



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ
ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ.):

"ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ"

ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΔΗΜΙΟΥΡΓΙΑΣ ΣΥΝΘΕΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ ΜΙΚΡΟ- ΚΑΙ ΝΑΝΟ-ΑΛΟΥΜΙΝΑΣ ΣΕ ΜΗΤΡΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΤΗΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSP)

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΠΑΝΑΓΙΩΤΗ Κ. ΔΙΑΜΑΝΤΟΠΟΥΛΟΥ

Διπλωματούχου Χημικού Μηχανικού Ε.Μ.Π.

ΕΠΙΒΛΕΨΗ:

Δ. Ι. ΠΑΝΤΕΛΗΣ

Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ 2012



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ
ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ.):

"ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ"

ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΔΗΜΙΟΥΡΓΙΑΣ ΣΥΝΘΕΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ ΜΙΚΡΟ- ΚΑΙ ΝΑΝΟ-ΑΛΟΥΜΙΝΑΣ ΣΕ ΜΗΤΡΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΤΗΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSP)

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΠΑΝΑΓΙΩΤΗ Κ. ΔΙΑΜΑΝΤΟΠΟΥΛΟΥ

Διπλωματούχου Χημικού Μηχανικού Ε.Μ.Π.

ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ:

Δ. Ι. ΠΑΝΤΕΛΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Δ. Ε. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Κ. Α. ΧΑΡΙΤΙΔΗΣ, Αναπληρωτής Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ 2012

Πίνακας περιεχομένων

Πρόλογος.....	9
Περίληψη.....	11
Abstract	13
ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	15
Κεφάλαιο 1ο : Κατεργασία δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction Stir Process, FSP)	15
1.1 Εισαγωγή.....	15
1.2 Συγκόλληση δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction Stir Welding-FSW)	16
1.2.1 Αρχή της μεθόδου	16
1.2.2 Στάδια Διαδικασίας	17
1.2.3 Ροή υλικού	19
1.2.4 Παράμετροι μεθόδου FSW	21
1.2.5 Μικροδομή.....	29
1.2.6 Τύποι Ατελειών της Συγκόλλησης δια Τριβής μέσω Ανάδευσης	36
Κεφάλαιο 2ο : Επιφανειακά Σύνθετα Υλικά Μεταλλικής Μήτρας (Surface Metal Matrix Composites).....	43
2.1 Εισαγωγή.....	43
2.2 Σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων.....	45
2.2.1 Σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων μεγάλου μεγέθους.....	45
2.2.2 Σύνθετα υλικά με ενίσχυση διασποράς.....	46
2.3 Σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας (Metal Matrix Composites, MMCs)	47
2.4 Εφαρμογές	48
2.5 Επιφανειακά Σύνθετα Μεταλλικά Υλικά (Surface Metal Matrix Composites, SMMC) .	51
2.6 Χρήση της τεχνικής FSP για την κατασκευή επιφανειακού συνθέτου.....	53
Κεφάλαιο 3ο : Το Αλουμίνιο.....	57
3.1 Γενικά.....	57

3.2 Ιδιότητες Αλουμινίου.....	58
3.3 Κράματα Αλουμινίου.....	58
3.3.1 Ονοματολογία Κραμάτων Αλουμινίου	59
3.3.2 Κράματα Διαμόρφωσης Αλουμινίου	62
3.3.3. Κράματα Χύτευσης του Αλουμινίου	64
3.4 Κράμα Αλουμινίου AA7075-T6	65
Κεφάλαιο 4ο : Μηχανισμοί Ισχυροποίησης των Μετάλλων.....	71
4.1 Εισαγωγή.....	71
4.2 Μηχανισμοί Ισχυροποίησης	71
4.3 Πολλαπλασιασμός Διαταραχών.....	72
4.4 Ισχυροποίηση από Σύνορα Κόκκων	73
4.5 Γήρανση και Ισχυροποίηση με Κατακρήμιση.....	76
Κεφάλαιο 5ο : Βιβλιογραφική Ανασκόπηση	81
ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....	97
Κεφάλαιο 6ο : Πειραματική Διαδικασία.....	97
Κεφάλαιο 7ο: Αποτελέσματα Πειραματικής Διαδικασίας.....	109
Μελέτη επιλογής βέλτιστων ταχυτήτων FSP χωρίς προσθήκη κεραμικής σκόνης	111
Μελέτη επιλογής βέλτιστων ταχυτήτων FSP με προσθήκη κεραμικής σκόνης	119
Επίδραση του αριθμού των περασμάτων της FSP.....	123
Επίδραση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης	127
Επίδραση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης.....	132
Επίδραση της θερμικής μετα-κατεργασίας.....	147
Κεφάλαιο 8ο : Συμπεράσματα.....	161
Κεφάλαιο 9ο : Προτάσεις για μελλοντική έρευνα.....	163

Did you ever want once to be twice?

Did you ever say "Fortune, instant, moment, I love you!"

If so, then you wanted everything back.

*Everything over again, everything eternally,
everything linked, threaded, in love, oh, just so did you love this world.*

Friedrich Nietzsche

Πρόλογος

Η παρούσα μεταπτυχιακή εργασία με τίτλο: “Μελέτη της Δημιουργίας Σύνθετων Υλικών Μικρο- και Νανο-Αλούμινας σε Μήτρα Αλουμινίου με Χρήση της Κατεργασίας δια Τριβής με Ανάδευση (FSP)” πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας (ENT) της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου. Με την ευκαιρία της ολοκλήρωσης της διπλωματικής μου εργασίας, αισθάνομαι την υποχρέωση να ευχαριστήσω ορισμένους από τους ανθρώπους που γνώρισα, συνεργάστηκα μαζί τους και έπαιξαν πολύ σημαντικό ρόλο στην πραγματοποίησή της.

Αρχικά, θα ήθελα να ευχαριστήσω ιδιαίτερος τον Καθηγητή της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών κ. Δημήτριο Ι. Παντελή, επιβλέποντα της μεταπτυχιακής μου εργασίας, για τη συνεχή καθοδήγηση και την πολύτιμη βοήθεια του, καθώς και για την αμέριστη συμπαράσταση καθ’ όλη τη διάρκεια εκπόνησης της μεταπτυχιακής εργασίας με γόνιμες και πάνω από όλα γεμάτες κριτική σκέψη, συμβουλές δείχνοντας παράλληλα εμπιστοσύνη στις δυνάμεις και τις ιδέες μου. Οι γνώσεις και οι εμπειρίες που αποκόμισα από αυτή τη συνεργασία είναι πολλές και πολύτιμες.

Επίσης, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον Υπο ψήφιο Διδάκτορα της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών και φίλο κ. Νίκο Δανιόλο, ο οποίος με το συνεχές ενδιαφέρον του, το ήθος και πάνω από όλα με την αγάπη του για την έρευνα, υποστήριξε αυτήν την προσπάθεια με μόνο δημιουργικές παρεμβάσεις και κριτική διαθέτοντας άπειρο χρόνο και ενέργεια.

Ακόμα, νιώθω την ανάγκη να ευχαριστήσω τη συνάδελφο και φίλη Βάγια Αντωνακάκη για την άριστη σχέση και συνεργασία που είχαμε όλο αυτό το χρονικό διάστημα πραγματοποίησης των μεταπτυχιακών μας εργασιών, κάτι που με βοήθησε ψυχολογικά και όχι μόνο σε πολλές, δύσκολες καταστάσεις.

Επιπλέον, ευχαριστίες οφείλω και σε όλους τους συναδέλφους και φίλους που στελεχώνουν Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας και συγκεκριμένα στους ερευνητές Χαρά Σαράφογλου, Βέρα Μπουγιούρη, Κωστούλα Τριάντου, Νατάσσα Βασιλείου και Λίλα Κιοσίδου, καθώς επίσης και τους τεχνικούς Χάρη Ξάνθη και Θανάση Μαρκουλή. Καθ’ όλη τη διάρκεια της συνεργασίας μας δημιούργησαν ένα ευχάριστο κλίμα και ένα άνετο περιβάλλον, μέσα στο οποίο μπόρεσα να εργαστώ και να επεκτείνω τις γνώσεις μου.

Οφείλω επίσης να ευχαριστήσω τον Αναπληρωτή Καθηγητή της Σχολής Χημικών Μηχανικών κ. Κωνσταντίνο Χαριτίδη, ο οποίος προμήθευσε στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας τις αρχικές σκόνες Al_2O_3 , μεγέθους 2 μm και 30nm, οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν για την παραγωγή των επιφανειακών συνθέτων AA7075-T651/ Al_2O_3 , καθώς επίσης και δέχτηκε να με τιμήσει με την παρουσία του σαν μέλος της τριμελούς επιτροπής αξιολόγησης της μεταπτυχιακής μου εργασίας. Ο χαρακτηρισμός των σκονών Al_2O_3 , μεγέθους 2 μm και 30nm, έγιναν στο Εθνικό Κέντρο Έρευνας Φυσικών Επιστημών (ΕΚΕΦΕ) “Δημόκριτος” από τον ερευνητή Ιωάννη Καρτσωνάκη και η επεξεργασία των προαναφερθέντων αποτελεσμάτων από

την ερευνήτρια Βάσια Τσικουρκιτούδη. Ευχαριστώ και τους δύο θερμά για τη συμβολή τους.

Τις ευχαριστίες μου επίσης εκφράζω και στον Καθηγητή της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών κ. Δημήτρη Μανωλάκο, ο οποίος δέχτηκε να με τιμήσει με την παροχή του σαν μέλος της τριμελούς επιτροπής αξιολόγησης της διπλωματικής μου εργασίας. Επίσης θα ήθελα να ευχαριστήσω τα μέλη του Εργαστηρίου Κατεργασιών των Υλικών (Μηχανουργικό και Μηχανολογικό Εργαστήριο), της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ για τη βοήθειά τους στην προετοιμασία των αρχικών πλακών αλουμινίου στα πρώτα στάδια της εργασίας μου.

Πρέπει ακόμα να ευχαριστήσω τον κύριο Ανδρέα Κανταρτζής, ΕΤΕΠ της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών στον Τομέα Θερμότητας, ο οποίος με το εξαιρετικό παιδαγωγικό του ύφος μου δίδαξε με τον καλύτερο τρόπο όλα όσα άπτονται μηχανουργικού περιεχομένου στα πλαίσια της συγκεκριμένης εργασίας. Η συμβολή του ήταν καθοριστική στην εξέλιξη και περάτωση της μεταπτυχιακής μου εργασίας.

Τελευταία (last but not least), θα ήθελα να ευχαριστήσω την οικογένειά μου για τη διαρκή στήριξη που μου παρείχε καθώς και τους ανθρώπους του στενού μου περιβάλλοντος οι οποίοι με την αγάπη τους μου έδωσαν δύναμη και κουράγιο σε όλες τις δύσκολες στιγμές. Από τους τελευταίους θα πρέπει να ξεχωρίσω τη συνάδελφο Αγγελική Αγγέλου. Οι γόνιμες συζητήσεις πάνω σε θέματα περιοχών που άπτονται του επιστημονικού ενδιαφέροντος της (και όχι μόνο) κατέστη κρίσιμη σε πολλές φάσεις της μεταπτυχιακής. Οι παρατηρήσεις, οι υποδείξεις και οι συμβουλές της ήταν καθοριστικές για την πραγματοποίηση της παρούσας εργασίας και η συμπαράστασή της αμέριστη.

Θα ήθελα να κλείσω με μία φράση του Friedrich Nietzsche:
“In the mountains of truth you will never climb in vain: either you will get up higher today or you will exercise your strength so as to be able to get up higher tomorrow”.

Παναγιώτης Διαμαντόπουλος

Ιούλιος 2012

Περίληψη

Στα πλαίσια της παρούσας εργασίας μελετήθηκε η παραγωγή επιφανειακά σύνθετων υλικών μεταλλικής μήτρας κράματος αλουμινίου AA7075-T651 με ενίσχυση κεραμικών σωματιδίων Al_2O_3 μεγέθους 2 μm και 30nm, μέσω της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση (FSP).

Το εργαλείο της FSP που χρησιμοποιήθηκε αποτελούνταν από τετραγωνικής γεωμετρίας πείρο και επίπεδο περιαιχένιο, ενώ η εισαγωγή της επιθυμητής ποσότητας των σωματιδίων ενίσχυσης έγινε μέσω πλήρωσης αυλακίων κατάλληλης γεωμετρίας και διαστάσεων τα οποία διανοίχτηκαν στα μεταλλικά τεμάχια.

Στο πρώτο στάδιο της πειραματικής διαδικασίας, πραγματοποιήθηκαν προκαταρκτικές δοκιμές χωρίς την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης, μεταβάλλοντας την ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου και διατηρώντας σταθερές τις υπόλοιπες παραμέτρους της κατεργασίας, προκειμένου να βρεθεί η βέλτιστη τιμή της για το συγκεκριμένο σύστημα υλικού-λοιπών παραμέτρων FSP.

Στη συνέχεια οι βέλτιστες τιμές των παραμέτρων της κατεργασίας που προέκυψαν από το προαναφερθέν στάδιο εφαρμόστηκαν σε δοκιμές με την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης και πραγματοποιήθηκε εκτενής διερεύνηση των νέων παραμέτρων της κατεργασίας ενίσχυσης, προκειμένου να κατασκευαστεί το βέλτιστο δυνατό επιφανειακό σύνθετο AA7075-T651/ Al_2O_3 .

Τα δοκίμια μελετήθηκαν με τη χρήση οπτικής και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, προκειμένου να εξεταστεί η κατανομή των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης καθώς επίσης και το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στη ζώνη αυτή. Επιπλέον πραγματοποιήθηκαν μικροσκληρομετρήσεις τόσο κάθετα όσο και κατά μήκος των κατεργασμένων δοκιμίων για την εξακρίβωση της μεταβολής της σκληρότητας συναρτήσει των παραμέτρων της κατεργασίας ενίσχυσης, προκειμένου να εξαχθούν οι βέλτιστες τιμές αυτών.

Παρατηρήθηκε ότι αύξηση της ταχύτητας περιστροφής του εργαλείου της FSP είχε σαν αποτέλεσμα την αύξηση της ομοιογένειας της σύνθετης ζώνης ανάδευσης, ενώ αύξηση του αριθμού των περασμάτων FSP οδήγησε σε σημαντική μείωση του μεγέθους των συσσωματωμένων σωματιδίων, καθώς και σε πολύ καλή διασπορά των τελευταίων στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης καθιστώντας ομοιογενή τη μικροδομή αυτής. Η προσθήκη κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης επέφερε σημαντική εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων της μήτρας σε επίπεδα ανώτερα των αντιστοιχών χωρίς την προσθήκη σωματιδίων, εξαιτίας του περιορισμού της ανάπτυξης των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων που επιφέρουν (pinning effect). Ακόμα, αύξηση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης οδήγησε σε περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης, καθώς και σε αύξηση της μικροσκληρότητας αυτής. Η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης επέφερε εκλέπτυνση των κόκκων της σύνθετης ζώνης

ανάδευσης, καθώς και αύξηση της μικροσκληρότητας αυτής. Μάλιστα παρατηρήθηκε ότι η επίδραση της μείωσης του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης ήταν ισχυρότερη από αυτή της αύξησης του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης, τόσο στη μείωση του μεγέθους των κόκκων όσο και στην αύξηση της μικροσκληρότητας στη ζώνη ανάδευσης.

Παρόλη την επίδραση των παραπάνω παραμέτρων όμως, η μικροσκληρότητα των σύνθετων ζωνών ανάδευσης ανεξαρτήτως μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης βρέθηκε να είναι μικρότερη από αυτή του μετάλλου βάσης, παρόλη την μείωση στο μέγεθος των κόκκων και της υπάρξεως φάσης ενίσχυσης σε αυτές.

Τα αποτελέσματα αυτά κατέστησαν απαραίτητη την εφαρμογή θερμικής κατεργασίας T6 στα βέλτιστα δοκίμια που προέκυψαν από την κατεργασία ενίσχυσης. Η θερμική αυτή μετα-κατεργασία (Postprocess heat treatment, PPHТ) σκοπό είχε να επαναφέρει τη σκληρότητα του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης των δοκιμίων στα επίπεδα του μετάλλου βάσης, ώστε οι μηχανισμοί ενίσχυσης που έχουμε επιβάλλει με την εκλέπτυνση των κόκκων και την διασπορά σωματιδίων ενίσχυσης να ενεργήσουν συνδυαστικά και να καταλήξουμε σε ένα ισχυροποιημένο επιφανειακό σύνθετο στρώμα. Κατά την εφαρμογή της θερμικής μετα-κατεργασίας T6 στα κατασκευασμένα μέσω FSP επιφανειακά σύνθετα, το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού των σύνθετων ζωνών ανάδευσης παρουσίασε μικρή αύξηση. Στην περίπτωση του συνθέτου με ενίσχυση σωματιδίων Al_2O_3 μεγέθους $2\mu m$ κατά την εφαρμογή θερμικής μετα-κατεργασίας T6 η μικροσκληρότητα της σύνθετης ζώνης ανάδευσης παρουσίασε περαιτέρω μείωση, ενώ στη αντίστοιχη περίπτωση ενίσχυσης με σωματίδια Al_2O_3 μεγέθους $30nm$ η μικροσκληρότητα της ζώνης αυτής αυξήθηκε φθάνοντας τις τιμές του μετάλλου βάσης.

Καταλήγοντας, ακόμα και αν δεν αυξήθηκε τη σκληρότητα της επιφάνειας του κράματος AA7075-T651, δημιουργήθηκε ένα επιφανειακά σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας με σημαντικά μικρότερο μέγεθος κόκκων, στη μικροδομή του οποίου ενσωματώθηκαν επιτυχώς κεραμικά σωματίδια Al_2O_3 (μεγέθους $30nm$) με ομοιογενή διασπορά, οι τιμές μικροσκληρότητας του οποίου ήταν ομόλογες με αυτές του μετάλλου βάσης.

Abstract

In the framework of the current thesis an attempt has been made to form a composite surface layer on bulk AA7075 – T651 heat treatable aluminum alloy by dispersion of micro- and nano-sized Al_2O_3 particulates on the surface using FSP technique.

The FSP tool which consisted of a flat shoulder and a square pin, while the insertion of the desired quantity of Al_2O_3 powder was made through filling grooves of the appropriate geometry and dimensions which were machined out of the workpieces.

At the first stage of the experimental procedure, preliminary tests were performed without the addition of reinforcement particles, by varying the rotational speed of the tool and keeping constant the other process parameters in order to find the optimum value for the specific material–remaining FSP parameters system.

Afterwards, the optimum values of the process parameters obtained from the latter stage were applied to tests with the addition of reinforcement particles and an extensive investigation of the new parameters of the reinforcement process was performed in order to fabricate the best possible surface AA7075-T651/ Al_2O_3 composite.

The specimens were studied using optical and electron microscopy to examine the distribution of reinforcement particles in the stir zone as well as the grain size of the matrix in this zone. Moreover microhardness measurements were carried out both vertically and along the cross section of the treated specimens to identify the change of hardness versus the parameters of the reinforcement process to extract the optimal values of the latter.

It was observed that increasing the rotational speed of the FSP tool resulted in an increase in the homogeneity of the composite stir zone, while increasing the number of FSP passes led to a significant reduction in the size of agglomerated particles, as well as in very good dispersion of the latter in the composite stir zone making homogenous the microstructure of it. The addition of ceramic reinforcement particles in the stir zone led to a significant refinement of the grain size of the matrix at a higher level than the FSP without such because of the limitation of the dynamic recrystallized grains growth which they cause (pinning effect). Moreover, increasing the volume fraction of reinforcement particles led to further reduction of grain size in the composite stir zone, and an increase in its microhardness. The decrease in reinforcement particles' size resulted in the refinement of the grains of composite stir zone, and in an increase in its microhardness. In fact it was observed that the effect of reducing the reinforcement particles' size was stronger than the increase in the volume fraction of reinforcement particles in reducing the grain size and also in increasing the microhardness of the composite stir zone.

Despite the influence of these parameters, microhardness values of the composite stir zones regardless of reinforcement particles' size was found to be less than that of the base metal, despite the decrease in grain size and the existence of a reinforcement phase in them.

The aforementioned results made necessary the application of a Post Process Heat Treatment (PPHT) of the specimens in order to restore them in T6 condition. PPHT was expected to restore the hardness of the matrix of the composite stir zone of the specimens at the levels of base metal, so that the reinforcement mechanisms that we imposed by grain refinement and dispersion of reinforcement particles will act in combination to come up with a reinforced composite surface layer. The application of PPHT of the fabricated composites resulted in a small increase of the grain size of the matrix at the composite stir zone. The microhardness values of the micro-composite specimen at the composite stir zone after the PPHT were decreased, while for the nano-composite specimen they were significantly increased, reaching the values of base metal.

Even though it was not achieved an increase in the hardness of the surface of AA7075-T651, a surface metal matrix composite was fabricated with significantly finer microstructure and homogenous distributed ceramic particles of Al_2O_3 (with grain size 30nm) successfully embedded in it, whose microhardness values were homologous with those of the base metal.

ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

Κεφάλαιο 1ο : Κατεργασία δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction Stir Process, FSP)

1.1 Εισαγωγή

Η κατεργασία δια τριβής μέσω ανάδευσης, πρόσφατα εξελίχθηκε από τους Mishra et al., ως ένα γενικό εργαλείο για τροποποίηση της μικροδομής των υλικών η αρχή της οποίας βασίζεται στη λειτουργία της συγκόλλησης δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSW) [1-3].

Στην περίπτωση της κατεργασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης, ένα περιστρεφόμενο εργαλείο εισέρχεται όπως και στην περίπτωση της FSW σε μια πλάκα στην οποία προστίθεται η φάση ενίσχυσης (σκόνη, σύρμα), προκειμένου να ενισχυθούν οι ιδιότητες του εκάστοτε μητρικού υλικού χωρίς αυτό να φθάνει στο σημείο τήξης του.

Βάσει αυτού, η τεχνική FSP χρησιμοποιείται για επιφανειακές κατεργασίες, όπως π.χ. η δημιουργία σύνθετων υλικών. Για παράδειγμα η δημιουργία επικαλύψεων στην επιφάνεια αλουμινίου ή την ενίσχυση της ραφής συγκόλλησης με μεταλλική, κεραμική ή μεταλλο - κεραμική πούδρα [4].

Λόγω των χαμηλών - σε σχέση με τις συμβατικές μεθόδους - θερμοκρασιών που αναπτύσσονται κατά τη διάρκεια των κατεργασιών αυτών, οι μηχανικές ιδιότητες των υλικών αναμένεται να παραμείνουν σχετικά αμετάβλητες. Τα θερμοδυναμικά και ρεολογικά φαινόμενα, καθώς και οι χημικές αντιδράσεις που λαμβάνουν χώρα στην επιφάνεια του μετάλλου, αλλά και σε βάθος που καθορίζεται από την κεφαλή του εργαλείου, αναμένεται να οδηγήσουν σε ενίσχυση [2].

Βασιζόμενοι στην αρχή της τριβής και ανάδευσης πετυχαίνουμε [1]:

- Χαμηλά ποσά παραγόμενης θερμότητας
- Εκτεταμένη πλαστική ροή του υλικού
- Εξαιρετικά λεπτόκοκκη μικροδομή στη ζώνη ανάδευσης
- Επιδιόρθωση ατελειών και μείωση πορώδους
- Τυχαίο προσανατολισμό των κόκκων στη ζώνη ανάδευσης
- Μηχανική ανάμειξη της επιφάνειας και του υποστρώματος

Για τους παραπάνω λόγους η FSP είναι μια στερεάς κατάστασης μέθοδος που χρησιμοποιείται για τοπική τροποποίηση της μικροδομής ή ακόμα και μεταβολή της σύστασης υλικών [2].

1.2 Συγκόλληση δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction Stir Welding-FSW)

1.2.1 Αρχή της μεθόδου

Η μέθοδος συγκόλλησης δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction stir welding) εφαρμόστηκε για πρώτη φορά το έτος 1991 στο Ινστιτούτο Συγκολλήσεων της Αγγλίας (The Welding Institute, TWI) [5, 6]. Είναι μία μέθοδος συγκόλλησης στερεάς κατάστασης όπου μέσω τριβής στα προς συγκόλληση υλικά, παρέχεται επαρκής ποσότητα θερμότητας ώστε να χάσουν τοπικά ποσοστό της σκληρότητάς τους και κατά συνέπεια να παραμορφωθούν πλαστικά, χωρίς να φτάσουν το σημείο τήξης τους [5, 7].

Τα προς συγκόλληση τεμάχια πακτώνονται σε σταθερή θέση και ένα ειδικά σχεδιασμένο, μη καταναλισκόμενο, περιστρεφόμενο εργαλείο προωθείται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης [5, 7].

Το εργαλείο συγκόλλησης είναι συνήθως κυλινδρικό με μια προεξέχουσα κεφαλή στην άκρη του, η οποία μπορεί να έχει διάφορα προφίλ. Το εργαλείο αυτό περιστρέφεται με σταθερή ταχύτητα και η κεφαλή ή πείρος (pin) συγκόλλησης διεισδύει σιγά στο σημείο ένωσης των δυο προς συγκόλληση τεμαχίων, μέχρι το περιαιχένιο (shoulder) να εφάπτεται στην επιφάνειά τους. Τα προς συγκόλληση τεμάχια πρέπει να είναι καλά πακτωμένα με τέτοιο τρόπο που να αποτρέπεται η μετατόπισή τους κατά τη διαδικασία [8].

Το περιαιχένιο του εργαλείου συγκόλλησης πρέπει να έρχεται σε άμεση επαφή με την προς συγκόλληση επιφάνεια για την παραγωγή της απαιτούμενης θερμότητας. Στη συνέχεια το εργαλείο αρχίζει να προωθείται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης [8].

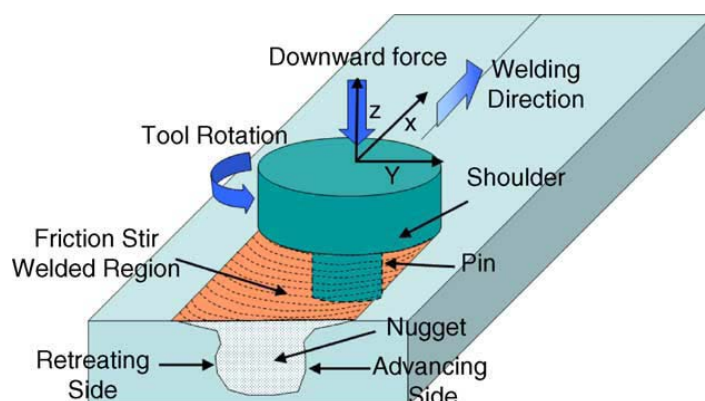
Θερμότητα λόγω τριβής αναπτύσσεται ανάμεσα στο περιαιχένιο, στον πείρο του εργαλείου συγκόλλησης και τα προς συγκόλληση τεμάχια. Η θερμότητα που παράγεται λόγω τριβής, σε συνδυασμό με τη θερμότητα που δημιουργείται από την πλαστική παραμόρφωση του υλικού, πλαστικοποιεί τα προς συγκόλληση υλικά, χωρίς όμως να φτάσουν ποτέ τη θερμοκρασία τήξης τους, επιτρέποντας τη διέλευση του εργαλείου συγκόλλησης σε έναν άξονα πλαστικοποιημένου υλικού κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης [8].

Επειδή παρατηρείται πλαστικοποίηση του υλικού λόγω θερμότητας που αντιστοιχεί σε θερμοκρασίες έως και το 80% του σημείου τήξης, χαρακτηρίζουμε τη συγκόλληση με τριβή και ανάδευση ως μια συγκόλληση στερεάς κατάστασης [5].

Καθώς το εργαλείο συγκόλλησης κινείται προς την κατεύθυνση της συγκόλλησης, υποβοηθούμενο από το ειδικό προφίλ του, επιβάλλει στο πλαστικοποιημένο υλικό να κινηθεί από το μπροστά προς το πίσω μέρος του πείρου. Με αυτόν τον τρόπο δημιουργούνται δύο διαφορετικές πλευρές στο συγκολλημένο υλικό: η προωθούμενη (advancing side) και η υποχωρούσα (retreating side) πλευρά. Η προωθούμενη πλευρά είναι εκείνη στην οποία η φορά της ταχύτητας συγκόλλησης ή πρόωσης (transverse speed, v) είναι ομόροπη με τη φορά της ταχύτητας περιστροφής (rotational speed, ω), ενώ η υποχωρούσα πλευρά είναι εκείνη στην οποία η φορά της ταχύτητας πρόωσης είναι αντίροπη της ταχύτητας περιστροφής [9].

Με το περιστρεφόμενο, λοιπόν, εργαλείο της μηχανής, συντελούνται τρεις βασικές λειτουργίες α) η τοπική θέρμανση του δοκιμίου β) η ανάδευση του υλικού των τεμαχίων που οδηγεί στη συγκόλλησή τους και γ) συγκράτηση του πλαστικού υλικού στην περιοχή της συγκόλλησης, κάτω ακριβώς από το περιανυχένιο [2].

Το περιανυχένιο, περιορίζει τη ροή του μετάλλου περίπου στο αρχικό επίπεδο της επιφάνειας της πλάκας. [10-14].



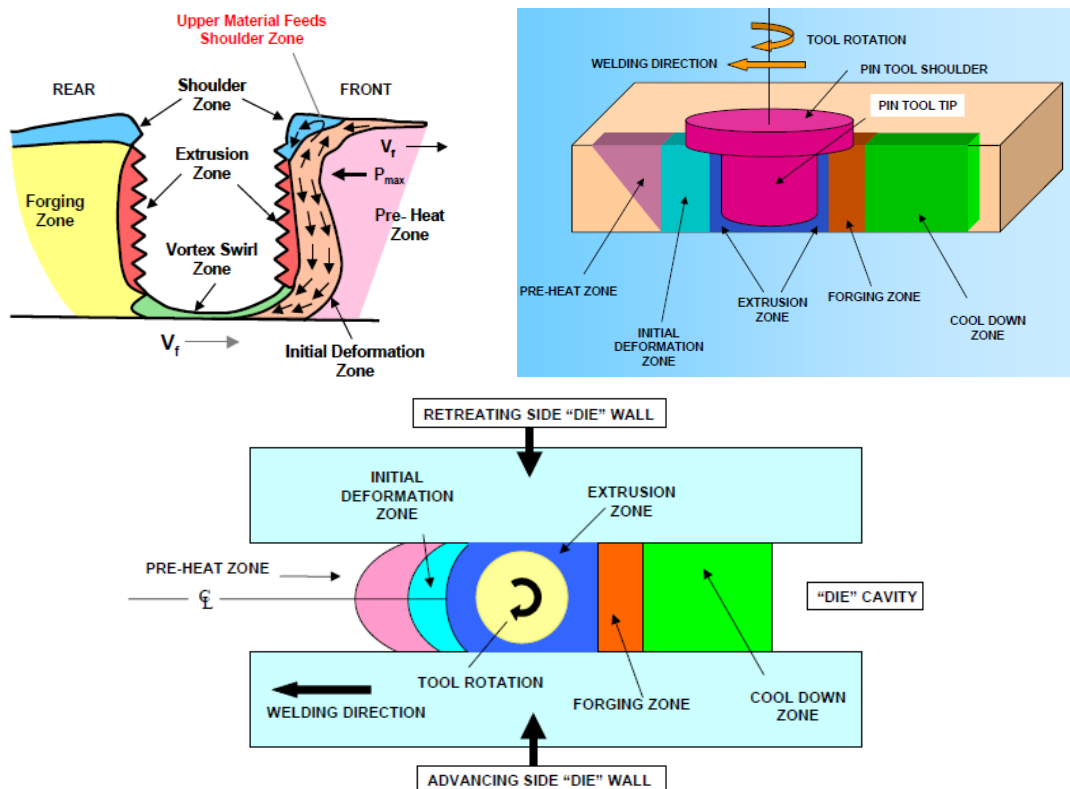
Σχήμα 1.1. Σχηματική αναπαράσταση της μεθόδου FSW [9].

1.2.2 Στάδια Διαδικασίας [9]

Η διαδικασία συγκόλλησης με τη μέθοδο FSW μπορεί να περιγραφεί, σύμφωνα με την πρόταση του Arbogast [15], διακρίνοντας την κατεργασία στις εξής ζώνες: α) ζώνη προθέρμανσης (preheat zone), β) ζώνη αρχικής παραμόρφωσης (initial deformation zone), γ) ζώνη διέλασης υλικού (extrusion zone), δ) ζώνη σφυρηλάτησης (forging zone) και ε) ζώνη μεταθέρμανσης/απόψυξης (post heat/cool down zone) (Σχήμα 1.2). Στην πρώτη ζώνη, αναπτύσσονται θερμοκρασίες λόγω τριβής ανάμεσα στο εργαλείο και το υπό εξέταση υλικό και αδιαβατικής θέρμανσης εξαιτίας της παραμόρφωσης του υλικού. Η θερμότητα που αναπτύσσεται στην περιοχή αυτή καθορίζεται από τις ιδιότητες του υλικού και από την ταχύτητα (πρόωσης και περιστροφής) του εργαλείου. Καθώς το εργαλείο κινείται κατά μήκος του υλικού, δημιουργείται μία ζώνη αρχικής παραμόρφωσης. Στη ζώνη αυτή το υλικό πιέζεται τόσο προς τα πάνω, στη ζώνη του περιανυχενίου (σ zone), όσο και προς τα

κάτω στη ζώνη διέλασης. Ένα μέρος του υλικού παραμένει στη ζώνη στροβιλισμού (swirl zone) κάτω από την κεφαλή. Στη ζώνη διέλασης το υλικό κινείται γύρω από τον πείρο από το μπροστινό μέρος του στο πίσω. Μία κρίσιμη ισόθερμη σε κάθε πλευρά του εργαλείου ορίζει το πλάτος της ζώνης διέλασης, όπου τα μεγέθη των τιμών τάσης και θερμοκρασίας είναι ανεπαρκή για να επιτρέψουν τη ροή υλικού. Οι περιοχές αυτές εκατέρωθεν της ζώνης διέλασης αποτελούν τη Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (Thermo-mechanically affected zone, TMAZ), στην οποία θα αναφερθούμε παρακάτω.

Μετά τη ζώνη διέλασης έπεται η ζώνη σφυρηλάτησης, στην οποία το υλικό από το μπροστινό μέρος του εργαλείου συμπιέζεται, υπό συνθήκες υδροστατικής πίεσης, στην κοιλότητα που προκύπτει από την μετατόπιση του πείρου, κατά την πρόωση του εργαλείου. Το περιουχένιο του εργαλείου βοηθά στον περιορισμό του υλικού στην προαναφερθείσα κοιλότητα, καθώς επίσης και στην εφαρμογή μίας κάθετης δύναμης σφυρηλάτησης. Υλικό από τη ζώνη του περιουχενίου μεταφέρεται από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη. Πίσω από τη ζώνη σφυρηλάτησης τοποθετείται η ζώνη μεταθέρμανσης/απόψυξης, όπου το υλικό ψύχεται υπό παθητικές ή εξαναγκασμένες συνθήκες ψύξης.



Σχήμα 1.2. Ζώνες που δημιουργούνται κατά την κίνηση του εργαλείου στη μέθοδο FSW. (after Arbogast [15]).

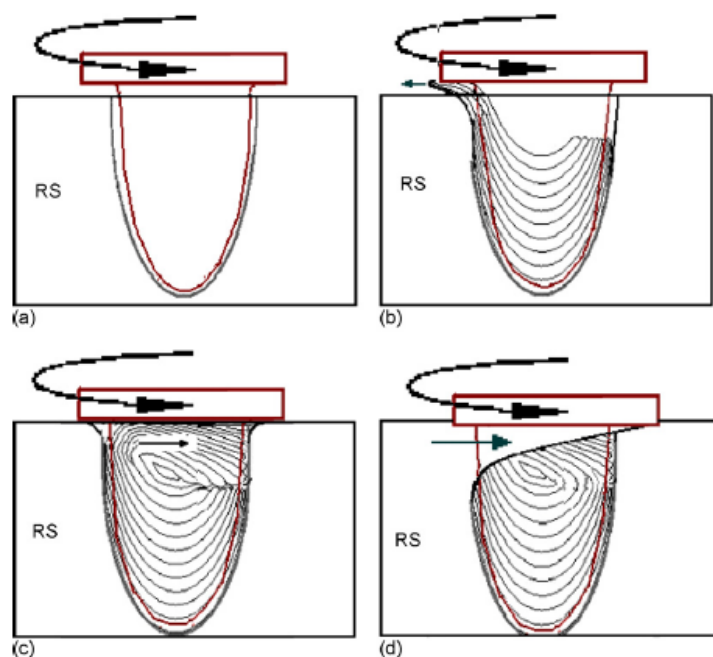
1.2.3 Ροή υλικού

Η ροή του υλικού κατά την πραγματοποίηση της συγκόλλησης είναι μια αρκετά σύνθετη διαδικασία που εξαρτάται από τη γεωμετρία του εργαλείου συγκόλλησης, από τις λειτουργικές παραμέτρους και από το υπό συγκόλληση υλικό [8]. Η κατανόηση των χαρακτηριστικών της ροής υλικού διαδραματίζει έναν πολύ σημαντικό ρόλο, τόσο στο βέλτιστο σχεδιασμό των εργαλείων συγκόλλησης, όσο και στην πραγματοποίηση συγκολλήσεων υψηλής ποιότητας. Το γεγονός αυτό έχει οδηγήσει σε αρκετές έρευνες για τη ροή του υλικού κατά τη διάρκεια της FSW. Επιπρόσθετα, έχουν αναπτυχθεί και κάποιες υπολογιστικές μέθοδοι για τη μοντελοποίηση της [9].

Από τις προαναφερθείσες έρευνες διακρίνονται στη βιβλιογραφία αυτές των Xu et al. [16], Lorrain et al. [17] και Kumar et al. [18]. Οι τρεις αυτές ομάδες ερευνητών διατύπωσαν και απέδειξαν πειραματικά την ανάλυση της ροής του υλικού κατά την FSW. Οι αναλύσεις τους ταυτίζονται απόλυτα παρά το γεγονός ότι κάθε ερευνητική ομάδα χρησιμοποίησε διαφορετικές παραμέτρους κατά την FSW, επιτρέποντάς μας έτσι να γενικεύσουμε τα αποτελέσματα τους θεμελιώνοντας μια γενικευμένη θεώρηση της ροής κατά την FSW. Η θεώρηση αυτή διατυπώνεται ως εξής:

Κατά την FSW υφίστανται δύο διαφορετικά είδη ροής υλικού, τα οποία διακρίνονται σε (α) ροή η οποία υποκινείται από το περιουχένιο (shoulder-driven flow) και (β) ροή η οποία υποκινείται από τον πείρο (pin-driven flow). Κάθε είδος ροής λαμβάνει χώρα σε μια διακριτή περιοχή στην οποία υπερισχύει η επιρροή του περιουχενίου και του πείρου αντίστοιχα. Η μεταφορά του υλικού στην περίπτωση της ροής η οποία υποκινείται από το περιουχένιο γίνεται κατ' όγκο (by bulk), ενώ στην περίπτωση της ροής η οποία υποκινείται από τον πείρο γίνεται κατά στρώματα (layer by layer). Καθώς το εργαλείο προωθείται, υλικό από το πρόσθιο άκρο γεμίζει το κενό το οποίο δημιουργείται εξαιτίας της κίνησης του εργαλείου και σχηματίζει μια σειρά επιστοιβαγμένων στρωμάτων στην κατεύθυνση της συγκόλλησης. Η εισροή του υλικού στην παραπάνω περίπτωση γίνεται μεν από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη, όμως η πλήρωση του κενού χώρου γίνεται αντίστροφα καταλήγοντας έτσι σε μια τελικά παρατηρούμενη ροή υλικού στην περιοχή επιρροής του πείρου από την προωθούμενη πλευρά στην υποχωρούσα. Η ροή αυτή παρουσιάζει μια άνοδο στο άκρο της υποχωρούσας πλευράς στο οποίο καταλήγει. Η ανοδική αυτή ροή ανακλάται από την επιφάνεια του περιουχενίου παίρνοντας πλέον μία καθοδική φορά. Όντας πλέον στην περιοχή επιρροής του περιουχενίου το υλικό, ως αναμένεται μεταφέρεται από την υποχωρούσα πλευρά στην προωθούμενη, φορά την οποία έχει το εργαλείο κατά την περιστροφή του στο πίσω άκρο του. Στο σημείο αυτό της προωθούμενη πλευράς λαμβάνει χώρα συνένωση του υποκινούμενου από το περιουχένιο υλικού με το αντίστοιχα υποκινούμενο από τον πείρο.

Η ροή του υλικού στην FSW συνοψίζεται σχηματικά στο Σχήμα 1.3. Στη σχηματική αυτή αναπαράσταση μεταβάλλεται το βάθος διείσδυσης του εργαλείου στο υλικό ώστε να αναδειχθεί η επιρροή του κάθε τμήματος του εργαλείου στην ροή. Έτσι στο Σχήμα 1.3(b) για την περίπτωση που δεν υπάρχει επαφή του περιανυχνίου με την επιφάνεια του υλικού, η ροή επηρεάζεται μόνο από τον πείρο, εμφανίζοντας τα φαινόμενα ροής που αναφέραμε παραπάνω. Μία επιπλέον πληροφορία που προκύπτει από το προαναφερθέν σχήμα είναι η διαφυγή υλικού από την υποχωρούσα πλευρά. Η περίπτωση αυτή οδηγεί στην δημιουργία ατέλειας, η οποία συναντάται με τον όρο flash (γρέζι) και περαιτέρω αναφορά θα γίνει για αυτήν στο αντίστοιχο εδάφιο παρακάτω. Η περίπτωση του Σχήματος 1.3(c), για επαφή του περιανυχνίου στην επιφάνεια του υλικού, αντιστοιχεί σε αυτήν που περιγράψαμε κατά την διατύπωση της ροής παραπάνω. Τέλος η περίπτωση του Σχήματος 1.3(d) αποτελεί άλλη μια ακραία περίπτωση, στην οποία έχουμε διείσδυση του περιανυχνίου εντός του υλικού. Στην περίπτωση αυτή παρατηρείται επιπρόσθετα αυτής του Σχήματος 1.3(c) η εισαγωγή μητρικού υλικού από την υποχωρούσα πλευρά στην ζώνη ανάδευσης και μεταφορά του προς την προωθούμενη. Το φαινόμενο αυτό λαμβάνει χώρα εξαιτίας της αύξησης της αλληλεπίδρασης του περιανυχνίου με το μητρικό υλικό κατά τη διείσδυσή του βαθύτερα του επιπέδου της επιφάνειας, ενισχύοντας έτσι την ροή υλικού, η οποία επηρεάζεται από αυτό.



Σχήμα 1.3. Σχηματική αναπαράσταση της ροής υλικού στην FSW, σε εγκάρσια τομή της συγκόλλησης, για διαφορετικές συνθήκες αλληλεπίδρασης του περιανυχνίου. (a) Σχηματισμός της κοιλότητας συγκόλλησης, (b) Περίπτωση της κατά στρώματα ροής η οποία υποκινείται από τον πείρο, (c) Συνένωση του υποκινούμενου από το περιανυχνίο υλικού με το αντίστοιχα υποκινούμενο από τον πείρο, (d) Είσοδος μητρικού υλικού στην ζώνη ανάδευσης.

1.2.4 Παράμετροι μεθόδου FSW

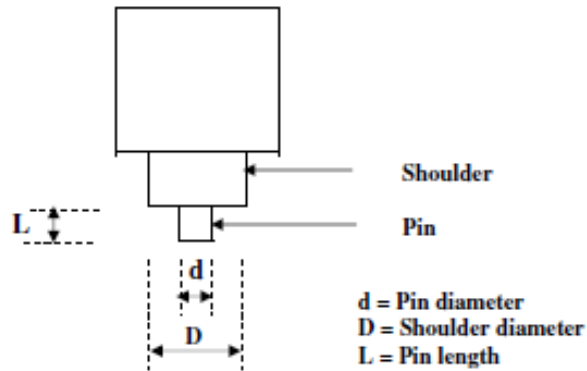
Γεωμετρία εργαλείου

Η γεωμετρία του εργαλείου είναι ο σημαντικότερος παράγοντας επιρροής στην εξέλιξη της διαδικασίας της FSW. Ο σχεδιασμός του εργαλείου αποτελεί βασικό παράγοντα στη διαδικασία, καθώς μπορεί να βελτιώσει την ποιότητα και να αυξήσει την ταχύτητα της συγκόλλησης [8]. Ένα εργαλείο FSW αποτελείται από ένα περιουχένιο και έναν πείρο, όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.4. Όπως προαναφέρθηκε, το εργαλείο εκτελεί τρεις βασικές λειτουργίες α) τοπική θέρμανση του δοκιμίου, β) ανάδευση του υλικού των τεμαχίων που οδηγεί στη συγκόλλησή τους και γ) συγκράτηση του πλαστικού υλικού στην περιοχή της συγκόλλησης, κάτω ακριβώς από το περιουχένιο.

Κατασκευαστικά το εργαλείο θα πρέπει να είναι αρκετά σκληρό και να αντέχει στη φθορά, καθώς και στις σχετικά υψηλές θερμοκρασίες συγκόλλησης. Επίσης η επιλογή υλικού του εργαλείου θα πρέπει να γίνεται λαμβάνοντας υπόψη την επίδραση που έχει στο συντελεστή τριβής (μ) του συστήματος εργαλείο-αναδευόμενο υλικό και κατά επέκταση στη μέγιστη θερμοκρασία και τις δυνάμεις που αναπτύσσονται κατά την FSW [19, 20].

Στα πρώτα στάδια της διαδικασίας, όπου ο πείρος εισχωρεί στο υλικό, η θερμότητα προκύπτει ως αποτέλεσμα της τριβής ανάμεσα στον πείρο και το προς συγκόλληση υλικό [5]. Επιπρόσθετα, κάποια ποσότητα θερμότητας παράγεται λόγω πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού. Ο πείρος εισχωρεί στο υλικό τόσο ώστε το περιουχένιο να ακουμπήσει την επιφάνεια του προς συγκόλληση υλικού. Η τριβή που αναπτύσσεται μεταξύ του υλικού και του περιουχενίου προσδίδει το μεγαλύτερο ποσοστό θερμότητας σε σύγκριση με τις παραπάνω περιπτώσεις. Ανάλογα με τη γεωμετρία του πείρου και του περιουχενίου αναπτύσσονται διαφορετικά ποσά θερμότητας, γι' αυτό η γεωμετρία τους παίζει μεγάλο ρόλο. Η διάμετρος το υ περιουχενίου, επίσης, αποτελεί έναν περιορισμό στον όγκο του υλικού που θερμαίνεται. Για το λόγο αυτό ο λόγος διαμέτρων περιουχενίου/πείρου θα πρέπει να είναι τέτοιος ώστε να εξασφαλίζει την απαραίτητη θερμότητα πλαστικοποίησης του όγκου του υλικού που τίθεται προς ανάδευση από τον πείρο. Σε αντίθετη περίπτωση αναμένεται η εμφάνιση ατελειών στη συγκόλληση. Εύλογα προκύπτει ότι πολύ μεγάλοι λόγοι διαμέτρων περιουχενίου/πείρου πρέπει να αποφεύγονται εξαιτίας της υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων που συνοδεύουν τις θερμικά επηρεασμένες περιοχές των συγκολλήσεων.

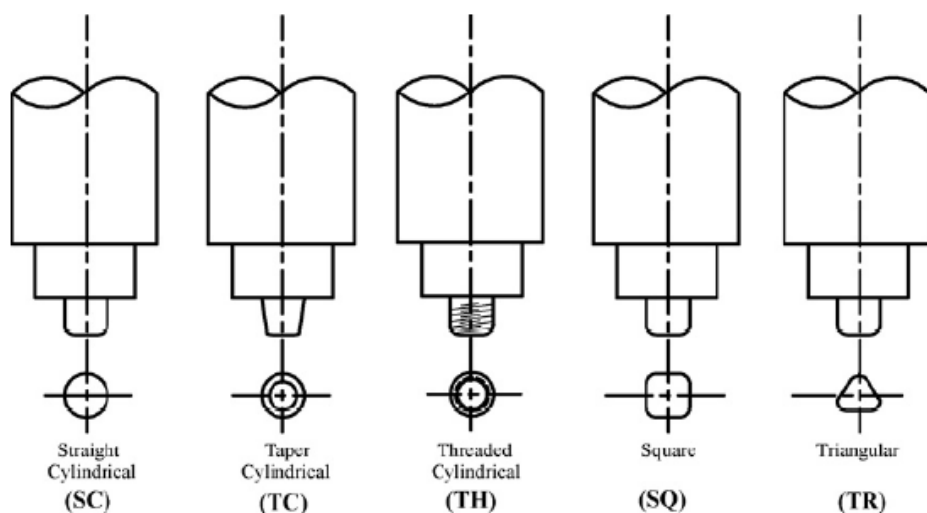
Εκτός από την πρόσδοση θερμότητας, η δεύτερη λειτουργία του εργαλείου είναι η ανάδευση και ανάμιξη του υλικού [5]. Η ομοιομορφία της μικροδομής και οι ιδιότητές της καθώς και τα φορτία που αναπτύσσονται κατά τη διάρκεια της διαδικασίας, διέπονται από τη γεωμετρία του εργαλείου.



Σχήμα 1.4. Διαστάσεις εργαλείου FSW [9].

Στη γεωμετρία του εργαλείου σημαντικός παράγοντας σχεδιασμού είναι η βελτίωση της ροής του πλαστικοποιημένου υλικού γύρω από τον πείρο. [21]

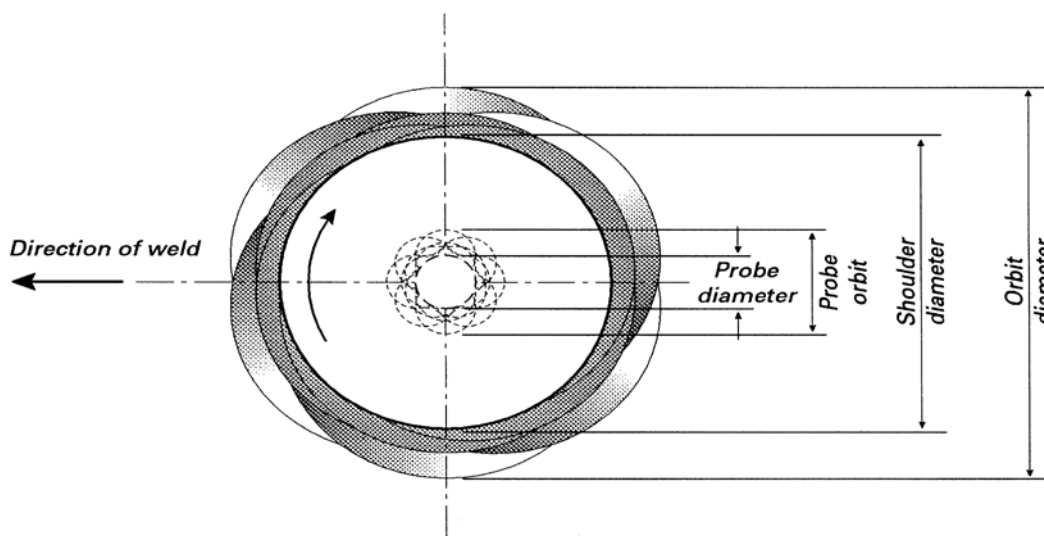
Το σχήμα της κεφαλής του πείρου μπορεί εκτός από κυλινδρικό να έχει και άλλες μορφές. Στο Σχήμα 1.5 παρουσιάζονται κάποιες περιπτώσεις όπου η κεφαλή του πείρου μπορεί να είναι κυλινδρική χωρίς σπείρωμα, κόλουρη κωνική, κυλινδρική με σπείρωμα, τετραγωνική, τριγωνική [22].



Σχήμα 1.5. Συνήθεις μορφές πείρων του εργαλείου συγκόλλησης: κυλινδρικός, κόλουρος κώνος, κυλινδρικός με σπείρωμα, τετραγωνικός, τριγωνικός [22].

Το Σχήμα 1.6 απεικονίζει τη φυσική δυναμική τροχιά, η οποία είναι εγγενώς συνδεδεμένη με κάθε τύπο περιστροφικής μηχανής. Οι Thomas et al. [21] διατύπωσαν τη θεώρηση ότι η εκκεντρότητα αυτή σε μεγαλύτερο ή μικρότερο βαθμό, θα πρέπει να αποτελεί μέρος των χαρακτηριστικών της διαδικασίας της FSW. Η προαναφερθείσα εκκεντρότητα επιτρέπει στο υδρομηχανικά ασυμπίεστο πλαστικοποιημένο υλικό να ρέει πιο εύκολα γύρω από τον πείρο. Επομένως ένας πείρος μη κυκλικής γεωμετρίας αναμένεται να διευκολύνει τη ροή το υ πλαστικοποιημένου υλικού γύρω του. Ουσιαστικά η σχέση μεταξύ του μεγαλύτερου

όγκου της “δυναμικής τροχιάς” του πείρου και του όγκου της στατικής του μετατόπισης είναι αυτή που παρέχει μια διαδρομή για τη ροή του πλαστικοποιημένου υλικού από το εμπρόσθιο άκρο του περιστρεφόμενου εργαλείου στο πίσω άκρο του.













Σχήμα 1.6. Σχηματική απεικόνιση του επιπέδου της δυναμικής τροχιάς περιστρεφόμενου περιουχενίου και πείρου [21].











Τον παραπάνω ισχυρισμό των Thomas et al. [21] απέδειξαν πειραματικά οι Elangovan et al. [22, 23, 24] χρησιμοποιώντας διαφορετικές παραμέτρους FSW και υλικών για διαφορετικές γεωμετρίες πείρων. Στο Σχήμα 1.7 παρουσιάζονται οι υπολογισμοί που πραγματοποίησαν οι Elangovan et al. του λόγου του δυναμικού προς τον στατικό όγκο που ανέφεραν οι Thomas et al. [21] για τις συνήθειες γεωμετρίες πείρων κατά την αντιστοιχία που αυτές παρατίθενται στο Σχήμα 1.5 (ο λόγος των προαναφερθέντων όγκων είναι ανεξάρτητος των διαστάσεων των πείρων που χρησιμοποίησαν οι Elangovan et al.). Από τους υπολογισμούς αυτούς προκύπτει ότι οι μεγαλύτερες τιμές του λόγου του δυναμικού προς τον στατικό όγκο αντιστοιχούν στους πείρους τετραγωνικής και τριγωνικής γεωμετρίας.

Επιπρόσθετα αυτού, οι πείροι τετραγωνικής και τριγωνικής γεωμετρίας παράγουν μία παλμική δράση ανάδευσης στο ρέον υλικό, η οποία οφείλεται στις επίπεδες επιφάνειές τους. Στο Σχήμα 1.8 απεικονίζεται η δυναμική τροχιά των πείρων με τις γεωμετρίες του Σχήματος 1.5, καθώς επίσης και ένας υπολογισμός του αριθμού των παλμών ανά δευτερόλεπτο που παράγουν κατά την περιστροφή το υ εργαλείο με ταχύτητα 1500 rpm. Κατά τον υπολογισμό αυτό, ο πείρος τετραγωνικής γεωμετρίας παράγει 100 παλμούς/δευτερόλεπτο, ο τριγωνικός 75 παλμούς/δευτερόλεπτο, ενώ ο κυλινδρικός, ο κόλυρος κωνικός και ο κυλινδρικός με σπείρωμα δεν εμφανίζουν καμία παλμική δράση. Ο υψηλός αριθμός παλμικής δράσης που υφίσταται το υλικό στη ζώνη ανάδευσης από τον πείρο τετραγωνικής γεωμετρίας κατά τους Elangovan et al. [22, 23, 24] ερμηνεύει και την περαιτέρω εκλέπτυνση των κόκκων που υφίσταται η μικροδομή στην περιοχή αυτή και κατά επέκταση αυτού και τις υψηλότερες τιμές

σκληρότητας και αντοχής που εμφανίζει η συγκεκριμένη συγκόλληση συγκριτικά με αυτές που πραγματοποιήθηκαν με τους πείρους των άλλων γεωμετριών.

Area occupied by the Pin in Static condition	Static area (mm ²)	Area occupied by the Pin in dynamic condition	Dynamic area (mm ²)	Dynamic volume/ static volume
	28.24		28.24	1.00
	25.19		28.24	1.09
	27.96		28.24	1.01
	12.28		28.24	1.56
	18.1		28.24	2.30

Σχήμα 1.7. Επίδραση της γεωμετρίας του πείρου στον λόγο δυναμικού προς στατικό όγκο [22].

Pin profile	Portion of dynamic orbit	No. of pulses per second (for 1500 rpm/25 rps)
		Nil
		Nil
		Nil
		100
		75

Note: Pulses/s = rotational speed × number of flat faces = 25 × 4 = 100 pulses/s.

Σχήμα 1.8. Επίδραση της γεωμετρίας του πείρου στην δυναμική τροχιά και στην παλμική δράση [22].

Σχετικά με το μήκος του πείρου, αυτό εξαρτάται άμεσα από το πάχος των προς συγκόλληση τεμαχίων. Καθώς η FSW βασίζεται στην πλαστική παραμόρφωση των προς συγκόλληση τεμαχίων και η κάθετη συνιστώσα της ροής του υλικού είναι μικρή, το μήκος του πείρου απαιτείται να είναι ελάχιστα μικρότερο από το πάχος των προς συγκόλληση τεμαχίων [9].

Γωνία εργαλείου συγκόλλησης

Μία σημαντική παράμετρος της διαδικασίας της FSW είναι η γωνία του άξονα ή αλλιώς η κλίση του εργαλείου σε σχέση με την επιφάνεια του τεμαχίου. Μια κατάλληλη κλίση του άξονα προς την πίσω κατεύθυνση εξασφαλίζει ότι το περιουχένιο του εργαλείου συγκρατεί το αναδευόμενο, από το ν πείρο, υλικό και μεταφέρει το υλικό αποδοτικά από το εμπρός προς το πίσω μέρος του πείρου [9]. Η ερμηνεία του τελευταίου ισχυρισμού γίνεται αντιληπτή παρατηρώντας το Σχήμα 1.1. Το διάνυσμα της κάθετης δύναμης (downward force) που ασκείται από το εργαλείο, για μηδενική κλίση, συμπίπτει με τον άξονα z. Με την αύξηση της κλίσης προς την πίσω κατεύθυνση το διάνυσμα της δύναμης αυτής πλέον αναλύεται τόσο στον κάθετο στο δοκίμιο άξονα z, όσο και στον άξονα x, ο οποίος συμπίπτει με την φορά πρόωσης του εργαλείου. Επομένως αντιλαμβανόμαστε ότι κατά αυτόν τον τρόπο, με την παρουσία δηλαδή μιας συνιστώσας της κάθετης δύναμης στην κατεύθυνση πρόωσης, διευκολύνεται η μεταφορά υλικού από τη ζώνη διέλασης στη ζώνη σφυρηλάτησης.

