



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΘΑΛΑΣΣΙΩΝ ΚΑΤΑΣΚΕΥΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΝΑΥΠΗΓΙΚΗΣ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ

«Μελέτη δημιουργίας συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση κραμάτων αλουμινίου ενισχυμένων με κεραμικά νανοσωματίδια»

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Καρακίζης Παναγιώτης του Νικολάου
Μηχανολόγος Μηχανικός Ε.Μ.Π.

Επιβλέπων:

Δ. Ι. Παντελής

Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Αθήνα, Δεκέμβριος 2018



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

**«Μελέτη δημιουργίας συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση κραμάτων
αλουμινίου ενισχυμένων με κεραμικά νανοσωματίδια»**

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Καρακίζης Παναγιώτης του Νικολάου
Μηχανολόγος Μηχανικός Ε.Μ.Π.

Τριμελής Συμβουλευτική Επιτροπή:

1. Δ. Ι. Παντελής (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
Επιβλέπων
2. Ν. Τσούβαλης (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
3. Δ. Μανωλάκος (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)

Αθήνα, Δεκέμβριος 2018



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

**«Μελέτη δημιουργίας συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση κραμάτων
αλουμινίου ενισχυμένων με κεραμικά νανοσωματίδια»**

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

Καρακίζης Παναγιώτης του Νικολάου
Μηχανολόγος Μηχανικός Ε.Μ.Π.

Επταμελής Συμβουλευτική Επιτροπή:

1. Δ. Ι. Παντελής (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
Επιβλέπων
2. Ν. Τσούβαλης (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
3. Δ. Μανωλάκος (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
4. Γ. Φούρλαρης (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
5. Κ. Χαριτίδης (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
6. Γ. Βοσνιάκος (Καθηγητής Ε.Μ.Π.)
7. Γ. Λαμπέας (Καθηγητής Πανεπιστημίου Πατρών)

Αθήνα, Δεκέμβριος 2018

Στην οικογένειά μου

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα διδακτορική διατριβή εκπονήθηκε στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας (ENT) της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Θα ήθελα να ευχαριστήσω όλους τους συνεργάτες μου από το εργαστήριο (αλλά και εκτός αυτού) που με στήριξαν και με βοήθησαν σε αυτή τη δύσκολη πορεία η οποία όμως εν τέλει με αντάμειψε και με έκανε καλύτερο άνθρωπο.

Πρώτα απ' όλα θα ήθελα να ευχαριστήσω τον επιβλέποντά μου, Καθηγητή Δημήτρη Παντελή, η υποστήριξη του οποίου ήταν αμέριστη τόσο επιστημονικά όσο και ηθικά.

Εν συνεχεία θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον Καθηγητή της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών Δημήτριο Μανωλάκο, ο οποίος επέβλεψε τη διπλωματική μου εργασία, διότι πίστεψε σε εμένα και με ώθησε στο να προχωρήσω στην εκπόνηση της εν λόγω διδακτορικής διατριβής. Επίσης, θα ήθελα να τον ευχαριστήσω για την παροχή της διάταξης μέτρησης δυνάμεων χωρίς την οποία δε θα μπορούσε να μοντελοποιηθεί με ακρίβεια η διαδικασία συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση.

Θα ήθελα να ευχαριστήσω ιδιαίτερα τον Καθηγητή Νικόλαο Τσούβαλη ο οποίος ως μέλος της τριμελούς συμβουλευτικής επιτροπής μου έδωσε πληθώρα συμβουλών καθ' όλη τη διάρκεια της θητείας μου ως ερευνητής στο ENT.

Επίσης, θα ήθελα να εκφράσω την ευγνωμοσύνη μου στους συνεργάτες μου από τη Σχολή Χημικών Μηχανικών του ΕΜΠ, Καθηγητή Κωνσταντίνο Χαριτίδη, Διευθυντή της Ερευνητικής Μονάδας Προηγμένων, Σύνθετων, Νάνο Υλικών και Ναυτοτεχνολογίας και τον δόκτορα Δημήτριο Δραγατογιάννη με τους οποίους από κοινού συγγράψαμε πληθώρα επιστημονικών δημοσιεύσεων. Εν προκειμένω πρέπει να τονιστεί η μεγάλη συνεισφορά του προσωπικού της εν λόγω ερευνητικής μονάδας στην ολοκλήρωση της εν λόγω διατριβής καθώς μας παρείχαν τις σκόρες TiC και CNTs.

Στο σημείο αυτό πρέπει να ευχαριστήσω τον Καθηγητή Jinbo Bai της Ecole Centrale de Paris (ECP) για την προμήθεια της σκόνης SiC.

Θα ήθελα επίσης να εκφράσω τις ευχαριστίες μου στον Καθηγητή Γεώργιο Φούρλαρη και στο Δόκτορα Πέτρο Τσακιρίδη από τη Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών του ΕΜΠ για τη βοήθεια στη μελέτη μέσω TEM.

Ιδιαίτερα σημαντική για την πραγματοποίηση της διδακτορικής μου διατριβής ήταν η χορήγηση υποτροφίας από τον Ειδικό Λογαριασμό Κονδυλίων Έρευνας του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου από το 2014 και για τέσσερα συνεχόμενα έτη καθώς και η μερική οικονομική μου υποστήριξη από τα Ευρωπαϊκά προγράμματα EU FP7 Project “Enhancing structural efficiency through novel dissimilar material joining techniques” (SAFEJOINT) under Grant Agreement no. 310498 και H2020 project “Low Cost Materials Processing Technologies for Mass Production of Lightweight Vehicles (LoCoMaTech)”, Grant No: H2020-NMBP-GV-2016 (723517) των οποίων επιστημονικός υπεύθυνος ήταν ο Καθ. κ. Κ. Χαριτίδης.

Επιπροσθέτως θα ήθελα να ευχαριστήσω το προσωπικό του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας κυρίες Χ. Σαράφογλου και Θ. Τσιούρβα και κ.κ. Α. Μαρκουλή και Χ. Ξάνθη για την εξαιρετική τους συνεργασία.

Ακόμη, θα ήθελα να εκφράσω τις θερμές μου ευχαριστίες στους μέντορές μου Δρ. Ν. Δανιόλο, κ. Σ. Αλεξανδράτο και κ. Ι. Παπαντωνίου, καθώς και στους συνεργάτες και φίλους μου κυρίες Β. Μπουγιούρη, Δρ. Ε. Κιοσίδου και κ. Α. Παπαδάκη και Δρ. Μ. Καζασίδη για τις ευχάριστες στιγμές που περάσαμε μαζί στο εργαστήριο.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους γονείς μου, τις αδελφές μου και την αρραβωνιαστικιά μου για την απεριόριστη στήριξη και «ανοχή» που έδειξαν στο πρόσωπό μου όλα αυτά τα χρόνια.

Παναγιώτης Ν. Καρακίζης
Μηχανολόγος Μηχανικός Ε.Μ.Π.

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΠΕΡΙΛΗΨΗ	22
ABSTRACT	25
1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ	27
2. ΑΝΤΙΚΕΙΜΕΝΟ ΚΑΙ ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΕΝ ΛΟΓΩ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	27
3. ΜΕΘΟΔΟΛΟΓΙΑ	29
4. ΔΙΑΘΡΩΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	31
ΜΕΡΟΣ Α' (ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ)	33
A.1 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΜΕΤΑΛΛΩΝ	33
A.1.1 Συγκολλήσεις δια τριβής	36
A.1.1.1 Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή	36
A.1.1.2 Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση	39
A.1.1.3 Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά	40
A.1.1.4 Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή	40
A.1.1.5 Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση	41
A.2 ΤΟ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ ΚΑΙ ΤΑ ΚΡΑΜΑΤΑ ΤΟΥ	63
A.2.1 Γενικά	63
A.2.2 Κράμα αλουμίνιου 5083	66
A.2.3 Κράμα αλουμίνιου 6082	67
A.2.4 Μηχανισμοί ισχυροποίησης του αλουμίνιου	67
A.3 ΤΑ ΣΩΜΑΤΙΔΙΑ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ	74
A.3.1 Καρβίδιο του πυριτίου – Silicon Carbide – SiC	74
A.3.2 Καρβίδιο του τιτανίου – Titanium Carbide – TiC	77
A.4 ΔΥΝΑΜΙΚΑ ΦΑΙΝΟΜΕΝΑ	78
A.4.1 Δυναμική αποκατάσταση	78
A.4.2 Δυναμική ανακρυστάλλωση (γενικά)	80
A.4.2.1 Ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση	81
A.4.2.2 Συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση με προοδευτική περιστροφή πλέγματος	82
A.4.2.3 Γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση	83
A.4.3 Ανακρυστάλλωση μέσω διεγερόμενης πυρηνοποίησης σωματιδίων	85
A.4.4 Ανόπτηση αποκατάστασης στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη	85
A.5 ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ	87
A.5.1 Θερμική μοντελοποίηση	87
A.5.2 Ροϊκή μοντελοποίηση	95
A.5.2 Θερμοροϊκή μοντελοποίηση	103
A.6 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ ΕΠΙ ΤΟΥ ΘΕΜΑΤΟΣ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	105
A.6.1 Ομογενείς συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση του κράματος AA5083 χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων	105
A.6.2 1 Ομογενείς συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση του κράματος AA6082 χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων	106
A.6.3 Ετερογενής συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση του AA5083 με το AA6082	107
A.6.4 Κατεργασία δια τριβής με ανάδευση του κράματος AA5083 με ενίσχυση σωματιδίων	107
A.6.5 Κατεργασία δια τριβής με ανάδευση του κράματος AA6082 με ενίσχυση σωματιδίων	108
A.6.6 Ετερογενής συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση του AA5083 με το AA6082 με ενίσχυση νανοσωματιδίων	108
A.6.7 Συγκολλήσεις με ενίσχυση της ραφής με νανοσωματίδια	109
A.6.8 Μοντελοποίηση της FSW	109
A.6.9 Συμπεράσματα	110
ΜΕΡΟΣ Β' (ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ)	111
B.1 Η ΜΗΧΑΝΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ	111
B.2 ΤΟ ΕΡΓΑΛΕΙΟ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ	116
B.3 ΤΑ ΠΡΟΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΕΛΑΣΜΑΤΑ	118
B.4 ΤΑ ΚΕΡΑΜΙΚΑ ΣΩΜΑΤΙΔΙΑ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ	118

B.5 ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ ΤΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ	119
B.6 ΜΕΛΕΤΗ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ	120
B.6.1 Μέτρηση της θερμοκρασίας με χρήση θερμοστοιχείων για επαλήθευση του θερμικού και θερμοροϊκού μοντέλου	120
B.6.2 Μέτρηση δυνάμεων κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση για χρήση ως δεδομένων στο μοντέλο	122
B.6.3 Μεταλλογραφική προετοιμασία	123
B.6.4 Οπτική μικροσκοπία	125
B.6.5 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης	126
B.6.6 Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης	126
B.6.7 Μέτρηση της κατανομής της μικροσκληρότητας	127
B.6.8 Δοκιμές εφελκυσμού	128
ΜΕΡΟΣ Γ' (ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΥΖΗΤΗΣΗ)	130
Γ.1 ΜΕΛΕΤΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΩΝΤΑΣ ΩΣ ΜΕΤΑΛΛΟ ΒΑΣΗΣ ΤΟ ΑΑ5083-H111	131
Γ.1.1 Μελέτη του μετάλλου βάσης ΑΑ5083-H111	131
Γ.1.2 Μελέτη της συγκόλλησης του ΑΑ5083-H111 χωρίς προσθήκη ναοσωματιδίων	140
Γ.1.3 Μελέτη της συγκόλλησης του ΑΑ5083-H111 με ενίσχυση ναοσωματιδίων SiC	160
Γ.1.4 Μελέτη της συγκόλλησης του ΑΑ5083-H111 με ενίσχυση ναοσωματιδίων TiC	176
Γ.1.5 Συμπεράσματα από τις συγκρίσεις των συγκολλήσεων με και χωρίς ενίσχυση στην περίπτωση που το MB είναι το ΑΑ5083-H111	190
Γ.2 ΜΕΛΕΤΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΩΝΤΑΣ ΩΣ ΜΕΤΑΛΛΟ ΒΑΣΗΣ ΤΟ ΑΑ6082-T6	193
Γ.2.1 Μελέτη του μετάλλου βάσης ΑΑ6082-T6	193
Γ.2.2 Μελέτη της συγκόλλησης του ΑΑ6082-T6 χωρίς προσθήκη ναοσωματιδίων	202
Γ.2.3 Μελέτη της συγκόλλησης του ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση ναοσωματιδίων SiC	216
Γ.2.4 Μελέτη της συγκόλλησης του ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση ναοσωματιδίων TiC	233
Γ.2.5 Συμπεράσματα από τις συγκρίσεις των συγκολλήσεων με και χωρίς ενίσχυση στην περίπτωση που το MB είναι το ΑΑ6082-T6	248
Γ.3 ΜΕΛΕΤΗ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΜΕΤΑΞΥ ΤΟΥ ΑΑ5083-H111 ΚΑΙ ΤΟΥ ΑΑ6082-T6	251
Γ.3.1 Μελέτη της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση ναοσωματιδίων	251
Γ.3.2 Μελέτη της συγκόλλησης με ενίσχυση ναοσωματιδίων SiC	261
Γ.3.3 Μελέτη της συγκόλλησης με ενίσχυση ναοσωματιδίων TiC	272
ΜΕΡΟΣ Δ' (ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ ΤΗΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑΣ)	287
Δ.1 ΘΕΡΜΙΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ	288
Δ.2 ΘΕΡΜΟΡΟΪΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ	299
ΜΕΡΟΣ Ε' (ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ)	315
ΜΕΡΟΣ ΣΤ' (ΚΑΙΝΟΤΟΜΙΑ ΤΗΣ ΕΡΓΑΣΙΑΣ, ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΕΣ ΕΡΓΑΣΙΕΣ, ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ)	318
ΣΤ.1 ΚΑΙΝΟΤΟΜΙΑ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	318
ΣΤ.2 ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ	319
ΣΤ.3 ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ ΕΚ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	320
ΜΕΡΟΣ Ζ' (ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ)	322
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Α' (ΕΠΙΠΛΕΟΝ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΑ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ)	334
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Β' (ΒΙΟΓΡΑΦΙΚΟ ΣΗΜΕΙΩΜΑ)	289

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Εικόνα 1: Αρχή λειτουργίας της συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή.

Εικόνα 2: Εξαρτήματα τα οποία έχουν συγκολληθεί με τη μέθοδο δια τριβής με περιστροφή. Στο δεξί παρατηρείται η υπερχειλίση υλικού στις άκρες ενώ στο αριστερό έχει αφαιρεθεί με κοπή.

Εικόνα 3: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση.

Εικόνα 4: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με κίνηση σε τροχιά.

Εικόνα 5: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή.

Εικόνα 6: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (από [6]).

Εικόνα 7: Σχηματική αναπαράσταση του πείρου και του περιουχενίου του εργαλείου της FSW (από [6]).

Εικόνα 8: Σχηματική αναπαράσταση του πείρου και του περιουχενίου του εργαλείου της FSW (από [6]).

Εικόνα 9: Ζώνες που δημιουργούνται κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση.

Εικόνα 10: Διάκριση μεταξύ της ροής που προκαλείται από το περιουχένιο και αυτής που προκαλείται από τον πείρο τους εργαλείου.

Εικόνα 11: Σχηματική αναπαράσταση της ροής του υλικού κατά την FSW σε εγκάρσια τομή.

Εικόνα 12: Οι χαρακτηριστικές ζώνες της μικροδομής της FSW.

Εικόνα 13: Η TMAZ της FSW.

Εικόνα 14: Ατέλεια τύπου αυλακιού όπως παρατηρείται α) με γυμνό μάτι, β) με χρήση ακτινών X και γ) σε εγκάρσια τομή.

Εικόνα 15: Ατέλεια τύπου τούνελ όπως παρατηρείται α) με γυμνό μάτι, β) με χρήση ακτινών X και γ) σε εγκάρσια τομή.

Εικόνα 16: Πορώδες.

Εικόνα 17: Συγκόλληση που εμφανίζει πολύ έντονο flash.

Εικόνα 18: Τυπικά εργαλεία FSW με επίπεδο περιουχένιο και α) πείρο σχήματος κόλουρου κώνου και β) κυλινδρικό πείρο με αριστερόστροφο σπείρωμα.

Εικόνα 19: Η μηχανή I-STIR VM της MTS.

Εικόνα 20: Η μηχανή Powerstir 215 της PTG.

Εικόνα 21: Η μηχανή Powerstir 345 της PTG.

Εικόνα 22: Η πιο πρόσφατη μηχανή της PTG.

Εικόνα 23: Το πλοίο «Ogasawara».

Εικόνα 24: Ενισχυμένα ελάσματα καταστρώματος προκατασκευασμένα με FSW, προορισμένα για το κρουαζιερόπλοιο «The World» (από [36]).

Εικόνα 25: Το κρουαζιερόπλοιο «The World» της εταιρείας Fosen Mek.

Εικόνα 26: Η πλήρη του στρατιωτικού σκάφους (X-Craft class) «Sea Fighter» της Nichols Bros στο τελικό στάδιο κατασκευής της.

Εικόνα 27: Το στρατιωτικό σκάφος (X-Craft class) «Sea Fighter».

Εικόνα 28: Το αντιτορπιλικό αλουμινένιο σκάφος τύπου '022' stealth.

Εικόνα 29: Εμπορικό πλοίο του Κινεζικού στόλου κατασκευασμένο από κράματα αλουμινίου.

Εικόνα 30: Τμήμα εξωτερικού πλευρικού τοιχώματος catamaran που έχει συγκολληθεί με τη μέθοδο FSW. Είναι ορατές οι διαμορφώσεις του ελάσματος για τα φινιστρίνια. (από [36]).

Εικόνα 31: Προκατασκευασμένο με FSW ενισχυμένο έλασμα, προορισμένο για υπερκατασκευή κρουαζιερόπλοιου (για το ήμισυ του ολικού πλάτους της) (από [35]).

Εικόνα 32: Ενισχυμένο έλασμα γάστρας catamaran, προκατασκευασμένο με τη μέθοδο FSW, διπλωμένο για οδική μεταφορά.

Εικόνα 33: Ενισχυμένο έλασμα όπου οι συγκολλήσεις έχουν γίνει με τη μέθοδο FSW, έτοιμο για θαλάσσια μεταφορά (από [36]).

Εικόνα 34: Το αεροσκάφος «Eclipse 550» της εταιρείας «ONE Aviation».

Εικόνα 35: Τρένο κατασκευασμένο από την εταιρεία Hitachi κατά την κατασκευή του οποίου έχει γίνει εκτενής χρήση της μεθόδου FSW (από [39]).

Εικόνα 36: Το κεντρικό τούνελ μετάδοσης του Ford GT (2004) έχει κατασκευαστεί από ελάσματα συγκολλημένα με FSW (από [33]).

Εικόνα 37: α) Τεμάχιο το οποίο έχει κατεργαστεί τοπικά δια τριβής, β) περιοχή χωρίς κατεργασία όπου η διαμόρφωση απέτυχε και γ) κατεργασμένη περιοχή η οποία έχει υποστεί πλήρη διαμόρφωση.

Εικόνα 38: Σχηματική αναπαράσταση της δημιουργίας σύνθετου υλικού με χρήση FSP.

Εικόνα 39: Πηγή πολλαπλασιασμού των διαταραχών σύμφωνα με το μοντέλο Frank – Reed.

Εικόνα 40: 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.

Εικόνα 41: Σχηματική αναπαράσταση ερμηνείας της σχέσης Hall – Petch.

Εικόνα 42: Παραμόρφωση κρυσταλλικού πλέγματος που προκαλείται από σωματίδιο δευτερεύουσας φάσης σε πλήρη συνοχή με τη μήτρα.

Εικόνα 43: Σχηματική απεικόνιση του μηχανισμού Ogowan.

Εικόνα 44: 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.

Εικόνα 45: Η αλληλουχίες στοίβαξης των δομών κρυστάλλου της (α) 3C SiC, (β) 4H SiC, και (γ) 6H SiC.

Εικόνα 46: Χάρτης EBSD των οδοντώσεων που αναπτύσσουν τα όρια των υποκόκκων σε περιπτώσεις παραμόρφωσης υπό χαμηλή Z. Οι κόκκοι με διαφορετικό προσανατολισμό διακρίνονται λόγω της αλλαγής του χρώματος. Τα όρια των υποκόκκων έχουν άσπρο χρώμα. Οι αναπτυσσόμενες οδοντώσεις έχουν μαύρο χρώμα.

Εικόνα 47: Σύγκριση των ορίων των υποκόκκων. α) υλικό χωρίς σωματίδια δευτερευουσών φάσεων, β) υλικό με σωματίδια δευτερευουσών φάσεων.

Εικόνα 48: Διάγραμμα τάσεων-παραμορφώσεων στο οποίο απεικονίζονται οι αλλαγές στη μικροδομή κατά τη διάρκεια της δυναμικής αποκατάστασης.

Εικόνα 49: Ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση χαλκού.

Εικόνα 50: Σχηματική απεικόνιση των σταδίων της ασυνεχούς ανακρυστάλλωσης. a-d) Μεγάλο αρχικό μέγεθος κόκκων, e) Μικρό αρχικό μέγεθος κόκκων (Οι διακεκομμένες γραμμές δείχνουν τα παλιά όρια των κόκκων).

Εικόνα 51: α) Ανάπτυξη οδοντώσεων στα όρια των υποκόκκων με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού, b) παραμόρφωση και c) περιστροφή των ορίων των υποκόκκων.

Εικόνα 52: Με αύξηση της παραμόρφωσης, τα όρια των κόκκων μεγάλης γωνίας αποπροσανατολισμού (παχιές γραμμές) πλησιάζουν (μεταξύ τους) ενώ το μέγεθος των υποκόκκων παραμένει σταθερό. Τελικά τα όρια των κόκκων συναντώνται με αποτέλεσμα τη δημιουργία μικροδομής κόκκων με υψηλή γωνία αποπροσανατολισμού.

Εικόνα 53: Δημιουργία υποκόκκων κατά τη διάρκεια της αποκατάστασης.

Εικόνα 54: α) Περιοχή κράματος αλουμινίου το οποίο έχει υποστεί 10% παραμόρφωση, b) Η ίδια περιοχή μετά από 2 λεπτά ανόπτησης στους 250 °C.

Εικόνα 55: Νευτώνεια συμπεριφορά ρευστού.

Εικόνα 56: Ροή ιξώδους ρευστού ανάμεσα σε δύο πλάκες (Couette flow).

Εικόνα 57: Ρεολογική συμπεριφορά ρευστών – σχέση τάσης - ρυθμού διάτμησης.

Εικόνα 58: Ρεολογική συμπεριφορά ρευστών – σχέση ιξώδους - ρυθμού διάτμησης.

Εικόνα 59: Παρουσίαση με βέλη α) κάτω από τον πείρο, b) στη μέση του πάχους της πλάκας c) στο περιουχένιο.

Εικόνα 60: Χωρική κατανομή του δυναμικού ιξώδους (P_a) σε διάφορα ύψη των συγκολλούμενων πλακών.

Εικόνα 61: Συγκόλληση FSW με χρήση bobbin tool.

Εικόνα 62: Εμφάνιση κενού (void), μοντελοποίηση FSW με μέθοδο ALE.

Εικόνα 63: Θερμοκρασιακή κατανομή με χρήση της μεθόδου ALE.

Εικόνα 64: Η μηχανή συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση του ENT.

Εικόνα 65: Μηχανολογικό σχέδιο (εμπρόσθια και πλάγια όψη) της μηχανής του ENT.

Εικόνα 66: Η ιδιοσυσκευή συγκράτησης των δοκιμίων.

Εικόνα 67: Η κάτοψη της ιδιοσυσκευής συγκράτησης.

Εικόνα 68: Το μηχανολογικό φύλλο διαστασιολόγησης της βάσης έδρασης.

Εικόνα 69: Το εργαλείο συγκόλλησης που χρησιμοποιήθηκε.

Εικόνα 70: Μηχανολογικό σχέδιο (εμπρόσθια όψη) του εργαλείου συγκόλλησης που χρησιμοποιήθηκε.

Εικόνα 71: Εικόνα SEM της νανοσκόνης (a) SiC και (b) TiC.

Εικόνα 72: Τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά των πλακών και του αυλακιού.

Εικόνα 73: Συνδεδεμένα θερμοστοιχεία στις προς συγκόλληση πλάκες, α) η τοποθέτηση των θερμοστοιχείων, β) η συγκράτησή τους με ακρυλική κόλλα.

Εικόνα 74: Ο ψηφιακός-αναλογικός μετατροπέας «Personal Daq/55».

Εικόνα 75: Σχηματική αναπαράσταση της εγκάρσιας τομής μετά την τοποθέτηση των θερμοστοιχείων.

Εικόνα 76: Σκαρίφημα θέσεως των θερμοστοιχείων πάνω στην πλάκα.

Εικόνα 77: α) Το δυναμόμετρο (KISTLER) ενσωματωμένο στη μηχανή συγκόλλησης με τις προς συγκόλληση πλάκες κατάλληλα συγκρατημένες πάνω σε αυτό, (β) οι ενισχυτές σήματος.

Εικόνα 78: α) Ο υπολογιστής που χρησιμοποιήθηκε για την καταγραφή των δεδομένων και β) κάρτα μετάδοσης σήματος από τους ενισχυτές στον ηλεκτρονικό υπολογιστή.

Εικόνα 79: α) Ειδικά καλούπια για την πραγματοποίηση του εγκιβωτισμού και β) εγκιβωτισμένα δοκίμια.

Εικόνα 80: Διάταξη στην οποία πραγματοποιείται η λείανση και η στίλβωση των προς μελέτη δοκιμίων.

Εικόνα 81: Εξοπλισμός οπτικής μικροσκοπίας του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας. Αριστερά: Οπτικό μικροσκόπιο τύπου «Leica DMILM». Δεξιά: Οπτικό στερεοσκόπιο τύπου «Leica MZ6».

Εικόνα 82: Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης Jeol JSM 6390LV του ENT.

Εικόνα 83: Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης Jeol JSM 6390LV του EM της Σχολής ΜΜΜ.

Εικόνα 84: Το μικροσκληρόμετρο «Wolpert Wilson 402MVD» του ENT.

Εικόνα 85: Η υδραυλική μηχανή μηχανικών δοκιμών της MTS. Στο υπό μελέτη δοκίμιο παρατηρείται τοποθετημένο το επιμηκυνσιόμετρο της «Epsilon».

Εικόνα 86: Οι διαστάσεις των δοκιμίων εφελκυσμού κατά το πρότυπο ASTM E 8M – 04. Το πάχος όλων των δοκιμίων ήταν 3 mm.

Εικόνα 87: Η διεύθυνση κοπής των δοκιμίων εφελκυσμού πάνω στην πλάκα.

Εικόνα 88: Οπτική μικρογραφία του MB AA5083-H111.

Εικόνα 89: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του μετάλλου βάσης AA5083-H111, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 90: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του μετάλλου βάσης.

Εικόνα 91: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μετάλλου βάσης.

Εικόνα 92: Μικρογραφίες EDS (point ID) περιοχών του μετάλλου βάσης.

Εικόνα 93: Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας του κράματος AA5083-H111.

Εικόνα 94: Εικόνες TEM του MB AA5083.

Εικόνα 95: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Εικόνα 96: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Εικόνα 97: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Εικόνα 98: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Εικόνα 99: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Εικόνα 100: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Εικόνα 101: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111. α) Μακρογραφία του ΠΣ, β) μικρογραφία του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x200, γ) μικρογραφία με μεγέθυνση x100 στην οποία παρατηρείται η μετάβαση από τον ΠΣ στη ΘΜΕΖ.

Εικόνα 102: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του πυρήνα συγκόλλησης της FSW του AA5083-H111, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 103: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 104: Μικρογραφίες EDS (point ID) περιοχών του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 105: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 106: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρείται η κυτταροειδής δομή.

Εικόνα 107: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 108: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρείται ένα μονοπάτι διαταραχών.

Εικόνα 109: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.

Εικόνα 110: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι ραβδοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 111: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 112: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται κάποιες υπερμεγέθεις μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 113: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού του συγκολλημένου AA5083.

Εικόνα 114: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 115: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 116: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 117: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 118: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 119: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 120: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εικόνα 121: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Εικόνα 122: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA5083 μετά τη θραύση τους.

Εικόνα 123: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA5083.

Εικόνα 124: Η θραυσίγενής επιφάνεια της FSW του AA5083 σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Εικόνα 125: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 126: Συγκριτικό διάγραμμα των οριζοντίων κατανομών μικροσκληρότητας των πειραμάτων N° 3 και N° 4.

Εικόνα 127: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC, α, β) το flow arm, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) το κέντρο του πυρήνα συγκόλλησης, μεγέθυνση x100, ε) λεπτομέρεια κοντά στην επιφάνεια περιαιχενίου, μεγέθυνση x200.

Εικόνα 128: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA5083-H111 με ενίσχυση SiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 129: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 130: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 131: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 132: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 133: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται έντονη συσσωμάτωση νανοματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

Εικόνα 134: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων του SiC στον ΠΣ.

Εικόνα 135: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων του SiC στον ΠΣ.

Εικόνα 136: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων του SiC στον ΠΣ.

Εικόνα 137: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Εικόνα 138: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC μετά τη θραύση τους.

Εικόνα 139: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 140: Η θραυσίγενής επιφάνεια της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Εικόνα 141: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 141: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC, α) το άνω τμήμα του ΠΣ, μεγέθυνση x100, β) το μέσο του ΠΣ, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) η TMAZ, μεγέθυνση x100, ε) η TMAZ, μεγέθυνση x100.

Εικόνα 142: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA5083-H111 με ενίσχυση TiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 143: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 144: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 145: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 146: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται συσσωμάτωση νανοσωματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

Εικόνα 147: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής.

Εικόνα 148: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια ιδιαίτερου σχήματος.

Εικόνα 149: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των του TiC στον ΠΣ.

Εικόνα 150: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των του TiC στον ΠΣ.

Εικόνα 151: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Εικόνα 152: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των τριών δειγμάτων σε απόσταση 1mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου

Εικόνα 153: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC μετά τη θραύση τους.

Εικόνα 154: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 155: Η θραυσιγενής επιφάνεια της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Εικόνα 156: Υπέρθηση όλων των βέλτιστων καμπυλών σ - ϵ τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου όσο και των δύο ενισχυμένων.

Εικόνα 157: Οπτική μικρογραφία του MB AA6082-T6.

Εικόνα 158: Διάγραμμα της ακολουθίας κατακρήμνισης που λαμβάνει χώρα στα κράματα αλουμινίου 6082 (από [164]).

Εικόνα 159: Σχηματική παρουσίαση των δύο μηχανισμών δημιουργίας των α -σωματιδίων από τα β -σωματίδια (από [164]).

Εικόνα 160: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του μετάλλου βάσης AA6082-T6, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 161: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μετάλλου βάσης.

Εικόνα 162: Μικρογραφίες EDS (point ID) περιοχών του μετάλλου βάσης.

Εικόνα 163: Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας του κράματος AA6082-T6

Εικόνα 164: Εικόνες TEM του MB AA6082.

Εικόνα 165: Εικόνα TEM των β και β' φάσεων του MB AA6082.

Εικόνα 166: Εικόνα TEM του MB AA6082.

Εικόνα 167: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111. α) Μακρογραφία του ΠΣ, β) μικρογραφία του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x100, γ) μικρογραφία του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x200.

Εικόνα 168: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του πυρήνα συγκόλλησης της FSW του AA6082-T6, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 169: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082.

Εικόνα 170: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082.

Εικόνα 171: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση σκουρόχρωμης και ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του AA6082.

Εικόνα 172: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση ανοιχτόχρωμης και ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του AA6082.

Εικόνα 173: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 174: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.

Εικόνα 175: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.

Εικόνα 176: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρείται η κυτταροειδής δομή.

Εικόνα 177: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρούνται δίνες διαταραχών.

Εικόνα 178: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082.

Εικόνα 179: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082.

Εικόνα 180: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Εικόνα 181: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA6082 μετά τη θραύση τους.

Εικόνα 182: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ-ε) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA6082.

Εικόνα 183: Η θραυσιγενής επιφάνεια της FSW του AA6082 σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Εικόνα 184: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 185: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC, α) το flow arm, μεγέθυνση x100, β) ο ΠΣ, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) τ το flow arm, μεγέθυνση x100, ε) το κέντρο του ΠΣ, μεγέθυνση x100.

Εικόνα 186: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA6082-T6 με ενίσχυση SiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 187: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 188: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 189: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 190: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 191: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται οι μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 192: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 193: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 194: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 195: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται τα ίχνη διαταραχών που άφησαν οι μεσομεταλλικές ενώσεις.

Εικόνα 196: Διμερές διάγραμμα φάσης Mg - Si.

Εικόνα 197: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των νανοσωματιδίων SiC στον ΠΣ.

Εικόνα 198: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των νανοσωματιδίων SiC στον ΠΣ.

Εικόνα 199: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Εικόνα 200: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC μετά τη θραύση τους.

Εικόνα 201: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 202: Η θραυσιγενής επιφάνεια της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Εικόνα 203: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 204: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC, α, β) το onion ring structure, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) το onion ring structure, μεγέθυνση x100, ε) η TMAZ, μεγέθυνση x100.

Εικόνα 205: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA6082-T6 με ενίσχυση TiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 206: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 207: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 208: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται οι διαταραχές εντός των κόκκων.

Εικόνα 209: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται διασκορπισμένα νανοσωματίδια στο εσωτερικό των κόκκων.

Εικόνα 210: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται συσσωμάτωση νανοσωματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

Εικόνα 211: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής.

Εικόνα 212: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων TiC του ΠΣ του AA6082.

Εικόνα 213: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων TiC του ΠΣ του AA6082.

Εικόνα 214: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Εικόνα 215: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των τριών δειγμάτων σε απόσταση 1mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου.

Εικόνα 216: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC μετά τη θραύση τους.

Εικόνα 217: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 218: Η θραυσιγενής επιφάνεια της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Εικόνα 219: Υπέρθηση όλων των βέλτιστων καμπυλών σ - ϵ τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου όσο και των δύο ενισχυμένων.

Εικόνα 220: α) Οπτική μακρογραφία της ετερογενούς συγκόλλησης (N^o 5), β) Οπτική μικρογραφία του ΠΣ της ετερογενούς συγκόλλησης (N^o 5).

Εικόνα 221: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 χωρίς ενίσχυση SiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 222: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού AA5083 της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 223: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 224: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 225: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού AA6082 της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 226: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού AA6082 της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 227: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 228: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Εικόνα 229: Η κατανομή της οριζόντιας μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης.

Εικόνα 230: Η καμπύλη τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για την ετερογενή FSW χωρίς ενίσχυση.

Εικόνα 231: Το δοκίμιο εφελκυσμού της ετερογενούς FSW χωρίς ενίσχυση.

Εικόνα 232: Η θραυσιγενής επιφάνεια της ετερογενούς FSW χωρίς ενίσχυση.

Εικόνα 233: Οπτικές μακρογραφίες των ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ AA5083-H111 και AA6082-T6 με ενίσχυση SiC. a) Συγκόλληση N° 1: ένα πάσο, b) συγκόλληση N° 2: δύο πάσα ίδιας κατελυθунσης, c) συγκόλληση N° 3: τρία πάσα ίδιας κατελυθунσης, (d) συγκόλληση N° 4: δύο πάσα αντίθετης κατεύθυνσης.

Εικόνα 234: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες (SEM). a) Οι ομόκεντροι κύκλοι στο κέντρο του ΠΣ, b) οι εναλλασσόμενες λωρίδες στην AS.

Εικόνα 235: Οπτικές μικρογραφίες του ΠΣ με ενίσχυση SiC. a) κέντρο, b) AS

Εικόνα 236: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες: a) το κέντρο των ομόκεντρων κύκλων του ΠΣ, b) το κέντρο των ομόκεντρων κύκλων του ΠΣ σε μεγαλύτερη μεγέθυνση, c) η περιοχή A, d) η περιοχή B.

Εικόνα 237: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες: a) MB 5083-H111, b) MB 6082-T6.

Εικόνα 238: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες: a) εναλλασσόμενες λωρίδες στην AS, (b) εναλλασσόμενες λωρίδες στην AS σε μεγαλύτερη μεγέθυνση.

Εικόνα 239: Η κατανομή της οριζόντιας μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης με προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης SiC.

Εικόνα 240: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των ετερογενών συγκολλησέτων με και χωρίς προσθήκη SiC σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια περιαιχνίου του εργαλείου.

Εικόνα 241: Η καμπύλη τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για την ετερογενή FSW με ενίσχυση SiC.

Εικόνα 242: Υπέρθηση των καμπυλών σ - ϵ του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου.

Εικόνα 243: Υπέρθηση των καμπυλών σ - ϵ για την περιοχή ελαστικής παραμόρφωσης του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου.

Εικόνα 244: Το δοκίμιο εφελκυσμού της ετερογενούς FSW με προσθήκη SiC.

Εικόνα 245: Η θραυσιγενής επιφάνεια της FSW με προσθήκη SiC.

Εικόνα 246: Οπτικές μακρογραφίες των ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ AA5083-H111 και AA6082-T6 με ενίσχυση TiC. a) Συγκόλληση N° 1, b) συγκόλληση N° 2, c) συγκόλληση N° 3, d) συγκόλληση N° 4, e) συγκόλληση N° 5, f) συγκόλληση N° 6.

Εικόνα 247: Οπτικές μικρογραφίες της συγκόλλησης N° 3 με ενίσχυση TiC σε μεγέθυνση x100. a) Ο ΠΣ και η TMAZ προς την RS, b) ο ΠΣ προς την επιφάνεια υποστήριξης, c, d) ο ΠΣ προς την επιφάνεια περιαιχενίου και το flow arm.

Εικόνα 248: Οπτικές μικρογραφίες της συγκόλλησης N° 6 με ενίσχυση TiC. a) το κέντρο του ΠΣ προς την επιφάνεια περιαιχενίου σε μεγέθυνση x100, b) το κέντρο του ΠΣ προς την επιφάνεια υποστήριξης σε μεγέθυνση x100, c) ο ΠΣ προς την επιφάνεια περιαιχενίου και το flow arm σε μεγέθυνση x100, d) λωρίδα πλούσια σε νανοσωματίδια TiC σε μεγέθυνση x1000.

Εικόνα 249: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης με προσθήκη TiC N° 3 σε απόσταση 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου.

Εικόνα 250: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη TiC με τη συγκόλληση N° 3 σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου.

Εικόνα 251: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης με προσθήκη TiC N° 6 σε απόσταση 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου.

Εικόνα 252: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη TiC με τη συγκόλληση N° 6 σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου.

Εικόνα 253: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 χωρίς ενίσχυση TiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Εικόνα 254: Μικρογραφία EDS (Mapping) και χημική ανάλυση στον ΠΣ του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 255: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση στον ΠΣ του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 256: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση στις ζώνες που έχουν δημιουργηθεί κοντά στο flow arm της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Εικόνα 257: Υπέρθηση των καμπυλών σ-ε του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου.

Εικόνα 258: Υπέρθηση των καμπυλών σ-ε για την περιοχή ελαστικής παραμόρφωσης του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου.

Εικόνα 259: Τα δοκίμια εφελκυσμού της ετερογενούς FSW με προσθήκη TiC.

Εικόνα 260: Η θραυσιγενής επιφάνεια της ετερογενούς FSW με προσθήκη TiC.

Εικόνα 261: Υπέρθηση των καμπυλών σ-ε του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου.

Εικόνα 262: Η γεωμετρία όπως σχεδιάστηκε

Εικόνα 263: Λεπτομέρεια όπου φαίνεται η γωνία κλίσης του εργαλείου

Εικόνα 264: Το meshing.

Εικόνα 265: Το διάγραμμα παρεμβολής της μέσης τάσης διαρροής σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία.

Εικόνα 266: Η θερμοκρασιακή κατανομή. Εμφανίζονται οι θερμοκρασίες πάνω από τους 350 K.

Εικόνα 267: Οι ισόθερμες καμπύλες για θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 350 K.

Εικόνα 268: Σύγκριση μεταξύ των πειραματικών αποτελεσμάτων και των αποτελεσμάτων προσομοίωσης α) στην επιφάνεια της πλάκας, β) 1,5 mm κάτω από την επιφάνεια αυτής.

Εικόνα 269: Η κατανομή της θερμοκρασίας δύο σημείων στην πλάκα σε σχέση με τη θέση του εργαλείου, α) 18 mm από το κέντρο του ΠΣ και σε βάθος 1,5 mm από την επιφάνεια και β) 6 mm από το κέντρο του ΠΣ και σε βάθος 1 mm από την επιφάνεια.

Σχήμα 270: Οι επιφάνειες στις οποίες εισάγονται τα διανύσματα της ταχύτητας.

Εικόνα 271: Η επιφάνεια εισόδου της ροής.

Εικόνα 272: Η επιφάνεια εξόδου της ροής.

Εικόνα 273: Οι επιφάνειες με σταθερή ταχύτητα ίση με $-u_{\text{weld}}$

Εικόνα 274: Η διακριτοποίηση του μοντέλου

Εικόνα 275: Η γωνία κλίσης του εργαλείου (3°).

Εικόνα 276: Οι ροϊκές γραμμές σε επιφάνεια στη μέση του πάχους του δοκιμίου για εισαγωγή ταχύτητας μόνο στον πείρο.

Εικόνα 277: Η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας στην περιοχή του εργαλείου στη μέση του πάχους της πλάκας για περιστροφή μόνο του πείρου.

Εικόνα 278: Οι ροϊκές γραμμές σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιανθενίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

Εικόνα 279: Η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιανθενίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

Εικόνα 280: Τομή των συγκολλημένων πλακών του AA5083 πάχους 3 mm.

Εικόνα 281: Οι ροϊκές γραμμές του μοντέλου με γωνία κλίσης 3° σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιανθενίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

Εικόνα 282: Η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας του μοντέλου με γωνία κλίσης 3° σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιανθενίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

- Πίνακας 1:** Σύγκριση των τριών μεθόδων συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή.
- Πίνακας 2:** Η χημική σύσταση % του AA5083-H111 σύμφωνα με τον προμηθευτή (Vimetco S.A.)
- Πίνακας 3:** Οι ιδιότητες του AA5083-H111 [52].
- Πίνακας 4:** Η χημική σύσταση % του AA5083-H111 σύμφωνα με τον προμηθευτή (Vimetco S.A.)
- Πίνακας 5:** Οι ιδιότητες του AA5083-H111 [52].
- Πίνακας 6:** Οι ιδιότητες του SiC [52]
- Πίνακας 7:** Τεχνικά Χαρακτηριστικά Φρέζας [113]
- Πίνακας 8:** Ταχύτητες Πρόωσης Άξονας X [mm/ min]
- Πίνακας 9:** Ταχύτητες Περιστροφής Κεφαλής [RPM]
- Πίνακας 10:** Το διάλυμα προσβολής που χρησιμοποιήθηκε.
- Πίνακας 11:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης του AA5083-H111.
- Πίνακας 12:** Το ποσοστό (w/w%) των στοιχείων σε κάθε σημειακή ανάλυση (βλ. και Εικόνα 92).
- Πίνακας 13:** Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111.
- Πίνακας 14:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW του AA5083-H111.
- Πίνακας 15:** Το ποσοστό (w/w%) των στοιχείων σε κάθε σημειακή ανάλυση.
- Πίνακας 16:** Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για το MB και την FSW του AA5083.
- Πίνακας 17:** Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.
- Πίνακας 18:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA5083-H111 με και χωρίς ενίσχυση SiC.
- Πίνακας 19:** Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.
- Πίνακας 20:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.
- Πίνακας 21:** Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC.
- Πίνακας 22:** Σύγκριση των μέσων όρων όλων των μεγεθών.
- Πίνακας 23:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης του AA6082-T6.
- Πίνακας 24:** Το ποσοστό (w/w%) των στοιχείων σε κάθε σημειακή ανάλυση.
- Πίνακας 25:** Οι παράμετροι της FSW του AA6082-T6.
- Πίνακας 26:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA6082-T6.
- Πίνακας 27:** Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για το MB και την FSW του AA6082.
- Πίνακας 28:** Οι παράμετροι της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.
- Πίνακας 29:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA6082-T6 με και χωρίς ενίσχυση SiC.
- Πίνακας 30:** Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC.
- Πίνακας 31:** Οι παράμετροι της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.
- Πίνακας 32:** Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.
- Πίνακας 33:** Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων και την FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC.

Πίνακας 34: Σύγκριση των μέσων όρων όλων των μεγεθών.

Πίνακας 35: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Πίνακας 36: Το μέγεθος κόκκων των μετάλλων βάσης και του ΠΣ της FSW μεταξύ AA5083-H111 και AA6082-T6.

Πίνακας 37: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την ετερογενή FSW του AA5083 με το AA6082 με και χωρίς ενίσχυση TiC.

Πίνακας 38: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Πίνακας 39: Το μέγεθος κόκκων των μετάλλων βάσης AA5083 και AA6082, καθώς και των ΠΣ της FSW με και χωρίς ενίσχυση SiC.

Πίνακας 40: Η χημική σύσταση (% wt) από την ανάλυση SEM-EDS των MB και των διαφορετικών περιοχών του ΠΣ.

Πίνακας 41: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την ετερογενή FSW του AA5083 με το AA6082 με και χωρίς ενίσχυση TiC.

Πίνακας 42: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Πίνακας 43: Το μέγεθος κόκκων των μετάλλων βάσης AA5083 και AA6082, καθώς και των ΠΣ της FSW με και χωρίς ενίσχυση TiC.

Πίνακας 44: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την ετερογενή FSW του AA5083 με το AA6082 με και χωρίς ενίσχυση TiC.

Πίνακας 45: Σύγκριση των μηχανικών μεγεθών.

Πίνακας 46: Οι όλων των επιμέρους στοιχείων του μοντέλου.

Πίνακας 47: Οι φυσικές ιδιότητες του χυτοσιδήρου.

Πίνακας 48: Οι φυσικές ιδιότητες του χάλυβα SVERKER 21.

Πίνακας 49: Οι φυσικές ιδιότητες του AA5083.

Πίνακας 50: Οι θερμοκρασιακά εξαρτώμενες ιδιότητες του AA5083.

Πίνακας 51: Η θερμοκρασιακά εξαρτώμενη τάση διαρροής.

Πίνακας 52: Οι σταθερές των εξισώσεων.

Πίνακας 53: Σύγκριση αποτελεσμάτων ροϊκής έκτασης μοντέλου με πειραματικά σε τρία διαφορετικά ύψη της πλάκας.

Πίνακας 54: Σύγκριση αποτελεσμάτων ροϊκής έκτασης μοντέλου με γωνία κλίσης 3° πειραματικά σε τρία διαφορετικά ύψη της πλάκας.

Πίνακας 55: Γεωμετρία σχημάτων μοντέλου.

Πίνακας 56: Τομείς της γεωμετρίας του μοντέλου.

Πίνακας 57: Η ροϊκή ακτίνα για την άνω, τη μέση και την κάτω επιφάνεια της πλάκας.

Πίνακας 58: Σύγκριση της ροϊκής ακτίνας για την άνω, τη μέση και την κάτω επιφάνεια της πλάκας.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Σκοπός της εν λόγω διατριβής είναι η μελέτη δημιουργίας συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση (Friction Stir Welding-FSW) κραμάτων αλουμινίου ενισχυμένων με κεραμικά νανοσωματίδια. Πιο συγκεκριμένα έγινε βελτιστοποίηση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση όμοιων και ανόμοιων κραμάτων ναυπηγικού αλουμινίου μέσω της ενσωμάτωσης στη ραφή συγκόλλησης νανοσωματιδίων ενίσχυσης και εν συνεχεία η αξιολόγηση των αποτελεσμάτων μέσω της μελέτης της μικροδομής του πυρήνα καθώς και μέσω της εκπόνησης μηχανικών δοκιμών και δοκιμών μικροσκληρότητας. Επιπροσθέτως, έγινε προσπάθεια μοντελοποίησης του φαινομένου μέσω της μεθόδου των πεπερασμένων στοιχείων. Αρχικά το φαινόμενο μοντελοποιήθηκε θερμικά μέσω του πακέτου COMSOL Multiphysics και στη συνέχεια κατασκευάστηκε ένα συζευγμένο θερμοροϊκό μοντέλο μέσω του ίδιου προγράμματος.

Χρησιμοποιήθηκαν τα κράματα AA5083 σε κατάσταση εργοσκληρυνσης H111 και AA6082 σε κατάσταση τεχνητής γήρανσης T6. Το κύριο κραματικό στοιχείο του πρώτου είναι το μαγνήσιο και του δεύτερου το πυρίτιο. Ως ενισχυτικά νανοσωματίδια χρησιμοποιήθηκαν καρβίδιο του πυριτίου (SiC) και καρβίδιο του τιτανίου (TiC).

Πιο συγκεκριμένα πραγματοποιήθηκαν οι παρακάτω συνδυασμοί συγκολλήσεων:

1. Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111
2. Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111 με ενίσχυση SiC
3. Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111 με ενίσχυση TiC
4. Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6
5. Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6 με ενίσχυση SiC
6. Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6 με ενίσχυση TiC
7. Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6
8. Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6 με ενίσχυση SiC
9. Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6 με ενίσχυση TiC

Αρχικά πραγματοποιήθηκε μια προκαταρκτική μελέτη με σκοπό τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων συγκόλλησης. Η εν λόγω μελέτη βασίστηκε στα αποτελέσματα παλαιότερων εργασιών του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας καθώς και σε αυτά αντίστοιχων εργασιών στη διεθνή βιβλιογραφία. Πιο συγκεκριμένα μεταβλήθηκε η ταχύτητα πρόωσης και περιστροφής του εργαλείου καθώς και ο αριθμός και η κατεύθυνση των πάσων συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση. Το εργαλείο που χρησιμοποιήθηκε σε όλες τις δοκιμές είχε επίπεδο κυλινδρικό περιανχένιο καθώς και κυλινδρικό πείρο ο οποίος έφερε αριστερόστροφο σπείρωμα για βελτίωση της ροής του υλικού.

Μετά την ολοκλήρωση της εν λόγω προκαταρκτικής μελέτης και τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων συγκόλλησης και κατεργασίας με βάση τις δυνατότητες της χρησιμοποιούμενης μηχανής ακολούθησε η ενδελεχής μελέτη των συγκολλημένων δοκιμίων. Η εν λόγω μελέτη ξεκίνησε με την παρατήρηση αυτών με μεθόδους οπτικής και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας τόσο σάρωσης (SEM) όσο και διερχόμενης δέσμης (TEM). Κατά τη μελέτη μέσω των ηλεκτρονικών μικροσκοπίων πραγματοποιήθηκε και χημική ανάλυση των δοκιμίων μέσω φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς (EDS). Στη συνέχεια ακολούθησε η διεξαγωγή δοκιμών μικροσκληρότητας καθώς και μηχανικών δοκιμών (εφελκυσμών).

Τέλος, σε επιλεγμένη συγκόλληση έγινε *in situ* μέτρηση τόσο της κατανομής των θερμοκρασιών όσο και των αναπτυσσόμενων δυνάμεων και τα αποτελέσματα που εξήχθησαν χρησιμοποιήθηκαν ως δεδομένα για τη βελτιστοποίηση της προσομοίωσης της κατεργασίας με τη μέθοδο των πεπερασμένων στοιχείων.

Συμπερασματικά, από τη μελέτη της μικροδομής προέκυψε ότι κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης λαμβάνει χώρα το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης το οποίο έχει ως αποτέλεσμα τη μείωση του μεγέθους των κόκκων στον πυρήνα. Στις περιπτώσεις μάλιστα της ενίσχυσης του πυρήνα με νανοσωματίδια, το φαινόμενο αυτό είναι ακόμα πιο έντονο. Ο θερμικός κύκλος των συγκόλλησεων δεν επηρέασε το είδος των μεσομεταλλικών ενώσεων στον πυρήνα αυτών, συντέλεσε όμως στη μείωση του μεγέθους τους και της πυκνότητάς τους σε σχέση με τα μέταλλα βάσης. Επίπροσθέτως, παρατηρήθηκε ότι οι διαταραχές και τα νανοσωματίδια κατανέμονται τυχαία εντός του πυρήνα. Επίσης, και σε συνδυασμό με τα αποτελέσματα των δοκιμών μικροσκληρότητας και εφελκυσμού, συμπεραίνουμε ότι η ενίσχυση του πυρήνα της συγκόλλησης έχει νόημα στην περίπτωση του SiC και του TiC όπου παρατηρείται μικρή βελτίωση της σκληρότητας και της αντοχής σε εφελκυσμό. Τέλος, το φαινόμενο μπορεί να προσομοιωθεί αριθμητικά αρκετά ικανοποιητικά τόσο θερμικά όσο και ροϊκά (συζευγμένα), με τα αποτελέσματα να είναι πολύ κοντά στα πειραματικά.

Η εν λόγω διδακτορική διατριβή παρουσίασε αρκετές καινοτομίες οι οποίες παρουσιάζονται παρακάτω.

Πραγματοποιήθηκε:

- Βελτιστοποίηση ομογενούς συγκόλλησης του AA5083 με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC
- Βελτιστοποίηση ομογενούς συγκόλλησης του AA6082 με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC και TiC
- Βελτιστοποίηση ετερογενούς συγκόλλησης μεταξύ του AA5083 και του AA6082 με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC και TiC

Αυτές οι μελέτες δεν περιορίζονται στην επίτευξη μόνο βέλτιστων ενισχυμένων συγκολλήσεων αλλά επεκτείνονται και στη μελέτη και την επεξεργασία των αποτελεσμάτων. Είναι η πρώτη φορά που διεξάγεται και δημοσιεύεται μια τόσο εκτενής μελέτη μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας η οποία εστιάζει στη μελέτη τριών διαφορετικών παραγόντων δηλαδή των διαταραχών, των μεσομεταλλικών ενώσεων και των νανοσωματιδίων ενίσχυσης. Επίσης, είναι η πρώτη φορά που γίνεται μία τόσο έντονη προσπάθεια συσχετισμού των μεταλλουργικών φαινομένων που παρατηρείται να λαμβάνουν χώρα κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (και συγκεκριμένα στον πυρήνα αυτής) με τη μηχανική συμπεριφορά αυτής. Κατά την μελέτη μέσω της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας παρατηρήθηκε το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης το οποίο λαμβάνει χώρα λόγω των θερμοκρασιών και των δυνάμεων που αναπτύσσονται κατά την έντονη πλαστική παραμόρφωση του υλικού του πυρήνα συγκόλλησης κατά τη διάρκεια της ανάδευσης. Πιο συγκεκριμένα επετεύχθη παρατήρηση αμφότερων των σταδίων του φαινομένου δηλαδή τόσο του σχηματισμού της κυτταροειδούς δομής όσο και του σχηματισμού των υποκόκκων. Επιπροσθέτως αντλήθηκε το συμπέρασμα ότι η εν λόγω μεταβολή της μικροδομής επηρεάζει - θετικά τις περισσότερες φορές - τη μηχανική συμπεριφορά και τη σκληρότητα των συγκολλημένων υλικών. Τέλος, είναι η πρώτη φορά που γίνεται επικύρωση θερμικού μοντέλου της FSW με χρήση θερμοστοιχείων καθώς και σύγκριση με πειραματικά δεδομένα. Συγκεκριμένα, επιτεύχθηκε μοντελοποίηση του φαινομένου της συγκόλλησης δια τριβής με

ανάδευση με το πακέτο COMSOL MULTIPHYSICS. Για την επιβεβαίωση της θερμικής μοντελοποίησης έγινε χρήση θερμοστοιχείων με σκοπό την αποτύπωση του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης, ενώ για την επιβεβαίωση της θερμοροϊκής μοντελοποίησης υπολογίστηκε η ροϊκή ακτίνα μέσω της μελέτης της εγκάρσιας τομής των συγκολλήσεων στο οπτικό στερεοσκόπιο.

ABSTRACT

The purpose of this dissertation is to optimize the Friction Stir Welding (FSW) of similar and dissimilar shipbuilding aluminum alloys by integrating reinforcing nanoparticles into the weld seam and then evaluate the results through the study of the microstructure of the weld nugget and through mechanical and microhardness testing.

The AA5083 (in the H111 strain hardened condition) and AA6082 (in the solution heat treated and artificially aged T6 condition) alloys were used. The main alloy of the first is magnesium and of the second is silicon. Silicon Carbide (SiC), Titanium Carbide (TiC).

More specifically, the following welds were performed:

1. Similar FSW of the AA5083-H111
2. Similar FSW of the AA5083-H111 with SiC reinforcement
3. Similar FSW of the AA5083-H111 with TiC reinforcement
4. Similar FSW of the AA6082-T6
5. Similar FSW of the AA6082-T6 with SiC reinforcement
6. Similar FSW of the AA6082-T6 with TiC reinforcement
7. Dissimilar FSW between the AA5083-H111 and the AA6082-T6
8. Dissimilar FSW between the AA5083-H111 and the AA6082-T6 with SiC reinforcement
9. Dissimilar FSW between the AA5083-H111 and the AA6082-T6 with TiC reinforcement

Initially, a preliminary study was conducted in order to determine the optimum welding parameters. This study was based on the results of past work of the Shipbuilding Technology Laboratory (STL) staff and the corresponding work in the international literature. In particular, the traverse speed and the rotational speed of the tool as well as the number and the direction of the FSW passes were changed. The tool used in all the tests had a flat cylindrical shoulder as well as a cylindrical pin which had a left-hand thread to improve material flow.

After the completion of this preliminary study and the determination of the optimum welding and processing parameters regarding the capabilities of the STL's FSW machine, a thorough study of the welded specimens followed. This study began with the observation of the specimens by means of optical and electron microscopy, both scanning (SEM) and transmission (TEM). During the said study, chemical analysis of the specimens was performed by energy dispersive spectroscopy (EDS). It was then followed by microhardness and the mechanical (tensile) testing.

Finally, an in situ measurement of both temperature and force distributions was performed, on a selected weld, and the results were used as data to optimize the thermal numerical simulation of the process with the finite element method.

In conclusion, the study of the microstructure revealed that, during the welding process, the phenomenon of the dynamic recrystallization takes place which results in the reduction of the size of the grains in the weld nugget. In the nanoparticle reinforced cases, this phenomenon is even more evident. It was also observed that the thermal cycle of the welds did not affect the type of intermetallic compounds in their weld nugget but contributed to the decrease of their size and density relative to the equivalent of the base metals. Additionally, it was observed that

both the dislocations and the nanoparticles are dispersed randomly in the weld nugget without following a specific pattern. Also, in combination with the results of the microhardness and the tensile tests, it was concluded that the strengthening of the weld nugget is meaningful in the case of the SiC and the TiC reinforcement, where a slight improvement in the hardness and the tensile strength is observed. Finally, the phenomenon can be simulated numerically quite satisfactorily, both thermal and flow (coupled) simulations were achieved, with the results being very close to the experimental ones.

This PhD thesis presented several innovations such as:

- Achieving the sound friction stir welding of AA5083 reinforced with TiC nanoparticles.
- Achieving the sound friction stir welding of AA6082 reinforced with SiC and TiC nanoparticles
- Achieving the sound dissimilar friction stir welding between the AA5083 and the AA6082 reinforced with SiC and TiC nanoparticles.

The innovation also extends to the study and processing of the results. This is the first time that such an extensive study by electron microscopy was conducted which focuses on three different factors, namely the dislocations, the intermetallic compounds and the reinforcing nanoparticles. It was also the first time that such an intense effort was made to correlate the metallurgical phenomena observed in the weld nugget during friction stir welding with the mechanical behavior of the welds. During the electron microscopic study, the phenomenon of the dynamic recrystallization, that occurs due to the elevated temperatures and forces developing during the intense plastic deformation of the weld nugget material due to stirring, was observed. In particular, observation of both stages of the phenomenon, i.e. both the formation of the cell structure and the formation of the subgrains, was achieved. Additionally, it has been concluded that these microstructural changes have a positive - most of the times – effect on both the mechanical behavior and the hardness of the welded materials. Finally, it is the first time that an FSW thermal model is validated using thermocouples as well as via the comparison of the numerical simulation results with the experimental data. More specifically, the numerical simulation of the Friction Stir Welding process was achieved with both the COMSOL MULTIPHYSICS program. The thermal cycle of the process was determined, using thermocouples, in order to confirm the results of the thermal model. The results of the thermal-CFD model were confirmed via the optical microscopy study of the cross sections of the welds.

1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Από την επινόησή της το 1991 στο Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (The Welding Institute-TWI) στο Ηνωμένο Βασίλειο η Συγκόλληση δια Τριβής με Ανάδευση (Friction Stir Welding - FSW) αποτέλεσε μια εξαιρετικά υποσχόμενη μέθοδο συγκόλλησης καθώς όχι μόνο μπορούσε να συγκολλήσει μέταλλα και κράματα τα οποία ήταν αδύνατον να συγκολληθούν με τις έως τότε συμβατικές μεθόδους συγκολλήσεων τήξεως αλλά είναι ιδανική και για την πραγματοποίηση συγκολλήσεων μεταξύ ανόμοιων κραμάτων όπως διαφορετικά κράματα αλουμινίου μεταξύ τους αλλά και κράματα αλουμινίου με κράματα χαλκού ή χάλυβες. Επιπροσθέτως, λόγω της φύσης της, όντας μια μέθοδος συγκόλλησης «στερεάς κατάστασης» κατά την οποία δεν παρατηρείται τήξη του υλικού, έχει ως αποτέλεσμα την αποφυγή πολλών από τα εγγενή μειονεκτήματα τα οποία συνδέονται με την τήξη και την επαναστερεοποίηση των κραμάτων με πιο χαρακτηριστικά την εμφάνιση πορώδους, εγκλεισμάτων καθώς και ρωγμών στερεοποίησης. Σε αυτό το σημείο πρέπει επίσης να τονιστεί ότι λόγω των προαναφερθέντων η θερμική παροχή από την εν λόγω μέθοδο είναι αρκετά χαμηλότερη σε σχέση με τις υπόλοιπες συμβατικές αλλά και μη συμβατικές μεθόδους συγκολλήσεων με αποτέλεσμα οι ιδιότητες της προκύπτουσας θερμικά επηρεασμένης ζώνης να είναι λιγότερο υποβιβασμένες. Αυτό, σε συνδυασμό και με άλλους λόγους οι οποίοι θα αναλυθούν στα ακόλουθα κεφάλαια, υποδηλώνει ότι η εν λόγω μέθοδος καθίσταται προτιμητέα ακόμα και σε περιπτώσεις όπου μπορεί να επιτευχθούν ικανοποιητικές συμβατικές συγκολλήσεις.

