

Επίδραση Της Διάβρωσης Στην Θραύση Συγκολλήσεων Χάλυβα Με Laser

Αλέξανδρος Α. Καπετανγιώργης, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών,
Πανεπιστημίου Πελοποννήσου, Πάτρα, Ελλάδα. mech22133@go.uop.gr

Περίληψη

Τα τελευταία χρόνια σε πολλές κατασκευές οι συνδέσεις δομικών μελών πραγματοποιείται με συγκολλήσεις. Μια μέθοδος που έχει ευρεία επιλογή τις τελευταίες δεκαετίες ιδιαίτερα στις μεταλλικές κατασκευές, στην αεροδιαστημική, την ναυπηγική και στην αυτοκινητοβιομηχανία είναι οι συγκολλήσεις laser. Οι συγκεκριμένες συγκολλήσεις ανήκουν στην κατηγορία των συγκολλήσεων υψηλής ενεργειακής πυκνότητας και χαρακτηρίζονται από μικρή θερμικά επηρεασμένη ζώνη και υψηλή ακρίβεια. Στην παρούσα εργασία θα αναλυθεί η επίδραση της διάβρωσης στην θραύση των συγκολλήσεων χάλυβα με laser. Η διάβρωση στις συγκολλήσεις συνεπάγεται υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού, η οποία εμφανίζεται στην ραφή συγκόλλησης ή στην γύρω περιοχή λόγω χημικών ή ηλεκτροχημικών αντιδράσεων με το περιβάλλον. Αυτό το φαινόμενο εμφανίζεται συχνά επειδή η συγκόλληση μεταβάλλει τη μικροδομή και τη χημική σύσταση του μετάλλου, κάνοντας το πιο ευάλωτο. Η επιρροή της διάβρωσης είναι η αιτία για πρόωρη αστοχία. Πιο συγκεκριμένα η διάβρωση προκαλεί τοπική απώλεια υλικού δημιουργώντας στην επιφάνεια εσοχές και προεξοχές στις οποίες παρατηρείται συσσώρευση τάσεων με αποτέλεσμα να ξεπεραστεί το όριο θραύσης και να δημιουργηθεί μια μικρορωγμή. Σε κάθε κύκλο φόρτισης οι μικρορωγμές διαδίδονται και ύστερα από έναν ορισμένο αριθμό φορτίσεων έχουμε ένωση μικρορωγμών και δημιουργία μακροσκοπικής ρωγμής η οποία θα οδηγήσει στην αστοχία του υλικού.

1. Εισαγωγή

Η μέθοδος συγκόλλησης με laser άρχισε να αναπτύσσεται την δεκαετία του 70 με χρήση CO₂ με στόχο την μείωση κινδύνου εμφάνισης παραμορφώσεων και την υψηλή παραγωγικότητα [1]. Η συγκόλληση με δέσμη laser βρίσκει ευρεία εφαρμογή στη βιομηχανία λόγω της υψηλής ενεργειακής πυκνότητας της δέσμης, της μεγάλης ακρίβειας και της περιορισμένης ζώνης θερμικής επίδρασης που χαρακτηρίζει την διεργασία. Στην περίπτωση των χαλύβδινων κατασκευών, η συγκεκριμένη μέθοδος συγκόλλησης προσφέρει σημαντικά πλεονεκτήματα, όπως μικρές θερμικές παραμορφώσεις, υψηλή ταχύτητα συγκόλλησης και καλή μηχανική απόδοση της ραφής συγκόλλησης. Ωστόσο, η παρουσία της έντονης και τοπικής συγκεντρωμένης θερμότητας που αναπτύσσεται κατά την συγκόλληση οδηγεί σε ταχεία τήξη και στερεοποίηση του υλικού συγκόλλησης, καθώς και σε σημαντικές μικροδομικές μεταβολές στην θερμική ζώνη. Αυτές οι μεταβολές μπορεί να οδηγούν σε αλλαγή στη φασική σύσταση, διαφοροποίηση του μεγέθους των κόκκων και ανάπτυξη εσωτερικών υπολειμματικών τάσεων. Με αποτέλεσμα την διαφοροποίησης της μηχανικής συμπεριφοράς της συγκόλλησης [2,3,4,5].

Τυπικοί μηχανισμοί θραύσης που παρατηρούνται στις συγκολλήσεις laser σε χάλυβα περιλαμβάνουν την όλκιμη θραύση, η οποία συνοδεύεται από σημαντική πλαστική παραμόρφωση, καθώς και την ψαθυρή θραύση την οποία την χαρακτηρίζει η αιφνιδιαστική αστοχία με περιορισμένη ή και καθόλου την πλαστική παραμόρφωση. Λόγω της ανομοιογενούς μικροδομής και της συγκέντρωσης τάσεων στην ζώνη θερμικής επίδρασης παρατηρείται στην συγκεκριμένη περιοχή η θραύση. Ένας παράγοντας που επιδεινώνει σημαντικά την μηχανική συμπεριφορά και τους μηχανισμούς θραύσης των συγκολλήσεων laser είναι η έκθεση τους σε διαβρωτικό περιβάλλον. Η διάβρωση μπορεί να οδηγήσει σε τοπική απώλεια υλικού, δημιουργία κοιλοτήτων και ανάπτυξη γαλβανικών ζευγών μεταξύ διαφορετικών μικροδομικών περιοχών της συγκόλλησης και του βασικού μετάλλου. Οι διεργασίες αυτές προκαλούν αύξηση των τοπικών τάσεων με αποτέλεσμα να επιτυγχάνουν την έναρξη και την διάδοση ρωγμών μειώνοντας την αντοχή και την διάρκεια ζωής των συγκολλημένων μελών [5,6].