Βάθος διείσδυσης [8, 9]

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

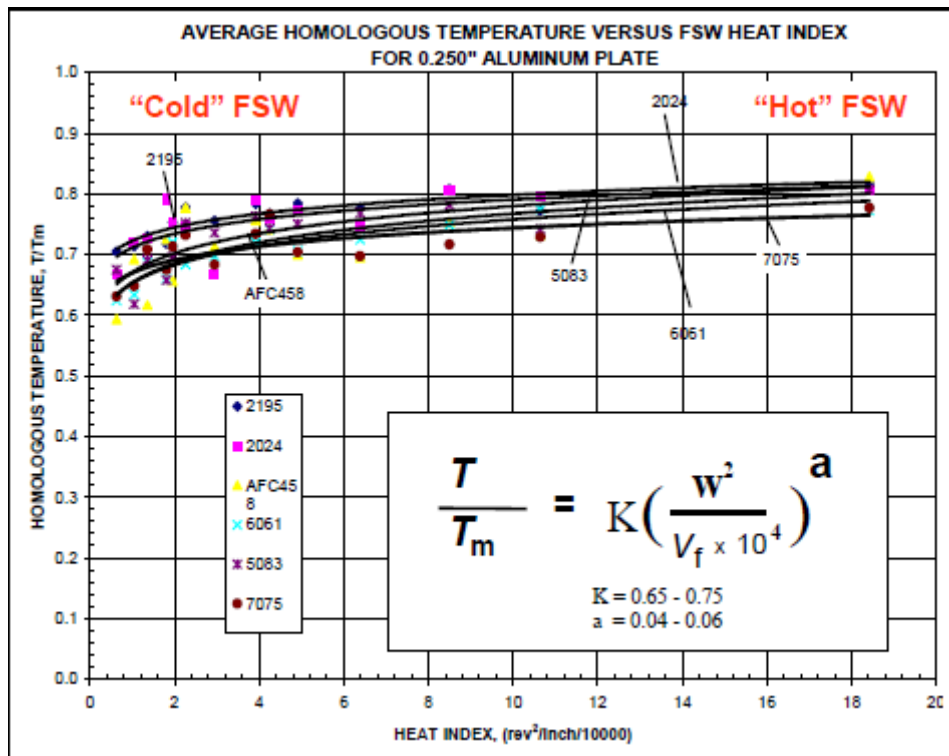
Πλαστικοποίηση υλικού

Η θερμότητα που παράγεται από την περιστροφική κίνηση του περιανυχνίου, κατά την επαφή του με το υλικό, λόγω τριβής είναι η κύρια πηγή θερμότητας στην FSW [8]. Η συνολική θερμότητα παράγεται πέραν από την τριβή του περιανυχνίου με την επιφάνεια των προς συγκόλληση τεμαχίων, από την τριβή του πείρου με το υλικό κατά την ανάδευση, αλλά και από την παραμόρφωση που υφίσταται το υλικό κατά την κίνηση του πείρου [8].

Για δεδομένη γεωμετρία εργαλείου και βάθος διείσδυσης η μέγιστη θερμοκρασία που αναπτύσσεται στη ζώνη ανάδευσης παρατηρήθηκε ότι εξαρτάται σημαντικά από την ταχύτητα περιστροφής (ω , rpm) ενώ ο ρυθμός θέρμανσης από την ταχύτητα πρόωσης (v , mm/min). Διαπιστώθηκε επίσης ότι η θερμοκρασία ήταν ελαφρώς υψηλότερη στην προωθούμενη πλευρά της συγκόλλησης, όπου η διεύθυνση του διανύσματος της εφαπτομενικής ταχύτητας ταυτίζεται με το διάνυσμα της ταχύτητας πρόωσης. Οι Arbegast et al. [25] παρατήρησαν ότι η μέση τιμή της μέγιστης θερμοκρασίας (για πλάκες αλουμινίου πάχους 6,35 mm) μπορεί να εκφραστεί σαν συνάρτηση του “ψευδο-” δείκτη θερμότητας w ($w = \omega^2 / v$). Απέδειξαν μάλιστα ότι για πολλά κράματα αλουμινίου η γενική σχέση που συνδέει τη μέγιστη θερμοκρασία (T , °C) που αναπτύσσεται κατά τη συγκόλληση με τις παραμέτρους ταχύτητας της FSW (ω , v) μπορεί να αποδοθεί από την σχέση

$$\frac{T}{T_m} = K \left(\frac{\omega^2}{v \cdot 10^4} \right)^a \quad (1.1)$$

όπου ο εκθέτης a παίρνει τιμές από 0,04 έως 0,06, η σταθερά K από 0,65 έως 0,75 και η T_m (°C) είναι το σημείο τήξης του κράματος. Η μέγιστη αναπτυσσόμενη θερμοκρασία που παρατηρήθηκε στις εργασίες των Arbegast et al. [25] τοποθετείται μεταξύ του $0,6T_m$ και του $0,9T_m$, η οποία βρίσκεται εντός του θερμοκρασιακού εύρους της εν θερμώ κατεργασίας για τα μελετώμενα κράματα αλουμινίου (Σχήμα 1.9). Επιπλέον, το θερμοκρασιακό εύρος βρίσκεται γενικά εντός του αντίστοιχου εύρους ομογενοποίησης των κραμάτων αλουμινίου που ενισχύονται με κατακρήμνιση.



Σχήμα 1.9. Διάγραμμα μέσης ομόλογης θερμοκρασίας συναρτήσει του δείκτη θερμότητας για διάφορα κράματα αλουμινίου [19, 26].

Πρόσφατα, οι Schmidt et al. [27] ανέπτυξαν ένα αναλυτικό μοντέλο για την παραγωγή θερμότητας στην FSW. Η σημαντική διαφορά του μοντέλου αυτού σε σχέση με προγενέστερα είναι η εισαγωγή της επιλογής συνθηκών επαφής εργαλείου-υλικού. Οι συνθήκες που εισάγονται είναι η προσκόλληση (sticking), η ολίσθηση (sliding) και ο συνδυασμός τους. Οι τρεις αυτές συνθήκες επαφής ορίζονται και ακολούθως [27]:

- Συνθήκη προσκόλλησης (sticking condition): Η επιφάνεια του μητρικού υλικού προσκολλάται στην επιφάνεια του κινούμενου εργαλείου, στην περίπτωση που η διατμητική τάση τριβής ξεπεράσει το όριο διαρροής σε διατμητική τάση του μητρικού υλικού. Στην περίπτωση αυτή, το μητρικό υλικό επιταχύνεται κατά μήκος της επιφάνειας του εργαλείου (λαμβάνοντας τελικά την ταχύτητα του εργαλείου), μέχρι να θεμελιωθεί μία κατάσταση ισορροπίας μεταξύ της διατμητικής τάσης επαφής και της διατμητικής τάσης του εσωτερικού της μήτρας. Στο σημείο αυτό, πληρούται η στατική συνθήκη πλήρους προσκόλλησης. Σε όρους του συμβατικού νόμου τριβής του Coulomb, ο στατικός συντελεστής τριβής σχετίζεται με τις τάσεις αντίδρασης (reactive stresses) μεταξύ των επιφανειών.
- Συνθήκη ολίσθησης (sliding condition): Εάν η διατμητική τάση επαφής είναι μικρότερη από το όριο διαρροής σε διατμητική τάση του εσωτερικού της μήτρας, ο όγκος του μητρικού υλικού τείνει ελαφρά σε μια σταθερή

κατάσταση ελαστικής παραμόρφωσης, όπου η διατμητική τάση ισούται με τη διατμητική τάση της “δυναμικής” επαφής.

- Συνθήκη μερικής ολίσθησης/προσκόλλησης (partial sliding/sticking condition): Η τελευταία πιθανή συνθήκη επαφής είναι αυτή που συμπεριλαμβάνει μια μικτή κατάσταση των δύο προηγούμενων. Στην περίπτωση αυτή, το μητρικό υλικό επιταχύνεται σε μια ταχύτητα μικρότερη από αυτή της επιφάνειας του εργαλείου, όπου και σταθεροποιείται. Η ισορροπία επέρχεται όταν η διατμητική τάση της “δυναμικής” επαφής ισούται με το όριο διαρροής σε διατμητική τάση του εσωτερικού της μήτρας, εξαιτίας ενός οιονεί-στατικού ρυθμού παραμόρφωσης. Στο μοντέλο αυτό, δεν υπάρχει διαφορά μεταξύ του δυναμικού και του στατικού συντελεστή τριβής.

Οι εκφράσεις για τη συνολική παραγωγή θερμότητας για συνθήκες προσκόλλησης, ολίσθησης και μερικής ολίσθησης/προσκόλλησης, αντίστοιχα, είναι:

$$Q_{total, sticking} = \frac{2}{3} \pi \frac{\sigma_{yield}}{\sqrt{3}} \omega \left((R_{shoulder}^3 - R_{probe}^3) (1 + \tan \alpha) + R_{probe}^3 + 3R_{probe}^3 H_{probe} \right) \quad (1.2\alpha)$$

$$Q_{total, sliding} = \frac{2}{3} \pi \mu p \omega \left((R_{shoulder}^3 - R_{probe}^3) (1 + \tan \alpha) + R_{probe}^3 + 3R_{probe}^3 H_{probe} \right) \quad (1.2\beta)$$

$$Q_{total} = \frac{2}{3} \pi \left(\delta \frac{\sigma_{yield}}{\sqrt{3}} + (1 - \delta) \mu p \right) \omega \left((R_{shoulder}^3 - R_{probe}^3) (1 + \tan \alpha) + R_{probe}^3 + 3R_{probe}^3 H_{probe} \right) \quad (1.2\gamma)$$

όπου Q είναι η συνολική παραγωγή ενέργειας (W), σ_{yield} το όριο διαρροής (Pa), ω η γωνιακή ταχύτητα περιστροφής (rad/s), $R_{shoulder}$ η ακτίνα του περιανυχενίου (m), R_{probe} η ακτίνα του πείρου (m), α η γωνία κωνικότητας για την περίπτωση μη επίπεδου περιανυχενίου ($^\circ$), H_{probe} το ύψος του πείρου (m), p η πίεση επαφής (Pa) και δ η μεταβλητή συνθήκης επαφής. Είναι βολικό να οριστεί μια μεταβλητή συνθήκης επαφής, η οποία θα συνδέει την ταχύτητα των σημείων επαφής στην επιφάνεια της μήτρας με αυτά του εργαλείου που βρίσκονται σε επαφή. Η παράμετρος αυτή είναι ένας αδιάστατος ρυθμός ολίσθησης ο οποίος ορίζεται ως εξής [27]:

$$\delta = \frac{v_{matrix}}{v_{tool}} = 1 - \frac{\dot{\gamma}}{v_{tool}} \quad (1.3)$$

$$\delta = v_{tool} - v_{matrix} \quad (1.4)$$

όπου $\dot{\gamma}$ είναι ο ρυθμός ολίσθησης και v_{tool} είναι η εξαρτώμενη από τη θέση ταχύτητα του εργαλείου $\omega \cdot r$. Ο Πίνακας 1.1 συνοψίζει τη σχέση μεταξύ των διαφόρων συνθηκών επαφής.

Πίνακας 1.1. Ορισμός των συνθηκών επαφής, σχέσης ταχύτητας/διατμητικής τάσης και μεταβλητής συνθήκης επαφής (αδιάστατος ρυθμός ολίσθησης).

Συνθήκη	Ταχύτητα Μήτρας	Ταχύτητα Εργαλείου	Διατμητική τάση	Μεταβλητή συνθήκης επαφής
Προσκόλλησης	$v_{matrix} = v_{tool}$	$v_{tool} = \omega \cdot r$	$\tau_{friction} > \tau_{yield}$	$\delta = 1$
Προσκόλλησης/ολίσθησης	$v_{matrix} < v_{tool}$	$v_{tool} = \omega \cdot r$	$\tau_{friction} \geq \tau_{yield}$	$0 < \delta < 1$
Ολίσθησης	$v_{matrix} = 0$	$v_{tool} = \omega \cdot r$	$\tau_{friction} < \tau_{yield}$	$\delta = 0$

Η παραγωγή καλής ποιότητας συγκόλλησης δια τριβής μέσω ανάδευσης εξαρτάται κατά πολύ από τη μέγιστη θερμοκρασία που αναπτύσσεται στη γραμμή συγκόλλησης των τεμαχίων. Αυτός είναι και ο λόγος που πολλές ατέλειες της FSW, όπως θα δούμε παρακάτω, συνδέονται με την ποσότητα της αποδιδόμενης θερμικής παροχής (υπερβολική ή ανεπαρκής) κατά τη διαδικασία.

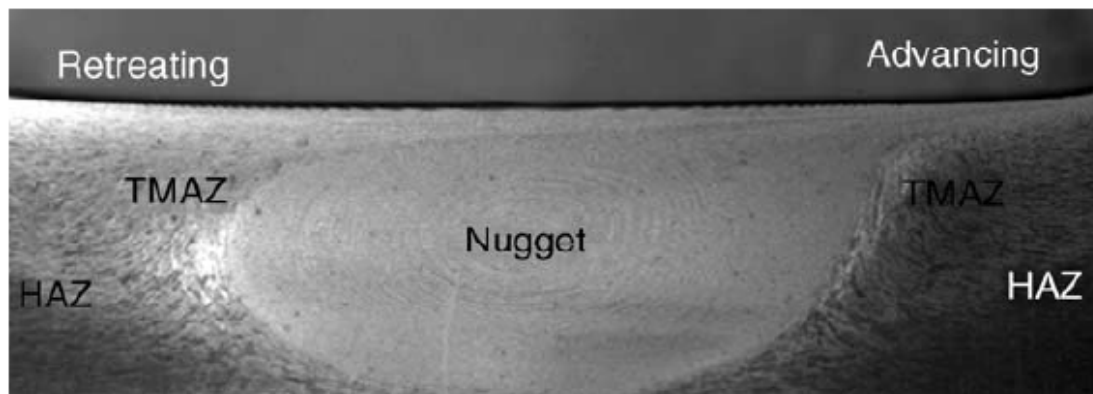
1.2.5 Μικροδομή

Γεωμετρία Συγκόλλησης- Ζώνες

Η έντονη πλαστική παραμόρφωση σε συνδυασμό με τις υψηλές θερμοκρασίες που αναπτύσσονται στη ζώνη ανάδευσης κατά τη διάρκεια της FSW, οδηγεί σε ανακρυστάλλωση και ανάπτυξη ιστού εντός αυτής [9, 28-51], καθώς και σε διάλυση των κατακρημνισμάτων εντός αυτής και μεγέθυνσή τους γύρω της [9, 28-51]. Έτσι, με βάση το μικροδομικό χαρακτηρισμό των κόκκων και των κατακρημνισμάτων, διακρίνονται οι παρακάτω ζώνες (Σχήμα 1.10):

- Η ζώνη ανάδευσης (stir zone, SZ) ή πυρήνας συγκόλλησης (weld nugget, WN)
- Η θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (thermomechanically affected zone, TMAZ, ΘΜΕΖ)
- Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη (heat affected zone, HAZ, ΘΕΖ)

Οι αλλαγές της μικροδομής στις διάφορες ζώνες επηρεάζουν σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες του συγκολλημένου μετάλλου.

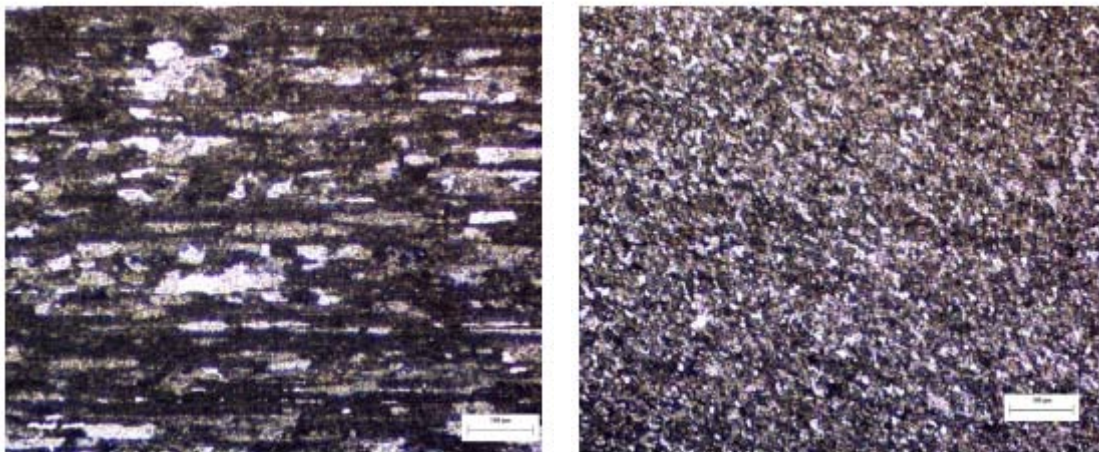


Σχήμα 1.10. Απεικόνιση των ζωνών που δημιουργούνται κατά την FSP κράματος 7075Al-T651 [9].

Ζώνη Ανάδευσης

Η έντονη πλαστική παραμόρφωση και η θερμότητα λόγω τριβής που παράγονται κατά τη διάρκεια της FSW, συμβάλλουν στο σχηματισμό μιας ανακρυσταλλωμένης λεπτόκοκκης μικροδομής στη ζώνη ανάδευσης. Η περιοχή αυτή αναφέρεται επίσης σαν πυρήνας συγκόλλησης ή δυναμικά ανακρυσταλλωμένη ζώνη (dynamically recrystallized zone, DXZ) [9]. Η ζώνη αυτή ουσιαστικά αποτελεί το κέντρο της συγκόλλησης και αναπαριστά την περιοχή από την οποία πέρασε ο πείρος του εργαλείου συγκόλλησης. Ο πυρήνας συγκόλλησης έχει μέγιστο πλάτος ίσο με τη διάμετρο του περιουχενίου και μέγιστο ύψος περίπου ίσο με το μήκος του πείρου. Ο διαχωρισμός του πυρήνα συγκόλλησης και της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης είναι δυσδιάκριτος στην υποχωρούσα πλευρά της συγκόλλησης, αλλά γίνεται ευδιάκριτος στην προωθούμενη πλευρά της συγκόλλησης.

Είναι γενικά αποδεκτό ότι η δυναμική ανακρυστάλλωση που παρατηρείται κατά την FSW έχει σαν αποτέλεσμα την παραγωγή λεπτών και ισοαξονικών κόκκων στη ζώνη ανάδευσης [9, 28-51]. Οι λειτουργικές παράμετροι της FSW, η γεωμετρία του εργαλείου, η σύσταση του υλικού του κατεργαζόμενου τεμαχίου, η θερμοκρασία του τεμαχίου, η κάθετη δύναμη και η ενεργή ψύξη διαδραματίζουν πρωτεύοντα ρόλο στο μέγεθος των ανακρυσταλλωμένων κόκκων. Οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι είναι ιδιαίτερα λεπτοί εξαιτίας των πολύ ισχυρών διατμητικών δυνάμεων που ασκήθηκαν στο μέταλλο κατά την ανάδυσή του, ενώ το μέγεθός τους μειώνεται περίπου στο 1/10 του αρχικού τους μεγέθους [8]. Παρό δ που το τυπικό μέγεθος των ανακρυσταλλωμένων κόκκων αλουμινίου εκτείνεται στην κλίμακα των μm , έχουν επιτευχθεί μεγέθη κόκκων μικρότερα του 1 μm (ultrafine-grained microstructures) με τη χρήση εξωτερικής ψύξης καθώς και εργαλείων συγκόλλησης ειδικών γεωμετριών [9]. Η χρήση εξωτερικής ψύξης και εργαλείων συγκόλλησης ειδικών γεωμετριών σκοπό έχει τη μείωση της μέγιστης αναπτυσσόμενης θερμοκρασίας κατά την FSW, η οποία κατά ακολουθία των γενικών αρχών που διέπουν την ανακρυστάλλωση [9, 52] επιφέρει μείωση του μεγέθους των ανακρυσταλλωμένων κόκκων.



Σχήμα 1.11. α) Βασικό μέταλλο, β) Πυρήνας συγκόλλησης [5].

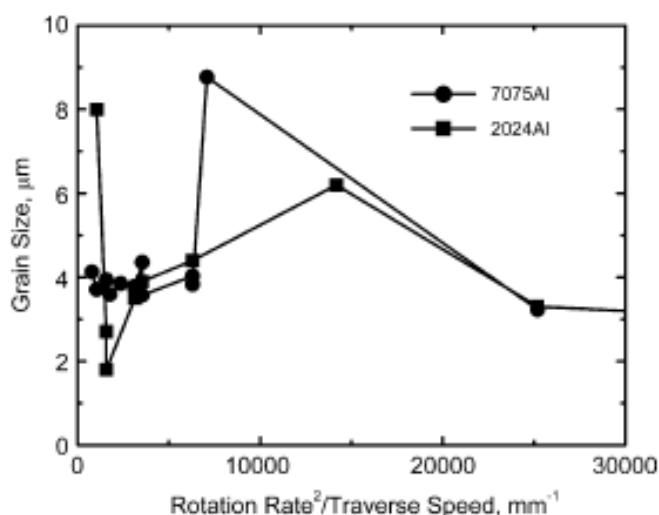
Πρόσφατα, μελετήθηκε [9, 30, 31, 34, 51-53] η επίδραση των παραμέτρων της κατεργασίας FSW στη μικροδομή των κραμάτων αλουμινίου κατά την υποβολή τους σε αυτήν.

Κατά την FSW υψηλότερη ταχύτητα περιστροφής ή υψηλότερη τιμή του λόγου ταχύτητας περιστροφής/ταχύτητα πρόωσης έχει σαν αποτέλεσμα την αύξηση του βαθμού παραμόρφωσης και της μέγιστης θερμοκρασίας που αναπτύσσεται κατά το θερμικό κύκλο της κατεργασίας. Η αύξηση του βαθμού παραμόρφωσης κατά τη διάρκεια της FSW έχει σαν αποτέλεσμα τη μείωση του μεγέθους των ανακρυσταλλωμένων κόκκων σύμφωνα με τις γενικές αρχές της ανακρυστάλλωσης [52]. Από την άλλη πλευρά, η αύξηση της μέγιστης θερμοκρασίας που αναπτύσσεται κατά το θερμικό κύκλο της κατεργασίας οδηγεί σε παραγωγή μεγάλου μεγέθους ανακρυσταλλωμένων κόκκων.

Πειραματικά παρατηρήθηκε ότι το μέγεθος των ανακρυσταλλωμένων κόκκων μειώνεται με μείωση της ταχύτητας περιστροφής για σταθερή ταχύτητα πρόωσης [30, 34, 51-53] ή με μείωση του λόγου ταχύτητας περιστροφής/ταχύτητα πρόωσης [54] καθιστώντας έτσι κυρίαρχη την επίδραση της μέγιστης αναπτυσσόμενης θερμοκρασίας στο τελικό μέγεθος των κόκκων, σε σχέση με αυτή του βαθμού παραμόρφωσης.

Πρόσφατες έρευνες που έγιναν σε κατεργασία FSP κράματος αλουμινίου 7050Al αποκάλυψαν ότι το αρχικό μέγεθος των κόκκων του μετά την ανακρυστάλλωση είναι της τάξεως των 25-100 nm [55]. Έπειτα από θέρμανση για 1-4 min στους 350-450 °C όμως, το μέγεθος των προαναφερθέντων κόκκων αυξάνεται στα 2-5 μm, ένα μέγεθος ισοδύναμο με αυτό που παρατηρείται στα κράματα αλουμινίου μετά από FSP [55]. Ως εκ τούτου, η διακύμανση του μεγέθους των ανακρυσταλλωμένων κόκκων σε συνάρτηση με την ταχύτητα περιστροφής ή την ταχύτητα πρόωσης στην περίπτωση της FSW στα κράματα αλουμινίου εξαρτάται από το ποιος είναι ο κυρίαρχος

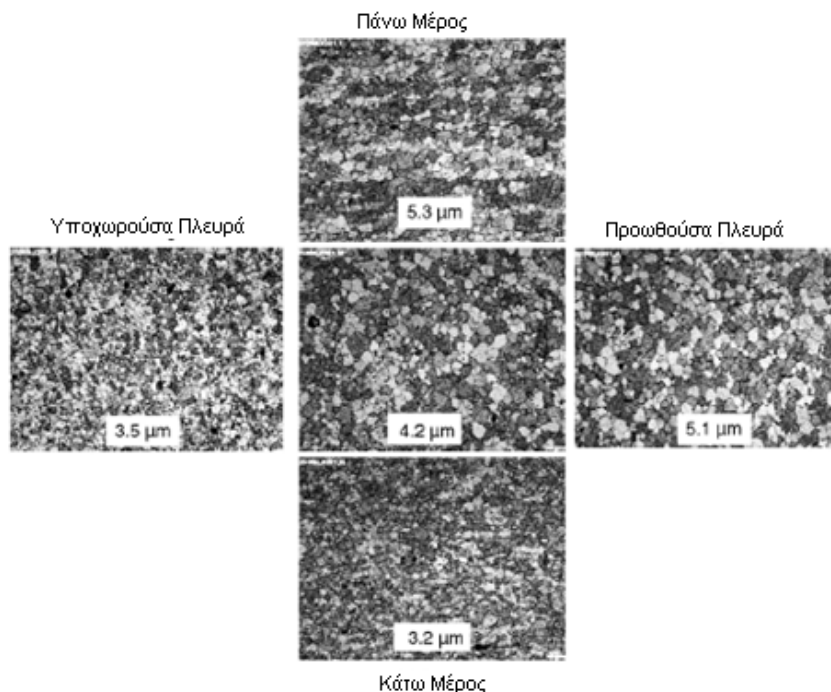
παράγοντας. Έρευνες που έγιναν σε κράματα αλουμινίου 1050Al και 7075Al-T651 έπειτα από FSP έδειξαν ότι η μέγιστη θερμοκρασία που αναπτύσσεται κατά το θερμικό κύκλο της FSP είναι ο κυρίαρχος παράγοντας που καθορίζει το μέγεθος των ανακρυσταλλωμένων κόκκων. Έτσι, το μέγεθος των ανακρυσταλλωμένων κόκκων κατά την FSW κραμάτων αλουμινίου γενικά αυξάνει με την αύξηση της ταχύτητας περιστροφής ή του λόγου ταχύτητας περιστροφής/ταχύτητα πρόωσης. Στο Σχήμα 1.12 απεικονίζεται η μεταβολή του μεγέθους των κόκκων συναρτήσει του “ψευδο-” δείκτη θερμότητας για τις περιπτώσεις των κραμάτων 2024Al και 7075Al [56]. Από αυτό προκύπτει η ύπαρξη ενός βέλτιστου συνδυασμού ταχύτητας περιστροφής και πρόωσης για την παραγωγή της μικροδομής με το μικρότερο μέγεθος κόκκων σε ένα συγκεκριμένο κράμα αλουμινίου για την ίδια γεωμετρία εργαλείου και θερμοκρασία τεμαχίου.



Σχήμα 1.12. Μεταβολή του μεγέθους των κόκκων συναρτήσει του “ψευδο-” δείκτη θερμότητας [56]. Παρατηρούμε ότι το μέγεθος των κόκκων δεν αυξάνεται μονοτονικά με την αύξηση του δείκτη θερμότητας.

Το μέγεθος των κόκκων τείνει να αυξηθεί κοντά στην κορυφή της ζώνης ανάδευσης, και μειώνεται καθώς απομακρυνόμαστε από το κέντρο της ζώνης προς κάθε πλευρά. Αυτό οφείλεται στη διαφοροποίηση του θερμοκρασιακού προφίλ και των συνθηκών απαγωγής της θερμότητας που υφίστανται στη ζώνη ανάδευσης. Συγκεκριμένα, επειδή το κάτω μέρος των τεμαχίων βρίσκεται σε επαφή με τη βάση υποστήριξης, η μέγιστη θερμοκρασία που αναπτύσσεται στη ζώνη ανάδευσης είναι μικρότερη και ο θερμικός κύκλος μικρότερος σε σχέση με την κορυφή της ζώνης ανάδευσης. Ο συνδυασμός της μικρότερης θερμοκρασίας και του συντομότερου χρόνου διέλασης στο κάτω μέρος της ζώνης ανάδευσης επιβραδύνουν αποτελεσματικά την ανάπτυξη των κόκκων καταλήγοντας σε μικρότερους ανακρυσταλλωμένους κόκκους. Ενδεικτικά αναφέρεται, ότι οι Mahoney et al. [57] ανέφεραν μια διαφοροποίηση στο μέγεθος των κόκκων από πάνω προς τα κάτω και από την προωθούμενη προς την υποχωρούσα πλευρά. Στο Σχήμα 1.13 παρατηρούνται

οι διαφοροποιήσεις αυτές στη μικροδομή της ζώνης ανάδευσης σε κράμα αλουμινίου AA7050. Στο κάτω μέρος της συγκόλλησης ο μέσος όρος διαμέτρου των κόκκων είναι $3,2 \mu\text{m}$, στην κορυφή $5,3 \mu\text{m}$, στην υποχωρούσα πλευρά $3,5 \mu\text{m}$ και στην προωθούμενη πλευρά $5,1 \mu\text{m}$ [57].



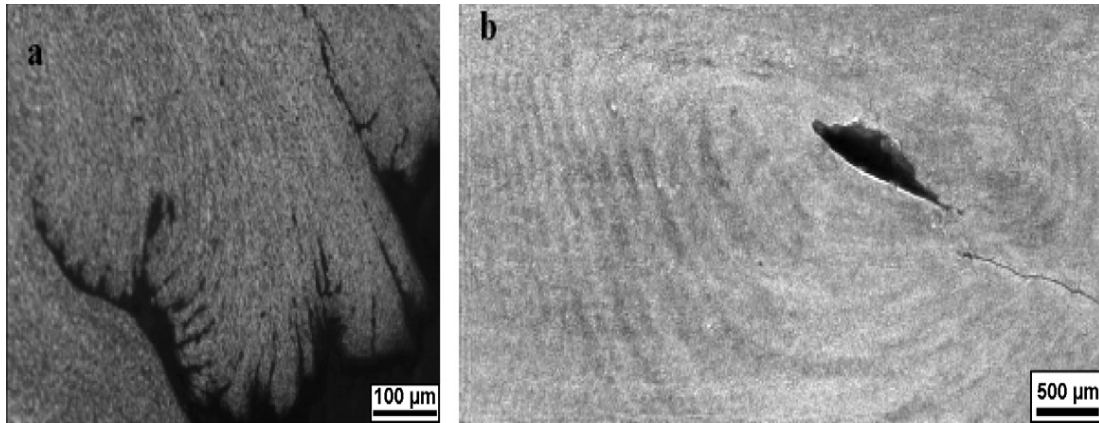
Σχήμα 1.13. Συνεισφορά μεγέθους κόκκων στον πυρήνα του κράματος AA7050 [57].

Στη ζώνη ανάδευσης αναπτύσσονται θερμοκρασίες της τάξεως $400-550^{\circ}\text{C}$ [9]. Σε τέτοιες θερμοκρασίες τα κατακρημνίσματα στα κράματα αλουμινίου είναι δυνατόν να μεγεθυνθούν ή να διαλυθούν πλήρως μέσα στην μήτρα του αλουμινίου ανάλογα με το είδος του κράματος και τη μέγιστη θερμοκρασία.

Οι Liu et al. [58] ερεύνησαν την μικροδομή συγκολλημένου με FSW κράματος 6061Al-T6. Παρατήρησαν ότι τα ομοιογενώς διεσπαρμένα κατακρημνίσματα ήταν πολύ μικρότερα στο μέταλλο βάσης σε σχέση με τη ζώνη ανάδευσης. Επιπλέον, υπήρχαν πολύ λιγότερα κατακρημνίσματα μεγάλου μεγέθους στη ζώνη ανάδευσης σε σχέση με το μέταλλο βάσης. Το γεγονός αυτό συνεπάγεται την πραγματοποίηση τόσο διάλυσης όσο και μεγέθυνσης κατακρημνισμάτων κατά την FSW.

Οι Sato et al. [59] μελέτησαν την εξέλιξη της μικροδομής του κράματος 6063Al-T5 κατά την FSW χρησιμοποιώντας μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM). Παρατήρησαν ότι δεν υπήρχαν κατακρημνίσματα στην περιοχή του πυρήνα, πράγμα που σημαίνει ολοκληρωτική διάλυσή τους στη μήτρα αλουμινίου κατά την FSW. Το ίδιο παρατηρήθηκε και για τα κράματα αλουμινίου 6013Al-T4 [60], 6013Al-T6 [60] και AA7075-T7451 [61]. Τελικά στη ζώνη ανάδευσης, κατά τη διάρκεια της FSW, μπορεί να συμβαίνει ένας συνδυασμός των εξής φαινομένων: διάλυση των κατακρημνισμάτων, μεγέθυνση και επανακατακρημνισή τους.

Όπως φαίνεται και στο Σχήμα 1.10 στη ζώνη ανάδευσης παρατηρείται ο σχηματισμός δακτυλίων, οι οποίοι είναι γνωστοί με την ονομασία “onion rings”. Ο σχηματισμός των onion rings μπορεί να ερμηνευθεί από τη σχηματική αναπαράσταση της ροής που παρατίθεται στο Σχήμα 1.3, η οποία επιβεβαιώνεται και από τα πειραματικά στοιχεία που παρατίθενται στο Σχήμα 1.14. Στην εικόνα του Σχήματος 1.14b παρατηρούνται φωτεινές και σκοτεινές ζώνες στο υλικό που υποκινείται από τον πείρο. Οι ζώνες αυτές έχει παρατηρηθεί [18, 62] ότι υφίστανται χημική προσβολή με διαφοροποιημένο τρόπο και εμφανίζονται με διακριτό μεταξύ τους τρόπο. Οι ζώνες αυτές λαμβάνουν τη μορφή σχήματος U στην περιοχή του υποκινούμενου από τον πείρο υλικό. Καθώς το υλικό αυτό αλληλεπιδρά με το περιανυχένιο στην υποχωρούσα πλευρά, μεταφέρεται από την υποχωρούσα πλευρά στην προωθούμενη. Κατά τη διάρκεια αυτής της διαδικασίας το υλικό μεταφέρει τις λεπτομέρειες των στρωμάτων αυτών στο υποκινούμενο από τον πείρο υλικό χωρίς να μεταβάλλει τη δομή τους (Σχήμα 1.14a). Όταν η επίδραση του περιανυχενίου αυξάνεται, το υλικό που υποκινείται από τον πείρο συγχωνεύεται με το αντίστοιχο από το περιανυχένιο και οι διαφορετικά προσβεβλημένες ζώνες ενώνονται μεταξύ τους. Μπορεί λοιπόν να γίνει σαφές από το Σχήμα 1.14b ότι ο σχηματισμός των onion rings οφείλεται στην συγχώνευση των δύο ροών υλικού (από τον πείρο και από το περιανυχένιο). Στο σημείο αυτό πρέπει να σημειωθεί ότι οι ζώνες σχήματος U προκύπτουν από τη γεωμετρική φύση της επιστοίβασης στρωμάτων στην κοιλότητα που δημιουργείται στο πίσω μέρος του εργαλείου κατά την πρόωσή του, με τη μεταφορά σε αυτήν υλικού από τον πείρο. Η προκύπτουσα αντίθεση κατά τη χημική προσβολή των onion rings που παρατηρείται στη βιβλιογραφία [18, 62] προκύπτει ότι εξαρτάται από το γεγονός ότι υφίσταται διαφορετικός βαθμός παραμόρφωσης μεταξύ των στρωμάτων. Όπως ερμηνεύεται από τους Okayasu et al. [18, 63], η διαφορά στην αποθηκευμένη ενέργεια οδηγεί σε αντίθεση κατά τη χημική προσβολή. Μάλιστα ισχύει ότι για κράματα αλουμινίου τα οποία υφίστανται σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης, η κινητική της κατακρήμνισης και της διάχυσης μεταβάλλεται με την ποσότητα της πλαστικής παραμόρφωσης [18, 64]. Το γεγονός αυτό μπορεί να οδηγήσει σε μεταβολή στη συγκέντρωση και το μέγεθος των κατακρημνισμάτων εντός των στρωμάτων αυτών. Κατά συνέπεια, η τοπική χημική σύσταση μπορεί να μεταβληθεί και μπορεί να οδηγήσει σε αντίθεση μετά τη χημική προσβολή των μεταφερόμενων στρωμάτων.

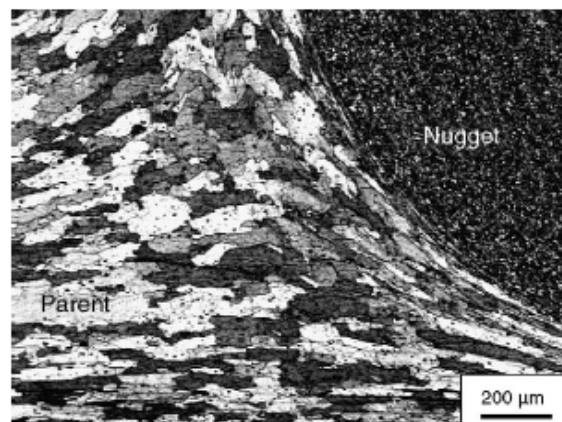


Σχήμα 1.14. Onion ring formation. (a) Differential etching contrast in shoulder-driven material and (b) Formation of a complete ring pattern [18].

Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (TMAZ)

Ανάμεσα στον πυρήνα και το υπόλοιπο μέταλλο οριοθετείται η Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (Thermo-mechanically affected zone, TMAZ). Στην περιοχή αυτή, το υλικό επηρεάζεται από τη θερμότητα που αναπτύσσεται στη ζώνη ανάδευσης αλλά και από την παραμόρφωσή του και η δομή της χαρακτηρίζεται από μεγάλο βαθμό παραμόρφωσης. Οι κόκκοι του μετάλλου παραμορφώνονται και αποκτούν συγκεκριμένο προσανατολισμό, ακολουθώντας τη ροή υλικού της ζώνης ανάδευσης.

Παρόλο όμως που και σε αυτήν την περιοχή λαμβάνει χώρα παραμόρφωση, δεν συμβαίνει ανακρυστάλλωση των κόκκων λόγω ελλιπούς τάσης παραμόρφωσης. Ωστόσο παρατηρείται διάλυση ενός μικρού ποσοστού κατακρημνισμάτων, λόγω της έκθεσης της περιοχής στην υψηλή θερμοκρασία που αναπτύσσεται στη ζώνη ανάδευσης [9].



Σχήμα 1.15. Μικροδομή TMAZ (παραμορφωμένοι κόκκοι) σε κράμα AA7075 [9].

Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (HAZ)

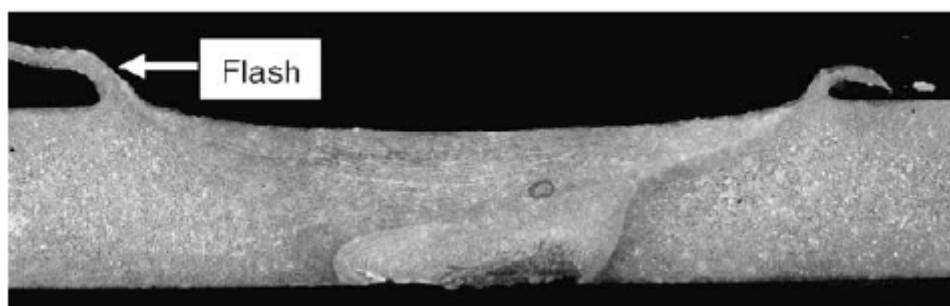
Η Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (Heat-affected zone-HAZ) βρίσκεται μετά από τη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη, TMAZ. Στην περιοχή αυτή λαμβάνουν χώρα θερμοκοί κύκλοι, αλλά δεν υφίσταται πλαστική παραμόρφωση. Η ζώνη αυτή εκτίθεται συνήθως σε θερμοκρασίες λίγο πάνω από τους 250°C για τα κράματα αλουμινίου θερμικής επεξεργασίας. Η HAZ παρουσιάζει την ίδια δομή κόκκων με το βασικό μέταλλο, με τη διαφορά ότι λόγω αυξημένης θερμοκρασίας που δέχεται η περιοχή σε σχέση με το υπόλοιπο μέταλλο, επηρεάζεται η δομή των κατακρημνισμάτων [9].

1.2.6 Τύποι Ατελειών της Συγκόλλησης δια Τριβής μέσω Ανάδευσης

Οι ατέλειες της συγκόλλησης δια τριβής μέσω ανάδευσης παρουσιάζονται όταν γίνεται χρήση μη ικανοποιητικών λειτουργικών παραμέτρων (ταχύτητα περιστροφής, ταχύτητα πρόωσης, κάθετη δύναμη). Έτσι ο σχηματισμός των ακόλουθων ατελειών έχει άμεση σχέση με τις λειτουργικές παραμέτρους της συγκόλλησης [8, 65].

Τύποι ατελειών:

1. Εκβολή μάζας μετάλλου εκτός της περιοχής της ραφής (γρέζι, flash) λόγω αυξημένης πρόσδοσης θερμότητας.
2. Ατέλειες που μοιάζουν με αυλάκι (groove-like defects) και ως αιτία έχουν την ανεπαρκή πρόσδοση θερμότητας.
3. Ατέλειες που ως αιτία έχουν την μη ομαλή ανάδευση του μετάλλου.



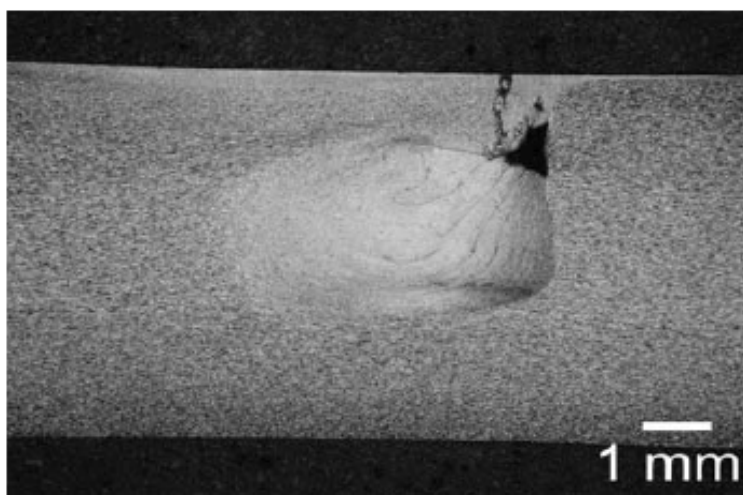
Σχήμα 1.16. Συνήθης ατέλεια συγκόλλησης που προκαλείται εξαιτίας της αυξημένης πρόσδοσης θερμότητας [65].

Οι ατέλειες που σχετίζονται με την αυξημένη πρόσδοση θερμότητας εμφανίζονται σε υψηλότερες ταχύτητες περιστροφής και χαμηλότερες ταχύτητες πρόωσης. Η μεγάλη μάζα του μετάλλου εκβάλλεται προς την επιφάνεια εξαιτίας της πλαστικοποίησης του μετάλλου λόγω της υπερβολικής πρόσδοσης θερμότητας [65].

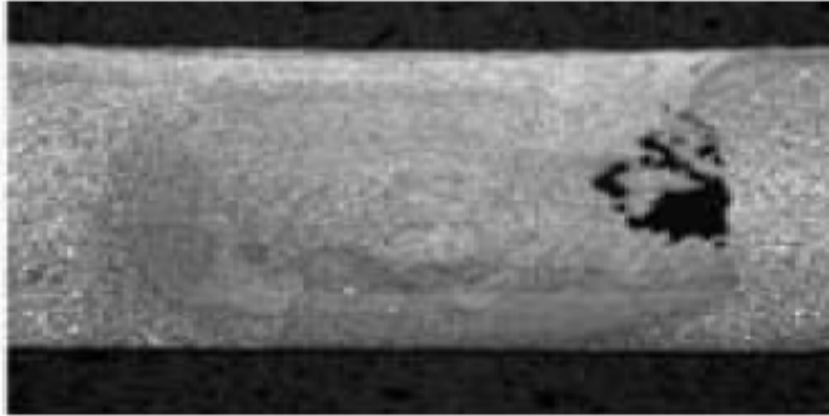
Οι ατέλειες εξαιτίας της ανεπαρκούς πρόσδοσης θερμότητας σχηματίζονται σε χαμηλότερες ταχύτητες περιστροφής και υψηλότερες ταχύτητες πρόωσης. Παρατηρείται ο σχηματισμός ατελειών που έχουν τη μορφή κοιλοτήτων ή αυλακιών (groove). Οι ατέλειες μορφής τούνελ (tu nel defects) ανήκουν σε αυτή την κατηγορία. Τέλος παρατηρήθηκε ότι η αύξηση της κάθετης δύναμης οδηγεί σε μείωση του μεγέθους των ατελειών [65, 66].

Κενά – Ατέλειες τύπου τούνελ

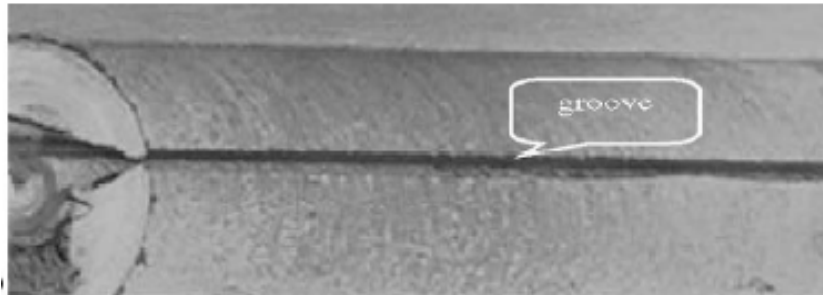
Εμφανίζονται κυρίως στην προωθούμενη πλευρά της συγκόλλησης, στα όρια μεταξύ της ζώνης ανάδευσης και της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης και είναι πιθανό είτε να φτάνουν μέχρι την επιφάνεια της συγκόλλησης είτε και όχι [2]. Έχει παρατηρηθεί ότι αυτού του είδους οι ατέλειες, οφείλονται κατά κύριο λόγο στην ανεπαρκή πίεση που ασκεί το περιανχένιο στην προς συγκόλληση πλάκα καθώς εισέρχεται σε αυτή (Σχήμα 1.17). Οι ατέλειες τύπου τούνελ, πιθανότατα καλύπτουν όλο το μήκος των συγκολλήσεων [2].



Σχήμα 1.17. Ατέλεια – κενό στη ραφή συγκόλλησης με την τεχνική FSW [2].

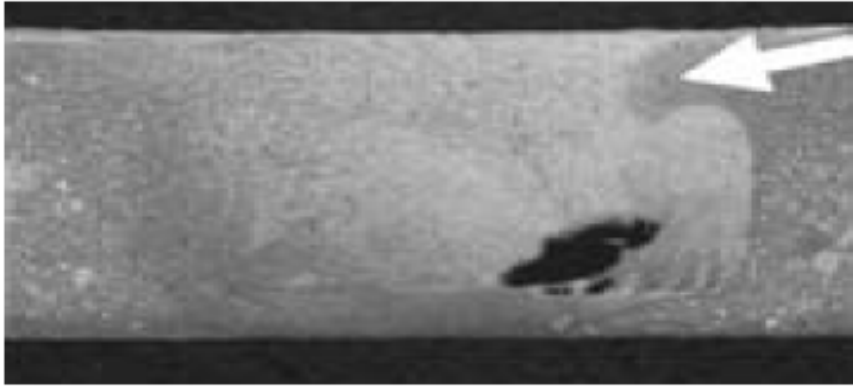


Σχήμα 1.18. Ατέλεια συγκόλλησης που σχετίζεται με την ανεπαρκή πρόσδοση θερμότητας [65].



Σχήμα 1.19. Ατέλεια μορφής αυλακίου [66].

Οι ατέλειες εξαιτίας της μη ομαλής ανάδευσης σχηματίζονται σε υψηλότερες ταχύτητες περιστροφής και συγκόλλησης. Η μη ομαλή ανάδευση οφείλεται στη διαφορά θερμοκρασίας μεταξύ της υψηλότερης περιοχής κοντά στην επιφάνεια και της χαμηλότερης περιοχής. Οι ατέλειες αυτές έχουν μεγάλη ομοιότητα με τις ατέλειες που σχετίζονται με την ανεπαρκή πρόσδοση θερμότητας, όμως υπάρχουν δυο χαρακτηριστικές διαφορές. Το άνω μέρος της ζώνης ανάδευσης στην προωθούμενη πλευρά είναι εντελώς διαφορετικό από αυτό μιας τυπικής συγκόλλησης. Η διαφορετικότητα αυτή οφείλεται στο ότι η ροή του υλικού είναι ασυνεχής. Επιπρόσθετα, η επίδραση της κάθετης δύναμης είναι πάρα πολύ μικρή, αν και παρατηρείται κάποια μείωση του μεγέθους των ατελειών με την αύξησή της [65].



Σχήμα 1.20. Ατέλειες που εμφανίζονται εξαιτίας της μη ομαλής ανάδευσης του υλικού [65].

Βιβλιογραφία

- [1] Rajiv S. Mishra and Murray W. Mahoney, Friction Stir Welding and Processing, ASM International, 2007, Ch.14, p.290.
- [2] Π. Ι. Σαράφογλου, Μεταπτυχιακή Εργασία “Μελέτη Επιφανειακής Κραμάτωσης Μέσω Κατεργασίας Τριβής με Ανάδευση (FSP)”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2011, σελ. 4-28.
- [3] M.Dixit, J.W. Newkirk, R. Mishra, “Properties of friction stir-processed Al 1100– NiTi composite”, Scripta Materialia, 56, (2007), pp. 541-544.
- [4] T. R. McNelley, “Friction stir processing (FSP): refining microstructures and improving properties.” Revista de Matelurgia, Vol.46.
- [5] Π. Κ. Διαμαντόπουλος, Διπλωματική Εργασία “Σύνθεση & Μελέτη Μηχανικών Ιδιοτήτων Προηγμένων Υλικών: Υλικά Διαβαθμισμένης Δομής & Συγκολλημένα Κράματα με την Τεχνική Συγκόλλησης δια της Τριβής μέσω Ανάδευσης”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2010, σελ. 100-113.
- [6] A.Scialpi, L.AC. DE Filippis, P. Cuomo and P.Di Summa “Micro friction stir welding of 2024-6082 aluminium alloys” Welding International Vol.1,No.1, 16-22, January 2008.
- [7] “Advanced Technique for non-destructive testing of friction stir welding of metals” L.S.Rosado, T.G.Santos, M. Piedade, P.M.Ramos, P.Vilaca, Accepted manuscript 08/02/2010.
- [8] Γ. Χριστακόπουλος, Διπλωματική Εργασία “ Μελέτη ομοειδών και ετεροειδών συγκολλήσεων ναυπηγικών κραμάτων αλουμινίου με τη μέθοδο της τριβής με ανάδευση ”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2010, σελ. 13-31.
- [9] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering R 50, 2005,p. 1–78.
- [10] T.J. Lienert, W.L. Stellwag, B.B. Grimmitt, R.W. Warke, “Friction Stir Welding Studies on Mild Steel“ Weld. J. 82, 2003
- [11] A.P. Reynolds, Wei. Tang, M. Posada, J. DeLoach, Sci. Technol. Weld.Joi.8 (2003) 455.
- [12] P.J. Konkol, C.J.A. Mathers, R. Johnson, J.R. Pickens, J. Ship Prod. 19 (2003) 159.
- [13] S. Hirano, K. Okamoto, K. Aota, M. Inagaki, in: Proceedings of the 5th International Symposium FSW, TWI, Meta, France, (2004) CD-ROM.
- [14] A. Ozekcin, H.W. Jin, J.Y. Koo, N.V. Bangaru, R. Ayer, Int. J. Offshore Polar Eng. 14 (2004) 284.
- [15] W.J. Arbegast, in: Z. Jin, A. Beaudoin, T.A. Bieler, B. Radhakrishnan (Eds.), Hot Deformation of Aluminum Alloys III, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 313.
- [16] Shaowen Xu, Xiaomin Deng, A study of texture patterns in friction stir welds, Acta Materialia 56 (2008) 1326–1341.
- [17] Olivier Lorrain, Vronique Favier, Hamid Zahrouni, Didier Lawrjaniec, Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools, Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 603–609.
- [18] K. Kumar, Satish V. Kailas, The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, Materials Science and Engineering A 485 (2008) 367–374.
- [19] <http://ampcenter.sdsmt.edu/view.php?p=2001&year=2005>
- [20] William J. Arbegast, Friction Stir Joining: Process Optimization (Parameters, Pin Tool Materials and Designs), MET 492-Special Topics Friction Stir Processing, South Dakota School of Mines and Technology, 2005, p. 25.
- [21] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, Friction stir welding for the transportation industries, Materials & Design, Vol. 18, Nos. 4r6, 1997, pp. 269-273.
- [22] K.Elangovan, V.Balasubramanian, “Influences of tool pin profile and welding speed on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy”, Journal of Materials Processing Technology 200, 2008, 163-175.
- [23] K.Elangovan, V.Balasubramanian, “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 459, 2007, 7–18.
- [24] K.Elangovan, V.Balasubramanian, “Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy”, Materials and Design 29, 2008, 362–373.
- [25] W.J. Arbegast, P.J. Hartley, in: Proceedings of the Fifth International Conference on Trends in Welding Research, Pine Mountain, GA, USA, June 1–5, 1998, p. 541.
- [26] W.J. Arbegast, Modeling Friction Stir Welding as a Metalworking Process, MET 322-TMS, South Dakota School of Mines and Technology, 2002, p. 20.

- [27] H Schmidt, J Hattel and J Wert, An analytical model for the heat generation in friction stir welding, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 12 (2004) 143–157.
- [28] S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown, J.C. McClure, *Scripta Mater.* 41 (1999) 809.
- [29] L.E. Murr, Y. Li, R.D. Flores, E.A. Trillo, *Mater. Res. Innovat.* 2 (1998) 150.
- [30] Y. Li, L.E. Murr, J.C. McClure, *Mater. Sci. Eng. A* 271 (1999) 213.
- [31] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Acta Mater.* 50 (2002) 4419.
- [32] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel, *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998) 1955.
- [33] W. Tang, X. Guo, J.C. McClure, L.E. Murr, *J. Mater. Process. Manufact. Sci.* 7 (1998) 163.
- [34] Y.J. Kwon, N. Saito, I. Shigematsu, *J. Mater. Sci. Lett.* 21 (2002) 1473.
- [35] B. Heinz, B. Skrotzki, *Metall. Mater. Trans. B* 33 (6) (2002) 489.
- [36] L.E. Murr, G. Liu, J.C. McClure, *J. Mater. Mater. Lett.* 16 (1997) 1081.
- [37] G.S. Frankel, Z. Xia, *Corrosion* 55 (1999) 139.
- [38] Y.S. Sato, S.H.C. Park, H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans. A* 32 (2001) 3023.
- [39] S.H. Kazi, L.E. Murr, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Filed (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 139.
- [40] H.G. Salem, A.P. Reynolds, J.S. Lyons, *Scripta Mater.* 46 (2002) 337.
- [41] R. Braun, L. Litynska-Dobrzynska, *Mater. Sci. Forum* 396–402 (2002) 1531.
- [42] A.F. Norman, I. Brough, P.B. Prangnell, *Mater. Sci. Forum* 331–337 (2000) 1713.
- [43] K.A.A. Hassan, A.F. Norman, P.B. Prangnell, *Mater. Sci. Forum* 396–402 (2002) 1549.
- [44] J.Q. Su, T.W. Nelson, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Acta Mater.* 51 (2003) 713.
- [45] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, R. Grimes, *Mater. Sci. Eng. A* 351 (2003) 148.
- [46] I. Charit, R.S. Mishra, *Mater. Sci. Eng. A* 359 (2003) 290.
- [47] I. Charit, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Scripta Mater.* 47 (2002) 631.
- [48] I. Charit, Z.Y. Ma, R.S. Mishra, in: Z. Jin, A. Beaudoin, T.A. Bieler, B. Radhakrishnan (Eds.), *Hot Deformation of Aluminum Alloys III*, TMS, 2003, pp. 331–342.
- [49] P.S. Pao, E. Lee, C.R. Feng, H.N. Jones, D.W. Moon, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 113.
- [50] Y.J. Kwon, I. Shigematsu, N. Saito, *Mater. Trans.* 44 (2003) 1343.
- [51] Y.J. Kwon, I. Shigematsu, N. Saito, *Scripta Mater.* 49 (2003) 785.
- [52] F. J. Humphreys, M. Hotherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon Press, New York, 1995.
- [53] Y.S. Sato, M. Urata, H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans. A* 33 (2002) 625.
- [54] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Acta Mater.* 50 (2002) 4419.
- [55] C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, M. Calabrese, *Scripta Mater.* 48 (2003) 1451.
- [56] I. Charit, R.S. Mishra, Unpublished research, 2005.
- [57] M. Mahoney, R.S. Mishra, T. Nelson, J. Flintoff, R. Islamgaliev, Y. Hovansky, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Filed (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 183.
- [58] G. Liu, L.E. Murr, C.S. Niou, J.C. McClure, F.R. Vega, *Scripta Mater.* 37 (1997) 355.
- [59] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 2429.
- [60] B. Heinz, B. Skrotzki, *Metall. Mater. Trans. B* 33 (6) (2002) 489.
- [61] K.V. Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau, *Metall. Mater. Trans. A* 31 (2000) 2181.
- [62] M.A. Sutton, B. Yang, A.P. Reynolds, R. Taylor, *Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum*, *Materials Science and Engineering A323* (2002) 160–166.
- [63] M. Okayasu, Z. Wang, D.L. Chen, *Mater. Sci. Technol.* 25 (2005) 530–538.
- [64] A. Deschamps, F. Livet, Y. Brechet, *Acta Mater.* 47 (1999) 281–292.
- [65] Y.G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, K. Nakata, ‘Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy’, *Materials Science and Engineering A* 415 (2006) pages 250–254.
- [66] Hua-Bin Chen, Keng Yan, Tao Lin, Shan-Ben Chen, Cheng-Yu Jiang, Yong Zhao, ‘The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds’, *Materials Science and Engineering A* 433 (2006) pages 64–69.

Κεφάλαιο 2ο : Επιφανειακά Σύνθετα Υλικά Μεταλλικής Μήτρας (Surface Metal Matrix Composites)

2.1 Εισαγωγή

Πολλές από τις τεχνολογίες της σύγχρονης εποχής απαιτούν υλικά με ασυνήθιστους συνδυασμούς ιδιοτήτων οι οποίοι δεν μπορούν να ικανοποιηθούν από τα συμβατικά κράματα μετάλλων, τα κεραμικά και τα πολυμερή υλικά. Αυτό ισχύει ιδιαίτερα για υλικά τα οποία απαιτούνται στην αεροδιαστημική, στις υποβρύχιες χρήσεις και στις μεταφορές (στην αυτοκινητοβιομηχανία, τη ναυπηγική και αεροναυπηγική βιομηχανία) [1]. Για παράδειγμα, οι κατασκευαστές αεροσκαφών ερευνούν όλο και σε μεγαλύτερο βαθμό για υλικά τα οποία να έχουν χαμηλή πυκνότητα, να έχουν μεγάλη αντοχή σε κάμψη, ανθεκτικά σε τριβή και κρούση και να μην διαβρώνονται εύκολα [2]. Αυτός είναι ένας μάλλον ανταγωνιστικός συνδυασμός χαρακτηριστικών.

Ένα σύνθετο υλικό στην παρούσα θεώρηση είναι ένα πολυφασικό υλικό το οποίο παρασκευάζεται τεχνητά εν αντιθέσει με εκείνα τα οποία συναντώνται στη φύση ή σχηματίζονται με φυσικό τρόπο. Επιπρόσθετα, οι συνιστώσες φάσεις πρέπει να χημικά ανόμοιες και να διαχωρίζονται με μία διακριτή επιφάνεια. Έτσι, πολλά κράματα μετάλλων και πολλά κεραμικά δεν συγκαταλέγονται σε αυτόν τον ορισμό διότι οι πολλαπλές τους φάσεις σχηματίζονται ως αποτέλεσμα φυσικών φαινομένων [1].

Στο σχεδιασμό σύνθετων υλικών, οι επιστήμονες και οι μηχανικοί έχουν συνδυάσει με επιδεξιότητα διάφορα μέταλλα, κεραμικά και πολυμερή για να δημιουργήσουν μια νέα γενιά υλικών. Τα περισσότερα σύνθετα υλικά έχουν δημιουργηθεί για τη βελτίωση ενός συνόλου μηχανικών χαρακτηριστικών όπως η αντοχή σε κάμψη, η σκληρότητα και η ανθεκτικότητα σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος αλλά και σε υψηλές θερμοκρασίες [2].

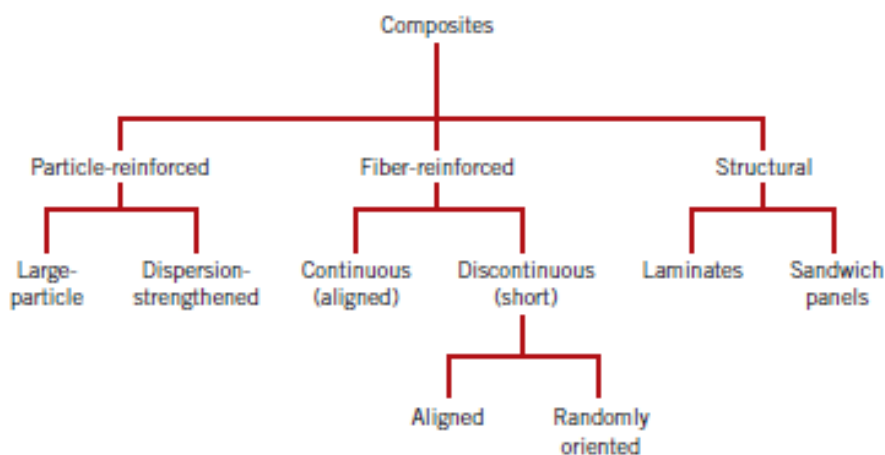
Κεντρικό σημείο στη φιλοσοφία πίσω από τη χρήση κάθε σύνθετου υλικού είναι η έκταση στην οποία οι θετικές ιδιότητες των δύο διακριτών συστατικών στοιχείων μπορούν να συνδυαστούν, χωρίς να τονιστούν σημαντικά τα μειονεκτήματά τους [2].