2. ΑΝΤΙΚΕΙΜΕΝΟ ΚΑΙ ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Απώτερος στόχος της εν λόγω διδακτορικής διατριβής ήταν η βελτιστοποίηση της ενίσχυσης με κεραμικά σωματίδια συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση (Friction Stir Welding-FSW) μεταξύ όμοιων και ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου, η ενδελεχής μελέτη τους σε επίπεδο μικροδομής και μηχανικής συμπεριφοράς, καθώς και η σύγκριση των ιδιοτήτων τους.

Στην παρούσα διατριβή πραγματοποιήθηκαν ομογενείς αλλά και ετερογενείς συγκολλήσεις μεταξύ λεπτών πλακών (πάχους τριών χιλιοστών) από τα κράματα AA5083 σε κατάσταση H111 και AA6082 σε κατάσταση T6. Ο λόγος που επιλέχθηκαν τα εν λόγω κράματα ήταν ότι είναι τα δύο κατά κόρον χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου στη Ναυπηγική – αλλά και την Αεροναυπηγική και την αυτοκινητοβιομηχανία – λόγω της εξαιρετικής αντοχής τους στη διάβρωση. Αν και η χρήση του αλουμινίου στη Ναυπηγική Βιομηχανία σε πολλές περιπτώσεις περιορίζεται στην υπερκατασκευή του πλοίου για λόγους διατήρησης του κέντρου βάρους του σε χαμηλά επίπεδα, υπάρχουν περιπτώσεις κυρίως ταχύπλοων ή πολεμικών σκαφών τα οποία είναι εξ'ολοκλήρου κατασκευασμένα από αλουμίνιο. Σε όλες τις προαναφερθείσες κατασκευές γίνεται χρήση των λεγόμενων ναυπηγικών αλουμινίων, δηλαδή του AA5083 και του AA6082 καθώς αυτά τα δύο κράματα παρουσιάζουν πολύ μεγάλη αντοχή σε διάβρωση, και δη στο θαλάσσιο περιβάλλον. Αν και το μεγαλύτερο μέρος των συγκολλήσεων μεταξύ των εν λόγω κραμάτων είναι ομογενείς, υπάρχουν και περιπτώσεις όπου επιβάλλεται να γίνουν ετερογενείς συγκολλήσεις. Συγκεκριμένα, η γάστρα των εν λόγω ταχύπλοων πλοίων είναι συνήθως κατασκευασμένη από το AA5083, τα ενισχυτικά αυτής όμως κατασκευάζονται από

το AA6082. Όπως γίνεται λοιπόν αντιληπτό, η ανάγκη για ανάπτυξη μεθόδων συγκόλλησης μέσω των οποίων να προκύπτουν άριστες μηχανικές ιδιότητες είναι επιτακτική, δεδομένου ότι το αλουμίνιο είναι ένα υλικό λιγότερο ανθεκτικό από το χάλυβα ο οποίος είναι το κατά κόρον χρησιμοποιούμενο στη ναυπηγική υλικό. Μία από τις πιθανές λύσεις στο πρόβλημα της βελτίωσης των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων, η επιτευξιμότητα της οποίας έχει αποδειχθεί από προηγούμενες μελέτες, είναι η ενίσχυση των ραφών αυτών με, συνήθως, κεραμικά σωματίδια. Ουσιαστικά, δηλαδή, είναι η μετατροπή των ραφών των συγκολλήσεων τοπικά σε σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας. Ένα επιπρόσθετο πλεονέκτημα που θα μπορούσε να προκύψει από την επίτευξη της βελτίωσης των μηχανικών ιδιοτήτων των ραφών των συγκολλήσεων θα μπορούσε να ήταν και η χρήση λεπτότερων πλακών και άρα η μείωση του βάρους της κατασκευής, με ότι αυτό συνεπάγεται για το κόστος, την κατανάλωση καυσίμου και την ταχύτητα πλεύσης. Σε κάθε εφαρμογή όπου το συγκολλημένο υλικό είναι σε κατάσταση σκλήρυνσης με τεχνητή γήρανση, όπως το AA6082-T6, η συγκολλημένη περιοχή έχει χαμηλότερες μηχανικές ιδιότητες σε σύγκριση με το μέταλλο βάσης λόγω της μερικής διάλυσης των ενισχυτικών δευτερευουσών φάσεων εξαιτίας της ανόδου της θερμοκρασίας. Μία πιθανή λύση για βελτίωση ή και αποκατάσταση των μηχανικών ιδιοτήτων στα προ της συγκόλλησης επίπεδα είναι η ενσωμάτωση κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης στον πυρήνα της συγκόλλησης. Η εν λόγω τεχνική αποτελεί και το αντικείμενο μελέτης της παρούσας διδακτορικής διατριβής. Επίσης, σε αυτό το σημείο αξίζει να αναφερθεί ότι η ενίσχυση ετερογενών συγκολλήσεων με κεραμικά σωματίδια έχει επιπλέον ερευνητικό ενδιαφέρον, καθώς μέχρι και σήμερα έχουν πραγματοποιηθεί λιγοστές σχετικές μελέτες.

Συμπερασματικά λοιπόν, ο σκοπός και οι στόχοι της εν λόγω διατριβής είναι:

- α) Η βελτιστοποίηση των ομογενών και ετερογενών συγκολλήσεων των ναυπηγικών κραμάτων αλουμινίου μέσω της ενσωμάτωσης κεραμικών νανοσωματιδίων στη ραφή της συγκόλλησης.
- β) Η εις βάθος κατανόηση των φαινομένων τα οποία λαμβάνουν χώρα κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης και της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση.
- γ) Η ανάπτυξη ενός άρτιου συζευγμένου θερμοροϊκού μοντέλου πεπερασμένων στοιχείων το οποίο θα μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τη μείωση του όγκου των πειραμάτων παραμετροποίησης.

3. ΜΕΘΟΔΟΛΟΓΙΑ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Κατά τη διάρκεια της εν λόγω διατριβής αρχικά μελετήθηκαν οι συγκολλήσεις χωρίς ενίσχυση, οι παράμετροι των οποίων είχαν οριστεί από προηγούμενες μελέτες οι οποίες είχαν διεξαχθεί στο ENT. Έπειτα, ορίστηκαν σε κάθε περίπτωση οι ποικίλες παράμετροι των συγκολλήσεων με ενίσχυση νανοσωματιδίων με σκοπό τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων που η μηχανή του ENT δύναται να φέρει εις πέρας. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα να προκύψουν ποικίλες συγκολλήσεις με ενίσχυση νανοσωματιδίων.

Τα μικροδομικά χαρακτηριστικά όλων των προαναφερθεισών συγκολλήσεων μελετήθηκαν ενδελεχώς μέσω οπτικής μικροσκοπίας και σε ορισμένες περιπτώσεις μέσω δοκιμών μικροσκληρότητας με σκοπό να καθοριστούν οι παράμετροι οι οποίες έχουν ως αποτέλεσμα τις βέλτιστες συγκολλήσεις που η μηχανή συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση του ENT μπορεί να παράγει. Σε αυτό το στάδιο καθορίστηκε και το μέγεθος των κόκκων του πυρήνα της εκάστοτε συγκόλλησης.

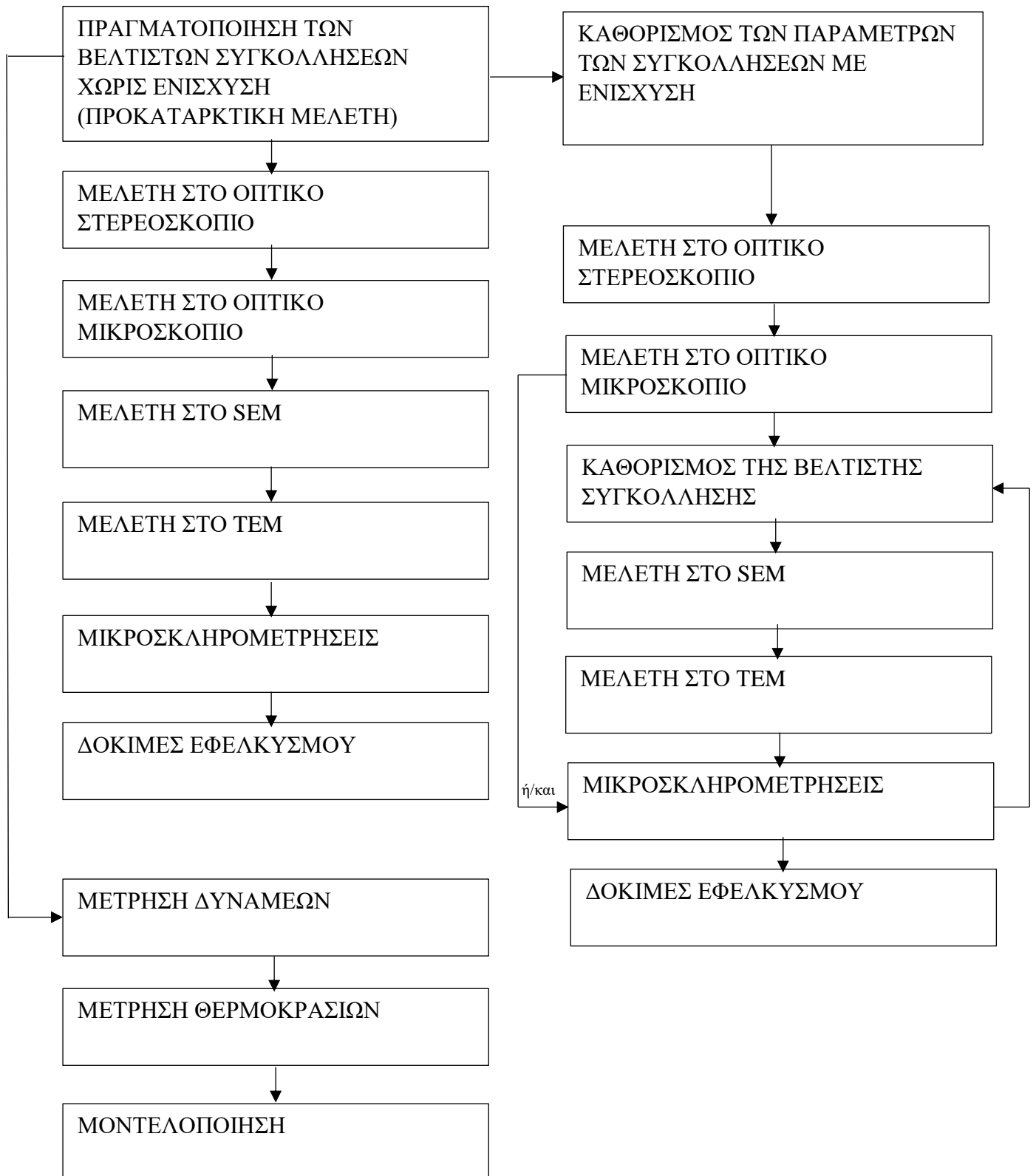
Οι βέλτιστες πλέον συγκολλήσεις στη συνέχεια μελετήθηκαν εκτενώς μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης το οποίο ήταν εξοπλισμένο με φασματοσκόπιο ενεργειακής διασποράς. Σε αυτό το στάδιο μελετήθηκε η επίδραση που είχε η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση στις μεσομεταλλικές ενώσεις των κραμάτων καθώς και, στην περίπτωση των συγκολλήσεων με ενίσχυση νανοσωματιδίων, στη διασπορά αυτών εντός του πυρήνα συγκόλλησης.

Έπειτα, ακολούθησε η μελέτη των βέλτιστων συγκολλήσεων μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης το οποίο ήταν επίσης εξοπλισμένο με φασματοσκόπιο ενεργειακής διασποράς. Σε αυτό το στάδιο μελετήθηκε η επίδραση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση στην πυκνότητα και την κατανομή των διαταραχών και των μεσομεταλλικών ενώσεων εντός του πυρήνα. Επίσης, μελετήθηκε περαιτέρω η διασπορά των νανοσωματιδίων εντός αυτού.

Ακολούθησε ο προσδιορισμός της σκληρότητας και των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων μέσω δοκιμών μικροσκληρότητας και εφελκυσμού αντίστοιχα. Σε αυτό το στάδιο μελετήθηκε, επίσης, το κατά πόσο η προσθήκη ενισχυτικών νανοσωματιδίων επηρεάζει τις προαναφερθείσες ιδιότητες. Επιπροσθέτως, έγινε προσπάθεια συσχετισμού αυτών των ιδιοτήτων με τις παραμέτρους και τα μικροδομικά χαρακτηριστικά των συγκολλήσεων.

Παράλληλα με τα παραπάνω, έγινε μοντελοποίηση της διαδικασίας μέσω της μεθόδου των πεπερασμένων στοιχείων. Αναπτύχθηκαν δύο διαφορετικά μοντέλα, ένα θερμικό και ένα συζευγμένο θερμοροϊκό, κάνοντας χρήση των αποτελεσμάτων από τη μελέτη στο οπτικό στερεοσκόπιο καθώς και των μετρήσεων της κατανομής των θερμοκρασιών και των ασκούμενων δυνάμεων μέσω θερμοστοιχείων και δυναμομέτρου αντίστοιχα. Τα προαναφερθέντα μοντέλα αναπτύχθηκαν για τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων, καθώς το μικρό μέγεθος και κλάσμα όγκου αυτών δεν είναι ικανό να επηρεάσει θερμικά ή ροϊκά τη συγκόλληση και συνεπώς ούτε την προσομοίωση. Επίσης, θα ήταν σχεδόν αδύνατη η διακριτοποίηση του πλέγματος στα σημεία διεπαφής των σωματιδίων με το μητρικό υλικό λόγω του πολύ μικρού τους μεγέθους (νάνο-κλίμακα).

Στο παρακάτω διάγραμμα ροής παρουσιάζεται πιο παραστατικά η προαναφερθείσα μεθοδολογία:



Σε αυτό το σημείο πρέπει να ξεκαθαριστεί ότι η επιλογή της βέλτιστης κάθε φορά συγκόλλησης στις περισσότερες των περιπτώσεων βασίστηκε στη μακροσκοπική μορφολογία του ΠΣ. Σε πολύ λίγες περιπτώσεις, όπου οι διαφορετικές συγκολλήσεις παρουσίαζαν παρόμοιους μορφολογικά πυρήνες, χρειάστηκε να γίνουν επιπλέον δοκιμές μικροσκληρότητας, ώστε να επιλεγεί ως βέλτιστη η συγκόλληση, η οποία παρουσίαζε την πιο ομοιόμορφη κατανομή μικροσκληρότητας, καθώς και τις υψηλότερες τιμές αυτής.

Μετά από τη διαδικασία επιλογής της βέλτιστης συγκόλλησης, η οποία περιγράφηκε παραπάνω, η μελέτη εστιάστηκε στον πυρήνα της συγκόλλησης, καθώς σε αυτόν λαμβάνει χώρα το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης και εκεί γίνεται η διασπορά των νανοσωματιδίων.

Τέλος πρέπει να αναφερθεί ότι οι δοκιμές εφελκυσμού βασίστηκαν στο πρότυπο ASTM E 8M-04 ενώ για τη θερμική και τη θερμοροϊκή μοντελοποίηση έγινε χρήση του πακέτου πεπερασμένων στοιχείων COMSOL MULTIPHYSICS 5.0.

4. ΔΙΑΡΘΡΩΣΗ ΚΑΙ ΔΟΜΗ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Στο Α' μέρος της παρούσης διατριβής παρουσιάζεται το απαραίτητο θεωρητικό υπόβαθρο που σχετίζεται με τις τεχνολογικές εξελίξεις και τις εφαρμογές της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση, την επίδραση των παραμέτρων αυτής καθώς και τα φαινόμενα δυναμικής επαναφοράς που πραγματοποιούνται κατά τη διάρκεια της κατεργασίας.

Στο Β' μέρος παρουσιάζεται ο εξοπλισμός που χρησιμοποιήθηκε για τις συγκολλήσεις και το χαρακτηρισμό αυτών, καθώς και κάποιες σημαντικές πληροφορίες για τα κράματα αλουμινίου που χρησιμοποιήθηκαν.

Στο Γ' μέρος της διατριβής παρουσιάζεται η διαδικασία καθορισμού των βέλτιστων παραμέτρων για κάθε είδος συγκόλλησης που πραγματοποιήθηκε καθώς και η μελέτη αυτών μέσω της μικροσκοπίας και των μηχανικών δοκιμών. Πιο συγκεκριμένα, έγινε ενδεδειγμένη παρατήρηση όλων των συγκολλήσεων στο οπτικό στερεοσκόπιο και το μικροσκόπιο καθώς επίσης και σε επιλεγμένες συγκολλήσεις στα ηλεκτρονικά μικροσκόπια σάρωσης και διερχόμενης δέσμης. Επίσης, μέσω της φασματοσκοπίας διασποράς ενέργειας προσδιορίστηκε ο τρόπος διασποράς και εναπόθεσης των σωματιδίων ενίσχυσης αλλά και των μεσομεταλλικών ενώσεων εντός του πυρήνα συγκόλλησης και έγινε σύγκριση με τις αντίστοιχες των μετάλλων βάσης. Έπειτα, έγιναν δοκιμές μικροσκληρότητας και εφελκυσμών και μέσω των αποτελεσμάτων αυτών προσδιορίστηκε η σκοπιμότητα της μεθόδου.

Στο Δ' μέρος της παρούσας διδακτορικής διατριβής παρουσιάζονται η θερμική και η θερμοροϊκή προσομοίωση της ομογενούς συγκόλλησης του AA5083-H111 με τη βοήθεια του προγράμματος πεπερασμένων στοιχείων COMSOL Multiphysics, καθώς και η πειραματική επαλήθευση αυτών.

Στο Ε' μέρος παρουσιάζονται τα συμπεράσματα τα οποία έχουν προκύψει από την ανάλυση των αποτελεσμάτων της διδακτορικής διατριβής.

Στο ΣΤ' μέρος παρουσιάζεται η καινοτομία της διδακτορικής διατριβής, οι προτάσεις για μελλοντικές εργασίες και οι δημοσιεύσεις οι οποίες είναι απόρροια της εν λόγω διατριβής.

Στο Ζ' μέρος παρουσιάζεται η βιβλιογραφία, η μελέτη της οποίας αποτέλεσε τη βάση για την εν λόγω εργασία.

Στο Παράρτημα Α παρουσιάζεται το επιπλέον πειραματικό υλικό που προέκυψε κατά τη διάρκεια της παρούσης εργασίας.

Τέλος, στο Παράρτημα Β παρουσιάζεται το βιογραφικό σημείωμα του συγγραφέα.

ΜΕΡΟΣ Α΄

ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

A.1 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΜΕΤΑΛΛΩΝ

Πολλές φορές, για την κατασκευή ενός σύνθετου μεταλλικού αντικειμένου, υπάρχει ανάγκη σύνδεσης διαφόρων τεμαχίων. Η σύνδεση αυτή μπορεί να είναι είτε μηχανική (με κοχλιώσεις, ηλώσεις, κ.λ.π.), είτε με κολλητική ουσία (κόλλα/ κόλληση), είτε μεταλλουργική. Ως συγκόλληση χαρακτηρίζεται η ένωση δύο ή περισσότερων μεταλλικών τεμαχίων με τέτοιον τρόπο ώστε να πραγματοποιείται μεταξύ τους μεταλλουργική σύνδεση. Επίσης, σύμφωνα με την ευρωπαϊκή σύσταση: «ECCC Recommendations - Volume 2, Part IIa [Issue 2] – Terms and terminology for welding processes and weld configurations» (11/05/01), προτείνεται ο παρακάτω ορισμός της συγκόλλησης: “Συγκόλληση είναι η ένωση δύο ή περισσότερων τεμαχίων με θερμότητα ή πίεση ή συνδυασμό των δύο έτσι ώστε τα υλικά να σχηματίσουν μία συνέχεια. Ένα πληρωτικό υλικό με σημείο τήξης παραπλήσιο του μητρικού υλικού μπορεί να χρησιμοποιηθεί”.

Ένα από τα κριτήρια με τα οποία ταξινομούνται οι συγκολλήσεις είναι η **περιοχή των θερμοκρασιών που αναπτύσσονται στη ραφή**. Σύμφωνα με αυτό το κριτήριο, οι συγκολλήσεις διακρίνονται σε:

- I. Συγκολλήσεις τήξης ή συγκολλήσεις υψηλής θερμοκρασίας ή απλώς συγκολλήσεις (Fusion Welding or Welding)
 - Θερμοχημικές συγκολλήσεις τήξης (Chemical Fusion Welding Processes)
 - Συγκολλήσεις αερίου με καύσιμο οξυγόνο ή οξυγονοκολλήσεις (Oxy-Fuel Gas Welding, OFW)
 - Συγκολλήσεις με θερμίτη ή αλουμινοθερμικές συγκολλήσεις (Thermit Welding or Aluminothermic Welding, TW)
 - Συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου (Electric Arc Welding Processes, EAW)
 - Συγκολλήσεις τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου / αδρανούς αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW / Tungsten Inert Gas Welding, TIG)
 - Συγκολλήσεις τόξου με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου (Gas Metal Arc Welding or Gas Shielded Metal Arc Welding, GMAW)
 - Συγκολλήσεις τόξου με σωληνωτά ηλεκτρόδια ή συγκολλήσεις τόξου με παραγεμισμένα σωληνοειδή ηλεκτρόδια (Flux Cored Arc Welding, FCAW)
 - Συγκολλήσεις τόξου με επενδυμένα ηλεκτρόδια (Shielded Metal Arc Welding, SMAW)
 - Συγκολλήσεις βυθισμένου τόξου (Submerged Arc Welding, SAW)
 - Συγκολλήσεις ηλεκτροσκωρίωσης (Electroslag Welding, ESW)
 - Ηλεκτροαέριες συγκολλήσεις (Electrogas Welding, EGW)
 - Υποβρύχιες συγκολλήσεις (Underwater Welding, UWW)
 - Συγκολλήσεις με τόξο πλάσματος (Plasma Arc Welding, PAW)

- Συγκολλήσεις ηλεκτρικής αντίστασης (Electric Resistance Welding Processes)
 - Σημειακές συγκολλήσεις αντίστασης (Resistance Spot Welding, RSW)
 - Συγκολλήσεις αντίστασης ραφής (Resistance Seam Welding, RSEW)
 - Συγκολλήσεις αντίστασης με προεξοχή (Resistance Projection Welding, RPW)
 - Συγκολλήσεις αντίστασης με σπινθηρισμούς (Flash Welding, FW)
 - Κρουστικές συγκολλήσεις (Percussion Welding, PEW)
 - Συγκολλήσεις μπουζονιών (Stud Welding, SW)
- Συγκολλήσεις με δέσμες υψηλής πυκνότητας ενέργειας (High-intensity Radiant Energy or High-density Beam Welding Processes)
 - Συγκολλήσεις με δέσμη laser (High-energy-density Laser Beam Welding or Laser Beam Welding, LBW)
 - Συγκολλήσεις με δέσμη ηλεκτρονίων (High-energy-density Electron Beam Welding or Electron Beam Welding, EBW)
 - Συγκολλήσεις με μικροκύματα (Microwave Welding, MW)

II. Συγκολλήσεις με χρήση συνδετικού μέσου (Welding by using a filler)

- Συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας ή σκληρές ετερογενείς συγκολλήσεις (Brazing)
 - Συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας με φλόγα (Torch Brazing)
 - Συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας σε φούρνο (Furnace Brazing)
 - Συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας με επαγωγή (Induction Brazing)
 - Συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας με εμβάπτιση (Dip Brazing)
 - Υπέρυθρες συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας (Infrared Brazing)
 - Συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας με αντίσταση (Resistance Brazing)
- Συγκολλήσεις χαμηλής θερμοκρασίας ή μαλακές ετερογενείς συγκολλήσεις (Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις σιδήρου (Iron Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις με φλόγα (Torch Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις σε φούρνο (Furnace Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις με εμβάπτιση (Dip Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις αντίστασης (Resistance Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις με δέσμη laser (Laser Soldering)
 - Μαλακές συγκολλήσεις με επαγωγή (Induction Soldering)

III. Συγκολλήσεις στερεάς κατάστασης (Solid State Welding)

- Συγκολλήσεις εν ψυχρώ με πλαστική παραμόρφωση (Cold Welding with Plastic Deformation, CW)
 - Συγκολλήσεις πίεσης εν ψυχρώ (Cold Pressure Welding, CPW)
 - Συγκολλήσεις με έλαση (Roll Welding, ROW)
 - Εκρηκτικές συγκολλήσεις (Explosion Welding, EXW)

- Συγκολλήσεις εν θερμώ με πλαστική παραμόρφωση (Hot Welding with Plastic Deformation, HW)
 - Συγκολλήσεις πίεσης εν θερμώ (Hot Pressure Welding, HPW)
 - Συγκολλήσεις με θερμή σφυρηλασία (Hot Forging, HF)
 - Συγκολλήσεις δια τριβής (Friction Welding, FRW)
 - Συγκολλήσεις με παραμόρφωση (Upset Welding, UW)

- Συγκολλήσεις εν θερμώ χωρίς πλαστική παραμόρφωση (Hot Welding without Plastic Deformation)
 - Συγκολλήσεις διάχυσης (Diffusion Welding, DFW)
 - Συγκολλήσεις επαγωγής (Induction Welding, IW)
 - Συγκολλήσεις με υπερήχους (Ultrasonic Welding, USW)

Σε ό,τι αφορά τις συγκολλήσεις τήξης, αυτές μπορούν να διακριθούν σε **αυτογενείς** συγκολλήσεις και σε συγκολλήσεις με προσθήκη υλικού, **ομογενείς** συγκολλήσεις και **ετερογενείς** συγκολλήσεις. Οι αυτογενείς συγκολλήσεις τήξης πραγματοποιούνται χωρίς χρήση υλικού προσθήκης, ενώ αντίθετα, στις ομογενείς και ετερογενείς συγκολλήσεις, χρησιμοποιείται υλικό προσθήκης. Στις ομογενείς, το υλικό προσθήκης έχει την ίδια σύσταση με το υλικό βάσης, ενώ στις ετερογενείς η σύσταση του υλικού προσθήκης διαφέρει από εκείνη του υλικού βάσης [1].

Κάνοντας μια σύντομη ιστορική αναδρομή αξίζει να σημειωθούν τα ακόλουθα. Μέχρι το τέλος του 19ου αιώνα, η μόνη διαδικασία συγκόλλησης ήταν η συγκόλληση με σφυρηλάτηση, την οποία οι σιδεράδες είχαν χρησιμοποιήσει για χιλιετίες για να ενώσουν το σίδηρο και το χάλυβα με θέρμανση και σφυρηλάτηση. Η οξυγονοκόλληση συγκαταλέγεται στις πρώτες διεργασίες που αναπτύσσονται στα τέλη του 19^{ου} αιώνα ακολουθούμενη από τη συγκόλληση με ηλεκτρική αντίσταση. Η τεχνολογία των συγκολλήσεων έκανε άλματα στις αρχές του 20^{ου} αιώνα καθώς οι παγκόσμιοι πόλεμοι οδήγησαν στη ζήτηση για αξιόπιστες και φθηνές μεθόδους σύνδεσης μετάλλων. Μετά από το Β' παγκόσμιο πόλεμο αναπτύχθηκαν αρκετές σύγχρονες τεχνικές συγκόλλησης, συμπεριλαμβανομένων των χειροκίνητων μεθόδων όπως η SMAW (μια από τις πιο δημοφιλείς μεθόδους συγκόλλησης ακόμα και σήμερα) καθώς και ημιαυτόματες και αυτόματες διαδικασίες όπως οι GMAW, SAW, FCAW και ESW. Οι εξελίξεις συνεχίστηκαν με την επινόηση της συγκόλλησης με δέσμη λέιζερ, της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων, της μαγνητικής παλμικής συγκόλλησης (MPW) και των ποικίλων συγκολλήσεων τριβής στο δεύτερο μισό του αιώνα. Σήμερα, η επιστήμη των συγκολλήσεων συνεχίζει να προχωράει. Η συγκόλληση με χρήση ρομποτικών βραχιόνων είναι συνηθισμένη σε βιομηχανικά περιβάλλοντα και οι ερευνητές συνεχίζουν να αναπτύσσουν νέες μεθόδους συγκόλλησης και να αποκτούν μεγαλύτερη κατανόηση της ποιότητας και των μηχανισμών που τις διέπουν [2].

A.1.1 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ

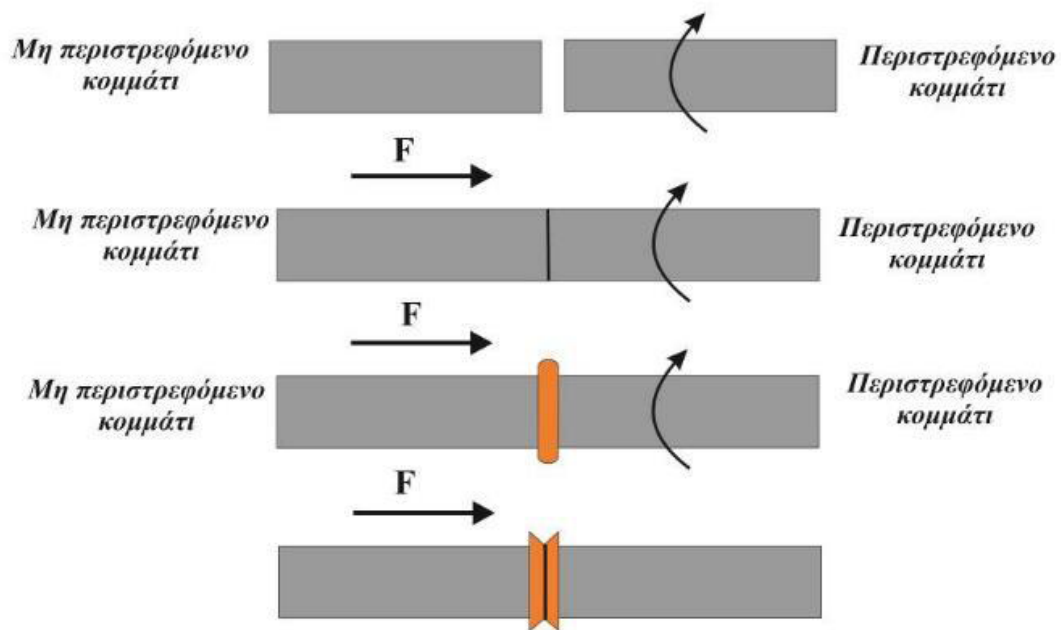
Οι συγκολλήσεις δια τριβής αποτελούν μεθόδους συγκόλλησης στερεάς κατάστασης κατά την πραγματοποίηση των οποίων το ένα προς συγκόλληση τεμάχιο βρίσκεται σε σχετική κίνηση (συνήθως περιστροφική ή παλινδρομική) ως προς το άλλο. Εν συνεχεία και αφού μέσω της τριβής μεταξύ των τεμαχίων αναπτυχθεί η απαραίτητη θερμότητα για την πλαστικοποίηση αυτών ασκείται μεγαλύτερη κάθετη αξονική δύναμη, η κίνηση των τεμαχίων σταματά και επιτυγχάνεται μηχανική συνένωση αυτών. Οι εν λόγω συγκολλήσεις, ως συγκολλήσεις στερεάς κατάστασης, συγκολλήσεις δηλαδή κατά τις οποίες δεν παρατηρείται τήξη των υλικών (γίνεται όμως πλαστικοποίηση αυτών), παρουσιάζουν εξαιρετικά βελτιωμένη μικροδομή σε σχέση με τις συμβατικές συγκολλήσεις τήξης. Μεταξύ των πολλών πλεονεκτημάτων είναι η απουσία πορώδους, εγκλεισμάτων, θερμής ρωγμάτωσης καθώς και άλλων ατελειών σχετιζόμενων με την τήξη. Η χρήση τριβής είναι επίσης ιδανική και για την πραγματοποίηση συγκολλήσεων μεταξύ ανόμοιων κραμάτων όπως διαφορετικά κράματα αλουμινίου μεταξύ τους αλλά και κράματα αλουμινίου με κράματα χαλκού ή χάλυβες. Ένα άλλο σημαντικό πλεονέκτημα των συγκολλήσεων δια τριβής είναι ότι η θερμική παροχή αυτών είναι αρκετά χαμηλότερη σε σχέση με τις υπόλοιπες συμβατικές αλλά και μη συμβατικές μεθόδους συγκολλήσεων με αποτέλεσμα οι ιδιότητες της προκύπτουσας θερμικά επηρεασμένης ζώνης να είναι λιγότερο υποβιβασμένες. Αυτό, τις καθιστά προτιμητέες ακόμα και σε περιπτώσεις όπου μπορεί να επιτευχθεί ικανοποιητική συγκόλληση με συμβατικές μεθόδους. Τέλος, οι συγκολλήσεις δια τριβής θεωρούνται «πράσινες μέθοδοι», αφού κατά την πραγματοποίησή τους δεν εκπέμπεται κανένα είδος επικίνδυνων ακτινοβολιών, δεν παράγονται ρυπογόνα αέρια και οι απαιτήσεις ενέργειας είναι μικρότερες σε σχέση με τις περισσότερες συγκολλήσεις τήξης [2].

Τα κυριότερα είδη συγκολλήσεων δια τριβής είναι τα ακόλουθα:

- **Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή.** Η μέθοδος αυτή χωρίζεται σε τρία επί μέρους είδη: τη μέθοδο συνεχούς οδήγησης (direct drive friction welding), τη μέθοδο μέσω αδράνειας ή συσσωρευμένης ενέργειας (Inertia friction welding) και την υβριδική μέθοδο (hybrid friction welding).
- **Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση** (linear friction welding ή linear vibration welding).
- **Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά** (orbital friction welding).
- **Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή** (radial friction welding).
- **Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση** (friction stir welding).

A.1.1.1 Συγκόλληση δια τριβής με περιστροφή [1]

Οι εν λόγω μέθοδος συγκόλλησης μπορεί να εφαρμοστεί κυρίως σε τεμάχια τα οποία είναι συμμετρικά εκ περιστροφής δηλαδή σε κυλινδρικά τεμάχια (άξονες ή σωλήνες). Οι μηχανές συγκόλλησης που χρησιμοποιούνται βασίζονται στην αρχή λειτουργίας του τόννου αποτελούνται δηλαδή από ένα περιστρεφόμενο τσοκ συγκράτησης το οποίο είναι συνδεδεμένο με έναν ηλεκτρικό κινητήρα και από ένα μη περιστρεφόμενο τσοκ συγκράτησης (κουκουβάγια). Το ακίνητο τεμάχιο έρχεται σε επαφή με το περιστρεφόμενο και όταν παραχθεί η κατάλληλη θερμότητα που χρειάζονται τα τεμάχια για να πλαστικοποιηθούν, η περιστροφή σταματάει. Στη συνέχεια ασκείται όλο και περισσότερη αξονική δύναμη μεταξύ των δύο τεμαχίων με αποτέλεσμα οι άκρες τους να πλαστικοποιηθούν και αυτά να συγκολληθούν.



Εικόνα 1: Αρχή λειτουργίας της συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή.

Οι σημαντικότερες παράμετροι της συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή είναι η ταχύτητα περιστροφής, η αξονική μετατόπιση, η αξονική δύναμη και συνεπακόλουθα η ροπή μεταξύ των τεμαχίων και τέλος ο χρόνος συγκόλλησης. Όλες οι παραπάνω παράμετροι μεταβάλλονται κατά περίπτωση και εξαρτώνται κυρίως από τα υλικά και τις διαστάσεις των τεμαχίων που συγκολλούνται. Η αξονική δύναμη ανάλογα με τη μέθοδο που εφαρμόζεται μπορεί να είναι σταθερή ή μεταβαλλόμενη. Ο χρόνος συγκόλλησης συνήθως δεν είναι μεγαλύτερος από μερικά δευτερόλεπτα. Σε κάθε περίπτωση ο προσδιορισμός των εν λόγω παραμέτρων ώστε να επιτευχθεί βέλτιστη συγκόλληση από άποψη μικροδομής αλλά και μηχανικής αντοχής είναι μια επίπονη διαδικασία η οποία βασίζεται σε εφαρμογή πληθώρας δοκιμών, κάτι το οποίο αποτελεί και ένα από τα μεγαλύτερα μειονεκτήματα της μεθόδου [3]. Από την άλλη, τα βασικότερα πλεονεκτήματά της είναι η υψηλή ποιότητα και συμμετρία των συγκολλήσεων, η εξαιρετική επαναληψιμότητα και η δυνατότητα αυτοματοποίησης αφού προσδιοριστούν οι κατάλληλες παράμετροι, ο μικρός χρόνος συγκόλλησης και οι περιορισμένες απαιτήσεις σε ενέργεια ακόμα και για ευμεγέθη τεμάχια, η μη απαίτηση για εξειδικευμένο εργατοτεχνικό προσωπικό και το γεγονός ότι δεν εκπέμπεται κανένα είδος επικίνδυνων ακτινοβολιών και δεν παράγονται ρυπογόνα αέρια.



Εικόνα 2: Εξαρτήματα τα οποία έχουν συγκολληθεί με τη μέθοδο δια τριβής με περιστροφή. Στο δεξί παρατηρείται η υπερχειλίση υλικού στις άκρες ενώ στο αριστερό έχει αφαιρεθεί με κοπή.

Όπως προαναφέρθηκε, η μέθοδος αυτή χωρίζεται σε δύο επί μέρους είδη: τη μέθοδο συνεχούς οδήγησης (direct drive friction welding) και τη μέθοδο μέσω αδράνειας ή συσσωρευμένης ενέργειας (Inertia friction welding), τα οποία αναλύονται παρακάτω [1].

Η μέθοδος συνεχούς οδήγησης [1]

Στην εν λόγω παραλλαγή της συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή η οποία είναι και η πιο δημοφιλής το ένα προς συγκόλληση τεμάχιο συγκρατείται σταθερά ενώ το 2ο περιστρέφεται με τη βοήθεια ενός «chuck» (οδηγός). Ο περιστρεφόμενος άξονας επιταχύνει σε μία προκαθορισμένη σταθερή ταχύτητα. Στη συνέχεια τα δύο τεμάχια έρχονται σε επαφή υπό σταθερώς αυξανόμενη πίεση, η περιστροφή και η πίεση συνεχίζονται για προκαθορισμένο χρόνο (περίπου μέχρι να θερμανθούν επαρκώς τα τεμάχια) και εν τέλει η περιστροφή σταματάει απότομα (μέσω ενός συστήματος πέδησης), ενώ η πίεση αυξάνεται σημαντικά οδηγώντας εν τέλει στην ολοκλήρωση της συγκόλλησης.

Η μέθοδος μέσω Αδράνειας ή Συσσωρευμένης Ενέργειας (Inertia Friction Welding) [1]

Στην εν λόγω παραλλαγή της μεθόδου το ένα τεμάχιο συγκρατείται σταθερά, ενώ το 2ο περιστρέφεται λόγω ζεύξης με περιστρεφόμενο σφόνδυλο (οδηγός). Ο περιστρεφόμενος άξονας επιταχύνει σε μία προκαθορισμένη ταχύτητα. Τότε, ο άξονας αποσυνδέεται από την πηγή και περιστρέφεται ελεύθερα. Στη συνέχεια τα δύο τεμάχια έρχονται σε επαφή και η κινητική ενέργεια του σφονδύλου μετατρέπεται σε θερμική ισχύ επί των επιφανειών. Ταυτόχρονα εφαρμόζεται αξονική δύναμη με αποτέλεσμα οι δυνάμεις τριβής να επιβραδύνουν το σύστημα μέχρι ακινησίας. Εν τέλει η περιστροφή σταματά και η αξονική πίεση συνεχίζει να εφαρμόζεται ώσπου να δημιουργηθεί ένα κοινό σύνορο (συγκόλληση) και η αξονική φόρτιση μηδενίζεται.

Η Υβριδική Μέθοδος (Hybrid Friction Welding) [1]

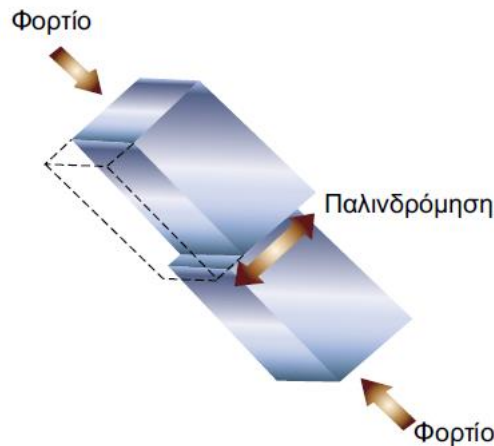
Η συγκεκριμένη παραλλαγή συνδυάζει τα πλεονεκτήματα της μεθόδου συνεχούς οδήγησης με αυτά της μεθόδου συσσωρευμένης ενέργειας. Η κύρια διαφορά της από τη μέθοδο της συνεχούς οδήγησης είναι η απάλειψη του συστήματος που «φρενάρει» την περιστροφή. Όταν η ταχύτητα περιστροφής φτάσει την επιθυμητή τιμή το σταθερό τεμάχιο έρχεται σε επαφή με το περιστρεφόμενο και ταυτόχρονα επιβάλλεται πίεση συγκεκριμένης διάρκειας. Αφού παραχθεί θερμότητα και επέλθει η επιθυμητή θερμοκρασία στη διεπιφάνεια, ο ηλεκτρικός κινητήρας τίθεται εκτός λειτουργίας και η πίεση αυξάνεται με τη χρήση ενός οριζόντια εγκατεστημένου υδραυλικού κυλίνδρου. Λόγω της απουσίας συμβατικού συστήματος πέδης η περιστροφή του ενός τμήματος συνεχίζεται. Οι κύριες διαφορές μεταξύ των τριών προηγούμενων μεθόδων συγκόλλησης δια τριβής προκύπτουν από τη διαφορά στην πηγή της ενέργειας, που μετατρέπεται σε θερμότητα όπως παρουσιάζεται αναλυτικά στον Πίνακα 1.

Πίνακας 1: Σύγκριση των τριών μεθόδων συγκόλλησης δια τριβής με περιστροφή.

	Μέθοδος συνεχούς οδήγησης	Μέθοδος μέσω αδράνειας	Υβριδική μέθοδος
Παράμετροι συγκόλλησης	Ταχύτητα περιστροφής	Ταχύτητα περιστροφής	Ταχύτητα περιστροφής
	Αξονική δύναμη	Αξονική δύναμη	Αξονική δύναμη
	t_1, t_2 (διάρκεια τριβής και πίεσης)	t_1, t_2 (διάρκεια τριβής και πίεσης)	t_1, t_2 (διάρκεια τριβής και πίεση)
	Ηλεκτροκινητήρας	Περιστρεφόμενος σφόνδυλος	Συνδυασμός των δύο
Μετατρεπόμενη ενέργεια σε θερμότητα τριβής	Μέρος ηλεκτρικής ενέργειας	Κινητική ενέργεια σφονδύλου	Συνδυασμός των δύο
Παροχή ενέργειας	Χαμηλή	Υψηλή	Μέτρια
Ρυθμός παραγωγής θερμότητας	Χαμηλός	Υψηλός	Μέτριος
Χρόνος συγκόλλησης	10–20 s	2–15 s	2–20 s

A.1.1.2 Συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση [1]

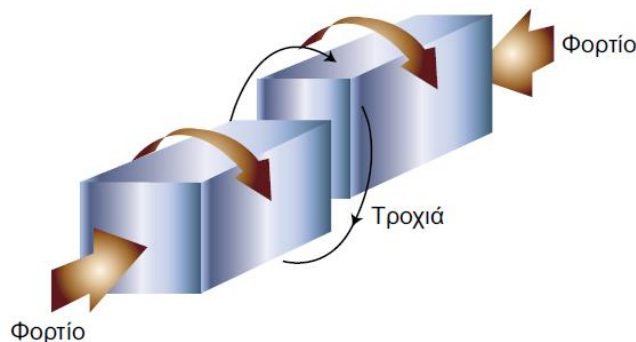
Η συγκόλληση δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση επιτυγχάνεται μέσω της σχετικής γραμμικής κίνησης μεταξύ των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων, εκ των οποίων το ένα είναι σταθερό ενώ το δεύτερο εκτελεί παλινδρομική κίνηση, και με παράλληλη εφαρμογή δύναμης κάθετης στην επιφάνεια επαφής. Η σχετική γραμμική κίνηση μεταξύ των δύο τεμαχίων, σε συνδυασμό με το στατικό φορτίο που ασκείται σε αυτά, παράγουν θερμότητα (θερμότητα τριβής), η οποία παραμορφώνει και πλαστικοποιεί τη διεπιφάνεια. Κάποια από τα πλεονεκτήματα της συγκεκριμένης μεθόδου είναι ότι είναι φιλική προς το περιβάλλον, μη ενεργοβόρα, γρήγορη, με επαναληψιμότητα καθώς και το γεγονός ότι μπορεί να εφαρμοστεί πλην των μεταλλικών, και σε μία μεγάλη ποικιλία θερμοπλαστικών υλικών. Από την άλλη τα σημαντικότερα μειονεκτήματα αυτής είναι ο έντονος θόρυβος που αναπτύσσεται καθώς και το υψηλό κόστος τόσο του εξοπλισμού όσο και των χρησιμοποιούμενων εργαλείων.



Εικόνα 3: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με γραμμική παλινδρόμηση.

A.1.1.3 Συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά [1]

Η συγκόλληση δια τριβής με κίνηση σε τροχιά επιτυγχάνεται μέσω της περιστροφής των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων σε διαφορετικούς άξονες περιστροφής το κάθε ένα εφαρμόζοντας παράλληλα κατάλληλη πίεση μεταξύ τους. Χρησιμοποιείται ως κατασκευαστική και επισκευαστική μέθοδος. Οι εφαρμογές της περιλαμβάνουν μετωπική συγκόλληση σε μη κυκλικής διατομής τεμάχια, όπως π.χ. σε πτερύγια τουρμπινών. Οι παράμετροι που επηρεάζουν περισσότερο το ρυθμό και την ποσότητα της θερμικής παροχής στη διεπιφάνεια συγκόλλησης και συνεπώς την ποιότητα της συγκόλλησης είναι οι διαστάσεις και η σχετική ταχύτητα των δύο τεμαχίων, η χρονική διάρκεια της διαδικασίας καθώς και η αξονική δύναμη που ασκείται.

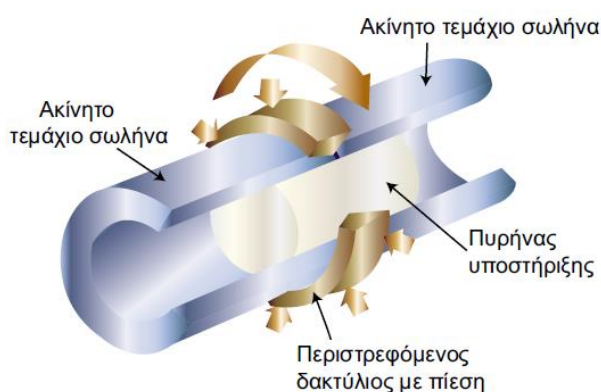


Εικόνα 4: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με κίνηση σε τροχιά.

A.1.1.4 Συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή [1]

Η συγκόλληση δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή αναπτύχθηκε από το Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων ως μία τεχνική συγκόλλησης σωλήνων. Αρχικά, κατά τη μέθοδο αυτή, τα δύο προς συγκόλληση κυλινδρικά τεμάχια κρατούνται σταθερά, έτσι ώστε να αποφευχθεί η περιστροφή και η αξονική μετατόπισή τους. Στο σημείο επαφής των δύο τεμαχίων έχει δημιουργηθεί λοξοτομή μέσω μηχανουργικής κατεργασίας. Έπειτα, ένας καταναλισκόμενος δακτύλιος που συνήθως είναι κατασκευασμένος από το ίδιο υλικό με τα προς συγκόλληση κυλινδρικά τεμάχια τοποθετείται ανάμεσα σε αυτά. Η πλευρά του δακτυλίου που έρχεται σε

επαφή με τα τεμάχια έχει επίσης κατεργαστεί με αποτέλεσμα την όξυνση της άκρης του. Στη συνέχεια ο δακτύλιος αυτός περιστρέφεται και του ασκείται ακτινική δύναμη με σκοπό την παραγωγή θερμότητας λόγω τριβής μεταξύ αυτού και των προς συγκόλληση σωλήνων. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι, για τη συγκράτηση των τεμαχίων στη σωστή θέση αλλά και για να αποφευχθεί οποιαδήποτε εισχώρηση υλικού λόγω ακτινικής πίεσης προς το εσωτερικό των σωλήνων, ένας ειδικός άξονας ο οποίος παίζει το ρόλο του εκμαγείου τοποθετείται εντός των προς συγκόλληση τεμαχίων. Αυτός ο άξονας, ο οποίος είναι ανθεκτικός στη θερμότητα, προστατεύει τη συγκόλληση τόσο από την υποχώρηση όσο και από την εξώθηση του υλικού στο εσωτερικό των κυλίνδρων, έτσι ώστε μετά τη συγκόλληση να προκύπτει μία λεία επιφάνεια στο εσωτερικό των συγκολλημένων κυλινδρικών τεμαχίων. Μετά από συγκεκριμένο χρόνο και συγκεκριμένη μετατόπιση και παραμόρφωση του μετάλλου του δακτυλίου, η περιστροφή σταματά και η ακτινική πίεση διατηρείται ή αυξάνεται με αποτέλεσμα την ολοκλήρωση της συγκόλλησης [4]. Η εν λόγω μέθοδος συγκόλλησης έχει αρκετά και σημαντικά πλεονεκτήματα έναντι των συμβατικών μεθόδων όπως τους πολύ χαμηλούς χρόνους ολοκλήρωσής της (στις περισσότερες περιπτώσεις η συγκόλληση ολοκληρώνεται σε λιγότερο από τριάντα δευτερόλεπτα), τη μη απαίτηση για εξειδίκευση του εργατοτεχνικού προσωπικού, την υψηλή ποιότητα και επαναληψιμότητα των αποτελεσμάτων και τέλος τη δυνατότητα συγκόλλησης ετεροειδών υλικών.

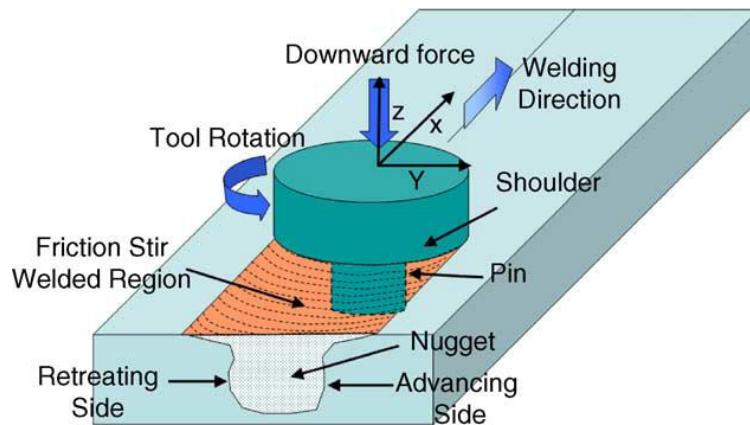


Εικόνα 5: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με τοξοειδή περιστροφή.

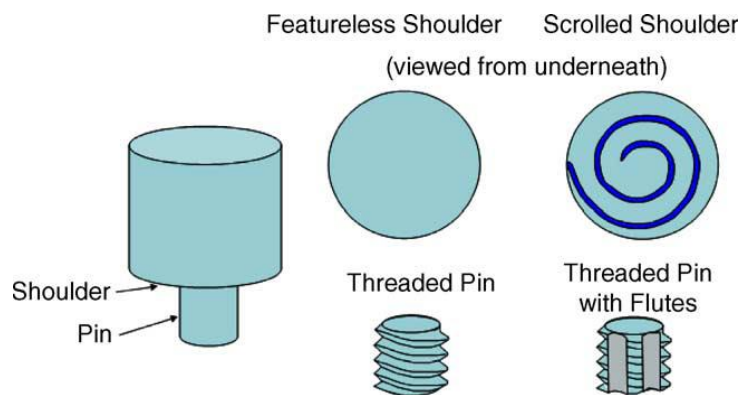
1.1.5 Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση

Γενικά

Η μέθοδος συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (Friction stir welding - FSW) επινοήθηκε το έτος 1991 στο Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (The Welding Institute, TWI) [5]. Είναι μία εξαιρετικά καινοτόμα μέθοδος συγκόλλησης στερεάς κατάστασης κατά την οποία, όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 6, ένα μη καταναλισκόμενο περιστρεφόμενο εργαλείο, το οποίο φέρει έναν πείρο συγκεκριμένης γεωμετρίας και ένα φαρδύτερο κυλινδρικό περιαιχένιο, εισέρχεται στο σημείο ένωσης των δύο προς συγκόλληση πλακών και μετατοπίζεται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης πλαστικοποιώντας και αναμιγνύοντας το υλικό των πλακών και πραγματοποιώντας έτσι τη μηχανική ανάμειξη αυτού. Από την επινοήσή της αποτέλεσε μια εξαιρετικά υποσχόμενη μέθοδο συγκόλλησης καθώς όχι μόνο μπορούσε να συγκολλήσει μέταλλα και κράματα τα οποία ήταν αδύνατον να συγκολληθούν με τις έως τότε συμβατικές μεθόδους συγκολλήσεων τήξεως αλλά είναι ιδανική και για την πραγματοποίηση συγκολλήσεων μεταξύ ανόμοιων κραμάτων όπως διαφορετικά κράματα αλουμινίου μεταξύ τους αλλά και κράματα αλουμινίου με κράματα χαλκού ή γάλυβες.



Εικόνα 6: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (από [6]).

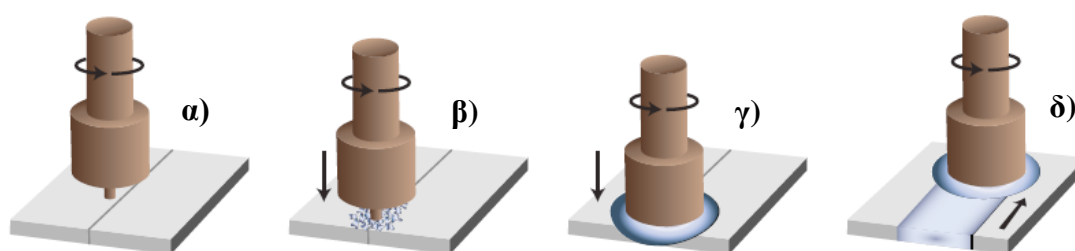


Εικόνα 7: Σχηματική αναπαράσταση του πείρου και του περιανυχηνίου του εργαλείου της FSW (από [6]).

Αρχή της μεθόδου

Η συγκόλληση δια τριβής αποτελεί μία μέθοδο συγκόλλησης στερεάς κατάστασης. Χρησιμοποιείται κατά κόρον για την ένωση όμοιων και ανόμοιων μετάλλων και των κραμάτων αυτών [7-9] αλλά τα τελευταία χρόνια έχουν γίνει και προσπάθειες για την ένωση θερμοπλαστικών [10-12], με τις περισσότερες επιτυχημένες να αφορούν το πολυαιθυλένιο [14,14]. Κατά τις συγκολλήσεις μετάλλων, η θερμοκρασία των προς συγκόλληση τεμαχίων δεν υπερβαίνει τη θερμοκρασία τήξεως αυτών και στις περισσότερες των περιπτώσεων πλησιάζει το 80% της T_m [15,16]. Αρχικά ο πείρος του περιστρεφόμενου εργαλείου, το οποίο είναι κατασκευασμένο από υλικό υψηλότερης σκληρότητας και σημείου τήξεως από τα προς συγκόλληση τεμάχια, έρχεται σε επαφή με το αρχικό σημείο της ακμής σύνδεσης των δύο προς συγκόλληση τεμαχίων και ασκείται σε αυτόν κάθετη αξονική δύναμη μεταξύ 10 kN και 12 kN (βλ. Παράγραφο 6 του Β' μέρους). Η θερμότητα που αναπτύσσεται λόγω της τριβής έχει ως αποτέλεσμα την τοπική πλαστικοποίηση των προς συγκόλληση τεμαχίων και αφού η κάθετη αξονική δύναμη από το εργαλείο συνεχίζει να εφαρμόζεται ακολουθεί η βύθιση του πείρου εντός των προς συγκόλληση τεμαχίων (βλ. Εικόνα 8α και 8β). Η βύθιση και η εφαρμογή της κάθετης αξονικής δύναμης συνεχίζεται έως ότου το περιανυχένιο έλθει σε επαφή με την άνω επιφάνεια των προς συγκόλληση τεμαχίων (βλ. Εικόνα 8γ). Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι συνηθίζεται να έχει δοθεί στο εργαλείο μικρή κλίση προς τα πίσω, κάτι το οποίο, όπως αναφέρεται στη βιβλιογραφία [17] συντελεί στο επιθυμητό αποτέλεσμα επίτευξης συγκόλλησης χωρίς σφάλματα. Στη συνέχεια, ασκείται οριζόντια αξονική δύναμη στο

εργαλείο της τάξεως των 3 kN (βλ. Παράγραφο 6 του Β' μέρους) η οποία αναγκάζει το εργαλείο να κινηθεί κατά τη διεύθυνση της ακμής επαφής και σύνδεσης των πλακών (βλ. Εικόνα 8δ). Το εργαλείο κινούμενο παρασύρει πρώτα το προθερμασμένο και ήδη πλαστικοποιημένο υλικό της προωθούμενης πλευράς (Advancing side – AS, η πλευρά όπου η ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου είναι ομόρροπη με τη γραμμική ταχύτητα κινήσεως αυτού) και το αναμιγνύει με το υλικό της υποχωρούσας πλευράς (Retreating side – RS, η πλευρά όπου η ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου είναι αντίρροπη με τη γραμμική ταχύτητα κινήσεως αυτού). Το εν λόγω μείγμα πλαστικοποιημένου υλικού το εναποθέτει εν τέλει στο πίσω μέρος του, γεμίζοντας τον όγκο που κατελάμβανε την αμέσως προηγούμενη χρονική στιγμή καθώς αυτό κινείται προς τα θετικά του νοητού άξονα της διεύθυνσης κίνησής του. Η παραπάνω διαδικασία έχει ως αποτέλεσμα τη μηχανική ανάμειξη του υλικού και συνεπώς την επίτευξη συγκόλλησης μετά από την επακόλουθη πτώση της θερμοκρασίας των υλικών.



Εικόνα 8: Σχηματική αναπαράσταση του πείρου και του περιουχενίου του εργαλείου της FSW (από [6]).

Παράμετροι της μεθόδου

Όπως έχει αναφερθεί, υπάρχουν πολλές μεταβαλλόμενες παράμετροι οι οποίες συμβάλουν στην επιτυχία της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση. Οι σημαντικότερες εκ των οποίων είναι:

- Η ταχύτητα πρόωσης (mm/min)
- Η ταχύτητα περιστροφής (RPM)
- Η κάθετη αξονική δύναμη
- Το βάθος διείδυσης του πείρου του εργαλείου
- Η γεωμετρία του εργαλείου συγκόλλησης
- Η γεωμετρία της επιφάνειας του περιουχενίου
- Η κλίση του εργαλείου συγκόλλησης
- Η πλευρά τοποθέτησης του κάθε κράματος σε περίπτωση συγκόλλησης ανόμοιων κραμάτων
- Η προθέρμανση ή η ψύξη των προς συγκόλληση τεμαχίων

Σε αυτό το σημείο πρέπει να τονιστεί ότι οι δύο σημαντικότερες παράμετροι από τις προαναφερθείσες είναι η ταχύτητα περιστροφής μετρούμενη σε RPM καθώς και η ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου, δηλαδή η ταχύτητα γραμμικής μετατόπισης του εργαλείου κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης μετρούμενη σε mm/min. Η περιστροφή του εργαλείου μπορεί να είναι είτε δεξιόστροφη είτε αριστερόστροφη και έχει ως αποτέλεσμα την ανάδευση και ανάμειξη του υλικού ενώ σε συνδυασμό με την πρόωση μεταφέρει το αναδεδυμένο υλικό από το εμπρός στο πίσω μέρος του πείρου ολοκληρώνοντας έτσι τη διαδικασία συγκόλλησης.

Η παραγόμενη από την τριβή θερμότητα είναι ανάλογη της ταχύτητας περιστροφής και αντιστρόφως ανάλογη της ταχύτητας πρόωσης.

Εκτός από τη γωνιακή και τη γραμμική ταχύτητα του εργαλείου, μια άλλη σημαντική παράμετρος της διαδικασίας, είναι η γωνία κλίσης του άξονα του εργαλείου σε σχέση με το κατακόρυφο επίπεδο. Η κλίση δίνεται στον άξονα πάντα προς την οπίσθια κατεύθυνση, την κατεύθυνση δηλαδή της συγκολλημένης επιφάνειας και εξασφαλίζει τη συγκράτηση του πλαστικοποιημένου υλικού από το περιουχένιο εντός του πυρήνα συγκόλλησης. Τα τελευταία χρόνια έχει σχεδόν καθιερωθεί η εν λόγω γωνία κλίσης να κυμαίνεται μεταξύ 2° και 3° [9,18]. Λόγω αυτού το μήκος του πείρου είναι συνήθως 0.2 mm μικρότερο από το πάχος των πλακών κατά περίπτωση.

