



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ
ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΘΑΛΑΣΣΙΩΝ ΚΑΤΑΣΚΕΥΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΝΑΥΠΗΓΙΚΗΣ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ

**Βελτιστοποίηση συνθηκών ρομποτικής συγκόλλησης
GMAW χάλυβα S700MC βάσει του ρυθμού εισαγωγής
θερμότητας**

Διπλωματική Εργασία

Δασκαλόπουλος Νικόλαος

Επιβλέπουσα καθηγήτρια: Dr. –Ing. Άννα Δ. Ζερβάκη, Επίκουρη Καθηγήτρια

ΑΘΗΝΑ, ΙΟΥΛΙΟΣ 2022

Ευχαριστίες

Η παρούσα διπλωματική εργασία αποτελεί τη κλιμάκωση της ακαδημαϊκής σταδιοδρομίας μου στη Σχολή Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου (Ε.Μ.Π.).

Ευχαριστώ θερμά την επιβλέπουσα της παρούσας διπλωματικής εργασίας, επίκουρη καθηγήτρια Ε.Μ.Π. κα. Άννα Δ. Ζερβάκη, για τη συνεργασία, τη συνεχή καθοδήγησή και τη διαμόρφωση της εργασίας σε ένα πλούσιο εκπαιδευτικό βίωμα. Οι συζητήσεις μας γύρω από το θέμα της επιστήμης των υλικών και των συγκολλήσεων ενίσχυσαν τις γνώσεις μου πάνω σε ένα κλάδο ο οποίος προσέελκυσε το ενδιαφέρον μου από τα πρώτα χρόνια των φοιτητικών σπουδών μου.

Για την υποστήριξη στο πλαίσιο της πειραματικής διαδικασίας, ευχαριστώ τη κα. Χαρά Σαράφογλου και τον κ. Αθανάσιο Μαρκουλή, μέλη του Ειδικού & Εργαστηριακού Διδακτικού Προσωπικού (ΕΕΔΙΠ), και κ. Χαράλαμπο Ξάνθη και κα. Θεοδώρα Τσιούρβα, μέλη του Ειδικού Τεχνικού Εργαστηριακού Προσωπικού (ΕΤΕΠ).

Για τη δυνατότητα υλοποίησης της ρομποτικής συγκόλλησης, ευχαριστώ την εταιρία “VETA S.A.” και τον κ. Γιώργο Παπαδόπουλο, “Head of Operations” της VETA S.A. και βεβαίως την επιβλέπουσά μου κα. Ζερβάκη. Επιπλέον, η συνεργασία με τον κ. Παύλο Μαθιουδάκη, μηχανικό συγκολλήσεων της VETA S.A., υπήρξε πολύτιμη για τη διεκπεραίωση της διαδικασίας της ρομποτικής συγκόλλησης.

Τέλος, εκφράζω την ευγνωμοσύνη μου απέναντι στους γονείς μου, Δημήτρη και Ελένη, και στα αδέρφια μου, Μαρία-Κατερίνα και Γιάννη, η υποστήριξη, η αγάπη και τα διδάγματα των οποίων με διαμόρφωσαν στον άνθρωπο που είμαι σήμερα.

ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ

ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ	6
ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ	8
ΠΕΡΙΛΗΨΗ	9
ABSTRACT	10
ΕΙΣΑΓΩΓΗ	11
A. Βιβλιογραφική ανασκόπηση	13
1. Χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης (HSLA)	13
1.1. Ιστορική αναδρομή	13
1.2. Σημασία κραματικών στοιχείων	15
1.2.1. Αλληλεπίδραση μικροδομής - μηχανικών ιδιοτήτων	15
1.2.2. Επιλογή κραματικών στοιχείων	16
1.3. Μέθοδος ελεγχόμενης θερμομηχανικής διεργασίας (TMCP)	20
1.4. Συγκολλησιμότητα	24
1.5. Μετασχηματισμοί δομών - Ζώνες συγκόλλησης	27
1.5.1. Περιοχές	27
1.5.2. Βασικό μέταλλο	27
1.5.3. Ζώνη μερικής τήξης	28
1.5.4. Θερμικά επηρεασμένη ζώνη	28
1.5.5. Μέταλλο συγκόλλησης	29
2. Συγκολλήσεις	31
2.1. Μέθοδος συγκόλλησης με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου (GMAW-MIG/MAG)	31
2.2. Επιλογή παραμέτρων συγκόλλησης	33
2.3. Ρομποτικές συγκολλήσεις	35
2.3.1. Συνεισφορά στη βιομηχανία και την έρευνα	35
2.3.2. Γενικές πληροφορίες	35
B. Πειραματικό μέρος	37
3. Πειραματική διαδικασία	37
3.1. Χαρακτηριστικά μετάλλου βάσης	37
3.2. Χαρακτηριστικά μετάλλου προσθήκης	38
3.3. Κοπή δοκιμίων για συγκολλήσεις ΒοP	40
3.4. Διάταξη ρομποτικής συγκόλλησης	41
3.5. Ρύθμιση παραμέτρων συγκολλήσεων ΒοP	45

3.6.	Μεταλλογραφική προετοιμασία	46
3.7.	Μικροσκληρομετρήσεις Vickers	48
3.8.	Οπτική μικροσκοπία	51
3.8.1.	Μακροσκοπική παρατήρηση	51
3.8.2.	Μικροσκοπική παρατήρηση	51
4.	Παρουσίαση & συζήτηση αποτελεσμάτων	53
4.1.	Εναπόθεση ραφών μετάλλου προσθήκης (“Bead on Plate”, BoP)	53
4.1.1.	Παράμετροι εναποθέσεων ραφών BoP	53
4.1.2.	Παρατηρήσεις χαρακτηριστικών ραφών	54
4.2.	Αποτελέσματα οπτικής στερεοσκοπίας	56
4.3.	Αποτελέσματα οπτικής μικροσκοπίας	60
4.3.1.	Μικροδομή μετάλλου βάσης	60
4.3.2.	Μικροδομή λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ	61
4.3.3.	Μικροδομή χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ	63
4.3.4.	Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης	65
4.4.	Αποτελέσματα μικροσκληρομετρήσεων Vickers	67
5.	Προτάσεις σχεδιασμού pWPS	76
5.1.	Γεωμετρική διαμόρφωση συγκόλλησης	76
5.2.	Διαστασιολόγηση ελασμάτων προς συγκόλληση	77
5.3.	Παράμετροι συγκόλλησης	80
6.	Προτάσεις για μελλοντική έρευνα	81
	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	82

ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1.1. Αύξηση θερμοκρασίας Ar3 εξαιτίας της ελεγχόμενης έλασης [11]	17
Εικόνα 1.2. Επίδραση Nb, Ti, V και Al στη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης [11]	18
Εικόνα 1.3. Παραμόρφωση κόκκων ωστενίτη πάνω από τη T_R με πλήρη ανακρυστάλλωση μεταξύ των διαδοχικών πασών ελάσεων [7].	21
Εικόνα 1.4. Παραμόρφωση κόκκων ωστενίτη κάτω από τη T_R με μερική ανακρυστάλλωση μεταξύ των διαδοχικών πασών ελάσεων (αύξηση εστιών πυρηνοποίησης φερρίτη) [7]. Αύξηση των εστιών πυρηνοποίησης φερρίτη στους κόκκους ωστενίτη.	21
Εικόνα 1.5. Ποιοτική αναπαράσταση της μεθόδου TMCP και των παραγόμενων τελικών μικροδομών [7]	22
Εικόνα 1.6. Σύγκριση μικροδομής χαλύβων TMCP και συμβατικών χαλύβων [16]	23
Εικόνα 1.7. Σύγκριση ορίου διαρροής TMCP και συμβατικών χαλύβων σε σχέση με το ισοδύναμο άνθρακά τους ($CE_{ΠW}$) [16]	24
Εικόνα 1.8. Κατανομή Ti και Nb στη περιοχή της ζώνης τήξης μετά από συγκόλληση συμπαγούς σύρματος MAG χάλυβα S700MC με ρυθμό εισαγωγής θερμότητας 8kJ/cm [18]	25
Εικόνα 1.9. Μικροδομή φερριτο-μπαϊνιτικού χάλυβα S700MC με εμφανή παραμόρφωση των κόκκων κατά τη διεύθυνση έλασης [21]	27
Εικόνα 1.10. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης χάλυβα HSLA [24]	30
Εικόνα 2.1. Συγκολλητική διάταξη μεθόδου GMAW	31
Εικόνα 2.2. Ρομπότ συγκόλλησης Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας	35
Εικόνα 3.1. Δοκίμια συγκολλήσεων «Bead on Plate» (BoP)	40
Εικόνα 3.2. Ρομποτικός βραχίονας “KAWASAKI” και επιφάνεια εργασίας	41
Εικόνα 3.3. Μηχανή συγκόλλησης “FRONIUS FK 4000-R” (πλάγια όψη)	42
Εικόνα 3.4. Μηχανή συγκόλλησης “FRONIUS FK 4000-R” (πρόοψη)	42
Εικόνα 3.5. Χειριστήριο εκμάθησης-προγραμματισμού ή “teach pendant” ρομποτικού βραχίονα “KAWASAKI”	43
Εικόνα 3.6. Φιάλη υψηλής πίεσης προστατευτικού αερίου “CORGON 18”	43
Εικόνα 3.7. Ενδείξεις πίεσης προστατευτικού αερίου “CORGON 18”	44
Εικόνα 3.8. Μηχανή κοπής “VERMAC KB-45” του E.N.T.	46
Εικόνα 3.9. Ταχυπρίοιο “Struers Discotom-50” του E.N.T.	47
Εικόνα 3.10. Σχηματική αναπαράσταση πυραμίδας διείδυσης Vickers και του αποτυπώματός της [30]	48
Εικόνα 3.11. Μικροσκληρόμετρο “Wolpert – Wilson 402 MVD” του E.N.T.	49
Εικόνα 3.12. Προτεινόμενη ελάχιστη απόσταση μεταξύ ιχνών Vickers και Knoop [31]	50
Εικόνα 3.13. Πρότυπο πλακίδιο της εταιρίας “MPA NRW” για τον έλεγχο της αξιοπιστίας των μικροσκληρομετρήσεων	50
Εικόνα 3.14. Οπτικό στερεοσκόπιο “Leica MZ6” του E.N.T.	51
Εικόνα 3.15. Οπτικό μικροσκόπιο “Leica DMILM” του E.N.T.	52
Εικόνα 4.1. Ραφές εναποθέσεων BoP δοκιμίων J1-J8 (κάτοψη)	53
Εικόνα 4.2. Ραφές εναποθέσεων BoP δοκιμίων J1-J8 (κάτοψη με κλίμακα κατά το πλάτος)	54

Εικόνα 4.3. Διατομές ραφών BoP δοκιμίων J1, J2 (πάνω) και J3, J4 (κάτω)	56
Εικόνα 4.4. Διατομές ραφών BoP δοκιμίων J5, J6 (πάνω) και J7, J8 (κάτω)	57
Εικόνα 4.5. Ύψος & πλάτος ραφής, ύψος επικάλυψης και βάθος διείσδυσης ραφών δοκιμίων συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας	58
Εικόνα 4.6. Εμβαδόν ραφών δοκιμίων συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας	58
Εικόνα 4.7. Έκταση ΘΕΖ δοκιμίων συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας	59
Εικόνα 4.8. Μικροδομή μετάλλου βάσης S700MC (Μεγέθυνση x50)	60
Εικόνα 4.9. Μικροδομή λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J1 και J2 (Πάνω), J3 και J4 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)	61
Εικόνα 4.10. Μικροδομή λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J5 και J6 (Πάνω), J7 και J8 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)	62
Εικόνα 4.11. Μικροδομή χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J1 και J2 (Πάνω), J3 και J4 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)	63
Εικόνα 4.12. Μικροδομή χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J5 και J6 (Πάνω), J7 και J8 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)	64
Εικόνα 4.13. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης δοκιμίων J1 και J2 (Πάνω), J3 και J4 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)	65
Εικόνα 4.14. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης δοκιμίων J5 και J6 (Πάνω), J7 και J8 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)	66
Εικόνα 4.15. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J1	68
Εικόνα 4.16. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J2	68
Εικόνα 4.17. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J3	69
Εικόνα 4.18. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J4	69
Εικόνα 4.19. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J5	70
Εικόνα 4.20. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J6	70
Εικόνα 4.21. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J7	71
Εικόνα 4.22. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J8	71
Εικόνα 4.23. Σκληρότητα ζωνών συγκόλλησης συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας	73
Εικόνα 4.24. Ποσοστιαία απόκλιση σκληρότητας ζωνών συγκόλλησης από του βασικού μετάλλου συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας	73
Εικόνα 5.1. Γεωμετρική διαμόρφωση συγκόλλησης (σε mm)	76
Εικόνα 5.2. Προστασία ρίζας συγκόλλησης από την ύπαρξη του πόδα [32]	76
Εικόνα 5.3. Προτεινόμενες διαστάσεις ορθογωνικού δοκιμίου εφελκυσμού βάσει ASTM [35]	77
Εικόνα 5.4. Διαστάσεις ορθογωνικού δοκιμίου κόπωσης κατά ASTM [34]	79

ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1.1. Μεταβολή στοιχειακής σύστασης δομικού χάλυβα εντός 100 χρόνων (έλασμα πάχους 19mm, min. YS 355 MPa) [5]	14
Πίνακας 1.2. Παραδείγματα μηχανισμών ισχυροποίησης χαλύβων [8]	16
Πίνακας 3.1. Χημική σύσταση S700MC κατά SSAB και EN 10149-2 [28]	37
Πίνακας 3.2. Μηχανικές ιδιότητες S700MC κατά EN 10149-2 [28]	37
Πίνακας 3.3. Μηχανικές ιδιότητες S700MC κατά SSAB	37
Πίνακας 3.4. Μηχανικές ιδιότητες σύρματος OK AristoRod 69 κατά ESAB [29]	38
Πίνακας 3.5. Χημική σύσταση σύρματος OK AristoRod 69 κατά ESAB [29]	39
Πίνακας 3.6. Προτεινόμενα χαρακτηριστικά ρεύματος σύρματος OK AristoRod 69 διαμέτρου 1.2mm κατά ESAB [29]	39
Πίνακας 4.1. Παράμετροι συγκολλήσεων BoP δοκιμίων J1-J8	53
Πίνακας 4.2. Γεωμετρικά χαρακτηριστικά διατομών ραφών δοκιμίων “BoP” J1-J8	57
Πίνακας 4.3. Πλήθος μετρήσεων μικροσκληρότητας	72
Πίνακας 4.4. Μέσες τιμές μετρήσεων μικροσκληρότητας	72
Πίνακας 4.5. Τυπική απόκλιση μετρήσεων μικροσκληρότητας	72
Πίνακας 4.6. Μέση ποσοστιαία απόκλιση από τη μέση σκληρότητα του βασικού μετάλλου	72

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματεύεται το θέμα του σχεδιασμού της ρομποτικής συγκόλλησης με τη μέθοδο GMAW HSLA χάλυβα S700MC ο οποίος έχει παραχθεί μέσω της μεθόδου TMCP. Κατά τη μελέτη της μικροδομής και της σκληρότητας ζωνών συγκόλλησης ραφών εναποτιθέμενων πάνω σε πλακίδια S700MC, διαπιστώθηκε μεταβολή των μηχανικών ιδιοτήτων συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας λόγω της συγκόλλησης. Η εφαρμογή συνθηκών συγκόλλησης με υψηλές τιμές ρυθμού εισαγωγής θερμότητας συνεπάγεται την υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού, λόγω της ειδικής θερμικής κατεργασίας που έχει υποστεί, ενώ συνθήκες χαμηλότερου ρυθμού εισαγωγής θερμότητας αυξάνουν τον κίνδυνο σχηματισμού ψαθυρών δομών και άρα τη πιθανότητα ψυχρής ρωγμάτωσης λόγω υδρογόνου ή τη ψαθυρή θραύση. Η λήψη ενδιάμεσης τιμής ρυθμού εισαγωγής θερμότητας, μαζί με την επιλογή κατάλληλων παραμέτρων που υπεισέρχονται στον σχεδιασμό της συγκόλλησης, κρίνεται ιδανική για τη πραγματοποίηση συγκόλλησης καλής ποιότητας και ικανοποιητικών μηχανικών ιδιοτήτων.

ABSTRACT

The subject of this thesis regards the optimization of the robot welding GMAW procedure of HSLA steel S700MC manufactured using the TMCP method. By careful examination of the microstructural changes and hardness differentiations exhibited in the HAZ and WM regions of “bead on plate” robot weldments, the results indicate an evident correlation between the applied heat input and the mechanical properties of the weld zones. High linear welding energy, as a consequence of the choice of welding parameters, is detrimental to the mechanical properties of the weld zones, owing to the irreversible strengthening mechanisms applied by the unique rolling schedule of the base metal, while lower linear welding energy raises the issue of the formation of brittle microstructures susceptible to hydrogen embrittlement and brittle fracture. As it turns out, the decision of choosing an intermediate value for the welding heat input, along with certain other parameters affecting the design of the welding procedure, is deemed preferential for the establishment of a sound weld with satisfactory mechanical properties.

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Στο πλαίσιο του εγχειρήματος της παγκόσμιας κοινότητας για την καταπολέμηση της κλιματικής αλλαγής μέσω της απεξάρτησης από τα ορυκτά καύσιμα και της εκμετάλλευσης των ανανεώσιμων πηγών ενέργειας, οι συζητήσεις για την εγκατάσταση πλωτών αιολικών πάρκων ενέργειας βρίσκονται συνεχώς στο προσκήνιο. Οι εν λόγω κατασκευές, οι οποίες αναμένεται να εγκατασταθούν μακριά από τις ακτές, και άρα σε υψηλότερα βάθη, συνιστούν μια νέα πρόκληση για τη βιομηχανία και ανοιγούν πολλά μέτωπα έρευνας όσον αφορά την αυτοματοποίηση της διαδικασίας κατασκευής των υποθαλάσσιων κατασκευών στήριξης, των υλικών κατασκευής των τελευταίων και της επάρκειας των υπαρχόντων κανονισμών σχεδίασης.

Η επιλογή των υλικών των χρησιμοποιούμενων τεμαχίων επηρεάζεται άμεσα από το λειτουργικό περιβάλλον της κατασκευής, δηλαδή το θαλάσσιο περιβάλλον, και τον τρόπο σύνδεσης των τεμαχίων μεταξύ τους, ο οποίος γίνεται με τη χρήση μεθόδων συγκολλήσεων τήξης. Από τη συσσωρευμένη εμπειρία της ναυπηγικής βιομηχανίας με τη συμπεριφορά των συγκολλητών κατασκευών στο θαλάσσιο περιβάλλον, κύριοι παράμετροι για τη σχεδίαση είναι η συμπεριφορά των κατασκευών αυτών σε κόπωση, ψαθυρή θραύση, διάβρωση και, σημαντικότερα, σε συνδυασμούς των προηγούμενων μηχανισμών.

Μέχρι σήμερα, οι θαλάσσιες κατασκευές σχεδιάζονται και κατασκευάζονται χρησιμοποιώντας χάλυβα S360 με ελάχιστο όριο διαρροής 355 MPa. Τα τελευταία χρόνια υπάρχει αυξημένο ερευνητικό ενδιαφέρον για τη προοπτική αντικατάστασης του S360 από χάλυβα υψηλής αντοχής ή “high strength steel” (HSS), ο οποίος αναμένεται να βελτιώσει τις μηχανικές ιδιότητες των πλωτών κατασκευών με ταυτόχρονη μείωση του βάρους των ίδιων και την εξοικονόμηση δομικών υλικών.

Στη παραγωγή συμβατικών χαλύβων, η μεγαλύτερη αύξηση της μηχανικής αντοχής επιτυγχάνεται μέσω της αύξησης του περιεχόμενου C και την ισχυροποίηση μέσω του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, ο οποίος όμως εμφανίζει πολλά προβλήματα συγκολλησιμότητας και ψαθυρής θραύσης.

Λαμβάνοντας υπόψη τα ερευνητικά ευρήματα από τα μέσα του 20^{ου} αιώνα και μετέπειτα, την ανάγκη αύξησης της μηχανικής αντοχής χωρίς υποβάθμιση της δυσθραυστότητας και συγκολλησιμότητας του υλικού δύναται να καλύψει η χρήση χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ή “high strength low alloy” (HSLA), οι οποίοι παράγονται με τη μέθοδο ελεγχόμενης θερμικής κατεργασίας ή “thermomechanical controlled process” (TMCP). Οι εν λόγω χάλυβες διαφέρουν σημαντικά από τους συμβατικούς εξαιτίας της χημικής σύστασης και της μεθόδου θερμικής κατεργασίας τους, οι οποίες με τη σειρά τους διαφοροποιούν καθοριστικά τη συγκολλησιμότητα και τη μηχανική συμπεριφορά των πρώτων, με αποτέλεσμα η έρευνά τους να καθίσταται επιτακτική για την εξέταση της καταλληλότητάς του για τη συγκεκριμένη εφαρμογή.

Ένας ακόμη λόγος για τη μελέτη των συγκολλημένων χαλύβων HSS είναι η έλλειψη γνώσης σχετικά με τη συμπεριφορά των χαλύβων σε κόπωση, η οποία αντανακλάται και στους κανονισμούς σχεδίασης, όπως για παράδειγμα στους κανονισμούς κατά API [1], DNV-GL [2] και στα πρότυπα EN [3]. Ο εκσυγχρονισμός των κανονισμών με τη παροχή ερευνητικών αποτελεσμάτων είναι απαραίτητη προϋπόθεση για τη κινητοποίηση της βιομηχανίας και την αξιοποίηση των χαλύβων HSS, σε περίπτωση που τα ευρήματα εκφράσουν συμπεράσματα σχετικά με τη καταλληλότητα των τελευταίων.

Λαμβάνοντας υπόψη τα παραπάνω, η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματεύεται το θέμα της μελέτης ρομποτικής συγκόλλησης χάλυβα **S700MC** με ελάχιστο όριο διαρροής 700 MPa, δίνοντας ιδιαίτερη έμφαση στην επίδραση του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας της συγκόλλησης στη μικροδομή και στις μηχανικές ιδιότητες της θερμοεπηρεαζόμενης ζώνης και του μετάλλου συγκόλλησης. Τελικός στόχος είναι η διατύπωση προτάσεων για την επιτυχημένη σχεδίαση και εκτέλεση μετωπικών συγκολλήσεων ελασμάτων, τα οποία προορίζονται για τη διεξαγωγή πειραμάτων εφελκυσμού και κόπωσης.

Στα πλαίσια της παρούσας διπλωματικής εργασίας, πραγματοποιήθηκαν μεμονωμένες στρώσεις μετάλλου προσθήκης πάνω σε έλασματα μετάλλου βάσης S700MC με διαφορετικές παραμέτρους συγκόλλησης. Μετά από κοπή των ελασμάτων των εναποτιθέμενων ραφών σε διακριτά δοκίμια, τα τελευταία προετοιμάστηκαν για μεταλλογραφική παρατήρηση στο οπτικό μικροσκόπιο και στερεοσκόπιο μέσω διαδικασιών εγκιβωτισμού, λείανσης, στίλβωσης και χημικής προσβολής. Μέσω της μεταλλογραφικής παρατήρησης και των σκληρομετρήσεων των ζωνών συγκόλλησης, έγινε σύγκριση των μικροδομών και μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων ως συνάρτηση του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας. Τέλος, βάσει των αποτελεσμάτων, παρατέθηκαν κατεθυντήριες οδηγίες προετοιμασίας εργασίας συγκόλλησης ή “preliminary Welding Procedure Specification” (pWPS) για τη κύρια συγκόλληση που αναμένεται να πραγματοποιηθεί.

A. Βιβλιογραφική ανασκόπηση

1. Χάλυβες υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης (HSLA)

1.1. Ιστορική αναδρομή

Κατά τους L. F. Porter και P. E. Repas [4], η πρώτη εμφάνιση των χαλύβων υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης ή “high strength low alloy” (HSLA) αποδίδεται στον Williams, που το 1900 παρατήρησε ότι χάλυβας με προσμίξεις Cu παρουσίασε αυξημένη αντίσταση έναντι διάβρωσης. Το 1911, η εταιρία “American Sheet and Tin Plate Company” προώθησε πρώτη στην αγορά χάλυβες με περιεκτικότητα 0.15-0.30% κ.β. Cu οι οποίοι, παρόλο που παρουσίαζαν διπλάσια αντίσταση διάβρωσης σε σύγκριση με κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, δεν περιείχαν επαρκείς ποσότητες Cu για να ξεπεράσουν τις τιμές ορίου διαρροής 32-36 ksi (220-250 MPa).

Από το 1929 και μετέπειτα, σε μια προσπάθεια βελτίωσης της αντίστασης σε ατμοσφαιρική διάβρωση των χαλύβων με προσμίξεις Cu, υπήρξε ουσιαστική αύξηση της μηχανικής αντοχής χάρη στη δημιουργία στερεών διαλυμάτων και τη βελτίωση της φερριτικής μικροδομής, με ταυτόχρονη αύξηση της αντίστασης διάβρωσης, όλα λόγω της προσθήκης κραματικών στοιχείων. Με τη βελτιστοποίηση της σύστασης σε κραματικά στοιχεία με αντιδιαβρωτικές και μηχανικές ιδιότητες, οι καινοτόμοι χάλυβες με την ονομασία “weathering steels” απέκτησαν 4-8 φορές μεγαλύτερη αντίσταση διάβρωσης σε σχέση με τους κοινούς ανθρακούχους ομοειδείς τους και αυξημένη αντοχή έναντι διαρροής, της τάξης των 50 ksi για ελάσματα πάχους 1/2-in και περιεκτικότητας 0.10% κ.β. C.

Μέχρι και τη λήξη του Β' Παγκοσμίου Πολέμου, τα κύρια κατασκευαστικά υλικά ήταν χάλυβες με σχετικά υψηλή περιεκτικότητα σε C και κύριο μέσο σύνδεσης τις ηλώσεις [5]. Οι περιπτώσεις ψαθυρής θραύσης πλοίων, δοχείων πίεσης και άλλων συγκολλητών κατασκευών, όπως γεφυρών, οι οποίες εμφανίστηκαν από τα μέσα του 19^{ου} αιώνα, όταν και εδραιώθηκε η χρήση του χάλυβα, και επαναλαμβάνονται έκτοτε, με χαρακτηριστικά παραδείγματα τη βύθιση του Τιτανικού το 1912 και τη κατάρρευση της γέφυρας “Melbourne King Street Bridge” το 1962, έστρεψαν την έρευνα προς τη κατανόηση των ιδιοτήτων της δυσθραυστότητας ή “fracture toughness” και της θερμοκρασίας μετάβασης ή “ductile-to-brittle transition temperature”. Η θερμοκρασία μετάβασης χρησιμοποιείται συχνά ως μέτρο της ολκιμότητας ή της αντοχής του υλικού σε κρουστική καταπόνηση παρουσία εγχοπών. Έτσι όσο χαμηλότερη η θερμοκρασία μετάβασης τόσο μεγαλύτερη είναι η δυσθραυστότητα του υλικού [5, 6]. Συγκεκριμένα, η έρευνα που έλαβε χώρα σε Βόρεια Αμερική, Ευρώπη και Ιαπωνία επικεντρώθηκε [4]:

- στους παράγοντες που επηρεάζουν το μέγεθος των κόκκων των ελασμάτων της θερμομηχανικής κατεργασίας,

- στη καλλιέργεια της γνώσης γύρω από τους μηχανισμούς ισχυροποίησης των χαλύβων HSLA και της επίδρασης των πρώτων στη θερμοκρασία μετάβασης,
- στη μελέτη της αλληλεπίδρασης της θερμομηχανικής κατεργασίας με τη μικροδομή (“composition”) και της σημασίας τους για την αντοχή και τη δυσθραυστότητα, και
- στη κατανόηση της σύνδεσης της καθαρότητας του χάλυβα με τη δυσθραυστότά του και την ανάπτυξη τεχνικών ελέγχου της καθαρότητας και της μορφολογίας εγκλεισμάτων ή “inclusion morphology”

Έκτοτε, το αποτέλεσμα του ερευνητικού έργου που ακολούθησε στους παραπάνω τομείς οδήγησε στην ανάπτυξη και παραγωγή χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε C, προερχόμενοι από ελεγχόμενες διεργασίες θέρμανσης και έλασης, με βέλτιστη αξιοποίηση μικροκραματικών προσθηκών Nb, V, και Ti και υψηλής καθαρότητας με χαμηλή συγκέντρωση σουλφιδίων (S) ή συγκέντρωση εγκλεισμάτων S ελεγχόμενου σχήματος ή “sulfide-shape-controlled”. Συνηθίζεται να προστίθονται επιπλέον κραματικά στοιχεία, Ni, Cr, Cu και Mo, σε μικρές ποσότητες για περαιτέρω ισχυροποίηση. Ενδιαφέρον παρουσιάζει η μεταβολή στη σύσταση των κατασκευαστικών χαλύβων στο διάστημα του προηγούμενου αιώνα, όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα, όπου γίνεται αντιληπτή η στροφή προς τη χρήση χαλύβων χαμηλότερου ισοδύναμου άνθρακα ή “carbon equivalent” (CEV) και άρα βελτιωμένης συγκολλησιμότητας.

Πίνακας 1.1. Μεταβολή στοιχειακής σύστασης δομικού χάλυβα εντός 100 χρόνων (έλασμα πάχους 19mm, min. YS 355 MPa) [5]

STRUCTURE	C	Si	S	P	Mn	Cr	Al	Nb	CEV
Forth Rail Bridge (1890)	0.23	0.02	0.024	0.046	0.69	*	*	*	0.35
Sydney Harbour Bridge (1929)	0.34	0.20	*	*	1.00	*	*	*	0.51
Melbourne King Street Bridge (1961)	0.23	0.19	0.026	0.017	1.58	0.24	<0.005	*	0.54
Offshore UK (1994)	0.08	0.31	0.002	0.012	1.41	0.027	0.034	0.028	0.32

1.2. Σημασία κραματικών στοιχείων

1.2.1. Αλληλεπίδραση μικροδομής - μηχανικών ιδιοτήτων

Οι χάλυβες HSLA έχουν χαμηλή περιεκτικότητα σε C (0.03-0.15% κ.β.) ώστε να διαθέτουν επαρκή συγκολλησιμότητα και διαμορφωσιμότητα. Το κύριο χαρακτηριστικό τους είναι ότι περιέχουν μικροποσότητες (έως 0.2% κ.β.) κραματικών στοιχείων για τον σχηματισμό καρβιδίων και νιτριδίων. Τα σημαντικότερα κραματικά στοιχεία είναι το Nb, V και Ti, τα οποία σχηματίζουν καρβίδια (πχ. NbC, VC, TiC) και καρβονιτρίδια (πχ. V(CN), Nb(CN), Ti(CN), (Nb,Ti)(CN), (Nb,V)(CN), κλπ). Τα σωματίδια αυτά παρεμποδίζουν την ανακρυστάλλωση του ωστενίτη κατά τη θερμή έλαση. Αυτό έχει ως συνέπεια την διατήρηση του μεγέθους του ωστενιτικού κόκκου σε χαμηλά επίπεδα ώστε κατά το μετασχηματισμό να προκύψει λεπτόκοκκος φερρίτης.