Στο πλαίσιο αυτό η παρούσα εργασία εστιάζει στη μελέτη της επίδρασης της διάβρωσης στην θραύση συγκολλήσεων laser σε χαλύβδινα υλικά. Μέσω της ανάλυσης επιλεγμένων επιστημονικών μελετών, διερευνώνται οι μηχανισμοί με τους οποίους η διάβρωση επηρεάζει τη μικροδομή, τις μηχανικές ιδιότητες και τη συμπεριφορά θραύσης των συγκολλήσεων, με στόχο την καλύτερη κατανόηση των παραμέτρων που καθορίζουν την αξιοπιστία και τη μακροχρόνια απόδοση των συγκολλημένων χαλύβδινων κατασκευών. Η υλοποίηση της εργασίας βασίζεται σε πειραματικές μελέτες και χωρίζεται σε τρία στάδια. Αρχικά, αναλύεται η επιρροή της μικροδομής λόγω της διάβρωσης. Σε δεύτερο επίπεδο αναλύεται η συμπεριφορά διάβρωσης του χάλυβα συγκόλλησης και τέλος, μελετάται η ολική συμπεριφορά διάβρωσης στην συγκόλληση.

2. Υλικά πειράματος

Η υλοποίηση της εργασίας έχει βασιστεί σε ένα πείραμα. Στο πείραμα τα δοκίμια που έχουν επιλεγθεί είναι από ανοξείδωτο χάλυβα 316L τα οποία έχουν υποστεί μηχανική ηλεκτρική εκκένωση προκειμένου να κοπούν. Όλα τα δοκίμια μεταξύ τους είναι παρόμοια και έχουν διαστάσεις (200x50x0.6) mm.

Ο εξοπλισμός του πειράματος χρησιμοποιεί laser YAG 4kW και σύστημα συγκόλλησης Slab CO₂ 5kW. Στην συγκόλληση Slab CO₂ χρησιμοποιείται laser τύπου HL4006D με παράμετρο δέσμης 25mm*m*rad, γωνία απόκλισης δέσμης 41,67 m*rad, διάμετρο σημείου 600μm και εστιακό μήκος 200mm. Το laser CO₂ παράγεται από laser CO₂ τύπου DC050 5kW Slab με συντελεστή ποιότητας δέσμης τουλάχιστον 0,9, η απόκλιση της δέσμης είναι πολύ μικρή και η διάμετρος του σημείου είναι 300μm.

Τέλος για την απολίπανση γίνεται η χρήση υπερήχων σε ακετόνη ενώ γίνεται χρήση αργού για προστατευτικό αέριο στην συγκόλληση YAG και χρήση μείγματος ηλίου και αργού για προστατευτικό αέριο στην συγκόλληση Slab CO₂. [7]

3. Μεθοδολογία

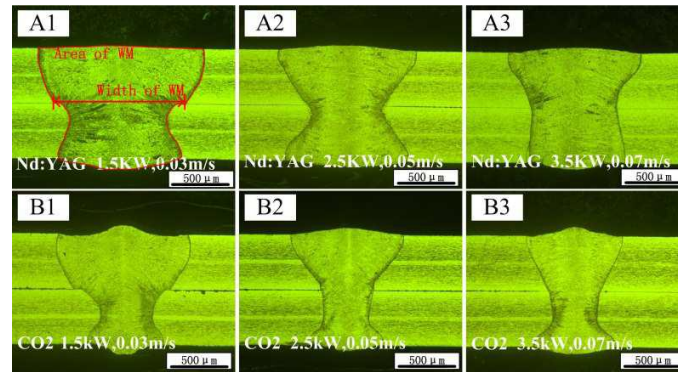
Για την προετοιμασία των δοκιμίων από τις συγκολλήσεις έχει χρησιμοποιηθεί ηλεκτροδιάβρωση με σύρμα wire-cut EDM. Η επιφανειακή τους κατεργασία περιλαμβάνει διαδοχική λείανση με υαλόχαρτα SiC έως 2000 grit και τελική στίλβωση με πάστα διαμαντιού 2,5μm. Στην συνέχεια σε πρώτο στάδιο πραγματοποιείται ο καθαρισμός των δοκιμίων με αλκοόλη και απιονισμένο νερό και σε δεύτερο στάδιο ακολουθεί η εμβάπτιση του σε διάλυμα χλωρίου σιδήρου και υδροχλωρικού οξέος (30ml HCl + 10g FeCl₃ + 120ml H₂O) για την αποκάλυψη της μικροδομής, η οποία έχει μελετηθεί μέσω οπτικής και ηλεκτρονικής σάρωσης. Οι ηλεκτροχημικές μετρήσεις διεξήχθησαν σε κυψέλη τριών ηλεκτροδίων σε διάλυμα 3,5% NaCl σε θερμοκρασία 25°C. Η καταγραφή των καμπυλών πόλωσης έχει πραγματοποιηθεί με ρυθμό σάρωσης 5 mV/s σε εύρος δυναμικού από -3V έως +3V.[7]

4. Αποτελέσματα

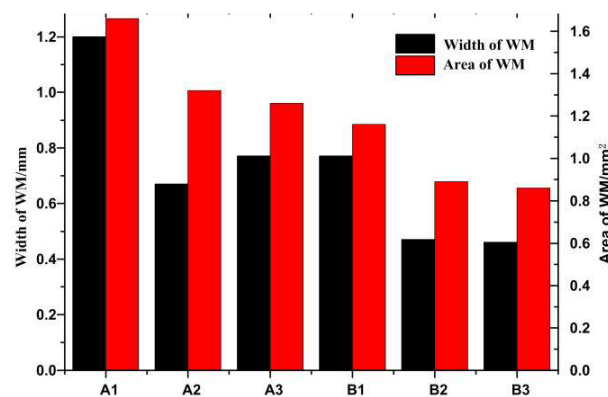
4.1 Επιρροή της μικροδομής λόγω διάβρωσης

