



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

**Συγκόλληση και επιφανειακή κατεργασία
διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα 2205
με δέσμη ηλεκτρονίων**

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Βασίλειος Στεργίου

Μηχανικός Μεταλλείων - Μεταλλουργός Ε.Μ.Π.

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ:

Γ. Δ. ΠΑΠΑΔΗΜΗΤΡΙΟΥ

Ομότιμος Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Αθήνα 2012



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

**Συγκόλληση και επιφανειακή κατεργασία
διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα 2205 με δέσμη
ηλεκτρονίων**

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Βασίλειος Στεργίου

Μηχανικός Μεταλλείων - Μεταλλουργός Ε.Μ.Π.

ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΣΥΜΒΟΥΛΕΥΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ

Γ.Δ. Παπαδημητρίου, Ομότιμος Καθηγητής Ε.Μ.Π. (Επιβλέπων)

Χ. Παναγόπουλος, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Γ. Φούρλαρης, Αναπληρωτής Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΕΠΤΑΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ

Γ.Δ. Παπαδημητρίου, Ομότιμος Καθηγητής ΜΜΜ Ε.Μ.Π.

Χ. Παναγόπουλος, Καθηγητής ΜΜΜ Ε.Μ.Π.

Γ. Φούρλαρης, Αναπληρωτής Καθηγητής ΜΜΜ Ε.Μ.Π.

Π. Βασιλείου, Καθηγήτρια ΧΜ ΕΜΠ

Α. Λεκάτου, Αναπληρώτρια Καθηγήτρια, Τμήμα Μηχανικών Επιστήμης
των Υλικών, Πανεπιστήμιο Ιωαννίνων

Γ. Μπατής, Καθηγητής ΧΜ ΕΜΠ

Α. Τσετσέκου, Επίκουρη Καθηγήτρια ΜΜΜ ΕΜΠ

Εγκρίθηκε από την επταμελή εξεταστική επιτροπή στις 11 Ιουλίου 2012

Copyright © Βασίλειος Στεργίου του Γεωργίου
Με επιφύλαξη παντός δικαιώματος. All rights reserved.

Απαγορεύεται η αντιγραφή, αποθήκευση και διανομή της παρούσας εργασίας, εξ' ολοκλήρου ή τμήματος αυτής, για εμπορικό σκοπό. Επιτρέπεται η ανατύπωση, αποθήκευση και διανομή για σκοπό μη κερδοσκοπικό, εκπαιδευτικής ή ερευνητικής φύσης, υπό την προϋπόθεση να αναφέρεται η πηγή προέλευσης και να διατηρείται το παρόν μήνυμα. Ερωτήματα που αφορούν τη χρήση της εργασίας για κερδοσκοπικό σκοπό πρέπει να απευθύνονται προς τον συγγραφέα.

Η έγκριση της διδακτορικής διατριβής από την Ανώτατη Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου δεν υποδηλώνει αποδοχή των γνώμων του συγγραφέα

(Ν. 5343/1932, Άρθρο 202)

*Στους γονείς μου
Γιώργο και Μαρία*

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Με την ολοκλήρωση της παρούσας διδακτορικής διατριβής, θα ήθελα να ευχαριστήσω:

Τον Ομότιμο Καθηγητή της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών, κ. Γεώργιο Δ. Παπαδημητρίου για την επιστημονική και ηθική υποστήριξη στην εκπόνηση αυτής της διατριβής.

Τα μέλη της τριμελούς επιτροπής κ.κ. Καθηγητή Χρήστο Παναγόπουλο και Αναπληρωτή Καθηγητή Γεώργιο Φούρλαρη, της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών, για την κριτική ανάγνωση της διατριβής και τις συμβουλές και επισημάνσεις τους.

Τα μέλη της επταμελούς επιτροπής κ. Αθηνά Τσετσέκου, Επίκουρη Καθηγήτρια Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών Ε.Μ.Π., κ. Παναγιώτα Βασιλείου Καθηγήτρια Χημικών Μηχανικών ΕΜΠ, κ. Γεώργιο Μπατή Καθηγητή Χημικών Μηχανικών ΕΜΠ και ιδιαίτερα την κ. Αγγελική Λεκάτου, Αναπληρώτρια Καθηγήτρια του Τμήματος Μηχανικών Επιστήμης των Υλικών του Πανεπιστημίου Ιωαννίνων για την διάθεση των εργαστηρίων στα οποία πραγματοποιήθηκαν τα πειράματα ηλεκτροχημικής διάβρωσης.

Τον κ. Πέτρο Τσακιρίδη (Ι.Δ.Α.Χ.) και την κ. Αικατερίνη Θωμά (Ε.Ε.ΔΙ.Π.), του Τομέα Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών Ε.Μ.Π., για την πολύ σημαντική βοήθεια στην χρήση των ηλεκτρονικών μικροσκοπίων σάρωσης.

Τον κ. Παναγιώτη Σκαρβέλη, Δρ. Μηχανικό Μεταλλείων-Μεταλλουργό, και την κ. Αικατερίνη Ροκανοπούλου, Δρ. Μηχανικό Μεταλλείων-Μεταλλουργό για τις ατέλειωτες ώρες συζητήσεων και ανταλλαγής επιστημονικών απόψεων.

Τον κ. Δημήτρη Σιούλα, Δρ. Μηχανικό Επιστήμης των Υλικών του Πανεπιστημίου Ιωαννίνων για την εξαιρετικά πολύτιμη βοήθειά του στα πειράματα διάβρωσης. Η συμβολή του υπήρξε σημαντική στην περαίωση του συγκεκριμένου τμήματος της διατριβής.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Ο σκοπός της παρούσας έρευνας είναι η μελέτη της επίδρασης μιας επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη ηλεκτρονίων συγκολλήσεων διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα 2205 οι οποίες παράχθηκαν με την ίδια διεργασία. Η θερμική κατεργασία των συγκολλήσεων διπλοφασικού χάλυβα είναι απαραίτητη για την επαναφορά της ορθής αναλογίας φερρίτη/ωστενίτη η οποία διαταράσσεται έντονα κατά την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων.

Για τον καθορισμό της αποτελεσματικότητας της επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη ηλεκτρονίων, παρόμοιες ενώσεις υποβλήθηκαν σε συμβατική θερμική κατεργασία στους 1050⁰C, και χρησιμοποιήθηκαν ως αναφορά. Τεχνικές μεταλλογραφίας και μηχανικές δοκιμές χρησιμοποιήθηκαν για την εκτίμηση της μικροδομής και των αντίστοιχων μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων πριν και μετά την θερμική κατεργασία. Τα αποτελέσματα μεταλλογραφίας έδειξαν ότι η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη παρόμοια με αυτή που παράγεται με μια τυπική θερμική κατεργασία σε φούρνο μπορεί επίσης να επιτευχθεί με δέσμη ηλεκτρονίων. Η αντοχή σε εφελκυσμό έδειξε μεγάλη βελτίωση, πλησιάζοντας αυτήν μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, ενώ η αντοχή σε κρούση επίσης βελτιώθηκε συγκρινόμενη με τις αρχικές συγκολλήσεις χωρίς κατεργασία, αλλά παραμένει χαμηλότερη από αυτήν των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο.

Η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό καθώς και η εντοπισμένη διάβρωση των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία μελετήθηκαν με ηλεκτροχημικές μεθόδους και την χρήση διαλύματος χλωριδίου του σιδήρου. Τα αποτελέσματα συγκρίθηκαν με τις συγκολλήσεις πριν και μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο κάτω από παρόμοιες συνθήκες. Τα πειράματα οδήγησαν στο συμπέρασμα ότι μετά από μια επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη η οποία επιτεύχθηκε βελτίωσε την αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό καθώς και την εντοπισμένη διάβρωση των συγκολλήσεων χωρίς κατεργασία και η συνολική συμπεριφορά πλησίασε αυτήν του μετάλλου βάσης.

ABSTRACT

The aim of present investigation is to study the effect of an electron beam surface treatment on 2205 duplex stainless steel joints produced by the same electron beam process. Heat treatment of the joints is necessary, in order to reestablish the ferrite/austenite balance, which is extremely disturbed during the electron beam welding process.

For assessing the effectiveness of the electron beam surface treatment, similar weld joints were subjected to conventional furnace heat treatment at 1050⁰C, and used as reference. Metallographic techniques and mechanical testing were used in order to assess the microstructure and corresponding mechanical properties of the as-welded and heat treated specimens. The metallographic results showed that an austenite/ferrite ratio approaching the one produced by a typical furnace post-weld heat treatment can also be achieved by heating locally the weld surface with an electron beam. At the same time the tensile properties show considerable improvement, approaching those obtained by means of a conventional furnace heat treatment, whereas the impact strength is also improved compared to the as welded specimen, but remains clearly lower than the one of the furnace heat treated weld.

The pitting and localized corrosion resistance of electron beam welded and surface treated joints were studied by means of electrochemical methods and the use of ferrous chloride solution. The results were compared with as-welded and furnace heat treated specimens tested under similar conditions. These experiments lead to the conclusion that the austenite/ferrite ratio achieved after a postweld surface treatment using the electron beam source, enhanced the corrosion resistance of as-welded specimens. The pitting and localized corrosion properties were substantially improved and the overall behavior approached that of base metal.

ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ

1. V. Stergiou, G.D. Papadimitriou, "Effect of an electron beam surface treatment on the microstructure and mechanical properties of SAF 2205 joints produced with electron beam welding", *Journal of Materials Science*: Volume 47, Issue 5 (2012), Page 2110-2121, DOI 10.1007/s10853-011-6011-9
2. V. Stergiou, G.D. Papadimitriou, D. Sioulas, "Pitting and localised corrosion resistance of electron beam welded and surface treated duplex stainless steel", Submitted to *Materials and Corrosion* (2012)

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

1.	ΕΙΣΑΓΩΓΗ	1
2.	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ	5
2.1	Τύποι διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων	5
2.2	Μικροδομή των διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων	6
2.2.1	Κραματικά στοιχεία	8
2.2.2	Άζωτο	8
2.2.3	Στοιχεία θερμικών κατεργασιών	9
2.2.4	Χαρακτηριστικά και μορφολογία κατακρημνισμάτων	10
2.3	Συγκολλήσεις διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων	14
2.3.1	Μεταλλουργία και μικροδομή των συγκολλήσεων διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων	15
2.4	Συγκόλληση διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμες ενέργειας	18
2.5	Μεταλλουργικά φαινόμενα κατά την συγκόλληση διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων	23
2.6	Παράμετροι της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων	24
2.7	Επιφανειακή θερμική κατεργασία με δέσμες υψηλής ενέργειας	25
2.8	Μηχανικές ιδιότητες των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων	26
2.8.1	Αντοχή σε εφελκυσμό	27
2.8.2	Αντοχή σε κρούση	28
2.9	Διάβρωση των διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων	30
2.9.1	Γενικά	30
2.9.2	Επίδραση της μικροδομής στην διάβρωση	30
2.9.3	Διάβρωση με βελονισμό	31
2.9.4	Διάβρωση των συγκολλήσεων στους διφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες	34
2.10	Αντοχή σε διάβρωση των συγκολλήσεων διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμες υψηλής ενέργειας	40

3	ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	42
3.1	Συγκολλήσεις διφασικών χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων	42
3.2	Επιφανειακή κατεργασία συγκολλήσεων διφασικού χάλυβα με δέσμη ηλεκτρονίων	46
3.3	Μεταλλογραφική μελέτη	47
3.3.1	Χαρακτηρισμός της μικροδομής των συγκολλήσεων	49
3.3.2	Χαρακτηρισμός της μικροδομής των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία	57
3.3.3	Χαρακτηρισμός της μικροδομής των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία	67
3.4	Μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων	82
3.4.1	Μικροσκληρότητα	82
3.4.2	Αντοχή σε εφελκυσμό	85
3.4.3	Αντοχή σε κρούση (Charpy V-notch)	89
4	ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ II	105
4.1	Μελέτη της αντοχής των συγκολλήσεων σε διάβρωση	105
4.1.1	Δοκιμή αντοχής διάβρωσης με βελονισμό	105
4.1.2	Ηλεκτροχημικές μετρήσεις	121
5.	ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ	136
6.	ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	143
7.	ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ	145
8.	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	146
9.	ΚΑΤΑΛΟΓΟΙ	158
10.	ΒΙΟΓΡΑΦΙΚΟ ΣΗΜΕΙΩΜΑ	170

Κεφάλαιο 1

Εισαγωγή

1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες έχουν βρει ένα ευρύ πεδίο εφαρμογών τα τελευταία χρόνια λόγω της εξαιρετικής μηχανικής και αντιδιαβρωτικής συμπεριφοράς τους όπως επίσης και των χαρακτηριστικών κατασκευής και του χαμηλού κόστους παραγωγής τους. Η υψηλή αντοχή σε εφελκυσμό και η δυσθραυστότητα σε συνδυασμό με την αντοχή σε διάβρωση στο θερμοκρασιακό εύρος $-50+250^{\circ}$ C είναι σημαντικές ιδιότητες, με πεδίο εφαρμογής στη χημική και πετροχημική βιομηχανία, τις γραμμές μεταφοράς αερίου και πετρελαίου, και τις θαλάσσιες κατασκευές [1-2]. Σε αυτά τα πεδία και σε πολλούς άλλους χώρους, οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες αποτελούν τους ανταγωνιστές των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων αν και είναι πιο δαπανηροί. Οι σύγχρονοι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες συγκολλούνται εύκολα με τις συνηθισμένες μεθόδους τήξης, αν και η πολύπλοκη μεταλλουργία τους και η τάση για κατακρήμνιση μεσομεταλλικών ενώσεων κάνουν τη θεωρία και την πρακτική της συγκόλλησης, κάπως πιο σύνθετη από αυτή των ωστενιτικών χαλύβων.

Για τον καλύτερο συνδυασμό αντοχής σε διάβρωση και μηχανικής αντοχής, είναι απαραίτητο να διατηρείται η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη κοντά στην τιμή 1:1. Στους επεξεργασμένους τύπους, αυτή η αναλογία 50% φερρίτης-50% ωστενίτης επιτυγχάνεται με ένα συνδυασμό επιλογής στοιχείων κραμάτωσης και μια κατάλληλη θερμική κατεργασία μετά την παραγωγή. Εντούτοις, κατά την συγκόλληση, τα ευεργετικά αποτελέσματα της θερμικής κατεργασίας χάνονται (εκτός από την σπάνια περίπτωση όπου μια θερμική κατεργασία είναι εφικτή μετά τη συγκόλληση) και εμφανίζονται ισχυρά ανισόρροπες δομές με υπερβολικό ποσοστό φερρίτη. Επίσης προηγούμενες έρευνες [3-5] έχουν δείξει ότι η μικροδομή της συγκόλλησης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης είναι συνάρτηση του ρυθμού απόψυξης. Οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες στερεοποιούνται

με τη μορφή δ-φερρίτη ενώ ο γ-ωστενίτης σχηματίζεται με φύτρωση στα όρια των κόκκων του φερρίτη κατά την απόψυξη στερεάς κατάστασης σε θερμοκρασία δωματίου. Το ποσοστό ωστενίτη που δημιουργείται σε θερμοκρασία δωματίου στις συγκολλήσεις είναι επομένως συνάρτηση του ιστορικού των θερμοκρασιών κατά την συγκόλληση. Όσο ο ρυθμός απόψυξης είναι υψηλότερος τόσο το ποσοστό του φερρίτη είναι υψηλότερο στη διπλοφασική δομή. Για να αντισταθμιστεί αυτό το αποτέλεσμα, χρησιμοποιούνται προσαρμοσμένα μέταλλα προσθήκης με υψηλό ποσοστό κραματικών στοιχείων τα οποία τροποποιούν την χημική σύσταση της ζώνης τήξης και την αντιστοιχούμενη μικροδομή σταθεροποιώντας τον ωστενίτη [6-7]. Αέρια προστασίας εμπλουτισμένα σε άζωτο έχουν επίσης υιοθετηθεί με επιτυχία [7].

Μια δεύτερη άποψη μεγάλης σπουδαιότητας στη μεταλλουργία συγκόλλησης των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων αφορά τις αντιδράσεις κατακρήμνισης των μεσομεταλλικών φάσεων. Η αποφυγή της δημιουργίας μεσομεταλλικών φάσεων στη ΘΕΖ και τη ζώνη τήξης γίνεται εξαιρετικά δύσκολη εξαιτίας του μεγάλου ποσοστού σε κραματικά στοιχεία και αποτελεί ένα θέμα σημαντικού ενδιαφέροντος για τους υπερκραματωμένους διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Από θερμοδυναμική άποψη και από την πρακτική εμπειρία είναι γνωστό ότι, μαζί με τον φερρίτη και τον ωστενίτη, μια μεγάλη ποικιλία ανεπιθύμητων φάσεων μπορεί να δημιουργηθεί στην θερμοκρασία των 400-1200⁰ C. Οι φάσεις αυτές μπορεί γενικά να εμφανιστούν λόγω ακατάλληλων συνθηκών συγκόλλησης που έχουν ως αποτέλεσμα υπερβολική θέρμανση, ανεπαρκή ρυθμό ψύξης ή υπερβολική επαναθέρμανση κατά τη συγκόλληση πολλαπλών πάσσων. Οι πιο σημαντικές δευτερογενείς φάσεις που δημιουργούνται σε θερμοκρασίες οι οποίες ξεπερνούν τους 500⁰ C κατά την κατασκευή και συγκόλληση είναι οι σ, χ, ο δευτερογενής ωστενίτης και τα νιτρίδια του χρωμίου [8-17]. Επιπροσθέτως η μετατροπή του φερρίτη στη φάση α' έχει μελετηθεί επαρκώς και αναφέρεται ως "ευθραυστοποίηση

των 475⁰ C” [18-21]. Η δημιουργία αυτών των φάσεων ελέγχει ουσιαστικά το όριο θερμοκρασίας λειτουργίας των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων όπως επίσης και την αντοχή τους σε κρούση και διάβρωση. Τέλος, οι βιβλιογραφικές αναφορές στις ιδιότητες των συγκολλήσεων σε διπλοφασικούς χάλυβες έδειξαν ότι στον περισσότερο κραματωμένο τύπο 25Cr-7Ni-4Mo (UNS S32750) και σε άλλους υπερδιπλοφασικούς τύπους, ο χρόνος παραμονής σε υψηλές θερμοκρασίες που απαιτείται για τη δημιουργία κατακρημνίσεων είναι της ίδιας τάξης με αυτόν που παρατηρείται κατά τις συμβατικές συγκολλήσεις. Επομένως, όσο αυξάνεται το ποσοστό κραμάτωσης του μετάλλου βάσης και της συγκόλλησης, γίνεται αυξητικά δύσκολο να βελτιστοποιηθούν οι θερμοκοί κύκλοι έτσι ώστε να παραχθούν συγκολλήσεις με ικανοποιητικές αντιδιαβρωτικές ιδιότητες [9]. Αντιθέτως, στους τύπους με χαμηλότερο ποσοστό χρωμίου, όπως στον τύπο 23Cr-4Ni (UNS S32304) και στον 22Cr-5Ni-3Mo (UNS S32205) η αυξημένη σταθερότητα της μικροδομής και ένας ακριβής έλεγχος της θερμικής παροχής, των θερμοκρασιών μεταξύ των πάσσων και της σύστασης του μετάλλου συγκόλλησης είναι δυνατόν να εμποδίσουν σημαντικά την εκτεταμένη κατακρήμνιση ανεπιθύμητων φάσεων [8-10].

Παρά το μεγάλο μέγεθος της βιβλιογραφίας που έχει δημοσιευτεί για τις βασικές αρχές που αφορούν τις συμβατικές συγκολλήσεις και τις ιδιότητες τους, οι πληροφορίες για τις συγκολλήσεις με δέσμες υψηλής ενέργειας είναι περιορισμένες. Για εφαρμογές με μεγάλο όγκο παραγωγής και για μεγάλα βιομηχανικά εξαρτήματα, τα πλεονεκτήματα των συγκολλήσεων δέσμης ηλεκτρονίων και laser όπως η χαμηλή θερμική παροχή, η περιορισμένη ΘΕΖ, η μικρή στρέβλωση και οι συγκολλήσεις μεγάλων ταχυτήτων μπορούν να οδηγήσουν σε αυξημένη παραγωγικότητα. Αρκετές εργασίες έχουν δημοσιευτεί μέχρι σήμερα και παρουσιάζουν ένα προκαταρκτικό πλαίσιο στοιχείων για την συγκολλησιμότητα των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων καθώς επίσης και με laser. Αυτές οι εργασίες υποδεικνύουν

ότι μερικά από τα ειδικά χαρακτηριστικά της συγκόλλησης με δέσμες υψηλής ενέργειας, όπως ο ταχύς ρυθμός απόψυξης και η μη χρήση μετάλλου προσθήκης αποτελούν περιοριστικούς παράγοντες για την ανάπτυξη των συγκολλήσεων αυτών. Από την άλλη μεριά, η ευελιξία των μεθόδων μπορεί να αντισταθμίσει αυτά τα μειονεκτήματα παρέχοντας μια ευρεία διακύμανση επιλογής παραμέτρων και επιτρέποντας επιφανειακή θερμική κατεργασία με την ίδια πηγή. Σύγχρονες έρευνες έχουν επιδείξει ότι ένα επιφανειακό πέρασμα με δέσμη laser είναι δυνατόν να τροποποιήσει τη δομή του μετάλλου συγκόλλησης στην κορυφή του κορδονιού, εισάγοντας έτσι μια ακόμη παράμετρο για έλεγχο της μικροδομής της συγκόλλησης. Η αποτελεσματικότητα της δέσμης ηλεκτρονίων σε επιφανειακή κατεργασία δεν είχε διερευνηθεί ως τώρα, αν και είναι γεγονός ότι σε πολλές περιπτώσεις η δέσμη ηλεκτρονίων έχει αποδειχθεί πλεονεκτικότερη της δέσμης laser, για παράδειγμα όσον αφορά την προστατευτική ατμόσφαιρα και το μικρό μέγεθος εστίασης. Είναι επομένως ουσιαστικό να ερευνηθεί το αποτέλεσμα μιας επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη ηλεκτρονίων μετά την συγκόλληση.

Η παρούσα ερευνητική εργασία αναπτύχθηκε σε ένα τύπο διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα 22Cr-5Ni-3Mo (UNS S32205), και στα πλαίσιά της παράχθηκαν συγκολλήσεις με δέσμη ηλεκτρονίων σε σωλήνες ενώ ένα μέρος από αυτές υπέστησαν επιφανειακή κατεργασία χρησιμοποιώντας την ίδια πηγή δέσμης με δέσμη ηλεκτρονίων. Συγκολλήσεις οι οποίες παράχθηκαν με την ίδια μέθοδο υπέστησαν συμβατική θερμική κατεργασία στους 1050⁰ σε φούρνο κενού και χρησιμοποιήθηκαν για σύγκριση. Η εργασία εστιάζει στη λεπτομερή περιγραφή της μεθόδου συγκόλλησης των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων και στην επίδραση της επιφανειακής κατεργασίας με δέσμη ηλεκτρονίων στην μικροδομή και τις μηχανικές και αντιδιαβρωτικές ιδιότητες.

Κεφάλαιο 2

Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

2.1 Τύποι διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων

Η πλέον συγκεντρωτική ταξινόμηση των τύπων διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων δίνεται από το σύστημα UNS (Unified Numbering System). Παρόλο που το σύστημα αυτό παρέχει πληροφορίες μόνο για την χημική σύσταση του κάθε τύπου, έχει καθιερωθεί ως το πιο αναγνωρισμένο. Ο πίνακας 1 δίνει την αντιστοιχία των τύπων διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων από το σύστημα UNS με τους σύγχρονους τύπους από το Ευρωπαϊκό σύστημα EN10088-1, μαζί με κάποια εμπορικά ονόματα.

UNS	Common tradenames	European coding (EN)	Typical PRE _N
Alloy lean			
S31500	3RE60, ¹ A903, ⁹ VLX 569 ³	1.4417	23
S32304	SAF2304, ^{1,11} UR35N, ² VLX534 ³	1.4362	25
S32404	UR50 ²	–	31
Standard 22%Cr			
S31803	2205, ¹ UR45N, ² Falc223, ⁸ AF22, ¹⁰ VS22, ³ VLX562, ³ DP8, ⁴ 318LN, A903, ⁹ 1.4462/PRES35, ¹² NKCr22, ¹³ SM22Cr, ⁴ Remanit 4462 ¹⁴	1.4462	34
S32205	UR45N +, ² 2205 ¹	1.4462	35
High alloy			
S31200	UHB 44LN, UR 47N, ² VLX547 ³	–	38
S31260	DP3 ⁴	–	38
S32550	Ferralium 255, ⁵ UR52N ²	1.4507	38
S32900	AISI 329, UHB 44L, 10RE51, ¹ 453S	1.4460	33
S32950	7Mo Plus ¹⁵	–	36
Superduplex			
S32520	UR52N +, ² SD40 ⁵	1.4507	41
S32750	SAF2507, ^{1,11} UR47N + ²	1.4410	41
S32760	Zeron 100, ⁶ FALC100 ⁸	1.4501	> 40
S39226			> 40
S39274	DP3W ⁴	–	42*
S39277	AF918, ⁷ 25.7NCu ⁷	–	42

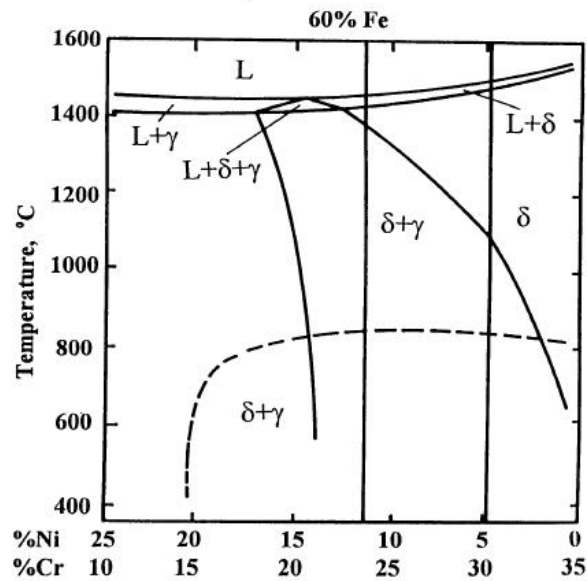
* PRE_w**Manufacturers (in no particular order)**¹ Avesta Sheffield Ltd² Creusot-Loire Industrie³ Valourec⁴ Sumitomo Metal Industries⁵ Haynes International⁶ Weir Materials Ltd⁷ DMV Stainless/Feroni⁸ Krupp Stahl⁹ Böhler Edelstahl¹⁰ Mannesmann¹¹ AB Sandvik Steel¹² Fabrique de Fer¹³ Nippon Kokan¹⁴ TEW¹⁵ Carpenter

Πίνακας 1 – Μερικά συνήθη εμπορικά ονόματα, αντιστοιχία με το ευρωπαϊκό πρότυπο EN, και τυπικές τιμές PRE_N (ισοδύναμο διάβρωσης με βελονισμούς) για τύπους διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων

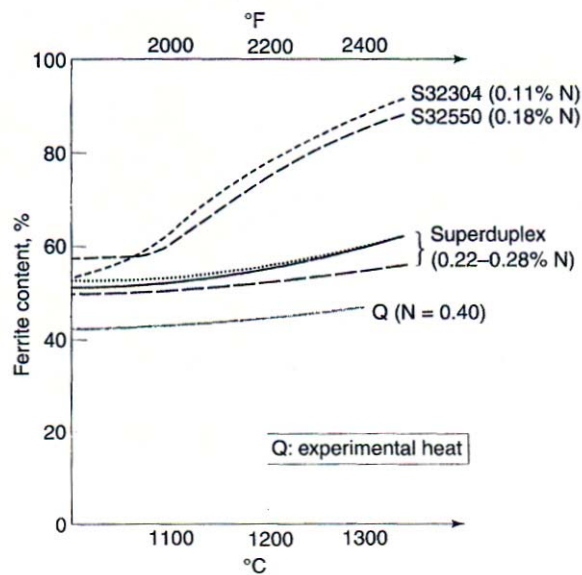
2.2 Μικροδομή των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων

Οι σύγχρονοι διπλοφασικοί ανοξειδωτοι χάλυβες χαρακτηρίζονται από μικροδομή δύο φάσεων, η οποία αποτελείται από ένα μείγμα με περίπου 50% κατ' όγκο νησίδων ωστενίτη (FCC) μέσα σε κόκκους φερρίτη (BCC). Τα προϊόντα χύτευσης και έλασης έχουν σχεδόν παρόμοιες κατ' όγκο περιεκτικότητες φερρίτη και ωστενίτη, οι οποίες, στην περίπτωση των προϊόντων έλασης, περιέχουν έναν επιμηκυσμένο ιστό ο οποίος λαμβάνεται με θερμή έλαση ακολουθούμενη από ανόπτηση και βαφή σε νερό. Η βέλτιστη αναλογία φάσεων ποικίλλει μεταξύ των κατασκευαστών, αλλά γενικότερα μπορεί να αναμένεται μια διακύμανση από 45% έως 60% ωστενίτη. Η δομή εξασφαλίζεται από ένα ταυτόχρονο έλεγχο της χημικής σύστασης και της θερμοκρασίας ανόπτησης.

Η εικόνα 1 δείχνει μια σχηματική τομή του τριμερούς διαγράμματος Fe-Cr-Ni στο επίπεδο 60% Fe. Οι αναλογίες φάσεων και οι αντίστοιχες συστάσεις τους δίνονται για συγκεκριμένο διπλοφασικό ανοξειδωτο χάλυβα. Η σταθερότητα σε υψηλή θερμοκρασία της διπλοφασικής δομής επηρεάζεται περισσότερο από την παρουσία αζώτου παρά από το χρώμιο ή το μολυβδαίνιο. Όπως φαίνεται στην εικόνα 2 η πρόσθεση 0.25% N σε ένα κράμα με 25% Cr παράγει ποσοστό φερρίτη περίπου 50% στους 1250⁰ C, σε σύγκριση με σχεδόν 80% φερρίτη όταν η περιεκτικότητα αζώτου είναι στο 0.18% [22]. Παρόλα αυτά είναι δύσκολο να προβλεφθεί η μικροδομή ενός διπλοφασικού χάλυβα με απλοποιημένα διαγράμματα, λόγω της επίδρασης άλλων κραματικών στοιχείων τα οποία διαφοροποιούν τα πεδία των φάσεων.



Εικόνα 1 – Διάγραμμα Fe-Cr-Ni για ποσοστό 60% Fe. Η κάθετη γραμμή υποδηλώνει την σύσταση του διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα.



Εικόνα 2 – Διακύμανση του ποσοστού φερρίτη με την θερμοκρασία για ορισμένους διπλοφασικούς ανοξειδωτούς χάλυβες [22].

2.1.1 Κραματικά στοιχεία

Το διάγραμμα φάσεων το οποίο φαίνεται στην εικόνα 1 δείχνει εμφανώς ότι ο φερρίτης και ο ωστενίτης θα έχουν διαφορετικές συστάσεις εξαρτώμενες από την θερμοκρασία. Αρκετοί ερευνητές έχουν μελετήσει την σύσταση των φάσεων και τους απορρέοντες συντελεστές κατανομής των στοιχείων σε ανοπτημένο προϊόν και έχουν αποδείξει ότι, με εξαίρεση το άζωτο, οι συντελεστές κατανομής για ένα συγκεκριμένο στοιχείο δεν διαφέρουν σημαντικά μεταξύ των κραμάτων, παρ' όλη την ευρεία γκάμα κραμάτων που ερευνήθηκαν. Αυτό οφείλεται στο ότι, για τις συγκεκριμένες συστάσεις και θερμοκρασίες, δεν γίνεται υπέρβαση των ορίων διαλυτότητας για τα στοιχεία αυτά. Είναι γενικά αποδεκτό ότι ο φερρίτης είναι εμπλουτισμένος σε Cr, Mo, Si και W και ενώ ο ωστενίτης σε N, Ni, Cu και Mn.

2.1.2 Άζωτο

Ο συντελεστής κατανομής για το άζωτο φαίνεται να ποικίλλει εμφανώς μεταξύ των διαφόρων κραμάτων και εξαρτάται σημαντικά από την σύσταση. Ειδικότερα το Cr και το Mo αυξάνει την διαλυτότητα σε άζωτο, πράγμα το οποίο εξηγεί γιατί οι υπερδιπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες μπορούν να περιέχουν υψηλότερα ποσοστά αζώτου απ' ότι οι παραλλαγές με χαμηλότερο χρώμιο. Παρόλα αυτά ο συντελεστής κατανομής για το άζωτο εξαρτάται επίσης από την θερμοκρασία. Κατά την διάρκεια μιας ανόπτησης, ακόμη και εάν η διαλυτότητα του αζώτου στον φερρίτη μπορεί να αυξηθεί λίγο, το ποσοστό του ωστενίτη μειώνεται σημαντικά. Αυτό οδηγεί σε εμπλουτισμό σε άζωτο του απομένοντος ωστενίτη, και έτσι η κατανομή του αζώτου αυξάνει, δηλ. ο δείκτης K (φερρίτη/ωστενίτη) είναι μακριά από την μονάδα [23]. Εντούτοις κατά την ψύξη, λαμβάνει χώρα σχηματισμός ωστενίτη και ο φερρίτης υπόκειται γρήγορα σε κορεσμό σε άζωτο, με το υπερβάλλον άζωτο να διαχέεται στον ωστενίτη. Το ποσοστό

0.03-0.05% N είναι το σημείο ισορροπίας διαλυτοποίησης αζώτου στον φερρίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος [24].

Επιπλέον προσθήκες αζώτου στην κυρίως σύσταση του κράματος, όπως στην περίπτωση των υπερδιπλοφασικών χαλύβων, οδηγεί σε εμπλουτισμό σε άζωτο του ωστενίτη. Καθώς δε το άζωτο έχει σημαντική επίδραση στην αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό, αυτό εξισορροπεί τον προνομιακό επιμερισμό του Cr και Mo στον φερρίτη.

Όλες αυτές οι πληροφορίες είναι σημαντικές για την κατανόηση της επίδρασης της θερμικής κατεργασίας στην μικροδομή, ειδικότερα στον σχηματισμό των δευτερογενών φάσεων. Για παράδειγμα, αν η θερμική κατεργασία πραγματοποιείται σε πολύ υψηλή θερμοκρασία, τότε ο πρωτογενής ωστενίτης μετατρέπεται σε φερρίτη, διευκολύνοντας τον σχηματισμό δευτερογενούς ωστενίτη κατά την ψύξη, ο οποίος έχει εμφύτως μικρότερο ποσοστό N, Mo και Cr από τον πρωτογενή ωστενίτη και κατώτερη αντοχή σε διάβρωση.

Από την άλλη μεριά, αν η θερμική κατεργασία γίνεται σε πολύ χαμηλότερη θερμοκρασία, τότε τα κραματικά στοιχεία μπορεί να κατανεμηθούν και να οδηγήσουν στον σχηματισμό μεσομεταλλικών ενώσεων.

2.1.3 Στοιχεία θερμικών κατεργασιών

Πολυάριθμες δομικές αλλαγές μπορεί να συμβούν στους διπλοφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες κατά την διάρκεια ισόθερμων ή ανισόθερμων θερμικών κατεργασιών. Οι περισσότεροι από αυτούς τους μετασχηματισμούς αφορούν τον φερρίτη, καθώς η διάχυση των στοιχείων είναι κατά προσέγγιση 100 φορές γρηγορότερη από τον ωστενίτη. Πρόκειται βασικά για συνέπεια της λιγότερο συμπαγούς δομής του πλέγματος BCC. Επιπλέον, όπως αναφέρθηκε, ο φερρίτης είναι εμπλουτισμένος σε Cr και Mo τα οποία προάγουν τον σχηματισμό μεσομεταλλικών ενώσεων. Περαιτέρω, η διαλυτότητα των στοιχείων στον

φερρίτη μειώνεται με την πτώση της θερμοκρασίας, αυξάνοντας την πιθανότητα κατακρήμνισης κατά την θερμική κατεργασία.

Οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες στερεοποιούνται τελείως στην περιοχή του φερρίτη, για τυπικές συστάσεις και κανονικούς ρυθμούς απόψυξης. Ακολουθεί μετασχηματισμός στερεάς κατάστασης σε ωστενίτη, ο οποίος είναι φυσικά αναστρέψιμος, έτσι ώστε οποιαδήποτε αύξηση της θερμοκρασίας π.χ. από 1050°C σε 1300°C , οδηγεί σε αύξηση του ποσοστού φερρίτη. Ακόμη, καθώς αυξάνει η θερμοκρασία, υπάρχει μείωση του διαφορισμού των στοιχείων μεταξύ των φάσεων δηλ. ο συντελεστής κατανομής K τείνει στην μονάδα και επιπροσθέτως ο φερρίτης εμπλουτίζεται σε άνθρακα και άζωτο.

2.1.4 Χαρακτηριστικά και μορφολογία κατακρημνισμάτων

Ο χαρακτήρας και η μορφολογία των κατακρημνισμάτων τα οποία δημιουργούνται στους διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες ποικίλλουν σημαντικά, όπως επίσης και ο χρόνος που χρειάζονται για να σχηματιστούν και η επίδρασή τους στις ιδιότητες του υλικού. Παρακάτω φαίνονται μερικά βασικά κατακρημνίσματα τα οποία συναντώνται κατά τις θερμικές καταπονήσεις και συγκολλήσεις.

Δευτερογενής ωστενίτης (γ_2)

Ο δευτερογενής ωστενίτης γ_2 μπορεί να σχηματιστεί σχετικά γρήγορα και με διαφορετικούς μηχανισμούς ανάλογα με την θερμοκρασία. Κάτω από τους 650°C , ο γ_2 έχει την ίδια σύσταση με τον περιβάλλοντα φερρίτη, υποδεικνύοντας έναν μη διαχυσιακό μετασχηματισμό με χαρακτηριστικά παρόμοια του σχηματισμού μαρτενσίτη [25].

Σε θερμοκρασίες μεταξύ των 650°C και 800°C , όπου η διάχυση είναι ταχεία, σχηματίζονται πολλές μορφές ωστενίτη Widmanstätten [26]. Αν και

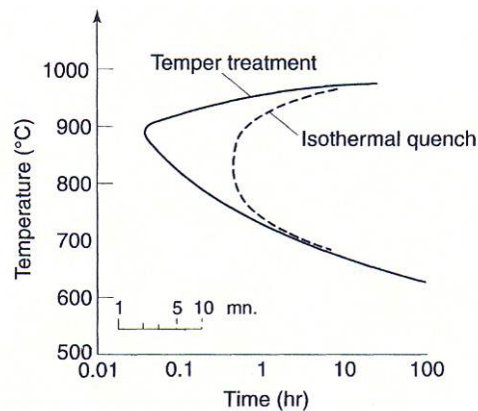
υπάρχει εμπλουτισμός του γ_2 σε άζωτο σε σύγκριση με την μήτρα φερρίτη, τα ποσοστά Cr και N του δευτερογενή ωστενίτη είναι σχετικά χαμηλότερα από αυτά του πρωτογενούς ωστενίτη [27].

Στους 700-900⁰ C σχηματίζεται ένα ευτηκτοειδές $\gamma_2 + \sigma$ καθώς ο γ_2 απορροφά Ni, και σε κάποια έκταση αποβάλλει Cr και Mo, διευκολύνοντας την δημιουργία κατακρημνισμάτων πλουσίων σε Cr και Mo, όπως η φάση σίγμα. Παρομοίως, μια μορφή γ_2 η οποία σχηματίζεται στα όρια δ / γ έχει βρεθεί να είναι απογυμνωμένη από Cr, ειδικά εάν κατακρημνίζεται σε συνδυασμό με Cr₂N [28]. Σε οποιαδήποτε περίπτωση όλες αυτές οι περιοχές είναι επιρρεπείς σε διάβρωση με βελονισμό.

Φάση σίγμα (σ)

Η φάση σ , πλούσια σε Cr και Mo, είναι ένα σκληρό ψαθυρό κατακρήμνισμα το οποίο σχηματίζεται μεταξύ των 650 και 1000⁰ C, συχνά συνδεδεμένο με μείωση στις μηχανικές και αντιδιαβρωτικές ιδιότητες.

Σε θερμοκρασία 900⁰ C, η μετατροπή του φερρίτη σε φάση σ μπορεί να συμβεί στους υπερδιπλοφασικούς χάλυβες σε μικρό χρόνο, έως και δύο λεπτά. Στην περίπτωση των ορίων μεταξύ των φάσεων, όπως κατά τον μετασχηματισμό του φερρίτη σε ωστενίτη και δευτερογενή ωστενίτη, ο υπολειπόμενος φερρίτης εμπλουτίζεται σε Cr, Mo ενώ απογυμνώνεται από Ni, προωθώντας τον σχηματισμό φάσης σ , ενώ για τον ίδιο λόγο η ανάπτυξη της φάσης αυτής συμβαίνει και μέσα στον αποσταθεροποιημένο φερρίτη. Σύγκριση των ρυθμών σχηματισμού φάσης σ για κατεργασίες επαναφοράς (επαναθέρμανση από θερμοκρασία περιβάλλοντος) και ισόθερμης βαφής (ψύξης από υψηλότερη θερμοκρασία) έχει δείξει ότι ο ρυθμός σχηματισμού είναι μεγαλύτερος κατά την επαναφορά (εικόνα 3).



Εικόνα 3 – Καμπύλες για την έναρξη του σχηματισμού φάσης σίγμα από κατεργασία επαναφοράς ή από ισόθερμη βαφή [29].

Νιτρίδια Cr_2N και CrN

Το άζωτο προστίθεται στο διπλοφασικό ανοξειδωτο χάλυβα για την σταθεροποίηση του ωστενίτη και για να βελτιώσει τις μηχανικές ιδιότητες και την αντοχή σε διάβρωση. Όπως ήδη αναφέρθηκε η διαλυτότητα του αζώτου είναι σημαντικά υψηλότερη στον ωστενίτη απ' ό τι στον φερρίτη.

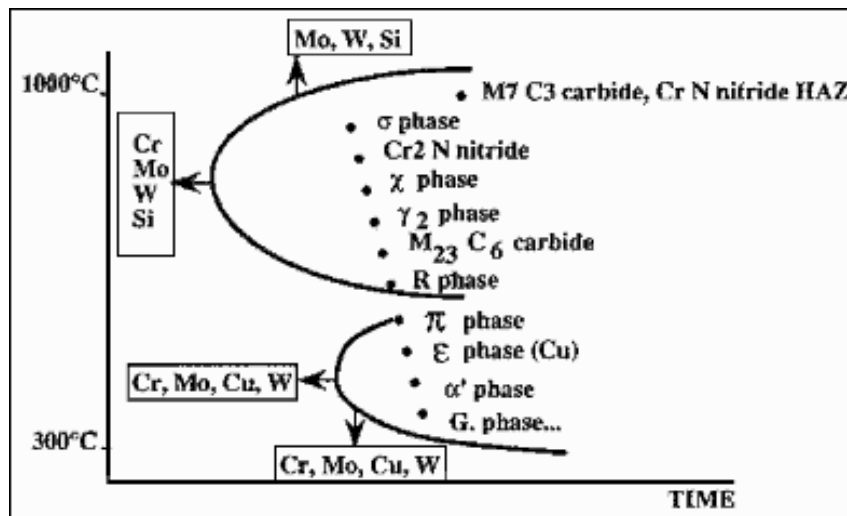
Πάνω από την θερμοκρασία διαλυτοποίησης (περίπου $1040^{\circ}C$) το ποσοστό φερρίτη δ αυξάνεται και μόλις κάτω από την περιοχή στερεοποίησης (solidus) δημιουργείται μια εξ' ολοκλήρου φερριτική δομή. Σε αυτές τις θερμοκρασίες η διαλυτότητα του αζώτου στον φερρίτη είναι υψηλή αλλά κατά την διάρκεια της ψύξης, η διαλυτότητα μειώνεται, ο φερρίτης γίνεται υπερκορεσμένος σε άζωτο, οδηγώντας στην κατακρήμνιση στο εσωτερικό του βελονοειδών κρυστάλλων Cr_2N [28]. Παρομοίως, το Cr_2N είναι πιο πιθανό να σχηματιστεί έπειτα από υψηλές θερμοκρασίες διαλυτοποίησης [30] ενώ σχηματίζεται επίσης πολύ γρήγορα κατά την βαφή από αυτές τις θερμοκρασίες. Η ισόθερμη έκθεση στην θερμοκρασιακή περιοχή $700-950^{\circ}C$, παράγει περικρυσταλλικά πλακίδια Cr_2N στα όρια των κόκκων δ / δ τα οποία επηρεάζουν την αντοχή

σε διάβρωση [31]. Από την άλλη μεριά η συγκόλληση των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων ευνοεί ένα άλλο νιτρίδιο στην ΘΕΖ, το κυβικό CrN.

Καρβίδια $M_{23}C_6$ και M_7C_3

Το καρβίδιο M_7C_3 σχηματίζεται μεταξύ των 950°C και 1050°C στα όρια των κόκκων δ / γ . Παρόλα αυτά, καθώς ο σχηματισμός του χρειάζεται 10 λεπτά, μπορεί να αποφευχθεί με συνήθειες τεχνικές βαφής.

Γενικότερα, οι σύγχρονοι τύποι διπλοφασικών χαλύβων περιέχουν λιγότερο από 0.02% C, και τα καρβίδια οποιουδήποτε τύπου απαντώνται σπάνια ή καθόλου [31]. Σε άλλους τύπους με σχετικά υψηλότερο ποσοστό άνθρακα, περίπου 0.03%, το καρβίδιο το οποίο σχηματίζεται είναι του τύπου $M_{23}C_6$ και κατακρημνίζεται γρήγορα στους $650\text{-}900^{\circ}\text{C}$, ενώ χρειάζεται λιγότερο από 1 λεπτό για να σχηματιστεί στους 800°C [26].



Εικόνα 4 – Πιθανά κατακρημνίσματα σε διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες σε συνάρτηση με την θερμοκρασία.

2.3 Συγκολλήσεις διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων

Οι σύγχρονοι διπλοφασικοί ανοξείδωτοι χάλυβες συγκολλούνται με όλες τις συμβατικές μεθόδους αν και η αναλογία ωστενίτη/φερρίτη καθώς και ο τελικός σχηματισμός μεσομεταλλικών φάσεων επιβάλλει ειδική προσοχή κατά την συγκόλληση. Οι μέθοδοι οι οποίες χαρακτηρίζονται από πολύ χαμηλή ή πολύ υψηλή θερμική παροχή κατά την συγκόλληση χρησιμοποιούνται μόνο για ειδικές εφαρμογές. Αυτές οι μέθοδοι περιλαμβάνουν την συγκόλληση αντιστάσεως (RW), την συγκόλληση laser (LW), την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων (EBW), την συγκόλληση με τριβή (FW), και την συγκόλληση με ηλεκτροσκουριά (ESW).

Η βιβλιογραφία περιλαμβάνει πολλές αναφορές για την σωστή διαδικασία συγκόλλησης των διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων καθώς και τις ιδιότητες των συγκολλήσεων αυτών [32-41].

Οι κύριοι παράγοντες οι οποίοι επηρεάζουν τις τελικές ιδιότητες της συγκόλλησης είναι η χημική σύσταση του μετάλλου προσθήκης [42-43], η θερμική παροχή [42,44,45], η προσθήκη νικελίου ή αζώτου [43,45-47] και ο ρυθμός απόψυξης [48,49].

Η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη θα πρέπει να διατηρείται κοντά στο 50/50, με σκοπό τον βέλτιστο συνδυασμό αντοχής σε διάβρωση και μηχανικής αντοχής. Στους εμπορικούς χάλυβες αυτή η αναλογία εξασφαλίζεται με ένα συνδυασμό επιλογής κραματικών στοιχείων και κατάλληλης θερμικής κατεργασίας μετά την παραγωγή. Εντούτοις, κατά την συγκόλληση, η ευεργετική επίδραση της ανόπτησης χάνεται, έτσι μπορεί να εμφανιστούν στη ζώνη τήξης δομές εκτός ισορροπίας πλούσιες σε φερρίτη. Σε αυτές τις περιπτώσεις η δομή συχνά τροποποιείται με την χρήση προσαρμοσμένων μετάλλων προσθήκης [6-7,47] ή την εισαγωγή αζώτου [47-50].

2.3.1 Μεταλλουργία και μικροδομή των συγκολλήσεων διπλοφασικών χαλύβων

Η κινητική των μεταλλουργικών φαινομένων κατά την συγκόλληση περιγράφεται σε γενικές γραμμές παρακάτω.

Κατά την διάρκεια της συγκόλλησης ενός διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα, πρώτα επέρχεται η διαλυτοποίηση του ωστενίτη κατά την θέρμανση, ακολουθούμενη από ανάπτυξη κόκκων στη περιοχή του φερρίτη και τελικά κατά την απόψυξη τον επανασχηματισμό του ωστενίτη.

