



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

Συσχέτιση μαγνητικών ιδιοτήτων με τη μικροδομή και τις  
μηχανικές ιδιότητες σε συγκολλημένους φερρομαγνητικούς  
χάλυβες

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Πολυξένη Βουρνά

Επιβλέπων: Ευάγγελος Χριστοφόρου  
Καθηγητής ΕΜΠ

ΑΘΗΝΑ, ΜΑΡΤΙΟΣ 2015





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

Συσχέτιση μαγνητικών ιδιοτήτων με τη μικροδομή και τις  
μηχανικές ιδιότητες σε συγκολλημένους φερρομαγνητικούς  
χάλυβες

## ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Πολυξένη Βουρνά

**Συμβουλευτική Επιτροπή:** Ευάγγελος Χριστοφόρου, Καθηγητής Ε.Μ.Π. (Επιβλέπων)  
Γεώργιος Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π.  
Σπυρίδων Παπαεθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Εγκρίθηκε από την επταμελή εξεταστική επιτροπή στις

Ε. Χριστοφόρου, Καθηγητής Ε.Μ.Π. ....(Υπογραφή)  
Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π. ....(Υπογραφή)  
Σ. Παπαεθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής Ε.Μ.Π. ....(Υπογραφή)  
Δ. Μανωλάκος, Καθηγητής Ε.Μ.Π. ....(Υπογραφή)  
Ι. Ξανθάκης, Καθηγητής Ε.Μ.Π. ....(Υπογραφή)  
Κ. Ευθυμιάδης, Αναπληρωτής Καθηγητής Α.Π.Θ. ....(Υπογραφή)  
Γ. Χαϊδεμενόπουλος, Καθηγητής Π.Θ. ....(Υπογραφή)

ΑΘΗΝΑ, ΜΑΡΤΙΟΣ 2015

Copyright © Πολυξένη Βουρνά, 2015.  
Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος. All rights reserved.

ΑΘΗΝΑ, ΜΑΡΤΙΟΣ 2015



## ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Η παρούσα διατριβή εκπονήθηκε στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών του Ε.Μ.Π., από τον Ιούλιο του 2011 έως τον Μάρτιο του 2015. Ένα μέρος της ερευνητικής αυτής προσπάθειας διεξήχθη στην Ακαδημία Ερευνών στην Μπρατισλάβα της Σλοβακίας.

Φτάνοντας στο τέλος της προσπάθειας αυτής, αισθάνομαι την ανάγκη να ευχαριστήσω θερμά τον Επιβλέποντα Καθηγητή μου κ. Ε. Χριστοφόρου. Η προσωπικότητά του λειτούργησε καταλυτικά στην απόφασή μου για την πραγματοποίηση της παρούσας ερευνητικής μελέτης. Οφείλω να τον ευχαριστήσω για την εμπιστοσύνη που έδειξε στο πρόσωπό μου, ως Υποψήφια Διδάκτορα στο Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο. Η παρότρυνση του στην επιλογή του συγκεκριμένου θέματος, η συνεχής καθοδήγηση και ενθάρρυνση για την επίτευξη του βέλτιστου δυνατού αποτελέσματος, η αμέριστη συμπαράστασή του στις όποιες δυσκολίες προέκυψαν, καθώς και η πολύτιμη συμβολή του στη συγγραφή και την τελική παρουσίαση του κειμένου συνέβαλλαν στην επιτυχή πραγματοποίηση της παρούσας δοκιμασίας. Με διάθεση αυτοκριτικής, αφού πάνω από το καλό υπάρχει το καλύτερο, θα ήθελα να τον ευχαριστήσω για την ευκαιρία που μου έδωσε, ώστε να ολοκληρωθώ ως επιστήμονας και ως άνθρωπος.

Εξίσου σημαντική υπήρξε και η συνεισφορά των υπολοίπων μελών της αρχικής τριμελούς συμβουλευτικής επιτροπής, τον Καθηγητή κ. Γ. Φούρλαρη και τον Καθηγητή κ. Χ. Παναγόπουλο, καθώς και τον Επίκουρο Καθηγητή κ. Σ. Παπαευθυμίου, ο οποίος συμμετείχε στο έργο της ανωτέρω επιτροπής στην τελική φάση της διατριβής μου. Οι συμβουλές και οι παρεμβάσεις τους σε επιστημονικά και διαδικαστικά ζητήματα, καθώς και η εμπιστοσύνη τους, σε όλα τα στάδια εκπόνησης της παρούσας διατριβής, με βοήθησαν να ανταπεξέλθω στη προσπάθεια ολοκλήρωσης της μελέτης αυτής.

Οφείλω να ευχαριστήσω το Δρ. Πέτρο Τσακιρίδη (Ι.Δ.Α.Χ.), για την εξαιρετική συνεργασία που είχαμε, και ελπίζω πραγματικά, αν χρειαστεί, να συνεχίσουμε να έχουμε και στο μέλλον. Ήταν πάντα διαθέσιμος να ασχοληθεί με κάθε απορία μου, όσο ασήμαντη και να ήταν, σε θέματα που αφορούσαν τη λειτουργία των οργάνων του εργαστηρίου. Τον ευχαριστώ θερμά για την πολύπλευρη στήριξή του, καθώς και για τις ιδέες και τις συμβουλές που μου προσέφερε καθ' όλη τη διάρκεια εκπόνησης αυτής της ερευνητικής μου μελέτης.

Επιθυμώ επίσης να εκφράσω τις θερμές μου ευχές στο προσωπικό του τομέα Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών, τον κ. Γιάννη Χαρλαμπίτα (Ε.Τ.Ε.Π.) και κα. Κατερίνα Θωμά (Ε.Ε.ΔΙ.Π), για την τεχνική στήριξη και τις πολύτιμες συμβουλές τους. Η βοήθειά τους ήταν σημαντική και απαραίτητη καθ' όλη τη διάρκεια των πειραματικών διαδικασιών.

Καθοριστική ήταν η συνεργασία μου με την Δρ. Αφροδίτη Κτενά, Αναπληρώτρια Καθηγήτρια του ΤΕΙ Στερεάς Ελλάδας και υπεύθυνη του εργαστηρίου Ηλεκτρικών Εγκαταστάσεων & Ηλεκτροτεχνικών Εφαρμογών στη τμήμα Ηλεκτρολογίας. Με την άρτια επιστημονική της κατάρτιση συνέβαλε στα μέγιστα στην ολοκλήρωση της παρούσας διατριβής. Οι πολύτιμες συμβουλές της και οι εύστοχες παρατηρήσεις της σε θέματα μικρομαγνητισμού, μου ενέπνευσαν την κριτική σκέψη σε ό,τι αφορά την αντιμετώπιση των πειραμάτων. Επίσης οι παρεμβάσεις της σε όλα τα στάδια της ερευνητικής μελέτης συνέβαλαν στην ουσιαστική βελτίωση της παρούσας διατριβής.

Οπωσδήποτε θα ήθελα να ευχαριστήσω τους Μάνο Παπαγεωργίου και Δρ. Βασίλη Στεργίου, Μηχανικό Συγκολλήσεων της Ε.Α.Β., για τις συγκολλήσεις που πραγματοποίησαν εκ μέρους μου. Η συνεισφορά τους στην εκπόνηση της παρούσας διατριβής είναι ανεκτίμητη.

Ιδιαίτερες ευχαριστίες θα ήθελα να απευθύνω στους ερευνητές του Ινστιτούτου Φυσικής, της Ακαδημίας Ερευνών της Μπρατισλάβας, τον DrSc. K. Peter Švec και Δρ. κ. Peter Švec Jr, για την καθοριστική βοήθειά τους στην προετοιμασία δειγμάτων για το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης (TEM) και στη δεικτοδότηση των SAED. Επίσης, θα ήθελα να τους ευχαριστήσω για την καθοδήγησή τους στο χειρισμό του περιθλασιμέτρου ακτίνων X (XRD) και στον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο  $d\text{-sin}^2\psi$ . Οι πολύτιμες πληροφορίες και τα δεδομένα που μου έδωσαν συνέβαλλαν καθοριστικά στην επιτυχή ολοκλήρωση της παρούσας διατριβής.

Επίσης, θα ήθελα να αναφερθώ στη βοήθεια που μου προσέφεραν οι ερευνητές του Ινστιτούτου Φυσικής της Πράγας, κ. Ivan Tomáš και κ. Oleksandr Stupakov. Με τα σχόλια και τις γνώσεις τους συνέβαλλαν στην κατανόηση της περιγραφής των μαγνητικών διατάξεων και στην ανάλυση των σημάτων εξόδου τους.

Επιπλέον, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον υπεύθυνο του Ινστιτούτου Πυρηνικής Φυσικής της Πράγας, κ. Pavel Strunz καθώς και τους ερευνητές κ. Charles Hervoches και κ. Miroslav Vrána, για τις πολύτιμες γνώσεις που μου παρείχαν στον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο των νετρονίων και τη δυνατότητα πραγματοποίησης των μετρήσεων στο εργαστήριό τους. Χωρίς τη συνεργασία τους και τα δεδομένα τους θα ήταν αδύνατον να φέρω εις πέρας το πιο ενδιαφέρον τμήμα της μελέτης μου.

Βαθιά ευχαριστώ, όλους τους συναδέλφους του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας και μέλη της ομάδας των Ηλεκτρονικών Υλικών, για τον τρόπο που με υποδέχτηκαν και με βοήθησαν να εγκλιματιστώ στο χώρο του εργαστηρίου. Δοθείσης της ευκαιρίας, θα ήθελα να αναφερθώ ονομαστικά σε προσφιλή μου πρόσωπα: τους Υποψήφιους Διδάκτορες Γιάννη Καρτσωνάκη, Δημήτρη Κοσσυβάκη, Χατζηγεωργίου Νεοκλή και Ελένη Μαγγιώρου, για τη στήριξη και ένθερμη ενδυνάμωση που μου προσέφεραν στα διάφορα στάδια της εργασίας αυτής, την ηθική συμπαράσταση και την άριστη συνεργασία μας. Θα ήταν ωστόσο, μεγάλη παράληψη αν δεν ευχαριστούσα θερμά και την Υποψήφια Διδάκτορα Έλενα Κυριακοπούλου, για την υπομονή της. Οι πολύωρες συζητήσεις μας ήταν πάντοτε ευχάριστες, ενθαρρυντικές και άκρως επικοινωνητικές, ενώ η εννοιολογική προσέγγιση των όρων, συνέβαλλε, πάντα με το δικό της τρόπο, στην ολοκλήρωση της διατριβής.

Νοιώθω όμως και την ανάγκη να ευχαριστήσω θερμά, ως ελάχιστη αναγνώριση της καθολικής τους συμπαράστασης, την οικογένειά μου. Όλους όσους με βοήθησαν να λάβω τη σωστή απόφαση και να δημιουργώ ως καλύτερος άνθρωπος. «Wenn wir die Menschen nur so nehmen, wie sie sind, so machen wir sie schlechter; wenn wir sie behandeln, als wären sie, was sie sein sollten, so bringen wir sie dahin, wohin sie zu bringen sind». Ευχαριστώ, η εμπιστοσύνη με τιμά ιδιαίτερα.

Αθήνα, Μάρτιος 2015

## ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Ο όρος «μη-καταστροφικές δοκιμές» (non-destructive testing, NDT) χρησιμοποιείται για να περιγράψει μεθόδους δοκιμών, που μπορούν να εφαρμοστούν σε μια κατασκευή ή ένα υπό εξέταση δοκίμιο, χωρίς να διακυβεύεται η χρησιμότητα του υλικού. Οι περισσότερες μη-καταστροφικές μέθοδοι είναι έμμεσες, καθώς μετρούν μια εγγενή ιδιότητα του υλικού. Οι όλο και αυξανόμενες απαιτήσεις εφαρμογής των μη καταστροφικών ελέγχων σε βιομηχανική κλίμακα, εντείνει την προσπάθεια συμμόρφωσης των υπάρχουσών μεθόδων σε δεδομένες προδιαγραφές ποιότητας. Αυτό σημαίνει, ότι οι αισθητήρες μη καταστροφικού ελέγχου απαιτείται να έχουν τη δυνατότητα να προσδιορίσουν εκείνες τις παραμέτρους, που θα τους καταστήσουν ικανούς να εντοπίσουν τυχόν αστοχίες ή ατέλειες.

Σε σχέση με τις υπόλοιπες μη καταστροφικές μεθόδους ελέγχου, ο έλεγχος μέσω μαγνητικών αισθητήρων έχει ένα διακριτό πλεονέκτημα, το οποίο απαντά μόνο σε καταστροφικές δοκιμές: οι εγγενείς μαγνητικές ιδιότητες επηρεάζονται από τις ίδιες μικροδομικές παραμέτρους και μάλιστα, είναι το ίδιο ευαίσθητες με τις μηχανικές ιδιότητες στην παρουσία παραμενουσών τάσεων στο υλικό. Ωστόσο, οι μαγνητικές τεχνικές εφαρμόζονται μόνο σε σιδηρομαγνητικά υλικά.

Αν και υπάρχει πλήθος δημοσιευμένων άρθρων που περιγράφει τη συσχέτιση των μαγνητικών και των μηχανικών ιδιοτήτων, υπάρχουν ελάχιστες αναφορές που να περιγράφουν τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων με τις μαγνητικές τεχνικές. Μάλιστα, η πρόβλεψη της χωρικής κατανομής των παραμενουσών τάσεων σε συγκολλημένα δείγματα σιδηρομαγνητικών χαλύβων είναι περιορισμένη.

Η διατριβή αυτή στοχεύει στη συσχέτιση των μικροδομικών χαρακτηριστικών με τις μηχανικές και μαγνητικές ιδιότητες σε συγκολλημένους χάλυβες με σιδηρομαγνητική συμπεριφορά, καθώς επίσης και στη διερεύνηση της επιλογής της κατάλληλης μεθοδολογίας για την πρόβλεψη του τασικού πεδίου που αναπτύσσονταν στα συγκολλημένα μέρη.

Ο μαγνητικός μη καταστροφικός έλεγχος πραγματοποιήθηκε μέσω της χρήσης δύο μαγνητικών μη-καταστροφικών τεχνικών: της μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και της μέτρησης των μαγνητικών παραμέτρων του βρόχου υστέρησης. Λαμβάνοντας όλες τις μαγνητικές παραμέτρους πραγματοποιήθηκε η συσχέτισή τους με μικροδομικά χαρακτηριστικά όπως, το κλάσμα όγκου συμμετοχής των κυρίαρχων φάσεων και των μικροδομικών συστατικών, η μορφολογία των κόκκων, η κατανομή του μέσου μεγέθους των κόκκων, η γωνία αναντιστοιχίας, η πυκνότητα των διαταραχών. Στη συνέχεια, τα παραπάνω συμπεράσματα σχολιάστηκαν με βάση την απόκριση των μηχανικών ιδιοτήτων, όπως η σκληρότητα, το όριο διαρροής, η μέγιστη εφελκυστική τάση θραύσης και η επιμήκυνση. Η συλλογή όλων αυτών των πληροφοριών έχει καταλυτική σημασία στον αποτελεσματικό και επαρκή χαρακτηρισμό των συγκολλημένων δειγμάτων, με μη καταστροφικό τρόπο.

Τέλος, προσδιορίστηκε η χωρική κατανομή των παραμενουσών τάσεων στα συγκολλημένα μεταλλικά μέρη, με τη χρήση των δύο μαγνητικών μη καταστροφικών μεθόδων και δύο μεθόδων περίθλασης. Για την πραγματοποίηση των μαγνητικών μετρήσεων απαιτούνταν πρώτα η κατάλληλη βαθμονόμηση των σιδηρομαγνητικών χαλύβων. Οι συνολικά τέσσερις μέθοδοι που επιλέχθηκαν, ομαδοποιούνταν σε δύο κατηγορίες, με βάση τον όγκο της δειγματοληψίας: η πρώτη αναφέρεται στον επιφανειακό προσδιορισμό των τάσεων, ενώ η δεύτερη στον μονολιθικό.

Οι μετρήσεις στην πρώτη κατηγορία πραγματοποιήθηκαν με τη μαγνητική μέθοδο του θορύβου Barkhausen και της περιθλασιμετρίας ακτίνων X, ενώ στη δεύτερη με τη μέθοδο της διαφορικής μαγνητικής διαπερατότητας και της περίθλασης νετρονίων.



## **ABSTRACT**

Non-destructive testing - NDT is used to describe methods, which can be applied to a construction or a test specimen, without compromising the usefulness of the material. Most of the non-destructive methods evaluate an intrinsic property of the material. The increasing applications of non-destructive testing on industrial scale intensify the effort to bring the existing methods in given quality standards. Therefore, a suitable sensor for non-destructive testing should be able to identify those parameters, which are crucial in detecting possible faults or defects.

Compared to other non destructive methods, testing by magnetic sensors has a distinct advantage, which is common only in destructive testing methods: the intrinsic magnetic properties are affected by the same microstructural parameters and present a similar sensitivity to the existence of residual stresses within a material as mechanical properties do. However, magnetic techniques are applicable only to ferromagnetic materials.

Although there are many scientific articles describing the correlation of magnetic and mechanical properties, there are only few reports describing the determination of residual stresses via magnetic techniques. In addition, reports on predictions of the spatial distribution of the residual stresses in welded ferromagnetic samples are rather limited.

The scope of the present dissertation was to correlate the microstructural features with both mechanical and magnetic properties in ferromagnetic welded steels, as well as to investigate the proper selection criteria for developing a suitable methodology for the accurate determination of residual stresses existing in welded parts.

Magnetic non-destructive testing took place by the use of two magnetic non-destructive techniques: by the measurement of the magnetic Barkhausen noise and by the evaluation of the magnetic hysteresis loop parameters. All magnetic parameters were then correlated to microstructural characteristics, such as the volume fraction of the dominant phase and of microstructural constituents, the grains' morphology, the distribution of the average grain size and the dislocations' density. The results were commented on the basis of the response of mechanical properties, such as hardness, yield strength, ultimate tensile stress and elongation. The collection of such data had, of course, a catalytic importance to the effective and efficient characterization of welded samples in a non-destructive manner.

Finally, the spatial distribution of residual stresses in welded metal parts by both non-destructive magnetic methods and two diffraction methods was determined. The conduction of magnetic measurements required an initial calibration of ferromagnetic steels. Based on the examined volume of the sample, all methods used were divided into two large categories: the first one was related to the determination of surface residual stress, whereas the second one was related to bulk residual stress determination.

The first category included the magnetic Barkhausen noise and the X-ray diffraction measurements, while the second one included the magnetic permeability and the neutron diffraction data.

## ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ .....	I
ΠΕΡΙΛΗΨΗ.....	III
ABSTRACT .....	IV
ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ .....	V
ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ.....	X
ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ.....	XVII
<b>1 ΣΙΔΗΡΟΜΑΓΝΗΤΙΣΜΟΣ.....</b>	<b>1</b>
1.1 Εισαγωγή .....	1
1.2 Σιδηρομαγνητικά υλικά.....	2
1.3 Αλληλεπίδραση μαγνητικών τοιχωμάτων.....	2
1.3.1 Με μικροδομικές ατέλειες .....	2
1.3.1.1 Εγκλείσματα .....	2
1.3.1.2 Όρια κόκκων.....	3
1.3.1.3 Διαταραχές.....	4
1.3.2 Με φάσεις ή μικροδομικά συστατικά .....	4
1.4 Μη καταστροφικός έλεγχος.....	5
1.5 Αναφορές.....	5
<b>2 ΜΑΓΝΗΤΙΚΟΣ ΘΟΡΥΒΟΣ BARKHAUSEN .....</b>	<b>9</b>
2.1 Εισαγωγή .....	9
2.2 Ηλεκτρονικές διατάξεις μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.....	10
2.3 Τρόποι μέτρησης της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....	15
2.3.1 Γραμμικές σημειακές μετρήσεις της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen	15
2.3.2 Γωνιακές σημειακές μετρήσεις της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ..	16
2.3.3 Μέθοδος μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, μέσω δύο ακίνητων ηλεκτρομαγνητών (Rotational Barkhausen Method, RBM).....	17
2.3.4 Μέθοδος συνεχούς μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (Continuous Barkhausen Method, CBM).....	17
2.3.5 Μέθοδος μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, μέσω συνεχούς περιστροφής του μαγνητικού πεδίου (Continuous Rotational Barkhausen Method, CRBM).....	18
2.4 Μετρήσιμες παράμετροι της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....	19
2.5 Είδη χαλύβων που έχουν μελετηθεί με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.....	25
2.6 Επίδραση διαφόρων παραγόντων στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....	53
2.6.1 Επίδραση μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (evaluation of microstructural characteristics).....	53

2.6.1.1	Κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα (weight percent of chemical content of carbon)	53
2.6.1.2	Ποσοστό κλάσματος όγκου συμμετοχής φάσεων, μικροδομικών συστατικών και κατακρημνίσεων (Volume fraction of phases).....	54
2.6.1.3	Μέγεθος, μορφολογία και κατανομή κόκκων (size, morphology and distribution of grains)	57
2.6.1.4	Μορφολογία, κατανομή και πυκνότητα διαταραχών (dislocations' morphology, distribution and density) .....	59
2.6.1.5	Όρια των κόκκων (grain boundaries).....	60
2.6.2	Επίδραση μηχανικής σκληρότητας στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (macro- and micro-hardness evaluation) .....	60
2.6.3	Επίδραση τασικού πεδίου στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (stress field evaluation) .....	61
2.6.3.1	Ποσοστό παραμόρφωσης (strain percentage) .....	62
2.6.3.2	Παραμένουσες τάσεις (residual stresses).....	63
<b>2.7</b>	<b>Εφαρμογή της τεχνικής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, ως μη-καταστροφικής μεθόδου, για τη μελέτη διαφόρων διεργασιών.....</b>	<b>64</b>
2.7.1	Έλεγχος θερμικών κατεργασιών (Thermal processes) .....	64
2.7.2	Έλεγχος μετασηματισμού φάσεων (Phase transformations).....	64
2.7.3	Έλεγχος πλαστικής παραμόρφωσης (Deformation) .....	65
2.7.4	Έλεγχος ερπυσμού (Creep).....	65
2.7.5	Έλεγχος κόπωσης (Fatigue).....	65
2.7.6	Έλεγχος συγκολλήσεων (Welding) .....	66
<b>2.8</b>	<b>Αναφορές.....</b>	<b>68</b>
<b>3</b>	<b>ΒΡΟΧΟΙ ΥΣΤΕΡΗΣΗΣ .....</b>	<b>85</b>
<b>3.1</b>	<b>Εισαγωγή .....</b>	<b>85</b>
<b>3.2</b>	<b>Ηλεκτρονικές διατάξεις μέτρησης του βρόχου υστέρησης.....</b>	<b>87</b>
<b>3.3</b>	<b>Μετρήσιμες παράμετροι της απόκρισης του βρόχου υστέρησης .....</b>	<b>90</b>
<b>3.4</b>	<b>Επίδραση διαφόρων παραγόντων στην απόκριση του βρόχου υστέρησης.....</b>	<b>93</b>
3.4.1	Επίδραση μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen	93
3.4.1.1	Κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα (weight percent chemical content of carbon)	93
3.4.1.2	Ποσοστό κλάσματος όγκου φάσεων, μικροδομικών συστατικών και κατακρημνίσεων (Volume fraction of phases and precipitations) .....	93
3.4.1.3	Μέγεθος, μορφολογία και κατανομή κόκκων (size, morphology and distribution of grains)	93
3.4.1.4	Όρια των κόκκων (grain boundaries).....	94
3.4.1.5	Μορφολογία, κατανομή και πυκνότητα διαταραχών (dislocations' morphology, distribution and density) .....	95
3.4.2	Επίδραση μηχανικής σκληρότητας στα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης (macro- and micro-hardness evaluation) .....	96
3.4.3	Επίδραση τασικού πεδίου στα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης (stress field evaluation)	96
<b>3.5</b>	<b>Εφαρμογή της τεχνικής του βρόχου υστέρησης, ως μη-καταστροφικής μεθόδου, για τη μελέτη διαφόρων διεργασιών .....</b>	<b>96</b>
3.5.1	Έλεγχος κόπωσης (Fatigue).....	96
3.5.2	Έλεγχος συγκολλήσεων (Welding) .....	96
<b>3.6</b>	<b>Αναφορές.....</b>	<b>97</b>

<b>4</b>	<b>ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ .....</b>	<b>103</b>
4.1	Σκοπός της παρούσας διδακτορικής διατριβής.....	103
4.2	Υπό εξέταση δείγματα σιδηρομαγνητικών χαλύβων.....	103
4.3	Επιλεγθείσες μέθοδοι συγκόλλησης.....	104
4.4	Τοπογραφία συγκολλημένων δοκιμίων .....	105
4.5	Μικροδομικός χαρακτηρισμός των συγκολλημένων δειγμάτων.....	107
4.5.1	Μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός μέσω ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (Scanning Electron Microscope, SEM) .....	110
4.5.2	Περιθλασιμετρία ακτίνων X (R-Ray Diffraction, XRD) .....	111
4.5.3	Μεταλλογραφικός προσδιορισμός μέσω ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης ηλεκτρονίων (Transmission Electron Microscope, TEM).....	112
4.6	Προσδιορισμός μηχανικών ιδιοτήτων .....	112
4.6.1	Μικροσκληρομετρήσεις .....	113
4.6.2	Δοκιμές εφελκυσμού .....	113
4.7	Μαγνητικός μη-καταστροφικός έλεγχος .....	115
4.7.1	Μελέτη των συγκολλημένων δοκιμίων με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen 115	
4.7.1.1	Διάταξη μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen και πειραματικές συνθήκες.....	115
4.7.1.2	Γραμμικές μετρήσεις μαγνητικού θορύβου .....	118
4.7.1.3	Γωνιακές μετρήσεις μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....	119
4.7.2	Μέθοδος μέτρησης μαγνητικού βρόχου υστέρησης.....	119
4.7.2.1	Μαγνητικός υστερησιογράφος και πειραματικές συνθήκες .....	119
4.7.2.2	Μετρήσιμες παράμετροι .....	121
4.8	Προσδιορισμός παραμενουσών τάσεων.....	122
4.8.1	Εισαγωγή.....	122
4.8.2	Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen 122	
4.8.3	Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο περίθλασης ακτίνων X (XRD) 123	
4.8.4	Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο των βρόχων υστέρησης ....	125
4.8.5	Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο περίθλασης νετρονίων .....	126
4.9	Αναφορές.....	129
<b>5</b>	<b>ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΙΚΡΟΔΟΜΙΚΟΥ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΥ .....</b>	<b>131</b>
5.1	Οπτικός έλεγχος (visual inspection) συγκολλημένων δοκιμίων.....	131
5.2	Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης και χημική μικροανάλυση (SEM/EDS).....	131
5.2.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	131
5.2.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	141
5.2.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	147
5.3	Περιθλασιμετρία ακτίνων X (XRD) .....	155
5.3.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	155
5.3.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	156
5.3.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	157
5.4	Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) .....	158
5.4.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα.....	158
5.4.2	AISI 1008 χάλυβα.....	167

5.4.3	AISI 4130 χάλυβας.....	168
<b>5.5</b>	<b>Αναφορές.....</b>	<b>170</b>
<b>6</b>	<b>ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ.....</b>	<b>171</b>
<b>6.1</b>	<b>Δοκιμές εφελκυσμού .....</b>	<b>171</b>
<b>6.2</b>	<b>Μελέτη θραυσιγενών επιφανειών .....</b>	<b>172</b>
<b>6.3</b>	<b>Μικροσκληρομετρήσεις.....</b>	<b>174</b>
6.3.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	174
6.3.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	176
6.3.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	176
<b>7</b>	<b>ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΑΓΝΗΤΙΚΩΝ ΜΕΤΡΗΣΕΩΝ.....</b>	<b>179</b>
<b>7.1</b>	<b>Χρονική μεταβολή μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....</b>	<b>179</b>
7.1.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	179
7.1.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	182
7.1.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	184
<b>7.2</b>	<b>Χωρική κατανομή μαγνητικού θορύβου Barkhausen μέσω γραμμικών μετρήσεων .....</b>	<b>186</b>
7.2.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	186
7.2.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	192
7.2.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	194
<b>7.3</b>	<b>Φάκελος μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....</b>	<b>197</b>
7.3.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	199
7.3.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	202
7.3.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	203
<b>7.4</b>	<b>Γωνιακές μετρήσεις μαγνητικού θορύβου Barkhausen .....</b>	<b>205</b>
7.4.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	205
7.4.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	207
7.4.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	208
<b>7.5</b>	<b>Ελάσσονες βρόχοι υστέρησης.....</b>	<b>209</b>
7.5.1	Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....	210
7.5.2	Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....	213
7.5.3	Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα.....	214
<b>8</b>	<b>ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΡΟΣΔΙΟΡΙΣΜΟΥ ΠΑΡΑΜΕΝΟΥΣΩΝ ΤΑΣΕΩΝ .....</b>	<b>217</b>
<b>8.1</b>	<b>Καμπύλες βαθμονόμησης δειγμάτων αναφοράς .....</b>	<b>217</b>
<b>8.2</b>	<b>Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα .....</b>	<b>219</b>
<b>8.3</b>	<b>Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα .....</b>	<b>221</b>
<b>8.4</b>	<b>Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα .....</b>	<b>225</b>
<b>9</b>	<b>ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ .....</b>	<b>229</b>
<b>10</b>	<b>ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ.....</b>	<b>236</b>



## ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ

<b>Εικόνα 1-1:</b> Μαγνητικές περιοχές τριγωνικής και γωνιάδους μορφολογίας σε Fe-3%Si χάλυβα [23].	3
<b>Εικόνα 1-2:</b> (α) Δημιουργία μιας γωνιάδους και συγκλίνουσας (closure) δομής των μαγνητικών περιοχών, όταν το μαγνητικό τοίχωμα συναντά ένα έγκλεισμα. (β)-(γ) Στην προσπάθειά του το μαγνητικό τοίχωμα να υπερνικήσει το έγκλεισμα, οι μαγνητικές περιοχές διογκώνονται και σχηματίζεται μια σωληνοειδής δομή (tubular). (δ) Όταν το μαγνητικό τοίχωμα υπερπηδήσει το έγκλεισμα έχει δημιουργηθεί γύρω του μια δομή ακιδοειδούς (spike) μορφολογίας [23].	3
<b>Εικόνα 1-3:</b> Μορφολογία μαγνητικών περιοχών γύρω από τα όρια κόκκου [26].	4
<b>Εικόνα 2-1:</b> Απεικόνιση των μερών μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen μονού ηλεκτρομαγνήτη, για την καταγραφή της επιφανειακής μαγνητικής απόκρισης, με δυνατότητα μέτρησης του μαγνητικού πεδίου.	11
<b>Εικόνα 2-2:</b> Διάταξη αισθητήρα μαγνητικού θορύβου Barkhausen για τη μέτρηση της έντασης του θορύβου. (1) μετασχηματιστής, (2) ποτενσιόμετρο, (3) αμπερόμετρο, (4) πηνίο διέγερσης, (5) δείγμα χάλυβα, (6) πηνίο λήψης, (7) υψιπερατό φίλτρο, (8) ενίσχυση, (9) υψιπερατό φίλτρο, (10) ηλεκτρονικό βολτόμετρο, (11) παλμογράφος. [18]	12
<b>Εικόνα 2-3:</b> Ενδεικτικές εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις αισθητήρων μαγνητικού θορύβου Barkhausen, για τη μέτρηση της επιφανειακής έντασης του θορύβου, σύμφωνα με τους (α) Kleber [55], (β) Blaow [36], (γ) Perez-Benitez [49], (δ) Capó-Sánchez [42], Campos [51] και (ε) Stupakov [43], Pal'a [57].	13
<b>Εικόνα 2-4:</b> Ενδεικτικές εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις αισθητήρων μαγνητικού θορύβου Barkhausen, για τη μέτρηση της έντασης του θορύβου από όλη τη μαγνητική μάζα του υλικού, σύμφωνα με τους (α) D'Amato [65], (β) Kleber [73], (γ) Augustyniak [69 - 71] και Batista [77].	14
<b>Εικόνα 2-5:</b> Ενδεικτικές εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις αισθητήρων μαγνητικού θορύβου Barkhausen, διπλού ηλεκτρομαγνήτη, σύμφωνα με τους (α) Patel [81] και (β) Pal'a [84].	15
<b>Εικόνα 2-6:</b> (α) Προεπιλογή των σημείων μέτρησης στην επιφάνεια ενός σιδηρομαγνητικού χάλυβα, (β) σημειακή γραμμική μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, με τη διεύθυνση του μαγνητικού πεδίου να είναι σταθερή και (γ) χωρική κατανομή της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου.	16
<b>Εικόνα 2-7:</b> Ενδεικτικές σημειακές γωνιακές μετρήσεις της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, για τον προσδιορισμό του εύκολου άξονα μαγνήτισης [201].	16
<b>Εικόνα 2-8:</b> Διάταξη αισθητήρα για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen μέσω της περιστροφής της μαγνητικής ροής [204].	17
<b>Εικόνα 2-9:</b> Διάταξη αισθητήρα για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen μέσω της περιστροφής της μαγνητικής ροής [204].	18
<b>Εικόνα 2-10:</b> Διάταξη μαγνητικού αισθητήρα συνεχούς περιστροφής του μαγνητικού πεδίου για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [200].	18
<b>Εικόνα 2-11:</b> Τυπικά σήματα εξόδου μαγνητικού αισθητήρα συνεχούς περιστροφής του μαγνητικού πεδίου, με σκοπό τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [200].	19
<b>Εικόνα 2-12:</b> (α) Τυπική μορφή του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως προς το χρόνο (κίτρινη κυματομορφή), για ένα τριγωνικό σήμα εισόδου (πράσινη κυματομορφή). Στην εικόνα σημειώνεται η απόκριση του μαγνητικού θορύβου για το θετικό (positive magnetization cycle) και αρνητικό κύκλο μαγνήτισης (negative magnetization cycle). (β) Μαγνητικές παράμετροι που προκύπτουν από τη γραφική παράσταση του σήματος Barkhausen ως προς το χρόνο.	20
<b>Εικόνα 2-13:</b> Αναπαράσταση μαγνητικών παραμέτρων, οι οποίες προκύπτουν από την επεξεργασία του μαγνητικού σήματος Barkhausen ως προς το χρόνο [110].	21
<b>Εικόνα 2-14:</b> (α) Συσχέτιση τιμών της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου Barkhausen με το ποσοστό παραμόρφωσης σε δείγματα AISI 1070 χάλυβα. (β) Προσδιορισμός του εύκολου άξονα μαγνήτισης σε δείγματα AISI 1070 που χαρακτηρίζονται από διαφορετικά ποσοστά παραμόρφωσης [51].	23
<b>Εικόνα 2-15:</b> Ενδεικτικό προφίλ ή φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (envelope of the magnetic Barkhausen noise), στον οποίο αναπαρίστανται οι μαγνητικές παράμετροί του.	24
<b>Εικόνα 2-16:</b> (α) Φάκελοι του μαγνητικού θορύβου Barkhausen σε δείγματα χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, τα οποία παρουσιάζουν διαφορετικά ποσοστά παραμόρφωσης και (β) οι αντίστοιχοι βρόχοι μαγνητικού θορύβου Barkhausen στους οποίους απεικονίζεται η μαγνητική παράμετρος του συνεκτικού θορύβου Barkhausen. Οι μετρήσεις έχουν πραγματοποιηθεί παράλληλα ( $\varphi=0^\circ$ ) και κάθετα ( $\varphi=90^\circ$ ) στη διεύθυνση της παραμόρφωσης.	25
<b>Εικόνα 2-17:</b> Κατηγορίες του χάλυβα, ως προς τις εφαρμογές του και το μικροδομικό ιστό του.	26
<b>Εικόνα 2-18:</b> Επίδραση της κατά βάρος περιεκτικότητας σε άνθρακα στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [163].	53
<b>Εικόνα 2-19:</b> Χάρτες αυτο-οργάνωσης (SOM) ανθρακούχων χάλυβων, για τη διάκριση της επίδρασης δύο μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [158].	54

<b>Εικόνα 2-20:</b> Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στις ζώνες της συγκόλλησης για συγκολλημένους (α) 2,25Cr-1Mo και (β) 9Cr-1Mo χάλυβες [139].	55
<b>Εικόνα 2-21:</b> Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen για φάσεις εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας [65].	56
<b>Εικόνα 2-22:</b> Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen για φερριτικό, περλιτικό και φερριτοπερλιτικό χάλυβα [22].	56
<b>Εικόνα 2-23:</b> Συσχέτιση του μεγέθους του κόκκου με τη μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen, σε απανθρακωμένους χάλυβες [124].	58
<b>Εικόνα 2-24:</b> Μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen στο όριο και στο εσωτερικό δύο γειτονικών κόκκων, σε δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα [29].	60
<b>Εικόνα 2-25:</b> Συσχέτιση διαφόρων παραμέτρων του μαγνητικού θορύβου Barkhausen με τη μηχανική σκληρότητα [62].	61
<b>Εικόνα 2-26:</b> Είδη παραμενουσών τάσεων σε συγκολλημένο δοκίμιο [147].	67
<b>Εικόνα 2-27:</b> Κατανομή των παραμενουσών τάσεων λόγω της επίδρασης διαφόρων μεταλλουργικών διεργασιών κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης [142].	67
<b>Εικόνα 3-1:</b> Απεικόνιση, με συνεχή γραμμή, του κύριου βρόχου υστέρησης (major hysteresis loop), στον οποίο αποτυπώνονται το συνεκτικό πεδίο $H_c$ (coercive field), η μαγνήτιση κορεσμού $M_s$ (saturation magnetization) και η παραμένουσα μαγνήτιση $M_R$ (remanence magnetization) και με διακεκομμένη γραμμή, του ελάσσονος βρόχου υστέρησης (minor hysteresis loop).	85
<b>Εικόνα 3-2:</b> Αναπαράσταση της μορφής των μαγνητικών περιοχών: (α) στην μη μαγνητισμένη κατάσταση, (β) κατά την αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων στα χαμηλά πεδία μαγνήτισης, (γ) κατά τη μη-αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, (δ) κατά την περιστροφή των μαγνητικών διπόλων στα υψηλά πεδία μαγνήτισης και (ε) στην μη μαγνητισμένη κατάσταση μέσω της εφαρμογής πεδίου, για ένα σιδηρομαγνητικό υλικό που χαρακτηρίζεται από κυβική ανισοτροπία για σταθερή θερμοκρασία.	86
<b>Εικόνα 3-3:</b> Αρχικές καμπύλες μαγνήτισης (α) για τα στοιχεία μετάπτωσης και (β) για σιδηρομαγνητικό υλικό, το οποίο έχει υποστεί (i) ανόπτηση και (ii) ψυχρή έλαση.	87
<b>Εικόνα 3-4:</b> Απεικόνιση των τμημάτων μαγνητικού αισθητήρα για την καταγραφή του βρόχου υστέρησης, με ταυτόχρονη δυνατότητα μέτρησης του μαγνητικού πεδίου.	87
<b>Εικόνα 3-5:</b> Μαγνητικοί αισθητήρες ταυτόχρονης καταγραφής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και του βρόχου υστέρησης (α)-(β) μονού ηλεκτρομαγνήτη και (γ) διπλού ηλεκτρομαγνήτη.	88
<b>Εικόνα 3-6:</b> Μαγνητικός αισθητήρας διπλού ηλεκτρομαγνήτη με το πηνίο διέγερσης να περιβάλλει τη διάταξη πηνίου λήψης - δείγματος, με στόχο τη μέτρηση του βρόχου υστέρησης [41].	89
<b>Εικόνα 3-7:</b> Μαγνητικός αισθητήρας με το πηνίο διέγερσης τυλιγμένο στο στέλεχος του ηλεκτρομαγνήτη [43].	89
<b>Εικόνα 3-8:</b> Μετρήσιμες παράμετροι στον κύριο βρόχο υστέρησης.	90
<b>Εικόνα 3-9:</b> Εξάρτηση των τιμών του συνεκτικού πεδίου από τη θέση των καρβιδίων σε σιδηρομαγνητικούς χάλυβες. [60].	95
<b>Εικόνα 4-1:</b> Δείγμα (α) μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα, (β) κοινού ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 1008 και (γ) μικροκραματωμένου ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 4130.	104
<b>Εικόνα 4-2:</b> Συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα με τις μεθόδους (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW, αντίστοιχα. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).	105
<b>Εικόνα 4-3:</b> Συγκολλημένα δοκίμια κοινού ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 1008, με μέθοδο EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).	106
<b>Εικόνα 4-4:</b> Συγκολλημένα δοκίμια μικροκραματωμένου ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 4130, με τις μεθόδους (α) TIG και (γ) EBW, αντίστοιχα. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).	106
<b>Εικόνα 4-5:</b> Τοπογραφία συγκολλημένων δοκιμίων.	107
<b>Εικόνα 4-6:</b> Αρίθμηση δειγμάτων που χαρακτηρίστηκαν μικροδομικά και συνοπτική αναφορά στις μεθόδους μεταλλογραφικού χαρακτηρισμού που χρησιμοποιήθηκαν, για κάθε συγκολλημένο δείγμα.	108
<b>Εικόνα 4-7:</b> Οι κατηγορίες των παρατηρήσεων για το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό του δείγματος αναφοράς συναρτήσει των τεχνικών που χρησιμοποιήθηκαν.	108
<b>Εικόνα 4-8:</b> (α) Δοκίμια (1) μικροσκληρομέτρησης και (2) εφελκυσμού για τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλημένων δοκιμίων, (β) Προτυποποιημένη διαστασιολόγηση των δοκιμίων εφελκυσμού σε mm.	114
<b>Εικόνα 4-9:</b> (α) Γενική αναπαράσταση της διάταξης μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen, με (β) τις γεωμετρικές διαστάσεις (σε mm) του ηλεκτρομαγνήτη και των πηνίων διέγερσης και λήψης σε (γ) πρόσοψη και σε (δ) κάτοψη [19-20].	115



<b>Εικόνα 4-10:</b> Απεικόνιση στον ψηφιακό παλμογράφο, του τριγωνικού σήματος διέγερσης (πράσινη κυματομορφή) και μιας σημειακής ενδεικτικής μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (κίτρινη κυματομορφή) στην επιφάνεια συγκολλημένου δείγματος .....	116
<b>Εικόνα 4-11:</b> Μαγνητικό κύκλωμα ηλεκτρομαγνήτη-σιδηρομαγνητικού υλικού. ....	116
<b>Εικόνα 4-12:</b> Απεικόνιση σε κάθετη τομή της διάταξης του μαγνητικού AC υστερησιογράφου για τη μέτρηση των βρόχων υστέρησης όπου (1) οι ηλεκτρομαγνήτες (ηλεκτρικός χάλυβας), (2) το πηνίο διέγερσης από χάλκινο σύρμα με διάμετρο 0,5 mm, (3) το πηνίο λήψης από χάλκινο σύρμα διαμέτρου 0.2 mm και (4) το εξεταζόμενο σιδηρομαγνητικό υλικό [19]. ....	120
<b>Εικόνα 4-13:</b> Γενική αναπαράσταση της διάταξης μαγνητικού αισθητήρα για τη μέτρηση των βρόχων υστέρησης. ....	121
<b>Εικόνα 4-14:</b> Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen. ....	123
<b>Εικόνα 4-15:</b> (α) Κρυσταλλογραφικά επίπεδα (hkl) στην επιφάνεια πολυκρυσταλλικού υλικού και οι προσανατολισμοί των κρυσταλλογραφικών επιπέδων (β) που είναι παράλληλα ( $\psi=0$ ) και (γ) υπό γωνία $\psi$ με την επιφάνεια του δείγματος. ....	124
<b>Εικόνα 4-16:</b> Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο $d\text{-sin}^2 \psi$ [19-20, 28]. ....	125
<b>Εικόνα 4-17:</b> Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο μέτρησης των βρόχων υστέρησης [28]. ....	126
<b>Εικόνα 4-18:</b> (α) Γεωμετρία ανάκλασης για τον προσδιορισμό της εγκάρσιας (transversal) και διαμήκου (longitudinal) συνιστώσας της παραμόρφωσης και (β) Γεωμετρία ανάκλασης για τον προσδιορισμό των παραμορφώσεων κάθετα (normal) στην επιφάνεια του δείγματος. Για την μέτρηση των άνωθεν αναφερθεισών παραμορφώσεων, μελετάται διαφορετικός όγκος υλικού [29]. ....	126
<b>Εικόνα 4-19:</b> Προσδιορισμός του διανύσματος σκέδασης, $Q$ [30]. ....	127
<b>Εικόνα 4-20:</b> Θέσεις του συγκολλημένου δείγματος ως προς την προσπίπτουσα και την ανακλώμενη δέσμη νετρονίων για τον προσδιορισμό των παραμορφώσεων (α) εγκάρσια (transverse) και (β) παράλληλα (longitudinal) στη διεύθυνση της συγκόλλησης, καθώς και (γ) κάθετα (normal) στην επιφάνεια του συγκολλημένου δείγματος [32]. ....	127
<b>Εικόνα 4-21:</b> Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο της περιθλασιμετρίας νετρονίων [28]. ....	128
<b>Εικόνα 4-22:</b> Θέσεις προσδιορισμού παραμενουσών τάσεων στο συγκολλημένο δείγμα (α) AISI 1008 με τη μέθοδο EBW, (β) AISI 4130 με τη μέθοδο TIG και (γ) AISI 4130 με τη μέθοδο EBW. (δ) Τοποθέτηση του AISI 1008 για τη μέτρηση των παραμορφώσεων παράλληλα στη διεύθυνση της συγκόλλησης. ....	129
<b>Εικόνα 5-1:</b> Διμερές διάγραμμα φάσεων μερικής αμοιβαίας διαλυτότητας σιδήρου-πυριτίου. ....	131
<b>Εικόνα 5-2:</b> Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	132
<b>Εικόνα 5-3:</b> Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα, με τη μέθοδο Plasma. ....	133
<b>Εικόνα 5-4:</b> Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	134
<b>Εικόνα 5-5:</b> Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	136
<b>Εικόνα 5-6:</b> Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο Plasma. ....	137
<b>Εικόνα 5-7:</b> Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW. ....	138
<b>Εικόνα 5-8:</b> Προσδιορισμός του μέσου μεγέθους των κόκκων, από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, στο μέταλλο βάσης (BM) και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ) των συγκολλημένων δοκιμίων με τις μεθόδους TIG, Plasma και EBW, αντίστοιχα. ....	139
<b>Εικόνα 5-9:</b> Διαστασεολογικός προσδιορισμός της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης στα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD). ....	139
<b>Εικόνα 5-10:</b> Γενικευμένη χημική μικροανάλυση στην επιφάνεια του δείγματος AISI 1008, με (α) εικόνα εξεταζόμενης περιοχής, (β) φάσμα χημικής μικροανάλυσης και (γ) ποσοστιαία, κατά βάρος, συμμετοχή των κραματικών στοιχείων. ....	140

<b>Εικόνα 5-11:</b> Ενδεικτικά αποτελέσματα σημειακής χημικής μικροανάλυσης σε ένα φερριτικό κόκκο στην επιφάνεια του δείγματος. ....	140
<b>Εικόνα 5-12:</b> Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο του AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	142
<b>Εικόνα 5-13:</b> Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο του AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	144
<b>Εικόνα 5-14:</b> Διαστάσεις της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης στα δοκίμια AISI 1008 χάλυβα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD). ....	145
<b>Εικόνα 5-15:</b> Ενδεικτική γενικευμένη χημική μικροανάλυση στο μέταλλο βάσης του συγκολλημένου δοκιμίου AISI 1008, όπου (α) η εικόνα εξεταζόμενης περιοχής, (β) το φάσμα χημικής μικροανάλυσης και (γ) η ποσοστιαία, κατά βάρος, συμμετοχή των κραματικών στοιχείων. ....	145
<b>Εικόνα 5-16:</b> Ενδεικτική σημειακή χημική μικροανάλυση (α) στο μέταλλο βάσης, (β) στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) στη ζώνη τήξης, του συγκολλημένου δοκιμίου AISI 1008 με τη μέθοδο EBW, όπου (i) η εικόνα της εξεταζόμενης περιοχής, (ii) το φάσμα χημικής μικροανάλυσης και (iii) η ποσοστιαία, κατά βάρος, συμμετοχή των κραματικών στοιχείων. ....	146
<b>Εικόνα 5-17:</b> Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	149
<b>Εικόνα 5-18:</b> Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	150
<b>Εικόνα 5-19:</b> Διάγραμμα φάσεως (α) κοινού ανθρακούχου χάλυβα και (β) μικροκραματωμένου χάλυβα, στο οποίο παρουσιάζονται οι πιθανές ομάδες φάσεων καρβιδίων που μπορούν να συμμετέχουν στη μήτρα. ....	150
<b>Εικόνα 5-20:</b> Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	152
<b>Εικόνα 5-21:</b> Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	153
<b>Εικόνα 5-22:</b> Διαστάσεις της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης στα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο (α) TIG και (β) EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD). ....	154
<b>Εικόνα 5-23:</b> Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας ακτίνων X, όπως αυτό προέκυψε από τη σάρωση της επιφάνειας του μετάλλου βάσης του ηλεκτρικού χάλυβα, παράλληλα (μπλε γραμμή) και κάθετα (κόκκινη γραμμή) στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης. ....	155
<b>Εικόνα 5-24:</b> Διάγραμμα Williamson-Hall για το μέταλλο βάσης του ηλεκτρικού χάλυβα. ....	156
<b>Εικόνα 5-25:</b> Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας ακτίνων X, όπως αυτό προέκυψε από τη σάρωση της επιφάνειας του μετάλλου βάσης του AISI 1008 χάλυβα, παράλληλα (μπλε γραμμή) και κάθετα (κόκκινη γραμμή) στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης. ....	156
<b>Εικόνα 5-26:</b> Διάγραμμα Williamson-Hall για το βασικό μέταλλο του AISI 1008 χάλυβα. ....	157
<b>Εικόνα 5-27:</b> Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας ακτίνων X, όπως αυτό προέκυψε από τη σάρωση της επιφάνειας του μετάλλου βάσης του AISI 4130 χάλυβα, παράλληλα (μπλε γραμμή) και κάθετα (κόκκινη γραμμή) στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης. ....	157
<b>Εικόνα 5-28:</b> Διάγραμμα Williamson-Hall για το βασικό μέταλλο του AISI 1008 χάλυβα. ....	158
<b>Εικόνα 5-29:</b> Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) στο μέταλλο βάσης, όπου ταυτοποιήθηκαν σφαιροποιημένα εγκλείσματα MnS, σε ενδοκρυσταλλικές θέσεις φύτρωσης των φερριτικών κόκκων (υποδεικνύονται με λευκό βέλος), μέσω της δεικτοδότησης του SAED. ....	158
<b>Εικόνα 5-30:</b> Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) στο μέταλλο βάσης, όπου επισημάνθηκε η παρουσία ενδοκρυσταλλικής ανάπτυξης εγκλεισμάτων τύπου MnS (υποδεικνύεται με λευκό βέλος). ....	159
<b>Εικόνα 5-31:</b> Εικόνες (α, γ) φωτεινού (bright field) και (β, δ) σκοτεινού πεδίου (dark field), που ελήφθησαν στο μέταλλο βάσης και (ε) δεικτοδότηση του SAED για την επιβεβαίωση της BCC δομής και την ταυτοποίηση της φερριτικής μητρικής φάσης. ....	160

<b>Εικόνα 5-32:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field), που ελήφθησαν από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG, στις οποίες απεικονίζονται τριπλά σημεία (υποδεικνύονται με λευκό βέλος) των φερριτικών κόκκων. ....	161
<b>Εικόνα 5-33:</b> Εικόνες (α, γ) φωτεινού (bright field) και (β, δ) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	161
<b>Εικόνα 5-34:</b> Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG και (γ) δεικτοδότηση του SAED για την επιβεβαίωση της BCC δομής και την ταυτοποίηση της φερριτικής φάσης. ....	162
<b>Εικόνα 5-35:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG, στις οποίες απεικονίζονται δικτυώματα διαταραχών. ....	162
<b>Εικόνα 5-36:</b> Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο Plasma και (γ) δεικτοδότηση του SAED για την επιβεβαίωση της BCC δομής και την ταυτοποίηση της φερριτικής φάσης. ....	163
<b>Εικόνα 5-37:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου, από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο Plasma, στις οποίες απεικονίζονται δάση διαταραχών. ....	163
<b>Εικόνα 5-38:</b> (α, β) Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο EBW, στις οποίες απεικονίζεται η παρουσία τριπλών σημείων και (γ) το αντίστοιχο SAED. ....	164
<b>Εικόνα 5-39:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο EBW, στις οποίες απεικονίζονται δικτυώματα διαταραχών. ....	165
<b>Εικόνα 5-40:</b> Εικόνες (α, γ, ε) φωτεινού (bright field) και (β, δ, στ) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο (α, β) TIG, (γ, δ) Plasma και (ε, στ) EBW. ....	166
<b>Εικόνα 5-41:</b> Προφίλ περίθλασης (SAED) των συγκολλημένων δειγμάτων του ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW. ....	166
<b>Εικόνα 5-42:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW, στις οποίες απεικονίζεται τεθλασμένη ανάπτυξη ευρυγωνικών δικτυωμάτων διαταραχών. ....	167
<b>Εικόνα 5-43:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από το μέταλλο βάσης του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο ο περλίτης και (β) ο προευθηκτοειδής φερρίτης και ο σφαιροποιημένος σεμεντίτης. Στις εικόνες παρουσιάζονται και οι νευρώνες διάδοσης συστημάτων διαταραχών. ....	168
<b>Εικόνα 5-44:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη (α) θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (β) τη ζώνη τήξης, του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. Στις εικόνες παρουσιάζονται και οι διαταραχές. ....	168
<b>Εικόνα 5-45:</b> Εικόνες φωτεινού (bright field), από το μέταλλο βάσης του συγκολλημένου AISI 4130 χάλυβα, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο ο περλίτης και (β) προευθηκτοειδής φερρίτης και ο σφαιροποιημένος σεμεντίτης. Στις εικόνες παρουσιάζονται και τα συστήματα των διαταραχών σε διαφασικά όρια συναρμογής. ....	169
<b>Εικόνα 5-46:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG και (β) EBW. Στις εικόνες παρουσιάζονται και οι διαταραχές. ....	169
<b>Εικόνα 5-47:</b> Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG και (β) EBW. Στις εικόνες παρουσιάζονται και η πολυκαντευθυντική ανάπτυξη ομάδων διαταραχών. ....	170
<b>Εικόνα 6-1:</b> Εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της θραυσιγενούς επιφάνειας του ηλεκτρικού χάλυβα (α) πριν τη συγκόλληση και (β), (γ), (δ), μετά τη συγκόλληση με τις μεθόδους TIG, Plasma και EBW, αντίστοιχα. ....	172
<b>Εικόνα 6-2:</b> Εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της θραυσιγενούς επιφάνειας του AISI 1008 χάλυβα, (α) πριν τη συγκόλληση και (β), μετά τη συγκόλληση με τη μέθοδο EBW. ....	173
<b>Εικόνα 6-3:</b> Εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της θραυσιγενούς επιφάνειας του AISI 4130 χάλυβα, (α) πριν τη συγκόλληση και (β), (γ), μετά τη συγκόλληση με τις μεθόδους TIG και EBW, αντίστοιχα. ....	173
<b>Εικόνα 6-4:</b> Προφίλ τιμών μικροσκληρότητας εγκάρσια στη συγκόλληση των δοκιμίων ηλεκτρικού χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με τις μεθόδους (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW. ....	175
<b>Εικόνα 6-5:</b> Προφίλ τιμών μακροσκληρότητας, εγκάρσια στη συγκόλληση του AISI 1008, που συγκολλήθηκε με τη μέθοδο EBW. ....	176

<b>Εικόνα 6-6:</b> Προφίλ τιμών μικροσκληρότητας εγκάρσια στη συγκόλληση των δοκιμίων AISI 4130 χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW. ....	177
<b>Εικόνα 7-1:</b> Μεταβολή του μαγνητικού θορύβου Barkhausen υπό την επίδραση εφελκυστικών και θλιπτικών τάσεων. ....	179
<b>Εικόνα 7-2:</b> Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	180
<b>Εικόνα 7-3:</b> Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα με τη μέθοδο Plasma. ....	180
<b>Εικόνα 7-4:</b> Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	181
<b>Εικόνα 7-5:</b> Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	182
<b>Εικόνα 7-6:</b> Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG. ....	184
<b>Εικόνα 7-7:</b> Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. ....	185
<b>Εικόνα 7-8:</b> Ορισμός των αποστάσεων των σημείων μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, στα συγκολλημένα δοκίμια του ηλεκτρικού χάλυβα. ....	187
<b>Εικόνα 7-9:</b> Χωρική κατανομή της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{RMS}$ ) στα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW. ....	190
<b>Εικόνα 7-10:</b> Συσχέτιση ενεργού τιμής μαγνητικού θορύβου Barkhausen με το μέσο μέγεθος των φερριτικών κόκκων και με την τιμή της μικροσκληρότητας στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW. ....	192
<b>Εικόνα 7-11:</b> Ορισμός των αποστάσεων των σημείων μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, στα συγκολλημένα δοκίμια του AISI 1008 χάλυβα. ....	192
<b>Εικόνα 7-12:</b> Απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στο συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 με EBW ως μέθοδο συγκόλλησης, όταν το πεδίο εφαρμόζονταν παράλληλα στη διεύθυνση της συγκόλλησης. ....	193
<b>Εικόνα 7-13:</b> Συσχέτιση ενεργού τιμής μαγνητικού θορύβου Barkhausen με το μέσο μέγεθος των φερριτικών και περλιτικών κόκκων και με την τιμή της μικροσκληρότητας στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW. ....	194
<b>Εικόνα 7-14:</b> Ορισμός των αποστάσεων των σημείων μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, στα συγκολλημένα δοκίμια του AISI 4130 χάλυβα. ....	194
<b>Εικόνα 7-15:</b> Χωρική κατανομή της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{RMS}$ ) στα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW. ....	196
<b>Εικόνα 7-16:</b> Συσχέτιση ενεργού τιμής μαγνητικού θορύβου Barkhausen με την τιμή της μικροσκληρότητας στις ζώνες της συγκόλλησης για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW. ....	197
<b>Εικόνα 7-17:</b> (α) Σήμα διέγερσης και λήψης του μαγνητικού αισθητήρα, όπως απεικονίζονταν και λαμβάνονταν από τον ψηφιακό παλμογράφο και (β) φάκελοι του μαγνητικού πεδίου για τις θετικές και αρνητικές τιμές της τάσεως εισόδου (διέγερσης). ....	198
<b>Εικόνα 7-18:</b> Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ) στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW. ....	200
<b>Εικόνα 7-19:</b> Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ) στις ζώνες της συγκόλλησης, για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW. ....	202
<b>Εικόνα 7-20:</b> Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στις ζώνες της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW. ....	205
<b>Εικόνα 7-21:</b> Πολικό διάγραμμα όπου απεικονίζονταν οι γωνιακές μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως συνάρτηση της γωνίας μαγνήτισης. ....	205
<b>Εικόνα 7-22:</b> Πολικά διαγράμματα από την εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW. ....	206
<b>Εικόνα 7-23:</b> Σχηματική αναπαράσταση του επιπέδου ισότροπης συμπεριφοράς στη ζώνη τήξης, το οποίο σχετίζονταν με την παράμετρο β. ....	207
<b>Εικόνα 7-24:</b> Πολικό διάγραμμα από τις ζώνες της συγκόλλησης, για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW. ....	208
<b>Εικόνα 7-25:</b> Πολικά διαγράμματα από τις ζώνες της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW. ....	209
<b>Εικόνα 7-26:</b> Συσχέτιση ελάχιστου βρόχου υστέρησης και θορύβου Barkhausen. ....	210

<b>Εικόνα 7-27:</b> Βρόχοι υστέρησης από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.....	211
<b>Εικόνα 7-28:</b> Βρόχοι μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.....	212
<b>Εικόνα 7-29:</b> Βρόχος υστέρησης από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.....	213
<b>Εικόνα 7-30:</b> Βρόχος μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.....	213
<b>Εικόνα 7-31:</b> Βρόχοι υστέρησης από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.....	214
<b>Εικόνα 7-32:</b> Βρόχοι μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.....	215
<b>Εικόνα 8-1:</b> Καμπύλες βαθμονόμησης για (α) τον ηλεκτρικό, (β) τον AISI 1008 και (γ) τον AISI 4130 χάλυβα.....	218
<b>Εικόνα 8-2:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW.....	220
<b>Εικόνα 8-3:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές της διαπερατότητας και XRD, στα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) Plasma.....	221
<b>Εικόνα 8-4:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW, χρησιμοποιώντας την καμπύλη βαθμονόμησης του μετάλλου βάσης, ως προς $MBN_{RMS}$ .....	222
<b>Εικόνα 8-5:</b> Θερμοκρασιακός κύκλος ανοπτημένου δείγματος, που προσέγγιζε μικροδομικά τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.....	223
<b>Εικόνα 8-6:</b> Καμπύλες βαθμονόμησης ως προς (α) τη μαγνητική παράμετρο της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen και (β) την τάση εξόδου του υστερησιογράφου, για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα.....	223
<b>Εικόνα 8-7:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς $MBN_{RMS}$ .....	224
<b>Εικόνα 8-8:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές της διαπερατότητας και της περίθλασης νετρονίων, στο συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς RecCoilVoltageFiltered.....	224
<b>Εικόνα 8-9:</b> Θερμοκρασιακός κύκλος ανοπτημένου δείγματος, που προσέγγιζε μικροδομικά τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη στο συγκολλημένο δοκίμιο με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.....	225
<b>Εικόνα 8-10:</b> Καμπύλες βαθμονόμησης ως προς τη μαγνητική παράμετρο της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen, για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης, στο συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.....	225
<b>Εικόνα 8-11:</b> Καμπύλες βαθμονόμησης ως προς την τάση εξόδου του υστερησιογράφου, για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης, στο συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.....	225
<b>Εικόνα 8-12:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς $MBN_{RMS}$ .....	226
<b>Εικόνα 8-13:</b> Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές της διαπερατότητας και της περίθλασης νετρονίων, στο συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς RecCoilVoltageFiltered.....	227
<b>Εικόνα 9-1:</b> Καμπύλες βαθμονόμησης των δειγμάτων αναφοράς, ως προς την παράμετρο RecCoilVoltageFiltered.....	230
<b>Εικόνα 9-2:</b> Κανονικοποιημένες καμπύλες βαθμονόμησης των δειγμάτων αναφοράς, ως προς την παράμετρο (α) $MBN_{RMS}$ και (β) RecCoilVoltageFiltered.....	231
<b>Εικόνα 9-3:</b> Κανονικοποιημένος βρόχος υστέρησης και κανονικοποιημένη καμπύλη μαγνητοσυστολής.....	231
<b>Εικόνα 9-4:</b> Μεταβολή της κλίσης των κανονικοποιημένων καμπυλών της μαγνητικής διαπερατότητας (normalized stress derivatives of the original calibration curves), ως προς τις τιμές των παραμενουσών τάσεων.....	233
<b>Εικόνα 9-5:</b> Μεταβολή μαγνητικής διαπερατότητας ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο.....	233

## ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ

<b>Πίνακας 4-1:</b> Χημική σύσταση και γεωμετρικά χαρακτηριστικά των δειγμάτων αναφοράς.....	103
<b>Πίνακας 4-2:</b> Μέθοδος συγκόλλησης ανά τύπο χάλυβα .....	104
<b>Πίνακας 4-3:</b> Παράμετροι μεθόδων συγκόλλησης.....	105
<b>Πίνακας 4-4:</b> Στάδια προετοιμασίας δειγμάτων για το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό τους. ....	109
<b>Πίνακας 4-5:</b> Συνθήκες λειτουργίας του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης για λήψη εικόνας δευτερογενών (SEI mode) και οπισωσκεδαζόμενων (BES mode) ηλεκτρονίων.....	110
<b>Πίνακας 4-6:</b> Παράμετροι λειτουργίας του συστήματος EDS, για την πραγματοποίηση χημικών μικροανάλυσεων.....	110
<b>Πίνακας 4-7:</b> Χαρακτηριστικά του περιθλασιμέτρου τύπου Brucker D8 Focus, καθώς και οι παράμετροι σάρωσης που επιλέχθηκαν για τη διεξαγωγή διαδοχικών σαρώσεων. ....	112
<b>Πίνακας 4-8:</b> Μέθοδοι χαρακτηρισμού των συγκολλημένων δοκιμίων. ....	114
<b>Πίνακας 4-9:</b> Μέθοδοι προσδιορισμού παραμενουσών τάσεων, ανά συγκολλημένου δοκιμίου .....	122
<b>Πίνακας 5-1:</b> Εκτίμηση της μέσης ποσοστιαίας συμμετοχής του Si (wt%), μέσω χημικής μικροανάλυσης EDS.....	141
<b>Πίνακας 5-2:</b> Εκτίμηση της μέση ποσοστιαίας συμμετοχής των κραματικών στοιχείων (wt%), μέσω χημικής μικροανάλυσης EDS. ....	147
<b>Πίνακας 5-3:</b> Εκτίμηση της μέση ποσοστιαίας συμμετοχής των κραματικών στοιχείων (wt%), μέσω σημειακών χημικών μικροανάλυσεων EDS. ....	154
<b>Πίνακας 6-1:</b> Μηχανικές ιδιότητες των μη-συγκολλημένων δειγμάτων.....	171
<b>Πίνακας 6-2:</b> Μηχανικές ιδιότητες των συγκολλημένων δειγμάτων. ....	172
<b>Πίνακας 6-3:</b> Μηχανικές ιδιότητες των συγκολλημένων δειγμάτων. ....	173
<b>Πίνακας 7-1:</b> Παράμετροι MBN <sub>ENVELOPE</sub> για τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα.....	202
<b>Πίνακας 7-2:</b> Παράμετροι ανισοτροπίας για τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα.....	207
<b>Πίνακας 7-3:</b> Παράμετροι ανισοτροπίας για το συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα. ....	208
<b>Πίνακας 7-4:</b> Παράμετροι ανισοτροπίας για τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα.....	208



# 1 ΣΙΔΗΡΟΜΑΓΝΗΤΙΣΜΟΣ

## 1.1 Εισαγωγή

Ο όρος σιδηρομαγνητισμός (ferromagnetism) χρησιμοποιήθηκε για να περιγράψει την ισχυρή μαγνητική έλξη που αναπτύσσεται μεταξύ μαγνητικών υλικών, χαρακτηριζομένων από συγκεκριμένες ιδιότητες, και ενός μόνιμου μαγνήτη [1].

Ο William Gilbert στο βιβλίο του με τίτλο De Magnete [2] προσπάθησε να αποσαφηνίσει την έννοια του μαγνητισμού. Η πρώτη εκτίμηση της προέλευσης του σιδηρομαγνητισμού, αποδόθηκε στον Weiss [3], ο οποίος περιέγραψε πολλά από τα χαρακτηριστικά του σιδηρομαγνητισμού, υιοθετώντας στη θεωρία του την έννοια της αυθόρμητης μαγνήτισης (spontaneous magnetization). Ωστόσο, ήταν αδύνατο να εξηγήσει τις πολύ υψηλές τιμές της μαγνητικής διαπερατότητας και επιδεκτικότητας που εμφάνιζαν τα σιδηρομαγνητικά υλικά [4].

Η πρόοδος που σημειώθηκε στον τομέα της κβαντομηχανικής στους επόμενους αιώνες, σε συνδυασμό με την απαγορευτική αρχή του Pauli [5], οδήγησε τους Dirac [6] και Heisenberg [7], στην περιγραφή της προέλευσης του σιδηρομαγνητισμού χρησιμοποιώντας την έννοια της ενέργειας ανταλλαγής (exchange energy). Με βάση την κβαντική πλέον προσέγγιση του σιδηρομαγνητισμού, ήταν δυνατό να πραγματοποιηθούν οι θεωρητικοί υπολογισμοί για τις ενδογενείς μαγνητικές ιδιότητες υλικών, που σχετίζονται με τη δυνατότητα προσανατολισμού των spin υπό την επίδραση εξωτερικού μαγνητικού πεδίου  $\mathbf{H}$  (magnetic field). Ωστόσο, αν και η κβαντική θεωρία έδωσε τη δυνατότητα περιγραφής των μαγνητικών ιδιοτήτων σε ατομικό επίπεδο, η ποσοτική περιγραφή συνδυαστικών φαινομένων, όπως η διαδικασία μαγνήτισης και απομαγνήτισης (βρόχος υστέρησης), δεν καθίστατο ακόμα εφικτή.

Η πειραματική επιβεβαίωση από τον Barkhausen [8], της θεωρίας του Weiss για την ύπαρξη μαγνητικών περιοχών (magnetic domains), η χρήση της κβαντικής έννοιας της ενέργειας ανταλλαγής από τον Bloch [9] με σκοπό την απόδειξη του πεπερασμένου εύρους του μαγνητικού τοιχώματος (domain wall) και η ανάλυση της δομής των μαγνητικών περιοχών από τους Landau και Lifshitz [10] κατέδειξαν την επιτακτική ανάγκη συσχέτισης της θεωρίας του Maxwell με την κβαντική προσέγγιση.

Για το σκοπό αυτό, ο Brown, ανέπτυξε και δημοσίευσε τη θεωρία του μικρομαγνητισμού για τα σιδηρομαγνητικά υλικά [11-12], γεφυρώνοντας τις δύο βασικές αρχές του μικρομαγνητισμού: την ενέργεια ανταλλαγής, όπως περιεγράφηκε από τους Landau και Lifshitz [10] και την ενέργεια μαγνητοελαστικής αλληλεπίδρασης των Becker και Döring [13].

Ένα πλήθος επιστημόνων όπως, οι Chikazumi [1], Kittel [14], Kronmüller και Fähnle [15], Träuble [16], Aharoni [17], Morrish [18], Jiles [19], Hubert και Schaefer [20] και O' Handley [21] συσχέτισαν στις μελέτες τους, τη θεωρία του μικρομαγνητισμού με τα μικροδομικά χαρακτηριστικά διάφορων σιδηρομαγνητικών κρυσταλλικών ή άμορφων κραμάτων, προσπαθώντας να περιγράψουν την επίδραση τόσο της παρουσίας ή μη κρυσταλλικότητας, όσο και των διαφόρων θερμικών κατεργασιών, στη διαδικασία της μαγνήτισης.

Όπως θα γίνει αντιληπτό και στη συνέχεια, η σιδηρομαγνητική συμπεριφορά σχετίζεται άμεσα με την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, κατά την εφαρμογή μαγνητικού πεδίου. Η κίνηση αυτή δεν είναι ανεμπόδιστη και επηρεάζεται από τη μικροδομή (φάσεις, μικροδομικά συστατικά και κρυσταλλογραφικός ιστός) και τις κρυσταλλικές ατέλειες (συστήματα διαταραχών, ενδογενής-εξωγενής συγκέντρωση σφαλμάτων) που εμφανίζει το σιδηρομαγνητικό υλικό.



## 1.2 Σιδηρομαγνητικά υλικά

Τα στοιχεία μετάβασης (σίδηρος, κοβάλτιο, νικέλιο) παρουσιάζουν σιδηρομαγνητική συμπεριφορά στις θερμοκρασίες δωματίου [22]. Επίσης, τα μέταλλα σπάνιων γαιών (Ga, Dy) εμφανίζουν, σε θερμοκρασίες μικρότερες της θερμοκρασίας δωματίου, ισχυρή αλληλεπίδραση με ένα μαγνητικό πεδίο και είναι ικανά να διατηρήσουν τις μαγνητικές τους ιδιότητες, ακόμα και όταν το εξωτερικό μαγνητικό πεδίο πάψει να εφαρμόζεται σε αυτά [22].

Σύμφωνα με την καμπύλη των Bethe-Slater, τα μέταλλα μετάβασης παρουσιάζουν θετικό ολοκλήρωμα ανταλλαγής (exchange integral), η τιμή του οποίου ισούται με την τιμή της θερμοκρασίας Curie, όταν τα ασύζευκτα spin των ηλεκτρονίων σθένους είναι παράλληλα [23]. Στην περίπτωση αυτή, η ενέργεια ανταλλαγής (exchange energy) ελαχιστοποιείται. Το γεγονός αυτό αιτιολογεί την πιθανότητα ύπαρξης σιδηρομαγνητικού κράματος, αποτελούμενο από κραματικά στοιχεία, τα οποία δεν παρουσιάζουν σιδηρομαγνητική συμπεριφορά, π.χ. MnBi και τα κράματα Heusler ( $\text{Cu}_2\text{MnSn}$  και  $\text{Cu}_2\text{MnAl}$ ) [1, 23].

Σε ό,τι αφορά τους χάλυβες, δεν παρουσιάζουν όλοι σιδηρομαγνητική συμπεριφορά. Για παράδειγμα, οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες δεν εμφανίζουν μαγνητικές ιδιότητες, όταν δεν εφαρμόζεται πεδίο παραμόρφωσης. Φάσεις εντός θερμοδυναμικής ισορροπίας, όπως ο φερρίτης και το μικροδομικό συστατικό του περλίτη, χαρακτηρίζονται ως σιδηρομαγνητικές. Ομοίως και οι φάσεις εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας, όπως ο μπαινίτης και ο μαρτενσίτης, είναι σιδηρομαγνητικές. Ο σεμεντίτης ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) αποτελεί ένα τυπικό σιδηρομαγνητικό καρβίδιο [1], ωστόσο ενδομεταλλικές ενώσεις, όπως η σ-φάση και η φάση Laves, δεν εμφανίζουν όλες μαγνητική συμπεριφορά [1].

## 1.3 Αλληλεπίδραση μαγνητικών τοιχωμάτων

### 1.3.1 Με μικροδομικές ατέλειες

#### 1.3.1.1 Εγκλείσματα

Η ενέργεια ενός μαγνητικού τοιχώματος ( $E_{DW}$ ) δίνεται από τη μαθηματική σχέση:

$$E_{DW} = + K_1 \cdot \delta = + K_1 \cdot n \cdot a \quad (1-1)$$

όπου,  $K_1$  είναι η σταθερά ανισοτροπίας,  $\delta$  το εύρος (πάχος) του μαγνητικού τοιχώματος,  $a$  η απόσταση του κρυσταλλικού πλέγματος (lattice spacing) και  $n$  ο αριθμός των ατομικών επιπέδων που περιέχει ένα κρυσταλλικό τοίχωμα.

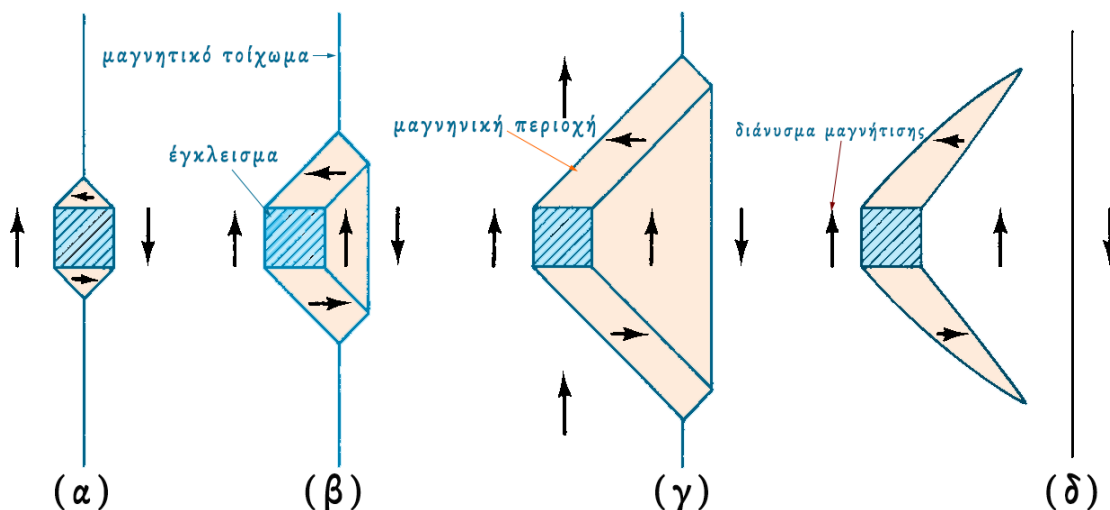
Σύμφωνα με τη θεωρία του Kersten [24], η ενέργεια ενός μαγνητικού τοιχώματος μειώνεται όταν διασπάται η συνέχειά του από την παρουσία ενός εγκλείσματος (inclusion). Η μείωση αυτή είναι ανάλογη με το εμβαδό της επιφάνειας του εγκλείσματος, που περιέχει το μαγνητικό τοίχωμα.

Ο Néel [25] υποστήριξε την ύπαρξη μιας ανομοιογενούς κατανομής του διανύσματος της μαγνήτισης στη διεπιφάνεια μαγνητικού τοιχώματος-εγκλείσματος, εξαιτίας της ανακατανομής των ελεύθερων μαγνητικών πόλων στο σημείο αυτό. Η παρουσία εγκλεισμάτων δημιουργεί ένα πεδίο απομαγνήτισης ( $E_{\text{demagnetization}}$ ,  $H_d$ ), που για να ελαχιστοποιηθεί, ο Néel πρότεινε θεωρητικά και ο Williams επιβεβαίωσε πειραματικά, τη δημιουργία μαγνητικών περιοχών γύρω από εγκλείσμα, τριγωνικής και γωνιώδους μορφολογίας (triangular spike domains) (εικόνα 1-1).



Εικόνα 1-1: Μαγνητικές περιοχές τριγωνικής και γωνιάδους μορφολογίας σε Fe-3%Si χάλυβα [23].

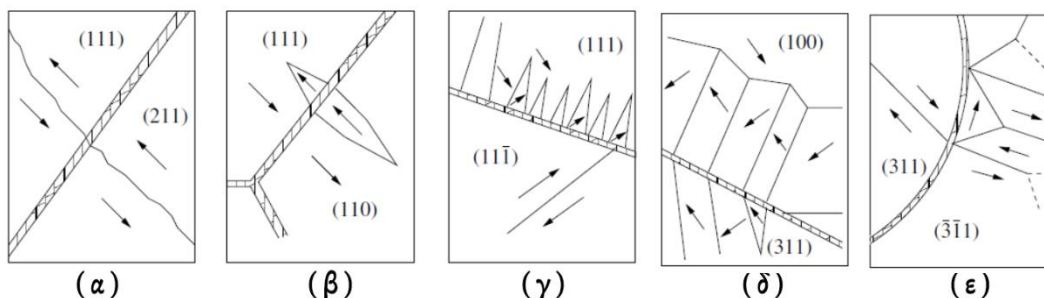
Σύμφωνα με τον Néel, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, όταν ένα έγκλεισμα παρεμβληθεί σε ένα μαγνητικό τοίχωμα, μια γωνιάδης δομή (closure) σχηματίζεται, ώστε να μηδενιστεί η μαγνητοστατική ενέργεια [23, 25]. Η αύξηση του μαγνητικού πεδίου συντελεί στην κίνηση του μαγνητικού τοιχώματος και την ανάπτυξη υπομαγνητικών περιοχών, που ελαχιστοποιούν το πεδίο απομαγνήτισης γύρω από το έγκλεισμα. Όταν το μαγνητικό τοίχωμα υπερπηδήσει το εμπόδιο, τότε δημιουργούνται πλευρικά, ακιδοειδούς μορφολογίας μαγνητικά τοιχώματα (εικόνα 1-2).



Εικόνα 1-2: (α) Δημιουργία μιας γωνιάδους και συγκλίνουσας (closure) δομής των μαγνητικών περιοχών, όταν το μαγνητικό τοίχωμα συναντά ένα έγκλεισμα. (β)-(γ) Στην προσπάθειά του το μαγνητικό τοίχωμα να υπερπηδήσει το έγκλεισμα, οι μαγνητικές περιοχές διογκώνονται και σχηματίζεται μια σωληνοειδής δομή (tubular). (δ) Όταν το μαγνητικό τοίχωμα υπερπηδήσει το έγκλεισμα έχει δημιουργηθεί γύρω του μια δομή ακιδοειδούς (spike) μορφολογίας [23].

### 1.3.1.2 Όρια κόκκων

Οι Tobin et al. [26] και Degauque et al. [27] παρατήρησαν πέντε διαφορετικές δομές μαγνητικών περιοχών που αναπτύσσονταν ως προς τα όρια κόκκων: (1) μαγνητικές περιοχές με το μαγνητικό τοίχωμα να διαπερνά το όριο του κόκκου (εικόνα 1-3(α)), (2) αντισυμμετρικές, ως προς το όριο του κόκκου, μαγνητικές περιοχές ακιδοειδούς μορφολογίας (double spike), χαρακτηριζόμενες από αντιπαράλληλα διανύσματα μαγνήτισης ως προς τις γειτονικές περιοχές (εικόνα 1-3(β)), (3) παρατεταγμένες μαγνητικές περιοχές ακιδοειδούς μορφολογίας (single spike), με το διάνυσμα της μαγνήτισής τους να είναι κάθετο σε σύγκριση με εκείνο των γειτονικών μαγνητικών περιοχών (εικόνα 1-3(γ)), (4) επαλληλία μαγνητικών περιοχών (echelon), στις οποίες το διάνυσμα της μαγνήτισης δύο γειτνιαζουσών περιοχών σχηματίζει γωνία  $90^\circ$  (εικόνα 1-3(δ)), και (5) συγκλίνουσα-γωνιάδη (closure) δομή (εικόνα 1-3(ε)).



Εικόνα 1-3: Μορφολογία μαγνητικών περιοχών γύρω από τα όρια κόκκου [26].

### 1.3.1.3 Διαταραχές

Οι τάσεις, που ενυπάρχουν σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό, επηρεάζουν τις μαγνητικές ιδιότητές του, μέσω των αλλαγών που σημειώνονται στις τιμές της μαγνητοελαστικής ενέργειάς του. Το μικροτασικό πεδίο που σχετίζεται με την παρουσία κενών (vacancies) και ατόμων διάχυσης (solute atoms) εκτείνεται σε εύρος μερικών ατομικών επιπέδων. Το μικροτασικό πεδίο που αφορά την παρουσία διαταραχών (dislocations) εμφανίζει μια σύνθετη κατανομή, εξαιτίας των μεταξύ τους αλληλεπιδράσεων και μορφολογικών επαναδιευθετήσεων, όπως δικτυώματα (dislocations networks), δάση (dislocation forests) και εμπλεγμένων διαταραχών (dislocation tangles).

Αν και πειραματικά έχει αποδειχθεί ότι, τα μη-180° μαγνητικά τοιχώματα απαιτούν χαμηλότερη ενέργεια για να υπερνικήσουν τους διάφορους σχηματισμούς διαταραχών, θεωρητικοί υπολογισμοί οδηγούν σε αντικρουόμενα αποτελέσματα. Τα μαγνητικά τοιχώματα μη-180° αλληλοεπιδρούν ισχυρότερα με το πολύτροπο τασικό πεδίο των δικτυωμάτων των διαταραχών απ' ό,τι τα μαγνητικά τοιχώματα 180°, καθώς διαχωρίζουν μαγνητικές περιοχές με κάθετο διάνυσμα μαγνήτισης και παρουσιάζουν ισχυρότερα διαφοροποιούμενο πεδίο παραμορφώσεων [28]. Ωστόσο, οι αλληλεπιδράσεις των μη-180° μαγνητικών τοιχωμάτων με το τασικό πεδίο είναι μεγαλύτερης έκτασης (long-range interactions), με αποτέλεσμα να απαιτείται η εφαρμογή υψηλότερων μαγνητικών πεδίων για να τα θέσει σε κίνηση. Συνεπώς, σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό οποιεσδήποτε μεταβολές των τιμών της μαγνήτισής του, για χαμηλά μαγνητικά πεδία οφείλονται, ως επί το πλείστον, στη κίνηση των 180° μαγνητικών τοιχωμάτων.

Σιδηρομαγνητικά υλικά που χαρακτηρίζονται από υψηλά ποσοστά παραμορφωσιμότητας (highly dislocated structure), παρουσιάζουν μεγαλύτερο αριθμό 180° μαγνητικών τοιχωμάτων, λόγω της ισχυρής αλληλεπίδρασης των μη-180° με το τασικό πεδίο και της αδυναμίας τους να κινηθούν [29]. Μελετώντας τις μαγνητικές ιδιότητες υλικών με κυμαινόμενα ποσοστά παραμορφώσεων βρέθηκε ότι, τα μη-180° μαγνητικά τοιχώματα αγκυρώνονται ισχυρά για υψηλά πεδία τάσεων, ενώ σε ανοπημένα υλικά που χαρακτηρίζονται από χαμηλές τιμές τάσεων τα 180° μαγνητικά τοιχώματα κινούνται με μεγαλύτερη ευκολία [29].

### 1.3.2 Με φάσεις ή μικροδομικά συστατικά

Η μορφολογία της δομής των μαγνητικών περιοχών σε σιδηρομαγνητικά υλικά που χαρακτηρίζονται από επιμηκυσμένους και πλακοειδούς μορφολογίας (lath morphology) κόκκους δεν είναι ιδιαίτερος διευρυμένη [30]. Όταν ένα τμήμα του υλικού παρουσιάζει πεπλατυσμένους κόκκους, τότε τα 180° μαγνητικά τοιχώματα διακλαδίζονται στο εσωτερικό των μη-180°. Αντίστοιχα, όταν όλοι οι πλακοειδούς μορφολογίας κόκκοι του υλικού εμφανίζονται παράλληλα ταξινομημένοι, τότε τα

μαγνητικά τοιχώματα στρεβλώνονται στα όριά τους και κινούνται παράλληλα με τις συστοιχίες αυτές, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης.

Κατά την απομαγνήτιση φερριτικών μονοφασικών χαλύβων από την κατάσταση κορεσμού, οι Lo et al. [31] παρατήρησαν ότι η πυρήνωση και ανάπτυξη ανάστροφων μαγνητικών περιοχών ήταν πιο γρήγορη έναντι εκείνης των φερριτο-περλιτικών χαλύβων.

Στους φερριτοπερλιτικούς χάλυβες, όπου ο περλίτης χαρακτηρίζεται από παράλληλες επιστρώσεις πλακιδίων φερρίτη-σεμεντίτη, η δομή των μαγνητικών περιοχών εξαρτάται σημαντικά από τον προσανατολισμό των μαγνητικών τοιχωμάτων, ως προς τα όρια των πλακιδίων (lamellate) του σεμεντίτη [32]. Εάν το μαγνητικό τοίχωμα είναι παράλληλα προσανατολισμένο με τα όρια του καρβιδίου, τα μαγνητικά τοιχώματα αγκιστρώνεται ισχυρά. Αντίθετα, αν είναι κάθετα προσανατολισμένο κινείται, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, με μεγαλύτερη ευκολία. Η κίνηση αυτή παρεμποδίζεται από κόκκους περλίτη με διαφορετικό προσανατολισμό.

Οι Lo et al. [31] υποστήριξαν ότι η ενδοπλακιδιακή απόσταση (lamellar spacing) είναι σημαντικός παράγοντας στη διαμόρφωση της μορφολογίας των μαγνητικών περιοχών. Σε ένα λεπτοκρυσταλλικό περλίτη, οι μαγνητικές περιοχές είναι μικρές και τα  $180^\circ$  μαγνητικά τοιχώματα ακολουθούν τη διεπιφάνεια φερρίτη-σεμεντίτη. Επίσης, απαιτούνται υψηλότερα πεδία για την πυρήνωση και ανάπτυξη ανάστροφων μαγνητικών περιοχών, ενώ παράλληλα τα άλματα κατά την υπερπήδηση των εμποδίων είναι μικρότερης έντασης. Αντίθετα, όταν ο περλίτης είναι χονδρόκοκκος, τότε οι μαγνητικές περιοχές είναι διευρυμένες και τα μαγνητικά τοιχώματα είναι κυρίως μη- $180^\circ$ .

Όταν ο περλίτης είναι σφαιρικής συμμετρίας, τότε σχηματίζονται γύρω του διευρυμένες συγκλίνουσες (closure) μαγνητικές περιοχές. Τα  $180^\circ$  μαγνητικά τοιχώματα αλληλοεπιδρούν με αυτές τις μαγνητικές περιοχές και απαιτείται χαμηλότερο πεδίο για να απομαγνητιστεί το υλικό [33].

#### 1.4 Μη καταστροφικός έλεγχος

Ο Curie [34] ήδη από το 1898 επιβεβαίωσε ότι, οι μαγνητικές ιδιότητες ενός μόνιμου μαγνήτη εξαρτώνται από την περιεκτικότητα σε άνθρακα και το 1925 ο Evershed [35] παρατήρησε ότι, οι αλλαγές στα μικροδομικά χαρακτηριστικά προκαλούσαν διακριτές μεταβολές στις τιμές των μαγνητικών τιμών.

Αυτή η σχέση αλληλεξάρτησης της μαγνητικής συμπεριφοράς με τα ενδογενή χαρακτηριστικά των σιδηρομαγνητικών υλικών, ενισχύει την αναγκαιότητα εφαρμογής των μαγνητικών μετρήσεων στους μη-καταστροφικούς ελέγχους.

Η πρόοδος των ερευνών στην εφαρμογή μαγνητικών τεχνικών για τη μελέτη σιδηρομαγνητικών χαλύβων παρουσιάζεται σε άρθρα των Blitz [36], Devine [37], Sipahi [38], Sablik και Augustyniak [39].

Στα επόμενα δύο κεφάλαια περιγράφονται δύο από τις χαρακτηριστικότερες μαγνητικές τεχνικές μη καταστροφικού ελέγχου: η μέθοδος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και η μέθοδος της μέτρησης του βρόχου υστέρησης. Κατά την εκπόνηση της παρούσας διδακτορικής έρευνας επαναπροσαρμόστηκαν και οι δύο εργαστηριακές τεχνικές, ώστε να χρησιμοποιηθούν για την πραγματοποίηση των μαγνητικών μετρήσεων, με επαναλαμβανόμενα σταθερές και ελεγχόμενες συνθήκες.

#### 1.5 Αναφορές

[1] Chikazumi S. (1997). Physics of Ferromagnetism. 2nd ed. New York: Oxford University Press Inc

- [2] Gilbert W. (1600). De Magnete. Translated by Silvanus Thompson for the Gilbert Club of London, London, 1900
- [3] Weiss P. (1907). L'Hypothese du champ Moleculaire et de la Propriete Ferromagnetique. Journal de Physique, vol. 6, pp. 661-690
- [4] Kronmüller H, Fahnle M. (2003). Micromagnetism and the Microstructure of Ferromagnetic Solids, New York: Cambridge University Press
- [5] Pauli W. (1925). Über den Zusammenhang des Abschlusses der Elektronengruppen im Atom mit der Komplexstruktur der Spektren. Zeitschrift für Physik, vol. 31, pp. 765-783
- [6] Dirac PAM. (1928). The Quantum Theory of the Electron. Proceedings of Royal Society, vol. A117, pp. 610- 624
- [7] Heisenberg W. (1928). Zur Theorie des Ferromagnetismus. Zeitschrift für Physik, vol. 49, pp.619-636
- [8] Barkhausen H. (1919). Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdeckte Erscheinungen. Zeitschrift für Physik, 1919, pp. 401-403
- [9] Bloch F. (1932). Zur Theorie des Austauschproblems und der Remanenzerscheinung der Ferromagnetika. Zeitschrift für Physik, vol. 74, pp. 295-335.
- [10] Landau LD, Lifshitz E. (1935). Theory of the dispersion of magnetic permeability in ferromagnetic bodies, Physik Zeitschrift Sowietunion, vol. 8, pp. 111-114
- [11] Brown Jr WF. (October 1940). Theory of the Approach to Magnetic Saturation. Physical Review, vol.58, pp. 736-743
- [12] Brown Jr WF. (July 1941). The Effect of Dislocations on Magnetization Near Saturation. Physical Review, vol.60, pp. 139-147
- [13] Becker R, Döring W. (1939). Ferromagnetismus. 1st ed. Berlin: Springer
- [14] Kittel C. (2004). Introduction to Solid State Physics. 8th ed. Wiley
- [15] Kronmüller H, Fähnle M. (2003). Micromagnetism and the Microstructure of Ferromagnetic Solids. 1st ed. New York: Cambridge University Press
- [16] Träuble H, (1966). Magnetisierungskurve und magnetische Hysterese ferromagnetischer Einkristalle. Würzburg: Stürtz
- [17] Aharoni A. (1996). Introduction to the Theory of the Ferromagnetism. Oxford: Clarendon Press
- [18] Morrish AH. (1965). The physical Principles of Magnetism. New York: John Wiley
- [19] Jiles D. (1990). Introduction to Magnetism and Magnetic Materials. New York: Chapman and Hall
- [20] Hubert A, Schaefer R. (1998). Magnetic domains. The analysis of the magnetic microstructures. New York: Springer
- [21] O' Handley RC (2000). Modern Magnetic Materials, Principles and Applications. New York: John Wiley & Sons Inc
- [22] Kasap SO. (2002). Αρχές Ηλεκτρονικών Υλικών και Διατάξεων. 2η έκδοση, Αθήνα: Παπασωτηρίου
- [23] Cullity BD, Graham CD. (1972). Introduction to Magnetic Material. 2nd ed. London: Addison-Wesley
- [24] Kersten. M. (1943). Grundlagen einer Theorie der Ferromagnetischen Hysterese und der Koerzitivkraft, Hirzel
- [25] Néel L, (1944). Quelques propriétés des pavois des domaines élémentaires ferromagnétiques and Effect des cavités et des inclusions sur le champ coercitif. Cahiers de Physique, vol. 25, pp. 21-44
- [26] Tobin AG, Paul DI. (1969). Journal of Applied Physics, vol. 40(9), pp. 3611-3614

- [27] Degauque J, Astié B, Porteseil L, Vergne R. (March 1982). Influence of the grain size on the magnetic and magnetomechanical properties of high-purity iron. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 26(1-3), pp. 261-263
- [28] Seeger A, Kronmüller H, Rieger H, Träuble H. (1969). *Journal of Applied Physics*, vol. 35(3), pp. 740-748
- [29] Astié B, Degauque J, Porteseil L, Vergne R. (November 1981). Influence of the dislocation structures on the magnetic and magnetomechanical properties of high purity iron. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 17(6) pp. 2929-2931
- [30] Beale AD, Jakubovics JP, Hetherington MG, Scruby CB, Lewis BA, Davies KJ. (1992). *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 104-107, pp. 365-367
- [31] Lo CCH, Jakubovics JP, Scruby CB. (1997). *Journal of Applied Physics*, vol. 81(8), pp. 4069-4071
- [32] Hetherington MG, Jakubovics JP, Szpunar JA, Tanner BK. (November 1987). High-voltage Lorentz electron microscopy studies of domain structures and magnetization process in pearlitic steels. *Philosophical Magazine B: Physics of Condensed Matter; Electronic, Optical and Magnetic Properties*, vol. 56 (5), pp. 561-577
- [33] Lo CCH, Jakubovics JP, Scruby CB. (April 1997). Non-destructive evaluation of spheroidised steel using magnetoacoustic and Barkhausen emission. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 33, pp. 4035-4037
- [34] Curie M. (1898). *Bull de la Soc d' Encouragement* 3
- [35] Evershed S. (1925). *Journal of IEE*, vol.63, pp. 725-821
- [36] Blitz J. (1991). *Electrical and Magnetic Methods of Nondestructive Testing*. Adam Hilger
- [37] Devine MK. (October 1992). *JOM*, pp. 24-30
- [38] Sipahi LB. (1994). *Journal of Applied Physics*, vol. 75(10), pp. 6978-6980
- [39] Sablik MJ, Augustyniak B. (1999). *Magnetic Methods of nondestructive evaluation*. *Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering*



## 2 ΜΑΓΝΗΤΙΚΟΣ ΘΟΡΥΒΟΣ BARKHAUSEN

### 2.1 Εισαγωγή

Τα σιδηρομαγνητικά υλικά, όπως ο σίδηρος, όταν ψύχονται κάτω από τη θερμοκρασία Curie, υποδιαιρούνται αυθόρμητα (spontaneously) σε πεπερασμένους πλήθους μαγνητικές περιοχές (magnetic domains) ώστε να ελαχιστοποιήσουν τη μαγνητοστατική ενέργειά τους (magnetostatic energy) [1-4]. Κάθε μαγνητική περιοχή χαρακτηρίζεται από ένα σύνολο μαγνητικών διπόλων, των οποίων οι μαγνητικές ροπές είναι προσανατολισμένες σε έναν κρυσταλλογραφικό άξονα (crystallographic axis). Το όριο μεταξύ δύο γειτονικών μαγνητικών περιοχών ονομάζεται μαγνητικό τοίχωμα (domain wall) [1-3].

Τα μαγνητικά τοιχώματα διακρίνονται σε μαγνητικά τοιχώματα  $180^\circ$  ( $180^\circ$  Bloch walls) και μη- $180^\circ$  ( $90^\circ$  Bloch walls). Τα μαγνητικά τοιχώματα  $180^\circ$  έχουν μικρότερο πάχος συγκριτικά με αυτά των μη- $180^\circ$  και ως εκ τούτου παρουσιάζουν υψηλότερη ενέργεια. Επιπλέον, η μαγνητοσυστολική αδράνεια (magnetostrictively inactivity) που τα χαρακτηρίζει, σε συνδυασμό με το μικρής εμβέλειας τασικό πεδίο (short range stress field) που εμφανίζουν, έχουν ως αποτέλεσμα την υψηλή ευαισθησία και κινητικότητα τους (high mobility) κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Αντίθετα, τα μαγνητικά τοιχώματα  $90^\circ$  είναι μαγνητοσυστολικά ενεργά (magnetostrictively active) και παρουσιάζουν τασικό πεδίο ευρείας εμβέλειας (long range stress field) με αποτέλεσμα να χαρακτηρίζονται από χαμηλή κινητικότητα (low mobility) [5].

Εν τη απουσία εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου, λόγω του τυχαίου προσανατολισμού των μαγνητικών ροπών κάθε μαγνητικής περιοχής, η συνολική μαγνήτιση (magnetization net) του σιδηρομαγνητικού υλικού είναι μηδενική και κάθε μαγνητική περιοχή χαρακτηρίζεται από διαφορετική μαγνητική ροπή.

Όταν σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό εφαρμοστεί εξωτερικά, μαγνητικό πεδίο, τα μαγνητικά δίπολα των μαγνητικών περιοχών τείνουν να προσανατολιστούν στη διεύθυνση του εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου [3]. Συγκεκριμένα, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, το μεταβαλλόμενο μαγνητικό πεδίο ασκεί δυνάμεις στα μαγνητικά τοιχώματα, θέτοντάς τα σε κίνηση. Η κίνηση αυτή των μαγνητικών τοιχωμάτων οδηγεί στην διεύρυνση των μαγνητικών περιοχών, των οποίων η μαγνητική διπολική ροπή είναι προσανατολισμένη παράλληλα ή σε μικρή απόκλιση από το εξωτερικά εφαρμοζόμενο πεδίο.

Κατά την κίνησή τους τα μαγνητικά τοιχώματα αλληλοεπιδρούν με τις μικροδομικές ατέλειες του πολυκρυσταλλικού μαγνητικού υλικού (polycrystalline magnetic materials). Δομικές ατέλειες όπως τα όρια των κόκκων (grain boundaries), κατακρημνίσεις (precipitations), διαταραχές (dislocations) δρουν ως εμπόδια (obstacles) ή αλλιώς ως σημεία αγκύρωσης (pinning sites) στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Συνεπώς, η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων πραγματοποιείται με ασυνεχή τρόπο (discontinuously) και συνοδεύεται από ξαφνικές διακυμάνσεις (sudden fluctuations) της χωρικής μαγνητικής κατάστασης (local magnetization state).

Το 1919, ο H. Barkhausen για πρώτη φορά επιβεβαίωσε πειραματικά την υπόθεση του Weiss [6], περί ύπαρξης μαγνητικών τοιχωμάτων [7]. Συγκεκριμένα, απεικόνισε τις διακριτές αλλαγές της μαγνήτισης στην επιφάνεια του σιδηρομαγνητικού υλικού, ως διακριτούς παλμούς της τάσης [7]. Οι παλμοί αυτοί οφείλονταν στις απότομες μετακινήσεις των μαγνητικών τοιχωμάτων και αποτελούν το μαγνητικό θόρυβο Barkhausen [7-8].

Ως εκ τούτου, ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen προκαλείται τόσο από τις αντιστρεπτές και μη-αντιστρεπτές (reversible/ irreversible) μετακινήσεις των  $180^\circ$  και



μη-180° μαγνητικών τοιχωμάτων για χαμηλά πεδία μαγνήτισης, όσο και από τις περιστροφές των μαγνητικών διπόλων σε υψηλότερα πεδία μαγνήτισης. Οι μετακινήσεις των μαγνητικών διπόλων είναι υπεύθυνες για την παρατήρηση των υψηλών αλμάτων του μαγνητικού θορύβου, ενώ οι περιστροφές των μαγνητικών διπόλων ευθύνονται για μικρότερα, μετρήσιμα άλματα [8-9].

Είναι γνωστό ότι, η παρουσία τασικού πεδίου, το οποίο είτε εφαρμόζεται εξωτερικά είτε παρουσιάζεται ενδογενώς σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό, προκαλεί μεταβολές στη μορφολογία και τη χωρική αναδιάταξη των κόκκων του (grains' configuration). Επιπλέον, οι παραμορφώσεις του κρυσταλλικού πλέγματος (lattice distortions) συμβάλουν στη μεταβολή των μικροδομικών χαρακτηριστικών του σιδηρομαγνητικού υλικού [10-14]. Οι δομικές αυτές αλλαγές σχετίζονται άμεσα με την ανακατανομή των μαγνητικών περιοχών. Τα μικροδομικά χαρακτηριστικά του υλικού δύναται να επηρεάσουν σημαντικά την κίνηση των διαταραχών (dislocations) υπό την επίδραση δυναμικών και στατικών μηχανικών καταπονήσεων και των μαγνητικών τοιχωμάτων Bloch υπό την επίδραση μαγνητικών φορτίσεων [15].

Συνεπώς, το μαγνητικό σήμα του θορύβου Barkhausen περιέχει σημαντικές πληροφορίες για τις ενδογενείς ιδιότητες του εκάστοτε σιδηρομαγνητικού υλικού [15]. Το γεγονός αυτό καθιστά την τεχνική μέτρησης του μαγνητικού σήματος μια σημαντική μέθοδο των μη-καταστροφικών ελέγχων (non-destructive techniques, NDT) για τη μελέτη και αξιολόγηση μεταλλουργικών, μικροδομικών, μικροπλαστικών και μικρομαγνητικών φαινομένων σε σιδηρομαγνητικούς χάλυβες.

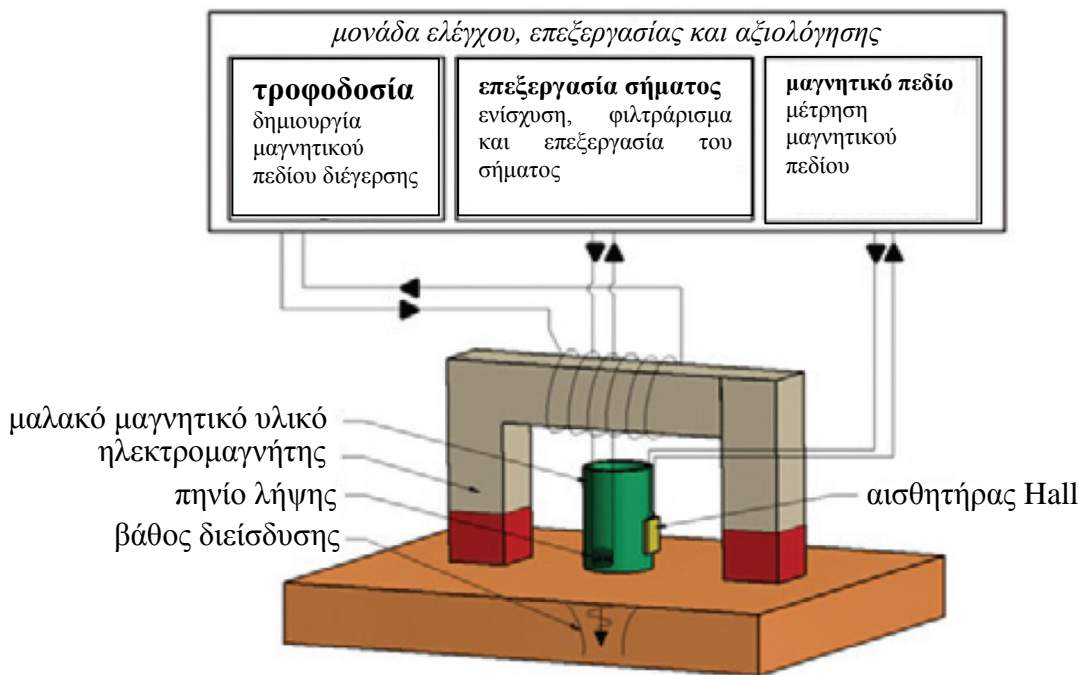
Στη συνέχεια του κεφαλαίου αυτού, θα παρουσιαστούν συνοπτικά οι υπάρχουσες ηλεκτρονικές διατάξεις μέτρησης του μαγνητικού θορύβου και τα έως τώρα αποτελέσματα σε ό,τι αφορά τη συσχέτιση της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen με τα μικροδομικά χαρακτηριστικά διαφόρων τύπων χάλυβα.

## 2.2 Ηλεκτρονικές διατάξεις μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Για τη μέτρηση και καταγραφή της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ενός σιδηρομαγνητικού υλικού, διατίθεται ένα πλήθος εργαστηριακών ηλεκτρονικών διατάξεων και εμπορικών συσκευών.

Τα βασικά μέρη των ηλεκτρονικών αυτών διατάξεων (εικόνα 2-1) είναι:

- Η *πηγή εναλλασσόμενου ρεύματος*, η οποία παράγει την απαραίτητη κυματομορφή για τη διέγερση του δείγματος και την παραγωγή θορύβου Barkhausen. Το σήμα εισόδου μπορεί να είναι ημιτονοειδούς ή τριγωνικής μορφής.
- Το *πηνίο διέγερσης (excitation coil)*, στο οποίο εφαρμόζεται το εναλλασσόμενο σήμα, με σκοπό τη δημιουργία μεταβαλλόμενου μαγνητικού πεδίου.
- Ο *ηλεκτρομαγνήτης σχήματος Π (U shaped yoke)*, στη μεγάλη πλευρά του οποίου τυλίγεται το πηνίο διέγερσης.
- Το *πηνίο λήψης (sensing coil ή receiving coil)*, μέσω του οποίου λαμβάνεται ο μαγνητικός θόρυβος. Το πηνίο αυτό, τυλίγεται είτε γύρω από το ένα στέλεχος του ηλεκτρομαγνήτη, είτε γύρω από το μαλακό μαγνητικό υλικό. Εξαιτίας του μικρού πλάτους της μαγνητικής απόκρισης, το σήμα εξόδου χρειάζεται να ενισχυθεί και να επεξεργαστεί κατάλληλα.
- Ένας *παλμογράφος* ή μια *κάρτα συλλογής δεδομένων* με σκοπό την απεικόνιση του μαγνητικού θορύβου. Το ψηφιοποιημένο σήμα χρήζει περαιτέρω ανάλυσης, μέσω κατάλληλου λογισμικού επεξεργασίας (MATLAB®, LabView®), το οποίο είναι εγκατεστημένο σε έναν ηλεκτρονικό υπολογιστή.

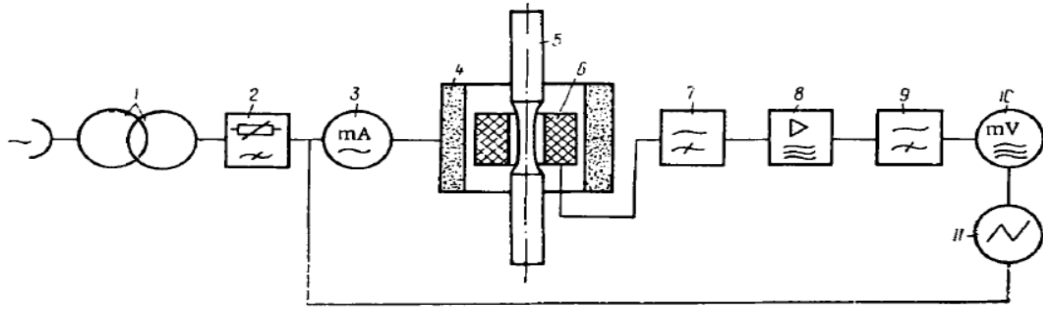


**Εικόνα 2-1:** Απεικόνιση των μερών μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen μονού ηλεκτρομαγνήτη, για την καταγραφή της επιφανειακής μαγνητικής απόκρισης, με δυνατότητα μέτρησης του μαγνητικού πεδίου.

Με δεδομένα που προκύπτουν από επιστημονικά άρθρα και βιβλιογραφικές αναφορές, οι διατάξεις για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen κατηγοριοποιούνται:

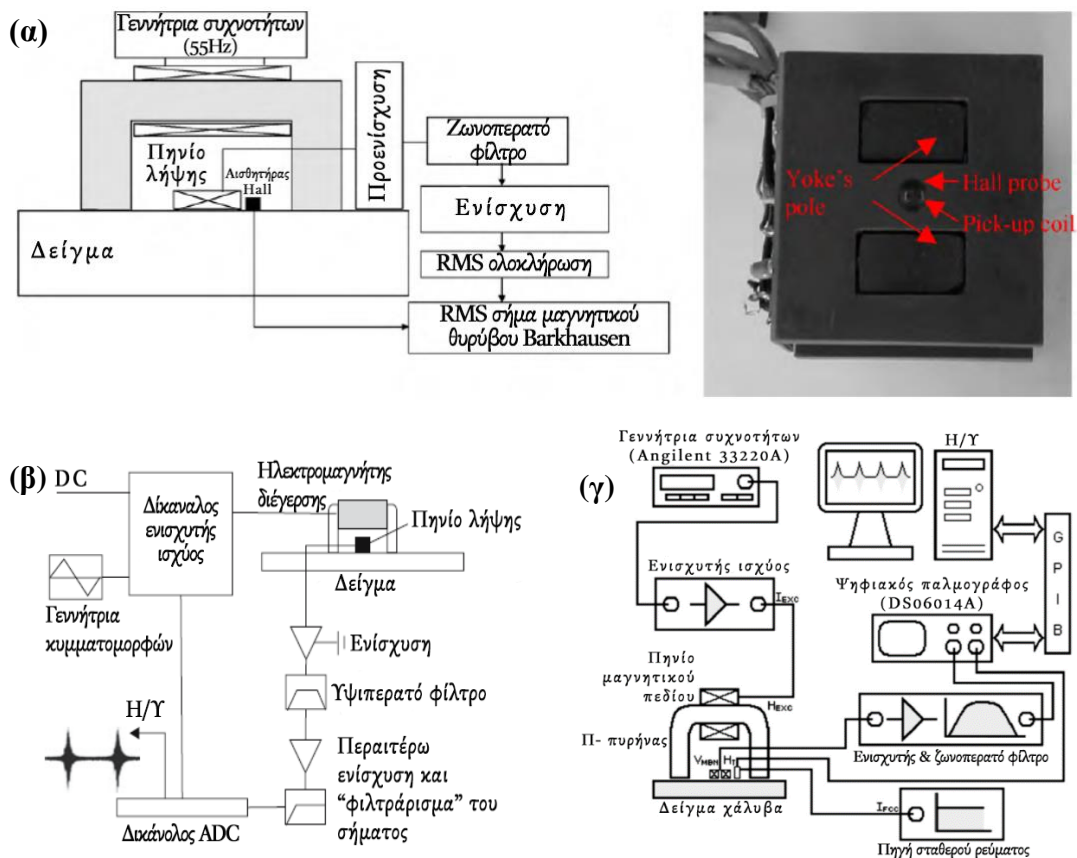
- ως προς τη θέση του πηνίου λήψης, σε:
  - ✓ διατάξεις με το πηνίο λήψης να περιβάλλει το προς εξέταση υλικό. Η μέτρηση στην περίπτωση αυτή αφορά την ολόκληρη της μαγνητικής μάζας του υλικού (μονολιθική μέτρηση, bulk). Η συχνότητα διέγερσης επηρεάζει το βάθος διείσδυσης του μαγνητικού πεδίου και κατ' επέκταση και τη μαγνητική απόκριση.
  - ✓ διατάξεις με το πηνίο λήψης γύρω από το στέλεχος του ηλεκτρομαγνήτη, ο οποίος τοποθετείται στην επιφάνεια του υπό εξέταση υλικού. Η μέτρηση στην περίπτωση αυτή είναι επιφανειακή (surface).
- ως προς τον αριθμό των ηλεκτρομαγνητών, σε:
  - ✓ διατάξεις μονού ηλεκτρομαγνήτη (single yoke)
  - ✓ διατάξεις διπλού ηλεκτρομαγνήτη (double yoke)
- ως προς τη μορφή του σήματος εισόδου, σε:
  - ✓ διατάξεις με ημιτονική διέγερση (sinusoidal excitation field)
  - ✓ διατάξεις με τριγωνική διέγερση (triangular excitation field)

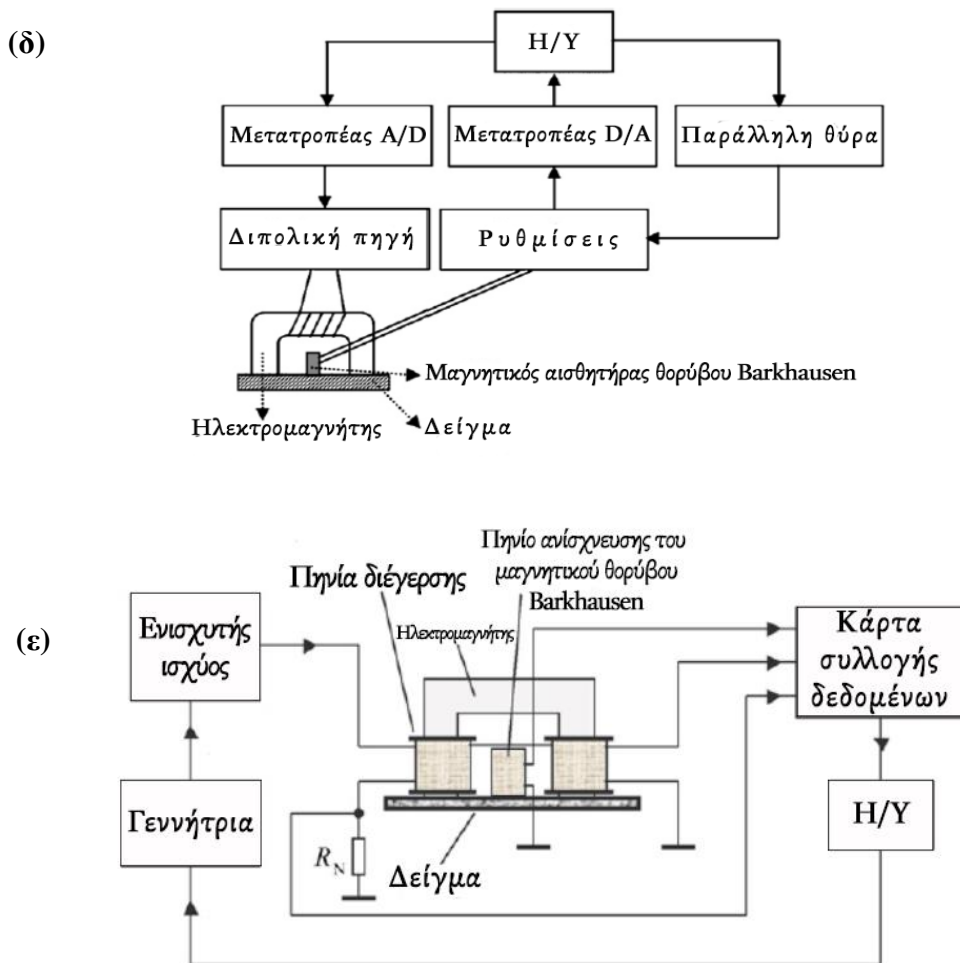
Τα τελευταία χρόνια έχει αναπτυχθεί μεγάλο ενδιαφέρον για την εφαρμογή της μη-καταστροφικής μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στον προσδιορισμό της εντατικής κατάστασης και στην αξιολόγηση των μικροδομικών χαρακτηριστικών σε διάφορους τύπους σιδηρομαγνητικών χαλύβων. Οι Mazzetti et al. [16] και Manson et al. [17] χρησιμοποίησαν τις πρώτες εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις για την καταγραφή του φάσματος του μαγνητικού θορύβου στον καθαρό σίδηρο. Οι Troshchenko et al. [18] κατέγραψαν και συσχέτισαν την ένταση του μαγνητικού θορύβου αναλογικά με τους κύκλους φόρτισης ενός ανοπτημένου δείγματος χάλυβα, που υπόκειταν σε κόπωση, μέσω της διάταξης που απεικονίζεται στην εικόνα 2-2.



**Εικόνα 2-2:** Διάταξη αισθητήρα μαγνητικού θορύβου Barkhausen για τη μέτρηση της έντασης του θορύβου. (1) μετασχηματιστής, (2) ποτενσιόμετρο, (3) αμπερόμετρο, (4) πηνίο διέγερσης, (5) δείγμα χάλυβα, (6) πηνίο λήψης, (7) υπεραυτό φίλτρο, (8) ενίσχυση, (9) υπεραυτό φίλτρο, (10) ηλεκτρονικό βολτόμετρο, (11) παλμογράφος. [18]

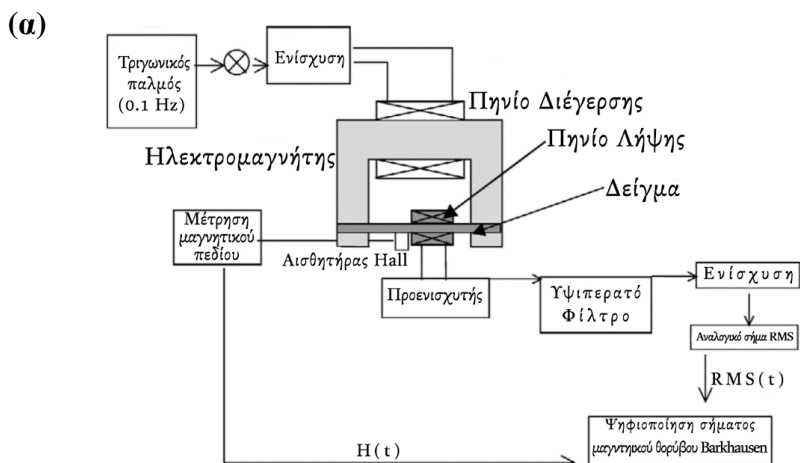
Οι Jagadish et al. [19], Krause et al. [20], Gauthier et al. [21], Saquet et al. [22], Coughlin et al. [23], Stefanita et al. [24 - 25], Dhar et al. [26 - 27], Anglada-Rivera et al. [28], Yamaura et al. [29], Ng et al. [30], Moorthy et al. [31], Blaow et al. [32 - 36], O' Sullivan et al. [37], Capó-Sánchez et al. [38 - 42], Stupakov et al. [43 - 45], Perez-Benitez et al. [46 - 49], Liu et al. [50], Campos et al. [51], Kikuchi et al. [52], Piotrowski et al. [53], Wilson et al. [54], Kleber et al. [55], Augustyniak et al. [56], Pal'a J et al. [57], Chen et al. [58], Wang et al. [59 - 60], Kasai et al. [61] και Franco [62] σχεδίασαν και ανέπτυξαν, ο καθένας ξεχωριστά, εργαστηριακούς αισθητήρες με σκοπό τη λήψη και επεξεργασία της επιφανειακής απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (surface measurements) (εικόνα 2-3(α)-(ε)).

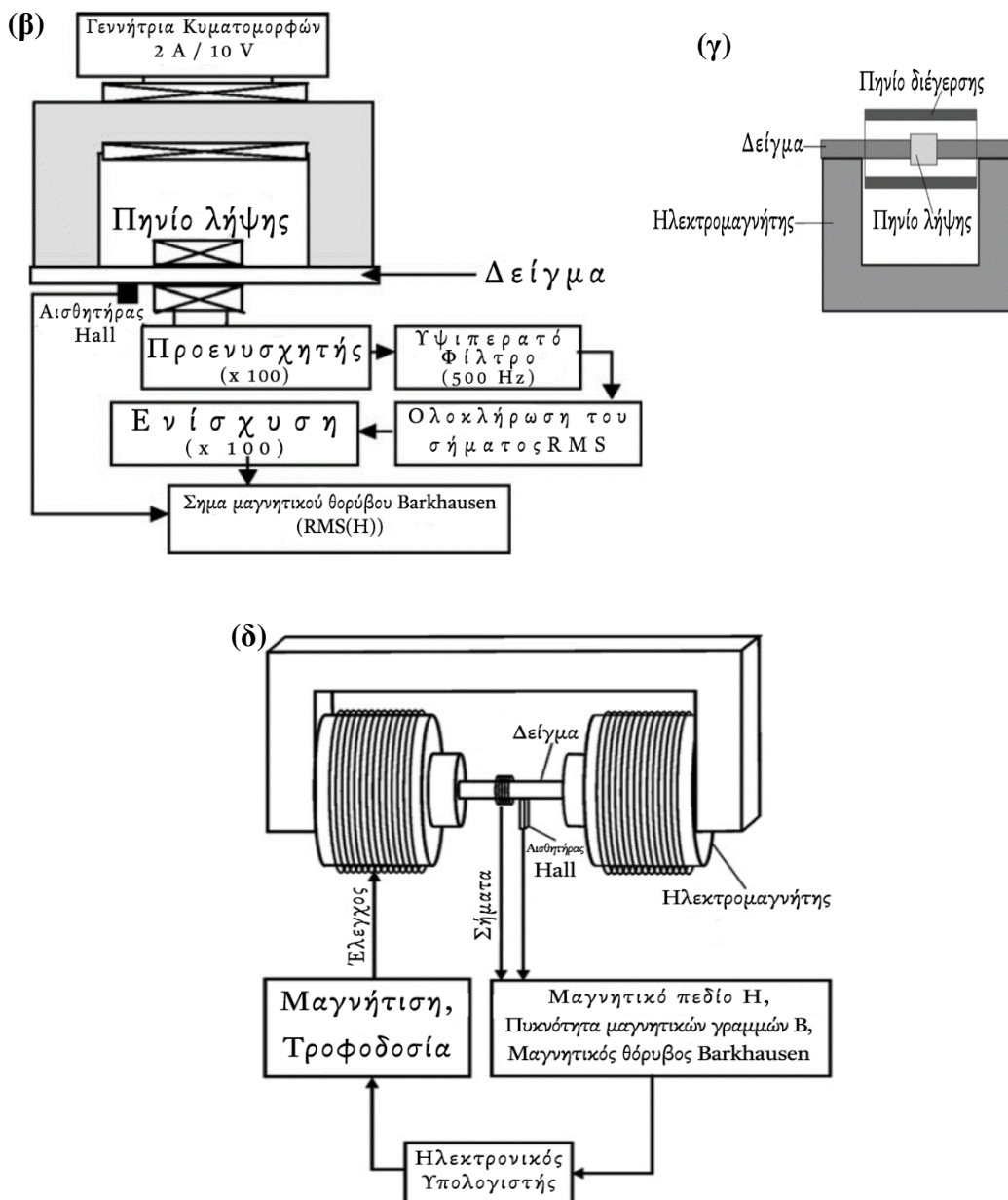




**Εικόνα 2-3:** Ενδεικτικές εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις αισθητήρων μαγνητικού θορύβου Barkhausen, για τη μέτρηση της επιφανειακής έντασης του θορύβου, σύμφωνα με τους (α) Kleber [55], (β) Blaow [36], (γ) Perez-Benitez [49], (δ) Capó-Sánchez [42], Campos [51] και (ε) Stupakov [43], Pal'a [57].