Σε γενικές γραμμές, η σύνδεση της μηχανικής αντοχής με τους μηχανισμούς ισχυροποίησης περιγράφεται από την παρακάτω σχέση [7, 8]:

$$\sigma = \sigma_0 + \Delta\sigma_s + \Delta\sigma_T + \Delta\sigma_P + \Delta\sigma_D + k \cdot d^{-1/2} \quad (1)$$

όπου:

- σ_0 , η φυσική αντίσταση Peierls-Nabarro του κρυσταλλικού πλέγματος φερρίτη που αντιμετωπίζουν οι αταξίες κατά τη κίνηση στα επίπεδα ολίσθησής τους,
- $\Delta\sigma_s$, η συνεισφορά στην ισχυροποίηση λόγω της δημιουργία στερεών διαλυμάτων (αντικατάστασης/παρεμβολής),
- $\Delta\sigma_T$, η συνεισφορά λόγω ανισοτροπίας της μικροδομής,
- $\Delta\sigma_P$, η συνεισφορά λόγω κατακρήμνισης κραματικών στοιχείων,
- $\Delta\sigma_D$, η συνεισφορά λόγω παρεμπόδισης κίνησης των αταξιών σε περιοχές με αυξημένη πυκνότητα, ως αποτέλεσμα διεργασιών εργοσκήρυσης, και
- $k \cdot d^{-1/2}$, k παράμετρος εξαρτώμενη από το υλικό και d η μέση διάμετρος των κόκκων, η συνεισφορά του μεγέθους των κόκκων στη μηχανική αντοχή σύμφωνα με τη σχέση Hall-Petch [9]

Ειδικά για τους χάλυβες HSLA θα πρέπει να επισημανθεί ότι η μεγαλύτερη συνεισφορά στη μηχανική αντοχή προέρχεται κατά κύριο λόγο από την εξαιρετικά λεπτόκοκκη μικροδομή τους, επομένως πρόκειται για ισχυροποίηση τύπου Hall-Petch η οποία περιγράφεται από τον τελευταίο όρο της παραπάνω εξίσωσης [9].

Ορισμένοι από τους τρόπους με τους οποίους επιδρά η χημική σύσταση στις ιδιότητες και τους τρόπους ισχυροποίησης των χάλυβων δίνονται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 1.2. Παραδείγματα μηχανισμών ισχυροποίησης χαλύβων [8]

Μηχανισμός		Εξάρτηση από σύσταση μικροδομής	Παράδειγμα	Επίδραση στην αντοχή
Στερεό διάλυμα	Άτομα αντικατάστασης	Ισχυρή με μέτρια Εξάρτηση από διάμετρο ατόμου αντικατάστασης	Παραμόρφωση κρυσταλλικού πλέγματος από άτομο αντικατάστασης	Μέτρια
	Άτομα παρεμβολής	Ισχυρή με μέτρια Εξάρτηση από C στο στερεό διάλυμα και το διαχωρισμό στα όρια των κόκκων	Ισχυροποίηση από όρια κόκκων και εργογήρανση	Μέτρια
Καθίζηση	Σωματίδια συνοχής	Ισχυρή Εξάρτηση από το κλάσμα όγκου, το μέγεθος και τις ενδοατομικές αποστάσεις κακρημνισμάτων.	Μικρά κατακρημνίσματα Cu σε συνοχή με τη μήτρα	Μέτρια
	Σωματίδια μη συνοχής		Κατακρημνίσματα NbC, V(C,N), TiC	Υψηλή
Αταξίες	Εργοσκήρυνση	Έμμεση	Όλα τα είδη χαλύβων	Υψηλή
Σύνορα κόκκων	Μέγεθος κόκκων και σύνορα κόκκων μεγάλης γωνίας	Χαμηλή για κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, υψηλή για HSLA ή μικροκραματωμένους χάλυβες	Όλα τα είδη χαλύβων	Μέτρια αύξηση ισχυροποίησης με μείωση μεγέθους κόκκων

1.2.2. Επιλογή κραματικών στοιχείων

Τα κραματικά στοιχεία που εντοπίζονται στους χάλυβες HSLA υπάγονται στις εξής κατηγορίες [10]:

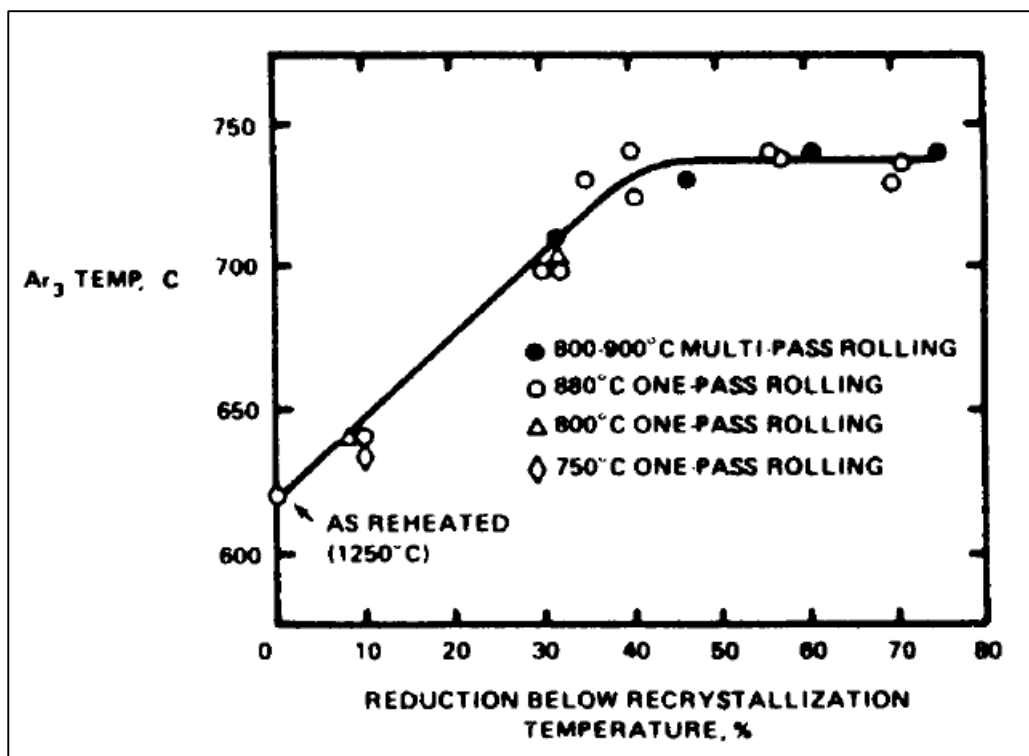
- 1) Στοιχεία μικροκραμάτωσης – νιόβιο (Nb), βανάδιο (V), τιτάνιο (Ti), αλουμίνιο (Al) και βόριο (B)
- 2) Στοιχεία αντικατάστασης – πυρίτιο (Si), μαγγάνιο (Mn), μολυβδαίνιο (Mo), χαλκός (Cu), νικέλιο (Ni) και χρώμιο (Cr)
- 3) Ακαθαρσίες και πρόσθετα ελέγχου μορφολογίας σουλφιδίων – φώσφορος (P), θείο (S), ασβέστιο (Ca), σπάνιες γαίες ή “rare earth metals” (REM) και ζιρκόνιο.

Τα στοιχεία που περιέχονται στις πρώτες δύο κατηγορίες ελέγχουν κυρίως τη συμπεριφορά σε αντοχή και κρούση και το μετασχηματισμό της μικροδομής, ενώ τα στοιχεία της τρίτης κατηγορίας επηρεάζουν την ολκιμότητα των ελασμάτων ελεγχόμενης έλασης.

Η εμπορική επιτυχία της ελεγχόμενης θερμομηχανικής διεργασίας των HSLA, η διαδικασία της οποίας περιγράφεται στην υποενότητα 1.3, οφείλεται κατά κύριο λόγο

στον έλεγχο της επαναφοράς, της ανακρυστάλλωσης και της μεγέθυνσης των κόκκων του ωστενίτη, και την επικείμενη αύξηση στο βαθμό παραμόρφωσης και τη παραγωγή εξαιρετικά λεπτόκοκκης μικροδομής. Τα κραματικά στοιχεία που επιτελούν αυτό το ρόλο, Ti, Nb, V και Al, αναπτύσσονται περαιτέρω παρακάτω:

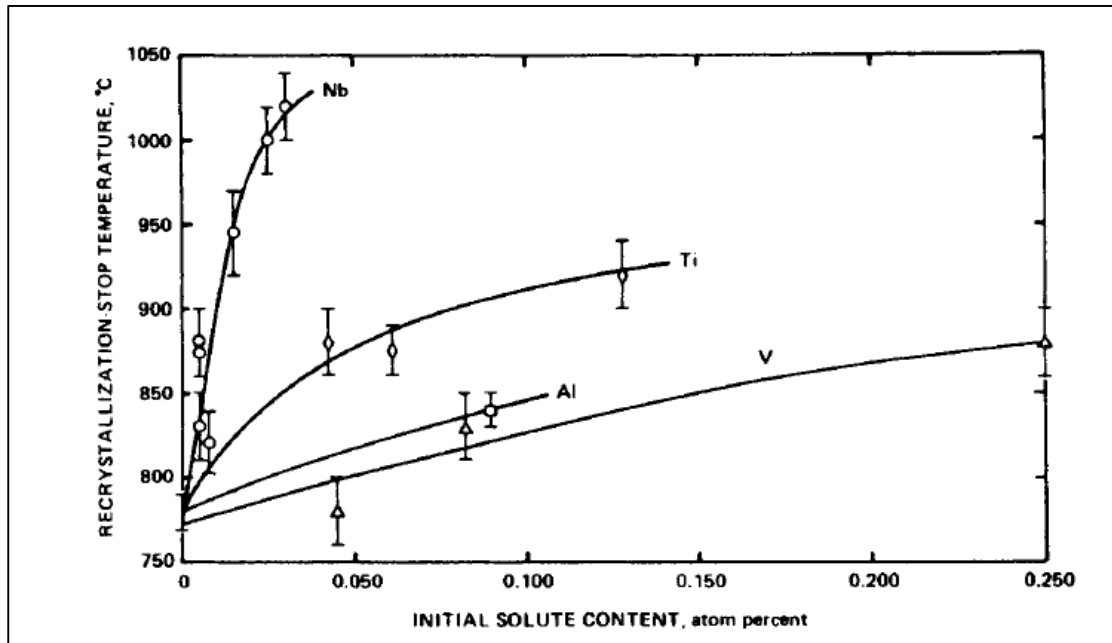
- Τα **Nb**, **Ti** και **V** μειώνουν τη θερμοκρασία A_{r3} μετασχηματισμού $\gamma \rightarrow \alpha$ όσο παραμένουν διαλυτά στον ωστενίτη. Όσο παρατείνεται η θερμή κατεργασία, η θερμοκρασία A_{r3} αυξάνεται, μειώνοντας το περιθώριο έλασης του ωστενίτη πριν την εκκίνηση του μετασχηματισμού του σε φερρίτη (Εικόνα 1.1).



Εικόνα 1.1. Αύξηση θερμοκρασίας A_{r3} εξαιτίας της ελεγχόμενης έλασης [11]

- Ο έλεγχος της μεγέθυνσης των κόκκων ωστενίτη επιτυγχάνεται χάρη στα **Nb**, **Ti**, **V** και **Al** τα οποία σχηματίζουν κατακρημνίσματα υπό τη μορφή λεπτών διασκορπισμένων σωματιδίων μαζί με το άζωτο, τον άνθρακα και το οξυγόνο, και εξασκούν ένα “pinning effect” στα όρια κόκκων του ωστενίτη, αναστέλλοντας έτσι την επέκταση των τελευταίων και άρα τη μεγέθυνση των κόκκων [12].
- Σε προσθήκες 0.01 με 0.02%, το **Ti** αντιδρά και σχηματίζει χονδρόκοκκα νιτρίδια (TiN) τα οποία είναι σταθερά σε υψηλές θερμοκρασίες και συμβάλλουν στον έλεγχο του μεγέθους κόκκου ωστενίτη στη θερμοκρασία αναθέρμανσης ή “slab reheating” πριν την εκκίνηση της θερμομηχανικής κατεργασίας, και στη θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη ή “heat affected zone” (HAZ) γειτονικά της ζώνης τήξης συγκολλήσεων, εξασφαλίζοντας ομοιόμορφη και λεπτόκοκκη μικροδομή. Σε χαμηλές θερμοκρασίες σχηματίζει κατακρημνίσματα καρβιδίων και καρβοσουλφιδίων τα οποία αυξάνουν τη μηχανική αντοχή του υλικού [7].

- Το **Nb** αποτελεί το κύριο μικροκραματικό στοιχείο των χαλύβων HSLA καθώς τα σχηματιζόμενα Nb(C,N) είναι πλήρως διαλυτά στον ωστενίτη σε υψηλές θερμοκρασίες και αναστέλουν την ανακρυστάλλωση του τελευταίου, αυξάνοντας σημαντικά τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης T_{RX} [11] (βλ. εικόνα 1.2). Σε χαμηλότερες θερμοκρασίες, το Nb συνεισφέρει στην ισχυροποίηση με τη δημιουργία στερεών διαλυμάτων και κατακρημνισμάτων Nb(C,N) [7].



Εικόνα 1.2. Επίδραση Nb, Ti, V και Al στη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης [11]

- Το **V** συνεισφέρει στην ισχυροποίηση του φερρίτη μέσω της κατακρήμνισής του ως νιτρίδια ή καρβονιτρίδια, κατά τη διάρκεια ή στη λήξη του μετασχηματισμού $\gamma \rightarrow \alpha$, οδηγώντας σε σημαντική αναβάθμιση της μηχανικής αντοχής, ανάλογα με το χρονοδιάγραμμα έλασης και τη χημική σύσταση του υλικού [4, 7]
- Το **Al** προκαλεί μικρή αύξηση της εμβαπτότητας του υλικού και σχηματίζει νιτρίδια τα οποία συνεισφέρουν στο περιορισμό της μεγέθυνσης των κόκκων ωστενίτη σε θερμοκρασία ανώτερης της A_{r3} [13].

Επιπλέον κραματικά στοιχεία που προστίθενται και οι ρόλοι τους είναι τα εξής:

- Το **Mo** είναι α -φερρογόνο και ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο και χρησιμοποιείται για την αύξηση της εμβαπτότητας του υλικού, εμποδίζοντας τον σχηματισμό περλίτη και ευνοώντας άλλους μετασχηματισμούς δομών. Αυξάνει τη διαλυτότητα του Nb στον ωστενίτη, προάγοντας έτσι τη κατακρήμνιση Nb(C,V) στον φερρίτη, οδηγώντας σε ισχυροποίηση μέσω κατακρήμνισης του τελευταίου [7, 9, 13].

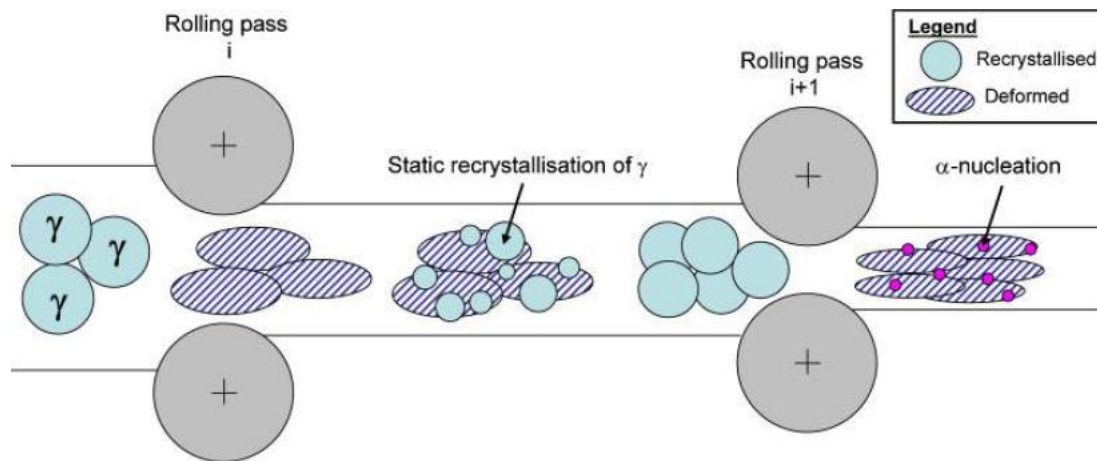
- Ο **Cu** βελτιώνει την αντιδιαβρωτική συμπεριφορά και αυξάνει τη μηχανική αντοχή του φερρίτη των χαλύβων χαμηλής ή μέσης περιεκτικότητας σε άνθρακα [7].
- Το **Ni** χρησιμοποιείται μαζί με τον Cu ως μέσο ισχυροποίησης μέσω κατακρήμνισης, ενώ σε χαμηλές περιεκτικότητες έχει την ιδιαιτερότητα να αυξάνει ταυτόχρονα την εμβαπτότητα και τη δυσθραυστότητα του υλικού, με τη τελευταία να οφείλεται στην ελάττωση της θερμοκρασίας του μετασχηματισμού από ωστενίτη σε φερρίτη, και άρα την εκλέπτυνση των κόκκων που προκαλεί [7, 13].

1.3. Μέθοδος ελεγχόμενης θερμομηχανικής διεργασίας (TMCP)

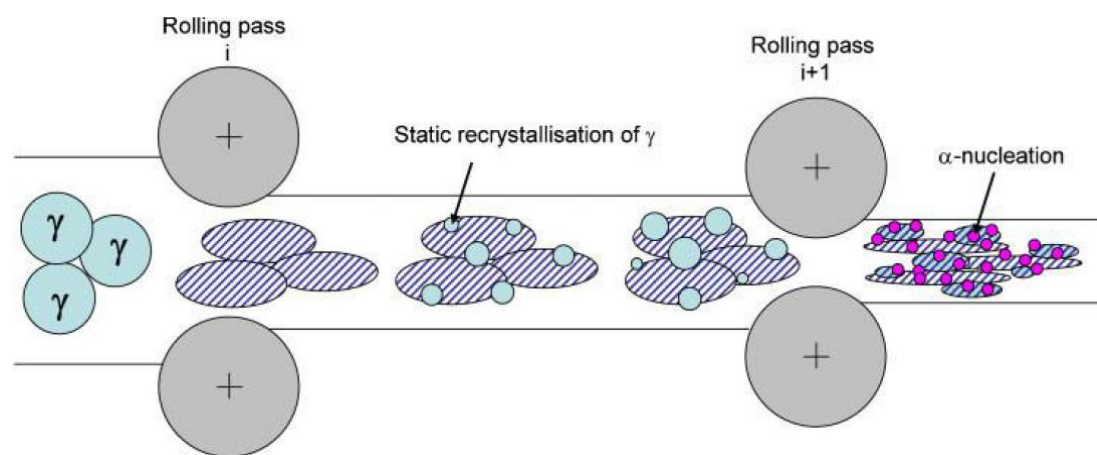
Σύμφωνα με τον Bruno de Meester [14], το κομμάτι της διαδικασίας που αφορά την ελεγχόμενη έλαση του υλικού εν θερμώ ή “thermomechanical controlled process” (TMCP) προσεγγίζει τον τρόπο παραγωγής των μαλακών χαλύβων C-Mn ο οποίος περιλαμβάνει αρχικά τη θέρμανσή τους πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης A_{c3} (“c” αρχικό του γαλλικού “chauffage” ή θέρμανση), εκμεταλλευόμενος έτσι την ευκολία έλασης του γ -ωστενίτη λόγω της ολκιμότητάς του, και στη συνέχεια την ανόπτηση εξομάλυνσής τους για την επίτευξη λεπτόκοκκης μικροδομής που αποτελείται από ισοκαταναμημένο κυτταροειδή α -φερρίτη και περλίτη. Με τον συμβατικό τρόπο, η παραγωγή χαλύβων C-Mn υψηλότερων αντοχών ήταν εφικτή μέσω του συνδυασμού υψηλότερης κραμάτωσης και της πραγματοποίησης βαφής και επαναφοράς στα τελικά στάδια, με αποτέλεσμα την αύξηση του ισοδύναμου άνθρακα και τη δημιουργία προβλημάτων κατά τη συγκόλλησή του.

Η διαφορά των δύο διεργασιών έγκειται στο γεγονός ότι η μέθοδος TMCP παρακάμπτει την ανόπτηση εξομάλυνσης, επιτείνοντας την εν θερμώ έλαση με τέτοιο τρόπο ούτως ώστε η τελική θερμοκρασία της έλασης να παραμένει κατά το δυνατόν μικρότερη από τη **θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης T_R** , ή τουλάχιστον αρκετά χαμηλή για την αποφυγή μεγέθυνσης των κόκκων του ωστενίτη [14].

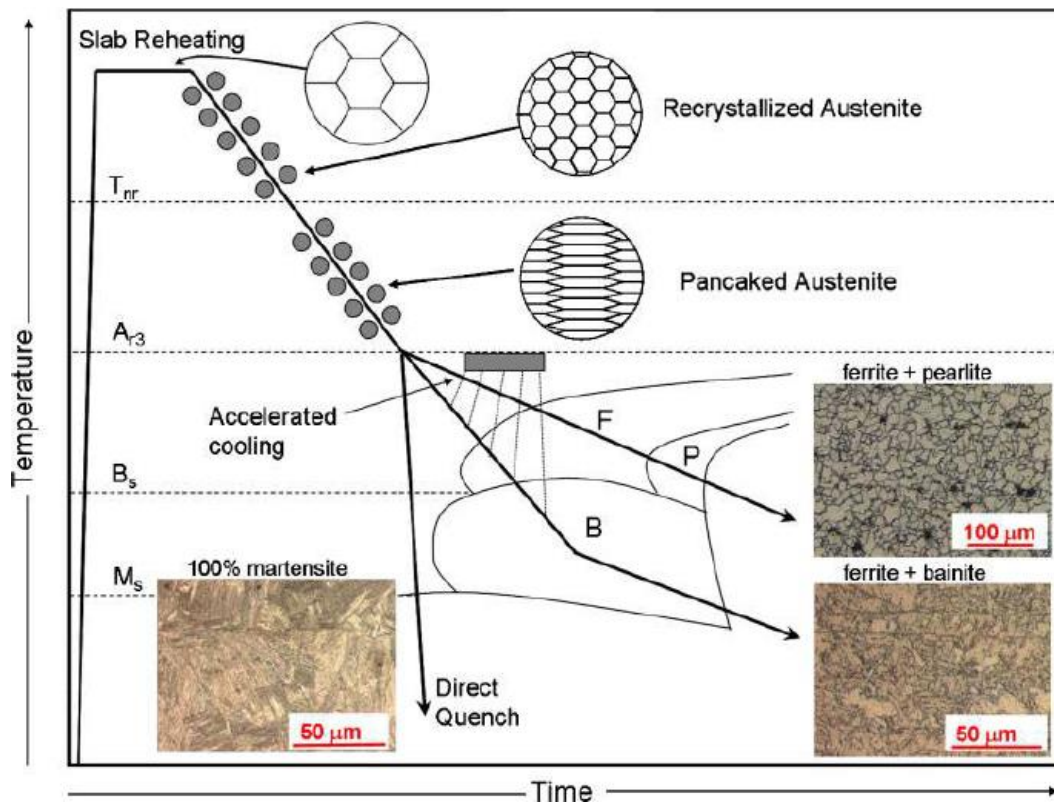
Σε πρώτο στάδιο, η μεγέθυνση κόκκων του αρχικού ωστενίτη που προκύπτει από τη διαδικασία αναθέρμανσης περιορίζεται με τη βοήθεια κατακρημνισμάτων TiN. Στη συνέχεια, ο ωστενίτης υφίσταται επιμήκυνση μέσω έλασης, η οποία λαμβάνει χώρα μεταξύ ενός ανώτερου θερμοκρασιακού ορίου, την T_R , και ενός κατώτερου, την A_{r3} (“r” αρχικό του γαλλικού “refroidissement” ή ψύξη), ή μια θερμοκρασία στη περιοχή μεταξύ A_{r3} και A_{r1} . Οι κόκκοι ωστενίτη παραμορφώνονται, λαμβάνοντας μια επιμηκυμένη πλακοειδή ή “pancaked” μορφή, συσσωρεύοντας αυξημένη πυκνότητα διαταραχών λόγω της έλασης και δημιουργώντας μεγάλο αριθμό θέσεων πυρηνοποίησης φερρίτη στις περιοχές ή ζώνες που έχουν υποστεί τη μεγαλύτερη παραμόρφωση [9]. Δεδομένου ότι οι κόκκοι φερρίτη που πυρηνοποιούνται στους κόκκους του ωστενίτη αναπτύσσονται μέχρι να συναντήσουν αλλήλους, και οι αποστάσεις μεταξύ τους είναι μικρές λόγω του μεγάλου πλήθους των εστιών πυρηνοποίησής τους, το αποτέλεσμα του μετασχηματισμού $\gamma \rightarrow \alpha$ είναι η δημιουργία εξαιρετικά λεπτόκοκκης χαρακτηριστικής μικροδομής φερρίτη του υλικού. Μια οπτική αναπαράσταση της επίδρασης της αναστολής της ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη στην δημιουργία περισσότερων εστιών πυρηνοποίησης φερρίτη φαίνεται στις εικόνες παρακάτω. Στην παράταση της θερμής έλασης συμβάλουν και οι προσμίξεις Mn, οι οποίες μειώνουν τη θερμοκρασία A_{r3} [15].



Εικόνα 1.3. Παραμόρφωση κόκκων ωστενίτη πάνω από τη T_R με πλήρη ανακρυστάλλωση μεταξύ των διαδοχικών πασών ελάσεων [7].



Εικόνα 1.4. Παραμόρφωση κόκκων ωστενίτη κάτω από τη T_R με μερική ανακρυστάλλωση μεταξύ των διαδοχικών πασών ελάσεων (αύξηση εστιών πυρηνοποίησης φερρίτη) [7].
Αύξηση των εστιών πυρηνοποίησης φερρίτη στους κόκκους ωστενίτη.

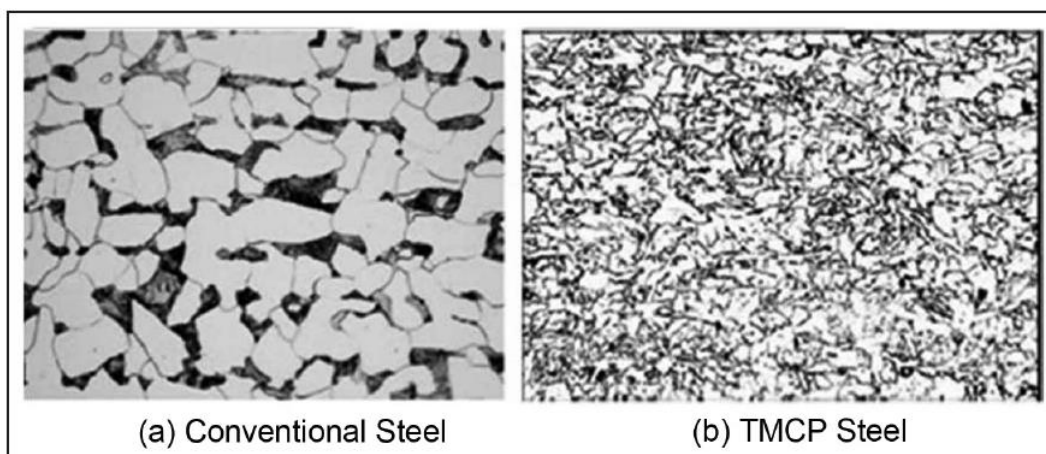


Εικόνα 1.5. Ποιοτική αναπαράσταση της μεθόδου TMCP και των παραγόμενων τελικών μικροδομών [7]

Το μέτρο ελέγχου του ωστενίτη που χρησιμοποιείται λαμβάνει υπόψη τους σχετικούς νόμους της ανακρυστάλλωσης, σύμφωνα με τους οποίους η T_R μειώνεται όσο μεγαλώνει ο βαθμός παραμόρφωσης και ο χρόνος ανόπτησης, και αυξάνεται σημαντικά όσο το μέταλλο φέρει όλο και περισσότερες προσμίξεις με άλλα κραματικά στοιχεία [9]. Έτσι, δεδομένου ότι η αύξηση της T_R είναι επιθυμητή για τη παράταση της έλασης του μη-ανακρυσταλλωμένου ωστενίτη, οι χάλυβες της διαδικασίας TMCP περιέχουν προσμίξεις με **Nb**, **V** και **Ti**, όλα ισχυρά καρβιδιογόνα και νιτριδιογόνα στοιχεία, τα οποία ενώ είναι διαλυτά στον ωστενίτη σε υψηλές θερμοκρασίες, σε χαμηλότερες θερμοκρασίες δημιουργούν καρβίδια, νιτρίδια και καρβονιτρίδια στα όρια των κόκκων του. Τα κατακρημνίσματα αναστέλλουν την ανακρυστάλλωση των επιμηκυμένων, λόγω της εκτεταμένης έλασης, κόκκων ωστενίτη, οπότε ο φερρίτης που θα πυρηνοποιηθεί στο περιορισμένο χώρο του ωστενίτη θα λάβει την επιθυμητή εκλεπτυσμένη μορφή του.

Η τελική λεπτόκοκκη μικροδομή, σε συνδυασμό με την ισχυροποίηση λόγω των κατακρημνισμάτων και του ασκούμενου μηχανικού έργου της έλασης, χαρίζει τις υψηλές μηχανικές αντοχές του χάλυβα TMCP και επιτρέπουν τη μείωση της περιεκτικότητάς του σε C, με σαφή πλεονεκτήματα για τη συγκολλησιμότητα που θα αναλυθούν στη συνέχεια.

Η εκλέπτυνση της τελικής μικροδομής που επιτυγχάνεται με τη μέθοδο TMCP γίνεται πιο αντιληπτή όταν η μικροδομή χάλυβα TMCP συγκρίνεται με την αντίστοιχη συμβατικού χάλυβα, όπως φαίνεται στην εικόνα παρακάτω.



Εικόνα 1.6. Σύγκριση μικροδομής χαλύβων TMCP και συμβατικών χαλύβων [16]

Στο τέλος της ελεγχόμενης έλασης, το υλικό δύναται να υποστεί βαφή ή γρήγορη απόψυξη με σκοπό την αναβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων του μέσω του μαρτενσιτικού ή μπαινιτικού μετασχηματισμού (βλ. εικόνα 1.5).

Ειδικά με την εφαρμογή γρήγορης απόψυξης ή “accelerated cooling”, επιφέρεται μεγαλύτερη εκτέλιση της τελικής φερριτικής μικροδομής, ισχυροποίηση μέσω κατακρήμνισης και αναβάθμιση της μηχανικής αντοχής χάρη σε ομοιόμορφα κατανεμημένο μπαινίτη εντός του φερριτικού πλέγματος. Το μικρότερο μέγεθος κόκκων και η αντικατάσταση του χονδρόκοκκου περλίτη από τους ισοκατανεμημένους κόκκους μπαινίτη συνεπάγονται υψηλότερη μηχανική αντοχή και αντίσταση σε ψαθυρή θραύση του υλικού, με πρόσθετο πλεονέκτημα τη μείωση των απαιτούμενων μικροκραματικών στοιχείων που πρέπει να εισαχθούν στο υλικό [9, 11].

