



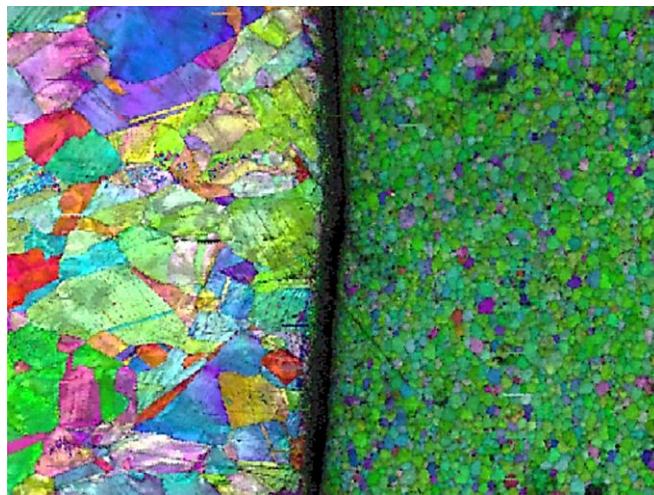
ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΔΠΜΣ ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ -
ΧΗΜΙΚΟΙ ΜΗΧΑΝΙΚΟΙ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΤΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ -
ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΟΙ ΜΗΧΑΝΙΚΟΙ

Περιστροφική συγκόλληση δια τριβής ανόμοιων μεταλλικών σωλήνων (AISI304/AA6060-T6)

Μεταπτυχιακή Εργασία

Τσούμπας Αναστάσης

Διπλωματούχος Μηχανικός Μεταλλείων - Μεταλλουργών



Επιβλέπων: Α. Μαρκόπουλος, Επικ. Καθηγητής

Αθήνα 2019



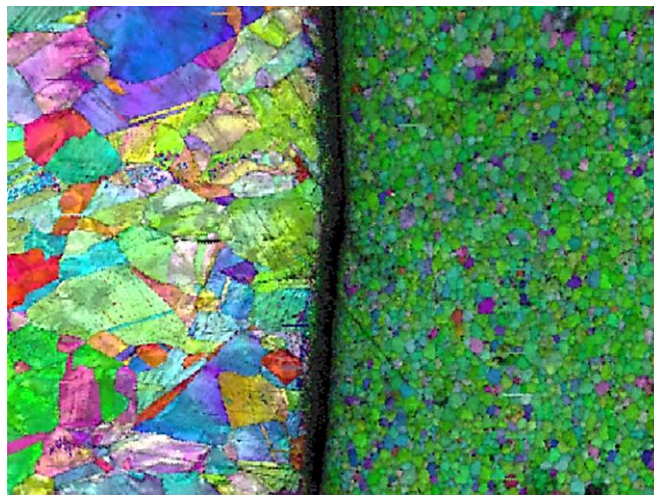
ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΔΠΜΣ ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ -
ΧΗΜΙΚΟΙ ΜΗΧΑΝΙΚΟΙ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΤΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ -
ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΟΙ ΜΗΧΑΝΙΚΟΙ

Περιστροφική συγκόλληση δια τριβής ανόμοιων μεταλλικών σωλήνων (AISI304/AA6060-T6)

Μεταπτυχιακή Εργασία

Τσούμπας Αναστάσης

Διπλωματούχος Μηχανικός Μεταλλείων - Μεταλλουργών



Επιβλέπων: **Α. Μαρκόπουλος, Επικ. Καθηγητής**

Τριμελής εξεταστική επιτροπή

Δ. Μανωλάκος, Καθηγητής

Α. Μαρκόπουλος, Επικ. Καθηγητής

Σ. Παπαευθυμίου, Επικ. Καθηγητής

Αθήνα 2019

*Δεν επαυξάνεται η σαρκική ηδονή
μόλις πάψει το άλγος της στέρησης,
απλώς ποικίλλεται*

Επίκουρος

Περιεχόμενα

Ευχαριστίες	9
Εισαγωγή	11
Περίληψη	13
Abstract	13
1. Ανοξείδωτος Χάλυβας	15
1.1 Επίδραση κραματικών προσθηκών	17
1.2 Ονοματολογία ανοξείδωτων χαλύβων	22
1.3 Εφαρμογές ανοξείδωτων χαλύβων	22
1.4 Ανοξείδωτος χάλυβας AISI 304.....	24
2. Αλουμίνιο	26
2.1 Επίδραση κραματικών προσθηκών	26
2.2 Μηχανισμοί ισχυροποίησης των μετάλλων	27
2.3 Κωδικοποίηση κραμάτων Αλουμινίου	28
2.3.1 Κράματα διαμόρφωσης αλουμινίου	30
2.3.2 Κράματα χύτευσης αλουμινίου	31
2.4 Χαρακτηρισμός κατεργασιών αλουμινίου	31
2.5 Εφαρμογές αλουμινίου.....	33
2.6 Κράμα αλουμινίου AA6060-T6.....	33
3. Συγκολλήσεις	36
3.1 Βασικές μέθοδοι συγκολλήσεων	36
3.2 Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή	37
3.2.1 Εφαρμογές της περιστροφικής συγκόλλησης	39
3.2.2 Συγκόλληση δια τριβής συνεχούς οδήγησης	40
4. Διμεταλλική συγκόλληση ανοξείδωτου χάλυβα - αλουμινίου	41
4.1 Εισαγωγή.....	41
4.2 Η σημασία των παραμέτρων της συγκόλλησης	42
4.3 Μεταλλουργία συγκόλλησης	45
4.4 Ακεραιότητα συγκόλλησης.....	50
5. Πειραματική διαδικασία.....	53
5.1 Μηχανή συγκόλλησης.....	53
5.2 Παράμετροι συγκόλλησης.....	54
5.3 Μεταλλογραφική προετοιμασία	55
5.4 Οπτική μικροσκοπία (LOM).....	56
5.5 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM).....	56
5.6 Περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD)	58
5.7 Σκληρομετρήσεις.....	61
5.8 Δοκιμές εφελκυσμού	62
6. Αποτελέσματα	64
6.1 Οπτική μικροσκοπία (LOM).....	64
6.2 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM).....	67

6.3	Περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD)	72
6.4	Σκληρομετρήσεις	78
6.5	Δοκιμές εφελκυσμού	79
6.5.1	Ανάλυση παραμέτρων μέσω διαγραμμάτων	81
7.	Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων	83
8.	Συμπεράσματα	88
9.	Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα	89
	Βιβλιογραφία.....	90
	Παράρτημα	93

Ευχαριστίες

Κατ' αρχάς, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον κ. Α. Μαρκόπουλο για τη συναίνεση να βρεθώ στο εργαστήριο Τεχνολογίας και Κατεργασιών των Μηχανολόγων Μηχανικών.

Ευχαριστώ, ιδιαίτερα τον κ. Δ. Μανωλάκο ο οποίος συνέβαλε εξαιρετικά υποστηρικτικά στη εκπόνηση της Μεταπτυχιακής Εργασίας, όπως επίσης τον ευχαριστώ για το ήθος και τη στάση του σε καθετί που ανέκυπτε.

Ευχαριστώ τον κ. Σ. Παπαευθυμίου για τις παραιτήσεις του και για τη συνεργασία μας όλα αυτά τα χρόνια στο πλαίσιο της διεπιστημονικότητας.

Ευχαριστώ θερμά τον υπεύθυνο εργαστηρίου μεταλλογραφίας κ. Αθ. Βαζιρβανίδη και τον υποδιευθυντή κ. Γ. Πανταζόπουλο του «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.» για την πολύτιμη καθοδήγησή τους τόσο στο κομμάτι της πειραματικής διαδικασίας όσο και στην έμπνευση της συγγραφής της Μεταπτυχιακής Εργασίας.

Ευχαριστώ τον κ. Ι. Παπαντωνίου, υποψήφιο διδάκτορα Ε.Μ.Π., για τη συνολική βοήθεια στη διεκπεραίωση της Μεταπτυχιακής Εργασίας και τον κ. Π. Κωστάζο για τις εύστοχες παρατηρήσεις και την επιστημονική συζήτηση.

Ευχαριστώ το τεχνικό προσωπικό του εργαστηρίου κ. Ν. Μελισσά και κ. Κ. Κερασιώτη για την τεχνική εκπαίδευση και για την πρακτική υποστήριξη που έλαβα στα στάδια της πειραματικής διαδικασίας. Ακόμα, ευχαριστώ την κα. Π. Βασιλείου που συνέβαλε στην παρασκευή των χημικών αντιδραστηρίων.

Τέλος, ευχαριστώ την οικογένεια και τους φίλους μου που λειτούργησαν ιδιαίτερος υποστηρικτικά, καθ' όλη τη διάρκεια της εκπόνησης της Μεταπτυχιακής μου Εργασίας.

Εισαγωγή

Η χρήση των ελαφριών κατασκευαστικών μετάλλων, όπως του αλουμινίου και του μαγνησίου, έλκουν εξαιρετικά το ενδιαφέρον, καθώς η ανάγκη για ελαφρύτερες κατασκευές είναι ένας σημαντικός παράγοντας για την εξοικονόμηση ενέργειας, όπως πολύ χαρακτηριστικά επιτάσσεται στην αυτοκινητοβιομηχανία. Συνεπώς, η άμεση συνύπαρξη αυτών των μετάλλων σε μια κατασκευή έχοντας κάποια μεταλλουργική συνάφεια, αφορμάται από τις συγκολλήσεις τριβής. Οι συγκολλήσεις τριβής διαφεύγουν τον κίνδυνο εμφάνισης οπών και ρωγμών στη διεπαφή μεταξύ δυο μετάλλων, καθότι δεν παρατηρείται κανένα φαινόμενο τήξεως με αποτέλεσμα να επιτυγχάνεται η μεταλλουργική συνάφεια μέσω της πλαστικοποίησης και της πίεσης. Όμως, υπάρχουν διμεταλλικές συγκολλήσεις του αλουμινίου με κράματα χάλυβα, χαλκού και τιτανίου, που παρατηρούνται έντονα οι ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις και συνεπάγουν τις χαμηλές μηχανικές ιδιότητες στη διεπαφή της συγκόλλησης.

Η σημασία των διμεταλλικών εξαρτημάτων έρχεται αφενός με το συνδυασμό των ευεργετικών μηχανικών και μικροδομικών ιδιοτήτων του ενός υλικού και αφετέρου είτε την υψηλή αντιδιαβρωτική συμπεριφορά είτε το χαμηλό ειδικό βάρος είτε τις καλές ηλεκτρικές ιδιότητες του άλλου. Στην παρούσα εργασία μελετάται η σύνδεση του ανοξείδωτου χάλυβα AISI 304 και του κράματος αλουμινίου AA6060-T6.

Οι S. Fukumoto, H. Tsubakino, M. Aritoshi, T. Tomita και K. Okita (1) μεταξύ του AA1050 και του AISI304, εντόπισαν, πως ένεκα της παρουσίας πίεσης, βρέθηκαν πολύ κοντά στην κόλληση (150μm) από την πλευρά του αλουμινίου, εκλεπτυσμένοι και δυναμικά ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι και κατέδειξαν ότι το φαινόμενο αυτό ξεκινάει από τη φάση της πίεσης και έπειτα. Εξήγησαν, ακόμα, πως ένα μεγάλο μέρος της διατμητικής τάσης και της θερμότητας εισάγονται κατά τη διάρκεια του σταδίου της τριβής και στη συνέχεια ένα μεγάλο μέρος παραμόρφωσης από το στάδιο της πίεσης, μαζί με κάποια εναπομείνασα θερμοκρασία, προκαλούν τη δυναμική ανακρυστάλλωση.

Μελέτες (2), (3), (4) αναφέρουν πως η σημαντικότερη επίδραση για την ακεραιότητα της συγκόλλησης έγκειται στο πλάτος της ζώνης διάχυσης των ενδομεταλλικών ενώσεων που πρόκειται να σχηματισθούν (π.χ. Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 , $FeAl_3$). Σημειώνεται, ακόμα, ότι η έκταση αυτής της ζώνης οφείλεται όχι μόνο στο χρόνο διάχυσης των ατόμων του Al και του Fe, αλλά και στη θερμοκρασία που θα αναπτυχθεί κατά την τριβή, η οποία τελευταία προκύπτει από τις παραμέτρους των P_1 , t_1 και RPM. Δηλαδή, όσο μεγαλύτερη πίεση τριβής (P_1) σε περισσότερο χρόνο τριβής (t_1) και με υψηλότερη γωνιακή ταχύτητα περιστροφής (RPM), τόσο μεγαλύτερη θα είναι και η τιμή της θερμοκρασίας. Συνεπώς, όσο μεγαλύτερος είναι ο χρόνος τριβής, τόσο μικρότερος είναι ο ρυθμός απόψυξης άρα και πιο εκτεταμένη η ζώνη διάχυσης.

Στόχος της παρούσας εργασίας είναι η ανάδειξη των βέλτιστων παραμέτρων και της στενής ζώνης των ενδομεταλλικών ενώσεων, μέσω των οποίων επιτυγχάνεται ο ισχυρός δεσμός μεταξύ ανοξείδωτου χάλυβα και αλουμινίου.

Περίληψη

Στην παρούσα εργασία μελετήθηκε η εφαρμογή της μεθόδου περιστροφικής συγκόλλησης δια τριβής (Rotary Friction Welding - RFW) για τη συγκόλληση μεταλλικών σωλήνων ανόμοιων μεταλλουργικά υλικών: AISI304 και AA6060-T6. Η συγκεκριμένη ένωση βρίσκει εφαρμογές σε σωλήνες δεξαμενών υγρών προωθητικών, σε διμεταλλικά ρακόρ της κρυογενικής και σε εξαρτήματα της αεροδιαστημικής. Οι συγκολλήσεις διμεταλλικών εξαρτημάτων πραγματοποιούνται συχνά με την εν λόγω μέθοδο, καθότι η εύρεση των βέλτιστων παραμέτρων τις καθιστά γρήγορες, οικονομικές και εύκολα επαναλήψιμες.

Με τη χρήση συμβατικού μηχανουργικού τόνου, στον οποίο έγιναν κατάλληλες παρεμβάσεις για την ρύθμιση των παραμέτρων συγκόλλησης, προσομοιώθηκε η μέθοδος περιστροφικής συγκόλλησης δια τριβής συνεχούς οδήγησης. Οι παράμετροι που μελετήθηκαν ήταν η πίεση τριβής (P_1), ο χρόνος τριβής (t_1), η πίεση εξόγκωσης (P_2) και ο χρόνος εξόγκωσης (t_2). Για την εξέταση της μηχανικής επάρκειας των συγκολλήσεων πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού σε όλα τα συγκολλημένα δοκίμια.

Η απόδοση της συγκόλλησης (joint efficiency) έφτασε το 97%, ποσοστό που υποδηλώνει την πολύ καλή αντοχή της ένωσης. Οι θραυσμοί παρατηρήθηκαν κυρίως στη δυναμικά ανακρυσταλλωμένη περιοχή αλουμινίου AA6060-T6 και σπανιότερα στη διεπαφή της συγκόλλησης. Για την ανάδειξη των ρόλων των παραμέτρων εξετάστηκαν μεταλλογραφικά τρία δείγματα με χρήση των μεθόδων Οπτικής Μικροσκοπίας (LOM), Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης (SEM) και Περίθλασης Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD). Οι μικροδομές που λήφθηκαν συσχετίστηκαν με τις μικροσκληρομετρήσεις εκατέρωθεν της ζώνης συγκόλλησης.

Abstract

In the present work, the application of Rotary Friction Welding (RFW) for dissimilar metal pipes has been studied: AISI304 and AA6060-T6. This joint finds applications in liquid propellant tank tubes, bimetallic cryogenic joints and aerospace components. Bimetallic welding is often performed by this method, since finding the best parameters makes them quick, economical and easily repeatable.

Conventional lathe was used to perform the joints, where appropriate interventions were made to adjust the welding parameters, simulating the Direct Drive Friction Welding. Specifically, the parameters that were studied were friction pressure (P_1), friction time (t_1), forging pressure (P_2) and forging time (t_2). Tensile tests were performed on all welded specimens to test the mechanical integrity of the joints.

The joint efficiency reached 97%, indicating a very good bond strength. The fracture was mainly observed on the dynamically recrystallized side of the AA6060-T6 and less frequently on the welding interface. To illustrate the role of each parameter, three samples were examined using LOM, SEM and EBSD methods. Each microstructure was correlated with the hardness on either side of the interface.

1. Ανοξειδωτος Χάλυβας

Η ανάπτυξη των ανοξειδωτων χαλύβων ξεκίνησε περίπου το 1910 στη Μ. Βρετανία και στη Γερμανία. Από τότε, αυτά τα κράματα διαδραματίζουν ένα ζωτικό ρόλο σε ποικίλες βιομηχανίες, παρότι αντιστοιχούν σε ένα πολύ μικρό ποσοστό (~5%) της παγκόσμιας παραγωγής χάλυβα. Ομοίως, στην Αμερική αποτελούν λιγότερο από 2% της συνολικής παραγωγής χαλύβων. (5)

Η βιομηχανία του ανοξειδωτου χάλυβα έχει αναπτυχθεί σημαντικά κατά τις τρεις τελευταίες δεκαετίες. Συγκεκριμένα, κατά το 1981 η παγκόσμια παραγωγή ήταν περί τα 7 εκ. τόνους και κατά το 2011 έφθασε τα 32 εκ. τόνους. Αυτό οφείλεται στη θεαματική παραγωγή ανοξειδωτου χάλυβα στην Κίνα, όπου από 1 κ. τόνους παραγωγή το 2000, έφθασε στα 12,6 εκ. τόνους το 2011, δηλαδή από το 5,3% της παγκόσμιας παραγωγής έφθασε στο 39,3%. Αντίθετα, η Ευρώπη από το 39,9% της παγκόσμιας παραγωγής το 2000 έφθασε στο 24,6% το 2011 και η παραγωγή της Ασίας (συμπεριλαμβανομένου της Κίνας) φθάνει στα 21,7 εκ. τόνους. (6)

Ανοξειδωτος χάλυβας είναι ένα κράμα Fe - Cr, με πολύ υψηλή χημική, θερμική και μηχανική αντοχή στην ατμοσφαιρική ή χημική διάβρωση και στη θερμοκρασία. Τα κράματα, λοιπόν, αυτά δε διαβρώνονται εύκολα λόγω της μεγαλύτερης χημικής συγγένειας που αναπτύσσει το O₂ με το Cr από αυτή με τον Fe, ($2Cr + 3/2O_2 \rightarrow Cr_2O_3$). Έτσι, ο σχηματισμός ενός διαφανούς, self-healing, συμπαγούς οξειδίου Cr₂O₃ πάχους μερικών μμ, προστατεύει το υπόστρωμα. Η ελάχιστη περιεκτικότητα Cr στον χάλυβα ούτως ώστε να είναι δυνατό να παθητικοποιηθεί υπό κανονικές συνθήκες είναι 11% w/w Cr. Οι χάλυβες αυτοί, αναπτύχθηκαν για να καλύψουν την τεχνολογική απαίτηση αντοχής σε διαβρωτικά περιβάλλοντα, αλλά και στην οξείδωση από το ατμοσφαιρικό οξυγόνο κυρίως σε υψηλές θερμοκρασίες. Τις ιδιότητες αυτές δεν τις εμφανίζουν τα κλασικά σιδηρούχα κράματα. Εκτός από το Cr προστίθενται και άλλα στοιχεία (Ni, Mo, Cu, Ti, Al, Nb, Si, S, N) στους ανοξειδωτους χάλυβες για να εμφανίσουν κάποια επιθυμητά τεχνικά χαρακτηριστικά.

Η πρώτη και ουσιώδης προσέγγιση για επιλογή ανοξειδωτου χάλυβα είναι η συγκεκριμενοποίηση της απαίτησης εάν το υλικό εφαρμογής θα είναι προϊόν διαμόρφωσης ή χύτευσης. Τα κράματα διαμόρφωσης πρέπει να εμφανίζουν χαμηλή σχετικά αντοχή και υψηλή ολκιμότητα σε υψηλές θερμοκρασίες προκειμένου να υποστούν διέλαση ή σφυρηλάτηση και επιπλέον ικανή ολκιμότητα για μορφοποίηση εν ψυχρώ. Στα χυτά δεν προϋποτίθενται παρόμοιες απαιτήσεις και συνεπώς διατίθενται για χημικές συνθέσεις οι οποίες είναι αδύνατον να συναντηθούν σε προϊόντα διαμόρφωσης. Ασφαλώς, παρατηρείται και διαφοροποίηση στην αντιδιαβρωτική τους συμπεριφορά αλλά και στις μηχανικές τους ιδιότητες, ακόμη και στην περίπτωση ανοξειδωτων χαλύβων αντίστοιχων χημικών συνθέσεων. Αυτός είναι ο λόγος για τον οποίο η παράθεση των εμπορικών ποιοτήτων ανοξειδωτων χαλύβων γίνεται με το διαχωρισμό τους σε δύο μεγάλες ομάδες, τα προϊόντα διαμόρφωσης και τα προϊόντα χύτευσης.

Για την ενίσχυση των μηχανικών ιδιοτήτων εφαρμόζονται οι γνωστές μέθοδοι ισχυροποίησης με επικρατούσες τη διασπορά στοιχείων παρεμβολής ή αντικατάστασης, το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό και τη γήρανση. Έτσι, η

διαφοροποίηση γίνεται με βάση τη μικροδομή ενώ ένα σπουδαίο διακριτικό χαρακτηριστικό είναι η μαγνητική απόκριση. Οι μονοφασικοί ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες (FCC) διαμόρφωσης είναι μη μαγνητικοί, ενώ οι άλλες κατηγορίες (φερριτικοί, μαρτενσιτικοί και γήρανσης) είναι φερρομαγνητικοί.

Οι ανοξείδωτοι χάλυβες διαμόρφωσης ομαδοποιούνται σε πέντε οικογένειες με βάση τη μικροδομή τους:

Ωστενιτικοί

Οι ωστενιτικοί είναι κράματα Fe-Cr-Ni με 12-30% Cr και 7-25% Ni, τα οποία κρυσταλλώνονται στο κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα (FCC), είναι μη μαγνητικά υλικά, ελατά, συγκολλησίμα και δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία σκλήρυνσης. Πρόκειται για τις οικογένειες 200 και 300 κατά AISI, τα οποία παρουσιάζουν και τις καλύτερες αντιαβρωτικές ιδιότητες. Η ωστενιτική δομή σταθεροποιείται στη θερμοκρασία του περιβάλλοντος με προσθήκη ενός γ-φερρογόνου στοιχείου (Ni, Mn) στο διμερές σύστημα Fe-Cr. Όταν η περιεκτικότητα του στοιχείου αυτού είναι αρκετή, εκτείνεται η περιοχή σταθερότητας της φάσης γ (ωστενίτης) μέχρι τη θερμοκρασία του περιβάλλοντος, ενώ παράλληλα καταστέλλεται η εμφάνιση της φάσης α (φερρίτης). Μια ενδεικτική μικροδομή του AISI 316L απεικονίζεται στην Εικόνα 1.1α.

Λόγω της φύσης της δομής τους δεν επιδέχονται μεταβολές στη δομή κατά τη θερμική κατεργασία και συνεπώς δεν είναι δυνατόν να ισχυροποιηθούν με ανάλογες διεργασίες. Ισχυροποιούνται, όμως, με την εν ψυχρώ πλαστική παραμόρφωση όπως για παράδειγμα ο χάλυβας 301 μετά από εντατική πλαστική παραμόρφωση εν ψυχρώ ισχυροποιείται σε μεγάλο βαθμό, λόγω εμφάνισης μαρτενσίτη ο οποίος καθιστά το κράμα εν μέρει μαγνητικό. Ο άνθρακας διατηρείται σε πολύ χαμηλές περιεκτικότητες (< 0,04%), ακόμη και με προσθήκη καρβιδιογόνων στοιχείων (Ti, Cb π.χ. στους 316, 316L). Στη σειρά 200 επιχειρείται μερική αντικατάσταση του Ni με Mn.

Φερριτικοί

Οι φερριτικοί είναι κράματα Fe-Cr με μαγνητικές ιδιότητες με 16-30% σε Cr, τα οποία κρυσταλλώνονται στο κυβικό χωροκεντρωμένο (BCC) και δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία. Αποτελούν τμήμα της σειράς 400 κατά AISI. Η φερριτική δομή παραμένει σταθερή μέχρι το σημείο τήξεως και συνεπώς οι χάλυβες αυτοί δεν μεταβάλουν τη δομή τους κατά τη θερμική κατεργασία. Έχουν καλύτερη συμπεριφορά στη διάβρωση από τους μαρτενσιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες και χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές αντοχής σε ερπυσμό. Μια ενδεικτική μικροδομή του AISI 439 απεικονίζεται στην **Εικόνα 1.1b**.

Μαρτενσιτικοί

Αποτελούν τη σειρά ανοξείδωτων χαλύβων οι οποίοι διαθέτουν αντιαβρωτικές ιδιότητες κατώτερες των ωστενιτικών και φερριτικών ενώ παράλληλα μπορούν να ισχυροποιηθούν με θερμική κατεργασία. Έχουν κρυσταλλική δομή BCC με ποσοστό 12-16% σε Cr και είναι μαγνητικά υλικά. Αυτό επιτυγχάνεται με προσθήκη άνθρακα στο διμερές σύστημα Fe-Cr, ο οποίος διευρύνει το πεδίο σταθερότητας της φάσης γ και επιτρέπει το

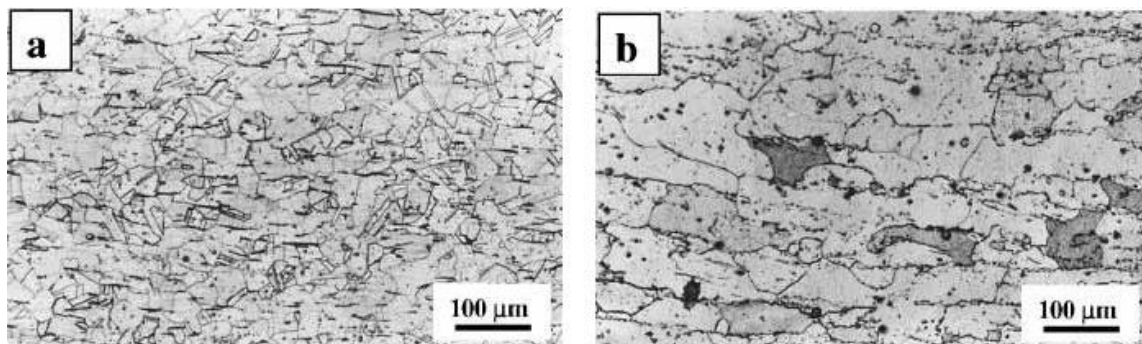
μετασχηματισμό ωστενίτη προς μαρτενσίτη κατά τρόπο ανάλογο με αυτόν των απλών ανθρακούχων χαλύβων. Ο θερμικός Κύκλος περιλαμβάνει θέρμανση στην ωστενιτική περιοχή, βαφή για δημιουργία μαρτενσίτη και επαναφορά. Η επιλογή μεταξύ φερριτικού και μαρτενσιτικού ανοξείδωτου χάλυβα βασίζεται αφενός στη διάκριση της αντιδιαβρωτικής συμπεριφοράς και αφετέρου της σκληρότητας, της μηχανικής αντοχής και της αντιπριβικής συμπεριφοράς.

Γήρανση

Η οικογένεια αυτή περιλαμβάνει μαγνητικούς ανοξείδωτους χάλυβες οι οποίοι ισχυροποιούνται με το μηχανισμό της κατακρήμνισης (γήρανση) ο οποίος πραγματοποιείται με προσθήκη στοιχείων τα οποία σχηματίζουν τις γνωστές φάσεις κατακρήμνισης (Cu, Al, Ti). Η ανάγκη για υψηλή αντοχή οδηγεί στην παρουσία άνθρακα, οπότε σε πρώτη φάση σχηματίζεται κατά τη βαφή μαρτενσίτης χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα. Ο μαρτενσίτης αυτός υφίσταται περαιτέρω ισχυροποίηση με το μηχανισμό της γήρανσης. Υπάρχουν τρεις οικογένειες ανοξείδωτων χαλύβων της κατηγορίας αυτής (μαρτενσιτικοί, ημι-ωστενιτικοί, ωστενιτικοί).

Duplex

Είναι ανοξείδωτοι χάλυβες με μικτή δομή φερρίτη και ωστενίτη. Το ακριβές ποσοστό κάθε φάσης είναι συνάρτηση της χημικής σύστασης και της θερμικής κατεργασίας (AISI 329). Τα περισσότερα κράματα της οικογένειας αυτής σχεδιάζονται για να περιέχουν ίσα ποσοστά κάθε φάσης στην ανοπτημένη κατάσταση. Η γενική αντιδιαβρωτική τους συμπεριφορά είναι ανάλογη αυτής των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων, έχουν όμως υψηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό και όριο διαρροής ενώ έχουν καλύτερη αντιδιαβρωτική συμπεριφορά υπό τάση (stress corrosion cracking).



Εικόνα 1.1. Μικροδομές ανοξείδωτων χαλύβων (a) AISI 316L ωστενιτικός (b) AISI 439 φερριτικός (7)

1.1 Επίδραση κραματικών προσθηκών

Τα κραματικά στοιχεία προστίθενται για την τροποποίηση των ιδιοτήτων του κράματος και την προσαρμογή τους στις απαιτήσεις της εκάστοτε εφαρμογής. Τα κραματικά στοιχεία κατηγοριοποιούνται σε γ-φερρογόνα, τα οποία διευρύνουν την περιοχή γ και ευνοούν τον σχηματισμό του ωστενίτη και σε α-φερρογόνα, που συμπιέζουν την ωστενιτική περιοχή και ευνοούν τον σχηματισμό του φερρίτη σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες. Η μορφή των διαγραμμάτων ισορροπίας εξαρτάται σε κάποιο βαθμό από την ηλεκτρονιακή δομή των κραματικών στοιχείων.

Το νικέλιο, το μαγγάνιο, το κοβάλτιο, το ρουθένιο, το ρόδιο, το παλλάδιο, το όσμιο, το ιρίδιο και η πλατίνα είναι γ-φερρογόνα. Ειδικότερα, αν το νικέλιο και το μαγγάνιο προστεθούν σε κατάλληλη ποσότητα απαλείφουν εντελώς την α φάση, η οποία αντικαθίσταται από γ φάση, δηλαδή το νικέλιο και το μαγγάνιο μειώνουν την θερμοκρασία μετασχηματισμού της γ σε α. Ο άνθρακας και το άζωτο διευρύνουν τη ωστενιτική περιοχή όπως και ο χαλκός, ο ψευδάργυρος.

Αντιθέτως, το χρώμιο, το πυρίτιο, το αλουμίνιο, το βηρύλλιο, ο φώσφορος, το τιτάνιο, το βανάδιο και το μολυβδένιο δυσχεραίνουν τον σχηματισμό της γ φάσης και ευνοούν τον σχηματισμό α φάσης. Τέλος, το βόριο, το ταντάλιο, το νιόβιο και το ζιρκόνιο συστέλλουν την ωστενιτική περιοχή και συνοδεύονται από τον σχηματισμό ενώσεων. (8), (9)

Χρώμιο, Cr

Το χρώμιο σε ποσοστά $Cr \geq 11\%$ κ.β προσδίδει αντίσταση στη διάβρωση, λόγω του παθητικού επιφανειακού οξειδίου $(Fe,Cr)_2O_3$ που σχηματίζει στο επίστρωμα. Στο ποσοστό αυτό το παθητικό φιλμ δεν είναι πολύ συνεκτικό και προσφέρει αντιδιαβρωτική προστασία μόνο σε ήπιες ατμόσφαιρες. Η αύξηση του ποσοστού του χρωμίου στο χάλυβα, έως 30%, αυξάνει τη σταθερότητα του παθητικού επιστρώματος και την αντίσταση σε υψηλές θερμοκρασίες. Υψηλότερα ποσοστά, όμως, προκαλούν αρνητική επίδραση κυρίως στη συγκολλησιμότητα και στην ολκιμότητα. Έτσι, η αύξηση της αντίστασης στη διάβρωση των ανοξειδωτων χαλύβων λαμβάνει χώρα με την προσθήκη και άλλων κραματικών στοιχείων.

Το χρώμιο είναι α-φερρογόνο. Στα κράματα Fe-Cr-C και Fe-Cr-Ni-C, η αύξηση του Cr προωθεί το σχηματισμό φερρίτη και τη διατήρησή του στις κατηγορίες των ωστενιτικών, μαρτενσιτικών και διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων.

Είναι ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο με το πιο κοινό πλούσιο σε χρώμιο καρβίδιο είναι το $M_{23}C_6$, όπου 'M' είναι επικρατέστερα το Cr αλλά μπορεί επίσης να έχει κάποια μέρη Fe και Mo. Το χρώμιο αποτελεί το βασικό συστατικό στο σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων, πολλές από τις οποίες τείνουν να ψαθυροποιήσουν τους ανοξειδωτους χάλυβες. Η πιο κοινή είναι η σ-φάση, πρόκειται για μια ένωση (Fe,Cr) στο σύστημα Fe-Cr και σχηματίζεται κάτω από τους 815°C. Το χρώμιο επιπλέον υπάρχει στις ενδομεταλλικές φάσεις χ και Laves. (10)

Νικέλιο, Ni

Σταθεροποιεί τη φάση του ωστενίτη (γ-φερρογόνο) στη θερμοκρασία του δωματίου ή σε ακόμη χαμηλότερες θερμοκρασίες ενώ προκαλεί σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος. Η φάση του ωστενίτη είναι επιθυμητή διότι ως δομή του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος (FCC) χαρακτηρίζεται από υψηλή ολκιμότητα και ικανότητα διαμόρφωσης, ενώ δεν παρουσιάζει μετάβαση από την όλκιμη στην ψαθυρή κατάσταση συναρτήσεως της θερμοκρασίας, όπως ο φερρίτης (BCC). Συνεπώς, υψηλά ποσοστά νικελίου ευνοούν την ικανότητα διαμόρφωσης του χάλυβα. Παρότι αυξάνει την αντίσταση στον ερπυσμό και στα θερμικά σοκ, επιδρά αρνητικά στη μηχανουργική κατεργασιμότητα των χαλύβων.

Προσδίδει επιπλέον προστασία έναντι της διάβρωσης σε αναγωγικά, ουδέτερα και ελαφρώς οξειδωτικά περιβάλλοντα. Με την αύξηση του νικελίου σε ποσοστά 8-10% κ.β., αυξάνεται η επιδεκτικότητα του χάλυβα στην εργοδιάβρωση και βελτιστοποιείται στις περιεκτικότητες 25-30% κ.β. σε Νί.

Αυξάνει την αντίσταση στη διάβρωση υψηλών θερμοκρασιών, λόγω περιορισμένης διαλυτότητας και διαχυσιμότητας του άνθρακα στο νικέλιο. Επομένως, δεν έχει μεγάλη τάση να σχηματίζει καρβίδια και γενικότερα δεν προωθεί το σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων, αν και μπορεί να επηρεάσει την κινητική των κατακρημνίσεων (8), (10) .

Μολυβδαίνιο, Mo

Το μολυβδαίνιο προσδίδει τη σημαντικότερη αντίσταση στη διάβρωση παρουσία χλωριόντων, κυρίως των ωστενιτικών, φερριτικών και διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων, όταν προστίθεται σε ποσοστά μέχρι 6%. Τα χλωριόντα προκαλούν ρήξεις του επιφανειακού οξειδίου (χρωμία) οδηγώντας σε τοπικές μορφές διάβρωσης, όπως η διάβρωση οπών (pitting corrosion) και η διάβρωση χαραγών (crevice corrosion). Το μολυβδαίνιο συνδυάζεται με το χρώμιο για να σταθεροποιήσουν το επιφανειακό παθητικό φιλμ. Όμως, η προσθήκη του μολυβδαίνιου θα πρέπει να περιορίζεται καθώς συντελεί στην τάση για σχηματισμό της ψαθυρής φάσης σ: MCr, όπου M: Fe, Mo, Ni, Co. (5)

Το Mo είναι α-φερρογόνο στοιχείο και η παρουσία του προωθεί το σχηματισμό και τη διατήρηση του φερρίτη στη μικροδομή. Η προσθήκη μικρής ποσότητας όσο 0.5%κ.β. Mo αυξάνει τα δευτερογενή χαρακτηριστικά σκλήρωσης στους χάλυβες, με αποτέλεσμα να έχουν υψηλότερο όριο διαρροής και θραυσμού στη θερμοκρασία δωματίου, βελτιώνοντας και τις ιδιότητες τους σε υψηλότερες θερμοκρασίες. (8), (10)

Άζωτο, N

Το άζωτο περιέχεται συνήθως ως ακαθαρσία στους περισσότερους ανοξειδωτους χάλυβες. Παρότι οφείλεται στην απορρόφηση του τήγματος από τον αέρα κατά την εξαγωγική μεταλλουργία, αποτελεί σκόπιμη προσθήκη σε μερικούς ωστενιτικούς και σχεδόν σε όλους τους διφασικούς ανοξειδωτους, όταν η περιεκτικότητα είναι μεγαλύτερη από 0.2% κ.β. Ο ρόλος του είναι η σταθεροποίηση του ωστενίτη ενάντια στο φερριτικό μετασχηματισμό στις υψηλές θερμοκρασίες και ενάντια στο μαρτενσιτικό μετασχηματισμό στις χαμηλές θερμοκρασίες λόγω της μείωσης της θερμοκρασίας Ms.

Αποτελεί γ-φερρογόνο στοιχείο ενώ παρεμποδίζει το σχηματισμό της ψαθυρής φάσης σ καθώς μετατοπίζει το όριο κατακρημνίσεως της προς υψηλότερες περιεκτικότητες σε Cr. Σταθεροποιεί τη φάση του ωστενίτη στη θερμοκρασία του δωματίου ή σε ακόμη χαμηλότερες θερμοκρασίες. Είναι ένα ισχυρό μέσο αύξησης της σκλήρωσης του ωστενίτη είτε μέσω σκλήρωσης στερεού διαλύματος, είτε μέσω μείωσης του μεγέθους των κόκκων σε ανακρυσταλλωμένα υλικά. Προσθήκες τόσο ελάχιστες όσο 0.15%κ.β. μπορούν να αυξήσουν δραματικά την αντοχή των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων, ιδιαίτερα σε κρυογόνες θερμοκρασίες.

Αυξάνει την αντίσταση στη διάβρωση οπών και χαραγών στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες κυρίως με την παρουσία μολυβδαίνιου. Η διαλυτότητα

του αζώτου στους ανοξειδωτους χάλυβες είναι σχετικά χαμηλή, ιδιαίτερα στη φάση του φερρίτη ενώ με την εμφάνιση μαγγανίου στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες αυξάνεται. (8), (10), (11)

Μαγγάνιο, Mn

Αντικαθιστά κάποιο ποσοστό του νικελίου ως σταθεροποιητής του ωστενίτη (γ-φερρογόνο). Είναι πολύ δραστικό στη σταθεροποίηση του ωστενίτη σε χαμηλές θερμοκρασίες συνεπικουρώντας στην παρεμπόδιση του μετασχηματισμού σε μαρτενσίτη. Η δραστικότητά του στην προώθηση του ωστενίτη σε υψηλές θερμοκρασίες εξαρτάται από τη συνολική σύσταση του κράματος. Στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες που περιέχεται σε ποσοστά 1-2% κ.β., όπως στον 304, φαίνεται να έχει μικρή επίδραση στη προώθηση του ωστενίτη εναντίον του φερρίτη.

Υψηλά όμως ποσοστά μαγγανίου οδηγούν στο σχηματισμό MnS, που βελτιώνει μεν την ολκιμότητα του χάλυβα, λόγω παρεμποδιστικού σχηματισμού FeS, αλλά ευνοεί τη διάβρωση οπών (pitting corrosion). Η επίδραση του μαγγανίου στις μηχανικές ιδιότητες είναι ελάχιστη. Χρησιμοποιείται για σκλήρωση στερεού διαλύματος και έχει μια μικρή επίδραση στην ευθραυστότητα. (8), (10), (11)

Πυρίτιο, Si

Το πυρίτιο προστίθεται σχεδόν σε όλους τους ανοξειδωτους χάλυβες, σε ποσοστά κυμαινόμενα από 0.3 έως 0.6%κ.β. και χρησιμεύει, καταρχήν, στην αποξείδωση του τήγματος. Αυξάνει, δηλαδή, τη ρευστότητα του τηγμένου χάλυβα συνεπικουρώντας σε κάποιες κατηγορίες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων που τείνουν να γίνουν δύσρευστοι κατά το στάδιο του τήγματος.

Το πυρίτιο σχηματίζει ένα αριθμό ενώσεων με το σίδηρο (FeSi, Fe₂Si, Fe₃Si, Fe₅Si) και το χρώμιο (Cr₃Si), που τείνουν να ψαθυροποιήσουν τη δομή. Επιπλέον, επεκτείνει το πεδίο εμφάνισης της φάσης σ προς τις μικρότερες περιεκτικότητες σε Cr ενώ, αυξάνει τη δραστικότητα του άνθρακα με αποτέλεσμα τη γρήγορη κατακρήμνιση του M₂₃C₆ παρουσία πυριτίου.

Το πυρίτιο είναι γνωστό για την προώθηση διαφορισμού κατά τη στερεοποίηση, με συνέπεια το σχηματισμό ευτηκτικών προϊόντων με χαμηλό σημείο τήξης, ιδιαίτερα σε συνδυασμό με το νικέλιο. Γι' αυτούς τους λόγους, συνήθως παραμένει κάτω από 1%κ.β. (8), (10), (11)

Άνθρακας, C

Ο άνθρακας, όπως και το άζωτο, είναι από τα πιο δραστικά γ-φερρογόνα στοιχεία και περιέχεται στους ανοξειδωτους χάλυβες σε ποσοστά 0.03-1% κ.β. Απεναντίας, τα υψηλά ποσοστά άνθρακα προσδίδουν αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες αλλά μειώνουν τη δυσθραυστότητα και την αντίσταση στην περικρυσταλλική διάβρωση, λόγω σχηματισμού καρβιδίων του χρωμίου. Τα τελευταία απογυμνώνουν την περιφέρεια των κόκκων από το χρώμιο, με αποτέλεσμα το σχηματισμό κελιών διάβρωσης, όπου οι φτωχές σε χρώμιο γειτνιάζουσες στα όρια των κόκκων περιοχές δρουν ως άνοδοι και το εσωτερικό των κόκκων που διατηρεί τη σύσταση του ανοξειδωτου χάλυβα

λειτουργεί ως κάθοδος. Για το λόγο αυτό, παράγονται κράματα χαμηλού άνθρακα (L-grade), όπου ο C κρατείται κάτω από 0.04%κ.β.

Ο άνθρακας είναι ένα ισχυρό μέσο σκλήρωσης στερεού διαλύματος (solid solution strengthening) και έχει δυσμενή επίδραση στη μηχανουργική κατεργασιμότητα του χάλυβα. (10)

Χαλκός, Cu

Είναι ασθενές γ-φερρογόνο στοιχείο και προστίθεται σε περιεκτικότητες μέχρι 3,5% για να βελτιώσει την αντοχή στη διάβρωση. Παράλληλα, αυξάνει τη σκληρότητα και την αντοχή στον εφελκυσμό με φαινόμενα κατακρήμνισης-γήρανσης. Σε μερικά κράματα, η αντίσταση στη διάβρωση οπών μπορεί να μειωθεί με την αύξηση του ποσοστού του χαλκού. (10)

Τιτάνιο, Ti

Το Τι χρησιμοποιείται για την αποξείδωση του χάλυβα ενώ όπως το Nb και το V είναι καρβιδιογόνα και νιτριδιογόνα στοιχεία, τα οποία σχηματίζουν καρβίδια TiC, νιτρίδια ή αζίδια TiN ή και καρβονιτρίδια Ti(CN) στο μέταλλο, με στόχο να παρεμποδίζουν τη μετακίνηση των ορίων των κόκκων δυσκολεύοντας την ανάπτυξη τους και συνεπώς μειώνοντας το μέγεθος των κόκκων.