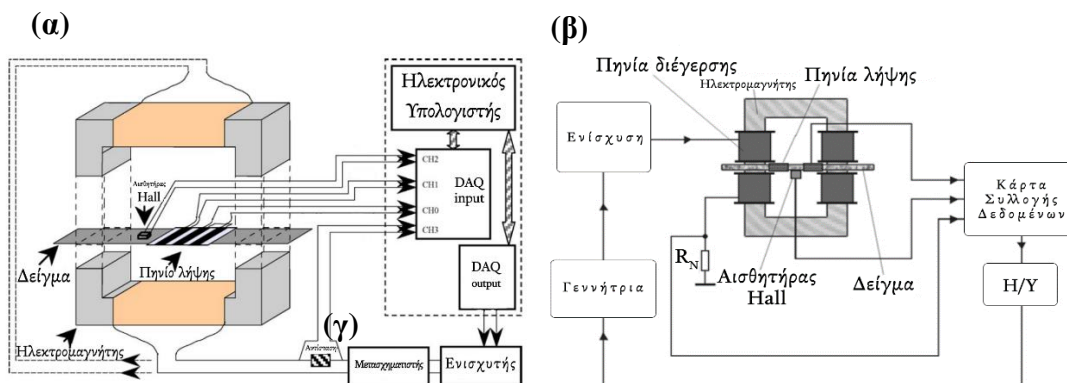
Αντίστοιχα, οι Stewart et al. [63], Gündel et al. [64], D'Amato et al. [65], Sagar et al. [66], Rajkumar et al. [67], Bohn et al. [68], Augustyniak et al. [69-71], Küpferling et al. [72], Kleber et al. [73], Bükki-Deme et al. [74], Piotrowski et al. [75], Gurruchaga et al. [76] και Batista et al. [77] χρησιμοποίησαν εργαστηριακούς αισθητήρες με σκοπό την πραγματοποίηση μονολιθικών μετρήσεων (bulk measurements) του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (εικόνα 2-4(α)-(δ)).





**Εικόνα 2-4:** Ενδεικτικές εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις αισθητήρων μαγνητικού θορύβου Barkhausen, για τη μέτρηση της έντασης του θορύβου από όλη τη μαγνητική μάζα του υλικού, σύμφωνα με τους (α) D'Amato [65], (β) Kleber [73], (γ) Augustyniak [69 - 71] και Batista [77].

Όλες οι προαναφερθείσες ηλεκτρονικές διατάξεις, χαρακτηρίζονται ως μονού ηλεκτρομαγνήτη (single yoke). Ωστόσο, έχουν σχεδιαστεί αισθητήρες μέτρησης και επεξεργασίας του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, οι οποίοι αποτελούνται από διπλό ηλεκτρομαγνήτη [79 - 84]. Όπως φαίνεται στην εικόνα 2-5, οι ηλεκτρομαγνήτες αυτοί τοποθετούνται συμμετρικά και εκατέρωθεν του δείγματος. Αντίστοιχα, χρησιμοποιούνται δύο πηνία διέγερσης, τα οποία είτε τυλίγονται γύρω από τη μεγάλη πλευρά, είτε στα στελέχη του ηλεκτρομαγνήτη σχήματος Π. Το πηνίο λήψης, περιβάλλει το υπό εξέταση δείγμα, με αποτέλεσμα οι μετρήσιμες τιμές του μαγνητικού θορύβου Barkhausen να αφορούν την ολόκληρη της μαγνητικής μάζας του υλικού.



Εικόνα 2-5: Ενδεικτικές εργαστηριακές ηλεκτρονικές διατάξεις αισθητήρων μαγνητικού θορύβου Barkhausen, διπλού ηλεκτρομαγνήτη, σύμφωνα με τους (α) Patel [81] και (β) Pal'a [84].

Τέλος, το σήμα εισόδου που εφαρμόζεται στο πηνίο διέγερσης των εργαστηριακών διατάξεων (μονού ή διπλού ηλεκτρομαγνήτη για μέτρηση της μαγνητικής απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, είτε επιφανειακά, είτε από την ολότητα της μάζας του υλικού) μπορεί να λάβει δύο τύπους κυματομορφών: (1) ημιτονική [85 - 123] και (2) τριγωνική [124 - 137].

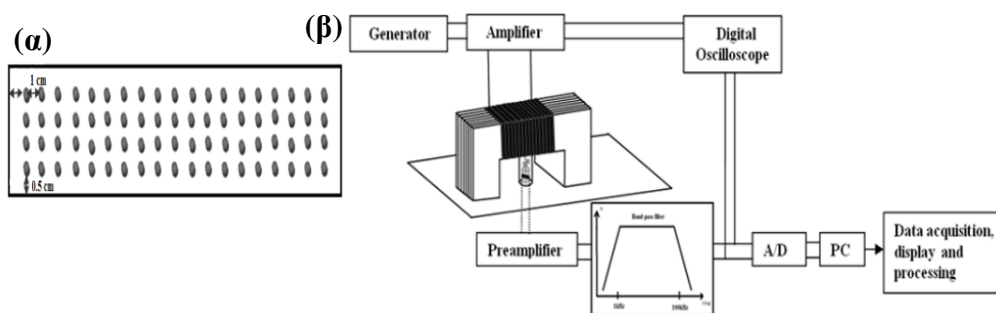
### 2.3 Τρόποι μέτρησης της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

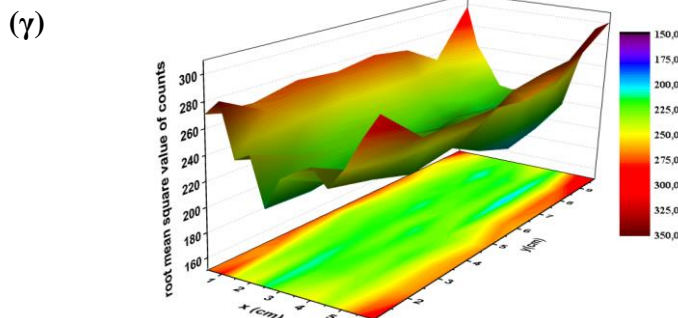
Με τη χρήση των προαναφερθεισών ηλεκτρονικών διατάξεων δύναται να πραγματοποιηθούν σημειακές, γραμμικές ή γωνιακές μετρήσεις διαφόρων παραμέτρων του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.

#### 2.3.1 Γραμμικές σημειακές μετρήσεις της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Για την πραγματοποίηση των γραμμικών σημειακών μετρήσεων του μαγνητικού θορύβου, απαιτείται ο προσδιορισμός των σημείων μέτρησης στην επιφάνεια των υπό εξέταση δειγμάτων [25, 27, 74, 88, 138 - 151]. Κρίσιμη παράμετρος για την ορθή μέτρηση των μαγνητικών τιμών του θορύβου είναι η εφαρμογή μαγνητικού πεδίου σταθερής διεύθυνσης για κάθε σημείο μέτρησης. Αυτό σημαίνει ότι, η διεύθυνση του εξωτερικού πεδίου δεν πρέπει να μεταβάλλεται καθ' όλη τη διάρκεια διεξαγωγής της πειραματικής διαδικασίας (εικόνα 2-6 (α)-(β)). Για παράδειγμα, σε ό,τι αφορά τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου, κατά τη διάρκεια δυναμικών ή στατικών εφελκυστικών καταπονήσεων, η διεύθυνση εφαρμογής του μαγνητικού πεδίου επιλέγεται παράλληλη στη διεύθυνση της έλασης [152-158].

Η καταγραφή των τιμών του μαγνητικού θορύβου, οι οποίες προκύπτουν από τις γραμμικές σημειακές μετρήσεις σε όλη την επιφάνεια των υπό εξέταση δειγμάτων, οδηγεί στον προσδιορισμό της χωρικής κατανομής των διαφόρων μετρήσιμων παραμέτρων της μαγνητικής απόκρισης (εικόνα 2-6(γ)).





**Εικόνα 2-6:** (α) Προεπιλογή των σημείων μέτρησης στην επιφάνεια ενός σιδηρομαγνητικού χάλυβα, (β) σημειακή γραμμική μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, με τη διεύθυνση του μαγνητικού πεδίου να είναι σταθερή και (γ) χωρική κατανομή της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου.

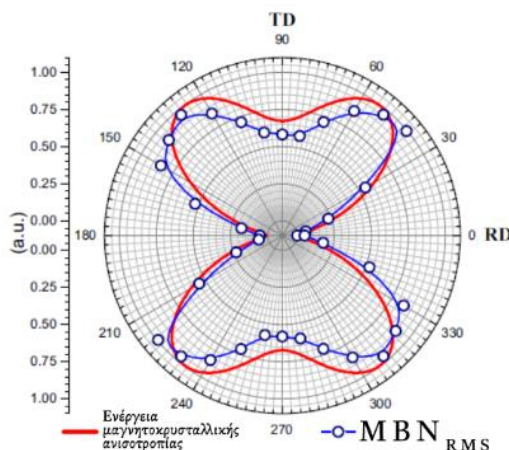
Από τη μελέτη των μεταβολών που παρουσιάζουν οι τιμές του θορύβου μπορούν να εξαχθούν σημαντικά ποιοτικά συμπεράσματα για τη μικροδομική προσέγγιση και τη μορφολογική ισοτροπία ή μη της κρυσταλλικής μήτρας [159 - 170], τις διακυμάνσεις στην ανάπτυξη ζωνών μικροπλαστικής παραμόρφωσης [171 - 182], την παρουσία και το είδος των παραμενουσών τάσεων [183 - 195] κ.α.

Κατά τη διάρκεια μιας σημειακής μέτρησης, θα πρέπει να λαμβάνεται υπ’ όψη ότι ο αισθητήρας απαιτείται να βρίσκεται συνεχώς σε επαφή με την επιφάνεια του υπό εξέταση δείγματος, καθώς οποιοδήποτε κενό (air gap) μεταξύ του αισθητήρα και της επιφάνειας, θα προξενήσει αλλαγή στη μαγνητική διαπερατότητα του μαγνητικού κυκλώματος.

### 2.3.2 Γωνιακές σημειακές μετρήσεις της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Σε αντίθεση με τις γραμμικές μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στις οποίες απαιτείται η σταθερή βηματική μετακίνηση του ηλεκτρομαγνήτη, οι γωνιακές μετρήσεις απαιτούν την περιστροφή του ηλεκτρομαγνήτη από 0° έως 360°, με ένα σταθερό προεπιλεγμένο βήμα [196 - 201].

Οι Jagadish et al. [202], πραγματοποιώντας γωνιακές μετρήσεις, επιβεβαίωσαν την εξάρτηση της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου από τον προσανατολισμό του εφαρμοζόμενου πεδίου και κατ’ επέκταση από τον εύκολο άξονα μαγνήτισης. Στις επόμενες δεκαετίες δημοσιεύθηκε ένας μεγάλος αριθμός άρθρων, στα οποία μέσω των γωνιακών μετρήσεων αξιολογείται η μαγνητική ανισοτροπία [19, 24, 26, 87, 39, 51, 53, 150] των δειγμάτων και προσδιορίζεται, μακροσκοπικά, ο εύκολος άξονας μαγνήτισής τους [20, 38, 46].



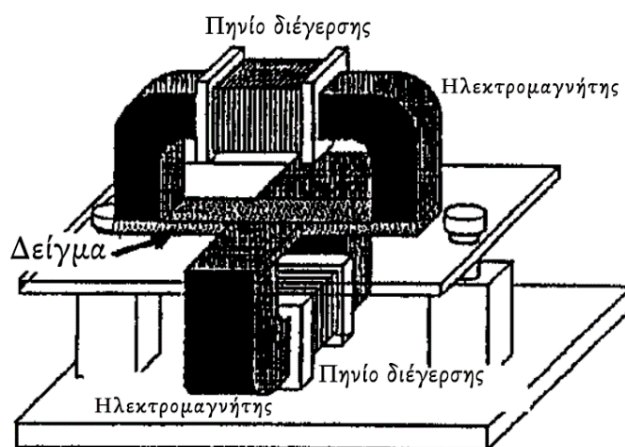
**Εικόνα 2-7:** Ενδεικτικές σημειακές γωνιακές μετρήσεις της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, για τον προσδιορισμό του εύκολου άξονα μαγνήτισης [201].

Ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen που καταγράφεται, σε κάθε σημείο μέτρησης, κατά τη διάρκεια της περιστροφής του αισθητήρα, δεν παρουσιάζει ομοιόμορφη κατανομή σε όλη τη διάρκεια της μαγνήτισης. Σε έναν κύκλο μαγνήτισης (magnetization cycle) εμφανίζει, τις μέγιστες τιμές του κοντά στις τιμές του συνεκτικού πεδίου και στη συνέχεια μειώνεται. Συνεπώς, για την ορθή μέτρηση του μαγνητικού θορύβου, ο αισθητήρας χρειάζεται να παραμείνει στο σημείο της μέτρησης για ένα χρονικό διάστημα που αντιστοιχεί τουλάχιστον στο μισό κύκλο μαγνήτισης.

### 2.3.3 Μέθοδος μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, μέσω δύο ακίνητων ηλεκτρομαγνητών (Rotational Barkhausen Method, RBM)

Οι Enozikonο et al. [203] ήταν οι πρώτοι που προτείνουν τη μέθοδο μέτρησης του μαγνητικού θορύβου μέσω της περιστροφής του μαγνητικού πεδίου, το οποίο διατηρούσε σταθερό το πλάτος του. Σύμφωνα με τη μελέτη τους, ένα τυχαίως περιστρεφόμενο μαγνητικό πεδίο δημιουργούσε μεταβολές στη μαγνήτιση του υπό εξέταση υλικού. Ωστόσο, η ληφθείσα μαγνητική απόκριση του θορύβου δεν επηρεάζονταν από την ανισοτροπία του προς μελέτη δείγματος.

Μετέπειτα, οι Enozikonο et al. και Tsuchida et al. [203 - 205], πρότειναν μια διάταξη αποτελούμενη από δύο ακίνητους ηλεκτρομαγνήτες, τοποθετημένων, αντιδιαμετρικά, στο κέντρο του δείγματος, κατά τις διευθύνσεις X και Y (εικόνα 2-8). Οι ακλόνητοι ηλεκτρομαγνήτες προσομοίωναν ένα περιστρεφόμενο εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο και δεδομένου ότι στη διάταξη δεν υπήρχε κανένα κινούμενο μέρος, ο αισθητήρας υπερτερούσε μηχανικά. Ωστόσο, η ωφέλιμη περιοχή στην επιφάνεια του δείγματος, για τις μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ήταν περιορισμένη, διότι η περιοχή όπου εφαρμόζονταν ομοιόμορφα το μαγνητικό πεδίο είχε μειωθεί αισθητά.



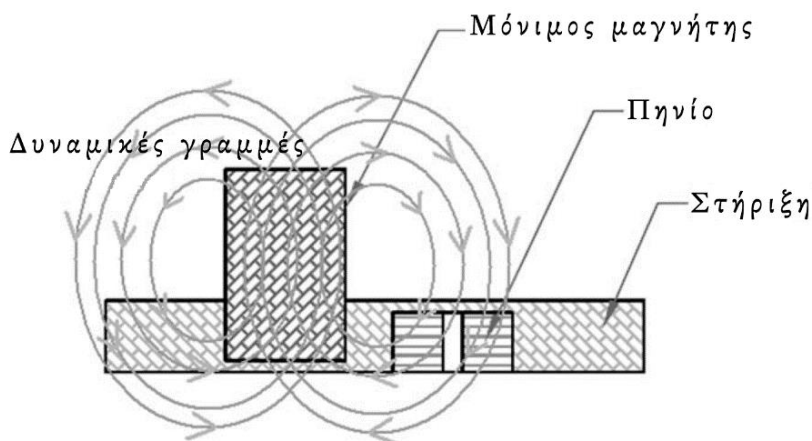
Εικόνα 2-8: Διάταξη αισθητήρα για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen μέσω της περιστροφής της μαγνητικής ροής [204].

Το κλειστό μαγνητικό κύκλωμα που δημιουργούσαν οι ηλεκτρομαγνήτες επηρεάζονταν από τη θέρμανση των πηνίων κατά τη διάρκεια των μετρήσεων, γεγονός που επιδρούσε αρνητικά σε ένα μη-καταστροφικό έλεγχο μεγαλύτερης κλίμακας.

### 2.3.4 Μέθοδος συνεχούς μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (Continuous Barkhausen Method, CBM)

Οι Franco et al. [206] πρότειναν τη μέθοδο συνεχούς καταγραφής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen. Η διάταξή τους αποτελούνταν από ένα μόνιμο μαγνήτη, που είχε τη δυνατότητα να κινείται στην επιφάνεια του υπό εξέταση δείγματος. Η κίνηση αυτή δημιουργούσε ένα μεταβατικό μαγνητικό πεδίο, το οποίο ανιχνεύονταν από ένα πηνίο λήψης με φερριτικό πυρήνα, που βρίσκονταν κοντά στο μόνιμο μαγνήτη (εικόνα 2-9).



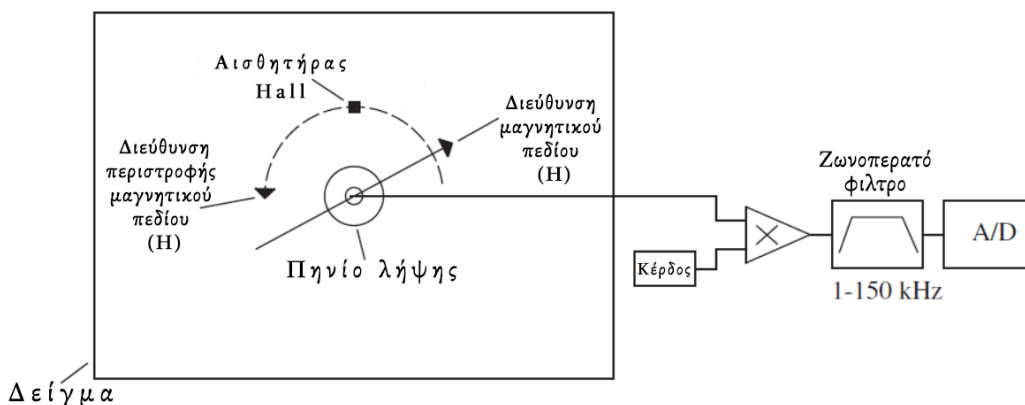


Εικόνα 2-9: Διάταξη αισθητήρα για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen μέσω περιστροφής της μαγνητικής ροής [204].

Η χρήση του μόνιμου μαγνήτη καθιστούσε μη αναγκαία την παροχή ρεύματος, με αποτέλεσμα οι απαιτήσεις ισχύος της διάταξης να είναι περιορισμένες.

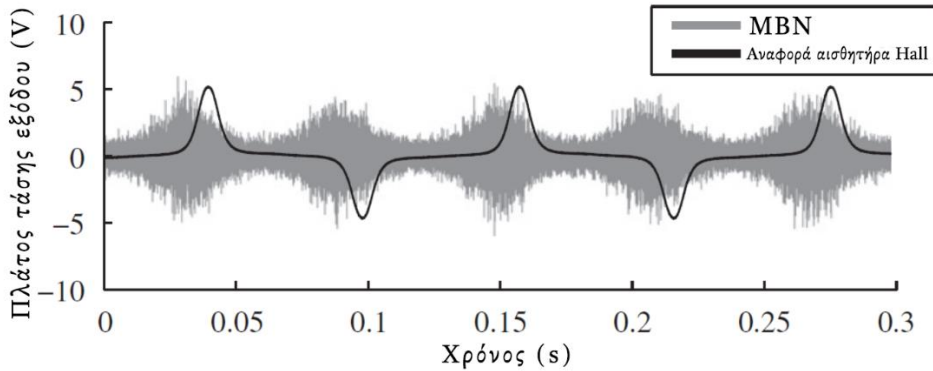
### 2.3.5 Μέθοδος μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, μέσω συνεχούς περιστροφής του μαγνητικού πεδίου (Continuous Rotational Barkhausen Method, CRBM)

Οι Carlidas-Morgan et al. [200] πρότειναν τη μέθοδο αυτή για τον προσδιορισμό του εύκολου άξονα μαγνήτισης, σε δείγματα φερριτικού ανοξειδωτού χάλυβα (ferrite stainless steel). Ο αισθητήρας (εικόνα 2-10) δεν απαιτούσε την παρουσία ηλεκτρομαγνήτη, αλλά την ύπαρξη ενός σιδηρομαγνητικού πυρήνα, στα άκρα του οποίου βρίσκονταν δύο μόνιμοι μαγνήτες νεοδημίου. Η διάταξη σιδηρομαγνητικού πυρήνα - μαγνητών νεοδημίου ήταν κατάλληλα τοποθετημένη στον προτεινόμενο αισθητήρα, ώστε να παρέχει τη δυνατότητα περιστροφής της, χωρίς να έρχεται σε επαφή με το εκάστοτε εξεταζόμενο δείγμα. Η συχνότητα περιστροφής της διάταξης ήταν 8,5 Hz, έτσι ώστε να δημιουργείται το περιστρεφόμενο μαγνητικό πεδίο. Ένα πηνίο λήψης, το οποίο είχε περιελιχθεί στο κέντρο της απόστασης που ορίζονταν από τα άκρα του σιδηρομαγνητικού πυρήνα, μετρούσε το μαγνητικό θόρυβο Barkhausen. Ταυτόχρονα, ένας αισθητήρας Hall μετρούσε τις διακυμάνσεις του μαγνητικού πεδίου στην επιφάνεια του υπό εξέταση δείγματος. Τα δεδομένα του θεωρούνταν ως οι τιμές αναφοράς της μεθόδου.



Εικόνα 2-10: Διάταξη μαγνητικού αισθητήρα συνεχούς περιστροφής του μαγνητικού πεδίου για τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [200].

Η απόκριση του μαγνητικού θορύβου σχετίζονταν άμεσα με τη συνεχή περιστροφή, κατά 360°, του σιδηρομαγνητικού πυρήνα (εικόνα 2-11) και κατ' επέκταση με τη μαγνητική ανισοτροπία των δειγμάτων. Συνεπώς, οι γωνίες περιστροφής, στις οποίες το πλάτος του θορύβου Barkhausen λάμβανε τις μέγιστες τιμές του, αποτελούσαν τις διευθύνσεις του εύκολου άξονα μαγνήτισης.



**Εικόνα 2-11:** Τυπικά σήματα εξόδου μαγνητικού αισθητήρα συνεχούς περιστροφής του μαγνητικού πεδίου, με σκοπό τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [200].

#### 2.4 Μετρήσιμες παράμετροι της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

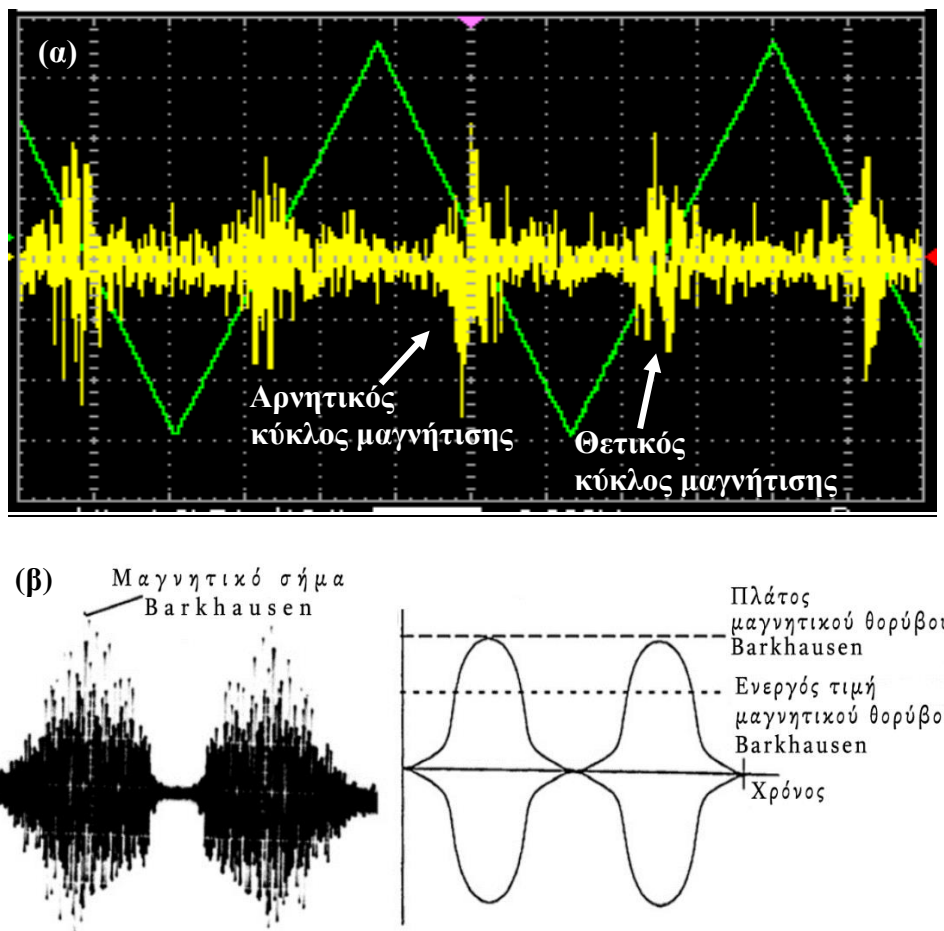
Όπως θα αναλυθεί και στη συνέχεια του κεφαλαίου αυτού, η απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen επηρεάζεται σημαντικά από τα μικροδομικά χαρακτηριστικά του υπό εξέταση υλικού. Υπάρχει ένας μη ευκαταφρόνητος αριθμός δημοσιεύσεων, στις οποίες αναφέρεται η ταυτόχρονη επίδραση περισσοτέρων του ενός μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου [207 - 224]. Συνεπώς, η προσέγγιση της επίδρασης του εκάστοτε μικροδομικού χαρακτηριστικού στο μετρούμενο μαγνητικό σήμα αποτελεί μια πρόκληση.

Για το λόγο αυτό, από το χρονικά μεταβαλλόμενο μαγνητικό θόρυβο Barkhausen (εικόνα 2-12), εξάγονται διάφορες παράμετροι, οι οποίες στη συνέχεια συγκρίνονται με τις ιδιότητες και τα μικροδομικά χαρακτηριστικά του υλικού που μελετάται. Η ενεργός τιμή του μαγνητικού θορύβου (magnetic Barkhausen noise's root mean square,  $MBN_{RMS}$ ) [30, 37, 41, 43 - 44, 47, 52, 55 - 56, 59, 62, 68, 73, 75 - 76, 80 -84, 88, 91 - 92, 97 - 101, 104, 107, 109 - 113, 116 - 117, 119 - 120, 123 - 124, 127 - 128, 131 - 135, 140 - 141, 146 - 147, 154, 163, 166, 169 - 170, 173 - 174, 179 - 180, 182, 186, 188, 192 - 193], το μέγιστο πλάτος του μετρούμενου μαγνητικού σήματος (magnetic Barkhausen noise's maximum amplitude,  $MBN_{AMPLITUDE}$  ή  $MBN_{INDENSITY}$ ) [5, 59 - 60, 75, 89, 108, 117 - 118, 131, 134, 125, 151, 153, 157, 162, 165, 206], καθώς επίσης και οι αντίστροφες τιμές αυτών, έχουν χρησιμοποιηθεί από πολλούς ερευνητές, για την ερμηνεία του μαγνητικού σήματος Barkhausen.

Η ενεργός τιμή του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ορίζεται από τη μαθηματική έκφραση [68]:

$$MBN_{RMS} = \left[ \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (V_i)^2 \right] \quad (2-1)$$

όπου,  $V$  είναι οι τιμές της τάσεως εξόδου και  $N$ , ο αριθμός των σημείων δειγματοληψίας.

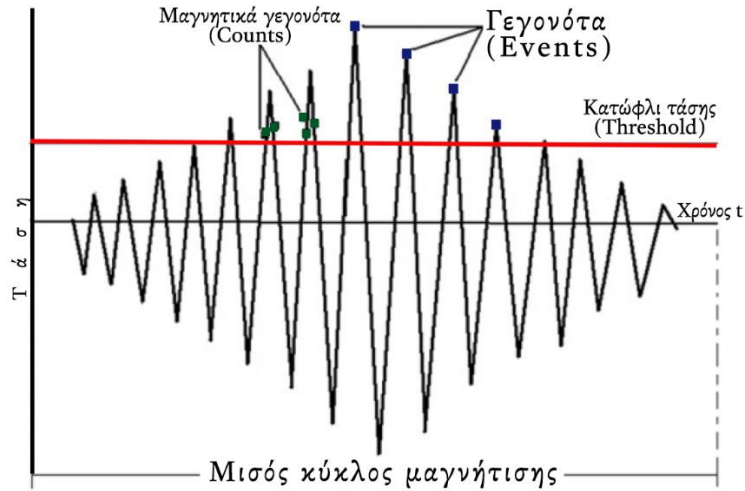


**Εικόνα 2-12:** (α) Τυπική μορφή του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως προς το χρόνο (κίτρινη κυματομορφή), για ένα τριγωνικό σήμα εισόδου (πράσινη κυματομορφή). Στην εικόνα σημειώνεται η απόκριση του μαγνητικού θορύβου για το θετικό (positive magnetization cycle) και αρνητικό κύκλο μαγνήτισης (negative magnetization cycle). (β) Μαγνητικές παράμετροι που προκύπτουν από τη γραφική παράσταση του σήματος Barkhausen ως προς το χρόνο.

Το σήμα του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως προς το χρόνο, μπορεί να αναλυθεί, μέσω κατάλληλων λογισμικών (MATLAB<sup>®</sup>, LabView<sup>®</sup>) και να προκύψει ένα σύνολο επιπρόσθετων μαγνητικών παραμέτρων [110]. Συγκεκριμένα, ο γεωμετρικός τόπος των σημείων πάνω από ένα κατώφλι δυναμικής ενέργειας, δηλαδή πάνω από μια ελάχιστη τιμή τάσεως (threshold) θεωρείται ότι περιλαμβάνει μαγνητικά γεγονότα (counts), ενώ οι κορυφές του μαγνητικού σήματος χαρακτηρίζονται ως γεγονότα (events) (εικόνα 2-13).

Η τιμή της κατώτατης τιμής της τάσεως ορίζεται εκ των προτέρων από το χρήστη και είναι δυνατό να διαφέρει μεταξύ των διαφόρων τύπων του χάλυβα. Με τον τρόπο αυτό αυξάνεται η ευαισθησία της ανάλυσης του μαγνητικού σήματος ως προς την κάθε μαγνητική παράμετρο και η συσχέτιση των μαγνητικών τιμών με τα ενδογενή χαρακτηριστικά του δείγματος είναι περισσότερο αξιόπιστη.

Επιπλέον, οι τιμές της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου (magnetic Barkhausen noise's energy, MBN<sub>ENERGY</sub>) [20 - 21, 23 - 27, 38, 42, 46, 50 - 52, 74, 76, 78, 85, 87, 90, 102, 105, 143 - 144, 150, 200] έχουν χρησιμοποιηθεί κατά κόρον για να αποσαφηνίσουν την ανισότροπη συμπεριφορά των μαγνητικών ιδιοτήτων σε ένα πολυκρυσταλλικό υλικό.



**Εικόνα 2-13:** Αναπαράσταση μαγνητικών παραμέτρων, οι οποίες προκύπτουν από την επεξεργασία του μαγνητικού σήματος Barkhausen ως προς το χρόνο [110].

Η ενέργεια του μαγνητικού θορύβου ορίζεται ως το εμβαδό της περιοχής που περικλείεται μεταξύ του άξονα του χρόνου και της κυματομορφής του τετραγώνου της τάσεως εξόδου,  $V_{out}$  (σήμα του μαγνητικού θορύβου). Η μαθηματική έκφραση της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου δίνεται από τη σχέση [20, 148, 338]:

$$MBN_{ENERGY} = \sum_{events} \int V_{out}^2 dt \quad (2-2)$$

Όπως απέδειξαν οι Alessandro et al. [243], ο ρυθμός μεταβολής της μαγνητικής ροής ( $d\Phi/dt$ ) είναι ανάλογος με τη μετρούμενη τάση εξόδου του μαγνητικού θορύβου. Συνεπώς, αν θεωρήσουμε ως  $A$ , τον συντελεστή αναλογίας τους (proportionality factor), τότε η εξίσωση (2-2) γράφεται ως ακολούθως:

$$MBN_{ENERGY} = \sum_{events} A \int \left(\frac{d\Phi}{dt}\right)^2 dt \quad (2-3)$$

Χρειάζεται να σημειωθεί ότι, η εξίσωση (2-3) είναι προσεγγιστική, καθώς έχουν γίνει οι εξής παραδοχές: πρώτον, τα εσωτερικά πεδία που δημιουργούνται, εξαιτίας της εφαρμογής του πεδίου, είναι αμελητέα και δεύτερον, πιθανά φαινόμενα απομαγνήτισης εξαλείφονται, μέσω της απ' ευθείας σύζευξης (coupling) των μαγνητικών δυναμικών γραμμών (μαγνητική ροή) με το σιδηρομαγνητικό δείγμα, λόγω χρήσης ηλεκτρομαγνήτη.

Εφ' όσον το σιδηρομαγνητικό υλικό είναι πολυκρυσταλλικό, αποτελείται από ένα πεπερασμένο πλήθος μαγνητικών περιοχών. Αν το μεγαλύτερο ποσοστό των περιοχών αυτών χαρακτηρίζεται από έναν κοινό εύκολο άξονα μαγνήτισης (δηλαδή οι περιοχές εμφανίζουν έναν εύκολο άξονα μαγνήτισης, ο οποίος είναι προσανατολισμένος σε μια κοινή διεύθυνση, ενώ το διάνυσμα της μαγνήτισης παρουσιάζει τυχαίους προσανατολισμούς στις υπόλοιπες περιοχές) τότε μπορεί να καθοριστεί μια διεύθυνση που να αντιπροσωπεύει τον εύκολο άξονα μαγνήτισης. Αν το εξωτερικό πεδίο  $\mathbf{H}$  εφαρμοστεί υπό γωνία  $\theta$ , με τον εύκολο άξονα μαγνήτισης, τότε η συνιστώσα του πεδίου  $H_{\parallel} = H \cdot \cos\theta$  είναι υπεύθυνη για την κίνηση των  $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων, καθώς αυτά θα προσανατολιστούν με το διάνυσμα της μαγνήτισης. Η εξίσωση (2-3) διαμορφώνεται ως εξής:

$$MBN_{ENERGY} = \sum_{events} A \int (H_{\square} - H_c) d\Phi \quad (2-4)$$

όπου  $H_c$  το συνεκτικό πεδίο.

Θεωρώντας  $\Phi = \mathbf{B} \cdot \mathbf{S} = \mu \mathbf{H}_{\parallel} \cdot \mathbf{S}$ , όπου  $\mathbf{B}$  η μαγνητική επαγωγή,  $\mathbf{S}$  το εμβαδό της επιφάνειας που διαπερνούν οι δυναμικές γραμμές και  $\mu$  η μαγνητική διαπερατότητα του υλικού, η εξίσωση (2-4) γράφεται:

$$MBN_{ENERGY} = \sum_{events} A \int \mu (H_{\square} - H_c) dH_{\square} \quad (2-5)$$

Το άθροισμα της εξίσωσης (2-5) μπορεί να αναλυθεί σε δύο παράγοντες: έναν που να αφορά τις μαγνητικές περιοχές που συνεισφέρουν στον εύκολο άξονα της μαγνήτισης και έναν που να αφορά τις μαγνητικές περιοχές που δεν συμβάλουν στην ανιστροπική συμπεριφορά του σιδηρομαγνητικού υλικού (form angular independent background). Αν στο υλικό εφαρμοστεί ένα μεταβαλλόμενο μαγνητικό πεδίο, τέτοιο ώστε  $\mathbf{H}_{\parallel} < \mathbf{H}_c$ , η μαθηματική διατύπωση της σχέσης (2.5) διαμορφώνεται ως εξής:

$$MBN_{ENERGY} = \sum_{easy\ axis} \left[ A_{e.a.} \int_{H_c}^{H_{\square}} \mu_{e.a.} (H_{\square} - H_{ce}) dH_{\square} \right] + \sum_j \left[ A_j \int_{H_c}^{H_{\square}} \mu_j (H_{\square j} - H_{cj}) dH_{\square j} \right] \quad (2-6)$$

όπου,  $A_e$  και  $A_j$  είναι σταθερές που αφορούν τις μαγνητικές περιοχές που συνεισφέρουν ή όχι στη μαγνητική ανιστροπία του υλικού, αντίστοιχα,  $\mu_e$  είναι η μαγνητική διαπερατότητα των μαγνητικών γεγονότων που οφείλονται στην μη-αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, συνεισφέροντας στον εύκολο άξονα μαγνήτισης και  $\mu_j$  η μαγνητική διαπερατότητα που χαρακτηρίζει την υπόλοιπη μαγνητική δραστηριότητα του θορύβου Barkhausen (MBN background).

Αντικαθιστώντας με  $H_{\parallel} = H \cdot \cos\theta$  και λύνοντας τα ολοκληρωματικά αθροίσματα προκύπτει:

$$MBN_{ENERGY} = \alpha \cdot \cos^2\theta + \alpha' \cdot \cos\theta + \beta \quad (2-7)$$

$$\mu_e \quad \alpha = \sum_{easy\ axis} A_{e.a.} \mu_{e.a.} \left( \frac{H_{e.a.}^2}{2} \right) \quad (2-8)$$

$$\alpha' = \sum_{easy\ axis} A_{e.a.} \mu_{e.a.} H_{ce} H_{e.a.} \quad (2-9)$$

$$\beta = \sum_j A_j \mu_j \left[ \frac{H_j^2}{2} \cos^2\theta_j - H_{cj} \cos\theta_j \right] \quad (2-10)$$

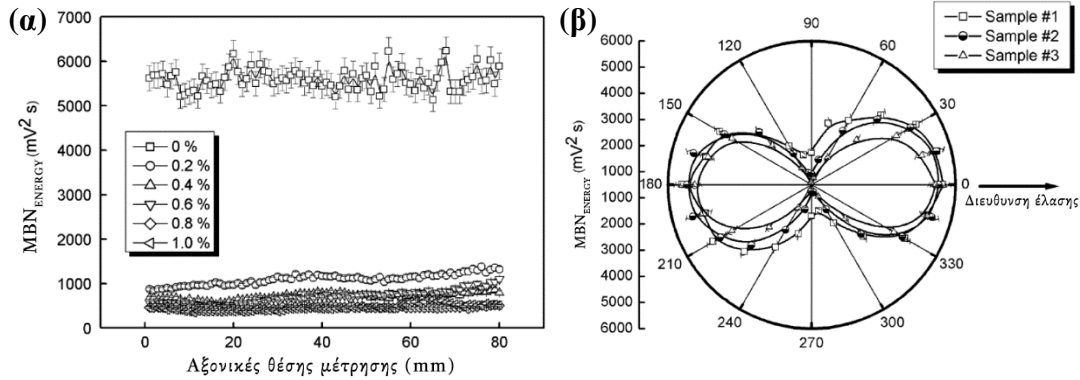
Σύμφωνα με τους Alessandro et al. [243] ο συντελεστής  $\alpha'$  (εξίσωση 2-9) θεωρείται αμελητέος, συγκριτικά με τους  $\alpha$  και  $\beta$ , οπότε η (2-7) αναδιαμορφώνεται:

$$MBN_{ENERGY} = \alpha \cdot \cos^2\theta + \beta \quad (2-11)$$

Αν το πεδίο  $\mathbf{H}$  εφαρμόζεται υπό γωνία  $\theta$  ως προς μια τυχαία διεύθυνση (π.χ. άξονας έλασης, άξονας εφελκυστικής φόρτισης κ.α.), η οποία σχηματίζει γωνία  $\varphi$  με τον άξονα της εύκολης μαγνήτισης, τότε η παραπάνω εξίσωση λαμβάνει την ακόλουθη μορφή [24, 26, 87,143]:

$$MBN_{ENERGY} = \alpha \cdot \cos^2(\theta - \varphi) + \beta \quad (2-12)$$

Συνεπώς, η κατευθυντική εξάρτηση των ιδιοτήτων του σιδηρομαγνητικού υλικού αναπτύσσει έναν προτιμητέο κρυσταλλογραφικό ιστό ανάπτυξης (crystallographic texture), με αποτέλεσμα την εμφάνιση του εύκολου άξονα μαγνήτισης (magnetic easy axis) (εικόνα 2-14).



**Εικόνα 2-14:** (α) Συσχέτιση τιμών της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου Barkhausen με το ποσοστό παραμόρφωσης σε δείγματα AISI 1070 χάλυβα. (β) Προσδιορισμός του εύκολου άξονα μαγνήτισης σε δείγματα AISI 1070 που χαρακτηρίζονται από διαφορετικά ποσοστά παραμόρφωσης [51].

Από το πολικό διάγραμμα της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου (εικόνα 2-14(β)) μπορούν να προσδιοριστούν οι παράμετροι  $\alpha$  και  $\beta$  της εξίσωσης (2-12). Η παράμετρος  $\alpha$  σχετίζεται με την ανισότροπη συμπεριφορά της μαγνητικής δραστηριότητας, εξαιτίας της μη-αντιστρεπτής κίνησης των 180° μαγνητικών τοιχωμάτων. Ο εύκολος άξονας μαγνήτισης διαμορφώνεται από την προαναφερόμενη συνδυαστική μετακίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Αντιστοίχως, η παράμετρος  $\beta$  αντιπροσωπεύει την ισότροπη συμπεριφορά της μαγνητικής δραστηριότητας [38, 46, 51].

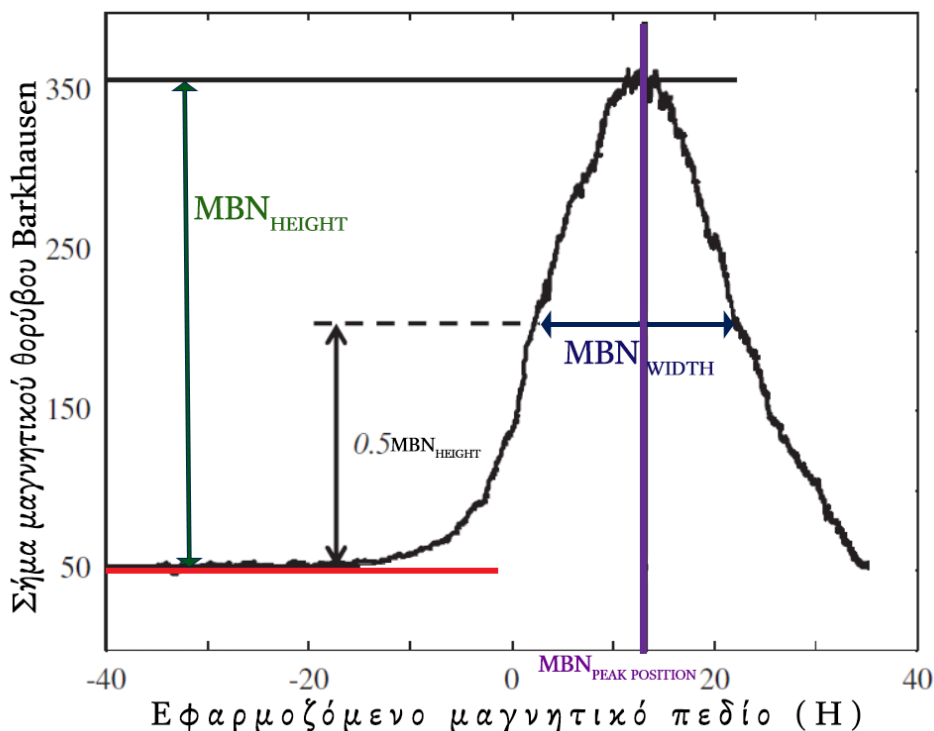
Μια χρήσιμη παράμετρος, για τη μελέτη της μαγνητικής ανισοτροπίας, αποτελεί ο συντελεστής ανισοτροπίας,  $k$  (anisotropy coefficient) [38, 51, 143, 144, 198]:

$$k = \frac{\text{μέγιστη τιμή } MBN_{ENERGY}}{\text{ελάχιστη τιμή } MBN_{ENERGY}} = \frac{\alpha + \beta}{\beta} \quad (2-13)$$

όπου η μέγιστη τιμή της μαγνητικής ενέργειας του θορύβου προκύπτει από την τιμή που λαμβάνει ο θόρυβος στη διεύθυνση του εύκολου άξονα μαγνήτισης, ενώ η ελάχιστη τιμή του θορύβου ταυτίζεται με την τιμή που λαμβάνει ο θόρυβος στην κάθετη διεύθυνση ως προς τον άξονα της εύκολης μαγνήτισης.

Ένα πλήθος μελετητών λαμβάνουν υπόψη τους, εκτός από τις παραπάνω παραμέτρους και τη μεταβολή του θορύβου Barkhausen, ως προς το επιβαλλόμενο

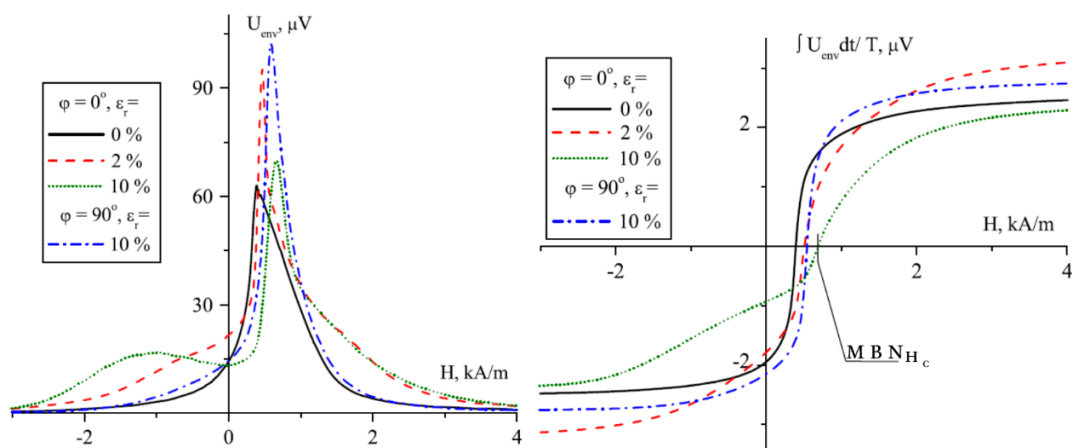
μαγνητικό πεδίο, για την ποιοτική μελέτη των ιδιοτήτων ενός υλικού που εμφανίζει σιδηρομαγνητική συμπεριφορά. Η γραφική παράσταση MBN-H αναφέρεται ως προφίλ ή φάκελος του μαγνητικού θορύβου (magnetic Barkhausen noise's envelope,  $MBN_{ENVELOPE}$ ) [22, 30 - 34, 36, 70, 63, 65, 76, 80, 87, 92 - 93, 100 - 101, 106, 136, 122, 124 - 125, 129, 139, 152, 155, 176, 183, 185, 188, 200]. Από αυτή εξάγονται οι εξής παράμετροι: το ύψος της κορυφής ( $MBN_{HEIGHT}$ ) [32 - 33, 36 63, 66, 76, 87, 101, 122, 168, 176 - 177, 181 - 182, 185, 188], το πλάτος της κορυφής ( $MBN_{WIDTH}$ ) [36, 63, 106, 181 - 182] και η θέση της κορυφής ( $MBN_{PEAK POSITION}$ ) [36, 63, 65, 73, 104, 136, 129, 176, 164, 167, 177, 181 - 183] του φακέλου (εικόνα 2-15).



**Εικόνα 2-15:** Ενδεικτικό προφίλ ή φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (envelope of the magnetic Barkhausen noise), στον οποίο αναπαρίστανται οι μαγνητικές παράμετροί του.

Πρόσφατα, οι Stupakov et al. [132, 133, 135, 240] πρότειναν τη χρήση του βρόχου του μαγνητικού θορύβου (MBN loop), για τη μελέτη της μαγνητικής ανισοτροπίας σε σιδηρομαγνητικά δείγματα χάλυβα. Ο βρόχος του θορύβου Barkhausen ορίζεται από το ολοκλήρωμα της τάσης εξόδου του θορύβου ως προς το χρόνο συναρτήσει του εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου (εικόνα 2-16). Οι βρόχοι του μαγνητικού θορύβου, όπως θα αναλυθεί στο επόμενο κεφάλαιο, εμφανίζουν αρκετές ομοιότητες με τους αντίστοιχους βρόχους μαγνητικής υστέρησης (magnetic hysteresis loops). Ωστόσο, το πλάτος τους δεν είναι κανονικοποιημένο ως προς τον ψ-άξονα και οι τιμές που λαμβάνουν εξαρτώνται άμεσα από τις συνθήκες της μέτρησης.

Συνεπώς, μια ευσταθής παράμετρος που προκύπτει από το βρόχο του θορύβου Barkhausen είναι το συνεκτικό πεδίο του μαγνητικού θορύβου ( $MBN_{COERCIVITY}$  ή  $MBN_{H_C}$ ). Η τιμή αυτής της μαγνητικής παραμέτρου ορίζεται ως η τομή του βρόχου του θορύβου Barkhausen με τον άξονα του πεδίου (εικόνα 2-16).



**Εικόνα 2-16:** (α) Φάκελοι του μαγνητικού θορύβου Barkhausen σε δείγματα χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, τα οποία παρουσιάζουν διαφορετικά ποσοστά παραμόρφωσης και (β) οι αντίστοιχοι βρόχοι μαγνητικού θορύβου Barkhausen στους οποίους απεικονίζεται η μαγνητική παράμετρος του συνεκτικού θορύβου Barkhausen. Οι μετρήσεις έχουν πραγματοποιηθεί παράλληλα ( $\varphi=0^\circ$ ) και κάθετα ( $\varphi=90^\circ$ ) στη διεύθυνση της παραμόρφωσης.

## 2.5 Είδη χάλυβων που έχουν μελετηθεί με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

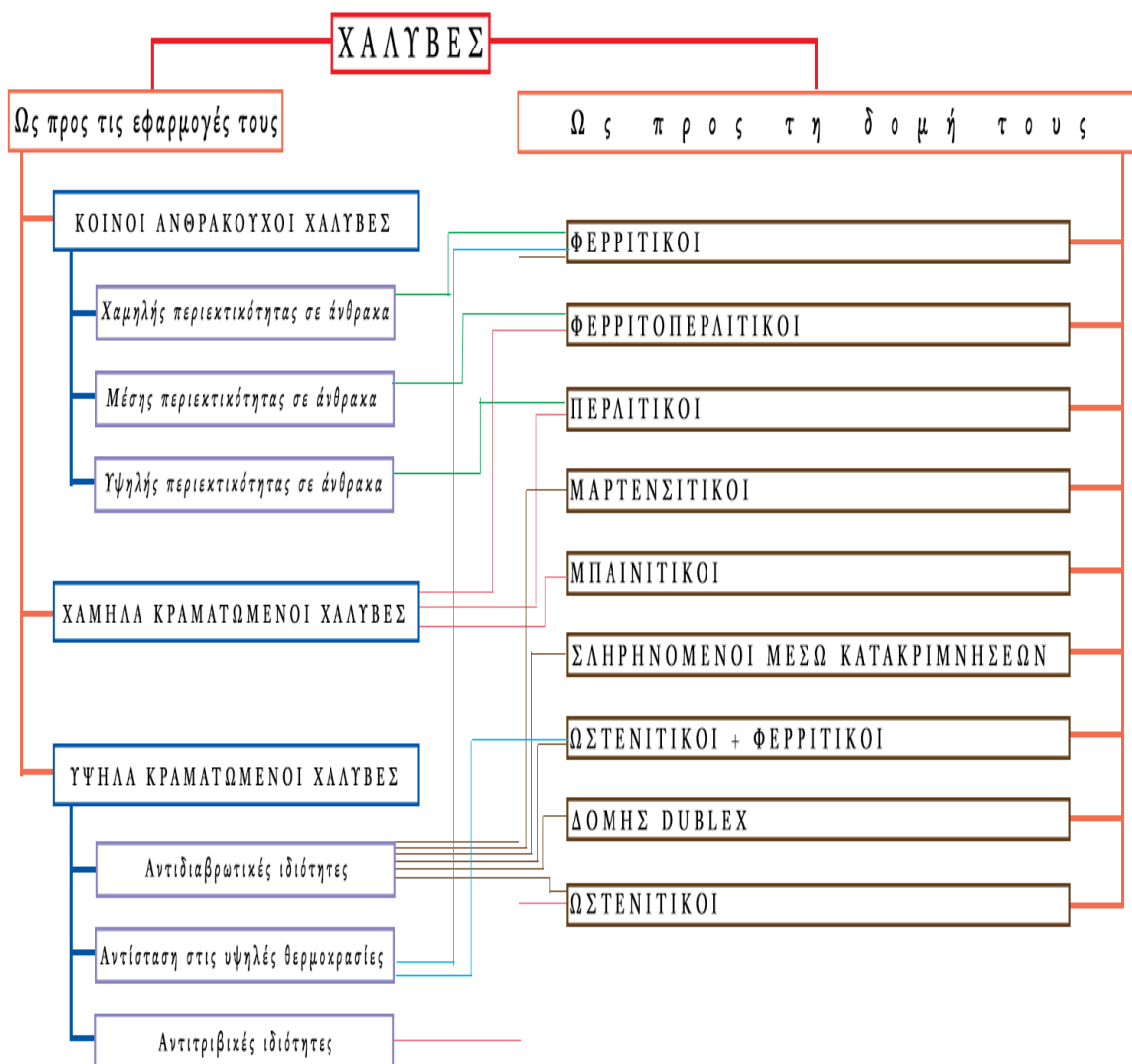
Ο σίδηρος, ως καθαρό μέταλλο, παρουσιάζει μειωμένη μηχανική απόκριση εν συγκρίσει με τα κράματά του. Με την προσθήκη άνθρακα, ενισχύονται σημαντικά οι ιδιότητές του. Το κράμα σιδήρου-άνθρακα (χάλυβας), λόγω της αλλοτροπίας του σιδήρου, όταν υποστεί προεπιλεγμένη σειρά θερμικών κατεργασιών, μετασχηματίζεται και αποτελείται από φάσεις (είτε εντός, είτε εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας) ή/και μικροδομικά συστατικά, τα οποία παρουσιάζουν διακριτή σιδηρομαγνητική συμπεριφορά [10-14].

Επιγραμματικά, οι μαγνητικές φάσεις του χάλυβα είναι οι ακόλουθες: ο φερρίτης, ο αλλοτριόμορφος φερρίτης, ο ανώτερος μπαινίτης, ο κατώτερος μπαινίτης και ο μαρτενσίτης [15]. Ως μαγνητικά μικροδομικά συστατικά απαντώνται ο περλίτης και ο τροοστήτης. Αντίθετα, ο ωστενίτης αποτελεί παραμαγνητική φάση του χάλυβα και ο σεμεντίτης, ως καρβίδιο χαρακτηρίζεται, από πολλούς, ως μη-μαγνητικό [15].

Απαίτηση των μαγνητικών μετρήσεων είναι, το υπό εξέταση σιδηρομαγνητικό κράμα χάλυβα να εμφανίζει σιδηρομαγνητική συμπεριφορά, να περιέχει δηλαδή τουλάχιστον μία μαγνητική φάση ή ένα μαγνητικό μικροδομικό συστατικό [15]. Στην εικόνα 2-17 παρουσιάζονται, συνοπτικά, οι κατηγορίες στις οποίες διακρίνονται οι χάλυβες, ως προς την εμπορική ονομασία τους και το μικροδομικό ιστό που τους χαρακτηρίζει. Οι χάλυβες αυτοί έχουν ένα πλήθος λειτουργικών εφαρμογών, όπως στις αυτοβιομηχανίες, στη ναυπήγηση πλοίων, στα δομικά στατικά μέρη αεροσκαφών, σε βιομηχανίες σωλήνων μεταφοράς φυσικού αερίου και πετρελαίου, στην κατασκευή σιδηροτροχιών κ.α.

Στον πίνακα 2-1 παρατίθενται συνοπτικά τα διάφορα είδη χάλυβα στα οποία έχει εφαρμοστεί εργαστηριακά, σε επίπεδα κυρίως δείγματα, η μέθοδος του μαγνητικού θορύβου, μέσω των υπάρχοντων εργαστηριακών ηλεκτρονικών διατάξεων και εμπορικών αισθητήρων. Στον ίδιο πίνακα παρατίθενται τα τυπικά χαρακτηριστικά του αισθητήρα που χρησιμοποιήθηκε, οι μετρήσιμες παράμετροι που επιλέχθηκαν και τέλος, οι ιδιότητες που προσδιορίστηκαν.





Εικόνα 2-17: Κατηγορίες του χάλυβα, ως προς τις εφαρμογές του και το μικροδομικό ιστό του.

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										Steel
[49]	envelope	surface	single			band-pass (1k-100k)	1000		√	√								carbon steel
[117]	envelope	bulk		sinusoidal	0.5Hz					√	√				√		√	electrical steel
	envelope		single	sinusoidal	10Hz					√	√				√		√	
	counts, rms	surface	single	triangular	10Hz					√	√				√		√	
[118]	counts, rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (4k – 21k)	600	5000	√		√						√	rails
[61]	energy	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1k – 400k)	171	300		√							√	low carbon steel
[121]	MBN loop BN H <sub>c</sub>	surface	single	sinusoidal	25Hz, 50Hz, 100Hz	band-pass digital (2-50k)				√	local surface anisotropy							Grain-Oriented Electrical Steel, Non-Oriented Electrical Steel
[122]	envelope MBN <sub>peak</sub> MBN <sub>amplitude</sub>	surface	single	sinusoidal	1Hz	high-pass (5k)		20					√	√				high alloy steel, 9Cr-1Mo
[171]					45Hz 125Hz				√	√			√	√			√	hardened steel 18CrNiMo7-6 (EN10084) low alloyed hot-rolled steel →*Bending*

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE	
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[83]	rms	bulk	double	sinusoidal	50Hz				√	√		√							Grain-Oriented Electrical Steel, high permeability grain oriented electrical steel → *Ball Scribing*
[77]	envelope	bulk			0.05Hz	band-pass (200 - 50k)				√								√	high purity iron (99.99%) unalloyed steel (0.8%C & 1.5%C)
											microstructure-cementite + DW								
[119]	rms	surface	single	sinusoidal	125Hz				√	√			√					√	ferritic /martensitic alloy HT-9 (12Cr-1MoVW)
[59]	counts, rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (4k – 21k)	600	5000	√		√							√	rails
[62]	MBN <sub>peak position</sub> MBN <sub>height</sub> rms	surface	single	sinusoidal	5Hz 10Hz 20Hz	band-pass (1k – 100k)		1000		√		microstructure – martensite or bainite volume fraction							SAE 4140 SAE 6150
[123]	rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (0.3k – 38k)				√	√								Transformation Induced Plasticity Steel (TRIP 700)

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN					N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[84]	envelope rms power spectrum	bulk	double		1Hz	4 <sup>th</sup> order Butterworth high pass (100Hz)		200							√		Non-Oriented Electrical Steel	
[60]	counts, rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (4k – 21k)	600	5000	√		√					√	rails	
[120]	rms FWHM	surface	single	sinusoidal	60Hz	band-pass (70k – 200k)											Stainless steel AISI301	
[158]	self-organized map									√	√		√				0.06%C , 0.50%C, 0.70%C	
[179]	rms magnetizing voltage sweeps				20Hz 30Hz 60Hz 125Hz					√		√					hardened steels: 34CrNiMo6 (rod sample), 42CrMo4 (rod sample)	
[169]	rms MBN <sub>peak</sub>	surface			100Hz	band-pass (70-200k)			√		√	√			√		bearing steel: AISI 52100 →*Grid ability*	
[180]	rms MBN <sub>peak</sub>				30Hz 125Hz	band-pass (70-200k)				√		√	√				laser irradiated 18CrNiMo7-6 (EN 10084), 34CrNiMo6 42CrMo4	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										
[115]		surface	single	sinusoidal	15Hz					√	fatigue							100Cr6
[193]	rms				125Hz	band-pass (70-200k)				√		√					√	hardened & tempered steel: low-alloyed hot-rolled steel
		bending & tensile-compressive loading																
[170]	rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1k-100k)				√	detect the occurrence of a martensite transformation							Fe-32%Ni-0.3%C
		bulk	no	no	no	no	no	1000		√								
[136]	envelope MBN <sub>position</sub> intensity	surface	open loop	triangular	0.5Hz			200		√							√	high chromium tempered martensite ferritic steel: P91
	monitoring tempering process																	
[242]	envelope rms power spectrum	bulk	no	sinusoidal	3Hz	band-pass (1k-100k)	yes			√	√							armor wires of riser pipes: ABNT 1060 →*Cycle tension*
		surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1k-100k)				√	√							
[116]	rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1-100k)				√	determine the martensite start (Ms) temperature							cold work tool steel: AISI D2 (bar sample)
[151]	counts									√		√						welded CCSB ship plate

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										
[181]	MBN <sub>peak height</sub> MBN <sub>peak position</sub> MBN <sub>peak width</sub>				45Hz				√	√		√	√					18CrNiMo7-6 (EN 10084)
[182]	rms MBN <sub>amplitude</sub> MBN <sub>peak</sub> MBN <sub>peak position</sub>				125Hz	band-pass (70-200k)				√		√	√					annealed 18CrNiMo7-6 (EN 10084)
[42]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1-150k)				√	√							AISI 1070
[200]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1-150k)				√								ferrite stainless steels: AISI 430 AISI 439 AISI 444
	envelope MBN <sub>energy</sub>		no	rotated ferro-magnetic core	*f <sub>rotation</sub> 8.5Hz			Neodymium permanent magnets placed on the core's opposite ends		√						√		
<i>Continuous Rotational Barkhausen Method (CRBM)</i>																		

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS						EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE	
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy		temp. - annealing
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										steel
[110]	rms events MBN <sub>peak</sub>			sinusoidal	100Hz	band-pass (70k-200k)				√		√						bearing steel: AISI 52100
[41]	rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1-100k)				√	determine the martensite start (Ms) temperature						cold work tool steel: AISI D2 (bar sample)	
[241]	envelope	surface	single			band-pass				√							√	quenched carburized steel: 1011E, 1048NH
[111]	rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass				√							√	Grain-Oriented Electrical Steel
[112]	rms hysteresis loops			sinusoidal	1Hz	band-pass (5k-200k)				√	microstructure						AISI 1020, AISI 1045	
[58]	MBN <sub>peak-to-peak</sub>				50Hz					√		√					√	annealed 35CrMo
research on the MBN sensor																		
[135]	envelope counts, rms MBN <sub>coercivity</sub>	surface	single	triangular	0.2Hz					√	microstructure						EN 54SiCr6	
[113]	envelope rms MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	10Hz	high-pass 1k				√	effect of MBN's high frequency components						API 5L X56	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>												
[192]	envelope rms									√	√				√				√	AISI 1006, AISI 1050, AISI 1070
											carbon content									
[55]	envelope rms	surface	single	triangular	55Hz	band-pass (10k-5M)				√	√	√								austenitic stainless steel 304L
											martensite's volume fraction									
[63]	MBN <sub>energy</sub>	bulk		triangular	5mHz				100	√					√	√				cold-rolled low carbon steel
[237]					125Hz	band-pass (70-200k)														hot-worked tool steel: hardened AISI H13
											preferable cutting path orientation									
[104]	MBN <sub>values</sub> magn. induction	surface	single	sinusoidal	10Hz					√								√		duplex stainless steel: UNS S31803 (after aging)
											σ phase detection									
[132]	envelope MBN <sub>coercivity</sub> rms		single	triangular	0.2Hz	band-pass (2-50k)			1000	√	√									low carbon steel: SS400
[140]	rms	surface								√										Grain-Oriented Electrical Steel
											effect of the CuMnS precipitations									
[141]	rms									√										low carbon, ultra-fine grained steels produced by HPT
											non-destructively examination of the effect of high pressure torsion (HPT) method									
											microstructure									
[142]	MBN <sub>values</sub>	surface			125Hz	band-pass (70-200k)				√		√								welded API 5L X70



PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE	
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[108]	envelope counts MBN <sub>peak height</sub>		single	sinusoidal	20Hz	band-pass (0.1-300k)				√								√	AISI 1060
											evaluation of spheroidization								
[75]	envelope counts, rms	bulk	single							√	√								13HMF
[133]	rms MBN <sub>coercivity</sub> differential μ		single	triangular	0.2Hz	band-pass (2-50k)		1000		√	√								low carbon steel: SS400
[212]	counts, rms MBN <sub>height</sub>				40Hz	band-pass (30-300k)				√		aging / creep							bainitic 5Cr-0.5Mo
[239]	counts, rms				40Hz	band-pass (30-300k)				√		creep							water quenched 9Cr-1Mo
[56]	counts, rms envelope	surface	single	triangular						√	√								armco
[57]	envelope <sub>amplitude</sub>		single		1Hz	Butterworth high-pass (100Hz)		2000		√						√		√	Non-Oriented Electrical Steel
[134]	envelope counts, rms	surface	single	triangular						√	√								armco

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN					N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[76]	envelope rms MBN <sub>peak's amplitude</sub> MBN <sub>energy</sub> envelope <sub>integral</sub>	bulk				band-pass (1k-25k)		50		√							√	low carbon steel
											recovery - recrystallization							
[238]	MBN <sub>energy</sub> MBN <sub>power</sub>					band-pass (3k-100k)				√	magnetization rate (excitation frequency)						ASTM A533 grade B class 1	
[82]	rms	bulk	double	sinusoidal		band-pass (25k-75k)	50	100		√				√				Grain-Oriented Electrical Steel
											flux density							
[109]	envelope rms			sinusoidal	1Hz	band-pass (5k-100k)		300		√	√							Non-Oriented Electrical Steel
[240]	envelope MBN <sub>coercivity</sub> MBN <sub>peak</sub> MBN <sub>energy</sub>	bulk	single		0.5Hz	band-pass (2k-50k)		1000		√	hysteresis loops vs MBN's parameters						Grain-Oriented Electrical Steel	
[178]	power frequency spectrum spectrum intensity time delays									√		√	√					C45
											microstructure							
[175]	MBN <sub>values</sub>									√		√						boiler water wall tubes
											corrosion - erosion							

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										
[176]	MBN <sub>profile</sub> MBN <sub>peak position</sub> MBN <sub>FWHM</sub> MBN <sub>peak height</sub> hysteresis loops	surface			100Hz	band-pass (70-200k)				√		√	√					annealed AISI 1060
[177]	rms MBN <sub>peak height</sub> MBN <sub>FWHM</sub>				100Hz	band-pass (70-200k)				√		√	√					AISI 1060
[157]	Envelope MBN <sub>intensity</sub> hysteresis loops							400	√	√	√							
[206]	MBN <sub>intensity</sub>					band-pass (70-100k)				√	volumetric flaw detection						AISI 1070	
<i>Continuous Magnetic Barkhausen Noise (CMBN)</i>																		
[131]	envelope rms frequency spectrum MBN <sub>jumps</sub>	bulk	single	triangular	0.1Hz - 10Hz	band-pass (2k-70k)				√								low carbon steel: CNS12021

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>												
[40]	power spectrum MBN <sub>intensity</sub>	Surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1k-150k)		1000 1200 1500 2000 3000 4000 5000		√	√									AISI 1050, AISI 1070
[106]	MBN <sub>intensity</sub> envelope MBN <sub>FWHM</sub> differential μ			sinusoidal	20Hz - 90Hz					√	√	tension - torsion						Quenched 12Kh18N10.T		
[107]	rms MBN <sub>peak</sub>			sinusoidal	100Hz					√	√	√							mild steel →*Blasting*	
[45]	flux density		single	triangular						√	influence of non-uniform magnetization							low carbon steel		
[52]	rms MBN <sub>energy</sub> hysteresis loops	surface	single	triangular		band-pass (10-100k)	1000	40		√	microstructure & effect of reduction from cold-rolled						low carbon steel: S15C			
[53]	MBN <sub>intensity</sub> envelope		single	triangular						√	√						√		low carbon steel: CNS12021	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										
[5]	MBN <sub>intensity</sub>									√	√						√	unalloyed ferrite/perlite steels: heat-resistant 15NiCuMoNb5, Fe-Cu-(Ni)
[54]	envelope	surface	single	triangular	0.2Hz - 10Hz					√	depth measurements						En36 gear steel	
[44]	envelope rms	bulk	single		25Hz - 50Hz					√	√							low carbon steel: CSN 12021
[47]	rms	surface	single	sinusoidal	1Hz	band-pass (1-100k)				√	√							ASTM 36
[167]	MBN <sub>intensity</sub> MBN <sub>peak position</sub> envelope				125Hz	band-pass (0.2-1000k)				√	Proeutectoid Ferrite Volume Fraction						cast irons: dual-matrix ductile iron	
[51]	MBN <sub>energy</sub> area of MBN <sub>energy</sub>	surface	single			band-pass (1-100k)				√	√	√				√		AISI 1060 AISI 1070
[73]	envelope rms MBN <sub>peak position</sub> MBN <sub>intensity</sub>	bulk	single		0.5Hz	high-pass (500)	1000	300		√	Ferrite Volume Fraction & mechanical strength						Low alloyed steels with high C content, dual-phase steel	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE	
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[168]	envelope MBN <sub>peak height</sub>		single		50Hz					√				√					reactor pressure vessel steel: SA508-3 (neutron irradiated)
[72]	power spectrum	bulk surface	single single		10Hz			2x200 100		√	√								IF steel
[199]	magnetic field flux induction		single							√							√		Non-Oriented Electrical Steel
[236]	MBN <sub>jumps rms</sub>	surface			40Hz	band-pass (30-300k)				√	√							creep	5Cr-0.5Mo
[69]	envelope MBN <sub>intensity</sub>	bulk	single	triangular	0.5Hz					√	√							creep	P91
[48]			single	sinusoidal	0.6Hz - 3Hz	high-pass (1k) low-pass (100k)				√								MBN <sub>jumps</sub> & carbon content	low carbon steels: AISI 1005 AISI 1020 AISI 1045 AISI 1070
[101]	envelope rms MBN <sub>jumps</sub> MBN <sub>peak height</sub>	surface	single	sinusoidal	125Hz	band-pass (0.1-1000k)				√			√					microstructure	quenched SAE 5140 →*Tempering*
[102]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	75Hz	band-pass				√								fatigue	structural steel: S355J2G3

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										
[156]	envelope rms hysteresis loops									√								low carbon steel (ring & window shape)
[38]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	1Hz	band-pass (1-100k)				√		√				√		ASTM 36
[103]	envelope rms	surface	single	sinusoidal	125Hz	band-pass (0.1-1000k)				√		√						dual-phase steel: AISI 8620
[190]	MBN <sub>values</sub>				120Hz	band-pass (70-200k)				√		√						Plane carbon steel
	MBN <sub>energy</sub>						1100	450		√	lift-off independence							Non-Oriented Electrical Steel (no easy axis)
		surface	single				478	500									√	
[68]	rms hysteresis loops	bulk						400		√								Non-Oriented Electrical Steel
[39]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (1-100k)				√		√				√		AISI 1050

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										steel
[36]	envelope MBN <sub>peak height</sub> MBN <sub>FWHM</sub> MBN <sub>peak position</sub>	surface	single	triangular	0.2Hz	band-pass (3-100k)				√	√							AISI 4140
[43]	envelope rms hysteresis loops	surface	single					2000		√	√							low carbon steel: CNS 12013 (window & strip)
[46]	MBN <sub>energy</sub> hysteresis loops	surface	single	sinusoidal	1Hz	band-pass (1-100k)				√	√				√	anisotropy parameters $\alpha$ & $\beta$		ASTM 36
[104]	envelope rms MBN <sub>peak position</sub>	surface	single	sinusoidal	125Hz					√			√					AISI 1040, AISI 4140
[50]	rms MBN <sub>energy</sub> FFT	surface	single	triangular	1Hz	band-pass (10-200k)				√						% cold rolling		austenized low carbon steel
[67]	rms hysteresis loops	bulk	single					5000		√			√					maraging steel: M250 →*Aging*
[105]	counts MBN <sub>energy</sub> MBN <sub>events</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)		360		√		√				√		mild steel
[166]	counts, rms MBN <sub>pulse height</sub>									√						Creep & microstructure		9Cr-1Mo



PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>												
[174]	counts, rms									√				√						aged 5Cr-0.5Mo
[235]	rms									√										Non-Oriented Electrical Steel
[234]	MBN <sub>values</sub>									√			√							automotive steel: 38MnSiVS6, cast iron
[233]	MBN <sub>peak height rms</sub>									√										welded tube steels, 9Cr-1Mo
[213]	rms	surface	single			band-pass (100k-2M)		150		√			√							armco →*Fatigue*
[35]	envelope	surface	single	triangular	0.2Hz	high-pass (0.5k)		16000		√	√	√	√	√						hardened AISI 3412
[81]	rms	bulk	double	triangular	50Hz	4 <sup>th</sup> Butterworth high-pass (3.5k)		1500		√	MBN response							Grain-Oriented Electrical Steel		
	hysteresis loops	bulk	double	sinusoidal	25Hz 50Hz 75Hz						B-H loops vs F <sub>excitation</sub> B-H loops vs flux density							film amorphous alloy: Metaglas 2605SC		
<i>adaptive automated feedback system for MBN measurement</i>																				

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>												
[155]	envelope rms	surface	single		0.2Hz 125Hz	high-pass (1k) band-pass (70-200k)					√	√	√							E36
[130]	rms	surface	single	triangular							√	F <sub>excitation</sub>							ferrite steels	
[100]	MBN response rms hysteresis loops	surface	single	sinusoidal	2Hz	band-pass (10-100k)				√	√	microstructure-depth below surface							hardened Fe-C rods (martensite's surface layer & ferrite/perlite core)	
[149]	MBN <sub>parameter</sub>	surface	single								√		√							welded mild steel
[98]	rms hysteresis loops	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (0.3-35k)					√	Ferrite Volume Fraction							duplex stainless steel: SAF 2507	
[33]	envelope MBN <sub>peak height</sub>	surface	single	triangular	0.2Hz	band-pass (3-100k)		16000			√	Depth of decarburization layer							wear-resistant steel	
[188]	rms MBN <sub>peak height</sub> envelope	surface	single	triangular	0.2Hz	high-pass (1k)					√		√	√						En36
		surface	single		125Hz	band-pass (70-200k)						Volume Fraction of Retained Austenite								
[232]	envelope MBN <sub>peak position</sub>	surface	single		0.2Hz	high-pass (1k)					√			√						En36 → *four point bending fatigue*
												# of fatigue cycles								

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>												
[198]	MBN <sub>intensity</sub>	surface	single		120Hz						√		√				√		anisotropy factor (k) % cold rolling	stainless steel: AISI 304
[129]	envelope MBN <sub>peak position</sub>	surface	single	triangular	0.1Hz	band-pass (100-100k)					√						√	mean size of carbide isothermal exposure time	2.25Cr-1Mo	
[66]	MBN <sub>peak height</sub>	bulk	single		3Hz	band-pass (1-100k)					√							% fatigue damage	low carbon steel	
[150]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single								√	√	√				√		mild steel	
[173]	rms				10Hz 100Hz						√	√		√					WWER-1000 reactor pressure vessel	
[189]	MBN <sub>amplitude</sub>										√		√						high performance aerospace bearings: 52100	
[34]	envelope	surface	single	triangular	0.2Hz	band-pass (3-100k)					√							effect of bending	wear-resistant steel →*Bending*	
[128]	rms	surface	single	triangular	10Hz	band-pass (0.3-38k)					√			√				α'-martensite content	Austenite stainless steel: AISI 304 →*Cold rolling*	
[99]	rms	surface	single	sinusoidal	1Hz													# of cycles	AISI 8620 →*Fatigue*	
[80]	envelope rms		double		0.4Hz	high-pass (2k)					√							# of cycles	Austenite stainless steel: AISI 304 →*Fatigue*	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS						EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE				
		#	MBN	setup	yoke	applied field	$f_{excitation}$	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.		grain size	anisotropy	temp. - annealing	steel
							$N_{excitation}$	$N_{sensing}$													
[163]	rms				1Hz	band-pass (4-100k)				√				√						1005, 1020, 1045, 1070	
																				carbon content	
[65]	envelope rms MBN <sub>peak position</sub> MBN <sub>amplitude</sub>	bulk	single	triangular		high-pass (2k)				√										Austempering time microstructure	non-alloyed steel mid-alloyed steel alloyed steel →*Austenitization*
[153]	counts, rms MBN <sub>peak position</sub>				125Hz	band-pass (70-200k)				√	√	√								Duplex stainless steel: Avesta 2205	
[31]	envelope rms	surface	single	triangular	0.2Hz	high-pass (21k)		5000		√		√	√							En36 →*Bending*	
[94]	MBN <sub>values</sub>	surface	single	sinusoidal	0.25Hz - 5.0Hz					√										influence of $f_{excitation}$	low carbon steel
[172]	MBN response	surface	single							√			√							mean size of carbides & aging time	2.25Cr-1Mo
[70]	envelope hysteresis loops	bulk		triangular	0.08Hz					√									√		Pure iron+graphite
[164]	Envelope MBN <sub>peak position</sub>			triangular	0.1Hz	high-pass (30k)				√			√						√	microstructure	high carbon steels (pearlitic steels)
[95]	rms hysteresis loops	surface	single	sinusoidal		band-pass (0.3-38k)				√	√		√							Volume Fraction of $\alpha'$ -martensite	austenitic stainless steel: 304
[64]	MBN response rms	bulk		sinusoidal	200mHz			80		√										MBN vs magnetic induction	Non-Oriented Electrical Steel

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE	
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[64]	MBN response rms	bulk		sinusoidal	200mHz			80		√	MBN vs magnetic induction							Non-Oriented Electrical Steel	
[96]	MBN response			sinusoidal						√	neutron doses							irradiated reactor pressure vessel steel	
[63]	envelope MBN <sub>peak height</sub>	bulk		triangular		high-pass	700	40		√		√							pressure vessel steel: ASI1548-7-460R
	MBN <sub>peak width</sub> MBN <sub>peak position</sub>	bulk						300			weld								
[97]	rms	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (0.3-38k)				√	√	√			√		√	ferrite stainless steel: AISI 430	
[154]	rms power spectra									√	√							low carbon steel	
[32]	envelope MBN <sub>peak height</sub>	surface	single	triangular	0.2Hz	high-pass (0.5k)				√		√						low alloy hardening steel:EN19 →*Bending*	
[165]	counts MBN <sub>pulse height</sub>	surface	single		65Hz	band-pass (30-300k)				√	microstructure							1025Cr-0.50Mo →*Aged*	
[127]	rms MBN <sub>amplitude</sub>	surface	single	triangular	0.2Hz			250		√	√	dislocation							low carbon steel armco steel
[37]	rms hysteresis loops	surface	single	sinusoidal	10Hz	band-pass (0.3-38k)				√	√	√	√				√	ferrite stainless steel: AISI 430	
[187]	MBN <sub>values</sub>									√			√					aeronautic bearing steel	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS						EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.		grain size	anisotropy
							N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>											
[90]	MBN <sub>energy</sub>			sinusoidal	0.5Hz					√	√								Non-Oriented Electrical Steel: Fe-3.2%Si
[214]	%change of MBN				125Hz	band-pass (70-200k)				√	# of loading cycles							mild steel	
[91]	rms	bulk		sinusoidal	1Hz	band-pass (4-100k)				√		√				√			SAE 1000
[147]	rms				125Hz	band-pass (70-200k)				√		√							stainless duplex steel: Avesta 2205 →*local heating*
[92]	envelope rms MBN response			sinusoidal					√	√	size of cementite, austenitizing temperature, fracture toughness (K <sub>IC</sub> )							SR900901	
[79]	MBN <sub>values</sub> MBN response	bulk	double	sinusoidal	50Hz	4 <sup>th</sup> order Butterworth high-pass (600)				√									Grain-Oriented Electrical Steel Non-Oriented Electrical Steel
AC Barkhausen Noise measurement apparatus																			
[78]	MBN <sub>amplitude</sub> MBN <sub>energy</sub> hysteresis loops		double			low-pass (200)				√	√								Non-Oriented Electrical Steel: Fe-3%Si
[148]	MBN <sub>values</sub>									√		√							welded API X65

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										steel
[93]	envelope MBN <sub>peak</sub>			sinusoidal	4Hz 125Hz	band-pass (10-2000k)				√			√					tempered EN36
													influence of f <sub>excitation</sub>					
[30]	envelope rms	surface	singe		1Hz	band-pass (30-200k)				√	√				√		√	low carbon steel (bar samples)
[71]	envelope hysteresis loops	bulk		triangular	1Hz					√	direction of the magnetization						Grain-Oriented Electrical Steel Non-Oriented Electrical Steel	
[231]	MBN <sub>intensity</sub>									√	# of cycles & microstructure						ferritic steel: 1H13 →*Fatigue*	
[88]	rms	surface		sinusoidal	100Hz					√	mechanical surface corrugation						railway steel: UIC54	
[186]	rms									√		√						welded mild steel: S235 JRG2
[27]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (2-300k)				√	√					√		hot-rolled mild steel
[89]	MBN response MBN <sub>amplitude</sub> hysteresis loops	bulk	single	sinusoidal	2.3Hz	band-pass (16-18k)				√			√					reactor pressure vessel (RPV) Linde80 high copper weld
[162]	counts MBN <sub>amplitude</sub>	surface	single	sinusoidal	2Hz	band-pass (20-250k)			√	√	microstructure						ferrite/perlite steel	
[26]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)				√	√					√		hot-rolled mild steel: AISI 1020
													anisotropy parameters α & β					

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	excitation	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
							$N_{excitation}$	$N_{sensing}$												
[230]	MBN <sub>amplitude</sub> hysteresis loops									√	Copper precipitation							heat-resistant vessel steels: 15Mo3 , 13CrMo44 15NiCuMoNb5		
[87]	MBN <sub>energy</sub> MBN <sub>pulses</sub> MBN <sub>pulse height</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)	700			√		√					√		anisotropy parameters $\alpha$ & $\beta$ cold-rolled reduction ratio	ASTM A503 class 3
[28]	MBN response MBN <sub>amplitude</sub> hysteresis loops	surface	single	sinusoidal	1Hz	band-pass (4-100k)				√	√					√			AISI 1005	
[146]	rms									√		√						prestraining	mild steel S235JRG2	
[29]	MBN response MBN <sub>power intensity</sub>	surface	single	sinusoidal	3Hz	high-pass (500)				√						√		√	grain boundary	pure iron Non-Oriented electrical Steel:Fe-3%Si
[23]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)				√		√					√		pipeline steel	
[85]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)				√		√					√		pipeline steel	
[24]	MBN <sub>energy</sub> MBN <sub>pulses</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)	800			√	√						√		anisotropy parameters $\alpha$ & $\beta$	hot-rolled mild steel
[126]	MBN response FFT	surface	single	triangular	0.7Hz	band-pass (20-200k)				√	detect the thermally affected sample							welded steel		



PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		#	MBN	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size		anisotropy	temp. - annealing
N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>																			
[229]	MBN <sub>power</sub>				80Hz						√	chaotic phenomena							Non-Oriented Electrical Steel, Grain-Oriented Electrical Steel	
[228]	MBN <sub>power</sub>				3.85Hz				4000		√	low band frequency 0-3k high band frequency 300-100k							Non-Oriented Electrical Steel: Fe-3%Si →*Tortion*	
[227]	MBN <sub>values</sub>										√	microstructure of the welded & the post welded heat treatment sample							welded nuclear pressure vessel steel: 508-3	
[86]	MBN <sub>power</sub>			sinusoidal							√	low band frequency 0-3k high band frequency 300-100k							Fe Ni 49Fe-49Co-2V	
[145]	MBN <sub>power</sub>										√	√	√				√			
[25]	MBN <sub>energy</sub>	surface	single	sinusoidal	12Hz	band-pass (3-200k)					√	√							mild steel →*Bending*	
[226]	rms										√		√						# of cycles	mild steel high strength steel →*Fatigue*
[19]	MBN response	surface	single			band-pass (3-100Hz)					√		√				√		pipeline steel	

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS						EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE		
		setup	yoke	applied field	excitation	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy		temp. - annealing	
#	MBN						$N_{excitation}$	$N_{sensing}$										steel	
[20]	Rms $MBN_{energy}$	surface	single		12Hz	band-pass (3-200Hz)				√						√		determination of magnetic easy axis, anisotropy parameters $\alpha$ & $\beta$	pipeline steel
[183]	$MBN_{peak}$ $MBN_{peak position}$									√		√					√	microstructure	high carbon steel cables
[204]	$MBN_{power}$									√								fatigue	
[144]	$MBN_{energy}$	surface	single		12Hz	band-pass (3-200Hz)				√		√				√			API X70
[143]	$MBN_{energy}$	surface	single		12Hz	band-pass (3-200Hz)				√		√				√		determination of magnetic easy axis	API X70 →*Bending*
[21]	$MBN_{energy}$	surface	single		12Hz	band-pass (3-200Hz)				√		√				√			cold-formed steel
[139]	envelope rms							4000		√			√					microstructure	welded 2.25Cr-1Mo welded 9Cr-1Mo
[161]	$MBN_{values}$									√								microstructure	welded reactor pressure vessel steels
[22]	envelope		single		0.1Hz			150		√							√	microstructure	plain carbon steel
[152]	envelope rms hysteresis loops									√	√	√							0.2% C. 2.25Cr-1Mo

PUBLISHED WORK	MEASURED RESPONSE	APPARATUS							EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION - ESTIMATION							SAMPLE
		setup	yoke	applied field	excitation	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	resid. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp. - annealing	
#	MBN						N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										steel
[185]	envelope rms MBN <sub>peak height</sub> hysteresis loops		single		0.1Hz			4000		√		√						9Cr-1Mo →*Low cycle fatigue*
[18]	MBN <sub>values</sub>									√	# of cycles						steel 45 →*Fatigue*	
[225]	MBN <sub>pulses</sub>									√	influence of grain boundaries						Grain-Oriented Electrical Steel: Fe-3%Si	
[124]	envelope rms			triangular	0.05H 1Hz					√					√			Steel Ni
[125]	MBN <sub>amplitude</sub> envelope hysteresis loops			triangular			380	1500		√	√							mild steel
[16]								1000		√	power spectrum						Si-Fe Permalloy Fe	
[17]							4000	455	√	√	frequency spectrum						Fe	

## 2.6 Επίδραση διαφόρων παραγόντων στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

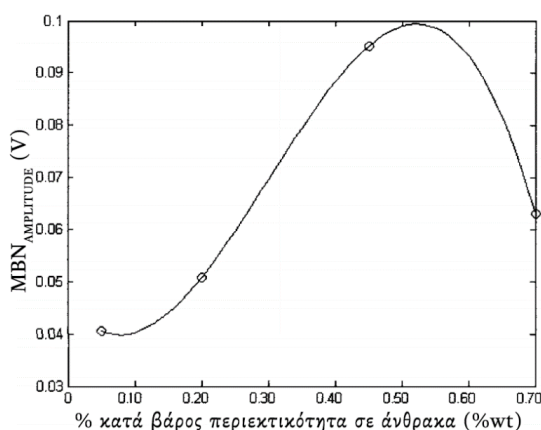
### 2.6.1 Επίδραση μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (evaluation of microstructural characteristics)

Όπως αναφέρθηκε και στην αρχή του κεφαλαίου αυτού, η απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen παρουσιάζει υψηλή ευαισθησία στις μεταβολές που υφίστανται ο μικροδομικός ιστός του σιδηρομαγνητικού χάλυβα. Η διακριτοποιημένη επίδραση των διαφόρων φάσεων και μικροδομικών συστατικών στο μαγνητικό θόρυβο Barkhausen για διάφορους τύπους χάλυβα αναλύεται στη συνέχεια της υπο-παραγράφου αυτής.

#### 2.6.1.1 Κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα (weight percent of chemical content of carbon)

Οι Kamerad et al. [244] μελετώντας δείγματα σφαιροποιημένων ανθρακούχων χαλύβων (spheroidized carbon steels), που χαρακτηρίζονταν από κυμαινόμενη κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα, διεπίστωσαν ότι ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen αυξάνονταν μέχρι μια κρίσιμη τιμή, ενώ στη συνέχεια μειώνονταν. Η μεταβολή αυτή αποδόθηκε στην επίδραση του μεγέθους και της απόστασης των καρβιδίων (carbide size and spacing) και στην πυκνότητα πυρήνωσης των μαγνητικών περιοχών (density of nucleated domains).

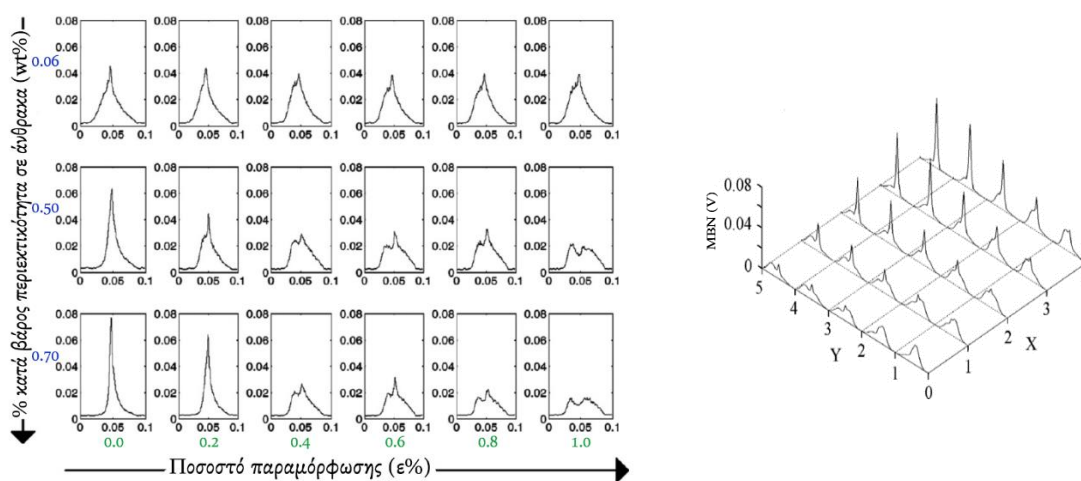
Σε όμοια αποτελέσματα οδηγήθηκαν και οι Caró-Sánchez et al. [48, 163] μελετώντας ανοπτημένα δείγματα χάλυβα, με διαφορετική περιεκτικότητα σε άνθρακα. Συγκεκριμένα, ο μαγνητικός θόρυβος αυξάνονταν, μέχρι η κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα να λάβει την τιμή 0,45%, ενώ στη συνέχεια μειώνονταν απότομα, για τις λειτουργικές συνθήκες του αισθητήρα που επέλεξαν. Σύμφωνα με τους συγγραφείς, η πτώση των τιμών της μαγνητικής απόκρισης οφείλονταν στην αύξηση του ενεργειακού κατωφλίου που χρειάζονταν να υπερνικήσουν τα μαγνητικά τοιχώματα, ώστε να υπερνικήσουν τα σημεία αγκύρωσης (pinning sites) και να μπορούν να μετακινηθούν κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης.



**Εικόνα 2-18:** Επίδραση της κατά βάρος περιεκτικότητας σε άνθρακα στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [163].

Ακολούθως, οι Perez-Benitez et al. [192] μελέτησαν την επίδραση της κατά βάρος περιεκτικότητας σε άνθρακα σε ανοπτημένα δείγματα ανθρακούχου χάλυβα, τα οποία είχαν υποβληθεί σε εφελκυστική καταπόνηση. Οδηγήθηκαν στο συμπέρασμα ότι δεν

μπορεί να υπάρξει άμεση συσχέτιση μεταξύ της περιεκτικότητας σε άνθρακα και της μαγνητικής απόκρισης σε δείγματα που χαρακτηρίζονταν από το ίδιο ποσοστό παραμορφωσιμότητας. Ωστόσο ερμήνευσαν τις μεταβολές του μαγνητικού θορύβου ως προς τη χημική σύσταση σε άνθρακα, υιοθετώντας έναν παράγοντα αλληλοεπικάλυψης  $\lambda$  (overlapping factor, σε kA/m) και κατέληξαν στο συμπέρασμα ότι η αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα αυξάνει τον αριθμό των μαγνητικών περιοχών και συμβάλει στην ενίσχυση της επίδρασης του ποσοστού παραμόρφωσης στη μαγνητική δραστηριότητα. Σε συνέχεια των ερευνητικών εργασιών τους, οι ίδιοι συγγραφείς [158] προσπάθησαν να διαχωρίσουν την επίδραση των παραμέτρων της περιεκτικότητας σε άνθρακα από το ποσοστό παραμόρφωσης, το οποίο χαρακτήριζε τους σιδηρομαγνητικούς χάλυβες τους οποίους εξέταζαν, εφαρμόζοντας παρόμοιες τεχνικές με εκείνες των νευρωνικών δικτύων ή όπως ονόμασαν την τεχνική τους, με χάρτες αυτό-οργάνωσης (self-organized map, SOM).



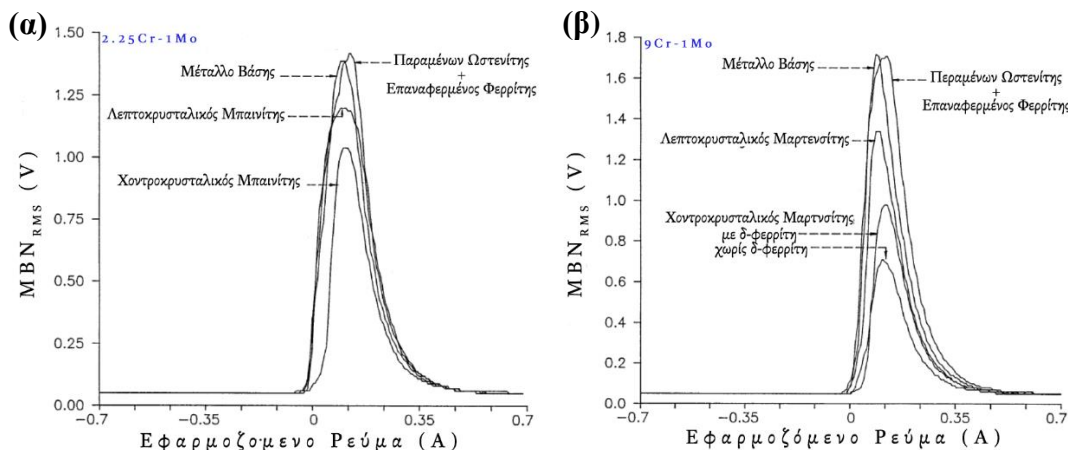
**Εικόνα 2-19:** Χάρτες αυτο-οργάνωσης (SOM) ανθρακούχων χαλύβων, για τη διάκριση της επίδρασης δύο μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen [158].

Η παραπάνω μέθοδος, αν και διακρίτοποιεί τις επιδράσεις έως και δύο μικροδομικών παραμέτρων στη μαγνητική απόκριση, εν τούτοις δεν παρέχει καμία πληροφορία-πρόβλεψη για την εξέλιξη της μαγνητικής δραστηριότητας.

### 2.6.1.2 Ποσοστό κλάσματος όγκου συμμετοχής φάσεων, μικροδομικών συστατικών και κατακρημνίσεων (Volume fraction of phases)

Οι Moorthy et al. [139] διέκριναν την εκάστοτε ζώνη συγκόλλησης καταγράφοντας την ενεργό τιμή του θορύβου Barkhausen σε συγκολλημένους Cr-Mo χάλυβες και μελετώντας αντίστοιχα το ύψος της κορυφής του φακέλου του μαγνητικού θορύβου. Καθώς κάθε ζώνη χαρακτηρίζονταν από διαφορετικά μεταλλογραφικά χαρακτηριστικά, η διάκριση ήταν σαφής. Χαρακτηριστική ήταν η ανάστροφη καμπάνα μονής κορυφής που περιέγραφε όλα τα προφίλ του θορύβου (εικόνα 2-20). Ο συνδυασμός παραμένουστος ωστενίτη (retained austenite) και επαναφερμένου φερρίτη (tempered ferrite) παρουσίαζε τις υψηλότερες τιμές μαγνητικού θορύβου, ενώ η συνδυασμένη συμμετοχή φερρίτη (ferrite) και περλίτη (perlite), που χαρακτήριζε το μέταλλο βάσης, εμφάνιζε χαμηλότερη απόκριση. Το γεγονός αυτό αποδόθηκε στο ότι ο παραμένον ωστενίτης δρούσε ως ισχυρό σημείο αγκύρωσης στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, γεγονός που επιβεβαιώθηκε από τη μετακίνηση της κορυφής σε υψηλότερα εφαρμοζόμενα πεδία (μετακίνηση προς τα δεξιά). Αντίστοιχα, ο μαρτενσίτης εμφάνιζε τη χαμηλότερη ενεργό τιμή θορύβου Barkhausen, ενώ ο μαινίτης (άνωτερος και κατώτερος)

κυμαίνονταν σε υψηλότερες τιμές, χωρίς όμως να ξεπερνάει τις τιμές του μετάλλου βάσης. Αξίζει να σημειωθεί ότι ο χονδροκρυσταλλικότερος μαρτενσίτης (coarse-grain martensite), παρουσία δ-φερρίτη παρουσίαζε υψηλότερες τιμές, γεγονός που αποδόθηκε στην ύπαρξη μαλακών σιδηρομαγνητικών επάλληλων περιοχών δ-φερρίτη (soft ferromagnetic multidomain δ-ferrite region). Στις περιοχές αυτές, η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων πραγματοποιούνταν πιο εύκολα, οδηγώντας στην αύξηση του μαγνητικού θορύβου. Οι Kim et al. [161] επιβεβαίωσαν με τη σειρά τους, ότι ο επαναφερμένος μπαινίτης (tempered bainite) παρουσιάζει μεγαλύτερες τιμές μαγνητικού θορύβου, συγκριτικά με τον επαναφερμένο μαρτενσίτη (tempered martensite).

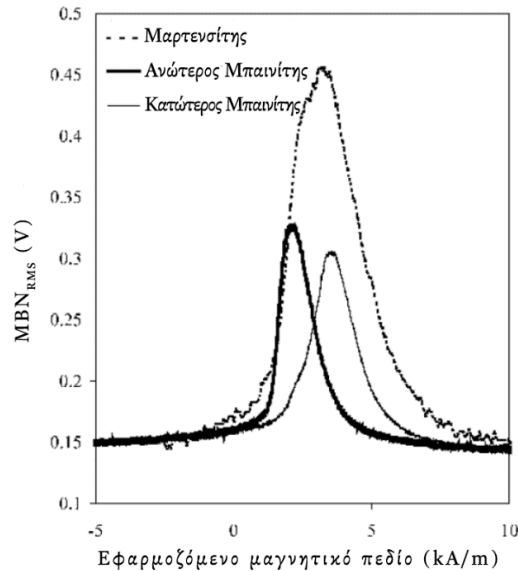


**Εικόνα 2-20:** Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στις ζώνες της συγκόλλησης για συγκολλημένους (α) 2,25Cr-1Mo και (β) 9Cr-1Mo χάλυβες [139].

Ομοίως, οι Davut et al. [101] μελέτησαν δείγματα χάλυβα τύπου SAE 5140, τα οποία αρχικά, θερμάνθηκαν πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης, αποψύχθηκαν στο νερό και στη συνέχεια υπέστησαν επαναφορά. Διαπίστωσαν ότι η φάση του μαρτενσίτη χαρακτηρίζομενη από βελονοειδή μορφολογία, παρουσίαζε την ελάχιστη τιμή μαγνητικού θορύβου. Καθώς η θερμοκρασία επαναφοράς αυξάνονταν, το ε-καρβίδιο μετασχηματιζόνταν σε σεμεντίτη και παρατηρήθηκε σχετική αύξηση του μαγνητικού θορύβου σε χαμηλότερα εφαρμοζόμενα μαγνητικά πεδία. Παρατεταμένη θέρμανση και ολοκλήρωση των σταδίων επαναφοράς των δειγμάτων οδηγούσε σε σφαιροποίηση των καρβιδίων και ανακρυστάλλωση κόκκων φερρίτη, που οδηγούσαν σε καθοριστική αύξηση της μαγνητικής απόκρισης. Η αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου αποδόθηκε στην εξάλειψη της τετραγωνικότητας του κρυσταλλικού πλέγματος του μαρτενσίτη, που με τη σειρά της οδηγούσε στην απαλοιφή του προτιμητέου κρυσταλλογραφικού άξονα μαγνήτισης. Συνεπώς, τα μαγνητικά τοιχώματα μπορούσαν να κινηθούν, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης με μεγαλύτερη ευκολία. Τα αποτελέσματα αυτά συμφωνούν με εκείνα των Gür et al. [105], οι οποίοι μελέτησαν δείγματα SAE 1040 και 4140 χάλυβα, τα οποία είχαν ισοθερμοκρασιακά ανοπτηθεί σε διαφορετικές θερμοκρασίες και στη συνέχεια είχαν αποψυχθεί στο νερό. Με τη σειρά τους, οι Franco et al. [62] επιβεβαίωσαν την πτώση της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου, λόγω της παρουσίας μαρτενσίτη, σε θερμικώς κατεργασμένα δείγματα χάλυβα, τύπου SAE 6150 και SAE 4140.

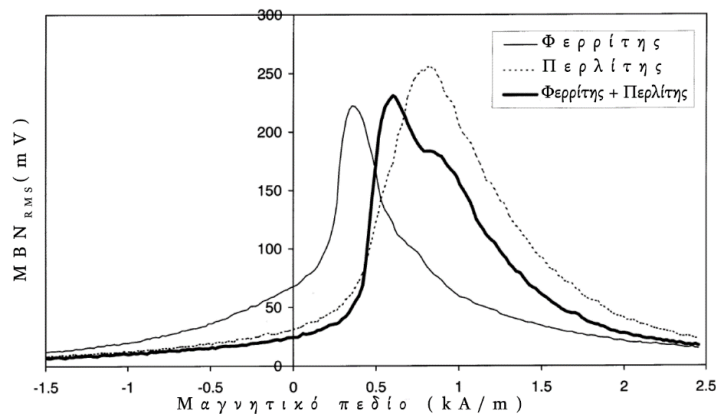
Οι Kaplan et al. [103] επιβεβαίωσαν και αυτοί στη συνέχεια, ότι καθώς το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη αυξάνονταν κατά την ανόπτηση διφασικών χαλύβων, ο μαγνητικός θόρυβος μειώνονταν, λόγω της αγκύρωσης των μαγνητικών τοιχωμάτων στις βελονοειδείς εκβολές του. Αντίθετα, οι D' Amato et al. [65] απέδωσαν το

μαγνητικό φάκελο του θορύβου, για μικροδομές εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας (εικόνα 2-21), σύμφωνα με τον οποίο ο μαρτενσίτης είναι μια σκληρή μαγνητική φάση που χαρακτηρίζεται από υψηλότερες τιμές μαγνητικού θορύβου συγκριτικά με τον πλακοειδούς μορφολογίας κατώτερο μπαινίτη (lath-like lower bainite) και το φτερόμορφο ανώτερο μπαινίτη (feathery upper bainite).



**Εικόνα 2-21:** Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen για φάσεις εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας [65].

Ωστόσο, παρουσίασαν κοινά αποτελέσματα (σε ότι αφορά το φερρίτη και τον περλίτη) με τη μελέτη των Saquet et al. [22]. Οι τελευταίοι συμέραναν ότι ο φερρίτης, παρουσίαζε τη χαμηλότερη τιμή μαγνητικού θορύβου, με μια πιο στενή και στοιχισμένη ανάστροφη καμπάνα μονής κορυφής, ενώ ο περλίτης την υψηλότερη (εικόνα 2-22). Αντίστοιχα, μια πλήρης φερριτοπερλιτική δομή χαρακτηρίζονταν από ενδιάμεσες τιμές μαγνητικού θορύβου, με την ανάστροφη καμπάνα να είναι διευρυμένη και να παρουσιάζει διπλή κορυφή (εικόνα 2-22). Η εμφάνιση της διπλής κορυφής αποδίδονταν στην παρουσία της φάσης του φερρίτη και του μικροδομικού συστατικού του περλίτη, που χαρακτηρίζονταν από διαφορετική μαγνητική συμπεριφορά. Στο φερρίτη η μαγνητική απόκριση αποδίδονταν στην συνεργιστική δράση των  $180^\circ$  και  $90^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων, ενώ στον περλίτη στα μαγνητικά τοιχώματα  $180^\circ$ .



**Εικόνα 2-22:** Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen για φερριτικό, περλιτικό και φερριτοπερλιτικό χάλυβα [22].

Μελετώντας φερριτοπερλιτικούς χάλυβες οι Lo et al. [162] παρατήρησαν ότι η κανονικοποιημένη απόκριση του μαγνητικού θορύβου αυξάνεται μέχρι μια κρίσιμη τιμή κλάσματος όγκου περλίτη και στη συνέχεια μειώνεται, εξαιτίας μείωσης των διεπιφανειών φερρίτη –περλίτη, που δρουν ως σημεία πυρήνωσης ανάστροφων μαγνητικών περιοχών (reverse domains). Οι Mészáros et al. [98] παρατήρησαν μια μονοτονική συσχέτιση του κλάσματος όγκου του φερρίτη με τις τιμές του θορύβου Barkhausen σε δείγματα δυφασικού ανοξειδωτού χάλυβα τα οποία είχαν υποστεί ανόπτηση σε ένα εύρος θερμοκρασιών από 400 °C - 1000 °C. Όμοιες παρατηρήσεις διατυπώθηκαν και από τους Kleber et al. [73] σε δείγματα διφασικού χάλυβα. Η μονοτονική σχέση του μαγνητικού θορύβου με το κλάσμα όγκου του φερρίτη διατηρούνταν, ακόμα και όταν συσχετιζόνταν με τη θέση της κορυφής της μαγνητικής απόκρισης στο προφίλ του θορύβου.

Οι Davut et al. [108] μελέτησαν την απόκριση του μαγνητικού θορύβου σε χάλυβες που είχαν θερμανθεί στους 700 °C για 40 min με στόχο τη σφαιριοποίηση του σεμεντίτη. Καθώς ο ευτηκτοειδής σεμεντίτης του περλίτη άλλαζε μορφολογικά, από πλακοειδής σε σφαιροειδής, το εμβαδό της επιφάνειάς του μειώνονταν, με αποτέλεσμα η μέση απόσταση μεταξύ των καρβιδίων που δρούσαν ως σημεία αγκύρωσης να αυξάνει. Συνεπώς, η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων καθίστατο ευκολότερη και αυξάνονταν η μαγνητική δραστηριότητα. Ομοίως, οι Blown [33] και οι Batista et al. [10] διαπίστωσαν, ξεχωριστά ο καθένας, την πτώση της μαγνητικής απόκρισης με την αύξηση του ποσοστού σφαιριοποίησης του σεμεντίτη εντός της φερριτικής μήτρας σε σιδηρομαγνητικά δείγματα χάλυβα.

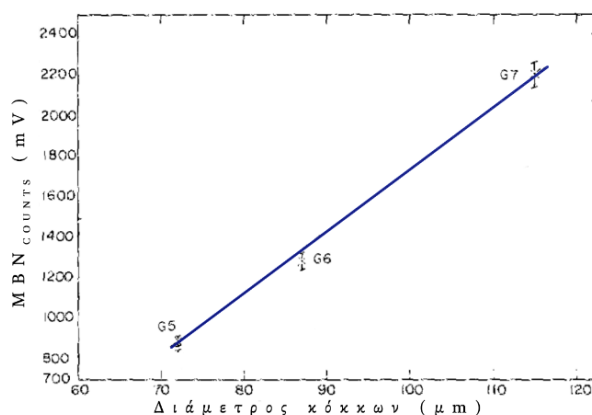
Οι Byeon et al. [129, 172] προσπάθησαν να συσχετίσουν το πλήθος των καρβιδίων που σχηματίζονται σε Cr-Mo χάλυβες, που έχουν υποστεί γήρανση, με την ενεργό τιμή του θορύβου Barkhausen. Διαπίστωσαν ότι καθώς ο αριθμός των καρβιδίων μειώνονταν με την αύξηση του μεγέθους τους, η μαγνητική απόκριση αυξάνονταν εξαιτίας της αύξησης της ταχύτητας μετακίνησης των τα μαγνητικών τοιχωμάτων. Σε μια πιο εμπεριστατωμένη μελέτη των Das et al. [165] βρέθηκε ότι ομάδες φάσεων ενδοκρυσταλλικά ανεπτυγμένων καρβιδίων τύπου  $M_7C_3$  και  $M_2C$ , και περικρυσταλλικά ανεπτυγμένων τύπου MC, ενισχύουν την μαγνητική απόκριση συγκριτικά με την ύπαρξη σφαιροποιημένων  $M_{23}C_6$  και ε-καρβιδίων, εξαιτίας της μείωσης της πυκνότητας των σημείων αγκύρωσης.

### 2.6.1.3 Μέγεθος, μορφολογία και κατανομή κόκκων (size, morphology and distribution of grains)

Οι Ranjan et al. [124] μελετώντας απανθρακωμένους χάλυβες (decarburized steels) παρατήρησαν ότι, η αύξηση του μεγέθους των κόκκων, οδηγούσε σε αύξηση των τιμών της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου. Κατά την ανόπτηση των χαλύβων αυτών, η αύξηση του μεγέθους των κόκκων συνοδεύονταν από την παρουσία κατακρημνίσεων MnS εντός της φερριτικής μήτρας και την εμφάνιση φαινομένων μικροδιαφορισμού του P στα όρια των κόκκων. Και τα δύο φαινόμενα οδηγούσαν δυναμικά στην αύξηση της μαγνητοστατικής ενέργειας, με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται η δομή των μαγνητικών περιοχών. Η αύξηση της πυκνότητας των κατακρημνίσεων είχε ως αποτέλεσμα, την αύξηση της κατά τόπους πυκνότητας των μαγνητικών περιοχών (180° και μη-180°). Με αυτό τον τρόπο, τα σουλφίδια MnS δρούσαν ως σημεία αγκύρωσης στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, κατά την πυρήνωση μαγνητικών περιοχών 180° και μη-180° κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Παράλληλα, μειώνονταν η μέση ελεύθερη διαδρομή των μαγνητικών τοιχωμάτων και σε συνδυασμό με την ταυτόχρονη ελάττωση της απόστασης μεταξύ των κατακρημνίσεων. Το αποτέλεσμα ήταν η αύξηση της μέσης κρίσιμης ταχύτητα μετακίνησης των μαγνητικών τοιχωμάτων (average



critical velocity of domain walls), κατά την διεύρυνση των μαγνητικών περιοχών. Όλα τα παραπάνω συνεργιστικά φαινόμενα, εντατικοποιούσαν την αύξηση της μαγνητικής δραστηριότητας του θορύβου Barkhausen.



**Εικόνα 2-23:** Συσχέτιση του μεγέθους του κόκκου με τη μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen, σε απανθρακωμένους χάλυβες [124].

Αντίστοιχα, οι Anglada-Rivera et al. [28] και Pérez-Benitez et al. [91] παρατήρησαν ότι ένας λεπτόκρυσταλλικός χάλυβας χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, ο οποίος είχε υποβληθεί σε πειράματα εφελκυστικής παραμόρφωσης, παρουσίαζε τις μέγιστες τιμές μαγνητικού θορύβου. Αν και αρχικά τα αποτελέσματά τους θεωρήθηκαν αντικρουόμενα, στην πραγματικότητα περιέγραφαν το ίδιο φαινόμενο. Στην περίπτωση αυτή, η μείωση του μέσου μεγέθους των κόκκων, δεν συνοδεύονταν από φαινόμενα διαφορισμού (segregation), συνεπώς, παρατηρήθηκε αύξηση της πυκνότητας των μαγνητικών περιοχών και μαγνητικών τοιχωμάτων  $180^\circ$  και μη- $180^\circ$ . Καθώς ο αριθμός των μαγνητικών τοιχωμάτων, που μπορούσαν να μετακινηθούν κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, αυξάνονταν, το απαιτούμενο πεδίο που χρειάζονταν για να μετακινηθούν και η μέση απόσταση που θα διένυαν μειώνονταν. Άμεσο αποτέλεσμα των ανωτέρω ήταν η αύξηση τη μέσης ταχύτητας μετακίνησής τους. Τα παραπάνω απέδωσαν αύξηση των τιμών του θορύβου Barkhausen, επιβεβαιώνοντας τις μελέτες των Gatelier-Rothea et al. [159] και Daguaque et al. [245], οι οποίοι απέδειξαν ότι το μέγεθος των μαγνητικών περιοχών είναι ανάλογο με την τετραγωνική ρίζα του μεγέθους των κόκκων.

Σε παρόμοια συμπεράσματα οδηγήθηκαν και οι Yamaura et al. [29] μελετώντας δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα. Συμπέραναν, ότι η αύξηση της πυκνότητας της επιφάνειας των ορίων των κόκκων, λόγω της μείωσης του μέσου μεγέθους των κόκκων οδηγούσε σε αύξηση των αλμάτων του θορύβου, καθώς τα όρια των κόκκων θεωρήθηκαν σημεία πυρήνωσης μαγνητικών περιοχών και αγκύρωσης των μαγνητικών τοιχωμάτων. Μάλιστα, επιβεβαίωσαν το μοντέλο του Sakamoto et al. [246], σύμφωνα με το οποίο, η μαγνητική απόκριση είναι αντιστρόφως ανάλογη της τετραγωνικής ρίζας του μεγέθους των κόκκων. Αργότερα, και οι Pal'a et al. [57], μελετώντας τον ίδιο τύπο χάλυβα, οδηγήθηκαν στα ίδια συμπεράσματα. Αντικρουόμενα, με τα παραπάνω, αποτελέσματα παρουσίασαν οι Chukwuchekwa et al. [82], γεγονός που δεν μπορεί να αποδοθεί στις διαφορετικές συνθήκες που επιλέχθηκαν για την πραγματοποίηση των μαγνητικών μετρήσεων (πίνακας 2-1), καθώς σύμφωνα με την διεργαστηριακή μελέτη σε τρεις διαφορετικές πειραματικές συνθήκες μέτρησης (πίνακας 2-1), από τους Ktena et al. [117], ο μαγνητικός θόρυβος μειώνονταν σταθερά με την αύξηση του μεγέθους των κόκκων του φερριτη.

Ωστόσο, η παρουσία μη-μαγνητικών φάσεων, όπως αυτή του σεμεντίτη, σε μια μαγνητική μήτρα (π.χ. φερρίτη ή μπαινίτη) οδηγεί, σύμφωνα με τους Kim et al. [92], σε μείωση του μαγνητικού θορύβου καθώς το μέγεθος του κόκκου της μητρικής φάσης ελαττώνεται. Αυτό οφείλεται στην αμοιβαία συνεισφορά του αριθμού και του μεγέθους των μη-μαγνητικών φάσεων στην ταχύτητα των μαγνητικών τοιχωμάτων και κατ' επέκταση στη μαγνητική απόκριση του μαγνητικού θορύβου. Οι Ng et al. [30] διαπίστωσαν, σε ανοπτημένα δείγματα φερριτοπερλιτικού χάλυβα, ότι ο μαγνητικός θόρυβος παρουσίαζε υψηλότερες τιμές στην περίπτωση που ο χάλυβας χαρακτηριζόταν από μια φερριτική μήτρα με ταυτόχρονη συμμετοχή περλίτη πλακοειδούς μορφολογίας. Αντίθετα, όσο οι φερριτικοί κόκκοι αυξάνονταν σε μέγεθος, η μαγνητική τους απόκριση μειώνονταν καθώς αυτοί παρουσίαζαν μικρότερο εμβαδό επιφάνειας των ορίων των κόκκων τους και χαμηλότερη πυκνότητα διαταραχών.

#### **2.6.1.4 Μορφολογία, κατανομή και πυκνότητα διαταραχών (dislocations' morphology, distribution and density)**

Σύμφωνα με τους Keblor et al. [127], οι αλληλεπιδράσεις εμπλεγμένων διαταραχών (tangle dislocations) με τα μαγνητικά τοιχώματα οδηγούσαν στην αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου, για παραμορφωμένα δείγματα Armco εκτός της ελαστικής περιοχής. Αντίθετα, μια τέτοια συμπεριφορά δε χαρακτήριζε δείγματα χάλυβα, χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, υπό την επίδραση ίδιων βαθμίδων παραμόρφωσης με εκείνο των δειγμάτων Armco, λόγω της ετερογένειας στην κατανομή των διαταραχών.

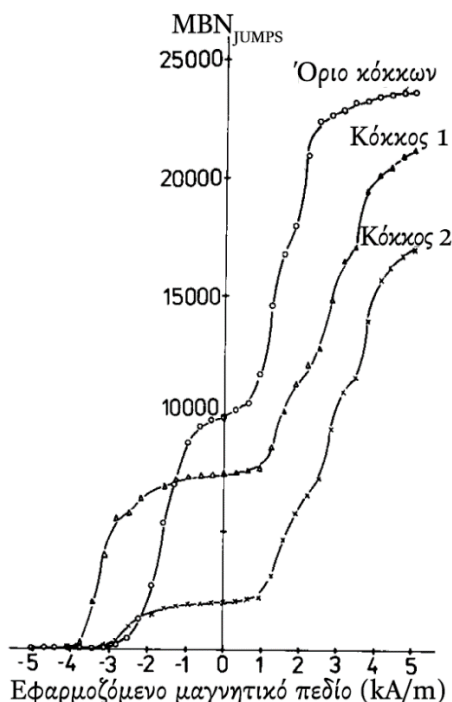
Με τη σειρά τους οι Pal'a et al. [156] συνέδεσαν την αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών με την αύξηση της μαγνητικής απόκρισης, στα πρώτα στάδια της πλαστικής παραμόρφωσης δειγμάτων χάλυβα, χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα. Συγκεκριμένα, διαπίστωσαν ότι η παρουσία μεμονωμένων διαταραχών (isolated dislocations) στα μερικώς παραμορφωμένα δείγματα αύξανε τον αριθμό των μη-αντιστρεπτών κινήσεων των μαγνητικών τοιχωμάτων και ενίσχυε τις τιμές του θορύβου. Αντίστοιχα, η παρουσία εμπλεγμένων διαταραχών, για υψηλότερα ποσοστά παραμόρφωσης, ακινητοποιούσε τα μαγνητικά τοιχώματα, εμποδίζοντας τη διαδικασία της μαγνήτισης και μειώνοντας τις τιμές του μαγνητικού θορύβου.

Οι Kikuchi et al. [52] έδειξαν ότι η αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών, σε δείγματα χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, τα οποία χαρακτηριζόταν από υψηλό ποσοστό μείωσης του πάχους τους (% reduction ratio), οδηγούσε στην αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου. Η πυκνότητα των διαταραχών αυξάνονταν απότομα, καθώς μειώνονταν το πάχος του χάλυβα. Οι διαταραχές λειτουργούσαν ως κέντρα αγκύρωσης στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων και καθώς ο αριθμός τους αυξάνονταν, παρατηρούνταν και υψηλότερα άλματα Barkhausen. Να σημειωθεί ότι, η αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών είχε επίσης ως συνέπεια, τη μείωση της μέσης ελεύθερης διαδρομής των μαγνητικών τοιχωμάτων, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Αν όμως το φαινόμενο αυτό ήταν το κυρίαρχο, τότε ο μαγνητικός θόρυβος θα έπρεπε να ελαττώνονταν. Ωστόσο, η μορφολογία των διαταραχών ήταν εκείνη που καθιστούσε την επιρροή της αύξησης των αλμάτων Barkhausen ισχυρότερη. Όταν η κατανομή των διαταραχών ανασυντάσσονταν σε μια κυτταροειδή δομή (cell structure), με την πυκνότητα των διαταραχών να παρουσιάζεται ιδιαίτερος αυξημένη στα όρια του κυττάρου και να διατηρεί χαμηλές τιμές στο εσωτερικό του, οι τιμές της μαγνητικής απόκρισης σταθεροποιούνταν.

### 2.6.1.5 Όρια των κόκκων (grain boundaries)

Οι Gajdušek et al. [125] διαπίστωσαν, μελετώντας δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα, με κυμαινόμενο αριθμό κόκκων, την πτώση των τιμών του μαγνητικού θορύβου πλευρικά των ορίων των κόκκων. Ερμήνευσαν τη μείωση αυτή, με βάση τον περιορισμένο αριθμό μη-αντιστρεπτών μετακινήσεων των μαγνητικών τοιχωμάτων και την ανακατανομή της δομής των μαγνητικών περιοχών, κοντά στα όρια των κόκκων.

Οι Kavečanský et al. [247] μελετώντας και εκείνοι με τη σειρά τους δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα, διαπίστωσαν την αύξηση των αλμάτων του θορύβου Barkhausen στα όρια των κόκκων. Η παρατήρησή τους αυτή, επιβεβαιώθηκε αργότερα και από τη μελέτη των Yamaura et al. [29].



**Εικόνα 2-24:** Μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen στο όριο και στο εσωτερικό δύο γειτονικών κόκκων, σε δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα [29].