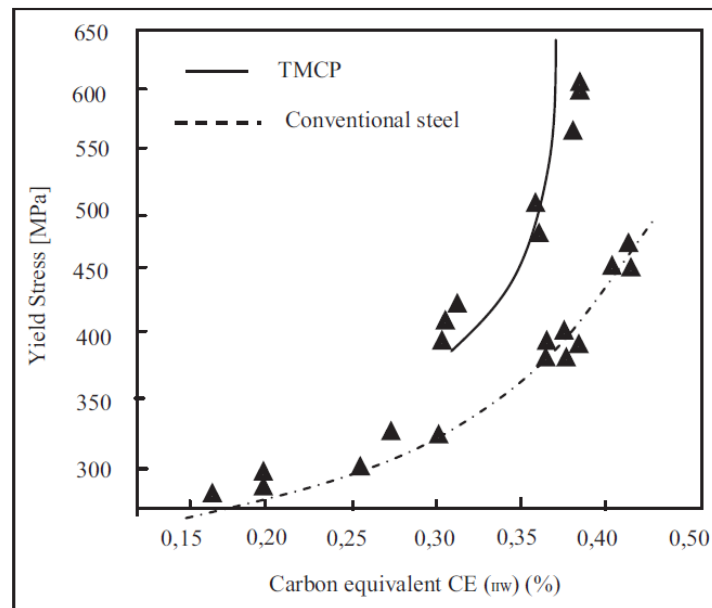
Εξαιτίας του εξειδικευμένου χρονοδιαγράμματος έλασης, θέρμανσης και απόψυξης που ακολουθείται στη διαδικασία TMCP, σε περίπτωση που το υλικό υποστεί μελλοντικά κάποιο είδος θερμικής κατεργασίας, οι τελικές ιδιότητές του θα είναι κατώτερες των αρχικών [14].

1.4. Συγκολλησιμότητα

Όπως προαναφέρθηκε, ένα από τα ανταγωνιστικά πλεονεκτήματα των χαλύβων HSLA της μεθόδου TMCP είναι η συγκολλησιμότητά τους. Αυτή αποδίδεται στο χαμηλό ισοδύναμο άνθρακά του ή “carbon equivalent” (CE), χάρη στη μειωμένη περιεκτικότητά του σε C, το οποίο είναι έκφραση της εμβαπτότητάς του και συνεισφέρει στην αποφυγή δημιουργίας ψαθυρών μαρτενσιτικών δομών κατά τη γρήγορη απόψυξη του υλικού μετά από συγκόλληση. Σύμφωνα με το “International Institute of Welding” (IIW), το ισοδύναμο άνθρακα δίνεται από τη σχέση [13]:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

Από την εικόνα 1.7 φαίνεται ότι οι χάλυβες της μεθόδου TMCP χαρακτηρίζονται από σημαντικά μεγαλύτερη αντοχή έναντι διαρροής σε σχέση με το CE τους, σε σύγκριση με τους συμβατικούς χάλυβες.



Εικόνα 1.7. Σύγκριση ορίου διαρροής TMCP και συμβατικών χαλύβων σε σχέση με το ισοδύναμο άνθρακά τους (CE_{IIW}) [16]

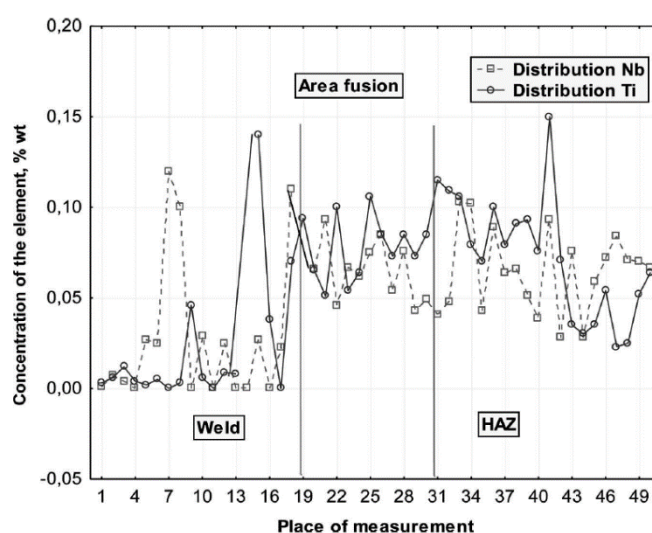
Λόγω του μειωμένου CE των χαλύβων HSLA, η προθέρμανση των περισσότερων παχών ελασμάτων (<30 mm, σύμφωνα με κατασκευαστή [17]) καθίσταται περιττή, καθώς η θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη (ΘΕΖ) ή “heat affected zone” (HAZ) και το μέταλλο συγκόλλησης είναι ιδιαίτερα ανθεκτικά στη ψυχρή ρηγμάτωση υδρογόνου ή “hydrogen induced cold cracking” (HICC), χάρη στην αποτελεσματική αποφυγή σχηματισμού ψαθυρών μικροδομών εντός τους. Η μείωση του κινδύνου ψαθυροποίησης των μικροδομών των ζωνών συγκόλλησης οφείλεται κατά κύριο λόγο στο χαμηλό ποσοστό C, στοιχείο το οποίο σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες αυξάνει την

εμβαπτότητα των κόκκων ωστενίτη και προάγει έτσι τη δημιουργία μαρτενσίτη [9]. Παρόλ' αυτά, απαιτείται προσοχή κατά την επιλογή συνθηκών συγκόλλησης με χαμηλό ρυθμό εισαγωγής θερμότητας, καθώς ο τελευταίος οδηγεί σε αυξημένους ρυθμούς απόψυξης και άρα μεγαλύτερη πιθανότητα δημιουργίας μαρτενσίτη.

Η αποτακτική ανόπτηση μετά από συγκόλληση ή “post-weld heat treatment” (PWHT) αποφεύγεται καθώς, όπως προαναφέρθηκε, μια εκ νέου θερμική κατεργασία του υλικού θα οδηγήσει σε ένα προϊόν μειωμένων μηχανικών ιδιοτήτων.

Παρόλο που οι χάλυβες HSLA της διαδικασίας TMCP ικανοποιούν τις απαιτήσεις των μέτρων έναντι ψυχρής ρηγματώσης, το ίδιο δεν συμβαίνει και για τα ηλεκτρόδια συγκόλλησης τους που, προκειμένου να υπερκαλύπτουν τις απαιτήσεις αντοχής της συγκόλλησης (“overmatching”), διαθέτουν υψηλά ποσοστά κραματικών στοιχείων Ni, Mo και Cr, με αποτέλεσμα να έχουν μεγαλύτερο ισοδύναμο άνθρακα [18].

Κατά τον Γόρκα [18, 19], σε περίπτωση συγκόλλησης υψηλού ρυθμού εισαγωγής θερμότητας ή “linear welding energy”, ειδικά στη θερμοεπηρεασμένη ζώνη υψηλής θερμοκρασίας ή “coarse grained heat affected zone” (CGHAZ), παρατηρείται αύξηση του ποσοστού αραίωσης του μετάλλου βάσης στο μέταλλο συγκόλλησης με αποτέλεσμα καρβονιτρίδια Ti και Nb, που προϋπήρχαν στο πρώτο και συνέβαλαν στην ισχυροποίησή του με το μηχανισμό της κατακρήμνισης, να διαλύονται και να διεισδύουν στη κρυσταλλική δομή του τελευταίου (Εικόνα 1.8). Όσο περισσότερο παραμένει το μέταλλο συγκόλλησης σε υγρή κατάσταση, τόσο αυξάνεται και η συγκέντρωση κραματικών στοιχείων Ti και Nb σε αυτό. Αυξημένη συγκέντρωση κραματικών στοιχείων στη ραφή συγκόλλησης συνεπάγεται την ανεξέλεγκτη σκλήρυνσή της λόγω κατακρημνισμάτων και στερεών διαλυμάτων Ti και Nb κατά την απόψυξη και σημαντική μείωση της ολκιμότητας και δυσθραυστότητάς της.



Εικόνα 1.8. Κατανομή Ti και Nb στη περιοχή της ζώνης τήξης μετά από συγκόλληση συμπαγούς σύρματος MAG χάλυβα S700MC με ρυθμό εισαγωγής θερμότητας 8kJ/cm [18]

Τελικά, το μέταλλο συγκόλλησης γίνεται πιο επιρρεπές σε υψηλές παραμένουσες τάσεις και ψαθυρές δομές, με αποτέλεσμα ο έλεγχος της θερμοκρασίας στη περιοχή του να καθίσταται υποχρεωτικός πριν, στη διάρκεια (“interpass temperature”), και μετά τη συγκόλληση, με κύριο μέτρο προστασίας την επιλογή παραμέτρων συγκόλλησης τέτοιων που να μειώνουν κατά το δυνατόν τη τιμή του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας σε τιμές κατώτερες του 10 kJ/cm [19].

1.5. Μετασχηματισμοί δομών - Ζώνες συγκόλλησης

1.5.1. Περιοχές

Όπως και στις συγκολλήσεις συμβατικών χαλύβων, έτσι και στις συγκολλήσεις χαλύβων HSLA διακρίνονται οι εξής ζώνες στη ραφή συγκόλλησης τήξης [20]:

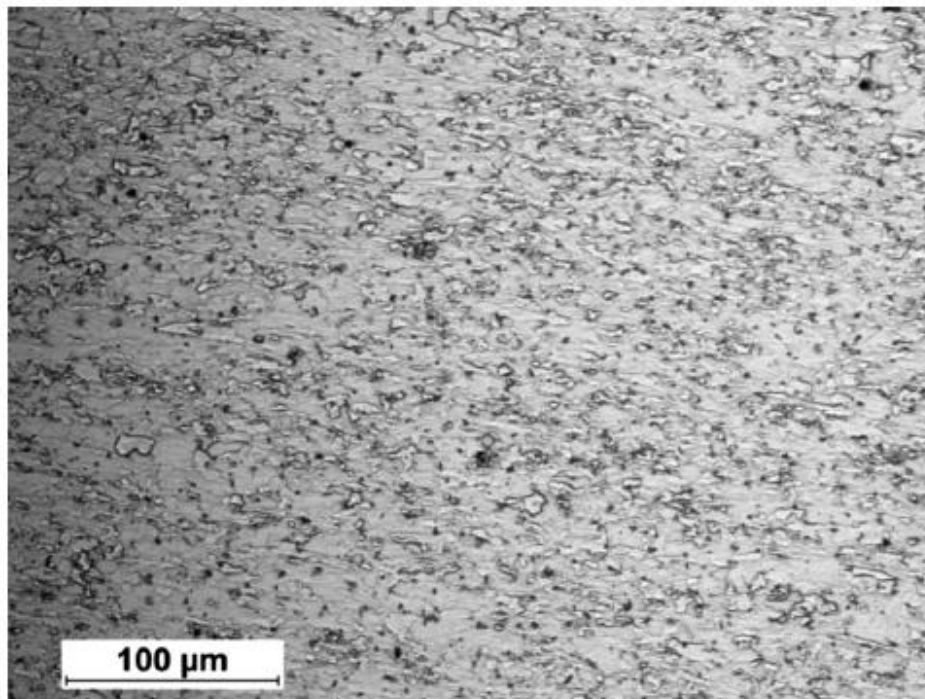
- Βασικό μέταλλο ή “base metal” (BM)
- Ζώνη μερικής τήξης ή “partially melted zone” (PMZ)
- Θερμικά επηρεασμένη ζώνη ή “heat affected zone” (HAZ)
- Μέταλλο συγκόλλησης ή “weld metal” (WM)

Οι δημιουργούμενες ζώνες οφείλονται στην απορροφούμενη θερμότητα του μετάλλου βάσης κατά τη διαδικασία συγκόλλησης, και τα χαρακτηριστικά τους εξαρτώνται άμεσα από τον ρυθμό απόψυξης στο τέλος της διαδικασίας.

1.5.2. Βασικό μέταλλο

Ως βασικό μέταλλο ορίζεται το μέρος του υλικού που δεν έχει υποστεί καμία φυσική, χημική ή μεταλλουργική αλλαγή εξαιτίας της συγκόλλησης [20].

Στη περίπτωση βασικού μετάλλου HSLA της μεθόδου TMCP, η μικροδομή που δύναται να περιέχει φερρίτη, μπαινίτη ή φερριτο-μπαινίτη, με κύριο χαρακτηριστικό τη λεπτόκοκκη μορφολογία και το προσανατολισμό κατά τη διεύθυνση της έλασης των κόκκων (βλ. εικόνα 1.5).



Εικόνα 1.9. Μικροδομή φερριτο-μπαινιτικού χάλυβα S700MC με εμφανή παραμόρφωση των κόκκων κατά τη διεύθυνση έλασης [21]

1.5.3. Ζώνη μερικής τήξης

Η ζώνη μερικής τήξης συνιστά μια στενή περιοχή στο πέρασ του μετάλλου συγκόλλησης η οποία ενώνει μεταλλουργικά το WM με τη HAZ. Είναι αποτέλεσμα της υψηλής θερμοκρασίας στη περιοχή της καμπύλης Liquidus – Solidus η οποία επιφέρει μερική τήξη του μετάλλου [20].

1.5.4. Θερμικά επηρεασμένη ζώνη

Ως θερμικά επηρεασμένη ζώνη χαρακτηρίζεται η γειτονική περιοχή του μετάλλου συγκόλλησης η οποία υφίσταται ωστενιτοποίηση εξαιτίας της απορροφούμενης θερμότητας συγκόλλησης. Οι μετασχηματισμοί που λαμβάνουν χώρα κατά την απόψυξη σχετίζονται άμεσα με τη ταχύτητα απόψυξης, και άρα τον ρυθμό εισαγωγής θερμότητας στον μέταλλο βάσης, και το τύπο χάλυβα που χρησιμοποιείται.

Λόγω του διαφορικού θερμοκρασίας που αναπτύσσεται, η ΘΕΖ χωρίζεται ως προς τη τελική θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε κάθε περιοχή, στις εξής [20]:

- Ζώνη υπερθέρμανσης: πολύ υψηλή θερμοκρασία, ψηλά στην ωστενιτική περιοχή του διαγράμματος Fe-C ($>1100^{\circ}\text{C}$)
- Ζώνη ολικής ανόπτωσης: θερμοκρασία λίγο πιο πάνω από την Ac3 και εντός της ωστενιτικής περιοχής
- Ζώνη μερικής ανόπτωσης: θερμοκρασίες μεταξύ Ac3 και Ac1, στη περιοχή μετασχηματισμού του ωστενίτη σε φερρίτη

Η ΘΕΖ υπερθέρμανσης παρουσιάζει μεγέθυνση των κόκκων του ωστενίτη, εξαιτίας της παρατεταμένης θέρμανσης σε θερμοκρασίες σημαντικά μεγαλύτερες από τους 1100°C [20], με αποτέλεσμα να λαμβάνει την εναλλακτική ονομασία “χονδροκρυσταλλική ΘΕΖ” ή “coarse grained heat affected zone” (CGHAZ), και “ΘΕΖ υψηλής θερμοκρασίας” ή “high temperature heat affected zone” (HTHAZ). Το φαινόμενο μεγέθυνσης των κόκκων εξαρτάται από το θερμικό κύκλο συγκόλλησης και το χρόνο παρατεταμένης θέρμανσης πάνω από τη θερμοκρασία μεγέθυνσης του χάλυβα. Σε γενικές γραμμές, όσο αυξάνεται ο ρυθμός εισαγωγής θερμότητας του μετάλλου, μεγαλώνει ο χρόνος παραμονής πάνω από τη θερμοκρασία μεγέθυνσης και εντείνεται το φαινόμενο μεγέθυνσης των κόκκων [22].

Στη περίπτωση μετάλλου με προηγούμενη εφαρμογή παραμόρφωσης, όπως στους χάλυβες της TMCP, η μεγέθυνση των κόκκων ωστενίτη ενδέχεται να προκύψει μετά την ανακρυστάλλωση των ίδιων, οδηγώντας έτσι σε υποβάθμιση ή “softening” των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού. Ομοίως, το ίδιο φαινόμενο υποβάθμισης συναντάται και σε κράματα που έχουν ισχυροποιηθεί μέσω κατακρήμνισης στοιχείων [22].

Η τελική μικροδομή της CGHAZ εξαρτάται από τη περιεκτικότητα σε C και σε άλλα κραματικά στοιχεία του χάλυβα, το μέγεθος κόκκου και τη ταχύτητα απόψυξης. Στη περίπτωση χαλύβων χαμηλού C, υπάρχει σχηματισμός προευτηκτοειδούς φερρίτη στα όρια κόκκων του ωστενίτη που προϋπήρχε, και εντός του κόκκου αναμένεται μια φερριτο-περλιτική ή φερριτο-μπαινιτική δομή. Σε υψηλότερες ταχύτητες απόψυξης και/ή υψηλότερη περιεκτικότητα σε C και άλλων κραματικών στοιχείων (δηλαδή υψηλότερο CE, βλ. υποενότητα 1.4), ο προευτηκτοειδής φερρίτης εξαφανίζεται και τη θέση των κόκκων ωστενίτη καταλαμβάνουν βελονοειδείς και πιο σκληρές δομές,

δηλαδή ανώτερος μπαινίτης, κατώτερος μπαινίτης, μαρτενσίτης ή ένας συνδυασμός τους. Ο σχηματισμός των σκληρών αυτών δομών είναι ακόμα πιο πιθανός κατά τον μετασχηματισμό χονδρόκοκκου ωστενίτη [22].

ΘΕΖ ολικής ανόπτωσης

Η ΘΕΖ ολικής ανόπτωσης περιλαμβάνει τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη και περλίτη κατά την αργή απόψυξη, προϊόν της οποίας είναι μια ομοιόμορφη λεπτοκρυσταλλική μικροδομή ικανοποιητικών μηχανικών ιδιοτήτων [20]. Σε υψηλότερες ταχύτητες απόψυξης είναι πιθανή η δημιουργία βελονοειδών μικροδομών, όπως στη περίπτωση της ΘΕΖ υπερθέρμανσης.

ΘΕΖ μερικής ανόπτωσης

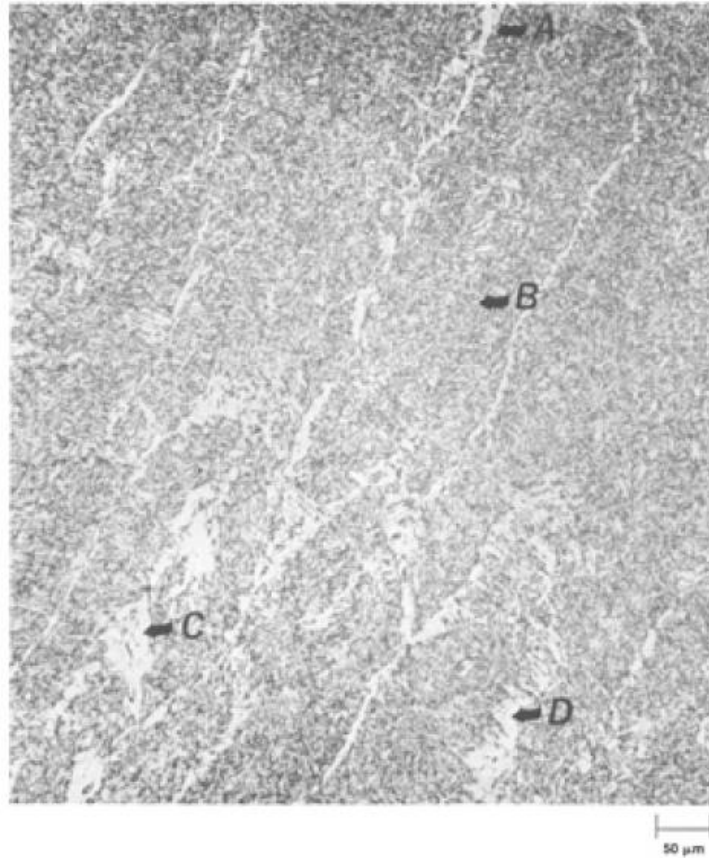
Στη ΘΕΖ μερικής ανόπτωσης πραγματοποιείται μερική ωστενιτοποίηση της δομής, με αποτέλεσμα να υπάρχει ανομοιομορφία στο μέγεθος κόκκων μεταξύ των πλήρως ωστενιτοποιημένων περιοχών και των μερικώς ωστενιτοποιημένων [20]. Η δημιουργούμενη ζώνη είναι σχετικά στενή και λόγω της διαφοροποίησής της από τη χονδροκρυσταλλική και λεπτοκρυσταλλική ΘΕΖ χαρακτηρίζεται ως “intercritical heat affected zone” (ICGHAZ).

Η λεπτοκρυσταλλική ΘΕΖ ή “fine grained heat affected zone” (FGHAZ) δεν υφίσταται ιδιαίτερες αλλαγές της μικροδομής εκτός μιας ελαφριάς σφαιροποίησης των κόκκων της. Ωστόσο, στους χάλυβες TMCP, ενδέχεται να υποστεί υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων της εξαιτίας φαινομένων όπως υπερβολική γήρανση των υπαρχόντων κατακρημνισμάτων και μερική επαναφορά των διαταραχών ή άλλων ατελειών ως αποτέλεσμα της θέρμανσης σε θερμοκρασίες χαμηλότερες της θερμοκρασίας A_{c1} [23].

1.5.5. Μέταλλο συγκόλλησης

Το μέταλλο συγκόλλησης αρχικά τήκεται λόγω της θερμότητας και έπειτα σχηματίζει κρυστάλλους κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης οι οποίοι πυρηνοποιούνται στη διεπιφάνεια υγρού-στερεού, με το στερεό να είναι το βασικό μέταλλο, το οποίο παίζει καθοριστικό ρόλο στη μεταφορά θερμότητας μέσω αγωγής. Οι κρύσταλλοι αναπτύσσονται υπό τη μορφή δενδριτών με προσανατολισμό αντίθετο της ροής θερμότητας, δηλαδή κάθετα στο όριο τήξης και προς το λουτρό συγκόλλησης, δημιουργώντας μια κιονοειδή μορφή. Σε περίπτωση μικρής διάρκειας στερεοποίησης, δηλαδή μεγάλη ταχύτητα απόψυξης, προκύπτουν μικροί και λεπτοί δενδρίτες, ενώ στην αντίθετη περίπτωση προάγεται η ανάπτυξη πλατύτερων και μεγαλύτερων δενδριτών [20].

Παράδειγμα μικροδομής μετάλλου συγκόλλησης χάλυβα HSLA φαίνεται στην εικόνα 1.10, στην οποία διαπιστώνεται η ύπαρξη Α) περικρυσταλλικού φερρίτη ή “grain-boundary ferrite”, Β) βελονοειδή φερρίτη ή “acicular ferrite”, C) μπαινίτη ή “bainite” και D) φερρίτη Widmanstätten [24].



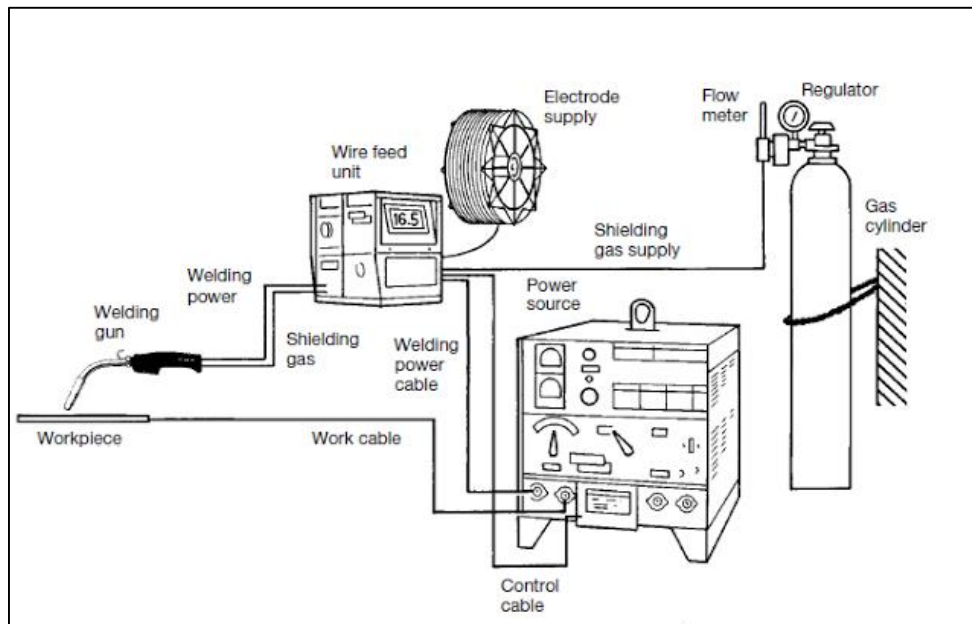
Εικόνα 1.10. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης χάλυβα HSLA [24]

Σε χαμηλές ταχύτητες απόψυξης ο ωστενίτης του μετάλλου συγκόλλησης μετασχηματίζεται κυρίως σε περικρυσταλλικό φερρίτη και φερρίτη Widmanstätten, ενώ σε σχετικά μεγάλες ταχύτητες, δηλαδή ανώτερες των 100-200°C/min, προάγεται η ανάπτυξη βελονοειδούς φερρίτη [20].

2. Συγκολλήσεις

2.1. Μέθοδος συγκόλλησης με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου (GMAW-MIG/MAG)

Η μέθοδος GMAW (“Gas-Metal Arc Welding”) ή MIG/MAG (“Metal Inert Gas/Metal Active Gas”) περιλαμβάνει τη τήξη των προς συγκόλληση μετάλλων και ενός μηχανικά τροφοδοτούμενου καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου μέσω ενός ηλεκτρικού τόξου που σχηματίζεται μεταξύ των προηγούμενων τεμαχίων, επιτυγχάνοντας με αυτό το τρόπο τοπική μηχανική και μεταλλουργική σύνδεση των εμπλεκόμενων υλικών. Το παραγόμενο κατά τη τήξη λουτρό συγκόλλησης σκεπάζεται από ένα στρώμα προστατευτικού αερίου το οποίο εμποδίζει την προσβολή του πρώτου από τα βασικά στοιχεία του ατμοσφαιρικού αέρα, O_2 , H_2 και N_2 .



Εικόνα 2.1. Συγκολλητική διάταξη μεθόδου GMAW

Η υψηλή παραγωγικότητα της μεθόδου και η μεγάλη ευελιξία της όσον αφορά στη ρύθμιση παραμέτρων, στην εκτέλεση όλων των θέσεων συγκόλλησης και στη χρήση της σε ποικιλία εφαρμογών και υλικών είναι ορισμένοι από τους λόγους που οδήγησαν στη παγίωση της θέσης της GMAW ως κύρια μέθοδος συγκόλλησης μεταλλικών τεμαχίων στη ναυπηγική βιομηχανία.

Στη πιο βασική της μορφή, η συγκολλητική διάταξη της μεθόδου GMAW αποτελείται από τα εξής στοιχεία [25]:

- Μηχανή συγκόλλησης – παροχής ηλεκτρικής ισχύος (σταθερής τάσης ή έντασης)
- Μηχανή τροφοδοσίας σύρματος
- Πιστόλι/Όπλο συγκόλλησης
- Φιάλη προστατευτικού αερίου
- Σύστημα ψύξης (για υδρόψυκτες διατάξεις)
- Καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο/σύρμα
- Αγώγιμες συνδέσεις ηλεκτροδίου-βασικού μετάλλου

2.2. Επιλογή παραμέτρων συγκόλλησης

Σημαντικό ρόλο για την επίτευξη μιας επιτυχημένης συγκόλλησης διαδραματίζει η επιλογή των κατάλληλων παραμέτρων συγκόλλησης, οι οποίες διαφέρουν ανάλογα με τις απαιτήσεις της εφαρμογής. Ορισμένες σημαντικές παράμετροι που πρέπει να λαμβάνονται υπόψη είναι οι εξής [12], [26]:

- Ένταση ρεύματος

Όταν οι άλλοι παράμετροι συγκόλλησης παραμένουν σταθεροί, μια αύξηση της έντασης ρεύματος, η οποία ισοδυναμεί με αύξηση της ταχύτητας παροχής σύρματος, οδηγεί σε αύξηση του βάθους και πλάτους διείδυσης, της ταχύτητας εναπόθεσης μετάλλου προσθήκης και του μεγέθους της τελικής ραφής.

- Τάση τόξου

Η τάση τόξου, ή η διαφορά δυναμικού μεταξύ ηλεκτροδίου και βασικού μετάλλου, σχετίζεται σε ένα βαθμό με το μήκος τόξου, υπό την έννοια ότι, με όλες τις υπόλοιπες παραμέτρους σταθερές, μια αύξηση της τάσης ισοδυναμεί αύξηση του μήκους τόξου. Ομοίως, αύξηση της τιμής της τάσης και διατήρηση των υπολοίπων παραμέτρων σταθερών οδηγούν σε αυξημένο πλάτος ραφής και ζώνης τήξης, ενώ με ελάττωση της πρώτης προκύπτουν στενότερες ραφές με ενισχυμένη υπερύψωση. Αλόγιστη αύξηση της τάσης μπορεί να προκαλέσει αυξημένη συγκέντρωση πόρων, εκτοξεύσεις μετάλλων και σφάλματα υποκοπών στις ραφές.

- Ταχύτητα προώθησης συγκόλλησης

Με την αύξηση της ταχύτητας προώθησης της συγκόλλησης προκύπτει αυξημένη εναπόθεση υλικού πλήρωσης ανά μονάδα μήκους συγκόλλησης και μειωμένο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας στο βασικό μέταλλο, περιορίζοντας έτσι τη τήξη του μετάλλου στην επιφάνεια και παράγοντας στενότερα και ρηχότερα κορδόνια, με αυξημένο κίνδυνο εμφάνισης υποκοπών. Μειωμένες ταχύτητες προώθησης οδηγούν μεν σε αυξημένη εναπόθεση μετάλλου προσθήκης, αλλά αναπόφευκτα αυξάνουν το ρυθμό εισαγωγής θερμότητας στα βασικά υλικά, ο οποίος επιδρά στη μικροδομή των τελευταίων.

- Ρυθμός εισαγωγής θερμότητας ή “Heat Input” (h)

Ο ρυθμός εισαγωγής της θερμότητας της συγκόλλησης στο βασικό μέταλλο δίνεται από τη παρακάτω σχέση:

$$h = \frac{n \cdot V \cdot I \cdot 60}{1000 \cdot U} \text{ [kJ/mm]}$$

όπου:

- $n = 0.8$, συντελεστής απόδοσης για τη μέθοδο GMAW,
- V , τάση τόξου σε V ,
- I , ένταση ρεύματος σε A , και
- U , ταχύτητα προώθησης συγκόλλησης σε mm/min

Χαμηλός ρυθμός εισαγωγής θερμότητας ισοδυναμεί με υψηλούς ρυθμούς απόψυξης των ζωνών συγκόλλησης, γεγονός το οποίο οδηγεί στο σχηματισμό ψαθυρών μικροδομών στη περιοχή της ΘΕΖ και του μετάλλου συγκόλλησης, με δυσμενέστερη περίπτωση τη δημιουργία μαρτενσίτη, οι οποίες είναι επιρρεπείς σε ψυχρή ρηγμάτωση υδρογόνου.