Πολλά σύνθετα υλικά αποτελούνται από δύο φάσεις. Η μία από αυτές ονομάζεται μήτρα (matrix) η οποία είναι συνεχής και περιβάλλει την άλλη φάση η οποία, συχνά ονομάζεται διασπαρμένη φάση (dispersed phase) ή μέσο ενίσχυσης [3]. Οι ιδιότητες των συνθέτων υλικών είναι συνάρτηση των ιδιοτήτων των συνιστωσών τους φάσεων, των σχετικών ποσών τους και της γεωμετρίας της διασπαρμένης φάσης. Η

“γεωμετρία της διασπαρμένης φάσης” σε αυτό το πλαίσιο ερμηνεύεται ως το σχήμα των σωματιδίων, το μέγεθος τους, η κατανομή και ο προσανατολισμός τους [1].

Ένα απλό σχεδιάγραμμα για την ταξινόμηση των σύνθετων υλικών παρουσιάζεται στο Σχήμα 2.1 που αποτελείται από τρεις κύριες ομάδες [1]: Σύνθετα υλικά ενισχυμένα με σωματίδια (particle-reinforced composites), ενισχυμένα με ίνες (fiber-reinforced composites) και σύνθετα υλικά δομής (structural composites). Επίσης, τουλάχιστον δύο υποομάδες υπάρχουν για καθεμιά ομάδα.

Η διεσπαρμένη φάση, για τα σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων είναι ισοαξονική (δηλαδή οι διαστάσεις των σωματιδίων είναι κατά προσέγγιση ίσες προς όλες τις διευθύνσεις). Για τα σύνθετα υλικά τα ενισχυμένα με ίνες η διεσπαρμένη φάση έχει τη γεωμετρία μιας ίνας (δηλαδή με μεγάλη αναλογία μήκους προς διάμετρο). Σύνθετα υλικά δομής είναι συνδυασμοί συνθέτων και ομογενών υλικών [1].



Σχήμα 2.1. Σχηματική ταξινόμηση των διάφορων ειδών των σύνθετων υλικών [1].

2.2 Σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων [1]

Όπως φαίνεται στο Σχήμα 2.1, τα σύνθετα υλικά ενίσχυσης με μεγάλου μεγέθους σωματίδια (large-particle) και εκείνα της ενίσχυσης με διασπορά (dispersion-strengthened) είναι δύο υποδιαίρεσεις των συνθέτων υλικών με ενίσχυση σωματιδίων. Η διάκριση μεταξύ αυτών γίνεται με βάση το ενισχυτικό υλικό ή το μηχανισμό ενίσχυσης. Ο όρος “μεγάλου μεγέθους” χρησιμοποιείται για να υποδείξει ότι οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ σωματιδίου και μήτρας δεν μπορούν να αναλυθούν σε ατομικό ή μοριακό επίπεδο και χρησιμοποιείται κατά προτίμηση η μηχανική του συνεχούς μέσου. Για τα περισσότερα από αυτά τα σύνθετα υλικά, η φάση ενίσχυσης είναι σκληρότερη και δυσκαμπτότερη από τη μήτρα. Τα σωματίδια ενίσχυσης τείνουν να εμποδίζουν την κίνηση της μητρικής φάσης στην περιοχή γειτονικά του κάθε σωματιδίου. Στην ουσία, η μήτρα μεταφέρει μέρος της ασκούμενης σε αυτήν τάσης στα σωματίδια τα οποία φέρουν, κατά επέκταση, με τη σειρά τους ένα μέρος του φορτίου. Ο βαθμός ενίσχυσης ή η βελτίωση της μηχανικής συμπεριφοράς εξαρτάται από την ισχύ του δεσμού στη διεπιφάνεια μεταξύ της μήτρας και του σωματιδίου.

Για ενίσχυση με διασπορά, τα σωματίδια είναι συνήθως πολύ μικρότερα και έχουν διαμέτρους μεταξύ 0,01 και 0,1 μm (10 και 100 nm). Οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ σωματιδίου και μήτρας οι οποίες επιφέρουν ενίσχυση λαμβάνουν χώρα σε ατομικό ή μοριακό επίπεδο. Ο μηχανισμός ενίσχυσης είναι παρόμοιος με εκείνον της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση στην οποία θα αναφερθούμε παρακάτω. Ενώ η μήτρα φέρει το μεγαλύτερο μέρος του εφαρμοζόμενου φορτίου, τα διεσπαρμένα σωματίδια παρεμποδίζουν τη κίνηση των διαταραχών. Έτσι, η πλαστική παραμόρφωση περιορίζεται ούτως ώστε το όριο διαρροής (yield strength), η αντοχή σε εφελκυσμό (tensile strength) όπως επίσης και η σκληρότητα να βελτιώνονται.

2.2.1 Σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων μεγάλου μεγέθους [1]

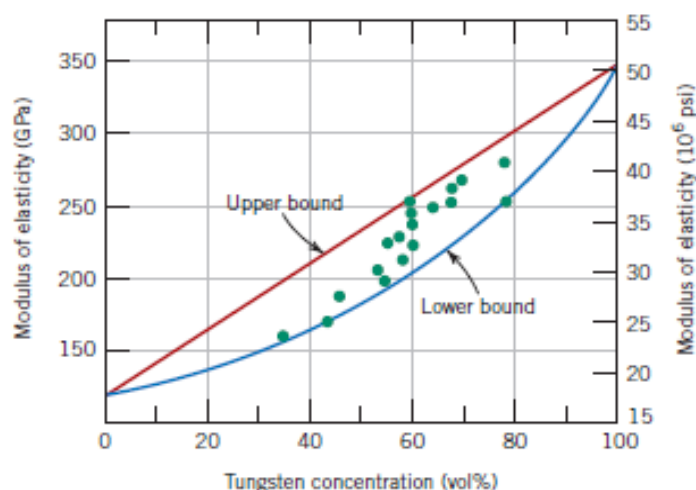
Τα σωματίδια μπορούν να έχουν μία μεγάλη ποικιλία σχημάτων αλλά θα πρέπει να έχουν περίπου το ίδιο μέγεθος σε όλες τις διευθύνσεις (ισοαξονική). Για μία αποτελεσματική ενίσχυση οι κόκκοι θα πρέπει να είναι μικροί, και να κατανέμονται ομοιογενώς σε όλη την έκταση της μήτρας. Επιπρόσθετα, το κλάσμα όγκου των δύο φάσεων επηρεάζει τη συμπεριφορά του συνθέτου. Οι μηχανικές ιδιότητες ενισχύονται με την αύξηση της περιεκτικότητας των σωματιδίων. Δύο μαθηματικές εκφράσεις έχουν διατυπωθεί για την εξάρτηση του μέτρου ελαστικότητας από το κλάσμα όγκου των αποτελούμενων φάσεων για διφασικά σύνθετα υλικά. Αυτές οι εξισώσεις του κανόνα των μιγμάτων προβλέπουν ότι το μέτρο ελαστικότητας πρέπει να βρίσκεται μεταξύ ενός άνω ορίου που περιγράφεται από την σχέση

$$E_c(u) = E_m V_m + E_p V_p \quad (2.1)$$

και ενός κάτω ορίου που περιγράφεται από

$$E_c(l) = \frac{E_m \cdot E_p}{V_m \cdot E_p + V_p \cdot E_m} \quad (2.2)$$

Σε αυτές τις εκφράσεις E και V δηλώνουν το μέτρο ελαστικότητας και το κλάσμα όγκου αντίστοιχα ενώ οι δείκτες c , m και p αναφέρονται στο σύνθετο υλικό, στη μήτρα και στις κοκκώδεις φάσεις. Στο Σχήμα 2.2 διαφαίνεται το άνω και κάτω όριο E_c συναρτήσει του V_p για ένα σύνθετο υλικό χαλκού - βολφραμίου στο οποίο το βολφράμιο είναι η κοκκώδης φάση. Τα πειραματικά αποτελέσματα βρίσκονται μεταξύ των δύο καμπυλών.



Σχήμα 2.2. Το μέτρο ελαστικότητας συναρτήσει του % ποσοστού κατ' όγκο σε βολφράμιο για ένα σύνθετο υλικό από σωματίδια βολφραμίου διεσπαρμένα σε μήτρα χαλκού. Τα άνω και κάτω όρια είναι σύμφωνα με τις Εξισώσεις 2.1 και 2.2. Περιλαμβάνονται τα σημεία των δεδομένων. [1]

2.2.2 Σύνθετα υλικά με ενίσχυση διασποράς [1]

Τα μέταλλα και τα κράματα μετάλλων μπορούν να ενισχυθούν και να σκληρυνθούν με την ομοιόμορφη διασπορά λεπτόκοκκων σωματιδίων ενός πολύ σκληρού και αδρανούς υλικού περιεκτικότητας μερικών εκατοστών κατ' όγκο. Η διεσπαρμένη φάση μπορεί να είναι μεταλλική ή μη μεταλλική: συνήθως χρησιμοποιούνται οξειδία υλικών. Ο μηχανισμός ενίσχυσης έχει να κάνει πάλι με την αλληλεπίδραση μεταξύ των σωματιδίων και των διαταραχών εντός της μήτρας, όπως στην περίπτωση της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση. Το φαινόμενο ενίσχυσης με διασπορά δεν είναι τόσο ισχυρό όπως είναι η σκλήρυνση με κατακρήμνιση. Ωστόσο η ενίσχυση διατηρείται ακόμη και σε υψηλές θερμοκρασίες και για μεγάλες χρονικές

περιόδους διότι τα διεσπαρμένα σωματίδια έχουν έτσι, επιλεγθεί ώστε να μην αντιδρούν με τη μητρική φάση. Στα κράματα τα οποία έχουν σκληρυνθεί με κατακρήμνιση η αύξηση της αντοχής μπορεί να εκλείψει κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας λόγω ανάπτυξης ή διάλυσης της φάσης κατακρήμνισης.

Η αντοχή σε υψηλή θερμοκρασία των κραμάτων νικελίου μπορεί να βελτιωθεί σημαντικά με την προσθήκη περίπου 3 % κατ' όγκο του οξειδίου του θορίου (ThO_2) με τη μορφή λεπτόκοκκης διασποράς. Αυτό το υλικό είναι γνωστό ως νικέλιο με διασπορά θορίου (ή TD, thoria-dispersed). Το ίδιο φαινόμενο παράγεται στο σύστημα αλουμινίου - οξειδίου του αλουμινίου. Στην περίπτωση αυτή προκαλείται ο σχηματισμός ενός πολύ λεπτού και με πολύ καλή πρόσφυση (adherent) στρώματος οξειδίου του αλουμινίου στην επιφάνεια παρά πολύ μικρών (πάχους 0,1 έως 0,2 μm) νιφάδων αλουμινίου, οι οποίες είναι διεσπαρμένες εντός της μεταλλικής μήτρας του αλουμινίου: το υλικό αυτό ονομάζεται πυροσυσσωματωμένη πούδρα αλουμινίου (sintered aluminum powder, SAP).

2.3 Σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας (Metal Matrix Composites, MMCs) [1]

Όπως φαίνεται και από το όνομα, στα σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας (SYMM), η μήτρα είναι ένα όγκιμο μέταλλο. Αυτά τα υλικά μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε υψηλότερες θερμοκρασίες χρήσης από τα αντίστοιχα μέταλλα από τα οποία αποτελούνται. Επιπλέον, η φάση ενίσχυσης μπορεί να βελτιώσει την ειδική ακαμψία, την ειδική αντοχή, την αντίσταση στην εκτριβή, την αντίσταση στον ερπυσμό, τη θερμική αγωγιμότητα και τη διαστατική σταθερότητα.

Τα υπερκράματα όπως επίσης τα κράματα του αλουμινίου, μαγνησίου, τιτανίου και χαλκού χρησιμοποιούνται σαν μητρικά υλικά. Η ενισχυτική φάση μπορεί να είναι σε μορφή κόκκων, συνεχών αλλά και ασυνεχών ινών και βελονών: οι συγκεντρώσεις συνήθως ποικίλουν μεταξύ 10 και 60 % ανά όγκο. Στα συνεχή ινώδη υλικά συγκαταλέγεται ο άνθρακας, το καρβίδιο του πυριτίου, το βόριο, το οξείδιο του αλουμινίου και τα πυρίμαχα μέταλλα. Από την άλλη οι ασυνεχείς ενισχύσεις αποτελούνται κυρίως από βελόνες καρβιδίου του πυριτίου, από τεμαχισμένες ίνες του οξειδίου του αλουμινίου και του άνθρακα και από κόκκους του καρβιδίου του πυριτίου και του οξειδίου του αλουμινίου. Υπό μία έννοια, τα σύνθετα υλικά κεραμικού-μετάλλου (cermets) εμπίπτουν στην κατηγορία των SYMM.

Μερικοί από τους συνδυασμούς μήτρας-ενισχυτικής φάσης είναι εντόνως χημικά ενεργοί σε υψηλές θερμοκρασίες. Επομένως η υποβάθμιση του συνθέτου υλικού μπορεί να επέλθει από την κατεργασία σε υψηλές θερμοκρασίες ή από την έκθεση του ίδιου SYMM σε υψηλές θερμοκρασίες κατά τη διάρκεια της χρήσης. Αυτό το πρόβλημα συνήθως λύνεται είτε με την εφαρμογή ενός προστατευτικού επιφανειακού

επιστρώματος στο ενισχυτικό μέσο ή με το να τροποποιηθεί η σύνθεση του μητρικού κράματος.

Συνήθως η διαδικασία παραγωγής των ΣΥΜΜ περιέχει τουλάχιστον δύο στάδια: ενσωμάτωση ή σύνθεση (π.χ. εισαγωγή του ενισχυτικού μέσα στη μήτρα), η οποία ακολουθείται από μία διαδικασία μορφοποίησης. Ένα πλήθος από τεχνικές ενσωμάτωσης είναι διαθέσιμες, μερικές από τις οποίες είναι σχετικά πολύπλοκες. ΣΥΜΜ ασυνεχών ινών υπόκεινται εύκολα σε μορφοποίηση με καθιερωμένες διαδικασίες μορφοποίησης μετάλλων (π.χ. σφυρηλάτηση, εκβολή, έλαση).

2.4 Εφαρμογές [2]

Η εμπορική εκμετάλλευση των MMC καθίσταται στις μέρες μας σημαντική. Έχει προκύψει ένας μεγάλος αριθμός εφαρμογών, στις οποίες τα πλεονεκτήματα σε σχέση με τα παραδοσιακά υλικά είναι πολλά. Σε πολλές βέβαια χρειάζονται πιο λεπτομερή δεδομένα τεχνικού σχεδιασμού και/ή πρέπει να λυθούν κατασκευαστικά ή σχεδιαστικά προβλήματα.

Σε μια επισκόπηση των προθέσεων για εμπορική χρήση των υλικών αυτών, θα έπρεπε να αναγνωριστεί, ότι εκείνο που κάνει τα MMC τόσο ελκυστικά, είναι το δυναμικό για την επίτευξη ενός επιθυμητού συνόλου ιδιοτήτων.

Τα σύνθετα υλικά με μεταλλική μήτρα (MMC) αναδεικνύονται ως μια κατηγορία υλικών ικανών για προηγμένες εφαρμογές, δομικές, αεροδιαστημικές, αυτοκινήτου, ηλεκτρονικές, θερμικής διαχείρισης και προστασίας από τη φθορά.

Αυτές οι εναλλακτικές λύσεις στα συμβατικά υλικά παρέχουν τις ειδικές μηχανικές ιδιότητες, τις αναγκαίες για εφαρμογές σε θερμοκρασίες υψηλές και περιβάλλοντος αν και σημαντικές τεχνικές προκλήσεις, καθώς και απαιτήσεις υποδομής, παραμένουν.

Το πλεονέκτημα της απόδοσης των σύνθετων υλικών με μεταλλική μήτρα είναι οι σχεδιασμένες μηχανικές, φυσικές και θερμικές ιδιότητες που περιλαμβάνουν χαμηλή πυκνότητα, υψηλή ειδική αντοχή, υψηλό ειδικό μέτρο ελαστικότητας, υψηλή θερμική αγωγιμότητα, καλή αντίδραση κόπωσης, έλεγχο θερμικής διαστολής και υψηλή αντίσταση σε τριβές και φθορές. Γενικά, το μειωμένο βάρος και η βελτιωμένη αντοχή σε κάμψη των MMC επιτυγχάνονται με διάφορα υλικά μονολιθικής μήτρας.

Η ικανότητα της μετάβασης ενός σύνθετου υλικού με μεταλλική μήτρα από ένα προηγμένο σύνθετο υλικό σε μια επικερδή εφαρμογή για εμπορική χρήση, περιλαμβάνει διάφορους παράγοντες, όπως ικανότητα για μεγάλη παραγωγή υλικών, αξιόπιστες στατικές και δυναμικές ιδιότητες, οικονομικώς αποτελεσματική κατεργασία, και μια αλλαγή στη φιλοσοφία σχεδιασμού βασισμένη στην εμπειρία και

την εκτεταμένη αξιολόγηση της ανθεκτικότητας του υλικού (διατήρησης ιδιοτήτων στο χρόνο).

Το δυναμικό, ιδιαίτερα των MMC υλικών αλουμινίου, για δομικές εφαρμογές, έχει γίνει εμφανές έως τώρα, αν και το αποτέλεσμα λίγες φορές αποδείχτηκε να είναι επικερδές.

Τα MMC κερδίζουν ταχεία ανάδειξη στον τομέα του αυτοκινήτου και τους ηλεκτρονικούς και αεροδιαστημικούς τομείς του μέλλοντος. Είναι γεγονός, ότι οι όλο και πιο αυστηρές απαιτήσεις απόδοσης της αεροδιαστημικής και της βιομηχανίας αυτοκινήτου έχουν επιβάλλει υψηλότερη θερμοκρασία λειτουργίας υλικών και αντοχή σε φθορές. Αν και κράματα τιτανίου χρησιμοποιούνται στις ενδιάμεσες περιοχές θερμοκρασιών και έχουν ως αποτέλεσμα αυξήσεις κόστους η ανάπτυξη φθηνότερων σύνθετων υλικών με βάση το αλουμίνιο που θα άντεχαν σε υψηλές θερμοκρασίες ($T > 250 \text{ }^\circ\text{C}$) θα ήταν ευεργετική για τους μηχανικούς σχεδιασμού σε εφαρμογές αυτοκινήτου και αεροδιαστημικής.

Κατά τη διάρκεια των δυο τελευταίων δεκαετιών, οι απαιτήσεις για ειδικές ιδιότητες υλικών σε προηγμένες εφαρμογές κλιμακώθηκαν, εκεί όπου τα παραδοσιακά κράματα δεν είναι κατάλληλα. Απαιτείται ένα εύρος αντοχής σε σχέση με τη θερμοκρασία για την εφαρμογή σύνθετων υλικών ενισχυμένων με μεταλλική και κεραμική μήτρα.

Αυτά τα σύνθετα υλικά με μεταλλική μήτρα αποτελούν ένα θερμοδυναμικά ασταθή, τεχνητό συνδυασμό ίνας και μήτρας και αντικατοπτρίζουν το υψηλό κόστος των ενισχυτικών ινών και της κατεργασίας. Για την επιτυχή πρόοδο και εφαρμογή των MMC, μείζονες θεμελιώδεις επιστημονικές προκλήσεις εντοπίζονται στην κατεργασία των υλικών, τη σύνθεση, την κατανόηση της κινητικής, το θερμοδυναμικό έλεγχο, τη σταθερότητα των ενισχύσεων και την αντοχή. Με τον έλεγχο του σχεδιασμού του κράματος της μήτρας και των αντιδράσεων της διεπιφάνειας μπορεί να γεννηθεί ένα σταθερό MMC.

Τα εμπορικά κίνητρα κατευθύνονται προς την ανάπτυξη οικονομικώς αποτελεσματικών σύνθετων υλικών με μεταλλική μήτρα αλουμινίου. Η αύξηση του συντελεστή αντοχής προς βάρος δείχνει τη βιωσιμότητα των κινητήρων με βάση το αλουμίνιο και κινητήρων με κυλίνδρους από MMC. Η αντικατάσταση των χιτωνίων χυτοσιδήρου με MMC αλουμινίου επιτρέπει μείωση βάρους κατά 4,5 kg, με μια αύξηση του όγκου του κινητήρα και αυξημένη ικανότητα ψύξης (Ebisawa 1991, Honda 1991).

Σύνθετα κράματα με μήτρα αλουμινίου έχουν χρησιμοποιηθεί σε μεγάλο βαθμό σε εφαρμογές δομής της αεροδιαστημικής σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, εξαιτίας της υψηλής ειδικής αντοχής (υψηλός συντελεστής αντοχής προς βάρος).

Υπήρξε, επίσης, μια συντονισμένη προσπάθεια έρευνας για την εξέλιξη κραμάτων αλουμινίου για εφαρμογές σε θερμοκρασίες υψηλότερες του περιβάλλοντος. Η εξέλιξη αυτών των κραμάτων θα έκανε οικονομικά βιώσιμη την αντικατάσταση των υπαρχόντων κραμάτων σε ορισμένα δομικά εξαρτήματα στην αεροδιαστημική και σε τμήματα κινητήρων.

MMC μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την εξέλιξη κραμάτων με υψηλό κλάσμα όγκου, θερμικά σταθερών, ανθεκτικών στις φθορές, καθώς και σύνθετων υλικών με κράματα με συγκεκριμένες ή διαβαθμισμένες φυσικές ιδιότητες, όπως ακουστική, αντοχή σε φθορά, συντελεστή γραμμικής διαστολής και θερμικές αγωγιμότητες.

Οι εφαρμογές για οχήματα εδάφους περιλαμβάνουν αυτή τη στιγμή εφαρμογές κινητήρων, τέτοιες όπως τα χιτώνια κυλίνδρων των κινητήρων του Honda Prelude και τα πιστόνια για κινητήρες ντίζελ της Toyota, καθώς και εφαρμογές του άμεσου μέλλοντος που περιλαμβάνουν σασί.

Οι αεροδιαστημικές εφαρμογές απαιτούν συγχρόνως υψηλότερη απόδοση, εξοικονόμηση βάρους, υψηλές θερμοκρασίες λειτουργίας και ανταγωνιστικό κόστος κύκλου ζωής. Πιθανά εξαρτήματα για εφαρμογές κινητήρων στην αεροδιαστημική περιλαμβάνουν στόμια εξατμίσεων, συνδέσμους, λάμες, περιβλήματα, άξονες και βραχίονες (Driver 1989, Kelly 1988, Harris 1988, 1990). Δομικές αεροδιαστημικές εφαρμογές περιλαμβάνουν κατασκευές τμήματος της ατράκτου, μηχανισμούς προσγείωσης και προσέλκυσης, διάφορες ενισχύσεις, φρένα οπισθέλκουσας και σωλήνες συμπίεσης και ροπής στρέψης.

Οι βιομηχανικές εφαρμογές περιλαμβάνουν υλικά σκληρά και ανθεκτικά σε φθορές για παραγωγή κοπτικών εργαλείων, τρυπανιών, βαλβίδων και διόδων. Ο έλεγχος της θερμικής αγωγιμότητας και θερμικής διαστολής επιτρέπει τη χρήση των MMC για ηλεκτρικούς ρευματολήπτες, υποστρώματα, υλικά για συσκευασία, πλάκες συσσωρευτών και υπεραγωγία καλώδια. Για υλικά σε υψηλές τιμές θερμότητας και τάσεων, εξετάζονται διαβαθμισμένες σύνθετες δομές.

Εφαρμογές στον τομέα της ψυχαγωγίας περιλαμβάνουν κεφαλές μαστουινίων του γκολφ, σωλήνες για κατάρτια ιστιοφόρων και σκελετούς ποδηλάτων.

2.5 Επιφανειακά Σύνθετα Μεταλλικά Υλικά (Surface Metal Matrix Composites, SMMC) [4,5]

Τα σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας με ενίσχυση κεραμικών φάσεων, συγκρινόμενα με τα μέταλλα χωρίς ενίσχυση, παρουσιάζουν υψηλή αντοχή, υψηλό μέτρο ελαστικότητας και βελτιωμένη αντοχή στην φθορά από τριβή, στον ερπυσμό και την κόπωση. Οι ιδιότητες αυτές καθιστούν τα ΣΥΜΜ, πολλά υποσχόμενα δομικά υλικά στην αεροδιαστημική και την αυτοκινητοβιομηχανία. Ωστόσο, τα ΣΥΜΜ εμφανίζουν ταυτοχρόνως μεγάλη μείωση της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητας λόγω της ενσωμάτωσης μη-διαπερατών κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης, καθώς και σχετικά υψηλό κόστος παραγωγής. Αυτοί οι παράγοντες περιορίζουν την ευρύτερη εφαρμογή τους. Για πολλές εφαρμογές, η ωφέλιμη διάρκεια ζωής (useful life) των εξαρτημάτων (components) συχνά εξαρτάται από επιφανειακές ιδιότητες όπως η αντοχή σε φθορά από τριβή. Στις περιπτώσεις αυτές, μόνο το επιφανειακό στρώμα (surface layer) χρειάζεται να ενισχυθεί με κεραμικές φάσεις, ενώ ο κύριος όγκος του συνθέτου θα πρέπει να διατηρήσει την αρχική του σύσταση και δομή με την υψηλότερη δυσθραυστότητα. Δίνεται επίσης έμφαση στην προστιθέμενη λειτουργικότητα (functionality). Για παράδειγμα, ένα σύνθετο υλικό δομής μπορεί να σχεδιαστεί ώστε να επιτελεί επιπρόσθετες (nonstructural) μη δομικές λειτουργίες.

Τα στρωματικά σύνθετα υλικά περιλαμβάνουν μια μεγάλη ποικιλία συνδυασμού υλικών, τα οποία διατάσσονται σε διαδοχικές στρώσεις προκειμένου να συνθέσουν το τελικό προϊόν. Στα στρωματικά σύνθετα περιλαμβάνονται τα υλικά με μικρού και μεγάλου πάχους επιστρώματα (thin και thick coatings), τα διμεταλλικά (bimetallics) και τα πολυστρωματικά (multilayers) και sandwich υλικά.

Η δημιουργία επιστρωμάτων συνιστάται σε περιπτώσεις κατά τις οποίες είτε η κατασκευή ολοκλήρου του αντικειμένου από το υλικό ενίσχυσης είναι οικονομικά ασύμφορη, είτε απαιτείται η “καρδιά” της κατασκευής να έχει διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες από την επιφάνεια.

Τα υλικά που φέρουν επιστρώσεις αποτελούν μια ιδιόμορφη κατηγορία σύνθετων υλικών. Η ενίσχυση που προσφέρει το επίστρωμα αφορά την επιφανειακή ενίσχυση του υλικού και πρόκειται, κυρίως, για βελτίωση της αντοχής του υποστρώματος σε διάβρωση και τριβή-φθορά.

Οι τεχνικές δημιουργίας επιστρωμάτων ποικίλλουν σε ένα ευρύτατο φάσμα, ανάλογα με το υλικό ενίσχυσης. Επί παραδείγματι, το χρώμιο, το νικέλιο και το κάδμιο αποτίθενται ηλεκτρολυτικά από υδατικά διαλύματα, επιψευδαργύρωση και επικασσιτέρωση πραγματοποιούνται με εμβάπτιση του αντικειμένου σε λουτρό τήγματος, κεραμικά επιστρώματα δημιουργούνται, κυρίως, με τεχνικές θερμού ψεκασμού, κ.λπ.

Η δημιουργία των επιστρωμάτων πραγματοποιείται μετά από κατάλληλη προετοιμασία του υποστρώματος (π.χ. χημικός καθαρισμός, αμμοβολή, κ.λπ.).

Τα σημαντικότερα προβλήματα που αντιμετωπίζει η τεχνολογία των επιστρωμάτων σχετίζονται με τη “συμβατότητα” των δύο υλικών:

(α) Τις περισσότερες φορές η αναποτελεσματική ενίσχυση του υποστρώματος οφείλεται σε ατέλειες της διεπιφάνειας επιστρώματος-υποστρώματος (οργανικές ακαθαρσίες, οξειδία και κακή συνάφεια). Τα προβλήματα αυτά αντιμετωπίζονται με τον καλό καθαρισμό της επιφάνειας πριν από την επίστρωση της και με τη δημιουργία συνδετικού επιστρώματος, μικρού πάχους, το οποίο έχει πολύ καλή συνάφεια τόσο με το υπόστρωμα, όσο και με το επίστρωμα.

(β) Τα επιστρώματα που καλύπτουν υλικά τα οποία λειτουργούν σε υψηλές θερμοκρασίες, υφίστανται αποφλοίωση, μικρορωγμάτωση και τελικά αστοχούν, όταν οι διαστασιακές μεταβολές των δύο μερών (επιστρώματος και υποστρώματος) δεν είναι της ίδιας τάξης μεγέθους, στη θερμοκρασία λειτουργίας του σύνθετου.

(γ) Τέλος, μεγάλες διαφορές στις μηχανικές ιδιότητες των δύο μερών μπορούν να οδηγήσουν σε αστοχία του σύνθετου υλικού, κατά την καταπόνησή του.

Τα τελευταία χρόνια, έχουν αναπτυχθεί αρκετές τεχνικές επιφανειακής τροποποίησης (surface-modification techniques), όπως η κατεργασία τήξης με laser υψηλής ενέργειας (high-energy laser melt treatment) [6-13], με ακτινοβολία δέσμης ηλεκτρονίων υψηλής ενέργειας (high-energy electron beam irradiation) [14], με ψεκασμό πλάσματος (plasma spraying) [15], με cast sintering [16, 17] και χύτευση (casting) [18], για την παραγωγή επιφανειακών SYMM. Μεταξύ αυτών των τεχνικών, η κατεργασία τήξης με laser (λέγεται επίσης και laser processing, ή laser surface engineering) χρησιμοποιείται ευρύτατα για επιφανειακή τροποποίηση. Κατά τη διάρκεια αυτής της διαδικασίας, μία δέσμη laser τήκει την επιφάνεια του υποστρώματος μαζί με το εναποτιθέμενο υλικό, το οποίο είναι συνήθως είτε σκόνη καρβιδίου (SiC, TiC, ή WC) είτε ένας συνδυασμός σκονών καρβιδίων και ένα συνδετικό υλικό (κοβάλτιο, αλουμίνιο ή νικέλιο). Το υλικό του επιστρώματος είτε έχει προ-εναποτεθεί είτε εγχέεται μέσω ενός ειδικού στομίου, με την ταυτόχρονη ακτινοβολία της δέσμης laser. Με την τεχνική έγχυσης, το υλικό της σκόνης προς απόθεση μεταφέρεται μέσω του στομίου από αδρανές φέρον αέριο στην προς κατεργασία επιφάνεια, όπου ενσωματώνεται στην επιφανειακή λίμνη τήξης που έχει δημιουργηθεί από τη δέσμη laser. Οι Παντελής et al. [7] και οι Hu et al. [8, 9] δημιούργησαν επιφανειακά σύνθετα Al-SiC μέσω τεχνικών κατεργασίας laser. Επιπρόσθετα, οι Hu et al. [10] επικαλύπτοντας κατεργασμένες περιοχές με laser στο κράμα αλουμινίου, δημιούργησαν μία συνεχή σύνθετη επιφάνεια Al-SiC. Το πάχος του επιφανειακού σύνθετου στρώματος περιορίστηκε μεταξύ των 30 με 50 μm στην περίπτωση όπου τα σωματίδια SiC είχαν προ-εναποτεθεί στο υπόστρωμα [8], ενώ πάχος της τάξης των 450 μm αποκτήθηκε με την τεχνική έγχυσης σωματιδίων [6]. Τα σωματίδια SiC ήταν ομοιόμορφα κατανεμημένα στο επιφανειακό στρώμα και το επιφανειακό σύνθετο παρουσίασε υψηλή μικροσκληρότητα και εξαιρετική αντοχή σε φθορά από τριβή σε σύγκριση με το μη κατεργασμένο υλικό. Οι Παντελής et al. [7]

ανέφεραν μερική αντίδραση ορισμένων σωματιδίων SiC με την μήτρα αλουμινίου, ενώ οι Hu et al. [8-11] αποκάλυψαν μερική διάλυση των σωματιδίων SiC στο τήγμα, με επακόλουθη κατακρήμνιση κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης σχηματίζοντας καινούργιο Al-SiC κατά τη διάρκεια της κατεργασίας laser. Οι υπάρχουσες τεχνικές για τον σχηματισμό επιφανειακών συνθέτων βασίζονται σε κατεργασίες υγρής φάσης σε υψηλές θερμοκρασίες. Σε αυτήν την περίπτωση, καθίσταται δύσκολη η αποφυγή της διεπιφανειακής αντίδρασης μεταξύ της φάσης ενίσχυσης και της μεταλλικής μήτρας και τον σχηματισμό δενδριτικών φάσεων. Επιπρόσθετα, καθίσταται απαραίτητος ο κρίσιμος έλεγχος των παραμέτρων της κατεργασίας προκειμένου να ληφθεί η ιδανική στερεοποιημένη μικροδομή στο επιφανειακό στρώμα [4].

2.6 Χρήση της τεχνικής FSP για την κατασκευή επιφανειακού συνθέτου [4]

Προφανώς, εάν μια κατεργασία για τη δημιουργία επιφανειακού συνθέτου διεξαχθεί σε θερμοκρασίες κάτω από το σημείο τήξης του υποστρώματος, τα προβλήματα τα οποία αναφέρονται παραπάνω μπορούν να αποφευχθούν. Τα τελευταία χρόνια, έχουν γίνει προσπάθειες για τη χρήση της κατεργασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSP) για την ενσωμάτωση κεραμικών σωματιδίων στο επιφανειακό στρώμα κραμάτων αλουμινίου προς σχηματισμό επιφανειακού συνθέτου [19-28], όπως επίσης και για την τροποποίηση κραμάτων και συνθέτων που έχουν παραχθεί μέσω κωνιομεταλλουργίας [29-35].

Η τοπική επιφανειακή τροποποίηση (Localized surface modification) μπορεί να αποτελέσει ένα πολύ ισχυρό εργαλείο για την επίτευξη του σωστού συνδυασμού ιδιοτήτων, ο οποίος είναι, μία βαθμίδα ιδιοτήτων εντός μίας μονολιθικής δομής. Υπάρχει η δυνατότητα για να διευρυνθούν οι δυνατότητες σχεδιασμού με τη χρησιμοποίηση σύνθετων επιφανειών μεταλλικής μήτρας. Μερικά παραδείγματα ιδιοτήτων οι οποίες μπορούν επηρεαστούν παρατίθενται στον Πίνακα 2.1. Ένας αριθμός από αυτές τις προσεγγίσεις απαιτούν σωματίδια στοιχειομετρικής φύσης. Οι ιδιότητες αυτών των σωματιδίων μπορεί να υποβαθμιστούν ή να μεταβληθούν, εφόσον υποβληθούν σε χημική αντίδραση με τη μήτρα. Ο σύντομος θερμικός κύκλος και η σχετικά χαμηλή θερμοκρασία κατά τη διάρκεια της FSP μπορεί να βοηθήσει στην αποφυγή ή την εξάλειψη των προϊόντων αντίδρασης.

Πίνακας 2.1. Μερικά παραδείγματα ιδιοτήτων τα οποία μπορούν να συνδεθούν με τοπική τροποποίηση της επιφάνειας [4].

Ιδιότητα	Προσέγγιση
Μέτρο Ελαστικότητας	Προσθήκη κεραμικών σωματιδίων ή μεσομεταλλικών σωματιδίων
Αντοχή σε φθορά από τριβή	Προσθήκη σωματιδίων δεύτερης φάσης και εκλέπτυνση της μικροδομής μπορούν να ενισχύσουν τις αντιτριβικές ιδιότητες.
Κόπωση	Προσθήκη shape-memory σωματιδίων μπορούν να μεταβάλλουν τις παραμένουσες τάσεις, επηρεάζοντας ως εκ τούτου τις ιδιότητες κόπωσης.
Μαγνητικές	Μαγνητικά σωματίδια μπορούν να προστεθούν τοπικά σε περιοχές προσδίδοντας μαγνητικές ιδιότητες σε διαφορετικά μη μαγνητικά υλικά.
Ηλεκτρική αγωγιμότητα	Προσθήκη σωματιδίων δεύτερης φάσης μπορούν να χρησιμοποιηθούν για να ενισχύσουν ή να μειώσουν την ηλεκτρική αγωγιμότητα.
Θερμική αγωγιμότητα	Προσθήκη σωματιδίων δεύτερης φάσης μπορούν να χρησιμοποιηθούν για να ενισχύσουν ή να μειώσουν την θερμική αγωγιμότητα, ανάλογα με την θερμική αγωγιμότητα της μήτρας και του μέσου ενίσχυσης.
Απόσβεση	Shape-memory σωματίδια και πιεζοηλεκτρικά σωματίδια μπορούν να προστεθούν προκειμένου να ενισχύσουν της δυνατότητας απόσβεσης.

Η δυναμική που απορρέει από τη χρήση της FSP ως εργαλείο για τη δημιουργία συνθέτων σε τοπική κλίμακα αναμένεται να οδηγήσει σχεδιαστές και κατασκευαστές να χρησιμοποιήσουν αυτήν την προσέγγιση για το σχεδιασμό εξαρτημάτων και υποσυστημάτων τα οποία εκμεταλλεύονται την τοπική ενίσχυση ιδιοτήτων προκειμένου να αυξήσουν εννοιολογικά τα στοιχεία σχεδιασμού.

Βιβλιογραφία

- [1] William D. Callister, Jr., “Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών”, 5^η Έκδοση, Εκδόσεις Τζιόλα, 2008, Σελ.638-668.
- [2] Α. Μουτσάτσου, “Προχωρημένες Εργαστηριακές Ασκήσεις Υλικών” ΔΠΜΣ “Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών”, Β’ Τετραμήνου, Αθήνα 2009, Σελ.Α5/15-Α5/45.
- [3] Ι. Σμιτζής, Γ. Τσαγκάρης και Λ. Ζουμπούλακης, “Πολυμερή και Σύνθετα Υλικά”, Εκδόσεις Ε.Μ.Π., Αθήνα 2009.
- [4] Rajiv S. Mishra and Murray W. Mahoney, Friction Stir Welding and Processing, ASM International, 2007, Ch.14, p.341-344.
- [5] Δημήτρης Ι. Παντελής, «Μη Μεταλλικά Τεχνικά Υλικά», 2^η Έκδοση, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 2008, Σελ.171-239.
- [6] G. Ricciardi, M. Cantello, G. Mollino, W. Varani, and E. Garlet, Proc. Second Int. Seminar on Surface Engineering with High Energy Beam, Science and Technology (Lisbon, Portugal), CEMUL-IST, 1989, p 415–423.
- [7] D. Pantelis, A. Tissandier, P. Manolatos, and P. Ponthiaux, Mater. Sci. Technol., Vol 11, 1995, p. 299.
- [8] C. Hu and T.N. Baker, J. Mater. Sci., Vol 30, 1995, p 891.
- [9] C. Hu, H. Xin, and T.N. Baker, J. Mater. Sci., Vol 30, 1995, p 5985.
- [10] C. Hu, H. Xin, and T.N. Baker, Mater. Sci. Technol., Vol 12, 1996, p 227.
- [11] C. Hu and T.N. Baker, J. Mater. Sci., Vol 32, 1997, p 5047.
- [12] T.C. Lei, J.H. Ouyan, Y.T. Pei, and Y. Zhou, Mater. Sci. Technol., Vol 11, 1995, p 520.
- [13] L.R. Katipelli and N.B. Dahotre, Mater. Sci. Technol., Vol 17, 2001, p 1061.
- [14] S.-H. Choo, S. Lee, and S.-J. Kwon, Metall. Mater. Trans. A, Vol 30, 1999, p 1211, 3131.
- [15] M.C. Gui and S.B. Kang, Mater. Lett., Vol 46, 2000, p 296.
- [16] Y. Wang, X. Zhang, G. Zeng, and F. Li, Mater. Des., Vol 21, 2000, p 447.
- [17] Y.S. Wang, X.Y. Zhang, G.T. Zeng, and F.C. Li, Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf., Vol 32, 2001, p 281.
- [18] A.N. Attia, Mater. Des., Vol 22, 2001, p 451.
- [19] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, and I. Charit, Friction Stir Processing: A Novel Technique for Fabrication of Surface Composite, Mater. Sci. Eng. A, Vol 341, 2003, p 307.
- [20] Z.Y. Ma and R.S. Mishra, Friction Stir Surface Composite Fabrication, Surface Engineering: In Materials Science II, TMS, 2003, p 243.
- [21] J.W. Newkirk, R. Mishra, J. Thomas, and J.A. Hawk, Friction Stir Processing to Create Surface Composites, Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials-2003, MPIF, p 6.60–6.70.
- [22] S.M. Howard, B.K. Jasthi, W.J. Arbegast, G.J. Grant, and D.R. Herling, Friction Surface Reaction Processing in Aluminum Substrates, Friction Stir Welding and Processing III, 2005 TMS Annual Meeting, 2005, p 139–146.
- [23] U. Ramadorai, J.W. Newkirk, R.S. Mishra, and J.A. Hawk, “Surface Modification of Aluminum Alloys to Create in situ Surface Composites,” Fourth ASM International Surface Engineering Congress and 19th International Conference on Surface Modification Technologies, Aug 2005.
- [24] C.J. Lee, J.C. Huang, and P.J. Hsieh, Mg Based Nano-Composites Fabricated by Friction Stir Processing, Scr. Mater., Vol 54, 2006, p 1415–1420.
- [25] C.J. Lee, J.C. Huang, and P.L. Hsieh, Compos. Mater., Vol 313, 2006, p 69.
- [26] L.B. Johannes, L.L. Yowell, E. Sosa, S. Arepalli, and R.S. Mishra, Survivability of Single-Walled Carbon Nanotubes during Friction Stir Processing, Nanotechnology, Vol 17, 2006, p 3081–3084.
- [27] Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, and M. Fukusumi, Mater. Sci. Eng. A: Struc. Mater. Prop. Microstruct. Process., Vol 419, 2006, p 344.
- [28] M. Dixit, J.W. Newkirk, and R.S. Mishra, Scr. Mater., 2006, submitted for publication.
- [29] P.B. Berbon, W.H. Bingel, R.S. Mishra, C.C. Bampton, and M.W. Mahoney, Friction Stir Processing: A Tool to Homogenize Nanocomposite Aluminum Alloys, Scr. Mater., Vol 44, 2001, p 61.
- [30] J. Zheng, R.S. Mishra, P.B. Berbon, and M.W. Mahoney, Microstructure and Mechanical Behavior of Friction Stir Processed Al-Ti-Cu Alloy, Friction Stir Welding and Processing, Nov 4–8, 2001 (Indianapolis, IN), TMS, 2001, p 235–242.
- [31] J.E. Spowart, Z.-Y. Ma, and R.S. Mishra, The Effect of Friction Stir Processing (FSP) on the Spatial Heterogeneity of Discontinuously-Reinforced Aluminum (DRA) Microstructures, Friction

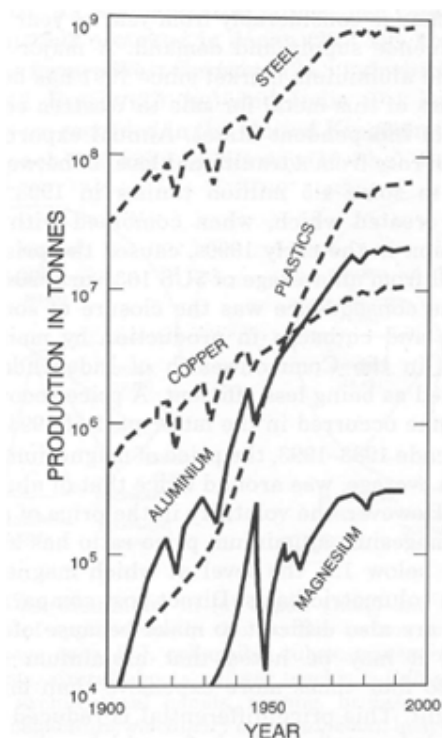
- Stir Welding and Processing II, 2003 TMS Annual Meeting, March 2–6, 2003 (San Diego, CA), 2003, p 243–252.
- [32] C.J. Hsu, P.W. Kao, and N.J. Ho, *Scr. Mater.*, Vol 53, 2005, p 341.
- [33] J.C.H. Chuang, J.C. Huang, and P.J. Hsieh, *Scr. Mater.*, Vol 53, 2005, p 1455.
- [34] J.W. Newkirk, R. Mishra, and J. Ply, Local Modification of P/M Parts to Fully Densify and Enhance Properties, *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials-2005*, MPIF, 2005, p 6.62–6.70.
- [35] A. Tewari, J.E. Spowart, A.M. Gokhale, R.S. Mishra, and D.B. Miracle, *Mater. Sci. Eng. A: Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.*, Vol 428, 2006, p 80.

Κεφάλαιο 3ο : Το Αλουμίνιο

3.1 Γενικά

Το αλουμίνιο ανήκει στην κατηγορία των “ελαφρών μετάλλων” μαζί με το μαγνήσιο και το τιτάνιο. Τέτοιου είδους μέταλλα χαρακτηρίζονται από χαμηλές τιμές πυκνότητας (2,7 , 1,7 , 4,5 g/cm³ αντίστοιχα). Τα μέταλλα αυτά και τα κράματά τους παρουσιάζουν υψηλό ειδικό μέτρο ελαστικότητας (E/ρ) και υψηλή ειδική μηχανική αντοχή (σ_{TS}/ρ). Επίσης, παρουσιάζουν καλή αντοχή στη διάβρωση [1].

Με την πάροδο του χρόνου οι απαιτήσεις σε παραγωγή «ελαφρών μετάλλων» αυξήθηκαν, όπως φαίνεται στο Σχήμα 3.1. Συγκεκριμένα για το αλουμίνιο, μέσα σε 50 χρόνια (1900-1950) η παραγωγή του αυξήθηκε κατά 250 φορές, ενώ στο δεύτερο μισό του 20^{ου} αιώνα το αλουμίνιο αποτέλεσε το δεύτερο πιο εύχρηστο μέταλλο, ξεπερνώντας ακόμα και τον χαλκό. Στις περισσότερες χώρες το αλουμίνιο χρησιμοποιείται κυρίως σε πέντε βασικούς τομείς: κτήρια και κατασκευές, κιβώτια εμπορευμάτων και συσκευασίες, μεταφορές, ηλεκτρικοί αγωγοί, μηχανικός εξοπλισμός. Ενδεικτικά το 1992 η παγκόσμια κατανάλωση αλουμινίου ήταν 25 εκατομμύρια τόνοι και διαφέρει από χώρα σε χώρα διότι εξαρτάται από το βαθμό εκβιομηχανοποίησης και την οικονομική ανάπτυξη κάθε χώρας [2].



Σχήμα 3.1. Παγκόσμια παραγωγή διαφόρων μετάλλων και πλαστικών [2].

3.2 Ιδιότητες Αλουμινίου

Το καθαρό αλουμίνιο είναι ελαφρύ και πολύ όλκιμο μέταλλο. Οι μηχανικές του ιδιότητες εξαρτώνται κατά κύριο λόγο από την καθαρότητά του αλλά και από το ποσοστό ενδοτράχυνσης που έχει υποστεί ανάλογα με το είδος της κατεργασίας του. Η τιμή της ηλεκτρικής του αγωγιμότητας φτάνει το 75% αυτής του χαλκού, δεδομένης όμως της χαμηλότερης πυκνότητάς του, αυτό τον καθιστά καλύτερο αγωγό. Έχει μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο και όταν βρεθεί σε ατμοσφαιρικές συνθήκες οξειδώνεται ταχέως, σχηματίζοντας ένα λεπτό επιφανειακό και συνεχές στρώμα Al_2O_3 (οξείδιο του αλουμινίου ή αλούμινα), το οποίο είναι αδιαπέραστο από οξυγόνο και προσφέρει στο μέταλλο αντιοξειδωτική προστασία [1]. Μερικές από τις φυσικές ιδιότητες του αλουμινίου παρουσιάζονται παρακάτω στον Πίνακα 3.1.

Πίνακας 3.1. Φυσικές Ιδιότητες Αλουμινίου [2].

Ιδιότητα	Τιμή
Ατομικός Αριθμός	13
Σχετική Ατομική Μάζα (C=12,000)	26,982
Κρυσταλλική Δομή	fcc
Σημείο Τήξης	660 °C
Σημείο Βρασμού	2520 °C
Σχετική Πυκνότητα (d)	2,7
Μέτρο Ελαστικότητας (E)	70 GPa
Μέση Ειδική Θερμότητα (0-100 °C)	917 J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹
Θερμική Αγωγιμότητα (20-100 °C)	238 W·m ⁻¹ ·K ⁻¹
Συντελεστής Θερμικής Διαστολής (0-100 °C)	23,5·10 ⁻⁶ ·K ⁻¹
Ηλεκτρική Ειδική Αντίσταση (στους 20 °C)	2,67 μ·Ohm·cm ⁻¹

3.3 Κράματα Αλουμινίου

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

Τα κράματα αλουμινίου παρουσιάζουν χαμηλή πυκνότητα, καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και υψηλή αντοχή στη διάβρωση. Οι κύριες προσθήκες τους είναι ο χαλκός, ο σίδηρος, το μαγγάνιο, το μαγνήσιο, το πυρίτιο και ο ψευδάργυρος. Στον Πίνακα 3.2 φαίνεται η επίδραση των προσθηκών αυτών στις ιδιότητες του αλουμινίου [1].

Πίνακας 3.2. Κύριες προσθήκες κραμάτων αλουμινίου και η επίδρασή τους [1].

Προσθήκη	Επίδραση στις ιδιότητες του αλουμινίου
Χαλκός	Σε ποσοστό έως 12%, προκαλεί βελτίωση της μηχανικής αντοχής και της κατεργασιμότητας. Η σκλήρυνση επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση.
Σίδηρος	Σε μικρά ποσοστά βελτιώνει την αντοχή και την σκληρότητα και μειώνει τις πιθανότητες θερμής ρωγμάτωσης κατά τη χύτευση.
Μαγγάνιο	Βελτιώνει την ολκιμότητα και σε συνδυασμό με το σίδηρο, τη χυτευσιμότητα
Μαγνήσιο	Βελτιώνει τη μηχανική αντοχή και την αντοχή σε διάβρωση. Σε ποσοστό μεγαλύτερο από 6% προκαλεί σκλήρυνση με κατακρήμνιση.
Πυρίτιο	Βελτιώνει κατά πολύ τη χυτευσιμότητα και την αντοχή σε διάβρωση.
Ψευδάργυρος	Μειώνει τη χυτευσιμότητα αλλά σε συνδυασμό με άλλα στοιχεία προσθήκης, βελτιώνει τη μηχανική αντοχή.

3.3.1 Ονοματολογία Κραμάτων Αλουμινίου

Σύμφωνα με την Aluminium Association (A.A.), οι κωδικές ονομασίες των κραμάτων αλουμινίου αποτελούνται από δύο μέρη, τα οποία χωρίζονται μεταξύ τους με μία παύλα. Το πρώτο μέρος αποτελείται από τέσσερις αριθμούς, οι οποίοι δηλώνουν αν πρόκειται για κράμα διαμόρφωσης ή χύτευσης. Στην πρώτη περίπτωση (Πίνακας 3.3), ο πρώτος αριθμός δηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης, ενώ ο δεύτερος έχει να κάνει με τις τροποποιήσεις τον ορίων περιεκτικότητας ακαθαρσιών. Τα δύο τελευταία ψηφία χρησιμοποιούνται για τον προσδιορισμό της ειδικής κατηγορίας του κράματος της οικείας ομάδας, ενώ για την περίπτωση κράματος αλουμινίου καθαρότητας άνω του 9900%, τα δύο τελευταία ψηφία δηλώνουν τα δεκαδικά ποσοστά καθαρότητας. Στη δεύτερη περίπτωση (κράματα χύτευσης-Πίνακας 3.4), ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης, ενώ ο δεύτερος και ο τρίτος δηλώνουν την ειδική κατηγορία του κράματος της οικείας ομάδας. Ο τέταρτος αριθμός, ο οποίος διαχωρίζεται από τους υπόλοιπους με τελεία, αφορά στη μορφολογία του προϊόντος της χύτευσης (0: χυτό, το οποίο έχει αποκτήσει την τελική του μορφολογία με κατ' ευθείαν χύτευση, 1: πλίνθωμα).

Πίνακας 3.3. Ονοματολογία κραμάτων διαμόρφωσης αλουμινίου, ανάλογα με τα κύρια στοιχεία προσθήκης τους [1].

Κωδικός	Κύρια Προσθήκη
1xxx	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99,00%
2xxx	Χαλκός
3xxx	Μαγγάνιο
4xxx	Πυρίτιο
5xxx	Μαγνήσιο
6xxx	Μαγνήσιο, πυρίτιο
7xxx	Ψευδάργυρος
8xxx	Άλλα στοιχεία
9xxx	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά

Πίνακας 3.4. Ονοματολογία κραμάτων χύτευσης αλουμινίου, ανάλογα με το κύριο στοιχείο προσθήκης [1].

Κωδικός	Κύρια Προσθήκη
1xx.x	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99,00%
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

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 3.5) [1].

Πίνακας 3.5. Κωδικοποίηση, κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων αλουμινίου, ανάλογα με την κατεργασία που έχουν υποστεί [1].

Κωδικός	Κατεργασία
F	Προϊόν όπως παρήχθη, χωρίς μηχανική ή θερμική κατεργασία
O	Ανόπτηση
H	Ενδοτράχυνση (μόνο για κράματα διαμόρφωσης)
H1X	Μόνο ενδοτράχυνση, (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 τη σταθεροποίηση.
T	Θερμική κατεργασία σκλήρυνσης με γήρανση
T1	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και φυσική γήρανση.
T2	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, μηχανική κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση.
T3	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση.
T4	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση.
T5	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος.
T6	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος.
T7	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, θερμική κατεργασία σταθεροποίησης.
T8	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση.
T9	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, τεχνητή γήρανση και κατεργασία εν ψυχρώ.
T10	Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση.
W	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης. Χρησιμοποιείται μόνο για τα κράματα που υφίστανται σκλήρυνση με γήρανση.

3.3.2 Κράματα Διαμόρφωσης Αλουμινίου

❖ Κράματα αλουμινίου που δεν υφίσταται σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία

Τα κράματα των σειρών 1000, 3000 και 5000 είναι μονοφασικά, με μικρά ποσοστά εγκλεισμάτων ή μεσομεταλλικών ενώσεων. Οι μηχανικές τους ιδιότητες εξαρτώνται από τις κατεργασίες σκλήρυνσης, τη δημιουργία οριακών στερεών διαλυμάτων και από το βαθμό ενδοτράχυνσης. Οι βασικές τους χρήσεις είναι στην κατασκευή δεξαμενών (σειρές 1000 και 3000) και σωλήνων (σειρές 5000) [1].

• Σειρά κραμάτων αλουμινίου 1000

Τα κράματα της σειράς αυτής περιέχουν τουλάχιστον 99 % αλουμίνιο. Οι τιμές των μηχανικών τους ιδιοτήτων είναι χαμηλές, αλλά βελτιώνονται με ενδοτράχυνση. Είναι κατάλληλα για κατεργασία εν ψυχρώ και αντέχουν σημαντικά σε υγρή και θαλάσσια ατμόσφαιρα. Παρουσιάζουν θαυμάσια ηλεκτρική και θερμική αγωγιμότητα και καλή αντοχή σε χαμηλές θερμοκρασίες. Οι κυριότερες ακαθαρσίες που περιέχονται στα κράματα αυτά είναι ο σίδηρος και το πυρίτιο σε συνολικό ποσοστό 1% (κράμα 1100).

• Σειρά κραμάτων αλουμινίου 3000

Τα κράματα αυτά έχουν ως κύρια προσθήκη το μαγγάνιο, Mn. Η μέγιστη διαλυτότητα του Mn στο Al είναι 1,8% στους 659°C, ενώ ελαττώνεται γρήγορα με τη θερμοκρασία. Το Mn ενώνεται με το Al, σχηματίζοντας τη μεσομεταλλική ένωση Al_6Mn . Η σκλήρυνση του Al με προσθήκη Mn, σε ποσοστά μικρότερα από 1,5% οφείλεται στη διασπορά της ένωσης αυτής μέσα στη μεταλλική μήτρα του αλουμινίου. Τα κράματα αυτά μορφοποιούνται εύκολα, αντέχουν στην ατμοσφαιρική διάβρωση και συγκολλούνται εύκολα. Αντικαθιστούν τα κράματα της σειράς 1000, σε εφαρμογές όπου απαιτούνται βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες.

• Σειρά κραμάτων αλουμινίου 5000

Τα κράματα αυτά αλουμινίου έχουν ως κύρια προσθήκη το μαγνήσιο, σε ποσοστά μικρότερα του 4%. Το μεγαλύτερο μέρος του μαγνησίου βρίσκεται στο στερεό διάλυμα ενώ το υπόλοιπο μετέχει στη μεσομεταλλική ένωση Mg_2Al_3 (φάση β), η οποία είναι σκληρή και εύθραυστη. Τα κράματα της σειράς αυτής παρουσιάζουν μέτρια μηχανική αντοχή, που βελτιώνεται με ενδοτράχυνση, σε βάρος, όμως, της ολκιμότητάς τους. Όταν βρίσκονται στη μεταλλουργική κατάσταση O, μπορούν να διαμορφωθούν εν ψυχρώ ή εν θερμώ. Συγκολλούνται εύκολα, έχουν υψηλή αντοχή σε θαλάσσια διάβρωση και παρουσιάζουν επιφάνεια καλής ποιότητας μετά από

λείανση και ανοδίωση. Στην περίπτωση που πρόκειται να υποστούν τέτοιες επιφανειακές κατεργασίες, θα πρέπει τα ποσοστά του σιδήρου και του πυριτίου να διατηρούνται σε χαμηλά επίπεδα [1].

❖ **Κράματα αλουμινίου που υπόκεινται σε σκλήρυνση δομής με θερμικές κατεργασίες**

Πρόκειται για κράματα των σειρών 2000, 6000 και 7000. Οι κύριες χρήσεις τους είναι στην αεροναυπηγική, σε σκελετούς οικοδομών, στη ναυπηγική, σε αμαξώματα κ.α.

- 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 Cu_2Al_3 και CuMgAl_2 , που προσδίδουν στο κράμα εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες. Η προσθήκη Si και Mn, σε ποσοστά μικρότερα του 0,8% (κράμα 2014), ευνοεί τον σχηματισμό τετραμερών συστατικών τα οποία βρίσκονται σε διασπορά και βελτιώνουν τις ιδιότητες της μεταλλικής μήτρας. Τα κράματα αυτά μετά από βαφή και γήρανση, έχουν μέτρια αντοχή στη διάβρωση και συγκολλούνται δύσκολα, διότι οι ζώνες, οι γειτονικές προς την 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 στον 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 ποσοστό μικρότερο του 0,8% και Cr σε ποσοστό μικρότερο του 0,3%. Αυτές οι προσθήκες συντελούν στη βελτίωση της μηχανικής αντοχής, της δυσθραυστότητας και υποβοηθούν στην 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 αυτής μορφοποιούνται εν θερμώ και συγκολλούνται 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. Αυτά, μετά από κατάλληλες θερμικές κατεργασίες, παρουσιάζουν τις καλύτερες μηχανικές ιδιότητες από όλα τα κράματα αλουμινίου. Το ποσοστό του Zn μεταβάλλεται από 4% έως 8%, ενώ το ποσοστό του Mg από 1% έως 3%. Η επιτυγχανόμενη 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 αυτής υποβάλλονται εύκολα σε θερμικές κατεργασίες, λόγω του μεγάλου θερμοκρασιακού εύρους της περιοχής ομογενοποίησης τους, της καλής του η εμβαπτότητας (ενίοτε η βαφή πραγματοποιείται στον αέρα) και των σχετικά χαμηλών θερμοκρασιών γήρανσης (από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος στους 160°C). Το βασικό μειονέκτημα των κραμάτων αυτής της κατηγορίας είναι η μειωμένη αντοχή εν θερμώ, έτσι η θερμοκρασία χρήσης τους παραμένει χαμηλή (έως 120°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 και αντοχή σε διάβρωση [1].