Κατά την απόψυξη ο ωστενίτης αναπτύσσεται στα όρια των κόκκων, αλλά σε χαμηλούς ρυθμούς απόψυξης μπορεί επίσης να κατακρημνισθεί στο εσωτερικό των κόκκων. Ο κύκλος θέρμανσης της συγκόλλησης έχει σημαντική επίδραση στην δυσθραυστότητα. Ένας χαμηλός ρυθμός απόψυξης προάγει τον σχηματισμό ωστενίτη αλλά από την άλλη μεριά παρέχει μεγαλύτερους κόκκους και την κατακρήμνιση ψαθυρών μεσομεταλλικών ενώσεων, όπως φάσεις σ και χ . Επίσης μπορεί να σχηματισθούν και νιτρίδια όπως Cr_2N ή CrN .

Το Cr_2N σχηματίζεται πιθανώς όταν λαμβάνει μέρος απότομη ψύξη από μεγάλη θερμοκρασία διαλυτοποίησης λόγω του υπερκορεσμού του φερρίτη σε άζωτο. Το Cr_2N σχηματίζεται σε θερμοκρασίες κάτω από 900°C ενώ το CrN μπορεί να βρεθεί στην ΘΕΖ σε θερμοκρασίες κάτω από 1100°C , αν ο σχηματισμός ωστενίτη και Cr_2N μειωθεί. Παρόλα αυτά ένα ποσοστό αζώτου είναι χρήσιμο στο σχηματισμό του ωστενίτη. Η περιεκτικότητα σε άζωτο θα πρέπει να βελτιστοποιείται κοντά στο υψηλότερο όριο, ενώ οι απώλειες σε άζωτο κατά την συγκόλληση να ελαχιστοποιούνται.

Όσον αφορά την μικροδομή γενικά, σε μια συγκόλληση διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα ο ωστενίτης σχηματίζεται στα πρώην όρια του φερρίτη, σαν πλακίδια τύπου Widmanstätten μέσα στους κόκκους ή σαν εσωτερικά κατακρημνίσματα [51].

Η μικροδομή των συγκολλήσεων των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων και ο συνδυασμός με τα μεταλλουργικά φαινόμενα τα οποία απαντώνται κατά την διεργασία αυτή αποτέλεσε το αντικείμενο έρευνας πολλών ερευνητών. Περιληπτικά αναφέρονται κάποιες σημαντικές παρατηρήσεις οι οποίες περιλαμβάνουν και εργασίες για την μικροδομή των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων σε θερμικές κατεργασίες.

Οι Nelson, Baeslack III, Lippold [52], απέδειξαν ότι η χρήση ειδικών τεχνικών χρωματικής προσβολής κατά την μεταλλογραφία μπορεί να βοηθήσει στον χαρακτηρισμό και την μορφολογία των φάσεων όσο και του μικροδιαφορισμού του χρωμίου στις συγκολλήσεις.

Οι Cizek, Wynne και Rainforth [53], μελέτησαν την εφαρμογή της μεθόδου EBSD για το καθορισμό των χαρακτηριστικών της μικροδομής και του ιστού σε διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες οι οποίοι έχουν υποστεί παραμόρφωση εν θερμώ.

Οι Gooch και Woollin [54], μελέτησαν αναλυτικά τη χρήση μεταλλογραφίας για την πιστοποίηση συγκολλήσεων διπλοφασικών χαλύβων. Στα συμπεράσματά τους αναφέρουν ότι η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη δεν μπορεί να προσδιοριστεί με περιθώριο λάθους μικρότερο του $\pm 6\%$. Αν σε οποιαδήποτε περίπτωση πρέπει να χρησιμοποιηθούν ποσοτικά κριτήρια τρία είναι τα απαραίτητα χαρακτηριστικά: η περιοχή εξέτασης πρέπει να προσδιοριστεί με ακρίβεια, τα όρια πρέπει να τεθούν συντηρητικά, ο προσδιορισμός της αναλογίας πρέπει να γίνει εις τριπλούν σε διαφορετικά επίπεδα της τομής και πρέπει να αναφέρονται οι μέσες τιμές καθώς και τα ακραία επιτρεπόμενα όρια.

Οι Roberti και Nicodemi [55] ανέλυσαν την παρουσία φάσης σ στους διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες.

Οι Lee, Cho και Choi [56] απέδειξαν την επίδραση ισόθερμων κατεργασιών στην μετανάστευση του ορίου της διεπιφάνειας δ / γ και την ανάπτυξη του ωστενίτη. Η μετακίνηση του ορίου αυτού μέσα στην φάση του φερρίτη προκαλείται από τον σχηματισμό και την ανάπτυξη καρβιδίων. Κατόπιν υπάρχει ανάπτυξη δευτερογενούς ωστενίτη, ο οποίος οφείλεται στην απογύμνωση των περιοχών αυτών από χρώμιο κατά τον σχηματισμό καρβιδίων και φάσης σ .

Οι Sieurin και Sandström [57], απέδειξαν ότι εάν η συγκόλληση ψυχθεί στον αέρα μπορεί να σχηματιστεί ένα ικανό ποσοστό ωστενίτη και παράλληλα να αποκλεισθεί ο σχηματισμός φάσης σ . Οι ερευνητές αυτοί ταυτόχρονα ανέπτυξαν ένα μοντέλο για την εκτίμηση του ανασχηματιζόμενου ωστενίτη στη ΘΕΖ.

Οι Nilsson, Jonsson και Wilson [58], έδειξαν ότι ένας κύκλος αναθέρμανσης ευνοεί τον σχηματισμό δευτερογενούς ωστενίτη μεταξύ των κόκκων φερρίτη. Η σύσταση μπορεί να διαφέρει σημαντικά από αυτή του προϋπάρχοντος ωστενίτη.

Όλες οι παραπάνω μελέτες υποδεικνύουν την σημαντικότητα της κατανόησης των μεταλλουργικών φαινομένων τα οποία συμβαίνουν κατά την θέρμανση και την συγκόλληση των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων.

2.4 Συγκόλληση διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμες υψηλής ενέργειας

Οι συγκολλήσεις με δέσμες ενέργειας είναι ιδιαίτερα κατάλληλες για την παραγωγή ενώσεων σε υλικά με μεγάλο εύρος πάχους (από πολύ λεπτά ελάσματα μέχρι 50 mm). Οι μέθοδοι αυτές όταν χρησιμοποιηθούν σε διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες τείνουν να παράγουν ταχείς ρυθμούς ψύξης και επομένως υψηλό ποσοστό φερρίτη στην ζώνη τήξης, μειώνοντας ταυτόχρονα την αντοχή σε διάβρωση και την ολκιμότητα. Ωστόσο η μηχανική αντοχή παραμένει υψηλή, γεγονός το οποίο μπορεί να αποδοθεί στην πολύ χαμηλή περιεκτικότητα σε οξυγόνο της συγκόλλησης. Συνήθως απαιτείται ανόπτηση για να ανακτηθούν πλήρως όλες οι ιδιότητες του μετάλλου βάσης.

Προηγούμενες έρευνες έχουν δείξει ότι η μικροδομή της ζώνης τήξης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) είναι συνάρτηση του ρυθμού απόψυξης από την μέγιστη θερμοκρασία του θερμικού κύκλου [43,48,49]. Οι ανοξειδωτοι διπλοφασικοί χάλυβες γενικά στερεοποιούνται ως δ-φερρίτης, ενώ η φάση του γ-ωστενίτη σχηματίζεται από φύτρωση στα όρια των κόκκων φερρίτη κατά το στάδιο μετασχηματισμού στερεάς κατάστασης από την μέγιστη θερμοκρασία του θερμικού κύκλου. Το ποσοστό ωστενίτη που σχηματίζεται σε θερμοκρασία δωματίου στις συγκολλήσεις είναι επομένως συνάρτηση της θερμικής ιστορίας κατά την διάρκεια της συγκόλλησης. Όσο υψηλότερος είναι ο ρυθμός απόψυξης από τον μετασχηματισμό στερεάς κατάστασης, ο οποίος συμβαίνει περίπου στους 1250-1150⁰ C, τόσο υψηλότερο είναι το ποσοστό του φερρίτη στη μικροδομή του διπλοφασικού χάλυβα. Ο ρυθμός απόψυξης κατά την τήξη των ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων φτάνει έως τους 1.5x10⁶ K/s για ταχύτητα προχώρησης 2000 mm/s [48]. Σαν αποτέλεσμα κατά την διάρκεια της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων αναμένονται μικροδομές εκτός ισορροπίας στην ζώνη τήξης και την ΘΕΖ.

Παρόλα αυτά, τα πλεονεκτήματα των μεθόδων συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων και laser, όπως χαμηλή θερμική παροχή, βαθιά διείσδυση, περιορισμένη ΘΕΖ, μειωμένες παραμένουσες τάσεις και στρέβλωση, υψηλή ταχύτητα συγκόλλησης και αυτοματισμός μπορούν να προσφέρουν οικονομικές λύσεις για μεγάλη ποικιλία βιομηχανικών εφαρμογών [59-61]. Επιπροσθέτως οι μέθοδοι δέσμης ενέργειας είναι ιδιαίτερα κατάλληλες για την ένωση εξαρτημάτων μεγάλου πάχους [62].

Αρκετές δημοσιευμένες έρευνες μέχρι σήμερα παρουσιάζουν ένα πλαίσιο δεδομένων για την συγκόλληση των διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων [59-68] και laser [68-75], την αντοχή των συγκολλήσεων σε διάβρωση [76-81] καθώς και τις μηχανικές τους ιδιότητες [82-83]. Αυτές οι εργασίες δείχνουν ότι μερικά από τα ιδιαίτερα χαρακτηριστικά της συγκόλλησης με δέσμες υψηλής ενέργειας όπως ο υψηλός ρυθμός απόψυξης στη ζώνη τήξης και τη ΘΕΖ, αποτελούν ένα περιοριστικό παράγοντα για την ανάπτυξη της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων. Η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη μπορεί να επηρεαστεί αρνητικά ως αποτέλεσμα του πολύ γρήγορου ρυθμού απόψυξης στις μεθόδους δέσμης, την απουσία μετάλλου προσθήκης και την πιθανότητα απώλειας αζώτου σε συνθήκες κενού σε ποσοστό μέχρι και 20% [43, 84].

Το ποσοστό του φερρίτη μπορεί να φτάσει περισσότερο από 90% [63,64, 68-73], ενώ μια αποδεκτή μικροδομή έχει αναφερθεί από τους Hoffmann, Schüller και Sölch με την χρήση προτοποθετημένου μετάλλου προσθήκης (ελάσματα πάχους 0.5 mm) από διπλοφασικό ανοξείδωτο χάλυβα [67]. Διαφοροποιώντας την ποσότητα ελασμάτων που προστίθενται, έχουν επιτευχθεί ικανοποιητικές αναλογίες φάσεων σε χάλυβα UNS S31803.

Οι Ku, Ho, και Tjong [63], επιβεβαίωσαν σε συγκόλληση κράματος 2205 με δέσμη ηλεκτρονίων ότι η μικροδομή αποτελείται από μεγάλους κόκκους φερρίτη με ωστενίτη σχηματισμένο περικρυσταλλικά και στο εσωτερικό του φερρίτη. Επίσης δεν υπήρξε σημαντικός επιμερισμός

στοιχείων (Cr, Ni, Mo) μεταξύ του ωστενίτη και του φερρίτη στη ζώνη τήξης.

Τα αποτελέσματα δοκιμών αντοχής σε κρούση έδειξαν ότι το μέταλλο βάσης είναι σημαντικά ανθεκτικότερο από την συγκόλληση, ενώ πειράματα ποτενσιοδυναμικής διάβρωσης έδειξαν ότι το ρεύμα παθητικοποίησης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων είναι μία τάξη μεγέθους μικρότερο συγκρινόμενο με το μέταλλο βάσης.

Σε παρόμοια συμπεράσματα κατέληξαν και οι Brandi και Padilha [64].

Οι Hemmer, Grong, και Klokkehaug [65-66], μελέτησαν μοντέλα τα οποία περιγράφουν την ανάπτυξη της μικροδομής στην ζώνη τήξης και την ΘΕΖ κατά την συγκόλληση διπλοφασικών χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων. Σύμφωνα με τους ερευνητές, η απογύμνωση από τον ωστενίτη της ΘΕΖ είναι ένα βασικό πρόβλημα κατά την συγκόλληση. Αυτό οφείλεται στην συνδυασμένη δράση της εκτεταμένης ανάπτυξης των κόκκων φερρίτη, και των αιφνίδιων θερμοκρασιακών μεταβολών, οι οποίες συμπιέζουν την ακολουθούμενη αποδόμηση του φερρίτη σε ωστενίτη κατά την ψύξη κάτω από την μέγιστη θερμοκρασία του θερμικού κύκλου.

Ο P. Roguin [68] μελέτησε την συμπεριφορά των διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων σε συγκόλληση με δέσμες laser και ηλεκτρονίων καθώς και την σύγκριση τους με τη μέθοδο πλάσματος (keyhole). Στα συμπεράσματά του περιλαμβάνονται τα εξής:

- Η επανασταθεροποίηση του μετάλλου συγκόλλησης είναι πιθανή με την χρήση πλάσματος και σε μικρότερη έκταση με το laser όταν χρησιμοποιείται αέριο με αυξημένο ποσοστό αζώτου. Με το laser ειδικά θα πρέπει να χρησιμοποιηθεί καθαρό άζωτο με χαμηλή ταχύτητα. Όσον αφορά την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων η μείωση του αζώτου στο τηγμένο μέταλλο φτάνει περίπου το 50% και οι οποιεσδήποτε αλλαγές στην ταχύτητα συγκόλλησης δεν επηρεάζουν την δημιουργία μεγάλου ποσοστού φερρίτη.

- Τα χαρακτηριστικά αντοχής σε εφελκυσμό και ολκιμότητας, όπως αυτά εκτιμήθηκαν με πειράματα κάμψης ήταν ικανοποιητικά με κάθε ποσοστό φερρίτη.

- Η αντοχή σε διάβρωση σε περιβάλλον χλωριδίων (σύμφωνα με το πρότυπο ASTM G48) έδειξε ότι η συγκόλληση πλάσματος με μίγμα αργού-αζώτου υπερετέρευσε έναντι των άλλων δύο μεθόδων.

Οι Zambon και Bonollo [69] μελέτησαν από νωρίς την συγκόλληση με δέσμη laser, διπλοφασικού χάλυβα S31803 καταλήγοντας στο συμπέρασμα ότι η εξαιρετικά εντοπισμένη θερμική παροχή η οποία λαμβάνεται με την συγκόλληση laser έχει σαν αποτέλεσμα υψηλούς ρυθμούς απόψυξης οδηγώντας σε μικροδομές εκτός ισορροπίας. Αυτές οι μικροδομές επηρεάζουν τις ιδιότητες κατά την χρήση των χαλύβων, μειώνοντας τις μηχανικές και αντιδιαβρωτικές ιδιότητές τους. Η βελτιστοποίηση της μικροδομής, καταλήγουν οι ερευνητές, είναι απαραίτητη και μπορεί να επιτευχθεί με κατάλληλη επιλογή παραμέτρων και συνθηκών της συγκόλλησης (μέταλλο προσθήκης, θερμικές κατεργασίες).

Οι Chen, Ho, και Huang, [70] μελέτησαν τις μικροδομές οι οποίες παράγονται από την στερεοποίηση κατά την αυτογενή συγκόλληση διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα 2205 με laser CO₂. Σύμφωνα με τα συμπεράσματά τους η στρωματοειδής μεταλλογραφία των συγκολλήσεων έδειξε το σχηματισμό μεγάλων κόκκων δ-φερρίτη με την συμμετοχή μικρού ποσοστού ωστενίτη (3%) στα όρια των κόκκων φερρίτη και στο εσωτερικό τους. Απέδειξαν επίσης ότι η προθέρμανση των μετάλλων προς συγκόλληση οδήγησε σε αύξηση του ποσοστού ωστενίτη στο 22% κ.ο.

Οι Batahgy, Zaghoul και Kutsuna [71], έδειξαν ότι οι συγκολλήσεις διπλοφασικών ανοξειδωτών χαλύβων με laser παράγουν ζώνη τήξης μειωμένου μεγέθους. Η φύση του μετασχηματισμού φερρίτη σε ωστενίτη

επηρεάζεται σημαντικά από τους ρυθμούς ψύξης, ενώ η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη βελτιώνεται με ανόπτηση μετά την συγκόλληση. Οι μηχανικές ιδιότητες (εφελκυσμός, κάμψη) ήταν ικανοποιητικές σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, παρόλα αυτά οι συγκολλήσεις με laser επέδειξαν φτωχή ολκιμότητα και αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς σε σχέση με την μέθοδο TIG.

Οι Muthupandi, Bala Srinivasan, Shankar, Seshadri και Sundaresan [42-43] σε έρευνα η οποία περιλάμβανε και συγκολλήσεις laser ενός διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα S31803, απέδειξε ότι η εισαγωγή με κατάλληλους τρόπους νικελίου και αζώτου στην συγκόλληση επιφέρει θετικά αποτελέσματα στην δυσθραυστότητα των συγκολλήσεων ενώ δεν επηρεάζει την σκληρότητα. Οι δοκιμές αντοχής σε κρούση έδειξαν ότι σε θερμοκρασία δωματίου οι συγκολλήσεις με διάφορες μεθόδους υψηλής ενέργειας επιδεικνύουν την ίδια δυσθραυστότητα ανεξάρτητα από το ποσοστό φερρίτη. Σε υπομηδενικές όμως θερμοκρασίες (-40°C) η αναλογία φερρίτη-ωστενίτη είναι σημαντική για τον λόγο ότι ο φερρίτης είναι η φάση η οποία παρουσιάζει το φαινόμενο μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή θραύση στο εύρος από -40° έως 0°C .

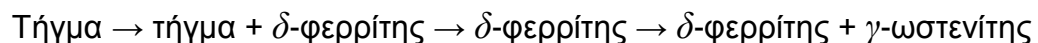
Μελετήθηκε επίσης η επίδραση της ανόπτησης στην μικροδομή και τις αντιδιαβρωτικές ιδιότητες των συγκολλήσεων τόξου χάλυβα UNS 32750 με σκοπό την επαναφορά της ορθής αναλογίας φερρίτη/ωστενίτη [84-85].

2.5 Μεταλλουργικά φαινόμενα κατά την συγκόλληση διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων

Κατά την συγκόλληση διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων, αυξάνεται σημαντικά το ποσοστό του φερρίτη. Αυτό οφείλεται στο υψηλό ρυθμό απόψυξης της μεθόδου (ο οποίος επιβραδύνει τον μετασχηματισμό φερρίτη σε ωστενίτη) σε συνδυασμό με την απώλεια αζώτου στην ζώνη τήξης λόγω συνθηκών κενού (το ποσοστό όπως αναφέρθηκε παραπάνω μπορεί να φτάσει και το 20%).

Από χημικής πλευράς θα πρέπει να αναφερθεί το γεγονός ότι ο φερρίτης και ο ωστενίτης έχουν διαφορετική σύσταση. Ο φερρίτης ο οποίος σχηματίζεται στην ζώνη τήξης των συγκολλήσεων δέσμης ηλεκτρονίων είναι, σύμφωνα με τους ερευνητές, φτωχότερος σε Cr, Mo από το μέταλλο βάσης (με αποτέλεσμα την επιδεκτικότητα σε διάβρωση με βελονισμούς) ενώ ο ωστενίτης έχει χαμηλότερες τιμές PRE_N.

Όταν το λουτρό της ζώνης συγκόλλησης των διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων στερεοποιείται, η πιθανή ακολουθία μετασχηματισμών κατά την απόψυξη μπορεί να αποδοθεί ως εξής:



Ο βαθμός της ολοκλήρωσης του μετασχηματισμού και επομένως της τελικής δομής του μετάλλου συγκόλλησης εξαρτάται από την σύσταση του μετάλλου βάσης και των παραμέτρων της συγκόλλησης. Οι ρυθμοί απόψυξης κατά την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων, όταν αυτή πραγματοποιείται με τυπικές ταχύτητες, δεν επιτρέπουν τους παραπάνω μετασχηματισμούς οδηγώντας σε μικροδομές απότομης στερεοποίησης.

Η στερεοποίηση του λουτρού συγκόλλησης οδηγεί στο σχηματισμό κόκκων δ -φερρίτη κολονοειδούς μορφής στα όρια της ζώνης τήξης και ισοαξονικών κόκκων δ -φερρίτη στο κέντρο της συγκόλλησης. Όταν το

λουτρό αποψύχεται από δ σε $\delta+\gamma$, οι κόκκοι φερρίτη εμφανίζονται στα όριά τους αλλοτριόμορφο ωστενίτη και ωστενίτη Widmanstätten, ενώ στο εσωτερικό τους δημιουργούνται συμπαγείς κόκκοι ωστενίτη μικρού μεγέθους.

2.6 Παράμετροι της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων

Η συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων είναι μια μέθοδος η οποία χρησιμοποιεί ενέργεια υψηλής πυκνότητας. Όταν η δέσμη προσκρούει στην μεταλλική επιφάνεια δημιουργείται μια κοιλότητα γεμάτη αέρια. Αυτή η κοιλότητα, συνήθως καλείται “κλειδαρότρυπα” (keyhole) από το σχήμα της, διεισδύει βαθιά μέσα στο μέταλλο. Στην συνέχεια η ενέργεια της δέσμης παροχετεύεται μέσα στην βαθιά και στενή οπή έχοντας σαν αποτέλεσμα ένα υψηλό λόγο βάθους προς πλάτος στη ζώνη τήξης.

Λαμβάνοντας υπ’ όψη τα παραπάνω φαίνεται ότι ο έλεγχος του βάθους διείσδυσης είναι πολύ σημαντικός στη συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων.

Συνήθως για τον καθορισμό των κατάλληλων παραμέτρων συγκόλλησης απαιτούνται εκτενείς πειραματικές δοκιμές. Οι βασικές παράμετροι περιλαμβάνουν την τάση επιτάχυνσης της δέσμης (accelerating voltage, AV), το ρεύμα δέσμης (beam current, BC), το ρεύμα πηνίου εστίασης της δέσμης (beam focus, BF) και την ταχύτητα προχώρησης της δέσμης (traveling speed).

Διάφοροι ερευνητές έχουν αναπτύξει μοντέλα πρόβλεψης του βάθους διείσδυσης. Οι Hemmer και Grong [60] απέδειξαν ότι σε διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες η αβεβαιότητα πρόβλεψης του βάθους διείσδυσης μπορεί να μειωθεί στο $\pm 15\%$.

Οι Komizo, Punchon, Gooch και Blakeley [75] μελέτησαν την επίδραση των παραμέτρων συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων στην στερεοποίηση στο κέντρο της ζώνης τήξης.

Σε άλλη έρευνα του Berchmann [62], φαίνεται η δυνατότητα συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων σωλήνων μεγάλου πάχους.

Όλες οι παραπάνω έρευνες εστιάζουν στην βελτιστοποίηση των παραμέτρων με σκοπό την συγκόλληση με καλά γεωμετρικά χαρακτηριστικά και μικροδομή.

Όπως αναφέρθηκε και στην ανασκόπηση των συγκολλήσεων διπλοφασικών χαλύβων με δέσμες υψηλής ενέργειας, η χαμηλή θερμική παροχή (ιδιαίτερα σε τιμές κάτω του 2 kJ/mm) κατά την συγκόλληση οδηγεί σε μικροδομές πλούσιες σε φερρίτη. Από την άλλη μεριά, για να αυξηθεί η θερμική παροχή και κατά συνέπεια το ποσοστό του ωστενίτη, θα πρέπει να αυξηθούν η τάση και το ρεύμα δέσμης ή να μειωθεί η ταχύτητα προχώρησης. Σ' αυτές τις περιπτώσεις αλλοιώνονται τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά της ζώνης τήξης.

Συμπερασματικά ο κατάλληλος συνδυασμός όλων των παραμέτρων μπορεί να οδηγήσει σε καλή ποιότητα συγκόλλησης, απαλλαγμένη από ελαττώματα. Επιπλέον η χρήση της δέσμης ηλεκτρονίων μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την επιφανειακή κατεργασία διαφόρων κραμάτων με σκοπό την αλλαγή της μικροδομής. Σ' αυτή την τελευταία περίπτωση μία σημαντική παράμετρος είναι το ρεύμα του πηνίου εστίασης της δέσμης. Η δέσμη μπορεί επιλεκτικά να εστιαστεί στην επιφάνεια του μετάλλου ή πάνω και κάτω από αυτήν. Το αποτέλεσμα είναι η θέρμανση του μετάλλου σε ποικίλλα θερμοκρασιακά επίπεδα.

2.7 Επιφανειακή θερμική κατεργασία με δέσμες υψηλής ενέργειας

Τα τελευταία χρόνια μια ομάδα ερευνητών (E. Capello, P. Chiarello, B. Previtali, M. Vedani), μελέτησε την συμπεριφορά συγκολλήσεων διπλοφασικού χάλυβα τύπου S32205 με δέσμη laser, οι οποίες είχαν, μεταγενέστερα, υποστεί επιφανειακή θερμική κατεργασία χρησιμοποιώντας την ίδια πηγή δέσμης [86-87]. Οι έρευνές τους εστιάστηκαν στην αλλαγή της μικροδομής η οποία λαμβάνει χώρα κατά την διεργασία αυτή καθώς και στην βελτίωση των μηχανικών και

αντιδιαβρωτικών ιδιοτήτων της νέας δομής. Τα πειραματικά αποτελέσματα απέδειξαν τα εξής:

- Η μικροδομή και η αναδιανομή των στοιχείων (Cr, Ni, Mo) μεταξύ του φερρίτη και του ωστενίτη μπορούν να επαναφερθούν σε τιμές παρόμοιες με αυτές του μετάλλου βάσης.

- Χρησιμοποιώντας δέσμη διόδου laser και επιλέγοντας προσεκτικά τις παραμέτρους, η κατεργασία με laser σχεδόν επαναφέρει την αρχική αναλογία φερρίτη/ωστενίτη εξ' ολοκλήρου σε έλασμα 2 mm και επομένως βελτιώνει τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης.

- Η αντοχή σε διάβρωση των κατεργασμένων με laser συγκολλήσεων συγκρίθηκε πειραματικά με δείγματα συγκολλήσεων ως έχουν καθώς και με δείγματα τα οποία είχαν υποστεί την κλασσική θερμική κατεργασία σε φούρνο. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι υπάρχει μεγάλη βελτίωση μεταξύ των δειγμάτων μετά από επιφανειακή κατεργασία laser και της αρχικής συγκόλλησης, ενώ οι αντιδιαβρωτικές ιδιότητες βρέθηκε να είναι πολύ κοντά σε αυτές των συγκολλήσεων μετά από κατεργασία στο φούρνο.

Επίσης οι Heping Liu et al. [88] μελέτησαν τον μετασχηματισμό των φάσεων και τις μηχανικές ιδιότητες σε συνεχόμενη θερμική κατεργασία συγκολλήσεων διαφόρων χαλύβων με laser.

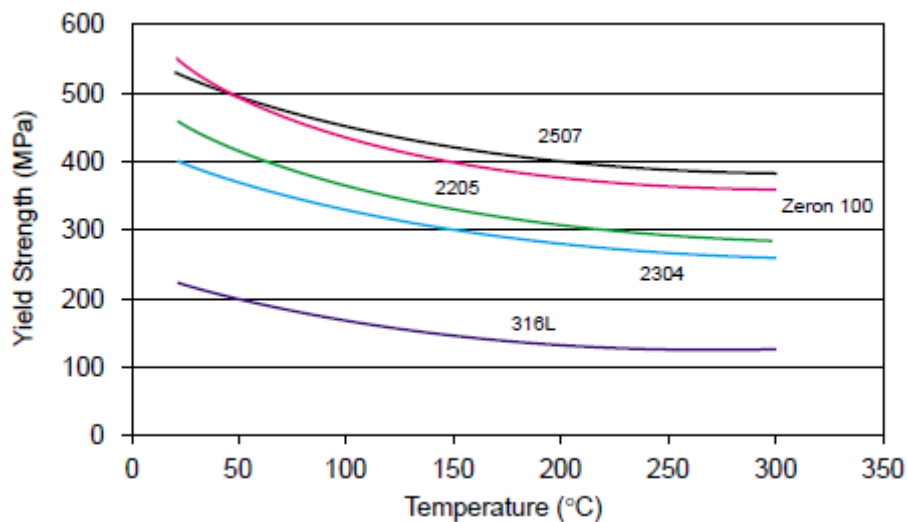
2.8 Μηχανικές ιδιότητες των διπλοφασικών χαλύβων

Οι διπλοφασικοί ανοξείδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες οι οποίες όμως είναι υψηλά ανισοτροπικές, το οποίο σημαίνει ότι εξαρτώνται από τον προσανατολισμό των κόκκων. Αυτή η ανισοτροπία προκαλείται από την επιμήκυνση των κόκκων και τον κρυσταλλογραφικό ιστό ως αποτέλεσμα της θερμής ή ψυχρής έλασης. Ενώ η δομή στερεοποίησης των διπλοφασικών χαλύβων είναι τυπικά ισοτροπική, η έλαση, σφυρηλάτηση και η διαδοχική ανόπτηση πραγματοποιείται με την παρουσία και των δυο φάσεων. Η αντοχή σε εφελκυσμό είναι υψηλότερη κάθετα στην κατεύθυνση της έλασης ενώ η αντοχή σε κρούση είναι επίσης

υψηλότερη όταν η ρωγμή αναπτύσσεται κάθετα στην κατεύθυνση της έλασης.

2.8.1 Αντοχή σε εφελκυσμό

Οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες παρουσιάζουν πολύ καλή αντοχή σε εφελκυσμό με υψηλά όρια διαρροής και όρια θραύσης. Σε θερμοκρασία δωματίου το όριο διαρροής των διπλοφασικών ανοξειδωτων χάλυβων σε ανοπτημένη κατάσταση είναι περισσότερο από διπλάσιο από αυτό των ωστενιτικών χάλυβων, (εικόνα 5). Το όριο θραύσης είναι επίσης αρκετά υψηλότερο από αυτό των ωστενιτικών χάλυβων, ενώ η επιμήκυνση ξεπερνά το 25%. Αυτός ο συνδυασμός μηχανικών ιδιοτήτων επιτρέπει την χρήση των διπλοφασικών ανοξειδωτων χάλυβων σε λεπτότερες διατομές από τους ωστενιτικούς τύπους.



Εικόνα 5 – Σύγκριση τυπικών ορίων διαρροής διπλοφασικών ανοξειδωτων χάλυβων με ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα 316L σε θερμοκρασίες μεταξύ 25^o C και 300^o C (πηγή: φύλλα δεδομένων κατασκευαστών).

Η υψηλή αντοχή σε εφελκυσμό των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων είναι συνδυασμός διαφόρων μηχανισμών οι οποίοι δρουν ταυτόχρονα όπως:

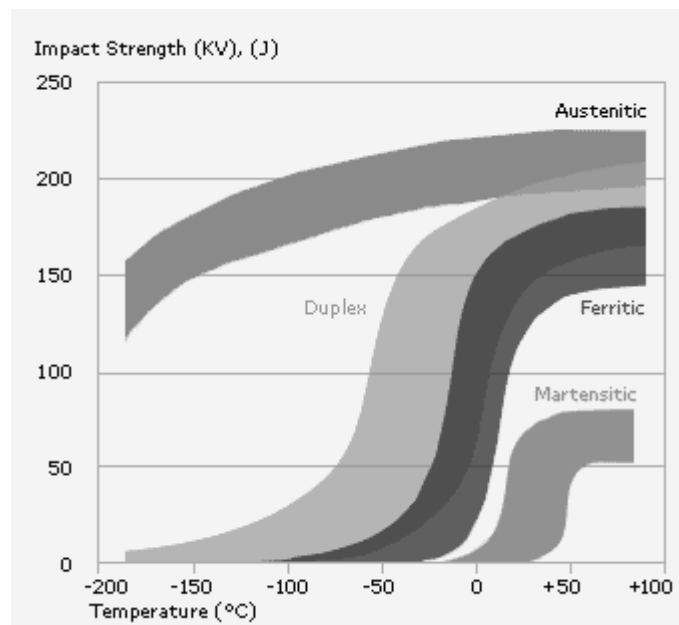
- Σκλήρυνση λόγω σχηματισμού στερεού διαλύματος παρεμβολής (C, N) και αντικατάστασης (Cr, Ni, Mo).
- Σκλήρυνση με εκλέπτυνση του κόκκου λόγω της παρουσίας δυο φάσεων.
- Σκλήρυνση λόγω σχηματισμού δευτερογενούς ωστενίτη γ_2 .
- Σκλήρυνση λόγω παρουσίας φερρίτη, ο οποίος για την ίδια χημική σύσταση είναι σκληρότερος από τον ωστενίτη.

Λόγω της ευθραυστοποίησης της φερριτικής φάσης στους 475°C , οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοι χάλυβες δεν πρέπει να χρησιμοποιούνται σε θερμοκρασίες πάνω από αυτές που επιτρέπονται από διάφορους κώδικες όπως ο κώδικας σχεδιασμού δοχείων πίεσης (Pressure Vessel Design Code). Η θερμοκρασία αυτή για τους περισσότερους διπλοφασικούς χάλυβες είναι $250\text{-}315^{\circ}\text{C}$ [33]. Επιπλέον, οι φάσεις σ και χ , οι οποίες σχηματίζονται στους $700^{\circ}\text{-}900^{\circ}\text{C}$ επηρεάζουν σημαντικά την ολκιμότητα των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων [33].

2.8.2 Αντοχή σε κρούση

Οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν ικανοποιητική συμπεριφορά στην αντοχή σε κρούση, ενώ η αντοχή τους σε χαμηλές θερμοκρασίες βρίσκεται μεταξύ των φερριτικών και ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων (εικόνα 6). Οι χάλυβες αυτοί εμφανίζουν υψηλές τιμές ενέργειας κρούσης, ακόμα και σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες, για παράδειγμα 100J σε θερμοκρασίες μέχρι και -100°C σε ανοπτημένη και μη συγκολλημένη κατάσταση. Η θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση είναι συνήθως στους -50°C ή και χαμηλότερα και ικανοποιούν τα κριτήρια για την πλειονότητα εφαρμογών.

Οι σημαντικότεροι παράγοντες που επηρεάζουν την αντοχή σε κρούση των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων είναι η κατακρήμνιση φάσεων όπως σίγμα, νιτρίδια κ.λ.π. σε θερμοκρασίες από 700⁰ έως 900⁰ C και η ευθραυστοποίηση στους 475⁰ C, η οποία μπορεί να προκαλέσει σημαντική μείωση της αντοχής. Όπως αναφέρθηκε παραπάνω οι χάλυβες αυτοί δεν μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 300⁰ C εκτός αν έχουν πραγματοποιηθεί ειδικές εκτιμήσεις της αντοχής τους. Περαιτέρω, ιδιαίτερη προσοχή πρέπει να δίνεται στις συγκολλήσεις όπου η αρχική αντοχή πρέπει να είναι τέτοια ώστε να προσαρμόσει την πτώση η οποία μπορεί να συμβεί κατά την διάρκεια της χρήσης τους. Σ' αυτή την περίπτωση έχει προταθεί το όριο των 250⁰ C [89-90].



Εικόνα 6 – Σύγκριση της αντοχής σε κρούση διαφόρων ανοξειδωτων χαλύβων σε θερμοκρασίες από -200⁰ C έως 100⁰ C (πηγή: φύλλα δεδομένων κατασκευαστών).

2.9 Διάβρωση των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων

2.9.1 Γενικά

Οι αντιδιαβρωτικές ιδιότητες των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων προσδιορίζονται κυρίως από την ικανότητα να παθητικοποιούνται και να παραμένουν σε παθητική κατάσταση στο περιβάλλον λειτουργίας. Εντούτοις υπάρχουν βασικές διαφορές στον κραματικό σχεδιασμό ανάμεσα στους διπλοφασικούς και τους ωστενιτικούς χάλυβες, οι οποίες οδηγούν σε σημαντικές διαφοροποιήσεις της αντιδιαβρωτικής τους συμπεριφοράς, κυρίως σε περιβάλλοντα όπου λαμβάνει χώρα γενική διάβρωση. Από την άλλη μεριά οι ωστενιτικοί και οι διπλοφασικοί χάλυβες με αντίστοιχο ισοδύναμο διάβρωσης με βελονισμούς (PRE_N) συχνά επιδεικνύουν παρόμοια κρίσιμη διάβρωση με βελονισμό και διάβρωση διαφορικού αερισμού σε περιβάλλον χλωριδίων.

Τα πιο σημαντικά κραματικά στοιχεία τα οποία επηρεάζουν την αντοχή των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων σε τοπική διάβρωση είναι τα Cr, Mo και N, ενώ το Ni κυρίως επιδρά στην σταθεροποίηση της ωστενιτικής φάσης. Ωστόσο, τα στοιχεία αυτά δεν κατανέμονται εξ ίσου μεταξύ των δύο φάσεων, με το Cr και το Mo να εμπλουτίζουν τον φερρίτη και το Ni και το N τον ωστενίτη. Συγκεκριμένα το άζωτο βρίσκεται σχεδόν εξ ολοκλήρου στον ωστενίτη. Στους σύγχρονους διπλοφασικούς χάλυβες με υψηλό ποσοστό αζώτου, είναι δυνατό να εξισορροπηθεί η αντοχή σε διάβρωση των δύο φάσεων.

2.9.2 Επίδραση της μικροδομής στην διάβρωση

Η επίδραση του φερρίτη στην διάβρωση με βελονισμό καθώς και στη διάβρωση διαφορικού αερισμού είναι θετική καθόσον η αύξηση του ποσοστού φερρίτη αυξάνει την περιεκτικότητα N, Cr και Mo στον ωστενίτη. Από την άλλη μεριά ένα πολύ υψηλό ποσοστό φερρίτη μπορεί να

οδηγήσει σε εμπλουτισμό με καρβίδια/νιτρίδια του χρωμίου σε μια χονδρόκοκκη μικροδομή.

Η κατακρήμνιση καρβιδίων και νιτρίδιων είναι ένα αρνητικό φαινόμενο διότι προκαλεί ζώνες απογύμνωσης των φάσεων από στοιχεία όπως Cr και Mo και οι οποίες επιλεκτικά προσβάλλονται σε συγκεκριμένα μέσα διάβρωσης (οξειδωτικά περιβάλλοντα και περιβάλλοντα χλωριδίων).

2.9.3 Διάβρωση με βελονισμό

Όλα τα κραματικά στοιχεία, σε διάφορους βαθμούς, επηρεάζουν την αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων σε περιβάλλοντα χλωριδίων [91], αλλά τα κυριότερα είναι το Cr, Mo και N. Στο παρελθόν έχουν γίνει πολλές προσπάθειες για να εγκατασταθούν μαθηματικοί τύποι οι οποίοι να εκφράζουν την σχέση των κραματικών αυτών στοιχείων με την αντοχή σε διάβρωση. Οι τύποι οι οποίοι χρησιμοποιούνται πιο συχνά είναι τα καλούμενα ισοδύναμα διάβρωσης με βελονισμό (PRE):

$$PRE_N = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + 16 \times \%N$$

ή

$$PRE_W = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo + 0.5 \times \%W) + 16 \times \%N$$

Οι τύποι PRE μπορούν να χρησιμοποιηθούν σαν μια προσεγγιστική κατάταξη μεταξύ των διαφόρων ανοξειδωτων χαλύβων [92]. Παρόλα αυτά είναι απαραίτητο να ληφθούν υπόψη η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό του ωστενίτη και του φερρίτη ξεχωριστά, λόγω της κατανομής των κραματικών στοιχείων μεταξύ των φάσεων, κυρίως σε περιπτώσεις στις οποίες δεν υπάρχει βελτιστοποίηση της θερμικής κατεργασίας. Ένα κράμα με υψηλό ονομαστικό PRE μπορεί να δίνει μια χαμηλότερη κρίσιμη θερμοκρασία βελονισμού (CPT) απ' ό τι αναμενόταν εάν μια από τις φάσεις είναι μειωμένη σε Cr, Mo, W ή N σε σύγκριση με την άλλη φάση.

Ειδικότερα, η επίδραση της κατανομής των κραματικών στοιχείων στην αντοχή σε διάβρωση θα πρέπει να εξετάζεται προσεκτικότερα στην περίπτωση των συγκολλήσεων.

Η έναρξη της διάβρωσης με βελονισμό περιλαμβάνει την τοπική διάρρηξη του παθητικού επιφανειακού στρώματος και, για τους διπλοφασικούς χάλυβες, η κατάσταση της επιφάνειας, όπως τρόχισμα, χημικός καθαρισμός, κατεργασία εν ψυχρώ, ακαθαρσίες κ.λ.π., έχει μια πιο καθοριστική επίδραση στα περιβάλλοντα χλωριόντων απ' ό,τι στα περιβάλλοντα όπου λαμβάνει χώρα γενική διάβρωση.

Η διάβρωση με βελονισμό επηρεάζεται επιπλέον από παράγοντες όπως το μέγεθος του κόκκου, η κατανομή των εγκλεισμάτων και η πιθανή κατακρήμνιση μεσομεταλλικών φάσεων.

Σε νερό χωρίς οξυγόνο με χλωρίδια (χαμηλό δυναμικό) ο χάλυβας S32205/S31803 μπορεί να χρησιμοποιηθεί σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες, ενώ σε χλωριωμένο θαλασσινό νερό (περίπου +600 mV SCE) μόνο οι υπερωστενικοί χάλυβες μπορούν να χρησιμοποιηθούν. Εργαστηριακά δεδομένα τα οποία έχουν παραχθεί σε διαλύματα NaCl σε +300 και +600 mV SCE [92] αποδεικνύουν ότι ο χάλυβας S32205/S31803 είναι ανθεκτικός σε διάβρωση με βελονισμό μέχρι περίπου 80⁰ C σε διάλυμα 1.5% NaCl (0.905 Cl⁻), ενώ οι υπερωστενικοί χάλυβες είναι απρόσβλητοι μέχρι το σημείο βρασμού. Από την άλλη μεριά, σε περισσότερο επιθετικά μέσα, όπως π.χ. υψηλότερα επίπεδα δυναμικού και μεγαλύτερο ποσοστό χλωριδίων, επιτυγχάνονται χαμηλότερες κρίσιμες θερμοκρασίες (CPTs).

Ένα εργαστηριακό μέσο δοκιμών, το οποίο χρησιμοποιείται όταν μελετάται η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων, είναι το διάλυμα χλωριδίου του σιδήρου, λόγω της ευρείας χρήσης του προτύπου ASTM G48, Method A. [93] Αυτό το διάλυμα επιτρέπει την γρήγορη αποτίμηση της συμπεριφοράς των υλικών σε περιβάλλον χλωριδίων, καθώς είναι εξαιρετικά επιθετικό και δίνει αποτελέσματα σε 24 ή 72 ώρες. Συχνά χρησιμοποιείται σαν δοκιμή ποιοτικού ελέγχου, ιδιαίτερα για συγκολλήσεις. Για τον λόγο αυτό, έχει

αναπτυχθεί μια ειδική πρακτική για τις συγκολλήσεις σε διπλοφασικούς χάλυβες [94]. Έχει αναφερθεί επίσης ότι το χλωρίδιο του σιδήρου δίνει ένα δυναμικό παρόμοιο με το χλωριωμένο θαλασσινό νερό, αλλά το pH είναι χαμηλό (περίπου 1).

Μια δοκιμή CPT βασισμένη σε ποτενσιοδυναμική ηλεκτροχημική μέθοδο σε 3.5% NaCl έχει αναπτυχθεί από τον οργανισμό ASTM [95]. Αυτή η προδιαγραφή επιτρέπει ένα ακόμη γρηγορότερο προσδιορισμό του CPT του υλικού ενώ το μέσο δοκιμής είναι περισσότερο ρεαλιστικό σε σχέση με τις συνθήκες λειτουργίας. Παρόλα αυτά, οι βραχείας διάρκειας εργαστηριακές δοκιμές είναι μερικές φορές αμφίβολο εάν μπορούν να προβλέψουν την μακροπρόθεσμη συμπεριφορά ενός υλικού σε λειτουργία. Τέτοιες υποθέσεις γίνονται με τον χρόνο εκκόλαψης για έναρξη διάβρωσης με βελονισμό, ο οποίος μπορεί να βρίσκεται έξω από το χρονικό παράθυρο για βραχυχρόνιες δοκιμές καθώς και της ευαισθησίας αυτών των δοκιμών στον εντοπισμό των θέσεων έναρξης της διάβρωσης. Επιπλέον καθώς οι συγκολλήσεις είναι αδιαμφισβήτητα η αδύναμη σύνδεση σε μια δομή, οι ιδιότητες σε διάβρωση αυτών των περιοχών είναι αυτές που πρέπει να εκτιμηθούν.

2.9.4 Διάβρωση των συγκολλήσεων στους διπλοφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες

Στους διπλοφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες υπάρχει δυνητική πιθανότητα προσβολής από διάβρωση στην ζώνη συγκόλλησης, εξαιτίας των σημαντικών μεταλλουργικών αλλαγών οι οποίες συμβαίνουν κατά την διάρκεια των συγκολλήσεων. Η τοπική σύσταση και μικροδομή στη ζώνη τήξης και την ΘΕΖ είναι κρίσιμες στην αντοχή σε διάβρωση κατά την λειτουργία. Το κύριο ενδιαφέρον έχει εστιαστεί στην εντοπισμένη διάβρωση όπως περικρυσταλλική διάβρωση, διάβρωση με βελονισμό παρουσία χλωριδίων, διάβρωση διαφορικού αερισμού όπως επίσης και ρωγμάτωση με διάβρωση υπό τάσεις (σε διαβρωτικό περιβάλλον με ταυτόχρονη επιβολή μηχανικών τάσεων).

Γενική διάβρωση

Τα δεδομένα για την επίδοση των συγκολλήσεων διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων σε γενική διάβρωση είναι αρκετά περιορισμένα, αν και γενικά συμπεραίνεται ότι η συμπεριφορά τους είναι παρόμοια με αυτήν του μετάλλου βάσης. Έρευνες έχουν αποδείξει ότι η αντοχή σε διάβρωση των συγκολλήσεων σε οργανικά οξέα (όπως αναβράζον μίγμα 50% οξικού οξέος και 10% μυρμηγκικού οξέος) είναι αντίστοιχη αυτής του μετάλλου βάσης [96]. Παρόμοια δεδομένα είναι διαθέσιμα για 65% αναβράζον νιτρικό οξύ [97]. Σε αυτό το μέσο, η αντοχή σε γενική διάβρωση της συγκόλλησης είναι ελαφρά μειωμένη συγκρινόμενη με το μέταλλο βάσης.

Περικρυσταλλική διάβρωση (IGG)

Η περικρυσταλλική διάβρωση ευνοείται από μια πλήρως φερριτική δομή της ΘΕΖ υψηλής θερμοκρασίας, λόγω θερμικών κύκλων με εξαιρετικά γρήγορους ρυθμούς ψύξης. Μια τέτοια φερριτική μικροδομή μπορεί να

περιέχει καρβίδια ή νιτρίδια του χρωμίου στα όρια των κόκκων, έχοντας ως αποτέλεσμα την επιδεκτικότητα σε εντοπισμένη προσβολή στην μήτρα η οποία έχει απογυμνωθεί από το χρώμιο δίπλα στα κατακρήμνισματα. Η βελτιωμένη ισορροπία φάσεων και, ιδιαίτερα, τα εμπλουτισμένα επίπεδα αζώτου στους σύγχρονους διπλοφασικούς χάλυβες παρέχουν μια καλύτερη αντιμετώπιση του φαινομένου. Παρόλα αυτά, θα πρέπει να υπάρχει προφύλαξη στις περιπτώσεις ταχέων ρυθμών ψύξης όπως αρχή/σταμάτημα συγκόλλησης, πιτσιλίσματα, συγκολλήσεις δέσμης υψηλής ενέργειας κ.λ.π.

Η ευαισθητοποίηση της ΘΕΖ χαμηλής θερμοκρασίας είναι λιγότερο έντονη στους διπλοφασικούς χάλυβες απ' ότι στους ωστενιτικούς για δύο λόγους. Πρώτα, ο κίνδυνος κατακρήμνισης καρβιδίων στους σύγχρονους διπλοφασικούς χάλυβες είναι σημαντικά μειωμένος, έχοντας πολύ χαμηλά ποσοστά άνθρακα. Δεύτερον, οποιαδήποτε κατακρήμνιση καρβιδίων θα εμφανιστεί κατά μήκος των ορίων των κόκκων, οι οποίοι δεν ανήκουν σε ένα συνεχές δίκτυο, καθώς η μικροδομή αποτελείται από φερριτική μήτρα με νησίδες ωστενίτη. Τα καρβίδια του χρωμίου σχηματίζονται κυρίως μέσω της διάχυσης του χρωμίου στον φερρίτη, πράγμα το οποίο μπορεί να οδηγήσει σε υψηλότερα επίπεδα χρωμίου στις απογυμνωμένες ζώνες σε σύγκριση με τους ωστενιτικούς χάλυβες.