Η αντιμετώπιση του φαινομένου με τη μείωση του ρυθμού απόψυξης μέσω της αύξησης του h δεν είναι πάντα εφαρμόσιμη, δεδομένου ότι, ειδικά σε χάλυβες HSLA οι οποίοι έχουν υποστεί ειδικές θερμομηχανικές κατεργασίες (TMCP), η αύξηση του h συνοδεύεται από υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων της ΘΕΖ λόγω της παρατεταμένης παραμονής άνω της θερμοκρασίας ωστενιτοποίησης. Εξάλλου, η αύξηση του h μέσω της χρήσης υψηλότερων συνθηκών συγκόλλησης, δηλαδή με αύξηση της έντασης και της τάσης ή μείωση της ταχύτητας προώθησης, έχει ως αποτέλεσμα τη παραγωγή ραφών μεγάλης διατομής, οι οποίες δεν είναι πάντα επιθυμητές κατά τη συγκόλληση λεπτών ελασμάτων σε βιομηχανικό και σε ερευνητικό επίπεδο.

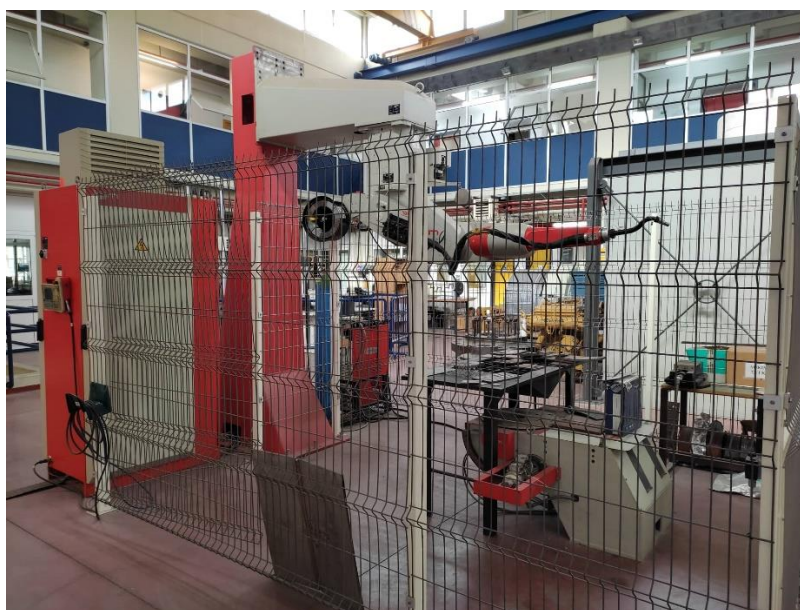
2.3. Ρομποτικές συγκολλήσεις

2.3.1. Συνεισφορά στη βιομηχανία και την έρευνα

Χάρη στην αυτοματοποίηση των διεργασιών συγκόλλησης με την εγκατάσταση ρομπότ στις γραμμές παραγωγής, η κατασκευαστική βιομηχανία επωφελήθηκε σημαντικά από το μειωμένο κόστος εργατικού δυναμικού, την επιτάχυνση της παραγωγής και την εξασφάλιση υψηλής ποιότητας ραφών με σταθερά χαρακτηριστικά, οδηγώντας σε περιορισμό του ανθρώπινου παράγοντα σε ορισμένες πτυχές των συγκολλήσεων [27]. Σαφώς, η δυνατότητα εκτέλεσης διεργασιών με σταθερές παραμέτρους στις ρομποτικές συγκολλήσεις είναι ιδιαίτερα σημαντική και για την έρευνα στο τομέα της επιστήμης των συγκολλήσεων, δεδομένου ότι η επαναληψιμότητα των πειραμάτων συγκολλήσεων αποτελεί προαπαιτούμενο για την υποστήριξη των ευρημάτων οποιασδήποτε επιστημονικής έρευνας.

2.3.2. Γενικές πληροφορίες

Θεωρητικά, στην οικογένεια των ρομποτικών συγκολλήσεων υπάγεται και η μέθοδος συγκόλλησης βυθισμένου τόξου ή “submerged arc welding” (SAW), δεδομένου ότι και σε αυτήν επιστρατεύεται η βοήθεια ενός μηχανικού μέσου που εκτελεί συγκόλληση με αυτόματο τρόπο. Στη πράξη, ο όρος “ρομποτικές συγκολλήσεις” αναφέρεται κυρίως σε συγκολλήσεις οι οποίες ενώ συνήθως γίνονται από συγκολλητή με χειροκίνητο ή ημι-αυτόματο τρόπο, όπως “tungsten inert gas” (TIG) και GMAW, πλέον, με την εξέλιξη της ρομποτικής, η ίδια διεργασία δύναται να πραγματοποιηθεί με χρήση ρομποτικού βραχίονα, εξασφαλίζοντας βεβαιότητα στη τεχνική, τις παραμέτρους και το προϊόν της συγκόλλησης.



Εικόνα 2.2. Ρομπότ συγκόλλησης Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας

Ουσιαστικά, μια ρομποτική διάταξη συγκόλλησης μεθόδου GMAW περιλαμβάνει τα στοιχεία που αναφέρθηκαν στην υποενότητα 2.1. με τη προσθήκη ενός ρομποτικού βραχίονα ο οποίος συνοδεύεται από ένα χειριστήριο εκμάθησης και προγραμματισμού ή “teach pendant” [26]. Μια τέτοια διάταξη βρίσκεται στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Ε.Μ.Π., και φαίνεται στην εικόνα 2.2.

Ο ρομποτικός βραχίονας είναι αρθρωτός ή “articulated” και διαθέτει έξι βαθμούς ελευθερίας κίνησης στο χώρο στους οποίους δύναται να ελιχθεί με γραμμικό ή μη-γραμμικό τρόπο, δηλαδή μεταβαίνοντας στα διαδοχικά σημεία μετακίνησής του ακολουθώντας το ευθύγραμμο τμήμα που τα ενώνει ή διαβαίνοντας μια καμπύλη πορεία αντίστοιχα.

Ο προγραμματισμός των ακολουθιών συγκόλλησης γίνεται μέσω του “teach pendant”, το οποίο συνδέεται με τον ρομποτικό βραχίονα. Σε γενικές γραμμές, ένα ολοκληρωμένο πρόγραμμα συγκόλλησης περιλαμβάνει τη δημιουργία βημάτων μετακίνησης του βραχίονα χωρίς τη πραγματοποίηση συγκόλλησης ή “jog steps”, σκοπός των οποίων είναι η μεταφορά και απομάκρυνση του πυρσού συγκόλλησης του βραχίονα στο σημείο εκκίνησης και από το σημείο λήξης της συγκόλλησης αντίστοιχα, και βημάτων μετακίνησης με ταυτόχρονη συγκόλληση και περιεχόμενο τις αντίστοιχες παραμέτρους συγκόλλησης ή “work steps”, στα οποία εκτελείται η κύρια διεργασία. Τα βήματα προγραμματίζονται, αποθηκεύονται στη μητρική μνήμη του μηχανήματος ή σε εξωτερικές μονάδες μνήμης και εκτελούνται διαδοχικά όταν δοθεί εντολή από τον χρήστη.

Το σύστημα του ρομποτικού βραχίονα συνοδεύεται συχνά από ειδικούς αισθητήρες που διακόπτουν τη λειτουργία του βραχίονα και της μηχανής συγκόλλησης σε περίπτωση επαφής του πυρσού με εξωτερικά αντικείμενα ή αν παρουσιαστεί σφάλμα ψύξης ή παροχής ηλεκτροδίου. Επίσης, ορισμένες διατάξεις όπως αυτές του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας (Εικόνα 2.2) διαθέτουν προστατευτικό κιγκλίδωμα και πύλη η οποία σε περίπτωση που είναι ανοιχτή εμποδίζει τη λειτουργία της μηχανής και του βραχίονα για τη προφύλαξη των παρευρισκόμενων.

B. Πειραματικό μέρος

3. Πειραματική διαδικασία

3.1. Χαρακτηριστικά μετάλλου βάσης

Το υλικό του μετάλλου βάσης είναι χάλυβας με κωδική ονομασία “S700MC” και πάχος 10mm. Πρόκειται για χάλυβα HSLA με ελάχιστο όριο διαρροής 700 MPa. Σύμφωνα με το ευρωπαϊκό πρότυπο EN 10149-2 [28], το υλικό εμπίπτει στη κατηγορία των προϊόντων ελασμάτων θερμής έλασης ή “hot-rolled flat products” πάχους «1.5 mm με 16 mm χαλύβων με προδιαγραφόμενο ελάχιστο όριο διαρροής μεταξύ 500 MPa και 700 MPa». Τα χαρακτηριστικά του υλικού που χρησιμοποιήθηκε στη παρούσα εργασία και παράχθηκε από την εταιρία “SSAB” δίνονται στους επόμενους πίνακες.

Πίνακας 3.1. Χημική σύσταση S700MC κατά SSAB και EN 10149-2 [28]

	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Mo	B	Cu	Cr	N	Ni	CEV
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
EN 10149-2	0.12 max.	2.1 max.	0.6 max.	0.025 max.	0.015 max. ^b	0.015 min.	0.09 max. ^a	0.2 max. ^a	0.22 max. ^a	0.5 max.	0.005 max.					
SSAB	0.06	1.8	0.2	0.011	0.002	0.039	0.084	0.011	0.112	0.008	0.0003	0.014	0.045	0.004	0.035	0.38

a) Το μέγιστο άρθροισμα Nb, V και Ti προδιαγράφεται να είναι 0.22%.
b) Η μέγιστη περιεκτικότητα σε S δύναται να είναι 0.010% έπειτα από συμφωνία κατά τη παραγγελία.

όπου $CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$, το ισοδύναμο άνθρακα κατά IIW (βλ. υποενότητα 1.4).

Πίνακας 3.2. Μηχανικές ιδιότητες S700MC κατά EN 10149-2 [28]

Όριο διαρροής	Όριο αντοχής	Επιμήκυνση
$R_{p0.2}$	Rm	A
MPa	MPa	%
700* min.	750-950	12

*Σε πάχη >8mm, δύναται το όριο διαρροής να είναι κατά 20 MPa μικρότερο.

Πίνακας 3.3. Μηχανικές ιδιότητες S700MC κατά SSAB

Δοκιμή εφελκυσμού			Δοκιμή κρούσης				
Όριο διαρροής	Όριο αντοχής	Παραμόρφωση	Θερμοκρασία	#1	#2	#3	Μέση τιμή
$R_{p0.2}$	Rm	A					
MPa	MPa	%	°C	J	J	J	J
745	840	17	-40	129	129	120	126

3.2. Χαρακτηριστικά μετάλλου προσθήκης

Από τον κατάλογο του κατασκευαστή “ESAB” επιλέχθηκε το μέταλλο προσθήκης με κωδική ονομασία “OK AristoRod 69” και **διάμετρο σύρματος 1.2mm**. Κατά τον κατασκευαστή, πρόκειται για συμπαγές σύρμα χαμηλής κραμάτωσης, κατάλληλο για συγκολλήσεις χαλύβων υψηλής αντοχής με τη μέθοδο GMAW και για εφαρμογές με υψηλές απαιτήσεις δυσθραυστότητας σε χαμηλές θερμοκρασίες όσον αφορά τα συγκολλημένα υλικά. Τα σύρματα της οικογένειας “AristoRod” παρέχουν σταθερό τόξο συγκόλλησης με χαμηλή εκτόξευση μετάλλου (spatter) ακόμα και σε υψηλές εντάσεις ρεύματος [29].

Η κωδικοποίηση του εν λόγω σύρματος, βάσει των ευρωπαϊκών και αμερικανικών προτύπων αντίστοιχα, είναι:

- EN ISO 16834-A: G Mn3Ni1CrMo
- SFA/AWS A5.28: ER110S-G

Κύριο κριτήριο για την επιλογή του σύρματος ήταν η απαίτηση το μέταλλο προσθήκης να παρουσιάζει όριο διαρροής μεγαλύτερο από ελάχιστο όριο του βασικού μετάλλου, S700MC (βλ. πίνακας 3.2) για την επίτευξη “overmatching”, και τα δύο τηκόμενα μέταλλα να διαθέτουν περίπου παρόμοια χημική σύσταση.

Ο κατάλογος του κατασκευαστή παρέχει τις παρακάτω πληροφορίες για το σύρμα. Σημειώνεται ότι η κατάσταση που αφορά τη παρούσα εφαρμογή είναι η “As Welded”, εφόσον δεν λαμβάνει χώρα αποτακτική ανόπτηση μετά το πέρας της συγκόλλησης, και ότι οι προδιαγραφές αναφέρονται σε συγκόλληση με προστατευτικό αέριο μίγμα 80% Ar – 20% CO₂ (ISO 14175 – M21), το οποίο χρησιμοποιήθηκε και στη παρούσα εργασία.

Πίνακας 3.4. Μηχανικές ιδιότητες σύρματος OK AristoRod 69 κατά ESAB [29]

Ιδιότητες εφελκυσμού			
Κατάσταση	Όριο διαρροής	Όρια αντοχής	Επιμήκυνση
EN 80Ar/20CO2 (M21)	MPa	MPa	%
As Welded	730	800	19%
PWHT 620°C 15h	690	750	20%
Ιδιότητες δυσθραυστότητας			
Κατάσταση	Θερμοκρασία	Ενέργεια κρούσης	
EN 80Ar/20CO2 (M21)	°C	J	
As Welded	20	100	
As Welded	-40	73	
PWHT 620°C 15h	20	130	
PWHT 620°C 15h	-20	60	
PWHT 620°C 15h	-30	60	

Πίνακας 3.5. Χημική σύσταση σύρματος OK AristoRod 69 κατά ESAB [29]

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
%	%	%	%	%	%
0.089	1.54	0.53	1.23	0.26	0.24

Ο κατάλογος παρέχει εύρη τιμών (πυκνότητας) ρεύματος και τάσης για διάμετρο σύρματος 1.2mm. Κατά τη διενέργεια των συγκολλήσεων BoP, οι τιμές ρεύματος και τάσης παρέμειναν εντός των ενδεικνύμενων ορίων του κατασκευαστή.

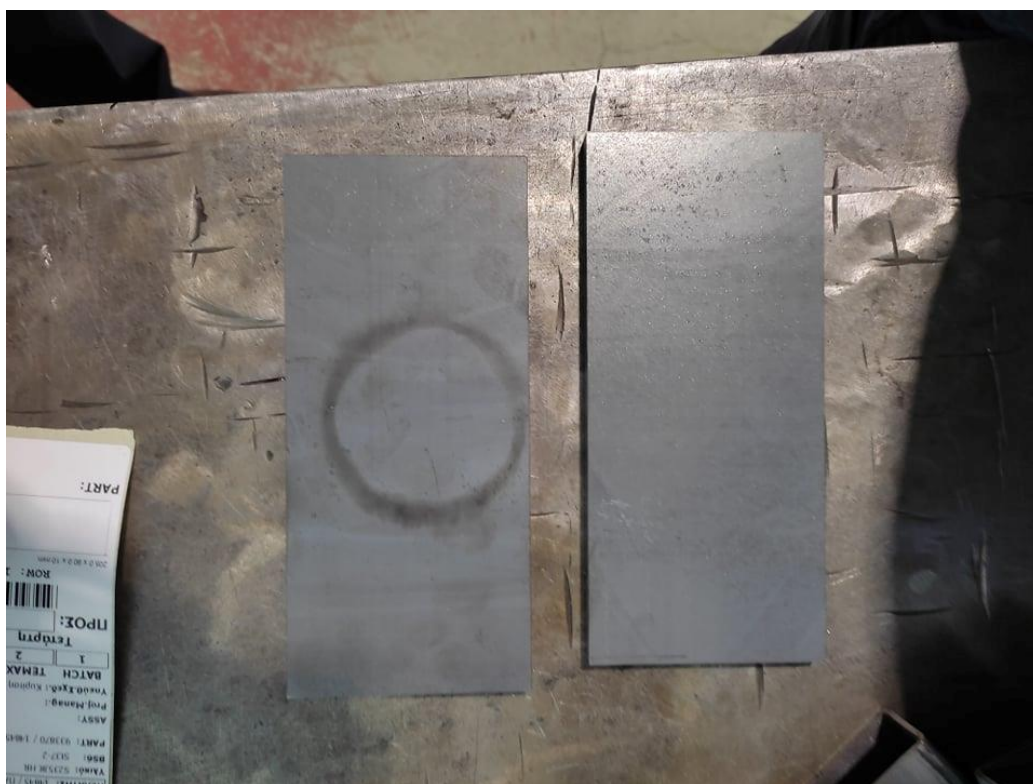
Πίνακας 3.6. Προτεινόμενα χαρακτηριστικά ρεύματος σύρματος OK AristoRod 69 διαμέτρου 1.2mm κατά ESAB [29]

Διάμετρος	Ένταση ρεύματος	Τάση ρεύματος
mm	A	V
1.2	120 - 350	20 - 33

3.3. Κοπή δοκιμίων για συγκολλήσεις BoP

Τα δύο δοκίμια, στην επιφάνεια των οποίων εναποτέθηκαν στρώσεις μετάλλου προσθήκης, είναι πλάκες διαστάσεων $200 \times 90 \times 10 \text{ mm}^3$ οι οποίες προήλθαν από έλασμα διαστάσεων $3000 \times 1500 \times 10 \text{ mm}^3$ υλικού S700MC μέσω κοπής στις εγκαταστάσεις της εταιρίας VETA S.A., στην οποία και πραγματοποιήθηκαν οι συγκολλήσεις.

Οι συγκεκριμένες διαστάσεις δοκιμίων BoP υπολογίστηκαν λαμβάνοντας υπόψη τους περιορισμούς του μηχανήματος κοπής “Struers” στις εγκαταστάσεις του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Ε.Μ.Π., βάσει των οποίων οι διαστάσεις των δοκιμίων δεν πρέπει να υπερβαίνουν τα 90mm κατά το πλάτος κοπής και τα 200mm κατά το μήκος τους.



Εικόνα 3.1. Δοκίμια συγκολλήσεων «Bead on Plate» (BoP)

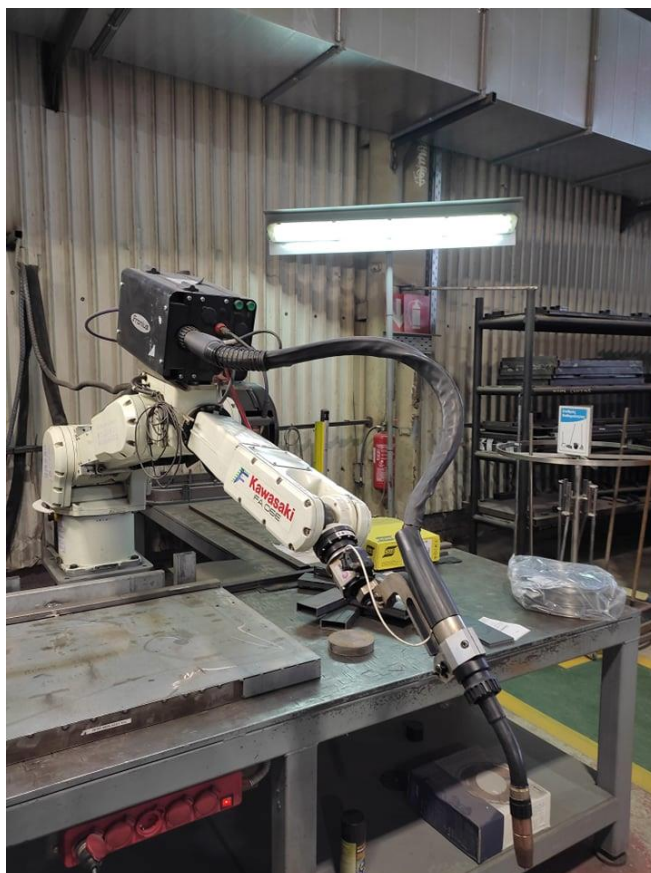
3.4. Διάταξη ρομποτικής συγκόλλησης

Οι διεργασίες συγκολλήσεων υλοποιήθηκαν στις εγκαταστάσεις της κατασκευαστικής εταιρίας “VETA S.A.” στις Αχαρνές, Αττικής, με την αρωγή των μηχανικών της εταιρίας, η οποία προσέφερε την τεχνογνωσία και τις υποδομές της.

Τα στοιχεία της συγκολλητικής διάταξης περιλαμβάνουν:

- ρομποτικό βραχίονα “KAWASAKI”, συζευγμένος με:
- μηχανή συγκόλλησης “FRONIUS”, μοντέλο “FK 4000-R”
- μηχανισμό τροφοδοσίας σύρματος, με ράουλα σχεδιασμένα για προώθηση σύρματος διαμέτρου 1.2mm
- φιάλη υψηλής πίεσης και μηχανισμός παροχής προστατευτικού αερίου με σύσταση 82% Ar – 18% CO₂ με εμπορική ονομασία “CORGON 18”
- ψυκτική μονάδα (εντός του ρομποτικού βραχίονα)

Ο ρομποτικός βραχίονας “KAWASAKI”, όπως και άλλοι ομοειδής του, διαθέτει έξι βαθμούς ελευθερίας κίνησης στο χώρο, με αποτέλεσμα να είναι σε θέση να εκτελέσει πολύπλοκες ακολουθίες συγκόλλησης υπό διάφορες γωνίες με ακρίβεια, που διαφορετικά θα απαιτούσαν την εργασία ενός έμπειρου συγκολλητή.



Εικόνα 3.2. Ρομποτικός βραχίονας “KAWASAKI” και επιφάνεια εργασίας



Εικόνα 3.3. Μηχανή συγκόλλησης “FRONIUS FK 4000-R” (πλάγια όψη)



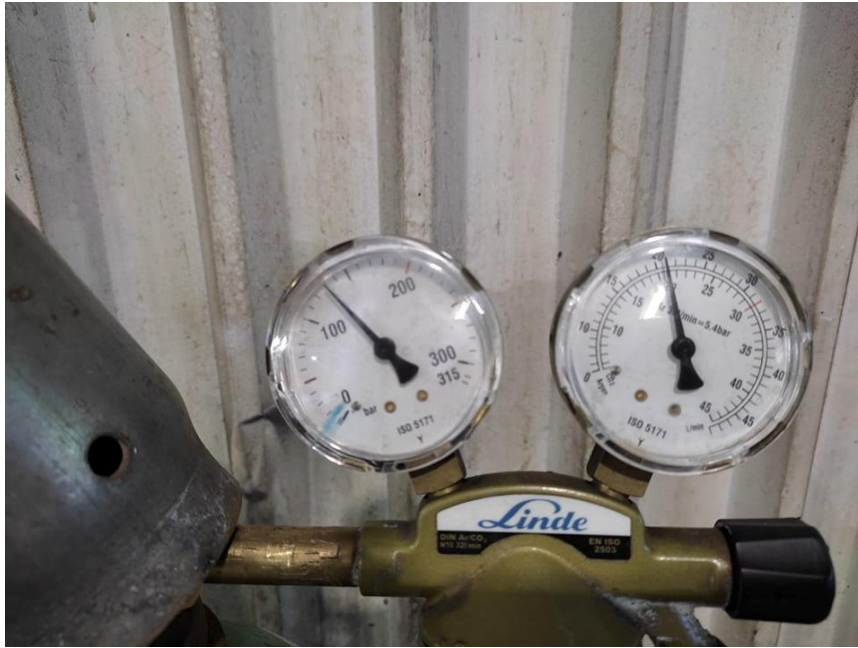
Εικόνα 3.4. Μηχανή συγκόλλησης “FRONIUS FK 4000-R” (πρόοψη)



Εικόνα 3.5. Χειριστήριο εκμάθησης-προγραμματισμού ή “teach pendant” ρομποτικού βραχίονα “KAWASAKI”



Εικόνα 3.6. Φιάλη υψηλής πίεσης προστατευτικού αερίου “CORPON 18”



Εικόνα 3.7. Ενδείξεις πίεσης προστατευτικού αερίου “CORGON 18”

3.5. Ρύθμιση παραμέτρων συγκολλήσεων BoP

Κύρια κριτήρια της επιλογής των παραμέτρων των συνθηκών αποτέλεσαν οι περιορισμοί του κατασκευαστή, όσον αφορά τις τιμές ρεύματος και τάσης (βλ. υποενότητα 3.2.), και ο ρυθμός εισαγωγής θερμότητας ή “heat input”. Ως γνωστόν, ο ρυθμός εισαγωγής θερμότητας δίνεται από τη σχέση:

$$\text{Heat Input} = h = \frac{n \times V \times I \times 60}{U \times 1000} \text{ [kJ/mm]}$$

όπου:

- V, τάση μηχανής συγκόλλησης σε V,
- I, ένταση ρεύματος μηχανής συγκόλλησης σε A,
- U, ταχύτητα προώθησης πυρσού συγκόλλησης σε mm/min,
- n, συντελεστής θερμικής απόδοσης, εξαρτώμενος από τη μέθοδο συγκόλλησης (k=0.8 για μέθοδο MAG)

Σύμφωνα με τη διεθνή βιβλιογραφία, προτείνεται ο ρυθμός εισαγωγής θερμότητας να παραμένει σε χαμηλά επίπεδα, προς αποφυγήν μείωσης των μηχανικών ιδιοτήτων, και μάλιστα να μην υπερβαίνει το 1kJ/mm. Έτσι, οι παράμετροι V, I και U επιλέχθηκαν έτσι ώστε οι διάφοροι συνδυασμοί τους να δίνουν τιμή h ίση ή μικρότερη από 1 kJ/mm (βλ. υποενότητα 1.4).

Τα παραπάνω, σε συνδυασμό με το μικρό πάχος των δοκιμίων (10 mm), επιβάλουν τη ρύθμιση των παραμέτρων V και I σε σχετικά χαμηλές τιμές και τη τιμή U σε σχετικά υψηλές τιμές, έτσι ώστε οι παραγόμενες ραφές να είναι μικρών διαστάσεων και να μην υπάρξει “burn-through” των πλακιδίων.

3.6. Μεταλλογραφική προετοιμασία

Η μεταλλογραφική προετοιμασία περιλαμβάνει τη κοπή, εγκιβωτισμό, λείανση, στίλβωση και χημική προσβολή των δοκιμίων. Σε όλα τα στάδια της μεταλλογραφικής προετοιμασίας και παρατήρησης, απαραίτητη ήταν η ανανέωση του μαρκαρίσματος των δοκιμίων, από J1 ως J8, για να είναι εφικτή η εκ των υστέρων ανιχνευσιμότητά τους.

Τα δύο επίπεδα δοκίμια BoP διαμερίστηκαν κατά το μήκος τους σε οχτώ πλακίδια συνολικά, έτσι ώστε να φέρουν από μία ραφή συγκόλλησης το καθένα ξεχωριστά. Ο διαμερισμός έγινε με χρήση της μηχανής κοπής “VERMAC KB-45” στο Ε.Ν.Τ., για λόγους ευκολίας χειρισμού των πλακιδίων κατά τη κοπή τους στο ταχυπρίο “Struers”.



Εικόνα 3.8. Μηχανή κοπής “VERMAC KB-45” του Ε.Ν.Τ.

Στη συνέχεια, τα ίδια πλακίδια τμήθηκαν με τη χρήση του ταχυπρίο “Discotom-50” της εταιρίας “Struers” με δίσκο κοπής “40A30” ο οποίος ενδείκνυται για διεργασίες κοπής σιδηρούχων μετάλλων μεσαίας ή υψηλής σκληρότητας (HV 200-500) (Εικόνα 3.9). Η ταχύτητα περιστροφής ρυθμίστηκε στις 2200 RPM σύμφωνα με τις αναγραφόμενες οδηγίες του κατασκευαστή για τη κοπή υλικού σκληρότητας 300 HV, ενώ κατά τη διάρκεια της κοπής υπήρχε διαρκής παροχή ψυκτικού στη δισκοτόμο. Οι τομές των πλακιδίων έγιναν περίπου στο μέσον τους, για την εμφάνιση της διατομής

τους, και περιμετρικά της τελευταίας έτσι ώστε το τελικό πλάτος των δοκιμίων να είναι μικρότερο από τη διάμετρο της μήτρας εγκιβωτισμού και οι διατομές τους να περιλαμβάνουν όλες τις ζώνες συγκόλλησης: βασικό μέταλλο, ΘΕΖ, μέταλλο συγκόλλησης.



Εικόνα 3.9. Ταχυπρίονο “Struers Discotom-50” του Ε.Ν.Τ.

Τα κομμένα δοκίμια εγκιβωτίστηκαν σε ειδικές μήτρες με την έγχυση εποξικής ρητίνης “EpoFix Resin” και σκληρυντικού μέσου “EpoFix Hardener” σε κατ’ όγκον αναλογία 15/2 μετά από κατάλληλη ανάδευσή τους και παρέμειναν βυθισμένα στο μίγμα για 12 ώρες.

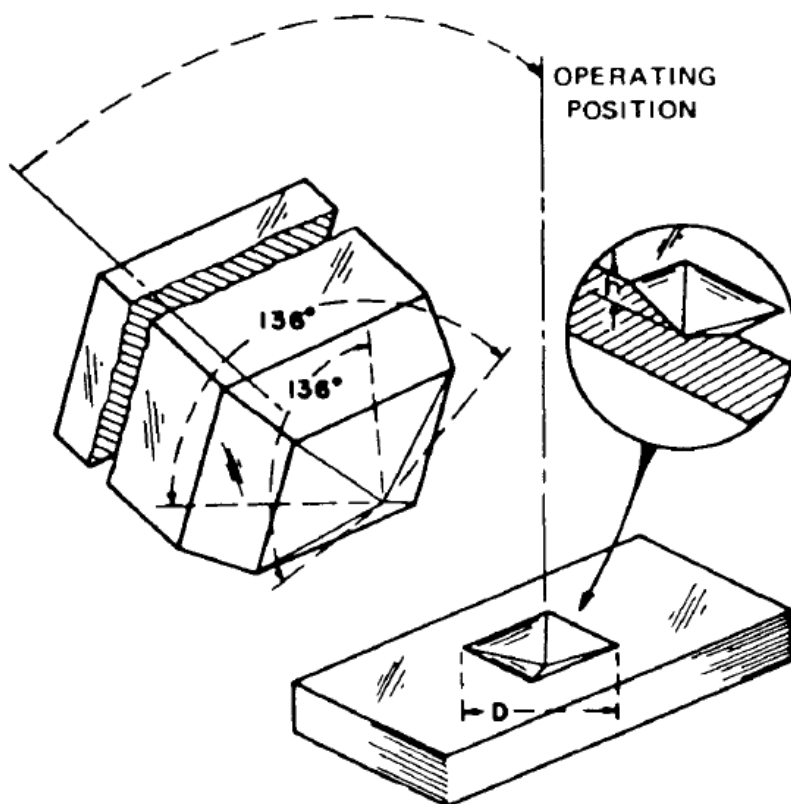
Τα εγκιβωτισμένα δοκίμια λειάνθηκαν με τη χρήση λειαντικών χαρτιών SiC των 80, 120, 180, 220, 320, 500, 800, 1000, 1200, 2400, 4000 grit (SiC/grit) με στόχο την αφαίρεση των επιφανειακών ατελειών που προήλθαν από τις διεργασίες κοπής. Ακολούθησε στίλβωση των δοκιμίων σε επιφάνεια από βελούδο με αδαμαντόπαστα “DiaPro” 1μm προκειμένου να εξαλειφθούν και οι τελευταίες λειαντικές γραμμές. Τόσο η λείανση όσο και η στίλβωση πραγματοποιήθηκαν στη λειαντική μηχανή “Struers LaboPol-5” του Ε.Ν.Τ., εφαρμόζοντας ταχύτητες περιστροφής των χαρτιών 300 rpm στη πρώτη και 200 rpm στη τελευταία.