3.3.3. Κράματα Χύτευσης του 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. Τα ειδικά χαρακτηριστικά που πρέπει να εξασφαλίζει ένα κράμα χύτευσης αλουμινίου είναι: η καλή χυτευσιμότητα, η απουσία ρωγματώσεων, η ομοιογενής κατανομή του πορώδους, η καλή αντοχή εν θερμώ και σε διάβρωση. Οι χαμηλές θερμοκρασίες τήξης των κραμάτων αλουμινίου επιτρέπουν την επαναχρησιμοποίηση των καλουπιών χύτευσης που πραγματοποιούνται με τρεις τρόπους: χύτευση σε άμμο, σε μεταλλικό τύπο και υπό πίεση. Γενικά, οι επιτυγχανόμενες μικροδομές και, κατά επέκταση, οι μηχανικές ιδιότητες των χυτών εξαρτώνται, κυρίως, από την ταχύτητα στερεοποίησης, άρα και από τη μέθοδο χύτευσης. Τα κράματα αυτά περιέχουν μεγαλύτερες ποσότητες στοιχείων κράματωσης από ότι τα κράματα διαμόρφωσης, με αποτέλεσμα να σχηματίζονται ευτηκτικά και μειώνοντας έτσι τις θερμοκρασίες χύτευσης. Τα κυριότερα κράματα χύτευσης του αλουμινίου είναι:

- Σειρά κραμάτων αλουμινίου 2XX.X

Πρόκειται για κράματα Al-Cu, τα οποία χρησιμοποιούνται πλέον σπάνια λόγω της χαμηλής μηχανικής τους αντοχής και της κακής αντοχής τους σε διάβρωση.

- Σειρά κραμάτων αλουμινίου 3XX.X

Πρόκειται για κράματα Al-Si, κράματα Al-Si-Mg και κράματα Al-Si-Cu. Περισσότερο χρησιμοποιούνται τα πρώτα. Αυτά περιέχουν πυρίτιο σε ποσοστό 5-20% αν και τις περισσότερες φορές προτιμούνται αυτά που έχουν ευτηκτική ή υποευτηκτική σύσταση. Τα κράματα αυτά χυτεύονται εύκολα και έχουν καλή αντοχή στη διάβρωση.

- Σειρά κραμάτων αλουμινίου 5XX.X

Πρόκειται για κράματα Al-Mg. Το κυριότερο πλεονέκτημά τους είναι η εξαιρετική τους αντοχή σε θαλάσσιο περιβάλλον (στην ατμόσφαιρά ή μέσα σε θαλασσινό νερό). Έχουν καλή κατεργασιμότητα αλλά μέτρια χυτευσιμότητα.

- Σειρά κραμάτων αλουμινίου 7XX.X

Πρόκειται για κράματα Al-Zn και κράματα Al-Zn-Mg. Αυτά χυτεύονται δύσκολα, αλλά έχουν καλή αντοχή στη διάβρωση. Επιπλέον, υφίστανται φυσική γήρανση σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, για αυτό και οι μηχανικές τους ιδιότητες λαμβάνουν τη μέγιστη τιμή τους μετά από 1 μέχρι 2 μήνες. Η ταχύτητα απόψυξης λίγο επηρεάζει της μηχανικές τους ιδιότητες, οι οποίες παραμένουν σταθερές σε όλο το πάχος των χυτών αντικειμένων [1].

3.4 Κράμα Αλουμινίου AA7075-T6

Τα κράματα αλουμινίου 7075 ανήκουν στη σειρά κραμάτων αλουμινίου 7XXX, τα οποία υφίστανται σκλήρυνση με θερμική κατεργασία. Τα κράματα αυτά διαθέτουν ικανοποιητικά υψηλή αντοχή, δυσθραυστότητα και αντιδιαβρωτική αντοχή υπό μηχανική καταπόνηση ως προς το βάρος τους, με αποτέλεσμα να χρησιμοποιούνται ευρέως σε πολύπλοκες διατάξεις αεροναυπηγικών και αεροδιαστημικών εφαρμογών [3-7].

Η τυπική του χημική σύσταση σύμφωνα με το ASM Handbook of Metals [8] είναι η ακόλουθη :

Πίνακας 3.6. Τυπική σύσταση του κράματος αλουμινίου 7075. [8]

Στοιχείο	Περιεκτικότητα
Zn	5.1 - 6.1 wt%
Mg	2.1 - 2.9 wt%
Cu	1.2 - 2.0 wt%
Fe	0.5 max wt%
Mn	0.3 max wt%
Si	0.4 max wt%
Cr	0.18 - 0.28 wt%
Ti	0.05 max wt%
Al	Υπόλοιπο

Η μικροδομή του κράματος AA7075 στην κατάσταση μέγιστης σκληρότητας τους (μετά από ανόπτηση T6) παρουσιάζει μεγάλη ετερογένεια, ως προς τη μήτρα Al, τα σωματίδια δεύτερης φάσης και τις περιοχές των ορίων των κόκκων. Στα όρια των κόκκων, έχουν προσδιοριστεί σωματίδια $Mg(ZnCuAl)_2$ μεγέθους περίπου 50-100 nm μέσω μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης ηλεκτρονίων [9-11]. Στις δύο πλευρές των ορίων των κόκκων υπάρχει μία περιοχή 30-70 nm η οποία λέγεται ζώνη απουσίας κατακρημνισμάτων (precipitate free zone, PFZ) ή ζώνη απεμπλουτισμένου διαλύματος (solute depleted zone, SDZ) [9, 12, 13]. Στην περιοχή αυτή παρατηρείται απουσία Zn και Cu. Τα σωματίδια δεύτερης φάσης που βρίσκονται στη μήτρα διαίρονται σε τρεις κατηγορίες: κατακρημνίσματα που επιφέρουν σκλήρυνση (hardening precipitates), σωματίδια διασποράς (dispersoids) και συστατικά σωματίδια (constituent particles). Τα κατακρημνίσματα που επιφέρουν σκλήρυνση, τα οποία περιλαμβάνουν τα σωματίδια η' και η φάσης, καθώς και τις GP ζώνες τους σχηματίζονται με πυρήνωση και ανάπτυξη από υπερκορεσμένο στερεό διάλυμα το οποίο έχει υποστεί βαφή.

Η μηχανική αντοχή των κραμάτων αλουμινίου της σειράς 7XXX, εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από το ποσοστό του Zn και Mg στο στερεό διάλυμα, καθώς έχει παρατηρηθεί ότι για τιμές του λόγου περιεκτικότητας Zn / Mg πάνω από 2.2 [3, 14], από το υπέρκορο στερεό διάλυμα σχηματίζεται μια ομοιόμορφη και λεπτομερής διασπορά κατακρημνισμάτων της φάσεως $MgZn_2$ έπειτα από τεχνητή γήρανση, σύμφωνα με τον παρακάτω μηχανισμό κατακρήμνισης [3, 15]:

Υπέρκορο στερεό διάλυμα → ζώνες GP (GPZs) → η' μετασταθής φάση → η σταθερή φάση ($MgZn_2$).

Η ενδομεταλλική ένωση η , $MgZn_2$, αποτελεί την κύρια ένωση που δημιουργεί σκλήρυνση λόγω κατακρήμνισης στα κράματα αυτά, κατά τη διαδικασία της τεχνητής γήρανσης. Ωστόσο σε ορισμένες περιπτώσεις ποσοστό του χαλκού (Cu) που βρίσκεται στο υπέρκορο στερεό διάλυμα διαλυτοποιείται στην ενδομεταλλική αυτή φάση και εμφανίζεται η ένωση $Mg(Zn,Cu)_2$ [3, 16].

Η θερμική κατεργασία T6 στην οποία υποβάλλονται τα κράματα αλουμινίου 7075 συντελεί στην ομοιόμορφη και λεπτομερή διασπορά της φάσεως η. Αυτό έχει ως συνέπεια τη σκλήρυνση των κραμάτων, καθώς η ομοιόμορφη αυτή διασπορά αποτελεί εμπόδιο στην κίνηση των διαταραχών κατά τη μηχανική φόρτιση του κράματος. Ουσιαστικά όσο πιο μικρό είναι το μέγεθος των σωματιδίων αυτών αλλά και όσο πιο λεπτομερής είναι η διασπορά τους, τόσο πιο αποτελεσματική είναι η σκλήρυνση που προκαλούν [3, 17].

Η κατεργασία T6 περιλαμβάνει την ομογενοποίηση σε θερμοκρασία 480°C στη συνέχεια βαφή σε νερό και τέλος γήρανση για 24 h στους 120°C. Η θερμική κατεργασία T6 δίνει στο κράμα τις βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες. Παρά τις αυξημένες μηχανικές ιδιότητες του κράματος, όταν αυτό υποβάλλεται σε εφελκυστικές τάσεις κάθετα προς τους κόκκους, εμφανίζει διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση [18]. Η ενδεδειγμένη θερμική κατεργασία για την αποφυγή αυτού του φαινομένου είναι η κατεργασία T73 που περιλαμβάνει την ομογενοποίηση σε θερμοκρασία 480°C στη συνέχεια βαφή στο νερό και τέλος γήρανση σε δύο στάδια, πρώτα στους 105°C για 6 ώρες και στη συνέχεια γήρανση στους 160°C για 24 ώρες. Με αυτή την κατεργασία βελτιώνουμε την αντοχή σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση αλλά ταυτόχρονα έχουμε μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων [18].

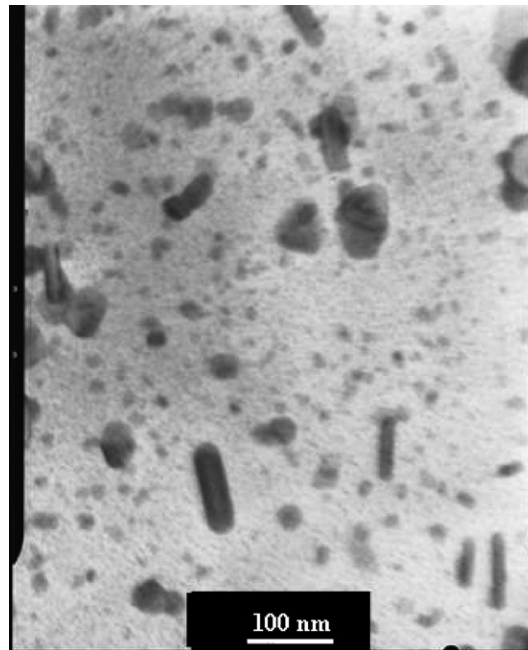
Εκτός από τα σωματίδια η φάσης, σχηματίζονται και άλλα κατακρημνίσματα όπως Mg_2Al_3 , Al_2Cu και $Al_{32}Zn_{49}$ [9, 19]. Τα μεγέθη των κατακρημνισμάτων αυτών ποικίλουν, στην μικρότερη τους κλίμακα, από αρκετά έως δεκάδες nm.

Τα σωματίδια διασποράς, τα οποία χρησιμοποιούνται για την καθυστέρηση της ανακρυστάλλωσης και για τον έλεγχο του μεγέθους των κόκκων, περιέχουν Al και άλλα στοιχεία τα οποία προστίθενται για το λόγο αυτό, όπως τα Cr, Ti, Zr και Mn [9, 19]. Σε σύγκριση με τα μικρά κατακρημνίσματα, τα σωματίδια διασποράς αναπτύσσονται μέχρι αρκετές εκατοντάδες nm, με τα περισσότερα από αυτά να είναι μεγαλύτερα από τα κατακρημνίσματα που επιφέρουν σκλήρυνση. Τυπικά σωματίδια διασποράς που έχουν ταυτοποιηθεί μέσω TEM είναι τα Al_3Ti , Al_6Mn , $Al_{20}Cu_2Mn_3$ και Al_3Zr [9, 19].

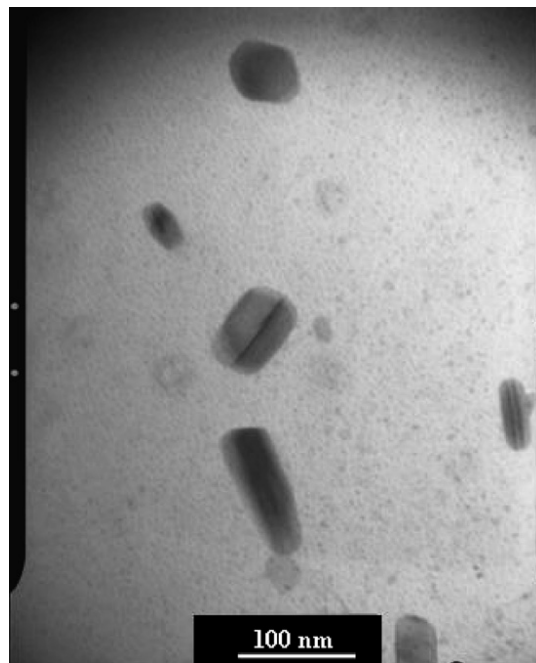
Τα συστατικά σωματίδια είναι σχετικά μεγάλα και διακρίνονται εύκολα μέσω είτε οπτικής είτε ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης [9]. Τα σωματίδια αυτά σχηματίζονται κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης και παραμένουν αμετάβλητα κατά τις θερμικές κατεργασίες που έπονται. Τα μεγαλύτερα από αυτά έχουν διαστάσεις δεκάδων μm. Συχνά κατακερματίζονται σε μικρά σωματίδια κατά τη διάρκεια ψυχρών κατεργασιών ή κατεργασιών εν θερμώ και ευθυγραμμίζονται κατά μήκος της διεύθυνσης της κατεργασίας [9].

Μικρογραφίες TEM [9] του κράματος AA7075-T6 (Σχήμα 3.2) αποκάλυψαν πολύ μεγάλες ποσότητες κατακρημνισμάτων διεσπαρμένες ομοιογενώς στο εσωτερικό των κόκκων. Τα σωματίδια αυτά έχουν γενικά πλακοειδές σχήμα αλλά εμφανίζονται και κάποια μικρά σωματίδια σφαιρικού σχήματος. Το μέγεθος των σωματιδίων είναι

μικρό και κυμαίνεται από αρκετά έως 30 nm. Τα μεγαλύτερα σωματίδια, με μεγέθη εκατοντάδων nm, είναι σωματίδια διασποράς τα οποία σχηματίστηκαν κατά τη θερμική κατεργασία. Παρόμοια, με τα τελευταία, σωματίδια παρατηρούνται σε μικρογραφίες του κράματος AA7075 μετά από ομογενοποίηση και βαφή (Σχήμα 3.3).



Σχήμα 3.2. Εικόνα φωτεινού πεδίου της μικροδομής του κράματος AA7075-T6 (μετά από τεχνητή γήρανση στους 120 °C για 24 h) [9].



Σχήμα 3.3. Εικόνα φωτεινού πεδίου της μικροδομής του κράματος AA7075, μετά από ομογενοποίηση και βαφή [9].

Βιβλιογραφία

- [1] Γιάννης Δ. Χρυσουλάκης, Δημήτρης Ι. Παντελής «Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών» 2η Έκδοση, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 2008, Σελ.561-574
- [2] “Light alloys: Metallurgy of the light metals” Metallurgy & Materials Science, I.J.Polmear, Third edition
- [3] Δ. Α. Λάγαρης, Διδακτορική Διατριβή “Ανάπτυξη και Τεχνολογικές Ιδιότητες Προηγμένου Κράματος Αλουμινίου 7075”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2009, 16-18.
- [4] I.J. Polmear, Light Alloys, 2nd ed., Edward Arnold, London, 1989.
- [5] E.A. Starke Jr., J.T. Staley, Prog. Aerospace Sci. 32 (1995) 131.
- [6] X.M. Li, M.J. Starink, Mater. Sci. Technol. 17 (2001) 1324.
- [7] W. Cassada, J. Liu, J.T. Staley, Adv. Mater. Process. 12 (2000) 27.
- [8] ASM Metals HandBook, Volume 02, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 1992, p.69.
- [9] Zhijun Zhao, G.S. Frankel, On the first breakdown in AA7075-T6, Corrosion Science 49 (2007) 3064–3088.
- [10] M. Gao, C.R. Feng, R.P. Wei, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science 29A (1998) 1145.
- [11] R.P. Wei, C.M. Liao, M. Gao, Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science 29 (1998) 1153.
- [12] T. Ramgopal, P.I. Gouma, G.S. Frankel, Corrosion 58 (2002) 687.
- [13] J.K. Park, A.J. Ardell, Acta Metallurgica 39 (1991) 591.
- [14] P.C. Varley, The Technology of Aluminium and its Alloys, Newnes-Butterworths, London, 1970, p. 53-54.
- [15] H.P. Degischer, W. Lacom, A. Zahra, C.Y. Zahra, Z. Metallk. 71 (1980) 231.
- [16] M.M. Sharma, M.F. Amateau, T.J. Eden, J. Alloys Compd 416 (2006) 135–142.
- [17] Thomas H. Courtney, Mechanical Behavior of Materials, McGraw-Hill, 1990, p.184.
- [18] Ιωάννης Δ. Χατζής, Διπλωματική Εργασία “Διάβρωση κράματος Al7075-T6 σε διάλυμα NaCl 0,01 και pH=7,5. Ακόλουθες δοκιμές εφελκυσμού και μελέτη των αποτελεσμάτων”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2010, 1-32.
- [19] I.J. Polmear, Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals, J. Wiley and Sons, New York, 1996.

Κεφάλαιο 4ο : Μηχανισμοί Ισχυροποίησης των Μετάλλων

4.1 Εισαγωγή [1]

Οι διαταραχές κάτω από την επίδραση εξωτερικής διατμητικής τάσης ολισθαίνουν επάνω σε συγκεκριμένα κρυσταλλικά επίπεδα, τα οποία ονομάζονται επίπεδα ολίσθησης, με αποτέλεσμα την παραγωγή πλαστικής παραμόρφωσης στο υλικό. Η κρίσιμη τιμή της διατμητικής τάσης στην οποία ξεκινάει η ολίσθηση των διαταραχών είναι το όριο διαρροής μονοκρυστάλλου σε διάτμηση, τ_0 , το οποίο σχετίζεται άμεσα με το όριο διαρροής πολυκρυσταλλικού υλικού σε εφελκυσμό, σ_y , μέγεθος που καθορίζεται εύκολα πειραματικά μέσω της δοκιμής εφελκυσμού.

Η αντοχή των μεταλλικών υλικών, δηλαδή η αντίσταση που προβάλλουν στην πλαστική παραμόρφωση, μπορεί να αυξηθεί με την παρεμπόδιση της ολίσθησης των διαταραχών στους κρυστάλλους. Παρεμπόδιση στην ολίσθηση διαταραχών μπορούν να προβάλλουν διάφορα στοιχεία της μικροδομής του υλικού, όπως το κρυσταλλικό πλέγμα (πλεγματική αντίσταση), άλλες διαταραχές (κινητές ή ακίνητες), άτομα κραματικών στοιχείων (αντικατάστασης ή παρεμβολής), τα σύνορα κόκκων, καθώς και σωματίδια δευτερευουσών φάσεων. Καθένα από τα παραπάνω στοιχεία προβάλλει μία συγκεκριμένη ειδική αντίσταση στην ολίσθηση των διαταραχών και συνιστά έναν ξεχωριστό μηχανισμό ισχυροποίησης των μεταλλικών υλικών.

4.2 Μηχανισμοί Ισχυροποίησης [1]

Οι βασικότεροι μηχανισμοί ισχυροποίησης των μεταλλικών υλικών είναι οι παρακάτω:

- (α) Η πλεγματική αντίσταση, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλει το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα στην ολίσθηση διαταραχών μέσα σε αυτό. Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από την πυκνότητα το υ επιπέδου και της διεύθυνσης ολίσθησης.
- (β) Η εργοσκήληση, που οφείλεται στη ραγδαία αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών και στην αλληλεπίδραση μεταξύ τους με την αύξηση της πλαστικής παραμόρφωσης. Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από το ποσοστό πλαστικής παραμόρφωσης που έχει υποστεί το υλικό.
- (γ) Η ισχυροποίηση στερεού διαλύματος ή κραμάτωσης, που οφείλεται στην αλληλεπίδραση των διαταραχών με άτομα παρεμβολής ή αντικατάστασης. Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από την περιεκτικότητα του κράματος στα διάφορα κραματικά στοιχεία.
- (δ) Η ισχυροποίηση από σύνορα κόκκων, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν τα σύνορα των κόκκων στην ολίσθηση των διαταραχών. Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από το μέγεθος των κόκκων και τον προσανατολισμό τους.

(ε) Ισχυροποίηση από κατακρήμνιση λόγω γήρανσης και διασπορά δευτερευουσών φάσεων, που υ οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν σωματίδια άλλων φάσεων, τα οποία σχηματίζονται είτε από κατακρήμνιση (π.χ. η φάση Al_2Cu στο κραματικό σύστημα $Al-Cu$), είτε από διασπορά (π.χ. ThO_2 σε κράματα Ni). Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από το κλάσμα όγκου και το μέσο μέγεθος των σωματιδίων των δευτερευουσών φάσεων.

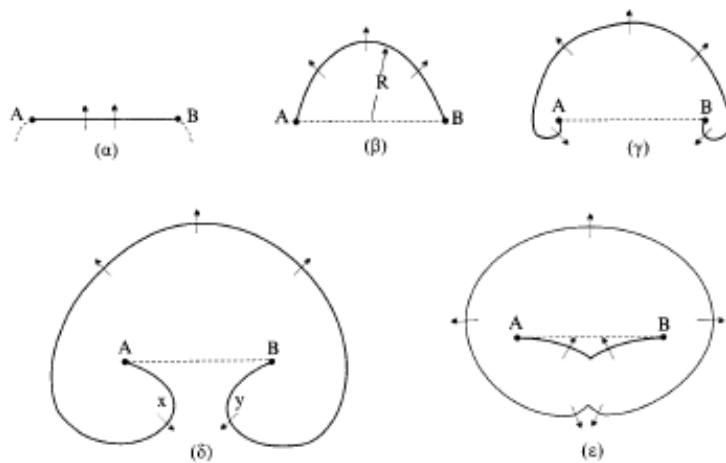
Σε οποιοδήποτε κραματικό σύστημα είναι δυνατόν να λειτουργεί ένας ή περισσότεροι από τους παραπάνω μηχανισμούς ισχυροποίησης. Η σύγχρονη φιλοσοφία στο σχεδιασμό κραμάτων (alloy design) είναι η ταυτόχρονη χρήση διαφόρων μηχανισμών ισχυροποίησης για τη διαμόρφωση της συνολικής αντοχής του κράματος.

Στην περίπτωση της παρούσας εργασίας οι μηχανισμοί ισχυροποίησης που εμφανίζονται και κατά επέκταση πρόκειται να εξεταστούν αναλυτικά είναι η ισχυροποίηση από σύνορα κόκκων και η ισχυροποίηση από κατακρήμνιση και διασπορά δευτερευουσών φάσεων.

4.3 Πολλαπλασιασμός Διαταραχών [1]

Η πυκνότητα διαταραχών σε έναν μεταλλικό κρύσταλλο που έχει ανοπτηθεί για επαρκή χρόνο είναι της τάξεως των 10^4 mm/mm³. Παραμορφώνοντας πλαστικά τον κρύσταλλο η τιμή αυτή αυξάνεται σημαντικά και μπορεί να φτάσει μέχρι και 10^9 mm/mm³. Αυτό σημαίνει ότι κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης οι διαταραχές πολλαπλασιάζονται με κάποιο τρόπο, δημιουργούνται δηλαδή συνεχώς νέες διαταραχές.

Ο πιο γνωστός μηχανισμός πολλαπλασιασμού διαταραχών είναι η πηγή Frank - Reed (Σχήμα 4.1). Σύμφωνα με το μηχανισμό αυτό, ένα τμήμα διαταραχής AB μήκους L καμπυλώνεται με την εφαρμογή μιας διατμητικής τάσεως τ . Καθώς η ακτίνα καμπυλότητας R μειώνεται, η απαιτούμενη τάση για περαιτέρω καμπύλωση αυξάνεται. Η τάση που απαιτείται για να αποκτήσει η διαταραχή ημικυκλικό σχήμα με $R = L/2$, είναι η μέγιστη τάση $\tau = (G \cdot b)/L$, όπου G το μέτρο διάτμησης του υλικού και b το διάνυσμα Burgers της διαταραχής. Με περαιτέρω εφαρμογή της διατμητικής τάσης η διαταραχή καμπυλώνεται με μεγαλύτερο R και σχηματίζει βρόγχο, αφού τα τμήματα x και y αλληλοεξουδετερώνονται όταν συναντηθούν επειδή κινούνται σε αντίθετες διευθύνσεις έχοντας το ίδιο διάνυσμα Burgers. Το αποτέλεσμα είναι ο σχηματισμός ενός βρόγχου διαταραχών (dislocation loop), ο οποίος συνεχίζει να διευρύνεται με την εφαρμογή της διατμητικής τάσης, ενώ απομένει ένα νέο τμήμα διαταραχής AB , το οποίο επαναλαμβάνει τη διαδικασία από την αρχή. Έτσι, η πηγή Frank - Reed εκπέμπει ουσιαστικά βρόγχους διαταραχών όταν ενεργοποιηθεί με διατμητική τάση $\tau = (G \cdot b)/L$. Τα σταθερά σημεία A και B είναι σημεία πάνω στα οποία η διαταραχή έχει ακινητοποιηθεί για κάποιο λόγο (π.χ. σκληρά σωματίδια ή άλλες διαταραχές).



Σχήμα 4.1. Πηγή πολλαπλασιασμού των διαταραχών σύμφωνα με το μοντέλο Frank – Reed [1].

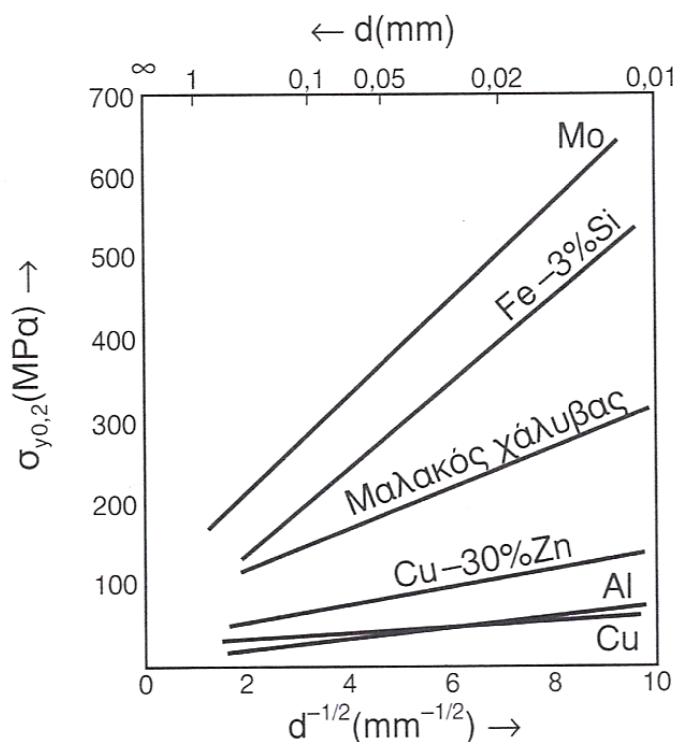
4.4 Ισχυροποίηση από Σύνορα Κόκκων [1]

Τα σύνορα κόκκων παρεμποδίζουν την ολίσθηση των διαταραχών, αφού κατά μήκος των συνόρων αλλάζει ο προσανατολισμός των κρυσταλλικών επιπέδων από τον ένα κόκκο στον επόμενο. Το γεγονός αυτό οδηγεί σε εξάρτηση του (μακροσκοπικού) ορίου διαρροής σ_y από το μέγεθος των κόκκων, αφού ένα λεπτόκοκκο υλικό (δηλαδή με πολλούς και μικρούς σε μέγεθος κόκκους) περιέχει περισσότερα σύνορα.

Η σχέση μεταξύ ορίου διαρροής και μεγέθους κόκκων, γνωστή ως σχέση Hall - Petch, έχει ως εξής:

$$\sigma_y = \sigma_o + k_o \cdot \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (4.1)$$

όπου d η μέση διάμετρος (μέγεθος) των κόκκων, k_o παράμετρος, η τιμή της οποίας εξαρτάται από το υλικό και σ_o η πλεγματική αντίσταση ή το όριο διαρροής μονοκρυστάλλου. Η σχέση Hall - Petch ακολουθείται από πολλά μέταλλα, όπως φαίνεται στο διάγραμμα του Σχήματος 4.2.



Σχήμα 4.2. Μεταβολή του ορίου διαρροής σ_y διαφόρων μετάλλων και κραμάτων, σε συνάρτηση με τη μέση διάμετρο των κόκκων d , σύμφωνα με τη σχέση Hall-Petch [2].

Στα μέταλλα της δομής fcc (όπως το Al) και hcp, η τιμή του k_0 είναι μικρή, κατά συνέπεια, οι μηχανικές τους ιδιότητες μεταβάλλονται ελαφρά συναρτήσει του μεγέθους των κόκκων [2].

Έχουν προταθεί διάφορες θεωρίες για την ερμηνεία της σχέσης Hall - Petch. Εδώ θα αναφερθούμε στην πιο αντιπροσωπευτική και θα θεωρήσουμε ότι μια πηγή Frank-Reed στον κόκκο 1 του Σχήματος 4.3α εκπέμπει βρόγχους διαταραχών, οι οποίοι συσσωρεύονται σχηματίζοντας μία συστοιχία. Η πιο προωθημένη διαταραχή της συστοιχίας ακινητοποιείται μόλις φτάσει στο σύνορο του κόκκου 1. Η αλληλεπίδραση των τασικών πεδίων των διαταραχών της συστοιχίας οδηγεί σε συγκέντρωση τάσεως τ_s μπροστά από τη συστοιχία, Σχήμα 4.3β. Η τάση αυτή ισούται με:

$$\tau_s = n \cdot \tau_a \quad (4.2)$$

όπου n ο αριθμός διαταραχών της συστοιχίας και τ_a η ανηγμένη διατμητική τάση στο ενεργό επίπεδο ολίσθησης. Ο αριθμός διαταραχών της συστοιχίας είναι ανάλογος της εφαρμοζόμενης τάσης και του μήκους $L = d/2$:

$$n = \frac{L \cdot \tau_a}{G \cdot b} \pi (1 - \nu) \quad (4.3)$$

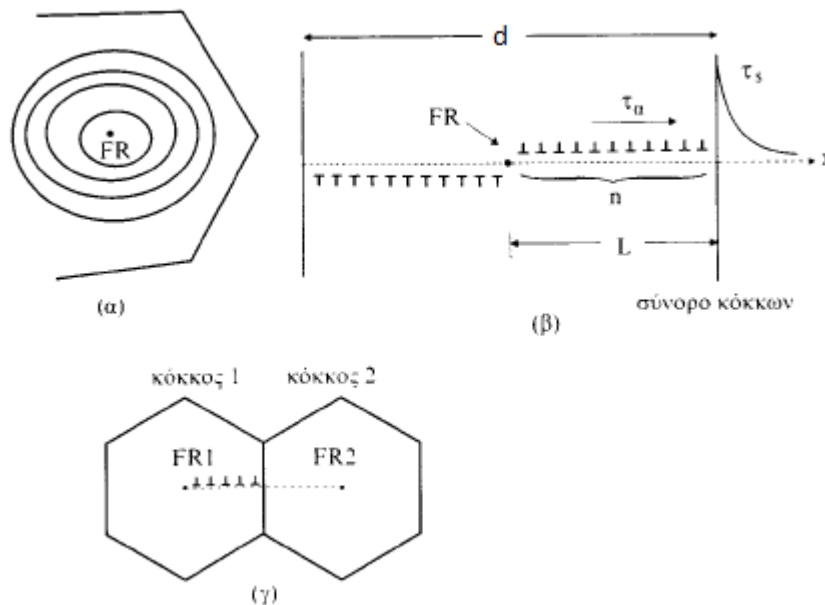
Από τις Εξισώσεις (4.2) και (4.3) προκύπτει ότι:

$$\tau_{\alpha} = \left[\frac{G \cdot b \cdot \tau_s}{\pi \cdot (1 - \nu)} \right]^{1/2} \cdot d^{-1/2} \quad (4.4)$$

Θεωρώντας ότι η πλαστική ροή μεταδίδεται από τον κόκκο 1 στον κόκκο 2 με την ενεργοποίηση μιας πηγής Frank-Reed στον κόκκο 2 (FR₂ στο Σχήμα 4.3γ) από την τ_s θέτουμε σ_y = M·τ_α, όπου M ο παράγοντας Taylor. Αν συμπεριλάβουμε και το όριο διαρροής του μονοκρυστάλλου σε διάτμηση ή την πλεγματική αντίσταση, τότε η Εξίσωση (4.4) γίνεται:

$$\sigma_y = \sigma_o + M \cdot \left[\frac{G \cdot b \cdot \tau_s}{\pi \cdot (1 - \nu)} \right]^{1/2} \cdot d^{-1/2} \quad (4.5)$$

Θέτοντας ως $k_o = M \cdot \left[\frac{G \cdot b \cdot \tau_s}{\pi \cdot (1 - \nu)} \right]^{1/2}$ η Εξίσωση (4.5) παίρνει την τελική μορφή της σχέσης Hall - Petch που είδαμε στην Εξίσωση (4.1). Το k_o εξαρτάται από τη θερμοκρασία, λόγω της θερμοκρασιακής εξάρτησης του μέτρου διάτμησης G.



Σχήμα 4.3. Σχηματική αναπαράσταση ερμηνείας της σχέσης Hall – Petch [1].

4.5 Γήρανση και Ισχυροποίηση με Κατακρήμνιση [1]

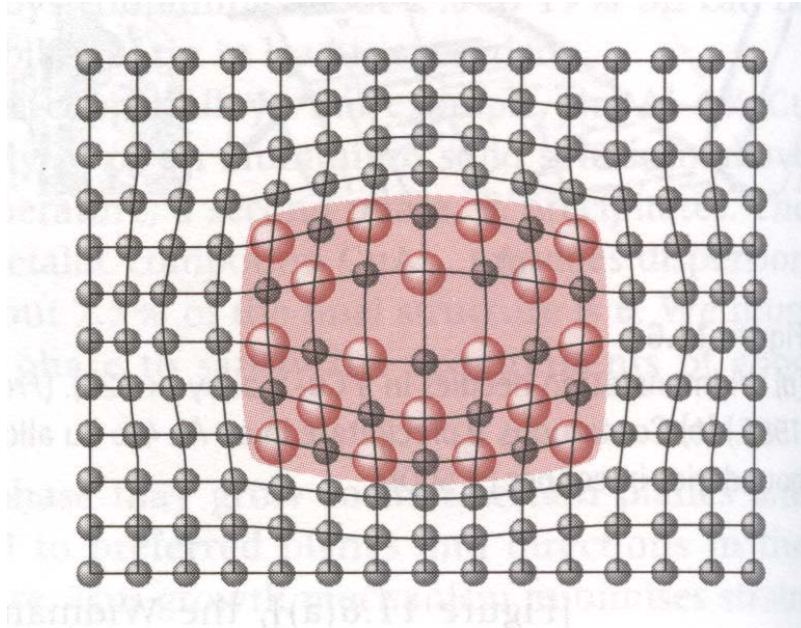
Η κατακρήμνιση (precipitation) μιας δεύτερης φάσης από ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα αποτελεί μια από τις πιο σημαντικές μεθόδους ισχυροποίησης των κραμάτων. Το κατακρήμνισμα της δεύτερης φάσεως, υπό τη μορφή διασποράς λεπτών σωματιδίων, παρεμποδίζει την ολίσθηση των διαταραχών και αυξάνει την αντοχή του κράματος. Η κατακρήμνιση είναι ένας διαχυτικός μετασχηματισμός φάσεων και πραγματοποιείται με διεργασίες πυρήνωσης και ανάπτυξης, γνωστές από τη φυσική μεταλλουργία.

Ας υποθέσουμε ότι έχουμε ένα κράμα, η μικροδομή του οποίου αποτελείται από κόκκους της πρωτεύουσας φάσης (μήτρα), στο εσωτερικό των οποίων έχουμε δημιουργήσει τεχνητά (π.χ. με τη θερμική κατεργασία της γήρανσης) διασπορά σωματιδίων μίας δευτερεύουσας φάσης. Αν τα σωματίδια της δευτερεύουσας φάσης έχουν πλήρη συνοχή (coherency) με τη μήτρα, εάν δηλαδή τα κρυσταλλικά τους πλέγματα ταιριάζουν απόλυτα, τότε μία διαταραχή που ολισθαίνει σε ένα κρυσταλλικό επίπεδο της μήτρας μπορεί να διεισδύσει και να συνεχίσει την ολίσθησή της μέσα σε ένα σωματίδιο. Τα σωματίδια αυτά ονομάζονται διαπερατά (penetratable) ή διατμήσιμα (shearable). Αντίθετα, υπάρχουν δευτερεύουσες φάσεις τα σωματίδια των οποίων δεν παροικάζο Ψ πλήρη συνοχή με τη μήτρα, με αποτέλεσμα οι διαταραχές να μην μπορούν να διεισδύσουν σε αυτά. Τα σωματίδια αυτά ονομάζονται μη διαπερατά (impenetratable) ή μη διατμήσιμα (non shearable).

Με βάση τα παραπάνω, είναι λογικό ότι ο μηχανισμός ισχυροποίησης εξαρτάται από το είδος των σωματιδίων.

Στη περίπτωση που τα κατακρημνίσματα διατηρούν την πλεγματοκή συνέχεια με το μητρικό πλέγμα, η παραμόρφωση του πλέγματος είναι σημαντική και η μετακίνηση της διαταραχής εμποδίζεται ακόμη και όταν η διαταραχή, κατά τη μετακίνηση της, προσεγγίσει το κατακρήμνισμα, χωρίς να το διασχίσει καθιστώντας την φάση αυτή των κατακρημνισμάτων υπεύθυνη για τις μέγιστες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων του κράματος. [2]

Αναλυτικότερα μπορούμε να αναφέρουμε ότι λόγω των παραμορφώσεων συνοχής (coherency strains), Σχήμα 4.4, τα διαπερατά σωματίδια αναπτύσσουν γύρω τους τασικά πεδία, τα οποία αλληλεπιδρούν με τα αντίστοιχα τασικά πεδία των διαταραχών και έτσι παρεμποδίζουν την ολίσθησή τους.



Σχήμα 4.4. Παραμόρφωση κρυσταλλικού πλέγματος που προκαλείται από σωματίδιο δευτερεύουσας φάσης σε πλήρη συνοχή με τη μήτρα [1].

Η ισχυροποίηση που προκύπτει με τον τρόπο αυτό ονομάζεται ισχυροποίηση συνοχής (coherency strengthening). Η αύξηση της μηχανικής αντοχής του κράματος που προκύπτει σε μια τέτοια περίπτωση ισούται με:

$$\Delta\tau = k_1\sqrt{f \cdot r} \quad (4.6)$$

όπου $\Delta\tau$ η αύξηση της ανηγμένης διατμητικής τάσης στο ενεργό επίπεδο ολίσθησης, που απαιτείται για να ολισθήσει η διαταραχή μέσα από το σωματίδιο και να συνεχίσει την πορεία της μέσα στη μήτρα, k_1 μία σταθερά, f το κλάσμα όγκου της δευτερεύουσας φάσης στη μικροδομή (δηλαδή ο όγκος των σωματιδίων δια τον συνολικό όγκο του κράματος) και r το μέσο μέγεθος (δηλαδή η ακτίνα, αν είναι σφαιρικά) των σωματιδίων.

Στην περίπτωση των μη διαπερατών σωματιδίων, η διαταραχή “αγκιστρώνεται” επάνω στα σωματίδια και αρχίζει να καμπυλώνεται ανάμεσα από αυτά. Έτσι, ένα ζεύγος σωματιδίων λειτουργεί σαν μια πηγή Frank-Reed. Η μέγιστη διατμητική τάση που απαιτείται για να διαφύγει η διαταραχή ανάμεσα από τα σωματίδια και να συνεχίσει να ολισθαίνει ισούται με:

$$\tau_{\max} = \frac{G \cdot b}{L} \quad (4.7)$$

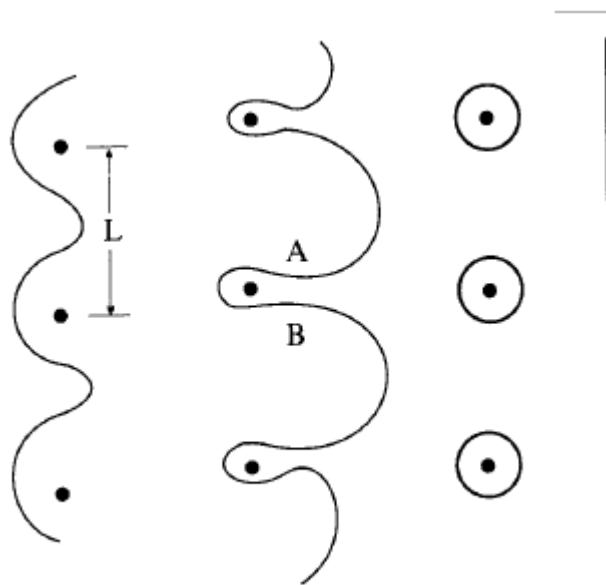
όπου L η απόσταση ανάμεσα στα σωματίδια, Σχήμα 4.5. Η Εξίσωση (4.7) δείχνει ότι, όσο μικρότερη είναι η απόσταση μεταξύ των σωματιδίων, δηλαδή όσο μικρότερο είναι το L , τόσο μεγαλύτερη διατμητική τάση απαιτείται για να συνεχιστεί η

ολίσθηση της διαταραχής. Ακόμα ισχύει ότι $L = (d/2) \cdot (2\pi/3V_f)^{1/2}$ [3, 4], όπου d είναι η μέση διάμετρος των σωματιδίων και V_f το κλάσμα όγκου των σωματιδίων.

Καθώς η διαταραχή ολισθαίνει και συναντά μία σειρά σωματιδίων, αρχίζει να καμπυλώνεται σημαντικά με αποτέλεσμα στα σημεία A και B του Σχήματος 4.5 τα τμήματα της διαταραχής να αλληλοεξουδετερώνονται επειδή έχουν αντίθετο πρόσημο. Με τον τρόπο αυτό σχηματίζονται βρόγχοι διαταραχών γύρω από τα μη διαπερατά σωματίδια. Ο συγκεκριμένος μηχανισμός υπέρβασης των μη διαπερατών σωματιδίων ονομάζεται μηχανισμός Orowan. Η δημιουργία των βρόγχων μειώνει την “ελεύθερη” απόσταση μεταξύ των σωματιδίων και έτσι η απαιτούμενη διαμητική τάση της Εξίσωσης (4.7) συνεχώς αυξάνεται, γεγονός που οδηγεί σε εργοσκλήρυνση. Η αύξηση της αντοχής που προκύπτει από τον μηχανισμό Orowan ισούται με:

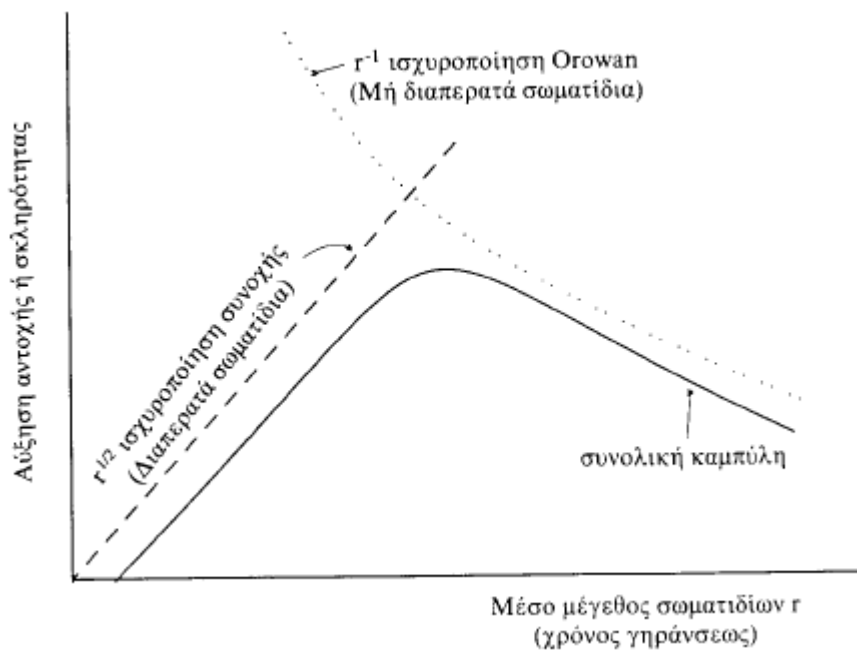
$$\Delta\tau = k_3 \frac{\sqrt{f}}{r} \quad (4.8)$$

όπου k_3 μία σταθερά, f το κλάσμα όγκου και r το μέσο μέγεθος των σωματιδίων. Η Εξίσωση (4.8) δείχνει ότι η αύξηση της αντοχής είναι μεγαλύτερη, όσο πιο μικρά είναι τα σωματίδια (δηλ. μικρό r), για ένα δεδομένο f . Η παρατήρηση αυτή, σε συνδυασμό με την Εξίσωση (4.7), δείχνει ότι για να επιτύχουμε όσο το δυνατόν μεγαλύτερη ισχυροποίηση του κράματος, θα πρέπει να δημιουργήσουμε μία διασπορά μικρών (λεπτών) σωματιδίων σε μικρή απόσταση μεταξύ τους.



Σχήμα 4.5. Σχηματική απεικόνιση του μηχανισμού Orowan [1].

Με βάση τις παραπάνω παρατηρήσεις διαπιστώνουμε ότι όταν έχουμε μη διαπερατά σωματίδια, η αύξηση της αντοχής του κράματος αυξάνεται με μείωση του μεγέθους των σωματιδίων. Αντίθετα, όταν έχουμε διαπερατά σωματίδια, η αύξηση της αντοχής μειώνεται με μείωση του μεγέθους των σωματιδίων. Το διάγραμμα του Σχήματος 4.6 δείχνει την αύξηση της αντοχής ενός κράματος που περιέχει τόσο διαπερατά, όσο και μη διαπερατά σωματίδια, σαν συνάρτηση του μεγέθους των σωματιδίων αυτών. Όπως φαίνεται, υπάρχει μία τιμή μεγέθους σωματιδίων στην οποία η συνολική καμπύλη αύξησης της αντοχής παρουσιάζει ένα μέγιστο. Συνήθως, στις θερμικές κατεργασίες γήρανσης προσπαθούμε να επιτύχουμε το βέλτιστο μέγεθος σωματιδίων, που αντιστοιχεί στην μέγιστη αύξηση αντοχής, επιλέγοντας κατάλληλα τη χρονική διάρκεια της θερμικής κατεργασίας.



Σχήμα 4.6. Διάγραμμα στο οποίο απεικονίζεται η αύξηση της αντοχής ενός κράματος που περιέχει τόσο διαπερατά, όσο και μη διαπερατά σωματίδια, σαν συνάρτηση του μεγέθους των σωματιδίων αυτών [1].

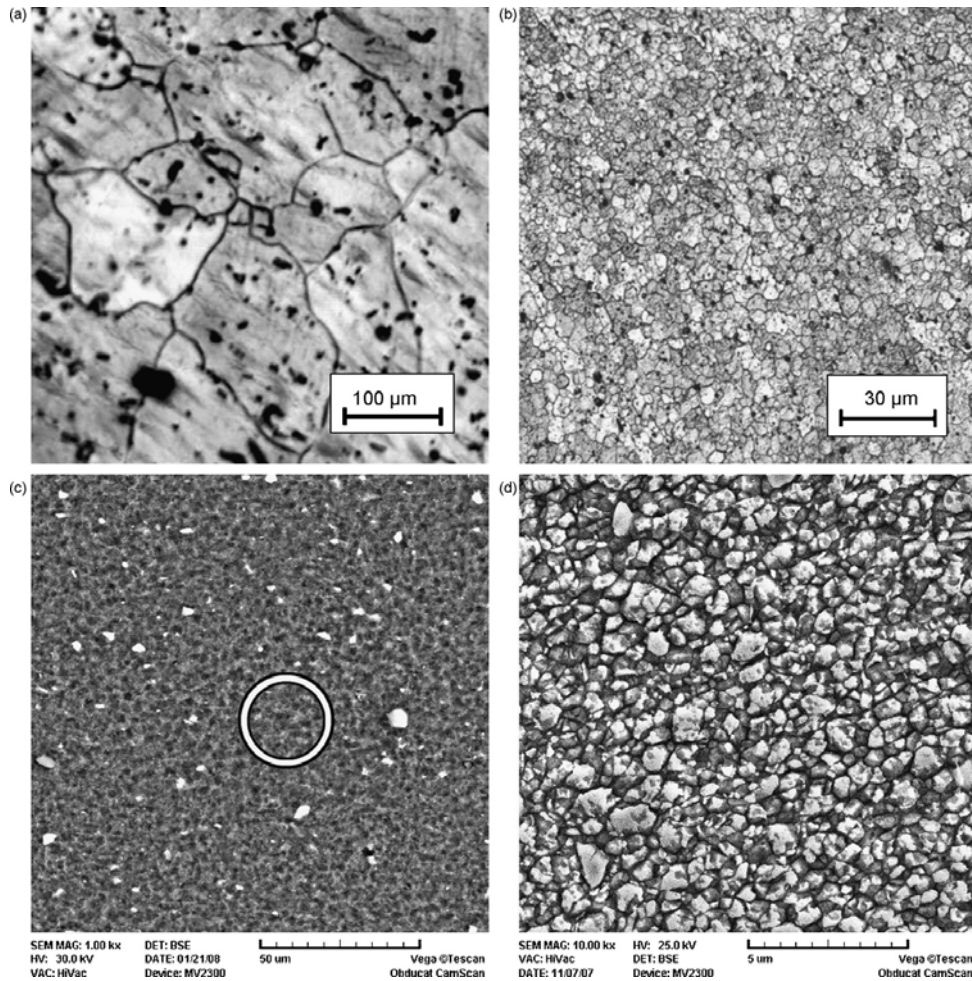
Βιβλιογραφία

- [1] A. T. Kermanidis, Post Graduate Lecture Notes “Mechanical Behavior of Composite Materials”, Mechanical and Industrial Engineering Department, University of Thessaly, 2007, ch.VI, p. 120-138.
- [2] Γιάννης Δ. Χρυσουλάκης, Δημήτρης Ι. Παντελής “Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών” 2^η Έκδοση, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 2008, Σελ.527-552.
- [3] A. Shafiei-Zarghani, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing, Materials Science and Engineering A 500 (2009) 84–91.
- [4] A.J. Ardell, Metall. Mater. Trans. A 16 (1985) 2131–2165.

Κεφάλαιο 5ο : Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

Οι Shafiei-Zarghani et al. [1] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο επιφανειακό στρώμα σε κράμα αλουμινίου AA6082, ενσωματώνοντας κεραμική σκόνη Al_2O_3 με μέγεθος κόκκων 50 nm σε αυτό. Η εισαγωγή της επιθυμητής ποσότητας νανοσκόνης έγινε μέσω διάνοιξης αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας, με διαστάσεις 4mm x 1mm, στο τεμάχιο και πλήρωσης αυτών με την προαναφερθείσα. Με τον όρο επιθυμητή ποσότητα σκόνης που αναφέρεται παραπάνω, ορίζεται το επιθυμητό κλάσμα όγκου της σκόνης στη ζώνη ανάδευσης που προκύπτει κατά την FSP. Οι Shafiei-Zarghani et al. [1] χρησιμοποίησαν κυλινδρικής γεωμετρίας πείρο, διαμέτρου 5mm και ύψους 4mm και επίπεδο περιανυχένιο διαμέτρου 16mm. Προκειμένου να αποφευχθεί εκτίναξη της σκόνης από το αυλάκι κατά τη διάρκεια της κατεργασίας, χρησιμοποιήθηκε εργαλείο χωρίς πείρο, μόνο με περιανυχένιο των προαναφερθέντων διαστάσεων. Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από το χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομής των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής: κλάσμα όγκου 0,15, γωνία κλίσης εργαλείου 3° , ταχύτητα περιστροφής 1000 rpm, ταχύτητα πρόωσης 135 mm/min και 4 ομόρροπα περάσματα FSP, το καθένα έπειτα από ψύξη στον ατμοσφαιρικό αέρα του τεμαχίου, με το κέντρο του εργαλείου να συμπίπτει με την κεντρική γραμμή του αυλακίου.

Το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο επιφανειακό σύνθετο στρώμα μετά την FSP με τις βέλτιστες συνθήκες που προαναφέραμε ήταν 0,66μm, γεγονός το οποίο αποτελεί σημαντική εκτέλιση της μικροδομής τόσο σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 120μm, όσο και σε σχέση με το υλικό μετά την FSP με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 2μm (Σχήμα 5.1). Η διαπίστωση αυτή ερμηνεύεται με την επίδραση των κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης στην ανάπτυξη των κόκκων, την οποία και περιορίζουν. Το φαινόμενο αυτό ονομάζεται pinning effect [2].

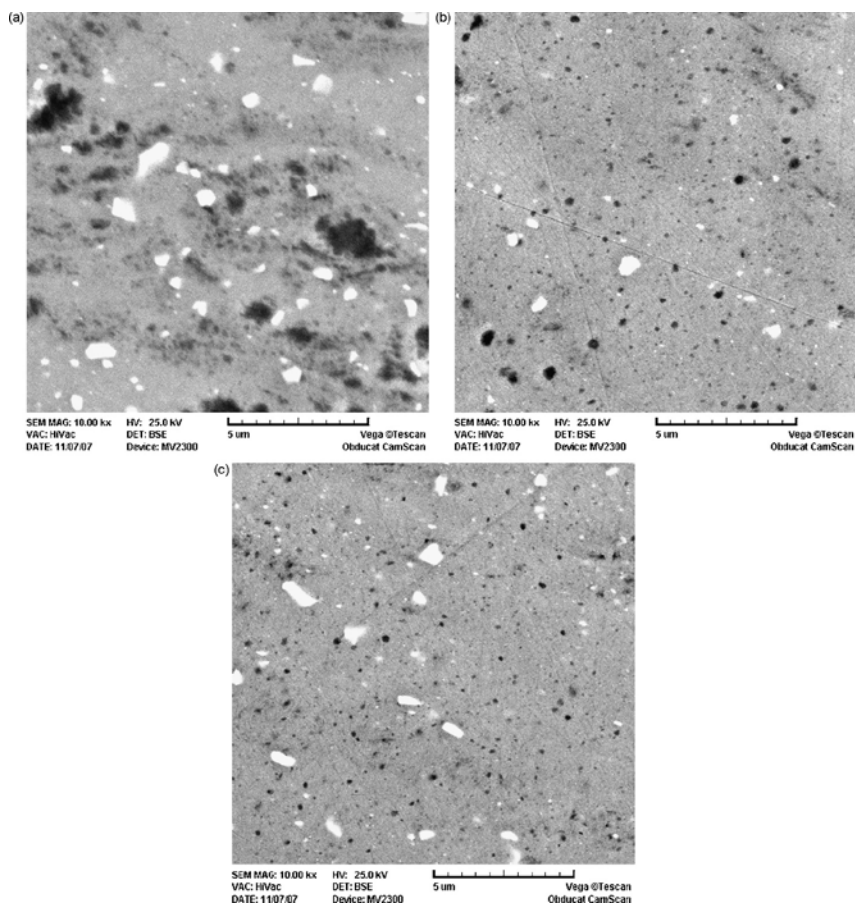


Σχήμα 5.1. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου οι οποίες απεικονίζουν το μέγεθος των κόκκων (a) του AA6082 πριν την FSP και (b) του AA6082 μετά από 4 περάσματα FSP. Εικόνες SEM (c) και (d) οι οποίες απεικονίζουν τη μικροδομή του επιφανειακού στρώματος Al/Al₂O₃ το οποίο παρήχθη μετά από 4 περάσματα FSP, με την (d) να αποτελεί μεγέθυνση εντός του κύκλου που απεικονίζεται στην (c). [1]

Η επίδραση των πολλαπλών περασμάτων της FSP, κατά τους Shafiei-Zarghani et al. [1], απεικονίζεται στο Σχήμα 5.2, και συντελεί στη μείωση του μεγέθους των σχηματιζόμενων συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης, καθώς και στη βελτίωση της διασποράς των σωματιδίων αυτών στη ζώνη ανάδευσης. Η σημασία της ομοιόμορφης διασποράς και της μείωσης του μεγέθους των συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης είναι διττή. Η μία συνιστώσα της αφορά στον έλεγχο του μεγέθους των ανακρυσταλλωμένων κόκκων του μητρικού υλικού της ζώνης ανάδευσης, όπως αυτός ορίζεται από τη σχέση περιορισμού του μεγέθους των κόκκων του Zener (d_z) [1, 3]:

$$d_z = \frac{4r}{3V_f} \quad (5.1)$$

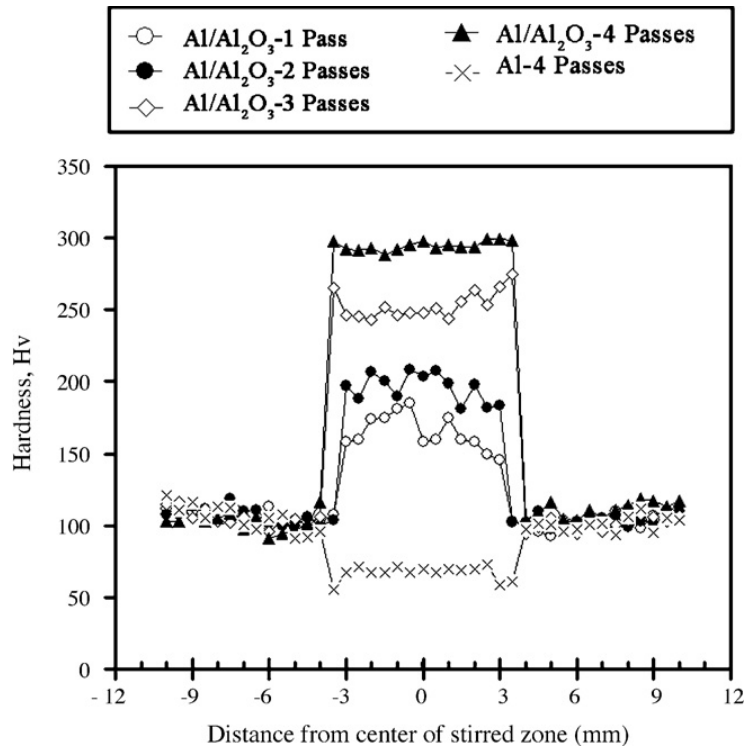
όπου r και V_f είναι η ακτίνα και το κλάσμα όγκου των συσσωματωμένων σωματιδίων ενίσχυσης, αντίστοιχα. Η σχέση (5.1) αποτελεί μία επέκταση του rinning effect που αναφέρεται παραπάνω, με την προσθήκη αυτή τη φορά και παραμέτρων ελέγχου του, όπως είναι η ακτίνα και το κλάσμα όγκου των συσσωματωμένων σωματιδίων ενίσχυσης, τις οποίες μέσω της διαδικασίας της FSP μπορούμε να ελέγξουμε, όπως απέδειξαν οι Shafiei-Zarghani et al. [1] με τη χρήση πολλαπλών περασμάτων.