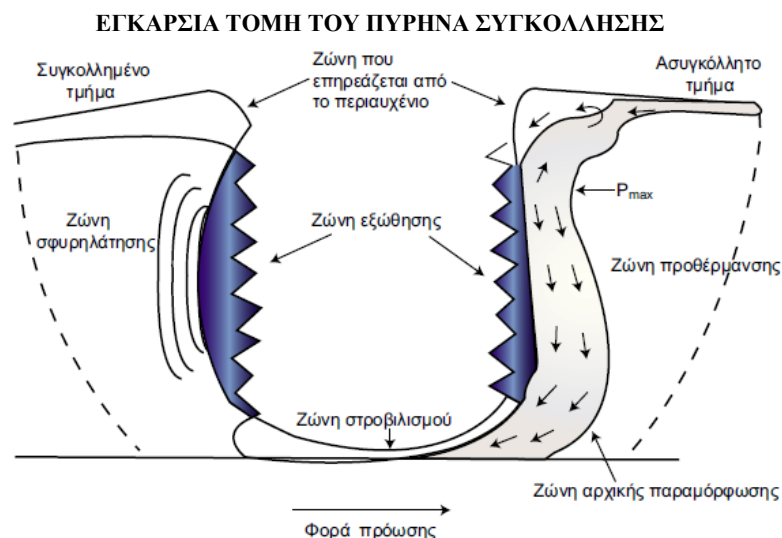
Τέλος, το βάθος διείσδυσης του πείρου εντός των τεμαχίων επηρεάζει σημαντικά την ποιότητα των συγκολλήσεων. Όταν το βάθος διείσδυσης είναι πολύ μικρό, το περιουχένιο του εργαλείου δεν έρχεται σε επαφή με την άνω επιφάνεια των προς συγκόλληση πλακών με αποτέλεσμα να μην παρέχεται αρκετή θερμότητα. Όταν το βάθος της διείσδυσης είναι πάρα πολύ μεγάλο, εξωθείται πολύ μεγάλη ποσότητα υλικού εκτός του πυρήνα συγκόλλησης (flash) το οποίο εναποτίθεται στην περιοχή της επιφάνειας μετά το περιουχένιο. Επίσης δημιουργείται πολύ παχύ flow arm και υπάρχει περίπτωση να παρατηρηθεί το φαινόμενο που χαρακτηρίζεται ως weld nugget collapse δηλαδή παράγεται μία κοίλη συγκόλληση, οδηγώντας σε τοπική μείωση του πάχους των συγκολλημένων πλακών.

Ροή του υλικού

Η ροή του υλικού κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση εξαρτάται από πολλούς παράγοντες όπως η γεωμετρία του εργαλείου, οι χρησιμοποιούμενες παράμετροι καθώς και οι ιδιότητες του προς συγκόλληση υλικού. Μολαταύτα, όλες οι συγκολλήσεις παρουσιάζουν κάποια κοινά χαρακτηριστικά ροής [19] όπως την έλλειψη συμμετρίας γύρω από την κεντρική γραμμή συγκόλλησης. Το μεγαλύτερο μέρος του υλικού μετακινείται σε μία τελική θέση πιο πίσω από την αρχική του θέση και μόνο μια μικρή ποσότητα του υλικού της προωθούμενης πλευράς μεταφέρεται σε μία τελική θέση μπροστά από την αρχική του. Η προς τα πίσω κίνηση του υλικού περιορίζεται σε ένα μήκος όσο η διάμετρος πείρου πίσω από την αρχική του θέση. Επίσης, η ροή του υλικού επηρεάζεται εκτός από τον πείρο και από το περιουχένιο. Τέλος, η μεταφορά υλικού εγκάρσιως της κεντρικής γραμμής συγκόλλησης γίνεται μεγαλύτερη με την αύξηση της διαμέτρου του πείρου όταν ο ρυθμός περιστροφής του εργαλείου και η ταχύτητα πρόωσης παραμένουν σταθερές.

Αναφορικά με τη διαμήκη ροή (ροή που δημιουργείται κατά την κατεύθυνση κίνησης του εργαλείου), μία από τις επικρατούσες θεωρίες είναι ότι η προκύπτουσα μικροδομή και τα χαρακτηριστικά ροής του μετάλλου κατά την FSW είναι όμοια με εκείνα της θερμής διέλασης και σφυρηλάτησης. Επομένως, η FSW μπορεί να μοντελοποιηθεί διακρίνοντας πέντε συμβατικές ζώνες (βλ. Εικόνα 9):

- η ζώνη προθέρμανσης,
- η ζώνη αρχικής παραμόρφωσης,
- η ζώνη εξώθησης-διέλασης,
- η ζώνη σφυρηλάτησης και
- η ζώνη απόψυξης



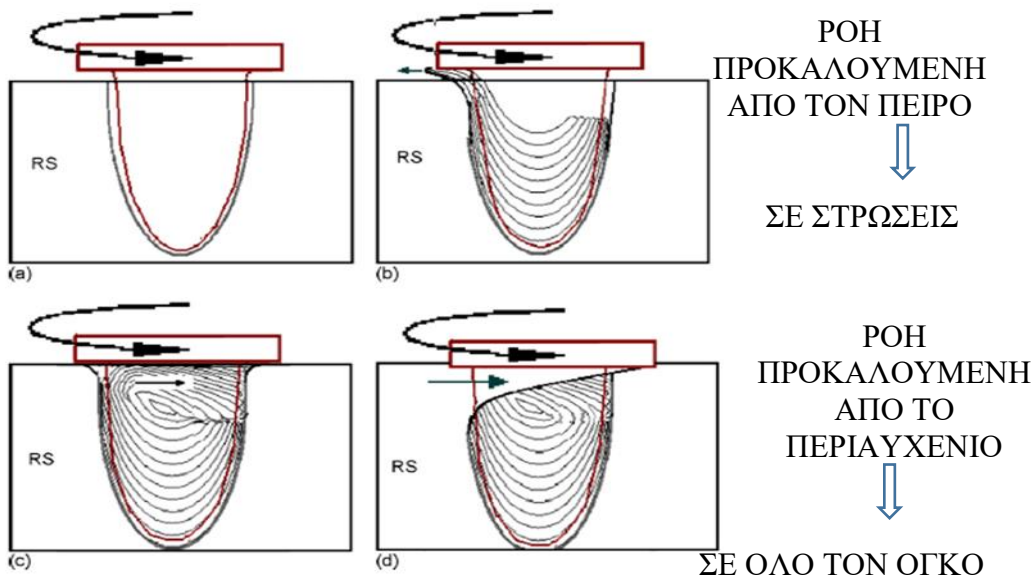
Εικόνα 9: Ζώνες που δημιουργούνται κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση.

Στην πρώτη ζώνη, η θερμοκρασία αυξάνεται λόγω της τριβής ανάμεσα στο περιστρεφόμενο εργαλείο και της αδιαβατικής θέρμανσης εξαιτίας της παραμόρφωσης του υλικού. Η θερμότητα που αναπτύσσεται σε αυτή τη ζώνη καθορίζεται από τις θερμικές ιδιότητες του υλικού και την ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου. Καθώς το εργαλείο κινείται προς τα εμπρός σχηματίζεται μια αρχική ζώνη παραμόρφωσης.

Το υλικό σε αυτή τη ζώνη ωθείται τόσο προς τα πάνω στη ζώνη του περιαιχενίου όσο και προς τα κάτω μέσα στη ζώνη εξώθησης. Στη ζώνη διέλασης το υλικό ρέει γύρω από τον πείρο από το μπροστινό μέρος προς τα 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 την επίτευξη ροής μετάλλου. Μετά τη ζώνη διέλασης εντοπίζεται η ζώνη σφυρηλάτησης όπου το υλικό από το μπροστινό μέρος του εργαλείου συμπιέζεται στην κοιλότητα που προκύπτει από τη μετατόπιση του πείρου τόσο λόγω της υδροστατικής πίεσης που αναπτύσσεται καθώς το υλικό δεν έχει προλάβει να κρυώσει και να στερεοποιηθεί όσο και λόγω της ασκούμενης κάθετης δύναμης από το περιαιχένιο του εργαλείου. Τέλος, πίσω από τη ζώνη σφυρηλάτησης βρίσκεται η ζώνη απόψυξης όπου το υλικό ψύχεται υπό παθητικές ή εξαναγκαστικές συνθήκες ψύξης (συνήθως από τον αέρα του περιβάλλοντος).

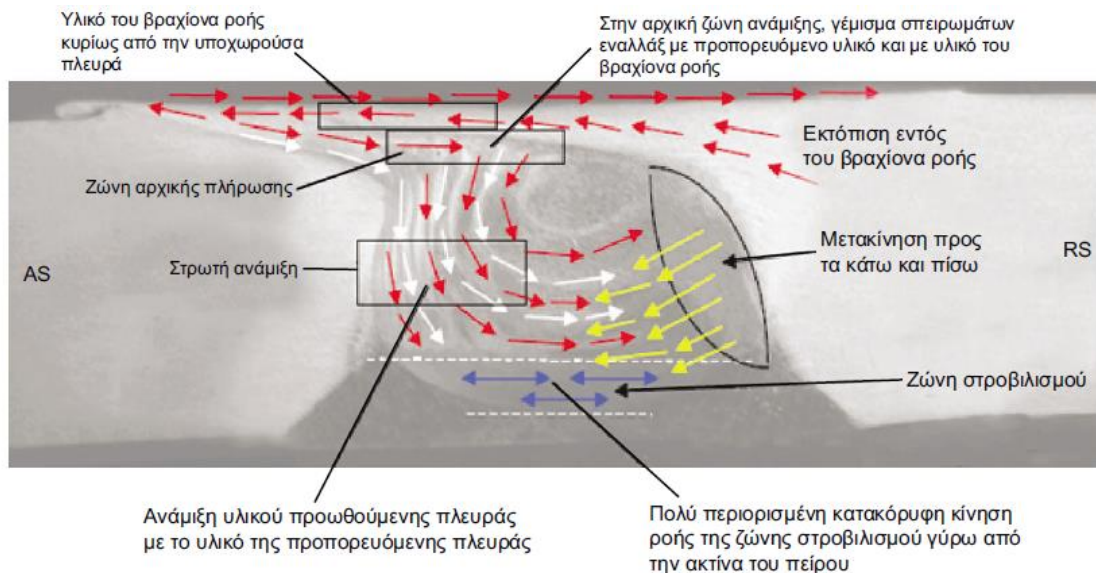
Μελετώντας την εγκάρσια ροή του υλικού (ροή λόγω περιστροφικής κίνησης), η συνολική μεταφορά του πλαστικοποιημένου υλικού περιγράφεται από τρεις τύπους ροής (βλ. Εικόνα 10):

- Ροή προκαλούμενη από τον πείρο συγκόλλησης - σε διαδοχικές στρώσεις και από την προωθούμενη στην υποχωρούσα πλευρά.
- Ροή που προκαλείται από το περιαιχένιο - αφορά στην κίνηση του πλαστικοποιημένου υλικού γύρω από το εργαλείο συγκόλλησης, στην περιοχή κοντά στο εργαλείο. Η κίνηση προκαλείται από την περιστροφή του εργαλείου και από την τριβή μεταξύ του εργαλείου και του δοκιμίου. Κατά την πραγματοποίηση της συγκόλλησης, υλικό από την υποχωρούσα πλευρά μεταφέρεται δια μέσου της επιφάνειας του περιαιχενίου στην κορυφή της προωθούμενης πλευράς.



Εικόνα 10: Διάκριση μεταξύ της ροής που προκαλείται από το περιαυχένιο και αυτής που προκαλείται από τον πείρο τους εργαλείου.

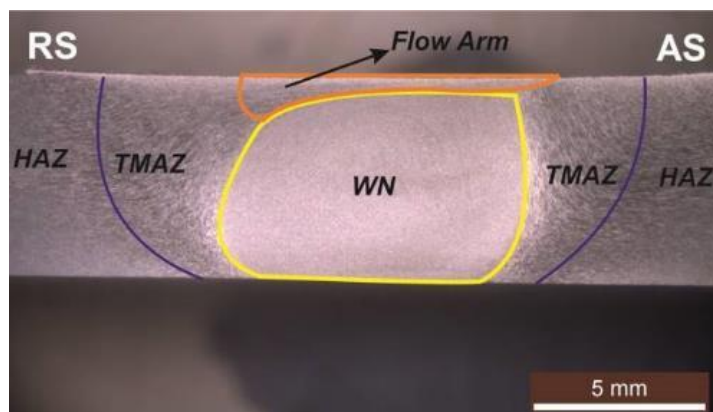
Παρατηρώντας την Εικόνα 11 μπορούμε να κατανοήσουμε ακόμα καλύτερα τους μηχανισμούς που διέπουν τη ροή του υλικού κατά το εγκάρσιο επίπεδο. Ένα τμήμα του ρέοντος υλικού μεταφέρεται από την RS στην AS (κόκκινα βέλη). Ένας συγκεκριμένος όγκος υλικού από το άνω τμήμα της AS και κάτω από την αριστερή περιοχή του flow arm εναποτίθεται στο δεξί μέρος της ζώνης εξώθησης (στην AS) και στο μέσο του πυρήνα συγκόλλησης (λευκά βέλη). Ένας άλλος όγκος υλικού από τη ζώνη εξώθησης της RS φαίνεται να μετατοπίζεται κάτω και προς τα πίσω (κίτρινα βέλη). Το κάτω μέρος του πυρήνα συγκόλλησης απαρτίζεται από τη ζώνη στροβιλισμού (μπλε βέλη).



Εικόνα 11: Σχηματική αναπαράσταση της ροής του υλικού κατά την FSW σε εγκάρσια τομή.

Χαρακτηριστικές ζώνες της προκύπτουσας μετά από την FSW μικροδομής

Όπως και μετά από οποιαδήποτε άλλη μέθοδο συγκόλλησης, έτσι και μετά την FSW παρατηρείται η διαμόρφωση συγκεκριμένων χαρακτηριστικών περιοχών μικροδομής. Η στερεάς κατάστασης φύση της FSW, σε συνδυασμό με το ασυνήθιστο εργαλείο συγκόλλησης, έχουν ως αποτέλεσμα μια ιδιαίτερα χαρακτηριστική μικροδομή. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης ασκούνται στο υλικό εξαιρετικά έντονα μηχανικά και θερμικά φορτία τα οποία έχουν ως αποτέλεσμα την εμφάνιση φαινομένων δυναμικής επαναφοράς και διάχυσης.

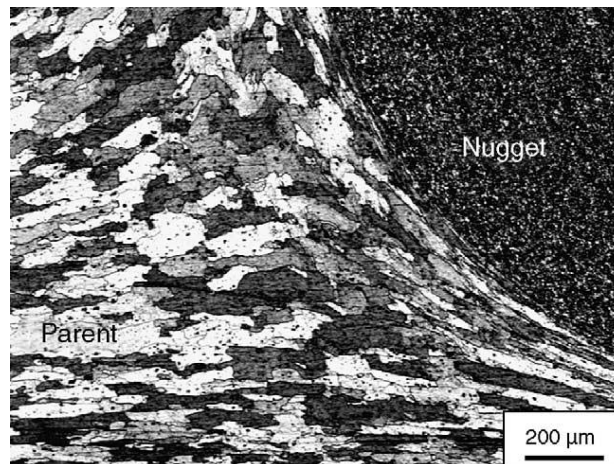


Εικόνα 12: Οι χαρακτηριστικές ζώνες της μικροδομής της FSW.

Εν προκειμένω, κατά το εγκάρσιο επίπεδο διακρίνονται οι ακόλουθες ζώνες μικροδομής:

- **Πυρήνας Συγκόλλησης (Weld Nugget – ΠΣ) ή Ζώνη Ανάδευσης (Stir zone - SZ).** Αποτελεί την περιοχή η οποία βρίσκεται στη θέση από την οποία έχει περάσει ο πείρος του εργαλείου συγκόλλησης. Το μέγεθος και το σχήμα της αποτελεί διαδιάστατη προβολή του σχήματος του πείρου, συνήθως επαυξημένο κατά 1 mm εκατέρωθεν λόγω της προσκόλλησης ενός λεπτού στρώματος υλικού (συνήθως πάχους 1 mm) πάνω σε αυτόν. Αποτελεί μία θερμομηχανικά επηρεασμένη περιοχή, η οποία αποτελείται από δυναμικά ανακρυσταλλωμένους ισοαξονικούς κόκκους με πολύ μικρό μέγεθος (συνήθως η διάμετρός τους είναι μία τάξη μεγέθους μικρότερη από την αντίστοιχη των κόκκων του μητρικού υλικού). Σε ορισμένες περιπτώσεις, σε αυτή την περιοχή, μπορεί να παρατηρηθεί μια χαρακτηριστική “δακτυλιοειδής δομή” (onion ring structure) [20,21].
- **Flow arm.** Πρόκειται για τη λεπτή περιοχή η οποία παρατηρείται ακριβώς από πάνω από τον πυρήνα συγκόλλησης. Όπως και ο πυρήνας συγκόλλησης, είναι θερμομηχανικά επηρεασμένη και δυναμικά ανακρυσταλλωμένη περιοχή με έντονα παραμορφωμένους κόκκους. Είναι αποτέλεσμα της επίδρασης του περιαιχηνίου και συγκεκριμένα της μεταφοράς υλικού από την υποχωρούσα στην προωθούμενη πλευρά. Κατά συνέπεια αποτελείται στο μεγαλύτερο ποσοστό από υλικό το οποίο έχει προέλθει από την υποχωρούσα πλευρά. Πρέπει να αναφερθεί ότι το “flow arm” δεν είναι πάντα παρατηρήσιμο.

- **Θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη** (thermo-mechanically affected zone - TMAZ). Η εν λόγω ζώνη η οποία βρίσκεται εκατέρωθεν του πυρήνα συγκόλλησης χαρακτηρίζεται από τα φαινόμενα δυναμικής επαναφοράς (dynamic recovery) καθώς οι τάσεις παραμόρφωσης που αναπτύσσονται σε αυτή δεν είναι επαρκείς για να προκαλέσουν ανακρυστάλλωση. Οι κόκκοι τις περισσότερες φορές παρουσιάζεται να έχουν συγκεκριμένο προσανατολισμό (βλ. Εικόνα 1.17) ακολουθώντας μία ροή ανοδικής φοράς η οποία περιβάλλει τη ζώνη συγκόλλησης, λόγω των εγκάρσιων αξονικών δυνάμεων που δέχονται από τον πείρο, αν και αυτό δεν είναι απόλυτο. Το μέγεθός τους όμως είναι παραπλήσιο με αυτό των αντίστοιχων του μητρικού υλικού καθώς δεν έχουν ανακρυσταλλωθεί.



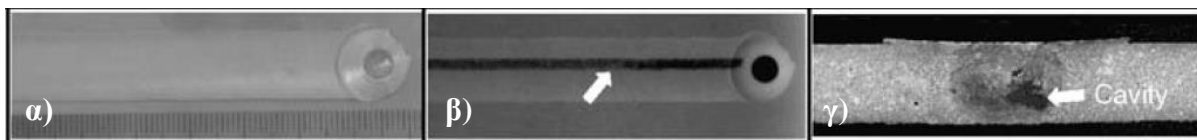
Εικόνα 13: Η TMAZ της FSW.

- **Θερμικά επηρεασμένη ζώνη** (heat-affected zone - ΘΕΖ). Η εν λόγω ζώνη παρατηρείται σχεδόν σε όλα τα είδη των συγκολλήσεων. Εν προκειμένω έχει βελτιωμένες ιδιότητες λόγω των χαμηλών αναπτυσσόμενων θερμοκρασιών σε σύγκριση με τις περισσότερες μεθόδους συγκόλλησης. Χαρακτηριστικό της εν λόγω ζώνης είναι ότι υπόκειται στην επιρροή του θερμικού κύκλου, αλλά δεν υφίσταται καμία πλαστική παραμόρφωση. Επίσης, σε αυτή τη ζώνη μπορεί να παρατηρηθεί ελαφρά μεγέθυνση των κόκκων λόγω διάχυσης.
- **Μέταλλο Βάσης** (Base metal). Άλλη μια ζώνη που παρατηρείται σε όλα τα είδη συγκολλήσεων. Πρόκειται για το ανεπηρέαστο από τη θερμότητα υλικό εκατέρωθεν της ΘΕΖ.

Χαρακτηριστικά σφάλματα και ατέλειες σε μη βελτιστοποιημένες συγκολλήσεις

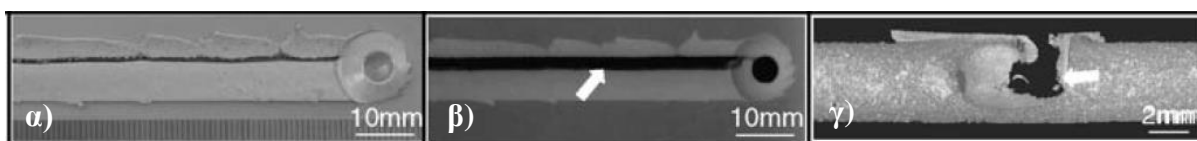
Υπάρχει περίπτωση, κατά την προσπάθεια για προσδιορισμό των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης, να προκύψουν συνδυασμοί οι οποίοι παρέχουν συγκολλήσεις που εμφανίζουν τα ακόλουθα σφάλματα:

- **Ατέλεια τύπου αυλακιού** (groove like defect). Προκαλείται λόγω ανεπαρκούς παροχής θερμότητας και παρατηρείται ακόμα και με γυμνό μάτι.



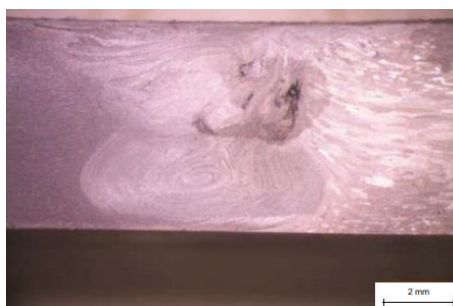
Εικόνα 14: Ατέλεια τύπου αυλακιού όπως παρατηρείται α) με γυμνό μάτι, β) με χρήση ακτίνων X και γ) σε εγκάρσια τομή.

- **Ατέλεια τύπου τούνελ (tunnel defect).** Οφείλεται στην άνιση θερμοκρασιακή κατανομή κατά το πάχος και δημιουργείται σε υψηλές ταχύτητες περιστροφής και υψηλές ταχύτητες συγκόλλησης. Δεν μπορεί να παρατηρηθεί με γυμνό μάτι και απαιτείται η χρήση ακτίνων X ή ο καταστροφικός έλεγχος της συγκόλλησης.



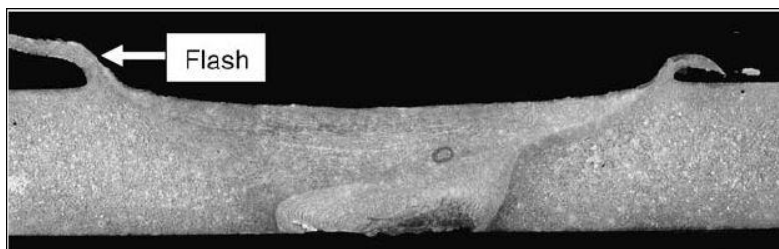
Εικόνα 15: Ατέλεια τύπου τούνελ όπως παρατηρείται α) με γυμνό μάτι, β) με χρήση ακτίνων X και γ) σε εγκάρσια τομή.

- Επίσης μπορούν να παρατηρηθούν διάφορες ατέλειες που οφείλονται στην ελλiptή ανάδευση όπως πορώδες κλπ.



Εικόνα 16: Πορώδες.

- **Υπερβολικό εξωθημένο υλικό (flash):** Οφείλεται στο πολύ μεγάλο βάθος διείσδυσης σε συνδυασμό με την υψηλή παροχή θερμότητας.



Εικόνα 17: Συγκόλληση που εμφανίζει πολύ έντονο flash.

- Συνυφασμένη με την προαναφερθείσα ατέλεια είναι και η ατέλεια **nugget collapse** κατά την οποία παρατηρείται έντονη μείωση του πάχους της συγκόλλησης κάτω από το περιαυχένιο του εργαλείου.
- Στους ίδιους λόγους οφείλεται και η ατέλεια της εμφάνισης **πολύ παχιού flow arm**.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι, με χρήση των κατάλληλων συνθηκών και εργαλείων η μέθοδος της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση μπορεί να αποφέρει σε κάθε περίπτωση συγκολλήσεις χωρίς κανένα σφάλμα ή ατέλεια. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα ακόμα και συγκολλήσεις με μικροπορώδες, οι οποίες με άλλες μεθόδους είναι αποδεκτές, εν προκειμένω να απορρίπτονται.

Πλεονεκτήματα της μεθόδου

Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση, λόγω της φύσης της, όντας μια μέθοδος συγκόλλησης «στερεάς κατάστασης» κατά την οποία δεν παρατηρείται τήξη του υλικού, έχει ως αποτέλεσμα την αποφυγή πολλών από τα εγγενή μειονεκτήματα τα οποία συνδέονται με την τήξη και την επαναστερεοποίηση των κραμάτων με πιο χαρακτηριστικά την εμφάνιση πορώδους, εγκλεισμάτων καθώς και ρωγμών στερεοποίησης. Σε αυτό το σημείο πρέπει επίσης να τονιστεί ότι λόγω των προαναφερθέντων η θερμική παροχή από την εν λόγω μέθοδο είναι αρκετά χαμηλότερη σε σχέση με τις υπόλοιπες συμβατικές αλλά και μη συμβατικές μεθόδους συγκολλήσεων με αποτέλεσμα οι ιδιότητες της προκύπτουσας θερμικά επηρεασμένης ζώνης να είναι λιγότερο υποβιβασμένες. Αυτό υποδηλώνει ότι η εν λόγω μέθοδος καθίσταται προτιμητέα ακόμα και σε περιπτώσεις όπου μπορεί να επιτευχθούν ικανοποιητικές συμβατικές συγκολλήσεις. Επιπροσθέτως, από την επινοήσή της αποτέλεσε μια εξαιρετικά υποσχόμενη μέθοδο συγκόλλησης καθώς όχι μόνο μπορούσε να συγκολλήσει μέταλλα και κράματα τα οποία ήταν αδύνατον να συγκολληθούν με τις έως τότε συμβατικές μεθόδους συγκολλήσεων τήξεως αλλά είναι ιδανική και για την πραγματοποίηση συγκολλήσεων μεταξύ ανόμοιων κραμάτων όπως διαφορετικά κράματα αλουμινίου μεταξύ τους αλλά και κράματα αλουμινίου με κράματα χαλκού ή χάλυβες. Τελικά, τα πλεονεκτήματα της μεθόδου μπορούν να συνοψιστούν παρακάτω:

- Γίνεται πλαστικοποίηση και ταυτόχρονη ανάδευση των μετάλλων, χωρίς απαραίτητα να προκύπτει χημικός δεσμός, κάτι το οποίο την καθιστά αποτελεσματική για συγκόλληση ανόμοιων μετάλλων και μετάλλων των οποίων η συγκόλληση με συμβατικές μεθόδους είναι δύσκολη.
- Είναι απλή διαδικασία, χωρίς ανάγκες σε καταναλισκόμενα υλικά.
- Δεν απαιτείται ιδιαίτερη προετοιμασία των επιφανειών συγκόλλησης.
- Δεν απαιτείται προκαταρκτική αφαίρεση τυχών οξειδίων.
- Δύναται να αυτοματοποιηθεί και να εφαρμοστεί για διάφορους προσανατολισμούς, θέσεις και επιφάνειες συγκόλλησης.
- Ειδικά για κράματα Al και Mg μπορούν να επιτευχθούν πολύ ανθεκτικές συγκολλήσεις με πολύ καλές μηχανικές αντοχές.
- Οι ρωγματώσεις (που συναντώνται σε άλλες μεθόδους συγκόλλησης τήξης) εξαλείφονται. Επιπλέον, δεν υπάρχουν απώλειες υλικού μέσω σχηματισμού αερίων ή σταγονιδίων τήγματος.
- Παρατηρείται ομοιόμορφη κοκκομετρία χωρίς μεγέθυνση κόκκων και χωρίς πορώδες ή ακαθαρσίες από καταναλισκόμενα ηλεκτρόδια κ.λπ.
- Εμφανίζονται μικρές παραμορφώσεις, ακόμη και για συγκολλήσεις μεγάλου μήκους.
- Παρατηρείται μεγαλύτερη αντοχή στη διάβρωση σε σχέση με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης.
- Το κόστος εγκατάστασης και εκπαίδευσης του προσωπικού είναι χαμηλό.
- Η μέθοδος είναι ενεργειακά αποδοτική.

- Είναι επίσης φιλική προς το περιβάλλον και αρκετά ασφαλής, εξαιτίας της απουσίας τοξικών αερίων.
- Τα συμβατικά χαλύβδινα εργαλεία μπορούν να πραγματοποιήσουν 1000m συγκόλλησης αλουμινίου.
- Για συγκόλληση παχιών τεμαχίων, τα οποία με τις συμβατικές μεθόδους μπορούν να συγκολληθούν με περισσότερα από τρία κορδόνια, η ταχύτητα της FSW είναι υψηλότερη.

Μειονεκτήματα της μεθόδου

Παρά τα όποια πλεονεκτήματα παρουσιάζει, η μέθοδος δεν είναι ελεύθερη μειονεκτημάτων, τα κυριότερα από τα οποία παρουσιάζονται παρακάτω:

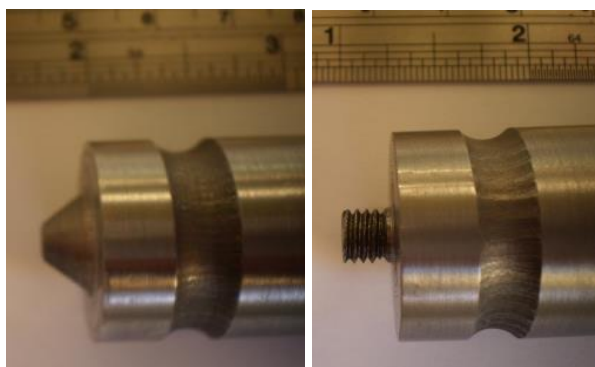
- Αναπτύσσονται ισχυρές κάθετες δυνάμεις της τάξεως των 10-12 kN και αντίστοιχα οριζόντιες της τάξεως των 3 kN. Γι' αυτό το λόγο απαιτείται η ύπαρξη ενός εξαιρετικά ισχυρού συστήματος συγκράτησης των τεμαχίων (ισχυρών πακτώσεων).
- Δημιουργείται οπή κατά την απομάκρυνση του εργαλείου συγκόλλησης.
- Για συγκόλληση λεπτών τεμαχίων, τα οποία με τις συμβατικές μεθόδους μπορούν να συγκολληθούν με έως τρία κορδόνια, η ταχύτητα της FSW συγκόλλησης είναι μικρότερη.
- Μεγάλο κόστος απόκτησης του εξοπλισμού.
- Σε κράματα υψηλής αντοχής (π.χ. κράματα τιτανίου, χάλυβες υψηλής αντοχής) το κόστος του εργαλείου συγκόλλησης, το οποίο θα πρέπει να είναι κατασκευασμένο από καρβίδιο, καθώς και ο ρυθμός φθοράς αυτού είναι υψηλός.

Το εργαλείο συγκόλλησης

Ο σημαντικότερος παράγοντας για την επίτευξη επιτυχούς συγκόλλησης, μετά τη μηχανή, αποτελεί το εργαλείο το οποίο είναι απαραίτητως κατασκευασμένο από υλικό σκληρότερο από αυτό των προς συγκόλληση τεμαχίων [22]. Το εργαλείο στην περίπτωση της FSW είναι μη καταναλισκόμενο. Στις περισσότερες των περιπτώσεων όπου συγκολλούνται μέταλλα σχετικά χαμηλής σκληρότητας όπως αλουμίνιο [9], μαγνήσιο [23], χαλκός [24], ψευδάργυρος [25] και τα κράματα αυτών χρησιμοποιείται εργαλείο κατασκευασμένο από χάλυβα. Για την επιμήκυνση της διάρκειας ζωής του εργαλείου μπορεί να γίνει βαφή αυτού αν και αυτό δεν είναι απαραίτητο. Χαρακτηριστικά αναφέρεται ότι ένα εργαλείο από βαμμένο χάλυβα μπορεί να πραγματοποιήσει 1000 μέτρα συγκόλλησης αλουμινίου. Αυτό το γεγονός, το χαμηλό κόστος δηλαδή του εργαλείου αποτελεί και ένα από τα σημαντικότερα πλεονεκτήματα της μεθόδου. Από την άλλη, στις περιπτώσεις συγκολλήσεων μετάλλων υψηλής σκληρότητας όπως οι χάλυβες [26-29] και το τιτάνιο και τα κράματα αυτού [30], το εργαλείο πρέπει να είναι απαραίτητως κατασκευασμένο από εξεζητημένα κεραμικά υλικά όπως το κυβικό νιτρίδιο του βορείου (PCBN) [31,32], νιτρίδιο του πυριτίου, πυρίμαχα υλικά από βολφράμιο και ρήνιο καθώς και ορισμένα καρβίδια. Το υψηλό κόστος κατασκευής εργαλείων από αυτά τα υλικά σε συνδυασμό με τη μικρή διάρκεια ζωής αυτών (στην περίπτωση συγκόλλησης χαλύβων τα εργαλεία καταστρέφονται μετά από λίγα μέτρα συγκόλλησης) καθιστά την FSW μη οικονομικά συμφέρουσα για τη συγκόλληση κραμάτων αυξημένης σκληρότητας. Σε αυτό το σημείο αξίζει να αναφερθεί ότι τα τελευταία χρόνια έχουν γίνει προσπάθειες για την κατασκευή εργαλείων από χρησιμοποιημένα κοπτικά εργαλεία φρεζομηχανής (κονδύλια) από

καρβίδιο, κάτι το οποίο μπορεί να ρίξει το κόστος απόκτησης των εργαλείων κατά αρκετές τάξεις μεγέθους.

Ο ρόλος του εργαλείου είναι διττός. Είναι υπεύθυνο για την ανάδευση και τη μετατόπιση του υλικού αλλά και για την πρόσδοση θερμότητας και την πλαστικοποίηση αυτού. Η θερμότητα παράγεται από την τριβή των επιφανειών του πείρου με το υλικό, από την πλαστική παραμόρφωση του προς συγκόλληση υλικού από τον πείρο αλλά και, σε μεγαλύτερο ποσοστό, από την τριβή μεταξύ του περιουχενίου και της άνω επιφάνειας των προς συγκόλληση πλακών. Συμπεραίνουμε λοιπόν ότι το σχετικό μέγεθος τόσο του πείρου όσο και του περιουχενίου παίζει σημαντικό ρόλο στην παραγωγή θερμότητας καθώς ανάλογα με αυτό αναπτύσσονται διαφορετικά ποσά θερμότητας. Η διάμετρος του 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 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. Ένας άλλος πολύ σημαντικός παράγοντας, ο οποίος είναι σε άμεση συνάρτηση με το μέγεθος του εργαλείου, είναι και η γεωμετρία αυτού. Η ομοιομορφία της μικροδομής και οι ιδιότητές της καθώς και τα φορτία που αναπτύσσονται κατά τη διάρκεια της διαδικασίας, επηρεάζονται από το σχεδιασμό του εργαλείου. Συμπερασματικά, η σχεδίαση του εργαλείου επηρεάζει και τις μηχανικές ιδιότητες του προς συγκόλληση υλικού. Ο σχεδιασμός του εργαλείου αποτελεί βασικό παράγοντα και στη ροή του υλικού και διέπει το ρυθμό με τον οποίο διεξάγεται η συγκόλληση. Τονίζεται ότι τα τελευταία χρόνια, για τις συγκολλήσεις μεταξύ κραμάτων αλουμινίου οι οποίες είναι και οι συνηθέστερες, τείνει να επικρατήσει η χρήση εργαλείου με επίπεδο περιουχένιο και κυλινδρικό πείρο ο οποίος φέρει σπείρωμα. Το σπείρωμα ανάλογα με τη φορά του και σε συνάρτηση με τη φορά περιστροφής του εργαλείου, τείνει να οδηγήσει το υλικό προς την κάτω ή την άνω περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης ανάλογα με το τι είναι προτιμητέο κατά περίπτωση.



Εικόνα 18: Τυπικά εργαλεία FSW με επίπεδο περιουχένιο και α) πείρο σχήματος κόλουρου κώνου και β) κυλινδρικό πείρο με αριστερόστροφο σπείρωμα.

Μηχανές FSW

Η μηχανή συγκόλλησης αποτελεί έναν από τους σπουδαιότερους παράγοντες που επιδρούν στην ποιότητα των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση [33]. Κάθε συγκόλληση προκύπτει τόσο καλή, όσο και οι δυνατότητες παραμετροποίησης που παρέχει η εκάστοτε μηχανή που χρησιμοποιείται. Ο σχεδιασμός της μηχανής εξαρτάται κυρίως από τους οικονομικούς αλλά και από τους τεχνικούς παράγοντες. Οι οικονομικοί παράγοντες αφορούν στο κόστος και στην παραγωγικότητα, ενώ οι τεχνικοί περιλαμβάνουν τις απαιτήσεις σε δύναμη, στιβαρότητα, ευελιξία και νοημοσύνη. Κοινό χαρακτηριστικό όλων των μηχανών είναι ότι πρέπει να είναι ανθεκτικές στην ανάπτυξη κάθετων δυνάμεων αρκετών kN, κάτι το οποίο εκτινάσσει και το κόστος αυτών. Οι τεχνικοί παράγοντες εξαρτώνται κυρίως από τα ιδιαίτερα χαρακτηριστικά κάθε εφαρμογής, όπως η γεωμετρία της κατασκευής, ο τύπος συγκόλλησης, τα προς συγκόλληση υλικά, ο σχεδιασμός του εργαλείου, οι παράμετροι συγκόλλησης και οι διάφοροι τύποι ελέγχου (δύναμης και θέσης). Οι μηχανές που χρησιμοποιούνται μπορεί να είναι είτε:

- Τροποποιημένες φρεζομηχανές (εξαιρετικά οικονομική λύση – περιορισμένες δυνατότητες κίνησης – χρησιμοποιούνται συνήθως για ερευνητικούς σκοπούς)
- Ρομποτικοί βραχίονες (απεριόριστες δυνατότητες κίνησης – περιορισμένη στιβαρότητα)
- Προσαρμοσμένες (purpose-built) μηχανές FSW (ικανές για συγκόλληση εξεζητημένων γεωμετριών – εξαιρετική στιβαρότητα)

Ενδεικτικά παρατίθενται παρακάτω ορισμένες μηχανές FSW:

I-STIR VM της MTS (κόστος περίπου 500.000€)



I-STIR BR Performance Characteristics

Axis	Travel Range	Max Speed (Uploaded)	Load Capacity
X (standard)	2540 mm (100 in)	106 mm/s (250 ipm)	22 kN (5 kip)
Option	3810 mm (150 in)		
Y (standard)	1270 mm (50 in)	106 mm/s (250 ipm)	22 kN (5 kip)
Option	2032 mm (80 in)		
Z/Forge	0-713 mm (0-28 in)	72 mm/s (179 ipm)	22 kN (5 kip)
Spindle	NA	4000 RPM	24/15 HP, 35/25 HP
Option		8000 RPM	

Εικόνα 19: Η μηχανή I-STIR VM της MTS.

PTG Powerstir 215 FSW



Εικόνα 20: Η μηχανή Powerstir 215 της PTG.

PTG Powerstir 345 FSW



Εικόνα 21: Η μηχανή Powerstir 345 της PTG.

PTG FSW Machine (έτος κατασκευής: 2017)



Εικόνα 22: Η πιο πρόσφατη μηχανή της PTG.

Εφαρμογές της μεθόδου

Η FSW εφαρμόζεται σε διάφορους τομείς της σύγχρονης βιομηχανίας λόγω των σημαντικών πλεονεκτημάτων της. Οι βιομηχανικοί αυτοί τομείς είναι η ναυπηγική, η αεροδιαστημική, η αεροναυπηγική, η αυτοκινητοβιομηχανία, η βιομηχανία σιδηροδρόμων και χερσαίων οδικών μεταφορών, καθώς και η πολεμική βιομηχανία. Βασικές εφαρμογές της μεθόδου αποτελούν οι συγκολλήσεις ανόμοιων υλικών. Για παράδειγμα διαφορετικά κράματα αλουμινίου δύναται να συγκολληθούν με χρήση της FSW.

Στη **ναυπηγική βιομηχανία** χρησιμοποιήθηκε αρχικά για συγκολλήσεις αλουμινίου σειράς 6XXX σε καταψύκτες αλιευτικών σκαφών. Έπειτα υιοθετήθηκε για την κατασκευή ταχύπλων σκαφών και στη συνέχεια χρησιμοποιήθηκε σε εξέδρες άντλησης πετρελαίου, σε hovercraft και σε κρουαζιερόπλοια. Επιπλέον, η υπερκατασκευή του μεγαλύτερου πλοίου παγκοσμίως το οποίο είναι εξολοκλήρου κατασκευασμένο από αλουμίνιο, του ιαπωνικού «Ogasawara» κατασκευάστηκε μέσω εκτενούς χρήσης της FSW [34], όπως και αυτή του κρουαζιερόπλοιου «Seven Seas Navigator» [35].



Εικόνα 23: Το πλοίο «Ogasawara».

Επιπροσθέτως, η μέθοδος εφαρμόζεται σε ταχύπλοα σκάφη για την ενσωμάτωση χωρισμάτων πλοίου και καταστρωμάτων, αλλά και σε πολλά κρουαζιερόπλοια τα οποία έχουν συχνά καταστρώματα αλουμινίου. Το κρουαζιερόπλοιο «The World», της εταιρείας Fosen Mek, φέρει ενισχυμένα ελάσματα καταστρώματος προκατασκευασμένα με FSW.



Εικόνα 24: Ενισχυμένα ελάσματα καταστρώματος προκατασκευασμένα με FSW, προορισμένα για το κρουαζιερόπλοιο «The World» (από [36]).



Εικόνα 25: Το κρουαζιερόπλοιο «The World» της εταιρείας Fosen Mek.

Η FSW έχει εφαρμογές και σε κατασκευές στρατιωτικών σκαφών. Η «Nichols Brothers Boat Builders» (Washington, USA) χρησιμοποίησε συγκολλημένα ελάσματα με FSW για το στρατιωτικό σκάφος (X-Craft class) «Sea Fighter» μέγιστης ταχύτητας 55 κόμβων. Επίσης, στην κατασκευή του αλουμινένιου αντιτορπιλικού πλοίου «Type 022 Houbei Class» χρησιμοποιήθηκαν ελάσματα αλουμινίου συγκολλημένα μέσω FSW [37].



Εικόνα 26: Η πλώρη του στρατιωτικού σκάφους (X-Craft class) «Sea Fighter» της Nichols Bros στο τελικό στάδιο κατασκευής της.



Εικόνα 27: Το στρατιωτικό σκάφος (X-Craft class) «Sea Fighter».



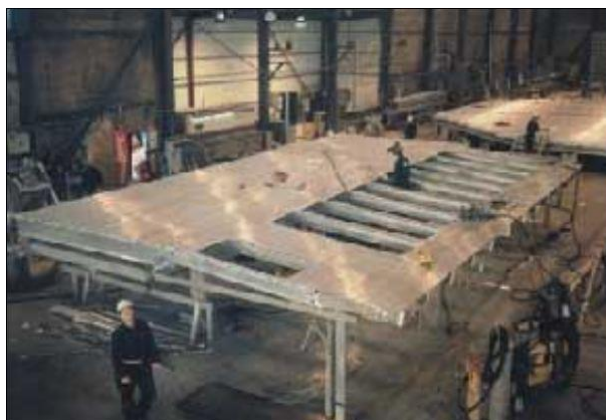
Εικόνα 28: Το αντιτορπλικό αλουμινένιο σκάφος τύπου '022' stealth.

Η εφαρμογή της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία χαμηλού ποσοστού παραμενουσών τάσεων στα συγκολλημένα ελάσματα και ως εκ τούτου μικρές παραμορφώσεις. Τα πλεονεκτήματα αυτά τα εκμεταλλεύονται ναυπηγεία σε διάφορες περιοχές (Dalian, Shanghai, Wuhan, Guangxi and Guangzhou), τα οποία χρησιμοποιούν προκατασκευασμένα ελάσματα με χρήση FSW για εμπορικά πλοία [37].



Εικόνα 29: Εμπορικό πλοίο του Κινεζικού στόλου κατασκευασμένο από κράματα αλουμινίου.

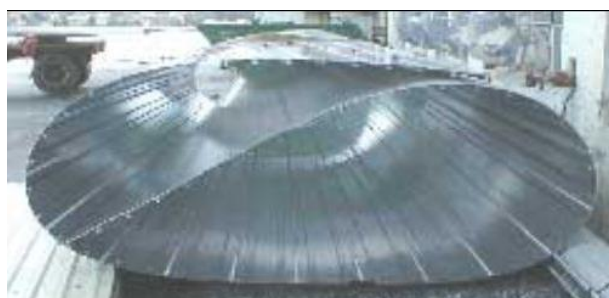
Παρακάτω ακολουθούν ορισμένα επιπλέον παραδείγματα χρήσης της μεθόδου FSW σε ναυπηγικές εφαρμογές.



Εικόνα 30: Τμήμα εξωτερικού πλευρικού τοιχώματος catamaran που έχει συγκολληθεί με τη μέθοδο FSW. Είναι ορατές οι διαμορφώσεις του ελάσματος για τα φινιστρίνια. (από [36]).



Εικόνα 31: Προκατασκευασμένο με FSW ενισχυμένο έλασμα, προορισμένο για υπερκατασκευή κρουαζιερόπλοιου (για το ήμισυ του ολικού πλάτους της) (από [35]).



Εικόνα 32: Ενισχυμένο έλασμα γάστρας catamaran, προκατασκευασμένο με τη μέθοδο FSW, διπλωμένο για οδική μεταφορά.



Εικόνα 33: Ενισχυμένο έλασμα όπου οι συγκολλήσεις έχουν γίνει με τη μέθοδο FSW, έτοιμο για θαλάσσια μεταφορά (από [36]).

Τέλος, η εν λόγω μέθοδος συγκόλλησης συναντάται και σε μερικές ακόμα ναυπηγικές εφαρμογές όπως σε:

- Ελάσματα καταστρώματος, πλευρές, φρακτές και έδρες
- Γάστρες και υπερκατασκευές
- Πλατφόρμες προσγείωσης ελικοπτέρων
- Παράκτιες εγκαταστάσεις
- Θαλάσσιες κατασκευές
- Εγκαταστάσεις ψύξης
- Κατάρτια ιστιοπλοϊκών

Στην **αεροδιαστημική** και την **αεροναυπηγική βιομηχανία** η πρώτη κύρια εφαρμογή της FSW ήταν η αντικατάσταση των συγκολλήσεων τήξης στις δεξαμενές καυσίμου των μη επανδρωμένων πυραύλων Delta II και εν συνεχεία των Delta IV. Ο κατασκευαστής (Boeing) ανέφερε ότι οι συγκολλήσεις χαρακτηρίζονταν από την απουσία σφαλμάτων και επίσης επεσήμανε τη σημαντική μείωση του κόστους η οποία επετεύχθη. Γενικά, η FSW δύναται να εφαρμοστεί στη συγκόλληση διαφόρων μερών στρατιωτικών και πολιτικών αεροσκαφών, όπως στο κέλυφός τους, στα πλευρικά τους μέρη, αλλά και στις «νευρώσεις» (stringers) τους. Τα πλεονεκτήματα που αντλούνται από την εφαρμογή της FSW σε σχέση με τη χρήση πριτσινιών είναι τα μειωμένα κόστη παραγωγής και η μείωση του βάρους των αεροσκαφών. Πιο συγκεκριμένα έχουν πραγματοποιηθεί διαμήκεις μετωπικές συγκολλήσεις κραμάτων Al σε δεξαμενές καυσίμων για διαστημικά οχήματα και αεροσκάφη. Ακόμη, η FSW έχει εφαρμοστεί με επιτυχία στην κατασκευή του αεροσκάφους «Eclipse 550» της εταιρείας «ONE Aviation» [38].



Εικόνα 34: Το αεροσκάφος «Eclipse 550» της εταιρείας «ONE Aviation».

Γενικά η FSW μπορεί να χρησιμοποιηθεί στην αεροδιαστημική βιομηχανία για την επίτευξη:

- Διαμήκων μετωπικών συγκολλήσεων κραμάτων Al σε δοχεία καυσίμων για διαστημικά οχήματα και αεροσκάφη.
- Συγκόλλησης του κελύφους του αεροπλάνου με τα ενισχυτικά του (δοκούς, νευρώσεις) καθώς και συγκόλληση των κεντρικών τμημάτων των πτερυγίων.
- Συγκολλήσεων σε εξωτερικά αποσπώμενα δοχεία καυσίμων για στρατιωτικά αεροσκάφη.
- Συγκολλήσεων σε πτερύγια πυραύλων.
- Επισκευή ελαττωματικών συγκολλήσεων MIG (Κατεργασία δια τριβής με ανάδευση).

Στη βιομηχανία σιδηροδρόμων η FSW χρησιμοποιείται σε:

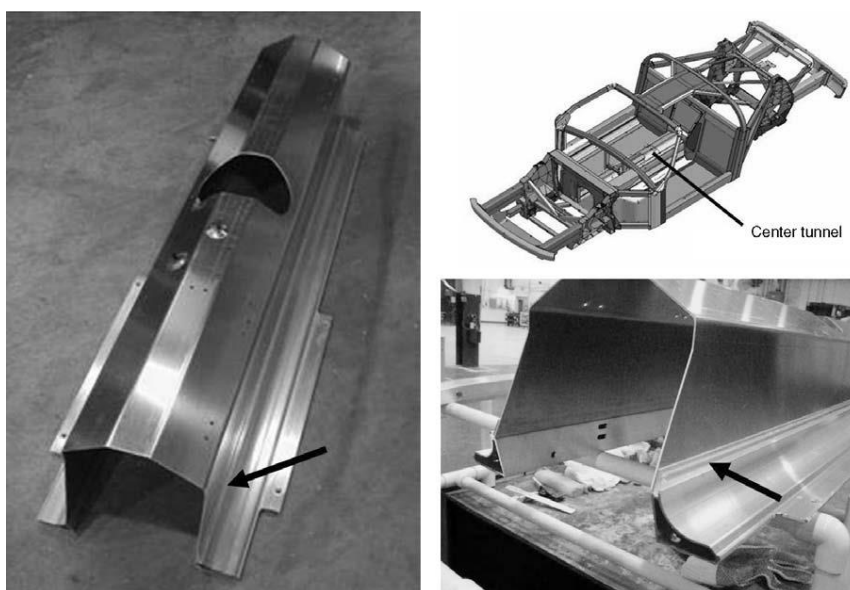
- Κυλιόμενα εξαρτήματα για σιδηροδρομικά βαγόνια, υπόγειους συρμούς και τραμ.
- Φορείς εμπορευματοκιβωτίων.
- Βαγόνια μεταφοράς πετρελαίου.



Εικόνα 35: Τρένο κατασκευασμένο από την εταιρεία Hitachi κατά την κατασκευή του οποίου έχει γίνει εκτενής χρήση της μεθόδου FSW (από [39]).

Τέλος, στη βιομηχανία χερσαίων οδικών μεταφορών οι υπάρχουσες και οι εν δυνάμει εφαρμογές περιλαμβάνουν τη χρήση της FSW σε:

- Βάσεις κινητήρων και πλαισίου.
- Ζάντες.
- Αμαξώματα και αναβατήρες για φορτηγά.
- Κινητούς γερανούς.
- Πλάκες θωράκισης οχημάτων.
- Οχήματα μεταφοράς καυσίμων (fuel tankers).
- Τροχόσπιτα.
- Λεωφορεία και οχήματα μεταφοράς εντός αεροδρομίων.



Εικόνα 36: Το κεντρικό τούνελ μετάδοσης του Ford GT (2004) έχει κατασκευαστεί από ελάσματα συγκολλημένα με FSW (από [33]).

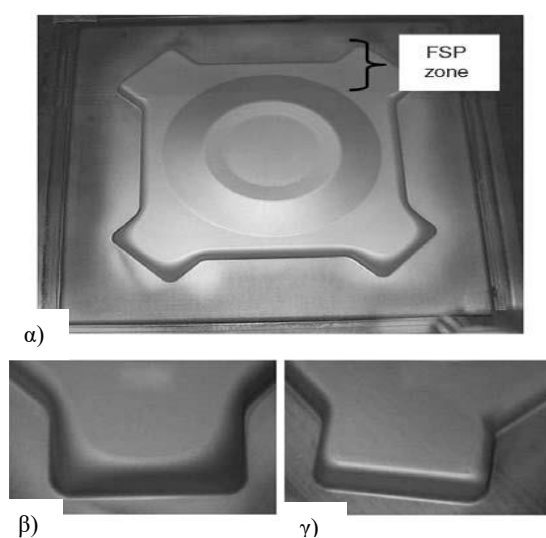
Η κατεργασία δια τριβής με ανάδευση [40]

Η κατεργασία δια τριβής με ανάδευση (Friction Stir Processing – FSP) βασίζεται στις αρχές της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση, αποτελεί μια αποτελεσματική τεχνική στερεάς κατάστασης που στοχεύει στην τροποποίηση και τη βελτίωση της μικροδομής ενός μετάλλου. Η αρχή της μεθόδου είναι ακριβώς ίδια με αυτή της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση δηλαδή ένα περιστρεφόμενο εργαλείο με ένα ειδικά σχεδιασμένο πείρο και περιανχένιο εισέρχεται μέσα σε ένα μεταλλικό τεμάχιο πλαστικοποιώντας και αναδεύοντας το υλικό. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα τη δυναμική ανακρυστάλλωση της μικροδομής και συνεπακόλουθα την τροποποίηση (ενίσχυση) των ιδιοτήτων αυτής. Συγκεκριμένα, η εν λόγω κατεργασία χαρακτηρίζεται από:

- Τη χαμηλή ποσότητα θερμότητας που παράγεται.
- Την εκτεταμένη πλαστική ροή του υλικού.
- Το πολύ λεπτό μέγεθος των κόκκων στην αναδευόμενη περιοχή.
- Τον τυχαίο αποπροσανατολισμό των ορίων των κόκκων στην αναδευόμενη περιοχή.
- Τη μηχανική ανάμιξη των επιφανειακών στρωμάτων του υλικού.
- Τη στοχευμένη μεταβολή της μικροδομής και των ιδιοτήτων συγκεκριμένων περιοχών ενός μεταλλικού τεμαχίου.

Η τελευταία ιδιότητα που αναφέρθηκε μπορεί να καταστεί εξαιρετικά χρήσιμη σε εφαρμογές κατά τις οποίες απαιτείται η ενίσχυση των επιφανειακών στρωμάτων των χρησιμοποιούμενων εξαρτημάτων αλλά όχι όλου του σώματος αυτών (π.χ. όπου εμφανίζονται έντονα τριβιολογικά φαινόμενα). Εν προκειμένω η χρήση της FSP θα ήτο οικονομικότερη και ελεύθερη μειονεκτημάτων σε σύγκριση με τεχνικές βαφής με λείζερ, επαγωγικής σκλήρυνσης ή ενανθρακαζώτωσης.

Μία άλλη πολύ σημαντική εφαρμογή της FSP είναι η υπερπλαστική διαμόρφωση (superplastic forming) η οποία μπορεί να επιτευχθεί λόγω της εκλέπτυνσης της μικροδομής [33]. Χρησιμοποιείται για την παραγωγή τεμαχίων περίπλοκης γεωμετρίας.

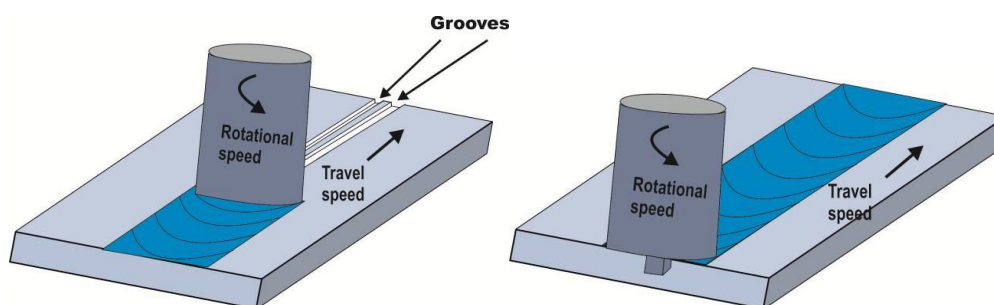


Εικόνα 37: α) Τεμάχιο το οποίο έχει κατεργαστεί τοπικά δια τριβής, β) περιοχή χωρίς κατεργασία όπου η διαμόρφωση απέτυχε και γ) κατεργασμένη περιοχή η οποία έχει υποστεί πλήρη διαμόρφωση.

Ακόμα μία εφαρμογή της FSP είναι η τροποποίηση της μικροδομής χυτών τεμαχίων. Η χύτευση, αν και αποτελεί μια πολύ οικονομική λύση για κατασκευή περίπλοκων τεμαχίων, παρουσιάζει αρκετά μειονεκτήματα όπως πορώδες ή θερμή ρωγμάτωση. Η FSP αποτελεί μία πολύ συμφέρουσα τεχνική βελτίωσης της μικροδομής και των ιδιοτήτων των εν λόγω χυτών. Στη ίδια αρχή βασίζεται και η χρήση της FSP για την τροποποίηση συγκολλήσεων τήξεως, συνήθως σε εφαρμογές που απαιτείται υψηλή αντοχή σε κόπωση.

Μία επιπρόσθετη εφαρμογή της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση είναι η βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση των κατεργασμένων υλικών.

Τέλος, μία από τις σημαντικότερες εφαρμογές της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση αποτελεί η δημιουργία Σύνθετων Υλικών Μεταλλικής Μήτρας (Metal Matrix Composites – MMCs). Τα εν λόγω υλικά αποτελούνται από μεταλλική μήτρα στην οποία έχουν ενσωματωθεί (κεραμικά συνήθως) σωματίδια ενίσχυσης. Οι περισσότερες μέθοδοι για την παραγωγή MMCs [41-44] απαιτούν τήξη της μεταλλικής μήτρας, έχοντας μειονεκτήματα που σχετίζονται με τη στερεοποίηση. Στην περίπτωση της FSP, όπως παρατηρείται και στην Εικόνα 39, η ενσωμάτωση των ενισχυτικών σωματιδίων τις περισσότερες φορές επιτυγχάνεται μέσω της διαμόρφωσης επιφανειακών αυλακιών τα οποία εν συνεχεία γεμίζονται με το ενισχυτικό μέσο και έπειτα κατεργάζονται δια τριβής. Σε σύγκριση με τα μη ενισχυμένα κράματα αλουμινίου, τα ενισχυμένα με κεραμικά σωματίδια MMCs εμφανίζουν μεγαλύτερη αντοχή και ακαμψία, βελτιωμένα τριβολογικά χαρακτηριστικά καθώς και αυξημένη αντοχή σε ερπυσμό και κόπωση [45-50].



Εικόνα 38: Σχηματική αναπαράσταση της δημιουργίας σύνθετου υλικού με χρήση FSP.

A.2 ΤΟ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ ΚΑΙ ΤΑ ΚΡΑΜΑΤΑ ΤΟΥ [51]

A.2.1 ΓΕΝΙΚΑ [51]

Το αλουμίνιο χαρακτηρίζεται από σχετικά χαμηλή πυκνότητα (2.7 g/cm^3) γι' αυτό και ανήκει στην κατηγορία των ελαφρών μετάλλων. Το καθαρό αλουμίνιο είναι αρκετά όλκιμο. Οι μηχανικές ιδιότητες αυτού εξαρτώνται από την καθαρότητά του, αλλά και από το ποσοστό ενδοτράχυνσης που έχει υποστεί, κατά τη διάρκεια της έλασης. Η ηλεκτρική αγωγιμότητα του αλουμινίου ισούται με το 75% αυτής του χαλκού, λαμβανομένης, όμως, υπόψιν της χαμηλής του πυκνότητας, το αλουμίνιο χαρακτηρίζεται ως καλύτερος αγωγός. Έχει μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο και αν αφηθεί στον αέρα οξειδώνεται πολύ γοργά, δίνοντας ένα λεπτό επιφανειακό και συνεχές στρώμα Al_2O_3 , το οποίο εν συνεχεία δρα προστατευτικά καθώς είναι αδιαπέραστο από το οξυγόνο.

Πολλά από τα κράματα του αλουμινίου μορφοποιούνται εύκολα μέσω των κατεργασιών της έλασης, της διέλασης καθώς και της συρματοποίησης εξαιτίας της υψηλής τους ολκιμότητας. Το χαρακτηριστικότερο καθημερινό προϊόν το οποίο δημιουργείται μέσω της εκτεταμένης έλασης φύλλων αλουμινίου είναι το αλουμινόχαρτο. Τα άτομα του αλουμινίου κρυσταλλώνονται σε πλέγμα FCC και αυτό έχει ως αποτέλεσμα η ολκιμότητά του να διατηρείται μέχρι αρκετά χαμηλές θερμοκρασίες. Ένα από τα βασικότερα μειονεκτήματα του αλουμινίου είναι το χαμηλό σημείο τήξης του ($660,3 \text{ }^\circ\text{C}$, $1220,54 \text{ }^\circ\text{F}$), το οποίο θέτει περιορισμούς στη μέγιστη θερμοκρασία χρήσης του.

Ένα άλλο μειονέκτημα του καθαρού αλουμινίου είναι η σχετικά περιορισμένη μηχανική του αντοχή. Αυτή δύναται να βελτιωθεί είτε με εργοσκλήρυνση, είτε με εμπλουτισμό με διαφορετικά κραματικά στοιχεία, είτε με συνδυασμό των δύο. Δυστυχώς, αμφότερες οι προαναφερθέντες μέθοδοι τείνουν να μειώσουν την αντίστασή του στη διάβρωση. Μεταξύ των κύριων κραματικών στοιχείων του είναι ο χαλκός, το μαγνήσιο, το πυρίτιο, το μαγγάνιο και ο ψευδάργυρος. Σε μονοφασικά κράματα τα οποία δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία, η αύξηση της αντοχής τους επιτυγχάνεται με ισχυροποίηση μέσω στερεού διαλύματος. Άλλα κράματα καθίστανται θερμικώς κατεργάσιμα (δεκτικά σε σκλήρυνση με κατακρήμνιση) μέσω κραμάτωσης. Σε αρκετά από αυτά τα κράματα η σκλήρυνση επιτυγχάνεται μέσω τεχνητής γήρανσης δηλαδή κατακρήμνισης δύο στοιχείων, εκτός του αλουμινίου, τα οποία σχηματίζουν μία ενισχυτική διαμεταλλική φάση. Η θερμική κατεργασία της τεχνητής γήρανσης βασίζεται στην καθίζηση (precipitation) μιας δεύτερης φάσης ισχυροποίησης από ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα.