Στην παρούσα ενότητα θα μελετηθεί με την βοήθεια ενός πειράματος η επιρροή της μικροδομής των συγκολλήσεων laser λόγω της διάβρωσης. Για την καλύτερη κατανόηση στο σχήμα 1 παρουσιάζεται η μικροδομή της διατομής των συγκολλήσεων του πειράματος και στο σχήμα 2 οι τιμές του ενεργού μέσου. Με βάση το σχήμα 1 παρατηρείται ότι υπό τις ίδιες συνθήκες θερμικής εισροής το ενεργό μέσο του laser YAG εμφανίζεται μεγαλύτερο. Για τον προσδιορισμό του πλάσματος και τις επιφάνειες του ενεργού μέσου χρησιμοποιήθηκε οπτικό μικροσκόπιο, όπως υποδεικνύεται από την κόκκινη γραμμή [7]. Η θερμική συμπεριφορά της συγκόλλησης με laser YAG διαφοροποιείται από εκείνη του laser Slab CO₂, εξαιτίας της επίδρασης του πλάσματος [8]. Για τον λόγο αυτό στο προς μελέτη πείραμα χρησιμοποιήθηκε μίγμα ηλίου και αργού ως προστατευτικό αέριο τόσο στην επιφάνεια όσο και στην πίσω πλευρά των δοκιμίων, προκειμένου να αποτραπεί ο σχηματισμός πλάσματος κατά τη συγκόλληση με laser Slab CO₂. Με την αύξηση της ισχύος του laser και της ταχύτητας συγκόλλησης, το πλάτος και η επιφάνεια του ενεργού μέσου μειώνονται προοδευτικά, καθώς η υψηλότερη ταχύτητα

συγκόλλησης οδηγεί σε σημαντικά μικρότερη απορρόφηση ενέργειας από το βασικό μέταλλο, όταν η ενέργεια παραμένει σταθερή. Παρόλα αυτά για τις ίδιες τιμές ισχύος laser και ταχύτητας συγκόλλησης το πλάτος και η επιφάνεια του ενεργού μέσου που παράγεται με laser YAG είναι σαφώς μεγαλύτερα από εκείνα του laser Slab CO₂. [7]



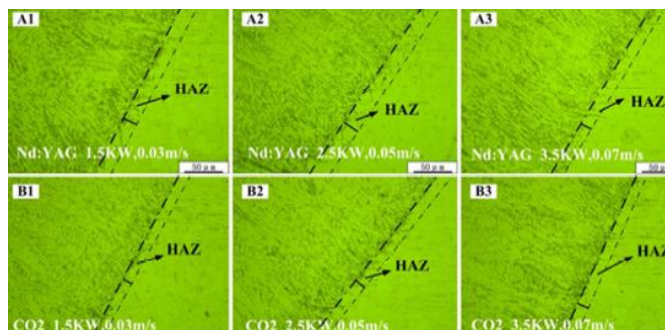
Σχήμα 1: μικροδομή διατομής συγκολλήσεων



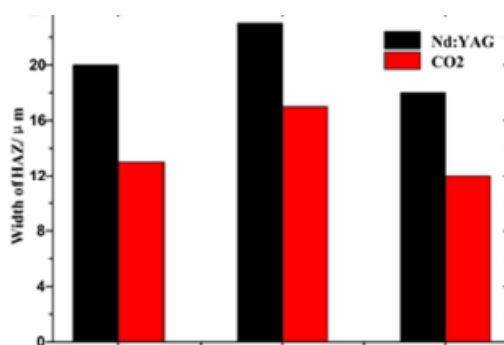
Σχήμα 2: τιμές ενεργού μέσου

Οι διαφοροποιήσεις αυτές σχετίζονται με τις ιδιότητες εστίασης του ίδιου του laser. Όσο χαμηλότερη είναι η τιμή του προϊόντος παραμέτρου δέσμης, τόσο αποτελεσματικότερη καθίσταται η εστίαση, οδηγώντας στον σχηματισμό μικρότερης και πιο συμμετρικής κηλίδας εστίασης. Με τον τρόπο αυτό επιτυγχάνεται υψηλότερη πυκνότητα ενέργειας, ακόμα και με συγκριτικά μικρότερη ισχύ laser [9,10].

Στην εικόνα 3 φαίνεται η μορφολογία της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης. Ενώ στην εικόνα 4 φαίνεται η περίπτωση που το πλάτος της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης είναι πολύ στενό και μετράται με μικροσκόπιο.



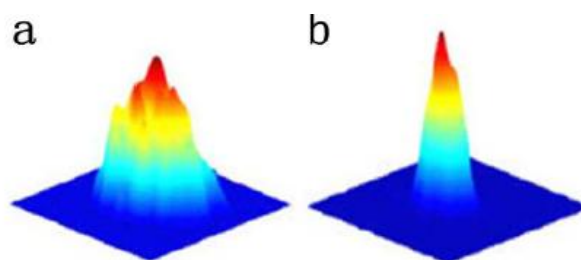
Σχήμα 3: μορφολογία HAZ



Σχήμα 4: πλάτος HAZ

Αυτό που παρατηρείται είναι ότι το πλάτος της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης παρουσιάζει αρχικά αύξηση και στην συνέχεια μείωση καθώς αυξάνεται η ισχύς του laser και η ταχύτητα συγκόλλησης. Στο εύρος παραμέτρων από $P=1.5 \text{ KW}$ και $V=0.03 \text{ m/sec}$ έως $P=2.5 \text{ KW}$ και $V=0.05 \text{ m/sec}$, η ισχύς του laser αποτελεί τον κυρίαρχο παράγοντα που καθορίζει τα χαρακτηριστικά της συγκόλλησης, οδηγώντας σε διεύρυνση της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης με την αύξηση της. Ωστόσο σε υψηλότερες τιμές των παραμέτρων συγκόλλησης, ο αυξημένος ρυθμός ψύξης της συγκολλητικής ένωσης συμβάλλει στον περιορισμό του πλάτους της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης [7]. Είναι γενικά αποδεκτό ότι η μικροδομή της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης επηρεάζεται από την εισροή θερμότητας, η χαμηλότερη εισροή θερμότητας θα έχει ως αποτέλεσμα στενότερο πλάτος θερμικής επηρεαζόμενης ζώνης [11,12].