Διάβρωση με βελονισμό

Η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό παρουσία χλωριδίων και των δύο φάσεων στους διπλοφασικούς χάλυβες, μπορεί να βελτιστοποιηθεί για ανοπτημένο μέταλλο χρησιμοποιώντας θερμοδυναμικές βάσεις δεδομένων και υιοθετώντας κατάλληλους παράγοντες για στοιχεία τα οποία επηρεάζουν την αντοχή σε διάβρωση. Με αυτή την διαπίστωση, η εμπειρική σχέση PRE_N φαίνεται να προβλέπει την σειρά κατάταξης για τους χάλυβες. Εν τούτοις, σε μια συγκόλληση διπλοφασικών χαλύβων, υπάρχει ένας αριθμός μεταλλουργικών αντιδράσεων οι οποίες μπορούν να

επιηρεάσουν την τοπική τιμή PRE_N ή να κάνουν την κατάσταση τόσο πολύπλοκη ώστε είναι αδύνατο να προβλεφθεί η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό σε μια εξίσωση [98]. Ο μερικός σχηματισμός ωστενίτη δημιουργεί επιμέρους κατανομή των σημαντικών κραματικών στοιχείων μεταξύ των φάσεων σε σύγκριση με το ανοπτημένο μέταλλο βάσης. Επιπλέον η κατακρήμνιση νιτριδίων, μεσομεταλλικών ενώσεων και δευτερογενούς ωστενίτη μπορεί να συνεισφέρει σε μείωση αυτής της αντοχής. Πολλές έρευνες [99-102] έχουν δείξει ότι ο ρυθμός διάβρωσης με βελονισμό αυξάνεται και η κρίσιμη θερμοκρασία βελονισμού μειώνεται με την χαμηλή θερμική παροχή, δηλ. ταχείς ρυθμοί ψύξης. Προσβολή μπορεί να συμβεί στην ΘΕΖ υψηλής θερμοκρασίας, λόγω του υψηλού ποσοστού φερρίτη το οποίο ενθαρρύνει την δημιουργία νιτριδίων, προκαλώντας ζώνες απογύμνωσης σε χρώμιο. Αντιστοίχως, καθώς υπάρχει λίγος χρόνος για κατανομή των στοιχείων μεταξύ των φάσεων στο μέταλλο συγκόλλησης, ο ωστενίτης περιέχει παρόμοια ποσοστά Cr και Mo με το φερρίτη, αλλά όλο το ποσοστό αζώτου. Αυτή η περίπτωση καθιστά τον φερρίτη επιδεκτικό σε προσβολή [103].

Σε ενδιάμεσους ρυθμούς ψύξης, λαμβάνει χώρα ανακατανομή των στοιχείων μεταξύ ωστενίτη και φερρίτη. Αυτό εξασφαλίζει και τις δυο φάσεις με σύσταση παρόμοια του μετάλλου βάσης, αν και το άζωτο παραμένει συγκεντρωμένο στον ωστενίτη. Επιπλέον υπάρχει δημιουργία ωστενίτη στην ΘΕΖ υψηλής θερμοκρασίας, μειώνοντας την πιθανότητα κατακρήμνισης νιτριδίων στον φερρίτη. Και οι δυο παράγοντες οδηγούν σε μια πιο ισορροπημένη δομή στην συγκόλληση και μπορεί να περιγραφεί σαν η βέλτιστη κατάσταση για αντοχή σε εντοπισμένη διάβρωση. Με σκοπό να ενθαρρυνθεί αυτή η βέλτιστη κατάσταση, η οποία, κατά ένα τρόπο, μπορεί να μεταφραστεί σε βέλτιστο ποσοστό φερρίτη, χρησιμοποιούνται υλικά συγκόλλησης περισσότερα ωστενιτικά π.χ. με υψηλότερο ποσοστό νικελίου. Η προσθήκη αζώτου στο προστατευτικό αέριο (για τις συγκολλήσεις τόξου) μπορεί να έχει επίσης θετικό αποτέλεσμα [104].

Τα παραπάνω ευρήματα δείχνουν εμφανώς ότι η αντοχή σε διάβρωση του μετάλλου βάσης διαταράσσεται από τις συγκολλήσεις τήξης. Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα ότι η αντοχή σε διάβρωση μειώνεται ακόμα και αν χρησιμοποιούνται υλικά συγκόλλησης εμπλουτισμένα σε νικέλιο ή προστατευτικά αέρια πλούσια σε άζωτο. Για να ξεπεραστεί αυτό το πρόβλημα, μπορούν να χρησιμοποιηθούν υλικά συγκόλλησης με υψηλό δείκτη PRE_N . Έχει αποδειχθεί ότι η χρήση υλικών με δείκτη PRE_N 2-3 μονάδες επιπλέον του αντίστοιχου δείκτη του μετάλλου βάσης, είναι αρκετό για να επιτευχθεί αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό ίση με το μέταλλο βάσης [105]. Έτσι, για παράδειγμα, στη συγκόλληση του διπλοφασικού χάλυβα S32205/ S31803 μπορεί να χρησιμοποιηθεί καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο υπερδιπλοφασικού χάλυβα.

Επιφανειακά ελαττώματα, όπως σωματίδια σκουριάς τα οποία μπορεί να δράσουν σαν σπηλαιώσεις και να προκαλέσουν οξειδωση της συγκόλλησης έχουν αποφασιστική επίδραση στην αντοχή σε διάβρωση. Σ' αυτές τις περιπτώσεις είναι σχεδόν αδύνατο να αποφευχθεί η διάβρωση ακόμα και με την χρήση κατάλληλου προστατευτικού αερίου. Η οξειδωση της συγκόλλησης καθορίζεται και από την περιεκτικότητα του αερίου σε οξυγόνο. Η παρουσία μόνο 25 ppm O_2 στο προστατευτικό αέριο αργό είναι αρκετή για να προκαλέσει σημαντική μείωση στην αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό των διπλοφασικών χαλύβων [106].

Η αντοχή σε διάβρωση αυτή μπορεί να βελτιωθεί με κάποια κατεργασία μετά την συγκόλληση όπως βούρτσισμα, χημικό καθαρισμό [106-107], αν και θα πρέπει να δοθεί ιδιαίτερη προσοχή διότι οι μηχανικές βούρτσες μπορεί να οδηγήσουν στο σχηματισμό μικροσπηλαιώσεων στην ρίζα της συγκόλλησης με συνέπεια ακανόνιστη συμπεριφορά σε διάβρωση.

*Ρωγμάτωση λόγω διάβρωσης με μηχανική καταπόνηση (SCC)**α) Ρωγμάτωση λόγω διάβρωσης με μηχανική καταπόνηση σε περιβάλλον χλωριδίων*

Οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες επιλέγονται συχνά λόγω της υψηλής αντοχής τους σε SCC χλωριδίων. Στην πράξη, η συγκόλληση έχει σαν αποτέλεσμα μεταλλουργικές αλλαγές και υπολειπόμενες τάσεις οι οποίες μπορούν να επηρεάσουν στην συμπεριφορά σε SCC. Εργαστηριακά δεδομένα [108] έχουν δείξει ότι οι διπλοφασικοί χάλυβες με κανονικά επίπεδα φερρίτη έχουν παρόμοια αντοχή με αυτή του μετάλλου βάσης. Επίσης η εμπειρία σε συνθήκες λειτουργίας έχει υποδείξει ότι ο συγκολλημένος χάλυβας S32205/ S31803 μπορεί να ρωγματωθεί στους 100⁰C περίπου κάτω από συνθήκες εξάτμισης με τις ρωγμές να σχετίζονται κυρίως με τις συγκολλήσεις.

Συγκολλημένες περιοχές με πολύ υψηλότερα ποσοστά ωστενίτη από τα κανονικά δείχνουν να είναι πιο επιδεκτικές σε διάβρωση SCC. Ρωγματώσεις οι οποίες ξεκίνησαν από μέταλλο συγκόλλησης υψηλό σε ωστενίτη, έχει βρεθεί να συλλαμβάνονται στην ΘΕΖ υψηλής θερμοκρασίας η οποία είναι υψηλή σε φερρίτη [109].

β) Ρωγμάτωση λόγω διάβρωσης με μηχανική καταπόνηση σε περιβάλλον σουλφιδίων (SCC)

Η επίδραση του ποσοστού φερρίτη σε ρωγμάτωση υδρογόνου είναι επίσης γνωστή και έχει αποτιμηθεί σε συγκολλήσεις με διάφορα αποτελέσματα [110]. Φαίνεται ότι η SCC σε περιβάλλον σουλφιδίων δεν ελέγχεται από ένα μόνο μηχανισμό, αν και φαίνεται ότι το βέλτιστο ποσοστό φερρίτη είναι γύρω στο 40-45%. Επομένως οι συγκολλήσεις καλής πρακτικής δεν πιστεύεται ότι μειώνουν την αντοχή σε τέτοιου είδους ρωγμάτωση [111]. Εντούτοις η υψηλή σε φερρίτη ΘΕΖ έχει αναφερθεί ότι μειώνει αυτή την αντοχή [112]. Δοκιμές με υπερωστενιτικούς χάλυβες έχουν δείξει ότι η έναρξη του μηχανισμού ρωγμάτωσης βρίσκεται κυρίως

στην φερριτική φάση με ένα μηχανισμό ευθραυστοποίησης υδρογόνου ενώ δεν υπάρχει καθαρή διαφορά στην προσβολή από διάβρωση μεταξύ συγκολλημένης περιοχής και μετάλλου βάσης. Αυτό υποστηρίζει την επικρατούσα παρατήρηση ότι τα υψηλά ποσοστά φερρίτη είναι επιζήμια στην αντοχή σε SCC σουλφιδίων. Χωρίς αμφιβολία οι μεταλλουργικές αλλαγές οι οποίες λαμβάνουν μέρος κατά την διάρκεια της συγκόλλησης (για παράδειγμα οι παρουσία μεσομεταλλικών ενώσεων) έχουν σαν αποτέλεσμα μείωση της αντοχής σε διάβρωση με ρωγμάτωση, αν και οι μέχρι τώρα μελέτες έχουν δείξει ότι τα συγκολλημένα εξαρτήματα από διπλοφασικούς χάλυβες μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε όξινα περιβάλλοντα με την προϋπόθεση εφαρμογής καλής πρακτικής κατά την συγκόλληση.

2.10 Αντοχή σε διάβρωση των συγκολλήσεων διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων με δέσμες υψηλής ενέργειας

Το αυξανόμενο ενδιαφέρον για τις συγκολλήσεις των διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων με δέσμες υψηλής ενέργειας οδήγησε και σε πειραματικές παρατηρήσεις για την αντοχή των συγκολλήσεων αυτών σε διάβρωση. Τα δεδομένα αυτά είναι σημαντικά εφόσον οι χάλυβες αυτοί χρησιμοποιούνται εντατικά στην χημική βιομηχανία και θαλάσσια περιβάλλοντα.

Στις συγκολλήσεις με δέσμες υψηλής ενέργειας, ο μετασχηματισμός φάσεων είναι συνήθης. Οι μηχανικές ιδιότητες και η αντοχή σε διάβρωση μπορεί να μειωθούν λόγω μικροδιαφορισμού, ανεπιθύμητης συγκέντρωσης φάσεων, παρουσία πόρων, ρωγματώσεις λόγω στερεοποίησης, μικρές κοιλότητες και απώλεια υλικού από εξάτμιση. Γαλβανικά στοιχεία μπορεί επίσης να δημιουργηθούν μεταξύ περιοχών της συγκόλλησης. Η γαλβανική διάβρωση των συγκολλήσεων δεν θα πρέπει να αγνοείται διότι υπάρχει η περίπτωση να οδηγήσει σε επιταχυνόμενη διάβρωση της ανοδικής περιοχής κυρίως σε αφιλόξενα περιβάλλοντα.

Οι F. Bonollo, G. Brunoro, A. Tiziani και F. Zucchi [77-78], ερεύνησαν την αντοχή σε διάβρωση συγκολλήσεων διπλοφασικού χάλυβα S32507 οι οποίες πραγματοποιήθηκαν με την χρήση δέσμης ηλεκτρονίων (EB), laser και πλάσματος (keyhole).

Οι συγκολλήσεις με δέσμη laser και πλάσματος επέδειξαν μεγαλύτερη αντοχή σε διάβρωση υπό τάση με την προσβολή να τείνει να συμβαίνει στο φερρίτη. Από την άλλη μεριά η μεγαλύτερη επιδεκτικότητα σε διάβρωση υπό τάση των συγκολλήσεων δέσμης ηλεκτρονίων οφείλεται στις χημικές και μηχανικές ιδιότητες του φερρίτη στη ζώνη τήξης ο οποίος είναι ευαίσθητος στη διάβρωση με βελονισμούς και όχι πολύ όλκιμος.

Στις συγκολλήσεις με δέσμη laser και πλάσματος η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη είναι καλύτερη (σε όρους χημικής σύστασης και όγκου) με αποτέλεσμα την βελτιωμένη αντοχή σε διάβρωση.

Στα πειράματα διάβρωσης υπό τάση τα οποία πραγματοποιήθηκαν σε συγκολλήσεις laser, μόνο στο διάλυμα με υψηλή περιεκτικότητα σε χλωρίδια η θραύση συνέβη στην συγκόλληση, ενώ σε όλες τις άλλες περιπτώσεις η θραύση συνέβη στο μέταλλο βάσης. Τα αποτελέσματα αυτά συσχετίστηκαν με την μικροδομή της συγκόλλησης, και φαίνεται ότι η μεγαλύτερη μηχανική αντοχή του φερριτή σε συνδυασμό με τον επιθυμητό προσανατολισμό των κόκκων στη ζώνη συγκόλλησης, είναι αυτά τα στοιχεία που αυξάνουν την αντοχή σε διάβρωση υπό τάση.

Οι ερευνητές καταλήγουν ότι στην περίπτωση της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων μια τυπική θερμική κατεργασία σε φούρνο είναι απαραίτητη έτσι ώστε να επαναφερθεί η αναλογία των φάσεων αλλά με αρνητικές επιπτώσεις στην οικονομία του κύκλου παραγωγικότητας.

Στην έρευνα των C.T. Kwok, S.L. Fong, F.T. Cheng and H.C. Man [80], πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις διπλοφασικών χαλύβων με laser με τα εξής συμπεράσματα:

- Η μικροσκληρότητα των συγκολλήσεων laser γενικά αυξήθηκε σε σχέση με το μέταλλο βάσης πιθανώς λόγω της αύξησης του ποσοστού φερριτή ή της μείωσης του μεγέθους των κόκκων.

- Οι συγκολλήσεις επέδειξαν παθητικοποίηση σε διάλυμα 3.5% NaCl αλλά η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς μειώθηκε, όπως πιστοποιήθηκε από τα χαμηλότερα δυναμικά (E_{pit} και E_{prot}) και τις υψηλότερες πυκνότητες ρεύματος διάβρωσης σε σύγκριση με αυτά του μετάλλου βάσης. Η μείωση αυτή αποδόθηκε και εδώ στην μη σωστή αναλογία φάσεων.

- Οι πυκνότητες γαλβανικών ρευμάτων στο ζεύγος το οποίο σχηματίστηκε μεταξύ μετάλλου βάσης και συγκόλλησης ήταν πολύ χαμηλές, υποδεικνύοντας μικρό φαινόμενο γαλβανισμού.

Οι Moura, Lima, Pardal, Kina, Corte, και Tavares [81], έδειξαν ότι ένας διπλοφασικός χάλυβας με περιεκτικότητα 75-78% σε φερριτή μπορεί να εμφανίσει χαμηλές τιμές E_{pit} και αυτό μπορεί να οφείλεται στην απομάκρυνση αζώτου από την δομή ή στην έλλειψη νιτριδίων.

Κεφάλαιο 3

Πειραματικό Μέρος

3.1 Συγκολλήσεις διπλοφασικών χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων

Οι συγκολλήσεις διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με δέσμη ηλεκτρονίων βασίζονται στην προσεκτική επιλογή των παραμέτρων της μεθόδου. Όπως αποδείχθηκε στην πράξη, καθώς ένα ποσοστό αζώτου απελευθερώνεται κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, υπάρχει η πιθανότητα δημιουργίας πόρων και κοιλοτήτων. Γι' αυτό τον λόγο, εφαρμόστηκαν σε κάποιες περιπτώσεις ειδικές τεχνικές οι οποίες περιλαμβάνουν και την σταδιακή διεύθυνση της δέσμης. Η διεύθυνση σε αυτή την περίπτωση επιτυγχάνεται περνώντας αλληπάληλα πάσα αυξάνοντας σταδιακά το ρεύμα της δέσμης.

Για τις δοκιμές των συγκολλήσεων χρησιμοποιήθηκε διπλοφασικός ανοξειδωτος χάλυβας SAF 2205 (UNS 31803, UNS 32205, W.-Nr. 1.4462) σε ανοπτημένη μορφή όπως παραδόθηκε από το εργοστάσιο κατασκευής με τη μορφή σωλήνων, εξωτερικής διαμέτρου 150 mm και εσωτερικής 90 mm. Μετά από μηχανουργική κατεργασία το τελικό πάχος των δειγμάτων ήταν 4-10 mm με σκοπό να εξεταστεί η διεύθυνση της δέσμης καθώς και η δυνατότητα θερμικής κατεργασίας με την χρήση αυτής της μεθόδου.

Στον πίνακα 1 παρουσιάζεται η χημική σύσταση και οι βασικές μηχανικές ιδιότητες του υλικού σύμφωνα με τον κατασκευαστή.

Χημική σύσταση (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
0.030	1.0	2.0	0.030	0.015	22.5	5.5	3.2	0.18
max.	max.	max.	max.	max.				

Πίνακας 1 – Χημική σύσταση του ανοξειδωτου χάλυβα duplex SAF 2205 (W.-Nr. 1.4462) όπως αυτή δίνεται από τον κατασκευαστή.

Μηχανικές ιδιότητες για πλάκες με πάχος $t < 50\text{mm}$:

Όριο διαρροής 0.2%	500 N/mm ² min
Όριο θραύσης	700-800 N/mm ²
Επιμήκυνση	≥25%
Αντοχή κρούσης KVC ₋₃₀	60J min.

Πίνακας 2 – Τυπικές φυσικές ιδιότητες του ανοξείδωτου χάλυβα duplex SAF 2205 (W.-Nr. 1.4462) όπως αυτές δίνονται από τον κατασκευαστή.

Κατά την διάρκεια των πειραματικών εργασιών, παράχθηκαν αυτογενείς συγκολλήσεις με πλήρη διείσδυση, χρησιμοποιώντας μηχάνημα δέσμης ηλεκτρονίων της εταιρείας Sciaky (τύπος VX.3-68x68x84, μέγιστη ισχύς 30 KW). Η δέσμη ήταν εστιασμένη στην εξωτερική επιφάνεια των δοκιμών. Τα δύο μέρη της συγκόλλησης ήταν τοποθετημένα σε κάθετο εργαλείο συγκράτησης ενώ η συσκευή παραγωγής ηλεκτρονίων (electron beam gun) ήταν σε οριζόντια θέση.

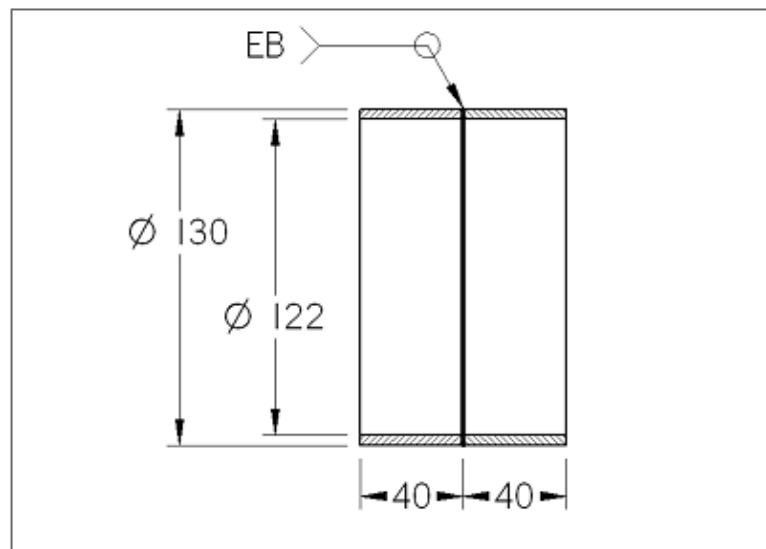
Οι παράμετροι φαίνονται στον πίνακα 2, ενώ στις εικόνες 7-9 φαίνονται η σχεδίαση της ένωσης και ένα τυπικό δείγμα συγκόλλησης.

Τα δείγματα υπέστησαν ραδιογραφικό έλεγχο για να διασφαλιστεί ότι δεν υπήρχαν ελαττώματα τα οποία θα μπορούσαν να επηρεάσουν τα αποτελέσματα των μηχανικών δοκιμών.

Έπειτα, ένας αριθμός συγκολλήσεων υπέστη μια τυπική θερμική κατεργασία σε ατμόσφαιρα κενού (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό) με σκοπό να μελετηθούν οι δομές σε σύγκριση με την επιφανειακή κατεργασία.

Πάχος μετάλλου (mm)	Τάση επιτάχυνσης (KV)	Ένταση δέσμης (mA)	Εστίαση δέσμης (A)	Ταχύτητα περιστροφής (rpm)	Γραμμική ταχύτητα (mm/m)	Θερμική παροχή (J/mm)
4	50	120	7.20	3.6	1450	250
7	50	150	7.20	3.3	1330	338
8	50	150	7.25	3.0	1200	375
10	50	170	7.25	3.0	1200	425
12	50	190	7.25	3.0	1200	475

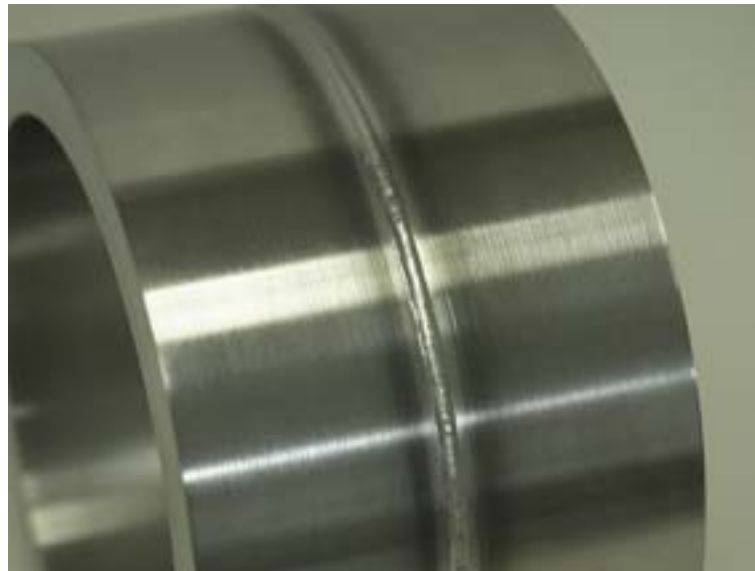
Πίνακας 2 – Παράμετροι οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν κατά την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων



Εικόνα 7 – Σχέδιο της ένωσης προς συγκόλληση.



Εικόνα 8 – Δείγμα συγκόλλησης σωληνωτού προϊόντος με δέσμη ηλεκτρονίων.



Εικόνα 9 – Λεπτομέρεια της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων.

3.2. Επιφανειακή κατεργασία συγκολλήσεων διπλοφασικού χάλυβα με δέσμη ηλεκτρονίων

Ένας αριθμός υγιών συγκολλήσεων χρησιμοποιήθηκε για την επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Οι παράμετροι επιλέχθηκαν κατάλληλα με βάση τον υπολογισμό της θερμικής παροχής ώστε να υλοποιηθούν δύο βασικές θεωρήσεις: πρώτον να μην επανατηχθεί η υπάρχουσα συγκόλληση σε μεγάλο βάθος κατά την διάρκεια του θερμικού κύκλου και δεύτερον, να επιτευχθεί η θερμοκρασία η οποία απαιτείται για τον μετασχηματισμό του φερρίτη σε ωστενίτη.

Για την υλοποίηση των παραπάνω θεωρήσεων εφαρμόστηκε η τεχνική πολλαπλών περιστροφών για να θερμάνει το δοκίμιο για μια ικανοποιητική χρονική περίοδο, ενώ η δέσμη ήταν εστιασμένη σε ένα σημείο κάτω από την επιφάνεια του δοκιμίου ώστε να επιτευχθεί ρηχή διείδυση. Μια σειρά προκαταρκτικών δοκιμών ακολουθούμενη από μεταλλογραφικές παρατηρήσεις έδειξε ότι μόνο τα δείγματα με πάχος μέχρι 4 mm μπορούσαν να υποστούν ικανό μετασχηματισμό σε όλο το πάχος τους. Οι παράμετροι οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν για την επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων σε αυτά τα δείγματα φαίνονται στον πίνακα 3.

Τάση επιτάχυνσης (KV)	Ένταση δέσμης (mA)	Εστίαση δέσμης (A)	Ταχύτητα περιστροφής (rpm)	Γραμμική ταχύτητα (mm/m)	Αριθμός περιστροφών
50	20	7.80	1.0	400	12

Πίνακας 3 – Παράμετροι οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν κατά την επιφανειακή κατεργασία των συγκολλήσεων με δέσμη ηλεκτρονίων σε δοκίμια πάχους 4 mm

3.3 Μεταλλογραφική μελέτη

Ο χαρακτηρισμός της μικροδομής και των φάσεων των επαναστερεοποιημένων και επεξεργασμένων ζωνών πραγματοποιήθηκε χρησιμοποιώντας οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (SEM) εφοδιασμένο με σύστημα μικροαναλύσεων EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy), με σκοπό να ανιχνευθούν οι συστάσεις των διαφόρων φάσεων καθώς και φαινόμενα μικροδιαφορισμού.

Έπειτα από κάθε συγκόλληση, πραγματοποιήθηκαν τομές κάθετα προς την κατεύθυνση κάθε συγκόλλησης και τα δοκίμια εγκιβωτίστηκαν σε βακελίτη για μεταλλογραφική εξέταση.

Τα δείγματα προετοιμάστηκαν με μηχανική λείανση (χαρτιά SiC) και στη συνέχεια στίλβωση, χρησιμοποιώντας 1μm διαμαντόπαστα και 0.05μm κολλοειδές διοξείδιο του πυριτίου (colloidal silica).

Για την αποκάλυψη της μικροδομής η επιφάνεια των δοκιμίων προσβλήθηκε με χημικά διαλύματα. Υιοθετήθηκαν τεχνικές χρωματικής προσβολής (color etching) με σκοπό να αποδοθούν με διαφορετικό χρώμα τα διάφορα συστατικά της μικροδομής (φερρίτης, ωστενίτης, φάση σίγμα κ.α.). Η προσβολή έγινε ηλεκτρολυτικά χρησιμοποιώντας διάλυμα 10N KOH σε 2.5V (dc) για 3s.

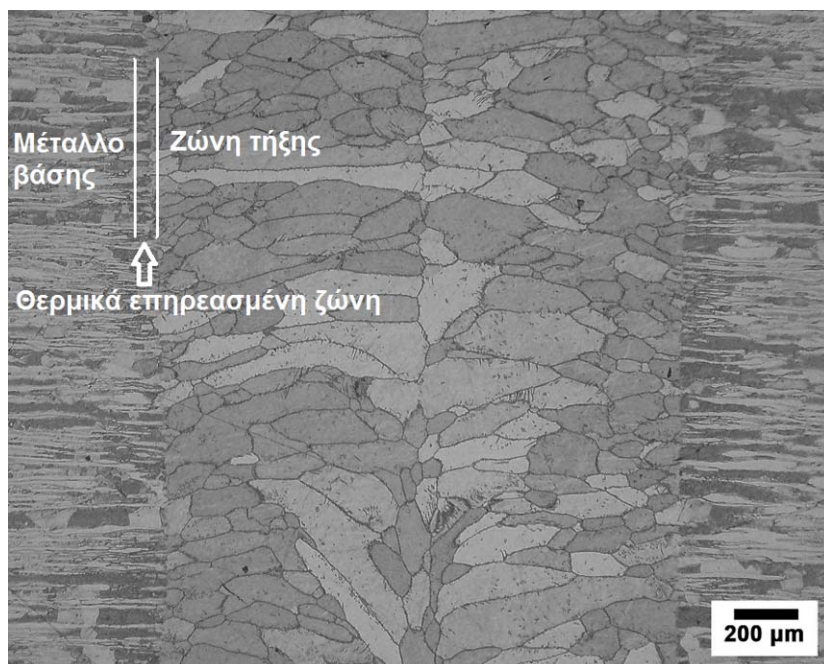
Για την ανάλυση των φάσεων, ωστενίτη και φερρίτη, χρησιμοποιήθηκε σύστημα EDS με τάση 25kV για 30s και ρεύμα εκπομπής στα 100mA. Ο χρόνος κατά την λήψη του φάσματος (dead time) ήταν περίπου 30%. Όλα τα φάσματα συλλέχθηκαν με την επιλογή της μεθόδου επιφάνειας (area mode). Κατά τις αναλύσεις στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο οι συνθήκες λειτουργίας κρατήθηκαν πανομοιότυπες με σκοπό να ελαχιστοποιηθούν φαινόμενα στατιστικής απόκλισης της παραγωγής των ακτίνων X.

Εφαρμόστηκε επίσης ποσοτική μεταλλογραφία με σκοπό να προσδιοριστούν οι ποσότητες δ-φερρίτη και γ-ωστενίτη, χρησιμοποιώντας το υπολογιστικό σύστημα ImagePro Plus σε φωτογραφίες ηλεκτρονικού

και οπτικού μικροσκοπίου. Εναλλακτικά χρησιμοποιήθηκε η τεχνική EBSD (Electron Backscattered Diffraction) καθώς σε πολλές περιπτώσεις ο ωστενίτης ήταν τόσο λεπτομερής ώστε τα αποτελέσματα της ποσοτικής μεταλλογραφίας δεν επαρκούσαν. Οι σαρώσεις EBSD πραγματοποιήθηκαν σε σύστημα εικόνας με προσανατολισμό TSL με έναν ανιχνευτή HKL Nordlys II προσαρμοσμένο σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο JEOL 6380LV. Το βήμα ήταν 0.7 μm σε μεγέθυνση 500X ενώ η επεξεργασία έγινε χρησιμοποιώντας κατάλληλο υπολογιστικό σύστημα. Το μέγεθος του βήματος επιλέχθηκε μετά από αρκετές δοκιμές σε διαφορετικές μεγεθύνσεις ως το πιο κατάλληλο για αυτή την διπλοφασική δομή.

3.3.1 Χαρακτηρισμός της μικροδομής των συγκολλήσεων

Οι εικόνες 10-15 απεικονίζουν οπτικές μικρογραφίες μιας τυπικής τομής της συγκόλλησης καλύπτοντας το μέταλλο βάσης, την θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) και τη ζώνη τήξης. Οι παράγραφοι οι οποίες ακολουθούν περιγράφουν την κάθε περιοχή της μικροδομής.

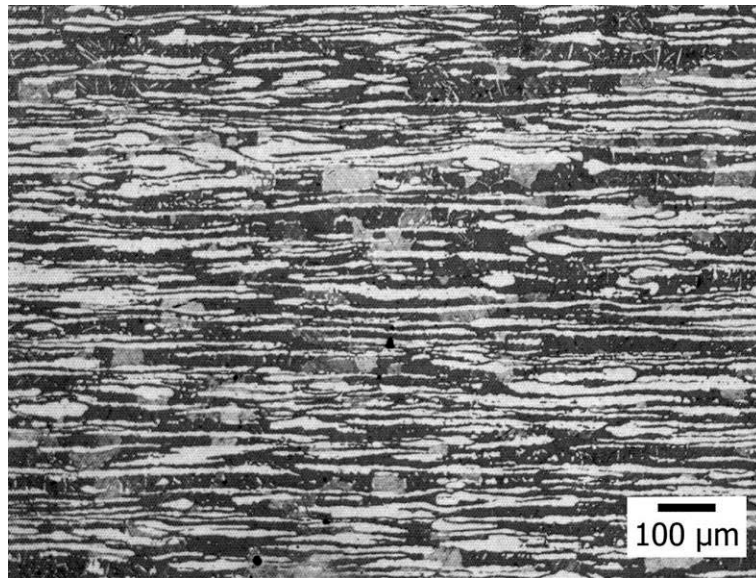


Εικόνα 10 – Μικροδομή συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων (Δοκίμιο πάχους 7 mm). Σημειώνονται οι διάφορες ζώνες.

Οπτικό μικροσκόπιο

Μέταλλο βάσης

Η εικόνα 11 απεικονίζει την αρχική μικροδομή του κράματος 2205 σε ανοπτημένη μορφή όπως παραλήφθηκε από το εργοστάσιο. Αυτή η εικόνα υποδεικνύει τις δύο προσανατολισμένες φάσεις της δομής, τον φερρίτη (σκούρο) και τον ωστενίτη (λευκό).



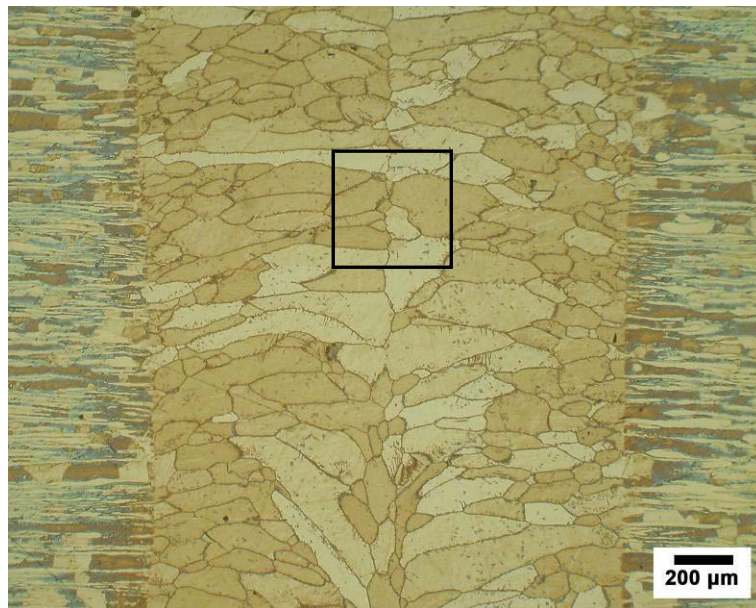
Εικόνα 11 – Τυπική μικροδομή του μετάλλου βάσης.

Οπτικό μικροσκόπιο

Ζώνη τήξης

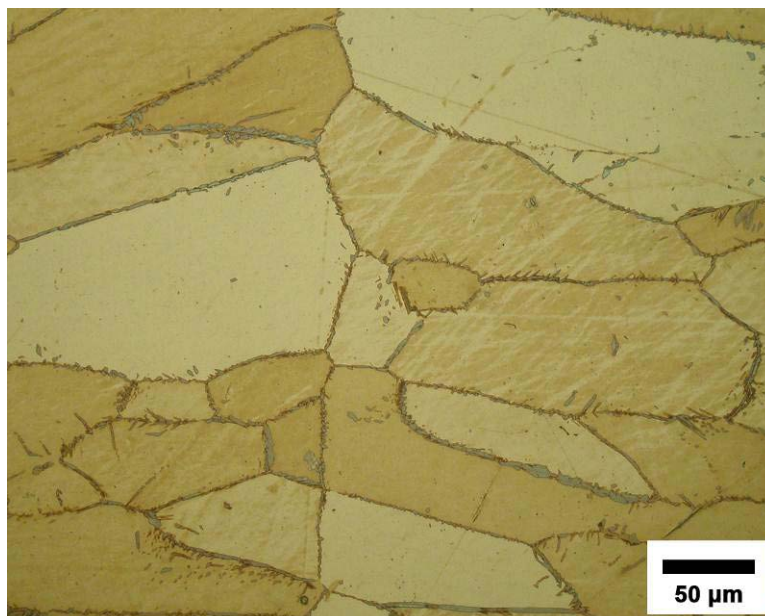
Μια τυπική κάθετη τομή απεικονίζεται στην οπτική μικρογραφία των εικόνων 12-13. Η ζώνη τήξης αποτελείται από μεγάλους επιμήκεις κόκκους φερρίτη προσανατολισμένους κάθετα στον άξονα της δέσμης ηλεκτρονίων, με εμφάνιση δευτερογενή ωστενίτη ως αλλοτριομορφές στα όρια και το εσωτερικό τους. Αυτή η μικροδομή απεικονίζεται σε λεπτομέρεια στην μικρογραφία από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο της εικόνας 14.

Όπως αναφέρθηκε στην βιβλιογραφική ανασκόπηση ο διπλοφασικός χάλυβας στερεοποιείται αρχικά σαν φερρίτης ενώ έπειτα μετατρέπεται σε ωστενίτη μέσω μετασχηματισμού στερεάς κατάστασης. Ο υψηλός ρυθμός στερεοποίησης, τυπικός για την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων, συμπιέζει σχεδόν εξ' ολοκλήρου τον μετασχηματισμό φερρίτη σε ωστενίτη, έχοντας ως αποτέλεσμα υψηλό ποσοστό δ-φερρίτη. Η αύξηση του ποσοστού δ-φερρίτη κατά την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων αναφέρεται και από άλλους ερευνητές [43,63-64,68]. Ειδικότερα, όταν αυξάνεται ο ρυθμός απόψυξης στην θερμοκρασιακή περιοχή 1200-800⁰ C παρατηρείται μια προοδευτική αύξηση του ποσοστού φερρίτη στην μικροδομή των διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων σε θερμοκρασία περιβάλλοντος [71].



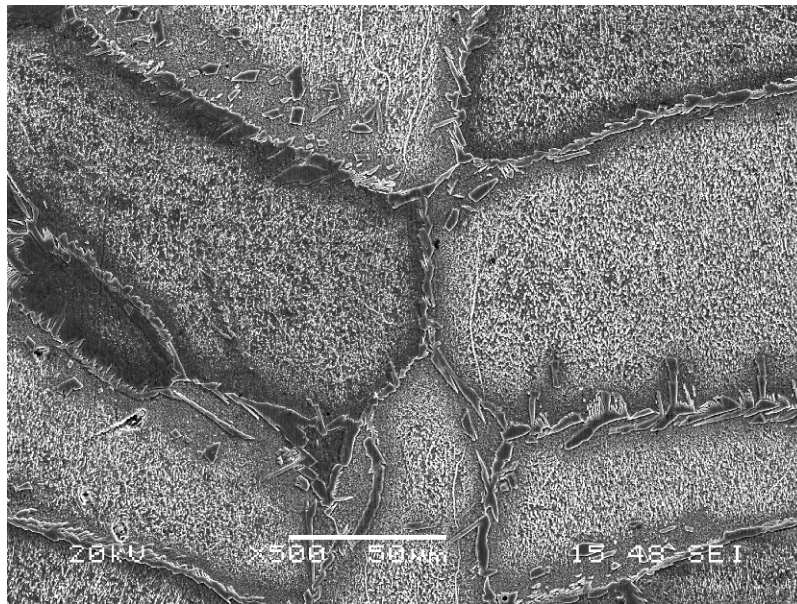
Εικόνα 12 – Ζώνη τήξης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων. Δοκίμιο πάχους 7 mm. Η περιοχή η οποία περικλείεται από το ορθογώνιο παρουσιάζεται στην εικόνα 13.

Έγχρωμη μεταλλογραφία - Οπτικό μικροσκόπιο



Εικόνα 13 – Λεπτομέρεια της ζώνης τήξης.

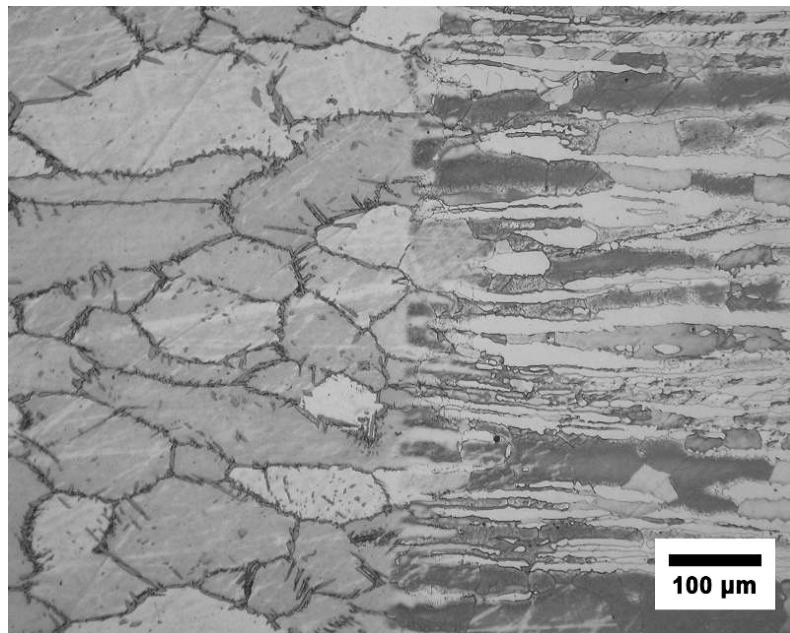
Έγχρωμη μεταλλογραφία - Οπτικό μικροσκόπιο



Εικόνα 14 – Ζώνη τήξης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

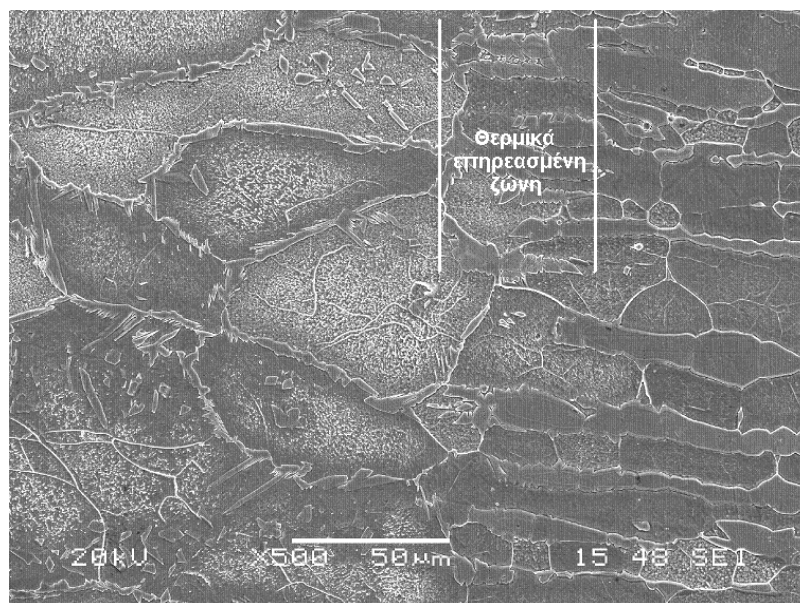
Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ)

Από τις εικόνες 15-16 φαίνεται ότι η ΘΕΖ είναι μόνο 50μm περίπου. Σε αυτή τη ζώνη ο ωστενίτης παρουσιάζεται με την μορφή Widmanstätten και με αλλοτριομορφές στα όρια των κόκκων, ενώ το ποσοστό του είναι μεγαλύτερο απ' ότι στην ζώνη τήξης. Αν και η ΘΕΖ είναι εξαιρετικά μικρή σε σύγκριση με άλλες τεχνικές συγκόλλησης, η θερμοκρασία είναι αρκετά υψηλή για να προάγει μερικό μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη κατά την διάρκεια της συγκόλλησης και επομένως η αναλογία φερρίτη ωστενίτη είναι έντονα διαταραγμένη.



Εικόνα 15 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) στη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων.

Οπτικό μικροσκόπιο



Εικόνα 16 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) στη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Η ανάλυση του ποσοστού των φάσεων στη ζώνη τήξης η οποία πραγματοποιήθηκε με ποσοτική μεταλλογραφία αποκάλυψε ότι το ποσοστό φερρίτη ανέρχεται σε περίπου 95% κ.ο. σε αντίθεση με το 47.5% κ.ο. στο μέταλλο βάσης (πίνακας 4).

δ -ferrite %	Μέταλλο βάσης	Συγκόλληση ως έχει	Συγκόλληση μετά από θερμική κατεργασία	Συγκόλληση μετά από επιφανειακή κατεργασία
Ανάλυση εικόνας ImagePro Plus	47.5±1.5	95±1.8	61.8±1.7	65.2±2
Ανάλυση EBSD	-	-	56.4±0.6	64.1±0.8

Πίνακας 4 – Ποσοτική ανάλυση του ποσοστού των φάσεων στο μέταλλο βάσης και στη ζώνη τήξης της συγκόλλησης ως έχει, μετά από θερμική κατεργασία και μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, χρησιμοποιώντας ποσοτική μεταλλογραφία και ανάλυση EBSD

Μικροανάλυση με EDS των κύριων κραματικών στοιχείων Cr, Ni, Mo, στον φερρίτη και τον ωστενίτη πραγματοποιήθηκε για όλες τις συγκολλήσεις ως είχαν ή μετά από θερμική κατεργασία, όπως φαίνεται στον πίνακα 5. Παρόλο τον προσεγγιστικό χαρακτήρα των αναλύσεων, ο οποίος οφείλεται στο μικρό μέγεθος των συστατικών, ιδιαίτερα του ωστενίτη, τα αποτελέσματα είναι ενδεικτικά του βαθμού διαφορισμού των κραματικών στοιχείων μεταξύ των φάσεων κατά την συγκόλληση και την θερμική κατεργασία.

	Φάση	Cr	Ni	Mo
Χάλυβας SAF 2205*		22.25	4.86	3.52
Χάλυβας SAF 2205 όπως παρελήφθη (ανοπτημένος)	δ-φερρίτης	22.98 ± 0.58	4.06 ± 0.11	4.52 ± 0.24
	γ-ωστενίτης	21.59 ± 0.22	5.58 ± 0.09	2.63 ± 0.36
Ζώνη τήξης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων	δ-φερρίτης	22.32 ± 0.13	4.80 ± 0.42	3.65 ± 0.21
	γ-ωστενίτης	22.48 ± 0.52	5.45 ± 0.28	2.57 ± 0.22
Ζώνη τήξης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων μετά από θερμική κατεργασία	δ-φερρίτης	22.74 ± 0.36	4.43 ± 0.31	4.05 ± 0.17
	γ-ωστενίτης	21.87 ± 0.44	5.36 ± 0.28	2.84 ± 0.13

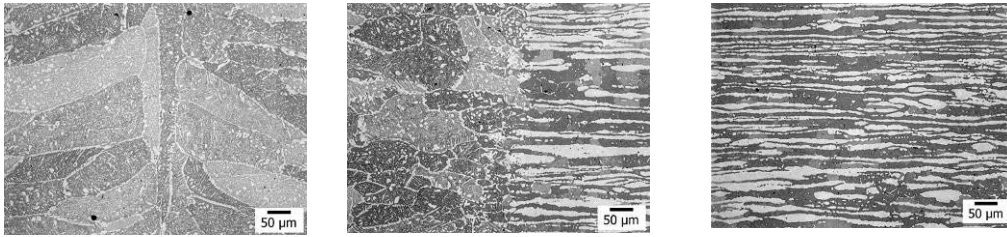
* χημική σύσταση, υπολογισμένη ως αποτέλεσμα ισοζυγίου μάζας, βασισμένη στην σύσταση των φάσεων

Πίνακας 5 – Μέση χημική σύσταση (% κ.β.) του φερρίτη και ωστενίτη προσδιορισμένη με μικροανάλυση EDS: α) στο μέταλλο βάσης όπως παρελήφθη, β) στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων και γ) στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης η οποία έχει υποστεί θερμική κατεργασία στους 1050⁰ C για μία ώρα και έπειτα βαφή σε νερό.

Κάτω από αυτήν την υπόθεση θα μπορούσε να προταθεί ότι ο διαφορισμός των κραματικών στοιχείων Cr, Ni, και Mo ο οποίος εμφανίζεται μεταξύ των φάσεων δ και γ στο μέταλλο βάσης με το φερρίτη να είναι εμπλουτισμένος σε χρώμιο και μολυβδαίνιο και φτωχός σε νικέλιο, δύσκολα διατηρείται στις συγκολλήσεις με δέσμη ηλεκτρονίων. Αυτό το σημείο θα συζητηθεί στην επόμενη παράγραφο.

3.3.2 Χαρακτηρισμός της μικροδομής των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία

Στην εικόνα 17 φαίνονται οι τρεις περιοχές ενός δείγματος μετά από θερμική κατεργασία.