Τέλος, τα δοκίμια δέχτηκαν χημική προσβολή με τη χρήση χημικών αντιδραστηρίων νιτρικού όξεως και αιθανόλης, “Nital”, με περιεκτικότητα νιτρικού όξεως 3%, για την επίτευξη επιλεκτικής διάβρωσης των ορίων των κόκκων και την εμφάνιση της μικροδομής.

3.7. Μικροσκληρομετρήσεις Vickers

Οι δοκιμές μικροσκληρότητας των δοκιμίων υλοποιήθηκαν με τη μέθοδο Vickers η οποία περιλαμβάνει τη διείδυση μιας πυραμίδας διαμαντιού τετραγωνικής βάσης με γωνία ανοίγματος 136° και εφαρμόζεται σε σκληρά υλικά [9]. Στη πυραμίδα ασκείται φορτίο L σε g με συγκεκριμένο χρόνο παραμονής ή “dwell time” στο σημείο ενδιαφέροντος, και τελικά μετράται το μήκος της διαγωνίου του αποτυπώματός της στο υλικό, D σε μm (βλ. εικόνα 3.10), προκειμένου να υπολογιστεί η σκληρότητα κατά Vickers σύμφωνα με τη σχέση [30]:

$$HV = \frac{1854.4 \cdot L}{D^2}$$



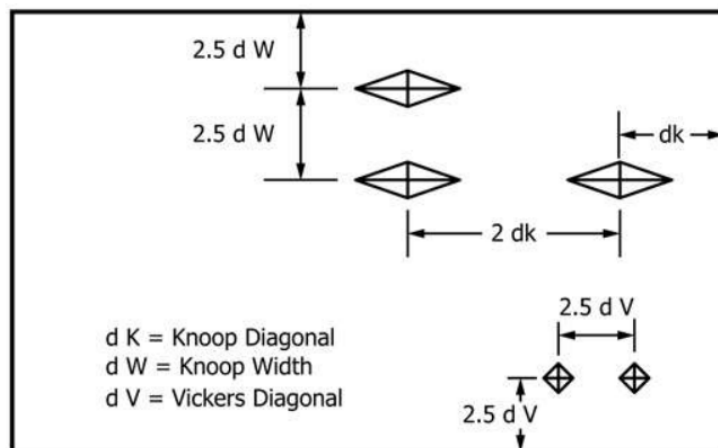
Εικόνα 3.10. Σχηματική αναπαράσταση πυραμίδας διείδυσης Vickers και του αποτυπώματός της [30]

Στα πλαίσια της διπλωματικής εργασίας, οι μικροσκληρομετρήσεις έγιναν με τη χρήση του μικροσκληρομέτρου “Wolpert – Wilson 402 MVD” του E.N.T. με την εφαρμογή φορτίου 300g και χρόνου παραμονής 10s. Τα δείγματα ασφαλίστηκαν στη τράπεζα του οργάνου με χρήση μέγγενης και χρησιμοποιώντας το προσαρμοσμένο μικροσκόπιο του μηχανήματος έγινε εστίαση για τη καθαρή διάκριση της μικροδομής τους. Ο χρήστης μετακινεί τη τράπεζα με χειροκίνητο τρόπο και πραγματοποιεί διείδυση της

πυραμίδας στο σημείο ενδιαφέροντος. Μετά την αποτύπωση του ίχνους της πυραμίδας, ο χρήστης μετράει με χειροκίνητο τρόπο τις δυο διαγωνίους του αποτυπώματος, μετακινώντας τις γραμμές υπολογισμού του φακού στα άκρα των τελευταίων, και το μηχάνημα υπολογίζει τον μέσο όρο των μετρήσεων HV μέσω της παραπάνω σχέσης. Τα διαδοχικά ίχνη πυραμίδων πρέπει να λαμβάνονται σε απόσταση ίση με τουλάχιστον 2.5 φορές το μήκος των διαγωνίων τους (Εικόνα 3.12), ούτως ώστε το παραμορφωσιακό πεδίο της μίας να μην επηρεάζει το ίχνος και άρα τη μέτρηση μικροσκληρότητας της επόμενης [30].



Εικόνα 3.11. Μικροσκληρόμετρο “Wolpert – Wilson 402 MVD” του Ε.Ν.Τ.



Εικόνα 3.12. Προτεινόμενη ελάχιστη απόσταση μεταξύ ιχνών Vickers και Knoop [31]

Πριν τη διεξαγωγή των μετρήσεων, προηγήθηκε ο έλεγχος της ακρίβειας του μηχανήματος με τη λήψη μέτρησης μικροσκληρότητας σε ειδικό δοκίμιο βαθμονόμησης της εταιρίας “MPA NRW” από ομογενές υλικό (Εικόνα 3.13), του οποίου η μικροσκληρότητα μετράται περίπου σταθερή και ίση με 466 HV, υπό την επίδραση φορτίου 300g. Σύμφωνα με το τεχνικό φυλλάδιο, η λαμβανόμενη μέτρηση μικροσκληρότητας, μετά από αποτύπωση της πυραμίδας στο δοκίμιο με φορτίο 300g, οφείλει να επιστρέφει πίσω τιμή ίση με 466 ± 15.9 HV.



Εικόνα 3.13. Πρότυπο πλακίδιο της εταιρίας “MPA NRW” για τον έλεγχο της αξιοπιστίας των μικροσκληρομετρήσεων

3.8. Οπτική μικροσκοπία

3.8.1. Μακροσκοπική παρατήρηση

Η μακροσκοπική παρατήρηση των δοκιμίων έγινε με χρήση του στερεοσκοπίου “Leica MZ6” (Εικόνα 3.14) του Ε.Ν.Τ., το οποίο διαθέτει ικανότητα μεγέθυνσης $\times 0.63$, $\times 0.80$, $\times 1.25$, $\times 1.60$, $\times 2.00$, $\times 2.50$, $\times 3.20$ και $\times 4.00$. Από τη μακροσκοπική παρατήρηση δύναται να εξαχθούν συμπεράσματα σχετικά με τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά της ραφής και την έκταση των ζωνών συγκόλλησής της.



Εικόνα 3.14. Οπτικό στερεοσκόπιο “Leica MZ6” του Ε.Ν.Τ.

3.8.2. Μικροσκοπική παρατήρηση

Η παρατήρηση των δοκιμίων με μέσα οπτικής μικροσκοπίας έγινε με τη χρήση του οπτικού μικροσκοπίου “Leica DMILM” (Εικόνα 3.15) του Ε.Ν.Τ., με ικανότητα μεγέθυνσης $\times 10$, $\times 20$, $\times 50$ και $\times 100$ στους αντικειμενικούς μεγεθυντικούς φακούς οι οποίοι είναι τοποθετημένοι σε μια περιστρεφόμενη βάση κάτω από τη βάση στερέωσης του δοκιμίου προς παρατήρηση, και με μια σταθερή μεγέθυνση στους προσοφθάλμιους φακούς.



Εικόνα 3.15. Οπτικό μικροσκόπιο “Leica DMILM” του Ε.Ν.Τ.

4. Παρουσίαση & συζήτηση αποτελεσμάτων

4.1. Εναπόθεση ραφών μετάλλου προσθήκης (“Bead on Plate”, BoP)

4.1.1. Παράμετροι εναποθέσεων ραφών BoP

Πραγματοποιήθηκαν οχτώ συνολικά εναποθέσεις μετάλλου προσθήκης ίδιου μήκους, δηλαδή τέσσερεις σε κάθε ένα από τα δύο δοκίμια, οι παράμετροι και οι κατόψεις των οποίων παρουσιάζονται αναλυτικά στον παρακάτω πίνακα. Όλες οι ραφές συμβολίστηκαν αναλόγως, προκειμένου να είναι εφικτή η ανιχνευσιμότητα και αντιστοίχισή τους με τις παραμέτρους συγκόλλησης που εφαρμόστηκαν στις ίδιες.

Πίνακας 4.1. Παράμετροι συγκολλήσεων BoP δοκιμίων J1-J8

		J1	J2	J3	J4	J5	J6	J7	J8
Ένταση	I (A)	150	180	180	150	150	150	170	170
Τάση	V (V)	32	32	32	32	32	32	32	32
Ταχύτητα προώθησης	U (mm/min)	400	400	600	600	900	1100	1100	900
Ρυθμός εισαγωγής θερμότητας	h (kJ/mm)	0.58	0.69	0.46	0.38	0.26	0.21	0.24	0.29
(1) Τύπος ρεύματος				DC+					
(2) Απόσταση ακμής σύρματος-βασικού μετάλλου	mm		15						
(3) Γωνία όπλου συγκ/σης ως προς βασικό μέταλλο	μοίρες		30						
(4) Σύσταση προστατευτικού αερίου			82% Ar – 18% CO ₂						
(5) Πίεση προστατευτικού αερίου	bar		21						



Εικόνα 4.1. Ραφές εναποθέσεων BoP δοκιμίων J1-J8 (κάτοψη)

Τονίζεται ότι πριν την εναπόθεση κάθε ραφής εξασφαλίστηκε η μεταξύ τους απόσταση κατά περίπου δύο φορές το πλάτος τους τουλάχιστον, προκειμένου να μην υπάρξει αλληλοεπικάλυψη των ΘΕΖ των διαδοχικών ραφών.

4.1.2. Παρατηρήσεις χαρακτηριστικών ραφών

Οι ραφές εναπόθεσης φαίνονται παρακάτω, συμπεριλαμβανομένων και των ενδείξεων του πλάτους τους με χρήση κλίμακας.



Εικόνα 4.2. Ραφές εναποθέσεων BoP δοκιμίων J1-J8 (κάτοψη με κλίμακα κατά το πλάτος)

Αναφορικά με τις παραπάνω ραφές σημειώνονται τα εξής:

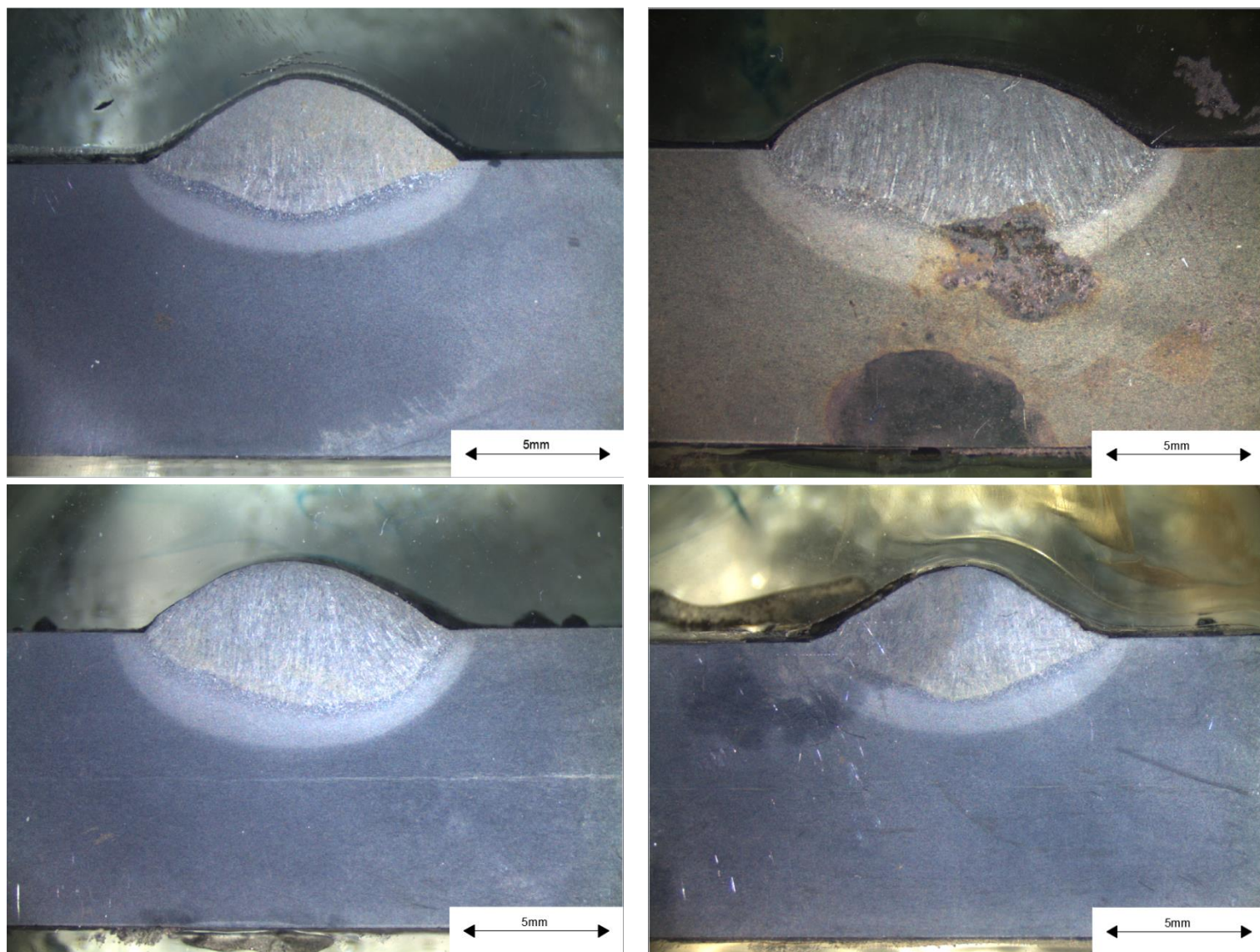
- 1) Σε γενικές γραμμές, οι ραφές J1 με J4 χαρακτηρίζονται από υψηλές τιμές ρυθμού εισαγωγής θερμότητας h , εξαιτίας των σχετικά χαμηλών ταχυτήτων προώθησής τους U , ενώ αντίθετα οι J5 με J8 χαρακτηρίζονται από χαμηλά h , λόγω των υψηλών U . Ως εκ τούτου, οι πρώτες τείνουν να έχουν μεγαλύτερες διαστάσεις από τις τελευταίες.
- 2) Οι J4 και J5 με J8 παρουσιάζουν έντονες εκτοξεύσεις μετάλλων ή “spatter”, οι οποίες αποδίδονται στις υψηλές ταχύτητες U που εφαρμόστηκαν.
- 3) Στις J4 και J5 με J8 παρατηρείται σημαντική ανομοιομορφία των γεωμετρικών χαρακτηριστικών των ραφών κατά το μήκος, γεγονός για το οποίο ενδέχεται να

ευθύνονται οι υψηλές ταχύτητες U . Λόγω της ανομοιομορφίας, οι τομές κατά το πλάτος στο στάδιο της κοπής με τη δισκοτόμο (βλ. υποενότητα 3.6.), με στόχο την εμφάνιση της διατομής, έγιναν σε σημεία κατά το μήκος στα οποία εκτιμήθηκε ότι προσεγγίζονταν κατά το δυνατόν τα επικρατέστερα και πιο ομοιόμορφα χαρακτηριστικά της ραφής, και βρίσκονται μακριά από την αρχή και το τέλος της ραφής, περιοχές όπου κυριαρχούν έντονα μεταβατικές συνθήκες. Πάνω σε αυτά τα σημεία τοποθετήθηκε και η κλίμακα της παραπάνω εικόνας.

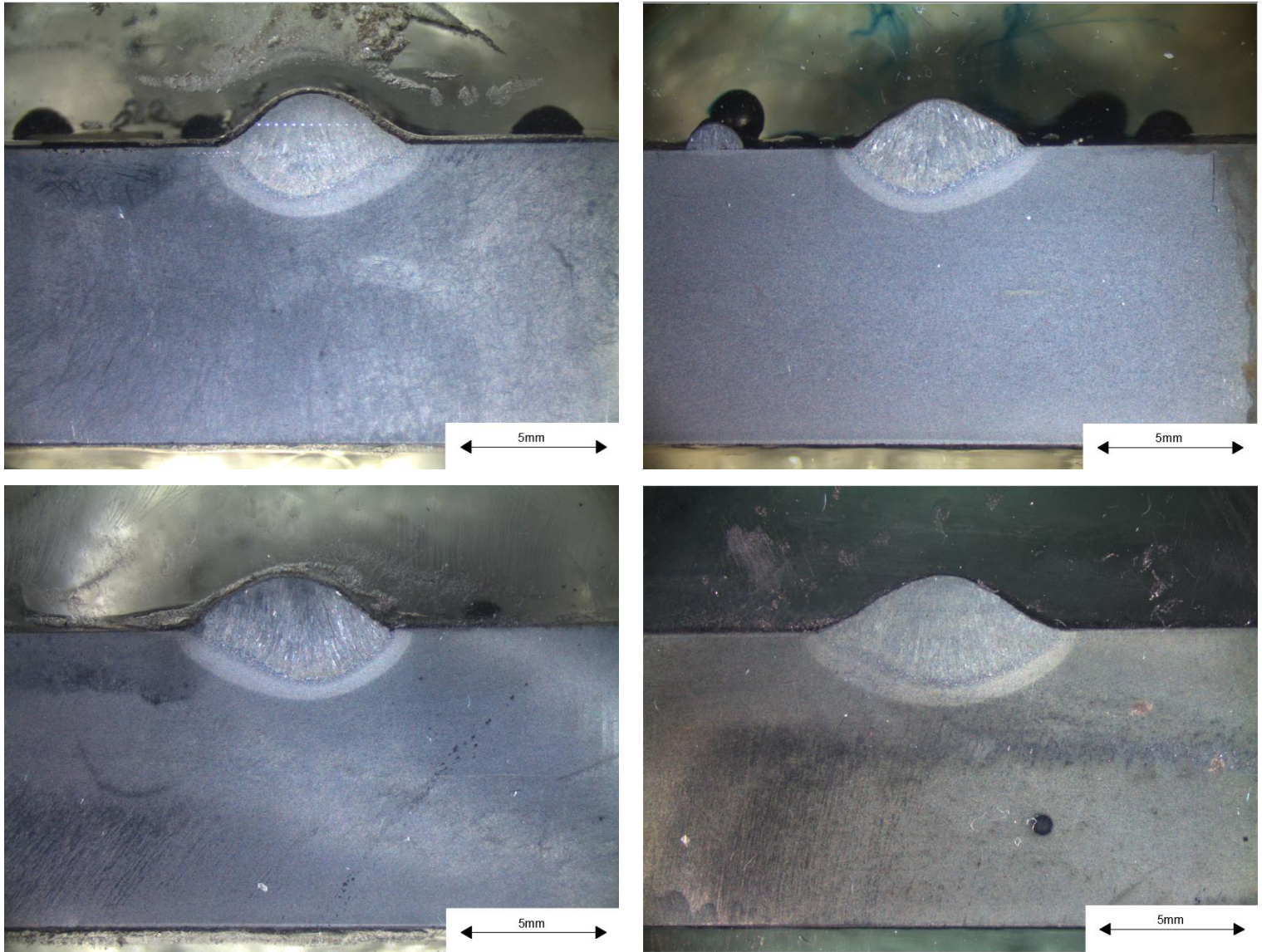
- 4) Η βύθιση του κρατήρα στο τέλος κάθε ραφής οφείλεται στο γεγονός ότι δεν υπήρξε αυξημένος χρόνος παραμονής του πυρσού στο συγκεκριμένο σημείο, οπότε ο τελευταίος απομακρύνθηκε από το σημείο αμέσως μετά την άφιξή του σε αυτό.
- 5) Συγκρίνοντας τις ραφές εντός των ομάδων J1-J4-J5-J6, J2-J3 και J7-J8, στις οποίες οι τιμές των ρευμάτων I και τάσεων V είναι σταθερές, ενώ των ταχυτήτων U αυξάνονται, γίνεται σαφής η επίδραση της ταχύτητας U στο μέγεθος των ραφών. Αυξάνοντας τη U με σταθερές τις υπόλοιπες παραμέτρους λαμβάνεται ραφή μικρότερων διαστάσεων (βλ. υποενότητα 2.2.). Το φαινόμενο εντείνεται όταν η αύξηση της U είναι σημαντική, και γίνεται ιδιαίτερα αντιληπτό συγκρίνοντας, για παράδειγμα, τις ραφές J1 και J4 ($U=400$ και 600mm/min αντίστοιχα) με τις J5 και J6 ($U=900$ και 1100mm/min αντίστοιχα).

4.2. Αποτελέσματα οπτικής στερεοσκοπίας

Μετά από κατάλληλη προετοιμασία και χημική προσβολή των δοκιμίων με διάλυμα νιτρικού όξεως και αιθανόλης, “Nital 3%”, έλαβε χώρα η παρατήρησή τους υπό το πρίσμα του στερεοσκοπίου. Παρακάτω παρατίθενται φωτογραφίες των διατομών, στις οποίες φαίνεται το μέταλλο βάσης (BM), η λεπτοκρυσταλλική ΘΕΖ (FGHAZ), η χονδροκρυσταλλική ΘΕΖ (CGHAZ) και το μέταλλο συγκόλλησης (WM).



Εικόνα 4.3. Διατομές ραφών BoP δοκιμίων J1, J2 (πάνω) και J3, J4 (κάτω)



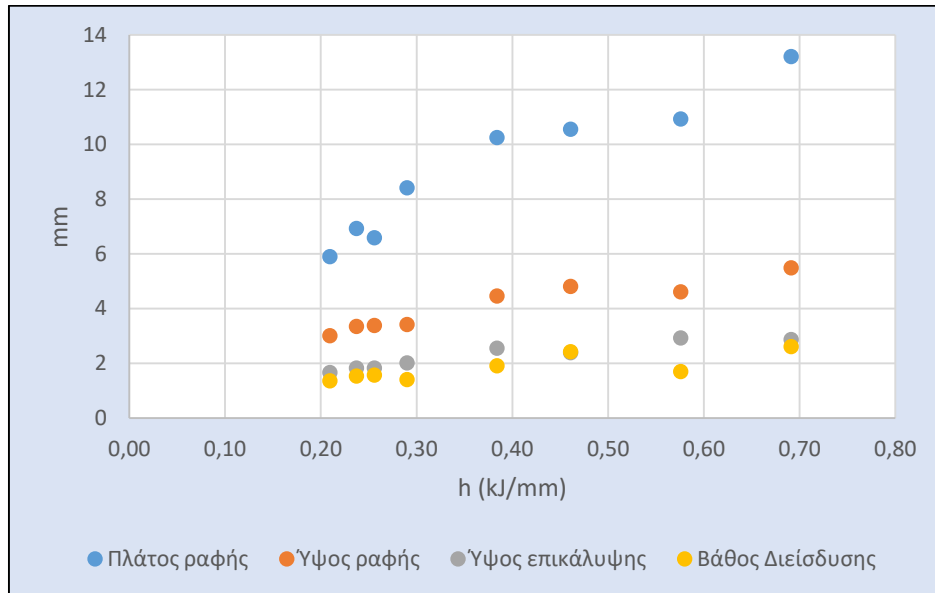
Εικόνα 4.4. Διατομές ραφών BoP δοκιμίων J5, J6 (πάνω) και J7, J8 (κάτω)

Τα κύρια γεωμετρικά χαρακτηριστικά των παραπάνω διατομών φαίνονται στον πίνακα παρακάτω. Τονίζεται ότι το μέγεθος «Έκταση ΘΕΖ» περιλαμβάνει την έκταση τόσο της λεπτοκρυσταλλικής όσο και της χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ.

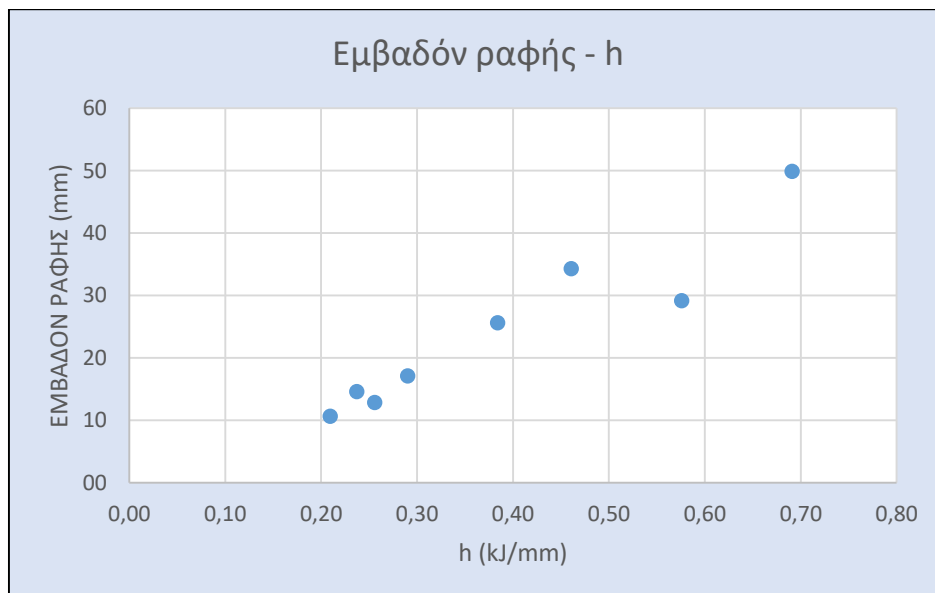
Πίνακας 4.2. Γεωμετρικά χαρακτηριστικά διατομών ραφών δοκιμίων “BoP” J1-J8

		J1	J2	J3	J4	J5	J6	J7	J8
I	A	150	180	180	150	150	150	170	170
V	V	32	32	32	32	32	32	32	32
U	mm/min	400	400	600	600	900	1100	1100	900
h	kJ/mm	0.58	0.69	0.46	0.38	0.26	0.21	0.24	0.29
Πλάτος ραφής	mm	10.9	13.2	10.6	10.3	6.6	5.9	6.9	8.4
Ύψος ραφής	mm	4.6	5.5	4.8	4.5	3.4	3.0	3.4	3.4
Βάθος διείσδυσης	mm	1.7	2.6	2.4	1.9	1.6	1.4	1.5	1.4
Ύψος επικάλυψης	mm	2.9	2.9	2.4	2.6	1.8	1.7	1.8	2.0
Εμβαδόν ραφής	mm ²	29.2	49.9	34.3	25.7	12.9	10.7	14.6	17.1
Έκταση ΘΕΖ	mm	1.3	1.8	1.7	1.5	0.7	0.8	0.7	0.9

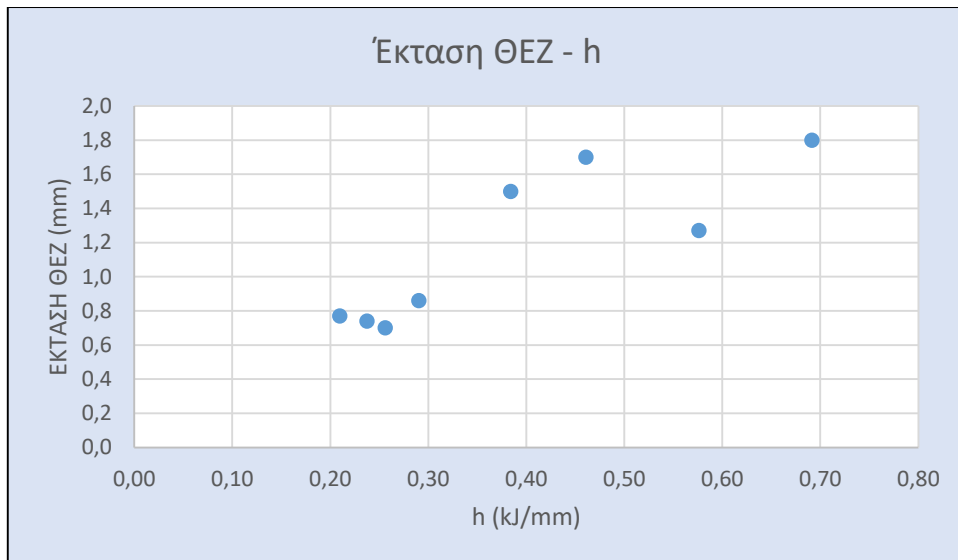
Σύμφωνα με τα υπολογιζόμενα γεωμετρικά χαρακτηριστικά, εξάγονται τα παρακάτω διαγράμματα συσχέτισης των ίδιων ως προς το ρυθμό εισαγωγής θερμότητας ή “Heat Input” (h).



Εικόνα 4.5. Ύψος & πλάτος ραφής, ύψος επικάλυψης και βάθος διείσδυσης ραφών δοκιμών συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας



Εικόνα 4.6. Εμβαδόν ραφών δοκιμών συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας



Εικόνα 4.7. Έκταση ΘΕΖ δοκιμίων συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας

Βάσει των παραπάνω δεδομένων, διαπιστώνεται ότι υπάρχει άμεση σχέση μεταξύ του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας h και των γεωμετρικών χαρακτηριστικών της ραφής καθώς, σε γενικές γραμμές, τα τελευταία αποτελούν αύξουσα συνάρτηση της πρώτης, γεγονός το οποίο επαληθεύεται από τη γνώση για τη μεταβολή της γεωμετρίας των ραφών συναρτήσει των παραμέτρων συγκόλλησής τους (βλ. υποενότητα 2.2.).

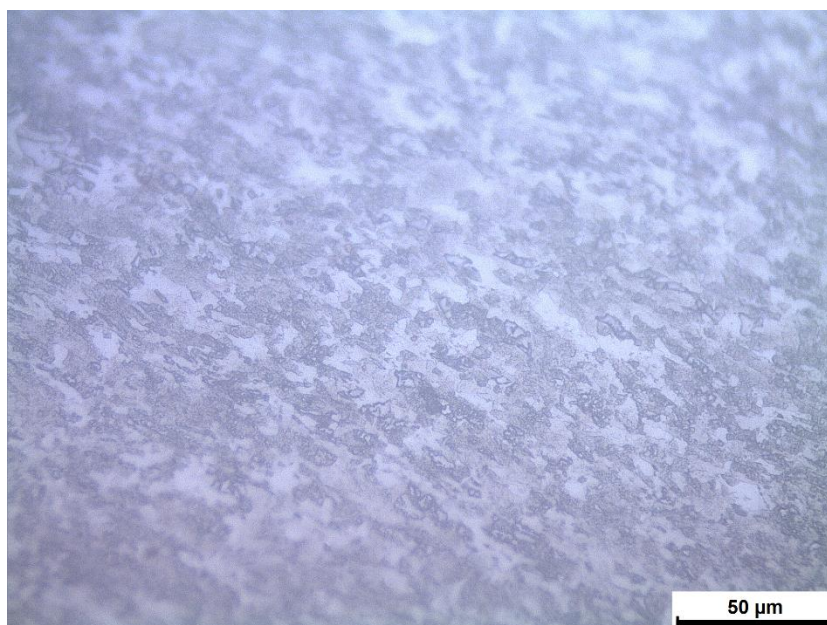
Ενδιαφέρον παρουσιάζει η σχέση της έκτασης της ΘΕΖ με το h , με τη πρώτη να συνιστά επίσης αύξουσα συνάρτηση του τελευταίου (Εικόνα 4.7). Παρόμοιο πόρισμα επιδεικνύεται και στη διεθνή βιβλιογραφία [23], σύμφωνα με την οποία η έκταση της ΘΕΖ είναι γραμμικά αύξουσα συνάρτηση του χρόνου απόψυξης, ενώ ο τελευταίος είναι ανάλογος του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας.