Σχήμα 5.2. Εικόνες SEM των επιφανειακών συνθέτων Al/Al₂O₃ τα οποία παρήχθησαν μετά από (a) ένα, (b) τρία, και (c) τέσσερα περάσματα FSP. [1]

Η δεύτερη συνιστώσα της αφορά στο μηχανισμό ισχυροποίησης για την περίπτωση των μη διαπερατών σωματιδίων που αναφέραμε στο κεφάλαιο 4. Η ισχυροποίηση του κράματος, η οποία λαμβάνει χώρα με αύξηση της αντοχής που προκύπτει από το μηχανισμό Orowan σε συνδυασμό με την αύξηση της μέγιστης διατμητικής τάσης που απαιτείται για να διαφύγει η διαταραχή ανάμεσα από τα σωματίδια και να συνεχίσει να ολισθαίνει, απαιτεί τη δημιουργία μιας διασποράς μικρών (λεπτών) σωματιδίων σε μικρή απόσταση μεταξύ τους. Ο ισχυρισμός αυτός επιβεβαιώνεται πειραματικά από τους Shafiei-Zarghani et al. [1] με τη χρήση πολλαπλών περασμάτων, όπως μπορούμε να συμπεράνουμε και από το Σχήμα 5.3. Στο προαναφερθέν σχήμα παρατηρείται σημαντική αύξηση της σκληρότητας από τα

110 HV, που αντιστοιχούν στο μητρικό υλικό πριν την FSP, στα 165 HV για την περίπτωση του ενός περάσματος FSP, στα 196 HV για δύο περάσματα FSP, στα 253 HV για τρία περάσματα FSP και τέλος στα 295 HV για τέσσερα περάσματα FSP. Η μείωση στη διασπορά των τιμών της σκληρότητας για την περίπτωση των FSP με προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης έχει να κάνει με την αύξηση της ομοιογένειας στη ζώνη ανάδευσης, η οποία επιφέρεται με την αύξηση των περασμάτων FSP, όπως αναφέραμε παραπάνω.



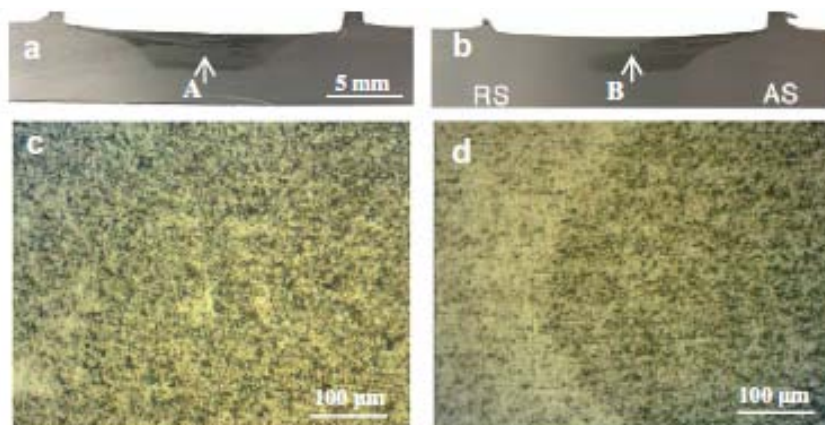
Σχήμα 5.3. Κατανομή της μικροσκληρότητας HV του κράματος AA6082 (χωρίς προσθήκη Al₂O₃) έπειτα από 4 περάσματα FSP και των σύνθετων επιφανειακών στρωμάτων για τις περιπτώσεις παραγωγής τους με 1,2,3 και 4 περάσματα FSP. [1]

Στο Σχήμα 5.3 παρατηρούμε ότι για την περίπτωση της FSP με τις βέλτιστες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης (4 περάσματα) η σκληρότητα της ζώνης ανάδευσης μειώνεται από τα 110 HV στα 67 HV, παρά τη μείωση του μεγέθους των κόκκων. Το αποτέλεσμα αυτό δηλώνει ότι η σκληρότητα είναι ανεξάρτητη του μεγέθους των κόκκων και άρα ότι ο κυρίαρχος μηχανισμός ισχυροποίησης για το συγκεκριμένο κράμα αλουμινίου AA6082 δεν είναι αυτός της αύξησης των περατωτικών ορίων. Η μείωση της σκληρότητας της ζώνης ανάδευσης έχει να κάνει με τη μεγέθυνση και διάλυση των κατακρημνισμάτων που λαμβάνει χώρα σε αυτήν κατά τη διάρκεια της FSP, κάτι το οποίο μπορεί να γενικευτεί για όλα τα κράματα αλουμινίου που υφίστανται σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία.

Οι Dolatkhah et al. [4] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο επιφανειακό στρώμα σε κράμα αλουμινίου AA5052, ενσωματώνοντας κεραμική σκόνη SiC με μέγεθος κόκκων 5 μm και 50 nm σε αυτό. Η εισαγωγή της σκόνης έγινε μέσω διάνοιξης αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας, με διαστάσεις 1mm x 2mm, στο τεμάχιο και πλήρωσης αυτών με την προαναφερθείσα.

Οι Dolatkhah et al. [4] χρησιμοποίησαν τετραγωνικής γεωμετρίας πείρο, διαγωνίου 6mm και ύψους 3mm και κοίλο περιανχένιο διαμέτρου 18mm. Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από το χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομής των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής: γωνία κλίσης εργαλείου 3° , ταχύτητα περιστροφής 1120 rpm, ταχύτητα πρόωσης 80 mm/min και 4 περάσματα FSP, το καθένα με αντίθετη φορά περιστροφής σε σχέση με το προηγούμενο του, με το κέντρο του εργαλείου να συμπίπτει με την κεντρική γραμμή του αυλακίου.

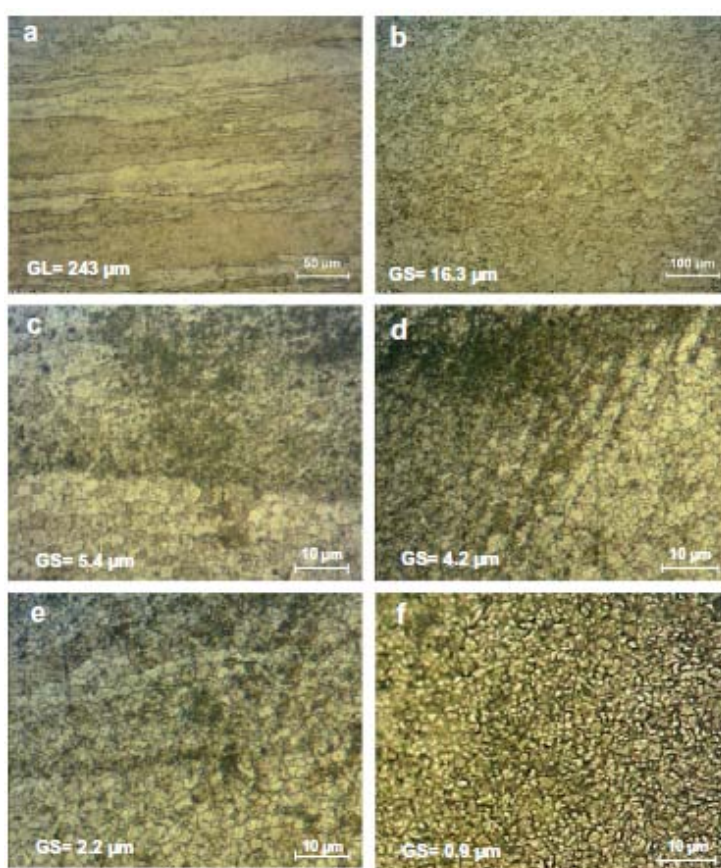
Οι Dolatkhah et al. [4] ισχυρίζονται ότι η αλλαγή στη φορά περιστροφής του εργαλείου οδηγεί σε πιο ομοιόμορφη κατανομή της σκόνης στη ζώνη ανάδευσης. Ο ισχυρισμός αυτός σχετίζεται σύμφωνα με τους ίδιους με τον περιορισμό της τάσης συνεχούς μετακίνησης της σκόνης λόγω ροής προς την προωθούμενη πλευρά, μεταβάλλοντας τη φορά περιστροφής μεταξύ των περασμάτων FSP και κατά επέκταση εναλλάσσοντας τη θέση της προωθούμενης πλευράς με αυτή της υποχωρούσας κάθε φορά. Στο Σχήμα 5.4 απεικονίζονται τα πειραματικά αποτελέσματα που παραθέτουν προς τεκμηρίωση του ισχυρισμού τους.



Σχήμα 5.4. Κατανομή της σκόνης SiC στα δοκίμια τα οποία έχουν υποστεί FSP (a) 4 περασμάτων με μεταβολή στη φορά περιστροφής μεταξύ αυτών και (b) χωρίς μεταβολή, ενώ οι εικόνες (c) και (d) αποτελούν υψηλή μεγέθυνση των περιοχών A και του B αντίστοιχα. [4]

Το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο επιφανειακό σύνθετο στρώμα μετά την FSP με τις βέλτιστες συνθήκες που προαναφέραμε για την περίπτωση της

κεραμικής σκόνης SiC με μέγεθος κόκκων $5\mu\text{m}$ ήταν $2,2\mu\text{m}$, ενώ για την περίπτωση της κεραμικής σκόνης SiC με μέγεθος κόκκων 50nm ήταν $0,9\mu\text{m}$ γεγονός το οποίο αποτελεί σημαντική εκτέπνωση της μικροδομής τόσο σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων $243\mu\text{m}$, όσο και σε σχέση με το υλικό μετά από ένα πέρασμα FSP με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων $16,3\mu\text{m}$ (Σχήμα 5.5). Η εξάρτηση της εκτέπνωσης της μικροδομής από το μέγεθος των σωματιδίων ενίσχυσης, γίνεται εμφανώς αντιληπτή από την επίδραση που έχει η μεταβολή του μεγέθους αυτών από $5\mu\text{m}$ σε 50nm , για σταθερές τις υπόλοιπες συνθήκες, στο μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού μεταβάλλοντας το από $2,2\mu\text{m}$ σε $0,9\mu\text{m}$.

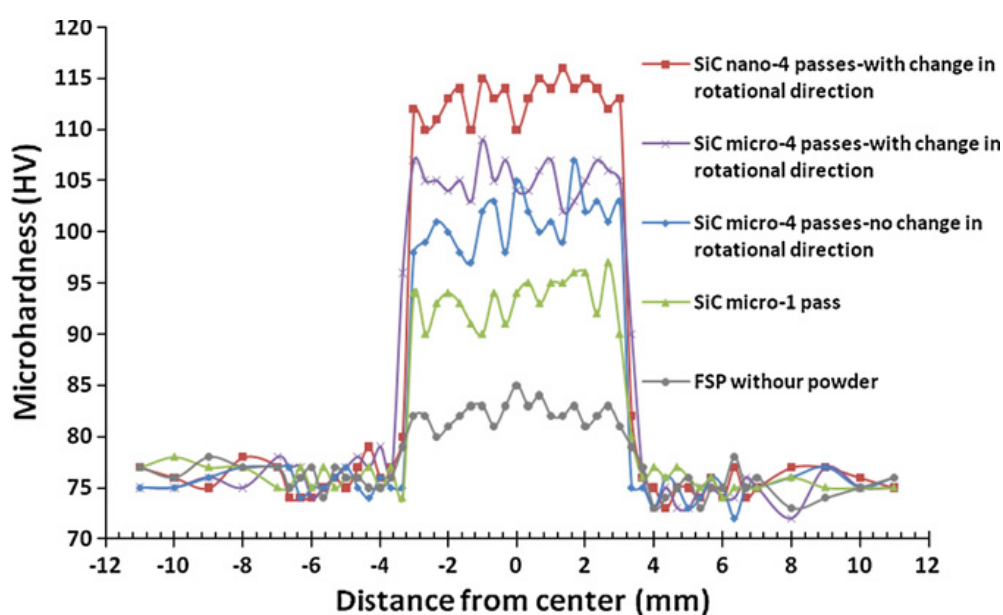


Σχήμα 5.5. (a) Μικροδομή του μετάλλου βάσης; μικροδομή των δοκιμίων τα οποία παρήχθησαν με (b) ένα πέρασμα χωρίς σκόνη, (c) με ένα πέρασμα $-5\mu\text{m}$ SiC, (d) με τέσσερα περάσματα $-5\mu\text{m}$ SiC- χωρίς μεταβολή στη φορά περιστροφής μεταξύ των περασμάτων, (e) με τέσσερα περάσματα $-5\mu\text{m}$ SiC- με μεταβολή στη φορά περιστροφής μεταξύ των περασμάτων και (f) με τέσσερα περάσματα -50nm SiC- με μεταβολή στη φορά περιστροφής μεταξύ των περασμάτων. [4]

Στο Σχήμα 5.6 παρατηρείται η αύξηση της σκληρότητας από τα 75HV , που αντιστοιχούν στο μητρικό υλικό πριν την FSP, στα 85HV για την περίπτωση της ζώνης ανάδευσης έπειτα από ένα πέρασμα FSP με τις βέλτιστες συνθήκες χωρίς την

προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης. Το αποτέλεσμα αυτό δηλώνει ότι η σκληρότητα εξαρτάται σημαντικά από το μέγεθος των κόκκων για το συγκεκριμένο κράμα αλουμινίου AA5052. Η θερμοκρασία που αναπτύσσεται κατά τη διάρκεια της FSP θέτει το υλικό στη ζώνη ανάδευσης σε κατάσταση ανόπτησης [5, 6], η οποία έχει σαν αποτέλεσμα τη μείωση των διαταραχών και των παραμενουσών θλιπτικών τάσεων των πλακών αλουμινίου AA5052, όπως αυτές υφίσταντο από την κατεργασία έλασης του τεμαχίου. Η μείωση αυτή επιφέρει ταυτόχρονα και μείωση της σκληρότητας.

Κατά επέκταση το γεγονός ότι τελικά η σκληρότητα παρουσίασε αύξηση αποδεικνύει ότι ο κυρίαρχος μηχανισμός ισχυροποίησης είναι αυτός της αύξησης των περατωτικών ορίων για το κράμα αλουμινίου AA5052. Ο ισχυρισμός αυτός μπορεί να γενικευτεί για όλα τα κράματα αλουμινίου που δεν υφίστανται σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία.



Σχήμα 5.6. Αποτελέσματα δοκιμών μικροσκληρότητας. [5]

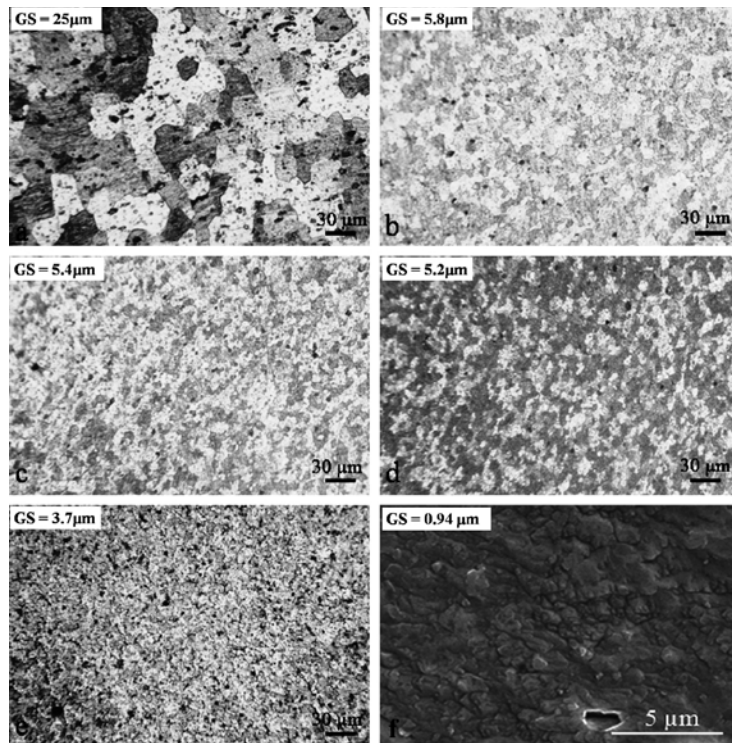
Στο Σχήμα 5.6 παρατηρείται επίσης σημαντική αύξηση της σκληρότητας από τα 75 HV, που αντιστοιχούν στο μητρικό υλικό πριν την FSP, στα 97 HV για την περίπτωση του ενός περάσματος FSP και στα 107 HV για τέσσερα περάσματα FSP με μεταβαλλόμενη φορά στην ταχύτητα περιστροφής μεταξύ των περασμάτων, για τις περιπτώσεις προσθήκης της κεραμικής σκόνης SiC με μέγεθος κόκκων 5μm. Η σκληρότητα αυξάνεται περαιτέρω στα 116 HV για την περίπτωση της κεραμικής σκόνης SiC με μέγεθος κόκκων 50nm. Η ισχυροποίηση του κράματος, στις περιπτώσεις αυτές, λαμβάνει χώρα τόσο με βάση το μηχανισμό ισχυροποίησης μέσω αύξησης των περατωτικών ορίων, όσο και μέσω της αύξησης της αντοχής που προκύπτει από το μηχανισμό Orowan σε συνδυασμό με την αύξηση της μέγιστης

διατμητικής τάση που απαιτείται για να διαφύγει η διαταραχή ανάμεσα από τα σωματίδια και να συνεχίσει να ολισθαίνει.

Οι Sharifitabar et al. [7] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο επιφανειακό στρώμα σε κράμα αλουμινίου AA5052-H32, ενσωματώνοντας κεραμική σκόνη Al_2O_3 με μέγεθος κόκκων 50 nm σε αυτό. Η εισαγωγή της σκόνης έγινε μέσω διάνοιξης αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας, με διαστάσεις 1mm x 2mm, στο τεμάχιο και πλήρωσης αυτών με την προαναφερθείσα. Οι Sharifitabar et al. [7] χρησιμοποίησαν κυλινδρικής γεωμετρίας πείρο, διαμέτρου 5mm και ύψους 3,7mm και επίπεδο περιαυχένιο διαμέτρου 13,6mm. Προκειμένου να αποφευχθεί εκτίναξη της σκόνης από το αυλάκι κατά τη διάρκεια της κατεργασίας, χρησιμοποιήθηκε εργαλείο χωρίς πείρο, μόνο με περιαυχένιο των προαναφερθέντων διαστάσεων. Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από το χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομή των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής: γωνία κλίσης εργαλείου 5° , ταχύτητα περιστροφής 1600 rpm, ταχύτητα πρόωσης 16 mm/min και 4 ομόρροπα διαδοχικά περάσματα FSP, προτού ψυχθεί το τεμάχιο σε θερμοκρασία δωματίου, με το κέντρο του εργαλείου να συμπίπτει με την κεντρική γραμμή του αυλακίου. Το μέγεθος της ζώνης ανάδευσης ήταν περίπου ίδιο με το μέγεθος του πείρου. Συγκεκριμένα είχε πλάτος 5mm και βάθος 3,8mm. Με δεδομένο λοιπόν ότι ο όγκος των σωματιδίων ενίσχυσης που εισάγεται στη ζώνη ανάδευσης προκύπτει από τις διαστάσεις των αυλακίων, καθώς ότι η τρίτη διάσταση για τον υπολογισμό του όγκου τόσο της ζώνης ανάδευσης, όσο και του όγκου των σωματιδίων που κατανομούνται σε αυτήν είναι κοινή, μπορούμε να εξάγουμε το κλάσμα όγκου των κεραμικών σωματιδίων που χρησιμοποιήθηκε. Έτσι λοιπόν προκύπτει:

$$V_f = \frac{V_{particles}}{V_{SZ}} = \frac{A_{particles} \cdot L}{A_{SZ} \cdot L} = \frac{A_{groove}}{A_{SZ}} = \frac{1mm \cdot 2mm}{5mm \cdot 3,8mm} \approx 0,11 \quad (5.2)$$

Το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο επιφανειακό σύνθετο στρώμα μετά την FSP με τις βέλτιστες συνθήκες που προαναφέραμε για την περίπτωση της κεραμικής σκόνης Al_2O_3 με μέγεθος κόκκων 50nm ήταν 0,94μm γεγονός το οποίο αποτελεί σημαντική εκλέπτυνση της μικροδομής τόσο σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 25μm, όσο και σε σχέση με το υλικό μετά από FSP με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 3,7μm (Σχήμα 5.7).



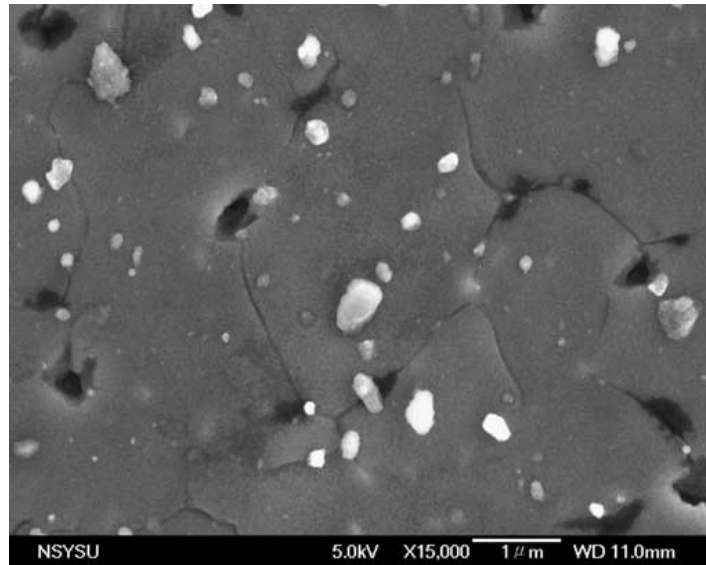
Σχήμα 5.7. (a) Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου για το μέταλλο βάσης; (b)-(e) εικόνες οπτικού μικροσκοπίου για τις ζώνες ανάδευσης οι οποίες παρήχθησαν χωρίς σκόνη με ένα έως τέσσερα περάσματα αντίστοιχα και (f) εικόνες SEM της μικροδομής της σύνθετης ζώνης ανάδευσης η οποία κατασκευάστηκε με τέσσερα περάσματα. [7]

Οι Sharifitabar et al. [7] εστιάζουν στην επίδραση των πολλαπλών περασμάτων FSP. Συγκεκριμένα αναφέρουν ότι το κράμα αλουμινίου πριν την FSP, λόγω της κατεργασίας έλασης την οποία υπέστη κατά τη διαδικασία κατασκευής του, χαρακτηρίζεται από υψηλές τιμές παραμενουσών τάσεων, γεγονός το οποίο καθιστά δύσκολη την παραμόρφωση και ροή του υλικού κατά τη διάρκεια του πρώτου περάσματος FSP. Ωστόσο, κατά τη διάρκεια πολλαπλών διαδοχικών περασμάτων, το υλικό παραμορφώνεται και ρέει ευκολότερα λόγω του ότι καθίσταται πιο “μαλακό” [8]. Το φαινόμενο αυτό λαμβάνει χώρα εξαιτίας του ότι η θερμότητα που παράγεται από το πρώτο πέραςμα FSP, λειτουργεί ως προθέρμανση για το δεύτερο, οδηγώντας σε υψηλότερη δράση ανάδευσης στην ομόλογη ζώνη. Παρόμοιες συνθήκες υφίστανται και κατά το τρίτο και τέταρτο πέραςμα. Συνεπώς, η πλαστική παραμόρφωση του υλικού είναι πιο έντονη, επιτρέποντας την ευκολότερη παραμόρφωση του αναδευόμενου υλικού, με αποτέλεσμα τα συσσωματωμένα σωματίδια να θραύονται και να διασπείρονται ομοιόμορφα στο μητρικό υλικό της ζώνης ανάδευσης, για υψηλότερο αριθμό περασμάτων FSP.

Οι Lee et al. [9] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας, ενσωματώνοντας κεραμικά σωματίδια άμορφου SiO_2 μεγέθους 20 nm σε κράμα μαγνησίου AZ61A. Η εισαγωγή της επιθυμητής

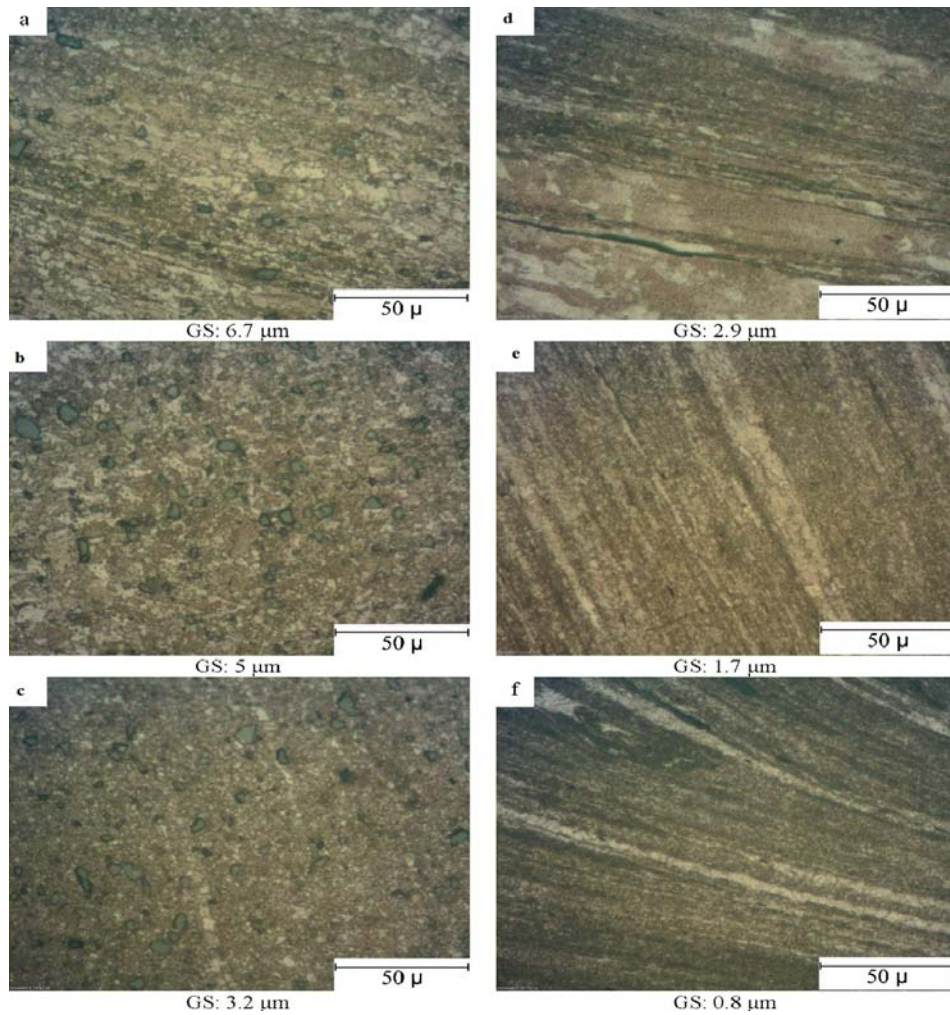
ποσότητας νανοσκόνης έγινε μέσω διάνοιξης αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας, με διαστάσεις 1,25mm x 6mm, στο τεμάχιο και πλήρωσης αυτών με την προαναφερθείσα. Προκειμένου να ερευνηθούν την επίδραση του κλάσματος όγκου στην ενίσχυση του κράματος, μελετήθηκαν οι περιπτώσεις ενός και δύο αυλακίων για την εισαγωγή της νανοσκόνης. Η μεν πρώτη περίπτωση αντιστοιχεί σε κλάσμα όγκου 5%, ενώ η δεύτερη σε 10%. Οι Lee et al. [9] χρησιμοποίησαν κυλινδρικής γεωμετρίας πείρο με σπείρωμα, διαμέτρου 6mm, ύψους 6mm και βήματος 1mm και επίπεδο περιανχένιο διαμέτρου 18mm. Προκειμένου να αποφευχθεί εκτίναξη της σκόνης από το αυλάκι κατά τη διάρκεια της κατεργασίας, χρησιμοποιήθηκε εργαλείο χωρίς πείρο, μόνο με περιανχένιο των προαναφερθέντων διαστάσεων. Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από τον χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομής των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής: γωνία κλίσης εργαλείου 2°, ταχύτητα περιστροφής 800 rpm, ταχύτητα πρόωσης 45 mm/min και 4 αντίρροπα περάσματα FSP, το καθένα έπειτα από ψύξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος του τεμαχίου, με το κέντρο του εργαλείου να συμπίπτει είτε με την κεντρική γραμμή του αυλακίου, για την περίπτωση του ενός, είτε με το μέσο της μεταξύ τους απόστασης, για την περίπτωση των δύο αυλακίων.

Το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο σύνθετο μετά την FSP με τις βέλτιστες συνθήκες που προαναφέραμε ήταν, για την περίπτωση όπου το κλάσμα όγκου ήταν 5%, 1,8μm, ενώ για την περίπτωση όπου το κλάσμα όγκου ήταν 10% 0,8μm, γεγονός το οποίο αποτελεί σημαντική εκλέπτυνση της μικροδομής τόσο σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 75μm, όσο και σε σχέση με το υλικό μετά την FSP με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 7μm. Τα αποτελέσματα αυτά αποδεικνύουν ότι αύξηση του κλάσματος όγκου συντελεί στην περαιτέρω εκλέπτυνση της μικροδομής. Η εκλέπτυνση αυτή ήταν υπεύθυνη, σύμφωνα με τους Lee et al. [9], και για την ενίσχυση της μικροδομής, η οποία εμφάνισε αύξηση σκληρότητας από τα 60HV, που αντιστοιχούν στο μητρικό υλικό πριν την FSP, στα 72HV για την περίπτωση της FSP με τις ίδιες βέλτιστες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης. Η αύξηση αυτή επεκτάθηκε περαιτέρω για την περίπτωση της FSP με τις βέλτιστες συνθήκες με προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης, κλάσματος όγκου 5%, στα 97HV και για κλάσμα όγκου 10% στα 105HV. Η εικόνα που παρουσιάζει η σύνθετη μικροδομή για την τελευταία περίπτωση παρατίθεται στο Σχήμα 5.8.



Σχήμα 5.8. Εικόνα SEM του δοκιμίου με κλάσμα όγκου 10% που παρήχθη μετά από 4 περάσματα, η οποία παρουσιάζει συσσωματώματα SiO_2 τα οποία βρίσκονται στα όρια των κόκκων ή στο τριπλό σημείο, καθώς και κάποια συσσωματώματα SiO_2 τα οποία βρίσκονται ενσωματωμένα στους κόκκους της μήτρας.[9]

Οι Barmouz et al. [10] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο επιφανειακό στρώμα σε καθαρό χαλκό, ενσωματώνοντας κεραμική σκόνη SiC με μέγεθος κόκκων $5 \mu\text{m}$ και 50nm σε αυτό. Πέραν της μελέτης της επίδρασης του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης, οι Barmouz et al. [10] ερεύνησαν ταυτοχρόνως και την επίδραση του κλάσματος όγκου στην επιφανειακή ενίσχυση του μετάλλου, χρησιμοποιώντας τρεις περιπτώσεις αυλακίων διαφορετικού βάθους για την εισαγωγή της νανοσκόνης. Η μεν πρώτη περίπτωση αντιστοιχεί σε κλάσμα όγκου 6%, η δεύτερη σε 12% και η τρίτη σε 18%. Οι αντίστοιχες διαστάσεις των αυλακίων ήταν $1\text{mm} \times 0,6\text{mm}$, $1\text{mm} \times 1,2\text{mm}$ και $1\text{mm} \times 1,8\text{mm}$. Χρησιμοποίησαν τετραγωνικής γεωμετρίας πείρο, με διαγώνιο 5mm , ύψος 2mm και επίπεδο περιουχένιο διαμέτρου 20mm . Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από το χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομής των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής: γωνία κλίσης εργαλείου 2° , ταχύτητα περιστροφής 900rpm , ταχύτητα πρόωσης 40mm/min . Όπως απεικονίζεται και στο Σχήμα 5.9 τόσο η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης, όσο και η αύξηση του κλάσματος όγκου επιφέρουν μείωση του μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού στη ζώνη ανάδευσης μετά την FSP. Το γεγονός αυτό έρχεται σε συμφωνία με τη σχέση του Zener για τον περιορισμό του μεγέθους των κόκκων που αναφέραμε παραπάνω.

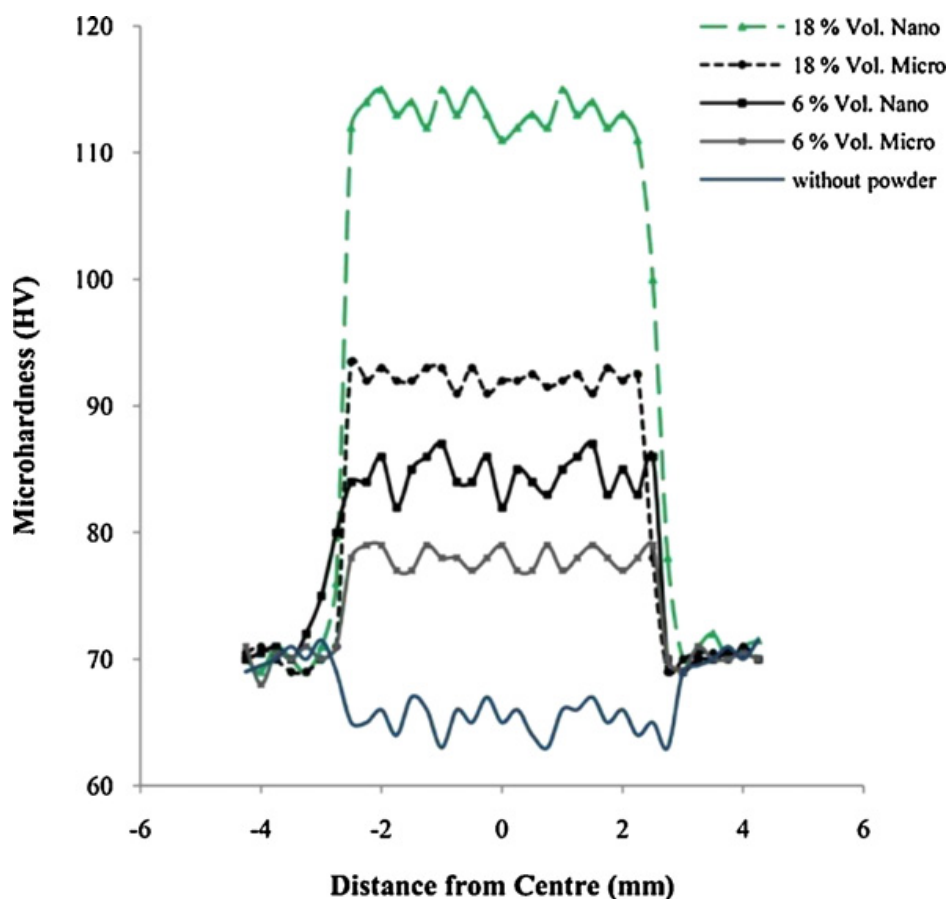


Σχήμα 5.9. Μικροδομή των δοκιμίων τα οποία παρήχθησαν με (a)-(c) μικρο-σκόνη SiC και (d)-(f) νανο-σκόνη SiC. Το κλάσμα όγκου του SiC είναι: για (a) και (b) 6%, για (b) και (e) 12% και για (c) και (f) 18%. [10]

Παρατηρείται λοιπόν, μείωση του μεγέθους των κόκκων από τα 40μm στα 10μm για απλή FSP χωρίς προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης, με τη μείωση να συνεχίζεται στα 6,7μm με την προσθήκη κλάσματος όγκου 6% σωματιδίων SiC 5μm, στα 5μm για 12% και στα 3,2μm για 18%. Η μείωση προχωρά περαιτέρω με την προσθήκη σωματιδίων SiC 30nm και συγκεκριμένα στα 2,9μm για κλάσμα όγκου 6%, στα 1,7μm για 12% και τέλος στα 0,8μm για 18%.

Τα αποτελέσματα μικροσκληρότητας των Barmouz et al. [10] για τις δύο ακραίες περιπτώσεις κλάσματος όγκου μικρο- και νανο-σκόνης, καθώς και για FSP χωρίς προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης παρουσιάζονται στο Σχήμα 5.10. Η μικροσκληρότητα των σύνθετων επιφανειακών στρωμάτων που έχουν λάβει το ίδιο κλάσμα όγκου σωματιδίων ενίσχυσης, για τις περιπτώσεις της μικρο- και νανο-σκόνης, παρουσιάζει την προβλεπόμενη από τη σχέση Hall-Petch αντιστοιχία, τοποθετώντας σε υψηλότερες τιμές τη μικροδομή με το μικρότερο μέγεθος κόκκων

μητρικού υλικού. Δεν ισχύει όμως το ίδιο για την περίπτωση του σύνθετου επιφανειακού στρώματος ενισχυμένου με 6% νανο-σκόνης σε σχέση με το αντίστοιχο που έχει λάβει ενίσχυση 18% μικρο-σκόνης. Αν και η πρώτη περίπτωση εμφανίζει μικρότερο μέγεθος κόκκων μητρικού υλικού από τη δεύτερη, η μικροσκληρότητα της δεύτερης είναι υψηλότερη. Το γεγονός αυτό αποδίδεται βέβαια στο μέγεθος των σωματιδίων ενίσχυσης και στη διαφοροποίηση που αυτό επιφέρει στο μηχανισμό ισχυροποίησης του συνθέτου. Η εναλλαγή στο μηχανισμό ισχυροποίησης που επιφέρει το μέγεθος των σωματιδίων μεταβάλλει και την επίδραση του κλάσματος όγκου σε αυτόν.



Σχήμα 5.10. Προφίλ σκληρότητας για τα δοκίμια που παρήχθησαν μέσω FSP χωρίς σκόνη, με μικρο- και νανο-σκόνη SiC. Τα κλάσματα όγκου στα δοκίμια με σκόνη ήταν 6 και 18%. [10]

Τέλος οι Faraji et al. [11] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας, ενσωματώνοντας κεραμικά σωματίδια Al_2O_3 με μέγεθος κόκκων 30nm σε κράμα μαγνησίου AZ91. Η εισαγωγή της επιθυμητής ποσότητας νανοσκόνης έγινε μέσω διάνοιξης αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας, με διαστάσεις 0,8mm x 2mm, στο τεμάχιο και πλήρωσης αυτών με την προαναφερθείσα. Οι Faraji et al. [11] χρησιμοποίησαν τετραγωνικής γεωμετρίας πείρο με διαγώνιο 5mm και ύψος 3mm και επίπεδο περιουχένιο διαμέτρου 15mm. Το κλάσμα όγκου που προκύπτει από τις δύο προαναφερθείσες γεωμετρίες είναι 8%.

Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από τον χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομής των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής: γωνία κλίσης εργαλείου 3° , ταχύτητα περιστροφής 900 rpm, ταχύτητα πρόωσης 40 mm/min.

Το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο σύνθετο μετά την FSP με τις βέλτιστες συνθήκες που προαναφέραμε ήταν 5-10μm γεγονός το οποίο αποτελεί σημαντική εκτέλιση της μικροδομής σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 150μm. Πέραν όμως αυτού, οι Faraji et al. [11] μελέτησαν την επίδραση της γεωμετρίας του πείρου στη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης. Χρησιμοποιώντας κυλινδρικής γεωμετρίας πείρο, ίδιων διαστάσεων με τον τετραγωνικό, καθώς και για τις ίδιες, βέλτιστες, παραμέτρους της FSP παρατήρησαν σημαντική συσσωμάτωση των σωματιδίων στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης και αδυναμία επίτευξης ομοιόμορφης διασποράς των σωματιδίων ενίσχυσης σε αυτήν (Σχήμα 5.11).



(a)



(b)

Σχήμα 5.11. Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των τομών των δοκιμίων που παρήχθησαν μέσω της FSP με ταχύτητα περιστροφής 900rpm, ταχύτητα πρόωσης 40mm/min και πείρο: (a) τετραγωνικής και (b) κυλινδρικής γεωμετρίας.[11]

Βιβλιογραφία

- [1] A. Shafiei-Zarghani, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing, *Materials Science and Engineering A* 500 (2009) 84–91.
- [2] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon Press, Second Edition, New York, 2004.
- [3] J.W. Martin, R.D. Doherty, *Stability of Microstructures in Metallic Systems*, Cambridge University Press, Cambridge, 1976.
- [4] A. Dolatkhanh, P. Golbabaeei, M.K. Besharati Givi, F. Molaiekiya, Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing, *Materials and Design* 37 (2012) 458–464.
- [5] McNelley TR, Swaminathan S, Su JQ. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. *Scripta Mater* 2008;58(5):349–54.
- [6] Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. *Mater Sci Eng R* 2005;50:1–78.
- [7] M. Sharifitabar, A. Sarani, S. Khorshahian, M. Shafiee Afarani, Fabrication of 5052Al/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite via friction stir processing route, *Materials and Design* 32 (2011) 4164–4172.
- [8] Yang M, Xu C, Wu C, Lin K, Chao YJ, An L. Fabrication of AA6061/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite coating by using friction stir processing. *J Mater Sci* 2010;45:4431–8.
- [9] C.J. Lee, J.C. Huang, P.J. Hsieh, Mg based nano-composites fabricated by friction stir processing, *Scripta Materialia* 54 (2006) 1415–1420.
- [10] M. Barmouz, P. Asadi, M.K. Besharati Givi, M. Taherishargh, Investigation of mechanical properties of Cu/SiC composite fabricated by FSP: Effect of SiC particles' size and volume fraction, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 1740–1749.
- [11] Ghader Faraji, Parviz Asadi, Characterization of AZ91/alumina nanocomposite produced by FSP, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 2431–2440.

ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

Κεφάλαιο 6ο : Πειραματική Διαδικασία

Στόχος της συγκεκριμένης πειραματικής διαδικασίας είναι η παραγωγή επιφανειακά συνθέτων υλικών μεταλλικής μήτρας με ενίσχυση κεραμικών σωματιδίων μέσω της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση (Friction Stir Processing, FSP).

Τα πειράματα πραγματοποιήθηκαν στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας (ENT) της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Υλικά

Ως μέταλλο βάσης (base metal), για τη δημιουργία σύνθετου στρώματος στην επιφάνειά του, χρησιμοποιήθηκε το κράμα αλουμινίου AA7075-T651. Τα τεμάχια, του κράματος αυτού, που χρησιμοποιήσαμε κατά την παρούσα πειραματική διαδικασία ήταν πλάκες έλασης διαστάσεων 200mm x 200mm x 6mm.

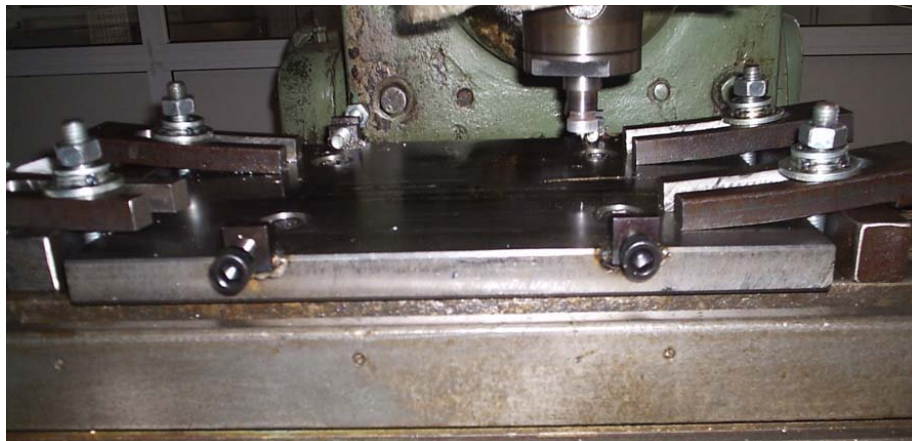
Το υλικό που χρησιμοποιήθηκε ως μέσο ενίσχυσης ήταν εμπορικά διαθέσιμη σκόνη Al_2O_3 με ονομαστικό μέσο μέγεθος σωματιδίων 2 μ m και 30nm.

Μηχανή FSP

Η μηχανή που χρησιμοποιήθηκε στη συγκεκριμένη πειραματική διαδικασία για την εκτέλεση των πειραμάτων FSP, ήταν μία κατάλληλα τροποποιημένη κάθετη φρέζα Universal Milling Machine (Cugir) FU-32 (Σχήμα 6.1), με δυνατότητα ανάπτυξης ταχύτητας περιστροφής από 32rpm έως 1500 rpm και ταχύτητας πρόωσης από 19 mm/min έως 950 mm/min, καθώς και περιστροφής του κάθετου άξονα του εργαλείου έως 45° (δεξιά και αριστερά). Τα τεμάχια τοποθετούνται στην τράπεζα της μηχανής και συγκρατούνται ισχυρά από το σύστημα συγκράτησης που παρουσιάζεται στο Σχήμα 6.2. Στη συνέχεια, με ειδικούς μοχλούς μετακινείται η τράπεζα κατακόρυφα προς το εργαλείο συγκόλλησης, καθώς και δεξιά ή αριστερά από αυτό, ώστε να εισχωρήσει το εργαλείο στο τεμάχιο, στο κατάλληλο σημείο, και να ξεκινήσει η κατεργασία.



Σχήμα 6.1. Διάταξη μηχανής FSP.



Σχήμα 6.2. Διάταξη συγκράτησης των υπό κατεργασία τεμαχίων στη μηχανή FSP.

Παράμετροι FSP

Η διαδικασία της FSP αποτελεί ένα σύστημα πολλών παραμέτρων, οι οποίες είναι αλληλοεξαρτώμενες. Το γεγονός αυτό καθιστά δύσκολη την εύρεση των βέλτιστων παραμέτρων κατά την εφαρμογή της διαδικασίας σε διαφορετικά συστήματα υλικών. Έτσι κρίνεται απαραίτητη η ανάπτυξη μιας μεθοδολογίας, η οποία θα περιορίζει τον αριθμό των μεταβλητών, καθιστώντας σταθερές μερικές από τις παραμέτρους της διαδικασίας, εφόσον αυτό είναι δυνατό.

Γεωμετρία Εργαλείου FSP

Η γεωμετρία του εργαλείου της FSP, όπως αναφέραμε και στο 1^ο κεφάλαιο, αποτελεί σημαντική παράμετρο της κατεργασίας εξαιτίας της επιρροής της στην εξέλιξη αυτής. Για το λόγο αυτό η επιλογή της βέλτιστης γεωμετρίας του εργαλείου τίθεται σε πρώτο πλάνο. Η παράμετρος αυτή διαχωρίζεται σε γεωμετρία πείρου και περιανυχνίου.

Για την πρώτη, η βιβλιογραφική ανασκόπηση που παρατίθεται στο 1^ο κεφάλαιο μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι ο πείρος τετραγωνικής γεωμετρίας διευκολύνει τη ροή του πλαστικοποιημένου υλικού γύρω του. Επίσης ο υψηλός αριθμός παλμικής δράσης που υφίσταται το υλικό στη ζώνη ανάδευσης από την εν λόγω γεωμετρία οδηγεί σε περαιτέρω εκλέπτυνση των κόκκων που υφίσταται η μικροδομή της ζώνης ανάδευσης και κατά επέκταση αυτού και σε υψηλότερες τιμές σκληρότητας και αντοχής. Επομένως επιλέξαμε πείρο τετραγωνικής γεωμετρίας με διαγώνιο 6mm και ύψος 3mm.

Η γεωμετρία του περιανυχνίου κρίθηκε σκόπιμο να είναι επίπεδη, αφού από τη μελέτη της λειτουργίας που αυτό επιτελεί ως κύρια πηγή θέρμανσης του δοκιμίου λόγω τριβής, καθώς και μέσο συγκράτησης του πλαστικού υλικού στη ζώνη ανάδευσης, δεν προέκυψε σαφής υπεροχή κάποιας άλλης γεωμετρίας. Η επιλογή της διαμέτρου αυτού έγινε σε σχέση με τη διαγώνιο του πείρου με γνώμονα την ικανή θέρμανση και πλαστικοποίηση του όγκου του υλικού που διαχειρίζεται (αναδεύει) ο πείρος. Επιλέχθηκε, λοιπόν, τιμή διαμέτρου του περιανυχνίου τα 22,9mm.

Το εργαλείο κατασκευάστηκε από θερμικά κατεργασμένο εργαλειοχάλυβα SVRKER 21 με σκληρότητα 61 HRC.



(α)



(β)

Σχήμα 6.3. Η γεωμετρία του εργαλείου της FSP που χρησιμοποιήθηκε.

Κλίση Εργαλείου FSP

Η κλίση του εργαλείου για τους λόγους που αναφέρθηκαν στο 2^ο κεφάλαιο αποτελεί άλλη μια σημαντική παράμετρο της κατεργασίας. Στη συγκεκριμένη πειραματική διαδικασία επιλέχθηκε κλίση 2^ο. Προκαταρκτικές μελέτες για τιμές κλίσης 0^ο, 1^ο και 2^ο, έδειξαν ότι απουσία ατελειών υφίσταται για την τελευταία περίπτωση. Περαιτέρω αύξηση της κλίσης δεν κρίθηκε απαραίτητη.

Εισαγωγή Μέσου Ενίσχυσης

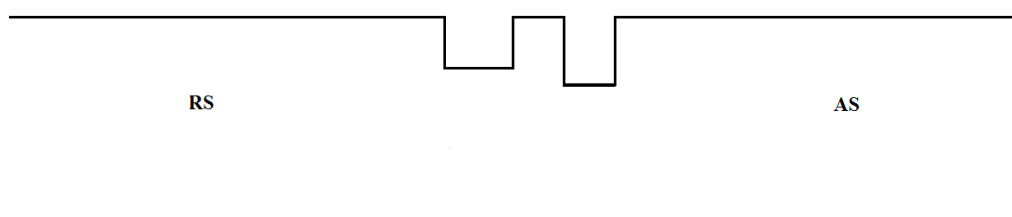
Η εισαγωγή της σκόνης Al_2O_3 έγινε μέσω αυλακίων, η διάνοιξη των οποίων έγινε, στα τεμάχια, με τη χρήση κάθετης φρέζας Ver-Mac JTM-4VS σε συνδυασμό με κοπτικά κατάλληλης γεωμετρίας από ταχυγάλυβα. Ένα από τα θέματα που αποτελούν σημαντική παράμετρο της διαδικασίας είναι και η σχετική θέση των αυλακίων σε σχέση με το εργαλείο. Οι περισσότεροι ερευνητές όπως προκύπτει από τη βιβλιογραφική ανασκόπηση που παραθέσαμε στο 5^ο κεφάλαιο ταυτίζουν το κέντρο του εργαλείου με τη κεντρική γραμμή των αυλακίων. Όμως όπως υποδείξαμε στο 1^ο κεφάλαιο, κατά την FSP υφίστανται δύο διαφορετικά είδη ροής υλικού, τα οποία διακρίνονται σε (α) ροή η οποία υποκινείται από το περιανχένιο και (β) ροή η οποία υποκινείται από τον πείρο. Στην περίπτωση του πρώτου είδους ροής υλικό εισέρχεται στη ζώνη σφυρηλάτησης από την υποχωρούσα πλευρά με φορά προς την προωθούμενη. Το είδος αυτό ροής ισχύει μόνο για την περιοχή επιρροής του περιανχενίου, η οποία τοποθετείται στο άνω τμήμα της ζώνης σφυρηλάτησης. Στην περίπτωση του δεύτερου είδους ροής το αναδεδυόμενο, από τον πείρο, υλικό μεταβαίνει από τη ζώνη διέλασης στη ζώνη σφυρηλάτησης από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη. Εδώ όμως θα πρέπει να λάβουμε υπόψη μας ότι στη ζώνη διέλασης το υλικό εμπίπτει στην επιρροή της ζώνης ανάδευσης. Στη ζώνη αυτή το υλικό ακολουθώντας τη φορά περιστροφής του πείρου, μεταβαίνει, στο μπροστινό τμήμα του πείρου, από την προωθούμενη πλευρά προς την υποχωρούσα, ενώ στο πίσω τμήμα του πείρου, από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη. Επομένως, αντιλαμβάνεται κανείς ότι περισσότερος χρόνος ανάδευσης δίνεται στο υλικό το οποίο προέρχεται από την προωθούμενη πλευρά. Προκειμένου, λοιπόν, να αποφασίσουμε τον τρόπο εισαγωγής των σωματιδίων ενίσχυσης πρέπει να λάβουμε υπόψη μας τόσο την μεταφορά υλικού στη ζώνη σφυρηλάτησης, από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη για το τμήμα επιρροής του περιανχενίου, όσο βέβαια και τη βέλτιστη ανάδευση του υλικού το οποίο μεταφέρεται από τη ζώνη διέλασης στη ζώνη σφυρηλάτησης από τον πείρο. Η λογική που αναπτύχθηκε παραπάνω μας οδήγησε στο συμπέρασμα της αναγκαιότητας της εισαγωγής των σωματιδίων ενίσχυσης συνακόλουθα με τα δύο διαφορετικά είδη ροής. Έτσι λοιπόν κατασκευάστηκαν δύο αυλάκια διαφορετικής γεωμετρίας και δύο αυλάκια ίδιας γεωμετρίας αλλά διαφορετικών διαστάσεων, για την εισαγωγή του μέσου ενίσχυσης. Το ένα τοποθετήθηκε στην προωθούμενη πλευρά, προκειμένου να τροφοδοτεί κατά βάση τη ροή υλικού που επηρεάζεται από τον πείρο. Για το λόγο αυτό, το συγκεκριμένο αυλάκι διαφοροποιείται από το δεύτερο στο ότι παρέχει μεγαλύτερη ποσότητα κεραμικής σκόνης στην περιοχή επιρροής του πείρου, στο κάτω τμήμα της ζώνης ανάδευσης δηλαδή. Το δεύτερο αυλάκι τοποθετήθηκε στην υποχωρούσα πλευρά προκειμένου να τροφοδοτεί κατά βάση τη ροή υλικού που επηρεάζεται από το περιανχένιο. Για το λόγο αυτό, το συγκεκριμένο αυλάκι διαφοροποιείται από το πρώτο στο ότι παρέχει μεγαλύτερη ποσότητα κεραμικής σκόνης στην περιοχή επιρροής του περιανχενίου, στο άνω τμήμα της ζώνης ανάδευσης δηλαδή.

Μία άλλη λειτουργία των αυλακίων είναι η ρύθμιση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης. Η ρύθμιση αυτή γίνεται ελέγχοντας τις διαστάσεις των αυλακίων και φυσικά με την προϋπόθεση πλήρους πλήρωσης αυτών με την κεραμική σκόνη.

Οι γεωμετρίες των αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν (Σχήμα 6.4) ήταν η ορθογωνική με διαφοροποίηση στις διαστάσεις του ενός αυλακίου από το άλλο, καθώς και συνδυασμός αυλακίου ορθογωνικής γεωμετρίας με αντίστοιχο τύπου V (τριγωνικής γεωμετρίας). Η τελική επιλογή το υ βέλτιστου συνδυασμο υ και των διαστάσεων των αυλακίων, έγινε μέσω των εξαγόμενων πειραματικών αποτελεσμάτων τα οποία παρατίθενται παρακάτω.



(α)



(β)

Σχήμα 6.4. Οι γεωμετρίες των αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της κεραμικής σκόνης.

Ταχύτητα Πρόωσης και Περιστροφής Εργαλείου FSP

Για την επιλογή του βέλτιστου συνδυασμού ταχυτήτων του εργαλείου της FSP ήταν απαραίτητη η εξαγωγή και σύγκριση πειραματικών αποτελεσμάτων. Για το λόγο αυτό για τις δύο αυτές παραμέτρους εκτενής αναφορά γίνεται παρακάτω.

Χαρακτηρισμός των Κατεργασμένων Δοκιμίων

Μετά την κατεργασία, τα δοκίμια που πρόκειται να μελετηθούν, πρέπει να υποστούν μια σειρά διεργασιών με σκοπό τη σωστή προετοιμασία της επιφάνειας τους.

Κοπή

Το πρώτο βήμα της προετοιμασίας των δοκιμίων για την αποκάλυψη της μικροδομής τους είναι η κοπή τους στο κατάλληλο μέγεθος και στα κατάλληλα σημεία για περαιτέρω μελέτη. Τα δοκίμια κόπηκαν εγκάρσια στη ραφή, έτσι ώστε να είναι διακριτή η τομή της επιφάνειας που υπέστη κατεργασία. Η κοπή πραγματοποιήθηκε σε δισκοτόμο του οίκου Struers τύπου Discotom 50 (Σχήμα 6.5).



Σχήμα 6.5. Δισκοτόμος του οίκου Struers τύπου Discotom 50 του ENT

Λείανση - Στίλβωση

Επόμενο βήμα αποτελεί η προετοιμασία της επιφάνειας των δοκιμίων για μεταλλογραφική παρατήρηση, με λείανση και στίλβωση. Ο εξοπλισμός που χρησιμοποιήθηκε είναι η συσκευή λείανσης-στίλβωσης LaboPol-5 του οίκου Struers (Σχήμα 6.6). Η συγκεκριμένη συσκευή έχει εύρος επιλογής γωνιακής ταχύτητας από 50 έως και 500 rpm. Για την ψύξη του δείγματος κατά τη λείανση, χρησιμοποιείται παροχή νερού ενσωματωμένη στη συσκευή.

Για τη λείανση χρησιμοποιούμε χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου (SiC). Με πρώτο μέγεθος κόκκου 120 grit (dots/in²), και με ακολουθία 320, 500, 800, 1000, 1200, 2400 και 4000 grit.

Αφού ολοκληρωθεί το στάδιο της λείανσης ακολουθεί η στίλβωση. Χρησιμοποιείται δίσκος στίλβωσης από ειδικό βελούδο DPNA με τη βοήθεια κολλοειδούς διαλύματος αλούμινας (Al_2O_3) μεγέθους κόκκων 1 μm και 0,1 μm . Μετά από κάθε στάδιο της στίλβωσης, τα δοκίμια ξεπλένονται με νερό, αιθανόλη, για να αποφευχθεί η οξείδωση και στεγνώνονται με ζεστό αέρα.



Σχήμα 6.6. Το μηχάνημα λείανσης-στίλβωσης τύπου LaboPol – 5 του ENT.

Χημική προσβολή

Η χημική προσβολή χρησιμοποιείται για την αποκάλυψη της μικροδομής ενός δοκιμίου και την παρατήρησή του στο οπτικό μικροσκόπιο. Το δοκίμιο, για να είναι κατάλληλο για χημική προσβολή, πρέπει να έχει μια προσεκτικά γυαλισμένη επίπεδη επιφάνεια. Η χημική προσβολή είναι κατά κύριο λόγο μια ελεγχόμενη διαδικασία διάβρωσης η οποία είναι αποτέλεσμα της ηλεκτροχημικής αντίδρασης ανάμεσα σε επιφάνειες του δοκιμίου με διαφορετικό δυναμικό.

Για την παρούσα πειραματική διαδικασία η προσβολή του αλουμινίου έγινε με χημικές τεχνικές προσβολής και όχι ηλεκτροχημικά. Το αντιδραστήριο το οποίο χρησιμοποιήθηκε παρείχε τη δυνατότητα βέλτιστης παρατήρησης της μικροδομής.

Τα δοκίμια εμβαπτίστηκαν για περίπου 15 δευτερόλεπτα σε τροποποιημένο διάλυμα Keller's σύστασης 2 ml HF, 3 ml HCl, 20 ml HNO₃ και 175 ml απιονισμένου H₂O [1].

Οπτική Στερεοσκοπία

Για τη μακροσκοπική παρατήρηση των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε το στερεοσκόπιο LEICA MZ6 (Σχήμα 6.7), του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ.

Το στερεοσκόπιο διαθέτει βηματικές μεγεθύνσεις (0,63x, 0,80x, 1,00x, 1,25x, 1,6x, 2,0x, 2,5x, 3,2x, 4,0x) για να είναι δυνατή η κατάλληλη μακροσκοπική εξέταση των δειγμάτων.

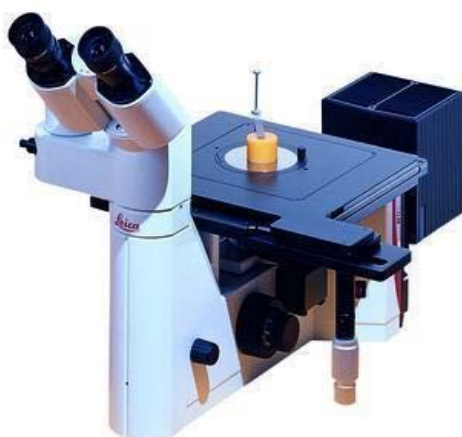
Τα δοκίμια παρατηρήθηκαν αρχικά μακροσκοπικά, στο στερεοσκόπιο του εργαστηρίου, όπου και φωτογραφήθηκαν.