Το βασικό μέταλλο απορροφά περισσότερο ποσοστό ενέργειας από το laser YAG, με αποτέλεσμα η λιωμένη λίμνη του laser να έχει χαμηλότερο ρυθμό ψύξης. Η συνθήκη αυτή επιτρέπει στην ανακρυστάλλωση να εξελιχθεί για μεγαλύτερο χρονικό διάστημα, διευρύνοντας την θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη και ευνοώντας τον σχηματισμό αυξημένης ποσότητας φερρίτη στα όρια των κόκκων του ωστενίτη [12,13]. Με βάση τις εικόνες 3 και 5 αποδεικνύεται ότι ο κόκκος κοντά στη γραμμή σύντηξης είναι ένας σχετικά μικρός στήλης δενδρίτης, η κατεύθυνση ανάπτυξης είναι κάθετη προς τη γραμμή σύντηξης και το μέγεθος αυξάνεται σταδιακά από τη γραμμή σύντηξης προς το ενεργό μέσο. Τα παραπάνω φαινόμενα καταδεικνύουν ότι η διεύθυνση της μέγιστης θερμοκρασιακής μεταβολής είναι κάθετη στη γραμμή σύντηξης, ενώ η θερμοκρασιακή κλίση μεταβάλλεται προοδευτικά. Παράλληλα ο αυξημένος ρυθμός ψύξης περιορίζει τα φαινόμενα διάχυσης κατά τη φασική μετατροπή, οδηγώντας στον σχηματισμό συμπαγούς φερρίτη στην περιοχή πλησίον της γραμμής σύντηξης [14].



Σχήμα 5: αποτελέσματα πειράματος

Όσο αυξάνεται η απορρόφηση ενέργειας του laser από το υλικό, τόσο μειώνεται η ταχύτητα ψύξης. Ο ταχύτερος ρυθμός ψύξης σημαίνει ότι ο μικρότερος χρόνος στερεοποίησης προκαλεί μικρότερη τιμή της απόστασης των κλαδιών των δενδριτών (DAS) και της απόστασης των δευτερευόντων κλαδιών των δενδριτών (SDAS), με την οποία μπορεί να συγκριθεί ο ρυθμός ψύξης. Η σχέση μεταξύ DAS, SDAS και του ρυθμού ψύξης εκφράζεται από τις εξής εξισώσεις:

$$DAS = K' \times T^{-m}$$

$$SDAS = K \times T^{-n}$$

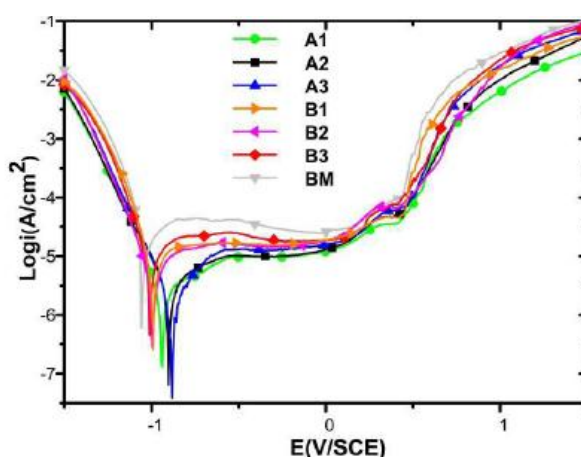
Όπου T είναι ο ρυθμός ψύξης, m και n σημαίνουν δύο σταθερούς συντελεστές. Όταν τα DAS και SDAS είναι μεγαλύτερα, ο ρυθμός στερεοποίησης είναι πιο αργός [15]. Η ισοαξονική δομή στο κέντρο του

ενεργού μέσου ελέγχεται από την αναλογία G:R, όπου G είναι η θερμική κλίση και R είναι ο ρυθμός στερεοποίησης. Ο σχηματισμός ισοαξονικών κόκκων κατά το μήκος της κεντρικής γραμμής της συγκόλλησης ευνοείται όταν ο ρυθμός στερεοποίησης του κέντρου συγκόλλησης με ακτίνα laser είναι υψηλός [14].

Όταν υπάρχει η ίδια ταχύτητα συγκόλλησης, όσο μεγαλύτερη είναι η πυκνότητα ενέργειας, τόσο μικρότερη είναι η διαφορά θερμοκρασίας και τόσο πιο αργός είναι ο ρυθμός ψύξης [16]. Έτσι, συμπεραίνεται ότι σχηματίζεται χονδρόκοκκος ισοαξονικός δένδριτικός στο κέντρο του laser λόγω της μικρής θερμοκρασιακής κλίσης και του μικρού ρυθμού ψύξης.