Το τιτάνιο σχηματίζει σταθερότερο καρβίδιο από αυτό του χρωμίου και έτσι δεσμεύει την περίσσεια άνθρακα και παρεμποδίζονται το σχηματισμό καρβιδίων του χρωμίου, που μειώνουν την αντιδιαβρωτική συμπεριφορά του ανοξειδωτού χάλυβα. Ακόμα, με το νικέλιο σχηματίζει την ένωση Ni₃Ti η οποία παίζει σημαντικό ρόλο στην ισχυροποίηση με γήρανση υψηλά νικελιούχων χαλύβων και κραμάτων του νικελίου. (12), (11)

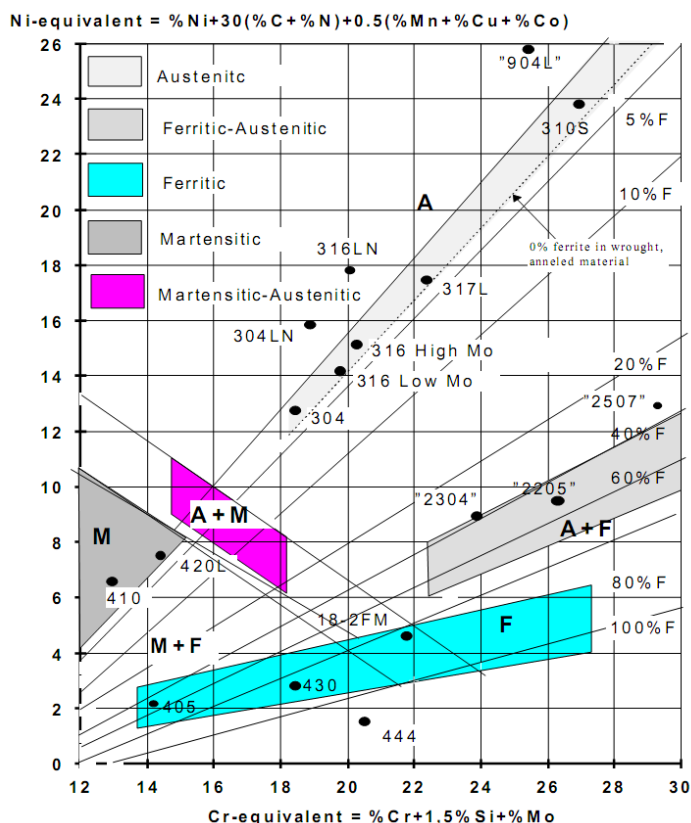
Νιόβιο, Nb

Αποτελεί ένα πολύ ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο το οποίο δεσμεύει τον άνθρακα έναντι του χρωμίου σε σταθερά καρβίδια NbC και προστατεύει έτσι το χάλυβα από περικρυσταλλική διάβρωση με αποφυγή της απογύμνωσης σε χρώμιο.

Βανάδιο, V

Το βανάδιο αυξάνει την εμβαπτότητα και σχηματίζει νιτρίδια και καρβίδια αυξάνοντας έτσι την αντοχή. Η παρουσία του δυσχεραίνει το σχηματισμό της γ φάσης, ενώ δίνει εκλεπτυσμένες μικροδομές στους χάλυβες.

Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στην ισορροπία των φάσεων στη μικροδομή των ανοξειδωτων χαλύβων παρουσιάζεται στο Διάγραμμα 1.1 των Schaeffler-Delong. Ανάλογα με το διαχωρισμό των στοιχείων σε α-φερρογόνα και γ-φερρογόνα έχουν προκύψει οι εξισώσεις του ισοδύναμου χρωμίου (%Cr_{eq}) και του ισοδύναμου νικελίου (%Ni_{eq}) αντίστοιχα. Σημαντικό μειονέκτημα αυτών των εξισώσεων είναι πως δε λαμβάνονται υπόψιν οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ των διαφόρων στοιχείων.



Διάγραμμα 1.1. Χαρακτηριστικό διάγραμμα Schaeffler-Delong με τις εξισώσεις του Cr_{eq} και του Ni_{eq} καθώς και τις θέσεις κάποιων γνωστών ανοξειδωτων χαλύβων. (13)

1.2 Ονοματολογία ανοξειδωτων χαλύβων

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες ταυτοποιούνται με τρεις διαφορετικούς τρόπους: (α) με αριθμούς σύμφωνα με το Unified Numbering System (UNS), που αναπτύχθηκαν από την American Society for Testing and Materials (ASTM) και από την Society of Automotive Engineers (SAE) για όλα τα εμπορικά μέταλλα και κράματα, (β) με σύστημα αρίθμησης σύμφωνα με το American Iron and Steel Institute (AISI) και (c) με ονόματα που στηρίζονται σε συντομογραφίες συστάσεων, σε ονομασίες με ιδιοκτησιακά δικαιώματα και σε εμπορικά σήματα.

Οι αριθμοί κατά το UNS περιλαμβάνουν έξι σύμβολα, δηλ. ένα γράμμα ακολουθούμενο από πέντε αριθμούς (π.χ. S31254, S32654). Ενώ, κατά το AISI χρησιμοποιείται ένα, πολύ πιο εύκολο από μνημονικής απόψεως, σύστημα με τρεις αριθμούς, οι οποίοι σε μερικές περιπτώσεις ακολουθούνται από ένα γράμμα, π.χ. οι ωστενιτικοί προσδιορίζονται με αριθμούς από τις σειρές 200 και 300, όπως 304, 304L, 254, 654 κ.α. Το γράμμα L ή H σημαίνει τη λιγότερη ή περισσότερη, αντίστοιχα, χρήση άνθρακα από έναν γνωστό τύπο ανοξειδωτου χάλυβα. (10), (5)

1.3 Εφαρμογές ανοξειδωτων χαλύβων

Η επιλογή ενός ανοξειδωτου χάλυβα για κάποια δεδομένη εφαρμογή βασίζεται στα αντιδιαβρωτικά χαρακτηριστικά, στις μηχανικές του ιδιότητες, στη συμπεριφορά μορφοποίησης, στη διαθεσιμότητα και στο κόστος. Οι παράγοντες αυτοί είναι όλοι σημαντικοί, αλλά η αντιδιαβρωτική συμπεριφορά

και οι μηχανικές ιδιότητες είναι οι σπουδαιότεροι επάνω στους οποίους θα βασιστεί η λογική για την επιλογή μίας συγκεκριμένης οικογένειας ανοξειδωτων χαλύβων προς χρήση.

Ο ανοξειδωτος χάλυβας χρησιμοποιείται στη χημική βιομηχανία κυρίως για αποθήκευση και μεταφορά χημικών, στην παραγωγή ηλεκτρικής ενέργειας όπως είναι πυρηνικοί αντιδραστήρες, εναλλάκτες θερμότητας, κλίβανοι αποτέφρωσης στερεών αστικών αποβλήτων. Ακόμα, χρησιμοποιείται στις μεταφορές, στις επικοινωνίες (τραίνα), στην υγιεινή (επαφή ανοξειδωτου χάλυβα με τροφές), στην ιατρική, στη βιομηχανία τροφίμων, σε κατασκευές (αρχιτεκτονική), στην αυτοκινητοβιομηχανία, στις οικιακές συσκευές, στην αεροναυπηγική κ.α. (2)

Μια ιστορική χρήση των ανοξειδωτων χαλύβων σε σωλήνες είναι η πρώτη κατασκευή επίπλων από το κίνημα του Bauhaus. Από τα τέλη της δεκαετίας του 20' και για αρκετές δεκαετίες αργότερα έγινε εκτεταμένη εφαρμογή των σωλήνων σε έπιπλα και δη σε καρέκλες ακολουθώντας το ρεύμα του Bauhaus. Μια από τις πρώτες και γνωστότερες καρέκλες είναι αυτή του Ρώσου ζωγράφου και δάσκαλου Wassily Kandinsky, που αφιερώθηκε από το σχεδιαστή της Marcel Breuer. Η επικείμενη καρέκλα κατασκευάστηκε το 1926, είχε το κωδικό όνομα Model B3 και τα μεταλλικά στοιχεία επιμελήθηκε η Standard-Möbel στο Βερολίνο. Η κατασκευή αυτών των καρεκλών αποδείχθηκε επαναστατική ως προς τη διαμόρφωση του ανοξειδωτου χάλυβα, καθώς η καινοτομία προερχόταν από τη μη ύπαρξη ραφής στους σωλήνες (seamless tubes), την καλαισθητη στρέβλωση των σωλήνων χωρίς εμφανείς αστοχίες και τέλος η παραδοξότητα ότι αυτή η μεταλλική λάμψη του ανοξειδωτου χάλυβα συνδεόταν με την ελαφρότητα το οποίο οφειλόταν στο ότι ήταν σωλήνας. (14)



Εικόνα 1.2. The Wassily Chair – Bauhaus (14)



Εικόνα 1.3. Πρώτη περίοδος του Bauhaus με σωληνοειδή μεταλλικά στοιχεία – Μουσείο Boijmans, Rotterdam 2019

1.4 Ανοξειδωτος χάλυβας AISI 304

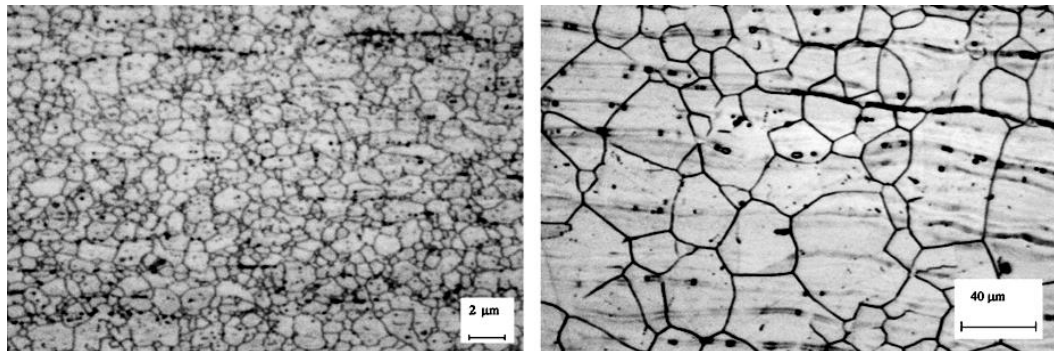
Ο ανοξειδωτος χάλυβας AISI 304 είναι ένας μη μαγνητικός, ωστενιτικός χάλυβας με κύριες προσθήκες τα Cr και Ni. Παλιότερα, κατείχε την ονομασία 18/8 επειδή ανήκει στην κατηγορία ανοξειδωτων χαλύβων με σύσταση 18% σε Cr και 8% σε Ni. Οι αντιδιαβρωτικές του ιδιότητες σε ποικίλα περιβάλλοντα είναι εξαιρετικές, ωστόσο, μπορεί να εμφανίσει φαινόμενα διάβρωσης χαραγής και διάβρωση με βελονισμούς όταν εκτίθεται σε χλωρίδια. Επειδή έχει άριστες μηχανικές ιδιότητες με υψηλή ολκιμότητα και μεγάλο σημείο τήξης (1455°C), ο AISI 304 βρίσκει εκτεταμένες εφαρμογές, ενώ μπορεί εύκολα να εκτίθεται σε διάφορα εύρη θερμοκρασιών ακόμα και υπό μηδενικών. Επίσης, η κατεργασιμότητα είναι σχετικά καλή και η συγκολλησιμότητα των χαλύβων αυτών είναι εξαιρετική, καθώς μπορούν εύκολα να πραγματοποιηθούν ετερογενείς (με ή χωρίς εναποθέθεν υλικό, filler) ή και αυτογενείς συγκολλήσεις.

Πίνακας 1.1. Χημική σύσταση ανοξειδωτου χάλυβα AISI 304

	Fe	C	Cr	Mn	Ni	P	S	Si
AISI 304	66,3 - 74	≤ 0,08	18 - 20	≤ 2	8 - 10,5	≤ 0,045	≤ 0,03	≤ 1

Ο AISI 304L είναι μια έκδοση με χαμηλότερο ποσοστό σε άνθρακα (0,0-0,03%), δηλαδή λιγότερη κατακρήμνιση καρβιδίων, με στόχο κυρίως τη βέλτιστη συγκολλησιμότητα αλλά και την περιορισμένη περικρυσταλλική διάβρωση. Απεναντίας, ο AISI 304H αποτελεί έκδοση με υψηλότερο ποσοστό σε άνθρακα (0,04-0,08%) έτσι, ώστε να καλύπτει απαιτήσεις σε υψηλότερες θερμοκρασίες. Γι' αυτό, όταν απαιτούνται μεγάλες αντοχές σε υγρά περιβάλλοντα και υψηλές θερμοκρασίες μεταξύ 500-800 °C, γίνεται χρήση του AISI 304H.

Σημειώνεται, επίσης, πως στον επικείμενο χάλυβα δε λαμβάνει χώρα η σκλήρυνση με τη θέρμανση του υλικού. Σε περίπτωση που οι κατεργασίες πραγματοποιούνται σε υψηλές θερμοκρασίες (1149-1260°C), θα πρέπει, τα εξαρτήματα αυτά, να ψύχονται άμεσα έτσι, ώστε να διασφαλίζεται η μέγιστη αντιδιαβρωτική συμπεριφορά τους (15), (16). Δύο τυπικές μικροδομές του ανοξειδωτου χάλυβα 304 απεικονίζονται παρακάτω με μέσο μέγεθος κόκκου να κυμαίνεται από το 1μm έως τα 50μm.



Εικόνα 1.4. Τυπικές μικροδομές χάλυβα AISI 304 με μέση διάμετρο κόκκων 1 μm και 50 μm. (17)

Ο AISI 304 μπορεί εύκολα να κατεργαστεί και να λάβει σχήμα λεπτού φύλλου, λωρίδας, πλάκας, σωλήνα, ράβδου, φλάντζας και διαφόρων εξαρτημάτων. Μέσω αυτών, επέρχεται περεταιίρω διαμόρφωση με στόχο τις

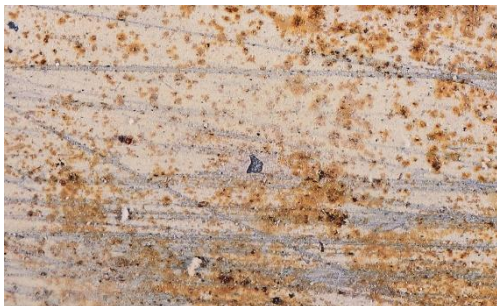
εφαρμογές σε αρχιτεκτονικές επενδύσεις, χειρουργικά εργαλεία και σωληνώσεις μέχρι παξιμάδια, βίδες και ελατήρια.



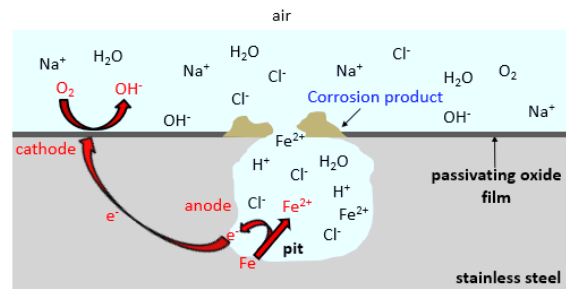
Εικόνα 1.5. Πρώτες ύλες AISI 304 για τη δημιουργία τελικών προϊόντων

Ωστόσο, ο ανοξείδωτος χάλυβας 304 βρίσκεται εκτεταμένα σε εμπορικές κουζίνες και μονάδες επεξεργασίας τροφίμων διότι εύκολα μπορεί να καθαριστεί και να ανθίσταται στην επαναλαμβανόμενη χρήση απορρυπαντικών. Επίσης, δεν αντιδρά με τα αλκάλια και τα οξέα που υπάρχουν στο γάλα, τα μαγειρεμένα τρόφιμα, τα λαχανικά και τα πρόσθετα τροφίμων. Με τα πλεονεκτήματα αυτά μαζί και με το χαμηλό κόστος συντήρησής τους, κατασκευάζονται τραπέζια μαγειρέματος, απορροφητήρες αερισμού, μαχαιροπίρουνα, κατσαρόλες, νιπτήρες, δεξαμενές και χοάνες, σωλήνες τροφοδοσίας κλπ.

Ο AISI 304 κατά τη συγκόλληση με τήξη έχει αρνητική μεταλλουργική επίδραση όπως είναι η φάση του δ-φερριτη, η διάβρωση των ορίων των κόκκων, η εργοδιάβρωση και η εμφάνιση σίγμα φάσης στη διεπαφή. Για την καταπολέμηση αυτών απαιτείται η διαδικασία PWHΤ. Στο θερμοκρασιακό εύρος των 600-850°C, στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες, προκαλείται κατακρήμνιση των καρβιδίων του χρωμίου ($M_{23}C_6$) και συσσωρεύεται στα όρια των κόκκων, όπου αυξάνεται η πιθανότητα της περικρυσταλλικής διάβρωσης λόγω του φαινομένου της ευαισθητοποίησης. Πιο συγκεκριμένα, απεμπλουτίζονται από χρώμιο οι γύρω περιοχές και δημιουργούνται τοπικά γαλβανικά στοιχεία, τα οποία καθιστούν τους χάλυβες αυτούς επιρρεπείς σε διάβρωση με βελονισμούς ή τμηματική διάβρωση. Για τους λόγους αυτούς, η συγκόλληση με τριβή καθίσταται καταλληλότερη καθότι πραγματοποιείται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες, όπου αποφεύγονται οι ανωτέρω δυσμένειες. (2), (18)



Εικόνα 1.6. Διάβρωση με βελονισμούς AISI304



Εικόνα 1.7. Φαινόμενο της διάβρωσης με βελονισμούς σε ανοξείδωτους χάλυβες (19)

2. Αλουμίνιο

Το αλουμίνιο είναι το τρίτο κατά σειρά σε αφθονία χημικό στοιχείο μετά το οξυγόνο και το πυρίτιο. Αποτελεί περίπου το 8% κ.β. του στερεού φλοιού της γης και συναντάται σε πάνω από 270 διαφορετικά ορυκτά. Τη σημαντικότερη πηγή απόληξης αλουμινίου αποτελεί ο βωξίτης, ένα ένυδρο μη καθαρό οξείδιο του αλουμινίου, από το οποίο λαμβάνεται χημικά η αλούμινα και με ηλεκτρόλυση προκύπτει το αλουμίνιο.

Το αλουμίνιο έχει ειδικό βάρος μόνο 2,71 g/cm³, σχεδόν το ένα τρίτο του σιδήρου (7,87 g/cm³) ή του χαλκού (8,94 g/cm³). Παρουσιάζει εξαιρετική αντιδιαβρωτική συμπεριφορά τόσο στην ατμόσφαιρα όσο και στο νερό. Ακόμα, κατέχει πολύ καλή ηλεκτρική αγωγιμότητα, η οποία, για ισοδύναμο βάρος, είναι διπλάσια από αυτή του χαλκού και τριπλάσια από αυτή του χάλυβα ενώ η θερμική αγωγιμότητα αυτού και των κραμάτων του ισοδυναμεί με το 50-60% αυτής του χαλκού. Εξαιτίας της εδροκεντρωμένης κυβικής κρυσταλλικής δομής (FCC), η ολκιμότητά του διατηρείται ακόμα και σε αρκετά χαμηλές θερμοκρασίες. Το βασικό μειονέκτημα του αλουμινίου, είναι το χαμηλό σημείο τήξης του (660°C) το οποίο θέτει περιορισμούς στη μέγιστη θερμοκρασία χρήσης του.

Το αλουμίνιο και τα περισσότερα κράματά του είναι ανθεκτικά σε πολλές μορφές διάβρωσης. Λόγω της μεγάλης χημικής συνάφειας με το οξυγόνο, η φυσική επιφάνεια του μετάλλου είναι μόνιμα καλυμμένη με στρώμα οξειδίου του αργιλίου (Al₂O₃), που αποτελεί ένα πολύ αποτελεσματικό εμπόδιο εξάπλωσης της διάβρωσης.

Κράματα του αλουμινίου με μικρά ποσοστά χαλκού, μαγνησίου, μαγγανίου και πυριτίου, τού προσδίδουν ιδιαίτερα ξεχωριστές και χρήσιμες ιδιότητες. Η αντοχή του εξαρτάται από την καθαρότητά του. Έτσι, καθαρό αλουμίνιο σε ποσοστό 99,996% έχει αντοχή σε εφελκυσμό περίπου 49 MPa, η οποία όμως μπορεί να φτάσει τα 700 MPa μετά από κραμάτωση και κατάλληλη θερμική κατεργασία.

2.1 Επίδραση κραματικών προσθηκών

Το καθαρό αλουμίνιο κραματοποιείται εύκολα με αποτέλεσμα τη δυνατότητα επίτευξης μεγάλης ποικιλίας φυσικών και μηχανικών ιδιοτήτων. Επειδή είναι πολύ μαλακό και όλκιμο υλικό, η πληθώρα των πρακτικών εφαρμογών επιτάσσει μεγαλύτερη αντοχή. Έτσι, λοιπόν οι βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες επιτυγχάνονται με την προσθήκη άλλων κραματικών στοιχείων που συνιστούν υλικά κατάλληλα για ποικίλες εφαρμογές.

Η συνήθης παραγωγή των κραμάτων αλουμινίου ακολουθεί τη διαδικασία της τήξης, της κραματοποίησης καθώς και της χύτευσης. Παρακάτω, αναφέρονται συνοπτικά τα κυριότερα στοιχεία που προστίθενται για την παραγωγή τυπικών βιομηχανικών κραμάτων αλουμινίου καθώς και η επίδραση της εκάστοτε κραματικής προσθήκης. (20)

Χαλκός, Cu

Η κυριότερη επίδραση του χαλκού (από 4% έως 10% στο κράμα) είναι η αύξηση της σκληρότητας και της μηχανικής αντοχής του αλουμινίου σε

υψηλές θερμοκρασίες. Σε ποσοστό 12% προκαλεί σημαντική βελτίωση της μηχανικής αντοχής και της κατεργασιμότητάς του. Η σκλήρυνσή του επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση.

Πυρίτιο, Si

Η σημαντικότερη επίδραση του πυριτίου στο αλουμίνιο είναι η βελτίωση των χυτευτικών ιδιοτήτων του. Ειδικότερα, το πυρίτιο αυξάνει τη ρευστότητα του αλουμινίου. Επίσης, η προσθήκη αυτού αυξάνει την αντοχή στη διάβρωση. Η αύξηση αυτή εντείνεται με την ταυτόχρονη προσθήκη μικρότερων ποσοτήτων μαγνησίου. Το πυρίτιο προστίθεται σε ποσοστό που κυμαίνεται από 1% έως 18%.

Μαγνήσιο, Mg

Η παρουσία του μαζί με το αλουμίνιο σχηματίζει κράματα μικρού ειδικού βάρους και ανώτερων μηχανικών ιδιοτήτων. Επίσης, όταν προστίθεται σε σημαντικό ποσοστό, αυξάνει την αντοχή στη διάβρωση καταγράφοντας την καλύτερη αντοχή στη διάβρωση στο θαλασσινό νερό από όλα τα κράματα του αλουμινίου. Το μαγνήσιο προστίθεται σε ποσοστό από 1 έως 10%.

Μαγγάνιο, Mn

Αυξάνει τη μηχανική αντοχή και βελτιώνει την ολκιμότητα. Ακόμα αυξάνει την αντοχή του αλουμινίου στη διάβρωση ενώ σε συνδυασμό με το σίδηρο βελτιώνει την ευχυτότητα.

Ψευδάργυρος, Zn

Προστίθεται με σκοπό την αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων ενώ δυσχεραίνει τη χυτευσιμότητα. Τα κράματα του αλουμινίου πολύ μεγάλης μηχανικής αντοχής περιέχουν 5-7% ψευδάργυρο με μικρότερες ποσότητες μαγνησίου και χαλκού.

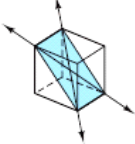
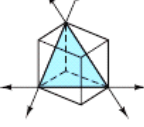
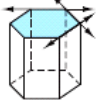
Σίδηρος, Fe

Σε μικρά ποσοστά βελτιώνει την αντοχή και τη σκληρότητα και ταυτόχρονα μειώνει τις πιθανότητες θερμής ρηγματώσης κατά τη χύτευση.

2.2 Μηχανισμοί ισχυροποίησης των μετάλλων

Οι διαταραχές κάτω από την επίδραση εξωτερικής διατμητικής τάσης ολισθαίνουν επάνω σε συγκεκριμένα κρυσταλλικά επίπεδα, τα οποία ονομάζονται επίπεδα ολίσθησης (slip planes, Πίνακας 2.1), με αποτέλεσμα την παραγωγή πλαστικής παραμόρφωσης στο υλικό. Η κρίσιμη τιμή της διατμητικής τάσης, στην οποία ξεκινάει η ολίσθηση των διαταραχών είναι το όριο διαρροής μονοκρυστάλλου σε διάτμηση, το οποίο σχετίζεται άμεσα με το όριο διαρροής πολυκρυσταλλικού υλικού σε εφελκυσμό, μέγεθος που καθορίζεται εύκολα πειραματικά μέσω της δοκιμής εφελκυσμού. Η αντοχή των μεταλλικών υλικών, δηλαδή η αντίσταση που προβάλλουν στην πλαστική παραμόρφωση, μπορεί να αυξηθεί με την παρεμπόδιση της ολίσθησης των διαταραχών στους κρυστάλλους. (21)

Πίνακας 2.1. Τα κύρια επίπεδα ολίσθησης στα πλέγματα BCC, FCC, HCP (22)

Crystal structure	Slip plane	Slip direction	Number of slip systems	Unit-cell geometry	Examples
bcc	{110}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	$6 \times 2 = 12$		α -Fe, Mo, W
fcc	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	$4 \times 3 = 12$		Al, Cu, γ -Fe, Ni
hcp	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$1 \times 3 = 3$		Cd, Mg, α -Ti, Zn

Σε οποιοδήποτε κραματικό σύστημα είναι δυνατόν να λειτουργεί ένας ή περισσότεροι από τους παρακάτω μηχανισμούς ισχυροποίησης. Πολλές φορές είναι επιτακτική ανάγκη της ταυτόχρονης χρήσης διαφόρων μηχανισμών ισχυροποίησης για τη βελτίωση της αντοχής ενός κράματος. Οι βασικότεροι μηχανισμοί ισχυροποίησης των μεταλλικών υλικών είναι οι παρακάτω:

Η **πλεγματική αντίσταση** οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλει το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα στην ολίσθηση διαταραχών μέσα σε αυτό. Το όριο διαρροής του υλικού εξαρτάται από την πυκνότητα του επιπέδου και της διεύθυνσης ολίσθησης.

Η **ενδοτράχυνση ή εργοσκληρυνση** οφείλεται στη ραγδαία αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών και στην αλληλεπίδραση μεταξύ τους με την αύξηση της πλαστικής παραμόρφωσης. Το όριο διαρροής του υλικού εξαρτάται από το ποσοστό πλαστικής παραμόρφωσης που έχει υποστεί το υλικό.

Η ισχυροποίηση μέσω **στερεού διαλύματος ή κραμάτωσης** οφείλεται στην αλληλεπίδραση των διαταραχών με άτομα παρεμβολής ή αντικατάστασης. Το όριο διαρροής του υλικού εξαρτάται από την περιεκτικότητα του κράματος στα διάφορα κραματικά στοιχεία.

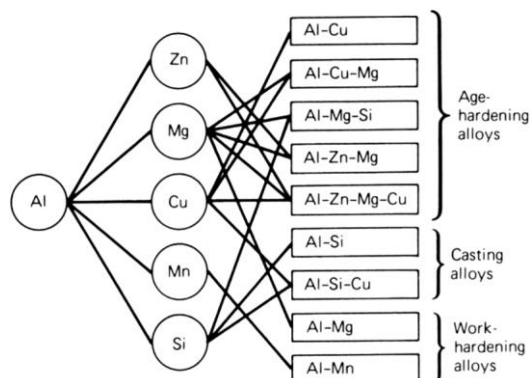
Η ισχυροποίηση από **το πλήθος των ορίων των κόκκων** οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν τα όρια των κόκκων στην ολίσθηση των διαταραχών. Το όριο διαρροής του υλικού εξαρτάται από το μέγεθος των κόκκων.

Η ισχυροποίηση από **κατακρήμνιση** λόγω γήρανσης και διασπορά δευτερευουσών φάσεων οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν σωματίδια άλλων φάσεων. Το όριο διαρροής του υλικού εξαρτάται από το κλάσμα όγκου και το μέσο μέγεθος των σωματιδίων των δευτερευουσών φάσεων. (21)

2.3 Κωδικοποίηση κραμάτων Αλουμινίου

Στα κράματα αλουμινίου γίνεται μια μεγάλη διάκριση, ως προς τα κράματα διαμόρφωσης και τα κράματα χύτευσης. Η σύσταση και στους δύο τύπους

εκφράζεται με έναν τετραψήφιο αριθμό ο οποίος υποδηλώνει τις κύριες προσμίξεις και σε ορισμένες περιπτώσεις το βαθμό καθαρότητας. Οι κωδικές ονομασίες των κραμάτων αλουμινίου, σύμφωνα με την Aluminum Association (A.A.), αποτελούνται από δύο μέρη, τα οποία χωρίζονται με παύλα. Το πρώτο μέρος αποτελείται από τέσσερις αριθμούς, των οποίων η σημασία εξαρτάται από το εάν πρόκειται για κράμα διαμόρφωσης ή για κράμα χύτευσης. Στην εικόνα που ακολουθεί φαίνεται η κάθε κραματική προσθήκη στο αλουμίνιο και η λειτουργία της.



Εικόνα 2.1. Τα κραματικά στοιχεία του αλουμινίου (23)

Στα **κράματα διαμόρφωσης** ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης ενώ ο δεύτερος χρησιμοποιείται για να δηλώσει τροποποιήσεις των ορίων περιεκτικότητας των ακαθαρσιών. Συγκεκριμένα, στην περίπτωση της σειράς 1XXX, οι δύο τελευταίοι αριθμοί δίνουν τα δεκαδικά ποσοστά, για περιεκτικότητες αλουμινίου υψηλότερες του 99,00%, ενώ στην περίπτωση κραμάτων αλουμινίου άλλων σειρών, οι δύο τελευταίοι αριθμοί χρησιμοποιούνται αποκλειστικά για τον προσδιορισμό της ειδικής κατηγορίας του κράματος της οικείας ομάδας.

Στα **κράματα χύτευσης** ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης ενώ ο δεύτερος και ο τρίτος αριθμός δείχνουν την ειδική κατηγορία του κράματος της οικείας ομάδας. Ο τέταρτος αριθμός, ο οποίος χωρίζεται με τελεία από τους τρεις πρώτους, αφορά στη μορφολογία του προϊόντος της χύτευσης. Με μηδέν (0) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για χυτό, το οποίο έχει προκύψει από χύτευση, ενώ με ένα (1) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για πλίνθωμα. Τέλος, μπορεί να εμφανίζεται ένα γράμμα μπροστά από τον κωδικό, το οποίο υποδηλώνει τη μετατροπή της αρχικής χημικής σύστασης. (24), (25), (20)

Πίνακας 2.2. Κωδικοποίηση κραμάτων διαμόρφωσης - χύτευσης του αλουμινίου κατά ANSI H35

Σύμβολο	Στοιχεία κραμάτων διαμόρφωσης
1XXX	Αλουμίνιο (> 99.00%)
2XXX	Χαλκός
3XXX	Μαγγάνιο
4XXX	Πυρίτιο
5XXX	Μαγνήσιο
6XXX	Μαγνήσιο και Πυρίτιο
7XXX	Ψευδάργυρος
8XXX	Άλλα στοιχεία
9XXX	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά

Σύμβολο	Στοιχεία κραμάτων χύτευσης
1XX.X	Αλουμίνιο (>99.00%)
2XX.X	Χαλκός
3XX.X	Πυρίτιο και χαλκός και/ή μαγνήσιο
4XX.X	Πυρίτιο
5XX.X	Μαγνήσιο
6XX.X	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
7XX.X	Ψευδάργυρος
8XX.X	Κασσίτερος
9XX.X	Άλλα στοιχεία

2.3.1 Κράματα διαμόρφωσης αλουμινίου

Πρόκειται για τα κράματα των σειρών 1000, 2000, 3000, 5000, 6000 και 7000. Κράματα αυτά είναι μονοφασικά με μικρό αριθμό εγκλεισμάτων και ενδομεταλλικών ενώσεων. Οι μηχανικές τους ιδιότητες ρυθμίζονται με κατεργασίες σκλήρυνσης, με δημιουργία οριακών στερεών διαλυμάτων και με ενδοτράχυνση. (24), (25), (20)

Σειρές κραμάτων αλουμινίων μη θερμικά σκληρυνόμενες

Σειρά 1000

Τα κράματα της σειράς αυτής έχουν ποσοστό αλουμινίου τουλάχιστον 99% Al. Παρόλο που εμφανίζουν καλή αντοχή σε χαμηλές θερμοκρασίες, οι τιμές των μηχανικών τους ιδιοτήτων είναι χαμηλές, αλλά βελτιώνονται με ενδοτράχυνση. Προσφέρονται για εν ψυχρώ κατεργασία και παρουσιάζουν σημαντική αντοχή σε υγρή και θαλάσσια ατμόσφαιρα ενώ κατέχουν εξαιρετική ηλεκτρική αγωγιμότητα. Οι κυριότερες ακαθαρσίες που περιέχονται σε αυτά είναι ο Σίδηρος (Fe) και το Πυρίτιο (Si) σε ποσοστό έως 1% (κράμα 1100).

Σειρά 3000

Τα κράματα Al-Mn αντέχουν στην ατμοσφαιρική διάβρωση και έχουν υψηλή συγκολλησιμότητα και κατεργασιμότητα. Συχνά, αντικαθιστούν τα κράματα της σειράς 1000 σε εφαρμογές όπου απαιτούνται βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες. Το Mn αντιδρά με το Al, σχηματίζοντας τη ενδομεταλλική ένωση Al_6Mn η οποία προκαλεί αύξηση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης του κράματος. Η σκλήρυνση του Al με προσθήκη Mn, σε ποσοστά μικρότερα από 1.5%, οφείλεται στη διασπορά της ένωσης αυτής μέσα στη μεταλλική μήτρα του αλουμινίου.

Σειρά 5000

Η κραματική προσθήκη του μαγνησίου βρίσκεται σε ποσοστά μικρότερα του 4%. Επειδή τα μέλη της σειράς αυτής κατέχουν καλά χαρακτηριστικά συγκολλησιμότητας και υψηλής αντοχής στο θαλάσσιο διαβρωτικό περιβάλλον χρησιμοποιούνται ευρέως στη ναυπηγική με κυριότερα τα 5052, 5083, 5086, 5454, 5456. Το μεγαλύτερο μέρος του Mg βρίσκεται στο στερεό διάλυμα και το υπόλοιπο μετέχει στη ενδομεταλλική ένωση Mg_2Al_3 (φάση β), η οποία είναι σκληρή και εύθραυστη.

Σειρές κραμάτων αλουμινίων θερμικά σκληρυνόμενες

Σειρά 2000

Η ανάπτυξη των κραμάτων αυτών ως αρχικό στόχο είχε τη μείωση του βάρους των αεροσκαφών και των δομικών στοιχείων των διαστημοπλοίων, λόγω της μικρής τους πυκνότητας, της υψηλής μηχανικής τους αντοχής και του υψηλού ειδικού μέτρου ελαστικότητας. Η σκλήρυνση της δομής επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση των ενώσεων $CuAl_2$ και $CuMgAl_2$, που προσδίδουν στο κράμα εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες.

Τα κράματα της σειράς αυτής, μετά από βαφή και γήρανση, έχουν μέτρια αντοχή στη διάβρωση και συγκολλώνται δύσκολα, καθώς η περιοχή γύρω από τη συγκόλληση υφίσταται ανόπτηση εξαιτίας του επιβαλλόμενου θερμικού κύκλου με αποτέλεσμα οι μηχανικές τους ιδιότητες να εξασθενούν σημαντικά.

Σειρά 6000

Τα κράματα Al-Mg-Si συγκολλώνται εύκολα, έχουν εξαιρετική αντοχή σε ατμοσφαιρική διάβρωση και σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση, ενώ ταυτόχρονα παρουσιάζουν καλή μηχανική συμπεριφορά σε χαμηλές θερμοκρασίες. Χρησιμοποιούνται ευρέως στη ναυπηγική, με κυριότερο το 6061 από το οποίο κατασκευάζονται μορφοδοκοί που χρησιμοποιούνται ως ενισχυτικά των ελασμάτων.

Η σκλήρυνση της δομής τους οφείλεται στο σχηματισμό της ένωσης Mg_2Si . Κάποια περίσσεια σε Si και Cu βελτιώνει τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος, εις βάρος της αντοχής του σε διάβρωση. Ορισμένα κράματα της σειράς περιέχουν προσθήκες $Mn \leq 0,8\%$, και $Cr \leq 0,3\%$ που συντελούν στη βελτίωση της μηχανικής αντοχής και της δυσθραυστότητας καθότι υποβοηθούν στην εκλέπτυνση των κόκκων.

Σειρά 7000

Πρόκειται για κράματα Al-Zn-Mg και Al-Zn-Mg-Cu, τα οποία μετά από κατάλληλες θερμικές κατεργασίες παρουσιάζουν τις καλύτερες μηχανικές ιδιότητες από όλα τα κράματα του αλουμινίου. Όμως, έχουν κυριότερα μειονεκτήματα τη μέτρια συγκολλησιμότητα και τη μειωμένη αντοχή εν θερμώ και, συνεπώς, χρησιμοποιούνται σε σχετικά χαμηλές θερμοκρασίες (έως $120^\circ C$). Το ποσοστό του Zn κυμαίνεται από 4-8% και αυτό του Mg από 1-3%. Η σκλήρυνση δομής οφείλεται κυρίως στην κατακρήμνιση της ένωσης $MgZn_2$. Το Cr ενισχύει την αντοχή τους σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση, ενώ το Zr βελτιώνει τη συγκολλησιμότητά τους.

2.3.2 Κράματα χύτευσης αλουμινίου

Τα χυτά εξαρτήματα έχουν οριστική και καθορισμένη μορφή και δεν υφίστανται πλέον καμία πλαστική παραμόρφωση. Τα ειδικά χαρακτηριστικά, που πρέπει να εξασφαλίζει ένα κράμα χύτευσης αλουμινίου, είναι η καλή χυτευσιμότητα, η απουσία ρηγματώσεων και η ομοιογενής κατανομή του πορώδους (ατέλειες που μπορεί να προκληθούν λόγω της συστολής του μετάλλου κατά τη στερεοποίηση), η παραγωγή λεπτόκοκκων χυτών αντικειμένων, η καλή αντοχή εν θερμώ και η καλή αντοχή σε διάβρωση. Οι χαμηλές θερμοκρασίες τήξης των κραμάτων του αλουμινίου, επιτρέπουν την επαναχρησιμοποίηση των καλουπιών χύτευσης. Η χύτευση αλουμινίου πραγματοποιείται με τρεις τρόπους: σε άμμο, σε μεταλλικό τύπο και υπό πίεση.

2.4 Χαρακτηρισμός κατεργασιών αλουμινίου

Για τη βελτίωση των ιδιοτήτων ενός κράματος αλουμινίου, πραγματοποιείται κάποια κατεργασία. Έτσι, για τον πλήρη προσδιορισμό του εκάστοτε κράματος, ο τετραψήφιος κωδικός ακολουθείται από ένα γράμμα και κάποια ψηφία. Οι συμβολισμοί αναγράφονται επιγραμματικά στον κατωτέρω πίνακα. (26), (27)

Αλουμίνιο

Πίνακας 2.3. Κωδικοποίηση των κραμάτων αλουμινίου, ανάλογα με τις κατεργασίες που έχουν υποστεί.

Κωδικός	Κατεργασία
F	Προϊόν όπως παρήχθη, χωρίς μηχανική ή θερμική κατεργασία
O	Ανόπτηση
H	Ενδοτράχυνση, μόνο για τα κράματα διαμόρφωσης
H1X	Μόνο ενδοτράχυνση, (το X αναφέρεται στο βαθμό ενδοτράχυνσης)
H11	Κράμα ελάχιστης σκληρότητας (σκληρυμένο κατά 12,5%)
H12	Κράμα σκληρυμένο κατά 25%
H14	Κράμα σκληρυμένο κατά 50%
H16	Κράμα σκληρυμένο κατά 75%
H18	Κράμα σκληρυμένο κατά 100%
H19	Υπέρσκληρο κράμα
H2X	Ενδοτράχυνση ακολουθούμενη από ανόπτηση αποκατάστασης. Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό σκλήρυνσης μετά από ανόπτηση
H3X	Ενδοτράχυνση ακολουθούμενη από θερμική κατεργασία σταθεροποίησης σε χαμηλή θερμοκρασία, προκειμένου να αποφευχθεί σκλήρυνση λόγω γήρανσης. Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό σκλήρυνσης πριν από τη σταθεροποίηση
HXXX	Ο βαθμός ενδοτράχυνσης ή οι μηχανικές ιδιότητες ή και οι δύο αυτοί παράμετροι ταυτόχρονα ή κάποιο άλλο χαρακτηριστικό του τελικού προϊόντος που επηρεάζεται σημαντικά από αυτές, διαφέρει, αλλά βρίσκονται κοντά, σε ό,τι υποδεικνύουν τα δύο πρώτα ψηφία κωδικοποίησης
H111	Προϊόντα που σαφώς έχουν υποστεί ενδοτράχυνση σε βαθμό όμως μικρότερο από αυτό που απαιτείται ώστε να χαρακτηριστούν από την τυποποιημένη κωδικοποίηση της ονοματολογίας ως H11
H112	Προϊόντα με ορισμένους περιορισμούς στις μηχανικές τους ιδιότητες εξαιτίας της σκλήρυνσης λόγω πρόσθετων κατεργασιών μορφοποίησης.
H116, H117	Προϊόντα από κράματα αλουμινίου της σειράς 5XXX όπου η περιεκτικότητα σε μαγνήσιο είναι $\geq 4\%$ οπότε και υπάρχουν ορισμένοι περιορισμοί στις μηχανικές ιδιότητες
HXX4	Ειδικώς σχηματοποιημένα λεπτά φύλλα αλουμινίου τα οποία παράγονται σύμφωνα με την κατεργασία που υποδεικνύει το αντίστοιχο HXX με τις μηχανικές τους ιδιότητες όμως να διαφέρουν από αυτές του αρχικού προϊόντος
HXX5	Χαρακτηρίζει συγκολλητούς σωλήνες. Ανάλογα με το κράμα και τη γεωμετρία του σωλήνα, τα όρια των μηχανικών ιδιοτήτων μπορεί να διαφέρουν από τα αντίστοιχα του αρχικά σκληρυμένου προϊόντος
T	Θερμική κατεργασία σκλήρυνσης με γήρανση
T1	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και φυσική γήρανση
T2	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, μηχανική κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση
T3	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση
T4	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση
T5	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος
T6	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος
T64	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση (σκλήρυνση με κατακρήμνιση), σε θερμοκρασία χαμηλότερη της γήρανσης (bending temper) για την αύξηση της διαμορφωσιμότητας
T66	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης και τεχνητής γήρανσης (σκλήρυνση με κατακρήμνιση) σε υψηλότερο επίπεδο των μηχανικών ιδιοτήτων μέσω ειδικού ελέγχου των διαδικασιών παραγωγής. Απαιτείται ψύξη στην έξοδο της πρέσας.

T7	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, θερμική κατεργασία σταθεροποίησης
T8	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση
T9	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, τεχνητή γήρανση και κατεργασία εν ψυχρώ
T10	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση
W	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης. Χρησιμοποιείται μόνο για τα κράματα που υφίστανται σκλήρυνση με γήρανση

2.5 Εφαρμογές αλουμινίου

Εξαιτίας της μεγάλης θερμικής αγωγιμότητάς του, χρησιμοποιείται από τα μαγειρικά σκεύη και το περιτύλιγμα τροφίμων μέχρι και την κατασκευή πιστονιών για κινητήρες εσωτερικής καύσης. Ανάμεσα στις πιο κοινές εφαρμογές των κραμάτων αλουμινίου περιλαμβάνονται τα δομικά στοιχεία αεροσκαφών, τα δοχεία αναψυκτικών, τα αμαξώματα λεωφορείων και εξαρτήματα αυτοκινήτων (σώματα μηχανών, έμβολα και συστήματα πολλαπλής διανομής). Πολλές φορές αντικαθιστά χάλκινους αγωγούς σε μεγάλου μήκους γραμμές μεταφοράς ρεύματος υψηλής τάσης, παρότι κατέχει το 63% της ηλεκτρικής αγωγιμότητας του χαλκού. Αυτό οφείλεται στο σημαντικά χαμηλότερο κόστος και βάρος ενός αλουμινένιου αγωγού.



Εικόνα 2.2. Αλουμινένια κουτάκια αναψυκτικών (28)



Εικόνα 2.3. Αλουμινένια εξαρτήματα αυτοκινήτου (29)

2.6 Κράμα αλουμινίου AA6060-T6

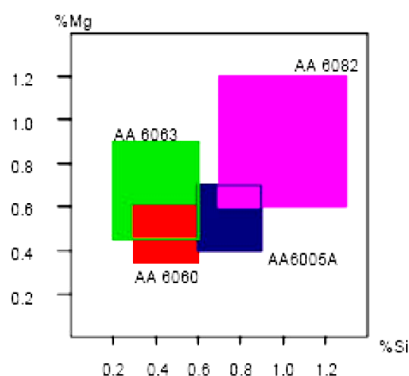
Αποτελεί μέτριας αντοχής κράμα αλουμινίου της θερμοσκληρυνόμενης σειράς 6000 με θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση σε θερμοκρασία υψηλότερη του περιβάλλοντος με στόχο τις καλύτερες μηχανικές αντοχές. (30) Η μέγιστη εφελκυστική αντοχή είναι περί των 200 MPa, το όριο διαρροής στα 170 MPa, ενώ η χημική σύσταση του εν λόγω κράματος παρατίθεται στον Πίνακας 5.1.