Σχήμα 6.7. Το στερεοσκόπιο MZ6 του ENT.

Οπτική μικροσκοπία

Στη συνέχεια τα δοκίμια παρατηρήθηκαν στο οπτικό μικροσκόπιο DMILM του οίκου LEICA (Σχήμα 6.8), του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ, όπου έγινε λήψη φωτογραφιών της μικροδομής τους. Για τη λήψη των φωτογραφιών, τόσο από το στερεοσκόπιο όσο και από το οπτικό μικροσκόπιο χρησιμοποιήθηκε κάμερα και πρόγραμμα ανάλυσης εικόνας (Image-Pro Plus Image Analysis) σε ηλεκτρονικό υπολογιστή.



Σχήμα 6.8. Το οπτικό μικροσκόπιο DMILM του ENT.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία

Παρατήρηση της μικροδομής με ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM), καθώς και λήψη σχετικών φωτογραφιών έγινε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο JSM-6390 του οίκου JEOL (Σχήμα 6.9), του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ. Οι απαραίτητες στοιχειακές αναλύσεις πραγματοποιήθηκαν με το ενσωματωμένο φασματομέτρο ενεργειακής διασποράς ακτίνων-X (X-ray Energy Dispersive Spectrometer, EDS) του οίκου Oxford Instruments, Model No. 7582.



Σχήμα 6.9. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης JSM-6390 του ENT.

Μικροσκληρομετρήσεις

Η μικροσκληρομέτρηση των δοκιμίων πραγματοποιήθηκε στο μικροσκληρόμετρο Wo1pert Wilson Instruments Model 402MVD (Σχήμα 6.10) του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ.

Η μέθοδος που χρησιμοποιείται είναι μέτρηση σκληρότητας κατά Vickers. Στη μέθοδο αυτή ο διεισδυτής είναι μια αδαμάντινη πυραμίδα, τετραγωνικής βάσης, της οποίας η γωνία κορυφής είναι 136° . Η εντύπωση κατά τη σκληρομέτρηση αυτή έχει σχήμα ρόμβου και με κατάλληλο μικροσκόπιο μετρούνται οι διαγώνιοί του και υπολογίζεται η μέση τιμή το υ μήκους τους (d). Ο υπολογισμός της μικροσκληρότητας κατά Vickers, προκύπτει αυτόματα από το όργανο, μέσω του τύπου:

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (6.1)$$

όπου P το επιβαλλόμενο φορτίο σε kp και d η διαγώνιος του αποτυπώματος σε mm.

Πραγματοποιήθηκαν δοκιμές μικροσκληρομέτρησης κάθετα και παράλληλα σε τομή των δοκιμίων, ανά 500μm. Οι μετρήσεις πραγματοποιήθηκαν στα δοκίμια που κρίθηκαν βέλτιστα. Το φορτίο ήταν 300g και ο χρόνος διεύδυσης ήταν 15sec. Οι κάθετες μικροσκληρομετρήσεις έγιναν στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης, ενώ οι οριζόντιες μικροσκληρομετρήσεις σε απόσταση 1,5mm από την επιφάνεια επαφής του περιανυχίου, εκατέρωθεν του κέντρου της ζώνης ανάδευσης.



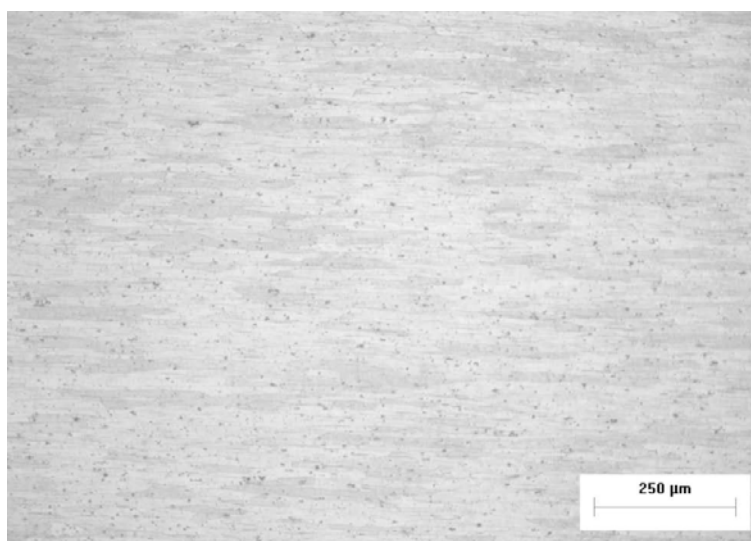
Σχήμα 6.10. Το μικροσκληρόμετρο Wo1pert Wilson Instruments Model 402MVD του ENT.

Βιβλιογραφία

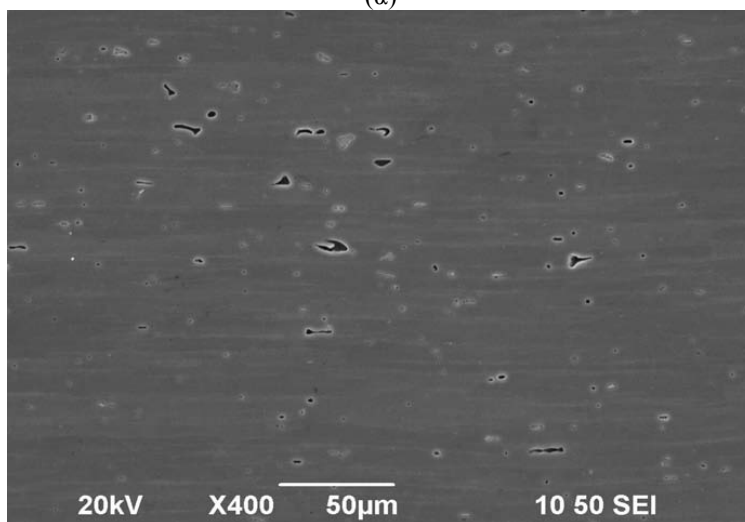
[1] ASM Handbook, Volume 9, Metallography and Microstructure, 2004, 1697.

Κεφάλαιο 7ο: Αποτελέσματα Πειραματικής Διαδικασίας

Πριν την ενασχόληση μας με τη διαδικασία της FSP έγινε χαρακτηρισμός των υλικών που χρησιμοποιήθηκαν στη συγκεκριμένη πειραματική διαδικασία. Το μέταλλο βάσης, όπως αναφέραμε ήταν κράμα αλουμινίου AA7075-T651. Στις εικόνες οπτικού (Σχήμα 7.1.α) και ηλεκτρονικού (Σχήμα 7.1.β) μικροσκοπίου παρουσιάζεται η μικροδομή του συγκεκριμένου κράματος. Χρησιμοποιώντας το πρόγραμμα ανάλυσης εικόνας Image-Pro Plus, σε συνδυασμό με το οπτικό μικροσκόπιο μετρήθηκε το μέσο μέγεθος (διάμετρος) των κόκκων του, το οποίο ήταν 41,24μm.



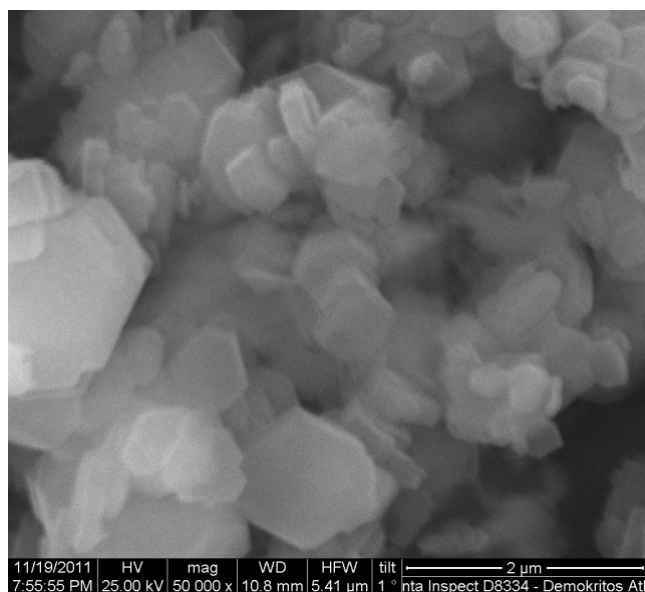
(α)



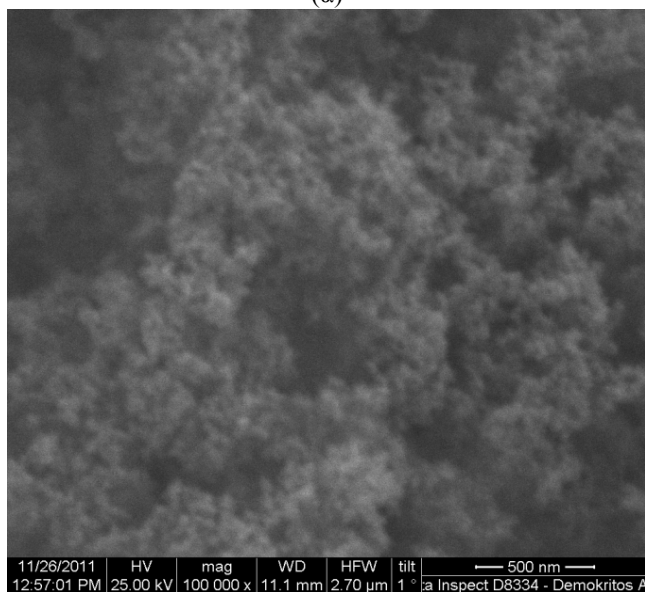
(β)

Σχήμα 7.1. Εικόνες (α) οπτικού και (β) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου του κράματος AA7075-T651 που χρησιμοποιήθηκε ως μέταλλο βάσης στην πειραματική μας διαδικασία.

Οι εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης των σκονών Al_2O_3 που χρησιμοποιήθηκαν στη συγκεκριμένη πειραματική διαδικασία ως μέσο ενίσχυσης, ονομαστικής κοκκομετρίας $2\mu m$ και $30nm$, παρατίθενται στο Σχήμα 7.2.



(α)



(β)

Σχήμα 7.2. Εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης των σκονών Al_2O_3 , ονομαστικού μεγέθους (α) $2\mu m$ και (β) $30nm$, που χρησιμοποιήθηκαν ως μέσο ενίσχυσης στην πειραματική μας διαδικασία.

Προκειμένου να παραχθεί επιτυχώς ένα επιφανειακά σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας με ενίσχυση κεραμικών σωματιδίων μέσω της διαδικασίας FSP, θα πρέπει να πληρούνται δύο βασικές συνθήκες. Πρώτον θα πρέπει η παραγόμενη από τη διαδικασία ζώνη ανάδευσης να μην εμφανίζει ατέλειες και δεύτερον να επιτευχθεί ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή στη ζώνη ανάδευσης.

Μελέτη επιλογής βέλτιστων ταχυτήτων FSP χωρίς προσθήκη κεραμικής σκόνης

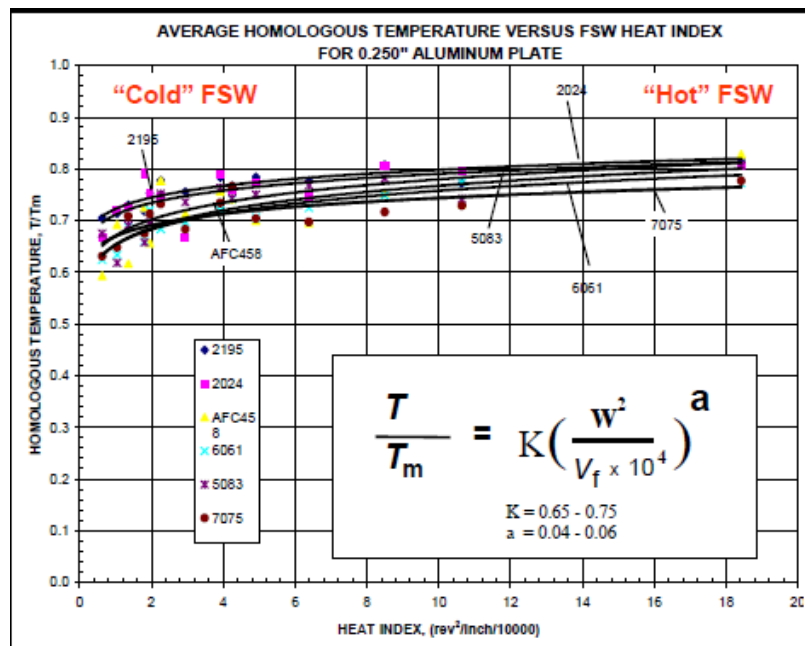
Η πρώτη συνθήκη είναι αμιγώς συνδεδεμένη με το συνδυασμό των ταχυτήτων του εργαλείου της FSP. Εδώ πρέπει να σημειώσουμε ότι αυτό ισχύει για το δεδομένο σύστημα παραμέτρων που ορίσαμε παραπάνω, θέτοντας ως σταθερές τις υπόλοιπες παραμέτρους της διαδικασίας. Για την επιλογή του βέλτιστου συνδυασμού ταχυτήτων του εργαλείου της FSP ήταν απαραίτητη η εξαγωγή και σύγκριση πειραματικών αποτελεσμάτων. Πριν όμως ξεκινήσουμε τη διαδικασία εκτέλεσης πειραμάτων είναι σκόπιμο να γίνει μια διερεύνηση για τον περιορισμό του εκτεταμένου φάσματος τιμών που μπορο να λάβουν οι ταχύτητες του εργαλείου της FSP για το συγκεκριμένο σύστημα.

Κατά αρχάς όπως παραθέσαμε στο 1^ο κεφάλαιο οι Arbegast et al. [1] παρατήρησαν ότι η μέση τιμή της μέγιστης θερμοκρασίας (για πλάκες αλουμινίου πάχους 6,35 mm) μπορεί να εκφραστεί σαν συνάρτηση του “ψευδο-” δείκτη θερμότητας w ($w = \omega^2 / \nu$). Απέδειξαν μάλιστα ότι για πολλά κράματα αλουμινίου η γενική σχέση που συνδέει τη μέγιστη θερμοκρασία (T , °C) που αναπτύσσεται κατά τη συγκόλληση με τις παραμέτρους ταχύτητας της FSW (ω , ν) μπορεί να αποδοθεί από τη σχέση:

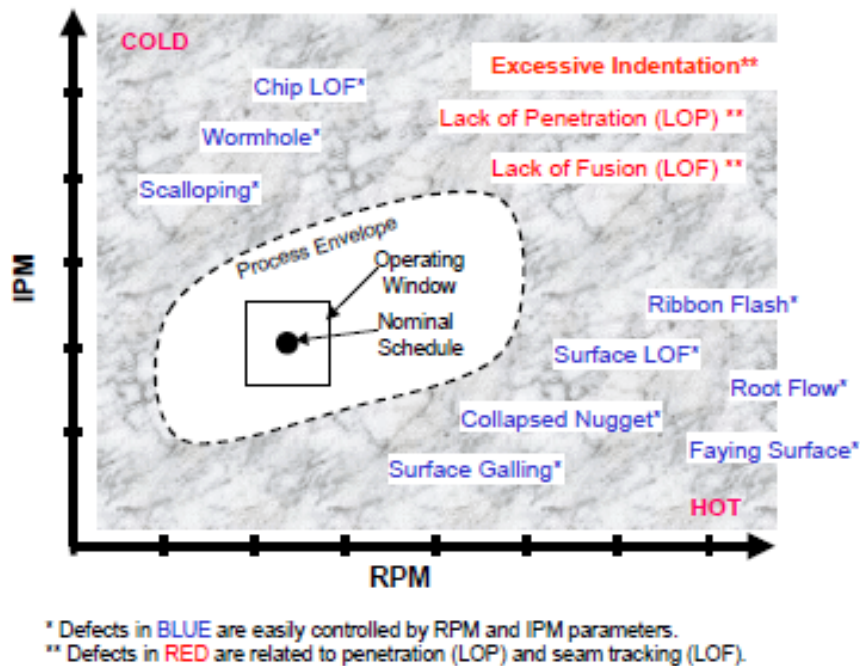
$$\frac{T}{T_m} = K \left(\frac{\omega^2}{\nu \cdot 10^4} \right)^a \quad (7.1)$$

όπου ο εκθέτης a παίρνει τιμές από 0,04 έως 0,06, η σταθερά K από 0,65 έως 0,75 και η T_m (°C) είναι το σημείο τήξης του κράματος. Επίσης από πειραματικές τους μετρήσεις εξήγαν και το διάγραμμα (Σχήμα 7.3) μέσης ομόλογης θερμοκρασίας (T/T_m) συναρτήσεως του δείκτη θερμότητας w για διάφορα κράματα αλουμινίου. Το διάγραμμα αυτό θέτει ουσιαστικά όρια στο ζεύγος τιμών των ταχυτήτων του εργαλείου της FSP, τα οποία ορίζουν μια περιοχή τιμών βέλτιστης λειτουργίας σε επίπεδο ροής υλικού και απουσίας ατελειών. Ο ισχυρισμός τους αυτός απεικονίζεται και στο Σχήμα 7.4. Στο ποιοτικό αυτό διάγραμμα παρατίθεται η επίδραση που έχουν οι τιμές των ταχυτήτων στην ποιότητα του παραγόμενου από την κατεργασία της FSP προϊόντος. Το ζεύγος των ταχυτήτων του εργαλείου της FSP μεταφράζεται όπως έχουμε προαναφέρει (κεφάλαιο 1) στη θερμική παροχή που προσφέρεται στο υλικό. Για το λόγο αυτό οι Arbegast et al. συνδέουν τις περιοχές εμφάνισης ατελειών με τα ζεύγη τιμών των ταχυτήτων. Άλλωστε, όπως αναφέραμε και στο 1^ο κεφάλαιο, η πλειονότητα των ατελειών στην FSP είναι εξαρτώμενη από τη θερμική παροχή. Επιστρέφοντας τώρα στο Σχήμα 7.3 παρατηρούμε ότι από πειραματικές μετρήσεις των Arbegast et al. ορίζεται μια περιοχή βέλτιστων αποτελεσμάτων, χωρίς την εμφάνιση ατελειών για το κράμα αλουμινίου που εξετάζουμε (AA7075-T651). Η περιοχή αυτή βρίσκεται μεταξύ των τιμών μέσης ομόλογης θερμοκρασίας 0,72-0,755. Εισάγοντας τις τιμές αυτές στην εξίσωση (7.1), για $a=0,05$ και $K=0,7$, εξάγουμε τα

αντίστοιχα όρια τιμών του λόγου $\frac{\omega^2}{v}$, τα οποία είναι 17567-45392. Έχοντας λοιπόν μια εικόνα για το λόγο των ταχυτήτων του εργαλείου μένει να θέσουμε μία από τις δύο ταχύτητες σταθερή για να μπορέσουμε να κάνουμε την πειραματική διερεύνηση των τιμών της άλλης. Σε αυτό το σημείο στραφήκαμε στις δυνατότητες της μηχανής FSP ως προς τα όρια των ταχυτήτων που μπορεί να αναπτύξει. Το ονομαστικό εύρος των τιμών της ταχύτητας πρόωσης (19 mm/min έως 950 mm/min) της μηχανής κρίνεται πλήρως ικανοποιητικό για τα πλαίσια της κατεργασίας που θέλουμε πραγματοποιήσουμε. Σε ότι αφορά, όμως, στο ονομαστικό εύρος των τιμών της ταχύτητα περιστροφής (32rpm έως 1500 rpm) της μηχανής παρατηρούμε ότι το άνω όριο του βρίσκεται κοντά σε αντίστοιχες τιμές βέλτιστων παραμέτρων για άλλα υλικά που συναντήσαμε στη βιβλιογραφία. Το γεγονός αυτό αποτελεί έναν περιορισμό για τις τιμές της ταχύτητας περιστροφής, ο οποίος βέβαια μπορεί να μην επηρεάσει το αποτέλεσμα της πειραματικής μας διαδικασίας, όμως μας υπαγορεύει να εστιάσουμε σε χαμηλές τιμές ταχύτητας πρόωσης ώστε να διατηρηθεί χαμηλή η τιμή του λόγου ταχύτητας πρόωσης προς ταχύτητα περιστροφής (weld pitch, V/ω), προκειμένου να διασφαλιστεί η καλή ποιότητα της κατεργασίας [2]. Στη συγκεκριμένη πειραματική διαδικασία επιλέξαμε ταχύτητα πρόωσης 30mm/min. Με σταθερή πλέον την ταχύτητα πρόωσης και από τα όρια τιμών του λόγου $\frac{\omega^2}{v}$, που υπολογίσαμε παραπάνω προκύπτουν τα αντίστοιχα όρια τιμών της ταχύτητας περιστροφής, τα οποία είναι 726rpm-1167rpm.



Σχήμα 7.3. Διάγραμμα μέσης ομόλογης θερμοκρασίας συναρτήσεως του δείκτη θερμότητας για διάφορα κράματα αλουμινίου, πάχους 6,35mm. [3]

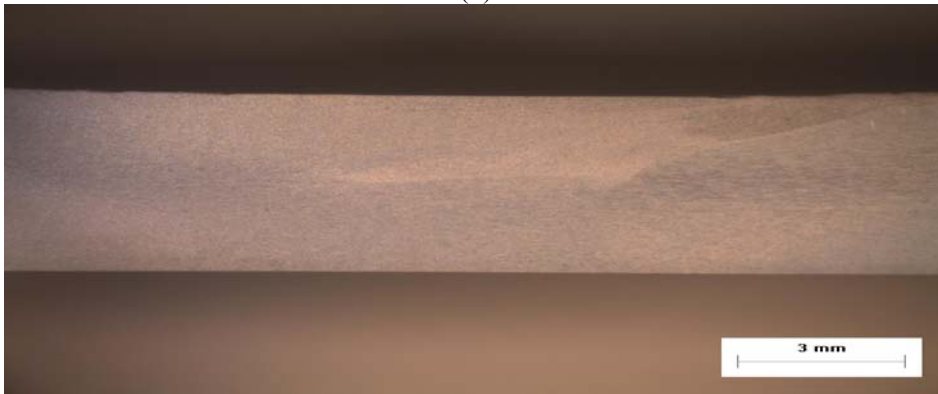


Σχήμα 7.4. Ποιοτικό διάγραμμα μεταβολής της ταχύτητας πρόωσης συναρτήσει της ταχύτητας περιστροφής για την FSW στο οποίο απεικονίζονται οι περιοχές οριακών τιμών σε επίπεδο ατελειών, καθώς ο βρόγχος βέλτιστης λειτουργίας. [4]

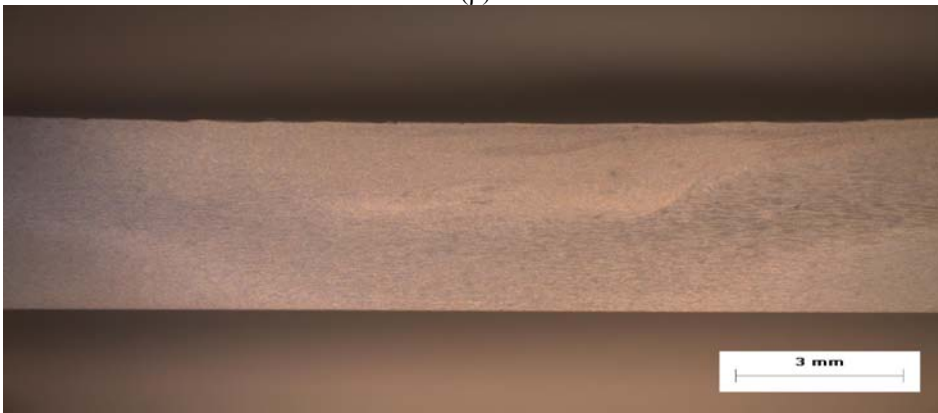
Από τα παραπάνω όρια τιμών της ταχύτητας περιστροφής και βάση των επιλογών που μας προσέφερε η μηχανή FSP που είχαμε στη διάθεσή μας επιλέξαμε τρεις ταχύτητες περιστροφής, 750rpm, 950rpm και 1180rpm προκειμένου να εξάγουμε τη βέλτιστη τιμή της ταχύτητας περιστροφής του εργαλείου FSP, ως προς το αποτέλεσμα της στη μικροδομή του κράματος AA7075-T651, το οποίο εξετάζουμε. Υπενθυμίζουμε ότι οι υπόλοιποι παράμετροι της διαδικασίας είναι πλέον σταθερές και έχουν ως εξής: ταχύτητα πρόωσης 30mm/min, κλίση εργαλείου 2°, τετραγωνικής γεωμετρίας πείρος με διαγώνιο 6mm και ύψος 3mm, επίπεδο περιανυχνίου διαμέτρου 22,9mm. Επίσης αναφέρουμε ότι η FSP πραγματοποιήθηκε παράλληλα στη φορά της έλασης που υπέστη το τεμάχιο και ότι η διείσδυση του πείρου ήταν τέτοια, ώστε να εξασφαλίζεται ικανοποιητική επαφή του περιανυχνίου με την επιφάνεια του τεμαχίου. Η μακροσκοπική παρατήρηση των τριών αυτών δοκιμίων (Σχήμα 7.5) δεν οδήγησε σε κάποιο ασφαλές συμπέρασμα για την ποιοτική υπεροχή κάποιας από τις τρεις εξεταζόμενες ταχύτητες περιστροφής. Ωστόσο, πιο σχολαστικός έλεγχος των δοκιμίων στο οπτικό μικροσκόπιο έδειξε την ύπαρξη μικρο-οπών, εντός της ζώνης ανάδευσης στην περίπτωση της FSP με ταχύτητα 750rpm (Σχήμα 7.6). Βέβαια οι μικρο-οπές αυτές δεν αποτελούν σημαντική ατέλεια, ωστόσο η απουσία τους από τις περιπτώσεις των παραγόμενων δοκιμίων μέσω FSP με ταχύτητα 950rpm και 1180rpm μας οδηγεί στο να αποκλείσουμε την τιμή των 750rpm, στα πλαίσια αναζήτησης της βέλτιστης τιμής της παραμέτρου.



(α)

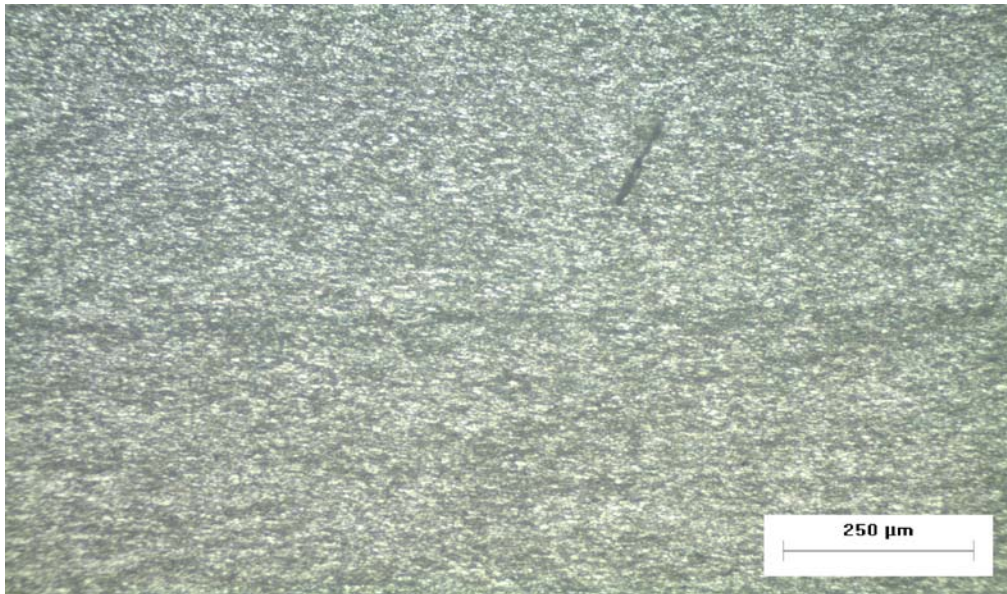


(β)

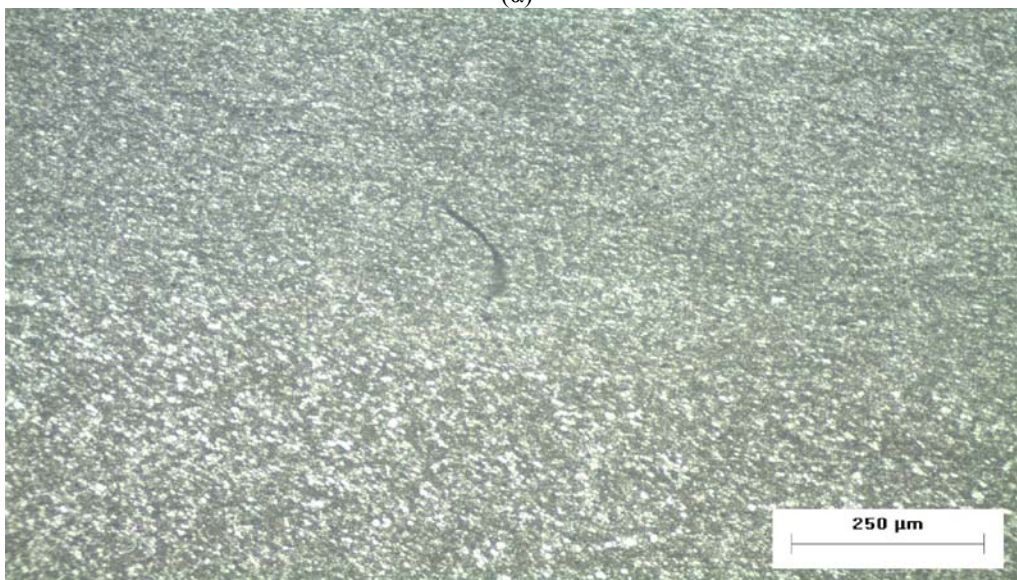


(γ)

Σχήμα 7.5. Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των τομών των δοκιμίων που παρήχθησαν μέσω της FSP με ταχύτητες περιστροφής: (α) 750rpm, (β) 950rpm και (γ) 1180rpm.



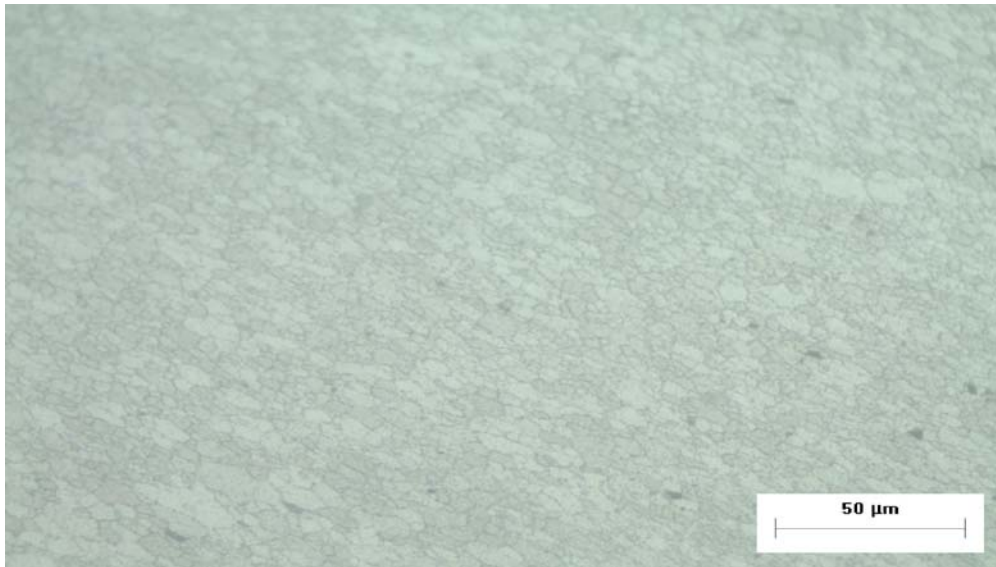
(α)



(β)

Σχήμα 7.6. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της τομής του δοκιμίου που παρήχθη μέσω της FSP με ταχύτητα περιστροφής 750rpm: (α) στη ζώνη ανάδευσης προς την υποχωρούσα πλευρά, (β) στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης.

Περαιτέρω μελέτη των δοκιμίων, που υπεβλήθησαν σε κατεργασία FSP με ταχύτητες περιστροφής του εργαλείου 950rpm και 1180rpm, στο οπτικό μικροσκόπιο διεξήχθη προκειμένου να γίνουν μετρήσεις του μεγέθους των κόκκων της μικροδομής της ζώνης ανάδευσής τους (Σχήμα 7.7). Οι προαναφερθείσες μετρήσεις έγιναν χρησιμοποιώντας το πρόγραμμα ανάλυσης εικόνας Image-Pro Plus. Τα αποτελέσματα των μετρήσεων έδειξαν ότι το μέσο μέγεθος κόκκων για το δοκίμιο που υπεβλήθη σε FSP με ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου 950rpm ήταν 5,62μm, ενώ το αντίστοιχο το οποίο υπεβλήθη σε FSP με ταχύτητα περιστροφής 1180rpm ήταν 5,37μm.



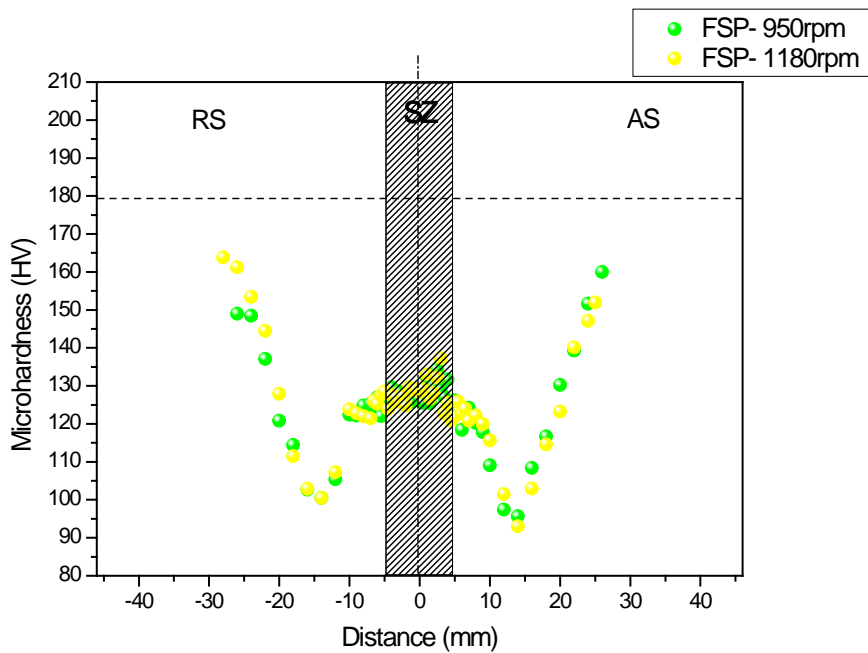
(α)



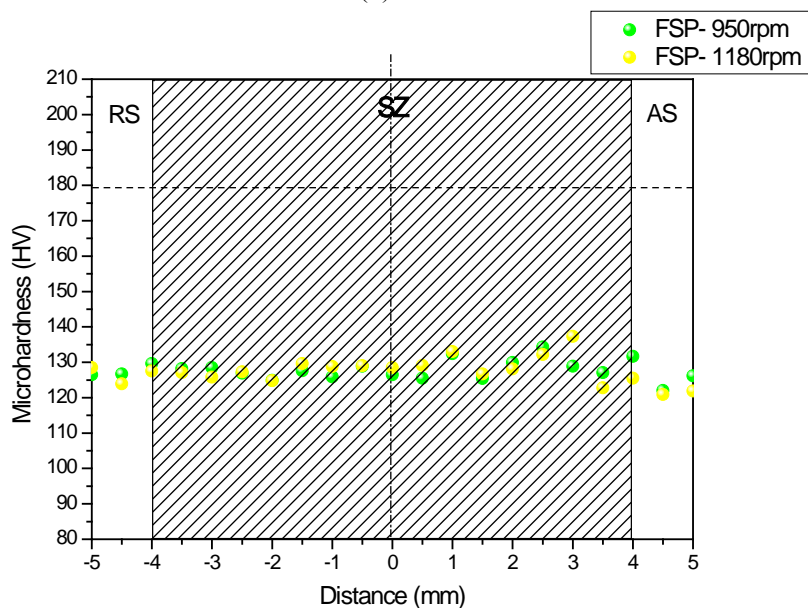
(β)

Σχήμα 7.7. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ζώνης ανάδευσης των δοκιμίων που παρήχθησαν μέσω της FSP με ταχύτητες περιστροφής: (α) 950rpm και (β) 1180rpm.

Η έστω και μικρή μείωση στο μέσο μέγεθος των κόκκων της ζώνης ανάδευσης που επέρχεται με την αύξηση της ταχύτητας περιστροφής για την περίπτωση των δύο προαναφερθέντων δοκιμίων, οδηγεί στην επιλογή των 1180rpm ως βέλτιστη ταχύτητα περιστροφής για την FSP χωρίς προσθήκη σκόνης. Όμως για την ασφαλέστερη εξαγωγή συμπερασμάτων δοκιμές μικροσκληρότητας έγιναν και στα δύο δοκίμια. Όπως αναφέραμε και στο 6^ο κεφάλαιο, οι μετρήσεις έγιναν 1,5mm κάτω από την επιφάνεια επαφής του περιαιχενίου με το τεμάχιο, εκατέρωθεν του κέντρου της ζώνης ανάδευσης. Τα συγκεντρωτικά αποτελέσματα των δύο δοκιμών παρουσιάζονται στο Σχήμα 7.8. Η διακεκομμένη, κάθετη στον άξονα της μικροσκληρότητας, γραμμή υποδεικνύει τη μέση τιμή της μικροσκληρότητας του μετάλλου βάσης, η οποία προέκυψε από το μέσο όρο 5 μετρήσεων ίση με 179,28 HV.



(α)

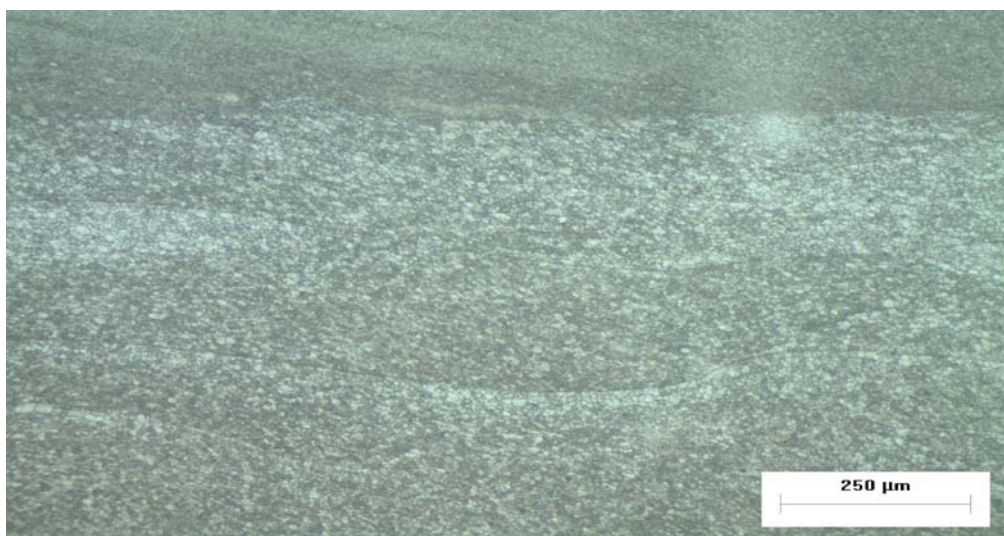


(β)

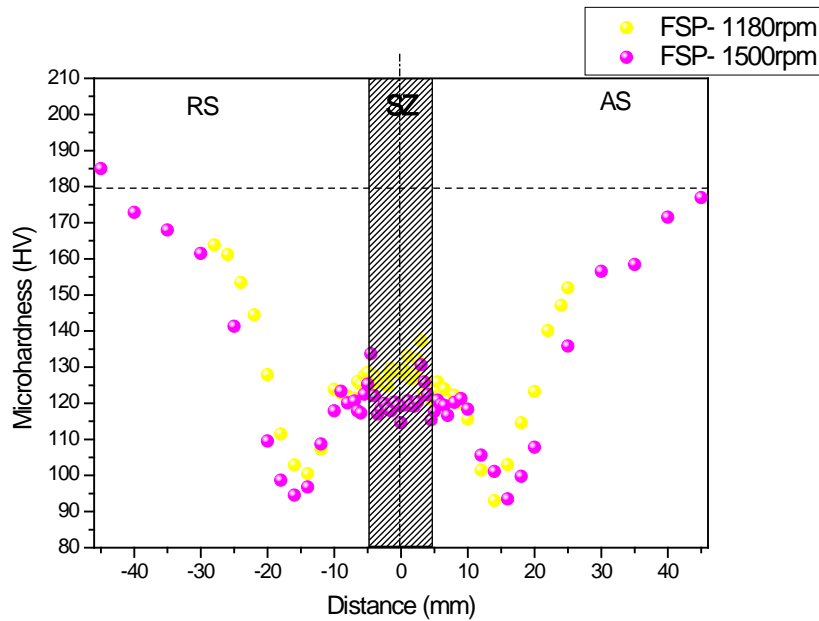
Σχήμα 7.8. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που υποβλήθηκαν σε FSP για ταχύτητες περιστροφής 950rpm και 1180rpm, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Η κατανομή της μικροσκληρότητας των δύο δοκιμίων (Σχήμα 7.8) συμπίπτει σχεδόν απόλυτα. Επομένως η επιλογή της βέλτιστης τιμής της ταχύτητας περιστροφής θα βασιστεί μόνον στο μέσο μέγεθος των κόκκων της ζώνης ανάδευσης όπου παρατηρείται μια, μικρή βέβαια, διαφοροποίηση μεταξύ των δύο δοκιμίων. Κατά επέκταση με βέλτιστη ταχύτητα ανάδευσης τα 1180rpm, έχουμε όλες τις παραμέτρους της διαδικασίας της FSP στο κράμα αλουμινίου AA7075-T651.

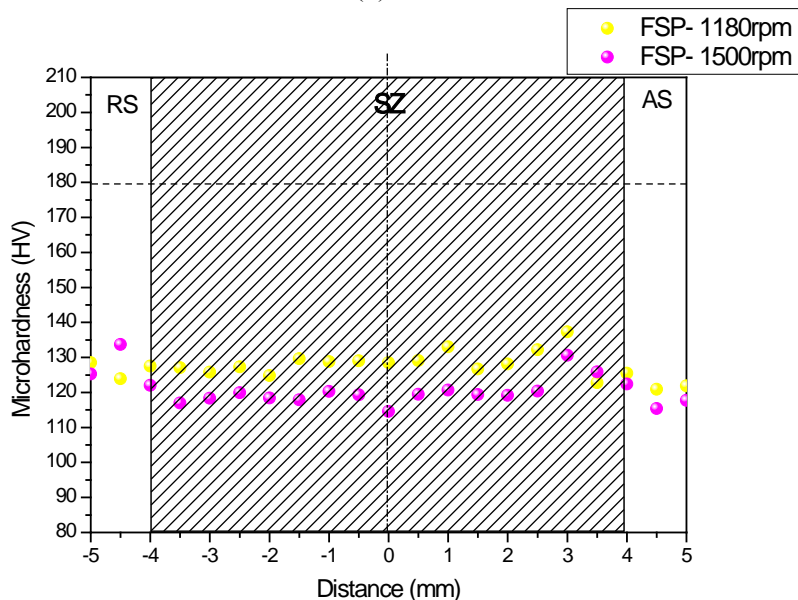
Κρίθηκε σκόπιμο η παραπάνω διαδικασία διερεύνησης της μικροδομής της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο μέσου μεγέθους κόκκων και κατανομής της μικροσκληρότητας να επαναληφθεί και για την περίπτωση της επόμενης (και μέγιστης) τιμής της ταχύτητας περιστροφής που υ μπορεί να επιτευχθεί από τη μηχανή της FSP που χρησιμοποιήσαμε, η οποία είναι τα 1500rpm. Η μελέτη του συγκεκριμένου δοκιμίου στο οπτικό μικροσκόπιο έδειξε μια εκτεταμένη μικρο-ρωγμή κατά μήκος μεγάλου τμήματος της ζώνης ανάδευσης κοντά στην επιφάνεια επαφής του περιουχενίου με το τεμάχιο. Τμήμα της προαναφερθείσας απεικονίζεται στο Σχήμα 7.9. Οι μετρήσεις του μεγέθους των κόκκων της μικροδομής της ζώνης ανάδευσης του συγκεκριμένου δοκιμίου έδειξαν μέσο μέγεθος κόκκων 6,29 μ m. Η κατανομή της μικροσκληρότητας του δοκιμίου που παρήχθη μέσω της FSP με ταχύτητα περιστροφής 1500rpm παρατίθεται στο Σχήμα 7.10, μαζί με την αντίστοιχη κατανομή του βέλτιστου δοκιμίου FSP για ταχύτητα ανάδευσης 1180rpm. Η μικροσκληρότητα της ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη μέσω της FSP με ταχύτητα περιστροφής 1500rpm είναι σαφώς μικρότερη από την αντίστοιχη για 1180rpm. Το γεγονός αυτό σε συνδυασμό με την αύξηση του μεγέθους των κόκκων καθιστούν την ταχύτητα των 1500rpm υπερβολική για την πραγματοποίηση FSP στο κράμα αλουμινίου AA7075-T651, εξαιτίας βέβαια της υπερβολικής θερμότητας που δέχεται το υλικό της ζώνης ανάδευσης.



Σχήμα 7.9. Εικόνα οπτικού μικροσκοπίου της ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη μέσω της FSP με ταχύτητα περιστροφής 1500rpm.



(α)



(β)

Σχήμα 7.10. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που υποβλήθηκαν σε FSP για ταχύτητες περιστροφής 1180rpm και 1500rpm, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Μελέτη επιλογής βέλτιστων ταχυτήτων FSP με προσθήκη κεραμικής σκόνης

Έχοντας εξάγει τις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας της FSP για την περίπτωση του μετάλλου βάσης, χωρίς την προσθήκη μέσου ενίσχυσης, είμαστε πλέον έτοιμοι να εξετάσομε και την περίπτωση με προσθήκη αυτού. Αρχικά θα ασχοληθούμε με τη μελέτη της εισαγωγής Al_2O_3 2 μm , η οποία είναι πιο εύκολο να παρατηρηθεί κατά τη μεταλλογραφική μελέτη σε σχέση με την αντίστοιχη των 30nm.

Η εισαγωγή της κεραμικής σκόνης γίνεται, όπως προαναφέραμε στο 6^ο κεφάλαιο μέσω διπλών αυλακίων. Επίσης, κρίθηκε σκόπιμο το κλείσιμο της επιφάνειας των αυλακίων, προκειμένου να μη λάβει χώρα εκτίναξη της σκόνης κατά τη διάρκεια της διαδικασίας της FSP. Το κλείσιμο έγινε με τη βοήθεια εργαλείου, το οποίο αποτελούνταν μόνο από περιαιχένιο, χωρίς πείρο, ίδιων διαστάσεων με τον αντίστοιχο του εργαλείου που πραγματοποιήσαμε για τα πειράματα FSP (με διάμετρο δηλαδή 22,9mm). Οι συνθήκες της διαδικασίας (ταχύτητα, κλίση) του κλεισίματος της επιφάνειας είναι ίδιες κάθε φορά με τις αντίστοιχες της διαδικασίας FSP που έπεται.

Η ποσότητα της φάσης ενίσχυσης που τίθεται για διασπορά στη ζώνη ανάδευσης, με σκοπό την παραγωγή σύνθετου υλικού μεταλλικής μήτρας, προσδιορίζεται ως κλάσμα όγκου της φάσης αυτής στον όγκο διασποράς της. Ως όγκος διασποράς ορίζεται ο όγκος της ζώνης ανάδευσης (V_{SZ}), ενώ ο όγκος της φάσης ενίσχυσης ορίζεται από τον όγκο των αυλακίων ($V_{grooves}$). Ο λόγος του τελευταίου προς τον πρώτο αποτελεί το κλάσμα όγκου της φάσης ενίσχυσης (V_f). Η ζώνη ανάδευσης και τα αυλάκια, όμως, έχουν κοινή την τρίτη τους διάσταση, το μήκος δηλαδή στο οποίο εκτείνονται στην επιφάνεια του τεμαχίου. Κατά επέκταση οι προαναφερθέντες όγκοι μπορούν να απλοποιηθούν σε επιφάνειες, απαλείφοντας από το λόγο τους την τρίτη κοινή τους διάσταση. Η γεωμετρία της ζώνης ανάδευσης, όπως φαίνεται και στις εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου του Σχήματος 7.5 αντιστοιχεί σε ανεστραμμένο τραπέζιο οι διαστάσεις του οποίου είναι απόλυτα εναρμονισμένες με τις αντίστοιχες του εργαλείου. Συγκεκριμένα το ύψος της ζώνης ανάδευσης είναι ίσο με το ύψος του πείρου (3mm). Το κάτω τμήμα της ζώνης ανάδευσης έχει πλάτος ίσο με τη διαγώνιο του πείρου (6mm), ενώ το άνω τμήμα της ζώνης ανάδευσης έχει πλάτος ίσο με τη διάμετρο του περιαιχενίου (22,9mm). Για δεδομένες λοιπόν τις διαστάσεις της ζώνης ανάδευσης μπορούμε επιλέγοντας τις κατάλληλες διαστάσεις στα αυλάκια να εισάγουμε το επιθυμητό κλάσμα όγκου.

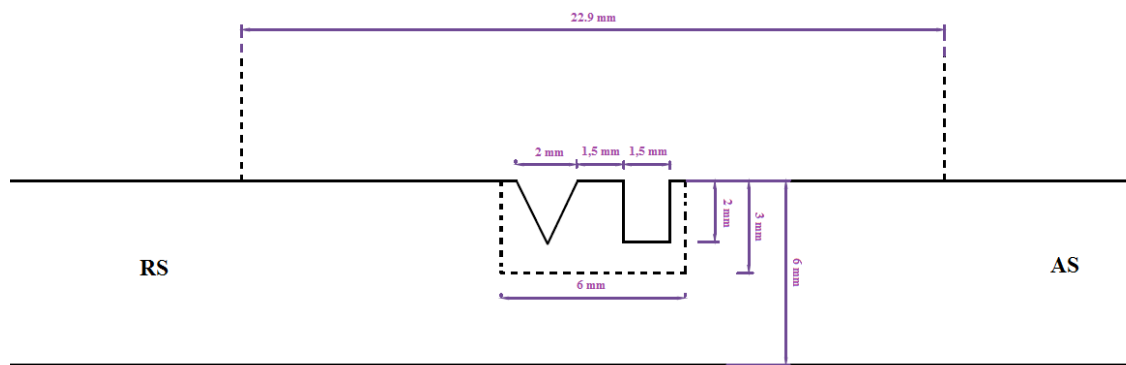
Αρχικά επιλέξαμε ένα συνδυασμό αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας και τύπου V (τριγωνικής γεωμετρίας). Οι διαστάσεις που επιλέξαμε, για τα δύο είδη αυλακίων, είναι για το μεν ορθογωνικό πλάτος 1,5mm και βάθος 2mm, ενώ για το δε τριγωνικό πλάτος βάσης 2mm και βάθος 2mm. Το ορθογωνικό αυλάκι τοποθετήθηκε προς την προωθούμενη πλευρά ενώ το τριγωνικό αυλάκι προς την υποχωρούσα (Σχήμα 7.11). Ο σκοπός μας για την τελευταία περίπτωση, όπως αναφέραμε και στο 6^ο κεφάλαιο, ήταν η μεγαλύτερη παροχή κεραμικής σκόνης στην περιοχή επιρροής του περιαιχενίου από την υποχωρούσα πλευρά. Η περιοχή αυτή τοποθετείται επιφανειακά της ζώνης ανάδευσης και όπως έχουμε προαναφέρει η φορά της ροής σε αυτήν γίνεται από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη. Για το λόγο αυτό επιλέξαμε να κατασκευάσουμε στην υποχωρούσα πλευρά ένα αυλάκι κατάλληλης γεωμετρίας ώστε να εξασφαλίζεται η υψηλή αυτή παροχή στο άνω τμήμα της ζώνης ανάδευσης. Επιπλέον η τοποθέτηση του ορθογωνικού αυλακίου στην προωθούμενη πλευρά εξασφαλίζει υψηλή τροφοδοσία κεραμικής σκόνης στην περιοχή της ζώνης

ανάδευσης που υπάγεται στην επιρροή του πείρου από τη συγκεκριμένη πλευρά. Το σημείο εισόδου της υψηλής ποσότητας σκόνης στη ζώνη ανάδευσης, στη συγκεκριμένη περίπτωση, έχει σημασία ώστε να εξασφαλίζεται ικανοποιητική ανάδευση και κατά επέκταση διασπορά της φάσης ενίσχυσης στο μητρικό υλικό.

Το κλάσμα όγκου της φάσης ενίσχυσης στη μελετώμενη περίπτωση είναι:

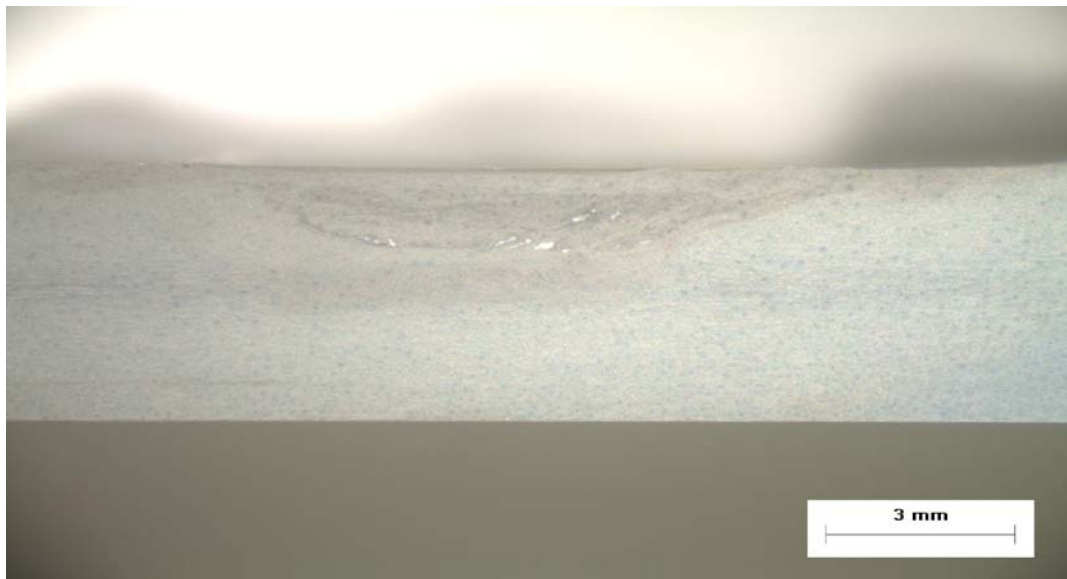
$$V_{f(1)} = \frac{V_{particles(1)}}{V_{SZ}} = \frac{A_{particles(1)} \cdot L}{A_{SZ} \cdot L} = \frac{A_{grooves(1)}}{A_{SZ}} = \frac{(1,5mm \cdot 2mm) + \left(2mm \cdot 2mm \cdot \frac{1}{2}\right)}{(22,9mm + 6mm) \cdot 3mm \cdot \frac{1}{2}} \approx 0,115 = 11,5\% \quad (7.2)$$

Η απόσταση μεταξύ των αυλακίων επιλέχθηκε να είναι 1,5mm.

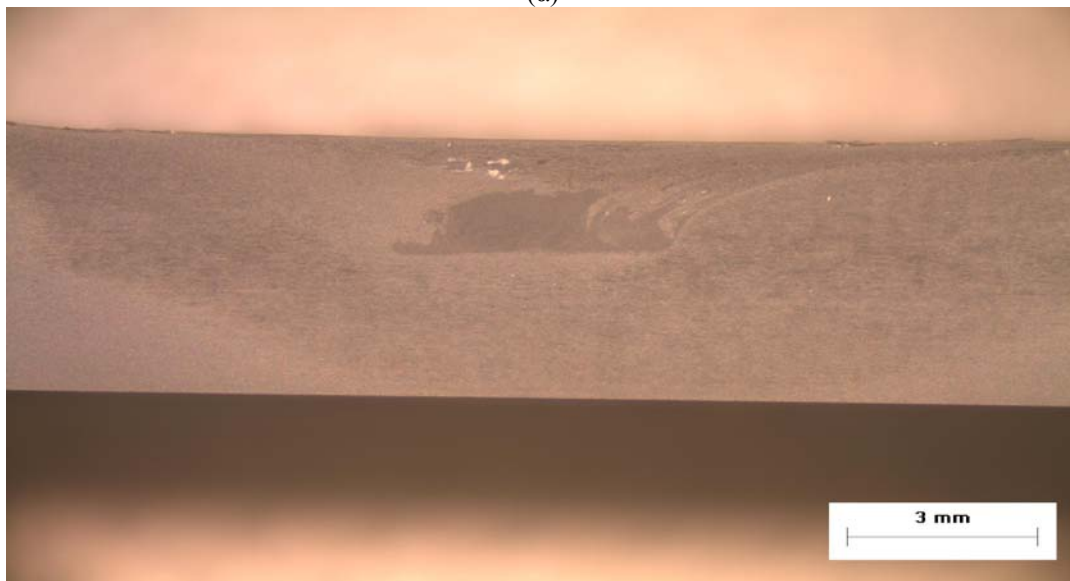


Σχήμα 7.11. Σχηματική απεικόνιση του τεμαχίου και των αυλακίων εισαγωγής του μέσου ενίσχυσης για $V_{f(1)}=11,5\%$.

Συγκεντρωτικά λοιπόν για τη δημιουργία επιφανειακού συνθέτου μεταλλικής μήτρας κράματος αλουμινίου AA7075-T651 με ενίσχυση κεραμικών σωματιδίων Al_2O_3 2μm μέσω της διαδικασίας της FSP οι παράμετροι που χρησιμοποιήσαμε ήταν: κλίση εργαλείου 2° , ταχύτητα πρόωσης 30mm/min και ταχύτητα περιστροφής 1180rpm. Το αποτέλεσμα της διαδικασίας αυτής παρουσιάζεται, μέσω εικόνας οπτικού στερεοσκοπίου, στο Σχήμα 7.12.α. Η παρατηρούμενη υψηλή συσσωμάτωση και ανομοιογένεια της σύνθετης ζώνης ανάδευσης οδήγησε στην επανάληψη της συγκεκριμένης διαδικασίας για υψηλότερη ταχύτητα περιστροφής (1500rpm). Το αποτέλεσμα της διαδικασίας αυτής παρουσιάζεται, μέσω εικόνας οπτικού στερεοσκοπίου, στο Σχήμα 7.12.β. Παρατηρούμε ότι αν και η παρουσία συσσωματωμάτων εξακολουθεί να υφίσταται, η ομοιογένεια της σύνθετης ζώνης ανάδευσης αυξήθηκε. Επομένως, ως βέλτιστη ταχύτητα περιστροφής για την περίπτωση της FSP με προσθήκη μέσου ενίσχυσης κρίνεται αυτή των 1500rpm.



(α)



(β)

Σχήμα 7.12. Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των τομών των δοκιμίων που παρήχθησαν με προσθήκη 11,5% σκόνης Al_2O_3 2 μm μέσω της FSP με ταχύτητες περιστροφής: (α) 1180rpm και (β) 1500rpm.