ΖΩΝΗ ΤΗΞΗΣ

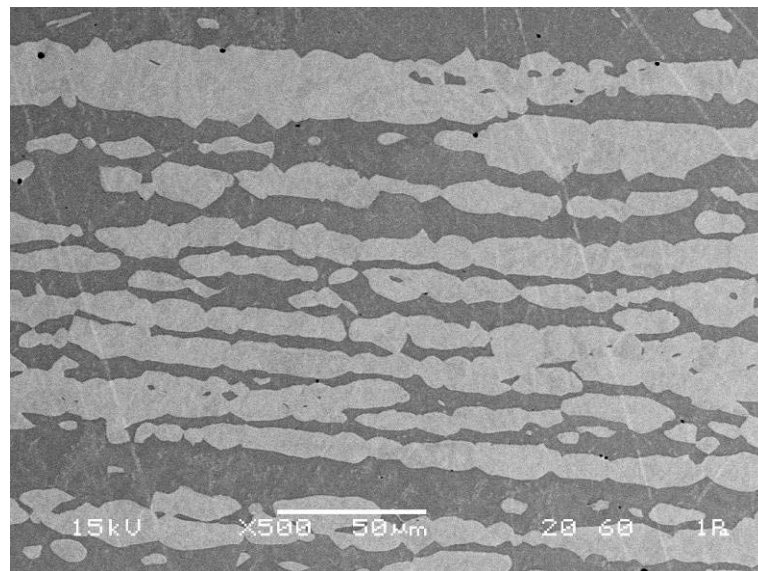
ΘΕΖ

ΜΕΤΑΛΛΟ ΒΑΣΗΣ

Εικόνα 17 – Μεταλλογραφική δομή δείγματος μετά από θερμική κατεργασία. Δοκίμιο πάχους 8 mm.

Οπτικό μικροσκόπιο

Η δομή του μετάλλου βάσης (εικόνα 18) μετά την θερμική κατεργασία δεν άλλαξε διατηρώντας την προϋπάρχουσα ζωνώδη υφή.

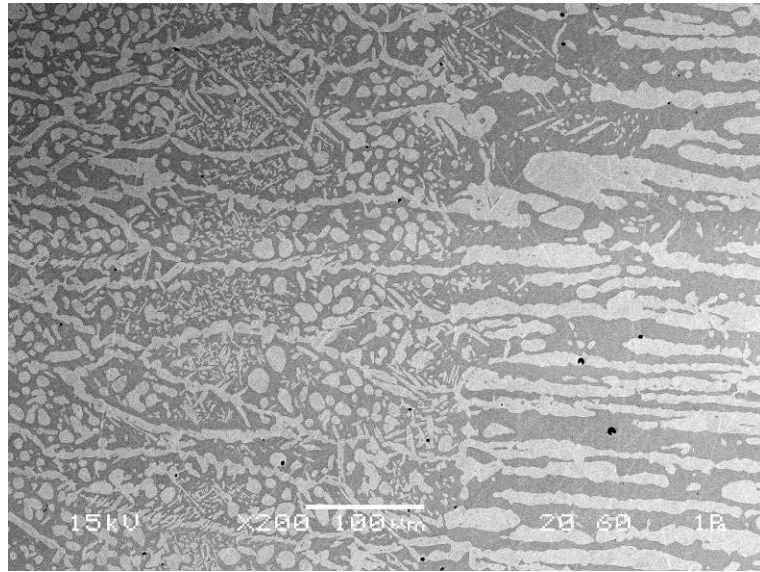


Εικόνα 18 – Μέταλλο βάσης μετά από θερμική κατεργασία.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Θερμικά επηρεασμένη ζώνη

Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη της συγκόλλησης (εικόνα 19) μετά από θερμική κατεργασία εμφανίζεται πολύ μικρή ενώ παρατηρείται μια ομαλή μετάβαση από το μέταλλο βάσης προς την ζώνη τήξης.



Εικόνα 19 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050°C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 8 mm.

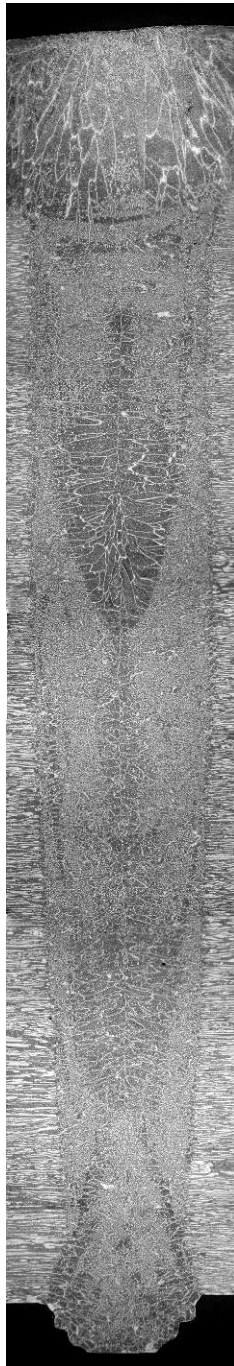
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Ζώνη τήξης

Στην εικόνα 20 φαίνεται μια μακροσκοπική φωτογραφία της συγκόλλησης. Ο φερρίτης ο οποίος σχηματίζεται κατά την στερεοποίηση ή από θερμική κατεργασία σε υψηλή θερμοκρασία είναι θερμοδυναμικά ασταθής σε αυξημένες θερμοκρασίες. Ο ωστενίτης γίνεται η πιο σταθερή φάση σε χαμηλότερες θερμοκρασίες και η μείωση της θερμοκρασίας παρέχει την κινητήρια δύναμη για τον μετασχηματισμό σταθερής κατάστασης του

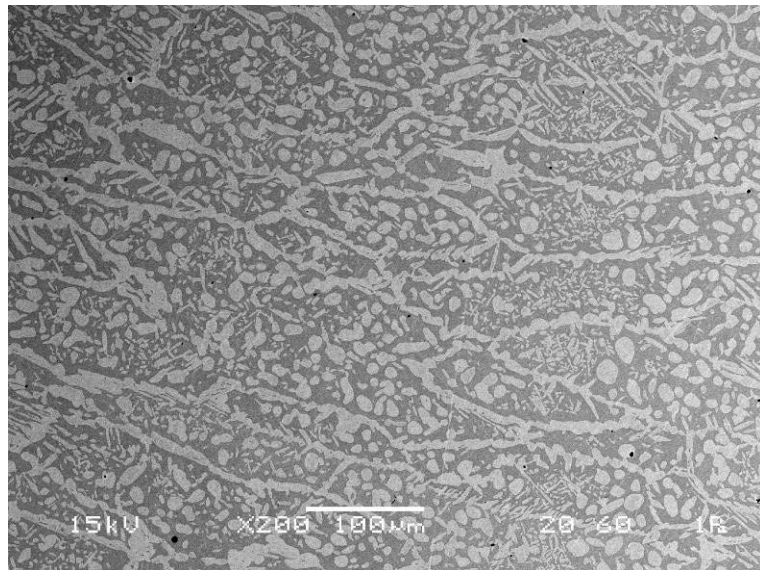
φερρίτη με ανάπτυξη του υπάρχοντος πρωτογενούς και το σχηματισμό δευτερογενούς ωστενίτη.

Διαπιστώνεται ότι η θερμική κατεργασία οδηγεί στον σχηματισμό ενδοκρυσταλλικού δευτερογενούς ωστενίτη, ο οποίος έχει αναπτυχθεί ελεύθερα σε περίπου σφαιροειδή σχήματα, ως απομονωμένα κατακρημνίσματα μέσα στους κόκκους φερρίτη (εικόνες 21-22). Από την άλλη μεριά, οι αλλοτριομορφές ωστενίτη, οι οποίες προϋπήρχαν στην συγκόλληση, έχουν μεγεθυνθεί, ενώ οι βελόνες Widmanstätten ωστενίτη που προέρχονται από αυτές αναπτύχθηκαν μέσα στους κόκκους φερρίτη. Σε αυτή την κατάσταση θερμικής κατεργασίας η ζώνη τήξης και η ΘΕΖ γίνονται σχεδόν παρόμοιες, όσον αφορά την μικροδομή. Η ποσοτική ανάλυση έδειξε ότι το ποσοστό ωστενίτη αυξήθηκε σε περίπου 40% κ.ο., πίνακας 4. Σε αυτή την περίπτωση η ανάλυση EBSD είχε σαν αποτέλεσμα ελαφρά μεγαλύτερο ποσοστό ωστενίτη, πιθανώς λόγω της υψηλής ανάλυσης η οποία επιτρέπει την συμμετοχή των πιο λεπτομερών κόκκων ωστενίτη. Οι τιμές των ποσοστών φάσεων οι οποίες λήφθηκαν με EBSD θα πρέπει να θεωρηθούν ως οι πιο ακριβείς, καθώς βρίσκονται σε συμφωνία με την σύσταση του μετάλλου βάσης, όπως φαίνεται από τους υπολογισμούς ισοζυγίου μάζας με τα ποσοστά των στοιχείων Cr, Ni, Mo στις φάσεις δ και γ (πίνακας 5). Στην εικόνα 23 φαίνεται η περιοχή από την ζώνη τήξης συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία η οποία αναλύθηκε με EBSD ενώ στη εικόνα 24 φαίνεται η διασπορά των φάσεων δ και γ , ενώ τα σχετικά τους ποσοστά στη συγκεκριμένη περίπτωση ήταν 56.4% φερρίτης και 43.6% ωστενίτης. Τα ποσοστά που προκύπτουν πλησιάζουν εξαιρετικά τα αντίστοιχα του μετάλλου βάσης.



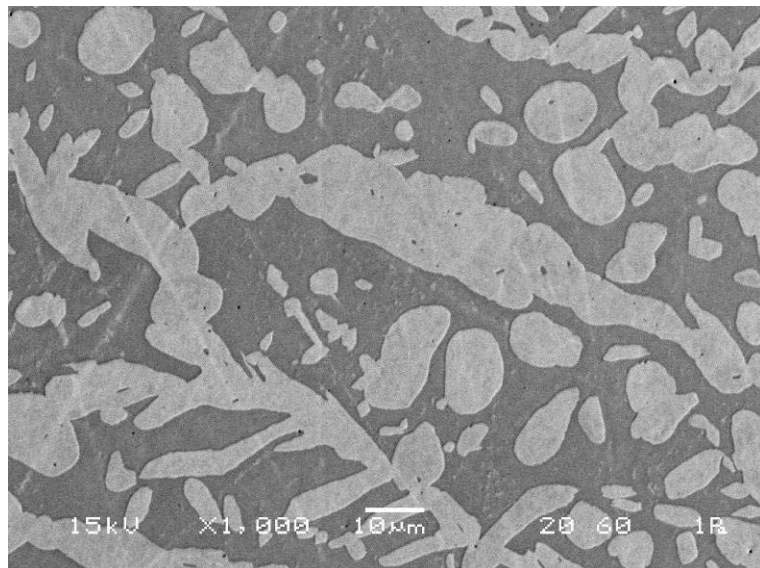
Εικόνα 20 – Συγκόλληση μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050°C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 10 mm.

Οπτικό μικροσκόπιο



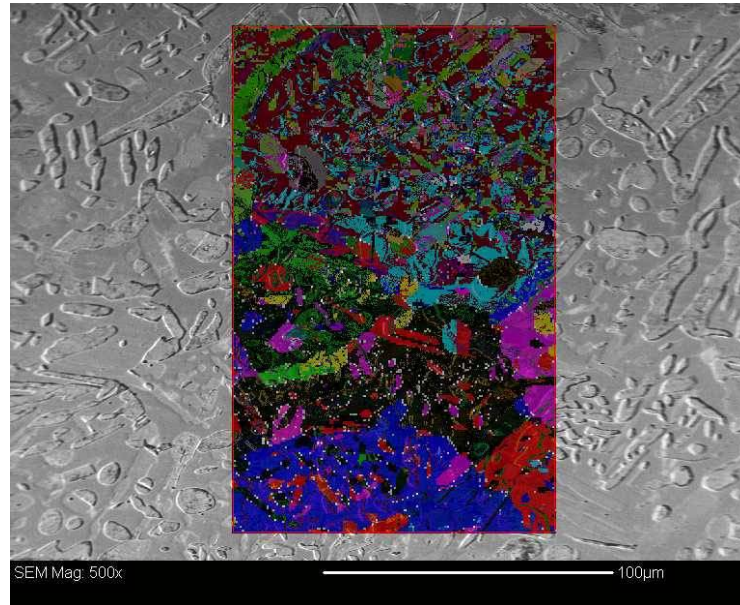
Εικόνα 21 – Ζώνη τήξης μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 8 mm.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



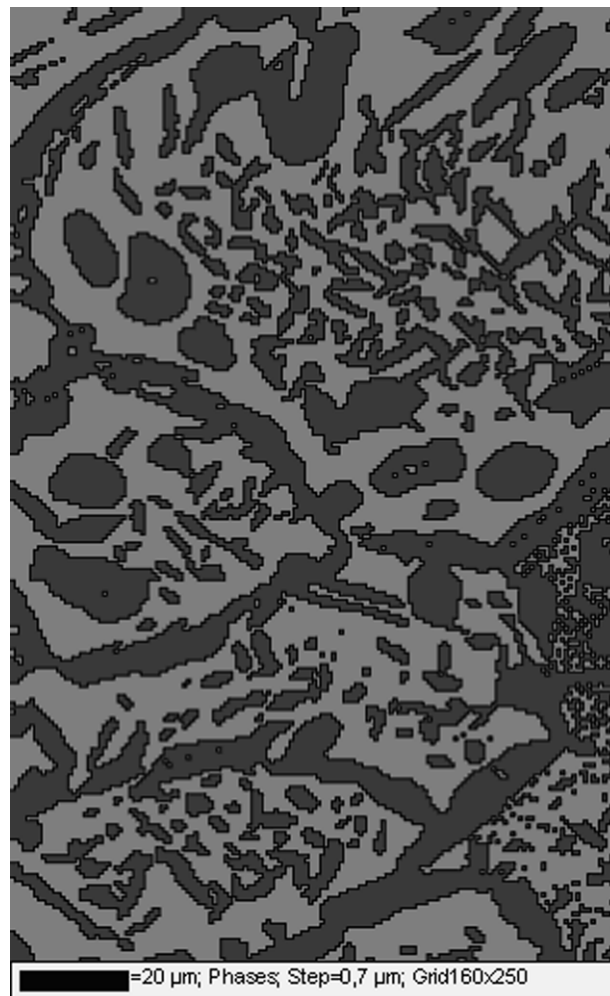
Εικόνα 22 – Ζώνη τήξης μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 8 mm.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 23 – Περιοχή της ζώνης τήξης της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050°C για μία ώρα και βαφή στο νερό) η οποία αναλύθηκε με EBSD.

Δοκίμιο πάχους 8 mm.



Εικόνα 24 – Χάρτης φάσεων EBSD της περιοχής της εικόνας 23.
Φερρίτης (γκρι ανοιχτόχρωμο) και ωστενίτης (γκρι σκούρο).
Δοκίμιο πάχους 8 mm.

Από τον πίνακα 5 προκύπτει ότι μετά το πέρας της θερμικής κατεργασίας ο διαφορισμός μεταξύ φερρίτη και ωστενίτη μετακινείται προς την ισορροπία δηλ. προς την σύσταση των φάσεων δ και γ στο μέταλλο βάσης. Παρόλα αυτά αυτή η διεργασία απαιτεί διάχυση των κραματικών στοιχείων μεταξύ ωστενίτη και φερρίτη και αυτή η υπόθεση πρέπει να πιστοποιηθεί. Με την απουσία συγκεκριμένων δεδομένων διάχυσης τα οποία να αφορούν τον χάλυβα 2205, χρησιμοποιήθηκαν κατά προσέγγιση δεδομένα για την διάχυση κραματικών στοιχείων Cr [113], Ni [114] και Mo [115] στον καθαρό σίδηρο. Βασισμένα σε αυτά τα στοιχεία οι αντίστοιχοι συντελεστές διάχυσης στο ωστενίτη σε θερμοκρασία ανόπτησης 1050°C είναι: $D_{\text{Cr}}=3.06 \times 10^{-12}\text{ cm}^2/\text{s}$ και $D_{\text{Ni}}=6.6 \times 10^{-12}\text{ cm}^2/\text{s}$.

Σύμφωνα με αυτές τις τιμές η αναμενόμενη απόσταση διάχυσης $x(\text{cm})=(Dt)^{1/2}$ για διάρκεια ανόπτησης 1 ώρας στους 1050°C είναι ίση με $3.5\ \mu\text{m}$ για το χρώμιο και $1.6\ \mu\text{m}$ για το νικέλιο. Στην περίπτωση του φερρίτη οι συντελεστές διάχυσης είναι κατά δυο τάξεις μεγέθους μεγαλύτεροι από του ωστενίτη και η αντίστοιχη απόσταση διάχυσης είναι $19.7\ \mu\text{m}$ για το χρώμιο, $16\ \mu\text{m}$ για το νικέλιο και $21\ \mu\text{m}$ για το μολυβδαίνιο. Παρόμοιες τιμές λήφθηκαν χρησιμοποιώντας δεδομένα διάχυσης τα οποία αφορούν δείκτες διάχυσης του χρωμίου στους ωστενιτικούς και φερριτικούς ανοξειδωτους χάλυβες [116].

Στην παρούσα διερεύνηση, το μέγεθος των κόκκων του δευτερογενούς ενδοκρυσταλλικού ωστενίτη δεν ξεπερνά τα $5\ \mu\text{m}$. Από την άλλη μεριά, οι αλλοτριμορφές στα όρια των κόκκων οι οποίες μερικές φορές είναι μεγαλύτερες από $5\ \mu\text{m}$ είναι το αποτέλεσμα της σύμφυσης μικρότερων μονάδων. Επομένως, υποθέτοντας ότι η διάχυση είναι ενεργή και από τις δύο πλευρές των σωματιδίων του ωστενίτη (δηλ. απόσταση διάχυσης περίπου $2.5\ \mu\text{m}$), γίνεται φανερό ότι η διάχυση στις αποστάσεις οι οποίες αναφέρονται είναι δυνατή και ο διαφορισμός των κραματικών στοιχείων πιθανός, ακόμα και αν οι συστάσεις ισορροπίας δεν προσεγγίζονται στην περίπτωση σύντομων κατεργασιών ανόπτησης.

Αυτή η πρόβλεψη επιβεβαιώνεται από προηγούμενες έρευνες κάτω από συγκρίσιμες συνθήκες ανόπτησης. Στην πραγματικότητα, έχει αποδειχθεί ότι ο διαφορισμός συμβαίνει συχνά κατά την ανόπτηση σε θερμοκρασίες πάνω από 1000°C [117] και αυτό έχει αναφερθεί για μια ποικιλία συστάσεων και αρχικών καταστάσεων του χάλυβα [117-121]. Για παράδειγμα οι Tan et al. [120] εφάρμοσαν κατεργασίες ανόπτησης σε πλάκες εμπορικού χάλυβα SAF 2507 (S32750) για 2 ώρες σε διαφορετικές θερμοκρασίες μεταξύ 1030°C και 1200°C , ακολουθούμενες από βαφή σε νερό και παρατήρησαν ότι ο διαφορισμός έλαβε χώρα σε όλες τις θερμοκρασίες των πειραμάτων. Ανέφεραν ότι με αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης το ποσοστό του χρωμίου και μολυβδαινίου μειώνεται και το ποσοστό του νικελίου αυξάνεται στον φερρίτη, ενώ το ποσοστό του χρωμίου και μολυβδαινίου στον ωστενίτη σχεδόν δεν αλλάζει, μόνο μειώνεται ελαφρά. Επίσης οι Cerno et al. [84] ανέφεραν ότι στην ζώνη τήξης των συγκολλήσεων του χάλυβα UNS S32750 (SAF 2507), οι δύο φάσεις (φερρίτης και ωστενίτης) έχουν περίπου την ίδια περιεκτικότητα σε Cr, Mo και Ni. Παρόλα αυτά, μετά από ανόπτηση 1 ώρας μεταξύ των 1050°C και 1150°C , το ποσοστό του ωστενίτη αυξάνεται και η αναλογίες διαφορισμού των στοιχείων φτάνουν τις τιμές ισορροπίας. Στην παρούσα έρευνα, τα δεδομένα τα οποία παρουσιάζονται στον πίνακα 5 δείχνουν ότι στο δείγμα μετά από ανόπτηση ο φερρίτης γίνεται πλουσιότερος σε χρώμιο και μολυβδαίνιο και φτωχότερος σε νικέλιο σε σχέση με το δείγμα της συγκόλλησης ως έχει. Θα πρέπει να αναφερθεί ότι το μολυβδαίνιο παρουσιάζει σε όλες τις περιπτώσεις μεγαλύτερες αναλογίες διαφορισμού από το χρώμιο, καθώς είναι ισχυρό φερρογόνο. Αυτό έχει παρατηρηθεί στο παρελθόν από άλλους ερευνητές [84,121]. Σε αντίθεση, ο ωστενίτης φαίνεται να παραμένει σχεδόν αμετάβλητος. Αυτά τα αποτελέσματα συμφωνούν με τις παρατηρήσεις των Tan et al. [120] και με αυτές που έγιναν από τους Badji et al. σε έναν ανοξειδωτο χάλυβα 2205 [122], οι οποίοι ανέφεραν ότι η χημική σύσταση του ωστενίτη μετά από ανόπτηση 1 ώρας στην περιοχή $1050\text{-}1250^{\circ}\text{C}$ παραμένει σταθερή

στο μέταλλο βάσης και την συγκόλληση. Αντιθέτως, η χημική σύσταση του δ-φερρίτη ποικίλλει με την θερμοκρασία ανόπτησης.

Στο πλαίσιο των παραπάνω παρατηρήσεων είναι πλέον δυνατό να εξηγηθεί ο χαμηλός διαφορισμός ο οποίος παρατηρήθηκε στο δείγμα συγκόλλησης ως έχει. (πίνακας 5). Σε αυτό το δείγμα, ο ωστενίτης πιθανώς αρχίζει να σχηματίζεται μετά την στερεοποίηση σε υψηλή θερμοκρασία, περίπου 1300° , και σταματά να αναπτύσσεται σύντομα, λόγω της ταχείας ψύξης. Λόγω του υψηλού ρυθμού ψύξης, ο οποίος οφείλεται στην μέθοδο συγκόλλησης, οι πειραματικές αναλογίες διαφορισμού των στοιχείων αντικατάστασης στη ζώνη τήξης των δειγμάτων συγκόλλησης ως έχει, είναι κοντά στο 1. Έτσι, ο ωστενίτης και ο φερρίτης έχουν σχεδόν την ίδια χημική σύσταση. Μετά από την θερμική κατεργασία οι αναλογίες διαφορισμού στην ζώνη τήξης τείνουν στις τιμές ισορροπίας, δηλ. ο φερρίτης εμπλουτίζεται σε χρώμιο και μολυβδαίνιο ενώ ο ωστενίτης εμπλουτίζεται σε νικέλιο [84].

3.3.3 Χαρακτηρισμός της μικροδομής των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία

Η επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων είχε σαν αποτέλεσμα την τροποποίηση του ποσοστού φάσεων στην ζώνη τήξης. Όπως φαίνεται από την εικόνα 25 τα δείγματα πάχους 4 mm μετασχηματίστηκαν σχεδόν εξολοκλήρου με εξαίρεση μια ζώνη φερρίτη στην κορυφή της συγκόλλησης και μια μικρή περιοχή στην ρίζα της συγκόλλησης.

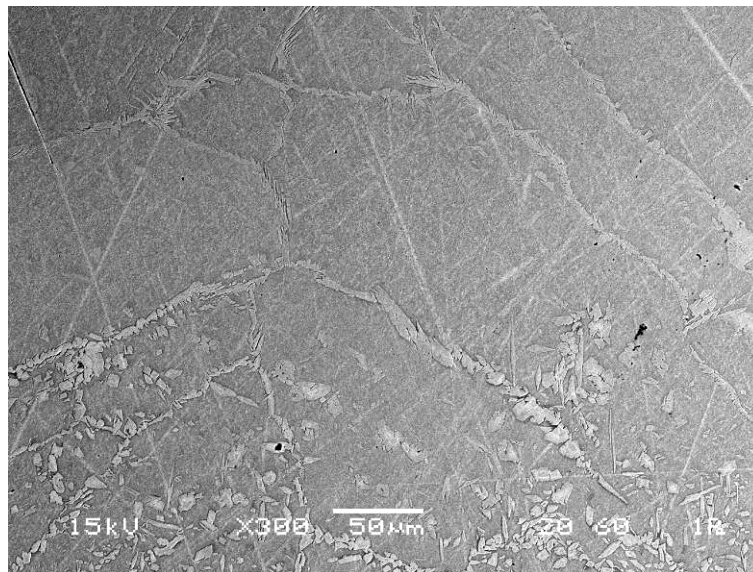


Εικόνα 25 – Συγκόλληση μετά από επιφανειακή κατεργασία δέσμης ηλεκτρονίων. Πάχος υλικού 4 mm.

Έγχρωμη μεταλλογραφία - Οπτικό μικροσκόπιο

Στην κορυφή της συγκόλλησης η επανάτηξη και γρήγορη ψύξη δημιούργησε ένα στρώμα φερρίτη με μεγάλους κόκκους παρόμοιους με αυτούς οι οποίοι σχηματίστηκαν κατά την αρχική συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων (εικόνα 26).

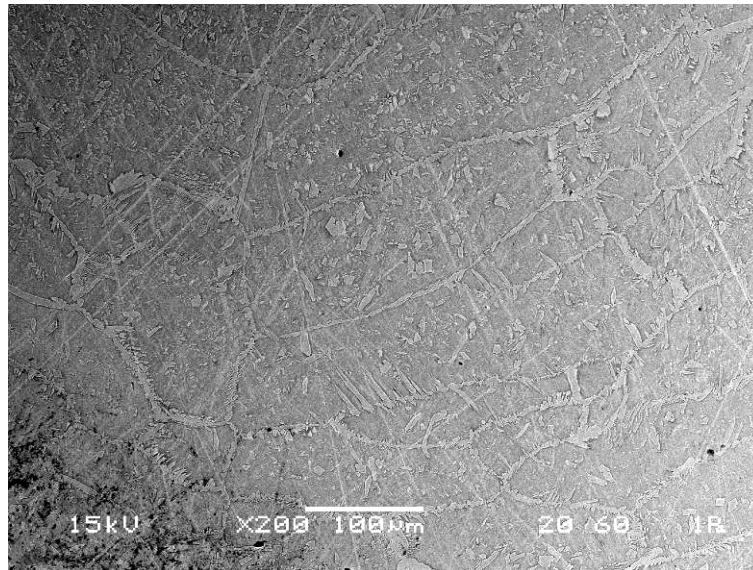
Παρά την ισχυρή αποεστίαση της δέσμης, ο σχηματισμός αυτού του στρώματος θεωρείται αναπόφευκτος σε αυτό το στάδιο, λόγω του πολύ υψηλού ρυθμού απόψυξης αυτής της ζώνης. Ωστόσο, το μεγαλύτερο μέρος αυτού του στρώματος, καθώς και μέρος της ρίζας συγκόλλησης τα οποία αποτελούν το περίπου 30% του συνολικού πάχους μπορούν να αφαιρεθούν με μηχανουργική κατεργασία με το πέρας της συγκόλλησης. Η αφαίρεση μεγάλων τμημάτων της συγκόλλησης είναι πολύ συχνή πρακτική στις κατασκευές με συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων με σκοπό μια τελική ένωση με σταθερές ιδιότητες και καλά γεωμετρικά χαρακτηριστικά.



Εικόνα 26 – Φερρίτης στην κορυφή της συγκόλλησης. Διακρίνεται η μετάβαση στη μετασχηματισμένη περιοχή. Δοκίμιο πάχους 4 mm.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Μια περιορισμένη περιοχή φερρίτη παρέμεινε και στη ρίζα της συγκόλλησης λόγω μειωμένης θερμικής παροχής η οποία θα επέτρεπε τον πλήρη μετασχηματισμό. Ωστόσο, η εμφάνιση δευτερογενή ωστενίτη σε μικρές ποσότητες είναι ευδιάκριτη (εικόνα 27).



Εικόνα 27 – Περιοχή στην ρίζα της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Δοκίμιο πάχους 4 mm.

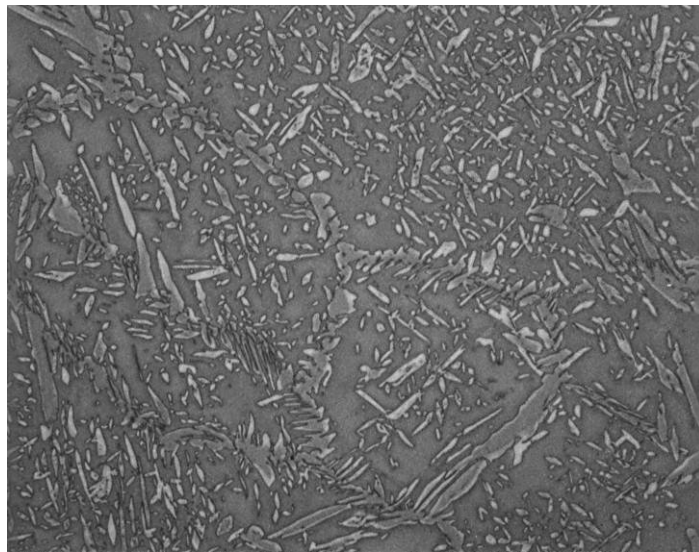
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Ο μετασχηματισμός της μικροδομής έγκειται κυρίως στον σχηματισμό δευτερογενούς ωστενίτη μέσα στους κόκκους φερρίτη (εικόνες 28-29). Η μικροδομή είναι αρκετά παρόμοια με αυτήν η οποία δημιουργήθηκε μετά από την ανόπτηση στους 1050⁰ C, αλλά οι κόκκοι δευτερογενούς ωστενίτη είναι λεπτότεροι και βελονοειδείς, όπως φαίνεται στις εικόνες 30-31 και από σύγκριση των εικόνων από EBSD (εικόνες 32 και 33). Αυτό οφείλεται πιθανώς στο υψηλό ρυθμό απόψυξης ο οποίος λαμβάνει μέρος στο ανώτερο επίπεδο θερμοκρασίας, όπου ο φερρίτης αποσυντίθεται σε ωστενίτη.

Η εικόνα 32 δείχνει την περιοχή από την ζώνη τήξης μετά από επιφανειακή κατεργασία η οποία αναλύθηκε με EBSD, ενώ η εικόνα 33 τον χάρτη φάσεων όπως αποτυπώθηκε κατά την ανάλυση.

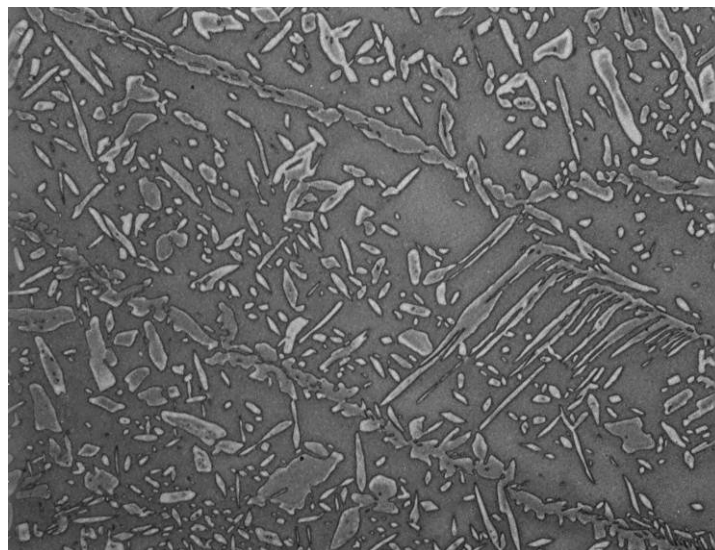
Το μέταλλο συγκόλλησης μετά την επιφανειακή κατεργασία εμφάνισε μια σημαντική αύξηση του ποσοστού ωστενίτη. Το συνολικό ποσοστό στην μετασχηματισμένη περιοχή, στο μέσον της γραμμής τήξης, υπολογίστηκε με μεθόδους ανάλυσης εικόνας (image analysis), μέτρησης σημείων (point counting) και EBSD περίπου στο 36% κ.ο., το οποίο είναι καθαρά μεγαλύτερο από το 5% κ.ο. των συγκολλήσεων ως έχουν αλλά χαμηλότερο από το 44.5% κ.ο. των δειγμάτων μετά από θερμική κατεργασία, πίνακας 4.

Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη παρουσίασε επίσης ανάπτυξη δευτερογενούς ωστενίτη και απεικονίζει μια ομαλή μετάβαση μικροδομής από το μέταλλο βάσης στην συγκόλληση (εικόνες 34-35).



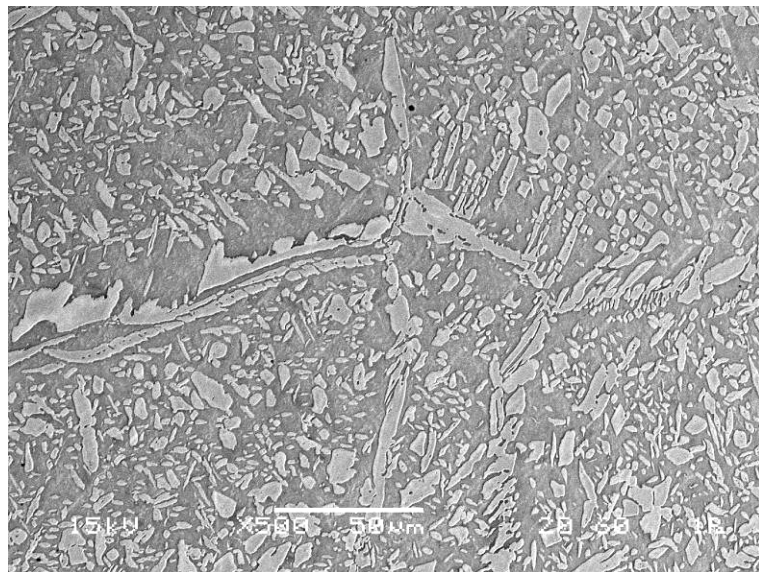
Εικόνα 28 – Ζώνη τήξης της συγκόλλησης δείγματος πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία (X100).

Οπτικό μικροσκόπιο



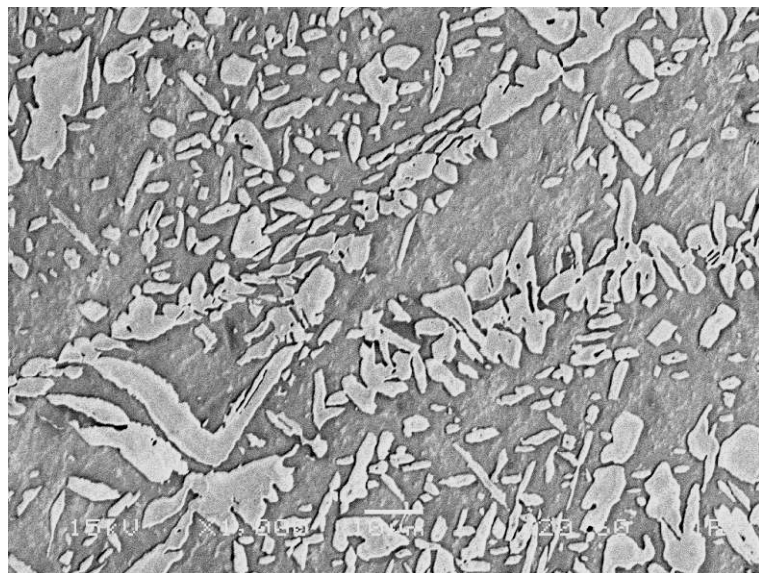
Εικόνα 29 – Ζώνη τήξης της συγκόλλησης δείγματος πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία (X200).

Οπτικό μικροσκόπιο



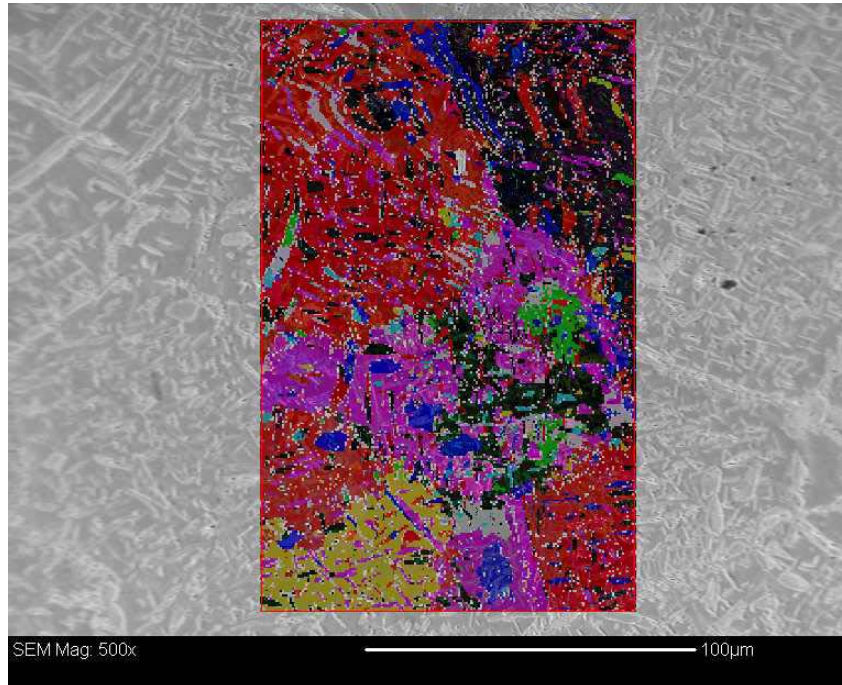
Εικόνα 30 – Ζώνη τήξης της συγκόλλησης δείγματος πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 31 – Λεπτομέρεια της μικροδομής της ζώνης τήξης δείγματος πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

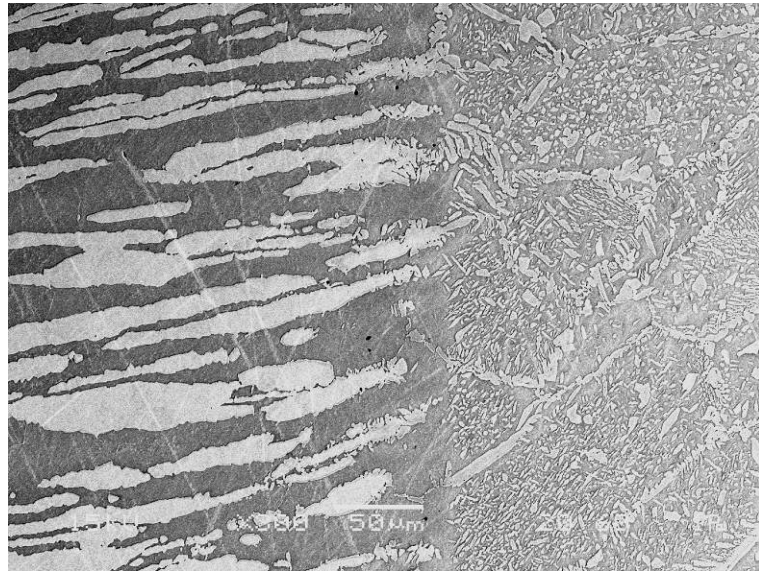


Εικόνα 32 – Περιοχή της ζώνης τήξης της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία EB η οποία αναλύθηκε με EBSD.

Δοκίμιο πάχους 4 mm.

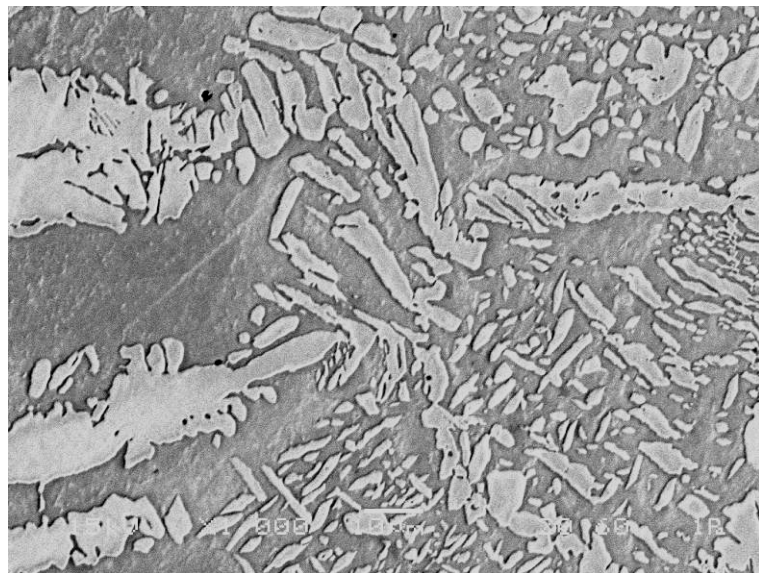


Εικόνα 33 – Χάρτης φάσεων EBSD της περιοχής της εικόνας 32. Φερρίτης (γκρι ανοιχτόχρωμο) και ωστενίτης (γκρι σκούρο). Δοκίμιο πάχους 4 mm.



Εικόνα 34 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη της συγκόλλησης δείγματος πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 35 – Λεπτομέρεια της εικόνας 34.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Ο πίνακας 6 δείχνει την ανάλυση των φάσεων φερρίτη και ωστενίτη στην μετασχηματισμένη ζώνη. Από τον πίνακα αυτό συμπεραίνεται ότι δεν υπάρχει σημαντικός διαφορισμός μεταξύ του φερρίτη και του ωστενίτη. Το χρώμιο και το μολυβδαίνιο είναι σχεδόν ίδια και στις δυο φάσεις, μόνο το νικέλιο φαίνεται να είναι λίγο υψηλότερο στον ωστενίτη.

	Φάση	Cr	Ni	Mo
Επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων 4 mm πάχος	δ-φερρίτης	21.87±0.86	4.51±0.24	3.81±0.66
	γ-ωστενίτης	21.57±0.24	5.02±0.52	3.74±0.17
	δ-φερρίτης στο επάνω μέρος της συγκόλλησης	23.89±0.46	5.00±0.33	3.67±0.28

Πίνακας 6 – Μέση χημική σύσταση (%κ.β.) των φάσεων του φερρίτη και ωστενίτη προσδιορισμένη με μικροανάλυση EDS στη ζώνη τήξης της επιφανειακά κατεργασμένης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων

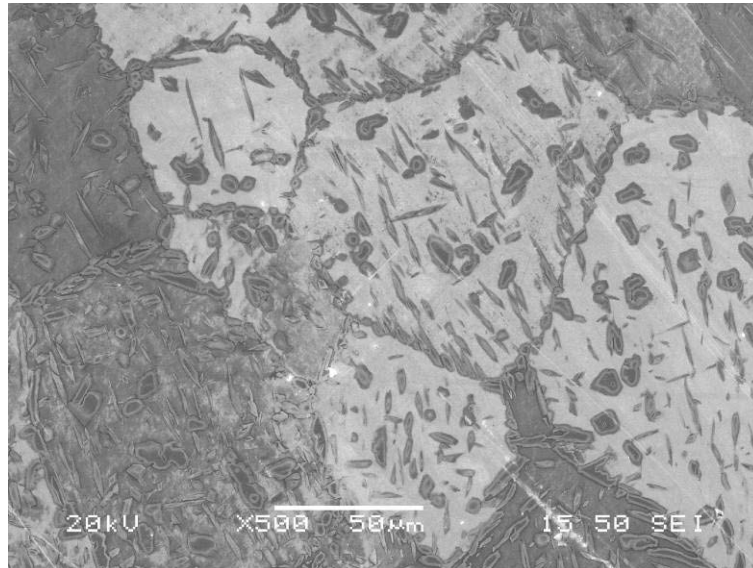
Στα δείγματα μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, εκτός από την μικρή ποσότητα ωστενίτη στα όρια των κόκκων, ο οποίος προέρχεται από την διεργασία της συγκόλλησης, η κύρια ποσότητα ωστενίτη έχει αναπτυχθεί μέσα στους κόκκους φερρίτη κατά τους επαναλαμβανόμενους κύκλους θέρμανσης κατά την επιφανειακή κατεργασία. Κατά το στάδιο απόψυξης το οποίο ακολουθεί τον σχηματισμό ωστενίτη, ο χρόνος έκθεσης σε θερμοκρασίες όπου είναι δυνατή η διάχυση ήταν πολύ βραχύς, καθώς σε κάθε ξεχωριστό κύκλο ο ρυθμός απόψυξης ήταν υψηλότερος απ' ότι στην αρχική συγκόλληση λόγω χαμηλότερης θερμικής παροχής. Ένας απλός υπολογισμός του ρυθμού απόψυξης σε συνδυασμό με την ταχύτητα σάρωσης δίνει μια τιμή περίπου 10^2 K/s για την μετασχηματισμένη περιοχή και 10^5 έως 10^7 K/s για τη ζώνη φερρίτη

[124]. Για την μετασχηματισμένη περιοχή το διάστημα χρόνου μεταξύ 1300 και 1000⁰ C είναι επομένως μόνο μερικά δευτερόλεπτα και δεν είναι αρκετό να επιτρέψει σημαντικό διαφορισμό [117].

Στον πίνακα 6 φαίνεται επίσης η ανάλυση του φερρίτη ο οποίος σχηματίστηκε στην κορυφή της συγκόλλησης λόγω της ανάτηξης και γρήγορης ψύξης ενός επιφανειακού στρώματος του μετάλλου συγκόλλησης. Διαπιστώνεται ότι ο συγκεκριμένος φερρίτης είναι πλούσιος σε νικέλιο και μολυβδαίνιο επιβεβαιώνοντας το χαμηλό επίπεδο μικροδιαφορισμού των στοιχείων στη συγκόλληση.

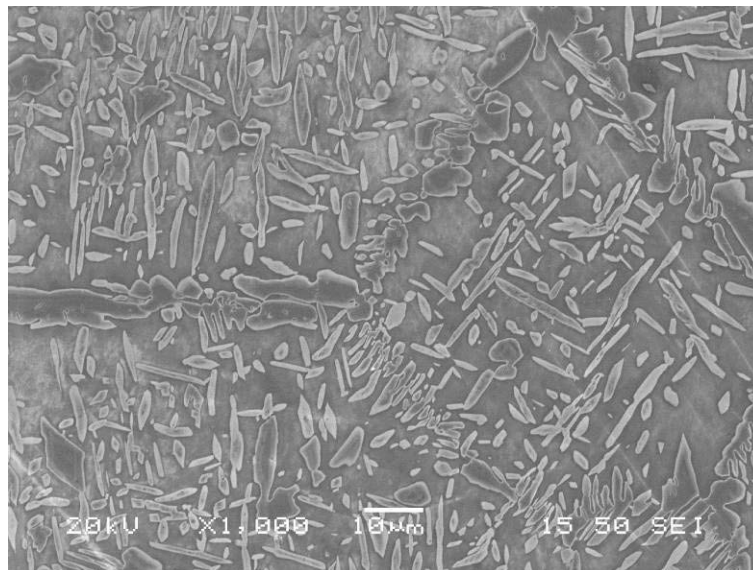
Ένα γνωστό πρόβλημα στους διπλοφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες είναι ότι η αναθέρμανση μπορεί να προκαλέσει κατακρήμνιση μεσομεταλλικών φάσεων. Αυτό γίνεται κρίσιμο εάν ο ρυθμός απόψυξης είναι αργός και η θερμοκρασία της αναθερμασμένης ζώνης περίπου 700-800⁰ C. Κατά την επιφανειακή κατεργασία με τη χρήση δέσμης ηλεκτρονίων και τις παραμέτρους του πίνακα 3, ο ρυθμός απόψυξης είναι αρκετά αργός, έτσι ώστε να προάγει τον μετασχηματισμό φερρίτη σε ωστενίτη, αλλά χωρίς να επιτρέπει τον σχηματισμό εύθραυστων μεσομεταλλικών φάσεων. Στην πραγματικότητα, καμιά τέτοια φάση δεν παρατηρήθηκε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο. Σε προηγούμενες έρευνες [125,126], οι οποίες αφορούσαν την κινητική του σχηματισμού φάσης σίγμα σε χάλυβα 2205 και άλλους, αποδείχθηκε ότι η φάση σίγμα χρειάζεται περίπου 100 s για να εμφανιστεί ισοθερμοκρασιακά στους 800⁰ C και πολύ περισσότερο χρόνο σε υψηλότερες θερμοκρασίες. Στην παρούσα έρευνα, ο ρυθμός απόψυξης των δοκιμών από τις υψηλές θερμοκρασίες είναι καθαρά ταχύτερος, όπως υποδείχθηκε σε προηγούμενη παράγραφο [124]. Συνδυάζοντας τα παραπάνω δεδομένα των ρυθμών απόψυξης με την κινητική της φάσης σίγμα, εξάγεται το συμπέρασμα ότι δεν μπορεί να σχηματιστεί φάση σίγμα κατά την επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων.

Στις εικόνες 36-40 φαίνεται μια περιοχή της μικροδομής της μετασχηματισμένης περιοχής όπου μετά από λεπτομερή παρατήρηση εντοπίστηκαν κόκκοι ωστενίτη με χαρακτηριστική ζωνώδη υφή. Οι κόκκοι αναλύθηκαν με σκοπό την εύρεση διαφορών στο ποσοστό των κραματικών στοιχείων τόσο στις ζώνες αυτές όσο και σε παρακείμενες περιοχές (πίνακας 7). Όπως παρατηρείται στον πίνακα, οι κόκκοι αυτοί είναι ωστεντικοί.