Πίνακας 2.4. Χημική σύσταση κράματος αλουμινίου AA6060-T6 σε σύγκριση με το AA6063

	Al	Mg	Si	Fe	Zn	Mn	Ti	Cu	Cr
AA6060-T6	97.9-99.3	0.35-0.6	0.3-0.6	0.1-0.3	0-0.15	0-0.1	0-0.1	0-0.1	0-0.05
AA6063	Balance	0.45-0.9	0.2-0.6	0-0.35	0-0.1	0-0.1	0-0.1	0-0.1	0-0.1

Το AA6060 έχει εξαιρετική αντιδιαβρωτική συμπεριφορά και ανοδική απόκριση, μέτρια κατεργασιμότητα, πολύ καλή συγκολλησιμότητα και εξίσου καλή εν ψυχρώ διαμορφωσιμότητα. (31) Για τους λόγους αυτούς μπορεί να διαμορφωθεί σε σχήμα λεπτού φύλλου, λωρίδας, πλάκας, σωλήνας και ράβδου από τα οποία συνήθως κατασκευάζονται αρχιτεκτονικά προφίλ, κουφώματα, φωτιστικά, κάγκελα, σκάλες, έπιπλα, περιφράξεις, δάπεδα κλπ.

Αποτελεί ένα κράμα της 6000 σειράς που είναι πιο κοντά στις μηχανικές ιδιότητες με το AA6063 παρά με το ναυπηγικό AA6061 (UTS=275 MPa). Μάλιστα, στις αρχές της δεκαετίας του 1990 το AA6063 είχε αντικατασταθεί στις περισσότερες χώρες από το AA6060 γιατί ήταν πιο εύκολη η διέλασή του έναντι, όμως, της ψαθυρότητας. (32)



Εικόνα 2.4. Περιεκτικότητες σε %Mg και %Si ορισμένων AlMgSi κραμάτων (32)

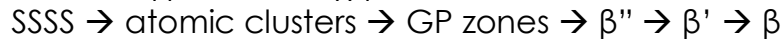
Το AA6060 έχει λιγότερο Mg και Si από το AA6063. Παρότι εμφανίζει μεγαλύτερη ψαθυρότητα κατέχει εξαιρετική ταχύτητα κατά τη διέλαση. Κατά συνέπεια, το κόστος παραγωγής εξελασμένων κραμάτων αλουμινίου 6060 είναι χαμηλότερο.

Για να επιτευχθεί η μέγιστη μηχανική αντοχή (T6) η φάση Mg_2Si πρέπει να διασπαρθεί σε υπέρλεπτα σωματίδια στους κόκκους του Al. Αυτό επιτυγχάνεται κατά τη διάρκεια της εξώθησης και όσο το υλικό περνά βρίσκεται στη ζώνη πλαστικής παραμόρφωσης. Για να παραμείνει σε αυτή την κατάσταση της υπέρλεπτης διασποράς, πραγματοποιείται βαφή μετά την εξώθηση. Το υλικό αυτό οδηγείται τελικά στη γήρανση. Η διαδικασία παραγωγής AA6060-T6 έχει επιγραμματικά την εξής ακολουθία:

τήξη χελωνών → ομογενοποίηση → αργή ψύξη → διέλαση → γήρανση

Μετά τη διαδικασία διέλασης, συνήθως, πραγματοποιείται σκλήρυνση με γήρανση. Η σκλήρυνση των 6XXX κραμάτων αλουμινίου γίνεται μέσω της κατακρήμνισης δεύτερης φάσης στο μητρικό υλικό. Η θερμοκρασία και ο χρόνος παραμονής είναι υπεύθυνες για την πρόσδοση των τελικών

μηχανικών ιδιοτήτων. Η διαδικασία της γήρανσης ξεκινάει με την ανάπτυξη των G.P. ζωνών. Η σκλήρυνση από κατακρήμιση στα κράματα Al-Mg-Si πραγματοποιείται από τη β". Η διαδοχή των σταδίων αποδίδεται ως:

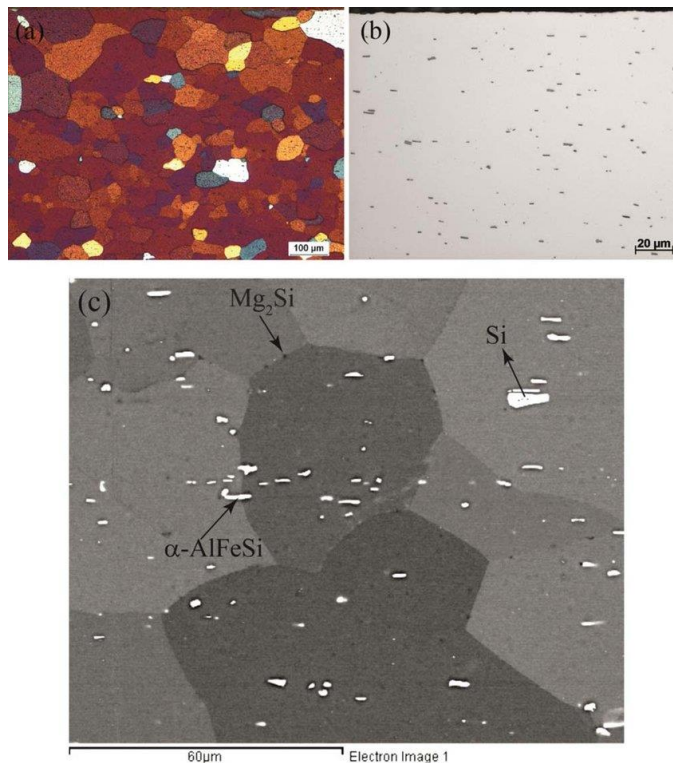


Όπου SSSS (super saturated solid solution) είναι το υπέρκορο στερεό διάλυμα. Στον πίνακα που ακολουθεί φαίνεται λεπτομερώς η διαδικασία της κατακρήμισης. (33)

Πίνακας 2.5. Η ακολουθία της κατακρήμισης των κραμάτων Al-Mg-Si (33)

Precipitate	Remarks
GP zones as needles alone <100> _α	GP zones solvus occurs at temperatures that are normally higher than the ageing temperatures
β" Base-centered monoclinic	Needles of β" precipitates
β' hexagonal Mg ₂ Si a = 0.705 nm c=0.405nm	Semi-coherent rods that probably form directly from GP zones. Lie along <100> _α ; (001) _{β'} // (100) _α ; [100] _{β'} // [011] _α
β face-centred cubic Mg ₂ Si a=0.639 nm	Platelets on {100} _α May transform directly from β'

Η σκλήρυνση του AA6060 οφείλεται στο κατακρήμισμα του Mg₂Si ενώ μέσα στη μικροδομή του συνηθίζεται να σχηματίζονται τα β-AlFeSi, Mg₂Si και α-Al(FeSi). (23) Παρακάτω, απεικονίζονται τυπικές μικροδομές του εν λόγω αλουμινίου, με μέγεθος κόκκων 50-200μm, καθώς επίσης καταδεικνύονται κάποιες τυπικές ενώσεις που σχηματίζονται.



Εικόνα 2.5. Μικροδομές του δείγματος AA6060, (α) λήψη με LOM, (β) λήψη με LOM που δείχνει τα σωματίδια, (c) λήψη με SEM (BSE) που δείχνει τα σωματίδια του α-AlFeSi (λευκές κηλίδες), Mg₂Si και του Si. (34)

3. Συγκολλήσεις

3.1 Βασικές μέθοδοι συγκολλήσεων

Συγκόλληση ορίζεται ως η σύνδεση μεταξύ δύο ή περισσότερων ιδίων ή διαφορετικών μεταλλικών τεμαχίων που εμφανίζουν μεταλλουργική συνάφεια. Οι συγκολλήσεις είναι εξαιρετικά εκτεταμένες και διακρίνονται βάσει κριτηρίων όπως η θερμοκρασία, η πίεση, η πηγή ενέργειας κ.α. Ένα από τα κριτήρια για την ταξινόμηση των συγκολλήσεων είναι η περιοχή θερμοκρασιών που αναπτύσσονται στη ραφή, όπου και θα αναφερθούν επιγραμματικά οι τρεις αυτές μεγάλες κατηγορίες.

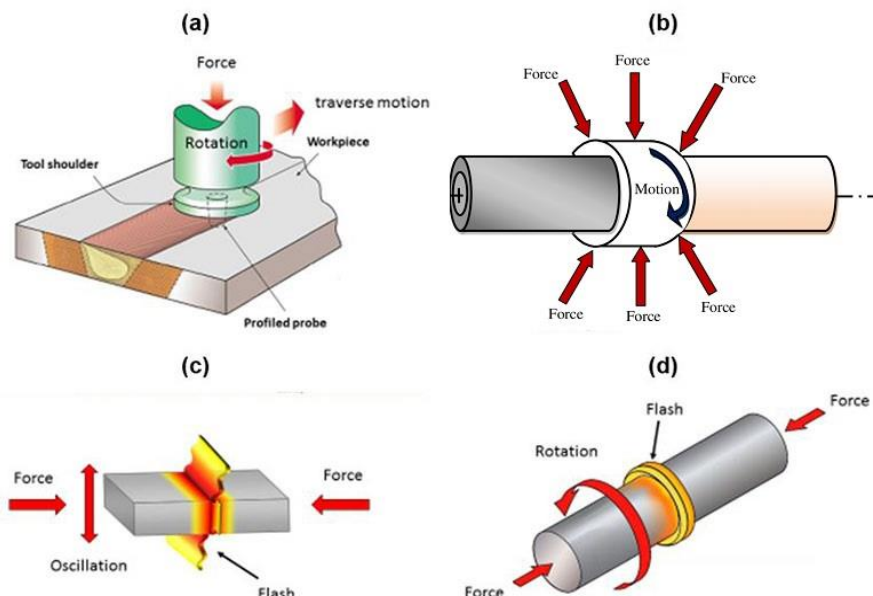
Οι **συγκολλήσεις τήξεως (fusion weldings)** διακρίνονται στις θερμικές συγκολλήσεις τήξης (οξυγονοκολλήσεις, αλουμινοθερμικές συγκολλήσεις), στις συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου (γνωστές ως GTAW, GMAW, SMAW, SAW κ.α.), στις συγκολλήσεις ηλεκτρικής αντίστασης (σημειακές, ραφής, κρουστικές κ.α.) και στις συγκολλήσεις με δέσμες υψηλής πυκνότητας (laser, ηλεκτρονίων, με μικροκύματα). Περαιτέρω κατηγοριοποίησης επιδέχονται ως προς τις αυτογενείς συγκολλήσεις (ένωση χωρίς προσθήκη υλικού), τις ομογενείς (ένωση με πρόσθετο υλικό ίδιας σύστασης με το μητρικό) και τις ετερογενείς (ένωση με πρόσθετο υλικό διαφορετικής σύστασης με το μητρικό).

Οι **συγκολλήσεις με χρήση συνδετικού υλικού (welding by using a filler)** διακρίνονται στις σκληρές και στις μαλακές ετερογενείς συγκολλήσεις (brazing και soldering αντίστοιχα), οι οποίες επιδέχονται περαιτέρω ταξινόμησης βάσει του μέσου με το οποίο γίνεται η αναθέρμανση, όπως με φλόγα, σε φούρνο, με επαγωγή, με εμβάπτιση κ.λπ.

Οι **συγκολλήσεις στερεάς κατάστασης (solid state weldings)** κατηγοριοποιούνται στις εν ψυχρώ με πλαστική παραμόρφωση (εκρηκτικές, με έλαση κ.α.), στις εν θερμώ με πλαστική παραμόρφωση (δια τριβής, με σφυρηλασία κ.α.) και στις εν θερμώ χωρίς πλαστική παραμόρφωση (διάχυσης, επαγωγής κ.α.).

Στις συγκολλήσεις δια τριβής (friction welding) οι θερμοκρασίες που αναπτύσσονται είναι κάτω από τη θερμοκρασία τήξης του υλικού τοποθετώντας 'τες στην τεχνική συγκόλλησης στερεάς κατάστασης. Συνεπώς, η ελεγχόμενη πλαστικοποίηση του υλικού σε συνδυασμό με την προσθήκη πίεσης συνεπικουρούν στην επίτευξη της συγκόλλησης. Τα είδη των συγκολλήσεων αυτών είναι τα εξής: (18), (27)

1. Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (Friction Stir Welding, FSW)
2. Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση (Linear Friction Welding, LFW)
3. Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά (Orbital Friction Welding, OFW)
4. Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή (Radial Friction Welding, RFW)
5. Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή (Rotary Friction Welding)
 - Υβριδική μέθοδος (Hybrid Friction Welding)
 - Μέθοδος μέσω αδράνειας ή συσσωρευμένης Ενέργειας (Inertia Friction Welding)
 - **Μέθοδος Συνεχούς Οδήγησης (Direct Drive Friction Welding)**



Εικόνα 3.1. Συγκολλήσεις δια τριβής (α) με ανάδευση, (β) με τοξοειδή περιστροφή, (γ) με γραμμική παλινδρόμηση, (δ) με περιστροφή

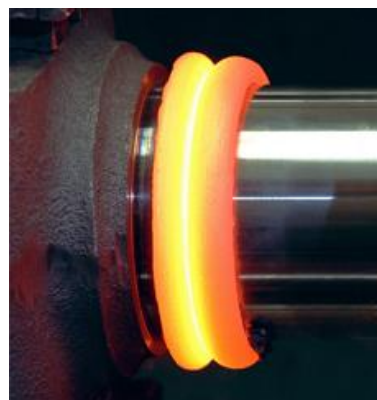
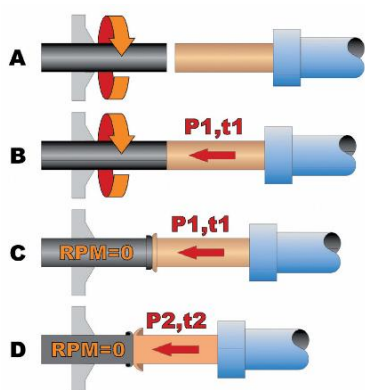
3.2 Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή

Αποτελεί τεχνική συγκόλλησης στερεάς κατάστασης η οποία αναπτύχθηκε σε πειραματικό στάδιο κατά τα μέσα του 1950 στη Σοβιετική Ένωση. Η διαδικασία αυτή δεν αφορά μόνο σε μεταλλικά υλικά, καθώς πραγματοποιούνται συγκολλήσεις με περιστροφή και σε πλαστικά υλικά (spin welding).

Χρησιμοποιείται ευρέως, κυρίως, για την ευκολία της όσον αφορά στη διάταξη και στην ταχύτητα, για τη χαμηλή απαιτούμενη ενέργεια, αφού δεν επίκειται τήξη, αλλά και για την μη περιβαλλοντική επιβάρυνση, διότι δεν εκλύονται αέρια. Κατά συνέπεια, είναι μια γρήγορη, απλή και οικονομική τεχνική που δεν απαιτεί ιδιαίτερη προετοιμασία στις προς συγκόλληση διεπιφάνειες και αυτό εξηγείται μέσω της αποβολής υλικού (flash) κατά τη διεργασία της πίεσης (forging pressure). Συνεπώς, συνδυάζει την αναθέρμανση της διεπιφάνειας των δύο υλικών, καθώς και την πλαστική παραμόρφωση χωρίς να υφίσταται τήξη, αποδεικνύοντας πως είναι η καταλληλότερη μέθοδος συγκόλλησης ανόμοιων μετάλλων σε σύγκριση με τις μη ικανές μεθόδους συγκόλλησης τήξεως. (3)

Ένας σημαντικός περιορισμός στην εν λόγω τεχνική είναι η γεωμετρία του ενός εκ των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων, καθώς θα πρέπει να κατέχει κυλινδρικό ή ημι-κυλινδρικό σχήμα. Αυτό, οφείλεται στην αποκλειστικά περιστροφική κίνηση του τσοκ (chuck) περί τον άξονά του, που φέρει το ένα τεμάχιο.

Εξηγώντας τον ανωτέρω γεωμετρικό περιορισμό, αρχικά, το ένα προς συγκόλληση τεμάχιο περιστρέφεται με συγκεκριμένα RPM πάνω στο τσοκ ενώ το δεύτερο παραμένει σταθερό. Ύστερα, είτε υπό σταθερή είτε υπό αυξανόμενη αξονική δύναμη (P_1) έρχονται σε επαφή τα δύο τεμάχια για χρονικό διάστημα (t_1) ώστε να προκληθεί η κατάλληλη θερμοκρασία και συνεπώς η πλαστικοποίηση των μετάλλων. Έπειτα, από την πρώτη φάση της τριβής και πίεσης των υλικών, σταματάει η περιστροφική κίνηση και ολοκληρώνεται η συγκόλληση με την αύξηση της τελικής αξονικής πίεσης (P_2) για συγκεκριμένο χρόνο (t_2). (18)

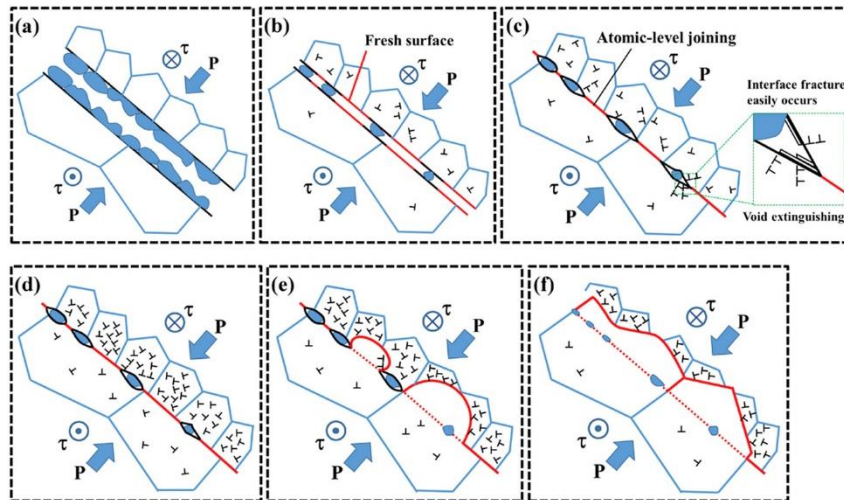


Εικόνα 3.2 Απεικόνιση διαδικασίας συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή (3)

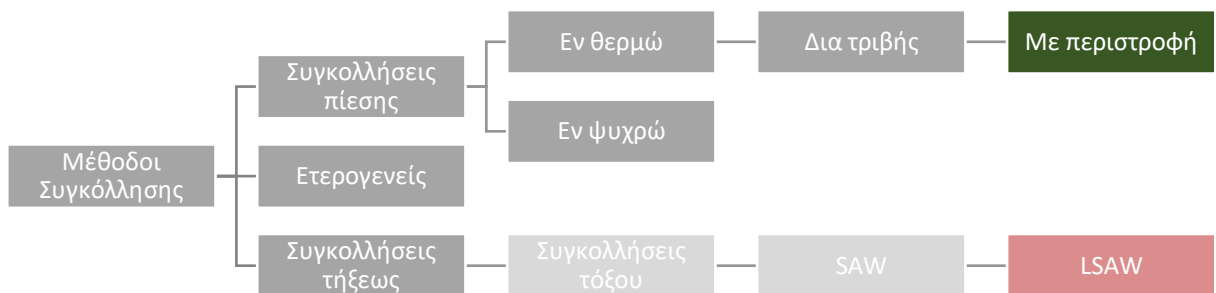
Η τεχνική αυτή αναλύεται σε δύο φάσεις: η φάση θέρμανσης (heating phase) και η φάση σφυρηλάτησης (forging phase). Στην πρώτη φάση, οι παράμετροι που συμμετέχουν είναι η πίεση τριβής ή friction pressure (P_1), ο χρόνος τριβής ή friction time (t_1) και η γωνιακή ταχύτητα περιστροφής (rpm), οι οποίες αυτές σκοπεύουν στην εκδίωξη των οξειδίων και των ακαθαρσιών από τη διεπαφή των μετάλλων. Μέσω της τριβής, προκαλείται η αύξηση της θερμοκρασίας όπου λαμβάνουν χώρα η πίεση εξόγκωσης ή forging pressure (P_2) και ο χρόνος εξόγκωσης ή forging time (t_2) για να ολοκληρώσουν τη συγκόλληση.

Η κάθε παράμετρος της εν λόγω συγκόλλησης έχει ξεχωριστά τη σημαντικότητά της και η αλληλεπίδραση μεταξύ αυτών αποφέρει μια ένωση καλής ποιότητας και βελτιωμένων μηχανικών ιδιοτήτων. Τα φυσικά φαινόμενα, που λαμβάνουν χώρα, είναι η αναθέρμανση του υλικού από την τριβή, η ατομική διάχυση, η πλαστική παραμόρφωση και η παρουσία ενδομεταλλικών ενώσεων. (35)

Μικροδομικά, η συνένωση πραγματοποιείται με την παρακάτω σχηματική αναπαράσταση. Αρχικά, τα δείγματα έχουν μια επίστρωση μεγάλων οξειδίων, τα οποία περισπώνται σε μικρότερα σωματίδια και κατά τη συνένωση εγκλείονται στη διεπαφή των μετάλλων. Οι μικρές οπές, που σχηματίζονται λόγω των εγκλεισμάτων, απαλείφονται ολοσχερώς ένεκα της υψηλής πίεσης και της πρόσδοσης θερμότητας. Δηλαδή, η ατομική διάχυση και οι διαταραχές ολισθαίνουν περιφερειακά της οπής και ευνοούν στην εξάλειψή της. Η ανεπάρκεια πίεσης μπορεί να προκαλέσει μικρό-ρωγμές στο υλικό και να αποτελέσει την αρχή της διάδοσης των ρωγμών και συνεπώς την αστοχίας του υλικού. Στα επόμενα στάδια, τα σωματίδια μικραίνουν έως ότου παύσει η επενέργεια της πίεσης και τέλος, πραγματοποιείται η διάχυση των στοιχείων. (36)



Εικόνα 3.3. Σχηματική αναπαράσταση συνένωσης δύο μετάλλων με τριβή (36)



Διάγραμμα ροής 3.1. Θέση της Συγκόλλησης με περιστροφή στις βασικές τεχνικές συγκόλλησης

3.2.1 Εφαρμογές της περιστροφικής συγκόλλησης

Η περιστροφική συγκόλληση δια τριβής (rotary friction welding) βρίσκει ποικίλες εφαρμογές μεταξύ όμοιων αλλά και ανόμοιων υλικών στους τομείς της αεροδιαστημικής, της σωληνουργίας, της αυτοκινητοβιομηχανίας κ.α. Συχνά, συναντάται σε αξονικά εξαρτήματα (ράβδοι, σωλήνες), τα οποία επιδιώκουν διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες, όπως είναι οι άξονες κίνησης αυτοκινήτων, οι άξονες απορρόφησης κραδασμών, τα κοπτικά εργαλεία (τρυπάνια χειρός, γεωτρύπανα, μεταλλικά σφυριά), οι διμεταλλικές σωληνώσεις κ.λπ. Με τη μέθοδο αυτή, επίσης, κατασκευάζονται διμεταλλικοί δακτύλιοι (φλάντζες, ρακόρ σωλήνων) ή ακόμα και συνδυασμός δακτυλίων και ράβδων όπως ο μοχλός σύνδεσης με το κιβώτιο ταχυτήτων, βαλβίδες μηχανών κ.α. (37), (38), (39)



Εικόνα 3.4. Δράπανα χειρός και τόνου. Bar to plate συγκόλληση άξονα με κεφαλή (Steel-Medium Carbon, Steel-Tool) (37)



Εικόνα 3.5. Διμεταλλικά ρακόρ για σωληνώσεις (Aluminium, Stainless Steel) (37)

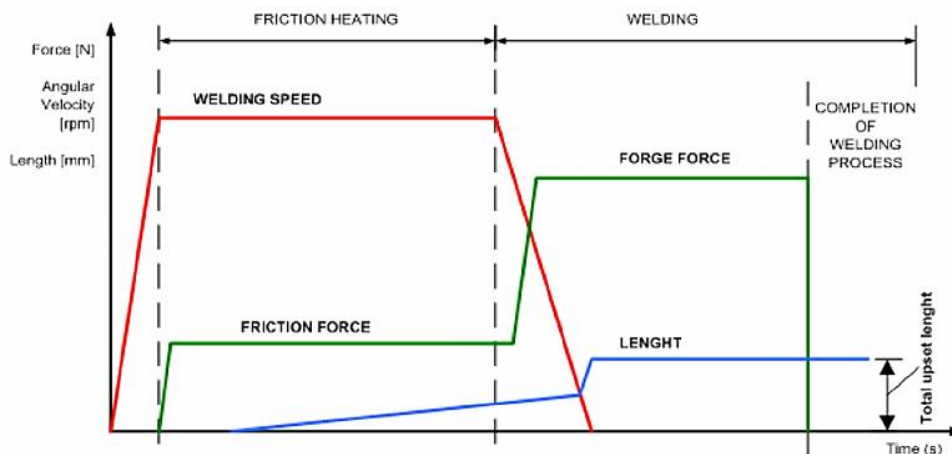


Εικόνα 3.6. Διμεταλλικά σφυριά. Bar to plate συγκόλληση άξονα με κεφαλή (Steel-Medium Carbon, Steel-Tool) (38)

3.2.2 Συγκόλληση δια τριβής συνεχούς οδήγησης

Η συγκόλληση δια τριβής συνεχούς οδήγησης (direct drive friction welding) είναι μια μέθοδος ευρέως διαδεδομένη, εφαρμοσμένη κυρίως στην Ευρώπη και στην Ιαπωνία, στην οποία η περιστροφική κίνηση του εξαρτήματος, στην απαιτούμενη χρονική περίοδο, υλοποιείται άμεσα από ηλεκτρικό ή υδραυλικό κινητήρα. Σε σύγκριση με τη **μέθοδο μέσω αδράνειας (inertia friction welding)**, που έχει μεγαλύτερη εφαρμογή στις ΗΠΑ, η δεύτερη περιστρέφει παρομοίως το τεμάχιο, αλλά με αποθηκευμένη κινητική ενέργεια μέσω σφονδύλου.

Ένα εκ των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων συγκρατείται σταθερά, ενώ το δεύτερο περιστρέφεται με τη βοήθεια ενός «chuck» (οδηγός). Ο περιστρεφόμενος άξονας επιταχύνει σε μία προκαθορισμένη σταθερή ταχύτητα. Τότε τα δύο τεμάχια έρχονται σε επαφή υπό σταθερώς αυξανόμενη πίεση. Η περιστροφή και η πίεση συνεχίζονται για προκαθορισμένο χρόνο έως ότου θερμανθούν επαρκώς τα τεμάχια. Η περιστροφή σταματάει απότομα μέσω συστήματος πέδησης, ενώ η αξονικά εφαρμοζόμενη πίεση αυξάνεται σημαντικά μέχρι την ολοκλήρωση της συγκόλλησης. (18) Το διάγραμμα παρακάτω δείχνει ποιοτικά τις καμπύλες των παραμέτρων συναρτήσει του χρόνου στη διάρκεια της συγκόλλησης.



Διάγραμμα 3.1. Καμπύλες παραμέτρων της μεθόδου συνεχούς οδήγησης

4. Διμεταλλική συγκόλληση ανοξείδωτου χάλυβα - αλουμινίου

4.1 Εισαγωγή

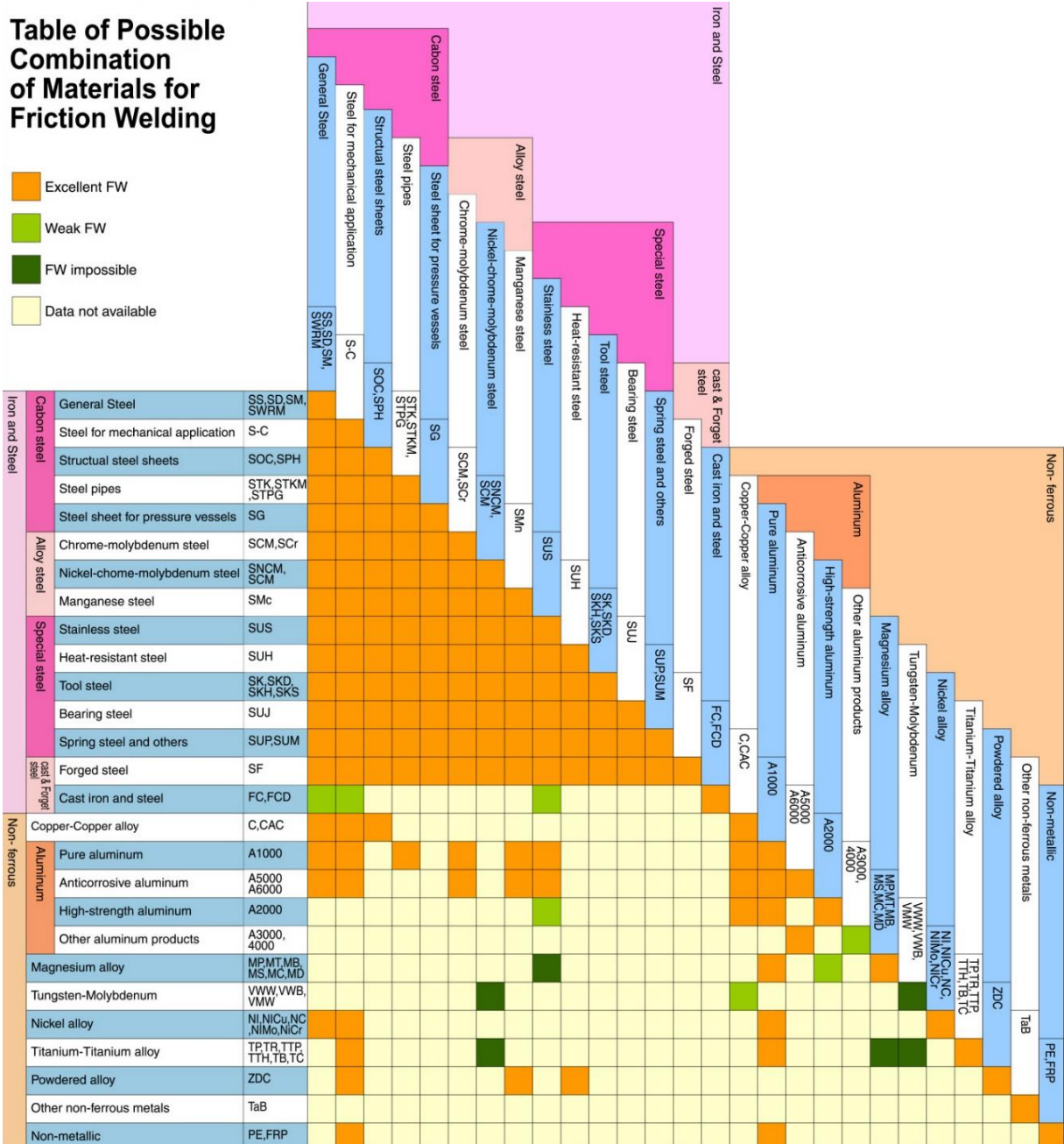
Η χρήση των ελαφριών κατασκευαστικών μετάλλων, όπως του αλουμινίου και του μαγνησίου, έλκουν εξαιρετικά το ενδιαφέρον, καθώς η ανάγκη για ελαφρύτερες κατασκευές είναι ένας σημαντικός παράγοντας για την εξοικονόμηση ενέργειας, όπως πολύ χαρακτηριστικά επιτάσσεται στην αυτοκινητοβιομηχανία. Συνεπώς, η άμεση συνύπαρξη αυτών των μετάλλων σε μια κατασκευή έχοντας κάποια μεταλλουργική συνάφεια, αφορμάται από τις συγκολλήσεις τριβής. Οι συγκολλήσεις τριβής διαφεύγουν τον κίνδυνο εμφάνισης οπών και ρωγμών στη διεπαφή μεταξύ δυο μετάλλων, καθότι δεν παρατηρείται κανένα φαινόμενο τήξεως με αποτέλεσμα να επιτυγχάνεται η μεταλλουργική συνάφεια μέσω της πλαστικοποίησης και της πίεσης. Όμως, υπάρχουν διμεταλλικές συγκολλήσεις του αλουμινίου με κράματα χάλυβα, χαλκού και τιτανίου, που παρατηρούνται έντονα οι ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις και συνεπάγουν τις χαμηλές μηχανικές ιδιότητες στη διεπαφή της συγκόλλησης. Με αφορμή αυτά παρατίθεται ο Πίνακας 4.1, όπου καταδεικνύεται η επάρκεια των συγκολλήσεων διαφορετικών μετάλλων. (40)

Η σημασία των διμεταλλικών εξαρτημάτων έρχεται αφενός με το συνδυασμό των ευεργετικών μηχανικών και μικροδομικών ιδιοτήτων του ενός υλικού και αφετέρου είτε την υψηλή αντιδιαβρωτική συμπεριφορά είτε το χαμηλό ειδικό βάρος είτε τις καλές ηλεκτρικές ιδιότητες του αλλού. Στην παρούσα εργασία μελετάται η σύνδεση του ανοξείδωτου χάλυβα AISI 304 και του κράματος αλουμινίου A6060-T6.

Ο ανοξείδωτος χάλυβας AISI 304 έχει ευρεία χρήση σε εφαρμογές που είναι αναγκαία η αποφυγή της διάβρωσης όπως σε δοχεία, σωληνώσεις, σύρματα, ιατρικά εργαλεία και οδοντιατρικές συσκευές. Έχει πολύ καλές μηχανικές ιδιότητες, καλή κατεργασιμότητα και αντιδιαβρωτική ικανότητα.

Το κράμα αλουμινίου AA6060-T6 έχει υψηλή ηλεκτρική και θερμική αγωγιμότητα, εξαιρετική αντοχή στη διάβρωση, χαμηλό ειδικό βάρος και υψηλή ειδική ισχύ. Σημειώνεται, επίσης, πως η σειρά 6000 χρησιμοποιείται στην αυτοκινητοβιομηχανία γιατί έχει την ικανότητα να σκληραίνει με τεχνητή γήρανση μετά την τελική της διαμόρφωση. Όμως, επειδή τα κράματα αυτά είναι θερμοσκληρυνόμενα, σε μια συγκόλληση, όπου υπάρχουν ποικίλες θερμοκρασιακές βαθμώσεις, μπορούν να μεταβάλλουν τις ιδιότητές τους σημειακά και να προκαλέσουν αστοχίες σε επιρρεπείς ζώνες (TMAZ, HAZ). (41), (42)

Πίνακας 4.1. Συγκολλητική επάρκεια ανόμοιων μετάλλων



4.2 Η σημασία των παραμέτρων της συγκόλλησης

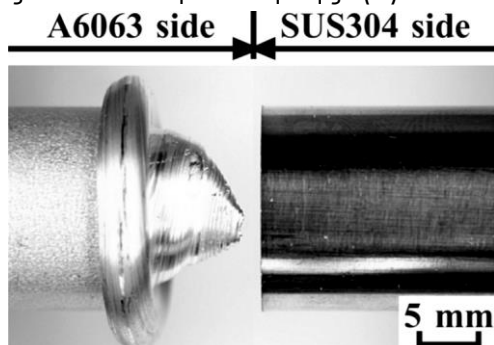
Παρότι οι συγκολλήσεις τριβής έρχονται να επιλύσουν σημαντικά προβλήματα ως προς την ακεραιότητα των διμεταλλικών συγκολλήσεων (bimetallic weldings), στην παρούσα εργασία συναντάται η ανησυχία στην ανεύρεση των βέλτιστων τιμών των παραμέτρων με στόχο την ένωση αλουμινίου με ανοξείδωτο χάλυβα. Η σημαντικότερη επίδραση έγκειται στο πλάτος της ζώνης διάχυσης των ενδομεταλλικών ενώσεων που πρόκειται να σχηματισθούν (π.χ. Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 , $FeAl_3$). Η έκταση αυτής της ζώνης οφείλεται στο χρόνο διάχυσης των ατόμων του Al και του Fe, αλλά και στη θερμοκρασία που θα αναπτυχθεί κατά την τριβή, η οποία τελευταία προκύπτει από τις παραμέτρους

των P_1 , t_1 και RPM. Δηλαδή, όσο μεγαλύτερη πίεση τριβής (P_1) σε περισσότερο χρόνο τριβής (t_1) και με υψηλότερη γωνιακή ταχύτητα περιστροφής (RPM), τόσο μεγαλύτερη θα είναι και η τιμή της θερμοκρασίας. Κατ' επέκταση, όσο μεγαλύτερος είναι ο χρόνος τριβής (t_1), τόσο μικρότερος θα είναι ο ρυθμός απόψυξης άρα και πιο εκτεταμένη θα είναι η ζώνη διάχυσης. (2), (3), (4)

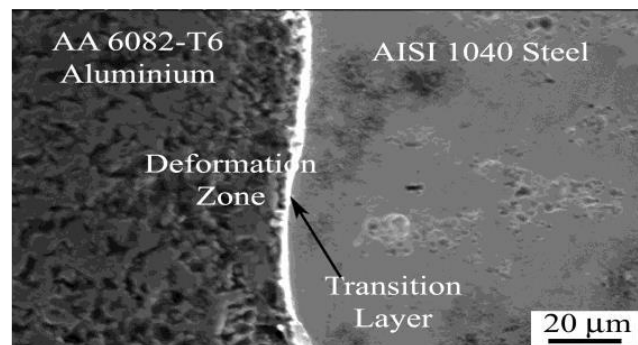
Η λειτουργία της περιστροφικής ταχύτητας του chuck έγκειται στην πρόσδοση θερμότητας στα μέταλλα. Όσες περισσότερες στροφές το λεπτό έχει το chuck (RPM), τόσο αυξημένη θα είναι και η θερμοκρασία στη διεπαφή. Αν παράλληλα ο χρόνος τριβής t_1 μεγαλώνει, τόσο μεγαλύτερη είναι και η έκταση της θερμικά επηρεασμένης ζώνης καθώς η θερμότητα θα διαχέεται για περισσότερο χρόνο στο μητρικό μέταλλο. Αν, πάλι, τα RPM είναι αυξημένα και ο χρόνος τριβής t_1 είναι μικρός, τότε η απόψυξη στον αέρα είναι τάχιστα από αρκετά υψηλές θερμοκρασίες και η θερμικά επηρεασμένη ζώνη θα είναι μικρή. Έχει ιδιαίτερη σημασία να αναφερθεί πως η δεύτερη περίπτωση μπορεί να δώσει μαρτενσιτικές μικροδομές στους χάλυβες. (25)

Αξιζει να σημειωθεί πως το αλουμίνιο διαχέεται λιγότερο στον σίδηρο απ' ό,τι ο σίδηρος στο αλουμίνιο και αυτό οφείλεται στη μικρότερη ατομική ακτίνα του Fe (126pm) συγκριτικά με του Al (143pm). Έτσι, στη ζώνη διάχυσης μπορεί να παρατηρείται μεγαλύτερη ποσότητα στοιχείων Fe μέσα στο κράμα αλουμινίου από ό,τι το ανάποδο. Αυτό, βέβαια, δεν είναι δεδομένο διότι ανάλογα με τα κράματα του αλουμινίου και του ανοξείδωτου χάλυβα, διαφοροποιούνται οι συγκεντρώσεις των Fe και Al που περιέχονται στο εκάστοτε υλικό, το οποίο σημαίνει ακόμα και την πολύ μικρή διάχυση στοιχείων Fe. (3)

Στην εν λόγω συγκόλληση, εξαιτίας της πίεσης εξόγκωσης (P_2), η καταφανώς πιο μαλακή μεριά του αλουμινίου παραμορφώνεται έντονα, ενώ στη μεριά που βρίσκεται ο ανοξείδωτος χάλυβας δε διαφαίνεται καμία μακροσκοπική αλλαγή. (3) Μάλιστα, στην Εικόνα 4.1 απεικονίζεται η παραμόρφωση του αλουμινίου και το flash (εξόγκωμα), το οποίο προκύπτει ανάλογα με το μέγεθος της πίεσης εξόγκωσης (P_2). Όσο μεγαλύτερη τιμή λαμβάνει η P_2 τόσο εντονότερο είναι και το flash της συγκόλλησης, ενώ όσο μικρότερη τείνει να μη σχηματιστεί καθόλου flash. Παρότι η παράμετρος αυτή παίζει καθοριστικό ρόλο στην αντοχή της συγκόλλησης, δε συνεπάγεται απαραίτητα η μη εμφάνιση flash με την ανεπαρκή συγκόλληση, καθώς οι υπόλοιπες παράμετροι συντελούν εξίσου στην επιτυχία μιας τέτοια συγκόλλησης. (4)

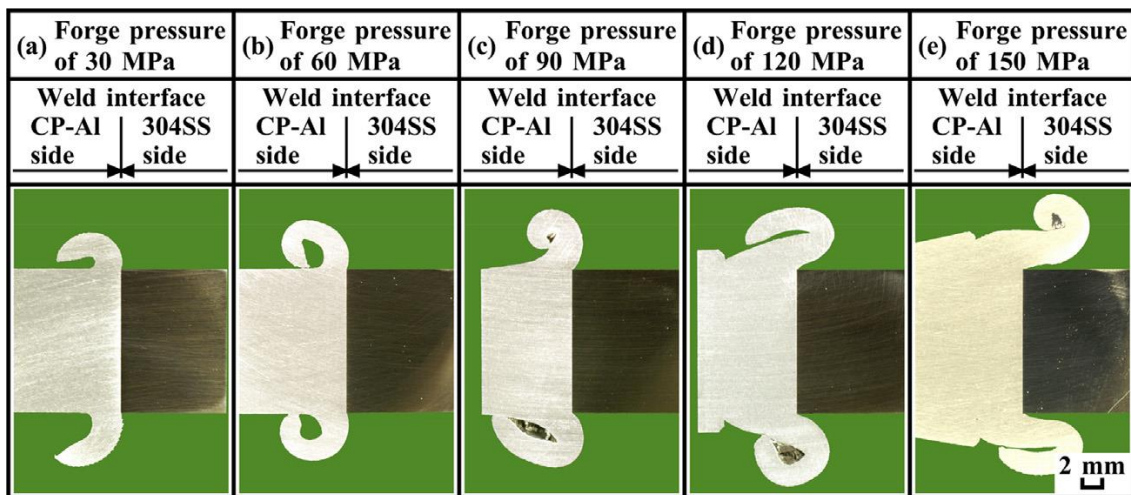


Εικόνα 4.1. Σχηματισμός flash αλουμινίου (4)



Εικόνα 4.2. Διεπαφή AISI 1040 και AA6082-T6 (SEM) (41)

Διάφορες έρευνες ισχυρίζονται πως η επίδραση της πίεσης τριβής P_1 είναι η σημαντικότερη παράμετρος για την επίτευξη των μεγαλύτερων ποσοστών απόδοσης συγκόλλησης (joint efficiency), με τιμές μέγιστης εφελκυστικής αντοχής κοντά στο μητρικό υλικό του αλουμινίου. (43) Ενώ, άλλες έρευνες θεωρούν πως όσο σημαντική είναι η P_1 , αφού συμβάλλει στην αύξηση της θερμοκρασίας της διεπαφής, στη διάχυση των στοιχείων και στην πλαστικοποίηση των υλικών, τόσο σημαντικές παράμετροι, ίσης βαρύτητας, είναι οι t_1 και RPM. (3), (42) Εκτενέστερη μελέτη σημειώνει πως η P_1 και η περιστροφική ταχύτητα (RPM) συνεισφέρουν κατά 33% και 53% αντίστοιχα στη συνολική θερμότητα της συγκόλλησης, ενώ ο t_1 και P_2 έχουν μικρή επίδραση με ποσοστά μόλις 7% και 5% αντίστοιχα. (44) Η αναφερθείσα θερμοκρασία υποστηρίζεται πως θα πρέπει να κυμαίνεται περίπου μεταξύ 300-430 °C. (25), (21) Αξίζει να σημειωθεί, πως στη μέγιστη θερμοκρασία επεξεργασίας πραγματοποιείται η διαδικασία της εν θερμώ σφυρηλάτησης (hot forging), όπου το υλικό είναι πιο εύπλαστο ενώ διατηρούνται τα μεταλλουργικά χαρακτηριστικά του μετάλλου.



Εικόνα 4.3. Η επίδραση της πίεσης εξόγκωσης στο σχηματισμό του flash. Στην παρούσα εργασία η πίεση των 120 MPa ήταν αποτελεσματικότερη. (40)

4.3 Μεταλλουργία συγκόλλησης

Για την επίτευξη μεταλλουργικού δεσμού μεταξύ δύο όμοιων ή ανόμοιων υλικών η ατομική δομή του μετάλλου Α πρέπει να έρθει ικανοποιητικά κοντά σε αυτή του μετάλλου Β ούτως ώστε, οι συνεκτικές ατομικές δυνάμεις κάθε σειράς ατόμων να μπορούν να δράσουν αποτελεσματικά. Αυτό απαιτεί τη στενή επαφή των δύο μετάλλων σε ενδοατομικό επίπεδο.