Τα συμπεράσματα αυτά δεν μπορούν να θεωρηθούν εξ' αρχής αντιφατικά, καθώς η μαγνητική δραστηριότητα εξαρτάται σημαντικά από τη γωνία αναντιστοιχίας (misorientation angle,  $\Delta\theta$ ), που περιγράφει το όριο μεταξύ δύο γειτνιαζόντων κόκκων. Το όριο των κόκκων, ως προς τη γωνία αναντιστοιχίας, χαρακτηρίζεται ως χαμηλής γωνίας (μικρότερη των  $15^\circ$ ) και υψηλής γωνίας (μεγαλύτερης των  $15^\circ$ ). Σύμφωνα με το κριτήριο του Brandon [248], τα όρια υψηλής γωνίας διακρίνονται σε πλέγματα ταυτόσημων και μη-ταυτόσημων θέσεων (coincidence site lattice, CLS). Όταν η γωνία αναντιστοιχίας είναι μικρότερη των  $15^\circ/\Sigma^{1/2}$ , τότε το όριο χαρακτηρίζεται ως CLS. Η τιμή του  $\Sigma$  είναι μια παράμετρος της δομικής τάξης (structural order) του ορίου.

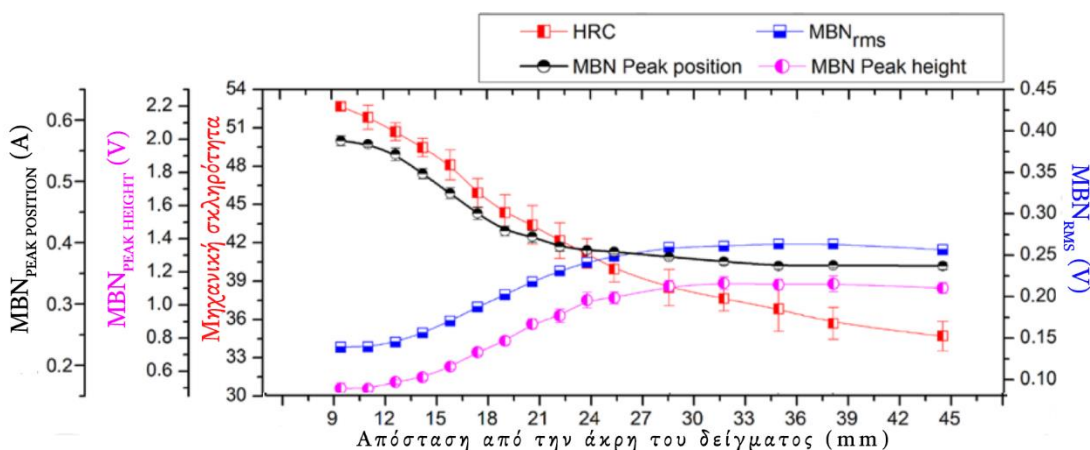
Σύμφωνα με τα παραπάνω, οι Yamaura et al. [29] παρατήρησαν ότι, όταν τα όρια των κόκκων ηλεκτρικού χάλυβα χαρακτηρίζονται ως χαμηλής γωνίας, ο θόρυβος Barkhausen αυξάνει με την αύξηση της γωνίας αναντιστοιχίας τους.

### 2.6.2 Επίδραση μηχανικής σκληρότητας στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (macro- and micro-hardness evaluation)

Οι Byeon et al. [175], O'Sullivan et al. [95] και Kaplan et al. [131] ανέφεραν, σε ξεχωριστές μελέτες, την πτώση των αλμάτων και της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen, με την αύξηση της μηχανικής σκληρότητας σε δείγματα ισχυρά

κραματομένων χαλύβων. Παρόμοια αποτελέσματα παρουσίασαν οι Gür [67], Mohaparta et al. [174], Santa-aho et al. [179]. Ακολούθως, οι Davut et al. [101] κατέληξαν στην ίδια συσχέτιση, μελετώντας τις μεταβολές της κορυφής του μαγνητικού θορύβου.

Ωστόσο, οι Franco et al. [62] παρατήρησαν ότι η θέση της κορυφής του μαγνητικού θορύβου ακολουθούσε μονοτονικά τις μεταβολές της μηχανικής σκληρότητας σε Cr-Mo χάλυβες. Συνεπώς, κατέληξαν ότι οι ανάστροφες τιμές της ενεργού τιμής και του ύψους της κορυφής ήταν ανάλογες με τις μεταβολές της σκληρότητας.



Εικόνα 2-25: Συσχέτιση διαφόρων παραμέτρων του μαγνητικού θορύβου Barkhausen με τη μηχανική σκληρότητα [62].

Τέλος, οι Mészáros et al. [98, 128] ανέφεραν ότι ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen δε μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την αξιολόγηση της μηχανικής σκληρότητας σε διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες.

### 2.6.3 Επίδραση τασικού πεδίου στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (stress field evaluation)

Οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να χαρακτηριστούν ως οι τάσεις που συνεχίζουν να ενεργούν εσωτερικά στο υλικό, όταν πάψει να επενεργεί σε αυτά οποιαδήποτε θερμοκρασιακή βάρθρωση ή/και στατική ή δυναμική καταπόνηση.

Επειδή οι παραμένουσες τάσεις επιδρούν σε ένα σώμα, το οποίο δεν υποβάλλεται σε εξωτερική φόρτιση, η συνισταμένη δύναμη και ροπή τους πρέπει να είναι μηδέν, σε οποιαδήποτε διατομή. Αυτό σημαίνει ότι, όταν σε μια περιοχή εμφανίζονται εφελκυστικές τάσεις, τότε σε μια άλλη περιοχή της διατομής θα αναπτύσσονται θλιπτικές τάσεις.

Οι παραμένουσες τάσεις δημιουργούνται κατά τη διάρκεια της παραγωγικής διαδικασίας εξαιτίας της παραμόρφωσης που συντελείται στο υλικό, του συνόλου των θερμικών διαβαθμίσεων που υφίσταται, καθώς και διαφόρων διαδικασιών που σχετίζονται με την αλλαγή στο σχήμα και τις ιδιότητες του υλικού. Σε γενικές γραμμές, οι παραμένουσες τάσεις δημιουργούνται σε περιοχές του υλικού, όπου παρατηρείται ασυνέχεια του τασικού πεδίου, ως συνέπεια της βάρθρωσης κατά περιοχές της πλαστικής ροής (εξαιτίας της πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού) αλλά και των θερμοκρασιών (εξαιτίας κυρίως των ρυθμών απόψυξης). Επίσης, ακόμα και οι ελεγχόμενοι μετασχηματισμοί φάσεων, που συντελούνται κατά τη διάρκεια της παραγωγικής διαδικασίας, οδηγούν στην αλλαγή της κατανομής των ατόμων στην μοναδιαία κυψελίδα και έχουν ως αποτέλεσμα την παρουσία μικροτασικού πεδίου παραμορφώσεων στο υλικό.

Σε ό,τι αφορά στην πλαστική παραμόρφωση σιδηρομαγνητικών χαλύβων, είναι γνωστό, ότι αυτή λαμβάνει χώρα, όταν μια εφαρμοζόμενη εφελκυστική τάση υπερβεί, για πρώτη φορά, το όριο διαρροής ( $\sigma_{y0}$ ) [249-253]. Συνήθως, σε χάλυβες που έχουν ανοπτηθεί ή σε BCC μέταλλα παρατηρούνται έντονες διακυμάνσεις μικροπλαστικών μηχανισμών ανάπτυξης στην περιοχή μετάβασης από την ελαστική στην πλαστική περιοχή. Εν γένει, την υψηλότερη τιμή του ορίου διαρροής (upper yield point, UYP) ακολουθεί μια απότομη πτώση των τιμών της τάσεως έως μια κατώτατη τιμή (lower yield point, LYP), που στη συνέχεια συνοδεύεται από ένα πλατώ διαρροής (yield plateau) [254-255]. Η πλαστική παραμόρφωση από το UYP ως το καταληκτικό σημείο επί του πλατώ διαρροής είναι ανομοιογενής (inhomogeneous) και συνδέεται με τη ζωνοειδή διάδοση χωρικά εντοπισμένων διαταραχών (localized dislocations' band), γνωστών ως ζωνών Lüders (Lüders band). Εν συνεχεία, η παραμόρφωση προχωρά ομοιογενώς στο δείγμα, ενώ παράλληλα αυξάνονται οι τιμές της τάσεως και της μηχανικής σκληρότητας του υλικού, καθώς αυτό ενδοτραχύνεται [249, 254-255]. Από αυτό το σημείο και μετά, καθώς αυξάνεται η εφαρμοζόμενη τάση επί του υλικού, παρατηρείται μια τμηματική κίνηση των διαταραχών στα ενεργειακά προτιμητέα συστήματα ολίσθησης, που έχει ως αποτέλεσμα τη σταδιακή παραμόρφωση του συνολικού κρυσταλλικού πλέγματος. Η μετακίνηση των διαταραχών πραγματοποιείται στη διεύθυνση της μέγιστης διατμητικής τάσης (shear stress), ώστε να μειωθεί η δυναμική ενέργεια του συστήματος [249].

Είναι φανερό ότι η διαδικασία της δυναμικής ή στατικής παραμόρφωσης σιδηρομαγνητικών χαλύβων συνοδεύεται από μια σειρά μικροδομικών μεταβολών, που επηρεάζουν την απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen. Η επίδραση του ποσοστού παραμόρφωσης, σε διάφορους τύπους χάλυβα, αναλύεται στη συνέχεια της υπο-παραγράφου αυτής.

### 2.6.3.1 Ποσοστό παραμόρφωσης (strain percentage)

Οι Ng et al. [90] μελετώντας την επίδραση της συνεχούς αύξησης του ποσοστού παραμόρφωσης στην έξοδο του σήματος Barkhausen, για δείγματα χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, διεπίστωσαν την απότομη αύξηση του θορύβου εντός της ελαστικής περιοχής, τη σταθερή αύξηση των τιμών του από το όριο διαρροής έως την τιμή της μέγιστης εφελκυστικής τάσης θραύσης και εν συνεχεία, τη μείωση της μαγνητικής απόκρισης έως το σημείο θραύσης. Τη μονοτονική συμπεριφορά συσχέτισης του θορύβου Barkhausen με την παραμόρφωση συμπεράναν οι Stupakov et al. [43, 133, 142, 157] σε κοινό ανθρακούχο χάλυβα, οι Piotrowski et al. [75, 157] και Ktena et al. [117] σε ηλεκτρικούς χάλυβες και οι Capó-Sánchez et al. [42] σε φερριτοπερλιτικούς χάλυβες. Αντίθετα, οι O' Sullivan et al. [37], μελετώντας δείγματα φερριτικού ανοξειδωτού χάλυβα, και Vértesy et al. [123] μελετώντας TRIP χάλυβα, διεπίστωσαν μια αντιστρόφως ανάλογη συμπεριφορά απόκρισης του μαγνητικού θορύβου με το ποσοστό παραμόρφωσης. Ωστόσο, σε δείγματα ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα που είχαν υποστεί εφελκυστική καταπόνηση, οι O' Sullivan et al. παρατήρησαν [95] την ομαλή αύξηση της ενεργού τιμής του θορύβου με την αύξηση του ποσοστού παραμόρφωσης. Μάλιστα, σε υψηλά ποσοστά παραμόρφωσης η μορφή του θορύβου άλλαζε από μονής σε διπλής κορυφής. Οι Baiotto et al. [109] παρατήρησαν ότι η αύξηση του ποσοστού παραμόρφωσης, σε δείγματα ηλεκτρικού και κοινού ανθρακούχου χάλυβα, μετέβαλε τη μορφή του φακέλου από διπλής σε μονής κορυφής.

Οι Blaow et al. [32] παρουσίασαν με τα αποτελέσματά τους ότι, οι εφελκυστικές παραμορφώσεις αυξάναν το πλάτος των κορυφών του μαγνητικού θορύβου, ενώ οι θλιπτικές το μείωναν. Επίσης, οι Kleber et al. [127] διεπίστωσαν ότι η αύξηση της

πυκνότητας των διαταραχών, όταν παρουσιάζονταν υψηλά ποσοστά πλαστικών παραμορφώσεων, δεν επηρεάζονταν από το είδος αυτών (εφελκυστικές και θλιπτικές παραμορφώσεις), με αποτέλεσμα οι μεταβολές του μαγνητικού θορύβου να είναι παρόμοιες και στις δύο περιπτώσεις.

### 2.6.3.2 Παραμένουσες τάσεις (*residual stresses*)

Οι Krause et al. [20, 196], Gatelier-Rothea et al. [159] και Moorthy et al. [152] παρατήρησαν την αύξηση του σήματος Barkhausen με την αύξηση της εφαρμοζόμενης τάσεως, εντός της ελαστικής περιοχής εφελκυστικής καταπόνησης. Οι Lindgren et al. [153] μελετώντας, σε διπλοφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες, τη συμπεριφορά της μαγνητικής απόκρισης έως η εφαρμοζόμενη τάση να γίνει ίση με τη μέγιστη εφελκυστική τάση θράυσης (ultimate tensile strength, UTS), επιβεβαίωσαν την απότομη αύξηση του θορύβου εντός της ελαστικής περιοχής, η οποία έβαινε αύξουσα, με ομαλότερο ρυθμό, στο πεδίο φόρτισης, από το όριο διαρροής έως το UTS. Ομοίως, και οι Pal'a et al. [156], και Pérez-Benitez [47] μελετώντας δείγματα κοινού ανθρακούχου χάλυβα κατέληξαν στα ίδια συμπεράσματα.

Ακολούθως, οι Anglada-Rivera et al. [28] ανέφεραν την αύξηση του πλάτους του μαγνητικού θορύβου μέχρι μια κρίσιμη τιμή εφαρμοζόμενης εφελκυστικής τάσης και στη συνέχεια τη μείωση των τιμών του, για μελετώμενα δείγματα κοινού ανθρακούχου χάλυβα. Η μεταβολή αυτή ήταν ανεξάρτητη της θερμικής κατεργασίας που είχαν υποστεί τα δείγματα του χάλυβα και αποδόθηκε στον προσανατολισμό των μαγνητικών τοιχωμάτων, ως προς τη διεύθυνση του εξωτερικού πεδίου (αύξηση MBN) και εν συνεχεία (μείωση MBN) στην ανάπτυξη ανισότροπης συμπεριφοράς κατανομής του χάρτη των τάσεων (stress induced anisotropy). Τη μείωση των παραμέτρων του σήματος Barkhausen, για υψηλά πεδία εφαρμοζόμενων εφελκυστικών τάσεων, επιβεβαίωσαν και οι Ng et al. [90], Hwang et al. [125], Lindgren et al. [146] και Iordache et al. [90] και Piotrowski et al. [57] με τις ερευνητικές τους μελέτες.

Ελέγχοντας το πλάτος των κορυφών στο φάκελο του μαγνητικού θορύβου, οι Blaow et al. [32, 35 - 36,] και Moorthy et al. [155] παρατήρησαν ότι οι εφελκυστικές τάσεις αύξαναν τη μαγνητική απόκριση, ενώ οι θλιπτικές τη μείωναν. Μάλιστα, για υψηλά ποσοστά παραμόρφωσης η μορφή του φακέλου του θορύβου άλλαζε από μονής σε διπλής κορυφής. Τις μεταβολές στη μορφή της κορυφής επιβεβαίωσαν και οι Pérez-Benitez et al. [192]. Οι Kleber et al. [55, 127] επιβεβαίωσαν τα αποτελέσματα των Blaow et al. [32], ως προς τη μεταβολή των τιμών του θορύβου, όχι όμως ως προς τη μορφή της κορυφής. Αυτό, αποδίδεται πρώτον, στο ότι τα υλικά που μελέτησαν ήταν διαφορετικά και δεύτερον, στο ότι περιορίστηκαν σε παρατηρήσεις μόνο εντός της ελαστικής περιοχής. Διεπίστωσαν λοιπόν ότι, όταν ένα κοινός ανθρακούχος χάλυβας ή Armcο υποβάλλεται σε θλιπτικές καταπονήσεις, ο φάκελος του θορύβου μετατρέπεται σε διπλής κορυφής και διευρύνεται. Η συμπεριφορά αντιστρέφονταν εντός της περιοχής πλαστικής παραμόρφωσης [125].

Την αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου με την επιβολή εφελκυστικών τάσεων και την μείωσή τους κατά την εφαρμογή θλιπτικών επιβεβαίωσαν και οι Bahadur et al. [190], Vashista et al. [176], Chander et al. [107] και Wang et al. [118].

Η ανισότροπη συμπεριφορά του θορύβου υπό συνθήκες θλιπτικής ή εφελκυστικής καταπόνησης έχει μελετηθεί από τους Krause et al. [20, 196], Capó-Sánchez [38], Stupaon et al. [43], Pérez-Benitez et al. [46], Mandache et al. [105], Campos et al. [51], Piotrowski et al. [53], Kleber et al. [55], Lindgren et al. [146], Stefanita et al. [24 - 25], Dhar et al. [26 - 27] και Yamata et al. [58].

## 2.7 Εφαρμογή της τεχνικής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, ως μη-καταστροφικής μεθόδου, για τη μελέτη διαφόρων διεργασιών

### 2.7.1 Έλεγχος θερμικών κατεργασιών (Thermal processes)

Όταν ένα σιδηρομαγνητικό υλικό υποβάλλεται σε μια ισοθερμοκρασιακή ανόπτηση, πραγματοποιείται μια ανακατανομή στη δομή του, εξαιτίας συνεργιστικών, αλλά και ανταγωνιστικών φαινομένων όπως η διεύρυνση των κόκκων, η συσσωμάτωση ή πτώση της πυκνότητας των διαταραχών και των ατελειών εντός του κρυσταλλικού πλέγματος, η άμβλυνση των εσωτερικών τάσεων, η ανάπτυξη διαφοροποιημένου προτιμητέου κρυσταλλογραφικού ιστού, κ.α.

Ως εκ τούτου, ο συνδυασμός θερμικών κατεργασιών με κυμαινόμενους ρυθμούς απόψυξης, δημιουργεί μια νέα κατανομή κόκκων, η οποία μπορεί ή όχι να συνοδεύεται από μετασχηματισμούς φάσεων. Παράλληλα, επιφέρει τροποποιήσεις στην πυκνότητα των κέντρων αγκύρωσης που συναντούν τα μαγνητικά τοιχώματα κατά την κίνησή τους. Συνεπώς, η ανόπτηση επηρεάζει τη μικροδομή του τελικού υλικού και ως εκ τούτου, τη μαγνητική απόκριση του σήματος Barkhausen.

Η διαδικασία της ανόπτησης δύναται να διαιρεθεί στις ακόλουθες κατηγορίες: αποτατική ανόπτηση (stress relief), αποκατάσταση (recovery), πρωτογενής ανακρυστάλλωση (primarily recrystallization), δευτερογενής ανακρυστάλλωση (secondary recrystallization) και μεγέθυνση των κόκκων (grain growth).

Για τη διάκριση μεταξύ του σταδίου της αποκατάστασης και της ανακρυστάλλωσης προτείνεται η μέτρηση της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, καθώς παρουσιάζει μια απότομη πτώση των τιμών της κατά την έναρξη της ανακρυστάλλωσης [76]. Οι τιμές του ύψους της κορυφής του μαγνητικού θορύβου χρησιμοποιούνται για την μελέτη του σταδίου της αποκατάστασης, καθώς περιγράφουν τη διαδικασία με μεγαλύτερη ακρίβεια [76].

### 2.7.2 Έλεγχος μετασχηματισμού φάσεων (Phase transformations)

Όπως έχει ήδη αναφερθεί, η συμπεριφορά της μαγνητικής δραστηριότητας του θορύβου Barkhausen επηρεάζεται από τις μικροδομικές αλλαγές που λαμβάνουν χώρα σε δείγματα σιδηρομαγνητικού χάλυβα, τα οποία υπόκεινται σε δυναμικές ή στατικές καταπονήσεις ή/και θερμικές κατεργασίες με κυμαινόμενους ρυθμούς απόψυξης.

Οι O' Sullivan et al. [95] και Kleber et al. [55, 73] παρατήρησαν, σε δείγματα ωστενιτικού ανοξείδωτου χάλυβα, ότι η αύξηση της ενεργού τιμής του θορύβου με την αύξηση του ποσοστού παραμόρφωσης, ακολουθούσε μονοτονικά τη μεταβολή του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη. Οι Goldenstein et al. [116] και Capó-Sánchez et al. [41], μέσω συνεχών μετρήσεων της απόκρισης του θορύβου, προσδιόρισαν τη θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού σε ωστενιτικούς εργαλειοχάλυβες (tool steels).

Σε ανοπτημένους διπλοφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες οι Normando et al. [104] μπόρεσαν να προσδιορίσουν το σχηματισμό της σ-φάσης, μέσω μελέτης των μεταβολών που υφίσταται ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen. Οι Kaplan et al. [103] συσχέτισαν το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη και οι Mészáros et al. [33] την ενδοτράχυνση με την ενεργό τιμή του θορύβου.

Οι Blaow et al. [34] διέκριναν το σφαιροποιημένο σεμεντίτη, από το μικροδομικό συστατικό του περλίτη και τη φάση εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας του μαρτενσίτη, συγκρίνοντας το ύψος και τη μορφή της κορυφής του φακέλου του θορύβου Barkhausen.

### 2.7.3 Έλεγχος πλαστικής παραμόρφωσης (Deformation)

Η μέθοδος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen δίνει τη δυνατότητα διάκρισης μεταξύ των διαφορετικών βαθμίδων παραμόρφωσης [78, 90, 152]. Σε δείγματα χάλυβα που υπόκεινται σε εφελκυστική καταπόνηση, παρατηρείται μια συνεχής και απότομη αύξηση των τιμών της ενέργειας και του ύψους της κορυφής του θορύβου Barkhausen, εντός της ελαστικής περιοχής [25, 32, 78, 90]. Λίγο πριν το σημείο διαρροής, ο μαγνητικός θόρυβος μειώνεται ελαφρά [152]. Ωστόσο, εντός της περιοχής πλαστικής παραμόρφωσης, η δραστηριότητα του μαγνητικού θορύβου συνοδεύεται από ανταγωνιστικά φαινόμενα και δεν έχει αποσαφηνιστεί πλήρως η επίδραση του ποσοστού παραμόρφωσης στις διάφορες προσδιορισμένες παραμέτρους του μαγνητικού θορύβου [24, 214].

Υπάρχουν έρευνες που αναφέρονται σε αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου, στα πρώτα στάδια της πλαστικής παραμόρφωσης [24, 26, 78, 90, 125] και στη συνέχεια περιγράφουν τη μείωση της μαγνητικής απόκρισης και τη σταθεροποίησή της γύρω από μια τιμή [26]. Αντίθετα, παρουσιάζονται μελέτες που δηλώνουν τη μη μονοτονική μείωση των τιμών του μαγνητικού θορύβου με την αύξηση του ποσοστού παραμόρφωσης [146]. Παραμένει ωστόσο αδιαμφισβήτητη, η ανισότροπη συμπεριφορά του θορύβου εντός της περιοχής της πλαστικής παραμόρφωσης [20, 24 - 27, 146, 196].

Παρ' όλα αυτά, η μέθοδος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen έχει αναγνωριστεί ως πιθανή μέθοδος για τον προσδιορισμό της παραμορφωτικής βαθμίδας ενός σιδηρομαγνητικού χάλυβα [26, 127, 152].

Συμπερασματικά, η μέθοδος του θορύβου Barkhausen μπορεί να ανιχνεύει και να διακρίνει τα διάφορα στάδια της παραμόρφωσης, καθώς επίσης και να αξιολογεί in-situ την εντατική κατάσταση μεταλλικών σιδηρομαγνητικών κατασκευών.

### 2.7.4 Έλεγχος ερπυσμού (Creep)

Οι δοκιμές του ερπυσμού συνίστανται στην πλαστική παραμόρφωση ενός μεταλλικού υλικού, υπό την εφαρμογή εφελκυστικών τάσεων με συνδυαζόμενη επιβολή υψηλών θερμοκρασιών για μεγάλες χρονικές περιόδους. Διακρίνεται στον πρωτογενή (primary creep), δευτερογενή (secondary ή steady-state creep) και τριτογενή ερπυσμό (tertiary creep).

Χάλυβες όπως οι 5Cr - 0,5Mo και 9Cr - 1Mo, οι οποίοι χαρακτηρίζονται από υψηλή αντοχή σε ερπυσμό, παρουσιάζουν σιδηρομαγνητική συμπεριφορά κατά την πλαστική τους παραμόρφωση, υπό την επίδραση υψηλών θερμοκρασιών [117, 166, 212, 239].

Η ενεργός τιμή του μαγνητικού θορύβου μειώνεται κατά τον πρωτογενή ερπυσμό και στα πρώτα στάδια του δευτερογενούς, ενώ παρουσιάζει μια συνεχή αύξηση στο τρίτο στάδιο του ερπυσμού. Ωστόσο, λίγο πριν τη θραύση οι τιμές του θορύβου μειώνονται [117, 166, 212, 239]. Η μη μονοτονική συσχέτιση του μαγνητικού θορύβου με την πλαστική παραμόρφωση υπό τη συνδυαζόμενη επίδραση υψηλών θερμοκρασιών, επιβάλλει τη συνεχή δυναμική εποπτεία μιας μεταλλικής κατασκευής [236].

### 2.7.5 Έλεγχος κόπωσης (Fatigue)

Ο μηχανισμός της κόπωσης, δηλαδή της χρονικά επαναλαμβανόμενης κυκλικής καταπόνησης, ολοκληρώνεται σε τρία επιμέρους στάδια: στην έναρξη μιας ρωγμάτωσης (crack initiation), στη διάδοσή της (crack propagation) και τέλος στη θραύση (fracture) του υλικού [66]. Διακρίνεται, ανάλογα με το εάν η εφαρμοζόμενη τάση ξεπερνά το όριο διαρροής ή όχι, σε ολιγοκυκλική (low cycle fatigue) και πολυκυκλική κόπωση (high cycle fatigue), αντίστοιχα [66].

Ως δυναμικό φαινόμενο επηρεάζεται από πολλούς παράγοντες, όπως το είδος του χάλυβα που υπόκειται σε κόπωση, επομένως και από τα μικροδομικά χαρακτηριστικά



του, την εντατική κατάσταση των δειγμάτων, το εφαρμοζόμενο τασικό πεδίο κ.α. Συνεπώς, οι μαγνητικές ιδιότητες του σιδηρομαγνητικού χάλυβα μεταβάλλονται ανάλογα με το στάδιο της κόπωσης, καθώς παρατηρούνται μικροδομικές αλλαγές και μεταβολές του επιπέδου των τάσεων [66, 80, 99, 185, 214, 231, 232, 226]. Είναι χαρακτηριστική η μη-γραμμική εξάρτηση των κύκλων φόρτισης με τη μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen.

Αν και η συνολική μαγνητική συμπεριφορά μπορεί να διαφέρει μεταξύ των διαφόρων τύπων χάλυβα [226], η εικόνα της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου Barkhausen έχει ως εξής: στο πρώτο στάδιο της κόπωσης έχει αναφερθεί ότι ο μαγνητικός θόρυβος αυξάνεται, ενώ κατά τη διάδοση των ρωγματώσεων, στο δεύτερο στάδιο, παρατηρείται μια μείωση της μαγνητικής απόκρισης, η οποία ακολουθείται από μια περαιτέρω αύξηση στο τελικό στάδιο της κόπωσης [66, 80, 185, 214].

Να σημειωθεί ότι τα παραπάνω συμπεράσματα αναφέρονται σε περιπτώσεις πολυκυκλικής κόπωσης, όπου δεν ξεπερνάται το όριο διαρροής, καθώς έχει αποδειχθεί [99] ότι, η μέθοδος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen δεν μπορεί να εφαρμοστεί για την παρακολούθηση ολιγοκυκλικής κόπωσης.

Ωστόσο, η μέτρηση του θορύβου Barkhausen αποτελεί μια πιθανή τεχνική παρακολούθησης του φαινομένου της κόπωσης στο πρώτο στάδιο της ολιγοκυκλικής κόπωσης [232].

### 2.7.6 Έλεγχος συγκολλήσεων (Welding)

Κύριο χαρακτηριστικό των αυτογενών συγκολλήσεων είναι η μετατροπή της ηλεκτρικής ενέργειας σε ροοστατικές διαβαθμίσεις της θερμικής ενέργειας, ικανής να προκαλέσει την τοπικά ελεγχόμενη τήξη και περιορισμένης κλίμακας ανάπτυξη ζωνών αποτόνωσης της θερμικής παροχής εντός των επιμέρους αυτογενών μεταλλικών μερών. Εφόσον τα δείγματα που πρόκειται να συγκολληθούν προέρχονται από την ίδια ποιότητα χάλυβα και βρίσκονται στην ίδια κατάσταση ενδοτράχυνσης, μια παράμετρος που καθορίζει τη διαμόρφωση των ζωνών της συγκόλλησης είναι η θερμική παροχή (Q).

Όσο πιο υψηλή είναι η παροχή θερμότητας στο προς συγκόλληση μέταλλο, τόσο μεγαλύτερη είναι η χρονική παραμονή του στις υψηλές θερμοκρασίες. Συνεπώς, η υψηλή θερμική παροχή ευνοεί την αργή απόψυξη, με αποτέλεσμα οι κόκκοι να έχουν τον απαραίτητο χρόνο ώστε να αναπτυχθούν, οδηγώντας στο σχηματισμό μιας διευρυμένης θερμικά επηρεασμένης ζώνης και στην ανάπτυξη μιας χοντρόκοκκης δομής στη ζώνη αυτή.

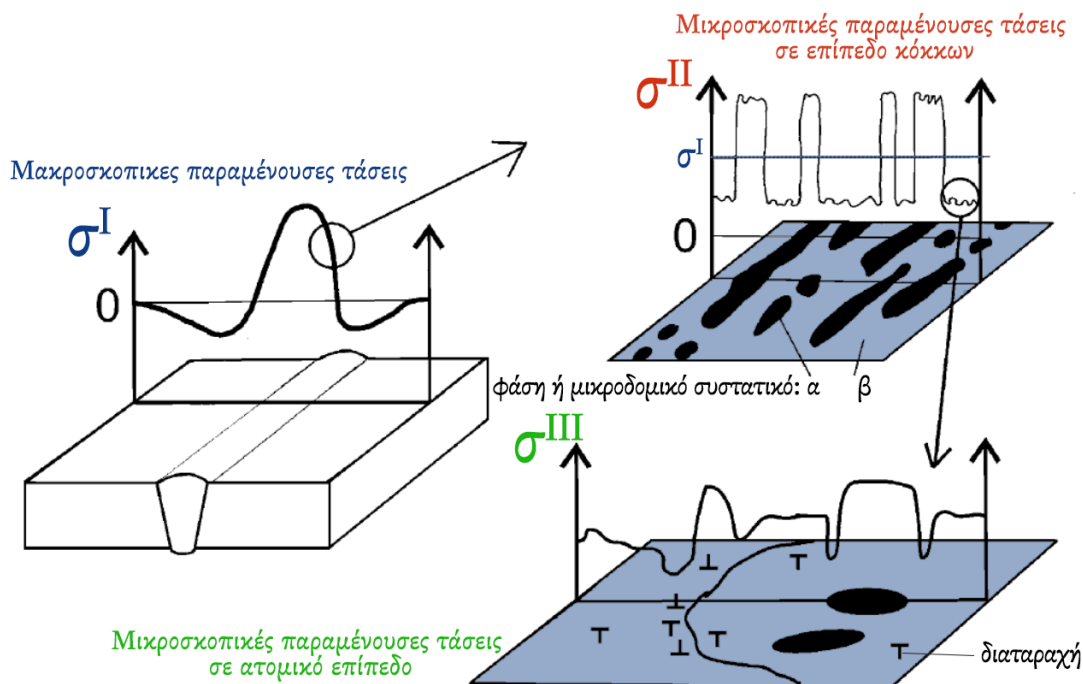
Στα συγκολλημένα δοκίμια, διαμορφώνονται από άποψη δομής και ιδιοτήτων τρεις κύριες ζώνες: το μέταλλο βάσης (base metal, BM), η θερμικά επηρεασμένη ζώνη (heat affected zone, HAZ) και η ζώνη τήξης (fusion zone, FZ).

Κατά την απόψυξη του συγκολλημένου μετάλλου, η ζώνη τήξης συστέλλεται. Η συστολή αυτή παρεμποδίζεται από τη σχετική ακαμψία του υπόλοιπου συστήματος των προς συγκόλληση μετάλλων. Η παρεμπόδιση της ελεύθερης μεταβολής των διαστάσεων της ζώνης τήξης εμφανίζεται σαν ελαστική παραμόρφωση (στα επίπεδα του ορίου διαρροής), η οποία οδηγεί τελικά στην εμφάνιση παραμενουσών τάσεων. Οι εμφανιζόμενες παραμενουσες τάσεις στην περιοχή της συγκόλλησης εξισορροπούνται από αντιδρώσες τάσεις αντίθετου προσήμου στο σύστημα HAZ και BM. Ο περιορισμός της ελευθερίας των παραμορφώσεων προξενεί την εμφάνιση τάσεων.

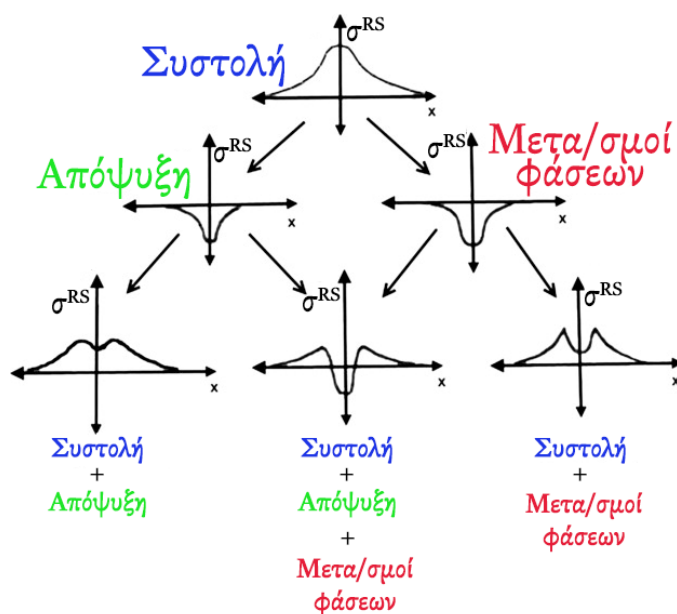
Είναι γεγονός ότι, η υψηλή θερμική παροχή στο προς συγκόλληση μεταλλικό σύστημα οδηγεί στην ανομοιομορφη κατανομή του θερμοκρασιακού πεδίου (non-uniform heat distribution), στην ανάπτυξη ακολουθίας μετασχηματισμών φάσεων και στην εμφάνιση μικροπλαστικών παραμορφώσεων στις ζώνες της συγκόλλησης. Αυτές

οι αλλαγές δημιουργούν έναν ετερότροπο μηχανισμό ανάπτυξης παραμενουσών τάσεων στη ζώνη τήξης και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Εικόνα 2-26).

Κάθε τάση επενεργεί στη διαμόρφωση ζωνών μικροπλαστικής παραμόρφωσης, οι οποίες είτε προστίθενται, είτε αναιρούνται τοπικά, οδηγώντας στη διαμόρφωση του τελικού προφίλ του μακροσκοπικού τασικού πεδίου (εικόνα 2-27). Οι παραμένουσες τάσεις που δημιουργούνται εξαιτίας της συστολής που λαμβάνει χώρα κατά την απόψυξη του τηκόμενου συγκολλημένου μετάλλου είναι κυρίως εφελκυστικές. Οι μετασχηματισμοί φάσεων εισάγουν παραμένουσες τάσεις στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, καθώς στην περιοχή αυτή, η θερμοκρασία υπερβαίνει το κρίσιμο όριο για την έναρξη μετασχηματισμών.



Εικόνα 2-26: Είδη παραμενουσών τάσεων σε συγκολλημένο δοκίμιο [147].



Εικόνα 2-27: Κατανομή των παραμενουσών τάσεων λόγω της επίδρασης διαφόρων μεταλλουργικών διεργασιών κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης [142].

Είναι γνωστό, ότι η μορφή του θορύβου, αποτελεί μια ποιοτική ένδειξη τόσο της υπαρξής, όσο και του είδους (εφελκυστικών ή θλιπτικών) των παραμενουσών τάσεων που υπάρχουν στο σημείο της μέτρησης. Συγκεκριμένα, οι εφελκυστικές τάσεις (tensile stresses) αυξάνουν την ένταση του μαγνητικού θορύβου, ενώ με τη σειρά τους οι θλιπτικές (compressive stresses) τον μειώνουν [63].

Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, ο μαγνητικός θόρυβος μπορεί να αντιστοιχηθεί με τις τιμές των τάσεων. Με βάση αυτή τη διαπίστωση, είναι δυνατός ο προσδιορισμός της κατανομής των παραμενουσών τάσεων σε όλη την επιφάνεια συγκολλημένων δοκιμίων [147, 148, 186, 194].

## 2.8 Αναφορές

- [1] Cullity BD, Graham CD. (1972). Introduction to Magnetic Material. 2nd ed. London: Addison-Wesley
- [2] Jiles DC. (1998). Introduction to Magnetism and Magnetic Materials, 2nd ed., London: Chapman and Hall
- [3] Kasap SO. (2002). Αρχές Ηλεκτρονικών Υλικών και Διατάξεων. 2η έκδοση, Αθήνα: Παπασωτηρίου
- [4] Chikazumi S. (1997). Physics of Ferromagnetism. 2nd ed. New York: Oxford University Press Inc., Chap. 17, pp. 433-445.
- [5] Altpeter I, Dobmann G, Kröning M, Rabung M, Szielasko S. (June 2009). Micro-magnetic evaluation of micro residual stresses of the IInd and IIIrd order, NDT & E International, vol. 42(4), pp. 283-290.
- [6] Weiss P. (1907). L' Hypothese du champ Moleculaire et de la Propriete Ferromagnetique. Journal de Physique, vol. 6, pp. 661-690.
- [7] Barkhausen H. (1919). Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdecte Erscheinungen. Zeitschrift für Physik, 1919, pp. 401-403.
- [8] Jiles DC. (August 2000). Dynamics of domain magnetization and the Barkhausen effect, Czechoslovak Journal of Physics, vol. 50(8), pp. 893-924.
- [9] Clapham L, White S, Lee J, Atherton DL. (May 2000). Magnetic easy axis development in steel - The influence of manufacturing, Journal of Applied Physics, vol. 88, pp. 2163-2165.
- [10] Παπαδημητρίου ΓΔ. (2000). Φυσική μεταλλουργία σιδήρου και χάλυβα. Σημειώσεις ΕΜΠ
- [11] Παπαδημητρίου ΓΔ. (2000). Γενική μεταλλογνωσία II- Τα κράματα. Σημειώσεις ΕΜΠ
- [12] Χαϊδεμενόπουλος Γ. (2007). Φυσική μεταλλουργία. Τζιόλα
- [13] Χρυσουλάκης Γ, Παντελής Δ. (1996). Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών. Αθήνα: Εκδόσεις Παπασωτηρίου
- [14] Cahn RW, Haasen P. (). Physical Metallurgy. 4th ed. North Holland
- [15] Χριστοφόρου Ε. (2001). Ηλεκτρονικά Υλικά. Εκδόσεις ΕΜΠ
- [16] Mazzetti P, Montalenti G. (November 1963). Power Spectrum of the Barkhausen Noise of Various Magnetic Materials. Journal of Applied Physics, vol. 34(11), pp. 3223-3225
- [17] Manson G, Hoffmann de Visme G. (April 1972). The frequency spectrum of Barkhausen noise. Journal of Physics D: Applied Physics, vol. 5(8), pp. 1389-1395
- [18] Troshchenko VT, Tsybanev GV, Shott G, Morgenthal L. (September 1983). Procedure and certain results of studying inelastic strains and magnetic noise during fatigue of steel 45, Strength of Materials, vol. 15(9), pp. 1281-1287
- [19] Jagadish C, Clapham L, Atherton DL. (April 1990). Orientation effects of anisotropy, stress, excitation, bias and residual fields on Barkhausen noise

- generation in pipeline steel, *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 23(4), pp. 443-448
- [20] Krause TW, Clapham L, Atherton DL (February 1994). Characterization of the magnetic easy axis in pipeline steel using magnetic Barkhausen noise, *Journal of Applied Physics*, vol. 75(12), pp. 7983-7988
- [21] Gauthier J, Krause TW, Atherton DL (February 1998). Measurement of residual stress in steel using the magnetic Barkhausen noise technique, *NDT & E International*, vol.31(1), pp. 23-31
- [22] Saquet O, Chicois J, Vincent A. (August 1999). Barkhausen noise from plain carbon steels: Analysis of the influence of microstructure, *Materials Science & Engineering A*, vol. 269(1-2), pp. 73-82
- [23] Coughlin CR, Clapham L, Atherton DL. (April 2000). Effects of stress on MFL responses from elongated corrosion pits in pipeline steel, *NDT & E International*, vol.33(3), pp. 181-188
- [24] Stefanita CG, Atherton DL, Clapham L. (August 2000). Plastic versus elastic deformation effects on magnetic Barkhausen noise in steel, *Acta Materialia*, vol. 48(13), pp. 3545-3551
- [25] Stefanita CG, Clapham L, Atherton DL. (2000). Subtle changes in magnetic Barkhausen noise before the macroscopic elastic limit, *Journal of Materials Science*, vol. 35(11), pp. 2675-2681
- [26] Dhar A, Clapham L, Atherton DL. (December 2001). Influence of uniaxial plastic deformation on magnetic Barkhausen noise in steel, *NDT & E International*, vol. 34(8), pp. 507-514
- [27] Dhar A, Clapham L, Atherton DL (2002), Influence of Lüders bands on magnetic Barkhausen noise and magnetic flux leakage signals, *Journal of Materials Science*, vol. 37(12), pp. 2441-2446
- [28] Anglada-Rivera J, Padovese LR, Capó-Sánchez J (June 2001). Magnetic Barkhausen Noise and hysteresis loop in commercial carbon steel: Influence of applied tensile stress and grain size. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 231, pp. 299-306
- [29] Yamaura, S, Furuya, Y, Watanabe, T. (September 2001). The effect of grain boundary microstructure on Barkhausen noise in ferromagnetic materials, *Acta Materialia*, vol 49(15), pp. 3019-3027
- [30] Ng, DHL, Cho, KS, Wong, M.L, Chan, S.L.I, Ma, X.-Y, Lo C.C.H. (October 2003). Study of microstructure, mechanical properties, and magnetization process in low carbon steel bars by Barkhausen emission. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 358(1-2), pp. 186-198
- [31] Moorthy, V, Shaw, BA, Day, S. (April 2004). Evaluation of applied and residual stresses in case-carburised En36 steel subjected to bending using the magnetic Barkhausen emission technique, *Acta Materialia*, vol. 52(7), pp. 1927-1936
- [32] Blaow M, Evans JT, Shaw B. (November 2004). Effect of deformation in bending on magnetic Barkhausen noise in low alloy steel, *Materials Science and Engineering A*, vol. 386(1-2), pp. 74-80
- [33] Blaow M, Evans JT, Shaw B. (October 2005). Surface decarburisation of steel detected by magnetic barkhausen emission, *Journal of Materials Science*, vol. 40(20), pp. 5517-5520
- [34] Blaow M, Evans JT, Shaw BA. (January 2005). Magnetic Barkhausen noise: The influence of microstructure and deformation in bending, *Acta Materialia*, vol. 53(2), pp. 279-287

- [35] Blaow M, Evans JT, Shaw BA. (August 2006). Effect of hardness and composition gradients on Barkhausen emission in case hardened steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 303(1), pp. 153-159
- [36] Blaow M, Evans JT, Shaw BA (June 2007), The effect of microstructure and applied stress on magnetic Barkhausen emission in induction hardened steel, *Journal of Materials Science*, vol. 42(12), pp. 4364-4371
- [37] O’Sullivan D, Cotterell M, Tanner DA, Mészáros I. (September 2004). Characterisation of ferritic stainless steel by Barkhausen techniques, *NDT & E International*, vol.37(6), pp. 489-496
- [38] Capó-Sánchez J, Pérez-Benitez J, Padovese LR. (March 2007). Analysis of the stress dependent magnetic easy axis in ASTM 36 steel by the magnetic Barkhausen noise, *NDT & E International*, vol. 40(2), pp. 168-172
- [39] Capó-Sánchez J, Alberteris Campos M, Padovese LR. (October 2007), Magnetic Barkhausen measurements for evaluating the formation of Lüders bands in carbon steel, *NDT & E International*, vol. 40(7), pp. 520-524
- [40] Capó-Sánchez, J, Padovese, L. (September 2009). Magnetic Barkhausen noise measurement by resonant coil method. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. Vol. 321(18), pp. L57-L62
- [41] Capó-Sánchez, J, Huallpa, E, Farina, LR, Padovese, L. (October 2011). Magnetic and spontaneous Barkhausen noise techniques used in investigation of a martensitic transformation. *Journal of Applied Physics*, vol. 110, pp. 083916
- [42] Capó-Sánchez J, Campos, AM, Padovese LR. (January 2012). Magnetic Barkhausen emission in lightly deformed AISI 1070 steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 324(1), pp. 11-14
- [43] Stupakov, O, Pal'a J, Tomáš I, Bydžovský J, Novák V (July 2007), Investigation of magnetic response to plastic deformation of low-carbon steel, *Materials Science & Engineering A*, vol. 462(1-2), pp. 351-354
- [44] Stupakov O, Pal'a J, Yurchenko V, Tomáš I, Bydžovský J (February 2008), Measurement of Barkhausen noise and its correlation with magnetic permeability, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, pp. 204-209
- [45] Stupakov, O, Kikuchi, H, Liu, T, Takagi, T. (June 2009). Applicability of local magnetic measurements. *Measurement*, vol. 42(5), pp. 706-710
- [46] Pérez-Benitez JA, Capó-Sánchez J, Padovese LR. (June 2007). Characterization of angular dependence of macroscopic magnetic properties in ASTM 36 steel using magnetic Barkhausen noise, *NDT & E International*, vol. 40(4), pp. 284-288
- [47] Pérez-Benitez JA, Capó-Sánchez J, Padovese LR (January 2008), A study of plastic deformation around a defect using the magnetic Barkhausen noise in ASTM 36 steel, *NDT & E International*, vol. 41(1), pp. 53-58
- [48] Pérez-Benitez, JA, Capó-Sánchez, J, Padovese LR. (February 2008). Modeling of the Barkhausen jump in low carbon steel. *Journal of Applied Physics*, vol. 103, pp. 043910
- [49] Pérez-Benítez JA, Espina-Hernández JH, Martínez-Ortiz P, Chávez-González AF, De La Rosa JM. (December 2013), Analysis of the influence of some magnetizing parameters on magnetic Barkhausen noise using a microscopic model, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 347, pp. 51-60
- [50] Liu T, Kikuchi H, Kamada Y, Ara K, Kobayashi S, Takahashi S (March 2007), Comprehensive analysis of Barkhausen noise properties in the cold rolled mild steel, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 310(2), pp. e989-e991

- [51] Campos, AM, Capó-Sánchez J, Pérez Benítez J, Padovese LR. (December 2008). Characterization of the elastic-plastic region in AISI/SAE 1070 steel by the magnetic barkhausen noise, *NDT and E International*, vol. 41(8), pp. 656-659
- [52] Kikuchi H, Ara K, Kamada Y, Kobayashi S. (June 2009). Effect of Microstructure Changes on Barkhausen Noise Properties and Hysteresis Loop in Cold Rolled Low Carbon Steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 45(6), pp.2744-2747
- [53] Piotrowski, L, Augustyniak, B, Chmielewski, M, Tomáš I. (August 2009). The influence of plastic deformation on the magnetoelastic properties of the CSN12021 grade steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. (321)15, pp. 2331-2335
- [54] Wilson, JW, Gui Yun Tian, Moorthy, V, Shaw, BA. (January 2009). Magneto-Acoustic Emission and Magnetic Barkhausen Emission for Case Depth Measurement in En36 Gear Steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 45(1), pp. 177-183
- [55] Kleber, X, Pirfo Barroso S. (August 2010). Investigation of shot-peened austenitic stainless steel 304L by means of magnetic Barkhausen noise. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527(21-22), pp. 6046-6052
- [56] Augustyniak, B, Piotrowski, L, Chmielewski, M, Kosmas, K, Hristoforou, E. (February 2010). Barkhausen Noise Properties Measured by Different Methods for Deformed Armco Samples, *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 544-547
- [57] Pal'a J, Bydžovský J, Stoyka, V, Kováč F. (February 2010). Stabilization of the Barkhausen Noise Parameters. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 207-209
- [58] Chen, J, Zhang, BJ, Shu, D, Zhou, X, Wang, W, Qi, X. (July 2011). Improvement of stress testing performance using Barkhausen noise sensor. *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 168(1), pp. 51-57
- [59] Wang PJX, Yan X, Zhu L, Wang H, Tian G, Yao E. (May 2013). Investigation of temperature effect of stress detection based on Barkhausen noise. *Sensors & Actuators, A: Physical*, vol. 194, pp. 232-239
- [60] Wang P, Zhu L, Zhu Q, Ji X, Wang H, Tian G, Yao E. (April 2013). An application of back propagation neural network for the steel stress detection based on Barkhausen noise theory, *NDT & E International*, vol. 55, pp. 9-14
- [61] Kasai N, Koshino H, Sekine K, Kihira H, Takahashi M. (April 2013), Study on the effect of elastic stress and microstructure of low carbon steels on Barkhausen noise, *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32(3), pp. 277-285
- [62] Franco FA, González MFR, De Campos MF, Padovese LR (March 2013). Relation between magnetic Barkhausen noise and hardness for jominy quench tests in SAE 4140 and 6150 steels, *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32(1), pp. 93-103.
- [63] Stewart DM, Stevens KJ, Kaiser AB. (April 2004). Magnetic Barkhausen noise analysis of stress in steel. *Current Applied Physics*, vol. 4(2-4), pp. 308-311
- [64] Gündel, A, Severino, AM, Landgraf, FJG, Sommer RL. (May 2004). Barkhausen noise and high induction losses in non-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 272-276, pp. e561-e562
- [65] D'Amato, C, Verdu, C, Kleber, X, Regheere, G, Vincent A. (December 2004). Characterization of Austempered Ductile Iron Through Barkhausen Noise Measurements. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 22(4), pp. 127-139
- [66] Sagar SP, Parida N, Das S, Dobmann G, Bhattacharya DK. (March 2005). Magnetic Barkhausen emission to evaluate fatigue damage in a low carbon structural steel, *International Journal of Fatigue*, vol. 27(3), pp. 317-322

- [67] Rajkumar, KV, Vaidyanathan, S, Kumar, A, Jayakumar, T, Raj, B, Ray KK. (May 2007). Characterization of aging-induced microstructural changes in M250 maraging steel using magnetic parameters. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 312(2), pp. 359-365
- [68] Bohn F, Gündel, A, Landgraf FJG, Severino AM, Sommer RL. (October 2007). Magnetostriction, Barkhausen noise and magnetization processes in E110 grade non-oriented electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 317(1-2), pp. 20-28
- [69] Augustyniak, B, Chmielewski, M, Piotrowski, L, Kowalewski, Z. (November 2008). Comparison of Properties of Magnetoacoustic Emission and Mechanical Barkhausen Effects for P91 Steel After Plastic Flow and Creep, *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 44(11), pp. 3273 - 3276
- [70] Augustyniak, B, Degauque, J. (April 2004). Magneto-mechanical properties evolution of Fe-C alloy during precipitation process. *Materials Science and Engineering: A*, vol 340(1-2), pp. 376-380
- [71] Augustyniak, B, Piotrowski, L, Radczuk, M, Chmielewski, M, Hauser, H. (May 2003). Investigation of magnetic and magnetomechanical hysteresis properties of Fe-Si alloys with classical and mechanical Barkhausen effects and magnetoacoustic emission. *Journal of Applied Physics*, vol. 93(10), pp. 7465-7467
- [72] Küpferling M, Fiorillo F, Basso V, Bertotti G, Meilland P (2008), "Barkhausen noise in plastically deformed low-carbon steels," *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 320, pp. e527-e530.
- [73] Kleber, X, Hug-Amalric, A, Merlin, J. (June 2008). Evaluation of the Proportion of Phases and Mechanical Strength of Two-Phase Steels Using Barkhausen Noise Measurements: Application to Commercial Dual-Phase Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39(6), pp. 1308-1318
- [74] Bükki-Deme A, Szabó IA, Cserhádi C. (July 2010). Effect of anisotropic microstructure on magnetic Barkhausen noise in cold rolled low carbon steel, *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 322(13), pp. 1748-1751
- [75] Piotrowski, L, Augustyniak, B, Chmielewski, M, Kowalewski, Z. (November 2010). Multiparameter analysis of the Barkhausen noise signal and its application for the assessment of plastic deformation level in 13HMF grade steel. *Measurement Science and Technology*, vol. 21(11), pp. 115702-1 - 115702-7
- [76] Gurruchaga K, Martínez-De-Guerenu A, Soto M, Arizti F. (February 2010). Magnetic Barkhausen noise for characterization of recovery and recrystallization, *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 513-516
- [77] Batista, L, Rabe, U, Hirsekorn, S. (July 2013). Magnetic micro- and nanostructures of unalloyed steels: Domain wall interactions with cementite precipitates observed by MFM. *NDT & E International*, vol. 57, pp. 58-68
- [78] Iordache VE, Hug E, Buiron N. (October 2003). Magnetic behaviour versus tensile deformation mechanism in a non-oriented Fe-(3 wt. %) Si steel. *Material Science & Engineering A*, vol. 359(1-2), pp. 62-74
- [79] Hartmann K, Moses A.J, Meydan T. (January 2003). A system for measurement of AC Barkhausen noise in electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 254-255, pp. 318-320
- [80] Vincent A, Pasco L, Morin M, Kleber X, Delnondedieu M. (October 2005). Magnetic Barkhausen noise from strain-induced martensite during low cycle fatigue of 304L austenitic stainless steel. *Acta Materialia*, vol. 53(17), pp. 4579-4591

- [81] Patel H.V, Zurek S, Meydan T, Jiles, DC, Li L. (May 2006). A new adaptive automated feedback system for Barkhausen signal measurement. *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 129(1-2), pp. 112-117
- [82] Chukwuchekwa N, Moses AJ, Anderson PI. (2010). Barkhausen noise in grain-oriented 3% Si-Fe at 50 Hz. *Journal of Electrical Engineering* 61 (7/s), pp. 69-72
- [83] Wang H, Li C, Zhu T, Cai B, Huo G, Mohamed N. (July 2013). Effect of ball scribing on magnetic Barkhausen noise of grain-oriented electrical steel, *Journal of Materials Science and Technology*, vol. 29(7), pp. 673-677
- [84] Pal'a J, Bydžovský J. (February 2013), Barkhausen noise as a function of grain size in non-oriented FeSi steel. *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*, vol. 46(2), pp. 866-870
- [85] Mandal K, Cramer Th, Atherton DL. (March 2000). The study of a racetrack-shaped defect in ferromagnetic steel by magnetic Barkhausen noise and flux leakage measurements. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 212(1-2), pp. 231-239
- [86] Shin DW, Degauque J, Astié B. (June 2000). Magnetomechanical behavior of pure Fe, Ni and 49Fe-49Co-2V. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 215-216(2), pp. 165-167
- [87] Stefanita CG, Clapham L, Yi JK, Atherton DL. (June 2001). Analysis of cold rolled steels of different reduction ratio using the magnetic Barkhausen noise technique. *Journal of Materials Science*, vol. 36(11), pp. 2795-2799
- [88] Takács N., Posgay G., Harasztosi L., Beke D. L. (September 2002). Correlation between Barkhausen-noise and corrugation of railway rails. *Journal of Materials Science*, vol. 37(17), pp. 3599-3601
- [89] Chang K.-O, Chi S.-H, Choi K.-J, Kim B.-C, Lee S.-L. (November 2002). Changes in magnetic parameters of neutron irradiated RPV Linde80 high copper weld surveillance specimens. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 79(11), pp. 753-757
- [90] Iordache VE, Hug E, Buiron N. (January 2003). Magnetic behaviour versus tensile deformation mechanism in a non-oriented Fe-(3 wt.%) Si steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 254-255, pp. 57-59
- [91] Pérez-Benitez JA, Padovese LR, Capó-Sánchez J, Anglada-Rivera J. (July 2003). Investigation of the magnetic Barkhausen noise using elementary signals parameters in 1000 commercial steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 263(1-2), pp. 72-77
- [92] Kim D -W, Kwon D. (February 2003). Quantification of the Barkhausen noise method for the evaluation of time-dependent degradation. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 257(2-3), pp. 175-183
- [93] Moorthy V, Shaw BA, Evans JT. (January 2003). Evaluation of tempering induced changes in the hardness profile of case-carburised EN36 steel using magnetic Barkhausen noise analysis. *NDT & E International*, vol. 36(1), pp. 43-49
- [94] Augustyniak B, Piotrowski L, Augustyniak M, Chmielewski M, Sablik MJ. (May 2004). Impact of eddy currents on Barkhausen and magnetoacoustic emission intensity in a steel plate magnetized by a C-core electromagnet. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 272-276, pp. e543-e545
- [95] O'Sullivan D, Cotterell M, Meszaros I. (June 2004). The characterisation of work-hardened austenitic stainless steel by NDT micro-magnetic techniques. *NDT & E International*, vol. 37(4), pp. 265-269



- [96] Park D-G, Park S-S, Ju J-S, Chang K-O, Hong J-H. (May 2004). Dependence of Barkhausen noise in the neutron irradiated reactor pressure vessel steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 272-276(2), pp. 1512-1514
- [97] O’Sullivan D, Cotterell M, Cassidy S, Tanner DA, Mészáros I. (May 2004). Magneto -acoustic emission for the characterisation of ferritic stainless steel microstructural state. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 271(2-3), pp. 381-389
- [98] Mészáros I, Szabó PJ. (October 2005). Complex magnetic and microstructural investigation of duplex stainless steel. *NDT & E International*, vol. 38(7), pp. 517-521
- [99] Palma ES, Mansur TR, Ferreira Silva Jr S, Alvarenga Jr A. (June 2005). Fatigue damage assessment in AISI 8620 steel using Barkhausen noise. *International Journal of Fatigue*, vol. 27(6), pp. 659-665
- [100] Lo CCH, Kinser ER, Jiles DC. (April 2006). Analysis of Barkhausen effect signals in surface-modified magnetic materials using a hysteretic-stochastic model. *Journal of Applied Physics*, vol. 99, pp. 08B705-1 -3
- [101] Davut K, Gür H. (December 2007). Monitoring the Microstructural Changes During Tempering of Quenched SAE 5140 steel by Magnetic Barkhausen Noise. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 26(2-4), pp. 107-113
- [102] Chady T, Psuj G, Todaka T, Borkowski B. (March 2007). Evaluation of fatigue-loaded steel samples using fusion of electromagnetic methods. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 310(2), pp. 2737-2739
- [103] Kaplan M, Gür CH, Erdogan M. (December 2007). Characterization of Dual-Phase Steels Using Magnetic Barkhausen Noise Technique. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 2(2-4), pp. 79-87
- [104] Normando PG, Moura EP, Souza JA, Tavares SSM, Padovese LR. (May 2010). Ultrasound, eddy current and magnetic Barkhausen noise as tools for sigma phase detection on a UNS S31803 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527(12), pp. 2886-2891
- [105] Gür CH, Çam İ. (May 2007). Comparison of magnetic Barkhausen noise and ultrasonic velocity measurements for microstructure evaluation of SAE 1040 and SAE 4140 steels. *Materials Characterization*, vol. 58(5), pp. 447-454
- [106] Mandache C, Krause TW, Clapham L. (November 2007). Investigation of Optimum Field Amplitude for Stress Dependence of Magnetic Barkhausen Noise., *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 43(11), pp. 3976-3983
- [107] Gorkunov É.S, Zadvorkin SM, Mitropolskaya S Yu, Vichuzhanin DI, Solov’ev KE. (September 2009). Change in magnetic properties of metastable austenitic steel due to elastoplastic deformation. *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 51(9-10), pp. 423-428
- [108] Poorna Chander K, Vashista, M, Sabiruddin K, Paul S, Bandyopadhyay PP. (September 2009). Effects of grit blasting on surface properties of steel substrates. *Materials & Design*, vol. 30(8), pp. 2895-2902
- [109] Davut K, Gür H. (December 2010). Monitoring the Microstructural Evolution in Spheroidized Steels by Magnetic Barkhausen Noise Measurements. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 29(4), pp. 241-247
- [110] Baiotto R, Gerhardt G, Fukuhara M, Yonamine T, Missell FP. (February 2010). Barkhausen Noise and Magnetic Properties of Plastically Deformed Silicon Steels. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 294 – 297
- [111] Vashista M, Paul S. (November 2011). Novel processing of Barkhausen noise signal for assessment of residual stress in surface ground components exhibiting

- poor magnetic response. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 323(21), pp. 2579-2584
- [112] de Campos MF, Campos MA, Landgraf FJG, Padovese LR. Anisotropy study of grain oriented steels with Magnetic Barkhausen Noise. Joint European Magnetic Symposia - JEMS 2010, 23-28 August 2010, Krakow, Poland
- [113] Costa LFT, Giroto F, Baiotto R, Gerhardt G, de Campos MF, Missell FP. Influence of microstructural constituents on the hysteresis curves in 0.2%C and 0.45%C steels. Joint European Magnetic Symposia - JEMS 2010, 23-28 August 2010, Krakow, Poland
- [114] Martinez-Ortiz P, Espina-Hernández JH, Caleyó F, Hallen JM. Influence of the frequency bandwidth on the parameters of the magnetic Barkhausen noise signal measurements in an API 5L steel. 5th Pan American Conference for NDT, 2-6 October 2011, Cancun, Mexico
- [115] Holweger W, Wolf M, Walther F, Trojahn W, Mütze A, Kunzmann J, Schreiber J, Mayer J, Reichelt M. (November 2012) Studies of the contribution of alternating electromagnetic fields toward material fatigue in 100Cr6, *Industrial Lubrication and Tribology*, vol. 64(5), pp. 247-252
- [116] Huallpa E, Capó-Sánchez J, Padovese, LR, Goldensteina H. (November 2013). Determining Ms temperature on a AISI D2 cold work tool steel using magnetic Barkhausen noise. *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 577(1), pp. S726-S730
- [117] Ktena A, Hristoforou E, Gerhardt GJL, Missell FP, Landgraf FJG, Rodrigues Jr DL, Alberteris-Campos M. (February 2014). Barkhausen noise as a microstructure characterization tool. *Physica B: Condensed Matter*, vol. 435(15), pp. 109-112
- [118] Wang P, Ji X, Zhu L, Tian G, Yao E. (October 2013). Stratified analysis of the magnetic Barkhausen noise signal based on wavelet decomposition and back propagation neural network. *Sensors & Actuators A: Physical*, vol. 201, pp. 421-427
- [119] Henager Jr. CH, McCloy JS, Ramuhalli P, Edwards DJ, Hu S, Li Y. (May 2013). Investigation of magnetic signatures and microstructures for heat-treated ferritic/martensitic HT-9 alloy. *Acta Materialia*, vol. 61(9), pp. 3285-3296
- [120] Haušild P, Kolařík K, Karlík M. (February 2013). Characterization of strain-induced martensitic transformation in A301 stainless steel by Barkhausen noise measurement. *Materials & Design*, vol. 44, pp. 548-554.
- [121] Stupakov O. (December 2013). Local Non-contact Evaluation of the ac Magnetic Hysteresis Parameters of Electrical Steels by the Barkhausen Noise Technique. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32(4), pp. 405-412
- [122] Wilson JW, Karimian N, Yin W, Liu J, Davis CL, Peyton AJ. Magnetic sensing for microstructural assessment of power station steels: Magnetic Barkhausen noise and minor loop measurements. *Sensors & their Applications (S&A XVII)*, 16 - 18 September 2013, Rixos Libertas, Croatia
- [123] Vértesy G, Mészáros I, Tomáš I. (March 2013). Nondestructive magnetic characterization of TRIP steels. *NDT & E International*, vol. 54, pp. 107-114
- [124] Ranjan R, Jiles DC, Buck O, Bruce Thompson R. (1987). Grain size measurement using magnetic and acoustic Barkhausen noise. *Journal of Applied Physics*, vol. 61(8), pp. 3199-3201
- [125] Hwang DG, Kim HC. (December 1988). The influence of plastic deformation on Barkhausen effects and magnetic properties in mild steel. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 21(12), pp. 1807-1813

- [126] Zergoug M, Boucherrou N, Haddad A, Benchaala A, Moulti B, Tahraoui H, Sellidj F, Hammouda A. (July 2000), Thermally affected characterization region by Barkhausen noise. *Ultrasonics*, vol. 37(10), pp. 703-707
- [127] Kleber X, Vincent A. (September 2004). On the role of residual internal stresses and dislocations on Barkhausen noise in plastically deformed steel. *NDT & E International*, vol. 37(6), pp. 439-445
- [128] Mészáros I, Prohászka J. (April 2005). Magnetic investigation of the effect of  $\alpha'$ -martensite on the properties of austenitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 161(1-2), pp. 162-168
- [129] Byeon JW, Kwun SI, Hong S-J, Lee C-K, Kang K-M, Sohn Y. (October 2005). Correlation of Magnetic Barkhausen Emission Profile with Strength of Thermally Degraded 2.25Chromium–1Molybdenum Steel. *Materials Transactions*, vol. 46(12), pp. 3089-3091
- [130] Augustyniak M, Augustyniak B, Piotrowski L, Chmielewski M., Sadowskia W. (September 2006). Evaluation by means of magneto-acoustic emission and Barkhausen effect of time and space distribution of magnetic flux density in ferromagnetic plate magnetized by a C-core. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 304(2), pp. e552–e554
- [131] Stupakov, O, Pal'a J, Takagi, T, Uchimoto, T. (September 2009). Governing conditions of repeatable Barkhausen noise response. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 321(18), pp. 2956-2962
- [132] Stupakov O, Uchimoto T, Takagi T. (May 2010). Magnetic anisotropy of plastically deformed low-carbon steel, *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 43(19), art. no. 195003-1 – 7
- [133] Stupakov O, Takagi T, Uchimoto T. (November 2010). Alternative magnetic parameters for characterization of plastic tension, *NDT & E International*, vol. 43(8), pp. 671-676
- [134] Piotrowski L, Augustyniak B, Chmielewski M. Hristoforou EV, Kosmas K. (February 2010). Evaluation of Barkhausen Noise and Magnetoacoustic Emission Signals Properties for Plastically Deformed Armco Iron. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 239-242
- [135] Stupakov O, Perevertov O, Tomáš I, Skrbek B. (June 2011). Evaluation of surface decarburization depth by magnetic Barkhausen noise technique. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 323(12), pp. 1692-1697
- [136] Piotrowski L, Augustyniak B, Chmielewski M, Labanowski J, Lech-Grega M. (April 2012). Study on the applicability of the measurements of magnetoelastic properties for a nondestructive evaluation of thermally induced microstructure changes in the P91 grade steel. *NDT & E International*, vol. 47, pp. 157-162
- [137] Vashista M, Moorthy V. (November 2013). Influence of applied magnetic field strength and frequency response of pick-up coil on the magnetic barkhausen noise profile. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 345, pp. 208-214
- [138] Vourna P, Ktena A. (November 2011). Correlation of Microstructure to Macroscopic Magnetic Measurements on Electrical Steels. *Key Engineering Materials*, vol. 495, pp. 257-260
- [139] Moorthy V, Vaidyanathan S, Laha K, Jayakumar T, Rao KBS, Raj B. (July 1997). Evaluation of microstructures in 2.25Cr-1Mo and 9Cr-1Mo steel weldments using magnetic Barkhausen noise. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 231(1-2), pp. 98-104

- [140] Turner S, Moses A, Hall J, Keith J. (May 2010). The effect of precipitate size on magnetic domain behavior in grain-oriented electrical steels. *Journal of Applied Physics*, vol. 107(9), pp. 09A307 - 09A307-3
- [141] Bayramoglu S, Hakan Gür C, Alexandrov IV, Abramova MM. (February 2010) Characterization of ultra-fine grained steel samples produced by high pressure torsion via magnetic Barkhausen noise analysis, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527(4–5), pp. 927–933
- [142] Yelbay HI, Cam I, Gür CH. (January 2010). Non-destructive determination of residual stress state in steel weldments by Magnetic Barkhausen Noise technique. *NDT & E International*, vol. 43(1), pp. 29-33
- [143] Mandal K, Corey A, Loukas ME, Weyman P, Eichenberger J, Atherton DL. (July 1997). The effects of defect depth and bending stress on magnetic Barkhausen noise and flux-leakage signals. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 30(14), pp. 1976-1983
- [144] Mandal K, Dufour D, Krause TW, Atherton DL. (1997). Investigations of magnetic flux leakage and magnetic Barkhausen noise signals from pipeline steel. *Journal of Physics D Applied Physics*, vol. 30(6), pp. 962-973
- [145] Sabet-Sharghi R, Clapham L, Atherton DL, Holden TM. (June 2000). The effect of defect introduction vs. load application sequencing on defect-induced stress distributions in steel samples. *NDT & E International*, vol. 33(4), pp. 201-212
- [146] Lindgren M, Lepistö T. (July 2001). Effect of prestraining on Barkhausen noise vs. stress relation. *NDT & E International*, vol. 34(5), pp. 337-344
- [147] Lindgren M, Lepistö T. (July 2003). Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel. *NDT & E International*, vol. 36(5), pp. 279-288
- [148] Ju J-B, Lee J-S, Jang J-I, Kim W-S, Kwon D. (September 2003). Determination of welding residual stress distribution in API X65 pipeline using a modified magnetic Barkhausen noise method. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 80(9), pp. 641-646
- [149] Kesavan K, Ravisankar K, Parivallal S, Sreeshylam P. (September 2005). Non-Destructive evaluation of residual stresses in welding plates using the Barkhausen noise technique. *Experimental Techniques*, vol. 29(5), pp. 17-21
- [150] Hutanu R, Clapham L, Rogge RB. (April 2005). Intergranular strain correlation with magnetic behavior in steel, *Applied Physics Letters*, vol. 86, pp. 1-3
- [151] Xin Q, Shu D, Hui L, Wei W, Chen J. (Jan 2012). Magnetic Barkhausen Noise, Metal Magnetic Memory Testing and Estimation of the Ship Plate Welded Structure Stress. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 31(1), pp. 80-89
- [152] Moorthy V, Vaidyanathan S, Jayakumar T, Raj B, Kashyap BP. (April 1999). Effect of tensile deformation on micromagnetic parameters in 0.2% carbon steel and 2.25Cr–1Mo steel. *Acta Materialia*, vol. 47(6), pp. 1869-1878
- [153] Lindgren M, Lepistö T. (July 2004). On the stress vs. Barkhausen noise relation in a duplex stainless steel. *NDT & E International*, vol. 37(5), pp. 403-410
- [154] Stupakov O, Tomáš I, Pal'a J, Bydžovský J, Sošanský, J, Šmida, T. (May 2004). Traditional, Barkhausen and MAT magnetic response to plastic deformation of low-carbon steel. *Czechoslovak Journal of Physics*, vol. 54, pp. 47-50
- [155] Moorthy V, Shaw BA, Hopkins P. (April 2006). Surface and subsurface stress evaluation in case-carburised steel using high and low frequency magnetic barkhausen emission measurements. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 299(2), pp. 362-375

- [156] Pal'a J, Stupakov, O, Bydžovský J, Tomáš I, Novák V. (March 2007). Magnetic behaviour of low-carbon steel in parallel and perpendicular directions to tensile deformation. *Journal of magnetism and Magnetic Materials*, vol. 310(1), pp. 57-62
- [157] Piotrowski L, Augustyniak B, Chmielewski M, Landgraf FJG, Sablik MJ. (March 2009). Impact of plastic deformation on magnetoacoustic properties of Fe-2%Si alloy. *NDT & E International*, vol. 42(2), pp. 92-96
- [158] Pérez Benítez J, Espina-Hernández JH, Martínez-Ortiz P. (March 2013). Unwrapping the influence of multiple parameters on the Magnetic Barkhausen Noise signal using self-organizing maps. *NDT & E International*, vol. 54, pp. 166-170
- [159] Gatelier-Rothea C, Chicois J, Fougères R, Fleischmann P. (September 1998). 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*, vol. 46(14), pp. 4873-4882
- [160] Clapham L, Jagdish C, Atherton DL. (July 1991). The influence of pearlite on Barkhausen noise generation in plain carbon steels. *Acta Metallurgica Et Materialia*, vol. 39(7), pp. 1555-1562
- [161] Kim J-H, Park D-G, Ok C-I, Yoon E-P, Hong J-H. (May 1999). Effect of microstructures on magnetic Barkhausen noise level in the weld HAZ of an RPV steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 196-197(1), pp. 351-353
- [162] Lo CCH, Lee SJ, Li L, Kerdus LC, Jiles DC. (May 2002). Examination of the relationship between the parameters of the Barkhausen effect model and the microstructure of magnetic materials. *Journal of Applied Physics*, vol. 91(10), pp. 7651-7653
- [163] Capó-Sánchez J, Pérez-Benitez JA, Padovese LR, Serna-Giraldo C. (February 2004). Dependence of the magnetic Barkhausen emission with carbon content in commercial steels. *Journal of Materials Science*, vol. 39(4), pp. 1367-1370
- [164] Lo CCH, Scruby CB, Smith GDW. (June 2004). Dependence of the magnetic Barkhausen emission on the microstructure of pearlitic steel. *Philosophical Magazine*, vol. 84(18), pp. 1821-1839
- [165] Das SK, Joarder A, Mitra A. (April 2004). Magnetic Barkhausen emissions and microstructural degradation study in 1.25 Cr-0.50 Mo steel during high temperature exposure. *NDT & E International*, vol. 37(3), pp. 243-248
- [166] Mitra A, Mohapatra JN, Swaminathan J, Ghosh M, Panda AK, Ghosh RN. (November 2007). Magnetic evaluation of creep in modified 9Cr-1Mo steel. *Scripta Materialia*, vol. 57(9), pp. 813-816
- [167] Gür CH, Ozer M, Erdogan M. (2008). Investigation of the Variations in Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Matrix Ductile Iron by Magnetic Barkhausen Noise Analysis. *Research in Nondestructive Evaluation*, vol. 19(1), pp. 44-60
- [168] Park D-G, Park I-G, Kim W-W, Cheong Y-M, Hong J-H. (April 2008). Monitoring of a radiation recovery in neutron-irradiated RPV steel by using the magnetic methods. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 238(4), pp. 814-819
- [169] Vashista M, Gaddam A, Paul S. (November 2012). Study of surface integrity of ground bearing steel using Barkhausen noise technique. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 63(5-8), pp. 771-783
- [170] Goldenstein H, Huallpa EA, Capó Sánchez J, Padovese LR. (November 2013). Detecting martensitic transformations using spontaneous magnetic emission (SME). *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 577(1), pp. s736-s740

- [171] Sorsa A, Leiviskä K, Santa-aho S, Vippola M, Lepistö T, (December 2013). An Efficient Procedure for Identifying the Prediction Model Between Residual Stress and Barkhausen Noise, *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32(4), pp. 341-349
- [172] Byeon JW, Kwun SI. (January 2004). Magnetic nondestructive evaluation of thermally degraded 2.25Cr–1Mo steel. *Materials Letters*, vol. 58(1-2), pp. 94-98
- [173] Acosta B, Debarberis L, Pirfo S, Sevini F, Kryukov A, Chernobaeva A, Gillemot F, Brumovsky M. (August 2005). WWER-1000 base metal reference steel and its characterization. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 235(17–19), pp. 1951-1959
- [174] Mohapatra JN, Panda AK, Gunjan MK, Bandyopadhyay NR, Mitra A, Ghosh RN. (March 2007). Ageing behavior study of 5Cr–0.5Mo steel by magnetic Barkhausen emissions and magnetic hysteresis loop techniques. *NDT & E International*, vol. 40(2), pp. 173-178
- [175] Anbarasu K, Sampathkumaran P, Janardhana M, Yogesh S, Seetharamu S. (May 2009). Damage assessment of boiler tubes subjected to erosion and corrosion failures by non-invasive technique. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, DOI 10.1007/s00170-008-1869-7
- [176] Vashista M, Paul S. (May 2009). Correlation between surface integrity of ground medium carbon steel with Barkhausen Noise parameters and magnetic hysteresis loop characteristics. *Materials & Design*, vol. 30(5), pp. 1595-1603
- [177] Vashista M, S. Ghosh S, Paul S. (2009). Application of Micromagnetic Technique in Surface Grinding for Assessment of Surface Integrity. *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 24(4), pp. 488-496
- [178] Zerovnik P, Grum J, Zerovnik G. (March 2010). Determination of Hardness and Residual-Stress Variations in Hardened Surface Layers With Magnetic Barkhausen Noise. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(3), pp. 899 – 904
- [179] Santa-aho S, Vippola M, Sorsa A, Leiviskä K, Lindgren M, Lepistö T. (November 2012). Utilization of Barkhausen noise magnetizing sweeps for case-depth detection from hardened steel. *NDT & E International*, vol. 52, pp. 95-102
- [180] Santa-Aho S, Vippola M, Sorsa A, Lindgren M, Latokartano J, Leiviskä K, Lepistö T. (November 2012). Optimized laser processing of calibration blocks for grinding burn detection with Barkhausen noise. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212(11), pp. 2282-2293
- [181] Sorsa A, Leiviskä K, Santa-Aho S, Lepistö T. (March 2012). Quantitative prediction of residual stress and hardness in case-hardened steel based on the Barkhausen noise measurement. *NDT & E International*, vol. 46, pp. 100-106
- [182] Santa-Aho S, Vippola M, Sorsa A, Latokartano J, Lindgren M, Leiviskä K, Lepistö T. (February 2012). Development of Barkhausen noise calibration blocks for reliable grinding burn detection. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212(2), pp. 408-416
- [183] Rautioaho R, Kivimaa J, Moilanen M. (January 1994). Stress response of Barkhausen noise in high carbon steel cables and ropes. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 129(2-3), pp. 217-225
- [184] Mandal K, Loukas ME, Corey A, Atherton DL. (November 1997). Magnetic Barkhausen noise indications of stress concentrations near pits of various depths. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 175(3), pp. 255-262
- [185] Moorthy V, Choudhary BK, Vaidyanathan S, Jayakumar T, Rao KBS, Raj B. (March 1999). An assessment of low cycle fatigue damage using magnetic Barkhausen emission in 9Cr–1Mo ferritic steel. *International Journal of Fatigue*, vol. 21(3), pp. 263-269

- [186] Lindgren M, Lepistö T. (August 2002). Estimation of Biaxial Residual Stress in Welded Steel Tubes by Barkhausen Noise Measurements. *Advanced Engineering Materials*, vol. 4(8), pp. 561–565
- [187] Desvaux S, Duquennoy M, Gualandri J, Ourak M. (January 2004). The evaluation of surface residual stress in aeronautic bearings using the Barkhausen noise effect. *NDT & E International*, vol. 37(1), pp. 9-17
- [188] Moorthy V, Shaw BA, Mountford P, Hopkins P (November 2005). Magnetic Barkhausen emission technique for evaluation of residual stress alteration by grinding in case-carburised En36 steel. *Acta Materialia*, vol. 53(19), pp. 4997-5006
- [189] Desvaux S, Duquennoy M, Gualandri J, Ouafitoh M, Ouraka M. (March 2005) Evaluation of residual stress profiles using the Barkhausen noise effect to verify high performance aerospace bearings. *Nondestructive Testing and Evaluation*, VOL. 20(1), pp. 9-24
- [190] Bahadur A, Mitra A, Ravi Kumar B, Palit Sagar S. (December 2007). Evaluation and Correlation of Residual Stress Measurement in Steel. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 26(2-4), pp. 47-55
- [191] de Campos MF, Sablik MJ, Landgraf FJG, Hirsch TK, Machado R, Magnabosco R, Gutierrez CJ, Bandyopadhyay A. (July 2008). Effect of rolling on the residual stresses and magnetic properties of a 0.5% Si electrical steel,” *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 320(14), pp. e377-e380
- [192] Perez-Benitez JA, Padovese LR. (October 2010). Study of the influence of simultaneous variation of magnetic material microstructural features on domain wall dynamics. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 322(20), pp. 3101-3105
- [193] Santa-Aho S, Vippola M, Saarinen T, Isakov M, Sorsa A, Lindgren M, Leiviskä K, Lepistö T. (September 2012). Barkhausen noise characterisation during elastic bending and tensile-compression loading of case-hardened and tempered samples. *Journal of Materials Science*, vol. 47(17), pp. 6420-6428
- [194] Vourna P, Hervochoes C, Vrána M, Ktena A, Hristoforou E. Correlation of Magnetic Properties and Residual Stress Distribution Monitored by X-ray & Neutron Diffraction in Welded AISI 1008 Steel Sheets, *IEEE Transaction on Magnetism*
- [195] Vourna P, Ktena A, Hristoforou E. (April 2014). Residual Stress Analysis in Non-Oriented Electrical Steel Sheets by Barkhausen Noise Measurements, *IEEE Transaction on Magnetism*, vol. 50 (4), pp. 1-4
- [196] Krause TW, Clapham L, Pattantyus A, Atherton DL. (April 1996). Investigation of the stress-dependent magnetic easy axis in steel using magnetic Barkhausen noise. *Journal of Applied Physics*, vol. 79(8), pp. 4242-4252
- [197] Krause TW, Mandal K, Atherton DL. (April 1999). Modeling of magnetic Barkhausen noise in single and dual easy axis systems in steel. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 195(1), pp. 193-205
- [198] Sagar SP, Kumar BR, Dobmann G, Bhattacharya DK. (December 2005). Magnetic characterization of cold rolled and aged AISI 304 stainless steel. *NDT & E International*, vol. 38(8), pp. 674-681
- [199] Fryskowski B. (February 2008). Experimental evaluation of magnetic anisotropy in electrical steel sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320(3-4), pp. 515-522

- [200] Caldas-Morgan M, Padovese LR. (January 2012). Fast detection of the magnetic easy axis on steel sheet using the continuous rotational Barkhausen method. *NDT and E International*, vol. 45(1), pp. 148-155
- [201] Espina-Hernández JH, Pérez-Benítez JA, Caleyó F, Baudin T, Helbert AL, Hallen JM. (October 2013). Barkhausen noise measurements give direct observation of magnetocrystalline anisotropy energy in ferromagnetic polycrystals. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 46(39), pp. 1-5
- [202] Jagadish C, Clapham L, Atherton DL. (January 1990). Effect of stress and magnetic field orientation on surface Barkhausen noise in pipeline steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 26(1), pp. 262-265
- [203] Enokizono M, Nishimizu A. (May 1994). Effect of thermal fatigue on Barkhausen noise. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 133(1-3), pp. 599-602
- [204] Enokizono M, Nishimizu A, Oka M. (July 1996). Estimation of fatigue level by rotational Barkhausen noise. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 160, pp. 43-44
- [205] Tsuchida Y, Oka M, Enokizono M. (March 2009). Rotational barkhausen signals under rotating magnetic flux. *AIP Conference Proceedings*, vol. 1096(1), pp. 459-466
- [206] Franco FA, Padovese LR. (2009). NDT flaw mapping of steel surfaces by continuous magnetic Barkhausen noise: Volumetric flaw detection case. *NDT & E International*, vol. 42, pp. 721-728
- [207] Lindgren M, Lepistö L. (November 2002). Application of Barkhausen noise to biaxial residual stress measurement in welded steel tubes. *Materials Science and Technology*, vol. 18(11), pp. 1369-1376
- [208] Sablik MJ, Smith MQ, Waldhart CJ, McKee DA, Augustyniak B. (December 1998). The effects of biaxial stress on Barkhausen noise signals when the magnetic field is noncoaxial with the stress axes. *Journal of Applied Physics*, vol. 84(11), pp. 6239-6249
- [209] Lo CCH, Lee SJ, Li L, Kerdus LC, Jiles DC. (September 2002). Modeling stress effects on magnetic hysteresis and barkhausen emission using a hysteretic-stochastic model. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 38(5), pp. 2418-2420
- [210] Gupta H, Zhang M, Parakka AP. (May 1997). Barkhausen effect in ground steels. *Acta Materialia*, vol. 45(5), pp. 1917-1921
- [211] Hyde TR, Evans JT, Shaw BA. (2000). Effect of Stress and Heat Treatment on Magnetic Barkhausen Emission in Case Carburized Steels. *Materials Evaluation*, vol. 58(8), pp. 985-990
- [212] Mohapatra JN, Bandyopadhyay NR, Gunjan MK, Mitra A. (March 2010). Study of high-temperature ageing and creep on bainitic 5Cr-0.5Mo steel by magnetic NDE techniques. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 322(6), pp. 589-595
- [213] Souldan M, Kleber X, Chicois J, Vincent A. (September 2006). Mechanical Barkhausen noise during fatigue of iron. *NDT & E International*, vol. 39(6), pp. 493-498
- [214] Lindgren M, Lepistö T. (September 2003). Effect of cyclic deformation on Barkhausen noise in a mild steel. *NDT & E International*, vol. 36(6), pp. 401-409
- [215] Langman R. (October 1981). Measurement of the mechanical stress in mild steel by means of rotation of magnetic field strength. *NDT & E International*, vol. 14(5), pp. 255-262



- [216] Langman R. (April 1982). Measurement of the mechanical stress in mild steel by means of rotation of magnetic field strength - part 2: biaxial stress. *NDT & E International*, vol. 15(2), pp. 91-97
- [217] Oyarzábal M, Gurruchaga K, Martínez-De-Guerenu A, Gutiérrez I. (January 2007). Sensitivity of conventional and non-destructive characterization techniques to recovery and recrystallization. *ISIJ International*, vol. 47(10), pp. 1458-1464
- [218] Gurruchaga, K, Martínez-De-guerenu A., Soto M, Arizti F. (November 2008). Efficacy of magnetic inductive parameters for annealing characterization of cold rolled low carbon steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 44(11), pp. 3839-3842
- [219] Yashiki H, Kaneko T. (July 1992). Effect of hot-band annealing on anisotropy of magnetic properties in low-Si semi-processed electrical steels. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 112(1-3), pp. 200-202
- [220] Hou CK. (1996). Effect of hot band annealing temperature on the magnetic properties of low carbon electrical steels. *ISIJ Int.*, vol. 36(5), pp. 563-571
- [221] Gutiérrez-Castañeda EJ, Salinas-Rodríguez A. (October 2011). Effect of annealing prior to cold rolling on magnetic and mechanical properties of low carbon non-oriented electrical steels. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 323(20), pp. 2524-2530
- [222] Huňady J, Cernik M, Hilinski EJ, Predmersky M, Magurova A. (September 2006). Influence of chemistry and hot rolling conditions on high permeability non-grain oriented silicon steel. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 304(2), pp. e620-e623
- [223] Wang J, Li J, Wang XF, Tian JJ, Zhang CH, Zhang SG. (November 2010). Effect of heating rate on microstructure evolution and magnetic properties of cold rolled non-oriented electrical steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, vol. 17(11), pp. 54-61
- [224] Sidor Y, Kovac F, Kvackaj T. (March 2007). Grain growth phenomena and heat transport in non-oriented electrical steels. *Acta Materialia*, vol. 55(5), pp. 1711-1722
- [225] Gajdušek J, Potocký L, Zentko A. (February 1984). Influence of grain boundaries on magnetization processes of Fe-Si sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 41(1-3), pp. 272-274
- [226] Lindgren M, Lepistö T. (September 2000). Application of a novel type Barkhausen noise sensor to continuous fatigue monitoring. *NDT & E International*, vol. 33(6) pp. 423-428
- [227] Parka D-G, , Kimb CG, Honga J-H. (June 2000). Microstructural dependence of Barkhausen noise and magnetic relaxation in the weld HAZ of an RPV steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 215-216, pp. 765-768
- [228] Shin DW, Degauque J, Astié B. (June 2000). Influence of the rolling direction on magnetomechanical damping and mechanical Barkhausen noise of non-oriented Fe-3%Si alloy. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 215-216, pp. 168-170
- [229] Enokizono M, Todaka T, Yoshitomi Y. (June 2000). Chaotic phenomena of rotational Barkhausen noise. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 215-216, pp. 43-45
- [230] Altpeter I, Dobmann G, Katerbau K-H, Schick M, Binkele P, Kizler P, Schmauder S. (June 2001). Copper precipitates in 15 NiCuMoNb 5 (WB 36) steel: material properties and microstructure, atomistic simulation, and micromagnetic NDE techniques. *Nuclear Engineering and Design*, vol. 206(2-3), pp. 337-350

- [231] Błachnio J, Dutkiewicz J, Salamon A. (January 2002). The effect of cyclic deformation in a 13% Cr ferritic steel on structure and Barkhausen noise level. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 323(1-2), pp. 83-90
- [232] Moorthy V, Shaw BA, Hopkins P. (March 2005). Magnetic Barkhausen emission technique for detecting the overstressing during bending fatigue in case-carburised En36 steel. *NDT & E International*, vol. 38(2), pp. 159-166
- [233] Raj B, Mukhopadhyay CK, Jayakumar T. (May 2006). Frontiers in NDE research nearing maturity for exploitation to ensure structural integrity of pressure retaining components. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 83(5), pp. 322-335
- [234] Comley P, Walton I, Jin T, Stephenson DJ. (2006). A High Material Removal Rate Grinding Process for the Production of Automotive Crankshafts. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 55(1), pp. 347-350
- [235] Bohn F, Gündel A, Landgraf FJG, Severino AM, Sommer RL. (2006). Magnetostriction in non-oriented electrical steels. *Physica B*, vol. 384, pp. 294-296
- [236] Mohapatra JN, Ray AK, Swaminathan J, Mitra A. (September 2008). Creep behaviour study of virgin and service exposed 5Cr-0.5Mo steel using magnetic Barkhausen emissions technique. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320(18), pp. 2284-2290
- [237] Nicola GL, Missell FP, Zeilmann RP. (July 2010). Surface quality in milling of hardened H13 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 49(1-4), pp. 53-62
- [238] Bükki-Deme A, Szabo IA. (February 2010). Magnetization Rate Dependence of the Barkhausen Noise in JRQ Steels. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 254-257
- [239] Mohapatra JN, Swaminathan J, Ghosh MK, Mitra A. (April 2010). Magnetic Nondestructive Evaluation of Creep Behavior in Water-Quenched Modified 9Cr-1Mo Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.41(4), pp. 900-905
- [240] Stupakov O, Perevertov O, Stoyka V, Wood R. (February 2010). Correlation between hysteresis and barkhausen noise parameters of electrical steels. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 517-520
- [241] de Campos MF, Franco FA, Santos R, da Silva FS, Ribeiro SB, Lins JFC, Padovese LR. (2011). Magnetic Barkhausen Noise in quenched carburized steels, vol. 303(1), pp. 012030-1 - 012030-6
- [242] Pérez-Benitez JA, Padovese LR. (March 2012). Magnetic non-destructive evaluation of ruptures of tensile armor in oil risers. *Measurement Science and Technology*, vol. 23(4), pp. 045604-1 - 045604-11
- [243] Alessandro B, Beatrice C, Bertotti G, Montorsi A. (1988). Phenomenology and interpretation of the Barkhausen effect in ferromagnetic materials. *Journal of Applied Physics*, vol. 64(10), pp. 5355-5360
- [244] Kameda J, Ranjan R. (July 1987). Nondestructive evaluation of steels using acoustic and magnetic barkhausen signals - I. Effect of carbide precipitation and hardness. *Acta Metallurgica*, vol. 35(7), pp. 1515-1526
- [245] Daguaque J, Astié B, Portisiel JL, Vergne R. (March 1982). Influence of the grain size on the magnetic and magnetomechanical properties of high-purity iron. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 26(1-3), pp. 261- 263
- [246] Sakamoto H, Okada M, Honma M. (September 1987). Theoretical Analysis of Barkhausen Noise in Carbon Steels. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 23(5), pp. 2236-2238

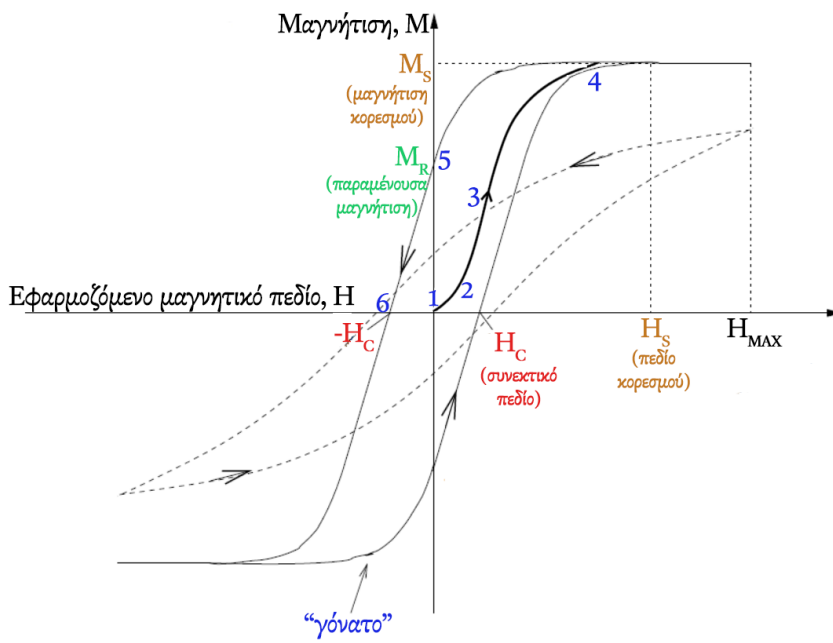
- [247] Kavečanský V, Gajdušek J, Potocký L, Uličiansky S, Wiglasz V. (April 1980). Influence of grain orientation on local losses in oriented transformer sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 19(1-3), pp. 374-376
- [248] Brandin DG. (November 1966). The structure of high-angle grain boundaries. *Acta metallurgica*, vol. 14(1), pp. 1479-1484
- [249] Dieter GE, Bacon D. Chap. 9, *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed, McGraw-Hill Book Co, 1986, pp. 275- 277
- [250] Dieter GE. *Mechanical Behavior Under Tensile and Compressive Loads, Mechanical Testing and Evaluations*, vol. 8, ASM handbook, ASM International, 2000
- [251] Ashby MF, Jones DRH. Chap. , *Engineering Materials 1 and Introduction to their Properties and Applications*, 2nd ed., Pergamon Press, 1996, p.
- [252] Callister WD, Rethwisch DG. Chap. 7, *Fundamentals of Materials Science and Engineering*, 3rd ed., John Wiley & Sons, 2008, p. 199
- [253] Callister WD, Rethwisch DG. Chap. 5, *Materials Science and Engineering, an Introduction*, 8rd ed., John Wiley & Sons, 2009, p. 162
- [254] Yoshida F, Kaneda Y, Yamamoto S. (October 2008). A plasticity model describing yield-point of steels and its application to FE simulation of tempered rolling. *International Journal of Plasticity*, vol. 24(10), p. 1792-1818
- [255] Taupin V, Varadhan S, Fressengeas C, Beaudoin AJ. (August 2008). Directionality of yield point in strained-aged steels: The role of polar dislocations. *Acta Materialia*, vol. 56(13), pp. 3002-3010

### 3 ΒΡΟΧΟΙ ΥΣΤΕΡΗΣΗΣ

#### 3.1 Εισαγωγή

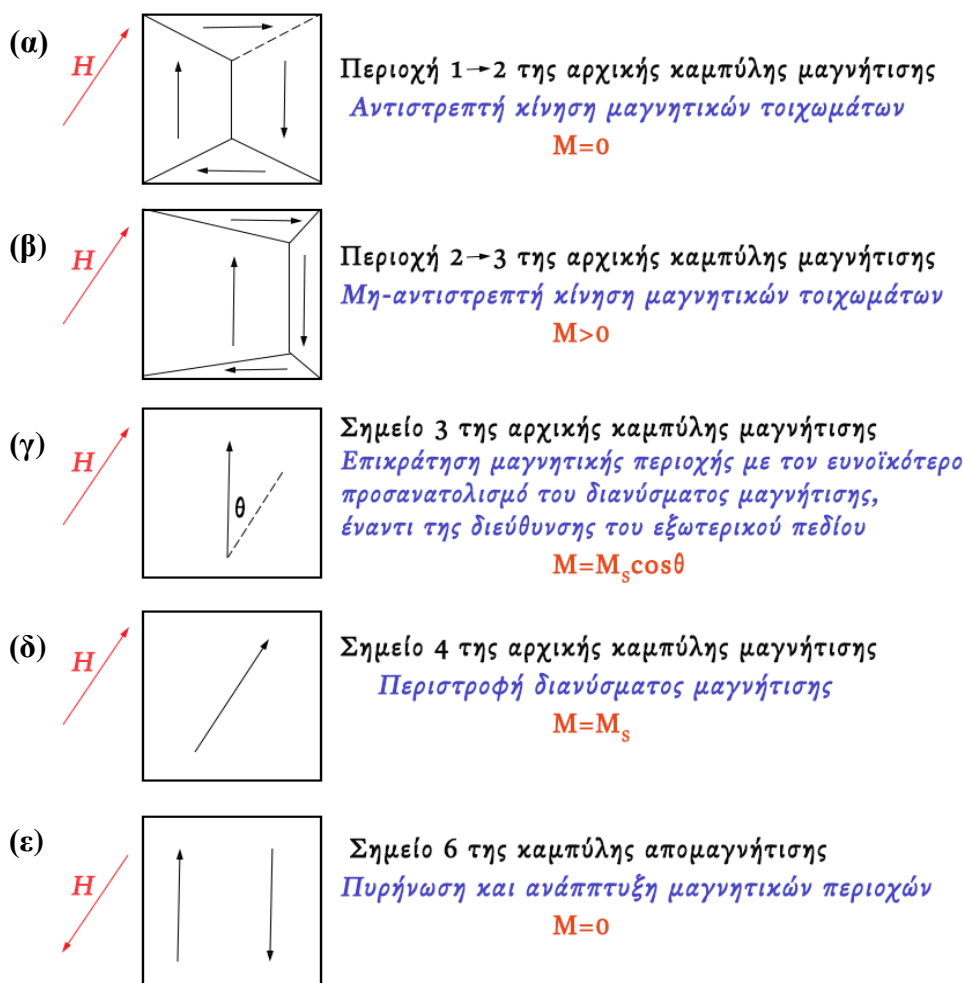
Η απόκριση ενός μη μαγνητισμένου (demagnetized state) σιδηρομαγνητικού υλικού ως προς ένα εξωτερικό μαγνητικό πεδίο περιγράφεται από το βρόγχο υστέρησης (εικόνα 3-1). Η απεικόνιση της υστερητικής συμπεριφοράς του περικλύει φαινόμενα, όπως την πυρήνωση μαγνητικών περιοχών (nucleation of magnetic domains), την κίνηση μαγνητικών τοιχωμάτων (domain wall motion) και την περιστροφή μαγνητικών διπόλων (coherent rotations) [1-6].

Συγκεκριμένα, για ένα σιδηρομαγνητικό υλικό που παρουσιάζει κυβική ανισοτροπία (εικόνα 3-2(α)), η γραμμική περιοχή (1 → 2) της αρχικής καμπύλης μαγνήτισης (initial magnetization curve ή virgin curve) χαρακτηρίζεται από αντιστρεπτές μετακινήσεις των μαγνητικών τοιχωμάτων. Δηλαδή, για χαμηλά πεδία μαγνήτισης, τα μαγνητικά τοιχώματα μπορούν να απαγκιστρωθούν από τα σημεία αγκύρωσης με αντιστρεπτό τρόπο. Δύναται λοιπόν να επιστρέψουν στις αρχικές τους θέσεις εν τη απουσία μαγνητικού πεδίου. Η περιοχή 2 → 3 της αρχικής καμπύλης μαγνήτισης περιγράφει την παρουσία αλμάτων Barkhausen και συνεπώς την μη-αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Αποτέλεσμα της κίνησης αυτής είναι η διεύρυνση των μαγνητικών περιοχών, με διάνυσμα μαγνήτισης ευνοϊκότερα προσανατολισμένο στη διεύθυνση εφαρμογής του πεδίου (εικόνα 3-2(β)). Η περαιτέρω αύξηση του εφαρμοζόμενου πεδίου, όταν έχει ολοκληρωθεί η ανάπτυξη των ευνοϊκά προσανατολισμένων μαγνητικών περιοχών, οδηγεί στην περιστροφή των μαγνητικών διπόλων (περιοχή 3 → 4), με σκοπό τον παραλληλισμό του διανύσματός τους με εκείνο του εξωτερικού πεδίου. Όταν ολοκληρωθεί η αντιστρεπτή διαδικασία της περιστροφής των μαγνητικών διπόλων και το υλικό χαρακτηρίζεται εξολοκλήρου από μία μαγνητική περιοχή (εικόνα 3-2(γ)), τότε η μαγνήτιση λαμβάνει τη μέγιστη τιμή της (σημείο 4). Στην κατάσταση αυτή το σιδηρομαγνητικό υλικό βρίσκεται σε μαγνητικό κορεσμό (magnetic saturation).



**Εικόνα 3-1:** Απεικόνιση, με συνεχή γραμμή, του κύριου βρόχου υστέρησης (major hysteresis loop), στον οποίο αποτυπώνονται το συνεκτικό πεδίο  $H_C$  (coercive field), η μαγνήτιση κορεσμού  $M_S$  (saturation magnetization) και η παραμένουσα μαγνήτιση  $M_R$  (remanence magnetization) και με διακεκομμένη γραμμή, του ελάσσονος βρόχου υστέρησης (minor hysteresis loop).

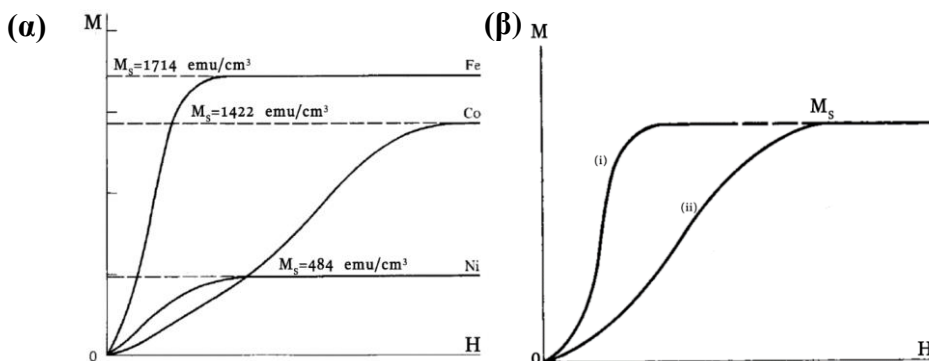
Η απομαγνήτιση του υλικού από την κατάσταση κορεσμού (περιοχή 4 → 6) δεν ακολουθεί την καμπύλη της μαγνήτισης (υστερητική συμπεριφορά) και επιτυγχάνεται μέσω της επιβολής εξωτερικού μαγνητικού πεδίου (συνεκτικό πεδίο  $H_c$ ). Η διαδικασία της απομαγνήτισης χαρακτηρίζεται από τη δημιουργία (πυρήνωση) και ανάπτυξη μαγνητικών περιοχών, των οποίων η συνισταμένη μαγνήτιση είναι μηδέν (σημείο 6). Γίνεται αμέσως αντιληπτό ότι, η κατάσταση απομαγνήτισης στο σημείο 6 είναι διαφορετική από εκείνη του σημείου 1, επιβεβαιώνοντας την υστερητική συμπεριφορά των σιδηρομαγνητικών υλικών.



**Εικόνα 3-2:** Αναπαράσταση της μορφής των μαγνητικών περιοχών: (α) στην μη μαγνητισμένη κατάσταση, (β) κατά την αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων στα χαμηλά πεδία μαγνήτισης, (γ) κατά τη μη-αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, (δ) κατά την περιστροφή των μαγνητικών διπόλων στα υψηλά πεδία μαγνήτισης και (ε) στην μη μαγνητισμένη κατάσταση μέσω της εφαρμογής πεδίου, για ένα σιδηρομαγνητικό υλικό που χαρακτηρίζεται από κυβική ανισοτροπία για σταθερή θερμοκρασία.

Η τιμή της μαγνήτισης κορεσμού είναι μονοσήμαντα ορισμένη για κάθε σιδηρομαγνητικό υλικό (εικόνα 3-3(α)). Ωστόσο, η μορφή της καμπύλης αρχικής μαγνήτισης, δηλαδή η διαδρομή 1 → 4 μεταβάλλεται, ακόμα και στο ίδιο υλικό, ανάλογα με το ομαδοποιημένο σύνολο κατεργασιών που έχει υποστεί (εικόνα 3-3(β)).

Όταν το υλικό χαρακτηρίζεται από την τιμή μαγνήτισης κορεσμού  $M_s$ , τότε ο αντίστοιχος βρόχος υστέρησης θεωρείται ο κύριος βρόχος (major hysteresis loop). Σε οποιαδήποτε άλλη περίπτωση θεωρείται ελάσσονας βρόχος (minor hysteresis loop).

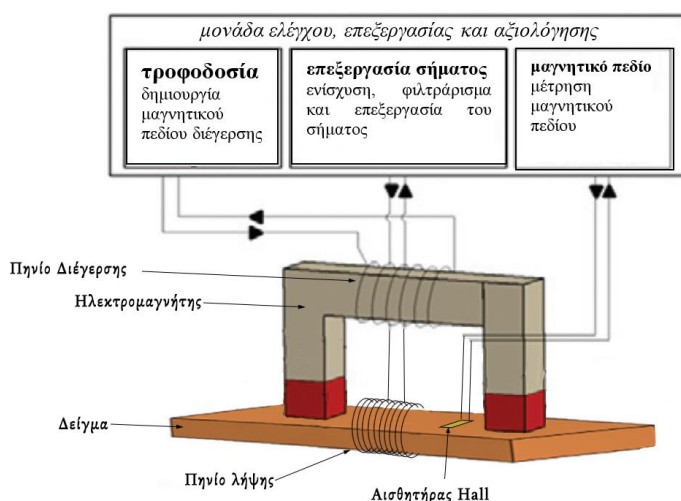


Εικόνα 3-3: Αρχικές καμπύλες μαγνήτισης (α) για τα στοιχεία μετάπτωσης και (β) για σιδηρομαγνητικό υλικό, το οποίο έχει υποστεί (i) ανόπτηση και (ii) ψυχρή έλαση.

### 3.2 Ηλεκτρονικές διατάξεις μέτρησης του βρόχου υστέρησης

Τα βασικά μέρη των ηλεκτρονικών διατάξεων μέτρησης και απεικόνισης του βρόχου υστέρησης ενός σιδηρομαγνητικού υλικού (εικόνα 3-4) είναι:

- Η πηγή εναλλασσόμενου ρεύματος, η οποία παράγει την απαραίτητη κυματομορφή για τη διέγερση δείγματος. Το σήμα εισόδου μπορεί να είναι ημιτονοειδούς ή τριγωνικής μορφής.
- Το πηνίο διέγερσης (excitation coil), στο οποίο εφαρμόζεται το εναλλασσόμενο σήμα με σκοπό τη δημιουργία μεταβαλλόμενου μαγνητικού πεδίου.
- Ο ηλεκτρομαγνήτης σχήματος Π (U shaped yoke), στη μεγάλη πλευρά του οποίου τυλίγεται το πηνίο διέγερσης.
- Το πηνίο λήψης (sensing coil ή receiving coil), μέσω του οποίου λαμβάνεται ο μαγνητικός θόρυβος. Το πηνίο αυτό τυλίγεται γύρω από το υπό εξέταση υλικό.
- Ο αισθητήρας Hall (Hall sensor), που βρίσκεται τοποθετημένος στην επιφάνεια του υπό εξέταση δείγματος και με τον οποίο πραγματοποιείται ο έλεγχος της έντασης του μαγνητικού πεδίου (applied magnetic field strength tangent) στην επιφάνειά του.
- Ένας παλμογράφος ή μια κάρτα συλλογής δεδομένων με σκοπό την απεικόνιση του μαγνητικού βρόχου υστέρησης. Το ψηφιοποιημένο σήμα χρήζει περαιτέρω αναλύσεως, μέσω κατάλληλου λογισμικού επεξεργασίας, το οποίο είναι εγκατεστημένο σε έναν ηλεκτρονικό υπολογιστή.

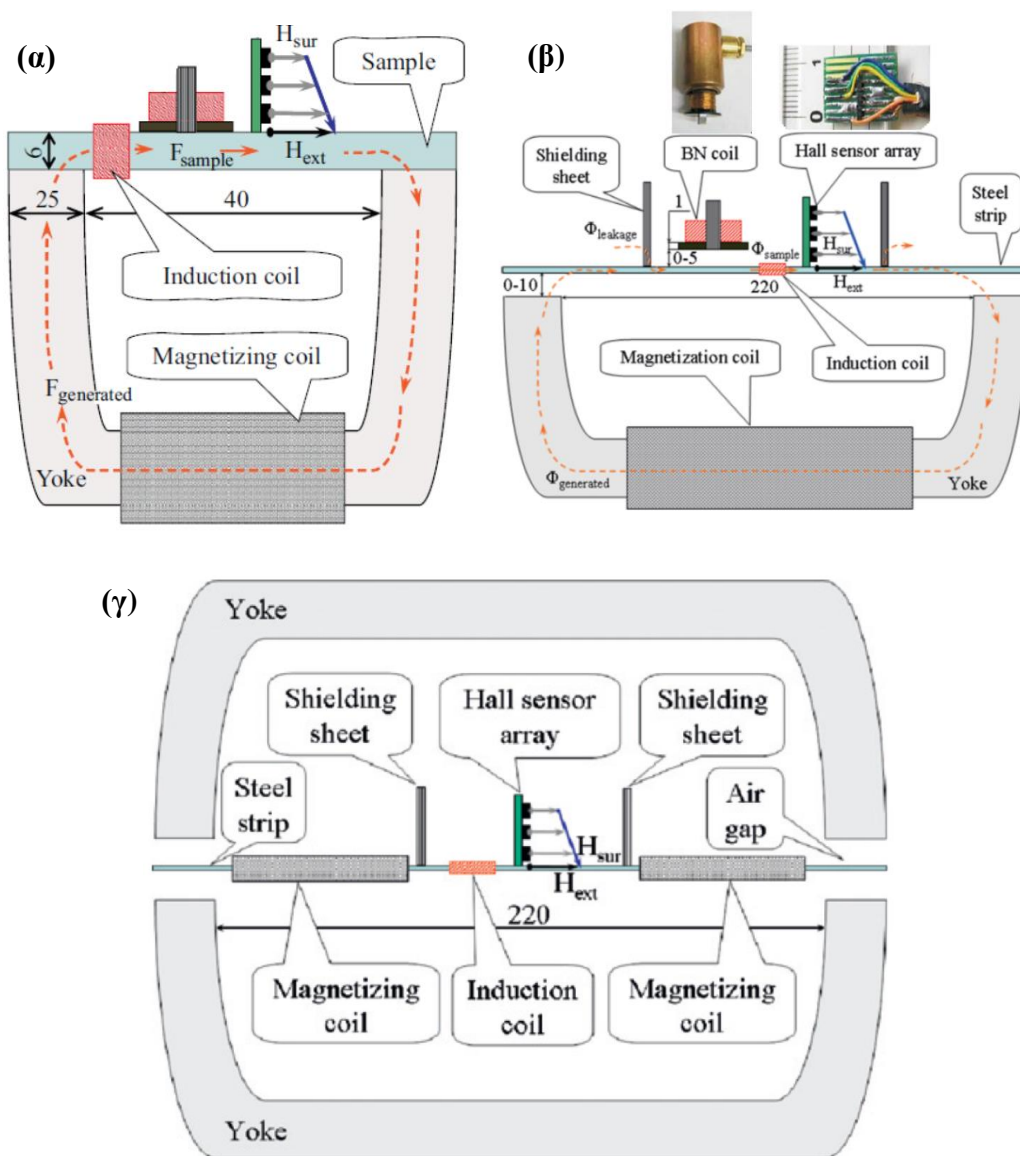


Εικόνα 3-4: Απεικόνιση των τμημάτων μαγνητικού αισθητήρα για την καταγραφή του βρόχου υστέρησης, με ταυτόχρονη δυνατότητα μέτρησης του μαγνητικού πεδίου.

Η βιβλιογραφική ανασκόπηση κατέδειξε ένα πλήθος εργαστηριακών ηλεκτρονικών διατάξεων, που στηρίζονται στην παραπάνω λογική ανάπτυξης του μαγνητικού αισθητήρα [7-32].

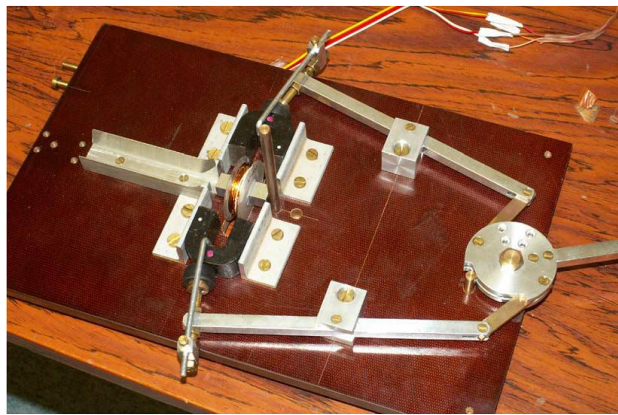
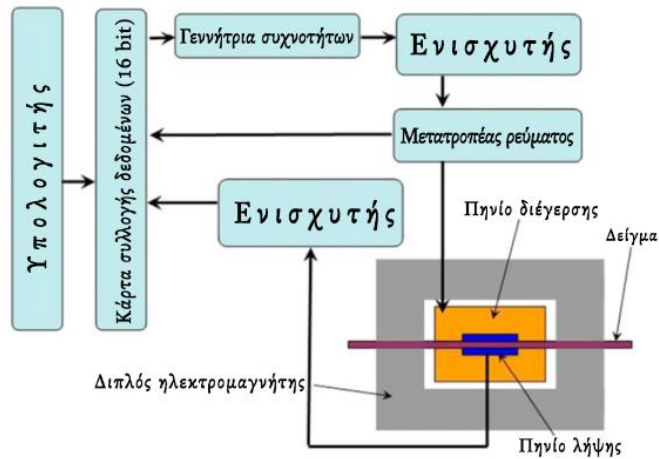
Ο Stupakov et al. [33-38] στηριζόμενος σε αυτή τη μετρητική διάταξη σχεδίασε και ανέπτυξε μαγνητικούς αισθητήρες μονού (εικόνα 3-5(α)-(β)) και διπλού ηλεκτρομαγνήτη (εικόνα 3-5(γ)). Οι αισθητήρες αυτοί αποτελούνται από μια παράλληλη διάταξη αισθητήρων Hall (Hall array) που καταγράφουν τις τιμές του μαγνητικού πεδίου σε προκαθορισμένες αποστάσεις από την επιφάνεια του δείγματος.

Οι διατάξεις έχουν τη δυνατότητα ταυτόχρονης καταγραφής της μαγνητικής ροής που διαπερνά το υπό εξέταση σιδηρομαγνητικό δείγμα, καθώς επίσης και του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, τόσο στην επιφάνεια του δοκιμίου (εικόνα 3-5(α)), όσο και σε μια απόσταση από αυτή (εικόνα 3-5(γ)).



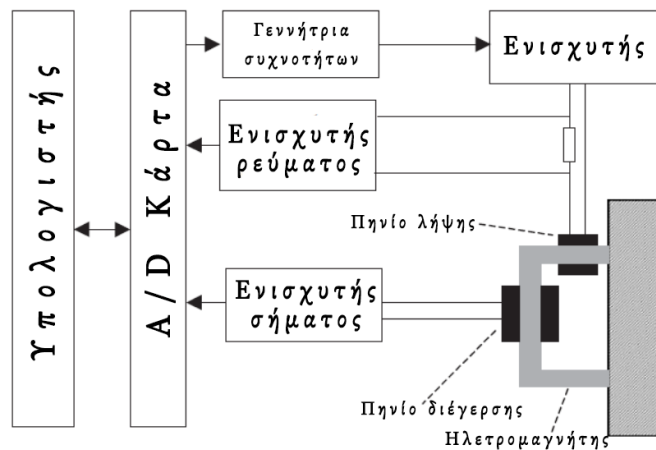
**Εικόνα 3-5:** Μαγνητικοί αισθητήρες ταυτόχρονης καταγραφής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και του βρόχου υστέρησης (α)-(β) μονού ηλεκτρομαγνήτη και (γ) διπλού ηλεκτρομαγνήτη.

Μια παραλλαγή της εργαστηριακής διάταξης της εικόνας 3-5(γ) προτείνουν οι Vértesy et al. [39] και Tomáš et al. [40-41], σύμφωνα με την οποία το πηνίο διέγερσης περικλείει το πηνίο λήψης - δείγμα.



**Εικόνα 3-6:** Μαγνητικός αισθητήρας διπλού ηλεκτρομαγνήτη με το πηνίο διέγερσης να περιβάλλει τη διάταξη πηνίου λήψης - δείγματος, με στόχο τη μέτρηση του βρόχου υστέρησης [41].

Επίσης, υπάρχουν αισθητήρες για τη μέτρηση του βρόχου υστέρησης, στους οποίους το πηνίο λήψης είναι τυλιγμένο στο στέλεχος του ηλεκτρομαγνήτη [39, 42-44] (εικόνα 3-7). Σε μια τέτοια διάταξη, το ολοκλήρωμα της τάσης εξόδου του πηνίου ισούται με τη μεταβολή της μαγνητικής ροής στο μαγνητικό κύκλωμα. Διαιρώντας, στη συνέχεια, την προσδιορισθείσα τιμή με το εμβαδό της κάθετης διατομής της επιφάνειας του δείγματος υπολογίζεται η τιμή της μαγνητικής επαγωγής.



**Εικόνα 3-7:** Μαγνητικός αισθητήρας με το πηνίο διέγερσης τυλιγμένο στο στέλεχος του ηλεκτρομαγνήτη [43].



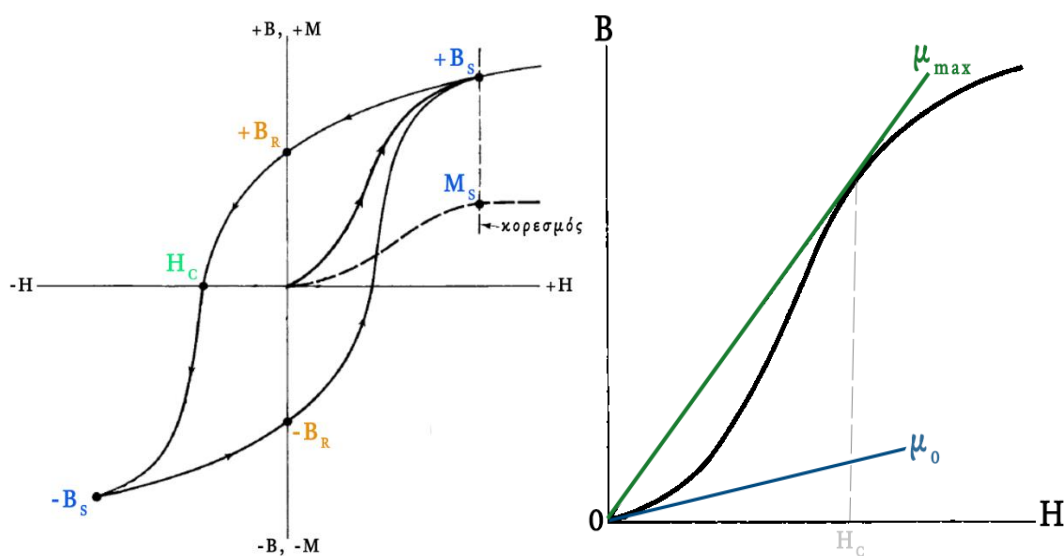
Τέλος, το μαγνητόμετρο ταλαντευόμενου δείγματος (vibrating sample magnetometer, VSM) αποτελεί έναν ακόμα τρόπο μέτρησης και καταγραφής του βρόχου υστέρησης σιδηρομαγνητικών υλικών [45-46].

### 3.3 Μετρήσιμες παράμετροι της απόκρισης του βρόχου υστέρησης

Οι παραπάνω μετρητικές διατάξεις μπορούν να μετρούν το μαγνητικό βρόχο υστέρησης εξετάζοντας, είτε τη μαγνήτιση, είτε τη μαγνητική επαγωγή, ως προς το εφαρμοζόμενο πεδίο, καταγράφοντας δηλαδή βρόχους M-H ή B-H, αντίστοιχα.

Από το βρόχο M-H (εικόνα 3-8) χρησιμοποιούνται παράμετροι που είτε εξάγονται απ' ευθείας από το βρόχο (η μαγνήτιση κορεσμού  $M_S$ , η παραμένουσα μαγνήτιση  $M_R$ , το συνεκτικό πεδίο  $H_C$ ), είτε προκύπτουν από επεξεργασία αυτού. Τέτοιες παράμετροι είναι οι απώλειες του βρόχου,  $W_H$  (το εμβαδό που περικλείει ο βρόχος), η διαφορική μαγνητική διαπερατότητα,  $\mu_0$  (η κλίση της αρχικής καμπύλης μαγνήτισης στο σημείο με συντεταγμένες  $H=0, M=0$ ) καθώς επίσης και η μέγιστη τιμή της μαγνητικής διαπερατότητας που παρατηρείται, ως επί το πλείστον, στο σημείο  $H=H_C$ .

Κατ' αντιστοιχία με το βρόχο M-H, οι παράμετροι που χρησιμοποιούνται από ένα βρόχο B-H (εικόνα 3-8) είναι: η μαγνητική επαγωγή κορεσμού  $B_S$ , η παραμένουσα μαγνητική επαγωγή  $B_R$ , το συνεκτικό πεδίο  $H_C$ , οι απώλειες του βρόχου  $W_H$ , η διαφορική μαγνητική επιδεκτικότητα  $\chi$  (η κλίση της αρχικής καμπύλης μαγνήτισης στο σημείο με συντεταγμένες  $H=0, B=0$ ) καθώς επίσης και η μέγιστη τιμή της μαγνητικής επιδεκτικότητας.



Εικόνα 3-8: Μετρήσιμες παράμετροι στον κύριο βρόχο υστέρησης.

Σε κάθε περίπτωση, η χρήση μετρήσεων του βρόχου υστέρησης κατά τη διάρκεια του μη-καταστροφικού ελέγχου ενός σιδηρομαγνητικού υλικού περιλαμβάνει την καταγραφή της μεταβολής της μαγνήτισης ή της μαγνητικής επαγωγής ως προς το πεδίο. Από τα δεδομένα που προκύπτουν εξάγονται όλες οι προαναφερθείσες παράμετροι.