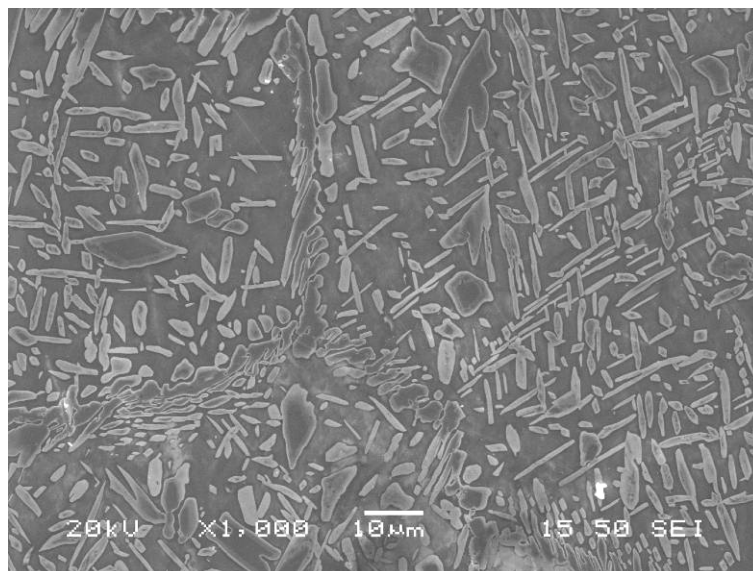
Εικόνα 36 – Κόκκοι δευτερογενούς ωστενίτη με ζωνώδη υφή που εμφανίζονται στο εσωτερικό και τα όρια των κόκκων φερρίτη της μετασχηματισμένης περιοχής.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



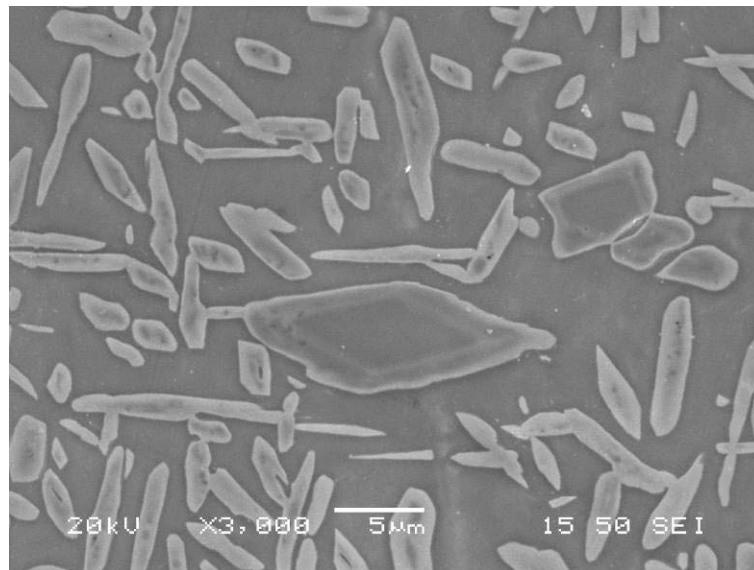
Εικόνα 37 – Κόκκοι ωστενίτη με ζωνώδη υφή στην μετασχηματισμένη περιοχή.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

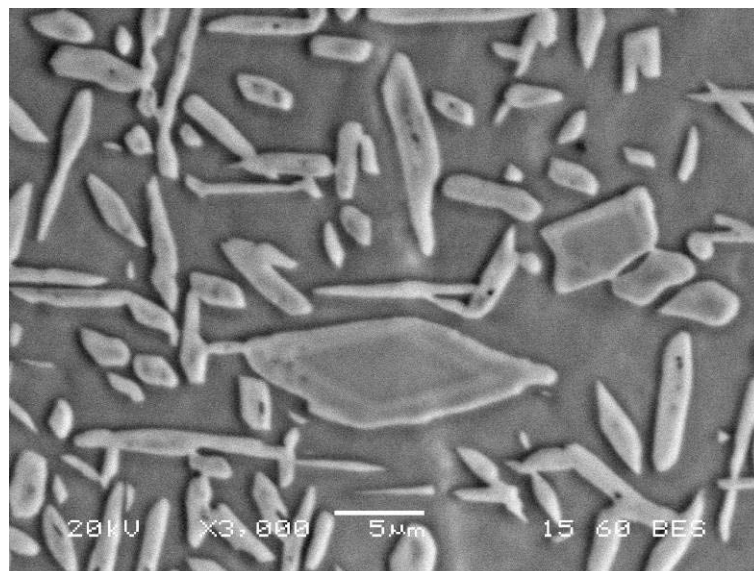


Εικόνα 38 – Κόκκοι ωστενίτη με ζωνώδη υφή στην μετασχηματισμένη περιοχή.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

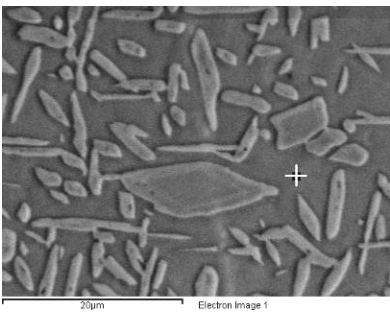
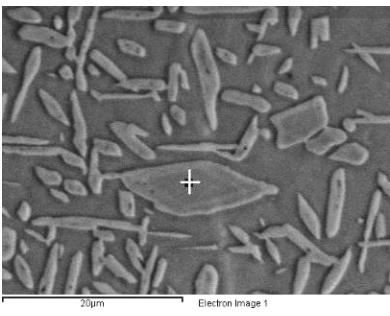


Εικόνα 39 – Λεπτομέρεια της εικόνας 38.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 40 – Η αντίστοιχη εικόνα 39 από οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια (BES).

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

	Φάση	Cr	Ni	Mo
	δ	23.93	3.90	3.23
	γ	22.06	5.45	2.39

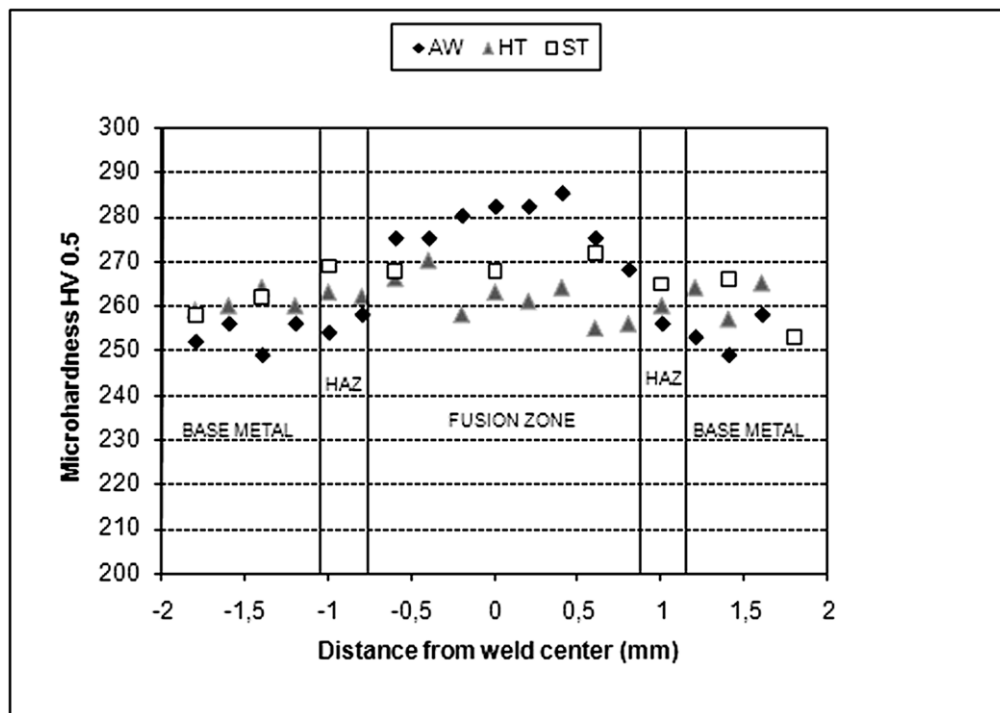
Πίνακας 7 – Χημική σύσταση του φερρίτη (δ) και του ωστενίτη (γ) στην μετασχηματισμένη ζώνη δείγματος το οποίο έχει υποστεί συγκόλληση και επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Οι αναλύσεις πραγματοποιήθηκαν στις περιοχές οι οποίες υποδεικνύονται με τον σταυρό.

3.4 Μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων

3.4.1 Μικροσκληρότητα

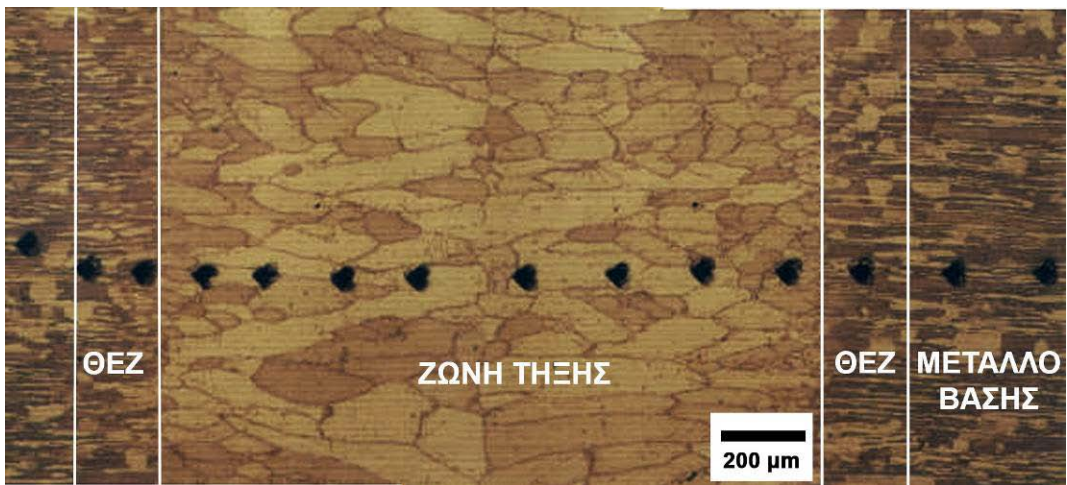
Η μικροσκληρότητα στις τομές των συγκολλημένων δειγμάτων μετρήθηκε χρησιμοποιώντας μικροσκληρόμετρο τύπου Vickers (Buehler Micromet Microhardness Tester) με φορτίο 500 g και χρόνο 10s. Τα σημεία επιλέχθηκαν από το μέταλλο βάσης, την ΘΕΖ και τη ζώνη τήξης.

Η εικόνα 41 δείχνει το προφίλ των μικροσκληρομετρήσεων σε άξονα εγκάρσια στην συγκόλληση ενώ στις εικόνες 42-44 φαίνονται τα ίχνη των μετρήσεων στη μικροδομή.



Εικόνα 41 – Προφίλ μικροσκληρότητας κατά πλάτος του μετάλλου βάσης, της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και της ζώνης τήξης των συγκολλήσεων.

AW = συγκόλληση ως έχει, HT = συγκόλληση έπειτα από θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού, ST = συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία



Εικόνα 42 – Ίχνη των μετρήσεων μικροσκληρότητας στην μικροδομή της συγκόλλησης.



Εικόνα 43 – Ίχνη των μετρήσεων μικροσκληρότητας στην μικροδομή της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία.



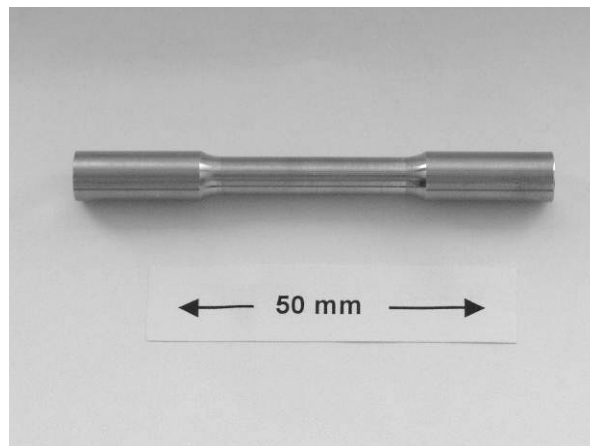
Εικόνα 44 – Ίχνη των μετρήσεων μικροσκληρότητας στην μικροδομή της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων.

Η σκληρότητα στην συγκόλληση ως έχει επιδεικνύει μια αξιοσημείωτη αύξηση στην ζώνη τήξης. Αυτό θα πρέπει να αποδοθεί στην επικράτηση του φερρίτη και έχει παρατηρηθεί από πολλούς ερευνητές. Οι P. Roguin [68], McPherson et al. [72,73] και Capello et al. [86, 87], μέτρησαν την σκληρότητα σε συγκολλήσεις laser και δέσμης ηλεκτρονίων με πολύ υψηλό ποσοστό φερρίτη και βρήκαν τιμές μεγαλύτερες από 300 HV. Στην έρευνα τους οι Urena et al. [127] και Migiakis et al. [47, 50] παρατήρησαν ότι μια αύξηση του ποσοστού του φερρίτη σε συγκολλήσεις ΔΑΧ με πλάσμα, παρήγαγε ένα φαινόμενο σκλήρυνσης. Ο Gunn [2] θεώρησε επίσης ότι οι τάσεις οι οποίες δημιουργούνται με τους κύκλους θέρμανσης και ψύξης συνεισφέρουν στην σκληρότητα της ζώνης τήξης σε συγκολλήσεις πλάσματος.

Αντίθετα με τις πρωτογενείς συγκολλήσεις δέσμης ηλεκτρονίων, τα δείγματα μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο και επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων επέδειξαν μια σχετικά σταθερή σκληρότητα (260 ± 10 HV). Ο μέσος όρος σκληρότητας είναι πολύ κοντά σε αυτόν του μετάλλου βάσης και σαφώς χαμηλότερος από αυτόν της ζώνης τήξης στις πρωτογενείς συγκολλήσεις. Αυτό πρέπει να αποδοθεί κυρίως στον σχηματισμό ενός σημαντικού ποσοστού ωστενίτη και πιθανόν επίσης στο ευεργετικό αποτέλεσμα της εκτόνωσης των τάσεων κατά την κατεργασία.

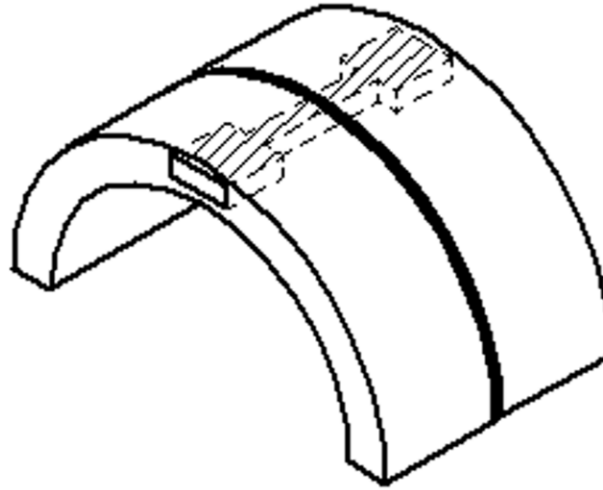
3.4.2 Αντοχή σε εφελκυσμό

Τα δοκίμια εφελκυσμού στην περίπτωση του βασικού μετάλλου και των συγκολλήσεων πριν και μετά από την θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού, κατασκευάστηκαν κυλινδρικά με διάμετρο 6.4 mm και ωφέλιμο μήκος 25.4 mm, (εικόνα 45) σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E8. Στην περίπτωση των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία τα δοκίμια κατασκευάστηκαν με πάχος 4 mm και 30 mm ωφέλιμο μήκος σύμφωνα επίσης με το πρότυπο ASTM E8.



Εικόνα 45 – Τυπικό δοκίμιο εφελκυσμού από καθαρό μέταλλο συγκόλλησης (all weld metal).

Τα δοκίμια αφαιρέθηκαν μηχανουργικά από τους σωλήνες με την γραμμή τήξης τοποθετημένη στο κέντρο του δοκιμίου και κάθετα στον άξονα του δοκιμίου. Στην εικόνα 46 φαίνεται η θέση των δοκιμίων εφελκυσμού σε σχέση με την συγκόλληση.



Εικόνα 46 – Θέση και προσανατολισμός των δοκιμίων εφελκυσμού σε σχέση με την συγκόλληση.

Οι δοκιμές πραγματοποιήθηκαν με μηχανή INSTRON σε θερμοκρασία δωματίου και ταχύτητα εφελκυσμού 3 mm/min. Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού (μέση τιμή από τρεις μετρήσεις) δίνονται στον πίνακα 8.

Στα δοκίμια των συγκολλήσεων οι οποίες αφέθηκαν ως έχουν, η θραύση επήλθε στην ζώνη τήξης, με υψηλότερη αντοχή και μικρότερο ποσοστό επιμήκυνσης λόγω αυξημένου ποσοστού φερρίτη.

Στις συγκολλήσεις οι οποίες είχαν υποστεί θερμική κατεργασία, η θραύση επήλθε στο μέταλλο βάσης, δίνοντας μικρότερο όριο θραύσης και μεγαλύτερο ποσοστό επιμήκυνσης.

Κατάσταση υλικού	0.2% όριο ελαστικότητας (Mpa)	Όριο θραύσης (Mpa)	Επιμήκυνση (%)	Θέση θραύσης
SAF 2205 Στοιχεία κατασκευαστή	510 min.	680-880	25 min.	
SAF 2205 όπως παρελήφθη	518±7	750±10	38±1	
Συγκόλληση ως έχει	638±1	782±3	26±1	Συγκόλληση
Μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο	561±3	748±7	39±1	Μέταλλο βάσης
Μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων	583±9	878±15	36±4	Μέταλλο βάσης

Πίνακας 8 – Αποτελέσματα των δοκιμών αντοχής σε εφελκυσμό σε θερμοκρασία δωματίου, των συγκολλήσεων δέσμης ηλεκτρονίων πριν και μετά από θερμική κατεργασία.

Κατά τις δοκιμές εφελκυσμού μετρήθηκαν το όριο ελαστικότητας, το όριο θραύσης και η ολκιμότητα. Τρία δείγματα ελέγχθηκαν για κάθε μια από τις συνθήκες συγκόλλησης και τα αποτελέσματα παρουσιάζονται στον πίνακα 8. Από τον πίνακα αυτό προκύπτει ότι το όριο ελαστικότητας 0.2% είναι παραπλήσιο για τις συγκολλήσεις μετά από θερμική και επιφανειακή

κατεργασία, ενώ οι συγκολλήσεις χωρίς κατεργασία επέδειξαν υψηλότερο όριο ελαστικότητας, πιθανόν λόγω της υπεροχής του φερρίτη στην μικροδομή. Αυτό συμφωνεί με τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων σε προηγούμενη παράγραφο. Το όριο θραύσης για τις συγκολλήσεις μετά από θερμική επεξεργασία σε φούρνο είναι επίσης μικρότερο από τις συγκολλήσεις χωρίς κατεργασία, καθώς το ποσοστό φερρίτη μειώνεται από την θερμική κατεργασία που ακολουθεί την συγκόλληση. Η αντίστοιχη αύξηση του ωστενίτη οδηγεί σε αξιοσημείωτη βελτίωση της ολκιμότητας. Οι συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων επιδεικνύουν μεγαλύτερο όριο θραύσης συνοδευόμενο με μικρή μείωση της ολκιμότητας. Αυτό πιθανά συμβαίνει μερικώς λόγω του υψηλότερου ποσοστού φερρίτη και μερικώς λόγω της λεπτότερης μικροδομής σε σχέση με τα δοκίμια των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο.

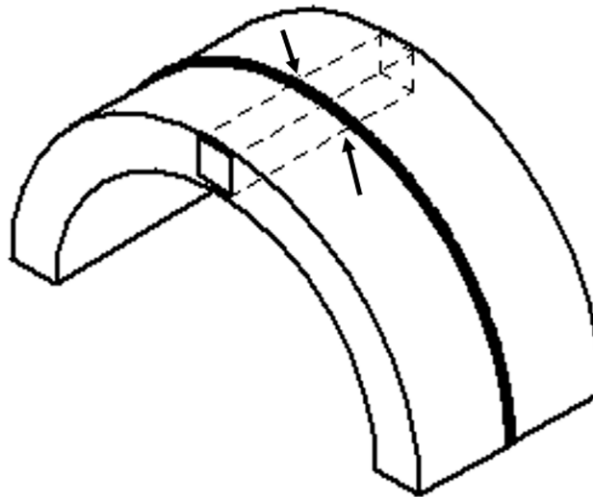
Η βελτίωση της ολκιμότητας των κατεργασμένων συγκολλήσεων σε σχέση με αυτές χωρίς κατεργασία αποδεικνύεται και από την θέση της θραύσης. Στα δοκίμια των συγκολλήσεων χωρίς κατεργασία η θραύση επήλθε στην ζώνη τήξης ενώ στα δοκίμια με κατεργασία η θραύση επήλθε στο μέταλλο βάσης.

Αξίζει να σημειωθεί ότι κατά την κατασκευή των δοκιμίων μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, το εξέχον τμήμα στην κορυφή της συγκόλλησης με την φερριτική μικροδομή αφαιρέθηκε με μηχανουργική επεξεργασία. Από την εικόνα 25 φαίνεται ότι το μέγιστο πάχος του στρώματος φερρίτη, το οποίο παρέμεινε στα δοκίμια εφελκυσμού ήταν περίπου 0.5 mm, δηλ. περίπου 12% του συνολικού πάχους. Αυτό πιθανώς δεν είναι κρίσιμο για την αντοχή σε εφελκυσμό καθώς ο φερρίτης είναι περίπου εξίσου ανθεκτικός με τον ωστενίτη. Επιπλέον οι τιμές αντοχής σε εφελκυσμό που λήφθηκαν έρχονται σε συμφωνία με τις προδιαγραφές του κατασκευαστή (πίνακας 8).

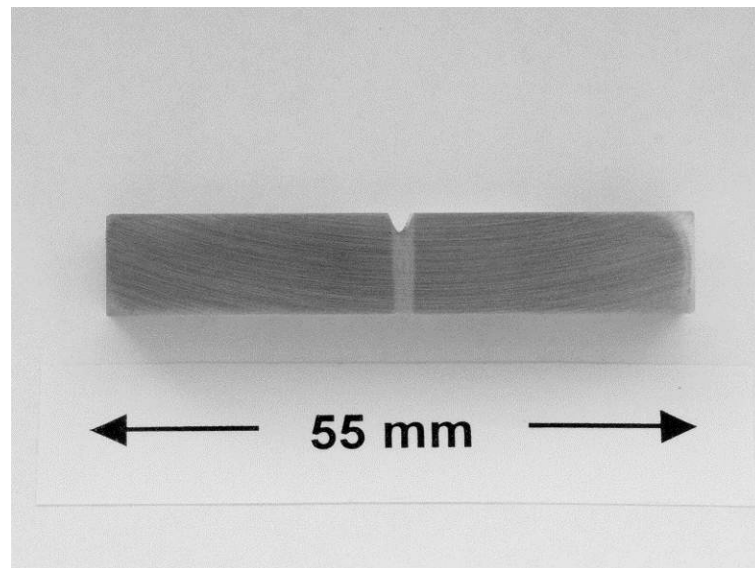
3.4.3 Αντοχή σε κρούση (Charpy V-notch)

Οι δοκιμές αντοχής σε κρούση πραγματοποιήθηκαν με βάση το πρότυπο ASTM E23, σε διάφορες θερμοκρασίες με τον κύριο άξονα των δοκιμών κάθετο στην κατεύθυνση της συγκόλλησης και με την εγκοπή (V-notch) κάθετη στη ανώτερη επιφάνεια της γραμμής τήξης, έτσι ώστε η θραύση να επέλθει στην ζώνη τήξης.

Η εικόνα 47 δείχνει την θέση από την οποία πάρθηκαν τα δοκίμια Charpy από την συγκόλληση, ενώ η εικόνα 48 δείχνει τις διαστάσεις και τη θέση της εγκοπής.



Εικόνα 47 – Θέση και προσανατολισμός των δοκιμών Charpy σε σχέση με την συγκόλληση. Τα βέλη δείχνουν την θέση της εγκοπής στην πάνω επιφάνεια της συγκόλλησης καθώς και στη ρίζα στην περίπτωση των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία.

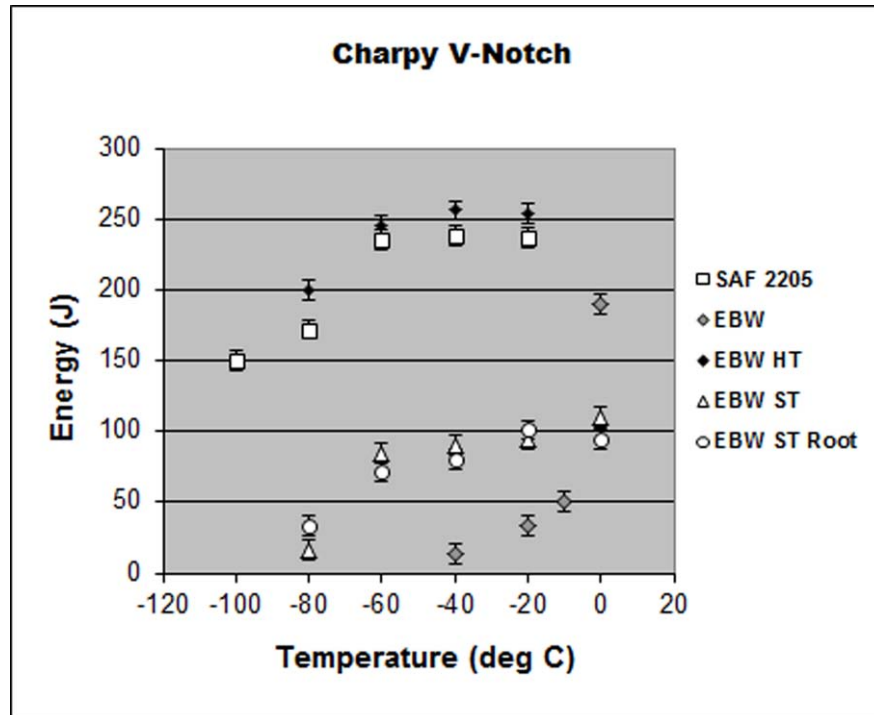


Εικόνα 48 – Τυπικό δοκίμιο Charpy όπου φαίνεται η εγκοπή σε σχέση με την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων.

Οι δοκιμές κρούσης για τις συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων πραγματοποιήθηκαν σε υπομεγέθη δοκίμια διαστάσεων 55x10x3 mm. Για αυτή την περίπτωση ειδικά, πραγματοποιήθηκε μια δεύτερη σειρά δοκιμών με την εγκοπή στην πλευρά η οποία δεν υπέστη επιφανειακή κατεργασία (ρίζα).

Για κάθε συγκόλληση έγιναν τρεις δοκιμές σε κάθε θερμοκρασία και υπολογίστηκαν οι αντίστοιχες μέσες τιμές. Οι επιφάνειες θραύσης μελετήθηκαν σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.

Στην εικόνα 49 φαίνονται τα αποτελέσματα των δοκιμών σε κρούση των συγκολλήσεων με δέσμη ηλεκτρονίων, των συγκολλήσεων έπειτα από θερμική και επιφανειακή κατεργασία καθώς και του μετάλλου βάσης κάτω από διαφορετικές θερμοκρασίες.



Εικόνα 49 – Διάγραμμα αποτελεσμάτων αντοχής σε κρούση Charpy V-notch της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων (EBW) συγκρινόμενη με το μέταλλο βάσης (SAF 2205), την συγκόλληση μετά από θερμική κατεργασία (EBW HT), την συγκόλληση μετά από επιφανειακή κατεργασία (EBW ST) καθώς και τη ρίζα της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία (EBW ST Root).

Οι τιμές ενέργειας επιδεικνύουν ότι η αντοχή σε κρούση των συγκολλήσεων ως έχουν πέφτουν απότομα σε θερμοκρασίες κάτω από τους 0°C και γίνονται εξαιρετικά χαμηλές στο θερμοκρασιακό εύρος μεταξύ -20°C και -40°C . Η ευθραυστότητά τους συμφωνεί με την χαμηλή ολκιμότητα η οποία αναφέρθηκε προηγουμένως και οφείλεται πιθανώς στο χαμηλό ποσοστό ωστενίτη στη ζώνη τήξης [127].

Αντιθέτως, η αντοχή των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο είναι κοντά σε αυτήν του χάλυβα, ενώ και στις δυο περιπτώσεις υπάρχει μια μετάπτωση στο θερμοκρασιακό εύρος μεταξύ -60°C και -80°C , η οποία μπορεί να θεωρηθεί ως μετάβαση μεταξύ όλκιμης και ψαθυρής συμπεριφοράς. Οι συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία επιδεικνύουν αντοχή σε κρούση καθαρά μικρότερη από αυτήν των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, αλλά μετάπτωση στο ίδιο θερμοκρασιακό εύρος δηλ. μεταξύ -60°C και -80°C . Σ' αυτή την περίπτωση, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές με την θέση της εγκοπής τόσο στην πλευρά της κατεργασίας όσο και στην άλλη πλευρά (ρίζα της συγκόλλησης), αλλά χωρίς ουσιαστική διαφορά στα αποτελέσματα.

Τα παραπάνω αποτελέσματα επιβεβαιώνονται από τα χαρακτηριστικά των επιφανειών θραύσης. Οι εικόνες 50-65 από παρατήρηση με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο δείχνουν ότι μόνο η συγκόλληση χωρίς κατεργασία έχει καθαρά ψαθυρή θραύση. Ο χάλυβας όπως παρελήφθη καθώς και οι συγκολλήσεις μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο παρουσιάζουν θραύσεις με όλκιμα χαρακτηριστικά. Αυτό σημαίνει ότι η αντοχή σε κρούση των συγκολλήσεων βελτιώνεται σημαντικά μετά από θερμική και επιφανειακή κατεργασία, λόγω της αύξησης του ποσοστού ωστενίτη και πιθανώς της χαλάρωσης των τάσεων στη ζώνη τήξης. Η μετάβαση από την ψαθυρή στην όλκιμη θραύση για τις συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία μειώθηκε σε θερμοκρασιακό εύρος μεταξύ -60°C και -80°C , έτσι ώστε στους -80°C η θραύση επιδεικνύει τυπικά ψαθυρά χαρακτηριστικά (εικόνα 65). Η επίδραση της μικροδομής στην αντοχή των

διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων έχει υποδειχθεί σε προηγούμενες έρευνες [33,34,128,129]. Στην παρούσα έρευνα οι λόγοι για την χαμηλότερη αντοχή σε κρούση των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία σε σχέση με το μέταλλο βάσης όπως παρελήφθη και τις συγκολλήσεις μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, θα πρέπει να αποδοθεί επίσης στα χαρακτηριστικά της μικροδομής. Πρώτον, τα δοκίμια του μετάλλου βάσης και των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία περιέχουν 47.5% και 56.4% φερρίτη αντίστοιχα, δηλ. κοντά στην αναλογία 50/50, ενώ τα δοκίμια των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία περιέχουν 64.1% φερρίτη, αναλογία η οποία απέχει περισσότερο από αυτή την αναλογία. Δεύτερον, στις συγκολλήσεις μετά από θερμική κατεργασία ο ωστενίτης είναι σφαιροειδής (εικόνα 21) ενώ στις συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία είναι περισσότερο βελονοειδής (εικόνες 28-29). Τέλος, αν και η περιοχή φερρίτη στην κορυφή της συγκόλλησης αφαιρέθηκε σχεδόν εξ' ολοκλήρου κατά την προετοιμασία των δοκιμίων, δεν πρέπει να εξαιρεθεί το γεγονός ότι το υπολειπόμενο μέρος στα δοκίμια θα μπορούσε να επηρεάσει ελαφρά την δυσθραυστότητα. Παρόλα αυτά, αν ληφθεί υπ' όψη ότι δεν υπάρχει σημαντική διαφορά στην αντοχή σε κρούση όταν η εγκοπή είναι στην πλευρά κατεργασίας ή στην άλλη πλευρά, θα μπορούσε να θεωρηθεί ότι το υπολειπόμενο μέρος φερρίτη στα δοκίμια αντοχής σε κρούση δεν επηρεάζει σημαντικά την δυσθραυστότητα.

Επομένως, αν και η κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων βελτίωσε τις μηχανικές ιδιότητες σε σχέση με τις συγκολλήσεις ως είχαν, δεν ήταν αρκετή για να δώσει τα αποτελέσματα που λήφθηκαν μετά από τυπική θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού. Εντούτοις, οι τιμές για τις συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία είναι αρκετά πάνω από τα κριτήρια σχεδίασης των προδιαγραφών για δοχεία πίεσης [130]. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι οι συγκολλήσεις με επιφανειακή κατεργασία μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε θερμοκρασίες μέχρι και -60°C . Επίσης περνούν τις ελάχιστες απαιτήσεις για ενέργεια κρούσης κατά NORSOK, οι

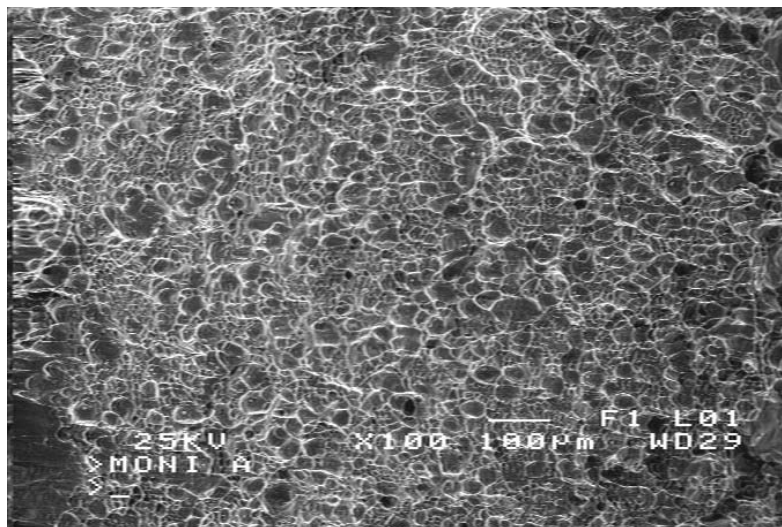
οποίες είναι 45J μέσος όρος στους -46°C και 35 J για μεμονωμένο δοκίμιο [131].

Θραυστογραφία

Τα θραυσμένα δοκίμια εμφάνισαν είτε όλκιμη, είτε ψαθυρή συμπεριφορά ανάλογα με την θερμοκρασία δοκιμής. Παρακάτω φαίνονται οι παρατηρήσεις οι οποίες πραγματοποιήθηκαν ανά κατηγορία και θερμοκρασία δοκιμής.

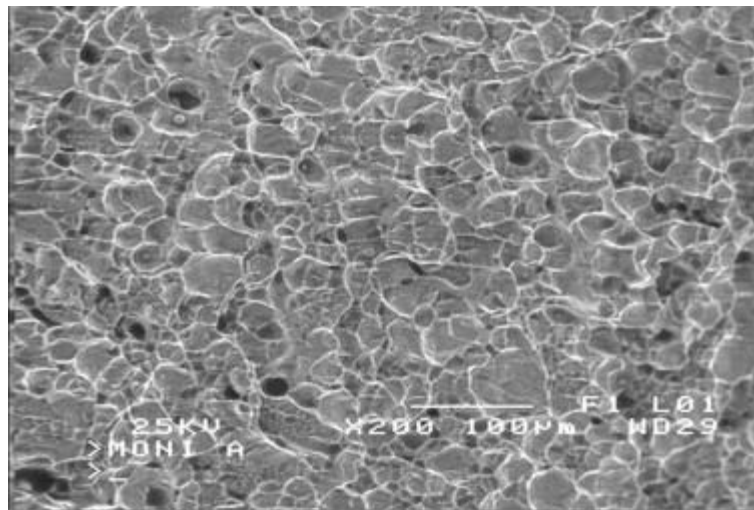
Δοκίμια αντοχής σε κρούση Charpy μετάλλου βάσης

Τα δοκίμια του μετάλλου βάσης παρουσίασαν γενικά όλκιμη θραύση με κρατήρες (εικόνες 50-52) μέχρι τους -80°C , παρουσιάζοντας ωστόσο περιοχές ψαθυρής θραύσης κοντά στην εγκοπή (εικόνες 53-54). Η μετάπτωση από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση δεν βρέθηκε καθώς δεν κατέστη δυνατό να γίνουν δοκιμές κάτω από αυτή την θερμοκρασία.



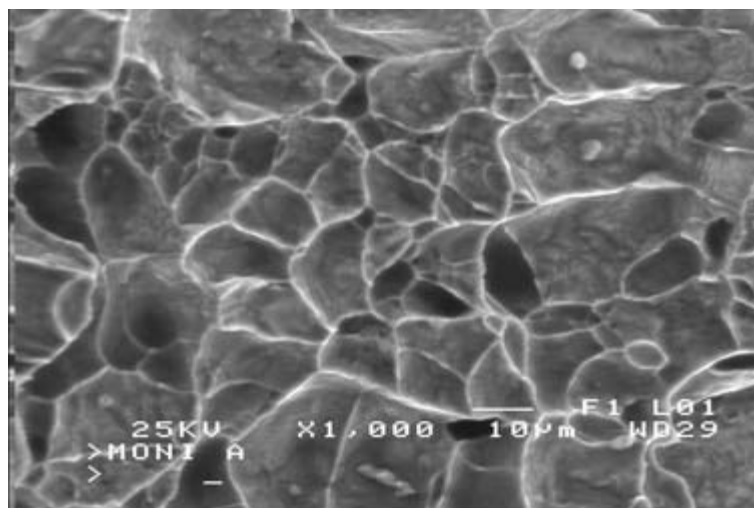
Εικόνα 50 – Επιφάνεια θραύσης του μετάλλου βάσης στους -20°C .
Όλκιμη θραύση.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



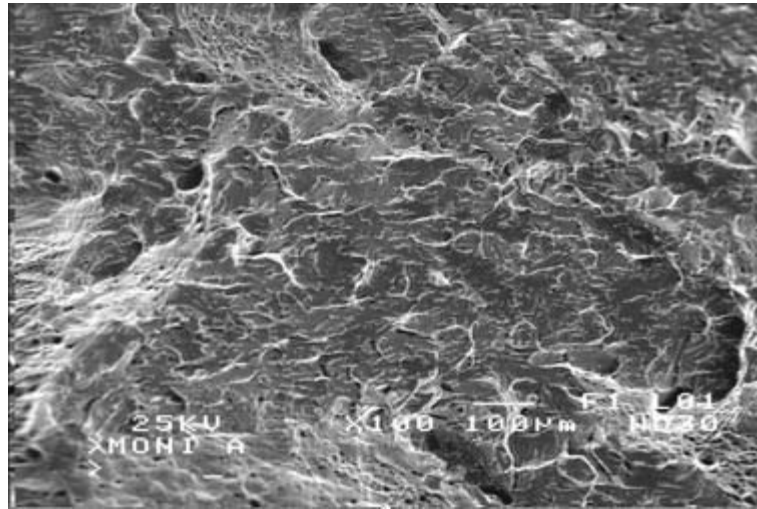
Εικόνα 51 – Επιφάνεια θραύσης του μετάλλου βάσης στους -80°C .
Όλκιμη θραύση.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



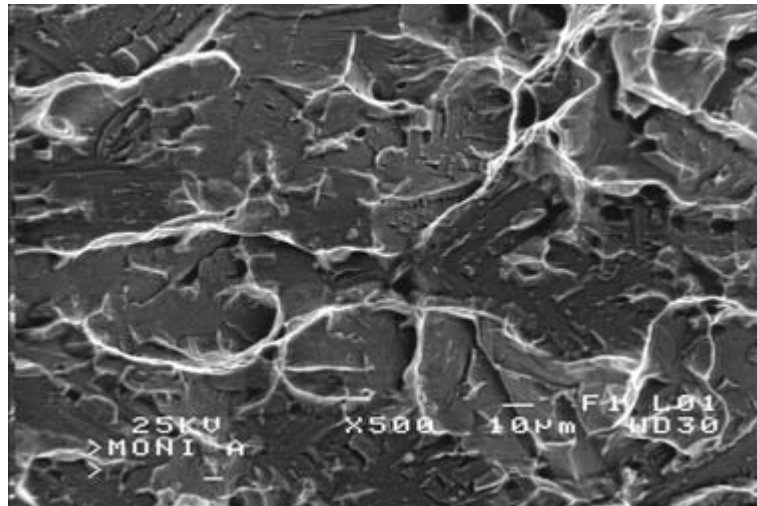
Εικόνα 52 – Λεπτομέρεια της εικόνας 51.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 53 – Επιφάνεια θραύσης του μετάλλου βάσης στους -20°C . Περιοχή κοντά στην εγκοπή με χαρακτηριστικά ψαθυρής θραύσης (επίπεδα σχισμού) και μικρές εμφανίσεις όλκιμων κρατήρων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 54 – Λεπτομέρεια της εικόνας 53.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

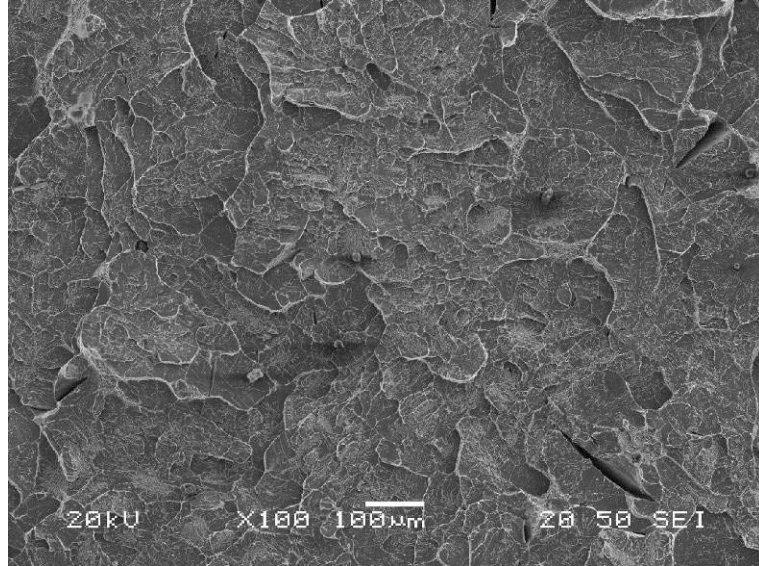
Δοκίμια αντοχής σε κρούση Charpy των συγκολλήσεων δέσμης ηλεκτρονίων

Οι τιμές ενέργειας αποδεικνύουν μια μεγάλη μείωση της αντοχής στην θερμοκρασιακή περιοχή των -20° έως -40° C.

Τα δοκίμια σε αυτές τις θερμοκρασίες εμφάνισαν έντονα ψαθυρή θραύση με περικρυσταλλικές ρωγμές και απόσπαση μεγάλων κόκκων (εικόνες 55-56).

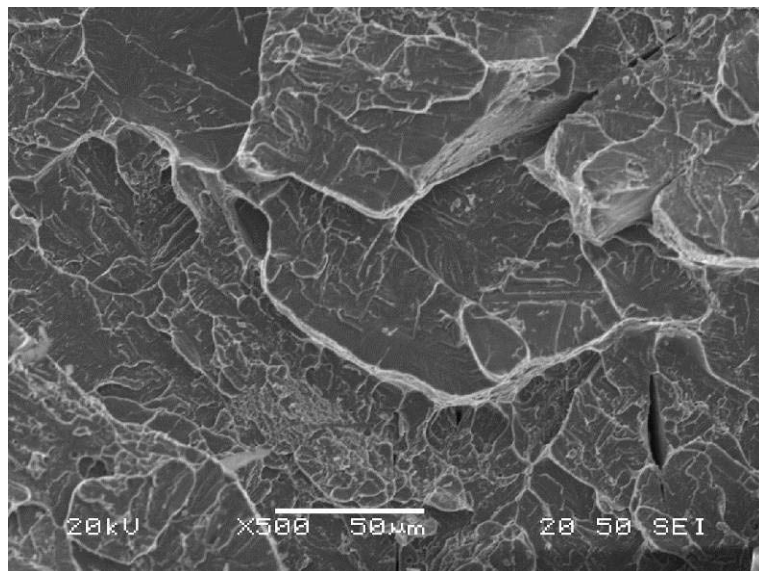
Από το διάγραμμα της εικόνας 49 προκύπτει ότι η μετάπτωση από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση τοποθετείται στους -10° C. Πράγματι, η θραύση είναι βασικά ψαθυρή (εικόνες 57-59) αλλά υπάρχουν περιοχές με κρατήρες (dimples) οι οποίες χαρακτηρίζουν όλκιμη θραύση (εικόνα 60). Το δοκίμιο στους 0° C (εικόνες 61-62) εμφάνισε την ίδια συμπεριφορά και επιπλέον θα πρέπει να σημειωθεί ότι δεν έσπασε εντελώς.

Θερμοκρασία -20°C



Εικόνα 55 – Επιφάνεια θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -20°C . Ψαθυρή θραύση με επίπεδα σχισμού.

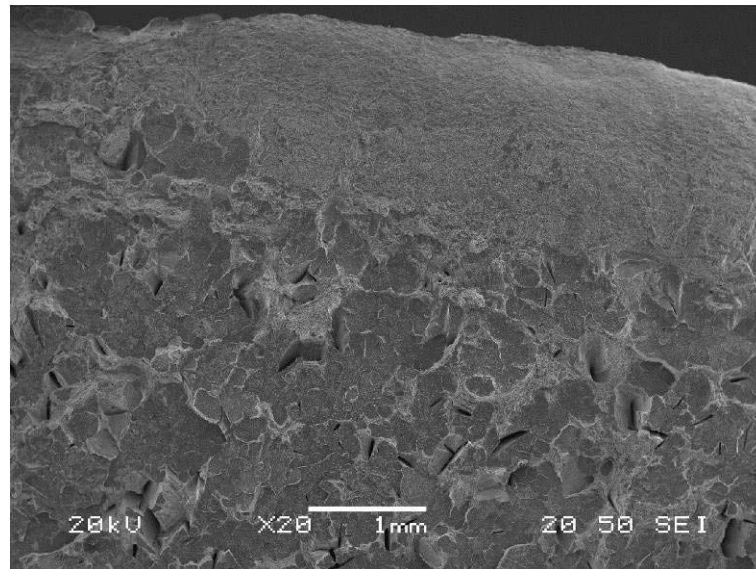
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 56 – Επιφάνεια θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -20°C . Λεπτομέρεια των επιπέδων σχισμού.

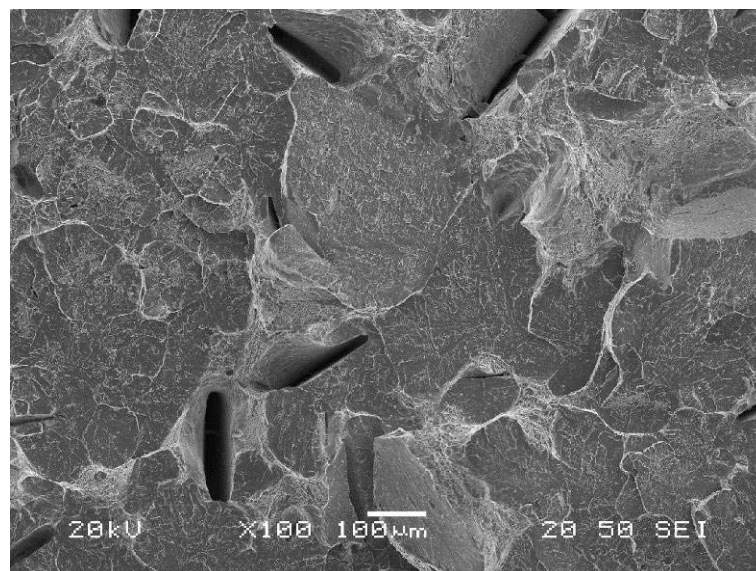
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Θερμοκρασία -10°C

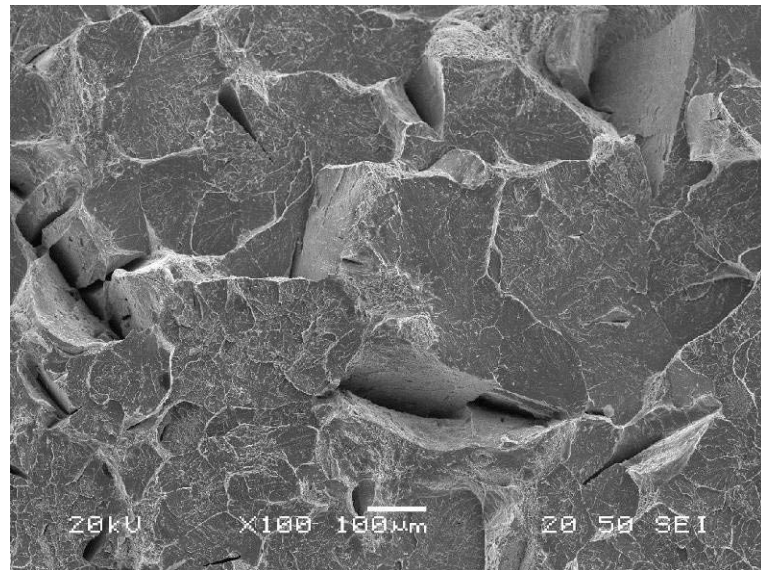


Εικόνα 57 – Γενική άποψη της θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10°C . Φαίνεται καθαρά η ψαθυρή θραύση με έντονες ρωγμές και απόσπαση μεγάλων κόκκων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

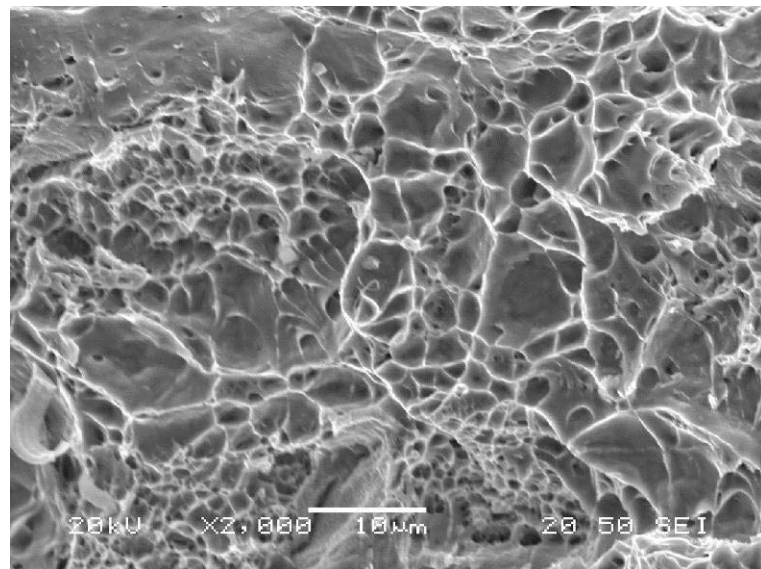


Εικόνα 58 – Λεπτομέρεια της θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10°C .