Το εμβαδόν διατομών των ραφών είναι επίσης αύξουσα συνάρτηση του h , δεδομένου ότι οι υψηλότερες συνθήκες συγκόλλησης, δηλαδή στη προκειμένη περίπτωση υψηλότερη ένταση ρεύματος και χαμηλότερη ταχύτητα προώθησης, συνεπάγονται περισσότερη εναπόθεση υλικού προσθήκης.

4.3. Αποτελέσματα οπτικής μικροσκοπίας

4.3.1. Μικροδομή μετάλλου βάσης

Εξετάζοντας τη μικροδομή του μετάλλου βάσης, διαπιστώθηκε ότι η μικροδομή αποτελείται από εξαιρετικά λεπτόκοκκο φερρίτη, με προσανατολισμό κατά τη διεύθυνση έλασης, ο οποίος προέρχεται από τη παρατεταμένη θερμή έλαση ωστενίτη της μεθόδου TMCP. Η μικροδομή διαφέρει από αυτή που παρατηρήθηκε σε χάλυβες S700MC της διεθνούς βιβλιογραφίας, καθώς στους τελευταίους παρατηρήθηκε φερριτομπαινιτική μικροδομή [19, 23]. Αυτή η διαφοροποίηση δεν αναιρεί τον παρόν ισχυρισμό, εφόσον ενδέχεται οι μηχανικές ιδιότητες της παρούσας μικροδομής να οφείλονται στη συνεισφορά του εξαιρετικά λεπτόκοκκου φερρίτη και στα υψηλότερα ποσοστά κραματικών στοιχείων του βασικού μετάλλου, ενώ οι αντίστοιχες μηχανικές ιδιότητες των μικροδομών των προαναφερόμενων ερευνών στο μπαινιτικό μετασχηματισμό τους.

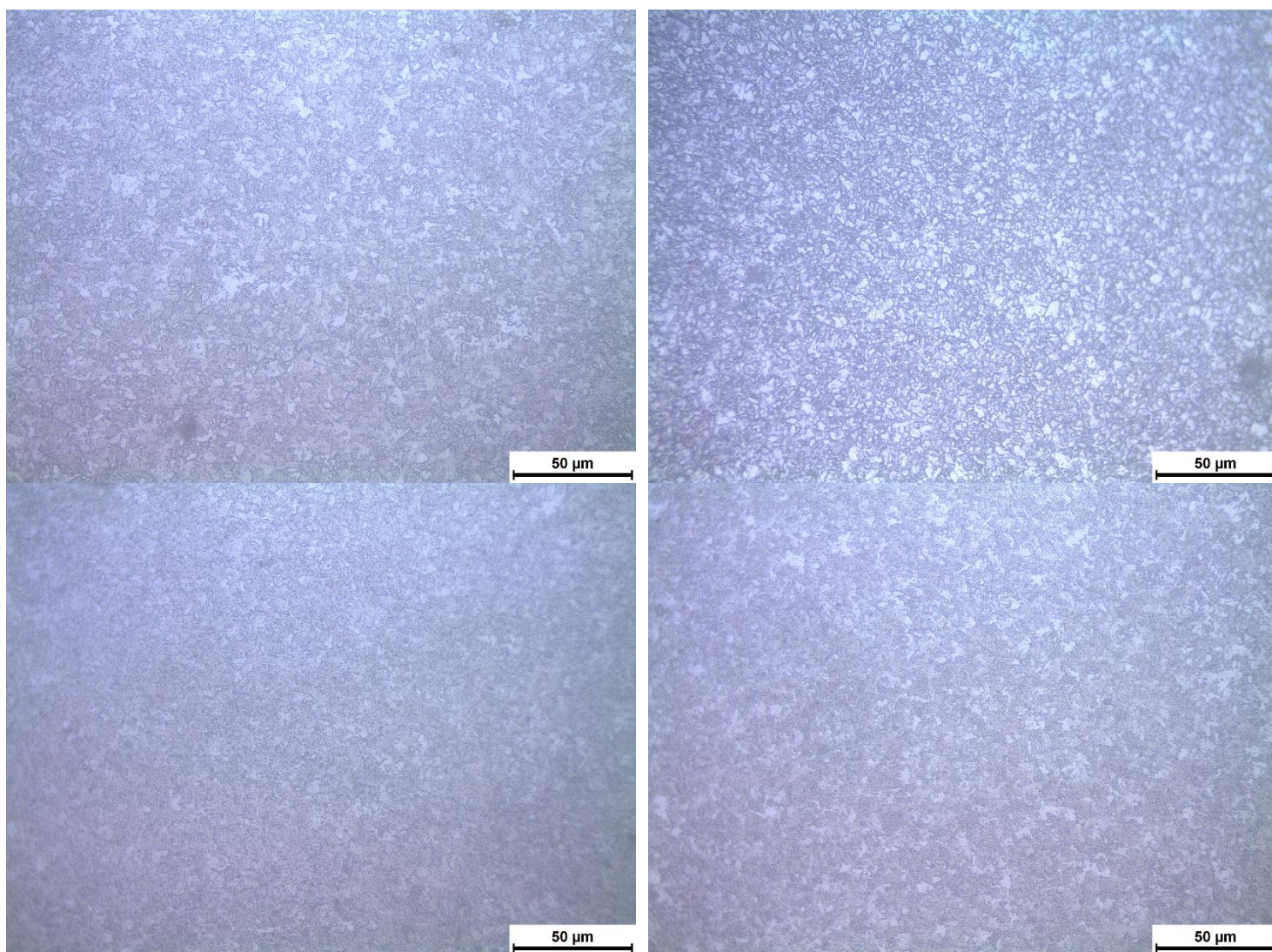


Εικόνα 4.8. Μικροδομή μετάλλου βάσης S700MC (Μεγέθυνση x50)

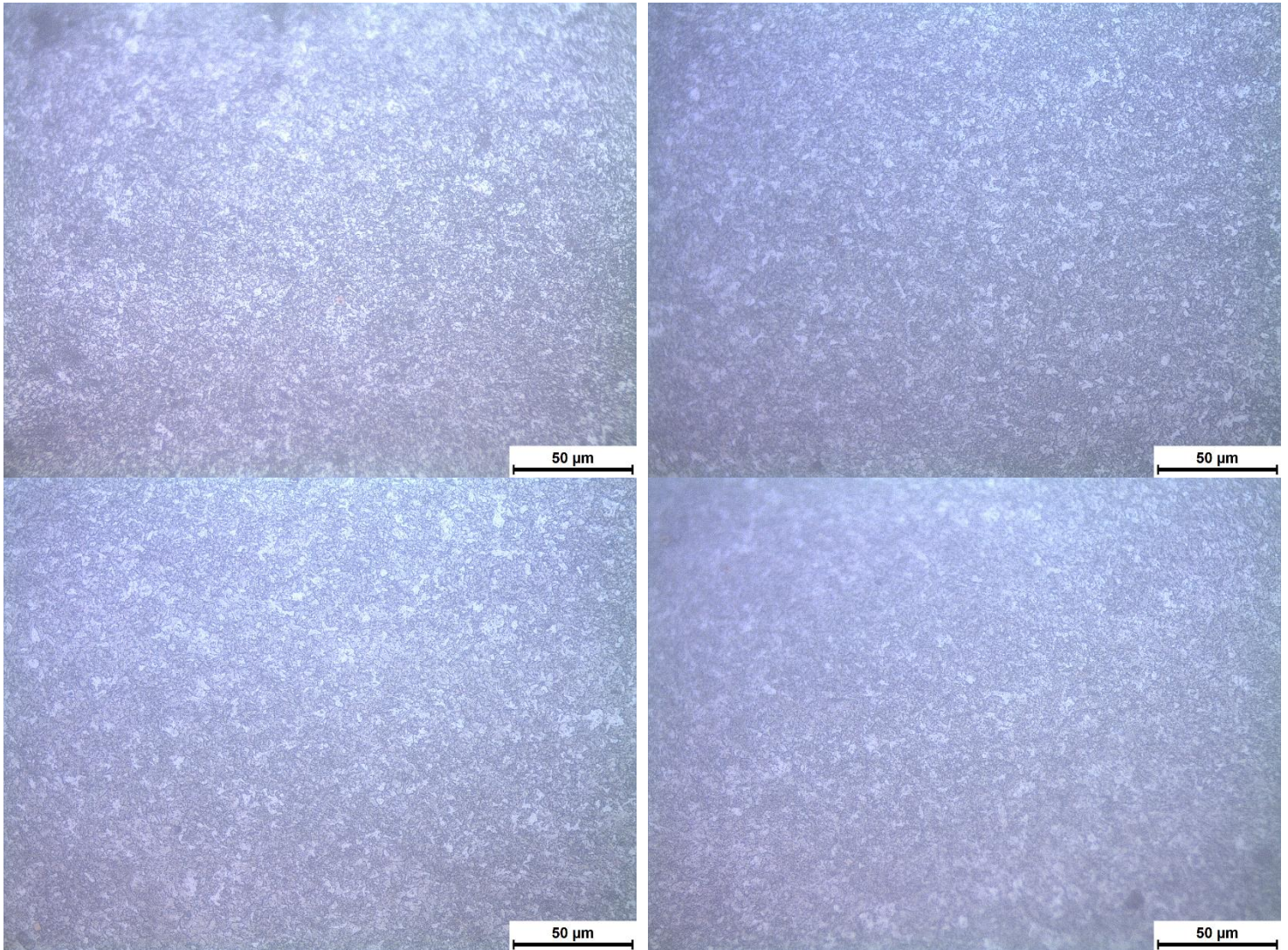
4.3.2. Μικροδομή λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ

Κατά τη παρατήρηση της λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ της συγκόλλησης των δοκιμίων, διαπιστώθηκε ότι η μικροδομή της αποτελείται από λεπτόκοκκο φερρίτη χωρίς προσανατολισμό κατά τη διεύθυνση της έλασης (βλ. μικροδομή μετάλλου βάσης, εικόνα 4.8). Λόγω του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας της συγκόλλησης, οι κόκκοι της ζώνης βρέθηκαν στη ζώνη ωστενιτοποίησης με αποτέλεσμα στα όρια κόκκων του επιμηκυμένου ωστενίτη να πυρηνοποιηθούν νέοι κόκκοι φερρίτη, χωρίς την εφαρμογή κάποιας δύναμης έλασης, οδηγώντας στο σχηματισμό κόκκων φερρίτη χωρίς προσανατολισμό.

Συγκρίνοντας τις μικροδομές των δοκιμίων με τον υψηλότερο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας, J1, J2, J3 και J4, με τις αντίστοιχες των δοκιμίων με τον χαμηλότερο, J5, J6, J7 και J8, δεν διαπιστώθηκε κάποια διαφορά στη μορφολογία.



Εικόνα 4.9. Μικροδομή λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J1 και J2 (Πάνω), J3 και J4 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)

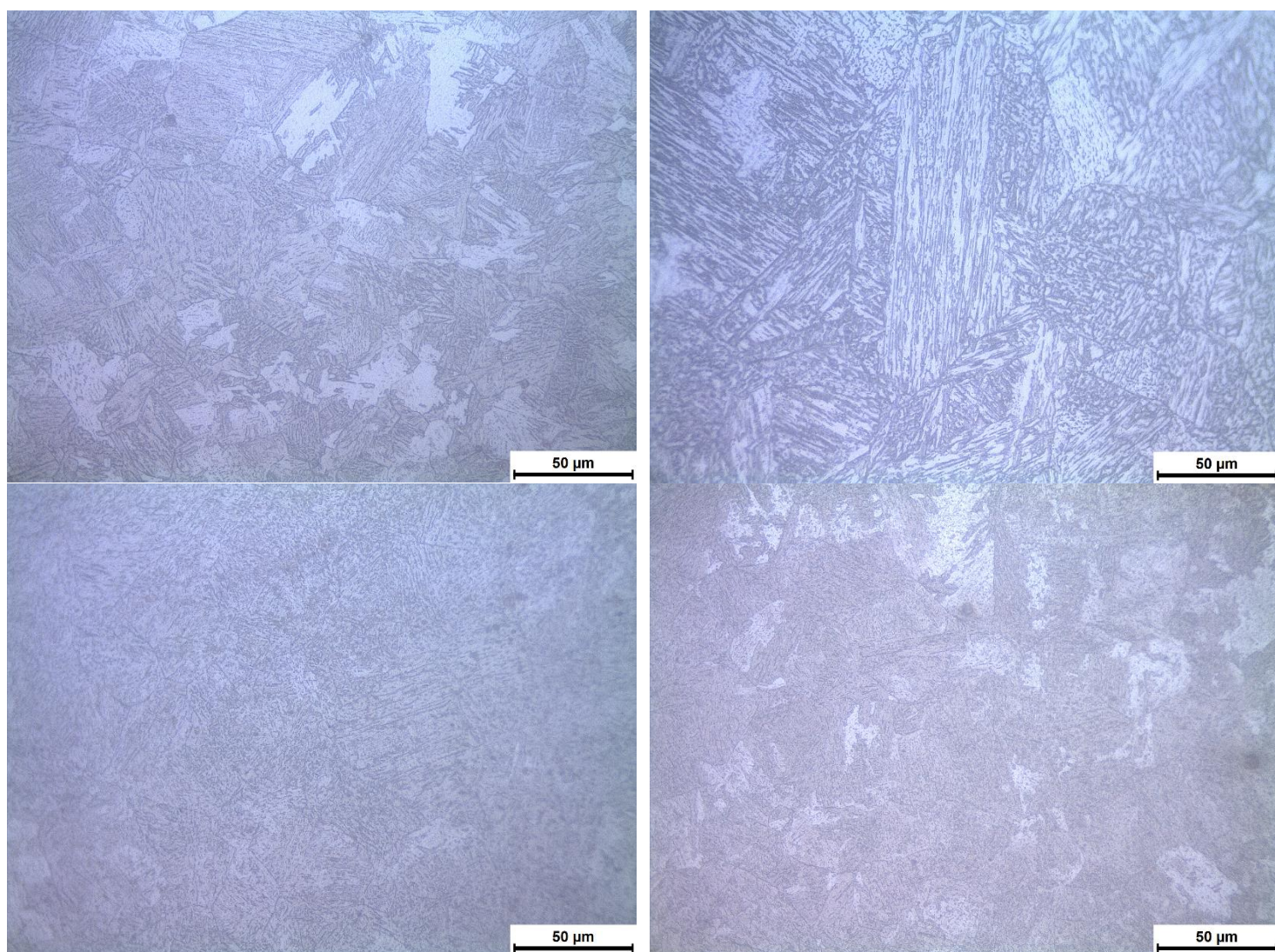


Εικόνα 4.10. Μικροδομή λεπτοκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J5 και J6 (Πάνω), J7 και J8 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)

4.3.3. Μικροδομή χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ

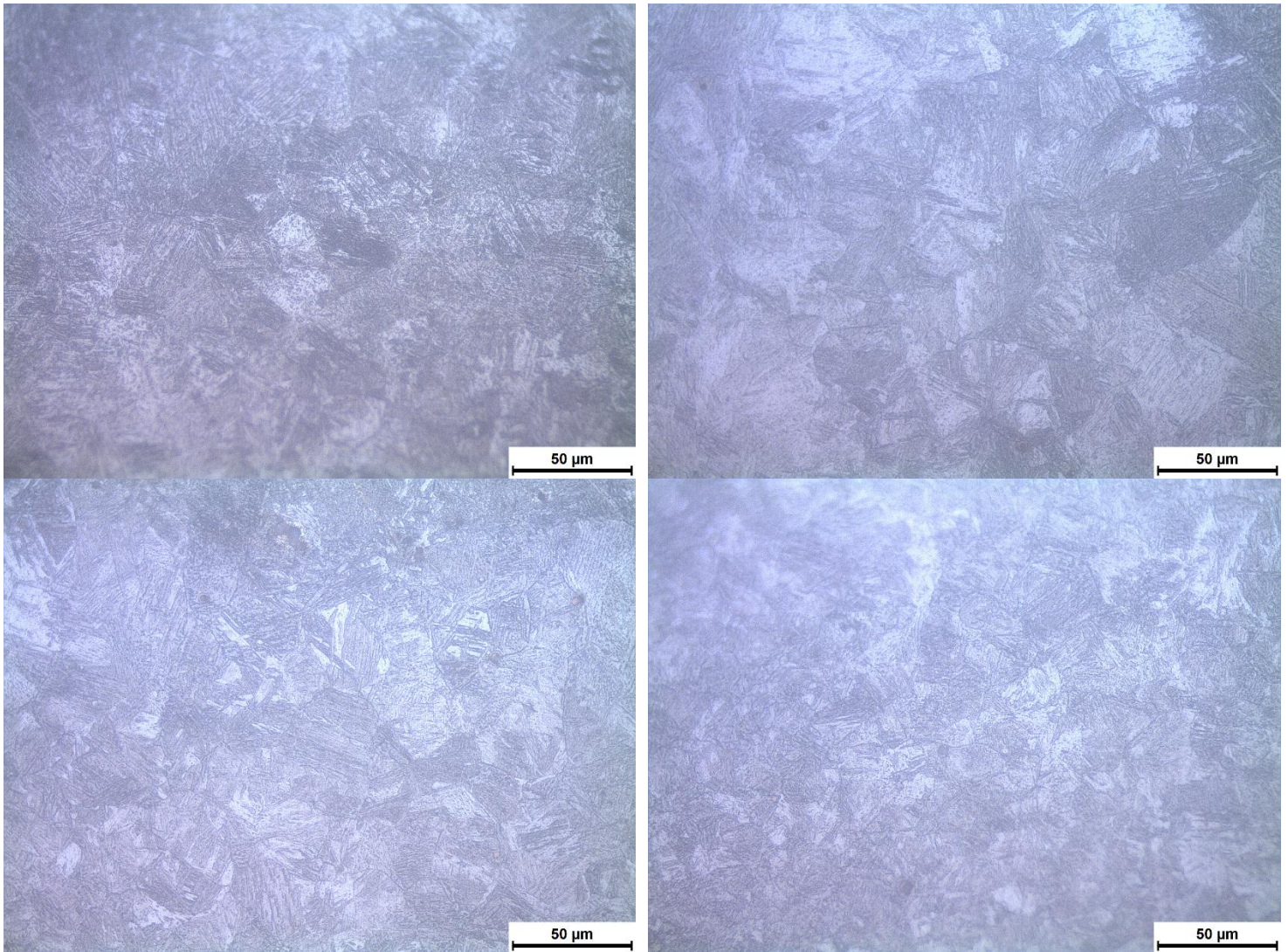
Από τη διαδικασία οπτικής μικροσκοπίας της χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ των δοκιμίων, προέκυψαν ενδιαφέροντα συμπεράσματα για τις μικροδομές, με το σημαντικότερο να είναι η άμεση σχέση των τελευταίων με τις χρησιμοποιούμενες παραμέτρους συγκόλλησης (βλ. υποενότητα 4.1.).

Στα δοκίμια υψηλού ρυθμού εισαγωγής θερμότητας (0.38-0.69 kJ/mm) η μικροδομή αποτελείται από μεγενθυμένους κόκκους φερρίτη και μπαινίτη (Εικόνα 4.11). Η μεγέθυνση των κόκκων φερρίτη οφείλεται στη παραμονή πάνω από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης για σχετικά μεγάλο χρονικό διάστημα εξαιτίας του σχετικά αργού χρόνου απόψυξης. Λόγω της μεγέθυνσής τους, η κρίσιμη ταχύτητα απόψυξης των κόκκων ωστενίτη μειώθηκε, αυξάνοντας έτσι την εμβαπτότητά τους [9] και ευνοώντας το σχηματισμό μπαινίτη λόγω της σχετικά μεγάλης ταχύτητας απόψυξης.



Εικόνα 4.11. Μικροδομή χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J1 και J2 (Πάνω), J3 και J4 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)

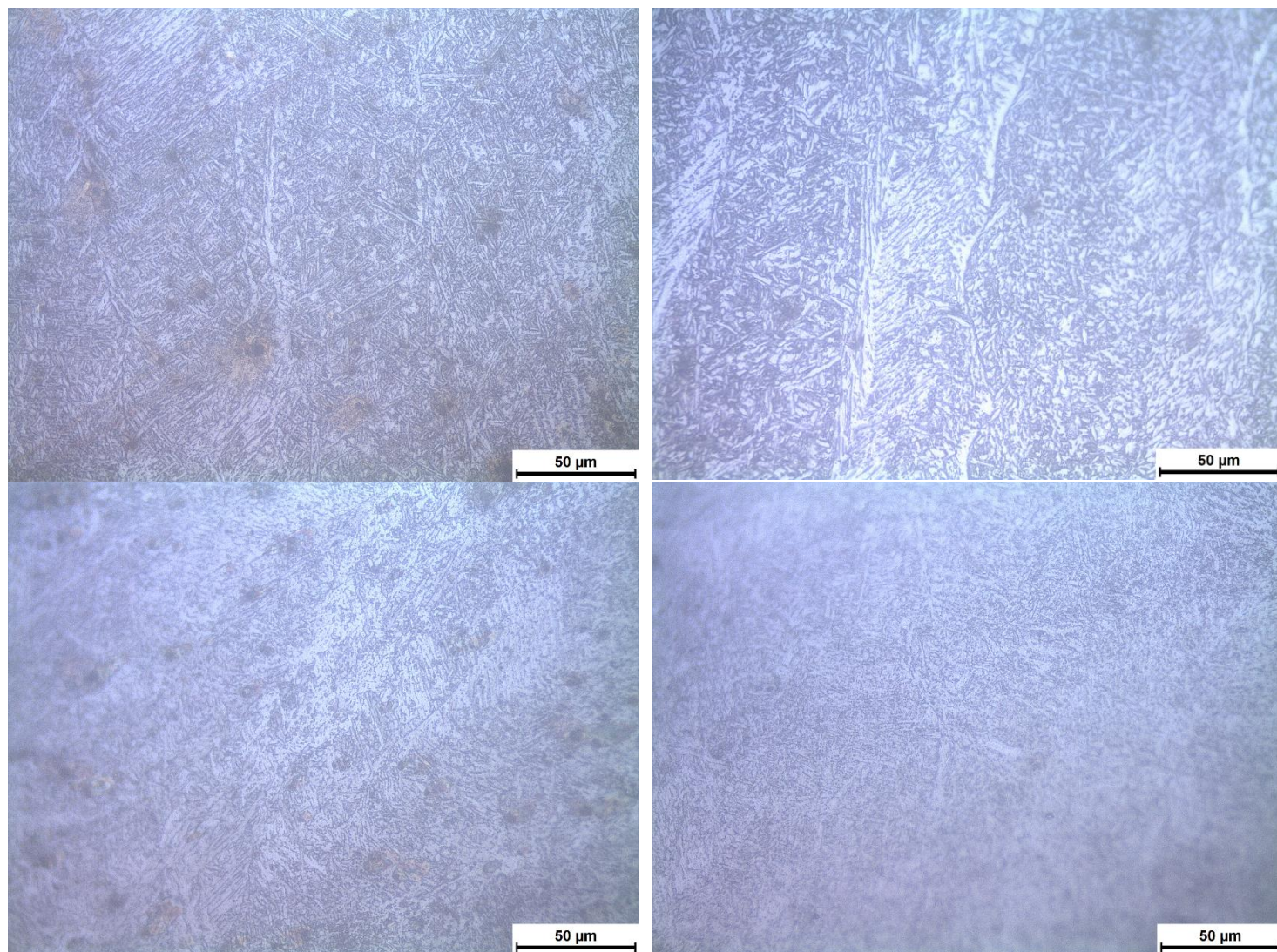
Λόγω της μεγαλύτερης ταχύτητας απόψυξης, ως απόρροια του χαμηλού ρυθμού εισαγωγής θερμότητας (0.21-0.38 kJ/mm), και σε συνδυασμό με την αυξημένη εμβαπτότητα των μεγενθυμένων κόκκων ωστενίτη, στη μικροδομή των δοκιμίων J5 με J8 προέκυψε μαρτενσίτης με τη χαρακτηριστική βελονοειδή μορφή του (Εικόνα 4.12), η ύπαρξη του οποίου επιβεβαιώθηκε και από τις υψηλές τιμές σκληρότητας στη περιοχή (βλ. υποενότητα 4.4.). Η ύπαρξη μαρτενσίτη είναι ανεπιθυμητή λόγω της ψαθυρότητάς του, καθώς αυξάνεται ο κίνδυνος ψυχρής ρωγμάτωσης λόγω υδρογόνου και η πιθανότητα ψαθυρής θραύσης του υλικού σε συνθήκες υπηρεσίας.



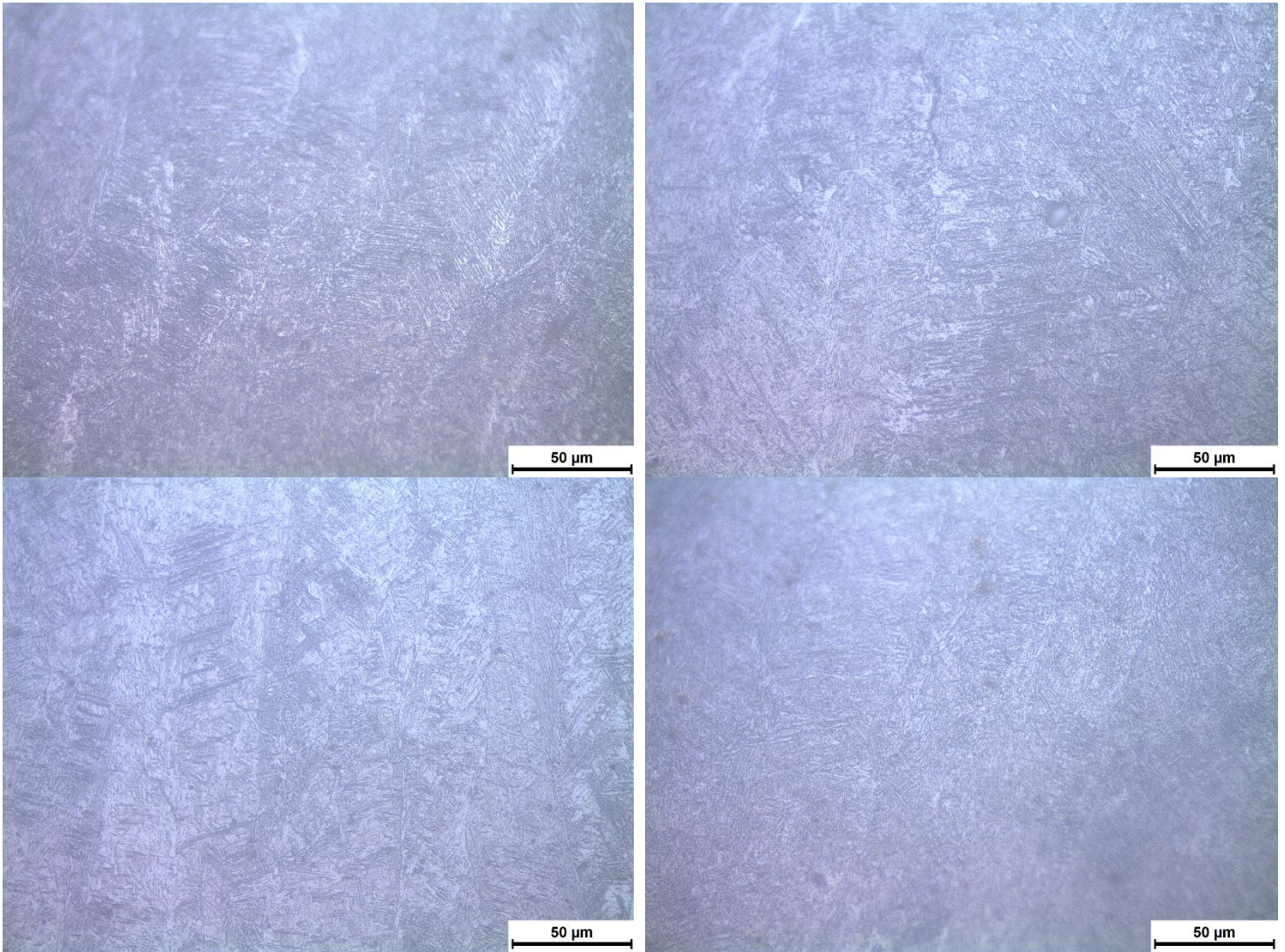
Εικόνα 4.12. Μικροδομή χονδροκρυσταλλικής ΘΕΖ δοκιμίων J5 και J6 (Πάνω), J7 και J8 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)

4.3.4. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης

Η μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης δεν παρουσιάζει ιδιαίτερη διαφοροποίηση μεταξύ των δοκιμίων J1 ως J8, καθώς η μορφολογία της παραμένει περίπου ίδια λόγω της απόψυξης της από θερμοκρασίες σημαντικά ανώτερες των 1100°C [20]. Λαμβάνοντας υπόψη τις αναμενόμενες μορφολογίες του εδαφίου «1.5.5. Μέταλλο συγκόλλησης», βρέθηκαν οι εξής δομές: βελονοειδής φερρίτης, φερρίτης Widmanstätten, περικρυσταλλικός φερρίτης.



Εικόνα 4.13. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης δοκιμίων J1 και J2 (Πάνω), J3 και J4 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)



Εικόνα 4.14. Μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης δοκιμίων J5 και J6 (Πάνω), J7 και J8 (Κάτω) (Μεγέθυνση x50)

4.4. Αποτελέσματα μικροσκληρομετρήσεων Vickers

Οι μετρήσεις μικροσκληρομετρήσεων Vickers κάθε δοκιμίου λήφθηκαν κατά το πλάτος δύο ζωνών οι οποίες διατρέχουν τη διατομή:

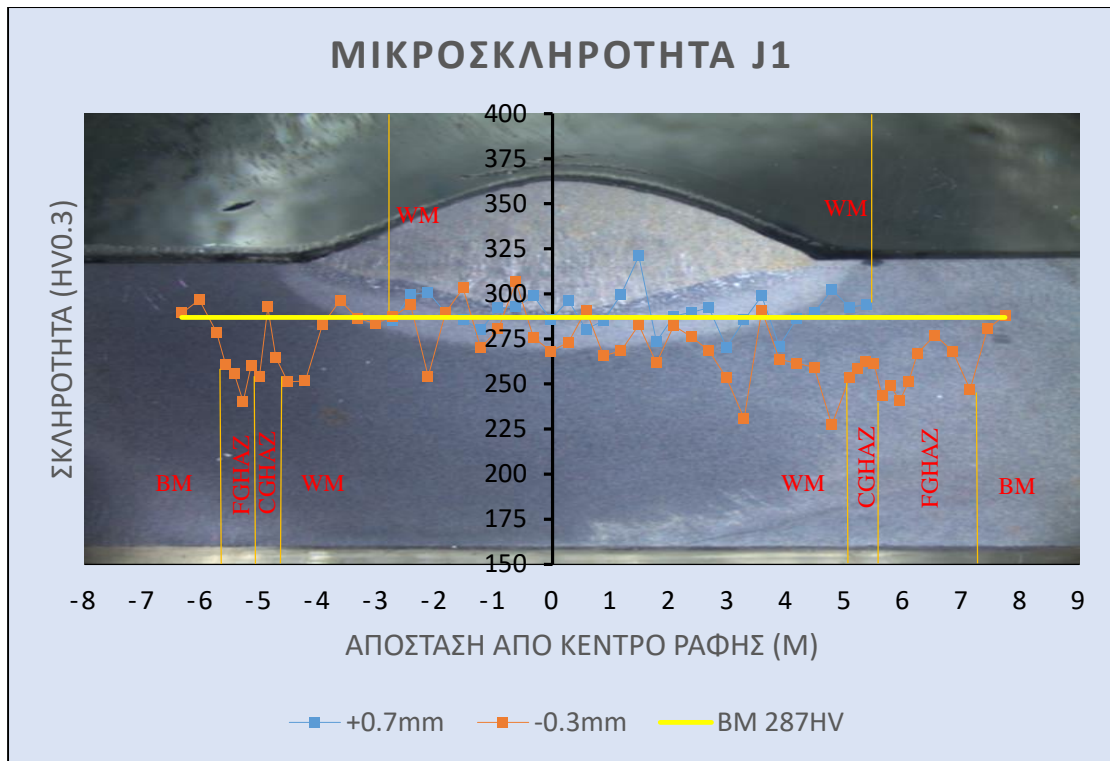
- Σε ύψος 0.7 mm από την άνω ακμή του βασικού μετάλλου, όπου διατρέχεται το μέταλλο συγκόλλησης, και
- Σε βάθος 0.3 mm από την άνω ακμή του βασικού μετάλλου, όπου διατρέχεται το βασικό μέταλλο, η ΘΕΖ και το μέταλλο συγκόλλησης.