Στον πίνακα 3-1 παρατίθενται συνοπτικά οι διάφορες παράμετροι που χρησιμοποιούνται για να περιγραφεί ο βρόχος υστέρησης και κατ' επέκταση, για να μελετηθούν τα διάφορα χαρακτηριστικά του σιδηρομαγνητικού χάλυβα. Στον ίδιο πίνακα παρουσιάζονται τα διάφορα είδη χάλυβα στα οποία έχει εφαρμοστεί η μέθοδος, τα χαρακτηριστικά του αισθητήρα που χρησιμοποιήθηκε και οι ιδιότητες που μελετήθηκαν.

PUBLISHED WORK	MEASURED PARAMETERS						APPARATUS						EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION – ESTIMATION							SAMPLE		
															strain - deformation	res. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp-annealing			
#	saturation	remanence	coersivity	permeability	losses	flux density	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	res. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp-annealing	steels	
											N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>												
[8]	effective field													√	√	√								
[68]			√	√											√	dislocations						Low alloy Cr-Mo		
[7]	√	√	√				bulk	single	sinusoidal	8 Hz				√	√	√	√						SAE 4340, AISI 410	
[9]		√	√	√		√									√		√	√					Pearlitic steels	
[10]					√					50 Hz					√					√	√		Electrical Steel	
[14]	susceptibilities														√		√							
[15]	loops' shape								triangular	0.05 Hz					√			√				√	1Cr-1Mo-1V	
[16]	loops' shape susceptibilities														√		√				√		Low carbon steel	
[12]	√						bulk		sinusoidal	1 Hz	(4-100) kHz		700		√		√				√		Carbon steel	
[17]						√		single	triangular	0.05 Hz			10		√		√							
[18]		√	√	√				double					195	120	√		√							
[23]		√	√		√										√	√					√		Mild steel	
[84]	√	√		√											√		√						Medium carbon steel	
[40]				√											√	Cold rolling						Low carbon steel		
[42]						√		single		250 Hz	low-pass 50 Hz	1000	40		√	Reduction ratio						Low carbon steel		
[20]			√												√							√	Low carbon steel	
[43]	√	√	√	√											√	√							Austenitic stainless steel	

PUBLISHED WORK	MEASURED PARAMETERS						APPARATUS						EXPERIMENT		DETERMINATION – CORRELATION – EVALUATION – ESTIMATION							SAMPLE	
															strain - deformation	res. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp-annealing		
#	saturation	remanence	coersivity	permeability	losses	flux density	setup	yoke	applied field	f <sub>excitation</sub>	filter	coils		modeling	measurement	strain - deformation	res. stress	hardness	chem. comp.	grain size	anisotropy	temp-annealing	steels
												N <sub>excitation</sub>	N <sub>sensing</sub>										
[44]			√				bulk	single	triangular	0.05 Hz	low-pass		2200		√		√						Low carbon steel
[21]		√	√		√	√	bulk	single	triangular	0.05 Hz	low-pass		2200	√	√	Stray field					Low carbon steel		
[22]					√										√								Electrical steel
[55]		√	√	√	√										√	√							Low carbon steel
[34]		√	√		√			single		0.5 Hz					√	√							Non-Oriented Electrical Steel
							Hall array																
[46]	√	√	√			√	VSM								√	Microstructure & Volume fraction of martensite					Cold rolled dual phase steel		
[25]			√		√		bulk			0.2 Hz	Low-pass (40 Hz)	110	80		√		√						Austenitic stainless steel
[45]			√				VSM								√							√	9Cr-1Mo
[26]			√							50 mHz					√							√	5Cr-0.5Mo → *Aging, Creep*
[27]		√		√											√							√	Low carbon steel
[29]			√			√	bulk	single		0.5 Hz					√							√	P91
[36]		√			√										√	Air gap					Non-Oriented Electrical Steel		
							Hall array															Grain-Oriented Electrical Steel	
[41]				√			bulk	double	triangular						√							√	Nuclear reactor steel

### 3.4 Επίδραση διαφόρων παραγόντων στην απόκριση του βρόχου υστέρησης

#### 3.4.1 Επίδραση μικροδομικών χαρακτηριστικών στην απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

##### 3.4.1.1 Κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα (*weight percent chemical content of carbon*)

Ο English μελετώντας περλιτικούς χάλυβες τύπου Fe-0.8 wt.% C και 2Cr - 1 wt.% C παρατήρησε ότι η μέγιστη τιμή του συνεκτικού πεδίου εμφανίζονταν κοντά στην αντίστοιχη θερμοκρασία Curie [47]. Οι Ranjan et al. [48-49] και Jiles [50] συμπέραναν τη συνεχή αύξηση των τιμών του  $H_C$  με την αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα. Ομοίως, οι Tanner et al. [51] επιβεβαίωσαν την παραπάνω παρατήρηση, ωστόσο, επισήμαναν ότι, σε χάλυβες, με κύριο κραματικό στοιχείο το Mn, μια τέτοια σχέση αναλογίας δεν παρατηρείται.

Οι Jiles [50] και Lo et al. [52] συμπέραναν ότι η παραμένουσα μαγνήτιση δεν επηρεάζεται, ως παράμετρος, από την κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα, αλλά μόνο από τη μορφολογία των καρβιδίων.

##### 3.4.1.2 Ποσοστό κλάσματος όγκου φάσεων, μικροδομικών συστατικών και κατακρημνίσεων (*Volume fraction of phases and precipitations*)

Οι Ranjan et al. [48-49] και Jiles [50] παρατήρησαν ότι οι χάλυβες με σφαιροποιημένο σεμεντίτη παρουσίαζαν χαμηλότερες τιμές του συνεκτικού πεδίου, έναντι εκείνων με πλακοειδή μορφολογία. Ο Jiles [50] συμπέρανε επίσης την αύξηση της παραμένουσας μαγνήτισης όταν ο περλίτης παρουσίαζε σφαιροειδή μορφολογία.

Αντίστοιχα, οι Jiles [50] και Tanner et al. [51] επισήμαναν τη γραμμική αύξηση των τιμών του  $H_C$  συναρτήσει του κλάσματος όγκου των καρβιδίων. Ωστόσο, μια τέτοια συσχέτιση επηρεάζονταν σημαντικά από τη μορφολογία των καρβιδίων [50]. Μελετώντας τη μεταβολή του συνεκτικού πεδίου ως προς το κλάσμα όγκου συμμετοχής της περλιτικής φάσης προσδιορίστηκε μια άμεση αλληλεξάρτηση μεταξύ τους [50].

Οι Mitra et al. [53], Saquet et al. [54] και Jiles [55] μελετώντας τη συμπεριφορά των τιμών του συνεκτικού πεδίου ως προς την παρουσία φάσεων εντός και εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας, διεπίστωσαν ότι οι μαρτενσιτικοί χάλυβες παρουσίαζαν τις υψηλότερες τιμές, οι φερριτο-περλιτικοί τις ενδιάμεσες τιμές και οι μπαινιτικοί τις χαμηλότερες τιμές συνεκτικού πεδίου.

##### 3.4.1.3 Μέγεθος, μορφολογία και κατανομή κόκκων (*size, morphology and distribution of grains*)

Τα θεωρητικά μοντέλα που ανέπτυξαν οι Goodenough [56] και Globus et al. [57] απέδειξαν ότι το συνεκτικό πεδίο ( $H_C$ ) είναι αντιστρόφως ανάλογο του μεγέθους των κόκκων ( $D$ ):

$$H_C \propto \frac{1}{D} \quad (3-1)$$

Η διατύπωση αυτή αντικατέστησε τη μέχρι τότε επικρατούσα [58] και επιβεβαιώθηκε πειραματικά από τους Mager et al. [59], Adler et al. [60], Degauque et al. [61], Yoshino et al. [62], Voronenko et al. [63], Bussiere et al. [64], Mikheev et al. [65] και Hetherington et al. [66]. Μάλιστα, στη μελέτη των Degauque et al. [61] προτάθηκε και

η αναλογική συσχέτιση μέσω της εξίσωσης (3-2), η οποία και ήταν σύμφωνη με εκείνη των Swartzendruber et al. [67]:

$$H_C \propto \frac{1}{\sqrt{D}} \quad (3-2)$$

Ωστόσο, υπήρξαν και άλλες μελέτες [68-69] που όριζαν ότι οι τιμές του συνεκτικού πεδίου εξαρτώνται από το μέγεθος του κόκκου σύμφωνα με τη σχέση:

$$H_C \propto \frac{1}{D^n} \quad (3-3)$$

Ο εκθέτης  $n$  λάμβανε διάφορες τιμές ανάλογα με το είδος του υλικού. Συγκεκριμένα,  $n=0,8$  όταν το μέγεθος του κόκκου ήταν μικρό [68],  $n=0,57$  όταν το μέγεθος του κόκκου ήταν μεγάλο [68] και  $n=0,5$  για τους ηλεκτρικούς χάλυβες [69].

Εκτός από τον καθαρό σίδηρο [61], οι Tanner et al. [51] προσπάθησαν να επιβεβαιώσουν την αλληλεξάρτηση που δηλώνει η σχέση (3-2) σε περλιτικούς χάλυβες, χωρίς ωστόσο καταλήγουν σε μια αποδεκτή προσέγγιση. Οι Yoshino et al. [62] διαπίστωσαν ότι οι τιμές του συνεκτικού πεδίου δεν μεταβάλλονταν όταν το κλάσμα όγκου των περλιτικών κόκκων ήταν μικρότερο του 0,17, ενώ αύξαναν αναλογικά όταν το κλάσμα όγκου της περλιτικής φάσης όταν αυτό υπερέβαινε το 0,6. Στην τελευταία περίπτωση, η αύξηση αυτή ήταν ανεξάρτητη του μεγέθους των κόκκων.

Ομοίως [61], σε φερριτικούς χάλυβες, όταν το κλάσμα όγκου μαρτενσίτη ήταν μεγαλύτερο του 0,15, τότε οι μεταβολές των τιμών του  $H_C$  επηρεάζονταν λιγότερο από την μορφολογία και το μέγεθος των φερριτικών κόκκων. Αντίθετα, σε ωστενιτικούς ανοξείδωτους ή επαναφερμένους χάλυβες, το μέγεθος των ωστενιτικών κόκκων δεν επηρέαζε τα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης [7].

Σε ό,τι αφορά τη μεταβολή των τιμών της μαγνητικής διαπερατότητας με το μέγεθος του κόκκου, οι μελέτες παρουσιάζουν διαφορετικά αποτελέσματα [51, 60, 70-71]. Οι Tanner et al. [51], Adler et al. [60] και Hou [70] διαπίστωσαν τις σχέσεις (3-4), (3-5) και (3-6) αντίστοιχα. Οι Stephenson et al. [71] πρότειναν ότι η μεταβολή της μαγνητικής διαπερατότητας σχετίζεται με το  $\log D$ .

$$\frac{1}{\mu} \propto \frac{1}{D} \quad (3-4)$$

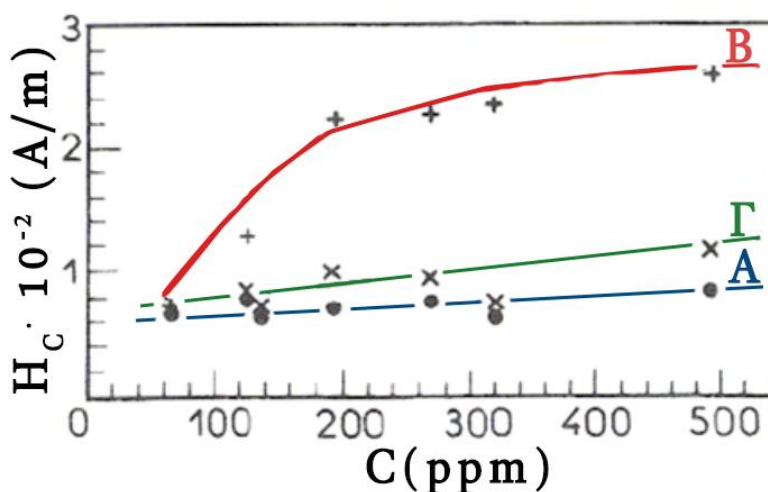
$$\mu \propto D^2 \quad (3-5)$$

$$\mu \propto \sqrt{D} \quad (3-6)$$

#### 3.4.1.4 Όρια των κόκκων (grain boundaries)

Εκτός από το μέγεθος των κόκκων, ο αριθμός, η μορφολογία και η συνοχή με τη μήτρα των καρβιδίων διαδραματίζουν σημαντικό ρόλο στη μαγνητική απόκριση. Οι Lopez et al. [72] μελέτησαν τα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης σε χάλυβες, στους οποίους ο άνθρακας συμμετείχε είτε ως στερεό διάλυμα παρεμβολής (εικόνα 3-9(A)), είτε σε μορφή σεμεντίτη, τόσο σε ενδοκρυσταλλικές (εικόνα 3-9(B)), όσο και σε περικρυσταλλικές (εικόνα 3-9(Γ)) θέσεις φύτρωσης. Παρατήρησαν ότι οι τιμές του συνεκτικού πεδίου αυξάνονται με το ποσοστό του άνθρακα σε όλες τις περιπτώσεις, αλλά η αύξηση αυτή ήταν ισχυρότερη όταν ο σεμεντίτης αναπτύσσονταν στο

εσωτερικό των κόκκων (εικόνα 3-9). Ομοίως, οι τιμές της παραμένουσας μαγνητικής επαγωγής και των απωλειών του βρόχου υστέρησης παρουσίαζαν διακριτή αύξηση, όταν ο χάλυβας χαρακτηριζόταν από ενδοκρυσταλλική παρουσία σεμεντίτη.



Εικόνα 3-9: Εξάρτηση των τιμών του συνεκτικού πεδίου από τη θέση των καρβιδίων σε σιδηρομαγνητικούς χάλυβες. [60].

Να σημειωθεί ότι εν γένει, το μέγεθος, η μορφολογία και η κατανομή των κατακρημνίσεων στα όρια των κόκκων επηρέαζαν σημαντικά τα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης. Οι λεπτοκρυσταλλικές κατακρημνίσεις αλληλεπιδρούσαν ισχυρά με τα μαγνητικά τοιχώματα, όταν το μέγεθός τους ήταν μεγαλύτερο από το εύρος του μαγνητικού τοιχώματος.

#### 3.4.1.5 Μορφολογία, κατανομή και πυκνότητα διαταραχών (dislocations' morphology, distribution and density)

Οι Astié et al. [73] μελετώντας δείγματα καθαρού σιδήρου, διαπίστωσαν ότι, η παρουσία διακριτών και ομοιογενώς κατανεμημένων διαταραχών στις χαμηλές βαθμίδες παραμόρφωσης, προκαλούσε ανεπαίσθητες αλλαγές στις τιμές του συνεκτικού πεδίου σε σύγκριση με τη μη παραμορφωμένη κατάσταση αυτών. Περαιτέρω αύξηση του ποσοστού παραμόρφωσης οδηγούσε σε πολυπλοκότερη μορφολογία κατανομής και διάδοσης των διαταραχών, με άμεση επιρροή στην ταχύτερη αύξηση των τιμών του συνεκτικού πεδίου. Ο σχηματισμός διαταραχών κυψελοειδούς μορφολογίας για υψηλά ποσοστά παραμόρφωσης οδηγούσε σε άμεση αύξηση του  $H_c$ , με συνεχή μειούμενο όμως ρυθμό αύξησης αυτού, λόγω της μείωσης της πυκνότητας των διαταραχών.

Γενικά, όταν αυξάνεται η πυκνότητα των διαταραχών, η κατανομή τους γίνεται πιο πυκνή και η μορφολογία τους πολυπλοκότερη, δημιουργώντας ισχυρά κέντρα αγκύρωσης κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης και παρεμποδίζοντας την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Σε μελέτες τους, οι Voronenko et al. [63], Bussiere et al. [64], Astié et al. [73], Qureshi et al. [74], Kronmüller [75], Lubitz [76] και Šternberk et al. [77-78] συμφωνούν ότι οι μετρούμενες τιμές του συνεκτικού πεδίου ( $H_c$ ) είναι ανάλογες της τετραγωνικής ρίζας της πυκνότητας των διαταραχών ( $\rho$ ):

$$H_c \propto \sqrt{\rho} \quad (3-7)$$

Μελετώντας τη συσχέτιση των τιμών της αρχικής μαγνητικής διαπερατότητας με την πυκνότητα των διαταραχών, οι Qureshi et al. [74], Kronmüller [75] και Šternberk et al. [77-78] βεβαίωσαν ότι στα χαμηλά πεδία μαγνήτισης ισχύει η ακόλουθη σχέση:

$$\mu_0 \propto \frac{1}{\sqrt{\rho}} \quad (3-8)$$

### 3.4.2 Επίδραση μηχανικής σκληρότητας στα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης (macro- and micro-hardness evaluation)

Ο Jiles [55] μελετώντας δείγματα φερριτο-περλιτικών και φερριτο-μπαϊνιτικών χαλύβων, καθώς επίσης και χαλύβων που χαρακτηρίζονταν μικροδομικά από την παρουσία επαναφερμένου μαρτενσίτη διεπίστωσε ότι, οι τιμές του συνεκτικού πεδίου ήταν ανάλογες των τιμών της μηχανικής σκληρότητας. Αυτή η σχέση αναλογίας κρίθηκε ανεπηρέαστη από τα μορφολογικά χαρακτηριστικά των μικροδομικών συστατικών του εκάστοτε χάλυβα.

### 3.4.3 Επίδραση τασικού πεδίου στα χαρακτηριστικά του βρόχου υστέρησης (stress field evaluation)

Ο Jiles [55] διεπίστωσε ότι οι τιμές τόσο του συνεκτικού πεδίου, όσο και των απωλειών του βρόχου υστέρησης αυξάνουν με την αύξηση του ποσοστού παραμόρφωσης, τόσο σε φερριτο-περλιτικούς, όσο και σε φερριτο-μπαϊνιτικούς χάλυβες, λόγω της αύξησης της πυκνότητας των διαταραχών. Αντίθετα, σε μαρτενσιτικούς χάλυβες, η αύξηση των τιμών της παραμόρφωσης οδηγούσε σε μείωση των παραπάνω μαγνητικών τιμών, λόγω διακριτής συμμετοχής συστημάτων διαταραχών με μορφολογία ανάπτυξης υπο-ορίων εντός αυτών. [55, 73].

## 3.5 Εφαρμογή της τεχνικής του βρόχου υστέρησης, ως μη-καταστροφικής μεθόδου, για τη μελέτη διαφόρων διεργασιών

### 3.5.1 Έλεγχος κόπωσης (Fatigue)

Οι Bi et al. [79] διεπίστωσαν ότι, οι τιμές του συνεκτικού πεδίου και της παραμένουσας μαγνήτισης άλλαζαν συστηματικά με τον αριθμό των κύκλων φόρτισης της κόπωσης, ενώ οι Chen et al. [80] διέκριναν μια λογαριθμική συσχέτιση μεταξύ των κύκλων φόρτισης και των προαναφερθεισών μαγνητικών ιδιοτήτων.

Γενικά, οι αλλαγές στις τιμές των μαγνητικών ιδιοτήτων εξαρτώνται σημαντικά από το στάδιο ανάπτυξης του μηχανισμού της κόπωσης κατά τη διάρκεια του οποίου μετρώνται. Έχει βρεθεί ότι, οι τιμές του συνεκτικού πεδίου και της παραμένουσας μαγνήτισης παραμένουν σταθερές κατά το δεύτερο στάδιο της κόπωσης, ενώ στο πρώτο στάδιο οι μεταβολές τους εξαρτώνται σημαντικά από το ίδιο το υλικό [81]. Οι τιμές της παραμένουσας μαγνήτισης, κατά γενική ομολογία, αυξάνουν κατά το πρώτο, παραμένουν σταθερές κατά το δεύτερο και μειώνονται κατά το τρίτο στάδιο της κυκλικής περιοδικής φόρτισης [81].

### 3.5.2 Έλεγχος συγκολλήσεων (Welding)

Οι Willcock et al. [82-83] πρότειναν μια μέθοδο για την παρακολούθηση της κατανομής των τάσεων σε συγκολλημένα δοκίμια χάλυβα, μέσω της ανάλυσης Fourier του βρόχου υστέρησης.

### 3.6 Αναφορές

- [1] Cullity BD, Graham CD. (1972). Introduction to Magnetic Material. 2nd ed. London: Addison-Wesley
- [2] Jiles DC. (1998). Introduction to Magnetism and Magnetic Materials, 2nd ed., London: Chapman and Hall
- [3] Kasap SO. (2002). Αρχές Ηλεκτρονικών Υλικών και Διατάξεων. 2η έκδοση, Αθήνα: Παπασωτηρίου
- [4] Chikazumi S. (1997). Physics of Ferromagnetism. 2nd ed. New York: Oxford University Press Inc
- [5] O' Handley RC (2000). Modern Magnetic Materials, Principles and Applications. New York: John Wiley & Sons Inc
- [6] Aharoni A. (1996). Introduction to the Theory of the Ferromagnetism. Oxford: Clarendon Press
- [7] Kwun H, Burkhardt GL. (February 1987). Effects of grain size, hardness, and stress on the magnetic hysteresis loops of ferromagnetic steels. Journal of Applied Physics, vol. 61(4), pp. 1576-1579
- [8] Schneider CS, Richardson JM. (November 1982). Biaxial magnetoelasticity in steels. Journal of Applied Physics, vol. 53(11), pp. 8136-8138
- [9] Thompson SM, Tanner BK. (April 1994). The magnetic properties of specially prepared pearlitic steels of varying carbon content as a function of plastic deformation. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 132(1-3), pp. 71-88
- [10] Landgraf FJG, Emura M, Teixeira JC, de Campos MF, Muranaka CS. (May 1999). Anisotropy of the magnetic losses components in semi-processed electrical steels. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 196-197, pp. 380-381
- [11] Moorthy V, Vaidyanathan S, Jayakumar T, Raj B, Kashyap BP. (April 1999). Effect of tensile deformation on micromagnetic parameters in 0.2% carbon steel and 2.25Cr-1Mo steel. Acta Materialia, vol. 47(6), pp. 1869-1878
- [12] Anglada-Rivera J, Padovese LR, Capó-Sánchez J. (June 2001). Magnetic Barkhausen Noise and hysteresis loop in commercial carbon steel: Influence of applied tensile stress and grain size. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 231, pp. 299-306
- [13] Stevens KJ. (March 2000). Stress dependence of ferromagnetic hysteresis loops for two grades of steel. NDT & E International, vol. 33(2), pp. 111-121
- [14] Mao W, Atherton DL. (May 2000). Effect of compressive stress on the reversible and irreversible differential magnetic susceptibility of a steel cube. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 214(1-2), pp. 69-77
- [15] Ryu KS, Nahm SH, Kim YB, Yu KM, Son D. (December 2000). Dependence of magnetic properties on isothermal heat treatment time for 1Cr-1Mo-0.25 V steel. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 222(1-2), pp. 128-132
- [16] Mao W, Atherton DL. (June 2001). Effect of tensile stress on the 3D reversible and irreversible differential magnetic susceptibilities. Journal of Applied Physics, vol. 89(11), pp. 7251-7253
- [17] Bulte DP, Langman RA. (October 2002). Origins of the magnetomechanical effect. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 251(2), pp. 229-243
- [18] Iordache VE, Hug E, Buiron N. (October 2003). Magnetic behaviour versus tensile deformation mechanism in a non-oriented Fe-(3 wt. %) Si steel. Material Science & Engineering A, vol. 359(1-2), pp. 62-74



- [19] Kim D-W, Kwon D. (February 2003). Quantification of the Barkhausen noise method for the evaluation of time-dependent degradation. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 257(2-3), pp. 175-183
- [20] Martínez-de-Guerenu A, Arizti, F, Díaz-Fuentes M, Gutiérrez I. (July 2004). Recovery during annealing in a cold rolled low carbon steel. Part I: Kinetics and microstructural characterization, *Acta Materialia*, vol. 52(12), pp. 3657-3664
- [21] Liu T, Takahashi S, Kikuchi H, Ara K, Kamada Y. (June 2006). Stray flux effects on the magnetic hysteresis parameters in NDE of low carbon steel. *NDT & E International*, vol. 39(4), pp. 277-281
- [22] Takahashi S, Kobayashi S, Kikuchi H, Kamada Y. (December 2006). Relationship between mechanical and magnetic properties in cold rolled low carbon steel. *Journal of Applied Physics*, vol. 100, pp. 113908-1 - 113908-6
- [23] Perevertov O. (February 2007). Influence of the residual stress on the magnetization process in mild steel. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 40(4), pp. 949-954
- [24] Kobayashi S, Saito A, Takahashi S, Kamada Y, Kikuchi H. (May 2008). Characterization of strain-induced martensite phase in austenitic stainless steel using a magnetic minor-loop scaling relation. *Applied Physics Letters*, vol. 92(18), pp. 182508-1 - 182508-3
- [25] Kobayashi S, Kikuchi N, Takahashi S, Kamada Y, Kikuchi H. (August 2010). Magnetic properties of  $\alpha'$  martensite in austenitic stainless steel studied by a minor-loop scaling law. *Journal of Applied Physics*, vol. 108(4), pp. 043904-1 - 043904-8
- [26] Mohapatra JN, Bandyopadhyay NR, Gunjan MK, Mitra A. (March 2010). Study of high-temperature ageing and creep on bainitic 5Cr-0.5Mo steel by magnetic NDE techniques. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 322(6), pp. 589-595
- [27] Gurruchaga K, Martínez-de-Guerenu A, Gutiérrez I. (February 2010). Sensitiveness of Magnetic Inductive Parameters for the Characterization of Recovery and Recrystallization in Cold-Rolled Low-Carbon Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 41(4), pp. 985-993
- [28] Piotrowski, L, Augustyniak, B, Chmielewski, M, Kowalewski, Z. (November 2010). Multiparameter analysis of the Barkhausen noise signal and its application for the assessment of plastic deformation level in 13HMF grade steel. *Measurement Science and Technology*, vol. 21(11), pp. 115702-1 - 115702-7
- [29] Piotrowski L, Augustyniak B, Chmielewski M, Labanowski J, Lech-Grega M. (April 2012). Study on the applicability of the measurements of magnetoelastic properties for a nondestructive evaluation of thermally induced microstructure changes in the P91 grade steel. *NDT & E International*, vol. 47, pp. 157-162
- [30] Wilson JW, Karimian N, Yin W, Liu J, Davis CL, Peyton AJ. Magnetic sensing for microstructural assessment of power station steels: Magnetic Barkhausen noise and minor loop measurements. *Sensors & their Applications (S&A XVII)*, 16 - 18 September 2013, Rixos Libertas, Croatia
- [31] Batista, L, Rabe, U, Hirsekorn, S. (July 2013). Magnetic micro- and nanostructures of unalloyed steels: Domain wall interactions with cementite precipitates observed by MFM. *NDT & E International*, vol. 57, pp. 58-68
- [32] Martínez-de-Guerenu A, Gurruchaga K, Arizti F. (September 2007). Nondestructive characterization of recovery and recrystallization in cold rolled low carbon steel by magnetic hysteresis loops. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 316(2), pp. e842-e845

- [33] Stupakov, O, Pal'a J, Takagi, T, Uchimoto, T. (September 2009). Governing conditions of repeatable Barkhausen noise response. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 321(18), pp. 2956-2962
- [34] Stupakov O, Wood R, Melikhov Y, Jiles D. (February 2010). Measurement of Electrical Steels With Direct Field Determination. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 298 – 301
- [35] Stupakov O, Perevertov O, Stoyka V, Wood R. (February 2010). Correlation between hysteresis and barkhausen noise parameters of electrical steels. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46(2), pp. 517-520
- [36] Stupakov O. (December 2012). Controllable Magnetic Hysteresis Measurement of Electrical Steels in a Single-Yoke Open Configuration. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 48(12), pp. 4718 – 4726
- [37] Stupakov O. (February 2012). System for controllable magnetic measurement with direct field determination. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 324(4), pp. 631-636
- [38] Stupakov O. (December 2013). Local Non-contact Evaluation of the ac Magnetic Hysteresis Parameters of Electrical Steels by the Barkhausen Noise Technique. *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32(4), pp. 405-412
- [39] Vértesy G, Mészáros I, Tomáš I. (March 2013). Nondestructive magnetic characterization of TRIP steels. *NDT & E International*, vol. 54, pp. 107-114
- [40] Tomáš I, Vértesy G, Kobayashi S, Kadlecová J, Stupakov O. (September 2009). Low-carbon steel samples deformed by cold rolling—analysis by the magnetic adaptive testing. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 321(17), pp. 2670-2676
- [41] Tomáš I, Kadlecová J, Vértesy G. (April 2012). Measurement of Flat Samples With Rough Surfaces by Magnetic Adaptive Testing. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 48(4), pp. 1441-1444
- [42] Kikuchi H, Ara K, Kamada Y, Kobayashi S. (June 2009). Effect of Microstructure Changes on Barkhausen Noise Properties and Hysteresis Loop in Cold Rolled Low Carbon Steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 45(6), pp. 2744-2747
- [43] Vértesy G, Mészáros I, Tomáš I. (January 2005). Nondestructive indication of plastic deformation of cold-rolled stainless steel by magnetic minor hysteresis loops measurement. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 285(3), pp. 335-342
- [44] Liu T, Kikuchi H, Ara K, Kamada Y, Sato M, Takahashi S. (October 2005). Magnetomechanical effects under applied stress and unloaded conditions measured by a probe with indirect pickup coil. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 41(10), pp. 3664 – 3666
- [45] Kumar H, Mohapatra JN, Kumar Roy R, Joseyphus J, Mitra A. (March 2010). Evaluation of tempering behaviour in modified 9Cr–1Mo steel by magnetic non-destructive techniques. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210(4), pp. 669-674
- [46] Gao L, Zhou YM, Liu JL, Shen XD, Ren ZM. (April 2010). Effect of water quenching process on the microstructure and magnetic property of cold rolled dual phase steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 322(8), pp. 929-933
- [47] English AT. (October 1967). Influence of temperature and microstructure on coercive force of 0.8% C steel. *Acta Metallurgica*, vol. 15(10), pp. 1573-1580

- [48] Ranjan R, Jiles DC, Rastogi P. (September 1986). Magnetoacoustic emission, magnetization, and Barkhausen effect in decarburized steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 22(5), pp. 511 – 513
- [49] Ranjan R, Jiles DC, Rastogi P. (May 1987). Magnetic properties of decarburised steels: an investigation of the effects of grain size and carbon content. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 23(3), pp. 1869-1876
- [50] Jiles DC. (July 1988). Magnetic properties and microstructure of AISI 1000 series carbon steels. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 21(7), pp. 1186-1195
- [51] Tanner BK, Szpunar JA, Willcock SNM, Morgan LL, Mundell PA. (December 1988). Magnetic and metallurgical properties of high-tensile steels. *Journal of Materials Science*, vol. 23(12), pp. 4534-4540
- [52] Lo CCH, Jakubovics JP, Scruby CB. (April 1997). Non-destructive evaluation of spheroidised steel using magnetoacoustic and Barkhausen emission. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 33, pp. 4035-4037
- [53] Mitra A, Govindaraju MR, Jiles DC. (November 1995). Influence of microstructure on micromagnetic Barkhausen emissions in AISI 4140 steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 31(6) pp. 4053-4055
- [54] Saquet O, Chicois J, Vincent A. (August 1999). Barkhausen noise from plain carbon steels: Analysis of the influence of microstructure, *Materials Science & Engineering A*, vol. 269(1-2), pp. 73-82
- [55] Jiles DC. (July 1988). The effect of compressive plastic deformation on the magnetic properties of AISI 4130 steels with various microstructures. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 21(7), pp. 1196-1204
- [56] Goodenough JB. (August 1954). A Theory of Domain Creation and Coercive Force in Polycrystalline Ferromagnetics. *Physical Review*, vol. 93(4), pp. 917-932
- [57] Globus A, Guyot M. (August 1972). Wall Displacement and Bulging in Magnetization Mechanisms of the Hysteresis Loop. *Physica Status Solidi (b)*, vol. 52(2), pp. 427-431
- [58] Yensen TD, Ziegler NA. (1935) Magnetic Properties of Iron as Affected by Carbon, Oxygen and Grain Size. *Transactions of American Society for Metals*, vol. 23, pp. 556-557
- [59] Mager A. (1952). Über den Einfluß der Korngröße auf die Koerzitivkraft. *Annalen der Physik*, vol. 446(1), pp. 15-16
- [60] Adler H, Pfeiffer H. (June 1974). The influence of grain size and impurities on the magnetic properties of the soft magnetic alloy 47.5% NiFe. *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 52(2), pp. 172-174
- [61] Degauque J, Astié B, Porteseil L, Vergne R. (March 1982). Influence of the grain size on the magnetic and magnetomechanical properties of high-purity iron. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 26(1-3), pp. 261-263
- [62] Yoshino M, Tanabe H, Sakamoto T, Suzuki N, Yaji Y. (1996). Nondestructive Measurement of Grain Size in Steel Plates by Using Magnetic Coercive Force. *Materials Science Forum*, vol. 210-213, pp. 45-54
- [63] Voronenko BI. (January 1985). Potentialities of the coercimetric method for investigating the fine structure of ferromagnetic materials (review). *Industrial laboratory*, vol. 51(1), pp. 24-30
- [64] Bussiere JF. (April 1986). On-line measurements of the microstructure and mechanical properties of steel. *Materials Evaluation*, vol. 44(5), pp. 560-567
- [65] Mikheev MN, Gorkunov ES. (1983). Relationship of magnetic properties to the structural condition of a substance - the physical basis of magnetic structure

- analysis (review). The soviet journal of Nondestructive Testing, vol. 17(8), pp. 579-592
- [66] Hetherington MG, Jakubovics JP, Szpunar JA, Tanner BK. (November 1987). High-voltage Lorentz electron microscopy studies of domain structures and magnetization process in pearlitic steels. Philosophical Magazine B: Physics of Condensed Matter; Electronic, Optical and Magnetic Properties, vol. 56 (5), pp. 561-577
- [67] Swartzendruber LJ, Rosenthal Y, Hicho GE. (1994). Characterization of Sheet Steels in the Development of On-Line Sensors for Quality Control Monitoring of Mechanical Properties. Nondestructive Evaluation of Materials VI, pp. 59-69
- [68] Komatsubara M, Porteseil J. (September 1987). Influence of grain size and strain on the barkhausen noise power of non-oriented silicon steel. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 23(5), pp. 3506-3508
- [69] Bertotti G, Fiorillo F, Montorsi A. (1990). The role of grain size in the magnetization process of soft magnetic materials. Journal of Applied Physics, vol. 67(9), pp. 5574-5576
- [70] Hou C-K. (March 1996). The effects of grain size on the magnetic properties of fully processed, continuous-annealed low-carbon electrical steels. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 32(2), pp. 471-477
- [71] Stephenson ET, Marder AR. (March 1986). Effects of grain size on the core losses and permeability of motor lamination steel. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 22(2), pp. 101-106
- [72] Lopez JM, Degauque J, Astié B, Garigue J, Redoules JP. (1985). Corrélation entre différents états de la précipitation de cémentite et les propriétés mécaniques et magnétomécaniques d'alliages fer pur-carbone. Memoires et Etudes Scientifiques Revue de Metallurgie., vol. 82, pp. 147-155
- [73] Astié B, Degauque J, Porteseil L, Vergne R. (November 1981). Influence of the dislocation structures on the magnetic and magnetomechanical properties of high purity iron. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 17(6) pp. 2929-2931
- [74] Qureshi AH, Chaudhary LN. (1970). Influence of plastic deformation on coercive field and initial susceptibility of Fe-3.25% Si alloys. Journal of Applied Physics, vol. 41(3), pp. 1042-1043
- [75] Kronmüller H. (March 1972). Magnetic techniques for the study of dislocations in ferromagnetic materials. International Journal Nondestructive Test, vol. 3(4), pp. 315-350
- [76] Lubitz K. (June 1974). Magnetic studies of the dislocation structure of iron single crystals deformed at 295 K. Applied Physics, vol. 4(1), pp. 51-61
- [77] Šternberk J, Hrebik J, Kratochvílová E, Gemperle A. (October 1983). Coercivity and microstructure of low-alloy Cr-Mo steel. Physica Status Solidi (A) Applied Research, vol. 79(2), pp. 523-529
- [78] Šternberk J, Kratochvílová E, Gemperle A, Faja V, Walder V. (November 1985). Dependence of characteristics of hysteresis loops on dislocation densities for low-alloy Cr-Mo steel. Czechoslovak Journal of Physics, vol. 35(11), pp. 1259-1266
- [79] Bi Y, Govindaraju MR, Jiles DC. (September 1997). The dependence of magnetic properties on fatigue in A533B nuclear pressure vessel steels. IEEE Transactions on Magnetics, vol. 33(5), pp. 3928-3930
- [80] Chen ZJ, Jiles DC, Kameda J. (May 1994). Estimation of fatigue exposure from magnetic coercivity. Journal of Applied Physics, vol. 75(10), pp. 6975-6977

- [81] Lo CCH, Tang F, Biner SB, Jiles DC. (May 2000). Effects of fatigue-induced changes in microstructure and stress on domain structure and magnetic properties of Fe-C alloys. *Journal of Applied Physics*, vol. 87(9), pp. 6520-6522
- [82] Willcock SNM, Tanner BK. (September 1983). Harmonic-analysis Of B-h Loops. *IEEE Transactions On Magnetics*, vol. 19(5), pp. 2265-2270
- [83] Willcock SNM, Tanner BK. (September 1983). Harmonic-analysis Of B-h Loops Of Constructional Steel. *IEEE Transactions On Magnetics*, vol. 19(5), pp. 2145-2147
- [84] Vashista M, Paul S. (May 2009). Correlation between surface integrity of ground medium carbon steel with Barkhausen Noise parameters and magnetic hysteresis loop characteristics. *Materials & Design*, vol. 30(5), pp. 1595-1603

## 4 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

### 4.1 Σκοπός της παρούσας διδακτορικής διατριβής

Η διατριβή αυτή στοχεύει στη διερεύνηση και στην επιλογή της κατάλληλης μεθοδολογίας για την πρόβλεψη ιδιοτήτων που αναπτύσσονται σε συγκολλημένα δείγματα σιδηρομαγνητικών χαλύβων. Βιβλιογραφικά, το θέμα αυτό δεν έχει μελετηθεί διεξοδικά και παρουσιάζει μεγάλο ενδιαφέρον.

Συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκαν μεταπικές συγκολλήσεις, ανοικτής συμβολής σε διάφορους τύπους σιδηρομαγνητικών χαλύβων, με σκοπό τον προσδιορισμό τόσο των μικροδομικών αλλαγών και των συνακόλουθων μεταβολών των μηχανικών ιδιοτήτων, όσο και της κατανομής των παραμενουσών τάσεων στις διάφορες ζώνες των συγκολλημένων μεταλλικών τεμαχίων. Η μεθοδολογία βασίζεται στη χρήση δύο μαγνητικών μη-καταστροφικών τεχνικών: στη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και στη μέτρηση του βρόχου υστέρησης.

Η διεξοδική μελέτη ξεκινά με τη συλλογή των μετρούμενων σημάτων και την εξαγωγή των κατάλληλων πληροφοριών από αυτά, χρησιμοποιώντας τις απαραίτητες μαθηματικές διαδικασίες. Αυτό το βήμα είναι αποφασιστικής σημασίας κατά την εξέταση των συγκολλημένων δειγμάτων καθώς συμβάλει στον αποτελεσματικό και επαρκή χαρακτηριστικό τους.

Η ταυτοποίηση της συμπεριφοράς των συγκολλημένων δοκιμίων μέσω της ανάλυσης και αξιοποίησης των σημάτων Barkhausen και του βρόχου υστέρησης, κάνοντας χρήση κατάλληλων μοντέλων πρόβλεψης, αποτελεί άλλον ένα βασικό στόχο της παρούσας διατριβής. Ωστόσο, σκέψεις για τη βελτίωση των συστημάτων μέτρησης βρίσκονται εκτός του πεδίου μελέτης της παρούσας διατριβής.

### 4.2 Υπό εξέταση δείγματα σιδηρομαγνητικών χαλύβων

Τρεις κοινοί εμπορικοί σιδηρομαγνητικοί χάλυβες επιλέχθηκαν να συγκολληθούν και να μελετηθούν στην παρούσα διατριβή: δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα (Non-Oriented Electrical Steel, NOES) (εικόνα 4-1(α)), δείγματα χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, τύπου AISI 1008 (εικόνα 4-1(β)) και δείγματα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα και υπερ-υψηλής αντοχής (ultra-high strength medium carbon low alloy steel) χάλυβα, τύπου AISI 4130 (εικόνα 4-1(γ)). Τα δείγματα αυτά θεωρήθηκαν τα δείγματα αναφοράς των διαφόρων αναλύσεων και μετρήσεων.

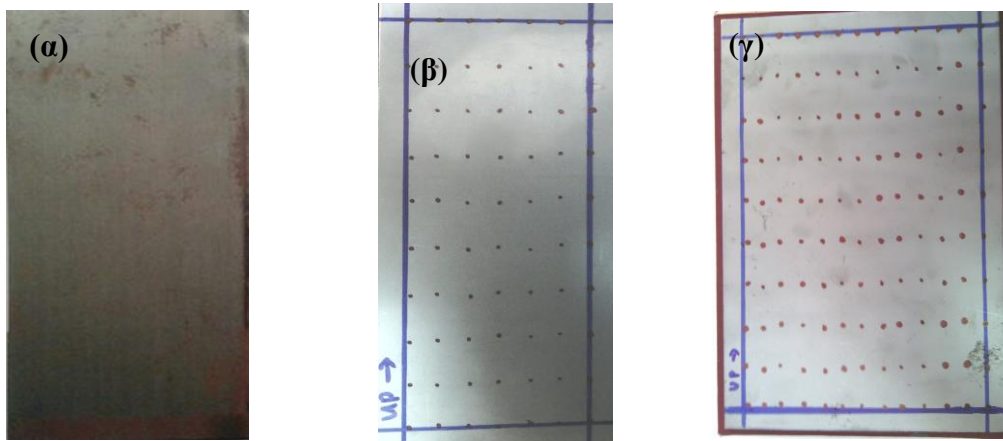
Αυτές οι τρεις διαφορετικές ποιότητες χάλυβα αντιπροσωπεύουν τρία διαφορετικά θερμοδυναμικά και μικροδομικά συστήματα, τα οποία προκύπτουν από τη διαφοροποιούμενη κραματική τους σύσταση και την κυμαινόμενη θερμο-μηχανική επεξεργασία τους κατά το στάδιο της παραγωγικής διαδικασίας, καθώς επίσης από τους διακριτούς μηχανισμούς σκλήρυνσής τους [1-5].

Το σύνολο των δειγμάτων ηλεκτρικού χάλυβα προέρχονται εξ' ολοκλήρου από την εταιρεία LADIS & GYR, ενώ των ανθρακούχων χαλύβων από την εταιρεία ΓΑΙΑ Α.Ε. Οι χημικές συστάσεις των σιδηρομαγνητικών δειγμάτων, όπως αυτές δόθηκαν από τους προμηθευτές, καθώς επίσης και οι γεωμετρικές διαστάσεις των δειγμάτων που παρελήφθησαν αναγράφονται στον πίνακα 4-1.

**Πίνακας 4-1:** Χημική σύσταση και γεωμετρικά χαρακτηριστικά των δειγμάτων αναφοράς

Τύπος χάλυβα	Χημική σύσταση (wt%)										
	C	Si	Mn	Al	Cu	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
NOES	0.0018	2.18	0.12	0.35	-	0.00009	0.00005	-	-	-	Balanced
AISI 1008	0.063	0.181	0.528	-	0.047	0.028	0.012	0.018	0.016	0.014	Balanced
AISI 4130	0.31	0.28	0.57	-	-	0.020	0.020	-	0.93	0.19	Balanced

Τύπος χάλυβα	Διαστάσεις (mm)		
	πάχος	μήκος	πλάτος
NOES	0,58	60	120
AISI 1008	15	80	200
AISI 4130	25	80	200



Εικόνα 4-1: Δείγμα (α) μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα, (β) κοινού ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 1008 και (γ) μικροκραματωμένου ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 4130.

### 4.3 Επιλεχθείσες μέθοδοι συγκόλλησης

Χρησιμοποιώντας τρεις διαφορετικές μεθόδους συγκόλλησης με τήξη, πραγματοποιήθηκαν μετωπικές συγκολλήσεις, ανοικτής συμβολής σε διάφορους τύπους σιδηρομαγνητικών χαλύβων.

Κύρια παράμετρος επιλογής των μεθόδων συγκόλλησης αποτέλεσε ο τρόπος θέρμανσης των συγκολλημένων μεταλλικών μερών. Συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκαν χειρωνακτικές συνδέσεις μέσω θέρμανσης με ηλεκτρισμό (Tungsten Inert Gas, TIG) και μέσω θερμοχημικής θέρμανσης (Plasma Welding), καθώς επίσης και αυτοματοποιημένη συγκόλληση μέσω θέρμανσης με ακτινοβολία δέσμης ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding, EBW) [6-10]. Οι δύο πρώτες μέθοδοι συγκόλλησης (TIG, Plasma) αποτελούν κύριους εκπροσώπους της συγκόλλησης ηλεκτρικού τόξου μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου [6-10]. Λόγω του μικρού πάχους των προς συγκόλληση δοκιμίων (0.58 mm για το δείγμα του ηλεκτρικού χάλυβα, 15 mm για το δείγμα του AISI 1008 και 25 mm για το δείγμα του AISI 4130), δεν χρησιμοποιήθηκε πρόσθετο συγκολλητικό υλικό, καθώς η θέρμανση του ηλεκτρικού τόξου ήταν ικανή να τήξει το προς συγκόλληση μέταλλο και να γεφυρώσει το κενό ανάμεσά τους. Συνεπώς, οι συγκολλήσεις ήταν αυτογενείς. Για την προστασία του λουτρού του τήγματος από την οξείδωση, οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν σε προστατευτική ατμόσφαιρα αργού (Ar).

Στον πίνακα 4-2 παρουσιάζονται συνοπτικά οι μέθοδοι που χρησιμοποιήθηκαν, ανά τύπο χάλυβα, για την πραγματοποίηση της συγκόλλησής τους ενώ στον πίνακα 4-3 παρουσιάζονται οι παράμετροι που επιλέχθηκαν για την πραγματοποίηση των συγκολλήσεων.

Πίνακας 4-2: Μέθοδος συγκόλλησης ανά τύπο χάλυβα

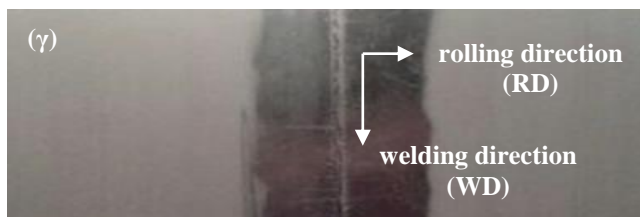
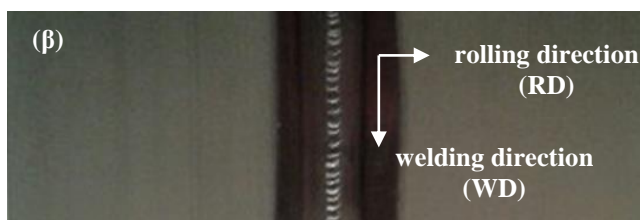
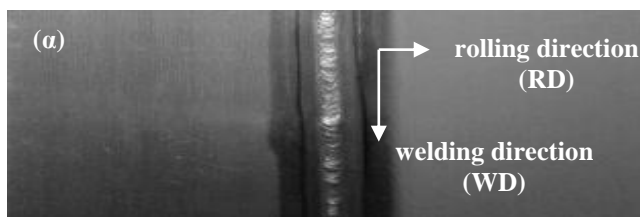
Τύπος χάλυβα	Μέθοδοι συγκόλλησης		
	TIG	Plasma	EBW
NOES	√	√	√
AISI 1008	×	×	√
AISI 4130	√	×	√

Πίνακας 4-3: Παράμετροι μεθόδων συγκόλλησης

Παράμετροι συγκόλλησης	Μέθοδος συγκόλλησης		Παράμετροι συγκόλλησης	Μέθοδος συγκόλλησης
	TIG	Plasma		EBW
Τάση ρεύματος (V)	15	15	Επιταχύνουσα τάση των e <sup>-</sup> (kV)	40
Ένταση ρεύματος (A)	85-90	85	Ρεύμα δέσμης (mA)	85
Ταχύτητα προχώρησης (m/min)	~ 0,18	~ 0,18	Ρεύμα εστίασης για τη ρύθμιση της εστιακής απόστασης της δέσμης (A)	6,85
Τύπος πολυστρωματικής συγκόλλησης	Μονός	Μονός	Ταχύτητα προχώρησης (m/min)	1,65
Efficiency (n)	0,8	0,6	Τύπος πολυστρωματικής συγκόλλησης	Μονός
Θερμική παροχή (kJ · cm <sup>-1</sup> )	3,6	2,6	Θερμική παροχή (kJ · cm <sup>-1</sup> )	1,2
Παροχή Ar (l/min)	18	18		

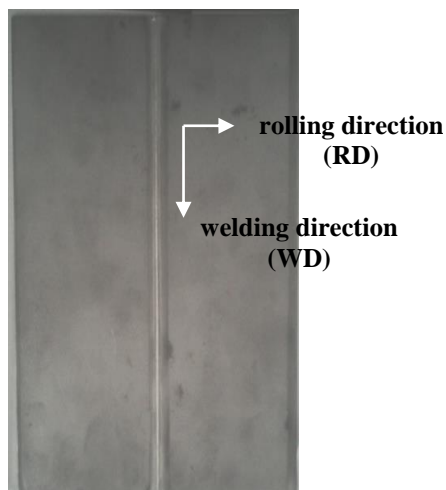
#### 4.4 Τοπογραφία συγκολλημένων δοκιμίων

Στην εικόνα 4-2 παρουσιάζονται τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG (εικόνα 2(α)), με τη μέθοδο Plasma (εικόνα 2(β)) και με τη μέθοδο EBW (εικόνα 2(γ)). Αντιστοίχως, στην εικόνα 4-3 παρουσιάζονται τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW και τέλος στην εικόνα 4-4 παρουσιάζονται τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα με τις μεθόδους TIG (εικόνα 4(α)) και EBW (εικόνα 4(β)), αντίστοιχα. Σε κάθε εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (Rolling Direction, RD) και της συγκόλλησης (Welding Direction, WD).

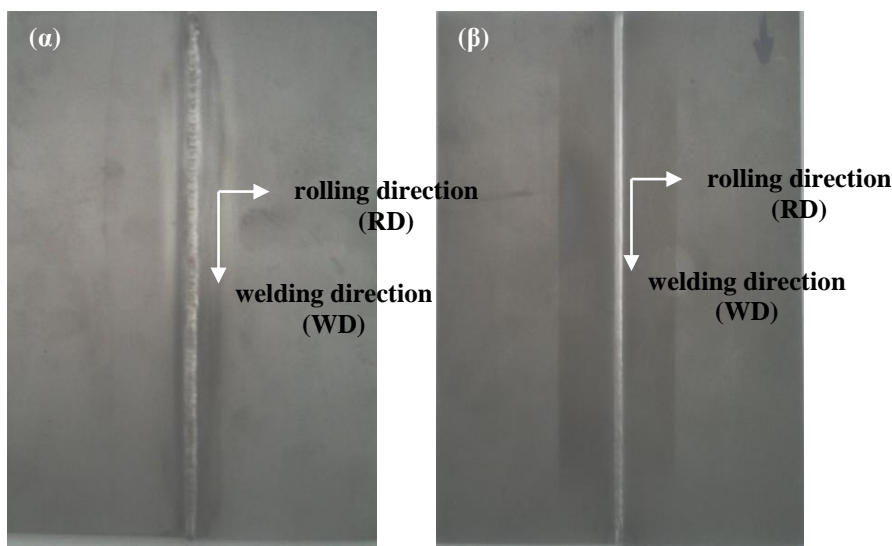


Εικόνα 4-2: Συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα με τις μεθόδους (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW, αντίστοιχα. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).





**Εικόνα 4-3:** Συγκολλημένα δοκίμια κοινού ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 1008, με μέθοδο EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).



**Εικόνα 4-4:** Συγκολλημένα δοκίμια μικροκραματομένου ανθρακούχου χάλυβα, τύπου AISI 4130, με τις μεθόδους (α) TIG και (γ) EBW, αντίστοιχα. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).

Κύριο χαρακτηριστικό των ανωτέρω συγκολλήσεων είναι η μετατροπή της ηλεκτρικής ενέργειας σε συγκεντρωμένη ροή θερμικής ενέργειας, ικανής να προκαλέσει την τοπική τήξη των επιμέρους μεταλλικών μερών. Η θερμική παροχή ( $Q$ ) είναι μια από τις κύριες παραμέτρους που καθορίζει τη διαμόρφωση των ζωνών της συγκόλλησης, εφόσον τα προς συγκόλληση δείγματα προέρχονταν από την ίδια ποιότητα χάλυβα και βρίσκονταν στην ίδια κατάσταση ενδοτράχυνσης.

Η θερμική παροχή δύναται να υπολογιστεί με τη χρήση της μαθηματικής σχέσης [6]:

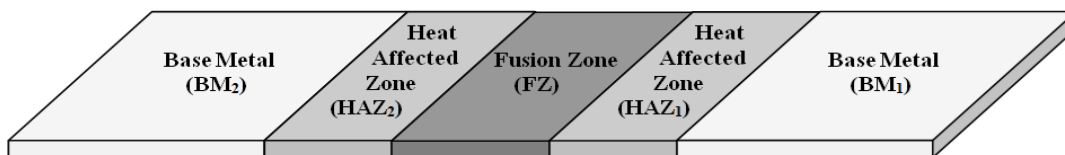
$$Q = \frac{V \cdot I \cdot 60}{u \cdot 1000} \cdot n \quad (4-1)$$

όπου,  $Q$  η θερμική παροχή (σε kJ/mm),  $V$  η διαφορά δυναμικού ή η τάση ηλεκτρικού τόξου (σε V),  $I$  η ένταση ηλεκτρικού ρεύματος συγκόλλησης (σε A),  $u$  η ταχύτητα προχώρησης (σε mm/min) και  $n$  ο συντελεστής απόδοσης θερμότητας.

Όσο πιο υψηλή είναι η παροχή θερμότητας στα προς συγκόλληση μεταλλικά στοιχεία, τόσο μεγαλύτερη είναι η χρονική παραμονή αυτών στις υψηλές θερμοκρασίες [6-10]. Συνεπώς, η υψηλή θερμική παροχή ευνοεί την αργή απόψυξη, με αποτέλεσμα οι κόκκοι να έχουν τον απαραίτητο χρόνο ώστε να αναπτυχθούν, οδηγώντας στο σχηματισμό μιας διευρυμένης, θερμικά επηρεασμένης ζώνης και στην ανάπτυξη μιας χονδρόκρυσταλλικής δομής στη ζώνη αυτή [6-10].

Στον πίνακα 4-3 αναγράφονται οι τιμές θερμική παροχής, όπως αυτές υπολογίστηκαν για την κάθε μέθοδο της συγκόλλησης. Παρατηρούμε ότι στην περίπτωση του ηλεκτρικού χάλυβα ισχύει:  $Q_{EBW} < Q_{Plasma} < Q_{TIG}$ .

Στα συγκολλημένα δοκίμια, διαμορφώνονται από άποψη δομής και ιδιοτήτων τρεις κύριες ζώνες (εικόνα 4-5): το μέταλλο βάσης (base metal, BM), η θερμικά επηρεασμένη ζώνη (heat affected zone, HAZ) και η ζώνη τήξης (fusion zone, FZ). Σε καθένα από τα συγκολλημένα δοκίμια προσδιορίστηκε, αρχικά μέσω οπτικού ελέγχου και στη συνέχεια μέσω μεταλλογραφικού χαρακτηρισμού, το εύρος της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης. Τα αποτελέσματα αυτά θα παρουσιαστούν στο κεφάλαιο 5.

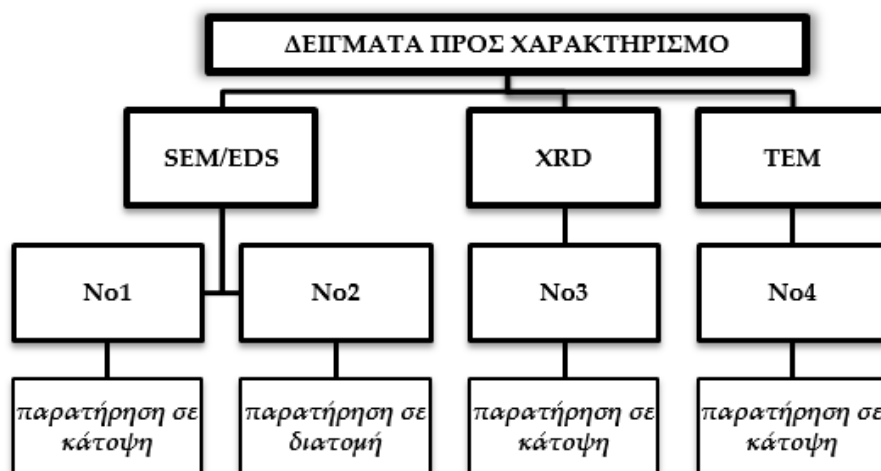


Εικόνα 4-5: Τοπογραφία συγκολλημένων δοκιμίων.

#### 4.5 Μικροδομικός χαρακτηρισμός των συγκολλημένων δειγμάτων

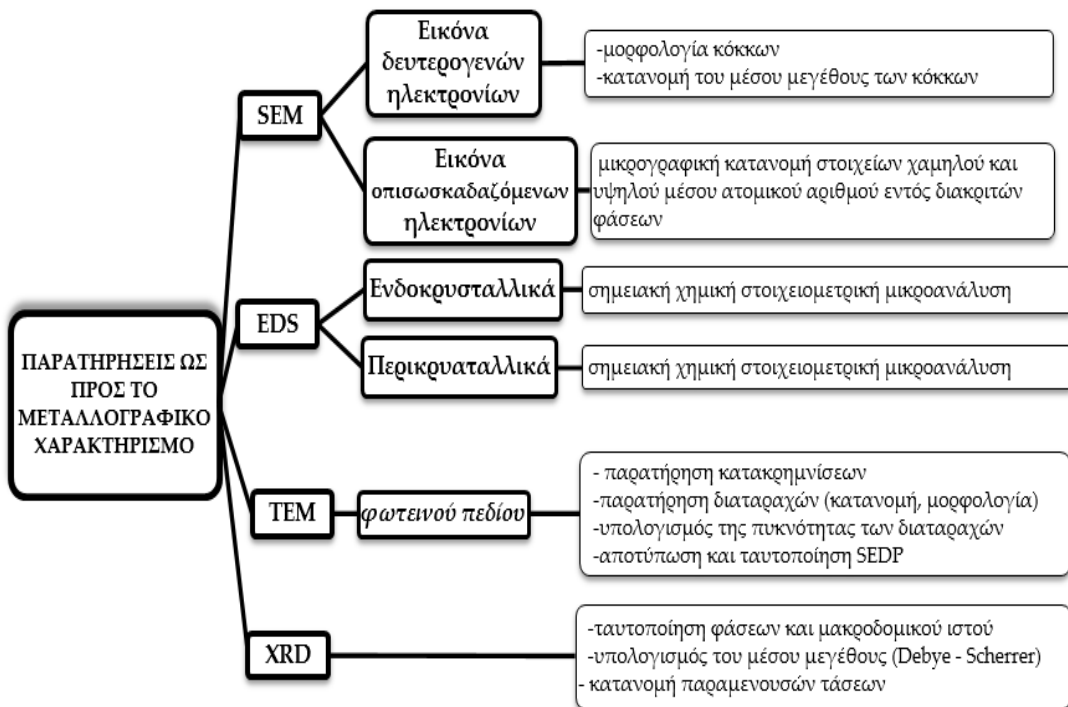
Η μελέτη των δειγμάτων περιελάμβανε την εφαρμογή μιας σειράς μεθόδων παρατήρησης, τεχνικών ανάλυσης και δοκιμών, που είχαν ως στόχο το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό, τον προσδιορισμό του προτιμητέου κρυσταλλογραφικού ιστού ανάπτυξης και της χημικής σύστασης της εκάστοτε ζώνης της συγκόλλησης.

Από κάθε συγκολλημένο δοκίμιο, κόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής, πέντε μικρότερα παραλληλεπίπεδα δείγματα, τόσο για παρατήρηση σε κάτοψη, όσο και σε κάθετη διατομή (εικόνα 4-6). Με κάθε τεχνική χαρακτηρισμού παρατηρήθηκαν συγκεκριμένα μεταλλογραφικά χαρακτηριστικά (εικόνα 4-7).



α/α δείγματος	Χαρακτηρισμός
No1 - No2	Μικροδομικός χαρακτηρισμός με την τεχνική Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM)
No3	Ταυτοποίηση φάσεων και προσδιορισμός κρυσταλλογραφικού ιστού (μακροιστού, macrotecture) με τη χρήση Περιθλασιμετρίας Αντίνων Χ (X-ray Diffraction Pattern, XRD)
No4	Μικροδομικός χαρακτηρισμός με τη χρήση Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Διερχόμενης Δέσμης (Transmission Electron Microscope, TEM)

**Εικόνα 4-6:** Αρίθμηση δειγμάτων που χαρακτηρίστηκαν μικροδομικά και συνοπτική αναφορά στις μεθόδους μεταλλογραφικού χαρακτηρισμού που χρησιμοποιήθηκαν, για κάθε συγκολλημένο δείγμα.



**Εικόνα 4-7:** Οι κατηγορίες των παρατηρήσεων για το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό του δείγματος αναφοράς συναρτήσει των τεχνικών που χρησιμοποιήθηκαν.

Η επιφάνεια των δοκιμίων No1 – No4 χρειάστηκε να προετοιμαστεί κατάλληλα ώστε να εξαλειφθούν οι αρχικές επιφανειακές ανωμαλίες και εν συνεχεία ακολουθήθηκε η προκαθορισμένη και άκρως ελεγχόμενη χημική ενεργοποίηση αυτών, ώστε να αποκαλυφθούν τα μικροδομικά χαρακτηριστικά [11-15].

Στον πίνακα 4-4 παρουσιάζονται συνοπτικά τα στάδια της προετοιμασίας του εκάστοτε δείγματος. Να σημειωθεί ότι η διαδικασία της προετοιμασίας δειγμάτων παρέμεινε αναλλοίωτη, είτε αφορούσε δείγματα κάτοψης (No1, No3 και No4), είτε δείγματα κάθετης διατομής (No2).

**Πίνακας 4-4:** Στάδια προετοιμασίας δειγμάτων για το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό τους.

# Δείγματος		No1 – No2	No3	No4
Τεχνική δομικού χαρακτηρισμού		SEM/EDS	XRD	TEM
Στάδια προετοιμασίας	<b>Κοπή (Cutting)</b>	Από το υλικό αναφοράς αφαιρέθηκε παραλληλεπίπεδο δείγμα με υδροκοπή.	Από το υλικό αναφοράς αφαιρέθηκε παραλληλεπίπεδο δείγμα με υδροκοπή.	Από το υλικό αναφοράς αφαιρέθηκε παραλληλεπίπεδο δείγμα με τη μέθοδο της υδροκοπής και στη συνέχεια αφαιρέθηκε από τη μάζα του κυκλικός δίσκος διαμέτρου 3mm.
	<b>Εγκιβωτισμός (Mounting)</b>	Χρησιμοποιήθηκε εποξειδική ρητίνη τύπου EpoFix Resin UN-no:3082, ενώ ο σκληρυντής ήταν τύπου EpoFix Hardener UN-no:2259. Η αναλογία σκληρυντή - ρητίνης ήταν περίπου 2ml σκληρυντή ανά 15ml ρητίνης.		
	<b>Μηχανική Λείανση (Grinding)</b>	Πραγματοποιήθηκε χειροκίνητα στον περιστρεφόμενο κυκλικό δίσκο λείανσης της σχολής MMM, του εργαστηρίου Φυσικής Μεταλλογνωσίας, ενώ ταυτόχρονα τα ρινίσματα απομακρύνονταν με τη ρίψη νερού. Χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου, ονομαστικής πυκνότητας κόκκων 800, 1000, 1200, 2000 grit (κόκκοι SiC/in <sup>2</sup> ).	Ομοίως με τα δείγματα No1 & No2, με τη διαφορά ότι χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά SiC με 800 grit.	Πραγματοποιήθηκε χειροκίνητα στον περιστρεφόμενο κυκλικό δίσκο λείανσης της Ακαδημίας Ερευνών στη Σλοβακία και στο λειαντικό τροχό του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας, ενώ ταυτόχρονα χρησιμοποιούνταν ψυκτικό υγρό για την αποτροπή ανάπτυξης θερμοκρασιών λόγω τριβών στην επιφάνεια του δείγματος. Παράλληλα, για τους προαναφερθέντες λόγους, ελέγχονταν η ταχύτητα περιστροφής του δίσκου. Χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά SiC με 1200, 2000 grit. Το πάχος του δείγματος έφτασε τα 80 μm.
	<b>Στίλβωση (Polishing)</b>	Η στίλβωση πραγματοποιήθηκε σταδιακά με αδαμαντόπαστα 3μm και 1μm.		Η στίλβωση πραγματοποιήθηκε σταδιακά με αδαμαντόπαστα 3μm και 1μm. Το πάχος του δείγματος έφτασε τα 15 μm.
	<b>Χημική προσβολή (Chemical Etching)</b>	Nital 2% (=Αιθανόλη 98ml + Νιτρικό Οξύ 2ml)		
	<b>Εκλέπτυνση μέσω βομβαρδισμού με ιόντα αργού (Precision Ion Polishing)</b>			Το κυκλικό δίσκιο εισήχθη σε θάλαμο κενού και βομβαρδίστηκε εντοπισμένα στο κέντρο του με ιόντα αργού. Το πάχος του έφτασε τα 50nm.

#### 4.5.1 Μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός μέσω ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (Scanning Electron Microscope, SEM)

Κρίθηκε εξ' αρχής αναγκαία η χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου έναντι του οπτικού, εξαιτίας της υψηλότερης αναλυτικής ικανότητας (resolution) και του καταλληλότερου βάθους πεδίου (depth of field) που παρουσιάζει. Ο μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός πραγματοποιήθηκε μέσω της χρήσης ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης, τύπου JEOL 6380LV, που διαθέτει το εργαστήριο Μεταλλογνωσίας.

Από κάθε συγκολλημένο δείγμα, αποκόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής αντιπροσωπευτικά παραλληλεπίπεδα δείγματα από κάθε ζώνη της συγκόλλησης. Τα δείγματα αυτά προετοιμάστηκαν κατάλληλα και στη συνέχεια τοποθετήθηκαν σε μεταλλικό δειγματοφορέα. Στη συνέχεια, χρησιμοποιώντας αγώγιμη πλαστελίνη γραφίτη, συνδέθηκε η επιφάνεια της ρητίνης με το μεταλλικό μέρος του δειγματοφορέα, ο οποίος με τη σειρά του τοποθετήθηκε στο εσωτερικό του θαλάμου του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου.

Μέσω εικόνας δευτερογενών ηλεκτρονίων (secondary electrons, SEI mode) και χρήσης του τεχνητού τοπογραφικού αναγλύφου προσδιορίστηκε η μορφολογία και η κατανομή των κόκκων, τόσο στην επιφάνεια των δειγμάτων, όσο στην κάθετη τομή τους. Μέσω εικόνας οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (backscattered electrons, BES mode) ταυτοποιήθηκαν, με τη βοήθεια της αντίθεσης πεδίου, οι επιμέρους φάσεις και τα μικροδομικά συστατικά που χαρακτήριζαν την εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης. Οι λειτουργικές συνθήκες για τη λήψη των ανωτέρω εικόνων δίνονται στον πίνακα 4-5.

**Πίνακας 4-5:** Συνθήκες λειτουργίας του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης για λήψη εικόνας δευτερογενών (SEI mode) και οπισωσκεδαζόμενων (BES mode) ηλεκτρονίων.

Συνθήκες λειτουργίας	SEI mode	BES mode
Επιταχύνουσα τάση των e <sup>-</sup> (kV)	20	20
Κενό	Υψηλό	Υψηλό
Μέγεθος αναλύμενης περιοχής (nm)	50	60
Απόσταση ανάλυσης (mm)	15	15
Βέλτιστη ανάλυση (nm)	3.5	5.5

Το μικροσκόπιο ήταν εξοπλισμένο με μικροαναλυτή Noran TS 5500, παρέχοντας τη δυνατότητα ταυτόχρονης πραγματοποίησης χημικών μικροαναλύσεων, για την εύρεση της ποσοστιαίας συμμετοχής των κραμματικών στοιχείων (κυρίως του Si για τον ηλεκτρικό χάλυβα, Mn για τον AISI 1008 χάλυβα και Cr, Mo για τον AISI 4130) τόσο ενδοκρυσταλλικά, όσο και περικρυσταλλικά, στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης.

Η παραμετροποίηση των συνθηκών διεξαγωγής της χημικής μικροανάλυσης, με χρήση του συστήματος EDS, παρουσιάζεται στον πίνακα 4-6.

**Πίνακας 4-6:** Παράμετροι λειτουργίας του συστήματος EDS, για την πραγματοποίηση χημικών μικροαναλύσεων.

Συνθήκες λειτουργίας	EDS
Επιταχύνουσα τάση των e <sup>-</sup> (kV)	20
Ρεύμα εκπομπής (mA)	High
Χρόνος για τη λήψη του φάσματος (s)	20
Λήψη του φάσματος (%)	30

#### 4.5.2 Περιθλασιμετρία ακτίνων X (R-Ray Diffraction, XRD)

Για την ταυτοποίηση των φάσεων και τον προσδιορισμό του κρυσταλλογραφικού μακροδομικού ιστού (macrotexture) ανάπτυξης στο μέταλλο βάσης κάθε συγκόλλησης, πραγματοποιήθηκαν διαδοχικές σάρωσεις με το Περιθλασιμέτρου Ακτίνων X (X-ray Diffraction), τύπου Brucker D8 Focus, που διαθέτει το εργαστήριο Μεταλλογνωσίας. Εκτός από την ταυτοποίηση των μητρικών φάσεων του υλικού αναφοράς, προσεγγίστηκε η κατανομή του μέσου μεγέθους των κόκκων, μέσω της χρήσης μαθηματικής σχέσης Debye-Scherrer:

$$D = \frac{0,9 \cdot \lambda}{FWHM_S \cdot \cos\theta_{hkl}} \quad (4-2)$$

όπου, D το μέγεθος του κόκκου (μm), λ το μήκος κύματος της ακτινοβολίας, FWHM το πλάτος του σήματος στο μισό του μεγίστου (Full Width at Half Maximum) και θ το μισό του γωνιακού εύρους σάρωσης, δηλ. της γωνίας που σχηματίζει η προσπίπτουσα με την ανακλώμενη γωνία (σε rad).

Επίσης, χρησιμοποιήθηκε η εξίσωση των Williamson-Hall για τον προσδιορισμό του μέσου μεγέθους των κόκκων και της παραμόρφωσης του κρυσταλλικού πλέγματος. Συγκεκριμένα, θεωρώντας το υλικό ισότροπο, η συνολική διεύρυνση της κορυφής του ακτινοδιαγράμματος περιθλασιμετρίας (FWHM)<sub>hkl</sub>, αποδίδεται στο συγκερασμό της συσχετιζόμενης συνεισφοράς του μέσου μεγέθους των κόκκων (FWHM)<sub>D</sub> και της μακρο-παραμόρφωσης (FWHM)<sub>S</sub>.

$$(FWHM)_{hkl} = (FWHM)_D + (FWHM)_S \quad (4-3)$$

Η ομοιόμορφα κατανεμημένη σε όλες τις κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις πλεγματική παραμόρφωση ε δίνεται από τη σχέση:

$$\varepsilon = \frac{FWHM_D}{4 \cdot \tan \theta_{hkl}} \quad (4-4)$$

Αντικαθιστώντας τις εξισώσεις (4-2) και (4-4) στην εξίσωση (4-3) λαμβάνεται η ακόλουθη σχέση:

$$(FWHM)_{hkl} = \frac{0,9 \cdot \lambda}{D \cdot \cos\theta_{hkl}} + \varepsilon \cdot 4 \tan\theta_{hkl} \rightarrow \quad (4-5)$$

$$(FWHM)_{hkl} \cdot \cos\theta_{hkl} = \left(\frac{0,9 \cdot \lambda}{D}\right) + 4 \cdot \varepsilon \cdot \sin\theta_{hkl} \quad (4-6)$$

Η κλήση της γραφικής παράστασης (FWHM)<sub>hkl</sub> · cosθ<sub>hkl</sub> - 4sinθ<sub>hkl</sub> δίνει την τιμή της παραμόρφωσης του κρυσταλλογραφικού πλέγματος, ενώ το σημείο τομής της γραφικής παράστασης με τον ψ-άξονα δίνει την τιμή του μέσου μεγέθους ανάπτυξης των κόκκων.

Τα χαρακτηριστικά του περιθλασιμέτρου, καθώς και οι παράμετροι σάρωσης που επιλέχθησαν παρουσιάζονται στον πίνακα 4-7.

**Πίνακας 4-7:** Χαρακτηριστικά του περιθλασιμέτρου τύπου Brucker D8 Focus, καθώς και οι παράμετροι σάρωσης που επιλέχθηκαν για τη διεξαγωγή διαδοχικών σαρώσεων.

Συνθήκες λειτουργίας	XRD
Λάμπα	Χαλκού (Cu)
Μήκος κύματος ακτινοβολίας (Å)	1,5405 Å
Διαφορά δυναμικού (kV)	40
Ένταση ρεύματος (mA)	40
Βήμα σάρωσης της δέσμης (o/sec)	0,02
Χρόνος παραμονής σε κάθε μοίρα (sec)	1
Γωνιακό εύρος μετρούμενο σε γωνία 2θ	40° - 100°

#### 4.5.3 Μεταλλογραφικός προσδιορισμός μέσω ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης ηλεκτρονίων (Transmission Electron Microscope, TEM)

Τα δείγματα που προορίζονταν για την παρατήρησή τους στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης απαιτούσαν ιδιαίτερη προετοιμασία. Μέσω εικόνας φωτεινού πεδίου (bright field) παρατηρήθηκαν τα όρια των κόκκων, ενδομεταλλικές ενώσεις και κατακρημνίσεις, καθώς επίσης η μορφολογία και η κατανομή των διαταραχών. Η πυκνότητα των διαταραχών (dislocation density) προσδιορίστηκε μέσω της χρήσης της μεθόδου Keh [18]. Στις εικόνες φωτεινού πεδίου πραγματοποιείται καναβομέτρηση μέσω οριζόντιων και κάθετων γραμμών, διατηρώντας σταθερή την απόσταση μεταξύ τους (1 cm):

$$\rho = \frac{\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2}}{d} \quad (4-7)$$

όπου,  $n_1$  είναι ο αριθμός των σημείων τομής μεταξύ των κάθετων γραμμών της καναβομέτρησης και των διαταραχών,  $n_2$  είναι ο αριθμός των σημείων τομής μεταξύ των οριζόντιων γραμμών της καναβομέτρησης και των διαταραχών,  $L_1$  και  $L_2$  είναι το μήκος των κάθετων και οριζόντιων γραμμών της καναβομέτρησης, αντίστοιχα και  $d$  είναι το αρχικό πάχος του εκάστοτε δείγματος.

Τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα και μικροκραματωμένου ανθρακούχου χάλυβα, μελετήθηκαν στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης τύπου JEOL που διαθέτει η Ακαδημία Ερευνών του Ινστιτούτου της Μπρατισλάβας. Το συγκολλημένο δείγμα του κοινού ανθρακούχου χάλυβα εξετάστηκε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης τύπου JEOL που διαθέτει το εργαστήριο Μεταλλογνωσίας.

Πραγματοποιήθηκε επίσης μελέτη των δειγμάτων με την τεχνική περίθλασης ηλεκτρονίων (Selected Area Electron Diffraction), ώστε να ταυτοποιηθούν χαρακτηριστικές, για κάθε φάση, ανακλάσεις κρυσταλλογραφικών επιπέδων. Κατέστη δυνατό επίσης να ανιχνευθούν φάσεις ή κατακρημνίσεις, η ύπαρξη των οποίων ήταν δύσκολο να επιβεβαιωθεί με τις υπόλοιπες τεχνικές. Η ανίχνευση αυτή πραγματοποιήθηκε μέσω της δεικτοδότησης των ανακλάσεών τους. Η δεικτοδότηση των ανακλάσεων πραγματοποιήθηκε μόνο στα δείγματα που εξετάστηκαν στο εργαστήριο της Μπρατισλάβας, καθώς πληρούσαν τις απαραίτητες για τον υπολογισμό, παραμέτρους του οργάνου.

#### 4.6 Προσδιορισμός μηχανικών ιδιοτήτων

Για τον έμμεσο προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλημένων δοκιμίων πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις μικροσκληρότητας με τη μέθοδο Vickers

(HVN) στην επιφάνεια των δειγμάτων. Για τον άμεσο προσδιορισμό αυτών διεξήχθησαν στατικά πειράματα εφελκυστικής καταπόνησης, σε κατάλληλα προεπιλεγμένους και αντιπροσωπευτικούς ρυθμούς παραμόρφωσης.

#### 4.6.1 Μικροσκληρομετρήσεις

Για την πραγματοποίηση των μικροσκληρομετρήσεων, από κάθε συγκολλημένο δείγμα κόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής, μικρότερα δοκίμια, τα οποία περιελάμβαναν τις ζώνες της συγκόλλησης (εικόνα 4-8(α)). Η επιφάνειά τους έπρεπε να είναι επίπεδη και λεία για τη σωστή και ανεμπόδιση διείσδυση της διαμαντένιας πυραμίδας.

Για τις δοκιμές μικροσκληρομέτρησης χρησιμοποιήθηκε μικροσκληρόμετρο τύπου Vickers (Buehler Micromet Microhardness Tester) με φορτίο 200 g και χρόνο 10s. Από το ρομβοειδές αποτύπωμα της διαμαντένιας πυραμίδας μετρήθηκε, με αναλογικό τρόπο, ο μέσος όρος των διαγωνίων του και με τη χρήση του κατάλληλου πίνακα μετατροπής, πραγματοποιήθηκε η αντιστοίχιση της ένδειξης αυτής με την τιμή της μέσης σκληρότητας που προσδιορίζει το υλικό. Συνολικά, ελήφθησαν από την επιφάνεια του δείγματος 12 ανεξάρτητες μετρήσεις και κατόπιν εξήχθη ο μέσος όρος και η τυπική απόκλιση αυτών.

Ο λόγος που πραγματοποιήθηκαν τόσες μετρήσεις ήταν η ελαχιστοποίηση της πιθανότητας σφάλματος κατά την μέτρηση. Για τα συγκολλημένα δοκίμια πραγματοποιήθηκε προσχεδιασμένες, μέσω καναβοποίησης, διαζωνικές μικροσκληρομετρήσεις. Για την εκάστοτε τεχνική συγκόλλησης το σήμα λήψης των μικροσκληρομετρήσεων επαναπροσδιορίζονταν πριν την έναρξη των μετρήσεων.

Σημειώνεται ότι, προνοήθηκε η απόσταση του κάθε αποτυπώματος από το άλλο να υπερβαίνει τουλάχιστον κατά τρεις φορές τη διαγώνιό του, ώστε να μην υπάρχει αλληλεπίδραση διαζωνικών μικροπλαστικών πεδίων παραμόρφωσης των αποτυπωμάτων.

#### 4.6.2 Δοκιμές εφελκυσμού

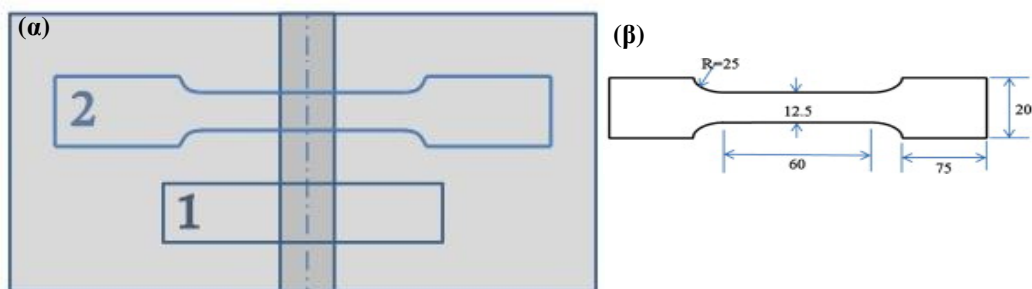
Η δοκιμή εφελκυσμού είναι μια από τις πιο αξιόπιστες και διαδεδομένες δοκιμές για τη μέτρηση των μηχανικών ιδιοτήτων των μετάλλων. Ο σκοπός πραγματοποίησης των δοκιμών εφελκυσμού ήταν ο έλεγχος της μεταβολής των τιμών των μηχανικών ιδιοτήτων του συγκολλημένου δοκιμίου ώστε να διαπιστωθεί κατά πόσο η συγκόλληση επηρέασε τις αντοχές του αρχικού υλικού.

Τα δοκίμια εφελκυσμού διαμορφώθηκαν σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E8 [27] (εικόνα 4-8(β)). Η μηχανική δοκιμή πραγματοποιήθηκε, σε θερμοκρασία δωματίου, παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης, με συσκευή τύπου Instron – Model 4482. Ο ρυθμός εφελκυστικής φόρτισης ήταν 0,5 mm/min. Για κάθε συγκολλημένο δείγμα πραγματοποιήθηκαν πέντε ανεξάρτητες μετρήσεις και κατόπιν εξήχθη ο μέσος όρος και η τυπική απόκλιση αυτών. Ο λόγος που πραγματοποιήθηκαν τόσες μετρήσεις ήταν η ελαχιστοποίηση της πιθανότητας σφάλματος κατά τη μέτρηση.

Μετά το τέλος της μηχανικής καταπόνησης προέκυψε η καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης από την οποία προσδιορίστηκαν προσεγγιστικά οι τιμές του ορίου διαρροής (Yield Point, YP), της μέγιστης εφελκυστικής τάσης θραύσης (Ultimate Tensile Strength, UTS) και της ολκιμότητας (Elongation) για κάθε συγκολλημένο δείγμα, καθώς επίσης και για τα δείγματα αναφοράς.

Επίσης πραγματοποιήθηκε συγκριτική μελέτη των θραυσιγενών επιφανειών του αρχικού δείγματος και των συγκολλημένων δοκιμίων, ώστε να παρατηρηθεί ο τύπος της θραύσης (όλκιμης ή/και ψαθυρής) και στις δύο περιπτώσεις.





**Εικόνα 4-8:** (α) Δοκίμια (1) μικροσκληρομέτρησης και (2) εφελκυσμού για τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλημένων δοκιμίων, (β) Προτυποποιημένη διαστασιολόγηση των δοκιμίων εφελκυσμού σε mm.

Στον πίνακα που ακολουθεί (πίνακας 4-8) παρουσιάζεται συνοπτικά σε ποιες ζώνες της συγκόλλησης, των υπό εξέταση δειγμάτων, εφαρμόστηκαν οι παραπάνω μέθοδοι χαρακτηρισμού και τεχνικές ανάλυσης.

**Πίνακας 4-8:** Μέθοδοι χαρακτηρισμού των συγκολλημένων δοκιμίων.

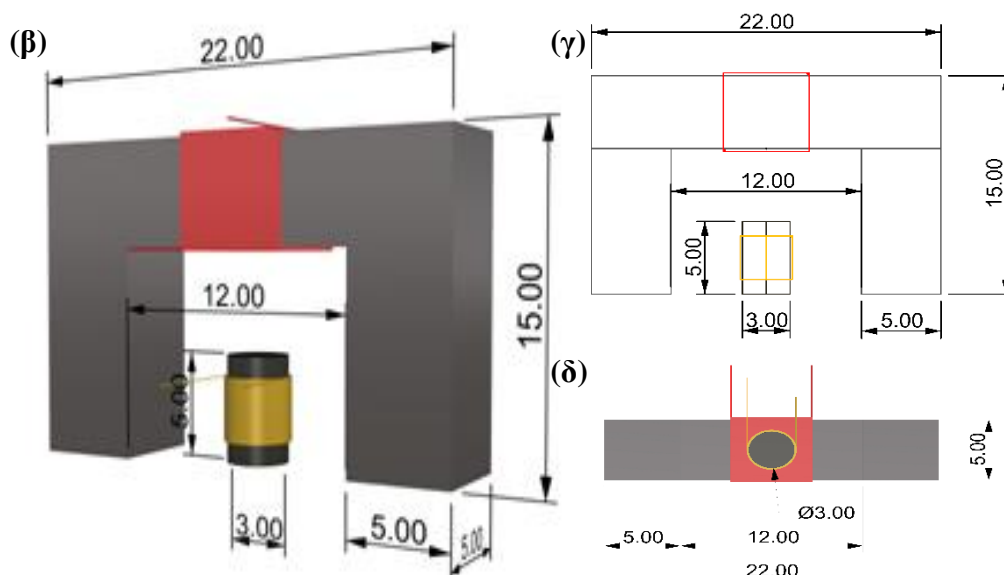
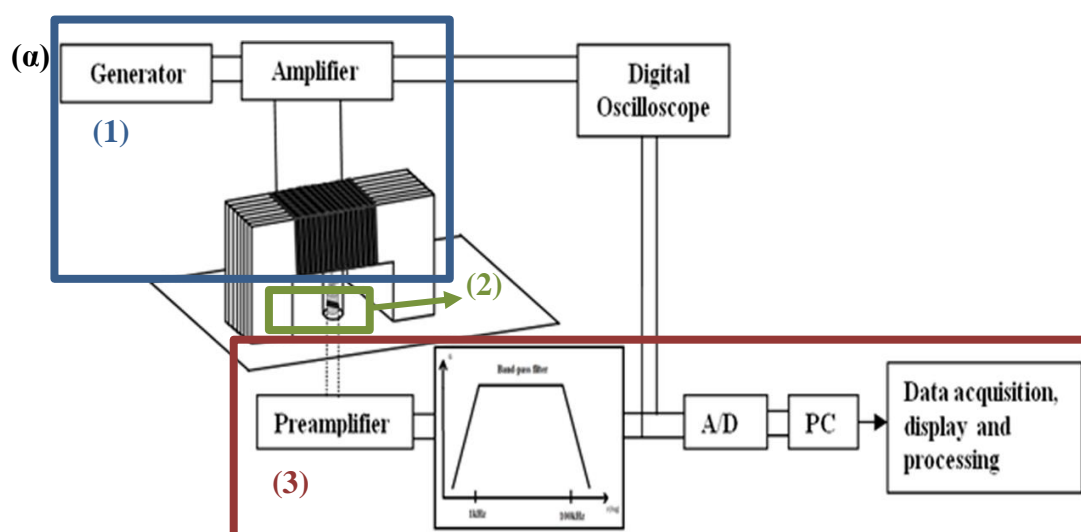
Δείγμα	Συγκόλληση	Ζώνη συγκόλλησης	Χαρακτηρισμός					
			Μικροδομικός				Μηχανικές ιδιότητες	
			SEM	EDS	TEM	XRD	HVN	εφελκυσμός
NOES	TIG	FZ	✓	✓	✓	✓	✓	✓
		HAZ	✓	✓	✓	✓	✓	
		BM	✓	✓	✓	✓	✓	
	Plasma	FZ	✓	✓	✓	✓	✓	✓
		HAZ	✓	✓	✓	✓	✓	
		BM	✓	✓	✓	✓	✓	
	EBW	FZ	✓	✓	✓	✓	✓	✓
		HAZ	✓	✓	✓	✓	✓	
		BM	✓	✓	✓	✓	✓	
AISI 1008	EBW	FZ	✓	✓	✓	✓	✓	✓
		HAZ	✓	✓	✓	✓	✓	
		BM	✓	✓	✓	✓	✓	
AISI 4130	TIG	FZ	✓	✓	✓	✓	✓	✓
		HAZ	✓	✓	✓	✓	✓	
		BM	✓	✓	✓	✓	✓	
	Plasma	FZ	✓	✓	✓	✓	✓	✓
		HAZ	✓	✓	✓	✓	✓	
		BM	✓	✓	✓	✓	✓	

## 4.7 Μαγνητικός μη-καταστροφικός έλεγχος

### 4.7.1 Μελέτη των συγκολλημένων δοκιμίων με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

#### 4.7.1.1 Διάταξη μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen και πειραματικές συνθήκες

Οι μαγνητικές μετρήσεις του θορύβου Barkhausen, στην επιφάνεια των συγκολλημένων δειγμάτων ελήφθησαν με τη χρήση της συσκευής MEB-2cG, που διαθέτει το εργαστήριο Μεταλλογνωσίας. Η συνολική μετρητική διάταξη (εικόνα 4-9(α)) αποτελούνταν από τρία μέρη: (1) το σύστημα διέγερσης, (2) το μαγνητικό αισθητήρα ανίχνευσης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και (3) το σύστημα επεξεργασίας του μαγνητικού σήματος που συλλέχθηκε.



**Εικόνα 4-9:** (α) Γενική αναπαράσταση της διάταξης μαγνητικού αισθητήρα Barkhausen, με (β) τις γεωμετρικές διαστάσεις (σε mm) του ηλεκτρομαγνήτη και των πηνίων διέγερσης και λήψης σε (γ) πρόσοψη και σε (δ) κάτοψη [19-20].

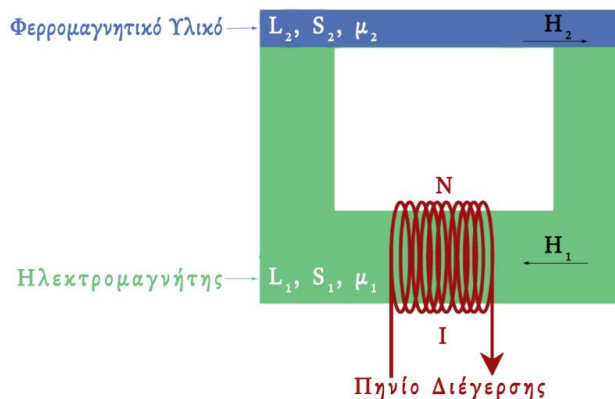
Το μαγνητικό σύστημα διέγερσης αποτελούνταν από έναν ηλεκτρομαγνήτη σχήματος Π από επάλληλα φύλλα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα (διαφορική

μαγνητική διαπερατότητα  $\mu' \sim 50.000$ ). Οι γεωμετρικές διαστάσεις του ηλεκτρομαγνήτη (σε mm) παρουσιάζονται στην εικόνα 4-9(β). Γύρω από την επιμήκη πλευρά του έχει περιελιχθεί, με 360 στροφές, χάλκινο σύρμα (διαμέτρου  $\phi=0,5$  mm), σχηματίζοντας το πηνίο διέγερσης της διάταξης. Στο πηνίο αυτό εφαρμόστηκε τριγωνικό σήμα πλάτους  $V_{\text{peak-to-peak}} = 14$  V και συχνότητας 10 Hz (εικόνα 4-10), το οποίο απεικονίζονταν σε ένα ψηφιακό παλμογράφο (EZ DS-1510), με συχνότητα δειγματοληψίας 1 GHz [19-20].



**Εικόνα 4-10:** Απεικόνιση στον ψηφιακό παλμογράφο, του τριγωνικού σήματος διέγερσης (πράσινη κυματομορφή) και μιας σημειακής ενδεικτικής μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (κίτρινη κυματομορφή) στην επιφάνεια συγκολλημένου δείγματος.

Η εφαρμογή της εναλλασσόμενης τάσης στο πηνίο διέγερσης είχε ως αποτέλεσμα τη δημιουργία μαγνητικού πεδίου, το οποίο επάγονταν από τον ηλεκτρομαγνήτη και στη συνέχεια από το υπό εξέταση σιδηρομαγνητικό υλικό, με το οποίο βρίσκονταν σε μαγνητική σύζευξη (εικόνα 4-11). Επειδή το μαγνητικό κύκλωμα ηλεκτρομαγνήτη-δείγματος αποτελούνταν από δύο υλικά, που χαρακτηρίζονταν από διαφορετικές τιμές μαγνητικής διαπερατότητας, η μαγνητική ροή παρουσίαζε ασυνέχειες [21].



**Εικόνα 4-11:** Μαγνητικό κύκλωμα ηλεκτρομαγνήτη-σιδηρομαγνητικού υλικού.

Σύμφωνα με το νόμο του Ampère ισχύει:

$$H_1(t) \cdot L_1 + H_2(t) \cdot L_2 = N \cdot I(t) \quad (4-8)$$

όπου,  $H_1$  και  $H_2$  το πεδίο στο πηνίο και το δείγμα, αντίστοιχα,  $L_1$  και  $L_2$  το μήκος του πηνίου και του δείγματος αντίστοιχα,  $N$  ο αριθμός των περιελίξεων στο πηνίο διέγερσης και  $I$  το ρεύμα που διαρρέει το πηνίο.

Υποθέτοντας ότι δεν υπάρχουν διαρροές της μαγνητική ροής  $\Phi$ , ισχύει:

$$\Phi = B_1(t) \cdot S_1 = B_2(t) \cdot S_2 = \mu_1(t) \cdot H_1(t) \cdot S_1 = \mu_2(t) \cdot H_2(t) \cdot S_2 \quad (4-9)$$

όπου,  $B_1$  και  $B_2$  η μαγνητική επαγωγή στο πηνίο και το δείγμα, αντίστοιχα,  $S_1$  και  $S_2$  το εμβαδό της κάθετης διατομής του πηνίου και του δείγματος που διαπερνούν οι μαγνητικές γραμμές, αντίστοιχα  $\mu_1$  και  $\mu_2$  η μαγνητική διαπερατότητα του πηνίου και του δείγματος, αντίστοιχα.

Λύνοντας τη σχέση (4-9) ως προς  $H_1$  λαμβάνουμε:

$$\mu_1(t) \cdot H_1(t) \cdot S_1 = \mu_2(t) \cdot H_2(t) \cdot S_2 \rightarrow H_1 = \frac{\mu_2(t) \cdot H_2(t) \cdot S_2}{\mu_1(t) \cdot S_1} \quad (4-10)$$

Αντικαθιστώντας στην εξίσωση (4-8) την (4-10) προκύπτει:

$$H_2(t) \cdot \frac{\mu_2(t) \cdot S_2}{\mu_1(t) \cdot S_1} \cdot L_1 + H_2(t) \cdot L_2 = N \cdot I(t) \rightarrow$$

$$H_2(t) \cdot \left[ \frac{\mu_2(t) \cdot S_2}{\mu_1(t) \cdot S_1} \cdot L_1 + L_2 \right] = N \cdot I(t) \rightarrow$$

$$H_2(t) = \frac{N}{\frac{\mu_2(t) \cdot S_2}{\mu_1(t) \cdot S_1} \cdot L_1 + L_2} \cdot I(t) \quad (4-11)$$

Παρατηρούμε γενικά ότι, το μαγνητικό πεδίο του δείγματος εξαρτάται τόσο από το ρεύμα που διαρρέει το πηνίο διέγερσης, όσο και από τα χαρακτηριστικά του μαγνητικού κυκλώματος. Για να μπορεί η απόκριση του πεδίου να θεωρηθεί γραμμική με την τιμή του ρεύματος χρειάζεται πρώτον, το εμβαδό της διατομής του ηλεκτρομαγνήτη να είναι κατά πολύ μεγαλύτερο από το εμβαδό του δείγματος ( $S_1 \gg S_2$ ) και δεύτερον, ότι η μαγνήτιση κορεσμού του ηλεκτρομαγνήτη να είναι μεγαλύτερη από την αντίστοιχη του δείγματος ( $(B_1)_{sat} \cdot S_1 > (B_2)_{sat} \cdot S_2$ ).

Στο μέσο της απόστασης που ορίζουν τα στελέχη του ηλεκτρομαγνήτη βρίσκονταν ένας ραβδόμορφος φερρίτης γύρω από τον οποίο είχε περιελιχθεί, με 650 στροφές, χάλκινο σύρμα (διαμέτρου  $\phi=0,01$  mm), σχηματίζοντας το πηνίο λήψης της διάταξης. Οι γεωμετρικές διαστάσεις (σε mm) τόσο του πηνίου διέγερσης, όσο και του πηνίου λήψης, δίνονται στην εικόνα 4-9(β). Ο ραβδόμορφος φερρίτης είχε τη δυνατότητα να μετακινείται καθ' ύψος και να προσαρμόζεται στην επιφάνεια του υπό εξέταση δείγματος. Ο μαγνητικός θόρυβος (εικόνα 4-11), που λαμβάνονταν από το πηνίο λήψης, ενισχόνταν από ένα προενισχυτή και στη συνέχεια φιλτραριζόνταν με ένα 1 - 100 kHz ζωνοπερατό φίλτρο, για να αποκοπούν χαμηλόσυχνες παρεμβολές και υψίσυχνες αρμονικές. Το σήμα αυτό στη συνέχεια οδηγείτο σε A/D μετατροπείς, ώστε να δίνεται η δυνατότητα ταυτόχρονης λήψης τριών μαγνητικών παραμέτρων: της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου ( $MBN_{RMS}$ ) για 100 κύκλους μαγνήτισης, της τιμής των μετρούμενων παλμών ( $MBN_{COUNTS}$ ) πάνω από μια προκαθορισμένη τιμή τάσης (threshold) και του συνολικού αριθμού των μαγνητικών παλμών θορύβου για έναν κύκλο μαγνήτισης ( $MBN_{V2}$ ). Οι παράμετροι αυτές στέλνονταν, μέσω μιας RS 232 θύρας, στον υπολογιστή με σκοπό να επεξεργαστούν και να αναλυθούν σε περιβάλλον LabView [19-20].

Η μαγνητική απόκριση ενός υλικού στο εσωτερικό του είναι ασθενέστερη συγκριτικά με την επιφάνειά του. Συνεπώς το μαγνητικό σήμα που λαμβάνει το πηνίο λήψης έχει άμεση σχέση με το βάθος διείσδυσης της μέτρησης Barkhausen, το οποίο δίνεται από τον τύπο:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\frac{\pi \cdot \mu \cdot f}{\rho}}} \quad (4-12)$$

όπου,  $\mu$  η μαγνητική διαπερατότητα του υλικού,  $\rho$  η ειδική αντίσταση του υλικού,  $f$  η συχνότητα του σήματος λήψης. Η ειδική αντίσταση των χαλύβων που μελετήθηκαν στην παρούσα εργασία ήταν της τάξεως των 20 - 70  $\mu\Omega\cdot\text{cm}$  (για θερμοκρασία περιβάλλοντος), ενώ η μέγιστη σχετική διαπερατότητα αυτών ήταν 1500 – 50000. Δεδομένου επίσης ότι, η περιοχή συχνοτήτων του λαμβανόμενου σήματος Barkhausen (η οποία εξαρτάτο από τη μικροδομή) είναι μεταξύ 2 - 20 kHz, το μέγιστο βάθος διείσδυσης εκτιμήθηκε περίπου στα 130  $\mu\text{m}$ . Ωστόσο, η υπολογισθείσα τιμή ήταν κατά πολύ μικρότερη της πραγματικής, η οποία εκτιμήθηκε περίπου 1mm. Για να ανιχνευθεί το πραγματικό βάθος διείσδυσης χρειάζεται να γίνει ανάλυση συχνοτήτων του σήματος, μελέτη η οποία δεν περικλείεται στα πλαίσια του σκοπού της παρούσας διατριβής.

#### 4.7.1.2 Γραμμικές μετρήσεις μαγνητικού θορύβου

Για τη μέτρηση και καταγραφή του μαγνητικού θορύβου ορίστηκαν στην επιφάνεια κάθε συγκολλημένου δείγματος τα προς μέτρηση σημεία. Οι αποστάσεις των σημείων μέτρησης διέφεραν μεταξύ των συγκολλημένων δοκιμίων, ακόμα και της ίδιας ποιότητας χάλυβα, καθώς προσδιορίστηκα με βάση το εύρος της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης [19-20]. Στο κεφάλαιο 7 θα δοθούν αναλυτικά οι αποστάσεις των σημείων μέτρησης για κάθε συγκολλημένο δοκίμιο.

Σε κάθε προσδιορισμένο σημείο μέτρησης, το πεδίο εφαρμόζονταν, μέσω του μαγνητικού αισθητήρα, παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης. Από κάθε σημείο λαμβάνονταν οι εξής παράμετροι:

- Από τον ψηφιακό παλμογράφο οι κυματομορφές του θορύβου, ώστε να παρατηρηθεί η μορφή που λαμβάνει ο μαγνητικός θόρυβος σε κάθε ζώνη συγκόλλησης, ανά κατηγορία συγκολλημένου χάλυβα.
- Πέντε τιμές της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου ( $MBN_{RMS}$ ), για σταθερές τιμές  $MBN_{V2}$ . Ο μέσος όρος αυτών απέδιδε την ενεργό τιμή του σημείου. Οι επαναλαμβανόμενες μετρήσεις είχαν ως στόχο να ελαχιστοποιηθούν τα συστηματικά σφάλματα που υπεισέρχονταν στις μετρήσεις. Στις περιπτώσεις που η τιμή της  $MBN_{V2}$  δεν ήταν σταθερή, η μέτρηση αποκλείονταν.
- Μέσω ενός αισθητήρα Hall (solid state SS495A1 Hall sensor) πραγματοποιούνταν παράλληλη καταγραφή της εφαπτομενικής συνιστώσας μαγνητικού πεδίου (tangential magnetic field strength). Ο αισθητήρας Hall ήταν άρτια τοποθετημένος στην επιφάνεια του δείγματος, δίπλα από το πηνίο λήψης. Επειδή ο αισθητήρας μετρούσε μία τάση, η οποία ήταν γραμμική συνάρτηση του πεδίου, ήταν απαραίτητο να εκτελεστεί μια προκαταρκτική βαθμονόμηση, για τον προσδιορισμό του συντελεστή αναλογικότητας μεταξύ των δύο αυτών μεγεθών. Για το σκοπό αυτό, ένα σταθερό μαγνητικό πεδίο εφαρμόστηκε στο δείγμα και στη συνέχεια, μετρήθηκε, χρησιμοποιώντας ένα μαγνητόμετρο Forster. Οι μετρήσεις έδειξαν ότι 1 V αντιστοιχούσε σε 2.5 kA/m. Ωστόσο, οι αβεβαιότητες στη μέτρηση του πεδίου ήταν αρκετά υψηλές, περίπου  $\pm 500$  A/m, και κατά συνέπεια, προτιμήθηκε η ταυτόχρονη καταγραφή των τιμών του θορύβου ως προς την εφαρμοζόμενη τάση εισόδου, η οποία σχετίζεται με το εφαρμοζόμενο πεδίο.

Για ο λόγο αυτό, από κάθε σημείο μέτρησης καταγράφονταν, μέσω του ψηφιακού παλμογράφου, οι μεταβολές της μαγνητικής συμπεριφοράς του θορύβου ως προς την αντίστοιχη τριγωνική τάση εισόδου στου αισθητήρα. Συνολικά λαμβάνονταν τα αποτελέσματα από 10 κύκλους μαγνήτισης και στη συνέχεια εξάγονταν ο μέσος όρος αυτών, ώστε να παρασταθούν οι αλλαγές που υφίσταντο, σε ένα κύκλο μαγνήτισης, η τάση εξόδου του μαγνητικού αισθητήρα. Η δυνατότητα παράλληλης καταγραφής και μέτρησης των τιμών της τάσης διέγερσης και της μορφής του θορύβου έδωσε τη δυνατότητα απεικόνισης του μαγνητικού φακέλου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ).

Από το προφίλ του θορύβου εξήχθησαν τέσσερις μαγνητικές παράμετροι για την περαιτέρω αξιολόγησή τους: το ύψος της κύριας κορυφής του φακέλου ( $MBN_{PEAK HEIGHT}$ ), η θέση της κορυφής ( $MBN_{POSITION}$ ) και το εύρος της κορυφής στο μέσο της ( $MBN_{FWHM}$ ).

#### 4.7.1.3 Γωνιακές μετρήσεις μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Μέσω των γωνιακών μετρήσεων αξιολογήθηκε η μαγνητική ανισοτροπία των συγκολλημένων δοκιμίων. Σε αντίθεση με τις γραμμικές μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στις οποίες απαιτείτο η βηματική μετακίνηση του ηλεκτρομαγνήτη, οι γωνιακές μετρήσεις απαιτούσαν την περιστροφή του ηλεκτρομαγνήτη από  $0^\circ$  έως  $360^\circ$  με βήμα σάρωσης  $15^\circ$ . Σε κάθε γωνιακή θέση ελήφθησαν 10 μαγνητικές αποκρίσεις και ο μέσος όρος αυτών απεικονίζονταν σε πολικές γραφικές παραστάσεις, συναρτήσει της γωνίας μαγνήτισης.

#### 4.7.2 Μέθοδος μέτρησης μαγνητικού βρόχου υστέρησης

##### 4.7.2.1 Μαγνητικός υστερησιογράφος και πειραματικές συνθήκες

Γενικά, κατά τη διαδικασία της μαγνήτισης ενός σιδηρομαγνητικού υλικού, η οποία προκύπτει από την εφαρμογή ενός εξωτερικού μαγνητικού πεδίου, η μαγνητική δομή αναδιατάσσεται, μέσω της μη-ανεμπόδιστης κίνησης των μαγνητικών τοιχωμάτων. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την απότομη αύξηση της μαγνήτισης του υλικού, που με τη σειρά της οδηγεί σε μεταβολές της μαγνητικής ροής. Αυτές οι μεταβολές μπορούν να ανιχνευθούν από ένα πηνίο τοποθετημένο γύρω από το μαγνητισμένο δείγμα. Πράγματι, αν θεωρήσουμε ότι το πηνίο έχει  $N$  σπείρες και ότι η μαγνητική ροή που περνά από κάθε σπείρα μεταβάλλεται με ρυθμό  $d\Phi/dt$ , τότε η ΗΕΔ που επάγεται στα άκρα του δίνεται, σύμφωνα με το νόμο των Lenz -Faraday, από την ακόλουθη εξίσωση:

$$V = -N \frac{d\Phi}{dt} \quad (4-13)$$

Ολοκληρώνοντας την τάση που επάγεται προκύπτει ο βρόχος υστέρησης:

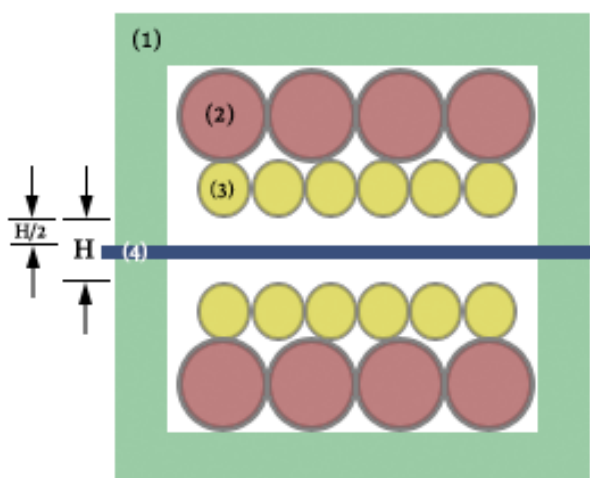
$$V(t) = -N \frac{d\Phi}{dt} \xrightarrow{\Phi=B \cdot S} V(t) = -N \frac{d(B \cdot S)}{dt} \rightarrow$$

$$V(t) = -N \cdot S \frac{dB}{dt} \rightarrow V(t) = -N \cdot S \frac{dB}{dH} \frac{dH}{dt} \rightarrow$$

$$V(t) = -N \cdot S \cdot \mu(H) \cdot \frac{dH}{dt} \rightarrow V(t) = -N \cdot S \cdot \omega \cdot \mu(H) \cdot \cos(\omega t) \rightarrow$$

$$V(t) \propto A \cdot \mu(H) \cdot \cos(\omega t) \quad (4-14)$$

Για την πραγματοποίηση των μαγνητικών μετρήσεων του βρόχου υστέρησης στα συγκολλημένα δοκίμια, χρησιμοποιήθηκε ο εργαστηριακός υστερησιογράφος, που διαθέτει το εργαστήριο Μεταλλογνωσίας. 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 το ίδιο το προς μέτρηση δείγμα (εικόνα 4-12). Τα πλεονεκτήματα μιας τέτοιας διάταξης είναι, πρώτον ότι το μαγνητικό πεδίο επιβάλλεται απευθείας πάνω στο δείγμα, με τον ηλεκτρομαγνήτη να αποτελεί το μέσο σύζευξης του μαγνητικού κυκλώματος. Δεύτερον ο έλεγχος της τιμής του επιβαλλόμενου μαγνητικού πεδίου στο προς εξέταση υλικό είναι ακριβέστερος, καθώς οποιοδήποτε συστηματικό σφάλμα στη μέτρηση σχετίζεται με το συντελεστή απομαγνήτισης. Τρίτον το σήμα διέγερσης δεν παραμορφώνεται από τα χαρακτηριστικά του ηλεκτρομαγνήτη.



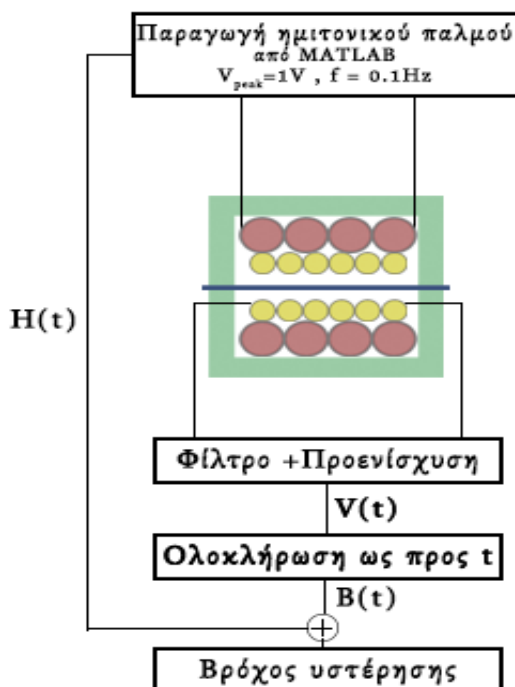
**Εικόνα 4-12:** Απεικόνιση σε κάθετη τομή της διάταξης του μαγνητικού AC υστερησιογράφου για τη μέτρηση των βρόχων υστέρησης όπου (1) οι ηλεκτρομαγνήτες (ηλεκτρικός χάλυβας), (2) το πηνίο διέγερσης από χάλκινο σύρμα με διάμετρο 0,5 mm, (3) το πηνίο λήψης από χάλκινο σύρμα διαμέτρου 0.2 mm και (4) το εξεταζόμενο σιδηρομαγνητικό υλικό [19].

Η συνολική μετρητική διάταξη αποτελείται από τρία μέρη: (1) το σύστημα διέγερσης, (2) το μαγνητικό αισθητήρα και (3) το σύστημα επεξεργασίας του μαγνητικού σήματος που συλλέχθηκε ((εικόνα 4-13).

Το ημιτονικό σήμα διέγερσης δημιουργήθηκε από τη χρήση κατάλληλης συνάρτησης MATLAB. Μέσω μιας κατάλληλα διαμορφωμένης πλατφόρμας αλληλεπίδρασης (graphical user interface, GUI) δόθηκε η δυνατότητα επιλογής των επιθυμητών τιμών του πλάτους και της συχνότητας του σήματος διέγερσης. Τόσο το μαγνητικό σήμα διέγερσης, όσο και η μαγνητική απόκριση λήψης λαμβάνονταν από μια κάρτα συλλογής δεδομένων, η οποία έστειλε τα δεδομένα στον ηλεκτρονικό υπολογιστή. Τα δεδομένα αυτά καταγράφονταν, απεικονίζονταν και αναλύονταν με τη χρήση ενός λογισμικού, που είχε αναπτυχθεί σε περιβάλλον MATLAB. Το λαμβανόμενο σήμα από το πηνίο λήψης φιλτράρονταν μέσω ενός ψηφιακού υπερπαρατό φίλτρου. Η γραφική παράσταση της τάσης εξόδου ως προς το πεδίο αναπαριστούσε τις μεταβολές της μαγνητικής διαπερατότητας του υλικού κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Αντίστοιχα, ολοκληρώνοντας την τάση εξόδου ως προς το χρόνο και με βάση τη γραφική παράσταση των τιμών που λαμβάνονταν ως προς το επιβαλλόμενο πεδίο, προέκυπτε ο βρόχος υστέρησης [19].

Η διάταξη δεν βαθμονομήθηκε με τη βοήθεια υλικών αναφοράς, για τα οποία οι ιδιότητές τους είναι γνωστές και πιστοποιημένες. Για το λόγο αυτό, οι άξονες στις

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



**Εικόνα 4-13:** Γενική αναπαράσταση της διάταξης μαγνητικού αισθητήρα για τη μέτρηση των βρόχων υστέρησης.

#### 4.7.2.2 Μετρήσιμες παράμετροι

Από κάθε συγκολλημένο δείγμα, κόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής αντιπροσωπευτικά δείγματα της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης. Καθένα από τα δείγματα αυτά, περιείχε και το αντίστοιχο σημείο της μέτρησης του μαγνητικού θορύβου, ώστε να μπορεί να γίνει η σύγκριση των μαγνητικών τιμών μεταξύ τους. Επίσης, για να διατηρηθούν οι παράμετροι της μαγνητικής μέτρησης σταθερές, τα δείγματα κόπηκαν στις ίδιες διαστάσεις ( $5 \text{ mm}^L \times 5 \text{ mm}^W$ ) και η γεωμετρία των πηνίων διέγερσης και λήψης παρέμεινε αμετάβλητη.

Για τις μετρήσεις που διενεργήθηκαν στο πλαίσιο της παρούσας διατριβής, η συχνότητα διέγερσης προκαθορίστηκε στα 0,1 Hz και το πλάτος του σήματος διέγερσης στο 1 V, ώστε να επιτευχθεί μαγνητικός κορεσμός των υλικών που αναλύονται.

Ο δυναμικός συντονιστικός έλεγχος του πειράματος πραγματοποιήθηκε μέσω τριών γραφημάτων: της διέγερσης, της λήψης και του βρόχου υστέρησης. Από τον τελικό βρόχο υστέρησης προσδιορίζονταν και οι παράμετροι, των οποίων η μεταβολή διακυμαίνονταν και απέδιδε πληροφορίες για τη δυναμική κατάσταση της παραμορφωτικής βαθμίδας του υπό μελέτη υλικού. Επίσης, η μορφή του βρόχου της τάσεως εξόδου ως προς το μαγνητικό πεδίο, που σύμφωνα με την εξίσωση (4-14) ήταν ανάλογη με τη μεταβολή της μαγνητικής διαπερατότητας, ως προς το πεδίο, και έδινε σημαντικές πληροφορίες για το σιδηρομαγνητικό υλικό.

Μάλιστα, η σχετικά χαμηλή συχνότητα διέγερσης (0,1 Hz) δεν επέτρεπε τη δημιουργία δινορευμάτων στο υλικό. Τα επιφανειακά αυτά ρεύματα χαρακτηρίζονται ως μια απορρυθμιστική παρεμβολή, καθώς δύναται να προκαλέσουν αλλοίωση του μαγνητικού βρόχου υστέρησης, λόγω της ανομοιογένειας του εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου στο δείγμα.



## 4.8 Προσδιορισμός παραμενουσών τάσεων

### 4.8.1 Εισαγωγή

Για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων χρησιμοποιήθηκαν δύο κατηγορίες μεθόδων: η πρώτη, ήταν οι μαγνητικές μέθοδοι, ενώ η δεύτερη, αφορούσε μεθόδους περίθλασης. Οι μαγνητικές μέθοδοι περιελάμβαναν τη μέτρηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (MBN) και του βρόχου υστέρησης (B-H loops), ενώ οι μέθοδοι περίθλασης αφορούσαν την περίθλαση ακτίνων X (XRD) και νετρονίων (neutron diffraction, ND).

Ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen και η περίθλαση ακτίνων X θεωρούνται γενικά μέθοδοι προσδιορισμού των παραμενουσών τάσεων, που κατανέμονται στην επιφάνεια των δειγμάτων, ενώ οι μέθοδοι του βρόχου υστέρησης και της περίθλασης νετρονίων αφορούν της παραμένουσες τάσεις που υπάρχουν σε όλη τη μάζα του υλικού [22-26].

Λόγω της γεωμετρίας των συγκολλημένων δοκιμίων του ηλεκτρικού χάλυβα, δεν ήταν δυνατός ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο της περίθλασης των νετρονίων. Στον πίνακα 4-9 παρουσιάζονται συνοπτικά οι μέθοδοι που χρησιμοποιήθηκαν, ανά τύπο συγκολλημένου χάλυβα, για τον προσδιορισμό των τάσεων.

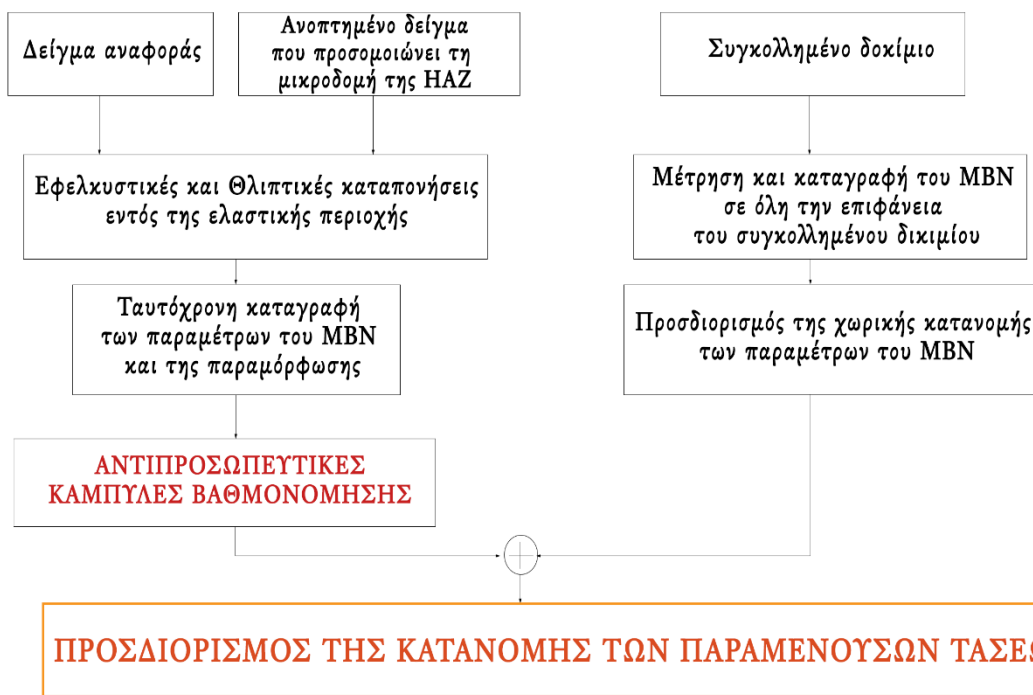
**Πίνακας 4-9:** Μέθοδοι προσδιορισμού παραμενουσών τάσεων, ανά συγκολλημένου δοκιμίου

Τύπος χάλυβα	Μέθοδος συγκόλλησης	Μέθοδοι προσδιορισμού παραμενουσών τάσεων			
		MBN	B-H loops	XRD	ND
NOES	TIG	√	√	√	×
	Plasma	√	√	√	×
	EBW	√	√	√	×
AISI 1008	EBW	√	√	√	√
AISI 4130	TIG	√	√	√	√
	EBW	√	√	√	√

### 4.8.2 Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Αρχικά, διαμορφώθηκαν δοκίμια εφελκυσμού σύμφωνα με το πρότυπο ASTM EN E8 [27]. Στη συνέχεια, πραγματοποιήθηκαν σταδιακές δυναμικές εφελκυστικές και θλιπτικές καταπονήσεις εντός της ελαστικής περιοχής, σε προεπιλεγμένα βήματα παραμορφωσιμότητας παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης. Η απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen μετρήθηκε στο μήκος (gauge length) του δοκιμίου εφελκυσμού και ο μέσος όρος των καταγεγραμμένων τιμών θεωρήθηκε η μαγνητική παράμετρος που αντιστοιχούσε στη μετρούμενη παραμόρφωση. Για τη μεγαλύτερη αξιοπιστία των μετρήσεων πραγματοποιήθηκαν πέντε (5) στον αριθμό δοκιμές καταπονήσεων σε κάθε προεπιλεγμένο βήμα παραμόρφωσης και ο μέσος όρος των τιμών του μαγνητικού θορύβου αντιπροσώπευε τη μαγνητική παράμετρο της παραμόρφωσης αυτής. Μετά την ολοκλήρωση των δοκιμών δυναμικής καταπόνησης εξήχθη η καμπύλη βαθμονόμησης [19-20].

Για την εκτίμηση της κατανομής των παραμενουσών τάσεων στα συγκολλημένα δοκίμια, πραγματοποιήθηκαν μαγνητικές μετρήσεις σε όλη την επιφάνεια των δοκιμίων. Με τη βοήθεια της καμπύλης βαθμονόμησης πραγματοποιήθηκε αντιστοίχιση των μετρήσιμων τιμών του μαγνητικού θορύβου με την τιμή της παραμένουσας τάσης (εικόνα 4-14) [19-20].