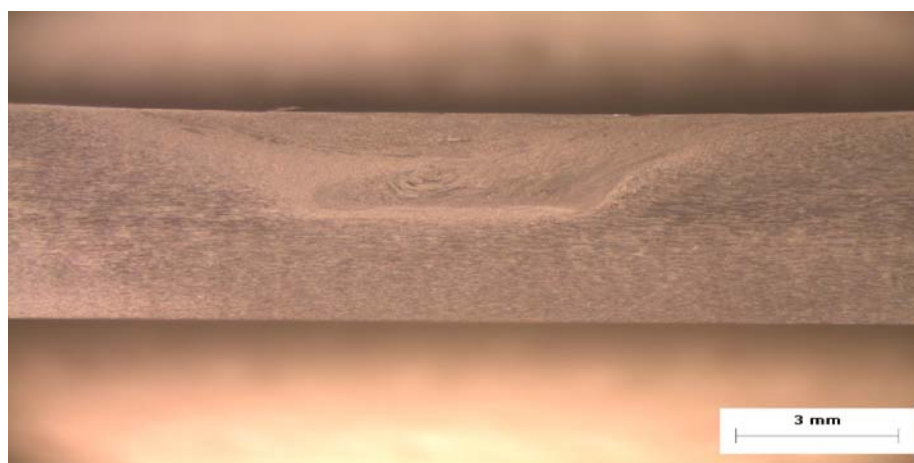
Επίδραση του αριθμού των περασμάτων της FSP

Η επίδραση των πολλαπλών περασμάτων της FSP, όπως αναφέρουμε και στο 5^ο κεφάλαιο συντελεί στη μείωση του μεγέθους των σχηματιζόμενων συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης, καθώς και στη βελτίωση της διασποράς των σωματιδίων αυτών στη ζώνη ανάδευσης. Η σημασία της ομοιόμορφης διασποράς και της μείωσης του μεγέθους των συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης είναι διττή. Η μία συνιστώσα της αφορά στον έλεγχο του μεγέθους των ανακρυσταλλωμένων κόκκων του μητρικού υλικού της ζώνης ανάδευσης, ενώ η δεύτερη συνιστώσα της αφορά στο μηχανισμό ισχυροποίησης για την περίπτωση των μη διαπερατών σωματιδίων [5].

Το κράμα αλουμινίου πριν την FSP, λόγω της έλασης την οποία υπέστη κατά τη διαδικασία κατασκευής του, χαρακτηρίζεται από υψηλές τιμές παραμενουσών τάσεων, γεγονός το οποίο καθιστά δύσκολη την παραμόρφωση και ροή του υλικού κατά τη διάρκεια του πρώτου περάσματος FSP. Ωστόσο, κατά τη διάρκεια πολλαπλών διαδοχικών περασμάτων, το υλικό παραμορφώνεται και ρέει ευκολότερα λόγω του ότι καθίσταται πιο “μαλακό” [6, 7]. Η μείωση αυτή στη σκληρότητα μετά το πρώτο πέραςμα FSP, την οποία παρατηρήσαμε και στο Σχήμα 7.10, υφίσταται βέβαια και λόγω διάλυσης των κατακρημνισμάτων στη μήτρα εντός της ζώνης ανάδευσης. Μάλιστα το τελευταίο φαινόμενο επιδρά πολύ περισσότερο στην περίπτωση του συγκεκριμένου κράματος (AA7075-T651), το οποίο οφείλει μεγάλο μέρος της σκληρότητάς του στην κατακρήμνιση της ένωσης $MgZn_2$. Η σταθερότητα της συγκεκριμένης δομής επηρεάζεται από τη θερμοκρασία με αποτέλεσμα οι θερμοκρασίες που αναπτύσσονται στη ζώνη ανάδευσης κατά την FSP να μειώνουν τη σκληρότητα σε αυτήν όπως προκύπτει και από τις δοκιμές μικροσκληρομέτρησης που πραγματοποιήσαμε για την περίπτωση της FSP χωρίς προσθήκη κεραμικής σκόνης. Η ανομοιογένεια και η ύπαρξη συσσωματωμάτων της φάσης ενίσχυσης μετά από FSP ενόσ περάσματος με προσθήκη σκόνης δεν επιτρέπει στη μικροδομή της ζώνης ανάδευσης να ενισχυθεί σημαντικά και ομοιόμορφα. Όμως το γεγονός αυτό με επιπλέον πέραςμα FSP μπορεί να διορθωθεί, αφού όπως προαναφέραμε το υλικό αναμένεται να παραμορφωθεί πιο εύκολα διευκολύνοντας έτσι τη ροή του. Αν μάλιστα το δεύτερο πέραςμα πραγματοποιηθεί αμέσως μετά το πρώτο, η θερμότητα που παράγεται από το πρώτο πέραςμα FSP, λειτουργεί ως προθέρμανση για το δεύτερο, οδηγώντας σε υψηλότερη δράση ανάδευσης στην ομόλογη ζώνη. Συνεπώς, η πλαστική παραμόρφωση του υλικού είναι πιο έντονη, επιτρέποντας την ευκολότερη παραμόρφωση του αναδεδυόμενου υλικού, με αποτέλεσμα τα συσσωματωμένα σωματίδια να θραύονται και να διασπείρονται ομοιόμορφα στο μητρικό υλικό της ζώνης ανάδευσης, για υψηλότερο αριθμό περασμάτων FSP [6].

Προκειμένου, λοιπόν, να εξαλειφθεί πλήρως η παρατηρούμενη παρουσία συσσωματωμάτων και να αυξηθεί ακόμα περισσότερο η ομοιογένεια της ζώνης ανάδευσης αυξήσαμε τον αριθμό των περασμάτων της FSP από ένα σε δύο. Η επίδραση του δεύτερου περάσματος της FSP παρουσιάζεται στο Σχήμα 7.13.α. Η

βελτίωση σε σύγκριση με την περίπτωση του ενός περάσματος FSP του Σχήματος 7.12.β είναι εμφανής. Πλέον έχουμε απουσία μεγάλου μεγέθους συσσωματωμένων σωματιδίων, πολύ καλή διασπορά των τελευταίων και κατά επέκταση ομοιόμορφη μικροδομή της σύνθετης ζώνης ανάδευσης, όπως άλλωστε ήταν και το αρχικό ζητούμενο. Επομένως στο πλαίσιο των βέλτιστων παραμέτρων εντάσσεται και ο αριθμός των δύο περασμάτων FSP. Το μέσο μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετρήθηκε μέσω του οπτικού μικροσκοπίου (Σχήμα 7.13.β), χρησιμοποιώντας το σύστημα ανάλυσης εικόνας Image-Pro Plus, και βρέθηκε ίσο με 2,9 μm . Η τιμή αυτή του μεγέθους των κόκκων της σύνθετης ζώνης ανάδευσης συγκρινόμενη με την αντίστοιχη της ζώνης ανάδευσης που προέκυψε από τη βέλτιστη FSP χωρίς προσθήκη κεραμικής σκόνης, η οποία ήταν 5,37 μm , αποτελεί σημαντική εκτέλεση της μικροδομής λόγω του rinning effect [8] το οποίο όπως προαναφέραμε στο 5^ο κεφάλαιο, ερμηνεύεται ως η επίδραση των κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης στην ανάπτυξη των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων, την οποία και περιορίζουν.



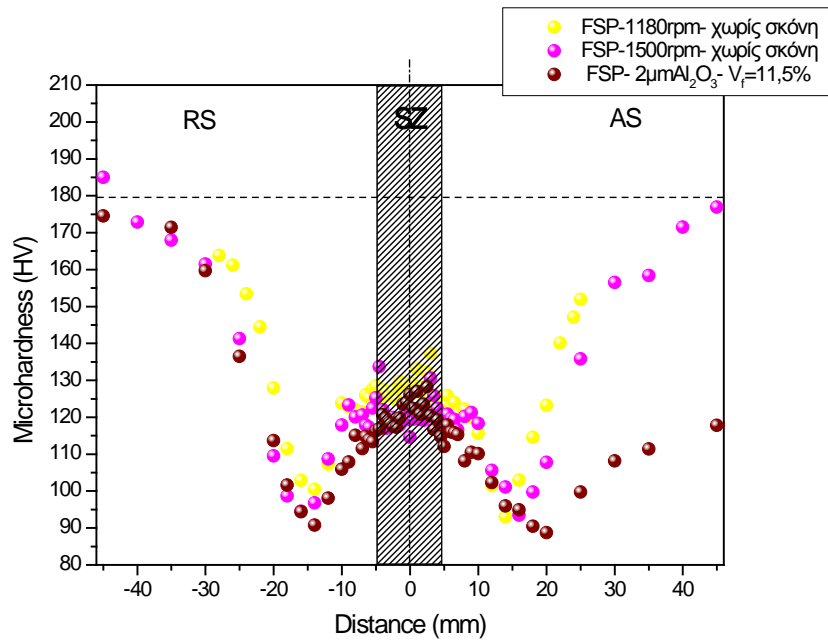
(α)



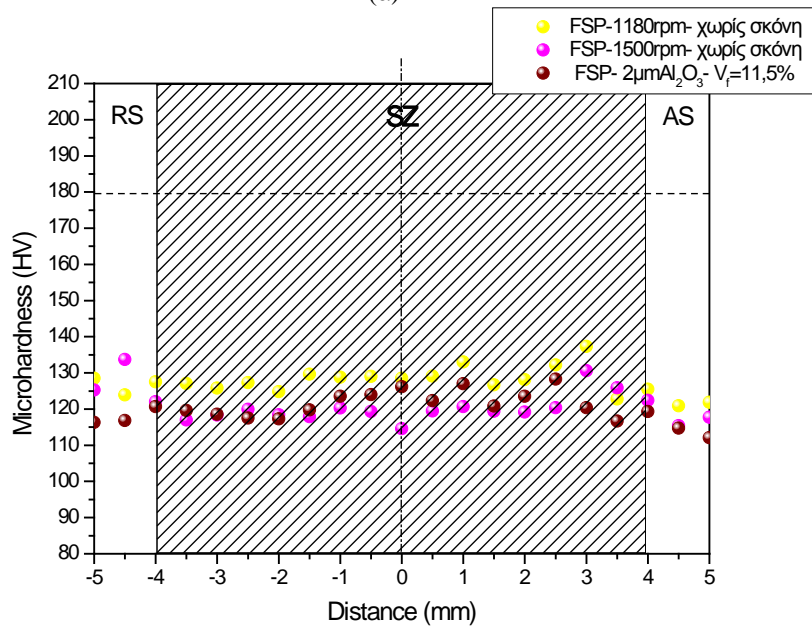
(β)

Σχήμα 7.13. Εικόνες (α) οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 11,5% σκόνης Al_2O_3 2 μm μέσω της FSP μετά από δύο περάσματα, και (β) οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του προαναφερθέντος δοκιμίου.

Στο Σχήμα 7.14 παρατίθενται οι κατανομές της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν μέσω της FSP χωρίς την προσθήκη κεραμικής σκόνης με ταχύτητες περιστροφής 1180rpm και 1500rpm, καθώς και του δοκιμίου που παρήχθη μέσω των βέλτιστων συνθηκών της FSP για την περίπτωση προσθήκης κεραμικής σκόνης με κλάσμα όγκου 11,5%. Στο διάγραμμα αυτό παρατηρούμε ότι παρόλη τη μείωση του μεγέθους των κόκκων της σύνθετης ζώνης ανάδευσης σε σχέση με τις αντίστοιχες ζώνες ανάδευσης των δοκιμίων χωρίς προσθήκη σκόνης, καθώς επίσης και την ύπαρξη της φάσης ενίσχυσης οι τιμές της μικροσκληρότητα όχι μόνον δεν παρουσιάζουν σημαντική αύξηση, αλλά υπολείπονται και των αντίστοιχων του δοκιμίου FSP που παρήχθη με ταχύτητα 1180rpm. Το φαινόμενο αυτό συνδέεται με το γεγονός ότι στα κράματα αλουμινίου που υφίστανται ισχυροποίηση με θερμική κατεργασία βασικός μηχανισμός ισχυροποίησης είναι αυτός της κατακρήμνισης λόγω γήρανσης. Η μέγιστη σκληρότητα σε αυτού του είδους τα κράματα επιτυγχάνεται, όπως αναφέραμε και στο 4^ο κεφάλαιο, στη περίπτωση που τα κατακρημνίσματα διατηρούν την πλεγματική συνέχεια με το μητρικό πλέγμα. Η παραμόρφωση του πλέγματος είναι σημαντική και η μετακίνηση της διαταραχής εμποδίζεται ακόμη και όταν η διαταραχή, κατά τη μετακίνηση της, προσεγγίσει το κατακρημνίσμα, χωρίς να το διασχίσει [9]. Εξαιτίας της FSP όμως, όπως προαναφέραμε, στη ζώνη ανάδευσης λαμβάνει χώρα διάλυση των κατακρημνισμάτων στη μήτρα. Το φαινόμενο αυτό επηρεάζεται, όπως συμπεραίνουμε και από το Σχήμα 7.14, από την ποσότητα της ενέργειας που αποδίδεται στη δομή. Στο προαναφερθέν σχήμα παρατηρούμε ότι αν και η ζώνη ανάδευσης το υ δοκίμιο υ στην περίπτωση της FSP χωρίς προσθήκη σκόνης για 1180rpm έχει μεγαλύτερο μέγεθος κόκκων από την αντίστοιχη σύνθετη ζώνη ανάδευσης και παρόλη την απουσία φάσης ενίσχυσης σε αυτήν παρουσιάζει μεγαλύτερες τιμές μικροσκληρότητας. Η διαφοροποίηση στην κατεργασία που υπέστησαν τα δυο δοκίμια είναι ότι αυτό με την προσθήκη κεραμικής σκόνης παρήχθη με ταχύτητα περιστροφής 1500 rpm και υπέστη δύο διαδοχικά περάσματα με την ταχύτητα αυτή. Επομένως η θερμότητα που προσδόθηκε και η παραμόρφωση που υπέστη η ζώνη ανάδευσης το υ σύνθετο υ δοκιμίου ήταν μεγαλύτερες από τις αντίστοιχες του δοκιμίου χωρίς προσθήκη σκόνης. Η διαφοροποίηση αυτή επηρέασε την μικροσκληρότητα του σε πολύ μεγαλύτερο βαθμό από την εκλέπτυνση των κόκκων και την ενίσχυση με κεραμική φάση της μικροδομής του. Η παρατήρηση αυτή είναι ακόλουθη με τον κυρίαρχο μηχανισμό ισχυροποίησης του συγκεκριμένου κράματος που αναφέραμε παραπάνω.



(α)

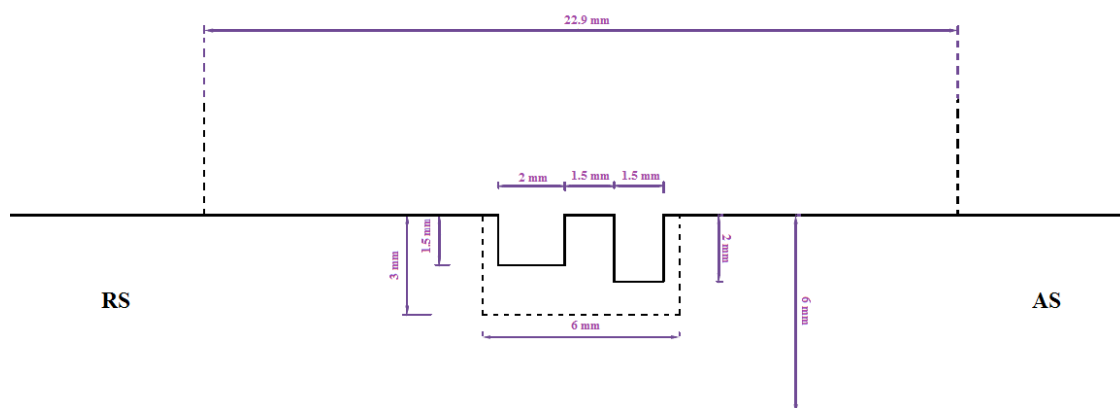


(β)

Σχήμα 7.14. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας του δοκιμίου που προέκυψε από FSP χωρίς προσθήκη σκόνης για ταχύτητες περιστροφής 1180rpm και 1500rpm, καθώς και του δοκιμίου που παρήχθη από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2 μm με $V_f=11,5\%$, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

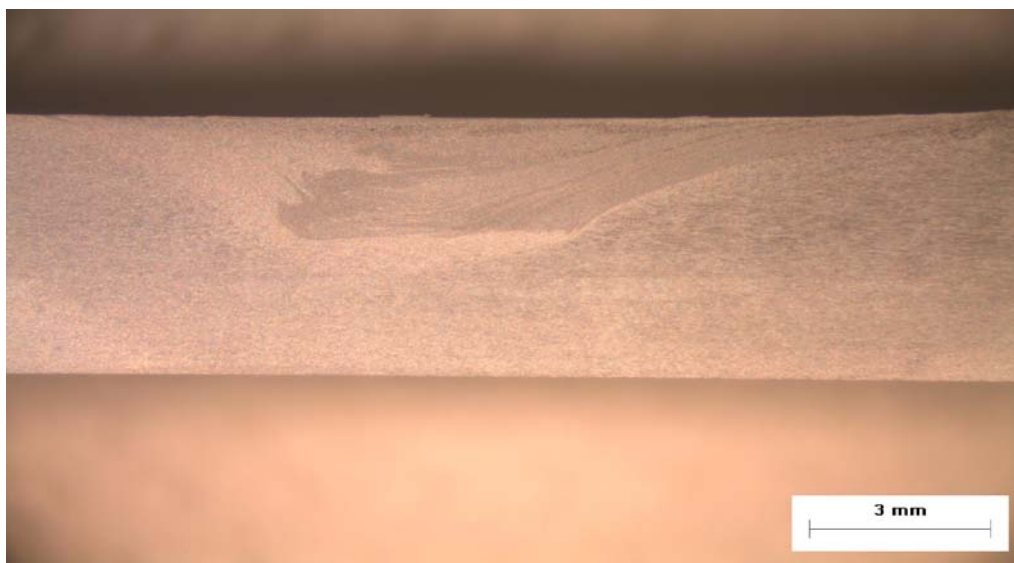
Επίδραση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης

Στην συνέχεια προκειμένου να αυξήσουμε τις μηχανικές αντοχές της σύνθετης ζώνης ανάδευσης θα μεταβάλλουμε δυο παράγοντες από τους οποίους αυτές εξαρτώνται. Τόσο στο 4^ο όσο και στο 5^ο κεφάλαιο αναφέραμε ότι οι μηχανισμοί ισχυροποίησης που λαμβάνουν χώρα κατά την εφαρμογή της FSP με σκοπό την δημιουργία επιφανειακά σύνθετων υλικών μεταλλικής μήτρας είναι η μείωση του μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού και η ισχυροποίηση μέσω διασποράς μη διαπερατών σωματιδίων, η οποία συνίσταται στην αύξηση της μέγιστης διατμητικής τάσης που απαιτείται για να διαφύγει η διαταραχή ανάμεσα από τα σωματίδια και να συνεχίσει να ολισθαίνει, καθώς και στην εργοσκλήρυνση λόγω του μηχανισμού Orowan. Στο 4^ο και 5^ο κεφάλαιο επίσης δείξαμε ότι όλοι οι προαναφερθέντες μηχανισμοί ισχυροποίησης εξαρτώνται στη συγκεκριμένη κατεργασία από το κλάσμα όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης και από το μέσο μέγεθος τους. Συγκεκριμένα δείξαμε ότι η ισχυροποίηση αυξάνεται με αύξηση του κλάσματος όγκου και τη μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης. Στο σημείο αυτό λοιπόν θα αυξήσουμε το κλάσμα όγκου των σωματιδίων στη ζώνη ανάδευσης προκειμένου να αυξήσουμε τις μηχανικές αντοχές του συνθέτου στρώματος. Επιβάλλουμε την αύξηση του κλάσματος όγκου μεταβάλλοντας τη γεωμετρία των αυλακίων. Επιλέξαμε δυο αυλάκια ορθογωνικής γεωμετρίας, αυτή τη φορά, διαφορετικών διαστάσεων. Στην προωθούμενη πλευρά χρησιμοποιήσαμε αυλάκι ίδιο με την προηγούμενη περίπτωση, δηλαδή διαστάσεων 1,5mm x 2mm. Στην υποχωρούσα πλευρά το αυλάκι είχε διαστάσεις 2mm x 1,5mm (Σχήμα 7.15). Το προκύπτων κλάσμα όγκου, υπολογισμένο με τον ίδιο τρόπο που παραθέσαμε παραπάνω, είναι 13,8% ($V_{f(2)}=13,8\%$). Όλες οι υπόλοιπες παράμετροι της FSP παραμένουν ίδιες με αυτές που χρησιμοποιήσαμε στην τελευταία περίπτωση.



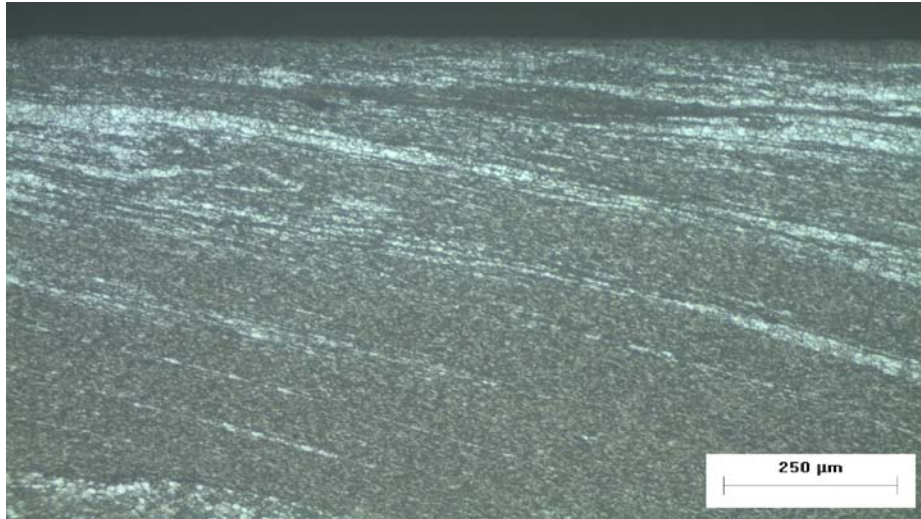
Σχήμα 7.15. Σχηματική απεικόνιση του τεμαχίου και των αυλακίων εισαγωγής του μέσου ενίσχυσης για $V_{f(2)}=13,8\%$.

Στο Σχήμα 7.16 παρουσιάζουμε την εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 2 μm μέσω της FSP. Τόσο από το προαναφερθέν, όσο και από το Σχήμα 7.13.α παρατηρούμε ότι η αρχική μας εκτίμηση για τη ροή επιβεβαιώνεται, αφού φαίνεται ξεκάθαρα (ειδικά στο Σχήμα 7.13.α λόγω μικρότερης ποσότητας σκόνης) η ύπαρξη ενός σύνθετου στρώματος 1mm από την επιφάνεια επαφής του περιαιχενίου με το τεμάχιο, το οποίο αντιστοιχεί σε αυτό που η κίνησή του υποκινείται από το περιαιχένιο, καθώς και ένα δεύτερο σύνθετο στρώμα 2mm κάτω ακριβώς από το προαναφερθέν, το οποίο αντιστοιχεί σε αυτό που η κίνησή του υποκινείται από τον πείρο.



Σχήμα 7.16. Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 2 μm μέσω της FSP.

Η διασπορά των σωματιδίων και η ομοιογένεια της σύνθετης ζώνης ανάδευσης κρίνεται απολύτως ικανοποιητική. Αυτό επιβεβαιώνεται περαιτέρω από τις εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του Σχήματος 7.17. Μέσω της παρατήρησης με το οπτικό μικροσκόπιο εξήχθη και το μέσο μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης, το οποίο βρέθηκε 1,97 μm . Πράγματι όπως αναμένονταν με αύξηση του κλάσματος όγκου των κεραμικών σωματιδίων από 11,5% σε 13,8% επετεύχθη περαιτέρω μείωση του μέσου μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης από 2,9 μm σε 1,97 μm .



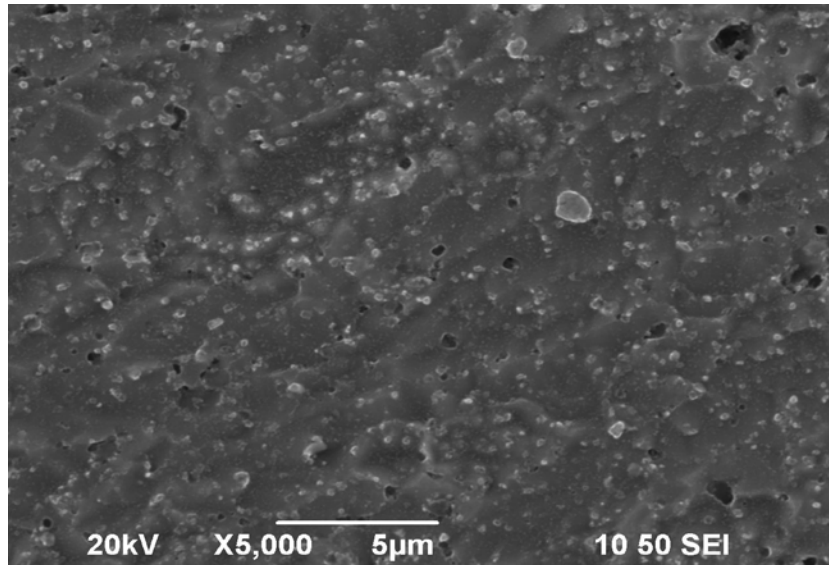
(α)



(β)

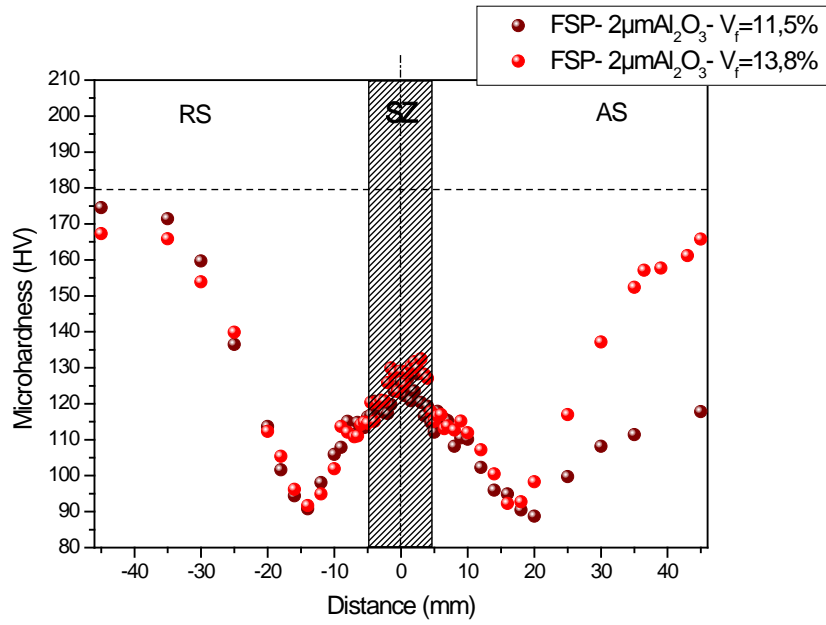
Σχήμα 7.17. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 2 μm μέσω της FSP (α) κοντά στην επιφάνεια επαφής του περιαιχηνίου με το τεμάχιο, και (β) στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης.

Στο Σχήμα 7.18 παρουσιάζουμε την εικόνα ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης του κέντρου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 2 μm μέσω της FSP. Η απεικόνιση αυτή της μικροδομής επιβεβαιώνει την επιτυχή και ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων Al_2O_3 (τα οποία απεικονίζονται ως λευκές φάσεις στο Σχήμα 7.18) στα όρια των κόκκων, καθώς και στο εσωτερικό τους.

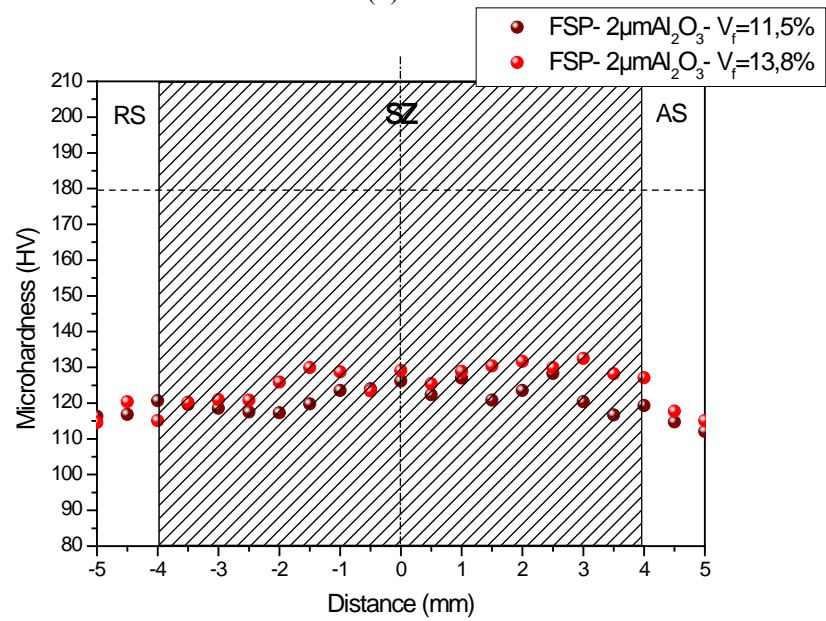


Σχήμα 7.18. Εικόνα ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 2µm μέσω της FSP.

Ακολούθως, στο Σχήμα 7.19 παραθέτουμε τις κατανομές της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν μέσω της FSP με προσθήκη κεραμικής σκόνης Al_2O_3 2µm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8%. Στο διάγραμμα αυτό παρατηρούμε την αναμενόμενη αύξηση της μικροσκληρότητας της σύνθετης ζώνης ανάδευσης ως αποτέλεσμα της αύξησης του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης που εισάγαμε.



(α)



(β)

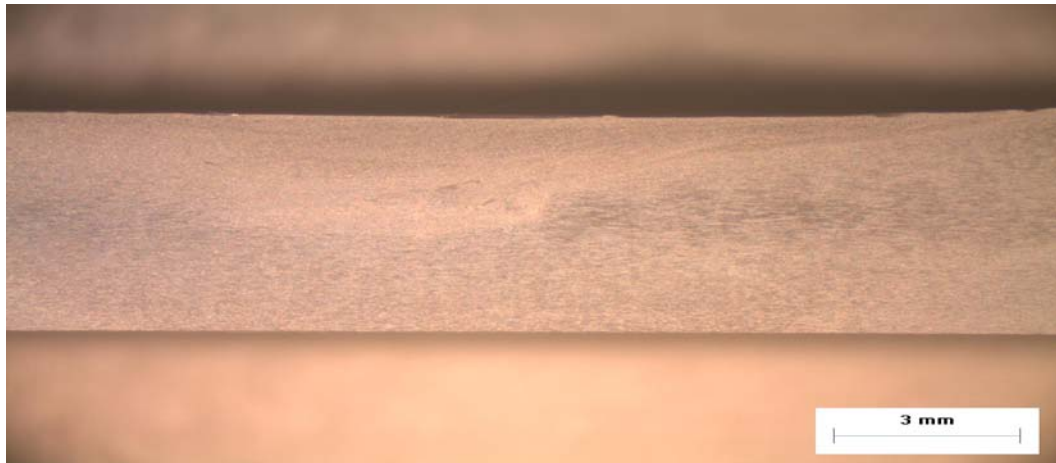
Σχήμα 7.19. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμών που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2 μm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8%, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Επίδραση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης

Στη συνέχεια κρατώντας σταθερές όλες τις συνθήκες και παραμέτρους της διαδικασίας της FSP που εφαρμόσαμε στις δύο τελευταίες περιπτώσεις παραγωγής επιφανειακών συνθέτων (για κλάσματα όγκου 11,5 και 13,8%), μεταβάλλαμε το μέγεθος των σωματιδίων ενίσχυσης από τα 2 μm στα 30nm. Σκοπός μας ήταν να εξετάσουμε και τη δεύτερη παράμετρο εξάρτησης των μηχανισμών ισχυροποίησης που λαμβάνουν χώρα στη συγκεκριμένη διαδικασία, πέραν του κλάσματος όγκου.

Στο Σχήμα 7.20 παρουσιάζονται οι εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου της το μής το υ δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 11,5% σκόνης Al_2O_3 30nm μέσω της FSP. Από την εικόνα του οπτικού στερεοσκοπίου δεν μπορούμε να εξάγουμε πολλά πράγματα για την περίπτωση των νανοσωματιδίων και της διασποράς τους εξαιτίας του πολύ μικρο ύ το υ μεγέθους συναρτήσεως των μεγεθυντικών δυνατοτήτων του στερεοσκοπίου. Το μόνο που μπορούμε να συμπεράνουμε είναι η απουσία ατελειών και μεγάλου μεγέθους συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης. Από τις εικόνες του οπτικού μικροσκοπίου επιβεβαιώνεται η καλή διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης, παρόλο που δεν είμαστε σε θέση να δούμε μεγέθη αντίστοιχα με αυτά του αρχικού μέσου μεγέθους των σωματιδίων αυτών (30nm). Ο λόγος είναι φυσικά το γεγονός ότι μπορούμε να διακρίνουμε το αποτέλεσμά τους στη μικροδομή του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης, όπως επίσης και η απουσία πολύ μεγάλων, ορατών σε εμάς στα επίπεδα μεγέθυνσης του οπτικού μικροσκοπίου και απαγορευτικών για τη διαδικασία, συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παραπάνω ισχυρισμοί επιβεβαιώθηκαν και από εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (Σχήμα 7.21)

Το μέσο μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετρήθηκε να είναι 1,84 μm για την περίπτωση του δοκιμίου με προσθήκη 11,5% σκόνης Al_2O_3 30nm. Η παρατηρούμενη μείωση του μεγέθους των κόκκων της σύνθετης ζώνης ανάδευσης ξεπερνά όχι μόνον την περίπτωση της προσθήκης του αντίστοιχου κλάσματος όγκου σκόνης Al_2O_3 2 μm στην οποία η μείωση του μεγέθους των κόκκων περιορίστηκε στα 2,9 μm , αλλά και αυτή του μεγαλύτερου κλάσματος όγκου ($V_{f(2)} = 13,8\%$) της σκόνης Al_2O_3 2 μm στην οποία το μέσο μέγεθος των κόκκων ήταν 1,97 μm . Το φαινόμενο αυτό έρχεται σε συμφωνία με τις εξισώσεις του 4^{ου} και 5^{ου} κεφαλαίου σχετικά με την εξάρτηση της αντοχής από το κλάσμα όγκου και το μέσο μέγεθος των σωματιδίων ενίσχυσης, οι οποίες καταγράφουν μεγαλύτερη επίδραση του τελευταίου στην αύξηση της αντοχής του συνθέτου.



(α)

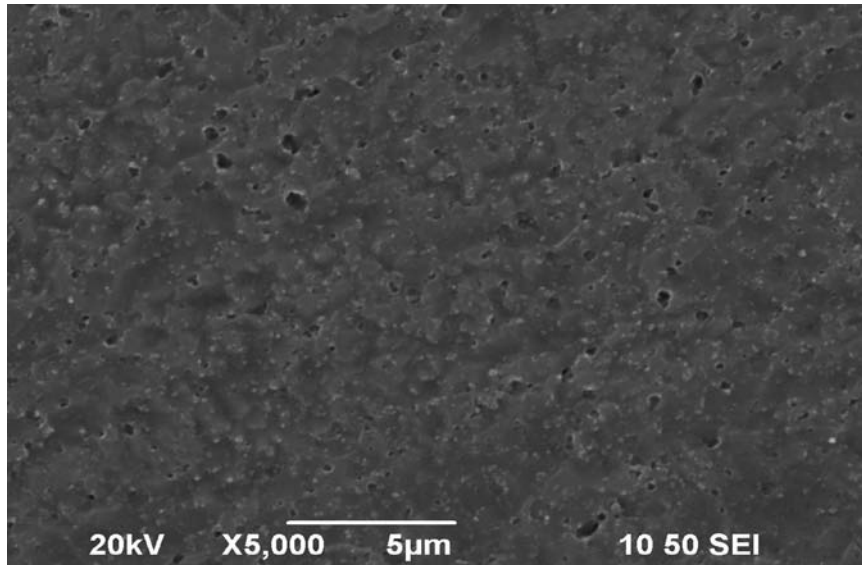


(β)



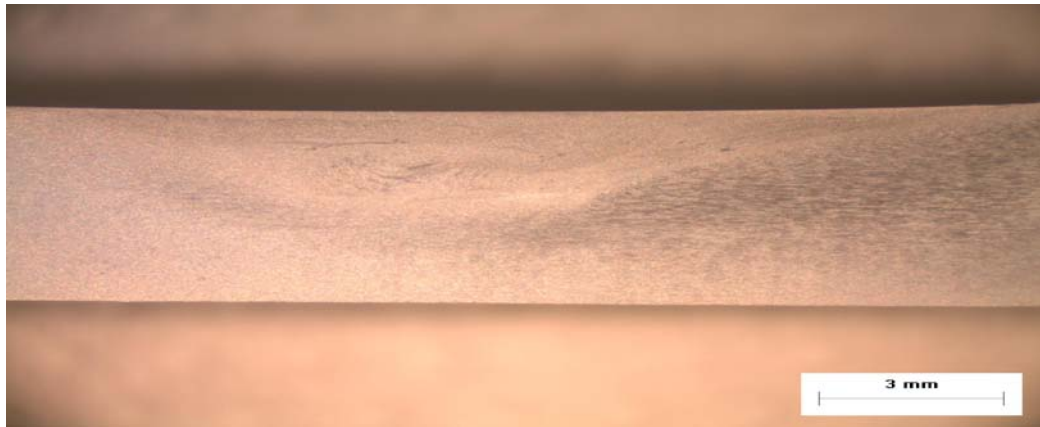
(γ)

Σχήμα 7.20. (α) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 11,5% σκόνης Al_2O_3 30nm μέσω της FSP. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του ίδιου δοκιμίου (β) κοντά στην επιφάνεια επαφής του περιανυχνίου με το τεμάχιο, και (γ) στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης.

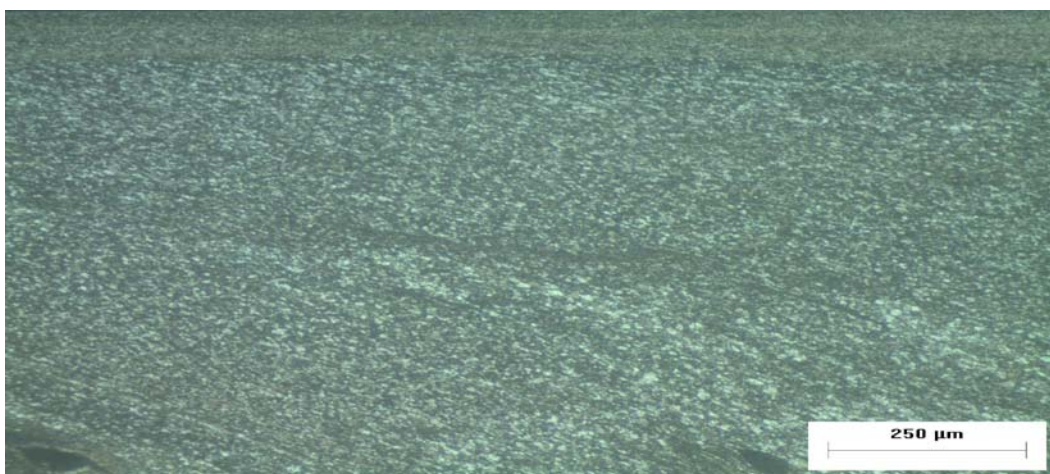


Σχήμα 7.21. Εικόνα ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 11,5% σκόνης Al_2O_3 30nm μέσω της FSP.

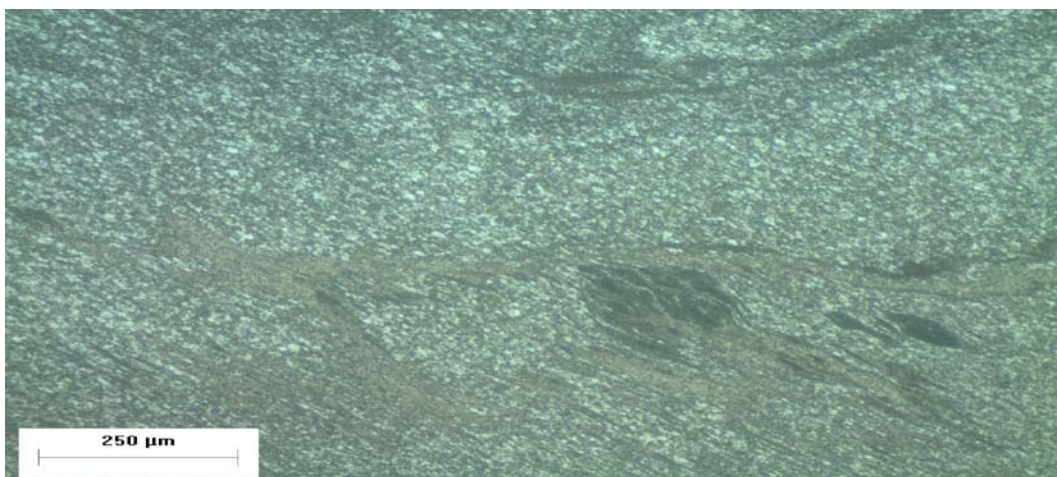
Στο Σχήμα 7.22 παρουσιάζονται οι εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου της το μής του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 30nm μέσω της FSP. Από την εικόνα του οπτικού στερεοσκοπίου δεν παρατηρείται παρουσία ατελειών και μεγάλου μεγέθους συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης. Στις εικόνες του οπτικού μικροσκοπίου παρατηρείται μεν καλή διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης στην περιοχή της ζώνης ανάδευσης, όχι όμως και παντελής απουσία συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης. Το μέγεθος των παρατηρούμενων συσσωματωμάτων, βέβαια, δεν είναι σε πλαίσια που να επιτάσσει κάποια επιπλέον ενέργεια επί του συγκεκριμένου δοκιμίου. Η εμφάνιση συσσωματωμένων σωματιδίων ενίσχυσης σε αυτή την περίπτωση οφείλεται στο συνδυασμό του κλάσματος όγκου (13,8%) με το μέγεθος των σωματιδίων (30nm). Στην αντίστοιχη περίπτωση κλάσματος όγκου με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2µm, το μέγεθος των σωματιδίων όντας πολύ μεγαλύτερο από αυτό των 30nm, αφήνει περισσότερα κενά στα αυλάκια εισαγωγής τους και κατά επέκταση συνολικά μικρότερη μάζα Al_2O_3 συμμετέχει σαν μέσο ενίσχυσης στην περίπτωση της σκόνης των 2µm σε σχέση με αυτή των 30nm. Κατά τη ροή του υλικού στη ζώνη ανάδευσης η κινητική ενέργεια που προφέρεται από το εργαλείο στην περίπτωση των 2µm είδαμε ότι είναι αρκετή προκειμένου να εξασφαλίσει παραγωγή μιας ομοιόμορφης μικροδομής. Στην περίπτωση των 30nm όμως η ίδια ποσότητα ενέργειας καλείται να διαχειριστεί μεγαλύτερη ποσότητα υλικού. Τα παρατηρούμενα, μικρού μεγέθους, συσσωματώματα που παρατηρούνται στη μικροδομή της σύνθετης ζώνης ανάδευσης της τελευταίας περίπτωσης ορίζουν ένα φυσικό άνω όριο κλάσματος όγκου για την περίπτωση σκόνης Al_2O_3 30nm, το οποίο μπορεί μόνο με μεταβολή των παραμέτρων της διαδικασίας της FSP (αριθμός περασμάτων ή/και ταχύτητα περιστροφής) να αυξηθεί.



(α)



(β)

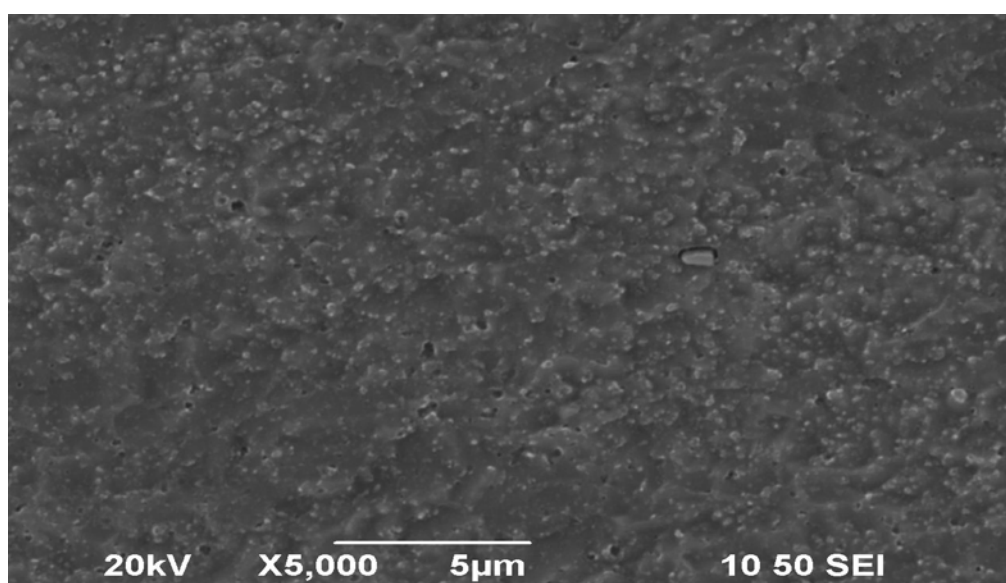


(γ)

Σχήμα 7.20. (α) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al_2O_3 30nm μέσω της FSP. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του ίδιου δοκιμίου (β) κοντά στην επιφάνεια επαφής του περιαιυχενίου με το τεμάχιο, και (γ) στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης.

Το μέσο μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετρήθηκε να είναι 1,25μm για την περίπτωση του δοκιμίου με προσθήκη 13,8% σκόνης Al₂O₃ 30nm. Η παρατηρούμενη μείωση του μεγέθους των κόκκων της σύνθετης ζώνης ανάδευσης ξεπερνά όλες τις περιπτώσεις που έχουμε εξετάσει μέχρι τώρα.

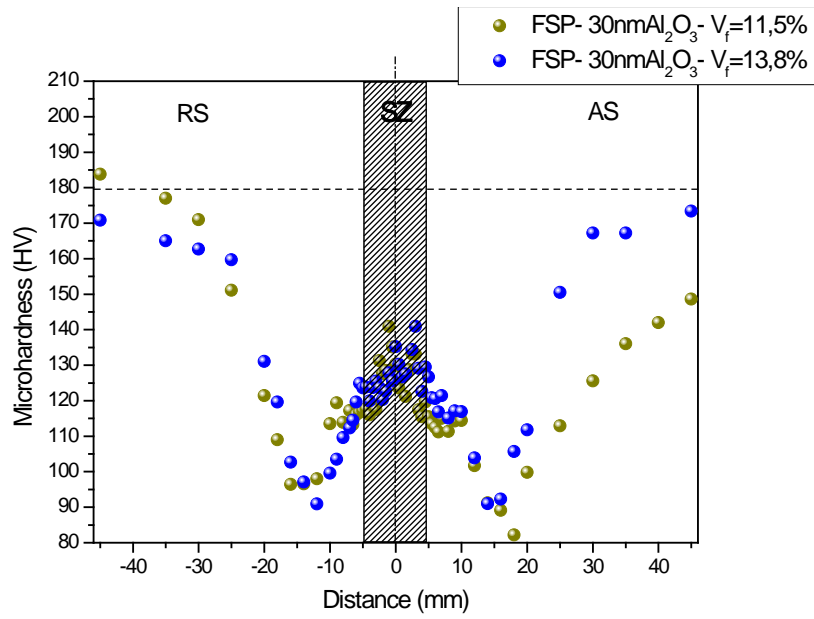
Στο Σχήμα 7.23 παρουσιάζουμε την εικόνα ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης του κέντρου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al₂O₃ 30nm μέσω της FSP. Η απεικόνιση αυτή της μικροδομής παρουσιάζει ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων Al₂O₃ (τα οποία απεικονίζονται ως λευκές φάσεις στο Σχήμα 7.23) στα όρια των κόκκων, καθώς και στο εσωτερικό τους.



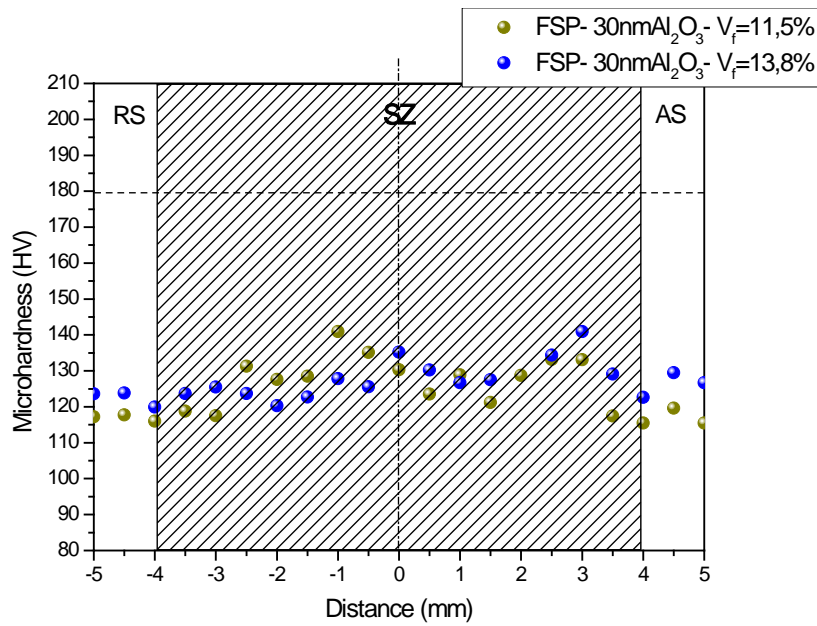
Σχήμα 7.23. Εικόνα ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που παρήχθη με προσθήκη 13,8% σκόνης Al₂O₃ 30nm μέσω της FSP.

Ακολούθως, στο Σχήμα 7.24 παραθέτουμε τις κατανομές της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν μέσω της FSP με προσθήκη κεραμικής σκόνης Al₂O₃ 30nm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8%. Στο διάγραμμα αυτό παρατηρούμε την αναμενόμενη αύξηση της μικροσκληρότητας της σύνθετης ζώνης ανάδευσης ως αποτέλεσμα της αύξησης του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης που εισάγαμε, με μία διαφοροποίηση σε ένα τμήμα της υποχωρούσας πλευράς των δύο δοκιμίων. Στο τμήμα αυτό οι τιμές μικροσκληρότητας του δοκιμίου με το μικρότερο κλάσμα όγκου είναι υψηλότερες από τις αντίστοιχες του δοκιμίου με το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου. Το φαινόμενο αυτό παρατηρείται εξαιτίας της, περιορισμένης σε συγκεκριμένες περιοχές, συσσωμάτωσης των σωματιδίων ενίσχυσης που λαμβάνει χώρα στο δοκίμιο με το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου, η οποία συνεπάγεται επίσης και την ανομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης στις περιοχές αυτές.

Μάλιστα η εμφάνιση των συσσωματωμάτων στην υποχωρούσα πλευρά είναι αναμενόμενη, εξαιτίας του γεγονότος ότι η αύξηση του κλάσματος όγκου έγινε με αύξηση του μεγέθου φ του αυλακίου στην πλευρά αυτή, για την περίπτωση της επιφανειακής ροής υλικού που επηρεάζεται από τη δράση του περιαιχενίου. Έτσι λοιπόν το μέγεθος των συσσωματωμένων σωματιδίων ενίσχυσης επιδρά αρνητικά στους μηχανισμούς ισχυροποίησης της μικροδομής των περιοχών αυτών, για τους λόγους που έχουμε προαναφέρει, δίνοντας μικρότερες τοπικές τιμές μικροσκληρότητας από τις αντίστοιχες για μικρότερο κλάσμα όγκου. Βέβαια η περιορισμένη περιοχή εμφάνισης του φαινομένου αυτού δεν είναι ικανή να επηρεάσει το γενικό συμπέρασμα κατά το οποίο η μέση μικροσκληρότητα της σύνθετης ζώνης ανάδευσης παρουσιάζει αύξηση με την αύξηση του κλάσματος όγκου από 11,5% σε 13,8% για την περίπτωση προσθήκης κεραμικής σκόνης Al_2O_3 30nm.



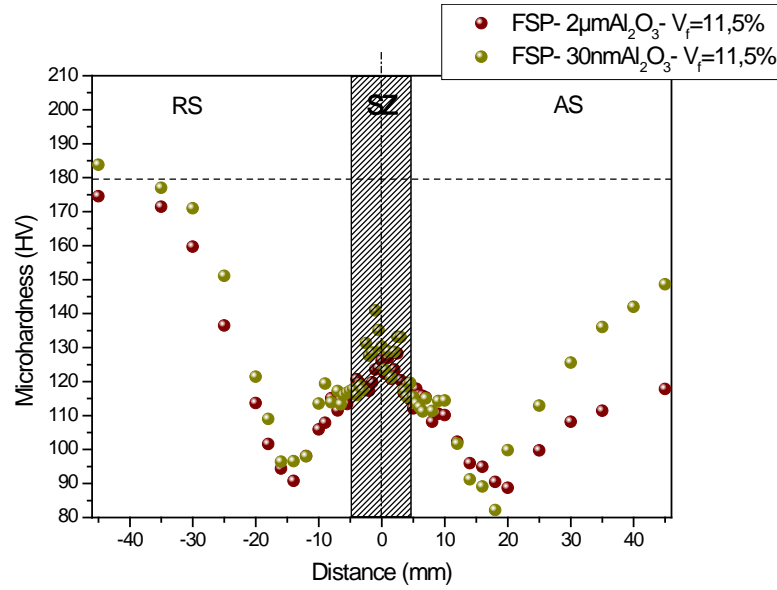
(α)



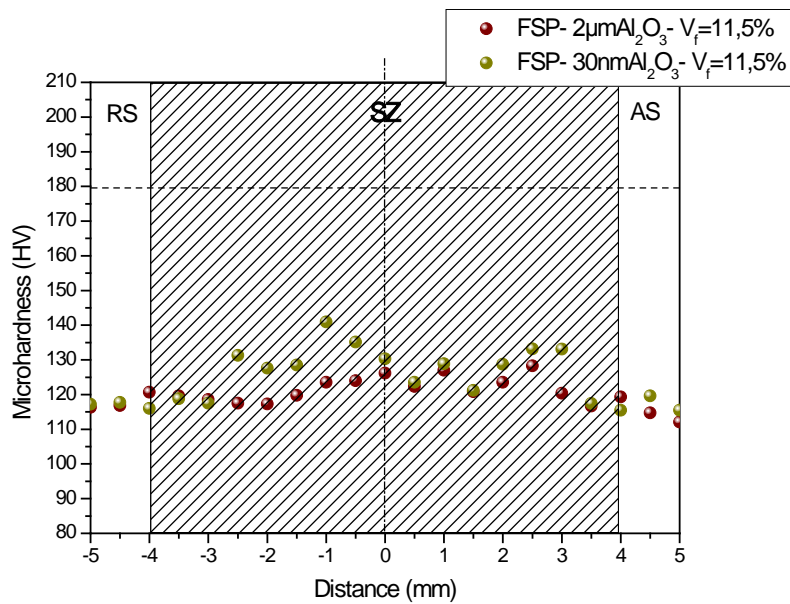
(β)

Σχήμα 7.24. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη σκόνης Al₂O₃ 30nm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8%, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Στη συνέχεια παρατίθενται συγκριτικά διαγράμματα κατανομής μικροσκληροτήτων με μεταβολή του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης της Al_2O_3 (για 2 μ m και 30nm) για τις περιπτώσεις κλασμάτων όγκου 11,5% (Σχήμα 7.25) και 13,8% (Σχήμα 7.26). Είναι εμφανές ότι μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης επιφέρει και αύξηση της μικροσκληρότητας της σύνθετης ζώνης ανάδευσης. Επιπλέον, εντονότερη επίδραση της μείωσης του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης παρατηρείται για την περίπτωση μικρότερου κλάσματος όγκου.

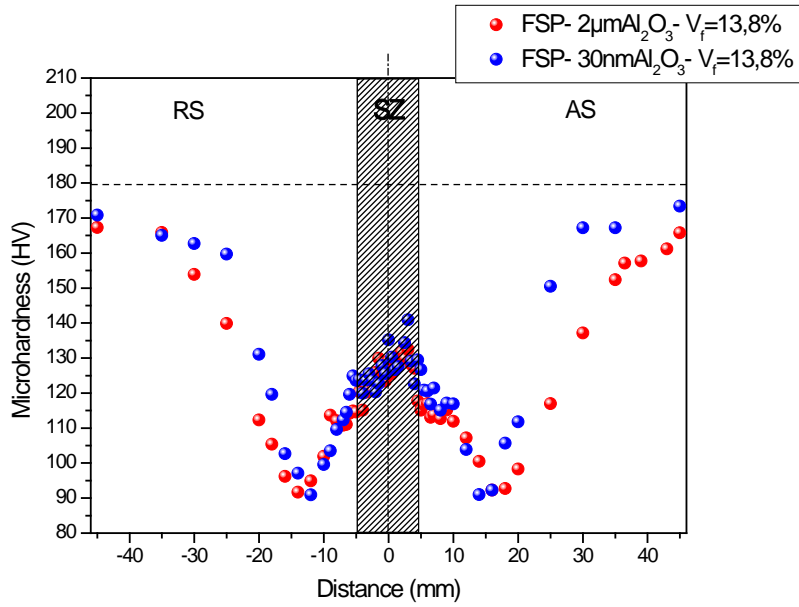


(α)

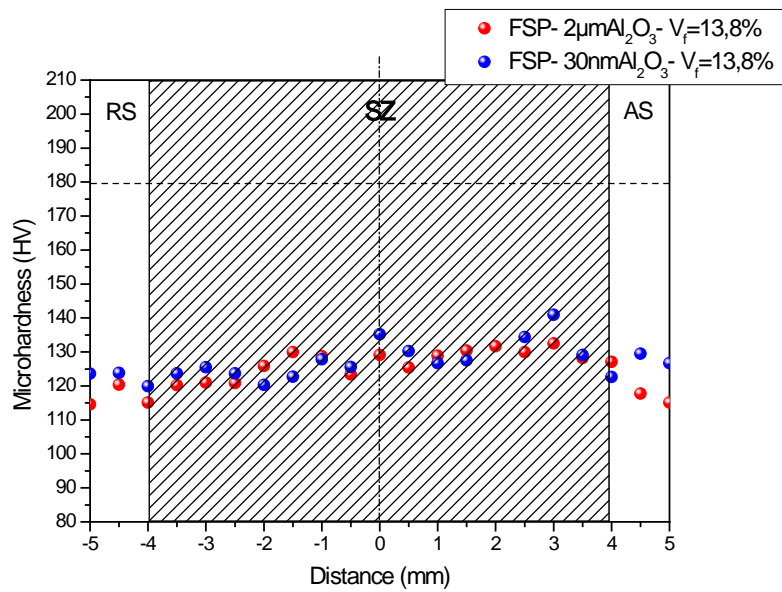


(β)

Σχήμα 7.25. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παράχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη κλάσματος όγκου 11,5% σκόνης Al₂O₃ 2 μm και 30nm, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.