Όμως, οι επιφάνειες των μετάλλων και των κραμάτων τους σε κανονικές ατμοσφαιρικές συνθήκες είναι σχεδόν πάντα καλυμμένες από στρώσεις οξειδίων, νιτριδίων ή και άλλων προσροφημένων αερίων. Επομένως, η εξάλειψη των επιφανειακών στρώσεων και η επίτευξη της στενής επαφής σχηματίζουν έναν δεσμό με εξαιρετικές φυσικοχημικές ιδιότητες. Στην τεχνική της συγκόλλησης με περιστροφή δεν επιτάσσεται καμία τέτοια προεργασία καθώς μέσω της μεγάλης πίεσης εξωθούνται επαρκώς τα επιφανειακά στρώματα σχηματίζοντας flash. (42)

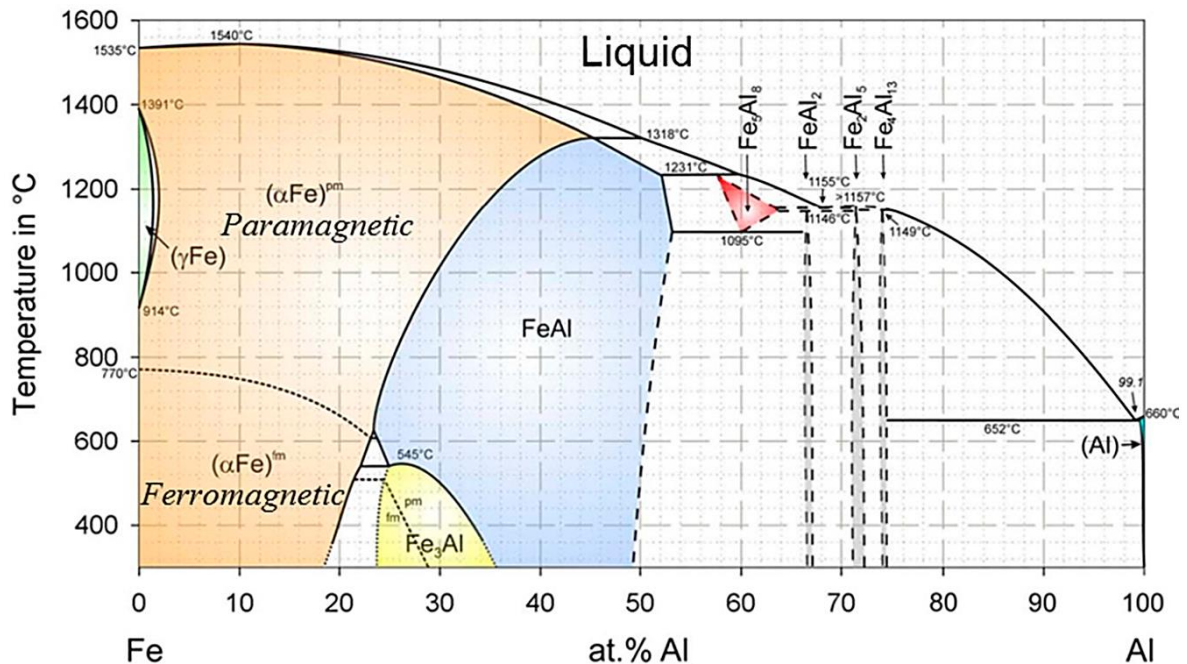
Βάσει όλων των ερευνών που αναφέρονται, για τη συνένωση ανοξείδωτων χαλύβων με κράματα αλουμινίου προτιμώνται οι συγκολλήσεις πίεσης γιατί παρότι αυτά τα δυο υλικά έχουν χαμηλή μεταλλουργική συνοχή και ασύνδετες μηχανικές ιδιότητες, μπορούν να επιτύχουν εξαιρετικούς δεσμούς με υψηλά ποσοστά απόδοσης συγκόλλησης (joint efficiency). Αυτό οφείλεται στο ότι επειδή δεν επιτυγχάνεται τήξη σε κανένα μέταλλο, δεν υπάρχουν ούτε τα φαινόμενα της χύτευσης ούτε τα ελαττώματα που μπορεί να προκύψουν στις συγκολλήσεις τήξεως, όπως είναι η θερμή ρηγμάτωση (hot cracking), το πορώδες (porosity), η απορρόφηση υδρογόνου και η ψαθυροποίηση λόγω αυτού (hydrogen embrittlement ή cold cracking), τα εγκλείσματα (inclusions) κ.α. Όμως, συναντώνται σημαντικά προβλήματα στη ζώνη διάχυσης ως προς τη συγκέντρωση των τάσεων, το χημικό διαφορισμό και το σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων. (41)

Οι **ενδομεταλλικές ενώσεις** παρατηρούνται σε μεγάλα ποσοστά στη διεπαφή. Η ζώνη αυτή που σχηματίζεται είναι επιθυμητό να εξαλειφθεί πλήρως ή έστω να περιοριστεί αφού είναι υπεύθυνη για την ψαθυροποίηση μιας διμεταλλικής συγκόλλησης. Η ανίχνευσή τους στη διεπαφή μέσω EDS, σε σωλήνα AA6063 – AISI304 πάχους 1.5mm, ανέδειξε τις Fe_2Al_5 και $FeAl_3$, (4) ενώ η συγκόλληση μεταξύ των AISI1018 και AA6061-T6 σε ζώνη έκτασης 350nm, τα μόνα στοιχεία που βρέθηκαν ήταν τα $FeAl$ και Fe_2Al_5 . Μια άλλη έρευνα υποστηρίζει πως στις συγκολλήσεις αλουμινίου με ανοξείδωτο χάλυβα εντοπίζονται συνήθως στη ζώνη διάχυσης τα Fe_3Al , $FeAl$, Fe_2Al_3 , $FeAl_2$, Fe_2Al_5 , Fe_2Al_7 και $FeAl_3$ με αντίστοιχα ποσοστά σε αλουμίνιο 25%, 50%, 63%, 66–67%, 69.7–73.2%, 63% και 74–76%. (45) Οι ενώσεις $FeAl$ και Fe_3Al είναι πιο όλκιμες – με διεύθυνση ολίσθησης (slip direction) την $\langle 111 \rangle$ - ενώ οι ενώσεις $FeAl_2$, Fe_2Al_5 και $FeAl_3$ είναι πιο ψαθυρές. (46) Ο παρακάτω πίνακας αναφέρει τους τύπους των ενδομεταλλικών ενώσεων που έχουν προκύψει από τις επικείμενες έρευνες ανάλογα με τη μέθοδο και τα κράματα που συμμετέχουν.

Table.2. A list of inter-metallics found in different Aluminium alloy-Steel systems

S. No.	Method of welding	Dissimilar metal combination	Type of intermetallic	Authors and year of work
1	Friction welding	AISI 1040 Steel to 6082-T6 Aluminium	FeAl, Fe ₂ Al ₅	Muralimohan, 2015
2	Spot weld	Steel to Aluminium	t5-Al8Fe2S	Chen, 2014
3	Friction welding	AL6061-T6 and SS304	Al ₁₃ Fe ₄ and Al ₅ Fe ₂	Chem, Kovacevie, 2004.
4	Friction welding	A1070 and S10C	Fe ₂ Al ₅	Wallach, Elliott, 1981
5	Friction welding	A5052 and S10C	Fe ₂ Al ₅ and Fe ₄ Al ₅	Naotsugu Yamamoto, Makoto Takahashi, Masatoshi Aritoshi, Kenji Ikeuchi and 2007
6	Friction welding	A5083 and S10C	Fe ₂ Al ₅ , Fe ₄ Al ₁₃ , (Fe,Mn)Al ₆	BelittS.Yilbas, Ahmet Sachin, Ali coban, AbdulAleem and 1994
7	Friction welding	A5083 and SS304	Al ₅ Fe ₂ and Fe ₄ Al ₅	Chandrasekaran, Batchelor, Jana 2015
8	Friction welding	AL6061-T6 and AISI 1018 Steel	FeAl and Fe ₂ Al ₅	EmelTaban, Jerry Gould, John Lippold and 2010
9	Friction welding	AL6061 and AISI 4340	Fe ₂ Al ₅ and Mg found near the corner	Suresh Meshram, Madhusudhan Reddy and 2015

Στις συγκολλήσεις στερεάς κατάστασης η ένωση Fe₂Al₅ είναι πολύ συνήθης να εμφανίζεται στη διεπαφή (όπως και στις συγκολλήσεις τήξεως). Παρότι στην παρούσα εργασία αναφέρεται πως ο σχηματισμός της ένωσης FeAl είναι εξαιρετικά σπάνιος, γίνεται αναφορά και σε άλλες μελέτες ότι έχει εντοπιστεί. (41), (42) Παρακάτω, στο διφασικό διάγραμμα Fe-Al φαίνεται η θέση των ενώσεων αυτών και το θερμοκρασιακό εύρος που μπορεί να σχηματιστεί η καθεμία.



Διάγραμμα 4.1. Διφασικό διάγραμμα Fe-Al και οι IMC (46)

Μελετώντας τη συγκόλληση με τριβή ενός υποευθηκτοειδούς μαλακού ανθρακούχου χάλυβα με το AA6061, καταγράφηκαν από το όργανο EPMA οι ενδομεταλλικές ενώσεις Fe_3Al , $FeAl$, Fe_2Al_3 , $FeAl_2$ και $FeAl_3$, σε πάχος μόλις $0,46\mu m$. Επίσης, στην ίδια εργασία χαρακτηρίστηκαν τα ποσοστά σε Fe της καθαρής ένωσης και το σύστημα κρυστάλλωσής τους. (47)

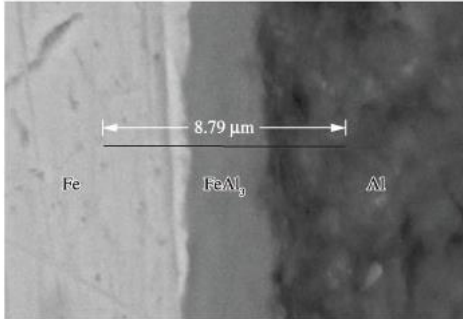
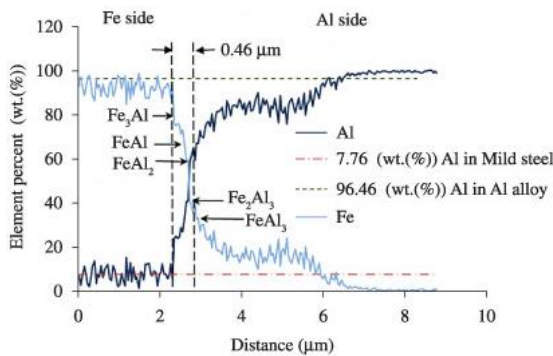


Table 3. Compositions and crystal structures of intermetallic compounds of Fe-Al.

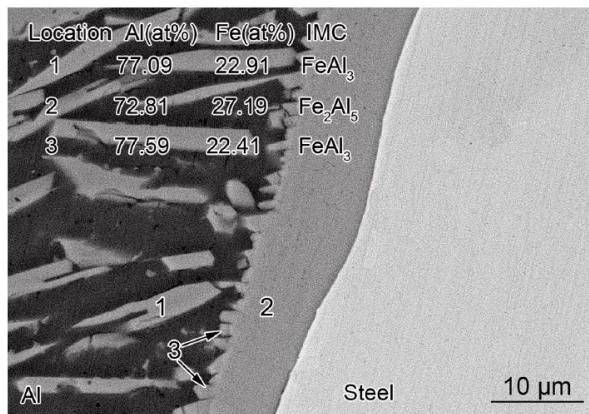
Type of intermetallic compound	wt. (%) of Fe	Crystal structure
Fe_3Al	86.06	FCC
$FeAl$	67.31	Cubic
$FeAl_2$	50.72	Triclinic
Fe_2Al_5	45.16	Monoclinic
$FeAl_3$	40.70	Monoclinic



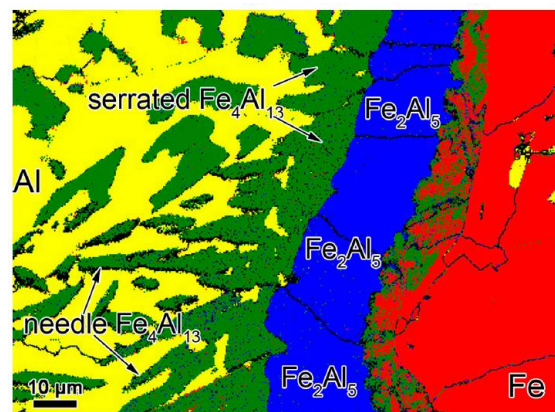
Εικόνα 4.4. Διεπαφή mild steel – AA6061 - SEM (47)

Material/ Properties	HV [GPa]	E [GPa]
Diamant	81	1000–1200
Al_2O_3	14–18	360–420
Steel	1.6–5.0	190–210
Al	0.1–0.4	69–71
Fe_3Al	2.5–3.5	150
$FeAl$	4–5.2	260
$FeAl_2$	9–10.5	475
Fe_2Al_5	9.5–11	284
$FeAl_3$	8–9.8	328

Στη μελέτη συγκόλλησης με λέιζερ AA5083 και χάλυβα Q235 βρέθηκαν οι ενδομεταλλικές ενώσεις $FeAl_3$, Fe_2Al_5 και Fe_4Al_{13} και φωτογραφήθηκαν μέσω SEM και EBSD από διαφορετικές περιοχές. (48)



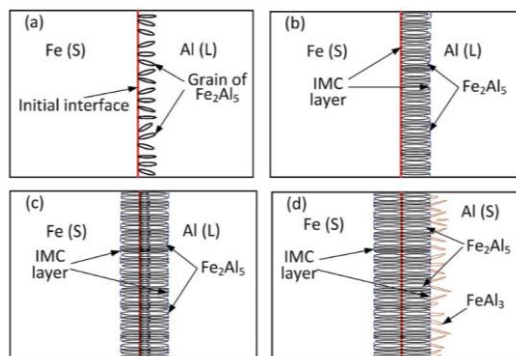
Εικόνα 4.5. Διεπαφή AA5083 - Q235 –SEM (BSE) (48)



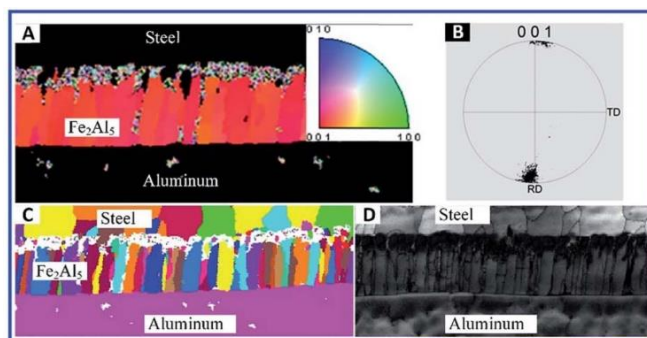
Εικόνα 4.6. Διεπαφή AA5083 - Q235 – EBSD (48)

Η έρευνα (49) συγκόλλησης με DE-GMAW γαλβανισμένου χάλυβα Q235 με σύρμα αλουμινίου ER5356 κατέδειξε πως ο προσανατολισμός του Fe_2Al_5 είναι κάθετος στη διεπαφή των Al και Fe. Ο προτιμητέος κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός του είναι η κανονική διεύθυνση (normal direction), στο επίπεδο (001). Το μέγεθος του Fe_2Al_5 αλλά και το πάχος του στρώματος εξαρτώνται από την πρόσδοση θερμότητας στο βασικό μέταλλο. Είναι γνωστό

πως η κινητική των ατόμων αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας. Έτσι, σε χαμηλές θερμοκρασίες χρειάζεται περισσότερο χρόνο για να μεταναστεύσουν άτομα του Al προς το χάλυβα και να σχηματίσουν Fe_2Al_5 . Επίσης, η σχετικά γρήγορη απόψυξη του τηγμένου Al σχηματίζει $FeAl_3$ το οποίο λειτουργεί ως εμπόδιο στη διάχυση του Al στον χάλυβα και συνεπώς οδηγεί σε ποικιλίες στη μορφολογία και στον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό του Fe_2Al_5 . (49)



Εικόνα 4.7. Τα στάδια δημιουργίας και σχηματισμού των Fe_2Al_5 και $FeAl_3$ (49)



Εικόνα 4.8. Απεικόνιση προσανατολισμού και ανάπτυξης του Fe_2Al_5 – EBSD (49)

Τα περισσότερα στοιχεία μετάπτωσης (V, Ti, Cr, Mn, Fe) επιδεικνύουν χαμηλές διαχυτότητες σε σχέση με την αυτοδιάχυση του ίδιου του αλουμινίου. Τα μέταλλα μη-μετάπτωσης (Ge, Ga, Zn) έχουν διαχυτότητα ίδια ή ακόμα και ελαφρώς μεγαλύτερη από την αυτοδιάχυση του ίδιου του αλουμινίου. Ο λόγος για την απόκλιση αυτή των διαχυτοτήτων των μετάλλων μετάπτωσης από την κανονική συμπεριφορά των άλλων μετάλλων που κατέχουν FCC πλέγμα, στηρίζεται στην επαρκώς έντονη αλληλεπίδραση μεταξύ σθένους και ατόμων αντικατάστασης (μη παρεμβολής). (50)

Έτσι, κατά τη συγκόλληση αλουμινίου και χάλυβα, τα κραματικά στοιχεία Cr, V, W, καθότι μέταλλα μετάπτωσης, δεν μπορούν να διαχυθούν μες το Al. Παρόλα αυτά η ζώνη διεπαφής μπορεί να περιέχει κάποια κραματικά στοιχεία και ενδομεταλλικές ενώσεις. Συνεπώς, η ύπαρξη των ανωτέρω θα οδηγήσει σε υψηλότερες τιμές σκληρότητας. (50)

Τα μητρικά υλικά που συγκολλούνται με μεθόδους εν ψυχρώ διατηρούν και αυτά τα προβλήματα της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ), αλλά σε εξαιρετικά μικρή κλίμακα καθότι αναπτύσσονται σημαντικά, κυρίως, όταν το μητρικό υλικό υποστεί τήξη.

Στις συγκολλήσεις με τριβή η ΘΕΖ, που σχηματίζεται στο αλουμίνιο, είναι πιθανόν να εμφανίσει τα φαινόμενα του διαφορισμού, της κατακρήμνισης και της ανακρυστάλλωσης τα οποία αφορούνται από το θερμοκρασιακό εύρος της συγκόλλησης. Για τα θερμοκοσκληρυνόμενα κράματα αλουμινίου, όπως το AA6060-T6, η περιοχή αυτή χαρακτηρίζεται από τοπική μείωση της αντοχής και για την ανάκτηση αυτής πραγματοποιούνται διεργασίες post-weld heat treatment (PWHT). Εάν το μητρικό υλικό έχει υποστεί T4 θερμική επεξεργασία, μεγάλο μέρος της αντοχής μπορεί να αποκατασταθεί με κατάλληλη γήρανση μετά τη συγκόλληση. Εάν η θερμική επεξεργασία είναι η T6, θα πρέπει να γίνει

θερμική επεξεργασία διαλύματος (solution heat treatment) και γήρανση για την αποκατάσταση της αντοχής της ΘΕΖ. Ωστόσο, κάθε θερμική επεξεργασία και γήρανση μετά τη συγκόλληση μπορεί να προκαλέσει επιπλέον προβλήματα.

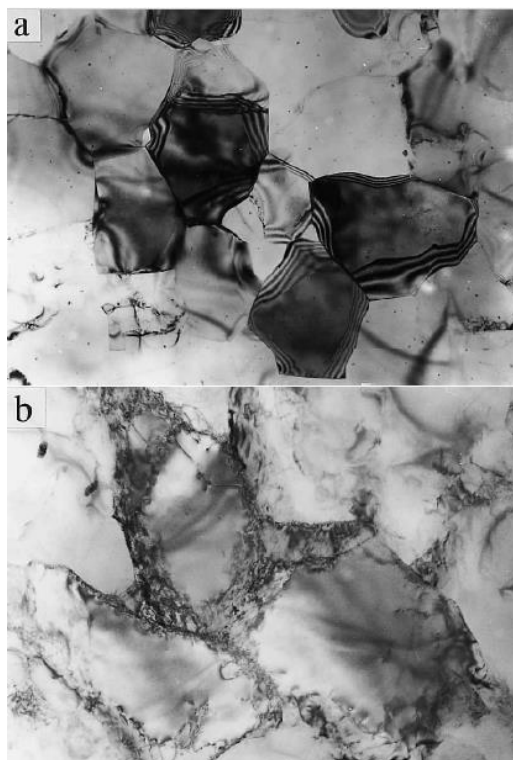
Στα κράματα αλουμινίου σειράς 6XXX (Al-Mg-Si), η αντοχή των T4 και T6 μειώνεται στη ΘΕΖ εξαιτίας της υπεργήρανσης. Για την πλήρη επανασκλήρυνση θα πρέπει να πραγματοποιηθεί πρώτα θερμική επεξεργασία διαλύματος και έπειτα βάψιμο μαζί με τεχνητή γήρανση. Ανάμεσα στα πιο συγκολλησιμα κράματα αλουμινίου τα κράματα των σειρών 6XXX και 7XXX είναι πιο ευαίσθητα στη διάβρωση μετά από μια συγκόλληση τήξης. (51)

Στις συγκολλήσεις τριβής, ένεκα της παρουσίας πίεσης για την ολοκλήρωση της ένωσης, εμφανίζεται συχνά το φαινόμενο της **δυναμικής ανακρυστάλλωσης**. Έχει πραγματοποιηθεί μελέτη στο εν λόγω φαινόμενο μεταξύ AA1050 και AISI304 καταδεικνύοντας πως η δυναμική ανακρυστάλλωση ξεκινάει κατά τη διάρκεια της φάσης της πίεσης και έπειτα. Ένα μεγάλο μέρος της διατμητικής τάσης και της θερμότητας εισαγόνται κατά τη διάρκεια του σταδίου της τριβής και στη συνέχεια ένα μεγάλο μέρος παραμόρφωσης από το στάδιο της πίεσης, μαζί με κάποια εναπομείνασα θερμοκρασία, προκαλούν τη δυναμική ανακρυστάλλωση. (1)

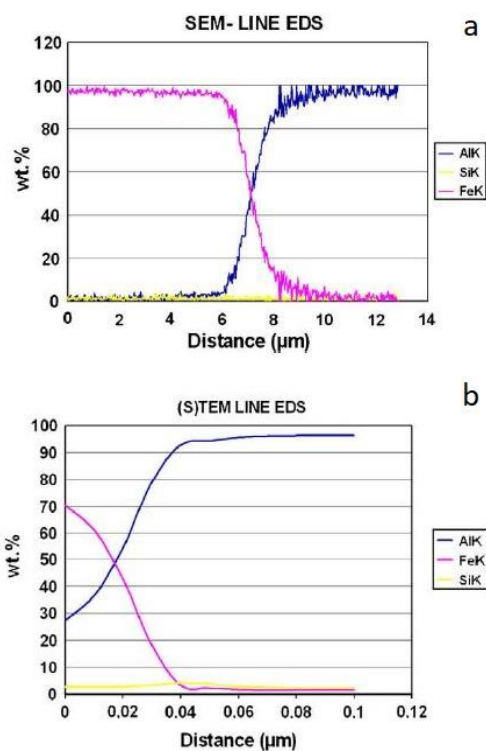
Πολύ κοντά στην κόλληση (150μm) δε φάνηκαν υποκόκκοι (subgrains), αλλά βρέθηκαν εκλεπτυσμένοι και δυναμικά ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι στην πλευρά του αλουμινίου. (1) Οι εκλεπτυσμένοι αυτοί κόκκοι αποτυπώθηκαν με μέγεθος περίπου 1μm, σχηματιζόμενοι κοντά στη διεπαφή με υψηλές γωνίες αναντιστοιχίας (high angle boundaries). Ακόμα, σημειώνεται αύξηση του πλήθους των κόκκων κατά την απόψυξη στον αέρα, ακριβώς μετά το στάδιο της πίεσης. Η σκληρότητα κοντά στη διεπαφή από τη μεριά του αλουμινίου είναι αυξημένη λόγω της λεπτοκρυσταλλικής μικροδομής που προέκυψε. Στην Εικόνα 4.9 από το TEM οι κόκκοι πολύ κοντά στην ένωση φαίνονται να μην έχουν διαταραχές.

Λίγο πιο μακριά, 1mm από τη ζώνη συγκόλλησης, οι κόκκοι έχουν υψηλή πυκνότητα διαταραχών, που μοιάζουν πολύ με ενδοτραχυμένες μικροδομές (cold worked). Δηλαδή, υπόκεινται οι κόκκοι σε υψηλή πίεση και ανεπαρκή θερμότητα.

Οι ενώσεις μεταξύ αλουμινίου και χάλυβα χαρακτηρίζονται από μεγάλες αποκλίσεις στη θερμική αγωγιμότητα (1/10) οι οποίες είναι 204W/mK και 16W/mK αντίστοιχα. Αυτές οι μεγάλες διαφορές που εμφανίζουν στις θερμικές ιδιότητες όπως είναι ο συντελεστής διαστολής, η αγωγιμότητα και η ειδική θερμότητα είναι βασικοί λόγοι που συντελούν στην εμφάνιση παραμενουσών τάσεων. (50)



Εικόνα 4.9. Λήψεις από TEM σε απόσταση από τη ζώνη συγκόλλησης του AA1050 (α) 150μm, κόκκοι χωρίς διαταραχές και (β) 1mm, κόκκοι με διαταραχές (1)



Διάγραμμα 4.2. Γραμμική ανίχνευση ενδομεταλλικών ενώσεων μέσω (α) SEM και (β) TEM (45)

4.4 Ακεραιότητα συγκόλλησης

Λαμβάνοντας υπ' όψιν τα ανωτέρω, για την επίτευξη της μέγιστης επάρκειας συγκόλλησης ωστενιτικού ανοξείδωτου χάλυβα με θερμοσκληρυνόμενο κράμα αλουμινίου θα πρέπει να οριστούν οι βέλτιστες παράμετροι των t_1 , P_1 , t_2 , P_2 και RPM. Πιο συγκεκριμένα, για την αποφυγή της μεγάλης σε έκταση ΘΕΖ, ο χρόνος τριβής t_1 θα πρέπει να είναι σχετικά μικρός (0,4s – 6s). (4) Η πίεση τριβής P_1 θα πρέπει να έχει σχετικά μεσαία τιμή (15 MPa – 45 MPa) σε προκαθορισμένα RPM, ώστε να προσδοθεί η κατάλληλη θερμότητα μέσα σε ένα προσεγγιστικό εύρος θερμοκρασιών μεταξύ 315-430 °C (ASTM 1993). (43), (40), (30) Η πίεση εξώθησης P_2 , θα πρέπει να έχει μεγαλύτερη τιμή της P_1 και μεγέθους τέτοιο που να προκαλεί τον επαρκή δεσμό, αλλά όχι το λυγισμό (buckling) στο μαλακότερο μέταλλο. (4) Ο χρόνος εξώθησης t_2 θα πρέπει να διασφαλίζει την ολοκλήρωση της συγκόλλησης προσέχοντας, κυρίως, την εναπομείνασα θερμοκρασία, η οποία δε θα επιτρέπει, πλέον, φαινόμενα διάχυσης ή μετασχηματισμού.

Ακόμη, η εμφάνιση των ενδομεταλλικών ενώσεων στη διεπαφή θα πρέπει να είναι μικρής έως ανεπαίσθητης έκτασης διότι είναι υπεύθυνες για τον ψαθυρό θραυσμό. (41) Ο χρόνος κατά τον οποίο πραγματοποιούνται τα διαχυσιακά φαινόμενα θα πρέπει να περιορίζεται, συνεπώς ο χρόνος τριβής t_1 , βάσει κάποιων αναφορών, να έχει τιμές μικρότερες από 2 δευτερόλεπτα. (3)

Η ακεραιότητα της συγκόλλησης επιτυγχάνεται με τις ανωτέρω βέλτιστες παραμέτρους, οι οποίες θα περιορίζουν ανεπιθύμητα φαινόμενα και συνάμα θα ενισχύουν κάποια άλλα. Έτσι, για να αναδειχθεί η επάρκεια μιας

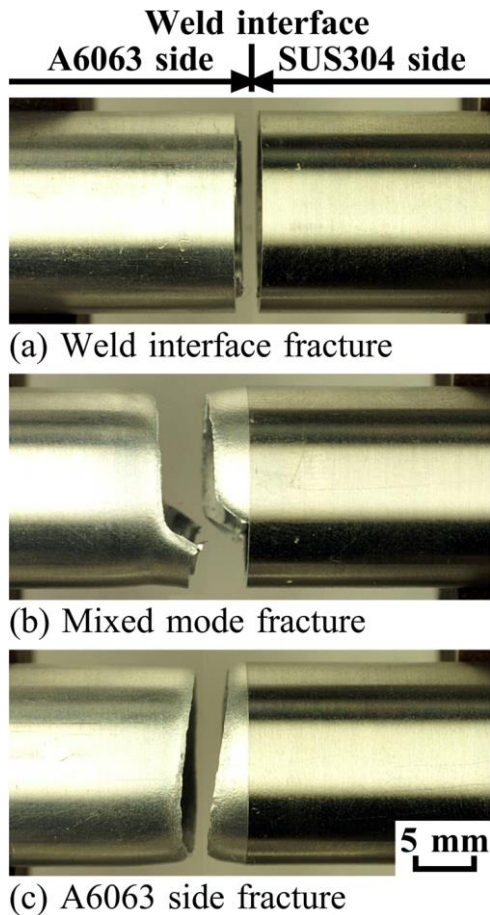
διμεταλλικής συγκόλλησης μελετάται σε εφελκυσμό και αποδίδεται μέσα από ένα ποσοστό.

Η απόδοση της συγκόλλησης (**joint efficiency**) προσδιορίζεται ως το ποσοστό (%) του λόγου της εφελκυστικής αντοχής της συγκόλλησης ως προς τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή του πιο ανίσχυρου μητρικού υλικού. (4)

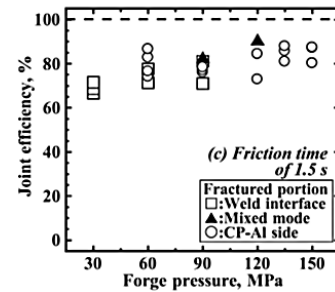
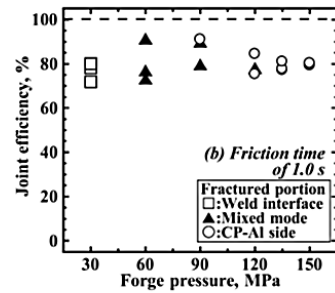
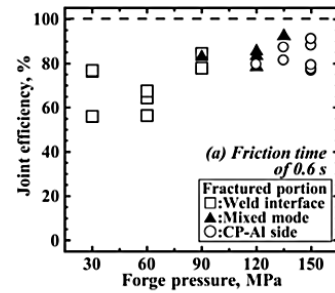
Μέσω της καταστρεπτικής δοκιμασίας του εφελκυσμού, αποδίδεται ένα ποσοστό το οποίο εκφράζει την επάρκεια της συγκόλλησης ανεξάρτητα από το σημείο θραυσμού τους. Έρευνες έχουν καταδείξει (24), (21) πως μια επιτυχημένη συγκόλληση με υψηλά ποσοστά σε απόδοση συγκόλλησης μπορούν να έχουν σημείο θραυσμού διαφορετικό στην ίδια περίπτωση. Στο Διάγραμμα 4.3 έχουν καταγραφεί τιμές με υψηλά ποσοστά και για τους τρεις χρόνους τριβής t_1 (0.6s, 1.0s, 1.6s) και για τους τρεις διαφορετικούς τρόπους αστοχίας. Αυτό σημαίνει πως δεν αντιστοιχίζεται νομοτελειακά μια ποιοτική συγκόλληση με κάποιον συγκεκριμένο θραυσμό. Όμως, στη θραυστογραφία ή ακόμα και κατά τη διαδικασία της εφελκυστικής δοκιμασίας μπορεί να εντοπιστεί εμπειρικά η αστοχία λόγω ψαθυρού θραυσμού (δηλαδή, εξαιτίας της μεγάλης ζώνης ενδομεταλλικών ενώσεων) από τον μη σχηματισμό λαιμού στο αλουμίνιο ή και από τον υπόκωφο ήχο στην αστοχία της συγκόλλησης. Στην Εικόνα 4.10 φαίνονται οι τρεις τύπου θραυσμού που προκύπτουν στις διμεταλλικές ενώσεις: (a) στη διεπαφή, (b) μεικτός και (c) στην πλευρά του αλουμινίου.

Από τα κατωτέρω διαγράμματα που αφορούν σε AA1050 με AISI304, μπορεί να παρατηρηθεί η τάση των θραυσμών των συγκολλήσεων ως προς την πίεση εξόγκωσης P_2 που τους έχει ασκηθεί. Υπάρχει μια τάση χαρακτηρίζοντας τις χαμηλές πιέσεις εξόγκωσης (30-60 MPa) με θραυσμό στην ένωση, τις μεσαίες πιέσεις εξόγκωσης (60-90 MPa) με μικτό θραυσμό και τις υψηλότερες πιέσεις με θραυσμό στη μεριά του αλουμινίου. Εν ολίγοις, απορρέει η σημαντικότητα της παραμέτρου P_2 για τον τρόπο αστοχίας της συγκόλλησης σχεδόν ανεξάρτητα από την ακεραιότητά της.

Στην επικείμενη εργασία παρατηρήθηκε πως ο θραυσμός στα τμήματα του αλουμινίου έλαβαν χώρα σε απόσταση 10mm από τη διεπαφή και αποφάνθηκε μέσω σκληρομετρήσεων πως δεν είναι το σημείο όπου το υλικό ήταν πιο αδύναμο. Αυτό σημαίνει την επίδραση του Bauschinger Effect στο βασικό μέταλλο του μη θερμικά σκληρυνόμενου αλουμινίου (AA1050) και η διαφορά των ανισοτροπικών ιδιοτήτων στο μητρικό μέταλλο κατά την κατασκευή του.



Εικόνα 4.10. Τρεις διαφορετικοί τύποι θραυσμού (4)



Διάγραμμα 4.3. Απόδοση συγκόλλησης για (a) $t_1=0.6s$, για (b) $t_1=1.0s$ και για (c) $t_1=1.5s$. (40)

Η επάρκεια της συγκόλλησης συνδέεται πολύ άμεσα με τη σκληρότητα αυτής στην περιοχή της αστοχίας της κατά τον εφελκυσμό. Κατά τη μελέτη της συμπεριφοράς κράματος αλουμινίου AA6082-T6, (41) παρατηρήθηκε η αύξηση της σκληρότητας στη διεπαφή να ευνοείται από τη σταδιακή αύξηση της P_1 και την αυξημένη P_2 . Όμως, όταν η P_1 είναι μεγάλη μαζί με σχετικά μεγάλο χρόνο t_1 , προκαλείται μεγέθυνση των κόκκων κοντά στην ένωση και η σκληρότητα μειώνεται. Κατά γενική ομολογία, η αυξημένη σκληρότητα στο αλουμίνιο βρίσκεται κοντά στην ένωση η οποία προκαλείται κατά τη πλαστική παραμόρφωση καθότι συσσωρεύονται υψηλές περιεκτικότητες σε διαταραχές στη μικροδομή.

5. Πειραματική διαδικασία

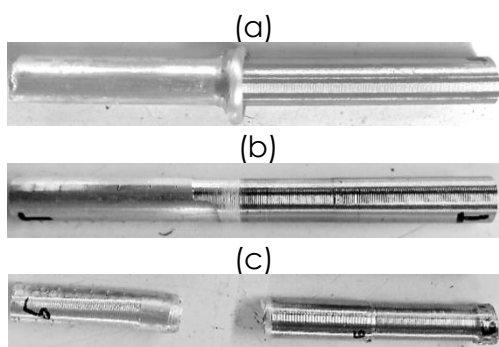
Εισαγωγή

Τα μελετώμενα υλικά αποτελούνται από τον ανοξείδωτο χάλυβα AISI304 και το κράμα αλουμινίου AA6060-T6, μέταλλα με έντονα αποκλίνουσες μηχανικές και μεταλλουργικές ιδιότητες. Η μεταλλουργική συνάφεια έγκειται στη συνεισφορά των δύο μετάλλων η οποία προκαλεί το σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων στη διεπαφή τους. Αυτές οι περιοχές μελετώνται όσον αφορά στη μικροδομή τους μέσω LOM, SEM, EBSD, ενώ πραγματοποιούνται μικροσκληρομετρήσεις και εφελκυστικές δοκιμές για την ανάδειξη της ακεραιότητάς τους.

Πίνακας 5.1. Μηχανικές ιδιότητες AISI 304 και AA6060 – T6

Υλικό	Σκληρότητα (HV)	Μέγιστη εφελκυστική αντοχή (MPa)	Όριο διαρροής (MPa)	Ποσοστό επιμήκυνσης (%)	Μέτρο ελαστικότητας (GPa)	Λόγος Poisson
AISI 304	280	505	215	70	193 - 200	0,29
AA6060 – T6	75	200	170	11	68	0.33

Τα δοκίμια των δύο υλικών κατείχαν εξωτερική διάμετρο Φ12 και εσωτερική Φ7.5 ενώ αμφότερα το μήκος τους ήταν 75mm. Οι κοπές έλαβαν χώρα στην πριονοκορδέλα RichYoung CY350 και οι κατεργασίες για τη διάνοιξη των οπών όπως επίσης και η τελική διαμόρφωση των κυλινδρικών δοκιμίων (Εικόνα 5.1 – b) πραγματοποιήθηκαν στον μηχανουργικό τόρνο Fritz Kern KG D18 L. Όπως θα αναλυθεί παρακάτω, για την επαρκή συγκράτηση των δοκιμίων του ανοξείδωτου χάλυβα από τις αρπάγες, διαμορφώθηκε τραχύτητα στην επιφάνειά τους με τη μορφή σπειρώματος. Πριν από κάθε συγκόλληση, τα δείγματα καθαρίζονται επαρκώς με ακετόνη ούτως ώστε να αφαιρεθούν λίπη και ακαθαρσίες.



Εικόνα 5.1. Δοκίμια (a) με flash (b) μετά από μηχανουργική τόννευση χωρίς flash (c) μετά την αστοχία στη μεριά του αλουμινίου

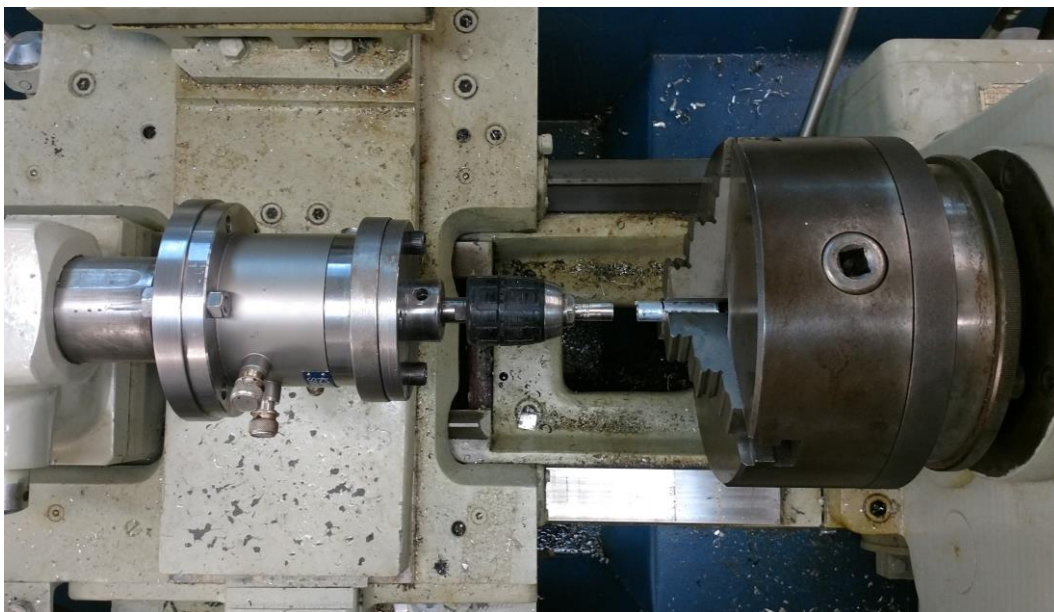


Εικόνα 5.2. Άνω και κάτω πέρους εφαρμογής για τη δοκιμασία εφελκυσμού

5.1 Μηχανή συγκόλλησης

Ο σχεδιασμός και η υλοποίηση του πειράματος πραγματοποιήθηκαν πάνω σε συμβατικό μηχανουργικό τόρνο ZMM (made in Bulgaria) με μέγιστες στροφές

το λεπτό (rpm) τις 1600. Η τοποθέτηση του μη περιστρεφόμενου δοκιμίου έγινε από αυτοσχέδιο chuck δραπάνου βιδωμένο σε κατάλληλη φλάντζα που εφάρμοζε στο άνω μέρος κυλινδρικού δυναμόμετρου Kistler 9273. Η παρούσα διάταξη βρισκόταν πάνω στον κεντροφορέα (κουκουβάγια) και ήταν οριζοντίως κεντραρισμένη με το chuck του τόρνου (Εικόνα 5.3). Αξιοσημείωτο είναι να αναφερθεί πως οι μετρήσεις του δυναμόμετρου στον z άξονα είχαν περιορισμό τα 20kN. Ο χρόνος πέδησης του τόρνου, που γινόταν με τη λειτουργία της αντίστροφης κίνησης του chuck για την προσομοίωση του φρένου (brake), ήταν 1,1 δευτερόλεπτο.



Εικόνα 5.3. Διάταξη συγκράτησης δυναμόμετρου στον κεντροφορέα

Οι μετρήσεις των δυνάμεων υπολογίστηκαν μέσω του προγράμματος LabView 2013 της National Instruments ενώ παράλληλα έγινε χρήση γερμανικού πυρομέτρου υπερθύρων AHLBORN D-83602, για τον προσδιορισμό της μέγιστης θερμοκρασίας κατά την τριβή.

Ο χρόνος τριβής ήταν μέγιστος τα 3 δευτερόλεπτα διότι η αύξηση έστω και ενός ακόμα δευτερόλεπτου έτεινε στην παραμόρφωση - λυγισμό (buckling) του αλουμινίου και στην έκκεντρη κόλληση των δύο μετάλλων που συνεπάγεται με χαμηλές εφελκυστικές τιμές. Κατά συνέπεια, όλες οι έκκεντρες συγκολλήσεις δε λήφθηκαν υπόψιν και απορρίφθηκαν ευθύς εξαρχής.

5.2 Παράμετροι συγκόλλησης

Για τη μελέτη των παραμέτρων και τη λειτουργία τους στην εν λόγω συγκόλληση, έγινε μια σειρά από πειράματα διατηρώντας σταθερά: την περιστροφική ταχύτητα στα 1600 RPM και το χρόνο εξώθησης $t_2=6s$. Η επιλογή αυτών πραγματοποιήθηκε κατόπιν βιβλιογραφικής ανασκόπησης αναφορικά με τα χρησιμοποιούμενα μέταλλα. Ο χρόνος τριβής t_1 ήταν μεταξύ 2 και 3 δευτερολέπτων αλλάζοντας συνεχώς την P_1 για την ανεύρεση της βέλτιστης τιμής της. Τέλος, η πίεση εξώθησης P_2 , έλαβε πολλές τιμές ώσπου να αναδειχθεί μια συγκεκριμένη τιμή, η οποία με τη σειρά της θα παρέμενε σταθερή.

Όλα τα πειράματα διεξαχθήκαν με στόχο την ανεύρεση του μέγιστου ποσοστού απόδοσης συγκόλλησης. Συνεπώς, έγιναν πολλές άδοξες μετρήσεις εφελκυσμού, οι οποίες απορρίφθηκαν αμέσως, ενώ άλλες επαναλήφθηκαν για τη διαβεβαίωση της επιτυχούς ακεραιότητας της συγκόλλησης. Είναι αξιοσημείωτο να αναφερθεί πως η συγκεκριμένη κόλληση μεταξύ του AA6060-T6 και του AISI304 δε βρέθηκε σε καμία δημοσίευση. Οπότε, δεν ακολουθήθηκε η πεπατημένη της βιβλιογραφίας δοκιμάζοντας κάθε πιθανό συνδυασμό με στόχο την ανάδειξη της επίδρασης της εκάστοτε παραμέτρου, αλλά για συντομία πραγματοποιήθηκαν τα πειράματα δια της ατόπου απαγωγής.

Έγιναν κάποιες γενικές παρατηρήσεις για τις παραμέτρους που θεωρήθηκαν ακατάλληλες ή επιθυμητές και έτσι συνεχίστηκε η ροή των πειραμάτων. Σταδιακά, λοιπόν, έπρεπε να σταθεροποιηθεί η τιμή της P_2 αναζητώντας τη βέλτιστη δυνατή. Οι εφαρμοζόμενες πιέσεις εξώθησης P_2 δοκιμάστηκαν στα 150, 200, 250, 270 και 300 MPa, αλλάζοντας τις πιέσεις τριβής P_1 δίνοντας τιμές 15, 20, 25, 30 και 35 MPa για χρόνους τριβής t_1 ίσους με 2 ή 3 δευτερόλεπτα. Κατόπιν πολλών πειραμάτων εξήχθησαν κάποιες παρατηρήσεις για την κάθε παράμετρο αλλά παράλληλα αναδείχθηκαν τα δοκίμια με τις μέγιστες αποδόσεις συγκόλλησης.

5.3 Μεταλλογραφική προετοιμασία

Λείανση και στίλβωση

Για την εξάλειψη της επιφανειακής ανωμαλίας από τις κοπές και από τη ρητίνη του εγκιβωτισμού, τα δείγματα, σταδιακά λειαινούνται και ολοκληρώνονται από τα πανιά στίλβωσης.