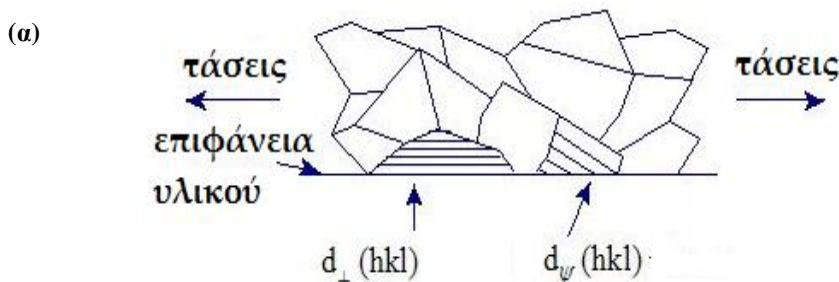


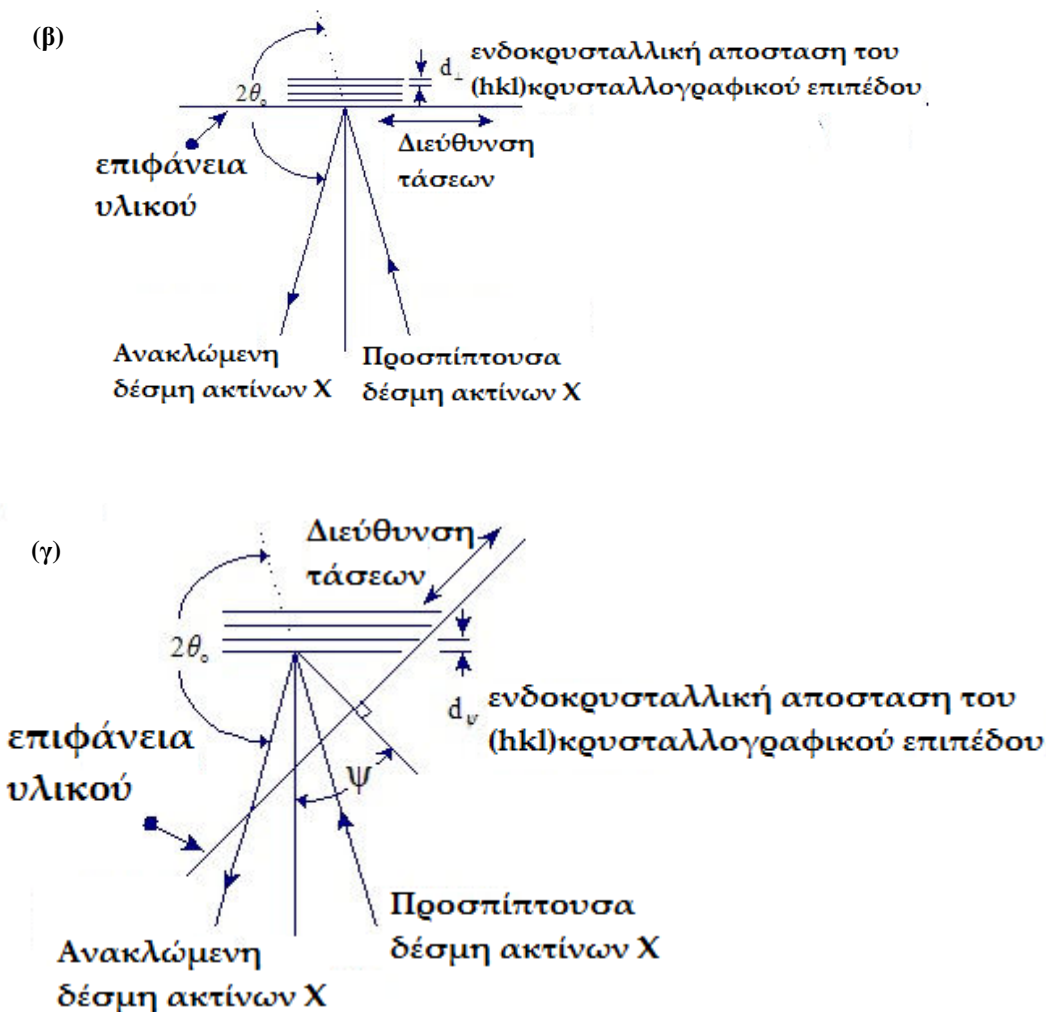
Εικόνα 4-14: Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.

#### 4.8.3 Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο περίθλασης ακτίνων X (XRD)

Για την επαλήθευση των παραπάνω μετρήσεων, πραγματοποιήθηκε μέτρηση των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο XRD, σε την εκάστοτε ζώνη συγκόλλησης, σε διάφορα σημεία της επιφάνειας των συγκολλημένων δοκιμίων.

Γενικά, με τη μέθοδο της περίθλασης ακτίνων X πραγματοποιείται μέτρηση της παραμόρφωσης που υφίσταται το κρυσταλλικό πλέγμα, εξαιτίας της ύπαρξης των τάσεων. Στη συνέχεια, οι παραμένουσες τάσεις υπολογίζονται με τη χρήση κατάλληλων μαθηματικών τύπων με βάση τη θεωρία της ελαστικότητας. Οι παραμένουσες τάσεις που υπολογίζονται, αφορούν μόνο τα κρυσταλλογραφικά επίπεδα (hkl), που βρίσκονται στην επιφάνεια του δείγματος (εικόνα 4-15(α)). Για να προσδιοριστούν οι τάσεις είναι αναγκαία η μέτρηση της ενδοατομικής απόστασης  $d$ , για δύο τουλάχιστον γνωστούς κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς, σε σχέση με την επιφάνεια του δείγματος (εικόνα 4-15(β)-(γ)). Η μέθοδος αυτή ονομάζεται  $d\text{-sin}^2\psi$  [22-26].





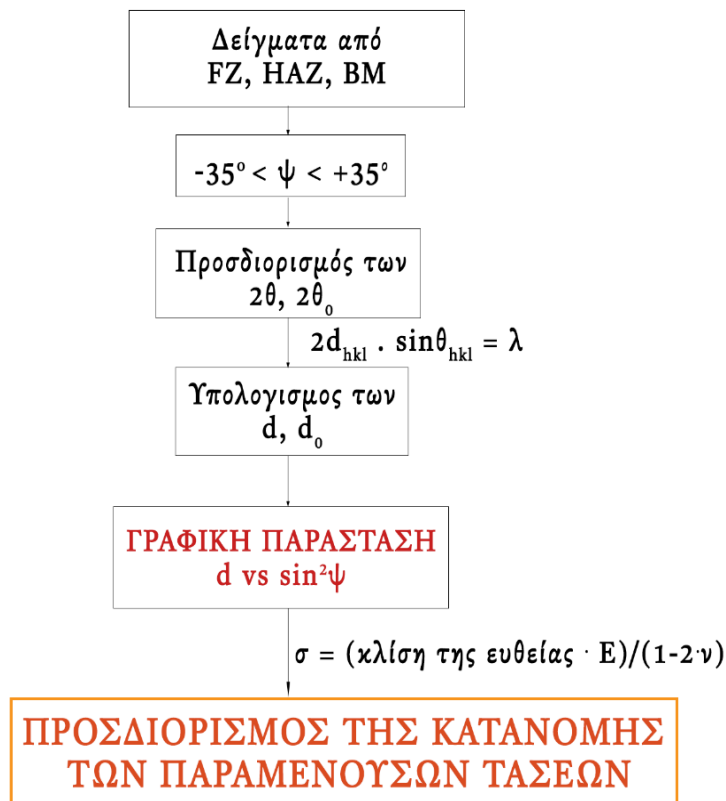
Εικόνα 4-15: (α) Κρυσταλλογραφικά επίπεδα (hkl) στην επιφάνεια πολυκρυσταλλικού υλικού και οι προσανατολισμοί των κρυσταλλογραφικών επιπέδων (β) που είναι παράλληλα ( $\psi=0$ ) και (γ) υπό γωνία  $\psi$  με την επιφάνεια του δείγματος.

Η διαδικασία που ακολουθήθηκε ήταν η εξής: Από κάθε συγκολλημένο δείγμα κόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής αντιπροσωπευτικά δοκίμια για την εκάστοτε ζώνη συγκόλλησης. Καθένα από τα δείγματα αυτά περιείχε και το αντίστοιχο σημείο της μέτρησης του μαγνητικού θορύβου, ώστε να μπορεί να γίνει η σύγκριση των τιμών των παραμενουσών τάσεων που προσδιορίστηκαν με τις δύο μεθόδους.

Καθένα από τα δείγματα αυτά προετοιμάστηκε κατάλληλα (λείανση σε χαρτί SiC από 800 ως 1200 grit), ώστε να εξασφαλιστεί η επιπεδότητα της επιφάνειας σάρωσης. Εν συνεχεία, το καθένα από αυτά τα δείγματα τοποθετήθηκε σε κατάλληλο υποδοχέα στο περιθλασίμετρο ακτίνων X. Η σάρωση του (220) κρυσταλλογραφικού επιπέδου πραγματοποιήθηκε για ένα εύρος γωνιών  $\psi$  από  $-35^\circ$  έως  $+35^\circ$  [19].

Από τα ακτινοδιαγράμματα περιθλασιμετρίας που προέκυψαν, εκτιμήθηκαν οι γωνίες  $\theta$  (σε rad), μετρώντας την μετατόπιση των κορυφών από την κορυφή που αντιστοιχεί στο  $\psi=0$ . Από τη γωνίες  $\theta$ , με τη χρήση του νόμου του Bragg προσδιορίστηκε η ενδοατομική απόσταση  $d$ . Ως ενδοατομική απόσταση αναφοράς θεωρήθηκε η ενδοατομική απόσταση του κρυσταλλογραφικού επιπέδου που είναι παράλληλα προσανατολισμένο με την επιφάνεια του δείγματος. Για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων χρειαζόνταν οι εξής παράμετροι: το μέτρο ελαστικότητας  $E$  και ο λόγος Poisson. Να σημειωθεί ότι ο προσδιορισμός του μέτρου ελαστικότητας  $E$

πραγματοποιήθηκε από την καμπύλη τάσης – παραμόρφωσης του μετάλλου βάσης και όχι από βιβλιογραφικές αναφορές (εικόνα 4-16).

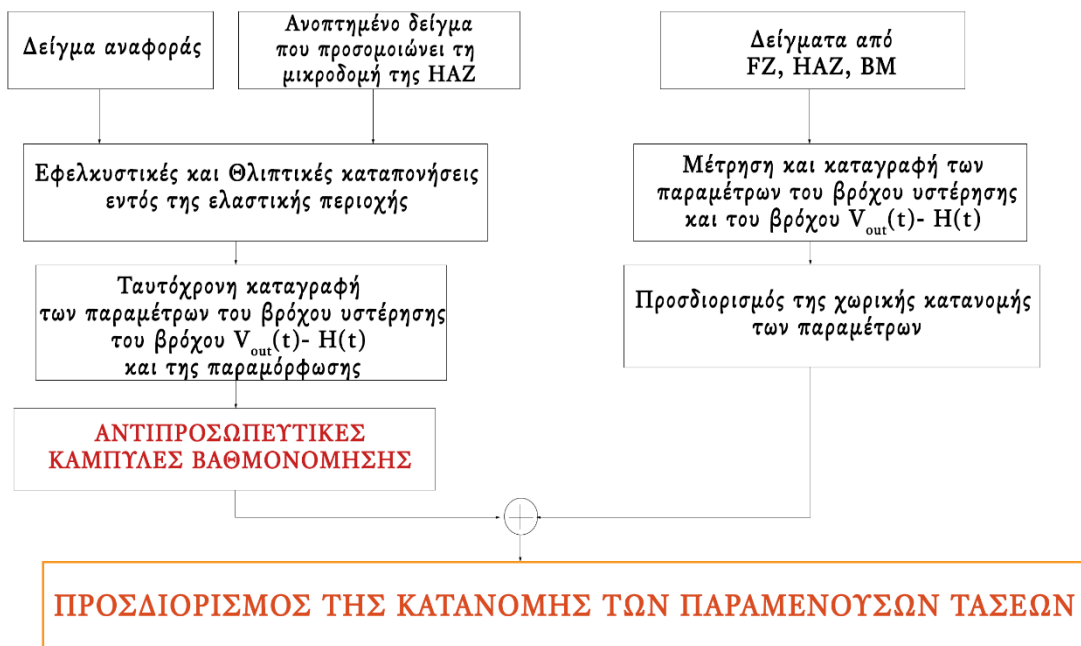


**Εικόνα 4-16:** Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο  $d\text{-sin}^2\psi$  [19-20, 28].

#### 4.8.4 Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο των βρόχων υστέρησης

Αρχικά διαμορφώθηκαν δοκίμια εφελκυσμού σύμφωνα με το πρότυπο ASTM EN E8 [27]. Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκαν σταδιακές δυναμικές εφελκυστικές και θλιπτικές καταπονήσεις εντός της ελαστικής περιοχής, σε προεπιλεγμένα βήματα παραμόρφωσης παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης. Η απόκριση των βρόχων υστέρησης μετρήθηκε κατά μήκος (gauge length) του δοκιμίου εφελκυσμού και ο μέσος όρος των καταγεγραμμένων τιμών θεωρήθηκε η μαγνητική παράμετρος που αντιστοιχούσε στη μετρούμενη παραμόρφωση. Επίσης, καταγράφονταν και ο βρόχος της τάσης εξόδου από το πηνίο λήψης, ως προς το εφαρμοζόμενο πεδίο. Η μέγιστη τιμή του βρόχου αντιπροσώπευε μια τιμή ανάλογη της μέγιστης τιμής της μαγνητικής διαπερατότητας (εξίσωση 4-14). Για τη μεγαλύτερη αξιοπιστία των μετρήσεων πραγματοποιήθηκαν πέντε (5) στον αριθμό δοκιμές φορτίσεων σε κάθε προεπιλεγμένο βήμα παραμόρφωσης, ενώ ταυτόχρονα ο μέσος όρος των τιμών της τάσης εξόδου του πηνίου λήψης αντιπροσώπευε τη μαγνητική παράμετρο της παραμόρφωσης αυτής. Μετά την ολοκλήρωση των δοκιμών δυναμικής καταπόνησης εξήχθη η καμπύλη βαθμονόμησης.

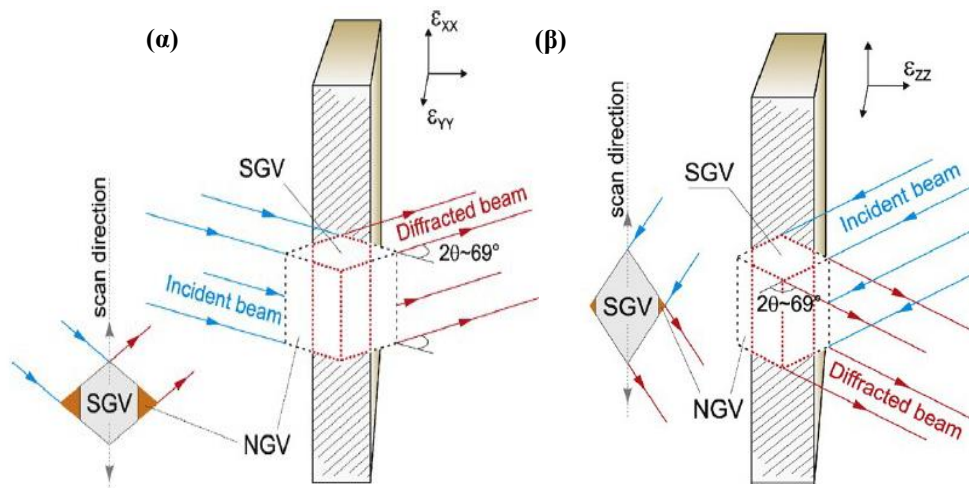
Για την εκτίμηση της κατανομής των παραμενουσών τάσεων στα συγκολλημένα δοκίμια, πραγματοποιήθηκαν μαγνητικές μετρήσεις σε όλη την επιφάνεια των δοκιμίων [28]. Με τη βοήθεια της καμπύλης βαθμονόμησης πραγματοποιήθηκε αντιστοίχιση των μετρήσιμων τιμών του μαγνητικού θορύβου με την τιμή της παραμένουσας τάσης (εικόνα 4-17).



**Εικόνα 4-17:** Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο μέτρησης των βρόχων υστέρησης [28].

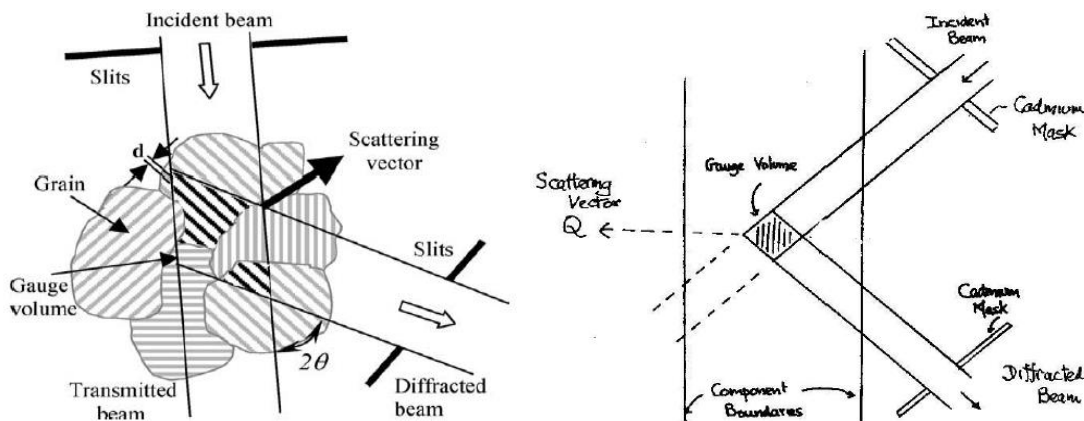
#### 4.8.5 Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο περίθλασης νετρονίων

Με την τεχνική της περίθλασης των νετρονίων μπορούν να προσδιοριστούν οι συνιστώσες των παραμενουσών τάσεων και στις τρεις διαστάσεις [25-34]. Για να πραγματοποιηθεί αυτό, χρειάζεται να τοποθετηθεί κατάλληλα το δείγμα στο περιθλασίμετρο νετρονίων, ως προς την προσπίπτουσα δέσμη (εικόνα 4-18).



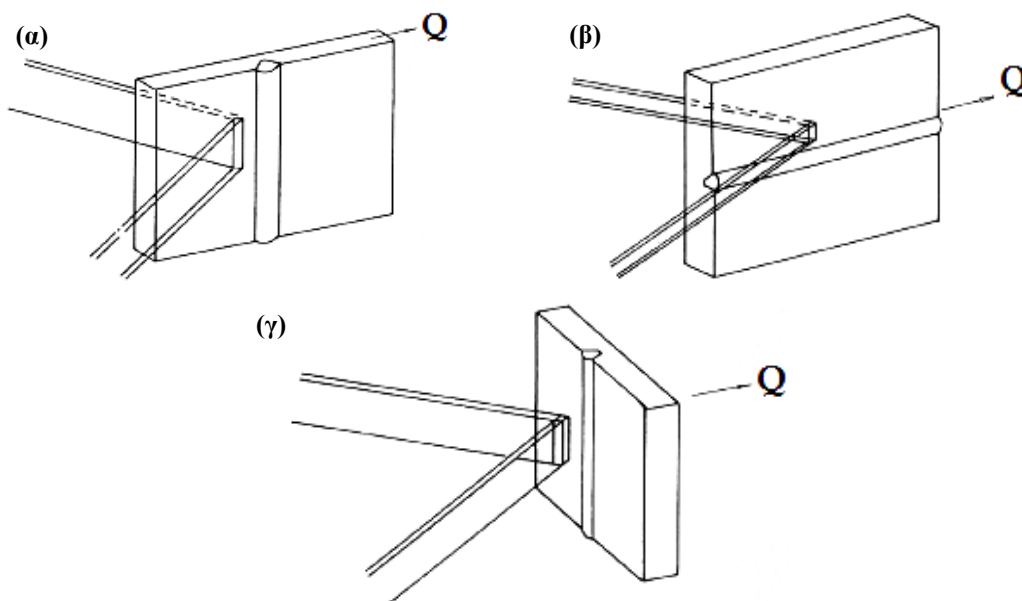
**Εικόνα 4-18:** (α) Γεωμετρία ανάκλασης για τον προσδιορισμό της εγκάρσιας (transversal) και διαμήκουσας (longitudinal) συνιστώσας της παραμόρφωσης και (β) Γεωμετρία ανάκλασης για τον προσδιορισμό των παραμορφώσεων κάθετα (normal) στην επιφάνεια του δείγματος. Για την μέτρηση των άνωθεν αναφερθεισών παραμορφώσεων, μελετάται διαφορετικός όγκος υλικού (sample gauge volume, SGV) [29].

Σε κάθε μέτρηση που πραγματοποιείται με το περιθλασίμετρο νετρονίων, προσδιορίζεται η συνιστώσα της παραμόρφωσης του πλέγματος που ήταν παράλληλη στο διάνυσμα της σκέδασης  $Q$  (scattering vector), το οποίο ήταν κάθετο στα ανακλώμενα κρυσταλλογραφικά επίπεδα (εικόνα 4-19).



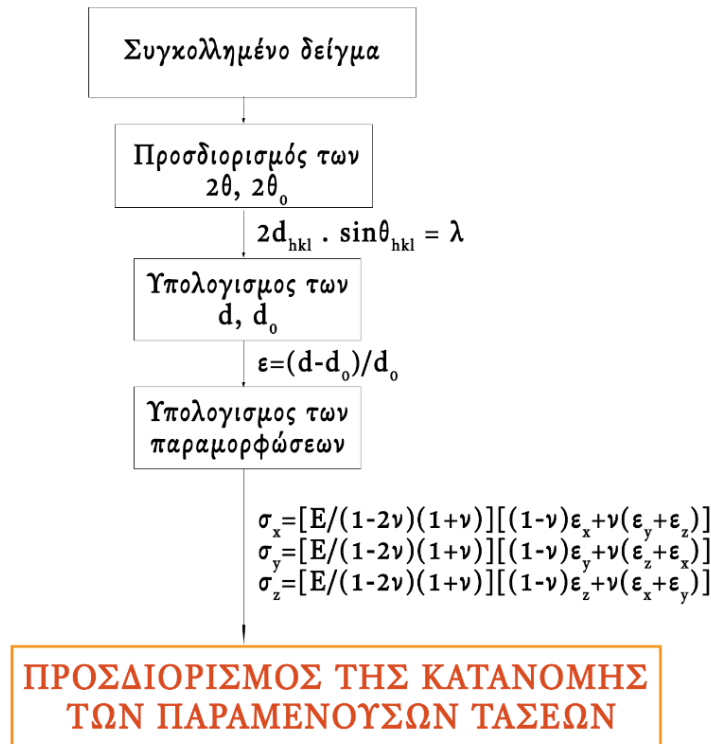
Εικόνα 4-19: Προσδιορισμός του διανύσματος σκέδασης,  $Q$  [30].

Κατά τη διάρκεια των μετρήσεων, το φάσμα περίθλασης συλλέγεται από κάθε προκαθορισμένη βηματική θέση. Η σωστή περιστροφή του δείγματος σε σχέση με το διάνυσμα  $Q$  οδηγεί στη λήψη της αντίστοιχης συνιστώσας της παραμόρφωσης για κάθε θέση. Συνεπώς, με τη μέθοδο περίθλασης νετρονίων δίνεται η δυνατότητα προσδιορισμού των παραμορφώσεων και των τάσεων που είναι παράλληλες κάθε φορά στο διάνυσμα της σκέδασης  $Q$  και όχι στη διεύθυνση της ανάκλασης. Στην εικόνα 4-20 παρουσιάζονται οι θέσεις του συγκολλημένου δείγματος ως προς την προσπίπτουσα και ανακλώμενη δέσμη νετρονίων, καθώς και η διεύθυνση του διανύσματος σκέδασης για τον προσδιορισμό και των τριών συνιστωσών της παραμόρφωσης.



Εικόνα 4-20: Θέσεις του συγκολλημένου δείγματος ως προς την προσπίπτουσα και την ανακλώμενη δέσμη νετρονίων για τον προσδιορισμό των παραμορφώσεων (α) εγκάρσια (transverse) και (β) παράλληλα (longitudinal) στη διεύθυνση της συγκόλλησης, καθώς και (γ) κάθετα (normal) στην επιφάνεια του συγκολλημένου δείγματος [32].

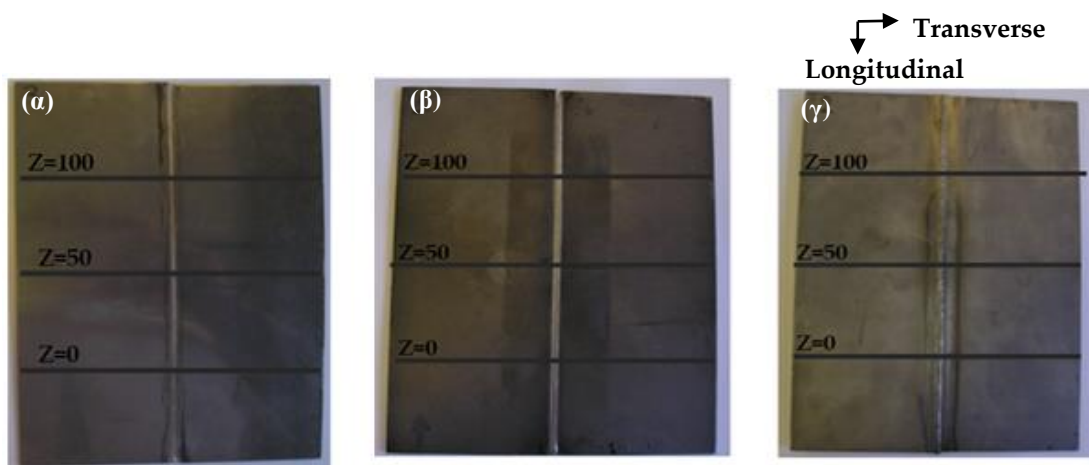
Όπως και στην περίπτωση της περίθλασης ακτίνων X, έτσι και στην περίπτωση της περίθλασης νετρονίων, ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων δεν είναι άμεσος. Οι παραμορφώσεις που υφίσταται το κρυσταλλικό πλέγμα εξάγονται από τις μετρήσεις στην επιφάνεια ενός πολυκρυσταλλικού υλικού. Στη συνέχεια, οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να υπολογιστούν με τη χρήση κατάλληλων μαθηματικών σχέσεων [28-34] (εικόνα 4-21).

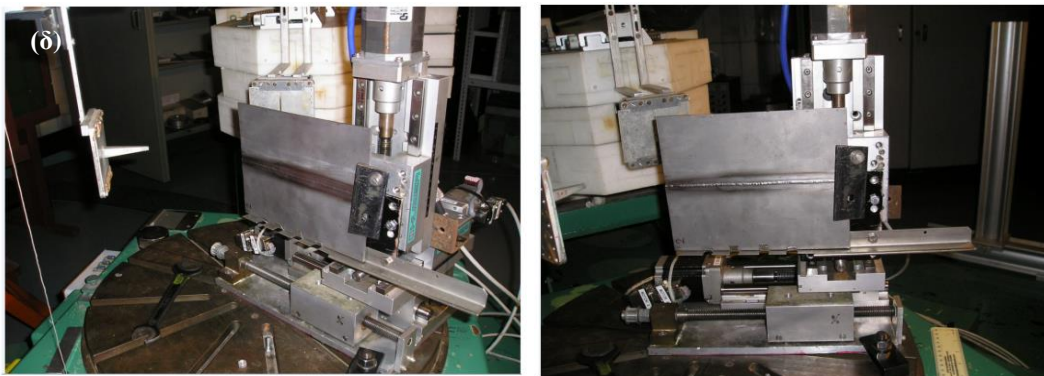


**Εικόνα 4-21:** Διαδικασία προσδιορισμού της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο της περιθλασιμετρίας νετρονίων [28].

Οι μετρήσεις πραγματοποιήθηκαν στο περιθλασίμετρο του Ινστιτούτου Πυρηνικής Φυσικής της Πράγας. Σε κάθε συγκολλημένο δείγμα που εξετάστηκε ορίστηκαν συγκεκριμένες θέσεις σάρωσης (εικόνα 4-22(α)-(γ)). Τα δείγματα τοποθετούνταν κατά το βέλτιστο τρόπο στο περιθλασίμετρο, ώστε να είναι δυνατός ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων και στις τρεις διευθύνσεις (εικόνα 4-22 (δ)).

Οι παράμετροι που επιλέχθηκαν για τη διεξαγωγή της σάρωσης ήταν οι εξής: το γωνιακό εύρος σάρωσης ήταν  $2\theta = 65^\circ$ , που αντιστοιχεί στο (110) κρυσταλλογραφικό επίπεδο του φερρίτη, το μέτρο ελαστικότητας επιλέχθηκε ίσο με  $E = 225.5 \text{ GPa}$  και ο λόγος Poisson ήταν ίσος με  $\nu = 0.28$ .





**Εικόνα 4-22:** Θέσεις προσδιορισμού των παραμενουσών τάσεων στο συγκολλημένο δείγμα (α) AISI 1008 με τη μέθοδο EBW, (β) AISI 4130 με τη μέθοδο TIG και (γ) AISI 4130 με τη μέθοδο EBW. (δ) Τοποθέτηση του δείγματος AISI 1008 για τη μέτρηση των παραμορφώσεων παράλληλα στη διεύθυνση της συγκόλλησης.

#### 4.9 Αναφορές

- [1] Παπαδημητρίου ΓΔ. (2000). Φυσική μεταλλουργία σιδήρου και χάλυβα. Σημειώσεις ΕΜΠ
- [2] Παπαδημητρίου ΓΔ. (2000). Γενική μεταλλογνωσία ΙΙ- Τα κράματα. Σημειώσεις ΕΜΠ
- [3] Χαϊδεμενόπουλος Γ. (2007). Φυσική μεταλλουργία. Τζιόλα
- [4] Cahn RW, Haasen P. (). Physical Metallurgy. 4th ed. North Holland
- [5] Bhadeshia H, Honeycombe R. (2006), 3<sup>rd</sup> ed. Steels: Microstructure and Properties. Butterworth–Heinemann: Great Britain
- [6] Διαμαντούδης ΘΑ. (2000). Συγκολλήσεις μετάλλων. Διαμαντούδη Ευφροσύνη: Θεσσαλονίκη
- [7] Παπαδημητρίου ΓΔ. (1990). Εισαγωγή στη Μεταλλουργία, την Τεχνολογία και τον Έλεγχο των Συγκολλήσεων. εκδόσεις ΕΜΠ: Αθήνα
- [8] Παπάζογλου ΒΙ. (1989). Επιστήμη και Τεχνική των Συγκολλήσεων. εκδόσεις ΕΜΠ: Αθήνα
- [9] Παρίκος Γ. (2008). Τεχνολογία Συγκολλήσεων. ΙΩΝ: Αθήνα
- [10] Χαϊδεμενόπουλος ΓΝ. (2010). Εισαγωγή στις Συγκολλήσεις. Τζιόλα: Αθήνα
- [11] Cosselt VE. (1951). Practical Electron Microscopy. Butterworths: London
- [12] Meck GA. (1981). Practical Electron Microscopy. J. Willey & Sons: UK
- [13] Hall CE. (1966). Introduction to Electron Microscopy. McGraw – Hill: New York
- [14] Waekley BS. (1972). A Beginner’s Handbook in Electron Microscopy. Churchill, Living – stone, Edinburgh: UK
- [15] Hayat MA. (1974). Prinnciples and Techniques of Electron Microscopy v.1. Van Nostrand- Reinhold: New York and London
- [16] Oxford CHNNEL 5 USER MANUAL
- [17] Schwartz AJ, Kumar M, Adams BL, Field D. (2009). Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. 2nd ed. Springer: New York
- [18] Keh AS. (1962). Dislocation arrangement in alpha iron during deformation and recovery: In Direct observations of imperfections in crystals. Interscience Publishers: New York
- [19] Vouma P, Hervoches C, Vrána M, Ktena A, Hristoforou E. Correlation of Magnetic Properties and Residual Stress Distribution Monitored by X-ray & Neutron Diffraction in Welded AISI 1008 Steel Sheets. IEEE Transaction on Magnetics



- [20] Vourna P, Ktena A, Tsakiridis PE, Hristoforou E. A novel approach of accurately evaluating residual stress and microstructure of welded electrical steels. *NDT & E International*
- [21] Ε. Χριστοφόρου: Διδακτικές Σημειώσεις στο Μάθημα «Ηλεκτρονικά Υλικά», Εκδόσεις Ε.Μ.Π., 2001.
- [22] Hauk V. (1997). *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods*. Elsevier: Amsterdam
- [23] Kloos E. (September 1979). *Eigenspannungen, Definition und Entstehungsursachen*, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol.10(9), pp. 293-302
- [24] Withers PJ, Bhadeshia H.K. (April 2001). *Residual Stress, Part 1: Measurement Techniques*. *Materials Science and Technology*, vol. 17(4), pp. 355-365
- [25] Lindgren M, Lepistö T. (July 2003). *Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel*, *NDT & E International*, vol. 36(5), pp. 279-288
- [26] Rossini NS, Dassisti M, Benyounis K, Olabi AG. (March 2012). *Methods of measuring residual stresses in components*. *Materials & Design*, vol. 35, pp. 572-588
- [27] ASTM E8-01. (2003). *Standard Test Methods For Tension Testing of Metallic Materials*, Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadephia
- [28] Vourna P, Hervoches C, Vrána M, Ktena A, Hristoforou E. *Correlation of Magnetic Properties and Residual Stress Distribution Monitored by X-ray & Neutron Diffraction in Welded AISI 1008 Steel Sheets*. Poster, EMSA 2014
- [29] Krawitz AD. (2001). *Introduction to diffraction in Materials Science and Engineering*. John Wiley and Sons ,Inc.: New York
- [30] Price JWH, Paradowska A, Joshi S, Finlayson T. (May 2006). *Residual stresses measurement by neutron diffraction and theoretical estimation in a single weld bead*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 83(5), pp. 381-387
- [31] Hutchings MT, Withers PJ, Holden TM, Lorentzen T. (2005). *Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction*. Taylor and Francis: Boca Raton
- [32] Rogante M, Martinat G, Mikula P, Vrána M. (2013). *Residual stresses determination by neutron diffraction in a 100Cr6 chromium steel bearing ring*. *Kovové Materiály - Metallic Materials*, vol. 51(5), pp. 275-281
- [33] Squires GL. (1978) *Introduction to the theory of neutron scattering*. Dover Publications, Inc: Mineola
- [34] *Non-destructive testing-Standard Test Method for determining residual stress by neutron diffraction*, ISO/TS 21432: 2005

## 5 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΙΚΡΟΔΟΜΙΚΟΥ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΥ

### 5.1 Οπτικός έλεγχος (visual inspection) συγκολλημένων δοκιμίων

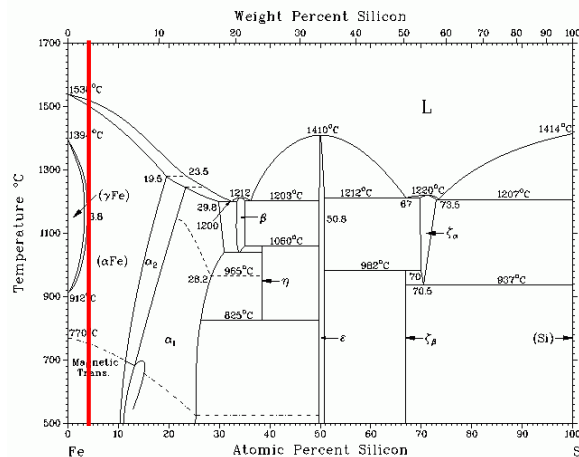
Μετά την ολοκλήρωση των συγκολλήσεων πραγματοποιήθηκε οπτικός έλεγχος των συγκολλημένων δοκιμίων. Σε καμία από τις συγκολλήσεις δεν ανιχνεύθηκαν σφάλματα (weld defects) όπως π.χ. επιφανειακές ατέλειες (π.χ. ρωγμές) ή παραμορφώσεις (distortions) που σχετίζονται είτε με την εγκάρσια (transverse shrinkage) ή διαμήκη (longitudinal shrinkage) συστολή των δοκιμίων ως προς τον άξονα της συγκόλλησης, είτε με τη γωνιώδη μεταβολή-περιστροφή γύρω από τον άξονα της συγκόλλησης (angular change), λόγω ανομοιόμορφης θερμοκρασιακής κατανομής κατά το πάχος των ελασμάτων, είτε τέλος με το λυγισμό (buckling distortion) των ελασμάτων.

### 5.2 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης και χημική μικροανάλυση (SEM/EDS)

#### 5.2.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

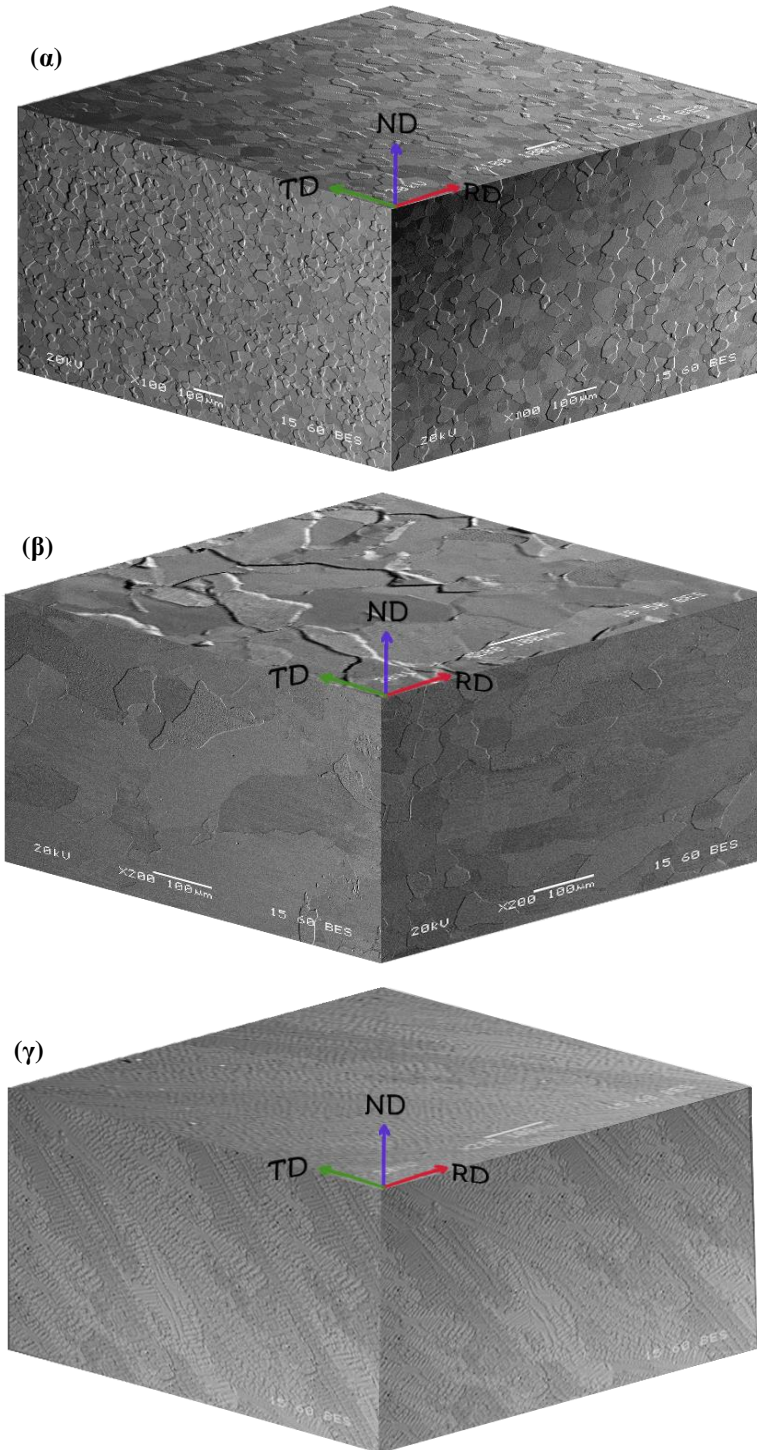
Μέσω εικόνας οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (εικόνες 5-2(α)-(γ), 5-3(α)-(γ) και 5-4(α)-(γ)) και δευτερογενών ηλεκτρονίων (εικόνα 5-5(α)-(γ), εικόνα 5-6(α)-(γ) και εικόνα 5-7(α)-(γ)) πραγματοποιήθηκε η παρατήρηση της επιφάνειας και της κάθετης διατομής στο μέταλλο βάσης (base metal, BM), στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (heat affected zone, HAZ) και στη ζώνη τήξης (fusion zone, FZ), σε καθένα από τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα. Σε όλες τις μικρογραφίες παρατηρείται η απουσία πορώδους ή ρωγμών, τόσο στις ζώνες τις συγκόλλησης, όσο και στις διεπιφάνειες αυτών.

Μέσω εικόνας οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (εικόνες 5-2(α)-(γ), 5-3(α)-(γ) και 5-4(α)-(γ)) ταυτοποιήθηκε, με τη χρήση της αντίθεσης πεδίου, η φερριτική μήτρα σε όλες τις ζώνες της συγκόλλησης. Η μονοφασικότητα του υλικού, επιβεβαιώθηκε από το διμερές διάγραμμα φάσεων μερικής αμοιβαίας διαλυτότητας σιδήρου-πυριτίου (εικόνα 5-1) [1-4]. Σύμφωνα με το διάγραμμα αυτό, ο μη-προσανατολισμένος ηλεκτρικός χάλυβας, χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα και για 2,18 % ποσοστιαία συμμετοχή πυριτίου, διατηρείται μονοφασικός, χαρακτηριζόμενος από μία καθαρά φερριτική μήτρα, σε όλα τα θερμοκρασιακά εύρη (εικόνα 5-1).

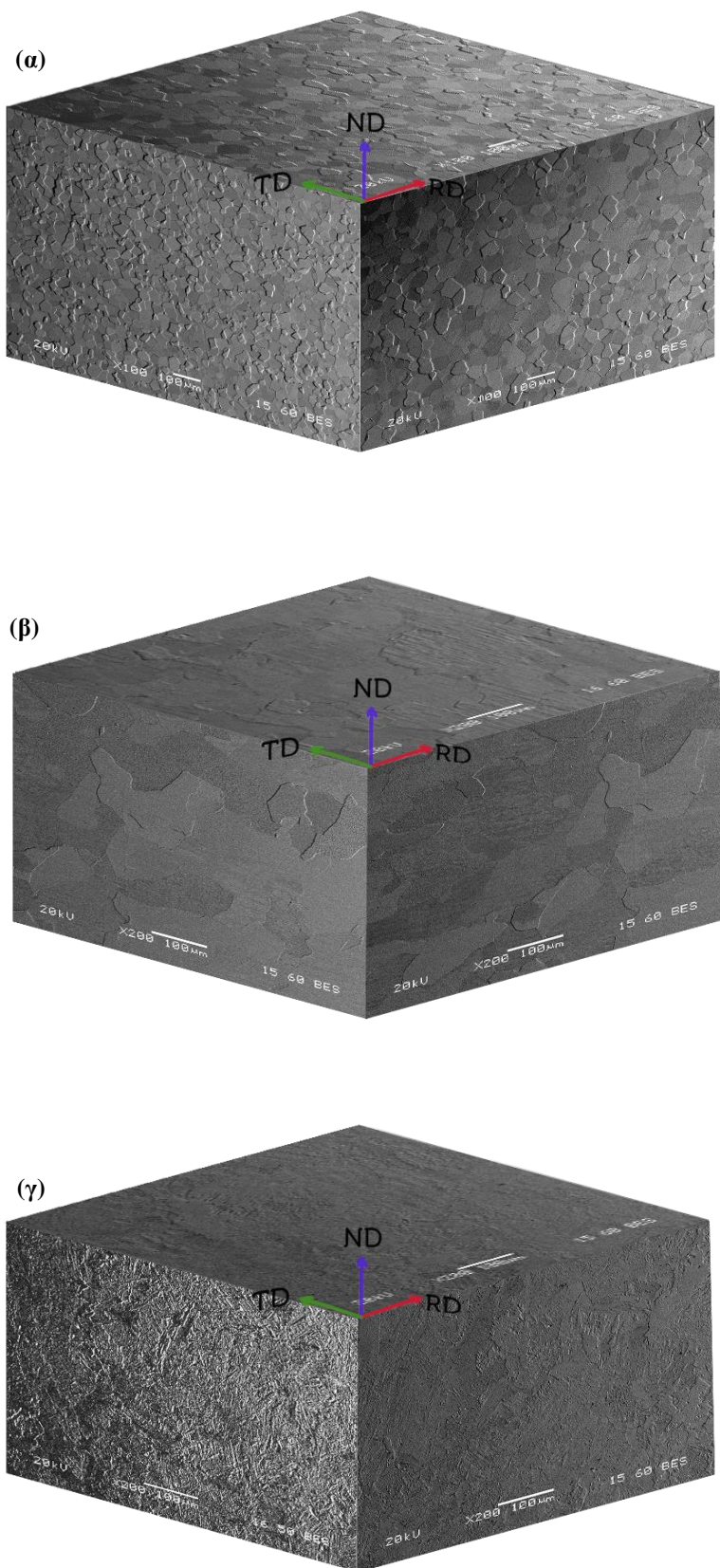


Εικόνα 5-1: Διμερές διάγραμμα φάσεων μερικής αμοιβαίας διαλυτότητας σιδήρου-πυριτίου (Fe-Si).

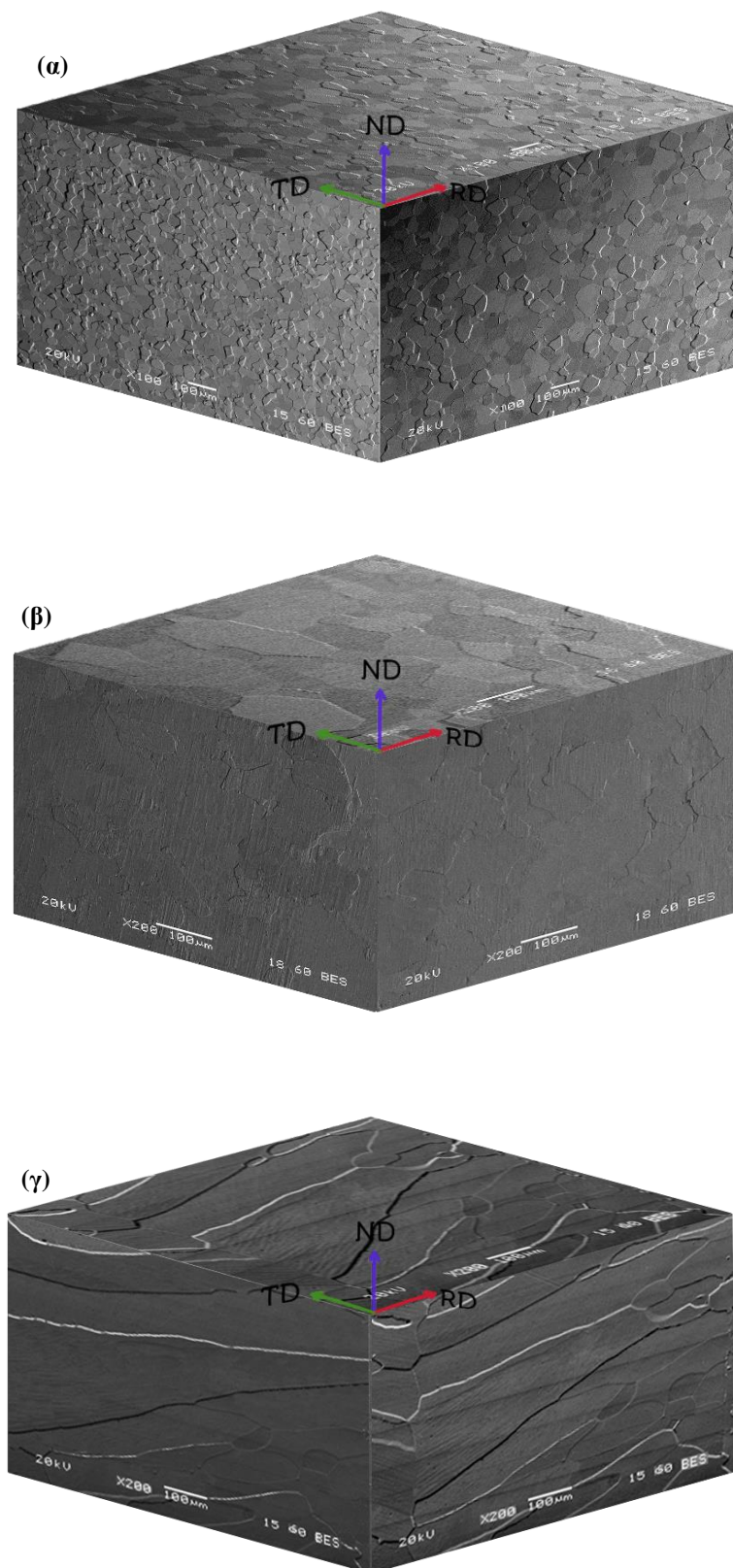
Είναι εμφανές λοιπόν ότι, ο ηλεκτρικός χάλυβας αποτελεί εν γένει ένα μαλακό μαγνητικό υλικό (φερρίτη), με κυρίαρχες ιδιότητες την υψηλή μαγνητική διαπερατότητα και μαγνητική επαγωγή, τις χαμηλές μαγνητικές απώλειες και τη χαμηλή μαγνητοσυστολή (magnetostriction). Να σημειωθεί ότι, ο ηλεκτρικός χάλυβας παράγεται με προσχεδιασμένο τρόπο ώστε να του προσδίδονται στρατηγικά οι βέλτιστες μαγνητικές ιδιότητες και να επιτυγχάνονται στενότεροι βρόχοι υστέρησης.



**Εικόνα 5-2:** Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG.



**Εικόνα 5-3:** Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα, με τη μέθοδο Plasma.



**Εικόνα 5-4:** Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

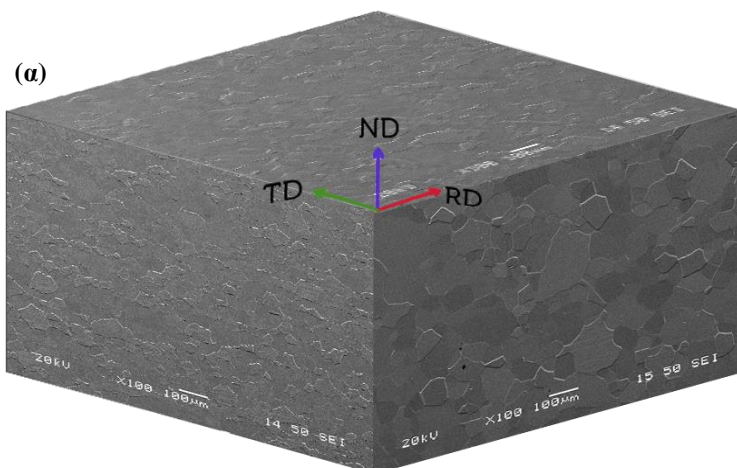
Όπως στις εικόνες οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, έτσι και στις εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων δεν παρατηρήθηκε η ανάπτυξη διαρωγματικών συστοιχιών

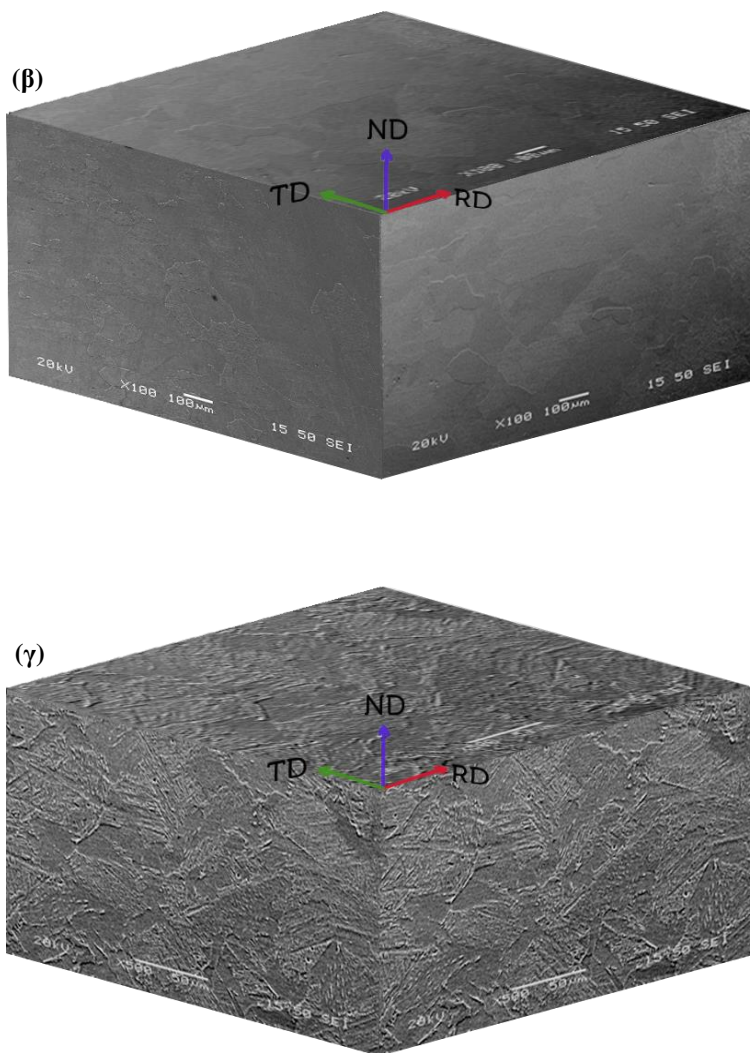
σε καμία από τις ζώνες της συγκόλλησης. Η ικανοποιητική συμπεριφορά του ηλεκτρικού χάλυβα στη συγκόλληση πιθανόν να οφείλονταν στην χαμηλή περιεκτικότητα του αρχικού υλικού σε φώσφορο και θείο.

Όπως προέκυψε από τις εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων 5-5(α), 5-6(α) και 5-7(α) το μέταλλο βάσης αποτελούνταν από μη-ισαξονικούς πολυγωνικούς φερριτικούς κόκκους, οι οποίοι παρουσίαζαν ανομοιογένεια στην κατανομή του μέσου μεγέθους τους. Το μέσο μέγεθος των φερριτικών κόκκων προσδιορίστηκε ίσο με  $62,6 \mu\text{m} \pm 9\mu\text{m}$ , στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων. Η μορφολογική ετερογένεια των κόκκων ήταν αποτέλεσμα της διαδικασίας ανακρυστάλλωσης, την οποία υπέστη ο ηλεκτρικός χάλυβας κατά την διαδικασία παραγωγής του.

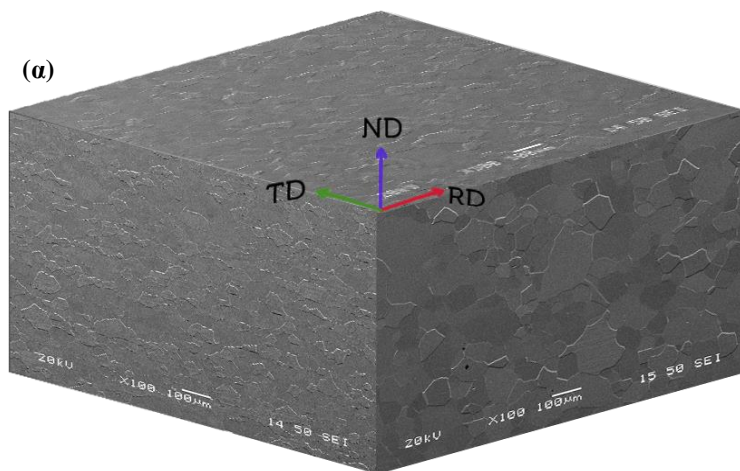
Η πολυγωνικότητα των φερριτικών κόκκων ενισχύθηκε εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (εικόνες 5-5(β), 5-6(β) και 5-7(β)), ενώ παράλληλα η μορφολογική ανομοιογένειά τους διατηρήθηκε. Σε όλες τις συγκολλήσεις, οι φερριτικοί κόκκοι μεγεθύνθηκαν, συγκριτικά με αυτούς του μετάλλου βάσης, με το μέσο μέγεθος κόκκου να προσδιορίζεται ίσο με  $120 \mu\text{m} \pm 9 \mu\text{m}$  στη συγκόλληση TIG,  $112 \mu\text{m} \pm 12 \mu\text{m}$  στη συγκόλληση Plasma και  $91 \mu\text{m} \pm 7 \mu\text{m}$  στη συγκόλληση EBW. Να σημειωθεί ότι ο προσδιορισμός αυτός αφορούσε το μέσο μέγεθος των φερριτικών κόκκων στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων.

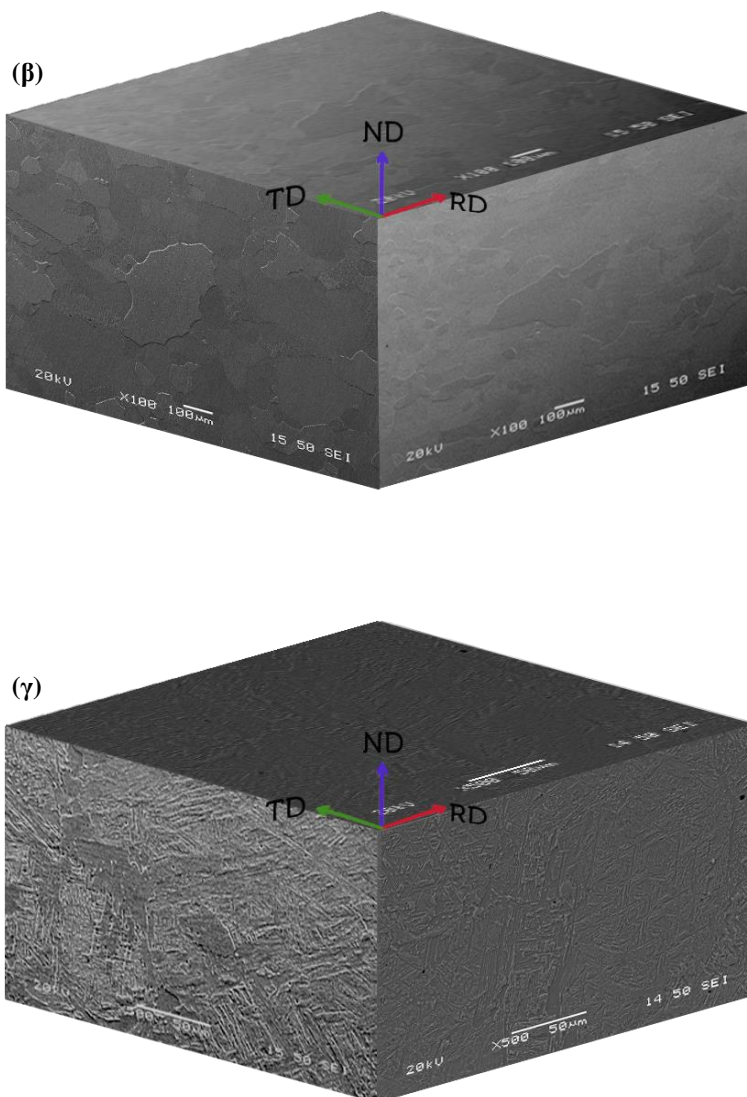
Η ζώνη τήξης, σε κάθε συγκόλληση, αποτελούνταν από ομάδες δενδριτών αλλοτριόμορφου φερρίτη. Η ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με την EBW μέθοδο χαρακτηρίζονταν από κολονοειδούς μορφολογίας δενδρίτες. Αντίθετα, παρατηρήθηκαν δενδρίτες γωνιώδους μορφολογίας στη ζώνη τήξης των δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με τις μεθόδους TIG και Plasma. Η γωνιώδης μορφολογία ήταν αποτέλεσμα της ταχείας απόψυξης, που έλαβε χώρα στη ζώνη αυτή. Επιπλέον, ήταν εμφανής η ύπαρξη και ανάπτυξη δευτερογενών κλάδων στους δενδρίτες, ως αποτέλεσμα της θερμοκρασιακής αστάθειας στη διεπιφάνεια υγρού-στερεού, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης μετά τη συγκόλληση. Οι δενδρίτες στην TIG συγκόλληση ήταν πιο λεπτοί, συγκριτικά με τους δενδρίτες στην Plasma.



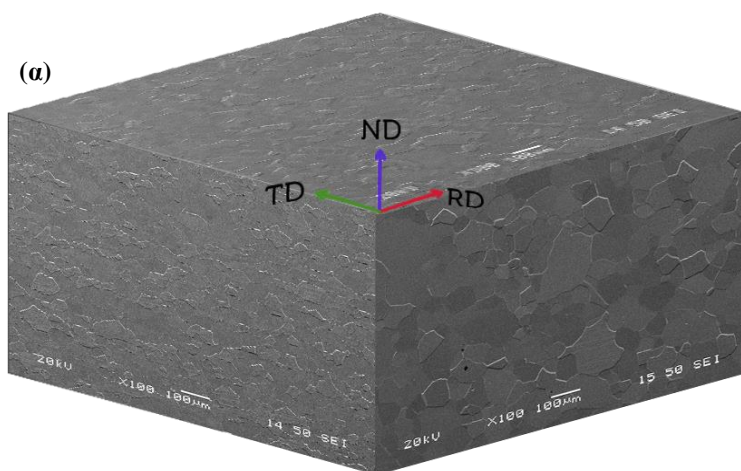


**Εικόνα 5-5:** Εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG.

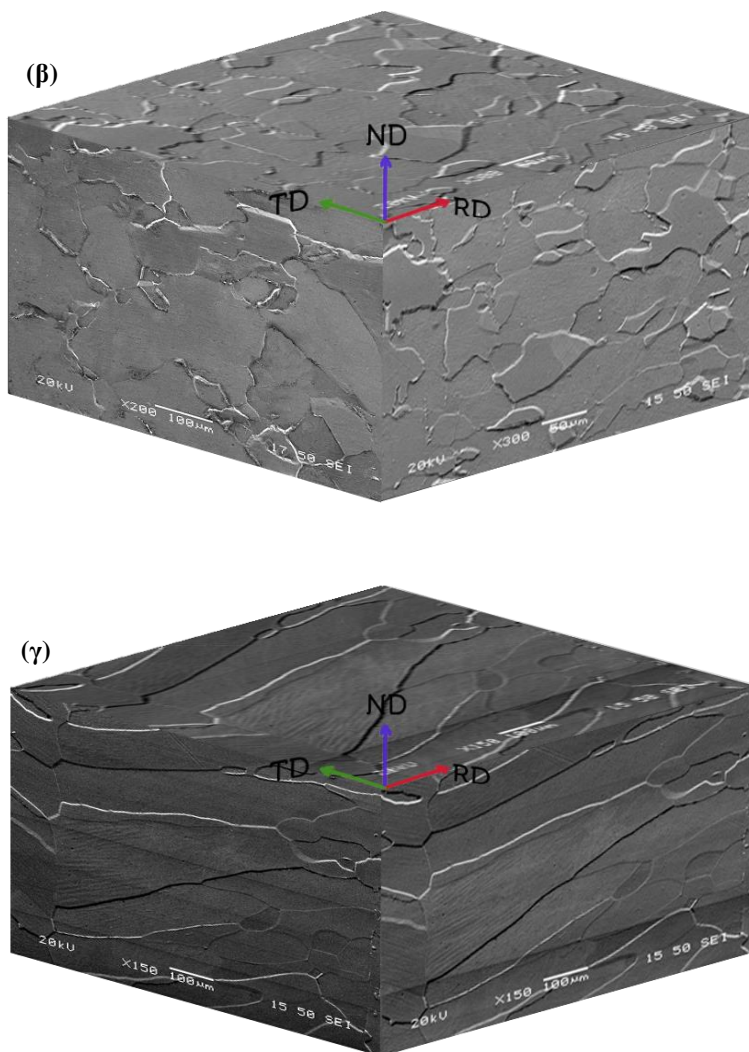




**Εικόνα 5-6:** Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο Plasma.





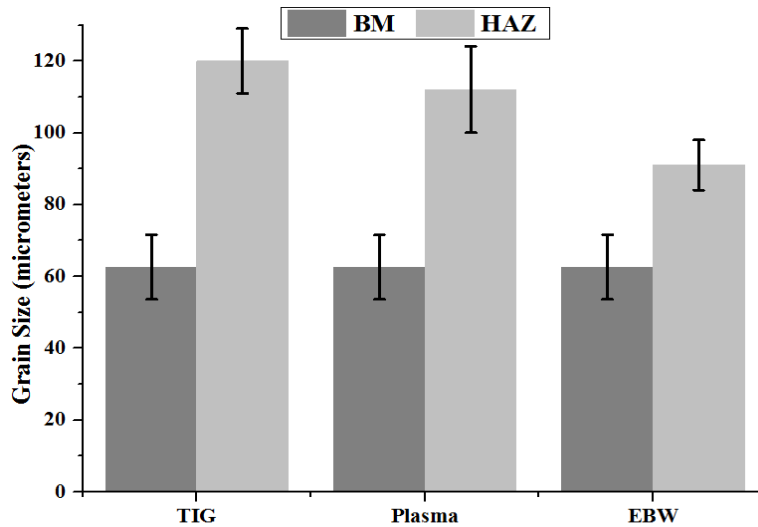


**Εικόνα 5-7:** Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW.

Στην εικόνα 5-8 παρουσιάζεται συνοπτικά η διακύμανση του μέσου μεγέθους των κόκκων (grain size) στο μέταλλο βάσης και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, ως προς την εκάστοτε εφαρμοζόμενη μέθοδο συγκόλλησης.

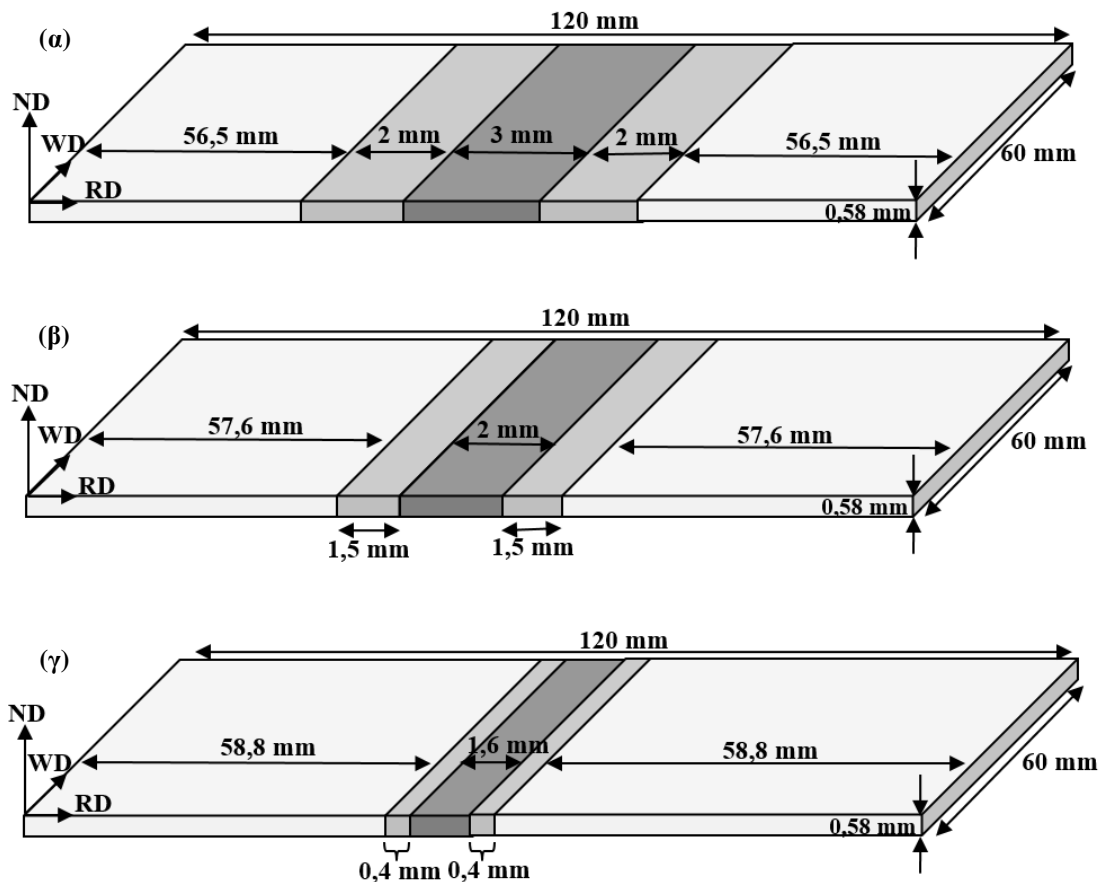
Το αρχικό υλικό που συγκολλήθηκε προέρχονταν από τον ίδιο τύπο ηλεκτρικού χάλυβα. Συνεπώς, στο βασικό μέταλλο, το οποίο αποτελούσε ουσιαστικά την ανεπηρέαστη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου, δεν αναμένονταν καμία αλλαγή στη μικροδομή και στη μορφολογία των κόκκων. Κατά συνέπεια, η κατανομή του μέσου μεγέθους των φερριτικών κόκκων στο BM ήταν σχεδόν η ίδια, για όλες τις μεθόδους συγκόλλησης (εικόνα 5-8).

Ωστόσο, κατά τη διαδικασία συγκόλλησης, η θερμότητα που επαγόταν από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ) και η συνακόλουθη απόψυξη της ζώνης αυτής, επέφεραν μικροδομικές αλλαγές, οι οποίες οδηγούσαν στην αύξηση του μεγέθους των φερριτικών κόκκων. Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, τα δείγματα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο TIG παρουσίαζαν ευμεγέθεις φερριτικούς κόκκους. Η υψηλή θερμική παροχή ευνοούσε την αργή απόψυξη και κατά συνέπεια οδηγούσε στην ανάπτυξη εκτεταμένων διαχυσιακών φαινομένων και στη συνακόλουθη μεγέθυνση των φερριτικών κόκκων. Τα δείγματα που συγκολλήθηκαν με την EBW μέθοδο εμφάνιζαν λεπτοκρυσταλλικότερες δομές στη HAZ, η οποία όμως είχε υποβληθεί πάλι στο φαινόμενο της μεγέθυνσης των κόκκων.



**Εικόνα 5-8:** Προσδιορισμός του μέσου μεγέθους των κόκκων, από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, στο μέταλλο βάσης (BM) και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ) των συγκολλημένων δοκιμίων με τις μεθόδους TIG, Plasma και EBW, αντίστοιχα.

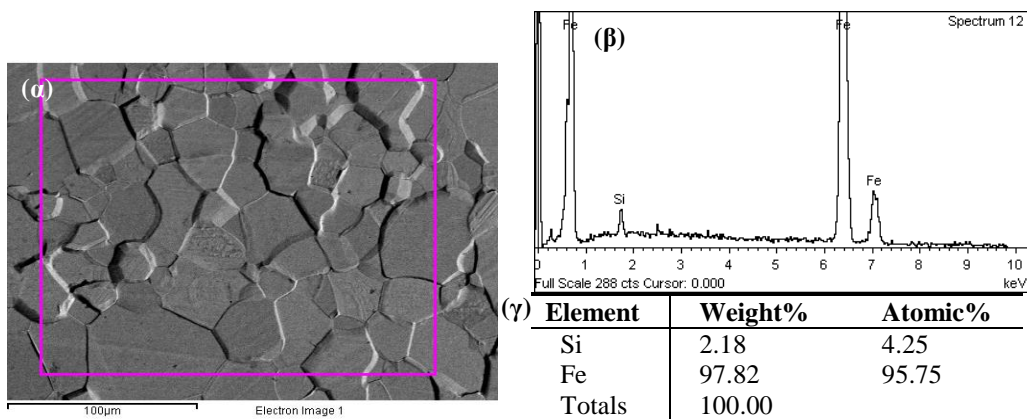
Στην εικόνα 5-9 παρουσιάζονται οι διαστάσεις των ζωνών της συγκόλλησης, για τα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με τις τεχνικές TIG, Plasma και EBW, αντίστοιχα. Οι διαστάσεις μετρήθηκαν μέσω της παρατήρησης της κάθετης διατομής των συγκολλημένων δειγμάτων στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.



**Εικόνα 5-9:** Διαστασεολογικός προσδιορισμός της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης στα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).

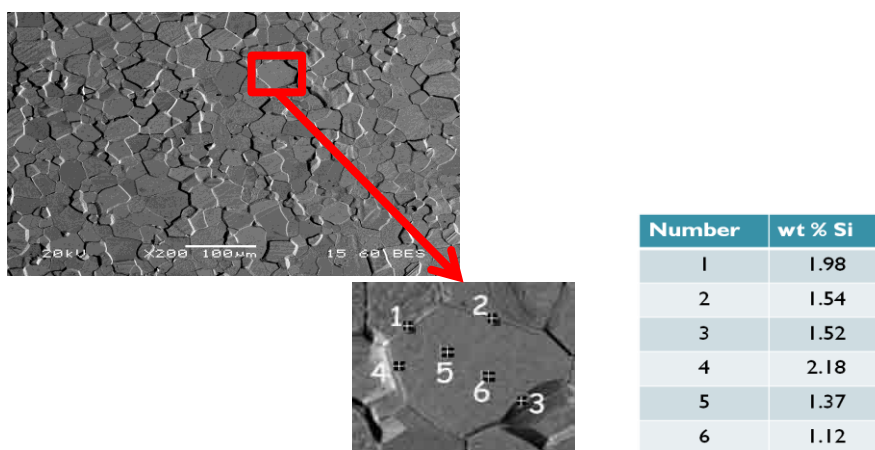
Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο παρέχει τη δυνατότητα πραγματοποίησης χημικών μικροαναλύσεων EDS (γενικευμένων και σημειακών), για την εκτίμηση της ποσοστιαίας συμμετοχής των κραματικών στοιχείων (κυρίως του πυριτίου) ενδο- και περι-κρυσταλλικά των φερριτικών κόκκων.

Στην εικόνα 5-10 παρουσιάζεται μια ενδεικτική γενικευμένη χημική μικροανάλυση (generalized chemical microanalysis) στην επιφάνεια του μετάλλου βάσης, που επιβεβαίωσε την ποσοστιαία κραματική συμμετοχή του πυριτίου.



**Εικόνα 5-10:** Γενικευμένη χημική μικροανάλυση στην επιφάνεια του δείγματος AISI 1008, με (α) εικόνα εξεταζόμενης περιοχής, (β) φάσμα χημικής μικροανάλυσης και (γ) ποσοστιαία, κατά βάρος, συμμετοχή των κραματικών στοιχείων.

Ομοίως, στην εικόνα 5-11 εμφανίζονται σημειακές χημικές μικροανλύσεις στο εσωτερικό και στο όριο ενός φερριτικού κόκκου. Η ποσοστιαία κατανομή του πυριτίου (Si) απέδειξε την ανάπτυξη του φαινομένου του μικροδιαφορισμού εντός της φερριτικής μήτρας, τόσο σε ενδοκρυσταλλικές, όσο και σε περικρυσταλλικές θέσεις. Η τοπική αύξηση της περιεκτικότητας του Si παρατηρήθηκε στα όρια των κόκκων γωνιώδους μορφολογίας.



**Εικόνα 5-11:** Ενδεικτικά αποτελέσματα σημειακής χημικής μικροανάλυσης σε ένα φερριτικό κόκκο στην επιφάνεια του δείγματος.

Στον πίνακα 5-1 σημειώνονται οι μέσες τιμές της ποσοστιαίας συμμετοχής του πυριτίου, όπως αυτές προέκυψαν, τόσο από σημειακές, όσο και από γενικευμένες χημικές μικροανλύσεις EDS, τόσο στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, όσο και στο βασικό μέταλλο. Έγινε έτσι, αμέσως αντιληπτό ότι, η περιεκτικότητα του Si

αυξάνονταν περικρυσταλλικά των φερριτικών κόκκων, καθώς τα όρια των κόκκων εμπλουτίζονταν με το κραματικό στοιχείο.

**Πίνακας 5-1:** Εκτίμηση της μέσης ποσοστιαίας συμμετοχής του Si (wt%), μέσω χημικής μικροανάλυσης EDS.

Τεχνική συγκόλλησης	Ζώνη συγκόλλησης	Μέση κατά βάρος ποσοστιαία συμμετοχή Si		
		Γενικευμένη χημική μικροανάλυση	Σημειακή μικροανάλυση	
			Ενδο-κρυσταλλικά	Περι-κρυσταλλικά
TIG	HAZ	1,94	1,77	1,97
	BM	2,18	1,67	1,96
Plasma	HAZ	1,98	1,65	1,88
	BM	2,13	1,70	1,92
EBW	HAZ	1,99	1,59	1,95
	BM	2,15	1,60	1,97

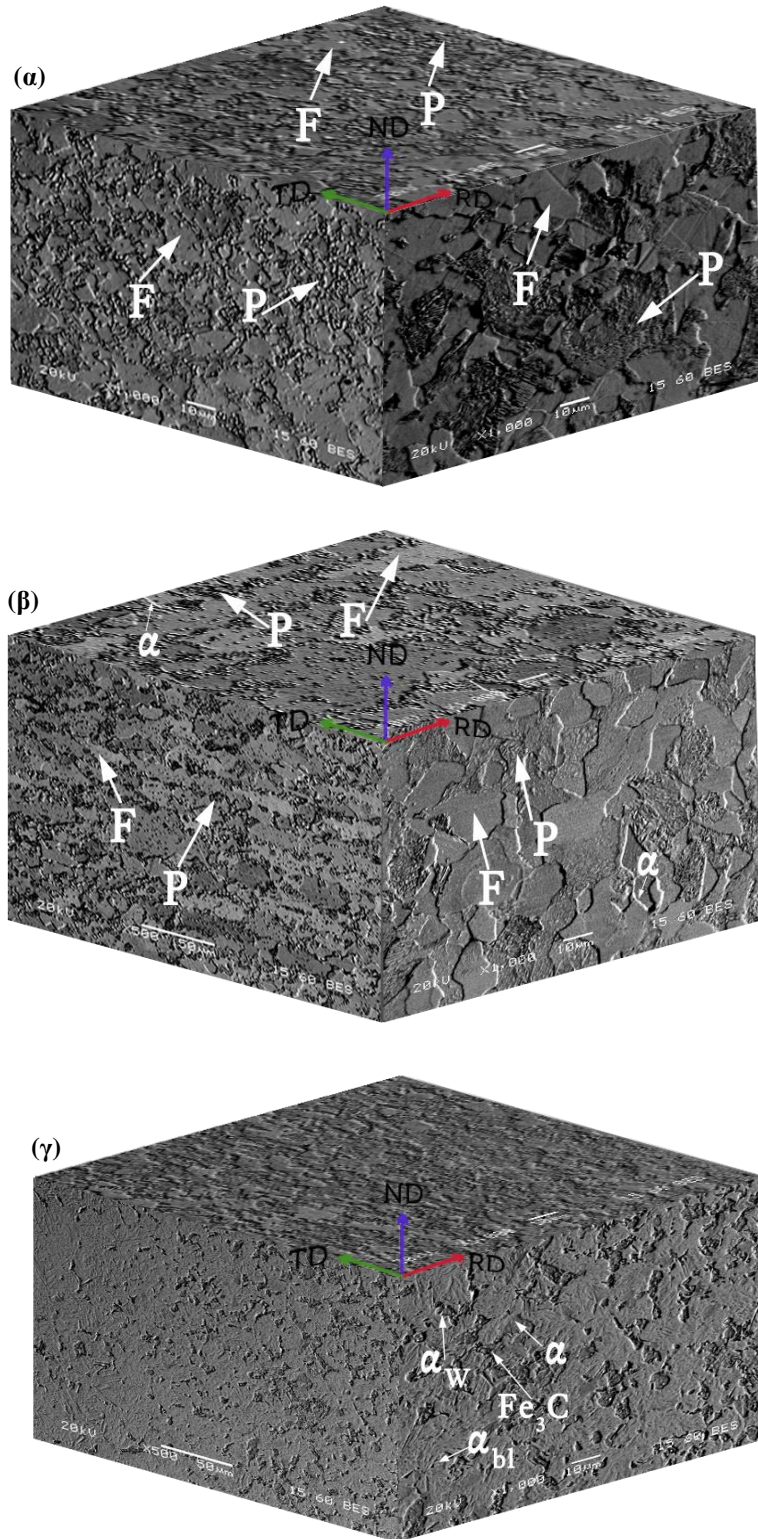
### 5.2.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Μέσω εικόνας οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (εικόνα 5-12), με τη χρήση αντίθεσης πεδίου, ταυτοποιήθηκε η ανάπτυξη μικρογραφικού ιστού σε κάθε ζώνη της συγκόλλησης, μέσω της συμμετοχής φάσεων εντός και εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας.

Στο μέταλλο βάσης (εικόνα 5-12(α)) παρατηρήθηκε διφασική μήτρα, χαρακτηριζόμενη από τη συμμετοχή κόκκων προευτηκτοειδούς φερρίτη (F) και ευτηκτοειδούς περλίτη (P). Μέσω της χρήσης του λογισμικού image analyzer πραγματοποιήθηκε η έμμεση εκτίμηση του κλάσματος όγκου συμμετοχής της μητρικής φάσης του φερρίτη και του μικρογραφικού συστατικού του περλίτη. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι ο προευτηκτοειδής φερρίτης αποτελούσε την κυρίαρχη μητρική φάση, με ποσοστό συμμετοχής στην επιφάνεια του δείγματος περίπου 89%, ενώ ο ευτηκτοειδής περλίτης συμμετείχε με ποσοστό μόλις 11%.

Στην ανομοιόμορφη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (εικόνα 5-12(β)) παρατηρήθηκε μη ισότροπη μεγέθυνση της φερριτοπερλιτικής δομής. Ωστόσο, υπήρχαν υπόνοιες ύπαρξης αλλοτριόμορφου φερρίτη (allotriomorphic ferrite, α). Εντοπίστηκε ανάπτυξη σφαιροποιημένων καρβιδίων, τύπου  $M_3C$  (κυρίως  $Fe_3C$ ), περικρυσταλλικά και ενδοκρυσταλλικά των φερριτικών κόκκων. Από την ανάλυση στο λογισμικό image analyzer διαπιστώθηκε ότι ο προευτηκτοειδής φερρίτης αποτελούσε την κυρίαρχη μητρική φάση (περίπου 72%), ενώ περλίτης και ο σεμεντίτης συμμετείχαν με ποσοστά μόλις 22% και 6%, αντίστοιχα.

Τέλος, από τη μεταλλογραφική παρατήρηση της ζώνης τήξης σε εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (εικόνα 5-12(γ)) παρατηρήθηκε ότι, η μικροδομή χαρακτηριζόταν από την παρουσία αλλοτριόμορφου βελονοειδούς φερρίτη (allotriomorphic acicular ferrite, α), φερρίτη Widmanstätten (Widmanstätten ferrite, α<sub>w</sub>), κατώτερου μαινίτη (lower bainite, α<sub>bl</sub>) και ομάδων φάσεων καρβιδίων, κυρίως σεμεντίτη (cementite,  $Fe_3C$ ). Μέσω της χρήσης του λογισμικού image analyzer εκτιμήθηκε το κλάσμα όγκου συμμετοχής του αλλοτριόμορφου βελονοειδούς φερρίτη σε 81%, του Widmanstätten φερρίτη σε 8%, του κατώτερου μαινίτη σε 6% και του σεμεντίτη σε 5%.



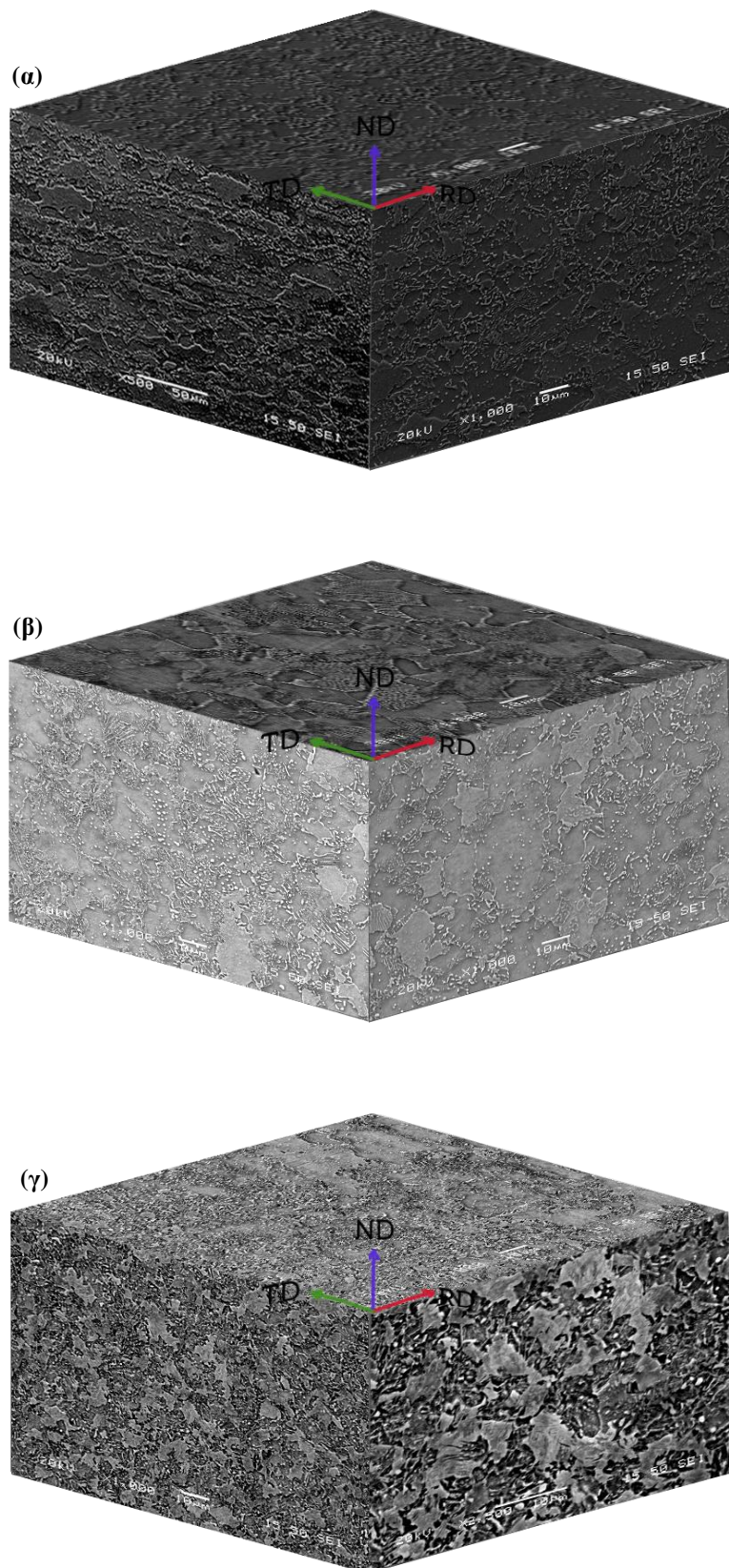
**Εικόνα 5-12:** Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο του AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

Το μέταλλο βάσης, σε εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (εικόνα 5-13(α)) αποτελούνταν από ισαξονικούς πολυγωνικούς κόκκους προευτηκτοειδούς φερρίτη, καθώς επίσης και από ομοιόμορφα διατεταγμένους κόκκους περλίτη, οι οποίοι εμφάνιζαν χαρακτηριστική επιστοιβαξη πλακιδίων ευτηκτοειδούς φερρίτη και

σεμεντίτη. Ωστόσο, παρατηρήθηκε απουσία επαλληλίας προσανατολισμού των πλακιδίων μεταξύ διαφορετικών κόκκων περλίτη και μορφολογική ανομοιογένεια των κόκκων του μικρογραφικού αυτού συστατικού. Οι συνθήκες γειννίασης μεταξύ των δύο συμμετεχουσών φάσεων, προετηκτοειδούς φερρίτη και περλίτη, χαρακτηρίζονταν από ισχυρό βαθμό αναντιστοιχίας και ανισοτροπία προσανατολισμού. Ήταν εμφανής η ανομοιογένεια στην κατανομή του μέσου μεγέθους ανάπτυξής τους, η οποία προσδιορίστηκε στα  $54 \mu\text{m} \pm 7 \mu\text{m}$  για τους κόκκους του φερρίτη και στα  $35 \mu\text{m} \pm 8 \mu\text{m}$  για τους κόκκους του περλίτη.

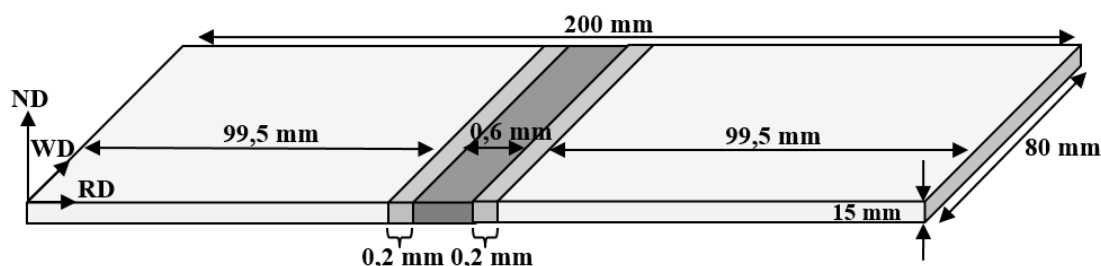
Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (εικόνα 5-13(β)) ο περλίτης χαρακτηρίζονταν από ελαφρώς μειούμενο κλάσμα όγκου συμμετοχής, ενώ οι ενδοπλακιδιακές αποστάσεις μεταξύ του ευτηκτοειδούς φερρίτη και του σεμεντίτη φαίνονταν, κατά τόπους, αρκετά διευρυμένες. Ήταν εμφανές ότι, στη ζώνη αυτή ο περλίτης μετασχηματιζόταν μερικώς, με αποτέλεσμα να αποδίδει σε χονδροκρυσταλλικότερες ομάδες φάσεων φερρίτη με ανισοτροπία σχήματος (καθώς δεν ακολουθείται η πολυγωνική ισαξονική μορφολογία) και με ετερογένεια προσανατολισμού. Παρατηρήθηκαν κόκκοι διευρυμένου περλίτη, με συμμετοχή μη-συνεχούς σεμεντίτη. Το μέσο μέγεθός τους να προσδιορίζεται στα  $49,6 \mu\text{m} \pm 8,4 \mu\text{m}$ . Η ύπαρξη σφαιροειδούς (globular) σεμεντίτη, μέσης διαμέτρου περίπου 560 nm, επιβεβαίωσε τον πολύτροπο μηχανισμό φύτρωσης και ανάπτυξης των καρβιδίων. Το κλάσμα όγκου του φερρίτη παρουσιάστηκε αυξημένο, συγκριτικά με τον αντίστοιχο φερρίτη στο μέταλλο βάσης, λόγω μερικής αναδιαλυτοποίησής του. Οι κόκκοι του χαρακτηρίζονταν από ανομοιογένεια του μέσου μεγέθους ανάπτυξής τους ( $68,2 \mu\text{m} \pm 9,1 \mu\text{m}$ ) και ετερογένεια ως προς τη κατευθυντικότητα τους. Η μικροδομή στη ζώνη αυτή εμφάνιζε χαρακτηριστικές μορφολογικές δομές που έτειναν περισσότερο σε γωνιώδη συμμετρία, ενώ η απουσία ισαξονικών φερριτικών κόκκων υποδήλωνε συνθήκες συμμετοχής αλλοτροπικών μορφών (αλλοτριόμορφου φερρίτη, α).

Η μικροδομή της ζώνης τήξης (εικόνα 5-13(γ)) χαρακτηρίζονταν από μια ακολουθία μετασχηματισμών φάσεων, η οποία διέφερε σημαντικά από τις υπόλοιπες ζώνες της συγκόλλησης. Στη ζώνη αυτή ήταν εμφανής η παρουσία μη-ισαξονικών κόκκων μπαινίτη, καθώς επίσης και η ανάπτυξη πακέτων αλλοτριόμορφων σχηματισμών. Οι σχηματισμοί αυτοί περιγράφονταν από τη συμμετοχή αλλοτριόμορφου μετασταθούς φερρίτη (α), του οποίου η παρουσία ήταν αδιαμφισβήτητη εξαιτίας της χονδρομερούς και κολονοειδούς μορφολογίας του, καθώς και όπου οι συνθήκες γειννίασης επενεργούσαν δυναμικά για την ετερογενή φύτρωση, φερρίτη Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). Οι ενεργειακά αναβαθμισμένες γωνιώδεις μορφολογίες εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας πιθανόν να εσωκλείανε περιορισμένο κλάσμα όγκου σφαιροποιημένων καρβιδίων σεμεντίτη. Η διασπορά των κόκκων του σεμεντίτη δεν παρουσίαζε ετερογένεια, ενώ εξαιτίας της σφαιρικής μορφολογίας τους, αποδόθηκε σε αυτούς υψηλός βαθμός συνεκτικότητας (coherency). Ο κατώτερος μπαινίτης χαρακτηρίζονταν από υψηλό κλάσμα όγκου συμμετοχής και μη ομοιογενή κατανομή μέσου μεγέθους ανάπτυξης και προσανατολισμού, με τις γωνιώδεις απολήξεις του να αποτελούν κέντρα κατάλυσης της φύτρωσης και ανάπτυξης φερρίτη Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). Οι κόκκοι αυτοί χαρακτηρίζονταν από σχετική ανισοτροπία σχήματος και ετεροτροπία προσανατολισμού. Οι τιμές του μέσου μεγέθους τους εκτιμήθηκαν σε  $82,7 \mu\text{m} \pm 8,1 \mu\text{m}$  για το μπαινίτη, σε  $8,2 \mu\text{m} \pm 1,1 \mu\text{m}$  για τον αλλοτριόμορφο φερρίτη, σε  $8,4 \mu\text{m} \pm 0,9 \mu\text{m}$  για το φερρίτη Widmanstätten ( $\alpha_w$ ) και σε  $4,8 \mu\text{m} \pm 0,9 \mu\text{m}$  για το σεμεντίτη.



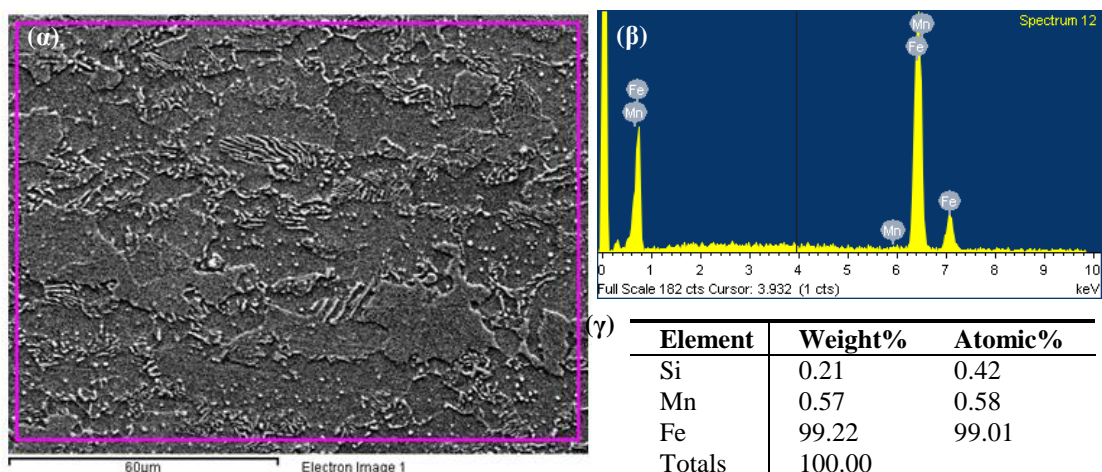
**Εικόνα 5-13:** Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο του AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

Στην εικόνα 5-14 παρουσιάζεται το εύρος των ζωνών της συγκόλλησης, για τα δείγματα AISI 1008 χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με την τεχνική EBW. Οι διαστάσεις μετρήθηκαν μέσω της παρατήρησης της κάθετης διατομής του συγκολλημένου δείγματος στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.



**Εικόνα 5-14:** Διαστάσεις της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης στα δοκίμια AISI 1008 χάλυβα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).

Η γενικευμένη χημική μικροανάλυση στο μέταλλο βάσης (εικόνα 5-15) επιβεβαιώθηκε ότι η κατά βάρος περιεκτικότητα του Mn ήταν 0.57 wt%, όπως δηλ. δόθηκε και από τον προμηθευτή (πίνακας 4-1).

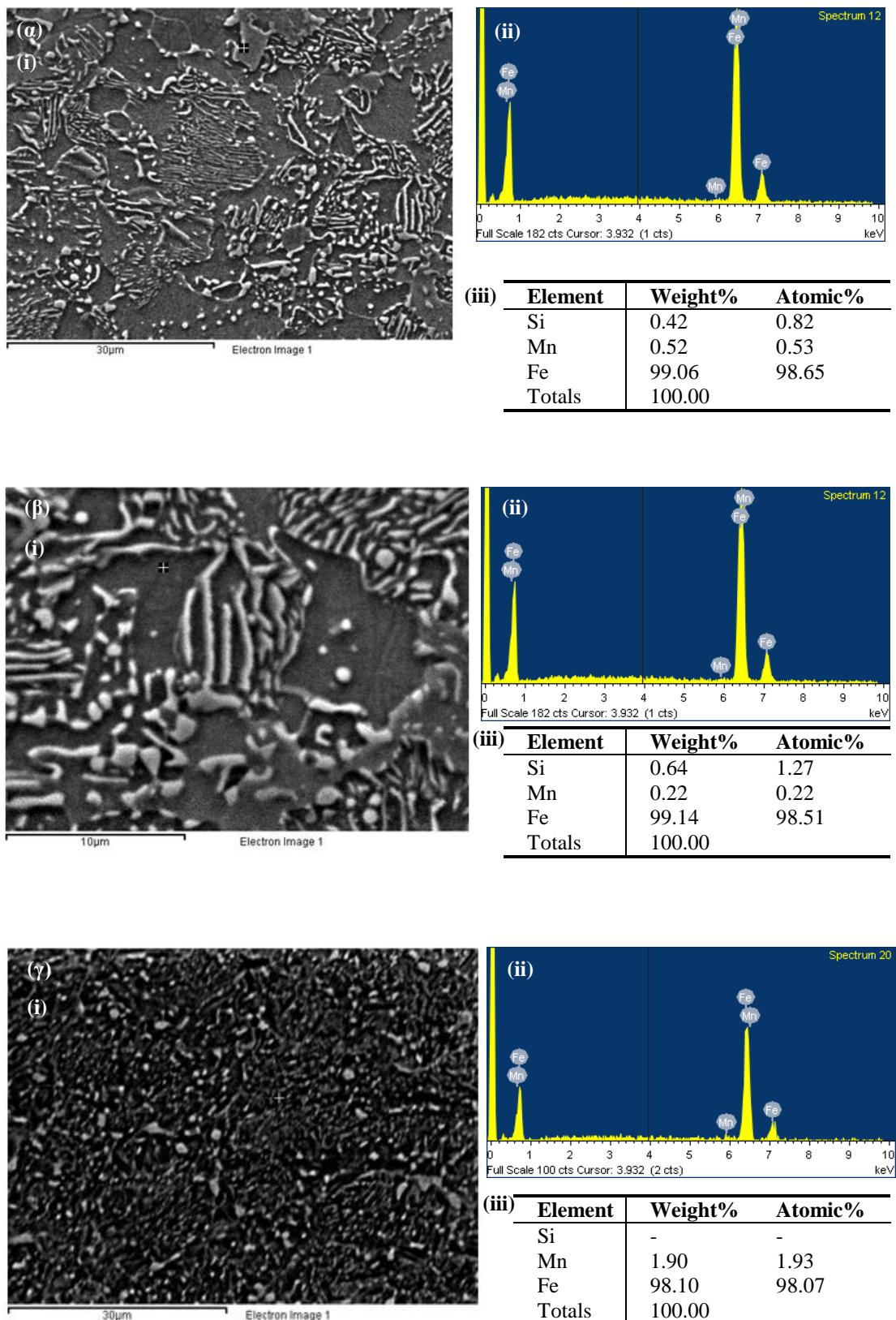


**Εικόνα 5-15:** Ενδεικτική γενικευμένη χημική μικροανάλυση στο μέταλλο βάσης του συγκολλημένου δοκίμιου AISI 1008, όπου (α) η εικόνα εξεταζόμενης περιοχής, (β) το φάσμα χημικής μικροανάλυσης και (γ) η ποσοστιαία, κατά βάρος, συμμετοχή των κραματικών στοιχείων.

Εξαιτίας του μικρού χρονικού διαστήματος απόψυξης στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, τα κραματικά στοιχεία δεν διέθεταν τον απαιτούμενο χρόνο, ώστε να επανακαταταχθούν ισοσταθμισμένα μεταξύ των κόκκων. Η σημειακή χημική μικροανάλυση στη ζώνη αυτή (εικόνα 5-16(β)), επιβεβαίωσε την έντονη ανισοτροπία κατανομής των κραματικών στοιχείων σε περικρυσταλλικές θέσεις. Αντίθετα, στη ζώνη τήξης (εικόνα 5-16(γ)), όπου λαμβάνει χώρα ολοκληρωτική τήξη και επαναστερεοποίηση, η κατά βάρος περιεκτικότητα του Mn αυξήθηκε, ενώ η συμμετοχή του Si μειώθηκε.

Στον πίνακα 5-2 παρουσιάζονται συνοπτικά οι μέσες τιμές της ποσοστιαίας συμμετοχής του πυριτίου και του μαγγανίου (ενδο- και περι-κρυσταλλικά), όπως αυτές προέκυψαν από σημειακές, χημικές μικροαναλύσεις EDS, για την εκάστοτε ζώνη συγκόλλησης.





**Εικόνα 5-16:** Ενδεικτική σημειακή χημική μικροανάλυση (α) στο μέταλλο βάσης, (β) στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) στη ζώνη τήξης, του συγκολλημένου δοκιμίου AISI 1008 με τη μέθοδο EBW, όπου (i) η εικόνα της εξεταζόμενης περιοχής, (ii) το φάσμα χημικής μικροανάλυσης και (iii) η ποσοστιαία, κατά βάρος, συμμετοχή των κραματικών στοιχείων.

**Πίνακας 5-2:** Εκτίμηση της μέση ποσοστιαίας συμμετοχής των κραματικών στοιχείων (wt%), μέσω χημικής μικροανάλυσης EDS.

Τεχνική συγκόλλησης	Ζώνη συγκόλλησης	Σημειακή χημική μικροανάλυση			
		Ενδο-κρυσταλλικά		Περι-κρυσταλλικά	
		Si	Mn	Si	Mn
EBW	FZ	0,10 ± 0,04	2,08 ± 0,98	0,15 ± 0,04	2,01 ± 0,07
	HAZ	0,71 ± 0,12	0,22 ± 0,09	0,67 ± 0,09	0,31 ± 0,04
	BM	0,40 ± 0,07	0,52 ± 0,07	0,35 ± 0,08	0,57 ± 0,07

### 5.2.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

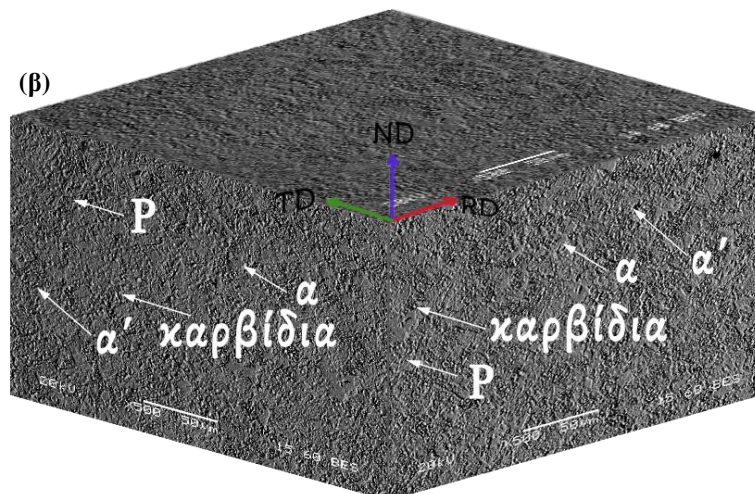
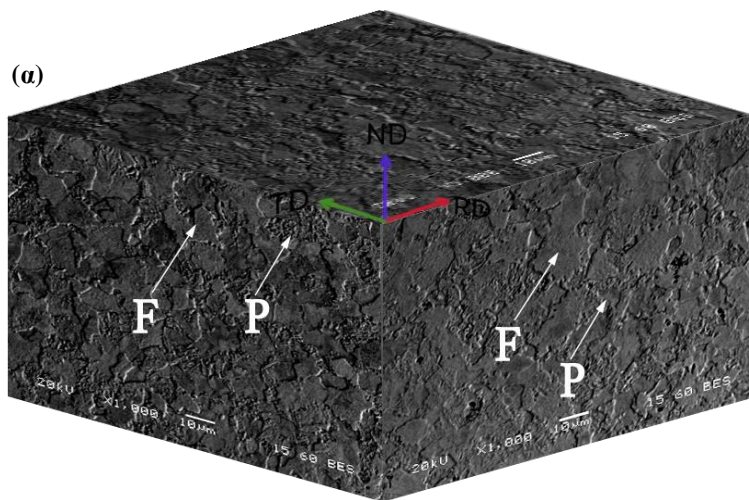
Η μικροδομή του μετάλλου βάσης, για τα συγκολλημένα δείγματα με τις μεθόδους TIG (εικόνα 5-17(α)) και EBW (εικόνα 5-18(α)) χαρακτηρίστηκε ως φερριτοπερλιτική. Μεταλλογραφικά, η ζώνη αυτή αποτελούνταν από κόκκους προευτηκτοειδούς φερρίτη (F) και ευτηκτοειδούς περλίτη (P). Μέσω της χρήσης του λογισμικού image analyzer εκτιμήθηκε έμμεσα το κλάσμα όγκου συμμετοχής της μητρικής φάσης του προευτηκτοειδούς φερρίτη και του μικρογραφικού συστατικού του περλίτη. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι, στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο TIG, ο προευτηκτοειδής φερρίτης αποτελούσε την κυρίαρχη μητρική φάση, με ποσοστό συμμετοχής στην επιφάνεια του δείγματος περίπου ίσο με 67%, ενώ ο ευτηκτοειδής περλίτης, με λόγο συμμετοχής πλακιδίων 7,6/1, συμμετείχε με ποσοστό μόλις 33%. Ομοίως, στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο EBW, η ποσοστιαία συμμετοχή του προευτηκτοειδούς φερρίτη ήταν περίπου ίση με 67,4% και του περλίτη ίση με 32,6%.

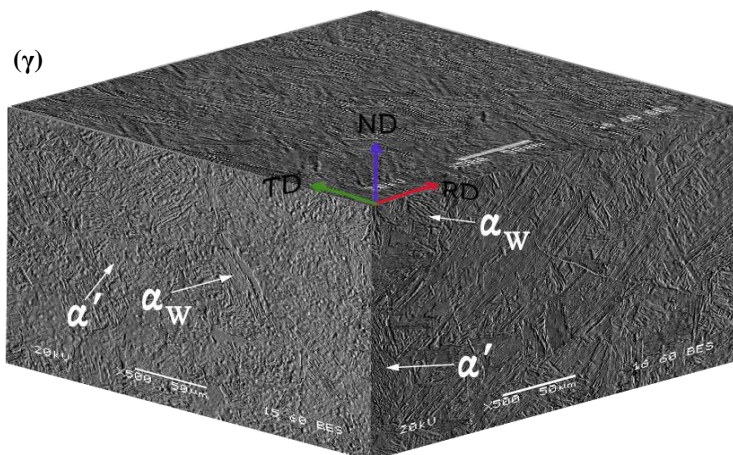
Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δείγματος με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-17(β)), διαπιστώθηκε η ύπαρξη μαρτενσίτη (martensite, α'), καθώς επίσης αλλοτριόμορφου φερρίτη (allotriomorphic ferrite, α) και περλίτη (P). Κατά το στάδιο της θέρμανσης στο θερμικό κύκλο της συγκόλλησης, οι κόκκοι του περλίτη μετασχηματίστηκαν πλήρως σε ωστενιτικούς, καθώς η θερμοκρασία αυτή υπερέβη τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης ( $A_1$ ). Λόγω της ταχύτατης απόψυξης και της περιεκτικότητας σε άνθρακα, κατά την απόψυξη του μετάλλου ως τη θερμοκρασία δωματίου, πραγματοποιήθηκε ολικός μετασχηματισμός των ωστενιτικών κόκκων σε μαρτενσιτικούς, καθώς επίσης και σε αλλοτριόμορφους τύπους φερρίτη. Σύμφωνα με την εικόνα 5-19(β), παρατηρείται ανάπτυξη ομάδων φάσεων καρβιδίων ( $M_{23}C_6$ ,  $M_3C$ , MC), οι οποίες εντοπίζονταν τόσο περι- όσο και ενδο-κρυσταλλικά των βελονών μαρτενσίτη και διακριβώθηκαν με ανοιχτόχρωμη αντίθεση πεδίου, σε εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων. Τα καρβίδια αυτά ήταν προϊόντα ακολουθίας μετασχηματισμών φάσεων και απαρτίζονταν από στοιχεία υψηλού μέσου ατομικού αριθμού, όπως είναι το Cr και το Mo. Σε συνδυασμό με την ανάλυση της εικόνας στο λογισμικό image analyzer, διαπιστώθηκε ότι, ο μαρτενσίτης αποτελούσε την κυρίαρχη φάση με ποσοστό συμμετοχής στην επιφάνεια του δείγματος περίπου ίσο με 50%, ενώ ο φερρίτης συμμετείχε με ποσοστό 30%, ο περλίτης με 12% και τα καρβίδια με 8%.

Αντίστοιχα, η θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δείγματος με τη μέθοδο EBW (εικόνα 5-18(β)) χαρακτηρίζονταν μεταλλογραφικά από συμμετοχή βελονοειδούς μαρτενσίτη (martensite, α'), αλλοτριόμορφου φερρίτη (allotriomorphic ferrite, α) και περλίτη (P). Η ανοιχτόχρωμη αντίθεση πεδίου απέδωσε τη συμμετοχή ομάδων φάσεων καρβιδίων τύπου  $M_{23}C_6$ ,  $M_3C$ , MC, όπως επιβεβαιώθηκε και από τη βιβλιογραφία (εικόνα 5-19). Σε συνδυασμό με την ανάλυση της εικόνας στο λογισμικό image analyzer, διαπιστώθηκε ότι ο μαρτενσίτης αποτελούσε την κυρίαρχη φάση με ποσοστό συμμετοχής στην επιφάνεια του δείγματος περίπου ίσο με 60%, ενώ ο αλλοτριόμορφος φερρίτης συμμετείχε με ποσοστό 24%, ο περλίτης με 14% και το σύνολο των ομάδων φάσεων των καρβιδίων με 2%.

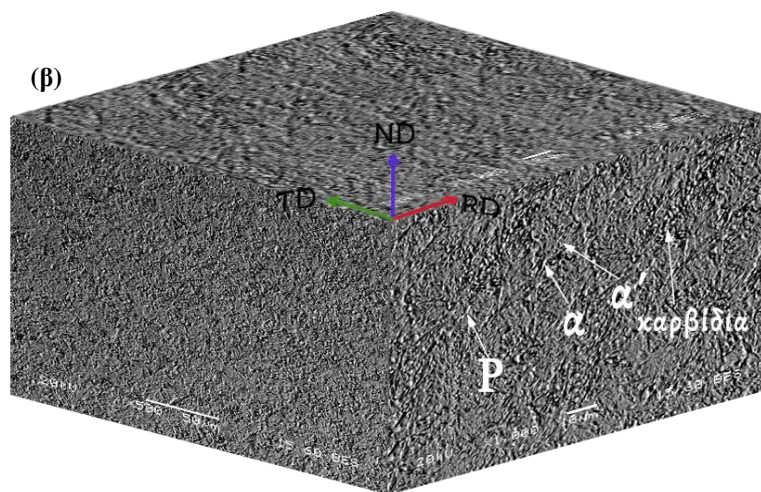
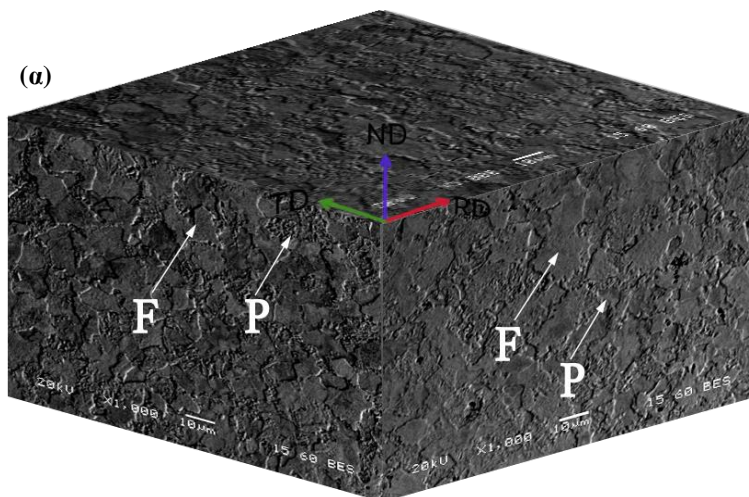
Η ζώνη τήξης του συγκολλημένου δείγματος με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-17(γ)) αποτελούνταν κυρίως από ομάδες δενδριτών μαρτενσίτη (martensite,  $\alpha'$ ), οι οποίες οφείλονταν στην έντονη θερμική διαβάθμιση κατά το θερμικό κύκλο της συγκόλλησης. Η ζώνη αυτή χαρακτηρίζονταν επίσης από σημαντική συμμετοχή κόκκων φερρίτη Widmanstätten (Widmanstätten ferrite,  $\alpha_w$ ). Να σημειωθεί, ότι δεν παρατηρήθηκε η ανάπτυξη ομάδων φάσεων καρβιδίων, όπως στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Μέσω της χρήσης του λογισμικού image analyzer εκτιμήθηκε το κλάσμα όγκου συμμετοχής του μαρτενσίτη σε 70% και του φερρίτη Widmanstätten σε 30%.

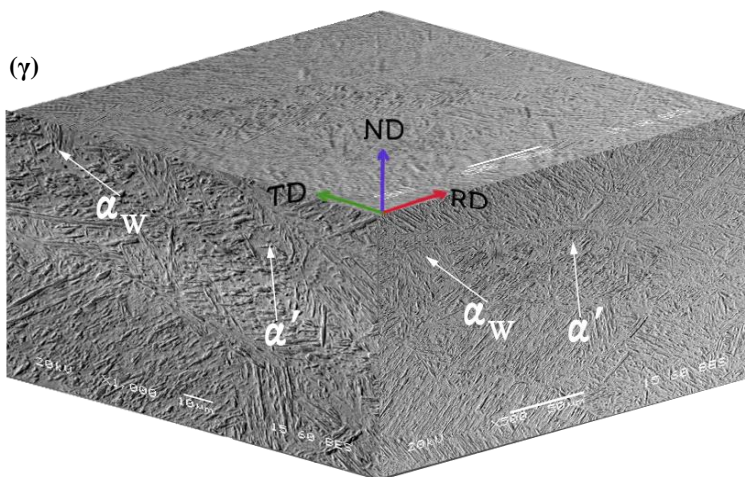
Κατ' αντιστοιχία, μεταλλογραφικά, η ζώνη τήξης του συγκολλημένου δείγματος με τη μέθοδο EBW (εικόνα 5-18(γ)) χαρακτηρίζονταν από ομάδες φάσεων μαρτενσιτικών δενδριτών (martensite,  $\alpha'$ ), αλλά και από την παρουσία φερρίτη Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). Μέσω της χρήσης του λογισμικού image analyzer εκτιμήθηκε το κλάσμα όγκου συμμετοχής του σε 90%, του φερρίτη Widmanstätten σε 10%.



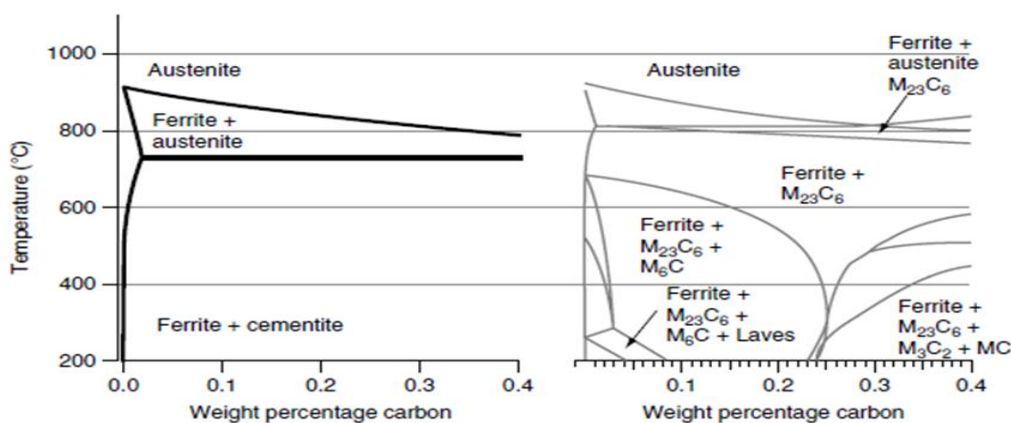


**Εικόνα 5-17:** Εικόνα οπισωσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG.





**Εικόνα 5-18:** Εικόνα οπισωκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW.



**Εικόνα 5-19:** Διάγραμμα φάσεως (α) κοινού ανθρακούχου χάλυβα και (β) μικροκραματωμένου χάλυβα, στο οποίο παρουσιάζονται οι πιθανές ομάδες φάσεων καρβιδίων που μπορούν να συμμετέχουν στη μήτρα.

Το μέταλλο βάσης και στα δύο συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα (εικόνα 5-19(α) και εικόνα 5-20(α)) αποτελούνταν κυρίως από ισαξονικούς πολυγωνικούς κόκκους προευτηκτοειδούς φερρίτη, χαρακτηριζόμενων από σχετική ανομοιογένεια στην κατανομή του μέσου μεγέθους τους. Το μέσο μέγεθος συμμετοχής αυτών προσδιορίστηκε ίσο περίπου με  $58 \mu\text{m} \pm 6 \mu\text{m}$ . Μορφολογικά εμφανίζονταν ως επάλληλα πλακίδια ευτηκτοειδούς φερρίτη και σεμεντίτη, ετερογενώς προσανατολισμένα. Η ενδοπλακιδιακή απόσταση παρουσίαζε έντονη διακύμανση, εξαιτίας της ανάπτυξης διαφορετικών γενιών του μικρογραφικού συστατικού. Το μέσο μέγεθος των περλιτικών κόκκων εκτιμήθηκε ίσο με  $41 \mu\text{m} \pm 9 \mu\text{m}$ .

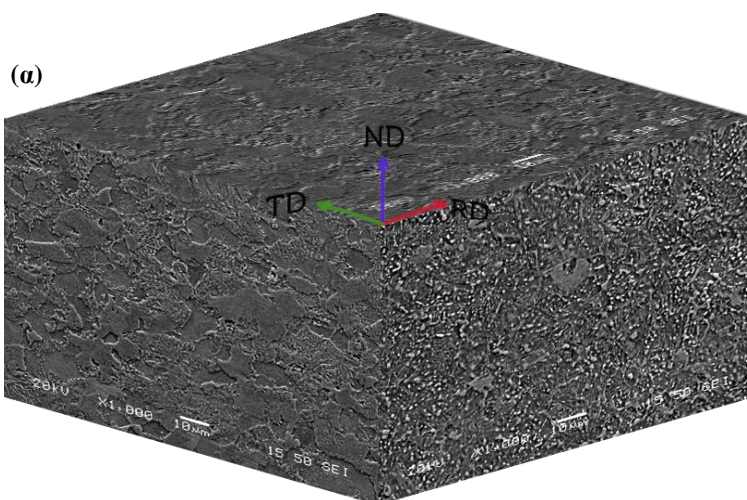
Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκίμιου με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-20(β)) ήταν εκτενέστερη, εν συγκρίσει με αυτήν της EBW. Αποτελούνταν από μεγεθυμένες βελόνες μαρτενσίτη ( $\alpha'$ ), οι οποίες χαρακτηρίζονταν από ανισοτροπία ως προς τον προσανατολισμό και από μορφολογική ετερογένεια. Οι γωνιώδεις επιφάνειες του μαρτενσίτη αποτελούσαν ενεργά αναβαθμισμένα κέντρα φύτρωσης και ανάπτυξης αλλοτριόμορφου φερρίτη ( $\alpha$ ). Παρατηρήθηκε σημαντική ανομοιομορφία ως προς το μέσο μέγεθος κατανομής του, με τη τιμή να προσδιορίζεται στα  $24,2 \mu\text{m} \pm 1,4 \mu\text{m}$  για τον αλλοτριόμορφο φερρίτη. Περικρυσταλλικά των μαρτενσιτικών κόκκων αναπτύσσονταν ομάδες φάσεων καρβιδίων, σε μορφή λεπτής

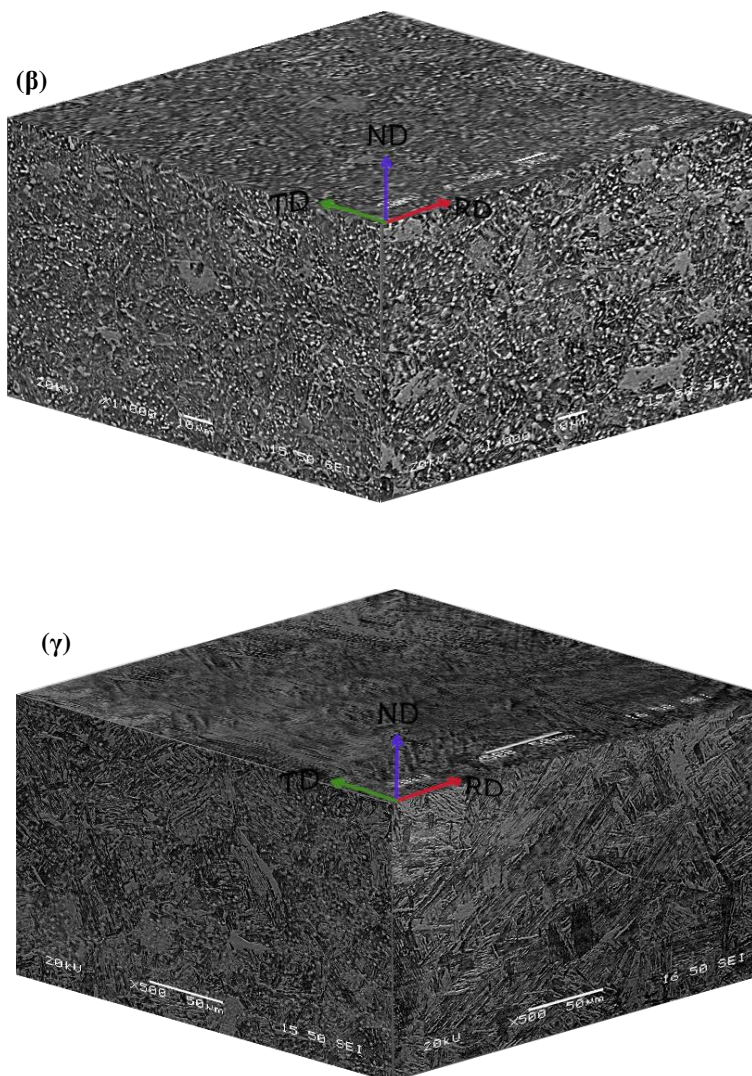
μεμβράνης (film), ενώ ενδοκρυσταλλικά αναπτύσσονταν καρβίδια, σφαιρικής (globular) ή κυβικής (cuboidal) μορφολογίας. Τα καρβίδια αυτά εμφάνιζαν περιορισμένη συνεκτικότητα με τη μαρτενσιτική μήτρα.