Η απόσταση μεταξύ των διαδοχικών μετρήσεων επιλέχθηκε έτσι ώστε το σύνολό τους να χαρακτηρίζει επαρκώς τη σκληρότητα της εξεταζόμενης ζώνης συγκόλλησης, με κατάλληλη πυκνωση των ίδιων κατά τη μέτρηση ζωνών μικρής έκτασης, όπως στη χονδροκρυσταλλική ΘΕΖ. Ειδικά στη τελευταία, αρκετές φορές ήταν απαραίτητη η λήψη μετρήσεων σε διαφορετικά βάθη, με την ελάχιστη όμως δυνατή απόσταση από τη ζώνη βάθους 0.3mm, για τη παραγωγή μεγαλύτερου πλήθους δειγμάτων, λόγω της μικρής έκτασης της σε ορισμένες από τις ραφές.

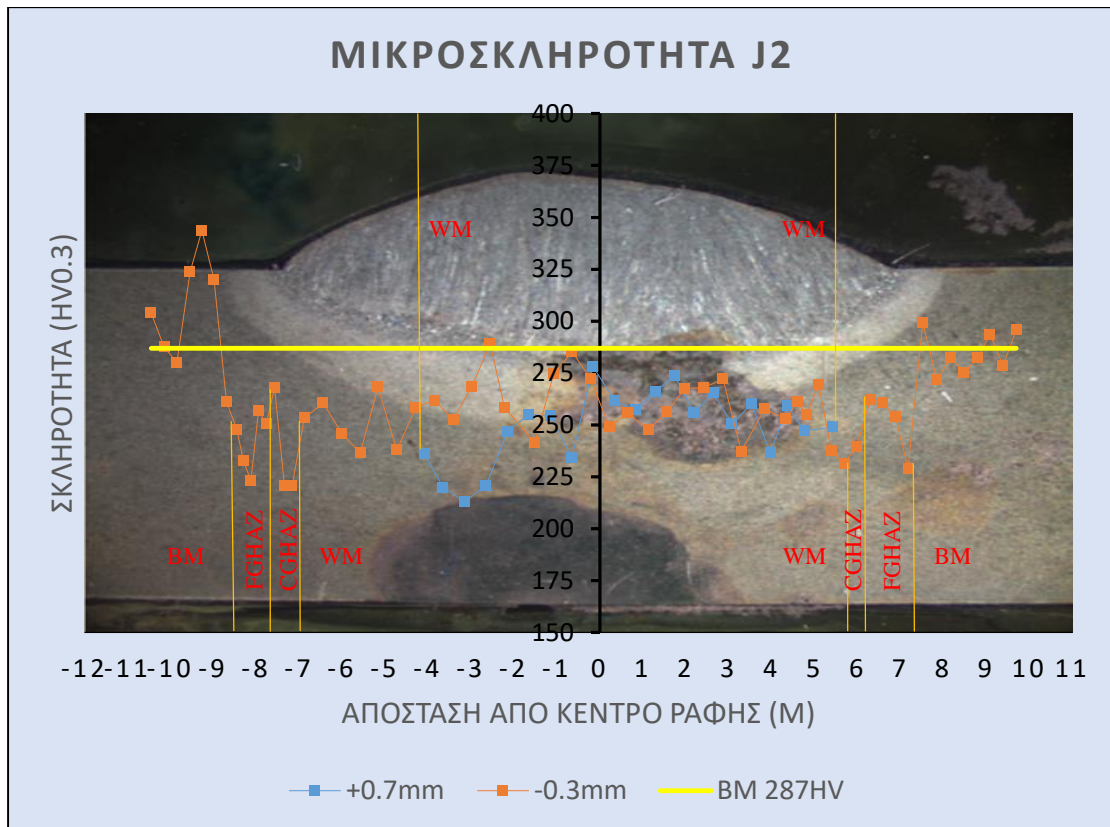
Η μεγάλη διακύμανση των τιμών μικροσκληρότητας εντός ίδιων ζωνών ενδέχεται να οφείλεται τόσο στο ίδιο το υλικό, όσο και σε πιθανά σφάλματα εφαρμογής της μεθόδου κατά τη διάρκεια της διαδικασίας. Ειδικότερα:

- Η μέτρηση μικροσκληρομέτρησης επηρεάζεται άμεσα από το σημείο λήψης της σε ανομοιογενή υλικά εφόσον, λόγω του μικρού ίχνους της, «πιάνει» σημεία ασυνέχειας των μηχανικών ιδιοτήτων. Για παράδειγμα, σε περίπτωση που το τελευταίο είναι σημείο όπου διασταυρώνονται πολλά όρια κόκκων, τα οποία αποτελούν εν γένει σημεία συσσώρευσης τάσεων [9], βρίσκεται κάποιο κατακρήμνισμα ή κάποιος μετασχηματισμός φάσης υψηλής σκληρότητας, είτε στην επιφάνεια είτε υπο-επιφανειακά, τότε αναμένεται η μετρούμενη σκληρότητα να είναι σχετικά μεγάλη.
- Οι σκληρομετρήσεις υπό την επίδραση μικρού φορτίου εξαρτώνται σημαντικά από τη τραχύτητα της επιφάνειας του μετάλλου, με τη τελευταία να πρέπει να είναι απόλυτα λεία. Εξίσου καθοριστική είναι και η κατάσταση της πυραμίδας, η οποία πρέπει να διατηρεί μυτερή ακμή, γυαλισμένη επιφάνεια και γωνία ανοίγματος 136° με μέγιστη απόκλιση 0.5° [30].
- Οι μετρήσεις μικροσκληρότητας παρουσιάζουν ανακρίβειες όταν, κατά τη διάρκεια της μέτρησης, η επιφάνεια του δείγματος δεν είναι κάθετη στη πυραμίδα με μέγιστη απόκλιση $\pm 1^\circ$ [30].

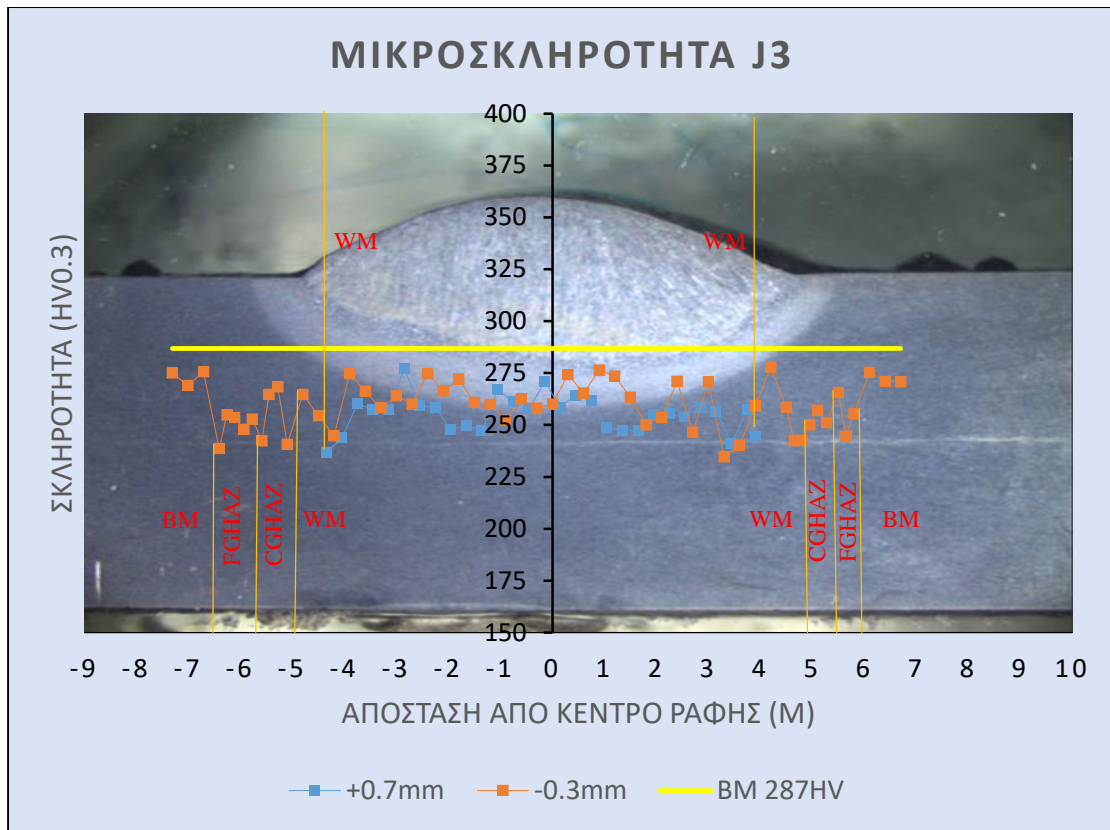
Παρακάτω παρατίθενται τα διαγράμματα μικροσκληρότητας των δοκιμίων ως προς την απόστασή τους από το μέσον των ραφών, τα οποία περιγράφουν τη μεταβολή της σκληρότητας κατά μήκος της ζώνης μετρήσεων. Η κίτρινη γραμμή των διαγραμμάτων εκφράζει τη μέση σκληρότητα του βασικού μετάλλου όλων των δοκιμίων, η οποία υπολογίστηκε ίση με 287 HV (Πίνακας 4.4).



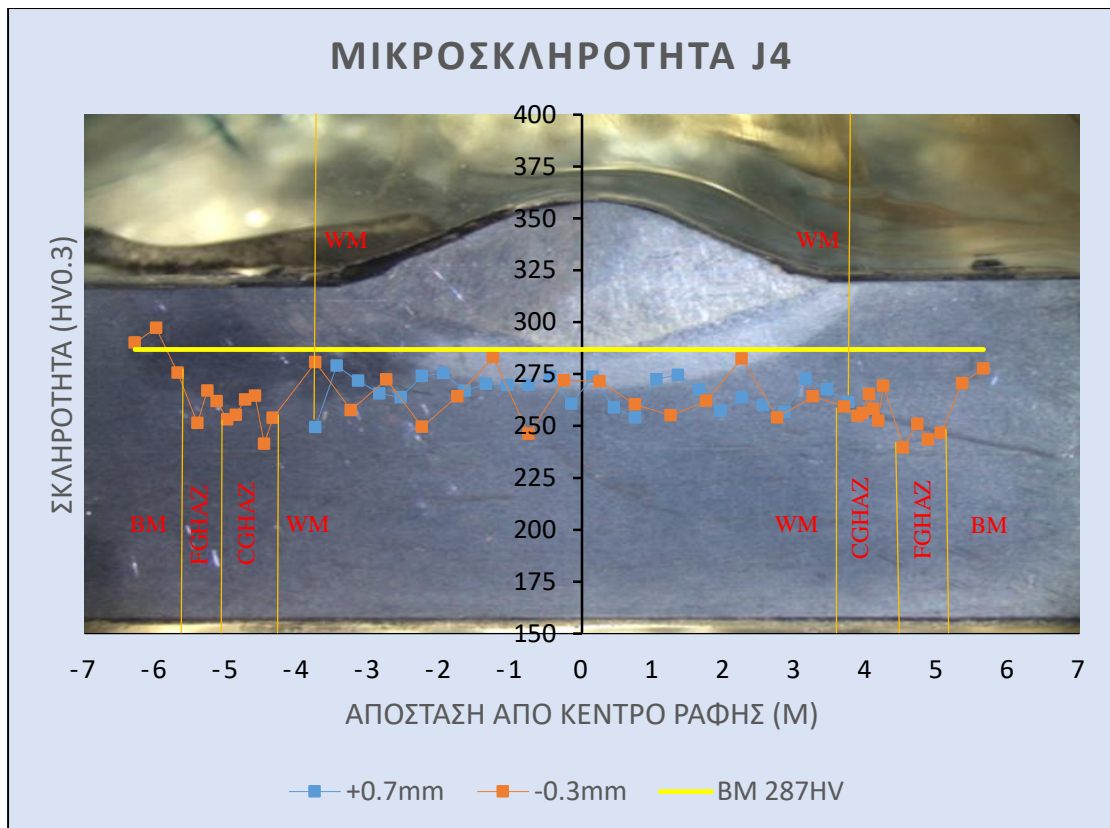
Εικόνα 4.15. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J1



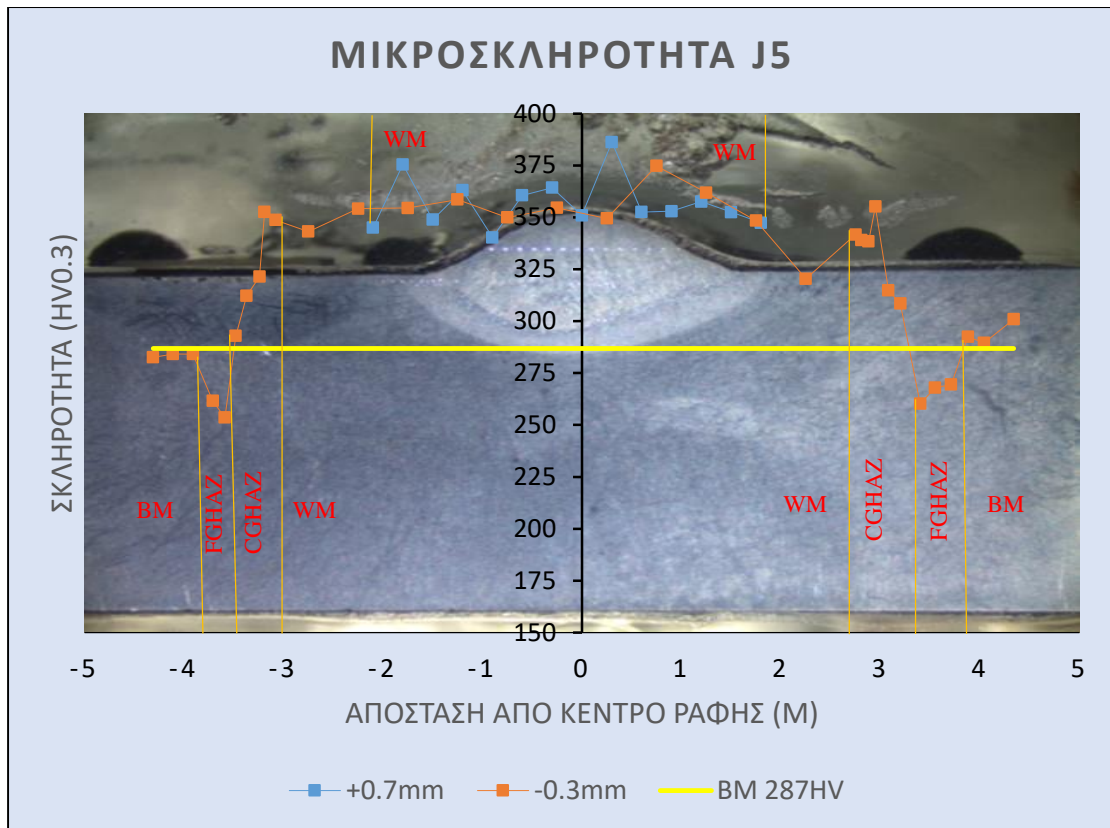
Εικόνα 4.16. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J2



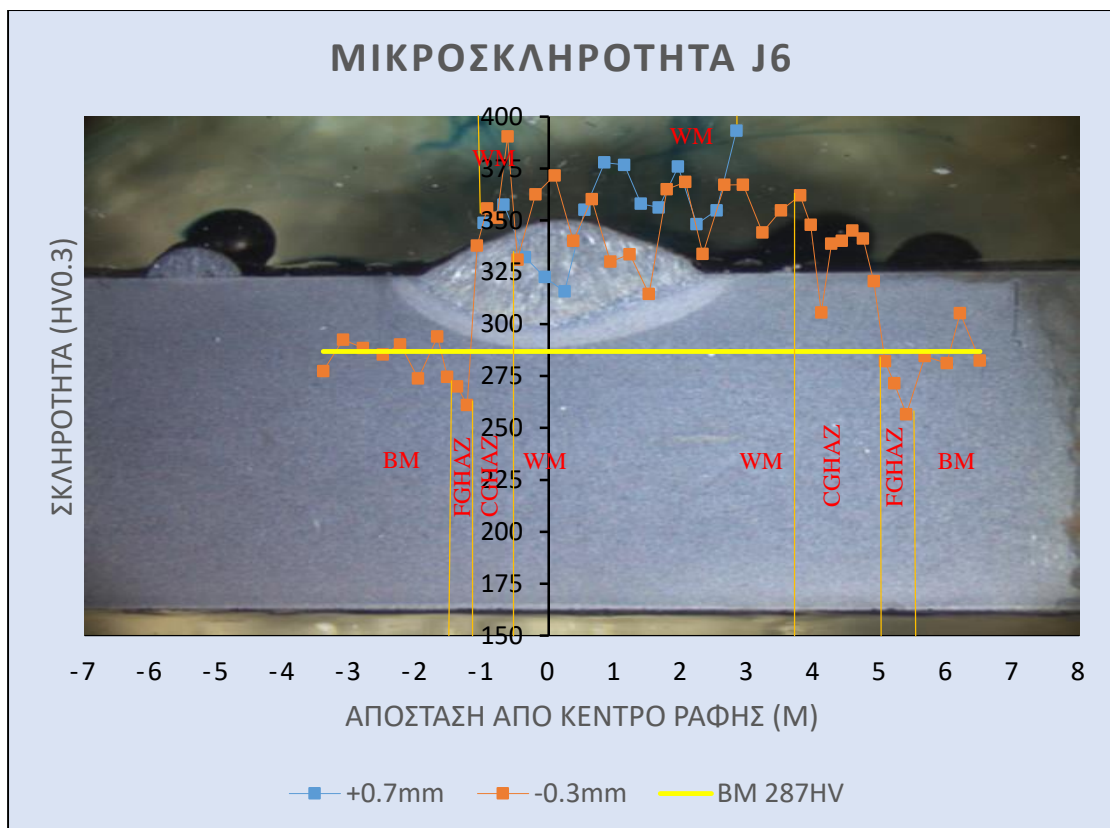
Εικόνα 4.17. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J3



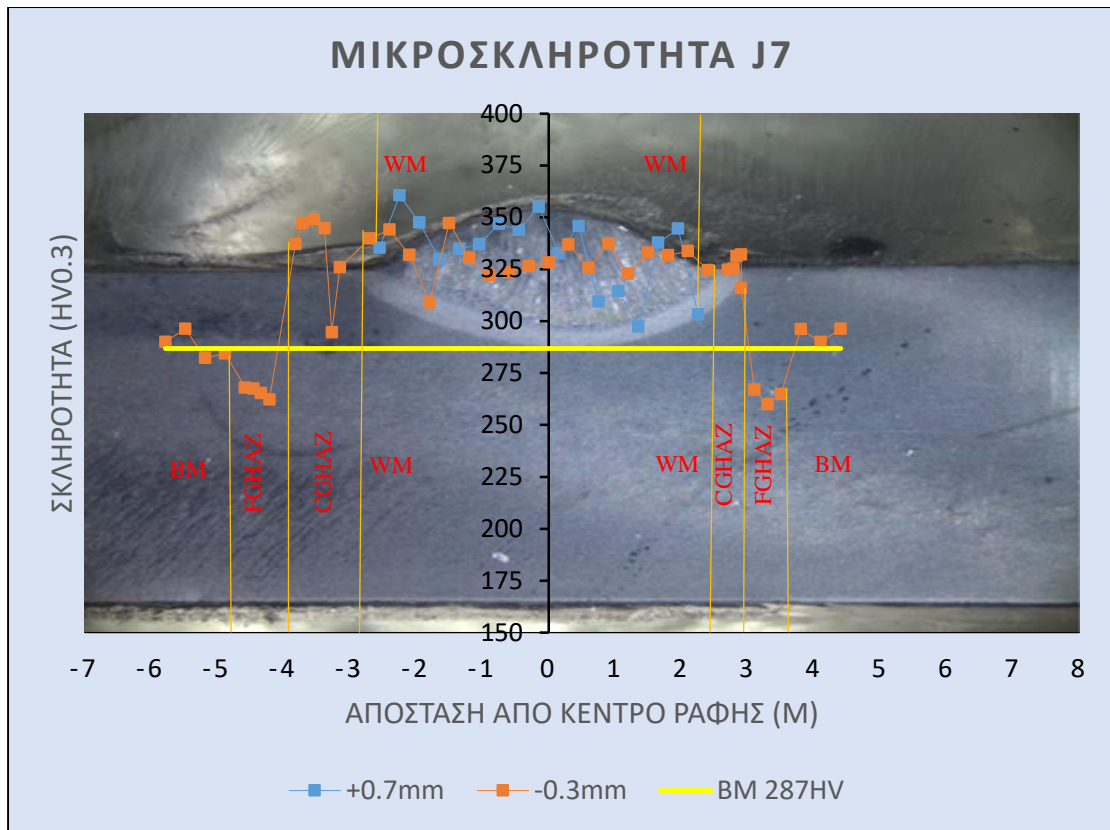
Εικόνα 4.18. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J4



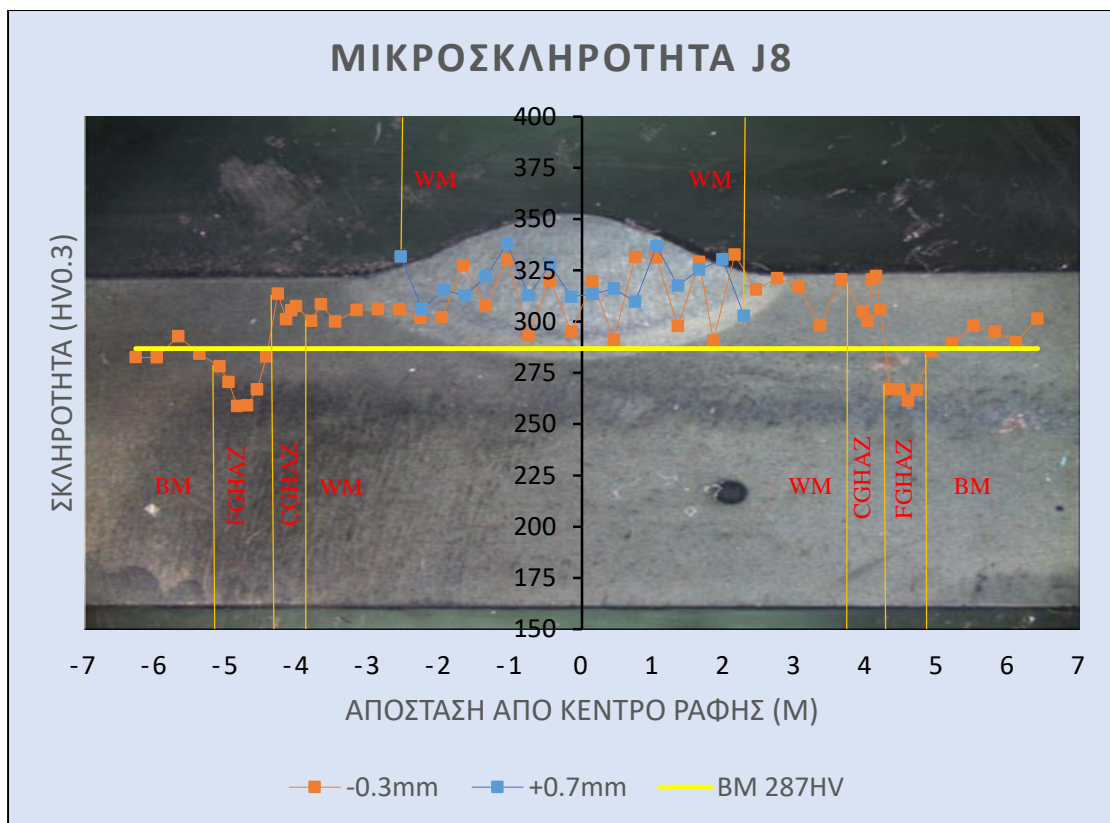
Εικόνα 4.19. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J5



Εικόνα 4.20. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J6



Εικόνα 4.21. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J7



Εικόνα 4.22. Μετρήσεις μικροσκληρότητας δοκιμίου J8

Πίνακας 4.3. Πλήθος μετρήσεων μικροσκληρότητας

h (kJ/mm)			0.21	0.24	0.26	0.29	0.38	0.46	0.58	0.69
BM	-0.3mm		12	7	6	10	5	6	4	14
FGHAZ			4	7	5	10	8	8	12	9
CGHAZ			11	11	11	9	13	6	6	4
WM			15	18	11	27	16	34	33	31
WM	+0.7mm		14	17	14	17	26	29	28	21
			J6	J7	J5	J8	J4	J3	J1	J2

Πίνακας 4.4. Μέσες τιμές μετρήσεων μικροσκληρότητας

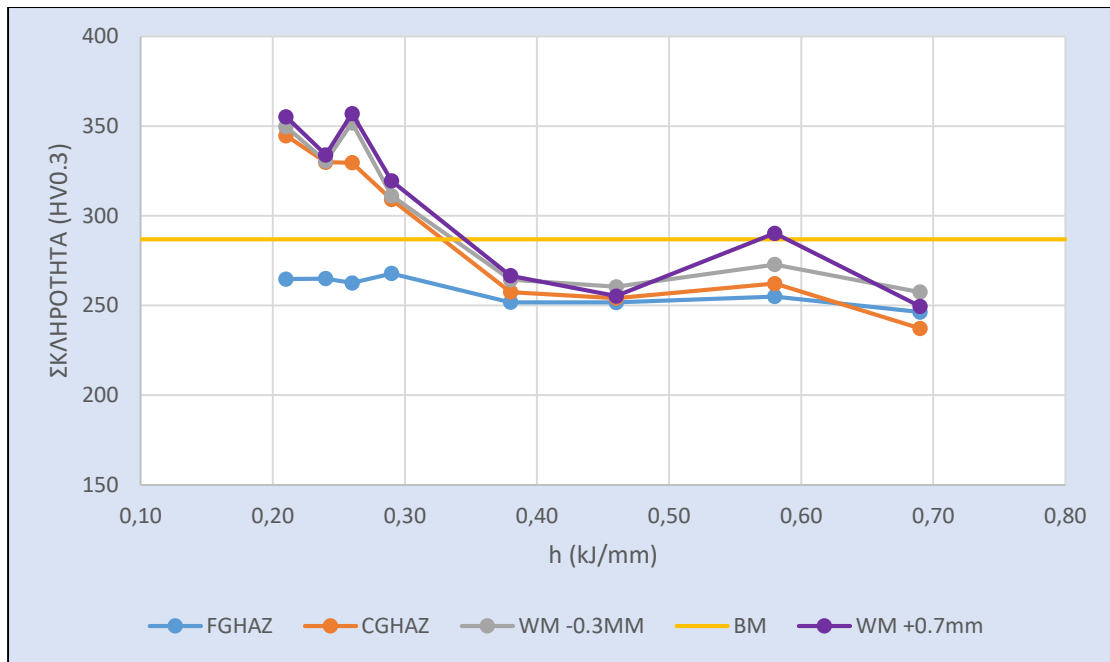
h (kJ/mm)			0.21	0.24	0.26	0.29	0.38	0.46	0.58	0.69
BM	-0.3mm	HV0.3	287							
FGHAZ		HV0.3	265	265	263	268	252	252	255	246
CGHAZ		HV0.3	345	330	330	309	257	254	262	237
WM		HV0.3	350	331	352	311	264	260	273	258
WM	+0.7mm	HV0.3	355	334	357	319	267	255	290	250
			J6	J7	J5	J8	J4	J3	J1	J2

Πίνακας 4.5. Τυπική απόκλιση μετρήσεων μικροσκληρότητας

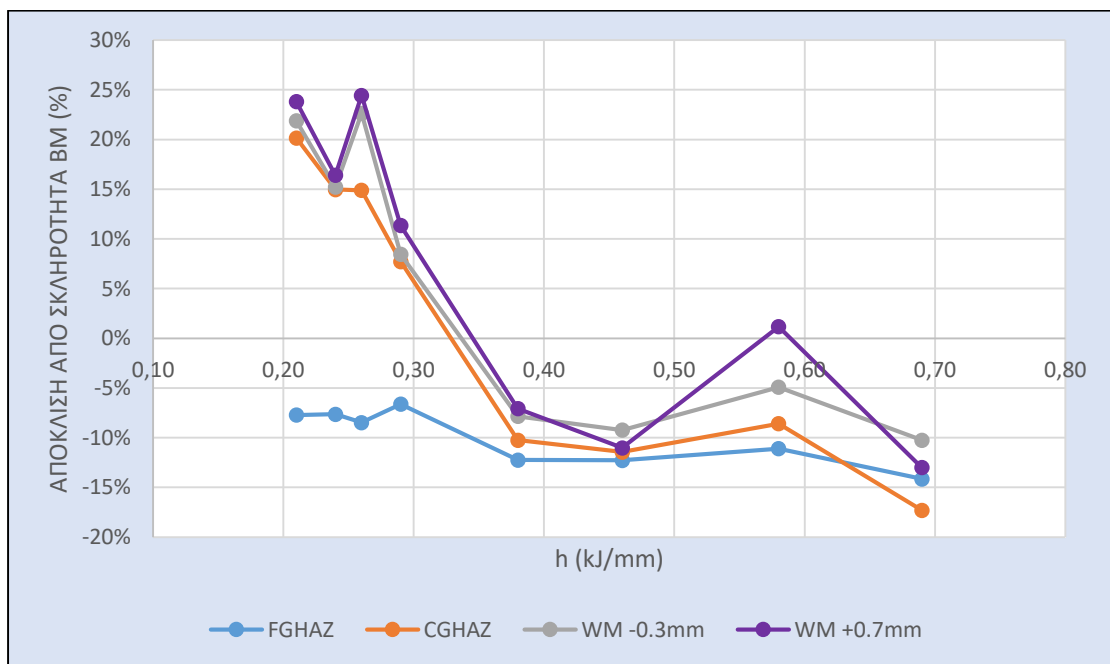
h (kJ/mm)			0.21	0.24	0.26	0.29	0.38	0.46	0.58	0.69
BM	-0.3mm	HV0.3	9	6	7	7	11	3	7	21
FGHAZ		HV0.3	7	3	6	8	9	8	12	14
CGHAZ		HV0.3	21	16	21	8	7	11	15	22
WM		HV0.3	18	9	13	14	12	11	19	14
WM	+0.7mm	HV0.3	22	18	12	11	7	9	11	17
			J6	J7	J5	J8	J4	J3	J1	J2