Η εν λόγω θερμική κατεργασία αποτελείται συνήθως από τρία βήματα:

- A) Διαλυτοποίηση: Θέρμανση πάνω από την καμπύλη στερεάς διαλυτότητας για τη διάλυση των δευτερευουσών φάσεων και το σχηματισμό ομογενούς στερεού διαλύματος (φάση α).
- B) Απότομη ψύξη (βαφή) στη θερμοκρασία δωματίου. Λόγω της απουσίας διαχύσεως το στερεό διάλυμα της φάσεως α παραμένει ως έχει με τη διαφορά ότι είναι υπέρκορο στη θερμοκρασία δωματίου.
- Γ) Τεχνητή γήρανση μέσω θέρμανσης σε ενδιάμεσες θερμοκρασίες. Η ενεργοποίηση της διαχύσεως σε συνδυασμό με τη μεγάλη κινούσα δύναμη προκαλεί την καθίζηση των δευτερευουσών φάσεων σε λεπτή διασπορά η οποία αυξάνει τη σκληρότητα του κράματος.

Τα κράματα αλουμινίου διακρίνονται κατ' αρχήν ανάλογα με τον τρόπο παραγωγής τους σε κράματα χύτευσης που χρησιμοποιούνται για την απευθείας παραγωγή τεμαχίων τελικών προϊόντων και κράματα διαμόρφωσης που με έλαση, διέλαση ή άλλη μηχανική κατεργασία οδηγούμαστε στα τελικά προϊόντα. Στην περίπτωση των κραμάτων χύτευσης το μεγαλύτερο ποσοστό των προσθηκών χρησιμοποιείται για τη διευκόλυνση της επίτευξης της τελικής μορφής ενώ στην περίπτωση των κραμάτων διαμόρφωσης ο κύριος ρόλος των προσθηκών είναι η βελτίωση της σκληρότητας και της δυσθραυστότητας.

Η σύσταση και στις δύο περιπτώσεις δηλώνεται με ένα τετραψήφιο αριθμό ο οποίος υποδηλώνει τις κύριες προσμίξεις, και σε ορισμένες περιπτώσεις το βαθμό καθαρότητας.

Στην περίπτωση των κραμάτων χύτευσης το πρώτο ψηφίο δείχνει τα κύρια κραματικά στοιχεία. Το δεύτερο και το τρίτο ψηφίο δείχνουν τις διάφορες μορφές του κράματος. Το τέταρτο ψηφίο δείχνει αν είναι χυτό (casting) (0) η χελώνα (ingot) (1,2):

- 1xx.x Καθαρό Al (Al >99,00%)
- 2xx.x Κράματα Al-Cu
- 3xx.x Κράματα Al-Si + Cu και / η Mg.
- 4xx.x Κράματα Al-Si
- 5xx.x Κράματα Al-Mg
- 6xx.x Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
- 7xx.x Κράματα Al-Zn
- 8xx.x Κράματα Al-Sn με άλλα στοιχεία
- 9xx.x Κράματα Al-με άλλα στοιχεία

Τέλος, για χυτά κράματα τα δύο τελευταία ψηφία χωρίζονται με τελεία.

Αναφορικά με τα κράματα διαμόρφωσης, το σύστημα σχεδιασμού και ονοματολογίας περιλαμβάνει τέσσερα ψηφία όπου, το πρώτο δείχνει τα κύρια κραματικά στοιχεία, το δεύτερο δείχνει τις διάφορες μορφές του αρχικού κράματος και το τρίτο και το τέταρτο τις διαφορετικές μορφές του κάθε κράματος:

- 1xxx Καθαρό Al (Al >99,00%)
- 2xxx Κράματα Al-Cu
- 3xxx Κράματα Al-Mn
- 4xxx Κράματα Al-Si
- 5xxx Κράματα Al-Mg
- 6xxx Κράματα Al-Mg-Si
- 7xxx Κράματα Al-Zn
- 8xxx Κράματα Al με άλλα στοιχεία
- 9xxx Μη χρησιμοποιούμενη σειρά.

Μετά από αυτά τα ψηφία ακολουθεί μια παύλα και ο προσδιορισμός της βασικής θερμικής ή/και μηχανικής κατεργασίας που έχει υποστεί το κράμα μέσω ενός γράμματος και ενός αριθμού (μονοψήφιου ή τριψήφιου). Πιο συγκεκριμένα:

F - Όπως παράγεται (χωρίς περαιτέρω θερμική κατεργασία)

O - Ανοπτημμένο

H - Ψυξηλατημένο (Σκληρυμένο)

W - Με θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης

T - Με θερμική κατεργασία (συνήθως με σκλήρυνση μετά από υπερβαφή και κατακρήμνιση)

Χαρακτηριστικά αναφέρεται ότι κατά τη θερμική κατεργασία T3 το κράμα έχει υποστεί διαλυτοποίηση, εργοσκλήρυνση και στη συνέχεια έχει υποστεί φυσική γήρανση (σκλήρυνση μέσω γήρανσης). Μια θερμική κατεργασία διαλύματος ακολουθούμενη από τεχνητή γήρανση υποδηλώνεται με T6.

Η σημασία των κραμάτων αλουμινίου για την κατασκευαστική βιομηχανία είναι πολύ μεγάλη, διότι παρουσιάζουν υψηλό ειδικό μέτρο ελαστικότητας (E/ρ) και υψηλή ειδική μηχανική αντοχή (σ_{TS}/ρ) σε σχέση με άλλα μέταλλα και κράματα. Έχουν, επίσης, καλή αντοχή σε διάβρωση. Ανάμεσα στις πιο κοινές εφαρμογές των κραμάτων αλουμινίου περιλαμβάνονται δομικά στοιχεία αεροσκαφών, δοχεία αναψυκτικών, αμαξώματα λεωφορείων, και εξαρτήματα αυτοκινήτων (σώματα και καπάκια κινητήρων, έμβολα κλπ).

Συνήθως, τα κράματα αλουμινίου παράγονται μέσω της τήξεως, της κραματοποίησης με την προσθήκη στοιχείων και τέλος της χυτεύσεως σε ειδικά καλούπια.

Τα στοιχεία που χρησιμοποιούνται για την κραματοποίηση των τυπικών βιομηχανικών κραμάτων αλουμινίου είναι τα ακόλουθα:

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

A.2.2 ΚΡΑΜΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ 5083

Το κράμα αλουμινίου 5083 ανήκει στα κράματα αλουμινίου της σειράς 5xxx δηλαδή το κύριο κραματικό του στοιχείο είναι το μαγνήσιο. Χρησιμοποιείται ιδιαίτερα στη ναυπηγική βιομηχανία λόγω της καλής διαμορφωσιμότητας, συγκολλησιμότητας καθώς και λόγω της σχετικά ικανοποιητικής μηχανικής του αντοχής αλλά και της υψηλής αντοχής του στη διάβρωση. Το εν λόγω κράμα δεν είναι θερμικά κατεργάσιμο, συνεπώς οι σημαντικότεροι μηχανισμοί ισχυροποίησης του είναι η εργοσκλήρυνση και η εκλέπτυνση των κόκκων αυτού. Ωστόσο, τα κράματα Al-Mg χάνουν την αντοχή τους και τη σκληρότητά τους, ειδικά στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) των συγκολλήσεων, λόγω του θερμικού κύκλου κατά τη διάρκεια της διαδικασίας συγκόλλησης. Οι μηχανικές ιδιότητες μειώνονται εξαιτίας της ανακρυστάλλωσης και της μεγέθυνσης των κόκκων που προκαλείται από τον θερμικό κύκλο. Έτσι, η διαδικασία συγκόλλησης επηρεάζει μηχανική συμπεριφορά του υλικού εισάγοντας μεταλλουργικές αλλαγές και παράγοντας πεδία εσωτερικών τάσεων [51].

Το κράμα που χρησιμοποιήθηκε κατά την εκπόνηση της εν λόγω διδακτορικής διατριβής ευρίσκετο σε κατάσταση H111 δηλαδή είχε υποστεί μονάχα εργοσκλήρυνση με 10% μείωση της αρχικής του διατομής. Παρακάτω παρατίθενται ορισμένες από τις σημαντικότερες ιδιότητες του καθώς και η χημική του σύσταση:

Πίνακας 2: Η χημική σύσταση % του AA5083-H111 σύμφωνα με τον προμηθευτή (Vimetco S.A.):

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Ga	V	Al
<u>5083-H111</u>	0.37	0.32	0.072	0.53	4.5	0.093	0.044	0.03	0.005	0.011	0.013	bal.

Πίνακας 3: Οι ιδιότητες του AA5083-H111 [52]:

Ιδιότητες	Μονάδες
<u>Ποκνότητα</u>	2.66 g/cc
<u>Σκληρότητα, Brinell</u>	81
<u>Σκληρότητα, Knoop</u>	104
<u>Σκληρότητα, Rockwell B</u>	50
<u>Σκληρότητα, Vickers</u>	91
<u>Αντοχή σε εφελκυσμό</u>	300 MPa
<u>Όριο διαρροής</u>	190 MPa
<u>Επιμήκυνση</u>	16 %
<u>Μέτρο ελαστικότητας</u>	70.3 GPa
<u>Μέτρο θλίψης</u>	71.7 GPa
<u>Λόγος Poisson</u>	0.33
<u>Μέτρο διάτμησης</u>	26.4 GPa
<u>Αντοχή σε διάτμηση</u>	180 MPa
<u>Ηλεκτρική αγωγιμότητα</u>	5.9e-006 ohm-cm
<u>CTE, γραμμική 68°F</u>	23.8 μm/m-°C
<u>CTE, γραμμική 250°C</u>	26 μm/m-°C
<u>Ειδική θερμοχωρητικότητα</u>	0.9 J/g-°C
<u>Θερμική αγωγιμότητα</u>	117 W/m-K
<u>Σημείο τήξεως</u>	591 - 638 °C
<u>Θερμοκρασία Solidus</u>	591 °C
<u>Θερμοκρασία Liquidus</u>	638 °C
<u>Θερμοκρασία ανόπτησης</u>	413 °C
<u>Θερμοκρασία κατεργασίας εν θερμώ</u>	316 - 482 °C

A.2.3 ΚΡΑΜΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ 6082

Το κράμα αλουμινίου 6082 ανήκει στη σειρά 6XXX είναι δηλαδή κράμα αλουμινίου-μαγνησίου-πυριτίου. Είναι ένα από τα πιο δημοφιλή κράματα της σειράς του και χρησιμοποιείται κυρίως στη ναυπηγική λόγω της αντοχής του στη διάβρωση καθώς και στη βιομηχανία ποδηλάτων ως μία οικονομική αλλά λιγότερο ανθεκτική εναλλακτική στο AA7075. Συνήθως σχηματίζεται με έλαση και ως κράμα διαμόρφωσης δε χρησιμοποιείται για χύτευση. Δεν μπορεί να σκληρυνθεί με ενδοτράχυνση, αλλά συνήθως υποβάλλεται σε θερμική κατεργασία με σκοπό την αύξηση της αντοχής του σε συνδυασμό με τη μείωση της ολκιμότητάς του [51]. Το κράμα που χρησιμοποιήθηκε κατά την εκπόνηση της εν λόγω διδακτορικής διατριβής ευρίσκετο σε κατάσταση T6 δηλαδή είχε υποστεί θερμική κατεργασία ομογενοποίησης και τεχνητή γήρανση. Παρακάτω παρατίθενται ορισμένες από τις σημαντικότερες ιδιότητές του καθώς και η χημική του σύσταση:

Πίνακας 4: Η χημική σύσταση % του AA5083-H111 σύμφωνα με τον προμηθευτή (Vimetco S.A.):

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Ga	V	Al
6082-T6	1.07	0.28	0.04	0.7	1.15	0.024	0.04	0.015	0.005	0.013	0.016	bal.

Πίνακας 5: Οι ιδιότητες του AA5083-H111 (για ελάσματα πάχους < 5 mm) [52]:

Ιδιότητες	Μονάδες
Πυκνότητα	2.70 g/cc
Σκληρότητα, Vickers	95
Αντοχή σε εφελκυσμό	290 MPa
Όριο διαρροής	250 MPa
Επιμήκυνση	10 %
Θερμική αγωγιμότητα	170 m-K

A.2.4 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΙΣΧΥΡΟΠΟΙΗΣΗΣ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

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 μονοκρυσταλλου σε διάτμηση, τ_0 , το οποίο σχετίζεται άμεσα με το όριο διαρροής πολυκρυσταλλικού υλικού σε εφελκυσμό, σ_0 , 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 όρια των 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 [53].

Οι βασικότεροι μηχανισμοί ισχυροποίησης των μεταλλικών υλικών είναι οι παρακάτω:

- Η πλεγματική αντίσταση, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλει το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα στην ολίσθηση των διαταραχών μέσα σε αυτό. Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από την πυκνότητα του επιπέδου και της διεύθυνσης ολίσθησης.
- Η εργοσκλήρυνση, 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.
- Η ισχυροποίηση λόγω δημιουργίας 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.
- Η ισχυροποίηση από όρια κόκκων, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν τα όρια των κόκκων στην ολίσθηση των διαταραχών. Οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από το μέγεθος των κόκκων.
- Η ισχυροποίηση από κατακρήμνιση λόγω γήρανσης με διασπορά δευτερευουσών φάσεων, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν τα σωματίδια άλλων φάσεων. 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.

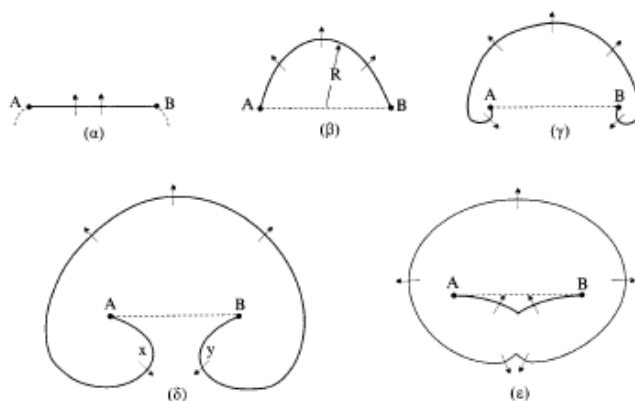
Εργοσκλήρυνση

Όταν ένα μέταλλο υφίσταται πλαστική παραμόρφωση η αντίσταση που προβάλλει σε περαιτέρω πλαστική παραμόρφωση αυξάνεται. Το φαινόμενο αυτό ονομάζεται εργοσκλήρυνση (work-hardening ή strain-hardening). Κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης μεταβάλλεται τόσο η πυκνότητα όσο και η κατανομή των διαταραχών. Η πυκνότητα των διαταραχών αυξάνεται μέσω της ενεργοποίησης μηχανισμών πολλαπλασιασμού των διαταραχών, οι οποίες ονομάζονται πηγές διαταραχών. Η αλληλεπίδραση και οι αντιδράσεις μεταξύ διαταραχών οδηγούν σε μείωση της πυκνότητας των κινητών διαταραχών, δηλαδή αυτών που συνεισφέρουν στη συνολική πλαστική παραμόρφωση του μετάλλου. Για να συνεχιστεί η πλαστική παραμόρφωση απαιτείται μεγαλύτερη τάση και έτσι προκύπτει η εργοσκλήρυνση. Η πυκνότητα και η κατανομή των διαταραχών εξαρτώνται από πολλούς παράγοντες, όπως το είδος της κρυσταλλικής δομής, η θερμοκρασία και η ταχύτητα παραμόρφωσης. Το φαινόμενο της εργοσκλήρυνσης είναι σύνθετο και δεν έχει αναπτυχθεί ακόμη μια ενιαία θεωρία που να το περιγράφει επακριβώς [53].

Πολλαπλασιασμός των διαταραχών

Η πυκνότητα των διαταραχών σε έναν μεταλλικό κρύσταλλο που έχει ανοπτηθεί για επαρκή χρόνο είναι της τάξεως των 10^6 mm/mm³. Παραμορφώνοντας πλαστικά τον κρύσταλλο η τιμή αυτή αυξάνεται σημαντικά και μπορεί να φτάσει μέχρι και το 10^9 mm/mm³. Αυτό σημαίνει ότι κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης οι διαταραχές πολλαπλασιάζονται με κάποιο τρόπο, δημιουργούνται δηλαδή συνεχώς νέες διαταραχές [53].

Ο πιο γνωστός μηχανισμός πολλαπλασιασμού διαταραχών είναι η πηγή *Frank - Reed* (βλ. Εικόνα 39). 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) [53].



Εικόνα 39: Πηγή πολλαπλασιασμού των διαταραχών σύμφωνα με το μοντέλο Frank – Reed.

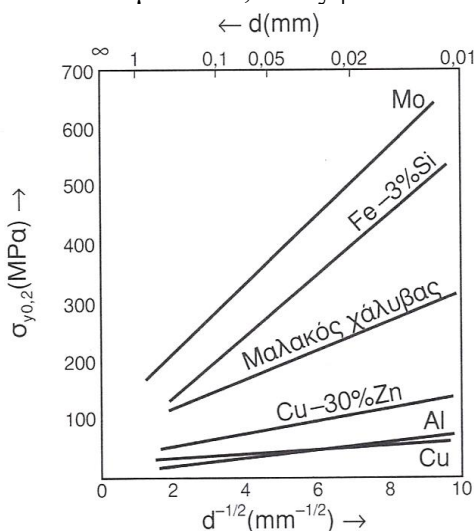
Ισχυροποίηση από όρια κόκκων

Τα όρια κόκκων παρεμποδίζουν την ολίσθηση των διαταραχών, αφού κατά μήκος των ορίων 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 όρια [53].

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

$$\sigma_y = \sigma_o + k_o \cdot \frac{1}{\sqrt{d}}$$

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 μονοκρυσταλλού. Η σχέση Hall - Petch ακολουθείται από πολλά μέταλλα, όπως φαίνεται στην Εικόνα 40.



Εικόνα 40: 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.

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 της Εικόνας 41α εκπέμπει βρόγγχους 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, (βλ. εικόνα 41β). Η τάση αυτή ισούται με:

$$\sigma_s = n \cdot \sigma_a$$

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 $L = d/2$:

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

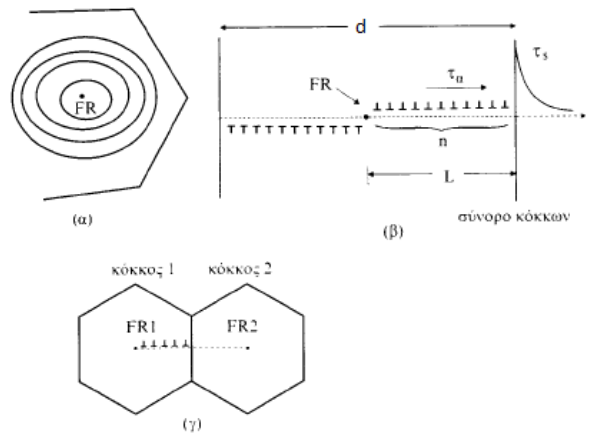
Από τις παραπάνω εξισώσεις προκύπτει ότι:

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

Θεωρώντας ότι η πλαστική ροή μεταδίδεται από τον κόκκο 1 στον κόκκο 2 με την ενεργοποίηση μιας πηγής Frank-Reed στον κόκκο 2 (FR₂ στην Εικόνα 41) από την τ_s θέτουμε $\sigma_y = M \cdot \tau_a$, όπου M ο παράγοντας Taylor. Αν συμπεριλάβουμε και το όριο διαρροής του μονοκρυσταλλού σε διάτμηση ή την πλεγματική αντίσταση, τότε η εξίσωση γίνεται:

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

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



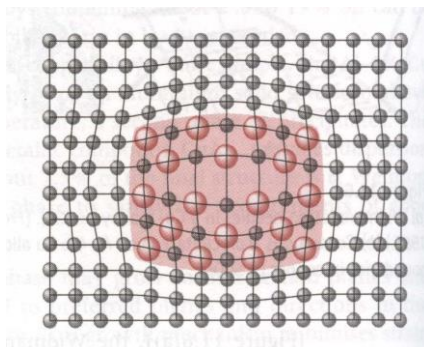
Εικόνα 41: Σχηματική αναπαράσταση ερμηνείας της σχέσης Hall – Petch.

Ισχυροποίηση από κατακρήμνιση λόγω γήρανσης και διασπορά δευτερευουσών φάσεων

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, παρεμποδίζουν την ολίσθηση των διαταραχών και αυξάνουν την αντοχή του κράματος. Η κατακρήμνιση είναι ένας διαχυτικός μετασχηματισμός φάσεων και πραγματοποιείται με διεργασίες πυρηνοποίησης και ανάπτυξης κόκκων, γνωστές από τη φυσική μεταλλουργία [53].

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 παρουσιάζουν 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) [53].

Με βάση τα παραπάνω, είναι λογικό ότι ο μηχανισμός ισχυροποίησης εξαρτάται από το είδος των σωματιδίων. Λόγω των παραμορφώσεων συνοχής (coherency strains), τα διαπερατά σωματίδια αναπτύσσουν γύρω τους τασικά πεδία (βλ. Εικόνα 42), τα οποία αλληλεπιδρούν με τα αντίστοιχα τασικά πεδία των διαταραχών και έτσι παρεμποδίζουν την ολίσθησή τους.



Εικόνα 42: Παραμόρφωση κρυσταλλικού πλέγματος που προκαλείται από σωματίδιο δευτερεύουσας φάσης σε πλήρη συνοχή με τη μήτρα.

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:

$$\Delta\tau = k_1 \cdot \sqrt{f \cdot r}$$

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 [53].

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 γραμμοαταξία ανάμεσα από τα σωματίδια και να συνεχίσει να ολισθαίνει ισούται με:

$$T_{max} = \frac{G * b}{L}$$

όπου, L : η απόσταση ανάμεσα στα σωματίδια (βλ. Εικόνα 43).

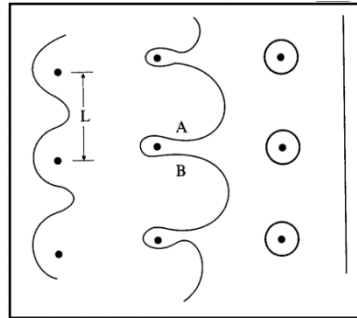
Η εξίσωση δείχνει ότι, όσο μικρότερη είναι η απόσταση μεταξύ των σωματιδίων, δηλαδή όσο μικρότερο είναι το L , τόσο μεγαλύτερη διατμητική τάση απαιτείται για να συνεχιστεί η ολίσθηση της διαταραχής.

Καθώς η διαταραχή ολισθαίνει και συναντά μία σειρά σωματιδίων, αρχίζει να καμπυλώνεται σημαντικά με αποτέλεσμα στα σημεία Α και Β της Εικόνας 43 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 διατμητική τάση της συνεχώς αυξάνεται, γεγονός που οδηγεί σε εργοσκλήρυνση. Η αύξηση της αντοχής που προκύπτει από τον μηχανισμό Orowan ισούται με:

$$\Delta\tau = k_3 \frac{\sqrt{f}}{r}$$

όπου, k_3 : μία σταθερά, f : το κλάσμα όγκου και r : το μέσο μέγεθος των σωματιδίων ενίσχυσης

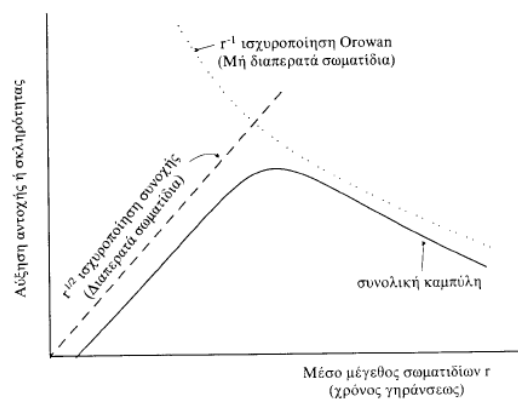
Η εξίσωση δείχνει ότι η αύξηση της αντοχής είναι μεγαλύτερη, όσο πιο μικρά είναι τα σωματίδια ενίσχυσης (δηλαδή μικρό r), για ένα δεδομένο f . Η παρατήρηση αυτή δείχνει ότι για να επιτύχουμε όσο το δυνατόν μεγαλύτερη ισχυροποίηση του κράματος, θα πρέπει να δημιουργήσουμε μία διασπορά μικρών (λεπτών) σωματιδίων σε μικρή απόσταση μεταξύ τους.



Εικόνα 43: Σχηματική απεικόνιση του μηχανισμού Orowan.

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 της Εικόνας 44 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.



Εικόνα 44: 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.

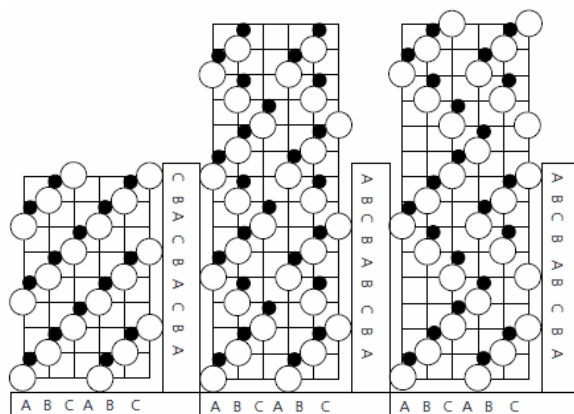
A.3 ΤΑ ΣΩΜΑΤΙΔΙΑ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ

A.3.1 ΚΑΡΒΙΔΙΟ ΤΟΥ ΠΥΡΙΤΙΟΥ – SILICON CARBIDE - SiC

Τα τελευταία χρόνια το καρβίδιο του πυριτίου (SiC) επανεμφανίστηκε ως σημαντικό τεχνολογικό υλικό με αρκετές εφαρμογές στο σύγχρονο βιομηχανικό περιβάλλον. Το SiC είναι ένα από τα λίγα ορυκτά που δημιουργήθηκαν αρχικά συνθετικά και στη συνέχεια ανακαλύφθηκαν στη φύση. Αρχικά συντάχθηκε τεχνητά το 1891 από τον Edward Acheson ως αποτέλεσμα της απροσδόκητης ανακάλυψης μικρών μαύρων κρυστάλλων SiC σε ηλεκτρικά θερμαινόμενο τήγμα άνθρακα και αλούμινας. Η επακόλουθη βελτίωση αυτής της τεχνικής (η αποκαλούμενη διαδικασία Acheson) οδήγησε στην εμπορική παραγωγή μεγάλων όγκων μικρών κρυστάλλων SiC (σε μορφή σκόνης) για χρήση ως βιομηχανικό λειαντικό υλικό. Το 1905 παρατηρήθηκε καρβίδιο του πυριτίου στη φυσική του μορφή από τον χημικό Henri Moissan ο οποίος κέρδισε το βραβείο Νόμπελ στο Diablo Canyon της Αριζόνα. Το διαφανές ορυκτό, τώρα γνωστό ως moissanite, είναι σχεδόν τόσο λαμπρό και σκληρό όσο το διαμάντι και επομένως χρησιμοποιείται συχνά ως πολύτιμος λίθος. Μέχρι σήμερα, δεν έχουν βρεθεί στην φύση μεγάλες ποσότητες SiC, έτσι χρησιμοποιείται κατά κόρον συνθετικό καρβίδιο του πυριτίου σε βιομηχανικές εφαρμογές [54].

Σήμερα, το SiC είναι ένα από τα πιο ευρέως χρησιμοποιούμενα υλικά και διαδραματίζει καθοριστικό ρόλο σε κλάδους όπως η αεροδιαστημική βιομηχανία και η βιομηχανία ημιαγωγών και ηλεκτρονικών ή σε βιομηχανικούς φούρνους. Επίσης, χρησιμοποιείται κατά κόρον σε μηχανικά μέρη τα οποία απαιτείται να είναι εξαιρετικά ανθεκτικά στη φθορά. Παρόλο που το SiC χρησιμοποιείται ευρέως στις ηλεκτρονικές συσκευές και σε άλλες εφαρμογές υψηλής τεχνολογίας, το μεγαλύτερο μέρος από αυτό καταναλώνεται σε μεταλλουργικές, λειαντικές και πυρίμαχες εφαρμογές [54].

Αναφορικά με τη δομή του, το καρβίδιο του πυριτίου έχει μια στρωματοποιημένη κρυσταλλική δομή που εμφανίζεται σε διάφορες μορφές ή πολυτύπους. Αποτελείται από άνθρακα και πυρίτιο σε ίσες ποσότητες και κάθε άτομο συνδέεται με τέσσερα άτομα του αντίθετου τύπου σε τετραεδρικό σύστημα. Υπάρχουν τρεις πιθανές διατάξεις ατόμων σε ένα στρώμα κρυστάλλου SiC γνωστές ως θέσεις A, B και C και κάθε πολυτύπος έχει τα ίδια στρώματα αλλά διαφορετική ακολουθία στοίβαξης (βλ. Εικόνα 45). Καθώς ένα δεδομένο στρώμα μπορεί να στοιβάζεται πάνω σε ένα άλλο (με αμφοτέρως τις πλευρικές μεταθέσεις και τις περιστροφές να είναι εφικτές ενεργειακά), το καρβίδιο του πυριτίου μπορεί να εμφανιστεί σε μια ευρεία ποικιλία ακολουθιών στοίβαξης - κάθε μοναδική ακολουθία στοίβαξης που παράγει διαφορετικό πολυτύπο (π.χ. κυβικές, εξαγωνικές και ρομβοεδρικές δομές). Οι εξαγωνικές και ρομβοεδρικές δομές, που χαρακτηρίζονται ως α-μορφή (μη κυβικές), μπορούν να κρυσταλλωθούν σε μεγάλο αριθμό πολυτύπων, ενώ μέχρι σήμερα έχει καταγραφεί μόνο μία μορφή κυβικής δομής (χαρακτηρισμένη ως β-μορφή). Ο προσδιορισμός γίνεται με τον αριθμό των στρωμάτων στην ακολουθία, ακολουθούμενο από τα H, R, ή C για να υποδείξει αν ο τύπος ανήκει στην εξαγωνική, ρομβοεδρική ή κυβική κλάση. Μέχρι σήμερα έχουν καταγραφεί πάνω από 215 πολυτύποι - αν και μόνο ένας περιορισμένος αριθμός παρουσιάζει ενδιαφέρον τεχνολογικά (κυρίως τα εξαγωνικά 4H και 6H συν τις κυβικές μορφές 3C). Το ενδιαφέρον αυτό οφείλεται στην εμπορική διαθεσιμότητα των υποστρωμάτων και στην ανισοτροπία χαμηλής κινητικότητας για αυτούς τους πολυτύπους [54].



Εικόνα 45: Οι αλληλουχίες στοιβάξης των δομών κρυστάλλου της (α) 3C SiC, (β) 4H SiC, και (γ) 6H SiC.

Το καρβίδιο του πυριτίου έχει πολλές εφαρμογές λόγω των εξαιρετικών μηχανικών του ιδιοτήτων. Όλες οι μορφές καρβιδίου του πυριτίου είναι σκληρά υλικά που καταλαμβάνουν μια σχετική θέση στην κλίμακα Mohs μεταξύ της αλούμινας (9) και του διαμαντιού (10). Λόγω της υψηλής θερμικής αγωγιμότητας και της χαμηλής θερμικής διαστολής, το καρβίδιο του πυριτίου είναι πολύ ανθεκτικό σε θερμικά σοκ σε σύγκριση με άλλα πυρίμαχα υλικά. Μέχρι την πρόσφατη καθιέρωση του καρβιδίου του πυριτίου ως σημαντικού υλικού σε πολλές ηλεκτρονικές εφαρμογές, οι μηχανικές ιδιότητές του παρουσίαζαν το κυρίαρχο εμπορικό ενδιαφέρον. Ο σχηματισμός σκόνης SiC αποτελεί βασική προϋπόθεση για την κατασκευή πολλών τύπων κεραμικών αντικειμένων, τα οποία κατασκευάζονται διαμορφώνοντας την εν λόγω σκόνη. Σκόνες SiC με μεταβλητά επίπεδα καθαρότητας, κρυσταλλικές δομές, μεγέθη σωματιδίων, σχήματα και κατανομές μπορούν να παρασκευαστούν μέσω διαφόρων οδών. Οι μέθοδοι που εξετάστηκαν περιλαμβάνουν: ανάπτυξη με εξάχνωση (μέθοδος Acheson), μετατροπή από πολυμερή και χημικές αντιδράσεις σε αέρια φάση. Αν και εξαιρετικά ψαθυρά, τα κεραμικά καρβιδίου του πυριτίου αποτελούν κορυφαία υλικά τόσο για τα στατικά όσο και για τα κινητά μέρη πολλών μηχανών. Χαρακτηρίζονται από χαμηλή δυσθραυστότητα και περιορισμένη επιμήκυνση σε σύγκριση με τα μέταλλα. Τα κεραμικά καρβιδίου του πυριτίου που κατασκευάζονται με διαφορετικές τεχνικές έχουν επίσης πολύ διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες. Για παράδειγμα, το πυροσυσσωματωμένο καρβίδιο του πυριτίου διατηρεί την αντοχή του σε υψηλές θερμοκρασίες και παρουσιάζει εξαιρετικές ιδιότητες που εξαρτώνται από το χρόνο, όπως η αντοχή σε ερπυσμό και η αντίσταση στην ανάπτυξη ρωγμών. Αντιθέτως, το SiC το οποίο έχει συσσωματωθεί μέσω χημικής αντίδρασης παρουσιάζει ελαφρώς υποβαθμισμένες ιδιότητες σε αυξημένες θερμοκρασίες λόγω της παρουσίας ελεύθερου πυριτίου στη μικροδομή του. Η εξαιρετική σκληρότητα του καρβιδίου του πυριτίου οδηγεί στη χρήση του ως υλικού επικαλύψεων σε εφαρμογές όπου η αντοχή στη φθορά είναι σημαντική, όπως οι επενδύσεις φρένων και οι ηλεκτρικές επαφές καθώς και σε εφαρμογές όπου απαιτείται ο περιορισμός της ολίσθησης, όπως σε δάπεδα ή σκαλοπάτια, σε πλακάκια, σε βεράντες, μπαλκόνια και δρόμους. Το SiC χρησιμοποιείται επίσης συχνά σε φλάντζες και ασφαλιστικά αντλιών, σε συμπίεστες και αναδευτήρες καθώς και σε μια μεγάλη ποικιλία απαιτητικών περιβαλλόντων, συμπεριλαμβανομένων των ιδιαίτερα διαβρωτικών. Το καρβίδιο του πυριτίου είναι πιο σκληρό, αλλά πιο εύθραυστο, από άλλα λειαντικά όπως το οξειδίο του αργιλίου. Επειδή οι κόκκοι του θραύονται εύκολα και διατηρούν τις κοπτικές τους ιδιότητες, τα λειαντικά καρβιδίου του πυριτίου χρησιμοποιούνται συνήθως για την άλεση σκληρών υλικών χαμηλής εφελκυστικής αντοχής όπως ψυχρού σιδήρου, μαρμάρου και γρανίτη καθώς και για την κοπή ινών, δέρματος ή χαλκού. Το καρβίδιο του πυριτίου χρησιμοποιείται επίσης αναμειγμένο με άλλα υλικά σε λειαντικές πάστες ή χρησιμοποιείται με υποστρώματα από

ύφασμα σε λειαντικά φύλλα, δίσκους ή μάντες. Σε αυτό το σημείο πρέπει επίσης να αναφερθεί ότι το εν λόγω υλικό, τα τελευταία χρόνια, έχει αναδειχθεί ως ένα πολλά υποσχόμενο υλικό για τη βιομηχανία ηλεκτρονικών καθώς έχει πολλές εφαρμογές σε αισθητήρες αερίων και σε ημιαγωγούς. Συνοψίζοντας, το καρβίδιο του πυριτίου έχει αναδειχθεί ως ένα σημαντικό τεχνολογικό υλικό τα τελευταία χρόνια. όχι μόνο σε μηχανικές εφαρμογές αλλά και ως ηλεκτρονικό και οπτικό υλικό. Οι άριστες ιδιότητες του υλικού του και η εμφάνιση νέων τεχνικών παραγωγής υπόσχονται ένα λαμπρό μέλλον για το καρβίδιο του πυριτίου σε πολλούς τομείς της επιστήμης και της μηχανικής [55]. Παρακάτω παρατίθενται μερικές από τις σημαντικότερες ιδιότητες του καρβιδίου του πυριτίου.

Πίνακας 6: Οι ιδιότητες του SiC [52]

Ιδιότητα	Ελάχιστη τιμή (S.I.)	Μέγιστη τιμή (S.I.)	Μονάδες (S.I.)
<u>Πυκνότητα</u>	4.36	4.84	Mg/m ³
<u>Μέγιστη αντοχή σε θλίψη</u>	130	1395	MPa
<u>Μέτρο ελαστικότητας</u>	172	1245	MPa
<u>Σκληρότητα</u>	600	3800	MPa
<u>Λόγος του Poisson</u>	0.35	0.37	
<u>Μέτρο διάτμησης</u>	32	51	GPa
<u>Μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό</u>	240	1625	MPa
<u>Μέτρο του Young</u>	90	137	GPa
<u>Σημείο τήξεως</u>	1750	1955	K
<u>Ειδική θερμοχωρητικότητα</u>	510	650	J/kg.K
<u>Θερμική αγωγιμότητα</u>	3.8	20.7	W/m.K
<u>Θερμική διαστολή</u>	7.9	11	10 ⁻⁶ /K

A.3.2 ΚΑΡΒΙΔΙΟ ΤΟΥ ΤΙΤΑΝΙΟΥ – TITANIUM CARBIDE - TiC

Το καρβίδιο του τιτανίου (TiC), είναι ένα εξαιρετικά σκληρό (Mohs 9-9.5) πυρίμαχο κεραμικό υλικό, παρόμοιο με το καρβίδιο του βολφραμίου. Έχει την εμφάνιση μαύρης σκόνης και κρυσταλλώνεται σε κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα. Στη φύση οι κρύσταλλοι της κυμαίνονται σε μέγεθος από 0,1 έως 0,3 mm. Το καρβίδιο του τιτανίου χρησιμοποιείται κατά την παραγωγή cermet, τα οποία χρησιμοποιούνται συχνά για την κατεργασία χαλύβδινων τεμαχίων με υψηλή ταχύτητα κοπής. Χρησιμοποιείται επίσης ως ανθεκτική στην τριβή επιφανειακή επίστρωση σε μεταλλικά τεμάχια, όπως κοπτικά εργαλεία και εξαρτήματα ρολογιών. Το καρβίδιο του τιτανίου χρησιμοποιείται επίσης ως μονωτής σε διαστημικά σκάφη, κυρίως κατά των υψηλών θερμοκρασιών που αναπτύσσονται κατά την επανεισδοχή τους στην ατμόσφαιρα της γης. Εμφανίζεται στη φύση ως το πολύ σπάνιο ορυκτό khamrabaevite. Ανακαλύφθηκε το 1984 στο όρος Arashan στην περιοχή Chatkal κοντά στα σύνορα του Ουζμπεκιστάν. Το ορυκτό πήρε το όνομά του από τον Ibragim Khamrabaevich Khamrabaev, διευθυντή Γεωλογίας και Γεωφυσικής της Τασκένδης στο Ουζμπεκιστάν [56]. Παρακάτω παρατίθενται μερικές από τις βασικές εφαρμογές του καρβιδίου του τιτανίου:

- Στην κατασκευή εργαλείων ανθεκτικών στη φθορά.
- Ως επίστρωση σε χαλύβδινα ρουλεμάν.
- Με τη μορφή νανοσκόνης σε οπτικές εφαρμογές.
- Ως βελτιωτικό της αγωγιμότητας των υλικών και ως παράγοντας πυρήνωσης.

A.4 ΔΥΝΑΜΙΚΑ ΦΑΙΝΟΜΕΝΑ ΕΠΑΝΑΦΟΡΑΣ

Τα δυναμικά φαινόμενα της επαναφοράς (restoration) διακρίνονται σε:

- α) Δυναμικά φαινόμενα αποκατάστασης (recovery) και
- β) Δυναμικά φαινόμενα ανακρυστάλλωσης (recrystallization)

Επειδή αυτά συμβαίνουν κατά τη διάρκεια της έντονης παραμόρφωσης του αλουμινίου και των μεταλλικών υλικών γενικότερα, συνήθως κάτω από υψηλές θερμοκρασίες, ονομάζονται δυναμική αποκατάσταση και δυναμική ανακρυστάλλωση, αντίστοιχα. Αυτό συμβαίνει για να τα διαχωρίσουμε από τις διεργασίες ανόπτησης οι οποίες συμβαίνουν κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας των μετάλλων μετά τη διαδικασία παραμόρφωσής τους. Τόσο τα στατικά, όσο και τα αντίστοιχα δυναμικά φαινόμενα έχουν πολλά κοινά χαρακτηριστικά [57-59].

Τα φαινόμενα της δυναμικής ανακρυστάλλωσης με τη σειρά τους διακρίνονται σε:

- β₁) ασυνεχή δυναμική ανακρυστάλλωση και
- β₂) συνεχή δυναμική ανακρυστάλλωση, η οποία με τη σειρά της διακρίνεται σε:
 - β_{2.1}) συνεχή δυναμική ανακρυστάλλωση με προοδευτική περιστροφή πλέγματος και
 - β_{2.2}) γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση.

A.4.1 ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΑΠΟΚΑΤΑΣΤΑΣΗ

Το φαινόμενο της αποκατάστασης αφορά στην ανακατανομή των διαταραχών και τη δημιουργία υποκόκκων στο εσωτερικό των κόκκων και συμβαίνει πιθανώς στη ΘΕΖ. Το φαινόμενο της δυναμικής αποκατάστασης συμβαίνει σε ορισμένες περιπτώσεις στη ΘΜΕΖ και στιγμιαία πριν την έναρξη της δυναμικής ανακρυστάλλωσης στη ζώνη ανάδευσης. Γενικά όταν αναφερόμαστε στα φαινόμενα αποκατάστασης οι όποιες μεταβολές αφορούν το εσωτερικό των κόκκων. Δεν έχουμε μετακίνηση των ορίων των κόκκων παρά μόνο ίσως κάποια μικρή παραμόρφωση αυτών. Σε μέταλλα με υψηλή ενέργεια σφαλμάτων επιστοίβασης, όπως το αλουμίνιο και τα κράματά του, ο α-σίδηρος και οι φερριτικοί χάλυβες, η αναρρίχηση και η ολίσθηση των διαταραχών ενεργοποιούνται εύκολα. Στις συγκεκριμένες περιπτώσεις αυτών των υλικών και σε υψηλές θερμοκρασίες, η δυναμική αποκατάσταση είναι γρήγορη και εκτενής και είναι συνήθως το μόνο φαινόμενο επαναφοράς που συμβαίνει. Στα αρχικά στάδια της παραμόρφωσης παρατηρείται ενίσχυση της εντατικής κατάστασης, καθώς οι διαταραχές αλληλεπιδρούν και πολλαπλασιάζονται. Με την αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών αυξάνεται και ο ρυθμός του φαινομένου της δυναμικής αποκατάστασης και αυτό έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία υποκόκκων με μικρή γωνία αποπροσανατολισμού. Κάτω από την επίδραση συγκεκριμένης τιμής τάσης, ο ρυθμός εργοσκήρυνσης και ο ρυθμός αποκατάστασης έρχονται σε δυναμική ισορροπία. Αυτό το γεγονός μπορεί να προκαλέσει μείωση στη ροή των τάσεων καθώς η παραμόρφωση αυξάνεται περαιτέρω. Οι βασικοί μηχανισμοί της δυναμικής αποκατάστασης είναι οι ίδιοι με αυτούς της στατικής αποκατάστασης δηλαδή η αναρρίχηση και η ολίσθηση των διαταραχών. Αυτοί έχουν ως αποτέλεσμα τη δημιουργία υποκόκκων με μικρή γωνία αποπροσανατολισμού. Η ασκούμενη τάση συντελεί στη μετακίνηση των ορίων των υποκόκκων με μικρή γωνία αποπροσανατολισμού και αυτό το φαινόμενο παίζει πολύ σημαντικό ρόλο στην τελική

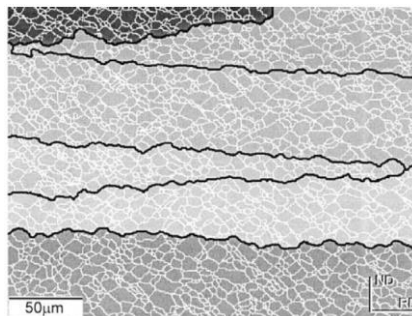
παραμόρφωση του υλικού. Αυτή η μετακίνηση έχει ως αποτέλεσμα τη μερική απαλοιφή διαταραχών και τη διατήρηση της ισοαξονικότητας των υποκόκκων [57-59].

Ο ρυθμός παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}$ (σε s^{-1}) και η θερμοκρασία παραμόρφωσης T (σε K) ενσωματώνονται στην παράμετρο Zener - Hollomon (Z) η οποία ορίζεται ως εξής:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

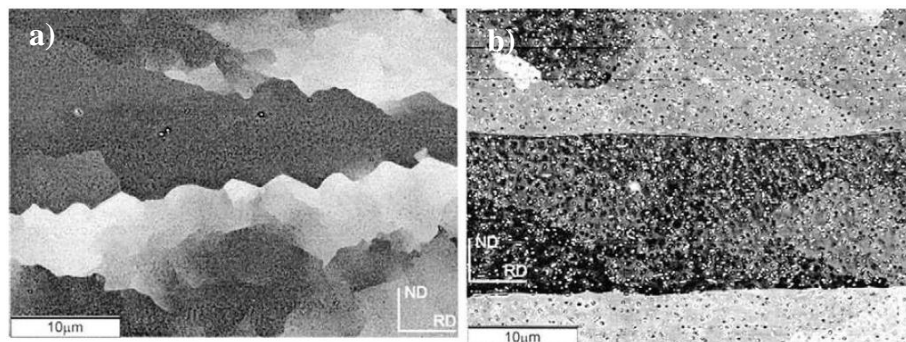
όπου Q είναι η ενέργεια ενεργοποίησης (σε kJ/mol) και R η παγκόσμια σταθερά των αερίων ($8,314 J/(mol \cdot K)$).

Το Z παρατίθεται σε κλίμακα νεπέριου λογάριθμου. Τυπικές τιμές του $\ln Z$ για τα κράματα αλουμινίου είναι από 15 έως 60. Η ενέργεια ενεργοποίησης εξαρτάται από τη φύση του υλικού και τη θερμοκρασία. Σε περιπτώσεις παραμόρφωσης υπό χαμηλή Z , δηλαδή υψηλή θερμοκρασία και χαμηλό ρυθμό παραμόρφωσης, τα όρια των υποκόκκων μεταναστεύουν τοπικά λόγω της τάσης των ορίων και της ανομοιομορφίας στην πυκνότητα των διαταραχών και αναπτύσσουν οδοντώσεις με μήκος κύματος συγκρίσιμο με το μέγεθος των υποκόκκων όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 46:



Εικόνα 46: Χάρτης EBSD των οδοντώσεων που αναπτύσσουν τα όρια των υποκόκκων σε περιπτώσεις παραμόρφωσης υπό χαμηλή Z . Οι κόκκοι με διαφορετικό προσανατολισμό διακρίνονται λόγω της αλλαγής του χρώματος. Τα όρια των υποκόκκων έχουν άσπρο χρώμα. Οι αναπτυσσόμενες οδοντώσεις έχουν μαύρο χρώμα.

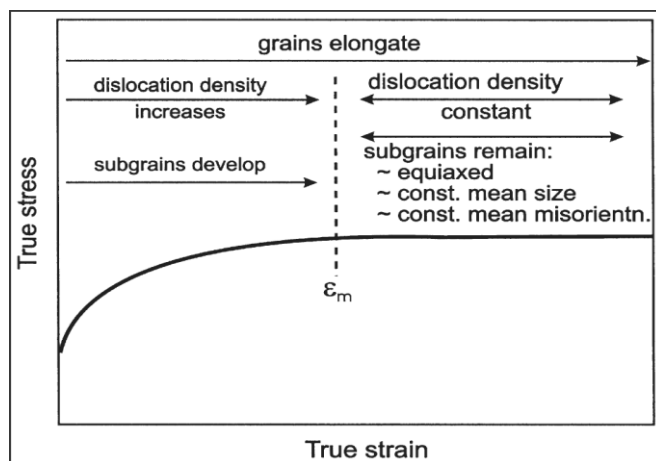
Σε περίπτωση παρουσίας μικρών σωματιδίων δευτερευουσών φάσεων η μετανάστευση των ορίων των κόκκων μεγάλης γωνίας αποπροσανατολισμού μπορεί να αποτραπεί και έτσι να μην αναπτυχθούν οδοντώσεις (βλ. Εικόνα 47).



Εικόνα 47: Σύγκριση των ορίων των υποκόκκων. α) υλικό χωρίς σωματίδια δευτερευουσών φάσεων, β) υλικό με σωματίδια δευτερευουσών φάσεων.

Τα αντικρουόμενα φαινόμενα της εργοσκλήρυνσης και της δυναμικής αποκατάστασης έχουν ως αποτέλεσμα τη συνεχή εξαφάνιση και επαναδημιουργία υποκόκκων μικρής γωνίας αποπροσανατολισμού και τη δημιουργία ελεύθερων διαταραχών μέσα στους υποκόκκους. Μετά από μια συγκεκριμένη τιμή παραμόρφωσης ϵ_m , η οποία ανάλογα με το υλικό κυμαίνεται μεταξύ 0,5 και 1, η μικροδομή των υποκόκκων έρχεται σε κατάσταση ισορροπίας (βλ. Εικόνα 48).

Σε περιπτώσεις που επικρατεί χαμηλή θερμοκρασία αλλά το υλικό δέχεται υψηλές τάσεις (υψηλό Z) κυριαρχεί το φαινόμενο της εργοσκλήρυνσης. Σε περιπτώσεις υψηλών θερμοκρασιών υπό χαμηλές τάσεις επικρατεί το φαινόμενο της δυναμικής αποκατάστασης.



Εικόνα 48: Διάγραμμα τάσεων-παραμορφώσεων στο οποίο απεικονίζονται οι αλλαγές στη μικροδομή κατά τη διάρκεια της δυναμικής αποκατάστασης.

A.4.2 ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗ (ΓΕΝΙΚΑ)

Τα φαινόμενα της δυναμικής ανακρυστάλλωσης πηγάζουν από την τάση που έχει το εκάστοτε υλικό να μειώσει την εσωτερική ενέργεια της μικροδομής του που έχει αυξηθεί επειδή οι διαταραχές συσσωρεύονται στη διογκωμένη περιοχή των ορίων των κόκκων με αποτέλεσμα την περαιτέρω σκλήρυνση του υλικού. Αυτό συμβαίνει διαμέσου της δημιουργίας νέων κόκκων με σχετικά μικρότερη πυκνότητα διαταραχών στο εσωτερικό τους [57-59]. Υπάρχουν τρία είδη δυναμικής ανακρυστάλλωσης:

1) Η ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (Discontinuous dynamic recrystallization – DDRX) η οποία περιλαμβάνει το σχηματισμό πυρήνων ανακρυσταλλωμένων κόκκων και την επακόλουθη ανάπτυξη αυτών.

Σε υλικά με εδροκεντρωμένη κυβική κρυσταλλική δομή και υψηλή ενέργεια σφαλμάτων επιστοιβάσης, όπως είναι το υψηλής καθαρότητας αλουμίνιο, η ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση περιορίζεται από τη δυναμική αποκατάσταση (dynamic recovery) χωρίς αυτό να αποκλείει το γεγονός της εμφάνισης ασυνεχούς δυναμικής ανακρυστάλλωσης σε υψηλές θερμοκρασίες και σε περιπτώσεις που το υλικό παραμορφώνεται υπό συγκεκριμένες τιμές της παραμέτρου Z [57-59].

2) Η συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (Continuous dynamic recrystallization - CDRX) κατά την οποία παρατηρείται αύξηση της γωνίας αποπροσανατολισμού των υποκόκκων από το εσωτερικό του κόκκου προς τα όριά του και τελικά διακριτοποίηση των υποκόκκων μέσω

δημιουργίας νέων κόκκων. Για μικρά επίπεδα παραμόρφωσης του υλικού οι διαταραχές αρχίζουν να συσσωρεύονται στα υπάρχοντα όρια των κόκκων και σε μικρότερο βαθμό σε αυτά των υποκόκκων. Καθώς η πλαστική παραμόρφωση αυξάνεται, το ίδιο συμβαίνει και με το ποσοστό των διαταραχών οι οποίες συσσωρεύονται στα όρια των υποκόκκων οι οποίοι έχουν αρχικά χαμηλή γωνία αποπροσανατολισμού. Η γωνία αποπροσανατολισμού των υποκόκκων αυξάνεται λόγω της συσσώρευσης των διαταραχών στα όριά τους και τελικά αυτοί αποσχίζονται και μετατρέπονται σε κόκκους [57-59].

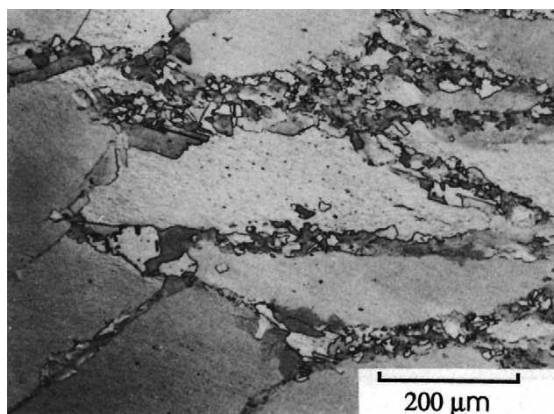
3) Η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση (Geometric dynamic recrystallization- GDRX) όπου τα αρχικά όρια των κόκκων αναπτύσσουν οδοντώσεις και τελικά διαχωρίζονται όταν το μήκος κύματος των οδοντώσεων εξισωθεί με το μέγεθος των υποκόκκων [57-59].

Σε ορισμένες περιπτώσεις η ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση δρα συνεργατικά με τη συνεχή ή τη γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση.

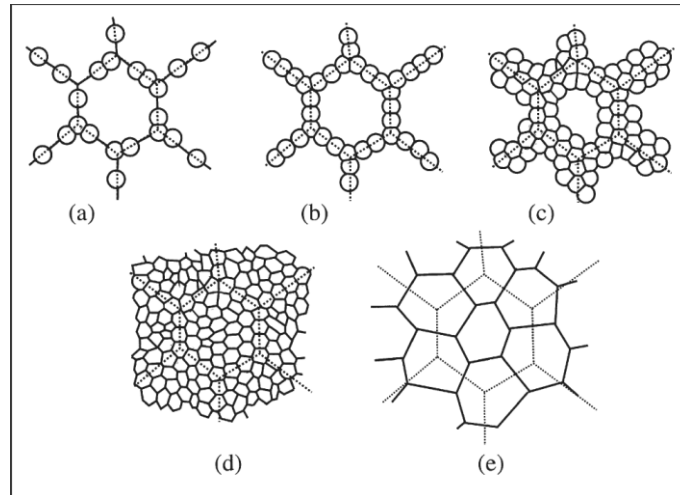
A.4.2.1 Ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση

Σε μέταλλα με χαμηλή ή μέση ενέργεια σφαλμάτων επιστοίβασης, στα οποία οι διαδικασίες αποκατάστασης είναι αργές, όπως είναι ο χαλκός (βλ. Εικόνα 49), το νικέλιο και ο ωστενιτικός χάλυβας, μπορεί να συμβεί δυναμική ανακρυστάλλωση μετά από κάποια κρίσιμη τιμή παραμόρφωσής τους. Κατά το φαινόμενο αυτό έχουμε τη δημιουργία καινούργιων κόκκων στα όρια των παλιών (βλ. Εικόνα 50). Ενώ η παραμόρφωση συνεχίζεται, η πυκνότητα των διαταραχών των νέων κόκκων αυξάνεται περιορίζοντας την περαιτέρω μεγέθυνση αυτών. Επίσης, η συνεχής δημιουργία νέων κόκκων στα μετακινούμενα όρια συντελεί στον περιορισμό του μεγέθους τους. Ο συγκεκριμένος τύπος ανακρυστάλλωσης χαρακτηρίζεται ως ασυνεχής διότι έχει διακριτά τα στάδια του σχηματισμού και της μεγέθυνσης των κόκκων [57-59].

Η δυναμική ανακρυστάλλωση αρχίζει στα όρια των κόκκων μεγάλης γωνίας αποπροσανατολισμού (βλ. Εικόνα 50). Η ζώνη ανακρυσταλλωμένων κόκκων που δημιουργείται μεγαλώνει συνεχώς λόγω της δημιουργίας όλο και περισσότερων κόκκων. Τελικά το υλικό θα ανακρυσταλλωθεί πλήρως. Το μέσο μέγεθος των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων δεν αλλάζει κατά τη διάρκεια της διαδικασίας όπως θα συνέβαινε στην περίπτωση της στατικής ανακρυστάλλωσης [57-59].



Εικόνα 49: Ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση χαλκού.

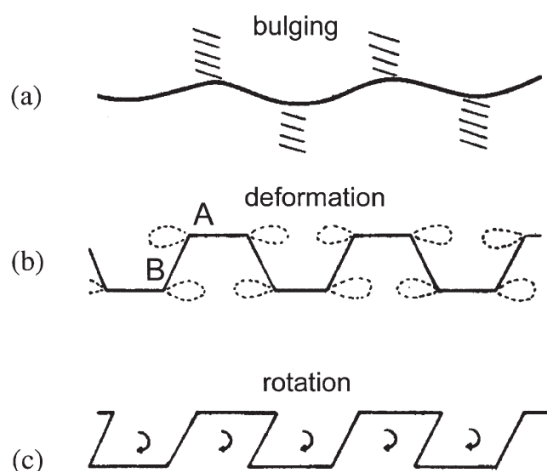


Εικόνα 50: Σχηματική απεικόνιση των σταδίων της ασυνεχούς ανακρυστάλλωσης. a-d) Μεγάλο αρχικό μέγεθος κόκκων, e) Μικρό αρχικό μέγεθος κόκκων (Οι διακεκομμένες γραμμές δείχνουν τα παλιά όρια των κόκκων).

A.4.2.2 Συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση ή δυναμική ανακρυστάλλωση με προοδευτική περιστροφή πλέγματος

Σε ορισμένα υλικά, κατά την παραμόρφωσή τους, νέοι κόκκοι με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού μπορούν να δημιουργηθούν από την προοδευτική περιστροφή των υποκόκκων σε συνδυασμό με μικρή μετανάστευση των ορίων των κόκκων. Πιο συγκεκριμένα, η παραμόρφωση του υλικού έχει ως αποτέλεσμα την προοδευτική περιστροφή των υποκόκκων οι οποίοι είναι προσκείμενοι στα όρια των κόκκων. Έτσι, στο εσωτερικό του κόκκου, παρουσιάζεται μία διαβάθμιση της γωνίας αποπροσανατολισμού των υποκόκκων από το κέντρο του κόκκου προς τα όριά του. Στο κέντρο του κόκκου, οι υποκόκκοι μπορεί να μην είναι καλά ανεπτυγμένοι ή μπορεί να έχουν πολύ μικρή γωνία αποπροσανατολισμού. Κοντά στα όρια του κόκκου, η γωνία αποπροσανατολισμού των υποκόκκων αυξάνει και, σε υψηλές τιμές παραμόρφωσης μπορεί να δημιουργηθούν υποκόκκοι με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού. Αυτοί οι υποκόκκοι θεωρούνται πλέον κόκκοι, αφού τα όριά τους είναι διακριτά σε σχέση από τα αντίστοιχα των κόκκων. Συνήθως αυτό το φαινόμενο έχει ως αποτέλεσμα μία μερικώς ανακρυσταλλωμένη μικροδομή όπως αυτή των Εικόνων 50a-c. Σε περιπτώσεις υψηλών τάσεων μπορεί να προκύψει και μία πλήρως ανακρυσταλλωμένη μικροδομή όπως αυτή της Εικόνας 50d. Αυτός ο τύπος ανακρυστάλλωσης παρατηρείται κυρίως σε υλικά στα οποία η μετακίνηση των διαταραχών περιορίζεται, είτε από την έλλειψη επιπέδων ολίσθησης, όπως τα κράματα μαγνησίου, είτε από στερεό διάλυμα όπως τα κράματα αλουμινίου. Είναι πιθανό, η συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση να σχετίζεται με την ανομοιογενή πλαστικότητα και την επιταχυνόμενη δυναμική αποκατάσταση στα όρια των κόκκων. Επίσης, το συγκεκριμένο φαινόμενο μπορεί να περιλαμβάνει και την ολίσθηση των ορίων των κόκκων. Όσον αφορά τα κράματα αλουμινίου, περιστροφή πλέγματος μπορεί να λάβει χώρα στα όρια των κόκκων κατά τη διάρκεια παραμόρφωσης σε θερμοκρασίες από 300 έως 400°C (βλ. Εικόνα 51). Ενώ οι υποκόκκοι σχηματίζονται στα όρια των κόκκων, στο εσωτερικό τους δεν έχουμε σχηματισμό υποκόκκων. Κατά την παραμόρφωση, οι κόκκοι με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού αναπτύσσουν οδοντώσεις στα όριά τους. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την ολίσθηση μόνο συγκεκριμένων περιοχών των ορίων των κόκκων αφού οι υπόλοιπες περιοχές πρέπει να παραλάβουν την τάση της παραμόρφωσης. Αυτό οδηγεί σε διάτμηση και τοπική περιστροφή του πλέγματος. Κατά πόσον η παραμόρφωση των ορίων των

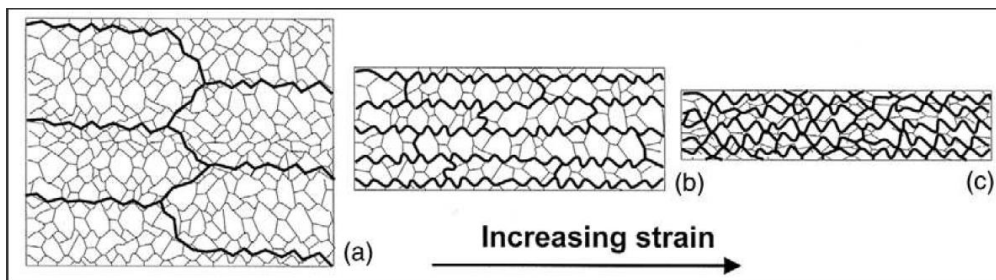
κόκκων οδηγεί σε ολίσθησή τους ή τοπικά σε πλαστική κατάρρευση (local plasticity) κοντά σε αυτά, δεν έχει ακόμα διαλευκανθεί [57-59].