Αντίστοιχα, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW (εικόνα 5-21(β)) ο μαρτενσίτης χαρακτηρίζονταν από ηπιότερη ανισοτροπία ως προς τον προσανατολισμό και από σχετικά περιορισμένη ετερογένεια μέσου μεγέθους ανάπτυξης βελονών. Η μικροδομή στη ζώνη αυτή εμφάνιζε χαρακτηριστικές μορφολογικές δομές που έτειναν περισσότερο σε γωνιώδη συμμετρία, ενώ απουσίαζαν οι ισαξονικοί φερριτικοί κόκκοι, γεγονός που υποδήλωνε συνθήκες συμμετοχής αλλοτριόμορφου φερρίτη και φερρίτη Widmanstätten. Η συμμετοχή των καρβιδίων περι- και ενδο-κρυσταλλικά των μαρτενσιτικών βελόνων ήταν υψηλότερη συγκριτικά με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG. Η κυβοειδής μορφολογία στην οποία αναπτύσσονταν, οδηγούσε στην περιορισμένη συνοχή με τη μαρτενσιτική μήτρα. Παρατηρήθηκε υψηλή ανομοιομορφία του μεγέθους των φάσεων εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας, με τη τιμή του μέσου μεγέθους να προσδιορίζεται στα  $18,2 \mu\text{m} \pm 1,4 \mu\text{m}$  για τον αλλοτριόμορφο φερρίτη.

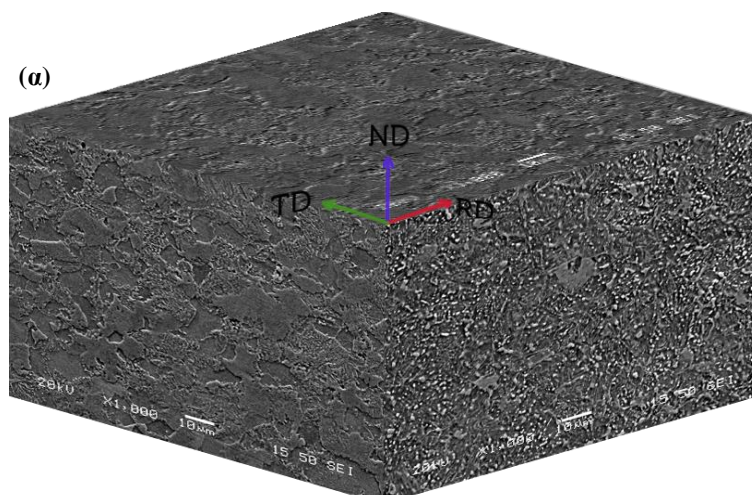
Τέλος, η ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-20(γ)) χαρακτηρίζονταν από ομάδες μαρτενσιτικών δενδριτών ανομοιόμορφου μεγέθους, ανισότροπου προσανατολισμού και επιμήκους μορφολογίας. Η ετερογένεια στον προσανατολισμό των δενδριτών αποδόθηκε στην ανάπτυξη διαφορετικών γενιών κατά το θερμικό κύκλο της συγκόλλησης. Παρατηρήθηκε μικρή, ισοσταθμισμένη κατανομή κλάσματος όγκου αλλοτριόμορφου φερρίτη. Στη ζώνη αυτή δεν κατέστη δυνατό να εντοπιστεί παρουσία ομάδων φάσεων καρβιδίων.

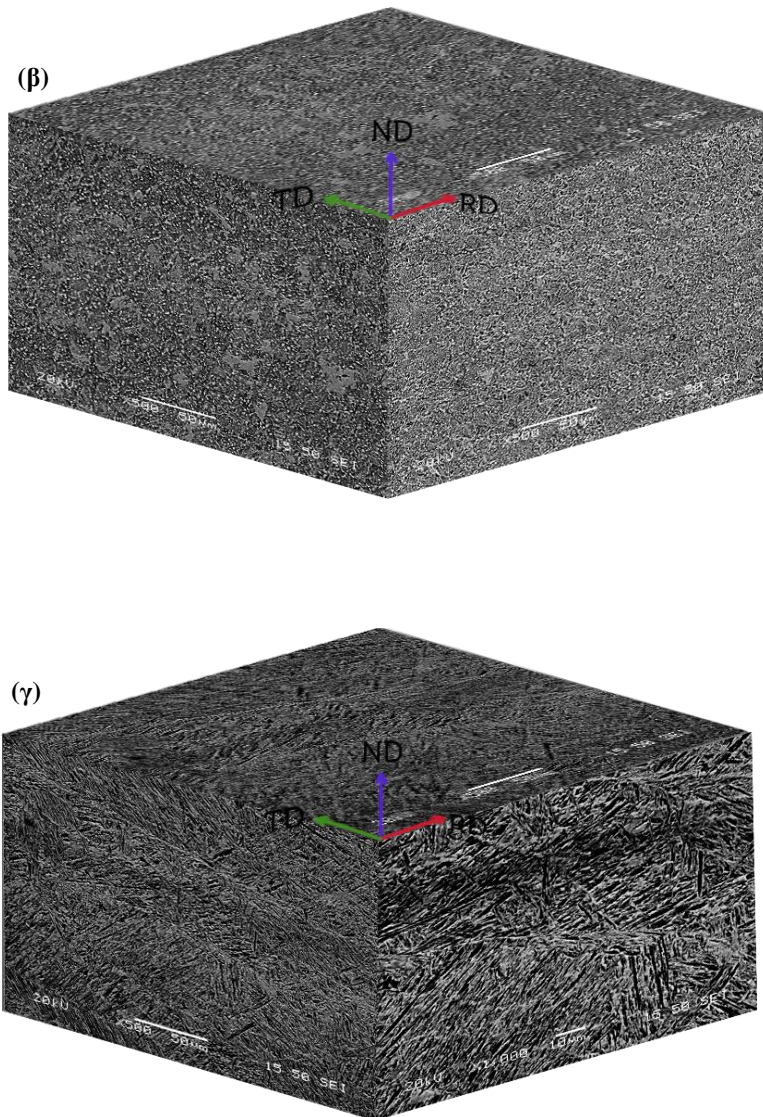
Ομοίως, η ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW (εικόνα 5-21(γ)) χαρακτηρίζονταν από επιμήκεις μαρτενσιτικούς δενδρίτες, οι οποίοι στην περίπτωση αυτή παρουσίαζαν ισχυρή λεπτοκρυσταλλικότητα. Λόγω του ταχύτατου ρυθμού απόψυξης, δεν ήταν δυνατόν να πραγματοποιηθεί ανάπτυξη γενεών δενδριτών, με αποτέλεσμα τη χαμηλότερη ετερογένεια στο μέσο μέγεθος ανάπτυξης και στον προσανατολισμό. Στην περίπτωση αυτή, εμφανίζονταν φάσεις εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας, όπως του αλλοτριόμορφου φερρίτη. Ωστόσο, το μέγεθός τους ήταν μικρότερο, σε σύγκριση με το αντίστοιχο των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο TIG. Κοινό χαρακτηριστικών και των δύο ζωνών ήταν η απουσία ομάδων φάσεων καρβιδίων, τόσο στις διαδενδριτικές περιοχές, όσο και στις ενδοδενδριτικές.





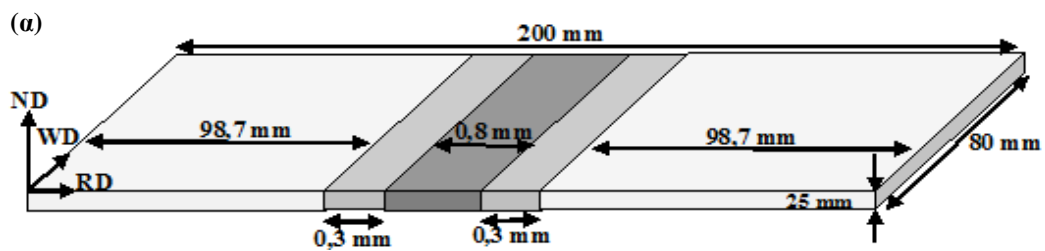
**Εικόνα 5-20:** Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG.



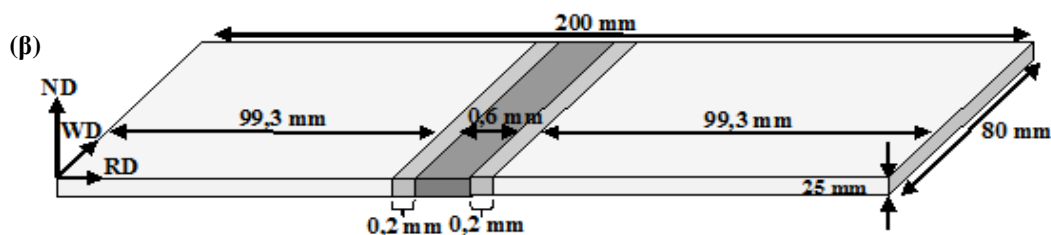


**Εικόνα 5-21:** Εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI mode) από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

Στην εικόνα 5-22 παρουσιάζεται το εύρος των ζωνών της συγκόλλησης, για τα δείγματα AISI 4130 χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με τις τεχνικές TIG και EBW, αντίστοιχα. Οι διαστάσεις μετρήθηκαν μέσω της παρατήρησης της κάθετης διατομής των συγκολλημένων δειγμάτων στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.







**Εικόνα 5-22:** Διαστάσεις της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης στα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα που συγκολλήθηκαν με τη μέθοδο (α) TIG και (β) EBW. Στην εικόνα σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).

Οι γενικευμένες χημικές αναλύσεις στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με τις μεθόδους TIG και EBW, σε κάθε ζώνη της συγκόλλησης, απέδειξαν αυξημένη συμμετοχή του Mo στη ζώνη τήξης (fusion zone, FZ) και απόρριψη (rejection) του Cr στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Εξαιτίας του βραδύτερου ρυθμού απόψυξης κατά το θερμικό κύκλο της συγκόλλησης με την τεχνική TIG και της ολοκλήρωσης του διαχυσιακού φαινομένου, παρατηρήθηκαν ισχυρότερα πεδία εμπλουτισμού και απόρριψης μικροκραματικών στοιχείων, στο δοκίμιο αυτό.

Μέσω αντιπροσωπευτικών μετρήσεων σημειακής χημικής μικροανάλυσης πραγματοποιήθηκε μελέτη της στατιστικής κατανομής των κραματικών στοιχείων, τόσο σε περι-κρυσταλλικές, όσο και σε ενδο-κρυσταλλικές θέσεις, σε όλες τις ζώνες της συγκόλλησης. Τα αποτελέσματα της ανάλυσης αυτής, μέσω της εκτίμησης της μέσης ποσοστιαίας συμμετοχής του Cr και του Mo παρουσιάζονται συνοπτικά στον πίνακα 5-3.

**Πίνακας 5-3:** Εκτίμηση της μέση ποσοστιαίας συμμετοχής των κραματικών στοιχείων (wt%), μέσω σημειακών χημικών μικροαναλύσεων EDS.

Τεχνική συγκόλλησης	TIG					
	FZ		HAZ		BM	
	Ενδο-δενδριτικά	Περι-	Ενδο-κρυσταλλικά	Περι-	Ενδο-κρυσταλλικά	Περι-
Cr	2,32 ± 0,22	1,54 ± 0,48	1,04 ± 0,10	1,76 ± 0,24	0,98 ± 0,19	0,90 ± 0,20
Mo	0,67 ± 0,11	1,18 ± 0,14	0,72 ± 0,21	0,36 ± 0,20	0,32 ± 0,10	0,28 ± 0,18

Τεχνική συγκόλλησης	EBW					
	FZ		HAZ		BM	
	Ενδο-δενδριτικά	Περι-	Ενδο-κρυσταλλικά	Περι-	Ενδο-κρυσταλλικά	Περι-
Cr	1,98 ± 0,12	1,04 ± 0,08	0,82 ± 0,17	1,76 ± 0,24	0,94 ± 0,12	0,93 ± 0,12
Mo	0,37 ± 0,10	0,98 ± 0,12	0,54 ± 0,20	0,22 ± 0,10	0,24 ± 0,07	0,19 ± 0,08

Από τα αποτελέσματα προέκυψε ότι, οι ομοιόμορφοι πάχους και μορφολογίας δενδρίτες της ζώνης τήξης του δοκιμίου που συγκολλήθηκαν με τη τεχνική EBW παρουσίαζαν αυξημένη συμμετοχή Cr ενδο-δενδριτικά και ταυτόχρονα, αποκραματώθηκαν από Mo, του οποίου η συμμετοχή αυξήθηκε περι-δενδριτικά. Η διαβάθμιση αυτή στην κατανομή των κραματικών στοιχείων δε συνοδεύονταν από την

παρουσία σχηματισμού καρβιδίων, ούτε στις διεπιφάνειες των δενδριτών, ούτε στο εσωτερικό τους.

Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW ήταν εμφανής ο μικροδιαφορισμός των στοιχείων, ο οποίος συνέβαλλε στην περι-κρυσταλλική ανάπτυξη καρβιδίων, τύπου  $M_{23}C_6$  μη-αμελητέου κλάσματος όγκου συμμετοχής και τα οποία εντοπίζονταν από τη χαρακτηριστική μορφολογία λεπτής μεμβράνης και την ανοιχτόχρωμη αντίθεση πεδίου που εισήγαγαν στα όρια των κόκκων, σε εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων. Να σημειωθεί, ότι η ανοιχτόχρωμη αντίθεση οφείλονταν στην κραμάτωση των καρβιδίων με στοιχεία υψηλού μέσου ατομικού αριθμού (Cr, Mo). Θεωρήθηκε ότι η ομάδα φάσεως καρβιδίων που αναπτύσσονταν περι-κρυσταλλικά αντιστοιχούσε στο χημικό τύπο  $M_{23}C_6$ , εξαιτίας αφ' ενός, της θερμοδυναμικής σταθερότητας που εμφάνιζε το καρβίδιο αυτό σε χαμηλές θερμοκρασίες (θερμοκρασία δωματίου) και αφ' ετέρου, της ιδιάζουσας μορφολογίας του. Ενδο-κρυσταλλικά, παρατηρήθηκαν περιοχές αποκραματωμένες σε Cr και ανοιχτόχρωμης αντίθεσης πεδίου, οι οποίες θεωρήθηκε ότι αντιστοιχούν σε κατακρημνίσεις βελονοειδούς (needle-like) MC καρβιδίου, με το M να αντιπροσωπεύει το Mo.

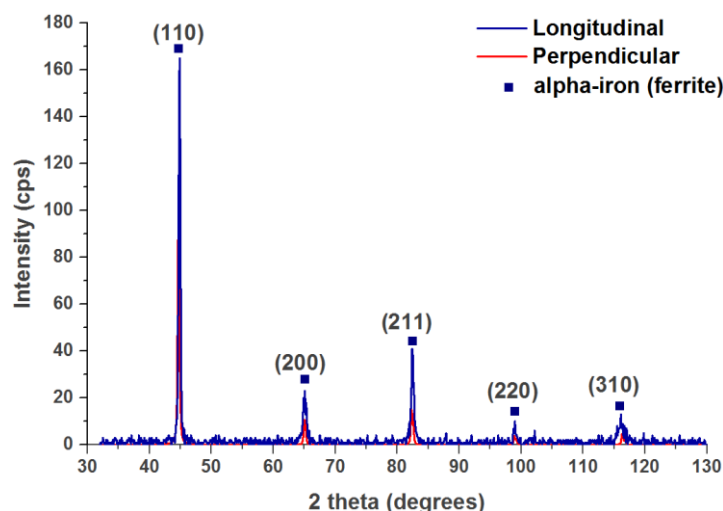
Το μέταλλο βάσης χαρακτηρίζονταν από ομότροπη κατανομή της συγκέντρωσης των κραματικών στοιχείων και από απουσία του φαινομένου του μικροδιαφορισμού και για τα δύο συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα.

### 5.3 Περιθλασιμετρία ακτίνων X (XRD)

#### 5.3.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

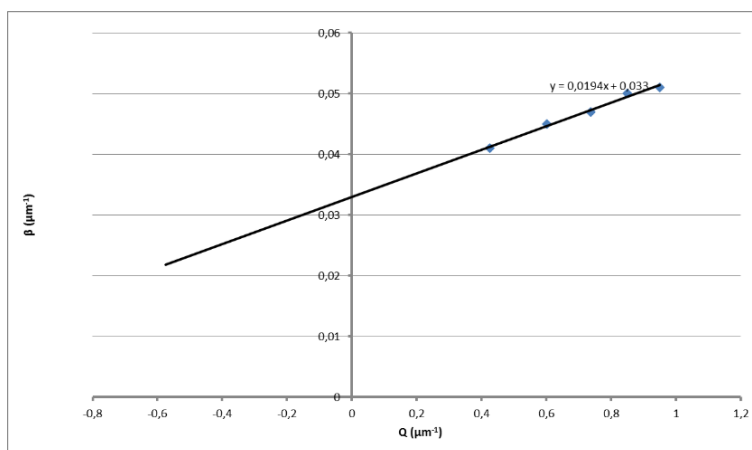
Διαδοχικές σαρώσεις της επιφάνειας του μετάλλου βάσης των συγκολλημένων δειγμάτων του ηλεκτρικού χάλυβα πραγματοποιήθηκαν παράλληλα και κάθετα στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης (rolling direction).

Στο αντινοδιάγραμμα που προέκυψε (εικόνα 5-23) διακρίνονταν ανακλάσεις προτιμητέων κρυσταλλογραφικών επιπέδων ανάπτυξης, που ταυτοποιούσαν τη μητρική φερριτική φάση ( $\alpha$ -Fe) στο βασικό μέταλλο και για τις δύο διευθύνσεις ανάλυσης. Η διαφορά στο σχετικό λόγο των υψών των κορυφών αποδόθηκε στη διαφοροποίηση των προτιμητέων κρυσταλλογραφικών ιστών ανάπτυξης των φερριτικών κόκκων.



**Εικόνα 5-23:** Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας ακτίνων X, όπως αυτό προέκυψε από τη σάρωση της επιφάνειας του μετάλλου βάσης του ηλεκτρικού χάλυβα, παράλληλα (μπλε γραμμή) και κάθετα (κόκκινη γραμμή) στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης.

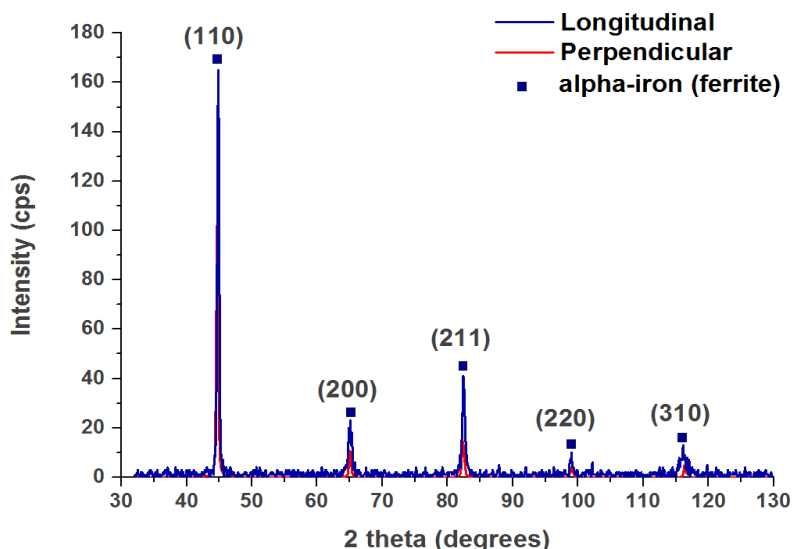
Εκτός από την ταυτοποίηση της φερριτικής μήτρας και το μακροδομικό προσδιορισμό του ιστού ανάπτυξης στο μέταλλο βάσης, προσεγγίστηκε η κατανομή του μέσου μεγέθους των κόκκων, μέσω της χρήσης της σχέσης Debye – Scherrer (εξίσωση 4-2). Η παραπάνω ανάλυση διεκπεραιώθηκε για το κυρίαρχο σύστημα ανάπτυξης των φερριτικών κόκκων, που αντιστοιχούσε στο κρυσταλλογραφικό επίπεδο (110). Όπως προέκυψε μετά την εφαρμογή της σχέσης, το μέσο μέγεθος του κόκκου προσδιορίστηκε περίπου ίσο με 36 μm. Αντίστοιχα, μέσω της χρήσης της εξίσωσης 4-6, προέκυψε από το διάγραμμα Williamson- Hall (εικόνα 5-24) ότι, το μέγεθος του κόκκου ήταν ίσο με 30,3 μm, ενώ το ποσοστό παραμόρφωσης ήταν 1,9%.



Εικόνα 5-24: Διάγραμμα Williamson-Hall για το μέταλλο βάσης του ηλεκτρικού χάλυβα.

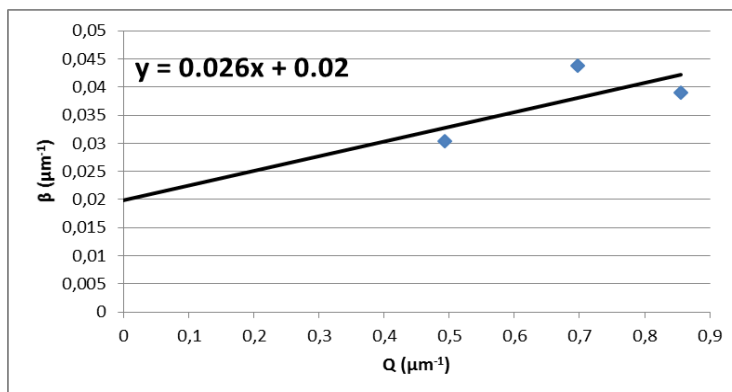
### 5.3.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Στην εικόνα 5-25 παρουσιάζεται το αντινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας από το βασικό μέταλλο του συγκολλημένου AISI 1008, για διαδοχικές σαρώσεις της επιφάνειάς του παράλληλα και κάθετα στον άξονα της έλασης. Ταυτοποιήθηκαν οι ανακλάσεις των φερριτικών κόκκων, ενώ ο περλίτης δεν ανιχνεύθηκε ως μικρογραφικό συστατικό.



Εικόνα 5-25: Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας ακτίνων Χ, όπως αυτό προέκυψε από τη σάρωση της επιφάνειας του μετάλλου βάσης του AISI 1008 χάλυβα, παράλληλα (μπλε γραμμή) και κάθετα (κόκκινη γραμμή) στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης.

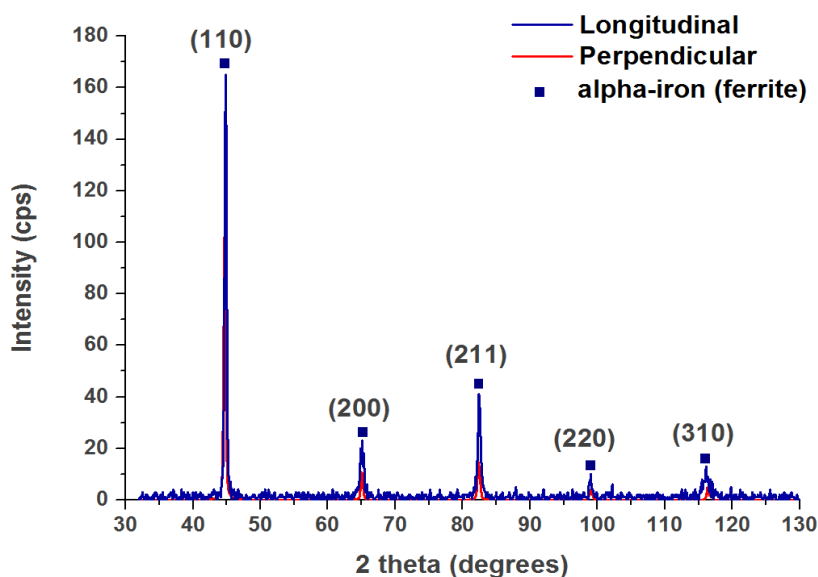
Το μέσο μέγεθος των φερριτικών κόκκων για το κρυσταλλογραφικό επίπεδο (110) προσδιορίστηκε περίπου ίσο με 57  $\mu\text{m}$  μέσω της χρήσης της σχέσης Debye – Scherrer (εξίσωση 4-2), ενώ από το διάγραμμα Williamson- Hall (εικόνα 5-44) προσδιορίστηκε ίσο με 50  $\mu\text{m}$ . Από το ίδιο διάγραμμα το ποσοστό παραμόρφωσης υπολογίστηκε ίσο με 2,6%.



Εικόνα 5-26: Διάγραμμα Williamson-Hall για το βασικό μέταλλο του AISI 1008 χάλυβα.

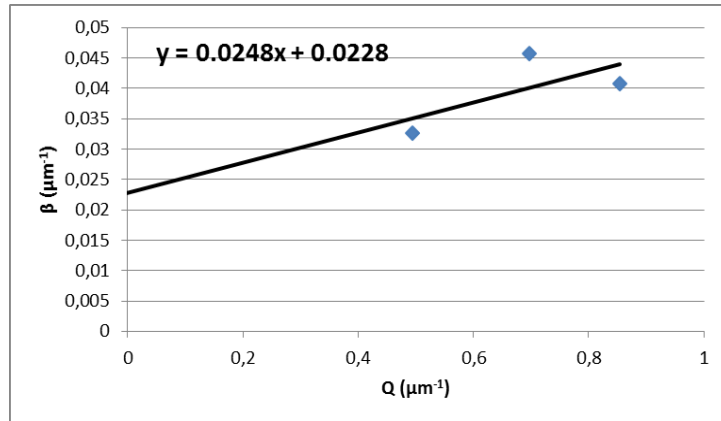
### 5.3.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Από το αντινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας (εικόνα 5-27) ταυτοποιήθηκε, στο μέταλλο βάσης μόνο η φερριτική φάση. Δεν ανιχνεύθηκε ο περλίτης και οι ομάδες φάσεων καρβιδίων.



Εικόνα 5-27: Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας ακτίνων X, όπως αυτό προέκυψε από τη σάρωση της επιφάνειας του μετάλλου βάσης του AISI 4130 χάλυβα, παράλληλα (μπλε γραμμή) και κάθετα (κόκκινη γραμμή) στο διαμήκη άξονα θερμοπλαστικής παραμόρφωσης.

Το μέσο μέγεθος των φερριτικών κόκκων για το κρυσταλλογραφικό επίπεδο (110) προσδιορίστηκε, με τη χρήση της εξίσωσης 4-2, περίπου ίσο με 87  $\mu\text{m}$ , ενώ υπολογίστηκε, από το διάγραμμα Williamson- Hall (εικόνα 5-46) ίσο με 73,8  $\mu\text{m}$ . Από το ίδιο διάγραμμα το ποσοστό παραμόρφωσης προσδιορίστηκε ίσο με 2,9%.

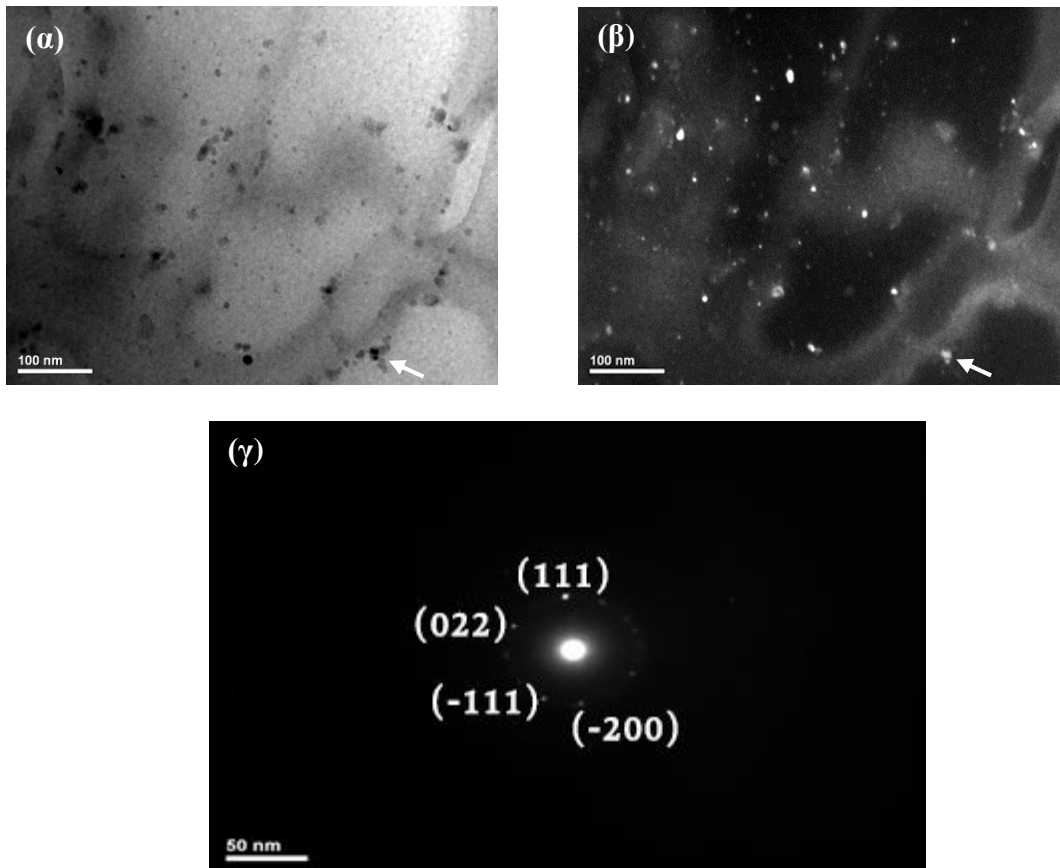


Εικόνα 5-28: Διάγραμμα Williamson-Hall για το βασικό μέταλλο του AISI 1008 χάλυβα.

## 5.4 Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

### 5.4.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένος ηλεκτρικός χάλυβας

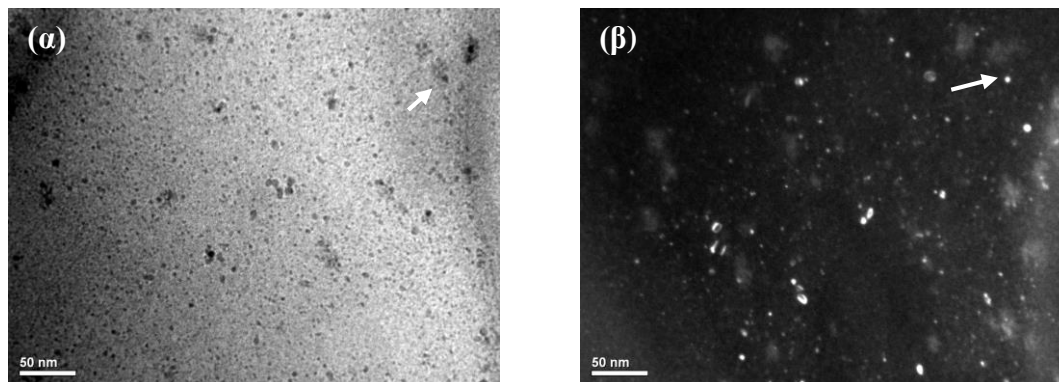
Μελετώντας το μέταλλο βάσης σε εικόνα φωτεινού πεδίου (bright field) (εικόνα 5-29(α)), παρατηρήθηκε η ενδοκρυσταλλική ετερογενής διασπορά ομάδων σουλφιδίων, σφαιρικής μορφολογίας. Οι σχηματισμοί αυτοί χαρακτηρίζονταν από ανοιχτόχρωμη αντίθεση πεδίου, σε εικόνα σκοτεινού πεδίου (dark field) (εικόνα 5-29(β)).



Εικόνα 5-29: Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) στο μέταλλο βάσης, όπου ταυτοποιήθηκαν σφαιροποιημένα εγκλείσματα MnS, σε ενδοκρυσταλλικές θέσεις φύτευσης των φερριτικών κόκκων (υποδεικνύονται με λευκό βέλος), μέσω της δεικτοδότησης του SAED.

Η παρουσία υπομικροσκοπικών εγκλεισμάτων ενδοκρυσταλλικά των φερριτικών κόκκων, σε συνδυασμό με την απουσία περικρυσταλλικής ανάπτυξης και διασπορά αυτών, έχει παρατηρηθεί από πολλούς ερευνητές και αποδίδεται σε σχηματισμούς MnS. Η υπόθεση αυτή ενισχύθηκε από το προφίλ περίθλασης (selected area diffraction pattern, SAED) (εικόνα 5-29(γ)), καθώς η δεικτοδότησή του επιβεβαίωσε την ύπαρξη εγκλεισμάτων MnS. Οι υπομικροσκοπικές διαστάσεις τους, σε συνδυασμό με το περιορισμένο κλάσμα όγκου συμμετοχής και την ετερογενή διασπορά τους, κατέστησαν αδύνατο τον εντοπισμό τους με τη χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) ή περίθλασης ακτίνων X (XRD).

Σε ακόμα μεγαλύτερη μεγέθυνση (εικόνα 5-30), η εικόνα φωτεινού πεδίου αντιπροσώπευε το εσωτερικό του φερριτικού κόκκου. Επισημάνθηκε και επιβεβαιώθηκε η παρουσία εγκλεισμάτων MnS, διακυμαινόμενου μέσου μεγέθους ανάπτυξης και σφαιρικής μορφολογίας.



**Εικόνα 5-30:** Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) στο μέταλλο βάσης, όπου επισημάνθηκε η παρουσία ενδοκρυσταλλικής ανάπτυξης εγκλεισμάτων τύπου MnS (υποδεικνύεται με λευκό βέλος).

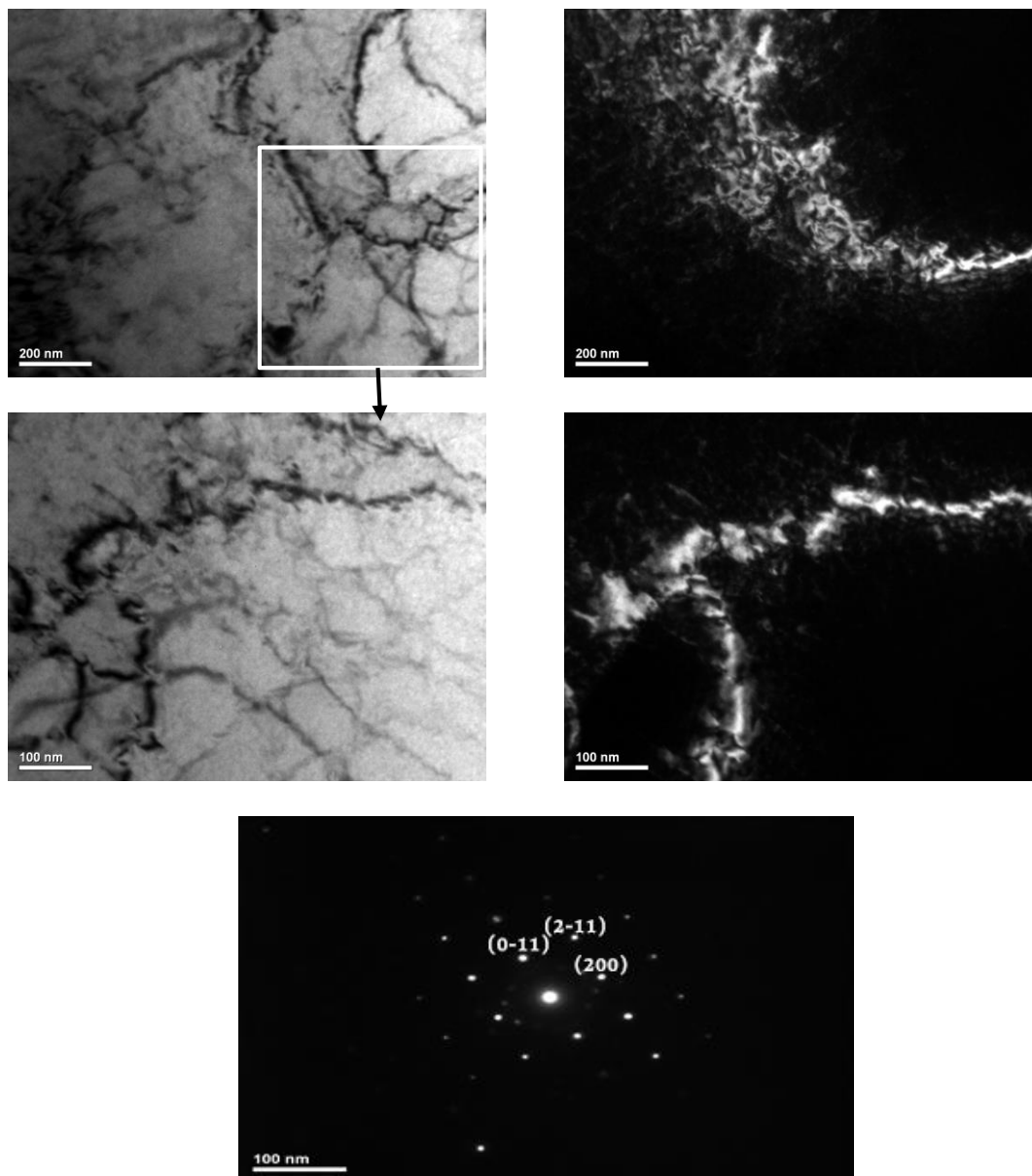
Η τιμή της πυκνότητας των διαταραχών (dislocations' density) προσδιορίστηκε, με τη χρήση της εξίσωσης του Keh (εξίσωση 4-7), για την επιλεγθείσα περιοχή που απεικονίζεται στην εικόνα 5-31(α), να είναι περίπου ίση με  $8,3 \cdot 10^9 \cdot \text{cm}^{-2}$ .

Από το προφίλ της περίθλασης (selected area diffraction pattern, SAED), που παρουσιάζεται στην εικόνα 4-31(ε), ταυτοποιήθηκε η μονοφασικότητα του μετάλλου βάσης, καθώς επιβεβαιώθηκε η παρουσία φερριτικής μήτρας, η οποία χαρακτηρίζονταν από χωροκεντρωμένη κυβική κρυσταλλική δομή.

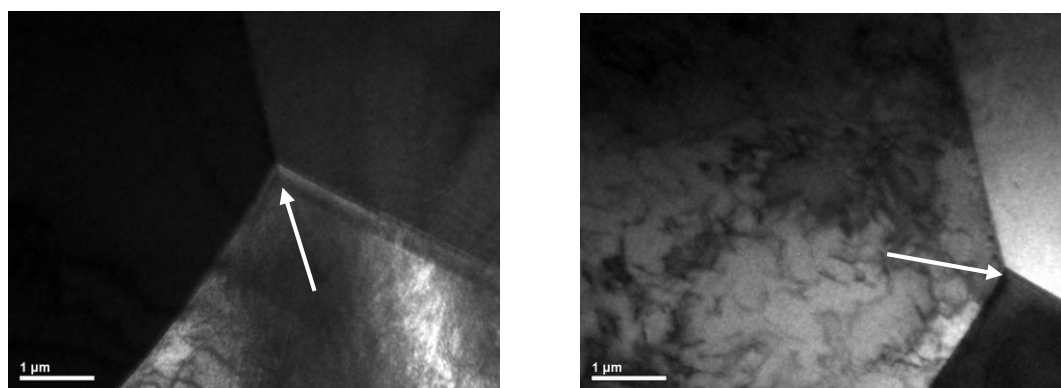
Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG παρατηρήθηκε αυξημένη συμμετοχή τριπλών σημείων (εικόνα 5-32), τα οποία αποτελούσαν ενεργειακά αναβαθμισμένα κέντρα. Στις εικόνες αυτές δεν ήταν εμφανής η παρουσία MnS, όπως στο μέταλλο βάσης. Μελετώντας, σε μεγαλύτερη μεγέθυνση, ένα τριπλό σημείο (εικόνες 5-33(α) και 5-33(β)) σε εικόνα φωτεινού και σκοτεινού πεδίου, επιβεβαιώθηκε η μη ανάπτυξη εγκλεισμάτων. Το ίδιο συμπέρασμα προέκυψε και από τη μελέτη, στο εσωτερικό ενός κόκκου (εικόνες 5-33(γ) και 5-33(δ)).

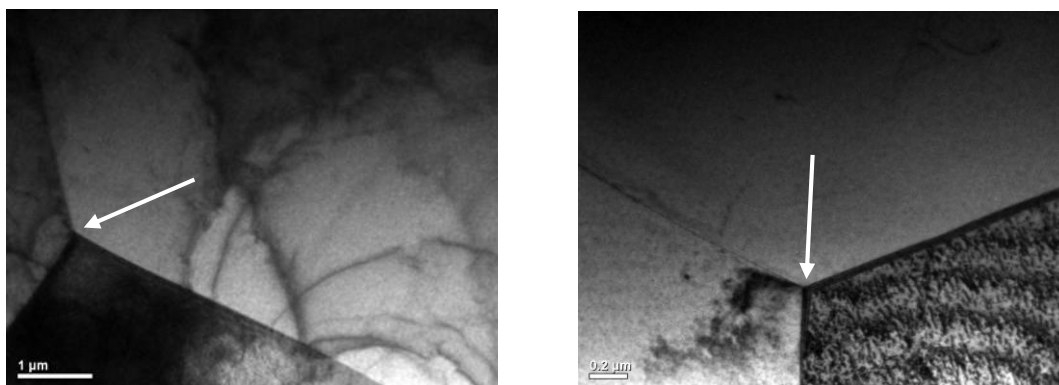
Λαμβάνοντας το προφίλ περίθλασης (selected area diffraction pattern, SAED), που παρουσιάζεται στην εικόνα 4-34(γ), επιβεβαιώθηκε η παρουσία φερριτικής μήτρας και η διατήρηση της χωροκεντρωμένης κυβικής δομής.

Η τιμή της πυκνότητας των διαταραχών (dislocations' density) προσδιορίστηκε, με τη χρήση της εξίσωσης του Keh (εξίσωση 4-7), για την επιλεγθείσα περιοχή που απεικονίζεται στην εικόνα 5-35(α), περίπου ίση με  $5 \cdot 10^9 \cdot \text{cm}^{-2}$ .

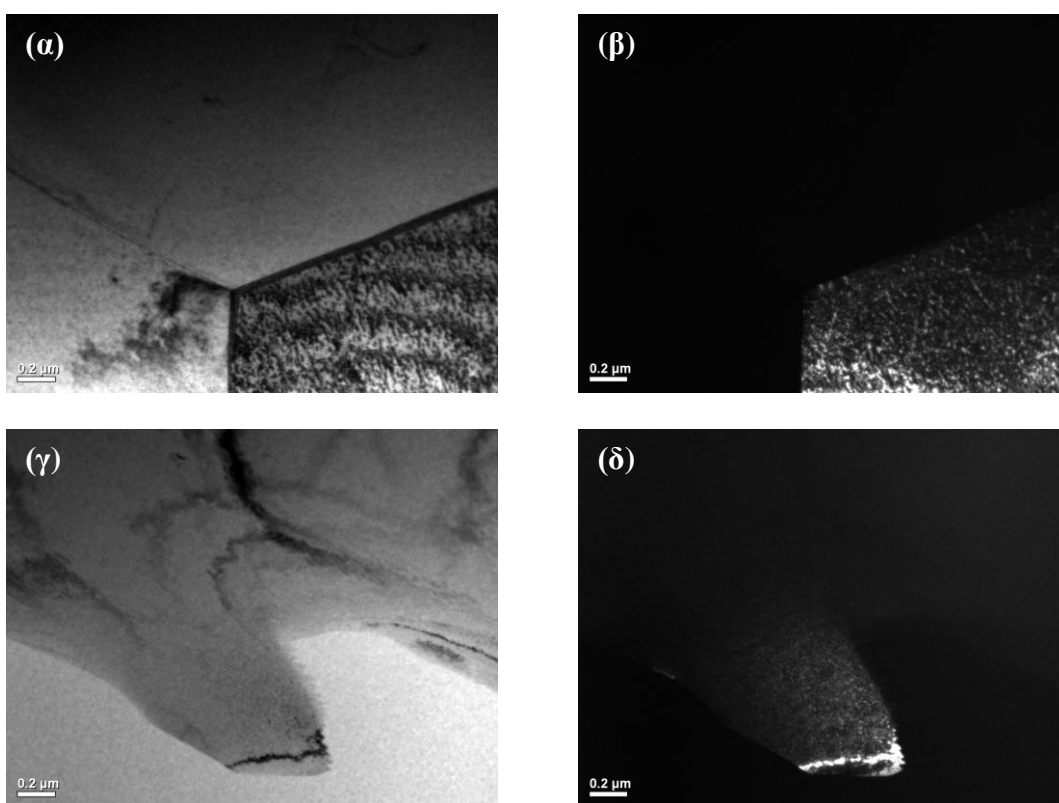


**Εικόνα 5-31:** Εικόνες (α, γ) φωτεινού (bright field) και (β, δ) σκοτεινού πεδίου (dark field), που ελήφθησαν στο μέταλλο βάσης και (ε) δεικτοδότηση του SAED για την επιβεβαίωση της BCC δομής και την ταυτοποίηση της φερριτικής μητρικής φάσης.

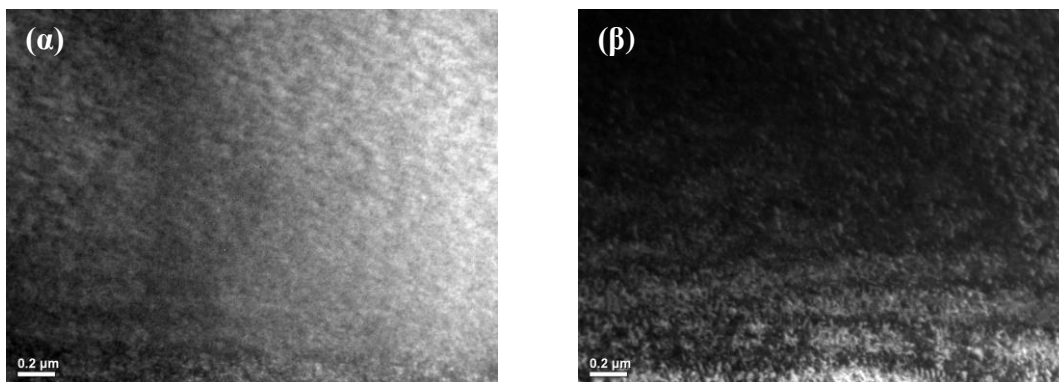




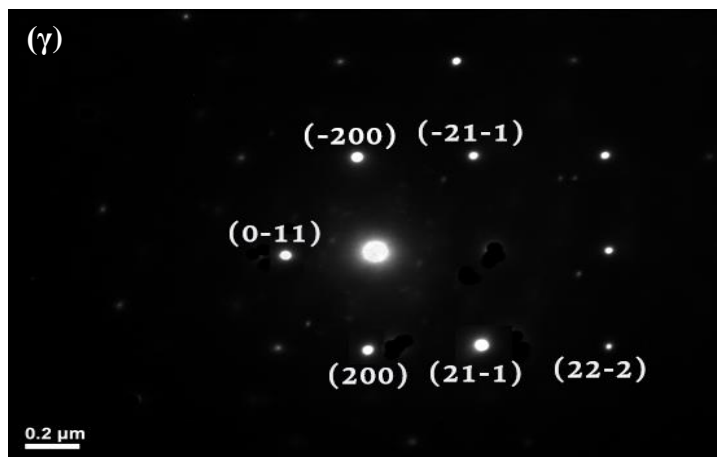
**Εικόνα 5-32:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field), που ελήφθησαν από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG, στις οποίες απεικονίζονται τριπλά σημεία (υποδεικνύονται με λευκό βέλος) των φερριτικών κόκκων.



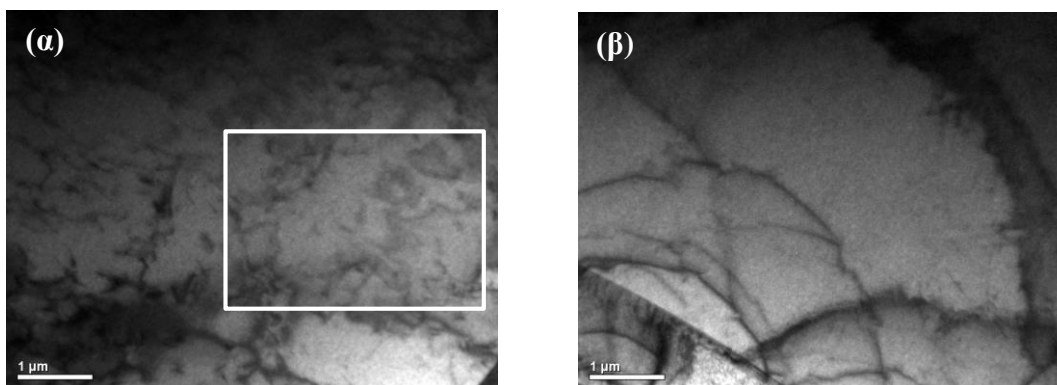
**Εικόνα 5-33:** Εικόνες (α, γ) φωτεινού (bright field) και (β, δ) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG.







**Εικόνα 5-34:** Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG και (γ) δεικτοδότηση του SAED για την επιβεβαίωση της BCC δομής και την ταυτοποίηση της φερριτικής φάσης.

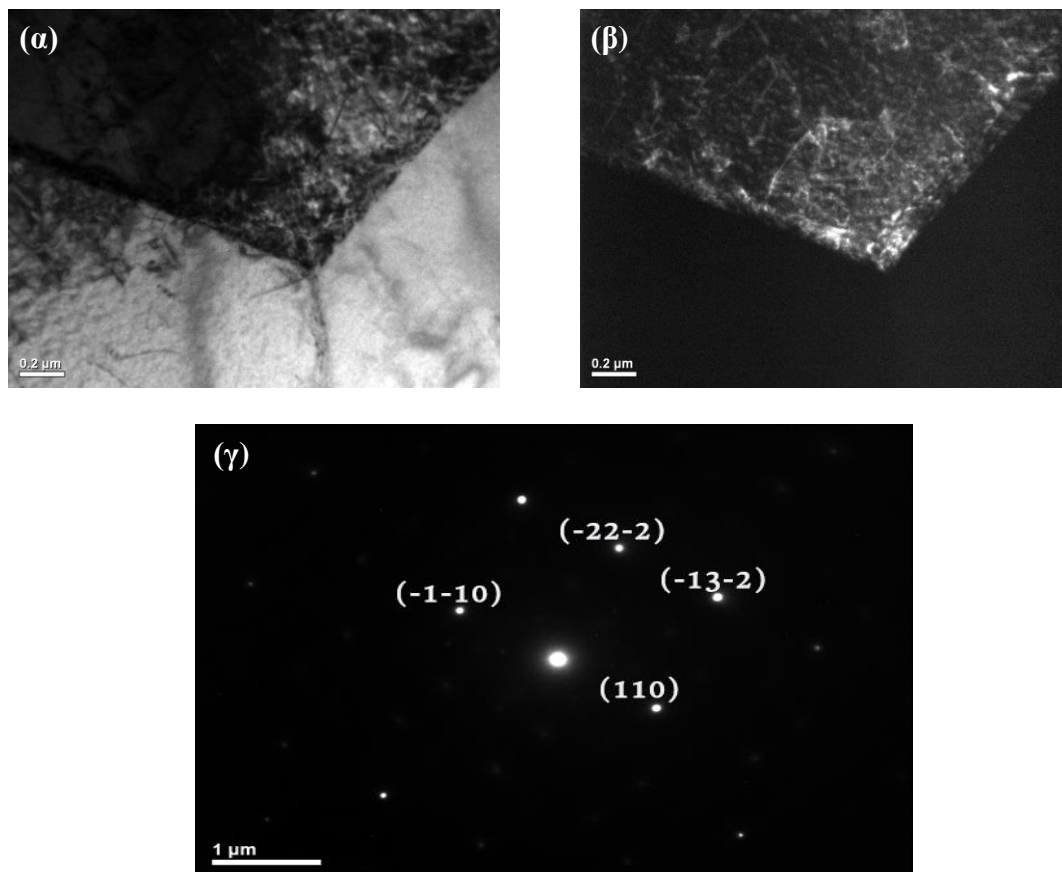


**Εικόνα 5-35:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG, στις οποίες απεικονίζονται δικτυώματα διαταραχών.

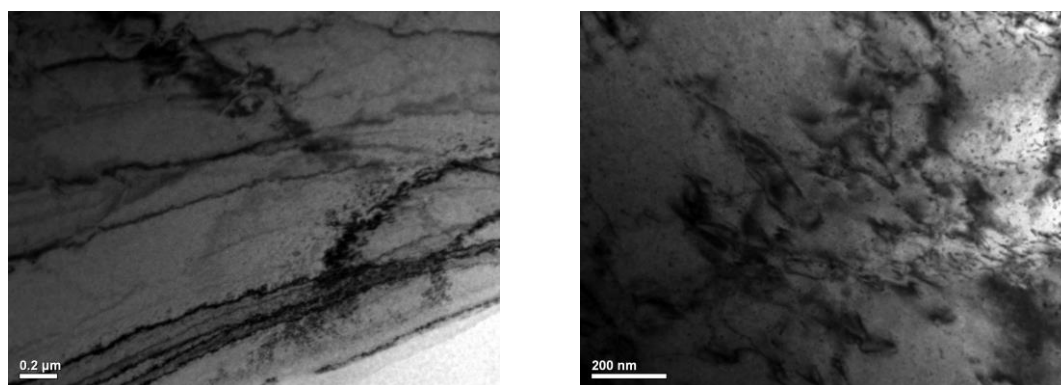
Ομοίως, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο Plasma, παρατηρήθηκε αυξημένη συμμετοχή τριπλών σημείων (εικόνα 5-36) και απουσία εκτεταμένης φύτρωσης και ανάπτυξης κατακρημνίσεων. Λαμβάνοντας το προφίλ περίθλασης (εικόνα 4-36(γ)), ταυτοποιήθηκε η χωροκεντρωμένη κυβική δομή της φερριτικής φάσης. Η τιμή της πυκνότητας των διαταραχών (εικόνα 5-37) ήταν περίπου ίση με  $5,8 \cdot 10^9 \cdot \text{cm}^{-2}$ .

Η ίδια διαδικασία χαρακτηρισμού ακολουθήθηκε και για τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW. Η συμμετοχή των τριπλών σημείων στην περίπτωση αυτή ήταν μικρότερη (εικόνες 5-38(α) και 5-38(β)). Αν και δεν ήταν γνωστή η παράμετρος camera length (L) του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου, από τη θέση των σημείων (spots) του προφίλ περίθλασης επιβεβαιώθηκε η χωροκεντρωμένη κυβική δομή της φερριτικής φάσης. Ωστόσο, δεν κατέστη δυνατή η πραγματοποίησή της δεικτοδότησή τους (εικόνα 5-38(γ)).

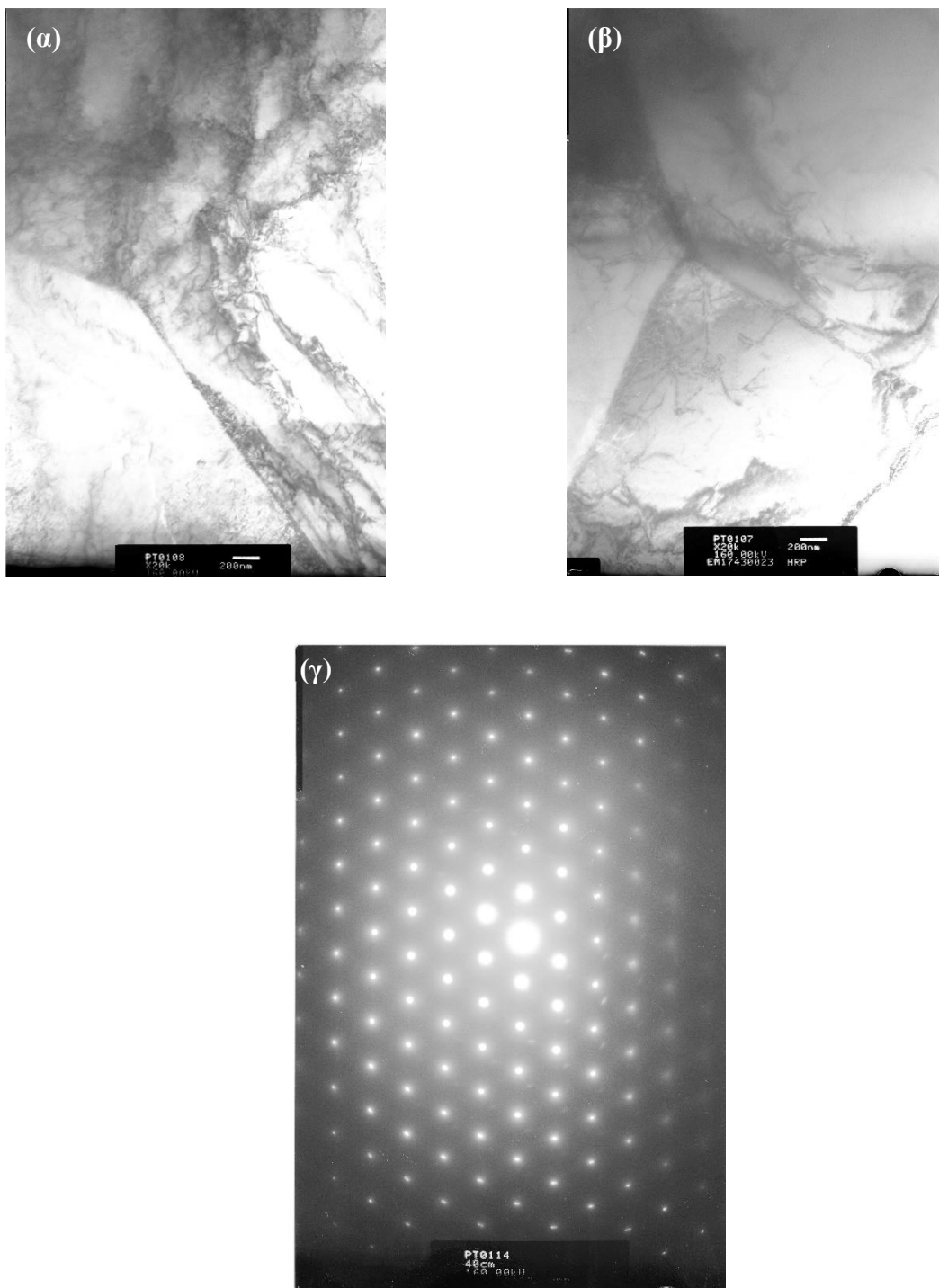
Η τιμή της πυκνότητας των διαταραχών, που προσδιορίστηκε για την επιλεγθείσα περιοχή της εικόνας 5-39(α), ήταν περίπου ίση με  $5,5 \cdot 10^9 \cdot \text{cm}^{-2}$ . Μορφολογικά εμφανίζονταν σε λωρίδες (stripe pattern).



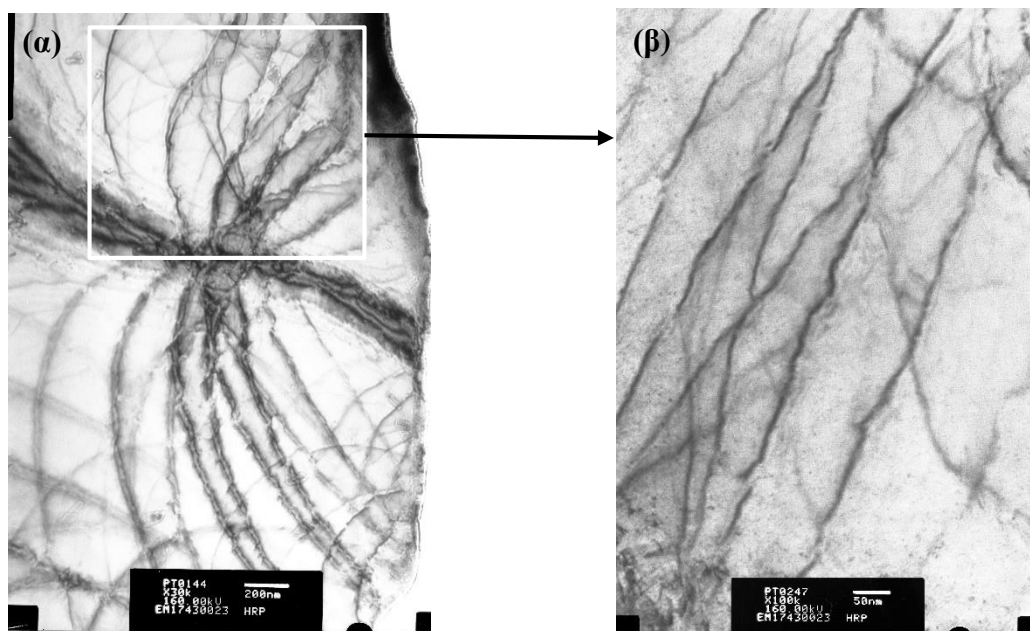
**Εικόνα 5-36:** Εικόνες (α) φωτεινού (bright field) και (β) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο Plasma και (γ) δεικτοδότηση του SAED για την επιβεβαίωση της BCC δομής και την ταυτοποίηση της φερριτικής φάσης.



**Εικόνα 5-37:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field), από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο Plasma, στις οποίες απεικονίζονται δάση διαταραχών.

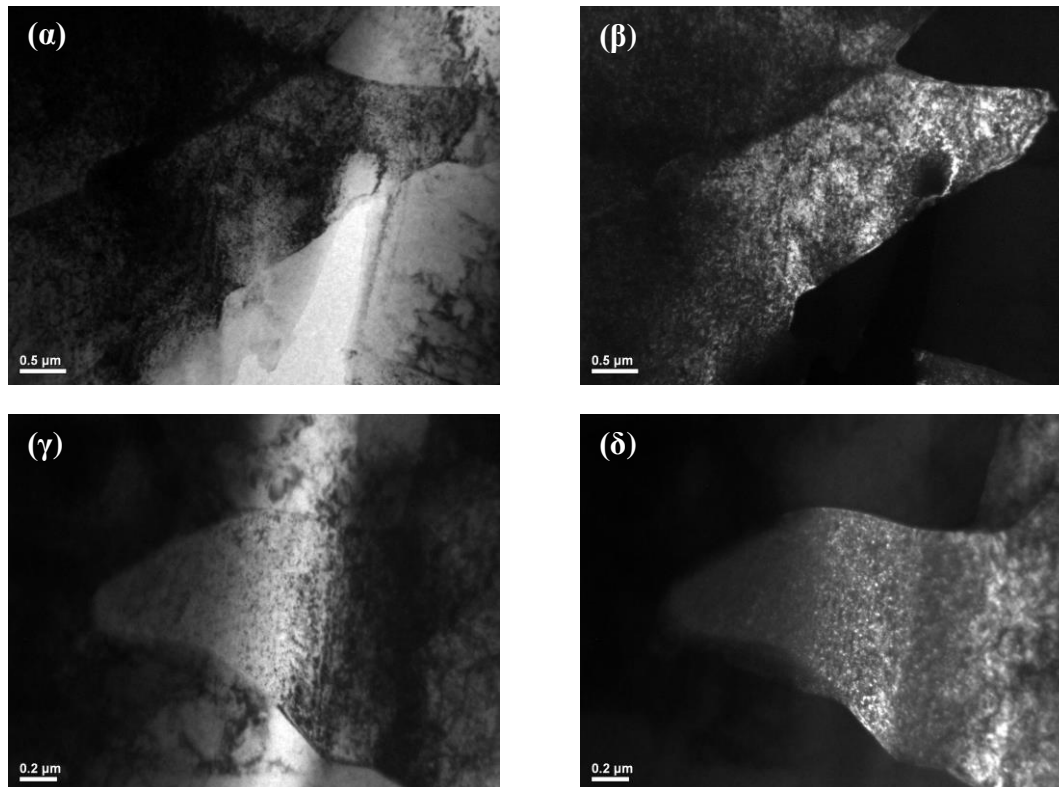


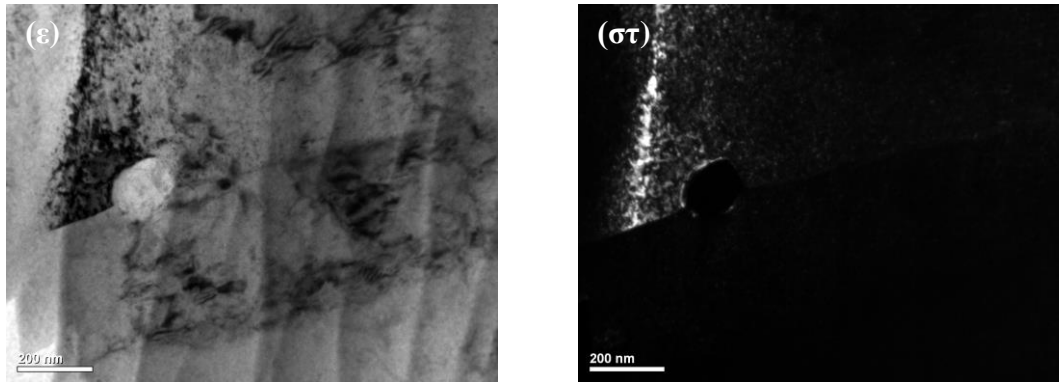
**Εικόνα 5-38:** (α, β) Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο EBW, στις οποίες απεικονίζεται η παρουσία τριπλών σημείων και (γ) το αντίστοιχο SAED.



**Εικόνα 5-39:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο EBW, στις οποίες απεικονίζονται δικτυώματα διαταραχών.

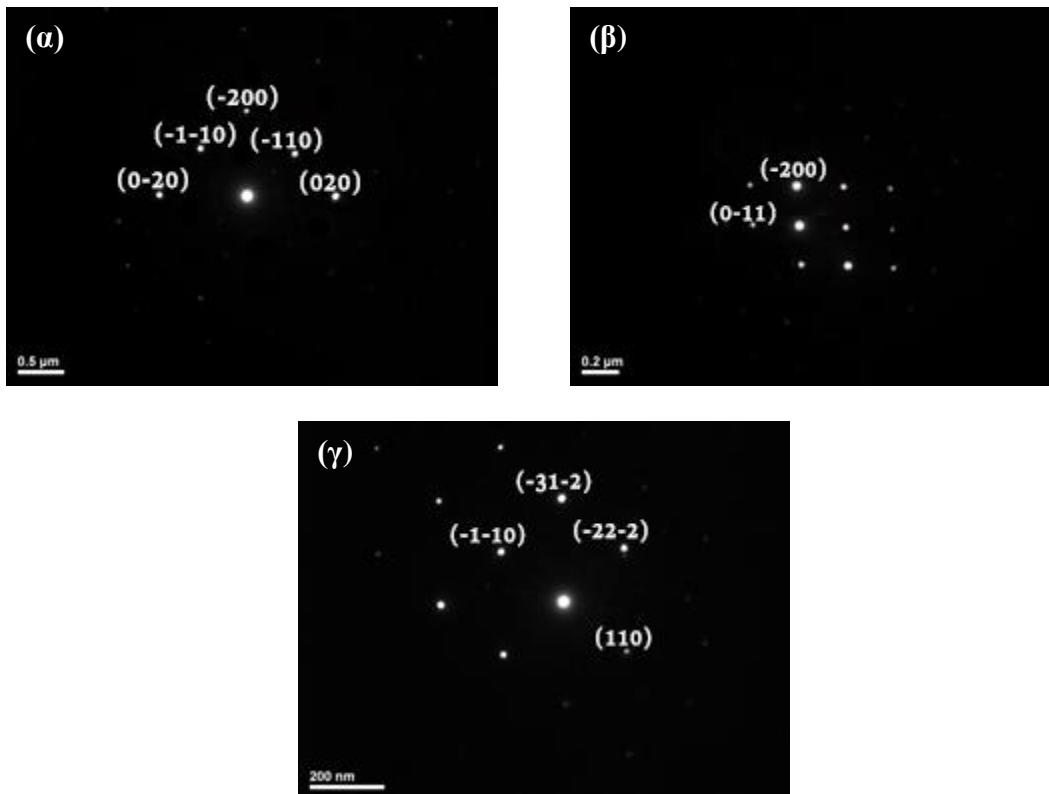
Στην εικόνα 5-40 παρουσιάζονται οι εικόνες φωτεινού και σκοτεινού πεδίου, που ελήφθησαν από τη ζώνη τήξης των συγκολλημένων δειγμάτων του ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG (εικόνες 5-40(α) και 5-40(β)), Plasma (εικόνες 5-40(γ) και 5-40(δ)) και EBW (εικόνες 5-40(ε) και 5-40(στ)).





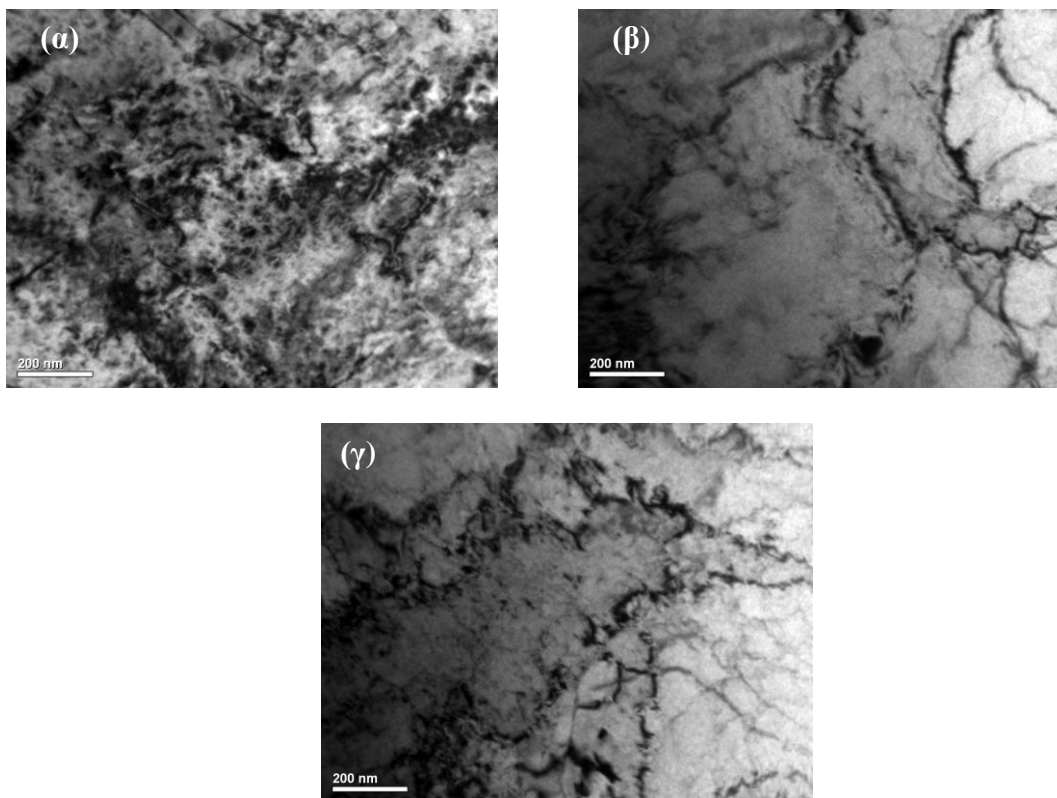
**Εικόνα 5-40:** Εικόνες (α, γ, ε) φωτεινού (bright field) και (β, δ, στ) σκοτεινού πεδίου (dark field) από τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο (α, β) TIG, (γ, δ) Plasma και (ε, στ) EBW.

Από τα προφίλ περίθλασης, των συγκολλημένων δειγμάτων του ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-41(α)), Plasma (εικόνα 5-41(β)) και EBW (εικόνα 5-41(γ)), ταυτοποιήθηκε η μονοφασική φερριτική δενδριτική φύση.



**Εικόνα 5-41:** Προφίλ περίθλασης (SAED) των συγκολλημένων δειγμάτων του ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW.

Η πυκνότητα των διαταραχών (εικόνα 5-42) παρουσιάστηκε ιδιαίτερος αυξημένη στη ζώνη αυτή, σχηματίζοντας κελιά (cells), χωρίς αυτά όμως να χαρακτηρίζονται από μια ομοιόμορφη κατανομή. Στην περίπτωση του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-42(α)), οι διαταραχές εμφανίζονταν επιμηκυμένες κατά τη διεύθυνση της συγκόλλησης. Ωστόσο, αποδείχθηκε αδύνατο να εκτιμηθεί ποσοτικά η πυκνότητα των διαταραχών στις εξεταζόμενες επιφάνειες.



**Εικόνα 5-42:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW, στις οποίες απεικονίζεται τεθλασμένη ανάπτυξη ευρυγωνικών δικτυωτών διαταραχών.

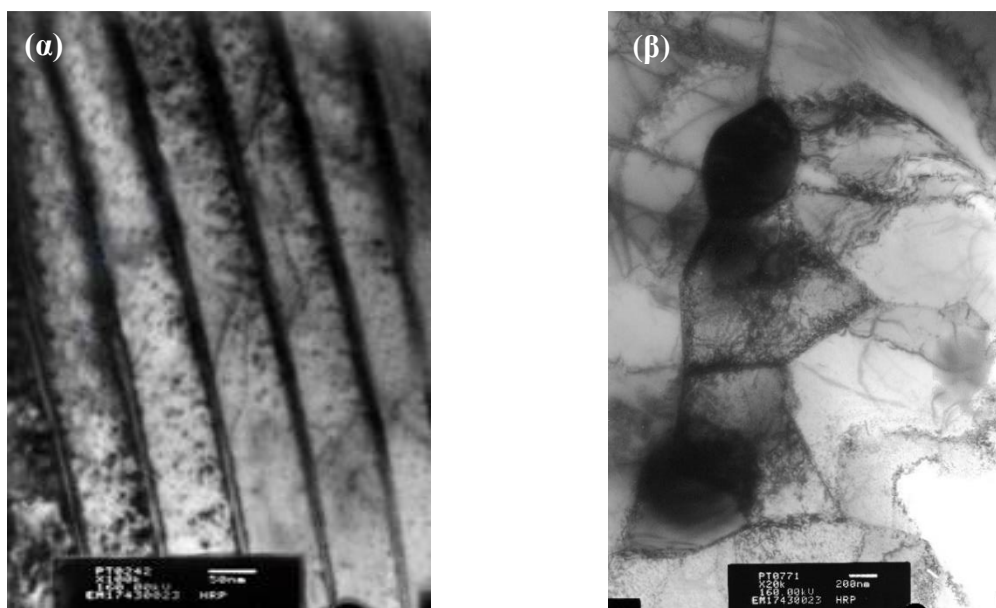
#### 5.4.2 AISI 1008 χάλυβας

Σε εικόνα φωτεινού πεδίου ταυτοποιήθηκαν το μικροδομικό συστατικό του περλίτη (εικόνα 5-43(α)), η μητρική φάση του προευθηκτοειδούς φερρίτη και ο σφαιροποιημένος σεμεντίτης (εικόνα 5-43(β)). Ο περλίτης αναπτύχθηκε υπό μορφή επαλληλίας πλακιδίων σεμεντίτη και ευθηκτοειδούς φερρίτη. Οι επιφάνειες διασύνδεσης ήταν επίπεδες ενώ παρουσίαζε αυστηρά καθορισμένο λόγο συμμετοχής πλακιδίων και ενδοπλακιδιακής απόστασης.

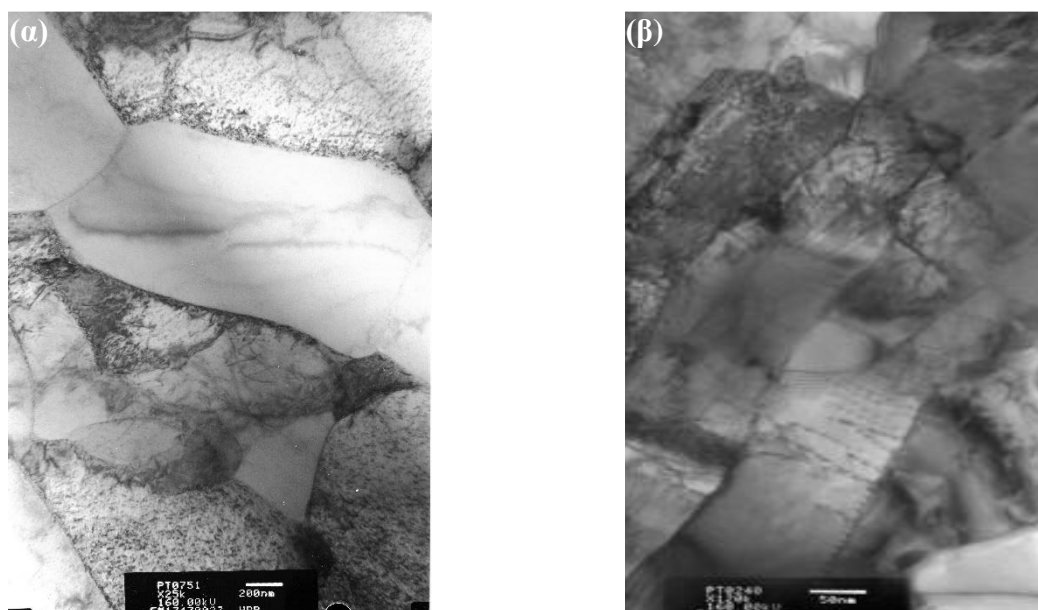
Στον περλίτη δεν παρατηρήθηκε υψηλή πυκνότητα διαταραχών ενδοπλακιδιακά. Ωστόσο, ο φερρίτης χαρακτηρίζονταν από υψηλότερη πυκνότητα διαταραχών, η οποία παρουσιάστηκε ενισχυμένη στη διεπιφάνεια με το σφαιροποιημένο σεμεντίτη. Τα δικτυώματα των διαταραχών στο εσωτερικό των κόκκων του φερρίτη φαίνονταν να αναπτύσσονται με τυχαία κατευθυντικότητα. Διαπιστώθηκε επίσης η ύπαρξη υψηλού αριθμού εμπλεγμένων (tangle) διαταραχών. Ως εκ τούτου, αποδείχθηκε αδύνατη η ποσοτική εκτίμηση της πυκνότητας των διαταραχών στο μέταλλο βάσης.

Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (εικόνα 5-62(α)), μολονότι η πυκνότητα διαταραχών στον περλίτη ήταν αυξημένη, στο σύνολό τους οι διαταραχές αναπτύσσονταν σε κυψελοειδή δομή (cells structure), με αποτέλεσμα να μειώνεται συνολικά η πυκνότητά των.

Στη ζώνη τήξης (εικόνα 5-62(β)), όπου είχαν σχηματιστεί φάσεις εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας (αλλοτριόμορφος φερρίτης, φερρίτης Widmanstätten και μπαινίτης), τα δικτυώματα των διαταραχών σχημάτιζαν αλληλεμπλεκόμενες και ανισότροπες μορφολογικά κατανομημένες δομές. Και πάλι, αποδείχθηκε αδύνατη η ποσοτική εκτίμηση της πυκνότητας των διαταραχών στη ζώνη τήξης.



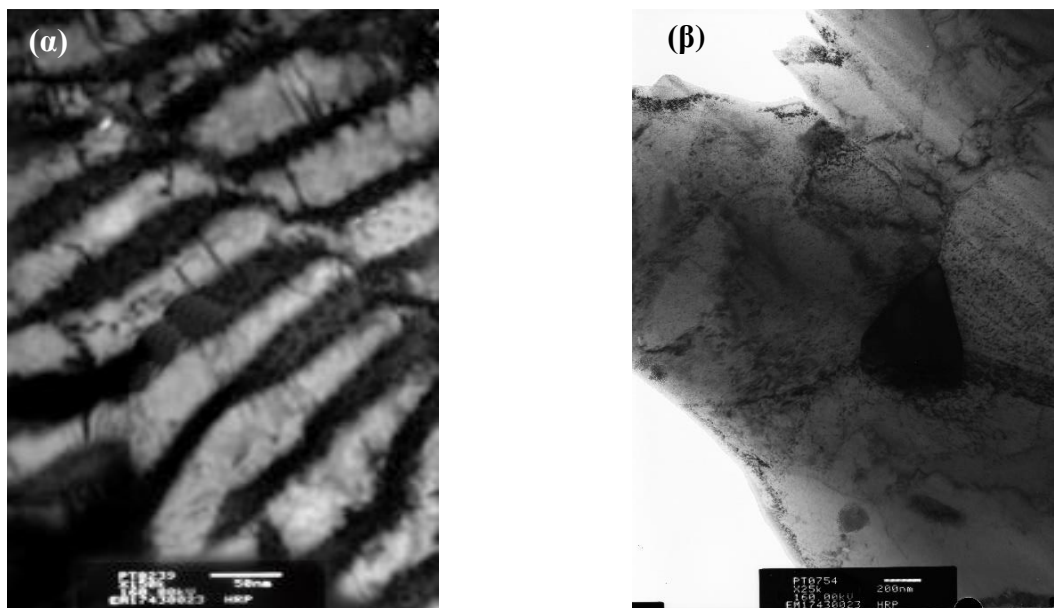
**Εικόνα 5-43:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από το μέταλλο βάσης του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο περλίτης και (β) ο προευτηκτοειδής φερρίτης και ο σφαιροποιημένος σεμεντίτης. Στις εικόνες παρουσιάζονται και οι νευρώνες διάδοσης συστημάτων διαταραχών.



**Εικόνα 5-44:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη (α) θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (β) τη ζώνη τήξης, του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW. Στις εικόνες παρουσιάζονται και οι διαταραχές.

### 5.4.3 AISI 4130 χάλυβας

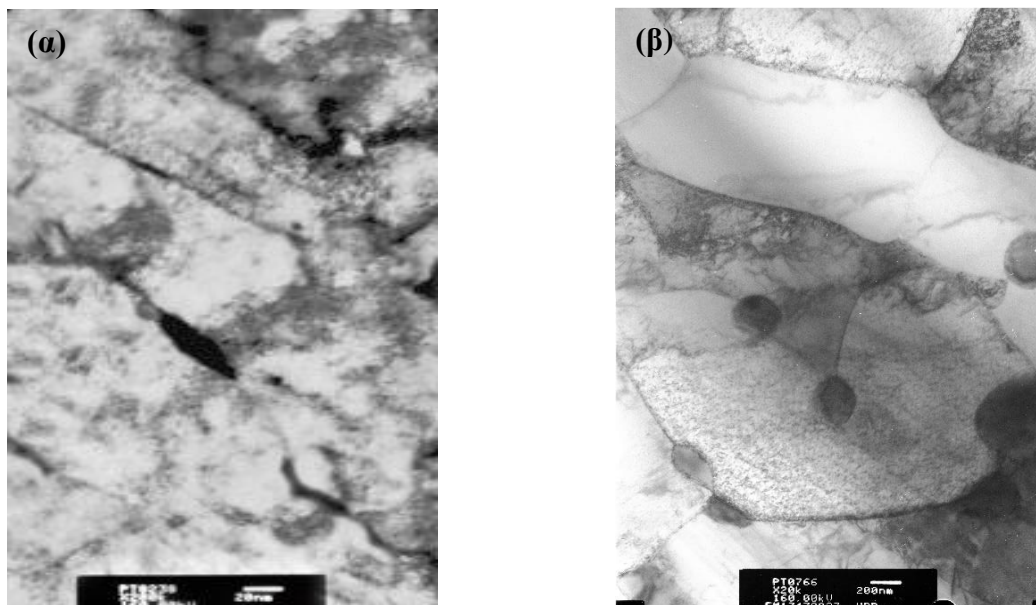
Σύμφωνα με τις εικόνες φωτεινού πεδίου, που ελήφθησαν από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης, το μέταλλο βάσης χαρακτηρίζονταν από περλιτικούς κόκκους, υπό μορφή επαλληλίας πλακιδίων σεμεντίτη και ευτηκτοειδούς φερρίτη (εικόνα 5-43(α)), καθώς επίσης και από φερριτικούς κόκκους (εικόνα 5-43(β)). Στο σύνολό του, το μέταλλο βάσης χαρακτηρίζονταν ως μια ζώνη με υψηλή πυκνότητα διαταραχών.



**Εικόνα 5-45:** Εικόνες φωτεινού (bright field), από το μέταλλο βάσης του συγκολλημένου AISI 4130 χάλυβα, στις οποίες απεικονίζονται (α) ο ο περλίτης και (β) προετηκτοειδής φερρίτης και ο σφαιροποιημένος σεμεντίτης. Στις εικόνες παρουσιάζονται και τα συστήματα των διαταραχών σε διαφασικά όρια συναρμογής.

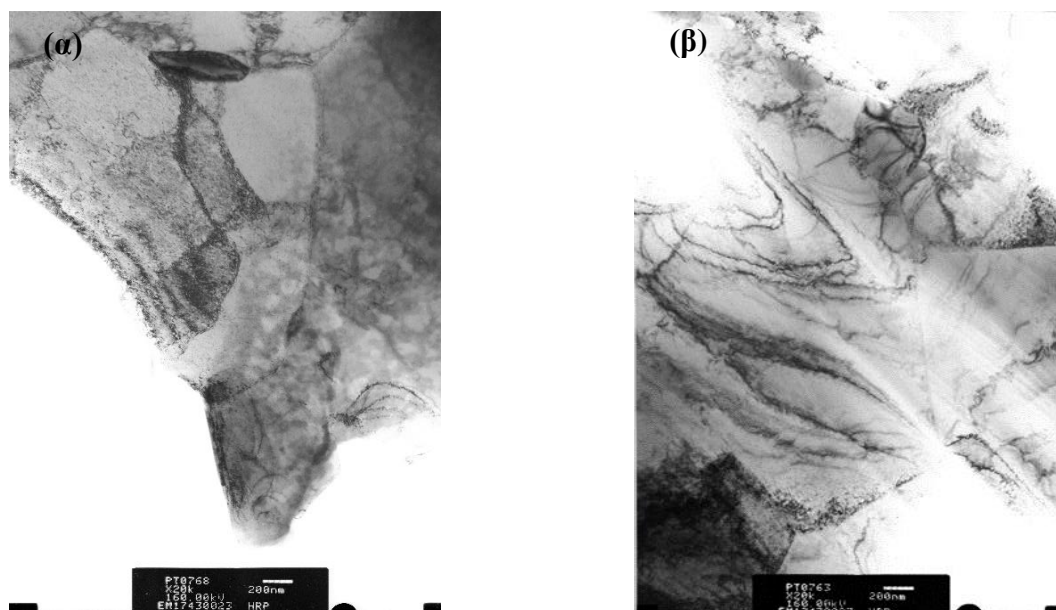
Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη των συγκολλημένων δοκιμίων με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-46(α)) και EBW (εικόνα 5-46(β)) επιβεβαιώθηκε η περικρυσταλλική, ανάπτυξη μη αμελητέου κλάσματος όγκου συμμετοχής ομάδων φάσεων καρβιδίων. Η ζώνη αυτή χαρακτηρίζονταν από χαμηλή πυκνότητα διαταραχών.

Στη ζώνη τήξης των συγκολλημένων δοκιμίων με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-47(α)) και EBW (εικόνα 5-47(β)), η ανάπτυξη ευδιάκριτων των ομάδων φάσεων καρβιδίων ήταν αμελητέας ποσοτικής συμμετοχής.



**Εικόνα 5-46:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG και (β) EBW. Στις εικόνες παρουσιάζονται και οι διαταραχές.





**Εικόνα 5-47:** Εικόνες φωτεινού πεδίου (bright field) από τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο (α) TIG και (β) EBW. Στις εικόνες παρουσιάζονται και η πολυκαντευθυντική ανάπτυξη ομάδων διαταραχών.

## 5.5 Αναφορές

- [1] Nobuyuki T, Yozo S, Hisashi K. (July 1996). Recent developments in grain-oriented silicon-steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 160, pp. 98-101
- [2] Tsai MC, Hwang YS. (September 2010). The quenching effects of hot band annealing on grain-oriented electrical steel. *Journal of Magnetism & Magnetic Materials*, vol. 322(18), pp. 2690-2695
- [3] Petrovič DS. (October 2010). Non-oriented electrical steel sheets. *Materiali in Tehnologije*, vol. 44(10), pp. 317-325
- [4] Massalski TB. (1991). *Binary Alloy Phase Diagrams*, ASM, p. 1772

## 6 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ

### 6.1 Δοκιμές εφελκυσμού

Για τη μελέτη της μεταβολής που υφίστανται οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων των διαφόρων εξεταζόμενων χαλύβων (NOES, AISI 1008, AISI 4130), μετά την αυτογενή συγκόλλησή τους, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού, τόσο στα δείγματα αναφοράς του χάλυβα, όσο και στα συγκολλημένα δοκίμια. Οι μηχανικές ιδιότητες που μελετήθηκαν ήταν οι τιμές του ορίου διαρροής (Yield point,  $\sigma_y$ ), της μέγιστης εφελκυστικής τάσης θραύσης (Ultimate Tensile Strength, UTS) και της ολκιμότητας (Elongation).

Για τα δείγματα αναφοράς πραγματοποιήθηκαν πέντε (5), στο σύνολό τους, δοκιμές εφελκυσμού ανά κατηγορία χάλυβα και στη συνέχεια εξήχθησαν οι μέσες τιμές των μαγνητικών ιδιοτήτων, που προέκυψαν από τις καμπύλες τάσης ( $\sigma$ , σε MPa)-% παραμόρφωσης ( $\epsilon\%$ ). Στον πίνακα 6-1 παρουσιάζονται συνοπτικά οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων, οι οποίες εκτιμήθηκαν για τα αρχικά, μη-συγκολλημένα δείγματα.

**Πίνακας 6-1:** Μηχανικές ιδιότητες των μη-συγκολλημένων δειγμάτων.

Μηχανικές ιδιότητες	Τύπος χάλυβα		
	NOES	AISI 1008	AISI 4130
Όριο διαρροής (Yield Strength), $\sigma_y$ (MPa)	290 ± 4,2	284 ± 3,7	361 ± 4,2
Όριο θραύσης (Ultimate tensile Strength), UTS (MPa)	370 ± 3,1	350 ± 3,7	560 ± 3,0
Ολκιμότητα (Elongation), $\epsilon$ (%)	30 ± 1,2	29 ± 0,7	28 ± 1,2

Αντίστοιχα, για τα συγκολλημένα δοκίμια, πραγματοποιήθηκαν πέντε (5), στο σύνολό τους, δοκιμές εφελκυσμού ανά είδος συγκόλλησης. Στη συνέχεια, από τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης που προέκυψαν, εξήχθησαν οι μέσες τιμές των μαγνητικών ιδιοτήτων. Όλα τα συγκολλημένα δείγματα αστόχησαν σε εφελκυσμό στο μέταλλο βάσης, γεγονός που υποδεικνύει ότι επιτεύχθηκαν συγκολλήσεις υψηλότερων μηχανικών αντοχών από του μετάλλου βάσης, αποδίδοντας βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων.

Στον πίνακα 6-2 παρουσιάζονται οι μέσες τιμές των μαγνητικών ιδιοτήτων, οι οποίες εκτιμήθηκαν ύστερα από την πραγματοποίηση των δοκιμών εφελκυστικής καταπόνησης. Επιπλέον, παρατίθεται και η σύγκριση με τις αντίστοιχες τιμές των δειγμάτων αναφοράς του χάλυβα, για κάθε συγκολλημένο δοκίμιο.

Σύμφωνα με τα αποτελέσματα του πίνακα 6-2, όλοι οι συγκολλημένοι χάλυβες με τη μέθοδο EBW παρουσίασαν την ικανοποιητικότερη απόδοση ως προς τη μέγιστη εφελκυστική τάση θραύσης. Αυτό οφείλονταν στο διαστασιολογικό περιορισμό της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, η οποία καθίστατο επιρρεπής σε ψαθυροποιητικά φαινόμενα και στην ομοιομορφία της μικροδομής στην εκάστοτε ζώνη. Ωστόσο, οι τιμές της ολκιμότητας των συγκολλημένων δοκιμίων με τη μέθοδο EBW παρέμειναν χαμηλότερες από αυτές των αντίστοιχων δειγμάτων αναφοράς.

Ο μη-προσανατολισμένος ηλεκτρικός χάλυβας, που συγκολλήθηκε με τις μεθόδους TIG και Plasma, παρουσίαζε ομοιογένεια ως προς τις εκτιμώμενες τιμές των μηχανικών του ιδιοτήτων, εν αντιθέσει με το συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG. Η ανομοιογενής κατανομή των τιμών των μηχανικών ιδιοτήτων αποδόθηκε εν μέρει στον ελλιπή έλεγχο των παραμέτρων της συγκόλλησης, στο μικροδιαφορισμό του  $M_o$  και στην ετερότροπη ανάπτυξη ομάδων φάσεων καρβιδίων.

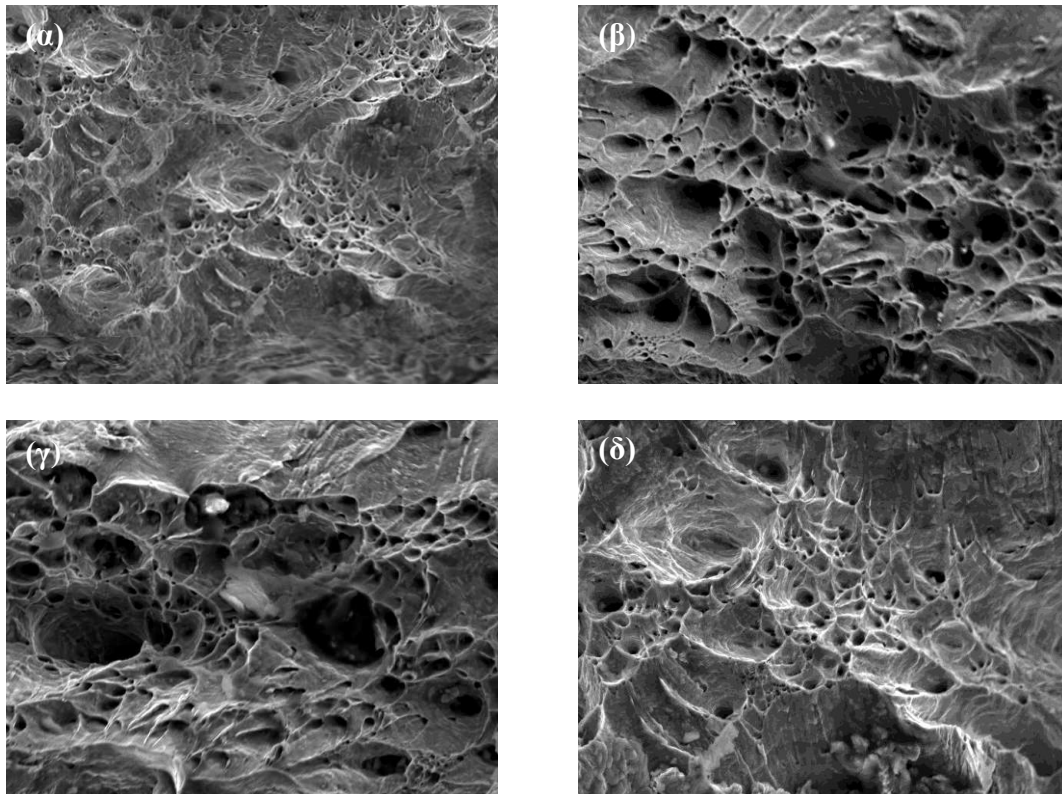
**Πίνακας 6-2:** Μηχανικές ιδιότητες των συγκολλημένων δειγμάτων.

Μηχανικές ιδιότητες	Συγκολλημένα είδη χάλυβα											
	TIG		NOES Plasma		EBW		AISI 1008 EBW		AISI 4130			
$\sigma_y$ (MPa)	244 ± 1,8	↓	247 ± 2,1	↓	197 ± 1,6	↓	201 ± 2,7	↓	291 ± 1,7	↓	301 ± 1,4	↓
UTS (MPa)	301 ± 1,8	↓	304 ± 1,9	↓	281 ± 1,7	↓	294 ± 3,1	↓	464 ± 1,6	↓	481 ± 2,6	↓
$\epsilon$ (%)	28,6 ± 1,5	↓	28,5 ± 1,8	↓	26,5 ± 1,8	↓	27,6 ± 1,8	↓	25,2 ± 1,1	↓	27,4 ± 1,6	↓

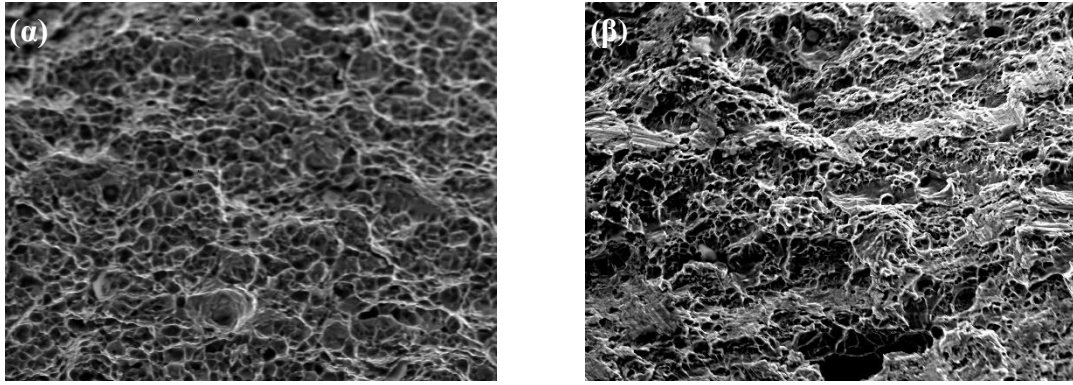
## 6.2 Μελέτη θραυσιγενών επιφανειών

Γενικά, η παρουσία κρατήρων (dimples) και ο σχηματισμός ινώδους μετώπου θραύσης (fibrous fracture surface) αποτελούν χαρακτηριστικά της όλκιμης θραύσης, ενώ η εμφάνιση σπηλαιώσεων (cleavages) και γωνιωδών αποσχίσεων και ο σχηματισμός στυλπνών επιφανειών, ταυτοποιούν την ύπαρξη ψαθυροποιημένων περιοχών. Όταν οι σπηλαιώσεις ωθούνται να αναπτυχθούν εκ νέου στα όρια των κόκκων, σε διαφορετικούς προσανατολισμούς, παρατηρούνται χαρακτηριστικές κορυφογραμμές (tear ridges ή river pattern).

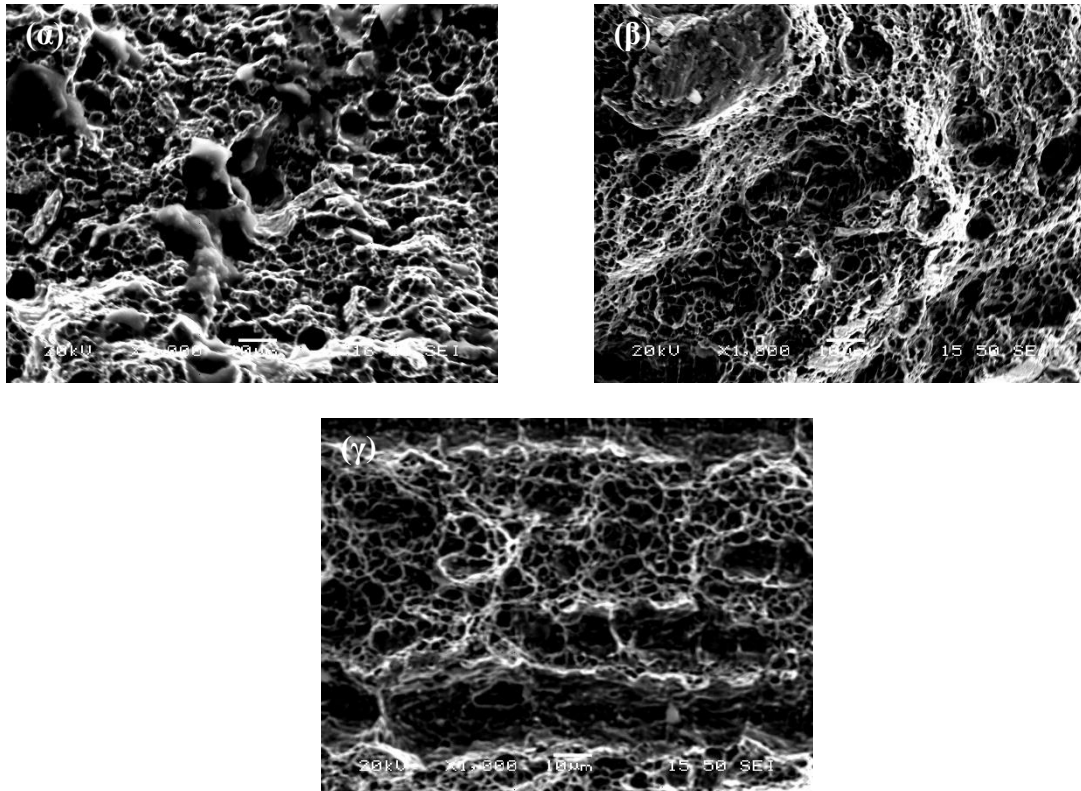
Όπως κατέστη σαφές από τη μελέτη των θραυσιγενών επιφανειών σε εικόνα δευτερογενών ηλεκτρονίων στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (εικόνες 6-1, 6-2 και 6-3), το είδος της θραύσης δεν ήταν δυνατό να χαρακτηριστεί μονοσήμαντα, ως όλκιμο. Συγκεκριμένα, στις θραυσιγενείς επιφάνειες αποδόθηκε ένας μικτός τύπος θραύσης (mixed mode), όπου όλκιμες (ductile) και ψαθυρές (brittle) περιοχές συνυπήρχαν στις επιφάνειες θραύσης, με διαφορετικά ποσοστά συμμετοχής κάθε φορά.



**Εικόνα 6-1:** Εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της θραυσιγενούς επιφάνειας του ηλεκτρικού χάλυβα (α) πριν τη συγκόλληση και (β), (γ), (δ), μετά τη συγκόλληση με τις μεθόδους TIG, Plasma και EBW, αντίστοιχα.



**Εικόνα 6-2:** Εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της θραυσιγενούς επιφάνειας του AISI 1008 χάλυβα, (α) πριν τη συγκόλληση και (β), μετά τη συγκόλληση με τη μέθοδο EBW.



**Εικόνα 6-3:** Εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της θραυσιγενούς επιφάνειας του AISI 4130 χάλυβα, (α) πριν τη συγκόλληση και (β), (γ), μετά τη συγκόλληση με τις μεθόδους TIG και EBW, αντίστοιχα.

Ο προσεγγιστικός προσδιορισμός του ποσοστού της όλκιμης και της ψαθυρής θραύσης στα δείγματα αναφοράς και στα συγκολλημένα δοκίμια παρουσιάζεται στον πίνακα 6-3.

**Πίνακας 6-3:** Μηχανικές ιδιότητες των συγκολλημένων δειγμάτων.

Θραύση	Δείγματα					
	NOES			AISI 1008	AISI 4130	
όλκιμη	94%			91%	89%	
ψαθυρή	6%			9%	11%	
Θραύση	TIG	Plasma	EBW	EBW	TIG	EBW
όλκιμη	88%	86%	85%	87%	80%	84%
ψαθυρή	12%	14%	15%	13%	20%	16%

Σύμφωνα με τα προσεγγιστικά αποτελέσματα του πίνακα 6-3, οι όλκιμες περιοχές υπερίσχυαν των ψαθυρών, τόσο στα δείγματα αναφοράς, όσο και στα συγκολλημένα, σε όλες τις κατηγορίες του χάλυβα που εξετάστηκαν. Παρατηρήθηκε αύξηση του ποσοστού συμμετοχής της ψαθυρής θραύσης στα συγκολλημένα υλικά, έναντι των αρχικών δειγμάτων, γεγονός που απέδειξε τη μειωμένη ολκιμότητά τους μετά τη συγκόλληση.

Μεταξύ των θραυσιγενών επιφανειών όλων των δειγμάτων, παρατηρήθηκε ακόμα, στην περίπτωση του AISI 4130 χάλυβα, η μείωση της διαμέτρου των κρατήρων, που χαρακτήριζε τις όλκιμες περιοχές θραύσης, επιβεβαιώνοντας έτσι την αυξημένη τιμή της μέγιστης εφελκυστικής τάσης θραύσης.

Οι κρατήρες εμφάνιζαν ισαξονική μορφολογία, ενώ σε μερικές περιπτώσεις, αναπτύσσονταν μέσω ελλειψοειδών σχηματισμών, αυξάνοντας το τασικό πεδίο γύρω τους. Το φαινόμενο αυτό παρατηρήθηκε στις συγκολλήσεις EBW και ενισχύθηκε στον AISI 4130 χάλυβα, κυρίως λόγω της παρουσίας ομάδων φάσεων καρβιδίων (διαφορετικής μορφολογίας και τοπολογίας φύτρωσης και ανάπτυξης). Οι σπηλαιώσεις, που ταυτοποιούσαν την ψαθυρή θραύση, εμφανίζονταν ετερότροπα κατανεμημένες και τυχαία διατεταγμένες στη θραυσιγενή επιφάνεια.

### 6.3 Μικροσκληρομετρήσεις

#### 6.3.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

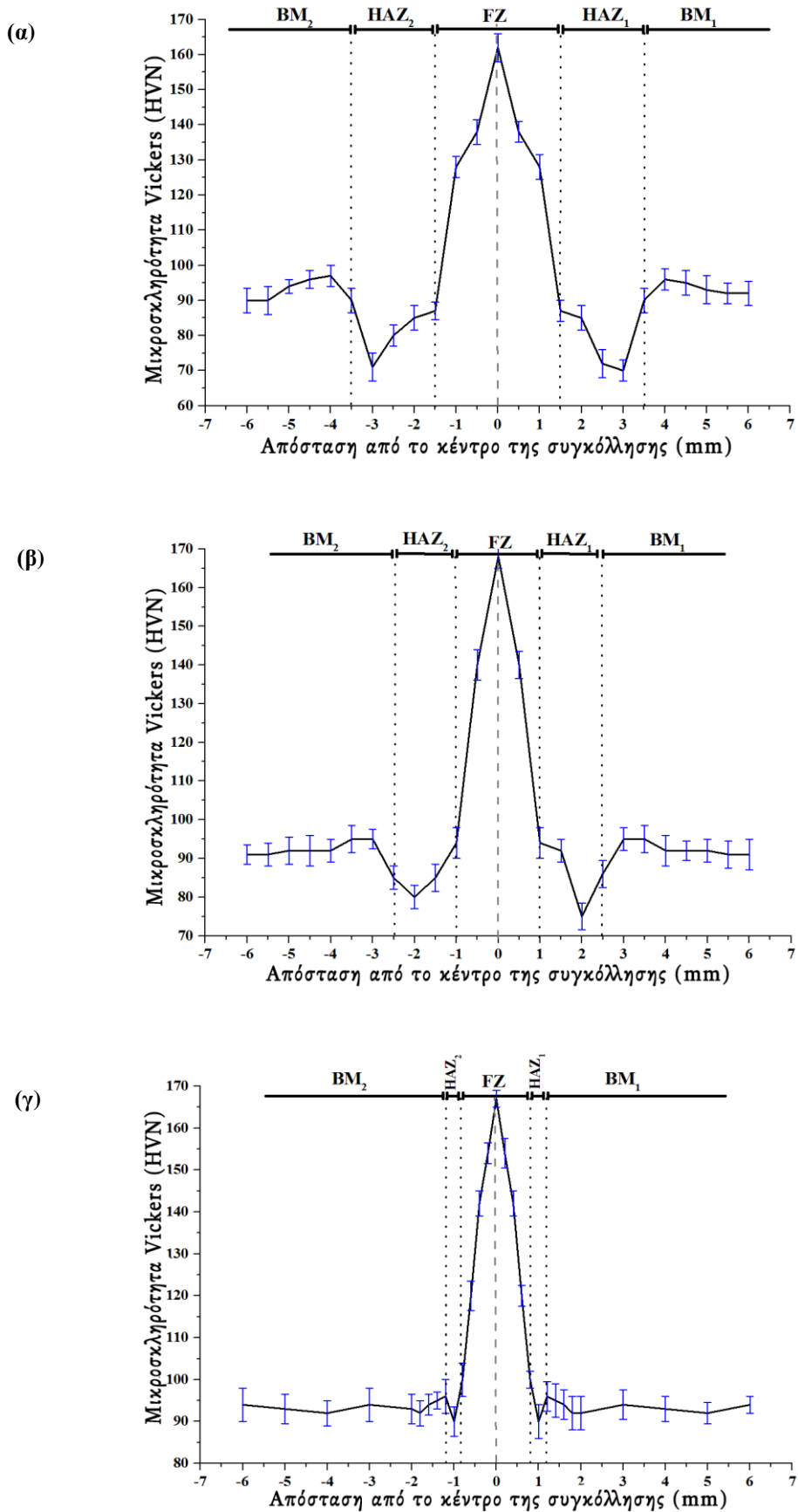
Η μορφή της καμπύλης της μικροσκληρότητας στην επιφάνεια των συγκολλημένων ηλεκτρικών χαλύβων παρουσίασε ομοιότητες σε όλες τις συγκολλήσεις (εικόνα 6-4). Μεγιστοποίηση της μικροσκληρότητας παρατηρήθηκε στη ζώνη τήξης (FZ), ενώ η ελάχιστη τιμή αυτής παρουσιάστηκε στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ). Το μέταλλο βάσης παρουσίαζε ενδιάμεσες τιμές σκληρότητας.

Οι διακυμάνσεις των τιμών της μικροσκληρότητας, μεταξύ των ζωνών της συγκόλλησης, ερμηνεύονταν με βάση την αλληλουχία μικροδομικών διαβαθμίσεων, λόγω εκτεταμένων μετασχηματισμών φάσεων που συντελούνται στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης.

Σε όλα τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα, οι μεταβολές της σκληρότητας έδειξαν μια μέγιστη τιμή στη ζώνη τήξης, λόγω της παρουσίας των δενδριτών στη ζώνη αυτή. Η μορφολογία των δενδριτικών ομάδων, οι οποίες σχηματίζονταν στη ζώνη τήξης, επηρέασε τα τοπικά μέγιστα που παρατηρούνταν στην κεντρική γραμμή των συγκολλήσεων. Η παρουσία δενδριτών, απόλυτα γωνιώδους μορφολογίας, στη συγκόλληση TIG, οδήγησε σε υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας.

Αντίθετα, η μικροσκληρότητα έβαινε μειούμενη προς τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, λόγω της μεγέθυνσης των κόκκων και λάμβανε ελάχιστη τιμή της. Επειδή η μεγέθυνση των κόκκων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG ήταν εντονότερη, συγκριτικά με τις άλλες τεχνικές, η τιμή της μικροσκληρότητας σε αυτή ήταν μικρότερη.

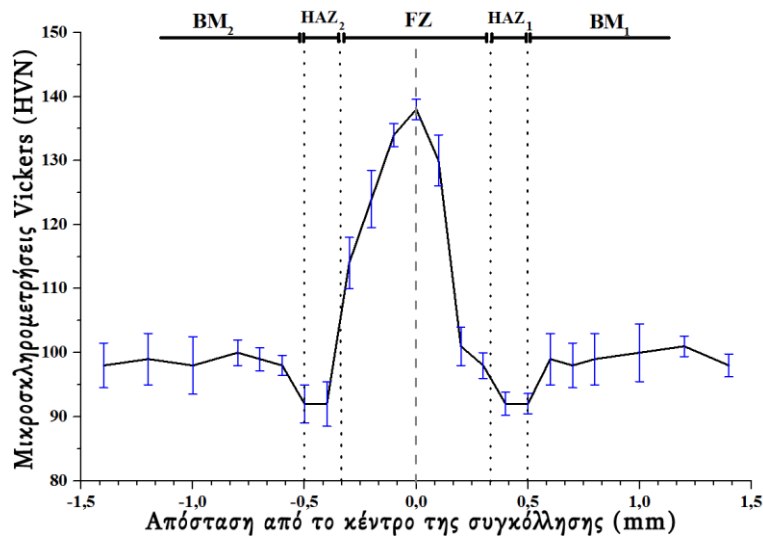
Σε ό,τι αφορά το μέταλλο βάσης, οι φερριτικοί κόκκοι ήταν μικρότεροι από ότι στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και για αυτό το λόγο παρατηρήθηκαν ενδιάμεσες τιμές μικροσκληρότητας.



Εικόνα 6-4: Προφίλ τιμών μικροσκληρότητας εγκάρσια στη συγκόλληση των δοκιμών ηλεκτρικού χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με τις μεθόδους (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW.

### 6.3.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Από το προφίλ των τιμών της μικροσκληρότητας, έγινε σαφές ότι στη ζώνη τήξης, οι τιμές μεγιστοποιήθηκαν, εξαιτίας της παρουσίας αλλοτριόμορφου βελονοειδούς φερρίτη, Widmanstätten φερρίτη και κατώτερου μαινίτη. Καθώς η απόσταση από το κέντρο της συγκόλλησης αύξανε, οι τιμές της μικροσκληρότητας μειώνονταν σταδιακά, με αποτέλεσμα στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη να λάβουν την ελάχιστη τιμή τους. Στη ζώνη αυτή, η παρουσία περλίτη και κυρίως φερρίτη, με μεγαλύτερο ποσοστό συμμετοχής, σε συνδυασμό με το φαινόμενο της μεγέθυνσης των κόκκων, δικαιολόγησαν τη μείωση των τιμών της μικροσκληρότητας. Ωστόσο, στο μέταλλο βάσης, η λεπτοκρυσταλλική φερριτοπερλιτική δομή οδήγησε στην αύξηση των τιμών της σκληρότητας, χωρίς αυτές να υπερβούν, όπως ήταν αναμενόμενο, τις αντίστοιχες τιμές της ζώνης τήξης.

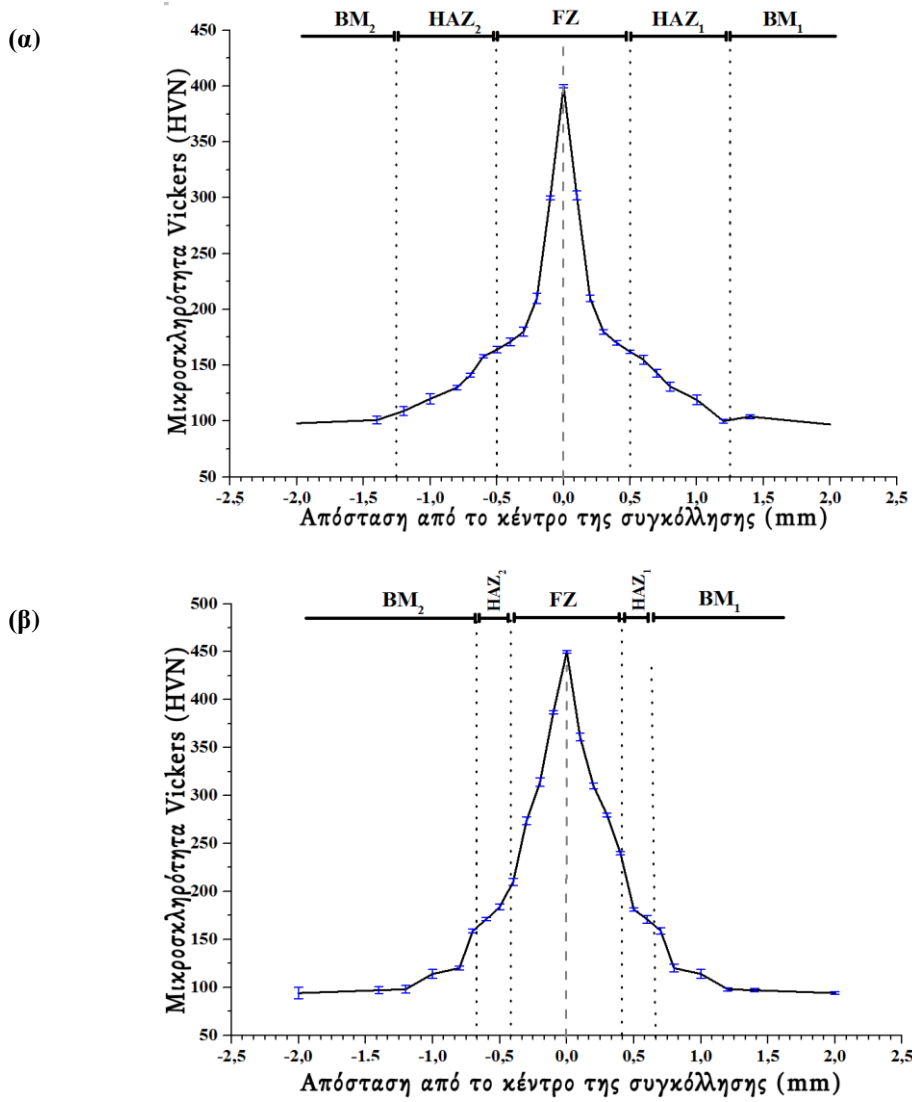


Εικόνα 6-5: Προφίλ τιμών μικροσκληρότητας, εγκάρσια στη συγκόλληση του AISI 1008, που συγκολλήθηκε με τη μέθοδο EBW.

### 6.3.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Στο συγκολλημένο δείγμα με τη μέθοδο TIG, οι τιμές της μικροσκληρότητας ήταν αξιοσημείωτα αυξημένες στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου μετάλλου, γεγονός που αποδόθηκε στην παρουσία μαρτενσίτη στη ζώνη αυτή. Στη συνέχεια, μεταβαίνοντας στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, παρατηρήθηκε μια πτωτική πορεία των τιμών της μικροσκληρότητας, καθώς στη ζώνη αυτή είχε παρατηρηθεί μείωση του κλάσματος όγκου του μαρτενσίτη και ταυτόχρονη ποσοστιαία αύξηση της συμμετοχής του φερρίτη. Η αύξηση του ποσοστού του φερρίτη στο μέταλλο βάσης, σε συνδυασμό με την παρουσία του περλίτη, οδήγησαν στο προφίλ των τιμών της μικροσκληρότητας της εικόνας 6-6(α).

Η κατανομή των τιμών της μικροσκληρότητας, στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο EBW, εμφάνιζε παρόμοια συμπεριφορά με εκείνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG (εικόνα 6-6(β)). Η αύξηση του κλάσματος όγκου συμμετοχής του μαρτενσίτη διεύρυνση της ζώνης τήξης κατά τη συγκόλληση EBW σε υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας στη ζώνη αυτή. Επιπλέον, η ανομοιόμορφη μεγέθυνση των κόκκων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW, λόγω του αυξημένου ρυθμού απόψυξης, οδήγησαν σε υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας στη ζώνη αυτή. Στο μέταλλο βάσης παρατηρήθηκαν παρόμοιες τιμές σκληρότητας.



**Εικόνα 6-6:** Προφίλ τιμών μικροσκληρότητας εγκάρσια στη συγκόλληση των δοκιμίων AISI 4130 χάλυβα, που συγκολλήθηκαν με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.





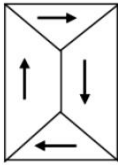
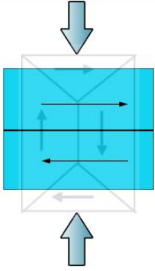
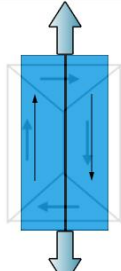
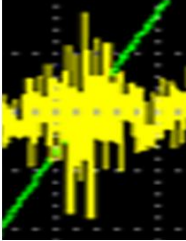
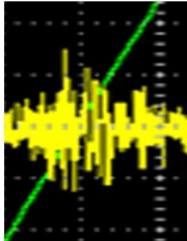
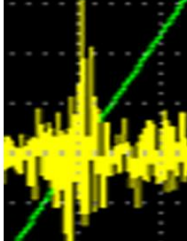
## 7 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΑΓΝΗΤΙΚΩΝ ΜΕΤΡΗΣΕΩΝ

### 7.1 Χρονική μεταβολή μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Οι κυματομορφές του θορύβου Barkhausen ελήφθησαν από την εκάστοτε ζώνη συγκόλλησης των συγκολλημένων δοκιμίων, με τη χρήση ψηφιακού παλμογράφου, τύπου EZ Digital Oscilloscope DS-1530. Σε όλες τις μετρήσεις, το μαγνητικό πεδίο εφαρμόζονταν παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης.

Είναι γνωστό, ότι η μορφή του σήματος του θορύβου, αποτελεί μια ποιοτική ένδειξη, τόσο της ύπαρξης, όσο και του είδους των παραμενουσών τάσεων (εφελκυστικών ή θλιπτικών) που χαρακτηρίζουν το σημείο της μέτρησης.