Στον Πίνακα 5.2 φαίνονται τα χαρτιά και τα πανιά της λείανσης και της στίλβωσης αντίστοιχα που χρησιμοποιήθηκαν. Τα αναλώσιμα και τα αδαμαντοαιωρήματα παρέχονται από την εταιρεία Struers.

Πίνακας 5.2. Τα στάδια λείανσης και στίλβωσης

Χαρτιά λείανσης	Αδαμαντοαιώρημα στίλβωσης
120	NapB3 DiaPro (3μm)
500	OP-U NonDry
1200	
2000	
4000	

Χημική προσβολή

Η χημική προσβολή πραγματοποιείται για να αποκαλύψει τους κόκκους, τα όρια κόκκων, καθώς και άλλα χαρακτηριστικά της δομής των μεταλλικών υλικών (φάσεις, κατακρημνίσματα κλπ). Το αντιδραστήριο που χρησιμοποιήθηκε για το αλουμίνιο σειράς 6XXX ήταν το Keller's ενώ για τον ωστενιτικό ανοξείδωτο χάλυβα το Ralph's. Η διάρκεια εμβάπτισης των δοκιμίων στα αντιδραστήρια ήταν 50s για το αλουμίνιο και για τον ανοξείδωτο χάλυβα έγιναν δοκιμές σε ποικίλους χρόνους. Η διαδικασία της εμβάπτισης με στόχο την παράλληλη παρακολούθηση των δύο διαφορετικών μετάλλων ήταν δύσκολη έως ακατόρθωτη, γι' αυτό τα στάδια της λείανσης και της στίλβωσης

επαναλήφθηκαν μετά από καθεμία ξεχωριστή χημική προσβολή. Στόχος της εν λόγω ενέργειας είναι η διακριτοποίηση της μικροδομής από το οπτικό μικροσκόπιο ανακλώμενου φωτός και το στερεοσκόπιο.

Πίνακας 5.3. Η συνταγές των αντιδραστηρίων των Keller και Ralph

Keller's reagent for AA6060-T6	Ralph's reagent for SS304
<ul style="list-style-type: none"> • 2 ml HF (48%) • 3 ml HCl • 5 ml HNO₃ • 190 ml H₂O 	<ul style="list-style-type: none"> • 1 g CuCl₂ • 3,5 g FeCl₂ • 2,5 ml HNO₃ • 50 ml HCl • 100 ml methyl alcohol • 50 ml H₂O

5.4 Οπτική μικροσκοπία (LOM)

Η οπτική μικροσκοπία ανακλώμενου φωτός (Light Optical Microscopy) πραγματοποιήθηκε από το μηχάνημα Leica DMR με σκοπό τη λήψη φωτογραφιών της μικροδομής των ήδη χημικά προσβεβλημένων δοκιμίων. Το πρόγραμμα που υποστήριζε τη φωτογραφική μηχανή αλλά και την επεξεργασία των εικόνων ήταν το Imaging Source Measure 2.0.0.161.

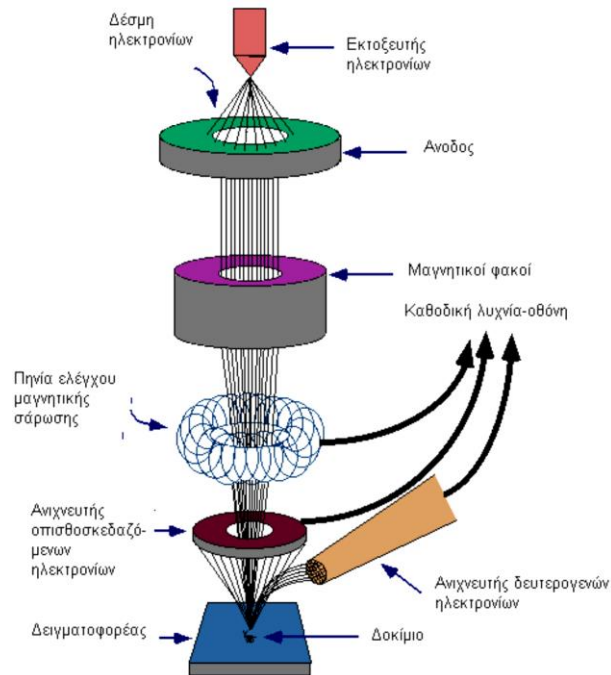
5.5 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Η ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy – SEM) έλαβε χώρα στο όργανο FEI XL40 SFEG εξοπλισμένο με το EDAX Apollo XF και με το Octane Super EDS. Οι σαρώσεις πραγματοποιήθηκαν στις εγκαταστάσεις του ELKEME A.E. και είχαν σκοπό την ανάδειξη των ενδομεταλλικών ενώσεων στο εύρος της διεπαφής των μετάλλων μέσω της λειτουργίας του line scan. Ακόμα, καταγράφηκε η διάχυση του εκάστοτε στοιχείου στο Από 10 σημεία της ζώνης διάχυσης υπολογίσθηκε ο μέσος όρος του πάχους των τριών δειγμάτων.

Τεχνική SEM

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης είναι ένα όργανο που λειτουργεί παρόμοια με ένα οπτικό μικροσκόπιο με βασική διαφορά τη χρήση δέσμης ηλεκτρονίων υψηλής ενέργειας έναντι ορατού φωτός. Η δέσμη ηλεκτρονίων σαρώνει την επιφάνεια του δείγματος με την οποία αλληλοεπιδρά. Από αυτή προκύπτουν πληροφορίες σε σχέση με τα άτομα των στοιχείων που απαρτίζουν το εξεταζόμενο υλικό. Από τα άτομα του υλικού, σκεδάζονται κυρίως δευτερογενή (secondary) και οπισθοσκεδαζόμενα (backscattered) ηλεκτρόνια καθώς και ακτίνες Χ. Η ένταση των ηλεκτρονίων αυτών επηρεάζεται από τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας του υλικού. Έτσι, το SEM δίνει πληροφορίες που αφορούν στη μορφολογία και στη σύσταση μερικών μικρών πάχους από την επιφάνεια.

Η διάταξη του SEM αποτελείται κυρίως από τη στήλη, το θάλαμο του δοκιμίου, το σύστημα δημιουργίας κενού, το ηλεκτρονικό σύστημα ελέγχου, το σύστημα εικόνας κ.α. όπως αναπαρίστανται στην παρακάτω εικόνα.



Εικόνα 5.4. Διάταξη τεχνικής SEM

Τα δευτερογενή ηλεκτρόνια

Όταν τα ηλεκτρόνια της δέσμης συγκρούονται με τα ηλεκτρόνια του ατόμου μερικά από τα, χαλαρά συγκρατούμενα, ηλεκτρόνια μπορεί να φύγουν από το άτομο. Κάθε προσπίπτον ηλεκτρόνιο μπορεί να παραγάγει αρκετά ηλεκτρόνια, τα οποία ονομάζονται δευτερογενή ηλεκτρόνια. Δηλαδή, κάθε ηλεκτρόνιο που εγκαταλείπει το άτομο μετά από σύγκρουση με άλλο υψηλής ενέργειας αποτελεί ένα δευτερογενές ηλεκτρόνιο.

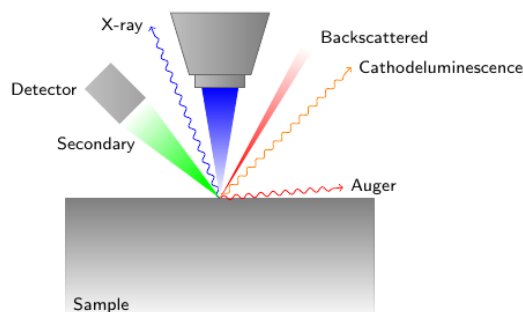
Τα δευτερογενή ηλεκτρόνια είναι χαμηλής ενέργειας (50eV) και εκπέμπονται κοντά στην επιφάνεια του δείγματος αφού αυτά που εκπέμπονται από μεγαλύτερο βάθος, απορροφούνται εύκολα από την μάζα του δείγματος. Γι' αυτό τα δευτερογενή ηλεκτρόνια είναι χρήσιμα για την απεικόνιση της επιφάνειας του δείγματος. Τα δευτερογενή ηλεκτρόνια παράγονται με δύο κυρίως μηχανισμούς:

- Καθώς η δέσμη εισέρχεται στην επιφάνεια
- Καθώς η οπισθοσκεδαζόμενη δέσμη εξέρχεται από την επιφάνεια

Τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια

Όταν τα ηλεκτρόνια της δέσμης με ενέργεια έστω 30 KeV φθάσουν στην επιφάνεια του δείγματος διεισδύουν σε τέτοιο βάθος που εξαρτάται από τον ατομικό αριθμό. Τα ηλεκτρόνια ταξιδεύουν προς τυχαίες κατευθύνσεις μέσα στο μέταλλο και συγκρούονται με τα άτομά του. Τα ηλεκτρόνια συγκρούονται ελαστικά με τον πυρήνα του ατόμου (ειδικά σε μεγάλα άτομα) και σκεδάζονται προς οποιαδήποτε κατεύθυνση χωρίς σημαντική απώλεια της ενέργειάς τους, διατηρώντας το 50 με 80% της αρχικής ενέργειας. Εκείνα τα ηλεκτρόνια που σκεδάζονται προς τα πίσω με γωνία 180° λέγονται οπισθοσκεδαζόμενα (Backscattered Electrons, BSE). Έχουν μεγαλύτερη ενέργεια και εκπέμπονται από μεγαλύτερο βάθος από το μέταλλο.

Το ποσοστό των ηλεκτρονίων που εκπέμπονται οπισθοσκεδαζόμενα, εξαρτάται από τον ατομικό αριθμό του ατόμου του δείγματος. Για τα ελαφρά στοιχεία είναι ~6% ενώ για τα βαρύτερα ~50%. Επομένως, η αλλαγή του ποσοστού των BSE δίνει διαφοροποίηση στην εικόνα ανάλογα με τον ατομικό αριθμό. Οι βαρύτερες φάσεις φαίνονται λαμπρότερες από τις ελαφρύτερες λαμβάνοντας έτσι, πληροφορίες για την σύσταση του δείγματος.



Εικόνα 5.5. Διάταξη τεχνικής EBSD

5.6 Περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD)

Η περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων ή Electron Backscatter Diffraction (EBSD) πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο του ΕΛΚΕΜΕ με το όργανο EDAX Hikari XP EBSD. Η κάμερα ήταν υψηλής ταχύτητας και οι σαρώσεις συλλέχθηκαν με εξαγωνική πλέγμα βήματος 0,09-0,3 μm σε επιφάνεια 90X90 μm^2 . Οι συνθήκες του SEM για τις σαρώσεις ήταν 1000x μεγέθυνσης, 10 kV τάσης και 10mm απόστασης από το δείγμα.

Μεταλλογραφική προετοιμασία για EBSD

Η μεταλλογραφική προετοιμασία των δοκιμίων προτού εισαχθούν στο μηχάνημα του EBSD απαιτεί κάποιες περαιτέρω διενέργειες για να καθιστούν τα δοκίμια κατάλληλα. Αυτές αποδίδονται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 5.4. Τα συνολικά στάδια της λείανσης και της στίλβωσης

Χαρτιά λείανσης	Αδαμαντοαιώρημα
80	NapB3 DiaPro (3 μm)
220	NapB1 DiaPro (1 μm)
500	AP-A Suspension
1200	OP-S Nondry
4000	

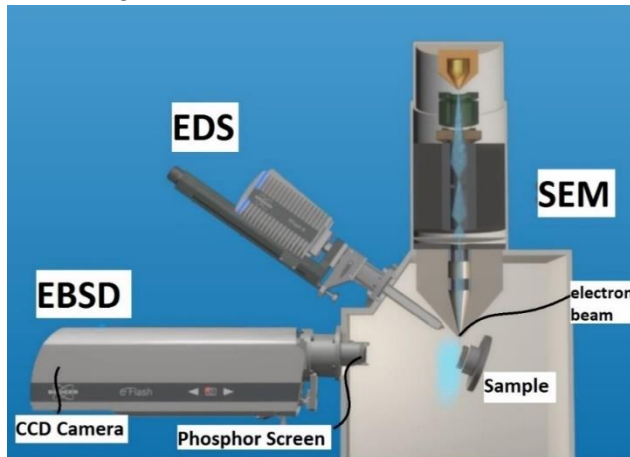
Ανάμεσα σε κάθε στίλβωση απαιτείται καλός καθαρισμός των δοκιμίων με σαπούνι, αλκοόλη και στέγνωμα αυτής σε θερμό αέρα. Αξίζει να σημειωθεί πως τα δοκίμια δεν προσβάλλονται με κάποιο αντιδραστήριο για την εισαγωγή τους στο μηχάνημα του EBSD, σε αντίθεση με την οπτική μικροσκοπία και τη στερεοσκοπία.

Η τεχνική EBSD

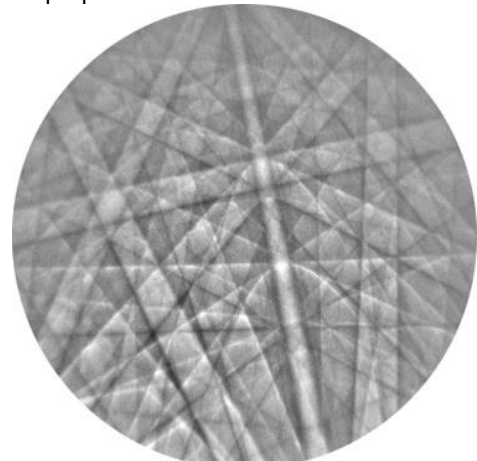
Η τεχνική της περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων ή electron backscattered diffraction (EBSD) βασίζεται, καταρχήν, στην τεχνική του SEM και έχει σκοπό την ανάλυση της μικροδομής των υλικών που έχουν κρυσταλλική δομή, δηλαδή σε μέταλλα, κεραμικά, πετρώματα και ορυκτά.

Απεναντίας, δε βρίσκει εφαρμογή σε άμορφα υλικά όπως τα πλαστικά, τα γυαλιά και τα ξύλα. (52)

Η διάταξη αποτελείται από το SEM, το δείγμα υπό κλίση 70°, το θάλαμο και το EBSD. Σε συνέχεια, εντός του EBSD βρίσκεται η CCD κάμερα υψηλής διακριτικής ικανότητας σε χαμηλό φωτισμό και η οθόνη φωσφόρου.



Εικόνα 5.6. Διάταξη τεχνικής EBSD

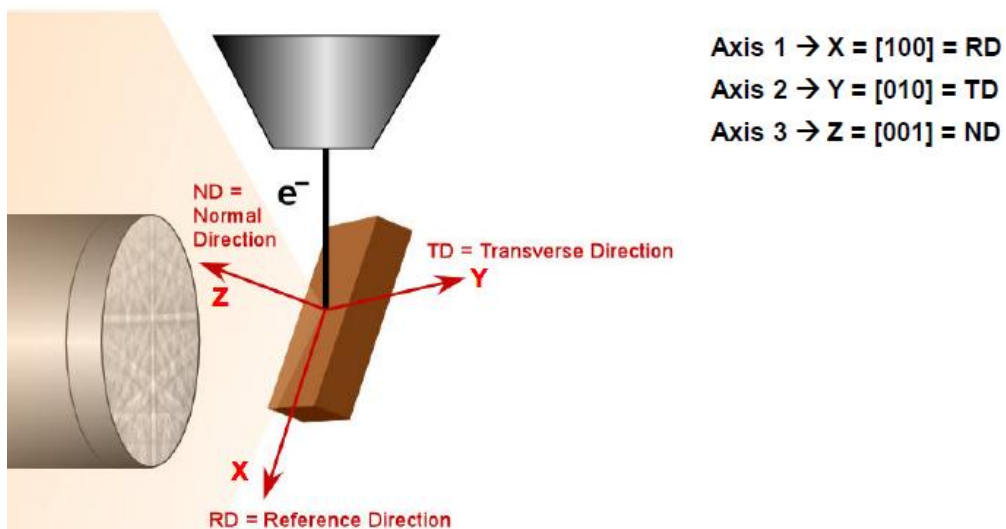


Εικόνα 5.7. Kikuchi pattern

Η αρχή λειτουργίας του βασίζεται στην πρόσκρουση δέσμης ηλεκτρονίων με ένταση ρεύματος 1-50 nA πάνω στο δείγμα το οποίο βρίσκεται υπό κλίση 70 μοιρών. Η οθόνη φωσφόρου πλησιάζει στα 20mm και δέχεται τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια, τα οποία σχηματίζουν το kikuchi pattern αποδίδοντας το σφαιρικά (Εικόνα 5.7). Η CCD κάμερα λαμβάνει το σήμα και το επεξεργάζεται μεταφέροντας τα αποτελέσματα στον Η/Υ. (52), (53)

Η τοποθέτηση των δοκιμών

Τα δοκίμια τοποθετήθηκαν έτσι ώστε η εξέταση της επιφάνειας να είναι κάθετη στη συγκόλληση των δύο μετάλλων. Στην παρακάτω εικόνα φαίνεται ο άξονας X ο οποίος ορίζεται ως η διεύθυνση αναφοράς (reference direction), ο άξονας Y ως η εγκάρσια διεύθυνση (transverse direction) και ο Z ως η κανονική προς μελέτη διεύθυνση (normal direction).



Εικόνα 5.8. Άξονες τοποθετημένου δοκιμίου

Εξαγόμενα στοιχεία από το EBSD

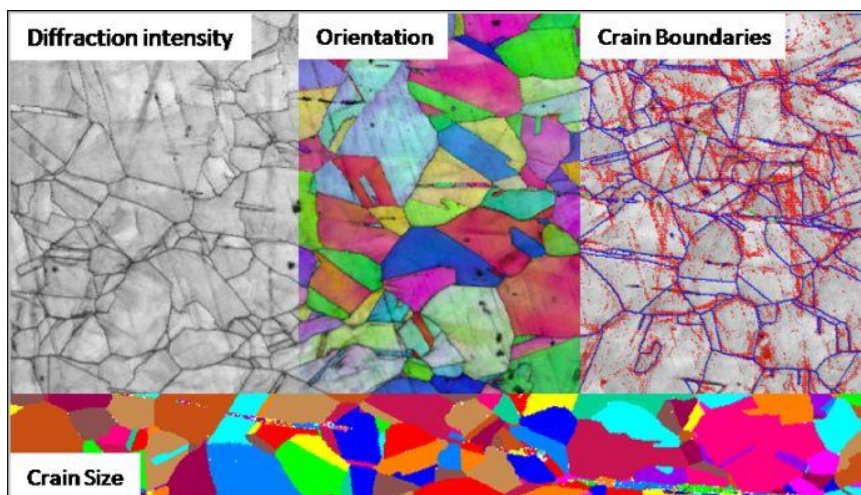
Η τεχνική του EBSD με τη βοήθεια του προγράμματος OIM μπορεί να υπολογίσει υπέρογκες πληροφορίες και να εξαγάγει αμέτρητα συμπεράσματα. Κάποιες βασικές πληροφορίες περιγράφονται παρακάτω. (53)

Η μέτρηση του μεγέθους των κόκκων (**grain size**) είναι πολύ σημαντική για το χαρακτηρισμό μιας δομής. Το EBSD μπορεί εύκολα να υπολογίσει το μέσο μέγεθος κόκκου ενώ ταυτόχρονα να εξαγάγει έναν εποπτικό χάρτη των κόκκων με διαφορετικά χρώματα (**grain size map**). Η εξέταση της επιφάνειας έγινε από 130 οριζόντιες και 130 κατακόρυφες γραμμές.

Από το χάρτη του προσανατολισμού των κόκκων (**orientation map**), ο κάθε κόκκος αποκτά και ένα διαφορετικό χρώμα ανάλογα με τον προσανατολισμό του. Μπορεί εύκολα να προσδιοριστεί μεμονωμένα η κατεύθυνση και ο τρισδιάστατος προσανατολισμός (3-D) που κατέχει ο κάθε κόκκος.

Ο χάρτης του αποκλίνοντα προσανατολισμού (**misorientation map**) προσδιορίζει τη διαφορά της αναμεταξύ γωνίας των γειτονικών κόκκων, δηλαδή τα όρια αναντιστοιχίας (grain boundaries). Το εύρος των ορίων αναντιστοιχίας των γωνιών έχει καθοριστεί αυτόματα από το σύστημα ως εξής:

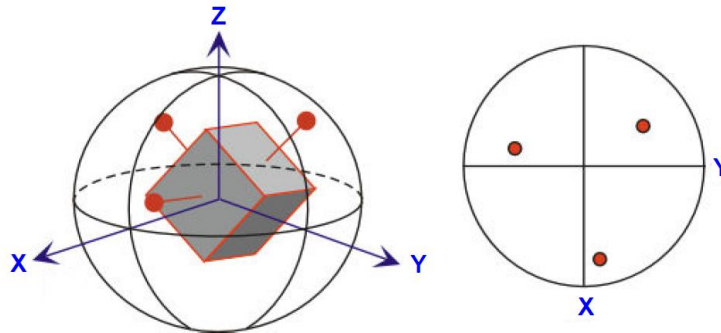
0° -2°	θεωρείται ο ίδιος κόκκος
2° -5°	υπο-όριο κόκκου (sub-grain boundary)
5° -15°	χαμηλή γωνία αναντιστοιχίας (low angle boundary)
15° -180°	υψηλή γωνία αναντιστοιχίας (high angle boundary)



Εικόνα 5.9. Απεικόνιση τεσσάρων χαρτών του EBSD (54)

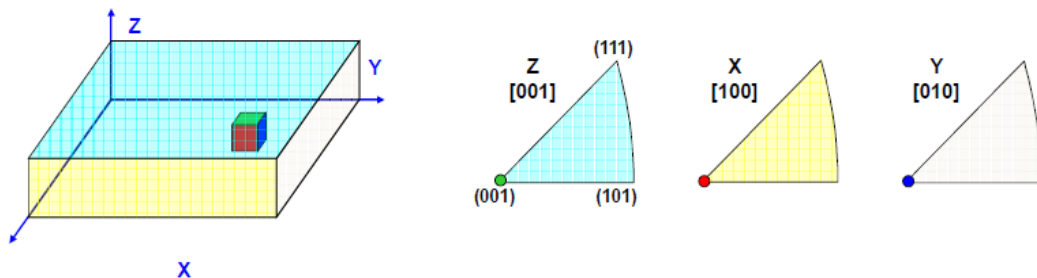
Από την ανάλυση μέσω του προγράμματος OIM, μπορεί να προσδιοριστεί ο προσανατολισμός ενός συγκεκριμένου επιπέδου, που ορίζεται από το χειριστή, σε απόλυτη αντιστοιχία με τους άξονες χ και ψ . Παρουσιάζεται δισδιάστατα σε έναν κύκλο (pole figure – PF) ή ένταση για τα επιλεγμένα κρυσταλλογραφικά επίπεδα ενός πλέγματος από τις προβολές των πόλων. Πιο συγκεκριμένα, η απόδοση των κουκίδων πραγματοποιείται από τα κέντρα των επιπέδων μιας κυψελίδας, ενώ κάθετες ευθείες διέρχονται από αυτά τα επίπεδα και τέμνουν το ημισφαίριο. Έπειτα, οι προβολές τους στο μέσον της σφαίρας αποδίδουν τις κουκίδες σχεδιάζοντας το pole figure, όπως στην

Εικόνα 5.10. Για τα BCC πλέγματα οι πιο συνήθεις διευθύνσεις προς εξέταση είναι η $[1\ 10]$ αλλά και η $[001]$.



Εικόνα 5.10. Σχηματική εξήγηση της δημιουργίας ενός PF

Επίσης, μέσω του ΟΙΜ μπορεί να υπολογισθεί το inverse pole figure (IPF), το οποίο δείχνει το πλήθος των κρυσταλλογραφικών επιπέδων που είναι παράλληλα με τη δοθείσα, από το χρήστη, κρυσταλλογραφική διεύθυνση. Λόγω κρυσταλλικής συμμετρίας, δε χρειάζεται ολόκληρος ο κύκλος αλλά μονάχα ένα «τρίγωνο». Η επιλογή της $[001]$, λόγου χάρη, που δηλώνει την κάτοψη, είναι το παράλληλο επίπεδο στην επιφάνεια του δείγματος.

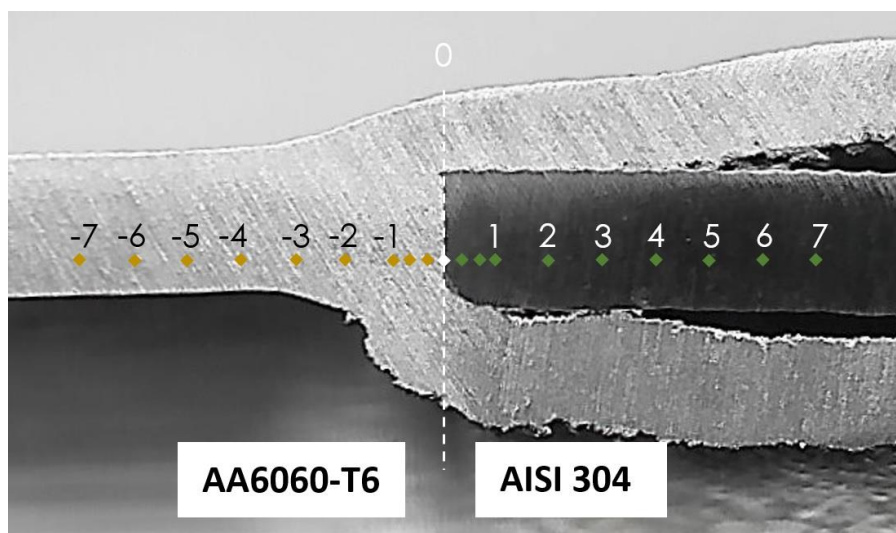


Εικόνα 5.11. Σχηματική εξήγηση της διεύθυνσης ενός IPF

5.7 Σκληρομετρήσεις

Οι σκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν σε μικρο κλίμακα από το γερμανικό όργανο Leitz Wetzlar 8566 με σταθερό βάρος 0.305 kg (305 ponds) και αποδόθηκαν σε HV0,3. Το εν λόγω όργανο είναι αναλογικό, συνεπώς, η χρήση του ήταν εξεζητημένη ενώ απαιτούσε με μια συγκεκριμένη ακολουθία ενεργειών. Συνολικά, πραγματοποιήθηκαν 19 μετρήσεις για το κάθε δείγμα. Η μία αφορούσε στο σημείο 0, ενώ άλλες 9 και 9 εκατέρωθεν αυτού για το εκάστοτε μέταλλο. Στο αλουμίνιο έγιναν οι μετρήσεις στις αποστάσεις από τη διεπαφή - 0,1mm, -0,5mm, -1mm, -2mm, -3mm, -4mm, -5mm, -6mm, -7mm. Αντιστοίχως, στις ίδιες θετικές αποστάσεις πραγματοποιήθηκαν για τον ανοξείδωτο χάλυβα. Οι μετρήσεις που έλαβαν χώρα φαίνονται στην παρακάτω εικόνα με σημείο αναφοράς το σημείο 0, δηλαδή η διεπαφή της συγκόλλησης.

Η παρακάτω λήψη πραγματοποιήθηκε από στερεοσκόπιο σε κατάσταση as polished για την ποιοτική ανάδειξη των θέσεων των μετρήσεων.



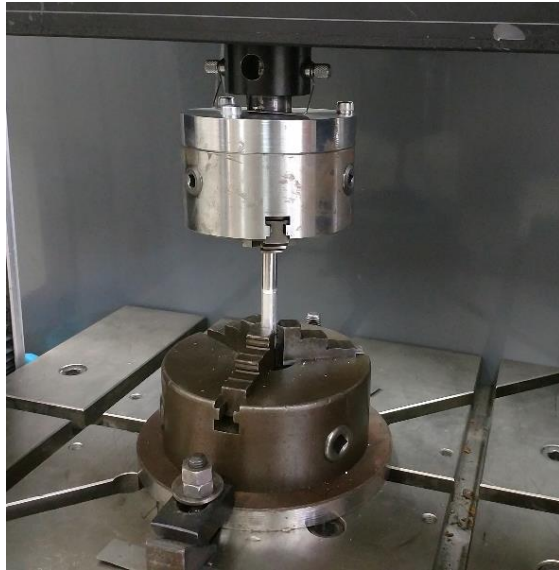
Εικόνα 5.12. Ποιοτικά οι θέσεις των μικροσκληρομετρήσεων στα διμεταλλικά δοκίμια

Τυχόν αποκλίσεις στις μετρήσεις οφείλονται σε πέντε κύριες αιτίες: στο μηχάνημα και στο χειρισμό του, στο περιβάλλον, στο δείγμα, στην προετοιμασία του δείγματος και στη βαθμονόμηση, που με τη σειρά τους επιδρούν στην ακρίβεια (accuracy), στην επαναληψιμότητα (repeatability) και τη συσχέτιση με άλλους σκληρομετρητές (correlation).

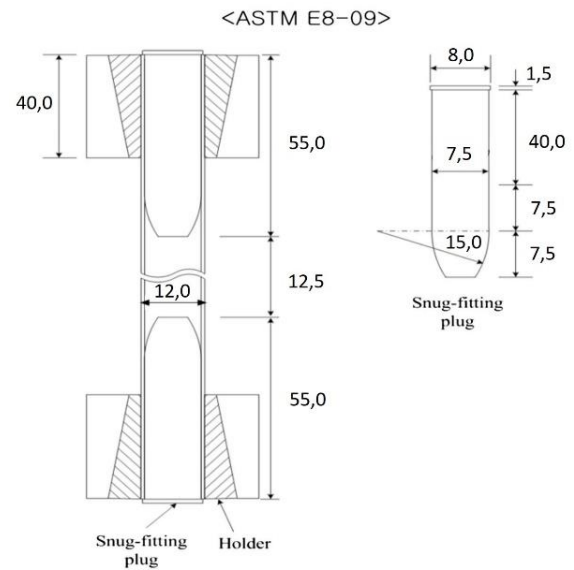
5.8 Δοκιμές εφελκυσμού

Για τη διαβεβαίωση της επάρκειας της συγκόλλησης μεταξύ των δύο αυτών ασύνδετων μεταλλουργικά υλικών, έγιναν δοκιμές εφελκυσμού στην Instron 4482. Ο περιορισμός των αρπαγών που όριζαν οι παρεχόμενες αρπάγες ήταν έως 8mm διατομής. Έτσι, για να προσπελασθεί αυτός ο περιορισμός, κατασκευάστηκε νέα διάταξη για τις αρπάγες, που αποτελείται από δυο τσοκ τόννου τριών σιαγόνων, τα οποία εφαρμόστηκαν πάνω σε κατάλληλες φλάντζες-αντάπτορες συμβατές στην εν λόγω μηχανή εφελκυσμού. Η άνω αρπάγη έχει μήκος συγκράτησης 30mm και η κάτω αρπάγη 40mm, ενώ αμφότερες έχουν 7 εγκοπές ανά σιαγόνα (Εικόνα 5.13).

Τα κυλινδρικά δείγματα δοκιμάστηκαν ολόκληρα καθώς όφειλαν να κατέχουν συγκεκριμένες διαστάσεις βάσει του προτύπου ASTM-E8. Οι διαστάσεις των κυλινδρικών δειγμάτων με εξωτερική διάμετρο μικρότερη των 25mm καταγράφηκαν στην Εικόνα 5.14. Ένεκα του γεγονότος ότι τα δοκίμια ήταν σωλήνες, επιτάσσεται η κατασκευή και εφαρμογή πύρων με τις κατωτέρω διαστάσεις όπως ορίζει το εν λόγω πρότυπο.



Εικόνα 5.13. Η νέα διάταξη συγκράτησης κυλίνδρων στη μηχανή εφελκυσμού Instron 4482



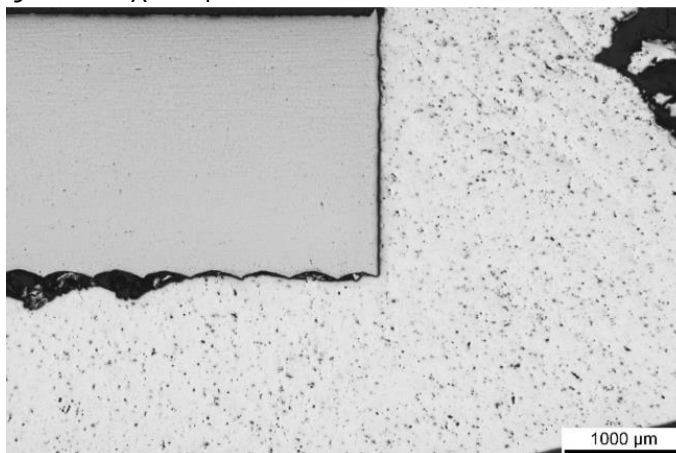
Εικόνα 5.14. Διαστασιολόγηση κυλινδρικών δοκιμών εσωτερικής διαμέτρου Φ7.5

Η μελέτη της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής των διμεταλλικών κυλίνδρων είναι η μόνη σημαντική παράμετρος που μπορεί να ληφθεί από τη δοκιμή του εφελκυσμού καθώς, μέσω αυτής μπορεί να υπολογιστεί το ποσοστό της απόδοσης της συγκόλλησης, joint efficiency (%). Το ποσοστό αυτό προσδιορίζεται ως ο λόγος της εφελκυστικής αντοχής της συγκόλλησης ως προς τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή (UTS) του πιο αδύναμου μητρικού μετάλλου - στην παρούσα εργασία είναι το AA6060-T6.

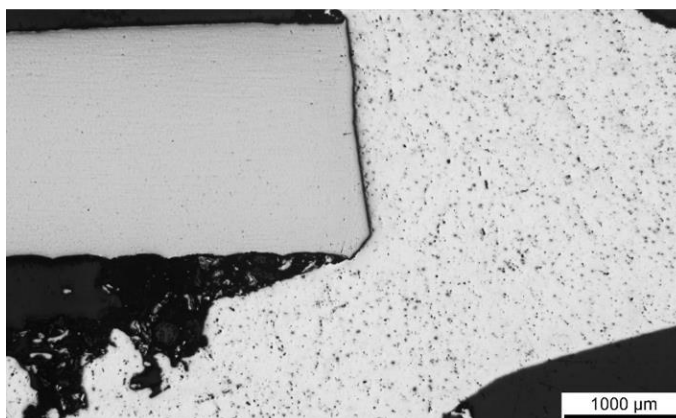
6. Αποτελέσματα

6.1 Οπτική μικροσκοπία (LOM)

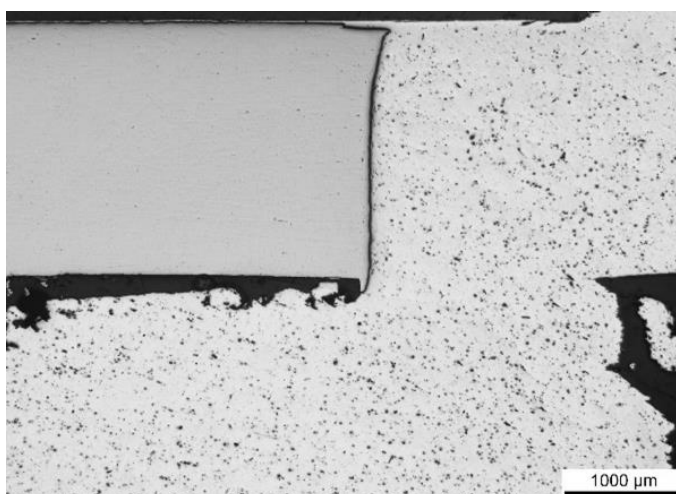
Οι τρεις πρώτες εικόνες που λήφθηκαν από την οπτική μικροσκοπία (LOM) αφορούν στην εξέταση των δειγμάτων όπως λειάνθηκαν (as polished condition). Δεξιά βρίσκεται το αλουμίνιο που με το σχηματιζόμενο flash περικλείει τον ανοξείδωτο χάλυβα.



Εικόνα 6.1. Διεπαφή δείγματος A - LOM

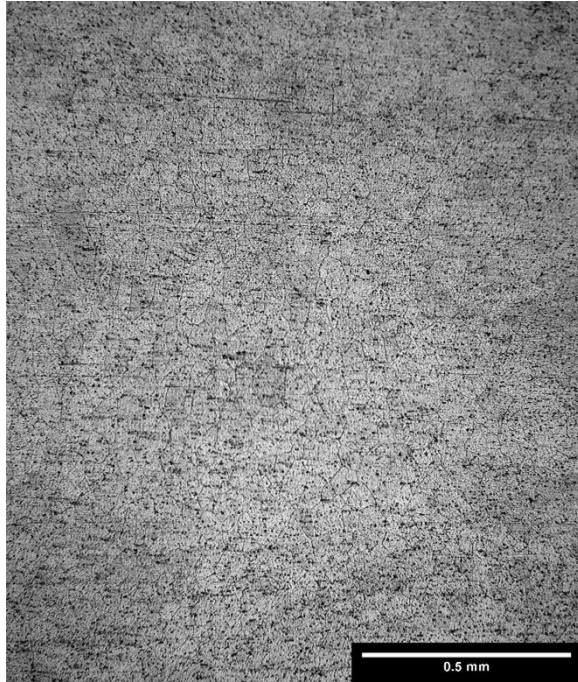


Εικόνα 6.2. Διεπαφή δείγματος B - LOM



Εικόνα 6.3. Διεπαφή δείγματος C - LOM

Μετά την προσβολή, τα όρια των κόκκων άρχισαν να εμφανίζονται στο μητρικό υλικό. Οι επόμενες δύο φωτογραφίες λήφθηκαν από το ίδιο σημείο του αλουμινίου του δείγματος Α με διαφορετικά φίλτρα.

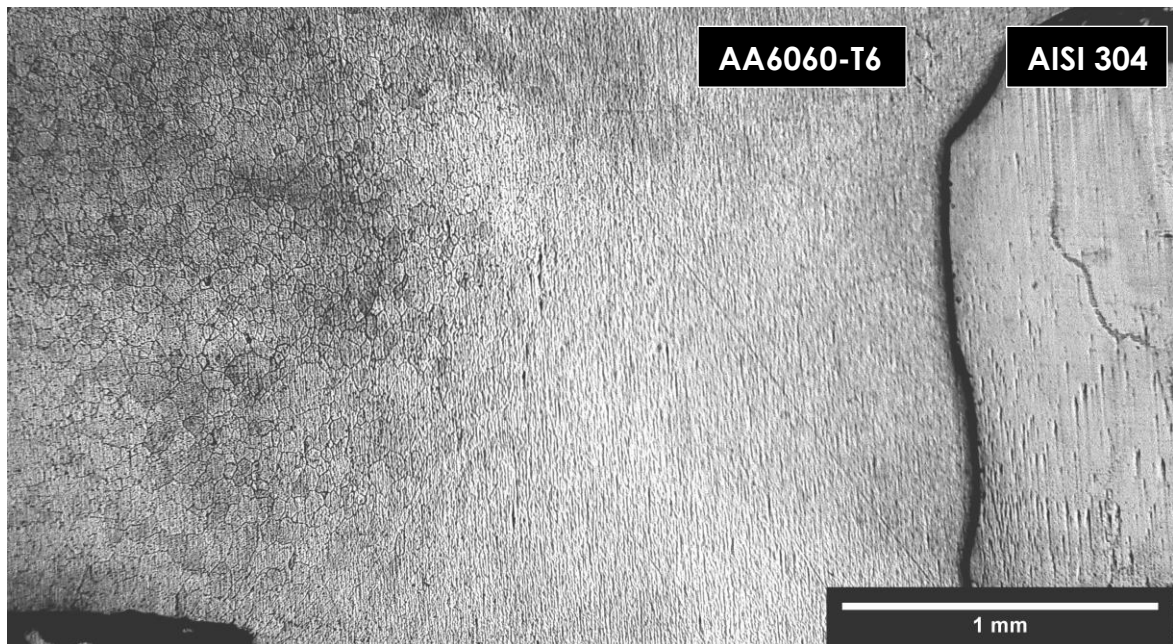


Εικόνα 6.4. Δείγμα Α - Βασικό μέταλλο αλουμινίου (Keller's)



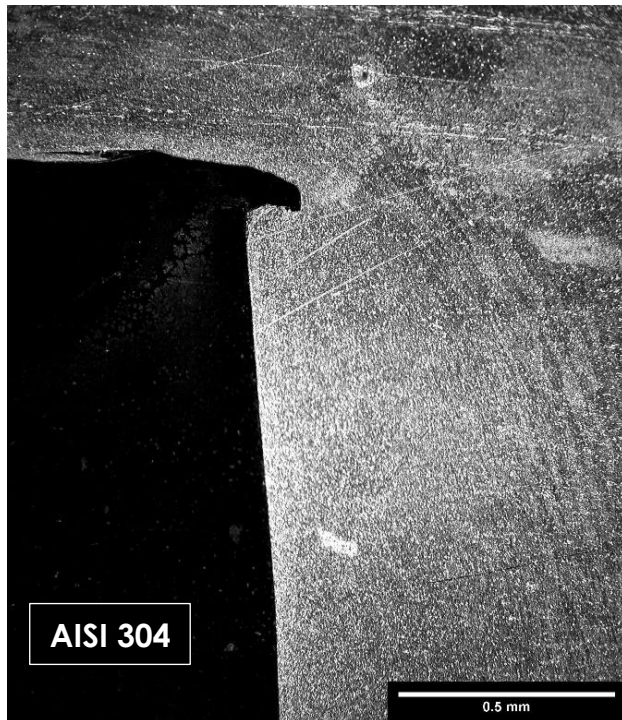
Εικόνα 6.5. Δείγμα Α - Βασικό μέταλλο αλουμινίου (Keller's) – Dark filter

Η προσβολή από το χημικό αντιδραστήριο Keller δεν κατάφερε να εμφανίσει κόκκους πολύ κοντά στη διεπαφή σε κανένα από τα τρία δοκίμια. Η έκθεση του δείγματος Β για την αποκάλυψη των κόκκων, ήταν περί των 5 λεπτών χωρίς ιδιαίτερη τύχη. Ενδεικτικά, παρατίθενται φωτογραφίες από την πλευρά του αλουμινίου.

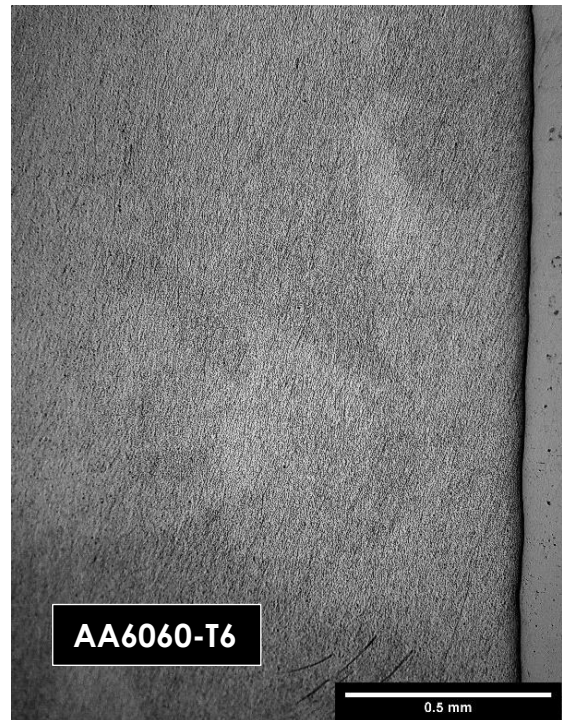


Εικόνα 6.6. Δείγμα Β – εκτενώς προσβεβλημένο αλουμίνιο με Keller's. Οι κόκκοι στο μέταλλο βάσης είναι ευδιάκριτοι καθώς και το «κάψιμο» από το αντιδραστήριο.

Δύο ακόμα ενδεικτικές φωτογραφίες από τα δείγματα Α και C στη διεπαφή. Στο δείγμα Α φαίνεται η ροή του αλουμινίου λόγω της πίεσης εξόγκωσης. Παρατηρείται πως η περιοχή κοντά στη διεπαφή δεν έχει αποκαλύψει τους κόκκους της.



Εικόνα 6.7. Δείγμα Α – Διεπαφή. Ροή του αλουμινίου περιφερειακά του ανοξειδωτο χάλυβα – Dark filter (Keller's reagent)

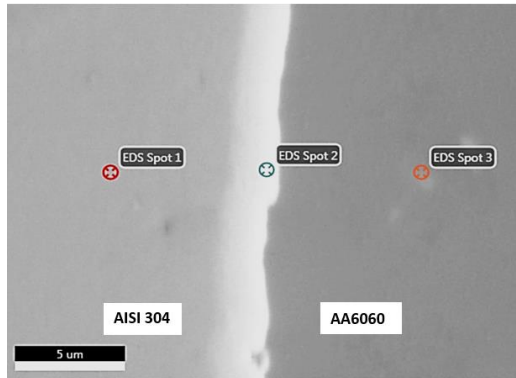


Εικόνα 6.8. Δείγμα C – Διεπαφή. Έντονα προσβεβλημένη περιοχή αλουμινίου χωρίς αποκάλυψη κόκκων. (Keller's reagent)

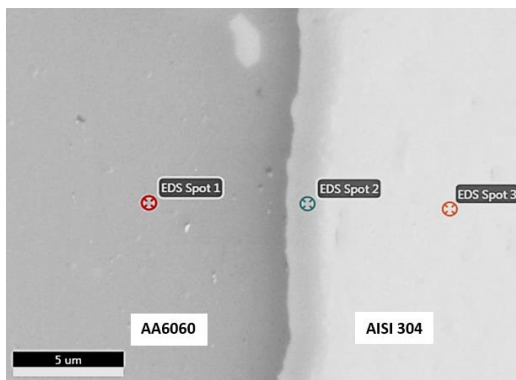
Το αντιδραστήριο του Raipr που αφορούσε στον ανοξειδωτο χάλυβα δεν κατόρθωσε την εμφάνιση των κόκκων. Επίσης, επειδή ήταν αδύνατη η ταυτόχρονη χημική προσβολή και των δύο μετάλλων για την αποκάλυψη των κόκκων, δεν πραγματοποιήθηκε περαιτέρω εξέταση με το οπτικό μικροσκόπιο, ενώ προτιμήθηκε η σάρωση με EBSD.