4.2 Συμπεριφορά διάβρωσης του χάλυβα συγκόλλησης

Προκειμένου να αναλυθεί η συμπεριφορά της διάβρωσης σε έναν συγκολλημένο χάλυβα απαιτείται η μέτρηση της δυναμικής πόλωσης. Στο πείραμα που έχει επιλεγεί για την ανάλυση αυτής της εργασίας η συγκεκριμένη μέτρηση έχει πραγματοποιηθεί σε διάλυμα NaCl περιεκτικότητας 3,5% και τα δείγματα που έχουν χρησιμοποιηθεί έχουν ακάλυπτο πάχος 1mm. Τα αποτελέσματα που διεξήχθησαν για την δυναμική πόλωση απεικονίζονται στο σχήμα 6 και στον πίνακα 1 καταγράφονται οι παράμετροι διάβρωσης που προκύπτουν από τις καμπύλες πόλωσης.



Σχήμα 6: αποτελέσματα δυναμικής πόλωσης

Samples	$i_{\text{corr}}/\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$	$E_{\text{corr}}/\text{mV}$	E_b/mV	$\Delta E/\text{mV}$
A1	1.29	-938	407	959
A2	1.76	-903	418	975
A3	1.02	-883	413	992
B1	2.82	-1058	417	1236
B2	3.02	-1013	410	1154
B3	3.53	-997	417	1130
BM	12.6	-1058	415	1178

Πίνακας 1: αριθμητικά αποτελέσματα πειράματος

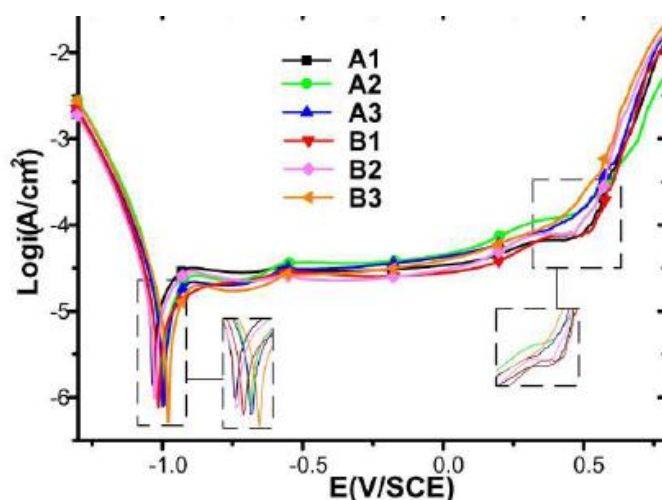
Στην πρώτη στήλη του πίνακα 1 εμφανίζονται τα δείγματα και στις υπόλοιπες στήλες καταγράφονται οι παράμετροι διάβρωσης για κάθε δείγμα. Πιο συγκεκριμένα στην δεύτερη στήλη είναι οι τιμές της πυκνότητας ρεύματος διάβρωσης (i_{corr}), στην τρίτη οι τιμές του δυναμικού αυτοδιάβρωσης (E_{corr}), στην τέταρτη οι τιμές του δυναμικού διάβρωσης (E_b) και στην Πέμπτη η διαφορά δυναμικού ΔE .

Η πυκνότητα ρεύματος διάβρωσης (i_{corr}) περιγράφει την ταχύτητα διάβρωσης και έχει αποδειχθεί ότι όσο μεγαλύτερη είναι, τόσο μεγαλύτερη είναι και η ταχύτητα διάλυσης. Αντίστοιχα, το δυναμικό αυτοδιάβρωσης (E_{corr}) περιγράφει το δυναμικό διάσπασης της παθητικής μεμβράνης. Όταν το δυναμικό διάβρωσης υπερβεί το δυναμικό διάσπασης της παθητικής μεμβράνης, ο ρυθμός αποκατάστασης της καθίσταται ανεπαρκής σε σχέση με τον ρυθμό φθοράς, με αποτέλεσμα την επιτάχυνση της διάλυσης του υλικού καθώς το δυναμικό αυξάνεται. Έτσι, το δείγμα το οποίο έχει την μεγαλύτερη πυκνότητα ρεύματος διάβρωσης και το μικρότερο δυναμικό αυτοδιάβρωσης θα είναι το πιο ευαίσθητο στην διάβρωση [7]. Σύμφωνα με τον πίνακα 1 το πιο ευαίσθητο στην διάβρωση είναι το δείγμα BM διότι έχει κυλινδρική γεωμετρία από ανοξείδωτο χάλυβα και όπως έχει αποδειχθεί σε τέτοιες περιπτώσεις η παρουσία καρβιδίων πλούσια σε Cr είναι αυξημένη. Όμως, αν ο σχηματισμός των συγκεκριμένων καρβιδίων αποφέρει μείωση της περιεκτικότητας σε Cr στην γειτονική περιοχή τότε η σταθερότητα του στρώματος παθητικοποίησης επηρεάζεται με αποτέλεσμα την εξασθένηση της αντοχής του χάλυβα στην διάβρωση [17].

Τέλος, σύμφωνα με τους Ralston K D et al όταν $i_{corr} \leq 10 \mu A \text{ cm}^{-2}$ η πυκνότητα ρεύματος διάβρωσης είναι ανάλογη με το μέγεθος των κόκκων και εκφράζεται με την εξής σχέση: $i_{corr} = (A) + (B)gs^{-0.5}$ όπου gs το μέγεθος των κόκκων, A συνάρτηση του περιβάλλοντος και B σταθερά του υλικού [18].

4.3 Συμπεριφορά διάβρωσης ολόκληρης της συγκολλημένης ένωσης

Στην παρούσα ενότητα θα αναλυθεί η συμπεριφορά της διάβρωσης στις συγκολλημένες ενώσεις. Για την πλήρη κατανόηση θα χρησιμοποιηθεί το ίδιο πείραμα που έχει αναλυθεί και στις προηγούμενες ενότητες. Το σχήμα 7 απεικονίζει τις καμπύλες πόλωσης των δύο τύπων συγκόλλησης με laser (YAG και Slab CO₂) και στον πίνακα 2 παραθέτονται οι παράμετροι μέτρησης για την πυκνότητα ρεύματος διάβρωσης (i_{corr}), το δυναμικό αυτοδιάβρωσης (E_{corr}) και το δυναμικό διάβρωσης (E_b).