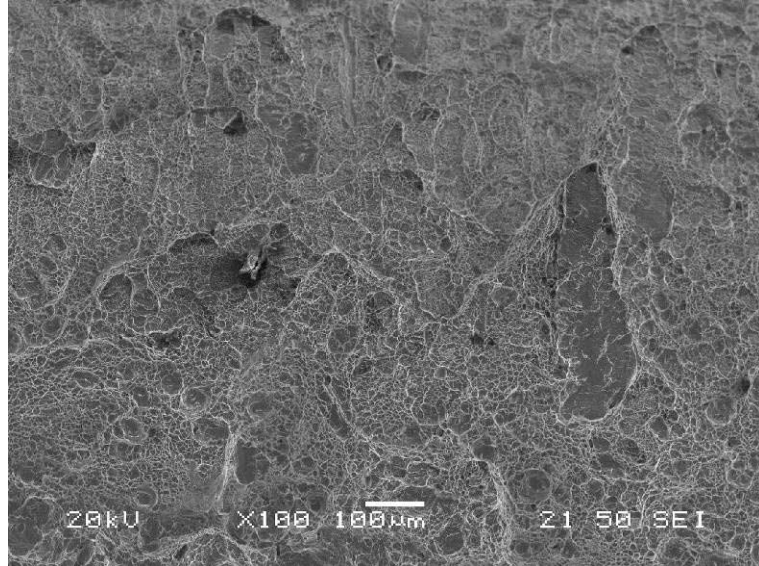
Εικόνα 59 – Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10° C. Φαίνονται τα επίπεδα σχισμού διαφορετικών κατευθύνσεων καθώς και βαθιές περικρυσταλλικές ρωγμές και απόσπαση μεγάλων κόκκων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

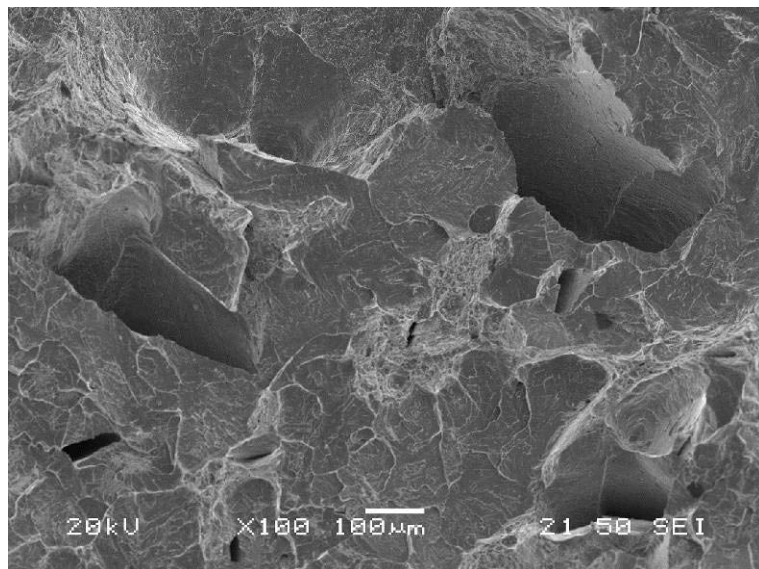


Εικόνα 60 – Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10° C. Φαίνονται κρατήρες (dimples) όγκιμης θραύσης πολύ μικρού μεγέθους.

Θερμοκρασία 0° C



Εικόνα 61 – Επιφάνεια θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους 0° C. Φαίνονται οι δύο μηχανισμοί θραύσης: σύνδεση μικροκενών σε κρατήρες και διάτμηση.

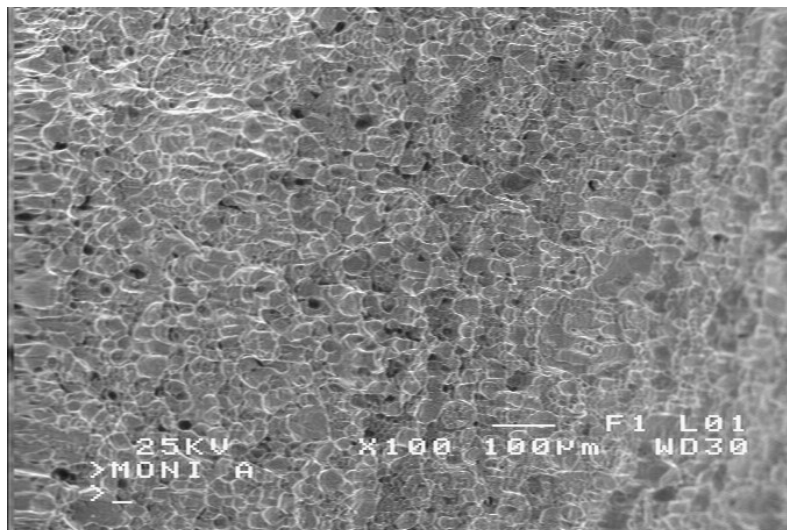


Εικόνα 62 – Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους 0° C. Φαίνονται τα επίπεδα σχισμού διαφορετικών κατευθύνσεων καθώς και περικρυσταλλική ρωγμάτωση και απόσπασση κόκκων.

Δοκίμια αντοχής σε κρούση Charpy των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία

Τα δοκίμια των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία, είχαν κατά την δοκιμή Charpy παρόμοια συμπεριφορά με αυτήν του μετάλλου βάσης. Αυτό οφείλεται κατά κύριο λόγο στην αναλογία φερρίτη/ωστενίτη η οποία όπως προαναφέρθηκε πλησίασε τα ποσοστά του μετάλλου βάσης.

Είναι χαρακτηριστικό ότι δεν παρουσιάστηκε καμπύλη μετάβασης στην ψαθυρή περιοχή μέχρι τους -80°C , ενώ πραγματοποιήθηκε και μια δοκιμή με υγρό άζωτο (-193°C) κατά την οποία το δοκίμιο παρουσίασε ψαθυρή θραύση.

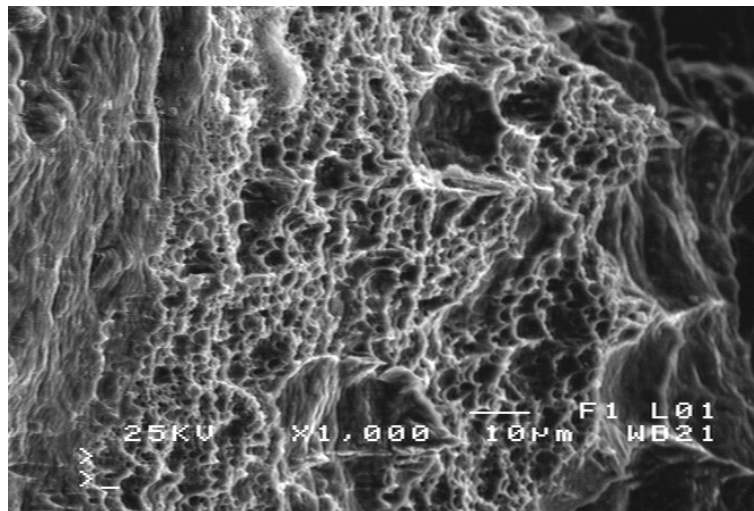


Εικόνα 63 – Επιφάνεια θραύσης της συγκόλλησης πάχους 10 mm μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, στους -20°C . Όλκιμη θραύση.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Δοκίμια αντοχής σε κρούση Charpy των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων

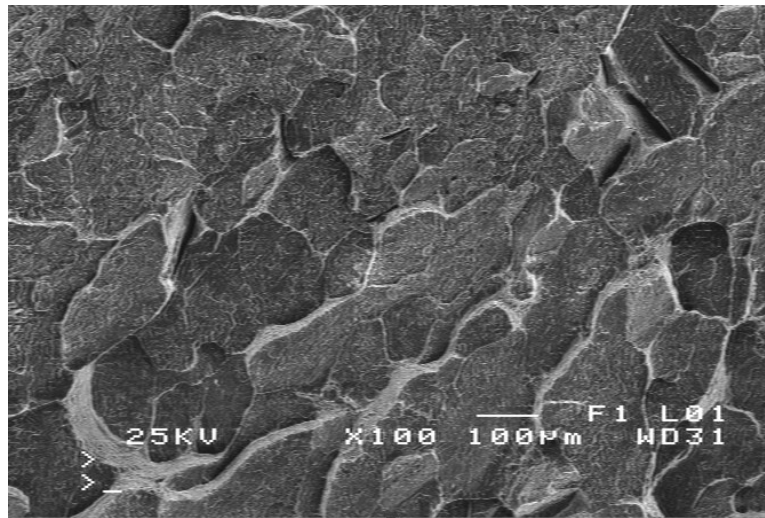
Τα δοκίμια Charpy των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, είχαν αρκετά παρόμοια συμπεριφορά με αυτήν των δοκιμίων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο. Αυτό οφείλεται κατά κύριο λόγο στην αναλογία φερρίτη/ωστενίτη η οποία όπως προαναφέρθηκε αυξήθηκε σημαντικά σε σχέση με την συγκόλληση ως είχε.

Είναι χαρακτηριστικό ότι παρουσιάστηκε καμπύλη μετάβασης στην ψαθυρή περιοχή στους -60°C , ενώ πραγματοποιήθηκε και μια δοκιμή με υγρό άζωτο (-193°C) κατά την οποία το δοκίμιο παρουσίασε ψαθυρή θραύση (εικόνα 65).



Εικόνα 64 – Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία, στους -20°C . Φαίνονται κρατήρες (dimples) όλκιμης θραύσης πολύ μικρού μεγέθους.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης



Εικόνα 65 – Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία, στους -193°C . Ψαθυρή θραύση.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Κεφάλαιο 4

Πειραματικό Μέρος II

4.1 Μελέτη της αντοχής των συγκολλήσεων σε διάβρωση

Για την μελέτη της αντοχής των συγκολλήσεων σε διάβρωση χρησιμοποιήθηκε η δοκιμή σύμφωνα με το πρότυπο ASTM G48-00, Method A που αφορά στην διάβρωση με βελονισμό και διαφορικό αερισμό. Παράλληλα για καλύτερη κατανόηση, χρησιμοποιήθηκαν και ηλεκτροχημικές τεχνικές (κυκλική πόλωση).

4.1.1 Δοκιμή αντοχής διάβρωσης με βελονισμό

Το διάλυμα δοκιμής είχε σύσταση 6% FeCl_3 κατά βάρος, σύμφωνα με το πρότυπο ASTM G48 [93]. Για να αποφευχθούν επίσης φαινόμενα όπως η αποπόλωση κατά την έκθεση, λόγω διαφορικού αερισμού (crevices) στις ακμές κοπής, τα δείγματα εγκιβωτίστηκαν σε βακελίτη και ζυγίστηκαν. Μετά από ανάλογες δοκιμές επιβεβαιώθηκε η ουδετερότητα του βακελίτη στο περιβάλλον διάβρωσης.

Η εκτίμηση του μεγέθους της διάβρωσης πραγματοποιήθηκε με μεταλλογραφία και μέτρηση της απώλειας βάρους των δειγμάτων. Όσον αφορά τις γενικές αρχές εκτίμησης χρησιμοποιήθηκε το πρότυπο ASTM G46 [132]. Το πρότυπο αυτό όμως δεν περιλαμβάνει κριτήρια αξιολόγησης ή δεδομένα δοκιμών για οπτικές ή βαρυτομετρικές εκτιμήσεις. Κριτήρια όπως 0.038 mm μέγιστο βάθος βελονισμού και 0.2 mg/cm² απώλεια βάρους έχουν υιοθετηθεί από αρκετούς παραγωγούς και χρήστες διπλοφασικών ανοξείδωτων χαλύβων [133]. Στην παρούσα έρευνα χρησιμοποιήθηκαν όρια τα οποία περιγράφονται σε ειδική έκθεση για βελτιωμένες δοκιμές αντοχής σε διάβρωση με βελονισμό [134]. Στις περιπτώσεις που υπήρχε απώλεια βάρους μεγαλύτερη από 0.1 mg/cm² (1.0 g/m²) πραγματοποιήθηκε μια πιο λεπτομερής εξέταση η οποία περιλαμβάνει μετρήσεις του μέγιστου βάθους βελονισμού, τον μέσο όρο βάθους και της πυκνότητας των βελονισμών.

Επιπρόσθετα για τον καλύτερο εντοπισμό και αναγνώριση της διάβρωσης με βελονισμό, χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος των φθοριζόντων διεισδυτικών υγρών.

Τα αποτελέσματα της δοκιμής σε διάβρωση με βελονισμό φαίνονται στον πίνακα 9.

Όπως φαίνεται από τα αποτελέσματα, οι συγκολλήσεις οι οποίες εκτέθηκαν σε διάβρωση ως είχαν (AW1-3), επιδεικνύουν έντονους βελονισμούς στην περιοχή της ΘΕΖ της συγκόλλησης. Παρόλα αυτά η απώλεια βάρους ξεπερνά ελάχιστα το κριτήριο του 1.0 g/m^2 μόνο σε μια περίπτωση. Σε αυτή την περίπτωση η απώλεια βάρους η οποία παρατηρήθηκε αποδίδεται στη αποκόλληση επιφανειακών προϊόντων διάβρωσης κατά την έκθεση στο διάλυμα του χλωριούχου σιδήρου.

Τα αποτελέσματα αυτά συσχετίστηκαν με την μικροδομή της συγκόλλησης και φαίνεται ότι η περιορισμένη τάση για διάβρωση της συγκόλλησης, παρόλο που αυτή αποτελείται από φερρίτη στο μεγαλύτερο ποσοστό, οφείλεται στον προσανατολισμό των κόκκων στη ζώνη τήξης.

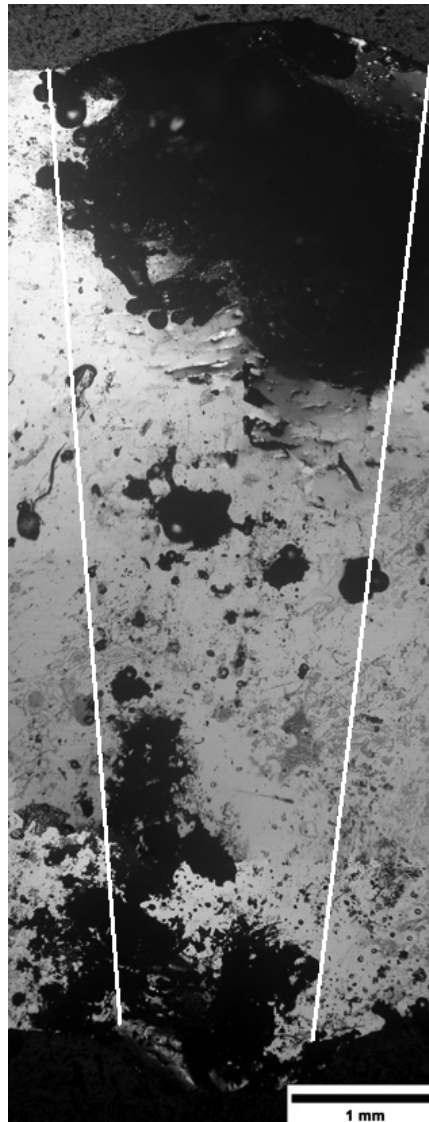
Από την άλλη μεριά, οι συγκολλήσεις οι οποίες είχαν υποστεί θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού (HT1-3) περνούν την δοκιμή με χαμηλή απώλεια βάρους, πολύ κάτω από το κριτήριο του 1.0 g/m^2 (0.0001 gr/cm^2) χωρίς την εμφάνιση βελονισμών. Παρόλα αυτά εξετάστηκαν με διεισδυτικά υγρά με σκοπό να ανιχνευθεί η πιθανή ύπαρξη μικροσκοπικών βελονισμών. Πράγματι, η επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά δεν έδειξε κανένα βελονισμό (εικόνα 69).

Θα πρέπει να σημειωθεί ότι δεν υπήρξε διάβρωση με βελονισμό στις άκρες κοπής σε καμία περίπτωση. Οι εικόνες 66 έως 69 δείχνουν τα δοκίμια μετά από την διάβρωση καθώς και κατά την επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά.

ASTM G48-00, Method A						
Διάλυμα FeCl ₃ , 6% κατά βάρος – Θερμοκρασία 50 ⁰ C						
Κατάσταση επιφάνειας δοκιμής: μεταλλογραφική λείανση						
Κωδικός υλικού	Μήκος (mm)	Πλάτος (mm)	Αρχικό βάρος (g) Μέσα σε βακελίτη	Τελικό βάρος (g) Μέσα σε βακελίτη	Απώλεια βάρους (g)	Απώλεια βάρους ανά μονάδα επιφάνειας (g/m ²)
AW1	25.75	7.00	34.15355	33.94749	0.20606	1.14
AW2	25.50		33.18178	33.00168	0.18010	1.00
AW3	25.30		33.56784	33.42434	0.14350	0.81
HT1	28.25	8.15	39.51185	39.46198	0.04987	0.216
HT2	28.00		39.72821	39.66314	0.06507	0.285
HT3	26.76		39.87304	39.85485	0.01819	0.0834
ST1	27.80	4.00	36.98872	36.84162	0.14710	1.32
ST2	27.65		34.54716	34.39864	0.14852	1.34
ST3	26.90		30.21178	29.91505	0.29673	2.75
STM1	26.95	3.25	32.87464	32.86029	0.01435	0.163

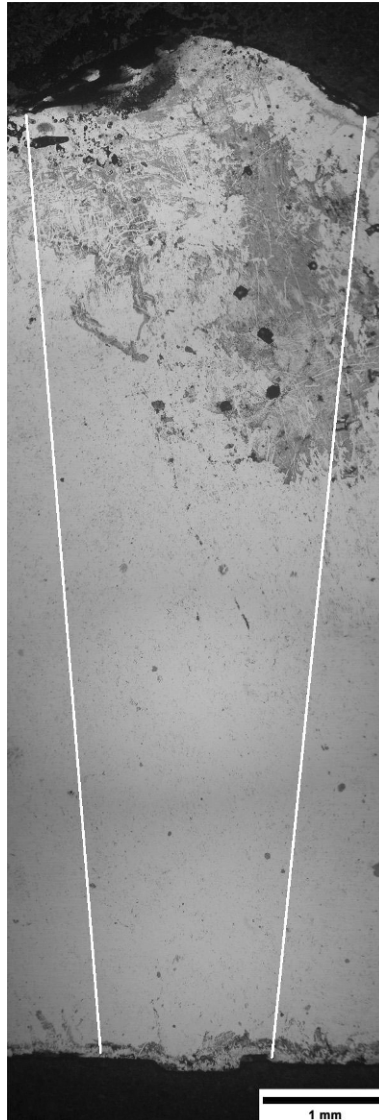
Πίνακας 9 – Αποτελέσματα των δοκιμών αντοχής σε διάβρωση με βελονισμό των συγκολλήσεων δέσμης ηλεκτρονίων πριν και μετά από θερμική κατεργασία, σύμφωνα με το πρότυπο ASTM G48.

AW = συγκόλληση ως έχει, HT = συγκόλληση έπειτα από θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού, ST = συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία, STM = συγκόλληση μετά από επιφανειακή κατεργασία και μηχανουργική επεξεργασία για αφαίρεση του καπέλου της συγκόλλησης (ferrite cap).



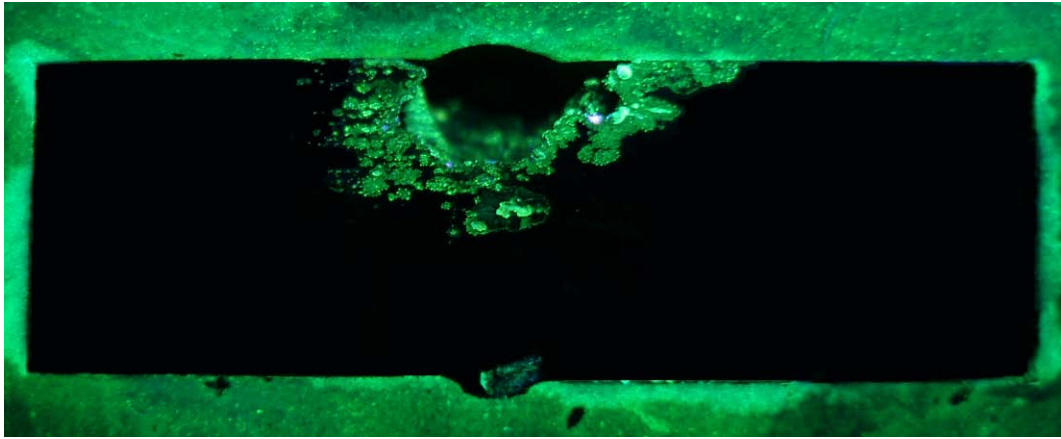
Εικόνα 66 – Δοκίμιο AW1, συγκόλληση πάχους 7 mm ως έχει. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης. Φαίνονται καθαρά οι βελονισμοί σε όλη την ζώνη τήξης.

Οπτικό μικροσκόπιο

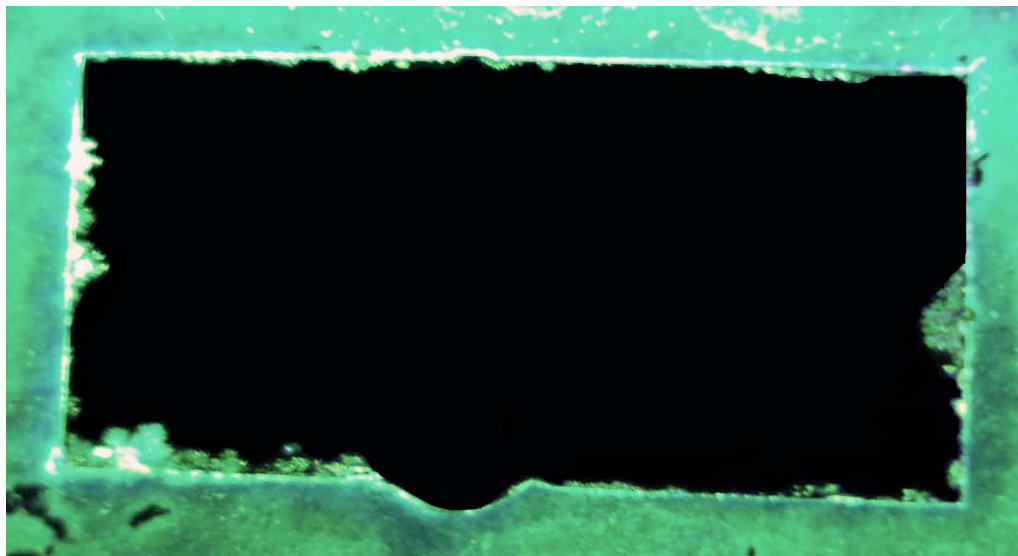


Εικόνα 67 – Δοκίμιο HT1, συγκόλληση πάχους 8 mm μετά από θερμική κατεργασία. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης. Απουσία βελονισμών.

Οπτικό μικροσκόπιο



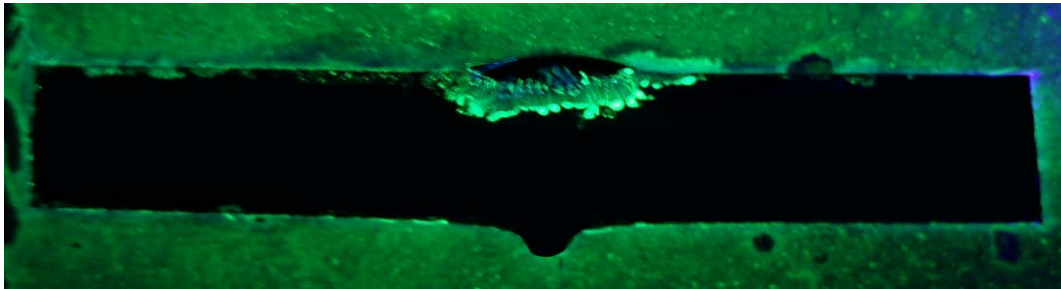
Εικόνα 68 – Δοκίμιο AW1, συγκόλληση πάχους 7 mm ως έχει. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά. Φαίνονται έντονα οι βελονισμοί στο ανώτερο μισό της συγκόλλησης και στην ρίζα.



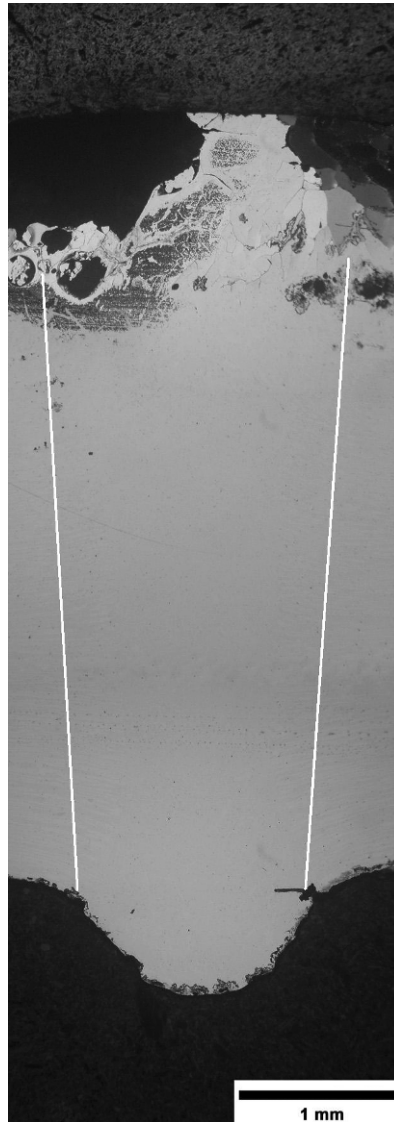
Εικόνα 69 – Δοκίμιο HT1, συγκόλληση πάχους 8 mm μετά από θερμική κατεργασία. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά. Απουσία βελονισμών.

Όπως φαίνεται από τα αποτελέσματα οι συγκολλήσεις οι οποίες έχουν υποστεί επιφανειακή θερμική κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων (ST1-3) επιδεικνύουν έντονους βελονισμούς στην περιοχή γύρω από το πάνω μέρος της συγκόλλησης το οποίο σύμφωνα με την μεταλλογραφική εξέταση είναι φερρίτης. Η απώλεια βάρους ξεπερνά αρκετά το κριτήριο του 1.0 g/m^2 μόνο σε μια περίπτωση (δοκίμιο ST3).

Θα πρέπει να σημειωθεί ότι δεν υπήρξε διάβρωση με βελονισμό στις άκρες κοπής. Οι εικόνες 70-81 δείχνουν την συγκόλληση μετά από την διάβρωση καθώς και κατά την επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά.



Εικόνα 70 – Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά. Εμφάνιση βελονισμών στο ανώτερο τμήμα της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη).



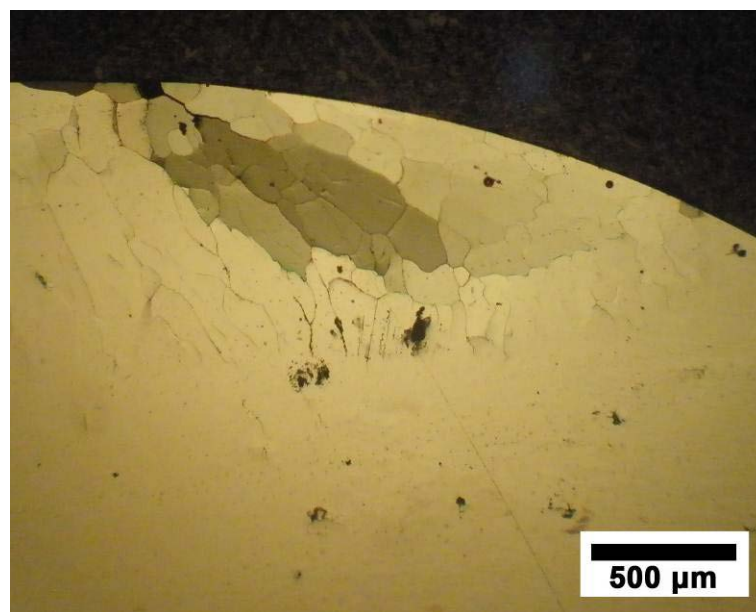
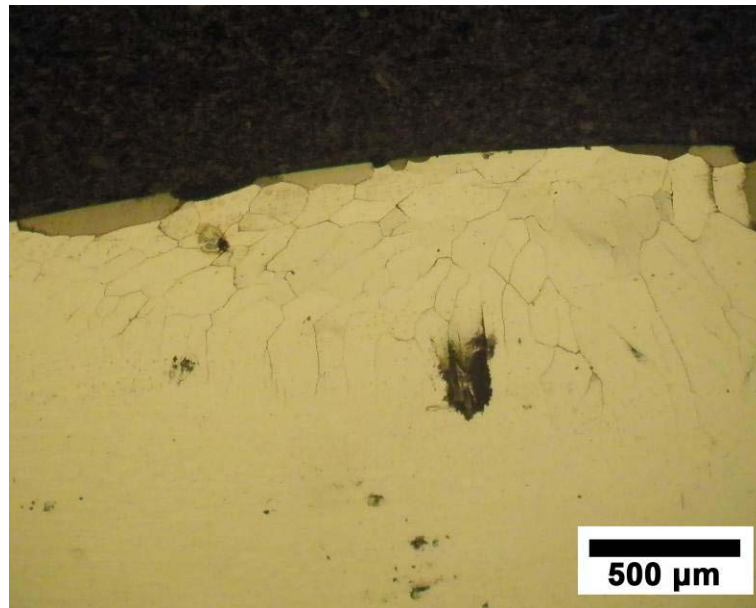
Εικόνα 71 – Δοκίμιο ST1, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης. Έντονα διαβρωμένες επιφάνειες στο ανώτερο τμήμα της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη).

Οπτικό μικροσκόπιο



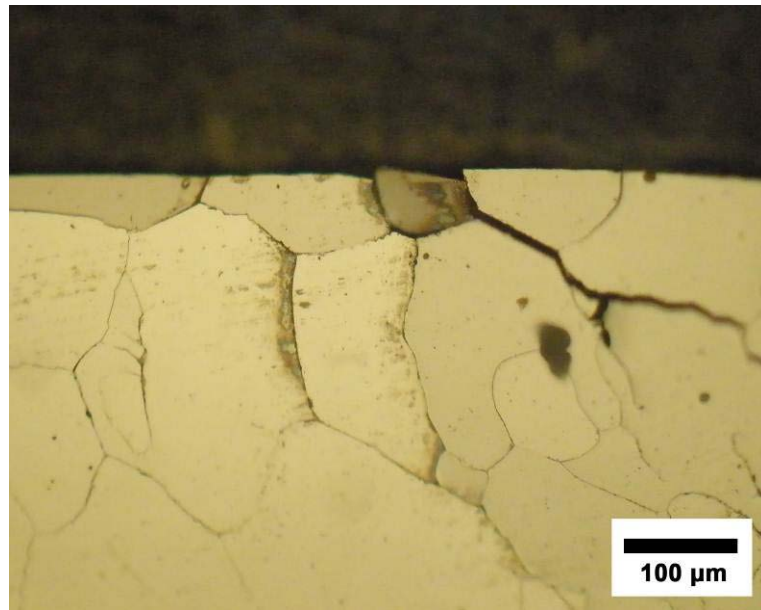
Εικόνα 72 – Δοκίμιο ST1, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Άποψη σε δυο μέρη του ανώτερου τμήματος της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη) όπου διακρίνεται εκτεταμένη διάβρωση.

Οπτικό μικροσκόπιο



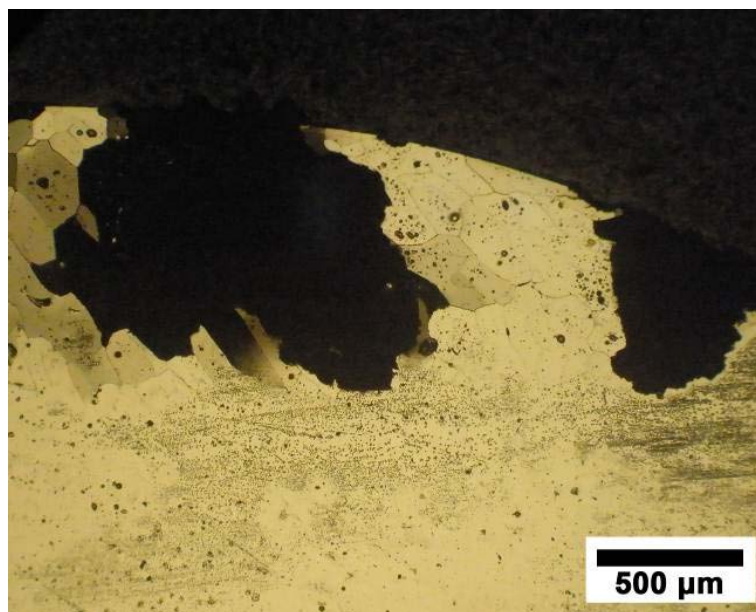
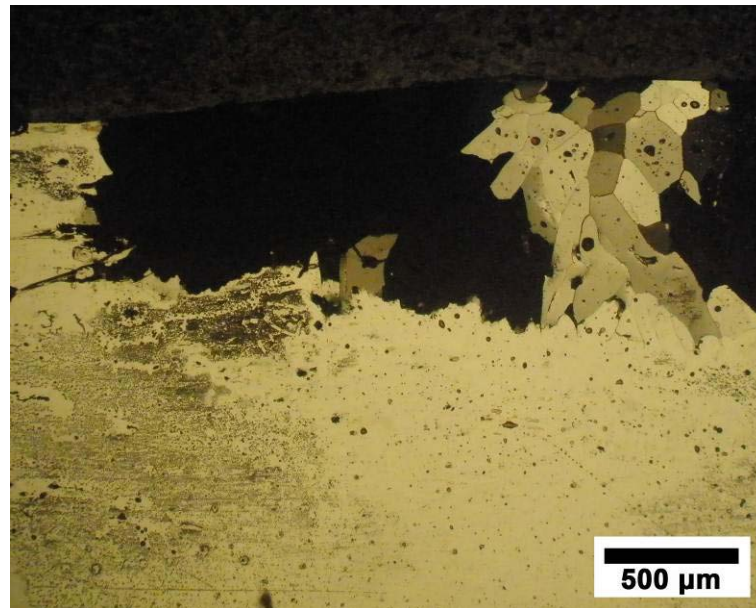
Εικόνα 73 – Δοκίμιο ST2, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Άποψη σε δυο μέρη του ανώτερου τμήματος της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη) το οποίο παρουσιάζει περικρυσταλλική διάβρωση στα όρια των επιμήκων κόκκων φερρίτη.

Οπτικό μικροσκόπιο



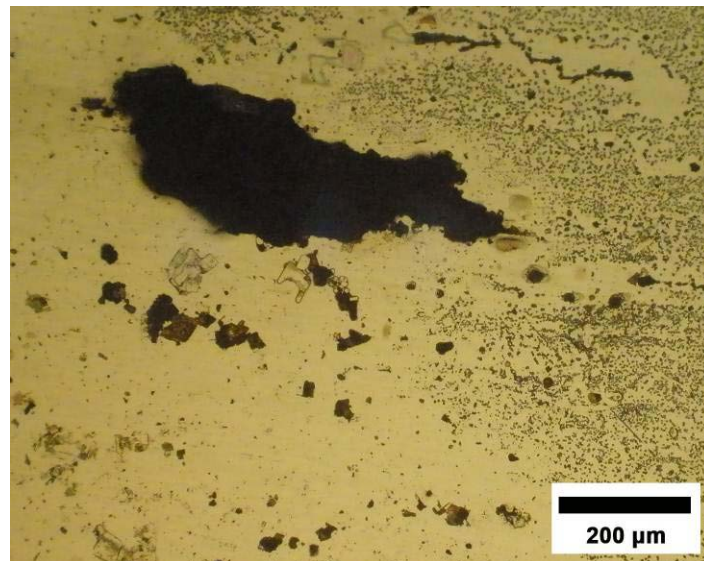
Εικόνα 74 – Δοκίμιο ST2, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Λεπτομέρεια της εικόνας 73. Διακρίνεται καθαρά η περικρυσταλλική διάβρωση στα όρια των κόκκων φερρίτη.

Οπτικό μικροσκόπιο

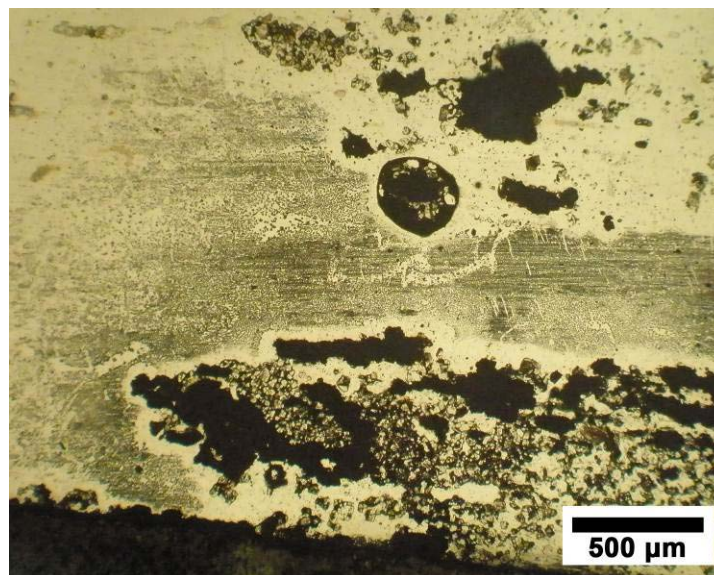


Εικόνα 75 – Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Άποψη σε δυο μέρη του ανώτερου τμήματος της συγκόλλησης (κάλυμμα φερριτή) όπου διακρίνεται εκτεταμένη διάβρωση.

Οπτικό μικροσκόπιο



Εικόνα 76 – Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Μεγάλος βελονισμός κοντά στο ανώτερο τμήμα της συγκόλλησης.



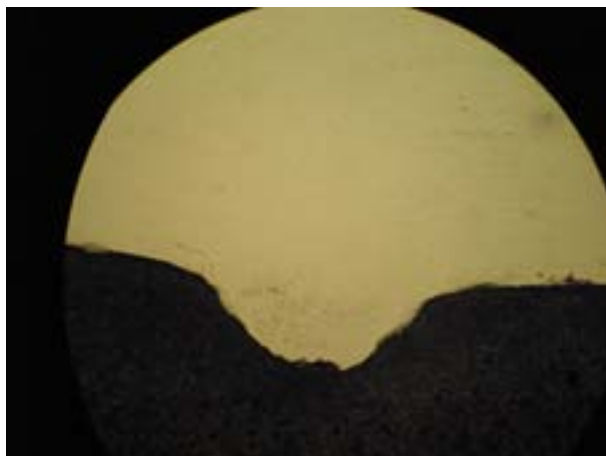
Εικόνα 77 – Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Βελονισμοί κοντά στην ρίζα της συγκόλλησης.

Οπτικό μικροσκόπιο

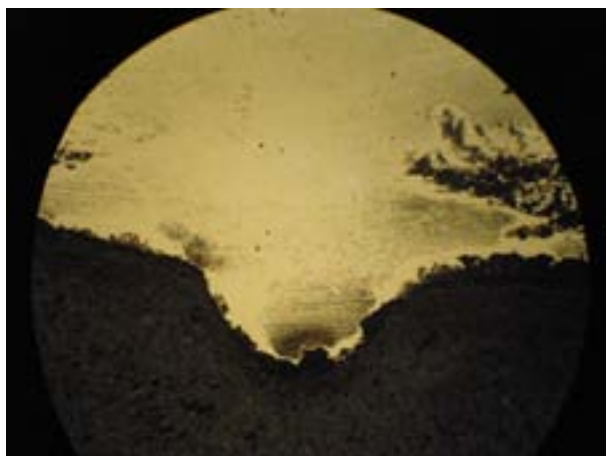
ΔΟΚΙΜΙΟ



ST1



ST2



ST3

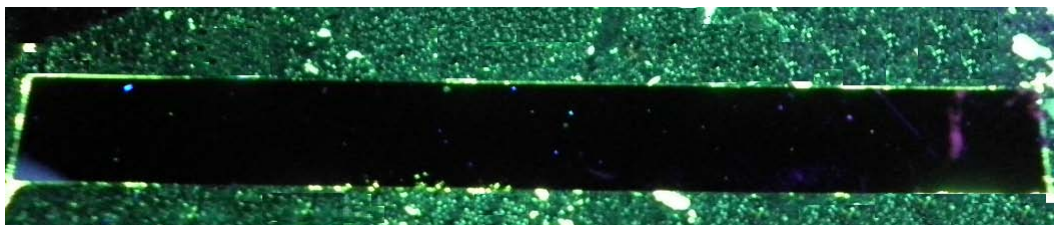
Εικόνα 78 – Η ρίζα των συγκολλήσεων στα δοκίμια ST1-3

Στις παραπάνω εικόνες φαίνεται ότι οι βελονισμοί, με μέγεθος περίπου 0.5-1.5 mm, εμφανίζονται στο πάνω μέρος της συγκόλλησης το οποίο όπως αναφέρθηκε καλύπτεται από ένα στρώμα κόκκων φερρίτη με επιταξιακή ανάπτυξη. Οι κόκκοι αυτοί αναπτύχθηκαν από την γρήγορη ψύξη κατά την επιφανειακή κατεργασία με τη δέσμη ηλεκτρονίων. Ωστόσο η περιοχή της συγκόλλησης όπου πήρε μέρος ο μετασχηματισμός και η αύξηση του ποσοστού ωστενίτη, επέδειξε την ίδια αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς, όπως και στην περίπτωση των συγκολλήσεων οι οποίες υπέστησαν θερμική κατεργασία στον φούρνο κενού.

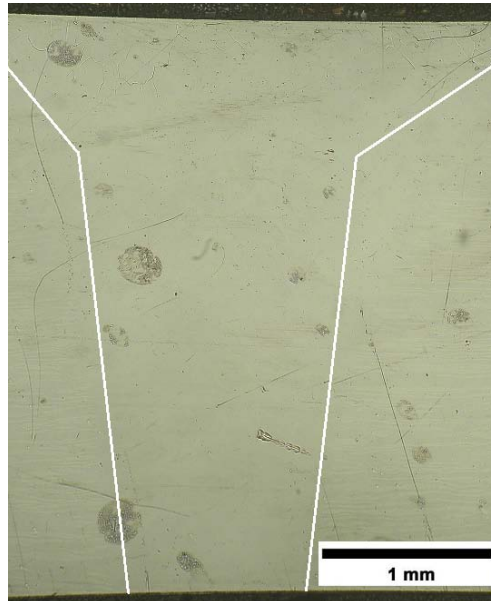
Στο δοκίμιο ST2 (εικόνες 73-74) φαίνεται ο μηχανισμός δράσης του $FeCl_3$ στο φερριτικό κάλυμμα της συγκόλλησης με την μορφή περικρυσταλλικής διάβρωσης και την δημιουργία ρωγμών.

Στο δοκίμιο ST3 με την μεγαλύτερη απώλεια βάρους, η διάβρωση είναι εντονότερη με εμφάνιση βελονισμών και στη ρίζα της συγκόλλησης (εικόνες 75-77). Το μέγιστο βάθος του βελονισμού στην εικόνα 76 υπολογίστηκε περίπου στα 0.228 mm, ενώ το μέγεθός του βελονισμού είναι περίπου 0.65 x 0.20 mm.

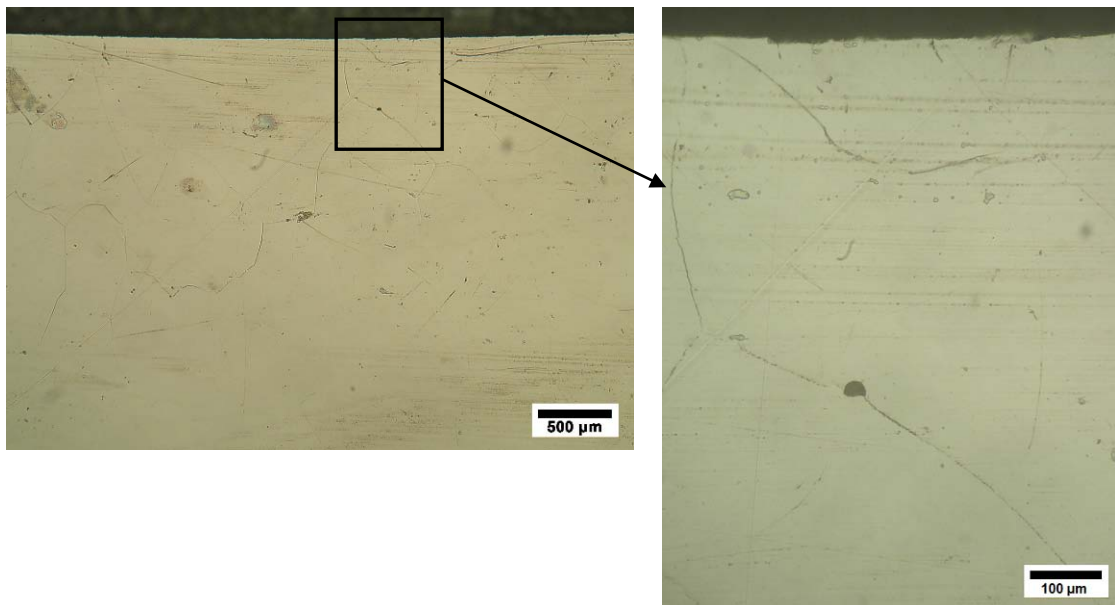
Το δοκίμιο STM1 το οποίο προήλθε μετά από μηχανουργική κατεργασία με σκοπό να αφαιρεθεί το κάλυμμα φερρίτη καθώς και η ρίζα της συγκόλλησης επέδειξε αξιοσημείωτη αντοχή σε διάβρωση με βελονισμό όπως φαίνεται από την οπτική επιθεώρηση και επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά (εικόνες 79-81).



Εικόνα 79 – Δοκίμιο STM1. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά



Εικόνα 80 – Δοκίμιο STM1, συγκόλληση πάχους 3 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία και μηχανουργική αφαίρεση του καλύμματος φερρίτη. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης.



Εικόνα 81 – Δοκίμιο STM1. Ενδείξεις περικρυσταλλικής διάβρωσης στην φερριτική περιοχή της συγκόλλησης. Η περιοχή η οποία περικλείεται από το ορθογώνιο παρουσιάζεται σε μεγέθυνση.

4.1.2 Ηλεκτροχημικές μετρήσεις

Συσκευές

Οι συσκευές που χρησιμοποιήθηκαν για την πραγματοποίηση των ηλεκτροχημικών μετρήσεων παρατίθενται παρακάτω:

- Γαλβανοστάτης-Ποτενσιοστάτης GillAC της ACM Instruments καθώς και το ανάλογο συνοδευτικό λογισμικό για την λήψη και ερμηνεία των αποτελεσμάτων.
- Υδατόλουτρο της εταιρείας Clifton, για την θέρμανση των διαλυμάτων σε επιθυμητές θερμοκρασίες και την διατήρησή τους κατά την διάρκεια των πειραμάτων.