Εικόνα 51: a) Ανάπτυξη οδοντώσεων στα όρια των υποκόκκων με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού, b) παραμόρφωση και c) περιστροφή των ορίων των υποκόκκων.

A.4.2.3 Γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση

Μετά από παραμόρφωση υπό υψηλή τάση και θερμοκρασία μπορεί να προκύψει μικροδομή η οποία αποτελείται κυρίως από όρια κόκκων μεγάλης γωνίας αποπροσανατολισμού. Αυτό το είδος δυναμικής ανακρυστάλλωσης ονομάζεται γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση. Όταν ένα πολυκρυσταλλικό υλικό παραμορφώνεται, η περιοχή των ορίων των κόκκων αυξάνεται με αύξηση της παραμόρφωσης. Κατά την πλαστική παραμόρφωση δημιουργούνται κελιά η υποκόκκοι. Με αύξηση της τάσης αυξάνεται και το ποσοστό των ορίων κόκκων με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού. Επιπροσθέτως, νέα όρια κόκκων με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού μπορεί να σχηματιστούν λόγω κατακερματισμού των παλαιών κόκκων. Με την παραμόρφωση σε υψηλές θερμοκρασίες, κατά τη διάρκεια της δυναμικής αποκατάστασης, τα όρια των κόκκων αναπτύσσουν οδοντώσεις με μήκος κύματος, συγκρίσιμο με το μέγεθος των υποκόκκων. Αν το υλικό υποστεί μεγάλη μείωση στη διατομή του, π.χ. κατά τη διάρκεια θερμής έλασης ή συμπίεσης, οι κόκκοι του επιμηκύνονται. Επειδή το μέγεθος των υποκόκκων κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης σε υψηλές θερμοκρασίες είναι σχεδόν ανεξάρτητο της παραμόρφωσης, το ποσοστό των ορίων μεγάλης υψηλής γωνίας αποπροσανατολισμού αυξάνεται και τελικά το μέγεθος των οδοντώσεων θα γίνει συγκρίσιμο με το πάχος των κόκκων. Εν τέλει επέρχεται αλληλοδιείσδυση των ορίων των κόκκων η οποία έχει ως αποτέλεσμα μία μικροδομή αποτελούμενη από μικρούς ισομεγέθεις κόκκους με μέγεθος συγκρίσιμο με αυτό των υποκόκκων (βλ. Εικόνα 52). Όταν το υλικό παραμορφώνεται υπό υψηλές τάσεις και υψηλό Z , το φαινόμενο της γεωμετρικής δυναμικής ανακρυστάλλωσης ξεκινά μόνο όταν το υλικό παραμορφωθεί σε μεγάλο βαθμό διότι το μέγεθος των υποκόκκων είναι μικρό. Σε περιπτώσεις παραμόρφωσης υπό χαμηλότερες τάσεις η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση ξεκινά από μικρότερες παραμορφώσεις [57-59].



Εικόνα 52: Με αύξηση της παραμόρφωσης, τα όρια των κόκκων μεγάλης γωνίας αποπροσανατολισμού (παχιές γραμμές) πλησιάζουν (μεταξύ τους) ενώ το μέγεθος των υποκόκκων παραμένει σταθερό. Τελικά τα όρια των κόκκων συναντώνται με αποτέλεσμα τη δημιουργία μικροδομής κόκκων με υψηλή γωνία αποπροσανατολισμού.

Περιπτώσεις δυναμικής ανακρυστάλλωσης κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης και της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση

Υπάρχουν ελάχιστες δημοσιεύσεις στη διεθνή βιβλιογραφία όσον αφορά τη δυναμική ανακρυστάλλωση κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης και της κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση. Το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης λαμβάνει χώρα στη ζώνη ανάδευσης αλλά υπάρχει περίπτωση, ανάλογα με το εργαλείο και τις συνθήκες συγκόλλησης, να παρατηρηθεί και στη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη, στην οποία επικρατεί το φαινόμενο της δυναμικής αποκατάστασης. Παρατηρώντας μόνο τη ζώνη ανάδευσης τις περισσότερες φορές είναι δύσκολο να αποφανθούμε σχετικά με το ποιο είδος δυναμικής ανακρυστάλλωσης επικρατεί. Πρέπει κανείς να παρατηρήσει και τις υπόλοιπες ζώνες της συγκόλλησης για να καταλήξει στο σωστό μηχανισμό ανακρυστάλλωσης. Οι Etter et al. [60] συνέκριναν την ανακρυστάλλωση σε δοκίμια από αλουμίνιο 5251 τόσο σε κατάσταση H14, δηλαδή ενδοτραχυμένα, όσο και σε κατάσταση O δηλαδή ανοπτημένα. Αρχικά μελέτησαν τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και των δύο δειγμάτων και παρατήρησαν ότι στην περίπτωση του H14 συμβαίνει στατική ανακρυστάλλωση λόγω της αποθηκευμένης ενέργειας η οποία προέκυψε από την ενδοτραχύνηση. Έτσι, στη συγκεκριμένη περιοχή προκύπτουν ισομεγέθεις κόκκοι. Εκτός από τη διαφορά στο μέγεθος παρατηρείται και διαφορά στη μορφολογία των κόκκων της θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Οι κόκκοι κυβικής μορφής αποτελούν το 10% των συνολικών κόκκων στην περίπτωση του H14 σε σχέση με το 20% στην περίπτωση του O. Αυτή η κυβική μορφή συνάδει με το σχηματισμό ζωνών παραμόρφωσης οι οποίες οδηγούν στον κατακερματισμό των αρχικών κόκκων. Η γωνία αποπροσανατολισμού των κατακερματισμένων νέων κόκκων αυξάνεται γρήγορα λόγω της παραμόρφωσης όσο πλησιάζουμε προς τη ζώνη ανάδευσης και τελικά παρατηρείται η μετατροπή των κόκκων πολύ μικρής γωνίας αποπροσανατολισμού σε κόκκους μεγάλης γωνίας αποπροσανατολισμού. Έτσι, παρόλο που και στις δύο περιπτώσεις το ποσοστό των κόκκων στη ζώνη ανάδευσης με μικρή γωνία αποπροσανατολισμού είναι παρόμοιο (περίπου 25%), αυτό των κόκκων με πολύ μικρή γωνία αποπροσανατολισμού πέφτει στο 60% των κόκκων μικρής γωνίας αποπροσανατολισμού στην περίπτωση του ανοπτημένου υλικού ενώ διατηρείται στο 84% των κόκκων μικρής γωνίας αποπροσανατολισμού στην περίπτωση του ενδοτραχυμένου. Στην περίπτωση του 5251-O δεν παρατηρείται κάποια αλλαγή στη μικροδομή από το βασικό μέταλλο έως την αρχή της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης. Στη συγκεκριμένη ζώνη οι κόκκοι με γωνία αποπροσανατολισμού πάνω από 15°, οι οποίοι περιέχουν υποκόκκους με γωνία αποπροσανατολισμού μικρότερη από 15°, επιμηκύνονται και τα όριά τους αναπτύσσουν οδοντώσεις. Επίσης, το μέγεθος των υποκόκκων στη ΘΜΕΖ ταυτίζεται με το μέγεθος των κόκκων στη ζώνη ανάδευσης και το ποσοστό των κόκκων-υποκόκκων με μικρή γωνία

αποπροσανατολισμού ($<15^\circ$) πέφτει αισθητά από τη ΘΜΕΖ στη ζώνη ανάδευσης. Από αυτές τις παρατηρήσεις προκύπτει ότι το επικρατέστερο είδος δυναμικής ανακρυστάλλωσης στην προκειμένη περίπτωση είναι η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση. Εν αντιθέσει με το 5251-Ο, στην περίπτωση του 5251-Η14 δεν παρατηρείται γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση στην ΘΜΕΖ. Οι ισομεγέθεις κόκκοι της ΘΕΖ δεν επιμηκύνονται έτσι ώστε να δημιουργηθούν και να κατακερματιστούν οι οδοντώσεις στα όριά τους. Σε αυτή την περιοχή το ποσοστό των κόκκων με μικρή γωνία αποπροσανατολισμού είναι χαμηλό (28%). Το μέσο μέγεθος των υποκόκκων είναι περίπου 10 μm και στη ζώνη ανάδευσης παρατηρείται αύξηση του ποσοστού των κόκκων με μέγεθος 10 μm . Οι υποκόκκοι της ΘΜΕΖ μετατρέπονται σε κόκκους στη ΖΑ μέσω του φαινομένου της συνεχούς δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Παρ'όλ'αυτά το μέγεθος και το ποσοστό των κόκκων με μικρή γωνία αποπροσανατολισμού δεν αλλάζει ιδιαίτερα από τη ΘΜΕΖ στη ΖΑ. Εν τέλει η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση οδηγεί σε μικρότερο μέγεθος κόκκων στη ΖΑ παρά το αρχικά μεγαλύτερο μέγεθος κόκκων του ανοπτημένου υλικού. Σε αυτό το σημείο πρέπει να επισημανθεί ότι κατά περίπτωση παρατηρούνται και δύο επιπλέον φαινόμενα τα οποία επεξηγούνται.

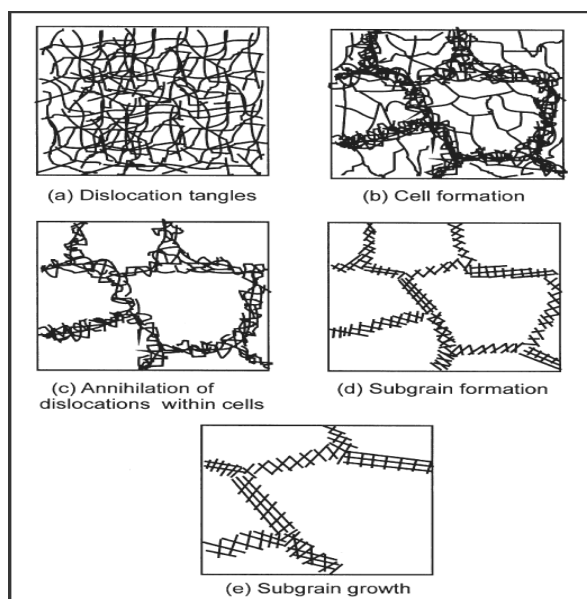
A.4.3 ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗ ΜΕΣΩ ΔΙΕΓΕΙΡΟΜΕΝΗΣ ΠΥΡΗΝΟΠΟΙΗΣΗΣ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ - RECRYSTALLIZATION VIA PARTICLE STIMULATED NUCLEATION (PSN)

Το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης μέσω διεγερόμενης πυρηνοποίησης σωματιδίων αφορά τη δημιουργία και ανάπτυξη νέων κόκκων από προϋπάρχοντα κελιά ή υποκόκκους στις ζώνες παραμόρφωσης οι οποίες αναπτύσσονται γύρω από σωματίδια δευτερευουσών φάσεων ή σωματίδια ενίσχυσης. Παρατηρείται η δημιουργία cells ή υποκόκκων με μεγάλη γωνία αποπροσανατολισμού σε περιοχές γύρω από τα μη παραμορφώσιμα σωματίδια όταν αυτά ξεπεράσουν σε μέγεθος το 0,1 μm . Η έκταση αυτών των περιοχών είναι ανάλογη της παραμόρφωσης. Επίσης η κρίσιμη τιμή του μεγέθους των σωματιδίων ώστε αυτά να συμμετέχουν στην πυρηνοποίηση, μειώνεται με την αύξηση της παραμόρφωσης του υλικού [57-59].

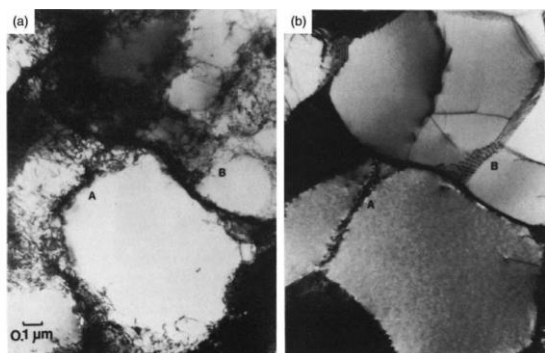
A.4.4 ΑΝΟΠΤΗΣΗ ΑΠΟΚΑΤΑΣΤΑΣΗΣ ΣΤΗ ΘΕΡΜΙΚΑ ΕΠΗΡΕΑΣΜΕΝΗ ΖΩΝΗ

Στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη αναπτύσσονται για περιορισμένο χρονικό διάστημα θερμοκρασίες της τάξεως των 250-400 $^\circ\text{C}$ χωρίς όμως να έχουμε πλαστική παραμόρφωση του υλικού. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα στη συγκεκριμένη περιοχή να λαμβάνει χώρα το φαινόμενο της ανόπτησης αποκατάστασης. Αν και οι θερμοκρασίες είναι αρκετά κοντά στη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης του υλικού, σπάνια παρατηρούνται τέτοιου είδους φαινόμενα λόγω του περιορισμένου χρόνου της θερμικής κατεργασίας. Κατά τη διάρκεια της αποκατάστασης δεν παρατηρούνται αλλαγές στη μικροδομή του υλικού σε επίπεδο κόκκων. Σε ορισμένες περιπτώσεις μπορεί να παρατηρηθεί κάποια πολύ περιορισμένη μεγέθυνση των κόκκων λόγω διάχυσης. Το συγκεκριμένο φαινόμενο προσδιορίζεται έμμεσα μέσω των αλλαγών που επιφέρονται σε συγκεκριμένες μηχανικές ιδιότητες του υλικού όπως η σκληρότητα, η ολκιμότητα και η αντοχή σε εφελκυσμό. Ανάλογα με το βαθμό της αποκατάστασης κυμαίνονται και οι αλλαγές στις συγκεκριμένες ιδιότητες. Στα θερμικά επηρεαζόμενα κράματα έχουμε διάλυση και ως ένα βαθμό επαναδημιουργία των κατακρημνισμάτων. Στα μη θερμικά επηρεαζόμενα κράματα έχουμε απόταση των παραμενουσών τάσεων, σε περίπτωση που αυτά είναι ενδοτραχυμένα. Στις περιπτώσεις στερεών διαλυμάτων μεγάλης μέσης τιμής σφαλμάτων

επιστοίβασης όπως ο α -Fe και το Al πραγματοποιείται εύκολα σημαντική ανακατανομή των διαταραχών. Οι διαλυμένες ουσίες επηρεάζουν την αποκατάσταση αποτελώντας σημεία συσσώρευσης διαταραχών και επηρεάζοντας τη συγκέντρωση και την κινητικότητα των παραπλεγματικών κενών. Κατά τη διάρκεια της αποκατάστασης παρατηρείται η απαλοιφή και η μετακίνηση των διαταραχών σε πιο σταθερές θέσεις μέσα στο κρυσταλλικό πλέγμα του υλικού. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την ελάττωση της εσωτερικής ενέργειας του υλικού. Όπως παρατηρείται στην Εικόνα 53, οι τυχαία τοποθετημένες μέσα στο κρυσταλλικό πλέγμα διαταραχές, αρχικά δημιουργούν κελιά. Όντας αυτά δομές χαμηλότερης εσωτερικής ενέργειας, ο ρυθμός αποκατάστασης και άρα απαλοιφής και μετακίνησης των διαταραχών πέφτει. Αν το φαινόμενο της αποκατάστασης συνεχιστεί, παρατηρείται η δημιουργία υποκόκκων, το εσωτερικό των οποίων είναι απαλλαγμένο από διαταραχές, και η επακόλουθη μεγέθυνση αυτών. Στην Εικόνα 54a παρατηρείται περιοχή κράματος αλουμινίου το οποίο έχει υποστεί 10% παραμόρφωση και στην Εικόνα 54b παρατηρείται η ίδια περιοχή μετά από 2 λεπτά ανόπτησης στους 250 °C. Είναι ξεκάθαρο ότι οι αρχικά πεπλεγμένες διαταραχές στα όρια των κελιών μετατράπηκαν σε όρια υποκόκκων και το εσωτερικό των κελιών απαλλάχθηκε εντελώς από τις διαταραχές. Τα κελιά μετατράπηκαν σε υποκόκκους. Η μετάβαση από δομή κελιών σε δομή υποκόκκων μπορεί να θεωρηθεί ένα διακριτό στάδιο του φαινομένου της αποκατάστασης [57-59].



Εικόνα 53: Δημιουργία υποκόκκων κατά τη διάρκεια της αποκατάστασης.



Εικόνα 54: a) Περιοχή κράματος αλουμινίου το οποίο έχει υποστεί 10% παραμόρφωση, b) Η ίδια περιοχή μετά από 2 λεπτά ανόπτησης στους 250 °C.

A.5 ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ

Στα πλαίσια της εν λόγω διδακτορικής διατριβής το φαινόμενο της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση μοντελοποιήθηκε αρχικά θερμικά και εν συνεχεία πραγματοποιήθηκε σύζευξη του θερμικού μοντέλου με τη ροϊκή προσομοίωση του φαινομένου καθώς και αμιγώς ροϊκή προσομοίωση. Η ανάπτυξη των εν λόγω μοντέλων πραγματοποιήθηκε κάνοντας χρήση του προγράμματος πεπερασμένων στοιχείων COMSOL Multiphysics. Οι ιδιότητες και η αποτελεσματικότητα των συγκολλήσεων δια τριβής καθορίζονται από την τελική μικροδομή του υλικού, η οποία με τη σειρά της καθορίζεται από τον τρόπο διεξαγωγής της συγκόλλησης. Επομένως, οι παράμετροι αυτής πρέπει να επιλέγονται με τέτοιο τρόπο ώστε να επιτυγχάνεται η καλύτερη δυνατή μικροδομή. Λόγω της πολυπλοκότητας της εν λόγω μεθόδου συγκόλλησης είναι πολύ δύσκολο κάποιος να λαμβάνει πληροφορίες για την ποιότητά της κατά τη διάρκεια που αυτή πραγματοποιείται. Η αριθμητική προσομοίωση προσπαθεί να δώσει λύση στο παραπάνω πρόβλημα παρέχοντας έναν ουσιαστικό τρόπο ανάλυσης της διαδικασίας σχηματισμού της συγκόλλησης και προβλέποντας τις τελικές μηχανικές ιδιότητες του υλικού. Οι μελετητές έχουν καταλήξει σε τρεις διαφορετικές προσεγγίσεις. Η πιο διαδεδομένη προσέγγιση της μοντελοποίησης είναι η μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής (Moving Heat Source - MHS). Τα τελευταία όμως χρόνια, παρά την πολυπλοκότητα της εφαρμογής τους, οι μελετητές έχουν προσπαθήσει να προσεγγίσουν το πρόβλημα μέσω της Υπολογιστικής Ρευστοδυναμικής (Computational fluid dynamics - CFD) και της εξελιγμένης μεθόδου μοντελοποίησης Arbitrary Lagrangian Eulerian (ALE). Η ύπαρξη διαφορετικών μεθόδων μοντελοποίησης της FSW οφείλεται στην πολυπλοκότητά της καθώς κατά την πραγματοποίησή της λαμβάνει χώρα μια αλληλουχία αλληλοεπιδρώντων φυσικών μηχανισμών όπως επί παραδείγματι η παροχή θερμότητας τόσο μέσω της τριβής του υλικού με τον πείρο και το περιουχένιο όσο και μέσω της διατμητικής παραμόρφωσης αυτού [61-65].

A.5.1 ΘΕΡΜΙΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ

Η μεθοδολογία της μετακινούμενης θερμικής πηγής (Moving Heat Source - MHS)

Σύμφωνα με τη μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής, η διεργασία της συγκόλλησης προσομοιάζεται ως μια θερμομηχανική διεργασία κατά την οποία μία πηγή θερμότητας κινείται κατά μήκος της ραφής συγκόλλησης αυξάνοντας τη θερμοκρασία του υλικού. Η θερμότητα που προσδίδεται στο υλικό από τη θερμική πηγή υπολογίζεται με χρήση κατάλληλων αναλυτικών σχέσεων και στη συνέχεια εισάγεται σε ένα αριθμητικό μοντέλο, συνήθως πεπερασμένων στοιχείων, από το οποίο υπολογίζεται το θερμοκρασιακό ιστορικό της διεργασίας. Η πλειοψηφία των μελετών που κάνουν χρήση αυτής της μεθοδολογίας δε λαμβάνουν υπόψιν τους τη θερμότητα που παράγεται λόγω πλαστικής παραμόρφωσης διότι δεν είναι εύκολο να υπολογισθεί με χρήση αναλυτικών σχέσεων. Κατά συνέπεια θεωρείται ότι η παραγόμενη θερμότητα οφείλεται μόνο στην τριβή του εργαλείου με το υλικό. Οι πρώτες προσπάθειες που έγιναν για τη μοντελοποίηση της διεργασίας της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση με τη μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής αμελούσαν τη θερμότητα που παράγεται λόγω τριβής του πείρου με το υλικό θεωρώντας την αμελητέα. Επομένως, η θερμότητα παράγεται μόνο από την τριβή της επιφάνειας του περιουχένιου με την ανώτερη επιφάνεια των τεμαχίων και με αγωγή μεταδίδεται στο υπόλοιπο υλικό. Οι Frigaard, Grong και Midling το 1998 [62] ήταν οι πρώτοι που εφάρμοσαν τη μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής και πρότειναν την ακόλουθη σχέση για τον υπολογισμό της θερμότητας:

$$Q_{Total} = \sum_i \frac{4}{3} \pi^2 \mu_F \sigma_v \omega (R_i^3 - R_{i-1}^3) \quad (1)$$

όπου: Q_{Total} η θερμότητα που παράγεται από το περιαιχένιο
 μ_F ο συντελεστής τριβής μεταξύ εργαλείου και πλάκας
 σ_v η κατακόρυφη πίεση στο εργαλείο
 ω η ταχύτητα περιστροφής
 R_i η εξωτερική ακτίνα του δακτυλίου i
 R_{pin} η ακτίνα του πείρου
 $R_{shoulder}$ η ακτίνα του πείρου

Σύμφωνα με την παραπάνω σχέση η επιφάνεια του περιαιχενίου χωρίζεται σε $(i-1)$ δακτυλίους εξωτερικής ακτίνας R_i , με R_i να παίρνει τιμές στο διάστημα $[R_{pin}, R_{shoulder}]$, καθένας από τους οποίους παράγει διαφορετικό ποσό θερμότητας. Ο υπολογισμός της συνολικής θερμότητας γίνεται με αλγεβρική άθροιση του συνόλου των θερμοτήτων που παράγει η τριβή κάθε δακτυλίου με το υλικό της συγκολλούμενης πλάκας. Οι ίδιοι ερευνητές συνέχισαν τη μελέτη τους αναπτύσσοντας το 1999 ένα τρισδιάστατο μοντέλο ροής θερμότητας για την πρόβλεψη των θερμοκρασιακών πεδίων που αναπτύσσονται κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση [63]. Οι Chao και Qi ένα χρόνο αργότερα ανέπτυξαν ένα μοντέλο μετακινούμενης θερμικής πηγής και με ανάλυση πεπερασμένων στοιχείων προσομοίωσαν τη μεταβατική θερμοκρασία, τις παραμένουσες τάσεις και παραμορφώσεις στην FSW [64,65]. Βασισμένος στο μοντέλο αυτό ο Chao μαζί με το Zhu ανέπτυξαν ένα τρισδιάστατο μη γραμμικό θερμικό μοντέλο για τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση με σκοπό την πρόβλεψη της θερμοκρασίας και των παραμενουσών τάσεων [66]. Στη θερμική ανάλυση, η θερμοκρασία είναι συνάρτηση του χρόνου και των χωρικών συντεταγμένων (x, y, z) και προσδιορίζεται από την τριών διαστάσεων μη γραμμική εξίσωση μεταφοράς θερμότητας:

$$k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + Q_{int} = c\rho \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2)$$

όπου k ο συντελεστής θερμικής αγωγιμότητας,
 Q_{int} η εσωτερική παροχή θερμότητας ανά μονάδα επιφανείας,
 c η ειδική θερμοχωρητικότητα και
 ρ η πυκνότητα

Η ροή θερμότητας στο σύστημα εισάγεται μέσω μιας θερμικής πηγής η οποία κινείται κατά τη γραμμή συγκόλλησης. Η θερμότητα που παράγεται μόνο από την τριβή του περιαιχενίου με τις πλάκες είναι συγκεντρωμένη τοπικά και διαδίδεται με αγωγή. Οι μελετητές υπέθεσαν ότι η ροή θερμότητας από το εργαλείο προς την πλάκα $q(r)$ διανέμεται γραμμικά κατά την ακτινική διεύθυνση του περιαιχενίου σύμφωνα με την ακόλουθη σχέση:

$$q(r) = \frac{3Q_{total}r}{2\pi R_{shoulder}^3} \quad (3)$$

όπου $R_{pin} \leq r \leq R_{shoulder}$ και Q_{total} η συνολική θερμότητα που εισάγεται στο σύστημα.

Η θερμότητα που παράγεται από τον πείρο αμελήθηκε βάσει μελέτης που είχε γίνει από τους Russell και Shercliff [67], οι οποίοι υποστήριξαν ότι αποτελεί μόλις το 2% της συνολικής θερμότητας. Στις ελεύθερες επιφάνειες των πλακών χάλυβα θεωρήθηκε ότι υπάρχει απώλεια θερμότητας οφειλόμενη σε συναγωγή και ακτινοβολία προς το περιβάλλον. Η απώλεια θερμότητας δίνεται από τη σχέση:

$$q_s = \beta(T - T_0) + \varepsilon B(T^4 - T_0^4) \quad (4)$$

όπου T_0 η θερμοκρασία δωματίου,

β ο συντελεστής συναγωγής,

ε ο συντελεστής εκπομπής και

$B = 5.67 \times 10^{-12} \text{ W/cm}^2 \text{ }^\circ\text{C}$ η σταθερά Stephan Boltzmann.

Η κάτω επιφάνεια των πλακών βρίσκεται σε επαφή με τη βάση στήριξης και επομένως υπάρχουν απώλειες θερμότητας με αγωγή. Όμως, η άγνωστη συνθήκη επαφής μεταξύ του δοκιμίου και της βάσης δυσκολεύει τη μοντελοποίηση. Λύση στο πρόβλημα δίνεται θεωρώντας ότι η απώλεια θερμότητας οφείλεται σε συναγωγή η οποία δίνεται από τη σχέση:

$$q_b = \beta_b(T - T_0) \quad (5)$$

Εάν η συνολική παραγόμενη θερμότητα Q_{total} και ο συντελεστής συναγωγής β_b ήταν γνωστοί, όπως στην ανάλυση της μεταφοράς θερμότητας συμβατικών συγκολλήσεων τήξης, με χρήση των συνοριακών συνθηκών (3)-(5) θα μπορούσε να επιλυθεί η διαφορική εξίσωση (2). Επειδή όμως στη συγκεκριμένη περίπτωση είναι άγνωστοι, οι Zhu και Chao ακολούθησαν μια διαφορετική στρατηγική για την ανάλυση της μεταφοράς θερμότητας την οποία εισήγαγαν σε έναν κώδικα πεπερασμένων στοιχείων. Έκαναν αρχικές υποθέσεις για τις τιμές της Q_{total} και του β_b , έλυσαν τη μη γραμμική διαφορική εξίσωση (2) και πήραν ως αποτέλεσμα το θερμοκρασιακό ιστορικό σε συγκεκριμένα σημεία του δοκιμίου. Συνέκριναν τα αποτελέσματα αυτά με πειραματικές μετρήσεις με θερμοστοιχεία στα ίδια σημεία και εν συνεχεία προσάρμοσαν τις τιμές των αγνώστων βασισμένοι στις αποκλίσεις της θερμοκρασίας μεταξύ των πειραμάτων και του μοντέλου. Επανάλαβαν την ίδια διαδικασία μέχρι να έρθουν τα αποτελέσματα της μοντελοποίησης σε συμφωνία με τα αντίστοιχα πειραματικά. Αφού κατέληξαν στις τελικές κατανομές θερμοκρασίας, ακολούθησε η θερμομηχανική ανάλυση για την πρόβλεψη των παραμενουσών τάσεων. Επαναληπτική μέθοδο για την κατάστρωση του θερμικού μοντέλου χρησιμοποίησαν και οι Shi, Dickerson και Shercliff [68] οι οποίοι αναθεώρησαν τη συμβολή του πείρου στην παραγωγή θερμότητας. Έτσι για την επίλυση της διαφορικής εξίσωσης (2) πρότειναν τις ακόλουθες συνοριακές συνθήκες:

$$q_{\text{shoulder}}(r) = \frac{3Q_{\text{shoulder}}r}{2\pi(R_{\text{shoulder}}^3 - R_{\text{pin}}^3)}, \quad R_A \leq r \leq R_{\text{shoulder}} \quad (6)$$

$$q_{\text{pin}}(r) = \frac{Q_{\text{pin}}}{\pi R_{\text{pin}}^2 H_{\text{pin}}}, \quad \text{όπου } H_{\text{pin}} \text{ το ύψος του πείρου} \quad (7)$$

Με άγνωστες τις τιμές Q_{shoulder} (θερμότητα που παράγεται από το περιανχένιο) και Q_{pin} (θερμότητα που παράγεται από τον πείρο) έκαναν μια αρχική υπόθεση της συνολικής παραγόμενης θερμότητας και έκαναν την παραδοχή ότι το 75% αυτής οφείλεται στο περιανχένιο και 25% στον πείρο. Με επαναλαμβανόμενες δοκιμές κατέληξαν που έπαιρναν θερμοκρασιακά αποτελέσματα συμβατά με πειραματικές μετρήσεις. Βασισμένοι στην παραπάνω μεθοδολογία και σε πειραματικά αποτελέσματα, ερευνητές προσπάθησαν να αναπτύξουν εμπειρικές σχέσεις υπολογισμού της ροής θερμότητας ανεξάρτητες από τη συνολική θερμότητα που παράγεται λόγω τριβής έτσι ώστε να μην είναι αναγκαία η χρήση της επαναληπτικής μεθόδου. Οι Khandar, Khan και Reynolds [69] κατέληξαν στην ακόλουθη σχέση:

$$\dot{q}(r) = \frac{P_{av}r}{\frac{2}{3}\pi r_0^3 + 2\pi r_i^2 h} \quad (8)$$

όπου $\dot{q}(r)$ η τοπική ροή θερμότητας ανά μονάδα όγκου γραμμικά σχετιζόμενη με την ακτινική απόσταση από το κέντρο του εργαλείου r , P_{av} η μέση κατακόρυφη δύναμη που ασκείται στο εργαλείο, r_0 η ακτίνα του περιουχενίου, r_i η ακτίνα του πείρου και h το ύψος του πείρου.

Ένας από τους ακαδημαϊκούς με τη μεγαλύτερη προσφορά στην έρευνα της μοντελοποίησης της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση είναι ο Colegrove. Η διδακτορική του διατριβή στο πανεπιστήμιο του Cambridge το 2003 υπήρξε η βάση στην οποία στηρίχτηκαν οι περισσότεροι μετέπειτα ερευνητές. Ο Colegrove [70-74] σε αντίθεση με τους Chao και Qi υποστήριξε ότι το ποσό της θερμότητας που παράγεται από τον πείρο δεν είναι αμελητέο και μπορεί να χωριστεί σε τρία διαφορετικά μέρη: (1) θερμότητα που παράγεται από τη διάτμηση του υλικού, (2) θερμότητα που παράγεται από την τριβή της κατακόρυφης επιφάνειας του πείρου με το υλικό, (3) θερμότητα που παράγεται από την τριβή της κάτω επιφάνειας του πείρου με το υλικό. Η σχέση υπολογισμού της συνολικής θερμότητας που οφείλεται στον πείρο είναι η ακόλουθη:

$$\dot{Q} = 2\pi r_p h_p \bar{\sigma}_y \frac{V_m}{\sqrt{3}} + \frac{2\mu \bar{\sigma}_y \pi r_p h_p V_{rp}}{\sqrt{3}(1+\mu^2)} + \frac{4F\mu V \cos\theta}{\pi} \quad (9)$$

όπου r_p η ακτίνα του πείρου,

h το πάχος των υπό συγκόλληση πλακών,

$\bar{\sigma}_y$ η μέση ροϊκή τάση του υλικού,

F η κατακόρυφη δύναμη,

λ η γωνία ελίκωσης του σπειρώματος του πείρου και

$\theta = 90 - \lambda - \tan^{-1}(\mu)$,

$$V_m = \frac{\sin \lambda}{\sin(180-\theta-\lambda)} V_p,$$

$$V_{rp} = \frac{\sin \theta}{\sin(180-\theta-\lambda)} V_p,$$

$$V_p = \omega r_p$$

Χρησιμοποιώντας την παραπάνω σχέση βρέθηκε ότι στη συγκόλληση κράματος αλουμινίου 12mm το ποσοστό της συνολικής θερμότητας που οφείλεται στον πείρο είναι περίπου 20% ενώ σε συγκόλληση κράματος πάχους 6mm περίπου 15%. Για τον υπολογισμό της θερμότητας που παράγεται από το περιουχένιο χρησιμοποίησε τη σχέση (1) και αθροίζοντας την (1) με την (9) υπολόγισε τη συνολική παραγόμενη θερμότητα. Στη συνέχεια και αυτός ανέπτυξε ένα θερμικό μοντέλο τριών διαστάσεων και κάνοντας χρήση της μεθοδολογίας μετακινούμενης θερμικής πηγής υπολόγισε τις αναπτυσσόμενες θερμοκρασιακές κατανομές. Χρήση της σχέσης (9) για την ανάπτυξη θερμικού μοντέλου έκαναν οι Song και Kovacevic [75] οι οποίοι διαίρεσαν τη διεργασία της συγκόλλησης σε τρεις περιόδους: την περίοδο εισαγωγής του πείρου στο υλικό, την περίοδο συγκόλλησης και την περίοδο εξαγωγής του πείρου. Για την ανάπτυξη του μοντέλου τους έκαναν τις ακόλουθες παραδοχές:

1. Η θερμότητα που παράγεται στη διεπιφάνεια περιουχενίου και δοκιμίου οφείλεται μόνο σε τριβή
2. Ο πείρος είναι κυλινδρικός και το σπείρωμα μπορεί να αμεληθεί
3. Δεν υπάρχει ροή θερμότητας προς το υλικό σε περίπτωση που η θερμοκρασία τοπικά φτάσει την τιμή της θερμοκρασίας τήξης του υλικού.

Για τον υπολογισμό της παραγόμενης θερμότητας τοπικά στο περιαιχένιο χρησιμοποίησαν τη σχέση:

$$q_{fi} = 2\pi\mu F_n R_i n \quad (10)$$

όπου R_i η απόσταση του κάθε σημείου υπολογισμού από το κέντρο του άξονα του εργαλείου, n η ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου, F_n η κατακόρυφη δύναμη και μ ο συντελεστής τριβής.

Για τον υπολογισμό της θερμότητας που παράγεται λόγω του πείρου χρησιμοποίησαν τη σχέση (9) του Colegrove. Ο Kovacevic σε συνεργασία με τον Chen και σε επόμενες εργασίες του με τους Soundararajan και Zekovic [76-79] ανέπτυξαν ένα διαφορετικό τρόπο υπολογισμού της συνολικής παραγόμενης θερμότητας. Ισχυρίστηκαν ότι η παραγωγή θερμότητας οφείλεται κυρίως στην τριβή του περιαιχενίου με την επιφάνεια του δοκιμίου. Θεωρώντας ένα στοιχείο στη διεπιφάνεια περιαιχενίου και δοκιμίου, ο ρυθμός παραγωγής θερμότητας λόγω τριβής στο στοιχείο αυτό δίνεται από τη σχέση:

$$dq = 2\pi\omega r^2 \mu(T)p(T)dr \quad (11)$$

Επομένως η συνολική παροχή θερμότητας σε ολόκληρη την επιφάνεια επαφής βρίσκεται με ολοκλήρωση:

$$\dot{q} = \int_{r_0}^{R_0} 2\pi\omega r^2 \mu(T)p(T)dr = \frac{2}{3}\pi\omega\mu(T)p(T)(R_0^3 - r_0^3) \quad (12)$$

όπου R_0 η ακτίνα του περιαιχενίου και r_0 η ακτίνα του πείρου.

Ο συντελεστής τριβής μ και η πίεση στην επιφάνεια επαφής p είναι μεταβλητές εξαρτώμενες από τη θερμοκρασία T , όμως για τη διευκόλυνση του υπολογισμού της παραπάνω σχέσης θεωρήθηκαν σταθερές. Μια μέση πίεση βρέθηκε από πειραματικές μετρήσεις. Ο συντελεστής τριβής μειώνεται με αύξηση της θερμοκρασίας, αλλά για τις ανάγκες της εργασίας με μέθοδο επανάληψης βρέθηκε η τιμή για την οποία τα αποτελέσματα του μοντέλου είναι σε συμφωνία με πειραματικά. Μια από τις πιο ολοκληρωμένες και σημαντικές μελέτες για την εκτίμηση της παραγόμενης θερμότητας κατά τη διεργασία της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση εκπονήθηκε από τους Schmidt, Hattel και Wert [80-83]. Υποστήριξαν ότι τα θερμικά φαινόμενα που λαμβάνουν χώρα εξαρτώνται από τη συνθήκη επαφής μεταξύ του εργαλείου και του υλικού. Έτσι όρισαν τρεις διαφορετικές καταστάσεις επαφής:

Κατάσταση προσκόλλησης (sticking condition). Η επιφάνεια του υλικού προσκολλάται στην επιφάνεια του περιστρεφόμενου εργαλείου εάν η διατμητική τάση λόγω τριβής υπερβεί τη διατμητική τάση διαρροής του υλικού. Σε αυτήν την περίπτωση το υλικό επιταχύνεται μαζί με την επιφάνεια του εργαλείου (φτάνοντας τελικά την ταχύτητα του εργαλείου) μέχρι να επέλθει ισορροπία μεταξύ της διατμητικής τάσης επαφής και της εσωτερικής διατμητικής τάσης του υλικού. Σε αυτό το σημείο επιτυγχάνεται η κατάσταση πλήρους προσκόλλησης.

Κατάσταση ολίσθησης (sliding condition). Εάν η διατμητική τάση επαφής είναι μικρότερη από την εσωτερική διατμητική τάση διαρροής του υλικού, τμήμα όγκου του υλικού διατμείται ελάχιστα σε μια στατική ελαστική παραμόρφωση, όπου η διατμητική τάση ισούται με τη “δυναμική” διατμητική τάση επαφής.

Κατάσταση μερικής ολίσθησης/μερικής προσκόλλησης (*partial sliding/sticking*). Σε αυτήν την κατάσταση το υλικό επιταχύνεται μέχρι να φτάσει μια ταχύτητα μικρότερη της ταχύτητας του εργαλείου, όπου και σταθεροποιείται. Η ισορροπία επιτυγχάνεται όταν η “δυναμική” διατμητική τάση επαφής ισούται με την εσωτερική διατμητική τάση διαρροής του υλικού λόγω μιας ψευδοστατικής πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού.

Εν προκειμένω δεν υπάρχει διαφορά μεταξύ του δυναμικού και στατικού συντελεστή τριβής. Επομένως ορίστηκε μια μεταβλητή, δ , η οποία σχετίζει την ταχύτητα των σημείων του υλικού που έρχονται σε επαφή με την επιφάνεια του εργαλείου με την ταχύτητα των αντίστοιχων σημείων του εργαλείου που έρχονται σε επαφή με το υλικό. Η μεταβλητή αυτή ονομάστηκε συντελεστής ολίσθησης και δίνεται από τη σχέση:

$$\delta = \frac{v_{matrix}}{v_{tool}} \quad (13)$$

όπου v η εξαρτώμενη από την ταχύτητα ίση με ωr . Για $\delta=0$ έχουμε κατάσταση απόλυτης ολίσθησης, ενώ για $\delta=1$ έχουμε κατάσταση απόλυτης προσκόλλησης. Για $0<\delta<1$ ισχύει η κατάσταση μερικής προσκόλλησης, μερικής ολίσθησης που είναι και η επικρατούσα.

Για τον υπολογισμό της ολικής παραγόμενης θερμότητας διαίρεσαν το εργαλείο στις τρεις επιφάνειες με τις οποίες έρχεται σε επαφή με το υλικό και υπολόγισαν τη θερμότητα που παράγεται λόγω τριβής σε κάθε επιφάνεια χωριστά. Ονόμασαν Q_1 τη θερμότητα που παράγεται στην επιφάνεια του περιαιχηνίου, Q_2 τη θερμότητα που παράγεται στην κατακόρυφη επιφάνεια του πείρου και Q_3 τη θερμότητα που παράγεται στην κάτω επιφάνεια του πείρου. Σε κάθε σημείο και των τριών επιφανειών η σχέση υπολογισμού της παραγόμενης θερμότητας είναι η ίδια:

$$dQ = \omega dM = \omega r dF = \omega r \tau_{contact} dA \quad (14)$$

Ολοκληρώνοντας τη (14) σε κάθε επιφάνεια χωριστά υπολογίζουμε τις Q_1 , Q_2 και Q_3 :

$$Q_1 = \frac{2}{3} \pi \tau_{contact} \omega (R_{shoulder}^3 - R_{probe}^3) \quad (15)$$

$$Q_2 = 2\pi \tau_{contact} \omega R_{probe}^2 H_{probe} \quad (16)$$

$$Q_3 = \frac{2}{3} \pi \tau_{contact} \omega R_{probe}^3 \quad (17)$$

Με άθροιση των παραπάνω σχέσεων βρίσκουμε τη σχέση υπολογισμού της ολικής θερμότητας Q_{total} :

$$Q_{total} = \frac{2}{3} \pi \tau_{contact} \omega (R_{shoulder}^3 + 3R_{probe}^2 H_{probe}) \quad (18)$$

Η διατμητική τάση διαρροής τ_{yield} εκτιμάται ότι ισούται με $\sigma_{yield}/\sqrt{3}$, όπου σ_{yield} η τάση διαρροής του υπό συγκόλληση υλικού. Στην κατάσταση πλήρους προσκόλλησης ισχύει:

$$\tau_{contact} = \tau_{yield} = \frac{\sigma_{yield}}{\sqrt{3}} \quad (19)$$

και επομένως η ολική παραγόμενη θερμότητα για κατάσταση πλήρους προσκόλλησης είναι:

$$Q_{total,sticking} = \frac{2}{3} \pi \frac{\sigma_{yield}}{\sqrt{3}} \omega (R_{shoulder}^3 + 3R_{probe}^2 H_{probe}) \quad (20)$$

Στην κατάσταση πλήρους ολίσθησης θεωρούμε ότι η επιφάνεια του εργαλείου και το συγκολλούμενο υλικό ολισθαίνουν μεταξύ τους. Μπορούμε να εισάγουμε στη σχέση (18) τη διατμητική τάση λόγω τριβής ολίσθησης $\tau_{friction}$:

$$\tau_{contact} = \tau_{friction} = \mu p \quad (21)$$

όπου μ ο συντελεστής τριβής και η πίεση στην επιφάνεια επαφής.

Η ολική παραγόμενη θερμότητα για κατάσταση πλήρους ολίσθησης είναι:

$$Q_{total,sliding} = \frac{2}{3} \pi \mu p \omega (R_{shoulder}^3 + 3R_{probe}^2 H_{probe}) \quad (22)$$

Στην κατάσταση μερικής προσκόλλησης μερικής ολίσθησης ο υπολογισμός της θερμότητας γίνεται με συνδυασμό των σχέσεων (20) και (22) εισάγοντας έναν συντελεστή βαρύτητας. Ο συντελεστής βαρύτητας θεωρείται ίδιος με τον συντελεστή ολίσθησης και παίρνοντας την παραδοχή ότι η κατάσταση επαφής είναι ομοιόμορφη και στις 3 επιφάνειες, θεωρούμε ότι ο συντελεστής ολίσθησης δ δεν είναι μεταβλητή, αλλά σταθερά. Αυτό επιτρέπει ένα γραμμικό συνδυασμό των εκφράσεων για ολίσθηση και προσκόλληση:

$$Q_{total} = \delta Q_{total,sticking} + (1 - \delta) Q_{total,sliding} \quad (23)$$

Εφαρμόζοντας τις παραπάνω σχέσεις για τον υπολογισμό της θερμότητας σε συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση κράματος αλουμινίου καταλήγουμε στα ακόλουθα ποσοστά συνεισφοράς της κάθε επιφάνειας:

$$f_{shoulder} = 86\% \quad f_{probe\ side} = 11\% \quad f_{probe\ tip} = 3\%$$

Το 2007 η ερευνητική ομάδα του Nandal [84,85] υποστήριξε ότι εκτός από την αρχική και τελική φάση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση, δηλαδή κατά την εισαγωγή και εξαγωγή του εργαλείου, η παραγωγή θερμότητας συμβαίνει με σταθερό ρυθμό εάν το εργαλείο περιστρέφεται και προωθείται με σταθερή ταχύτητα. Αυτή η παραδοχή σταθερής κατάστασης δικαιολογείται τόσο από το πανομοιότυπο προφίλ συγκόλλησης όσο και τις όμοιες ιδιότητες του υλικού σε όλη τη γραμμή συγκόλλησης. Ένα ακόμα νέο δεδομένο που εισήγαγε ο Nandal είναι ο υπολογισμός της θερμότητας που παράγεται λόγω πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού. Η μη εξαρτώμενη χρονικά διαφορική εξίσωση για τη μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής που χρησιμοποίησε ο Nandal στο θερμικό μοντέλο του είναι η ακόλουθη:

$$\rho C_p \nabla(uT) = -\rho C_p v_x \frac{\partial T}{\partial x} + \nabla(k\nabla T) + S_b \quad (24)$$

όπου ρ η πυκνότητα του υλικού,

C_p η ειδική θερμοχωρητικότητα,

u το διάνυσμα της ταχύτητας του υλικού,

v_x η ταχύτητα προώθησης του εργαλείου,

k η θερμική αγωγιμότητα και

S_b η θερμότητα που παράγεται λόγω πλαστικής παραμόρφωσης.

Για τον υπολογισμό της S_b θεώρησε ότι το υλικό κατά την πλαστικοποίηση του μπορεί να αντιμετωπιστεί ως ρευστό υψηλού ιξώδους και πρότεινε ως σχέση υπολογισμού της την:

$$S_b = f_m \mu \Phi \quad (25)$$

όπου f_m είναι μια αυθαίρετη σταθερά που αντιστοιχεί στο ποσοστό του έργου πλαστικής παραμόρφωσης που μετατρέπεται σε θερμότητα, μ το δυναμικό ιξώδες και

$$\Phi = 2 \sum_{i=1}^3 \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_i} \right)^2 + \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right)^2 + \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \right)^2 + \left(\frac{\partial u_3}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_3} \right)^2 \quad (26)$$

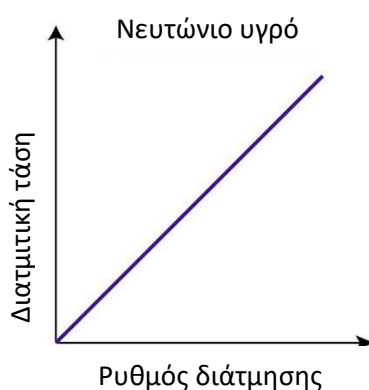
όπου $i=1,2,3$ οι διευθύνσεις των αξόνων x,y,z αντίστοιχα.

Οι μελέτες που ακολούθησαν βασισμένες στη μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής δεν πρότειναν κάτι καινούριο αλλά στηρίχτηκαν σε αυτές που έχουν ήδη αναφερθεί. Η δυσκολία υπολογισμού της θερμότητας λόγω πλαστικής παραμόρφωσης παράλληλα με το γεγονός ότι αποτελεί πολύ μικρό ποσοστό της ολικής θερμότητας είχε ως αποτέλεσμα να αμελείται στις περισσότερες εργασίες που εκπονήθηκαν ως σήμερα. Στις πιο πρόσφατα δημοσιευμένες μελέτες των Li και Liu [86,87] αλλά και των Mohan, Rajesh και Kumar [88] μελετάται εκτενώς η επίδραση των παραμέτρων συγκόλλησης στις τελικές ιδιότητες της περιοχής συγκόλλησης. Η υπολογιστική ικανότητα των πακέτων πεπερασμένων στοιχείων που κυκλοφορούν δίνει τη δυνατότητα επίλυσης των μη γραμμικών διαφορικών εξισώσεων ταχύτερα προς όφελος των ερευνητών. Όσον αφορά τη συνολική θερμότητα που παράγεται λόγω τριβής, οι περισσότερες μελέτες συμφωνούν ότι το ποσοστό που ρέει στο υλικό είναι ίσο με 95% ενώ το ποσοστό που καταλήγει στο εργαλείο ίσο με 5%. Βασικό μειονέκτημα της μεθοδολογίας μετακινούμενης θερμικής πηγής που δεν έχει επιλυθεί ως σήμερα είναι ότι πρέπει να γίνει μια κρίσιμη παραδοχή για τη συνθήκη επαφής μεταξύ εργαλείου και υλικού. Συγκρίσεις αποτελεσμάτων των μοντέλων με πειραματικά αποτελέσματα έχουν δείξει ότι η τιμή του συντελεστή ολίσθησης για τα περισσότερα υλικά κυμαίνεται μεταξύ 0.4 και 0.8.

A.5.2 ΡΟΪΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ

Νευτώνεια ροή

Η αναλογία διατμητικής τάσεως τ και ρυθμού διατμητικής παραμόρφωσης $\dot{\gamma}$ ονομάζεται Νευτώνεια συμπεριφορά (Newton's Law or Newtonian behavior) και τα ρευστά που ακολουθούν αυτή τη συμπεριφορά καλούνται Νευτώνεια ή Νευτωνικά. Χαρακτηριστικές περιπτώσεις νευτώνειων ρευστών είναι ο αέρας και το νερό. Η νευτώνεια συμπεριφορά φαίνεται στην Εικόνα 55 ως σχέση αναλογίας της διατμητικής τάσης και του ρυθμού διάτμησης όπου το ιξώδες μ αντιστοιχεί στην κλίση της ευθείας. Όσο μεγαλύτερο είναι το ιξώδες, μεγαλώνει και η κλίση της ευθείας, δηλαδή απαιτείται επιβολή μεγαλύτερης διατμητικής τάσης για την επίτευξη μεγαλύτερης τιμής ρυθμού διάτμησης. Το ιξώδες όμως παραμένει σταθερό για αύξηση ή μείωση της διατμητικής παραμόρφωσης.



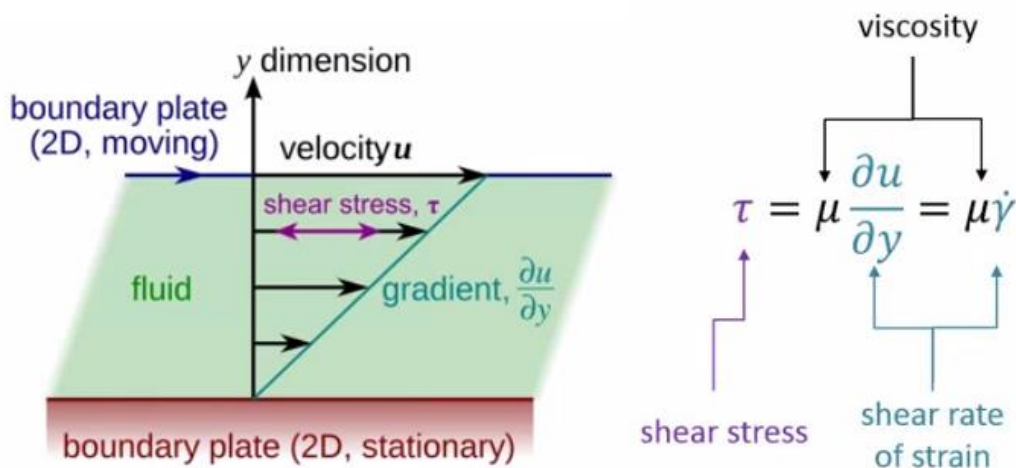
Εικόνα 55: Νευτώνεια συμπεριφορά ρευστού.

Τα ιδανικά ή νευτώνεια ρευστά είναι ασυμπίεστα και ισότροπα (έχουν δηλαδή τις ίδιες ιδιότητες προς κάθε κατεύθυνση της ύλης τους). Επίσης δεν έχουν ελαστικές ιδιότητες, δηλαδή αν κάποια δύναμη ασκηθεί στο ρευστό (π.χ. διατμητική τάση λόγω ανάδευσης) θα προκληθεί μόνιμη παραμόρφωση, ροή και δε θα έχουμε επανάκτηση του αρχικού σχήματος με την απομάκρυνση της τάσης.

Μη νευτώνεια ροή

Κατά τη μοντελοποίηση της FSW και συγκεκριμένα κατά την εφαρμογή της υπολογιστικής ρευστοδυναμικής (CFD) αντιμετωπίζουμε το υπό συγκόλληση υλικό ως ρευστό υψηλού ιξώδους. Η ροή του υλικού στην περιοχή γύρω από το εργαλείο δεν είναι νευτώνεια και για το λόγο αυτό έχουν αναπτυχθεί ειδικά μοντέλα για την ανάλυσή της. Το ιξώδες είναι ίσως η πιο χαρακτηριστική ιδιότητα ρεολογικής συμπεριφοράς του ρευστού ή ημίρρευστου προϊόντος. Η φυσική του έννοια είναι το μέτρο της αντίστασης του ρευστού στη ροή του, αντιστοιχεί δηλαδή στο μέγεθος της εσωτερικής τριβής των μορίων των ρευστών. Το ιξώδες συνήθως χαρακτηρίζεται ως μέγεθος αντίστροφο του ποιοτικού μεγέθους της ρευστότητας. Μια περισσότερο μαθηματική περιγραφή του ιξώδους είναι ότι αποτελεί ιδιότητα του ρευστού που συσχετίζει τάσεις με το ρυθμό παραμόρφωσης. Έστω ένα τμήμα ρευστού ανάμεσα σε δύο παράλληλες πλάκες, η μία εκ των οποίων είναι ακίνητη και στην άλλη ασκείται εξωτερική δύναμη F έτσι ώστε να κινείται με σταθερή ταχύτητα u . Αν το υγρό δεν ασκούσε καμία αντίσταση στη σταθερή εξωτερική δύναμη, η άνω πλάκα θα επιταχυνόταν συνεχώς ομαλά. Αντίθετα, εξαιτίας των δυνάμεων αντίστασης του ρευστού, η άνω πλάκα σύντομα αποκτά σταθερή ταχύτητα εκτελώντας ομαλή κίνηση. Το ρευστό ανάμεσα στις δύο πλάκες θα κινηθεί

και, όπως βλέπουμε και στην Εικόνα 56, αναπτύσσεται μια βαθμίδα ταχύτητας (velocity gradient), η οποία είναι γραμμική. Το τμήμα του ρευστού που προσφύεται στην ακίνητη πλάκα θα μείνει ακίνητο ενώ αυτό που είναι σε επαφή με την κινούμενη πλάκα θα κινηθεί με ταχύτητα u . Αν υποθέσουμε ότι το ρευστό χωρίζεται σε στρώματα (στρωτή ροή), μεταξύ των στρωμάτων αυτών ασκούνται δυνάμεις που το θέτουν σε κίνηση. Η δύναμη που ασκείται σε κάθε στρώμα και το θέτει σε κίνηση προς την επιφάνεια του στρώματος αποτελεί την ασκούμενη διατμητική τάση (shear stress). Η διατμητική τάση μεταξύ των ενδιάμεσων στρωμάτων του ρευστού είναι ανάλογη της βαθμίδας ταχύτητας. Η βαθμίδα ταχύτητας σύμφωνα με τη βιβλιογραφία ορίζεται ως ρυθμός διάτμησης (shear rate) ή ρυθμός διατμητικής παραμόρφωσης (shear rate of strain) και συμβολίζεται με $\dot{\gamma}$.



Εικόνα 56: Ροή ιξώδους ρευστού ανάμεσα σε δύο πλάκες (Couette flow).

Όπως παρατηρούμε στην Εικόνα 56, η σχέση που συνδέει το ρυθμό διατμητικής παραμόρφωσης με τη διατμητική τάση είναι η ακόλουθη:

$$\tau = \mu \dot{\gamma}$$

όπου μ το ιξώδες.

Το ιξώδες εξαρτάται από:

- Τη θερμοκρασία (η θερμοκρασία επηρεάζει τον τρόπο που αλληλεπιδρούν τα μόρια)
- Το ρυθμό διατμητικής παραμόρφωσης ($\mu=f(\dot{\gamma})$). Η επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης στο ιξώδες θεωρείται στιγμιαία, δηλαδή αν εφαρμοστεί μεγαλύτερη τάση στο ρευστό αλλάζει ο ρυθμός διατμητικής παραμόρφωσης με συνέπεια την αλλαγή και του ιξώδους
- Τη χρονική διάρκεια που ασκείται μία τάση

Εάν το ιξώδες εξαρτάται είτε από το b) είτε από το c), το ρευστό παρουσιάζει μη νευτώνεια συμπεριφορά. Η εξάρτηση του ιξώδους μόνο από τη θερμοκρασία δεν αρκεί για να χαρακτηρίσουμε τη συμπεριφορά του μη νευτώνεια. Τα ρευστά που δεν εμφανίζουν νευτώνεια συμπεριφορά καλούνται μη νευτώνεια ή μη νευτωνικά ρευστά και χωρίζονται στις ακόλουθες κατηγορίες:

Ψευδοπλαστικά (shear thinning) ονομάζονται τα ρευστά των οποίων το ιξώδες μειώνεται όταν αυξάνεται ο ρυθμός διατμητικής παραμόρφωσης.

Διασταλτικά (shear thickening / Dilatant) ονομάζονται τα ρευστά των οποίων το ιξώδες αυξάνεται όταν αυξάνεται ο ρυθμός διατμητικής παραμόρφωσης.

Ρεοπηκτικά (rheoplectic) ονομάζονται τα ρευστά των οποίων το ιξώδες αυξάνεται κατά τη διάρκεια εφαρμογής σταθερής τάσης.

Θιξοτροπικά (thixotropic) ονομάζονται τα ρευστά των οποίων το ιξώδες μειώνεται κατά τη διάρκεια εφαρμογής σταθερής τάσης.

Πλαστικά Bingham (Bingham plastic) είναι τα ρευστά τα οποία για να ξεκινήσουν να ρέουν πρέπει η διατμητική τάση να πάρει την τιμή της διατμητικής τάσης διαρροής.

Ιξωδοελαστικά (viscoelastic fluids) ονομάζονται τα ρευστά που εμφανίζουν ταυτόχρονα ιδιότητες ρευστού και ελαστικές ιδιότητες που αρμόζουν σε στερεά υλικά

Για όλα τα παραπάνω είδη ρευστών δεν ισχύει η γραμμική εξάρτηση τάσης, ρυθμού διατμητικής παραμόρφωσης. Επομένως θεωρούμε ότι ακολουθούν μια σχέση της μορφής:

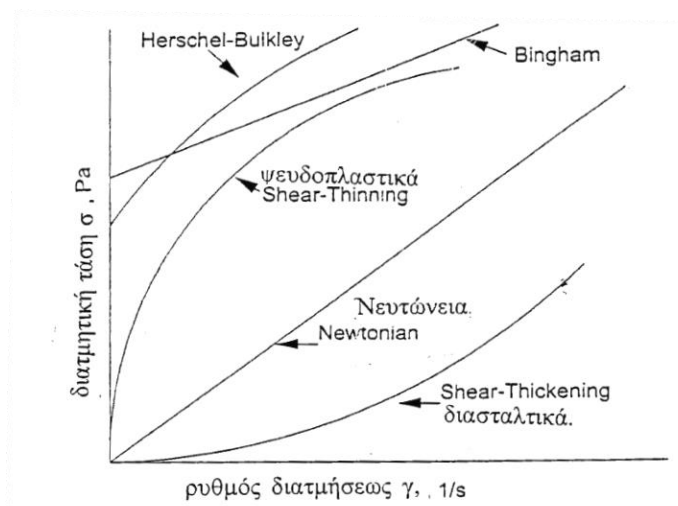
$$\tau = k\dot{\gamma}^n \text{ (νόμος των Oswald- de Waele)}$$

όπου k ο δείκτης συνεκτικότητας του ρευστού και n ο δείκτης ρεολογικής συμπεριφοράς.

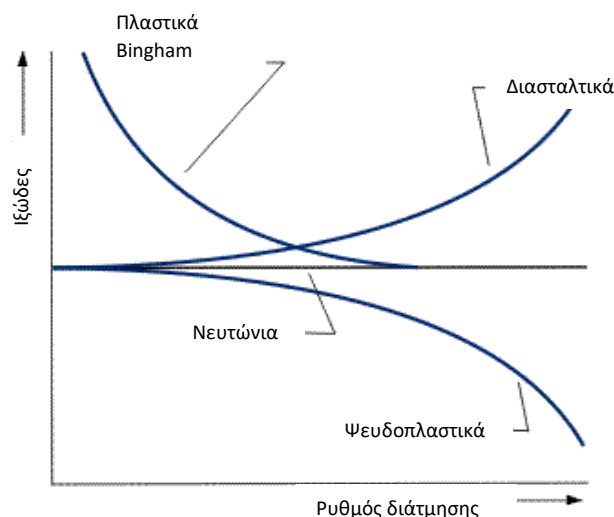
Για $0 \leq n < 1$ έχουμε ψευδοπλαστική συμπεριφορά, για $n = 1$ νευτώνεια και για $n > 1$ διασταλτική. Βασισμένοι στον νόμο των Oswald – de Waele μπορούμε να εξάγουμε μια σχέση υπολογισμού του ιξώδους το οποίο όπως είπαμε εξαρτάται από τις επικρατούσες συνθήκες τάσης διατμητικής παραμόρφωσης:

$$\mu = k\dot{\gamma}^{n-1}$$

Όσο το n πλησιάζει το 0, η σχέση του ιξώδους με το ρυθμό διατμητικής παραμόρφωσης γίνεται περισσότερο μη γραμμική.



Εικόνα 57: Ρεολογική συμπεριφορά ρευστών – σχέση τάσης - ρυθμού διάτμησης.



Εικόνα 58: Ρεολογική συμπεριφορά ρευστών – σχέση ιξώδους - ρυθμού διάτμησης.

Ροϊκή μοντελοποίηση με χρήση Υπολογιστικής Ρευστοδυναμικής (CFD)

Η μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής έδωσε τη δυνατότητα μελέτης του θερμοκρασιακού ιστορικού, και σε συνδυασμό με θερμομηχανικό μοντέλο, την εκτίμηση των παραμενουσών τάσεων και παραμορφώσεων. Μεγαλύτερη πρόκληση για τους ερευνητές ήταν η κατάστρωση ενός αριθμητικού μοντέλου προσομοίωσης της ροής του υλικού κατά την ανάδυσή του. Κατά την προσέγγιση CFD το υλικό, αν και η θερμοκρασία του δεν ξεπερνά τη θερμοκρασία τήξεως, αντιμετωπίζεται ως ρευστό υψηλού ιξώδους. Η θεώρηση αυτή επιτρέπει την μελέτη αποκλειστικά και μόνο του φαινομένου της ροής του υλικού, εξάγοντας αποτελέσματα που πραγματεύονται την έκταση, την ταχύτητα και την πίεση της ροής. Η ρευστοδυναμική αντιμετώπιση του προβλήματος όμως, αδυνατεί να προβλέψει την ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων και παραμορφώσεων περιορίζοντας την ευελιξία και την εφαρμοσιμότητα της μεθόδου. Η σημαντικότερη ιδιότητα του ρευστού που λαμβάνεται υπόψιν κατά τη μοντελοποίηση της ροής είναι η μεταβολή του ιξώδους του. Για τον υπολογισμό του ιξώδους προτάθηκαν αρκετά διαφορετικά μοντέλα. Τα περισσότερα από αυτά τα μοντέλα θεωρούν ότι, κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, η ροή του πλαστικοποιημένου υλικού ακολουθεί μη νευτώνεια ψευδοπλαστική συμπεριφορά διότι το ιξώδες του εξαρτάται από τη θερμοκρασία και το ρυθμό διατμητικής παραμόρφωσης. Στη συνέχεια θα αναφερθούμε στα πιο ευρέως χρησιμοποιούμενα μοντέλα εκτίμησης του ιξώδους που εφαρμόζονται κατά τη CFD ανάλυση της ροής.

α) μοντέλο Zener-Hollomon (ZH) ή νόμος Sellars-Tegart

Το μοντέλο Zener-Hollomon είναι μια από τις πρώτες και πιο χρησιμοποιημένες μεθοδολογίες υπολογισμού του ιξώδους σε μελέτες που αφορούν τη μοντελοποίηση της ροής του υλικού κατά την FSW. Το μοντέλο αυτό βασίζεται στην υπολογιστική μηχανική στερεών (Computational Solid Mechanics – CSM) αλλά χρησιμοποιείται ευρέως κατά τη μοντελοποίηση μέσω CFD. Η ροϊκή τάση μπορεί να συσχετιστεί με την παράμετρο Zener-Hollomon όπως προτάθηκε από τους από τους Sellars και Tegart και τροποποιήθηκε από τους Sheppard και Wright:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (27)$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left(\left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right) \quad (28)$$

όπου Z η παράμετρος Zener Hollomon, $\dot{\epsilon}$ ο ενεργός ρυθμός παραμόρφωσης, Q η ενέργεια ενεργοποίησης, R σταθερά του αερίου, T η απόλυτη θερμοκρασία και α , A και n σταθερές του μοντέλου που βρίσκονται πειραματικά.

Για τον υπολογισμό του δυναμικού ιξώδους το παραπάνω μοντέλο συνδυάζεται με το μοντέλο υπολογιστικής ρευστοδυναμικής Perzyna που θα αναλύσουμε παρακάτω.

Τα μοντέλα που ακολουθούν στηρίζονται στη μεθοδολογία υπολογιστικής ρευστοδυναμικής (CFD).

β) Μοντέλο Perzyna

Το δυναμικό ιξώδες το οποίο αποτελεί συνάρτηση του της θερμοκρασίας και του ρυθμού παραμόρφωσης, μπορεί να περιγραφεί ως ο λόγος της ενεργούς ροϊκής τάσης προς τον ενεργό ρυθμό παραμόρφωσης με χρήση του ιξωδοπλαστικού μοντέλου του Perzyna όπως παρουσιάστηκε πρώτα από τον Zienkiewicz και εφαρμόστηκε από τον Ulysse [89] στη μοντελοποίηση της FSW:

$$\mu(T, \dot{\epsilon}) = \frac{\sigma(T, \dot{\epsilon})}{3\dot{\epsilon}} \quad (29)$$

Για την εφαρμογή αυτού του μοντέλου απαιτείται η χρήση σχέσεων υπολογισμού της ροϊκής τάσης και του ρυθμού παραμόρφωσης. Στις περισσότερες μελέτες που αφορούν τη ροϊκή μοντελοποίηση της FSW, το μοντέλο Perzyna συνδυάζεται με το μοντέλο Zener – Hollomon.

γ) Μοντέλο Power law

Εάν υπάρχει μια γραμμική σχέση μεταξύ του λογαρίθμου της διατμητικής τάσης και του λογαρίθμου του ιξώδους, τότε το ιξώδες του υλικού μπορεί να εκφραστεί ως:

$$\mu(\dot{\gamma}) = m\dot{\gamma}^{n-1} \quad (30)$$

όπου m ο συντελεστής συνεκτικότητας και n ο δείκτης ροής.

Για $0 \leq n < 1$ έχουμε ψευδοπλαστική συμπεριφορά, για $n = 1$ νευτώνεια και για $n > 1$ διασταλτική. Οι Colegrove και ο Reynolds [90,91] ήταν οι πρώτοι που χρησιμοποίησαν το συγκεκριμένο μοντέλο, ενώ στη συνέχεια ο Reynolds τροποποίησε τη σχέση (30) έτσι ώστε το μοντέλο να λαμβάνει υπ' όψιν του την εξάρτηση του ιξώδους και από τη θερμοκρασία:

$$\mu(T, \dot{\gamma}) = K \exp\left(\frac{T_0}{T}\right) m\dot{\gamma}^{n-1} \quad (31)$$

δ) Μοντέλο Carreau

Το μοντέλο Carreau έχει αποδειχθεί πολύ λειτουργικό για την περιγραφή του ιξώδους ψευδοπλαστικών ρευστών υψηλού ιξώδους και η εξίσωση που το περιγράφει είναι η ακόλουθη:

$$\mu(\dot{\gamma}) = \mu_{\infty} + (\mu_0 - \mu_{\infty})[1 + (\lambda\dot{\gamma})^2]^{\frac{n-1}{2}} \quad (32)$$

Όπου μ_{∞} το δυναμικό ιξώδες για άπειρο ρυθμό διάτμησης,
 μ_0 το ιξώδες σε μηδενικό βαθμό διάτμησης,
 λ χρονική σταθερά και
 n ο δείκτης ροής.

Ο Atharifar [92] χρησιμοποίησε πρώτος το μοντέλο Carreau στη μοντελοποίηση της FSW εισάγοντας την εξάρτηση του ιξώδους από τη θερμοκρασία στην ακόλουθη μορφή:

$$\mu(\dot{\gamma}) = \mu_{\infty} + (\mu_0 - \mu_{\infty}) \left[1 + \left(\dot{\gamma} \lambda \exp\left(\frac{T_0}{T}\right) \right)^2 \right]^{\frac{n-1}{2}} \quad (33)$$

Ο Colegrove [93,94] είναι ο πρώτος που προσπάθησε να μοντελοποιήσει τη διεργασία FSW ακολουθώντας την προσέγγιση υπολογιστικής ρευστοδυναμικής. Για τη μελέτη της ροής ανέπτυξε ένα τρισδιάστατο τοπικό μοντέλο πεπερασμένων στοιχείων, το οποίο περιοριζόταν στην περιοχή περιμετρικά του πείρου. Για να ληφθεί υπ' όψιν η επίδραση της μεταβολής της θερμοκρασίας στις ιδιότητες του υπό συγκόλληση υλικού χρησιμοποίησε ως αρχική συνθήκη την κατανομή της θερμοκρασίας που υπολογίστηκε από το θερμικό μοντέλο μετακινούμενης θερμικής πηγής το οποίο είχε αναπτύξει ο ίδιος. Για τον υπολογισμό του ιξώδους χρησιμοποίησε το μοντέλο Zener Holomon σε συνδυασμό με το μοντέλο Perzyna (σχέσεις 27, 28, 29). Βασική παραδοχή που πήρε για την εκπόνηση της συγκεκριμένης εργασίας αλλά και των επόμενων με τον Shercliff ήταν η απόλυτη προσκόλληση του υλικού στο εργαλείο ως συνθήκη επαφής. Αυτό σημαίνει ότι το υλικό που βρίσκεται στη διεπιφάνεια εργαλείου πλάκας εξαναγκάζεται σε περιστροφή με ταχύτητα ίση με αυτή του εργαλείου. Ο Colegrove πραγματοποίησε τη μοντελοποίηση στο λογισμικό πεπερασμένων στοιχείων ANSYS με χρήση του κώδικα υπολογιστικής ρευστοδυναμικής FLUENT. Οι θεμελιώδεις εξισώσεις που επιλύει ο συγκεκριμένος κώδικας είναι:

- Η εξίσωση συνέχειας της μάζας:

$$\nabla \mathbf{u} = 0 \quad (34)$$

όπου \mathbf{u} διάνυσμα της ταχύτητας.

- Η εξίσωση για τη διατήρηση της ορμής:

$$\rho \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + \rho \mathbf{u} \cdot \nabla \mathbf{u} = -\nabla p + \nabla \boldsymbol{\tau} \quad (35)$$

όπου ρ η πυκνότητα, p η πίεση και $\boldsymbol{\tau}$ ο τανυστής τάσεων που δίνεται από τη σχέση:

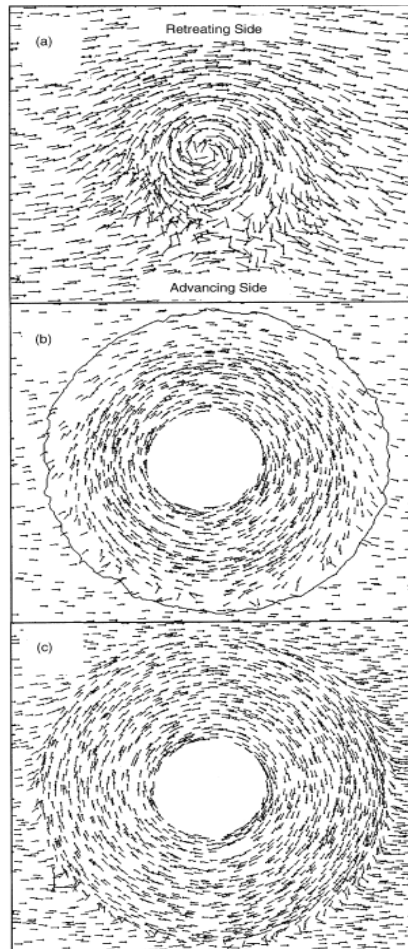
$$\boldsymbol{\tau} = \mu(\nabla \mathbf{u} + \nabla \mathbf{u}^T) \quad (36)$$

όπου μ το ιξώδες υπολογισμένο κατά Perzyna-Zener Holomon.

Όπως έχει ήδη αναφερθεί κατά τη σταθερή προώθηση του εργαλείου στη FSW μπορούμε να θεωρήσουμε ότι οι ιδιότητες του υλικού είναι οι ίδιες σε όλη τη γραμμή συγκόλλησης. Επομένως για τη μελέτη της ροής τοπικά μπορούμε να υποθέσουμε ότι δεν υπάρχει χρονική εξάρτηση και η εξίσωση (35) παίρνει την ακόλουθη μορφή:

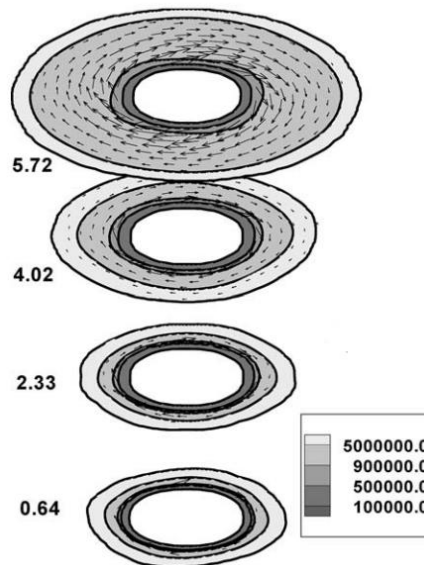
$$\rho \mathbf{u} \cdot \nabla \mathbf{u} = -\nabla p + \nabla \tau \quad (36)$$

Τα πρώτα αποτελέσματα που εξήχθησαν για τη μορφή της ροής είχαν την ακόλουθη μορφή:



Εικόνα 59: Παρουσίαση με βέλη a) κάτω από τον πείρο, b) στη μέση του πάχους της πλάκας c) στο περιανχένιο.

Το μοντέλο προέβλεψε ότι το υλικό που εισέρχεται στην περιοχή που υφίσταται παραμόρφωση ρέει γύρω από την υποχωρούσα πλευρά. Η ποσότητα του υλικού που περιστρέφεται είναι μεγαλύτερη στις περιοχές κοντά στο περιανχένιο. Παρ'όλα αυτά το μέγεθος της περιοχής που υφίσταται παραμόρφωση ήταν πολύ μεγαλύτερο σε σχέση με αυτό που παρατηρείται πειραματικά. Οι περισσότερες μελέτες που ακολούθησαν στηρίχτηκαν στο μοντέλο του Colegrove. Ο Nandan [84,85] μελέτησε τη ροή κατά την FSW χάλυβα και ήταν ο πρώτος που παρουσίασε αποτελέσματα σχετικά με την κατανομή του ιξώδους στην περιοχή γύρω από το εργαλείο.

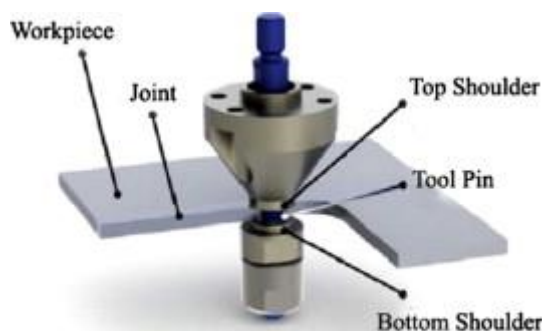


Εικόνα 60: Χωρική κατανομή του δυναμικού ιξώδους (Pa s) σε διάφορα ύψη των συγκολλούμενων πλακών.

Όπως βλέπουμε στις περιοχές κοντά στο εργαλείο όπου η θερμοκρασία και οι παραμορφώσεις είναι μεγαλύτερες, το ιξώδες λαμβάνει τις χαμηλότερες τιμές ενώ όσο απομακρυνόμαστε αυξάνεται έως μια τιμή στην οποία θεωρούμε ότι το υλικό δε δέχεται παραμορφώσεις και δε συμπεριφέρεται ως ρευστό. Ο Nandan για τη μελέτη του χρησιμοποίησε και αυτός τον κώδικα FLUENT στο λογισμικό ANSYS.

A.5.3 ΘΕΡΜΟΡΟΪΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ

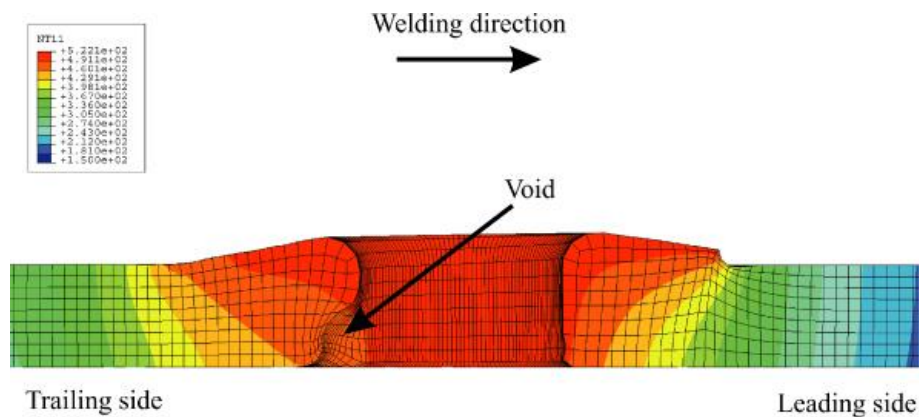
Ο Schmidt και ο Hattel [95] ήταν οι πρώτοι που χρησιμοποίησαν το πακέτο πεπερασμένων στοιχείων Comsol Multiphysics για τη μοντελοποίηση της συγκόλλησης FSW. Συνδύασαν ένα θερμικό και ένα ροϊκό μοντέλο τα οποία τρέχουν ταυτόχρονα και επομένως η μετάβαση των θερμικών αποτελεσμάτων στο ροϊκό μοντέλο για τον υπολογισμό του ιξώδους γίνεται αυτόματα. Ο Schmidt και ο Hattel χρησιμοποίησαν το μοντέλο power law για τον υπολογισμό του ιξώδους και μελέτησαν τη ροή του υλικού για διαφορετικές συνθήκες επαφής του υλικού με το εργαλείο. Οι Saha Roy, Medhi και Saha [96,97] ανέπτυξαν επίσης στο Comsol ένα συνδυασμένο θερμικό-ροϊκό μοντέλο και μελέτησαν την επίδραση διαφόρων παραμέτρων συγκόλλησης στη ροή, το ιξώδες και το ρυθμό διατμητικής παραμόρφωσης. Για τον υπολογισμό του ιξώδους χρησιμοποίησαν το μοντέλο Carreau. Τέλος αξίζει να σημειωθούν δύο ακόμη μελέτες σε Comsol, του Doerfler [98] και των Hilgert, Huetsch, dos Santos και Huber [99]. Ο πρώτος ανέπτυξε ένα καινοτόμο μοντέλο υπολογισμού του ιξώδους που πήρε και το όνομά του, το οποίο βασίστηκε σε στοιχεία που εξήχθησαν από πειραματικές δοκιμές στρέψης, ενώ οι δεύτεροι πραγματοποίησαν την πρώτη εργασία μοντελοποίησης της ροής για FSW με χρήση διπλού εργαλείου (bobbin tool) όπως παρουσιάζεται στην Εικόνα 61.



Εικόνα 61: Συγκόλληση FSW με χρήση bobbin tool.

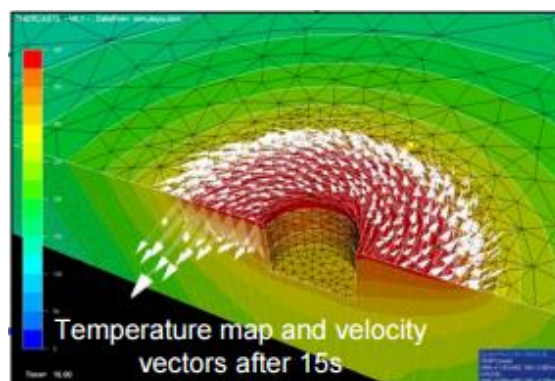
Ροϊκή μοντελοποίηση με χρήση της μεθόδου Arbitrary Lagrangian Eulerian (ALE)

Μία ακόμα πιο εξελιγμένη μέθοδος πεπερασμένων στοιχείων που χρησιμοποιείται την τελευταία δεκαετία στη μοντελοποίηση της διεργασίας FSW, και πιο συγκεκριμένα στη μελέτη της ανάδευσης του υλικού στην περιοχή του εργαλείου, είναι η μέθοδος ALE. Η μέθοδος αυτή επιτρέπει την αυτόματη επαναδιακριτοποίηση (re-mesh) περιοχών οι οποίες υφίστανται υψηλές παραμορφώσεις. Κατά τη μοντελοποίηση της FSW με χρήση της συγκεκριμένης μεθόδου μπορούμε να προσδιορίσουμε με μεγαλύτερη ακρίβεια τις συνθήκες επαφής μεταξύ εργαλείου και υλικού καθώς μας δίνεται η δυνατότητα υπολογισμού της τάσης επαφής και του πλαστικού έργου παραμόρφωσης. Λόγω, όμως, της συνεχούς επαναδιακριτοποίησης του πλέγματος των πεπερασμένων στοιχείων η μέθοδος ALE έχει ιδιαίτερα υψηλές υπολογιστικές απαιτήσεις που καθιστούν την εξαγωγή αποτελεσμάτων αρκετά πιο χρονοβόρα σε σχέση με τις δύο προηγούμενες μεθόδους. Για το λόγο αυτό, όπως και στη CFD ανάλυση, οι ερευνητές δεν συμπεριλαμβάνουν στα αποτελέσματά τους την πρόβλεψη παραμενοσών τάσεων και στρεβλώσεων. Το μεγάλο πλεονέκτημα της συγκεκριμένης μεθόδου είναι ότι βασίζεται σε μηχανική παραμορφώσιμου στερεού και κατά συνέπεια έχει τη δυνατότητα εκτίμησης της πραγματικής ποιότητας της συγκόλλησης, καθώς προβλέπει πιθανή δημιουργία κενών και άλλων ατελειών.



Εικόνα 62: Εμφάνιση κενού (void), μοντελοποίηση FSW με μέθοδο ALE.

Οι πρώτοι που μελέτησαν τη ροή στη FSW με τη μέθοδο ALE ήταν οι Fourment και Guerdoux [100-102]. Για την εκπόνηση της μελέτης τους χώρισαν τη διεργασία σε δύο στάδια, σε αυτό της εισχώρησης του εργαλείου στο υλικό και σε αυτό της προώθησης του εργαλείου κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης. Αρχικά σκοπός της μελέτης τους ήταν να συγκρίνουν τις προκύπτουσες θερμοκρασιακές κατανομές και τα ροϊκά πεδία με πειραματικές και CFD εργασίες που είχαν προηγηθεί. Σύμφωνα με τους ίδιους η προσέγγιση ALE είναι η πιο αποτελεσματική για τη μοντελοποίηση της FSW διότι λαμβάνει υπ' όψιν τις αλλαγές που συμβαίνουν στη διεπιφάνεια εργαλείου υλικού. Ανάλογη προσέγγιση χρησιμοποιούν σε δικές τους εργασίες ο Ulysse [103] και οι Hong, Cao και Dong [104]. Ο Ulysse κατέληξε στο συμπέρασμα ότι οι διατμητικές δυνάμεις που αναπτύσσονται στη ζώνη ανάδευσης του υλικού είναι αρκετά μεγαλύτερες για αυξημένη ταχύτητα προώθησης του εργαλείου, ενώ μειώνονται για αυξημένες περιστροφικές ταχύτητες. Σε πιο πρόσφατες εργασίες οι Schmidt [105,106] και Hattel, Zhang [107-109] και Bastier [110] με χρήση της μεθόδου ALE ανέπτυξαν θερμομηχανικά μοντέλα με αποκλειστικό σκοπό τη μελέτη της συμπεριφοράς του υλικού που έρχεται σε επαφή με το εργαλείο, ενώ οι Kishta, Abed και Darras [111] μελέτησαν την επίδραση της ταχύτητας προώθησης και της περιστροφικής ταχύτητας στις προκύπτουσες θερμοκρασιακές κατανομές. Την τελευταία πενταετία έγιναν προσπάθειες χρήσης της ALE προσέγγισης για μοντελοποίηση FSW με σκοπό την εξέταση της ακρίβειας της μεθόδου και την ικανότητά της να μελετάει διεργασίες FSW με μη κυλινδρικό πείρο [112].



Εικόνα 63: Θερμοκρασιακή κατανομή με χρήση της μεθόδου ALE.

A.6 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ ΕΠΙ ΤΟΥ ΘΕΜΑΤΟΣ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Παρακάτω θα παρουσιαστούν οι σημαντικότερες μελέτες της διεθνούς βιβλιογραφίας αναφορικά με τις ομογενείς και ετερογενείς μετωπικές συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση των κραμάτων AA5083 και AA6082 καθώς και την ενίσχυσή τους με νανοσωματίδια. Καθώς κατά την παρούσα διδακτορική διατριβή μελετώνται για λόγους σύγκρισης, εκτός από τις συγκολλήσεις με ενίσχυση νανοσωματιδίων, και οι αντίστοιχες συγκολλήσεις χωρίς ενίσχυση, κρίθηκε σκόπιμο κατά τη βιβλιογραφική ανασκόπηση να παρατεθεί και η τελευταία έρευνα για αυτές.

A.6.1 ΟΜΟΓΕΝΕΙΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ AA5083 ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

Αρχικά θα παρουσιαστούν οι μελέτες που αφορούν το AA5083 σε κατάσταση H111.

Ο Santos [116] μελέτησε, μεταξύ άλλων, μετωπικές συγκολλήσεις πλακών από AA5083-H111 πάχους 7 mm. Η μελέτη εστιάστηκε στον προσδιορισμό των σφαλμάτων των συγκολλήσεων μέσω μεθόδων μη καταστροφικού ελέγχου και δεν εμβάθυνε στις ιδιότητες αυτών ή στη μικροδομή τους.

Οι Vilaça et al. [117] εστίασαν στη μελέτη των φαινομένων διάβρωσης που διέπουν την FSW πλακών 4 mm από AA5083 χωρίς και πάλι να εστιάσουν στη μικροδομή ή τις μηχανικές ιδιότητες των εν λόγω συγκολλήσεων. Κατέληξαν στο ότι η σμίκρυνση των κόκκων στον πυρήνα καθώς και η ελάττωση του αριθμού των κατακρημνισμάτων οδηγεί σε βελτιωμένη αντοχή σε διάβρωση.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι δε βρέθηκαν άλλες δημοσιεύσεις οι οποίες να καταπιάνονται με την FSW του AA5083 σε κατάσταση H111. Γι' αυτό το λόγο η βιβλιογραφική ανασκόπηση θα συνεχιστεί παρουσιάζοντας δημοσιεύσεις όπου το AA5083 δεν είναι σε κατάσταση H111.

Οι Shiva chander et al. [118] και οι Satish Kumar et al. μελέτησαν την επίδραση που έχει η περιστροφική ταχύτητα του εργαλείου και το προφίλ του πείρου αυτού στις μηχανικές ιδιότητες και τη μικροδομή της συγκόλλησης πλακών AA5083 πάχους 4 mm. Κατέληξαν στο ότι οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες παρουσιάζονται όταν γίνεται χρήση εργαλείου με πείρο με σπείρωμα. Επίσης, με αύξηση των στροφών ανά λεπτό πέρα από την τιμή με την οποία επιτυγχάνεται επιτυχημένη συγκόλληση χωρίς σφάλματα, παρατηρείται μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων.

Οι Rao et al. [119] καταπιάστηκαν με τη μελέτη του αν και κατά πόσο παρουσιάζονται διαφορές στη μικροδομή (μέγεθος κόκκων), τη σκληρότητα και τις μηχανικές ιδιότητες μεταξύ της AS και της RS πλακών AA5083 πάχους 3 mm. Εν τέλει παρατηρήθηκαν μικρές διαφορές στις τιμές όλων των προαναφερθέντων μεγεθών μεταξύ των δύο πλευρών της συγκόλλησης. Το φαινόμενο δεν αναλύθηκε περαιτέρω και δε δόθηκε κάποια ερμηνεία ως προς την αιτία του.

Οι Zhou et al. [120] ασχολήθηκαν με την επίδραση που έχει η ατέλεια τύπου φιλιού (kissing bond) στη μηχανική συμπεριφορά συγκολλήσεων πλακών AA5083-H112 πάχους 6 mm. Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι οι παράμετροι συγκόλλησης είχαν σημαντική επίδραση στο μήκος του kissing bond, το οποίο βρέθηκε ότι μειώνεται με την αύξηση της πρόσδοσης θερμότητας, ανάλογα δηλαδή με την ταχύτητα περιστροφής και αντιστρόφως ανάλογα με την ταχύτητα πρόωσης. Επιπλέον, το μήκος και η μορφολογία του kissing bond είχε σημαντική επίδραση στον τύπο θραύσης.

Οι Gungor et al. [121] μελέτησαν τις μηχανικές καθώς και τις ιδιότητες σε κόπωση συγκολλημένων πλακών AA5083 πάχους 6 mm. Κατέληξαν στο ότι η χρήση της μεθόδου FSW έχει ως αποτέλεσμα καλύτερες ιδιότητες των συγκολλήσεων, τόσο μηχανικές όσο και σε κόπωση, σε σχέση με τις συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης.

A.6.2 ΟΜΟΓΕΝΕΙΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ AA6082 ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

Αρχικά θα γίνει παρουσίαση των μελετών οι οποίες αφορούν την FSW του AA6082 σε κατάσταση T6.

Οι Kalmeshwar et al. [122] καταπιάστηκαν με τη μελέτη της σχεδίασης του εργαλείου και συγκεκριμένα με το κατά πόσο αυτή επηρεάζει την FSW πλακών από AA6082-T6 πάχους 5 mm. Κατέληξαν στο ότι τα βέλτιστα αποτελέσματα παρέχονται από εργαλείο με κούλο περιανθένιο και κωνικό πείρο.

Οι Singh et al. [123] συνέκριναν την FSW πλακών πάχους 6 mm από AA6082-T6 με την αντίστοιχη συγκόλληση TIG. Κατέληξαν στο συμπέρασμα ότι τόσο η σκληρότητα όσο και η αντοχή σε εφελκυσμό και σε κρούση των συγκολλήσεων δια τριβής ήταν βελτιωμένες σε σχέση τόσο με τις αντίστοιχες συγκολλήσεις TIG όσο και με το μέταλλο βάσης.

Οι El-Danaf et al. [124] συνέκριναν τις FSW πλακών από το AA6082-T6 όπως ελήφθησαν καθώς και μετά από μεταθερμική κατεργασία. Παρατηρήθηκε ότι η μεταθερμική κατεργασία βελτίωσε την αντοχή των συγκολλήσεων, και κυρίως αυτών οι οποίες είχαν διεξαχθεί με χαμηλές ταχύτητες συγκόλλησης.

Οι Wakchaure et al. [125] χρησιμοποίησαν τη μέθοδο Taguchi ώστε να βελτιστοποιήσουν την FSW πλακών από AA6082-T6 πάχους 5 mm. Κατέληξαν στο συμπέρασμα ότι η ταχύτητα περιστροφής και πρόωσης επηρεάζουν πολύ περισσότερο τη συγκόλληση σε σύγκριση με τη γωνία κλίσης ή τη γεωμετρία του εργαλείου.

Εν συνεχεία ακολουθούν οι μελέτες οι οποίες αφορούν την FSW του AA6082 σε έταιρη κατάσταση από την T6.

Οι Verma et al. [126] μελέτησαν την κατανομή της θερμότητας κατά τη διάρκεια της FSW πλακών από AA6082 πάχους 6,35 mm με χρήση θερμοστοιχείων. Παρατηρήθηκε ότι οι θερμοκρασίες της AS είναι υψηλότερες από αυτές της RS. Επίσης, όπως ήταν αναμενόμενο, παρατηρήθηκε ότι η θερμοκρασία αυξάνεται με άυξηση του χρόνου παραμονής του εργαλείου εντός της συγκόλλησης άρα με τη μείωση της ταχύτητας πρόωσης.

Οι Mugada et al. [127] μελέτησαν την επίδραση που έχουν τα εργαλεία με περιανχένιο ανώμαλης επιφάνειας και πολυγωνικούς πείρους στη ροή του υλικού καθώς και στα χαρακτηριστικά των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση πλακών από το AA6082 πάχους 6 mm. Παρατηρήθηκε ότι η χρήση πολυγωνικού πείρου μειώνει την ασκούμενη δύναμη κατά τη διάρκεια της αρχικής διείδυσης αυτού εντός του υλικού. Επίσης, παρατηρήθηκε βελτίωση στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού σε σύγκριση με τη χρήση συμβατικού εργαλείου.

A.6.3 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΤΟΥ ΑΑ5083 ΜΕ ΤΟ ΑΑ6082

Οι Gungor et al. [128] ασχολήθηκαν με τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων μεταξύ των κραμάτων AA6082-T651 και AA5083-H111. Κατέληξαν στο ότι η πτώση της αντοχής σε εφελκυσμο της συγκόλλησης σε σύγκριση με τα MB οφείλεται στο φαινόμενο της υπεργήρανσης που πραγματοποιείται στην TMAZ του AA6082.

Οι Peel et al. [129,130] ασχολήθηκαν με την επίδραση των παραμέτρων συγκόλλησης των ανόμοιων κραμάτων AA5083-AA6082 και με τη συσχέτισή τους με τη θερμική παροχή αλλά και με τα χαρακτηριστικά μικροδομής της συγκόλλησης. Κατέληξαν στο ότι τα σφάλματα των συγκολλήσεων λόγω της υπο- ή υπερ- θέρμανσης μπορούν να αντιμετωπιστούν ευκολότερα μεταβάλλοντας την ταχύτητα περιστροφής και όχι την ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου.

Οι Steuwer et al. [131] ασχολήθηκαν με τη μελέτη των παραμενουσών τάσεων στις συγκολλήσεις των ανόμοιων κραμάτων AA5083-AA6082. Κατέληξαν στο ότι η ταχύτητα περιστροφής έχει μεγαλύτερη επίδραση στις ιδιότητες και τις παραμένουσες τάσεις της συγκόλλησης σε σχέση με την ταχύτητα πρόωσης.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι το μεγαλύτερο ποσοστό των περιπτώσεων ενίσχυσης της ραφής με νανοσωματίδια αφορούν μελέτες κατεργασίας (FSP) και όχι συγκόλλησης (FSW) δια τριβής με ανάδευση. Εν προκειμένω λοιπόν θα παρουσιαστούν αρχικά οι μελέτες που αφορούν την FSP του AA5083-H111.

A.6.4 ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ ΑΑ5083 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι το μεγαλύτερο ποσοστό ενίσχυσης της ραφής συγκόλλησης του AA5083 με νανοσωματίδια αφορούν μελέτες κατεργασίας (FSP) και όχι συγκόλλησης (FSW) δια τριβής με ανάδευση.

Οι Amra et al. [132] καταπιάστηκαν με την ενίσχυση του AA5083 με SiC και CeO₂ ξεχωριστά καθώς και σε συνδυασμό. Παρατηρήθηκε ότι μετά την προσθήκη των ενισχυτικών η σκληρότητα καθώς και η τριβολογική συμπεριφορά του AA5083 βελτιώθηκαν.

Οι Ahn et al. [133] μελέτησαν την ενίσχυση του AA5083 με μικροσκόνη SiC και παρατήρησαν βελτίωση στη μικροσκληρότητα των ενισχυμένων δοκιμίων.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι δε βρέθηκαν μελέτες αναφορικά με την ενίσχυση του AA5083 με TiC.

Οι Khan et al. [134] ασχολήθηκαν με την ενίσχυση του AA5083 με νανοσωλήνες άνθρακα καθώς και με σωματίδια καρβιδίου του βορίου τόσο ξεχωριστά όσο και σε συνδυασμό. Παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη νανοσωλήνων δεν προσφέρει κάποια ουσιαστική βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων σε αντίθεση με την προσθήκη καρβιδίου του βορίου η οποία αυξάνει σχεδόν κατά 40% τη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό. Μικρότερη αύξηση παρατηρείται επίσης και κατά την ενίσχυση με τον συνδυασμό των δύο αυτών ενισχυτικών.

Οι Kumar et al. [135] ενίσχυσαν το μητρικό υλικό AA5083 με βολφράμιο και κατόπιν μελέτησαν την τριβολογική του συμπεριφορά του όπου διαπιστώθηκε ότι βελτιώθηκε για την εφαρμογή μικρών φορτίων όχι όμως και για την εφαρμογή μεγαλύτερων.

Επίσης οι Kumar et al. [136] σε άλλη μελέτη τους, χρησιμοποίησαν το Ni ως ενισχυτικό μέσο για το AA5083. Παρατηρήθηκε βελτίωση τόσο της αντοχής σε εφελκυσμό όσο και της ολκιμότητας των δοκιμίων.

A.6.5 ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΤΟΥ AA6082 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι δε βρέθηκε καμία μελέτη η οποία να αφορά την ενίσχυση του AA6082 με νανοσωματίδια SiC ή TiC.

Οι Selvakumar et al. [137] ασχολήθηκαν με την ενίσχυση του AA6082 με σωματίδια μολυβδαινίου. Παρατηρήθηκε η ομοιόμορφη διασπορά των εν λόγω σωματιδίων στη ζώνη ανάδευσης. Επίσης, παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη των σωματιδίων μολυβδαινίου οδήγησε στη βελτίωση της αντοχής του υλικού σε εφελκυσμό χωρίς να γίνει ψαθυροποίηση αυτού.

Επίσης καταπιάστηκαν και με την ενίσχυση του ίδιου μητρικού υλικού με σωματίδια ανοξειδωτου χάλυβα τα οποία έφεραν παρόμοια αποτελέσματα με τα αντίστοιχα κατά την ενίσχυση με μολυβδαίνιο [138].

Οι Yadav et al. [139] ενίσχυσαν το AA6082 με σωματίδια χαλκού. Παρατηρήθηκε βελτίωση της αντοχής και της σκληρότητας του υλικού.

Οι Palanivel et al. [140] χρησιμοποίησαν σωματίδια νιτριδίου του βορίου ως ενισχυτικό μέσο στο μητρικό υλικό AA6082. Παρατηρήθηκε καλή διασπορά των σωματιδίων εντός της ζώνης ανάδευσης καθώς και βελτίωση της τριβολογικής συμπεριφοράς του υλικού.

A.6.6 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΤΟΥ AA5083 ΜΕ ΤΟ AA6082 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι η μόνη μελέτη η οποία υπάρχει στη διεθνή βιβλιογραφία αναφορικά με την ετερογενή συγκόλληση του AA5083 με το AA6082 με ενίσχυση σωματιδίων (εκτός φυσικά από όσες προέκυψαν στα πλαίσια της εν λόγω διδακτορικής διατριβής) είναι η ακόλουθη:

Οι Pantelis et. Al [141] ασχολήθηκαν με την ενίσχυση ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ του AA5083-H111 και του AA6082-T6 με νανοσωλήνες άνθρακα. Κατέληξαν στο συμπέρασμα ότι η προσθήκη των εν λόγω ενισχυτικών οδηγεί στην ψαθυροποίηση της συγκόλλησης καθώς και στην υποβάθμιση των μηχανικών της ιδιοτήτων.

Η παραπάνω μελέτη είναι η μόνη μελέτη στη διεθνή βιβλιογραφία η οποία καταπιάνεται με την ενίσχυση ετερογενών συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση.

Ως εκ τούτου παρατίθενται παρακάτω οι μελέτες οι οποίες αφορούν Ομογενείς συγκολλήσεις με ενίσχυση της ραφής με σωματίδια.

A.6.7 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΤΗΣ ΡΑΦΗΣ ΜΕ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΑ

Οι Sun et al. [142] ήταν οι πρώτοι που μελέτησαν την ενίσχυση των FSW ραφών με σωματίδια. Συγκεκριμένα χρησιμοποίησαν ενισχυτικά σωματίδια SiC σε συγκολλήσεις χαλκού. Παρατηρήθηκε βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων καθώς και της σκληρότητας.

Η ίδια τεχνική εκτελέστηκε από τους Byung-Wook et al. [143] και τους Bahrami et al. [144] οι οποίοι βελτίωσαν τις μηχανικές ιδιότητες των ομογενών συγκολλήσεων του AA5083 και AA7075 αντίστοιχα, χρησιμοποιώντας σωματίδια SiC ως ενισχυτικό μέσο.

Στην τελευταία δημοσίευση στη διεθνή βιβλιογραφία αναφορικά με την ενίσχυση συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση με σωματίδια οι Bahrami et al. μελέτησαν την επίδραση του σχεδιασμού του πείρου του εργαλείου στην κατανομή της σκόνης SiC στον πυρήνα της συγκόλλησης του AA7075 καθώς και στις προκύπτουσες μηχανικές ιδιότητες [145].

A.6.8 ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ ΤΗΣ FSW

Αναφορικά με τη μοντελοποίηση του φαινομένου μέσω λογισμικών πεπερασμένων στοιχείων, υπάρχουν αρκετές δημοσιεύσεις στη διεθνή βιβλιογραφία.

Οι Assidi et al. [146] ανέπτυξαν ένα πλήρες θερμομηχανικό μοντέλο μέσω του λογισμικού πεπερασμένων στοιχείων Forge3. Το κύριο χαρακτηριστικό της αριθμητικής προσέγγισης είναι ο ακριβής υπολογισμός της επιφάνειας επαφής και τριβής μεταξύ της πλάκας και του εργαλείου όπου με τη σειρά του οδήγησε στην πολύ ακριβή πρόβλεψη του προφίλ θερμοκρασίας.

Οι Ji et al. [147] δημιούργησαν ένα ροϊκό μοντέλο με χρήση του λογισμικού ANSYS FLUENT το οποίο μπορεί με μεγάλη ακρίβεια να προβλέψει τη ροϊκή ταχύτητα του υλικού.

Ο Γεράσιμος Μωραΐτης στη διδακτορική του διατριβή [148] καταπιάστηκε με την ανάπτυξη ολοκληρωμένων μεθόδων θερμομηχανικής προσομοίωσης των προηγμένων διεργασιών συγκόλλησης FSW με κύριο στόχο την πρόβλεψη των παραμενουσών τάσεων και παραμορφώσεων καθώς και τη μελέτη της επίδρασης τους στη δομική ακεραιότητα των παραγόμενων δομικών στοιχείων. Κατάφερε αρχικά να εξομοιώσει τη θερμική πηγή και να

υπολογίσει το θερμικό φορτίο κατά την FSW λεπτών πλακών αλουμινίου και εν συνεχεία να προσδιορίσει την εσωτερική εντατική κατάσταση του συγκολλημένου δομικού στοιχείου συνυπολογίζοντας το εντατικό πεδίο λόγω της φόρτισης λειτουργίας της κατασκευής καθώς και να προβλέψει τους συντελεστές έντασης τάσης (Stress Intensity Factors - SIFs) έτσι ώστε να εκτιμηθεί η επίδραση της συγκόλλησης στη δομική ακεραιότητα της εκάστοτε κατασκευής.

Ο Νικόλαος Δανιόλος, στη Διδακτορική του Διατριβή [149], ανέπτυξε ένα τρισδιάστατο ροϊκό μοντέλο πρόβλεψης για την FSW του AA5083-H111 (προσαρμόζοντας το μοντέλο Bingham), με χρήση του πακέτου πεπερασμένων στοιχείων ANSYS. Στόχος του ήταν ο προσδιορισμός της έκτασης της ροής υλικού (ροϊκή ακτίνας) κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση. Τα αποτελέσματα της αριθμητικής προσομοίωσης έδωσαν αξιόπιστες τιμές, οι οποίες παρουσίασαν πολύ μικρή απόκλιση από τα αντίστοιχα πειραματικά δεδομένα.

Οι Mohan et al. [150] χρησιμοποίησαν τη μέθοδο Taguchi για να βελτιστοποιήσουν τις παραμέτρους συγκόλλησης και στη συνέχεια το λογισμικό Comsol Multiphysics για να μοντελοποιήσουν την FSW πλακών από το AA1100.

Οι Sree Sabari et al [151] χρησιμοποίησαν το ίδιο λογισμικό για να μοντελοποιήσουν την υποβρύχια FSW του AA2519-T87.

Όσον αφορά τη συγκόλληση τριβής ανάδευσης του AA5083, αν και οι Kim et al. [152] και οι Kishta et al. [111] ανέπτυξαν θερμομηχανικά μοντέλα με χρήση του προγράμματος πεπερασμένων στοιχείων COMSOL Multiphysics, δεν υπήρξε πειραματική επικύρωσή τους.

A.6.9 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Από τη μελέτη όλων των παραπάνω δημοσιεύσεων καθίσταται σαφές ότι δεν έχει ποτέ στο παρελθόν γίνει εκτενής μελέτη της ενίσχυσης με χρήση νανοσωματιδίων των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση. Πιο συγκεκριμένα υπάρχει μόνο μια δημοσιευμένη μελέτη η οποία αφορά την ενίσχυση της FSW του AA5083 με σωματίδια SiC οι διαστάσεις των οποίων όμως ήταν σε μικρό και όχι σε νάνο κλίμακα. Δεν υπάρχει καμία δημοσιευμένη μελέτη η οποία να ασχολείται με την ενίσχυση της ομογενούς FSW του AA5083 με TiC, της ομογενούς FSW του AA6082 με SiC ή με TiC ή των ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ του AA5083 και του AA6082 με SiC ή με TiC. Επίσης, δεν υφίσταται δημοσίευση η οποία να εμβαθύνει στη μελέτη των ενισχυμένων ή μη ενισχυμένων συγκολλήσεων μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης ή διερχόμενης δέσμης. Οι ελάχιστες δημοσιεύσεις που υπάρχουν στις οποίες γίνεται χρήση TEM και οι οποίες παραθέτονται στις Παραγράφους 1.1 και 2.1 του Γ' μέρους της παρούσης διατριβής δε μελετούν το φαινόμενο καθολικά, παραθέτουν δηλαδή απλώς κάποιες εικόνες από τον πυρήνα συγκόλλησης και τον σχολιασμό αυτών χωρίς να μελετούν ενδελεχώς τους τρεις διαφορετικούς παράγοντες οι οποίοι επιδρούν στις μηχανικές ιδιότητες των συγκολλήσεων, δηλαδή τις διαταραχές, τις μεσομεταλλικές ενώσεις και τα νανοσωματίδια ενίσχυσης, ούτε γίνεται προσπάθεια συσχετισμού αυτών με τα λοιπά φαινόμενα τα οποία λαμβάνουν χώρα κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης όπως επί παραδείγματι το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Αναφορικά με τη μοντελοποίηση του φαινομένου, δεν υπάρχει κάποια δημοσίευση στην οποία να αναφέρεται στην επικύρωση θερμικών και θερμοροϊκών μοντέλων μέσω της σύγκρισης με πειραματικά αποτελέσματα. Εν προκειμένω λοιπόν καθίσταται σαφές ότι μέσα από την παρούσα διδακτορική διατριβή γίνεται σοβαρή προσπάθεια να καλυφθούν όλα τα προαναφερθέντα κενά της διεθνούς βιβλιογραφίας.

ΜΕΡΟΣ Β'

ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟΣ ΕΞΟΠΛΙΣΜΟΣ ΚΑΙ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

B.1 Η ΜΗΧΑΝΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ

Για την πραγματοποίηση των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση χρησιμοποιήθηκε η τροποποιημένη κάθετη φρεζομηχανή του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας (ENT), η οποία παρουσιάζεται στην Εικόνα 64. Η φρεζομηχανή αυτή τροποποιήθηκε, με τέτοιο τρόπο ώστε να δέχεται εργαλεία κατάλληλα για την πραγματοποίηση της FSW, τα οποία θα παρουσιαστούν παρακάτω. Τα βασικά τεχνικά χαρακτηριστικά της μηχανής φαίνονται στους παρακάτω Πίνακες 1, 2 και 4.

Πίνακας 7: Τεχνικά Χαρακτηριστικά Φρέζας [113]

Κατασκευαστής	Societatea Uzina Mecanica Cugir S.A
<u>Προέλευση</u>	Ρουμανία
<u>Τύπος</u>	UMC Cugir 602
<u>Διατάσεις Τραπεζιού</u>	1350 x 300 [mm]
<u>Διαδρομή στον άξονα x</u>	1000 [mm]
<u>Πρόωση στον άξονα x</u>	Ημιαυτόματη Ηλεκτρική
<u>Διαδρομή στον άξονα y</u>	350 [mm]
<u>Πρόωση στον άξονα y</u>	Ημιαυτόματη Ηλεκτρική
<u>Διαδρομή στον άξονα z</u>	400 [mm]
<u>Πρόωση στον άξονα z</u>	Χειροκίνητη με τραπεζοειδή ντίζα
<u>Εύρος κλίσης στο επίπεδο xz</u>	[-45 / +45] μοίρες
<u>Εξωτερικές Διαστάσεις</u>	1770 x 2526 x 1600 [mm]
<u>Βάρος</u>	2250 [kg]

Πίνακας 8: Ταχύτητες Πρόωσης Άξονας X [mm/ min]

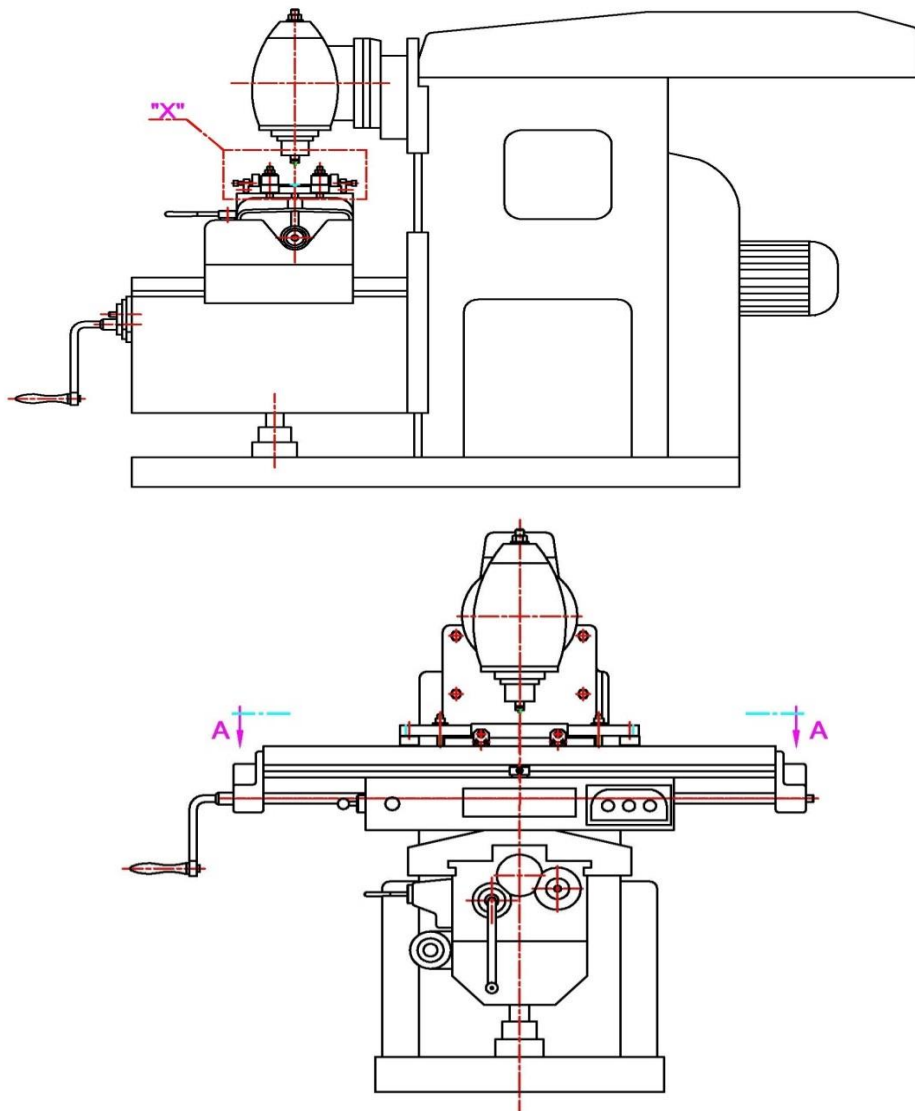
19	30	60	75	85	118	150	190	235	300	375	475	600	750	950
----	----	----	----	----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----

Πίνακας 9: Ταχύτητες Περιστροφής Κεφαλής [RPM]

30	37,5	47,5	60	75	95	118	150	190
235	300	375	475	600	750	950	1180	1500



Εικόνα 64: Η μηχανή συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση του ENT.



Εικόνα 65: Μηχανολογικό σχέδιο (εμπρόσθια και πλάγια όψη) της μηχανής του ENT.

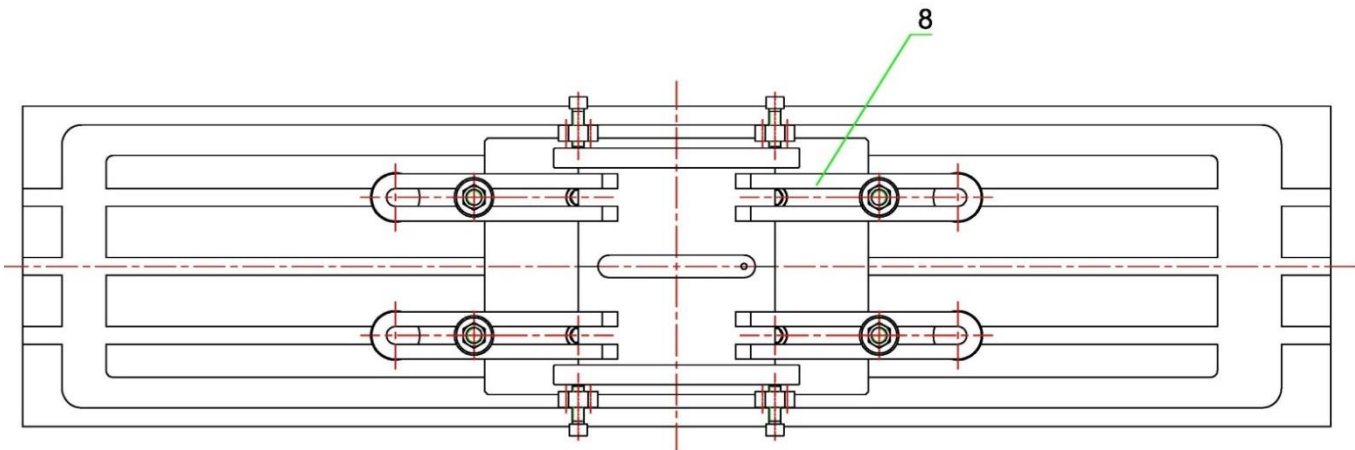
Η ιδιοσκευή συγκράτησης των δοκιμίων [113]

Όπως θα αναλυθεί και σε επόμενο εδάφιο, οι δυνάμεις που αναπτύσσονται κατά τη διάρκεια της FSW ξεπερνούν τον 1 τόνο. Αυτό καθιστά απαραίτητη την άριστη συγκράτηση των προς συγκόλληση δοκιμίων πάνω στο τραπέζι της μηχανής. Γι' αυτό το λόγο κατασκευάστηκε η ιδιοσκευή συγκράτησης η οποία παρουσιάζεται στην Εικόνα 66.

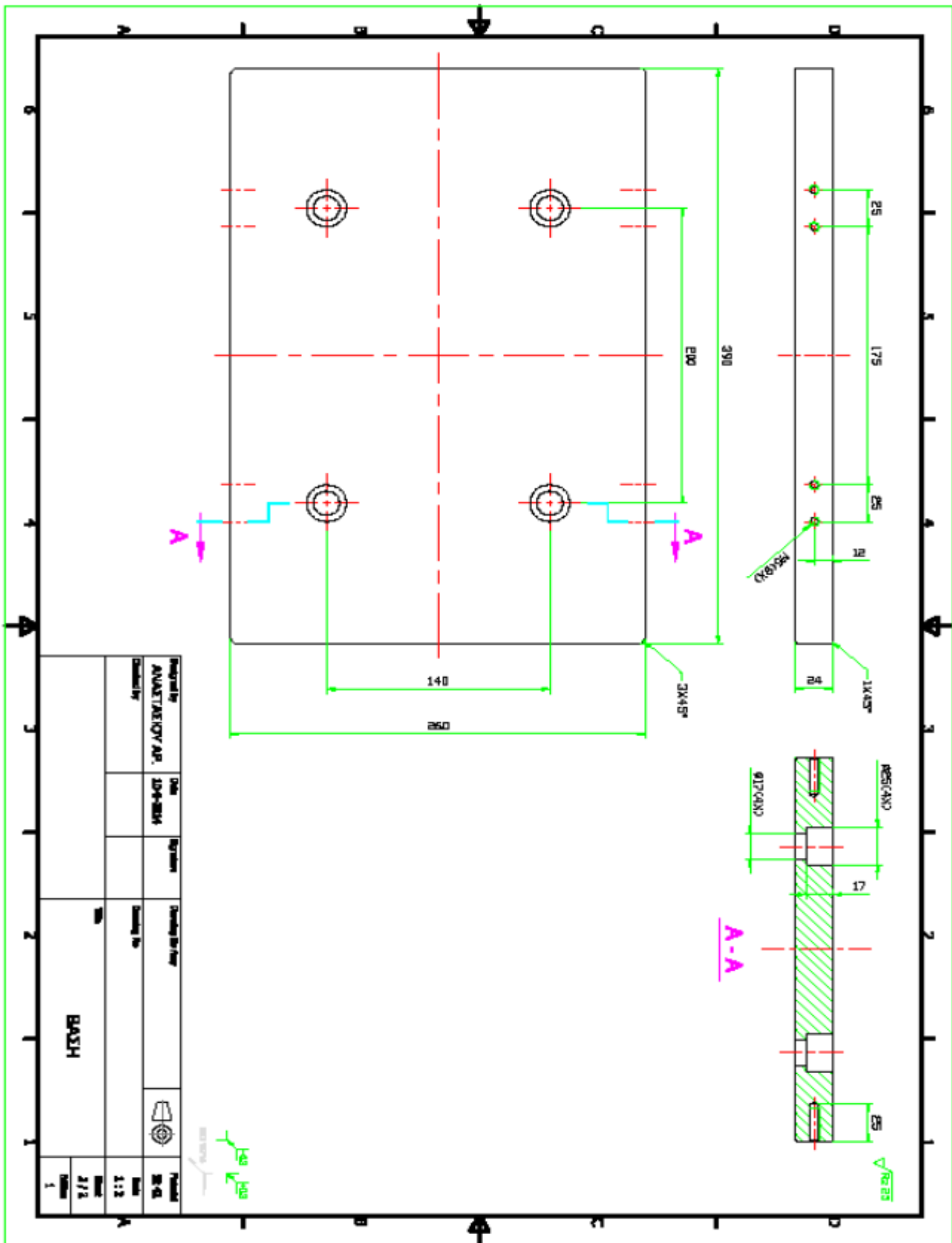


Εικόνα 66: Η ιδιοσυσκευή συγκράτησης των δοκιμίων.

Ως βάση έδρασης των δοκιμίων συγκόλλησης χρησιμοποιείται μία χαλύβδινη πλάκα διαστάσεων $390 \times 260 \text{ mm}^2$ η οποία από αρχικό πάχος 25 mm έχει πλανιστεί στις δύο μεγάλες της επιφάνειες ούτως ώστε να εξασφαλίζεται η συνεπιπεδότητα καθ' όλο το μήκος της συγκόλλησης. Το τελικό της πάχος μετά την κατεργασία προέκυψε στα 24 mm ως έγγιστα. Όπως φαίνεται και στο ακόλουθο σχέδιο, η βάση έδρασης φέρει και 4 οπές διαμέτρου $\Phi 17$ με πατούρα για κοχλία M16 τύπου Alen σε κατάλληλη απόσταση μεταξύ τους προκειμένου για την πρόσδεση στο τραπέζι της εργαλειομηχανής. Η πλάκα είναι επίσης εφοδιασμένη με αποσυναρμολογούμενα εξαρτήματα στις δύο διαμήκεις πλευρές της που εξασφαλίζουν το γώνιασμα των δοκιμίων, την παραλληλότητα δηλαδή της ραφής συγκόλλησης με τον άξονα x της διαδρομής της εργαλειομηχανής. Στην Εικόνα 67 παρουσιάζεται η κάτοψη της εν λόγω ιδιοσυσκευής συγκράτησης και στην Εικόνα 68 παρουσιάζεται το μηχανολογικό φύλλο διαστασιολόγησης της βάσης έδρασης.



Εικόνα 67: Η κάτοψη της ιδιοσυσκευής συγκράτησης.

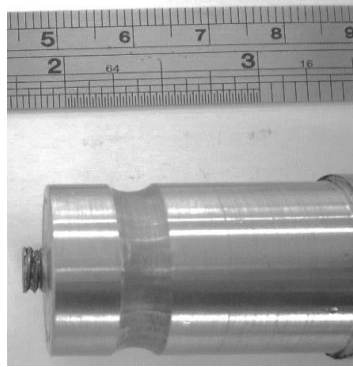


Εικόνα 68: Το μηχανολογικό φύλλο διαστασιολόγησης της βάσης έδρασης.