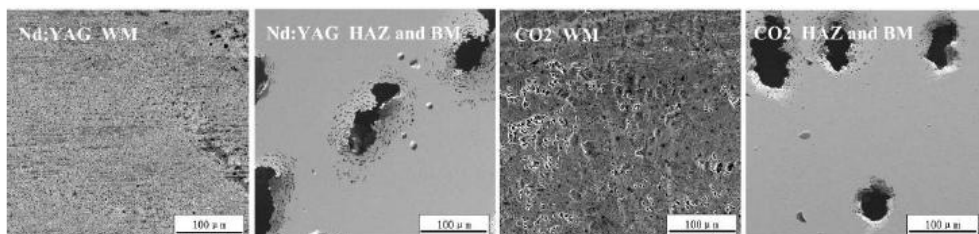
Σχήμα 7: καμπύλες πόλωσης

	$i_{corr}/\mu A \cdot \text{cm}^{-2}$	E_{corr}/mV	E_b/mV	$\Delta E/\text{mV}$
A1	11.8	-1029	462	1359
A2	15.2	-997	468	1351
A3	9.1	-999	358	1258
B1	9.1	-1015	483	1308
B2	11.9	-1029	467	1359
B3	7.2	-980	340	1215

Πίνακας 2: αριθμητικά αποτελέσματα πειράματος

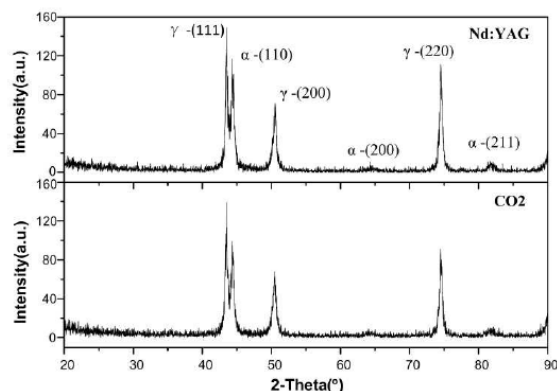
Οι δύο τύποι συγκόλλησης έχουν σχεδόν ίδια περιεκτικότητα σε Mo και Ni. Τα συγκεκριμένα στοιχεία παίζουν μείζον ρόλο για την αντοχή στην διάβρωση των συγκολλήσεων στους χάλυβες. Έτσι, για τις ίδιες παραμέτρους συγκόλλησης και για τους δύο τύπους laser θα πρέπει η διαφορά μεταξύ του μήκους της ζώνης παθητικοποίησης και του δυναμικού διάβρωσης των καμπυλών πόλωσης να είναι πολύ μικρή. Πράγματι με την βοήθεια του σχήματος 7 και του πίνακα 2 αυτή η διαφορά παρατηρείται και για αυτόν τον λόγο θεωρείται αμελητέα [19,20].

Με την βοήθεια του σχήματος 8 γίνεται κατανοητή η μορφολογία της διάβρωσης των δειγμάτων αφού έχουν υποστεί μέτρηση δυναμοδυναμικής πόλωσης και παρατηρείται ότι η διάβρωση είναι πλέον κυρίαρχη στο δείγμα. Χρησιμοποιώντας τον πίνακα 2 συμπεραίνεται ότι η παθητική πυκνότητα ρεύματος και η πυκνότητα ρεύματος διάβρωσης της συγκόλλησης με laser YAG υπερτερούν σε σχέση με το laser slab CO₂ άρα η συγκόλληση με laser slab CO₂ παρουσιάζει καλύτερη αντοχή στην διάβρωση και παρουσιάζει πιο σταθερή παθητική απόδοση [7].



Σχήμα 8: μορφολογία διάβρωσης

Μέσω του σχήματος 9 γίνεται αντιληπτό ότι η παρουσία φερρίτη αυξάνει την ευαισθησία των συγκολλήσεων σε διάβρωση υπό χλωριούχο περιβάλλον. Πιο συγκεκριμένα στο σχήμα 9 παρουσιάζει τα μοτίβα XRD της συγκόλλησης με laser και για τους δύο τύπους. Αυτό που διακρίνεται είναι ότι κατά την συγκόλληση υπάρχει δημιουργία αρκετών φερρίτων και η καταβύθιση του φερρίτη α στην συγκόλληση επηρεάζεται μέσω της εισροής θερμότητας καθώς και του ρυθμού ψύξης με αποτέλεσμα των διαχωρισμό των στοιχείων κράματος Cr [21,22,23].



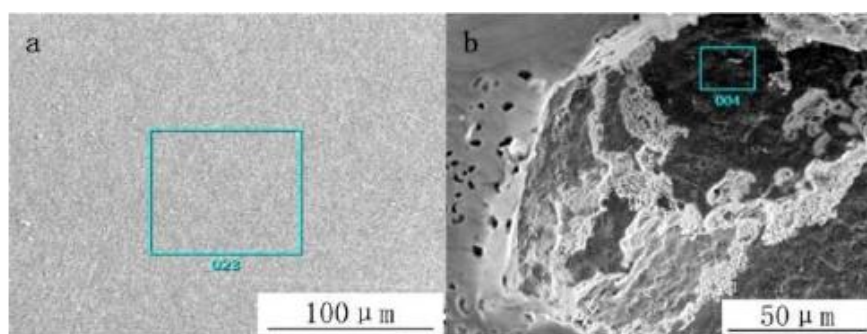
Σχήμα 9: Δομές XRD των συγκολλήσεων από ανοξείδωτο χάλυβα 316L

Παράλληλα, παρατηρείται σαφής διαφοροποίηση στην κορυφή περίθλασης της φάσης α μεταξύ των δύο τύπων XR, γεγονός που υποδηλώνει ότι η περιεκτικότητα σε φερρίτη στις δύο περιπτώσεις συγκόλλησης δεν είναι η ίδια [24]. Το δείγμα BM παρουσιάζει αυξημένη απορρόφηση ενέργειας από το laser YAG, γεγονός που ευνοεί τη μεγαλύτερη καταβύθιση του φερρίτη α. Ως αποτέλεσμα η κορυφή περίθλασης της φάσης α στη συγκόλληση με laser YAG εμφανίζεται αισθητά εντονότερη σε σύγκριση με εκείνη της συγκόλλησης με laser Slab CO₂ [7].