Ηλεκτρόδια

Τα χρησιμοποιούμενα ηλεκτρόδια ήταν της εταιρείας Schott. Το ηλεκτρόδιο αναφοράς ήταν χλωριούχου αργύρου (Ag/AgCl) σε κορεσμένο διάλυμα KCl 3.5M. Όλα τα αποτελέσματα δίνονται βάση του δυναμικού αναγωγής του Ag/AgCl ($E_{AgCl} = E_{SHE} + 200mV$).

Ως βοηθητικό ηλεκτρόδιο (counter ή auxiliary electrode), χρησιμοποιήθηκε ηλεκτρόδιο πλατίνας. Αποτελεί δε το σύνηθες τύπο ηλεκτροδίου που χρησιμοποιείται στις πιο πολλές των μετρήσεων σύμφωνα με τα πρότυπα ASTM G1, G5 και G61 [135-137].

Τα ηλεκτρόδια φυλάσσονταν σε δοχείο διαλύματος KCl συγκέντρωσης 3.5M. Ο λόγος ήταν η αποφυγή διαχύσεως KCl από το εσωτερικό του ηλεκτροδίου αναφοράς στο διάλυμα. Η χρήση KCl σε συγκέντρωση 3.5M εξαλείφει αυτό το πρόβλημα καθώς επιτυγχάνεται συγκέντρωση ίση με αυτή του διαλύματος στο ηλεκτρόδιο.

Ηλεκτροχημικές μετρήσεις

Η διαδικασία που ακολουθήθηκε για την παρασκευή των τελικών δοκιμίων έτοιμων προς ηλεκτροχημικές μετρήσεις με σειρά εφαρμογής είναι η εξής:

- Υγρή κοπή δοκιμίων με επιφάνεια τουλάχιστον 1cm^2
- Επιφανειακή λείανση της επιφάνειας του δοκιμίου ώστε να απομακρυνθούν πιθανές ατέλειες.
- Συγκόλληση καλωδίου στο δοκίμιο και επιβεβαίωση της αγωγιμότητας με την βοήθεια πολύμετρου (επιθυμητή τιμή αντίστασης γύρω στο 1Ω)
- Μόνωση των δοκιμίων με την βοήθεια ταινίας από Teflon αφήνοντας ακάλυπτη επιφάνεια $0,2-0,4\text{ cm}^2$

Κυκλική πόλωση

Τα υπό μελέτη δοκίμια υποβλήθηκαν στη διαδικασία της κυκλικής πόλωσης στους 25°C . Ως ηλεκτρολύτης χρησιμοποιήθηκε αεριζόμενο διάλυμα 3.5% κατά βάρος NaCl. Οι παράμετροι εφαρμογής είναι:

- Χρόνος ισορροπίας ανοιχτού κυκλώματος: 2h
- Αρχικό δυναμικό πόλωσης $E_{\text{rest}} -800$ και τελικό δυναμικό πόλωσης $E_{\text{rest}} +1000\text{ mV}$
- Ρυθμός σάρωσης $10\text{mV}/\text{min}$

Ορισμοί

Χρησιμοποιούνται οι παρακάτω όροι: δυναμικό διάβρωσης E_{corr} , δυναμικό μετάβασης του ρεύματος από ανοδικό σε καθοδικό στην ανάστροφη καμπύλη πόλωσης $E_{\text{corr(reverse)}}$, δυναμικό παθητικοποίησης E_p ή προστασίας E_{prot} , δυναμικό αποκοπής E_b ή δυναμικό διάβρωσης με βελονισμό E_{pit} , και πυκνότητα ρεύματος διάβρωσης i_{corr} .

Το δυναμικό διάβρωσης (ή δυναμικό ανοικτού κυκλώματος) E_{corr} , μπορεί να οριστεί σαν το δυναμικό στο οποίο ο ρυθμός οξειδωσης είναι ακριβώς ίσος με το ρυθμό αναγωγής.

Το δυναμικό διάβρωσης με βελονισμό (pitting potential E_{pit}) ή δυναμικό αποκοπής (breakdown potential E_b) είναι το δυναμικό στο οποίο η ορθή (forward) καμπύλη εμφανίζει μια ραγδαία αύξηση του ρεύματος σε

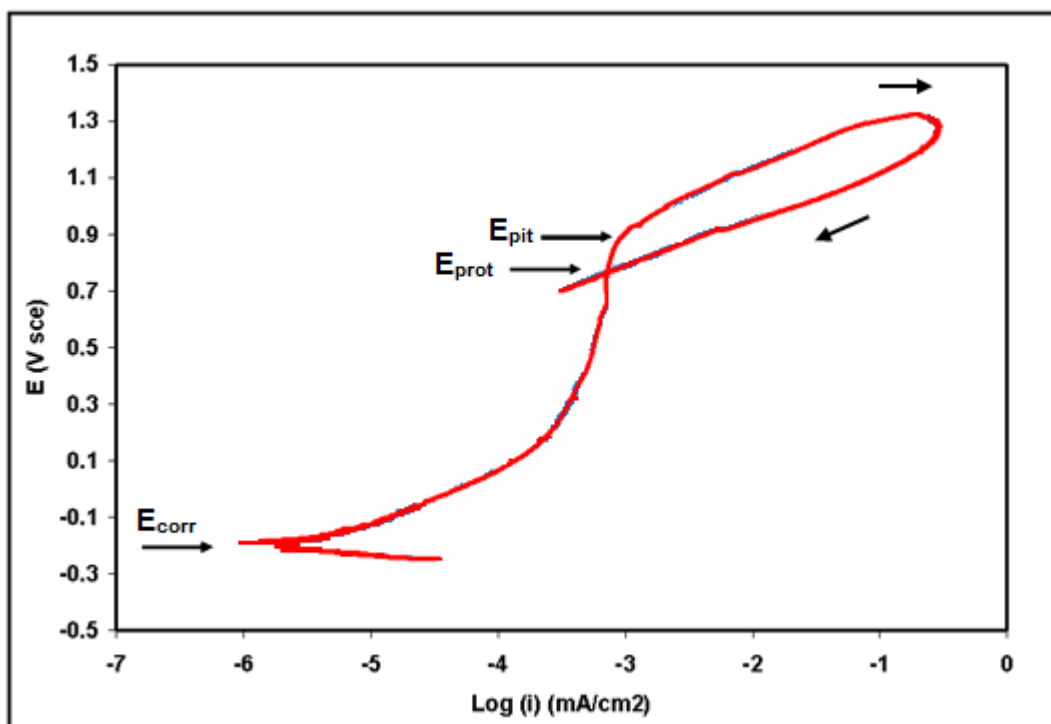
σχέση με το δυναμικό (η τιμή $d(\log I)/dE$ συχνά πλησιάζει το άπειρο). Γενικά πάνω από το δυναμικό αυτό μπορεί να εμφανιστεί διάβρωση με βελονισμό ή διάβρωση διαφορικού αερισμού (crevices).

Το δυναμικό παθητικοποίησης (repassivation potential E_p) ή προστασίας (protection potential E_{prot}), αποτελεί το χαρακτηριστικό δυναμικό στην καμπύλη αναστροφής όπου το εφαρμοζόμενο ρεύμα μειώνεται σε εξαιρετικά χαμηλή (σχεδόν μηδενική) τιμή. Γενικά κάτω από το δυναμικό αυτό δεν μπορεί να εμφανιστεί διάβρωση με βελονισμό ή διαφορικού αερισμού.

Όταν το ρεύμα τείνει να είναι μεγαλύτερο ή μικρότερο στην αναστροφή (reverse) καμπύλη απ' ότι στην ορθή για το ίδιο δυναμικό, σχηματίζεται η λεγόμενη υστέρηση (hysteresis). Η υστέρηση είναι αποτέλεσμα της διακοπής της σταθερής δομής της επιφάνειας του μετάλλου από την αύξηση του δυναμικού και αντανάκλα την ευκολία ή δυσκολία με την οποία η αρχική δομή αποκαθίσταται καθώς το δυναμικό μειώνεται πίσω στο δυναμικό διάβρωσης με σταθερό ρυθμό σάρωσης. Ο βρόχος υστέρησης γενικά είναι ένδειξη εντοπισμένης διάβρωσης, καθώς η διάβρωση η οποία ξεκίνησε στο σημείο E_{pit} συνεχίζει να αναπτύσσεται μέχρι το σημείο E_{prot} στην αναστροφή καμπύλη. Εάν το σημείο E_{pit} δεν συνδέεται με την έναρξη εντοπισμένης διάβρωσης αλλά αντιθέτως οφείλεται στην διάλυση ενός παθητικού στρώματος, η ορθή καμπύλη πάνω από το E_{pit} θα αναπαραχθεί στην αναστροφή καμπύλη. Συνεπώς δεν θα υπάρξει βρόχος υστέρησης. Για δυναμικά μεταξύ του E_{pit} και E_{prot} η διάβρωση μπορεί να επεκταθεί αλλά νέοι βελονισμοί δεν θα εμφανιστούν. Τα υλικά με την καλύτερη συμπεριφορά σε όρους εντοπισμένης διάβρωσης εμφανίζουν μικρή ή καθόλου υστέρηση.

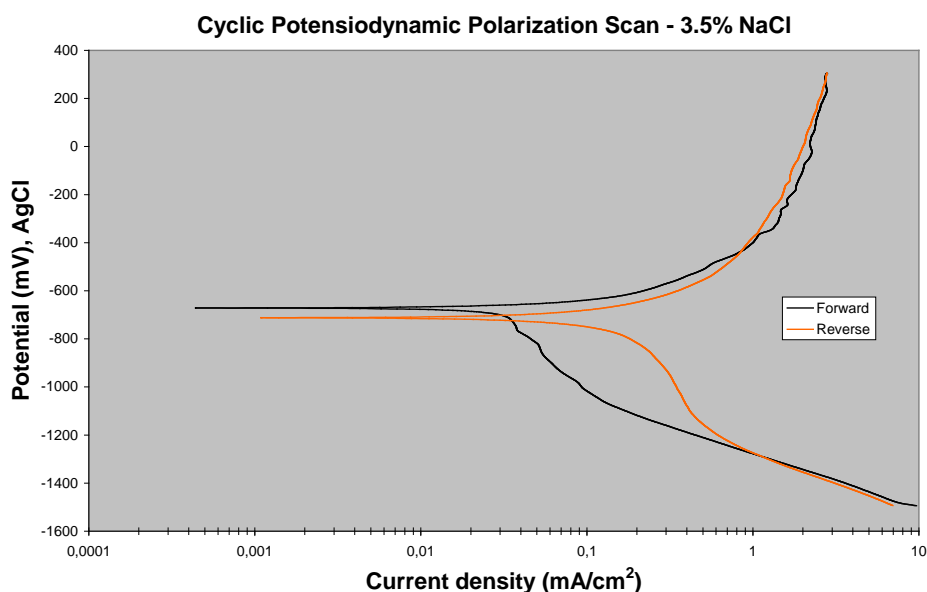
Η "θετική" υστέρηση (δηλ. μείωση του ρεύματος κατά την επιστροφή) κάνει την επιφάνεια περισσότερο παθητική έτσι ώστε όταν ευγενέστερο δυναμικό συναντάται κατά την επιστροφή της σάρωσης, το ρεύμα πηγάζει από μια επιφάνεια πιο παθητική απ' ότι κατά την ορθή

σάρωση. Η “αρνητική” υστέρηση (δηλ. αύξηση του ρεύματος κατά την επιστροφή) έχει ακριβώς το αντίθετο αποτέλεσμα. Σ’ αυτή την περίπτωση το ρεύμα πηγάζει από μία επιφάνεια λιγότερο παθητική και επομένως είναι μεγαλύτερο. Το φαινόμενο αυτό είναι συνήθως ένδειξη εντοπισμένης διάβρωσης με την μορφή βελονισμών ή σπηλαιώσεων. Από πλευράς σύγκρισης, όσο μεγαλύτερη είναι η αρνητική υστέρηση, τόσο εντονότερη είναι η διακοπή της παθητικότητας της επιφάνειας, μεγαλύτερη η δυσκολία αποκατάστασης της παθητικότητας, και συνήθως, τόσο μεγαλύτερη είναι η πιθανότητα εντοπισμένης διάβρωσης.



Εικόνα 82 – Χαρακτηριστική καμπύλη κυκλικής πόλωσης με βρόχο “αρνητικής” υστέρησης ως ένδειξη πιθανής εντοπισμένης διάβρωσης. Η τιμή E_{pit} υποδεικνύει το δυναμικό όπου αρχίζει η διάβρωση με βελονισμό. Η τιμή E_{prot} υποδεικνύει το δυναμικό κάτω από το οποίο δεν αναπτύσσονται πλέον οπές διάβρωσης. Φαίνεται επίσης το δυναμικό διάβρωσης E_{corr} .

Στα διαγράμματα που ακολουθούν παρουσιάζονται οι καμπύλες κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης για το κράμα 2205, για την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων, καθώς και για την συγκόλληση μετά από θερμική κατεργασία, ενώ στους αντίστοιχους πίνακες 10-14 τα ηλεκτροχημικά μεγέθη που μετρήθηκαν ή υπολογίστηκαν από αυτές.

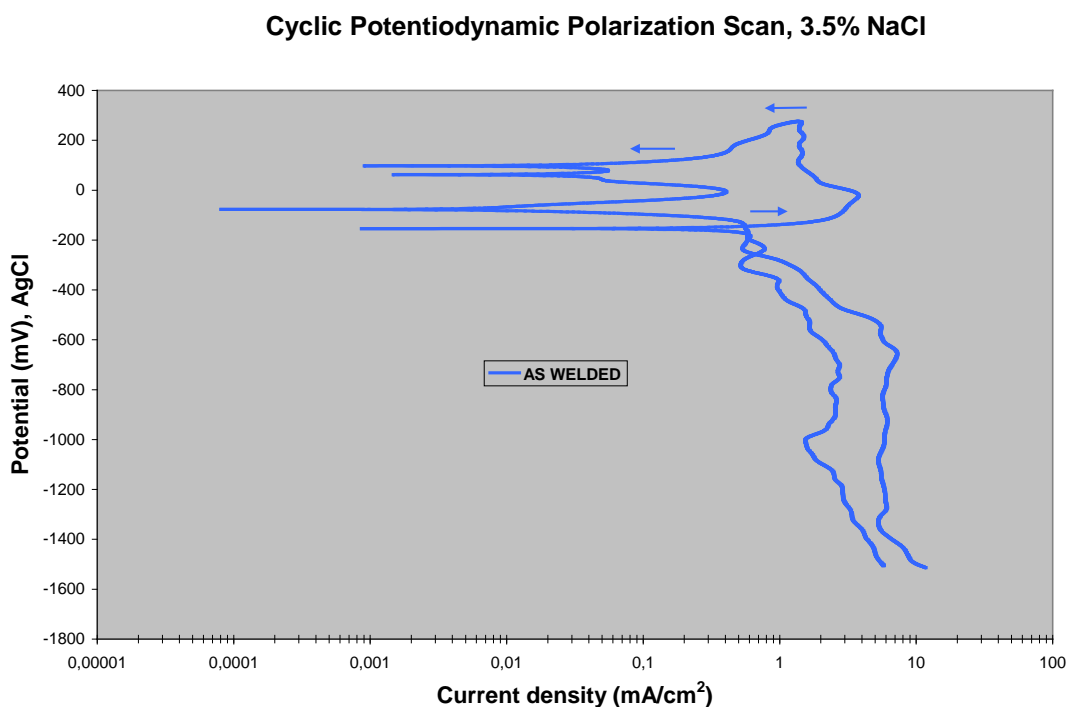


Εικόνα 83 – Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης κράματος SAF 2205 σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C

Περιβάλλον	E_{corr}	$E_{corr(reverse)}$	i_{corr}
3.5% NaCl	(mV)	(mV)	(mA/cm ²)
Μέταλλο βάσης	-671	-712	0,0669369
Τοπική διάβρωση: όχι			

Πίνακας 10 – Τιμές διάβρωσης για το 2205 σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

Στο διάγραμμα κυκλικής πόλωσης (εικόνα 83) παρατηρούμε ότι ο διπλοφασικός χάλυβας 2205 δεν είναι επιδεκτικός σε διάβρωση βελονισμών. Το δυναμικό διάβρωσης της ανάστροφης καμπύλης $E_{corr(reverse)}$ είναι ελαφρά μικρότερο του E_{corr} αλλά η διαφορά είναι αμελητέα και δεν υποδηλώνει κάποια αστάθεια. Η αντοχή σε διάβρωση μπορεί να χαρακτηριστεί ικανοποιητική.



Εικόνα 84 – Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

Περιβάλλον	E_{corr} (mV)	$E_{corr(reverse)}$ (mV)	E_{pit} (mV)	E_{prot} (mV)	i_{corr} (mA/cm ²)
3.5% NaCl					
Συγκόλληση	-154	-77	-	-	0.2141546
		62			
		98			
Τοπική διάβρωση: όχι					

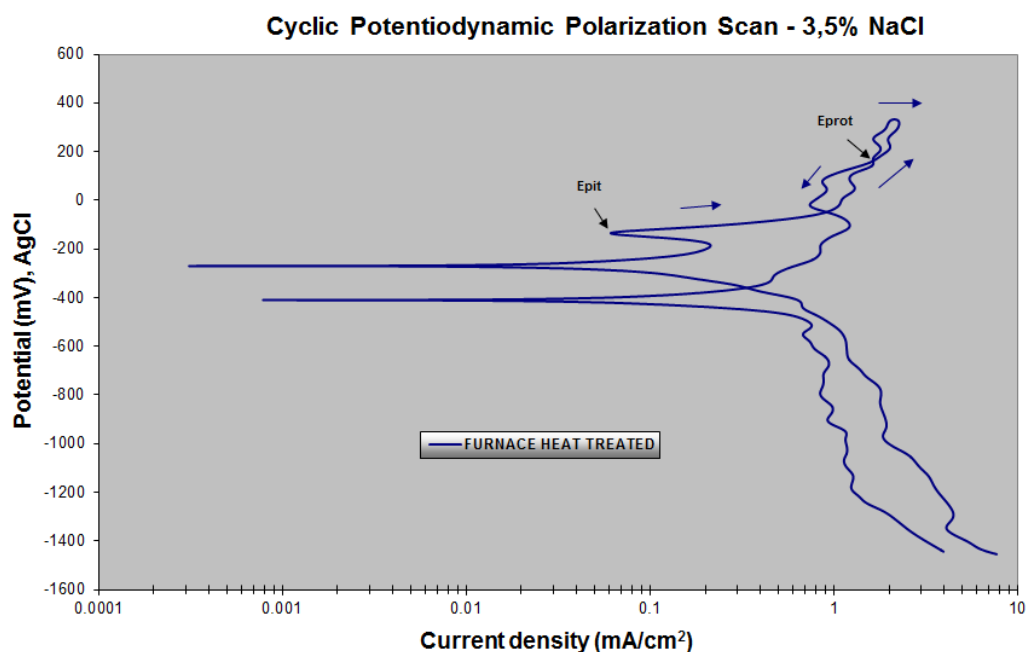
Πίνακας 11 – Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων (AW), σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

Στο διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων (εικόνα 84), παρατηρούμε ότι ο βρόγχος θετικής υστέρησης ο οποίος δημιουργείται είναι μεγάλος και αυτό δείχνει ότι δεν υπάρχει έντονη τάση για εντοπισμένη διάβρωση. Στην ανάστροφη καμπύλη πόλωσης επίσης εμφανίζονται μεγάλες διακυμάνσεις του ρεύματος οι οποίες μπορεί να αποτελούν ένδειξη μετασταθούς παθητικοποίησης.

Παρατηρούμε επίσης ότι η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης κινείται σε υψηλότερα δυναμικά από αυτά της ορθής πόλωσης με πιθανή δημιουργία προστατευτικών προϊόντων διάβρωσης.

Η πυκνότητα ρεύματος i_{corr} είναι μεγαλύτερη από αυτή του μετάλλου βάσης χωρίς όμως να υποδηλώνει ιδιαίτερη μείωση της αντοχής σε διάβρωση.

Η αλλαγή στην συμπεριφορά σε διάβρωση των συγκολλήσεων ως έχουν και η αύξηση του δυναμικού διάβρωσης σε υψηλότερες τιμές προέρχεται από το ασυνήθιστα μεγάλο ποσοστό φερρίτη στην ζώνη τήξης καθώς και από τις αποκλίσεις στην σύσταση των κραματικών στοιχείων (Cr, Ni, Mo) μεταξύ φερρίτη και ωστενίτη. Αυτό μπορεί να έχει ως αποτέλεσμα πολυστρωματικά προστατευτικά προϊόντα διάβρωσης. Η συνολική αντοχή σε διάβρωση φαίνεται να είναι ικανοποιητική.



Εικόνα 85 – Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων έπειτα από θερμική κατεργασία, σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C

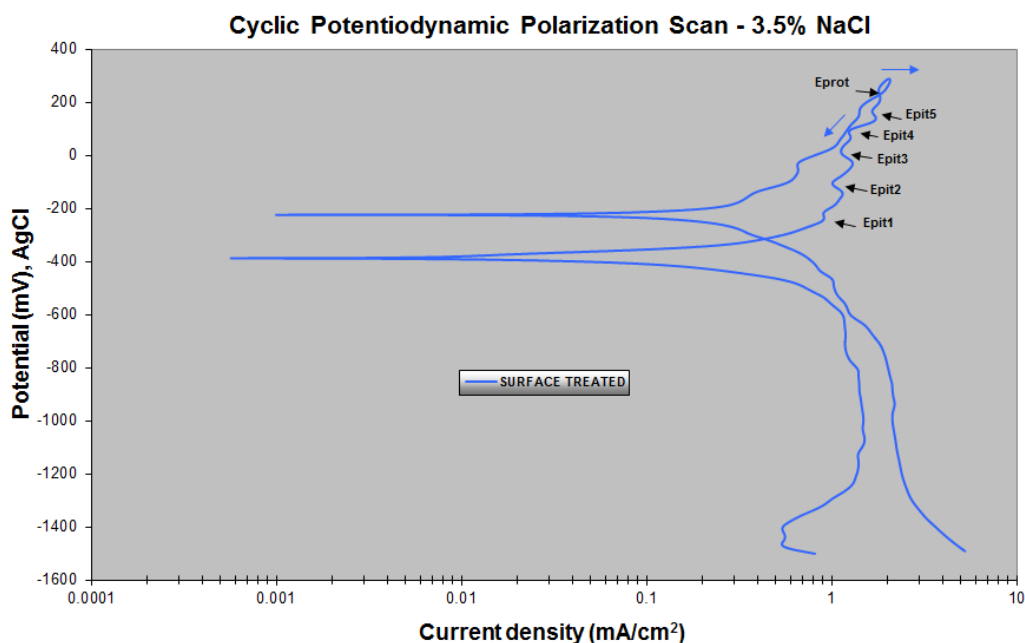
Περιβάλλον	E_{corr}	$E_{corr(reverse)}$	E_{pit}	E_{prot}	i_{corr}
3.5% NaCl	(mV)	(mV)	(mV)	(mV)	(mA/cm ²)
Συγκόλληση HT	-270	-410	-132	155	0.0729277
Τοπική διάβρωση: όχι					

Πίνακας 12 – Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση έπειτα από θερμική κατεργασία (HT), σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C

Στο διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο (εικόνα 85), παρατηρούμε διακυμάνσεις του ρεύματος στην ορθή καμπύλη.

Σε αυτή την περίπτωση διάβρωσης η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης έχει αρνητική υστέρηση με επιδεκτικότητα σε τοπική διάβρωση αλλά σχηματίζει μικρό εμβαδόν βρόγχου. Όπως φαίνεται από το διάγραμμα υπάρχουν μεγάλες διακυμάνσεις ρεύματος. Το κράμα αναπαθητικοποιείται στα 155 mV και προστατεύεται μέχρι τα -52 mV, όπου εμφανίζονται και πάλι μεγαλύτερες πυκνότητες ρεύματος σε μεγάλη έκταση ενώ η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης κινείται σε ευγενέστερα δυναμικά από αυτά της ορθής πόλωσης (πιθανή διάλυση των προϊόντων παθητικοποίησης). Παρόλα αυτά δεν εμφανίστηκε διάβρωση με βελονισμούς στο συγκεκριμένο δοκίμιο.

Η πυκνότητα του ρεύματος διάβρωσης i_{corr} είναι παρόμοια με αυτήν του μετάλλου βάσης, πράγμα αναμενόμενο καθώς η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη μετά την θερμική κατεργασία πλησίασε την αντίστοιχη του κράματος πριν την συγκόλληση.



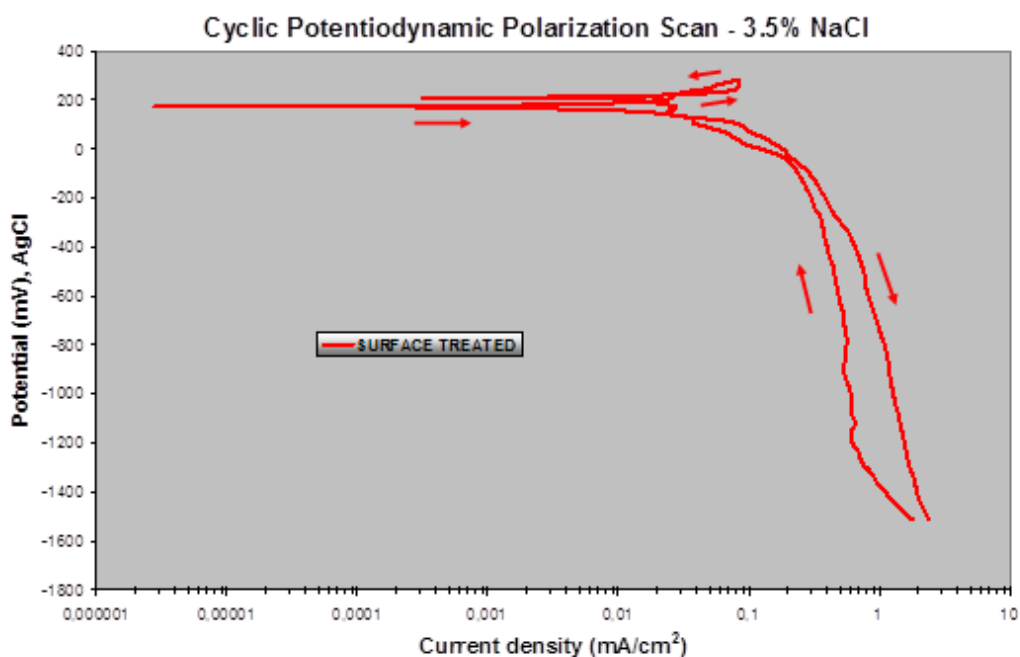
Εικόνα 86 – Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

Περιβάλλον	E_{corr}	$E_{corr(reverse)}$	E_{pit}	E_{prot}	i_{corr}
3.5% NaCl	(mV)	(mV)	(mV)	(mV)	(mA/cm ²)
Συγκόλληση	-387	-224	-207 (1) -90 (2) 13 (3) 85 (4) 178 (5)	220	0.1041632
Τοπική διάβρωση: όχι					

Πίνακας 13 – Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων (ST), σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C

Στο διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων (εικόνα 86), παρατηρούμε καταρχήν ότι η ανοδική καμπύλη παρουσιάζει πολλά σημεία δυναμικού διάβρωσης με βελονισμό E_{pit} (θα μπορούσαν να χαρακτηριστούν και δυναμικά μετασταθών οπών) μεταξύ -207 and 178 mV τα οποία δείχνουν πιθανή εμφάνιση μετασταθών οπών. Σ' αυτή την περίπτωση οι αυξομειώσεις ρεύματος πιθανώς οφείλονται στον σχηματισμό και αναδιάλυση προϊόντων απόθεσης στις οπές. Η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης αντιστοιχεί σε χαμηλότερα ρεύματα από αυτά της ορθής πόλωσης υποδεικνύοντας ότι οι οπές τελικά επαναπαθητικοποιούνται. Αυτό φαίνεται και από το υψηλότερο δυναμικό $E_{corr(reverse)}$ που υποδεικνύει ευγενέστερη επιφάνεια πιθανόν λόγω παρουσίας προστατευτικών προϊόντων διάβρωσης. Επίσης παρατηρούμε ότι σε αυτή την περίπτωση διάβρωσης, η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης έχει αρνητική υστέρηση αλλά σχηματίζει μικρό εμβαδόν βρόγχου. Όπως φαίνεται από το διάγραμμα επαναπαθητικοποιείται αμέσως στα 220 mV. Η πυκνότητα ρεύματος είναι σχετικά χαμηλή και συγκρίσιμη με αυτήν του μετάλλου βάσης και της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία.

Φαίνεται λοιπόν γενικά ότι η συγκόλληση μετά την κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων έχει καλή αντοχή σε διάβρωση, παραπλήσια αυτής της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία και του μετάλλου βάσης. Επιπλέον, όταν αφαιρέθηκε το κάλυμμα φερρίτη το οποίο σχηματίστηκε κατά την επιφανειακή κατεργασία, τα δυναμικά διάβρωσης μετατοπίστηκαν σε υψηλότερες τιμές ενώ οι πυκνότητες ρεύματος ήταν χαμηλές δείχνοντας την ευεργετική επίδραση της κατεργασίας με δέσμη ηλεκτρονίων (εικόνα 87). Αυτό μπορεί να αποδοθεί στην αύξηση του ποσοστού ωστενίτη και την μείωση του γαλβανικού φαινομένου μεταξύ φερρίτη και ωστενίτη.



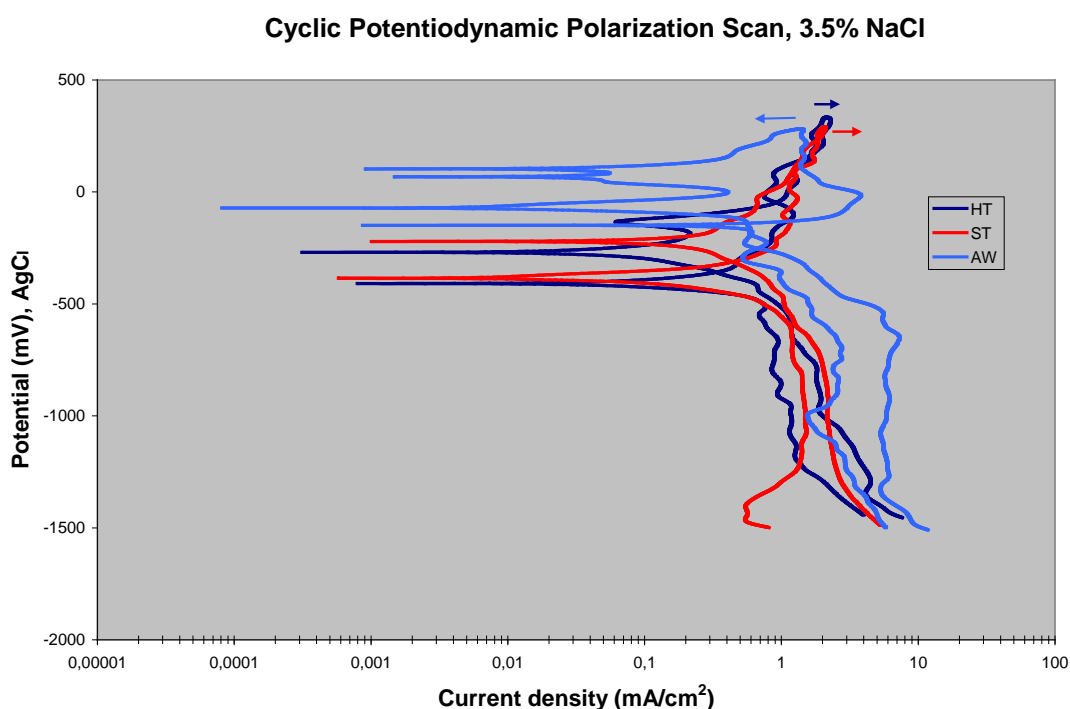
Εικόνα 87 – Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων και αφαίρεση του καλύμματος φερρίτη, σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

Περιβάλλον	E_{corr} (mV)	$E_{corr(reverse)}$ (mV)	E_{pit} (mV)	E_{prot} (mV)	i_{corr} (mA/cm ²)
3.5% NaCl					
Συγκόλληση STM	211	173	-	226	0.028522
Τοπική διάβρωση: όχι					

Πίνακας 14 – Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων και αφαίρεση του καλύμματος φερρίτη (STM), σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C

Στο επόμενο διάγραμμα (εικόνα 88) παρουσιάζονται συγκριτικά οι καμπύλες κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης για όλες τις περιπτώσεις συγκολλήσεων καθώς και ο πίνακας με τις τιμές διάβρωσης με σκοπό την ολοκληρωμένη σύγκριση.

Η αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς και η δυνατότητα επαναπαθητικοποίησης όλων των δειγμάτων συγκολλήσεων είναι χαμηλότερες από αυτές του μετάλλου βάσης όπως φαίνεται από τις τιμές του πίνακα 15. Παρόλα αυτά οι συγκολλήσεις οι οποίες υπέστησαν θερμική κατεργασία είτε μέσα στο φούρνο κενού, είτε με την επιφανειακή σάρωση δέσμης ηλεκτρονίων επέδειξαν πολύ καλή συμπεριφορά και οι πυκνότητες ρεύματος ήταν πολύ κοντά σε αυτές του μετάλλου βάσης.



Εικόνα 88 – Σύγκριση κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης όλων των τύπων των συγκολλήσεων σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

AW = συγκόλληση ως έχει, HT = συγκόλληση έπειτα από θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού, ST = συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων.

Περιβάλλον 3.5% NaCl	E_{corr} (mV)	$E_{corr(reverse)}$ (mV)	E_{pit} (mV)	E_{prot} (mV)	i_{corr} (mA/cm ²)
SAF 2205	-671	-712	-	-	0,0669369
AW	-154	-77 62 98	-	-	0.2141546
HT	-270	-410	-132	155	0.0729277
ST	-387	-224	-207 -90 13 85 178	220	0.1041632
STM	211	173	-	226	0.028522

Πίνακας 15 – Συγκριτικές τιμές διάβρωσης σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C, για όλους τους τύπους των συγκολλήσεων της εικόνας 88

Η ερμηνεία των παραπάνω αποτελεσμάτων περιλαμβάνει την παραδοχή ότι, όπου $E_{corr} > E_{corr(reverse)}$ ή $E > E_{pit}$ θα υπάρξει έναρξη βελονισμών, όπου $E < E_{prot}$ συμβαίνει αναπαθητικοποίηση και όπου $E_{pit} < E_{prot}$ δεν θα υπάρξουν ή δεν θα επεκταθούν βελονισμοί.

Όπως φαίνεται από τον πίνακα 16, οι συγκολλήσεις μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο ή επιφανειακή κατεργασία εμπίπτουν στην περίπτωση όπου $E_{pit} < E_{prot}$. Αυτή η υπόθεση επιβεβαιώθηκε και από τα πειραματικά δεδομένα καθώς δεν εντοπίστηκαν βελονισμοί.

Κεφάλαιο 5

Συζήτηση αποτελεσμάτων

Στα προηγούμενα κεφάλαια περιγράφηκαν οι πειραματικές διαδικασίες οι οποίες σχεδιάστηκαν με σκοπό την πιστοποίηση της χρήσης δέσμης ηλεκτρονίων ως μέθοδο βελτίωσης της δομής συγκόλλησης ενός διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα.

Οι δύο βασικές θεωρήσεις κατά την διάρκεια των πειραμάτων ήταν πρώτον να μην επανατηχθεί το υπάρχον μέταλλο συγκόλλησης σε μεγάλο βάθος και δεύτερον να εξασφαλιστεί η θερμοκρασία η οποία απαιτείται για την διάσπαση του φερρίτη σε ωστενίτη, έτσι ώστε η τελική δομή να έχει την επιθυμητή αναλογία φάσεων.

Η δέσμη ηλεκτρονίων μεταφέρει στιγμιαία υψηλά ποσά ενέργειας στο αντικείμενο προς συγκόλληση, αλλά λόγω της μεγάλης ταχύτητας η ψύξη επέρχεται εξαιρετικά γρήγορα με αποτέλεσμα την μικρή συνολική θερμική παροχή και την αυθόρμητη στερεοποίηση με μεγάλη ανάπτυξη κόκκων συνήθως στην κατεύθυνση της ροής θερμότητας.

Η περιοχή ζώνης τήξης των συγκολλήσεων ενός διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα με τη μέθοδο δέσμης ηλεκτρονίων, αποτελείται κυρίως από μεγάλους επιμήκεις κόκκους φερρίτη με περιστασιακά ποσοστά ωστενίτη στα όρια και το εσωτερικό των κόκκων αυτών. Η ανάπτυξη των κόκκων αυτών πραγματοποιείται ραγδαία από την θερμικά επηρεασμένη ζώνη προς το κέντρο της συγκόλλησης.

Όπως αναφέρθηκε στην βιβλιογραφική ανασκόπηση, η συνήθης πρακτική για την επαναφορά της αναλογίας φάσεων στα επίπεδα του μετάλλου βάσης είναι η θερμική κατεργασία σε φούρνο. Πράγματι, όπως αποδείχτηκε κατά την διάρκεια της πειραματικής διαδικασίας, οι συγκολλήσεις οι οποίες υπέστησαν θερμική κατεργασία είχαν καλύτερες μηχανικές ιδιότητες και αντοχή σε διάβρωση και αυτό οφείλεται κατά κύριο λόγο στην αύξηση του ποσοστού ωστενίτη.

Τα δείγματα τα οποία υπέστησαν επιφανειακή επεξεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων εμφάνισαν μεγάλη αλλαγή στη μικροδομή λόγω μετασχηματισμού του φερρίτη και την δημιουργία υψηλού ποσοστού δευτερογενούς ωστενίτη. Είναι σημαντικό να ειπωθεί ότι δεν υπήρξε η παράλληλη δημιουργία άλλων δευτερογενών και επιβλαβών φάσεων όπως η φάση σίγμα ή νιτρίδια του νικελίου.

Το ποσοστό ωστενίτη αυξήθηκε στο 38% περίπου ενώ η δομή έγινε πιο ομοιόμορφη. Ο δευτερογενής ωστενίτης με βελονοειδή κυρίως μορφή αναπτύχθηκε τόσο στα όρια των κόκκων φερρίτη όσο και στο εσωτερικό παρουσιάζοντας μεγάλη διασπορά στο μέγεθος. Επιπλέον, τα ποσοστά των στοιχείων στις δύο φάσεις δεν άλλαξαν σημαντικά.

Η μικροσκληρότητα της ζώνης τήξης και της ΘΕΖ παρουσίασε ομοιογένεια και επίπεδα παρόμοια με αυτά της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο αλλά και του μετάλλου βάσης.

Η αντοχή των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο είναι κοντά σε αυτήν του χάλυβα, ενώ και στις δυο περιπτώσεις υπάρχει μια μετάπτωση στο θερμοκρασιακό εύρος μεταξύ -60°C και -80°C , η οποία μπορεί να θεωρηθεί ως μετάβαση από την όλκιμη στην φαθυρή συμπεριφορά. Οι συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία επιδεικνύουν αντοχή σε κρούση καθαρά μικρότερη από αυτήν των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, αλλά μετάπτωση στο ίδιο θερμοκρασιακό εύρος δηλ. μεταξύ -60°C και -80°C .

Επομένως, αν και η κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων βελτίωσε τις μηχανικές ιδιότητες σε σχέση με τις συγκολλήσεις ως είχαν, δεν ήταν αρκετή για να δώσει τα αποτελέσματα που λήφθηκαν μετά από τυπική θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού.

Εντούτοις, οι τιμές για τις συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία είναι αρκετά πάνω από τα κριτήρια σχεδίασης των

προδιαγραφών για δοχεία πίεσης. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι οι συγκολλήσεις με επιφανειακή κατεργασία μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε θερμοκρασίες μέχρι και -60°C . Επίσης περνούν τις ελάχιστες απαιτήσεις για ενέργεια κρούσης κατά NORSOK, οι οποίες είναι 45J μέσος όρος στους -46°C και 35 J για μεμονωμένο δοκίμιο.

Η αντοχή σε θραύση για τις συγκολλήσεις μετά από θερμική επεξεργασία σε φούρνο είναι επίσης μικρότερη από τις συγκολλήσεις χωρίς κατεργασία, καθώς το ποσοστό φερρίτη μειώνεται από την θερμική κατεργασία που ακολουθεί την συγκόλληση. Η αντίστοιχη αύξηση του ωστενίτη οδηγεί σε μια αξιοσημείωτη βελτίωση της ολκιμότητας. Οι συγκολλήσεις μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων επιδεικνύουν μεγαλύτερη αντοχή θραύσης συνοδευόμενη από μικρή μείωση της ολκιμότητας. Αυτό πιθανά οφείλεται μερικώς λόγω του υψηλότερου ποσοστού φερρίτη και μερικώς λόγω της λεπτότερης μικροδομής σε σχέση με τα δοκίμια των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, όπως φαίνεται στις εικόνες 21 και 28-29.

Η βελτίωση της ολκιμότητας των κατεργασμένων συγκολλήσεων σε σχέση με αυτές χωρίς κατεργασία αποδεικνύεται και από την θέση της θραύσης. Στα δοκίμια των συγκολλήσεων χωρίς κατεργασία η θραύση επήλθε στην ζώνη τήξης ενώ στα δοκίμια με κατεργασία η θραύση επήλθε στο μέταλλο βάσης.

Σύμφωνα με τα αποτελέσματα των δοκιμών αντοχής σε διάβρωση με βελονισμούς σε περιβάλλον FeCl_3 , όλες οι συγκολλήσεις είχαν χαμηλή απώλεια βάρους αλλά μόνο αυτές οι οποίες υπέστησαν θερμική κατεργασία σε φούρνο πέρασαν τη δοκιμή με απώλεια αρκετά κάτω από το κριτήριο του 1.0 g/m^2 (0.1 mg/cm^2).

Οι συγκολλήσεις οι οποίες εκτέθηκαν σε διάβρωση χωρίς κατεργασία, επέδειξαν έντονους βελονισμούς στην περιοχή της ΘΕΖ, αλλά όχι στο κέντρο της ζώνης τήξης. Η απώλεια βάρους, η οποία όπως αναφέρθηκε αποδίδεται στη αποκόλληση επιφανειακών προϊόντων διάβρωσης κατά την έκθεση στο διάλυμα του χλωριούχου σιδήρου, ξεπερνά ελάχιστα το κριτήριο του 1.0 g/m^2 μόνο σε μια περίπτωση.

Οι συγκολλήσεις οι οποίες έχουν υποστεί επιφανειακή θερμική κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων επιδεικνύουν έντονους βελονισμούς στην περιοχή γύρω από το πάνω μέρος της συγκόλλησης το οποίο σύμφωνα με την μεταλλογραφική εξέταση καλύπτεται από ένα στρώμα κόκκων φερρίτη. Και σε αυτή την περίπτωση η απώλεια βάρους ξεπερνά αρκετά το κριτήριο του 1.0 g/m^2 μόνο σε μια περίπτωση.

Η περιοχή της συγκόλλησης όπου έλαβε χώρα ο μετασχηματισμός και έγινε αύξηση του ποσοστού ωστενίτη επέδειξε την ίδια αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς, όπως και στην περίπτωση των συγκολλήσεων οι οποίες υπέστησαν θερμική κατεργασία στον φούρνο κενού.

Το στρώμα του φερρίτη το οποίο δημιουργήθηκε στην κορυφή της συγκόλλησης παρόλο που αυξάνει την επιδεκτικότητα σε διάβρωση, θεωρείται αμελητέο καθώς στις περισσότερες εφαρμογές και σύμφωνα με την γενικότερη πρακτική μπορεί να αφαιρεθεί με μηχανουργική επεξεργασία.

Φαίνεται λοιπόν γενικά ότι η επιφανειακή κατεργασία έχει ευεργετικά αποτελέσματα στην βελτίωση της μικροδομής και την αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς.

Στα διαγράμματα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης παρατηρούμε καταρχήν ότι ο διπλοφασικός χάλυβας 2205 δεν είναι γενικά επιδεκτικός σε διάβρωση με βελονισμούς. Το δυναμικό διάβρωσης της ανάστροφης καμπύλης $E_{\text{corr(reverse)}}$ είναι ελαφρά μικρότερο του E_{corr} αλλά η διαφορά είναι αμελητέα και δεν υποδηλώνει κάποια αστάθεια.

Στο διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων παρατηρήθηκε ότι ο βρόχος θετικής υστέρησης ο οποίος δημιουργείται είναι μεγάλος και αυτό δείχνει ότι δεν υπάρχει έντονη τάση για εντοπισμένη διάβρωση. Αυτό συνδέεται και με τις μεγάλες διακυμάνσεις του ρεύματος οι οποίες μπορεί να αποτελούν ένδειξη μετασταθούς παθητικοποίησης και διάλυση των παθητικών στρωμάτων που εμφανίζονται σε υψηλότερα δυναμικά.

Το διάγραμμα κυκλικής πόλωσης της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, υποδεικνύει ότι γενικά η συγκόλληση δεν είναι επιδεκτική σε διάβρωση με βελονισμούς, παρόλο που η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης κινείται σε χαμηλότερα δυναμικά από αυτά της ορθής πόλωσης.

Η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης εμφάνισε μεγαλύτερες πυκνότητες ρεύματος στην αρχή της ανάστροφης καμπύλης αλλά μικρό εμβαδόν βρόχου. Η επαναπαθητικοποίηση πραγματοποιείται σε σχετικά υψηλά δυναμικά αν και υπάρχουν διακυμάνσεις με μεγαλύτερες πυκνότητες ρεύματος σε μικρή έκταση.

Στο διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων,

παρατηρήθηκε ότι η ανάστροφη καμπύλη πόλωσης σχηματίζει μικρό εμβαδόν βρόχου και οποιαδήποτε τοπική διάβρωση επαναπαθητικοποιείται πολύ γρήγορα.

Τα τελευταία χρόνια υπάρχει πρόοδος όσον αφορά τον συσχετισμό των τιμών οι οποίες μετρούνται στην κυκλική ποτενσιοδυναμική πόλωση με την πραγματική συμπεριφορά του κράματος. Η μεγάλη διασπορά του δυναμικού διάβρωσης ή αποκοπής (E_{pit} ή E_b) και η εξάρτησή του από τον ρυθμό σάρωσης θεωρείται ότι οφείλεται στην ευαισθησία έναρξης βελονισμών κατά τις αρχικές συνθήκες και στον χρόνο δημιουργίας θέσης εντοπισμένης διάβρωσης. Επιπλέον, είναι πλέον αποδεκτό ότι οι σχεδιασμοί αντιδιαβρωτικών κατασκευών δεν θα πρέπει να χρησιμοποιούν το E_{pit} σαν σημαντική παράμετρο αλλά την τιμή E_{prot} , καθώς είναι αυτό το δυναμικό κάτω από το οποίο οι βελονισμοί επαναπαθητικοποιούνται.

Συγκρίνοντας τις τιμές E_{pit} από τα πειραματικά δεδομένα, παρατηρούμε ότι το δυναμικό διάβρωσης ή αποκοπής είναι σχεδόν παρόμοιο μεταξύ των συγκολλήσεων με επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων ή με θερμική κατεργασία. Η αρχική συγκόλληση δεν επέδειξε ευδιάκριτο δυναμικό διάβρωσης λόγω ιδιομορφίας της καμπύλης πόλωσης.

Από την άλλη μεριά, συγκρίνοντας τις τιμές E_{prot} φαίνεται καθαρά ότι η συγκόλληση ως έχει υστερεί σημαντικά των συγκολλήσεων με κατεργασία, και επιπλέον η συγκόλληση με επιφανειακή κατεργασία είναι ελαφρά καλύτερη από την συγκόλληση με θερμική κατεργασία. Βέβαια και στις δύο αυτές περιπτώσεις έχουμε πιθανή διάσπαση των προϊόντων διάβρωσης με επαναπαθητικοποίηση σε χαμηλότερα δυναμικά. Σ' αυτή την περίπτωση το τελευταίο E_{prot} για την συγκόλληση με επιφανειακή

κατεργασία είναι αρκετά χαμηλό και οφείλεται στην παρουσία του στρώματος φερρίτη στην κορυφή της ζώνης τήξης.

Η αλλαγή συμπεριφοράς στην διάβρωση της αρχικής συγκόλλησης οφείλεται κυρίως στο ασυνήθιστα μεγάλο ποσοστό φερρίτη στην ζώνη τήξης αλλά και στον μικροδιαφορισμό στοιχείων, όπως Cr, Ni, Mo μεταξύ των φερρίτη και ωστενίτη.

Συμπερασματικά λοιπόν, φαίνεται ότι η συγκόλληση η οποία υπέστη θερμική κατεργασία, με την επιφανειακή σάρωση δέσμης ηλεκτρονίων επέδειξε πολύ καλή συμπεριφορά σε πιθανή τοπική διάβρωση και οι πυκνότητες ρεύματος ήταν παραπλήσιες των τιμών για τις συγκολλήσεις μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο και του μετάλλου βάσης.