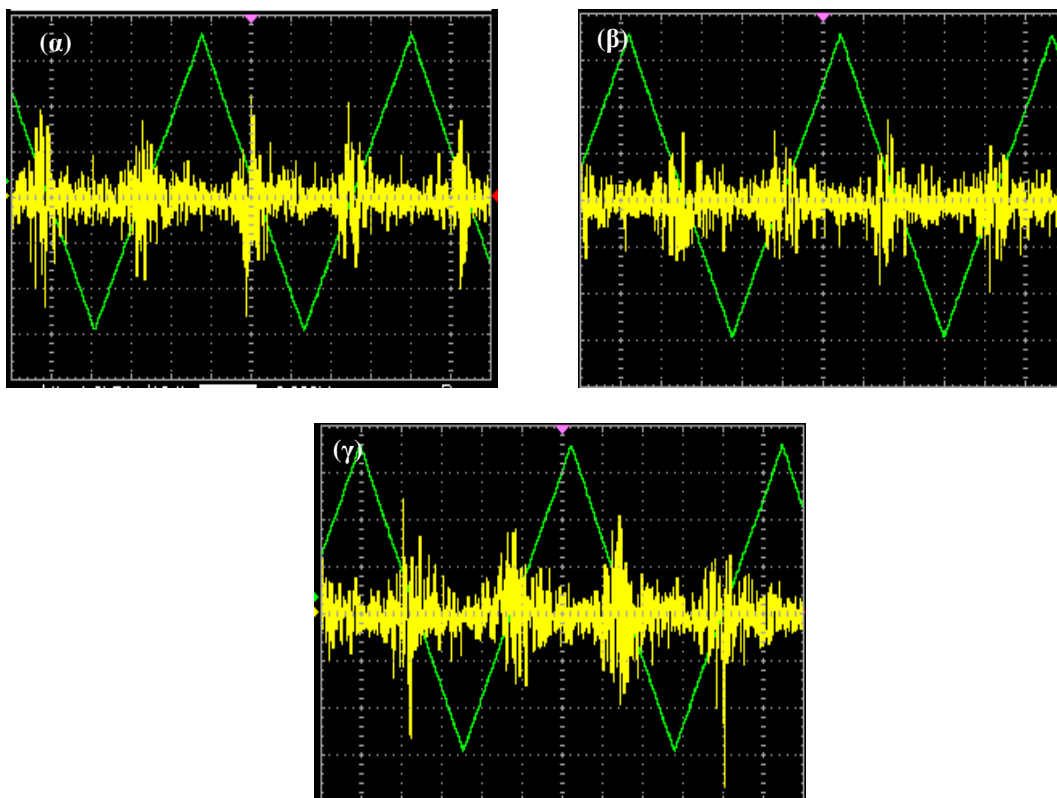
Κατά την εφαρμογή μιας μονοαξονικής δυναμικής ή στατικής εφελκυστικής καταπόνησης (θετικές τάσεις) σε ένα σιδηρομαγνητικό υλικό, τα μαγνητικά δίπολα τείνουν να ευθυγραμμιστούν στη διεύθυνση της εξωτερικής τάσεως (εικόνα 7-1), με αποτέλεσμα να μειώνεται το πλήθος των μαγνητικών περιοχών με το διάνυσμα μαγνήτισης κάθετο στον άξονα εφελκυσμού. Αντιθέτως, υπό συνθήκες μονοαξονικής θλιπτικής καταπόνησης (αρνητικές τάσεις), τα στοιχειώδη μαγνητικά δίπολα τείνουν να προσανατολίζονται κάθετα στη διεύθυνση εφαρμογής της τάσης (εικόνα 7-1), μεταβάλλοντας τη δομή των μαγνητικών περιοχών και συντελώντας στην εξαφάνιση των μαγνητικών περιοχών που έχουν διεύθυνση παράλληλα προς τον άξονα της εφαρμογής της θλιπτικής τάσης. Συνεπώς, για ένα θετικά μαγνητοσυστολικό σιδηρομαγνητικό υλικό, οι εφελκυστικές τάσεις αυξάνουν την ένταση του μαγνητικού θορύβου, ενώ οι θλιπτικές τη μειώνουν.

	αρχική κατάσταση	θλιπτική καταπόνηση	εφελκυστική καταπόνηση
δομή μαγνητικών περιοχών			
μαγνητική απόκριση θορύβου Barkhausen			

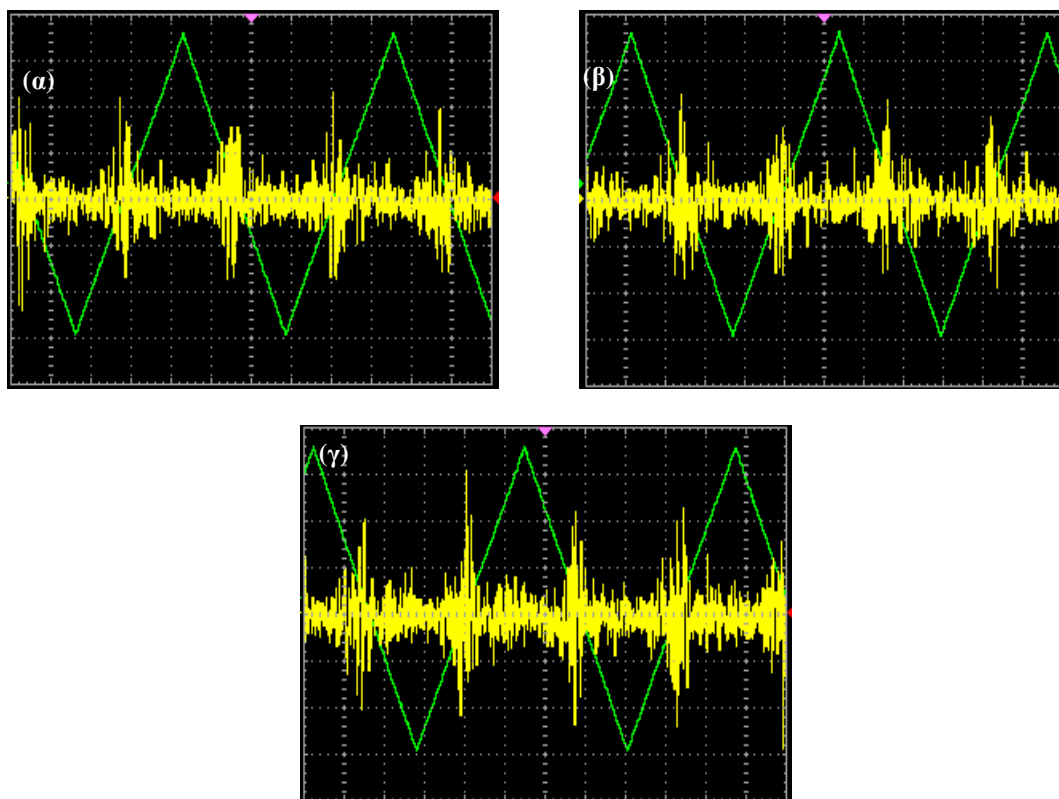
Εικόνα 7-1: Μεταβολή του μαγνητικού θορύβου Barkhausen υπό την επίδραση εφελκυστικών και θλιπτικών τάσεων.

#### 7.1.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

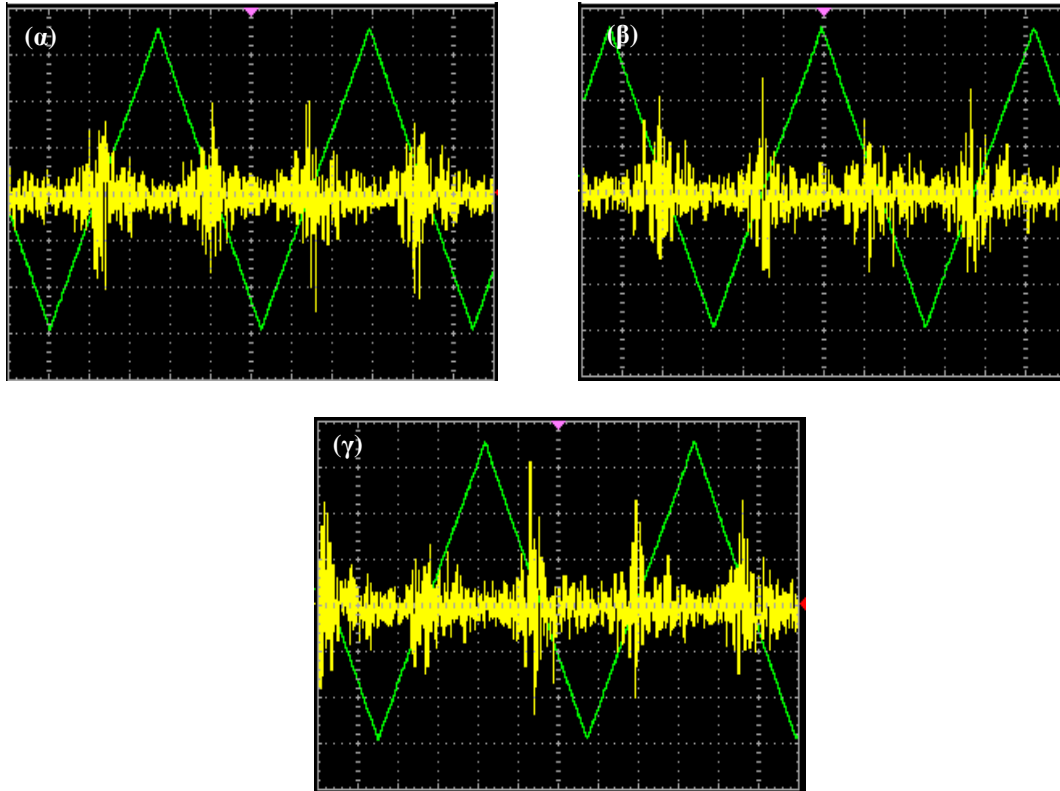
Οι κυματομορφές του μαγνητικού θορύβου Barkhausen από την εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δείγματα με τις μεθόδους TIG, Plasma και EBW παρουσιάζονται στις εικόνες 7-2, 7-3 και 7-4, αντίστοιχα.



**Εικόνα 7-2:** Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα με τη μέθοδο TIG.



**Εικόνα 7-3:** Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα με τη μέθοδο Plasma.



**Εικόνα 7-4:** Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

Λαμβάνοντας, ως αναφορά, τη μορφή του θορύβου στο μέταλλο βάσης, παρατηρήθηκε ότι οι κυματομορφές του θορύβου στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη χαρακτηρίζονταν διευρυμένες και χαμηλότερου πλάτους έναντι των αντίστοιχων της ζώνης τήξης, όπου εμφανίζονταν στενότερες και οξύτερες. Ως εκ τούτου, βεβαιώθηκε η παρουσία εφελκυστικών τάσεων στη ζώνη τήξης και θλιπτικών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.

Σε ό,τι αφορά την ένταση του μαγνητικού θορύβου, οι μέγιστες τιμές παρατηρήθηκαν στη ζώνη τήξης, ενώ οι ελάχιστες τιμές στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Το μέταλλο βάσης παρουσίαζε ενδιάμεσες τιμές θορύβου. Οι διαζωνικές διακυμάνσεις της μαγνητικής απόκρισης βρίσκονταν σε άμεση συσχέτιση με τις μεταβολές των αντίστοιχων τιμών της μικροσκληρότητας Vickers (εικόνα 6-4). Το γεγονός αυτό αποδόθηκε στη διατήρηση της φερριτικής μήτρας (εικόνες 5-2, 5-3, 5-4) στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης και στην απουσία της καταλυτικής, για τις μαγνητικές ιδιότητες, κατακρήμνισης AIN.

Τόσο η μορφή, όσο και η ένταση θορύβου στο μέταλλο βάσης δεν παρουσίαζε διακυμάνσεις μεταξύ των συγκολλημένων δοκιμίων, καθώς το αρχικό υλικό που συγκολλήθηκε προέρχονταν από τον ίδιο τύπο ηλεκτρικού χάλυβα.

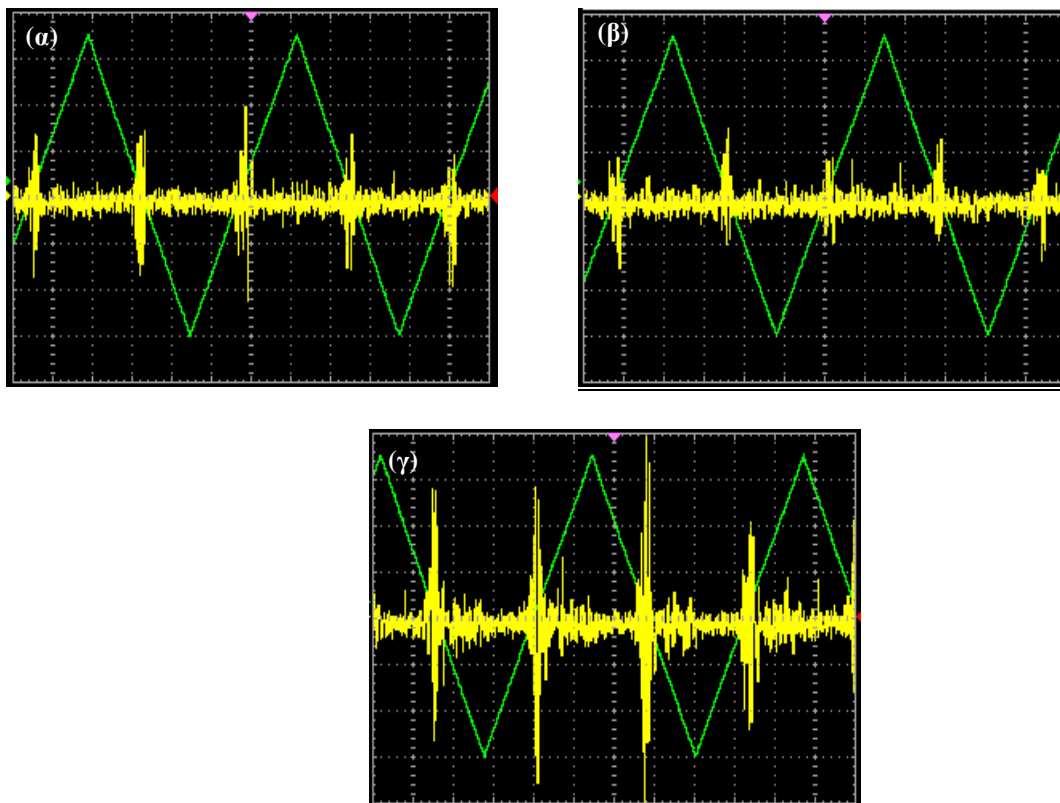
Η μείωση των τιμών του μαγνητικού θορύβου στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη δεν ήταν ισόποση. Αντίθετα, εμφανίζονταν διακυμάνσεις μεταξύ των συγκολλημένων δοκιμίων. Στη ζώνη αυτή, οι χαμηλότερες τιμές του μαγνητικού θορύβου παρατηρήθηκαν στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο TIG, ενώ οι υψηλότερες τιμές στο δοκίμιο που συγκολλήθηκε με τη μέθοδο EBW. Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο Plasma παρουσίαζε ενδιάμεσες τιμές.

Το φαινόμενο της διεύρυνσης των κόκκων ήταν εντονότερο στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δείγματος με τη μέθοδο TIG (εικόνα 5-8). Η αύξηση του μέσου μεγέθους των κόκκων σήμαινε και μείωση της συνολικής επιφάνειας των ορίων τους και κατά συνέπεια μείωση του αριθμού των κέντρων αγκύρωσης (pinning centers) των μαγνητικών τοιχωμάτων. Συνεπώς, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, τα μαγνητικά τοιχώματα συναντούσαν λιγότερα εμπόδια κατά την κίνησή τους, με αποτέλεσμα, ο μαγνητικός θόρυβος να λαμβάνει τη μικρότερη τιμή. Αντίθετα, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δείγματος με τη μέθοδο EBW, όπου το φαινόμενο της διεύρυνσης των κόκκων δεν είναι έντονο, παρατηρήθηκε αύξηση των τιμών της μαγνητικής απόκρισης. Έγινε σαφές ότι, η σκληρότερη, ως προς τη μηχανική συμπεριφορά, ζώνη συγκόλλησης παρουσίαζε την υψηλότερη τιμή του θορύβου.

Μελετώντας τη μεταβολή των κυματομορφών του θορύβου Barkhausen στη ζώνη τήξης όλων των συγκολλημένων δειγμάτων ηλεκτρικού χάλυβα, παρατηρήθηκε η αύξηση των τιμών του μεγίστου της μαγνητικής απόκρισης. Μάλιστα, στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο Plasma η αύξηση του μαγνητικού θορύβου ήταν εντονότερη. Ακολούθησαν οι τιμές του θορύβου στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο TIG, ενώ τη μικρότερη αύξηση παρουσίαζε η ζώνη τήξης στο δοκίμιο που συγκολλήθηκε με τη μη συμβατική μέθοδο EBW.

### 7.1.2 Συγκολλημένα δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Σύμφωνα με την προαναφερθείσα συσχέτιση της μορφής της τάσεως εξόδου του μαγνητικού θορύβου (εικόνα 7-5) με την ύπαρξη παραμενουσών τάσεων στο υπό μέτρηση σημείο, στη ζώνη τήξης αναμένονταν εφελκυστικές τάσεις, ενώ στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη θλιπτικές.



**Εικόνα 7-5:** Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

Η παρουσία φερριτο-περλιτικών διεπιφανειών, μεταξύ των περλιτικών κόκκων πλακοειδούς μορφολογίας (lamella structure) και της προευτηκτοειδούς φερριτικής μήτρας (εικόνα 5-12(α)) στο μέταλλο βάσης, έκανε ισχυρή την παρουσία διαφασικών ορίων. Αυτά λειτούργησαν ως σημεία πυρήνωσης των μαγνητικών τοιχωμάτων (domain wall nucleation) και ισχυρά σημεία αγκύρωσης της κίνησής τους κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης (pinning of domain wall). Συνεπώς, η απόκριση μαγνητικού θορύβου στη ζώνη αυτή παρουσίαζε σημαντική αύξηση, έναντι της μονοφασικής φερριτικής δομής του μετάλλου βάσης του ηλεκτρικού χάλυβα. Η φερριτική μήτρα του ηλεκτρικού χάλυβα, ως μαλακή μαγνητική φάση, επέδειξε ομαλές μεταβολές (smooth) στην κίνηση του μαγνητικού τοιχώματος και μέτριας εντάσεως απόκριση του μαγνητικού θορύβου (εικόνες 7-2(α), 7-3(α), 7-4(α)).

Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη παρατηρήθηκε μείωση των τιμών του μαγνητικού θορύβου, ως προς τις αντίστοιχες τιμές του μετάλλου βάσης. Στη ζώνη αυτή, το κλάσμα όγκου συμμετοχής του περλίτη, ενός ασθενούς μαγνητικά μικρογραφικού συστατικού, αυξήθηκε (εικόνα 5-12(β)) και κατά συνέπεια, η συνολική επιφάνεια των ορίων, μεταξύ περλίτη και φερρίτη, ομοίως αυξήθηκε. Όπως και στο μέταλλο βάσης, το διαφασικό όριο δρούσε ως σημείο πυρήνωσης και ανακατανομής των μαγνητικών τοιχωμάτων και θα αναμένονταν αύξηση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen. Ωστόσο, η μείωση των τιμών του σήματος δεν επιβεβαίωσε μια τέτοια συμπεριφορά.

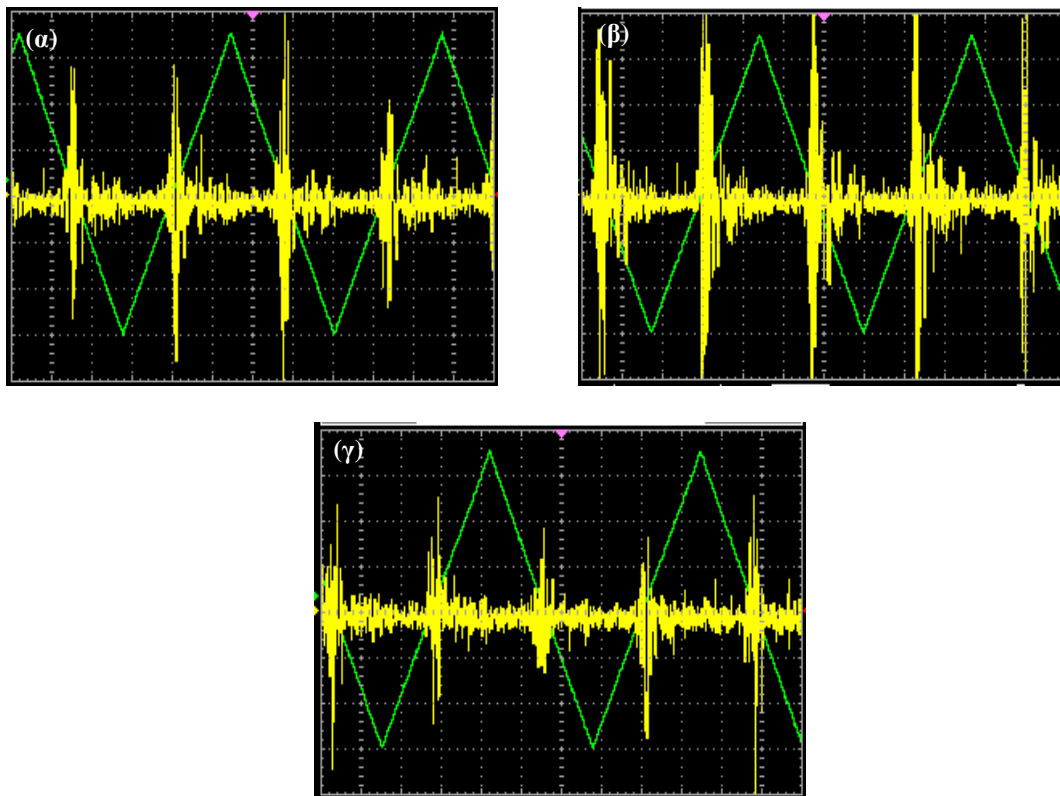
Οι ενδοπλακιδιακές αποστάσεις των περλιτικών κόκκων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, εν συγκρίσει με του μετάλλου βάσης, αυξήθηκαν. Συνεπώς, το εύρος του φερρίτη, που παρεμβάλλονταν μεταξύ δύο πλακιδίων σεμεντίτη, ήταν μεγαλύτερο στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Ο σεμεντίτης των περλιτικών κόκκων λειτούργησε ως ισχυρό εμπόδιο στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, ωστόσο η κίνηση εντός του φερρίτη των περλιτικών κόκκων ήταν ομαλότερη. Εξετάζοντας λοιπόν, όχι το κλάσμα όγκου περλίτη και φερρίτη, αλλά τη συμμετοχή του φερρίτη (συνδυάζοντας το ποσοστό του στη μήτρα και στον περλίτη) και του σεμεντίτη στις γεινιάζουσες περιοχές του βασικού μετάλλου (εικόνα 5-12(α)) και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (εικόνα 5-12(β)) εκτιμήθηκαν οι εξής τιμές: 92% φερρίτης και 8% σεμεντίτης στο βασικό μέταλλο και 84% φερρίτης και 12% σεμεντίτης στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Από τα αποτελέσματα επιβεβαιώθηκε η μικροδομική ομογενοποίηση που συντελέστηκε κατά τη συγκόλληση με τη μη-συμβατική μέθοδο της δέσμης ηλεκτρονίων. Παράλληλα, η συγκριτική μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης ανάμεσα στη θερμικά ανεπηρέαστη (εικόνα 5-62(β)) και στην επηρεασμένη (εικόνα 5-62(γ)) ζώνη επέδειξε τη σημαντική μείωση της πυκνότητας των διαταραχών εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και συνεπώς τον περιορισμό των σημείων αγκύρωσης, που προέρχονταν από την παρουσία γραμμικών ατελειών. Συμπερασματικά, η μαγνητική απόκριση της ζώνης επηρεάζονταν σημαντικά από τον αριθμό των εμποδίων που συναντούσαν τα μαγνητικά τοιχώματα κατά την κίνησή τους, είτε αυτά προέρχονταν από τα όρια των κόκκων, είτε από τις διαφασικές διεπιφάνειες και τις διαταραχές. Ωστόσο, βαρύνοντα ρόλο στη μείωση της μαγνητικής απόκρισης επιβεβαιώθηκε ότι παίζει η σημαντική μείωση της πυκνότητας των διαταραχών.

Η παρουσία σεμεντίτη στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου, ενός ασθενούς μαγνητικού μικροδομικού συστατικού, δεν επηρέασε σημαντικά την αγκύρωση των μαγνητικών τοιχωμάτων, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, εξαιτίας του περιορισμένου κλάσματος όγκου συμμετοχής του (εικόνα 5-12(γ)). Η αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου αποδόθηκε, ως επί το πλείστον, στην παρουσία φάσεων εκτός θερμοδυναμικής παρουσίας βελονοειδούς μορφολογίας. Η ανάπτυξη μπαινίτη και φερρίτη Widmanstätten ενίσχυσε σημαντικά το σήμα εξόδου.

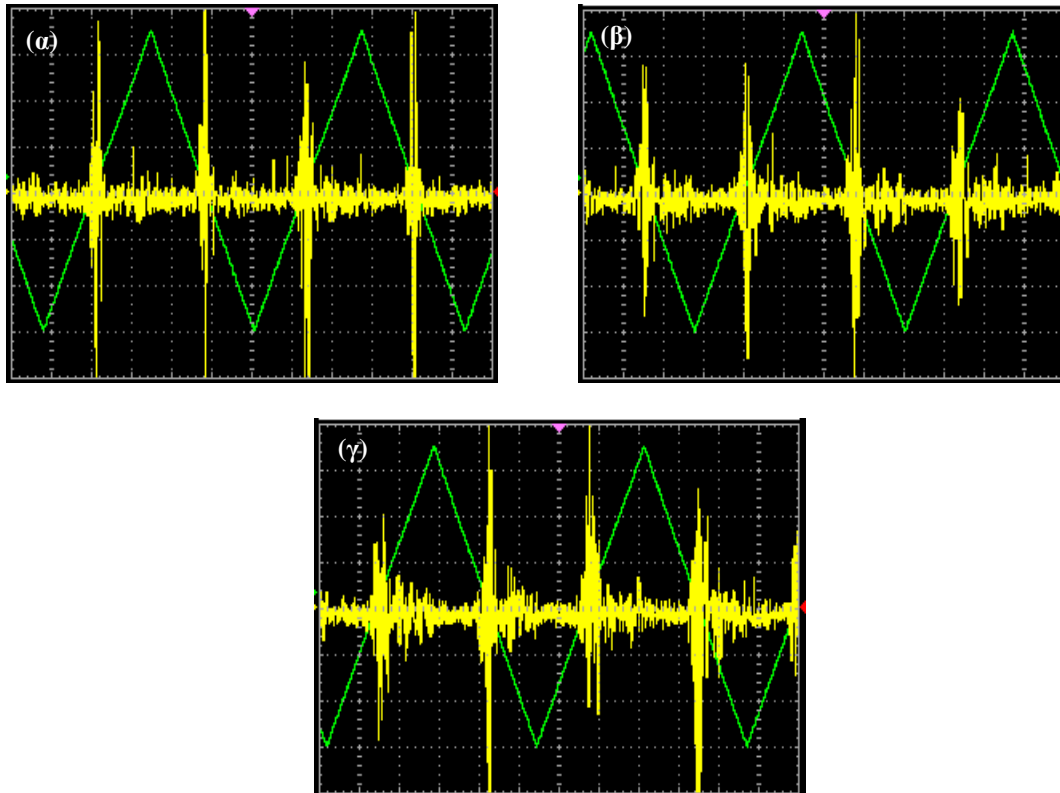
Παρατηρώντας το προφίλ των μικροσκληρομετρήσεων σε κάθε ζώνη της συγκόλλησης (εικόνα 6-5) του AISI 1008 χάλυβα, επιβεβαιώθηκε μια ομότροπη μεταβολή ως προς τη μαγνητική απόκριση. Στη ζώνη τήξης, η ενίσχυση της πυκνότητας των διαταραχών συνέβαλλε στην αύξηση των τιμών της μηχανικής απόκρισης. Με την αύξηση της απόστασης από το κέντρο της συγκόλλησης, οι τιμές της μικροσκληρότητας παρουσίαζαν μια συνεχή πτωτική τάση. Η ελαχιστοποίηση των τιμών παρατηρήθηκε στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, ενώ μια ανοδική τάση ήταν εμφανής στο μέταλλο βάσης κυρίως λόγω της παρουσίας λεπτοκρυσταλλικότερων κόκκων περλίτη και φερρίτη.

### 7.1.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Παρατηρώντας το μοτίβο των κυματομορφών του μαγνητικού θορύβου Barkhausen για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα αναμένονταν, για το δοκίμιο που συγκολλήθηκε με τη μέθοδο TIG, θλιπτικές τάσεις στη ζώνη τήξης (εικόνα 7-6(γ)) και εφελκυστικές τάσεις στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (εικόνα 7-6(β)) του δοκιμίου. Εν αντιθέσει, όταν η συγκόλληση των μεταλλικών μερών του AISI 4130 χάλυβα πραγματοποιήθηκε με τη μέθοδο EBW (εικόνα 7-7), αναμένονταν εφελκυστικές τάσεις στη ζώνη τήξης (εικόνα 7-6(γ)) και θλιπτικές τάσεις στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (εικόνα 7-7(β)).



**Εικόνα 7-6:** Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG.



**Εικόνα 7-7:** Μορφή θορύβου Barkhausen από (α) το μέταλλο βάσης, (β) τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και (γ) τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW.

Εν συγκρίσει με τον ηλεκτρικό χάλυβα, η παρουσία φερριτο-περλιτικών διεπιφανειών στο μέταλλο βάσης των AISI 4130 συγκολλημένων δοκιμίων δημιούργησε πολλαπλά σημεία αγκύρωσης κατά την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Ο χαρακτήρας του μαγνητικού θορύβου ήταν συνέπεια των ακανόνιστων (irregular) 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 τοπικών ατελειών (local defects), ορίων κόκκων (grain boundaries) και μικρού όγκου φάσεων, με στοιχειομετρική αναλογία διαφορετική της μήτρας (small volume of second phase). Συνεπώς, ο ηλεκτρικός χάλυβας, με χαμηλότερη κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα και υψηλότερη συμμετοχή φερρίτη από ότι ο AISI 4130 χάλυβας, παρουσίαζε περιορισμένη πυκνότητα σημείων αγκύρωσης (density of pinning sites) συμβάλλοντας στην ευκολότερη κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων και στις χαμηλότερες τιμές του σήματος εξόδου του αισθητήρα Barkhausen.

Συγκρίνοντας ποιοτικά τις αποκρίσεις του μαγνητικού θορύβου στο μέταλλο βάσης των AISI 1008 (εικόνα 7-5(α)) και AISI 4130 χάλυβων ήταν εμφανής η σημαντική αύξηση των τιμών του στο δεύτερο. Στον AISI 4130 χάλυβα σημειώνονταν αύξηση στο κλάσμα όγκου συμμετοχής των περλιτικών κόκκων. Ως εκ τούτου, αυξάνονταν η πυκνότητα των εμποδίων, τα οποία παρακώλυαν (impede) την ελεύθερη κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων. Ωστόσο, τα μαγνητικά τοιχώματα μπορούσαν εύκολα να υπερνικήσουν τα σημεία αγκύρωσης, καθώς η ενέργεια που απαιτούνταν να τους προσφερθεί, ώστε να υπερβούν το ενεργειακό διάκενο της δυναμικής ενέργειας (potential energy) των σημείων αγκύρωσης, δεν ήταν ιδιαίτερα υψηλή. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα να καταγράφονται υψηλότερες τιμές μαγνητικού θορύβου στο βασικό μέταλλο του AISI 4130 χάλυβα, έναντι του AISI 1008 χάλυβα.



Μελετώντας την απόκριση του μαγνητικού θορύβου στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη για τις δύο κατηγορίες τεχνικών συγκόλλησης (TIG και EBW) του AISI 4130 χάλυβα, παρατηρήθηκε ότι, ενώ κατά τη συγκόλληση TIG, οι τιμές του μαγνητικού θορύβου αυξήθηκαν συγκριτικά με το μέταλλο βάσης, κατά τη συγκόλληση EBW οι τιμές μειώθηκαν.

Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW χαρακτηρίζονταν από υψηλότερο κλάσμα όγκου συμμετοχής μαρτενσιτικών βελόνων και περλιτικών κόκκων, έναντι της συγκόλλησης TIG. Οι σκληρές αυτές μαγνητικές φάσεις σε συνδυασμό με την αύξηση της επιφάνειας των διαφασικών ορίων, τα οποία δρούσαν ως σημεία αγκύρωσης κατά την κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, ενίσχυαν σημαντικά την πυκνότητα των εμποδίων. Η αύξηση αυτή συντελούσε 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.

Δεδομένου ότι, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του δοκιμίου που συγκολλήθηκε με τη μέθοδο TIG, το ποσοστό συμμετοχής των περλιτικών κόκκων και συνεπώς, η πυκνότητα των σημείων αγκύρωσης ήταν χαμηλότερα, η αύξηση των τιμών του μαγνητικού θορύβου φανέρωσε ότι, στα μαγνητικά τοιχώματα προσφέρθηκε, μέσω της εφαρμογής του πεδίου, ενέργεια ικανή να υπερβεί εκείνη των εμποδίων. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα τα μαγνητικά τοιχώματα να σαρώνουν το μαγνητιζόμενο σιδηρομαγνητικό υλικό.

Εμφανής ήταν η αντιδιαμετρικά αντίθετη μαγνητική συμπεριφορά που παρουσίαζαν τα συγκολλημένα δείγματα στη ζώνη τήξης. Ενώ κατά τη συγκόλληση TIG η τάση εξόδου του αισθητήρα έλαβε τις ελάχιστες τιμές, κατά την EBW συγκόλληση κατέγραψε τις μέγιστες. Μικροδομικά, η ζώνη τήξης των συγκολλημένων δοκιμίων και με τις δύο διαφορετικές τεχνικές συγκόλλησης, χαρακτηρίζονταν από υψηλό ποσοστό μαρτενσιτικής συμμετοχής, με το συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο TIG να παρουσιάζει αυξημένη πυκνότητα διαταραχών, έναντι εκείνου που συγκολλήθηκε με τη μέθοδο EBW.

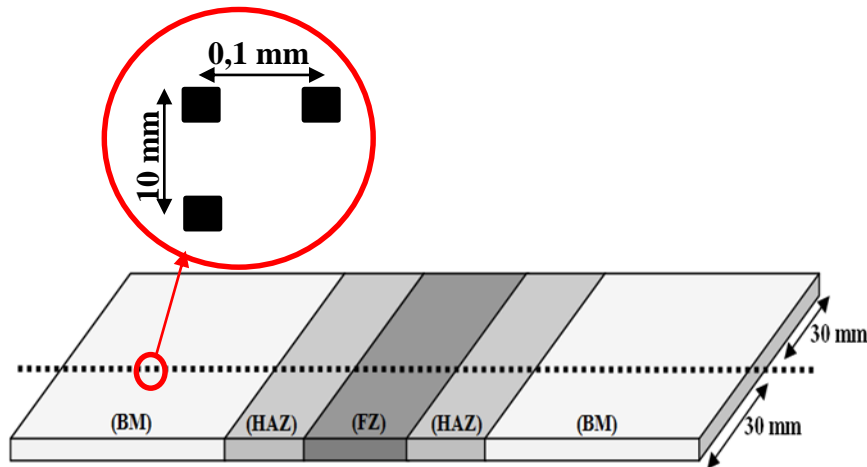
Μια ποιοτική ένδειξη της δυσκολίας κίνησης των μαγνητικών τοιχωμάτων είναι εν γένει η ίδια η ταχύτητά τους. Η παράμετρος εξαρτάται σημαντικά από τη δύναμη επιβράδυνσης (retarding force), δηλαδή της δύναμης που αντιτίθεται στην κινούσα (εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο) και ασκείται στα μαγνητικά τοιχώματα από τα διάφορα σημεία αγκύρωσης. Συνεπώς, η πτώση των τιμών του μαγνητικού θορύβου, στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG, αποδόθηκε στην αυξημένη πυκνότητα των διαταραχών και των διεπιφανειακικών ορίων μεταξύ μαρτενσίτη και φερρίτη Widmanstätten, τα οποία αύξαναν τη δύναμη επιβράδυνσης που ασκούσαν στα μαγνητικά τοιχώματα. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα τη μείωση της ταχύτητας των μαγνητικών τοιχωμάτων, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης και ως εκ τούτου, τη μείωση της απόκρισης του μαγνητικού θορύβου.

## 7.2 Χωρική κατανομή μαγνητικού θορύβου Barkhausen μέσω γραμμικών μετρήσεων

### 7.2.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

Για την καταγραφή των παραμέτρων του μαγνητικού θορύβου, ορίστηκαν στην επιφάνεια των συγκολλημένων δειγμάτων τα σημεία από τα οποία θα λαμβάνονταν οι μετρήσεις. Το εύρος της κάθε ζώνης και η επιφάνεια του αισθητήρα αποτέλεσαν τα

φυσικά όρια, για τον καθορισμό των αποστάσεων μεταξύ των σημείων μέτρησης (εικόνα 7-8). Σε όλα τα σημεία, το πεδίο μαγνήτισης εφαρμόζονταν παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης.



**Εικόνα 7-8:** Ορισμός των αποστάσεων των σημείων μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, στα συγκολλημένα δοκίμια του ηλεκτρικού χάλυβα.

Η απόκριση της ενεργού τιμής ( $MBN_{RMS}$ ) του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων παρουσιάζεται στην εικόνα 7-9. Με βάση το χρωματικό κώδικα, οι κόκκινες περιοχές υποδεικνύουν τις περιοχές με τις υψηλότερες τιμές  $MBN_{RMS}$ , ενώ με σκούρο μπλε τις περιοχές όπου η μαγνητική απόκριση έλαβε τις χαμηλότερες τιμές. Οι ενδιάμεσες τιμές της μαγνητικής απόκρισης απεικονίζονται με ανοιχτό μπλε χρώμα.

Είναι σαφές ότι σε όλα τα συγκολλημένα δείγματα, ο μαγνητικός θόρυβος παρουσίαζε τις μεγαλύτερες τιμές του στη ζώνη τήξης, λαμβάνοντας τη μέγιστη τιμή κοντά στο κέντρο της συγκόλλησης. Η μαγνητική απόκριση μειώθηκε ταχύτατα με την αύξηση της απόστασης από τη ζώνη αυτή. Οι χαμηλότερες τιμές της εμφανίζονταν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Ωστόσο, το μαγνητικό σήμα ήταν ελαφρώς ενισχυμένο στο μέταλλο βάσης, χωρίς να υπερβαίνει τις μέγιστες τιμές που παρατηρήθηκαν στη ζώνη τήξης.

Πριν τη συγκόλληση, οι τάσεις στην επιφάνεια του θερμικώς ελασμένου ηλεκτρικού χάλυβα ήταν, από τη φύση τους θλιπτικές. Μετά τη συγκόλληση, οι τάσεις στη ζώνη τήξης μετατράπηκαν, στην κατεύθυνση συγκόλλησης, σε εφελκυστικές, καθώς κατά την απόψυξη, έως τη θερμοκρασία δωματίου, η ζώνη αυτή δε δύνατο να συρρικνωθεί-συσταλεί πλήρως επειδή ήταν συνδεδεμένη με τη γειτνιάζουσα περιοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Οι τάσεις που εμφανίζονταν στα τρία θερμοδυναμικά συστήματα, που αντιπροσώπευαν οι τρεις ζώνες της συγκόλλησης, έπρεπε να εξισορροπηθούν και να αλληλοαναιρούνται μεταξύ τους. Για το λόγο αυτό, στη ζώνη συγκόλλησης παρουσιάζονταν, ως επί το πλείστον, θλιπτικές τάσεις.

Η αύξηση της έντασης του φακέλου στη ραφή της συγκόλλησης και πλευρικά αυτής, αποδόθηκε επομένως, στην παρουσία εφελκυστικών τάσεων. Καθώς η απόσταση από τη ζώνη τήξης αυξάνονταν, οι τάσεις αντισταθμίζονταν με θλιπτικές, με αποτέλεσμα να παρατηρείται μείωση στην ένταση της μαγνητικής απόκρισης. Ωστόσο, η παρουσία τάσεων δεν ήταν ο αποκλειστικός παράγοντας που επηρέαζε τη μαγνητική απόκριση στην εκάστοτε ζώνη συγκόλλησης.

Το μαγνητικό σήμα Barkhausen ανιχνεύονταν από το πηνίο λήψης, όταν το μαγνητικό τοίχωμα απαγκιστρώνονταν (unpinning) από ένα εμπόδιο, υπό την επίδραση μαγνητικού πεδίου. Η υπερνίκηση του σημείου αγκύρωσης σχετιζόταν με μια ξαφνική

υπερπήδηση του μαγνητικού τοιχώματος, το οποίο, στη συνέχεια, σάρωνε (sweep) ένα εμβαδό μαγνητικής περιοχής, που ήταν ανάλογο της μεταβολής που υφίστατο το διάνυσμα της μαγνήτισης. Τα μαγνητικά τοιχώματα τα οποία συναντούσαν πολλά εμπόδια κατά την κίνησή τους, χρειάζονταν υψηλότερες τιμές εφαρμοζόμενου πεδίου, για να μπορέσουν να τα ξεπεράσουν. Συνεπώς, η αιφνίδια κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων αντανακλούσαν την απαγκίστρωσή τους από ένα ή περισσότερα εμπόδια και σχετίζονταν με την αλλαγή της μαγνήτισης σε μια δεδομένη χρονική περίοδο. Η ηλεκτρεγερτική δύναμη που επάγονταν στα άκρα του πηνίου λήψης και απεικόνιζε τη δραστηριότητα του μαγνητικού θορύβου Barkhausen δύναται να γραφεί ως εξής:

$$V_{EMF} = V_{MBN} = N \cdot \frac{d\Phi}{dt} = N \cdot \frac{d(S \cdot B)}{dt} = N \cdot S \cdot \frac{dB}{dt} \rightarrow$$

$$V_{MBN} = N \cdot S \cdot \mu_0 \frac{d(M + H)}{dt} = \underbrace{N \cdot S \cdot \mu_0 \frac{dM}{dt}}_{1ος \ \acute{o}ρος} + \underbrace{N \cdot S \cdot \mu_0 \frac{dH}{dt}}_{2ος \ \acute{o}ρος} \quad (7-1)$$

όπου,  $N$  ο αριθμός των σπειρών του πηνίου λήψης,  $S$  το εμβαδό της κάθετης διατομής του πηνίου,  $\mu_0$  η μαγνητική διαπερατότητα του κενού,  $dM/dt$  ο ρυθμός μεταβολής της μαγνήτισης και  $dH/dt$  ο ρυθμός μεταβολής του μαγνητικού πεδίου.

Ο πρώτος όρος της εξίσωσης (7-1) περιγράφει την υψίσυχη συνιστώσα της ηλεκτρεγερτικής δύναμης και αντιστοιχεί στην μη αντιστρεπτή διαδικασία της απαγκίστρωσης του μαγνητικού τοιχώματος από ένα σημείο αγκύρωσης. Η πολλαπλότητα των γεγονότων υπερπήδησης περισσότερων εμποδίων κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης εισάγεται μέσω ενός όρου  $n(H)$ .

Ο τελευταίος περιλαμβάνει τρεις βασικούς παράγοντες που επηρεάζουν το σήμα του μαγνητικού θορύβου, λόγω της αλληλεπίδρασης των μαγνητικών τοιχωμάτων με τα ποικίλα σημεία αγκύρωσης. Οι παράγοντες αυτοί είναι, το μέσο μέγεθος των κόκκων που φέρουν μαγνητική συμπεριφορά, το μέγεθος των εμποδίων που λειτουργούν ως σημεία αγκύρωσης και η φύση της διαδικασίας της αγκύρωσης ( $\rho_{in}$ ), που υποδηλώνει το μέγεθος της εφαρμοζόμενης, από τα σημεία αγκύρωσης, δύναμης στα μαγνητικά τοιχώματα.

Ο δεύτερος όρος της εξίσωσης (7-1) δε συνεισέφερε στη μαγνητική απόκριση του θορύβου Barkhausen, καθώς το σήμα που ανιχνεύτηκε από το πηνίο λήψης φιλτράρονταν από ένα ζωνοπερατό φίλτρο, με τη χαμηλή συχνότητα αποκοπής (low cut-off frequency) να είναι υψηλότερη από τη συχνότητα του μαγνητικού πεδίου. Κατά συνέπεια, ο όρος αυτός παραλήφθηκε.

Σύμφωνα με τα παραπάνω, η εξίσωση (7-1) γράφεται:

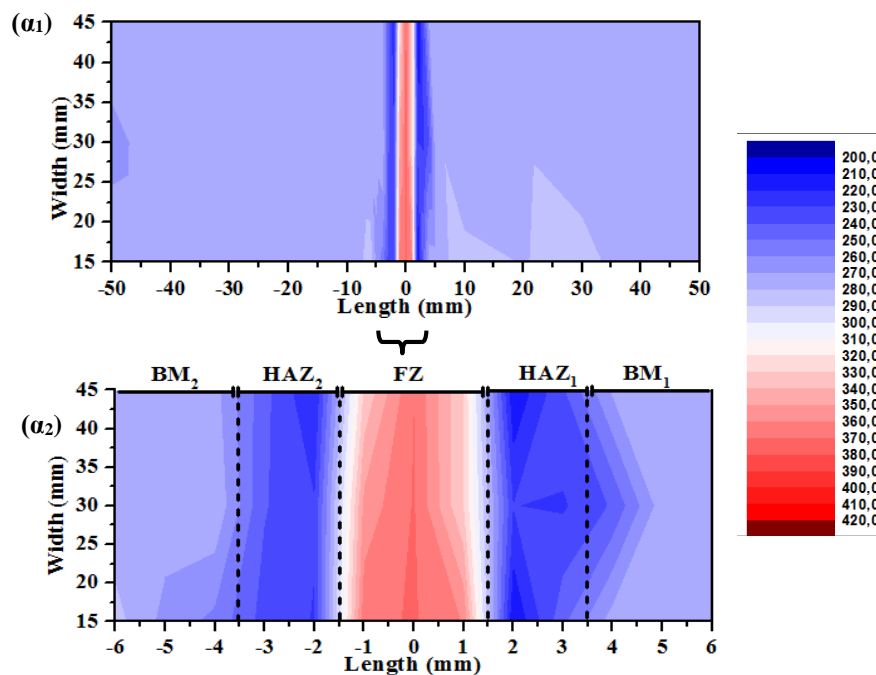
$$V_{MBN} = N \cdot S \cdot \mu_0 \cdot n(H) \cdot \frac{dM}{dt} \quad (7-2)$$

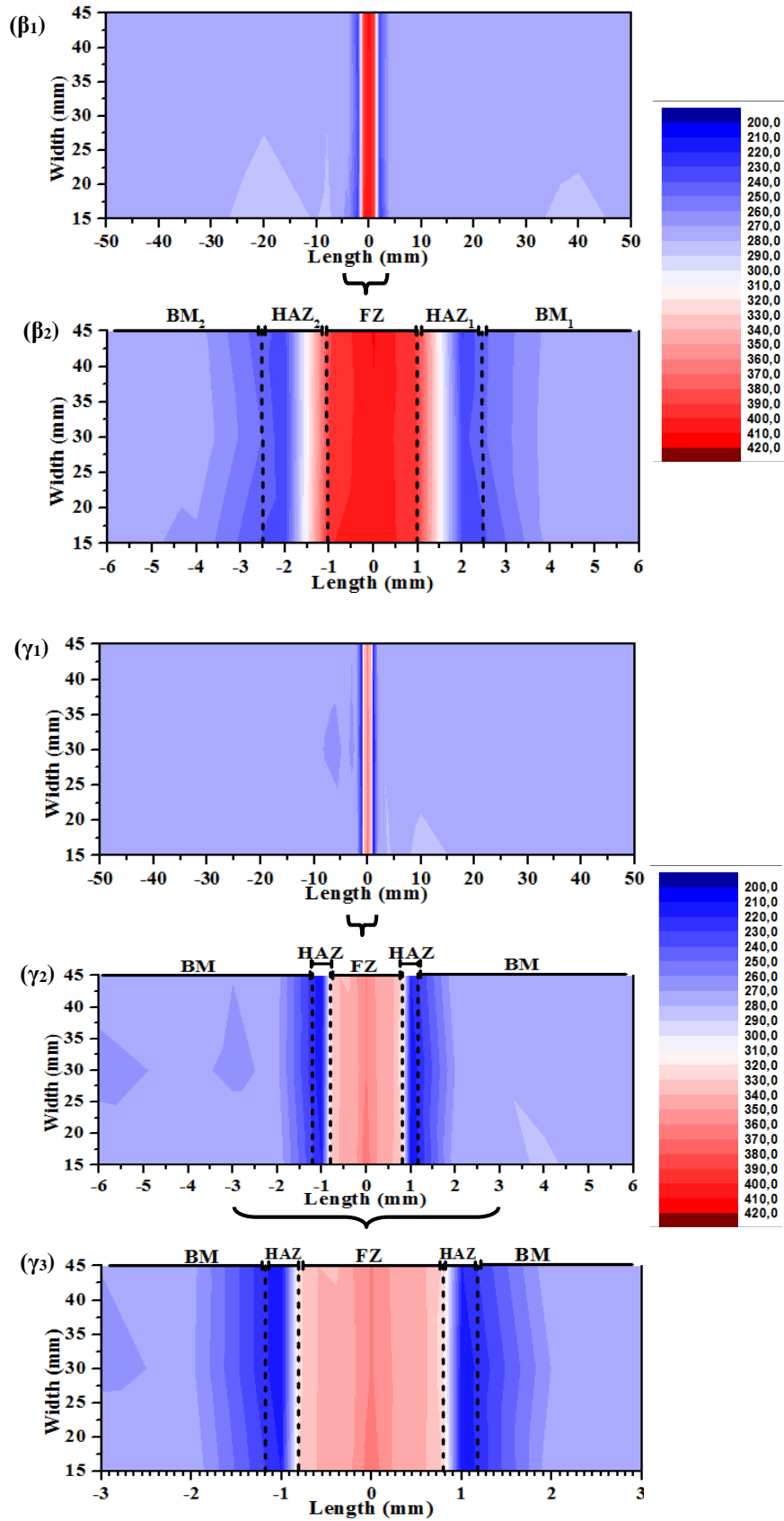
Έχει αποδειχθεί ότι, το συνεκτικό πεδίο είναι ανάλογο της τετραγωνικής ρίζας της πυκνότητας των διαταραχών και αντιστρόφως ανάλογο της τετραγωνικής ρίζας του μεγέθους των κόκκων των μαγνητικών φάσεων. Συνδυάζοντας τις παραπάνω παραδοχές προκύπτει ότι ο αριθμός των διαταραχών είναι αντιστρόφως ανάλογος του μεγέθους των κόκκων. Δηλαδή, ένα χονδρόκοκκο υλικό περιέχει μικρότερο αριθμό ατελειών, συγκριτικά με ένα λεπτόκοκκο και κατά συνέπεια το πλήθος των σημείων αγκύρωσης  $n(H)$  είναι χαμηλότερο. Τα όρια των κόκκων αποτελούν σημεία αγκύρωσης

της κίνησης των μαγνητικών τοιχωμάτων και μάλιστα παρεμποδίζουν ισχυρά τη διαδικασία της μαγνήτισης. Παράλληλα, λειτουργούν ως σημεία πυρήνωσης νέων μαγνητικών περιοχών κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Έχει αποδειχθεί ότι, το εμβαδό της επιφάνειας των κόκκων είναι ανάλογο με  $D^{-1,1}$ , όπου  $D$  το μέσο μέγεθος των κόκκων. Δηλαδή, όσο αυξάνεται το μέγεθος των κόκκων μειώνεται το εμβαδό της επιφάνειάς τους, οπότε μειώνεται και ο όρος  $n(H)$ . Σύμφωνα επομένως με την εξίσωση (7-2), σε ένα χονδρόκοκκο υλικό, η ένταση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen αναμένεται μικρότερη.

Κατά συνέπεια, η διεύρυνση των κόκκων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη οδήγησε στη μείωση των συμβάντων αγκύρωσης  $n(H)$ , μέσω της ελάττωσης που υπέστησαν ο αριθμός των ατελειών και το εμβαδό των ορίων των κόκκων, με αποτέλεσμα ο μαγνητικός θόρυβος στη ζώνη αυτή να εμφανίζει χαμηλότερες τιμές, έναντι του μετάλλου βάσης, το οποίο παρουσίαζε πιο λεπτοκρυσταλλική δομή.

Στη ζώνη τήξης, ο σχηματισμός δενδριτών γωνιώδους μορφολογίας, αύξησε σημαντικά το εμβαδό των ορίων των φερριτικών διεπιφανειών, ενώ ταυτόχρονα μεγάλωσε και ο αριθμός των διαταραχών. Συνεργατικά, οι δύο αυτοί παράγοντες αύξησαν τον αριθμό των σημείων αγκύρωσης  $n(H)$ , ο οποίος στη ζώνη αυτή έλαβε τη μέγιστη τιμή του. Καθώς η προσφερόμενη ενέργεια, μέσω της εφαρμογής πεδίου, ήταν ικανή να θέσει σε κίνηση τα μαγνητικά τοιχώματα, τα οποία υπερπήδησαν τα πολλαπλά σημεία αγκύρωσης, οι τιμές του μαγνητικού θορύβου, σύμφωνα με την εξίσωση (7-2), αυξήθηκαν σημαντικά, εμφανίζοντας τη μέγιστη τιμή απόκρισης στη ζώνη αυτή.

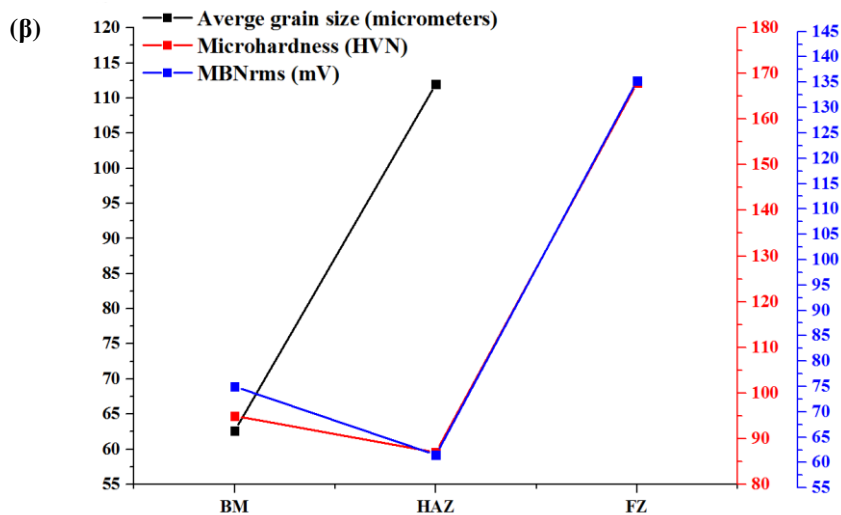
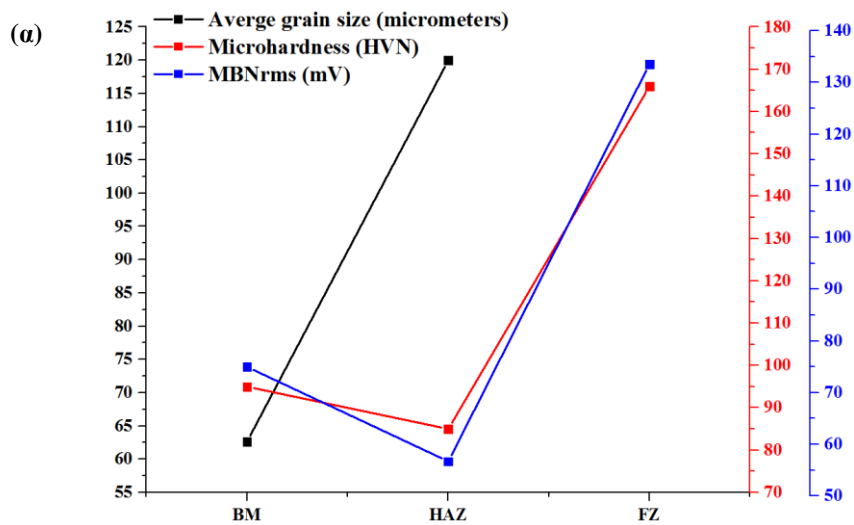


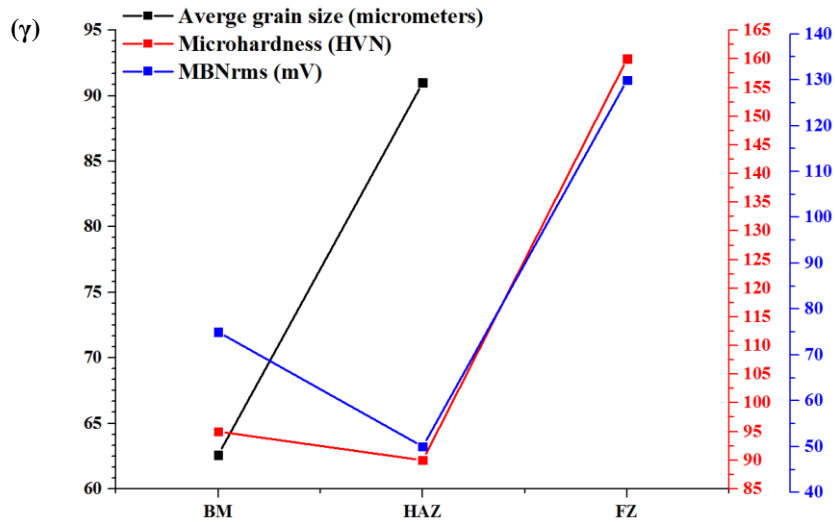


**Εικόνα 7-9:** Χωρική κατανομή της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{RMS}$ ) στα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.

Η συσχέτιση της μαγνητικής συμπεριφοράς, με εκείνη του μεγέθους των κόκκων, στις διάφορες ζώνες της συγκόλλησης, αποτυπώθηκε σχηματικά στην εικόνα 7-10. Επίσης, η κατανομή του θορύβου στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων σχετίστηκε άμεσα με τη διακύμανση των τιμών της μικροσκληρότητας (εικόνα 7-10). Η επίδραση του μεγέθους των κόκκων στις μηχανικές ιδιότητες του χάλυβα εκφράζονταν συνήθως ως μια εξίσωση της μορφής Hall-Petch. Δηλαδή, η μηχανική σκληρότητα αυξάνονταν με τη μείωση του μέσου μεγέθους των κόκκων, με αποτέλεσμα να εμφανίζει παρόμοια συμπεριφορά με τις μεταβολές του μαγνητικού θορύβου.

Σε ό,τι αφορά τη ζώνη τήξης, το συγκολλημένο δείγμα με τη μέθοδο Plasma, εμφάνισε τις μεγαλύτερες τιμές θορύβου, εξαιτίας της λεπτοκρυσταλλικής μορφολογίας των δενδριτών, ενώ το συγκολλημένο δοκίμιο με τη μη-συμβατική μέθοδο EBW παρουσίασε τις χαμηλότερες τιμές. Ενδιάμεσες τιμές της τάσεως εξόδου του αισθητήρα παρατηρήθηκαν και στην περίπτωση του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG.

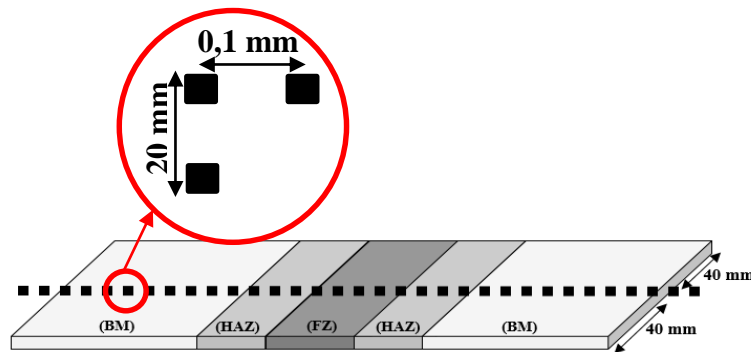




**Εικόνα 7-10:** Συσχέτιση ενεργού τιμής μαγνητικού θορύβου Barkhausen με το μέσο μέγεθος των φερριτικών κόκκων και με την τιμή της μικροσκληρότητας στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.

### 7.2.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων ορίστηκαν τα προς μέτρηση σημεία (εικόνα 7-11), με το μαγνητικό πεδίο να εφαρμόζεται παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης.



**Εικόνα 7-11:** Ορισμός των αποστάσεων των σημείων μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, στα συγκολλημένα δοκίμια του AISI 1008 χάλυβα.

Με βάση το χρωματικό χάρτη της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου Barkhausen στις διάφορες ζώνες της συγκόλλησης (εικόνα 7-12), οι μέγιστες τιμές εμφανίζονταν στη ζώνη τήξης, ενώ οι ελάχιστες στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Το μέταλλο βάσης εμφάνιζε ελαφρώς ενισχυμένες τιμές, ως προς τη γειτνιαζούσα θερμικά επηρεασμένη ζώνη.

Η μέση ταχύτητα με την οποία κινούνταν τα μαγνητικά τοιχώματα επηρεάζονταν, τόσο από την παρουσία του μαλακού μαγνητικά προενηκτοειδούς φερρίτη, όσο και του σκληρότερου περλίτη. Προσεγγιστικά, η μαθηματική έκφραση της μέσης ταχύτητας των μαγνητικών τοιχωμάτων δίνεται από την εξίσωση:

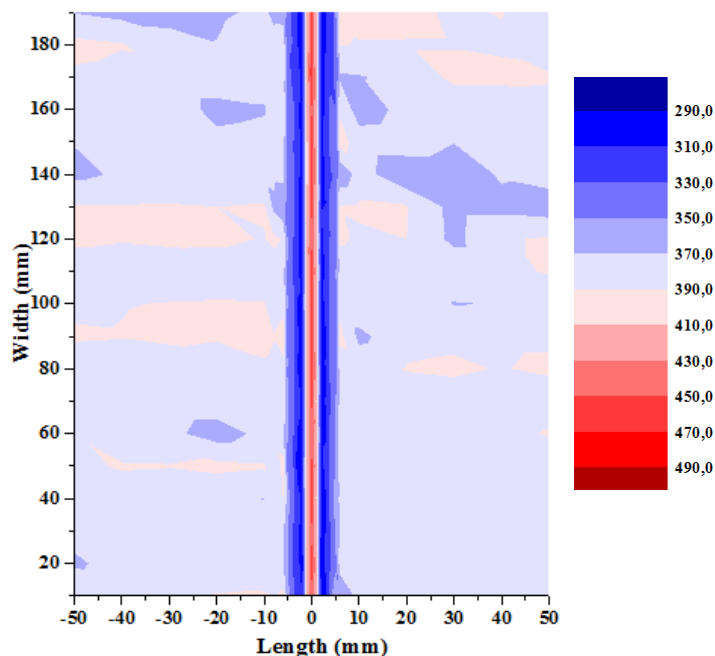
$$\bar{v}_{DW} = 2 \cdot I_s \cdot M_{180^\circ} \cdot \cos \theta \cdot \left\{ \underbrace{H + 3 \sqrt{\frac{k \cdot T_c \cdot K_1}{l} \cdot \frac{1}{D}}}_{\text{μαλακά μαγνητικά}} - \underbrace{K \cdot \left( \frac{\pi \cdot \sigma_0 \cdot R}{2 \cdot \mu_0 \cdot M_s} \right)}_{\text{σκληρά μαγνητικά}} \cdot N^{2/3} \right\} \quad (7-3)$$

όπου,  $2I_s$  η αλλαγή της μαγνήτισης εξαιτίας της κίνησης των μαγνητικών τοιχωμάτων,  $M_{180^\circ}$  η κινητικότητα των μαγνητικών τοιχωμάτων  $180^\circ$ ,  $\theta$  η γωνία μεταξύ του άξονα του πηνίου πήξης και της διεύθυνσης της μαγνητικής ροής,  $k$  η σταθερά του Boltzmann,  $T_C$  η θερμοκρασία Curie,  $K_1$  η σταθερά μαγνητοκρυσταλλικής ανισοτροπίας,  $I$  η σταθερά του κρυσταλλικού πλέγματος,  $M_s$  η μαγνήτιση κορεσμού,  $D$  το μέσο μέγεθος της μαγνητικής φάσης,  $K$  μια σταθερά που ισούται με 1,09,  $\sigma_0$  η πυκνότητα της επιφανειακής ενέργειας του σωματιδίου,  $R$  το μέγεθος του σκληρά μαγνητικού σωματιδίου,  $\mu_0$  η μαγνητική διαπερατότητα του κενού και  $N$  το πλήθος των σκληρά μαγνητικών σωματιδίων.

Συγκριτικά με το μέταλλο βάσης, η θερμικά επηρεασμένη ζώνη χαρακτηρίζονταν από διευρυμένους κόκκους φερρίτη και περλίτη, με χαμηλότερη ποσοστιαία συμμετοχή της μαγνητικής φάσης του  $\alpha$ -σιδήρου. Η αύξηση του μεγέθους ( $D$ ) της μαγνητικής φάσης του φερρίτη μείωσε τη μέση ταχύτητα των μαγνητικών τοιχωμάτων, με αποτέλεσμα οι μαγνητικές τιμές να εμφανίζουν χαμηλότερες τιμές στη ζώνη αυτή.

Στο μέταλλο βάσης, η φερριτική μήτρα, η οποία όμως χαρακτηρίζονταν από μικρότερους σε μέγεθος κόκκους, σε σχέση με τους κόκκους της θερμικά επηρεασμένης ζώνης συντέλεσε στην αύξηση των τιμών της μαγνητικής απόκρισης. Στον αντίποδα, οι μικρότερου μεγέθους περλιτικοί κόκκοι ( $R$ ) υποδήλωνε ότι ο αριθμός των καρβιδίων σεμεντίτη ( $N$ ) που εμπειριέχονταν ήταν υψηλότερος. Το αποτέλεσμα ήταν δύο αλληλοανερούμενες διαδικασίες, εκ των οποίων η πρώτη συνέβαλε στην αύξηση του θορύβου, ενώ η δεύτερη στη μείωσή του. Για τους παραπάνω λόγους, το σήμα του βασικού μετάλλου δεν παρουσίασε τις μεγαλύτερες τιμές.

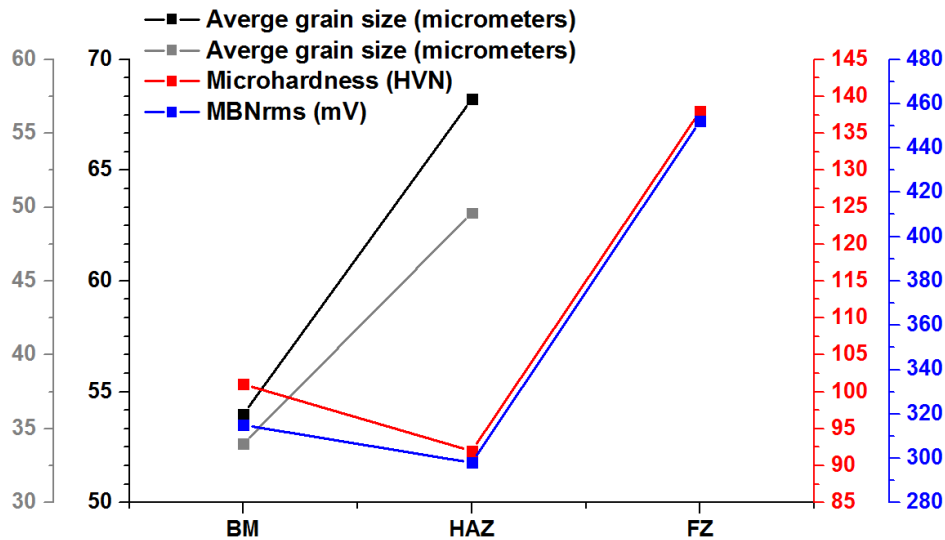
Σε ό,τι αφορά τη ζώνη τήξης, το μικρό μέγεθος των καρβιδίων ( $R$ ), τα οποία αποτελούσαν σκληρή μαγνητική φάση και το υψηλό κλάσμα όγκου συμμετοχής του μπαινίτη ( $D$ ), συντέλεσαν στην αύξηση της μέσης ταχύτητας των μαγνητικών τοιχωμάτων και στη μεγιστοποίηση της εντάσεως του μαγνητικού σήματος.



**Εικόνα 7-12:** Απόκριση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen στο συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 με EBW ως μέθοδο συγκόλλησης, όταν το πεδίο εφαρμόζονταν παράλληλα στη διεύθυνση της συγκόλλησης.



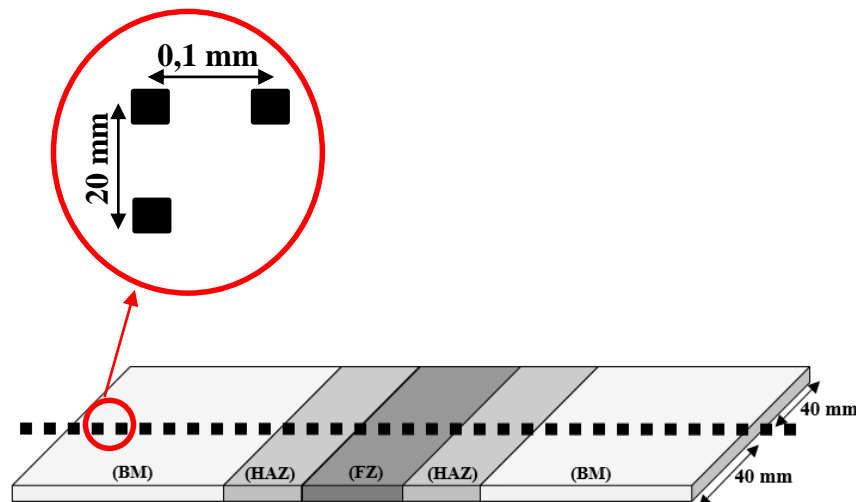
Η συσχέτιση της μαγνητικής συμπεριφοράς του θορύβου στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων, με το μέγεθος των κόκκων και των τιμών της μικροσκληρότητας παρουσιάζεται στην εικόνα 7-13. Έγινε εμφανές ότι, η αύξηση του μεγέθους των κόκκων μείωσε τις τιμές της σκληρότητας και της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου. Συγκρίνοντας τις τιμές του μαγνητικού θορύβου στο μέταλλο βάσης, με τις αντίστοιχες του ηλεκτρικού χάλυβα, παρατηρήθηκε η δραματική αύξηση της τάσης του αισθητήρα στην περίπτωση του AISI 1008 χάλυβα, που αποδόθηκε στην αυξημένη παρουσία σημείων αγκύρωσης  $n(H)$ .



Εικόνα 7-13: Συσχέτιση ενεργού τιμής μαγνητικού θορύβου Barkhausen με το μέσο μέγεθος των φερριτικών και περλιτικών κόκκων και με την τιμή της μικροσκληρότητας στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.

### 7.2.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Στην εικόνα 7-14 παρουσιάζονται τα προεπιλεγμένα σημεία μέτρησης της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου στην επιφάνεια των συγκολλημένων AISI 4130 χαλύβων. Σε καθένα από αυτά τα σημεία το μαγνητικό πεδίο εφαρμόζονταν παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης.



Εικόνα 7-14: Ορισμός των αποστάσεων των σημείων μέτρησης του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, στα συγκολλημένα δοκίμια του AISI 4130 χάλυβα.

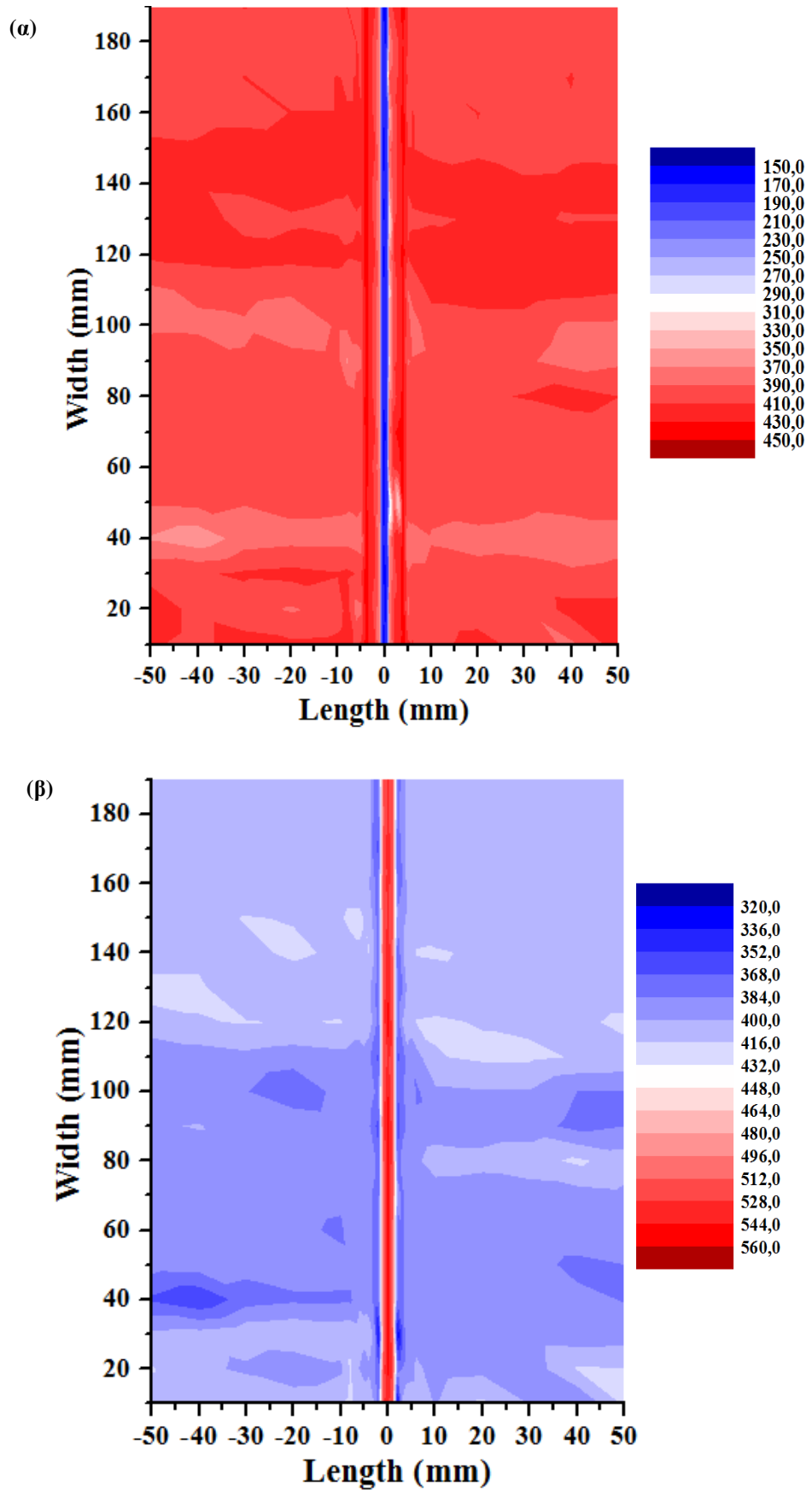
Όπως και στις προηγούμενες περιπτώσεις των συγκολλημένων χαλύβων, η χωρική κατανομή της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου ( $MBN_{RMS}$ ) αναπαραστάθηκε μέσω της χρωματικής απεικόνισης των μετρούμενων τιμών. Όπως προέκυψε από την εικόνα 7-15(α), στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG παρατηρήθηκαν οι μικρότερες τιμές του μαγνητικού σήματος, ενώ οι μεγαλύτερες τιμές συγκεντρώνονταν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Το προφίλ αυτό της κατανομής της μαγνητικής απόκρισης αντιστράφηκε στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο EBW (εικόνα 7-15(β)), στο οποίο η ζώνη τήξης χαρακτηρίζονταν από τις υψηλότερες τιμές του μαγνητικού θορύβου, με τη μέγιστη ένταση να αποτυπώνεται στο κέντρο της ζώνης, ενώ στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη παρατηρήθηκαν οι χαμηλότερες τιμές. Και στα δύο συγκολλημένα δοκίμια, στο μέταλλο βάσης διαπιστώθηκαν ενδιάμεσες τιμές θορύβου.

Και στα δύο συγκολλημένα δοκίμια, το μέταλλο βάσης παρουσίαζε, όπως αναμένονταν, παρόμοιες τιμές μαγνητικού θορύβου. Συγκρίνοντας τις τιμές του μαγνητικού θορύβου στο μέταλλο βάσης των συγκολλημένων χαλύβων ήταν αναμφισβήτητη η μεγιστοποίησή τους στο AISI 4130 χάλυβα. Ακολούθησε η μαγνητική απόκριση του AISI 1008 χάλυβα, ενώ ο ηλεκτρικός χάλυβας παρουσίασε τις χαμηλότερες τιμές θορύβου Barkhausen. Το αυξημένο κλάσμα όγκου συμμετοχής του περλίτη στο ανεπηρέαστο θερμικά μέταλλο βάσης, σε σχέση με τον AISI 1008 χάλυβα δημιούργησε επιπρόσθετα σημεία αγκύρωσης στα μαγνητικά τοιχώματα. Ωστόσο, η ενέργεια που προσφέρθηκε στα μαγνητικά τοιχώματα, μέσω της εφαρμογής μαγνητικού πεδίου, τους επέτρεψε να κινηθούν, με αποτέλεσμα να λάβουν χώρα πολλαπλά συμβάντα απαγκίστρωσης  $n(H)$ . Σύμφωνα με την εξίσωση 7-2, οι υψηλότερες τιμές της παραμέτρου  $n(H)$  συνέβαλλαν στην αύξηση του μαγνητικού θορύβου στον AISI 4130 χάλυβα. Προφανώς, η ανεμπόδιστη κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, ελλείψει πολλαπλών σημείων αγκύρωσης, στον ηλεκτρικό χάλυβα, συντέλεσε στις χαμηλότερες τιμές μαγνητικού θορύβου, σε σχέση με τον AISI 4130 χάλυβα.

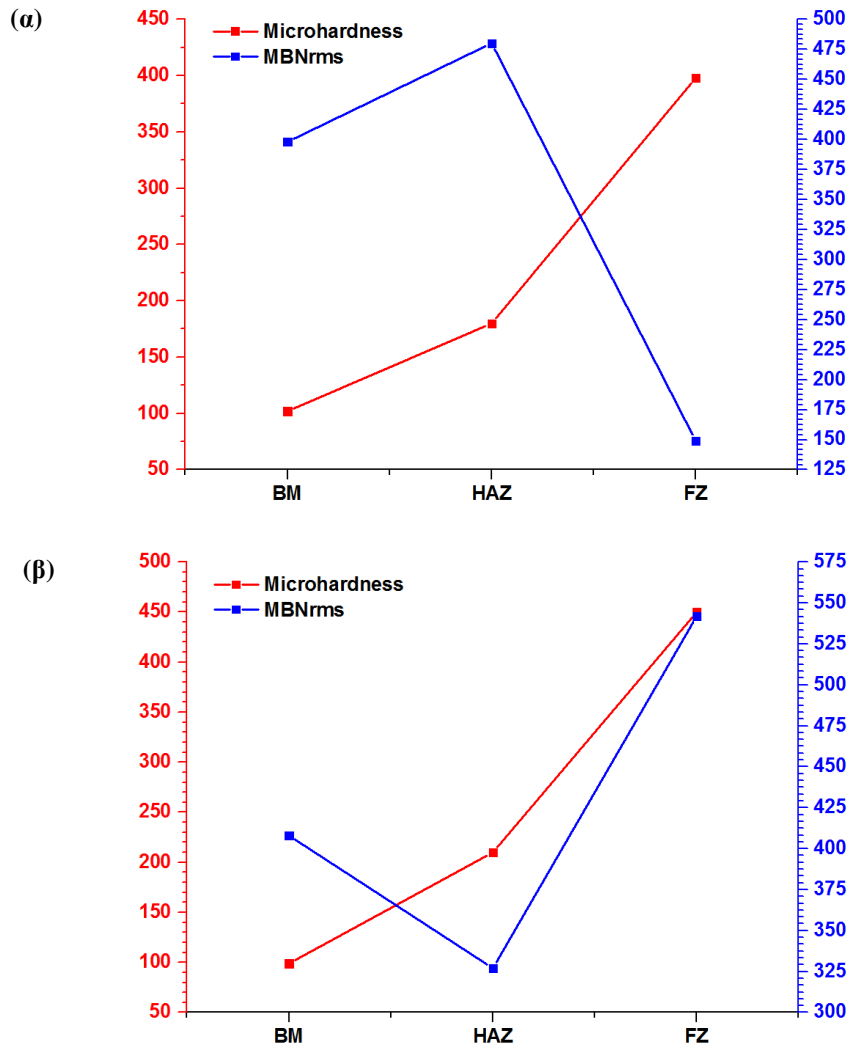
Σε ό,τι αφορά τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG (εικόνα 7-15(α)) χαρακτηρίζονταν από χαμηλότερο κλάσμα όγκου συμμετοχής σκληρών και χονδροκρυσταλλικότερων μαγνητικών φάσεων (μαρτενσίτη και περλίτη), έναντι του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW. Η μορφολογία των ανωτέρω φάσεων σε συνδυασμό με τη μείωση της πυκνότητας των διαταραχών στη ζώνη αυτή μείωναν τον αριθμό των εμποδίων στην κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης. Ως εκ τούτου, η ένταση του μαγνητικού θορύβου Barkhausen παρουσίαζε αυξημένες τιμές στη ζώνη αυτή.

Αντίθετα, στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο EBW (εικόνα 7-15(β)), η θερμικά επηρεασμένη ζώνη εμφάνισε χαμηλότερες τιμές μαγνητικού θορύβου, καθώς αυξήθηκαν σημαντικά ο αριθμός των σκληρών και λεπτοκρυσταλλικότερων μαγνητικών φάσεων. Κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, τα μαγνητικά τοιχώματα, δε μπόρεσαν να υπερνικήσουν το πλήθος των ενεργειακά αναβαθμισμένων εμποδίων, με αποτέλεσμα, να εμποδίζεται η κίνησή τους και να μειώνεται η ένταση του μαγνητικού θορύβου στη ζώνη αυτή.

Στη ζώνη τήξης, η πτώση των τιμών του μαγνητικού θορύβου στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο TIG, αποδόθηκε στην αύξηση της απαιτούμενη ενέργειας που χρειάζονταν να προσφερθεί τα μαγνητικά τοιχώματα, ώστε να υπερπηδήσουν το αυξημένο αριθμό διαφασικών ορίων.



**Εικόνα 7-15:** Χωρική κατανομή της ενεργού τιμής του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{RMS}$ ) στα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.



**Εικόνα 7-16:** Συσχέτιση ενεργού τιμής μαγνητικού θορύβου Barkhausen με την τιμή της μικροσκληρότητας στις ζώνες της συγκόλλησης για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.

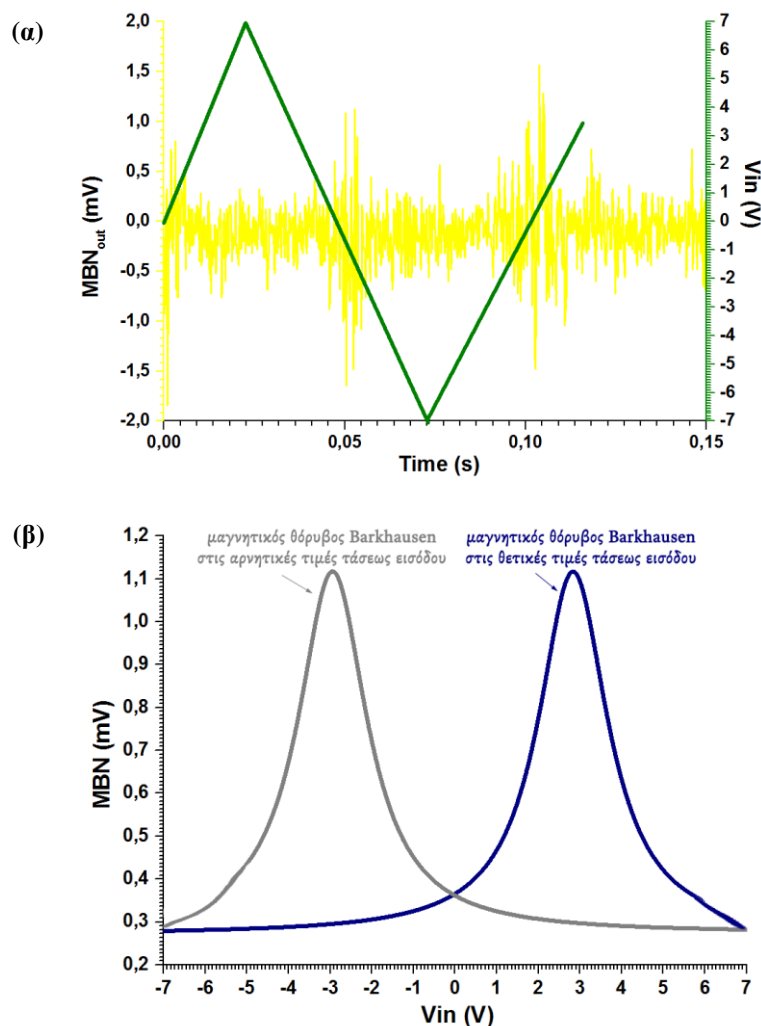
### 7.3 Φάκελος μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Για τη μελέτη της συμπεριφοράς κάθε ζώνης της συγκόλλησης, ανά κατηγορία συγκολλημένου χάλυβα, όταν το πεδίο εφαρμόζονταν παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης, διερευνήθηκαν οι μεταβολές του μαγνητικού φακέλου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ), τόσο ως προς τη μορφή του, όσο και ως προς τη διακύμανση των παραμέτρων που μπορούσαν να εξεταστούν ( $MBN_{PEAK HEIGHT}$ ,  $MBN_{POSITION}$ ,  $MBN_{FWHM}$ ).

Για τον έλεγχο και τη βελτίωση της επαναληψιμότητας των μετρήσεων λαμβάνονταν, μέσω του ψηφιακού παλμογράφου, ανά σημείο μέτρησης, τα αποτελέσματα από 10 κύκλους μαγνήτισης (εικόνα 7-17(α)) και στη συνέχεια εξάγονταν ο μέσος όρος αυτών. Η μεταβολή των μέσων τιμών του θορύβου ως προς την εφαρμοζόμενη τάση (που ήταν ανάλογη με το εφαρμοζόμενο πεδίο) φάνερανε τις αλλαγές που υφίσταντο η μαγνητική απόκριση, κατά τη διάρκεια ενός κύκλου μαγνήτισης. Ωστόσο, ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen ήταν ένα εγγενώς (inherently) τυχαίο φαινόμενο, με αποτέλεσμα να παρουσιάζει ιδιαίτερη ευαισθησία και επαναληψιμότητα μόνο ως προς τις μέσες τιμές των ιδιοτήτων και παραμέτρων που μελετήθηκαν. Επίσης, η άμεση μέτρηση των παραμέτρων του φακέλου εξαρτάτο μόνο από ένα μικρό αριθμό σημείων και επομένως ήταν πιο ευαίσθητη σε τυχαίες διακυμάνσεις. Συνδυάζοντας τις δύο παραπάνω

ιδιότητες, χρειάστηκε η προσαρμογή του φακέλου, μέσω μιας προσέγγισης κατά Lorentz (εικόνα 7-17(β)). Όπως αναμένονταν, ο φάκελος Barkhausen για ένα κύκλο μαγνήτισης εμφάνιζε δύο κορυφές (όπως θα δούμε στη συνέχεια, ομοίως και η μαγνητική διαπερατότητα). Η πρώτη κορυφή εμφανιζόταν στις θετικές τιμές της τάσεως εισόδου (οπότε και εφαρμοζόμενου πεδίου), ενώ η δεύτερη κορυφή στις αρνητικές.

Οι παράμετροι του φακέλου σχετίζονταν άμεσα με τη μαγνητική απόκριση του θορύβου και τη διαδικασία της μαγνήτισης. Συγκεκριμένα, το ύψος του φακέλου αποτελούσε το μέτρο της μέγιστης δραστηριότητας του θορύβου Barkhausen και σχετίζονταν με την κλίση (steepness) του βρόχου υστέρησης. Επιπλέον, το πλάτος του φακέλου περιέγραφε το εύρος της περιοχής στην οποία παρουσιάζαν ο μαγνητικός θόρυβος και σχετίζονταν, επίσης με την κλίση του βρόχου υστέρησης. Η θέση του μεγίστου της κορυφής του φακέλου δείχνει την τιμή της εφαρμοζόμενης τάσης και κατ' επέκταση του εφαρμοζόμενου πεδίου, στη οποία λάμβανε χώρα αυξημένη μαγνητική δραστηριότητα του θορύβου Barkhausen, και σχετίζονταν με το συνεκτικό πεδίο. Τέλος, δύο φάκελοι του μαγνητικού θορύβου μπορεί να ήταν είτε κατοπτρικές ανακλάσεις ως προς το σημείο  $H=0$ , είτε αντισυμμετρικές, επηρεάζοντας, στην περίπτωση αυτή, δυσανάλογα τη μαγνητική δραστηριότητα.

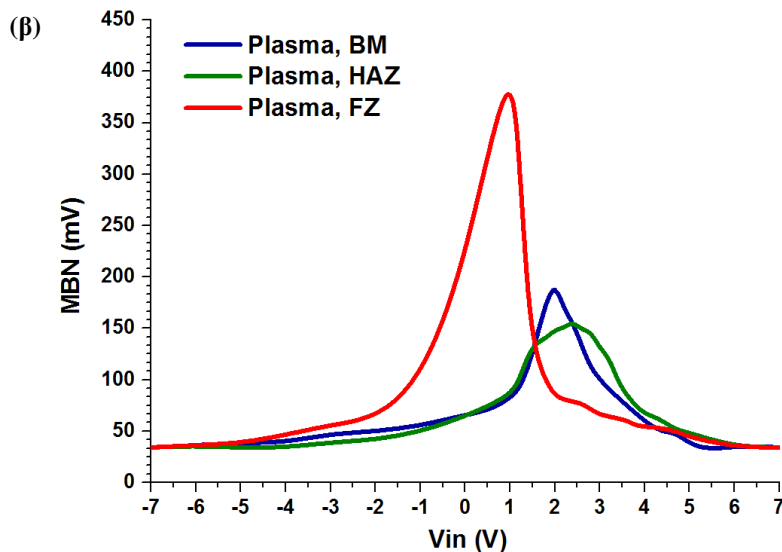
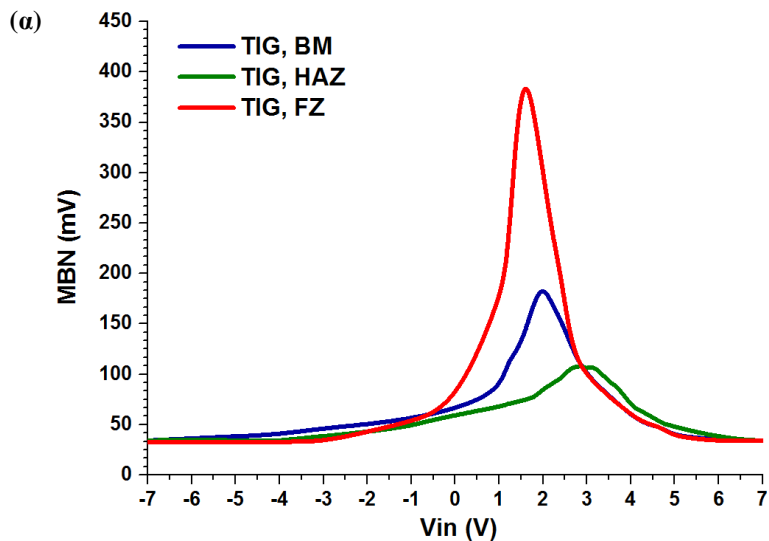


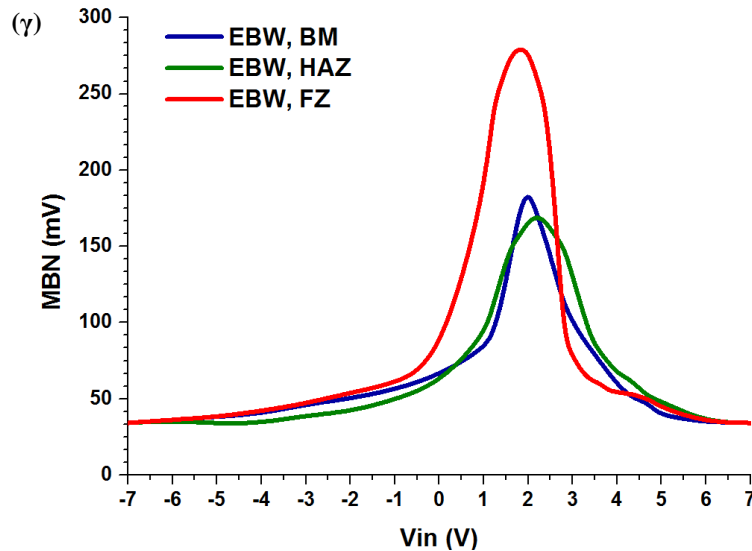
**Εικόνα 7-17:** (α) Σήμα διέγερσης και λήψης του μαγνητικού αισθητήρα, όπως απεικονίζονταν και λαμβάνονταν από τον ψηφιακό παλμογράφο και (β) φάκελοι του μαγνητικού πεδίου για τις θετικές και αρνητικές τιμές της τάσεως εισόδου (διέγερσης).

### 7.3.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

Παρατηρώντας τη μορφή του φακέλου του μαγνητικού θορύβου (κατά τις θετικές τιμές της εφαρμοζόμενης τάσης) ήταν εμφανής ο ετερόμορφος χαρακτήρας της, σε κάθε ζώνη της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια με τις μεθόδους TIG (εικόνα 7-18(α)), Plasma (εικόνα 7-18(β)) και EBW (εικόνα 7-18(γ)).

Το προφίλ της μαγνητικής απόκρισης της ζώνης τήξης ήταν στενότερο και η μέγιστη εντάσεως κορυφή εμφανίστηκε σε χαμηλότερες τιμές τάσεως εισόδου, έναντι των άλλων δύο ζωνών της συγκόλλησης. Αντίθετα, ο μαγνητικός φάκελος της θερμικά επηρεασμένης ζώνης παρουσιάζονταν αντισυμμετρικός και ιδιαίτερος διευρυμένος, με την ένταση της κορυφής να είναι αρκετά χαμηλότερη από ότι στη ζώνη τήξης. Όσον αφορά τη θέση του μεγίστου, ήταν εμφανώς μετατοπισμένη σε υψηλότερες τιμές τάσεως εισόδου, συγκριτικά με τη γειτονική ζώνη τήξης. Τέλος, όσον αφορά με το μέταλλο βάσης, ο φάκελος του θορύβου Barkhausen ήταν στενότερος από εκείνον της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, αλλά το εύρος του δεν υπερέβη το αντίστοιχο του μετάλλου βάσης. Το ύψος της κορυφής και η θέση του μεγίστου χαρακτηρίζονταν από ενδιάμεσες τιμές, έναντι των άλλων ζωνών της συγκόλλησης.





**Εικόνα 7-18:** Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ) στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.

Στον πίνακα 7-1 παρουσιάζονται συνοπτικά οι τιμές των παραμέτρων που προέκυψαν από τους αντίστοιχους φακέλους Barkhausen, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα. Είναι εμφανές ότι στη ζώνη τήξης εμφανίστηκαν οι μέγιστες τιμές της παραμέτρου  $MBN_{PEAK HEIGHT}$ , γεγονός που αποδόθηκε στη συνδυαστική παρουσία εφελκυστικών τάσεων και στην αύξηση του αριθμού των σημείων αγκύρωσης. Σε ό,τι αφορά τις παραμέτρους  $MBN_{POSITION}$  και  $MBN_{FWHM}$ , αν και αναμένονταν να λαμβάνουν τη μέγιστη τιμή τους στη ζώνη αυτή, παρατηρήθηκε η αντίθετη συμπεριφορά. Εξαιτίας της παρουσίας ομάδων φάσεων δένδριτών, που αύξαναν τα διαδενδριτικά όρια και της αυξημένης πυκνότητας διαταραχών, τα μαγνητικά τοιχώματα συναντούσαν μεγαλύτερο αριθμό εμποδίων στη ζώνη τήξης έναντι των άλλων ζωνών της συγκόλλησης. Ωστόσο, οι παράμετροι  $MBN_{POSITION}$  και  $MBN_{FWHM}$  έλαβαν την ελάχιστη τιμή τους στη ζώνη τήξης. Αυτό σήμαινε κατά πρώτον, ότι δεν απαιτείτο η εφαρμογή υψηλών τιμών τάσεως εισόδου ώστε να πραγματοποιηθεί η υπερπήδηση των εμποδίων από τα μαγνητικά τοιχώματα και κατά δεύτερον, ότι η διαδικασία αυτή ήταν πολύ σύντομη.

Η αιτιολόγηση της συμπεριφοράς αυτής του μαγνητικού φακέλου μπορεί να αναζητηθεί στην παρουσία εφελκυστικών τάσεων στη ζώνη τήξης. Είναι γενικά αποδεκτό ότι το σήμα Barkhausen αυξάνεται υπό συνθήκες εφελκυστικής καταπόνησης και μειώνεται κάτω από την άσκηση θλιπτικών τάσεων, με την προϋπόθεση βέβαια ότι, το υλικό είναι θετικά μαγνητοσυστολικό και ότι οι τιμές των τάσεων δεν υπερβαίνουν το όριο διαρροής. Όταν στο σιδηρομαγνητικό υλικό δεν εφαρμόζεται καμία τάση, οι μαγνητικές ροπές προσανατολίζονται κατά μήκος των εύκολων αξόνων μαγνήτισης (π.χ. για τον καθαρό σίδηρο στον [100]). Όταν ένα πολυκρυσταλλικό σιδηρομαγνητικό υλικό υποβάλλεται σε εφελκυστικές καταπονήσεις, λόγω της θετικής μαγνητοσυστολής του, οι μαγνητικές περιοχές, με διάνυσμα μαγνήτισης κοντά στον άξονα της εφαρμοζόμενης τάσης αναβαθμίζονται ενεργειακά, με αποτέλεσμα, να μεγαλώνουν εις βάρος των υπολοίπων, μέχρι κορεσμού του δείγματος.

Συνεπώς, υπό την επίδραση εφελκυστικών παραμενουσών τάσεων, οι μαγνητικές περιοχές με διανύσματα μαγνήτισης παράλληλα στη διεύθυνση των τάσεων αυξάνονται σε μέγεθος, ενώ ταυτόχρονα αυξάνεται και ο αριθμός των  $180^\circ$  μαγνητικών

τοιχωμάτων. Η ανακατανομή της μαγνητικής δομής συμβάλει στην αύξηση της έντασης του μαγνητικού θορύβου, δηλαδή του ύψους του φακέλου Barkhausen. Υπό την επίδραση μαγνητικού πεδίου οι ευνοϊκά προσανατολισμένες μαγνητικές περιοχές ενεργοποιούνται ταχύτερα και τα μαγνητικά τοιχώματα απαιτούν χαμηλότερες τιμές πεδίου για να κινηθούν (χαμηλές τιμές  $MBN_{\text{POSITION}}$ ) με συνέπεια, ο κορεσμός του δείγματος να επέρχεται συντομότερα (χαμηλές τιμές  $MBN_{\text{FWHM}}$ ).

Συγκρίνοντας για όλα τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, τις τιμές της παραμέτρου  $MBN_{\text{POSITION}}$ , για τη ζώνη τήξης, ήταν σαφές ότι, κατά τη συγκόλληση Plasma, όπου παρατηρήθηκε η μέγιστη τιμή θορύβου, απαιτείτο η εφαρμογή μικρότερου πεδίου. Σύμφωνα με όσα αναφέρθηκαν παραπάνω, στη ζώνη αυτή ενυπήρχαν αυξημένα ποσοστά θλιπτικών τάσεων, με τις τιμές τους να κυμαίνονται εντός της ελαστικής περιοχής. Η αναδιοργάνωση των μαγνητικών περιοχών και τοιχωμάτων οδηγούσε σε ευνοϊκότερους προσανατολισμούς των διανυσμάτων μαγνήτισης και συνεπώς σε ενεργειακά αναβαθμισμένες δομές, που αύξαναν την κινητικότητα των μαγνητικών τοιχωμάτων, υπό την εφαρμογή χαμηλών πεδίων. Αντίθετα, στο συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο EBW, τα χαμηλότερα ποσοστά θλιπτικών τάσεων (χαμηλότερες τιμές του  $MBN_{\text{PEAK HEIGHT}}$ ) οδήγησαν στην ανάγκη εφαρμογής υψηλότερων τιμών εφαρμοζόμενου πεδίου, για την ολοκλήρωση του μαγνητικού κορεσμού της ζώνης τήξης. Οι ενδιάμεσες τιμές της παραμέτρου  $MBN_{\text{POSITION}}$ , κατά τη συγκόλληση TIG, αποδόθηκαν στις τιμές που έλαβε το μέγιστο της κορυφής του θορύβου.

Οι ελάχιστες τιμές του  $MBN_{\text{PEAK HEIGHT}}$  παρατηρήθηκαν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, όλων των συγκολλημένων δειγμάτων, γεγονός που απέδειξε την παρουσία θλιπτικών τάσεων στη ζώνη αυτή. Αν και οι μικροδομικές αλλαγές της θερμικά επηρεασμένης ζώνης επηρέασαν σε μεγάλο βαθμό το πλήθος των γεγονότων απαγκίστρωσης των μαγνητικών τοιχωμάτων, που έλαβαν χώρα κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, η κινητικότητα των μαγνητικών τοιχωμάτων ήταν καθοριστικός παράγοντας που επέδρασε σημαντικά στο είδος της αλληλεπίδρασής τους.

Σε αντίθεση με ό,τι συνέβαινε παρουσία εφελκυστικών τάσεων, υπό την επίδραση θλιπτικών τάσεων ευνοούνταν ενεργειακά οι μαγνητικές περιοχές, με διάνυσμα μαγνήτισης κάθετο στον άξονα της εφαρμοζόμενης τάσης, με παράλληλη μείωση του αριθμού των  $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων. Στην περίπτωση αυτή, όταν εφαρμόζονταν μαγνητικό πεδίο, η αναδιοργάνωση των μαγνητικών περιοχών συντελούνταν μέσω της μετατόπισης των  $180^\circ$  και μη- $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων. Λόγω μείωσης της κινητικότητας των μαγνητικών τοιχωμάτων, η απαγκίστρωση των μαγνητικών τοιχωμάτων από τα ποικίλα μικροδομικά εμπόδια και η επίτευξη του μαγνητικού κορεσμού απαιτούσαν έναν εύλογο χρόνο για να ολοκληρωθούν. Το σιδηρομαγνητικό υλικό γίνεται σκληρότερο μαγνητικά και ήταν αναγκαία η προσφορά ενέργειας, μέσω της εφαρμογής πεδίου, στα μαγνητικά τοιχώματα, ώστε αυτά να κινηθούν ανεμπόδιστα. Για το λόγο αυτό, οι τιμές των παραμέτρων  $MBN_{\text{FWHM}}$  και  $MBN_{\text{POSITION}}$  αυξάνονταν σημαντικά στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.

Με μια πιο προσεκτική ματιά στον πίνακα 7-1 είναι εμφανές ότι, όσο χαμηλότερες ήταν οι τιμές  $MBN_{\text{PEAK HEIGHT}}$  στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, τόσο υψηλότερες ήταν οι τιμές των παραμέτρων  $MBN_{\text{POSITION}}$  και  $MBN_{\text{FWHM}}$ , καθώς τα αυξημένα ποσοστά θλιπτικών τάσεων οδηγούσαν σε μείωση του αριθμού των  $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων και σε καθυστέρηση στην πραγματοποίηση του μαγνητικού κορεσμού.

Το ύψος του  $MBN_{\text{ENVELOPE}}$  στο μέταλλο βάσης χαρακτηρίζονταν από ενδιάμεσες τιμές, με στενότερες κορυφές, συγκριτικά με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Η ανεπηρέαστη περιοχή του μετάλλου βάσης χαρακτηρίζονταν επίσης από ενδιάμεσες τιμές  $MBN_{\text{FWHM}}$ , λόγω της παρουσίας θλιπτικών τάσεων.



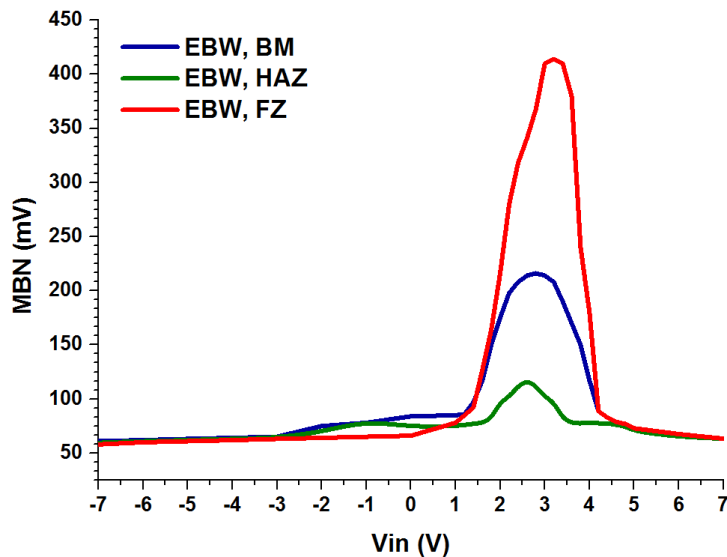
**Πίνακας 7-1:** Παράμετροι  $MBN_{ENVELOPE}$  για τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα.

Παράμετροι	Συγκολλημένα είδη χάλυβα								
	TIG			Plasma			EBW		
	BM	HAZ	FZ	BM	HAZ	FZ	BM	HAZ	FZ
$MBN_{PEAK HEIGHT}$ (mV)	187	111	397	187	156	426	187	170	280
$MBN_{POSITION}$ (V)	2,0	2,8	1,6	2,0	2,4	1,1	2,0	2,2	1,8
$MBN_{FWHM}$ (V)	1,12	1,34	0,91	1,12	1,28	0,78	1,12	1,20	0,99

### 7.3.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Για την ερμηνεία των χαρακτηριστικών του φακέλου Barkhausen του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα (εικόνα 7-19), χρειάστηκε να αναλυθεί η επίδραση διαφόρων παραγόντων, που σχετίζονται με την ύπαρξη μιας χωρικά εντοπισμένης μαγνητικής συμπεριφοράς, την ανίχνευση του σήματος του αισθητήρα, καθώς επίσης και με την παρουσία παραμενουσών τάσεων στις ζώνες της συγκόλλησης, μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας.

Η φερριτοπερλιτική δομή του μετάλλου βάσης παρουσίασε μία σαφώς καθορισμένη κορυφή, με το μέγιστο να τοποθετείται σε ενδιάμεσες τιμές εφαρμοζόμενης τάσης. Η αυξημένη ποσοστιαία συμμετοχή του περλίτη, συνδυαζόμενη με την παρουσία φερρίτη στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη είχαν ως αποτέλεσμα μια χαμηλή και διευρυμένη κορυφή, μετατοπισμένη σε χαμηλότερη τιμή τάσεως εισόδου, σε σχέση το μητρικό υλικό. Τέλος, ο φάκελος της ζώνης τήξης χαρακτηρίζονταν από μια μεγάλης εντάσεως και μικρής σε εύρος κορυφή, που αποδόθηκε στη μεγαλύτερη τιμή σήματος εισόδου.



**Εικόνα 7-19:** Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ) στις ζώνες της συγκόλλησης, για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.

Η μαγνητική διαδικασία, υπό την επίδραση θλιπτικών τάσεων, έπρεπε να πραγματοποιηθεί μέσω της μετακίνησης μαγνητικών τοιχωμάτων  $180^\circ$  και  $-180^\circ$ , με περιορισμένο αριθμό των πρώτων. Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και το μέταλλο βάσης υφίσταντο θλιπτικές τάσεις, λόγω των χαμηλών τιμών που παρουσίαζε η  $MBN_{PEAK HEIGHT}$ . Ωστόσο, η πλακοειδής μορφολογία που περλίτη σε συνδυασμό με την αυξημένη συμμετοχή φερρίτη στο μητρικό υλικό οδήγησε σε υψηλότερη κορυφή, σε σχέση με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Αυτό σημαίνει ότι, στο μέταλλο βάσης υπήρχαν περισσότερα μαγνητικά τοιχώματα  $180^\circ$ , από ότι στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, με αποτέλεσμα να απαιτείται προσφορά χαμηλότερης ενέργειας στα μαγνητικά τοιχώματα, ώστε να αντισταθμίσουν την αντίσταση των κέντρων αγκύρωσης. Η

αυξημένη κινητικότητα των μαγνητικών τοιχωμάτων στο μέταλλο βάσης, σε σχέση με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη αποτυπώθηκε με τη μικρότερη τιμή της θέσης της κορυφής. Το εύρος της κορυφής δεν παρουσίαζε παρόμοια συμπεριφορά: ήταν μεγαλύτερο στο μέταλλο βάσης.

Ωστόσο, μια λεπτομερέστερη παρατήρηση του φακέλου Barkhausen της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, έκανε φανερή την παρουσία μιας δεύτερης χαμηλότερης κορυφής, στις αρνητικές τιμές του σήματος εισόδου και μιας τρίτης κορυφής, στις υψηλές θετικές εφαρμοζόμενες τάσεις. Η κύρια κορυφή σχετιζόταν με τις αλληλεπιδράσεις των μαγνητικών τοιχωμάτων  $180^\circ$  με τις διάφορες φάσεις και μικροδομικά συστατικά που χαρακτήριζαν τη μήτρα, ενώ η χαμηλότερης εντάσεως κορυφή δήλωνε, στις μεν αρνητικές τάσεις, την πυρήνωση ανάστροφων μαγνητικών περιοχών, στις δε θετικές τάσεις την αλληλεπίδραση μαγνητικών τοιχωμάτων  $90^\circ$  (ή closure) με τα όρια των κόκκων.

Η ανάπτυξη ανάστροφων μαγνητικών περιοχών, με εναρκτήρια σημεία φύτρωσης τα όρια των κόκκων, οδήγησε με τη σειρά της, στο σχηματισμό μαγνητικών περιοχών, με αντίρροπα διανύσματα μαγνήτισης. Η δημιουργία τέτοιων μαγνητικών δομών αύξησε τη μαγνητοστατική ενέργεια, με αποτέλεσμα να σχηματίζονται closure μαγνητικές περιοχές. Η διαδικασία αυτή είχε ως αποτέλεσμα την ανάπτυξη περικρυσταλλικών εφελκυστικών τάσεων και ενδοκρυσταλλικών θλιπτικών, που στο σύνολό τους υποβοηθούσαν τη διαδικασία της μαγνήτισης μειώνοντας τη τιμή της παραμέτρου  $MBN_{FWHM}$ .

Η αυξημένη ποσοστιαία συμμετοχή μπαινίτη και φερρίτη Widmanstätten στη ζώνη τήξης ενίσχυσε σημαντικά την ένταση της κορυφής του μαγνητικού φακέλου. Η παρουσία εφελκυστικών τάσεων, στη θετικά μαγνητοσυστολική ζώνη τήξης, είχε ως συνέπεια την αύξηση της παραμέτρου  $MBN_{PEAK HEIGHT}$ .

### 7.3.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Συγκρίνοντας, τις τιμές που έλαβαν οι παράμετροι του φακέλου, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130, έγινε σαφές, ότι παρουσίαζαν ετερόκλητα χαρακτηριστικά. Αν και στις δύο περιπτώσεις, το μέταλλο βάσης χαρακτηρίζονταν από μια συμμετρική κορυφή, σε ενδιάμεσες τιμές τάσεως εισόδου, η συμπεριφορά των φακέλων που αντιπροσώπευαν τη ζώνη τήξης και τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη ήταν εντελώς αντίθετη.

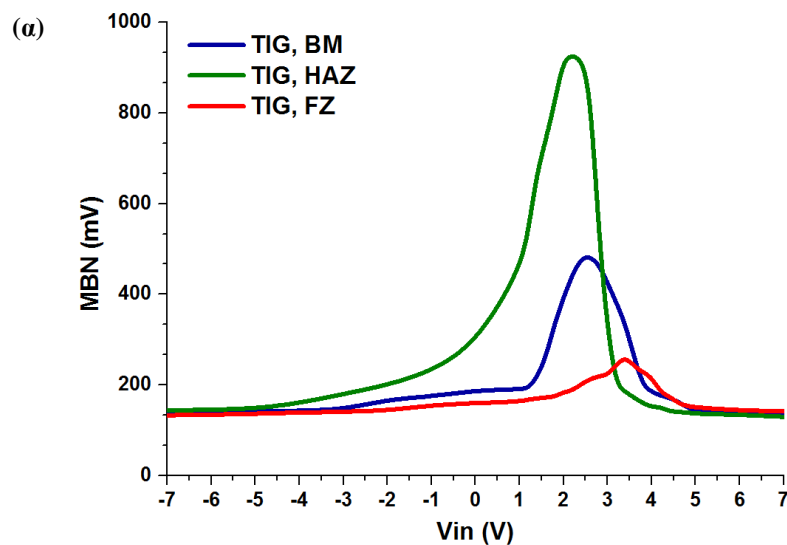
Συγκεκριμένα, για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG (εικόνα 7-20(α)), η θερμικά επηρεασμένη ζώνη χαρακτηρίστηκε από μια στενή και οξεία κορυφή σε χαμηλές εφαρμοζόμενες τάσεις, επιβεβαιώνοντας την παρουσία εφελκυστικών τάσεων στη ζώνη αυτή, που υποβοήθησαν τη διαδικασία της μαγνήτισης. Αντίθετα, η ζώνη τήξης αναπαραστάθηκε από ένα διευρυμένο φάκελο Barkhausen, χαρακτηριζόμενο από υψηλότερες τιμές της τάσεως διέγερσης, υποδεικνύοντας την παρουσία υψηλών ποσοστών θλιπτικών καταπονήσεων.

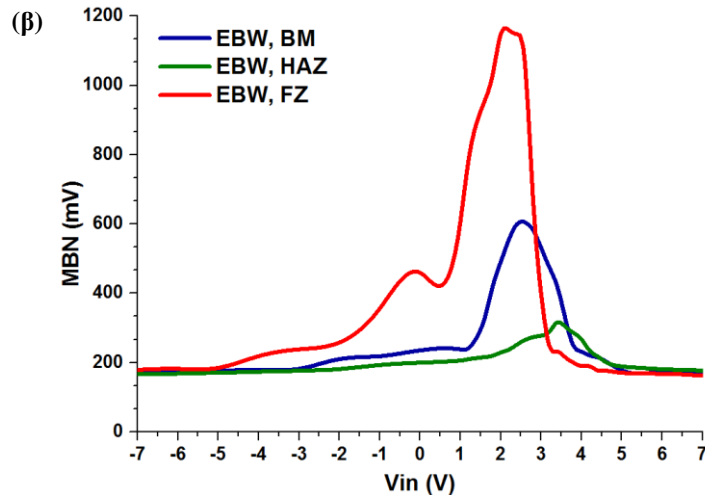
Αντίθετα, το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW (εικόνα 7-20(β)) παρουσίαζε, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, μιας χαμηλής εντάσεως και διευρυμένη κορυφή, η οποία μεγιστοποιούνταν στις υψηλές τιμές τάσεως εισόδου, εξαιτίας της παρουσίας θλιπτικών τάσεων. Η ζώνη τήξης χαρακτηρίζονταν από ένα φάκελο διπλής κορυφής. Η διαδικασία της μαγνήτισης αποδόθηκε στο συνδυασμό δύο μηχανισμών: στην πυρήνωση και ανάπτυξη ανάστροφων μαγνητικών περιοχών και στην αλληλεπίδραση των μαγνητικών τοιχωμάτων  $180^\circ$  με τα κέντρα αγκύρωσης. Συγκεκριμένα, η αριστερή, χαμηλότερης εντάσεως κορυφή, αποδόθηκε στο σχηματισμό των ανάστροφων μαγνητικών περιοχών, για την ελαχιστοποίηση τόσο της μαγνητοκρυσταλλικής ενέργειας, μέσω της περιστροφής των μαγνητικών διπόλων στη

διεύθυνση του εύκολου άξονα μαγνήτισης, όσο και της μαγνητοστατικής ενέργειας, μέσω της ανάπτυξης  $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων, που οδήγησαν στο σχηματισμό μαγνητικών περιοχών με αντίρροπα διανύσματα μαγνήτισης. Η δεξιά κορυφή του φακέλου, ή αλλιώς κύρια κορυφή, αποδόθηκε στην ενδοκρυσταλλική αλληλεπίδραση των μαγνητικών τοιχωμάτων με τα εμπόδια που συναντούσαν κατά την κίνησή τους. Η αυξημένης εντάσεως κορυφή απέδειξε την παρουσία υψηλών ποσοστών εφελκυστικών τάσεων στη ζώνη τήξης.

Η παρουσία περλιτικών κόκκων στο μέταλλο βάσης επέβαλε την αναδιοργάνωση της μαγνητικής δομής των μαγνητικών περιοχών, κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, κυρίως λόγω μετατοπίσεων των μαγνητικών τοιχωμάτων  $180^\circ$ , δημιουργώντας μια διαπλακιδιακή (translamellar) μαγνητική δομή από επάλληλα επιστοιβαγμένα μαγνητικά τοιχώματα  $180^\circ$ . Σε αντίθεση με τη μονοφασική φερριτική δομή του μετάλλου βάσης του ηλεκτρικού χάλυβα, η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων ήταν δυσκολότερη σε αυτή την περίπτωση, προφανώς λόγω της αταξίας που δημιουργήσε ο πλακοειδούς μορφολογίας περλίτης, στη δομή των μαγνητικών περιοχών. Ως εκ τούτου, οι μετατοπισμένες σε υψηλότερες τάσεις εισόδου, κορυφές, δεν αποτέλεσαν έκπληξη.

Ο μαρτενσίτης χαρακτηρίζεται γενικά ως λεπτοκρυσταλλικός και υπέρκορος σε άνθρακα φερρίτης (alpha-iron supersaturated in carbon), εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας. Στη διαδικασία της μαγνήτισης του συμβάλουν σημαντικά οι περιστροφές των μαγνητικών διπόλων, καθώς, εν γένει, η κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων δυσχεραίνεται επιπρόσθετα από την παρουσία του άνθρακα, σε μορφή στερεού διαλύματος, ο οποίος εισάγει παραμορφώσεις (συνεπώς και τάσεις) 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 των παραμέτρων  $MBN_{POSITION}$  και  $MBN_{FWHM}$ . Αντίθετα, η παρουσία εφελκυστικών τάσεων βοηθά τη διαδικασία της μαγνήτισης, η οποία ενισχύεται σημαντικά και από την παρουσία μπαινίτη και φερριτικών φάσεων εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας. Κατά συνέπεια αυξάνεται η ένταση του θορύβου και μειώνονται οι απαιτήσεις εξωτερικού πεδίου.



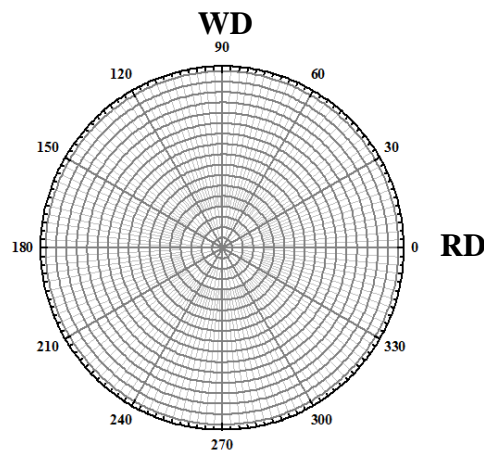


Εικόνα 7-20: Φάκελος του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{ENVELOPE}$ ) στις ζώνες της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.

#### 7.4 Γωνιακές μετρήσεις μαγνητικού θορύβου Barkhausen

Στα σημεία όπου ελήφθησαν οι γραμμικές μετρήσεις των παραμέτρων του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (εικόνα 7-8, 7-11, 7-14), πραγματοποιήθηκαν και γωνιακές μετρήσεις, με στόχο την αξιολόγηση της μακροσκοπικής ανισοτροπίας που χαρακτήριζε την κάθε ζώνη συγκόλλησης των υπό μελέτη δοκιμίων.

Ο προσδιορισμός του μακροσκοπικού εύκολου άξονα μαγνήτισης και η μελέτη της ανισοτροπίας των ζωνών της συγκόλλησης πραγματοποιήθηκε με τη χρήση πολικών διαγραμμάτων (εικόνα 7-21), όπου απεικονίζονταν η παράμετρος της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ( $MBN_{ENERGY}$ ), ως συνάρτηση της γωνίας μαγνήτισης. Στην εικόνα 7-21 σημειώνονται οι διευθύνσεις της έλασης (RD) και της συγκόλλησης (WD).



Εικόνα 7-21: Πολικό διάγραμμα όπου απεικονίζονται οι γωνιακές μετρήσεις του μαγνητικού θορύβου Barkhausen ως συνάρτηση της γωνίας μαγνήτισης.

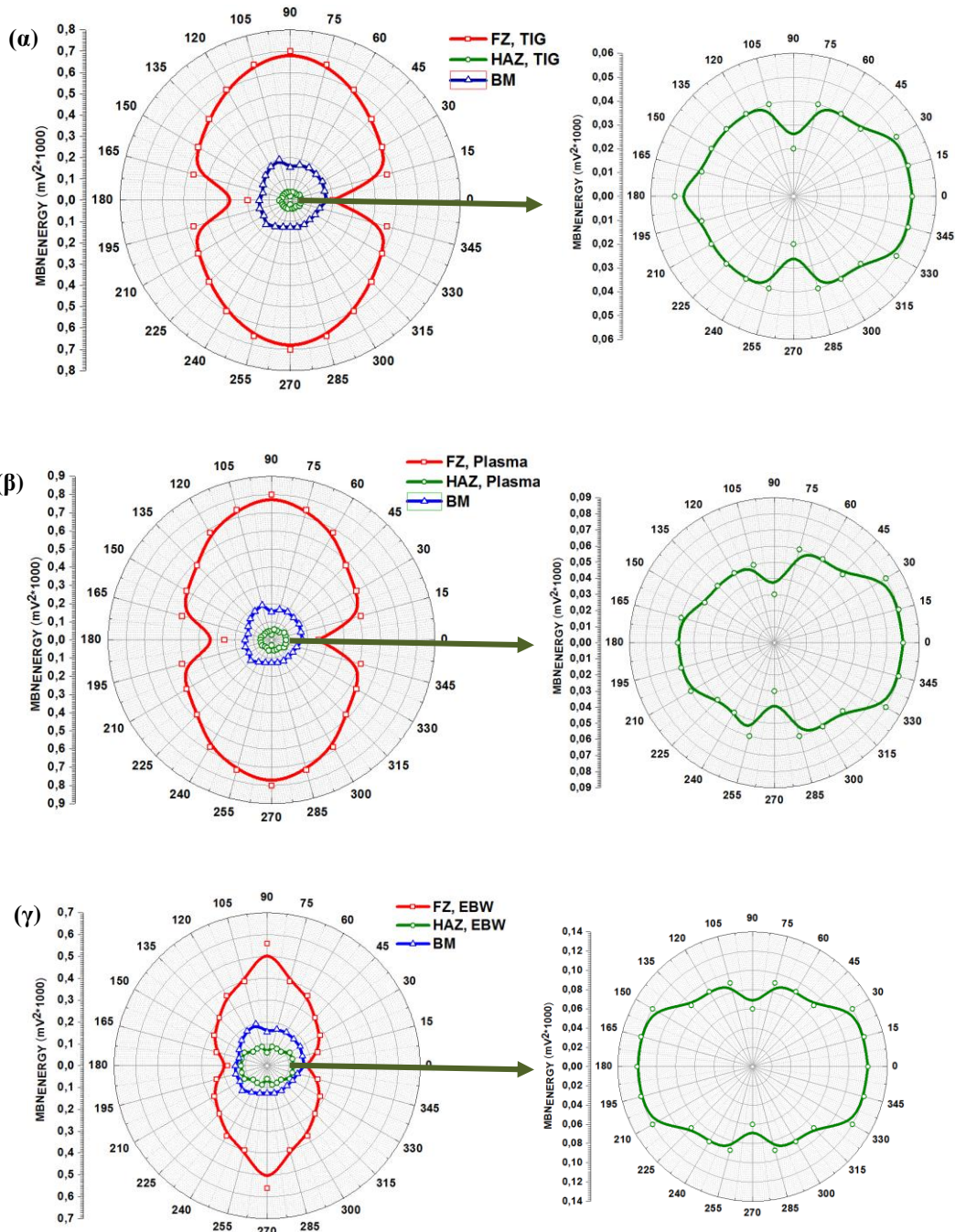
Χρησιμοποιώντας την εξίσωση Pearson προσεγγίστηκαν οι παράμετροι  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\phi$  (εξίσωση 2-12) και  $k$  (εξίσωση 2-13), μέσω της προσαρμογής των μετρήσεων στην εξίσωση που περιγράφει η σχέση 2-12.