Με βάση το σχήμα 5 σημειώνεται ότι η συγκόλληση με laser YAG παρουσιάζει μεγαλύτερη καταβύθιση φερρίτη στην θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη, ευνοώντας τον σχηματισμό ακανόνιστων ορίων. Το καρβίδιο τείνει να κατακρημνίζεται σε ακανόνιστα όρια φερρίτη-αουστενίτη, αντί για τα σχετικά επίπεδα όρια αουστενίτη-αουστενίτη, οπότε κατακρημνίζονται περισσότερα καρβίδια πλούσια σε χρώμιο στην θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη, γεγονός που προάγει το σχηματισμό σοβαρών ζωνών με εξάντληση χρωμίου στην θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη [25].

Μετά την ολοκλήρωση των μετρήσεων της δυναμοδυναμικής πόλωσης, η συνολική μορφολογία της διάβρωσης απεικονίζεται στο σχήμα 8. Αυτό που παρατηρείται είναι ήπια προσβολή της επιφάνειας του ενεργού μέσου, ενώ στην περιοχή της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης και στο δείγμα BM αναπτύσσονται εκτεταμένες και βαθιές διαβρώσεις. Η ανάλυση EDS τόσο του αρχικού BM όσο και της εσωτερικής επιφάνειας της σπής παρουσιάζονται στο

σχήμα 10, ενώ η σύσταση των στοιχείων στο εσωτερικό της οπής των δοκιμίων μετά την δυναμοδυναμική πόλωση, σε σύγκριση με το αρχικό BM συνοψίζεται στον πίνακα 3. Διαπιστώνεται ότι η περιεκτικότητα σε Cr στο εσωτερικό της οπής είναι σχετικά αυξημένη σε σχέση με το BM. Αντίθετα, οι συγκεντρώσεις των Ni και Fe εμφανίζουν μείωση μετά την ηλεκτροχημική διάβρωση, γεγονός που αποδίδεται στην διατήρηση των ενώσεων του Cr και στη μεγαλύτερη διάλυση των ενώσεων Ni και Fe οδηγώντας τελικά σε επιφανειακό εμπλουτισμό σε Cr εντός της οπής [17].



Σχήμα 10: ανάλυση EDS

Element	Initial BM	A1	A2	A3	B1	B2	B3
Cr (wt.%)	17.91	25.66	20.02	22.06	21.35	21.86	18.09
Mo (wt.%)	3.39	1.21	0.77	1.02	1.48	1.22	2.13
Ni (wt.%)	10.59	4.41	4.76	5.47	5.06	5.43	6.5
Mn (wt.%)	2.22	1.06	1.03	0.9	1.3	0.44	0.89
Fe (wt.%)	65.89	54.37	47.85	52.36	51.30	47.76	59.38

Πίνακας 3: σύσταση των στοιχείων στο εσωτερικό της οπής

5. Συμπεράσματα

Στην παρούσα εργασία διερευνήθηκε η επίδραση της διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά και τη θραύση συγκολλήσεων ανοξείδωτου χάλυβα 316L, οι οποίες πραγματοποιήθηκαν με τη χρήση διαφορετικών πηγών laser (YAG και Slab CO2). Από την πειραματική διαδικασία και την ανάλυση των αποτελεσμάτων προκύπτουν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- **Μικροδομικά Χαρακτηριστικά:** Η χρήση laser υψηλής ενεργειακής πυκνότητας οδηγεί στον σχηματισμό μιας περιορισμένης θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης (HAZ). Διαπιστώθηκε ότι η εισροή θερμότητας επηρεάζει άμεσα τον σχηματισμό των δενδριτών και την κατακρήμνιση

του φερρίτη, με το σύστημα Slab CO₂ να παρουσιάζει ευνοϊκότερη μικροδομή σε σχέση με το YAG.

- **Ευπάθεια σε Διάβρωση:** Το βασικό μέταλλο (BM) και η θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη (HAZ) παρουσιάζουν μεγαλύτερη ευαισθησία στη διάβρωση σε σύγκριση με το ενεργό μέσο της συγκόλλησης. Αυτό οφείλεται στην κατακρήμνιση καρβιδίων πλουσίων σε χρώμιο στα όρια των κόκκων, γεγονός που προκαλεί τοπική εξάντληση του χρωμίου και καθιστά το υλικό ευάλωτο σε ηλεκτροχημική προσβολή.
- **Ηλεκτροχημική Συμπεριφορά:** Οι μετρήσεις δυναμοδυναμικής πόλωσης έδειξαν ότι οι συγκολλήσεις με Slab CO₂ εμφανίζουν σταθερότερη παθητική συμπεριφορά και καλύτερη αντοχή στη διάβρωση. Αντίθετα, η παρουσία ακανόνιστων ορίων φερρίτη-αουστενίτη στο δείγμα YAG ενισχύει τον σχηματισμό ζωνών εξάντλησης χρωμίου.
- **Μορφολογία Διάβρωσης και EDS:** Μετά τις δοκιμές πόλωσης, η επιφανειακή ανάλυση (Σχήμα 8) αποκάλυψε βαθιές οπές διάβρωσης (pitting) κυρίως στο BM και στη HAZ. Η ανάλυση EDS (Σχήμα 10 και Πίνακας 3) επιβεβαίωσε τη μεταβολή της χημικής σύστασης στο εσωτερικό των οπών, με σημαντική μείωση του σιδήρου και του νικελίου λόγω της επιλεκτικής διάλυσης.
- **Μηχανισμός Θραύσης:** Η διάβρωση λειτουργεί ως καταλύτης για τη μηχανική αστοχία. Οι οπές διάβρωσης δρουν ως συγκεντρωτές τάσεων, οι οποίες υπό την επίδραση εξωτερικών φορτίων διευκολύνουν την έναρξη ρωγμών. Η συνολική υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων συνδέεται άμεσα με την ένταση της τοπικής διάβρωσης στην περιοχή της συγκόλλησης.