Κεφάλαιο 6

Συμπεράσματα

Η παρούσα ερευνητική εργασία κατέληξε στα εξής συμπεράσματα:

Κατά την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων η αναλογία φερρίτη/ωστενίτη μεταβλήθηκε εντελώς, με την μικροδομή των ενώσεων να αποτελείται σχεδόν εξ' ολοκλήρου (ποσοστό 95%) από μεγάλους επιμήκεις κόκκους φερρίτη, έχοντας ως αποτέλεσμα την ευθραυστότητα των συγκολλήσεων.

Από την άλλη μεριά η μικροδομή της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο χαρακτηρίζεται από υψηλά ποσοστά (έως 38%) δευτερογενούς ωστενίτη, με αποτέλεσμα την βελτίωση των ιδιοτήτων της.

Αυτά τα αποτελέσματα επιβεβαίωσαν παλαιότερες ερευνητικές εργασίες σύμφωνα με τις οποίες, αν και οι διπλοφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες έχουν καλή συγκολλησιμότητα με τις περισσότερες μεθόδους, η δέσμη ηλεκτρονίων από μόνη της μπορεί να μην έχει ικανοποιητική εφαρμογή.

Οι μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης χωρίς κατεργασία ήταν σχετικά μειωμένες σε σχέση με αυτές της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία. Συγκεκριμένα τα δοκίμια εφελκυσμού παρουσίασαν μεγαλύτερο όριο ελαστικότητας και θραύσης αλλά μικρότερη επιμήκυνση από τα δοκίμια της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία. Η αντοχή σε κρούση παρουσίασε σημαντική μείωση, σε αντίθεση με τα δοκίμια μετά από θερμική κατεργασία τα οποία επέδειξαν αντοχή παρόμοια με αυτήν του μετάλλου βάσης.

Με τη χρήση της δέσμης ηλεκτρονίων για επιφανειακή θερμική κατεργασία κάτω από επιλεγμένες παραμέτρους, επιτεύχθηκε επαναφορά της διπλοφασικής δομής με αναλογία φερρίτη/ωστενίτη αρκετά παρόμοια με αυτήν του διπλοφασικού χάλυβα μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο.

Η επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων ήταν αποτελεσματική έως το πάχος των 4 mm και είχε σαν αποτέλεσμα την σημαντική βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων, πλησιάζοντας αυτές των συγκολλήσεων μετά από συμβατική θερμική κατεργασία. Οι ενώσεις επέδειξαν υψηλή αντοχή και καλή ολκιμότητα συγκρίσιμες με αυτές των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο.

Η αντοχή σε κρούση βελτιώθηκε σημαντικά και η θερμοκρασία μετάβασης από την όλκιμη στην ψαθυρή περιοχή μειώθηκε στους -60°C , συγκρινόμενη με την αντίστοιχη θερμοκρασία στις συγκολλήσεις χωρίς κατεργασία, η οποία ήταν 0°C . Παρόλα αυτά η ενέργεια της όλκιμης περιοχής ήταν μικρότερη από αυτήν μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο και του μετάλλου βάσης.

Οι συγκολλήσεις με την επιφανειακή κατεργασία δέσμης ηλεκτρονίων επέδειξαν καλές αντιδιαβρωτικές ιδιότητες, παραπλήσιες με αυτές των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο.

Αναλυτικότερα, οι δοκιμές αντοχής σε διάβρωση με βελονισμούς, έδειξαν ότι οι συγκολλήσεις με επιφανειακή κατεργασία είχαν μικρή απώλεια βάρους και εμφάνισαν διάβρωση μόνο σε μικρές περιοχές όπου υπήρχε μη μετασχηματισμένος φερρίτης, σε αντίθεση με τις συγκολλήσεις χωρίς κατεργασία οι οποίες εμφάνισαν βελονισμούς σε όλο το μήκος της συγκόλλησης. Στις δοκιμές κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης οι συγκολλήσεις με επιφανειακή κατεργασία είχαν πολύ καλή συμπεριφορά, παρόμοια με αυτήν των συγκολλήσεων μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, με μικρή ταχύτητα διάβρωσης και επαναπαθητικοποίηση.

Ο συνδυασμός της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων του διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα 2205 με επιφανειακή κατεργασία χρησιμοποιώντας την ίδια δέσμη ηλεκτρονίων οδήγησε σε αποτελέσματα τα οποία επιτρέπουν την θεώρηση αυτής της διεργασίας ως δυνητικά υποψήφια για βιομηχανικές εφαρμογές.

Κεφάλαιο 7

Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

Η παρούσα διδακτορική διατριβή αναφέρεται στην χρησιμοποίηση της δέσμης ηλεκτρονίων σαν μέσο συγκόλλησης και θερμικής κατεργασίας των διπλοφασικών χαλύβων (Duplex) έτσι ώστε η παραγόμενη σύνδεση να έχει καλές μηχανικές και αντιδιαβρωτικές ιδιότητες σε σύγκριση με το μέταλλο βάσης.

Υπάρχουν δυνατότητες περαιτέρω διερεύνησης του θέματος, όπως:

- Η μελέτη των φάσεων που δημιουργήθηκαν πριν και μετά την επιφανειακή κατεργασία με την χρήση μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης (TEM).
- Η λεπτομερής μελέτη των συγκολλήσεων σε διάφορα διαβρωτικά περιβάλλοντα (όπως H_2SO_4 , HCl) και σε διάφορες θερμοκρασίες, καθώς η χρήση των χαλύβων αυτών είναι ιδιαίτερα εκτεταμένη στην χημική και πετροχημική βιομηχανία.
- Η διερεύνηση της μεθόδου που αναπτύχθηκε εδώ και σε άλλους τύπους διπλοφασικών χαλύβων.

Βιβλιογραφία

1. J. Charles (1997) Why and where duplex stainless steels. Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, p. 29
2. R. N. Gunn (1997) Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications. Cambridge, England, Abington Publishing
3. B. Bonnefois, R. Blondeau, D. Catelin, "Control of the Ferrite Level in Duplex Stainless Steel Welds", Proc. Conference Duplex Stainless Steels '86, The Hague, 1986, paper 6
4. D.J. Kotecki, "Ferrite Control in Flux-Cored Arc Welding of Duplex Stainless Steel", Proc. Conference Duplex Stainless Steels '86, The Hague, 1986, paper 40
5. R. Mundt, H. Hoffmeister, "Effect of Chemical Composition and Weld Thermal Cycles on Phase Transformation and Microstructures of Ferrite-Austenite Steel", Proc. Conference Stainless Steel, The Metals Society, Gothenberg, Sweden, 1984, 315-322
6. M. Liljas, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, 1994, Proceedings Vol. 2, paper KV, 13-16
7. J.-O. Nilsson, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '97, Maastricht, The Netherlands, 1997, KCI Publisher, 1997, p.73.
8. L. Karlsson, L. Ryen, S. Pak, Welding J. 1 (1995) 28-s.
9. L. Karlsson, S. Rigdal, F. Lake, Proceedings of the International Conference Duplex America 2000, Houston, USA, KCI Publisher, 2000, p. 257
10. L. Karlsson, Proceedings of the International Conference Duplex America 2000, Houston, USA, KCI Publisher, 2000, p. 43
11. J.-O. Nilsson, L. Karlsson, J.-O. Andersson, Proceedings of the International Conference Innovation in Stainless Steel, Florence, Italy, AIM Publisher, 1993, p.3.231
12. B.E.S. Lindblom, N. Hannerz, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, France, Les Editions de Physique Publisher, 1993, p.951

13. J.C. Lippold, W. Lin, I. Varol, W.A. Baeslack, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, UK, TWI Publisher, 1994, p. 116
14. K. Ikeuchi, T. Kuroda, K. Nakade, Riv. Ital. Saldatura 52 (2000) 469
15. L. Duprez, B. De Cooman, N. Akdut, Steel Res. 71 (2001) 417
16. J.-O. Nilsson, P. Jonsson, A. Wilson, Proceedings of the International Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, UK, TWI Publisher, 1994, p. 39
17. J.-O. Nilsson, A. Wilson, Mater. Sci. Technol. 9 (1993) 545
18. J.E. Brown, P.H. Pumphrey, G.D.W. Smith, Proceedings of the International Conference Dulex Stainless Steels '91, Beaune, France, Les Editions de Physique Publisher, 1991, p. 737
19. L. Iturgoyen, J. Alcala, M. Anglada, Proceedings of the International Conference Dulex Stainless Steels '91, Beaune, France, Les Editions de Physique Publisher, 1991, p. 757
20. J.E. Brown, A. Cerezo, T.J. Godfrey, M.G. Hetherington, G.D.W. Smith, Mater. Sci. Technol. 6 (1990) 293
21. J.-O. Nilsson, P. Liu, Proceedings of the International Conference On Stainless Steels, Chiba, Japan, ISIJ Publisher, 1991, p. 1109
22. J. Charles, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, 1991, Les Editions de Physique Publisher, 1993, Vol. 1, pp. 3-48
23. J. Charles, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, 1994, Vol. 1, paper K1
24. M. Liljas, R. Qvarfort, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '86, The Hague Netherlands, , paper 2, 244-256
25. P. Soullignac, F. Dupoirion, Stainless Steel Europe 2, 1990, 18-21
26. HD. Solomon, Proc. Duplex Stainless Steels, St. Luis ASM 1982, Proceedings 693-756
27. J-O Nilsson, P. Jonsson, A. Wilson, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, 1994, Vol. 2, paper 39

28. J-O Nilsson, A. Wilson, B. Josefsson, T. Thorvaldsson, Applications of Stainless Steel '92, Stockholm, 1992, Vol. 1, 280-289
29. J. Hochman, A. Desestret, P. Jolly, R. Mayoud, Proc. Conference Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, Firminy, NACE, June 1973, 956-1002
30. CV Roscoe, KJ Grandwell, GW Lorimer, Proc. Conference Stainless Steels '84, Goteborg, The Institute of Metals, 1984, 563-577
31. J-O Nilsson, Materials Science and Technology, Vol. 8, 1992, 685-700
32. J. Olsson, M. Liljas, "60 Years of Duplex Stainless Steel Applications", Acom No. 2-96, Avesta Welding AB
33. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels, Revised Edition, 2001 International Molybdenum Association
34. "Welding practice for duplex stainless steel", Tube International. Vol. 13, no. 63 (Nov. 1994), pp. 350-356.
35. S. Budgivars, "Duplex stainless steels – Materials properties and recommendations for welding", Svetsaren – A welding review published by ESAB, 02.1986
36. Bjorn Holmberg "How to perform welding in duplex stainless steels to obtain optimum weld metal properties", Acom No.3-97, Avesta Welding AB
37. Claes-Ove Pettersson and Sven-Ake Fager, "Welding practice for the Sadvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507", AB Sadvik Steel
38. C. Baxter, M. Young, "Practical aspects for production welding and control of duplex stainless steel pressure and process plants", Proc. Duplex America 2000 Conference, pp. 129-138
39. B. Bonnefois, J. Charles, F. Dupoirion, P. Soullignac, "How to predict welding properties of duplex stainless steels?", Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, France, 28-30 Oct. 1991, Vol.1, pp. 347-361

40. Krull P., Pries H., Wohlfahrt H. Tosch J., "Precipitation and toughness behavior of thick-walled weld joints made of duplex-steel", *Welding Research Abroad*, Vol. 44, Issue 5, May 1998, pp. 2-7.
41. Krull P. et al, "Precipitation and toughness behaviour of the thick-walled weld joints made of duplex-steel". *Welding and Cutting*, 1997 (11)
42. V. Muthupandi, P. Bala Srinivasan, S.K. Seshadri, S. Sundaresan (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering*, A358: 9-16
43. V. Muthupandi, P. Bala Srinivasan, V. Shankar, S.K. Seshadri and S. Sundaresan (2005) Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters*, Vol. 59, Issue 18: 2305-2309
44. S.M. Khafagy, J.C.Suárez and F. Molleda, "Effect of heat input of welded joints of duplex stainless steel-SAF 2205", *Proc. Duplex Stainless Steels 97 Conference*, pp. 401-404
45. P.Sathiya, S.Aravindan, R.Soundararajan, A. Noorul Hak (2009) Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless steel welds, *J.Mater. Sci* (2009) 44:114-121
46. O. Jonsson, M. Liljas, P. Stenvall, "The role of nitrogen in longitudinal welding of tubing in duplex stainless steels", *Acom No. 2-94*, Avesta Welding AB
47. K. Migiakis, G.D.Papadimitriou (2009) Effect of nitrogen and nickel on the microstructure and mechanical properties of plasma welded UNS S32760 super-duplex stainless steels. *J Mater Sci* 44: 6372-6383
48. J.W. Elmer, S.M. Allen, T.W. Eagar (1989) The influence of cooling rate on the ferrite content of stainless steels. *Proceedings of the 2nd International Conference on Trends in Welding Research*, Gatlinburg, TN, pp. 165-170
49. J.D.Kordatos, G.Fourlaris and G.Papadimitriou (2001) The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 (UNS 31803) duplex Stainless Steel Welds. *Scripta mater.* 44:401-408

50. K. Migiakis, G.D.Papadimitriou (2010) Plasma keyhole welding of UNS S32760 super-duplex stainless steel: microstructure and mechanical properties. *Materials and Manufacturing Processes* 25: 598-605
51. B. Gretoft, L-E Svenson, "Microstructure of duplex stainless weld metals", Svetsaren – A welding review published by ESAB, 02.1986
52. D.E. Nelson, W.A. Baeslack III, J.C. Lippold, "Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography", *Materials Characterization*, Vol. 39 (1997), Issues 2-5, pp. 467-477
53. P. Cizek, B.P. Wynne, W.M. Rainforth, "EBSD investigation of the microstructure and texture characteristics of hot deformed duplex stainless steel", *Journal of Microscopy*, Vol. 222, pp. 85-96
54. T.G. Gooch, P. Woollin, "Metallurgical examination during weld procedure qualification for ferritic-austenitic stainless steels, Proc. Stainless Steel World 99 Conference, pp. 729-738
55. R. Roberti, W. Nicodemi, "Sigma phase formation in two-phase austeno-ferritic stainless steels", Avesta
56. Kwang Min Lee, Hoon Sung Cho and Dap Chun Choi, "Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite", *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 285, Issues 1-2, 30 June 1999, pp. 156-161
57. Henrik Sieurin and Rolf Sandström, "Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205", *Materials Science and Engineering: A*, Volume 418, Issues 1-2, 25 February 2006, pp. 250-256
58. Nilsson J-O, Jonsson p. and Wilson A., "Formation of secondary Austenite in Superduplex Weld Metal and Its dependence on Chemical Composition", Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow UK, TWI, paper 39
59. Koga, S., Inuzuka, M., Nagatani, H., Iwase, T., Masuda, H., Ushio, M. (2000) Study of all position electron beam welding process for pipeline joints. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 5, Number 2: 105-112

60. H. Hemmer, Ø Grong, "Prediction of penetration depths during electron beam welding", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 4 (1999), No. 4, pp. 219-225
61. Dilthey, U., Stein, L. (2006) Multimaterial car body design: challenge for welding and joining. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 11, Issue 2: 135-142
62. Berchmann, Fritz, "Electron Beam Welding of thick-walled pipes", *Welding and Cutting*, Vol. 4, Issue 1, 2005, pp. 6-8.
63. J.S. Ku, N.J.Ho, S.C.Tjong "Properties of electron beam welded SAF 2205 duplex stainless steel", *Journal of Materials Processing Technology* 63 (1997), pp. 770-775
64. Brandi, SD; Padilha, AF, "Joint efficiency of duplex stainless steel DIN W. Nr. 1.4462 (UNS 31803) welded autogeneously by GTAW and electron beam welding processes", 49th International Congress on the Technology of Metals and Materials; Sao Paulo, Brazil, Oct. 1994. Vol. VIII, pp. 391-403, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (Brazil)
65. H. Hemmer, Ø Grong, S.Klokkehaug, "A process model for electron beam welding of duplex stainless steels", *Proc. 6th International Conference on Welding and Melting by Electron and Laser Beams*, pp. 31-38
66. H. Hemmer, Ø Grong, S.Klokkehaug, "A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments: Part II. Application to electron beam welding", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31A, Mid March 2000, pp. 1035-1048
67. R. Hoffmann, T. Schüller, R. Sölch, "Electron-beam welding of the duplex steel grade 1.4462 with the addition of filler metal", *Proc. Stainless Steel World 2001 Conference*, pp. 232-244
68. P. Roguin, "Improved weld microstructure in welding austenitic-ferritic stainless steels", *Welding International* 1998 12 (6), pp. 461-467
69. Zambon, F. Bonollo, "Rapid solidification in laser welding of stainless steels", *Materials Science and Engineering A178* (1994), pp. 203-207

70. C.P. Chen, N.J. Ho, H.L. Huang, "Solidification Microstructures in Laser Welded 2205 Duplex Stainless Steel", Technology Advancements and New Industrial Applications in Welding, Proceedings, TIWC'98, Taiwan International Welding Conference, Taipei, Taiwan; 7-9 Sept. 1998, pp. 291-298
71. El-Batahgy, B. Zaghoul and M. Kutsuna "Comparison between GTA and CO₂ laser beam welding of duplex stainless steel", Proc. Stainless Steel World 99 Conference, pp. 739-749
72. N.A. McPherson, K. Chi, T.N. Baker, "Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser welding process", Journal of Materials Processing Technology Vol. 134 (2003), Issue 2, pp. 174-179
73. N.A. McPherson, H. Samson, T.N. Baker, N. Suarez-Fernandez, "Steel microstructures in autogenous laser welds", Journal of Laser Applications, Vol. 15, No. 4 (Nov. 2003), pp. 200-210
74. Kriran D., Duprez L. "Properties of laser welded SAF 2205", Steel Research International 75 (2004), pp. 829-835
75. Y. Komizo, C.S. Punchon, T.G. Gooch, P.J. Blakeley, "Effects of process parameters on centerline solidification in EB [electron beam] welds, Metal Construction, Vol. 18, No.2 (Feb. 1986), pp. 104R-111R
76. Reddy G.M., Rao, K.S., Sekhar, T. (2008) Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds. Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 13, Issue 4: 363-377
77. F. Bonollo, A. Tiziani, G. Brunoro, F. Zucchi, "Study of stress corrosion behaviour of laser welded superduplex stainless steels", Welding International 1996, 10 (2), pp. 124-127
78. F. Bonollo, G. Brunoro, F. Zucchi, A. Tiziani, "Stress corrosion behaviour of plasma and electron beam welded super duplex stainless steel", Welding International 1997 11 (3), pp. 221-227
79. L. van Nassau, H. meelker, J. Hilkas, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, 1991, Vol. 1., pp. 303-324
80. N. Steindecker, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, 1991, Vol. 1., pp. 1393-1396

81. Mignone A. et al, "Corrosion behaviour of duplex steel obtained by electron beam treatment of AISI 304", 10th International Congress on Metallic Corrosion, Madras, India. Key Engineering Materials, Vol. 20-28, Issue 1-4, pp. 1747-1755.
82. C.T. Kwok, S.L. Fong, F.T. Cheng and H.C. Man, "Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels", Journal of Materials Processing Technology, Volume 176, Issues 1-3, 6 June 2006, pp. 168-178
83. V.S. Moura, L.D. Lima, J.M. Pardal, A.Y. Kina, R.R.A. Corte, S.S.M. Tavares, "Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS31803", Materials Characterization 58 (2008) pp. 1127-1132
84. Gai, X., Sato, Y.S., Kokawa, H., Ichikawa, K. (2002) Ductile-brittle transition of steel electron beam weld metal in small punch test', Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 7, Issue 4: 204-211
85. Lee, Y.-J.; Lee, I.-K.; Wu, S.-C.; Kung, M.-C.; Chou, C.-P. (2007) Effect of post-weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of electron beam welded flow formed maraging steel weldment. Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 12, Number 3: 266-273(8)
86. R.Cervo, P.Ferro, A.Tiziani (2010) Annealing temperature effects on superduplex stainless steel UNS S32750 welded joints: I. Microstructure and partitioning of elements. J Mat Sci 45: 4369-4377
87. R.Cervo, P.Ferro, A.Tiziani, F.Zucchi (2010) Annealing temperature effects on superduplex stainless steel UNS S32750 welded joints: II. Pitting corrosion resistance evaluation. J Mat Sci 45: 4378-4389
88. E. Capello, P. Chiarello, B. Previtali and M. Vedani, "Laser welding and surface treatment of a 22Cr-5Ni-3Mo duplex stainless steel", Materials Science and Engineering A351 (2003), pp. 334-343
89. E. Capello, M. Castelnovo, B. Previtali and M. Vedani, " Surface treatment of welded duplex stainless steels by diode laser", Journal of Laser Applications, Volume 19, No. 3 (August 2007), pp. 133-140
90. Heping Liu, Xianwen Lu and Xuejun Jin (2011) "Phase transformation and mechanical properties in laser continuous heat treatment welds", Materials & Design, Vol. 32, Issue 4, pp. 2269-2276

91. Bernhardsson S, "The corrosion resistance of duplex stainless steels", Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, Les editions de physique, 1991, vol. 1, 185-210
92. Roscoe CV, Grandwell KJ: Proc. Conference Duplex Stainless Steels '86, The Hague, Netherlands Instituut voor Lastechniek, 1986, paper 34, 126-135
93. ASTM G48–03(2009): Standard test method for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferritic chloride solution.
94. TWI document 5632/19/93: Recommended practice for pitting corrosion testing of duplex stainless steels by the use of ferric chloride solution, TWI, June 1993
95. ASTM G150–99(2004): "Electrochemical critical pitting temperature testing of stainless steels"
96. Nicholls JM, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, Vol. 3, paper KIII
97. Dupoiron F, Renaud L, Verneau M, Charles J, Proc. Conference Corrosion '94, Baltimore, NACE, paper 386
98. RN Gunn, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, 1994, paper 32
99. K. Yasuda, K. Tamaki, S. Nakano, K. Kobayashi, N. Nishiyama, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '86, The Hague, Netherlands, Instituut voor Lastechniek, 1986, paper 37, 280-287
100. K. Ume, N. Seki Y. Naganawa, T. Hyodo, K. Satoh, Y. Kuriki, Proc. Conference Corrosion '86, NACE 1986, paper 155
101. N. Sridhar, LH Flasche, J. Kolts, Proc. Conference Corrosion '84, NACE 1984, paper 244
102. TG. Gooch, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, 1991, Vol. 1., 325-346
103. J. Kolts, LH Fasche, DC Agarwal, HM Tawancy, Proc. Conference Corrosion '82, NACE 1982, paper 190

104. RN Gunn, PCJ Anderson, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, 1994, paper 30
105. RA Walker, TG Gooch, British Corrosion Journal, 1991, 26(1), pp. 51
106. L. Odegard, SA Fager, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '91, Beaune, 1991, Vol. 1., 451
107. JM Nicholls, Proc. Conference Duplex Stainless Steels '94, Glasgow, TWI, 1994, Vol. 3, paper KIII
108. TG. Gooch, Proc. Conference Duplex Stainless Steels, St. Luis ASM 1982, 573-602
109. R. Latanision, RW Staehle, Fundamental Aspects of Stress-Corrosion Cracking, Houston, NACE, 1969, 214-307
110. Y. Ishisawa, Inazumi T., Proc. Conference Duplex Stainless Steels '86, The Hague Netherlands, paper 23, 392-398
111. A. Desestret, D. Catelin, P. Soullignac, E. Mirabel, Proc. Conference Corrosion '85, NACE, 1985, paper 229
112. T. Kudo, H. Tsuge, T. Moroisih, Corrosion 45(10), 1989, 831
113. A.W. Bowen and G.M. Leak, Solute diffusion in alpha and gamma iron. Metallurgical and Materials Transactions B, vol.1, No. 6: 1695-1700
114. K.Hirano, M.Cohen and B.L. Averbach (1962) Diffusion of Nickel into Iron. Acta Metallurgica, Vol 9, issue 5: 440-445
115. J.P.Pivot, A.Van Crayenest and D.Calais (1969) Diffusion Chimique dans le systeme Fer-Molybdene. Journal of Nuclear Materials, vol. 31: 342-344
116. P.I Williams, R.G.Faulkner (1987) Chemical volume diffusion coefficients for stainless steel corrosion studies. J Mat Sci 22: 3537-3542
117. C.M.Garzon, A.J.Ramirez (2006) Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless steel. Acta Materialia, 54: 3321-3331

118. I.Calliari, K.Brunelli, M.Zanellato, E.Ramous, R.Bertelli (2009) Microstructural modification during isothermal ageing of a low nickel duplex stainless steel. *J.Mater.Sci* 44: 3764-3769
119. Carlos Mario Garzon, Carlos A.Cerna, Sergio D.Brandi, Antonio Z.Ramirez (2007) The relationship between atomic partitioning and corrosion resistance in the weld heat affected zone microstructures of UNS32304 duplex stainless steel. *J.Mater.Sci* 42: 9021-9029
120. Hua Tan, Yiming Jiang, Bo Deng, tao Sun, Juliang Xu, Jin Li (2009) Effect of Annealing temperature on the pitting corrosion of super duplex stainless steel UNS S32750. *Materials Characterization*, 60: 1049-1054
121. L.Weber, P.J.Uggowitzer (1998) Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steels with respect to nitrogen and nickel content. *Materials Science and Engineering A* 242: 222-229
122. R.Badji, M.Bouabdallah, B.Bacroix, C.Kahloun, K.Bettahar, N.Kherrouba (2008) Effect of solution treatment temperature on the precipitation kinetic of σ -phase in 2205 duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A*, 496: 447-454
123. J. W. Elmer, T. A. Palmer and E. D. Specht (2007) "Direct Observations of Sigma Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38A (3), pp. 464-475
124. J.W. Elmer, S.M. Allen, T.W. Eagar (1989) "Microstructural Development during Solidification of Stainless Steel Alloys", *Metallurgical Transactions A*, 1989, Vol. 20A: 2117-2131
125. I.Calliari, M.ZanESCO, E.Ramous (2006) Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF2205. *J. Mat Sci* 41: 7643-7649
126. ASTM Standard E562–08, "Standard Practice for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count"
127. Ureña, E. Otero, M.V. Utrilla, C.J. Mùnez (2007), "Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding", *Journal of Materials Processing Technology*, 182: 624–631

128. S.S.M.Tavares, V.F.Terra, J.M.Pardal, M.P.Cindra Fonseca (2005) Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803. *J.Mat.Sci* 40: 145-154
129. Emel Taban (2008) Toughness and microstructural analysis of superduplex stainless steel joined by plasma arc welding, *J.Mat.Sci* 43: 4309-4315
130. EN 13445-2, "Unfired Pressure Vessels", Annex B
131. NORSOK Standard M-630 "Material Data Sheets for Piping", Rev. 3, June 2003
132. ASTM G46: "Practice for Examination and Evaluation Pitting Corrosion"
133. Corrosion Tests and Standards, Application and Interpretation, ASTM Publications, 1995
134. Improved Method for ASTM G48 Corrosion Testing of Welds. Nordtest Project No. 1639-03, 22 December 2003
135. ASTM G01–03: "Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens"
136. ASTM G5–94(2004): "Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements"
137. ASTM Standard G61–86(2009), "Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys"

Κατάλογοι

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

- Εικόνα 1: Διάγραμμα Fe-Cr-Ni στο 60% Fe. Η κάθετη γραμμή υποδηλώνει την σύσταση του διπλοφασικού ανοξειδωτού χάλυβα.
- Εικόνα 2: Διακύμανση του ποσοστού φερρίτη με την θερμοκρασία για ορισμένους διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες.
- Εικόνα 3: Καμπύλες για την έναρξη του σχηματισμού φάσης σίγμα από κατεργασία επαναφοράς ή από ισόθερμη βαφή.
- Εικόνα 4: Πιθανά κατακρημνίσματα σε διπλοφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες σε συνάρτηση με την θερμοκρασία.
- Εικόνα 5: Σύγκριση τυπικών ορίων διαρροής διπλοφασικών ανοξειδωτων χαλύβων με ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα 316L σε θερμοκρασίες μεταξύ 25⁰ C και 300⁰ C (πηγή: φύλλα δεδομένων κατασκευαστών).
- Εικόνα 6: Σύγκριση της αντοχής σε κρούση διαφόρων ανοξειδωτων χαλύβων σε θερμοκρασίες από -200⁰ C έως 100⁰ C (πηγή: φύλλα δεδομένων κατασκευαστών).
- Εικόνα 7: Σχέδιο της ένωσης προς συγκόλληση
- Εικόνα 8: Δείγμα συγκόλλησης σωληνωτού προϊόντος με δέσμη ηλεκτρονίων.
- Εικόνα 9: Λεπτομέρεια της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων.
- Εικόνα 10: Μικροδομή συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων (Δοκίμιο πάχους 7 mm). Σημειώνονται οι διάφορες ζώνες.
- Εικόνα 11: Τυπική μικροδομή του μετάλλου βάσης.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 12: Ζώνη τήξης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων. Δοκίμιο πάχους 7 mm. Η περιοχή η οποία περικλείεται από το ορθογώνιο παρουσιάζεται στην εικόνα 13.
Έγχρωμη μεταλλογραφία - Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 13: Λεπτομέρεια της ζώνης τήξης.
Έγχρωμη μεταλλογραφία - Οπτικό μικροσκόπιο

- Εικόνα 14: Ζώνη τήξης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 15: Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) στη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 16: Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) στη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 17: Μεταλλογραφική δομή δείγματος μετά από θερμική κατεργασία. Δοκίμιο πάχους 8 mm.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 18: Μέταλλο βάσης μετά από θερμική κατεργασία.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 19: Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 10 mm.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 20: Συγκόλληση μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 10 mm.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 21: Ζώνη τήξης μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 8 mm.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 22: Ζώνη τήξης μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050⁰ C για μία ώρα και βαφή στο νερό). Πάχος υλικού 8 mm.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

- Εικόνα 23: Περιοχή της ζώνης τήξης της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία (ανόπτηση σε 1050°C για μία ώρα και βαφή στο νερό) η οποία αναλύθηκε με EBSD. Πάχος υλικού 8 mm.
- Εικόνα 24: Χάρτης φάσεων EBSD της περιοχής της εικόνας 23. Φερρίτης (γκρι ανοιχτόχρωμο) και ωστενίτης (γκρι σκούρο).
Δοκίμιο πάχους 8 mm.
- Εικόνα 25: Συγκόλληση μετά από επιφανειακή κατεργασία δέσμης ηλεκτρονίων. Πάχος υλικού 4 mm.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 26: Φερρίτης στην κορυφή της συγκόλλησης. Διακρίνεται η μετάβαση στη μετασχηματισμένη περιοχή.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 27: Περιοχή στην ρίζα της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 28: Ζώνη τήξης της συγκόλλησης δείγματος μετά από επιφανειακή κατεργασία (X100).
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 29: Ζώνη τήξης της συγκόλλησης δείγματος μετά από επιφανειακή κατεργασία (X200).
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 30: Ζώνη τήξης της συγκόλλησης δείγματος μετά από επιφανειακή κατεργασία.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 31: Λεπτομέρεια της μικροδομής της ζώνης τήξης.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 32: Περιοχή της ζώνης τήξης της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία EB η οποία αναλύθηκε με EBSD.
Δοκίμιο πάχους 4 mm.

- Εικόνα 33: Χάρτης φάσεων EBSD της περιοχής της εικόνας 32. Φερρίτης (γκρι ανοιχτόχρωμο) και ωστενίτης (γκρι σκούρο).
Δοκίμιο πάχους 4 mm.
- Εικόνα 34: Θερμικά επηρεασμένη ζώνη της συγκόλλησης δείγματος πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 35: Λεπτομέρεια της εικόνας 34.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 36: Κόκκοι δευτερογενούς ωστενίτη με ζωνώδη υφή στο εσωτερικό και τα όρια των κόκκων φερρίτη της μετασχηματισμένης περιοχής.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 37: Κόκκοι ωστενίτη με ζωνώδη υφή στην μετασχηματισμένη περιοχή.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 38: Κόκκοι ωστενίτη με ζωνώδη υφή στην μετασχηματισμένη περιοχή.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 39: Λεπτομέρεια της εικόνας 38.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 40: Η αντίστοιχη εικόνα 39 από οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια (BES).
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 41: Προφίλ μικροσκληρότητας κατά πλάτος του μετάλλου βάσης, της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και της ζώνης τήξης, σε συγκόλληση ως έχει (as-welded)
- Εικόνα 42: Ίχνη των μετρήσεων μικροσκληρότητας στην μικροδομή της συγκόλλησης
Οπτικό μικροσκόπιο

- Εικόνα 43: Ίχνη των μετρήσεων μικροσκληρότητας στην μικροδομή της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 44: Ίχνη των μετρήσεων μικροσκληρότητας στην μικροδομή της συγκόλλησης μετά από θερμική κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 45: Τυπικό δοκίμιο εφελκυσμού από καθαρό μέταλλο συγκόλλησης (all weld metal).
- Εικόνα 46: Θέση και προσανατολισμός των δοκιμίων εφελκυσμού σε σχέση με την συγκόλληση.
- Εικόνα 47: Θέση και προσανατολισμός των δοκιμίων Charpy σε σχέση με την συγκόλληση. Τα βέλη δείχνουν την θέση της εγκοπής στην πάνω επιφάνεια της συγκόλλησης καθώς και στη ρίζα στην περίπτωση των συγκολλήσεων μετά από επιφανειακή κατεργασία.
- Εικόνα 48: Δοκίμιο Charpy όπου φαίνεται η εγκοπή σε σχέση με την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων.
- Εικόνα 49: Διάγραμμα αποτελεσμάτων αντοχής σε κρούση Charpy V-notch της συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων (EBW) συγκρινόμενη με το μέταλλο βάσης (SAF 2205), την συγκόλληση μετά από θερμική κατεργασία (EBW HT), την συγκόλληση μετά από επιφανειακή κατεργασία (EBW ST) καθώς και τη ρίζα της συγκόλλησης μετά από επιφανειακή κατεργασία (EBW ST Root).
- Εικόνα 50: Επιφάνεια θραύσης του μετάλλου βάσης στους -20° C. Όλκιμη θραύση.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 51: Επιφάνεια θραύσης στους -80° C. Όλκιμη θραύση.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης
- Εικόνα 52: Λεπτομέρεια της εικόνας 51.
Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 53: Επιφάνεια θραύσης του μετάλλου βάσης στους -20° C. Περιοχή κοντά στην εγκοπή με χαρακτηριστικά ψαθυρής θραύσης (επίπεδα σχισμού) και μικρές εμφανίσεις όλκιμων πτυχώσεων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 54: Λεπτομέρεια της εικόνας 53.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 55: Επιφάνεια θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -20° C. Ψαθυρή θραύση με επίπεδα σχισμού.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 56: Επιφάνεια θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -20° C. Λεπτομέρεια των επιπέδων σχισμού.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 57: Γενική άποψη της θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10° C. Φαίνεται καθαρά η ψαθυρή θραύση με έντονες ρωγμές και απόσπαση μεγάλων κόκκων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 58: Λεπτομέρεια της θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10° C.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 59: Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10° C. Φαίνονται τα επίπεδα σχισμού διαφορετικών κατευθύνσεων καθώς και βαθιές περικρυσταλλικές ρωγμές και απόσπαση μεγάλων κόκκων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 60: Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους -10° C. Φαίνονται κρατήρες (dimples) όλκιμης θραύσης πολύ μικρού μεγέθους.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 61: Επιφάνεια θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους 0⁰ C. Φαίνονται οι δύο μηχανισμοί θραύσης: σύνδεση μικροκενών σε κρατήρες και διάτμηση.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 62: Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 7mm στους 0⁰ C. Φαίνονται τα επίπεδα σχισμού διαφορετικών κατευθύνσεων καθώς και περικρυσταλλική ρωγμάτωση και απόσπαση κόκκων.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 63: Επιφάνεια θραύσης της συγκόλλησης πάχους 10 mm μετά από θερμική κατεργασία σε φούρνο, στους -20⁰ C. Όλκιμη θραύση.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 64: Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία, στους -20⁰ C. Φαίνονται κρατήρες (dimples) όλκιμης θραύσης πολύ μικρού μεγέθους.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 65: Λεπτομέρεια από περιοχή της επιφάνειας θραύσης συγκόλλησης πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία, στους -193⁰ C. Ψαθυρή θραύση.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης

Εικόνα 66: Δοκίμιο AW1, συγκόλληση πάχους 7 mm ως έχει. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης. Φαίνονται καθαρά οι βελονισμοί σε όλη την ζώνη τήξης.

Οπτικό μικροσκόπιο

Εικόνα 67: Δοκίμιο HT1, συγκόλληση πάχους 8 mm μετά από θερμική κατεργασία. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης. Απουσία βελονισμών.

Οπτικό μικροσκόπιο

Εικόνα 68: Δοκίμιο AW1, συγκόλληση πάχους 7 mm ως έχει. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά. Φαίνονται έντονα οι βελονισμοί στο ανώτερο μισό της συγκόλλησης και στην ρίζα.

- Εικόνα 69: Δοκίμιο HT1, συγκόλληση πάχους 8 mm μετά από θερμική κατεργασία. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά. Απουσία βελονισμών.
- Εικόνα 70: Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά. Εμφάνιση βελονισμών στο ανώτερο τμήμα της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη).
- Εικόνα 71: Δοκίμιο ST1, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης. Έντονα διαβρωμένες επιφάνειες στο ανώτερο τμήμα της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη).
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 72: Δοκίμιο ST1, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Άποψη σε δυο μέρη του ανώτερου τμήματος της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη) όπου διακρίνεται εκτεταμένη διάβρωση.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 73: Δοκίμιο ST2, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Άποψη σε δυο μέρη του ανώτερου τμήματος της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη) το οποίο παρουσιάζει περικρυσταλλική διάβρωση στα όρια των επιμήκων κόκκων φερρίτη.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 74: Δοκίμιο ST2, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Λεπτομέρεια της εικόνας 73. Διακρίνεται καθαρά η περικρυσταλλική διάβρωση στα όρια των κόκκων φερρίτη.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 75: Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Άποψη σε δυο μέρη του ανώτερου τμήματος της συγκόλλησης (κάλυμμα φερρίτη) όπου διακρίνεται εκτεταμένη διάβρωση.
Οπτικό μικροσκόπιο

- Εικόνα 76: Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Μεγάλος βελονισμός κοντά στο ανώτερο τμήμα της συγκόλλησης.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 77 Δοκίμιο ST3, συγκόλληση πάχους 4 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Βελονισμοί κοντά στην ρίζα της συγκόλλησης.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 78 Η ρίζα των συγκολλήσεων στα δοκίμια ST1-3.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 79 Δοκίμιο STM1. Επιθεώρηση με διεισδυτικά υγρά.
- Εικόνα 80 Δοκίμιο STM1, συγκόλληση πάχους 3 mm μετά από επιφανειακή κατεργασία και μηχανουργική αφαίρεση του καλύμματος φερρίτη. Οι λευκές γραμμές υποδεικνύουν τα όρια της συγκόλλησης.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 81 Δοκίμιο STM1. Ενδείξεις περικρυσταλλικής διάβρωσης στην φερριτική περιοχή της συγκόλλησης. Η περιοχή η οποία περικλείεται από το ορθογώνιο παρουσιάζεται σε μεγέθυνση.
Οπτικό μικροσκόπιο
- Εικόνα 82 Χαρακτηριστική καμπύλη κυκλικής πόλωσης με βρόχο “αρνητικής” υστέρησης ως ένδειξη πιθανής εντοπισμένης διάβρωσης. Η τιμή E_{pit} υποδεικνύει το δυναμικό όπου αρχίζει η διάβρωση με βελονισμό. Η τιμή E_{prot} υποδεικνύει το δυναμικό κάτω από το οποίο δεν αναπτύσσονται πλέον οπές διάβρωσης. Φαίνεται επίσης το δυναμικό διάβρωσης E_{corr} .
- Εικόνα 83 Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης κράματος SAF 2205 σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Εικόνα 84 Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.

- Εικόνα 85 Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων έπειτα από θερμική κατεργασία σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Εικόνα 86 Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Εικόνα 87 Διάγραμμα κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων και αφαίρεση του καλύμματος φερρίτη, σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Εικόνα 88 Σύγκριση κυκλικής ποτενσιοδυναμικής πόλωσης συγκόλλησης όλων των τύπων των συγκολλήσεων σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
AW = συγκόλληση ως έχει, HT = συγκόλληση έπειτα από θερμική κατεργασία σε φούρνο κενού, ST = συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

- Πίνακας 1: Χημική σύσταση και τυπικές φυσικές ιδιότητες του ανοξείδωτου χάλυβα duplex SAF 2205 (WNr. 1.4462) όπως αυτές δίνονται από τον κατασκευαστή.
- Πίνακας 2: Παράμετροι οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν κατά την συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων.
- Πίνακας 3: Παράμετροι οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν κατά την επιφανειακή κατεργασία των συγκολλήσεων με δέσμη ηλεκτρονίων σε δοκίμια 4 mm.
- Πίνακας 4: Ποσοτική ανάλυση του ποσοστού των φάσεων στο μέταλλο βάσης και στη ζώνη τήξης της συγκόλλησης ως έχει, μετά από θερμική κατεργασία και μετά από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, χρησιμοποιώντας ποσοτική μεταλλογραφία και ανάλυση EBSD.
- Πίνακας 5: Μέση χημική σύσταση (%κ.β.) των φάσεων του φερρίτη και ωστενίτη α) στο μέταλλο βάσης όπως παρελήφθη, β) στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων και γ) στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης η οποία έχει υποστεί θερμική κατεργασία στους 1050⁰ C για μία ώρα και έπειτα βαφή σε νερό.
- Πίνακας 6: Μέση χημική σύσταση (%κ.β.) των φάσεων του φερρίτη και ωστενίτη προσδιορισμένη με μικροανάλυση EDS στη ζώνη τήξης της επιφανειακά κατεργασμένης συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων.
- Πίνακας 7: Χημική σύσταση του φερρίτη (δ) και του ωστενίτη (γ) στην μετασχηματισμένη ζώνη δείγματος το οποίο έχει υποστεί συγκόλληση και επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων. Οι αναλύσεις πραγματοποιήθηκαν στις περιοχές οι οποίες υποδεικνύονται με τον σταυρό.
- Πίνακας 8: Αποτελέσματα των δοκιμών αντοχής σε εφελκυσμό σε θερμοκρασία δωματίου, των συγκολλήσεων πριν και μετά από θερμική και επιφανειακή κατεργασία.

- Πίνακας 9: Αποτελέσματα των δοκιμών αντοχής σε διάβρωση με βελονισμούς συγκολλημένου δοκιμίου, το οποίο έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων, σύμφωνα με το πρότυπο ASTM G48.
- Πίνακας 10: Τιμές διάβρωσης για το 2205 σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Πίνακας 11: Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων (AW) σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Πίνακας 12: Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση έπειτα από θερμική κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων (HT) σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Πίνακας 13: Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων (ST) σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Πίνακας 14: Τιμές διάβρωσης για την συγκόλληση έπειτα από επιφανειακή κατεργασία με δέσμη ηλεκτρονίων και αφαίρεση του καλύμματος φερρίτη (STM), σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C.
- Πίνακας 15: Συγκριτικές τιμές διάβρωσης σε διάλυμα 3.5% NaCl στους 25°C, για όλους τους τύπους των συγκολλήσεων της εικόνας 88.

Βιογραφικό σημείωμα

Επαγγελματική Εμπειρία

01.04.2011 –

Ελληνική Αεροπορική Βιομηχανία (ΕΑΒ), Διεύθυνση Μελετών, Έρευνας, Σχεδίασης & Ανάπτυξης, Τομέας Ειδικών Διεργασιών & Εργαστηρίων Προϊστάμενος Τομέα

20.09.2010 – 31.03.2011

Ελληνική Αεροπορική Βιομηχανία (ΕΑΒ), Διεύθυνση Αεροκινητήρων, Τομέας Προγραμματισμού & Ελέγχου Παραγωγής Αεροκινητήρων, Προϊστάμενος Τομέα

01.09.1994 – 19.09.2010

Ελληνική Αεροπορική Βιομηχανία (ΕΑΒ), Διεύθυνση Μελετών Υποστήριξης Παραγωγής, Τομέας Ειδικών Διεργασιών & Εργαστηρίων Μηχανικός Συγκολλήσεων

2003 –

Πραγματογνωμοσύνες – Έλεγχοι υλικών για τη βιομηχανία και τη ναυτιλία

Σπουδές

2004 – 2012

Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών

Διδακτορική διατριβή (PhD) με αντικείμενο τις συγκολλήσεις μετάλλων
Τίτλος διατριβής: “Συγκόλληση και επιφανειακή κατεργασία διπλοφασικού ανοξείδωτου χάλυβα 2205 με δέσμη ηλεκτρονίων”

1990 – 1991

Brunel University, Department of Materials Technology, U.K.

Μεταπτυχιακές σπουδές (MPhil) με αντικείμενο τις συγκολλήσεις μετάλλων
Τίτλος διατριβής: “Use of Flux-cored Wire in Submerged Arc Welding”

1985 – 1990

Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών

Δίπλωμα με βαθμό 7.87

Σεμινάρια & Επιμόρφωση

- Εκπαίδευση στον προγραμματισμό και χειρισμό μηχανήματος συγκόλλησης δέσμης ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding), 1994
- Εκπαίδευση στην εταιρεία "AIA Bordeaux" – Γαλλία, Επίσκευές αεροπορικού υλικού με συγκόλληση δέσμης ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding), 13 Νοεμβρίου - 3 Δεκεμβρίου 1994
- Εκπαίδευση στον προγραμματισμό και χειρισμό μηχανήματος αυτόματης συγκόλλησης TIG/Plasma, 1996
- Εκπαίδευση στην εταιρεία "Sochata" – Γαλλία, Επίσκευές αεροπορικού υλικού με αυτόματη μηχανή συγκόλλησης TIG/Plasma, 16 - 22 Ιουνίου 1996
- Εκπαίδευση στην εταιρεία "IPSEN International GmbH", σε θέματα θερμικών κατεργασιών και συγκολλήσεων σε φούρνο κενού (*Vacuum Heat Treatment - Vacuum Brazing*), 18-20 Νοεμβρίου 1997
- Σεμινάριο Εσωτερικών Επιθεωρήσεων "*QMS Internal Auditor*" (in association with ISO 9001:2000), Bureau Veritas Quality International. IRCA QMS Internal Auditor, 10-11 Ιουνίου 2002
- Σεμινάριο "*Superalloys for Heavy-Duty and Aircraft-Type Gas Turbines*" Ολλανδία, 7-10 Οκτωβρίου 2002
- Εκπαίδευση σε Μη Καταστροφικό Έλεγχο με Ραδιογραφία (Level I), 02-09 Δεκεμβρίου 2002
- Σεμινάριο "*Effective Repair of Gas Turbine Components—Turbine Forum 2009*" Νίκαια, Γαλλία, 22-24 Απριλίου 2009
- Εκπαίδευση για την απόκτηση του διπλώματος Διεθνούς Μηχανικού Συγκολλήσεων (International Welding Engineer, IWE) 13 Ιανουαρίου-16 Ιουλίου 2012

Συμμετοχή σε ερευνητικά προγράμματα

- Σύμβουλος τεχνολογιών συγκόλλησης στα πλαίσια του ευρωπαϊκού προγράμματος *Eco-Design* (ανάπτυξη οικολογικού αεροσκάφους)
- Σύμβουλος τεχνολογιών συγκόλλησης στα πλαίσια του ευρωπαϊκού προγράμματος *nEUROn* (ανάπτυξη μη επανδρωμένου μαχητικού αεροσκάφους)

Δημοσιεύσεις

- V. Stergiou, G.D. Papadimitriou, “Effect of an electron beam surface treatment on the microstructure and mechanical properties of SAF 2205 joints produced with electron beam welding”, Journal of Materials Science: Volume 47, Issue 5 (2012), Page 2110-2121, DOI 10.1007/s10853-011-6011-9
- V. Stergiou, G.D. Papadimitriou, D. Sioulas, “Pitting and localised corrosion resistance of electron beam welded and surface treated duplex stainless steel”, Submitted to Materials and Corrosion (2012)
- V. Stergiou, P. Skarvelis, A. Rokanopoulou, “Welding of modern aluminum alloys 2139 and 2198 using electron beam welding– Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance”, 4th Hellenic Conference on Metallic Materials, Thessaloniki, Nov. 4-5, 2010.
- A.D. Zervaki, G.N. Haidemenopoulos, V. Stergiou and S.G.Lambrakos, “Basis functions and parametrizations for inverse analysis of welding processes”, 9th International Seminar on Numerical Analysis of Weldability, Graz-Seggau, Austria, Sept. 28-30, 2009.
- A. D. Zervaki, G. N. Haidemenopoulos, V. Stergiou and S.G. Lambrakos, “Prediction of Hardness Profile in the HAZ of Laser and Electron Beam Al welds”, EUROMAT Glasgow, Sept. 7-10, 2009.