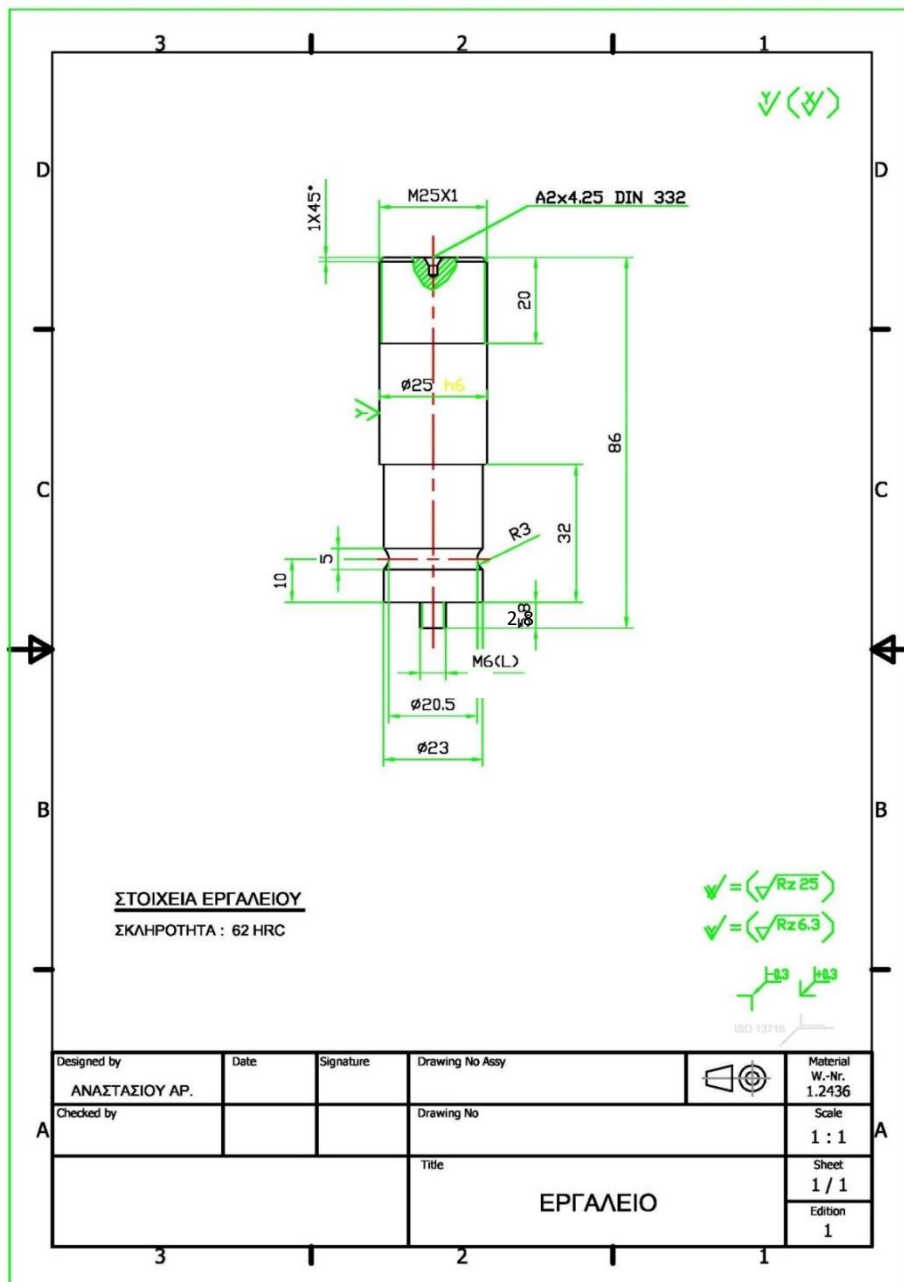
Τα δοκίμια συγκρατούνται επί της βάσης έδρασης με τη βοήθεια ειδικών σφιγκτήρων τύπου «φουρκέτας» περισσότερο γνωστά και ως clamps, τέσσερα στον αριθμό. (βλ. Εικόνα 66). Εδώ κρίνεται σκόπιμο να αναφερθεί ότι η σχεδίαση της πλάκας έδρασης των δοκιμίων έχει γίνει και με κριτήριο τη διαχείριση της θερμότητας που παράγεται δια τριβής (thermal management) στα πλαίσια μίας γενικής διαχείρισης θερμότητας στο σύστημα: Το σύστημα αποτελείται από την πλάκα έδρασης, τα δοκίμια, την κεφαλή συγκόλλησης και την άτρακτο της εργαλειομηχανής. Ο σκοπός της μελέτης, η οποία ανάγεται σε πρόβλημα μεταφοράς θερμότητας, είναι κατά κύριο λόγο η συγκράτηση της θερμότητας εντός των ορίων των δοκιμίων συγκόλλησης για την επάρκεια του φαινομένου της θερμομηχανικής παραμόρφωσης και αντίστοιχα την απαγωγή της θερμότητας από την άτρακτο της εργαλειομηχανής για την αποφυγή θερμικών παραμορφώσεων. Στο Κεφάλαιο Δ.1 στο οποίο παρουσιάζεται η θερμική μοντελοποίηση της συγκόλλησης, το εν λόγω φαινόμενο παρουσιάζεται πιο παραστατικά και το πρόβλημα γίνεται καλύτερα κατανοητό. Ανάλογα με την κάθε εφαρμογή, τόσο η βάση έδρασης όσο και το εργαλείο συγκόλλησης μπορούν είτε να ψύχονται είτε να θερμαίνονται. Στην περίπτωσή μας ωστόσο, αφενός επειδή πρόκειται για αλουμίνιο και δεν υπάρχει ανάγκη διαχείρισης της θερμότητας λόγω του χαμηλού σημείου τήξης του και αφετέρου λόγω αύξησης του κόστους της κατασκευής, δεν προβλέφθηκε ψυκτική ή θερμαντική διάταξη στο σχεδιαζόμενο σύστημα.

B.2 ΤΟ ΕΡΓΑΛΕΙΟ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ

Όπως αναφέρθηκε και στο θεωρητικό μέρος, το εργαλείο και η γεωμετρία αυτού αποτελούν έναν από τους σημαντικότερους παράγοντες για την επίτευξη συγκολλήσεων χωρίς ελαττώματα. Προηγούμενη ερευνητική εργασία των ερευνητών του ENT [114] απέδειξε ότι η χρήση εργαλείου κυλινδρικού πείρου με σπείρωμα και δη αριστερόστροφο έχει ως αποτέλεσμα συγκολλήσεις με αισθητά καλύτερη μικροδομή σε σχέση με τη χρήση εργαλείων με κυλινδρικό ή κωνικό πείρο χωρίς σπείρωμα. Αυτό συμβαίνει διότι η ύπαρξη του αριστερόστροφου σπειρώματος σε συνδυασμό με τη δεξιόστροφη κίνηση του εργαλείου αναγκάζουν το υλικό να κινηθεί προς την πλάκα συγκράτησης με αποτέλεσμα μεγαλύτερη ποσότητα υλικού να μένει εντός του πυρήνα συγκόλλησης αποφεύγοντας έτσι τη δημιουργία σφαλμάτων όπως την εμφάνιση πορώδους. Μπορεί κανείς να φανταστεί το εργαλείο σαν ένα κοχλίας τον οποίο συγκρατούμε με διεύθυνση κάθετη προς το επίπεδο και το υλικό σαν ένα περικόχλιο. Στην περίπτωση που ο κοχλίας είναι τυπικός με δεξιόστροφο σπείρωμα τότε, όταν τον περιστρέφουμε δεξιόστροφα – δηλαδή βιδώνουμε – το περικόχλιο τείνει να ανέβει προς τα πάνω ή ο κοχλίας να κατέβει προς τα κάτω. Στην περίπτωση όμως που ο κοχλίας έχει ανάστροφο – αριστερόστροφο – σπείρωμα, όταν τον περιστρέφουμε δεξιόστροφα το περικόχλιο τείνει να κατέβει προς τα κάτω. Το εν λόγω εργαλείο παρουσιάζεται στην Εικόνα 69 και οι διαστάσεις του παρουσιάζονται στην Εικόνα 70 (μηχανολογικό σχέδιο). Πιο συγκεκριμένα έχει διάμετρο περιουχενίου 23 mm, διάμετρο πείρου 6 mm και μήκος πείρου 2,8 mm. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι λόγω της μικρής γωνίας κλίσης ($2^\circ - 3^\circ$) που έχει το εργαλείο συγκόλλησης σε σχέση με το κάθετο επίπεδο, ο πείρος συγκόλλησης συνήθως έχει λίγο μικρότερο μήκος από το πάχος των προς συγκόλλησης πλακών (τις περισσότερες φορές είναι μικρότερος κατά ~ 0.2 mm).



Εικόνα 69: Το εργαλείο συγκόλλησης που χρησιμοποιήθηκε.



Εικόνα 70: Μηχανολογικό σχέδιο (εμπρόσθια όψη) του εργαλείου συγκόλλησης που χρησιμοποιήθηκε.

Το εν λόγω εργαλείο κατασκευάστηκε από χάλυβα «SVERKER 21» και μετά τη μηχανουργική του κατεργασία πραγματοποιήθηκε βαφή στα 61 HRC. Η διαδικασία της θερμικής κατεργασίας που πραγματοποιήθηκε στα εργαλεία συγκόλλησης παρουσιάζεται παρακάτω:

- Προθέρμανση στους 650 °C για 30 min.
- Προθέρμανση στους 850 °C για 30 min.
- Βαφή στους 1020 °C για 40 min.
- Απόψυξη σε άλας στους 160 °C για 10 min.
- Τριπλή επαναφορά στους 200 °C για 120 min.

B.3 ΤΑ ΠΡΟΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΕΛΑΣΜΑΤΑ

Οι διαστάσεις των προς συγκόλληση πλακών ήταν σε όλες τις περιπτώσεις οι ακόλουθες:

- Μήκος (κατά τη διεύθυνση συγκόλλησης): 200 mm.
- Πλάτος: 100 mm.
- Πάχος: 3 mm.

Οι εν λόγω πλάκες ήταν κατασκευασμένες από:

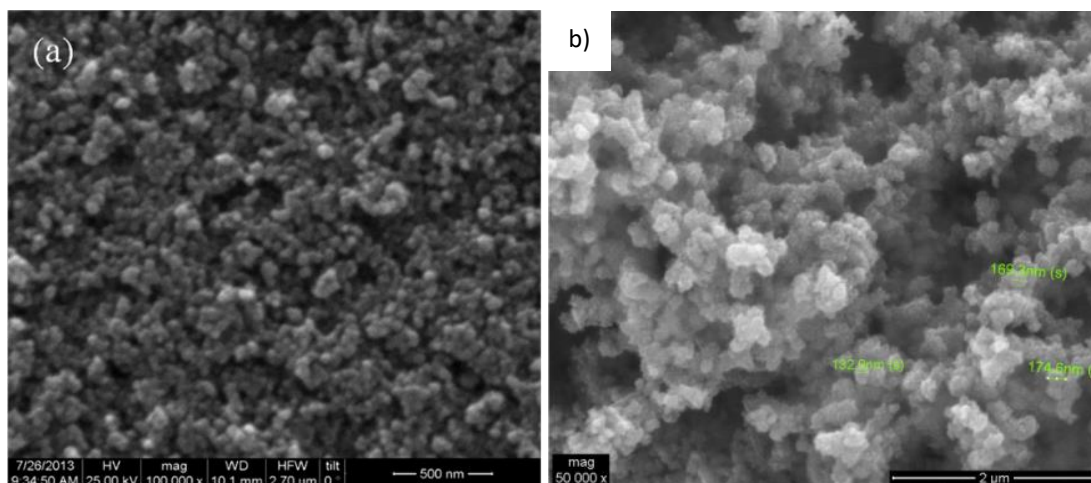
- Το μη θερμοσκληρυνόμενο κράμα αλουμινίου 5083 σε κατάσταση H111 (βλ. και Παράγραφο 2.2 του Μέρους Α’).
- Το θερμοσκληρυνόμενο κράμα αλουμινίου 6082 σε κατάσταση T6 (βλ. και Παράγραφο 2.3 του Μέρους Α’).

B.4 ΤΑ ΚΕΡΑΜΙΚΑ ΣΩΜΑΤΙΔΙΑ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ

Οι συγκολλήσεις ενισχύθηκαν με τα ακόλουθα σωματίδια:

- Νανοςωματίδια καρβιδίου του πυριτίου (SiC) βλ. και Παράγραφο 3.1 του Μέρους Α’). Τα εν λόγω νανοςωματίδια τα λάβαμε σε bulk από την Ecole Centrale de Paris.
- Νανοςωματίδια καρβιδίου του τιτανίου (TiC) βλ. και Παράγραφο 3.2 του Μέρους Α’). Τα εν λόγω νανοςωματίδια ήταν της εταιρείας Sigma Aldrich.

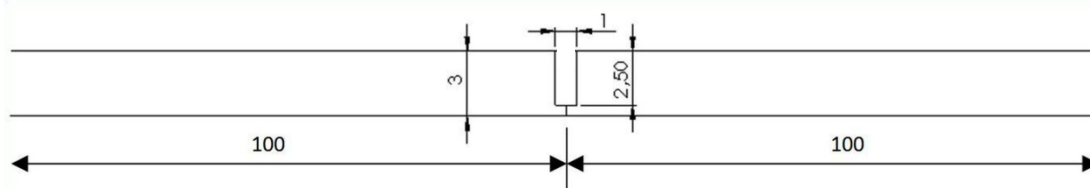
Όλα τα προαναφερθέντα σωματίδια παρήχθησαν μέσω της διαδικασίας της χημικής εναπόθεσης ατμών (Chemical Vapor Deposition - CVD) χωρίς καμία άλλη διαδικασία τροποποίησης της επιφανείας τους. Η μορφολογία και το μέγεθός τους προσδιορίστηκαν μέσω της τεχνικής της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (scanning electron microscopy - SEM) με χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου PHILIPS Quanta Inspect (FEI Company) με νήμα W (βολφραμίου) 25 KV εξοπλισμένο με σύστημα φασματοσκοπίας ακτίνων X ενεργειακής διασποράς (X-ray EDAX Genesis - Ametex Process & Analytical Instruments). Όπως φαίνεται στην Εικόνα 71 τα νανοςωματίδια SiC είχαν περισσότερο σφαιρικό σχήμα και μικρότερο μέγεθος (διάμετρο 20 - 30 nm) ενώ τα TiC ήταν μεγαλύτερα (150 – 200 nm) και είχαν πιο ακανόνιστο και γωνιακό σχήμα.



Εικόνα 71: Εικόνα SEM της νανοσκόνης (a) SiC και (b) TiC.

B.5 ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ ΤΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ

Σε όλες τις περιπτώσεις να νανοσωματίδια ενίσχυσης έπρεπε να τοποθετηθούν εντός της ραφής συγκόλλησης. Η πιο συνήθης τεχνική είναι η τοποθέτηση αυτών εντός διαμορφώσεων στην επιφάνεια των πλακών συγκόλλησης. Εν προκειμένω αποφασίστηκε η δημιουργία αυλακιού πάχους 1 mm και βάθους 2,5 mm στη κέντρο της ραφής συγκόλλησης. Το γεγονός ότι πρόκειται για συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση με ενίσχυση της ραφής συγκόλλησης με νανοσωματίδια και όχι για μια τυπική επιφανειακή κατεργασία δια τριβής με ανάδευση μας έκανε να καταλήξουμε στη χρήση μοναδικού αυλακιού παρόλο που προηγούμενη έρευνα η οποία είχε διεξαχθεί στο ENT είχε αποδείξει την υπεροχή της ύπαρξης περισσοτέρων του ενός αυλακιών [115]. Για να προκύψει λοιπόν αυλάκι πάχους 1 mm στο κέντρο της ραφής συγκόλλησης έγινε μηχανουργική κατεργασία αποβολής υλικού πάχους 0,5 mm στις έδρες των πλακών με διαστάσεις 3 mm x 200 mm με αποτέλεσμα να δημιουργηθούν ημιαύλακες. Έτσι, κατά την επαφή των πλακών κατά την τοποθέτησή τους στην ιδιοσυσκευή συγκράτησης δημιουργείται το ζητούμενο αυλάκι πάχους 1 mm. Η εγκάρσια τομή του αυλακιού και των πλακών παρουσιάζεται στην Εικόνα 72. Η σκόνη νανοσωματιδίων στη συνέχεια, για να μπορεί να χρησιμοποιηθεί εύκολα, διασκορπίστηκε σε αιθανόλη δημιουργώντας εναιώρημα και τοποθετήθηκε εντός του αυλακιού με τη χρήση κατάλληλων εργαστηριακών εργαλείων. Τέλος, με σκοπό την αποφυγή της διαφυγής των ενισχυτικών σωματιδίων εκτός του αυλακιού κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, πριν από κάθε δοκιμή διεξήχθη ένα πέρασμα κάλυψης χρησιμοποιώντας ένα εργαλείο επίπεδου πείρου διαμέτρου 23 mm χωρίς περιανχνείο τοποθετημένο έτσι ώστε η διάμετρός του να είναι παράλληλη με την κεντρική γραμμή του αυλακιού. Οι παράμετροι για αυτό το πέρασμα ήταν 750 RPM και 75 mm / min ταχύτητα εργαλείου περιστροφής και πρόωσης αντίστοιχα με 3° γωνία κλίσης εργαλείου.



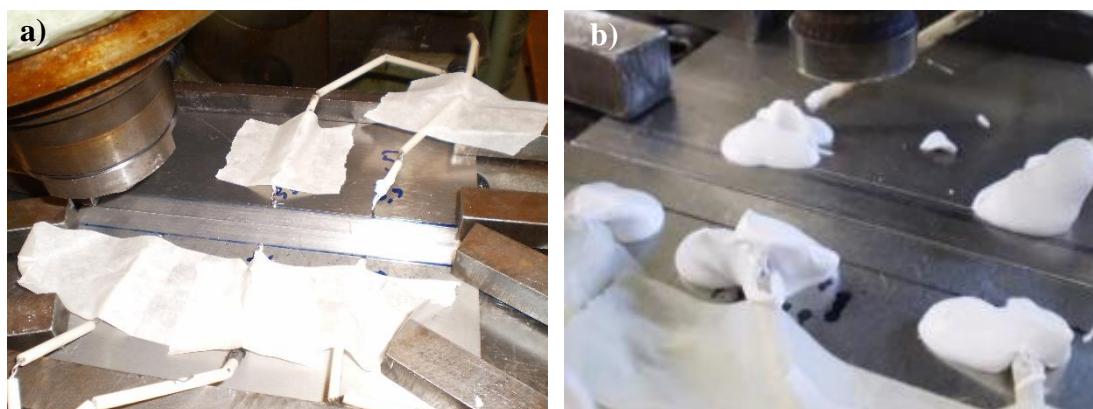
Εικόνα 72: Τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά των πλακών και του αυλακιού.

B.6 ΜΕΛΕΤΗ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ

B.6.1 ΜΕΤΡΗΣΗ ΤΗΣ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑΣ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΘΕΡΜΟΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΓΙΑ ΕΠΑΛΗΘΕΥΣΗ ΤΟΥ ΘΕΡΜΙΚΟΥ ΚΑΙ ΘΕΡΜΟΡΟΪΚΟΥ ΜΟΝΤΕΛΟΥ

Ο προσδιορισμός του θερμικού κύκλου των συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση έχει πολύ μεγάλο ερευνητικό ενδιαφέρον αφού μέσω αυτού μπορούν να εξηγηθούν πολλά από τα μεταλλουργικά φαινόμενα που διέπουν την εν λόγω μέθοδο συγκόλλησης και κατεργασίας. Εν προκειμένω χρησιμοποιήθηκε και για την επαλήθευση του θερμικού και του θερμοροϊκού μοντέλου της διαδικασίας.

Ο εξοπλισμός που χρησιμοποιήθηκε για την καταγραφή του θερμοκρασιακού ιστορικού αποτελούνταν από 5 θερμοστοιχεία «τύπου K», ένα ψηφιακό-αναλογικό μετατροπέα και το απαραίτητο λογισμικό. Τα θερμοστοιχεία «τύπου K» (βλ. Εικόνα 73) μπορούν να μετρήσουν θερμοκρασία έως 1250 °C, θερμοκρασία δηλαδή κατά πολύ ανώτερη της θερμοκρασίας τήξεως οποιουδήποτε κράματος αλουμινίου. Ο ψηφιακός - αναλογικός μετατροπέας που χρησιμοποιήθηκε ήταν ο «Personal Daq/55» (βλ. Εικόνα 74) και το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε ήταν το «PDAQVIEW».



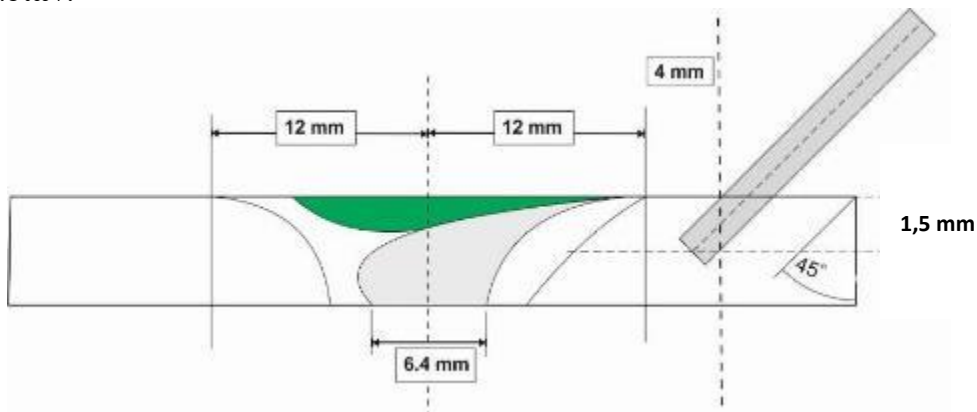
Εικόνα 73: Συνδεδεμένα θερμοστοιχεία στις προς συγκόλληση πλάκες, α) η τοποθέτηση των θερμοστοιχείων, β) η συγκράτησή τους με ακρυλική κόλλα.



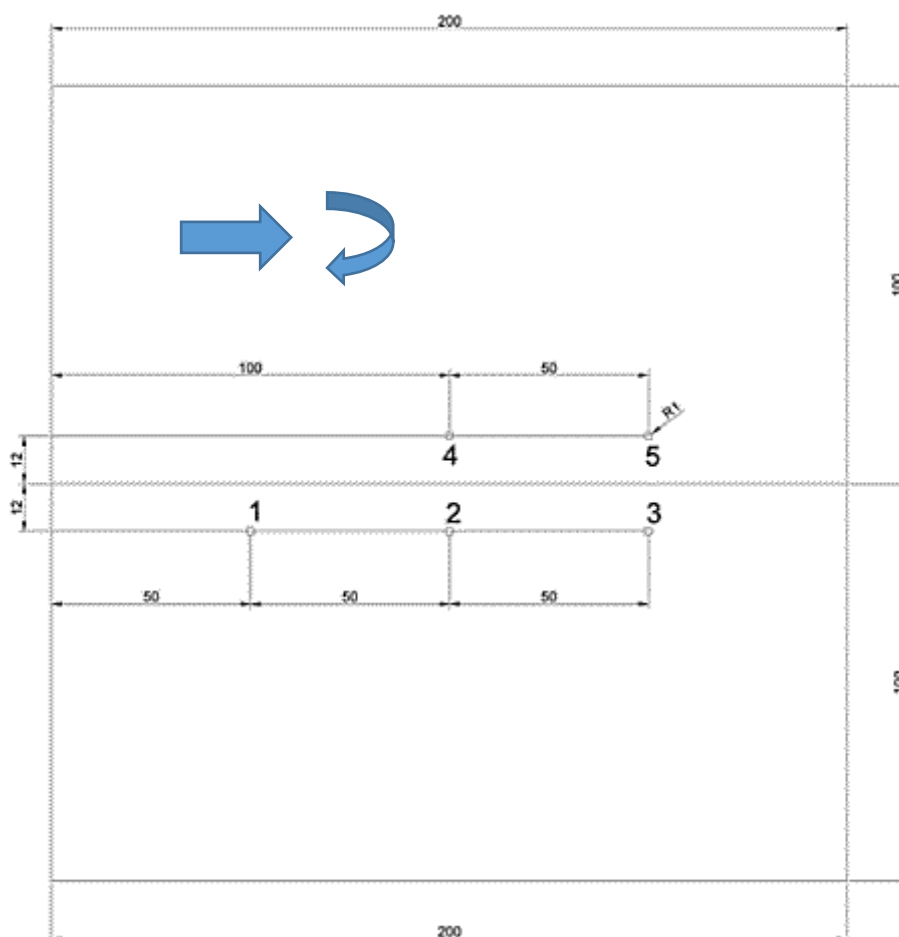
Εικόνα 74: Ο ψηφιακός-αναλογικός μετατροπέας «Personal Daq/55».

Τα θερμοστοιχεία τοποθετήθηκαν πάνω στην επιφάνεια της πλάκας εντός οπών διαμέτρου 2 mm. Τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά των οπών, όπως το βάθος στο οποίο τοποθετούνται και η απόστασή τους από τον πυρήνα συγκόλλησης παρουσιάζονται στην Εικόνα 75. Η θέση τοποθέτησής τους πάνω στην επιφάνεια της πλάκας παρουσιάζεται στην Εικόνα 76. Τα

θερμοστοιχεία των θέσεων 1,2 και 3 τοποθετήθηκαν σε βάθος 1,5 mm ενώ αυτά των θέσεων 4 και 5 τοποθετήθηκαν στην επιφάνεια της πλάκας. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι μετά την τοποθέτησή τους στις οπές οι άκρες των θερμοστοιχείων καλύφθηκαν με κεραμική κόλλα (βλ. Εικόνα 73β) για τη σωστή συγκράτησή τους και λήψη των θερμοκρασιών.



Εικόνα 75: Σχηματική αναπαράσταση της εγκάρσιας τομής μετά την τοποθέτηση των θερμοστοιχείων.



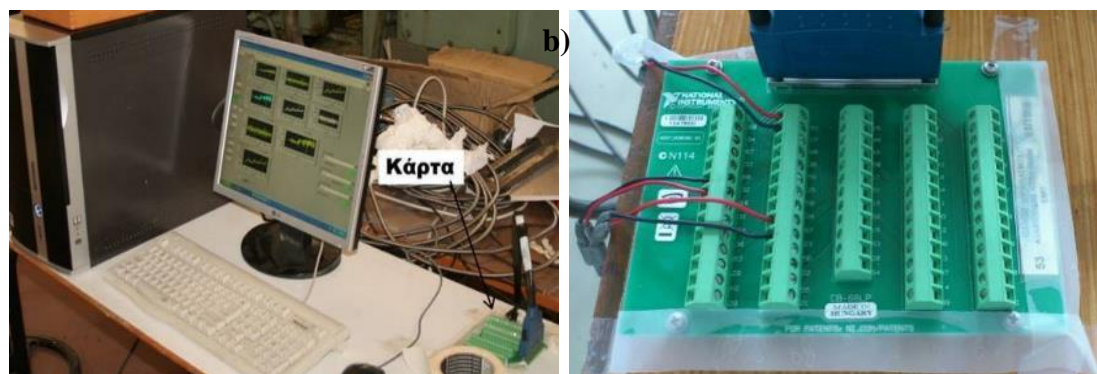
Εικόνα 76: Σκαρίφημα θέσεως των θερμοστοιχείων πάνω στην πλάκα.

B.6.2 ΜΕΤΡΗΣΗ ΔΥΝΑΜΕΩΝ ΚΑΤΑ ΤΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ ΓΙΑ ΧΡΗΣΗ ΩΣ ΔΕΔΟΜΕΝΟ ΣΤΟ ΜΟΝΤΕΛΟ

Οι δυνάμεις που ασκούνται από το εργαλείο στις προς συγκόλληση πλάκες, αποτελούν βασική παράμετρο της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση. Η κάθετη δύναμη επηρεάζει τη θερμική παροχή από το εργαλείο και κατά συνέπεια την ποιότητα και τις μηχανικές ιδιότητες της παραγόμενης συγκόλλησης. Επίσης, η μέτρηση της εν λόγω κάθετης δύναμης ήταν απαραίτητη καθώς έπρεπε να εισαχθεί ως παράμετρος κατά τη θερμική και θερμοροϊκή μοντελοποίηση της διαδικασίας. Για τη μέτρηση των δυνάμεων χρησιμοποιήθηκε το δυναμόμετρο του Τομέα Τεχνολογίας των Κατεργασιών της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ, μία ευγενική χορηγία του Καθ. Δ. Μανωλάκου. Για τη μέτρηση των δυνάμεων εγκαταστάθηκε στη μηχανή συγκόλλησης δυναμόμετρο KISTLER (βλ. Εικόνα 77α). Το σήμα του δυναμόμετρου, το οποίο δύναται να μετρήσει δυνάμεις σε 3 κατευθύνσεις, ενισχύθηκε, μέσω των ενισχυτών της Εικόνας 77β, και μεταδόθηκε στον ηλεκτρονικό υπολογιστή μέσω της κάρτας μετάδοσης της Εικόνας 78β. Τέλος αναλύθηκε μέσω του λογισμικού “Labview”.



Εικόνα 77: α) Το δυναμόμετρο (KISTLER) ενσωματωμένο στη μηχανή συγκόλλησης με τις προς συγκόλληση πλάκες κατάλληλα συγκρατημένες πάνω σε αυτό, (β) οι ενισχυτές σήματος.



Εικόνα 78: α) Ο υπολογιστής που χρησιμοποιήθηκε για την καταγραφή των δεδομένων και β) κάρτα μετάδοσης σήματος από τους ενισχυτές στον ηλεκτρονικό υπολογιστή.

B.6.3 ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΗ ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ

Κάθε δοκιμή FSW μελετήθηκε μεταλλογραφικά με σκοπό τον προσδιορισμό της ποιότητάς της. Η διαδικασία της μεταλλογραφικής προετοιμασίας ξεκινά με την κοπή των πλακών σε μικρά κομμάτια διαστάσεων 15 mm x 50 mm με χρήση της κορδέλας κοπής ή του δισκοτόμου του ENT. Μετά την κοπή του εκάστοτε δοκιμίου στις κατάλληλες διαστάσεις, είναι απαραίτητη η πραγματοποίηση της κατάλληλης μεταλλογραφικής προετοιμασίας για την παρατήρηση με οπτικό μικροσκόπιο και τη μέτρηση της μικροσκληρότητάς του. Παρακάτω, περιγράφεται η διαδικασία της μεταλλογραφικής προετοιμασίας:

- Εγκιβωτισμός
- Λείανση
- Στίλβωση
- Χημική ή ηλεκτρολυτική προσβολή

Εγκιβωτισμός

Ο εγκιβωτισμός αποτελεί το πρώτο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας και έχει ως αποτέλεσμα τον εύκολο χειρισμό του δοκιμίου κατά τα επόμενα στάδια. Κατά το στάδιο αυτό, το οποίο πρέπει να πραγματοποιείται εντός απαγωγού, λόγω της τοξικότητας των χρησιμοποιούμενων σκληρυντών, τα προς μελέτη δοκίμια τοποθετούνται σε ειδικά καλούπια (Εικόνα 79α) τα οποία έχουν αλειφθεί με σιλικόνη ώστε να καθίσταται εύκολη η αποκόλληση των δοκιμίων. Στη συνέχεια, εντός του καλουπιού γίνεται η εισαγωγή ενός μείγματος οργανικών ουσιών αρκετά μεγάλου ιξώδους. Το μείγμα αυτό προκύπτει από την ανάμειξη και τη γρήγορη ανάδευση ρητίνης με τον κατάλληλο σκληρυντή. Οι αναλογίες ρητίνης και σκληρυντή αναγράφονται στις συσκευασίες τους. Μετά την πραγματοποίηση αυτής της διαδικασίας, τα δοκίμια χρειάζονται κάποιο χρόνο για να στερεοποιηθεί η ρητίνη, ο οποίος διαφέρει ανάλογα με τον τύπο της (20 min – κάποιες ώρες). Τα εγκιβωτισμένα δοκίμια αφού γίνει η εξαγωγή τους από τα καλούπια, παρατηρούνται, όπως φαίνονται στην Εικόνα 79β.



Εικόνα 79: α) Ειδικά καλούπια για την πραγματοποίηση του εγκιβωτισμού και β) εγκιβωτισμένα δοκίμια.

Λείανση

Η λείανση πραγματοποιείται σε κατάλληλη υδρόψυκτη λειαντική μηχανή η οποία παρουσιάζεται στην Εικόνα 80. Τα δύο κύρια μέρη της μηχανής είναι το περιστρεφόμενο πλατό και το σύστημα ψύξης. Στο περιστρεφόμενο πλατό τοποθετούνται ειδικά χαρτιά λείανσης, τα οποία αποτελούνται από κόκκους SiC (καρβίδιο του πυριτίου). Αρχικά,

τοποθετείται χονδρόκοκκο χαρτί λείανσης 80 grit (dots/ inch²) και αφού ρυθμιστεί η ταχύτητα περιστροφής στο πλατό, τοποθετείται πάνω του το εγκιβωτισμένο δοκίμιο με σκοπό τη λείανσή του. Εν συνεχεία, καθώς εξελίσσεται η διαδικασία τοποθετούνται όλο και πιο λεπτόκοκκα χαρτιά λείανσης με την παρακάτω σειρά κοκκομετρίας: 220, 500, 800, 1000, 1200, 2400 και 4000 grit. Μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας αυτής, η προς μελέτη επιφάνεια είναι εξαιρετικά λεία και έτοιμη για την πραγματοποίηση της στίλβωσης.



Εικόνα 80: Διάταξη στην οποία πραγματοποιείται η λείανση και η στίλβωση των προς μελέτη δοκιμίων.

Στίλβωση

Η διαδικασία της στίλβωσης αποτελεί μία διαδικασία παρόμοια με τη λείανση. Η κατεργασία της στίλβωσης πραγματοποιείται στην ίδια διάταξη με αυτήν της λείανσης αλλά εμφανίζει ορισμένες σημαντικές διαφορές. Στη διαδικασία αυτή τοποθετείται στο περιστρεφόμενο πλατό δίσκος καλυμμένος από βελούδινο πανί και πάνω σε αυτόν εναποτίθεται πάστα αλούμινας (Al_2O_3) με κοκκομετρία 1 μm . Το στάδιο αυτό ολοκληρώνεται μόλις εξαλειφθούν οι γραμμές από το τελευταίο στάδιο της λείανσης και στη συνέχεια εναποτίθεται αλούμινα με κοκκομετρία 0,1 μm . Το αποτέλεσμα της στίλβωσης είναι μία εξαιρετικά λεία επιφάνεια και στο στάδιο αυτό το δοκίμιο είναι έτοιμο για την πραγματοποίηση της χημικής προσβολής.

Χημική προσβολή

Για την παρατήρηση της μικροδομής ενός μεταλλικού δοκιμίου με χρήση οπτικού μικροσκοπίου απαιτείται η πραγματοποίηση της χημικής ή ηλεκτρολυτικής του προσβολής. Για κάθε κράμα υπάρχει ένα χημικό διάλυμα, το οποίο διαβρώνει επιλεκτικά τα όρια των κόκκων του με αποτέλεσμα οι κόκκοι να είναι ορατοί με χρήση οπτικού μικροσκοπίου. Εν προκειμένω, όλα τα δοκίμια προσβλήθηκαν με το διάλυμα Modified Poulton's reagent, του οποίου η χημική σύσταση παρουσιάζεται στον Πίνακα 10.

Πίνακας 10: Το διάλυμα προσβολής που χρησιμοποιήθηκε.

Διάλυμα προσβολής	Χημική του σύσταση
Modified Poulton's reagent	20 mL Poulton's reagent (12 mL HCl, 6 mL HNO ₃ , 1 mL HF, 1 mL H ₂ O), 10 mL HNO ₃ , διάλυμα αποτελούμενο από 4.8 g CrO ₃ σε 16 mL of H ₂ O

B.6.4 ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ

Μετά την πραγματοποίηση της μεταλλογραφικής προετοιμασίας τα δοκίμια παρατηρήθηκαν με χρήση οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου. Το οπτικό στερεοσκόπιο του ENT, τύπου “Leica MZ6”, (βλ. Εικόνα 81) έχει δυνατότητα μεγεθύνσεων από x 6,3 έως x 40, ενώ το οπτικό μικροσκόπιο τύπου “Leica DMILM” (βλ. Εικόνα 81) έχει δυνατότητα 4 μεγεθύνσεων: x100, x200, x500 και x1000 και είναι εξοπλισμένο με αναλυτή και πολωτή φωτός. Τα δύο αυτά μέσα οπτικής παρατήρησης είναι συνδεδεμένα μέσω κάμερας με το λογισμικό ανάλυσης εικόνας “Leica LAS application software” για να είναι δυνατή η λήψη των διαφόρων μακρο- και μικρογραφιών.



Εικόνα 81: Εξοπλισμός οπτικής μικροσκοπίας του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας. Αριστερά: Οπτικό μικροσκόπιο τύπου «Leica DMILM». Δεξιά: Οπτικό στερεοσκόπιο τύπου «Leica MZ6».

Πιο συγκεκριμένα, το οπτικό στερεοσκόπιο χρησιμοποιήθηκε για τη μακρο-παρατήρηση των ζωνών συγκόλλησης, τον οπτικό έλεγχο της πραγματοποίησης ικανοποιητικής ανάμιξης (ιδίως κατά τις συγκολλήσεις ανόμοιων κραμάτων), καθώς και την εύρεση διαφόρων ατελειών εντός του πυρήνα συγκόλλησης. Το οπτικό μικροσκόπιο χρησιμοποιήθηκε για την παρατήρηση της μικροδομής των διαφόρων ζωνών συγκόλλησης, καθώς και για την εύρεση εξαιρετικά μικρών ατελειών. Επιπροσθέτως, η μέτρηση του μεγέθους των κόκκων πραγματοποιήθηκε με τη βοήθεια του λογισμικού “Leica LAS application software”. Ως μέγεθος κόκκων ορίζεται ως ο μέσος όρος του μήκους και του πλάτους των επιμηκυμένων κόκκων ή ο μέσος όρος της διαμέτρου των ομοαξονικών κόκκων.

B.6.5 ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΣΑΡΩΣΗΣ

Για την παρατήρηση της μικροδομής σε αρκετά μεγάλη μεγέθυνση και για τη μελέτη των μεσομεταλλικών ενώσεων του πυρήνα συγκόλλησης χρησιμοποιήθηκε το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) “ Jeol JSM 6390LV” του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ (βλ. Εικόνα 82) με δυνατότητα χημικής ανάλυσης μέσω φασματοσκοπίας διασποράς ενέργειας (energy dispersive spectroscopy system, EDS, Oxford Inca Energy 250). Ακόμη, το SEM χρησιμοποιήθηκε για την περαιτέρω μελέτη των επιφανειών θραύσης που προέκυψαν μετά τις δοκιμές εφελκυσμού.



Εικόνα 82: Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης Jeol JSM 6390LV του ENT.

B.6.6 ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΔΙΕΡΧΟΜΕΝΗΣ ΔΕΣΜΗΣ

Η διερεύνηση σε νανοκλίμακα πραγματοποιήθηκε με χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης υψηλής διακριτικής ικανότητας Jeol 2100-HRTEM του Κέντρου Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών του ΕΜΠ (βλ. Εικόνα 83), το οποίο λειτουργούσε στα 200 KV. Το εν λόγω μικροσκόπιο είναι εξοπλισμένο με ανιχνευτή σάρωσης φωτεινού πεδίου (STEM), μέσω του οποίου είναι δυνατή η ταυτόχρονη παρατήρηση και της μικροδομής του αναλυόμενου δοκιμίου. Οι στοιχειακές αναλύσεις πραγματοποιήθηκαν με χρήση φασματοφωτόμετρου διασποράς ενέργειας ακτίνων X, (X-Max 100 - Oxford Instruments), συνδεδεμένο στην κεντρική μονάδα του TEM, με διακριτική ικανότητα, η οποία κυμαίνεται από 2 έως 5 nm στην λειτουργία STEM.

Όσον αφορά την προετοιμασία των προς μελέτη δοκιμίων, αρχικά αποσπάστηκαν δισκία διαμέτρου 3 mm και πάχους 200-300μm με την βοήθεια μικροτόμου. Στην συνέχεια η διατομή μειώθηκε στα 30 μm στη συσκευή λείανσης LaboPol-5 της Struers, η οποία διαθέτει εύρος λειτουργίας γωνιακής ταχύτητας από 50 έως και 500 στροφές ανά λεπτό, ενώ για την ψύξη του δοκιμίου χρησιμοποιείται σύστημα παροχής νερού. Η λείανση πραγματοποιήθηκε με χρήση χαρτιών καρβιδίου του πυριτίου 400 mesh και 800. Η τελική μείωση της διατομής του δείγματος σε πάχος 10-20 nm πραγματοποιήθηκε μέσω εκλέπτυνσης με βομβαρδισμό από ιόντα αργού, τα οποία δημιουργούνται μέσω του ιονισμού αερίου Ar στα 5kV, σε κατάλληλη

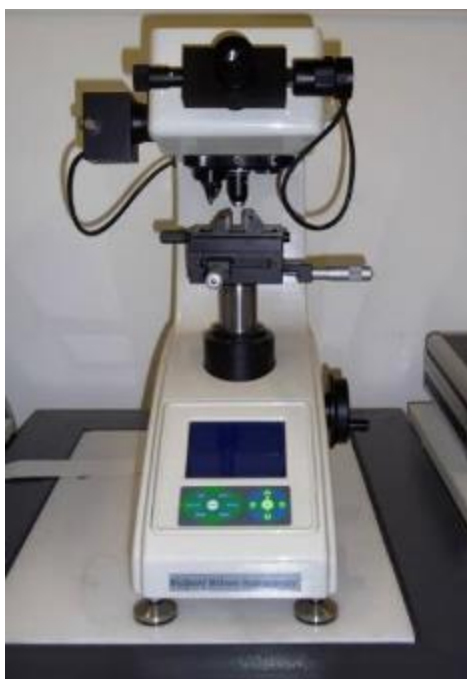
διάταξη (Gatan PIPS 691 Ion Beam Thinning Unit) και οδηγούνται στην επιφάνεια του δείγματος μέσω ενός κατάλληλου εφαρμοζόμενου μαγνητικού πεδίου, σε υψηλό κενό.



Εικόνα 83: Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης Jeol JSM 6390LV του ΕΜ της Σχολής ΜΜΜ.

Β.6.7 ΜΕΤΡΗΣΗ ΤΗΣ ΚΑΤΑΝΟΜΗΣ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ

Για τη μελέτη της κατανομής μικροσκληρότητας χρησιμοποιήθηκε το μικροσκληρόμετρο “Wolpert Wilson 402MVD”, το οποίο παρουσιάζεται στην Εικόνα 84. Σε όλες τις μετρήσεις χρησιμοποιήθηκε φορτίο 300g.



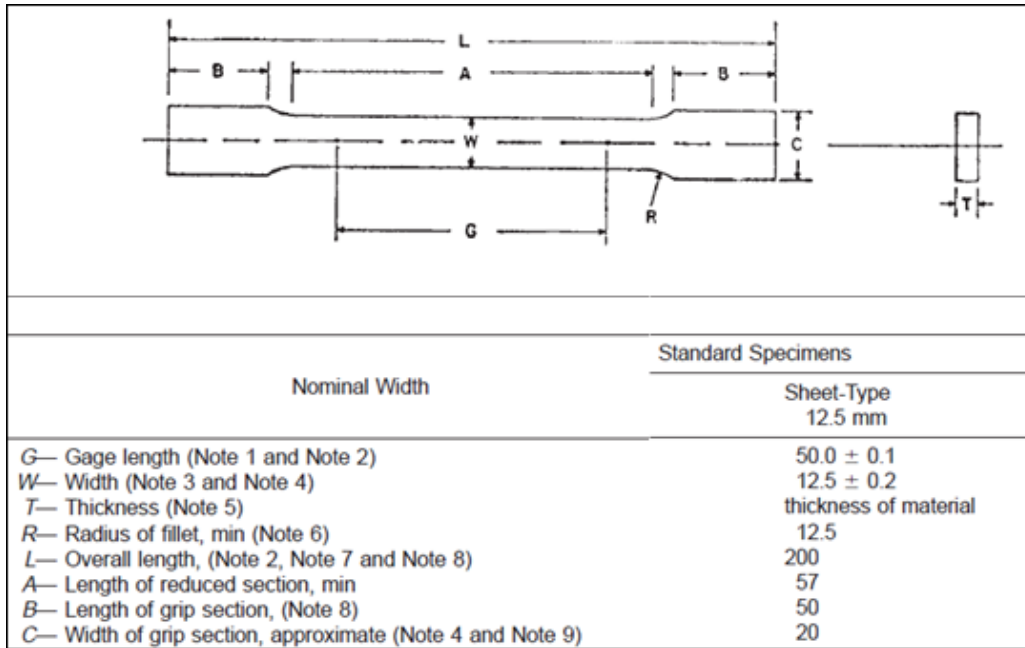
Εικόνα 84: Το μικροσκληρόμετρο “Wolpert Wilson 402MVD” του ΕΝΤ.

B.6.8 ΔΟΚΙΜΕΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

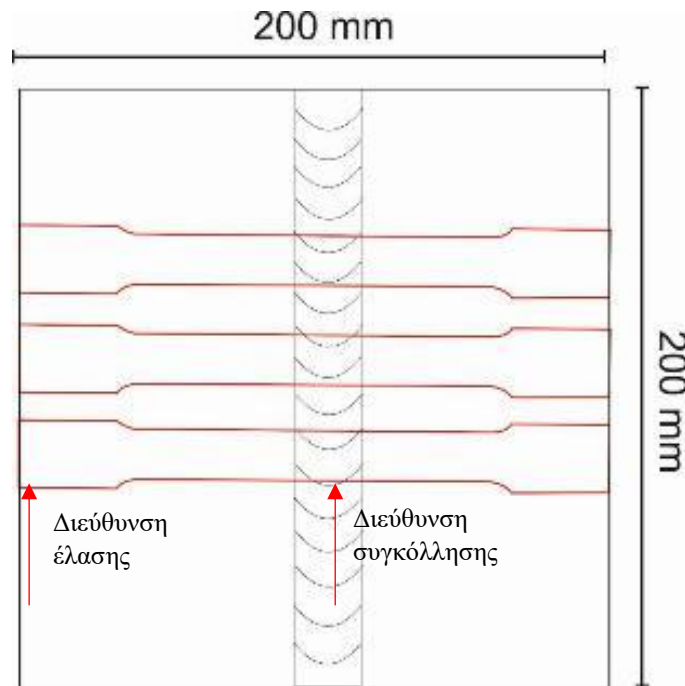
Για τη μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς των συγκολλημένων δοκιμίων, καθώς και για τον προσδιορισμό της επίδρασης που έχει η ενίσχυση του πυρήνα της συγκόλλησης με νανοσωματίδια στις μηχανικές ιδιότητες των συγκολλήσεων, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού στα βέλτιστα δοκίμια σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 8M – 04. Για την πραγματοποίηση των δοκιμών εφελκυσμού χρησιμοποιήθηκε η υδραυλική μηχανή μηχανικών δοκιμών MTS-10tn (βλ. Εικόνα 85), το μέγιστο φορτίο της οποίας ήταν 100kN. Για τον υπολογισμό της παραμόρφωσης (επιμήκυνση) χρησιμοποιήθηκε επιμηκυσσιόμετρο της «Epsilon» με δυνατότητα επιμήκυνσης ± 25 mm (παρατηρείται στην Εικόνα 85 με πράσινο χρώμα). Η ταχύτητα παραμόρφωσης κατά τις δοκιμές εφελκυσμού ήταν 0.5 mm/ min. Τα δοκίμια εφελκυσμού κατασκευάστηκαν κάθετα προς την κατεύθυνση της συγκόλλησης αλλά και έλασης των πλακών σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E 8M-04 (βλ. Εικόνα 86 και Εικόνα 87). Προκειμένου να διασφαλιστεί η επαναληψιμότητα των μετρήσεων, κατασκευάστηκαν τρία δείγματα από κάθε συγκόλληση.



Εικόνα 85: Η υδραυλική μηχανή μηχανικών δοκιμών της MTS. Στο υπό μελέτη δοκίμιο παρατηρείται τοποθετημένο το επιμηκυσσιόμετρο της «Epsilon».



Εικόνα 86: Οι διαστάσεις των δοκιμών εφελκυσμού κατά το πρότυπο ASTM E 8M – 04. Το πάχος όλων των δοκιμών ήταν 3 mm.



Εικόνα 87: Η διεύθυνση κοπής των δοκιμών εφελκυσμού πάνω στην πλάκα.

ΜΕΡΟΣ Γ΄

ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΑΝΑΛΥΣΗ ΑΥΤΩΝ

Σε αυτό το μέρος θα παρουσιαστεί η πλήρης μελέτη και ανάλυση όλων των συγκολλήσεων οι οποίες επιτεύχθηκαν στα πλαίσια της εν λόγω διδακτορικής διατριβής και εν προκειμένω οι παρακάτω συνδυασμοί συγκολλήσεων:

1. Σύγκριση των ομογενών συγκολλήσεων του κράματος AA5083-H111
 - Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111
 - Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111 με ενίσχυση SiC
 - Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111 με ενίσχυση TiC

2. Σύγκριση των ομογενών συγκολλήσεων του κράματος AA6082-T6
 - Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6
 - Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6 με ενίσχυση SiC
 - Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6 με ενίσχυση TiC

3. Σύγκριση των ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ των κραμάτων AA5083-H111 και AA6082-T6
 - Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6
 - Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6 με ενίσχυση SiC
 - Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6 με ενίσχυση TiC

Σε αυτό το σημείο, πρέπει να καταστεί σαφές ότι, αν και ο πρωταρχικός στόχος της εν λόγω διατριβής ήταν η αποκλειστική μελέτη συγκολλήσεων με ενίσχυση του πυρήνα τους με νανοσωματίδια, πραγματοποιήθηκαν και συγκολλήσεις χωρίς ενίσχυση με σκοπό, πρώτον να προσδιοριστούν οι κατάλληλες συνθήκες συγκόλλησης, οι οποίες θα αποτελέσουν βάση για τις συνθήκες ενίσχυσης των ραφών σε επόμενο στάδιο και δεύτερον να χρησιμοποιηθούν ως ένα μέτρο σύγκρισης ώστε να προσδιοριστεί το κατά πόσο η ενίσχυση επέφερε μεταβολή της μικροδομής και των ιδιοτήτων τους. Όπως είναι λογικό, μετά τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων οι εν λόγω συγκολλήσεις μελετήθηκαν ενδελεχώς.

Γ.1 ΜΕΛΕΤΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΩΝΤΑΣ ΩΣ ΜΕΤΑΛΛΟ ΒΑΣΗΣ ΤΟ ΑΑ5083-H111

Γ.1.1 ΜΕΛΕΤΗ ΤΟΥ ΜΕΤΑΛΛΟΥ ΒΑΣΗΣ ΑΑ5083-H111

Σε αυτό το σημείο παρατίθεται η μελέτη του μετάλλου βάσης ΑΑ5083-H111. Η εν λόγω μελέτη διεξήχθη για λόγους σύγκρισης.

Μικροδομή

Η μικροδομή του μετάλλου βάσης ΑΑ5083-H111 όπως μελετήθηκε στο οπτικό μικροσκόπιο παρουσιάζεται στην Εικόνα 88. Παρατηρούνται οι ευμεγέθεις κόκκοι, ο μέσος όρος του μεγέθους των οποίων μετρήθηκε και παρουσιάζεται στον Πίνακα 11.



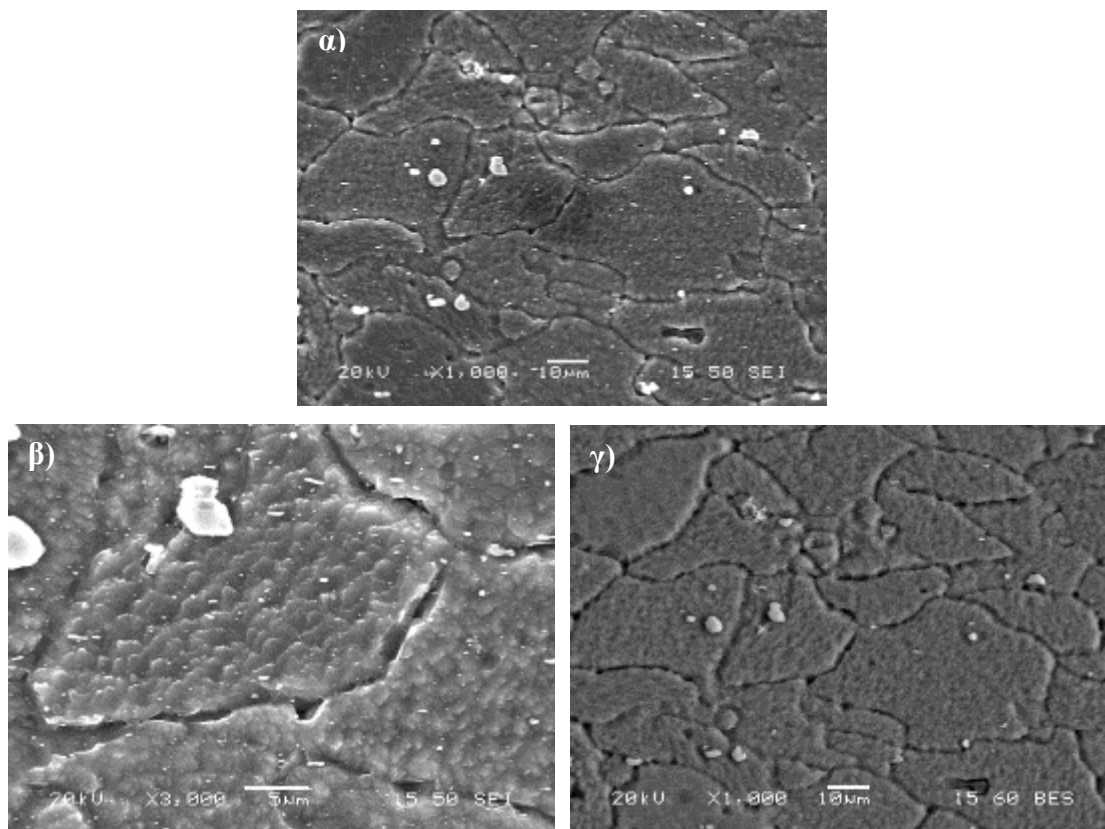
Εικόνα 88: Οπτική μικρογραφία του ΜΒ ΑΑ5083-H111.

Πίνακας 11: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης του ΑΑ5083-H111.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
Μέταλλο βάσης	26 ± 4,3

Ακολούθησε η μελέτη του ΜΒ στο SEM και το EDS.

Στην Εικόνα 89 παρουσιάζονται ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων.



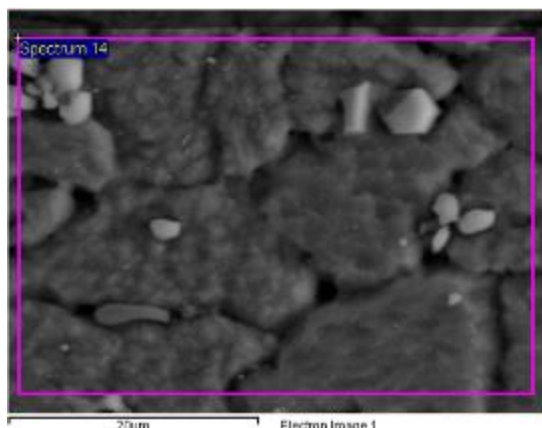
Εικόνα 89: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του μετάλλου βάσης AA5083-H111, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Από τις εικόνες μικροσκοπίας παρατηρούνται οι χαρακτηριστικοί ευμεγέθεις κόκκοι του υλικού με τα όριά τους να είναι εύκολα διακριτά. Πιο συγκεκριμένα στις εικόνες SEM παρατηρούνται και κάποιες μεσομεταλλικές ενώσεις με πιο ανοικτό χρώμα. Από τη μελέτη EDS που ακολουθεί θα διαπιστωθεί το είδος τους.

Πριν παρουσιαστούν τα αποτελέσματα της μελέτης με χρήση του EDS κρίθηκε σκόπιμο να παραταθεί μια βιβλιογραφική αναφορά στις μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες παρατηρούνται στο AA5083. Σε αυτό, το κραματικό στοιχείο με τη μεγαλύτερη συγκέντρωση μετά το αλουμίνιο είναι το μαγνήσιο. Το μεγαλύτερο μέρος του Mg βρίσκεται στο στερεό διάλυμα και το υπόλοιπο μετέχει στη μεσομεταλλική ένωση Mg_2Al_3 (ή Al_3Mg_2). Ένα άλλο είδος μεσομεταλλικών ενώσεων το οποίο οφείλεται κυρίως στην ύπαρξη ακαθαρσιών είναι ενώσεις του τύπου $(Al_xFe_yMn_z)$. Σπανιότερα, και ανάλογα πάντα με το ρυθμό απόψυξης, υπάρχει η περίπτωση σχηματισμού Al_3Fe και $\alpha Al (Fe, Mn, Si)$. Επίσης πολύ σπάνια παρατηρείται και ο σχηματισμός μεσομεταλλικών ενώσεων ισορροπίας όπως η Mg_2Si , Al_6Mn , Al_2Cu και Al_2CuMg $Cr_2Mg_3Al_{18}$, as well as the $TiAl$, $\alpha 2-Ti_3Al$, $TiAl_3$ [51, 153-155].

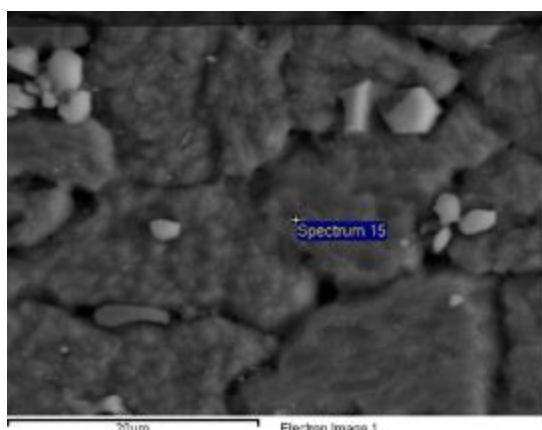
Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι ένα εγγενές μειονέκτημα της χημικής ανάλυσης μέσω EDS είναι το γεγονός ότι τα αποτελέσματα δεν έχουν μεγάλη ακρίβεια, κυρίως όταν ανιχνεύονται στοιχεία με μικρό ατομικό βάρος, με πιο χαρακτηριστικό τον άνθρακα. Έτσι, στην παρούσα μελέτη ο προσδιορισμός των μεσομεταλλικών ενώσεων έγινε μέσω της ποιοτικής ερμηνείας των αποτελεσμάτων.

Αρχικά παρατίθεται η χαρτογράφηση EDS (Mapping) μιας σχετικά ευρείας περιοχής του MB (βλ. Εικόνα 90) καθώς και μία σημειακή ανάλυση σε ένα σημείο το οποίο παρουσιάζεται ελεύθερο μεσομεταλλικών ενώσεων (βλ. Εικόνα 91).



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	4.41	4.87
Al K	95.59	95.13
Totals	100.00	

Εικόνα 90: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του μετάλλου βάσης.

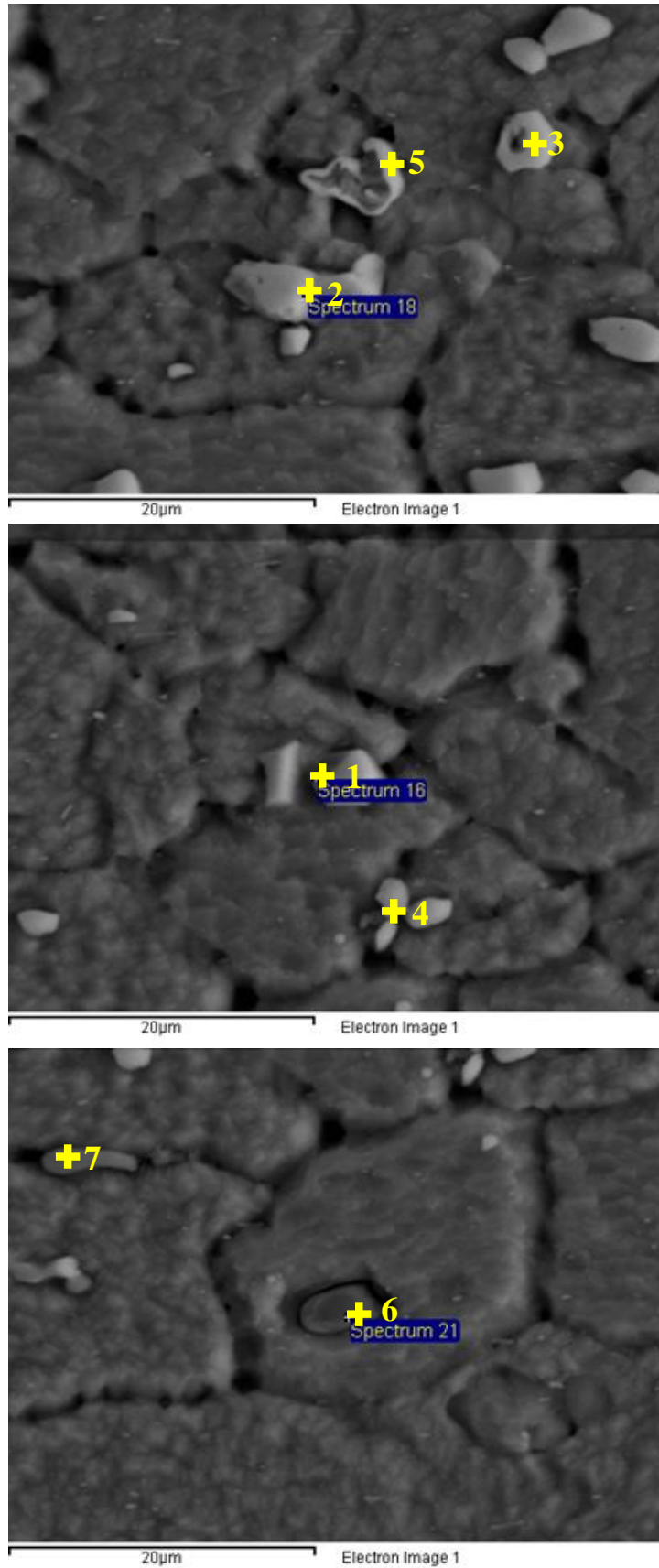


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	4.79	5.29
Al K	95.21	94.71
Totals	100.00	

Εικόνα 91: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μετάλλου βάσης.

Όπως ήταν αναμενόμενο τα ποσοστά Al και Mg είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά. Πρόκειται για το Mg το οποίο βρίσκεται στο στερεό διάλυμα.

Εν συνεχεία ακολούθησε η σημειακή ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του MB AA5083-H111 με σκοπό τον προσδιορισμό αυτών (βλ. Εικόνα 92). Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που παρατηρήθηκαν είχαν ποικίλα σχήματα και χρωματισμούς. Έγινε προσπάθεια μελέτης όλων των ειδών αυτών. Τα αποτελέσματα παρουσιάζονται αναλυτικά παρακάτω.



Εικόνα 92: Μικρογραφίες EDS (point ID) περιοχών του μετάλλου βάσης.