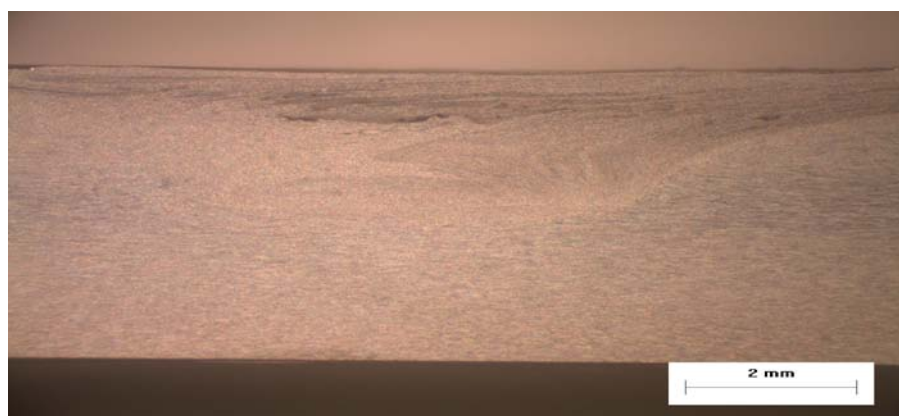
(α)



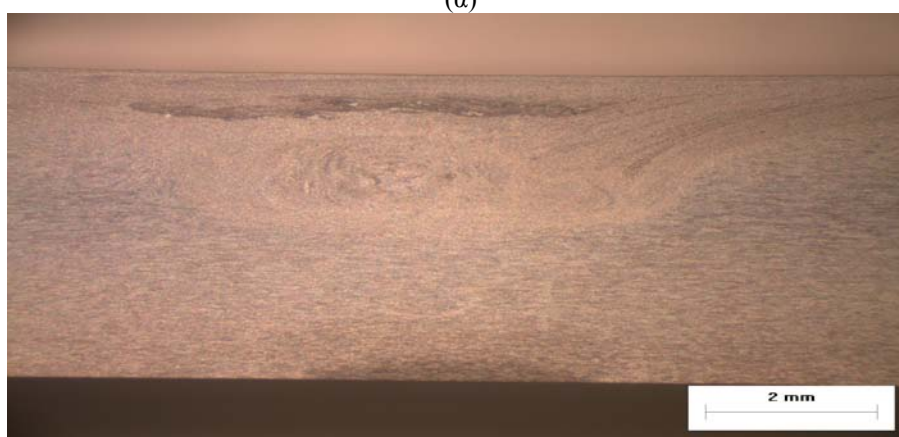
(β)

Σχήμα 7.26. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη κλάσματος όγκου 13,8% σκόνης Al_2O_3 2μm και 30nm, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Παραπάνω αναφερθήκαμε στην ύπαρξη ενός φυσικού άνω ορίου κλάσματος όγκου για την περίπτωση προσθήκης σκόνης Al_2O_3 30nm, το οποίο εξαρτάται από την εμφάνιση συσσωματωμάτων στη μικροδομή, τα οποία δεν επιτρέπουν την πλήρη εκμετάλλευση των ιδιοτήτων που μπορούν να επιβάλλουν τα σωματίδια ενίσχυσης στο σύνθετο με βάση το αρχικό τους μέγεθος για τη συγκεκριμένη ποσότητα προσθήκης. Το ίδιο φυσικό άνω όριο παρατηρείται και για την περίπτωση προσθήκης σκόνης Al_2O_3 2μm, αφού για περαιτέρω αύξηση του κλάσματος όγκου από 13,8% σε 15,9% (αυλάκια ορθογωνικής γεωμετρίας 1,75mm x 2mm στην προωθούμενη και 2,25mm x 1,5mm στην υποχωρούσα πλευρά, με μεταξύ τους απόσταση 1,5mm), συσσωματώματα παρατηρούνται στη μικροδομή της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετά από ένα και δύο περάσματα FSP (Σχήμα 7.27). Αύξηση του αριθμού των περασμάτων άνω των δύο δεν διερευνήθηκε στα πλαίσια των εργασιών μας, θεωρώντας ότι η μείωση που επέρχεται στην αποδοτικότητα της κατεργασίας με την αύξηση αυτή, επιβάλλει πρωτίστως την εξαγωγή βέλτιστων αποτελεσμάτων για τον συγκεκριμένο αριθμό περασμάτων.



(α)

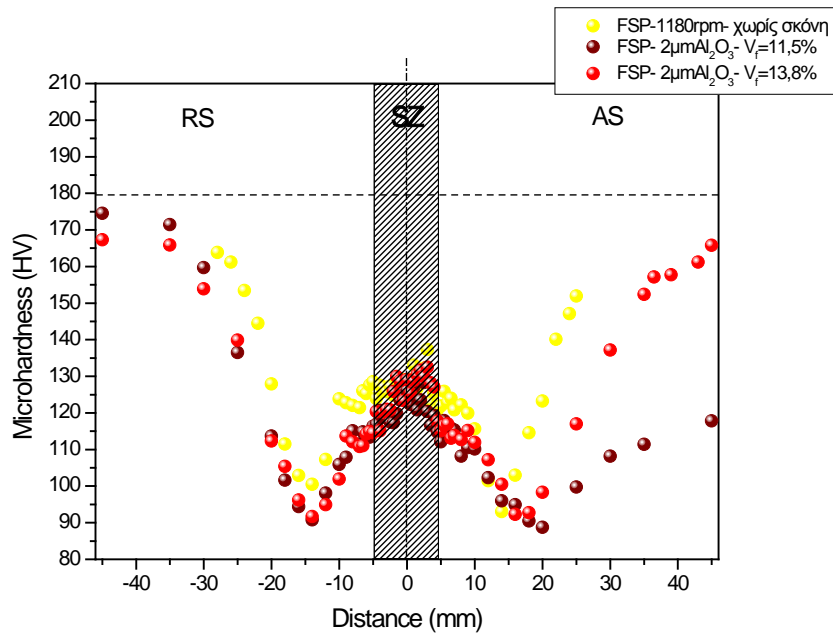


(β)

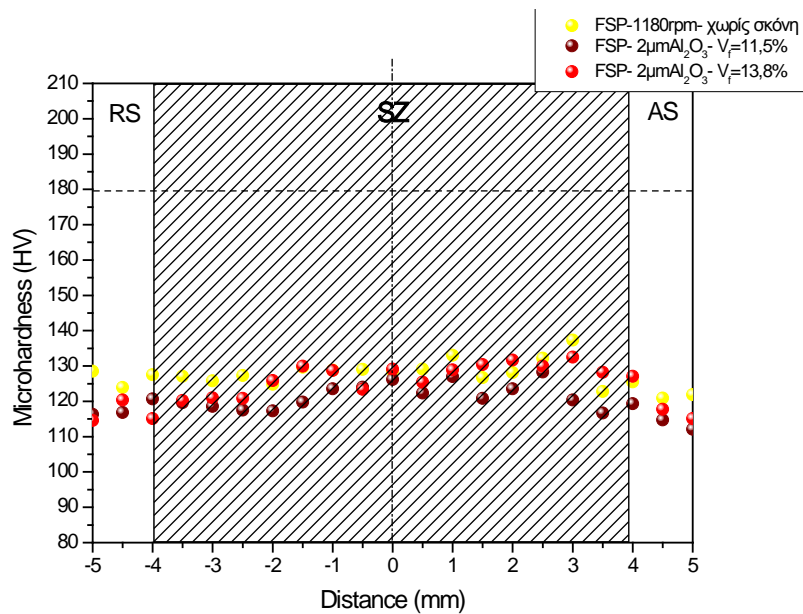
Σχήμα 7.27. Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των τομών των δοκιμίων που παρήχθησαν με προσθήκη 15,9% σκόνης Al_2O_3 2μm μέσω: (α) ενός περάσματος FSP, και (β) δύο περασμάτων FSP.

Το κάτω όριο του κλάσματος όγκου της φάσης ενίσχυσης τώρα, είναι ένα λογικό όριο το οποίο προκύπτει από την επίδραση της παραμέτρου αυτής στην ενίσχυση της μικροδομής της σύνθετης ζώνης ανάδευσης. Η επίδραση αυτή του κλάσματος όγκου θα πρέπει να μελετηθεί συγκριτικά με το βέλτιστο αποτέλεσμα που μπορεί να προκύψει από μια διαδικασία FSP χωρίς την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης. Έτσι λοιπόν συγκρίνοντας το βέλτιστο δοκίμιο FSP που παρήχθη χωρίς την προσθήκη σκόνης με τα βέλτιστα δοκίμια FSP με προσθήκη σωματιδίων Al_2O_3 2 μm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8% (Σχήμα 7.28) παρατηρούμε ότι το κάτω όριο του κλάσματος όγκου της φάσης ενίσχυσης για την Al_2O_3 2 μm συμπίπτει με το άνω όριο και είναι το 13,8%. Ο λόγος είναι ότι για το μικρότερο κλάσμα όγκου η ενίσχυση που υφίσταται η σύνθετη ζώνη ανάδευσης υπολείπεται αυτής που προέκυψε από την βέλτιστη FSP χωρίς την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης. Το τελευταίο φαινόμενο παρατηρείται παρόλο το μικρότερο μέγεθος των κόκκων της συγκεκριμένης σύνθετης ζώνης ανάδευσης σε σχέση με τη ζώνη ανάδευσης του δοκιμίου που προέκυψε από τη βέλτιστη FSP χωρίς την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης. Το γεγονός αυτό αποτελεί άλλη μία απόδειξη της επίδρασης της θερμότητας στις μηχανικές αντοχές του κράματος AA7075-T651. Στο υλικό της ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου που υπεβλήθη σε ένα πέρασμα FSP με ταχύτητα περιστροφής 1180rpm χωρίς την προσθήκη κεραμικής σκόνης, προσδόθηκε μικρότερη ποσότητα θερμότητας από ότι στο αντίστοιχο που υπεβλήθη σε δύο περάσματα FSP με ταχύτητα περιστροφής 1500rpm με την προσθήκη κεραμικής σκόνης. Η επιπρόσθετη ποσότητα θερμότητας που δέχεται το μητρικό υλικό της σύνθετης ζώνης ανάδευσης οδηγεί σε υποβάθμιση της σκληρότητας της ζώνης αυτής σε σχέση με την αντίστοιχη της ζώνης ανάδευσης χωρίς την προσθήκη κεραμικής σκόνης, παρόλη την μείωση του μεγέθους των κόκκων (λόγω pinning effect) και της ύπαρξης της ενισχυτικής φάσης στην πρώτη. Η τελευταία διαπίστωση μας οδηγεί στο συμπέρασμα του να θεωρήσουμε κυρίαρχη την επίδραση της θερμότητας στη σκληρότητα του κράματος AA7075-T651 σε σχέση με τους δύο μηχανισμούς ενίσχυσης που επιβάλλαμε (αύξηση των περατωτικών ορίων και διασπορά σωματιδίων ενίσχυσης).

Πραγματοποιώντας την ίδια μελέτη για την περίπτωση των βέλτιστων δοκιμίων FSP με προσθήκη σωματιδίων Al_2O_3 30nm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8% (Σχήμα 7.29) καταλήξαμε στο συμπέρασμα ότι το κάτω όριο του κλάσματος όγκου της φάσης ενίσχυσης για την Al_2O_3 30nm είναι το 11,5%. Η διαφοροποίηση στο κάτω όριο του κλάσματος όγκου για την περίπτωση της ενίσχυσης με Al_2O_3 30nm σε σχέση με την αντίστοιχη περίπτωση ενίσχυσης με Al_2O_3 2 μm έγκειται στην επίδραση του μεγέθους των κεραμικών σωματιδίων στο μηχανισμό ενίσχυσης. Επίσης, από τη σύγκριση των κατανομών της μικροσκληρότητας του Σχήματος 7.30 παρατηρούμε ότι η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης επιδρά ισχυρότερα στην αύξηση της μικροσκληρότητας της σύνθετης ζώνης ανάδευσης από ότι η αύξηση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης, γεγονός το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις εξισώσεις των μηχανισμών ισχυροποίησης του κεφαλαίου 4.

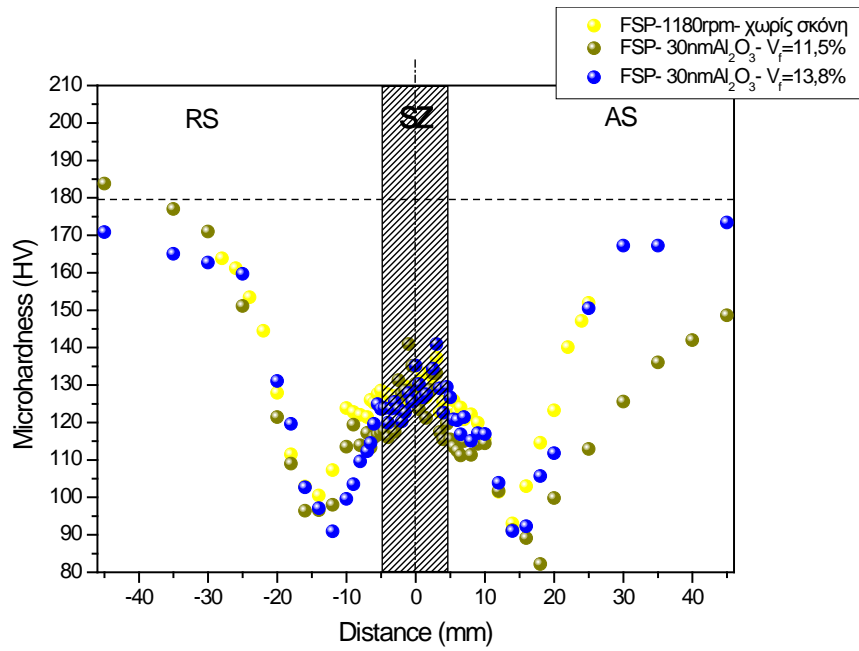


(α)

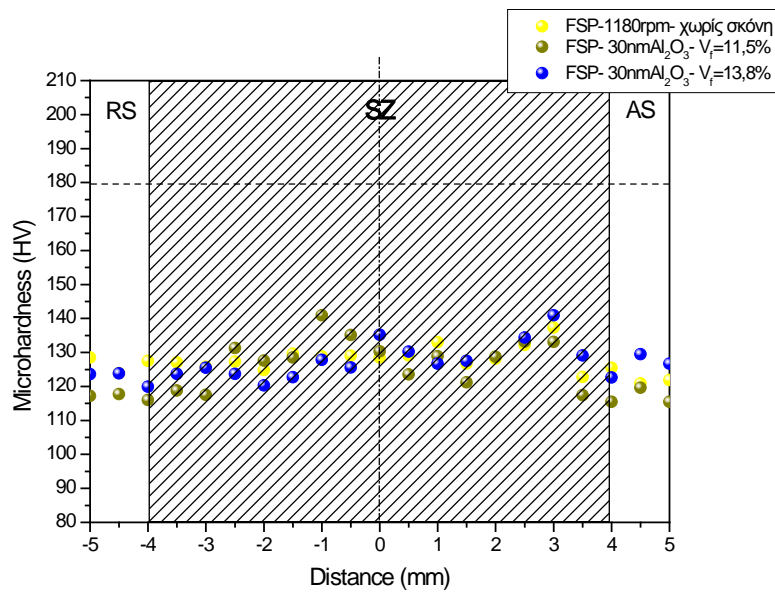


(β)

Σχήμα 7.28. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας του βέλτιστου δοκιμίου που παρήχθη μέσω FSP χωρίς προσθήκη σκόνης και των δοκιμίων που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2μm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8%, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

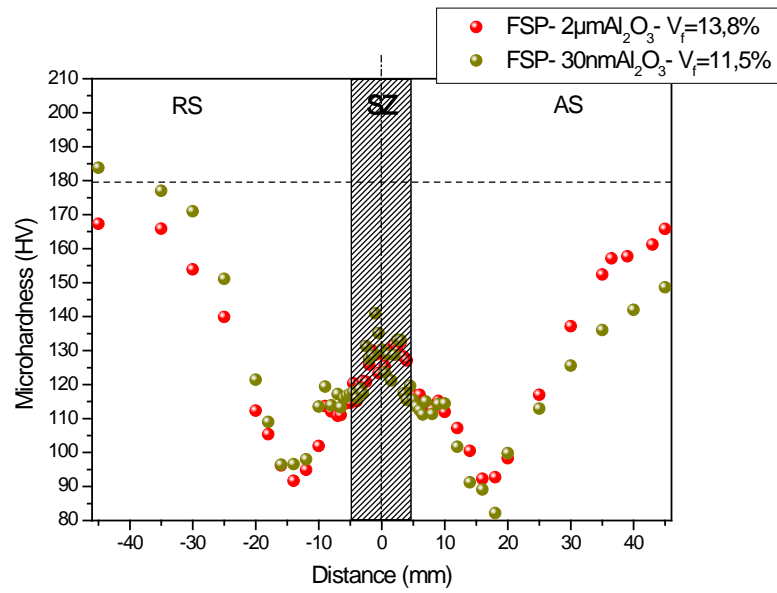


(α)

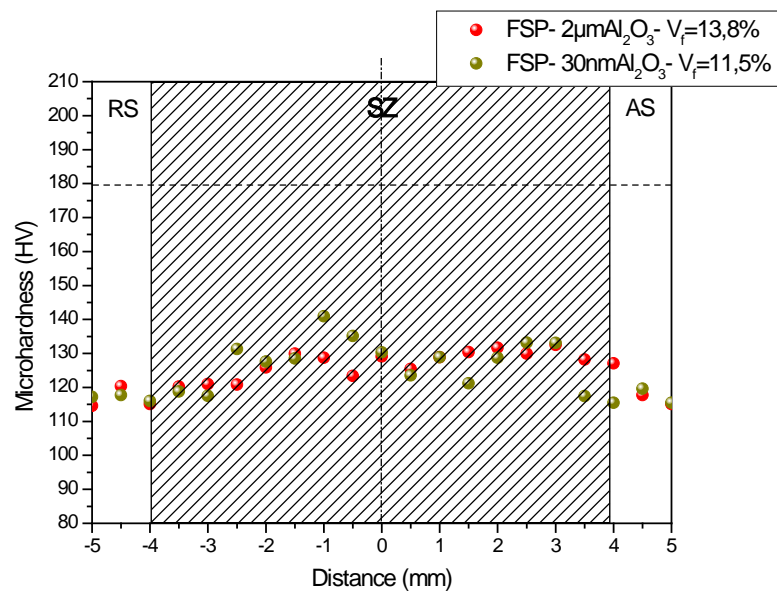


(β)

Σχήμα 7.29. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας του βέλτιστου δοκιμίου που παρήχθη μέσω FSP χωρίς προσθήκη σκόνης και των δοκιμίων που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη σκόνης Al₂O₃ 30nm με κλάσματα όγκου 11,5% και 13,8%, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.



(α)



(β)

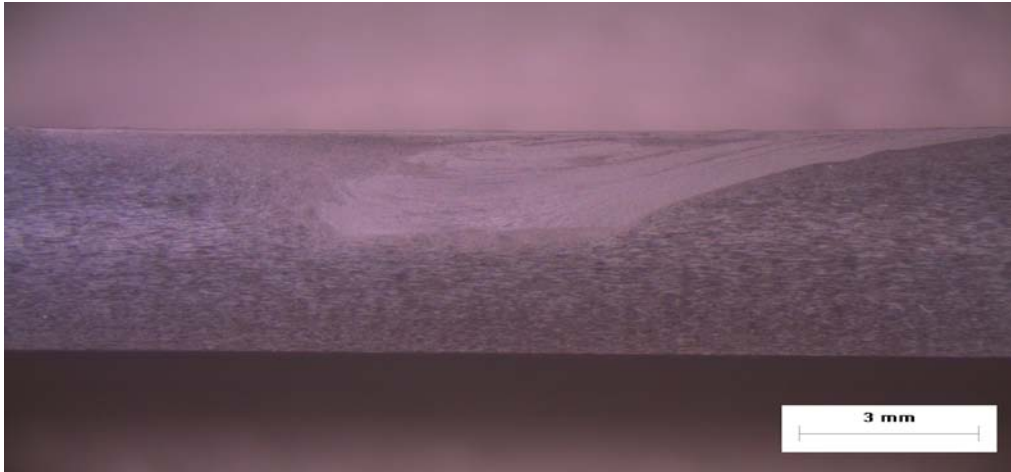
Σχήμα 7.30. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2 μm και 30nm με κλάσματα όγκου 13,8% και 11,5% αντίστοιχα, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Επίδραση της θερμικής μετα-κατεργασίας

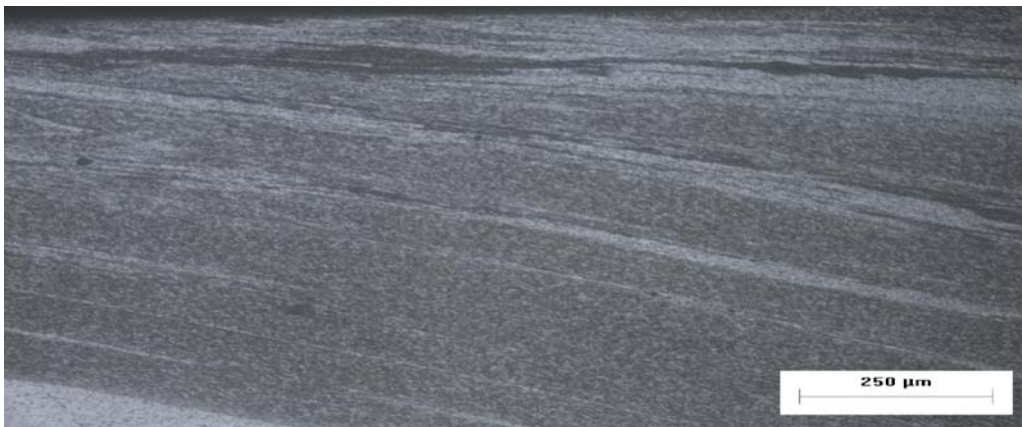
Από όλη την παραπάνω διερεύνηση καταλήξαμε στο συμπέρασμα ότι τα βέλτιστα δοκίμια FSP με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 και για τις δύο περιπτώσεις μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης είναι αυτά τα οποία αντιστοιχούν σε ενίσχυση με κλάσμα όγκου 13,8%. Μάλιστα μεταξύ των δύο αυτών δοκιμίων υψηλότερη ενίσχυση έχει επέλθει σε αυτό με την προσθήκη σκόνης Al_2O_3 30nm. Όμως όπως παρατηρήσαμε στο Σχήμα 7.26 σε κανένα από τα δύο αυτά δοκίμια, η ενίσχυση που πραγματοποιήσαμε με την προσθήκη κεραμικής σκόνης στην κατεργασία FSP δεν κατάφερε να ξεπεράσει την αρχική αντοχή του μετάλλου βάσης. Η ενίσχυση επήλθε σε σχέση με τη βέλτιστη μικροδομή της ζώνης ανάδευσης για FSP χωρίς προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης. Τα αποτελέσματα αυτά κατέστησαν απαραίτητη την εφαρμογή θερμικής κατεργασίας T6 (ομογενοποίηση για 2h στους 480°C, βαφή σε νερό, γήρανση για 1d στους 120°C και ψύξη στον αέρα) στα δύο προαναφερθέντα, βέλτιστα, δοκίμια. Η θερμική αυτή μετα-κατεργασία (Postprocess heat treatment, PPHT) σκοπό είχε να επαναφέρει τη σκληρότητα του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης των δοκιμίων στα επίπεδα του μετάλλου βάσης, ώστε οι μηχανισμοί ενίσχυσης που έχουμε επιβάλλει με την εκλέπτυνση των κόκκων και τη διασπορά σωματιδίων ενίσχυσης να ενεργήσουν συνδυαστικά και να καταλήξουμε σε ένα ισχυροποιημένο επιφανειακό σύνθετο στρώμα.

α) Επίδραση της PPHT για το βέλτιστο FSP σύνθετο με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2μm

Στο Σχήμα 7.31 παρατίθενται οι εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου (Σχήμα 7.31.α) και οπτικού μικροσκοπίου (Σχήματα 7.31.β και 7.31.γ) του βέλτιστου δοκιμίου FSP με σκόνη Al_2O_3 2μm μετά από PPHT. Συγκρίνοντας την προαναφερθείσα εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου με την αντίστοιχη του δοκιμίου αυτού πριν την PPHT (Σχήμα 7.16) δεν προκύπτει το συμπέρασμα ότι επήλθε κάποια μεταβολή στη μικροδομή της σύνθετης ζώνης ανάδευσης. Σαφέστερη εικόνα της μικροδομής της προαναφερθείσας ζώνης λαμβάνουμε από τις εικόνες οπτικού μικροσκοπίου των Σχημάτων 7.31.β και 7.31.γ. Από την άμεση σύγκρισή τους με τις αντίστοιχες εικόνες του δοκιμίου πριν τη PPHT (Σχήμα 7.17), επίσης δεν μπορούμε να διακρίνουμε κάποια σημαντική μεταβολή. Κατά τη μέτρηση, όμως, του μέσου μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετά τη PPHT, προκύπτει αύξηση του από τα 1,97μm στα 2,83μm. Η αύξηση του μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετά τη PPHT ήταν αναμενόμενη, εξαιτίας της θερμικής κατεργασίας, όπως επίσης και το γεγονός ότι η αύξηση αυτή δεν έλαβε μεγαλύτερες προεκτάσεις εξαιτίας της ύπαρξης των σωματιδίων ενίσχυσης και της παρεμπόδισης της περαιτέρω ανάπτυξης των κόκκων που αυτά επιφέρουν (pinning effect).



(α)



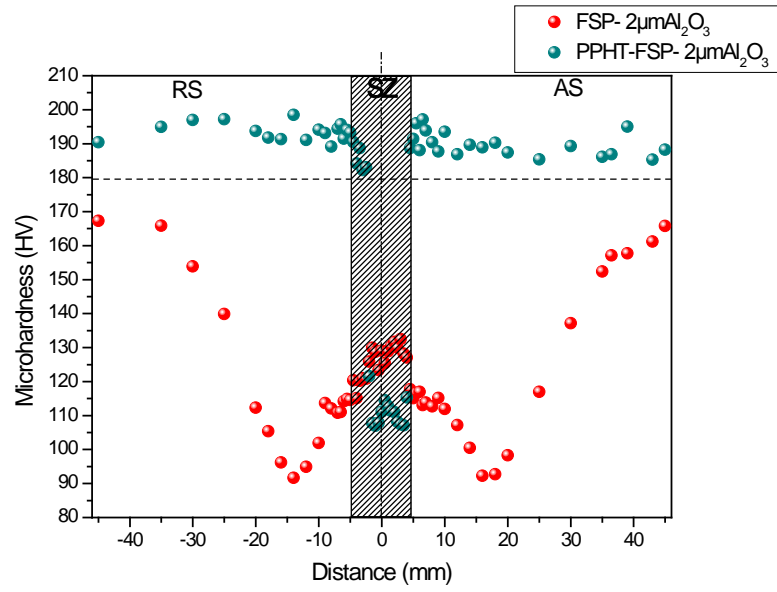
(β)



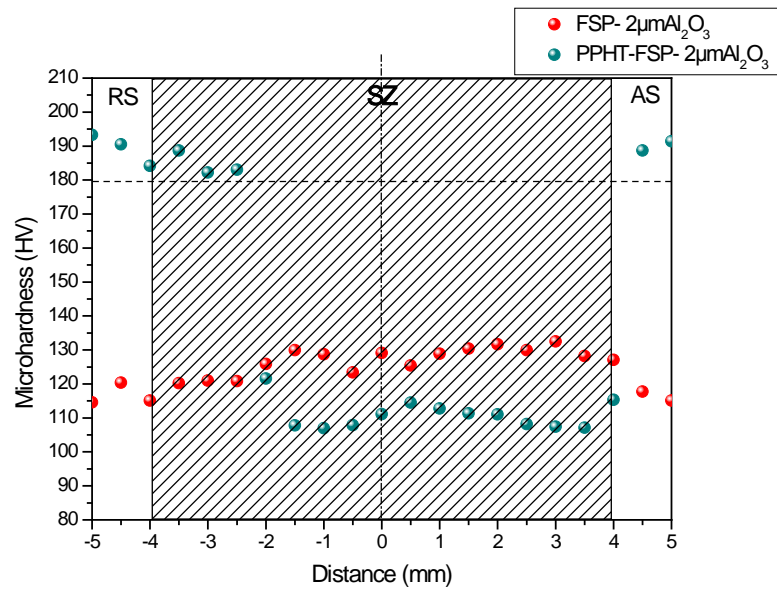
(γ)

Σχήμα 7.31. (α) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του βέλτιστου δοκιμίου με σκόνη Al_2O_3 $2\mu\text{m}$ μετά από ΡΡΗΤ. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του ίδιου δοκιμίου (β) κοντά στην επιφάνεια επαφής του περιαιχενίου με το τεμάχιο, και (γ) στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης.

Στο Σχήμα 7.32 απεικονίζεται η κατανομή της μικροσκληρότητας των βέλτιστων δοκιμίων FSP με σκόνη Al_2O_3 2 μm πριν και μετά την PPHT. Η αύξηση της σκληρότητας του δοκιμίου μετά την PPHT, εκατέρωθεν της ζώνης ανάδευσης και συγκεκριμένα στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του δοκιμίου είναι αναμενόμενη. Η θερμοκρασία που αναπτύσσεται στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη είναι τέτοια που οδηγεί το κράμα AA7075-T651 σε υπεργήρανση, με αποτέλεσμα τα κατακρημνίσματα που διατηρούσαν πλεγματική συνέχεια με τη μήτρα του αλουμινίου ($MgZn_2$) και ήταν υπεύθυνα για την υψηλή σκληρότητα του συγκεκριμένου κράματος, να μεγεθύνονται και να χάνουν τη συνέχεια τους με το πλέγμα. Το αποτέλεσμα της προαναφερθείσας διαδικασίας είναι οι πολύ χαμηλές τιμές σκληρότητας της ΘΕΖ πριν την PPHT. Μετά την τελευταία όμως, η δομή του AA7075-T651 αποκαθίσταται και οι υψηλές τιμές σκληρότητας του μετάλλου βάσης επανεμφανίζονται. Ωστόσο κάτι τέτοιο δεν λαμβάνει χώρα στη ζώνη ανάδευσης. Η διαφοροποίηση της ΘΕΖ με τη ζώνη ανάδευσης στην FSP, όπως αναφέρεται και στο 1^ο κεφάλαιο, είναι η παραμόρφωση που υφίσταται η μικροδομή της τελευταίας, η οποία σε συνδυασμό με τη θερμότητα που αναπτύσσεται έχει σαν αποτέλεσμα τη δυναμική ανακρυστάλλωση και τη δημιουργία ισοαξονικών κόκκων σε αυτή. Η δομή αυτή της ζώνης ανάδευσης, όπως παρατηρούμε και στο Σχήμα 7.32, μετά την υποβολή της στη θερμική κατεργασία T6 (PPHT), όχι μόνο δεν εμφανίζει αύξηση της μικροσκληρότητας αλλά αντίθετα παρουσιάζει τιμές μικρότερες από αυτές που είχε πριν υποβληθεί σε αυτήν, ιδιαίτερα μάλιστα στην προωθούμενη πλευρά. Το αποτέλεσμα αυτό δίνει μια νέα οπτική σχετικά με τη συμπεριφορά των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων της ζώνης ανάδευσης των κραμάτων αλουμινίου που υφίστανται ισχυροποίηση με θερμική κατεργασία. Η συμπεριφορά αυτή της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου FSP με σκόνη Al_2O_3 2 μm μετά την PPHT μπορεί να ερμηνευθεί μόνο θεωρώντας την απουσία κατακρήμνισης λόγω γήρανσης σε συνδυασμό με την αύξηση του μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού που παρατηρήσαμε παραπάνω. Το πρώτο φαινόμενο είναι υπεύθυνο για την αδυναμία της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του συγκεκριμένου δοκιμίου να εμφανίσει τιμές μικροσκληρότητας μεγαλύτερες του μετάλλου βάσης, ενώ το δεύτερο φαινόμενο είναι υπεύθυνο για τη μείωση των τιμών της μικροσκληρότητας μετά την PPHT σε σχέση με τις αντίστοιχες πριν από αυτή.



(α)

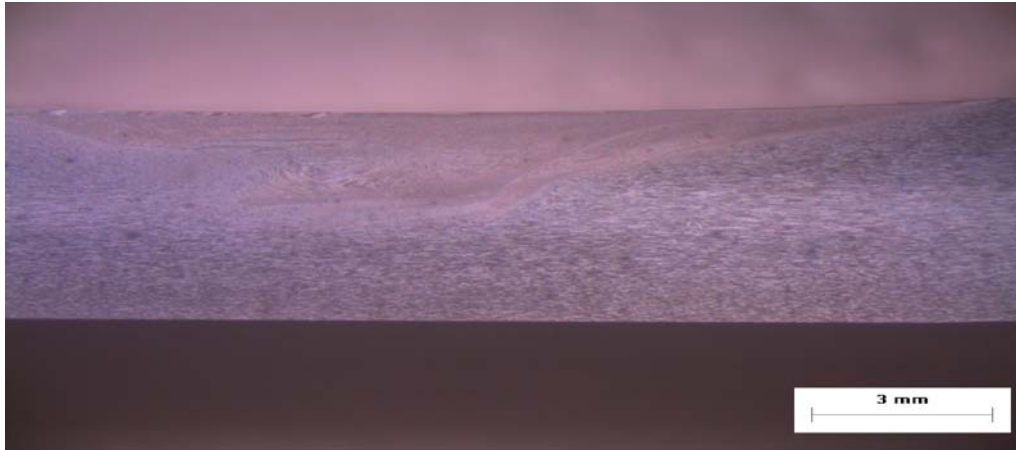


(β)

Σχήμα 7.32. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των βέλτιστων δοκιμίων με σκόνη Al_2O_3 2 μm πριν και μετά την PPHT, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

β) Επίδραση της PPHT για το βέλτιστο FSP σύνθετο με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 30nm

Στο Σχήμα 7.33 παρατίθενται οι εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου (Σχήμα 7.33.α) και οπτικού μικροσκοπίου (Σχήματα 7.33.β και 7.33.γ) του βέλτιστου δοκιμίου FSP με σκόνη Al_2O_3 30nm μετά από PPHT. Συγκρίνοντας την προαναφερθείσα εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου με την αντίστοιχη του δοκιμίου αυτού πριν την PPHT (Σχήμα 7.20) και πάλι δεν προκύπτει το συμπέρασμα ότι επήλθε κάποια μεταβολή στη μικροδομή της σύνθετης ζώνης ανάδευσης. Σαφέστερη εικόνα της μικροδομής της προαναφερθείσας ζώνης λαμβάνουμε από τις εικόνες οπτικού μικροσκοπίου των Σχημάτων 7.33.β και 7.33.γ. Από την άμεση σύγκρισή τους με τις αντίστοιχες εικόνες του δοκιμίου πριν τη PPHT (Σχήμα 7.20,) επίσης δεν μπορούμε να διακρίνουμε κάποια σημαντική μεταβολή. Κατά τη μέτρηση, όμως, του μέσου μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετά τη PPHT, προκύπτει αύξηση του από τα $1,25\ \mu\text{m}$ στα $2,19\ \mu\text{m}$. Η αύξηση του μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετά τη PPHT ήταν αναμενόμενη, εξαιτίας της θερμικής κατεργασίας, όπως επίσης και το γεγονός ότι η αύξηση αυτή δεν έλαβε μεγαλύτερες προεκτάσεις εξαιτίας της ύπαρξης των σωματιδίων ενίσχυσης και της παρεμπόδισης της περαιτέρω ανάπτυξης των κόκκων που αυτά επιφέρουν (pinning effect).



(α)



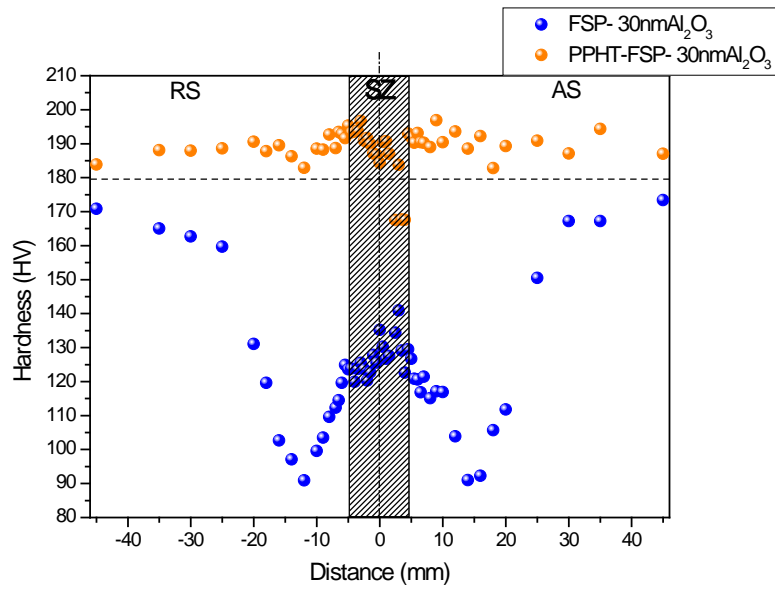
(β)



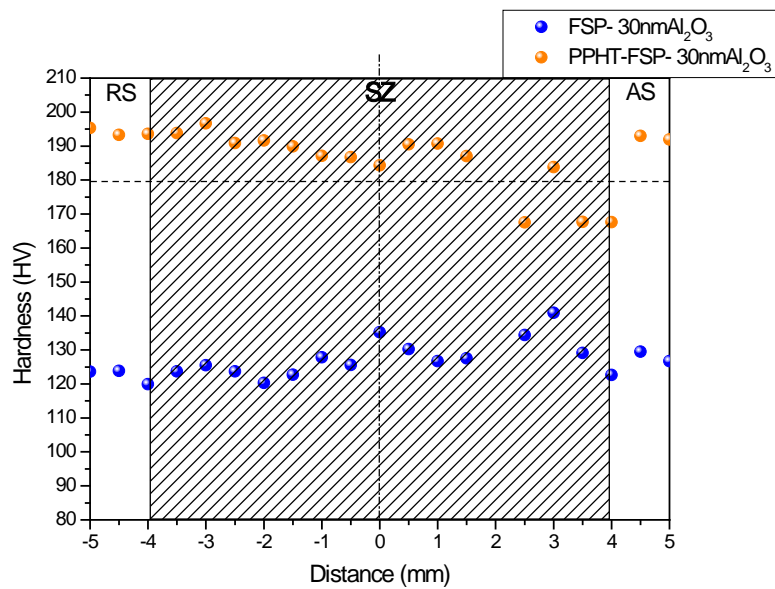
(γ)

Σχήμα 7.33. (α) Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου της τομής του βέλτιστου δοκιμίου με σκόνη Al_2O_3 30nm μετά από ΡΡΗΤ. Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του ίδιου δοκιμίου (β) κοντά στην επιφάνεια επαφής του περιανυχνίου με το τεμάχιο, και (γ) στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης.

Στο Σχήμα 7.34 απεικονίζεται η κατανομή της μικροσκληρότητας των βέλτιστων δοκιμίων FSP με σκόνη Al_2O_3 30nm πριν και μετά την PPHT. Η αύξηση της σκληρότητας του δοκιμίου μετά την PPHT, εκατέρωθεν της ζώνης ανάδευσης και συγκεκριμένα στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του δοκιμίου παρατηρείται και πάλι. Η διαφορά στην συγκεκριμένη περίπτωση προσθήκης σκόνης Al_2O_3 30nm σε σχέση με την αντίστοιχη προσθήκης σκόνης Al_2O_3 2 μ m που μελετήσαμε παραπάνω είναι ότι η κατανομή των τιμών μικροσκληρότητας μετά την PPHT στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης παρουσιάζει αύξηση και μάλιστα στα επίπεδα του μετάλλου βάσης, πλην ενός τμήματος της ζώνης αυτής στην προωθούμενη πλευρά. Ακόμα και σε αυτήν την περίπτωση όμως, η παρατηρούμενη αύξηση των τιμών μικροσκληρότητας στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης του βέλτιστου δοκιμίου με σκόνη Al_2O_3 30nm μετά την PPHT δεν είναι αρκετά υψηλή ώστε να μπορεί να ερμηνευθεί τόσο από την επαναφορά της σκληρότητας του μητρικού υλικού της σύνθετης ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου στα επίπεδα του μετάλλου βάσης, όσο και από τους μηχανισμούς ενίσχυσης που έχουμε επιβάλλει με την εκλέπτυνση των κόκκων και τη διασπορά σωματιδίων ενίσχυσης.



(α)

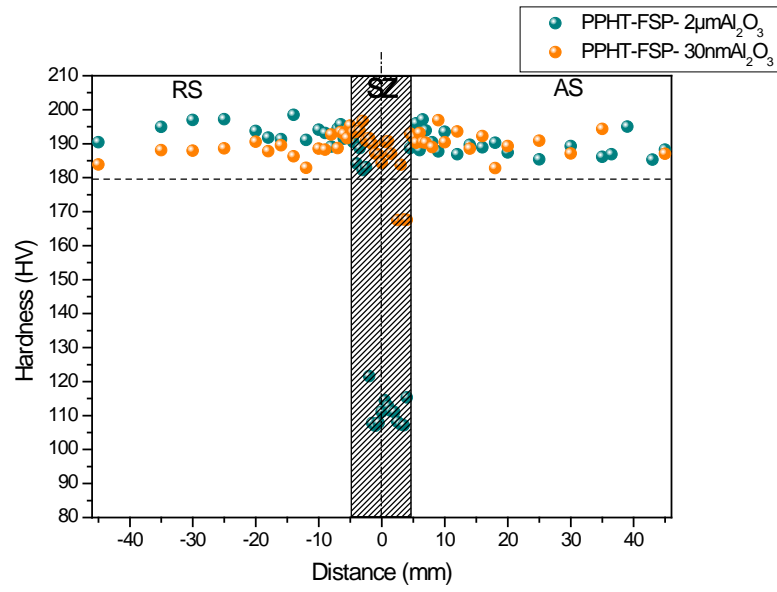


(β)

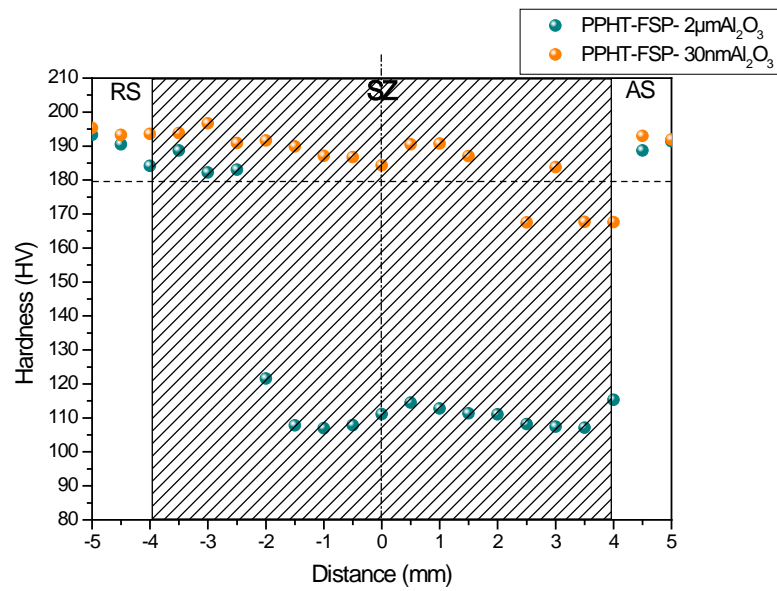
Σχήμα 7.34. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των βέλτιστων δοκιμίων με σκόνη Al₂O₃ 30nm πριν και μετά την PPHT, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

(γ) Σύγκριση των βέλτιστων FSP συνθέτων με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2 μm και 30nm μετά την PPHT

Στο Σχήμα 7.35 απεικονίζεται η κατανομή της μικροσκληρότητας των βέλτιστων δοκιμίων FSP με σκόνη Al_2O_3 2 μm και 30nm μετά την PPHT. Είναι σαφές από το προαναφερθέν σχήμα ότι το δοκίμιο με την προσθήκη σκόνης Al_2O_3 30nm εμφανίζει υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης, γεγονός το οποίο το καθιστά και το βέλτιστο δοκίμιο συνολικά όλης της μελέτης μας. Η ερμηνεία της διαφοροποίησης στην κατανομή της μικροσκληρότητας για τα δύο δοκίμια FSP με προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2 μm και 30nm μετά την PPHT θα πρέπει να εστιαστεί στις διαφορετικές τιμές ενέργειας που λαμβάνει το μητρικό υλικό των δύο αυτών σύνθετων ζωνών ανάδευσης. Όπως αναφέραμε και παραπάνω, η ζώνη ανάδευσης για την περίπτωση της σκόνης Al_2O_3 30nm είχε λιγότερη ενέργεια διαθέσιμη κατά τη δυναμική ανακρυστάλλωση του μητρικού υλικού της σε σχέση με την αντίστοιχη του δοκιμίου για προσθήκη σκόνης Al_2O_3 2 μm . Αυτό συμβαίνει εξαιτίας του γεγονότος ότι μεγαλύτερη ποσότητα μάζας σωματιδίων μπορεί να καταλάβει τον ίδιο όγκο στην περίπτωση της σκόνης Al_2O_3 30nm συγκριτικά με αυτή των 2 μm , λόγω των πολύ μικρότερων κενών που αφήνουν τα πρώτα μεταξύ τους. Η κινητική ενέργεια που απαιτείται για την κίνηση αυτής της επιπλέον ποσότητας σωματιδίων (για τις ίδιες συνθήκες διαδικασίας FPS) αφαιρείται από την αποδιδόμενη στο μητρικό υλικό ενέργεια. Το φαινόμενο αυτό το παρατηρούμε έμμεσα και στο Σχήμα 7.26, στο οποίο από την κατανομή της μικροσκληρότητας των δοκιμίων που παρήχθησαν από τις βέλτιστες συνθήκες για FSP με προσθήκη κλάσματος όγκου 13,8% σκόνης Al_2O_3 2 μm και 30nm, προκύπτει για τη δεύτερη περίπτωση μικρότερο εύρος της ΘΕΖ, αλλά και υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας σε αυτήν συγκριτικά με την αντίστοιχη της πρώτης περίπτωσης των 2 μm σκόνης Al_2O_3 . Η διαφοροποίηση αυτή, λοιπόν, στα δύο δοκίμια φαίνεται να καταλήγει σε σημαντικά μεγαλύτερο ποσοστό σκλήρυνσης λόγω κατακρήμνισης, σε σχέση με την αντίστοιχη που επιτυγχάνεται στο μέταλλο βάσης, για την περίπτωση της προσθήκης σκόνης Al_2O_3 30nm από ότι για αυτή των 2 μm .



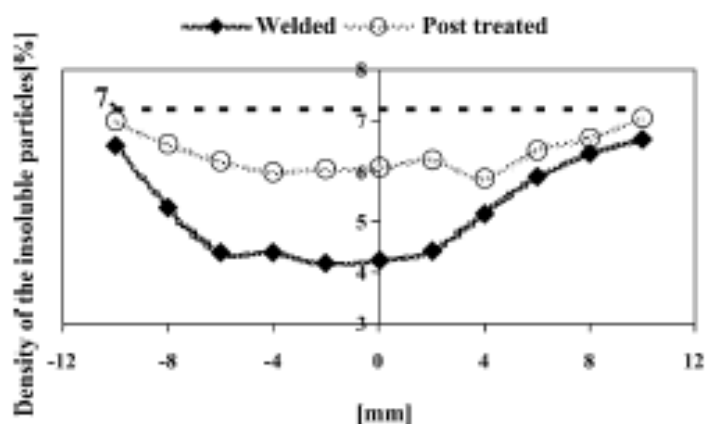
(α)



(β)

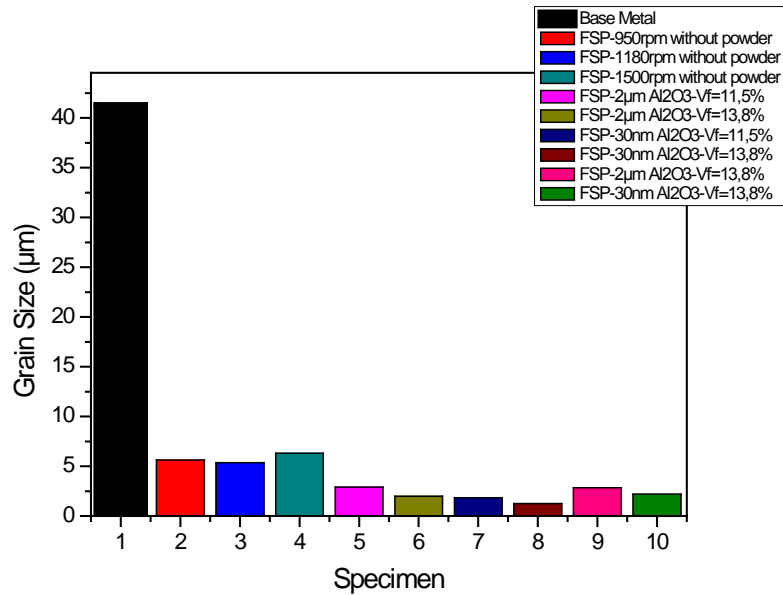
Σχήμα 7.35. (α) Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των βέλτιστων δοκιμών με σκόνη Al_2O_3 2 μm και 30nm μετά την PPHT, (β) εστίαση στη ζώνη ανάδευσης.

Οι ιδιότητες της μικροδομής των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων της ζώνης ανάδευσης που προκύπτει από FSW σε κράματα αλουμινίου τα οποία υφίστανται σκλήρυνση με θερμική κατεργασία (κατακρήμνιση λόγω γήρανσης) μελετήθηκαν από τους Barcellona et al. [10]. Συγκεκριμένα για το κράμα AA7075-T6 παρατήρησαν σημαντική μείωση της πυκνότητας των κατακρημνισμάτων στη ζώνη ανάδευσης σε σχέση με αυτή του μετάλλου βάσης. Την μείωση αυτή τη συνέδεσαν και με την παρατηρούμενη μείωση της μικροσκληρότητας στη ζώνη ανάδευσης. Αντίστοιχες μετρήσεις πραγματοποίησαν και έπειτα από θερμική μετα-κατεργασία T6 (Post-weld heat treatment, PWHT) των συγκολλημένων με FSW δοκιμίων. Οι μετρήσεις αυτές έδειξαν ότι αν και αυξάνεται η πυκνότητα των κατακρημνισμάτων στη ζώνη ανάδευσης δεν φτάνει τις τιμές που παρατηρήθηκαν στο μέταλλο βάσης (Σχήμα 7.36).

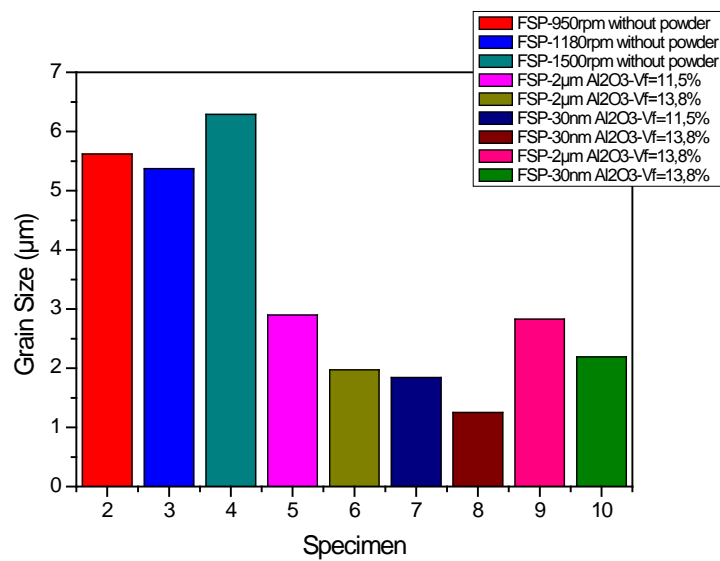


Σχήμα 7.36. Πυκνότητα κατακρημνισμάτων συγκολλημένου με FSW δοκιμίου κράματος AA7075-T6 πριν και μετά την PWHT (με τη διακεκομμένη γραμμή υποδεικνύεται η αντίστοιχη τιμή του μετάλλου βάσης) [10].

Τέλος, παρακάτω παραθέτουμε συγκεντρωτικά την κατανομή του μέσου μεγέθους των κόκκων της ζώνης ανάδευσης όλων των δοκιμίων που μελετήσαμε παραπάνω μαζί με το μέταλλο βάσης.



(α)



(β)

Σχήμα 7.37. Κατανομή του μέσου μεγέθους των κόκκων της ζώνης ανάδευσης όλων των δοκιμίων που εξετάστηκαν (α) μαζί με το αντίστοιχο μέγεθος του μετάλλου βάσης και (β) χωρίς το αντίστοιχο μέγεθος του μετάλλου βάσης.

Βιβλιογραφία

- [1] W.J. Arbegast, P.J. Hartley, in: Proceedings of the Fifth International Conference on Trends in Welding Research, Pine Mountain, GA, USA, June 1–5, 1998, p. 541.
- [2] M.A. Sutton, B. Yang, A.P. Reynolds, R. Taylor, Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum, *Materials Science and Engineering A323* (2002) 160–166.
- [3] W.J. Arbegast, Modeling Friction Stir Welding as a Metalworking Process, MET 322-TMS, South Dakota School of Mines and Technology, 2002, p. 20.
- [4] W.J. Arbegast, Friction Stir Joining: Characteristic Defects, MET 492-Special Topics: Friction Stir Processing, South Dakota School of Mines and Technology, 2003, p.20.
- [5] A. Shafiei-Zarghani, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, Microstructures and mechanical properties of Al/Al₂O₃ surface nano-composite layer produced by friction stir processing, *Materials Science and Engineering A* 500 (2009) 84–91.
- [6] M. Sharifitabar, A. Sarani, S. Khorshahian, M. Shafiee Afarani, Fabrication of 5052Al/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite via friction stir processing route, *Materials and Design* 32 (2011) 4164–4172.
- [7] Yang M, Xu C, Wu C, Lin K, Chao YJ, An L. Fabrication of AA6061/Al₂O₃ nanoceramic particle reinforced composite coating by using friction stir processing. *J Mater Sci* 2010;45:4431–8.
- [8] F..J. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon Press, Second Edition, New York, 2004.
- [9] Γιάννης Δ. Χρυσουλάκης, Δημήτρης Ι. Παντελής “Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών” 2^η Έκδοση, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 2008, Σελ.527-552.
- [10] A. Barcellona, G. Buffa, L. Fratini, D. Palmeri, On microstructural phenomena occurring in friction stir welding of aluminium alloys, *Journal of Materials Processing Technology* 177 (2006) 340–343.

Κεφάλαιο 8ο : Συμπεράσματα

Στη συγκεκριμένη εργασία μελετήθηκε η παραγωγή επιφανειακά σύνθετων υλικών μεταλλικής μήτρας κράματος αλουμινίου AA7075-T651 με ενίσχυση κεραμικών σωματιδίων Al_2O_3 μεγέθους 2 μm και 30nm, μέσω της διαδικασίας FSP. Τα συμπεράσματα που προκύπτουν από τα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας είναι τα εξής:

- i. Αύξηση της ταχύτητας περιστροφής του εργαλείου της FSP αυξάνει την ομοιογένεια της σύνθετης ζώνης ανάδευσης.
- ii. Αύξηση του αριθμού των περασμάτων FSP οδηγεί σε σημαντική μείωση του μεγέθους των συσσωματωμένων σωματιδίων, καθώς και σε πολύ καλή διασπορά των τελευταίων στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης καθιστώντας ομοιογενή τη μικροδομή αυτής.
- iii. Η προσθήκη κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης επιφέρει σημαντική εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων αυτής σε επίπεδα τα οποία ξεπερνούν την FSP χωρίς την προσθήκη αυτών εξαιτίας του περιορισμού της ανάπτυξης των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων που επιφέρουν (pinning effect).
- iv. Αύξηση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης οδηγεί σε περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης, καθώς και σε αύξηση της μικροσκληρότητας αυτής.
- v. Μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης επιφέρει εκλέπτυνση των κόκκων της σύνθετης ζώνης ανάδευσης, καθώς και αύξηση της μικροσκληρότητας αυτής. Η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης επιδρά ισχυρότερα στη μείωση του μεγέθους των κόκκων, αλλά και στην αύξηση της μικροσκληρότητας της σύνθετης ζώνης ανάδευσης από ότι η αύξηση του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης.
- vi. Η μικροσκληρότητα των σύνθετων ζωνών ανάδευσης ανεξαρτήτως μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης βρέθηκε να είναι μικρότερη από αυτήν του μετάλλου βάσης, παρόλη τη μείωση στο μέγεθος των κόκκων και την ύπαρξη φάσης ενίσχυσης σε αυτές.
- vii. Κατά την εφαρμογή θερμικής μετα-κατεργασίας T6 στα κατασκευασμένα μέσω FSP επιφανειακά σύνθετα, το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού των σύνθετων ζωνών ανάδευσης παρουσιάζει μικρή αύξηση.
- viii. Στην περίπτωση του συνθέτου με ενίσχυση σωματιδίων Al_2O_3 μεγέθους 2 μm μετά την εφαρμογή θερμικής μετα-κατεργασίας T6 η μικροσκληρότητα της σύνθετης ζώνης ανάδευσης παρουσίασε περαιτέρω μείωση, ενώ στη

αντίστοιχη περίπτωση ενίσχυσης με σωματίδια Al_2O_3 μεγέθους 30nm η μικροσκληρότητα της ζώνης αυτής αυξήθηκε φθάνοντας τις τιμές του μετάλλου βάσης.

Κεφάλαιο 9ο : Προτάσεις για μελλοντική έρευνα

Ακόμα και αν δεν αυξήθηκε η σκληρότητα της επιφάνειας του κράματος AA7075-T651, κατασκευάστηκε ένα επιφανειακά σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας με σημαντικά μικρότερο μέγεθος κόκκων, στη μικροδομή του οποίου ενσωματώθηκαν επιτυχώς κεραμικά νανοσωματίδια Al_2O_3 μεγέθους 30nm με ομοιογενή διασπορά, οι τιμές μικροσκληρότητας του οποίου ήταν ομόλογες με αυτές του μετάλλου βάσης. Το γεγονός αυτό καθιστά λογικά επακόλουθες τις εξής ενέργειες:

- i. Μελέτη των τριβολογικών ιδιοτήτων του επιφανειακού νανοσυνθέτου AA7075-T651/ Al_2O_3 , όπως επίσης και των μηχανικών του ιδιοτήτων (αντοχή σε εφελκυσμό, κόπωση). Λόγω της φύσης του νανοσυνθέτου κρίνεται σκόπιμο η μελέτη των μηχανικών του ιδιοτήτων να πραγματοποιηθεί και στη νανοκλίμακα μέσω της τεχνικής του nanoindentation.
- ii. Μελέτη της ίδιας διαδικασίας κατασκευής επιφανειακού συνθέτου στο κράμα AA7075-O. Εφόσον εφαρμόστηκε θερμική μετα-κατεργασία T6 ακολούθως της FSP για την περίπτωση του AA7075-T651, θεωρείται αποδοτικότερο η κατασκευή του επιφανειακού συνθέτου να πραγματοποιηθεί στο κατά πολύ μαλακότερο AA7075-O (68HV) και έπειτα να υποβληθεί στη θερμική κατεργασία T6.
- iii. Μελέτη της ίδιας διαδικασίας κατασκευής επιφανειακού συνθέτου σε κράματα αλουμινίου τα οποία δεν υφίστανται σκλήρυνση με θερμική κατεργασία, στα οποία η μείωση του μεγέθους των κόκκων και η προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης αναμένεται να αυξήσει σημαντικά τη μικροσκληρότητα των παραγόμενων συνθέτων.
- iv. Λεπτομερή μελέτη της μικροδομής της σύνθετης ζώνης ανάδευσης τόσο των μικρο- όσο και των νανοσυνθέτων τα οποία κατασκευάσαμε μέσω της FSP, για την καλύτερη κατανόηση του λόγου που η σκλήρυνση με κατακρήμνιση στη συγκεκριμένη ζώνη παρεμποδίζεται και δεν πραγματοποιείται αντίστοιχα με το μέταλλο βάσης.
- v. Μελέτη της αύξησης του κλάσματος όγκου των σωματιδίων ενίσχυσης Al_2O_3 μεγέθους 30nm πέραν του άνω ορίου του 13,8% σε συνδυασμό με την αύξηση του αριθμού των περασμάτων FSP πέραν των 2. Το βέλτιστο αποτέλεσμα που εξήχθη στη συγκεκριμένη εργασία αντιστοιχεί στα 2 περάσματα FSP. Αύξηση του αριθμού αυτού οδηγεί μεν σε μείωση της αποδοτικότητας της κατεργασίας, όμως αναμένεται να οδηγήσει και σε ανώτερο, από πλευράς μηχανικών ιδιοτήτων, αποτέλεσμα.