##### 7.4.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

Στη ζώνη τήξης ο μακροσκοπικός άξονας εύκολης μαγνήτισης ήταν παράλληλος του άξονα της συγκόλλησης, δηλαδή στη διεύθυνση ανάπτυξης εφελκυστικών τάσεων. Αντίθετα, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη ο άξονας αυτός ήταν παράλληλος στη

διεύθυνση της έλασης, δηλαδή του άξονα θλιπτικών τάσεων. Τέλος, στο μέταλλο βάσης παρατηρήθηκε μια ισότροπη διευθέτηση του εύκολου άξονα μαγνήτισης προς όλες τις κατευθύνεις, γεγονός που αναμένετο αν αναλογιστεί κανείς τις πλείστες εφαρμογές του.

Όταν η διεύθυνση εφαρμογής του πεδίου ορίστηκε παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης (γωνία 0°), τότε οι μεταβολές των γωνιακών μετρήσεων του θορύβου Barkhausen, επιβεβαίωσαν τη συμπεριφορά των αντίστοιχων γραμμικών. Πιο συγκεκριμένα, στη ζώνη τήξης εμφάνισαν τη μέγιστη τιμή τους, ενώ στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη την ελάχιστη. Στο μέταλλο βάσης παρατηρήθηκαν ενδιάμεσες τιμές ενέργειας του θορύβου.



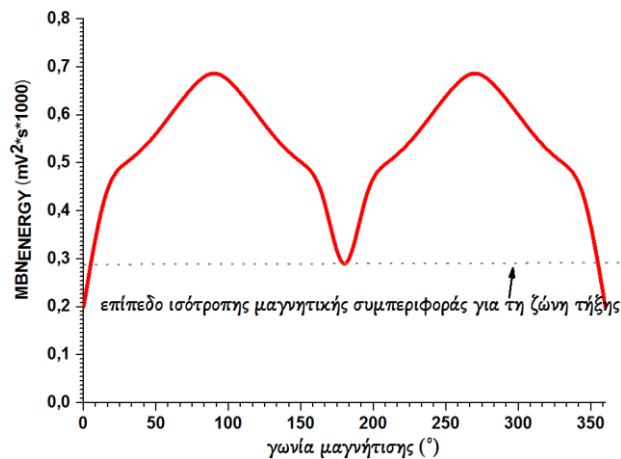
**Εικόνα 7-22:** Πολικά διαγράμματα από την εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.

Η παράμετρος ανισοτροπίας  $\alpha$  αποτέλεσε ένα δείκτη συνεισφοράς των μαγνητικών περιοχών στον προσδιορισμό του, μακροσκοπικά, εύκολου άξονα μαγνήτισης. Έλαβε τη μέγιστη τιμή της στη ζώνη τήξης αποδεικνύοντας ότι ένας μεγάλος αριθμός μαγνητικών περιοχών συνέβαλε στη δημιουργία ενός άξονα μαγνήτισης παράλληλου της διεύθυνσης της συγκόλλησης. Αν και η παράμετρος ανισοτροπίας  $k$  μεγιστοποιείτο στη ζώνη τήξης, περιείχε, εγγενώς, μεγάλη αβεβαιότητα, ως μια αυστηρώς εμπειρική σταθερά. Η μεγιστοποίηση της παραμέτρου  $\beta$  στη ζώνη τήξης, υποδήλωνε την παρουσία πιθανών ισχυρών παραμορφώσεων, οι οποίες μείωσαν τον αριθμό των 180° μαγνητικών τοιχωμάτων, περιορίζοντας ταυτόχρονα και τη συνεισφορά τους στο σχηματισμό ενός εύκολου άξονα μαγνήτισης στη ζώνη αυτή.

Φαινομενολογικά, η μεγιστοποίηση των παραμέτρων  $\alpha$  και  $\beta$  στη ζώνη τήξης, υποδήλωνε αντικρουόμενες μεταξύ τους συμπεριφορές. Ωστόσο, το υλικό ήταν πολυκρυσταλλικό με αποτέλεσμα να παρατηρείτο ένα δίκτυο ελάσσονων εύκολων αξόνων μαγνήτισης. Η υψηλή τιμή της παραμέτρου  $\beta$  δήλωνε το αυξημένο ποσοστό ανάπτυξης πολλών τέτοιων δικτύων, τα οποία δε λαμβάνονταν υπόψη στον τελικό προσδιορισμό του μακροσκοπικού εύκολου άξονα μαγνήτισης (εικόνα 7-23).

**Πίνακας 7-2:** Παράμετροι ανισοτροπίας για τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα.

Παράμετροι	Συγκολλημένα είδη χάλυβα								
	TIG			Plasma			EBW		
	BM	HAZ	FZ	BM	HAZ	FZ	BM	HAZ	FZ
$\alpha$ (mV <sup>2</sup> s*1000)	0,01	0,03	0,5	0,01	0,05	0,54	0,01	0,06	0,38
$\beta$ (mV <sup>2</sup> s*1000)	0,13	0,02	0,2	0,13	0,03	0,26	0,13	0,06	0,18
$\Phi$ (°)	105	0	90	105	0	90	105	0	90
$k$	1,08	2,5	3,5	1,08	2,7	3,07	1,08	2,0	3,1

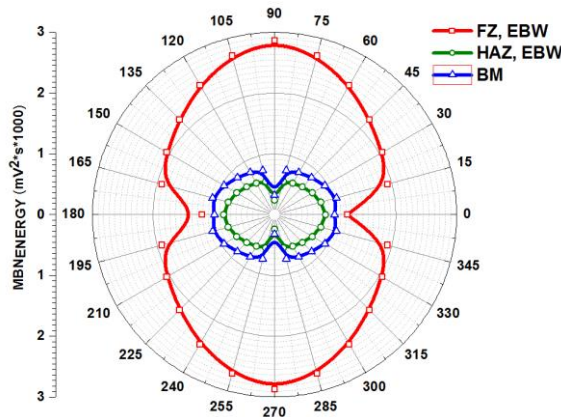


**Εικόνα 7-23:** Σχηματική αναπαράσταση του επιπέδου ισότροπης συμπεριφοράς στη ζώνη τήξης, το οποίο σχετίζονταν με την παράμετρο  $\beta$ .

#### 7.4.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Όπως και στα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, στην περίπτωση του συγκολλημένου δοκιμίου AISI 1008 χάλυβα, ο μακροσκοπικός άξονας εύκολης μαγνήτισης στη ζώνη τήξης, ήταν πολύ κοντά στη διεύθυνση της συγκόλλησης ( $\Phi=92^\circ$ ), ενώ στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη ο άξονας μετατοπίστηκε κοντά στις μηδέν μοίρες. Ωστόσο, το μέταλλο βάσης δε χαρακτηρίστηκε ισότροπο, καθώς και αυτό, ανέπτυξε τη διεύθυνση του εύκολου άξονα μαγνήτισης κοντά στη διεύθυνση της έλασης.

Η παράμετρος  $\alpha$ , που σχετίζονταν με τη μη-αντιστρεπτή κίνηση των  $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων, μεγιστοποιούνταν στη ζώνη τήξης (πίνακας 7-3), υποδηλώνοντας την αυξημένη κινητικότητα των τοιχωμάτων στη ζώνη αυτή. Ομοίως, η παράμετρος  $\beta$ , που σχετίζονταν με την μη-αντιστρεπτή κίνηση των μαγνητικών τοιχωμάτων, τα οποία ήταν ομότροπα προσανατολισμένα στη διεύθυνση του μακροσκοπικού άξονα εύκολης μαγνήτισης, παρουσίαζε τη μέγιστη τιμή της στη ζώνη τήξης (πίνακας 7-3), αποκαλύπτοντας τον αυξημένο αριθμό των μαγνητικών περιοχών που ήταν προσανατολισμένες στη διεύθυνση εύκολης μαγνήτισης.



**Εικόνα 7-24:** Πολικό διάγραμμα από τις ζώνες της συγκόλλησης, για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.

**Πίνακας 7-3:** Παράμετροι ανισοτροπίας για το συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα.

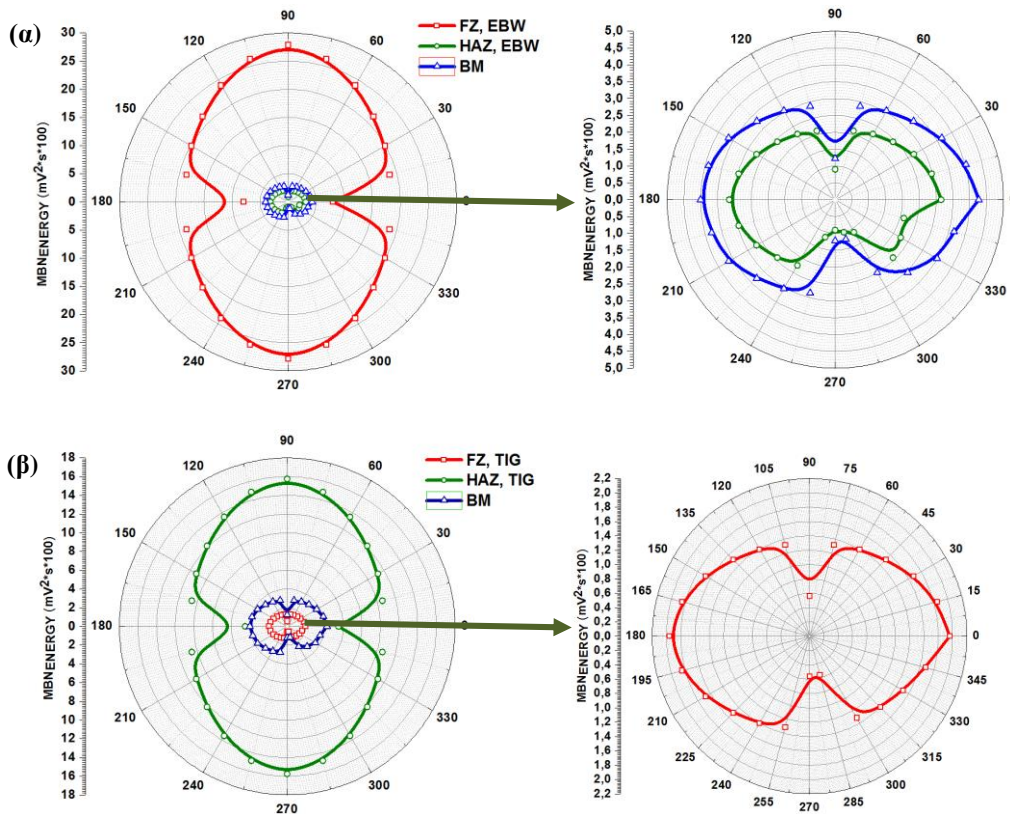
Παράμετροι	BM	HAZ	FZ
$\alpha$ ( $mV^2s*1000$ )	0,67	0,6	1,67
$\beta$ ( $mV^2s*1000$ )	0,32	0,24	1,20
$\Phi$ ( $^\circ$ )	1	4	92
$k$	2,1	2,5	1,4

### 7.4.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Τα πολικά διαγράμματα των ζωνών της συγκόλλησης, στα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα με τις μεθόδους TIG (εικόνα 7-25(α)) και EBW (εικόνα 7-25(β)) παρουσίασαν ετερόκλητες διακυμάνσεις. Σε ό,τι αφορά το συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο EBW ήταν σαφές ότι, οι διακυμάνσεις της ενέργειας του μαγνητικού θορύβου, ως προς τη γωνία μαγνήτισης είχαν παρόμοια συμπεριφορά με εκείνη των προηγούμενων συγκολλημένων χαλύβων. Αντίθετα, τα πολικά διαγράμματα του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο TIG εμφάνιζαν τις μέγιστες εντάσεις στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, ενώ τις ελάχιστες στη ζώνη τήξης. Και ο μακροσκοπικός άξονας εύκολης μαγνήτισης παρουσίαζε διαφορετική συμπεριφορά: εμφανίζονταν στις  $94^\circ$  στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στις  $4^\circ$  στη ζώνη τήξης (πίνακας 7-4).

**Πίνακας 7-4:** Παράμετροι ανισοτροπίας για τα συγκολλημένα δείγματα ηλεκτρικού χάλυβα.

Παράμετροι	TIG			EBW		
	BM	HAZ	FZ	BM	HAZ	FZ
$\alpha$ ( $mV^2s*100$ )	4,17	14,75	1,96	4,17	3,15	28,60
$\beta$ ( $mV^2s*100$ )	1,22	4,1	1,4	1,22	0,98	7,96
$\Phi$ ( $^\circ$ )	3	93	4,1	3	3,1	91
$k$	4,4	4,6	2,4	4,4	4,2	4,6



Εικόνα 7-25: Πολικά διαγράμματα από τις ζώνες της συγκόλλησης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.

## 7.5 Ελάσσονες βρόχοι υστέρησης

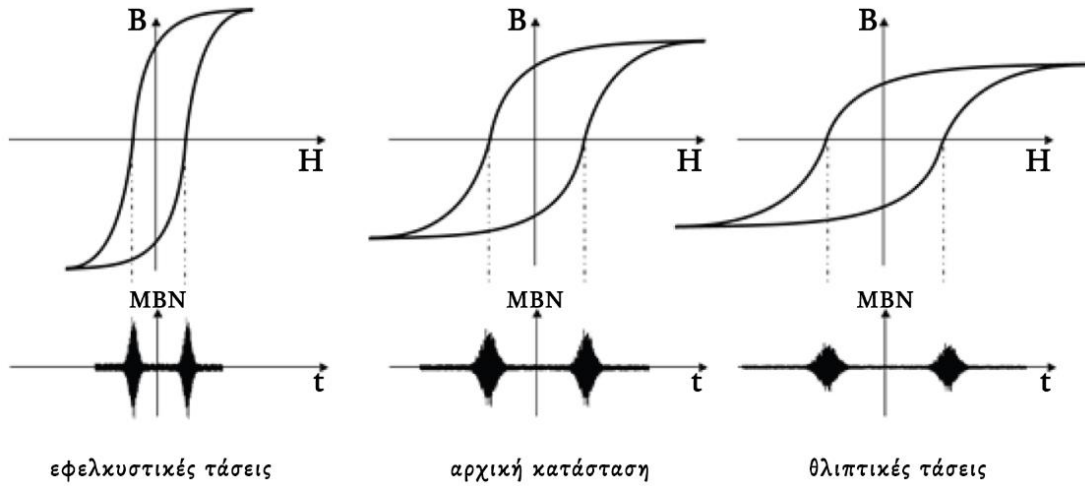
Ο χαρακτηρισμός της μαγνητικής συμπεριφοράς των ζωνών της συγκόλλησης πραγματοποιήθηκε μέσω της μελέτης των αντίστοιχων βρόχων υστέρησης. Αν και η συσχέτισή τους με τις αντίστοιχες μεταβολές που υπέστησαν οι τιμές των παραμέτρων του μαγνητικού θορύβου Barkhausen δεν ήταν απολύτως ακριβής, θεωρήθηκε σκόπιμο να μελετηθούν από κοινού οι δύο μαγνητικές συμπεριφορές για τον εξής λόγο: κατά τη διάρκεια της μαγνήτισης, η ένταση του μαγνητικού θορύβου έλαβε τη μέγιστη τιμή της στο σημείο όπου μεγιστοποιήθηκε ο ρυθμός μεταβολής της μαγνήτισης,  $dM/dt$  (ή κατ' αντιστοιχία  $dB/dt$ ), δηλαδή κοντά στο συνεκτικό πεδίο ( $H_C$ ). Συνεπώς, αναμένεται η ένταση του θορύβου Barkhausen να είναι περίπου ανάλογη με τη διαφορική μαγνητική διαπερατότητα,  $\mu_r = dB/dH$ , δηλαδή τα υλικά με χαμηλή μαγνητική διαπερατότητα να παρουσιάζουν και χαμηλή ενεργό τιμή μαγνητικού θορύβου. Επομένως, οποιεσδήποτε αλλαγές στη διαμόρφωση του μαγνητικού θορύβου αντικατοπτρίζονταν μέσω αλλαγών στη μορφή και την κλίση του βρόχου υστέρησης (εικόνας 7-26).

Γενικά, σε ένα θετικά μαγνητοσυστολικό υλικό, η παρουσία εφελκυστικών τάσεων, που αυξάνουν σημαντικά την ένταση του μαγνητικού θορύβου, ενώ ταυτόχρονα μειώνουν το εύρος του, οδηγεί σε στενότερους (μείωση  $H_C$ ) και ψηλότερους βρόχους (αύξηση  $\mu_r$ ). Αντιστρόφως, εάν ο βρόχος υστέρησης διευρύνεται (αύξηση  $H_C$ ) και κλίνει προς τα δεξιά (μείωση  $\mu_r$ ), τότε η κορυφή του θορύβου μειώνεται και το πλάτος του φακέλου αυξάνεται, υποδηλώνοντας την παρουσία θλιπτικών τάσεων.

Υπό την προϋπόθεση ότι ο μαγνητικός θόρυβος Barkhausen ήταν ανάλογος της μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας, ερμηνεύτηκε και η παρουσία δύο κορυφών στο φάκελο Barkhausen, σε έναν κύκλο μαγνήτισης (εικόνα 7-17). Η μία κορυφή αναμένονταν στα θετικά, ενώ η άλλη στα αρνητικά πεδία.



Οι αντιπροσωπευτικοί βρόχοι υστέρησης της θερμικά επηρεασμένης ζώνης παραλήφθηκαν, εξαιτίας των περιορισμών που εισήγαγαν οι γεωμετρικές διαστάσεις της.

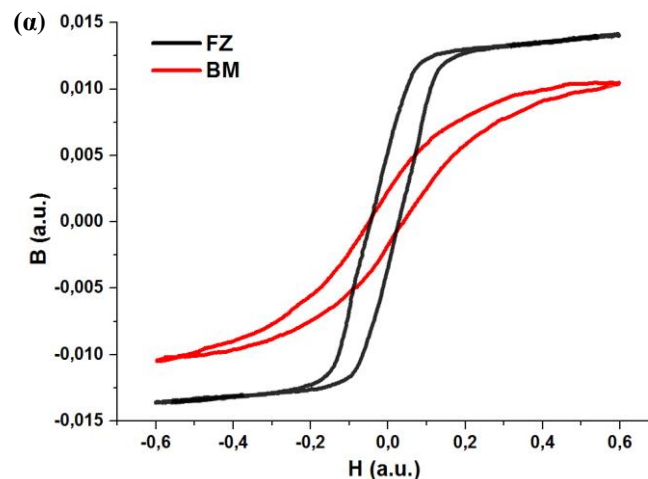


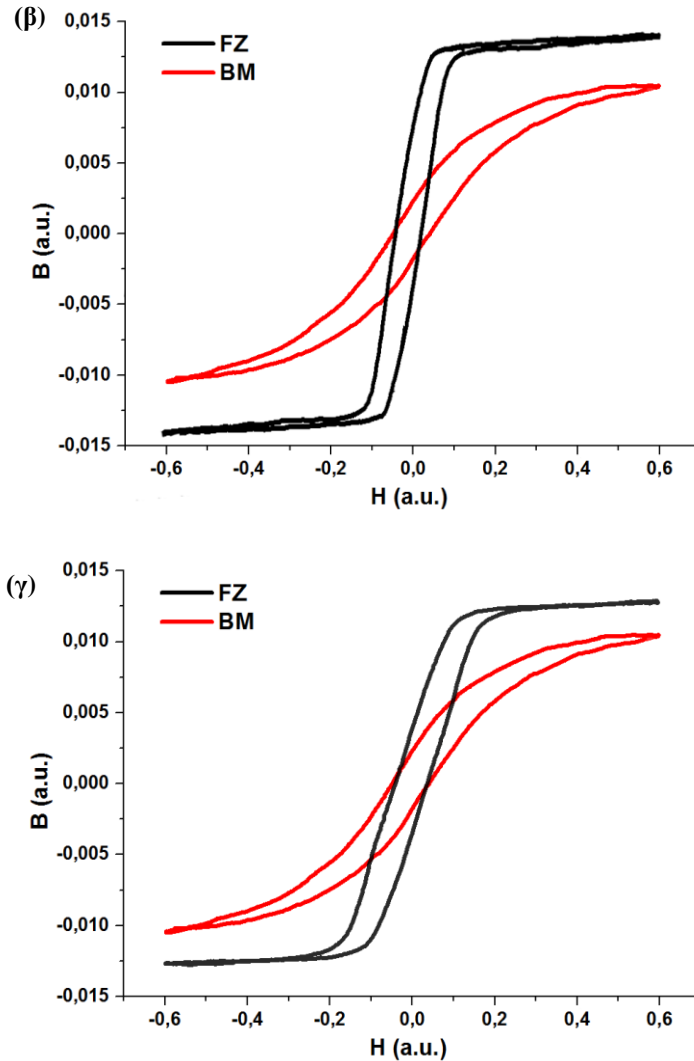
Εικόνα 7-26: Συσχέτιση ελάσσονος βρόχου υστέρησης και θορύβου Barkhausen.

### 7.5.1 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

Οι μεταβολές που υπέστησαν οι βρόχοι υστέρησης στη ζώνη τήξης και στο μέταλλο βάσης στα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους TIG (εικόνα 7-27(α)), Plasma (εικόνα 7-27(β)) και EBW (εικόνα 7-27(γ)) επαλήθευσαν τις αλλαγές που παρατηρήθηκαν στους αντίστοιχους φακέλους του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (ενότητα 7.3.1). Η παρουσία θλιπτικών τάσεων στο μέταλλο βάσης μείωσε τον αριθμό και την κινητικότητα των  $180^\circ$  μαγνητικών τοιχωμάτων, με αποτέλεσμα η κρίσιμη τιμή του συνεκτικού πεδίου να αυξάνεται, καθιστώντας στο υλικό τα μαγνητικά τοιχώματα παρουσιάζουν μικρότερη ευκινησία. Η αύξηση των θλιπτικών τάσεων στη ζώνη τήξης στένευε το μαγνητικό βρόχο υστέρησης, ενώ ταυτόχρονα αύξανε την τιμή της παραμένουσας μαγνητικής επαγωγής.

Στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο Plasma, όπου παρατηρήθηκε η μέγιστη μαγνητική ένταση του θορύβου Barkhausen, ο βρόχος υστέρησης ήταν στενότερος και οξύτερος, ενώ καθώς η μέγιστη τιμή του μαγνητικού θορύβου μειώνονταν, ο βρόχος άρχισε να «γέρνει» προς τα δεξιά και να διευρύνεται.

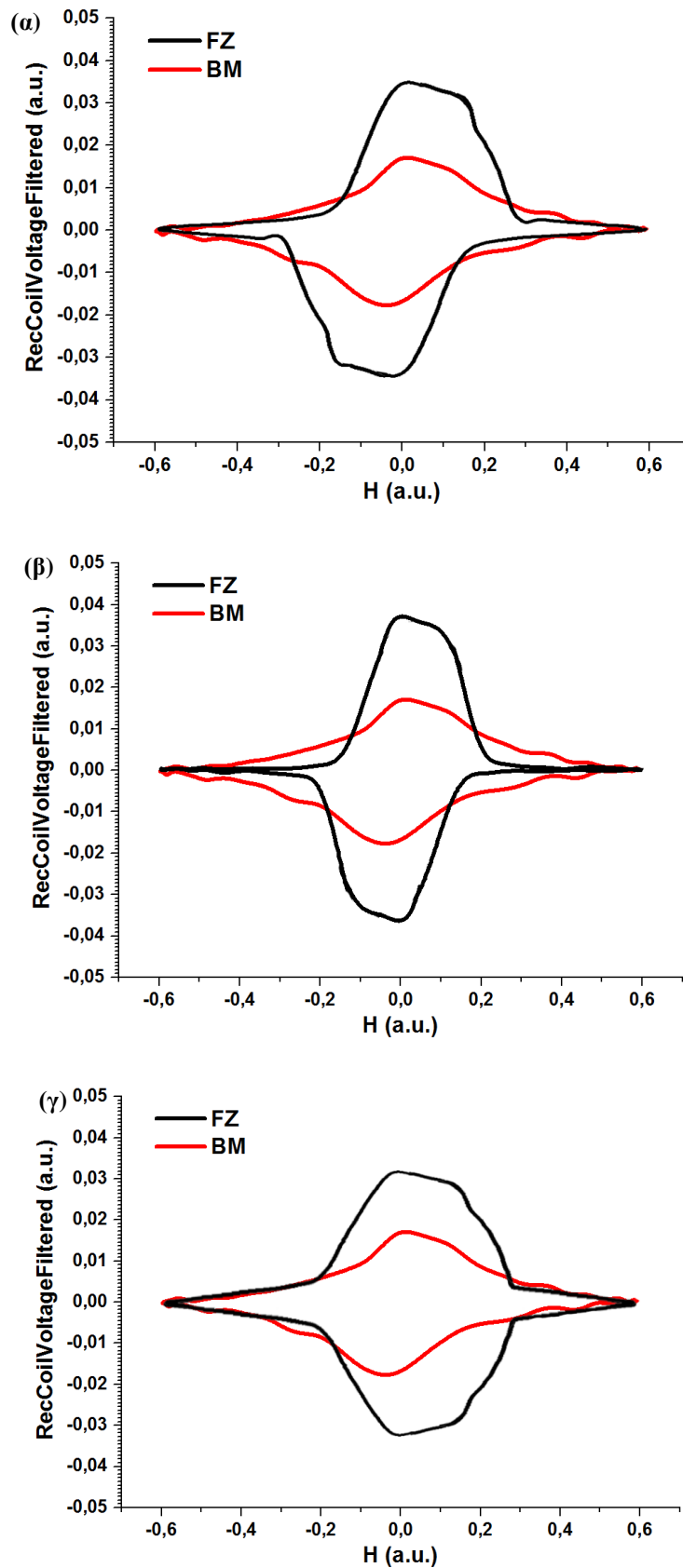




**Εικόνα 7-27:** Βρόχοι υστέρησης από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.

Οι βρόχοι της διαφορικής μαγνητικής διαπερατότητας, του μετάλλου βάσης και της ζώνης τήξης, παρουσίασαν επίσης αισθητές διαφορές μεταξύ τους. Στη ζώνη τήξης εμφανίζονταν στενότεροι, προσεγγίζοντας μια ορθογώνια κατανομή, με την τιμή του τοπικού μεγίστου να παρουσιάζει σημαντική αύξηση. Ήταν αξιοσημείωτο ότι, η πτώση των τιμών της μαγνητικής διαπερατότητας, μετά τη λήψη της μέγιστης απόκρισης, παρουσιάζονταν ιδιαίτερος απότομη. Αντίθετα, στο μέταλλο βάσης, οι μεταβολές της μαγνητικής διαπερατότητας ήταν ομαλότερες, με τους βρόχους να παρουσιάζονται πεπλατυσμένοι και να προσεγγίζουν μια ελλειψοειδή κατανομή.

Στη συγκόλληση Plasma, όπου ο βρόχος υστέρησης ήταν σχεδόν κατακόρυφος, η μαγνητική διαπερατότητα έλαβε τη μέγιστη τιμή της και χαρακτηρίζονταν από πιο στενή κατανομή, με σχετικώς απότομες μεταβολές. Μια τέτοια συμπεριφορά ήταν αναμενόμενη και αποδεκτή, καθώς επιβεβαιώθηκε από τη μεγιστοποίηση των τιμών της μαγνητικής απόκρισης του θορύβου Barkhausen και την παρουσία εφελκυστικών τάσεων στη ζώνη αυτή.

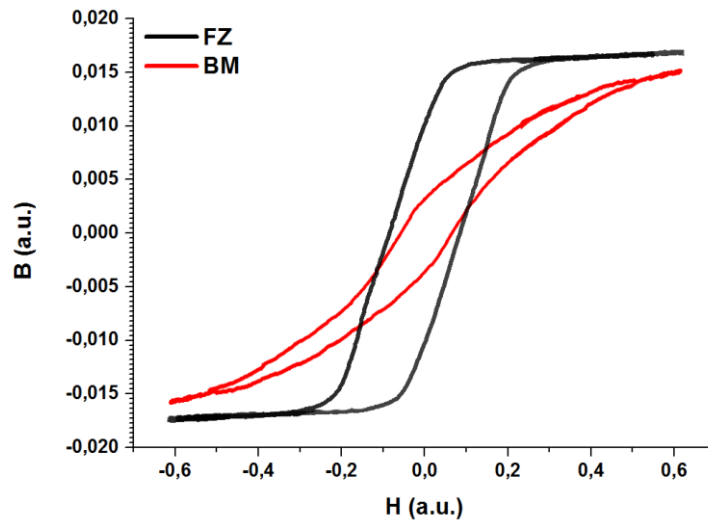


**Εικόνα 7-28:** Βρόχοι μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG (β) Plasma και (γ) EBW.

### 7.5.2 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

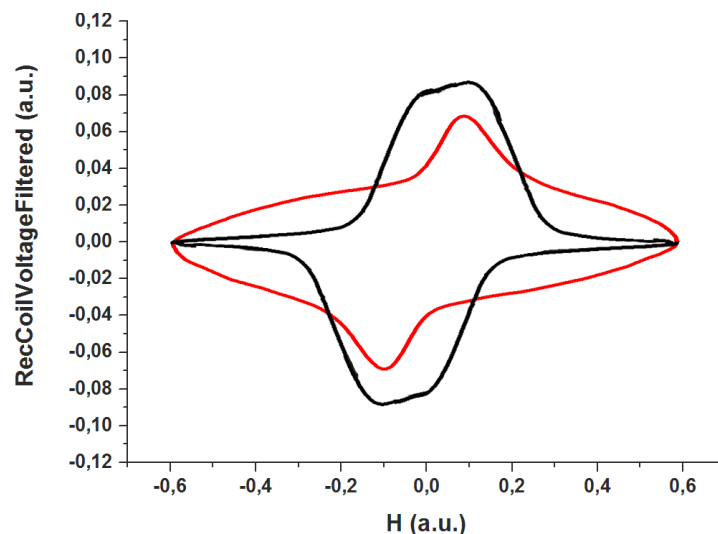
Από τους αντίστοιχους βρόχους υστέρησης, επιβεβαιώθηκε επίσης η παρουσία θλιπτικών τάσεων στο μέταλλο βάσης, εξαιτίας της στροφής του βρόχου υστέρησης προς τα δεξιά και εφελκυστικών τάσεων στη ζώνη τήξης.

Ωστόσο, ο βρόχος υστέρησης που αντιστοιχούσε στη ζώνη τήξης παρουσιάζονταν διευρυμένος, με υψηλότερες τιμές συνεκτικού πεδίου, σε σχέση με το βασικό μέταλλο. Η αναντιστοιχία αυτή αιτιολογήθηκε με βάση τα μικροδομικά χαρακτηριστικά της ζώνης, τα οποία επηρέασαν το πλήθος των σημείων αγκύρωσης και κατ' επέκταση και τη δυναμική της διαδικασίας αγκύρωσης και υπερπήδησης των μικροδομικών εμποδίων.



**Εικόνα 7-29:** Βρόχος υστέρησης από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.

Όπως προέκυψε από την παρατήρηση των αντίστοιχων μεταβολών που υπέστησαν κατά τη διαδικασία της μαγνήτισης οι τιμές της μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας, οι βρόχοι εμφανίστηκαν πεπλατυσμένοι και συμμετρικοί στις δύο ζώνες. Έγινε εμφανές ότι, μετά τον κορεσμό, η μαγνητική διαπερατότητα μεγιστοποιήθηκε πρώτα στο μέταλλο βάσης και στη συνέχεια, στη ζώνη τήξης.



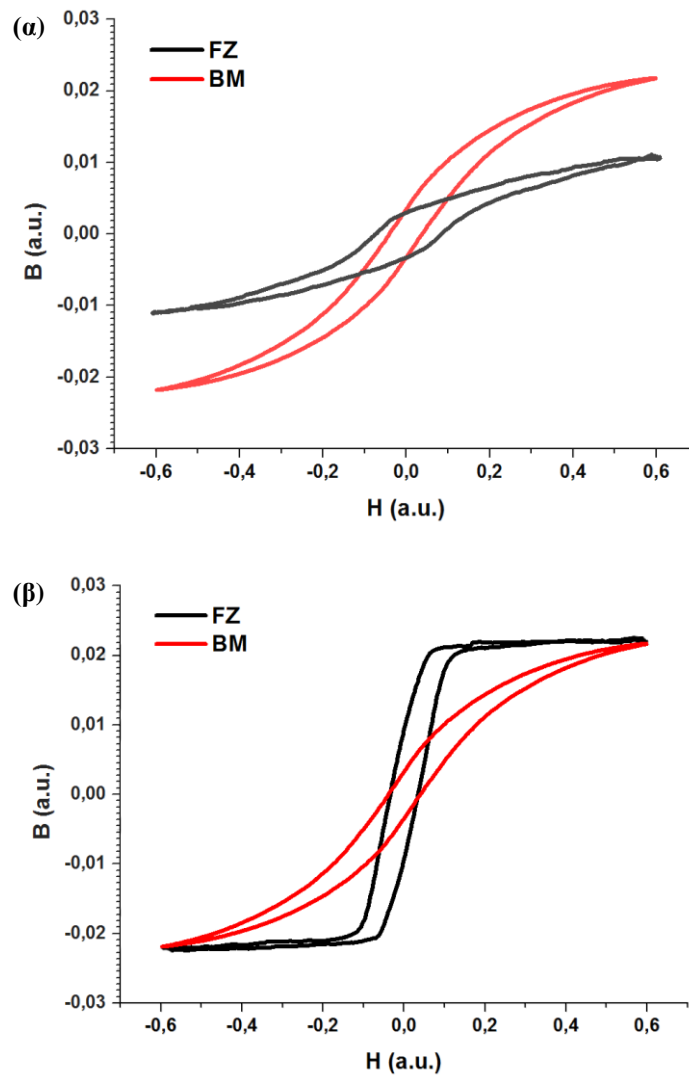
**Εικόνα 7-30:** Βρόχος μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για το συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW.

### 7.5.3 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

Για το συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο TIG (εικόνα 7-31(α)), ο βρόχος υστέρησης έδειξε ότι η ζώνη τήξης κατέστη μαγνητικά σκληρότερη, συγκριτικά με το μέταλλο βάσης, υποδεικνύοντας της παρουσία θλιπτικών τάσεων. Η διαδικασία της αντιστροφής της μαγνήτισης (reversal of magnetization) απαιτούσε υψηλές τιμές πεδίων στη ζώνη αυτή, ώστε να είναι δυνατή η κίνηση μαγνητικών τοιχωμάτων.

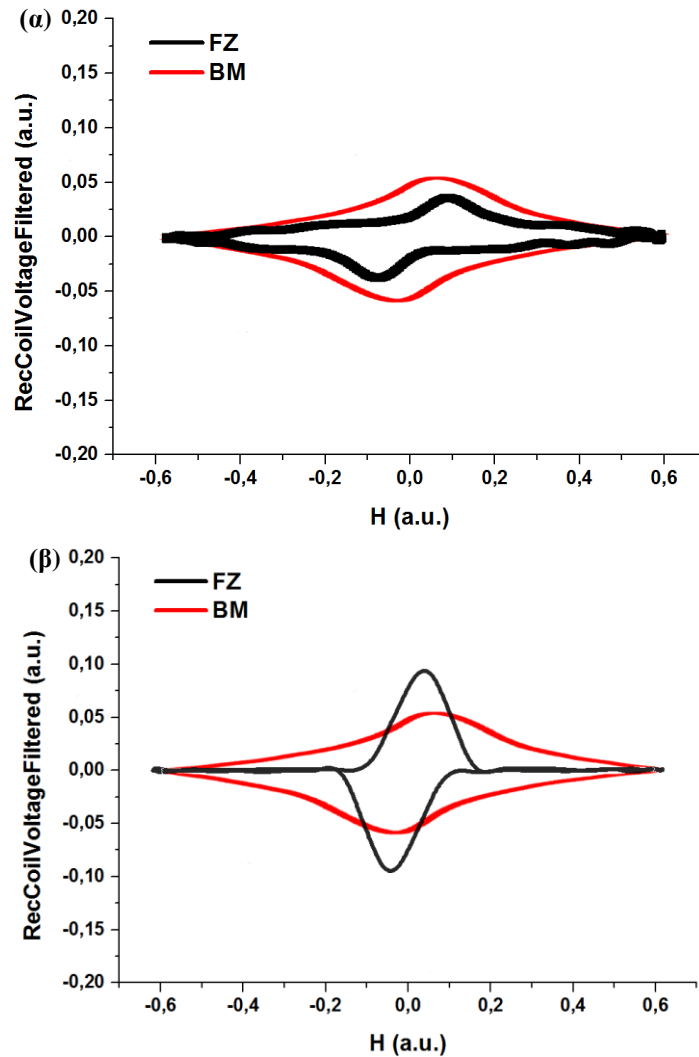
Αντίθετα, στο συγκολλημένο δοκίμιο AISI 4130 χάλυβα με τη μέθοδο EBW (εικόνα 7-31(β)), ο βρόχος υστέρησης της ζώνης τήξης επιβεβαίωσε την παρουσία εφελκυστικών παραμενουσών τάσεων, όσο το ύψος του αυξανόταν και ταυτόχρονα μειωνόταν το εύρος του.

Σχετικά με τις ανωτέρω παρατηρήσεις, ήταν σαφές ότι, υπήρχε συνέπεια μεταξύ των αποτελεσμάτων του βρόχου υστέρησης και εκείνων του φακέλου του μαγνητικού θορύβου Barkhausen. Όταν το ύψος του μαγνητικού φακέλου μειωνόταν και η θέση του μεγίστου αυξανόταν, υπό ταυτόχρονη μείωση των παραμενουσών εφελκυστικών τάσεων, οι βρόχοι υστέρησης διευρύνονταν.



**Εικόνα 7-31:** Βρόχοι υστέρησης από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.

Σε ό,τι αφορά τους βρόχους της μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας, ήταν εμφανές ότι αυτοί διατηρούσαν την ίδια αναλογία μεταβολών με τις αντίστοιχες μεταβολές του μαγνητικού θορύβου Barkhausen.



**Εικόνα 7-32:** Βρόχοι μαγνητικής διαφορικής διαπερατότητας από το μέταλλο βάσης και τη ζώνη τήξης, για τα συγκολλημένα δοκίμια AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.



## 8 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΡΟΣΔΙΟΡΙΣΜΟΥ ΠΑΡΑΜΕΝΟΥΣΩΝ ΤΑΣΕΩΝ

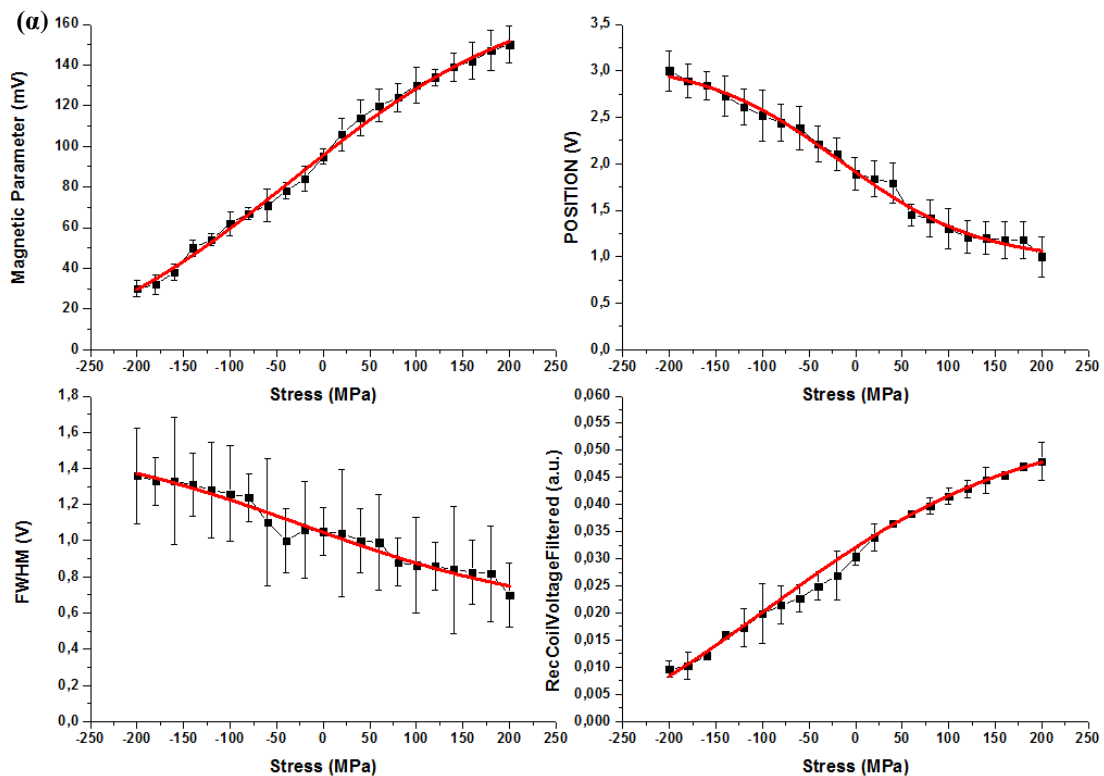
### 8.1 Καμπύλες βαθμονόμησης δειγμάτων αναφοράς

Για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων, μέσω των μαγνητικών τεχνικών του θορύβου Barkhausen και της εκτίμησης της μαγνητικής διαπερατότητας, ήταν αναγκαία η βαθμονόμηση των χαλύβων αναφοράς, με στόχο, την αντιστοίχιση των μετρήσιμων μαγνητικών παραμέτρων με τη τιμή της παραμένουσας τάσης.

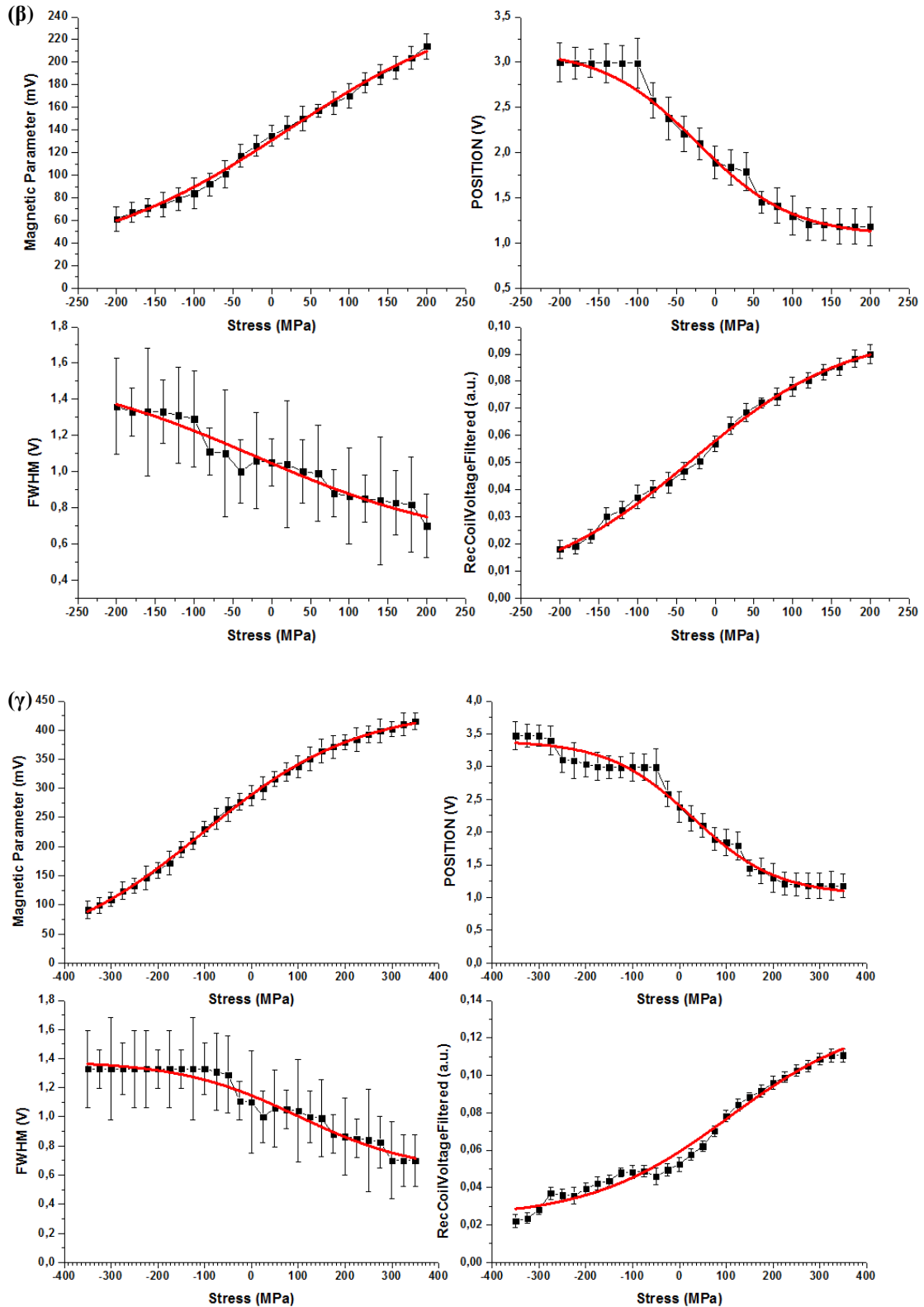
Για την εύρεση της καμπύλης βαθμονόμησης των δειγμάτων αναφοράς, μελετήθηκαν οι εξής μαγνητικές παράμετροι:  $MBN_{RMS}$ ,  $MBN_{PEAK POSITION}$ ,  $MBN_{FWHM}$  και η τάση εξόδου που πηνίου λήψης από το μαγνητικό υστερησιογράφο (RecCoilVoltageFiltered). Στις εικόνες που ακολουθούν παρουσιάζονται οι καμπύλες βαθμονόμησης που προέκυψαν για τα δείγματα του ηλεκτρικού χάλυβα (εικόνα 8-1(α)), AISI 1008 (εικόνα 8-1(β)) και AISI 4130 (εικόνα 8-1(γ)).

Από τις καμπύλες αυτές ήταν φανερό ότι, για ένα θετικά μαγνητοσυστολικό υλικό, όταν οι παραμορφώσεις ήταν εντός της ελαστικής περιοχής, οι εφελκυστικές παραμένουσες τάσεις αύξαναν την απόκριση του μαγνητικού θορύβου και τη διαφορική μαγνητική διαπερατότητα, ενώ αντίθετα μείωναν τη θέση εμφάνισης του μεγίστου και το εύρος του  $MBN_{ENVELOPE}$ . Τα αίτια της μαγνητικής συμπεριφοράς αναλύθηκαν στο προηγούμενο κεφάλαιο.

Από τις παραμέτρους που χρησιμοποιήθηκαν για την εξαγωγή των καμπυλών βαθμονόμησης, μόνο οι  $MBN_{RMS}$  και RecCoilVoltageFiltered παρουσίαζαν σημαντική ευαισθησία ως προς τις παραμένουσες τάσεις. Για το σκοπό αυτό, οι μεταβολές της θέσης του μεγίστου της κορυφής του μαγνητικού θορύβου, καθώς επίσης και του εύρους του προφίλ του, δεν ελήφθησαν υπόψη στον τελικό προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στην επιφάνεια του υλικού.







**Εικόνα 8-1:** Καμπύλες βαθμονόμησης για (α) τον ηλεκτρικό, (β) τον AISI 1008 και (γ) τον AISI 4130 χάλυβα.

Αξίζει να σημειωθεί ότι, μεταξύ των δύο εναπομενουσών μαγνητικών παραμέτρων ( $MBN_{RMS}$  και  $RecCoilVoltageFiltered$ ), η πρώτη αναφέρονταν σε επιφανειακές μετρήσεις (surface measurements), ενώ η δεύτερη σε όλη τη μαγνητικά μάζα του υλικού (bulk measurements).

## 8.2 Συγκολλημένα δείγματα μη-προσανατολισμένου ηλεκτρικού χάλυβα

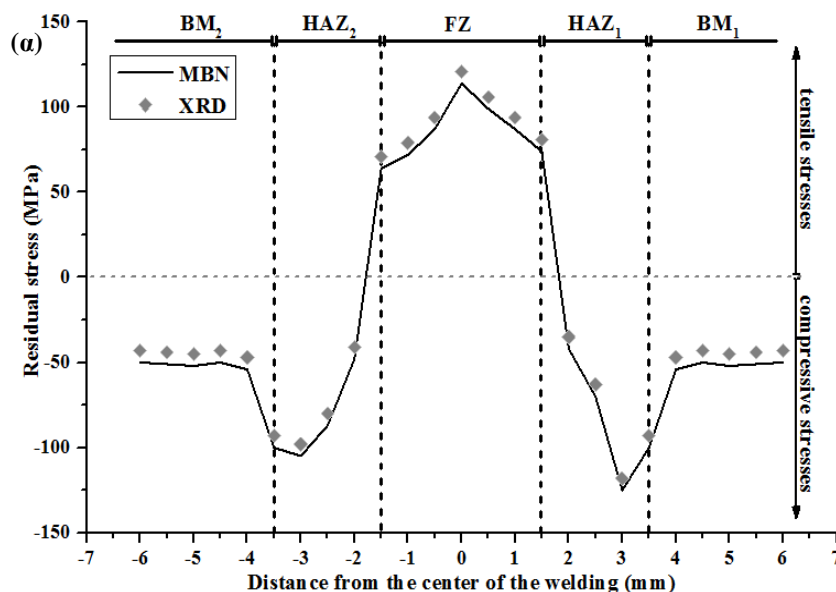
Οι τιμές των παραμενουσών τάσεων, που προσδιορίστηκαν με τις μεθόδους του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, περιθλασιμετρίας ακτίνων X και μαγνητικής διαπερατότητας, αφορούσαν τα ίδια σημεία μέτρησης. Με τον τρόπο αυτό, ο προσδιορισμός των τάσεων ήταν αξιόπιστος και αντιπροσωπευτικός της εκάστοτε ζώνης συγκόλλησης.

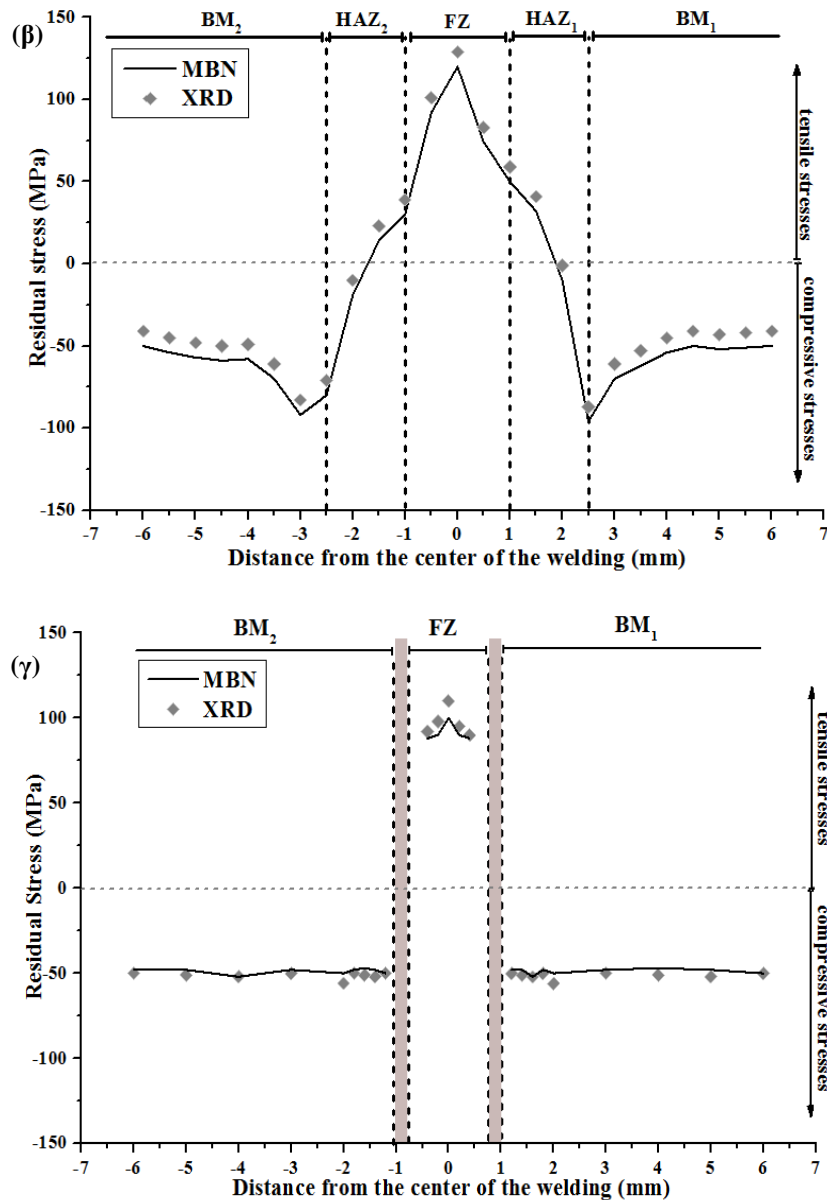
Στην εικόνα 8-2 παρουσιάζεται η διαμόρφωση των τιμών των παραμενουσών τάσεων, που προέκυψαν από την εφαρμογή των μεθόδων του μαγνητικού θορύβου Barkhausen (MBN) και της περιθλασιμετρίας ακτίνων X (XRD). Από τα αποτελέσματα προέκυψε ότι οι τάσεις στη ζώνη τήξης ήταν εφελκυστικές (tensile stresses) και ότι έλαβαν τη μέγιστη τιμή τους στο κέντρο αυτής. Καθώς η απόσταση από το κέντρο της συγκόλλησης αυξανόταν, το μέτρο των τάσεων μειωνόταν, με αποτέλεσμα στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη να προσδιοριστούν θλιπτικές (compressive stresses) παραμένουσες τάσεις, οι οποίες έλαβαν στη ζώνη αυτή και την ελάχιστη τιμή τους. Το μέταλλο βάσης, ως ανεπηρέαστη ζώνη, παρουσίαζε θλιπτικές τάσεις, υψηλότερων όμως τιμών από αυτές της γειτνιαζουσας ζώνης.

Να σημειωθεί ότι ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων, σε κάθε ζώνη συγκόλλησης και για όλα τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, πραγματοποιήθηκε μέσω της καμπύλης βαθμονόμησης του βασικού μετάλλου (δηλαδή του υλικού αναφοράς), ως προς την ενεργό τιμή του θορύβου Barkhausen.

Εξαιτίας των γεωμετρικών περιορισμών της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, του συγκολλημένου δοκιμίου με τη μέθοδο EBW, ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη μέθοδο XRD στη ζώνη αυτή δεν ήταν δυνατός.

Η απόκλιση στις μετρήσεις των παραμενουσών τάσεων με τις μεθόδους MBN και XRD, στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων ηλεκτρικού χάλυβα, βρέθηκε μεταξύ αποδεκτών ορίων, σε όλες τις ζώνες της συγκόλλησης. Συγκεκριμένα, στο μέταλλο βάσης, η μέγιστη απόκλιση των τιμών ήταν 6,4%, στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη 8,4%, ενώ στη ζώνη τήξης δεν υπερέβη το 12%. Με βάση τα αποτελέσματα αυτά, κατέστη δυνατός ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων στο συγκολλημένο ηλεκτρικό χάλυβα, με τη χρήση μιας και μόνο καμπύλης βαθμονόμησης. Αυτό ήταν απόρροια της διατήρησης της μονοφασικότητας του υλικού, σε όλα τα θερμοκρασιακά εύρη, μέχρι τη θερμοκρασία τήξης.





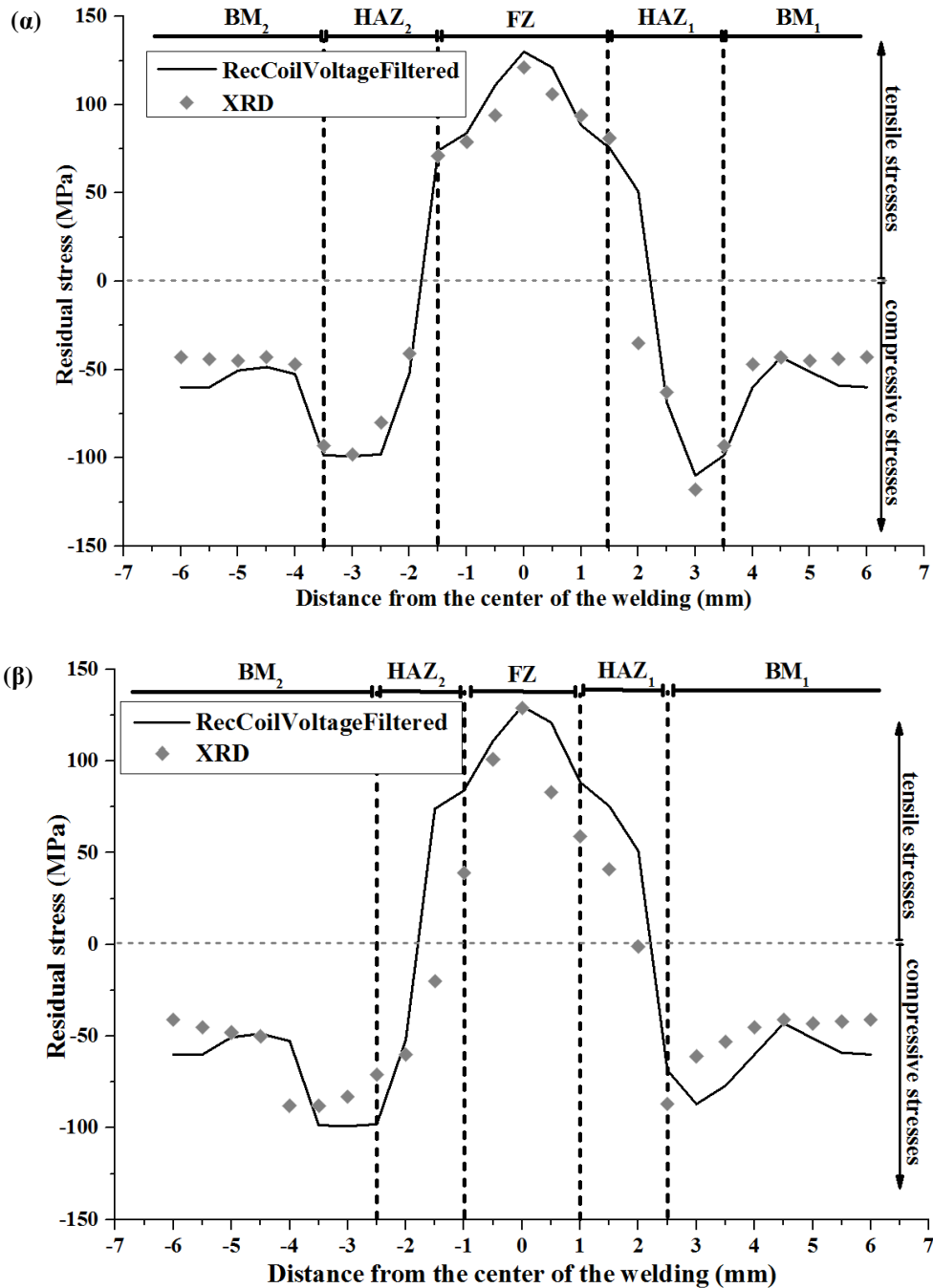
**Εικόνα 8-2:** Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG, (β) Plasma και (γ) EBW.

Αναφορικά με τις αποκλίσεις στη μέτρηση των παραμενουσών τάσεων στην εκάστοτε ζώνη της συγκόλλησης, όπως αυτές προσδιορίστηκαν με τη χρήση της καμπύλης βαθμονόμησης του βασικού μετάλλου (δηλαδή του υλικού αναφοράς), ως προς την τιμή *RecCoilVoltageFiltered*, παρατηρήθηκαν μεγαλύτερες διακυμάνσεις, οι οποίες αποδόθηκαν στο διαφορετικό βάθος στο οποίο πραγματοποιήθηκαν οι μετρήσεις. Η μεν τεχνική περιθλασιμετρίας ακτίνων X προσδιορίζει τις επιφανειακές παραμένουσες τάσεις, λόγω του μικρού βάθους διείσδυσης των ακτίνων X, η δε τεχνική της διαφορικής μαγνητικής διαπερατότητας προσδιορίζει το μέσο όρο των παραμορφώσεων από όλη τη μαγνητική μάζα του σημείου μέτρησης. Επομένως, η δεύτερη τεχνική αποδίδει μετρήσεις από μεγαλύτερο όγκο υλικού (η συχνότητα διέγερσης ήταν 0,1 Hz).

Για το λόγο αυτό, οι τιμές που προσδιορίστηκαν με την τεχνική XRD, συγκρίθηκαν, στη συνέχεια, με τα αποτελέσματα που προέκυψαν από την εφαρμογή της τεχνικής του

μαγνητικού θορύβου Barkhausen, ενώ τα αποτελέσματα της τεχνικής των νετρονίων συγκρίθηκαν μόνο με εκείνα της διαπερατότητας.

Ενδεικτικά, παρατίθενται στην εικόνα 8-3 τα συγκριτικά αποτελέσματα του προσδιορισμού των παραμενουσών τάσεων με τις μεθόδους XRD και μαγνητικής διαπερατότητας.



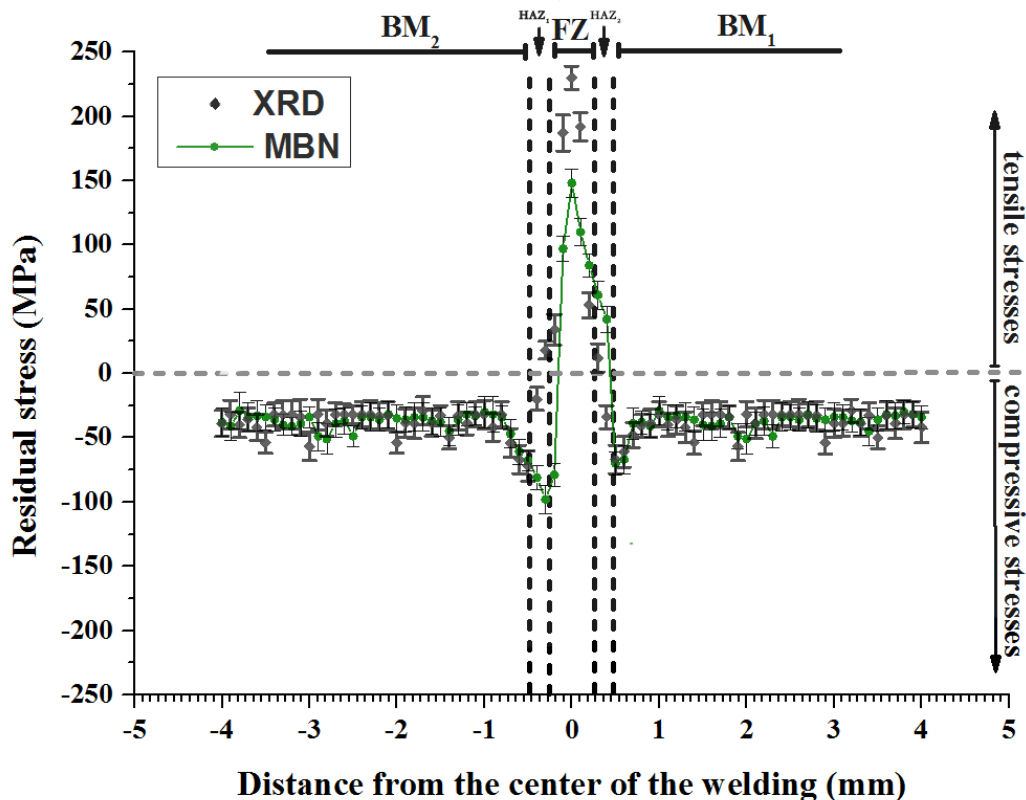
Εικόνα 8-3: Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές της διαπερατότητας και XRD, στα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) Plasma.

### 8.3 Συγκολλημένο δείγμα AISI 1008 χάλυβα

Η συγκριτική εκτίμηση των τιμών που έλαβαν οι παραμένουσες τάσεις στις ζώνες της συγκόλλησης πραγματοποιήθηκε στα σημεία που υποδεικνύει η γραμμή Z=50, στην εικόνα 4-23(α).

Σε αντίθεση με τα συγκολλημένα δοκίμια ηλεκτρικού χάλυβα, ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τη τεχνική του μαγνητικού θορύβου Barkhausen δεν απέδωσε αποτελέσματα εντός αποδεκτών ορίων, όταν αυτά συγκρίνονταν με τις μετρήσεις της τεχνικής XRD.

Μέσω της υπέρθεσης των αποτελεσμάτων των παραμενουσών τάσεων, όπως αυτά προέκυψαν από τις δύο παραπάνω μεθόδους (εικόνα 8-4) παρατηρήθηκε ότι οι αποκλίσεις ήταν μικρές στο μέταλλο βάσης. Αντίθετα, παρατηρήθηκε σημαντική απόκλιση των τιμών στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης.

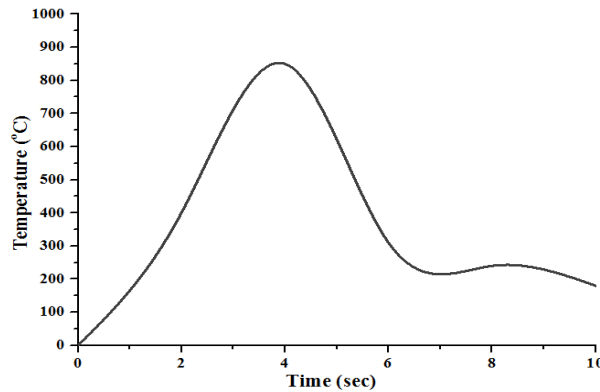


**Εικόνα 8-4:** Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW, χρησιμοποιώντας την καμπύλη βαθμονόμησης του μετάλλου βάσης, ως προς  $MBN_{RMS}$ .

Τα αίτια αυτής της απόκλισης αποδόθηκαν κυρίως στις μικροδομικές αλλαγές που υπέστησαν οι ζώνες αυτές, λόγω της ταχύτατης θέρμανσης και της επακόλουθης απόψυξης τους κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης. Το γεγονός αυτό οδήγησε αρχικά στο συμπέρασμα ότι η καμπύλη βαθμονόμησης δεν μπορεί να είναι κοινή στο μέταλλο βάσης και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Για το λόγο αυτό, μέσω της χρήσης πεπερασμένων στοιχείων, προσομοιώθηκε ο θερμοκρασιακός κύκλος της συγκόλλησης (εικόνα 8-5), ώστε να εκτιμηθεί η διαμόρφωση του θερμοκρασιακού πεδίου συναρτήσει του χρόνου της συγκόλλησης. Για το χάλυβα χρησιμοποιήθηκαν οι εξής παράμετροι: θερμική αγωγιμότητα  $k=0.04 \text{ W/mm}^2\text{C}$ , θερμοχωρητικότητα  $\alpha=8 \text{ mm}^2/\text{s}$  και  $\rho c=0.005 \text{ J/mm}^3 \text{ }^\circ\text{C}$  (όπου  $\rho$  η πυκνότητα του χάλυβα σε  $\text{kg/m}^3$  και  $c$  η ειδική θερμότητα σε  $\text{J/Kg }^\circ\text{C}$ ).

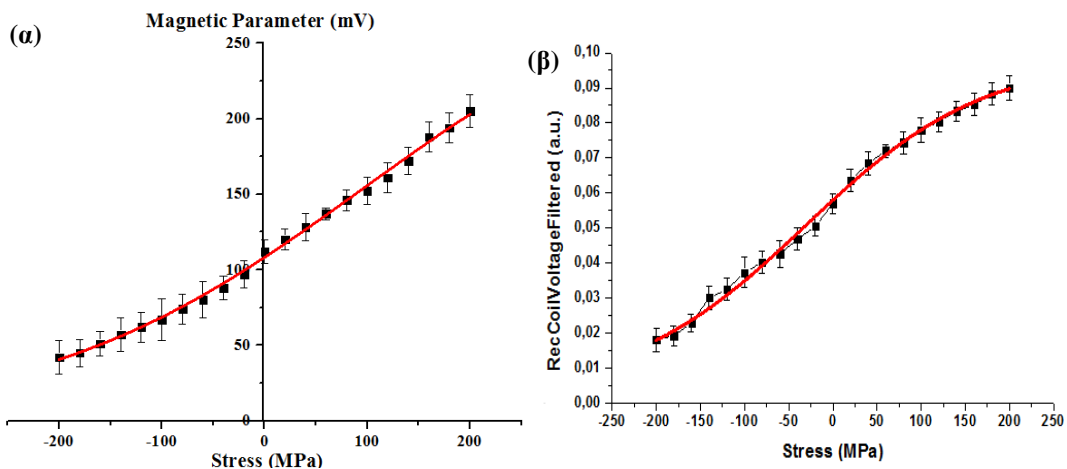
Με βάση τα αποτελέσματα της προσομοίωσης, από το αρχικό δείγμα κόπηκαν με τη μέθοδο της υδροκοπής μικρότερα δείγματα με διαστάσεις,  $2 \text{ cm}^L \times 2 \text{ cm}^W$ . Τα δείγματα αυτά ανοπτήθηκαν ισοθερμοκρασιακά έως τη μέγιστη θερμοκρασία που όριζε η προσομοίωση και στη συνέχεια αποψύχθηκαν στον αέρα. Στη συνέχεια εξετάστηκαν

στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, ώστε να διαπιστωθεί αν προσέγγιζαν, μικροδομικά, τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.



**Εικόνα 8-5:** Θερμοκρασιακός κύκλος ανοπτημένου δείγματος, που προσέγγιζε μικροδομικά τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.

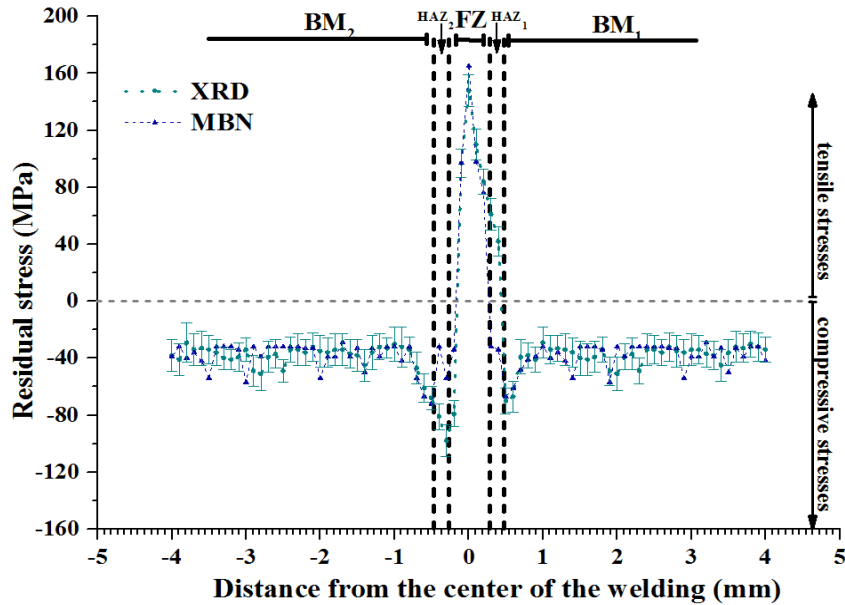
Μετά την επιβεβαίωση της παραπάνω υπόθεσης, τμήμα του αρχικού μετάλλου ανοπτήθηκε στη συγκεκριμένη θερμοκρασία. Από το δείγμα αυτό, και αφού επιβεβαιώθηκε εκ νέου η μικροδομική ομοιότητα με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, κόπηκαν κατάλληλα διαμορφωμένα δοκίμια για δοκιμές εφελκυσμού/θλίψης, με σκοπό να προσδιοριστεί, εκ νέου, η καινούρια καμπύλη βαθμονόμησης, ως προς τη μαγνητική παράμετρο της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen (εικόνα 8-6(α)) και ως προς την τάση εξόδου του υστερησιογράφου (εικόνα 8-6(β)).



**Εικόνα 8-6:** Καμπύλες βαθμονόμησης ως προς (α) τη μαγνητική παράμετρο της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen και (β) την τάση εξόδου του υστερησιογράφου, για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα.

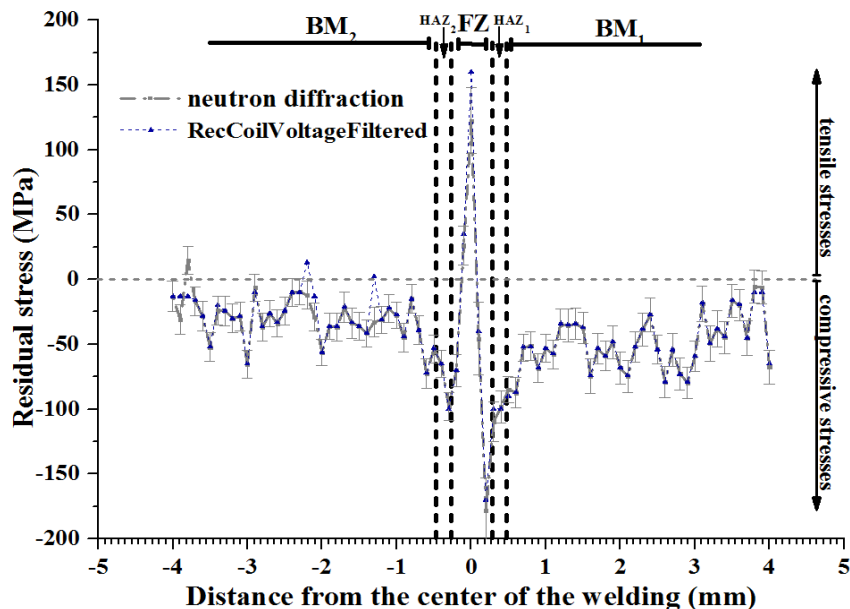
Με τη βοήθεια της νέας καμπύλης βαθμονόμησης (εικόνα 8-6(α)) προσδιορίστηκαν οι τιμές των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και τη ζώνη τήξης του συγκολλημένου υλικού (εικόνα 8-7).

Η διακύμανση των τιμών των τάσεων που προσδιορίστηκαν με τις μεθόδους του μαγνητικού θορύβου και της περιθλασιμετρίας ακτίνων X διαπιστώθηκε ότι ήταν μεταξύ αποδεκτών ορίων. Ωστόσο, έπρεπε να προσδιοριστεί ο θερμικός κύκλος της ζώνης τήξης και να προκύψει η κατάλληλη καμπύλη βαθμονόμησης, ώστε να εκτιμηθούν με μεγαλύτερη ακρίβεια οι τιμές των παραμενουσών τάσεων στη ζώνη αυτή.



**Εικόνα 8-7:** Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια του συγκολλημένου AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς  $MBN_{RMS}$ .

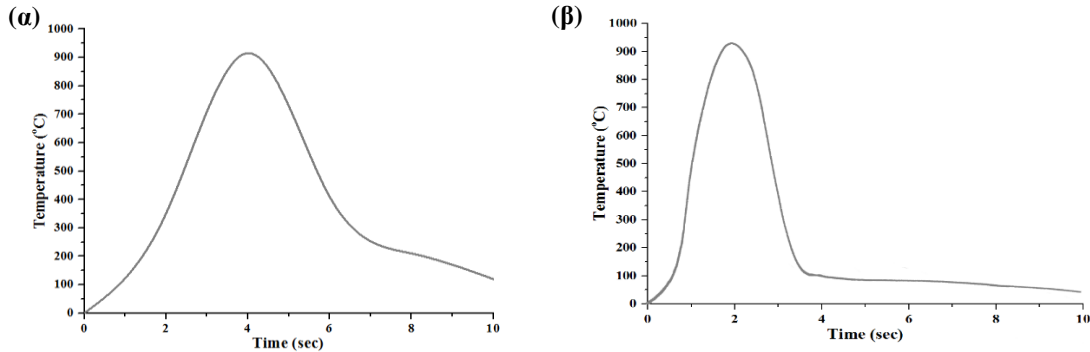
Αντιστοίχως, η υπέρθεση των αποτελεσμάτων που πρέκυψαν με τη χρήση των τεχνικών της περίθλασης νετρονίων και της μαγνητικής διαπερατότητας (εικόνα 8-8), μέσω και των δύο καμπυλών βαθμονόμησης (εικόνα 8-1(α) και 8-6(β)), έδωσε αξιόπιστα αποτελέσματα, τόσο στο μέταλλο βάσης (6%), όσο και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (6,1%). Στη ζώνη τήξης παρατηρήθηκαν βέβαια αποκλίσεις, όχι όμως εκτός των αποδεκτών ορίων (14%).



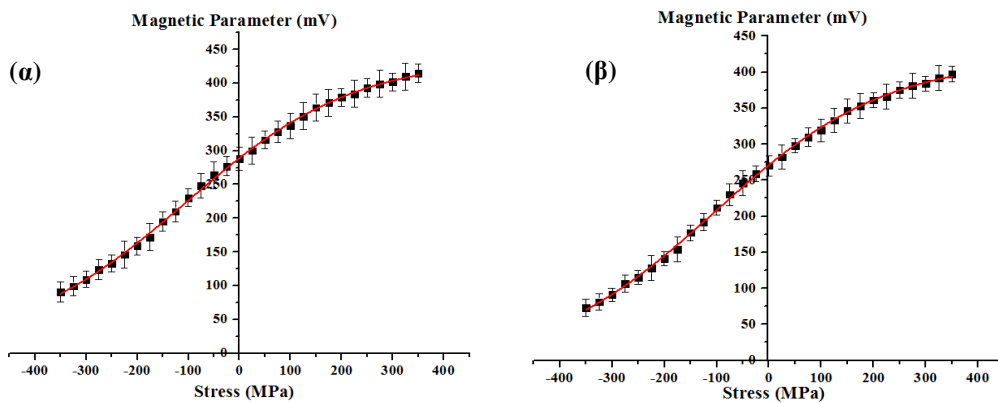
**Εικόνα 8-8:** Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές της διαπερατότητας και της περίθλασης νετρονίων, στο συγκολλημένο AISI 1008 χάλυβα, με τη μέθοδο EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς RecCoilVoltageFiltered.

### 8.4 Συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα

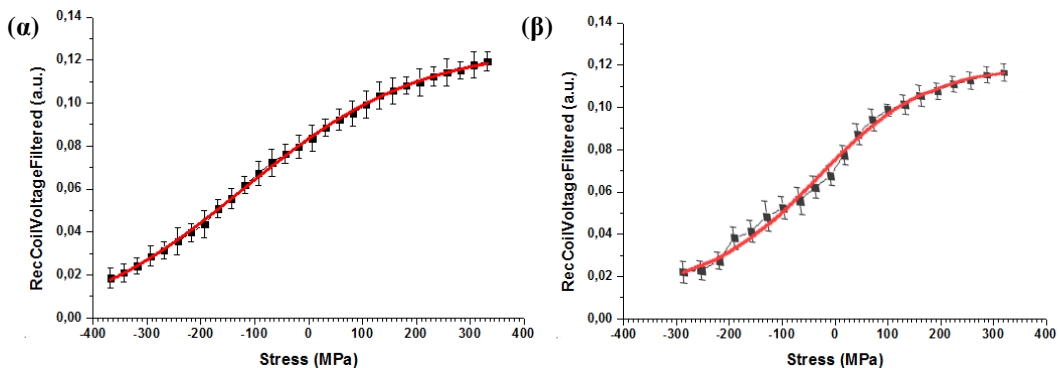
Όπως και στην περίπτωση του συγκολλημένου δοκιμίου AISI 1008 κρίθηκε αναγκαίος ο προσδιορισμός του θερμικού κύκλου και για τα δύο συγκολλημένα δείγματα AISI 4130 χάλυβα, με σκοπό να εκτιμήθηκαν αξιόπιστα οι τιμές των παραμενουσών τάσεων. Οι μετρήσεις πραγματοποιήθηκαν στα σημεία που υποδεικνύει η γραμμή Z=50 στις εικόνες 4-23(β) και 4-23(γ). Η διαδικασία που ακολουθήθηκε ήταν η ίδια που περιγράφει στην υπο-παράγραφο 8.2.



**Εικόνα 8-9:** Θερμοκρασιακός κύκλος ανοπτημένου δείγματος, που προσέγγιζε μικροδομικά τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη στο συγκολλημένο δοκίμιο με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.



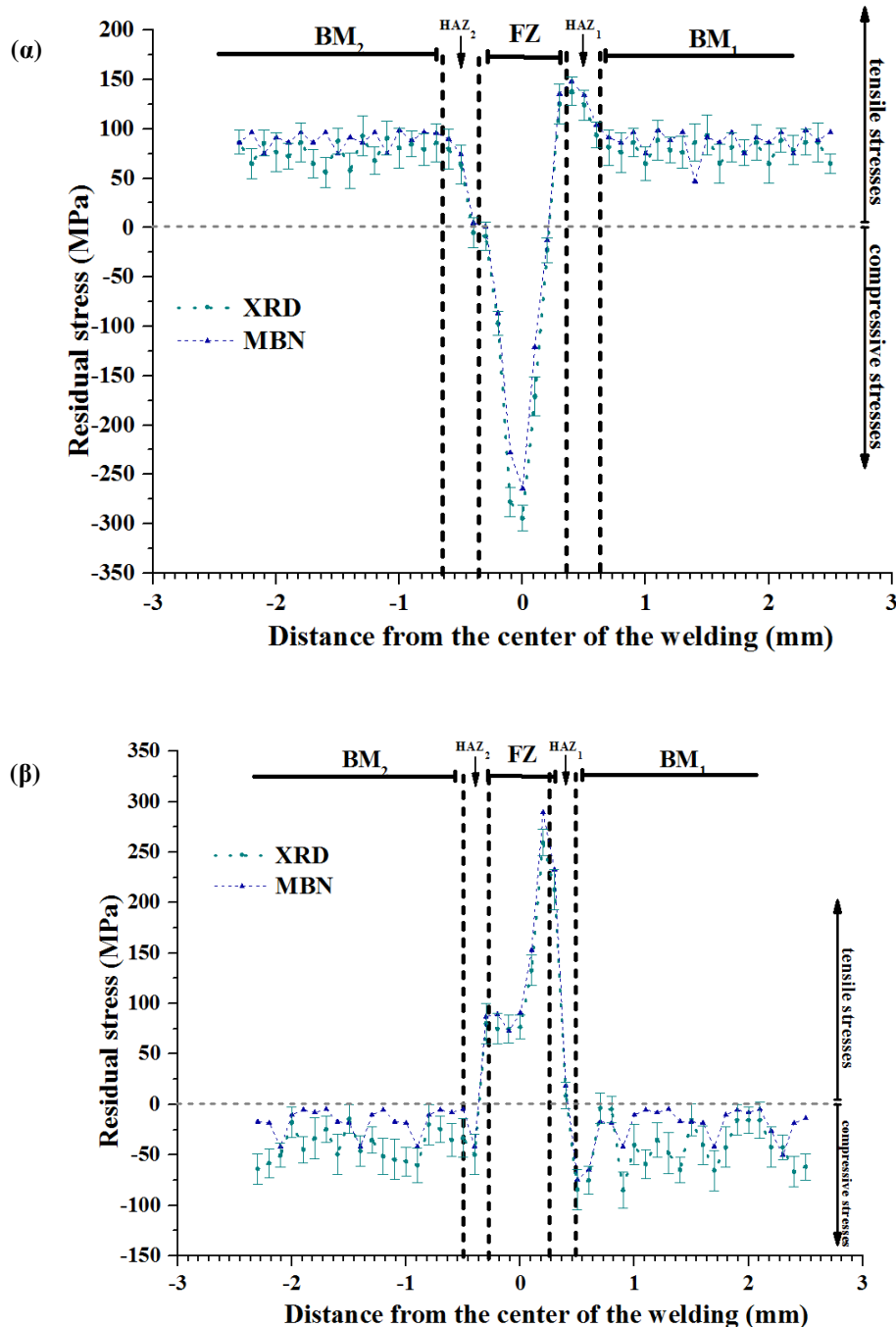
**Εικόνα 8-10:** Καμπύλες βαθμονόμησης ως προς τη μαγνητική παράμετρο της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen, για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης, στο συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.



**Εικόνα 8-11:** Καμπύλες βαθμονόμησης ως προς την τάση εξόδου του υστερησιογράφου, για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και στη ζώνη τήξης, στο συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW.

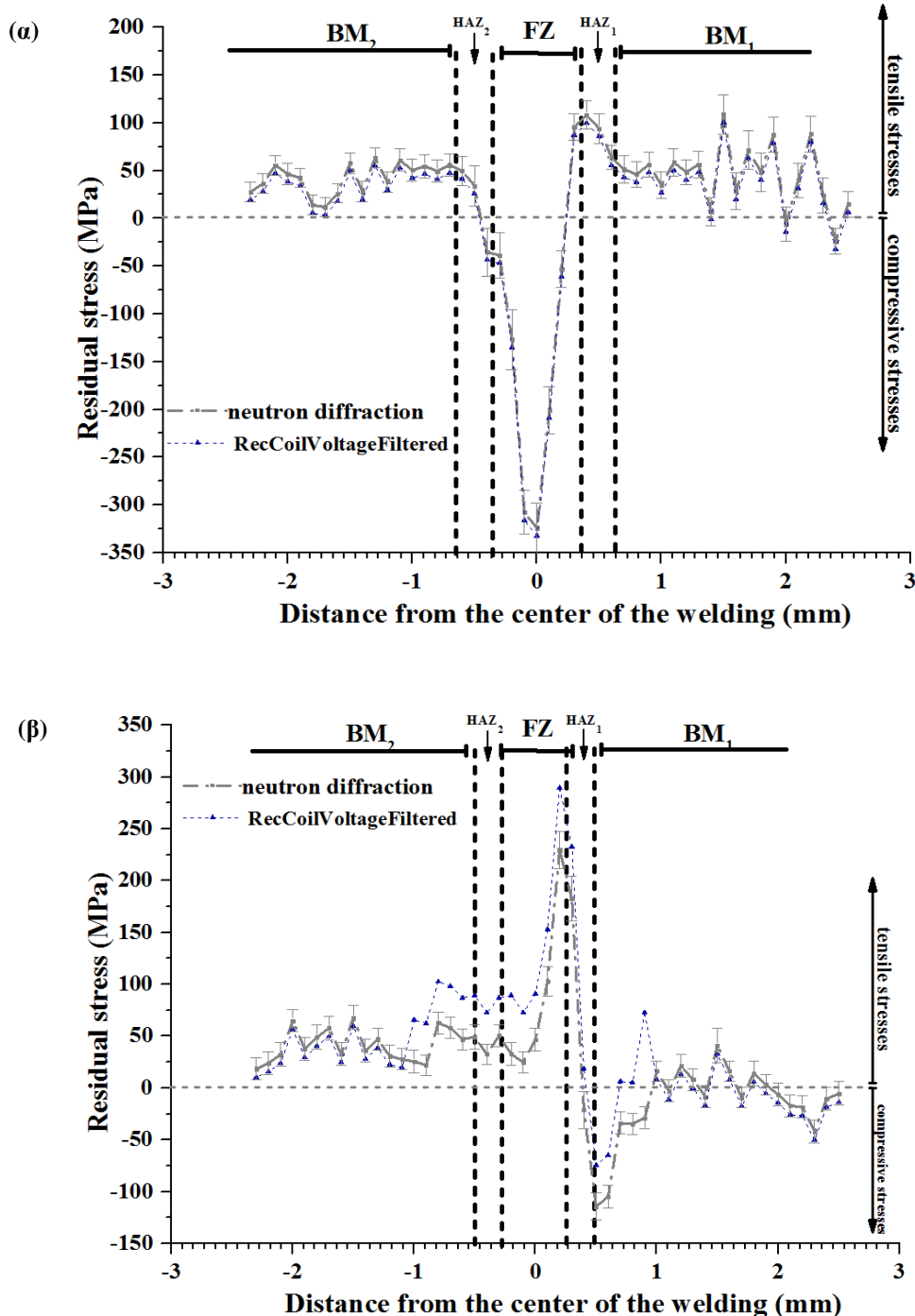


Με τη βοήθεια των καμπυλών βαθμονόμησης ως προς  $MBN_{RMS}$ , για το συγκολλημένο δοκίμιο με τη μέθοδο TIG (εικόνα 8-1(γ), 8-6(α)) και EBW (εικόνες 8-1(γ), 8-6(β)), προσδιορίστηκαν οι τιμές των παραμενουσών τάσεων στην επιφάνεια του και τα αποτελέσματα συγκρίθηκαν με εκείνα που προέκυψαν από την τεχνική XRD. Ήταν σαφές (εικόνα 8-12) ότι, οι προσδιορισθείσες τιμές βρίσκονταν εντός αποδεκτών ορίων (6.8% στο μέταλλο βάσης, 8% στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και 14% στη ζώνη τήξης). Ωστόσο, όπως και στην περίπτωση του συγκολλημένου AISI 1008 δοκιμίου, έπρεπε να προσδιοριστεί ο θερμικός κύκλος της ζώνης τήξης και να προκύψει η κατάλληλη καμπύλη βαθμονόμησης, ώστε να εκτιμηθούν με μεγαλύτερη ακρίβεια οι τιμές των παραμενουσών τάσεων στη ζώνη αυτή.



**Εικόνα 8-12:** Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές MBN και XRD, στην επιφάνεια των συγκολλημένων δοκιμίων AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς  $MBN_{RMS}$ .

Αντιστοίχως, συγκρίνοντας τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις τεχνικές της περίθλασης νετρονίων και της μαγνητικής διαπερατότητας (εικόνα 8-13), διαπιστώθηκε ότι η αξιοπιστία των μαγνητικών μετρήσεων διατηρήθηκε, καθώς η απόκλιση ήταν περίπου 6% στο μέταλλο βάσης και 7.2% στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Στη ζώνη τήξης παρατηρήθηκαν αποκλίσεις της τάξεως του 18,4%.



**Εικόνα 8-13:** Προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις τεχνικές της διαπερατότητας και της περίθλασης νετρονίων, στο συγκολλημένο AISI 4130 χάλυβα, με τις μεθόδους (α) TIG και (β) EBW, χρησιμοποιώντας δύο καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς RecCoilVoltageFiltered.



## 9 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Κατά τη συγκόλληση, το τηκόμενο υλικό στη ζώνη τήξης, λόγω της υψηλής του θερμοκρασίας, τείνει να διασταλεί. Καθώς ψύχεται, η συνεπακόλουθη συστολή του παρεμποδίζεται από τη σχετική ακαμψία του υπόλοιπου βασικού μετάλλου. Η παρεμπόδιση της ελεύθερης μεταβολής των διαστάσεων της θερμαινόμενης ζώνης εμφανίζεται σαν ελαστική παραμόρφωση (στα επίπεδα του ορίου διαρροής), η οποία οδηγεί τελικά στην εμφάνιση της παραμένουσας τάσης. Η κατανομή των παραμενουσών τάσεων είναι αποτέλεσμα των καμπτικών ροπών που αναπτύσσονται στο συγκολλημένο υλικό λόγω της διαμήκου συστολής. Η παραπάνω διαδικασία έχει ως αποτέλεσμα την εμφάνιση υψηλών τιμών της εφελκυστικής τάσης στην περιοχή γύρω από τη ραφή της συγκόλλησης, που σταδιακά μειώνονται, για να γίνουν θλιπτικές σε απόσταση από την γραμμή συγκόλλησης ίση προς μερικές φορές το πλάτος του μετάλλου κόλλησης. Συνεπώς, οι εφελκυστικές τάσεις στη ζώνη τήξης αντισταθμίζονται από τις θλιπτικές τάσεις που παρουσιάζονται στο βασικό μέταλλο. Οι γειτνιαζουσες, στη ζώνη τήξης, θερμικά επηρεασμένες ζώνες, αποτελούν τις περιοχές ομαλής μετάβασης.

Από τη μελέτη των συγκολλήσεων με τις μαγνητικές τεχνικές προέκυψε ότι η μη συμβατική συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding, EBW) παρουσίαζε εξαιρετικό ενδιαφέρον, καθώς απέδωσε το βέλτιστο συνδυασμό μηχανικών ιδιοτήτων. Αυτό οφείλονταν στις μικρές θερμικές διακυμάνσεις και ομοιόμορφες μικροπαραμορφώσεις που ελαχιστοποίησαν την ασθενή θερμικά επηρεασμένη ζώνη και ενίσχυσαν την ομοιομορφία και την λεπτότητα της μικροδομής.

Σε όλα τα συγκολλημένα δοκίμια, η τεχνική του θορύβου Barkhausen, παρείχε ασφαλή και αξιόπιστα αποτελέσματα, τα οποία σχετίζονταν άμεσα με τα μικροδομικά χαρακτηριστικά τους. Επίσης, οι μεταβολές της μαγνητικής διαπερατότητας, η οποία αποτελεί μια ενδογενή ιδιότητα του σιδηρομαγνητικού υλικού, χαρακτηρίζονταν από παρόμοιες συμπεριφορές με εκείνες του μαγνητικού θορύβου Barkhausen, τόσο σε επίπεδο μικροδομής όσο και σε επίπεδο μεταβολών των μηχανικών ιδιοτήτων.

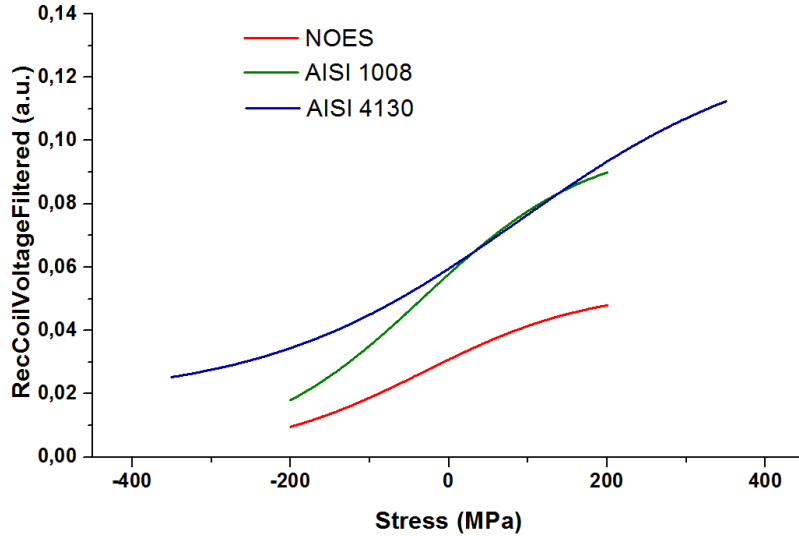
Σε ό,τι αφορά τη χρήση των μαγνητικών μεθόδων στον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων αξίζει να σημειωθεί ότι, τα αποτελέσματά τους συγκρίθηκαν με τα αντίστοιχα των μεθόδων περίθλασης, με βάση τον ίδιο όγκο δειγματοληψίας. Συγκεκριμένα, οι επιφανειακές μέθοδοι του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και του XRD, επιβεβαιώθηκε ότι βρίσκονταν εντός αποδεκτών ορίων. Οι μικρότερες αποκλίσεις μεταξύ τους σημειώθηκαν στο μέταλλο βάσης και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.

Τα αποτελέσματα της περίθλασης νετρονίων συγκρίθηκαν με εκείνα που προέρχονταν από τη βαθμονόμηση των τιμών της μαγνητικής διαπερατότητας, καθώς και οι δύο τεχνικές χαρακτηρίζονταν από μεγάλο βάθος διείσδυσης. Όπως και στην προηγούμενη περίπτωση, οι αποκλίσεις μεταξύ τους ήταν εντός αποδεκτών ορίων.

Για να είναι δυνατός ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων με τις μαγνητικές τεχνικές ήταν απαραίτητη η βαθμονόμηση των υπό εξέταση χαλύβων. Όταν στο υλικό δεν παρατηρούνταν μικροδομικές αλλαγές, τότε ο προσδιορισμός πραγματοποιείτο με μια μόνο καμπύλη βαθμονόμησης (περίπτωση συγκολλημένου ηλεκτρικού χάλυβα). Ωστόσο, όταν παρατηρούνταν αλλαγές ήταν αναγκαία η προσέγγιση της καινούργιας αυτής δομής και η εκ νέου βαθμονόμησή της.

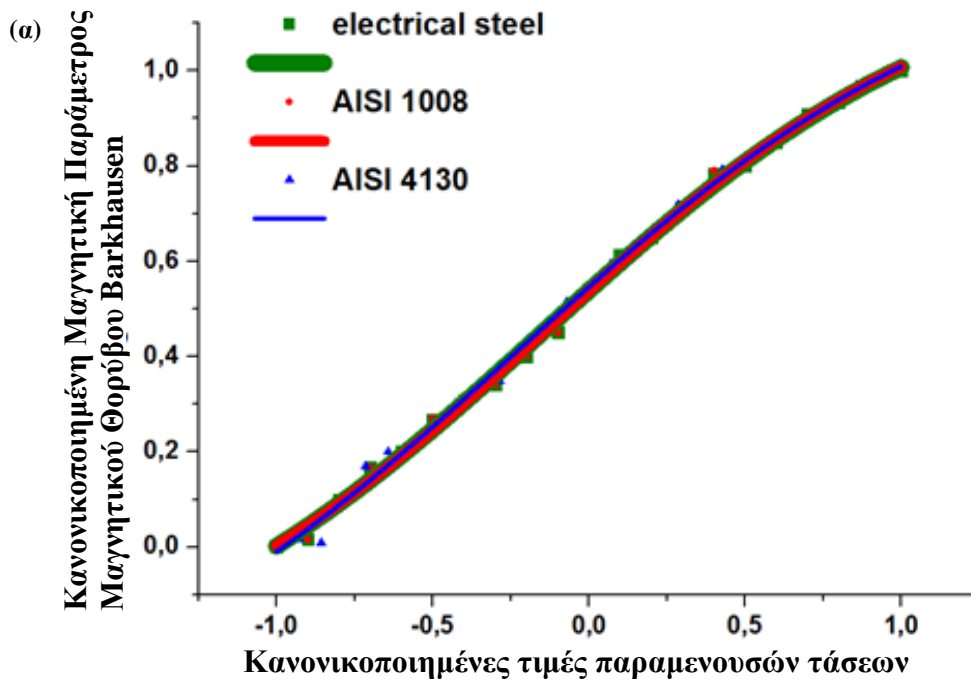
Οι ομοιότητες μεταξύ των τριών καμπυλών βαθμονόμησης, ως προς τις παραμέτρους του μαγνητικού θορύβου Barkhausen και της μαγνητικής διαπερατότητας (εικόνα 9-1), υποδεικνύουν την ύπαρξη μιας καθολικής καμπύλης. Οι μεταβολές της καμπύλης αυτής εξαρτώνται σημαντικά από δύο παραμέτρους του υλικού:

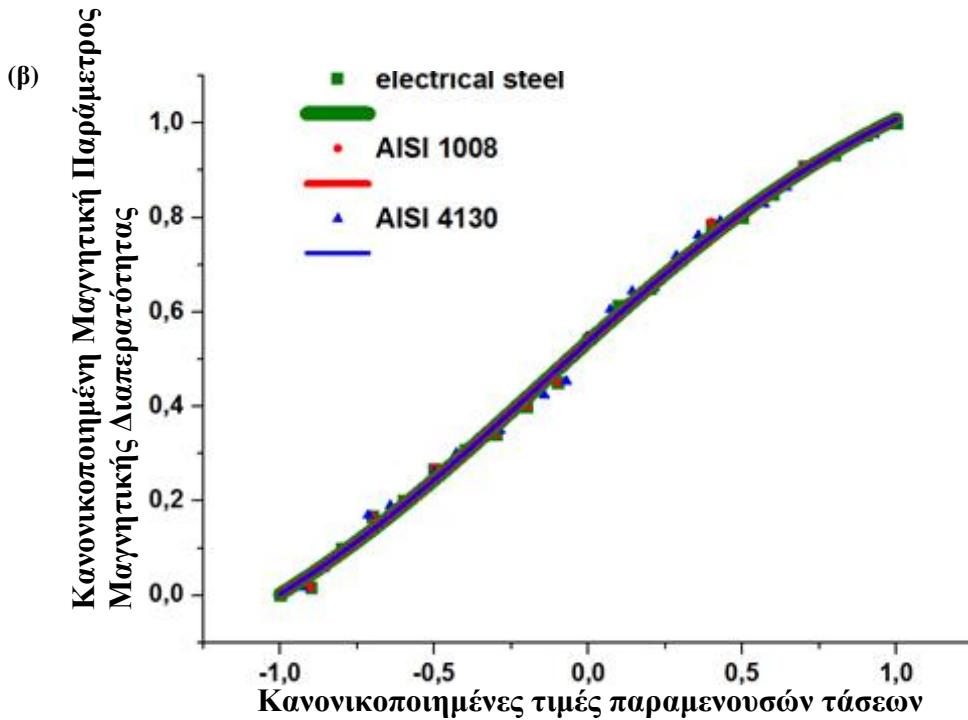
- τη μεταβολή των τιμών της μαγνητοσυστολής ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο,  $\lambda(H)$  και
- την παραμόρφωση που υφίσταται το υλικό, ως προς την εφαρμοζόμενη τάση,  $\epsilon(\sigma)$ .



**Εικόνα 9-1:** Καμπύλες βαθμονόμησης των δειγμάτων αναφοράς, ως προς την παράμετρο RecCoilVoltageFiltered.

Για να επιβεβαιωθεί η υπόθεση της ύπαρξης μιας καθολικής καμπύλης, οι καμπύλες βαθμονόμησης, ως προς τις μαγνητικές παραμέτρους της ενεργού τιμής του θορύβου Barkhausen ( $MBN_{RMS}$ ) και της τάσης εξόδου του μαγνητικού υστερησιογράφου (RecCoilVoltageFiltered), κανονικοποιήθηκαν (normalizing), με σκοπό να συσχετιστούν μεταξύ τους. Η κανονικοποίηση στον οριζόντιο άξονα των τάσεων έγινε ως προς το όριο διαρροής του εκάστοτε χάλυβα και στον κάθετο άξονα ως προς τη μέγιστη τιμή των μαγνητικών παραμέτρων τους.

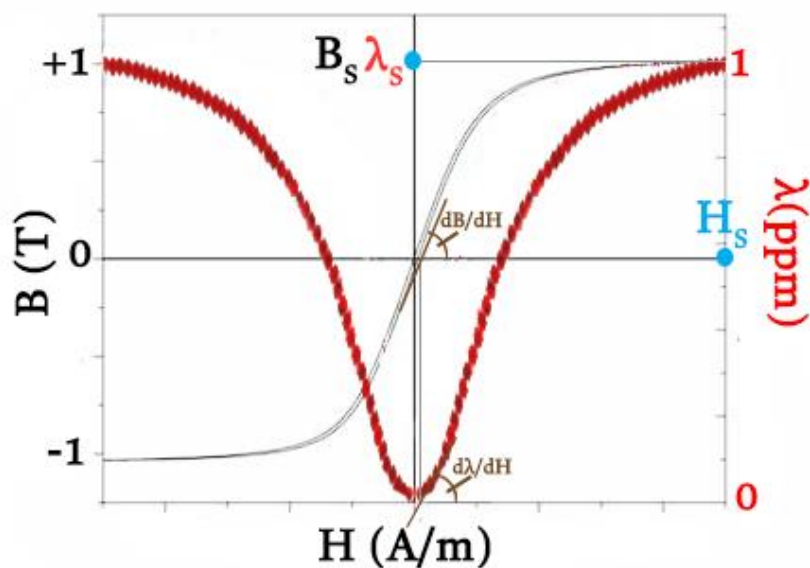




**Εικόνα 9-2:** Κανονικοποιημένες καμπύλες βαθμονόμησης των δειγμάτων αναφοράς, ως προς την παράμετρο (α)  $MBN_{RMS}$  και (β)  $RecCoilVoltageFiltered$ .

Από την παρατήρηση των κανονικοποιημένων καμπυλών βαθμονόμησης, τόσο για το μαγνητικό θόρυβο (εικόνα 9-2(α)), όσο και για τη διαφορική μαγνητική διαπερατότητα (εικόνα 9-2(β)), προέκυψε ότι αυτές, σχεδόν ταυτίζονταν.

Προσπαθώντας να διερευνηθεί περαιτέρω η ταύτιση αυτή, χρειάστηκε να αναζητηθεί η μαθηματική έκφραση της μεταβολής της μαγνητοσυστολής ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο, για σταθερό εσωτερικό τασικό πεδίο. Οι μεταβολές του μαγνητικού θορύβου Barkhausen σχετίζονται άμεσα με τις μεταβολές του βρόχου υστέρησης. Η κλίση ( $dB/dH$ ) του τελευταίου σε κάθε σημείο της καμπύλης του ορίζει την αντίστοιχη τιμή που λαμβάνει η μαγνητική διαπερατότητα, ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο ( $H$ ).



**Εικόνα 9-3:** Κανονικοποιημένος βρόχος υστέρησης και κανονικοποιημένη καμπύλη μαγνητοσυστολής.

Ο πρώτος θερμοδυναμικός νόμος, για ένα μαγνητικό υλικό στο οποίο εφαρμόζεται πεδίο, γράφεται:

$$dU = dQ + dW \rightarrow dU = dQ + dW + dW' \rightarrow$$

$$dU = TdS - PdV + \left( \underbrace{\mu_0 HdMV}_{\text{magnetic energy}} - \underbrace{\sigma_{\text{magnetoelastic}} \lambda V}_{\text{magnetostrictive energy}} \right) \rightarrow \quad (9-1)$$

Αντίστοιχα, η ελεύθερη ενέργεια Gibbs γράφεται:

$$G = U + (P + \sigma_{\text{magnetoelastic}} - \mu_0 HM)V - TS \rightarrow$$

$$dG = dU + PdV + VdP + (\sigma_{m.el.} d\lambda + \lambda d\sigma_{m.el.} - \mu_0 HdM - \mu_0 MdH)V - TS \quad (9-1)$$

$$dG = TdS - PdV (\mu_0 HdM - \sigma_{m.el.} d\lambda)V + PdV + VdP + (\sigma_{m.el.} d\lambda + \lambda d\sigma_{m.el.} - \mu_0 HdM - \mu_0 MdH)V - TS \rightarrow$$

$$dG = -SdT + VdP - (\mu_0 MdH - \lambda d\sigma_{m.el.})V \rightarrow \quad (9-2)$$

Από τους νόμους του Maxwell είναι γνωστό ότι:

$$\left( \frac{1}{V} \frac{\partial^2 G}{\partial H \partial \sigma_{m.el.}} \right)_{T,P,\sigma_{m.el.}} = \left( \frac{1}{V} \frac{\partial^2 G}{\partial \sigma_{m.el.} \partial H} \right)_{T,P,H} \quad (9-3)$$

Ισχύουν οι σχέσεις:

$$\left( \frac{\partial G}{\partial \sigma_{m.el.}} \right)_{T,P,H} = V\lambda \rightarrow \left( \frac{1}{V} \frac{\partial^2 G}{\partial H \partial \sigma_{m.el.}} \right)_{T,P,\sigma_{m.el.}} = \left( \frac{\partial \lambda}{\partial H} \right)_{T,P,\sigma_{m.el.}} \quad (9-4)$$

$$\left( \frac{\partial G}{\partial H} \right)_{T,P,\sigma_{m.el.}} = \mu_0 MV = BV \rightarrow \left( \frac{1}{V} \frac{\partial^2 G}{\partial \sigma_{m.el.} \partial H} \right)_{T,P,H} = \left( \frac{\partial B}{\partial \sigma_{m.el.}} \right)_{T,P,H} \quad (9-5)$$

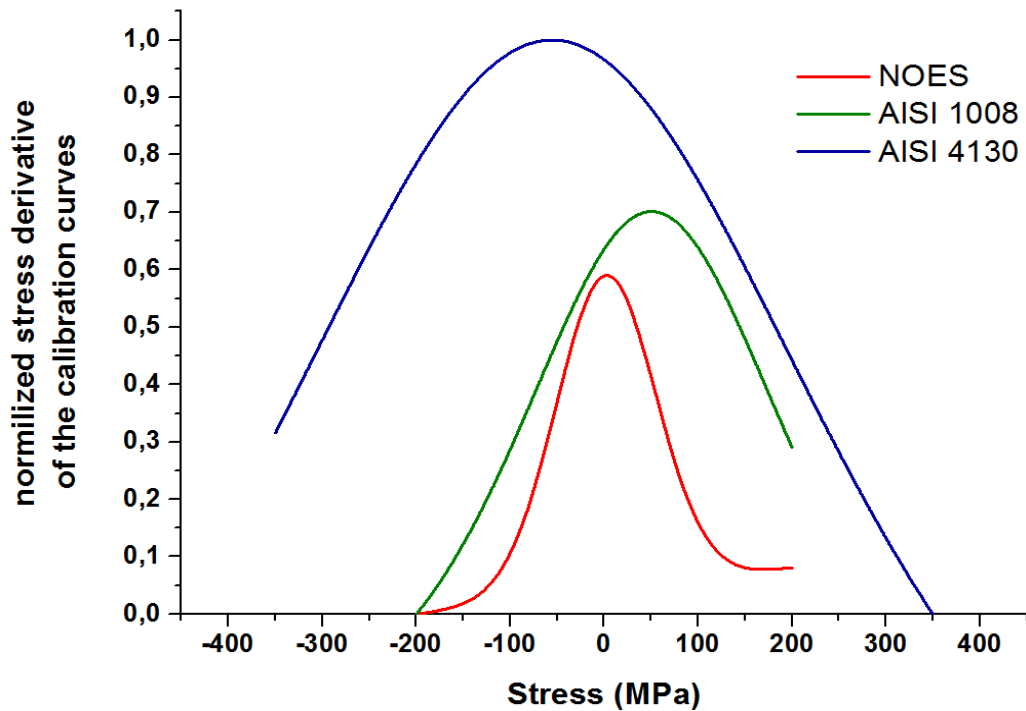
Αντικαθιστώντας τις σχέσεις (9-4) και (9-5) στην (9-3) προκύπτει:

$$\left( \frac{\partial \lambda}{\partial H} \right)_{T,P,\sigma_{m.el.}} = \left( \frac{\partial B}{\partial \sigma_{m.el.}} \right)_{T,P,H} \quad (9-6)$$

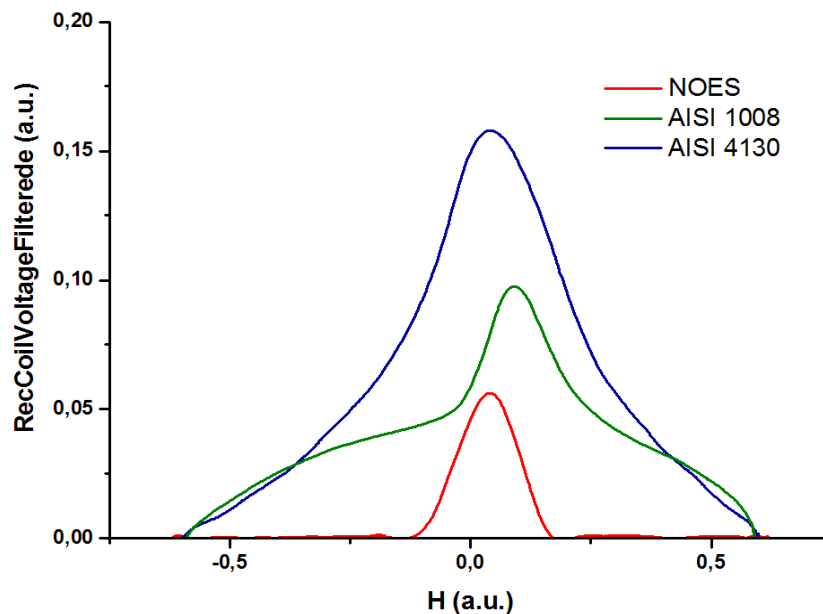
Επομένως, για δεδομένη τιμή πεδίου, η μεταβολή της μαγνητικής επαγωγής ως προς το τασικό πεδίο εξαρτάται από τη μεταβολή της κλίσης της καμπύλης της μαγνητοσυστολής, για δεδομένη τιμή τάσεως.

Απαιτείται, λοιπόν συσχέτιση της επίδρασης του μαγνητομηχανικού φαινομένου (magnetomechanical effect) και της τιμής της μαγνητοσυστολής με τις μαγνητικές και τις ελαστικές ιδιότητες του σιδηρομαγνητικού υλικού. Για το σκοπό αυτό, μελετήθηκε η μεταβολή της κλίσης των κανονικοποιημένων καμπυλών της μαγνητικής διαπερατότητας (normalized stress derivatives of the original calibration curves), ως

προς τις τιμές των παραμενουσών τάσεων (εικόνα 9-4) και η μεταβολή της μαγνητικής διαπερατότητας ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο (εικόνα 9-5).



**Εικόνα 9-4:** Μεταβολή της κλίσης των κανονικοποιημένων καμπυλών της μαγνητικής διαπερατότητας (normalized stress derivatives of the original calibration curves), ως προς τις τιμές των παραμενουσών τάσεων.



**Εικόνα 9-5:** Μεταβολή της μαγνητικής διαπερατότητας ως προς το εφαρμοζόμενο μαγνητικό πεδίο.

Στο σύνολό τους οι καμπύλες της εικόνας 9-4 παρουσιάζουν ομοιότητες ως προς τη μορφή τους, αλλά και τη θέση της τετμημένης του μεγίστου της κορυφής με τις αντίστοιχες καμπύλες της εικόνας 9-5.



Για την ανάπτυξη ενός απλοποιημένου μοντέλου που να εξηγεί, τόσο το σχήμα των καμπυλών βαθμονόμησης (εικόνα 9-1) και των παραγώγων τους (εικόνα 9-4), όσο και την ταύτισή τους (εικόνα 9-2), θεωρούμε ότι, για σταθερή θερμοκρασία  $T$ , η μαγνητική επαγωγή,  $B$  και η μαγνητοσυστολή,  $\lambda$  είναι συνάρτηση τόσο του εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου,  $H$  και του τασικού πεδίου,  $\sigma$ :

$$B = f(H, \sigma) \quad (9-7)$$

$$\lambda = f(H, \sigma) \quad (9-8)$$

Παραγωγίζοντας την εξίσωση (9-7) προκύπτει:

$$\frac{\partial^2 B}{\partial \sigma \partial H} = \frac{\partial}{\partial \sigma} \frac{\partial B}{\partial H} = \frac{\partial}{\partial \sigma} \mu \quad (9-9)$$

Η εξίσωση αυτή περιγράφει τη μεταβολή της κλίσης των κανονικοποιημένων καμπυλών της μαγνητικής διαπερατότητας, ως προς τις τιμές των παραμενουσών τάσεων.

Παραγωγίζοντας την εξίσωση (9-7) προκύπτει:

$$\frac{\partial^2 \lambda}{\partial \sigma \partial H} = \frac{\partial}{\partial \sigma} \frac{\partial \lambda}{\partial H} \quad (9-10)$$

Η εξίσωση αυτή περιγράφει τη μεταβολή, ως προς το τασικό πεδίο, της κλίσης των καμπυλών της μαγνητοσυστολής, ως προς τις τιμές των παραμενουσών τάσεων.

Για πολύ μικρές μεταβολές του  $H$  και  $\sigma$ , η εξίσωση 9-6 μπορεί να γραφεί:

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \mu = \frac{\partial}{\partial \sigma} \frac{\partial \lambda}{\partial H} \quad (9-11)$$

Συνεπώς, για σταθερή τιμή εφαρμοζόμενης τάσης, η μέγιστη τιμή της μαγνητικής διαπερατότητας ήταν ανάλογη της κλίσης της καμπύλης της μαγνητοσυστολής για δεδομένη τιμή μαγνητικού πεδίου.

Δεδομένου ότι, οι μετρήσεις πραγματοποιήθηκαν εντός της ελαστικής περιοχής παραμορφώσεων, η παραμόρφωση, εν τη απουσία μαγνητικού πεδίου, δίνεται από το νόμο του Hook. Όταν εφαρμοστεί μαγνητικό πεδίο, η παραμόρφωση σχετίζεται με τη μεταβολή της μαγνητοσυστολής του υλικού.

$$\lambda = (Y + \lambda_{\sigma 0})\sigma \quad (9-12)$$

όπου,  $\lambda_{\sigma 0}(H)$  είναι η τιμή της μαγνητοσυστολής του σιδηρομαγνητικού υλικού για μηδενικά εφαρμοζόμενο τασικό πεδίο και  $Y$  το μέτρο ελαστικότητας.

Όταν το τασικό πεδίο είναι σταθερό, ισχύει:

$$\left(\frac{d\lambda}{dH}\right)_{\sigma} = \frac{d\lambda_{\sigma 0}}{dH} \rightarrow \frac{\partial}{\partial \sigma} \frac{\partial \lambda}{\partial H} = Y + \frac{d\lambda_{\sigma 0}}{dH} \quad (9-13)$$

Θεωρώντας ότι, οι τιμές των εφαρμοζόμενων τάσεων είναι εντός της ελαστικής περιοχής παραμορφώσεων και ότι η μεταβολή των τιμών της μαγνητοσυστολής εμφανίζει ανυστερητική συμπεριφορά, οι τιμές της διαφορικής μαγνητικής διαπερατότητας μπορούν να θεωρηθούν γραμμική συνάρτηση, της μορφής:

$$\mu \propto (Y + \lambda_{\sigma 0})\sigma + \mu_{\sigma 0} \quad (9-14)$$

όπου,  $\mu_{\sigma 0}$  είναι η τιμή της μαγνητικής διαπερατότητας του σιδηρομαγνητικού υλικού για μηδενικά εφαρμοζόμενο τασικό πεδίο.

Αν και το ανωτέρω μοντέλο αποτελεί μια υπεραπλούστευση των παρατηρούμενων φαινομένων, εξηγεί το σχήμα των καμπυλών βαθμονόμησης και των παραγώγων τους, καθώς και την ταύτισή τους. Η συσχέτιση, λοιπόν, των καμπυλών βαθμονόμησης υπόσχονταν την αυτονόμηση των μαγνητικών μετρήσεων, άποψη που θα ενισχύετο αν επαληθεύονταν και για περισσότερα είδη χαλύβων.

Εν κατακλείδι, όπως εξάγεται από το σύνολο των αποτελεσμάτων της παρούσας διδακτορικής διατριβής, η εφαρμογή των μαγνητικών τεχνικών σε συγκολλημένα δοκίμια χαλύβων, αποτελεί έναν ολιστικό τρόπο πειραματισμού, που προσφέρεται για το μη-καταστροφικό έλεγχο συγκολλημένων μεταλλικών μερών.

## 10 ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ

Ως προς τα ήδη συγκολλημένα υλικά, κρίνεται χρήσιμη η μελέτη των μαγνητικών αποκρίσεων μετά ή κατά τη διάρκεια εφαρμογής δυναμικών καταπονήσεων, όπως π.χ. στην περίπτωση της ολιγοκυκλικής κόπωσης. Ενδιαφέρον προκαλεί επίσης, η πιθανότητα συγκριτικής μελέτη της αντοχής του συγκολλημένου υλικού και της μαγνητικής συμπεριφοράς του σε δοκιμές δυσθραυστότητας (charpy tests). Επιπλέον, με στόχο την περαιτέρω διερεύνηση της αξιοπιστίας των μαγνητικών τεχνικών, θα μπορούσε και σε άλλες συγκολλήσεις, λαμβάνοντας υπόψη διαφορετικές παραμέτρους, να προσδιοριστούν οι παραμένουσες τάσεις, συγκριτικά, με τις μεθόδους περίθλασης.

Δύναται επίσης να υπολογισθούν στα συγκολλημένα δοκίμια, με τη χρήση των πεπερασμένων στοιχείων, οι παραμένουσες τάσεις και να προκύψουν συγκριτικά αποτελέσματα με τις υπάρχουσες μετρήσεις.

Τέλος, δύναται να πραγματοποιηθεί προσομοίωση της αναπτυσσόμενης μικροδομής εντός της ζώνης τήξης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, μέσω γεωμετρικών μοντέλων σε συνδυασμό με αριθμητικά, θερμομηχανικά και μεταλλουργικά μοντέλα (τα οποία διερευνώνται από τη διεθνή επιστημονική κοινότητα), με στόχο τον πλήρη δομικό χαρακτηρισμό των ζωνών της συγκόλλησης, ώστε μπορεί δυνατό να προσδιοριστεί με ακόμα μεγαλύτερη ακρίβεια η καμπύλη βαθμονόμησης της μαγνητικής τεχνικής του θορύβου Barkhausen και της διαπερατότητας, που αφορά τις παραπάνω ζώνες, αντίστοιχα. Με τον τρόπο αυτό θα γίνει παράλληλα εφικτός ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων σε λιγότερο χρόνο.