6.2 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

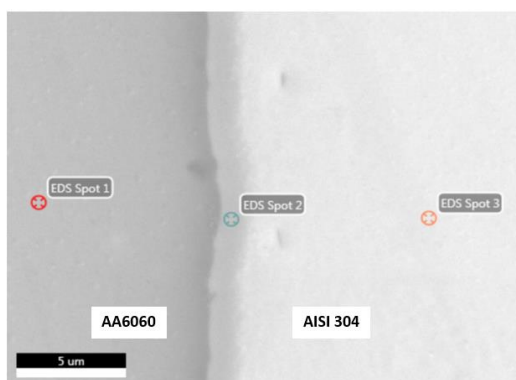
Παρατίθενται οι εικόνες των διεπαφών των δοκιμίων όπως σαρώθηκαν από το SEM. Πάνω τους φαίνονται τα σημεία όπου έγινε η χημική ανάλυση από το EDS και απεικονίζονται τα διαγράμματα με τις περιεκτικότητες των στοιχείων που τα αποτελούν. Τα αποτελέσματα αναφέρονται ενδεικτικά μόνο για το δείγμα Β (Διάγραμμα 6.1).



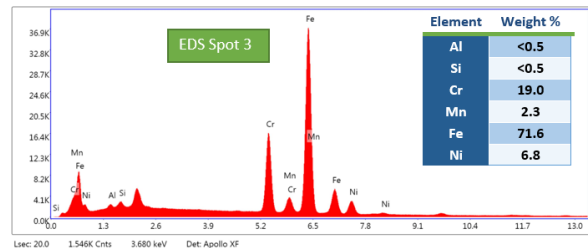
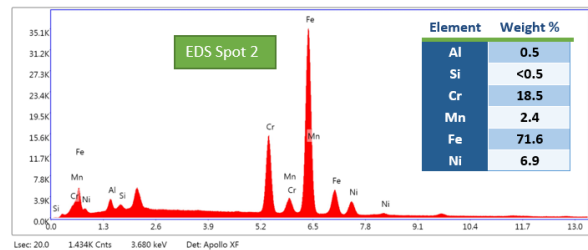
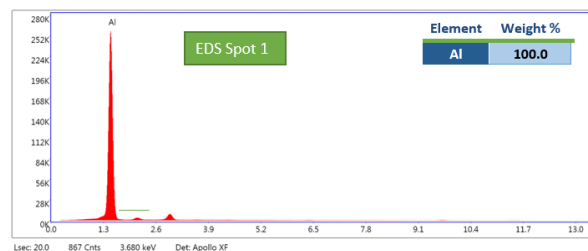
Εικόνα 6.9. Διεπαφή δείγματος Α



Εικόνα 6.10. Διεπαφή δείγματος Β

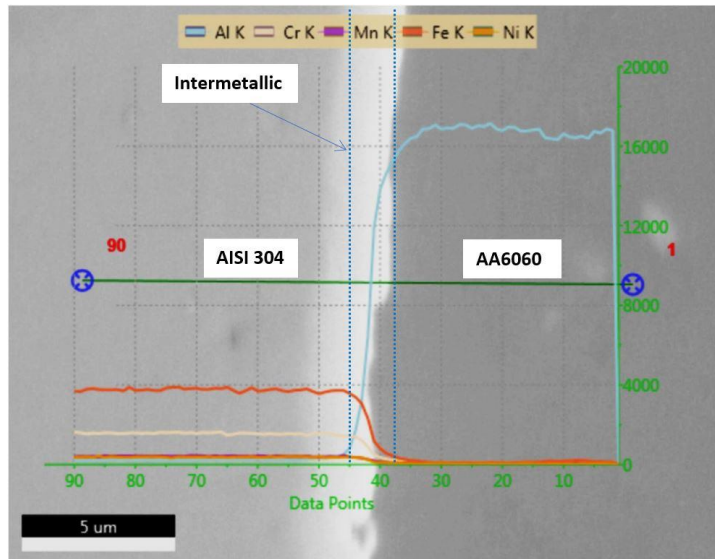


Εικόνα 6.11. Διεπαφή δείγματος C

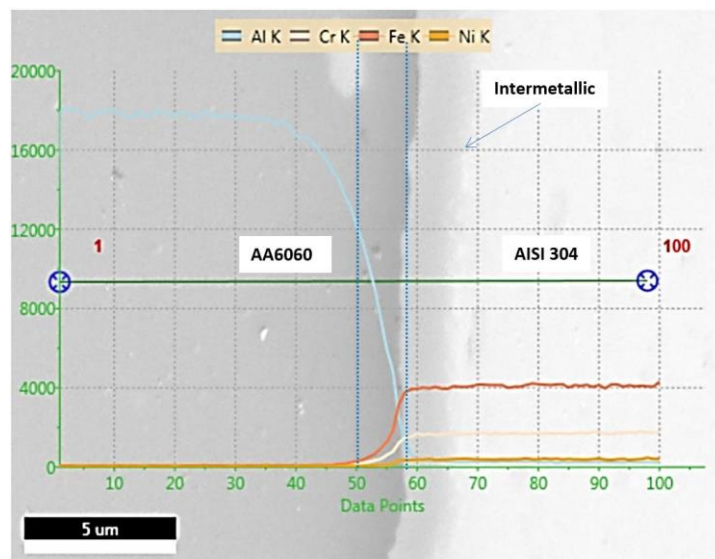


Διάγραμμα 6.1. Διαγραμμάτικες απεικονίσεις των σημείων EDS Spot 1,2 και 3 του δείγματος Β ως προς τις περιεκτικότητες των στοιχείων που τα αποτελούν. Παρεμφερώς, αποτυπώθηκαν για τα δείγματα Α και C.

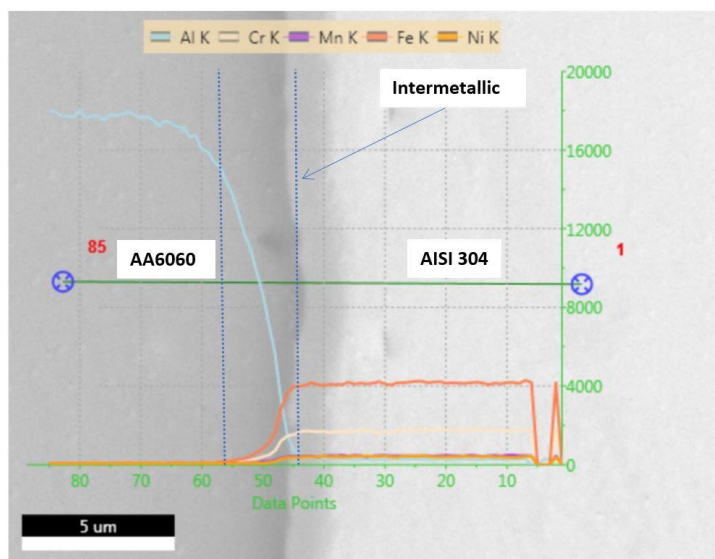
Και τα τρία δείγματα εμφάνισαν πανομοιότυπες χημικές αναλύσεις ως προς τα σημεία που εξετάστηκαν. Με τη λειτουργία του line scan εντοπίζονται οι περιοχές όπου συνυπάρχουν τα δύο στοιχεία οριζοντας τη ζώνη διάχυσης ή διαμεταλλικό στρώμα (intermetallic layer).



Διάγραμμα 6.2. Διεπαφή δείγματος Α – SEM από Line Scan

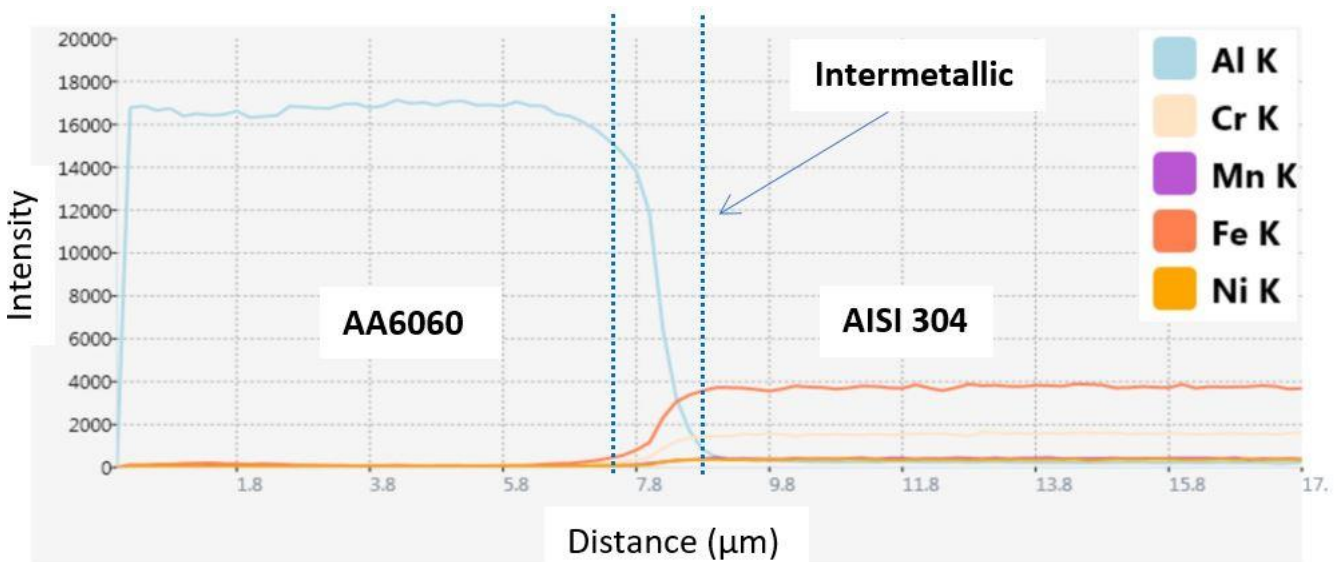


Διάγραμμα 6.3. Διεπαφή δείγματος Β – SEM από Line Scan

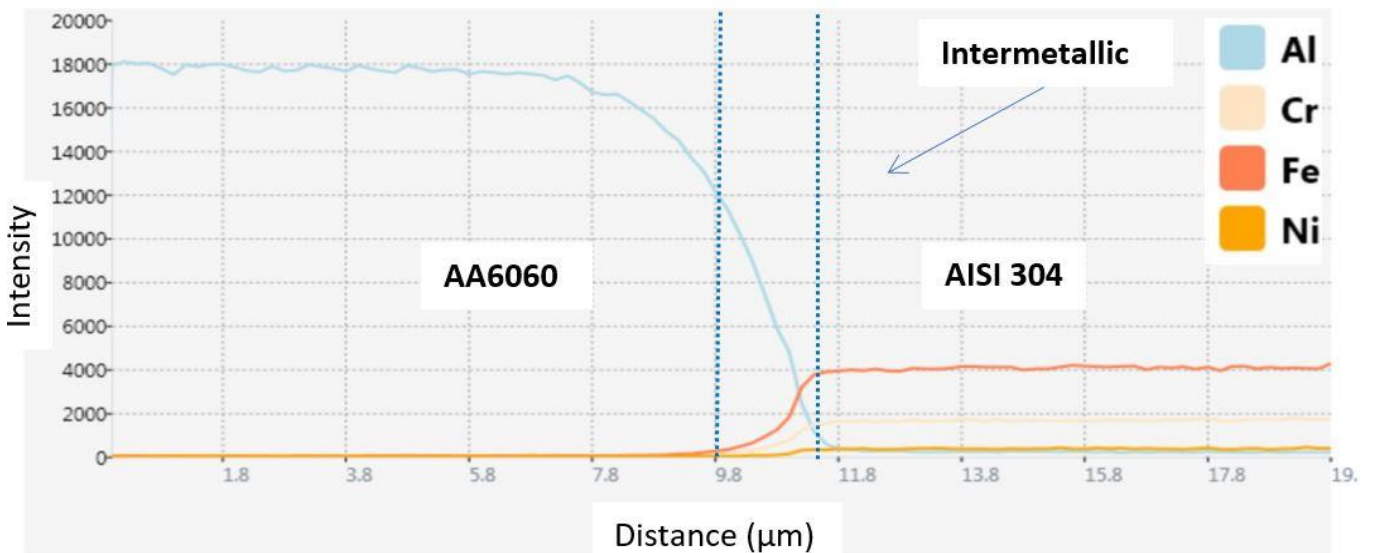


Διάγραμμα 6.4. Διεπαφή δείγματος C – SEM από Line Scan

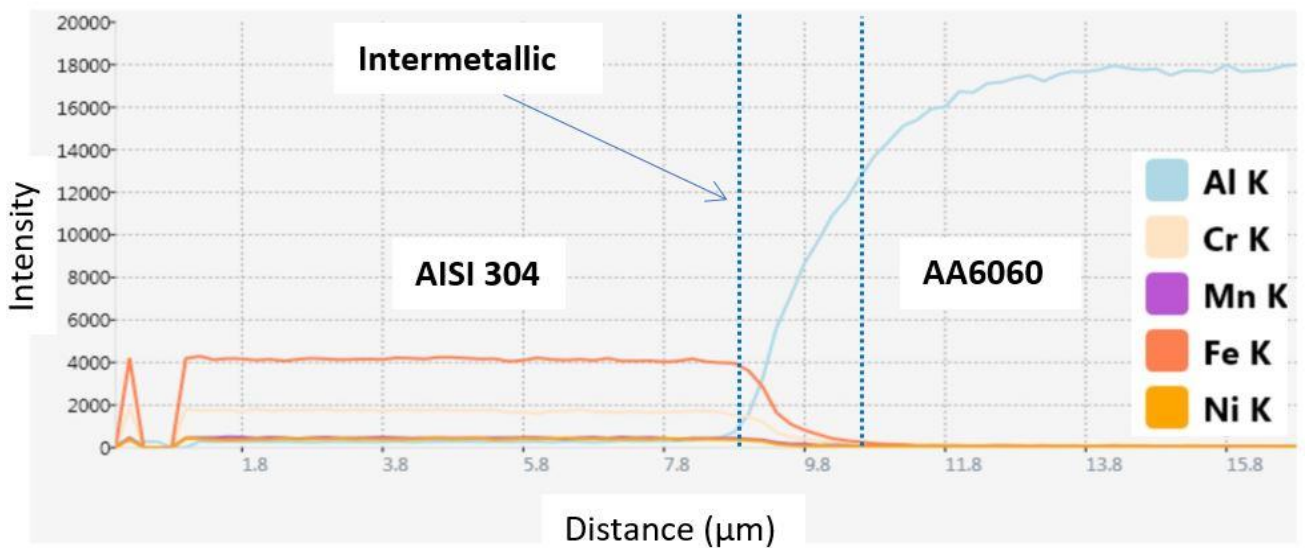
Αποτελέσματα τεχνικών



Διάγραμμα 6.5. Διεπαφή δείγματος Α – γράφημα από Line Scan



Διάγραμμα 6.6. Διεπαφή δείγματος Β – γράφημα από Line Scan



Διάγραμμα 6.7. Διεπαφή δείγματος C – γράφημα από Line Scan

Από την εξέταση του line scan μέσω SEM εξήχθησαν τα ανωτέρω διαγράμματα που δείχνουν την κατανομή των στοιχείων στη συγκόλληση του AA6060-T6 της διαμεταλλικής ζώνης και του AISI 304. Η μέση τιμή του τοιχώματος του διαμεταλλικού στρώματος του εκάστοτε δείγματος φαίνεται στον Πίνακα 6.1. Οι μετρήσεις που λήφθηκαν για καθένα πάχος ζώνης ήταν δέκα (10).

Πίνακας 6.1. Μέσα πάχη τοιχωμάτων διάχυσης

Sample	Average Thickness of Intermetallic layer (μm)
A	1.3
B	1.7
C	2.0

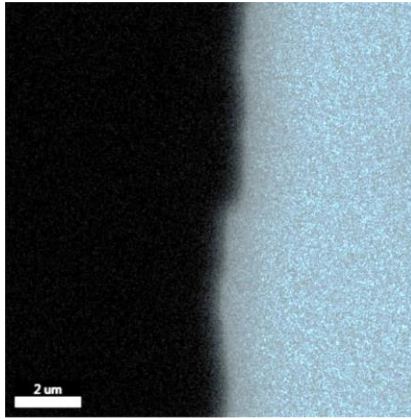
Στα δείγματα A και C παρατηρείται η παρουσία Mn πράγμα που οφείλεται στη μικροκραματική προσθήκη του AA6060-T6 και του AISI 304. Η ποσότητα που διαφαίνεται στα δείγματα αυτά, δεν είναι προς ανίχνευση στο δείγμα B, συνεπώς η περιεκτικότητα του Mn είναι ασήμαντη για την εφαρμογή του στα διαγράμματα. Άλλα στοιχεία που εμπεριέχονται αλλά δεν είναι παρόντα στα εν λόγω διαγράμματα είναι το Si, Mg, O₂, Na, S, Ti κ.α.

Για την παρατήρηση της διαχυτότητας του Al και του Fe ξεχωριστά, ακολουθούν οι φωτογραφίες από το Elemental Mapping (E.M.). Ωστόσο, στο Παράρτημα απεικονίζονται και τα υπόλοιπα στοιχεία που συμμετέχουν στα AA6060-T6 και AISI 304.

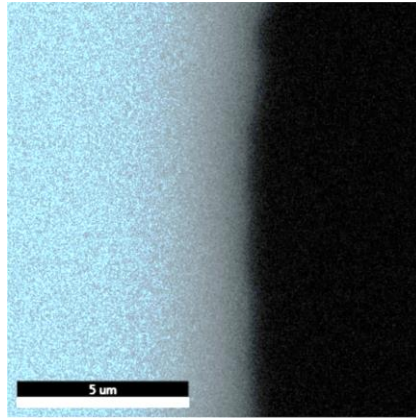
Ακόμα, φαίνονται δύο τύπου φωτογραφιών, μια που αφορά στο μεταξύ συσχετισμό των δύο προαναφερθέντων μετάλλων και μια που αφορά στη συνύπαρξη όλων των στοιχείων που τα αποτελούν. Στη δεύτερη περίπτωση, διακρίνονται κάποιες ζώνες στη διεπαφή (χρώματος πράσινου και κίτρινου) οι οποίες, όπως κατέδειξε το EDS, αποτελούνται από στοιχεία Al-Fe-Cr. Αυτά τα τρία στοιχεία, με σχολαστική παρατήρηση από το πρόγραμμα επεξεργασίας εικόνων Fiji, διαφαίνεται πως συναντώνται κυρίως στην πλευρά του ανοξειδωτου χάλυβα με πάχος 180 - 320 nm (Εικόνα 6.21, Εικόνα 6.22, Εικόνα 6.23). Στον παρόντα πίνακα προστίθεται και το μικρό ποσοστό του Mg που περιέχεται, το οποίο σημαίνει τη διάχυσή του από το Al στην εν λόγω περιοχή (βλ. Elemental mapping στο Παράρτημα).

Πίνακας 6.2. Ποσοστά των στοιχείων που εμφανίζονται κοντά στη διεπαφή των Al-Fe-Cr

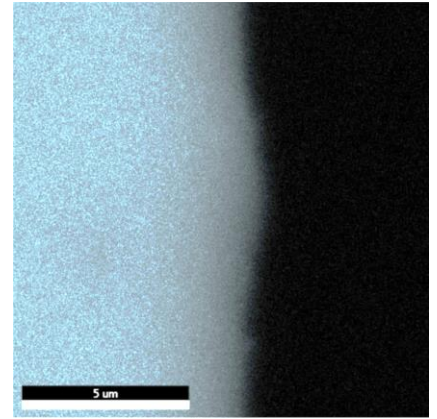
Sample	Al (wt. %)	Fe (wt. %)	Cr (wt. %)	Mg (wt. %)	Thickness (nm)
A	28.23	48.74	12.15	0.60	180
B	29.17	44.71	13.41	0.13	280
C	27.09	47.19	12.96	0.18	320



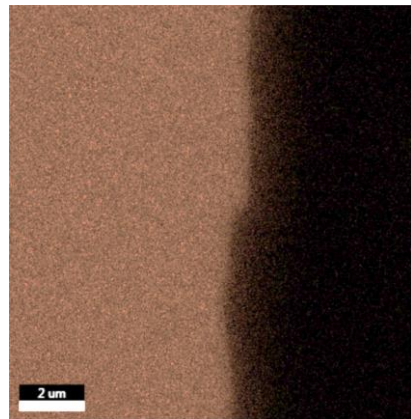
Εικόνα 6.12. Δείγμα A - Ε.Μ. Al



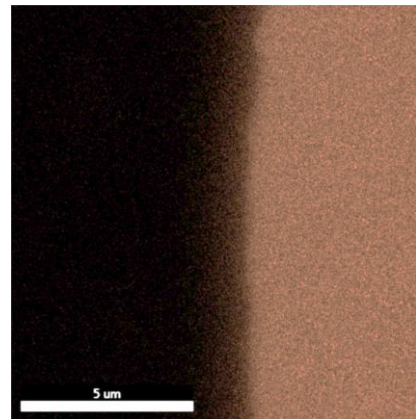
Εικόνα 6.13. Δείγμα Β - Ε.Μ. Al



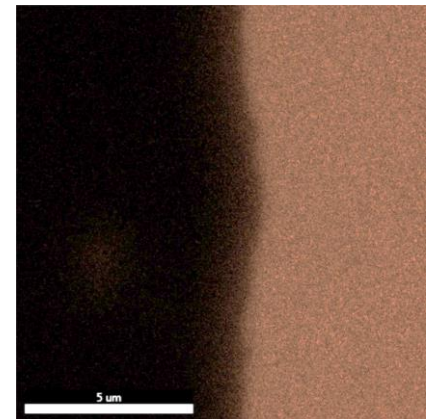
Εικόνα 6.14. Δείγμα C - Ε.Μ. Al



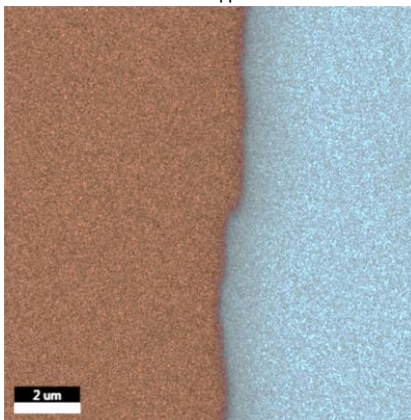
Εικόνα 6.15. Δείγμα A - Ε.Μ. Fe



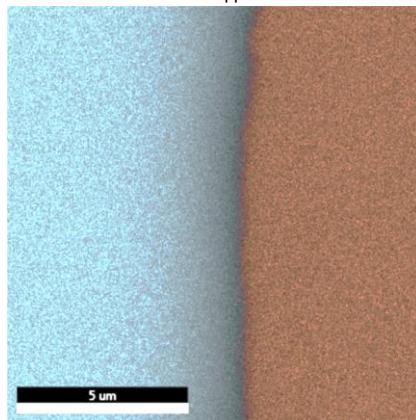
Εικόνα 6.16. Δείγμα Β - Ε.Μ. Fe



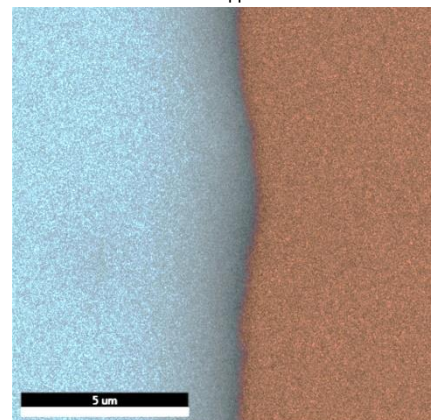
Εικόνα 6.17. Δείγμα C - Ε.Μ. Fe



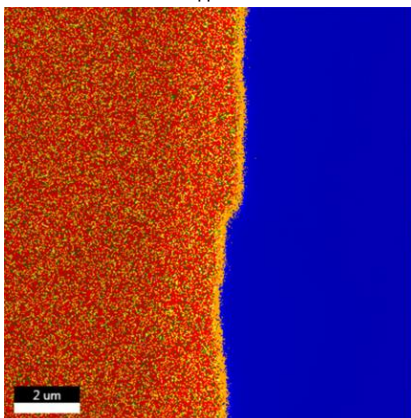
Εικόνα 6.18. Δείγμα A - Ε.Μ. Fe - Al



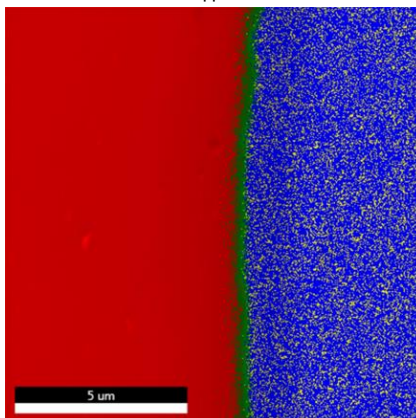
Εικόνα 6.19. Δείγμα Β - Ε.Μ. Fe - Al



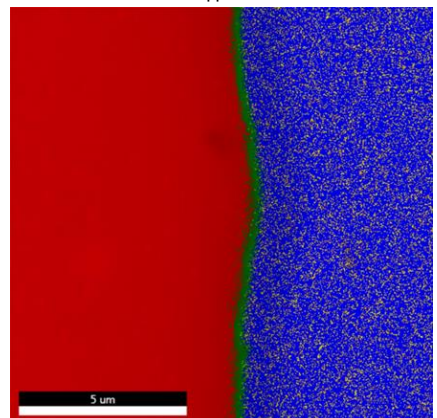
Εικόνα 6.20. Δείγμα C - Ε.Μ. Fe - Al



Εικόνα 6.21. Δείγμα A - Ε.Μ. Fe - Al



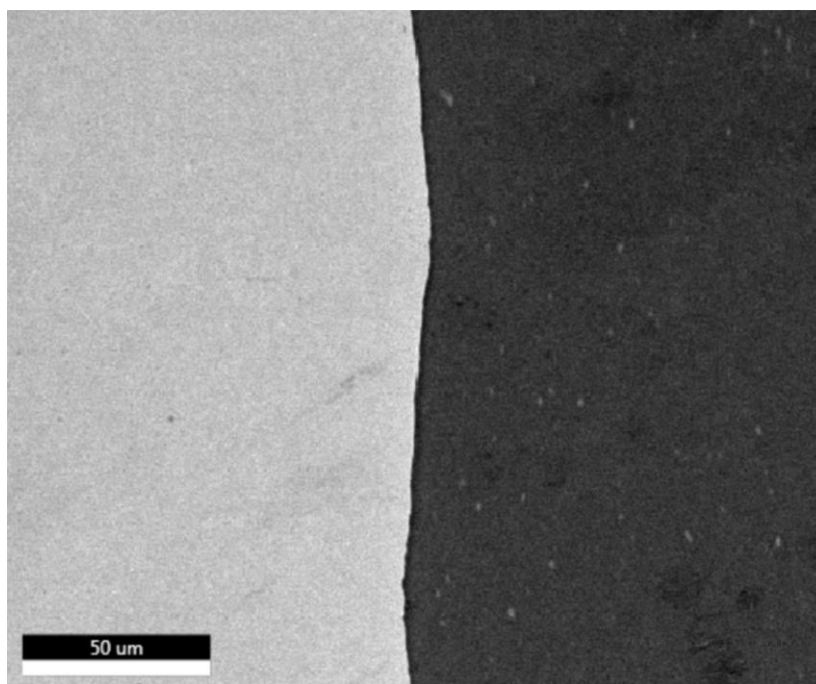
Εικόνα 6.22. Δείγμα Β - Ε.Μ. Fe - Al



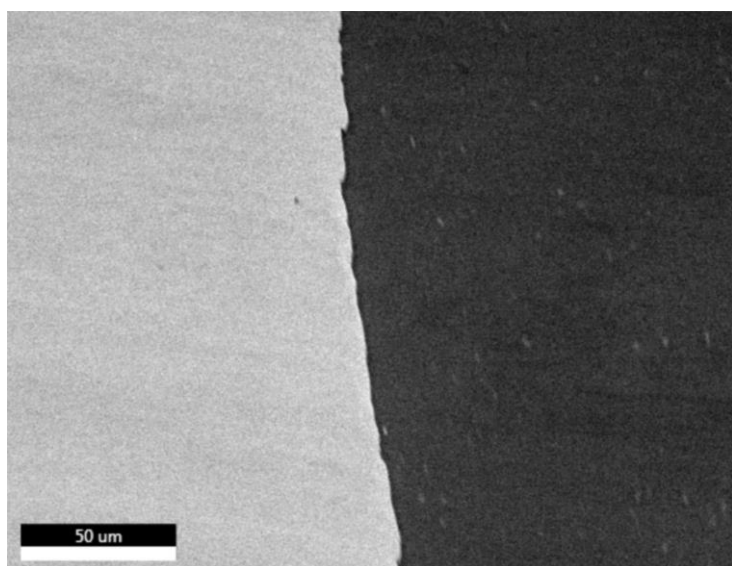
Εικόνα 6.23. Δείγμα C - Ε.Μ. Fe - Al

6.3 Περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD)

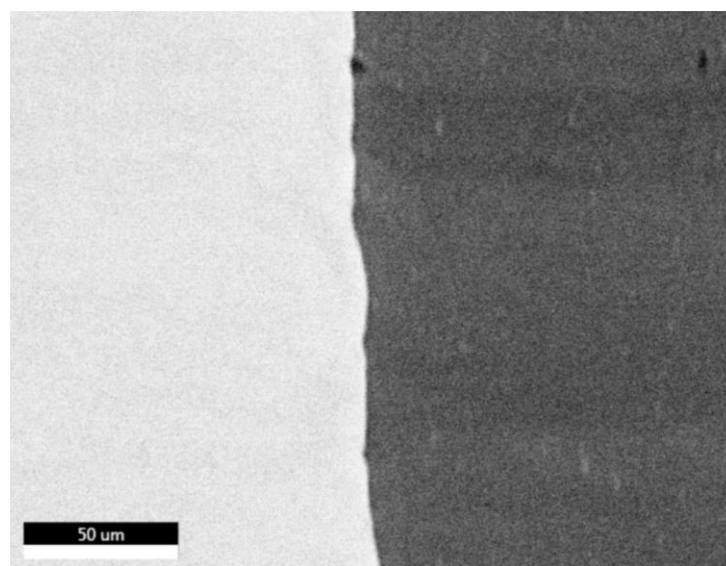
Εξεταζόμενες περιοχές, εικόνες από SEM.



Εικόνα 6.24. Περιοχή προς εξέταση με EBSD δείγματος A



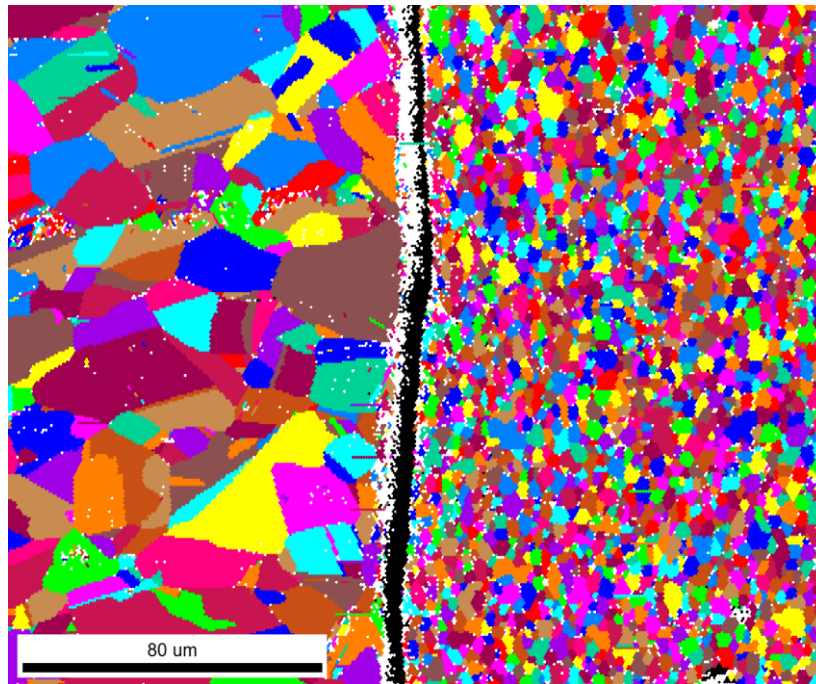
Εικόνα 6.25. Περιοχή προς εξέταση με EBSD δείγματος B



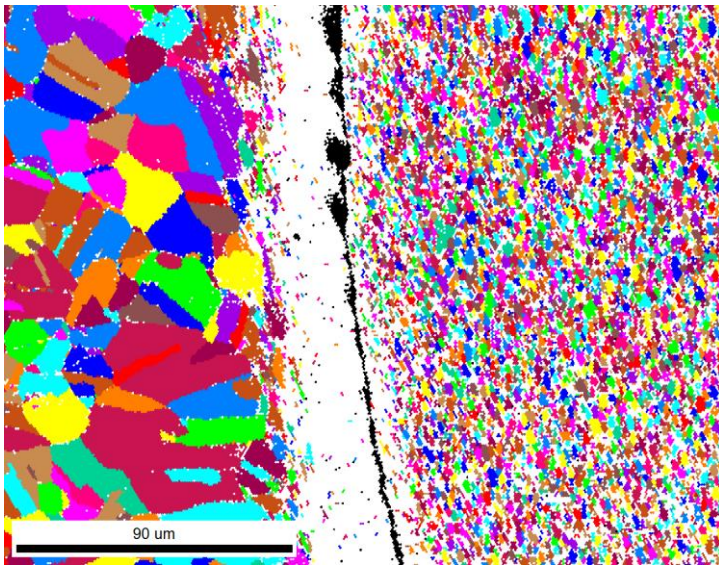
Εικόνα 6.26. Περιοχή προς εξέταση με EBSD δείγματος C

Οι ανωτέρω εικόνες αφορούν στις περιοχές που εξετάστηκαν μέσω EBSD για καθένα δείγμα ξεχωριστά. Τα δείγματα σε αυτή τη φάση δεν είναι προσβεβλημένα με κανένα χημικό αντιδραστήριο. Σε όλες τις φωτογραφίες του EBSD αριστερά βρίσκεται ο ανοξείδωτος χάλυβας AISI304 και δεξιά το κράμα αλουμινίου AA6060-T6.

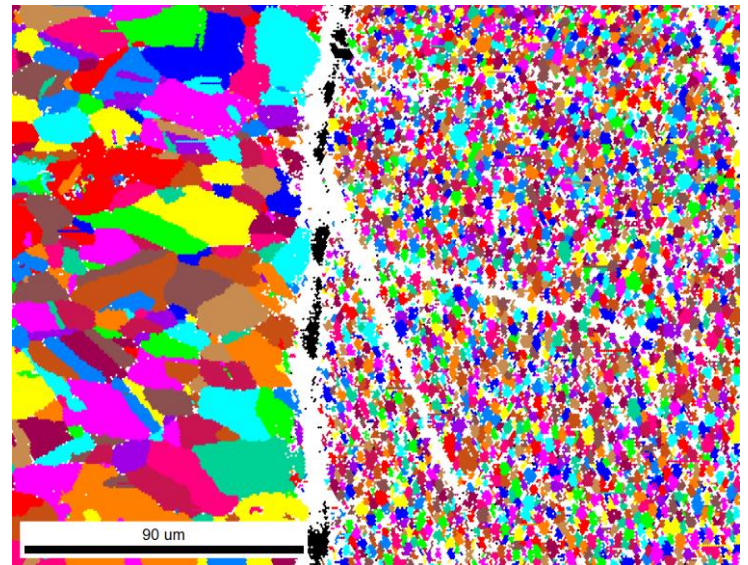
Grain size maps – Χάρτες μεγέθους των κόκκων



Εικόνα 6.27. Grain size map δείγματος A



Εικόνα 6.28. Grain size map δείγματος B

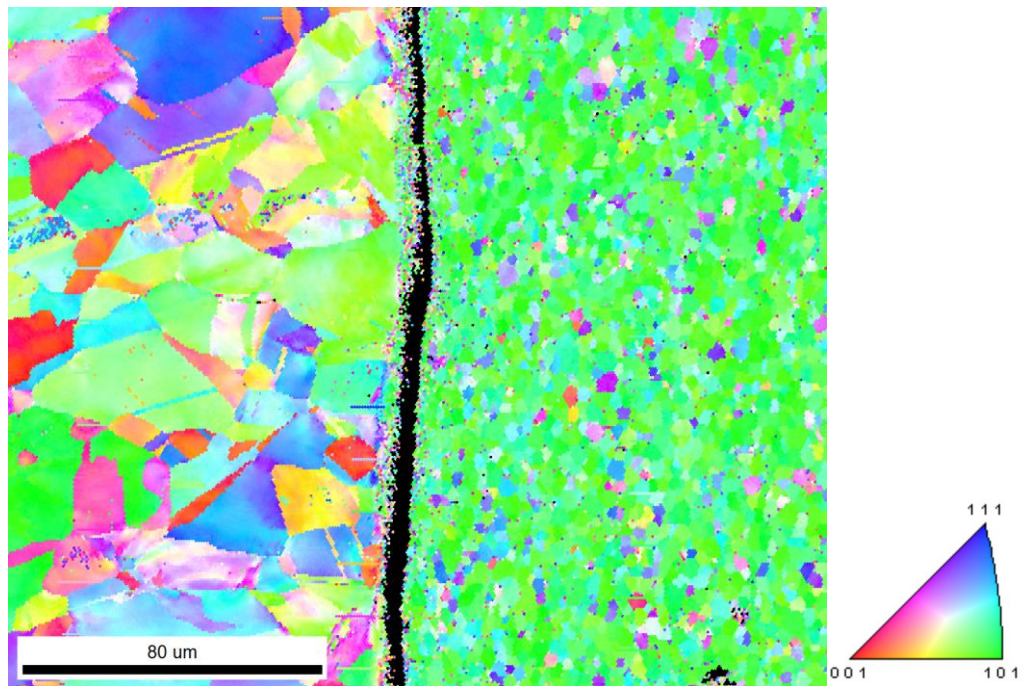


Εικόνα 6.29. Grain size map δείγματος C

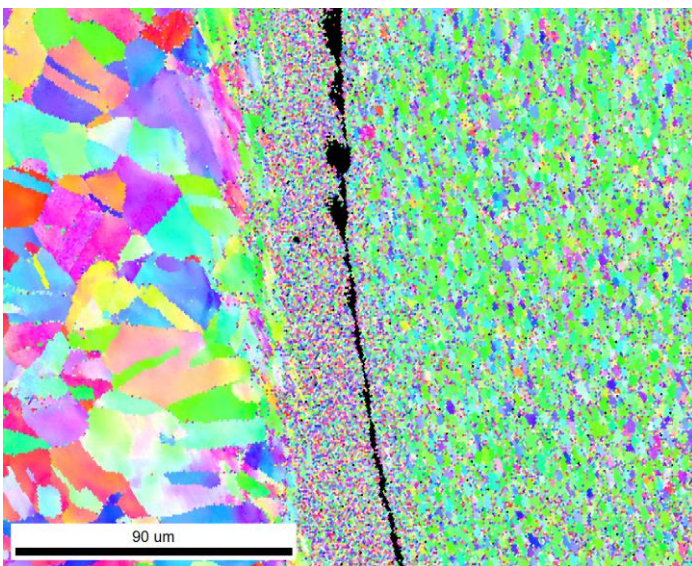
Πίνακας 6.3. Μέσα μεγέθη κόκκων σε μm

Δείγμα	AISI304	AA6060-T6
A	7.6 μm	2.8 μm
B	7.7 μm	1.9 μm
C	7.5 μm	2.3 μm

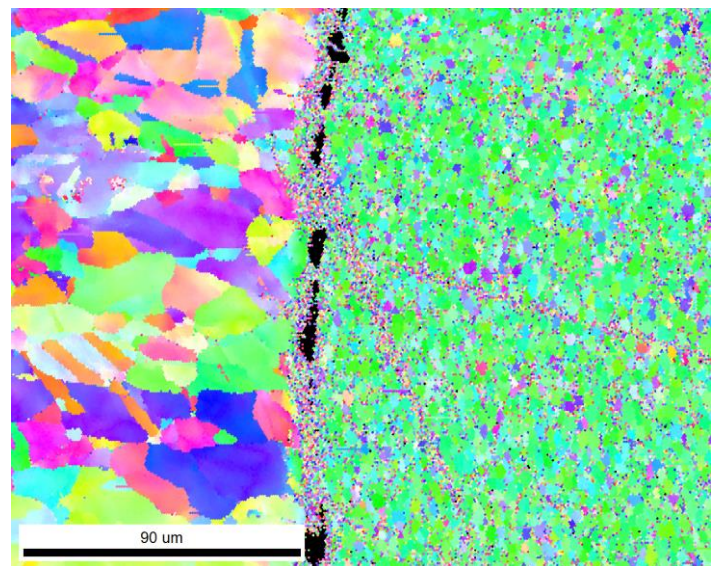
Orientation maps – Χάρτες προσανατολισμού κόκκων



Εικόνα 6.30. Orientation map δείγματος A



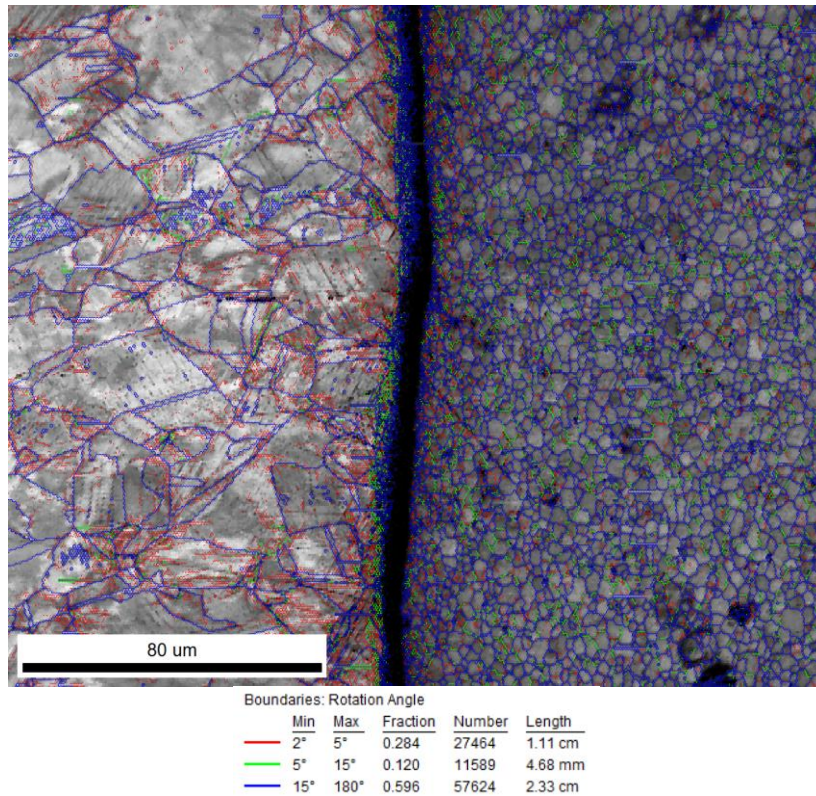
Εικόνα 6.31. Orientation map δείγματος B



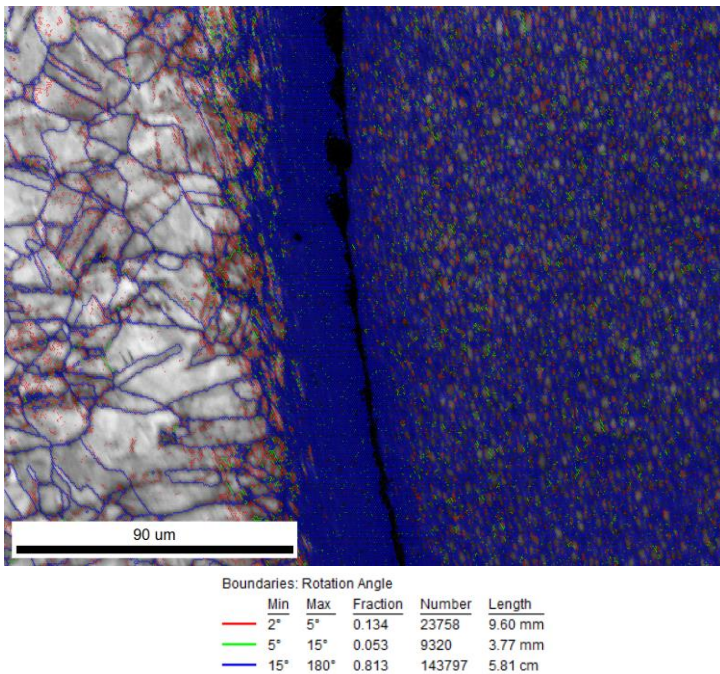
Εικόνα 6.32. Orientation map δείγματος C

Η τάση προσανατολισμού των κόκκων του αλουμινίου είναι, κυρίως, στο επίπεδο (101). Οι κόκκοι του χάλυβας, από την άλλη, έχουν ποικιλία διευθύνσεων. Στις διεπαφές των συγκολλήσεων έχει καταγραφεί ο θόρυβος που οφείλεται στην έντονη παραμόρφωση των πλεγμάτων. Οι μαύρες περιοχές είναι η διεπαφή, η οποία βρίσκεται σε μεγαλύτερο βάθος και δεν αναγνωρίζεται λόγω επικείμενης παραμόρφωσης.

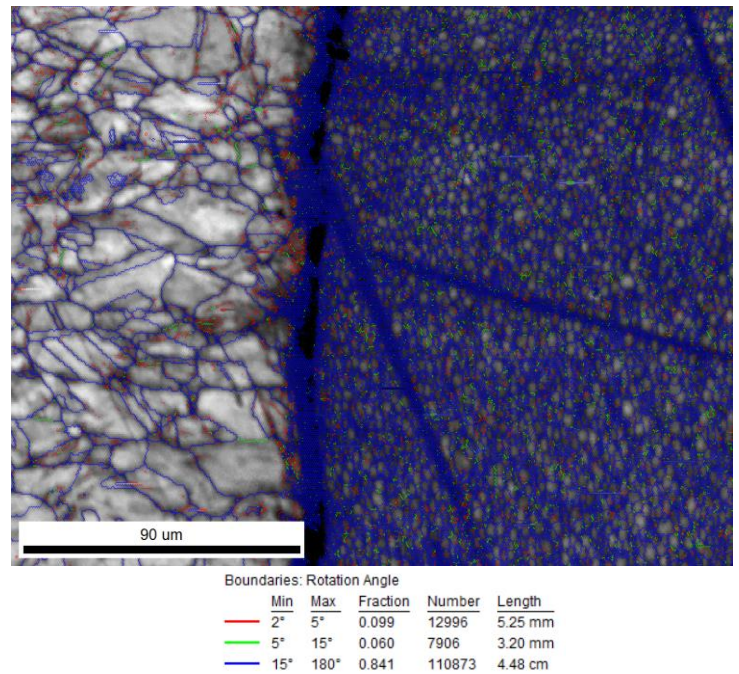
Misorientation maps – Χάρτες αποκλίνοντος προσανατολισμού κόκκων



Εικόνα 6.33. Misorientation map δείγματος A



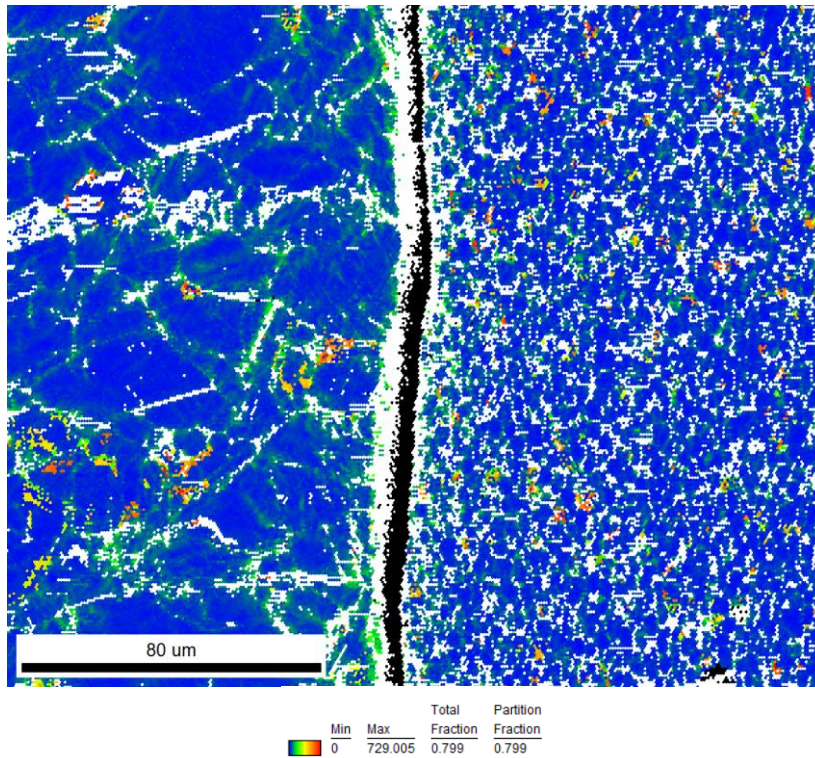
Εικόνα 6.34. Misorientation map δείγματος B



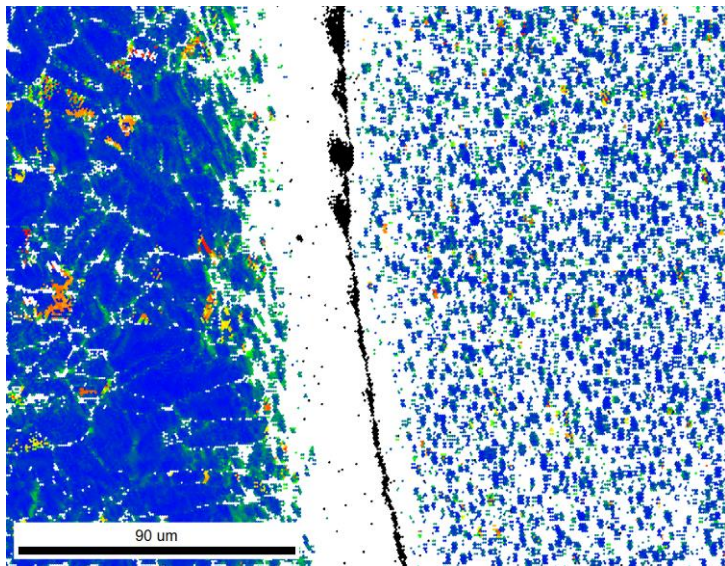
Εικόνα 6.35. Misorientation map δείγματος C

Οι γωνίες αναντιστοιχίας στο αλουμίνιο, και των τριών δειγμάτων, είναι κυρίως υψηλές, ενώ στον ανοξειδωτο χάλυβα ποικίλουν από δείγμα σε δείγμα.

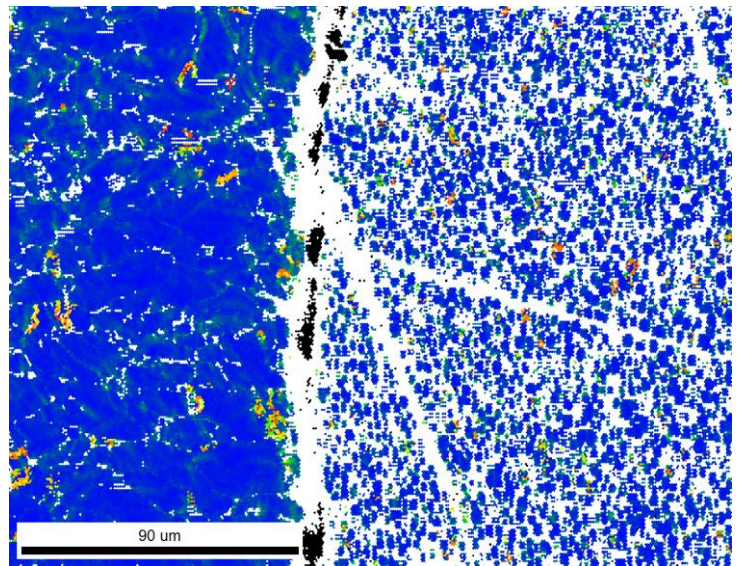
Geometrically necessary dislocation maps – Χάρτες διαταραχών



Εικόνα 6.36. GND map δείγματος A



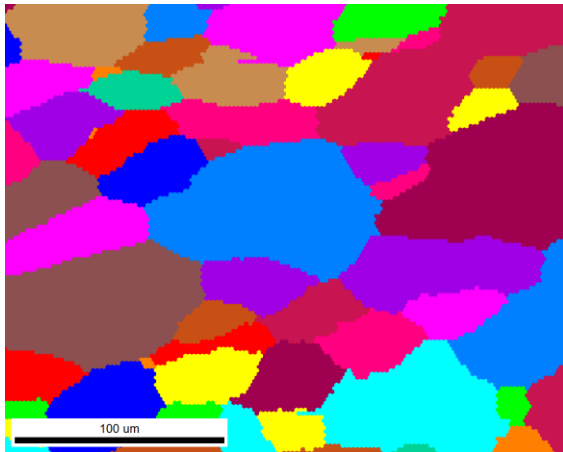
Εικόνα 6.37. GND map δείγματος B



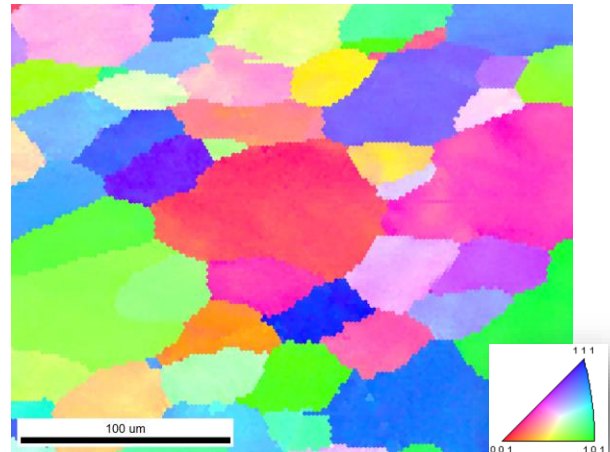
Εικόνα 6.38. GND map δείγματος C

Στο δείγμα A η ένταση των διαταραχών φαίνεται μεγαλύτερη μακριά από τη διεπαφή σε σύγκριση με το δείγμα B. Στο δείγμα C παρατηρούνται ελάχιστες διαταραχές. Για την εξαγωγή αυτών των χαρτών ζητήθηκαν από το πρόγραμμα τα συστήματα ολίσθησης του FCC, $\{111\} \langle 1-10 \rangle$.

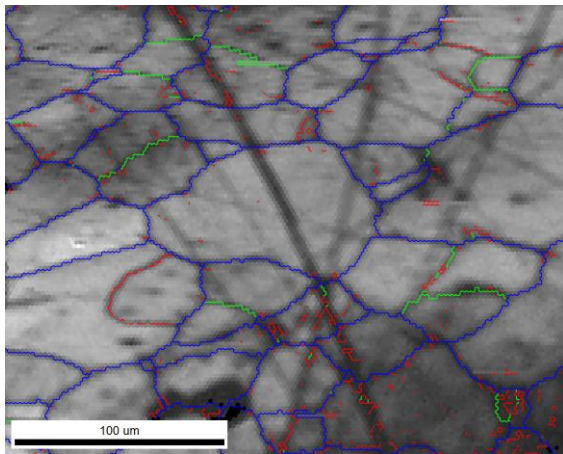
Μητρικό μέταλλο αλουμινίου από δείγμα A



Εικόνα 6.39. Grain size map δείγματος A

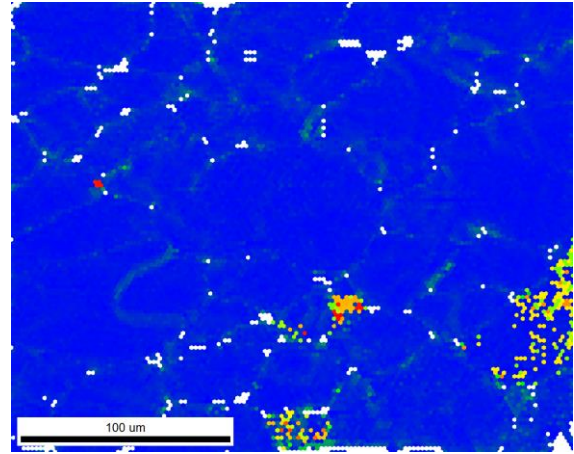


Εικόνα 6.40. Orientation map δείγματος A



Boundaries: Rotation Angle				
	Min	Max	Fraction	Length
—	2°	5°	0.269	1.48 mm
—	5°	15°	0.088	486.13 microns
—	15°	180°	0.642	3.066

Εικόνα 6.41. Misorientation map δείγματος A



		Total	Partition
Min	Max	Fraction	Fraction
0	290.882	0.978	0.978

Εικόνα 6.42. GND map δείγματος A

Το μέσο μέγεθος κόκκου του βασικού αλουμινίου (το οποίο απείχε 5,5mm από τη διεπαφή) ήταν 31μm. Ωστόσο, μια ακόμη μέτρηση σε απόσταση 2mm από τη διεπαφή έδειξε μέσο μέγεθος κόκκου 8,8μm, το οποίο σημαίνει την εκτεταμένη δυναμικά ανακρυσταλλωμένη ζώνη του αλουμινίου.

6.4 Σκληρομετρήσεις

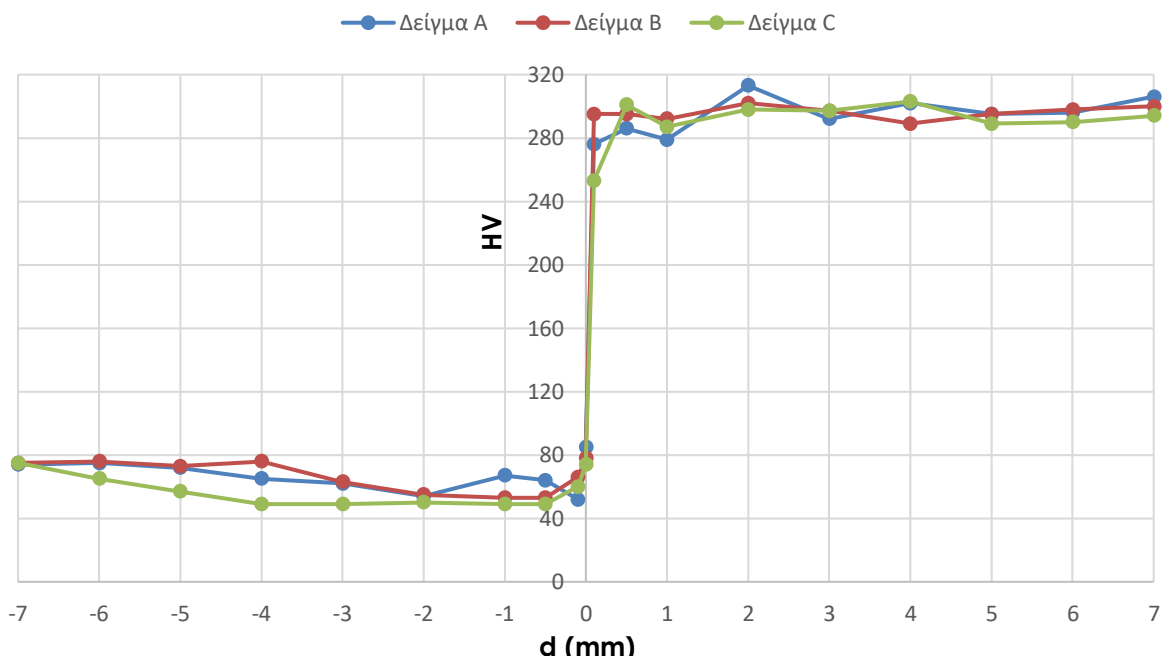
Οι μικροσκληρομετρήσεις, όπως περιεγραφήκαν και υπολογίσθηκαν παραπάνω, απέδωσαν στην κλίμακα HV0.3 τον παρακάτω συγκεντρωτικό πίνακα. Τα κίτρινα σημεία δείχνουν τις μετρήσεις του αλουμινίου και τα πράσινα του ανοξείδωτου χάλυβα. Οι σημειωμένες τιμές καταδεικνύουν την επίδραση της θερμότητας στα υλικά.

Πίνακας 6.4. Μικροσκληρομετρήσεις δειγμάτων Α, Β και C σε HV0.3

d (mm)	-7	-6	-5	-4	-3	-2	-1	-0,5	-0,1	0	0,1	0,5	1	2	3	4	5	6	7
A	74	75	72	65	62	54	67	64	52	85	276	286	279	313	292	302	295	296	306
B	75	76	73	76	63	55	53	53	66	78	295	295	292	302	297	289	295	298	300
C	75	65	57	49	49	50	49	49	60	74	253	301	287	298	297	303	289	290	294

Έπειτα, ακολουθεί ένα εποπτικό διάγραμμα όπου διαφαίνεται η τάση των σκληρομετρήσεων του εκάστοτε δείγματος. Στον οριζόντιο άξονα έχουν τοποθετηθεί οι αποστάσεις σε mm από τη διεπαφή των μετάλλων, με το αριστερό μέρος να αφορά στο ασθενέστερο μέταλλο AA6060-T6, ενώ το δεξιό μέρος - με τις φανερά μεγαλύτερες μετρήσεις - να αφορά στο AISI 304. Στον κάθετο άξονα είναι οι μικροσκληρομετρήσεις στην κλίμακα HV0.3.

Μικροσκληρομετρήσεις



Διάγραμμα 6.8. Εποπτικό διάγραμμα μικροσκληρομετρήσεων των τριών δειγμάτων

Μια γενική παρατήρηση, καταδεικνύει την αισθητή απόκλιση των δύο μετάλλων ως προς τη σκληρότητα. Δηλαδή, το AA6060-T6 είναι περί το ¼ της σκληρότητας του AISI 304.

6.5 Δοκιμές εφελκυσμού

Αρχικά, επιβεβαιώθηκε η μέγιστη εφελκυστική αντοχή του μητρικού υλικού του αλουμινίου AA6060-T6, η οποία βρέθηκε στα 201 MPa. Καθότι είναι το πιο αδύναμο υλικό από τα δύο, αποτέλεσε το μέταλλο αναφοράς για τον προσδιορισμό της απόδοσης της συγκόλλησης.

Σταδιακά, αναζητώντας την κατάλληλη πίεση εξόγκωσης, δόθηκε η τιμή $P_2=150$ MPa για την εξέταση της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής των δοκιμών.

Πίνακας 6.5. Δείγματα με $P_2=150$ MPa

Sample	Friction time, t_1 (s)	Friction Pressure, P_1 (MPa)	Forging time, t_2 (s)	Forging Pressure, P_2 (MPa)	UTS (MPa)	Joint Efficiency (%)	Fracture	Shortening (mm)
9	2	20	6	150	138	69%	Aluminium	9
5	2	20	6	150	132	66%	Aluminium	9
4	3	20	6	150	130	65%	Aluminium	8,5
8	3	15	6	150	103	51%	Interface	4,5
3	2	15	6	150	136	68%	Aluminium	3,5
1	2	15	6	150	144	71%	Interface	5,5
2	3	10	6	150	126	63%	Aluminium	0,5
9,9	3	10	6	75	126	63%	Mixed	1

Καθότι η απόδοση συγκόλλησης λάμβανε τιμές περί και κάτω του 70%, χωρίς να επιδρούν σημαντικά οι παράμετροι t_1 και P_1 , αναζητήθηκαν μεγαλύτερες τιμές στην P_2 . Έτσι, έγιναν κάποιες δοκιμές για $P_2=200$ MPa και 250 MPa.

Πίνακας 6.6. Δείγματα με $P_2=200$ MPa και 250 MPa

Sample	Friction time, t_1 (s)	Friction Pressure, P_1 (MPa)	Forging time, t_2 (s)	Forging Pressure, P_2 (MPa)	UTS (MPa)	Joint Efficiency (%)	Fracture	Shortening (mm)
3,5	2	25	6	250	174	86%	Interface	14
2,5	2	25	6	250	170	84%	Aluminium	15
2,7	2	15	6	250	112	56%	Interface	11
2,8	3	20	6	200	155	77%	Interface	7
1,1	2	20	6	200	150	75%	Mixed	10
2,2	3	15	6	200	133	66%	Aluminium	12

Με την έλευση των νέων τιμών της P_2 , τα ποσοστά της απόδοσης της συγκόλλησης αυξήθηκαν μέχρι και 15%. Τα 250 MPa μοιάζουν να είναι προτιμότερα από τα 200 MPa. Μια σχετική παρατήρηση γίνεται αναφορικά με τις μικρές τιμές της P_1 και τους μεγάλους χρόνους t_1 , που στο σύνολό τους εμφανίζουν μικρότερα ποσοστά. Συνεπώς, επιδιώκεται αύξηση της πίεσης εξόγκωσης στα 270 MPa.

ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΤΕΧΝΙΚΩΝ

Πίνακας 6.7. Δείγματα με $P_2=270$ MPa

Sample	Friction time, t_1 (s)	Friction Pressure, P_1 (MPa)	Forging time, t_2 (s)	Forging Pressure, P_2 (MPa)	UTS (MPa)	Joint Efficiency (%)	Fracture	Shortening (mm)
3,4	2	35	6	270	180	90%	Aluminium	18
1,4	2	35	6	270	192	96%	Aluminium	18,5
3,7	2	30	6	270	186	93%	Aluminium	17,5
1,9	3	30	6	270	165	82%	Aluminium	19
2,6	2	25	6	270	189	94%	Aluminium	17
A	2	20	6	270	Metallography			
2,9	2	20	6	270	196	97%	Interface	11
1,6	2	20	6	270	190	95%	Interface	5
C	3	20	6	270	Metallography			
1,5	3	20	6	270	112	56%	Interface (sound)	10
B	2	15	6	270	Metallography			
1,2	2	15	6	270	126	63%	Interface	13
2,4	2	15	6	270	130	65%	Aluminium	10

Τα ποσοστά της απόδοσης συγκόλλησης ήταν εξαιρετικά υψηλά, αφού έφτασαν το 97%. Ωστόσο, παρακάτω γίνονται δοκιμές στα 300 MPa για να διαβεβαιωθεί εάν η τιμή των 270 MPa ήταν η βέλτιστη.

Πίνακας 6.8. Δείγματα με $P_2=300$ MPa

Sample	Friction time, t_1 (s)	Friction Pressure, P_1 (MPa)	Forging time, t_2 (s)	Forging Pressure, P_2 (MPa)	UTS (MPa)	Joint Efficiency (%)	Fracture	Shortening (mm)
2,3	2	25	6	300	133	66%	Aluminium	11
3,8	2	20	6	300	174	86%	Aluminium	8
1,11	3	20	6	300	78	39%	Interface	10
3,2	2	15	6	300	169	84%	Aluminium	9
2,1	3	15	6	300	116	58%	Aluminium	10

Σημαντική προσπάθεια καταβλήθηκε ώστε το δείγμα 1,5 να έχει ίδιες παραμέτρους με το δείγμα C που εστάλη για μεταλλογραφία. Ακόμη, το δείγμα A αντιπροσωπεύεται από τα δείγματα 2,9 και 1,6, ενώ το δείγμα B από τα 1,2 και 2,4. Λαμβάνοντας ως παραδοχή πως αυτά τα πειράματα έχουν επαναληφθεί και εξετάζονται πλέον μεταλλογραφικά, κατασκευάζεται ο Πίνακας 6.9. Τα 3 αυτά δείγματα που λήφθηκαν για εξέταση αφορούν στα εξής εύρη απόδοσης συγκόλλησης, A : 95-97%, B : 63-65%, C : 56%. Αποδίδεται ο μέσος όρος στις τιμές από τα πειράματα με τις ίδιες παραμέτρους και συμπληρώνονται στον προαναφερθέν πίνακα.

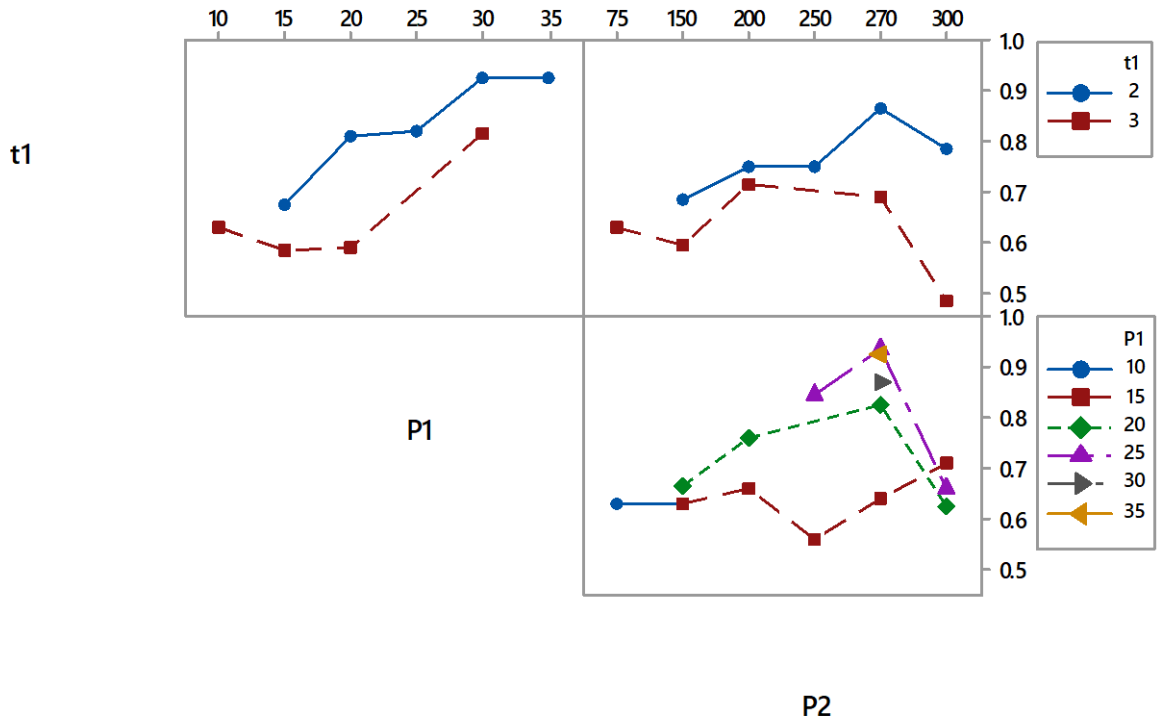
Ο Πίνακας 6.9 συγκεντρωτικός, πλέον, καταδεικνύει τη σημαντικότητα των παραμέτρων t_1 και P_1 .

Πίνακας 6.9. Δείγματα A, B και C

Sample	Friction time, t_1 (s)	Friction Pressure, P_1 (MPa)	Forging time, t_2 (s)	Forging Pressure, P_2 (MPa)	Joint Efficiency (%)
A	2	20	6	270	96%
B	2	15	6	270	64%
C	3	20	6	270	56%

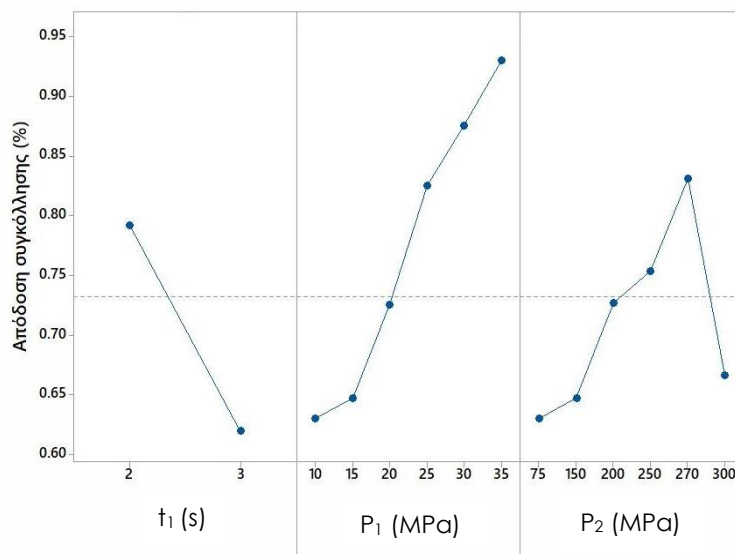
6.5.1 Ανάλυση παραμέτρων μέσω διαγραμμάτων

Για την καλύτερη διαχείριση των αποτελεσμάτων από τις δοκιμές εφελκυσμού, χρησιμοποιήθηκαν διαγράμματα αλληλεπίδρασης παραμέτρων από το πρόγραμμα MiniTAB 17 με τη μέθοδο ANOVA.



Διάγραμμα 6.9. Η τάση των παραμέτρων και η μεταξύ τους αλληλεπίδραση (MiniTAB)

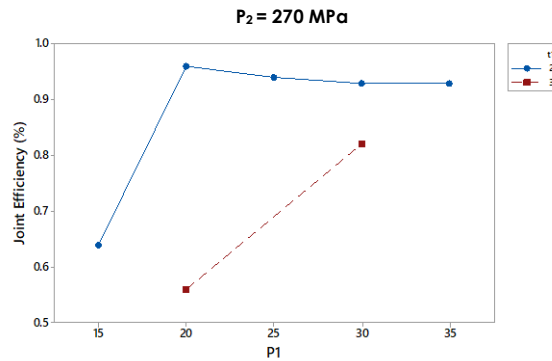
Μια πρώτη, γενική παρατήρηση που προκύπτει από τα παραπάνω διαγράμματα είναι πως η απόδοση συγκόλλησης λαμβάνει μεγαλύτερες τιμές όσο αυξάνεται η P_1 (και για τους δύο χρόνους). Επίσης, φαίνεται πως η βέλτιστη τιμή της P_2 είναι τα 270 MPa, ενώ η P_1 είναι μέγιστη στα 25 MPa και 35 MPa και ακολουθούν τα 30 MPa και 20 MPa.



Διάγραμμα 6.10. Η τάση των παραμέτρων στην απόδοση συγκόλλησης

Στα παραπάνω διαγράμματα επιβεβαιώνεται, σχετικά μονοσήμαντα, η επίδραση της εκάστοτε παραμέτρου. Δηλαδή, όσο αυξάνεται ο χρόνος τριβής και όσο μειώνεται η πίεση τριβής, μειώνεται και η απόδοση συγκόλλησης. Αναφορικά με την πίεση εξόγκωσης, φαίνεται να λαμβάνει μια μέγιστη τιμή και εκατέρωθεν αυτής να είναι πρόδηλη η πτώση των ποσοστών.

Για τη διαβεβαίωση της βέλτιστης τιμής της P_1 , εξάγεται ένα ακόμα διάγραμμα από τα πειράματα με την πίεση εξώθησης στα 270 MPa.



Διάγραμμα 6.11. Η τάση της P_1 και t_1 για $P_2=270$ MPa (MiniTAB)

Από το ανωτέρω διάγραμμα διαβεβαιώνεται πως το μέγιστο ποσοστό για $P_2=270$ MPa και χρόνο $t_1=2s$ αποδίδεται στα 20 MPa πίεσης τριβής. Είναι αξιοσημείωτο να αναφερθεί πως όσο αυξάνεται η P_1 μέχρι τα 35 MPa δεν υπάρχει δραματική πτώση της απόδοσης συγκόλλησης αλλά φαίνεται να είναι παρεμφερής.

7. Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων

Τα τρία δείγματα που εξετάστηκαν ήταν κομβικά, ούτως ώστε να εξηγηθεί ο ρόλος που κατέχει η κάθε παράμετρος στη συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή. Οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν σε θερμοκρασίες κάτω των 270°C, όπως μετρήθηκαν από το πυρόμετρο, συνεπώς τα μεταλλουργικά φαινόμενα που έλαβαν χώρα είχαν σημαντική επίδραση στο αλουμίνιο.

Συσχετίζοντας τα αποτελέσματα που λήφθηκαν με τις προϋπάρχουσες εργασίες που αναφέρθηκαν εκτενώς στο Κεφάλαιο 4. (Διμεταλλική συγκόλληση ανοξείδωτου χάλυβα - αλουμινίου), ακολουθεί ανάλυση και προκύπτει η συζήτηση των αποτελεσμάτων.

Από την **οπτική μικροσκοπία** (LOM) παρατηρήθηκε το μητρικό υλικό και η ροή του αλουμινίου περιφερειακά του ανοξείδωτου χάλυβα (Εικόνα 6.1). Ένεκα, όμως, της ανικανότητας να δώσει πληροφορίες για την περιοχή κοντά στη διεπαφή, οι φωτογραφίες από την οπτική μικροσκοπία φάνηκαν ανεπαρκείς για να εξηγήσουν λεπτομερώς τη μικροδομή. Έτσι, η χρήση των SEM και EBSD, κατέστησαν εφικτή την εξέταση και των δύο μετάλλων ταυτόχρονα.

Με τη διενέργεια της **ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης** (SEM), η μέτρηση της μέσης τιμής του τοιχώματος του διαμεταλλικού στρώματος ήταν 1.3μm, 1.7μm και 2.0μm για τα δείγματα A, B και C αντίστοιχα (Πίνακας 6.1). Οι καμπύλες του line scan, ενδέχεται να σημαίνουν την ύπαρξη όλων των πιθανών ενδομεταλλικών ενώσεων που συνήθως εμφανίζονται στις συγκολλήσεις τριβής βάσει βιβλιογραφίας, όπως Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 και $FeAl_3$. Όμως, η λειτουργία του line scan δεν δίνει εμπειριστατωμένη πληροφορία για την ύπαρξή τους, παρά μόνο για τα ποσοστά των στοιχείων που συμμετέχουν στην περιοχή. Γι' αυτό αναφέρεται ως διαμεταλλικό στρώμα ή ζώνη διάχυσης και όχι ως στρώμα ενδομεταλλικών ενώσεων, καθώς από τις μεθόδους που χρησιμοποιήθηκαν δεν μπόρεσαν να εντοπιστούν. Αντίστοιχα, ούτε από το EBSD ανιχνεύτηκαν, διότι η παραμόρφωση στη διεπαφή ήταν πολύ μεγάλη και το μέγεθός τους ήταν εξαιρετικά μικρό. Κατά συνέπεια, η χρήση TEM είναι επιτακτική για να διερευνηθούν με σαφήνεια οι ενδομεταλλικές ενώσεις.

Στο δείγμα A το διαμεταλλικό στρώμα είναι το μικρότερο με μόλις 1.3μm. Η έκταση της διάχυσης των στοιχείων ήταν περιορισμένη και ιδίως του Fe μέσα στο Al, το οποίο προκύπτει από τις καμπύλες (Διάγραμμα 6.5). Άρα, είναι πιο πιθανό να εμφανίζονται λιγότερες ενδομεταλλικές ενώσεις τύπου $FeAl_2$, Fe_2Al_5 , $FeAl_3$ κ.α. Οι ενώσεις αυτές είναι πιο σκληρές από αυτές που κυριαρχεί ο σίδηρος, όπως το Fe_3Al και το $FeAl$.

Στο δείγμα B το διαμεταλλικό στρώμα είναι 1.7μm και οι καμπύλες των στοιχείων από τα γραφήματα (Διάγραμμα 6.6) σημαίνουν την ανεπαρκή διάχυση του Al στον Fe, συνεπώς και τον αμελητέο σχηματισμό των πιο μαλακών ενώσεων Fe_3Al και $FeAl$. Απεναντίας, το μεγαλύτερο μέρος της έκτασης της ζώνης αυτής αποτελείται από στοιχεία του Fe που διαχύθηκαν στο Al.

Στο δείγμα C το διαμεταλλικό στρώμα είναι το μεγαλύτερο με έκταση 2.0μm. Η διάχυση των στοιχείων έχει προκληθεί εκτεταμένα εκατέρωθεν της διεπαφής και ο σχηματισμός των σκληρών και ψαθυρών ενώσεων ($FeAl_2$, Fe_2Al_5 , $FeAl_3$

τρικλινές, μονοκλινές και μονοκλινές αντίστοιχα) φαίνεται να επικρατεί (Διάγραμμα 6.7).

Από τα γραφήματα του line scan (Διάγραμμα 6.2), στο δείγμα A - κατά τη διάβαση στη διαμεταλλική ζώνη - παρατηρείται η καμπύλη του στοιχείου του Al, δηλαδή η περιεκτικότητα σε αλουμίνιο, να έχει απότομη κλίση. Ενώ, στα δείγματα B και C η πορεία της ίδιας καμπύλης, έχει μειωμένο ρυθμό μεταβολής της πτώσης. Αυτό, δηλώνει ότι στο δείγμα A δεν είναι επαρκής ο χρόνος, σε συνδυασμό με την πρόσδοση θερμότητας, για τη διάχυση των στοιχείων του Al εντός του μητρικού πλέγματος του Fe. Όπως, αντίστοιχα στο δείγμα A, η καμπύλη του Fe έχει μικρότερο ρυθμό μεταβολής, άρα και μειωμένη διαχυτότητα στο Al. Φαίνεται, δηλαδή, πως οι πιο μαλακές και επιθυμητές ενδομεταλλικές ενώσεις (FeAl και Fe₃Al, απλό κυβικό και FCC αντίστοιχα) απαιτούσαν για να σχηματιστούν μικρό χρόνο τριβής και μεγάλη πίεση τριβής.

Οι κλίσεις των καμπυλών εκφράζουν, κατά μίαν έννοια, την τάση της διαχυτότητας του ενός στοιχείου στο άλλο. Ο Fe έχει μεγαλύτερη διαχυτότητα μέσα στο αλουμίνιο, το οποίο προδίδεται από το μικρό ρυθμό μεταβολής της φθίνουσας καμπύλης και τη μεγαλύτερη έκταση που καταλαμβάνει στη μεριά του Al.

Από τη στοιχειακή ανάλυση του line scan παρατηρήθηκε ότι σε μια μικρότερη περιοχή της ζώνης διάχυσης συμμετέχουν κυρίως τα στοιχεία Al-Fe-Cr σε ποσοστά 27-29 κ.β. %, 44-48 κ.β. %, 12-13 κ.β. % αντίστοιχα. Είναι πιθανό να έχουν σχηματιστεί ενώσεις μεταξύ των τριών στοιχείων. Παρόλα αυτά, αξίζει να αναφερθεί πως αυτά τα στοιχεία συνυπήρξαν στη διεπαφή και κυρίως στη μεριά του ανοξειδωτού χάλυβα με πάχος 280-320nm. Στο πάχος αυτό ανιχνεύθηκε Mg σε ποσοστά 0.13-0.6 κ.β. %, το οποίο δηλώνει τη διάχυση του στοιχείου εντός του ανοξειδωτού χάλυβα. Αυτή η παρατήρηση σημαίνει τη μετακίνηση Mg από το στερεό διάλυμα της ΘΕΖ του AA6060-T6 και συνεπώς την εξασθένησή της. Πιο συγκεκριμένα, στο σημείο -0.1, η σκληρομέτρηση του δείγματος A έδειξε τη μικρότερη τιμή (52HV) σε σύγκριση με τα υπόλοιπα δείγματα, πράγμα που ίσως να οφείλεται στο μεγαλύτερο ποσοστό του Mg (0.6 κ.β. %) που καταγράφηκε στη γεινιάζουσα ζώνη των Al-Fe-Cr.

Από την **περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων** (EBSD), το αλουμίνιο βάσης έδειξε μέσο μέγεθος κόκκου τα 31 μm (5,5mm απόσταση από τη διεπαφή) χωρίς διαταραχές (Εικόνα 6.42). Τα όρια των κόκκων είχαν υψηλές γωνίες αναντιστοιχίας μεταξύ τους και οι κόκκοι ήταν προσανατολισμένοι σε ποικίλες διευθύνσεις με προτιμητέα το επίπεδο (101).

Από τους χάρτες μεγέθους των κόκκων (Εικόνα 6.27) εξήχθη το μέσο μέγεθος κόκκου του κάθε μετάλλου ξεχωριστά για τις περιοχές πολύ κοντά στη ζώνη συγκόλλησης (<100μm). Από τους χάρτες παρατηρείται σημαντική εκλέπτυνση των κόκκων στις πλευρές του αλουμινίου, ενώ μοιάζει σχετικά ανεπηρέαστη η μικροδομή του ανοξειδωτού χάλυβα. Ο ανοξειδωτός χάλυβας και στα τρία δείγματα είχε πανομοιότυπο μέσο μέγεθος κόκκου. Ενώ το αλουμίνιο, στο δείγμα A, το μέσο μέγεθος κόκκου ήταν το μεγαλύτερο (2,8μm) και με φθίνουσα πορεία ακολουθούν το δείγμα C (2,3 μm) και τέλος το δείγμα B (1,9μm). Το μέσο μέγεθος κόκκου των δειγμάτων είναι μικρό, διότι εισάγεται

σχετικά μικρή θερμότητα σε εξαιρετικά υψηλές συνθήκες πίεσης και πραγματοποιείται έντονα η δυναμική ανακρυστάλλωση.

Από τους χάρτες προσανατολισμού των κόκκων (Εικόνα 6.30), στο δείγμα Β και C, φαίνεται ο θόρυβος στις γραμμές λείανσης αλλά και κοντά στη διεπαφή. Δε λαμβάνονται πληροφορίες στη διεπαφή λόγω της υψηλής παραμόρφωσης αλλά και της μακρινής σάρωσης της περιοχής. Στις περιοχές του αλουμινίου επικρατεί το πράσινο χρώμα, δηλαδή η τάση προσανατολισμού των κόκκων ήταν ως προς το επίπεδο (101). Στις περιοχές του ανοξειδωτου χάλυβα, οι κόκκοι έχουν ποικίλους προσανατολισμούς που καταδεικνύει την ανεπηρέαστη μικροδομή του.

Στους χάρτες αποκλίνοντος προσανατολισμού και στα τρία δείγματα (Εικόνα 6.33), το αλουμίνιο παρουσιάζει υψηλές γωνίες αναντιστοιχίας, ενώ ο ανοξειδωτος χάλυβας εμφανίζει και υψηλές αλλά και χαμηλές. Λόγω της μεγάλης παραμόρφωσης στη συνένωση των δύο υλικών δεν προκύπτουν ασφαλείς πληροφορίες για τα όρια αναντιστοιχίας. Το δείγμα Α δε φαίνεται να έχει τόσο έντονη παραμόρφωση συγκριτικά με τα Β και C. Ωστόσο, το δείγμα Β φαίνεται να έχει τη μεγαλύτερη παραμόρφωση κοντά στη διεπαφή καθότι η πίεση ήταν πολύ μεγάλη με σχετικά μεσαία πρόσδοση θερμότητας.

Οι χάρτες της έντασης των διαταραχών (Εικόνα 6.36) καταδεικνύουν την επίδραση της πίεσης στον ανοξειδωτο χάλυβα και στο αλουμίνιο. Στο δείγμα Α, οι διαταραχές συναντώνται διεσπαρμένες και στα δύο μέταλλα, με ελαφρώς εντονότερες στη διεπαφή. Στο δείγμα Β, όπου η πίεση τριβής ήταν ανεπαρκής, άρα και η πρόσδοση θερμότητας μικρότερη, φαίνεται πως ο ανοξειδωτος χάλυβας έχει συγκεντρωμένες διαταραχές κοντά στη διεπαφή. Για τον ίδιο λόγο, το αλουμίνιο του δείγματος Β έχει τις περισσότερες διαταραχές συγκριτικά με τα Α και C. Απεναντίας, στο δείγμα C, οι διαταραχές δεν είναι ευδιάκριτες, που σημαίνει το μεγαλύτερο χρόνο έκθεσης και απότασης, δηλαδή τις μη συσσωρευμένες διαταραχές στις περιοχές κοντά στη διεπαφή.

Από τις **μικροσκληρομετρήσεις** (Διάγραμμα 6.8 και Πίνακας 6.4) το δείγμα Α έχει τη μικρότερη τιμή (52HV) στο σημείο -0.1. Επανέρχεται η κανονικότητα στη σκληρομέτρηση σε απόσταση -5mm από τη διεπαφή (72HV). Ο ανοξειδωτος χάλυβας μοιάζει επηρεασμένος καθώς έχει ασθενέστερη τιμή (276HV), στη θέση +0.1, ενώ στο σημείο +2 αποδίδεται η τιμή της σκληρότητας του μητρικού υλικού (313HV).

Το δείγμα Β έχει αυξημένη σκληρότητα στο -0.1 (66HV) σχετικά με τα σημεία μακρύτερα από τη διεπαφή (53HV). Αυτό, ίσως να σημαίνει την πιο εκλεπτυσμένη μικροδομή της περιοχής. Στις αποστάσεις -0.5, -1, -2 η σκληρότητα μειώνεται παρά τη δυναμική ανακρυστάλλωση που λαμβάνει χώρα. Από τη μεριά του ανοξειδωτου χάλυβα δε φαίνεται καμία επίδραση στην σκληρότητα (295HV).

Το δείγμα C παρουσιάζει αυξημένη σκληρότητα μόνο στο σημείο -0.1 συγκριτικά με τις υπόλοιπες μετρήσεις (60HV). Αυτό ίσως να οφείλεται αφενός στη λεπτοκρυσταλλική δομή πολύ κοντά στη διεπαφή και αφετέρου στη διάχυση του Cr εντός του Al, ενώ είναι πρόδηλη η επίδραση της θερμότητας στο θερμοσκληρυνόμενο αλουμίνιο AA6060-T6 (49HV). Η κανονικότητα επέρχεται σε απόσταση 7mm από τη διεπαφή της συγκόλλησης (76HV). Ο ανοξειδωτος χάλυβας πολύ κοντά στη διεπαφή είναι εξασθενημένος (253HV) ενώ μόλις στο σημείο 0.5 διαφαίνεται η σκληρότητα του μητρικού υλικού (301HV).

Τα ανωτέρω σημαίνουν ότι το δείγμα C έχει μεγαλύτερη θερμικά επηρεασμένη ζώνη, το B λίγο μικρότερη, ενώ το A σχετικά εκτενή αλλά με μέτρια σκληρότητα. Αυτά προδίδονται λόγω της επίδρασης της θερμοκρασίας και φαίνονται μέσα από τις σκληρομετρήσεις στην περιοχή του AA6060-T6. Δηλαδή, το θερμοσκληρυνόμενο αλουμίνιο εξασθενεί στη ΘΕΖ με τις επιδράσεις των θερμικών κατεργασιών από τις συγκολλήσεις τριβής. Ο ανοξείδωτος χάλυβας επηρεάζεται σε πολύ μικρότερης κλίμακας έκταση πιθανά λόγω της μετακίνησης του χρωμίου στα όρια των κόκκων.

Δύο είναι οι πιθανές αιτίες που χάνει τη σκληρότητά του το αλουμίνιο στη ΘΕΖ παρά την εξαιρετικά εκλεπτυσμένη μικροδομή λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η πρώτη αιτία οφείλεται στη διαχυτότητα του Mg, όπου το Mg διαχέεται από το στερεό διάλυμα του Al στον ανοξείδωτο χάλυβα – η παρατήρηση αυτή είναι έντονη από το elemental mapping (Παράρτημα). Η δεύτερη οφείλεται στην υπεργήρανση του AA6060-T6 σε μικρό χρόνο και στην απώλεια συνεκτικότητας μεταξύ των ισχυροποιητικών κατακρημνισμάτων και του πλέγματος. Ακόμα και ο συγκερασμός αυτών σε μικρή κλίμακα είναι αιτία για την εξασθένηση της αντοχής της ΘΕΖ.

Οι δοκιμές του εφελκυσμού και η επιτυχία των συγκολλήσεων συνδέθηκαν εξ' αρχής με την πίεση εξόγκωσης P_2 . Αρχικά, η τιμή της P_2 ήταν 150 MPa που έδωσε το μέγιστο ποσοστό απόδοσης συγκόλλησης 71%. Με την έλευση των νέων τιμών της P_2 στα 200 MPa και 250 MPa, τα ποσοστά της απόδοσης της συγκόλλησης αυξήθηκαν μέχρι και 15%. Ωστόσο, τα 250 MPa μοιάζουν να είναι προτιμότερα από τα 200 MPa. Μεγαλώνοντας την $P_2=270$ MPa παρατηρείται σημαντική αύξηση, αφού οι τιμές της απόδοσης συγκόλλησης έφτασαν το 97%, συνοδευόμενη από τις παραμέτρους $t_2=2s$ και $P_1=20$ MPa. Δηλαδή, όσο μεγάλωνε η P_2 από 150 MPa στα 270 MPa τόσο αυξανόταν και το ποσοστό της απόδοσης συγκόλλησης.

Παράλληλα, παρατηρείται πως όταν οι παράμετροι είναι $t_1=3s$ και $P_1=15$ MPa η απόδοση της συγκόλλησης έχει μειωμένα ποσοστά. Ενώ, όσο αυξάνεται η P_1 με χρόνο $t_1=2s$ η απόδοση συγκόλλησης αυξάνεται μέχρι που φτάνει ένα μέγιστο και έπειτα μειώνεται. Αξίζει να σημειωθεί ότι κατά τον εφελκυσμό του δείγματος 1,5 (όμοιο με δείγμα C) ο θραυσμός προκλήθηκε στη διεπαφή των μετάλλων ακολουθούμενος από έναν έντονο ψαθυρό ήχο. Η παρατήρηση αυτή συσχετίζεται με την εκτεταμένη ζώνη διάχυσης από ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις.

Πραγματοποιήθηκε επαύξηση της P_2 στα 300 MPa η οποία έδωσε σχετικά υψηλά ποσοστά στο $t_1=2s$, ενώ στο $t_1=3s$ τα ποσοστά ήταν μικρότερα. Το δείγμα 3,8 με $t_1=2s$ και $P_1=20$ MPa απέδωσε τη μεγαλύτερη απόδοση συγκόλλησης στο 86%. Ωστόσο, μεγαλύτερες ή μικρότερες πιέσεις τριβής έδιναν χαμηλότερα ποσοστά, γι' αυτό και τα πειράματα στα 300 MPa ήταν περιορισμένα.

Από τα διαγράμματα ANOVA (Διάγραμμα 6.9) καταδεικνύεται πως ο χρόνος τριβής των 3 δευτερολέπτων είναι πολύς ενώ η πίεση τριβής κάτω των 15 MPa είναι ανεπαρκής για όλες τις τιμές που έλαβε η πίεση εξόγκωσης P_2 .

Είναι αξιοσημείωτο να αναφερθεί πως οι θραυσμοί άλλοτε συνέβησαν στην πλευρά του αλουμινίου και άλλοτε στη διεπαφή, χωρίς να εξάγεται μια

αδιάσειστη εξήγηση αναφορικά με την επίδραση των παραμέτρων. Πολύ πιθανά αστοχούσε το μέταλλο είτε λόγω της εκτεταμένης ζώνης των ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων, είτε της εξασθενημένης αντοχής της ΘΕΖ του αλουμινίου, καθότι το AA6060-T6 είναι θερμοσκληρυνόμενο κράμα.

Παρατίθενται σε ένα συγκεντρωτικό πίνακα οι παράμετροι των τριών δειγμάτων καθώς και η απόδοση της συγκόλλησης του καθένα.

Πίνακας 7.1. Οι παράμετροι στα δείγματα A, B και C

Sample	Friction time, t_1 (s)	Friction Pressure, P_1 (MPa)	Forging time, t_2 (s)	Forging Pressure, P_2 (MPa)	Joint Efficiency (%)
A	2	20	6	270	96
B	2	15	6	270	64
C	3	20	6	270	56

Το δείγμα A είχε τη βέλτιστη απόδοση συγκόλλησης και αυτό οφείλεται στον επαρκή χρόνο διάχυσης των στοιχείων και στη βέλτιστη πρόσδοση θερμότητας από την τριβή. Δε σχηματίστηκε εκτεταμένη ζώνη διάχυσης με ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις και γι' αυτό οι εφελκυστικές τιμές ήταν υψηλές. Οι διαταραχές εντοπίστηκαν στις περιοχές κοντά στα μέταλλα ενώ οι σκληρότητες των μετάλλων επηρεάστηκαν σε σχετικά μέτρια έκταση.

Το δείγμα B είχε επαρκή χρόνο για τη διάχυση των στοιχείων αλλά μεσαία πρόσδοση θερμότητας. Παρότι η ζώνη διάχυσης είναι παρεμφερής με του δείγματος A, οι σκληρομετρήσεις έδειξαν μικρότερη ΘΕΖ. Είναι πιθανό, επίσης, να μη σχηματίστηκαν επαρκείς ενδομεταλλικές ενώσεις για τη συγκράτηση των δύο μετάλλων. Η θερμοκρασία δεν επέτρεψε τόσο τη διάχυση του Al στο Fe και γι' αυτό δεν επικράτησαν οι πιο μαλακές ενδομεταλλικές ενώσεις ($FeAl$, Fe_3Al) και κατά συνέπεια η απόδοση συγκόλλησης ήταν μεσαία. Εμφάνισε διαταραχές κυρίως κοντά στη διεπαφή αλλά και στη ΘΕΖ του αλουμινίου, ενώ η σκληρότητα των μετάλλων δεν επηρεάστηκε σε μεγάλη έκταση.

Το δείγμα C είχε υπερβάλλοντα χρόνο διάχυσης και πρόσδοση θερμότητας που απέδωσαν ελαφρώς εκτεταμένη ζώνη διάχυσης με ψαθυρές ενδομεταλλικές ενώσεις. Ο θραυσμός του ακολουθήθηκε από έναν έντονο οξύ ήχο σε χαμηλές εφελκυστικές τιμές. Δεν εμφάνισε διαταραχές, ενώ η σκληρότητά του είχε επηρεαστεί σε μεγαλύτερη έκταση στα μέταλλα.

8. Συμπεράσματα

- Για τη περιστροφική συγκόλληση AIS304 με AA6060-T6 επιτεύχθηκε η μέγιστη απόδοση συγκόλλησης στο 97%, με βέλτιστες παραμέτρους: $t_1=2s$, $P_1=20MPa$, $t_2=6s$, $P_2=270MPa$ και 1600 RPM
- Η πίεση τριβής (P_1) ίσως είναι η σημαντικότερη παράμετρος για την ακεραιότητα της συγκόλλησης καθότι αυξάνει δραματικά τα ποσοστά της απόδοσης συγκόλλησης
- Η αύξηση της πίεσης τριβής (P_1) πάνω από τα 20 MPa δεν έχει απαραίτητα ευεργετική επίδραση
- Ο μεγάλος χρόνος τριβής (t_1) και η μικρή πίεση τριβής (P_1) σημαίνουν τις ανεπαρκείς συγκολλήσεις
- Ο μεγαλύτερος χρόνος έκθεσης (t_1) επέφερε και τη μεγαλύτερη σε έκταση πτώση των σκληρομετρήσεων, ενώ η μικρότερη πίεση τριβής (P_1) επέδρασε ελάχιστα στην έκταση αυτή
- Οι ενδομεταλλικές ενώσεις εντοπίστηκαν κατ' εκτίμηση μέσα στα διαμεταλλικά στρώματα
- Οι πιο μαλακές ενδομεταλλικές ενώσεις ($FeAl$, Fe_3Al) για να επιτευχθούν απαιτούν μικρό χρόνο τριβής και μεγάλη πίεση τριβής
- Η εξαιρετικά εκλεπτυσμένη μικροδομή του AA6060-T6 οφείλεται στο φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης
- Οι θραυσμοί άλλοτε συνέβησαν στην πλευρά του αλουμινίου και άλλοτε στη διεπαφή χωρίς να εξακριβώνεται πάντοτε η αιτία
- Η συγκόλληση αστοχούσε είτε λόγω της εκτεταμένης ζώνης των ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων, είτε της εξασθενημένης αντοχής της ΘΕΖ του αλουμινίου, καθότι το AA6060-T6 είναι θερμοσκληρυνόμενο κράμα
- Το AA6060-T6 έχει μειωμένη αντοχή στη ΘΕΖ ένεκα του συγκερασμού της διάχυσης του Mg στον ανοξειδωτο χάλυβα και της πιθανής υπεργήρανσης του κράματος
- Οι διαταραχές εντοπίστηκαν εντονότερα στις περιοχές που είχαν μικρότερη πρόσδοση θερμότητας

9. Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

- Για την ανάδειξη των επιφανειών θραύσης και της έναρξης της αστοχίας θα πρέπει να πραγματοποιηθεί θραυστογραφία
- Για την επανασκλήρυνση της ΘΕΖ του αλουμινίου θα πρέπει να γίνει Post Weld Heat Treatment (θερμική επεξεργασία διαλύματος, βαφή και τεχνητή γήρανση) και έπειτα να επανεξετασθεί η ακεραιότητα της συγκόλλησης
- Για την εξασφάλιση της σταθερότητας των πιέσεων στο πείραμα, είναι επιτακτική η εφαρμογή υδραυλικής πρέσας πάνω στον κεντροφορέα
- Η εφαρμογή θερμομέτρων υψηλής ευαισθησίας και απόκρισης στη διεπαφή είναι μείζονος σημασίας
- Λόγω της διαφοράς ηλεκτρωνητικότητας των στοιχείων, είναι σημαντικό να γίνει έλεγχος μέσω ποτενσιοδυναμικής διάβρωσης
- Με τη χρήση TEM ή EPMA είναι εφικτό να πραγματοποιηθεί ο εντοπισμός των ενδομεταλλικών ενώσεων

Βιβλιογραφία

1. S. Fukumoto, H. Tsubakino, M. Aritoshi, T. Tomita & K. Okita. *Dynamic recrystallisation phenomena of commercial purity aluminium during friction welding*. s.l. : Materials Science and Technology, 2002.
2. Ozdemir, N. *Investigation of the mechanical properties of friction-welded joints between AISI 304L and AISI 4340 steel as a function rotational speed*. Turkey : Elsevier, 2005.
3. Eder Paduan Alves, Francisco Piorino Neto, Chen Ying An. *Welding of AA1050 aluminum with AISI 304 stainless steel by rotary friction welding process*. São José dos Campos - Brazil : s.n., 2010.
4. Masaaki Kimura, Masahiro Kusaka, Koichi Kaizu, Kazuhiro Nakata, Kimiaki Nagatsuka. *Friction welding technique and joint properties of thin-walled pipe friction-welded joint between type 6063 aluminum alloy and AISI 304 austenitic stainless steel*. London : Springer, 2015.
5. Sedriks, A. J. *Corrosion of Stainless Steels*. New York : Wiley-Interscience, 1996.
6. Εμμανουήλ, Ζευγώλης Ν. *Μεταλλουργία Σιδήρου. Θεωρία & Τεχνολογία*. s.l. : Ίων, 2015.
7. *Dissimilar metal friction welding of austenitic-ferritic stainless steels*. Satyanarayana VV, Madhusudhan Reddy G, Mohandas T. s.l. : Journal of Materials Processing Technology, 2005, σσ. Volume 160, issue2.
8. Α, Λεκάτου. *Βιομηχανικά Κράματα*. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2005.
9. H.K.D.H Bhadeshia, R. H. *Steels Microstructure and Properties*. Oxford : s.n., 2006.
10. Lippold, J. C. and Kotecki, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. New Jersey : Wiley-Interscience, 2005.
11. Γεώργιος, Τριανταφυλλίδης Κ. *ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑ*. s.l. : Τζιόλα, 2016.
12. Χαϊδεμενόπουλος, Γρηγόρης Ν. *Εισαγωγή στις Συγκολλήσεις*. s.l. : Τζιόλα, 2010.
13. *Stainless - Stainless steels and their properties*. Leffler, Bela.
14. <https://www.metmuseum.org/toah/works-of-art/1988.256/>. *metmuseum.org*. [Ηλεκτρονικό] 04 2019.
15. ASM MATWEB. [Ηλεκτρονικό] 01 2019. <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=mq304a>.
16. Azom. [Ηλεκτρονικό] 12 2018. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2867>.
17. Andrea Di Schino, Jose M. Kenny. *Effects of the grain size on the corrosion behavior of refined AISI 304 austenitic stainless steels*. s.l. : Journal of Materials Science Letters, 2002.
18. Δ.Παντελής, Β.Παπάζογλου, Γ.Χαϊδεμενόπουλος. *Επιστήμη και τεχνολογία των συγκολλήσεων*. s.l. : Τζιόλα, 2017.
19. Loto, R.T. *Pitting corrosion evaluation of austenitic stainless steel type 304 in acid chloride media*. Pretoria, South Africa : JMES, 2013.
20. William D. Callister, Jr. *Materials Science and Engineering - 7th edition*. Salt Lake, Utah : s.n., 2006.

-
21. Kermanidis, A. T. Post Graduate Lecture Notes "Mechanical Behavior of Composite Materials". University of Thessaly : Mechanical and Industrial Engineering Department, 2007.
22. Shackelford, James F. *Introduction to Materials Science for Engineers*. s.l. : Pearson, 2015.
23. *Volume 9 - Metallography and Microstructures*. s.l. : ASM Handbook, 2004.
24. Kou, Sindo. *Welding Metallurgy*. Hoboken, New Jersey : John Wiley & Sons, 2003.
25. Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy*. s.l. : Metric Editions.
26. ASM International Handbook Committee. *ASM Handbook, Volume 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. United States of America : ASM International, 1990. ISBN 0-87170-378-5 (v. 2).
27. Χρυσουλάκης Γ.Δ., Παντελής Δ.Ι. *Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών*. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2007.
28. [Ηλεκτρονικό] 07 2019. <https://www.thamesdownrecycling.co.uk/aluminium-and-steel-cans/>.
29. [Ηλεκτρονικό] 07 2019. <http://www.martinrea.com/products.php>.
30. Α., Βαζδερβανίδης. *Μελέτη των θερμικών κατεργασιών προϊόντων διέλασης βιομηχανικών κραμάτων αλουμινίου σειράς 6XXX, με σκοπό τη βελτιστοποίηση της μηχανικής αντοχής και της ικανότητας απορρόφησης ενέργειας (crashworthiness)*. Αθήνα : Διδακτορική Διατριβή ΕΜΠ, 2016.
31. *MakeItFrom.com*. [Ηλεκτρονικό] 08 09 2018. <https://www.makeitfrom.com/material-properties/6060-T6-Aluminum>.
32. Chen, Xuemei. *The effect of extrusion conditions on yield strength of 6060 aluminium alloy*. New Zealand : Master Thesis of Engineering, 2008.
33. Polmear, Ian. *Metallurgy of the Light Metals*. 1981.
34. Fan Zhang, Jan-Olov Nilsson,. *In Situ and Operando AFM and EIS Studies of Anodization of Al 6060: Influence of Intermetallic Particles*. s.l. : Journal of The Electrochemical Society, 2016.
35. Eder Paduan Alves, Chen Ying An, Francisco Piorino Neto, Eduardo Ferro dos Santos. *Experimental Determination of Temperature during Rotary Friction Welding of Dissimilar Materials*. São José dos Campos – Brazil : Frontiers in Aerospace Engineering Vol. 1, 2012.
36. Huihong Liu, Kohsaku Ushioda, Hidetoshi Fujii. *Elucidation of interface joining mechanism during friction stir welding through Cu/Cu-10Zn interfacial observations*. s.l. : Acta Materialia, 2019. σσ. 324-334.
37. MtiWelding. <https://www.mtiwelding.com/parts>. [Ηλεκτρονικό] 11 2018.
38. InterfaceWelding. <https://www.interfacewelding.com/applications/>. [Ηλεκτρονικό] 12 2018.
39. Spinweld. <https://www.spinweld.com/applicationsgallery/>. [Ηλεκτρονικό] 10 2018.
40. M. Kimuraa, K. Suzukib, M. Kusakaa, K. Kaizua. *Effect of friction welding condition on joining phenomena, tensile strength, and bend ductility of friction welded joint between pure aluminium and Al*. Japan : Elsevier Ltd., 2016.
41. Murali Mohan Cheepu, Veerappan Muthupandi, S. Haribabu, Sivaprasad Katakam. *Joining of AISI 1040 steel to 6082-T6 aluminium alloy by friction*

welding. s.l. : Journal of Advances in Mechanical Engineering and Science,, 2015. σσ. 7-64.

42. Sahin, Mumin. *Joining of stainless-steel and aluminium materials by friction welding*. Turkey : Springer, 2008.

43. R. PAVENTHAN, P. R. LAKSHMINARAYANAN, V. BALASUBRAMANIAN. *Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel*. India : al/Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2010.

44. Alavala, Chennakesava R. 6. *Weldability of Friction Process for AA2024 Alloy and SS304 Stainless Steel using Finite Element Analysis*. India : nt. Journal of Engineering Research and Application, 2016.

45. Emel Taban, Jerry E. Gould, John C. Lippold. *Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization*. Turkey : Materials and Design, 2010.

46. Mohammad Zamanzade, Afrooz Barnoush, Christian Motz. *A Review on the Properties of Iron Aluminide Intermetallics*. s.l. : Crystals, 2016.

47. Hazman Selil, Mokhtar Awangll, Ahmad Izani Md. Ismailll, Endri RachmanIV, Zainal Arifin Ahmad. *Evaluation of properties and FEM Model of the Friction welded mild Steel-Al6061-Alumina*. s.l. : Materials Research, 2012.

48. Li Cui, Boxu Chen, Wei Qian, Dingyong He, Li Chen. *Microstructures and Mechanical Properties of Dissimilar Al/Steel Butt Joints Produced by Autogenous Laser Keyhole Welding*. s.l. : MDPI - Metals, 2017.

49. Gang Zhang, ManJiao Chen, Yu Shi, Jiankang Huang, Fuqian Yang. *Analysis and modeling of the growth of intermetallic compounds in aluminum–steel joints*. s.l. : Royal Society of Chemistry, 2017.

50. Deepak Mani, Ananthapadmanaban D. *Welding Mechanisms during Friction Welding of Aluminium with Steel*. Chennai : Journal of Chemical and Pharmaceutical Sciences, 2017.

51. *The Aluminum Joining Manual*. s.l. : European Aluminium Association, 2015.

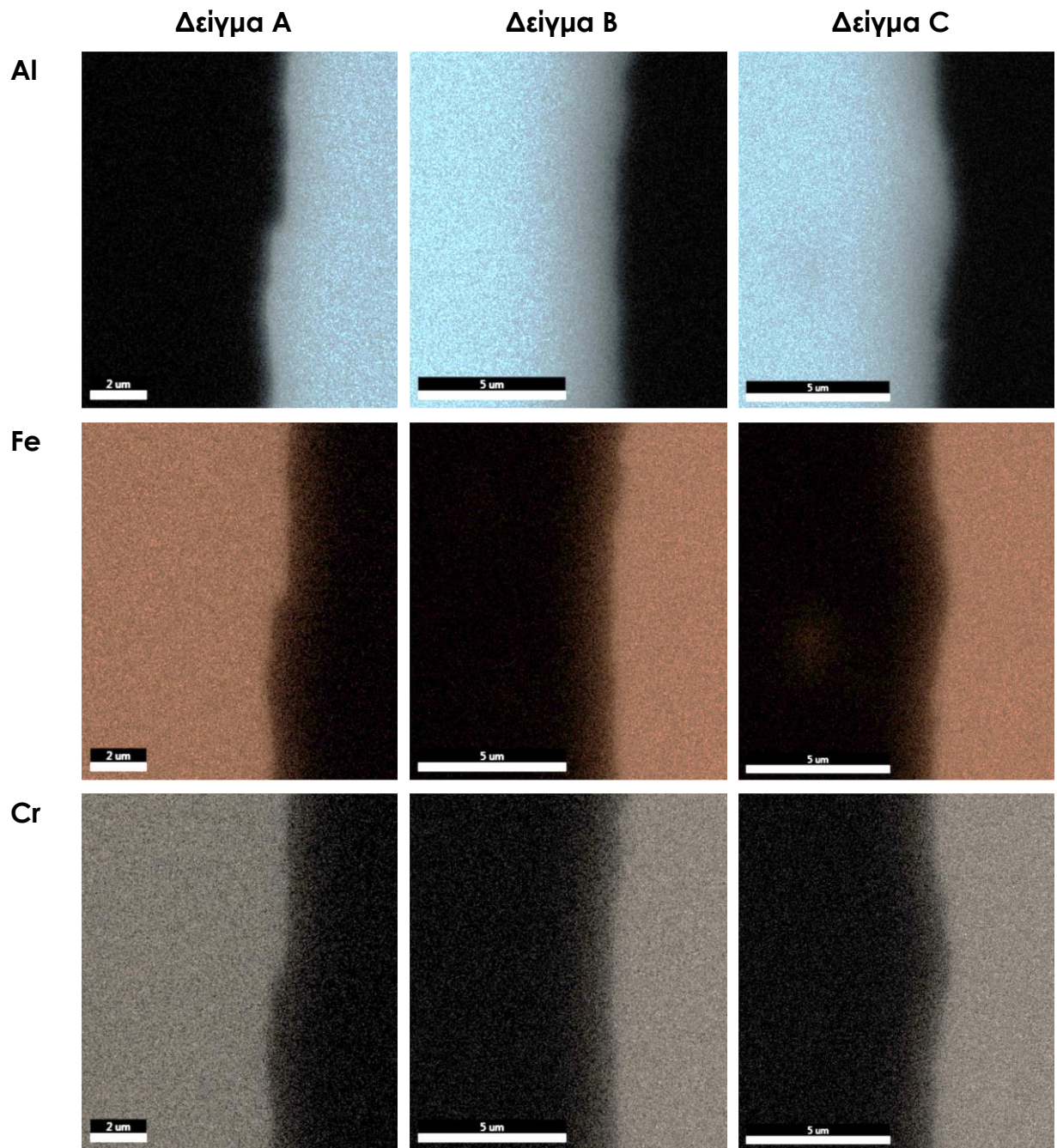
52. Pat, Trimby. *Imaging and Analysis - Techniques in Materials - Science II*. Stockholm : LINK Nordiska.

53. Tim Maitland, Scott Sitzman. *Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials - Characterization Examples*. [συγγρ. βιβλίου] Weillie, Wang, Zhong Lin Zhou. *Scanning Microscopy for Nanotechnology*. New York : Springer-Verlag, 2007.

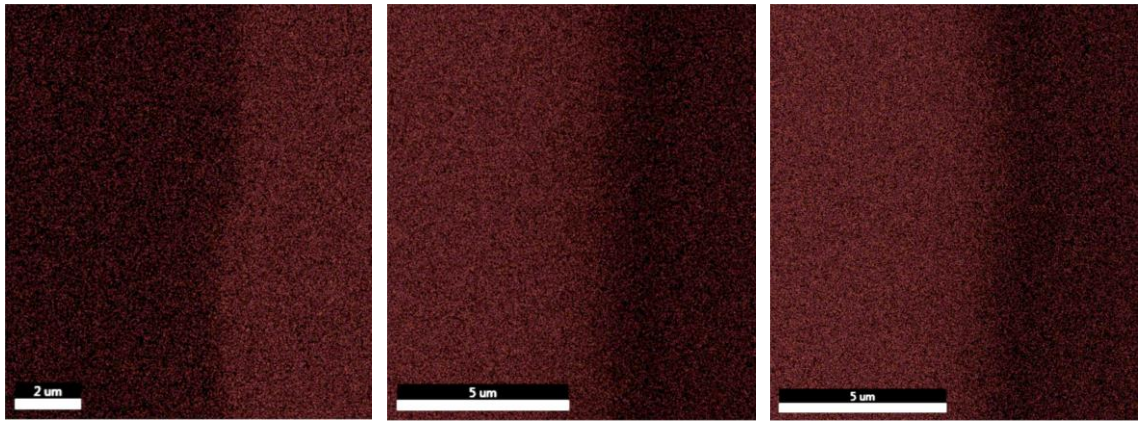
54. University of Glasgow. ISAAC, *Imaging Spectroscopy and Analysis Centre - EBSD*. Glasgow : s.n.

Παράρτημα

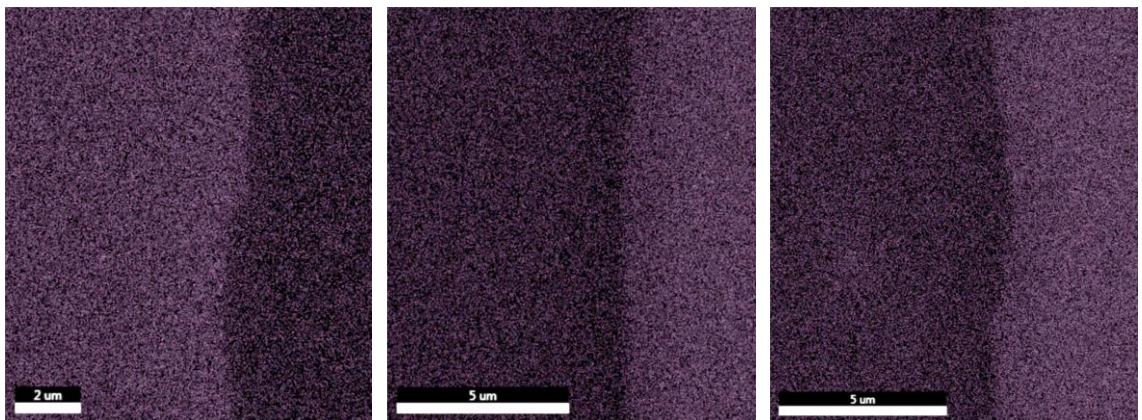
Elemental Mapping figures



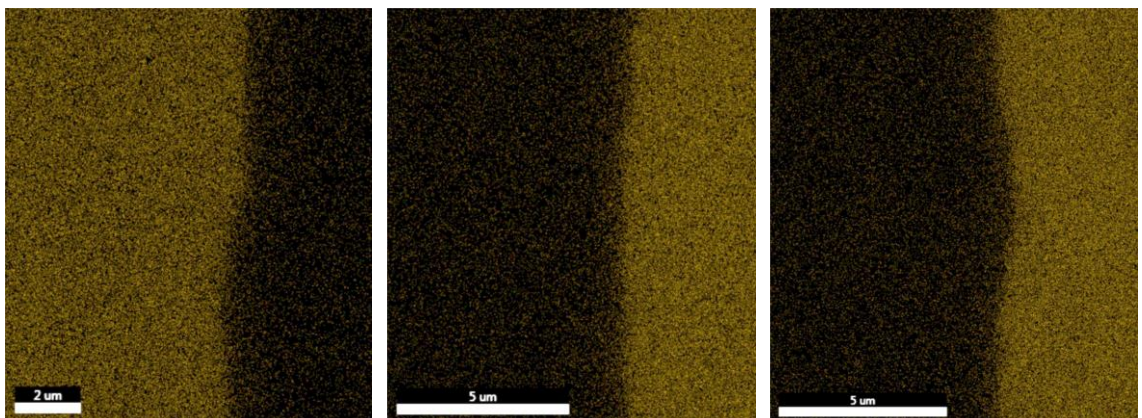
Mg



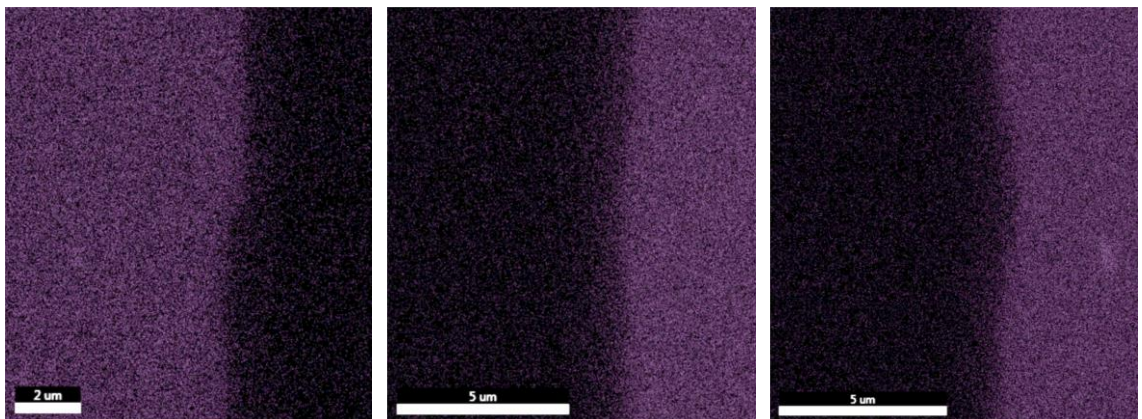
Si



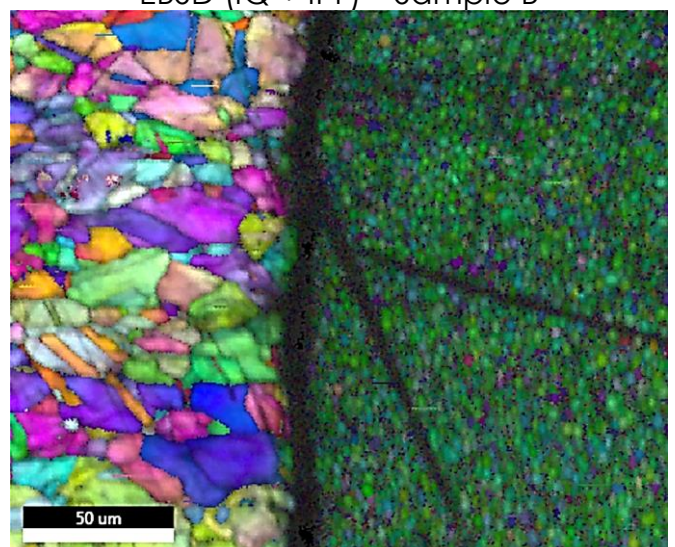
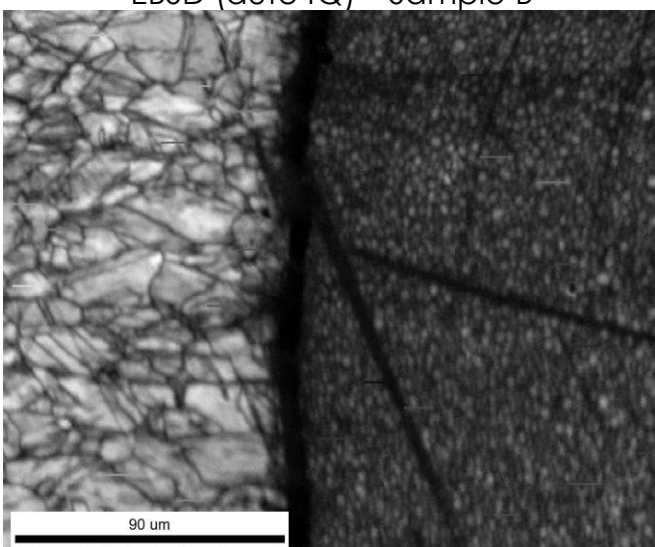
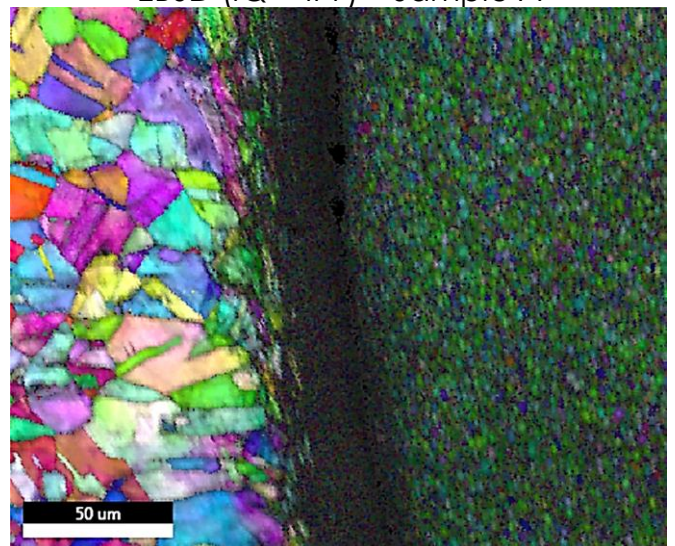
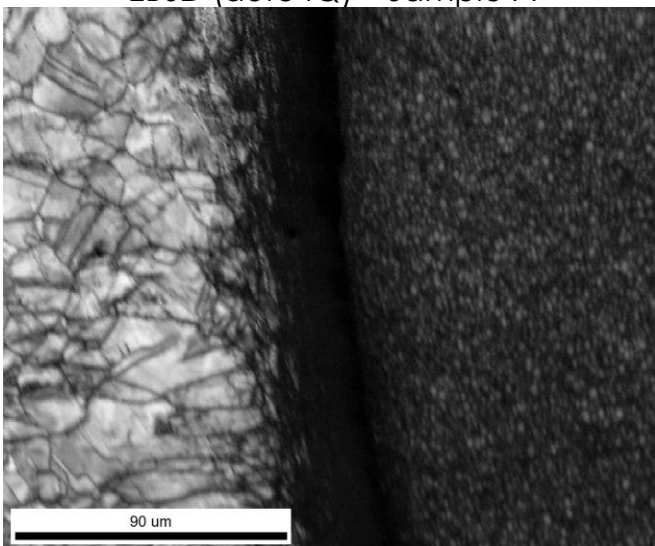
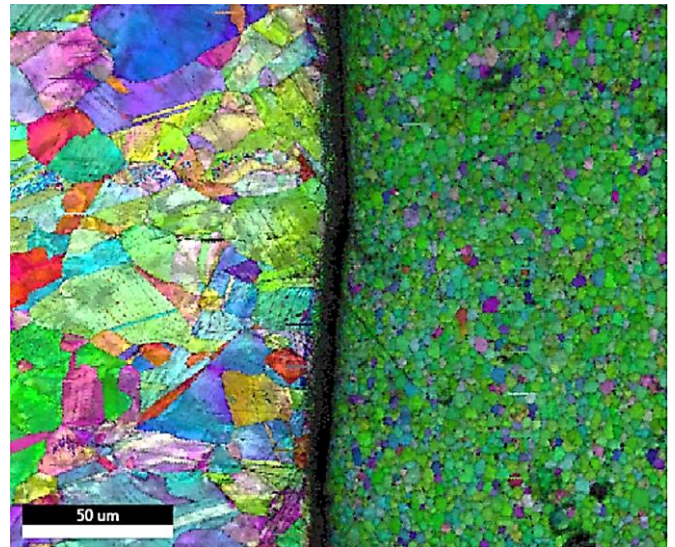
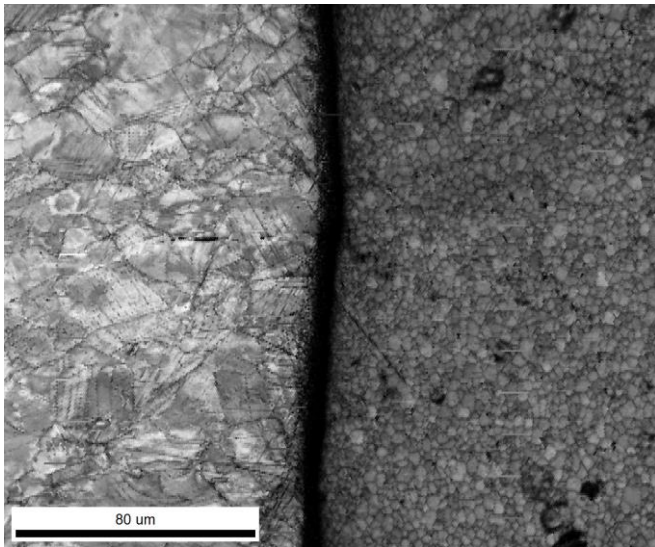
Ni



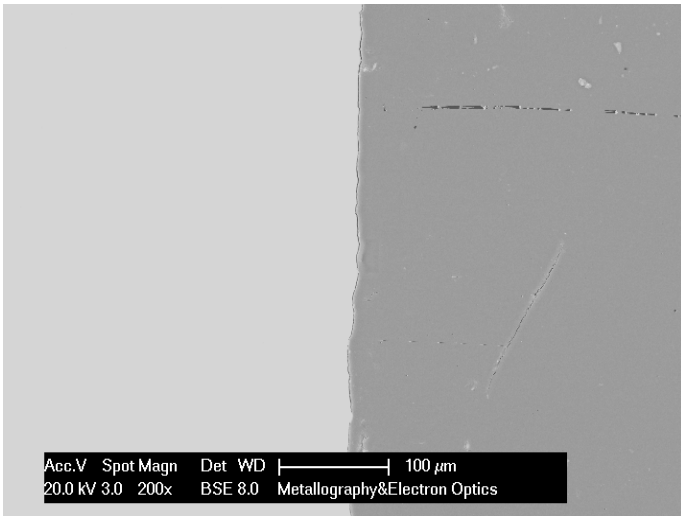
Mn



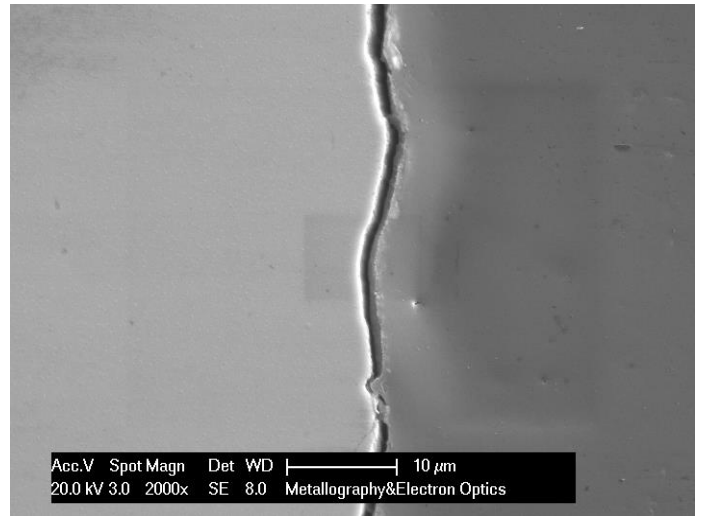
EBSD figures



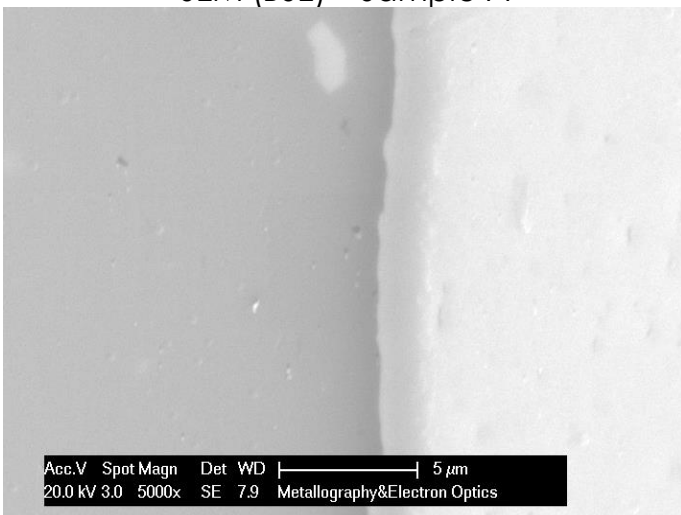
SEM figures



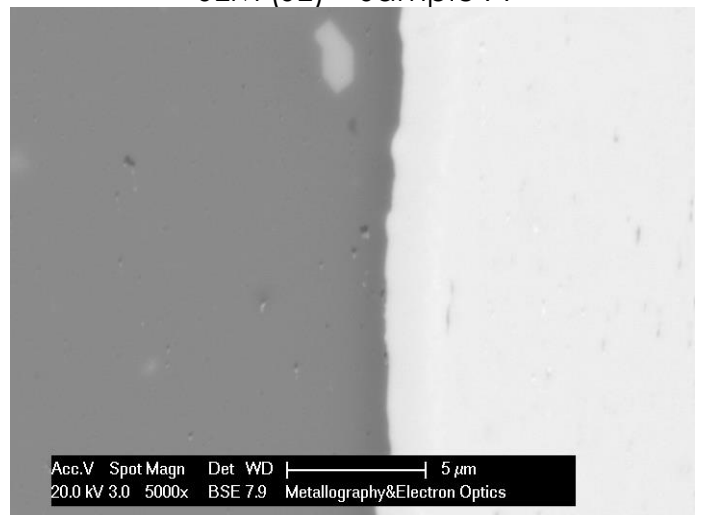
SEM (BSE) – Sample A



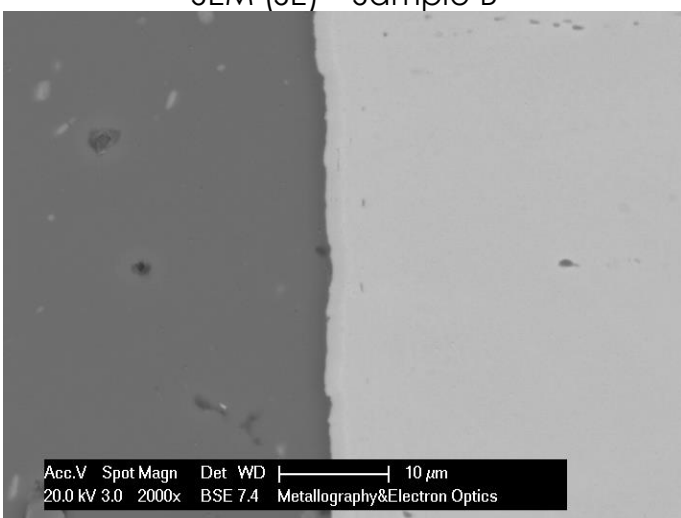
SEM (SE) – Sample A



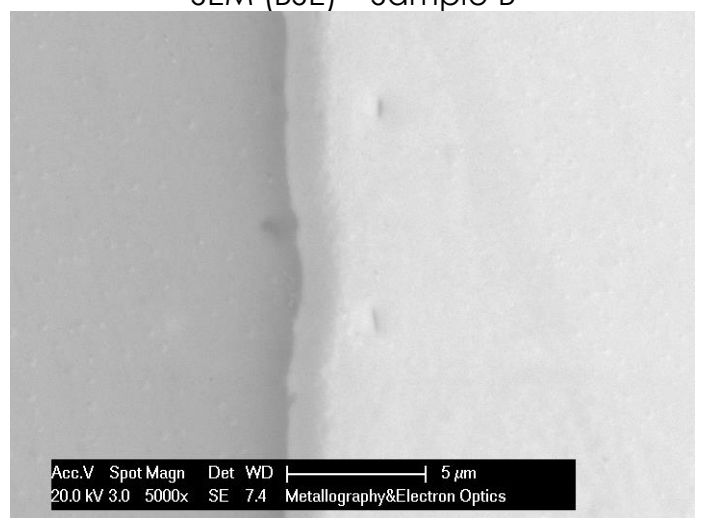
SEM (SE) – Sample B



SEM (BSE) – Sample B



SEM (BSE) – Sample C



SEM (SE) – Sample C