6. βιβλιογραφία

[1] D. Pantelhs, B. Papazoglou, G. Xaidemenopoulos, Welding science and technology, GR, 2017, pp. 154-159.

[2] D. Schuocker, Welding with lasers, in: High Power Lasers in Production Engineering, Imperial College Press, UK, 1999, pp. 337–370.

- [3] T.G. Gooch, Corrosion behavior of welded stainless steel, *Weld. J.* 75(1996) 135s–154s.
- [4] W.R. Cieslak, D.J. Duquette, W.F. Savage, Pitting corrosion of stainless steel weldments, in: S. David (Ed.), *ASM Conference on Trends in Welding Research in the United States*, New Orleans, USA, November 16–18, 1981, pp. 361–379.
- [5] *Journal of Materials Processing Technology* 176 (2006) 168–178
- [6] H.P. Hack, Galvanic corrosion, in: R. Baboian (Ed.), *Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation*, ASTM STP 978, ASTM, 1995, pp. 186–196.
- [7] Yan, S., Shi, Y., Liu, J. and Ni, C. (2019) 'Effect of laser mode on microstructure and corrosion resistance of 316L stainless steel weld joint', *Journal of Materials Research and Technology*, 8(2), pp. 1526–1540. doi: 10.1016/j.jmrt.2018.11.015.
- [8] L. Dayou, *Radiation heat transfer in Engineering*, National Defense Industry Press 1988.
- [9] C. Hong, Z. Tiechuan, *Influence of beam quality on propagation and focus of laser beam and quality of laser materials processing*, Beijing University Of Technology, 2006.
- [10] C. Hong, Z. Tiechuan, Study of laser welding with high beam quality slab CO₂ laser, *LASER JOURNAL* 26(1) (2005) 79-80.
- [11] H. Vashishtha, R.V. Taiwade, R.K. Khatirkar, A.V. Ingle, R.K. Dayal, Welding Behaviour of Low Nickel Chrome-Manganese Stainless Steel, *ISI International* 54(6) (2014) 1361-1367.
- [12] J. Verma, R.V. Taiwade, Dissimilar welding behavior of 22% Cr series stainless steel with 316L and its corrosion resistance in modified aggressive environment, *Journal of Manufacturing Processes* 24 (2016) 1-10.
- [13] A.R. Sufizadeh, S.A.A. Akbari Mousavi, Microstructures and mechanical properties of dissimilar Nd:YAG laser weldments of AISI4340 and AISI316L

steels, International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials 24(5) (2017) 538-549.

[14] M. Alali, I. Todd, B.P. Wynne, Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel, Materials & Design 130 (2017) 488-500.

[15] J. Elmer, S. Allen, T. Eagar, Microstructural development during solidification of stainless steel alloys, Metallurgical transactions A 20(10) (1989) 2117-2131.

[16] S. Kou, Welding Metallurgy, 2nd Edition, (2002).

[17] L. Vrsalović, T. Paić, V. Alar, I. Stojanović, S. Jakovljević, S. Gudić, I. Smoljko, The effect of surface treatment AISI 316L welded joints on its corrosion behaviour in chloride solution, Kovové Materiály (2016).

[18] K.D. Ralston, N. Birbilis, C.H.J. Davies, Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals, Scripta Materialia 63(12) (2010) 1201-1204.

[19] C. Garcia, F. Martin, P. de Tiedra, Y. Blanco, M. Lopez, Pitting corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell, Corrosion Science 50(4) (2008) 1184-1194.

[20] I.H. Lo, W.-T. Tsai, Effect of heat treatment on the precipitation and pitting corrosion behavior of 347 SS weld overlay, Materials Science and Engineering: A 355(1-2) (2003) 137-143.

[21] B.T. Timofeev, G.P. Karzov, A.A. Gorbakony, Y.K. Nikolaev, Corrosion and mechanical strength of welded joints of downcomers for RBMK reactors, International Journal of Pressure Vessels & Piping 76(5) (1999) 299-307.

[22] B.T. Lu, Z.K. Chen, J.L. Luo, B.M. Patchett, Z.H. Xu, Pitting and stress corrosion cracking behavior in welded austenitic stainless steel, Electrochimica Acta 50(6) (2005) 1391-1403.

[23] E. Zumelzu, J. Sepúlveda, M. Ibarra, Influence of microstructure on the mechanical behaviour of welded 316 L SS joints, Journal of Materials Processing Technology 94(1) (1999) 36-40.

[24] L. Han, G. Lin, Z. Wang, H. Zhang, F. Li, L. You, Study on Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel Welded Joint, *Rare Metal Materials & Engineering* 39(3) (2010) 393-396.

[25] J.C. Lippold, D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, -1(Jan) (2014) 376.