Πίνακας 4.6. Μέση ποσοστιαία απόκλιση από τη μέση σκληρότητα του βασικού μετάλλου

h (kJ/mm)			0.21	0.24	0.26	0.29	0.38	0.46	0.58	0.69
BM	-0.3mm		287							
FGHAZ			-8%	-8%	-8%	-7%	-12%	-12%	-11%	-14%
CGHAZ			20%	15%	15%	8%	-10%	-11%	-9%	-17%
WM			22%	15%	23%	8%	-8%	-9%	-5%	-10%
WM	+0.7mm		24%	16%	24%	11%	-7%	-11%	1%	-13%
			J6	J7	J5	J8	J4	J3	J1	J2



Εικόνα 4.23. Σκληρότητα ζωνών συγκόλλησης συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας



Εικόνα 4.24. Ποσοστιαία απόκλιση σκληρότητας ζωνών συγκόλλησης από του βασικού μετάλλου συναρτήσει του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας

Κατά την ανάλυση των παραπάνω μετρήσεων διαπιστώθηκαν τα εξής:

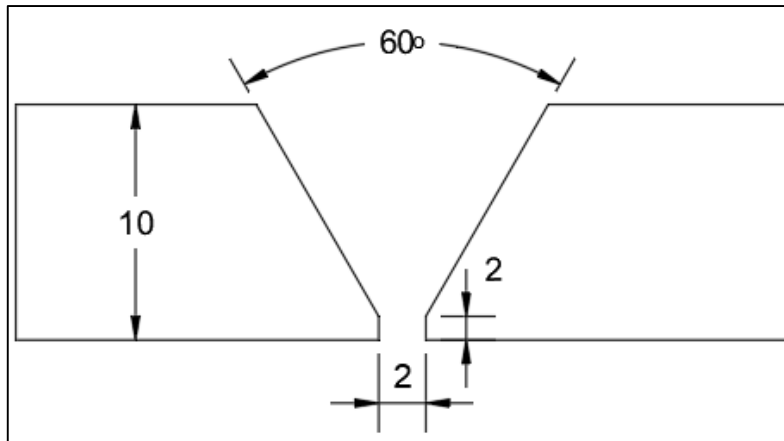
- 1) Η μέση τιμή της σκληρότητας του **BM**, η οποία μετρήθηκε 287 HV, συμβαδίζει με τις τιμές της διεθνούς βιβλιογραφίας για το συγκεκριμένο υλικό. Η μέση τιμή των μετρήσεων του Górkα [19] είναι 281 HV με τυπική απόκλιση των μετρήσεων ίση με 2 HV. Η διαφορά των 6 HV ανάμεσα στις δύο περιπτώσεις ενδεχομένως να οφείλεται στο διαφορετικό εξασκούμενο φορτίο στη πυραμίδα, δεδομένου ότι στη περίπτωση του Górkα εφαρμόζονται 30kg, έναντι των 0.3kg της εφαρμογής της μεθόδου Vickers στη παρούσα περίπτωση. Γενικά, η εφαρμογή μεγαλύτερου φορτίου στη μέθοδο Vickers οδηγεί στη λήψη μεγαλύτερου ίχνους μέτρησης, γεγονός το οποίο μειώνει την επίδραση των τοπικών ασυνεχειών λόγω ανομοιογένειας του υλικού [30].
- 2) Στις ζώνες **FGHAZ** όλων των δοκιμίων παρατηρήθηκε απώλεια μέσης σκληρότητας ή “softening” σε σχέση με του βασικού μετάλλου, κατά περίπου **22 HV ή 8% στα J5 με J8**, και **36 HV ή 13% στα J1 με J4**. Λαμβάνοντας υπόψη τα αποτελέσματα της οπτικής μικροσκοπίας, συμπεραίνεται ότι η απώλεια σκληρότητας στη περιοχή οφείλεται στη πλήρη ή μερική ωστενιτοποίηση της ζώνης εξαιτίας του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας λόγω της συγκόλλησης και την μερική ανόπτησή της, η οποία οδήγησε στη μείωση της πυκνότητας των διαταραχών που προήλθαν από τη μέθοδο TMCP και συνεισέφεραν στην ισχυροποίηση του μετάλλου. Το γεγονός ότι το φαινόμενο “softening” είναι εντονότερο στα J1 με J4 αποδίδεται στον υψηλότερο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας των δοκιμίων, ο οποίος συνεπάγεται τη μείωση του ρυθμού ψύξης και τη παραμονή της ζώνης στη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης για μεγαλύτερο χρονικό διάστημα. Σε κάθε περίπτωση, η ύπαρξη του φαινομένου του “softening” συναντάται και στη διεθνή βιβλιογραφία [14], ωστόσο ως αιτία θεωρείται ο μετασχηματισμός του μπαινίτη του βασικού μετάλλου σε φερρίτη του και όχι η ανόπτηση που υφίσταται η ζώνη.
- 3) Οι μέσες τιμές μικροσκληρομετρήσεων των ζωνών **CGHAZ** των **J1 με J4** προσεγγίζουν τις μέσες τιμές των ζωνών FGHAZ των ίδιων δοκιμίων, εκτός του J2 στο οποίο η μέση τιμή σκληρότητας της CGHAZ είναι κατά 21 HV ή 8.9% μεγαλύτερη της μέσης τιμής της FGHAZ, με αποτέλεσμα την εμφάνιση “softening” και στην CGHAZ των δοκιμίων με σχετικά μεγάλο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας (0.38 kJ/mm με 0.69 kJ/mm). Βάσει της μεταλλογραφικής παρατήρησης των ζωνών, συμπεραίνεται ότι η μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων οφείλεται κυρίως στη μεγέθυνση των κόκκων φερρίτη, η οποία αντισταθμίζεται από την ύπαρξη μπαινίτη ο οποίος είναι γνωστός για τις καλές μηχανικές του ιδιότητες [9].
- 4) Οι μέσες τιμές μικροσκληρομετρήσεων των ζωνών **CGHAZ** των **J5 με J8** παρουσιάζουν αισθητή αύξηση σε σχέση με τη σκληρότητα του βασικού μετάλλου. Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα των δοκιμίων κατά σειρά αυξανόμενου ρυθμού εισαγωγής θερμότητας, εμφανίζεται αύξηση της μέσης σκληρότητας της CGHAZ, με την ελάχιστη αύξηση να εντοπίζεται στο J8 και να ισούται με 22 HV ή 8%. Η τοπική σκλήρυνση των δοκιμίων στη συγκεκριμένη ζώνη αποδίδεται στη δημιουργία ψαθυρών δομών, όπως μαρτενσίτη, που διαπιστώθηκαν και κατά τη μεταλλογραφική παρατήρηση στο μικροσκόπιο.

- 5) Στη ζώνη **WM** σε βάθος **0.3mm** των δοκιμίων παρατηρήθηκε “**undermatching**” στα δοκίμια με τον υψηλότερο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας, **J1 με J4**, με τη μικρότερη διαφορά να εντοπίζεται στο **J1** και να είναι ίση με 14 HV ή 4.9% μικρότερη της σκληρότητας του βασικού μετάλλου. Αντίθετα, παρατηρήθηκε “**overmatching**” στη **WM** των δοκιμίων με χαμηλότερο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας, **J5 με J8**, με τη μικρότερη διαφορά να βρίσκεται στο **J8** και να είναι 24 HV ή 8.4% μεγαλύτερη από του βασικού μετάλλου.
- 6) Η **εξάρτηση της σκληρότητας** των ζωνών **WM** και **CGHAZ** από το ρυθμό εισαγωγής θερμότητας είναι **εντονότερη** από της **FGHAZ** σε σχέση με το τελευταίο, όπως αποδεικνύεται από τη ραγδαία αύξηση της μέσης σκληρότητας των **WM** και **CGHAZ** των δοκιμίων **J5 με J8** λόγω του μειωμένου ρυθμού εισαγωγής θερμότητας, συγκριτικά με τη σαφώς μικρότερη ελάττωση της μέσης σκληρότητας στην **FGHAZ**.
- 7) Κατά τη σύγκριση των τιμών μέσης σκληρότητας του **WM** σε βάθος **0.3mm** και ύψος **0.7mm** δεν διαπιστώθηκε σημαντική μεταβολή τους κατά το πάχος, με εξαίρεση τη περίπτωση του **J1** όπου οι τιμές στις δύο ζώνες διαφέρουν κατά 17 HV.
- 8) Από όλα τα δοκίμια, το **J8** παρουσίασε τη μικρότερη σκλήρυνση στη **CGHAZ** και στο **WM** και το μικρότερο “softening” στην **FGHAZ**.

5. Προτάσεις σχεδιασμού pWPS

5.1. Γεωμετρική διαμόρφωση συγκόλλησης

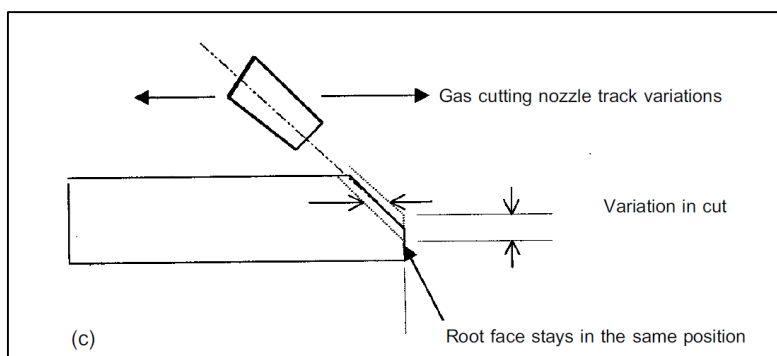
Μια εκτίμηση της διαμόρφωσης της τελικής συγκόλλησης που αναμένεται να πραγματοποιηθεί φαίνεται στην εικόνα 5.1.



Εικόνα 5.1. Γεωμετρική διαμόρφωση συγκόλλησης (σε mm)

Η επιλογή των τιμών της γωνία ανοίγματος, ϕ , του μήκους διακένου, g , και του ύψους πόδα, r , είναι εν γένει υποκειμενική και προτείνεται ως παράδειγμα σχεδιασμού που δύναται να επιδέχεται διαφοροποιήσεις. Η διαμόρφωση τύπου V επιλέχθηκε καθώς η συγκόλληση αναμένεται να πραγματοποιηθεί από τη μία πλευρά του ελάσματος, λόγω του μικρού πάχους του τελευταίου, και λόγω της απλότητας της διαδικασίας προετοιμασίας της.

Η ύπαρξη του πόδα ή “root face” της διαμόρφωσης είναι απαραίτητη, εφόσον διαφορετικά η συγκόλληση θα έλιωνε τη μυτερή ακμή των ελασμάτων, δυσκολεύοντας έτσι την εναπόθεση ομοιόμορφων ραφών συγκόλλησης. Μάλιστα, ο ίδιος διευκολύνει τη προετοιμασία της διαμόρφωσης, εφόσον στη περίπτωση μικρής στιγμιαίας απόκλισης του εργαλείου οξυγονοκοπής, προστατεύεται η κάτω ακμή του ελάσματος και διατηρείται η ομοιομορφία της ρίζας συγκόλλησης (Εικόνα 5.2) [32].



Εικόνα 5.2. Προστασία ρίζας συγκόλλησης από την ύπαρξη του πόδα [32]

5.2. Διαστασιολόγηση ελασμάτων προς συγκόλληση

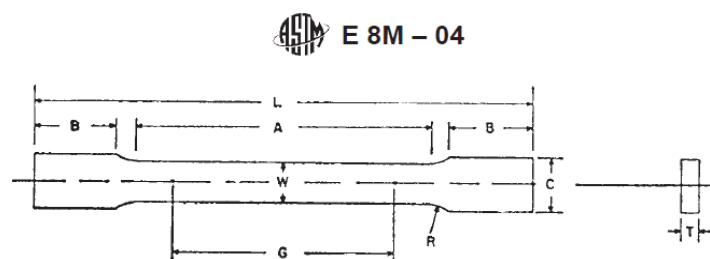
Η διαστασιολόγηση των ελασμάτων πάχους 10mm που θα συγκολληθούν λαμβάνει υπόψη τις διαστάσεις των δοκιμίων εφελκυσμού, κόπωσης και μεταλλογραφικής παρατήρησης τα οποία απαιτούνται για την εξέταση της ποιότητας της συγκόλλησης και της συμπεριφοράς της σε εφελκυσμό και κόπωση.

Δοκίμιο μεταλλογραφικής παρατήρησης

Λόγω του μικρού απαιτούμενου πλάτους του σε σχέση με το αντίστοιχο των υπόλοιπων δοκιμίων, η σημαντικότερη διάσταση του δοκιμίου μεταλλογραφικής παρατήρησης είναι το μήκος τους, το οποίο και δύναται να ληφθεί σχετικά μικρό, τόσο ώστε να είναι εφικτή η προετοιμασία του στα στάδια της μεταλλογραφικής προετοιμασίας.

Δοκίμιο εφελκυσμού

Η διαστασιολόγηση του δοκιμίου εφελκυσμού πραγματοποιείται σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 8M-04 [33] για δοκίμια τύπου “dogbone” και “Sheet-Type 12.5mm”. Οι διαστάσεις των δοκιμίων που θα κοπούν από το συγκολλημένο έλασμα εξαρτώνται από τις ελάχιστες απαιτούμενες διαστάσεις του προτύπου (Εικόνα 5.3) και τους περιορισμούς της υδραυλικής μηχανής “MTS 322 Test Frame” του E.N.T..



Nominal Width	Dimensions, mm		
	Plate-Type 40 mm	Standard Specimens Sheet-Type 12.5 mm	Subsize Specimen 6 mm
G— Gage length (Note 1 and Note 2)	200.0 ± 0.2	50.0 ± 0.1	25.0 ± 0.1
W— Width (Note 3 and Note 4)	40.0 ± 2.0	12.5 ± 0.2	6.0 ± 0.1
T— Thickness (Note 5)		thickness of material	
R— Radius of fillet, min (Note 6)	25	12.5	6
L— Overall length, (Note 2, Note 7 and Note 8)	450	200	100
A— Length of reduced section, min	225	57	32
B— Length of grip section, (Note 8)	75	50	30
C— Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	50	20	10

Εικόνα 5.3. Προτεινόμενες διαστάσεις ορθογωνικού δοκιμίου εφελκυσμού βάσει ASTM [35]

Οι σημαντικότερες διαστάσεις του δοκιμίου επιλέχθηκαν ως εξής:

- A=57mm, σύμφωνα με το πρότυπο.
- R=12.5mm, σύμφωνα με το πρότυπο.

- T=10mm, πάχος ελάσματος (βλ. υποενότητα 3.1.)
- B=50mm, λήφθηκε όσο το πλάτος των “grips” της υδραυλικής μηχανής, για την επίτευξη ομοιόμορφης κατανομής φορτίου.
- W=20mm, λήφθηκε προκειμένου να είναι εφικτή η θραύση του υλικού S700MC χωρίς την υπέρβαση της μέγιστης ασκούμενης δύναμης, 230-240kN της υδραυλικής μηχανής. Με W=20mm και T=10mm, η μέγιστη δυνατή εφελκυστική τάση υπολογίζεται:

$$\sigma = F/A = F/(W \times T) = 230 \cdot 10^3 \text{ N} / (20 \times 10 \text{ mm}^2) = 1150 \text{ MPa}$$
 Άρα, με τη συγκεκριμένη τιμή W, θα επέλθει σίγουρα θραύση του υλικού S700MC με μέγιστη εφελκυστική αντοχή 840MPa (Πίνακας 3.3) σε φορτίο μικρότερο από το μέγιστο επιτρεπτό της μηχανής.
- C=27.5mm, διατηρήθηκε η ίδια διαφορά C-W=7.5mm με του προτύπου

Το συνολικό μήκος του δοκιμίου ισούται με:

$$L + 2L_{\text{fillet}} + 2B = 177 \text{ mm}$$

όπου $L_{\text{fillet}} = R \times \sin\theta = R \times \sin\left(\cos^{-1}\left(\frac{R-0.5(C-W)}{R}\right)\right) = 10 \text{ mm}$ το μήκος των φιλέτων.

Τονίζεται ότι οι δοκιμές εφελκυσμού αφορούν τη συμπεριφορά της συγκόλλησης σε εγκάρσιο εφελκυσμό, οπότε τα δοκίμια λαμβάνονται κάθετα στη ραφή της συγκόλλησης, με τη ραφή να βρίσκεται στο μέσον της διάστασης G (Εικόνα 5.3).

Δοκίμιο κόπωσης

Η διαστασιολόγηση του δοκιμίου κόπωσης γίνεται σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 466-96 [34]. Όμοια με τα δοκίμια εφελκυσμού, τα δοκίμια κόπωσης λαμβάνονται κάθετα στη ραφή συγκόλλησης, με τη τελευταία να τοποθετείται στο μέσον τους. Σύμφωνα με το πρότυπο πρέπει να ισχύουν τα εξής:

- Ο λόγος πλάτους διατομής προς πάχος του δοκιμίου της λεπτής διατομής, W/T, να είναι μεταξύ 2 και 6.
- Το μήκος του δοκιμίου στη λεπτή διατομή, L, να είναι ίσο με περίπου δύο με τρεις φορές το πλάτος της διατομής του, W.
- Η ακτίνα των φιλέτων ή “fillets”, R, να είναι τουλάχιστον οχτώ φορές το πλάτος, W, της λεπτής διατομής.
- Για την εξασφάλιση της θραύσης, το εμβαδόν της διατομής των δαγκάνων, C x T (πλευρική όψη, εικόνα 5.4), πρέπει να είναι 1.5 φορές μεγαλύτερο από το εμβαδόν της λεπτής διατομής, W x T.

Συνεπώς, οι διαστάσεις του δοκιμίου είναι οι εξής:

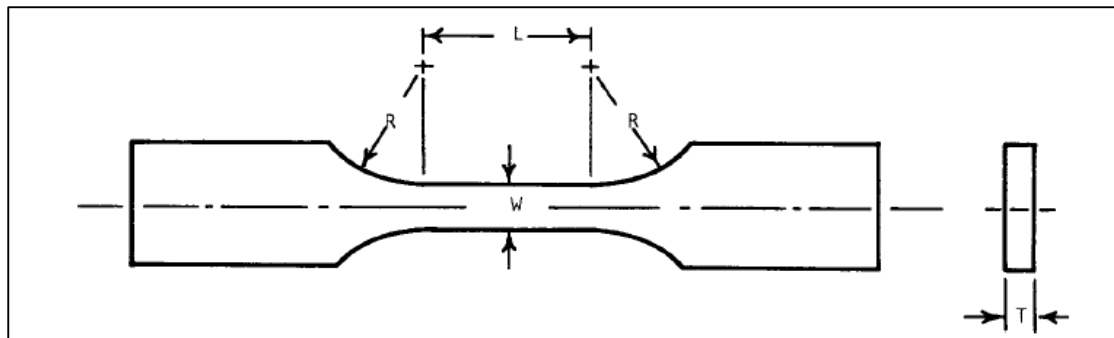
- W=2T=20mm
- T=10mm, πάχος ελάσματος (βλ. υποενότητα 3.1.)
- R=8W=160mm

- $L=2W=40\text{mm}$
- $B=50\text{mm}$, όσο του δοκιμίου εφελκυσμού (Εικόνα 5.3)
- $C=3T=30\text{mm}$

Το συνολικό μήκος του δοκιμίου ισούται με:

$$L + 2L_{\text{fillet}} + 2B = 219\text{mm}$$

όπου $L_{\text{fillet}} = R \times \sin\theta = R \times \sin\left(\cos^{-1}\left(\frac{R-0.5(C-W)}{R}\right)\right) = 40\text{mm}$ το μήκος των φιλέτων.



Εικόνα 5.4. Διαστάσεις ορθογωνικού δοκιμίου κόπωσης κατά ASTM [34]

5.3. Παράμετροι συγκόλλησης

Οι διεργασίες που υλοποιήθηκαν στα πλαίσια της παρούσας εργασίας αποτελούν στην ουσία μια μερική βελτιστοποίηση ορισμένων πτυχών της διαδικασίας ρομποτικής συγκόλλησης του S700MC, η απαιτεί την υιοθέτηση μιας διαφορετικής προσέγγισης σε σχέση με αυτή που ακολουθείται στις συγκολλήσεις συμβατικών χαλύβων.

Μέσα από την αποκτηθείσα γνώση για τη συμπεριφορά του χάλυβα S700MC από τη διεξαγωγή των πειραμάτων και την ανάλυση των αποτελεσμάτων, δύναται να παρατεθούν ορισμένες προτάσεις σχετικά με το προκαταρκτικό σχεδιασμό της διαδικασίας συγκόλλησης pWPS του ελάσματος πάχους 10mm:

- Η προτεινόμενη περιοχή τιμών h για την επίτευξη ικανοποιητικών μηχανικών ιδιοτήτων είναι μεταξύ 0.29 και 0.58kJ/mm, όπου επιτυγχάνεται το επιθυμητό “overmatching” της συγκόλλησης. Σε περίπτωση που $h < 0.29$ kJ/mm, αυξάνεται απότομα η σκληρότητα των περιοχών ΘΕΖ και του μετάλλου συγκόλλησης και άρα η πιθανότητα ψυχρής ρηγμάτωσης λόγω υδρογόνου, εξαιτίας της δημιουργίας ψαθυρών μικροδομών. Αντίθετα, αν $h > 0.58$ kJ/mm το υλικό υφίσταται μεγάλη υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων του στη ΘΕΖ και στο μέταλλο συγκόλλησης λόγω της χαμηλής ταχύτητας απόψυξης.
- Για την υλοποίηση της συγκόλλησης με πολλαπλά πάσα, προτείνονται τιμές $h < 0.38$ kJ/mm, οι οποίες παράγουν ραφές με χαμηλό εμβαδόν διατομής.
- Η αύξηση της ταχύτητας προώθησης για τον έλεγχο του h πρέπει να αποφεύγεται, καθώς οδηγεί σε αυξημένες εκτοξεύσεις μετάλλου και έντονες ανομοιομορφίες στην όψη της ραφής. Προτείνονται ταχύτητες προώθησης μικρότερες από 900mm/min.
- Προτείνεται η χρήση χαμηλότερης τάσης V για τον έλεγχο του h και κυρίως για τη μείωση του πλάτους των εναποτιθέμενων ραφών, δεδομένου ότι η τάση 32V της παρούσας εργασίας παρήγαγε ραφές μεγαλύτερου πλάτους συγκριτικά με τη διαμόρφωση που προτάθηκε στην υποενότητα 5.2.
- Προτείνεται η ελάττωση της έντασης I ως μέτρο ελέγχου των γεωμετρικών χαρακτηριστικών της ραφής και του h , μέχρι και την ελάχιστη επιτρεπόμενη τιμή του κατασκευαστή του σύρματος, 120A (Πίνακας 3.6).

6. Προτάσεις για μελλοντική έρευνα

Μέσα από τη διερεύνηση της σχέσης ανάμεσα στο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας και τις μηχανικές ιδιότητες του S700MC, επιβεβαιώθηκε η άμεση αλληλεπίδραση μεταξύ των δύο και δόθηκαν κατευθυντήριες οδηγίες για την επίτευξη συγκόλλησης ικανοποιητικών μηχανικών ιδιοτήτων του τελευταίου. Για τη περαιτέρω βελτιστοποίηση της διαδικασίας συγκόλλησης, παραθέτονται οι εξής προτάσεις:

- Πραγματοποίηση συγκολλήσεων BoP σε μεγαλύτερο εύρος τιμών h με πυκνότερη διακριτοποίηση τιμών, ώστε να υπάρξει μεγαλύτερο πλήθος δειγμάτων για τη διεξοδικότερη εξέταση της συμπεριφοράς του υλικού μετά από συγκόλληση.
- Πραγματοποίηση συγκολλήσεων BoP με έλεγχο του h βασιζόμενο στη ρύθμιση των τιμών V και I και με μικρότερες ταχύτητες προώθησης, για τη παραγωγή και εξέταση ραφών ομαλότερων χαρακτηριστικών.
- Πραγματοποίηση μικροσκληρομετρήσεων σε περισσότερες ζώνες κατά το πάχος, προς αναζήτηση τυχόν διαφοροποίησης των μηχανικών ιδιοτήτων.
- Βελτιστοποίηση των χαρακτηριστικών των ραφών συγκόλλησης λαμβάνοντας υπόψη και παραμέτρους συγκόλλησης εκτός του h : ένταση, τάση, ταχύτητα προώθησης, πίεση προστατευτικού αερίου, σύσταση προστατευτικού αερίου, γωνία ακροφυσίου, απόσταση ηλεκτροδίου-βασικού μετάλλου.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] API, «Recommended Practice for Planning, Designing and Constructing Fixed Offshore Platforms, RP 2A-WSD 22th edition,» API, Washington, DC, 2014.
- [2] DNV-GL, «Fatigue Design for Offshore Steel Structures. RP-C203,» DNVGL AS, 2016.
- [3] «EN 1993-1-9 2005. Design of steel structures, Part 1-9: Fatigue strength of steel structures,» Brussels.
- [4] L. F. Porter και P. E. Repas, «The Evolution of HSLA Steels,» σε *HSLA Steels: The 1980's*, Cincinnati, 1981.
- [5] W. B. Morrison, «Overview of microalloying in steel,» σε *Vanitec symposium*, Guilin, China, 2000.
- [6] Β. Ι. Παπάζογλου και Ν. Γ. Τσούβαλης, Ναυπηγική Τεχνολογία (Πανεπιστημιακές σημειώσεις), Αθήνα: Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 2018.
- [7] S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez και J. J. Jonas, «Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature,» *International Materials Reviews*, τόμ. 57, αρ. 4, pp. 187-207, 2012.
- [8] C. I. Garcia, «High strength low alloyed (HSLA) steels,» *Automotive Steels*, pp. 145-167, 2017.
- [9] Δ. Ι. Π. Γιάννης Δ. Χρυσουλάκης, Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών, Αθήνα: Α. Παπασωτηρίου, 2008.
- [10] I. Tamura, C. Ouchi, T. Tanaka και H. Sekine, Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, Butterworths, 1988.
- [11] A. J. DeArdo, «Accelerated cooling: A physical metallurgy perspective,» Materials Science and Engineering Department - University of Pittsburgh, Pittsburgh.
- [12] ASM Handbook, Vol. 6 - Welding, Brazing and Soldering, ASM International.
- [13] American Welding Society, Welding Handbook - Materials and Applications, Part 1, Miami: American Welding Society, 2011.
- [14] B. d. Meester, «The Weldability of Modern Structural TMCP Steels,» *ISIJ International*, τόμ. 37, αρ. 6, pp. 537-551, 1997.
- [15] N. Y. H. M. Hiroshi Tamehiro, «Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-strength Low Alloy Steel,» *Transactions ISIJ*, τόμ. 25, pp. 54-61, 1985.

- [16] S.-A. Atta-Agyemang, M. A. Kesse, P. Kah και J. Martikainen, «Improvement of strength and toughness: The effect on the weldability of high-strength steels used in offshore structures,» *Engineering Manufacture*, pp. 1-8, 2015.
- [17] «Welding of Strenx,» SSAB, 2018.
- [18] J. Górká, «Weldability of Thermomechanically Treated Steels Having a High Yield Point,» *Archives of Metallurgy and Materials*, τόμ. 60, αρ. 1, pp. 469-475, 2014.
- [19] J. Górká, «Properties of thermo-mechanically treated welds of high yield-point steel,» *Welding International*, τόμ. 30, αρ. 3, pp. 196-201, 2016.
- [20] Δ. Ι. Παντελής, Β. Ι. Παπάζογλου και Γ. Ν. Χαϊδεμενόπουλος, *Επιστήμη και τεχνολογία των συγκολλήσεων*, Εκδόσεις Τζιόλα, 2019.
- [21] J. Górká, «Microstructure and properties of the high-temperature (HAZ) of thermo-mechanically treated S700MC high-yield steel,» *Materiali in tehnologije (Materials and technology)*, τόμ. 50, αρ. 4, pp. 617-621, 2016.
- [22] J. F. Lancaster, *Metallurgy of Welding*, London: GEORGE ALLEN & UNWIN LTD, 1980.
- [23] F. Hochhauser, W. Ernst, R. Rauch, R. Vallant και Ν. Enzinger, «Influence of the soft zone on the strength of welded modern HSLA steels,» *Welding in the world*, τόμ. 56, αρ. 5-6, pp. 77-85, 2012.
- [24] Α. Τσούμπας, «Ανάλυση μικροδομής συγκολλήσεων δοκιμίων παραγωγικής διαδικασίας LSAW,» *Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών (Ε.Μ.Π.)*, Αθήνα, 2017.
- [25] Γ. Δ. Παπαδημητρίου, *Εισαγωγή στη μεταλλουργία, την τεχνολογία και τον έλεγχο των συγκολλήσεων*, Αθήνα: Πανεπιστημιακές Σημειώσεις Ε.Μ.Π., 1990.
- [26] Μ. Γρηγόρης, «Διεξαγωγή Μετωπικών Συγκολλήσεων FCAW Διφασικών Χαλύβων FCA με χρήση του Αυτοματοποιημένου Συγκολλητικού Βραχίονα IGM RT 330.1,» Αθήνα, 2014.
- [27] Ν. Φωτόπουλος, «Μελέτη μετωπικών συγκολλήσεων ναυπηγικού χάλυβα DH36 με τις μεθόδους GMAW και FCAW,» *Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο*, Αθήνα, 2010.
- [28] «EN 10149-2:2013 - Hot rolled flat products made of high yield strength steels for cold forming - Part 2: Technical delivery conditions for thermomechanically rolled steels,» *European Committee for Standardization*, 2013.
- [29] ESAB, *Welding filler metal handbook*, India, 2021.

- [30] G. F. Vander Voort, *Metallography: Principles and Practice*, ASM International, 2007.
- [31] ASTM International, «Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials,» ASTM International, West Conshohocken.
- [32] J. Hicks, *Welded Design: Theory and Practice*, Cambridge: Woodhead Publishing, 2000.
- [33] ASTM, «E 8M-04 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric],» ASTM International, West Conshohocken.
- [34] ASTM, «E 466-96 Standard Practice for Conduction Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials,» ASTM International, West Conshohocken.
- [35] E. Mitsika, «Study of the Corrosion Behavior of S560 and S700 Steels,» School of Naval Architecture and Marine Engineering, National Technical University of Athens, Athens, 2021.
- [36] «EN 10149-1:2013 - Hot rolled flat products made of high yield strength steels for cold forming - Part 1: General technical delivery conditions,» European Committee for Standardization, 2013.
- [37] H. Tamehiro, N. Yamada και H. Matsuda, «Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-strength Low Alloy Steel,» *Transactions ISIJ*, τόμ. 25, pp. 54-61, 1985.
- [38] K. D. Vernon-Parry, «Scanning Electron Microscopy: an introduction,» Elsevier Science Ltd., 2000.
- [39] EN ISO 15614, «Specification and qualification of welding procedures for metallic materials - Welding procedure test - Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys».