



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΘΑΛΑΣΣΙΩΝ ΚΑΤΑΣΚΕΥΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΝΑΥΠΗΓΙΚΗΣ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ

*“Μετωπική συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση
λεπτών πλακών (1,5 mm) όμοιων και ανόμοιων
κραμάτων αλουμινίου AA7075 και AA6082”*

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΔΗΜΗΤΡΙΟΣ Π. ΚΟΛΛΑΡΟΣ

Επίβλεψη : **Δημήτρης Ι. Παντελής**
Καθηγητής Ε.Μ.Π

ΑΘΗΝΑ, ΑΠΡΙΛΙΟΣ 2018

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα διπλωματική εργασία πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου. Με την ολοκλήρωση της διπλωματικής εργασίας θα ήθελα να εκφράσω τις ευχαριστίες μου στους ανθρώπους που συνέβαλαν σε αυτή.

Αρχικά, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον Επιβλέποντα Καθηγητή μου Κύριο Δ.Ι.Παντελή, ο οποίος μου εμπιστεύθηκε την εκπόνηση της παρούσας διπλωματικής. Τον ευχαριστώ ιδιαίτερα για τη συνεχή καθοδήγηση και ενασχόληση του καθ' όλη τη διάρκεια της διπλωματικής μου εργασίας, με ουσιαστικές και πρακτικές συμβουλές στις όποιες δυσκολίες αντιμετώπισα.

Επίσης, θα ήθελα να ευχαριστήσω ιδιαίτερα τον υποψήφιο διδάκτορα Κ. Παναγιώτη Καρακίζη, ο οποίος με την άριστη συνεργασία και επικοινωνία δημιούργησε ένα ευχάριστο κλίμα και διάθεση για έρευνα. Οι συμβουλές του και η καθοδήγηση του, αποτέλεσαν καίριας σημασίας, ενώ η υπομονή και η κατανόηση του με βοήθησαν ιδιαίτερα στην ολοκλήρωση της παρούσας διπλωματικής εργασίας.

Επίσης ευχαριστώ όλο το επιστημονικό προσωπικό του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας Θ. Τσιούρβα, Χ. Σαράφογλου, Α. Μαρκούλη και Χ. Ξάνθη για την εξαιρετική τους συνεργασία όπου αυτή απαιτήθηκε. Ακόμη, θα ήθελα να εκφράσω ιδιαίτερες ευχαριστίες στην Κ. Έλενα Κυριακοπούλου για την προθυμία της να μου παρέχει οποιαδήποτε βοήθεια μπορούσε σε συγκεκριμένα στάδια της διπλωματικής μου εργασίας, καθώς και τον υποψήφιο διδάκτορα Κ. Μάριο Καζασίδη για το ευχάριστο κλίμα που δημιούργησαν.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους γονείς μου, Παναγιώτη και Αγγελική, καθώς και τις αδερφές μου Στεφανία, Ελένη και Γεωργία, οι οποίοι με στηρίζουν πάντα απεριόριστα σε όλη τη διάρκεια των προπτυχιακών σπουδών μου.

Περίληψη

Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (Friction Stir Welding-FSW) είναι μια σχετικά καινούργια μέθοδος συγκόλλησης, η οποία αναπτύχθηκε από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (TWI). Πρόκειται για μια μέθοδο συγκόλλησης στερεάς κατάστασης, αφού δεν υπάρχει τήξη των προς συγκόλληση υλικών, παρά μόνο μερική πλαστικοποίηση τους. Αναπτύχθηκε κυρίως για τη συγκόλληση όμοιων και ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου, καθώς και για τη συγκόλληση μεταξύ κραμάτων αλουμινίου και χάλυβα, συγκολλήσεις οι οποίες ήταν δύσκολες (π.χ. συγκόλληση κραμάτων αλουμινίου σειράς 7XXX) ή και αδύνατο, αντίστοιχα, να πραγματοποιηθούν με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης. Λόγω της απουσίας τήξης και συνεπώς της μειωμένης θερμικής παροχής, οι συγκολλήσεις της μεθόδου (FSW), εμφανίζουν βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες και αναβαθμισμένη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Θ.Ε.Ζ.), σε σύγκριση με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης. Τα χαρακτηριστικά αυτά, καθιέρωσαν την εφαρμογή της μεθόδου FSW σε πολλούς βιομηχανικούς τομείς, όπως στη ναυπηγική και στην αεροδιαστημική βιομηχανία, στις σιδηροδρομικές μεταφορές καθώς και στην αυτοκινητοβιομηχανία.

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας ήταν η βελτιστοποίηση της συγκόλλησης δια τριβής μεταξύ ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου. Η εφαρμογή της συγκεκριμένης συγκόλλησης εντάσσεται στα πλαίσια του προγράμματος H2020 με τίτλο LoCoMaTech (Low Cost Materials Processing Technologies for Mass Production of Lightweight Vehicles) (Project No: 723517) το οποίο έχει ως στόχο την κατασκευή ενός πρωτότυπου οχήματος με μειωμένο βάρος, υψηλής αντοχής σκελετό και κατασκευαστικά μέρη, σε συνδυασμό με μειωμένο κόστος παραγωγής και αγοράς. Τα κράματα αλουμινίου που συγκολλήθηκαν στην παρούσα διπλωματική εργασία ήταν ένα ναυπηγικό (AA6082-T6) και ένα αεροναυπηγικό (AA7075-T651), πάχους 1,5 mm έκαστο. Ύστερα από σειρές πειραμάτων, καταλήξαμε στις βέλτιστες παραμέτρους συγκόλλησης, όπως η γεωμετρία του εργαλείου συγκόλλησης, η ταχύτητα περιστροφής, η ταχύτητα πρόωσης, η πλευρά τοποθέτησης, η αλληλουχία και ο αριθμός των πολλαπλών πάσων. Ωστόσο, η μελέτη της συγκόλλησης μεταξύ των κραμάτων AA6082-T6 και AA7075-T651, είχε επιπρόσθετο ερευνητικό ενδιαφέρον, αφού τα προς συγκόλληση ελάσματα υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία πριν την πραγματοποίηση οποιασδήποτε συγκόλλησης, κάτι το οποίο δεν έχει αναφερθεί ξανά στην υπάρχουσα βιβλιογραφία. Η θερμική επεξεργασία των ελασμάτων είχε ως αποτέλεσμα τη ραγδαία αλλαγή των μηχανικών ιδιοτήτων των βασικών μετάλλων και συνεπώς των παραγόμενων συγκολλήσεων, λόγω φαινομένων διαλυτοποίησης και επανακατακρήμνισης των ενισχυτικών μεσομεταλλικών ενώσεων του κάθε κράματος.

Όλες οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν με γωνία κλίσης του εργαλείου 2° (tool tilt angle), και μελετήθηκαν στο οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο του εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου. Οι βέλτιστες από αυτές υποβλήθηκαν σε μετρήσεις της διαμήκουσ και της εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας τους και μελετήθηκαν σε μεγαλύτερη κλίμακα στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM), όπου πραγματοποιήθηκε και χημική ανάλυση EDS των μεσομεταλλικών τους ενώσεων. Τέλος, οι βέλτιστες συγκολλήσεις υποβλήθηκαν σε δοκιμές εφελκυσμού. Από την παρατήρηση της ανάμιξης των δύο υλικών στο πυρήνα συγκόλλησης, εξήχθησαν σημαντικά συμπεράσματα ως προς την ανομοιογένεια που κυριαρχεί σε αυτή τη ζώνη και στη συνέχεια με βάση τα αποτελέσματα μικροδομής παρατηρήθηκε και εξηγήθηκε η διαμήκης και η εγκάρσια κατανομή της μικροσκληρότητας, καθώς και οι μηχανικές ιδιότητες των συγκολλήσεων.

Abstract

Friction Stir Welding (FSW) is a relatively new welding method, developed by the British Institute of Welding (TWI). It is a solid-state welding method, since there is no melting of the materials to be welded but only partial plasticizing. It was mainly developed for the welding of similar and dissimilar aluminum alloys as well as the welding between aluminum alloys and steel alloys, welds which were difficult (e.g. welding between 7XXX aluminum alloys) or even impossible to perform by the conventional welding methods. Due to the absence of melting and consequently reduced thermal flow, the FSW joints exhibit improved mechanical properties and an upgraded heat affected zone (HAZ) compared to conventional welding methods. These features, have established the application of the FSW method in many industrial sectors, such as shipbuilding, aerospace, rail transport as well as the automotive industry.

The aim of the present diploma thesis is the optimization of Friction stir Welding (FSW) of dissimilar aluminum alloys. The application of this welding is part of the H2020 project called LoCoMaTech (Project No: 723517), which aims at manufacturing a prototype vehicle with a reduced weight, high strength carcass and components, combined with reduced production and purchase costs. The aluminum alloys welded in this study were a naval (AA6082-T6) and an aerospace (AA7075-T651) grade alloy, each 1,5 mm thick. After a series of experiments, we came up with the optimal parameters, such as the traverse speed, rotational speed, placement side as well as the sequence and the number of the FSP passes. However, the study of welding between AA6082-T6 and AA7075-T651 alloys was of further research interest since the aluminum plates were heat treated prior to any welding. The heat treatment of the aluminum plates resulted in a major change in the mechanical properties of the base metals and consequently of the welds produced due to the phenomena of solubilization and re-precipitation of the strengthening intermetallic compounds of each alloy.

All the weldings were conducted with a tool tilt angle of 2° and were studied in the optical stereoscope and microscope of the Naval Engineering Laboratory of the National Technical University of Athens. The best welds were subjected to measurements of the longitudinal and transverse distribution of their microhardness and were studied in the Scanning Electron Microscope (SEM), where EDS chemical analysis of their intermetallic compounds was performed. Finally, the optimal welds were subjected to tensile tests. From the observation of the mixing of the two materials in the weld nugget, significant conclusions were made. The heterogeneity and the microstructure of the weld nugget, the longitudinal and transverse distribution of the microhardness, as well as the tensile properties, were observed and explained.

Πίνακας περιεχομένων

ΠΡΟΛΟΓΟΣ	3
Περίληψη	5
Abstract	7
I. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	11
I.1 Κράματα αλουμινίου	11
I.1.1 Γενικές ιδιότητες του αλουμινίου και των κραμάτων του	11
I.1.2 Ονοματολογία κραμάτων αλουμινίου	11
I.1.3 Κράματα χύτευσης αλουμινίου	14
I.1.4 Κράματα διαμόρφωσης αλουμινίου	15
I.2 Συγκολλήσεις δια τριβής	19
I.2.1 Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή	19
I.2.2 Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση	22
I.2.3 Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά	26
I.2.4 Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή	27
I.2.5 Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση	28
I.3 Παράμετροι της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (FSW)	31
I.4 Ζώνες συγκόλλησης	38
I.5 Ροή υλικού κατά τη συγκόλληση FSW	41
I.5.1 Δημιουργία Onion ring κατά τις συγκολλήσεις FSW	44
I.5.2 Χαρακτηριστικές ατέλειες των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση	45
I.6 Πλεονεκτήματα και μειονεκτήματα της FSW στις συγκολλήσεις αλουμινίων	47
I.7 Συγκριτικά συμπεράσματα για τα 5 είδη συγκολλήσεων δια τριβής	48
I.8 Φαινόμενα δυναμικής επαναφοράς	49
I.8.1 Μη συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (DDR _X)	51
I.8.2 Συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (CDR _X)	53
I.8.3 Γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση (GDR _X)	55
I.9 Συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW) μεταξύ ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου	57
I.10 Εφαρμογές	58
II. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	61
II.1 Υλικά και η θερμική κατεργασία τους	61
II.2 Μηχανή συγκόλλησης	62
II.3 Εργαλεία συγκόλλησης	65

II.4 Μεταλλογραφική προετοιμασία και χαρακτηρισμός δομής	66
II.5 Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (Scanning Electron Microscopy "SEM").....	70
II.6 Μικροσκληρομέτρηση	71
II.7 Δοκιμές Εφελκυσμού	73
III. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗΣ ΚΑΙ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ.....	75
III.1 Θερμική Κατεργασία ελασμάτων του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651	77
III.1.1 Κράματα αλουμινίου AA6082.....	77
III.1.2 Κράματα αλουμινίου AA7075.....	80
III.2 Επιλογή του βέλτιστου εργαλείου συγκόλλησης	82
III.3 Επιλογή βέλτιστης ταχύτητας πρόωσης και περιστροφής.....	85
III.4 Εναλλαγή τοποθέτησης πλακών από AS σε RS	97
III.5 Κατανομή διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας κατά Vickers	104
III.6 Εφαρμογή πολλαπλών πάσων.....	115
III.7 Κατανομή διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας κατά Vickers's των πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων με πολλαπλά πάσα.	122
III.8 Επιλογή βέλτιστων δοκιμίων	129
III.9 Μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) και χημική ανάλυση (EDS).	131
III.9.1 ΜΗΤΡΙΚΟ ΥΛΙΚΟ AA6082-T6 (Μετά τη θερμική κατεργασία)	131
III.9.2 ΜΗΤΡΙΚΟ ΥΛΙΚΟ AA7075-T651 (Μετά τη θερμική κατεργασία)	134
III.9.3 ΜΕΛΕΤΗ ΤΟΥ ΠΥΡΗΝΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSW) ΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ (B.1).	138
III.9.4 ΜΕΛΕΤΗ ΤΟΥ ΠΥΡΗΝΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSW) ΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ (B.3).	147
III.10 ΔΟΚΙΜΕΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ	152
IV. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	161
Βιβλιογραφία	165

I. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

I.1 Κράματα αλουμινίου

I.1.1 Γενικές ιδιότητες του αλουμινίου και των κραμάτων του

Το αλουμίνιο ανήκει στη κατηγορία των ελαφρών μετάλλων [1], δηλαδή των οποίων η πυκνότητα έχει χαμηλές τιμές. Πιο συγκεκριμένα, η πυκνότητα του αλουμινίου είναι $2,7 \text{ g/cm}^3$. Η σημασία αλουμινίου του για την κατασκευαστική βιομηχανία είναι πολύ μεγάλη, διότι το μέταλλο αυτό, καθώς και τα κράματα του, παρουσιάζουν υψηλό ειδικό μέτρο ελαστικότητας (E/ρ) και υψηλή ειδική μηχανική αντοχή (σ_{TS}/ρ), σε σχέση με τα άλλα μέταλλα και κράματα, ενώ ταυτόχρονα εμφανίζουν πολύ καλή αντοχή στη διάβρωση.

Το καθαρό αλουμίνιο είναι μέταλλο ελαφρύ και πολύ όλκιμο. Οι μηχανικές ιδιότητες δεν εξαρτώνται μόνον από την καθαρότητα του [1], αλλά και από το ποσοστό της ενδοτράχυνσης που έχει υποστεί, κατά τη διάρκεια των μηχανικών του κατεργασιών. Η ηλεκτρική αγωγιμότητα του αλουμινίου ισούται με το 75% αυτής του χαλκού, λαμβανόμενης όμως, υπόψιν της χαμηλής τους πυκνότητας, το αλουμίνιο χαρακτηρίζεται ως καλύτερος αγωγός. Έχει μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο και αν αφεθεί στον αέρα οξειδώνεται ταχέως, δίνοντας ένα λεπτό επιφανειακό και συνεχές στρώμα Al_2O_3 , το οποίο είναι αδιαπέραστο από το οξυγόνο και προσφέρει στο μέταλλο αντιοξειδωτική προστασία.

Τα κράματα αλουμινίου διακρίνονται σε κράματα διαμόρφωσης και σε κράματα χύτευσης. Τα κράματα των δύο αυτών κατηγοριών υποδιαιρούνται σε κράματα που μπορούν να υποστούν θερμική επεξεργασία και σε κράματα των οποίων η θερμική κατεργασία είναι αδύνατη. Οι ιδιότητες των πρώτων εξαρτώνται από την ακολουθούμενη θερμική κατεργασία, ενώ οι ιδιότητες των δεύτερων εξαρτώνται από το ποσοστό ενδοτράχυνσης που έχουν υποστεί.

Όπως το καθαρό αλουμίνιο, έτσι και τα κράματα του έχουν χαμηλή πυκνότητα, καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και υψηλή αντοχή σε διάβρωση. Οι κύριες προσθήκες των κραμάτων αλουμινίου είναι ο χαλκός, ο σίδηρος, το μαγγάνιο, το πυρίτιο και ο ψευδάργυρος. Η επίδραση των προσθηκών στις ιδιότητες του αλουμινίου παρουσιάζονται στη συνέχεια :

- Χαλκός (Cu) : Σε ποσοστό έως 12%, προκαλεί βελτίωση της μηχανικής αντοχής και της κατεργασιμότητας. Η σκλήρυνση επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση.
- Σίδηρος (Fe) : Σε μικρά ποσοστά βελτιώνει την αντοχή και τη σκληρότητά και, ταυτόχρονα, μειώνει τις πιθανότητες θερμής ρωγμάτωσης κατά τη χύτευση
- Μαγγάνιο (Mn) : Βελτιώνει την ολκιμότητα και, σε συνδυασμό με το σίδηρο, τη χυτευσιμότητα
- Μαγνήσιο (Mg) : Βελτιώνει την μηχανική αντοχή και την αντοχή σε διάβρωση. Σε ποσοστό μεγαλύτερο από 6%, προκαλεί σκλήρυνση με κατακρήμνιση
- Πυρίτιο (Si) : Βελτιώνει, κατά πολύ, τη χυτευσιμότητα και την αντοχή σε διάβρωση
- Ψευδάργυρος (Zn) : Μειώνει τη χυτευσιμότητα, αλλά, σε συνδυασμό με άλλα στοιχεία προσθήκης, βελτιώνει τη μηχανική αντοχή

I.1.2 Ονοματολογία κραμάτων αλουμινίου

Οι κωδικές ονομασίες των κραμάτων αλουμινίου, σύμφωνα με την Aluminum Association (A.A.), αποτελούνται από δύο μέρη, τα οποία χωρίζονται με παύλα [1]. Το πρώτο μέλος αποτελείται από τέσσερις αριθμούς, των οποίων η σημασία εξαρτάται από το εάν πρόκειται για κράματα διαμόρφωσης ή για κράμα χύτευσης:

(α) Στην πρώτη περίπτωση (κράματα διαμόρφωσης), ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης. Ο δεύτερος χρησιμοποιείται για να δηλώσει τροποποιήσεις των ορίων περιεκτικότητας των ακαθαρσιών. Τέλος, οι δύο τελευταίοι αριθμοί, στην περίπτωση της σειράς 1XXX, δίνουν τα δεκαδικά ποσοστά, για περιεκτικότητες αλουμινίου υψηλότερες του 99%, ενώ στη περίπτωση κραμάτων αλουμινίου άλλων σειρών, οι δύο τελευταίοι αριθμοί χρησιμοποιούνται αποκλειστικά για τον προσδιορισμό της ειδικής κατηγορίας του κράματος της οικείας ομάδας. (Πίνακας 1.2)

ΚΩΔΙΚΟΣ	ΚΥΡΙΑ ΠΡΟΣΘΗΚΗ
1XXX	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99%
2XXX	Χαλκός
3XXX	Μαγγάνιο
4XXX	Πυρίτιο
5XXX	Μαγνήσιο
6XXX	Μαγνήσιο και πυρίτιο
7XXX	Ψευδάργυρος
8XXX	Άλλα στοιχεία
9XXX	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά

Πίνακας 1.2 : Κωδικοποίηση , κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων διαμόρφωσης του αλουμινίου, ανάλογα με τα κύρια στοιχεία προσθήκης.

Πηγή: [1]

(β) Στη δεύτερη περίπτωση (κράματα χύτευσης), ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει, επίσης, το κύριο στοιχείο προσθήκης (Πίνακας 1.3). 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 τη μορφολογία του προϊόντος της χύτευσης: Με μηδέν (0) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για χυτό, το οποίο έχει αποκτήσει την τελική του μορφολογία με κατ' ευθείαν χύτευση, ενώ με (1) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για πλίνθωμα. Μετατροπή της αρχικής χημικής σύστασης υποδηλώνεται με ένα γράμμα μπροστά από το κωδικό.

ΚΩΔΙΚΟΣ	ΚΥΡΙΑ ΠΡΟΣΘΗΚΗ
1XX.X	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99%
2XX.X	Χαλκός
3XX.X	Πυρίτιο και χαλκός ή μαγνήσιο
4XX.X	Πυρίτιο
5XX.X	Μαγνήσιο
6XX.X	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
7XX.X	Ψευδάργυρος
8XX.X	Κασσίτερος
9XX.X	Άλλα στοιχεία

Πίνακας 1.3 : Κωδικοποίηση , κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων χύτευσης του αλουμινίου, ανάλογα με τα κύρια στοιχεία προσθήκης.

Πηγή: [1]

Το δεύτερο μέρος της κωδικής ονομασίας, τόσο για τα κράματα διαμόρφωσης, όσο και για τα κράματα χύτευσης, αναφέρεται στην κατεργασία, μηχανική ή θερμική, την οποία έχουν υποστεί (Πίνακας 1.4)

ΚΩΔΙΚΟΣ	ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ
F	Προϊόν όπως παρήχθη, χωρίς μηχανική ή θερμική κατεργασία
O	Ανόπτηση
H	Ενδοτράχυνση, μόνο για τα κράματα διαμόρφωσης
H1X	Μόνον ενδοτράχυνσης, (το X αναφέρεται στο βαθμό ενδοτράχυνσης):
H11	Κράμα ελάχιστης σκληρότητας
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 την 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.
T	Θερμική κατεργασία
T1	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και φυσική γήρανση
T2	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, μηχανική κατεργασία εν ψυχρό και φυσική γήρανση
T3	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση
T4	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση
T5	Βαφή σε 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

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

Πίνακας 1.4 : Κωδικοποίηση , κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων αλουμινίου, ανάλογα με τις κατεργασίες που έχουν υποστεί.

Πηγή: [1]

I.1.3 Κράματα χύτευσης αλουμινίου

Η ποιότητα και τα χαρακτηριστικά ενός κράματος χύτευσης διαφέρουν από εκείνα των κραμάτων διαμόρφωσης. Τα χυτά εξαρτήματα έχουν οριστική και καθορισμένη μορφή και δεν υφίστανται πλέον καμία πλαστική παραμόρφωση [1].

Τα ειδικά χαρακτηριστικά που πρέπει να εξασφαλίζει ένα κράμα χύτευσης αλουμινίου είναι: η καλή χυτευσιμότητα, η απουσία ρωγματώσεων 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 που πραγματοποιείται με τρεις τρόπους:

- **Χύτευση σε άμμο.** Η μέθοδος εφαρμόζεται για την παραγωγή μικρής ποσότητας όμοιων χυτών αντικειμένων, πολύπλοκων εξαρτημάτων ή αντικειμένων ιδιαίτερης δομής.
- **Χύτευση σε μεταλλικό τύπο.** Το κράμα χυτεύεται με τη βοήθεια της βαρύτητας ή χαμηλής πίεσης. Με τη μέθοδο αυτή, τα παραγόμενα χυτά παρουσιάζουν μικρότερο πορώδες σε σύγκριση με τη προηγούμενη μέθοδο χύτευσης. Ωστόσο, η μέθοδος αντενδίδει στην περίπτωση κατασκευής εξαρτημάτων, εργαλείων ή αντικειμένων πολύπλοκης γεωμετρίας.
- **Χύτευση υπό πίεση.** Με τη μέθοδο αυτή λαμβάνονται λεπτόκοκκα χυτά, με λείες επιφάνειες και γεωμετρική ακρίβεια

Γενικά, οι μικροδομές και, κατ' επέκταση, οι μηχανικές ιδιότητες των χυτών εξαρτώνται κυρίως, από την ταχύτητα στερεοποίησης, άρα και από τη μέθοδο χύτευσης.

Τα κράματα χύτευσης περιέχουν μεγαλύτερες ποσότητες στοιχείων κραμάτωσης, απ' ό,τι τα κράματα διαμόρφωσης. Τα στοιχεία αυτά σχηματίζουν ευτηκτικά, μειώνοντας έτσι, τις θερμοκρασίες χύτευσης. Τα κυριότερα κράματα χύτευσης του αλουμινίου είναι:

- **Κράματα αλουμινίου της σειράς 2XX.X.** Πρόκειται για κράματα Al-Cu, τα οποία χρησιμοποιούνται, πλέον, σπάνια, λόγω της χαμηλής μηχανικής τους αντοχής και της κακής αντοχής σε διάβρωση.

- **Κράματα αλουμινίου της σειράς 3XX.X.** Πρόκειται για κράματα Al-Si, κράματα Al-Si-Cu. Τα περισσότερα χρησιμοποιούμενα είναι τα πρώτα. Αυτά περιέχουν πυρίτιο, σε ποσοστό 5-20%, αν και τις περισσότερες φορές προτιμώνται αυτά που έχουν ευτηκτική ή υποευτηκτική σύσταση. Τα κράματα αυτά χυτεύονται εύκολα και έχουν καλή αντοχή σε διάβρωση.

Προσθήκη Mg, σε ποσοστό 0,3-1% ή Cu, σε ποσοστό 3-5%, βελτιώνει σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων Al-Si. Κράματα Al-Si-Cu, η περιεκτικότητα των οποίων σε Si είναι γειτονική της ευτηκτικής σύστασης (12,7% Si), παρουσιάζουν καλή συμπεριφορά εν θερμώ και χρησιμοποιούνται για την κατασκευή εμβόλων στις μηχανές εσωτερικής καύσης.

Η ρύθμιση των ιδιοτήτων των κραμάτων αυτών επιτυγχάνεται με συνδυασμό διαφόρων μηχανισμών: με τη δημιουργία στερεού διαλύματος, α φάσης, με τη διασπορά φάσης β και με τη ρύθμιση των συνθηκών στερεοποίησης (επίδραση στο μέγεθος των κόκκων και στο είδος των σχηματιζόμενων ευτηκτικών).

- **Κράματα αλουμινίου της σειράς 5XX.X.** Πρόκειται για κράματα Al-Mg. Το κυριότερο πλεονέκτημά τους είναι η εξαιρετική τους αντοχή σε θαλασσινό περιβάλλον, στην ατμόσφαιρα ή μέσα σε θαλασσινό νερό. Έχουν καλή κατεργασιμότητα, αλλά μέτρια χυτευσιμότητα
- **Κράματα αλουμινίου της σειράς 7XX.X.** Πρόκειται για κράματα Al-Zn και κράματα Al-Zn-Mg. Αυτά χυτεύονται δύσκολα, αλλά έχουν καλή αντοχή σε διάβρωση, Επιπλέον, υφίστανται φυσική γήρανση σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, γι' αυτό και οι μηχανικές τους ιδιότητες λαμβάνουν τη μέγιστη τιμή τους μετά από 1 μέχρι 2 μήνες. Η ταχύτητα απόψυξης επηρεάζει σε μικρό ποσοστό τις μηχανικές ιδιότητες, οι οποίες παραμένουν σταθερές σε όλο το πάχος των χυτών αντικειμένων.

I.1.4 Κράματα διαμόρφωσης αλουμινίου

I.1.4.1 Κράματα Al που δεν υφίστανται σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία

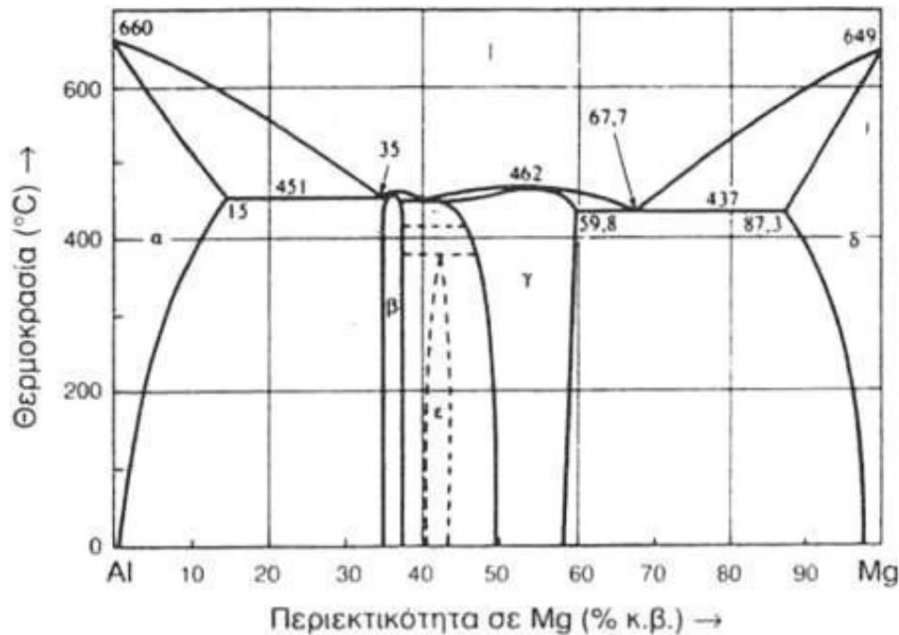
Πρόκειται για τα κράματα των σειρών 1000, 3000 και 5000. Τα κράματα αυτά είναι μονοφασικά, με μικρά ποσοστά εγκλεισμάτων ή μεσομεταλλικών ενώσεων. Οι μηχανικές τους ιδιότητες ρυθμίζονται με κατεργασίες σκλήρυνσης, με τη δημιουργία οριακών στερεών διαλυμάτων και κυρίως με την επακολουθούσα ενδοτράχυνση.

- **Σειρά κραμάτων αλουμινίου 1000.** Τα κράματα αυτής της σειράς περιέχουν τουλάχιστον 99% Al. Οι τιμές των μηχανικών τους ιδιοτήτων είναι χαμηλές, αλλά βελτιώνονται με ενδοτράχυνση. Είναι κατάλληλα για κατεργασία εν ψυχρό και αντέχουν σημαντικά σε υγρή και θαλάσσια ατμόσφαιρα. Παρουσιάζουν θαυμάσια ηλεκτρική και θερμική αγωγιμότητα ενώ χρησιμοποιούνται για την κατασκευή συρμάτων καλωδίων κ.λ.π. Οι κυριότερες ακαθαρσίες σε αυτά τα κράματα είναι ο σίδηρος και το πυρίτιο, σε συνολικό ποσοστό έως 1%.
- **Σειρά κραμάτων αλουμινίου 3000.** Πρόκειται για κράματα αλουμινίου, με κύρια προσθήκη το Mn. Η μέγιστη διαλυτότητα του Mn στο Al που είναι 1,8% στους 659° C, ελαττώνεται γρήγορα με τη θερμοκρασία.

Το Mn ενώνεται με το Al, σχηματίζοντας τη μεσομεταλλική ένωση Al₆Mn. Η σκλήρυνση του Al με προσθήκη Mn, σε ποσοστά μικρότερα από 1,5%, οφείλεται στη διασπορά της ένωσης αυτής μέσα στη μεσομεταλλική μήτρα του αλουμινίου. Συγχρόνως, η παρουσία της Al₆Mn προκαλεί αύξηση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης του κράματος. Η προσθήκη χαλκού σε ποσοστό 0,12%, προκαλεί αύξηση της μηχανικής τους αντοχής. Η προσθήκη Mg, σε ποσοστά μικρότερα από 1,2%, επιφέρει δευτερογενή σκλήρυνση, λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος.

Τα κράματα Al-Mn μορφοποιούνται εύκολα, αντέχουν στην ατμοσφαιρική διάβρωση και συγκολλώνται εύκολα. Αντικαθιστούν τα κράματα της σειράς 1000, σε εφαρμογές όπου απαιτούνται βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες.

- **Σειρά κραμάτων αλουμινίου 5000.** Πρόκειται για κράματα αλουμινίου, με κύρια προσθήκη το μαγνήσιο σε ποσοστά μικρότερα από 4%. Το μεγαλύτερο μέρος του Mg βρίσκεται στο στερεό διάλυμα και το υπόλοιπο μετέχει σε μεταλλική ένωση Mg_2Al_3 (φάση β), η οποία είναι σκληρή και εύθραυστη. (Εικόνα 1.28)



Εικόνα 1.28 : Διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του διμερούς συστήματος Al-Mg.

Πηγή: [1]

Τα κράματα της σειράς 5000 παρουσιάζουν μέτρια μηχανική αντοχή, που βελτιώνεται με ενδοτράχυνση, σε βάρος, όμως, της ολκιμότητάς τους. Όταν βρίσκονται στη μεταλλουργική κατάσταση O, μπορούν να διαμορφωθούν εν ψυχρό ή εν θερμό. Συγκολλώνται εύκολα, έχουν υψηλή αντοχή σε θαλάσσια διάβρωση και παρουσιάζουν επιφάνεια καλής ποιότητας μετά από λείανση και ανοδίωση. Στη περίπτωση που πρόκειται να υποστούν τέτοιες επιφανειακές κατεργασίες, θα πρέπει τα ποσοστά του σιδήρου και του πυριτίου να διατηρούνται σε χαμηλά επίπεδα.

1.1.4.2 Κράματα Al που υπόκεινται σε σκλήρυνση δομής με θερμικές κατεργασίες

Πρόκειται για κράματα των σειρών 2000, 6000 και 7000. Τα κράματα 2000 βρίσκουν εφαρμογή σε δομικά στοιχεία αεροσκαφών και πλαισίων φορητών, σε σκελετούς οικοδομών, κοχλίες και αθλητικά είδη [1]. Τα κράματα της σειράς 6000 βρίσκουν ευρεία εφαρμογή σε συγκολλητές κατασκευές και στη ναυπηγική ενώ εκείνα της σειράς 7000 στις σιδηροδρομικές μεταφορές, στην αεροναυπηγική και στη κατασκευή όπλων και βαλβίδων.

- **Σειρά κραμάτων αλουμινίου 2000.** Πρόκειται για κράματα Al-Cu, όπου ο χαλκός περιέχεται σε ποσοστά 2,6-6,3% και για κράματα Al-Cu-Mg, όπου το μαγνήσιο κυμαίνεται μεταξύ 0,5% και 1,5%. Η σκλήρυνση της δομής επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση των ενώσεων $CuAl_2$ και $CuMgAl_2$, που προσδίδουν στο κράμα εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες.

Η προσθήκη Si και Mn, σε ποσοστά μικρότερα του 0,8% ευνοεί το σχηματισμό τετραμερών συστατικών τα οποία βρίσκονται σε διασπορά και βελτιώνουν τις ιδιότητες της μεταλλικής μήτρας.

Η παρουσία Fe συχνά αποδεικνύεται βλαβερή εξαιτίας του σχηματισμού της ένωσης Cu_2FeAl_7 , η οποία στερεί από το στερεό διάλυμα μέρος του χαλκού, ελαττώνοντας τη δυνατότητα σκλήρυνσης της δομής. Εάν ωστόσο, προστεθεί συγχρόνως, και Ni, σχηματίζεται η ένωση Al_9FeNi , που προσδίδει στο κράμα πολύ καλή μηχανική αντοχή, μέχρι τους 230°C .

Τα κράματα της σειράς 2000, μετά από βαφή και γήρανση, έχουν μέτρια αντοχή στη διάβρωση και συγκολλώνται δύσκολα, διότι οι ζώνες, οι γειτονικές προς τη περιοχή συγκόλλησης, υπόκεινται σε ανόπτηση εξαιτίας του επιβαλλόμενου από τη συγκόλληση θερμικού κύκλου, με αποτέλεσμα οι μηχανικές τους ιδιότητες να εξασθενούν σημαντικά.

- **Σειρά κραμάτων αλουμινίου 6000.** Πρόκειται για κράματα Al-Mg-Si. Η σκλήρυνση της δομής τους οφείλεται στο σχηματισμό της ένωσης Mg_2Si , στην οποία, συνήθως, μετέχει το σύνολο της μάζας των στοιχείων Mg και Si, με λόγο μαζών (Mg/Si) ίσο προς 1,73. Κάποια περίσσεια Si, όπως π.χ. στο κράμα 6070, βελτιώνει τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος, εις βάρος της αντοχής του σε διάβρωση.

Ορισμένα κράματα της σειράς αυτής περιέχουν προσθήκες Mn, σε ποσοστά μικρότερα του 0,8% και Cr, σε ποσοστό μικρότερο του 0,3%. Οι προσθήκες αυτές συντελούν στη βελτίωση της μηχανικής αντοχής, της δυσθραυστότητας και υποβοηθούν την εκλέπτυνση των κόκκων. Η προσθήκη χαλκού βελτιώνει, επίσης, τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος, ωστόσο το ποσοστό του θα πρέπει να παραμένει μικρότερο του 0,5%, λόγω της ταυτόχρονης μείωσης της αντοχής σε διάβρωση, που προκαλεί.

Τα κράματα της σειράς 6000 μορφοποιούνται εν θερμώ και συγκολλώνται εύκολα, συγχρόνως δε, παρουσιάζουν καλή μηχανική συμπεριφορά σε χαμηλές θερμοκρασίες, αλλά η χρήση τους περιορίζεται μέχρι τους 150°C . Τέλος, παρουσιάζουν εξαιρετική αντοχή σε ατμοσφαιρική διάβρωση και σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση.

- **Σειρά κραμάτων αλουμινίου 7000.** Πρόκειται για κράματα Al-Zn-Mg και για κράματα Al-Zn-Mg-Cu. Τα κράματα αυτά μετά από συγκεκριμένες θερμικές κατεργασίες, παρουσιάζουν τις καλύτερες μηχανικές ιδιότητες απ' όλα τα κράματα αλουμινίου.

Το ποσοστό Zn μεταβάλλεται από 4% έως 8% και εκείνο του Mg από 1% έως 3%. Η επιτυγχάνομενη σκλήρυνση δομής οφείλεται κυρίως στην κατακρήμνιση της ένωσης MgZn_2 . Προσθήκη χαλκού, σε ποσοστό μικρότερο του 2%, προκαλεί σκλήρυνση λόγω της δημιουργίας στερεού διαλύματος και κατακρήμνισης. Ωστόσο, η παρουσία χαλκού μειώνει την εμβαπτότητα, τη συγκολλησιμότητα και τη δυσθραυστότητα των κραμάτων Al-Mg-Zn. Παρουσία χρωμίου, σε ποσοστό μικρότερο του 0,3%, βελτιώνει την αντοχή των κραμάτων αυτών σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση, ενώ παρουσία Zr βελτιώνει τη συγκολλησιμότητα τους.

Τα κράματα της σειράς 7000 υποβάλλονται εύκολα σε θερμικές κατεργασίες, λόγω του μεγάλου θερμοκρασιακού εύρους της περιοχής ομογενοποίησης τους, της καλής τους εμβαπτότητας, (ενίοτε η βαφή πραγματοποιείται στον αέρα) και των σχετικά χαμηλών θερμοκρασιών γήρανσης (γύρω στους 160°C). Λόγω του συνόλου των ιδιοτήτων αυτών, τα χαρακτηριστικά των κραμάτων της σειράς 7000 δεν αλλοιώνονται κατά τη συγκόλληση τους. Ωστόσο, η συγκολλησιμότητα τους παραμένει μέτρια. Το κυριότερο μειονέκτημα των κραμάτων αυτής της σειράς είναι η μειωμένη

αντοχή εν θερμώ, έτσι, η θερμοκρασία χρήσης τους παραμένει χαμηλή (έως 120° C), καθώς η θερμοκρασία διαλυτοποίησης των ενισχυτικών ενώσεων MgZn₂ είναι 130° C.

Τα κράματα αλουμινίου της σειράς 7000 χρησιμοποιούνται, κυρίως, στην κατασκευή δομικών στοιχείων αεροσκαφών και τμημάτων κατασκευών που υφίστανται ισχυρή καταπόνηση, όπου απαιτούνται υψηλή μηχανική αντοχή σε διάβρωση.

I.2 Συγκολλήσεις δια τριβής

Είναι ευρέως γνωστό ότι η μηχανική ενέργεια που παράγεται κατά την υπερνίκηση της τριβής μεταξύ δύο συνεχώς κινούμενων επιφανειών, μετατρέπεται σε θερμότητα [2]. Στις περισσότερες περιπτώσεις η θερμική ενέργεια που παράγεται θεωρείται ανεπιθύμητη αλλά κάτω από ελεγχόμενες συνθήκες μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την ένωση υλικών όπως στην περίπτωση της συγκόλλησης διά τριβής. Η συγκόλληση διά τριβής είναι μία διαδικασία στερεάς κατάστασης για την ένωση υλικών, μέσω της στενής επαφής μίας πλαστικοποιημένης επιφάνειας. Η απαραίτητη κατάσταση της διεπαφής δημιουργείται από τη θερμότητα που παράγεται λόγω της τριβής καθώς το ένα υλικό κινείται σχετικά με το άλλο υπό την εφαρμογή κατάλληλης δύναμης. Η συγκόλληση συνήθως επιτυγχάνεται με την εφαρμογή δύναμης σφυρηλάτησης μετά το πέρας της σχετικής κίνησης των δύο τεμαχίων.

Οι προκύπτουσες συγκολλήσεις δια τριβής, λόγω της απουσίας τήξης του μετάλλου, εμφανίζουν βελτιωμένη μικροδομή, με μικρή θερμικά επηρεασμένη ζώνη, χωρίς την ύπαρξη πορώδους, εγκλεισμάτων και άλλων ατελειών που σχετίζονται με την τήξη [3]. Επιπρόσθετα, η συγκόλληση διά τριβής έχει το χαρακτηριστικό πλεονέκτημα να συγκολλά διαφορετικά υλικά (dissimilar welding) σε αντίθεση με τις υπόλοιπες συμβατικές μεθόδους, ενώ χαρακτηρίζεται ως “πράσινη μέθοδος” εφόσον δεν υπάρχουν αέρια, καπνοί και επικίνδυνες ακτινοβολίες κατά τη διεργασία. Υπάρχουν πέντε βασικές παραλλαγές της συγκόλλησης διά τριβής:

- i. **Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή.** Η μέθοδος αυτή χωρίζεται σε δύο επιμέρους είδη: τη μέθοδο μέσω αδρανείας ή συσσωρευμένης ενέργειας (Inertia friction welding) και τη μέθοδο συνεχούς οδήγησης (direct drive friction welding)
- ii. **Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση** (linear friction welding ή linear vibration welding).
- iii. **Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά** (orbital friction welding)
- iv. **Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή** (radial friction welding)
- v. **Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση** (friction stir welding)

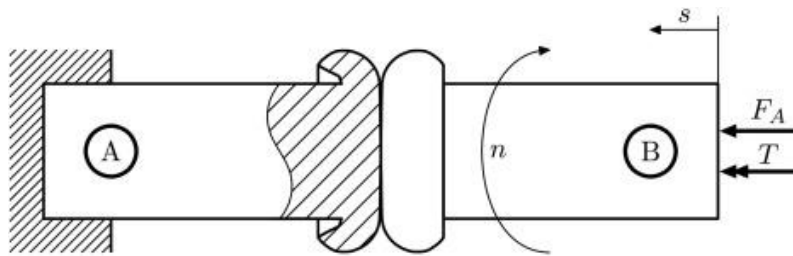
I.2.1 Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή

Στη περιστροφική συγκόλληση διά τριβής, η οποία χρησιμοποιείται εμπορικά από το 1940, το ένα τεμάχιο περιστρέφεται γύρω από τον άξονα του ενώ το άλλο παραμένει ακίνητο [3]. Το περιστρεφόμενο τεμάχιο έρχεται σε επαφή με το ακίνητο τεμάχιο είτε υπό σταθερή είτε υπό αυξανόμενη πίεση. Όταν παραχθεί η κατάλληλη θερμότητα, που χρειάζονται τα τεμάχια για να πλαστικοποιηθούν, η περιστροφή σταματάει.

Σύμφωνα με τον Schmicker και τους συνεργάτες του [4], η περιστροφική συγκόλληση δια τριβής (RFW) είναι μια διαδικασία τήξης στερεάς κατάστασης που επιτρέπει την συγκόλληση ενός μεγάλου εύρους ανόμοιων υλικών. Λόγω του γεγονότος ότι κατά τη διαδικασία συγκόλλησης οι θερμοκρασίες που αναπτύσσονται είναι αρκετά χαμηλότερες από τη θερμοκρασία τήξης του υλικού, η θερμικά επηρεασμένη ζώνη είναι μικρότερη από εκείνη που προκύπτει κατά τις συμβατικές συγκολλήσεις τήξεως. Επιπλέον, δεν χρειάζεται υλικό πλήρωσης ούτε κάποιο αδρανές αέριο για τη συγκόλληση, παρέχοντας μια βελτιωμένη και απαλλαγμένη από ακαθαρσίες ραφή συγκόλλησης. Τα οφέλη είναι η υψηλή ποιότητα και η συμμετρία της συγκόλλησης, οι προοπτικές για αυτοματοποίηση της διαδικασίας και οι σύντομοι χρονικοί κύκλοι. Σε αντίθεση το κύριο πρόβλημα είναι η εύρεση σταθερών και κατάλληλων παραμέτρων ώστε να επιτευχθεί το βέλτιστο αποτέλεσμα καθώς και αποτελεσματικών αλγορίθμων

ελέγχου. Ως εκ τούτου, η δημιουργία μεθόδων πρόβλεψης για τη μοντελοποίηση των αλληλεπιδράσεων των διαφόρων παραμέτρων κατά τη διάρκεια της RFW κρίνεται ζωτικής σημασίας για τις βιομηχανικές εφαρμογές.

Οι κύριες παράμετροι της διαδικασίας οι οποίες απεικονίζονται στην Εικόνα 1.1 είναι η αξονική δύναμη (F_A), η ροπή (T), η περιστροφική ταχύτητα (n) και η αξονική τροφοδοσία (s). Στην Εικόνα 1.1 ο άξονας A είναι το στατικό τεμάχιο και ο άξονας B είναι το περιστρεφόμενο τεμάχιο που προκαλεί τη θερμότητα λόγω τριβής επί της επιφάνειας επαφής. Υπάρχουν δύο επιμέρους είδη συγκολλήσεων RFW. Το πρώτο είδος είναι η μέθοδος συνεχούς οδήγησης (Direct Drive Friction Welding) και το δεύτερο είδος είναι η μέθοδος μέσω αδρανείας ή συσσωρευμένης ενέργειας (Inertia Friction Welding), τα οποία αναλύονται στη συνέχεια.



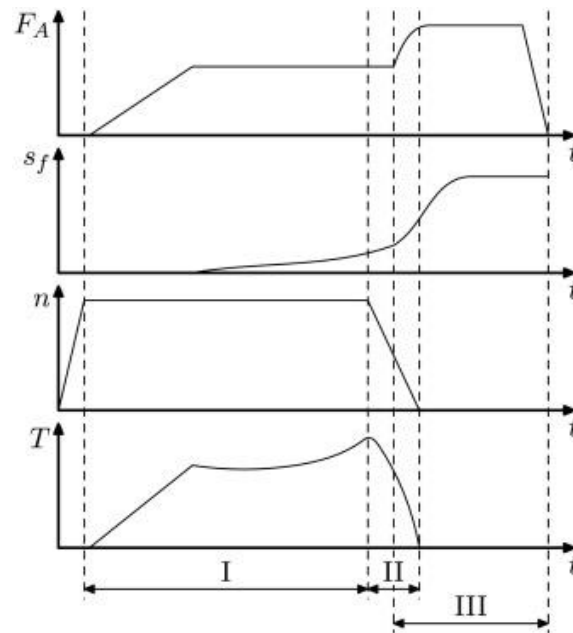
Εικόνα 1.1: Σχηματική αναπαράσταση της βασικής αρχής λειτουργίας της περιστροφικής συγκόλλησης δια τριβής με τις κύριες παραμέτρους της διαδικασίας.

Πηγή: [4]

1.2.1.1 Μέθοδος συνεχούς οδήγησης

Κατά τη μέθοδο συνεχούς οδήγησης το ένα εκ' των δύο προς συγκόλληση τεμάχια συγκρατείται σταθερά, ενώ το δεύτερο περιστρέφεται με την βοήθεια ενός "chuck" (οδηγός) [3]. 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 (περίπου μέχρι να θερμανθούν επαρκώς τα τεμάχια), ενώ η αξονικά εφαρμοζόμενη πίεση αυξάνεται σημαντικά μέχρι την ολοκλήρωση της συγκόλλησης.

Κατά τη διάρκεια της περιστροφικής συγκόλλησης δια τριβής με τη μέθοδο συνεχούς οδήγησης, καθορίζεται εξ' αρχής η διακύμανση της περιστροφικής ταχύτητας κατά την εξέλιξη της διεργασίας (Διάγραμμα $n-t$ στην Εικόνα 1.2), ενώ η αξονική δύναμη ελέγχεται με ανατροφοδότηση προκειμένου να επιτευχθεί η προβλεπόμενη συγκόλληση. Στην Εικόνα 1.2 παρουσιάζονται ποιοτικά οι διακυμάνσεις των παραμέτρων συγκόλλησης καθώς η διεργασία εξελίσσεται, ενώ σε κάθε διάγραμμα είναι διακριτά τα στάδια της συγκόλλησης (RFW) με τη μέθοδο συνεχούς οδήγησης. Τα τρία στάδια που διακρίνουμε είναι το στάδιο τριβής (rubbing stage I), το στάδιο θραύσης (breaking stage II) και το στάδιο σφυρηλασίας (forging stage III) [4].



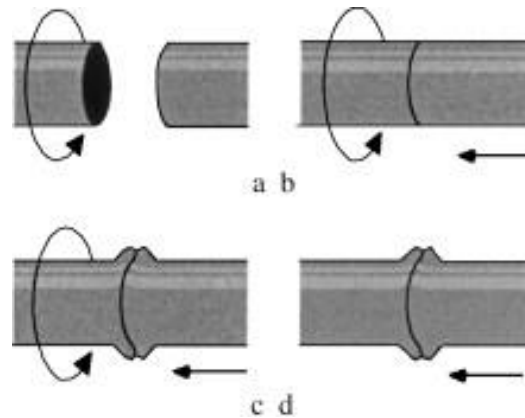
Εικόνα 1.2: Σχηματική αναπαράσταση των χρονικών διαδρομών των παραμέτρων συγκόλλησης σε συνδυασμό με τα τρία στάδια της περιστροφικής συγκόλλησης δια τριβής με τη μέθοδο της συνεχούς οδήγησης.

Πηγή: [4]

I.2.1.2 Μέθοδος μέσω αδρανείας ή συσσωρευμένης ενέργειας:

Η περιστροφική συγκόλληση δια τριβής με τη μέθοδο αδρανείας ή συσσωρευμένης ενέργειας (IFW) είναι γνωστή εδώ και αρκετές δεκαετίες. Οι συγκολλήσεις αυτού του είδους προσφέρουν μια γρήγορη, με δυνατότητες αυτοματοποίησης και φιλική προς το περιβάλλον μέθοδο στερεάς κατάστασης και απαιτούν έναν μικρό αριθμό παραμέτρων συγκόλλησης. Ωστόσο οι συγκολλήσεις αυτού του είδους προκαλούν μεγάλες και απότομες θερμικές διακυμάνσεις, σημαντικές αλλαγές στη μικροδομή καθώς και υψηλά επίπεδα παραμόρφωσης γύρω από μια στενή ζώνη συγκόλλησης.

Κατά τη διεργασία, το ένα εκ των δύο προς συγκόλληση αντικειμένων συγκρατείται σταθερό, ενώ το δεύτερο περιστρέφεται λόγω ζεύξης με έναν περιστρεφόμενο σφόνδυλο, ο οποίος λειτουργεί ως οδηγός [3]. Ο περιστρεφόμενος άξονας, ο οποίος περιλαμβάνει το ένα από τα δύο τεμάχια, επιταχύνει σε μία προκαθορισμένη ταχύτητα, αποκτώντας την απαιτούμενη ενέργεια για την πραγματοποίηση της συγκόλλησης. Τότε, ο περιστρεφόμενος άξονας αποσυνδέεται από την πηγή και περιστρέφεται ελεύθερα. Τα δύο τεμάχια σταματούν να περιστρέφονται. Η σταθερή αξονική πίεση συνεχίζει να εφαρμόζεται ενώ τα δύο σώματα συγκολλούνται μεταξύ τους δημιουργώντας μία κοινή διεπιφάνεια. Η φάση αυτή τερματίζεται με μηδενισμό της αξονικής φόρτισης [3]. Η παραπάνω διαδικασία περιγράφεται συνολικά από τέσσερα κύρια στάδια τα οποία παρουσιάζονται στην Εικόνα 1.3 και αναλύονται στη συνέχεια [5]:



Εικόνα 1.3: Σχηματική αναπαράσταση των 4 σταδίων της συγκόλλησης IFW.

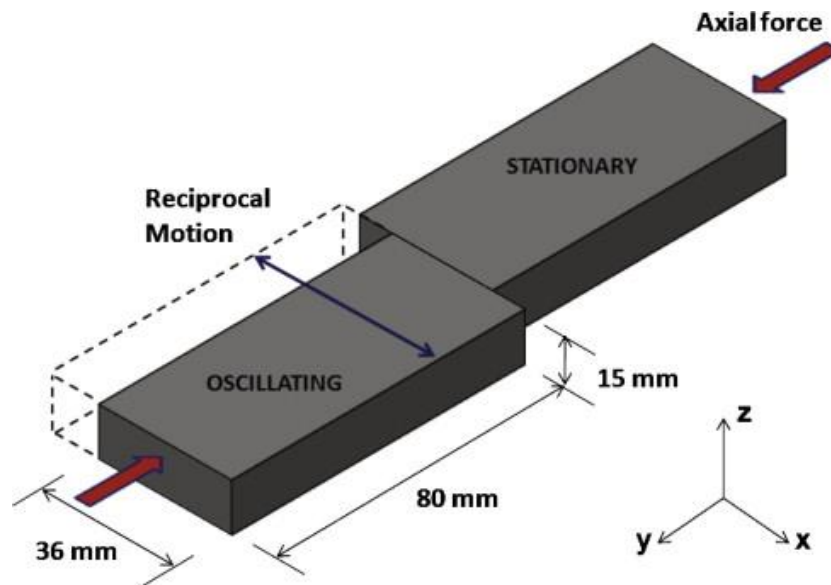
Πηγή: [5]

Ένα από τα δύο προς συγκόλληση τεμάχια εργασίας είναι σταθερό ενώ το άλλο έχει μια περιστροφική ταχύτητα. Ένας σφόνδυλος που συνδέεται με το περιστρεφόμενο τεμάχιο εργασίας δίνει μια αρχική αδρανειακή ενέργεια. [Εικόνα 1.3 (a)]

1. (Αρχική επαφή). Τα δύο τεμάχια εργασίας διατηρούνται σε επαφή προκαλώντας μία αρχική θέρμανση μέσω τριβής. Με το τρόπο αυτό απομακρύνονται οι επιφανειακές ανωμαλίες, ενώ η διάρκεια του σταδίου αυτού είναι συνάρτηση των συνθηκών της διεργασίας, του υλικού και της αξονικής φόρτισης. [Εικόνα 1.3 (b)]
2. Η θερμοκρασία είναι γενικά λίγο κάτω από το σημείο τήξης και η προκύπτουσα συμπεριφορά υλικού είναι ιξωδοπλαστική. Η πλαστική ασυμπίεστοτητα οδηγεί στο σχηματισμό πλευρικού φλας. Η πλειονότητα της αρχικής ενέργειας που μεταδίδεται στο τεμάχιο εργασίας έχει μετατραπεί σε θερμότητα και παραμόρφωση. Επομένως, το περιστρεφόμενο τεμάχιο εργασίας επιβραδύνεται προοδευτικά μέχρι να επιτευχθεί μηδενική ταχύτητα περιστροφής. [Εικόνα 1.3 (c)]
3. (Σφυρηλάτηση). Το περιστρεφόμενο τεμάχιο εργασίας είναι ακίνητο. Όλη η αρχική ενέργεια του σφονδύλου έχει καταναλωθεί και συνεπώς η θερμοκρασία της συγκόλλησης μειώνεται, ενώ η πίεση σφυρηλασίας εξακολουθεί να εφαρμόζεται. Η διάρκεια αυτής της διαδικασίας εξαρτάται από το χρόνο απόψυξης. Στο τέλος αυτού του σταδίου, η συγκόλληση ολοκληρώνεται. [Εικόνα 1.3 (d)]

1.2.2 Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση

Η συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση χρησιμοποιήθηκε για πρώτη φορά το 1980 [6]. Η αρχή λειτουργίας παρουσιάζεται στην Εικόνα 1.4. Πρόκειται για μία διαδικασία συγκόλλησης στερεάς κατάστασης που εφαρμόζεται σε μη αξονικά συμμετρικά τεμάχια. Η σύνδεση των δύο υλικών επιτυγχάνεται μέσω της σχετικής τους κίνησης υπό την εφαρμογή αξονικής δύναμης. Σε μία τέτοια διαδικασία, η θερμότητα δημιουργείται από τις δυνάμεις τριβής, η οποία οδηγεί σε ένα τοπικό μαλάκωμα του υλικού, δημιουργώντας τις απαιτούμενες συνθήκες συγκόλλησης [7].



Εικόνα 1.4: Αρχή λειτουργίας συγκόλλησης διά τριβής με γραμμική παλινδρόμηση.

Πηγή: [8]

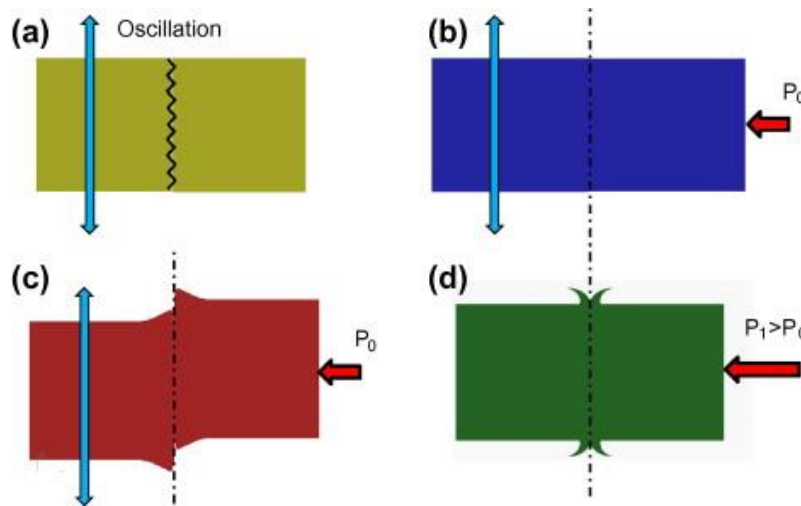
Η συγκόλληση διά τριβής με γραμμική παλινδρόμηση (LFW) παρουσιάζει όλα τα τυπικά πλεονεκτήματα των τεχνικών συγκόλλησης σε στερεά κατάσταση, δηλαδή την απουσία καπνών, την αποφυγή της τήξης του υλικού βάσης, την βελτιωμένη μικροδομή του υλικού σε σχέση με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης καθώς και τη μειωμένη εμφάνιση εγκλεισμάτων και ελαττωμάτων στη περιοχή της ζώνης συγκόλλησης [7].

Οι Vairis και Frost στην ερευνά τους [2], με βάση τα πειράματα γραμμικής συγκόλλησης δια τριβής που έγιναν με Ti_6Al_4V , εφαρμόζοντας έναν αριθμό συχνοτήτων ταλαντώσεων, πλάτους και πιέσεων τριβής, καταλήγουν στα εξής συμπεράσματα:

- Η συγκόλληση με γραμμική τριβή είναι μία αυτορρυθμιζόμενη διαδικασία, όπου η επιτυχία της εξαρτάται από τις αρχικές παραμέτρους διεργασίας. Δηλαδή το εύρος και τη συχνότητα ταλάντωσης, την πίεση τριβής που εφαρμόζεται καθώς και την ποσότητα του εκτοπισθέντος υλικού (πλευρικό φλας).
- Η ελάχιστη ισχύς που απαιτείται για την επίτευξη των συνθηκών συγκόλλησης αυξάνεται με την αυξανόμενη συχνότητα της ταλάντωσης λόγω των επιδράσεων του ρυθμού καταπόνησης. Καθώς η σχέση είναι γραμμική, υψηλότερες συχνότητες απαιτούν χαμηλότερες πιέσεις τριβής για την επίτευξη ελαφρώς υψηλότερων απαιτήσεων ισχύος, υπό την προϋπόθεση ότι χρησιμοποιούνται τα κατάλληλα πλάτη ταλάντωσης.
- Η εφαρμογή δύναμης σφυρηλάτησης στο τέλος του κύκλου της διαδικασίας μπορεί να βελτιώσει την ακεραιότητα της συγκόλλησης ειδικά όταν η θερμική παροχή είναι μικρότερη από την απαιτούμενη για την επίτευξη ικανοποιητικών συνθηκών συγκόλλησης.
- Το μέγεθος της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης είναι αντιστρόφως ανάλογο με την πίεση τριβής που εφαρμόζεται επηρεάζοντας κατ' επέκταση την αντοχή της συγκόλλησης. Μικρότερες πιέσεις τριβής ή χαμηλότερες συχνότητες με μεγαλύτερα πλάτη ταλάντωσης παράγουν μεγαλύτερες σε μέγεθος θερμικά επηρεαζόμενες ζώνες γεγονός που επηρεάζει σε μεγαλύτερο βαθμό την αντοχή της συγκόλλησης.

- Σε αντίθεση με τις παρατηρήσεις που έχουν ήδη αναφερθεί στα πειράματα που περιεγράφηκαν δεν φαίνεται να υπάρχει ισχυρή συσχέτιση μεταξύ της συχνότητας ταλάντωσης και της ακεραιότητας της συγκόλλησης. Το ίδιο ισχύει και για την ισχύ που καταναλώνεται κατά τη διαδικασία.
- Η ευθυγράμμιση της διεπιφάνειας στη συγκόλληση με γραμμική παλινδρόμηση μπορεί να είναι ασταθής. Αυτό το φαινόμενο μπορεί να προκληθεί από μικρή αρχική κακή ευθυγράμμιση των προς συγκόλληση τεμαχίων ή από την ασύμμετρη κατανομή θερμότητας σε οποιαδήποτε στιγμή κατά τη διάρκεια της διαδικασίας. Αυτό το φαινόμενο μπορεί να σχετίζεται με το λόγο των διαστάσεων της διεπαφής και δικαιολογεί περαιτέρω έρευνα.

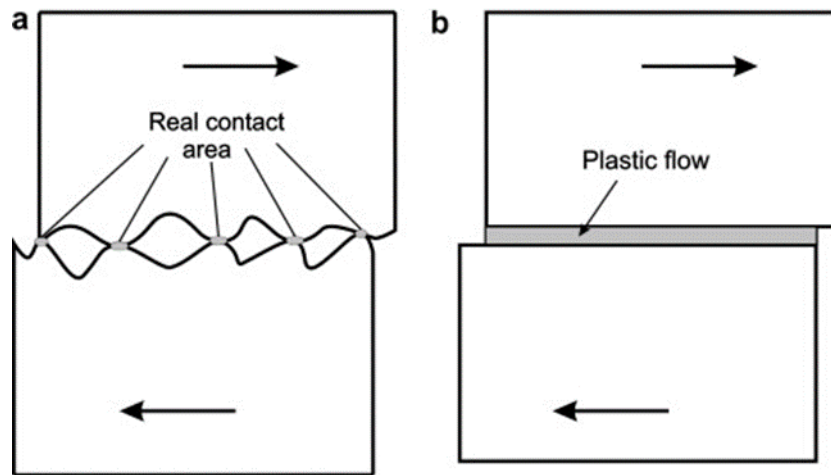
Σύμφωνα με τον Fratini και τους συνεργάτες του [7], κατά τη συγκόλληση διά τριβής με γραμμική παλινδρόμηση λαμβάνουν χώρα 4 διαφορετικές φάσεις διαμόρφωσης όπως παρουσιάζονται στην Εικόνα 1.5.



Εικόνα 1.5: Σχηματική παρουσίαση των 4 φάσεων που λαμβάνουν σταδιακά χώρα κατά τη συγκόλληση LFW α)αρχική φάση β)μεταβατική φάση γ)φάση ισορροπίας δ)φάση επιβράδυνσης.

Πηγή: [7]

Το πρώτο στάδιο της διαδικασίας ονομάζεται αρχική φάση. Τα δύο δείγματα έρχονται σε επαφή υπό πίεση και δίνεται μια σχετική γραμμική κίνηση. Κατά τη διάρκεια αυτής της πρώτης φάσης οι δύο προς συγκόλληση επιφάνειες έρχονται σε επαφή στα σημεία όπου υπάρχουν ανωμαλίες και προεξοχές (asperities). Σε μικροσκοπικό επίπεδο [6], ακόμη και οι καλά επεξεργασμένες μεταλλικές επιφάνειες δεν αποτελούνται από ομαλά ομοιογενή επίπεδα, αλλά παρατηρούνται τραχιά περιγράμματα με πολυάριθμες ανωμαλίες (Εικόνα 1.6, α). Αυτές οι ανωμαλίες, οι οποίες είναι μεγάλες σε σύγκριση με τη μοριακή διάσταση, ονομάζονται οδοντώσεις (asperities). Σε συνθήκες ολίσθησης, λόγω της αναπόφευκτης τραχύτητας επί των επιφανειών επαφής, γίνονται επαφές μεταξύ των άκρων των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων και η πραγματική περιοχή επαφής είναι ένα μικρό κλάσμα της φαινόμενης περιοχής επαφής. Στη περίπτωση αυτή η διατμητική τάση λόγω τριβής είναι ευθέως ανάλογη προς το κανονικό φορτίο. Όταν οι πραγματικές και φαινόμενες περιοχές επαφής είναι περίπου ίσες, λαμβάνει χώρα η πλήρως πλαστική ροή στη διεπαφή. Στη περίπτωση αυτή η τάση τριβής και η τάση διατμήσεως του υλικού είναι ίσες και πληρούνται οι συνθήκες συγκόλλησης.



Εικόνα 1.6: Σχηματική παρουσίαση της μηχανικής της συγκόλλησης δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση α) Όταν η πραγματική περιοχή επαφής είναι ένα μικρό κλάσμα της φαινόμενης περιοχής επαφής β) Όταν οι πραγματικές και προφανείς περιοχές επαφής είναι περίπου ίσες.

Πηγή: [6]

Η πραγματική επιφάνεια επαφής είναι σαφώς μικρότερη από τη φαινόμενη επιφάνεια επαφής και η θερμότητα παράγεται από την τριβή αυτών των επιφανειών. Η επιφάνεια επαφής αυξάνεται προοδευτικά καθ' όλη τη διάρκεια αυτής της φάσης με την προοδευτική εξάλειψη των οδοντώσεων (asperities) ή τη μείωση του ύψους τους. Εάν κατά τη διάρκεια αυτής της πρώτης φάσης η ταχύτητα ολίσθησης στη διεπαφή είναι πολύ χαμηλή για μια δεδομένη αξονική δύναμη, δεν θα υπάρξει η απαραίτητη θερμική παροχή και δεν θα προκύψει επιτυχής συγκόλληση εφόσον δεν ικανοποιήθηκαν οι κατάλληλες συνθήκες συγκόλλησης. Κατά αυτόν τον τρόπο λοιπόν είναι δυνατόν να προσδιοριστούν οι ελάχιστες συνθήκες πίεσης και ταχύτητας ολίσθησης προκειμένου να υπάρξει επιτυχής συγκόλληση μεταξύ όμοιων και ανόμοιων υλικών.

Καθώς λοιπόν επιτυγχάνεται μία αποτελεσματική ροή θερμότητας στο πρώτο στάδιο, το υλικό στη διεπαφή των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων μαλακώνει δημιουργώντας ένα πλαστικοποιημένο στρώμα μετάλλου. Επιπρόσθετα παρατηρείται μία σαφής επέκταση της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ). Αυτό είναι το δεύτερο στάδιο και ονομάζεται μεταβατική φάση. Η μεταβατική φάση χαρακτηρίζεται από μια επιφάνεια επαφής των δύο τεμαχίων που μπορεί να θεωρηθεί 100%.

Περαιτέρω, δεδομένου ότι το υλικό στη διεπιφάνεια έχει ήδη μαλακώσει και πλαστικοποιηθεί, δεν είναι πλέον σε θέση να διατηρήσει το εφαρμοζόμενο εξωτερικό φορτίο και οδηγείται σε μια πλευρική εξώθηση, με το σχηματισμό ενός φλάς. Το φαινόμενο αυτό χαρακτηρίζει το τρίτο στάδιο της διαδικασίας που αναφέρεται ως φάση ισορροπίας. Η αξονική μείωση του εμβαδού των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων αρχίζει ως αποτέλεσμα του εξωθημένου υλικού ως φλάς.

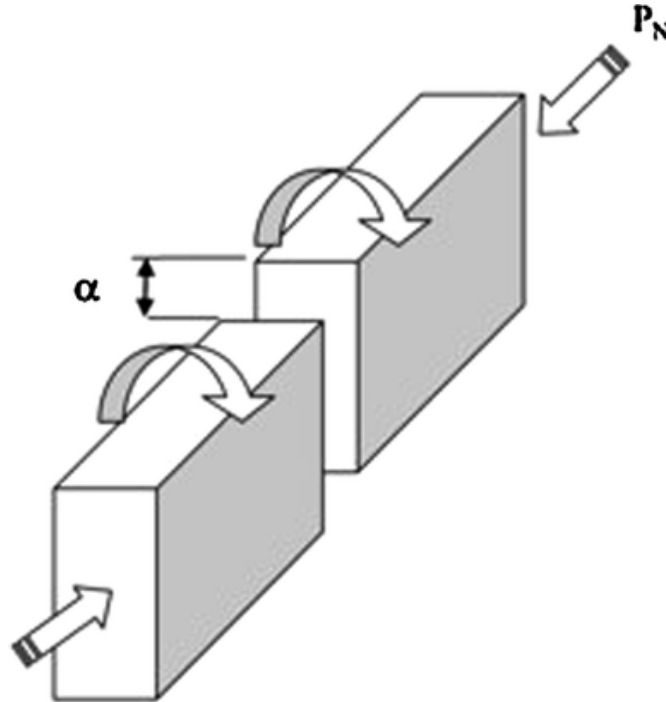
Όσον αφορά την μηχανική της διεργασίας, αξίζει να σημειωθεί ότι στο πλαστικοποιημένο στρώμα που σχηματίζεται στη διεπιφάνεια μεταξύ των δύο τμημάτων, ακόμη και αν δεν δίνεται αξονική συμμετρία λόγω της γεωμετρίας των δύο τμημάτων που έρχονται σε επαφή, η τοπική καταπόνηση ενεργοποιεί την εξώθηση υλικού από την διεπαφή στο φλάς τόσο στη κατεύθυνση της κίνησης της ταλάντωσης όσο και στην εγκάρσια. Σε αυτό το στάδιο, οι ατέλειες μπορεί να εμφανιστούν λόγω μη ομοιόμορφης κατανομής θερμοκρασίας στη διεπαφή ή λόγω γεωμετρικών ατελειών των δειγμάτων.

Τέλος, και εφόσον έχει επιτευχθεί η επιθυμητή διαμόρφωση, τα δύο τμήματα σταματούν σχεδόν ακαριαία (σε λιγότερο από 0,1 δευτερόλεπτα) και ταυτόχρονα εφαρμόζεται αυξημένη πίεση

σφυρηλασίας για την παγίωση της συγκόλλησης. Αυτό το τελευταίο τέταρτο στάδιο της διαδικασίας, που ονομάζεται φάση επιβράδυνσης, τερματίζει τη διαδικασία LFW.

1.2.3 Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά.

Στην τροχιακή συγκόλληση δια τριβής, η οποία είναι συνδυασμός γραμμικής και περιστροφικής συγκόλλησης με τριβή, το κέντρο του ενός τεμαχίου κινείται σε σχέση με το άλλο τεμάχιο γύρω από μια δισδιάστατη καμπύλη, π.χ. έναν κύκλο, για την παροχή της απαιτούμενης τριβής. Τα δύο προς συγκόλληση τεμάχια περιστρέφονται γύρω από τους διαμήκεις άξονές τους με την ίδια σταθερή γωνιακή ταχύτητα (Εικόνα 1.7). Οι δύο διαμήκεις άξονες είναι παράλληλοι εκτός από μια μικρή απόσταση a . Όταν σταματά η κίνηση των εξαρτημάτων και πριν εφαρμοστεί η απαιτούμενη δύναμη σφυρηλασίας, τα τμήματα είναι σωστά ευθυγραμμισμένα για να σχηματίσουν τη συγκόλληση [9].



Εικόνα 1.7 : Σχηματική αναπαράσταση της τροχιακής συγκόλλησης δια τριβής.

Πηγή : [9]

Στην τροχιακή συγκόλληση τριβής, τέσσερις παράμετροι ελέγχουν τον χαρακτήρα της συγκόλλησης μέσω του προσδιορισμού της ποσότητας ενέργειας που εισάγεται στη συγκόλληση και του ρυθμού παραγωγής θερμότητας στη διεπαφή: η σχετική ταχύτητα μεταξύ των τεμαχίων, η διάρκεια της διαδικασίας, η αξονική δύναμη, και τα εύρη διακύμανσης των παραμέτρων αυτών κατά την εξέλιξη της διεργασίας. Λόγω της άμεσης μετατροπής της μηχανικής σε θερμική ενέργεια στις προς συγκόλληση επιφάνειες, η συγκόλληση με τριβή είναι εγγενώς γρήγορη και οικονομική. Σήμερα, η συγκόλληση με τριβή βρίσκει εκτεταμένες βιομηχανικές εφαρμογές και χρησιμοποιείται σε ολόκληρο τον κόσμο ως μια αξιόπιστη και αυτοματοποιημένη διαδικασία. Ωστόσο, διάφορα φαινόμενα που σχετίζονται με τη διεργασία, όπως η σοβαρή πλαστική παραμόρφωση, η απότομες διαβαθμίσεις της θερμοκρασίας και η πολύ υψηλή ταχύτητα τριβής, καθώς και οι επιδράσεις τους στις ιδιότητες του υλικού κατά το στάδιο της τριβής και πλαστικοποίησης του καθιστούν δύσκολη την ανάλυση των συγκολλήσεων τριβής. Μια άλλη

δυσκολία είναι η κυρίως άγνωστη εξάρτηση του συντελεστή τριβής από τη θερμοκρασία, την πίεση και την ταχύτητα.

Η Εικόνα 1.8 οπτικού μικροσκοπίου δείχνει την αξονική τομή των συγκολλημένων τεμαχίων με τροχιακή συγκόλληση διά τριβής. Η μακροδομή παρουσιάζει μία ομοιογενής θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ) με σταθερό και μικρό πλάτος (2.5 mm - 3 mm), γεγονός που φανερώνει ότι η παραγωγή θερμότητας με τροχιακή συγκόλληση διά τριβής είναι ομοιόμορφη και συνεχής.



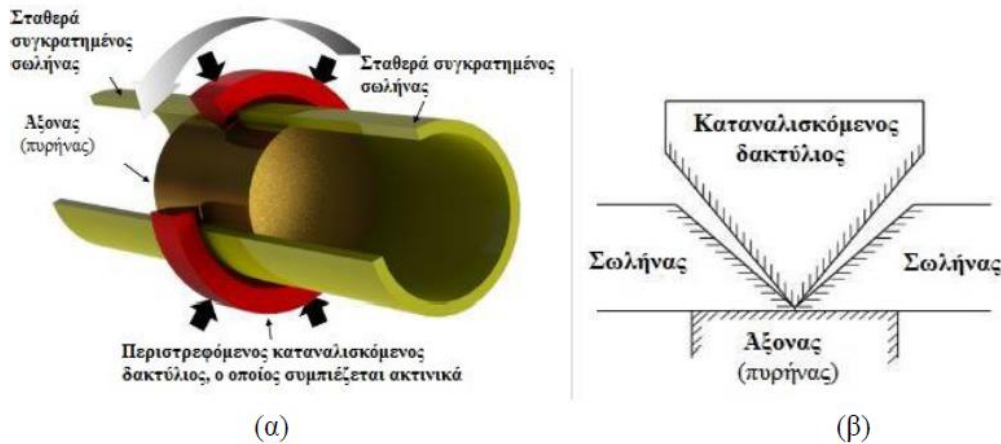
Εικόνα 1.8: Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου που δείχνει την αξονική τομή των συγκολλημένων τεμαχίων ευτηκτοειδούς χάλυβα με τροχιακή συγκόλληση δια τριβής.

Πηγή : [9]

1.2.4 Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή

Η συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή πρόκειται για μια παραλλαγή της διαδικασίας συγκόλλησης με τριβή, η οποία αναπτύχθηκε από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (The Welding Institute, TWI) ως τεχνική ενιαίας σύνδεσης για αγωγούς, προσφέροντας σημαντικά πλεονεκτήματα έναντι της συμβατικής διαδικασίας συγκόλλησης, όπως εξαιρετικά γρήγορους χρόνους συγκόλλησης (μικρότερους από 30 δευτερόλεπτα), απαίτηση για εξειδικευμένο χειριστή, υψηλή ποιότητα συγκόλλησης, υψηλή επαναληψιμότητα και δυνατότητα σύνδεσης ανόμοιων υλικών. Επιπλέον, πολλά από τα μεταλλουργικά προβλήματα που σχετίζονται με τις διεργασίες συγκόλλησης με σύντηξη μπορούν να αποφευχθούν, αφού η εν λόγω συγκόλληση RFW είναι μια διαδικασία σύνδεσης στερεάς κατάστασης [10].

Η διαδικασία ξεκινάει με τη σύσφιξη των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων προκειμένου να αποφευχθεί τυχόν πρόσθετη περιστροφή ή αξονική κίνηση. Εν συνεχεία ένας καταναλισκόμενος δακτύλιος από το ίδιο υλικό με εκείνο των σωλήνων, ο οποίος έχει υποστεί μηχανουργική κατεργασία προκειμένου να οξυνθεί στην άκρη του, τοποθετείται στην διεπαφή των δύο σωλήνων η οποία επίσης έχει υποστεί λοξοτομή (Εικόνα 1.9). Αυτός ο καταναλισκόμενος δακτύλιος περιστρέφεται και συμπιέζεται ακτινικά για να παραχθεί θερμότητα τριβής μεταξύ αυτού τριβής και των σταθερών προς συγκόλληση επιφανειών του σωλήνα, πράγμα που με τη σειρά του θα παράγει τις θερμομηχανικές συνθήκες που είναι απαραίτητες για την επίτευξη της συγκόλλησης. Για να διατηρηθούν τα άκρα του σωλήνα ευθυγραμμισμένα κατά την ακτινική διεύθυνση και να αντιδράσουν έναντι της εξωτερικής ακτινικής πίεσης συγκόλλησης και να μην υπάρξει υποχώρηση αλλά και εξώθηση υλικού στο εσωτερικό του σωλήνα, τοποθετείται ένας ειδικός άξονας (πυρήνας), ο οποίος είναι ανθεκτικός στη θερμότητα (Εικόνα 1.10). Μετά από ένα δεδομένο χρονικό διάστημα και μία ελεγχόμενη μείωση της διαμέτρου του καταναλισκόμενου δακτυλίου (που ονομάζεται burnoff), η περιστροφή διακόπτεται και η ακτινική πίεση διατηρείται ή αυξάνεται για την επίτευξη της συγκόλλησης.



Εικόνα 1.9: (α) Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας συγκόλλησης, (β) Σχηματική αναπαράσταση του σημείου επαφής δακτυλίου-προς συγκόλληση τεμαχίων πριν την έναρξη της συγκόλλησης.

Πηγή : [10]

Στην Εικόνα 1.10 παρουσιάζεται μια τυπική μακροσκοπική διατομή μίας συγκόλλησης δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή. Παρατηρούμε τη δημιουργία μίας ομαλής και συμμετρικής συγκόλλησης χωρίς πόρους, εγκλείσματα ή ρωγμές κατά μήκος της διεπαφής συγκόλλησης, που χαρακτηρίζεται από περιλαίμια φλας που εμφανίζονται στην εξωτερική διάμετρο του σωλήνα. Αυτά τα περιλαίμια φλας δημιουργούνται φυσικά με την εξώθηση του αρχικού επιφανειακού υλικού από τη γραμμή συγκόλλησης, η οποία έχει θετική επίδραση στην ποιότητα της συγκόλλησης. Επειδή τυχόν ακαθαρσίες και οξείδια στη διεπαφή τριβής διασπώνται και εξωθούνται, το αποτέλεσμα είναι μια καθαρή επιφάνεια μεταξύ των βασικών μετάλλων και του προστιθέμενου υλικού. Αξίζει να αναφερθεί πως στις συγκολλήσεις δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή, το προφίλ της συγκόλλησης πρέπει να είναι κατεργασμένο έτσι ώστε να υπάρξει ομοιομορφία με την εξωτερική διάμετρο και, εάν είναι απαραίτητο, με την εσωτερική διάμετρο των συγκολλημένων σωλήνων.



Εικόνα 1.10: Τομή δοκιμίων συγκολλημένων δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή στην οποία διακρίνονται ο καταναλισκόμενος δακτύλιος (CR) και το μητρικό υλικό (BM).

Πηγή : [10]

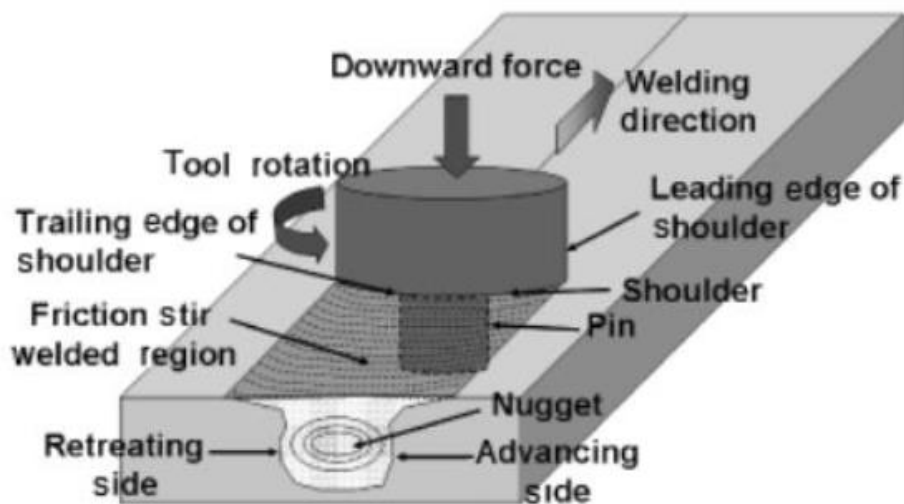
1.2.5 Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση

Η διαδικασία συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (FSW) αναπτύχθηκε το 1991 από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (TWI) στο Cambridge της Αγγλίας για τη συγκόλληση μη σιδηρούχων μετάλλων, κυρίως κραμάτων αλουμινίου. Αργότερα, η διαδικασία μπόρεσε να επεκτείνει τη βιωσιμότητά της και σε άλλα μη σιδηρούχα μέταλλα όπως ο χαλκός και ο ορείχαλκος καθώς και στη συγκόλληση ανόμοιων και σύνθετων υλικών [11].

Αρχικά για να πραγματοποιηθεί η συγκόλληση πρέπει τα τεμάχια να συγκρατούνται σε σταθερή θέση, με εξωτερικούς περιορισμούς συνήθως πάνω σε μία πλάκα στήριξης, διότι διαφορετικά θα απωθούνταν

(Εικόνα 1.11). Βασικός παράγοντας για την πραγματοποίηση συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση (FSW) είναι ένα μη καταναλισκόμενο εργαλείο συγκόλλησης, το οποίο αποτελείται από ένα περιαιχένιο (shoulder) και καταλήγει σε ένα κατάλληλα σχεδιασμένο πείρο (pin). Η επιλογή του υλικού του εργαλείου συγκόλλησης και της γεωμετρίας του εξαρτάται από το υλικό που πρόκειται να συγκολληθεί, τις διαστάσεις των προς συγκόλληση τεμαχίων, τη διαμόρφωση των ακμών των προς συγκόλληση τεμαχίων, την ισχύ της μηχανής συγκόλλησης και την αξονική δύναμη που πρόκειται να ασκηθεί. Το εργαλείο συγκόλλησης κατά την έναρξη της συγκόλλησης αρχίζει να περιστρέφεται με σταθερή γωνιακή ταχύτητα και εισέρχεται υπό πίεση στην αρχή της ραφής των υπό συγκόλληση τεμαχίων. Όταν το περιαιχένιο έρθει σε επαφή με το υπό συγκόλληση υλικό, σημαντική ποσότητα θερμότητας παράγεται στη διεπιφάνεια. Η αύξηση της θερμοκρασίας μαλακώνει το υλικό, μέρος του οποίου πλαστικοποιείται. Παρόλο που παράγονται μεγάλα ποσά θερμότητας, το υλικό παραμένει στη στερεά του φάση καθώς η θερμοκρασία συνήθως φτάνει το 80 με 90% της θερμοκρασίας τήξης του υλικού. Η αύξηση της θερμοκρασίας στην περιοχή της συγκόλλησης σε συνδυασμό με την πίεση που ασκείται από το εργαλείο έχουν ως αποτέλεσμα την ανάδευση του υλικού. Στη συνέχεια το εργαλείο μετακινείται με σταθερή ταχύτητα πρόωσης κατά μήκος της ραφής και επιτυγχάνεται η συγκόλληση των δοκιμίων (Εικόνα 1.11).

Οι συγκολλήσεις (FSW) χαρακτηρίζονται από δύο διαφορετικές πλευρές οι οποίες παρατηρούνται στην Εικόνα 1.11: την προωθούμενη πλευρά (advancing side) και την υποχωρούσα πλευρά (retreating side). Η προωθούμενη πλευρά είναι εκείνη κατά την οποία η ταχύτητα περιστροφής έχει την ίδια κατεύθυνση με την τραχύτητα συγκόλλησης, ενώ η υποχωρούσα είναι εκείνη κατά την οποία η ταχύτητα περιστροφής έχει αντίθετη κατεύθυνση με την ταχύτητα συγκόλλησης. Οι δύο αυτές πλευρές έχουν σημαντική επίδραση στις συγκολλήσεις ανόμοιων κραμάτων κάτι που θα αναλυθεί εκτενώς στο Κεφάλαιο 3.



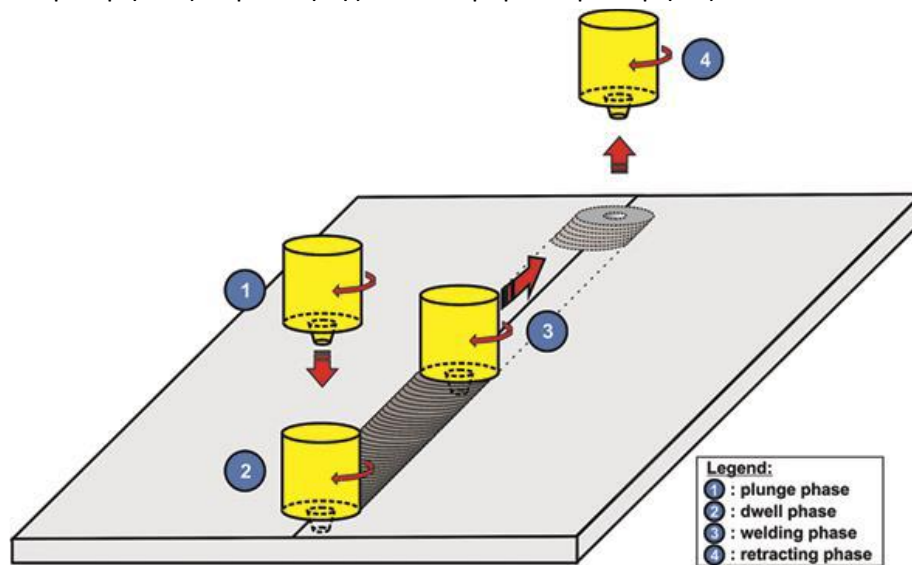
Εικόνα 1.11: Σχηματική απεικόνιση συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση.

Η διεργασία της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση αποτελείται από τέσσερα διακριτά στάδια τα οποία αναλύονται στη συνέχεια και παρουσιάζονται σχηματικά στην Εικόνα 1.12.

1. **Στάδιο βύθισης:** (plunge phase) Το εργαλείο που περιστρέφεται με σταθερή ταχύτητα, βυθίζεται, αφού πρώτα έχει ευθυγραμμιστεί με τη γραμμή σύνδεσης των τεμαχίων εργασίας, υπό την επίδραση μίας κατακόρυφης προς τα κάτω αξονικής δύναμης έως ότου το περιαιχένιο αγγίξει

την επιφάνεια του τεμαχίου προς κατεργασία, όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.12(1). Σε αυτό το στάδιο ξεκινά η διαδικασία της παραμόρφωσης.

2. Στάδιο σταθεροποίησης: (dwell phase) Το περιστρεφόμενο εργαλείο, υπό την επίδραση της αξονικής δύναμης και με το περιαιχένιο να έρχεται σε επαφή με την επιφάνεια του τεμαχίου, περιστρέφεται για 5-10 δευτερόλεπτα ανάλογα με το υλικό και το πάχος (Εικόνα 1.12(2)). Κατά αυτόν τον τρόπο παράγεται επαρκή θερμότητα τριβής στη διεπιφάνεια εργαλείου-τεμαχίου η οποία προκαλεί πλαστικοποίηση των προς συγκόλληση ελασμάτων, δημιουργώντας περισσότερη θερμότητα από πλαστική παραμόρφωση. Το πλαστικοποιημένο υλικό που βρίσκεται μπροστά από το εργαλείο εξασφαλίζει την ομαλή μετατόπιση του εργαλείου κατά τη διάρκεια του επόμενου σταδίου συγκόλλησης.
3. Στάδιο συγκόλλησης: (welding phase) Το περιστρεφόμενο εργαλείο, υπό την επίδραση του αξονικού φορτίου και με το περιαιχένιο, που περικλείει τον πλαστικοποιημένο όγκο, μετατοπίζεται με σταθερή ταχύτητα κατά μήκος της επιθυμητής γραμμής σύνδεσης, όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.12(3). Η περιστροφή του εργαλείου συνεχίζει να παράγει θερμότητα λόγω τριβής και παραμόρφωσης. Μια άλλη σημαντική λειτουργία της περιστροφής του εργαλείου είναι η ανάδευση και η ροή του υλικού. Οι κινήσεις περιστροφής και μετακίνησης του εργαλείου προκαλούν την ροή του πλαστικοποιημένου υλικού κοντά στον πείρο του εργαλείου από την προωθούμενη πλευρά προς το πίσω μέρος του πείρου. Το περιαιχένιο εφαρμόζει μια δύναμη σφυρηλασίας στο υλικό πίσω από τον πείρο, γεμίζοντας ουσιαστικά την κοιλότητα που σχηματίζεται από την προς τα εμπρός κίνηση του πείρου. Αυτό προκαλεί ανάμιξη των υλικών με τη μορφή ατομικής διάχυσης ή διάλυσης ανάλογα με τις συνθήκες θερμοκρασίας και πίεσης, με αποτέλεσμα τη δημιουργία συγκόλλησης στο πίσω μέρος του εργαλείου.
4. Στάδιο ψύξης: (retracting phase) Κατά την άφιξη στο άκρο συγκόλλησης, το εργαλείο αποσύρεται από το τεμάχιο εργασίας, αφήνοντας πίσω μία οπή εξόδου, όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.12(4). Χρησιμοποιούνται διάφορες διαδικασίες για την αποφυγή της οπής εξόδου σε αυτό το είδος συγκολλήσεων. Αυτές περιλαμβάνουν την αναπλήρωση της οπής εξόδου ή τη χρήση μεγαλύτερου μήκους συγκόλλησης από το προβλεπόμενο μήκος.



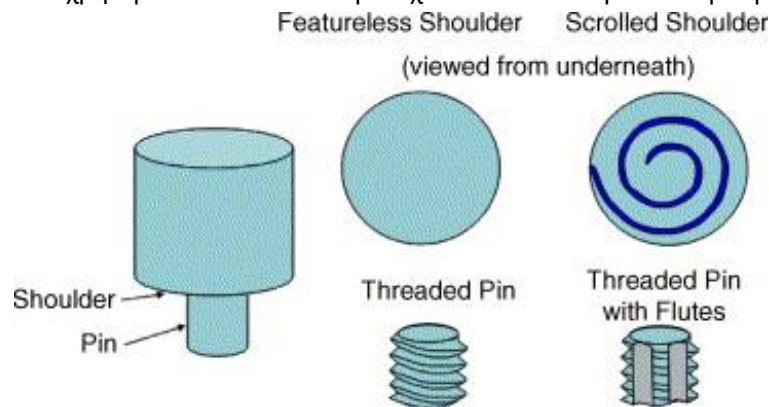
Εικόνα 1.12: Σχηματική απεικόνιση των τεσσάρων χαρακτηριστικών σταδίων της συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση.

Πηγή : [12]

I.3 Παράμετροι της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (FSW).

I.3.1 Γεωμετρία Εργαλείου

Η γεωμετρία του εργαλείου είναι ο σημαντικότερος παράγοντας με τη μεγαλύτερη επιρροή στη διεργασία της συγκόλλησης [12]. Η γεωμετρία του εργαλείου διαδραματίζει κρίσιμο ρόλο στη ροή υλικού και με τη σειρά του ρυθμίζει την ταχύτητα μετατόπισης με την οποία μπορεί να διεξαχθεί μία συγκόλληση FSW. Ένα εργαλείο FSW αποτελείται από ένα περιαιχένιο και έναν πείρο όπως φαίνεται σχηματικά στην Εικόνα 1.13. Το εργαλείο έχει δύο κύριες λειτουργίες: (α) τοπική πρόσδοση θερμότητας και (β) ανάδευση του υλικού. Στο αρχικό στάδιο βύθισης του εργαλείου, η θερμότητα προκύπτει κυρίως από την τριβή μεταξύ του πείρου και του τεμαχίου εργασίας. Κάποια επιπλέον παροχή θερμότητας προκύπτει από την παραμόρφωση του υλικού. Το εργαλείο βυθίζεται μέχρι το περιαιχένιο να αγγίξει τα προς συγκόλληση τεμάχια. Η τριβή μεταξύ του ώμου και των προς συγκόλληση ελασμάτων ευθύνεται για τη μεγαλύτερη παροχή θερμότητας. Όσον αφορά τη θερμική παροχή, το σχετικό μέγεθος του πείρου και του περιαιχενίου είναι το πιο σημαντικό μέγεθος καθιστώντας τα υπόλοιπα μορφολογικά χαρακτηριστικά του εργαλείου λιγότερο κρίσιμα. Το περιαιχένιο καθορίζει τον θερμαινόμενο όγκο του υλικού. Η δεύτερη λειτουργία του εργαλείου είναι η «ανάδευση» και η «κίνηση» του υλικού. Η ομοιομορφία της μικροδομής και των ιδιοτήτων καθώς και τα αξονικά φορτία κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης (FSW) καθορίζονται από τη σχεδίαση του εργαλείου. Τις περισσότερες φορές κατά τη συγκόλληση αλουμινίου χρησιμοποιείται λείο περιαιχένιο και κυλινδρικοί πείροι με σπείρωμα.

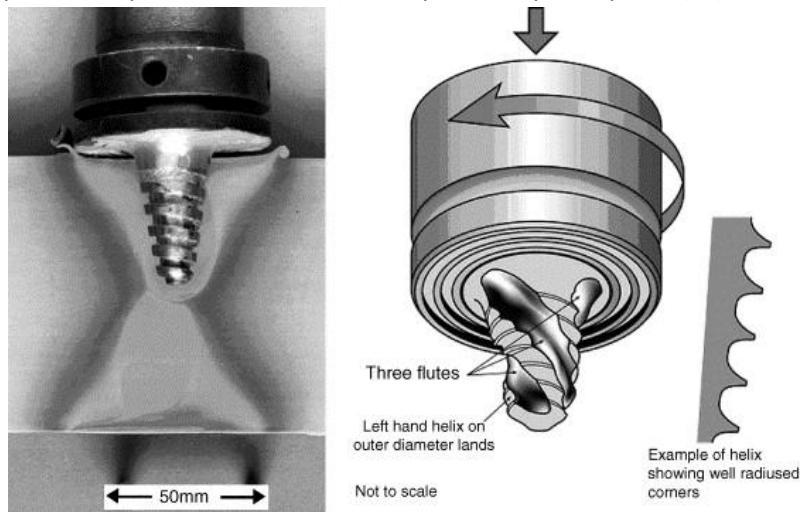


Εικόνα 1.13: Σχηματική απεικόνιση της γεωμετρίας του εργαλείου συγκόλλησης που χρησιμοποιείται κατά τις συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW).

Πηγή: [12]

Με την αυξανόμενη γνώση και κατανόηση της ροής υλικού, η γεωμετρία του εργαλείου έχει εξελιχθεί σημαντικά. Έχουν προστεθεί πολύπλοκα χαρακτηριστικά για να μεταβάλλουν τη ροή υλικού, και να μειώνουν τα φορτία κατά την διάρκεια της συγκόλλησης. Για παράδειγμα, τα εργαλεία Whorl™ και MX Triflute™ που αναπτύχθηκαν από το Βρετανικό Ινστιτούτο συγκολλήσεων (TWI) παρουσιάζονται στην Εικόνα 1.14. Στην ερευνά του ο Thomas και οι συνεργάτες του [13], επεσήμανε ότι οι πείροι και για τα δύο εργαλεία Whorl™ και MX Triflute™, μετατοπίζουν λιγότερο υλικό από ένα κυλινδρικό εργαλείο με την ίδια διάμετρο πείρου. Συνήθως, το Whorl™ μειώνει τον όγκο εκτοπίσματος κατά περίπου 60%, ενώ το MX Triflute™ κατά περίπου 70%. Τα χαρακτηριστικά σχεδιασμού του Whorl™ και του MX Triflute™ πιστεύεται ότι (α) μειώνουν τη δύναμη συγκόλλησης, (β) επιτρέπουν ευκολότερη ροή πλαστικοποιημένου υλικού, (γ) διευκολύνουν την προς τα κάτω ροή τροφοδοσίας υλικού και (δ) αυξάνουν τη διεπαφή μεταξύ του πείρου και του πλαστικοποιημένου υλικού, αυξάνοντας έτσι την

παραγωγή θερμότητας. Έχει αποδειχθεί ότι πλάκες αλουμινίου με πάχος μέχρι 50 mm μπορούν να συγκολλούνται επιτυχώς με FSW σε ένα πάσο χρησιμοποιώντας αυτά τα δύο εργαλεία. Μια συγκόλληση 6082Al-T6 FSW πάχους 75 mm., έγινε με τη χρήση εργαλείου Whorl™ σε δύο περάσματα, που το καθένα έδωσε περίπου 38 mm διείδυση. Κατά τον Thomas [13], ο κύριος παράγοντας που καθορίζει την ανωτερότητα των πείρων Whorl™ και MX Triflute™ σχετικά με τους συμβατικούς κυλινδρικούς πείρους είναι η αναλογία του όγκου σάρωσης κατά τη διάρκεια της περιστροφής προς τον όγκο του ίδιου του πείρου. Δηλαδή μία αναλογία του "δυναμικού όγκου προς τον στατικό όγκο" η οποία είναι απαραίτητη για την παροχή επαρκούς ροής κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης. Συνήθως, αυτή η αναλογία για πείρους με παρόμοιες διαμέτρους και μήκος είναι 1,1: 1 για συμβατικό κυλινδρικό πείρο, 1,8: 1 για το Whorl™ και 2,6: 1 για τον πείρο MX Triflute™ (όταν πρόκειται για συγκόλληση πλάκας πάχους 25 mm).

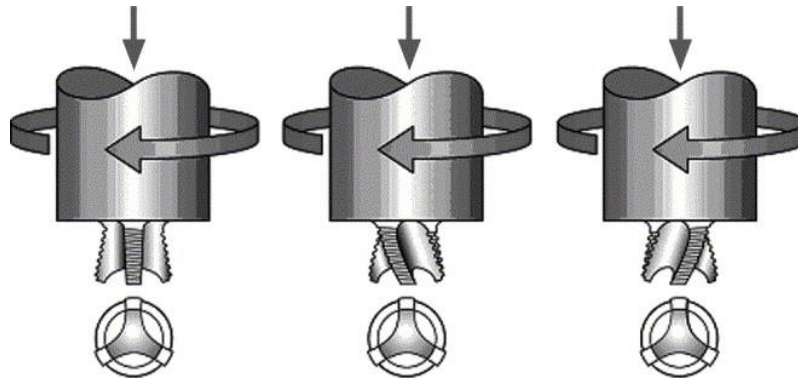


Εικόνα 1.14: Εργαλεία συγκόλλησης Whorl™ (αριστερά) και MX Triflute™ (δεξιά) που αναπτύχθηκαν από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (TWI) για συγκολλήσεις δια τριθής με ανάδευση (FSW).

Πηγή: [13]

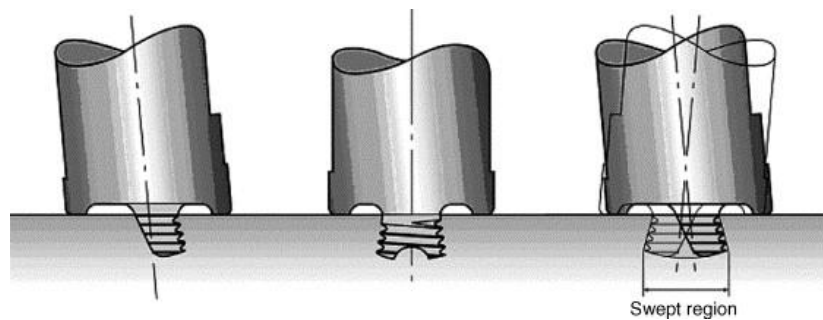
Για την FSW με επικάλυψη, ο συμβατικός κυλινδρικός-κοχλιοειδής πείρος είχε ως αποτέλεσμα την υπερβολική αραίωση του άνω φύλλου, οδηγώντας σε σημαντικά μειωμένη αντοχή σε κάμψη [14]. Πρόσφατα, αναπτύχθηκαν δύο νέες γεωμετρικές πείρων, το Flared-Triflute™ με τρία χαρακτηριστικά πτερύγια τα οποία φέρουν επάνω τους ραβδώσεις (Εικόνα 1.15) και το A-skew™ με τον άξονα του πείρου ελαφρώς κεκλιμένο προς τον άξονα της ατράκτου της μηχανής (Εικόνα 1.16), οι οποίες βελτιώνουν την ποιότητα των συγκολλήσεων με επικάλυψη [14]. Τα χαρακτηριστικά σχεδίασης του Flared-Triflute™ και του A-skew™ πιστεύεται ότι: (α) αυξάνουν την αναλογία μεταξύ του όγκου σάρωσης και του στατικού όγκου του πείρου, βελτιώνοντας έτσι τη ροή γύρω και κάτω από τον πείρο, (β) διευρύνουν την περιοχή συγκόλλησης εξαιτίας του αυξημένου όγκου πλαστικοποιημένου υλικού που εκτοπίζεται λόγω των πτερυγίων του Flared-Triflute™ και λόγω της εκκεντρότητας στον πείρο A-skew™ (γ) παρέχουν βελτιωμένη ανάμειξη όσον αφορά τη διάλυση και διασπορά των οξειδίων στη επιφάνεια διεπαφής (δ) λόγω της τροχιακής κίνησης, παρέχει μια επιπρόσθετη ανάδευση του υλικού στη βάση της συγκόλλησης, εξαιτίας της εκκεντρότητας του πείρου A-skew™, βελτιώνοντας την ποιότητα συγκόλλησης στην περιοχή αυτή. Σε σύγκριση με τον συμβατικό σπειροειδή πείρο, οι πείροι Flared-Triflute™ και A-skew™ είχαν ως αποτέλεσμα: (α) τη βελτίωση πάνω από 100% στην ταχύτητα συγκόλλησης, (β) τη μείωση της αξονικής δύναμης κατά 20%, (γ) τη σημαντική διεύρυνση της περιοχής συγκόλλησης (190-195% του πάχους της πλάκας για τους πείρους Flared-Triflute™ και A-skew™ και 110%

για την κλασικό πείρο με σπείρωμα) και (δ) τη μείωση της εκλέπτυνσης των άνω φύλλων κατά συντελεστή μεγαλύτερο του 4 [15]. Οι Thomas και Dolby [15], πρότειναν ότι και οι δύο πείροι Flared-Trifute™ και A-skew™ είναι κατάλληλοι για συγκόλληση με επικάλυψη, συγκόλληση τύπου T και παρόμοιες συγκολλήσεις όπου η διεπαφή σύνδεσης είναι κάθετη στον άξονα του μηχανήματος.



Εικόνα 1.15: Εργαλείο συγκόλλησης Flared-Trifute™ που αναπτύχθηκε από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (TWI) για συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW) με επικάλυψη πλακών. (α) με ουδέτερα πτερύγια, (β) με αριστερόστροφα πτερύγια και (γ) με δεξιόστροφα πτερύγια.

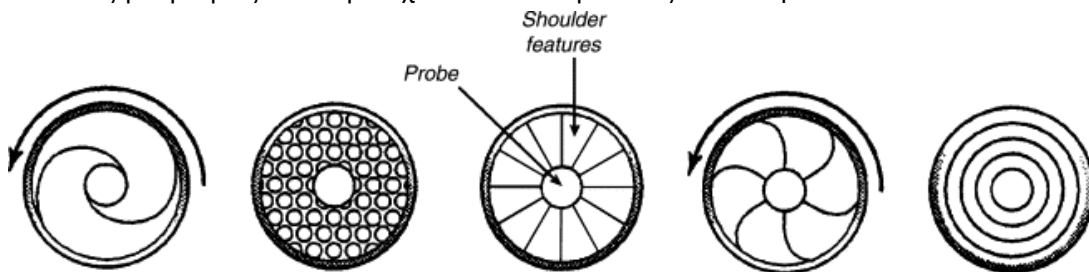
Πηγή: [14]



Εικόνα 1.16: Εργαλείο συγκόλλησης A-skew™ που αναπτύχθηκε από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (TWI) για συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW) με επικάλυψη πλακών.

Πηγή: [14]

Περαιτέρω, διάφορα προφίλ περιαιχενίων σχεδιάστηκαν από το TWI προκειμένου να είναι συμβατά σε διάφορα υλικά και συνθήκες συγκόλλησης. Αυτά τα προφίλ ώμων βελτιώνουν τη σύζευξη μεταξύ του περιαιχενίου του εργαλείου και των τεμαχίων εργασίας, εγκλωβίζοντας το πλαστικοποιημένο υλικό κάτω από την περιοχή του περιαιχενίου λόγω φαινομένων επανακυκλοφορίας του υλικού, τα οποία οφείλονται στις γεωμετρίες των περιαιχενίων που παρουσιάζονται στην Εικόνα 1.17.



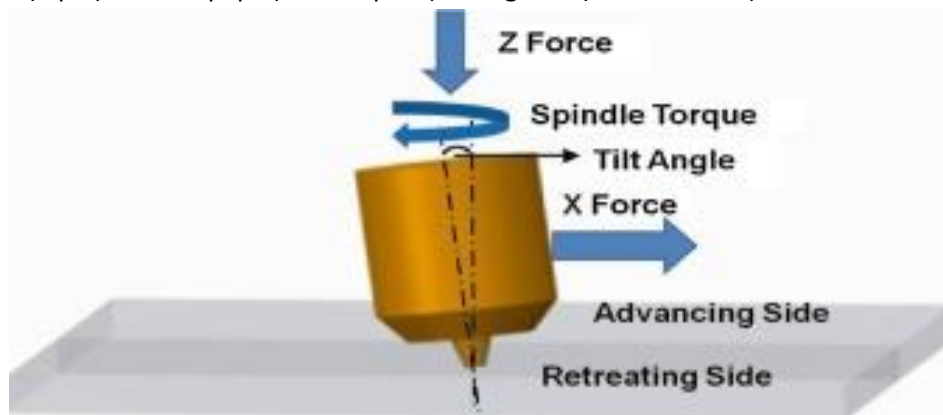
Εικόνα 1.17: Γεωμετρίες ώμων που αναπτύχθηκαν από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (TWI) για συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW).

Πηγή: [14]

Λαμβάνοντας υπόψη τη σημαντική επίδραση της γεωμετρίας του εργαλείου στη ροή του μετάλλου, η θεμελιώδης συσχέτιση μεταξύ της ροής του υλικού και της προκύπτουσας μικροδομής των συγκολλήσεων ποικίλλει ανάλογα με το κάθε εργαλείο. Μια κρίσιμη ανάγκη είναι να αναπτυχθεί ένα συστηματικό πλαίσιο για το σχεδιασμό εργαλείων. Υπολογιστικά εργαλεία, συμπεριλαμβανομένης της ανάλυσης πεπερασμένων στοιχείων (FEA), μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την απεικόνιση της ροής του υλικού και τον υπολογισμό των αξονικών δυνάμεων.

1.3.2 Γωνία κλίσης, βάθος διείσδυσης και δυνάμεις που ασκούνται επάνω στο εργαλείο συγκόλλησης

Κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση, στη διεπαφή του εργαλείου συγκόλλησης με τα προς συγκόλληση τεμάχια αναπτύσσονται δύο διαφορετικές δυνάμεις (Εικόνα 1.18). Το εργαλείο συγκόλλησης υφίσταται μία κατακόρυφη δύναμη Z καθώς εκείνο διεισδύει στο τεμάχιο εργασίας και μία οριζόντια δύναμη X , γνωστή ως δύναμη συγκόλλησης, καθώς μετατοπίζεται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης λόγω της αντίστασης του υλικού στη ροή γύρω από τον πείρο του εργαλείου. Η επαρκής κατακόρυφη δύναμη είναι μία σημαντική προϋπόθεση δεδομένου ότι προάγει την παραγωγή θερμότητας και την κατάλληλη ροή του πλαστικοποιημένου υλικού στην οπίσθια ακμή του εργαλείου. Σημαντικό ρόλο επίσης στη ροή του υλικού έχει και η κλίση του εργαλείου σε σχέση με την επιφάνεια του τεμαχίου. Δίνοντας μια μικρή κλίση στον άξονα του εργαλείου προς την αντίθετη κατεύθυνση από αυτήν της συγκόλλησης, εξασφαλίζουμε ότι το περιουχένιο μεταφέρει το αναδευόμενο υλικό αποδοτικά από το εμπρός προς το πίσω μέρος του πείρου (tilt angle στην Εικόνα 1.18).



Εικόνα 1.18: Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (FSW) με κλίση του άξονα του εργαλείου προς τα πίσω.

Πηγή: [16]

Η γωνία κλίσης του εργαλείου συγκόλλησης προσδίδει μία πιο σύνθετη και έντονη ανάδευση στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης (Weld nugget) [12]. Ο Chen και οι συνεργάτες του στην ερευνά τους [17], διαπίστωσαν ότι η γωνία κλίσης του εργαλείου επηρεάζει την παραγωγή θερμότητας οδηγώντας στη παραγωγή συγκολλήσεων χωρίς ατέλειες. Ο Z.Barlas [18] συμπέρανε πειραματικά ότι η κλίση 2° του εργαλείου συγκόλλησης σε συνδυασμό με τις κατάλληλες παραμέτρους (ταχύτητα συγκόλλησης και ταχύτητα πρόωσης) οδηγεί σε αναβαθμισμένες συγκολλήσεις από άποψη μικροδομής.

Ο Abhijit Banik και οι συνεργάτες του [16], ανέλυσαν την επίδραση των γωνιών κλίσης με δύο διαφορετικές γεωμετρίες εργαλείων συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση. Κατέληξαν στο συμπέρασμα ότι καθώς αυξάνεται η γωνία κλίσης, αυξάνεται η ροπή και οι δυνάμεις συγκόλλησης που παράγονται στη διεπαφή εργαλείου-τεμαχίου. Σε γωνία κλίσης 0° επιτυγχάνεται ομαλή κατανομή της ροπής και των

άλλων δυνάμεων. Η δύναμη Z αυξάνεται επίσης με την κλίση λόγω του αυξημένου βάθους βύθισης στην πίσω άκρη.

Το βάθος διείσδυσης του πείρου στο υλικό είναι επίσης μια σημαντική παράμετρος για την πραγματοποίηση συγκολλήσεων υψηλής ποιότητας χωρίς ατέλειες. Βάθος διείσδυσης ορίζεται η απόσταση του χαμηλότερου σημείου του πείρου από την άνω επιφάνεια των υπό συγκόλληση τεμαχίων. Όταν το βάθος διείσδυσης είναι πολύ μικρό, το περιουχένιο δε βρίσκεται σε επαφή με την επιφάνεια του τεμαχίου και δεν μπορεί να συνεισφέρει στη διαδικασία ούτε θερμικά, ούτε κινητικά αλλά ούτε και στον περιορισμό του υλικού στη ζώνη ανάδευσης. Το γεγονός αυτό έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία συγκολλήσεων με ατέλειες όπως εσωτερικά ή επιφανειακά κενά. Αντίθετα όταν το βάθος διείσδυσης είναι πολύ μεγάλο, το περιουχένιο διεισδύει σε τέτοιο βαθμό εντός του τεμαχίου που παρατηρείται η δημιουργία γρεζιού (flash). Στην περίπτωση αυτή, παράγεται μια σημαντικά κοίλη συγκόλληση, γεγονός το οποίο οδηγεί στην εκλέπτυνση των συγκολλημένων τεμαχίων.

1.3.3 Επίδραση της ταχύτητας περιστροφής

Η ταχύτητα περιστροφής είναι μια πολύ σημαντική παράμετρος συγκόλλησης, η οποία παίζει βασικό ρόλο στη ροή του υλικού και στην παραγωγή θερμότητας, επηρεάζοντας έτσι τη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης. Ο Schneider στην ερευνά του [19], διαπίστωσε ότι η ταχύτητα περιστροφής έχει σημαντική επίδραση στο σχηματισμό της ζώνης και στην αντοχή της ραφής συγκόλλησης. Σύμφωνα με τον R.S. Mishra η περιστροφή του εργαλείου οδηγεί σε ανάδευση και ανάμιξη υλικού γύρω από τον περιστρεφόμενο πείρο. Οι υψηλότερες ταχύτητες περιστροφής του εργαλείου παράγουν υψηλότερη θερμοκρασία λόγω της υψηλότερης θέρμανσης με τριβή και οδηγούν σε πιο έντονη ανάδευση και ανάμιξη υλικού. Ωστόσο, η παροχή θερμότητας καθορίζεται από τη τριβή που αναπτύσσεται μεταξύ της επιφάνειας του περιουχένιου και των προς συγκόλληση ελασμάτων. Έτσι, δεν αναμένεται μονοσήμαντη αύξηση της θέρμανσης με αυξανόμενη ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου καθώς ο συντελεστής τριβής στη διεπαφή θα αλλάξει με την αύξηση της ταχύτητα περιστροφής.

Επίσης σύμφωνα με τον Li [20], το μέγεθος των ανακρυσταλλωμένων κόκκων μπορεί να μειωθεί μειώνοντας την ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου, αλλά διατηρώντας σταθερή τη ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου. Με αύξηση της ταχύτητας περιστροφής και της κατακόρυφης δύναμης, παρατηρείται αύξηση των μεγίστων τιμών της θερμοκρασίας και του ποσοστού παραμόρφωσης στη συγκόλληση.

Ο K.Elangovan [21], στην έρευνά του αναφέρει πως η υψηλότερη ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου είχε ως αποτέλεσμα υψηλότερη θερμοκρασία και βραδύτερο ρυθμό ψύξης στο πυρήνα μετά τη συγκόλληση. Μια υψηλότερη ταχύτητα περιστροφής προκαλεί υπερβολική ανάδευση των υλικών στην ανώτερη επιφάνεια, η οποία κατά συνέπεια δημιουργεί κενά στο πυρήνα συγκόλλησης. Αντιθέτως η χαμηλότερη παροχή θερμότητας λόγω της μικρότερης ταχύτητας περιστροφής είχε ως αποτέλεσμα την έλλειψη ανάδευσης. Η έκταση του πυρήνα μειώνεται με τη μείωση της ταχύτητας περιστροφής του εργαλείου επηρεάζοντας την κατανομή της θερμοκρασίας στη περιοχή.

Καθώς η ταχύτητα περιστροφής αυξάνεται, η περιοχή συγκόλλησης διευρύνεται. Αυτό σημαίνει ότι το σημείο θραύσης της επηρεάζεται επίσης από την ταχύτητα περιστροφής [22]. Οι ιδιότητες εφελκυσμού των συγκολλήσεων που έγιναν σε χαμηλότερες ταχύτητες περιστροφής για μια δεδομένη ταχύτητα πρόωσης είχαν ως αποτέλεσμα τη χαμηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό. Καθώς η ταχύτητα περιστροφής αυξήθηκε, τόσο η αντοχή όσο και η επιμήκυνση βελτιώθηκαν, φθάνοντας στο μέγιστο, πριν πέσουν ξανά λόγω ιδιαίτερα υψηλών περιστροφικών ταχυτήτων. Είναι σαφές ότι, στην FSW, καθώς η ταχύτητα

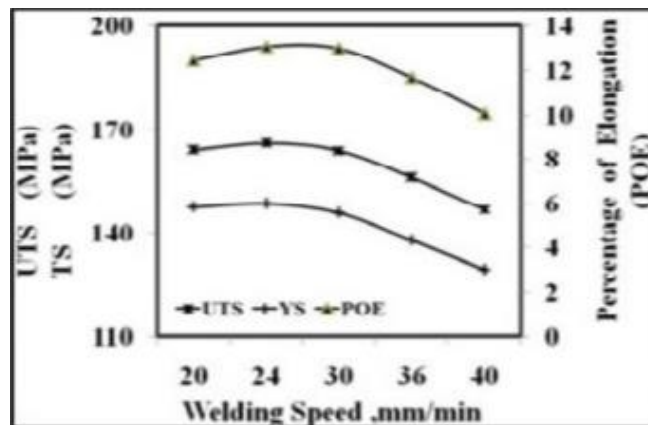
περιστροφής αυξάνεται, η εισροή θερμότητας αυξάνεται επίσης. Ωστόσο, οι υπολογισμένες μέγιστες θερμοκρασίες είναι σχεδόν ίδιες σε όλες τις ταχύτητες περιστροφής. Το φαινόμενο αυτό μπορεί να εξηγηθεί από τους ακόλουθους δύο λόγους: πρώτον, ο συντελεστής τριβής μειώνεται όταν συμβαίνει μία τοπική τήξη υλικού και δεύτερον, σε μεγαλύτερα ποσοστά παροχής θερμότητας υπάρχουν και μεγαλύτερες απώλειες.

Τέλος σε πολύ υψηλές ταχύτητες περιστροφής τα σωματίδια δευτερευουσών φάσεων (ενίσχυσης) θα υποστούν περισσότερο θρυμματισμό και θα διαλυτοποιηθούν σε διάφορα μέρη της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης (TMAZ). Καθώς η ταχύτητα περιστροφής μειώνεται και η θερμοκρασία μέσα στον πυρήνα συγκόλλησης γίνεται χαμηλότερη, το κλάσμα όγκου των χονδροειδών σωματιδίων δεύτερης φάσης αυξάνεται. Ως εκ τούτου, η ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου πρέπει να βελτιστοποιηθεί ώστε να δημιουργήσει στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης λεπτά σωματίδια δευτερευουσών φάσεων ομοιόμορφα κατανεμημένα σε όλη τη μήτρα.

1.3.4 Επίδραση της ταχύτητας πρόωσης

Η διαδικασία της συγκόλλησης ολοκληρώνεται με τη πρόωση του εργαλείου η οποία κινεί το αναδευόμενο υλικό από το μέτωπο προς το πίσω μέρος του πείρου. Αποτελεί συνεπώς επίσης μία παράμετρο που επηρεάζει σε μεγάλο ποσοστό τη θερμική παροχή καθορίζοντας τη ποιότητα, τη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης [12].

Ο Krishnam και οι συνεργάτες του [23], στην ερευνά τους προσπάθησαν να προσδιορίσουν την αλληλεπίδραση της περιστροφικής ταχύτητας, της ταχύτητας πρόωσης και του κάθετου αξονικού φορτίου στην αντοχή σε εφελκυσμό, στο όριο διαρροής, στο ποσοστό της επιμήκυνσης και στη κατανομή της μικροσκληρότητας.



Διάγραμμα 1.1: Επίδραση της ταχύτητας πρόωσης στην αντοχή σε εφελκυσμό στο όριο διαρροής και στο ποσοστό επιμήκυνσης.

Πηγή: [23]

Όπως παρατηρούμε στο Διάγραμμα 1.1 όσο αυξάνεται η ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου συγκόλλησης τόσο μειώνονται τα υπόλοιπα τρία χαρακτηριστικά μεγέθη. Το γεγονός αυτό πιθανότατα οφείλεται στην μειωμένη θερμική παροχή που προδίδεται στα προς συγκόλληση τεμάχια λόγω υψηλής ταχύτητας πρόωσης, με αποτέλεσμα τη μη επαρκή ανάδευση στον πυρήνα της συγκόλλησης. Γενικότερα η ταχύτητα πρόωσης καθορίζει πολλά χαρακτηριστικά μίας συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση. Ο Krishnam προσπαθώντας να συγκεντρώσει τις επιδράσεις αυτές κατέληξε στα εξής συμπεράσματα:

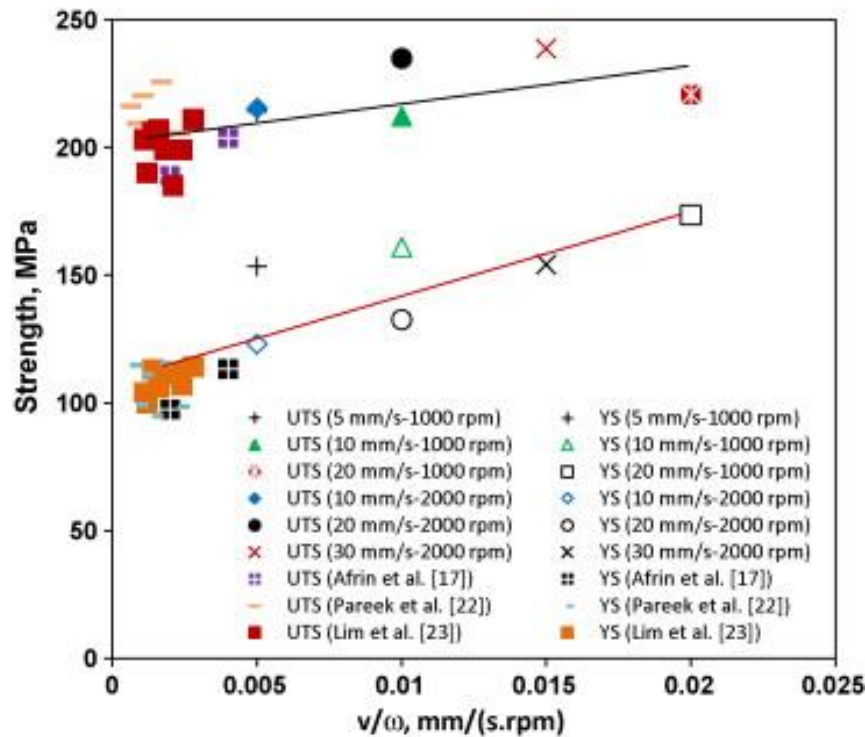
1. Εάν η ταχύτητα πρόωσης είναι σχετικά χαμηλή: Τότε η παροχή θερμότητας στο πυρήνα συγκόλλησης είναι η ιδιαίτερα υψηλή. Η παραγόμενη θερμότητας λόγω τριβής ανά μονάδα μήκους είναι επίσης υψηλή ενώ παρατηρείται η δημιουργία ευμεγεθών κόκκων.
2. Εάν η ταχύτητα πρόωσης είναι σχετικά βέλτιστη: Η συνεργασία εργαλείου και προς συγκόλληση ελασμάτων βελτιώνεται. Η παραγόμενη θερμότητας λόγω τριβής ανά μονάδα μήκους μειώνεται ενώ υπάρχει επαρκής ροή πλαστικοποιημένου υλικού στο πυρήνα συγκόλλησης. Τέλος, η παραγόμενη μικροδομή αποτελείται από εκλεπτυσμένους κόκκους.
3. Εάν η ταχύτητα πρόωσης είναι σχετικά υψηλή: Η παροχή θερμότητας στα προς συγκόλληση τεμάχια δεν είναι επαρκής με αποτέλεσμα να υπάρχει ανεπαρκής ροή πλαστικοποιημένου υλικού στο πυρήνα. Παρατηρείται μείωση του μεγέθους των κόκκων, ωστόσο, το πλαστικοποιημένο υλικό βρίσκεται σε χαμηλή θερμοκρασία, γεγονός που καθιστά δύσκολη την ανάδευση του, προκαλώντας ατέλειες στη παραγόμενη συγκόλληση.

I.3.5 Επίδραση του λόγου των ταχυτήτων συγκόλλησης

Ο λόγος των ταχυτήτων συγκόλλησης (weld pitch) ή βήμα συγκόλλησης ορίζεται ως ο λόγος της ταχύτητας πρόωσης προς την ταχύτητα περιστροφής (v/w). Πρόκειται για επίσης μία πολύ σημαντική παράμετρο που συνδυάζει τις επιδράσεις και των δύο ταχυτήτων συγκόλλησης σε ένα λόγο.

Οι Seidel και Reynolds οι οποίοι είναι και εκείνοι που πρότειναν το λόγο αυτό αναφέρουν [24], ότι σε υψηλούς λόγους ταχυτήτων η ποσότητα της πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού μειώθηκε και κατέληξαν πως η αποτελεσματικότητα της ανάδευσης ήταν αντιστρόφως ανάλογη με το βήμα συγκόλλησης. Αντιθέτως σε χαμηλούς λόγους συγκόλλησης η ανεπαρκής πλαστική παραμόρφωσή ενίσχυσε το σχηματισμό στρώματος οξειδίου στην υποχωρούσα πλευρά RS κατά τη διάρκεια της FSW, όπως αναφέρθηκε από τον Afrin και τους συνεργάτες του [25]. Αυτή η πλούσια σε οξείδια περιοχή επηρέασε σημαντικά τη συμπεριφορά του κράματος Al-Mg σε εφελκυσμό και συνεπώς η αστοχία έλαβε χώρα στην RS, σε υψηλούς λόγους ταχυτήτων (v/w) κατά τη διάρκεια δοκιμών εφελκυσμού.

Σύμφωνα με τον S.M. Chowdhury και τους συνεργάτες του [26], παρατηρήθηκε ότι με αύξηση του βήματος συγκόλλησης, σε ένα μεγάλο εύρος, τόσο το όριο διαρροής όσο και οι ιδιότητες εφελκυσμού παρουσιάζουν αξιόλογη αύξηση με γραμμική σχέση σύμφωνα με το Διάγραμμα 1.2. Με την αύξηση του βήματος συγκόλλησης η συνολική παραγωγή θερμότητας μειώνεται, οδηγώντας στο σχηματισμό κόκκων μικρότερου μεγέθους. Συνεπώς με αύξηση του λόγου (v/w) παρατηρείται αύξηση της αντοχής των παραγόμενων συγκολλήσεων.



Διάγραμμα 1.2: Μία σύγκριση των YS και UTS συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση AZ31B-H24, ως συνάρτηση του βήματος συγκόλλησης (v/ω).

Πηγή: [26]

Ωστόσο αξίζει να σημειωθεί ότι ενώ οι παραπάνω γραμμικές σχέσεις θεωρήθηκαν έγκυρες σε ένα αρκετά ευρύ φάσμα τιμών βήματος συγκόλλησης, υπάρχει ένα άνω όριο πάνω από το οποίο μπορεί να παρουσιαστεί μεγάλη ποσότητα ελαττωμάτων. Τέτοια ελαττώματα μπορεί να είναι τύπου Kissing bond και γενικότερα ελαττώματα ανεπαρκούς σύνδεσης, δεδομένου ότι η σωστή/μεταλλουργική σύνδεση μπορεί να μην δημιουργηθεί λόγω ανεπαρκούς πλαστικοποίησης του υλικού που οφείλεται στην ανεπαρκή θερμική παροχή λόγω υψηλών βημάτων συγκόλλησης. Ένα τέτοιο ανώτερο όριο θα αναμενόταν επίσης να εξαρτάται από τα εξαρτώμενα από τη θερμοκρασία χαρακτηριστικά ροής των υλικών. Έτσι, διαφορετικά υλικά θα έχουν διαφορετικές ανώτερες οριακές τιμές. Απαιτούνται περαιτέρω μελέτες για να βρεθούν τα ανώτερα όρια του βήματος συγκόλλησης για διαφορετικά υλικά.

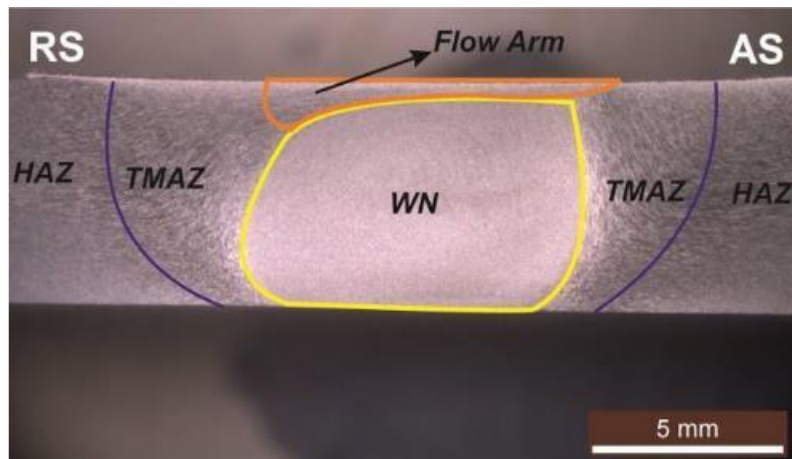
1.4 Ζώνες συγκόλλησης

Η θερμότητα που παράγεται κατά τις συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW) οφείλεται κυρίως στην τριβή μεταξύ του περιαιχενίου και των προς συγκόλληση τεμαχίων και δευτερευόντως στη τριβή μεταξύ της επιφάνειας του πείρου με το υλικό. Τα φαινόμενα που λαμβάνουν χώρα κατά την παραγωγή της θερμότητας είναι τα εξής:

- Ολίσθηση (sliding friction), όπου η ταχύτητα του μετάλλου είναι μηδενική και η παραγωγή θερμότητας οφείλεται αποκλειστικά στη τριβή.
- Προσκόλληση υλικού στο εργαλείο συγκόλλησης (sticking effect), η οποία εμφανίζεται αφού μαλακώσει το υλικό εξαιτίας της αυξανόμενης θερμοκρασίας. Στο σημείο διεπαφής του προσκολλημένου υλικού με το εργαλείο συγκόλλησης υπάρχει κοινή ταχύτητα, συνεπώς δεν

υπάρχει σχετική κίνηση και άρα δεν υπάρχει τριβή. Η παραγόμενη λοιπόν θερμότητα στο σημείο αυτό οφείλεται καθαρά στην παραμόρφωση του υλικού.

Η παροχή θερμότητας έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση της θερμοκρασίας και την πλαστικοποίηση του υλικού των τεμαχίων στη περιοχή της ραφής. Το πλαστικοποιημένο υλικό στη συνέχεια υπόκειται σε ανάμιξη και ανάδευση ενώ αναγκάζεται να κινηθεί προς την αντίθετη φορά από αυτήν της συγκόλλησης. Το ήδη αναδευόμενο υλικό λόγω φαινομένων μεταφοράς θερμότητας (συναγωγή και ακτινοβολία με το περιβάλλον και αγωγή με το ψυχρότερο βασικό μέταλλο) αποβάλλει τη θερμότητα. Η συγκόλληση σταθεροποιείται μόλις η θερμοκρασία του αναμεμιγμένου πλέον υλικού μειωθεί και το υλικό επανέλθει στην πλήρως στερεοποιημένη φάση (βαφή), με διαφοροποιημένη όμως μικροδομή από εκείνη του μητρικού μετάλλου. Η μικροδομή αυτή αποτελείται από 5 ζώνες συγκόλλησης, οι οποίες παρουσιάζονται στην Εικόνα 1.19.



Εικόνα 1.19 : Ζώνες συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (FSW) σε συγκολλημένο κράμα AA6082-T6.

Πηγή: [27]

1. **Πυρήνας συγκόλλησης ή ζώνη ανάδευσης (weld nugget, WN ή stir zone, SZ):** Πρόκειται για την περιοχή η οποία δημιουργείται εκεί όπου εισχωρεί και ενεργεί ο πείρος συγκόλλησης. Η μορφολογία του εξαρτάται από τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά του πείρου, του περιαιχηνίου, της κλίσης του εργαλείου συγκόλλησης καθώς επίσης και από το βήμα συγκόλλησης και την πλευρά τοποθέτησης εάν πρόκειται για συγκολλήσεις ανόμοιων κραμάτων. Στην περιοχή αυτή λαμβάνουν χώρα φαινόμενα δυναμικής ανακρυστάλλωσης των κόκκων λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης και της προσιδιόμενης θερμότητας στην οποία υπόκειται. Αποτελεί ουσιαστικά μία θερμομηχανικά επηρεασμένη και δυναμικά ανακρυσταλλωμένη ζώνη, η οποία αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους με πολύ μικρό μέγεθος. Το μέγεθος των κόκκων του WN είναι συνήθως αρκετά μικρότερο από εκείνο του μητρικού υλικού. Επιπρόσθετο χαρακτηριστικό της περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης είναι η εμφάνιση μίας “Δακτυλιοειδούς δομής” (onion ring structure) αποτελούμενης από παραμορφωμένους ομόκεντρους κύκλους. Βέβαια, η δομή αυτή δεν παρατηρείται πάντα, διότι εξαρτάται από τις παραμέτρους της διαδικασίας (περισσότερο από την ταχύτητα περιστροφής και τον πείρο) και οφείλεται στη ροή του υλικού [28]. Για την ακρίβεια αποτελεί χαρακτηριστική μορφολογία συγκολλήσεων που πραγματοποιούνται με πείρους που φέρουν σπείρωμα, και για αυτό το λόγο δεν υπάρχει σε καμία μεταλλογραφία της παρούσας διπλωματικής όπως θα αναλυθεί στη συνέχεια.

2. **Το “Flow arm”**: Πρόκειται για μία περιοχή που βρίσκεται στο επάνω μέρος του πυρήνα συγκόλλησης. Είναι θερμομηχανικά επηρεασμένη περιοχή, η οποία αποτελείται από αρκετά παραμορφωμένους κόκκους. Είναι αποτέλεσμα της μεταφερόμενης ροής υλικού από την υποχωρούσα προς την προωθούμενη πλευρά. Αξίζει να σημειωθεί πως η δημιουργία του ή και η παρατήρηση του δεν καθίστανται πάντα εφικτή, όπως σε συγκολλήσεις που πραγματοποιούνται με κωνικό πείρο.
3. **Θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (thermo-mechanically affected zone, HAZ)**: Η ζώνη ανάδευσης συνορεύει με την θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΜΕΖ-ΤΜΑΖ). Η ονομασία της περιοχής οφείλεται στην ταυτόχρονη παρουσία έντονων θερμικών και μηχανικών φαινομένων. Το βασικό χαρακτηριστικό της περιοχής αυτής είναι οι έντονες ασκούμενες μηχανικές παραμορφώσεις, οι οποίες κατά κύριο λόγο είναι πλαστικές. Η μικροδομή του υλικού στη ζώνη αυτή αποτελείται από κόκκους οι οποίοι έχουν επιμηκυνθεί γύρω από τη ζώνη ανάδευσης. Ωστόσο, παρόλο που το υλικό στη περιοχή αυτή υπόκειται σε έντονη παραμόρφωση, διαφέρει από τον πυρήνα συγκόλλησης, διότι εντός αυτής παρατηρούνται κόκκοι διαφορετικής μορφολογίας από το WN και αναπτύσσονται διαφορετικά φαινόμενα δυναμικής επαναφοράς (dynamic restoration), τα οποία συνήθως είναι η δυναμική αποκατάσταση ή η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση [29]. Όπως προαναφέρθηκε η μορφή της περιοχής αυτής καθορίζεται κυρίως από τη διάμετρο του περιαιχηνίου.
4. **Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (heat-affected zone, HAZ)**: Πρόκειται για την γνωστή ζώνη που δημιουργείται σε όλες τις συγκολλήσεις, με τη διαφορά ότι κατά την FSW έχει πολύ καλύτερες ιδιότητες λόγω των χαμηλών αναπτυσσόμενων θερμοκρασιών. Στη περιοχή αυτή οι μηχανικές παραμορφώσεις εξαλείφονται και το υλικό επηρεάζεται από το εργαλείο μόνο θερμικά, προκαλώντας μόνο μία ελαφρά εξομάλυνση των ορίων των κόκκων. Επίσης παρατηρείται διαλυτοποίηση των δευτερευουσών φάσεων ενίσχυσης στα θερμοσκληρυνόμενα κράματα.
5. **Το μητρικό υλικό ή μέταλλο βάσης (parent material ή base metal)**: Αποτελείται από το ανεπηρέαστο υλικό και παρατηρείται σε όλες τις συγκολλήσεις.

I.5 Ροή υλικού κατά τη συγκόλληση FSW

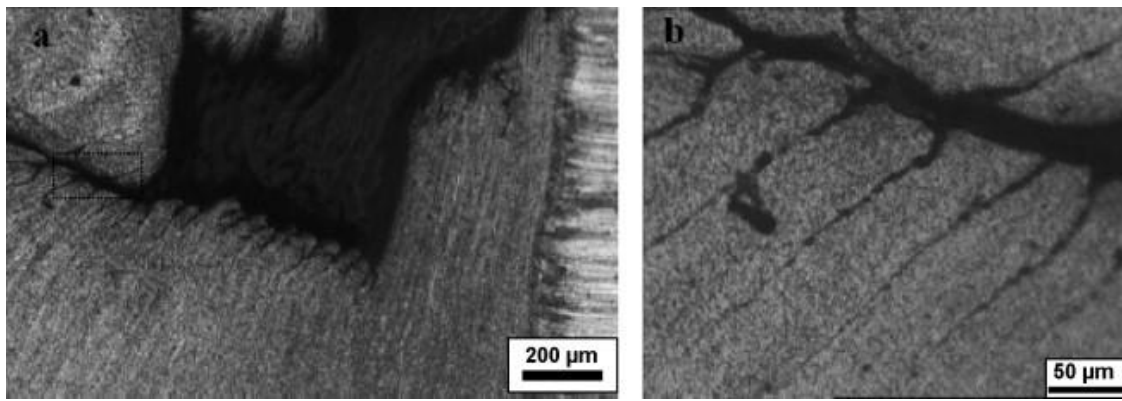
Στις συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW) η πλευρά στην οποία η περιστροφική ταχύτητα του εργαλείου και η ταχύτητα πρόωσης έχουν την ίδια φορά ονομάζεται προωθούμενη (advancing side), ενώ η πλευρά στην οποία η περιστροφική ταχύτητα και η ταχύτητα πρόωσης έχουν αντίθετη φορά ονομάζεται υποχωρούσα πλευρά (retreating side), όπως προαναφέρθηκε.

Η ροή υλικού κατά τις συγκολλήσεις FSW οφείλεται σε δύο παραμέτρους:

- I. ροή η οποία προκαλείται από το περιαιχένιο (shoulder-driven flow) και κατά την οποία η μεταφορά του υλικού γίνεται κατ' όγκο
- II. ροή η οποία προκαλείται από το πείρο (pin-driven flow), κατά την οποία η μεταφορά του υλικού γίνεται κατά στρώματα

Η ροή υλικού που οφείλεται στον πείρο λαμβάνει χώρα κατά την αλληλεπίδραση του μετάλλου βάσης με τον πείρο του εργαλείου στη περιοχή της συγκόλλησης. Καθώς ο πείρος βυθίζεται στο μέταλλο βάσης, δημιουργείται μία κοιλότητα. Το σχήμα της κοιλότητας παίρνει τη μορφή του εξωτερικού προφίλ του πείρου. Με την κίνηση του εργαλείου, το υλικό στην πρόσθια ακμή ρέει μέσω της υποχωρούσας πλευράς (RS) προς την πίσω ακμή. Κατά τη διάρκεια αυτής της κίνησης, το πλαστικοποιημένο υλικό ρέει μεταξύ του εργαλείου και του σχετικά ψυχρότερου μετάλλου βάσης. Αν η αντίσταση στη ροή υλικού μεταξύ του εργαλείου και του σχετικά πιο ψυχρού μετάλλου βάσης είναι υψηλή, το υλικό θα προσπαθήσει να διαφύγει έξω από την κοιλότητα συγκόλλησης αντί να φθάσει στην προωθούμενη πλευρά. Η αντίσταση στην ροή του υλικού στην πλευρά που υποχωρεί εξαρτάται από το πλάτος του πλαστικοποιημένου υλικού γύρω από τον πείρο και από τον όγκο του υλικού που μεταφέρεται ανά περιστροφή [28].

Όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.20 η μεταφορά υλικού στην περιοχή του πείρου λαμβάνει χώρα κατά στρώσεις. Το πάχος στρώσης στο κέντρο της συγκόλλησης είναι συγκρίσιμο με την απόσταση που διανύει ανά περιστροφή το εργαλείο, αλλά μειώνεται προς τις πλευρές. Αυτό υποδηλώνει ότι ο χώρος που δημιουργείται στο οπίσθιο άκρο της κοιλότητας συγκόλλησης κατά τη διάρκεια της μετατόπισης γεμίζεται περιοδικά. Καθώς προωθείται το εργαλείο, το υλικό από την πρόσθια άκρη γεμίζει το χώρο που δημιουργείται λόγω της μετατόπισης μέσω της εναπόθεσης στρωμάτων υλικού το ένα πάνω στο άλλο, στην κατεύθυνση συγκόλλησης. Στα αρχικά στάδια της συγκόλλησης η θερμοκρασία και η υδροστατική πίεση είναι ανεπαρκείς για τη σύνδεση των στρωμάτων, επομένως τα στρώματα είναι μη συνδεδεμένα όπως φαίνεται στο Σχήμα 5. Το φαινόμενο επιβεβαιώνεται και από τον Schmidt και τους συνεργάτες του [30] οι οποίοι στις μελέτες τους σχετικά με τη ροή υλικού αναφέρουν ότι το υλικό που τοποθετείται στη ραφή της συγκόλλησης εναποτίθεται περιοδικά. Πρότειναν ότι η κυκλική εναπόθεση θα μπορούσε να οφείλεται στη μεταβολή των συνθηκών επαφής, δηλαδή στην προσκόλληση και την ολίσθηση του εργαλείου με το υλικό βάσης.

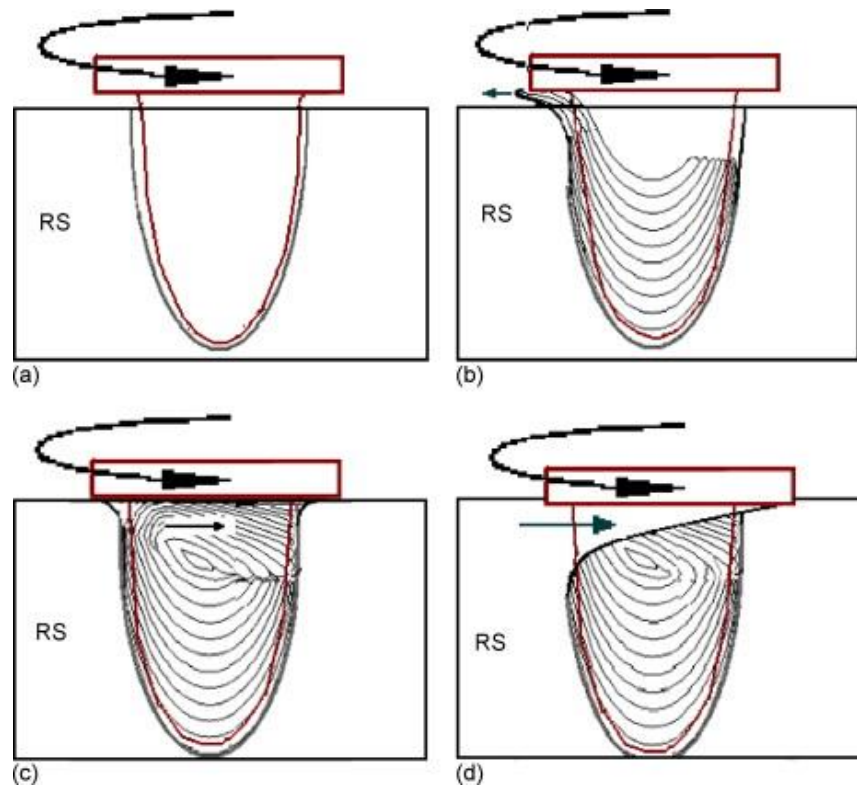


Εικόνα 1.20 : Χαρακτηριστικό μοτίβο πολλαπλών στρώσεων που οφείλεται στην αλληλεπίδραση του υλικού με τον πείρο συγκόλλησης. α) Παρατηρείται ότι το πάχος των στρωμάτων μειώνεται όσο πλησιάζουμε στην πλευρά β) Πολλαπλά στρώματα σε μεγέθυνση

Πηγή: [28]

Την κίνηση της ροής υλικού από την υποχωρούσα στην προωθούμενη πλευρά υποβοηθάει η επίδραση του περιαιχενίου του εργαλείου. Η μεταφορά υλικού λαμβάνει χώρα με την ολίσθηση του περιαιχενίου πάνω από το υλικό και της ταυτόχρονης περιστροφικής κίνησης του πείρου. Κατά την κίνηση αυτή λόγω της αντίστασης του υλικού να μετακινηθεί από την υποχωρούσα στην προωθούμενη πλευρά, το υλικό ρέει προς τα επάνω. Αυτή η ανοδική κίνηση οδηγεί στο εξώθηση του υλικού στην επιφάνεια της συγκόλλησης (πλευρικό φλάς), (Εικόνα 1.21 (b)). Καθώς η αλληλεπίδραση μεταξύ του υλικού που διαφεύγει και του περιαιχενίου αυξάνεται, το υλικό τελικά εκτρέπεται στην οπίσθια πλευρά του πείρου (Εικόνα 1.21 (c),(d)).

Η κατεύθυνση της ροής του υλικού στην θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (TMAZ), και ειδικότερα στην περιοχή της TMAZ που γειτνιάζει με το πυρήνα συγκόλλησης, μπορεί να προβλεφθεί από την κατεύθυνση της ροής των επιμηκυμένων κόκκων του μετάλλου βάσης. Στην προωθούμενη πλευρά οι κόκκοι της TMAZ δεν διαταράσσονται όσον αφορά το προσανατολισμό τους, μέχρις ότου η ροή του υλικού που οφείλεται στην αλληλεπίδραση με το περιαιχένιο του εργαλείου φτάσει στην TMAZ. Ωστόσο τόσο στη πλευρά προώθησης όσο και στην υποχωρούσα πλευρά στη περιοχή της διεπαφής της TMAZ με τη ροή υλικού λόγω της κίνησης του πείρου οι κόκκοι κάμπτονται προς τα πάνω. Αντιθέτως στη περιοχή όπου το υλικό αλληλοεπιδρά με το περιαιχένιο στο πρόσθιο μέτωπο οι κόκκοι κάμπτονται προς τα κάτω (Εικόνα 1.21 (c),(d)). Το γεγονός αυτό έρχεται σε αντίθεση με τα όσα αναφέρονται στη βιβλιογραφία [30], σχετικά με την προς τα πάνω κίνηση των κόκκων στην εμπρόσθια περιοχή και την προς τα κάτω κίνηση αντίστοιχα στην πίσω περιοχή. Η προς τα άνω κίνηση των κόκκων στη εμπρόσθια περιοχή οφείλεται σύμφωνα με London et al. [31], στη γωνία κλίσης του εργαλείου. Αυτό θα μπορούσε να είναι ο λόγος για τον προσανατολισμό των κόκκων του TMAZ προς τα επάνω στη περιοχή διεπαφής με τον πυρήνα συγκόλλησης (WN), (κατώτερη περιοχή στην Εικόνα 1.21 (b),(c),(d)).



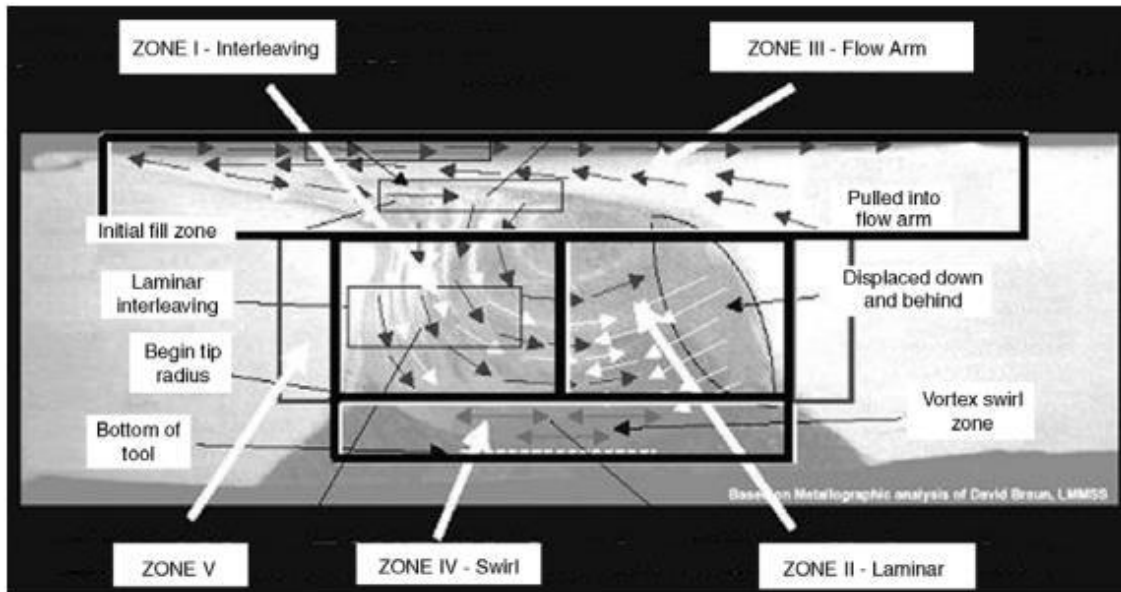
Εικόνα 1.21 : Συνοπτική σχηματική παρουσίαση της ροής του υλικού κατά τις συγκολλήσεις FSW. (α) Δημιουργία της κοιλότητας συγκόλλησης κατά την είσοδο του πείρου (β) Ροή υλικού οφειλόμενη αποκλειστικά στη κίνηση του πείρου του εργαλείου, (γ) Ροή οφειλόμενη στην αλληλεπίδραση πείρου και περιαιχενίου συγκόλλησης, (δ) Τελικά μορφολογία των κόκκων του υλικού στο πυρήνα συγκόλλησης

Πηγή: [28]

Συμπερασματικά λοιπόν, η ροή υλικού που οφείλεται στην κίνηση του πείρου καθορίζεται από την αποτελεσματικότητα του πείρου να μεταφέρει ικανοποιητική ποσότητα πλαστικοποιημένου υλικού στην περιοχή της συγκόλλησης. Συνεπώς είναι σημαντικό η γεωμετρία του πείρου να είναι τέτοια ώστε η μέγιστη ποσότητα υλικού να μεταφέρεται στην κοιλότητα της συγκόλλησης. Η ροή του υλικού που κατευθύνεται από το περιαιχένιο μπορεί να περιγραφεί ως η αποτελεσματικότητα του περιαιχενίου να διατηρήσει το υλικό στη περιοχή της συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό το περιαιχένιο του εργαλείου πρέπει να σχεδιάζεται έτσι ώστε το μεγαλύτερο ποσοστό του υλικού που τείνει να διαφύγει από την κοιλότητα συγκόλλησης λόγω του πείρου να επιστρέφει πίσω.

Μια άλλη περιγραφή της ροής υλικού κατά τις συγκολλήσεις FSW δόθηκε στη διπλωματική εργασία του Κ. Ασημακόπουλου [32]. Σε εγκάρσια τομή στην περιοχή της ζώνης ανάδευσης μπορούμε να διακρίνουμε πέντε αναπτυσσόμενες ζώνες ροής μετάλλου (Εικόνα 1.22). Οι ζώνες I και II αντιπροσωπεύουν τις ζώνες εξώθησης υλικού στην προωθούμενη και υποχωρούσα πλευρά αντίστοιχα. Η ζώνη III (flow arm zone) βρίσκεται στην άνω επιφάνεια της ζώνης ανάδευσης και αποτελείται από υλικό, το οποίο προωθείται λόγω του περιαιχενίου από την υποχωρούσα πλευρά γύρω από το πίσω μέρος του εργαλείου και εναποτίθεται στην προωθούμενη πλευρά. Η ζώνη IV είναι η ζώνη στροβιλισμού του υλικού κοντά και κάτω από την οριζόντια επιφάνεια του πείρου. Η ζώνη I είναι αυτή στην οποία καταλήγει το υλικό το οποίο μεταφέρεται διαμέσου των υπολοίπων ζωνών. Η ζώνη V ονομάζεται ζώνη ανακυκλοφορίας υλικού (recirculation zone) και μπορεί να σχηματιστεί όταν αναπτύσσονται πολύ υψηλές θερμοκρασίες αν η ποσότητα του ρέοντος υλικού που τείνει να εναποτεθεί πίσω από τον πείρο

είναι περισσότερη από το χώρο που προσφέρει ο πείρος προς εναπόθεση καθώς προωθείται κατά το μήκος της γραμμής συγκόλλησης.

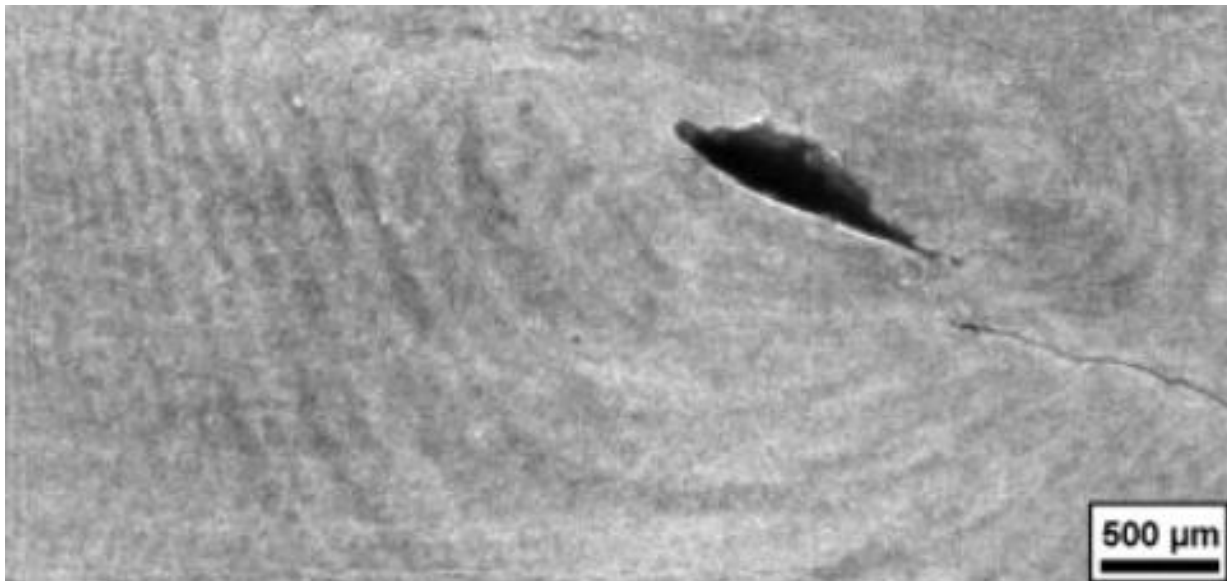


Εικόνα 1.22 : Ζώνες ροής του μετάλλου που αναπτύσσονται κατά την FSW σε εγκάρσια τομή.

Πηγή: [32]

1.5.1 Δημιουργία Onion ring κατά τις συγκολλήσεις FSW

Τα χαρακτηριστικά σχήματα “δακτυλίων κρεμμυδιού” (onion rings) παρουσιάζονται στην Εικόνα 1.23. Όπως προαναφέρθηκε η ροή του υλικού που οφείλεται στην κίνηση του πείρου όταν αυτό αλληλοεπιδρά με το περιαυχένιο του εργαλείου, μεταφέρεται από την υποχωρούσα στην προωθούμενη πλευρά. Κατά τη διάρκεια αυτής της διαδικασίας το υλικό διατηρεί τη χαρακτηριστική μορφολογία των στρωμάτων χωρίς να επηρεάζεται η δομή τους. Καθώς η αλληλεπίδραση του υλικού με το περιαυχένιο αυξάνει, οι ροές που οφείλονται στο πείρο και στο περιαυχένιο συγχωνεύονται και τα στρώματα ενώνονται μεταξύ τους. Ο σχηματισμός λοιπόν αυτών των δακτυλίων κρεμμυδιού οφείλεται σε αυτή τη συγχώνευση. Αξίζει να σημειωθεί ότι το κάτω ήμισυ της μορφής onion ring οφείλεται στη στοίβαξη των στρωμάτων υλικού λόγω της κίνησης του πείρου. Ενώ το άνω μέρος της μορφής του onion ring είναι κατασκευασμένο από το υλικό που πήγε να διαφύγει και το περιαυχένιο ώθησε ξανά πίσω στην περιοχή της συγκόλλησης, εναποθέτοντάς το επάνω από τα στρώματα υλικού που προαναφέρθηκαν, δημιουργώντας μία κυκλική ροή υλικού στην οποία οφείλεται και η μορφολογία των δακτυλίων της περιοχής. Ωστόσο, αξίζει να σημειωθεί πως ο σχηματισμός του onion ring παρατηρείται σε περιπτώσεις όπου ο πείρος του εργαλείου έχει σπείρωμα.



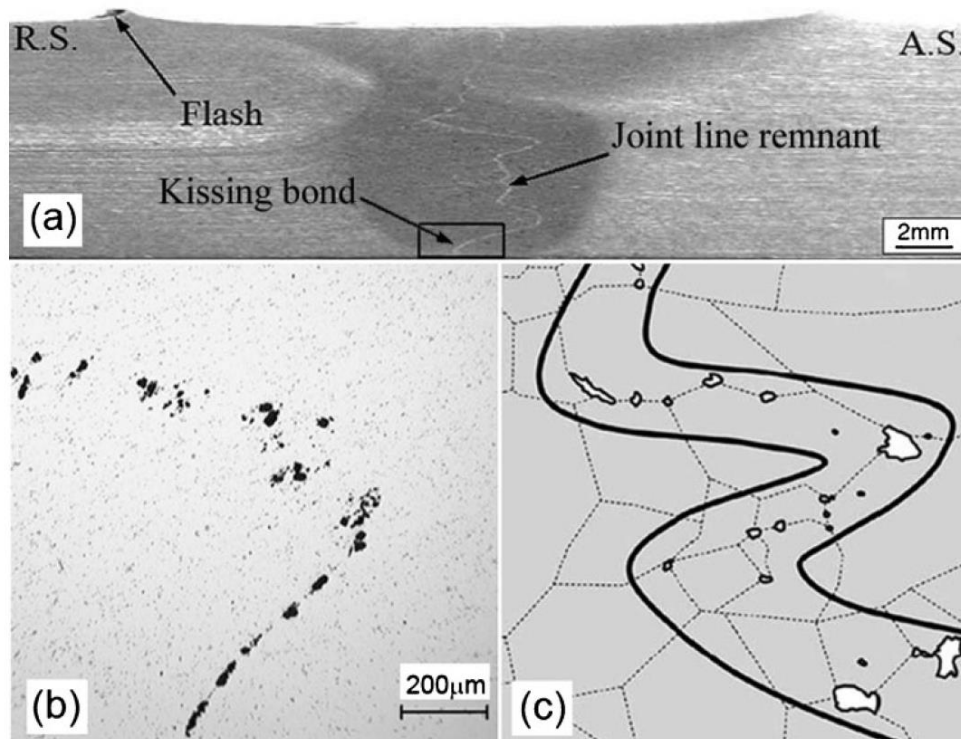
Εικόνα 1.23 : Χαρακτηριστική δομή δακτυλίου κρεμμυδιού (onion ring).

Πηγή: [28]

1.5.2 Χαρακτηριστικές ατέλειες των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση

Κατά τις συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση, είναι πιθανόν τα δημιουργηθεί μια πολύ λεπτή ζώνη πλούσια σε ακαθαρσίες, στη θέση της αρχικής διεπαφής των τεμαχίων πριν τη συγκόλληση [33], η οποία εκτείνεται από τη ρίζα μέχρι την επιφάνεια της συγκόλλησης (Εικόνα 1.24 (a)). Κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης αυτή η ζώνη διαλύεται πλήρως, ωστόσο κάποιες φορές παρατηρούνται υπολείμματα της στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Τα υπολείμματα αυτά που εντοπίζονται κυρίως στη θέση της αρχικής διεπαφής των τεμαχίων έχουν μελετηθεί από πολλούς ερευνητές [34]. Στις περισσότερες περιπτώσεις οι ακαθαρσίες αυτές αποτελούνται από μια σειρά διασκορπισμένων σωματιδίων οξειδίου, τα οποία προέρχονται από τις αρχικές επιφάνειες των προς συγκόλληση ελασμάτων. Μία πρόσφατη μελέτη [35], επιβεβαίωσε ότι αυτές οι γραμμές είναι πράγματι σωματίδια Al_2O_3 . Τα οξείδια αυτά είναι συνέπεια της παρουσίας του φυσικού οξειδίου του αλουμινίου στις επιφάνειες των τεμαχίων. Η αρχική κοινή γραμμή είναι ξεκάθαρη στην Εικόνα 1.24 (a), ενώ σε μεγαλύτερη μεγέθυνση, τα σωματίδια του οξειδίου κατά μήκος της αρχικής διεπαφής είναι ορατά (Εικόνα 1.24 (b)). Η πυκνότητα των οξειδίων εμφανίζει στενή εξάρτηση με την ταχύτητα συγκόλλησης. Συγκεκριμένα, όσο αυξάνεται η ταχύτητα συγκόλλησης μειώνεται η διάσπαση του οξειδίου ανά μονάδα συγκόλλησης. Ωστόσο, το μέγεθος του περιουχενίου και η γεωμετρία του πείρου του εργαλείου συγκόλλησης πιθανώς να έχει επίδραση στη διάσπαση αυτή. Σε πολλές περιπτώσεις τέτοιες ζώνες οξειδίου μπορεί να είναι αβλαβείς υπό την προϋπόθεση ότι υπάρχει ικανοποιητική ανάμιξη.

Προκειμένου λοιπόν να σχηματιστεί η ένωση μεταξύ των δύο ελασμάτων, θα πρέπει το οξείδιο μεταξύ των επιφανειών να διαταραχθεί και να διασπαστεί, κάτι το οποίο συμβαίνει στη πλειονότητα των περιπτώσεων (Εικόνα 1.24 (b)). Πράγματι, η ζώνη με τις ακαθαρσίες παραμορφώνεται και αυξάνεται σε μήκος κατά 3-5 φορές στη διάρκεια της συγκόλλησης, κατά συνέπεια το οξείδιο διαλύεται και διασκορπίζεται, με αποτέλεσμα το μεγαλύτερο μέρος της αρχικής γραμμής να αφομοιώνεται και να αποτελεί μέρος του πυρήνα συγκόλλησης. Ωστόσο, σε ορισμένες περιπτώσεις, η εν λόγω ζώνη διαλύεται εν μέρη και παραμένει ευδιάκριτη σε μία διατομή, με αποτέλεσμα οι υψηλές σχετικά συγκεντρώσεις οξειδίων να αποτελούν πρόβλημα.



Εικόνα 1.24 : (a) σωματίδια οξειδίου στο κράμα αλουμινίου 5083 τα οποία μπορούν σε σπάνιες περιπτώσεις να οδηγήσουν στη δημιουργία “Kissing bond” στη βάση της συγκόλλησης (b) σωματίδια οξειδίου σε κράμα αλουμινίου 2023 κατά μήκος της ζώνης ακαθαρσιών (c) Σχηματική απεικόνιση της ζώνης ακαθαρσιών με υψηλή περιεκτικότητα σε σωματίδια οξειδίου λόγω ανεπαρκούς ανάμειξης.

Πηγή: [33]

Τέτοια προβλήματα προκύπτουν όταν δεν υπάρχει επαρκής ανάμειξη στο σύνολο του πάχους των προς συγκόλληση ελασμάτων, δηλαδή όταν δεν υπάρχει το σωστό βάθος διείσδυσης του πείρου του εργαλείου συγκόλλησης. Όπου λοιπόν χρησιμοποιείται αναλογικά κοντός πείρος με αποτέλεσμα να μην επιτυγχάνεται το σωστό βάθος διείσδυσης του εργαλείου, ή όπου δεν υπάρξει ευθυγράμμιση του εργαλείου με τη γραμμή σύνδεσης, μπορεί να υπάρξει μερική ένωση στη βάση της συγκόλλησης. Ως αποτέλεσμα, μπορεί να προκύψει μια μεταβατική περιοχή όπου υπάρχει δεσμός αλλά είναι ιδιαίτερα ασθενής. Ο δεσμός αυτός είναι γενικά γνωστός ως “Kissing bond”. Ωστόσο δεν είναι δυνατόν να εντοπίσουμε το “Kissing bond” στη μικροδομή της συγκόλλησης. Ο Zhou στην έρευνά του [36], αναφέρει πως οι ατέλειες τύπου “Kissing bond” μπορούν να μειώσουν 20-40 φορές την αντοχή σε κόπωση των συγκολλήσεων του αλουμινίου 5083 και 30-80 φορές αντίστοιχα στις συγκολλήσεις των αλουμινίων 2024. Οι επιφάνειες θραύσης λόγω κόπωσης που παρατηρήθηκαν στο SEM και οι οποίες περιείχαν “Kissing bond”, αστόχησαν στη ρίζα της συγκόλλησης στη περιοχή με τα περισσότερα οξείδια όπου και είχαν δημιουργηθεί “Kissing bonds”. Ωστόσο αξίζει να σημειωθεί ότι η δημιουργία “kissing bonds” είναι σπάνια και μπορεί να αποφευχθεί την επιλογή των κατάλληλων παραμέτρων συγκόλλησης και του κατάλληλου εργαλείου.

I.6 Πλεονεκτήματα και μειονεκτήματα της FSW στις συγκολλήσεις αλουμινίων

Τα πλεονεκτήματα των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση [33] συνοψίζονται στη συνέχεια:

- i. Ως διαδικασία στερεάς κατάστασης μπορεί να εφαρμοστεί σε όλα τα κύρια κράματα αλουμινίου αποφεύγοντας τα προβλήματα της θερμής ρωγμάτωσης, του πορώδους και των ακαθαρσιών, τα οποία εμφανίζονται σε όλες τις υπόλοιπες συγκολλήσεις τήξης των αλουμινίων
- ii. Ως αυτοματοποιημένη διαδικασία η FSW δεν απαιτεί εξειδικευμένες δεξιότητες συγκόλλησης. Για την ακρίβεια η χειροκίνητη παρέμβαση σπανίως απαιτείται
- iii. Δεν απαιτείται αέριο προστασίας ή ηλεκτρόδιο πλήρωσης για τα κράματα αλουμινίου
- iv. Η διαδικασία είναι αξιοσημείωτα ανεκτική σε χαμηλή προετοιμασία των άκρων των προς συγκόλληση ελασμάτων. Γεωμετρικές ανωμαλίες στις ακμές των προς συγκόλλησης ελασμάτων, της τάξης του 20% του πάχους της πλάκας, γίνονται αποδεκτές αν και το γεγονός αυτό οδηγεί αναπόφευκτα σε μείωση του τοπικού πάχους εφόσον δεν υπάρχει προσθήκη υλικού πλήρωσης
- v. Η απουσία τήξης απομακρύνει ένα μεγάλο μέρος της θερμικής διαστολής που σχετίζεται με τη στερεοποίηση και την ψύξη, οδηγώντας σε σημαντικές μειώσεις της παραμόρφωσης. Ωστόσο, δεν αποτελεί μια τεχνική συγκόλλησης μηδενικής παραμόρφωσης
- vi. Πρόκειται για μία πολύ ευέλικτη τεχνική συγκόλλησης, εφόσον μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τη συγκόλληση σε μία, δύο ή και τρεις διαστάσεις με δυνατότητα ένωσης συνεχών, σημειακών και επικαλυπτόμενων γεωμετριών. Τέλος η συγκόλληση μπορεί να πραγματοποιηθεί σε οποιαδήποτε θέση
- vii. Εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες, συγκρίσιμες με τις βέλτιστες τιμές άλλων συγκολλήσεων
- viii. Φιλική προς το περιβάλλον εφόσον δεν υπάρχει υπερϊώδης ή ηλεκτρομαγνητική ακτινοβολία λόγω της απουσίας ηλεκτρικού τόξου από τη διεργασία, ενώ είναι λιγότερο θορυβώδης από μία αντίστοιχη φρεζομηχανή παρόμοιας ισχύος. Η συγκολλήσεις FSW παράγουν ουσιαστικά μηδενικά αέρια και άλλους ρύπους
- ix. Η ενέργεια που απαιτείται για τις συγκολλήσεις FSW βρίσκεται μεταξύ της συγκόλλησης Laser (η οποία τυπικά απαιτεί τη λιγότερη ενέργεια) και της συγκόλλησης μετάλλων με αδρανή αέρια (MIG) (η οποία συνήθως χρειάζεται περισσότερη ενέργεια)
- x. Υψηλές ταχύτητες συγκόλλησης και ρυθμοί ολοκλήρωσης των συγκολλήσεων. Σε συγκολλήσεις μονού πάσου λεπτών υλικών (πάχους μικρότερου των 0,5 mm), η FSW ανταγωνίζεται τις ταχύτητες συγκόλλησης των συγκολλήσεων τήξης. Σε παχύτερα υλικά, η FSW μπορεί να προσφέρει ικανοποιητική συγκόλληση με ένα μόνο πάσο, ενώ οι υπόλοιπες συγκολλήσεις τήξης να χρειάζονται πολλαπλά περάσματα. Το γεγονός αυτό οδηγεί στην δημιουργία συγκολλήσεων σε μικρότερο χρόνο, παρόλο που οι ταχύτητες συγκόλλησης της FSW μπορεί να είναι χαμηλότερες.
- xi. Διάφορες μηχανικές και θερμικές τεχνικές μπορούν να εφαρμοστούν κατά τη διαδικασία των συγκολλήσεων FSW προκειμένου να καθοριστεί στο ποσοστό των παραμενουσών τάσεων στη συγκόλληση.

Ωστόσο στις συγκολλήσεις FSW υπάρχουν και πολλά μειονεκτήματα. Για την ακρίβεια, μερικά από τα πλεονεκτήματα που αναφέρθηκαν πιο πάνω μπορούν να αντιμετωπιστούν και ως μειονεκτήματα αναλόγως τις απαιτήσεις της κάθε συγκόλλησης.

- i. Η απουσία υλικού πλήρωσης σημαίνει ότι η διαδικασία δεν μπορεί να χρησιμοποιηθεί εύκολα για τη συγκόλληση τεμαχίων που βρίσκονται σε σχετική γωνία μεταξύ τους (fillet welds)
- ii. Η πλήρως μηχανοποιημένη φύση της συγκόλλησης εμποδίζει τη χρήση της σε εφαρμογές όπου η πρόσβαση ή η πολύπλοκη γεωμετρία της συγκόλλησης απαιτούν χειροκίνητη διεργασία
- iii. Η παρουσία μίας οπής στο άκρο της συγκόλλησης από την οποία αποσύρθηκε το εργαλείο συγκόλλησης καθώς και η εξώθηση υλικού (πλευρικό φλας) αποτελούν δύο ακόμα μειονεκτήματα
- iv. Τα προς συγκόλληση ελάσματα πρέπει επίσης να συγκρατούνται από καλά σχεδιασμένα εργαλεία συγκράτησης (αρπάγες), τα οποία να αντισταθμίσουν τις εφαρμοζόμενες από τη μηχανή συγκόλλησης δυνάμεις και να αποτρέψουν την απομάκρυνση των τεμαχίων
- v. Τέλος, σε πολλές περιπτώσεις, παρατηρείται μείωση του πάχους της ραφής συγκόλλησης, λόγω του πλευρικού φλάς όπως προαναφέρθηκε υποβαθμίζοντας τη ποιότητα της συγκόλλησης. Το γεγονός αυτό μπορεί να αποφευχθεί, εάν κρίνεται απαραίτητο, με το κατάλληλο σχεδιασμό της ένωσης, όπως για παράδειγμα με την τοπική αύξηση του πάχους, αλλά στις περισσότερες περιπτώσεις δεν γίνονται τέτοιες μορφοποιήσεις

Τα κόστη της διεργασίας θεωρούνται γενικά ευνοϊκά, αλλά δεν υπάρχουν συγκεκριμένα δημοσιευμένα δεδομένα. Ωστόσο είναι γνωστό ότι η διαδικασία FSW μειώνει δραστικά τα κόστη της προετοιμασίας των προς συγκόλλησης ελασμάτων, της πρόσληψης εξειδικευμένου τεχνίτη και των απαιτούμενων επισκευών. Η αποδοτικότερη κατανάλωση ενέργειας εξαρτάται από τη σχέση μεταξύ της μηχανής συγκόλλησης και του αριθμού των πραγματοποιούμενων συγκολλήσεων, εάν και αυτό δεν είναι πάντα απόλυτο.

I.7 Συγκριτικά συμπεράσματα για τα 5 είδη συγκολλήσεων δια τριβής

Από τη σύγκριση των διαφορετικών τεχνικών συγκόλλησης δια τριβής [9], η περιστροφική συγκόλληση δια τριβής έχει τον εγγενή περιορισμό ότι δεν μπορεί να χρησιμοποιηθεί για μη κυκλικές διατομές των προς συγκόλληση τεμαχίων. Ένα άλλο βασικό μειονέκτημα είναι ότι ο ρυθμός παραγωγής θερμότητας δεν είναι ομοιόμορφος στη διεπιφάνεια. Αυτή η μη ομοιόμορφη εισαγωγή θερμότητας προκαλεί ανομοιομορφία στο πλάτος της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ). Τα μειονεκτήματα αυτά μπορούν να αποφευχθούν χρησιμοποιώντας γραμμική ή τροχιακή συγκόλληση τριβής. Οι δύο μέθοδοι μπορούν να συγκολλήσουν μη κυκλικής διατομής τεμάχια και η ενέργεια στην διεπιφάνεια παράγεται σχεδόν ομοιόμορφα. Η παραγωγή θερμότητας στη διεπιφάνεια, λόγω τριβής, είναι ακόμα πιο ομοιόμορφη στην τροχιακή σε σχέση με τη γραμμική συγκόλληση διά τριβής. Το γεγονός αυτό αποδίδεται στην ομοιόμορφη μονοκατευθυντική σχετική ταχύτητα μεταξύ των δύο τεμαχίων σε ολόκληρη τη διεπιφάνεια. Η ομοιόμορφη παραγωγή τριβής που υπάρχει στην τροχιακή συγκόλληση δια τριβής μπορεί να συνεισφέρει στην υψηλότερη ποιότητα των συγκολλήσεων διά τριβής.

1.8 Φαινόμενα δυναμικής επαναφοράς

Οι διαδικασίες επαναφοράς, δηλαδή η αποκατάσταση και η ανακρυστάλλωση μπορούν να πραγματοποιηθούν κατά την εφαρμογή παραμόρφωσης σε υψηλές θερμοκρασίες [37]. Σε αυτή την περίπτωση τα φαινόμενα αυτά, εξ' αιτίας της ύπαρξης παραμόρφωσης, καλούνται "δυναμικά" για να διαχωριστούν από τις διαδικασίες στατικής ανόπτησης.

Η δυναμική αποκατάσταση και η δυναμική ανακρυστάλλωση πραγματοποιούνται σε διάφορες κατεργασίες μεταλλικών υλικών, όπου συνυπάρχουν οι υψηλές θερμοκρασίες με την παραμόρφωση, όπως η θερμή έλαση, η διέλαση, η σφυρηλάτηση, αλλά και η συγκόλληση διά τριβής με ανάδευση. Τα φαινόμενα αυτά είναι εξαιρετικά σημαντικά, επειδή μειώνουν τις ροϊκές τάσεις (flow stress) του υλικού με αποτέλεσμα αυτό να παραμορφώνεται ευκολότερα και να επηρεάζεται η "υφή" (texture) και το μέγεθος των κόκκων του [37].

Σύμφωνα με τους Huang και Loge [38], τα περισσότερα από τα μεταλλικά μέρη, κατά τη διάρκεια του κύκλου επεξεργασίας τους υπόκεινται σε θερμή παραμόρφωση, κατά την οποία συχνά λαμβάνει χώρα η δυναμική ανακρυστάλλωση (DRX). Ο σχηματισμός μιας νέας δομής κόκκων σε ένα παραμορφωμένο υλικό με το σχηματισμό και τη μετανάστευση των υψηλών γωνιών προσανατολισμού των κόκκων (HAGBs) που οφείλονται στην αποθηκευμένη ενέργεια του συστήματος η οποία εισάγεται με πλαστική παραμόρφωση ονομάζεται ανακρυστάλλωση [39]. Η τελική μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων καθορίζονται σε μεγάλο βαθμό από τα φαινόμενα δυναμικής ανακρυστάλλωσης και ανόπτησης. Η έρευνα σχετικά με τη δυναμική ανακρυστάλλωση μπορεί να χρονολογηθεί πριν από περίπου 150 χρόνια. Πολλοί σημαντικοί παράγοντες μπορούν να έχουν σημαντική επίδραση στη DRX, όπως τα σφάλματα επιστοιίβαξης (SFE), οι συνθήκες θερμό-μηχανικής επεξεργασίας (TMP), το αρχικό μέγεθος κόκκων, η χημεία και η μικροχημεία του υλικού όσον αφορά το επίπεδο διαλυτότητας των σωματιδίων δεύτερης φάσης κλπ., οι οποίοι είναι επίσης και οι λόγοι για τους οποίους μια τεράστια ποσότητα συναφών έργων μπορεί να βρεθεί στη βιβλιογραφία.

Κατά τη διάρκεια της θερμής παραμόρφωσης, παρατηρείται συχνά η μη συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (DDRX) για υλικά με χαμηλά σφάλματα επιστοιίβαξης (SFE), όπου η πυρηνοποίηση νέων κόκκων απαλλαγμένων από τάσεις πραγματοποιείται. Οι κόκκοι αυτοί μεγαθύνονται σε βάρος περιοχών με κενές θέσεις. Κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης σχηματίζονται δομές κυττάρων με χαμηλές γωνίες ορίων των κόκκων (LAGBs) για υλικά με υψηλό (SFE). Εξαιτίας της υψηλής δυναμικής αποκατάστασης, οι δομές κυττάρων αποκτούν σταδιακά υψηλά γωνιακά όρια κόκκων (HAGBs) σε μεγαλύτερες παραμορφώσεις, μία διαδικασία γνωστή ως συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (CDRX). Εκτός από τις DDRX και CDRX παρατηρήθηκε επίσης ένα άλλο είδος, εκείνο της γεωμετρικής δυναμικής ανακρυστάλλωσης (GDRX) κατά την παραμόρφωση του αλουμινίου σε υψηλές θερμοκρασίες. Στη περίπτωση αυτή οι παραμορφωμένοι κόκκοι επιμηκύνονται με τοπικές συστολές παραμένοντας ευδιάκριτοι κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης σε μεγάλες πιέσεις, εκτός εάν το πάχος τους είναι κάτω από περίπου 2 μεγέθη υποκόκκου, οπότε τα ανεπτυγμένα όρια απαλείφονται και σχηματίζονται ισοαξονικοί κόκκοι HAGBs. Κατά συνέπεια, επιτυγχάνεται ουσιαστική βελτίωση των κόκκων μέσω της επιμήκυνσης και της αραιώσης των κόκκων.

Αξίζει να σημειωθεί ότι δεν υπάρχει αυστηρή διαχωριστική γραμμή μεταξύ αυτών των τριών τύπων δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Για παράδειγμα, η CDRX παρατηρήθηκε κατά την έλαση λεπτόκοκκου ωστενιτικού ανοξειδώτου χάλυβα 304, οποίος έχει χαμηλά σφάλματα επιστοιίβαξης (SFE) [40]. Επίσης αναφέρθηκε η DDRX για υψηλά σφάλματα επιστοιίβαξης (SFE) σε ελάσματα υψηλής περιεκτικότητας

αλουμινίου (Al). Οι CDRX και DDRX μπορούν ακόμη και να συνυπάρχουν κατά τη διάρκεια της θερμής επεξεργασίας κραμάτων αλουμινίου (Al) με μαγνήσιο (Mg) και ψευδάργυρο (Zn) καθώς και ανοξειδωτων χαλύβων. Κατά τη δημιουργία κραμάτων, η προσθήκη στοιχείων προσθήκης στο μητρικό υλικό μπορεί να τροποποιήσει το SFE και συνεπώς να αλλάξει το τρόπο ανακρυστάλλωσης. Ακόμη και για το ίδιο υλικό η αλλαγή των συνθηκών TMP [41] ή του αρχικού μεγέθους κόκκων [42] μπορεί επίσης να οδηγήσει στη μετάβαση από DDRX σε CDRX. Επιπλέον, οι CDRX και GDRX μπορούν να λειτουργούν ταυτόχρονα. Για το λόγο αυτό δεν είναι εύκολο να ταυτοποιήσουμε ποιος τύπος των τριών διεργασιών DRX λειτουργεί σε ορισμένες συνθήκες TMP, επειδή και οι τρεις διεργασίες μοιράζονται κάποιες ομοιότητες και μπορούν να λάβουν χώρα ταυτόχρονα και μεταβατικά.

Τα ελαττώματα όπως τα διάκενα και οι οδοντώσεις αυξάνονται κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης, γεγονός που καθιστά το υλικό θερμοδυναμικά ασταθές. Όταν υπάρχει παραμόρφωση μετάλλου σε υψηλές θερμοκρασίες, οι θερμικά ενεργοποιούμενες διεργασίες τείνουν να απομακρύνουν τις ατέλειες προκειμένου να μειωθεί η ελεύθερη ενέργεια του συστήματος. Η μικροδομή καθώς και οι ιδιότητες μπορούν να αποκατασταθούν μερικώς στις αρχικές τους τιμές πριν την παραμόρφωση μέσω τις απαλοιφής και της αναδιάταξης των ατελειών. Η αποκατάσταση γενικά συνεπάγεται ομοιογενείς αλλαγές στη μικροδομή, χωρίς όμως να συνεπάγεται τη μετανάστευση των HAGBs μεταξύ των παραμορφωμένων κόκκων [39]. Παρόμοιες διαδικασίες ανάκτησης μπορούν να λάβουν χώρα κατά τη διάρκεια της ανόπτησης ή κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης, οι οποίες είναι γνωστές ως στατική ανάκτηση (SRV) και δυναμική αποκατάσταση (DRV), αντίστοιχα.

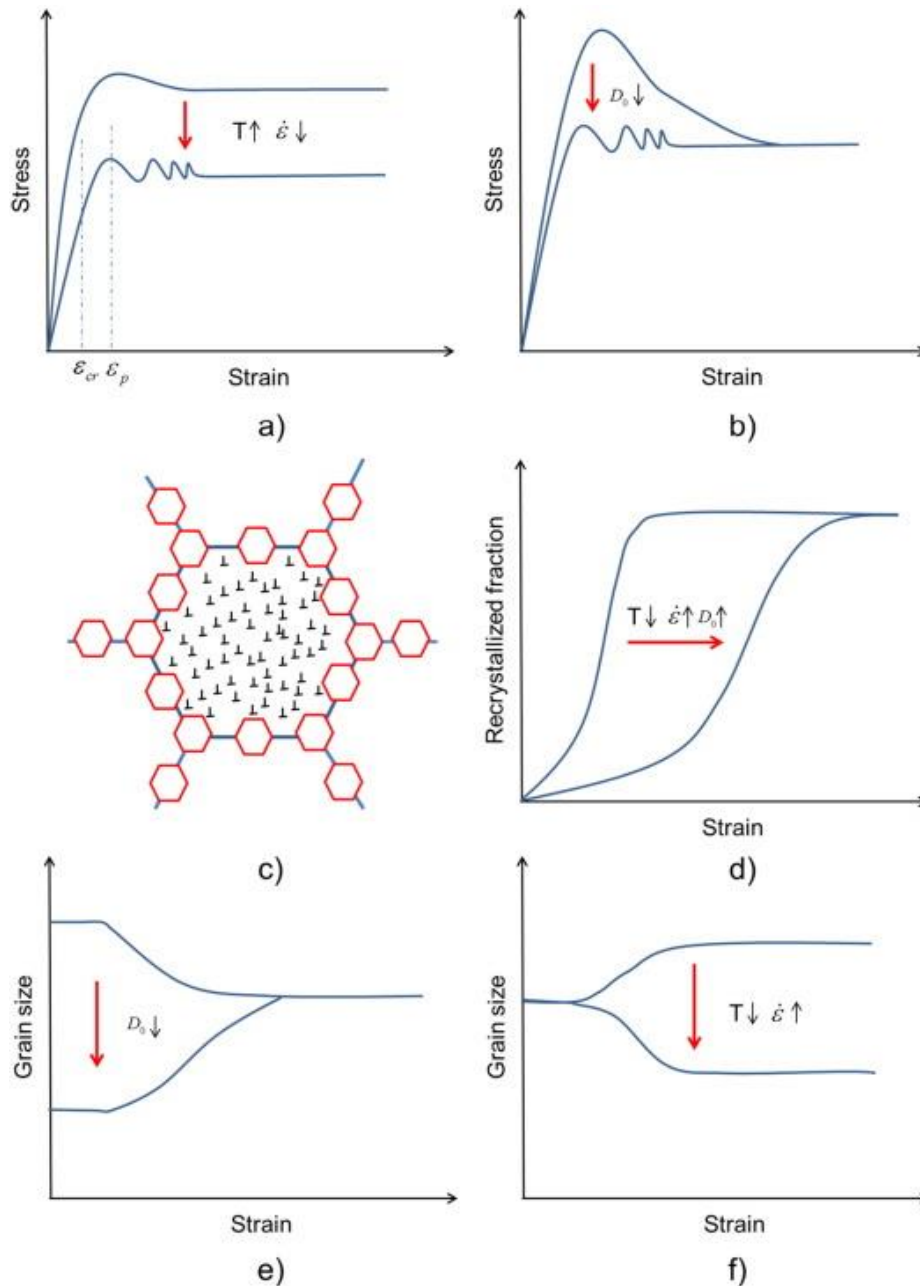
Η ανακρυστάλλωση μπορεί να συμβεί ετερογενώς με σαφή πυρήνωση και στάδια ανάπτυξης, και σε αυτή την περίπτωση περιγράφεται ως ασυνεχής διαδικασία. Αντιθέτως, μπορεί επίσης να λάβει χώρα ομοιόμορφα έτσι ώστε οι μικροδομές να εξελίσσονται σταδιακά χωρίς σαφές στάδιο πυρήνωσης και ανάπτυξης, παρουσιάζοντας συνεχή χαρακτήρα. Η στατική ανακρυστάλλωση (SRX) αναφέρεται στη διεργασία ανακρυστάλλωσης κατά την ανόπτηση, ενώ αυτή που εμφανίζεται κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης σε υψηλές θερμοκρασίες ονομάζεται δυναμική ανακρυστάλλωση (DRX). Κατά τη διάρκεια των πρώτων σταδίων ανόπτησης, σχηματίζονται λεπτοί κρυσταλλίτες από την SRV, αυτοί οι πυρήνες αναπτύσσονται σε βάρος της μήτρας, που οδηγείται από την αποθηκευμένη ενέργεια που συνδέεται με τα διάκενα και τις υποπεριοχές της μικροδομής. Αυτή η διαδικασία είναι η πλέον μελετημένη και ευρέως χρησιμοποιούμενη διαδικασία ανακρυστάλλωσης, η οποία μπορεί να ταξινομηθεί ως ασυνεχής στατική ανακρυστάλλωση (DSRX). Το SRX μπορεί επίσης να λάβει χώρα ομοιογενώς χωρίς καθαρό πυρήνα και στάδιο ανάπτυξης. Ένα καλό παράδειγμα είναι όταν κράματα αλουμινίου με δομή υποστρώματος σταθεροποιημένη από σωματίδια, αναδιατάσσονται σε αυξημένες θερμοκρασίες. Τα λεπτά σωματίδια κατακρημνίζονται κατά μήκος των ορίων των κόκκων και η σταδιακή ανάπτυξη υποκόκκων λαμβάνει χώρα κατά τη διάρκεια της επακόλουθης ανόπτησης ενώ οι γωνίες ορίων LAGB αυξάνονται προοδευτικά μέχρι να μετατραπούν σε HAGBs. Με τον τρόπο αυτό, μια νέα μικροδομή αναπτύσσεται ομοιόμορφα σε όλη την παραμορφωμένη μήτρα και ως εκ τούτου χαρακτηρίζεται ως συνεχής στατική ανακρυστάλλωση (CSRX) ή εκτεταμένη ανάκτηση.

Στη συνέχεια παρουσιάζονται συνοπτικά οι τρεις διεργασίες της δυναμικής ανακρυστάλλωσης με τα βασικά χαρακτηριστικά τους:

I.8.1 Μη συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (DDRX)

Όταν αναφέρεται ο όρος δυναμική ανακρυστάλλωση (DDRX) χωρίς κάποια διευκρίνιση τότε συνήθως αναφέρεται στη συμβατική διεργασία μη συνεχούς ανακρυστάλλωσης (DDRX) η οποία έχει σαφή στάδια πυρήνωσης και ανάπτυξης. Η DDRX συνήθως εμφανίζεται κατά τη διάρκεια της θερμής παραμόρφωσης κραμάτων, μικρών έως μεσαίων SFE. Τα κράματα που υποβάλλονται σε DDRX εμφανίζουν ορισμένα γενικά χαρακτηριστικά τα οποία απεικονίζονται σχηματικά στην Εικόνα 1.25 και συνοψίζονται ως εξής:

- i. Μία κρίσιμη τάση ϵ_{cr} , κάπως χαμηλότερη από τη μέγιστη τάση ϵ_p , πρέπει να επιτευχθεί πριν από την εμφάνιση της DDRX [43]. Τόσο αυτή η κρίσιμη τάση όσο και η μέγιστη τάση μειώνονται με τη μείωση της παραμέτρου Zener-Hollemon [44].
- ii. Ανάλογα με τη θερμοκρασία παραμόρφωσης, το βαθμό παραμόρφωσης και το αρχικό μέγεθος κόκκου, μπορούν να παρατηρηθούν μεμονωμένες ή πολλαπλές κορυφές στη περιοχή καταπόνησης. Η τάση συνεχούς καταπόνησης σχετίζεται με τη παράμετρο Zener-Hollemon ενώ είναι ανεξάρτητη από το αρχικό μέγεθος κόκκων [45] (Εικόνα 1.25 (a),(b))
- iii. Η πυρηνοποίηση της διαδικασίας DDRX συνήθως ξεκινά από τα προ υπάρχοντα όρια κόκκων, σχηματίζοντας μία μικροδομή “περιδέλαιου” [46] η οποία αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους όταν η διαφορά μεγέθους μεταξύ των αρχικών και των ανακρυσταλλωμένων κόκκων είναι μεγάλη (Εικόνα 1.25 (c))
- iv. Η κινητική της ανακρυστάλλωσης επιταχύνεται με τη μείωση του αρχικού μεγέθους του κόκκου, το βαθμό καταπόνησης και την αύξηση της θερμοκρασίας παραμόρφωσης [44] (Εικόνα 1.25 (d)).
- v. Κατά τη διάρκεια της DDRX το μέγεθος των κόκκων εξελίσσεται πριν μία τιμή κορεσμού D_s η οποία στη συνέχεια δεν αλλάζει καθώς η ανακρυστάλλωση προχωράει. Η μεγέθυνση καθώς και η εκλέπτυνση των κόκκων λαμβάνουν χώρα ανάλογα με τις αρχικές συνθήκες παραμόρφωσης και μεγέθους των κόκκων [47]. Τέλος παρατηρείται μία σχέση μεταξύ του μεγέθους των κόκκων και της παραμέτρου Zener-Hollemon, παρόλο που παρατηρήθηκε απόκλιση σε υψηλές τιμές της παραμέτρου Z (Εικόνα 1.25 (e),(f))



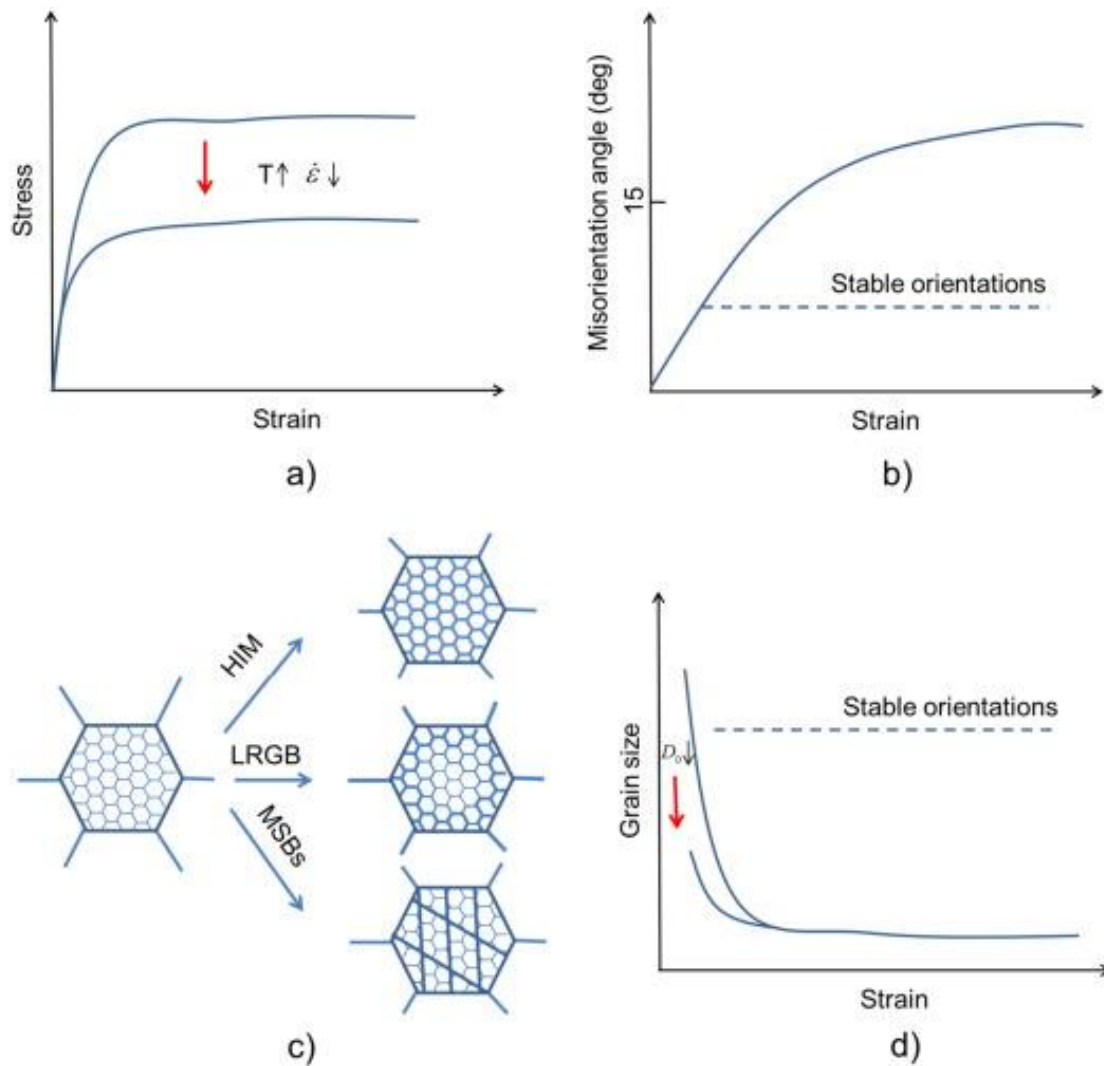
Εικόνα 1.25 : Σχηματική απεικόνιση των χαρακτηριστικών σταδίων που λαμβάνουν χώρα κατά τη διεργασία της DDRX μη συνεχούς δυναμικής ανακρυστάλλωσης (a),(b) Δημιουργία πολλαπλών κορυφών κατά την έναρξη της καταπόνησης (c) δημιουργία της χαρακτηριστικής μικροδομής περιδέραιου (d) επίδραση των παραμέτρων παραμόρφωσης στη κινητική της ανακρυστάλλωσης (e) εξέλιξη του μέσου μεγέθους των κόκκων σε εξάρτηση με το αρχικό μέγεθος κόκκου D_0 , (f) εξέλιξη του μέσου μεγέθους των κόκκων σε σχέση με τις αρχικές συνθήκες παραμόρφωσης.

Πηγή: [48]

Ι.8.2 Συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (CDRX)

Όταν η μικροδομή εξελίσσεται σχετικά ομοιογενώς σε όλο το υλικό, χωρίς σαφή όρια πυρήνωσης και ανάπτυξης των ανακρυσταλλωμένων κόκκων, λαμβάνει χώρα η συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (CDRX) [37]. Η διεργασία της CDRX έχει εξεταστεί πολύ λιγότερο σε σχέση με την DDRX, δεδομένου ότι έχει μακρά υποστηριχθεί ότι η διεργασία δυναμικής αποκατάστασης DRV είναι ο μόνος μηχανισμός εκλέπτυνσης της μικροδομής σε μέταλλα με υψηλά σφάλματα επιστοίβαξης (SFE). Τα κύρια χαρακτηριστικά της διεργασίας CDRX κατά τη διαδικασία της θερμής παραμόρφωσης συνοψίζονται παρακάτω [37] [49] [41].

- i. Η καμπύλη τάσης-καταπόνησης αυξάνεται με την ένταση ενώ σε μεγάλες καταπονήσεις αυξάνεται με τη μείωση της θερμοκρασίας παραμόρφωσης [41] και την αύξηση του ρυθμού καταπόνησης [50], ενώ είναι ανεξάρτητη από το αρχικό μέγεθος των κόκκων (Εικόνα 1.26 (a)). Η μόνη κορυφή διαπιστώθηκε στη καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα κράματα Al-Mg [51] σε αντίθεση με τις καμπύλες για ανοξείδωτο χάλυβα [52] και χαλκό [53] οι οποίες δεν παρουσιάζουν κάποια αξιοσημείωτη κορυφή
- ii. Η αύξηση της τάσης προκάλεσε αύξηση της γωνίας προσανατολισμού των ορίων των υποκόκκων. Οι χαμηλότεροι ρυθμοί αύξησης της τάσης επιταχύνουν αυτή τη διαδικασία [54], ενώ οι υψηλότερες θερμοκρασίες μπορούν είτε να αυξήσουν είτε να μειώσουν το μέγεθος των κόκκων ανάλογα με τη θερμοκρασία παραμόρφωσης και το ποσοστό των στοιχείων κραμάτωσης. Ωστόσο υπάρχουν κάποιοι σταθεροί προσανατολισμοί, για τους οποίους η αύξηση της γωνίας των ορίων των κόκκων δεν επαρκεί για να μετατραπούν και να χαρακτηριστούν ως HAGBs [55], όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.26 (b).
- iii. Ο μετασηματισμός των LAGBs σε HAGBs οφείλεται στην ομοιογενή αύξηση της γωνίας προσανατολισμού των LAGBs σε πολύ υψηλή θερμοκρασία, στην προοδευτική περιστροφή του πλέγματος κοντά στα όρια των κόκκων (LRGBs) καθώς και στο σχηματισμό ζωνών διάσπασης (MSBs) σε αυξημένες τάσεις, όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 1.26 (c). Αναφέρεται επίσης, ότι στα πρώτα στάδια της παραμόρφωσης, η υποδιαίρεση των κόκκων κατά τη διάρκεια της θερμής παραμόρφωσης, επηρεάζεται έντονα από τον προσανατολισμό των κόκκων [56].
- iv. Το μέσο μέγεθος κρυσταλλίτη μειώνεται με τη παραμόρφωση και φθάνει μία “σταθερή τιμή” σε αυξημένες τάσεις [55]. Μία μείωση του αρχικού μεγέθους των κόκκων μπορεί να επιταχύνει σημαντικά την κινητική της εκλέπτυνσης των κόκκων υπό την επίδραση μίας μεγάλης τάσης παραμόρφωσης [57]. Ωστόσο η ακολουθία της παραμόρφωσης έχει μικρή επίδραση στη κινητική της διεργασίας συνεχούς ανακρυστάλλωσης CDRX [55].
- v. Σε μεγάλες καταπονήσεις παρατηρείται ο σχηματισμός μίας ισχυρής κρυσταλλογραφικής υφής.



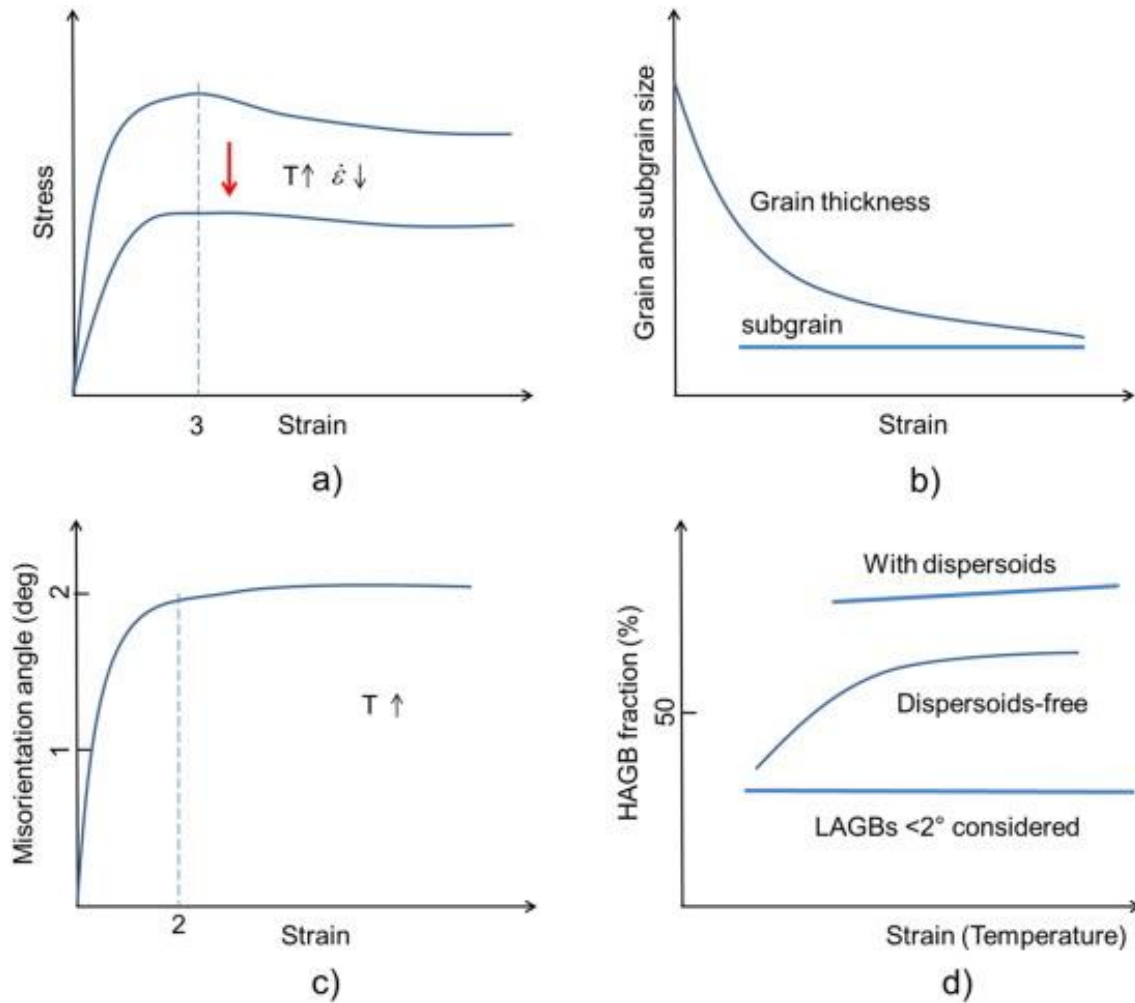
Εικόνα 1.26 : Σχηματική απεικόνιση των χαρακτηριστικών σταδίων που λαμβάνουν χώρα κατά τη διεργασία της συνεχούς δυναμικής ανακρυστάλλωσης (CDRX). (a) καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης, (b) Σχέση μεταξύ τάσης και αύξησης της γωνίας προσανατολισμού των ορίων των κόκκων σε υψηλές θερμοκρασίες, (c) σχηματική αναπαράσταση των μικροδομών HIM, LRGB και MSBs, (d) εξέλιξη του μέσου μεγέθους των κόκκων σε σχέση με την επιβαλλόμενη τάση

Πηγή: [38]

Ι.8.3 Γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση (GDRX)

Η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση έχει αναφερθεί σε πολλά υλικά όπως εκείνα με υψηλή καθαρότητα αλουμινίου [58] αλλά και κράματα αλουμινίου με στοιχεία προσθήκης όπως ο χαλκός (Cu) [59], το μαγνήσιο (Mg) [60] και ο ψευδάργυρος (Zn). Η GDRX θεωρήθηκε ως ένας τύπος CDRX από τους Humphreys και Hatherley [37], ωστόσο υπάρχουν κάποιες βασικές διαφορές μεταξύ των δύο διεργασιών οι οποίες αναλύονται στη συνέχεια:

- i. Η GDRX παρατηρείται κυρίως για υλικά με υψηλό SFE που παραμορφώνονται σε υψηλές θερμοκρασίες με χαμηλές ταχύτητες καταπόνησης. Η DRV κυριαρχεί σε χαμηλές θερμοκρασίες παραμόρφωσης, καθώς η κινητικότητα των HAGBs είναι πολύ χαμηλή προκειμένου να μεταναστεύσουν, ενώ η ανάπτυξη των κόκκων λαμβάνει χώρα σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες παραμόρφωσης [61] [62].
- ii. Όσον αφορά την καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης, η τάση αρχικά αυξάνεται έως μία σχετικά μεγάλη τιμή και εν συνεχεία μειώνεται, πιθανότατα λόγω μαλάκυνσης της υφής, σε μια συγκεκριμένη τιμή η οποία ωστόσο παραμένει υψηλή (Εικόνα 1.27 (a))
- iii. Οι νέοι κόκκοι ξεκινούν τη δημιουργία τους μετά από μια κρίσιμη παραμόρφωση, αρχικά κοντά στα HAGBs [60]. Οι υποκόκκοι παραμένουν ισοαξονικοί και σταθεροί σε μέγεθος (Εικόνα 1.27 (b)). Το σταθερό αυτό μέγεθος τους μειώνεται με την αύξηση της παραμέτρου Zener-Holomon [63].
- iv. Σε αντίθεση με την διεργασία CDRX, η γωνία προσανατολισμού των ορίων των κόκκων, προωθείται από διαδικασίες εξάρθρωσης στις περίπου 2° . Οι ζώνες παραμόρφωσης συνήθως σχηματίζονται με χονδροειδές αρχικό μέγεθος κόκκων ενώ τα αρχικά HAGBs δεν λαμβάνονται υπόψιν για τον υπολογισμό της μέσης (χαμηλής) γωνίας προσανατολισμού των ορίων των υποκόκκων. Επομένως, υπάρχει πάντα μία διτροπική κατανομή της γωνίας προσανατολισμού κατά τη διάρκεια της γεωμετρικής δυναμικής ανακρυστάλλωσης (GDRX) εάν ληφθούν υπόψιν όλα τα όρια των κόκκων [60].
- v. Τα αποτελέσματα της βιβλιογραφίας όσον αφορά το ποσοστό των HAGBs κατά τη διάρκεια της GDRX είναι συγκεχυμένα. Από τη μία πλευρά, αναφέρθηκε ότι υπάρχει, σχετικά με το αρχικό μέγεθος κόκκου, μεταξύ $1/6$ και $1/3$ του ποσοστού του υποκόκκου, HAGBs που προϋπήρχαν στον κόκκο, δηλαδή που δεν είναι αποτέλεσμα της διεργασίας CDRX ή DDRX [64]. Από την άλλη πλευρά το ποσοστό των HAGBs φαίνεται να αυξάνεται με τη πίεση και τη θερμοκρασία παραμόρφωσης και μπορεί να φτάσει περισσότερο από 80% [63]. Στην τελευταία περίπτωση, οι γωνίες προσανατολισμού οι οποίες είναι μικρότερες από $1,5$ ή 2° αγνοήθηκαν (με την τεχνική EBSD), οι οποίες μπορεί να αποτελούν το λόγο για το μεγάλο ποσοστό των HAGBs
- vi. Σε αντίθεση με την DDRX, η κρυσταλλογραφική υφή κατά τη διάρκεια της GDRX παραμένει σε μεγάλο βαθμό αναλλοίωτη, όπως η ισχυρή κυλινδρική υφή κατά τη διάρκεια της θερμής έλασης, εφόσον λαμβάνει χώρα μικρό ποσοστό μετανάστευσης των HAGBs [61]. Το μαλάκωμα της υφής, ωστόσο, θεωρείται υπεύθυνο για τη μείωση της τάσης μετά τη πρώτη κορυφή [64] (Εικόνα 1.27 (a))
- vii. Όταν λαμβάνει χώρα η διαλυτοποίηση και η κατακρήμνιση των διαμεταλλικών σωματιδίων, η κρίσιμη τάση σχηματισμού νέων υποκόκκων και η αύξηση του ποσοστού των HAGBs (Εικόνα 1.27 (d)), με την ταυτόχρονη μείωση του σταθερού μεγέθους των υποκόκκων, απαιτούνται για την ολοκλήρωση της διεργασίας GDRX [65]. Γεγονός που προϋποθέτει μεγάλη παραμόρφωση.

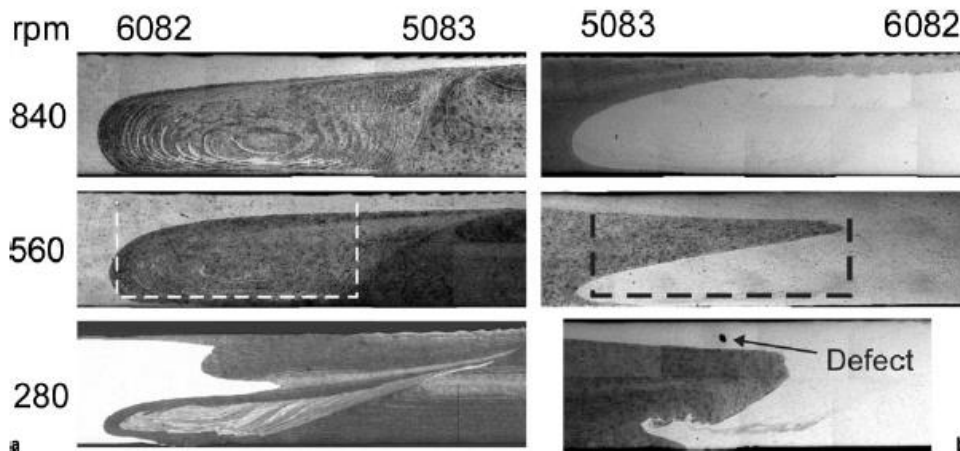


Εικόνα 1.27 : Σχηματική απεικόνιση της εξέλιξης τους πάχους των κόκκων και του μεγέθους των υποκόκκων κατά τη διάρκεια της GDRX. (a) ροή τάσης, (b) πάχος κόκκου και εξέλιξη μεγέθους του υποκόκκου, (c) εξέλιξη των LAGBs μετρούμενες με TEM, οι ζώνες παραμόρφωσης και το ποσοστό των HAGBs δεν λαμβάνονται υπόψη, (d) εξέλιξη των HAGBs, όπου έχει προστεθεί η περίπτωση των LAGBs μικρότερων από 2° για λόγους σύγκρισης.

Πηγή: [38]

Ι.9 Συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW) μεταξύ ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου

Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση έχει χρησιμοποιηθεί με αξιοσημείωτη επιτυχία στην ένωση ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου [33]. Θα ήταν λογικό να υποθέσουμε ότι μία διεργασία με τόσο μεγάλες αναπτυσσόμενες διατμητικές τάσεις θα είχε ως αποτέλεσμα πολύ καλή ανάμειξη μεταξύ των συγκολλημένων κραμάτων, αλλά η εμπειρία έχει δείξει ότι κάτι τέτοιο είναι ιδιαίτερα σπάνια περίπτωση. Η πλευρά τοποθέτησης του κάθε κράματος στην υποχωρούσα πλευρά (RS) και στην προωθούμενη πλευρά (AS), αποτελεί έναν πολύ σημαντικό παράγοντα κατά τις συγκολλήσεις FSW ανόμοιων κραμάτων. Τόσο η παροχή θερμότητας όσο και η διατομή της συγκόλλησης διαφοροποιούνται σημαντικά κατά τις συγκολλήσεις FSW ανόμοιων κραμάτων, εναλλάσσοντας την πλευρά τοποθέτησης και διατηρώντας σταθερή την ταχύτητα πρόωσης και περιστροφής. Για ένα δεδομένο συνδυασμό παραμέτρων συγκόλλησης, παράχθηκαν συγκολλήσεις μεταξύ των κραμάτων AA6082 και AA5083 εναλλάσσοντας την πλευρά τοποθέτησης των κραμάτων (Εικόνα 1.29). Οι συγκολλήσεις όπου το κράμα αλουμινίου AA6082 ήταν τοποθετημένο στην προωθούμενη πλευρά παρουσίασαν σημαντικά χαμηλότερα ποσοστά ανάμειξης στη ζώνη ανάδευσης συγκριτικά με τις συγκολλήσεις όπου το κράμα AA6082 ήταν τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά. Το γεγονός αυτό έρχεται σε αντίθεση με τα αποτελέσματα του Larsson [66] αλλά υποστηρίζεται από τον Kumagai [67]. Συμπερασματικά, λοιπόν, διαπιστώνουμε ότι ανάλογα με την πλευρά τοποθέτησης των κραμάτων κατά τις συγκολλήσεις FSW, αλλάζουν τα φαινόμενα ροής των υλικών και κατ' επέκταση οι μηχανικές ιδιότητες της ραφής συγκόλλησης, ενώ δεν υπάρχει σαφής προσανατολισμός μεταξύ των ερευνητών για τη βέλτιστη πλευρά τοποθέτησης. Ωστόσο η επίδραση της πλευράς τοποθέτησης του κάθε κράματος στις μηχανικές ιδιότητες της ένωσης θα αναλυθεί εκτενώς στο Κεφάλαιο 3 της παρούσας διπλωματικής εργασίας.



Εικόνα 1.29 : Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου της ζώνης συγκόλλησης FSW μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου AA6082 και AA5083, (a) το κράμα AA6082 τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS), (b) το κράμα αλουμινίου AA5083 τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS)

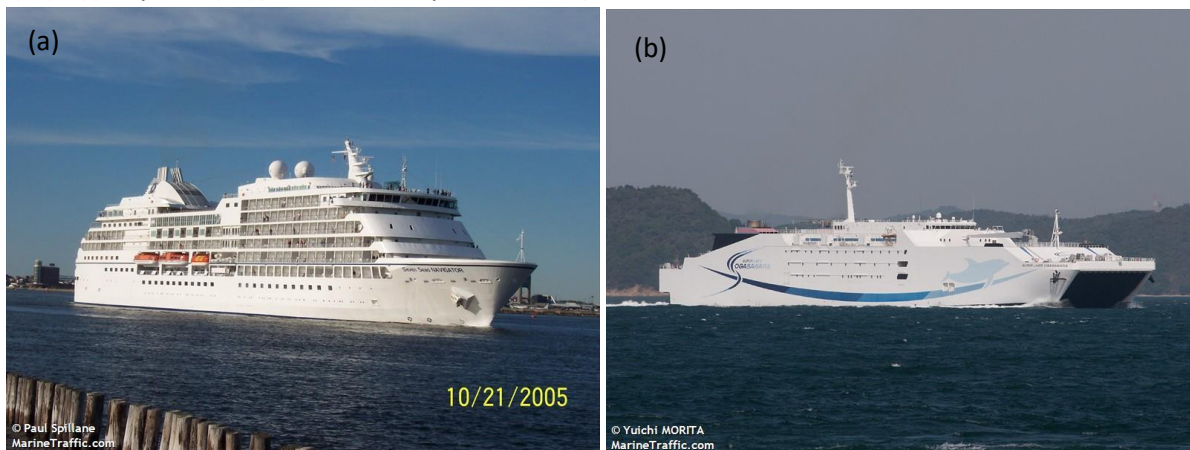
Πηγή: [33]

I.10 Εφαρμογές

Οι εμπορικές εφαρμογές της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (FSW) έχουν αναφερθεί σε πολλές βιομηχανίες [33]. Στη συνέχεια αναφέρονται κάποια παραδείγματα που απεικονίζουν την ευρύτερη εφαρμογή της διαδικασίας. Τα παραδείγματα αυτά είναι αντιπροσωπευτικά αλλά θα πρέπει να τονιστεί ότι νέες εφαρμογές εμφανίζονται συνεχώς. Αξίζει να σημειωθεί ότι η FSW δεν εμφανίζει περιορισμούς στο θερμοκρασιακό εύρος λειτουργίας των κραμάτων αλουμινίου, με εφαρμογές που κυμαίνονται από πολύ χαμηλές θερμοκρασίες (όπως το υγρό οξυγόνο και υγρό άζωτο στις δεξαμενές καυσίμων πυραύλων) έως ελαφρώς αυξημένες θερμοκρασίες (όπως εναλλάκτες θερμότητας σε συστήματα θέρμανσης). Οι περισσότερες συγκολλήσεις FSW που χρησιμοποιούνται στη βιομηχανία είναι μετωπικές, αν και οι συγκολλήσεις επικάλυψης καθώς και οι σημειακές συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση εφαρμόζονται επίσης με αυξημένη συχνότητα.

Ναυπηγική

Πιστεύεται ότι η πρώτη βιομηχανική εφαρμογή της FSW ήταν η συγκόλληση κραμάτων αλουμινίου σειράς 6XXX για τη συνένωση των υπερκατασκευών με το κύριο κατάστρωμα σε πλοία υψηλών ταχυτήτων κατασκευασμένα από αλουμίνιο καθώς και σε μεγάλα κρουαζιερόπλοια κατασκευασμένα από χάλυβα τα οποία φέρουν υπερκατασκευές αλουμινίου για μείωση βάρους. Σε τέτοιες εφαρμογές τα συγκολλημένα με FSW πάνελ είναι πολύ επίπεδα λόγω του χαμηλού βαθμού παραμόρφωσης με αποτέλεσμα να κόβονται και να συγκολλώνται μεγαλύτερου μεγέθους κατασκευαστικά μέρη. Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση έχει χρησιμοποιηθεί εκτεταμένα στις αλουμινένιες υπερκατασκευές κρουαζιερόπλοιων, όπως το “Seven Seas Navigator” το οποίο φαίνεται στην Εικόνα 1.30 (a) το οποίο περιέχει πολλά χιλιόμετρα συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση, κυρίως κραμάτων αλουμινίου σειράς 6XXX. Επίσης, το μεγαλύτερο, κατασκευασμένο από αλουμίνιο, σκάφος του κόσμου, το επιβατηγό-οχηματαγωγό “Ogasawar” (Εικόνα 1.30 (b)), ναυπηγήθηκε το 2004 και έκανε εκτεταμένη χρήση της συγκόλλησης FSW στις υπερκατασκευές του.



Εικόνα 1.30 : (a) Το κρουαζιερόπλοιο “Seven Seas Navigator” του οποίου οι υπερκατασκευές έχουν συγκολληθεί με χρήση της μεθόδου FSW (b) Το επιβατηγό-οχηματαγωγό “Ogasawar” στο οποίο έγινε εκτεταμένη χρήση της μεθόδου FSW κατά τη ναυπήγηση του.

Αεροδιαστημική

Η πρώτη σημαντική εφαρμογή ήταν η χρήση της διαδικασίας FSW προκειμένου να αντικαταστήσει τις συγκολλήσεις τήξης στις δεξαμενές καυσίμου των πυραύλων Delta II και Delta IV. Ο κατασκευαστής (Boeing) έχει αναφέρει σχεδόν μηδενική συχνότητα εμφάνισης ελαττωμάτων, και σημαντική εξοικονόμηση κόστους σε σχέση με την προηγούμενη μέθοδο συγκόλλησης που χρησιμοποιούσαν (VPPA). Η διαδικασία έχει επίσης χρησιμοποιηθεί για τη κατασκευή της δεξαμενής καυσίμων του διαστημικού σταθμού. Η πλειονότητα των κατασκευαστών αεροσκαφών ερευνούν την FSW (όπως και τη συγκόλληση Laser) για την αντικατάσταση των παραδοσιακών μηχανικών συνδέσμων (πριτσίνια) στις τρέχουσες δομές των αεροπλάνων. Το πρώτο αεροσκάφος στο οποίο έγινε εκτεταμένη χρήση της FSW, ήταν το Eclipse 500 business jet, στο οποίο δόθηκε πιστοποίηση και βρίσκεται πλέον στη παραγωγή. Στο αεροσκάφος αυτό περισσότερα από 7300 μηχανικοί σύνδεσμοι (περίπου το 60% του συνόλου) αντικαταστάθηκαν με συγκολλήσεις FSW.



Εικόνα 1.30 : Το αεροσκάφος Eclipse 500 business jet, στο οποίο έγινε για πρώτη φορά χρήση της μεθόδου FSW με σκοπό την αντικατάσταση των μηχανικών συνδέσεων.

Σιδηροδρομικές μεταφορές

Τα υψηλής ταχύτητας τρένα αλουμινίου όπως το ιαπωνικό Shinkansen είναι συνήθως κατασκευασμένα από αλουμίνια εξέλασης σειράς 6XXX. Δεδομένου ότι οι συγκολλήσεις που ενώνουν τα δομικά μέρη ενός τρένου είναι μεγάλες (περισσότερο από 25 m) και σε ευθεία, η FSW είναι η πλέον ιδανική διεργασία, με το πολύ μικρό ποσοστό παραμόρφωσης να αποτελεί το σημαντικότερο όφελος.



Εικόνα 1.31 : Το ιαπωνικό τρένο αλουμινίου, υψηλών ταχυτήτων, Shinkansen στο οποίο πραγματοποιήθηκε εκτεταμένη χρήση της μεθόδου FSW.

Αυτοκινητοβιομηχανία

Στα οδικά οχήματα υπάρχουν κατά πλειονότητα μικρού μήκους συγκολλήσεις, συνεπώς η χρήση της μεθόδου FSW περιορίστηκε στα εξαρτήματα των αναρτήσεων, στους τροχούς, στα παρελκόμενα των καθισμάτων κ.λπ. Οι ανάγκες της αυτοκινητοβιομηχανίας οδήγησαν στην πλήρη αυτοματοποίηση της μεθόδου FSW με την ανάπτυξη ενός ρομποτικού βραχίονα FSW, προκειμένου να ανταπεξέλθει στις πολύπλοκες γεωμετρίες και στις απαιτήσεις της αγοράς για υψηλή παραγωγή με χαμηλό κόστος. Σημαντικό ενδιαφέρον παρουσιάζεται στην σημειακή συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση, όπου η γραμμική μετατόπιση του εργαλείου είναι είτε πολύ μικρή είτε μηδενική. Η σημειακή συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση κερδίζει ταχέως την αποδοχή των κατασκευαστών ως αποτελεσματική μέθοδο σύνδεσης φύλλων αλουμινίου και βρίσκεται ήδη σε παραγωγή. Για παράδειγμα, η FSW χρησιμοποιείται στο καπό του αυτοκινήτου Mazda Rx-8, και στις πίσω πόρτες του. Τέλος, η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (FSW) εφαρμόζεται για την κατασκευή τεθωρακισμένων οχημάτων, όπου αξιοποιείται η ικανότητα της διαδικασίας να συγκολλά υλικό πάχους από 24mm έως 40 mm με ένα πέρασμα.

II. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

II.1 Υλικά και η θερμική κατεργασία τους

Τα υλικά που χρησιμοποιήθηκαν ήταν τα κράματα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651, με διαστάσεις 10cmx20cm. Τα κράματα αλουμινίου της σειράς 6XXX, όπως προαναφέρθηκε και στο θεωρητικό μέρος, βρίσκουν εφαρμογή στη ναυπηγική, ενώ τα κράματα αλουμινίου της σειράς 7XXX βρίσκουν εφαρμογή κυρίως στην αεροναυπηγική βιομηχανία. Τα ελάσματα αλουμινίου προμηθεύτηκαν από τη Γαλλία και χρηματοδοτήθηκαν από το πρόγραμμα H2020 με τίτλο “Low Cost Materials Processing Technologies for Mass Production of Lightweight Vehicles (LoCoMaTech)” με αριθμό χορήγησης Grant No: H2020-NMBP-GV-2016(723517).

Στον Πίνακα 2.3 που ακολουθεί παρουσιάζονται οι χημικές συστάσεις των δύο προαναφερθέντων κραμάτων, σύμφωνα με τη διδακτορική διατριβή του Κ. Δανιόλου Νικολάου [27].

Πίνακας 2.1 : Χημική σύσταση των προς συγκόλληση κραμάτων αλουμινίου (% κ.β.)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Ga	V	Al
AA6082-T6	1.07	0.28	0.04	0.7	1.15	0.024	0.04	0.015	0.005	0.013	0.016	Bal.
AA7075-T651	0.12	0.2	1,4	0.063	2.53	0.2	5.05	0.03	0.004	0.008	0.016	Bal.

Η θερμική κατεργασία T6 σημαίνει πως το κράμα αλουμινίου έχει υποστεί θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία πολύ υψηλότερη από αυτή του περιβάλλοντος [1]. Η κατεργασία T651 είναι ακριβώς ίδια με την T6 με τη διαφορά ότι πραγματοποιείται “stretching” με στόχο την εκτόνωση των τάσεων που έχουν δημιουργηθεί.

Το σύνολο των ελασμάτων υποβλήθηκαν σε επιπλέον θερμική κατεργασία πριν την πραγματοποίηση των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση. Η θερμική κατεργασία πραγματοποιήθηκε στο φούρνο θερμικών κατεργασιών τύπου “THERMAWATT TG 381” (Εικόνα 2.1) του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας. Ο συγκεκριμένος τύπος φούρνου έχει τη δυνατότητα ρύθμισης του βήματος της θερμοκρασιακής αυξομείωσης και είναι ικανός να πραγματοποιήσει θερμικές κατεργασίες με απαιτήσεις έως και 1150° C.



Εικόνα 2.3: Φούρνος θερμικών κατεργασιών του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας τύπου “THERMAWATT TG 381”.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Όσα ελάσματα ήταν κατασκευασμένα από το κράμα αλουμινίου 6082 είχαν υποστεί θερμική κατεργασία ομογενοποίησης και τεχνητής γήρανσης T6. Αντίστοιχα όσα ελάσματα ήταν κατασκευασμένα από το κράμα αλουμινίου 7075 είχαν υποστεί θερμική κατεργασία τύπου T651. Ως εκ τούτου υπεβλήθησαν σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες, οι οποίες περιγράφονται αναλυτικά στο Πίνακα 2.1 που ακολουθεί.

Πίνακας 2.2 : Πίνακας των θερμικών κατεργασιών στις οποίες υπεβλήθησαν τα κράματα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 αντίστοιχα.

	AA6082	AA7075
Solution Heat Treat	530°C for 30 min	490°C for 30 min
Ageing	190°C for 9 hours	120°C for 24 hours

Το αποτέλεσμα της θερμικής κατεργασίας ήταν η αλλαγή της πυκνότητας όσο και της φάσης των κατακρημνισμάτων με ταυτόχρονη αύξηση του μέσου μεγέθους των κόκκων με συνεπακόλουθη μείωση της σκληρότητάς των μητρικών υλικών. Η αιτία των γεγονότων αυτών επεξηγείται στο Κεφάλαιο [3.1].

II.2 Μηχανή συγκόλλησης

Το σύνολο των συγκολλήσεων της παρούσας διπλωματικής εργασίας πραγματοποιήθηκαν σε μια τροποποιημένη κάθετη φρεζομηχανή τύπου “FU-32 (Universal Milling Machine, UMC CUGIR)” του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας η οποία παρουσιάζεται στην Εικόνα 2.2. Η συγκεκριμένη φρεζομηχανή είναι βαρέου τύπου προκειμένου να δέχεται τις μεγάλες δυνάμεις, αλλά και τους κραδασμούς που παράγονται κατά τις συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση. Η τροποποίησή της προκειμένου να πραγματοποιεί συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση μελετήθηκε και εφαρμόστηκε στα πλαίσια της διπλωματικής εργασίας του Κου Αργύρη Αναστασίου [68]. Οι ταχύτητες πρόωσης και περιστροφής που μπορούν να εφαρμοστούν από τη συγκεκριμένη φρεζομηχανή παρουσιάζονται στον Πίνακα 2.2.



Εικόνα 2.4 : Κάθετη φρεζομηχανή τύπου “FU-32 (Universal Milling Machine, UMC CUGIR)” του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πίνακας 2.3 : Ταχύτητες περιστροφής και πρόωσης που μπορεί να αναπτύξει η μηχανή FSW.

Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Ταχύτητα Πρόωσης (mm/min)
30	19
37.5	23.5
47.5	30
60	37.5
75	47.5
95	60
118	75
150	85
190	118
235	150

300	190
375	235
475	300
600	375
750	475
950	600
1180	750
1500	950

Ως βάση έδρασης των δοκιμών συγκόλλησης (τράπεζα συγκόλλησης) χρησιμοποιείται μία χαλύβδινη πλάκα (υπ. αριθμόν 1 στην Εικόνα 2.3) από χυτοσίδηρο διαστάσεων 390 X 260 mm και πάχους 24 mm. Η βάση έδρασης φέρει και 4 σπές (διαμέτρου Φ17 για κοχλία M16 τύπου Allen) σε κατάλληλη απόσταση μεταξύ τους (υπ. αριθμόν 2 στην Εικόνα 2.3) προκειμένου να επιτευχθεί η πρόσδεσή της στο τραπέζι της εργαλειομηχανής. Η πλάκα είναι επίσης εφοδιασμένη με αποσυναρμολογούμενα εξαρτήματα (υπ. αριθμόν 3 στην Εικόνα 2.3) στις δύο διαμήκεις πλευρές της τα οποία αποτελούν τον εξωτερικό περιορισμό των προς συγκόλληση ελασμάτων κατά την εγκάρσια κατεύθυνση ενώ ταυτόχρονα εξασφαλίζουν την παραλληλότητα αυτών και κατ' επέκταση της ραφής συγκόλλησης με τον άξονα x της διαδρομής της εργαλειομηχανής. Παράλληλα, τέσσερα ειδικά διαμορφωμένα εξαρτήματα (δαγκάνες) (υπ. αριθμόν 4 στην Εικόνα 2.3) με δύο τετραγωνικής διατομής άκρα έκαστο, αποτελούν τον εξωτερικό περιορισμό κατά τον άξονα y και z των προς συγκόλληση ελασμάτων. Η δυνατότητα κλίσης της κεφαλής στο επίπεδο xz μπορεί να φτάσει τις 45°. Όλες οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν με γωνία κλίσης 2° (tilt-travel angle).



Εικόνα 2.3 : Βάση έδρασης των δοκιμών συγκόλλησης (Τράπεζα συγκόλλησης) της φρεζομηχανής του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

II.3 Εργαλεία συγκόλλησης

Με σκοπό τη μελέτη της επίδρασης του περιαιχενίου (shoulder) και του πείρου (pin), για το σύνολο των συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν στα πλαίσια της παρούσας διπλωματικής εργασίας χρησιμοποιήθηκαν δύο εργαλεία συγκόλλησης διαφορετικής γεωμετρίας. Η γεωμετρία και ο σχεδιασμός των εργαλείων συγκόλλησης είναι μεγίστης σημασίας για τις συγκολλήσεις FSW, καθώς καθορίζουν τη παραγόμενη παροχή θερμότητας και τη ροή υλικού. Διαφορετικές γεωμετρίες εργαλείων συγκόλλησης παράγουν συγκολλήσεις με διαφορετικά χαρακτηριστικά μικροδομής και με διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες. Τα παραπάνω πραγματεύονται στη διδακτορική διατριβή του Κου Δανιόλου Νικολάου [27], σύμφωνα με την οποία έγινε και η επιλογή των δύο εργαλείων συγκόλλησης που χρησιμοποιήθηκαν (Εικόνα 2.4).



Εικόνα 2.5 : Το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης FSW (αριστερά) με διάμετρο περιαιχενίου και πείρου 20 mm και 4 mm αντίστοιχα και το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης FSW (δεξιά) με διάμετρο περιαιχενίου και πείρου 14 mm και 3,5 mm αντίστοιχα.

Όπως αναλύεται στο Κεφάλαιο 3.2, από τα δύο εργαλεία συγκόλλησης το εργαλείο No.1 (διάμετρο περιαιχενίου και πείρου 20 mm και 4 mm αντίστοιχα) απορρίφθηκε καθώς με όμοιες παραμέτρους συγκόλλησης (ταχύτητα πρόωσης και περιστροφής) διαπιστώθηκαν ατέλειες της μικροδομής που απουσίαζαν από τις μεταλλογραφικές παρατηρήσεις του εργαλείου No.2 (διάμετρο περιαιχενίου και πείρου 14 mm και 3,5 mm αντίστοιχα). Συγκεκριμένα η μεγαλύτερη επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου No1^ο σε σύγκριση με εκείνη του εργαλείου No2^{ου} είχε ως αποτέλεσμα μεγαλύτερη θερμική παροχή με συνεπακόλουθο τη δημιουργία ανομοιογένειας και πορώδους στη ζώνη συγκόλλησης. Οι λόγοι του φαινομένου αυτού εξηγούνται στο Κεφάλαιο 3.

II.4 Μεταλλογραφική προετοιμασία και χαρακτηρισμός δομής

Προκειμένου να γίνει εφικτή η μεταλλογραφική παρατήρηση των συγκολλήσεων, τα συγκολλημένα πλέον ελάσματα κόπηκαν σε μικρότερα δοκίμια με κατάλληλες διαστάσεις, τα οποία περιλάμβαναν όλες τις ζώνες συγκόλλησης και μέρος του βασικού υλικού κάθε κράματος. Η κοπή των συγκολλημένων ελασμάτων πραγματοποιήθηκε στο κοπτικό εργαλείο (κορδέλα) του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας τύπου "Vermac, KB-45" (Εικόνα 2.5).



Εικόνα 2.6 : Κοπτικό εργαλείο τύπου "Vermac, KB-45" του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πραγματοποιήθηκε λείανση και στίλβωση σε κατάλληλη υδρόψυκτη διάταξη τύπου “Stuers, LaboPol-5” του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας η οποία παρουσιάζεται στην Εικόνα 2.6. Τα δύο κύρια μέρη της διάταξης είναι το περιστρεφόμενο πλατό και το σύστημα ψύξης. Η συσκευή έχει δυνατότητα ελέγχου της γωνιακής ταχύτητας μέσω ενός ηλεκτρονικού σερβοσυστήματος, χάρη στο οποίο αυτή παραμένει σταθερή ανεξαρτήτως του εφαρμοζόμενου φορτίου. Η συγκεκριμένη συσκευή έχει εύρος επιλογής γωνιακής ταχύτητας από 50 έως και 500 στροφές ανά λεπτό. Για την ψύξη και τη λίπανση της επιφάνειας λείανσης/στίλβωσης χρησιμοποιείται νερό, η παροχή του οποίου γίνεται από βρύση ενσωματωμένη στη συσκευή. Η διαδικασία λείανσης και στίλβωσης η οποία εφαρμόστηκε σε κάθε δοκίμιο παρουσιάζεται στον Πίνακα 2.3.



Εικόνα 2.7: Υδρόψυκτη διάταξη τύπου “Stuers, LaboPol-5” του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Αξίζει να σημειωθεί πώς κατά την διαδικασία της λείανσης κρίνεται αναγκαία η υψηλή παροχή νερού προκειμένου οι ακαθαρσίες της λείανσης (ρινίσματα/καρβίδια) να απομακρύνονται, ενώ η βέλτιστη ταχύτητα περιστροφής του πλατό είναι στις 250-300 στροφές/λεπτό (rpm). Αντιθέτως στη στίλβωση το βελούδο χρειάζεται να είναι νωπό χωρίς ιδιαίτερη παροχή νερού προκειμένου να μην απομακρύνεται η αδαμαντόπαστα ή το σπρέι διαμαντιού από το δίσκο, ενώ η βέλτιστη ταχύτητα περιστροφής κυμαίνεται στις 150-200 στροφές/λεπτό (rpm). Τέλος, ακολουθεί καθαρισμός του δοκιμίου με απιονισμένο νερό, αιθανόλη και στέγνωμα με πιστόλι θερμού αέρος.

Πίνακας 2.4 : Διαδικασία λείανσης και στείλβωσης

Λείανση	
Βήμα 1	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 120 grit
Βήμα 2	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 220 grit
Βήμα 3	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 500 grit
Βήμα 4	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 800 grit
Βήμα 5	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 1200 grit
Βήμα 6	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 2000 grit
Βήμα 7	Λειαντικό χαρτί κοκκομετρίας 4000 grit
Στείλβωση	
Βήμα 8	Πάστα αλούμινας κοκκομετρίας 1 μm πάνω σε βελούδο
Βήμα 9	Πάστα αλούμινας κοκκομετρίας 0,1 μm πάνω σε βελούδο
Βήμα 10	Σπρέι διαμαντιού πάνω σε βελούδο

Στο επόμενο στάδιο ακολουθεί η χημική προσβολή των δοκιμών προκειμένου να γίνει εφικτή η μεταλλογραφική παρατήρηση τους. Η χημική προσβολή φανερώνει τα όρια των κόκκων και κατ' επέκταση τις ζώνες συγκόλλησης. Σύμφωνα με τη διδακτορική διατριβή του Κου Δανιόλου Νικολάου [27], επιλέχθηκε για την προσβολή του κράματος AA6082 το διάλυμα Modified Poulton's, ενώ για την προσβολή του κράματος AA7075 επιλέχθηκε το αντίδραστήριο Keller's. Στον πίνακα 2.4 που ακολουθεί παρουσιάζεται η χημική σύσταση του κάθε αντιδραστηρίου.

Πίνακας 2.5 : Πίνακας διαλυμάτων προσβολής.

Reagent	Χημική σύνθεση
Modified Poulton's	20 mL Poulton's reagent (12 mL HCL, 6 mL HNO ₃ , 1 mL HF, 1 mL H ₂ O), 10 mL HNO ₃ , διάλυμα αποτελούμενο από 4,8 gr CrO ₃ σε 16 mL of H ₂ O
Keller's	2 mL HF, 3 mL HCL, 5 mL HNO ₃ , 190 mL H ₂ O

Σε πρώτο στάδιο τα προσβεβλημένα, πλέον, δοκίμια παρατηρήθηκαν μακροσκοπικά στο οπτικό στερεοσκόπιο τύπου "Leica MZ6" (Εικόνα 6, αριστερά), το οποίο έχει 9 δυνατότητες μεγέθυνσης οι οποίες παρουσιάζονται στον Πίνακα 5 και εν συνεχεία μικροσκοπικά στο οπτικό μικροσκόπιο τύπου "Leica DMILM" (Εικόνα 6, δεξιά) με δυνατότητες μεγέθυνσης οι οποίες παρουσιάζονται επίσης στον Πίνακα 2.5. Τόσο το οπτικό μικροσκόπιο όσο και το στερεοσκόπιο έχουν την δυνατότητα σύνδεσης μέσω κάμερας με το λογισμικό ανάλυσης εικόνας "Leica LAS application suite", γεγονός που επιτρέπει τη λήψη και την επεξεργασία των ψηφιακών φωτογραφιών των προς εξέταση δοκιμών.

Πίνακας 2.6 : Δυνατότητες μεγέθυνσης του Οπτικού στερεοσκοπίου τύπου "Leica MZ6" και οπτικού μικροσκοπίου τύπου "Leica DMILM" αντίστοιχα

Οπτικό στερεοσκόπιο τύπου "Leica MZ6"	Οπτικό μικροσκόπιο τύπου "Leica DMILM"
x0.63	x100
x0.80	x200
x1.00	x500
x1.25	x1000
x1.6	
x2.0	
x2.5	
x3.2	
x4.0	



Εικόνα 2.8 : Οπτικό μικροσκόπιο τύπου "Leica DMILM" (αριστερά) και οπτικό στερεοσκόπιο τύπου "Leica MZ6" (δεξιά) του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας

Το οπτικό στερεοσκόπιο χρησιμοποιήθηκε προκειμένου να παρατηρηθεί η μορφολογία των ζωνών συγκόλλησης στο εκάστοτε δοκίμιο. Ενώ το οπτικό μικροσκόπιο χρησιμοποιήθηκε προκειμένου να παρατηρηθεί η μικροδομή των ζωνών συγκόλλησης και ο εντοπισμός ατελειών.

II.5 Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (Scanning Electron Microscopy “SEM”)

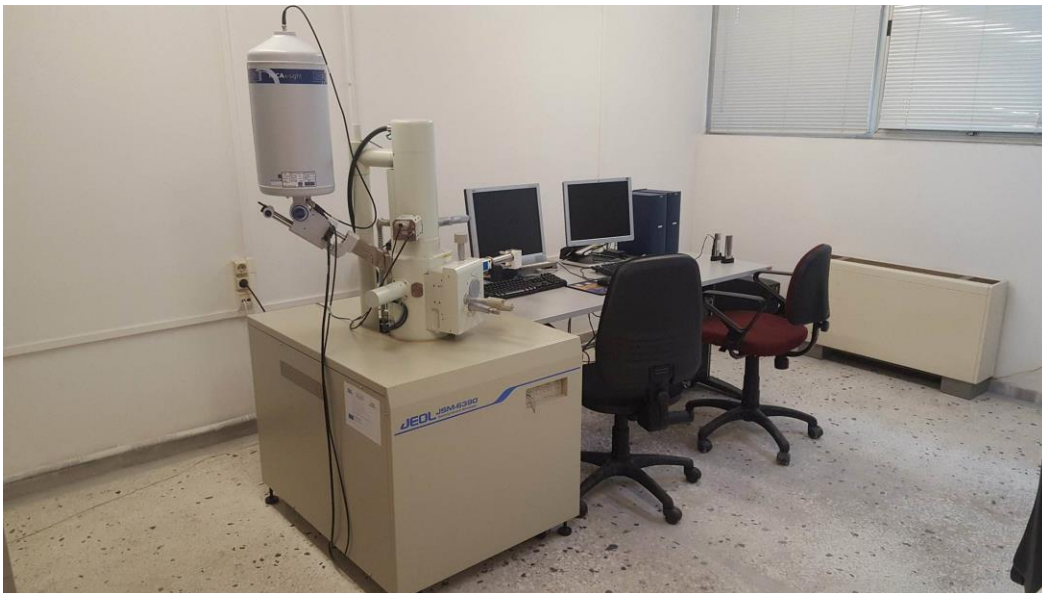
Προκειμένου να πραγματοποιηθεί περαιτέρω μεταλλογραφική παρατήρηση σε αρκετά μεγαλύτερη μεγέθυνση και να γίνει προσδιορισμός της χημικής σύστασης των νεοδημιουργηθέντων κατακρημνισμάτων χρησιμοποιήσαμε το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης SEM του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας τύπου Jeol JSM 6390LV (Εικόνα 2.7) με διακριτική ικανότητα μέχρι 3 nm και με δυνατότητα χημικής ανάλυσης (energy dispersive spectroscopy system, EDS, Oxford Inca Energy 250).

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) είναι ένας τύπος ηλεκτρονικού μικροσκοπίου που παράγει εικόνες μέσω της σάρωσης της επιφάνειας του δείγματος με εστιασμένη δέσμη ηλεκτρονίων. Κατά τη μελέτη μίας στερεής μεταλλικής επιφάνειας εκπέμπεται μία δέσμη ηλεκτρονίων με πολύ μικρό μήκος κύματος ($\lambda < 1$), η οποία αλληλεπιδρώντας με τα άτομα του στερεού σε περιβάλλον κενού, σαρώνει την υπό μελέτη επιφάνεια μέσω συστημάτων ηλεκτροστατικής εκτροπής.

Η ηλεκτρονική δέσμη παράγεται εξαιτίας της θερμιονικής εκπομπής των ηλεκτρονίων από την κάθοδο βολφραμίου και η δέσμη καθώς διέρχεται από έναν επιταγυτή σταθερής τάσης αποκτά καθορισμένο μήκος κύματος. Στη συνέχεια δύο ή τρεις φακοί απομεγεθύνουν την ηλεκτρονική δέσμη, η οποία καθώς προσκρούει στο δείγμα έχει διάμετρο της τάξης των 2-10 nm. Κατά την πρόσπτωση των ηλεκτρονίων στα διάφορα μέρη του εξεταζόμενου δείγματος, οι πληροφορίες λαμβάνονται καθώς ανιχνεύονται ακτινοβολίες που εκπέμπονται δευτερογενώς από το δοκίμιο.

Τα ηλεκτρονικά ή φωτονικά σήματα εκπέμπονται δευτερογενώς από το δοκίμιο και οδηγούνται σε οθόνη καθοδικού σωλήνα μετά από κατάλληλη ενίσχυση. Από εκεί με τη βοήθεια μαγνητικών φακών μετατρέπονται σε εικόνα, η οποία αφού αναπαραχθεί σε οθόνη μπορεί να φωτογραφηθεί και αναπαριστά με ιδιαίτερη ακρίβεια το ανάγλυφο της υπό εξέταση περιοχής.

Σύμφωνα λοιπόν με το παραπάνω φαινόμενο εκπέμπονται ακτίνες X, των οποίων οι ενέργειες συλλέγονται και καταγράφονται. Από τις ενέργειες αυτές και με πολύπλοκους υπολογισμούς προκύπτει τόσο η ποιοτική όσο και η ποσοτική σύσταση του δείγματος.

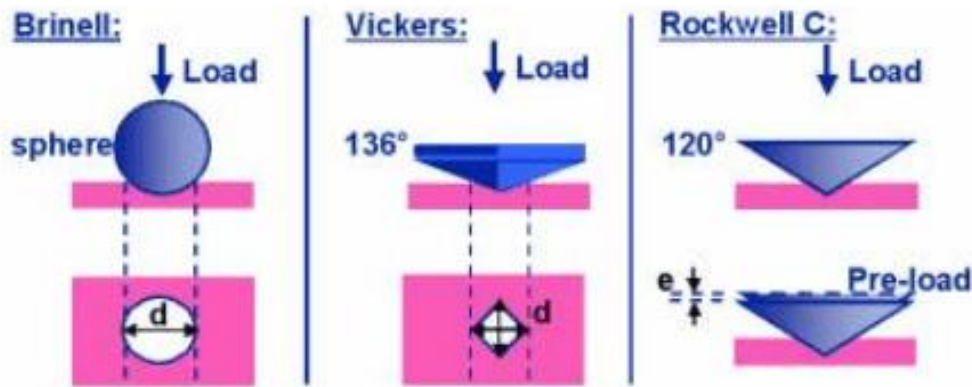


Εικόνα 2.9 : Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης SEM του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας τύπου Jeol JSM 6390LV.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας

II.6 Μικροσκληρομέτρηση

Με τον όρο σκληρότητα ορίζεται η αντίσταση που προβάλλει ένα σώμα στην προσπάθεια διείδυσης κάποιου άλλου σκληρότερου εισβολέα υπό φορτίο. Μία δοκιμή σκληρομέτρησης εκτελείται όταν ένας εισβολέας προκαθορισμένης γεωμετρίας και γνωστών μηχανικών ιδιοτήτων πιέζει το δοκίμιο που εξετάζεται. Η σκληρότητα του υπό δοκιμήν υλικού καθορίζεται μέσω μίας βαθμονομημένης κλίμακας σκληρότητας η οποία εξάγεται από δοκιμές σε πρότυπα υλικά. Η μέτρηση της μικροσκληρότητας μπορεί να πραγματοποιηθεί με διάφορες μεθόδους, οι βασικότερες εκ 'των οποίων είναι οι Vickers, Brinell, Rockwell C και Rockwell B οι οποίες αναπαρίστανται στην εικόνα 2.9 που ακολουθεί.



Εικόνα 2.10: Σχηματική αναπαράσταση της γεωμετρίας και της αρχής λειτουργίας των μεθόδων μικροσκληρότητας Brinell, Vickers, Rockwell C αντίστοιχα.

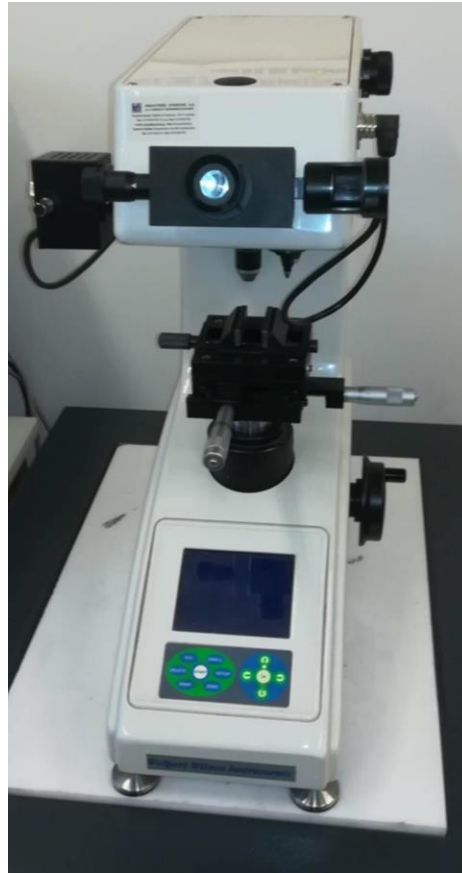
Στα δοκίμια που εξετάστηκαν στη συγκεκριμένη διπλωματική εργασία χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος Vickers. Στη μέθοδο Vickers χρησιμοποιείται ως εισβολέας αδαμάντινη κανονική τετραγωνική πυραμίδα με γωνία απέναντι εδρών 136° . Από τη διείδυση δημιουργείται ένα τετραγωνικό αποτύπωμα με διαγωνίους μήκους d_1 και d_2 . Αν d είναι η μέση τιμή των δύο διαγωνίων, η επιφάνεια του αποτυπώματος δίνεται από τη σχέση:

$$A = (d^2) / (2 \cos 22^\circ)$$

Έτσι, ο αριθμός σκληρότητας για μέγιστο φορτίο διείδυσης P προκύπτει από το λόγο P/A :

$$HV = 0,1891 \frac{P}{d^2} \quad N/mm^2$$

Σε όσες συγκολλήσεις κρίθηκαν αποδεκτές, σύμφωνα με τα αποτελέσματα της μεταλλογραφικής παρατήρησης, πραγματοποιήθηκε υπολογισμός και μελέτη τόσο της εγκάρσιας όσο και της διαμήκους μικροσκληρότητας στη ζώνη συγκόλλησης σύμφωνα με τη μέθοδο Vicker's. Η μικροσκληρότητα των προαναφερθέντων συγκολλήσεων μετρήθηκε με το μικροσκληρόμετρο του "Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας" τύπου "Wolpert Wilson 402MVD" (Εικόνα 2.10).

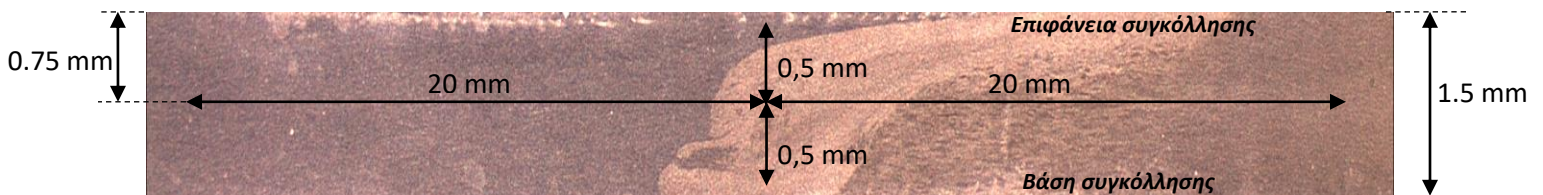


Εικόνα 2.11 : Μικροσκληρόμετρο τύπου “Wolpert Wilson 402MVD” του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας.

Πηγή : Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας

Αναλυτικά, πραγματοποιήθηκε μελέτη της διαμήκου μικροσκληρότητας σε βάθος 0,75 mm από την επιφάνεια της συγκόλλησης και σε απόσταση 20 mm εκατέρωθεν του πυρήνα της συγκόλλησης (WN) όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 2.11 .

Η εγκάρσια μικροσκληρότητα μελετήθηκε στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης (WN) με αφετηρία το μέσο του πάχους των ελασμάτων στα 0,75 mm και επεκτάθηκε ομοίως ως προς την επιφάνεια και ως προς τη βάση της συγκόλλησης κατά 0,5 mm (Εικόνα 2.11).



Εικόνα 2.12 : Χαρακτηριστική τομή συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση (FSW) πάνω στην οποία παρουσιάζονται οι περιοχές μελέτης της διαμήκου και εγκάρσιας μικροσκληρότητας αντίστοιχα.

II.7 Δοκιμές Εφελκυσμού

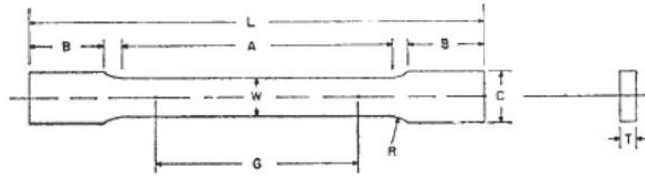
Προκειμένου, να μελετηθεί η μηχανική συμπεριφορά των συγκολλημένων δοκιμίων πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού στα βέλτιστα δοκίμια. Για την πραγματοποίηση των δοκιμών εφελκυσμού χρησιμοποιήθηκε η υδραυλική μηχανή μηχανικών δοκιμών MTS-10tn (Εικόνα 2.12) του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας. Για τον υπολογισμό της παραμόρφωσης (επιμήκυνση) τοποθετήθηκε το επιμηκυνσιόμετρο της “Epsilon” (Εικόνα 1.12 (Δεξιά)), με δυνατότητα επιμήκυνσης 25 mm. Το επιμηκυνσιόμετρο “Epsilon” μετράει τη δημιουργούμενη επιμήκυνση μέσω strain gauges. Τα strain gauges μετατρέπουν φυσικές ποσότητες όπως το φορτίο, την πίεση ή την επιμήκυνση σε ηλεκτρικά σήματα, παρέχοντας μεγάλης ακρίβειας τιμές του μετρούμενου μεγέθους. Η ταχύτητα παραμόρφωσης, κατά τις δοκιμές εφελκυσμού ήταν 0,5 mm/min.



Εικόνα 2.12 : Υδραυλική μηχανή μηχανικών δοκιμών της MTS του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας (Αριστερά). Στο υπό μελέτη δοκίμιο παρατηρείται τοποθετημένο το επιμηκυνσιόμετρο “Epsilon” (Δεξιά).

Πηγή: Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας

Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 8M-04 (Εικόνα 2.13) και έγιναν 3 δοκιμές ανά συγκόλληση.

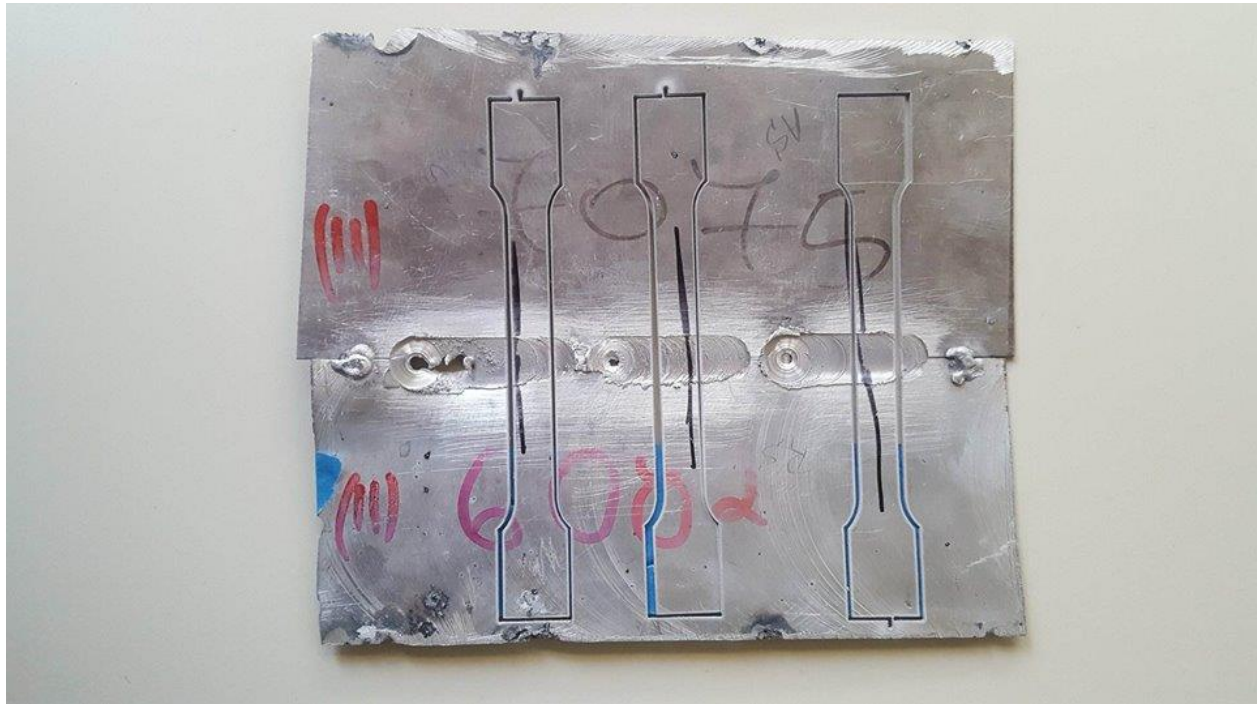

E 8-04


	Dimensions		
	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 1½-in. Wide	Sheet-Type, ½-in. Wide	¼-in. Wide
	in.	in.	in.
G—Gage length (Note 1 and Note 2)	8.00 ± 0.01	2.000 ± 0.005	1.000 ± 0.003
W—Width (Note 3 and Note 4)	1½ + ⅛, -¼	0.500 ± 0.010	0.250 ± 0.005
T—Thickness (Note 5)		thickness of material	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	1	½	¼
L—Over-all length, (Note 2, Note 7 and Note 8)	18	8	4
A—Length of reduced section, min	9	2¼	1¼
B—Length of grip section, (Note 8)	3	2	1¼
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	2	¾	¾

Εικόνα 2.13 : Διαστάσεις των δοκιμών εφελκυσμού κατά ASTM E 8M-04. Το πάχος των δοκιμών εφελκυσμού ήταν 1,5 mm.

Πηγή: [69]

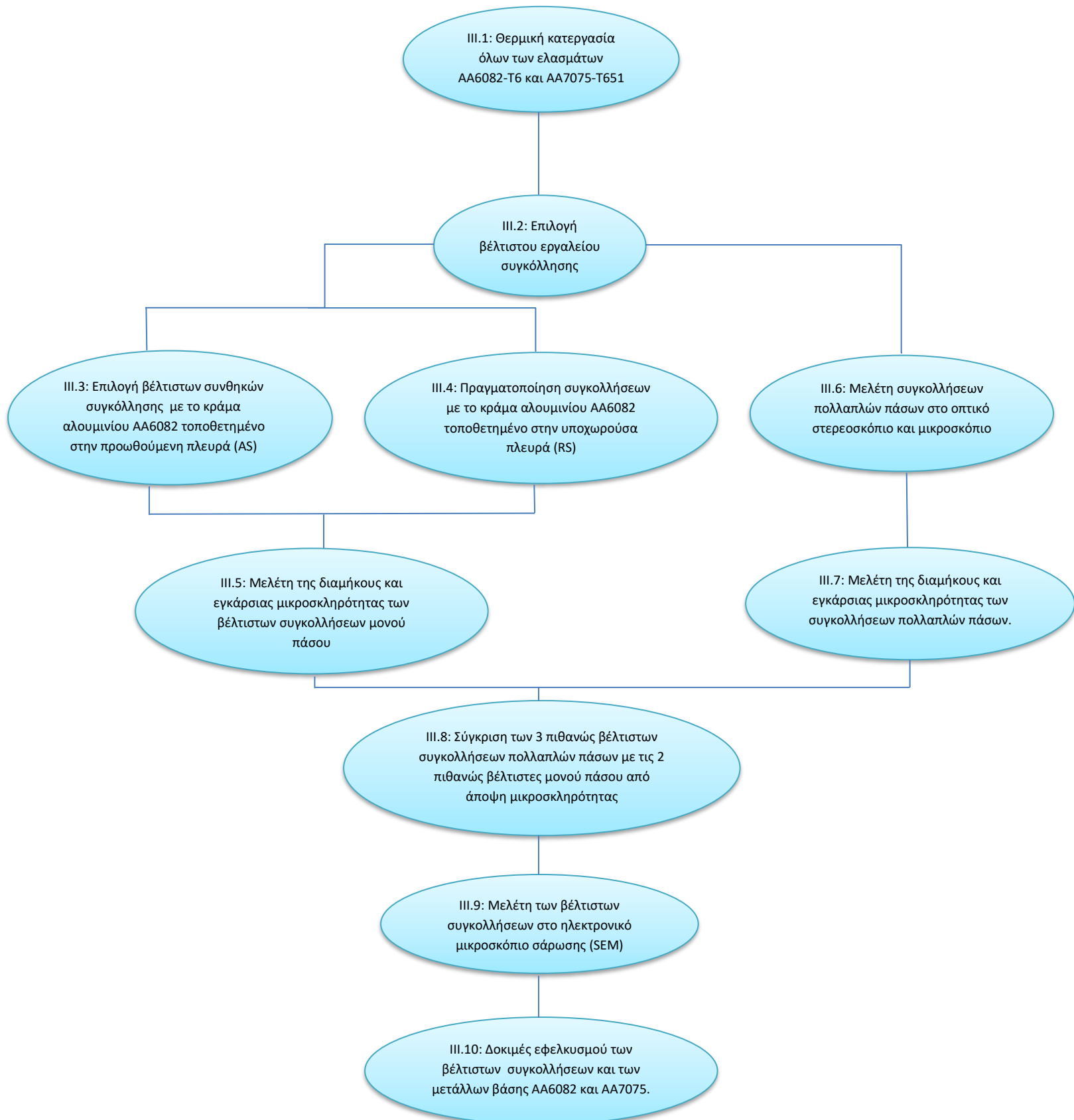
Τα δοκίμια κόπηκαν στην εγκάρσια διεύθυνση της συγκόλλησης, όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 2.14. Τα δοκίμια κόπηκαν κατά τέτοιο τρόπο, από τις συγκολλημένες πλάκες, έτσι ώστε να περιλαμβάνουν όλες τις ζώνες συγκόλλησης και τα μέταλλα βάσης.



Εικόνα 2.14 : Δοκίμια εφελκυσμού, κατασκευασμένα σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 8M-04.

ΙΙΙ. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗΣ ΚΑΙ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ

Στο παρόν κεφάλαιο θα παρουσιαστεί η διαδικασία βελτιστοποίησης των παραμέτρων συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 ύστερα από τη θερμική κατεργασία στην οποία υποβλήθηκαν [Βλέπε Πειραματικό Μέρος]. Αρχικά πραγματοποιήθηκε μελέτη που αφορούσε στην επιλογή του καταλληλότερου πείρου συγκόλλησης. Εφόσον έγινε επιλογή του καταλληλότερου πείρου συγκόλλησης κυλινδρικής γεωμετρίας χωρίς σπείρωμα πραγματοποιήθηκαν 15 συγκολλήσεις με στόχο την εύρεση των βέλτιστων παραμέτρων συγκόλλησης. Ακολούθησε παρατήρηση σε οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο με στόχο των εντοπισμό ατελειών σε μικροσκοπική και μακροσκοπική κλίμακα αντίστοιχα. Από τη μελέτη καταλήξαμε σε 4 βέλτιστες συγκολλήσεις στις οποίες πραγματοποιήσαμε εναλλαγή της τοποθέτησης των πλακών από την προωθούμενη στην υποχωρούσα πλευρά. Η μελέτη των 8 συνολικά συγκολλημένων τεμαχίων (4 βέλτιστες με το κράμα αλουμινίου AA6082 τοποθετημένο στη προωθούμενη πλευρά και οι αντίστοιχες 4 με το κράμα αλουμινίου τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά) στο οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο κατέδειξε 5 (πέντε) βέλτιστες συγκολλήσεις. Στις 5 αυτές βέλτιστες συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκε μελέτη της μικροσκληρότητας κατά τον διαμήκη και εγκάρσιο άξονα. Η μελέτη της μικροσκληρότητας κατέδειξε 2 (δύο) βέλτιστες συγκολλήσεις οι οποίες επαναλήφθηκαν εφαρμόζοντας 4 συνολικά αλληλουχίες πολλαπλών πάσων (++/+-/++/+++). Σύμφωνα με τις μεταλλογραφίες από το οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο καταλήξαμε σε 5 βέλτιστες συγκολλήσεις με πολλαπλά πάσα στις οποίες πραγματοποιήθηκε μελέτη της διαμήκου και εγκάρσιας μικροσκληρότητας. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα της μικροσκληρομέτρησης καταλήξαμε σε 3 βέλτιστες συγκολλήσεις πολλαπλών πάσων οι οποίες συγκρίθηκαν με τις 2 βέλτιστες συγκολλήσεις μονού πάσου. Από τη σύγκριση επιλέχθηκαν 2 συγκολλήσεις με τα καλύτερα πειραματικά αποτελέσματα σύμφωνα με τη μεταλλογραφική μελέτη και τη μελέτη της μικροσκληρότητας. Οι 2 (δύο) βέλτιστες συγκολλήσεις υποβλήθηκαν σε περαιτέρω μεταλλογραφική παρατήρηση στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) με δυνατότητα χημικής ανάλυσης (EDS). Από τη μελέτη EDS προσδιορίστηκε το είδος των φάσεων κατακρήμνισης που εντοπίστηκαν στο πυρήνα συγκόλλησης των 2 βέλτιστων συγκολλήσεων όσο και στα δύο επιμέρους μητρικά υλικά AA6082-T6 και AA7075-T651. Τέλος, η συγκόλληση Β.1, όσο και τα μέταλλα βάσης AA6082 και AA7075, υποβλήθηκαν σε πειράματα εφελκυσμού προκειμένου να υπολογιστούν και να συγκριθούν οι μηχανικές ιδιότητες τους. Η διεργασία που περιγράφεται ανωτέρω παρουσιάζεται σχηματικά στη συνέχεια.



III.1 Θερμική Κατεργασία ελασμάτων του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651

Τα ελάσματα κράματος αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 υποβλήθηκαν στη θερμική κατεργασία που παρουσιάζεται στον Πίνακα 3.1 πριν την πραγματοποίηση οποιασδήποτε συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (FSW).

Πίνακας 3.1 : Πίνακας θερμικών κατεργασιών στις οποίες υποβλήθηκαν τα ελάσματα του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 αντίστοιχα.

	AA6082	AA7075
Solution Heat Treat	530°C for 30 min	490°C for 30 min
Ageing	190°C for 9 hours	120°C for 24 hours

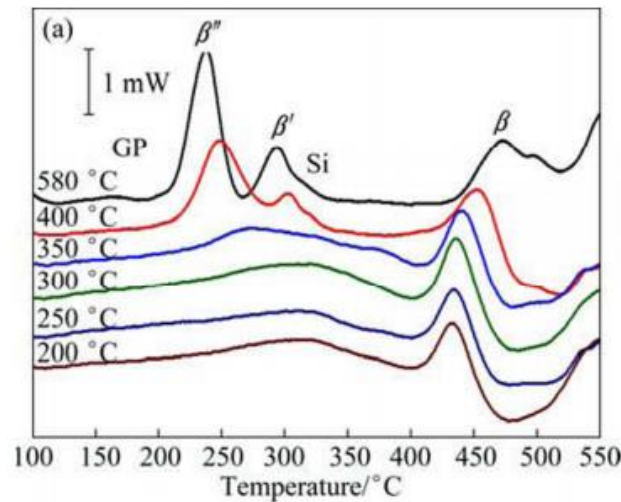
Σύμφωνα με τη θερμική κατεργασία που εφαρμόστηκε σε κάθε κράμα αλουμινίου πραγματοποιήθηκαν διαφοροποιήσεις στο είδος και το ποσοστό των φάσεων κατακρήμνισης και των μεσομεταλλικών ενώσεων που προϋπήρχαν στο κάθε υλικό. Προτού προβούμε στην παράθεση και το σχολιασμό των πειραματικών αποτελεσμάτων κρίνεται σκόπιμο να αναφερθεί ο τρόπος δημιουργίας και το είδος των φάσεων κατακρήμνισης που παρατηρούνται στα κράματα αλουμινίου AA6082 και AA7075.

III.1.1 Κράματα αλουμινίου AA6082

Σύμφωνα με τους N. Bayat, T. Carlberg και M. Cieslar [70] στα κράματα αλουμινίου (Al) ο σίδηρος (Fe) είναι η συνηθέστερη ακαθαρσία που εμφανίζεται ως διμεταλλική φάση των Al-Fe, Al-Fe-Si και Al-Fe-Mn-Si ανάλογα με τις συνθέσεις του κράματος [71]. Η διαλυτότητα σε στερεή φάση του σιδήρου (Fe) στο αλουμίνιο (Al) είναι πολύ χαμηλή με αποτέλεσμα εμπορικά κράματα αλουμινίου (Al) να φέρουν πρωτεύοντα σωματίδια σιδήρου (Fe). Στα κράματα αλουμινίου (Al) σειράς 6XXX με προσθήκες των στοιχείων σιδήρου (Fe), μαγγάνιου (Mn) και πυριτίου (Si) σχηματίζονται σωματίδια β -Al₅FeSi, α -Al₁₂(FexMn(1-x))₃Si και Mg₂Si κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης [72], [73]. Οι μικροδομές που σχηματίζονται είναι κυρίως δενδριτικές και μεταξύ των βραχιόνων των δενδριτών σχηματίζονται η φάση β -AlFeSi και τα χονδροκόκκα σωματίδια Mg₂Si. Η φάση β -AlFeSi είναι συνήθως υπεύθυνη για θερμές ρωγματώσεις και επιφανειακά ελαττώματα, που έχουν ως αποτέλεσμα κακή τελική επιφάνεια κατά τη διάρκεια της εξέλασης. Η ιδανική μικροδομή θα πρέπει να έχει ομοιόμορφη δομή με χαμηλές παραμένουσες τάσεις, ελάχιστη ποσότητα διμεταλλικών φάσεων β -AlFeSi και σωματιδίων Mg₂Si [74].

Σύμφωνα με τον Moreira [75] σε κράματα όπως το AA6082 η κύρια ενίσχυση είναι το ίζημα β'' -Mg₅Si₆. Για το λόγο αυτό σύμφωνα με τον Y.BIROL [76] η επεξεργασία των αλουμινίων AlMgSi αρχίζει πάντα με έναν κύκλο ομογενοποίησης με αποτέλεσμα τα παραγόμενα ελάσματα να έχουν καλύτερη τελική επιφάνεια και υψηλότερες ιδιότητες εφελκυσμού. Η θέρμανση στη θερμοκρασία ομογενοποίησης πρέπει να είναι αρκετά αργή για να αποφευχθεί η τήξη της χονδροειδούς ευτηκτικής φάσης του αλουμινίου. Το υπόλοιπο της επεξεργασίας ομογενοποίησης αποτελείται από δύο κρίσιμα βήματα: εμπάπτιση ακολουθούμενη από ψύξη με ελεγχόμενο ρυθμό [77]. Το δενδριτικό δίκτυο πλακών β -AlFeSi αντικαθίσταται από στρογγυλά σωματίδια α -AlFeSi [78], [79], [80], [81]. Η μεσομεταλλική ένωση Mg₂Si και οι χονδροειδείς ευτηκτικές φάσεις κατακρημνίζονται [79], [82], [83]. Τόσο το μέγεθος όσο και ο αριθμός των β' -κατακρημνισμάτων (Mg₂Si) αυξάνονται με μείωση της θερμοκρασίας. Η αύξηση είναι αξιοσημείωτη από τους 400 °C έως τους 350 °C αλλά εξασθενεί σε περαιτέρω μείωση της θερμοκρασίας.

Η ακολουθία κατακρήμνισης στα κράματα AlMgSi περιγράφεται ικανοποιητικά σύμφωνα με την εξής ακολουθία : Υπέρκορο στερεό διάλυμα \rightarrow G.P zones \rightarrow β'' \rightarrow β' \rightarrow Si \rightarrow β [12-20]. Ως εκ τούτου, όπως φαίνεται και στην Εικόνα 3.1, ο σχηματισμός των G.P zones ξεκινάει περίπου στους 160 ° C με συνεπακόλουθη δημιουργία της β'' μετασταθούς φάσης γύρω στους 230 ° C που είναι υπεύθυνη για τις μέγιστες τιμές σκληρότητάς που λαμβάνονται σε κράματα 6082-T6. Η γειτονική κορυφή στο διάγραμμα παράγεται από το σχηματισμό της β' μετασταθούς φάσης (Mg_2Si), ενώ παράλληλα πραγματοποιείται καταβύθιση της περίσσειας του Si. Η τελευταία κορυφή παράγεται από το σχηματισμό της β φάσης (φάση ισορροπίας) ενώ η επόμενη κοιλότητα υποδηλώνει τη διάλυσή της.



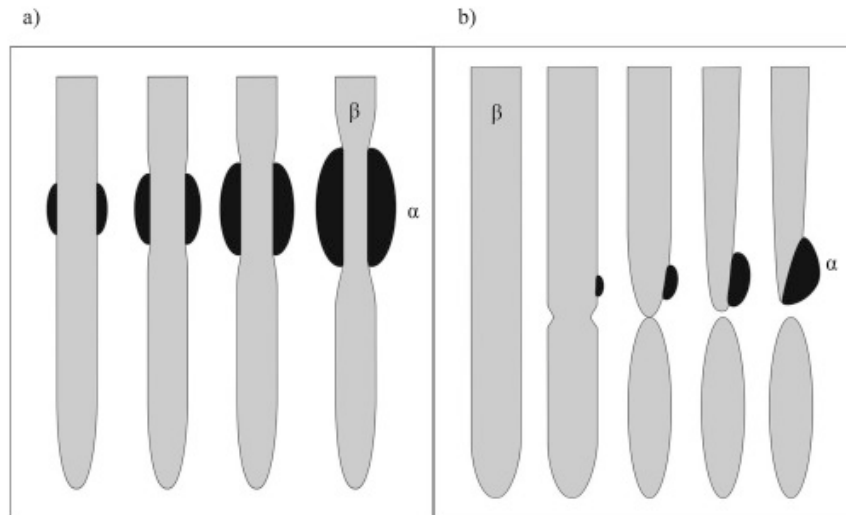
Εικόνα 3.1 : Διάγραμμα της ακολουθίας κατακρήμνισης που λαμβάνει χώρα στα κράματα αλουμινίου 6082

Πηγή: [75]

Το φαινόμενο αυτό επιβεβαιώνεται και από τους N. Bayat, T. Carlberg και M. Cieslar [70], οι οποίοι αναφέρουν πως η κατακρήμνιση των σωματιδίων Mg_2Si λαμβάνει χώρα σε θερμοκρασία 250 ° C. Τα σωματίδια Mg_2Si κατακρημνίζονται όχι μόνο σε μήτρα αλουμινίου (Al), αλλά επίσης στην επιφάνεια των διμεταλλικών σωματιδίων. Τα σωματίδια Mg_2Si είναι λεπτά (20-50 nm) και στρογγυλά στην αρχή της ομογενοποίησης και γίνονται πιο χοντρά με την αύξηση της θερμοκρασίας και του χρόνου. Η πυρήνωση μιας νέας φάσης (α -σωματίδια) ξεκινά στους 300 ° C. Στο στάδιο αυτό ο ρυθμός ανάπτυξης των νέων φάσεων είναι περίπου 2 nm / s. Αρχίζουν να αναπτύσσονται και στις δύο πλευρές του αρχικού πλακοειδούς σωματιδίου μέχρι να αρχίσουν να αλληλοεπιδρούν μεταξύ τους στο κέντρο. Στο τελικό στάδιο ολόκληρο το σωματίδιο σε σχήμα βελόνας μετασχηματίζεται πλήρως σε αρκετά περισσότερα ή λιγότερα στρογγυλοποιημένα σωματίδια μιας νέας φάσης. Επίσης φαίνεται πως η κρυσταλλική δομή αλλάζει από μονοκλινική σε BBC κατά τη διάρκεια της θερμικής επεξεργασίας.

Όπως απεικονίζεται σχηματικά στην Εικόνα 3.2α, σε μερικές περιοχές, δύο α -σωματίδια πυρηνοποιούνται και στις δύο πλευρές της β -φάσης (βλέπε κατώτερο τμήμα της κεντρικής πλάκας στο σχήμα 3.2 a) και αναπτύσσονται ταυτόχρονα μέχρις ότου επέλθει η επαφή τους στο κέντρο της αρχικής β -φάσης. Σε ορισμένα άλλα σημεία, που απεικονίζονται στο Σχήμα 3.2b, κατά μήκος της β -φάσης ένα απλό α -σωματίδιο διαιρεί αρχικά ένα τμήμα της β -φάσης και αυξάνεται στη περιοχή της σταδιακά διαλυμένης β -φάσης. Και οι δύο τρόποι ανάπτυξης παρατηρήθηκαν και για τα δύο κράματα και οι μετασχηματισμοί σε αυτό το στάδιο έγιναν γρήγορα με ρυθμούς ανάπτυξης 2 nm / s. Και στις δύο μορφές ανάπτυξης, η κινητική της διασύνδεσης παίζει πιθανώς σημαντικό ρόλο.

Συμπερασματικά λοιπόν οι N. Bayat, T. Carlberg και M. Cieslar [70], καταλήγουν πώς η κατακρήμνιση των σωματιδίων Mg_2Si έγινε ορατή στην άκρη των β διμεταλλικών σωματιδίων στους περίπου $250^\circ C$. Σε υψηλότερη θερμοκρασία κάποια από αυτά τα σωματίδια Mg_2Si διαλύθηκαν ενώ τα υπόλοιπα έγιναν θέσεις πυρήνωσης των σωματιδίων $\alpha-Al(FeMn)Si$. Μετά την πυρήνωση, τα σωματίδια $\alpha-Al(FeMn)Si$ αναπτύσσονται και κοκκοποιούνται μέσω δύο διαφορετικών μηχανισμών στις περιοχές που υπήρχε η β -φάση, όπως προαναφέρθηκε.



Εικόνα 3.2: Σχηματική παρουσίαση των δύο μηχανισμών δημιουργίας των α -σωματιδίων από τα β -σωματίδια.

Πηγή: [70]

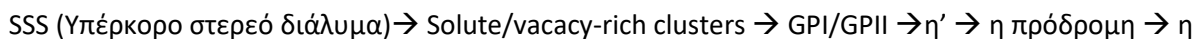
III.1.2 Κράματα αλουμινίου AA7075

Σύμφωνα με τους Fuller, Mahoney, Calabrese και Micono [84], στα κράματα αλουμινίου σειράς 7XXX (Al-Zn-Mg) το υπέρκορο διάλυμα κατακρημνίζεται με την εξής ακολουθία [85], [86], [87]:



Η αποσύνθεση του υπέρκορου στερεού διαλύματος παράγει συγχρόνως GP(I) ζώνες και κενές θέσεις στο πλέγμα ατόμων από τις οποίες πυρηνοποιούνται ζώνες GP(II) [88], [89]. Παρόλο που και οι δύο τύποι ζωνών GP σχηματίζονται σε χαμηλές θερμοκρασίες (120-125 °C) [90], [91], η ζώνη GP(i) διαλύεται σε χαμηλότερη θερμοκρασία (περίπου στους 100 °C). Σε υψηλότερες θερμοκρασίες γήρανσης (από 130 έως 290 °C), ο σχηματισμός της μετασταθούς η' φάσης ακολουθείται από σχηματισμό της φάσης ισορροπίας η. Και οι δύο φάσεις είναι εξαγωνικές αλλά με διαφορετικές παραμέτρους πλέγματος.

Ωστόσο οι Komarasamy, Alagarsamy, Ely και Mishra [92], προτείνουν την εξής ακολουθία κατακρήμνισης για κράματα αλουμινίου σειράς 7XXX :



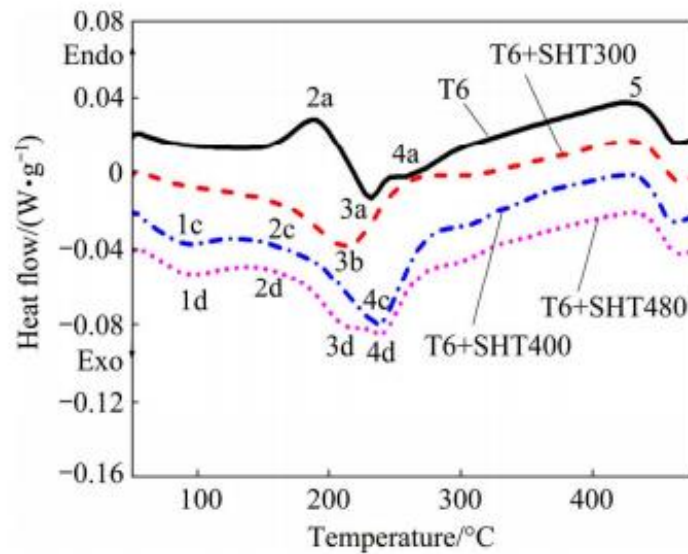
Τόσο η φάση [η'] όσο και η φάση [η πρόδρομη] (πρόδρομη φάση [η]) αποτελούν τα κύρια ενισχυτικά ιζήματα. Η πρόδρομη φάση [η πρόδρομη] είναι η ενδιάμεση φάση που βοηθάει τον μετασχηματισμό της [η'] προς την φάση [η]. Η φάση [η] είναι η σταθερή, ασυνάρτητη και χονδροειδής φάση ενώ η συνεισφορά της στην αντοχή είναι μικρότερη από την [η'] φάση.

Σύμφωνα με τους Birbilis, Cavanaugh και Buchheit [93], σε κράματα αλουμινίου 7075-T6 έχουν παρατηρηθεί MgZn_2 , Al_7CuFe , Mg_2Si , Al_2Cu , Al_2CuMg και Al_3Fe σε διάφορα κλάσματα όγκου ανάλογα με την επεξεργασία και τη σύνθεση τους [94]. Εστιάζοντας στο κατακρήμνισμα $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ αναφέρουν πώς ο σχηματισμός οφείλεται στα αισθητά επίπεδα σιδήρου (Fe) [95] στο κράμα αλουμινίου 7075-T651. Η πηγή αυτού του σιδήρου είναι σε μεγάλο βαθμό από ακαθαρσίες στη παραγωγή κραμάτων και οδηγεί στο σχηματισμό σωματιδίων. Τέτοια σωματίδια είναι συγκριτικά μεγάλα και ακανόνιστα διαμορφωμένα, με χαρακτηριστικές διαστάσεις που κυμαίνονται από μερικά δέκατα ενός μικρομέτρου έως και 10 μm, κάνοντάς τα τη μεγαλύτερη (σε μέγεθος) κατηγορία σωματιδίων. Αυτά τα σωματίδια σχηματίζονται κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης του κράματος και δεν διαλύονται αισθητά κατά τη διάρκεια της επακόλουθης θερμομηχανικής επεξεργασίας. Η κύλιση και η διέλαση τείνουν να διασπούν και να ευθυγραμμίζουν τα συστατικά σωματίδια σε ταινίες εντός του κράματος. Ωστόσο τέτοια διμεταλλικά σωματίδια δεν διαδραματίζουν κεντρικό ρόλο στις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων αλουμινίου στα οποία βρίσκονται.

Την μελέτη των Fuller, Mahoney, Calabrese και Micono [84], υποστηρίζει και ο Kumar [96], ο οποίος μελέτησε εκτενέστερα την κινητική της κατακρήμνισης κραμάτων αλουμινίου 7XXX χρησιμοποιώντας το διάγραμμα DSC (Differential Scanning Calorimetry), το TEM και τεχνικές διαστολής. Διαπίστωσε ότι στα εύρη θερμοκρασιών 20-120 °C, 120-150 °C και 150-300 °C πραγματοποιείται με αντίστοιχη σειρά ο σχηματισμός των GP ζωνών των [η'] και [η] φάσεων, ενώ αντίστοιχα στα εύρη θερμοκρασιών 50-150 °C, 200-250 °C και 300-350 °C λαμβάνει χώρα η διάλυση τους. Ωστόσο ανάλογα με τη σύνθεση του κάθε κράματος τα εύρη θερμοκρασιών σχηματισμού και διάλυσης μπορούν να αλλάξουν.

Στην Εικόνα 3.3 που ακολουθεί παρουσιάζονται οι καμπύλες DSC (Differential Scanning Calorimetry) του κράματος 7075-T6. Συνολικά παρουσιάζονται 5 διαφορετικές καμπύλες. Κατά τη θέρμανση του 7075-T6, εμφανίζεται μια ενδοθερμική κορυφή (2a) σε περίπου 186 °C που σχετίζεται με τη διάλυση της [η']. Αυτό σημαίνει ότι τα ιζήματα προϋπήρχαν στο δείγμα. Στους 232 °C, τα [η'] ιζήματα αναπτύσσονται και μετατρέπονται σε [η] καθιζήματα όπως υποδεικνύεται από την κορυφή (3a). Σε περαιτέρω θέρμανση, τα

[η] ιζήματα αναπτύσσονται όπως υποδεικνύεται από την εξώθερμο διόγκωση (4a) στους περίπου 258 ° C. Και τέλος, οι υπόλοιπες φάσεις διαλύονται όπως φαίνεται από την ευρεία ενδοθερμική κορυφή 5 στους 416 ° C.



Εικόνα 3.3: Διάγραμμα της ακολουθίας κατακρήμισης που λαμβάνει χώρα στα κράματα αλουμινίου 7075.

Πηγή: [76]

III.2 Επιλογή του βέλτιστου εργαλείου συγκόλλησης

Στο δεύτερο στάδιο της παρούσας διπλωματικής εργασίας πραγματοποιήθηκε μελέτη με στόχο την επιλογή του βέλτιστου εργαλείου συγκόλλησης. Η μελέτη πραγματοποιήθηκε ανάμεσα σε δύο είδη εργαλείων συγκόλλησης τα οποία παρουσιάζονται στην Εικόνα 3.4. Η επιλογή των δύο προς εξέταση εργαλείων συγκόλλησης έγινε ύστερα από μελέτη της Διδακτορικής Διατριβής του Κου Δανιόλου Νικολάου [27]. Το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης FSW είχε διάμετρο περιουχενίου και πείρου 20 mm και 4 mm αντίστοιχα, ενώ το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης FSW είχε διάμετρο περιουχενίου 14 mm και διάμετρο πείρου 3,5 mm.

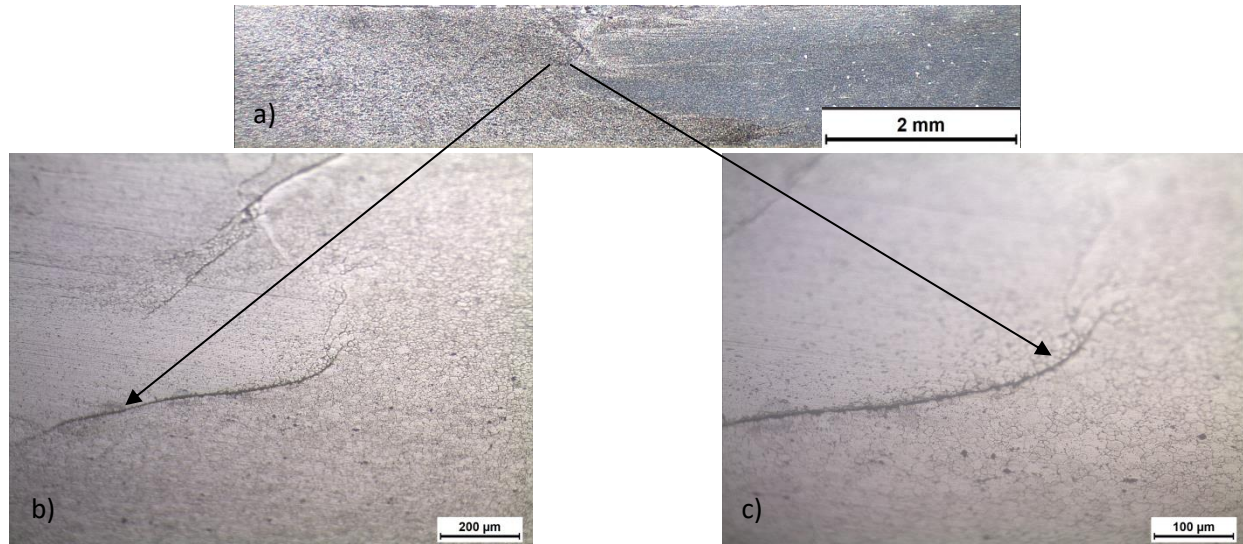


Εικόνα 3.4 : Το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης FSW (αριστερά) με διάμετρο περιουχενίου και πείρου 20 mm και 4 mm αντίστοιχα και το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης FSW (δεξιά) με διάμετρο περιουχενίου και πείρου 14 mm και 3,5 mm αντίστοιχα.

Προκειμένου να αποφανθούμε ποιο εργαλείο συγκόλλησης είναι βέλτιστο για συγκολλήσεις ελασμάτων αλουμινίου πάχους 1,5 mm πραγματοποιήθηκαν δύο συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων AA6082-T6 και AA7075-T651. Η πρώτη συγκόλληση πραγματοποιήθηκε με το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης ενώ η δεύτερη πραγματοποιήθηκε με το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης αντίστοιχα. Και οι δύο συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν με ταχύτητα περιστροφής 950 RPM και ταχύτητα πρόωσης 60 mm/min. Η επιλογή της ταχύτητας πρόωσης και περιστροφής αποτέλεσε τυχαία επιλογή σε αυτό το στάδιο των πειραμάτων, δεδομένου ότι στόχος μας είναι η εύρεση του βέλτιστου εργαλείου συγκόλλησης από άποψη μικροδομής κάτω από τις ίδιες παραμέτρους συγκόλλησης. Εν συνεχεία τα συγκολλημένα τεμάχια κόπηκαν σε κατάλληλες διαστάσεις και μελετήθηκαν στο οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο όπως παρουσιάζεται στη συνέχεια.

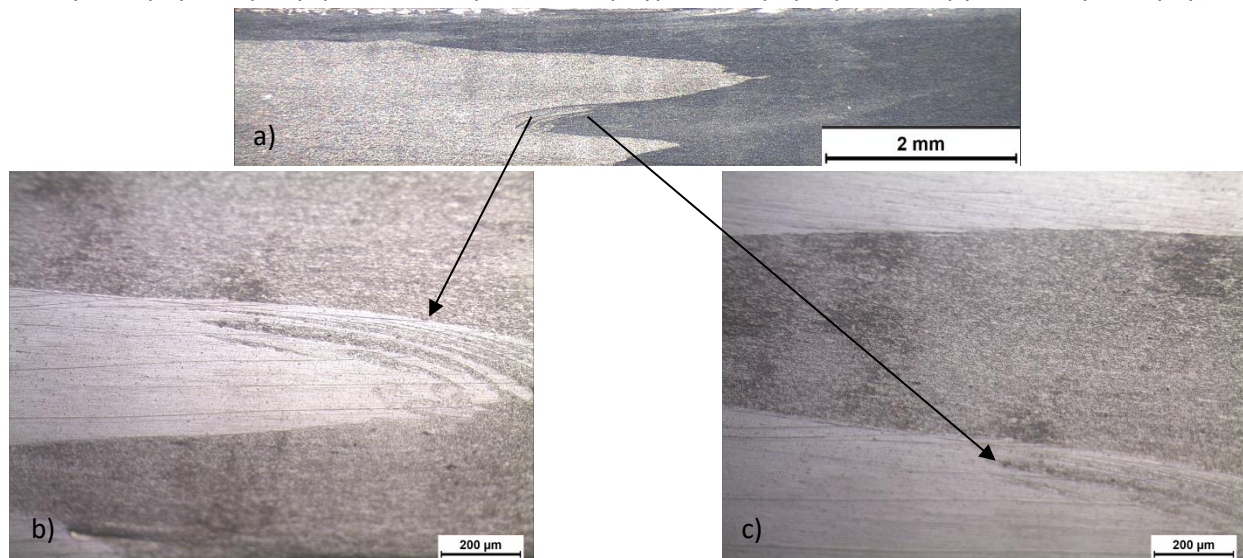
Πίνακας 3.2 : Πίνακας παραμέτρων συγκόλλησης και γεωμετρικών χαρακτηριστικών των εργαλείων συγκόλλησης που χρησιμοποιήθηκαν

Αριθμός Δοκιμίου	Υλικό που τοποθετήθηκε στην AS	Αριθμός εργαλείου συγκόλλησης	Διάμετρος Περιουχενίου (mm)	Διάμετρος Πείρου (mm)	Υψος πείρου (mm)	Γεωμετρία πείρου	Γωνία εργαλείου	Βάθος διείδυσης (mm)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)
Σ.1	6082	1 ^ο	20	4	1,4	Κυλινδρικός χωρίς σπείρωμα	2 ^ο	1,35	950	60
Σ.2	6082	2 ^ο	14	3,5	1,4	Κυλινδρικός χωρίς σπείρωμα	2 ^ο	1,35	950	60

Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (Σ.1) που πραγματοποιήθηκε με το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης

Εικόνα 3.5 : α) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης (Σ.1) σε μεγέθυνση $\times 0,8$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης (Σ.1) σε μεγέθυνση: b) $\times 100$, c) $\times 200$

Στις παραπάνω εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου της συγκόλλησης (Σ.1) παρατηρούμε εκτενείς ρωγματώσεις στη περιοχή διεπαφής του πυρήνα συγκόλλησης με το κράμα αλουμινίου AA7075-T651, κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης.

Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (Σ.2) που πραγματοποιήθηκε με το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης

Εικόνα 3.6 : α) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης (Σ.2) σε μεγέθυνση $\times 0,8$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης (Σ.2) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$

Στις παραπάνω εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου της συγκόλλησης (Σ.2) παρατηρείται πολύ καλή ανάμιξη των δύο υλικών στο πυρήνα συγκόλλησης, χωρίς ατέλειες.

Σύμφωνα με τις παραπάνω μεταλλογραφίες διαπιστώνουμε πώς στην συγκόλληση (Σ.1) που πραγματοποιήθηκε με το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης διακρίνονται εκτενείς ρωγματώσεις στον πυρήνα συγκόλλησης. Αντιθέτως στη συγκόλληση (Σ.2) με το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης δεν διακρίνεται κάποια αξιοσημείωτη ατέλεια στη μικροδομή. Επομένως το 2^ο εργαλείο συγκόλλησης με διαστάσεις

περιαυχενίου και πείρου 14 mm και 3,5 mm αντίστοιχα θα χρησιμοποιηθεί για όλες τις συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση που θα πραγματοποιηθούν στην παρούσα διπλωματική εργασία.

Οι ρωγματώσεις που παρατηρήθηκαν στην συγκόλληση (Σ.1) με το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης δικαιολογούνται σύμφωνα με τον Shokri και τους συνεργάτες του [97], οι οποίοι αναφέρουν ότι σε συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση ανόμοιων κραμάτων, όπου οι μηχανικές ιδιότητες και η συμπεριφορά ροής των δύο υλικών είναι σημαντικά διαφορετικές, αναμένεται ανομοιογενής κίνηση υλικού στη ζώνη συγκόλλησης. Αυτή η ανομοιογενής κίνηση υλικού θα λειτουργήσει ως πηγή σχηματισμού ελαττωμάτων.

Επίσης διαπίστωσαν πώς η ποιότητα της συγκόλλησης είναι χαμηλή σε χαμηλές εισροές θερμότητας όπου παρατηρείται ανεπαρκής πλαστικοποίηση και ανάμιξη. Ενώ σε πολύ υψηλές εισροές θερμότητας, τα δείγματα παρουσιάζουν χαμηλές μηχανικές ιδιότητες λόγω του σχηματισμού ενός πυκνού στρώματος σ-φάσης. Υπάρχει ένα βέλτιστο πάχος διμεταλλικού στρώματος το οποίο έχει ως αποτέλεσμα την υψηλότερη τελική αντοχή εφελκυσμού σε κάθε μεταλλικό υλικό.

Σύμφωνα με τους Ullegaddi, Murthy, Harsha και Manjunatha [98], η γεωμετρία του εργαλείου συγκόλλησης σχετίζεται με το υλικό του περιαιχενίου και του πείρου, τη διάμετρο του περιαιχενίου, τη διάμετρο του πείρου, το μήκος του πείρου καθώς και το βήμα του σπειρώματος του πείρου. Όλες αυτές οι μεταβλητές δρουν για να καθορίσουν τα αποτελέσματα της διαδικασίας συγκόλλησης. Οι παράμετροι μίας συγκόλλησης επηρεάζουν τις ιδιότητες της ραφής κυρίως μέσω της παραγωγής και διασποράς της θερμότητας. Τα μεγέθη του πείρου και του περιαιχενίου είναι εκείνα που καθορίζουν τη θερμική παροχή, ωστόσο η γεωμετρία του περιαιχενίου καθορίζει τα όρια του θερμαινόμενου όγκου στο υλικό. Η διάμετρος του περιαιχενίου είναι ανάλογη της ροπής υπό σταθερή ταχύτητα περιστροφής. Καθώς η διάμετρος του περιαιχενίου αυξάνεται, αυξάνεται και η προσδιδόμενη ροπή κατά τη διαδικασία της συγκόλλησης. Ωστόσο η αύξηση της διαμέτρου του πείρου δε φαίνεται να έχει σημαντική επίδραση στην προσδιδόμενη ροπή. Η αύξηση της διαμέτρου του περιαιχενίου έχει πρακτικούς περιορισμούς και τείνει να εξωθεί υλικό προς τη μία μόνο πλευρά της επιφάνειας της συγκόλλησης (πλευρικό flash). Το μήκος του πείρου είναι συνήθως ελαφρώς μικρότερο από το πάχος των προς συγκόλληση ελασμάτων ενώ η διάμετρος του πείρου είναι ελαφρώς μεγαλύτερη από το πάχος των προς συγκόλληση ελασμάτων.

Η μελέτη των Ullegaddi, Murthy, Harsha και Manjunatha [98], πιθανώς δίνει μία ακόμα εξήγηση στην δημιουργία των ρωγματώσεων που παρατηρήθηκαν στη συγκόλληση που πραγματοποιήθηκε με το 1^ο εργαλείο συγκόλλησης. Η μεγαλύτερη διάμετρος περιαιχενίου του 1^{ου} εργαλείου συγκόλλησης ίσως αποτελεί το περιορισμό στη διάμετρο περιαιχενίου στην οποία αναφέρονται στη μελέτη τους, σύμφωνα με τους οποίους είναι υπεύθυνη για την εξώθηση προς τη μία μόνο πλευρά της επιφάνειας της συγκόλλησης (πλευρικό φλας). Ίσως οι μηχανισμοί που προκαλούν αυτή την εξώθηση υλικού επηρέασαν επίσης τη ροή υλικού και στο εσωτερικό της συγκόλλησης με αποτέλεσμα τη δημιουργία ρωγματώσεων στη συγκόλληση (Σ.1).

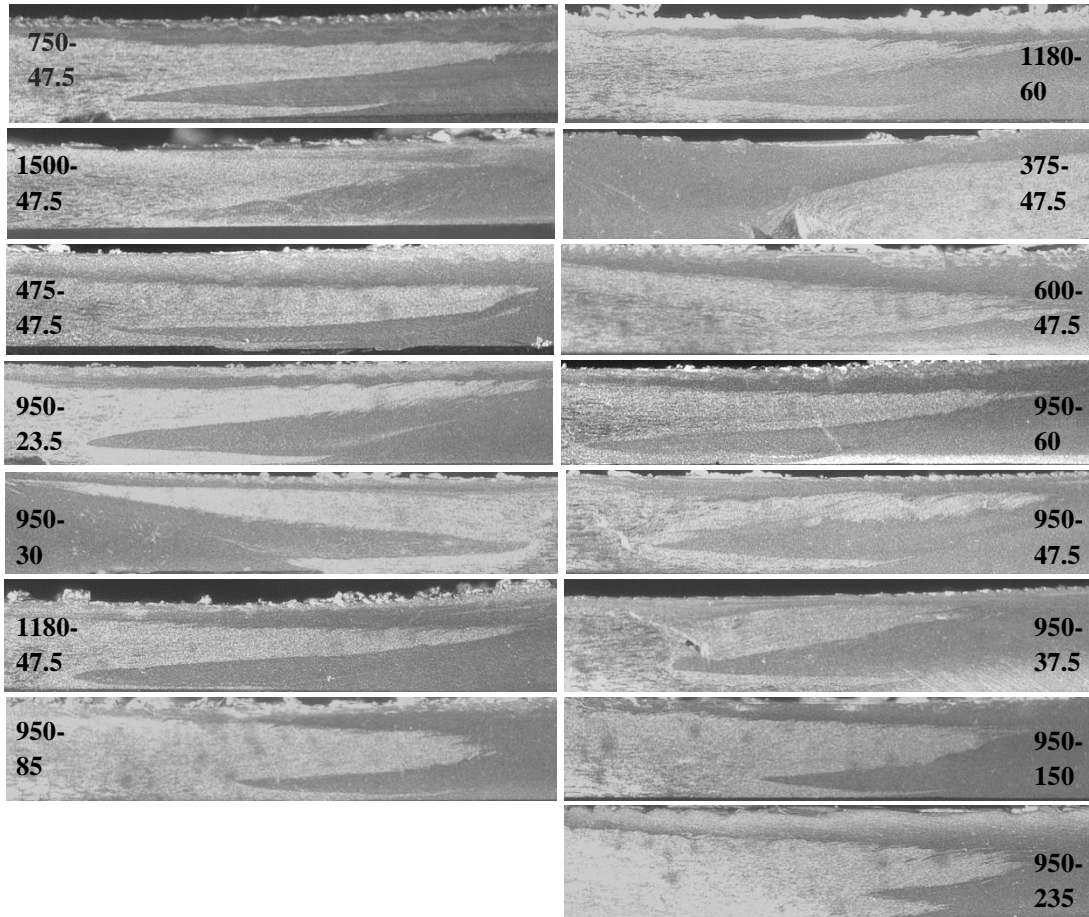
III.3 Επιλογή βέλτιστης ταχύτητας πρόωσης και περιστροφής

Εφόσον επιλέχθηκε το βέλτιστο εργαλείο συγκόλλησης πραγματοποιήθηκαν συνολικά 15 συγκολλήσεις μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων AA6082-T6 και AA7075-T651. Οι ταχύτητές πρόωσης και περιστροφής των ανωτέρω 15 συγκολλήσεων επιλέχθηκαν ύστερα από μελέτη της Διδακτορικής Διατριβής του Κου Δανιόλου Νικολάου [27], και παρουσιάζονται στον Πίνακα 3.3 που ακολουθεί. Οι 15 παραπάνω συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν με το κράμα αλουμινίου AA6082 τοποθετημένο στην προωθούμενη πλευρά (AS) και το AA7075 τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS). Η γωνία κλίσης της της κεφαλής της φρεζομηχανής και κατ' επέκταση του εργαλείου συγκόλλησης ήταν 2°. Στη συνέχεια τα 15 συνολικά ζεύγη πλακών κόπηκαν σε κατάλληλες διαστάσεις και πραγματοποιήθηκε η μεταλλογραφική παρατήρησή τους στο οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο όπως παρουσιάζονται στη συνέχεια.

Πίνακας 3.3: Ταχύτητες πρόωσης (mm/min) και ταχύτητες περιστροφής (RPM) που εφαρμόστηκαν σε κάθε συγκόλληση.

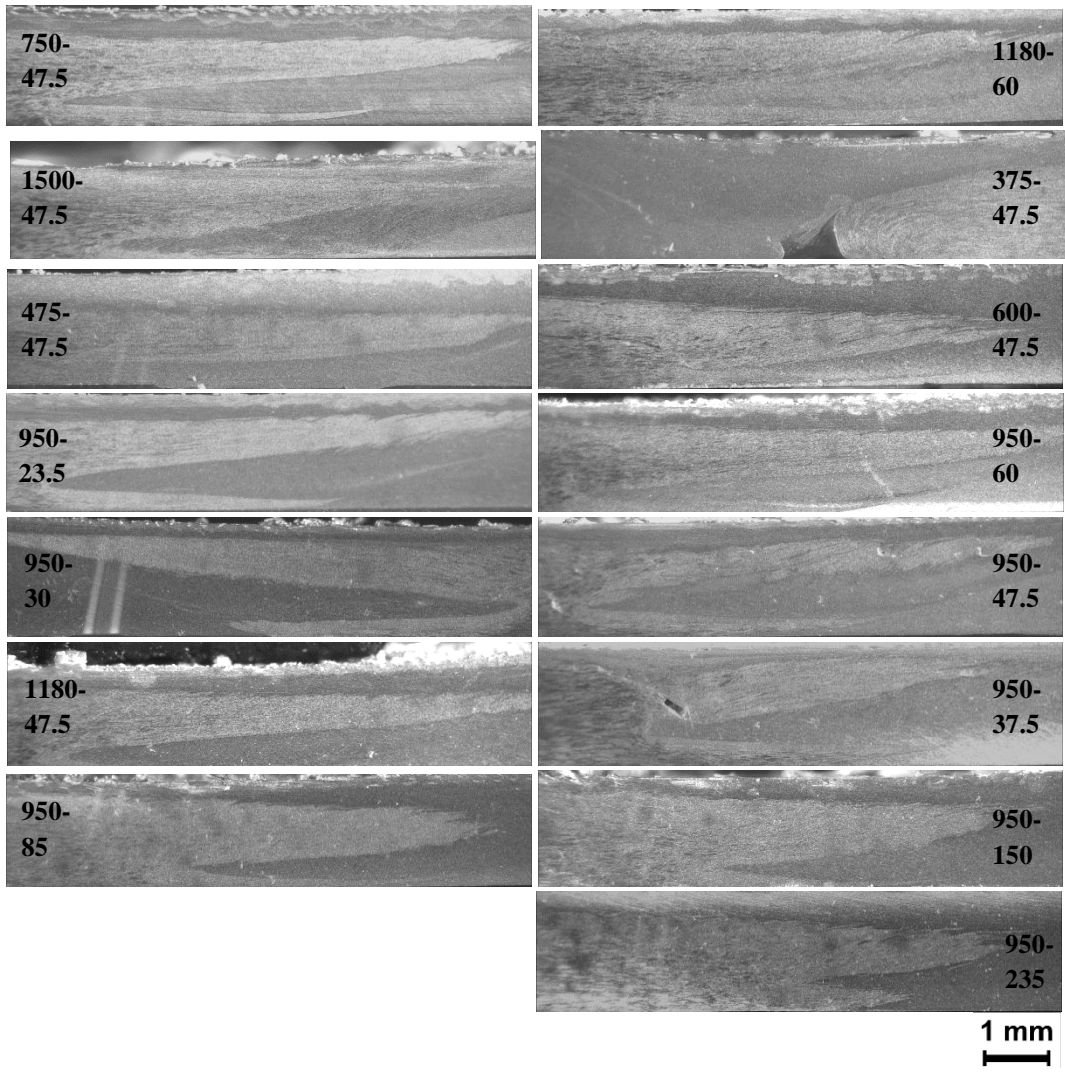
Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου που τοποθετήθηκε στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Αποτέλεσμα	Λόγος ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης (revolutions/mm)
A.1	1,5	6082	47,5	750	Πιθανώς βέλτιστη	15,79
A.2	1,5	6082	47,5	1500	Πιθανώς βέλτιστη	31,58
A.3	1,5	6082	60	1180	Αστοχία	19,67
A.4	1,5	6082	47,5	375	Αστοχία	7,89
A.5	1,5	6082	47,5	475	Αστοχία	10,00
A.6	1,5	6082	47,5	600	Αστοχία	12,63
A.7	1,5	6082	23,5	950	Αστοχία	40,43
A.8	1,5	6082	60	950	Πιθανώς βέλτιστη	15,83
A.9	1,5	6082	30	950	Αστοχία	31,67
A.10	1,5	6082	47,5	950	Αστοχία	20,00
A.11	1,5	6082	47,5	1180	Πιθανώς βέλτιστη	24,84
A.12	1,5	6082	37,5	950	Αστοχία	25,33
A.13	1,5	6082	235	950	Αστοχία	4,04
A.14	1,5	6082	85	950	Αστοχία	11,18
A.15	1,5	6082	150	950	Αστοχία	6,33

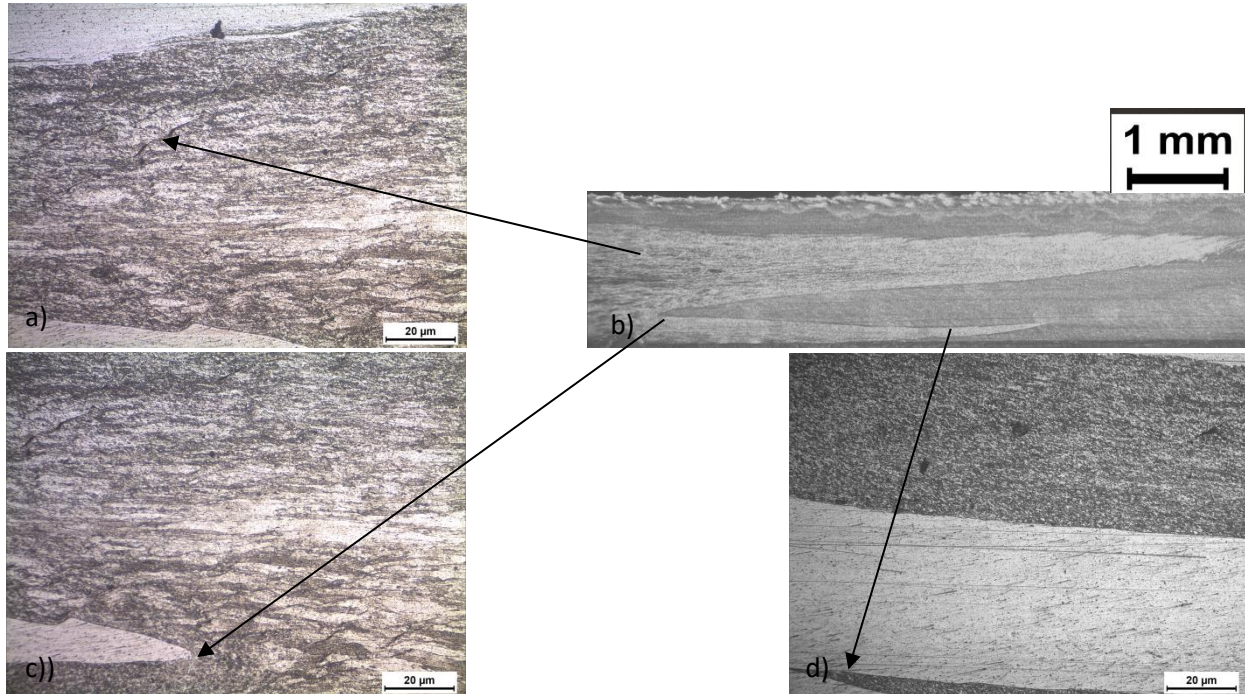
Παρατήρηση των δοκιμών στο οπτικό στερεοσκόπιο σε μεγέθυνση x 0.8



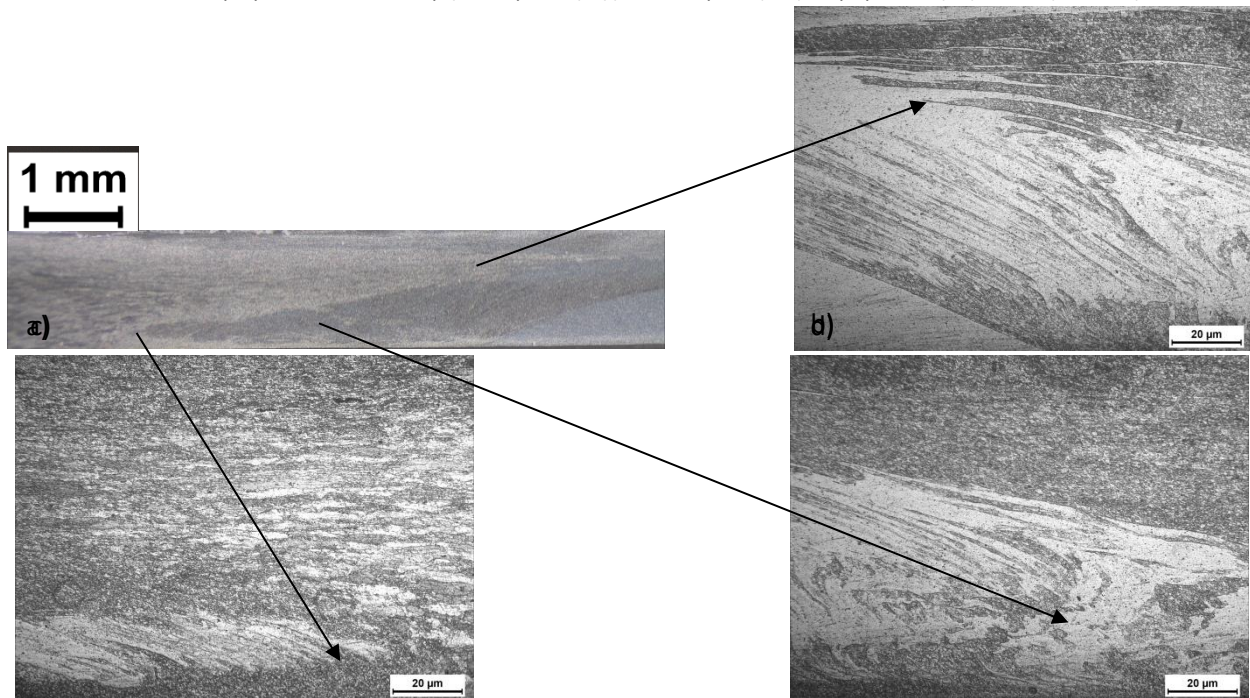
2 mm

Παρατήρηση των δοκιμών στο οπτικό στερεοσκόπιο σε μεγέθυνση x 2.0



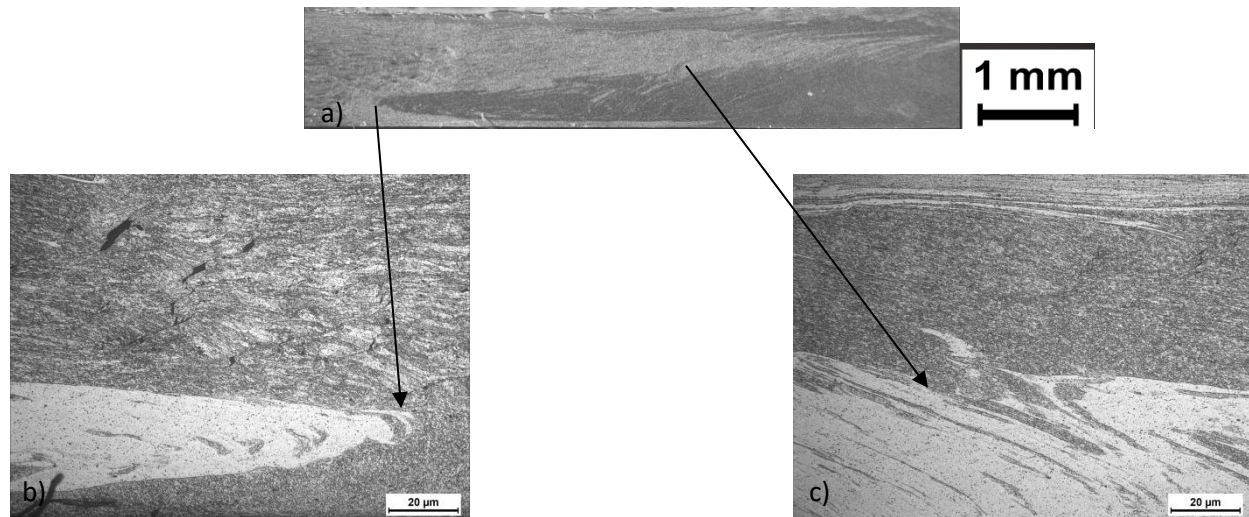
Παρατήρηση των δοκιμίων στο οπτικό μικροσκόπιο σε μεγέθυνση x200

Εικόνα 3.6 : b) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.1) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.1) σε μεγέθυνση: a) x200, c) x200, d)x200.



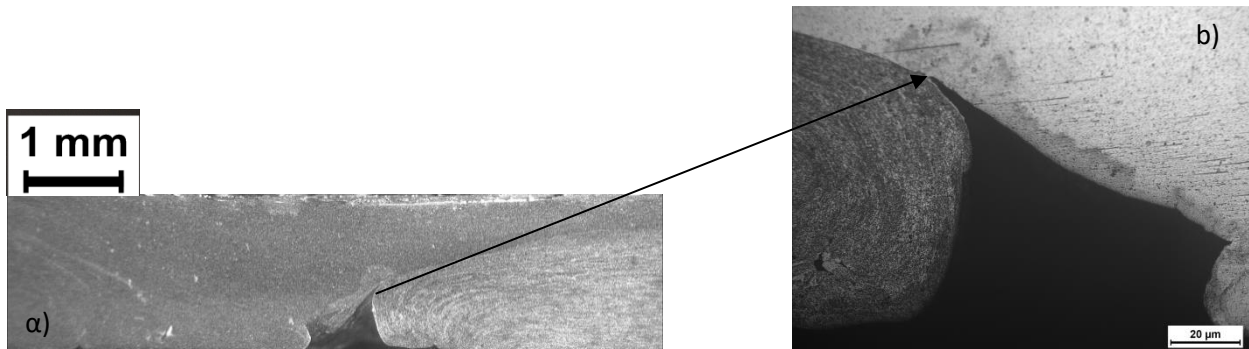
Εικόνα 3.7 : a) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.2) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.2) σε μεγέθυνση: b) x200, c) x200, d)x200.

Οι δύο παραπάνω συγκολλήσεις (A.1) και (A.2) παρουσιάζουν πολύ καλή ανάμιξη μεταξύ των δύο μητρικών κραμάτων αλουμινίου AA6082 και AA7075 χωρίς την ύπαρξη ατελειών. Συνεπώς οι συγκολλήσεις (A.1) και (A.2) χαρακτηρίζονται ως πιθανώς βέλτιστες.



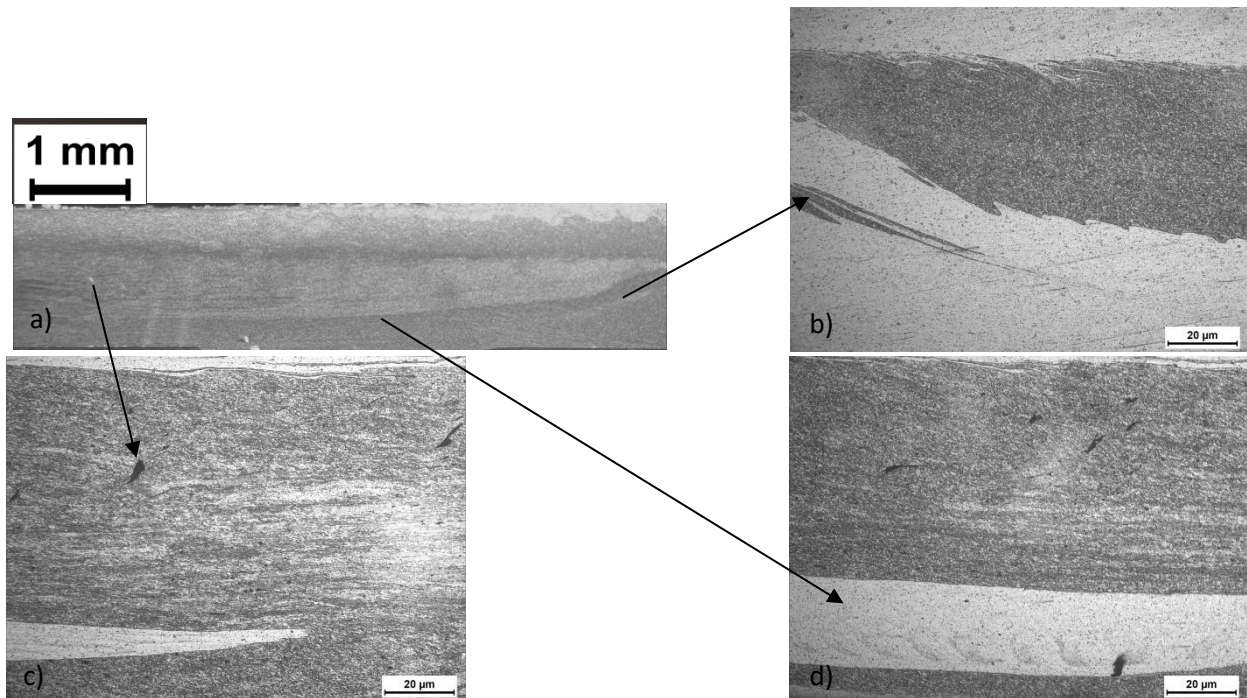
Εικόνα 3.8 : *a)* Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.3) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. *Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.3) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$.*

Από την Εικόνα 3.8.b της παραπάνω συγκόλλησης (A.3) παρατηρούμε την ύπαρξη πορώδους στην περιοχή TMAZ του κράματος αλουμινίου AA7075. Για αυτό το λόγο η συγκόλληση (A.3) απορρίπτεται.

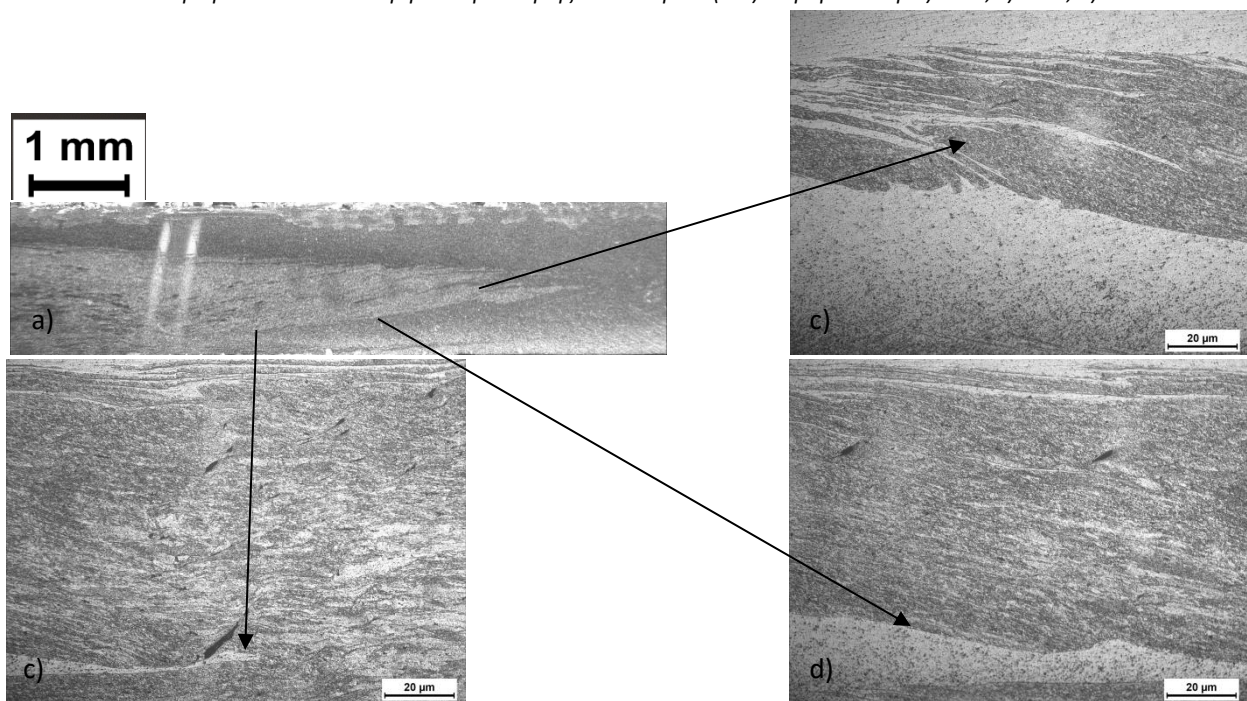


Εικόνα 3.9 : *a)* Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.4) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. *Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.4) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$.*

Από τις παραπάνω Εικόνες 3.9.a και 3.9.b της συγκόλλησης (A.4) παρατηρούμε την απώλεια υλικού στη βάση του πυρήνα συγκόλλησης. Η απώλεια υλικού πιθανώς οφείλεται στην μειωμένη θερμική παροχή με αποτέλεσμα να μην επιτευχθεί ικανοποιητική πλαστικοποίηση των δύο μητρικών υλικών, γεγονός που επηρέασε τη μηχανική της συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (A.4) απορρίπτεται.

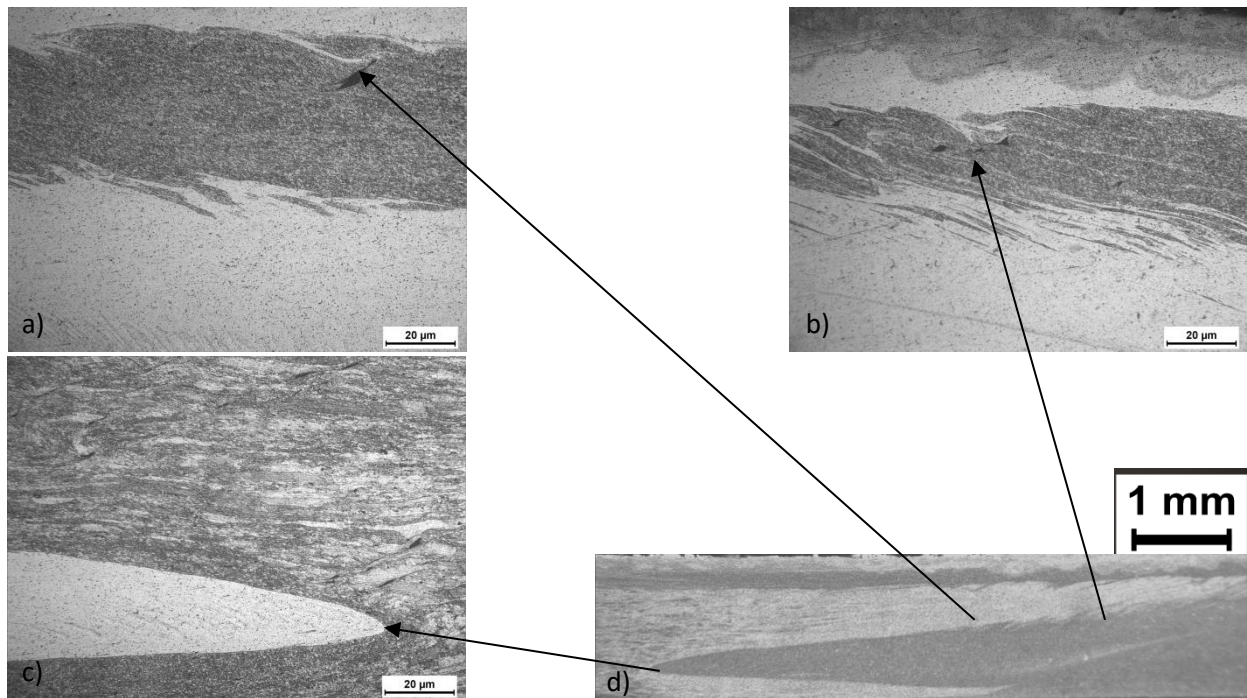


Εικόνα 3.10 : *a)* Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.5) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. *Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.5) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$, d) $\times 200$.*



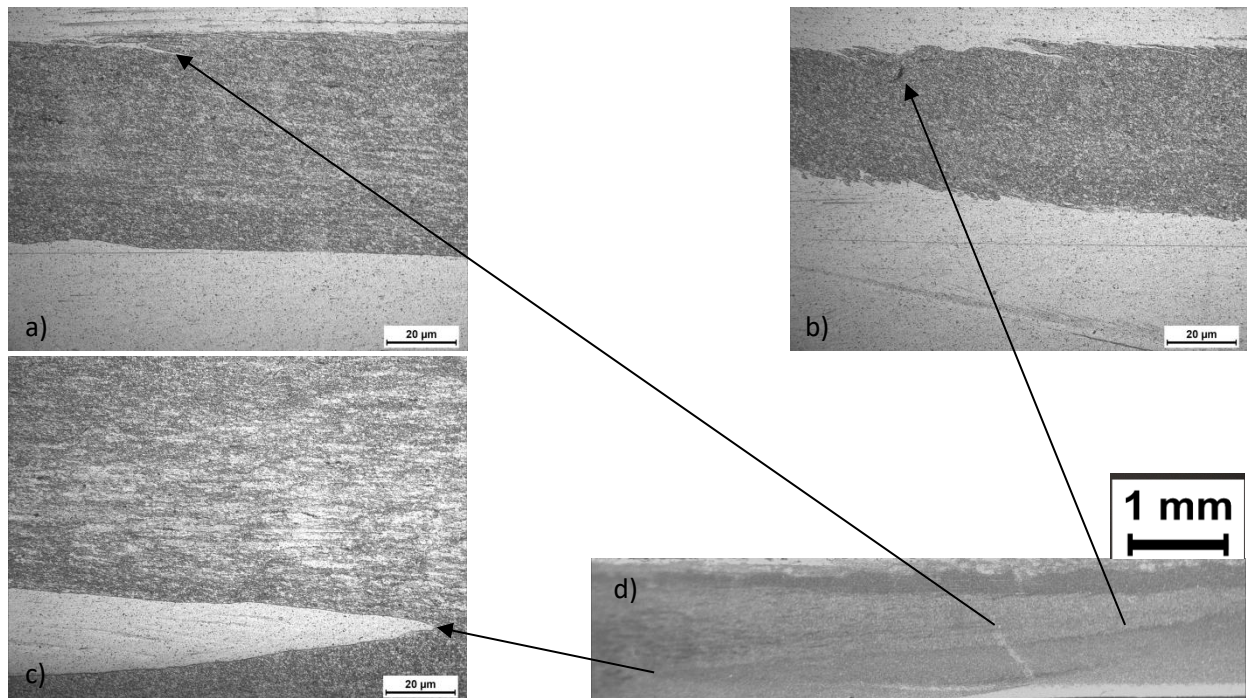
Εικόνα 3.11 : *a)* Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.6) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. *Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.6) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$, d) $\times 200$.*

Από τις Εικόνες 3.10.c, 3.10.d, 3.11.c και 3.11.d των παραπάνω συγκολλήσεων (A.5) και (A.6) αντίστοιχα, παρατηρούμε την ύπαρξη πορώδους τόσο στο πυρήνα συγκόλλησης όσο και στην ΤΜΑΖ του κράματος αλουμινίου AA7075. Για το λόγο αυτό οι συγκολλήσεις (A.5) και (A.6) απορρίπτονται.



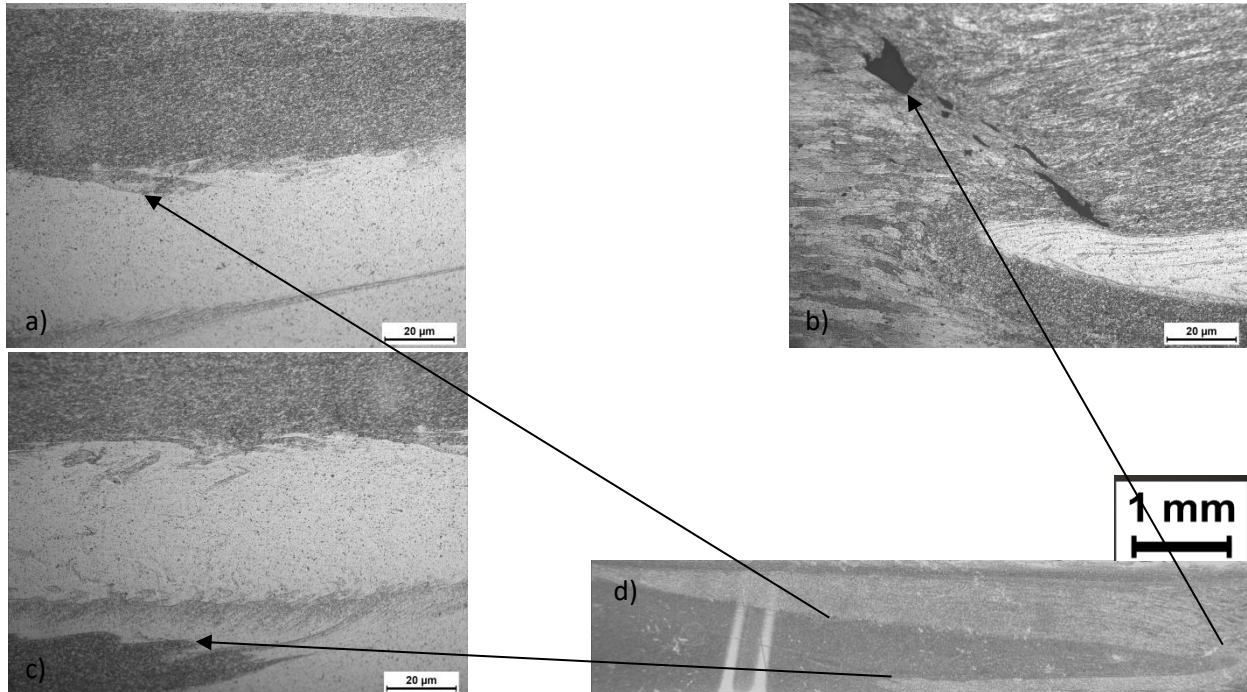
Εικόνα 3.12 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.7) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.7) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.

Από τις Εικόνες 3.12.a και 3.12.b της παραπάνω συγκόλλησης (A.7) παρατηρούμε την ύπαρξη πορώδους στη περιοχή του flow arm. Η δημιουργία πορώδους πιθανότατα οφείλεται στην υπερβολική παροχή θερμότητας καθώς η συγκεκριμένη συγκόλληση εμφανίζει το μεγαλύτερο λόγο (ταχύτητας περιστροφής/ταχύτητα πρόωσης) (40,43). Η υπερβολική παροχή θερμότητας πιθανότατα είχε ως αποτέλεσμα η θερμοκρασία που αναπτύχθηκε κατά τη συγκόλληση να προσέγγισε τη θερμοκρασία τήξης των δύο κραμάτων αλουμινίου, η οποία είναι γύρω στους 630°C . Το γεγονός αυτό πιθανώς να επηρέασε τη ροή των δύο υλικών στο πυρήνα συγκόλλησης και κατ' επέκταση τη μηχανική της συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (A.7) απορρίπτεται.



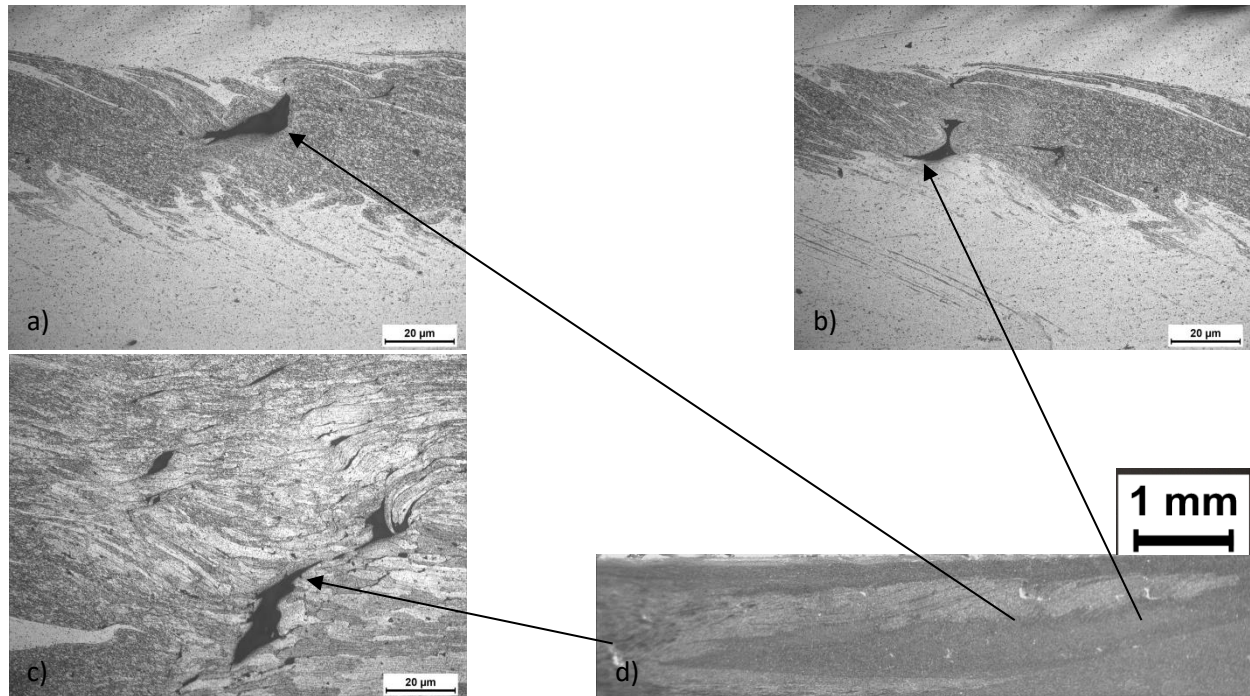
Εικόνα 3.13 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.8) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.8) σε μεγέθυνση: a) x200, b) x200, c)x200.

Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.13.a, b, c, d της παραπάνω συγκόλλησης (A.8), παρατηρείται πολύ καλή ανάμιξη μεταξύ των δύο μητρικών υλικών στο πυρήνα συγκόλλησης, ενώ δεν εντοπίζεται κάποια αξιοσημείωτη ατέλεια. Συνεπώς η συγκόλληση (A.8) χαρακτηρίζεται ως πιθανώς βέλτιστη.



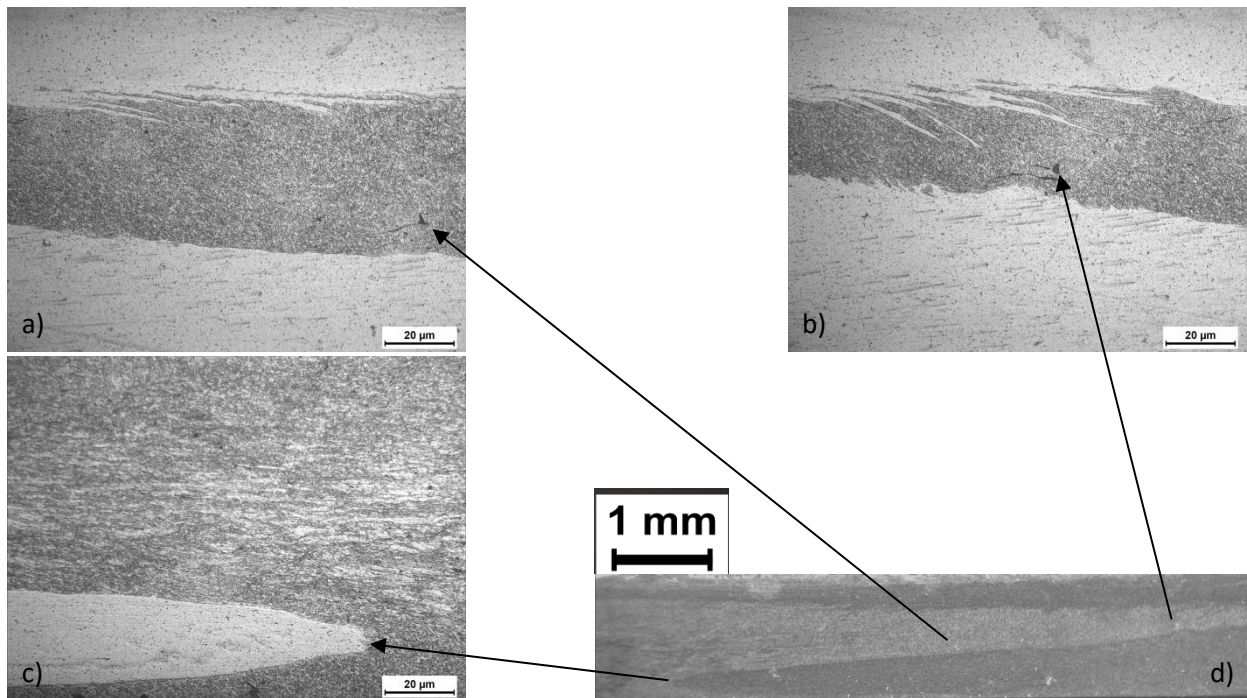
Εικόνα 3.14 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.9) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.9) σε μεγέθυνση: a) x200, b) x200, c)x200.

Από την Εικόνα 3.14.b της παραπάνω συγκόλλησης (A.9) διαπιστώνουμε την ύπαρξη πορώδους στη διεπιφάνεια του πυρήνα συγκόλλησης με τη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (TMAZ) του κράματος αλουμινίου AA7075. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (A.9) απορρίπτεται.



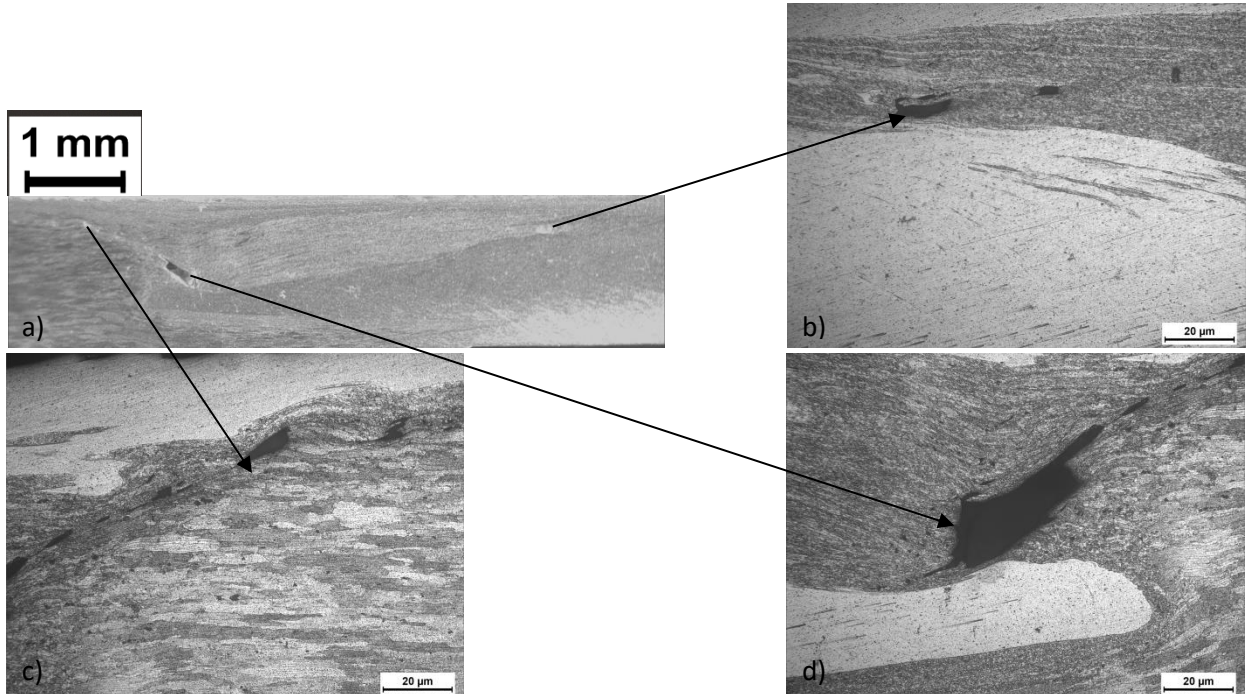
Εικόνα 3.15 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.10) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.10) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.

Από τις Εικόνες 3.15.a, b και c της παραπάνω συγκόλλησης (A.10) παρατηρούμε την ύπαρξη μεγάλων διάκενων και πορώδους στη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη του κράματος αλουμινίου AA7075, όπως και στο flow arm του πυρήνα συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (A.10) απορρίπτεται.



Εικόνα 3.16 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.11) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.11) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.

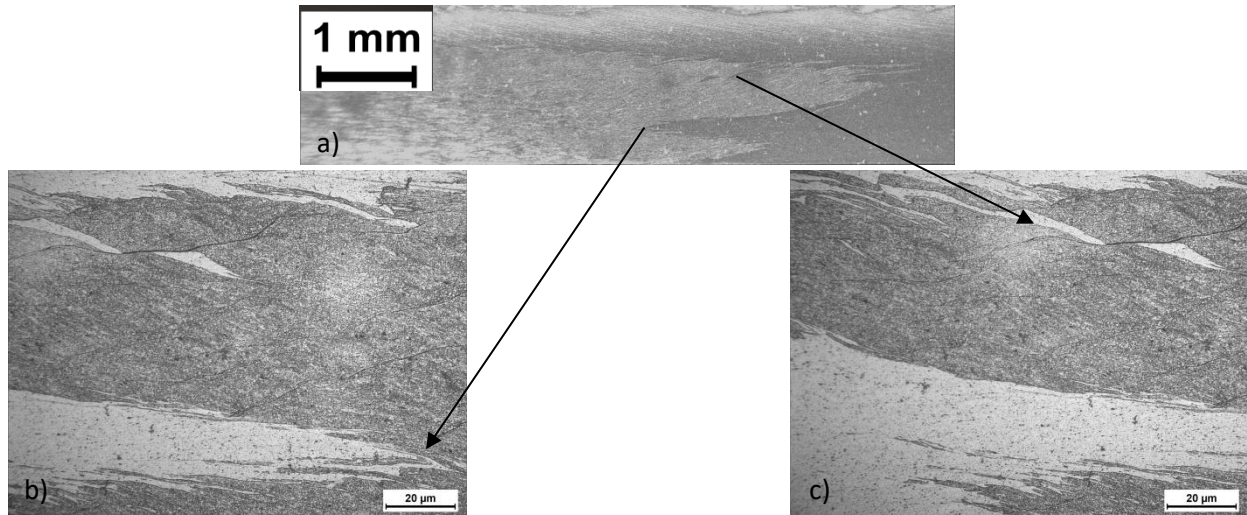
Από τις Εικόνες 3.16.a και 3.16.b της συγκόλλησης (A.11) παρατηρούμε ομοιομορφία και πολύ καλή αναμειξιμότητα στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (A.11) κρίνεται ως πιθανώς βέλτιστη.



Εικόνα 3.17 : a) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.12) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.12) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$, d) $\times 200$.

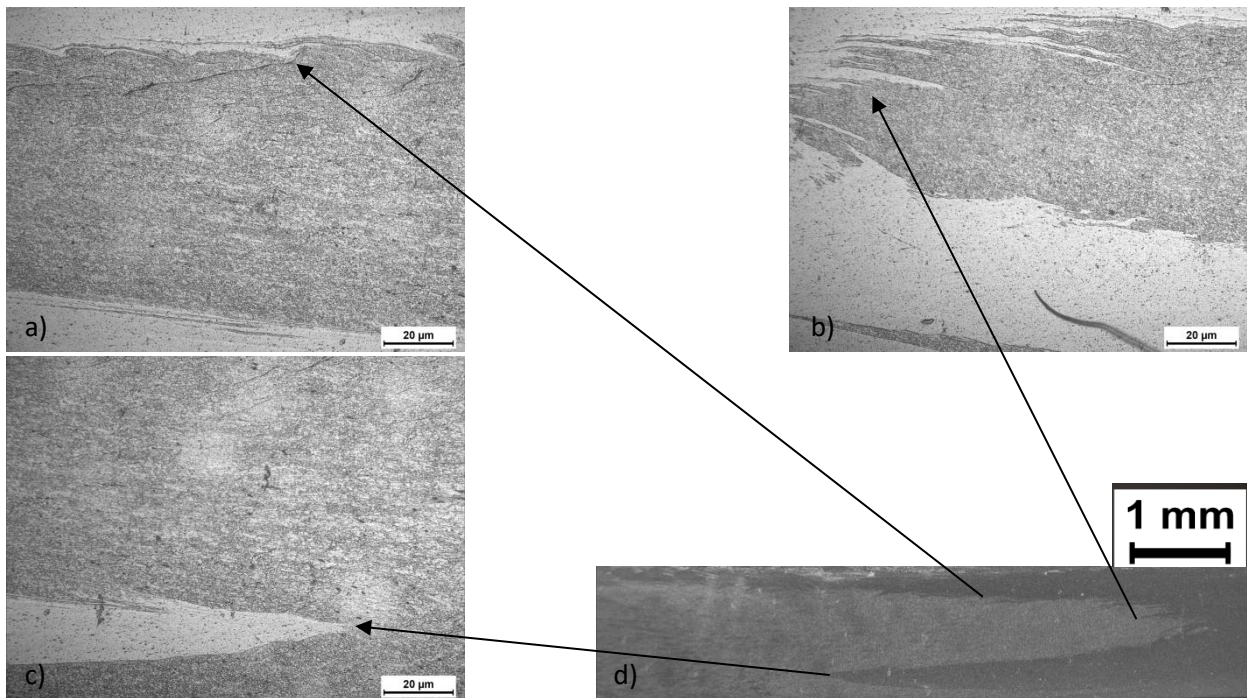
Ομοίως σύμφωνα με τις Εικόνες 3.17.a, b, c, d της συγκόλλησης (A.12) παρατηρούμε μεγάλα διάκενα και την ύπαρξη πορώδους κατά μήκος των περιοχών του flow arm και της TMAZ του κράματος

αλουμινίου AA7075. Η αιτία πιθανότατα οφείλεται σε αυξημένη θερμική παροχή με αποτέλεσμα να επηρεάστηκε η ομαλή ροή των δύο μητρικών υλικών κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (A.12) απορρίπτεται.

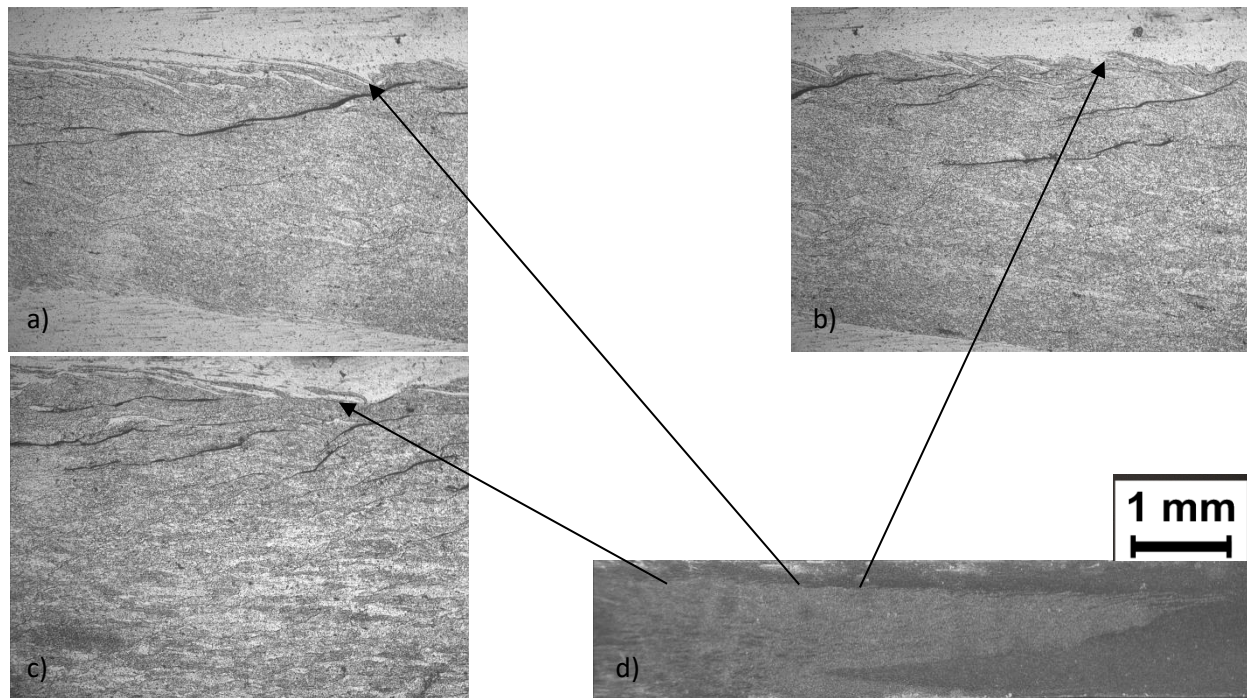


Εικόνα 3.18 : a) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.13) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.13) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$.

Όπως παρατηρούμε στις Εικόνες 3.18.b, c της παραπάνω συγκόλλησης (A.13) υπάρχουν εκτενείς ρωγματώσεις στη περιοχή του flow arm. Κατά συνέπεια η συγκόλληση (A.13) απορρίπτεται.



Εικόνα 3.19 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.14) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.14) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.



Εικόνα 3.20 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.15) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (A.15) σε μεγέθυνση: a) x200, b) x200, c) x200.

Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.19.α, 3.20.α, 3.20.β και 3.20.γ των παραπάνω συγκολλήσεων (A.14) και (A.15) αντίστοιχα, παρατηρούμε εκτενείς ρωγματώσεις κατά το μήκος του flow arm κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό και οι δύο συγκολλήσεις (A.14) και (A.15) απορρίπτονται

Συμπερασματικά λοιπόν καταλήγουμε σε 4 πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις οι οποίες παρουσιάζονται στο Πίνακα 3.4. Αξίζει να σημειωθεί πως οι πιθανώς 4 βέλτιστες συγκολλήσεις επιτεύχθηκαν με ένα λόγο ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης ο οποίος βρίσκεται μεταξύ των τιμών 16 και 31 (revolutions/mm).

Πίνακας 3.4 : Πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις σύμφωνα με τη μελέτη του οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου

Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Χρώμα αλουμινίου που τοποθετήθηκε στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Αποτέλεσμα	Λόγος ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης (revolutions/mm)
A.1	1,5	6082	47,5	750	Πιθανώς βέλτιστη	15,79
A.2	1,5	6082	47,5	1500	Πιθανώς βέλτιστη	31,58
A.8	1,5	6082	60	950	Πιθανώς βέλτιστη	15,83
A.11	1,5	6082	47,5	1180	Πιθανώς βέλτιστη	24,84

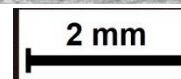
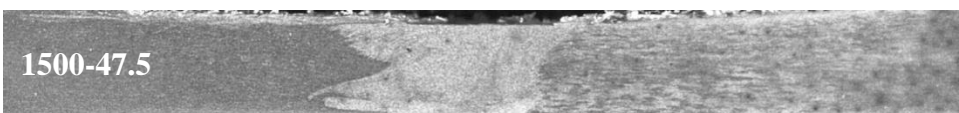
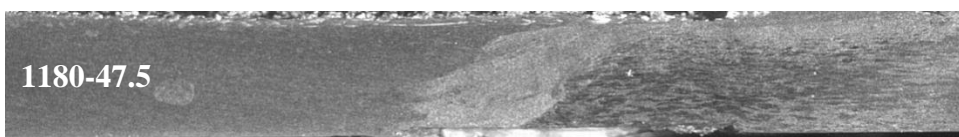
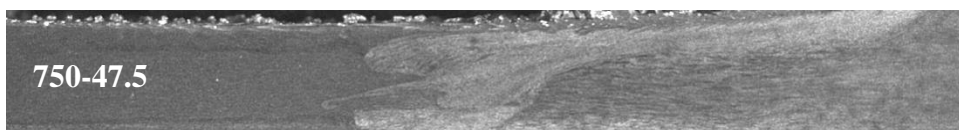
III.4 Εναλλαγή τοποθέτησης πλακών από AS σε RS

Προκειμένου να διερευνηθεί η βέλτιστη πλευρά τοποθέτησης του κάθε κράματος αλουμινίου πραγματοποιήθηκαν εκ νέου οι τέσσερις προαναφερθείσες ως βέλτιστες συγκολλήσεις, με το κράμα αλουμινίου AA6082 τοποθετημένο στη υποχωρούσα πλευρά RS και το κράμα αλουμινίου AA7075 τοποθετημένο στην προωθούμενη πλευρά AS αντίστοιχα, οι οποίες παρουσιάζονται στον Πίνακα 3.5. Ακολουθούν οι εικόνες του οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου από τις τέσσερις αυτές συγκολλήσεις.

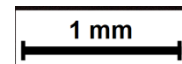
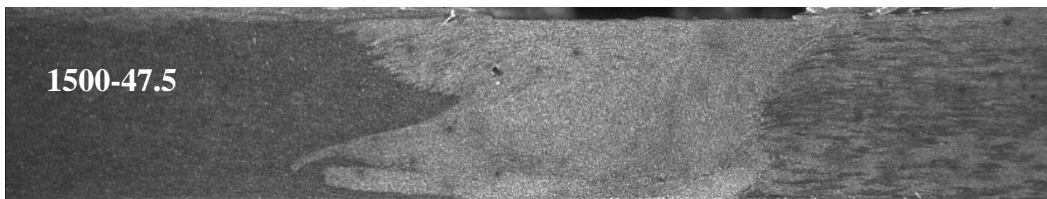
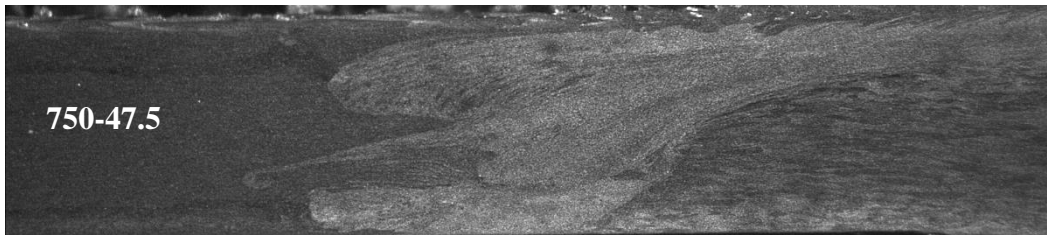
Πίνακας 3.5 : Ταχύτητες πρόωσης (mm/min) και ταχύτητες περιστροφής (RPM) που εφαρμόστηκαν σε κάθε συγκόλληση κατά την οποία το AA7075-T651 τοποθετήθηκε στη προωθούμενη πλευρά (AS).

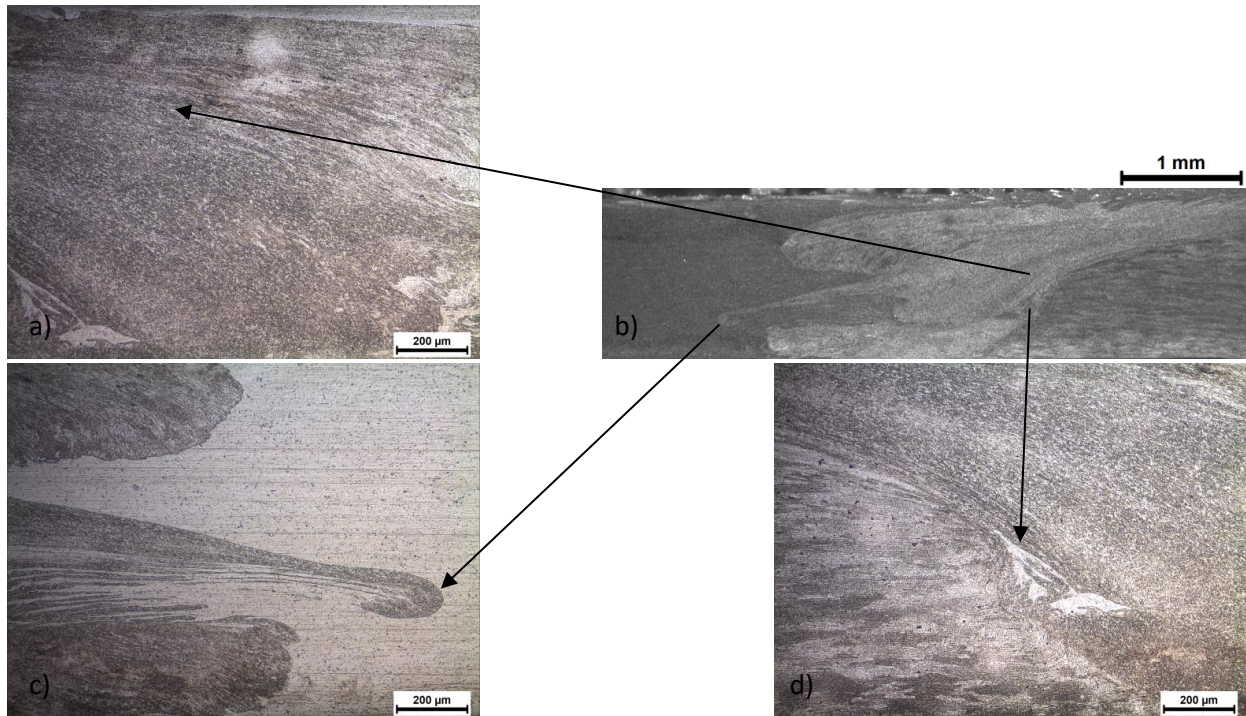
Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου που τοποθετήθηκε στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Αποτέλεσμα	Λόγος ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης (revolutions/mm)
B.1	1,5	7075	47,5	750	Πιθανώς βέλτιστη	15,79
B.2	1,5	7075	47,5	1500	Πιθανώς βέλτιστη	31,58
B.3	1,5	7075	60	950	Πιθανώς βέλτιστη	15,83
B.4	1,5	7075	47,5	1180	Αστοχία	24,84

Παρατήρηση των δοκιμίων, με το κράμα αλουμινίου AA6082-T6 τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS), στο οπτικό στερεοσκόπιο σε μεγέθυνση x 0.8

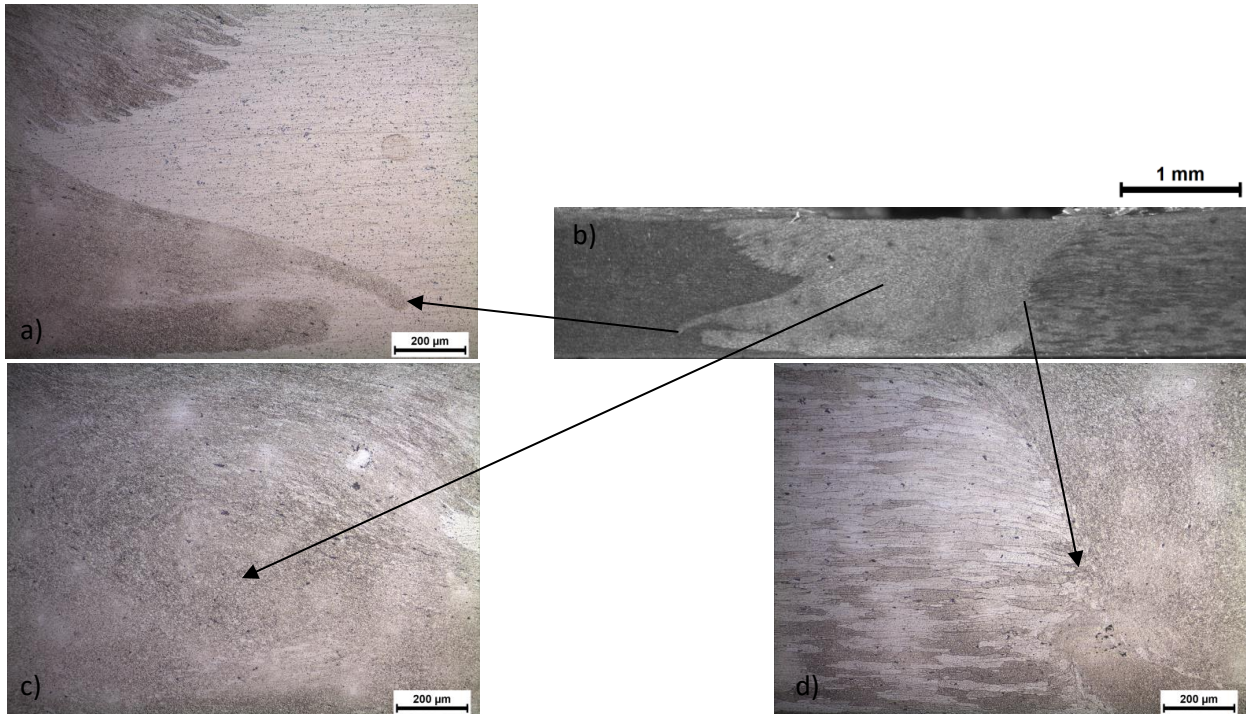


Παρατήρηση των δοκιμών, με το κράμα αλουμινίου AA6082 τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS), στο οπτικό στερεοσκόπιο σε μεγέθυνση $\times 2.0$

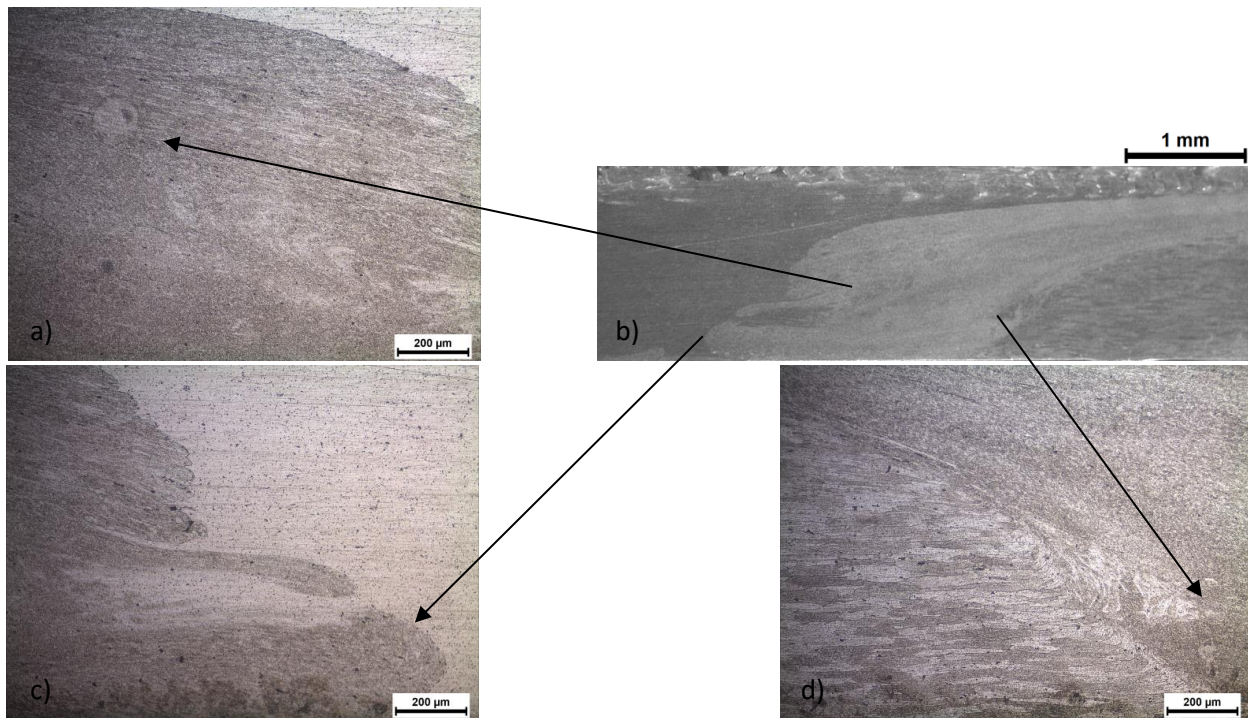




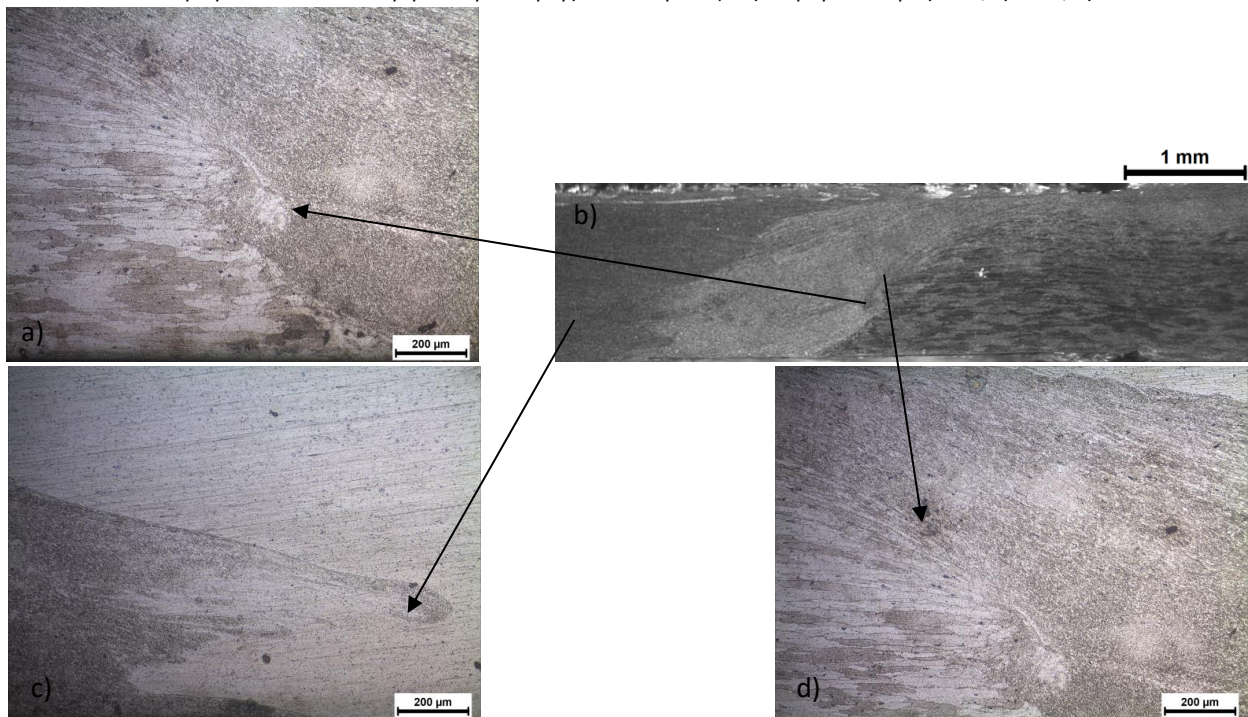
Εικόνα 3.21 : *b)* Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.1) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.1) σε μεγέθυνση: *a)* $\times 200$, *c)* $\times 200$, *d)* $\times 200$.



Εικόνα 3.22 : *b)* Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.2) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.2) σε μεγέθυνση: *a)* $\times 200$, *c)* $\times 200$, *d)* $\times 200$.



Εικόνα 3.23 : b) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.3) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.3) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, c) $\times 200$, d) $\times 200$.



Εικόνα 3.24 : b) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.4) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (B.4) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, c) $\times 200$, d) $\times 200$.

Σύμφωνα με τις παραπάνω μεταλλογραφίες στο οπτικό μικροσκόπιο και στερεοσκόπιο διαπιστώνουμε ατέλειες στη μικροδομή της συγκόλλησης (B.4) (Εικόνα 3.24.a και 3.24.d) που πραγματοποιήθηκε με περιστροφική ταχύτητα 1180 RPM και ταχύτητα πρόωσης 47,5 mm/min. Οι ατέλειες στη συγκεκριμένη συγκόλληση περιορίζονται στη δημιουργία πορώδους και στην ανομοιόμορφη ροή υλικού που εντοπίζονται στην διεπιφάνεια του πυρήνα συγκόλλησης (WN) με το βασικό υλικό του κράματος αλουμινίου AA7075. Οι υπόλοιπες συγκολλήσεις δεν παρουσιάζουν κάποια αξιοσημείωτη ατέλεια και κρίνονται ως πιθανώς βέλτιστες. Αξίζει να σημειωθεί πως η μορφολογία του πυρήνα συγκόλλησης είναι εμφανώς πιο ευδιάκριτη με σαφή όρια, ενώ η ροή του υλικού φαίνεται να έχει γίνει αποδοτικότερα με αποτέλεσμα μία μορφολογία πυρήνα συγκόλλησης που παρουσιάζει ενδείξεις καλύτερης ανάμιξης σε σχέση με τη μορφολογία που προέκυψε κατά τις συγκολλήσεις όπου το κράμα AA6082-T6 ήταν τοποθετημένο στην προωθούμενη πλευρά (AS). Το γεγονός αυτό καθιστά πλέον πιο αυστηρά όρια στο χαρακτηρισμό μίας συγκόλλησης ως “πιθανώς βέλτιστη” με αποτέλεσμα να απορριφθούν οι συγκολλήσεις (A.11) και (A.1) με παραμέτρους 1180 RPM/ 47,5 mm/min και 750 RPM/ 47,5 mm/min, των οποίων μεμονωμένες ατέλειες είχαν κριθεί αποδεκτές και δικαιολογημένες από τη μηχανική της συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση.

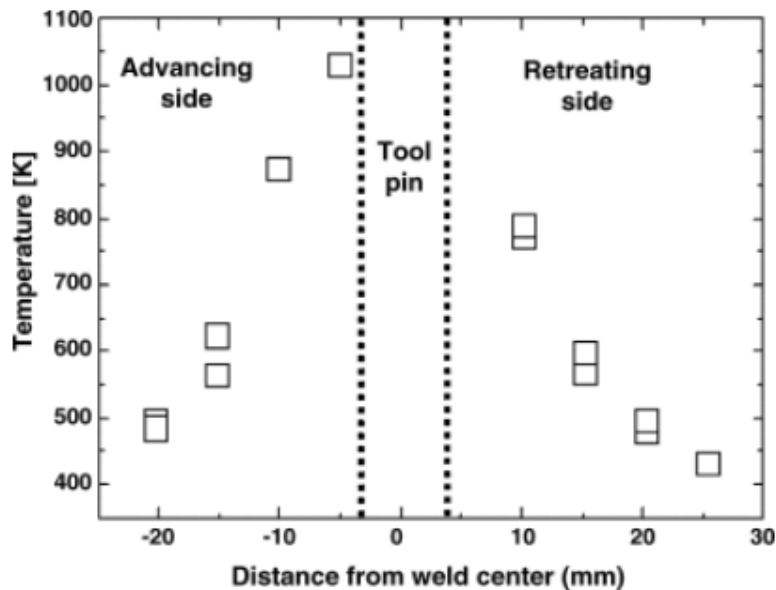
Όσotόσο σύμφωνα με τη βιβλιογραφία προκύπτουν καλύτερες συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση από άποψη μορφολογίας και μηχανικών ιδιοτήτων εάν το κράμα αλουμινίου AA6082 τοποθετηθεί στην προωθούμενη πλευρά (AS).

Σύμφωνα με τον Guo και τους συνεργάτες του [99], η θέση τοποθέτησης των υλικών FSW ανόμοιων κραμάτων θα μπορούσε να οδηγήσει σε πιο έντονη ασυμμετρία στην κατανομή θερμοκρασίας. Το γεγονός αυτό δικαιολογείται καθώς τα υλικά στην υποχωρούσα και προωθούμενη πλευρά έχουν διαφορετικά ροϊκά μοντέλα ενώ ταυτόχρονα τα δύο κράματα έχουν μεταξύ τους πολύ διαφορετικές μορφές ροής. Κατά τον Guo η σχετική θέση των κραμάτων σειράς 6XXX και 7XXX θα επηρεάσει σίγουρα το θερμικό προφίλ που δημιουργείται κατά μήκος της ραφής. Σύμφωνα με τη μελέτη τους, η ανάμιξη του υλικού φαίνεται να είναι πολύ πιο αποτελεσματική όταν το κράμα AA6061 βρίσκεται στην προωθούμενη πλευρά (AS). Αυτό συμβαίνει κυρίως επειδή η υψηλότερη τάση ροής υλικού του σκληρότερου κράματος AA7075, όταν βρίσκεται στην προωθούμενη πλευρά, καθιστά ιδιαίτερα δύσκολο το κράμα AA6061 να διεισδύσει στον πυρήνα συγκόλλησης. Γενικά, κατά τη συγκόλληση διά τριβής με ανάδευση (FSW) το υλικό που βρίσκεται στην υποχωρούσα πλευρά, μεταφέρεται πολύ λιγότερο γύρω από το εργαλείο συγκόλλησης πριν την ψύξη του πυρήνα σε σύγκριση με το υλικό που βρίσκεται στην προωθούμενη πλευρά.

Το αποτέλεσμα της μελέτης του Guo επιβεβαιώνεται και από τη μελέτη του Park [100], πάνω στις συγκολλήσεις διά τριβής με ανάδευση ανόμοιων κραμάτων AA5051-H32 και AA6061-T6. Καταλήγει στο συμπέρασμα ότι τα υλικά αναμίχθηκαν καλύτερα όταν το κράμα αλουμινίου AA5052-H32 (μαλακότερο) ήταν στην προωθούμενη πλευρά από τη περίπτωση του κράματος αλουμινίου AA6061-T6 στην προωθούμενη πλευρά. Το συμπέρασμα αυτό ενισχύεται σύμφωνα με τη μελέτη του Lee και των συνεργατών του [101], οι οποίοι διαπίστωσαν ότι υψηλότερες διαμήκειες ιδιότητες εφελκυσμού της συγκόλλησης (παράλληλη προς την κατεύθυνση FSW) αποκτήθηκαν όταν ένα σχετικά μαλακότερο υλικό τοποθετήθηκε στη πλευρά προώθησης καθώς το κυρίαρχο υλικό στη ζώνη συγκόλλησης προέρχεται κυρίως από τη σκληρότερη πλευρά που υποχωρεί.

Παρόμοια μελέτη με εκείνη του Guo και των συνεργατών του πραγματοποιήθηκε από τους Cho, Boyce και Dawson [102], οι οποίοι μελέτησαν τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση σε ανοξειδωτους

χάλυβες. Σύμφωνα λοιπόν με τους Cho, Boyce και Dawson [102], οι οποίοι μελέτησαν την κατεύθυνση της κίνησης του υλικού σε σχέση με τη περιστροφή του εργαλείου, η προωθούμενη πλευρά έχει υψηλότερους ρυθμούς διατμήσεως από την πλευρά που υποχωρεί. Δηλαδή το υλικό στη πλευρά προώθησης υπόκειται σε μεγαλύτερη διάτμηση από το υλικό στην πλευρά που υποχωρεί. Η συγκόλληση διά τριβής με ανάδευση (FSW) είναι μια εγγενώς ασύμμετρη διαδικασία λόγω των συνδυασμένων αποτελεσμάτων της κίνησης του κατεργαζόμενου τεμαχίου και της περιστροφής του εργαλείου. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα ασύμμετρες κατανομές θερμοκρασίας και αποτελεσματικό ρυθμό παραμόρφωσης. Ο αποτελεσματικός ρυθμός παραμόρφωσης είναι υψηλότερος στην πλευρά προώθησης από 'ότι στην πλευρά που υποχωρεί. Μπορεί να φανεί ότι οι θερμοκρασίες στην πλευρά προώθησης είναι επίσης υψηλότερες από εκείνες στην πλευρά που υποχωρεί κατά μήκος του άξονα σύμφωνα με την Εικόνα 3.25.



Εικόνα 3.25 : Θερμοκρασιακή κατανομή εκατέρωθεν του πείρου συγκόλλησης κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση πλακών ανοξείδωτων χαλύβων

Πηγή : [102]

Παρά το γεγονός ότι η παραπάνω μελέτη αναφέρεται σε συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση ανοξείδωτων χαλύβων μας παρέχει πειραματικά δεδομένα που αποδεικνύουν ότι στην προωθούμενη πλευρά (AS) οι θερμοκρασίες και οι παραμορφώσεις που αναπτύσσονται είναι μεγαλύτερες από εκείνες στην υποχωρούσα πλευρά (RS).

Στη συγκεκριμένη διπλωματική εργασία πριν την πραγματοποίηση οποιασδήποτε συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση (FSW), πραγματοποιήθηκε θερμική κατεργασία των ελασμάτων. Το αποτέλεσμα ήταν η διαλυτοποίηση των φάσεων κατακρήμνισης στις οποίες το κάθε κράμα αλουμινίου οφείλει την υψηλή σκληρότητά του. Αναλυτικά όπως παρουσιάζεται και στο Κεφάλαιο III.8 [Παρατήρηση στο οπτικό μικροσκόπιο ηλεκτρονικής σάρωσης (SEM) και χημική ανάλυση (EDS)] με τη θερμική κατεργασία επήλθε διάλυση της κατάστασης που είχε προσδώσει η θερμική κατεργασία T6 και T651 στο κράμα αλουμινίου AA6082 και AA7075 αντίστοιχα. Αναλυτικά υπήρξε διάλυση μεγάλου ποσοστού των κατακρημνισμάτων Mg_5Si_6 στα οποία το AA6082 οφείλει την υψηλή σκληρότητά του και διάλυση μεγάλου ποσοστού των κατακρημνισμάτων $MgZn_2$ στα οποία το AA7075 οφείλει την υψηλή σκληρότητά του. Το αποτέλεσμα

ήταν η πτώση της σκληρότητάς και των δύο κραμάτων όπως παρουσιάζεται στη συνέχεια στο Κεφάλαιο III.5 [Κατανομή διαμέτρους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας κατά Vickers]. Ωστόσο η σκληρότητα του AA7075 παραμένει υψηλότερη από τη σκληρότητα του αλουμινίου AA6082, γεγονός που υποστηρίζει την βιβλιογραφία σχετικά με τον τρόπο τοποθέτησης των πλακών (το AA6082 τοποθετημένο στην προωθούμενη πλευρά (AS)). Την αιτιολόγηση τελικά δίνει η θερμοκρασία διαλυτοποίησης των εναπομεινάντων κατακρημνισμάτων του κάθε κράματος. Επίσης, όπως αναφέρεται αναλυτικά στο Κεφάλαιο [Μελέτη στο οπτικό μικροσκόπιο ηλεκτρονικής σάρωσης (SEM) και χημική ανάλυση (EDS)] η θερμοκρασία διαλυτοποίησης των κατακρημνισμάτων Mg_2Si που απέμειναν στο κράμα AA6082 (τα οποία προσδίδουν μειωμένη σκληρότητα) και της φάσης η- $MgZn_2$ που απέμεινε στο κράμα AA7075 (τα οποία επίσης προσδίδουν μειωμένη σκληρότητα) είναι γύρω στους $300\text{ }^\circ\text{C}$ και $186\text{ }^\circ\text{C}$ αντίστοιχα. Το αποτέλεσμα είναι κατά την διαδικασία της συγκόλλησης να διαλυτοποιούνται πιο εύκολα και με μεγαλύτερο ρυθμό τα κατακρημνίσματα του AA7075 από ότι τα κατακρημνίσματα του AA6082. Το γεγονός αυτό καθιστά πιθανώς πιο εύκολη και αβίαστη την εισχώρηση υλικού AA6082 στον πυρήνα συγκόλλησης με συνέπεια η εναπόθεσή του στην υποχωρούσα πλευρά να μην περιορίζεται από την είσοδο του AA7075, με τελικό αποτέλεσμα τη βελτιωμένη μικροδομή του πυρήνα συγκόλλησης. Σύμφωνα με αυτή τη θεωρία η τοποθέτηση του AA6082 στη προωθούμενη πλευρά θα είχε ως αποτέλεσμα τη μερική παρεμπόδιση της ροής υλικού AA7075, με αποτέλεσμα να μην υπάρχουν σαφή όρια του πυρήνα συγκόλλησης κάτι το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις μεταλλογραφίες.

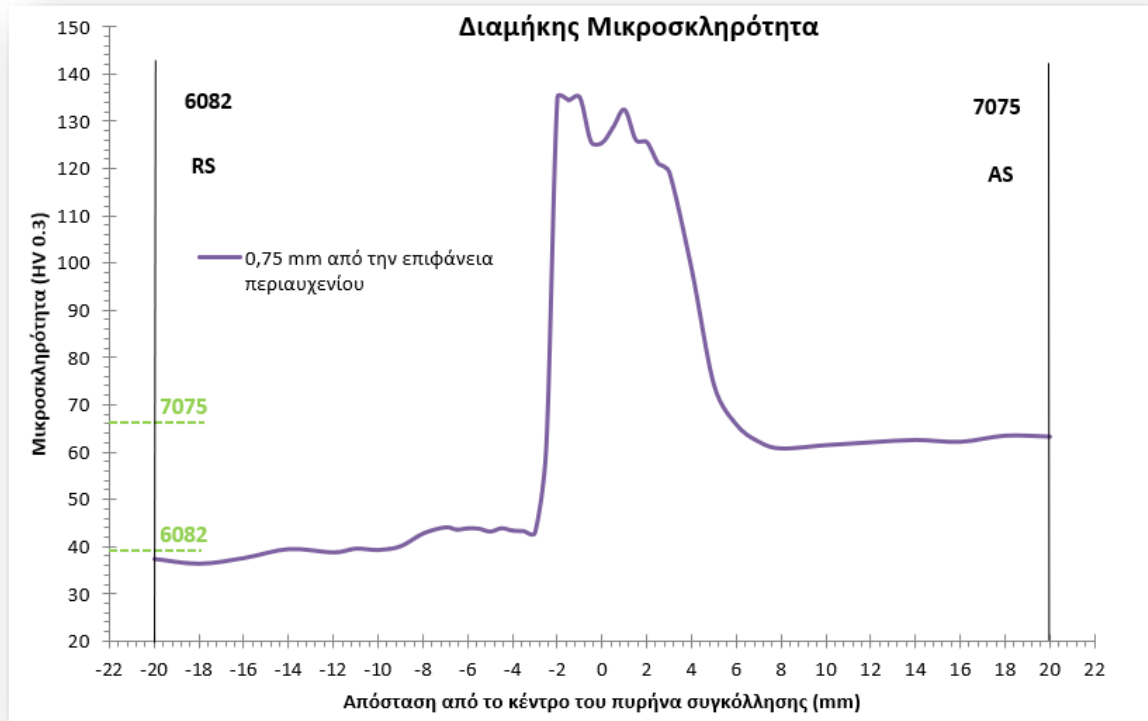
Συνολικά λοιπόν από τη σύγκριση των 8 (οχτώ) συγκολλήσεων, καταλήγουμε σε 5 πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις οι οποίες σημειώνονται με πράσινο χρωματισμό στον Πίνακα 3 που ακολουθεί.

Πίνακας 3.6 : Συγκριτικός πίνακας βέλτιστων συγκολλήσεων διά τριβής με ανάδευση μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651.

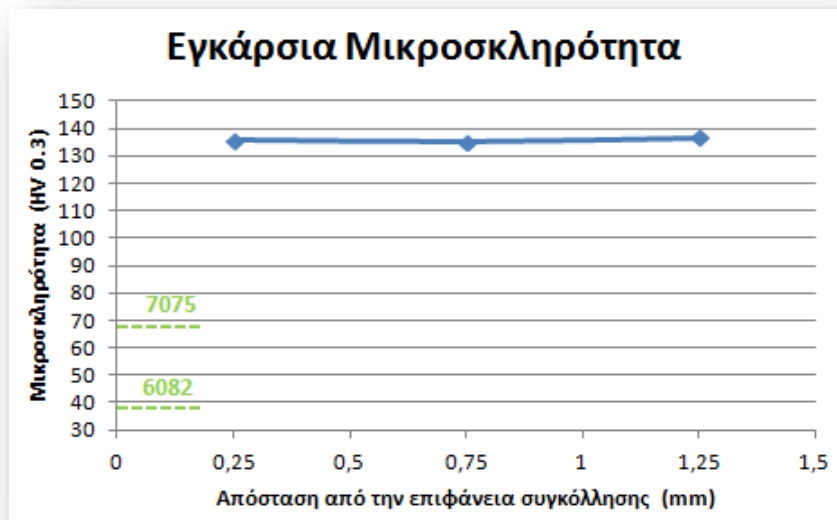
Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου που τοποθετήθηκε στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Αποτέλεσμα	Λόγος ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης (revolutions/mm)
B.1	1,5	7075	47,5	750	Πιθανώς βέλτιστη	15,79
B.2	1,5	7075	47,5	1500	Πιθανώς βέλτιστη	31,58
B.3	1,5	7075	60	950	Πιθανώς βέλτιστη	15,83
B.4	1,5	7075	47,5	1180	Αστοχία	24,84
A.1	1,5	6082	47,5	750	Αστοχία	15,79
A.2	1,5	6082	47,5	1500	Πιθανώς βέλτιστη	31,58
A.8	1,5	6082	60	950	Πιθανώς βέλτιστη	15,83
A.11	1,5	6082	47,5	1180	Αστοχία	24,84

III.5 Κατανομή διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας κατά Vickers

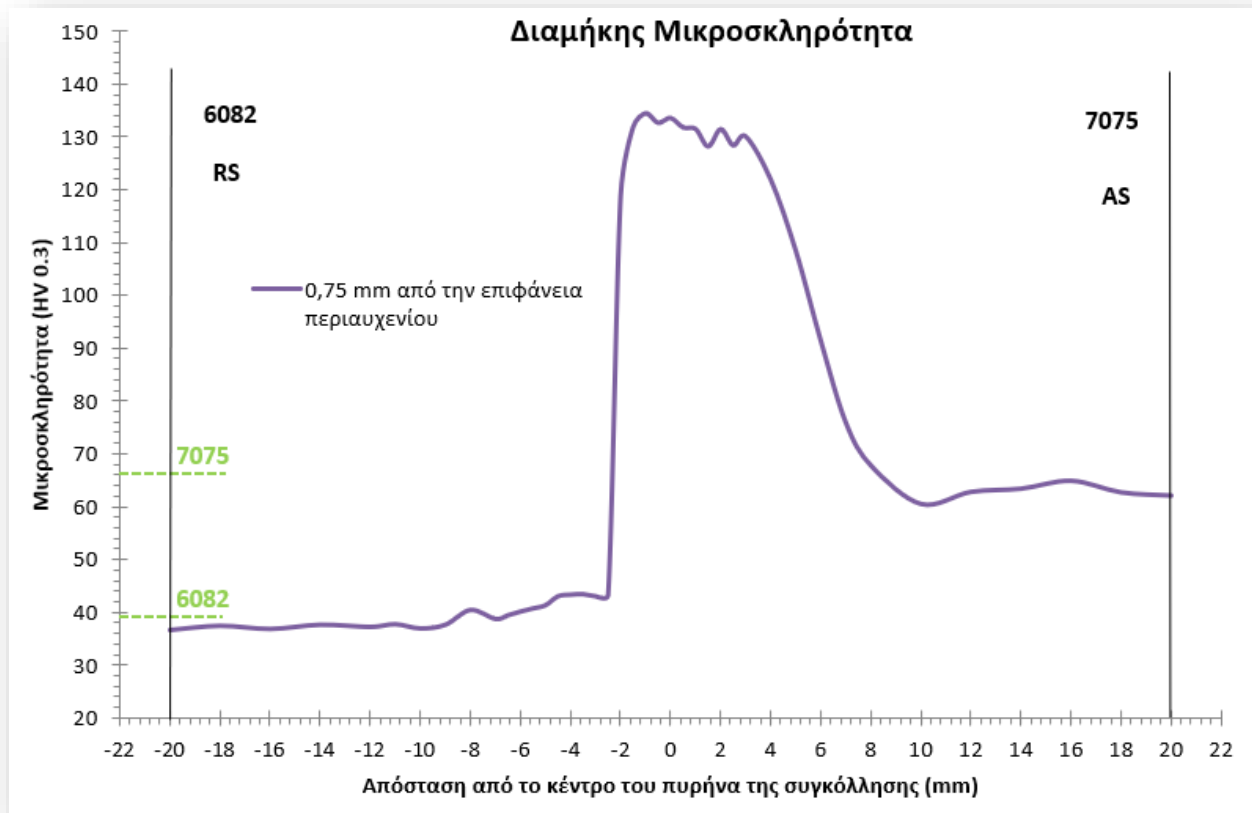
Στις 5 (πέντε) βέλτιστες συγκολλήσεις που καταλήξαμε πραγματοποιήσαμε μελέτη της διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας. Ακολουθούν τα επιμέρους διαγράμματα διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας της κάθε συγκόλλησης καθώς και το συγκεντρωτικό συγκριτικό διάγραμμα διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας όλων των συγκολλήσεων.



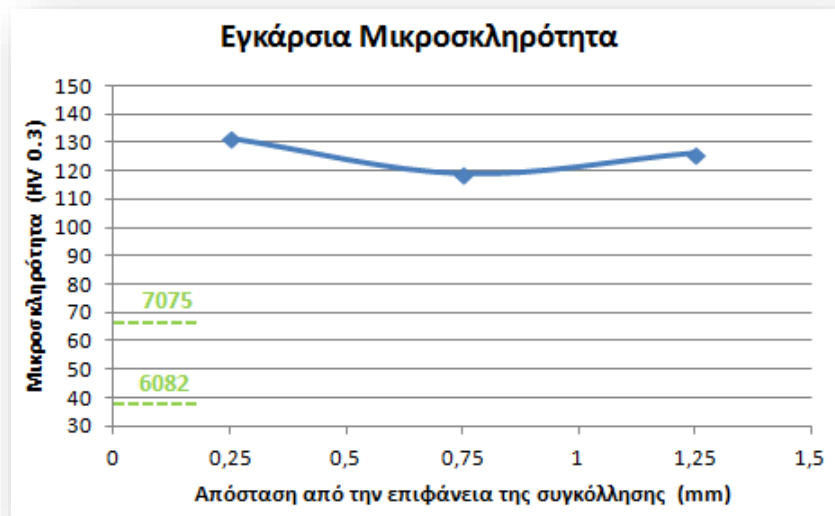
Διάγραμμα 3.1 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (B.1).



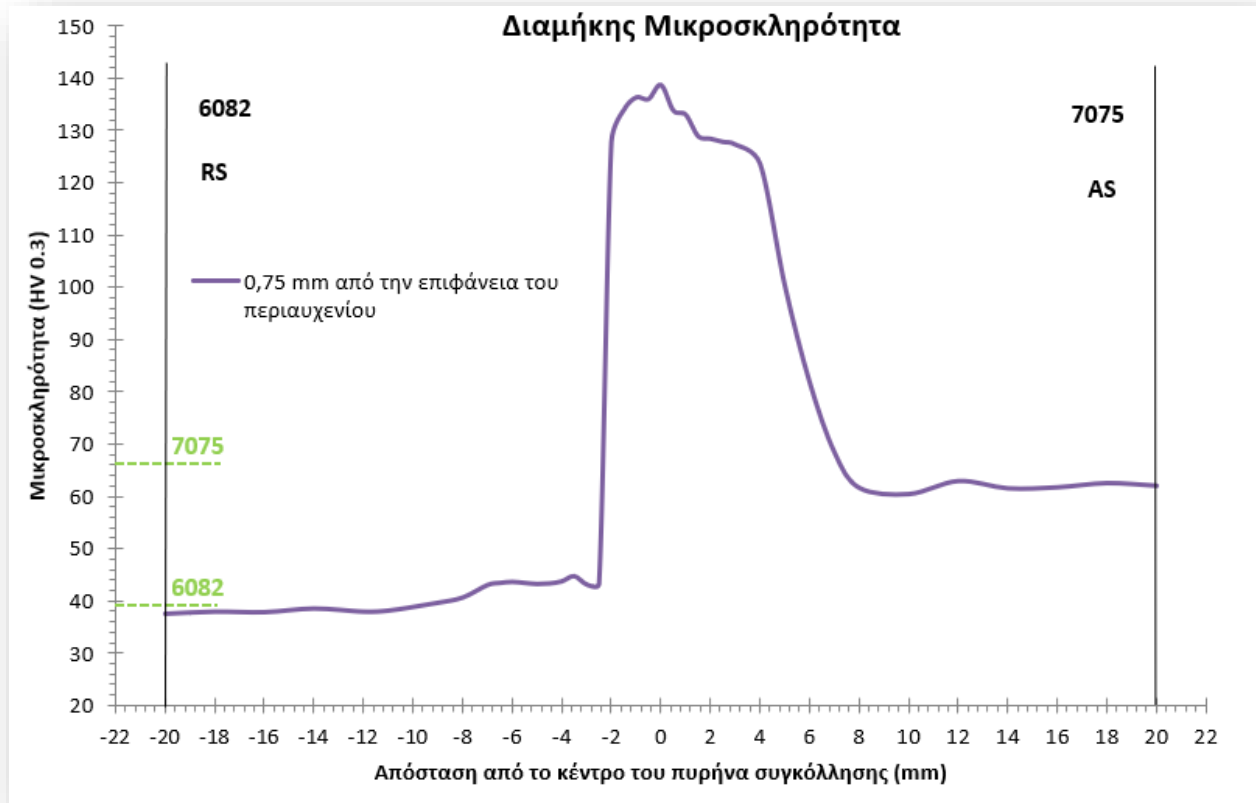
Διάγραμμα 3.2 : Διάγραμμα κατανομής της εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (B.1).



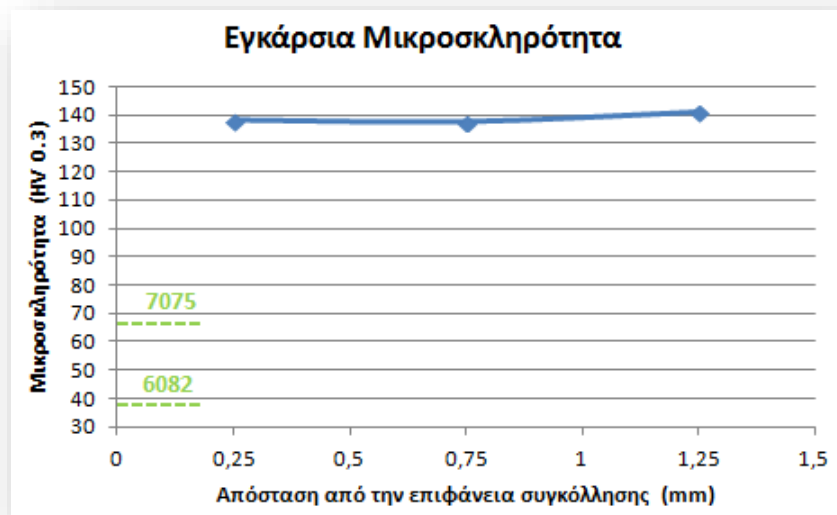
Διάγραμμα 3.3 : Διάγραμμα κατανομής της εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (B.2).



Διάγραμμα 3.4 : Διάγραμμα κατανομής της εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (B.2).



Διάγραμμα 3.5 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκουσ μικροσκληρότητας του δοκιμίου (B.3).

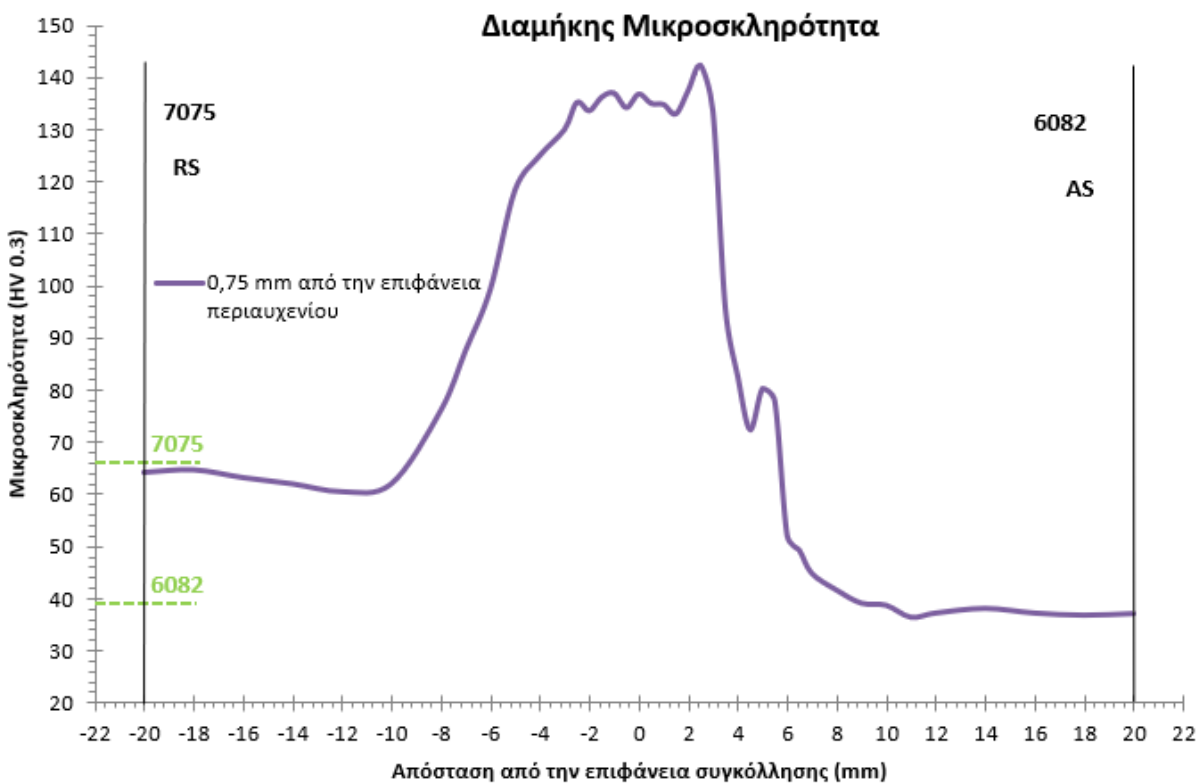


Διάγραμμα 3.6 : Διάγραμμα κατανομής της εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (B.3).

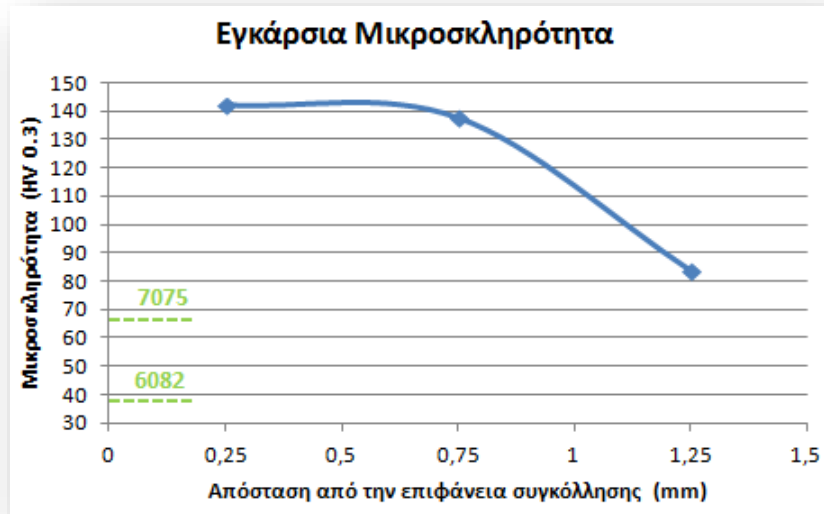
Στα Διαγράμματα 3.1, 3.3, 3.5 των συγκολλήσεων (B.1), (B.2) και (B.3) αντίστοιχα διαπιστώνουμε πώς οι κατανομές της διαμήκουσ μικροσκληρότητας της κάθε συγκόλλησης είναι παρόμοιες, με τις μέγιστες τιμές τους να σημειώνονται στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Σταδιακά και όσο απομακρυνόμαστε

από τον πυρήνα συγκόλλησης η τιμή της μικροσκληρότητας μειώνεται μέχρι εκείνη του μητρικού υλικού που βρίσκεται σε κάθε πλευρά. Συγκεκριμένα η τιμή της μικροσκληρότητας στην προωθούμενη πλευρά στην οποία βρίσκεται το κράμα αλουμινίου AA6082-T6 μειώνεται μέχρι τα 39 HV και στην υποχωρούσα πλευρά όπου βρίσκεται το κράμα αλουμινίου AA7075-T651 μέχρι τα 66 HV.

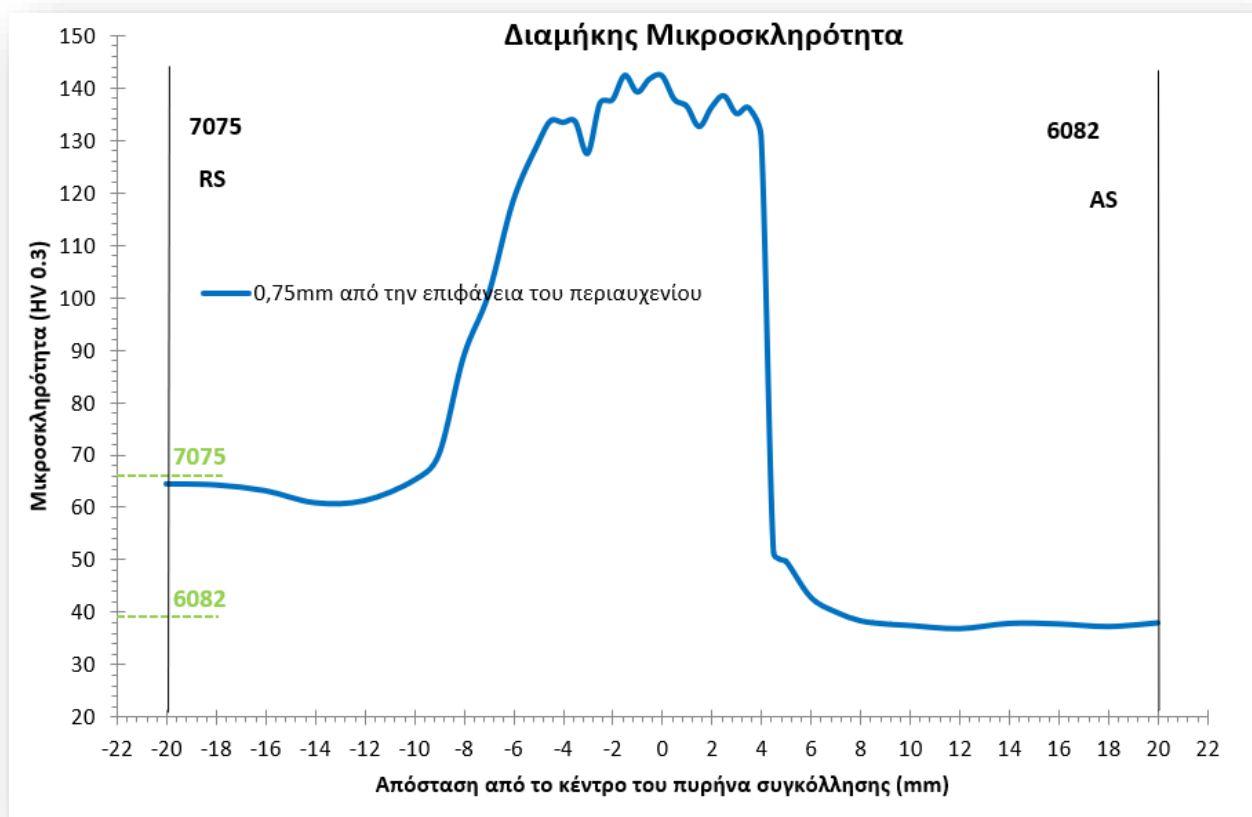
Ομοίως, και σύμφωνα με Διαγράμματα 3.2, 3.4, 3.6, οι κατανομές της εγκάρσιας μικροσκληρότητας της κάθε συγκόλλησης (B.1), (B.2) και (B.3) είναι σχεδόν πανομοιότυπες με σταθερή μέγιστη τιμή κατά την εγκάρσια διεύθυνση του πυρήνα συγκόλλησης γύρω στα 130 HV και για τις τρεις συγκολλήσεις. Ωστόσο, και στις τρεις συγκολλήσεις παρατηρείται μία ελαφρά μείωση της μικροσκληρότητας στο μέσο του ύψους του πυρήνα συγκόλλησης. Το γεγονός πιθανώς οφείλεται στο μεγαλύτερο χρόνο απόψυξης στον οποίο υποβλήθηκαν οι κόκκοι στο μέσο του πυρήνα συγκόλλησης με αποτέλεσμα κατά τη δυναμική ανακρυστάλλωση να αυξήθηκε περισσότερο το μέγεθός τους συγκριτικά με τους υπόλοιπους κόκκους περιμετρικά του πυρήνα συγκόλλησης.



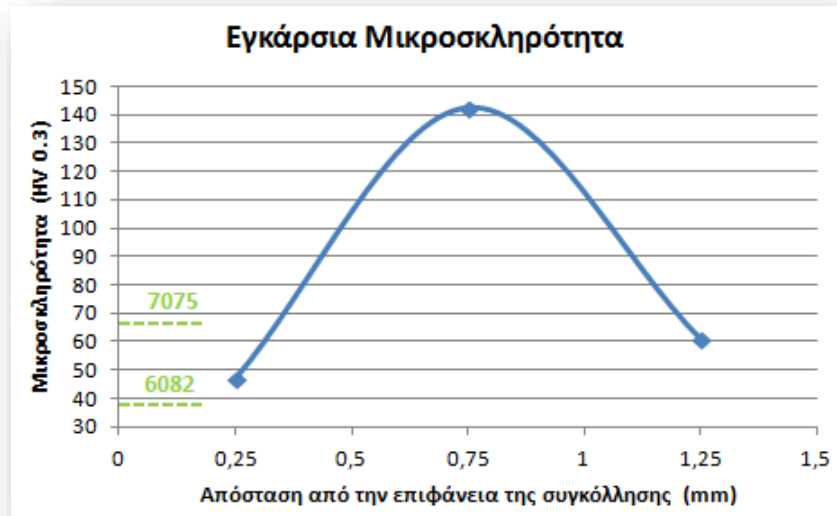
Διάγραμμα 3.7 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκουσ μικροσκληρότητας του δοκιμίου (A.2).



Διάγραμμα 3.8 : Διάγραμμα κατανομής της εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (A.2).



Διάγραμμα 3.9 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκουσ μικροσκληρότητας του δοκιμίου (A.8).

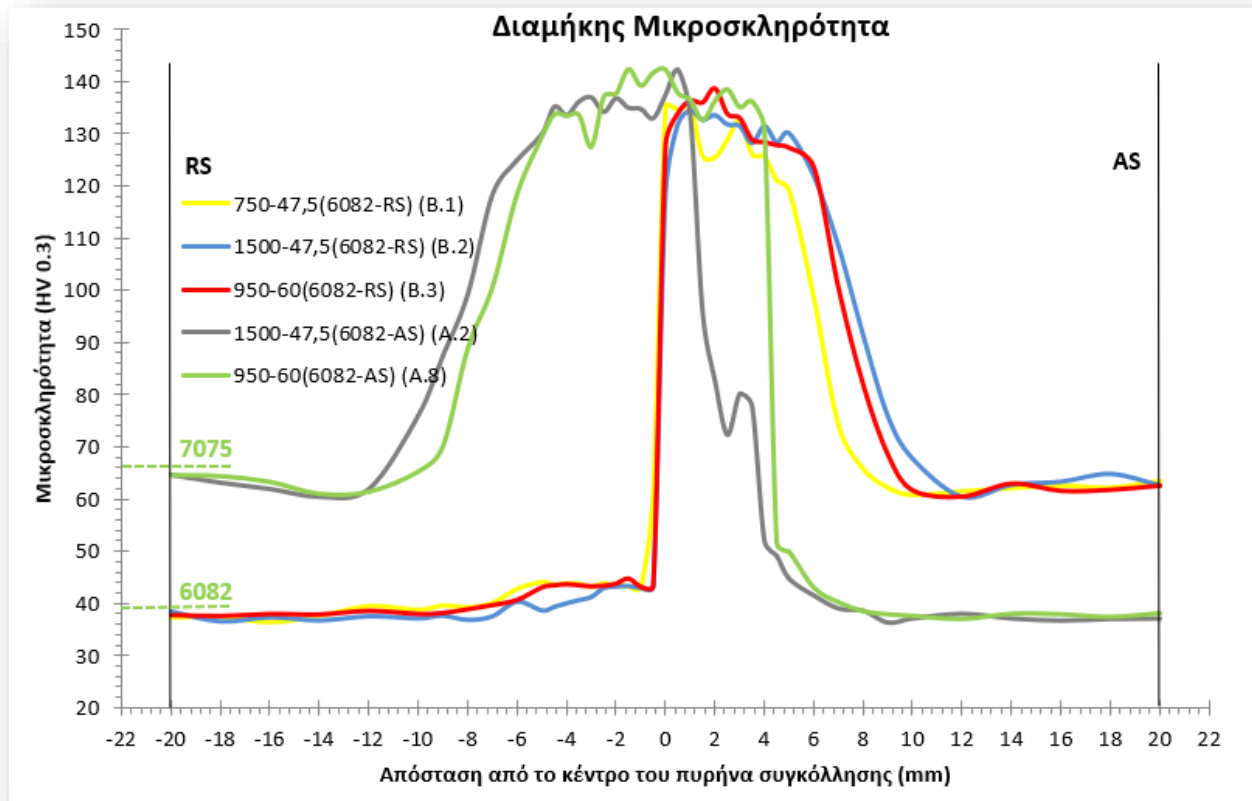


Διάγραμμα 3.10 : Διάγραμμα κατανομής της εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (A.8).

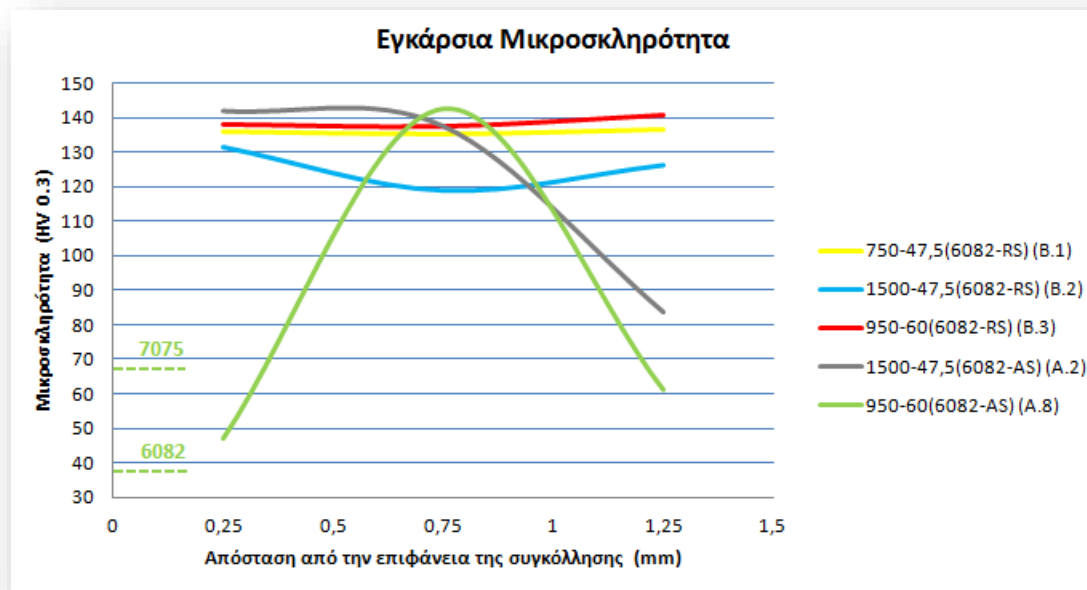
Από τα Διαγράμματα 3.7 και 3.9 των συγκολλήσεων (A.2) και (A.8) αντίστοιχα, διαπιστώνουμε πώς οι κατανομές της διαμήκου μικροσκληρότητας της κάθε συγκόλλησης είναι παρόμοιες, με τις μέγιστες τιμές τους να σημειώνονται στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Σταδιακά και όσο απομακρυνόμαστε από τον πυρήνα συγκόλλησης η τιμή της μικροσκληρότητας μειώνεται μέχρι την αντίστοιχη τιμή της μικροσκληρότητας του μητρικού υλικού, που βρίσκεται σε κάθε πλευρά. Συγκεκριμένα η τιμή της μικροσκληρότητας στην προωθούμενη πλευρά (AS) όπου βρίσκεται το κράμα αλουμινίου AA7075 μειώνεται μέχρι τα 66 HV και στην υποχωρούσα πλευρά (RS) στην οποία βρίσκεται το κράμα αλουμινίου AA6082 μειώνεται μέχρι τα 39 HV.

Ωστόσο, μελετώντας τα Διαγράμματα 3.8 και 3.10 παρατηρούμε σημαντικές διαφοροποιήσεις μεταξύ της εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας της συγκόλλησης (A.2) και (A.8). Συγκεκριμένα στο Διάγραμμα 8 διαπιστώνουμε μία μείωση της μικροσκληρότητας στη βάση της συγκόλλησης (A.2) με ελάχιστη τιμή γύρω στα 80 HV. Το γεγονός αυτό πιθανώς οφείλεται σε ανεπαρκή πλαστικοποίηση και ανάμιξη των δύο υλικών στην περιοχή αυτή. Ωστόσο, η ελάχιστη τιμή των 80 HV η οποία είναι ανώτερη από την μέγιστη μικροσκληρότητα των δύο μητρικών υλικών (AA7075-T651 = 66 HV), υποδηλώνει πως οι κόκκοι της περιοχής αυτής υποβλήθηκαν σε δυναμική ανακρυστάλλωση, αλλά σε μικρότερο ποσοστό από τους κόκκους του ανώτερου μέρους του πυρήνα συγκόλλησης.

Αντιθέτως, σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.10 παρατηρούμε μία μείωση της μικροσκληρότητας τόσο στη βάση όσο και στην επιφάνεια της συγκόλλησης (A.8) με ελάχιστη τιμή γύρω στα 40 HV και 60 HV στη βάση και στην επιφάνεια της συγκόλλησης αντίστοιχα. Ομοίως με τη συγκόλληση (A.2), το γεγονός αυτό πιθανώς οφείλεται σε ανεπαρκή πλαστικοποίηση και ανάμιξη των δύο μητρικών υλικών σε αυτές τις περιοχές. Ωστόσο σε αντίθεση με τη συγκόλληση (A.2), δεν υπάρχουν ενδείξεις δυναμικής ανακρυστάλλωσης στις περιοχές αυτές. Η τιμή της μικροσκληρότητας των 40 HV στην περιοχή της βάσης της συγκόλλησης πιθανώς οφείλεται σε περίσσεια υλικού AA6082 (39 HV) ενώ η τιμή των 60 HV στην επιφάνεια της συγκόλλησης πιθανώς οφείλεται σε περίσσεια υλικού AA7075 (66 HV) στη περιοχή αυτή.



Διάγραμμα 3.11 : Συγκριτικό διάγραμμα διαμήκων μικροσκληροτήτων και των 5 πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων.



Διάγραμμα 3.12 : Συγκριτικό διάγραμμα εγκάρσιων μικροσκληροτήτων και των 5 πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων.

Σύμφωνα με το παραπάνω συγκεντρωτικό Διάγραμμα 3.11 διαμήκους σκληρότητας (Longitudinal

microhardness) διακρίνουμε πως οι κατανομές των επιμέρους δοκιμών κυμαίνονται σε παρόμοια πλαίσια ανεξάρτητα από την πλευρά τοποθέτησης. Επομένως δεν μπορούμε με βεβαιότητα να καταλήξουμε σε κάποια βέλτιστα δοκίμια.

Λαμβάνοντας, όμως, υπόψιν το συγκεντρωτικό Διάγραμμα 3.12 εγκάρσιας σκληρότητάς (Transverse microhardness) διακρίνουμε διακυμάνσεις μεγάλης κλίμακας στα δοκίμια (Α.2) και (Α.8) με παραμέτρους συγκόλλησης 1500-47,5(6082-RS) και 950-60(6082- AS) αντίστοιχα. Αντιθέτως τα δοκίμια (Β.1), (Β.2) και (Β.3) με παραμέτρους συγκόλλησης 1500-47,5(6082-RS) , 750-47,5(6082-RS) και 950-60(6082-RS) αντίστοιχα (μπλε, κίτρινου και κόκκινου χρώματος αντίστοιχα) διακρίνονται από ομοιομορφία στην κατανομή της εγκάρσιας σκληρότητάς αλλά και πολύ καλή αναμιξιμότητα στη ζώνη ανάδευσης (Weld Nugget). Για το λόγο αυτό θα προτείναμε ως πιθανώς βέλτιστα τα τρία (3) αυτά δοκίμια που παρουσιάζονται στο Πίνακα 3.7.

Πίνακας 3.7 : Συγκεντρωτικός πίνακας των πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων ύστερα από εναλλαγή της πλευρά τοποθέτησης των προς συγκόλληση ελασμάτων.

Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου που τοποθετήθηκε στην AS	Ταχύτητα πρώωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	Αποτέλεσμα	Λόγος ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρώωσης (revolutions/mm)
B.1	1,5	7075	47,5	750	Πιθανώς βέλτιστη	15,79
B.2	1,5	7075	47,5	1500	Πιθανώς βέλτιστη	31,58
B.3	1,5	7075	60	950	Πιθανώς βέλτιστη	15,83

Σύμφωνα με τη βιβλιογραφία σε συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση των ανόμοιων κραμάτων AA6082-T6 και AA6082-T651 παρατηρείται αξιοσημείωτη μείωση της μικροσκληρότητας σε όλες τις ζώνες συγκόλλησης σε σχέση με τη μικροσκληρότητα των δύο βασικών υλικών.

Οι Guo, Chen, Sun και Wei στη μελέτη τους [99], αναφέρουν πως γενικά και τα δύο κράματα AA6061 και AA7075 έχουν επιδείξει κάποια μείωση της μικροσκληρότητας στη συγκόλληση σε σύγκριση με τα αντίστοιχα μέταλλα βάσης, τα οποία βρίσκονται σε κατάσταση T6. Το γεγονός αυτό σύμφωνα με τον Guo και τους συνεργάτες του οφείλεται κυρίως στη διόγκωση, διάλυση και επανακατακρήμνιση των ενισχυτικών φάσεων που προκαλούνται από το θερμικό κύκλο της συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση (FSW). Ωστόσο η ανακρυστάλλωση της δομής των κόκκων μπορεί επίσης να έχει μερικές μικρές συνεισφορές. Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ), η ελαφρώς χαμηλότερη σκληρότητά οφείλεται στην εξαφάνιση των ζωνών Guiner-Preston (G.P.) και στη διόγκωση των ενισχυτικών φάσεων, μία ακολουθία παρόμοια με τη διαδικασία εκτεταμένης γήρανσης. Στη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (TMAZ) παρατηρήθηκε πιο εκτενής μείωση της μικροσκληρότητας που οφείλεται ενδεχομένως στην πλήρη διάλυση των ενισχυτικών φάσεων λόγω παρόμοιας επίδρασης του θερμικού κύκλου που εφαρμόστηκε καθώς και στους υψηλούς ρυθμούς πλαστικής παραμόρφωσης κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση. Στον πυρήνα συγκόλλησης πιθανώς να έχει λάβει χώρα κάποια επανακατακρήμνιση μετά από πλήρη διάλυση, δεδομένου ότι το υλικό παρουσίασε υψηλότερη θερμοκρασία στην περιοχή αυτή. Ωστόσο η ανάκτηση της μικροσκληρότητας στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης οφείλεται στην εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης που βίωσαν και τα δύο κράματα AA6061 και AA7075.

Στη μελέτη τους διαπιστώνουν πώς το μέγεθος των κόκκων του κράματος AA7075 μειώθηκε σε πολύ μεγαλύτερο ποσοστό από το μέγεθος των κόκκων του κράματος AA6061. Το γεγονός αυτό σύμφωνα με τον Guo και τους συνεργάτες του οφείλεται σε όλα τα σωματίδια δεύτερης φάσης και τα διμεταλλικά τα οποία θα μπορούσαν να παράσχουν πολύ περισσότερες θέσεις πυρήνωσης και να επιβραδύνουν την ανάπτυξη κόκκων κατά τη διάρκεια της δυναμικής ανακρυστάλλωσης και συνεπώς να καταλήξουν σε λεπτότερη δομή κόκκων. Αναφέρθηκε ότι τα σωματίδια δεύτερης φάσης θα μπορούσαν να αποτελέσουν θέσεις πυρήνωσης κατά τη διαδικασία ανόπτησης και ανακρυστάλλωσης [103]. Σε σειρά αλουμινίου 7XXX, το ζirkόνιο ή το χρώμιο προστίθενται ως καταλύτες πυρηνοποίησης κόκκων και καθυστερούν την ανακρυστάλλωση κατά τη διάρκεια της θερμικής επεξεργασίας. Έτσι, όλα τα σωματίδια δεύτερης φάσης στο κράμα AA7075, τα κατακρημνίσματα η-MgZn₂, τα διμεταλλικά σωματίδια Al₃Zr και τα σωματίδια χημικής σύστασης Al-Cu-Fe θα παράσχουν θέσεις πυρήνωσης (μεγαλύτερες από 0,5 μm) [104], με τελικό αποτέλεσμα την παρεμπόδιση της ανακρυστάλλωσης. Αντιθέτως, το περιεχόμενο τέτοιων σωματιδίων δεύτερης φάσης είναι πολύ χαμηλότερο σε κράμα AA6061 σε σύγκριση με αυτό του κράματος AA7075.

Την αιτιολόγηση αυτή σχετικά με τη διαφοροποίηση του μεγέθους των κόκκων του κάθε μητρικού υλικού στο πυρήνα συγκόλλησης υποστηρίζει στη μελέτη του ο Aval [105]. Ο Aval αναφέρει πώς η περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης εξαιτίας των υψηλών θερμοκρασιών και της σοβαρής πλαστικής παραμόρφωσης που βιώνει, χαρακτηρίζεται από ανακρυσταλλωμένους και ισοσταθμισμένους κόκκους, ενώ το μέγεθος κόκκων στην πλευρά του AA7075 είναι μικρότερο από εκείνο της πλευράς του AA6082. Το μεγαλύτερο μέγεθος κόκκων του AA6082 μπορεί να οφείλεται στο μικρότερο μέγεθος κόκκων μετάλλου βάσης και τα υψηλότερα ποσοστά κραματικών στοιχείων καθώς και σωματιδίων δεύτερης φάσης του AA7075 σε σύγκριση με το AA6082.

Αντιθέτως με τα όσα προαναφέρθηκαν, στις συγκολλήσεις της παρούσας διπλωματικής, όπως παρουσιάζονται στα Διαγράμματα 3.12 και 3.13, οι υψηλότερες τιμές της μικροσκληρότητας σημειώνονται στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Το γεγονός αυτό αποδίδεται στη θερμική κατεργασία που υποβλήθηκαν τα ελάσματα AA6082-T6 και AA7075-T651 πριν την έναρξη των συγκολλήσεων. Η μικροσκληρότητα των βασικών υλικών AA6082-T6 και AA7075-T651 μετά τη θερμική κατεργασία μειώθηκε στα 39 HV και 66 HV αντίστοιχα. Πριν τη θερμική κατεργασία η μικροσκληρότητα των μητρικών υλικών AA6082-T6 και AA7075-T651 ήταν 95 HV και 165 HV αντίστοιχα. Και τα δύο λοιπόν υλικά υπέστησαν μία μείωση σε ποσοστό περίπου 60 % της αρχικής τους μικροσκληρότητας λόγω της επιπλέον θερμικής κατεργασίας στην οποία υποβλήθηκαν και η οποία παρουσιάζεται στον Πίνακα 3.8.

Πίνακας 3.8 : Πίνακας Θερμικών κατεργασιών στις οποίες υποβλήθηκαν τα ελάσματα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7085-T651 αντίστοιχα.

	AA6082	AA7075
Solution Heat Treat	530°C for 30 min	490°C for 30 min
Ageing	190°C for 9 hours	120°C for 24 hours

Η μικροσκληρότητα ενός υλικού καθορίζεται από το μέγεθος των κόκκων του σε συνδυασμό με την ύπαρξη και την πυκνότητα κατακρημνισμάτων και διμεταλλικών ενώσεων. Λαμβάνοντας υπόψιν το γεγονός πώς η θερμική κατεργασία δεν ξεπέρασε τη θερμοκρασία τήξης (~ 630 °C) επομένως δεν υπήρξε ανακρυστάλλωση κόκκων, καταλήγουμε στο συμπέρασμα πώς διαδραματίστηκαν φαινόμενα διάλυσης, διάλυσης και επανακατακρημνίσεως των φάσεων κατακρημνίσεως σε κάθε κράμα.

Σύμφωνα με τα όσα αναφέρθηκαν στο Κεφάλαιο III.1 σχετικά με την ακολουθία κατακρήμνισης του κράματος AA6082-T6 καταλήγουμε στο συμπέρασμα πώς η μείωση της σκληρότητάς του μητρικού υλικού προήλθε από διαλυτοποίηση της ενισχυτικής φάσης β'' -Mg₅Si₆ και πιθανή κατακρήμνιση της φάσης β' -Mg₂Si η οποία προσφέρει μειωμένη σκληρότητά στο κράμα αλουμινίου AA6082. Αναλυτικά με τη θερμική κατεργασία του AA6082 στους 530 ° C πραγματοποιήθηκε διαλυτοποίηση όλων των β μετασταθών φάσεων και πυρήνωση α -σωματιδίων. Στη συνέχεια κατά τη μετάβαση από τους 530 ° C στους 190 ° C δεν υπήρξε βαφή με αποτέλεσμα να προλάβουν να κατακρημνιστούν και σε μεγάλο ποσοστό οι φάσεις β' -Mg₂Si οι οποίες ξεκινούν τη δημιουργία τους γύρω στους 250 ° C και παρουσιάζουν αξιοσημείωτη αύξηση από τους 350 ° C έως και 400 ° C. Ωστόσο το κράμα AA6082-T6 υποβλήθηκε στη συνέχεια σε τεχνητή γήρανση στους 190 ° C για 9 ώρες. Θεωρητικά θα έπρεπε να είχαν δημιουργηθεί πολλές μετασταθείς φάσεις β'' -Mg₅Si₆ αφού στους ~ 230 ° C οι φάσεις αυτές κατακρημνίζονται με το μεγαλύτερο ρυθμό. Πάραυτα, κάτι τέτοιο δεν πραγματοποιήθηκε όπως υποδεικνύει η εξαιρετικά μειωμένη τιμή της μικροσκληρότητας των 39 HV. Πιθανή αιτία της αποτυχίας κατακρήμνισης μεγάλου ποσοστού των μετασταθών φάσεων β'' -Mg₅Si₆ είναι το γεγονός ότι δεν υπήρξε βαφή. Με αποτέλεσμα το υπέρκορο στερεό διάλυμα α -φάσης από την αποσύνθεση του οποίου δημιουργούνται οι ζώνες G.P και εν συνεχεία οι μετασταθείς φάσεις σκλήρυνσης β'' -Mg₅Si₆ να είχε μερικώς δημιουργηθεί. Διασαφηνίζοντας, πιθανώς το στερεό διάλυμα στους 190 ° C δεν ήταν πλήρως υπέρκορο αφού είχε ήδη προλάβει να κατακρημνιστεί στις φάσεις β' -Mg₂Si, β -AlFeSi και σε διάφορες άλλες μεσομεταλλικές ενώσεις όπως οι α -Al₁₂(FeMn)₃Si, α -Al₁₂(FeCr)₃Si και Al₉Mn₃Si οι οποίες παρουσιάζονται εκτενώς στο Κεφάλαιο 8. Συνεπώς δεν υπήρχε αρκετό διαθέσιμο μητρικό υλικό προκειμένου να πραγματοποιηθεί η κατακρήμνιση των φάσεων β'' -Mg₅Si₆ σε μεγάλο ποσοστό, παρότι η θερμοκρασία ήταν βέλτιστη. Πιθανώς κατά τη διάρκεια των 9 ωρών πραγματοποιείτο μεγέθυνση και κατακρήμνιση των φάσεων β' -Mg₂Si καθώς και των περιορισμένων σε ποσοστό κατακρημνισμάτων β'' -Mg₅Si₆ σε βάρος των υπολοίπων διμεταλλικών ενώσεων και μεσομεταλλικών φάσεων που είναι ασταθείς στη θερμοκρασία των 190 ° C.

Ομοίως σύμφωνα με τα όσα αναφέρθηκαν στο Κεφάλαιο III.1 σχετικά με την ακολουθία κατακρήμνισης του κράματος AA7075-T651 καταλήγουμε στο συμπέρασμα πώς η μείωση της σκληρότητάς του μητρικού υλικού προήλθε από διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων $[\eta']$ -(MgZn₂) και $[\eta$ πρόδρομη]-(MgZn₂) και πιθανή κατακρήμνιση της φάσης $[\eta]$ -(MgZn₂) η οποία προσφέρει μειωμένη σκληρότητά στο κράμα αλουμινίου AA7075. Η θερμική κατεργασία στους 490 ° C προκάλεσε διαλυτοποίηση όλων των μετασταθών φάσεων οι οποίες διαλυτοποιούνται γύρω στους 416 ° C στο κράμα αλουμινίου AA7075-T651. Στη συνέχεια κατά τη μετάβαση από τους 490 ° C στους 120 ° C δεν υπήρξε βαφή με αποτέλεσμα να προλάβουν να κατακρημνιστούν και σε μεγάλο ποσοστό οι φάσεις $[\eta]$ -(MgZn₂) οι οποίες ξεκινούν τη δημιουργία τους γύρω στους 150 ° C. Ωστόσο το κράμα AA7075-T6 υποβλήθηκε στη συνέχεια σε τεχνητή γήρανση στους 120 ° C για 24 ώρες. Θεωρητικά θα έπρεπε να είχαν δημιουργηθεί πολλές μετασταθείς φάσεις $[\eta']$ -(MgZn₂) και $[\eta$ πρόδρομη]-(MgZn₂) αφού στους 120-150 ° C οι φάσεις αυτές κατακρημνίζονται με το μεγαλύτερο ρυθμό. Πάραυτα κάτι τέτοιο δεν πραγματοποιήθηκε όπως υποδεικνύει η εξαιρετικά μειωμένη τιμή της μικροσκληρότητας των 66 HV. Πιθανή αιτία της αποτυχίας κατακρήμνισης μεγάλου ποσοστού των μετασταθών φάσεων $[\eta']$ -(MgZn₂) και $[\eta$ πρόδρομη]-(MgZn₂) είναι το γεγονός ότι δεν υπήρξε βαφή. Με αποτέλεσμα το υπέρκορο στερεό διάλυμα α -φάσης από την αποσύνθεση του οποίου δημιουργούνται οι ζώνες G.P.I/G.P.II και εν συνεχεία οι μετασταθείς φάσεις σκλήρυνσης $[\eta']$ -(MgZn₂) και $[\eta$ πρόδρομη]-(MgZn₂) να μην υπήρξε ποτέ. Διασαφηνίζοντας, πιθανώς το στερεό διάλυμα στους 120 ° C να μην ήταν πλήρως υπέρκορο αφού είχε

ήδη προλάβει να αποσυντεθεί σε κατακρημνίσματα φάσης $[\eta]$ -(MgZn₂) και διάφορες άλλες μεσομεταλλικές ενώσεις όπως MgZn₂, Al₇CuFe, Mg₂Si, Al₂Cu, Al₂CuMg και Al₃Fe σε διάφορα κλάσματα όγκου. Συνεπώς δεν υπήρχε αρκετή διαθέσιμη μήτρα βασικού υλικού προκειμένου να πραγματοποιηθεί η κατακρήμνιση των φάσεων $[\eta']$ -(MgZn₂) και $[\eta]$ πρόδρομη-(MgZn₂) σε μεγάλο ποσοστό, παρότι η θερμοκρασία ήταν βέλτιστη. Επίσης, πιθανότατα κατά τη διάρκεια των 24 ωρών πραγματοποιούνταν μεγέθυνση και κατακρήμνιση των φάσεων $[\eta]$ -(MgZn₂) καθώς και των περιορισμένων σε ποσοστό μετασταθών φάσεων σκλήρυνσης $[\eta']$ -(MgZn₂) και $[\eta]$ πρόδρομη-(MgZn₂) σε βάρος των υπολοίπων διμεταλλικών ενώσεων και μεσομεταλλικών φάσεων που είναι ασταθής στη θερμοκρασία των 120 °C.

Επομένως μετά το πέρας της θερμικής κατεργασίας και στα δύο υλικά επήλθε καταστροφή της κατάστασης T6 και T651 για το AA6082-T6 και AA7075-T651 αντίστοιχα. Το γεγονός αυτό δικαιολογεί τη κατανομή της μικροσκληρότητας σε όλα τα δοκίμια η οποία παρουσιάζει τις μέγιστες τιμές της στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης σε αντίθεση με τα όσα αναφέρονται στη βιβλιογραφία. Κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση οι κόκκοι των μητρικών υλικών AA6082 και AA7075 υπόκεινται σε δυναμική ανακρυστάλλωση με αποτέλεσμα τη μείωση του μέσου μεγέθους τους. Το φαινόμενο αυτό λαμβάνει χώρα και στις συγκολλήσεις FSW των ανόμοιων κραμάτων AA6082-T6 και AA7075-T651 στα οποία δεν έχει πραγματοποιηθεί η θερμική κατεργασία που περιγράφεται στον Πίνακα 3.1. Η διαφορά έγκειται στο γεγονός ότι δεν υπάρχουν πλέον σε τόσο μεγάλο βαθμό οι φάσεις σκλήρυνσης του κάθε κράματος οι οποίες θα διαλυτοποιούνταν λόγω των υψηλών θερμοκρασιών που αναπτύσσονται στον πυρήνα συγκόλλησης, στη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (TMAZ) όσο και στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ) και θα είχαν ως αποτέλεσμα την πτώση της μικροσκληρότητας στις παραπάνω περιοχές σε σύγκριση με τα μητρικά υλικά. Σε αντίθεση, η δυναμική ανακρυστάλλωση έχει ως αποτέλεσμα μία πιο λεπτόκοκκη μικροδομή των υλικών του πυρήνα συγκόλλησης με αποτέλεσμα την τοπική αύξηση της μικροσκληρότητας. Από άποψη μεσομεταλλικών ενώσεων, κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης πιθανώς υπήρξε διόγκωση διάλυση και επανακατακρήμνιση των κατακρημνισμάτων του κάθε κράματος. Ωστόσο, όπως και στη θερμική κατεργασία, επειδή δεν υπήρξε βαφή σε συνδυασμό με τον ταχύ χρόνο απόψυξης μετά το πέρας της συγκόλλησης πιθανότατα δεν υπήρξε δημιουργία μεγάλου ποσοστού κατακρημνισμάτων β'' -Mg₅Si₆ και η' -MgZn₂ που θα ήταν ικανά να αυξήσουν τη σκληρότητα της συγκόλλησης. Ωστόσο, ο ακριβής προσδιορισμός του είδους των μεσομεταλλικών ενώσεων που εμφανίζονται τόσο στα επιμέρους υλικά όσο και στο πυρήνα συγκόλλησης θα πραγματοποιηθεί στο Κεφάλαιο III.8 [Παρατήρηση στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης SEM και χημική ανάλυση EDS]. Συμπερασματικά λοιπόν η αύξηση της μικροσκληρότητας στο πυρήνα συγκόλλησης οφείλεται αποκλειστικά στην εκλέπτυνση της μικροδομής των κόκκων εξαιτίας της δυναμικής ανακρυστάλλωσης.

III.6 Εφαρμογή πολλαπλών πάσων

Στις 3 (τρεις) πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις (B.1), (B.2) και (B.3), που προέκυψαν από τη μελέτη τοποθέτησης των πλακών, εφαρμόσαμε 4 (τέσσερις) αλληλουχίες πολλαπλών πάσων οι οποίες παρουσιάζονται στον Πίνακα 3.9. Σημειώνεται πώς το σύμβολο (+) υποδηλώνει την αρχική διεύθυνση μετατόπισης του εργαλείου συγκόλλησης, ενώ το σύμβολο (-) την αντίθετη.

Πίνακας 3.9 : Συγκεντρωτικός πίνακας δοκιμών στα οποία εφαρμόστηκαν αλληλουχίες πολλαπλών πάσων.

Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου που τοποθετήθηκε στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	(Ταχ.περιστροφής/Ταχ.πρόωσης)	Αριθμός πάσων	Αλληλουχία πάσων
Γ.1	1,5	7075	47,5	750	15,79	1	++
Γ.2	1,5	7075	47,5	750	15,79	2	+ -
Γ.3	1,5	7075	47,5	750	15,79	3	+ - +
Γ.4	1,5	7075	47,5	750	15,79	4	+++
Γ.5	1,5	7075	60	950	15,83	1	++
Γ.6	1,5	7075	60	950	15,83	2	+ -
Γ.7	1,5	7075	60	950	15,83	3	+ - +
Γ.8	1,5	7075	60	950	15,83	4	+++
Γ.9	1,5	7075	47,5	1500	31,58	1	++
Γ.10	1,5	7075	47,5	1500	31,58	2	+ -
Γ.11	1,5	7075	47,5	1500	31,58	3	+ - +
Γ.12	1,5	7075	47,5	1500	31,58	4	+++

Στην πιθανώς βέλτιστη συγκόλληση (B.2) δεν ήταν δυνατόν να πραγματοποιηθούν οι αλληλουχίες πολλαπλών πάσων καθώς λόγω της υπερβολικής θερμικής παροχής [(Ταχ.περιστροφής/Ταχ.πρόωσης)=31,58] υπήρξε υπερβολική στρέβλωση των προς συγκόλληση ελασμάτων. Το συγκεκριμένο πρόβλημα δεν είχε παρατηρηθεί στα μονά πάσα καθώς πραγματοποιήθηκαν τρεις συγκολλήσεις σε κάθε ζεύγος ελασμάτων οι οποίες όμως ήταν διακοπτόμενες μεταξύ τους με αποτέλεσμα να υπάρχει επαρκής ψύξη των ελασμάτων χωρίς να παρουσιάζεται παραμόρφωση. Στα πολλαπλά πάσα αντιθέτως λόγω της συνεχούς συγκόλλησης μεγάλου μήκους η παραμόρφωση των ελασμάτων ήταν τέτοια όπου η συγκόλληση δεν μπορούσε να εφαρμοστεί, όπως παρουσιάζεται στις Εικόνες 3.26 και 3.27 που ακολουθούν :



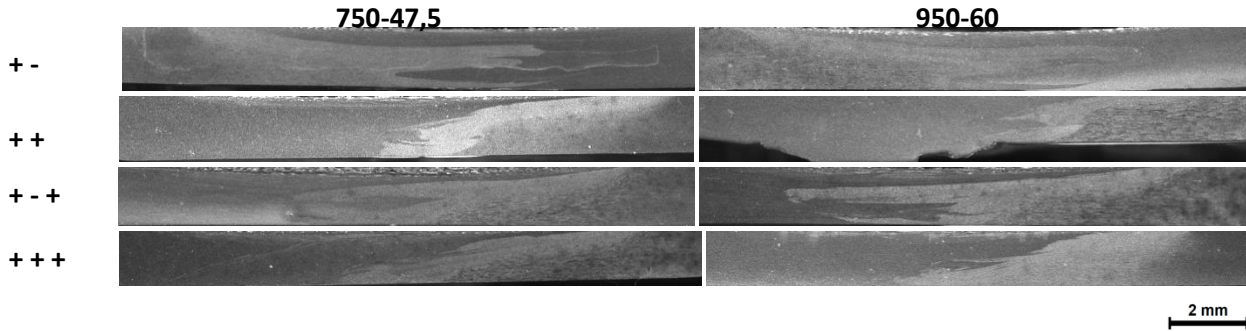
Εικόνα 3.26 : Στρέβλωση των προς συγκόλληση ελασμάτων



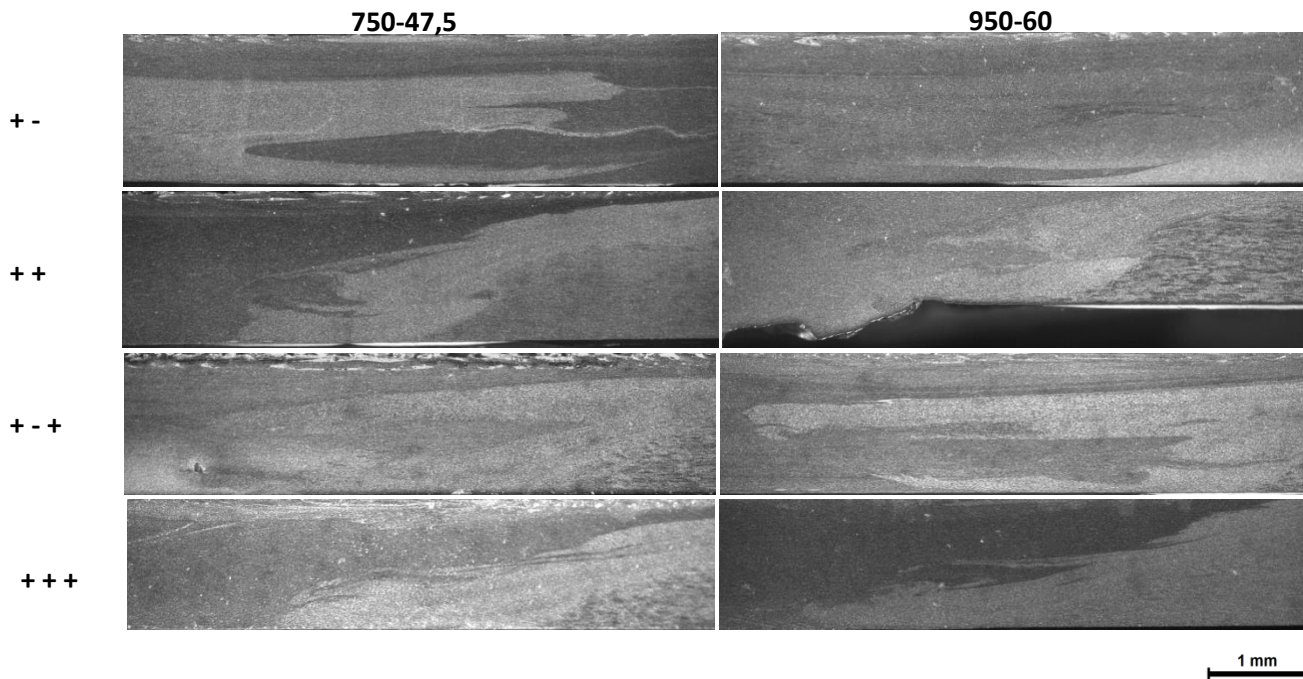
Εικόνα 3.27 : Άποψη ανεπιτυχούς ραφής της συγκόλλησης

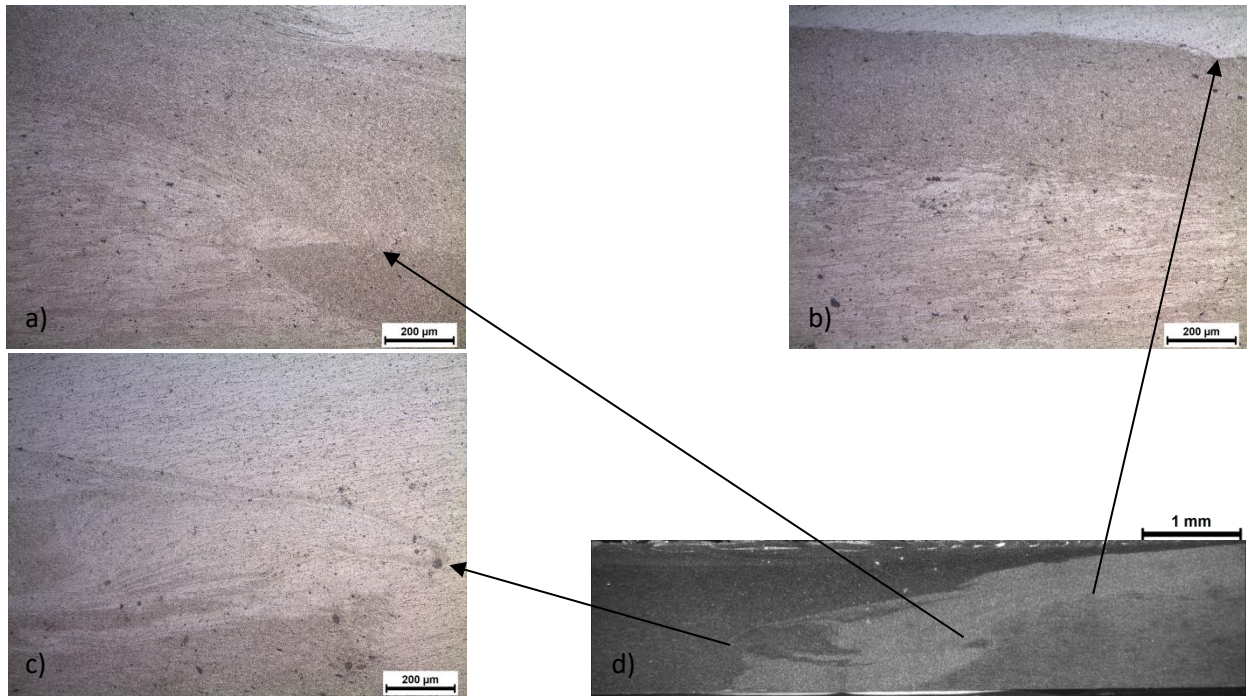
Στις υπόλοιπες δύο λοιπόν πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις εφαρμόσαμε τις αλληλουχίες πολλαπλών πάσων, πραγματοποιώντας 8 συνολικά νέες συγκολλήσεις. Ακολούθησε η κοπή και η χημική προσβολή των συγκολλημένων ελασμάτων προκειμένου να γίνει εφικτή η μεταλλογραφική παρατήρησή τους στο οπτικό στερεοσκόπιο και μικροσκόπιο. Αξίζει να σημειωθεί πως, ομοίως, παρατηρήθηκε αρκετή παραμόρφωση των προς συγκόλληση ελασμάτων και στις υπόλοιπες 8 συγκολλήσεις, γεγονός όμως που δεν φαίνεται να επηρέασε την συγκόλληση.

Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου σε μεγέθυνση x0,8 :

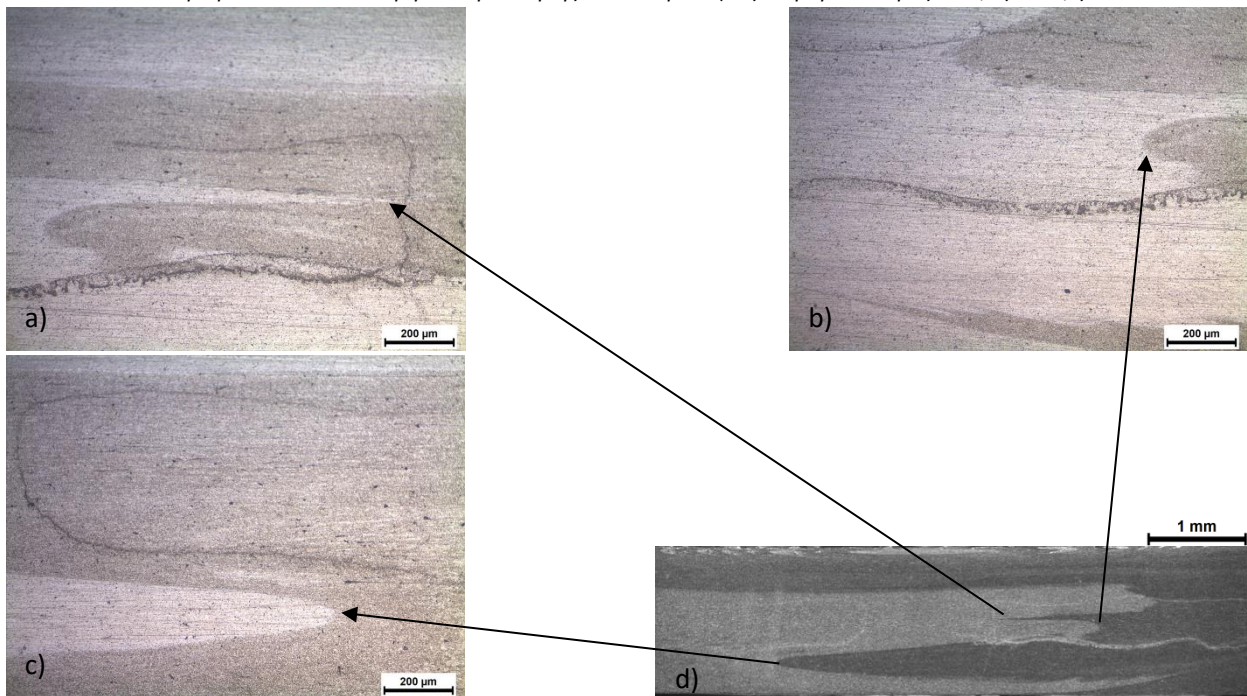


Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου σε μεγέθυνση x2,0 :



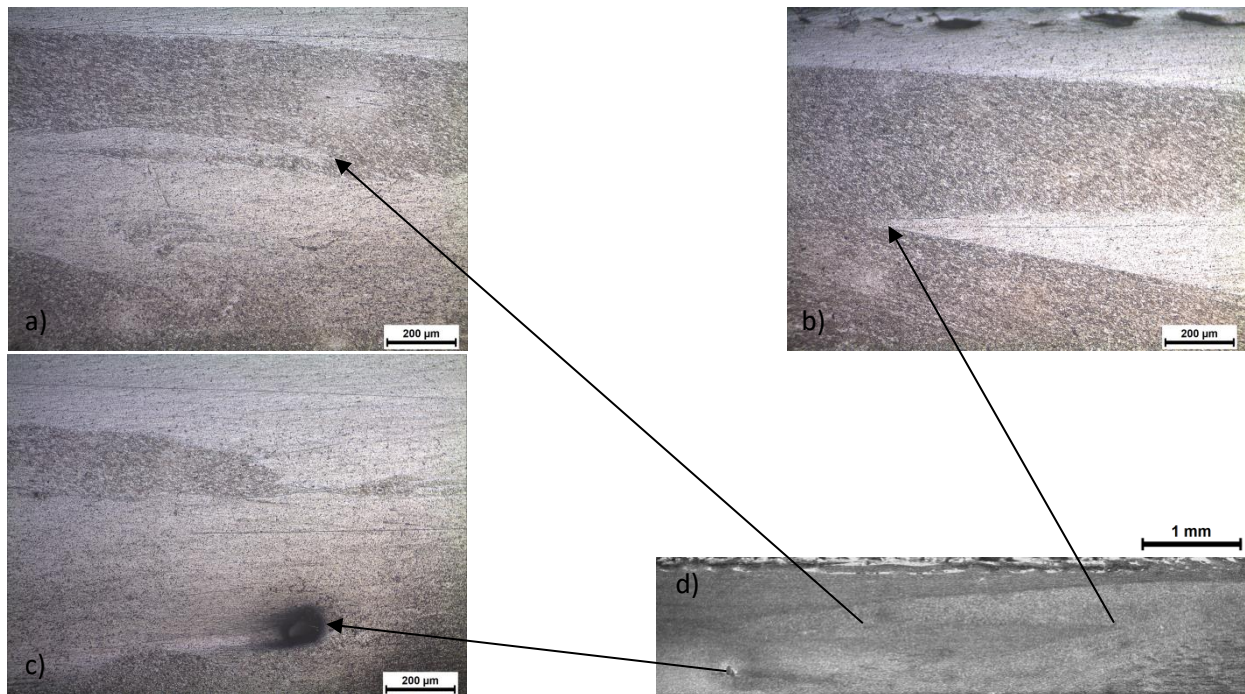
Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου σε μεγέθυνση x200 :

Εικόνα 3.28 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.1) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.1) σε μεγέθυνση: a)x200, b) x200,c) x200.



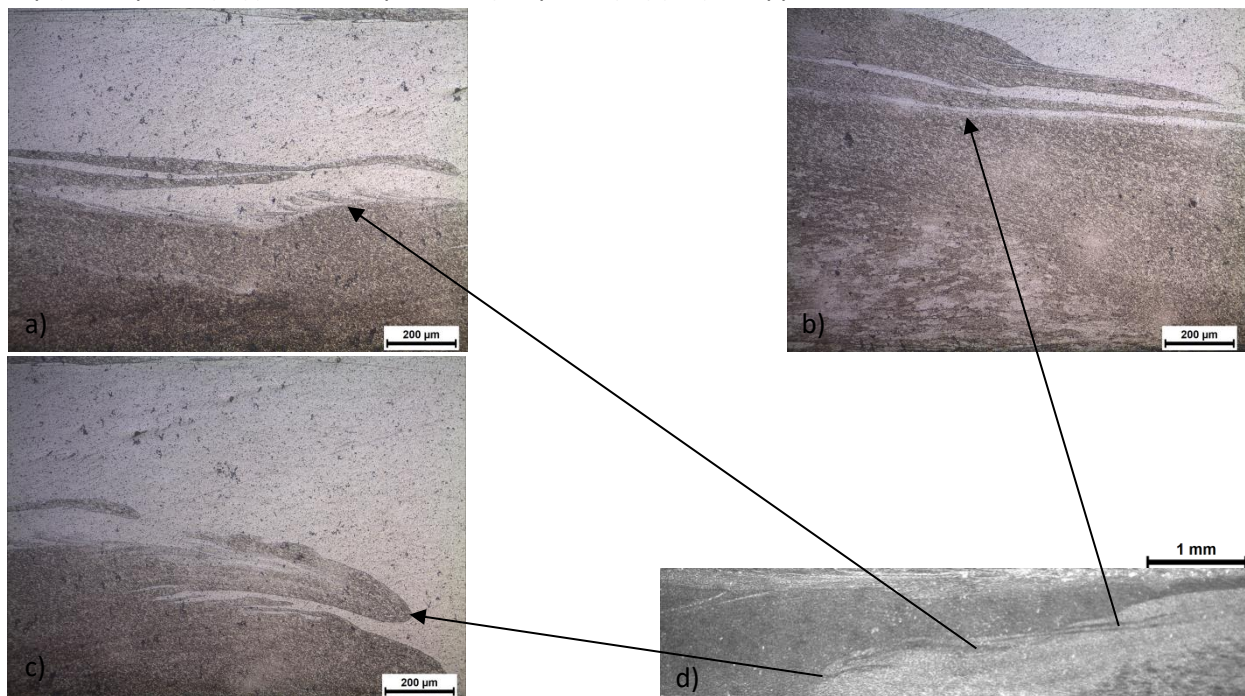
Εικόνα 3.29 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.2) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.2) σε μεγέθυνση: a)x200, b) x200,c) x200.

Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.28 και 3.29 δεν διαπιστώνουμε κάποια αξιοσημείωτη αστοχία στις συγκολλήσεις. Συνεπώς οι συγκολλήσεις (Γ.1) και (Γ.2) κρίνονται ως πιθανώς βέλτιστες.



Εικόνα 3.30 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.3) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.3) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.

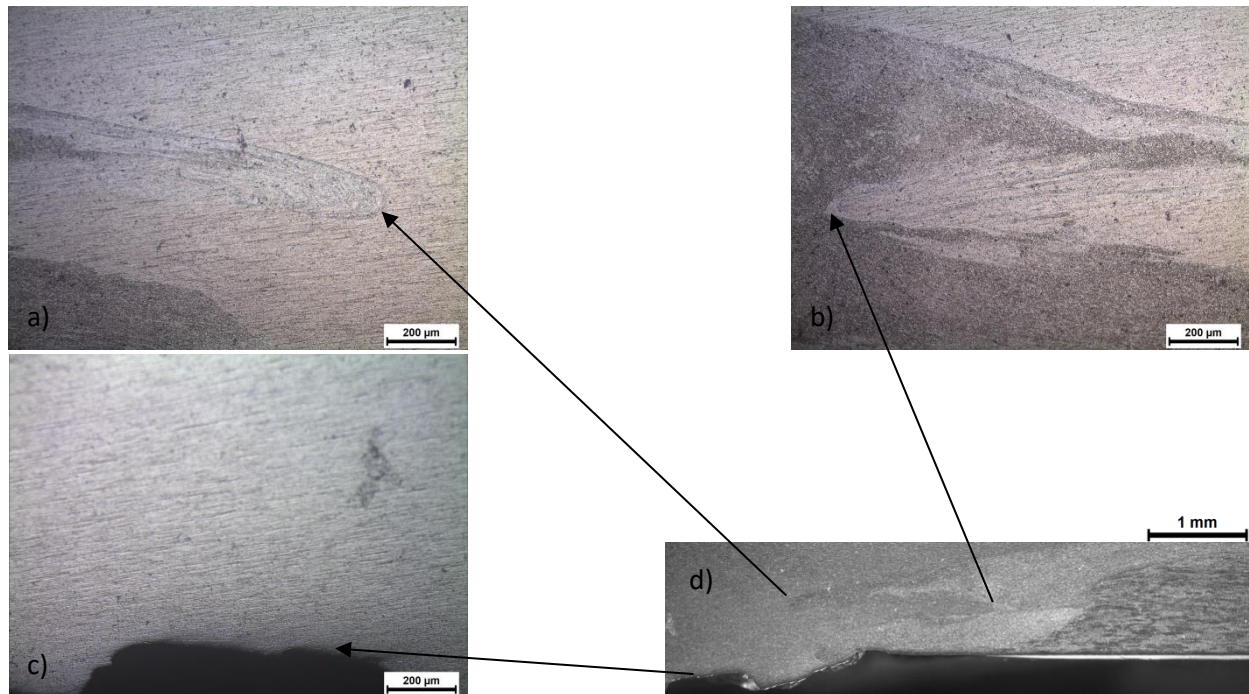
Σύμφωνα με την Εικόνα 3.30.c παρατηρούμε την ύπαρξη ενός μεγάλου διάκενου στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (Γ.3) απορρίπτεται.



Εικόνα 3.31 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.4) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.4) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.

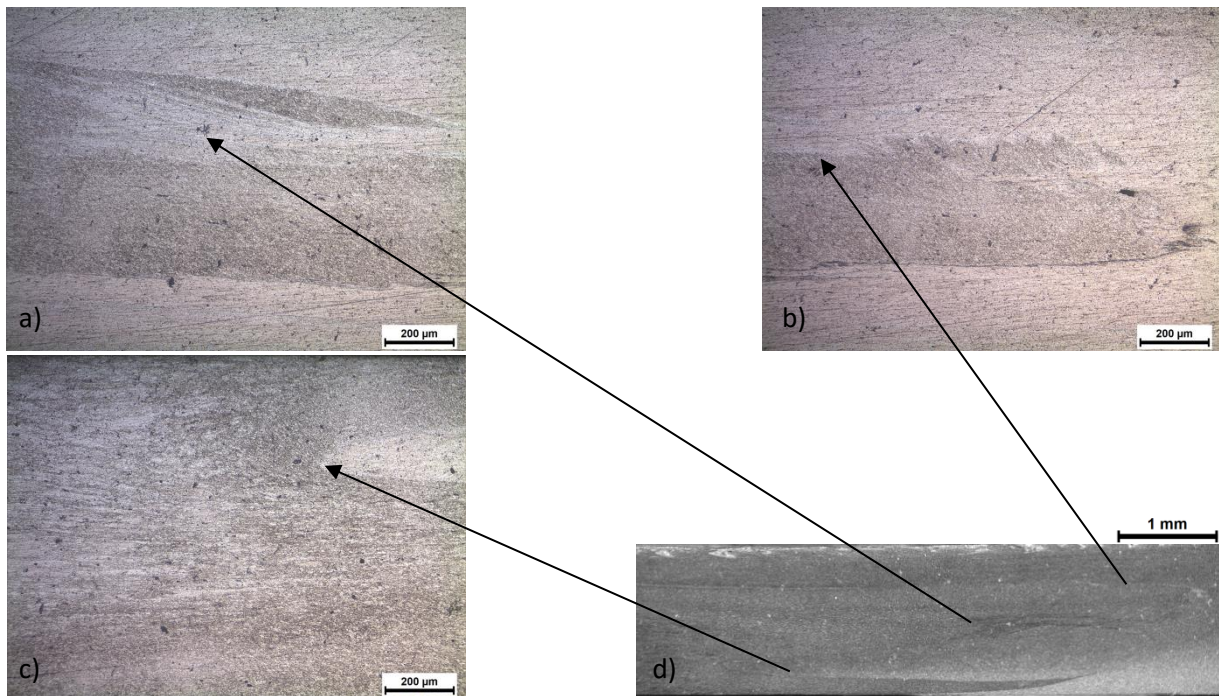
Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.31.a, b, c, d δεν διαπιστώνουμε κάποια αξιοσημείωτη αστοχία στη συγκόλληση, ενώ από τη μορφολογία του πυρήνα συγκόλλησης συμπεραίνουμε πως έχει υπάρξει

ικανοποιητική ανάμιξη μεταξύ των δύο μητρικών κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651. Συνεπώς η συγκόλληση (Γ.4) κρίνεται ως πιθανώς βέλτιστη.



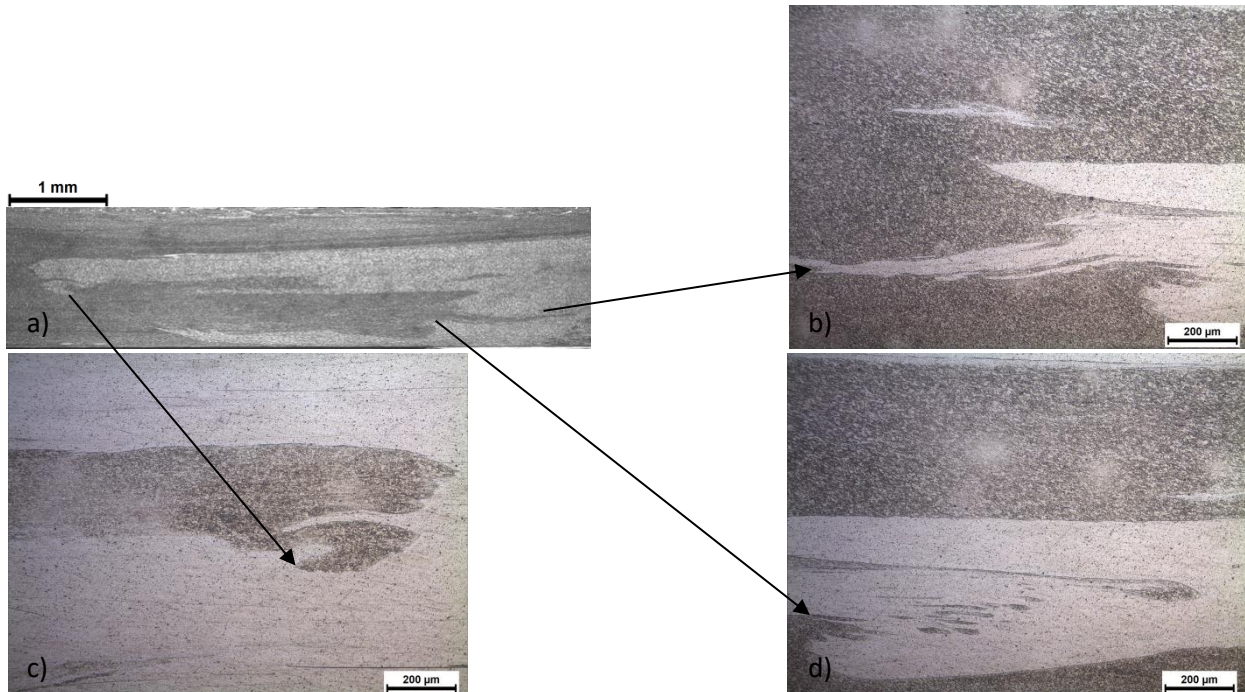
Εικόνα 3.32 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.5) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.5) σε μεγέθυνση: a) $\times 20$, b) $\times 20$, c) $\times 20$.

Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.32.c και 3.32.d παρατηρούμε την απώλεια υλικού στη βάση της συγκόλλησης και ειδικότερα στην περιοχή που συνορεύει με το υλικό AA6082-T6. Η αιτία του φαινομένου πιθανώς οφείλεται στην υπερβολική θερμική παροχή εξαιτίας των πολλαπλών πάσων με αποτέλεσμα να επηρεάστηκε η ροή του υλικού στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Διασαφηνίζοντας, το κράμα αλουμινίου AA6082-T6 (39 HV) όντας μαλακότερο υλικό από το κράμα αλουμινίου AA7075-T651 (66 HV) πιθανότατα επηρεάστηκε σε μεγαλύτερο ποσοστό από την πλαστικοποίηση στην οποία υποβλήθηκαν τα ελάσματα στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (Γ.5) απορρίπτεται.

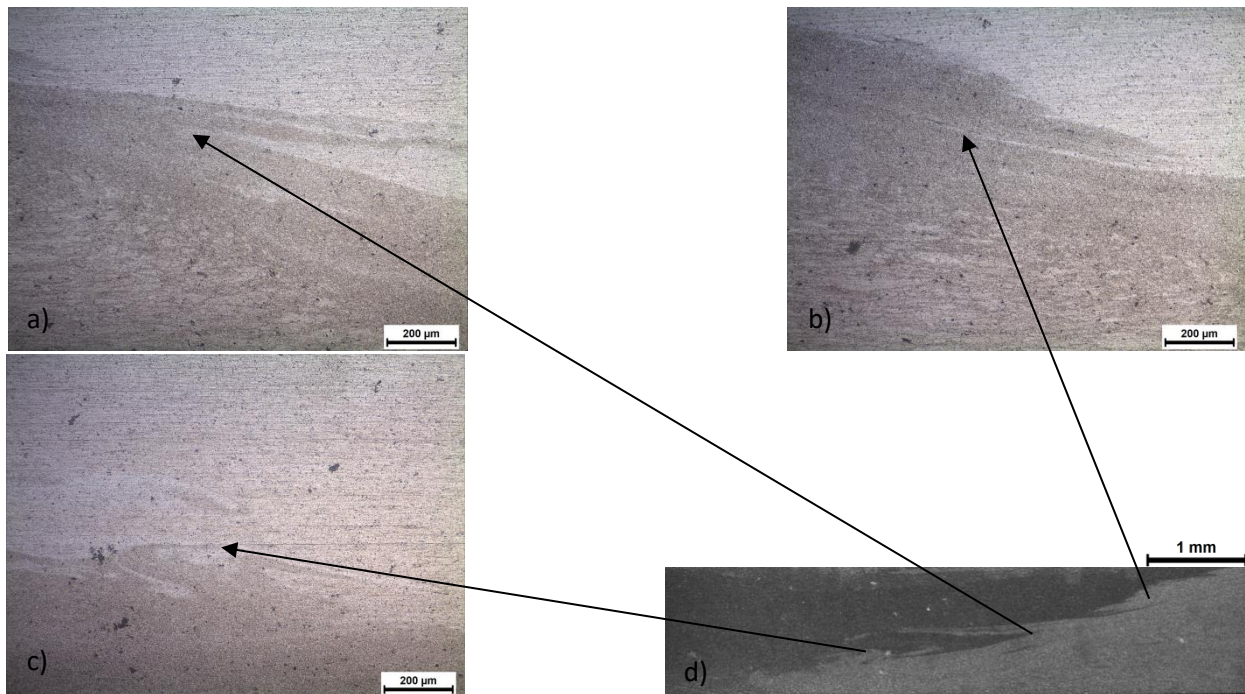


Εικόνα 3.33 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.6) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.6) σε μεγέθυνση: a) $\times 200$, b) $\times 200$, c) $\times 200$.

Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.33.a και 3.33.c παρατηρούμε τη δημιουργία πορώδους τόσο στη περιοχή του flow arm όσο και στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης που συνορεύει με την ΤΜΑΖ του μητρικού κράματος αλουμινίου AA7075-T651. Για το λόγο αυτό η συγκόλληση (Γ.6) απορρίπτεται.



Εικόνα 3.34 : a) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.7) σε μεγέθυνση $\times 2,0$. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.7) σε μεγέθυνση: b) $\times 200$, c) $\times 200$, d) $\times 200$.



Εικόνα 3.35 : d) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.8) σε μεγέθυνση x2,0. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου του πυρήνα συγκόλλησης του δοκιμίου (Γ.8) σε μεγέθυνση: a) x200, b) x200, c)x200.

Σύμφωνα με τις Εικόνες 3.34 και 3.35 παρατηρείται ικανοποιητική ανάμιξη των δύο μητρικών υλικών χωρίς την ύπαρξη ατελειών. Συνεπώς οι συγκολλήσεις (Γ.7) και (Γ.8) κρίνονται ως πιθανώς βέλτιστες.

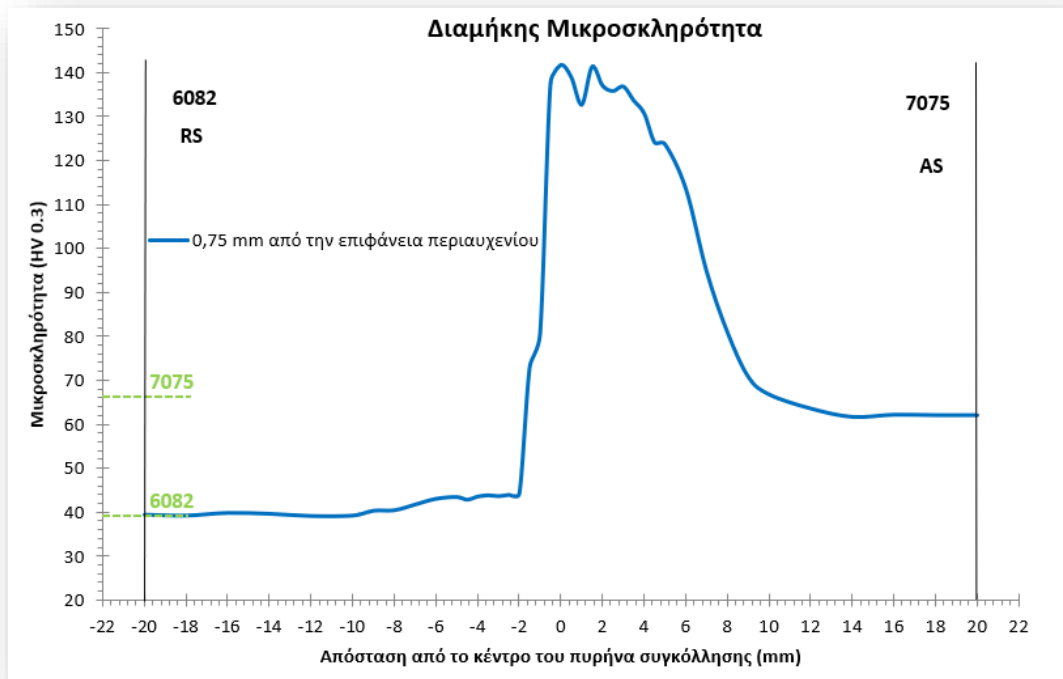
Συμπερασματικά λοιπόν καταλήγουμε σε 5 (πέντε) πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις από τις συνολικά 12 (δώδεκα) συγκολλήσεις που πραγματοποιήθηκαν με διαφορετικές αλληλουχίες πολλαπλών πάσων. Οι 5 (πέντε) πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις οι οποίες, σύμφωνα με τη μεταλλογραφική παρατήρηση, παρουσιάζουν εξαιρετική αναμειξιμότητα και ομοιομορφία στην εγκάρσια αλλά και διαμήκη διεύθυνση παρουσιάζονται στο Πίνακα 3.10 που ακολουθεί.

Πίνακας 3.10 : Συγκεντρωτικός πίνακας των πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν με διαφορετικές αλληλουχίες πολλαπλών πάσων ύστερα από τη μεταλλογραφική παρατήρηση.

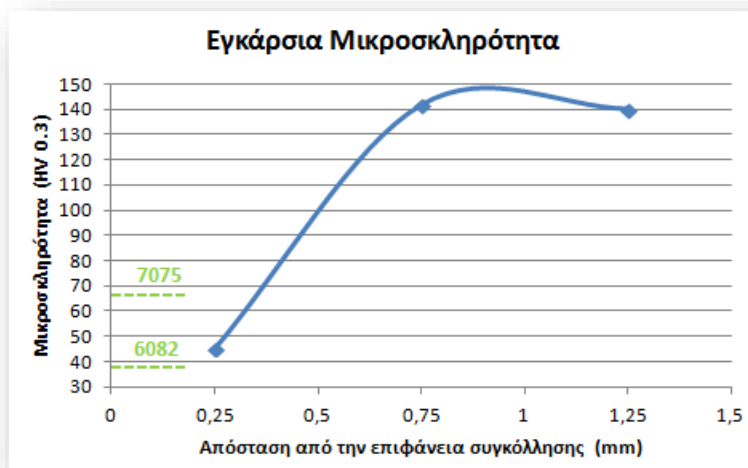
Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Χρώμα αλουμινίου στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	(Ταχ.περιστροφής/ Ταχ.πρόωσης)	Αριθμός πάσων	Αλληλουχία πάσων
Γ.1	1,5	7075	47,5	750	15,79	1	++
Γ.2	1,5	7075	47,5	750	15,79	2	+ -
Γ.3	1,5	7075	47,5	750	15,79	3	+ - +
Γ.4	1,5	7075	47,5	750	15,79	4	+++
Γ.5	1,5	7075	60	950	15,83	1	++
Γ.6	1,5	7075	60	950	15,83	2	+ -
Γ.7	1,5	7075	60	950	15,83	3	+ - +
Γ.8	1,5	7075	60	950	15,83	4	+++
Γ.9	1,5	7075	47,5	1500	31,58	1	++
Γ.10	1,5	7075	47,5	1500	31,58	2	+ -
Γ.11	1,5	7075	47,5	1500	31,58	3	+ - +
Γ.12	1,5	7075	47,5	1500	31,58	4	+++

III.7 Κατανομή διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας κατά Vickers's των πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων με πολλαπλά πάσα.

Στις 5 (πέντε) βέλτιστες συγκολλήσεις που καταλήξαμε από την μελέτη των συγκολλήσεων με διαφορετικές αλληλουχίες πολλαπλών πάσων πραγματοποιήσαμε μελέτη της διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας. Ακολουθούν τα επιμέρους διαγράμματα διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας της κάθε συγκόλλησης καθώς και το συγκεντρωτικό συγκριτικό διάγραμμα διαμήκους και εγκάρσιας μικροσκληρότητας όλων των συγκολλήσεων.

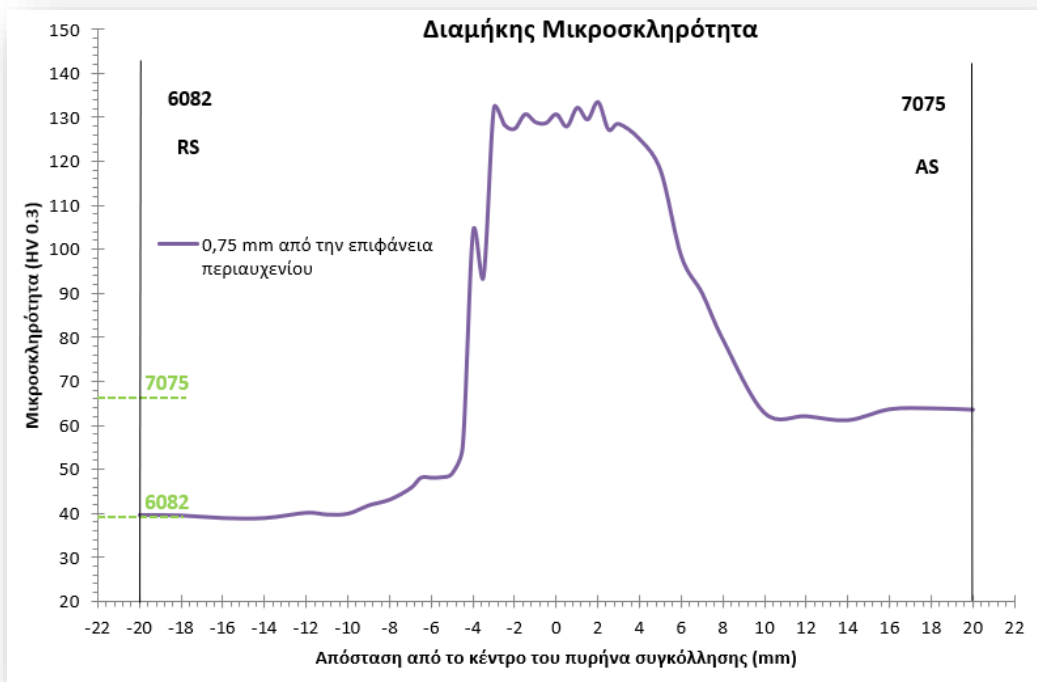


Διάγραμμα 3.13 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.1).

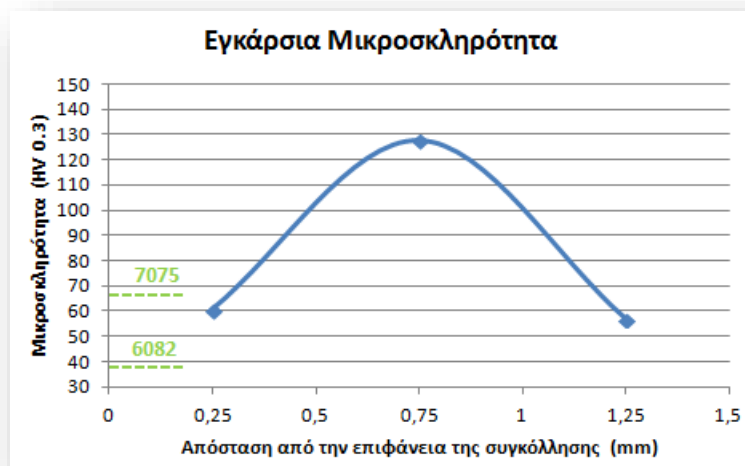


Διάγραμμα 3.14 : Κατανομή εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.1).

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.13 διαμήκους μικροσκληρότητας διαπιστώνουμε πώς υπάρχει ομοιομορφία και συμμετρικότητα στην κατανομή με τις μέγιστες τιμές της να σημειώνονται στην περιοχή του πυρήνα της συγκόλλησης (Γ.1) οι οποίες με βαθμιαία μείωση καταλήγουν στις τιμές μικροσκληρότητας των μητρικών υλικών που βρίσκονται σε κάθε επιμέρους πλευρά. Ωστόσο σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.14 εγκάρσιας μικροσκληρότητας της συγκόλλησης (Γ.1) παρατηρούμε τις μέγιστες τιμές να εμφανίζονται στην περιοχή της βάσης έως και το μέσο του πυρήνα συγκόλλησης, με σταδιακή πτώση της μικροσκληρότητας στη περιοχή κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης.

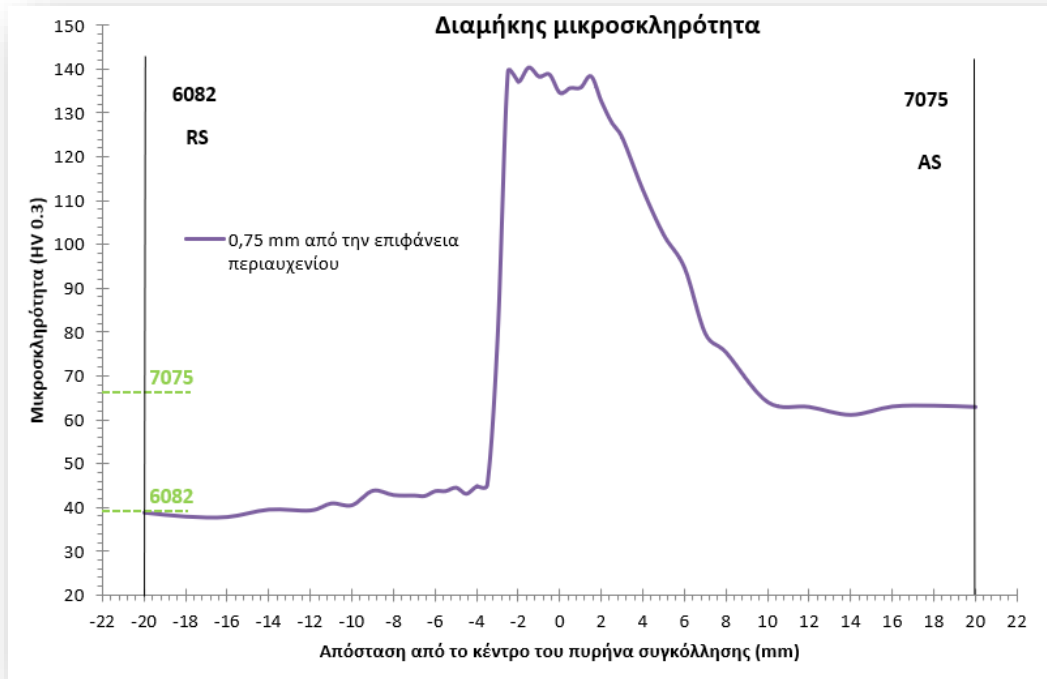


Διάγραμμα 3.15: Διάγραμμα κατανομής της διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.2).

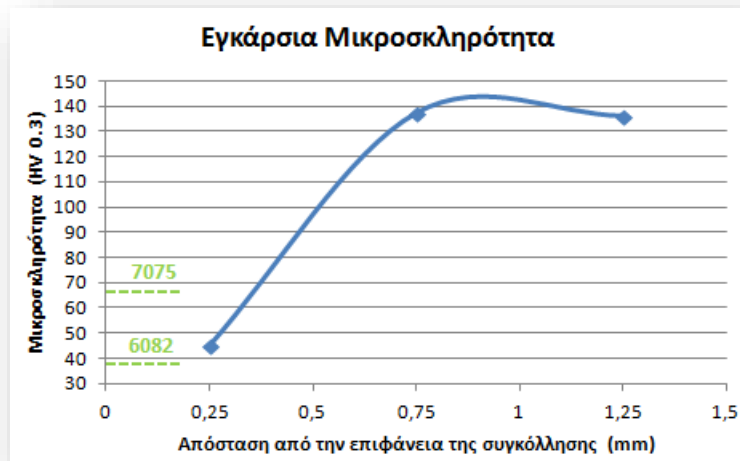


Διάγραμμα 3.16: Κατανομή εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.2).

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.15 διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.2) διαπιστώνουμε πώς υπάρχει ομοιομορφία και συμμετρικότητα της κατανομής με τις μέγιστες τιμές της να σημειώνονται στη περιοχή του πυρήνα της συγκόλλησης. Ωστόσο σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.16 εγκάρσιας μικροσκληρότητας της συγκόλλησης (Γ.2) παρατηρούμε τις μέγιστες τιμές της κατανομής να εμφανίζονται στο μέσο του πυρήνα συγκόλλησης, με τελική πτώση των τιμών της μικροσκληρότητας στις περιοχές κοντά στην επιφάνεια αλλά και τη βάση της συγκόλλησης.



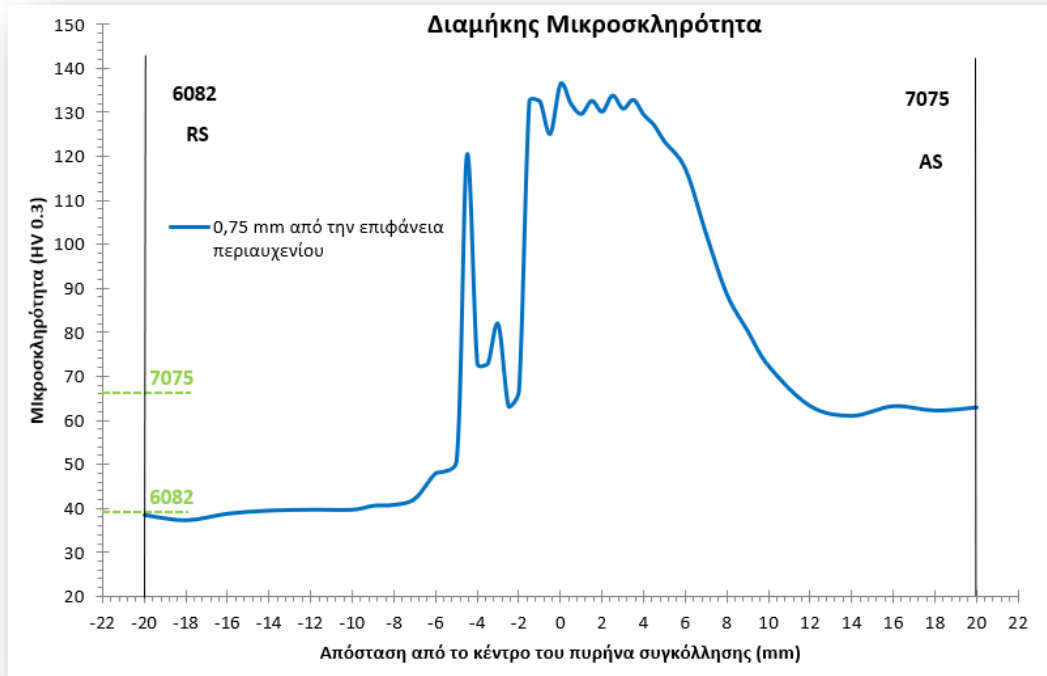
Διάγραμμα 3.17 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.4).



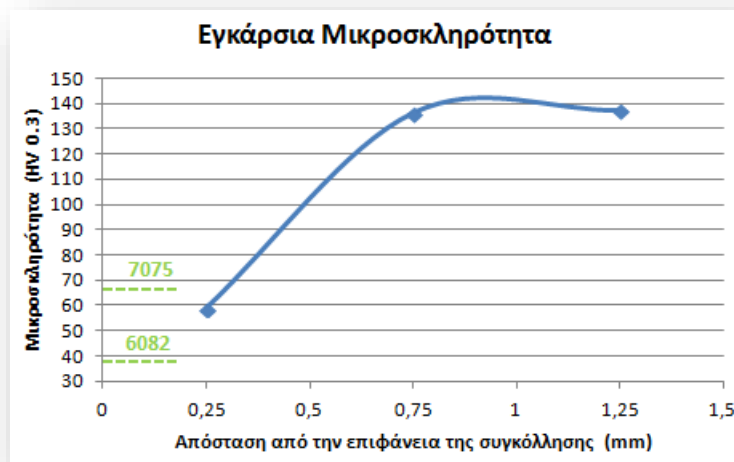
Διάγραμμα 3.18 : Κατανομή εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.4).

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.17 διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.4) παρατηρούμε πως η κατανομή διακρίνεται από ομοιομορφία και συμμετρικότητα με τις μέγιστες τιμές της να εμφανίζονται

στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Ωστόσο σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.18 εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.4) παρατηρούμε τις μέγιστες τιμές της κατανομής να εμφανίζονται στην περιοχή της βάσης έως και το μέσο του πυρήνα συγκόλλησης, με τελική πτώση της μικροσκληρότητας στη περιοχή κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης.



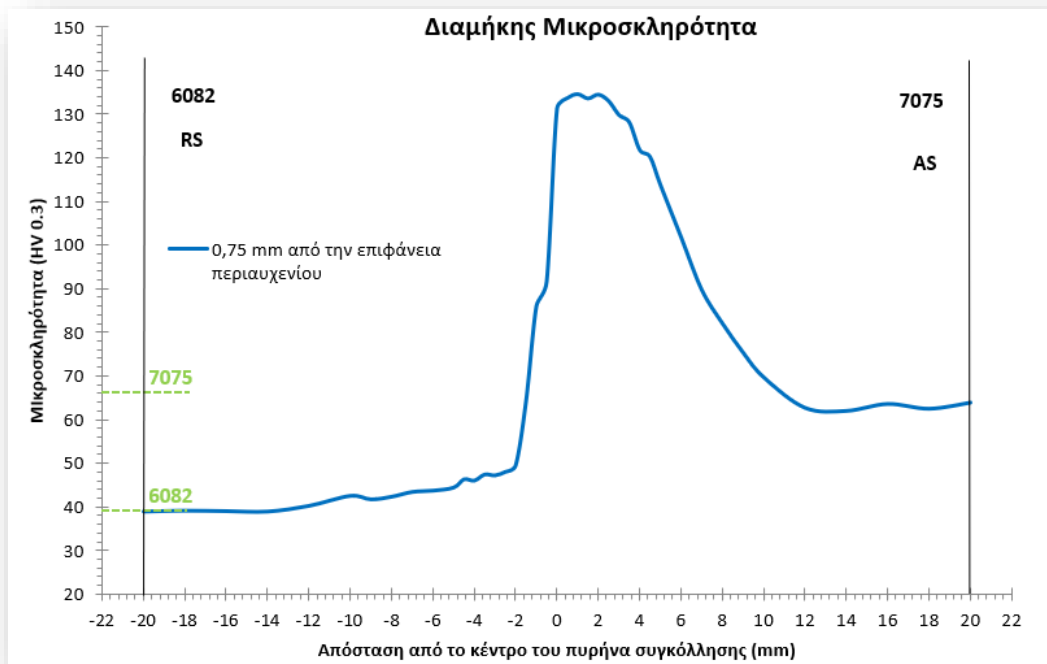
Διάγραμμα 3.19 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.7).



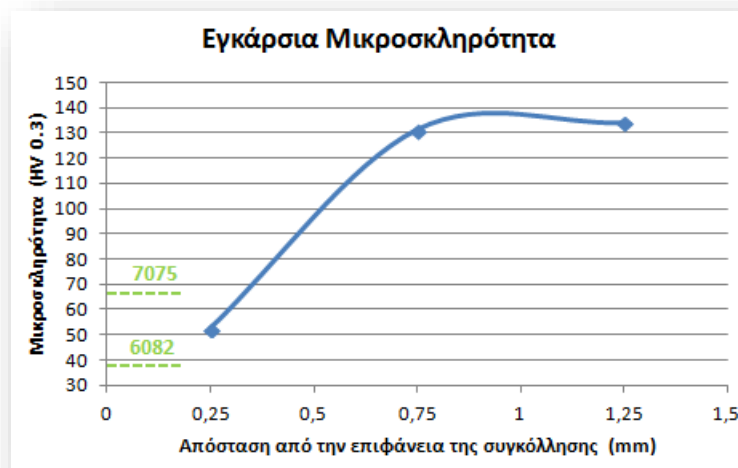
Διάγραμμα 3.20 : Κατανομή εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.7).

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.19 διαμήκους μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.7) παρατηρούμε πως η κατανομή δεν διακρίνεται από ομοιομορφία και συμμετρικότητα. Ωστόσο οι μέγιστες τιμές της επίσης εμφανίζονται στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης, κυρίως στη πλευρά του κράματος αλουμινίου AA6082-T6. Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.20 εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας του δοκιμίου

(Γ.7) παρατηρούμε τις μέγιστες τιμές της κατανομής να εμφανίζονται στην περιοχή της βάσης έως και το μέσο του πυρήνα συγκόλλησης, με βαθμιαία πτώση της μικροσκληρότητας στη περιοχή κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης.



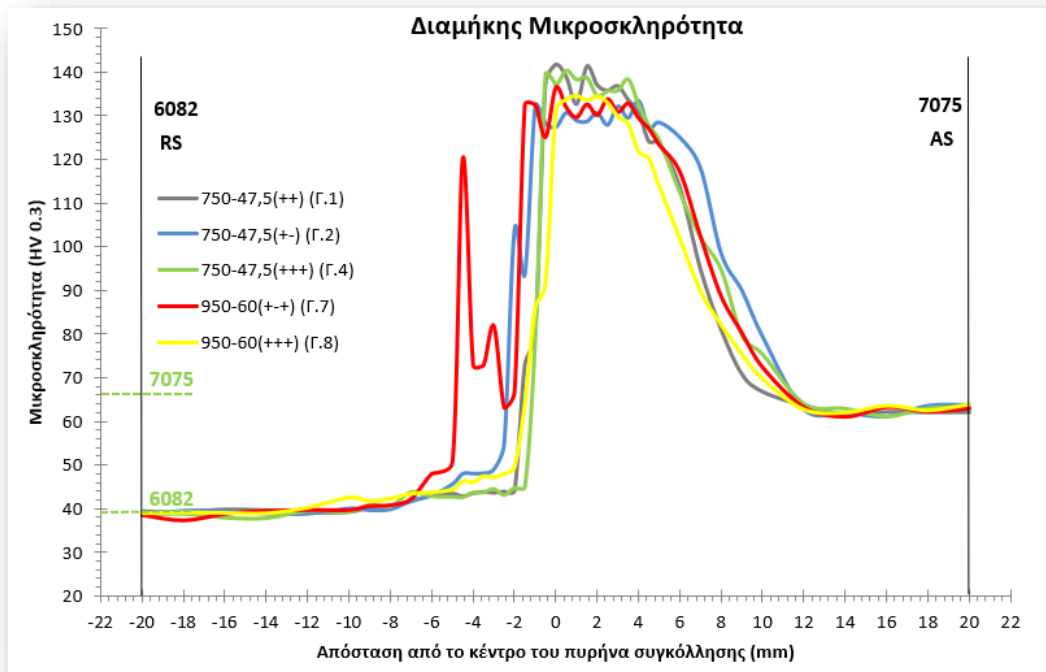
Διάγραμμα 3.21 : Διάγραμμα κατανομής της διαμήκουσ μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.8).



Διάγραμμα 3.22 : Κατανομή εγκάρσιας μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.8).

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.21 διαμήκουσ μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.8) παρατηρούμε πως η κατανομή διακρίνεται από ομοιομορφία και συμμετρικότητα με τις μέγιστες τιμές της να εμφανίζονται στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Ωστόσο σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.22 εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας του δοκιμίου (Γ.8) παρατηρούμε τις μέγιστες τιμές της κατανομής να

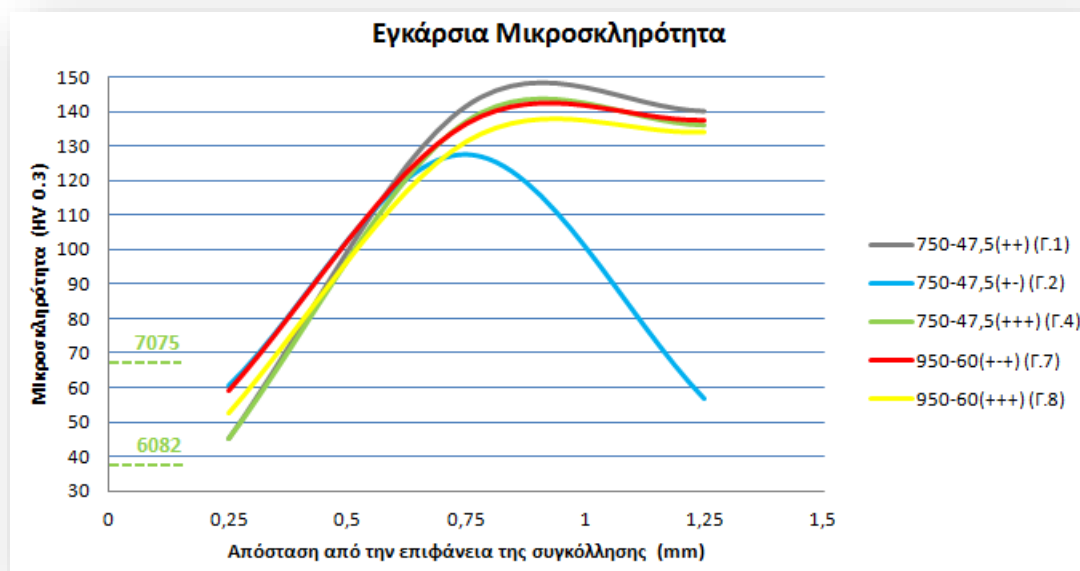
εμφανίζονται στην περιοχή της βάσης έως και το μέσο του πυρήνα συγκόλλησης, με τελική πτώση της μικροσκληρότητας στη περιοχή κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης.



Διάγραμμα 3.23 : Συγκεντρωτικό-συγκριτικό διάγραμμα κατανομής της διαμήκουσ μικροσκληρότητας όλων των δοκιμών που προέκυψαν με συγκολλήσεις πολλαπλών πάσων.

Σύμφωνα με το παραπάνω συγκεντρωτικό-συγκριτικό Διάγραμμα 3.23 διαμήκουσ μικροσκληρότητας (Longitudinal microhardness) διακρίνουμε πως οι κατανομές των επιμέρους δοκιμών διακρίνονται από ομοιομορφία και συμμετρικότητα ενώ κυμαίνονται σε παρόμοια πλαίσια, εκτός από το δοκίμιο (Γ.7) (κόκκινη γραμμή) το οποίο παρουσιάζει ανομοιομορφία της μικροσκληρότητας στη μεριά του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 το οποίο και απορρίπτουμε.

Επίσης, από το παραπάνω συγκεντρωτικό-συγκριτικό Διάγραμμα 3.23 διαμήκουσ κατανομής της μικροσκληρότητας παρατηρούμε πως οι μέγιστες τιμές της εμφανίζονται στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης όπως και στις συγκολλήσεις που μελετήσαμε με την εναλλαγή τοποθέτησης των πλακών στο Κεφάλαιο 4. Το γεγονός αυτό όπως εξηγήθηκε οφείλεται ξανά στη θερμική κατεργασία στην οποία υποβλήθηκαν τα ελάσματα με αποτέλεσμα να απαλειφθούν οι ιδιότητες που είχαν προκύψει από τις θερμικές κατεργασίες T6 και T651, για τα κράματα αλουμινίου AA6082 και AA7075 αντίστοιχα. Οι καταστάσεις T6 και T651 ήταν υπεύθυνες για την κατακρήμνιση των μεσομεταλλικών ενώσεων που προσέδιδαν αυξημένη σκληρότητα στο κάθε κράμα. Σύμφωνα λοιπόν με το μηχανισμό που αναλύθηκε εκτενώς στο Κεφάλαιο III.4 επήλθε διάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων σκλήρυνσης με συνέπεια την πτώση της μικροσκληρότητας των μητρικών υλικών. Η αυξημένη σκληρότητα στο μέσο του πυρήνα συγκόλλησης οφείλεται και πάλι στη δυναμική ανακρυστάλλωση στην οποία υποβλήθηκαν οι κόκκοι στη περιοχή αυτή με αποτέλεσμα την εκλέπτυνση του μεγέθους τους με τελικό αντίκρυσμα την αύξηση της μικροσκληρότητας στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης.



Διάγραμμα 3.24 : Συγκεντρωτικό-συγκριτικό διάγραμμα κατανομής της διαμήκουσ μικροσκληρότητας όλων των δοκιμών που προέκυψαν με συγκολλήσεις πολλαπλών πάσων

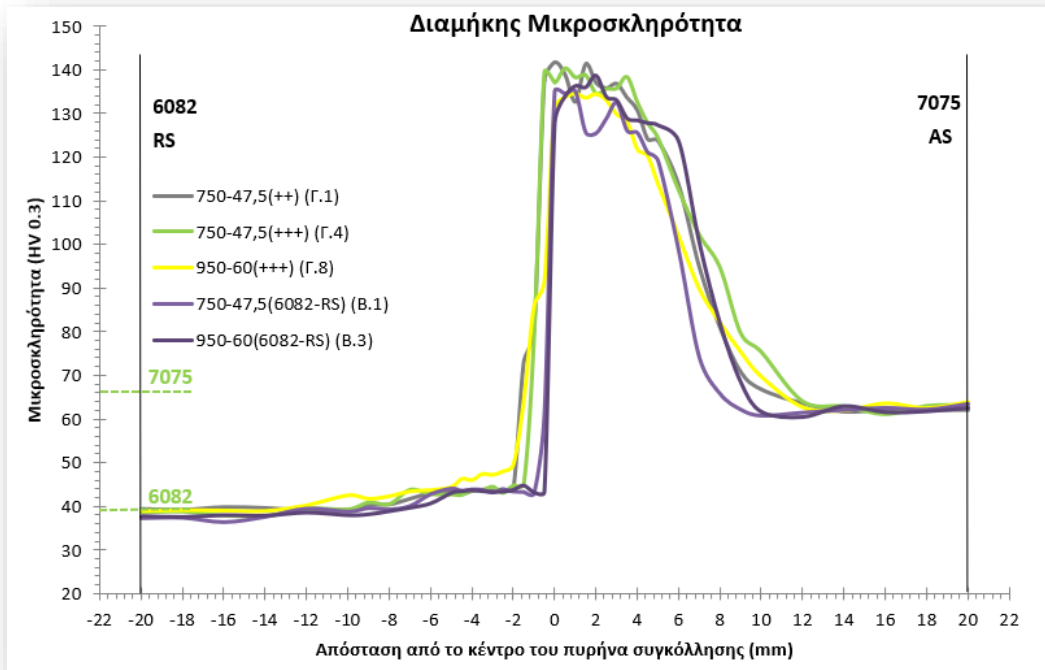
Λαμβάνοντας υπόψιν το συγκεντρωτικό διάγραμμα εγκάρσιας σκληρότητας (Transverse microhardness) διακρίνουμε διακυμάνσεις μεγάλης κλίμακας στο δοκίμιο (Γ.2) τόσο στην βάση όσο και στην επιφάνεια της συγκόλλησης με τις μέγιστες τιμές της σκληρότητάς να παρατηρούνται στο μέσο της συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό απορρίπτουμε τη συγκόλληση (Γ.2). Αντιθέτως τα υπόλοιπα δοκίμια (Γ.1), (Γ.4) και (Γ.8) διακρίνονται από πολύ καλή αναμειξιμότητα στη ζώνη ανάδευσης (Weld Nugget) και ομοιομορφία στην κατανομή της εγκάρσιας σκληρότητάς από τη βάση της συγκόλλησης (1,25 mm από την επιφάνεια της συγκόλλησης) έως και την μέση της συγκόλλησης (0,75 mm από την επιφάνεια της συγκόλλησης). Ωστόσο εμφανώς χαμηλότερες τιμές της μικροσκληρότητας παρατηρούνται μόνο σε περιοχές κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης (0,25 mm από επιφάνεια συγκόλλησης). Για το λόγο αυτό θα προτείνουμε ως βέλτιστα τα εξής τρία (3) δοκίμια :

Πίνακας 3.11 : Συγκεντρωτικός πίνακας των πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν με διαφορετικές αλληλουχίες πολλαπλών πάσων ύστερα από μελέτη της διαμήκουσ και εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας.

Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	(Ταχ.περιστροφής/ Ταχ.πρόωσης)	Αριθμός πάσων	Αλληλουχία πάσων
Γ.1	1,5	7075	47,5	750	15,79	1	++
Γ.4	1,5	7075	47,5	750	15,79	4	+++
Γ.8	1,5	7075	60	950	15,83	4	+++

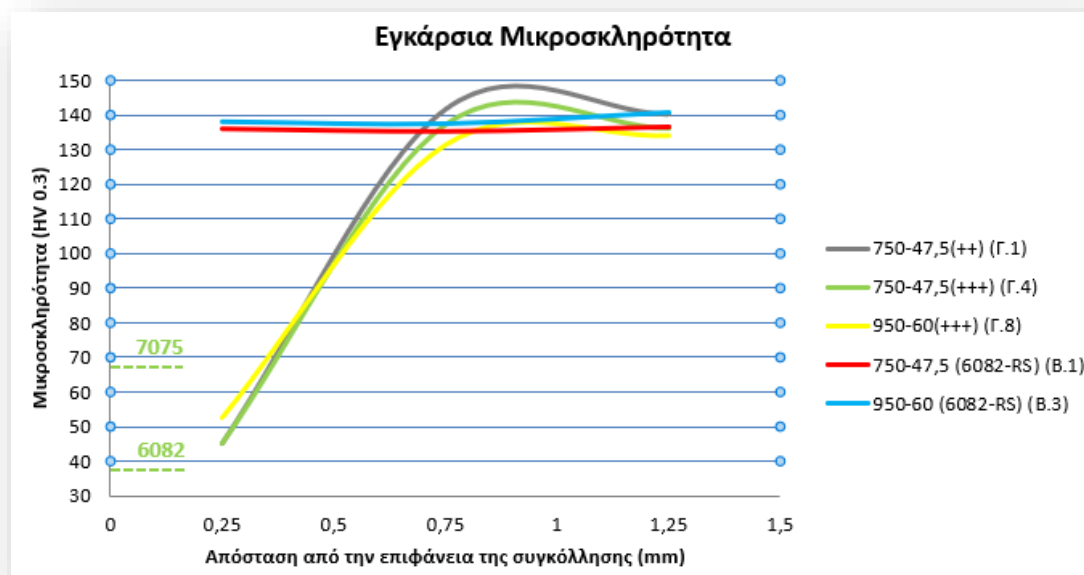
III.8 Επιλογή βέλτιστων δοκιμών

Τα τρία λοιπόν πιθανώς βέλτιστα δοκίμια (Γ.1), (Γ.4) και (Γ.8) που προέκυψαν από τη μελέτη των πολλαπλών πάσων συγκρίθηκαν από άποψη μικροσκληρότητας με τα δύο πιθανώς βέλτιστα δοκίμια (Β.1) και (Β.3) που προέκυψαν από τη μελέτη εναλλαγής της πλευράς τοποθέτησης των προς συγκόλληση ελασμάτων. Ακολουθούν τα συγκριτικά διαγράμματα της διαμήκουσ και εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας των 5 πιθανώς βέλτιστων δοκιμών.



Διάγραμμα 3.25 : Συγκριτικό διάγραμμα διαμήκουσ μικροσκληρότητας των πέντε πιθανώς βέλτιστων δοκιμών.

Σύμφωνα με το παραπάνω συγκριτικό Διάγραμμα 3.25 διαμήκουσ μικροσκληρότητας διαπιστώνουμε πως σε όλα τα δοκίμια υπάρχει μια ομοιόμορφη και συμμετρική κατανομή της μικροσκληρότητας με τις μέγιστες τιμές τους να εμφανίζονται στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Οι μέγιστες τιμές εκάστου δοκιμίου κυμαίνονται σε παρόμοια πλαίσια χωρίς αξιοσημείωτες διαφοροποιήσεις. Σε όλα τα δοκίμια καθώς απομακρυνόμαστε από την περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης παρατηρείται βαθμιαία μείωση έως την τιμή εκείνη της μικροσκληρότητας που αντιστοιχεί στο μητρικό κράμα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T6 αναλόγως την πλευρά τοποθέτησης. Συνεπώς σύμφωνα με το συγκριτικό Διάγραμμα 3.25 διαμήκουσ κατανομής της μικροσκληρότητας δεν μπορούμε με βεβαιότητα να περιορίσουμε τον αριθμό των πέντε πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων.



Διάγραμμα 3.26 : Συγκριτικό διάγραμμα εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας των πέντε πιθανώς βέλτιστων δοκιμίων.

Ωστόσο, λαμβάνοντας υπόψιν το συγκριτικό Διάγραμμα 3.26 εγκάρσιας μικροσκληρότητας διαπιστώνουμε κάποιες αξιόλογες διαφοροποιήσεις μεταξύ των πέντε πιθανώς βέλτιστων δοκιμίων. Η εγκάρσια κατανομή της μικροσκληρότητας των συγκολλήσεων (B.1) και (B.2) χαρακτηρίζεται από πλήρη ομοιομορφία και σταθερότητα από την επιφάνεια έως τη βάση των συγκολλήσεων. Αντιθέτως σύμφωνα με τις εγκάρσιες κατανομές της μικροσκληρότητας των δοκιμίων (Γ.1), (Γ.2) και (Γ.3) παρατηρούμε ομοιομορφία των τιμών της μικροσκληρότητας από τη βάση έως το μέσο του πυρήνα συγκόλλησης οι οποίες όμως στη συνέχεια ακολουθούνται από σταδιακή μείωση μέχρι την επιφάνεια της συγκόλλησης. Το γεγονός αυτό πιθανότατα οφείλεται στην υπερβολική θερμική παροχή των πολλαπλών πάσων στα οποία υποβλήθηκαν οι συγκολλήσεις (Γ.1), (Γ.2) και (Γ.3) με αποτέλεσμα να ευνοηθεί σε μεγαλύτερο ποσοστό η πλαστικοποίηση και η ροή του υλικού AA6082 εντός του πυρήνα συγκόλλησης. Στο συμπέρασμα αυτό καταλήξαμε ύστερα από τη διαπίστωση πως οι ελάχιστες τιμές της μικροσκληρότητας, και των τριών δοκιμίων, οι οποίες εντοπίζονται κοντά στην επιφάνεια της συγκόλλησης, προσεγγίζουν εκείνες του μητρικού κράματος αλουμινίου AA6082. Συνεπώς, σύμφωνα με τη μελέτη της εγκάρσιας κατανομής της μικροσκληρότητας απορρίπτουμε τις συγκολλήσεις (Γ.1), (Γ.2) και (Γ.3).

Συμπερασματικά λοιπόν καταλήγουμε πως οι πιθανώς βέλτιστες συγκολλήσεις μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 πάχους 1,5 mm, ύστερα από τις θερμικές κατεργασίες στις οποίες υποβλήθηκαν, είναι οι (B.1) και (B.3), οι οποίες παρουσιάζονται στον Πίνακα 3.12 που ακολουθεί.

Πίνακας 3.12 : Συγκεντρωτικός πίνακας παραμέτρων των δύο τελικών πιθανώς βέλτιστων συγκολλήσεων B.1 και B.3.

Αριθμός Δοκιμίου	Πάχος Ελασμάτων (mm)	Κράμα αλουμινίου στην AS	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Ταχύτητα περιστροφής (RPM)	(Ταχ.περιστροφής/ Ταχ.πρόωσης)
B.1	1,5	7075	47,5	750	15,79
B.3	1,5	7075	60	950	15,83

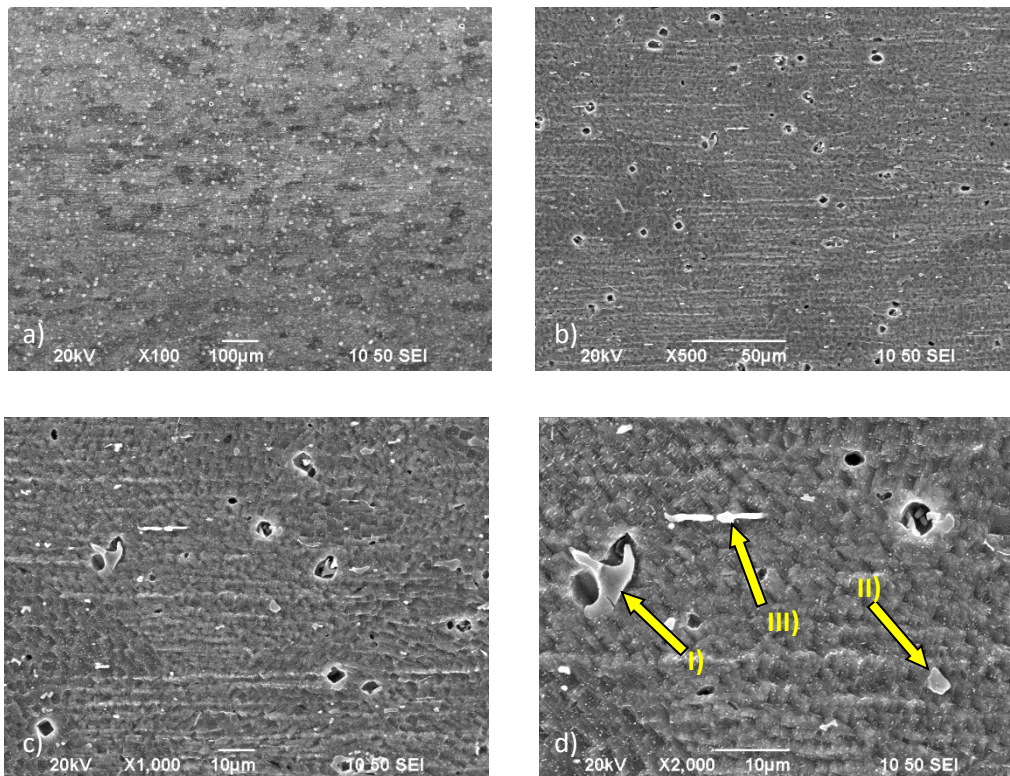
III.9 Μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) και χημική ανάλυση (EDS).

Στις παραγράφους που ακολουθούν παρουσιάζονται οι πιο αξιόλογες μεταλλογραφικές παρατηρήσεις και χημικές αναλύσεις τόσο των μητρικών κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 (ύστερα από τη θερμική κατεργασία στην οποία το κάθε κράμα υποβλήθηκε) όσο και των πυρήνων συγκόλλησης των συγκολλημένων διά τριβής με ανάδευση, πιθανώς βέλτιστων, δοκιμίων. Σε αυτό το σημείο αξίζει να αναφερθεί ξανά, ότι τα δοκίμια του κράματος αλουμινίου AA6082 προσβλήθηκαν με το χημικό αντιδραστήριο Modified Poulton's ενώ εκείνα του κράματος αλουμινίου AA7075 με το χημικό αντιδραστήριο Keller's.

III.9.1 ΜΗΤΡΙΚΟ ΥΛΙΚΟ AA6082-T6 (Μετά τη θερμική κατεργασία)

Πίνακας 3.13 : Χημική σύσταση του κράματος αλουμινίου AA6082-T6

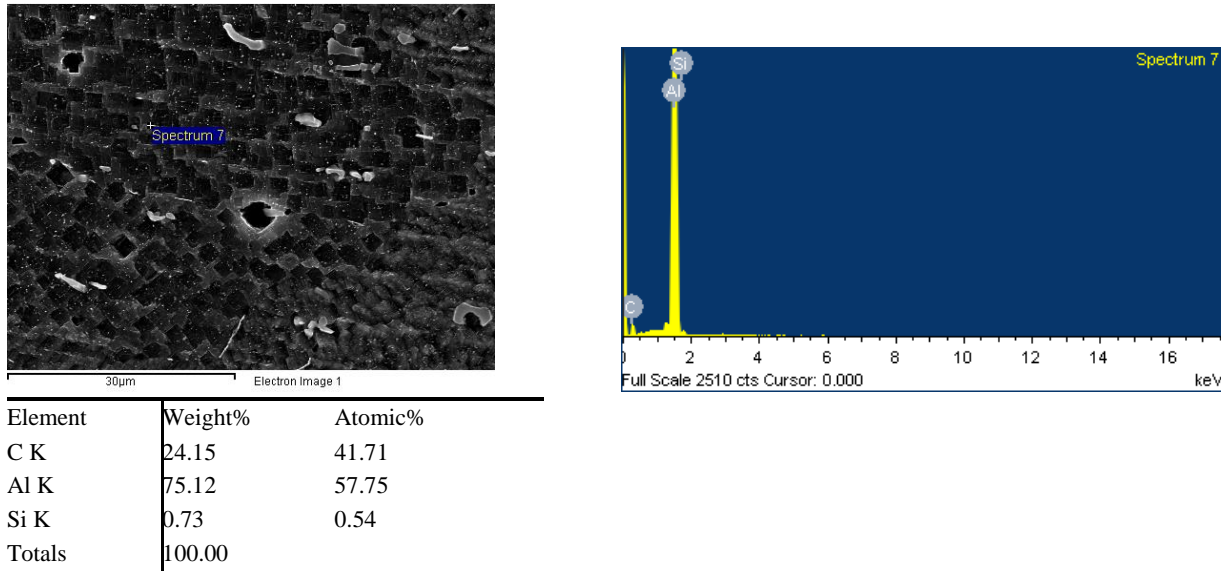
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Ga	V	Al
AA6082-T6	1.07	0.28	0.04	0.7	1.15	0.024	0.04	0.015	0.005	0.013	0.016	Bal.



Εικόνα 3.36 : Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 μετά τη θερμική κατεργασία a) x100, b) x500, c) x1000, d) x2000.

Στις παραπάνω εικόνες SEM παρατηρούνται τρία είδη μεσομεταλλικών ενώσεων (κίτρινα βέλη στην Εικόνα 3.36.d). Το πρώτο είδος (I) εμφανίζεται με ακανόνιστο σχήμα, το δεύτερο με στρογγυλό (II) και το τρίτο με επιμηκυμένο σχήμα (III). Ωστόσο, οι μεσομεταλλικές ενώσεις με επιμηκυμένο σχήμα δεν μπορούσαν να ανιχνευθούν από τη μελέτη EDS λόγω του πολύ λεπτού πάχους τους. Ως αποτέλεσμα έγινε προσπάθεια χημικής ανάλυσης των άλλων δύο προαναφερθέντων μεσομεταλλικών ενώσεων σύμφωνα με τη μελέτη EDS που ακολουθεί.

9.1.1 Η μήτρα του κράματος μελετήθηκε για σκοπούς σύγκρισης (μελέτη EDS) :

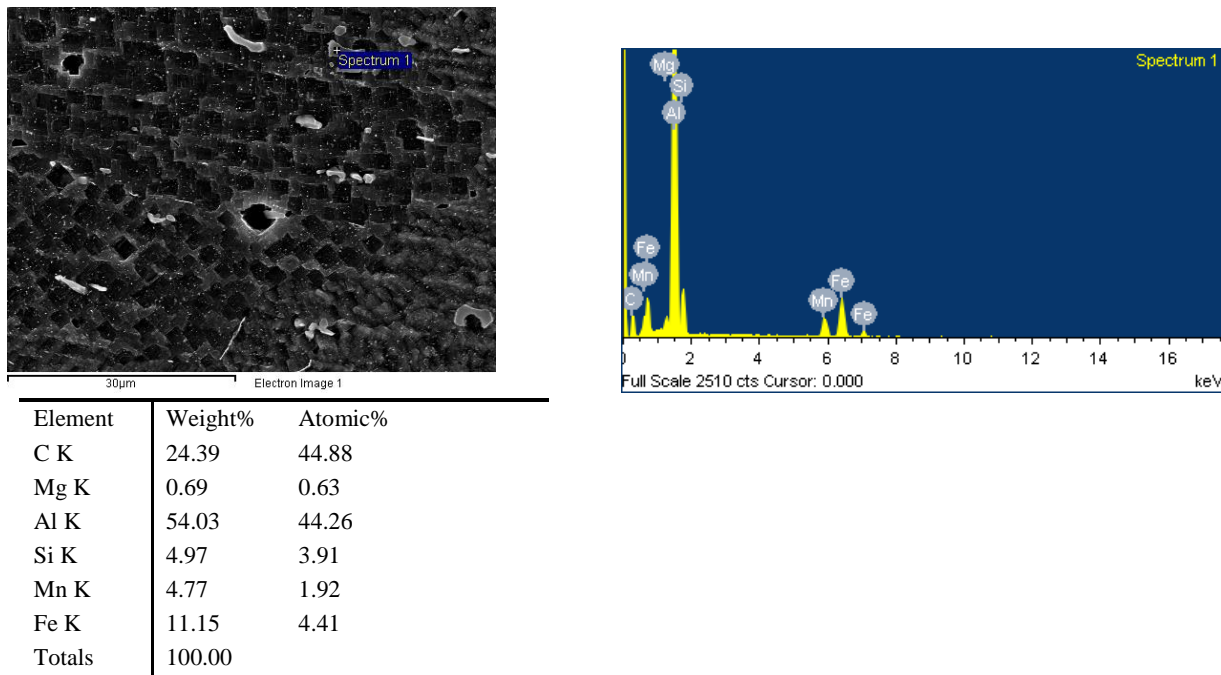


Εικόνα 3.37 : Μελέτη SEM και χημική ανάλυση της μήτρας του κράματος αλουμινίου AA6082.

Στη μήτρα τα αποτελέσματα είναι αναμενόμενα. Παρατηρείται χαμηλό ποσοστό πυριτίου (Si) το οποίο ανήκει στα κραματικά στοιχεία του AA6082. Το Al ανιχνεύεται από τη μήτρα.

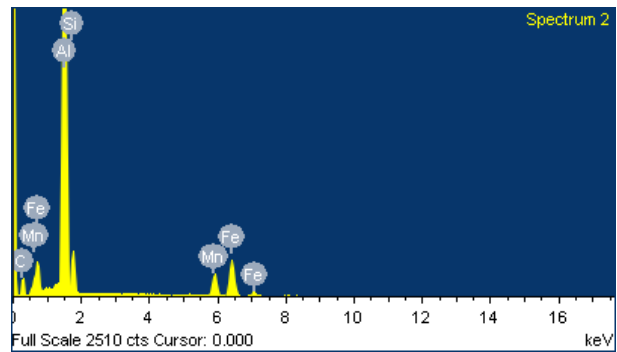
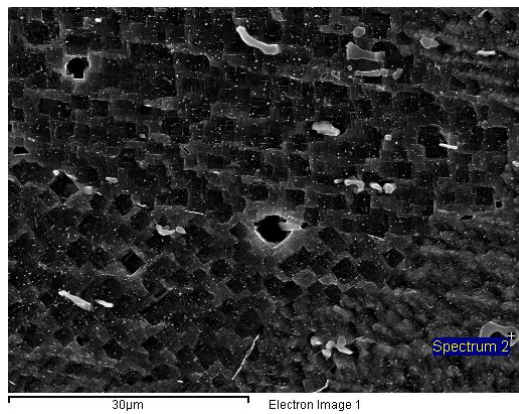
9.1.2 Μεσομεταλλικές ενώσεις

α) Ακανόνιστου σχήματος



Εικόνα 3.38 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων ακανόνιστου σχήματος.

Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται συμπεραίνουμε ότι η συγκεκριμένη μεσομεταλλική ένωση είναι πιθανώς Mg_2Si με $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si$ είτε Al_9Mn_3Si μαζί με $\alpha-Al_{12}Fe_3Si$. Επίσης, πιθανώς πρόκειται και για την ενισχυτική φάση Mg_5Si_6 η οποία ωστόσο βρίσκεται σε περιορισμένο ποσοστό.

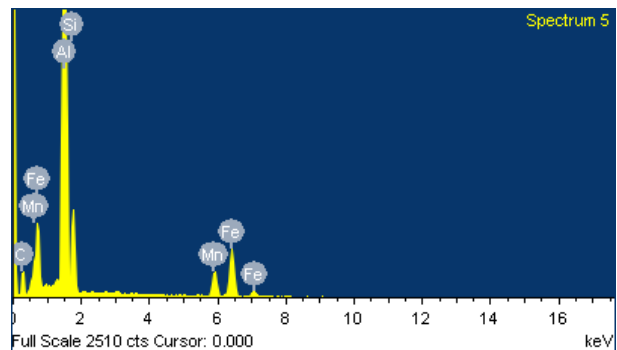
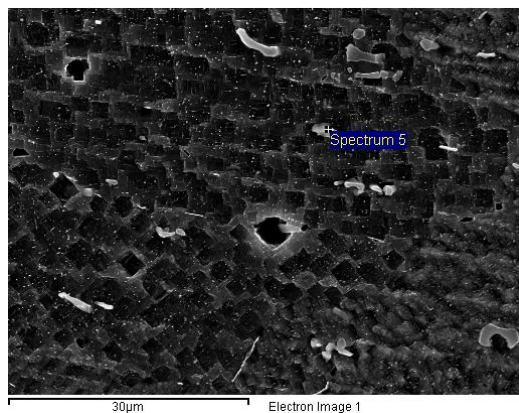


Element	Weight%	Atomic%
C K	20.81	39.79
Al K	58.13	49.48
Si K	4.97	4.07
Mn K	5.36	2.24
Fe K	10.72	4.41
Totals	100.00	

Εικόνα 3.39 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων ακανόνιστου σχήματος.

Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται συμπεραίνουμε ότι η συγκεκριμένη μεσομεταλλική ένωση είναι πιθανώς $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, είτε $\text{Al}_9\text{Mn}_3\text{Si}$ σε συνδυασμό με $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$.

β) Σφαιρικού σχήματος



Element	Weight%	Atomic%
C K	22.31	41.83
Al K	55.78	46.56
Si K	6.87	5.51
Mn K	4.71	1.93
Fe K	10.33	4.17
Totals	100.00	

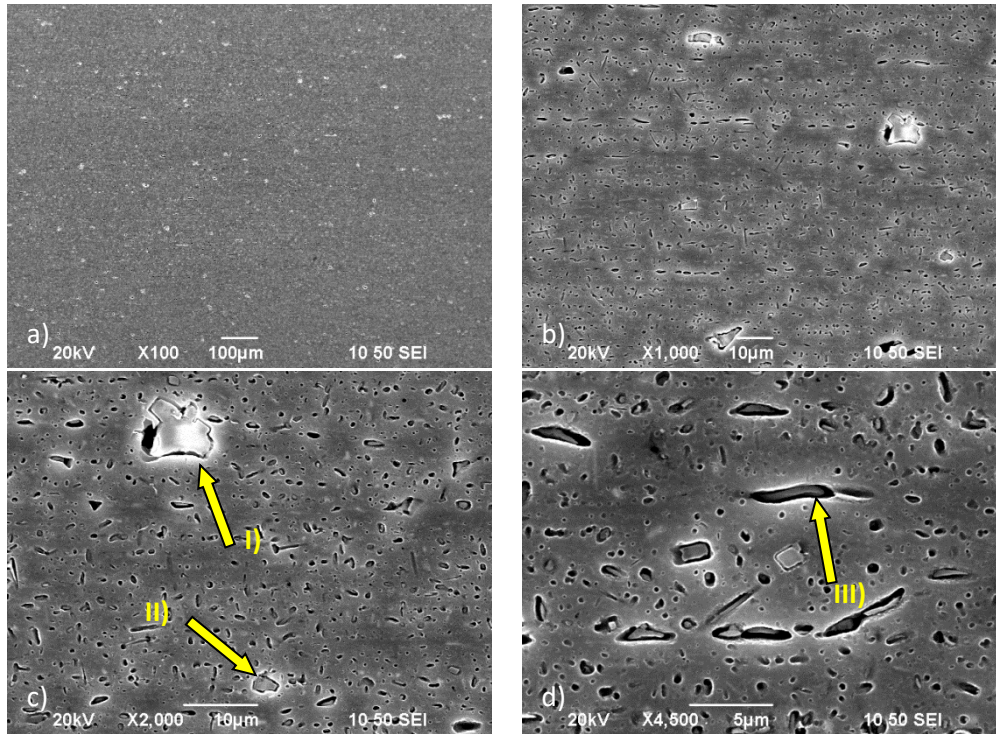
Εικόνα 3.40 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων σφαιρικού σχήματος.

Η παραπάνω μεσομεταλλική ένωση παρουσιάζει τα ίδια κραματικά στοιχεία με όμοιες αναλογίες, με εκείνη της Εικόνας 3.39, επομένως πιθανώς να πρόκειται για $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, είτε $\text{Al}_9\text{Mn}_3\text{Si}$ σε συνδυασμό με $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$.

III.9.2 ΜΗΤΡΙΚΟ ΥΛΙΚΟ AA7075-T651 (Μετά τη θερμική κατεργασία)

Πίνακας 3.13 : Χημική σύσταση του κράματος αλουμινίου AA7075-T651

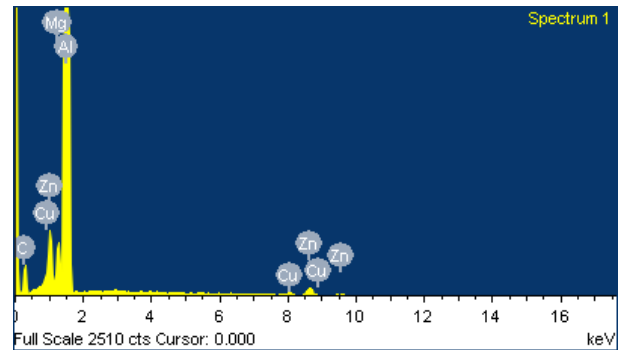
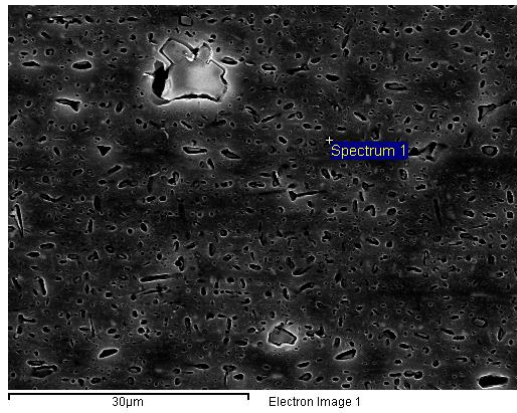
	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn
AA7075-T651	89,87	5,05	2,96	1,59	0,18	0,18	0,11	0,06



Εικόνα 3.41 : Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης του κράματος αλουμινίου AA7075-T651 μετά τη θερμική κατεργασία a) x100, b) x500, c) x1000, d) x2000.

Στις παραπάνω εικόνες SEM του κράματος αλουμινίου AA7075-T651 παρατηρούνται όπως και στην περίπτωση του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 τρία είδη μεσομεταλλικών ενώσεων (κίτρινα βέλη στην Εικόνα 3.41.c και 3.41.d). Το πρώτο είδος (I) εμφανίζεται με ακανόνιστο σχήμα, το δεύτερο με σφαιρικό (II) και το τρίτο με επιμηκυμένο σχήμα (III). Ωστόσο, οι μεσομεταλλικές ενώσεις με επιμηκυμένο σχήμα δεν μπορούσαν να ανιχνευθούν από τη μελέτη EDS λόγω του πολύ λεπτού πάχους τους. Ως αποτέλεσμα έγινε προσπάθεια χημικής των άλλων δύο προαναφερθέντων μεσομεταλλικών ενώσεων σύμφωνα με τη μελέτη EDS που ακολουθεί.

9.2.1 Η μήτρα του κράματος μελετήθηκε για σκοπούς σύγκρισης (μελέτη EDS) :



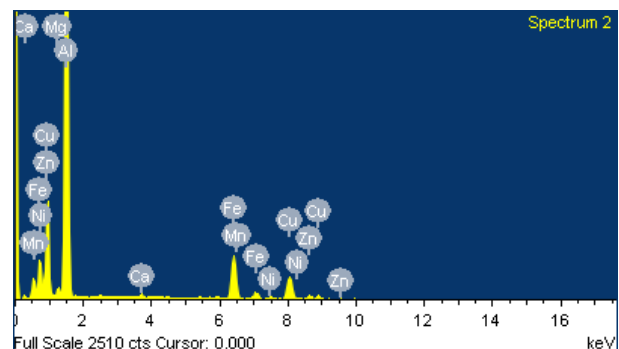
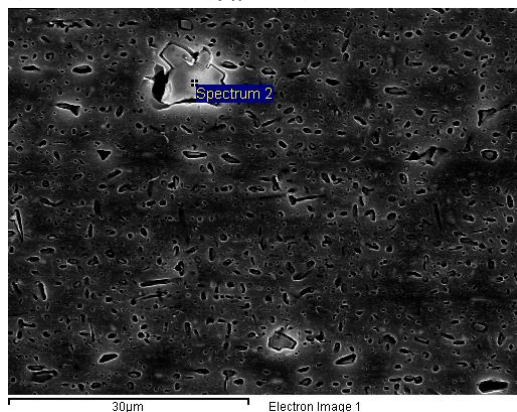
Element	Weight%	Atomic%
C K	24.15	42.50
Mg K	1.28	1.12
Al K	70.16	54.95
Cu K	0.96	0.32
Zn K	3.44	1.11
Totals	100.00	

Εικόνα 3.42 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση της μήτρας του κράματος αλουμινίου AA7075-T651..

Στη μήτρα τα αποτελέσματα είναι τα αναμενόμενα. Παρατηρούνται όλα τα κύρια κραματικά στοιχεία του κράματος αλουμινίου 7075-T651. Πιθανότατα, συνθέτουν τις φάσεις σκλήρυνσης $[\eta'](\text{MgZn}_2)$ και $[\eta](\text{MgZn}_2)$ καθώς και τα υπόλοιπα κατακρημνίσματα ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Al_2Cu , Al_2CuMg , Mg_2Si). Ωστόσο διαπιστώνεται μια μείωση του ποσοστού τους σε σχέση με τη στοιχειομετρία ενός κράματος 7075-T651. Το γεγονός αυτό πιθανότατα οφείλεται στη θερμική κατεργασία που υποβλήθηκαν τα ελάσματα 7075-T651 με αποτέλεσμα τη μερική διάλυση τόσο των φάσεων σκλήρυνσης όσο και των υπολοίπων κατακρημνισμάτων.

9.2.2 Μεσομεταλλικές ενώσεις

α) Ακανόνιστου σχήματος

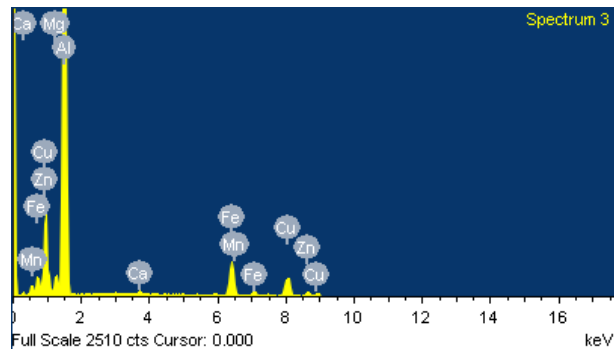
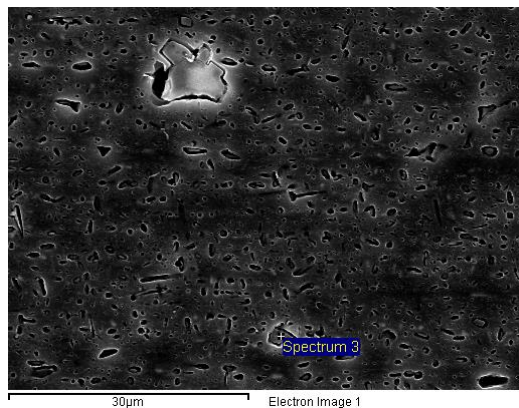


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.98	1.41
Al K	57.22	74.04
Ca K	0.54	0.47
Mn K	0.62	0.39
Fe K	17.94	11.21
Ni K	1.08	0.64
Cu K	18.51	10.17
Zn K	3.12	1.66
Totals	100.00	

Εικόνα 3.43 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων ακανόνιστου σχήματος.

Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται καθώς και από το μέγεθος της περιοχής που εξετάζεται (περίπου 15μm) συμπεραίνουμε ότι περιέχει πολλές μεσομεταλλικές ενώσεις. Λόγω των ιδιαίτερα υψηλών ποσοστών Cu και Fe είναι πιθανώς κάποια από τις ενώσεις Al_2Cu , Al_3Fe , $Al_{23}Fe_4Cu$ και Al_7Cu_2Fe . Ενώ πιθανότατα υπάρχουν οι φάσεις σκλήρυνσης $MgZn_2$ καθώς και το κατακρήμνισμα Al_2CuMg σύμφωνα με τη παρουσία των στοιχείων Mg και Zn. Τα στοιχεία ασβεστίου (Ca) και νικελίου (Ni) πιθανόν αποτελούν ακαθαρσίες του κράματος γεγονός που δικαιολογείται και από τη χαμηλή περιεκτικότητα σε αυτά.

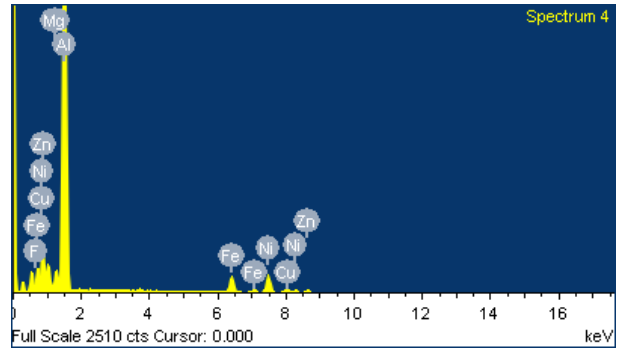
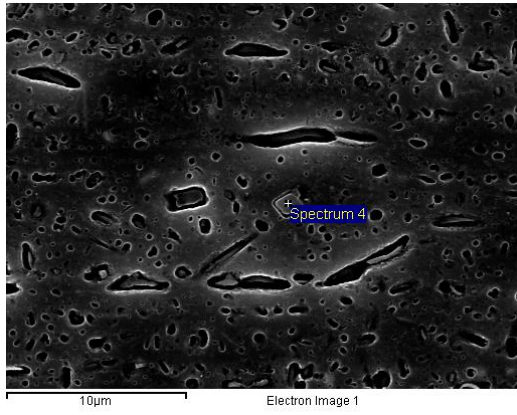
b) Σφαιρικού σχήματος



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.31	1.74
Al K	69.23	82.43
Ca K	0.36	0.29
Mn K	0.64	0.37
Fe K	12.00	6.90
Cu K	13.01	6.58
Zn K	3.46	1.70
Totals	100.00	

Εικόνα 3.44 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων σφαιρικού σχήματος.

Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται στην παραπάνω περιοχή πιθανώς να περιέχονται πολλές μεσομεταλλικές ενώσεις όπως οι $Al_{23}Fe_4Cu$, Al_7Cu_2Fe , Al_2Cu , Al_3Fe , $Mg_3Zn_3Al_2$ καθώς και οι φάσεις σκλήρωσής $[\eta']$ και $[\eta]$ ($MgZn_2$). Ομοίως το ασβέστιο (Ca) αποτελεί πιθανώς ακαθαρσία του κράματος.



Element	Weight%	Atomic%
F K	2.49	3.91
Mg K	1.28	1.56
Al K	76.66	84.65
Fe K	5.77	3.08
Ni K	9.40	4.77
Cu K	2.12	0.99
Zn K	2.30	1.05
Totals	100.00	

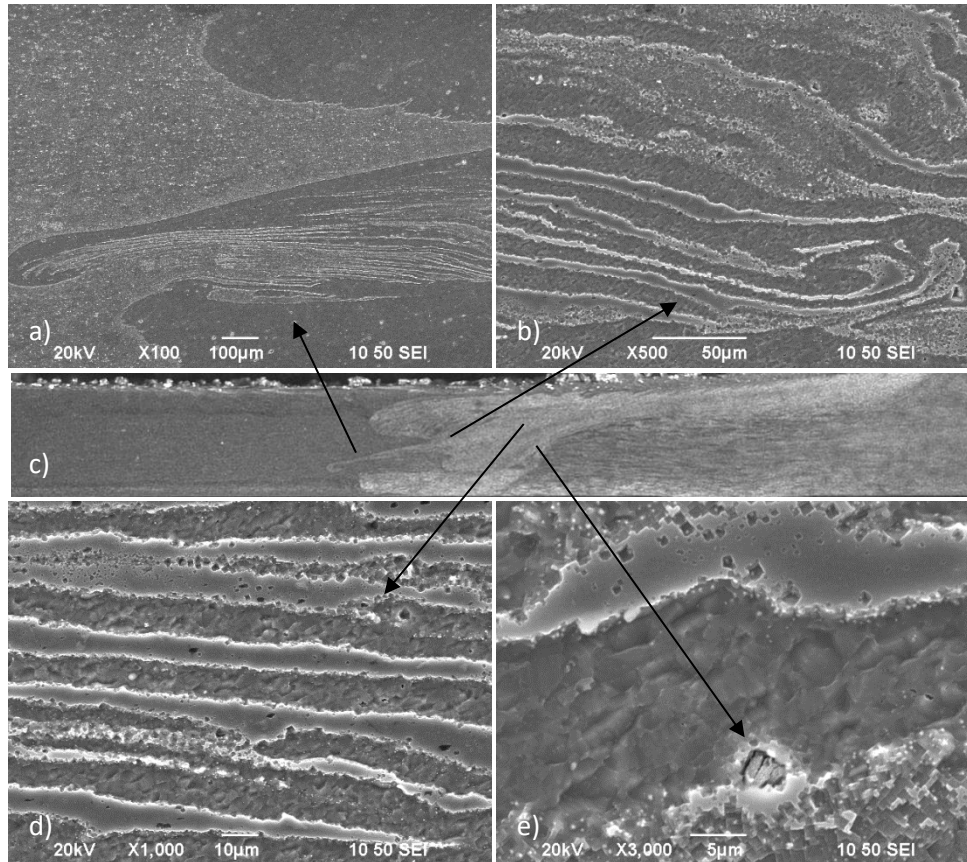
Εικόνα 3.45 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων σφαιρικού σχήματος

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύονται στην παραπάνω περιοχή πιθανώς να περιέχει εξίσου πολλές μεσομεταλλικές ενώσεις. Οι ενώσεις αυτές πιθανώς να είναι $Al_{23}Fe_4Cu$, Al_7Cu_2Fe , Al_2Cu , Al_3Fe , $Mg_3Zn_3Al_2$ καθώς και οι φάσεις σκλήρυνσης $[\eta']$ και $[\eta]$ ($MgZn_2$). Ομοίως το φθόριο (F) και το νικέλιο (Ni) αποτελεί πιθανώς ακαθαρσία του κράματος. Ωστόσο, το ποσοστό του νικελίου είναι ιδιαίτερα υψηλό παρόλα αυτά δεν αναφέρεται στη βιβλιογραφία ως κραματικό στοιχείο του κράματος αλουμινίου 7075-T651.

III.9.3 ΜΕΛΕΤΗ ΤΟΥ ΠΥΡΗΝΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSW) ΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ (B.1).

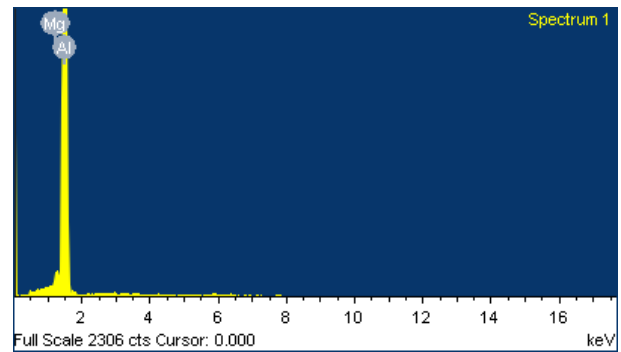
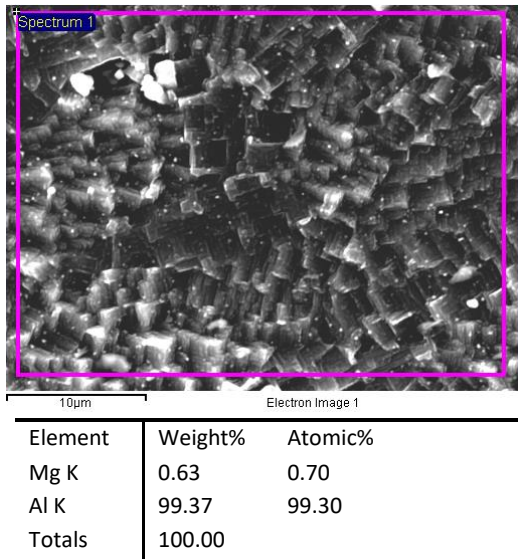
Πίνακας 3.14 : Συνθήκες συγκόλλησης του δοκιμίου (B.1) και γεωμετρία πείρου συγκόλλησης

Αριθμός πάσων	Ταχύτητα Περιστροφής (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Διάμετρος περιαυχενίου (mm)	Ύψος πείρου (mm)	Διάμετρος πείρου (mm)	Γεωμετρία πείρου	Γωνία εργαλείου	Βάθος διείσδυσης (mm)
1	750	47,5	1,4	0,2	0,35	Κυλινδρικός χωρίς σπείρωμα	2°	0,2

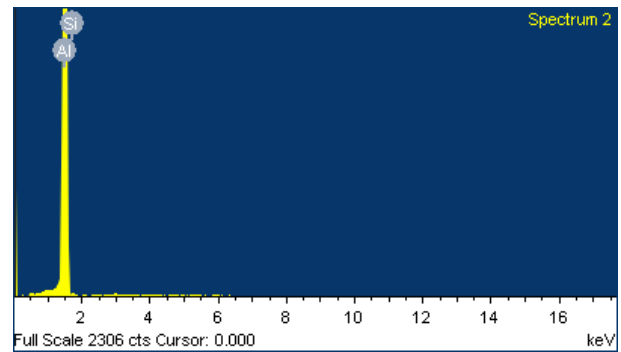
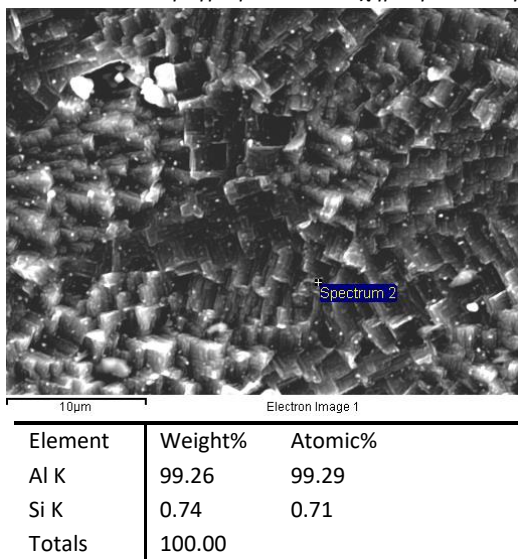


Εικόνα 3.46 : Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του πυρήνα συγκόλλησης (B.1) α) x100, β) x1000, γ) εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της συγκόλλησης (B.1) σε μεγέθυνση x0,8, Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του πυρήνα συγκόλλησης (B.1) δ) x1000, ε) x2500.

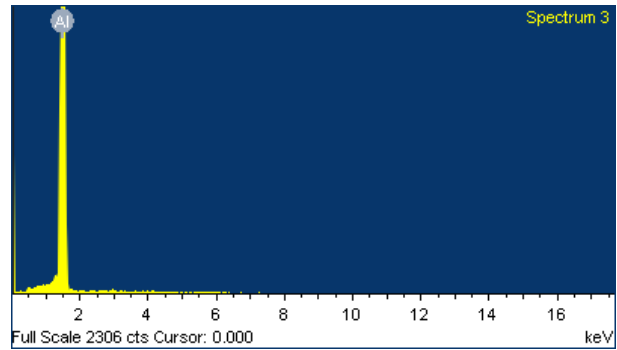
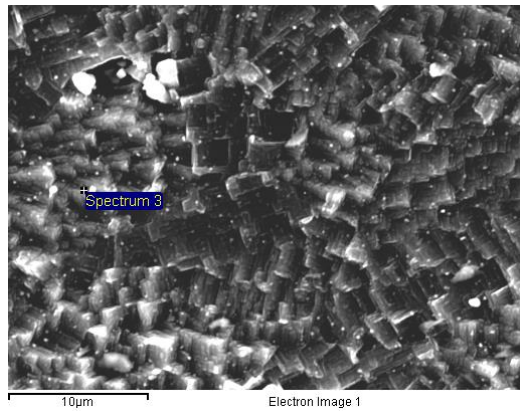
Η μικροδομή στο SEM διαφέρει αρκετά από την αντίστοιχη των μετάλλων βάσεως με κύρια διαφορά την απαλοιφή των ευμεγέθων κόκκων λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η μελέτη SEM πραγματοποιήθηκε στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης (WN). Με πιο ανοιχτές αποχρώσεις φανερώνονται διάφορες μεσομεταλλικές ενώσεις η χημική σύσταση των οποίων θα προσδιοριστεί από την μελέτη EDS που ακολουθεί.

Μελέτη EDS9.3.1 Μελέτη μήτρας πυρήνα συγκόλλησης

Εικόνα 3.47 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.



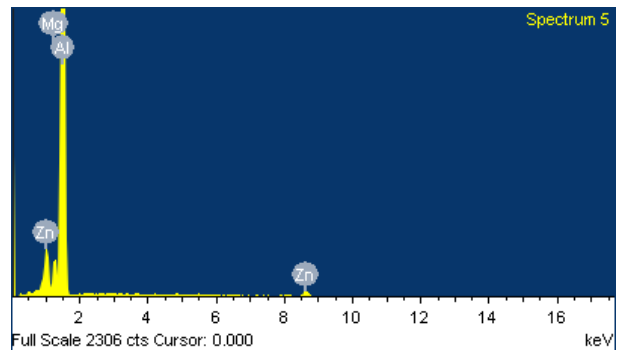
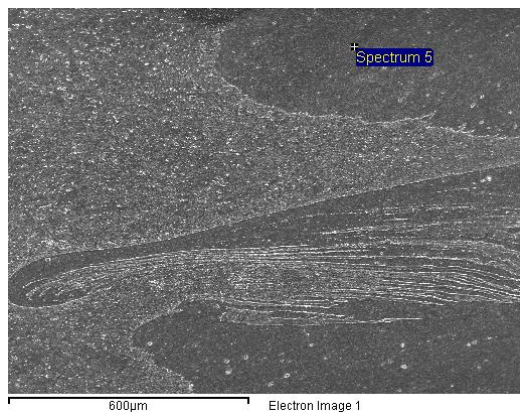
Εικόνα 3.48 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	100.00	100.00
Totals	100.00	

Εικόνα 3.49 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.

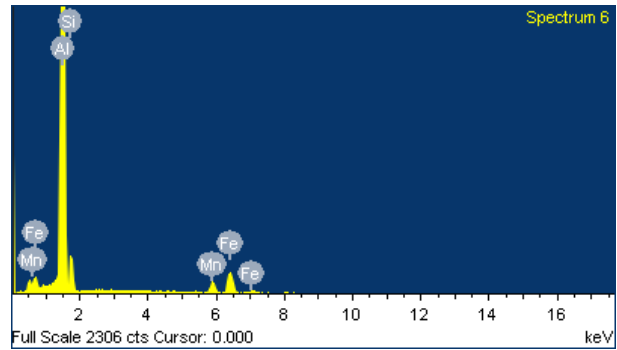
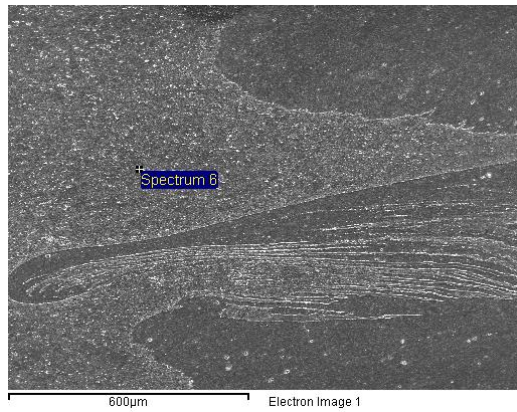
Σύμφωνα με τα αποτελέσματα της ανάλυσης EDS στις παραπάνω τρεις μεσομεταλλικές ενώσεις παρατηρείται μεγάλο ποσοστό αλουμινίου που οφείλεται στο μητρικό υλικό και των δύο κραμάτων. Ωστόσο η παρουσία και τα ποσοστά του Mg και Si στις δύο πρώτες μεσομεταλλικές ενώσεις υποδηλώνουν ότι η συγκεκριμένη περιοχή αποτελείται από AA6082.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	2.07	2.38
Al K	92.02	95.10
Zn K	5.91	2.52
Totals	100.00	

Εικόνα 3.50 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.

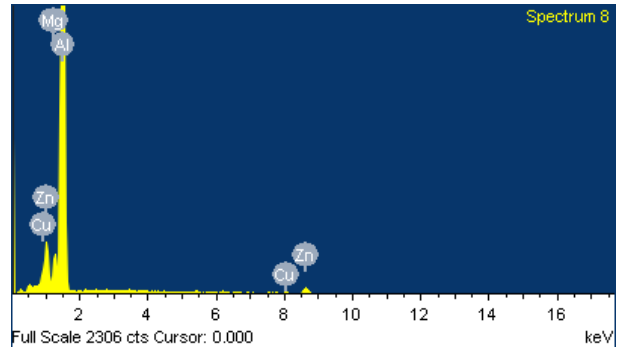
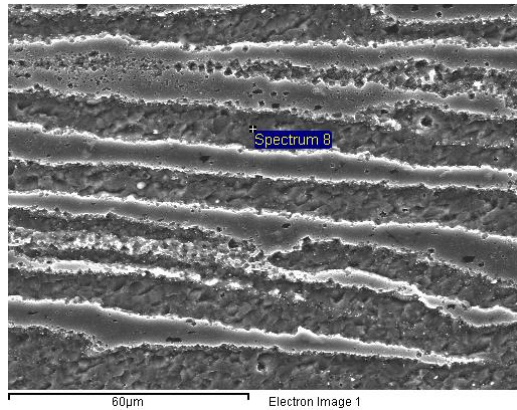
Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται στην παραπάνω περιοχή συμπεραίνουμε πως η παραπάνω μεσομεταλλική ένωση, πιθανώς, πρόκειται για τις ενισχυτικές φάσεις [η'] και [η] ($MgZn_2$) του κράματος AA7075-T651. Το αλουμίνιο (Al) ανιχνεύεται από την μήτρα.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	82.78	88.03
Si K	6.08	6.22
Mn K	3.61	1.88
Fe K	7.53	3.87
Totals	100.00	

Εικόνα 3.51 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.

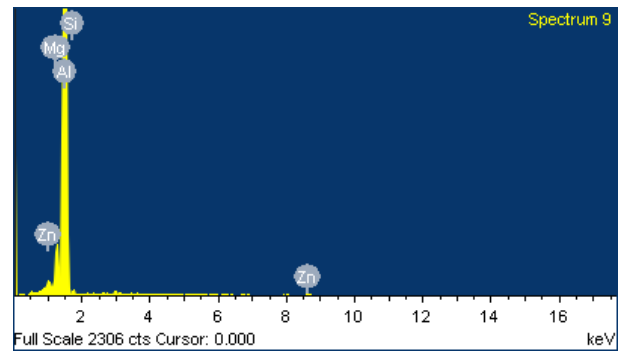
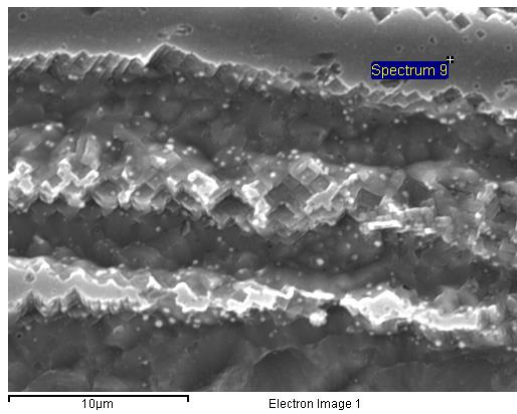
Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται στην παραπάνω περιοχή η μεσομεταλλική ένωση, πιθανώς, είναι η $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ που ανήκει στο κράμα αλουμινίου AA6082-T6.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.52	1.75
Al K	92.76	95.80
Cu K	1.20	0.52
Zn K	4.52	1.93
Totals	100.00	

Εικόνα 3.52 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύονται στη παραπάνω μελέτη EDS, πιθανώς, πρόκειται για συνδυασμό κάποιων μεσομεταλλικών ενώσεων. Πιθανότατα, πρόκειται για τις Al_2CuMg , MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ και Al_2Cu , οι οποίες αποτελούν μεσομεταλλικές ενώσεις του κράματος AA7075-T651.



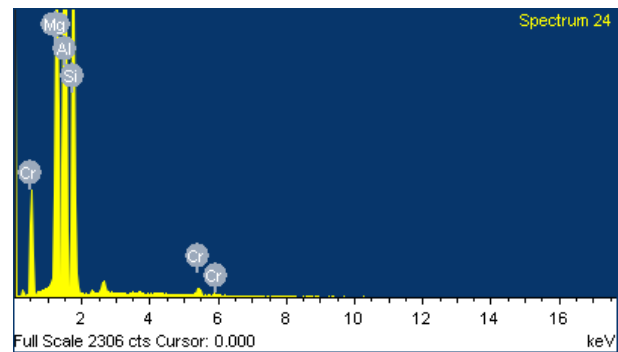
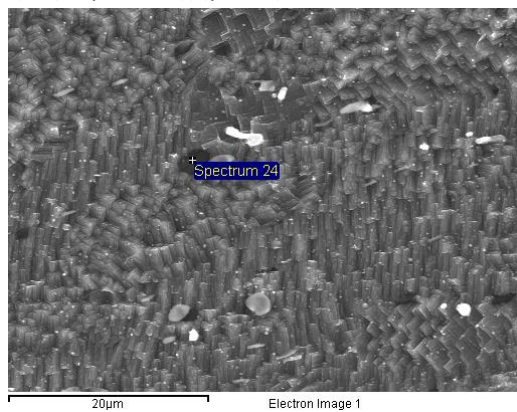
Element	Weight%	Atomic%
Mg K	2.54	2.84
Al K	94.40	95.27
Si K	1.10	1.07
Zn K	1.96	0.82
Totals	100.00	

Εικόνα 3.53 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.

Από τα στοιχεία που εμφανίζονται στη παραπάνω ανάλυση EDS, πιθανώς, πρόκειται για τη μεσομεταλλική ένωση Mg_2Si , Mg_5Si_6 είτε $MgZn_2$ οι οποίες χαρακτηρίζουν ένα κράμα αλουμινίου AA7075-T651. Η παρουσία αλουμινίου (Al) οφείλεται στη μήτρα.

9.3.2 Μεσομεταλλικές ενώσεις

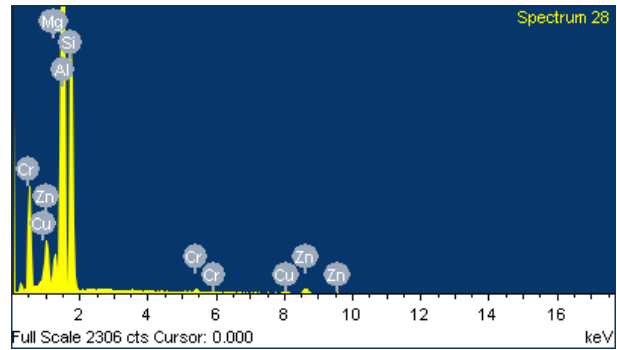
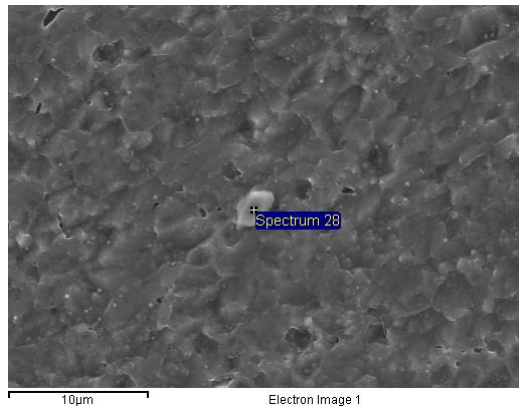
α) Σφαιρικού σχήματος



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	16.53	18.33
Al K	52.21	52.17
Si K	30.10	28.90
Cr K	1.16	0.60
Totals	100.00	

Εικόνα 3.54 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης με σφαιρικό σχήμα.

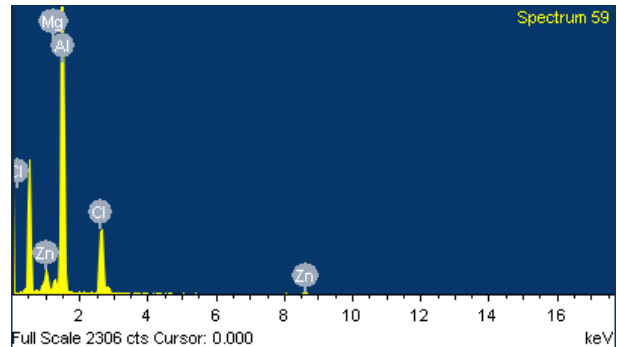
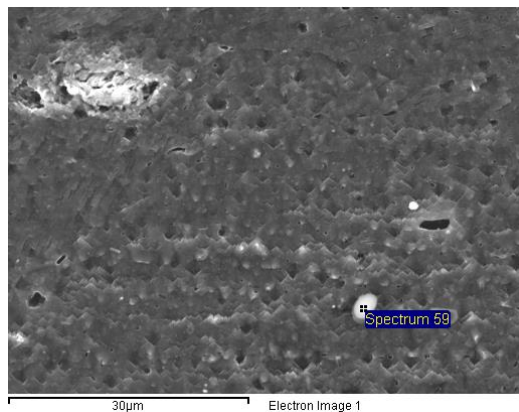
Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύονται στην παραπάνω ανάλυση EDS, πιθανώς, πρόκειται για τη μεσομεταλλική ένωση Mg_2Si . Το υψηλό ποσοστό χρωμίου που παρατηρείται, πιθανώς, οφείλεται σε μεμονωμένη παρουσία χρωμίου που δεν πρόλαβε να κατακρημνιστεί σε κάποια μεσομεταλλική ένωση λόγω του μικρού χρόνου απόψυξης.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.51	1.75
Al K	62.39	65.16
Si K	30.48	30.58
Cr K	0.72	0.39
Cu K	0.98	0.43
Zn K	3.91	1.69
Totals	100.00	

Εικόνα 3.55 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης με σφαιρικό σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν στην παραπάνω ανάλυση EDS, πιθανώς, να υπάρχουν πολλές μεσομεταλλικές ενώσεις όπως Al_2CuMg , $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Mg_2Si , Mg_5Si_6 και Al_2Cu . Το ποσοστό χρωμίου που ανιχνεύεται, πιθανώς, οφείλεται σε μεμονωμένο χρώμιο το οποίο δεν κατακρημνίστηκε σε κάποια ένωση εξαιτίας του μικρού χρόνου απόψυξης. Οι πιθανές μεσομεταλλικές ενώσεις που αναφέρθηκαν ανήκουν σε κράμα αλουμινίου AA7075-T651.

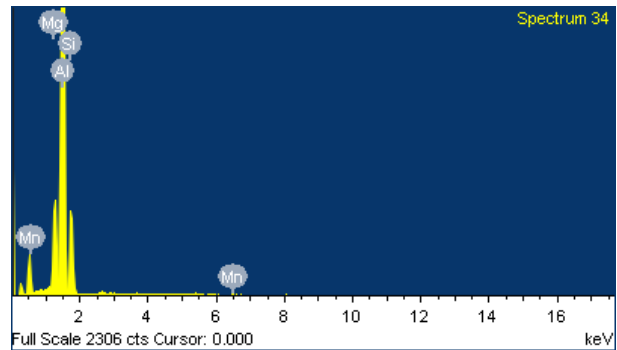
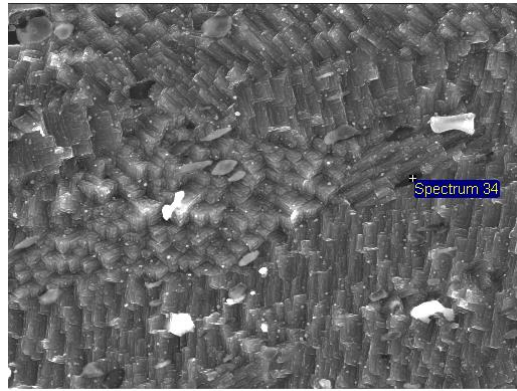


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.52	1.82
Al K	72.64	78.57
Cl K	21.41	17.63
Zn K	4.43	1.98
Totals	100.00	

Εικόνα 3.56 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης ακανόνιστο σχήμα

Από τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν στη παραπάνω ανάλυση EDS η μεσομεταλλική ένωση, πιθανώς, να είναι κάποια φάση σκλήρυνσης $MgZn_2$ είτε η $Al_2Mg_3Zn_3$ του κράματος αλουμινίου 7075. Το ποσοστό Cl που ανιχνεύεται πιθανώς αποτελεί ακαθαρσία του κράματος.

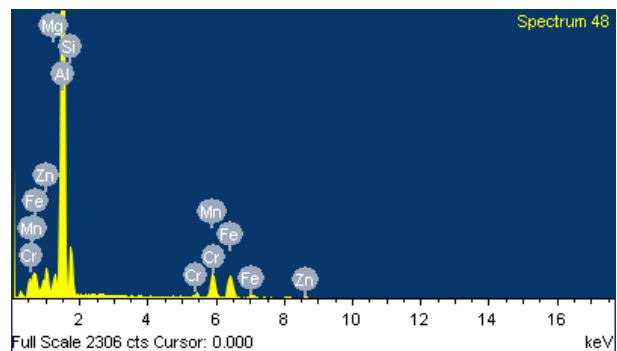
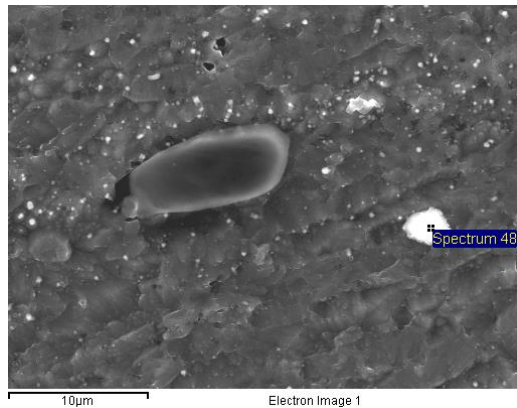
b) Ακανόνιστου σχήματος



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	5.62	6.26
Al K	77.22	77.52
Si K	16.48	15.89
Mn K	0.69	0.34
Totals	100.00	

Εικόνα 3.57 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν από την ανάλυση EDS πρόκειται για τις μεσομεταλλικές ενώσεις Al_9Mn_3Si και Mg_2Si που εμφανίζονται σε κράματα αλουμινίου AA6082-T6.

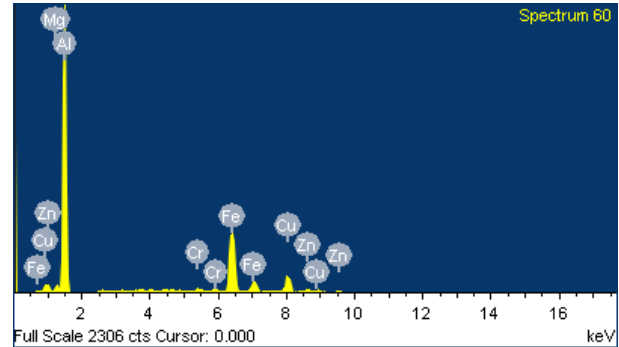
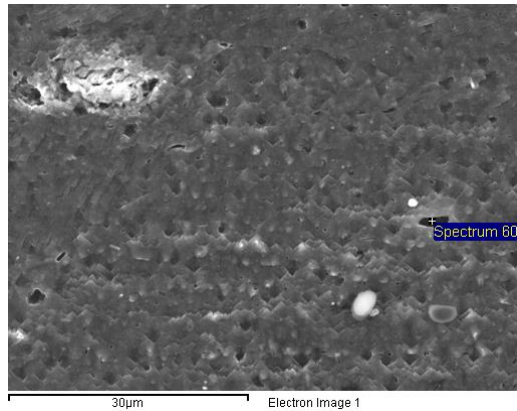


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.13	1.40
Al K	70.91	79.11
Si K	8.31	8.90
Cr K	1.21	0.70
Mn K	8.39	4.60
Fe K	8.43	4.54
Zn K	1.62	0.74
Totals	100.00	

Εικόνα 3.58 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύονται στη παραπάνω ανάλυση EDS εντοπίζονται μεσομεταλλικές φάσεις και από τα δύο μέταλλα βάσεις (6082, 7075). Αναλυτικά οι μεσομεταλλικές φάσεις που οφείλονται στην ύπαρξη του μετάλλου βάσης 6082 είναι οι Mg_5Si_6 , Al_9Mn_3Si , Mg_2Si , $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$, $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si$, $\alpha-Al_{12}(FeCr)_3Si$ και $\beta-Al_5FeSi$. Αντίστοιχα, οι μεσομεταλλικές που οφείλονται στο μέταλλο

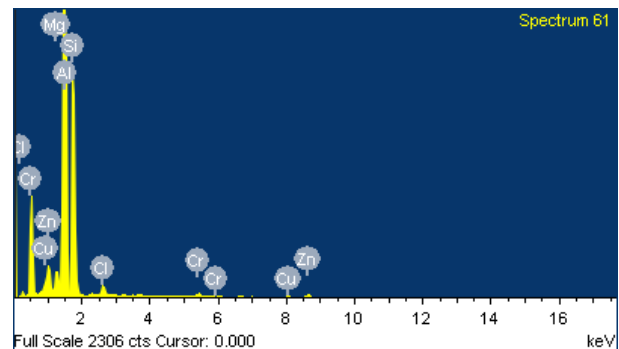
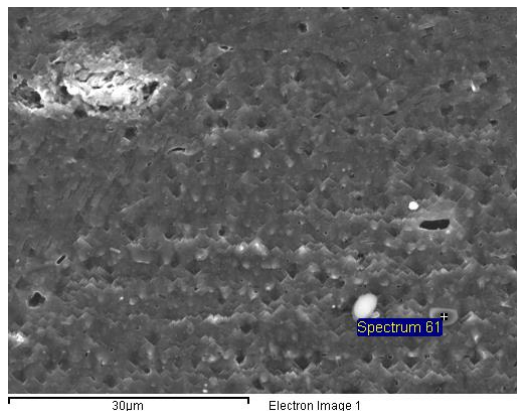
βάσης 7075 είναι οι Al_2CuMg , MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Mg_2Si , Al_3Fe και Al_2Cu . Το γεγονός επιβεβαιώνει πως, βρισκόμαστε στον πυρήνα συγκόλλησης (WN) στον οποίο έχει λάβει χώρα πολύ καλή ανάμειξη των δύο μητρικών υλικών.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.06	1.63
Al K	47.52	65.62
Cr K	0.76	0.55
Fe K	31.74	21.17
Cu K	15.81	9.27
Zn K	3.11	1.77
Totals	100.00	

Εικόνα 3.59 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν στην παραπάνω ανάλυση EDS οι μεσομεταλλικές ενώσεις που υπάρχουν στην περιοχή είναι οι Al_2CuMg , MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}_{23}\text{Fe}_4\text{Cu}$, Al_3Fe και Al_2Cu . Αυτές οι μεσομεταλλικές ενώσεις οφείλονται στην ύπαρξη του κράματος 7075-T651.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.51	1.76
Al K	56.24	59.03
Si K	34.92	35.21
Cl K	1.92	1.54
Cr K	0.89	0.49
Cu K	1.49	0.66
Zn K	3.03	1.31
Totals	100.00	

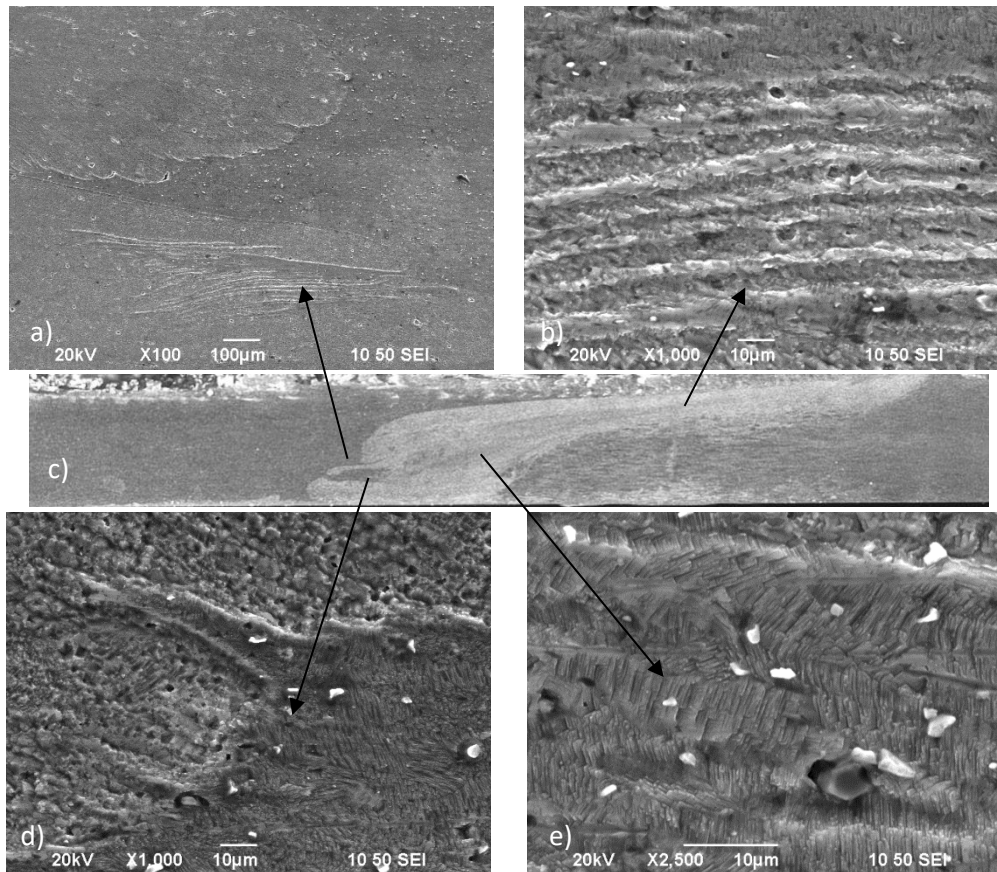
Εικόνα 3.60 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με την παραπάνω ανάλυση EDS οι μεσομεταλλικές ενώσεις είναι, επίσης, οι Al_2CuMg , $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_7Cu_2Fe , $Al_{23}Fe_4Cu$, Al_3Fe και Al_2Cu με την προσθήκη των ενώσεων Mg_2Si και Mg_5Si_6 . Οι μεσομεταλλικές αυτές ενώσεις εντοπίζονται κυρίως στο κράμα αλουμινίου 7075. Το ποσοστό του Cr που εντοπίζεται, πιθανώς, οφείλεται στο ότι δεν πρόλαβε να κατακρημνιστεί λόγω της ταχείας απόψυξης ενώ το ποσοστό χλωρίου (Cl), πιθανώς, αποτελεί ακαθαρσία του κράματος 7075.

III.9.4 ΜΕΛΕΤΗ ΤΟΥ ΠΥΡΗΝΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSW) ΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ (B.3).

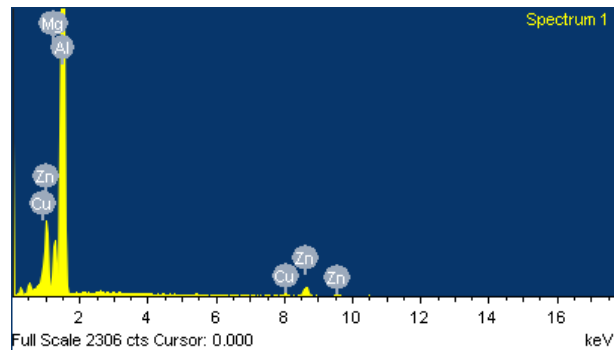
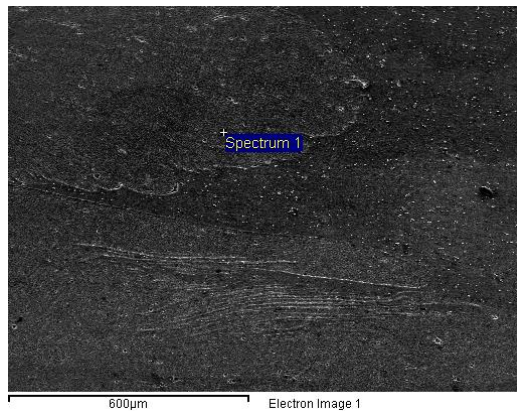
Πίνακας 3.15 : Συνθήκες συγκόλλησης (B.3) και γεωμετρία πείρου συγκόλλησης.

Αριθμός πάσων	Ταχύτητα Περιστροφής (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης (mm/min)	Διάμετρος περιαυχενίου (mm)	Ύψος πείρου (mm)	Διάμετρος πείρου (mm)	Γεωμετρία πείρου	Γωνία εργαλείου	Βάθος διείσδυσης (mm)
1	950	60	1,4	0,2	0,35	Κυλινδρικός χωρίς σπείρωμα	2°	0,2



Εικόνα 3.61 : Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του πυρήνα συγκόλλησης (B.3) a) x100, b) x1000, c) εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της συγκόλλησης (B.3) σε μεγέθυνση x0,8, Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του πυρήνα συγκόλλησης (B.1) d) x1000, e) x2500.

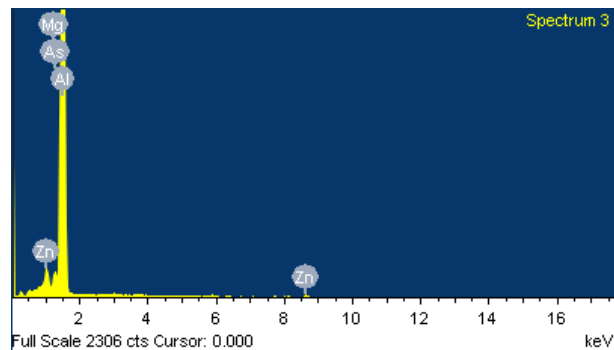
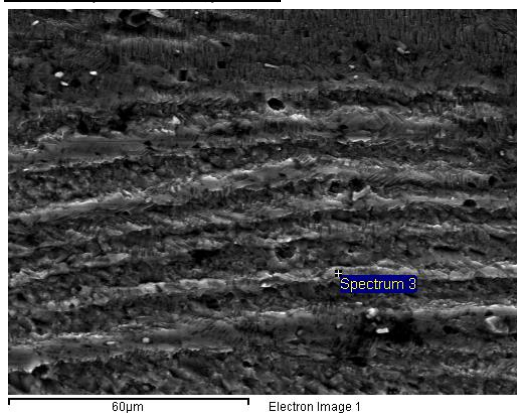
Η μικροδομή SEM διαφέρει αρκετά από την αντίστοιχη των μετάλλων βάσεως με κύρια διαφορά την απαλοιφή των ευμεγεθών κόκκων λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η μελέτη SEM πραγματοποιήθηκε στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης (WN). Με πιο ανοιχτές αποχρώσεις φανερώνονται διάφορες μεσομεταλλικές ενώσεις η χημική σύσταση των οποίων θα προσδιοριστεί από την μελέτη EDS που ακολουθεί.

Μελέτη EDS9.4.1 Μελέτη γενικά πυρήνα συγκόλλησης

Element	Weight%	Atomic%
Mg K	2.66	3.10
Al K	88.45	93.02
Cu K	1.73	0.77
Zn K	7.16	3.11
Totals	100.00	

Εικόνα 3.62 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μίας τυχαίας περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης.

Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται κατά την ανάλυση EDS η παραπάνω περιοχή, πιθανώς, να περιέχει κάποιες από τις μεσομεταλλικές ενώσεις $Al_2Mg_3Zn_3$, $MgZn_2$, Al_2Cu και Al_2CuMg που εμφανίζονται στα κράματα αλουμινίου 7075.

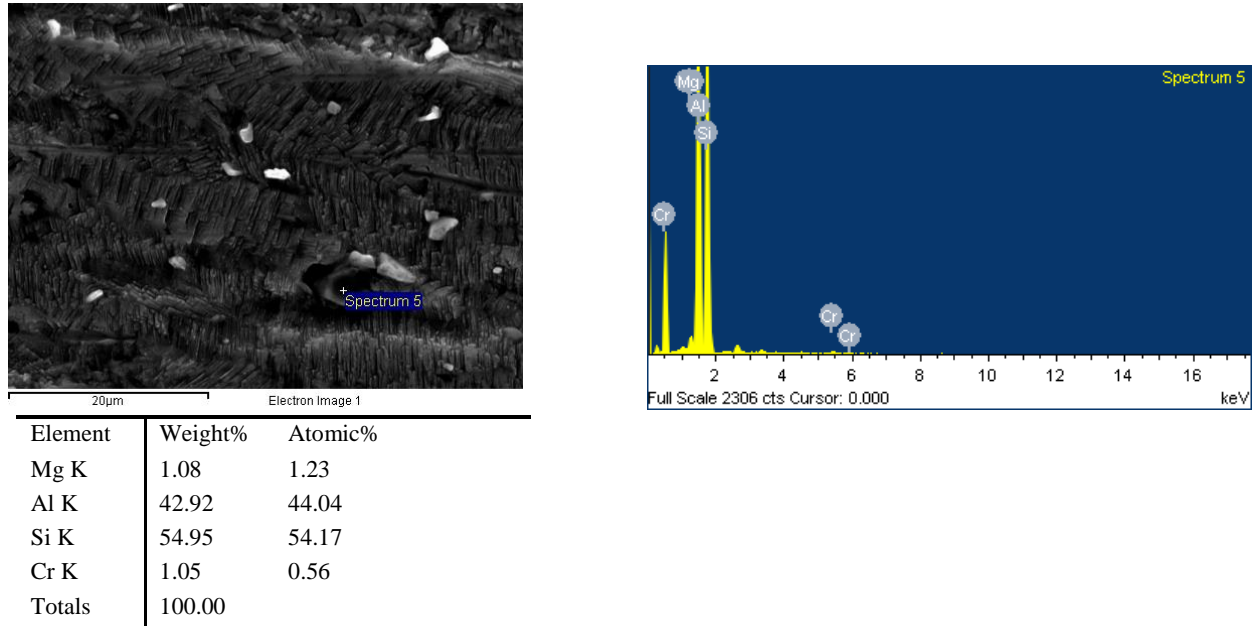
9.4.2 Μεσομεταλλικές ενώσειςα) Σφαιρικού σχήματος

Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.65	0.73
Al K	96.10	97.95
Zn K	2.35	0.99
As L	0.90	0.33
Totals	100.00	

Εικόνα 3.63 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση μεσομεταλλικής ένωσης με σφαιρικό σχήμα.

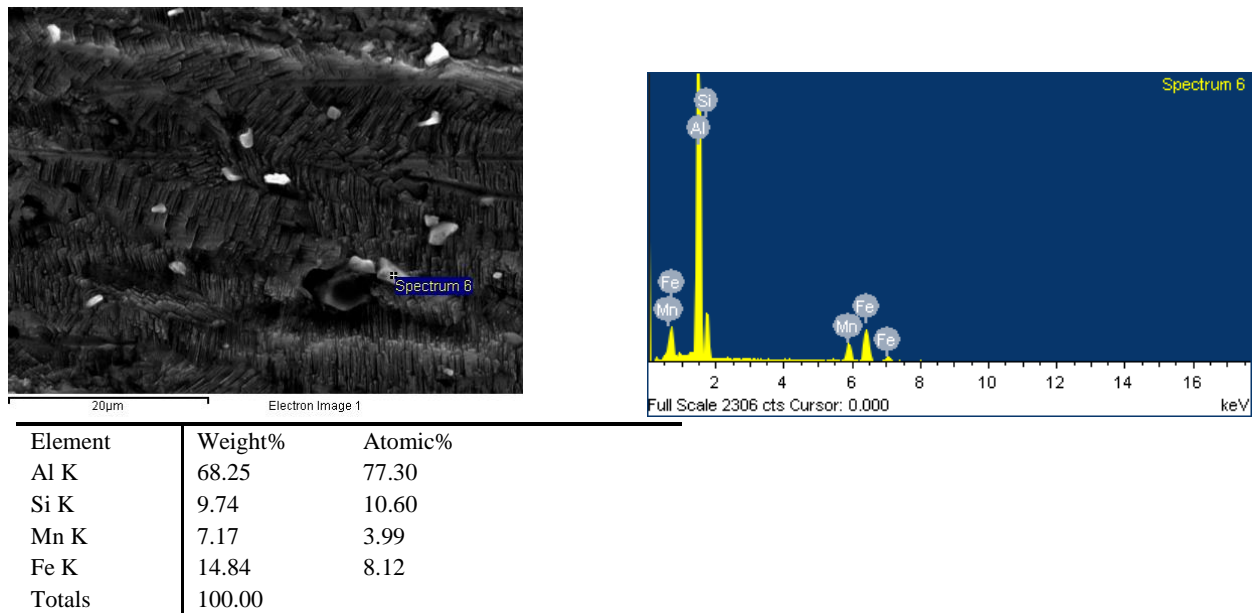
Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν από την παραπάνω μελέτη EDS η μεσομεταλλική ένωση είναι, πιθανώς, η $MgZn_2$ η οποία αποτελεί τη φάση σκλήρυνσης στα κράματα αλουμινίου 7075.

b) Ακανόνιστου σχήματος



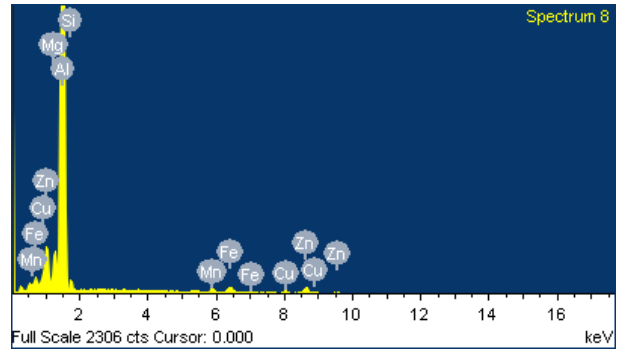
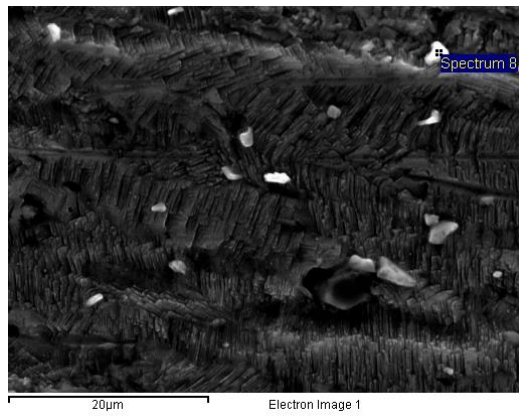
Εικόνα 3.64 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση σκουρόχρωμης μεσομεταλλικής ένωσης με ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν στην παραπάνω χημική ανάλυση EDS η μεσομεταλλική ένωση είναι, πιθανώς, η Mg_2Si στη μήτρα αλουμινίου Al. Τα ποσοστά χρωμίου Cr που ανιχνεύονται, πιθανώς, οφείλονται σε σωματίδια χρωμίου που δεν κατακρημνίστηκαν σε κάποια ένωση λόγω της ταχείας απόψυξης μετά το πέρας της συγκόλλησης.



Εικόνα 3.65 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση ανοιχτόχρωμης μεσομεταλλικής ένωσης με ακανόνιστο σχήμα.

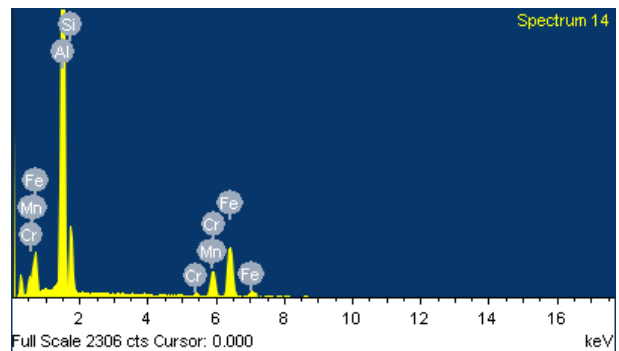
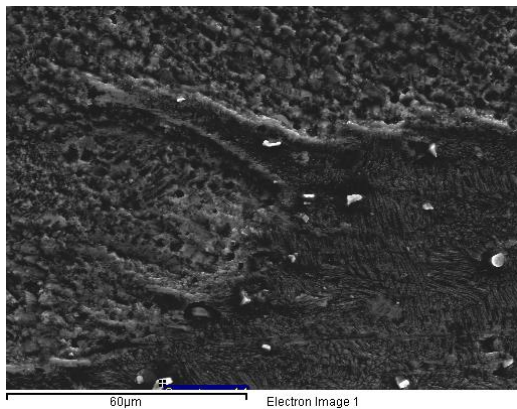
Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν στην παραπάνω ανάλυση EDS η παραπάνω μεσομεταλλική ένωση, πιθανώς, είναι η $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$ ή η $\alpha-Al_{12}(FeCr)_3Si$ οι οποίες είναι χαρακτηριστικές των κραμάτων αλουμινίου 6082.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.50	1.73
Al K	89.45	93.21
Si K	1.70	1.70
Mn K	1.01	0.52
Fe K	1.27	0.64
Cu K	1.23	0.54
Zn K	3.84	1.65
Totals	100.00	

Εικόνα 3.66 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση ανοιχτόχρωμης μεσομεταλλικής ένωσης με ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύονται στην παραπάνω ανάλυση EDS εντοπίζονται μεσομεταλλικές φάσεις και από τα δύο μέταλλα βάσης (6082, 7075). Αναλυτικά, οι μεσομεταλλικές φάσεις που οφείλονται στο μέταλλο βάσης 6082 είναι οι Mg_5Si_6 , Al_9Mn_3Si , Mg_2Si , $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$, $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si$ και $\beta-Al_5FeSi$. Αντίστοιχα, οι μεσομεταλλικές που οφείλονται στο μέταλλο βάσης 7075 είναι οι Al_2CuMg , $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Mg_2Si , Al_3Fe και Al_2Cu . Το γεγονός επιβεβαιώνει πως βρισκόμαστε στον πυρήνα συγκόλλησης (WN) στον οποίο έχει λάβει χώρα πολύ καλή ανάμειξη των δύο μητρικών υλικών.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	64.01	74.34
Si K	9.66	10.78
Cr K	0.74	0.45
Mn K	8.05	4.59
Fe K	17.53	9.84
Totals	100.00	

Εικόνα 3.67 : Μικρογραφία SEM και χημική ανάλυση ανοιχτόχρωμης μεσομεταλλικής ένωσης με ακανόνιστο σχήμα.

Σύμφωνα με τα στοιχεία που ανιχνεύτηκαν στη παραπάνω ανάλυση EDS, πιθανώς, πρόκειται για τις μεσομεταλλικές ενώσεις $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ και $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeCr})_3\text{Si}$ οι οποίες είναι χαρακτηριστικές για το κράμα αλουμινίου 6082.

Τόσο στη συγκόλληση B.1 όσο και στη συγκόλληση B.2 οι μορφολογίες των μεσομεταλλικών ενώσεων που εντοπίστηκαν από τη μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) είναι τριών ειδών:

- I. Σφαιρικού σχήματος
- II. Ακανόνιστου σχήματος
- III. Επιμηκυμένου σχήματος

Ωστόσο, σε χημική ανάλυση EDS υποβλήθηκαν μόνο οι μεσομεταλλικές ενώσεις σφαιρικού και ακανόνιστου σχήματος καθώς εκείνες του επιμηκυμένου σχήματος δεν μπορούσαν να ανιχνευθούν εξαιτίας του πολύ λεπτού πάχους τους. Συγκεντρωτικά οι μεσομεταλλικές ενώσεις που εντοπίζονται στον πυρήνα κάθε συγκόλλησης παρουσιάζονται στον παρακάτω Πίνακα 3.16:

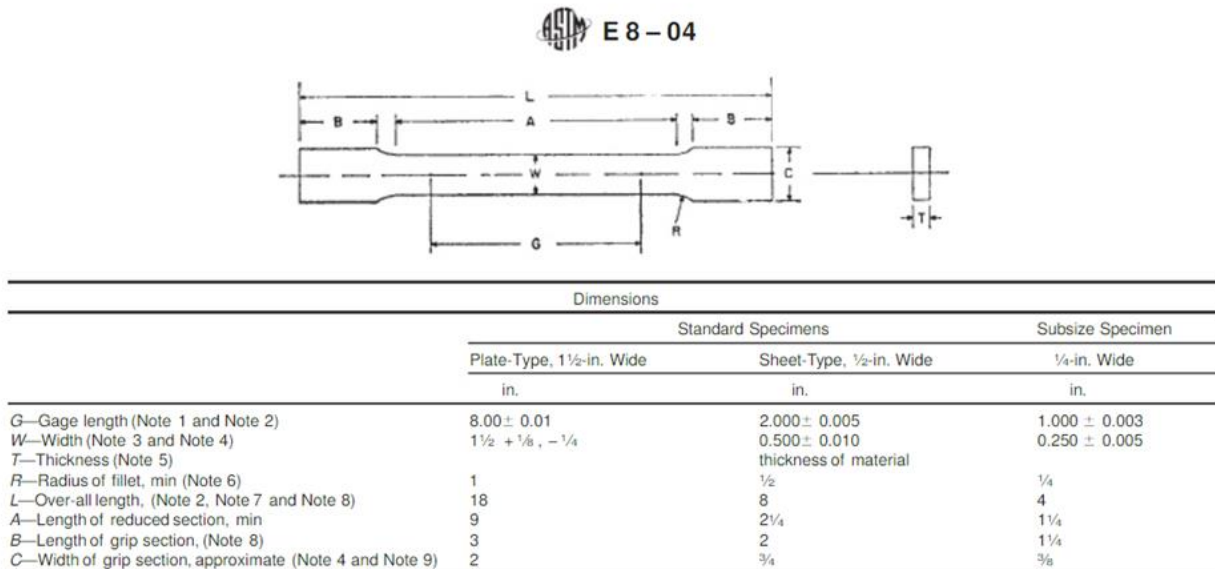
Πίνακας 3.16 : Μεσομεταλλικών ενώσεων που εντοπίστηκαν στο πυρήνα της συγκόλλησης B.1 και B.3

Συγκόλληση	B.1	B.3
Μεσομεταλλικές ενώσεις	$\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeCr})_3\text{Si}$, $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, $\text{Al}_9\text{Mn}_3\text{Si}$, Mg_2Si , Al_2CuMg , Mg_2Si , $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, Al_2CuMg , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Al_3Fe , Al_2Cu , MgZn_2 , Mg_5Si_6	Mg_2Si , Al_2CuMg , MgZn_2 , Al_2MgZn_3 , Al_2Cu , $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, Al_3Fe , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Mg_5Si_6

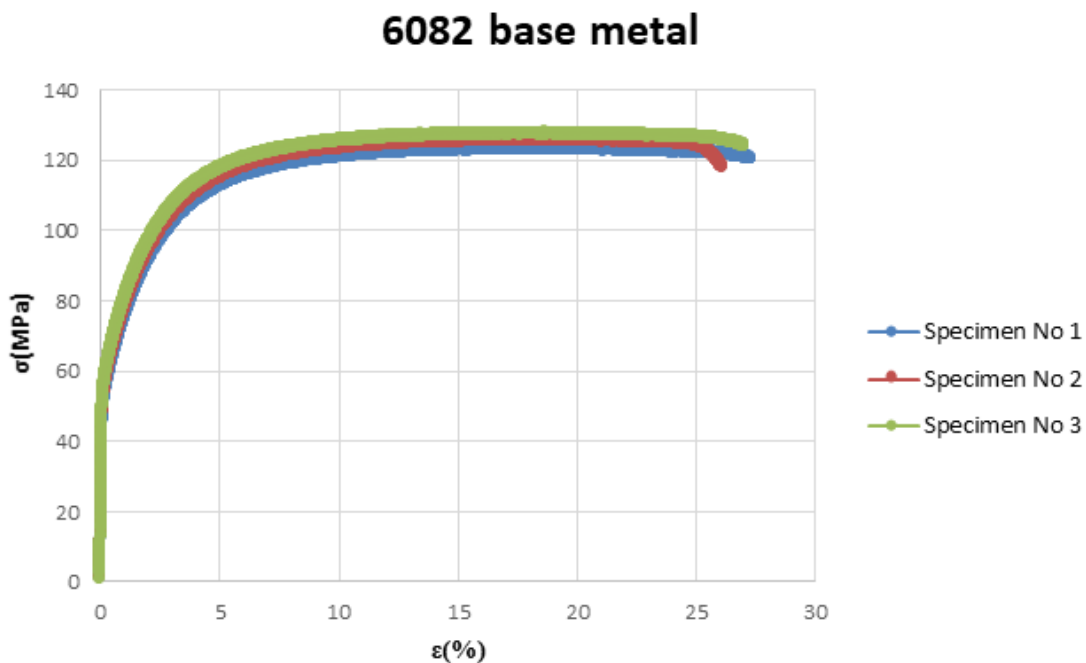
Ως επι το πλείστον, λοιπόν, διαπιστώνουμε πώς και το είδος των μεσομεταλλικών ενώσεων δεν διαφέρει μεταξύ των δύο συγκολλήσεων B.1 και B.3. Σε αμφότερες τις δύο συγκολλήσεις, παρατηρήθηκαν οι φάσεις σκλήρυνσης, Mg_5Si_6 και $\eta\text{-MgZn}_2$, που υπάρχουν στα μέταλλα βάσης AA6082 και AA7075 αντίστοιχα. Ωστόσο, εντοπίστηκαν πολλές άλλες μετασταθείς φάσεις κατακρήμνισης και διμεταλλικές ενώσεις, οι οποίες αναφέρονται στον Πίνακα 3.17, και οι οποίες καταλαμβάνουν μεγαλύτερο ποσοστό έναντι των φάσεων σκλήρυνσης εντός του πυρήνα συγκόλλησης. Το γεγονός αυτό επιβεβαιώνει τα όσα αναφέρθηκαν στο Κεφάλαιο III.4 [Εναλλαγή τοποθέτησης πλακών AS σε RS] σχετικά με τα αναμενόμενα κατακρημνίσματα και διμεταλλικές ενώσεις στον πυρήνα συγκόλλησης και κατ' επέκταση τη δικαιολόγηση της κατανομής της διαμήκουσ και εγκάρσιας μικροσκληρότητας σε όλες τις παραχθείσες συγκολλήσεις.

III.10 ΔΟΚΙΜΕΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Τα μέταλλα βάσης AA6082 και AA7075 υποβλήθηκαν, μετά τη θερμική κατεργασία, σε δοκιμές εφελκυσμού με σκοπό τη μελέτη των μηχανικών τους ιδιοτήτων. Σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 8M-04 κατασκευάστηκαν 3 δοκίμια με διαστάσεις που φαίνονται στην Εικόνα 3.68. Τα αποτελέσματα των πειραμάτων και οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων, για το κράμα αλουμινίου AA6082 και AA7075 παρουσιάζονται στα Διαγράμματα 3.27 και 3.28 αντίστοιχα.



Εικόνα 3.68 : Διαστάσεις των δοκιμών εφελκυσμού κατά ASTM E 8M-04. Το πάχος των δοκιμών εφελκυσμού ήταν 1,5 mm.
Πηγή: [69]

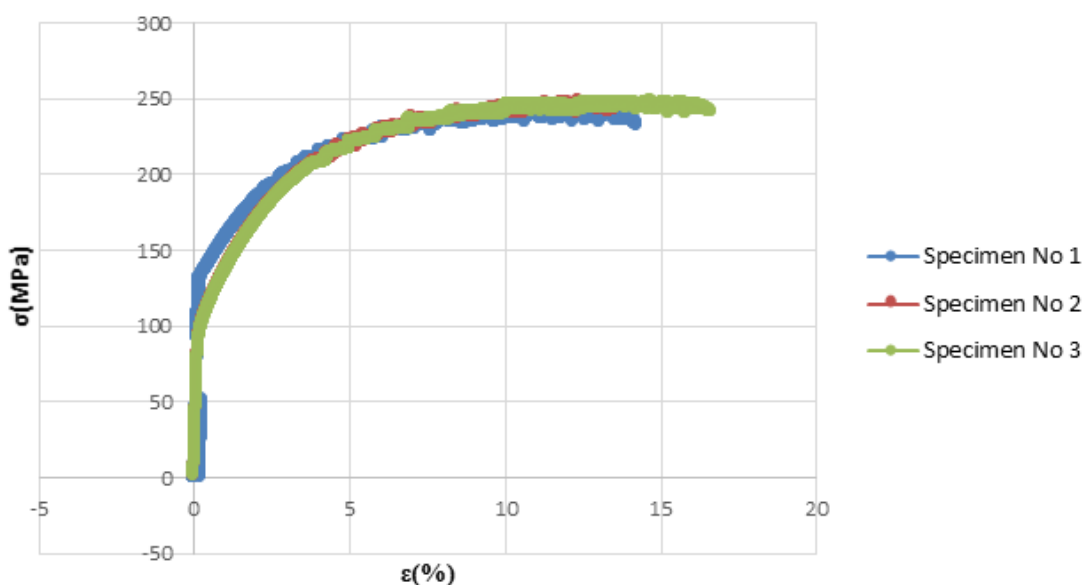


Δοκίμιο	UTS (MPa)	YS (MPa)	E (%)
1	123,3	63	27,15
2	125,73	63,5	25,94
3	127,64	64	26,85
Μέσος όρος	125,56 ± 2,18	63,5 ± 0,5	26,65 ± 0,63

Διάγραμμα 3.27 : Συγκριτικό διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης των δοκιμών εφελκυσμού του κράματος αλουμινίου AA6082 και υπολογισμός των μηχανικών τους ιδιοτήτων.

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.27, υπολογίζουμε τους μέσους όρους των τριών δοκιμών του μετάλλου βάσης AA6082. Συγκεκριμένα, η αντοχή του δοκιμίου σε εφελκυσμό (UTS) φτάνει στα 125,56 MPa, το όριο διαρροής (YS) στα 63,5 MPa, ενώ επιμηκύνεται κατά 26,65 % μέχρι τη θραύση του.

7075 base metal



Δοκίμιο	UTS (MPa)	YS (MPa)	E (%)
1	-	-	-
2	247,862	111,000	13,070
3	247,975	110,000	16,200
Μέσος όρος	247,919 ± 0,08	110,50 ± 0,71	14,64 ± 2,21

Διάγραμμα 3.28 : Συγκριτικό διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης των δοκιμών εφελκυσμού του κράματος αλουμινίου AA7075 και υπολογισμός των μηχανικών τους ιδιοτήτων.

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.28, υπολογίζουμε τους μέσους όρους των δύο δοκιμών του μετάλλου βάσης AA7075. Το δοκίμιο No.1 απορρίφθηκε καθώς κατά τη διενέργεια των πειραμάτων δεν αφαιρέθηκε ο πείρος από το επιμηκυνσιόμετρο με αποτέλεσμα να μην μετράτε η σωστή παραμόρφωση και κατά συνέπεια τα δεδομένα που προέκυψαν να θεωρηθούν αναξιόπιστα. Συγκεκριμένα, η αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) φτάνει στα 247,919 MPa, το όριο διαρροής (YS) στα 110,5 MPa, ενώ επιμηκύνεται κατά 14,64 % μέχρι τη θραύση του.

Από τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων των δύο μετάλλων βάσης, καταλήγουμε στο συμπέρασμα πως το κράμα αλουμινίου AA7075 εμφανίζει σαφώς, βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082. Συγκεκριμένα, η αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) και το όριο διαρροής (YS) του κράματος αλουμινίου AA7075 (Διάγραμμα 3.28) παρουσίασαν σχεδόν διπλάσιες τιμές από τις αντίστοιχες του κράματος αλουμινίου AA6082 (Διάγραμμα 3.27). Ωστόσο, τα δοκίμια εφελκυσμού του κράματος αλουμινίου AA6082 παρουσίασαν μεγαλύτερη επιμήκυνση (E%) μέχρι τη θραύση, σχεδόν διπλάσια, σε σύγκριση με τα δοκίμια εφελκυσμού του κράματος αλουμινίου AA7075. Τα αποτελέσματα αυτά, δικαιολογούνται πλήρως από τη διαφοροποίηση των τιμών της μικροσκληρότητας των δύο κραμάτων αλουμινίου. Αναλυτικά, η τιμή της μικροσκληρότητας του κράματος αλουμινίου AA6082 και του κράματος αλουμινίου AA7075, ήταν 39 HV και 66 HV αντίστοιχα, καθιστώντας έτσι το κράμα αλουμινίου AA6082 πιο μαλακό σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075. Η υψηλότερη, λοιπόν, μικροσκληρότητα του κράματος αλουμινίου AA7075 είχε ως αποτέλεσμα την υψηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό και το υψηλότερο όριο διαρροής αλλά μειωμένη επιμήκυνση μέχρι τη θραύση, λόγω της αυξημένης ψαθυρότητας του, σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082.

Όσον αφορά το Διάγραμμα 3.28, παρατηρούμε ότι μετά την ελαστική περιοχή, οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης εμφανίζουν οδοντωτή συμπεριφορά. Το φαινόμενο αυτό, που αποκαλείται "serrated yielding" ή "Portevin-Le effect", συναντάται κυρίως σε κράματα αλουμινίου της σειράς 5XXX. Σύμφωνα με τους Cui [106] και P. Maj [107], το φαινόμενο αυτό οφείλεται σε νέφη (clouds) διαλυμένων ατόμων (solute atoms) Mg που εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών και είναι υπεύθυνα για την εξάρτηση του ρυθμού παραμόρφωσής από το "serrated yielding". Κατά τη διάρκεια της δοκιμής εφελκυσμού η οδοντωτή αυτή ροή λαμβάνει χώρα μετά το όριο διαρροής, η τάση πέφτει και η ένταση της οδόντωσης αυξάνεται με την παραμόρφωση.

Ως γνωστόν, η θερμική κατεργασία στην οποία υποβλήθηκαν τα ελάσματα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 είχε ως αποτέλεσμα τη διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων $[Mg_5Si_6]$ και $[η'-MgZn_2]$ του κάθε κράματος αλουμινίου, με συνέπεια την πτώση των μηχανικών τους ιδιοτήτων. Το γεγονός αυτό επιβεβαιώνεται από τη διδακτορική διατριβή του Κ. Δανιόλου Νικολάου [27] ο οποίος πραγματοποίησε δοκιμές εφελκυσμού σε ελάσματα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651, πάχους 3mm χωρίς τη θερμική κατεργασία που εφαρμόσαμε στην παρούσα διπλωματική εργασία. Στον Πίνακα 3.17 που ακολουθεί παρατίθενται τα αποτελέσματα της παρούσας διπλωματικής εργασίας σε σύγκριση με τα δεδομένα της διδακτορικής διατριβής του Κ. Δανιόλου Νικολάου, καθώς και η ποσοστιαία μείωση του κάθε μεγέθους μεταξύ των δύο περιπτώσεων.

Πίνακας 3.17: Συγκριτικός πίνακας των μηχανικών ιδιοτήτων των κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651, πριν και μετά τη θερμική κατεργασία.

Δοκίμιο	Όριο Διαρροής/YS (MPa)	Αντοχή σε εφελκυσμό/UTS (MPa)	Επιμήκυνση/Elongation (%)
AA6082-T6	298 ± 4	342 ± 3	15,45 ± 0,3
AA6082-T6 (με τη θερμική κατεργασία)	63,5 ± 0,5	125,56 ± 2,18	26,65 ± 0,63
Ποσοστιαία μείωση (%)	-78,7 %	-63.29 %	+72,49 %
AA7075-T651	493 ± 4	563 ± 3	10,6 ± 0,4

AA7075-T652 (με τη θερμική κατεργασία)	110,50 ± 0,71	247,919 ± 0,08	14,64 ± 2,21
Ποσοστιαία μείωση	-77,57 %	-55,96 %	+38.11 %

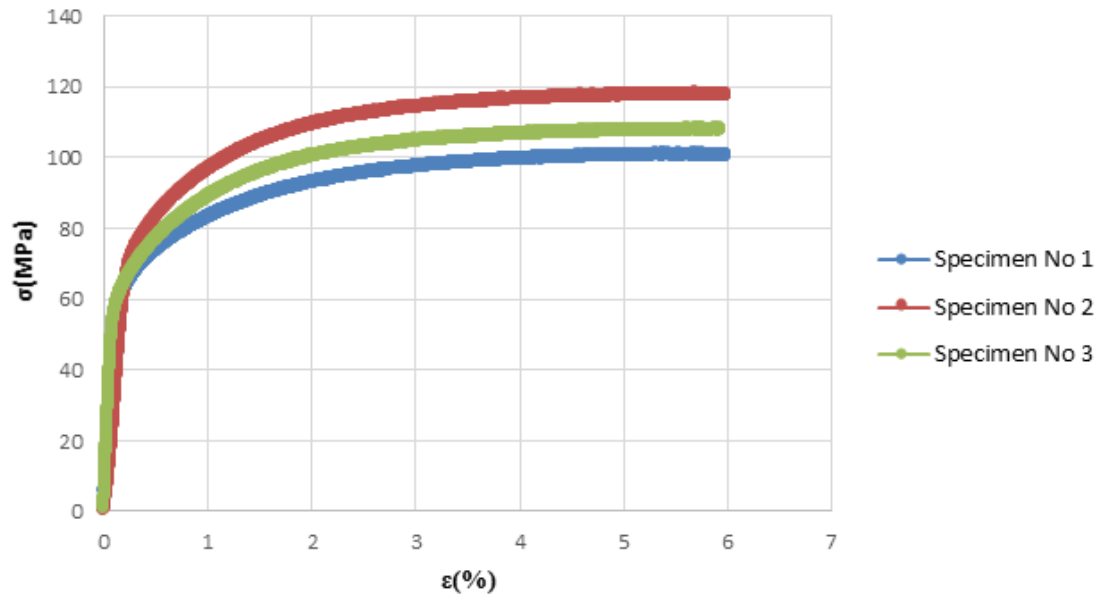
Σύμφωνα με τον Πίνακα 3.19 παρατηρούμε μείωση κατά 78.7% του ορίου διαρροής (YS) και 63.29% της αντοχής σε εφελκυσμό (UTS), του θερμικά κατεργασμένου κράματος αλουμινίου AA6082-T6, ενώ η επιμήκυνση του μέχρι τη θραύση αυξάνεται κατά 72.49% σε σύγκριση με την επιμήκυνση του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 χωρίς τη θερμική κατεργασία.

Αντίστοιχα, παρατηρούμε μείωση κατά 77,57% του ορίου διαρροής (YS) και 55,96% της αντοχής σε εφελκυσμό (UTS), του θερμικά κατεργασμένου κράματος αλουμινίου AA7075-T651, ενώ η επιμήκυνση του μέχρι τη θραύση αυξάνεται κατά 38,11% σε σύγκριση με την επιμήκυνση του κράματος αλουμινίου AA7075-T651 χωρίς τη θερμική κατεργασία.

Τα αποτελέσματα αυτά είναι πλήρως αναμενόμενα καθώς η διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων $[Mg_5Si_6]$ και $[η'-Mg_2Si]$ του κράματος αλουμινίου AA6082 και AA7075 αντίστοιχα, λόγω της θερμικής κατεργασίας, είχε ως αποτέλεσμα την πτώση της σκληρότητάς των δύο υλικών. Το γεγονός αυτό καθιστά τα θερμικά κατεργασμένα κράματα αλουμινίου περισσότερο όλκιμα σε σχέση με τα αντίστοιχα όμοια κράματα αλουμινίου χωρίς τη θερμική κατεργασία, με αποτέλεσμα την πτώση του ορίου διαρροής, την πτώση της αντοχής σε εφελκυσμό και την αύξηση της επιμήκυνσής τους μέχρι τη θραύση.

Στη συνέχεια ακολούθησε η μελέτη της συγκόλλησης B.1, ως προς τις μηχανικές της ιδιότητες. Η συγκόλληση B.3 δεν μελετήθηκε ως προς τις μηχανικές ιδιότητες αφού ο λόγος της ταχύτητας περιστροφής προς την ταχύτητα πρόωσης είναι περίπου ο ίδιος και στις δύο συγκολλήσεις. Συγκεκριμένα, ο λόγος της περιστροφικής ταχύτητας προς την ταχύτητα πρόωσης είναι 15,79 για την συγκόλληση B.1 και 15,83 για την συγκόλληση B.3. Ο ίδιος λόγος της ταχύτητας περιστροφής προς τη ταχύτητα πρόωσης και για τις δύο συγκολλήσεις, υποδηλώνει πως η θερμική παροχή είναι εξίσου η ίδια και για τις δύο συγκολλήσεις. Το γεγονός αυτό σε συνδυασμό με τα ίδια αποτελέσματα που προέκυψαν από την μελέτη SEM και EDS στο κεφάλαιο III.9 και για τις δύο συγκολλήσεις, οδηγούν στο συμπέρασμα ότι και οι μηχανικές ιδιότητες των δύο συγκολλήσεων θα είναι οι ίδιες. Επομένως, επιλέχθηκε να ελεγχθεί ως προς τις μηχανικές της ιδιότητες μόνο η συγκόλληση B.1. Τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τα πειράματα εφελκυσμού καθώς και οι μηχανικές ιδιότητες του κάθε δοκιμίου της συγκόλλησης B.1 παρουσιάζονται στο Διάγραμμα 3.29.

Specimens comparison



Δοκίμιο	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
No 1	67	100,95	5,75
No 2	63	118,05	6
No 3	64	108	5,85
Μέσος όρος	64,67 ± 2,08	109 ± 8,59	5,87 ± 0,13

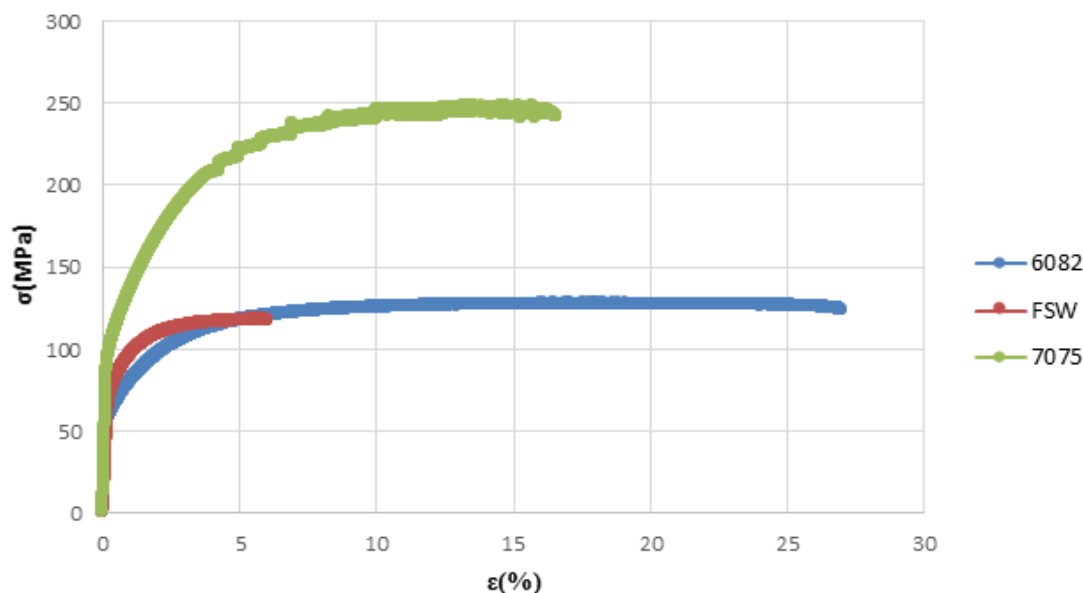
Διάγραμμα 3.29 : Συγκριτικό διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης των δοκιμών εφελκυσμού της συγκόλλησης Β.1 και υπολογισμός των μηχανικών τους ιδιοτήτων.

Σύμφωνα με το Διάγραμμα 3.29, υπολογίζουμε το μέσο όρο των μηχανικών ιδιοτήτων μεταξύ των τριών δοκιμών εφελκυσμού της συγκόλλησης Β.1. Συγκεκριμένα, η αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) φτάνει στα 109 MPa, το όριο διαρροής του (YS) έχει τιμή 64,67 MPa, ενώ επιμηκύνεται κατά 5,87% μέχρι τη θραύση του (Elongation).

Ο μέσος όρος των μηχανικών ιδιοτήτων που προέκυψαν από τα δοκίμια της συγκόλλησης Β.1 (Διάγραμμα 3.29) συγκρίθηκαν, στο Διάγραμμα 3.30, με τους αντίστοιχους μέσους όρους των μηχανικών ιδιοτήτων που προέκυψαν από τα πειράματα εφελκυσμού των μετάλλων βάσης. Σύμφωνα με το συγκριτικό Διάγραμμα 3.30, διαπιστώνουμε ότι οι μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης μειώθηκαν σε σχέση με εκείνες των μετάλλων βάσης. Συγκεκριμένα, το όριο διαρροής (YS) εμφανίζει αύξηση 2% σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082 και μείωση 41,5% σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075. Η αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) μειώνεται κατά 13,18% σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082 και 56,03% σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075. Ωστόσο, η πιο αξιόλογη μείωση εντοπίζεται στο ποσοστό επιμήκυνσης (E%) της συγκόλλησης μέχρι την θραύση με τιμή 77,9% σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082 και 59,9% σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075. Τα παραπάνω αποτελέσματα

συμφωνούν με τα όσα αναφέρονται στη βιβλιογραφία σχετικά με τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης, οι οποίες φαίνεται να μειώνονται σε σύγκριση με εκείνες των μετάλλων βάσης.

Specimens comparison



Δοκίμιο	YS (MPa)	UTS (MPa)	E (%)
7075	110,50 ± 0,71	247,919 ± 0,08	14,64 ± 2,21
6082	63,5 ± 0,5	125,56 ± 2,18	26,65 ± 0,63
FSW	64,67 ± 2,08	109 ± 8,59	5,87 ± 0,13

Διάγραμμα 3.30 : Συγκριτικό διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης των δοκιμίων εφελκυσμού της συγκόλλησης B.1 και υπολογισμός των μηχανικών τους ιδιοτήτων.

Ο Threadgill και οι συνεργάτες του, στην έρευνά τους [33], αναφέρουν πως τα κράματα αλουμινίου που υπόκεινται σε σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία (όπως τα κράματα αλουμινίου των σειρών 2XXX, 6XXX και 7XXX), ανεξάρτητα της θερμικής επεξεργασίας στην οποία υποβλήθηκαν, αστοχούν σε δοκιμές εφελκυσμού στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης, ή κοντά στα σύνορα μεταξύ της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ) και της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης (TMAZ). Συνεπώς, οι μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης είναι υποβαθμισμένες σε σύγκριση με εκείνες των μετάλλων βάσης. Επιπρόσθετα, η επιμήκυνση είναι σχεδόν πάντοτε μικρότερη από αυτήν που υπολογίστηκε στο μέταλλο βάσης, εξαιτίας της συγκέντρωσης τάσεων στις μαλακότερες περιοχές της συγκόλλησης. Η αστοχία επέρχεται στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης, στην TMAZ και στην HAZ, καθώς κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης διαλυτοποιούνται, λόγω των υψηλών θερμοκρασιών που αναπτύσσονται στις περιοχές αυτές, οι ενισχυτικές φάσεις στις οποίες το κάθε κράμα αλουμινίου οφείλει τις υψηλές μηχανικές του ιδιότητες. Ο μόνος τρόπος να διατηρηθούν οι μηχανικές ιδιότητες των μετάλλων βάσης, είναι να χρησιμοποιηθούν κράματα αλουμινίου που έχουν υποστεί ανόπτηση πριν τη συγκόλληση, με αποτέλεσμα να μην είναι δυνατόν να μειωθεί περαιτέρω η σκληρότητά τους λόγω του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης. Εφόσον, η μείωση της σκληρότητάς και της αντοχής σχετίζεται με τη γήρανση σε κράματα αλουμινίου που οφείλουν την σκληρότητά τους σε φαινόμενα κατακρήμνισης, και με την

ανόπτηση σε εργοσκληρυνόμενα κράματα αλουμινίου, η μείωση της παροχής θερμότητας αποτελεί ένα τρόπο για τη παραγωγή μίας συγκόλλησης με βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες. Ωστόσο, το ποσοστό μείωσης της θερμικής παροχής περιορίζεται από το γεγονός ότι τα προς συγκόλληση υλικά πρέπει να θερμανθούν αρκετά προκειμένου να υπάρξει η σωστή ροή υλικού και στα κράματα αλουμινίου η απαιτούμενη αυτή θερμοκρασία προκαλεί αναπόφευκτα μείωση της σκληρότητας.

Η μείωση λοιπόν όλων των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης B.1 σε σύγκριση με εκείνες των μετάλλων βάσης είναι αναμενόμενη σύμφωνα με τη βιβλιογραφία. Ωστόσο, η αιτία της μείωσης διαφέρει από τα όσα αναφέρονται στη βιβλιογραφία. Διασαφηνίζοντας, όπως ο Threadgill και οι συνεργάτες του ανέφεραν στην έρευνα τους, η μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης οφείλεται στη διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων στις οποίες το κάθε κράμα αλουμινίου AA6082 και AA7075, οφείλει την υψηλή του σκληρότητα. Ωστόσο, στην παρούσα διπλωματική εργασία, οι ενισχυτικές φάσεις κατακρήμνισης του κάθε κράματος αλουμινίου είχαν ήδη διαλυτοποιηθεί κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας (Κεφάλαιο III.5) στην οποία όλα τα ελάσματα υποβλήθηκαν πριν την έναρξη των συγκολλήσεων. Συνεπώς, η μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης δεν μπορεί να αποδοθεί στη διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων, αλλά στη δημιουργία ψαθυρών μεσομεταλλικών ενώσεων κατά τη διάρκεια της απόψυξης μετά το πέρας της συγκόλλησης. Το τελικό αποτέλεσμα ήταν η ψαθυροποίηση της περιοχής της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ).

Η θραύση όλων των δοκιμών έλαβε χώρα στην περιοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ) στην πλευρά του κράματος αλουμινίου AA6082 (Εικόνα 3.68). Η θέση της θραύσης είναι η αναμενόμενη, αφού η τιμή της μικροσκληρότητας στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ) είναι παρόμοια με εκείνη του κράματος αλουμινίου AA6082 (39 HV μετά τη θερμική κατεργασία) η οποία είναι η χαμηλότερη σε σύγκριση με εκείνες του κράματος αλουμινίου AA7075 (66 HV μετά τη θερμική κατεργασία) και του πυρήνα συγκόλλησης (135 HV περίπου). Το γεγονός αυτό σε συνδυασμό με τις ψαθυρές μεσομεταλλικές ενώσεις που δημιουργήθηκαν στην περιοχή αυτή, υποβάθμισε ακόμα περισσότερο την αντοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ) σε σχέση με το μέταλλο βάσης AA6082, με αποτέλεσμα να αποτέλεσε την περιοχή θραύσης των δοκιμών.



Εικόνα 3.69 : Θέσεις θραύσης των δοκιμών εφελκυσμού της συγκόλλησης Β.1. Η θραύση και στα τρία δοκίμια έχει επέλθει στην περιοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ) στην πλευρά του μετάλλου βάσης ΑΑ6082.

Όπως προαναφέρθηκε, η θερμική κατεργασία υποβάθμισε τις μηχανικές ιδιότητες των βασικών μετάλλων ΑΑ6082 και ΑΑ7075. Συνεπώς, είναι αναμενόμενο να υποβαθμίστηκαν και οι μηχανικές ιδιότητες της παραγόμενης συγκόλλησης Β.1. Το γεγονός αυτό επιβεβαιώνεται και πάλι από τη διδακτορική διατριβή του Κ. Δανιόλου Νικολάου [27], ο οποίος πραγματοποίησε δοκιμές εφελκυσμού στη συγκόλληση (Δ67-Η) διά τριβής με ανάδευση (FSW) μεταξύ των κραμάτων αλουμινίου ΑΑ6082-Τ6 και ΑΑ7075-Τ651, πάχους 3 mm, χωρίς τη θερμική κατεργασία που εφαρμόσαμε στην παρούσα διπλωματική εργασία. Στον Πίνακα 3.18 που ακολουθεί παρατίθενται τα αποτελέσματα της παρούσας διπλωματικής εργασίας σε σύγκριση με τα δεδομένα της διδακτορικής διατριβής του Κ. Δανιόλου Νικολάου, καθώς και η ποσοστιαία μείωση του κάθε μεγέθους μεταξύ των δύο περιπτώσεων.

Πίνακας 3.18 : Συγκριτικός πίνακας των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης διά τριβής με ανάδευση Δ67-Η και Β.3 μεταξύ των κραμάτων αλουμινίου ΑΑ6082-Τ6 και ΑΑ7075-Τ651.

Δοκίμιο	Όριο Διαρροής/YS (MPa)	Αντοχή σε εφελκυσμό/UTS (MPa)	Επιμήκυνση/Elongation (%)
Δ67-Η	142 ± 7	190 ± 3	4 ± 0,05
Β.1	64,67 ± 2,08	109 ± 8,59	5,87 ± 0,13
Ποσοστιαία μείωση (%)	-54,46 %	-42,63 %	+46,75 %

Σύμφωνα με τον Πίνακα 3.19 παρατηρούμε μείωση κατά 54,46% του ορίου διαρροής (YS) και 42,63% της αντοχής σε εφελκυσμό (UTS), της συγκόλλησης Β.1, ενώ η επιμήκυνση της μέχρι τη θραύση αυξάνεται κατά 46,75% σε σύγκριση με τη συγκόλληση Δ67-Η. Τα αποτελέσματα αυτά είναι πλήρως αναμενόμενα καθώς η διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων [Mg₅Si₆] και [η-Mg₂Si] του κράματος αλουμινίου ΑΑ6082 και ΑΑ7075 αντίστοιχα, λόγω της θερμικής κατεργασίας, είχε ως αποτέλεσμα την πτώση της σκληρότητας των υλικών. Το γεγονός αυτό καθιστά τα μέταλλα βάσης και άρα τη συγκόλληση Β.3 περισσότερο όλκιμη σε σχέση με τη συγκόλληση Δ67-Η, με αποτέλεσμα την πτώση του ορίου διαρροής, την πτώση της αντοχής σε εφελκυσμό και την αύξηση της επιμήκυνσης μέχρι τη θραύση.

IV. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας ήταν η βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651, πάχους 1,5 mm, τα οποία είχαν υποστεί θερμική κατεργασία πριν την έναρξη των συγκολλήσεων.

✚ Τα αποτελέσματα της μελέτης κατέδειξαν δύο βέλτιστες παραμέτρους συγκόλλησης μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων AA6082 και AA7075. Η πρώτη βέλτιστη συγκόλληση (B.1) ήταν μονού πάσου και πραγματοποιήθηκε με ταχύτητα περιστροφής 750 RPM και ταχύτητα πρόωσης 47,5 mm/min. Η δεύτερη βέλτιστη συγκόλληση (B.2) ήταν επίσης μονού πάσου και πραγματοποιήθηκε με ταχύτητα περιστροφής 950 RPM και ταχύτητα πρόωσης 60 mm/min. Σε αμφότερες τις δύο συγκολλήσεις χρησιμοποιήθηκε το ίδιο εργαλείο συγκόλλησης. Το περιαιχένιο του εργαλείου συγκόλλησης ήταν λείο και είχε διάμετρο 14 mm, ενώ ο πείρος ήταν κυλινδρικός χωρίς σπείρωμα και είχε διάμετρο 3,5 mm. Η γωνία κλίσης (tool tilt angle) της κεφαλής της φρεζομηχανής ήταν 2°, ενώ το κράμα αλουμινίου AA6082 ήταν τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS) και στις δύο συγκολλήσεις.

✚ Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ), η θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (TMAZ), ο πυρήνας συγκόλλησης (WN) καθώς και το Flow arm ήταν ευδιάκριτα και σαφώς οριοθετημένα σε όλες της συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση (FSW). Ωστόσο, τα χαρακτηριστικά σχήματα “δακτυλίων κρεμμυδιού” (onion rings) των συγκολλήσεων FSW, απουσίαζαν από το πυρήνα συγκόλλησης όλων των δοκιμών. Το γεγονός αυτό αποδίδεται στην απουσία σπειρώματος του πείρου του εργαλείου συγκόλλησης.

✚ Η τοποθέτηση του κράματος αλουμινίου AA6082 στην υποχωρούσα πλευρά έρχεται σε αντίθεση με τα όσα αναφέρονται στη βιβλιογραφία, περί τοποθέτησης του σκληρότερου κράματος στην υποχωρούσα πλευρά (στην προκειμένη περίπτωση το AA7075). Η αιτιολόγηση δίνεται από τη θερμική κατεργασία στην οποία υπεβλήθησαν τα ελάσματα, με αποτέλεσμα την υποβάθμιση της σκληρότητάς τους λόγω της διάλυσης των ενισχυτικών κατακρημνισμάτων του κάθε κράματος αλουμινίου. Συγκεκριμένα, το κάθε κράμα αλουμινίου υπέστη μείωση περίπου 60% της αρχικής του μικροσκληρότητας. Συνεπώς, υπήρξε διαφοροποίηση της ροής των δύο υλικών μέσα στον πυρήνα συγκόλλησης. Κατά αυτόν τον τρόπο, δημιουργήθηκε ένας πυρήνας συγκόλλησης με βελτιωμένη μικροδομή και σαφή όρια, χωρίς την ύπαρξη ατελειών, όταν το κράμα αλουμινίου AA6082 ήταν τοποθετημένο στην υποχωρούσα πλευρά (RS).

✚ Η εφαρμογή πολλαπλών πάσων είχε ως αποτέλεσμα την παραμόρφωση των προς συγκόλληση ελασμάτων λόγω της υπερβολικής θερμικής παροχής. Ωστόσο, κάποιες συγκολλήσεις που πραγματοποιήθηκαν με συγκεκριμένες αλληλουχίες πολλαπλών πάσων (++(++)) κρίθηκαν ως πιθανώς βέλτιστες και συγκρίθηκαν με τις αντίστοιχες μονού πάσου. Η σύγκριση των συγκολλήσεων δεν κατέδειξε κάποια αξιολογη διαφοροποίηση μεταξύ των συγκολλήσεων μονού και πολλαπλών πάσων, υπό τις ίδιες παραμέτρους συγκόλλησης. Για το λόγο αυτό, η εφαρμογή πολλαπλών πάσων απορρίφθηκε αφού αύξανε το χρόνο συγκόλλησης, προσέδιδε αυξημένη θερμική παροχή και λόγω της επαναληψιμότητας των περασμάτων είχε αυξημένη κατανάλωση ισχύος.

✚ Η κατανομή της διαμήκουσ μικροσκληρότητας παρουσίαζε τις μέγιστες τιμές της, στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Οι τιμές αυτές σταδιακά μειωνόντουσαν, καθώς απομακρυνόμαστε από την περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης, μέχρι τις τιμές των μετάλλων βάσης που βρίσκονταν σε κάθε πλευρά. Οι μέγιστες τιμές στην περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης δικαιολογούνται από τη θερμική κατεργασία των ελασμάτων που έλαβε χώρα πριν την έναρξη των συγκολλήσεων και προκάλεσε τη διάλυση όλων των ενισχυτικών κατακρημνισμάτων του κάθε κράματος αλουμινίου. Το αποτέλεσμα ήταν ο θερμικός κύκλος της συγκόλλησης να μην υποβάθμισε περαιτέρω τη μικροσκληρότητα των περιοχών του πυρήνα συγκόλλησης (WN), της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης (TMAZ) και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ). Αντιθέτως, στη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης (WN) και της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης (TMAZ) τα φαινόμενα δυναμικής ανακρυστάλλωσης που έλαβαν χώρα κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, είχαν ως αποτέλεσμα τη μείωση του μέσου μεγέθους των κόκκων και συνεπώς την τοπική αύξηση της μικροσκληρότητας.

✚ Η μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) και η χημική ανάλυση (EDS) επιβεβαίωσε την διαλυτοποίηση των ενισχυτικών κατακρημνισμάτων Mg_5Si_6 και η' - $MgZn_2$ του κράματος αλουμινίου AA6082 και AA7075 αντίστοιχα. Ωστόσο, τα ενισχυτικά κατακρημνίσματα δεν απουσίαζαν αλλά εντοπίστηκαν σε περιορισμένο ποσοστό σε σύγκριση με τις υπόλοιπες μεσομεταλλικές ενώσεις.

✚ Η θερμική κατεργασία των ελασμάτων πριν την έναρξη των συγκολλήσεων είχε ως αποτέλεσμα τη μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων τόσο των μετάλλων βάσης AA6082 και AA7075 όσο και της παραγόμενης συγκόλλησης B.1:

- i. Διαπιστώθηκε μείωση κατά 78.7% του ορίου διαρροής (YS) και 63,29% της αντοχής σε εφελκυσμό (UTS), του θερμικά κατεργασμένου κράματος αλουμινίου AA6082-T6, ενώ η επιμήκυνση του μέχρι τη θραύση αυξάνεται κατά 72,49% σε σύγκριση με την επιμήκυνση του κράματος αλουμινίου AA6082-T6 χωρίς τη θερμική κατεργασία.
- ii. Αντίστοιχα, διαπιστώθηκε μείωση κατά 77,57% του ορίου διαρροής (YS) και 55,96% της αντοχής σε εφελκυσμό (UTS), του θερμικά κατεργασμένου κράματος αλουμινίου AA7075-T651, ενώ η επιμήκυνση του μέχρι τη θραύση αυξάνεται κατά 38,11% σε σύγκριση με την επιμήκυνση του κράματος αλουμινίου AA7075-T651 χωρίς τη θερμική κατεργασία.
- iii. Ομοίως, λόγω της θερμικής κατεργασίας επήλθε μείωση κατά 54,46% του ορίου διαρροής (YS) και 42,63% της αντοχής σε εφελκυσμό (UTS), της συγκόλλησης B.1, ενώ η επιμήκυνση της μέχρι τη θραύση αυξήθηκε κατά 46,75% σε σύγκριση με τη συγκόλληση Δ67-H, στην οποία τα κράματα αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651 δεν είχαν υποστεί θερμική κατεργασία. Τα αποτελέσματα αυτά είναι πλήρως αναμενόμενα καθώς η διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων [Mg_5Si_6] και [η - Mg_2Si] του κράματος αλουμινίου AA6082 και AA7075 αντίστοιχα, λόγω της θερμικής κατεργασίας, είχε ως αποτέλεσμα το μαλάκωμα των υλικών. Το γεγονός αυτό καθιστά τα μέταλλα βάσης και άρα τη συγκόλληση B.1 περισσότερο όλκιμη σε σχέση με τη συγκόλληση Δ67-H, με αποτέλεσμα την πτώση του ορίου διαρροής, την πτώση της αντοχής σε εφελκυσμό και την αύξηση της επιμήκυνσης μέχρι τη θραύση.

- ✚ Οι μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης B.1, σε σύγκριση με τις μηχανικές ιδιότητες των μετάλλων βάσης της AA6082 και AA7075, ήταν υποβαθμισμένες. Συγκεκριμένα, το όριο διαρροής (YS) εμφανίζει αύξηση 2% σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082 και μείωση 41,5% σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075. Η αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) μειώνεται κατά 13,18% σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082 και 56,03% σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075. Ωστόσο, η πιο αξιόλογη μείωση εντοπίζεται στο ποσοστό επιμήκυνσης (E%) της συγκόλλησης μέχρι τη θραύση με τιμή 77,9% σε σύγκριση με το κράμα αλουμινίου AA6082 και 59,9% σε σχέση με το κράμα αλουμινίου AA7075.
- ✚ Η θραύση όλων των δοκιμών έλαβε χώρα στην περιοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ) στην πλευρά του κράματος αλουμινίου AA6082. Το γεγονός αυτό αποδίδεται στη δημιουργία ψαθυρών μεσομεταλλικών ενώσεων κατά τη διάρκεια της απόψυξης, το οποίο σε συνδυασμό με τη χαμηλή τιμή της μικροσκληρότητας στη περιοχή αυτή, υποβάθμισε ακόμα περισσότερο την αντοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (HAZ) σε σχέση με το μέταλλο βάσης AA6082, με συνέπεια να αποτελέσει την περιοχή θραύσης των δοκιμών.
- ✚ Τελικά, η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση (FSW) μεταξύ των ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου AA6082-T6 και AA7075-T651, πάχους 1,5 mm, τα οποία έχουν υποστεί θερμική κατεργασία είναι εφικτή.

Βιβλιογραφία

- [1] Δημήτρης Ι. Παντελής, Γρηγόρης Δ. Χρυσουλάκης, «Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών (2η έκδοση)», Αθήνα: Παπασωτηρίου, 2008.
- [2] A. Vairis, «High frequency linear friction stir welding of a titanium alloy,» *Science Direct*, pp. 117-131, 15 April 1998.
- [3] Δημήτριος Ι. Παντελής, Βασίλης Ι. Παπάζογλου, Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος, «Επιστήμη και τεχνολογία των συγκολλήσεων», Αθήνα: Εκδόσεις Τσιόλα, 2017.
- [4] D. Scmicker, «A robust simulation of Direct Drive Friction Welding with a modified Carreau fluid constitutive model,» *ScienceDirect*, pp. 186-194, 1 October 2013.
- [5] L. D'Alvise, «Finite element modelling of the inertia friction welding process between dissimilar materials,» *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 387-391, 9 September 2002.
- [6] M. Maalekian, «Comparative analysis of heat generation in friction welding of steel bars,» *Acta Materialia*, pp. 2843-2855, July 2008.
- [7] L. Fratini, «Investigations on the linear friction welding process through numerical simulations and experiments,» *Materials & Design*, pp. 285-291, September 2012.
- [8] F. Rotundo, «Mechanical and microstructural characterization of 2124Al/25 vol.%SiCp joints obtained by linear friction welding (LFW),» *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, pp. 1028-1037, September 2010.
- [9] M. Maalekian, «Finite element modeling of orbital friction welding of eutectoid steel bars,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 1-9, 2008.
- [10] R. C. Della, «Microstructural and mechanical characterization of radial friction welded supermartensitic stainless steel joints,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 86-92, December 2013.
- [11] L. Kamble, «Understanding the Fixture Design for friction stir welding research experiments,» *Materialstoday:PROCEEDINGS*, pp. 1277-1284, 2017.
- [12] R. Mishra, «Friction stir welding and processing,» *Materials Science and Engineering: R: Reports*, pp. 1-78, 31 August 2005.
- [13] W.M.Thomas, «Friction stir welding - Tool developments,» σε *TMS Annual Meeting*, New Orleans, LA, United States, 2001.
- [14] W. Thomas, «Friction stir welding-recent developments in tool and process technologies,» *Advanced Engineering Materials*, pp. 485-490, 1 July 2003.

- [15] W. Thomas, «Friction stir welding developments,» Elsevier Science B.V., Amsterdam, 2003.
- [16] B. Abhijit, «An experimental investigation of torque and force generation for varying tool tilt angles and their effects on microstructure and mechanical properties: Friction stir welding of AA 6061-T6,» *Journal of Manufacturing Processes*, pp. 395-404, January 2018.
- [17] Z. Chen, «On the forming mechanism of banded structures in aluminium alloy friction stir welds,» *Scripta Materialia*, pp. 417-420, March 2008.
- [18] U. O. Z. Barlas, «Effects of FSW Parameters on Joint,» *Welding Journal*, p. 22, January 2012.
- [19] Schneider, «The Influence of Friction Stir Weld Tool Form and Welding Parameters on Weld Structure and Properties: Nugget Bulge in Self-Reacting Friction Stir Welds,» *Nasa Technical Reports Server*, 10 May 2010.
- [20] L. Yu, «Differential expression of RAB5A in human lung adenocarcinoma cells with different metastasis potential,» *SpringerLink*, pp. 213-219, May 1999.
- [21] K. Elangovan, «Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 7-18, 25 June 2007.
- [22] Liu, «Mechanical properties of friction stir welded joints of 1050 – H24 aluminium alloy,» *Science and Technology of Welding and Joining*, pp. 450-454, 4 December 2013.
- [23] Krishnam, «Prediction of Optimum Welding Parameters for FSW of Aluminium,» *Materials Today*, 29 July 2016.
- [24] T. Seidel, «Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique,» *Springerlink*, 1 February 2001.
- [25] N. Afrin, «Microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 179-186, 15 January 2008.
- [26] S. Chowdhury, «Tensile properties of a friction stir welded magnesium alloy: Effect of pin tool thread orientation and weld pitch,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 6064-6075, 20 August 2010.
- [27] Νικόλαος Μ. Δανιόλος, «Μέλετη της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση όμοιων και ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου, με έμφαση στην επίδραση των παραμέτρων της κατεργασίας στη μικροδομή και στις μηχανικές ιδιότητες,» Αθήνα: Διδακτορική Διατριβή, 2017, Ιούνιος.
- [28] K. Kumar, «The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 367-374, 25 June 2008.
- [29] S. Chen, «Texture evolution and deformation mechanism in friction stir welding of 2219Al,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 267-277, 26 August 2014.

- [30] Schmidt, «Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3,» *Acta Materialia*, pp. 1199-1209, February 2006.
- [31] B. London, «Material flow in friction stir welding monitored with Al-SiC and Al-W composite markers,» *TMS Annual Meeting*, pp. 3-12, 2 March 2003.
- [32] Ι. Ασημακόπουλος, «Ροϊκή μοντελοποίηση μετωπικής συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση πλακών κράματος αλουμινίου 5083 με τη χρήση του πακέτου πεπερασμένων στοιχείων *cosmol multiphysics*,» Αθήνα: Διπλωματική εργασία, 2017, Ιούλιος.
- [33] P. Threadgill, «Friction stir welding of aluminium alloys,» *International Materials Reviews*, pp. 49-93, 18 July 2013.
- [34] A. Leonard, «FLAWS IN FRICTION STIR WELDS,» σε *4th International Symposium on Friction Stir Welding*, Park City, Utah, USA, 2003.
- [35] S.Sato, «FIB-assisted TEM study of an oxide array in the root of a friction stir welded aluminium alloy,» *Scripta Materialia*, pp. 365-369, February 2004.
- [36] C. Zhou, «Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds,» *Scripta Materialia*, pp. 1515-1520, April 2006.
- [37] F. Humphreys, *Recrystallization and Related phenomena*, Netherlands: ELSEVIER SCIENCE Ltd, 1995.
- [38] K. Huang, «A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials,» *Materials & Design*, pp. 548-574, 5 December 2016.
- [39] R. Doherty, «Current issues in recrystallization: a review,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 219-274, 15 November 1997.
- [40] Z. Yanushkevich, «Microstructural evolution of a 304-type austenitic stainless steel during rolling at temperatures of 773–1273 K,» *Acta Materialia*, pp. 244-254, 1 January 2015.
- [41] A. Galiyev, «Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60,» *Acta Materialia*, pp. 1199-1207, 19 April 2001.
- [42] A. Dehghan-Manshadi, «Dependency of Recrystallization Mechanism to the Initial Grain Size,» *SpringerLink*, 2 December 2008.
- [43] M. Luton, «Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation,» *Acta Metallurgica*, pp. 1033-1043, August 1969.
- [44] A. Dehghan-Manshadi, «Hot deformation and recrystallization of austenitic stainless steel: Part I. dynamic recrystallization,» *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, pp. 1359-1370, June 2008.

- [45] L. Blaz, «Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper,» *Metal Science*, pp. 609-616, 18 July 2013.
- [46] D. Ponge, «Necklace formation during dynamic recrystallization: Mechanisms and impact on flow behavior,» *Acta Materialia*, pp. 69-80, 19 December 1998.
- [47] Ohashi, «Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of pure nickel,» *Nippon Kinzoku Gakkai-si*, pp. 435-441, April 1990.
- [48] K. Huang, «A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials,» *Materials & Design*, pp. 548-574, 5 December 2016.
- [49] S. Gourdet, «A model of continuous dynamic recrystallization,» *Acta Materialia*, pp. 2658-2699, 23 May 2003.
- [50] Y. Huang, «Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy,» *Acta Materialia*, pp. 2259-2268, 28 May 1999.
- [51] O. Sitdikov, «Grain refinement in coarse-grained 7475 Al alloy during severe hot forging,» *Philosophical Magazine*, pp. 1159-1175, 11 April 2005.
- [52] K. Tsuzaki, «Effect of initial microstructures on grain refinement in a stainless steel by large strain deformation,» *Acta Materialia*, pp. 847-861, 7 February 2003.
- [53] A. Belyakov, «Strain-Induced Grain Evolution in Polycrystalline Copper during Warm Deformation,» *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, pp. 2957-2965, 1998.
- [54] L. Qing, «On deformation-induced continuous recrystallization in a superplastic AlLiCuMgZr alloy,» *Acta Metallurgica Et Materialia*, pp. 1753-1762, July 1992.
- [55] S. Gourdet, «An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium,» *Materials Science and Engineering A*, pp. 274-288, 15 May 2000.
- [56] W. Liu, «Effect of grain orientation on microstructures during hot deformation of AA 3104 aluminium alloy by plane strain compression,» *Acta Materialia*, pp. 3347-3367, 20 September 2001.
- [57] Sakai, «Effect of initial microstructures on grain refinement in a stainless steel by large strain deformation,» *Acta Materialia*, pp. 847-861, 7 February 2003.
- [58] M. Kassner, «Dislocation microstructure of aluminum deformed to very large steady-state creep strains,» *Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, pp. 835-846, May 1987.
- [59] Wusatowska-Sarnek, «Nucleation and microtexture development under dynamic recrystallization of copper,» *Materials Science and Engineering A*, pp. 177-186, 31 January 2002.

- [60] G. Henshall, «Dynamic restoration mechanisms in Al-5.8 At. Pct Mg deformed to large strains in the solute drag regime,» *Metallurgical Transactions A*, pp. 881-889, March 1992.
- [61] A. gholinia, «Production of ultra-fine grain microstructures in Al-Mg alloys by conventional rolling,» *Acta Materialia*, pp. 4461-4476, 28 October 2002.
- [62] W. Blum, «Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6Mn (AA5083),» *Materials Science and Engineering A*, 28-30 January 1996.
- [63] L. Jiang, «Texture, microstructure and mechanical properties of equiaxed ultrafine-grained Zr fabricated by accumulative roll bonding,» *Acta Materialia*, pp. 1228-1242, April 2008.
- [64] J. Solberg, «Influence of ultra-high strains at elevated temperatures on the microstructure of aluminium. Part I,» *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical Properties*, pp. 447-471, October 1989.
- [65] H. McQueen, «Microstructural evolution in Al deformed to strains of 60 at 400°C,» *Scripta Metallurgica*, pp. 73-78, January 1985.
- [66] H. Larsson, σε *2nd Int. Symp. on 'Friction stir welding'*, Gothenburg, Sweden, 2000, June.
- [67] Kumagai, σε *3rd Int. Symp. on 'Friction stir welding'*, Kobe, Japan, September (2001).
- [68] Α. Αναστασίου, «Μετατροπή εργαλειομηχανής σε μονάδα συγκόλλησης FSW (Συγκόλληση διατριβής με ανάδευση και εργαστηριακές δοκιμες σε ελάσματα 5083-H111)», Αθήνα, Διπλωματική εργασία: Επιβλέπων Καθηγητής: Δ.Ι.Παντελής, Φεβρουάριος 2015.
- [69] A. E.-O. American Association State, «Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials,» An American National Standard, Highway and Transportation Officials Standard, 2003, 10 July.
- [70] N. Bayat, «In-situ study of phase transformations during homogenization of 6005 and 6082 Al alloys,» *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 504-509, 25 November 2017.
- [71] Mulazimoglu, «Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy,» *Springer Link*, pp. 929-936, April 1996.
- [72] N. Kuijpers, «Quantification of the evolution of the 3D intermetallic structure in a 6005A aluminium alloy during a homogenisation treatment,» *Materials Characterization*, pp. 379-392, July 2002.
- [73] G. Mrowka-Nowotnik, «Analysis of intermetallic particles,» *Journal of achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, January-February 2007.
- [74] S. Zajac, «Microstructure control and extrudability of Al-Mg-Si alloys microalloyed with manganese,» *Materials Science and Technology*, pp. 323-333, 19 July 1994.

- [75] Moreira, «Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6,» *Materials & Design*, pp. 180-187, January 2009.
- [76] Y. BIROL, «Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys,» *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, pp. 1875-1881, July 2013.
- [77] Y. Birol, «The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets,» *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 250-258, 15 May 2004.
- [78] S. Claves, «Analysis of the Intermetallic Phase Transformation Occurring during Homogenization of 6xxx Aluminum Alloys,» *Materials Science Forum*, pp. 667-674, July 2002.
- [79] S. Zajac, «Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese,» *Materials Science and Technology*, pp. 323-333, 19 July 1994.
- [80] J. Langerweger, «Influence of heat treatment practice on extrudability and properties of AlMgSi alloy sections.,» *Scopus*, 1986.
- [81] Karhausen, «Microstructure Control during Extrusion with Respect to Surface Quality,» *Materials Science Forum*, pp. 403-408, May 1996.
- [82] N. Kuijpers, «DSC Study on Mg-Si Phases in As Cast AA6xxx,» *Materials Science Forum*, pp. 675-680, July 2002.
- [83] H. Tanihata, «Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al–Fe–Si intermetallic compounds in 6063 Al–Mg–Si alloys,» *SpringerLink*, pp. 1205-1210, March 1999.
- [84] B. Christian, «Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 2233-2240, 15 April 2010.
- [85] G. Lorimer, «Further results on the nucleation of precipitates in the Al–Zn–Mg system,» *Acta Metallurgica*, pp. 1009-1013, August 1966.
- [86] L. Mondolfo, «Structure of the aluminium: magnesium: zinc alloys,» *Metallurgical Reviews*, pp. 95-124, 19 July 2013.
- [87] D. J. Lloyd, «A calorimetric study of aluminium alloy AA-7075,» *Journal of Materials Science*, pp. 1819-1824, 24 September 1981.
- [88] Lendvai, «The effect of vacancy-rich clusters on the decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys,» *Wiley Online Library*, 1984.
- [89] Lendvai, «Precipitation and Strengthening in Aluminium Alloys,» *Materials Science Forum*, pp. 43-56, May 1966.

- [90] K. Stiller, «Investigation of precipitation in an Al–Zn–Mg alloy after two-step ageing treatment at 100° and 150°C,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 55-63, 15 September 1999.
- [91] X. Jiang, «Differential scanning calorimetry and electron diffraction investigation on low-temperature aging in Al-Zn-Mg alloys,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 339-348, February 2000.
- [92] Komarasamy, «Characterization of 3” through-thickness friction stir welded 7050-T7451 Al alloy,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 55-62, 14 February 2018.
- [93] N. Birbilis, «Electrochemical behavior and localized corrosion associated with Al₇Cu₂Fe particles in aluminum alloy 7075-T651,» *Corrosion Science*, pp. 4202-4215, 2006 December 2006.
- [94] A. Denquin, «Microstructural and Mechanical Evolutions within Friction Stir Welds of Precipitation Hardened Aluminium Alloys,» *Materials Science Forum*, pp. 2921-2926, August 2003.
- [95] A. Denquin, «Microstructural and Mechanical Evolutions within Friction Stir Welds of Precipitation Hardened Aluminium Alloys,» *Materials Science Forum*, pp. 2921-2926, August 2003.
- [96] M. Kumar, «AW-7075-T6 sheet for shock heat treatment forming process,» *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, pp. 2156-2162, October 2017.
- [97] V. Shokri, «Effect of friction stir welding parameters on microstructure and mechanical properties of DSS–Cu joints,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 111-120, May 2017.
- [98] Ullegaddi, «Friction Stir Welding Tool Design and Their Effect on Welding of AA-6082 T6,» *Materialstoday:PROCEEDINGS*, pp. 7962-7970, 2017.
- [99] J. Guo, «Friction stir welding of dissimilar materials between AA6061 and AA7075 Al alloys effects of process parameters,» *Materials & Design (1980-2015)*, pp. 185-192, April 2014.
- [100] S. Park, «Effect of material locations on properties of friction stir welding joints of dissimilar aluminium alloys,» *Science and Technology of Welding and Joining*, pp. 331-336, 4 December 2013.
- [101] W. Lee, «The mechanical properties related to the dominant microstructure in the weld zone of dissimilar formed Al alloy joints by friction stir welding,» *Journal of Materials Science*, pp. 4183-4191, October 2003.
- [102] Cho, «Modeling strain hardening and texture evolution in friction stir welding of stainless steel,» *Materials Science and Engineering: A*, pp. 146-163, May 2005.
- [103] Humphreys, «Nucleation in Recrystallization,» *Materials Science Forum*, pp. 107-116, October 2004.

- [104] T. McNelley, «Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys,» *Scripta Materialia*, pp. 349-354, March 2008.
- [105] Jamshidi, «Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys,» *Materials & Design*, pp. 405-413, 15 December 2015.
- [106] G. Cui, «The origin of non-uniform microstructure and its effects on the mechanical properties of a friction stir processed Al–Mg alloy,» *Acta Materialia*, pp. 5718-5729, November 2009.
- [107] P. Maj, «The effect of a notch on the Portevin–Le Chatelier phenomena in an Al–3Mg model alloy,» *Materials Characterization*, pp. 46-53, October 2014.
- [108] G. Padhy, «Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review,» *Journal of Materials Science & Technology*, pp. 1-38, January 2018.