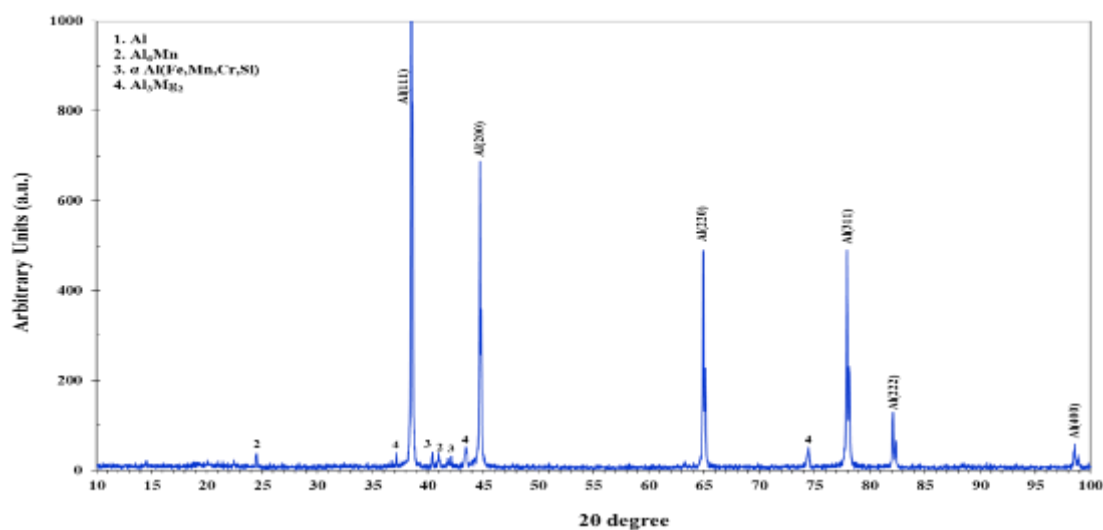
Πίνακας 12: Το ποσοστό (w/w%) των στοιχείων σε κάθε σημειακή ανάλυση (βλ. και Εικόνα 92).

Στοιχείο	Al	Mg	Si	Mn	Cr
1	77,04	-	3,45	19,50	-
2	79,78	0,98	8,09	11,15	-
3	78,52	1,34	4,71	12,09	3,34
4	91,00	2,91	-	6,09	-
5	80,60	-	-	16,07	3,33
6	39,99	4,77	52,13	-	3,11
7	45,75	5,11	49,13	-	-

Οι αναλύσεις 1 και 2 αφορούν ανοιχτόχρωμες και ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικές ενώσεις. Σε αυτές παρατηρείται υψηλό ποσοστό πυριτίου και μαγγανίου. Πιθανότατα πρόκειται για τις α Al (Fe, Mn, Si). Το χαμηλό ποσοστό μαγνησίου που παρατηρείται στην ανάλυση 2 να οφείλεται στο στερεό διάλυμα. Στην ανάλυση 3 έχουμε το πιο ευρύ φάσμα στοιχείων αφού εμφανίζονται όλα τα παραπάνω και μάλιστα σε παραπλήσιες και αναμενόμενες αναλογίες με πριν. Σε συνδυασμό και με το παρόμοιο σχήμα όλων των παραπάνω μεσομεταλλικών ενώσεων οδηγούμαστε στο συμπέρασμα ότι κατά πάσα πιθανότητα πρόκειται για ένωση παραπλήσια με την α Al (Fe, Mn, Si) με το Cr να έχει αντικαταστήσει τον Fe, κάτι το οποίο αναφέρεται στη βιβλιογραφία ότι μπορεί να συμβεί. Το χαμηλό ποσοστό του μαγνησίου και πάλι οφείλεται στο στερεό διάλυμα. Στην ανάλυση 4 παρατηρείται μαγνήσιο και μαγγάνιο σε χαμηλότερο ποσοστό από πριν. Αποτελεί ένωση του Μαγγανίου ($Al_xFe_yMn_z$) ενώ το ποσοστό μαγνησίου που προκύπτει είναι από το στερεό διάλυμα. Στην ανάλυση 5 παρατηρείται υψηλό μαγγάνιο και χρώμιο. Η συγκεκριμένη ένωση έχει ίδιο χρώμα με την παραπάνω αλλά διαφορετικό σχήμα. Δεδομένου ότι το συγκεκριμένο σχήμα δεν παρατηρείται συχνά κατά τη μελέτη οδηγούμαστε στη διαπίστωση ότι πρόκειται για την ίδια ένωση με την παραπάνω η οποία έσπασε κατά τη διαδικασία της λείανσης. Το Cr έχει και σε αυτή την περίπτωση αντικαταστήσει τον Fe. Τέλος, οι αναλύσεις 6 και 7 χαρακτηρίζονται από το πολύ σκούρο τους χρώμα καθώς και από το εξαιρετικά υψηλό ποσοστό πυριτίου. Παρατηρήθηκαν σπανίως κατά τη διάρκεια της μελέτης. Ενδεχομένως να είναι οι Mg_2Si . Συμπερασματικά, από την ανάλυση προκύπτουν ποικίλες μεσομεταλλικές ενώσεις, δεν παρατηρείται όμως η χαρακτηριστικότερη για το AA5083 ένωση Mg_2Al_3 . Ενδεχομένως να έχει σχηματιστεί σε επίπεδο μη ανιχνεύσιμο με SEM. Η μελέτη στο TEM που θα παρουσιαστεί στην επόμενη παράγραφο θα αποσαφηνίσει περαιτέρω το τοπίο.

Περιθλασιμετρία ακτινών X.

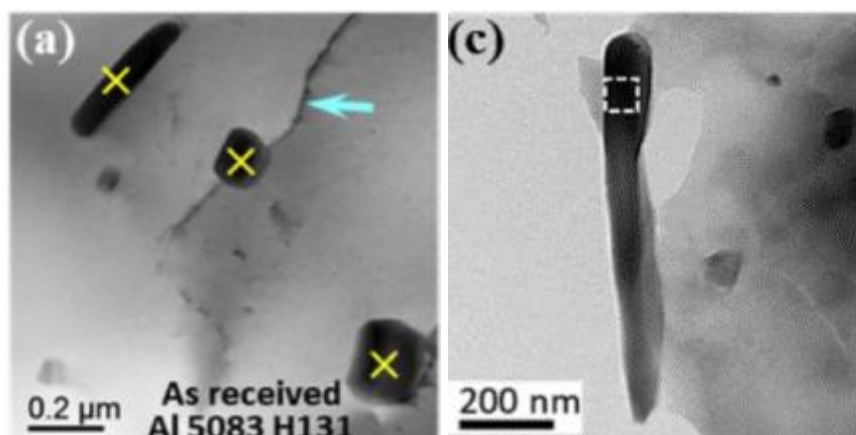
Όπως παρατηρείται από την Εικόνα 93, μέσω περιθλασιμετρίας ακτινών X για το AA5083-H111, ταυτοποιούνται ως συμμετέχουσες φάσεις οι Al_3Mg_2 , Al_6Mn και η α Al (Fe,Mn,Cr,Si). Η Al_3Mg_2 αποτελεί ανεπιθύμητη ψαθυροποιητική φάση, ενώ οι Al_6Mn και α Al (Fe,Mn,Cr,Si) ορίζονται ως ομάδες φάσεων στερεοποίησης αναπτυσσόμενες κατά τη χύτευση, που μπορεί όμως να επιδράσουν δυσμενώς κατά την έλαση καθώς διαστοιχίζονται και συσσωρεύονται κατά ζώνες παράλληλα στη διεύθυνση θερμοπλαστικής διαμόρφωσης. Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι οι Al_3Mg_2 και Al_6Mn δεν ανιχνεύτηκαν κατά τη μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης, πιθανώς λόγω του πολύ μικρού τους μεγέθους, ανιχνεύτηκαν όμως κατά τη μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης.



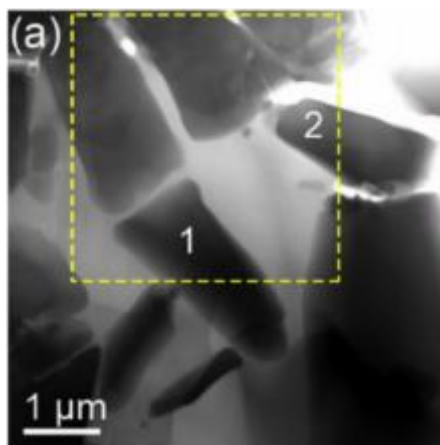
Εικόνα 93: Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας του κράματος AA5083-H111.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) [155-158]

Η μελέτη του MB AA5083-H111 βασίστηκε στη βιβλιογραφία και πραγματοποιήθηκε για λόγους σύγκρισης των αποτελεσμάτων με τα αντίστοιχα του πυρήνα των συγκολλήσεων διατριβής καθώς σκοπός της εν λόγω διδακτορικής διατριβής δεν είναι η μελέτη των MB. Αρχικά έγινε προσπάθεια προσδιορισμού των μεσομεταλλικών ενώσεων (Al_6Mn , Mg_2Si και $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$) του AA5083 (σε κατάσταση H131 και H116). Στην Εικόνα 94 παρατηρούνται οι δισκο- και ραβδοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις (σημειωμένες με κίτρινο X) καθώς και, όπως ήταν αναμενόμενο, συγκεντρωμένες διαταραχές στα όρια των κόκκων (σημειωμένες με τουρκουάζ βέλος). Μέσω της μεθόδου FFT (fast Fourier transform) εξήχθη το συμπέρασμα ότι δεν έχουν δημιουργηθεί κατακρημνίσματα εντός των κόκκων του AA5083. Επίσης με την ίδια μέθοδο προσδιορίστηκε ότι οι ραβδοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις είναι του τύπου Al_6Mn ενώ οι δισκοειδείς ενώσεις δεν προσδιορίζονται. Στην Εικόνα 95 παρουσιάζονται μεσομεταλλικές ενώσεις που έχουν μορφή οδόντων. Οι συγγραφείς πιθανολογούν ότι πρόκειται για τις τετραμερείς φάσεις $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$. Σε ορισμένες παρατηρείται και χρώμιο, κάτι που υποδεικνύει ότι το χρώμιο έχει αντικαταστήσει μερικώς τον σίδηρο.



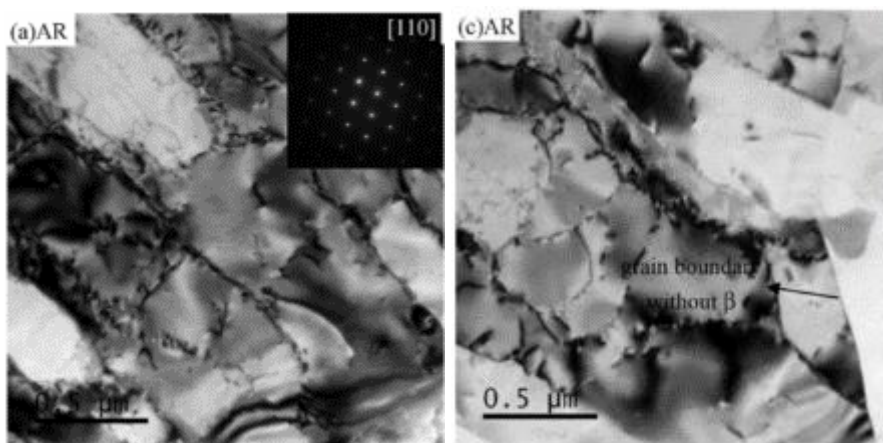
Εικόνα 94: Εικόνες TEM του MB AA5083.



Εικόνα 95: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Τέλος, πρέπει να σημειωθεί ότι σε όλες τις παραπάνω εικόνες το εσωτερικό των κόκκων παρουσιάζεται ελεύθερο διαταραχών.

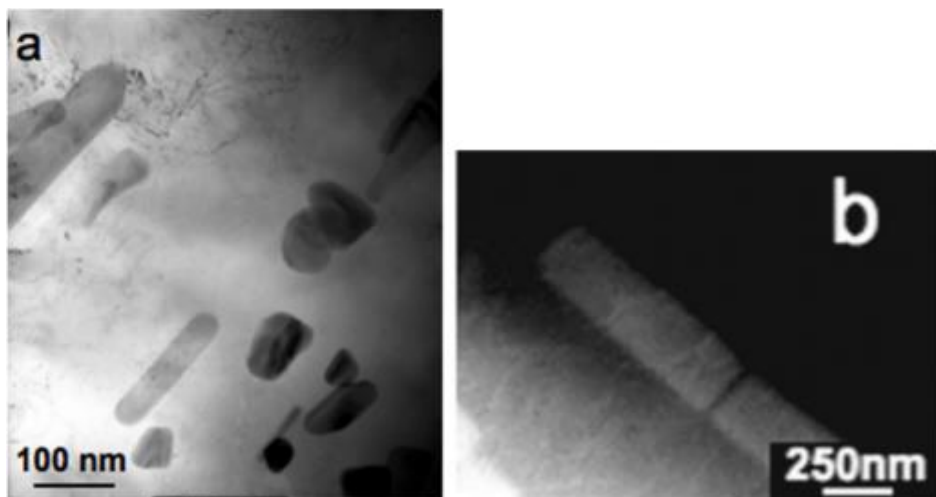
Από την άλλη, στις Εικόνες 96α και c το εσωτερικό των κόκκων παρατηρείται να είναι γεμάτο με διαταραχές.



Εικόνα 96: Εικόνα TEM του MB AA5083.

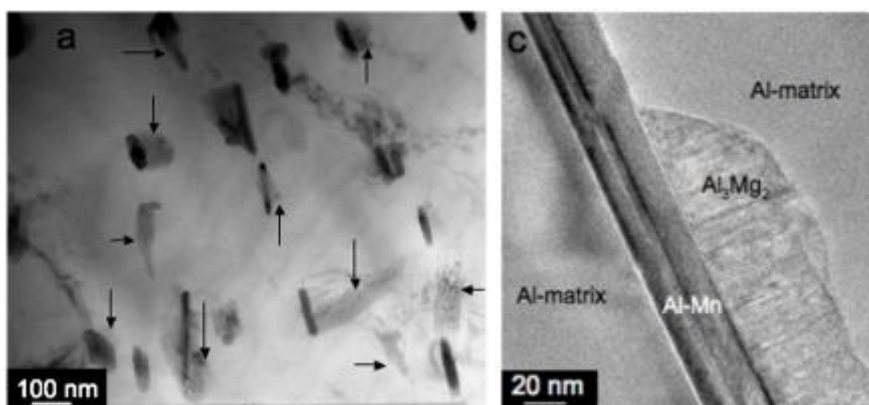
Παρ' όλ' αυτά, ο αριθμός των εικόνων είναι πολύ περιορισμένος με αποτέλεσμα να μην μπορεί να αντληθεί κάποιο συμπέρασμα αναφορικά με την κατανομή των διαταραχών.

Στην Εικόνα 97 παρατηρούνται και πάλι οι ραβδοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες περιέχουν Mn, Fe και Cr.



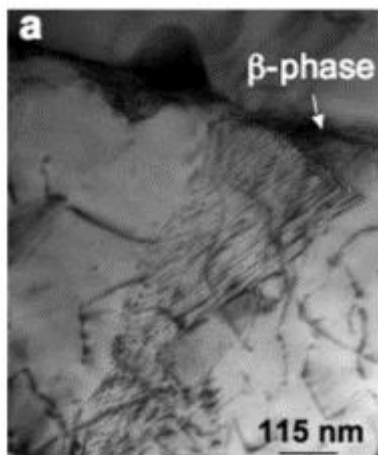
Εικόνα 97: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Στην Εικόνα 98 αναφέρεται ότι παρατηρούνται κατακρημνίσματα πλούσια σε μαγνήσιο πάνω σε κατακρημνίσματα πλούσια σε μαγγάνιο. Τα πλούσια σε μαγνήσιο κατακρημνίσματα προσδιορίστηκαν ως τα β , Al_3Mg_2 .



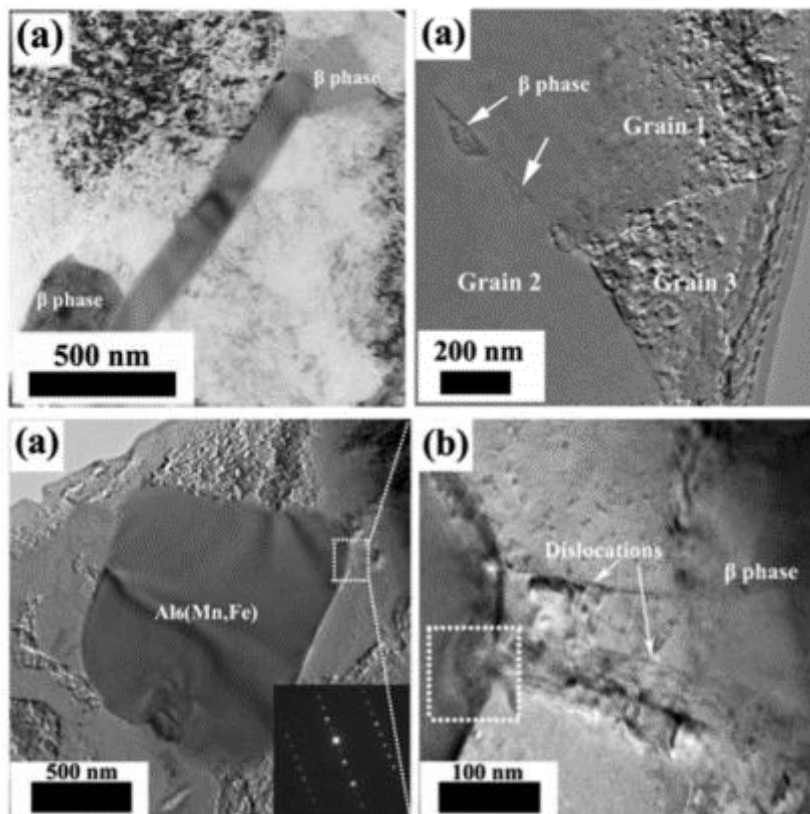
Εικόνα 98: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Τέλος, στην Εικόνα 99 παρουσιάζεται ένα δίκτυο διαταραχών ενώ στις Εικόνες 97 α και 98 α οι κόκκοι παρουσιάζονταν ελεύθεροι διαταραχών.



Εικόνα 99: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Τέλος, στην Εικόνα 100 παρατηρούνται τα σωματίδια της β φάσης καθώς και οι $Al_6(Mn, Fe)$ μεσομεταλλικές ενώσεις. Αυτές παρατηρούνται τόσο εντός των κόκκων όσο και στα όρια αυτών. Και πάλι κάποιοι κόκκοι παρουσιάζονται ελεύθεροι διαταραχών ενώ κάποιοι άλλοι με διαταραχές στο εσωτερικό τους.



Εικόνα 100: Εικόνα TEM του MB AA5083.

Συμπεράσματα

Το σημαντικότερο συμπέρασμα που μπορεί να εξαχθεί από την παραπάνω βιβλιογραφική ανασκόπηση των μελετών του MB AA5083 μέσω TEM είναι ο εντοπισμός των σωματιδίων της β φάσης Mg_2Al_3 τα οποία δεν ανιχνεύθηκαν κατά τη μελέτη στο SEM. Επίσης, υπάρχει ασάφεια αναφορικά με την κατανομή των διαταραχών εντός των κόκκων καθώς από τη μία παρατηρείται ότι κατανέμονται τυχαία στο χώρο ενώ υπάρχουν και κόκκοι ελεύθεροι διαταραχών.

Γ.1.2 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΥΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΟΥ AA5083-H111 ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

Η ομογενής συγκόλληση του AA5083-H111 είχε ήδη μελετηθεί σε προηγούμενη μελέτη που είχε πραγματοποιηθεί στο ENT [149]. Η εν λόγω μελέτη όμως είχε ως κύριο στόχο τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων συγκόλλησης και τον προσδιορισμό της επίδρασης της εκάστοτε παραμέτρου στην ποιότητα της συγκόλλησης. Αποφασίστηκε λοιπόν να χρησιμοποιηθούν οι βέλτιστες συνθήκες της μελέτης αυτής ώστε να προκύψουν συγκολλήσεις οι οποίες θα μελετηθούν περαιτέρω με σκοπό τον προσδιορισμό των μηχανισμών που λαμβάνουν χώρα εντός του πυρήνα αυτών, καθώς όπως έχει προαναφερθεί, στη διεθνή βιβλιογραφία δεν υπάρχει κάποια εκτεταμένη μελέτη αυτών. Επίσης, η μελέτη αυτών είναι απαραίτητη και για λόγους σύγκρισης με τις αντίστοιχες συγκολλήσεις με ενίσχυση νανοσωματιδίων.

Βέλτιστες συνθήκες συγκόλλησης.

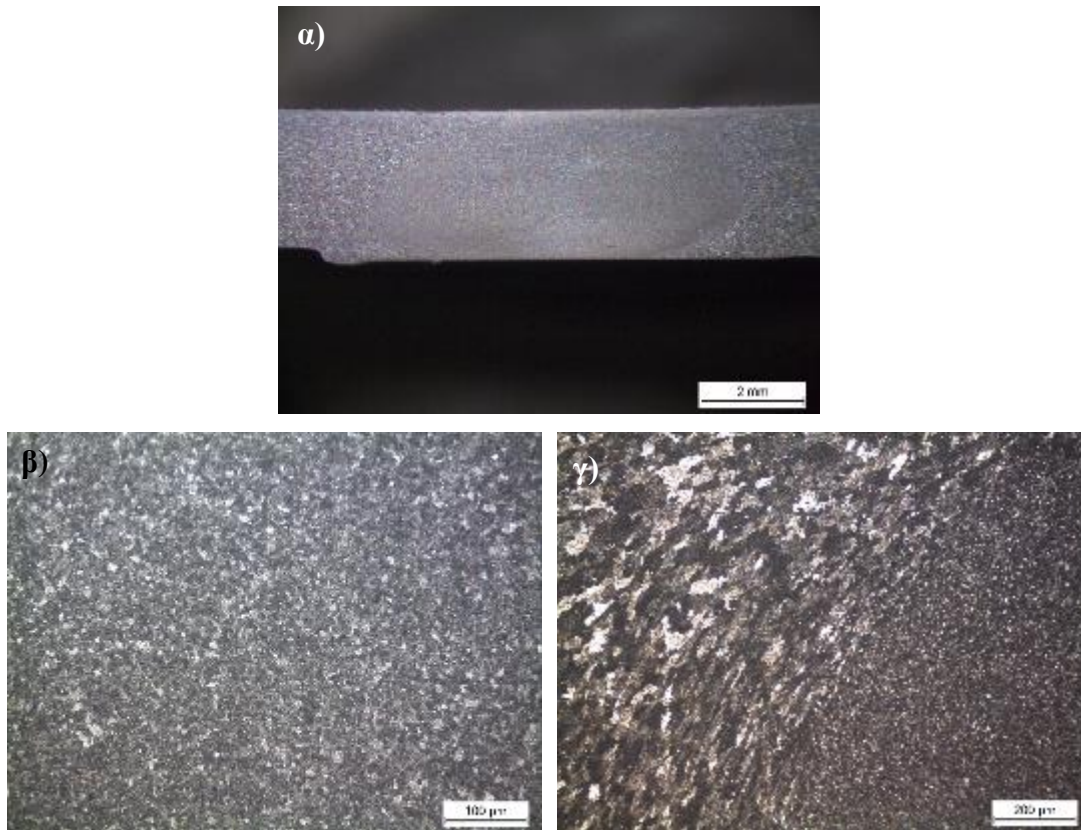
Οι βέλτιστες συνθήκες ομογενούς συγκόλλησης πλακών από το κράμα AA5083 σε κατάσταση H111 παρουσιάζονται στον Πίνακα 13.

Πίνακας 13: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής – ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης – v (mm/min)	Κλίση εργαλείου (°)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N° 1	750	85	3	0.113	1

Οπτική μικροσκοπία

Αρχικά η συγκόλληση μελετήθηκε μέσω του οπτικού στερεοσκοπίου καθώς και του οπτικού μικροσκοπίου. Στο στάδιο αυτό μετρήθηκε και το μέγεθος των ανακρυσταλλομένων κόκκων του πυρήνα αυτής (βλ. Εικόνα 101β). Στην Εικόνα 101α (Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου) παρατηρείται ότι μακροσκοπικά η συγκόλληση δεν παρουσιάζει καμία ατέλεια ή σφάλμα. Τα όρια του Πυρήνα Συγκόλλησης (weld nugget - ΠΣ), ο οποίος έχει το χαρακτηριστικό πεπλατυσμένο σχήμα, είναι διακριτά. Στην Εικόνα 101α παρουσιάζεται το κέντρο του πυρήνα συγκόλλησης. Το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης είναι παραπάνω από εμφανές καθώς η σμίκρυνση που έχουν υποστεί οι κόκκοι είναι ξεκάθαρη. Τέλος στην Εικόνα 101β παρατηρείται μια περιοχή της θερμομηχανικά επηρεασμένης ζώνης (Thermomechanically Affected Zone - TMAZ). Οι κόκκοι σε αυτή την περιοχή παρατηρείται να είναι επιμηκυμένοι και να έχουν αποκτήσει συγκεκριμένο προσανατολισμό. Παρ' όλ' αυτά δεν παρατηρείται να έχει μειωθεί το μέγεθός τους, κάτι το οποίο επιβεβαιώνει το γεγονός ότι σε αυτή τη ζώνη δεν εμφανίζονται φαινόμενα δυναμικής ανακρυστάλλωσης αλλά μάλλον δυναμικής αποκατάστασης. Το δοκίμιο δε μελετήθηκε περαιτέρω μέσω οπτικής μικροσκοπίας καθώς ακολούθησε η ενδελεχής μελέτη στα ηλεκτρονικά μικροσκόπια.



Εικόνα 101: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111. α) Μακρογραφία του ΠΣ, β) μικρογραφία του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x200, γ) μικρογραφία με μεγέθυνση x100 στην οποία παρατηρείται η μετάβαση από τον ΠΣ στη ΘΜΕΖ.

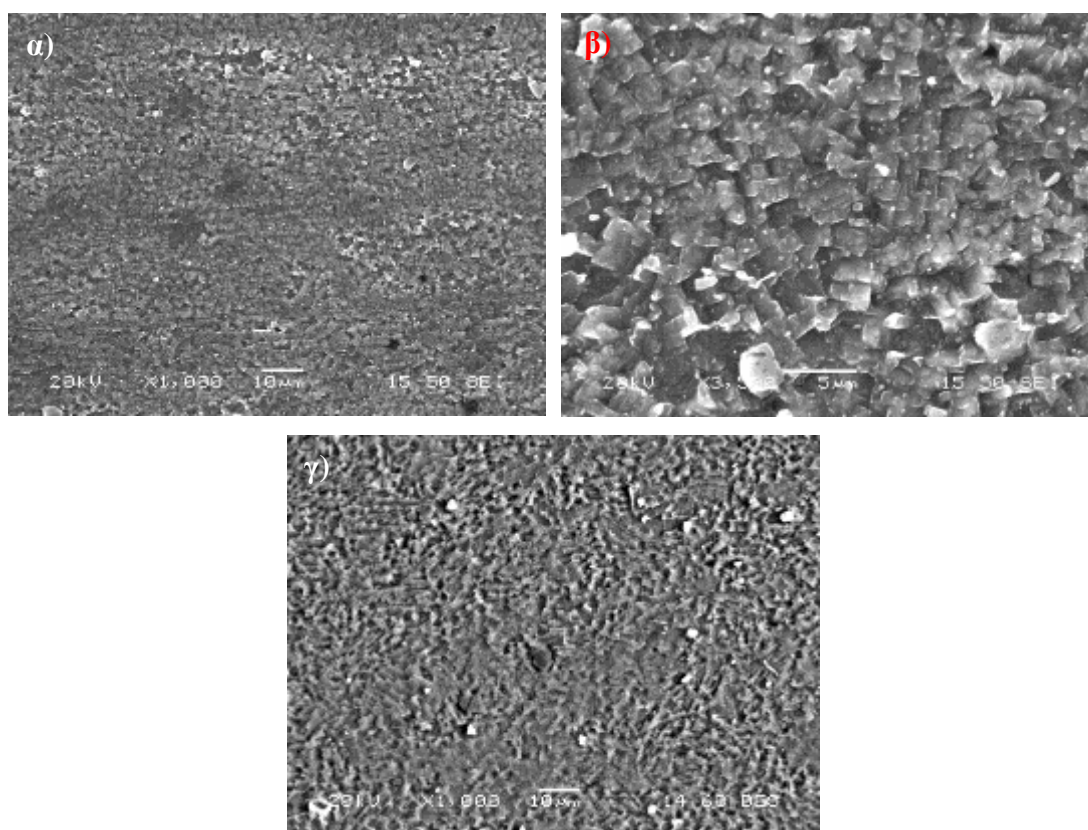
Στον ακόλουθο Πίνακα 14 παρουσιάζεται το μέγεθος των κόκκων όπως αυτό μετρήθηκε. Η μείωση που παρατηρείται σε σχέση με το αντίστοιχο του MB είναι τεράστια, κάτι το οποίο θα παίζει ρόλο και στις μηχανικές ιδιότητες και τη σκληρότητα της συγκόλλησης, όπως θα εξηγηθεί και σε επόμενες παραγράφους.

Πίνακας 14: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW του AA5083-H111.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
FSW	$6.6 \pm 2,5$
Μέταλλο βάσης	$26 \pm 4,3$

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Στο σημείο αυτό πρέπει να τονιστεί ότι στις περιπτώσεις των συγκολλήσεων, η μελέτη μέσω SEM και EDS περιορίστηκε στον πυρήνα συγκόλλησης καθώς αυτή η ζώνη είναι διακριτή και με το μεγαλύτερο μεταλλογραφικό ενδιαφέρον. Επίσης, ο ΠΣ είναι η μόνη ζώνη της συγκόλλησης η οποία μπορεί να εμπλουτιστεί με νανοσωματίδια κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση. Εν προκειμένω, και όπως προαναφέρθηκε, η μελέτη των μη ενισχυμένων συγκολλήσεων γίνεται κυρίως για λόγους σύγκρισης με τις αντίστοιχες ενισχυμένες με νανοσωματίδια. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα η ΘΜΕΖ και η ΘΕΖ να έχουν μειωμένο ερευνητικό ενδιαφέρον στα πλαίσια της παρούσης διατριβής. Συμπερασματικά, για τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων, η μελέτη στο SEM και το EDS εστιάστηκε στον προσδιορισμό των μεσομεταλλικών ενώσεων. Στην Εικόνα 102 παρουσιάζονται χαρακτηριστικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων του ΠΣ του AA5083-H111 χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων.

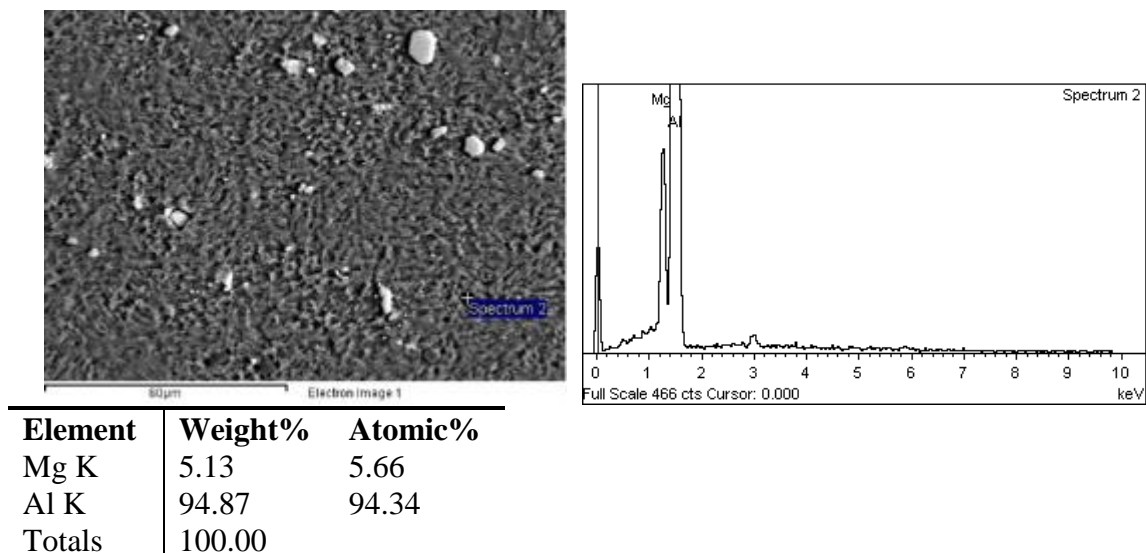


Εικόνα 102: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του πυρήνα συγκόλλησης της FSW του AA5083-H111, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Από τη μελέτη των παραπάνω εικόνων μπορούν να εξαχθούν τα ακόλουθα συμπεράσματα. Κατά την ομογενή συγκόλληση δια τριβής του κράματος AA5083-H111 παρατηρείται άριστη ανάδευση του υλικού χωρίς ατέλειες στη ζώνη ανάδευσης. Επίσης παρατηρείται μείωση του ποσοστού των μεσομεταλλικών ενώσεων σε σχέση με το μέταλλο βάσης. Αυτό είναι αναμενόμενο καθώς, λόγω των υψηλών θερμοκρασιών και πιέσεων που αναπτύσσονται στην εν λόγω ζώνη, μεγάλο ποσοστό αυτών διαλυτοποιείται. Τέλος, παρατηρείται η απαλοιφή των ευμεγεθών κόκκων του MB λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης.

Μελέτη EDS

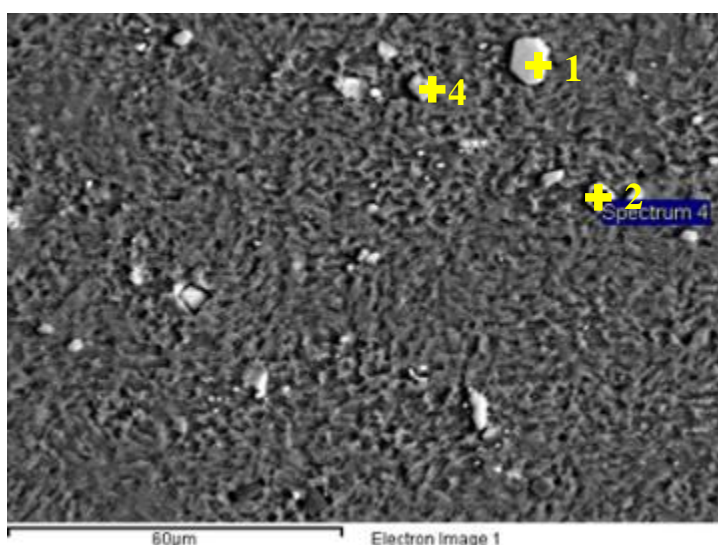
Αρχικά παρατίθεται μία σημειακή ανάλυση σε ένα σημείο το οποίο παρουσιάζεται ελεύθερο μεσομεταλλικών ενώσεων.

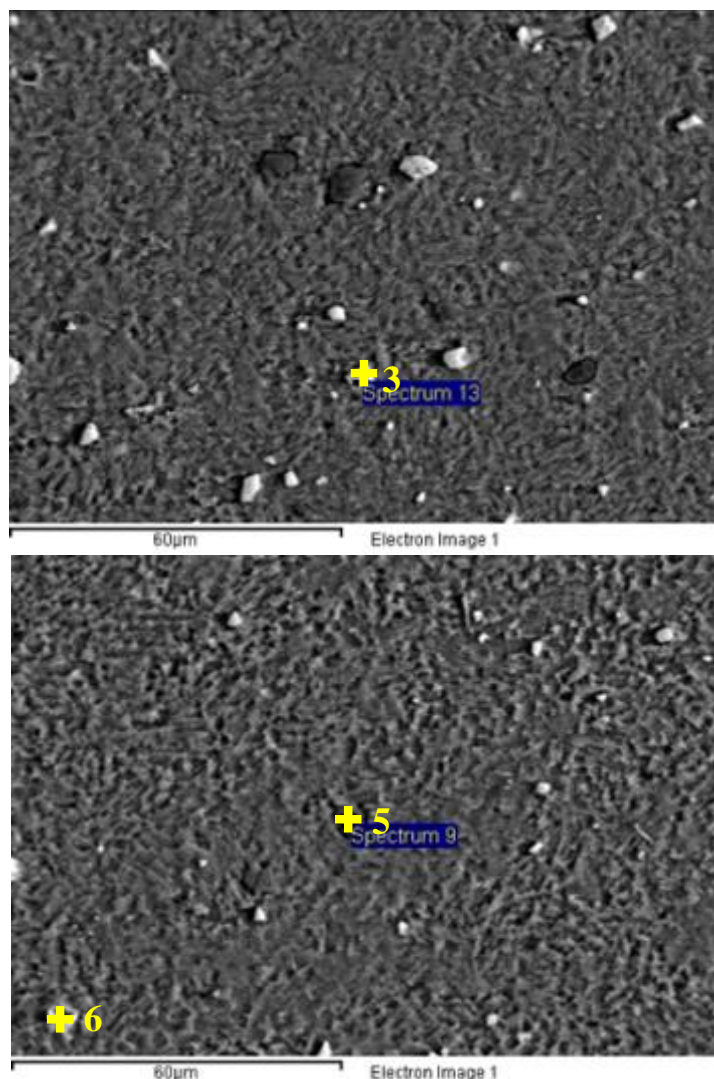


Εικόνα 103: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA5083.

Εν προκειμένω παρατηρείται ό,τι και στο μέταλλο βάσης AA5083. Τα ποσοστά Al και Mg είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά. Πρόκειται για το Mg το οποίο βρίσκεται στο στερεό διάλυμα.

Εν συνεχεία ακολούθησε η σημειακή ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ του AA5083-H111 με σκοπό τον προσδιορισμό αυτών (βλ. Εικόνα 104). Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που παρατηρήθηκαν είχαν ποικίλα σχήματα και χρωματισμούς. Έγινε προσπάθεια μελέτης όλων των ειδών αυτών. Επίσης, έγινε προσπάθεια εντοπισμού διαφορών σε σύγκριση με τις αντίστοιχες του MB. Τα αποτελέσματα παρουσιάζονται αναλυτικά παρακάτω.





Εικόνα 104: Μικρογραφίες EDS (point ID) περιοχών του ΠΣ του AA5083.

Πίνακας 15: Το ποσοστό (w/w%) των στοιχείων σε κάθε σημειακή ανάλυση.

Στοιχείο	Al	Mg	Si	Mn	Cr	Fe	O	Ni	Cu	Ca
1	66,81	-	4,46	11,61	1,01	16,11	-	-	-	-
2	68,49	0,64	4,77	10,95	1,38	13,78	-	-	-	-
3	64,72	0,77	3,63	8,61	1,67	14,63	5,97	-	-	-
4	88,37	3,85	-	2,80	-	4,98	-	-	-	-
5	29,98	4,91	26,85	-	0,60	-	37,28	-	-	-
6	69,04	1,66	-	7,63	1,82	12,15	5,04	0,81	1,24	0,60

Οι μεσομεταλλικές ενώσεις των αναλύσεων 1, 2 και 3 είναι του τύπου $\alpha\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Si})$ όπου ο σίδηρος έχει μερικώς αντικατασταθεί από το Cr. Στην ανάλυση 3 το ποσοστό οξυγόνου που παρατηρείται ίσως να οφείλεται στη δημιουργία οξειδίων λόγω της αντίδρασης με το οξυγόνο του ατμοσφαιρικού αέρα. Επίσης, το Mg που παρατηρείται είναι από το στερεό διάλυμα. Η μεσομεταλλική ένωση της ανάλυσης 4 είναι του τύπου $\text{Al}_x\text{Fe}_y\text{Mn}_z$ και έχει παρατηρηθεί με παρόμοια ποσοστά στοιχείων και στο μέταλλο βάσης, συνεπώς η ανάδευση δεν την επηρέασε. Το Mg που παρατηρείται βρίσκεται στο στερεό διάλυμα. Η μεσομεταλλική ένωση της ανάλυσης 5 προσομοιάζει στη μορφή εκείνη του MB με το υψηλό ποσοστό πυριτίου (Mg_2Si). Εδώ όμως παρατηρείται πυρίτιο σε υποδιπλάσιο ποσοστό καθώς και άλλα στοιχεία.

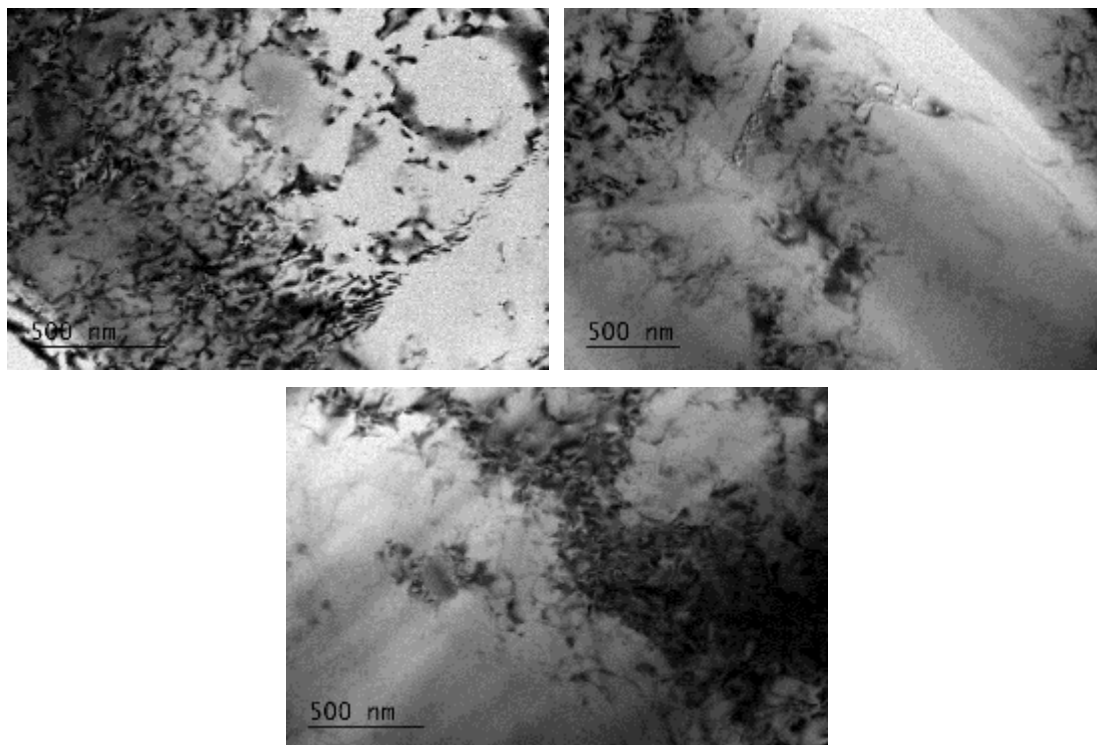
Ενδεχομένως η διαφοροποίηση αυτή να είναι αποτέλεσμα της ανάδευσης και της θερμότητας που προσδίδεται από αυτή καθώς και του γεγονότος ότι μπορεί να ανιχνεύονται και στοιχεία από γειτονικές μεσομεταλλικές ενώσεις. Το υψηλό ποσοστό οξυγόνου ίσως να οφείλεται στη δημιουργία οξειδίων λόγω της αντίδρασης με το οξυγόνο του ατμοσφαιρικού αέρα. Το Mg που παρατηρείται επίσης βρίσκεται στο στερεό διάλυμα. Τέλος, η μεσομεταλλική ένωση της ανάλυσης 6 είναι του τύπου αAl (Fe, Mn, Si) όπου ο σίδηρος έχει και πάλι μερικούς αντικατασταθεί από το Cr. Η ύπαρξη χαλκού μας οδηγεί να συμπεράνουμε ότι ίσως υπάρχουν ίχνη των μεσομεταλλικών Al_2Cu και Al_2CuMg . Το ποσοστό του οξυγόνου που παρατηρείται ίσως να οφείλεται στη δημιουργία οξειδίων λόγω της αντίδρασης με το οξυγόνο του ατμοσφαιρικού αέρα. Συμπερασματικά, από την ανάλυση προκύπτουν ποικίλες μεσομεταλλικές ενώσεις, οι πιο πολλές κοινές με το MB, δεν παρατηρείται όμως η χαρακτηριστικότερη για το AA5083 ένωση Mg_2Al_3 . Αυτό πιθανώς οφείλεται στο γεγονός ότι διαλυτοποιήθηκε πλήρως λόγω των αναπτυσσόμενων θερμοκρασιών κατά την FSW ή ότι διαλυτοποιήθηκε εν μέρει και αναδημιουργήθηκε σε επίπεδο μεγέθους μη ανιχνεύσιμο από το SEM. Το δυαδικό διάγραμμα φάσης Al-Mg υποδηλώνει ότι η φάση β (Samson) υγροποιείται τελείως στους 451 °C, κάτι το οποίο είναι σε συμφωνία με το γεγονός ότι η θερμοκρασία που αναπτύσσεται κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση κραμάτων αλουμινίου κυμαίνεται μεταξύ 425-500°C [159]. Το γεγονός ότι εν προκειμένω παρατηρήθηκαν ποικίλες μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες έχουν ως κραματικό στοιχείο το σίδηρο ενώ στην περίπτωση του MB δεν είχε ανιχνευτεί καμία που να περιέχει σίδηρο αποτελεί ένδειξη της διαλυτοποίησης κάποιου ποσοστού των μεσομεταλλικών του μετάλλου βάσης και της δημιουργίας ενώσεων διαφορετικού είδους.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

Κατά τη μελέτη του ΠΣ του AA5083 στο TEM, παρατηρήθηκαν ποικίλες περιοχές αυτού. Η μελέτη εν προκειμένω εστιάζεται στο κατά πόσο, από τη μία οι διαταραχές και από την άλλη οι μεσομεταλλικές ενώσεις, έχουν επηρεαστεί από τη συγκόλληση (σε σύγκριση πάντα με τα αποτελέσματα της βιβλιογραφίας καθώς στο MB AA5083 δεν έγινε μελέτη μέσω του TEM). Παρακάτω παρατίθενται ορισμένες από τις εικόνες με το μεγαλύτερο μεταλλογραφικό ενδιαφέρον καθώς και η επεξήγηση αυτών. Πληθώρα αντίστοιχων εικόνων παρατίθεται στο Παράρτημα Α. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι, λόγω της πολύπλοκης και πολύ χρονοβόρας διαδικασίας προετοιμασίας των δοκιμίων για μελέτη στο TEM, δεν κατέστη δυνατή η παρατήρηση πολλών δοκιμίων. Παρ'όλ'αυτά, λόγω του γεγονότος ότι η επιλογή των περιοχών του ΠΣ προς μελέτη έγινε τυχαία καθώς και του γεγονότος ότι η πολύ μεγάλη μεγέθυνση που προσφέρει το εν λόγω όργανο έχει ως αποτέλεσμα να μπορεί να μελετηθεί εις βάθος μια περιοχή, τα αποτελέσματα μπορούν να θεωρηθούν αντιπροσωπευτικά αλλά όχι απόλυτα.

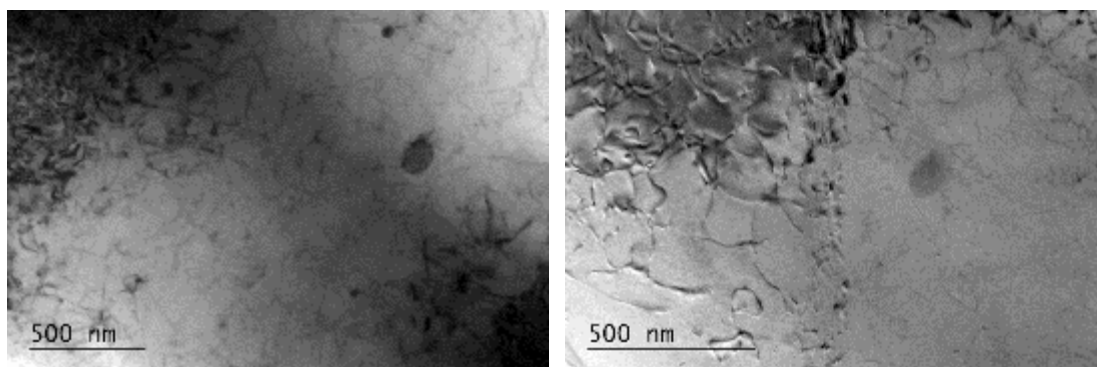
Μελέτη των διαταραχών

Στην Εικόνα 105 παρατηρείται τυχαία συγκέντρωση διαταραχών στο εσωτερικό των κόκκων σε συγκεκριμένες περιοχές. Αυτό μπορεί να οφείλεται στην έντονη ανάδευση.



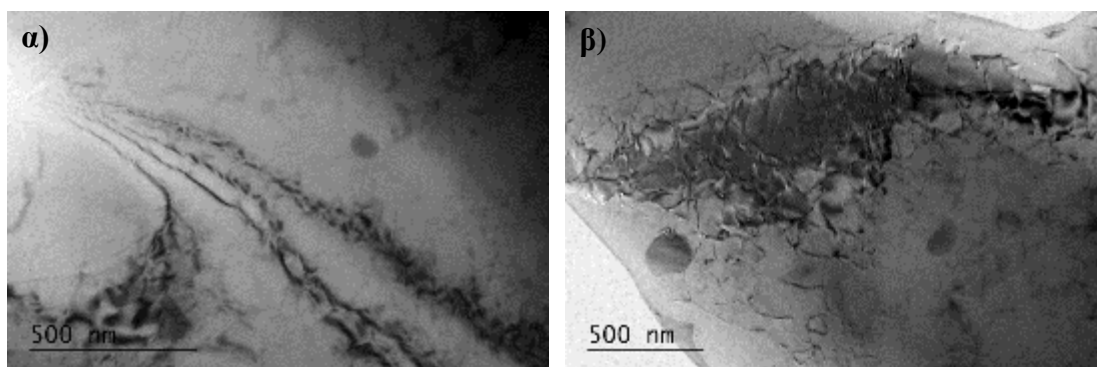
Εικόνα 105: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.

Στην Εικόνα 106 παρατηρείται αρχή δημιουργίας κυτταροειδούς δομής (cell structure) στο εσωτερικό των κόκκων. Η συγκεκριμένη δομή είναι προάγγελος της δημιουργίας υποκόκκων μέσω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η συγκεκριμένη παρατήρηση έχει εξαιρετικά μεγάλο επιστημονικό ενδιαφέρον καθώς υποδεικνύει ότι το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης λαμβάνει χώρα σε στάδια. Το στάδιο σχηματισμού της κυτταροειδούς δομής είναι προγενέστερο του σταδίου σχηματισμού των υποκόκκων, θα μπορούσαμε δηλαδή να δηλώσουμε ότι έχει εν προκειμένω πραγματοποιηθεί «μερική δυναμική ανακρυστάλλωση».

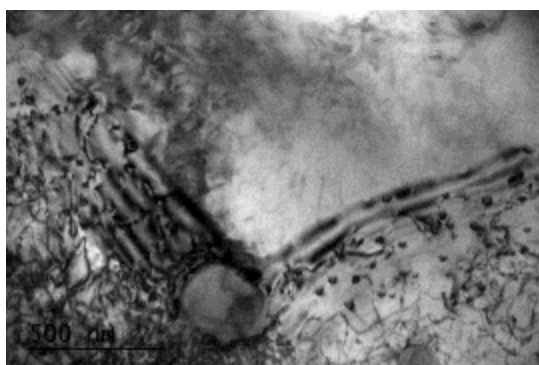


Εικόνα 106: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρείται η κυτταροειδής δομή.

Η Εικόνα 107 έχει επίσης εξαιρετικά μεγάλο ενδιαφέρον καθώς στην Εικόνα 107α οι διαταραχές φαίνεται να ακολουθούν τη φορά της ανάδευσης ενώ στην Εικόνα 107β παρατηρείται έντονη συγκέντρωση διαταραχών στο εσωτερικό του κόκκου καθώς και δημιουργία κυτταροειδούς δομής γύρω από τη συγκεκριμένη περιοχή. Δεν έχει ποτέ παρατηρηθεί κάτι αντίστοιχο στη διεθνή βιβλιογραφία. Η εν λόγω παρατήρηση υποδεικνύει ότι η συγκόλληση επηρεάζει σε μεγάλο βαθμό την κατανομή των διαταραχών ακόμα και εντός των κόκκων. Στην Εικόνα 108 παρατηρείται μια μεσομεταλλική ένωση η οποία κατά την ανάδευση εκτοξεύτηκε αφήνοντας πίσω της ένα μονοπάτι από διαταραχές.

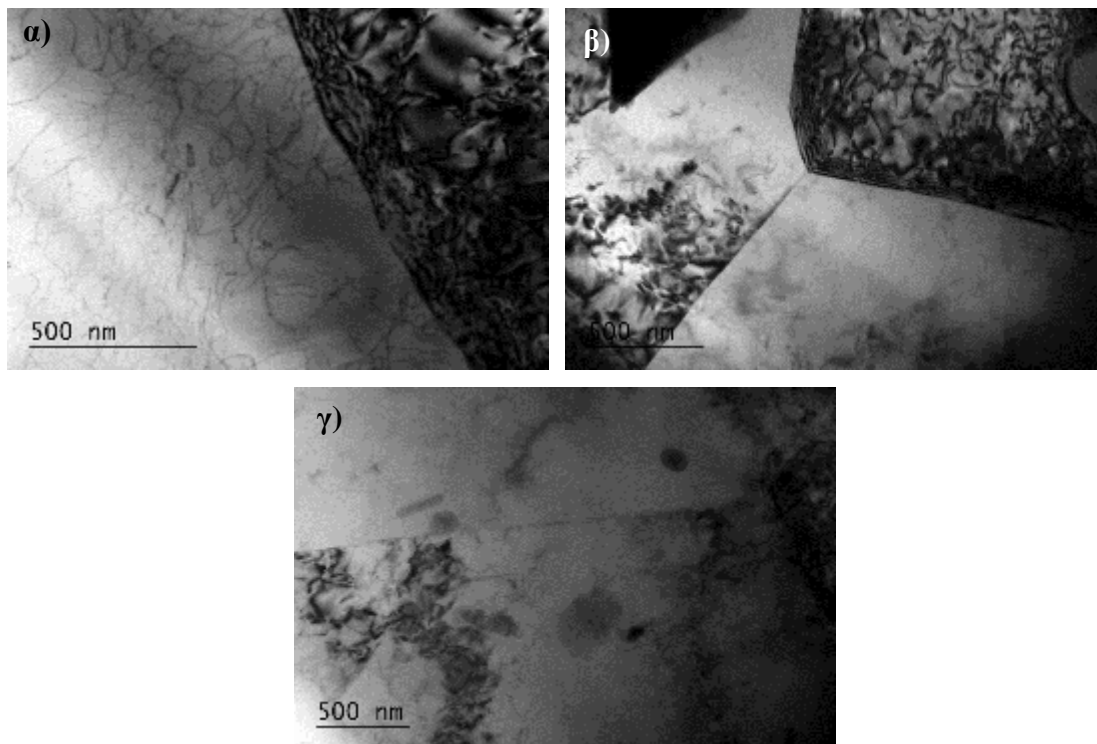


Εικόνα 107: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.



Εικόνα 108: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρείται ένα μονοπάτι διαταραχών.

Στην Εικόνα 109 παρατηρούνται τα όρια μεταξύ κόκκων. Στην Εικόνα 109α ο αριστερά κόκκος έχει στο εσωτερικό του κυτταροειδή δομή ενώ ο δεξιά είναι γεμάτος διαταραχές ενώ στην Εικόνα 109β οι κόκκοι χαρακτηρίζονται από την έντονη ανομοιομορφία στο εσωτερικό τους καθώς κάποιοι είναι σχεδόν ελεύθεροι διαταραχών ενώ άλλοι είναι πυκνοί σε διαταραχές. Τέλος, στους κόκκους της Εικόνας 109γ οι διαταραχές συγκεντρώνονται σε συγκεκριμένες περιοχές χωρίς όμως να παρουσιάζουν κάποια διαφορά σε σχέση με τους γειτονικούς τους, πράγμα που υποδεικνύει την τυχαιότητα του φαινομένου.

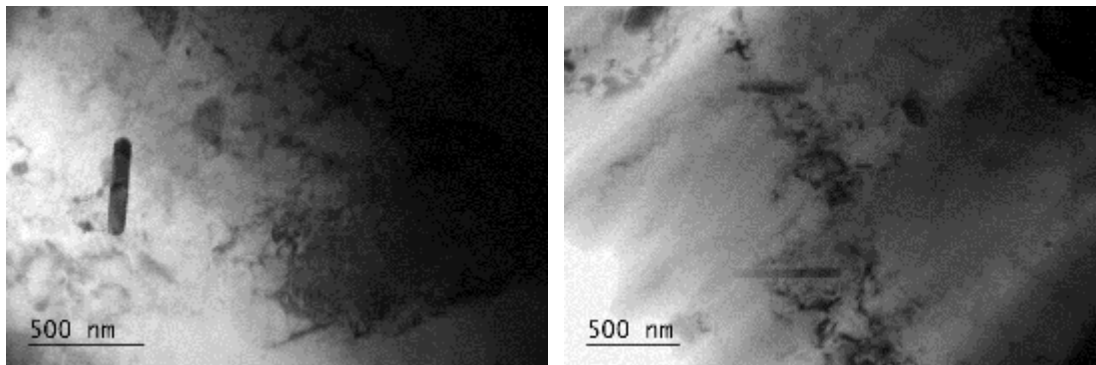


Εικόνα 109: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.

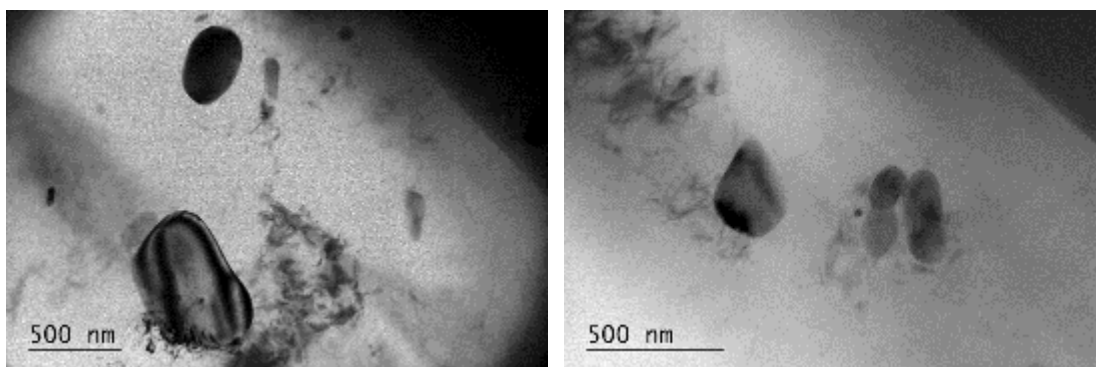
Συμπερασματικά, αναφορικά με την κατανομή των διαταραχών, μέσω της σύγκρισης των παραπάνω εικόνων με τις αντίστοιχες του MB μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα ότι, όπως ήταν αναμενόμενο, η ανάδευση προκαλεί πολλαπλασιασμό των διαταραχών. Επίσης, ο πολλαπλασιασμός αυτός αρχικά οδήγησε στη δημιουργία της κυτταροειδούς δομής και εν συνεχεία στη δημιουργία των υποκκόκκων μέσω του φαινομένου της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Τέλος, μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα ότι οι διαταραχές ακολουθούν τυχαία κατανομή εντός του ΠΣ καθώς παρατηρούνται τόσο κόκκοι ελεύθεροι διαταραχών όσο και κόκκοι πλήρεις διαταραχών. Επιπροσθέτως παρατηρούνται και κόκκοι εντός των οποίων οι διαταραχές συγκεντρώνονται σε συγκεκριμένες περιοχές οι οποίες δεν παρουσιάζουν κάποια διαφορά σε σχέση με τις γειτονικές τους, πράγμα που ενισχύει την τυχειότητα του φαινομένου.

Μελέτη των μεσομεταλλικών ενώσεων

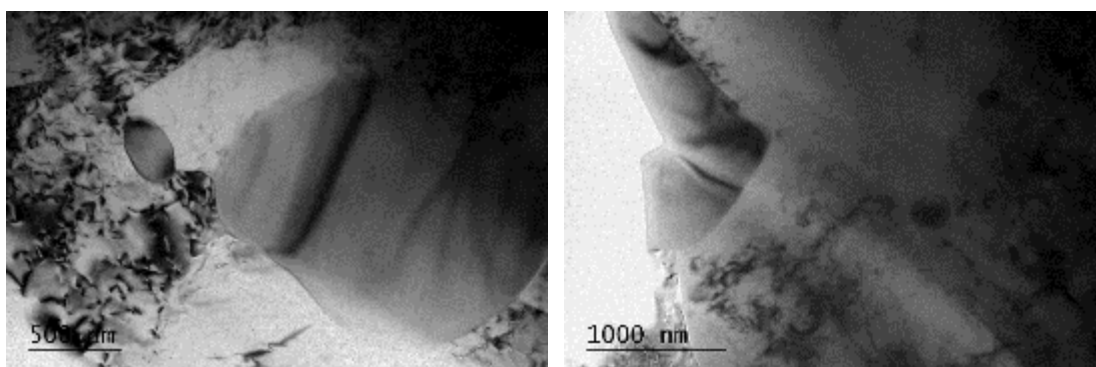
Αρχικά παρατηρήθηκαν τρία διαφορετικά είδη – ραβδοειδείς, ακανόνιστου σχήματος μικρού μεγέθους και ακανόνιστου σχήματος υπερμεγέθεις - μεσομεταλλικών ενώσεων. Πιο συγκεκριμένα, στην Εικόνα 110 παρατηρούνται ραβδοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων ενώ στην Εικόνα 111 οι μεσομεταλλικές ενώσεις είναι ακανόνιστου σχήματος. Τέλος στην Εικόνα 112 παρατηρούνται κάποιες εξαιρετικά μεγάλες μεσομεταλλικές ενώσεις. Το μεγάλο τους μέγεθος ίσως να οφείλεται στο γεγονός ότι δεν επηρεάστηκαν από την ανάδευση.



Εικόνα 110: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι ραβδοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.



Εικόνα 111: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται οι ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.

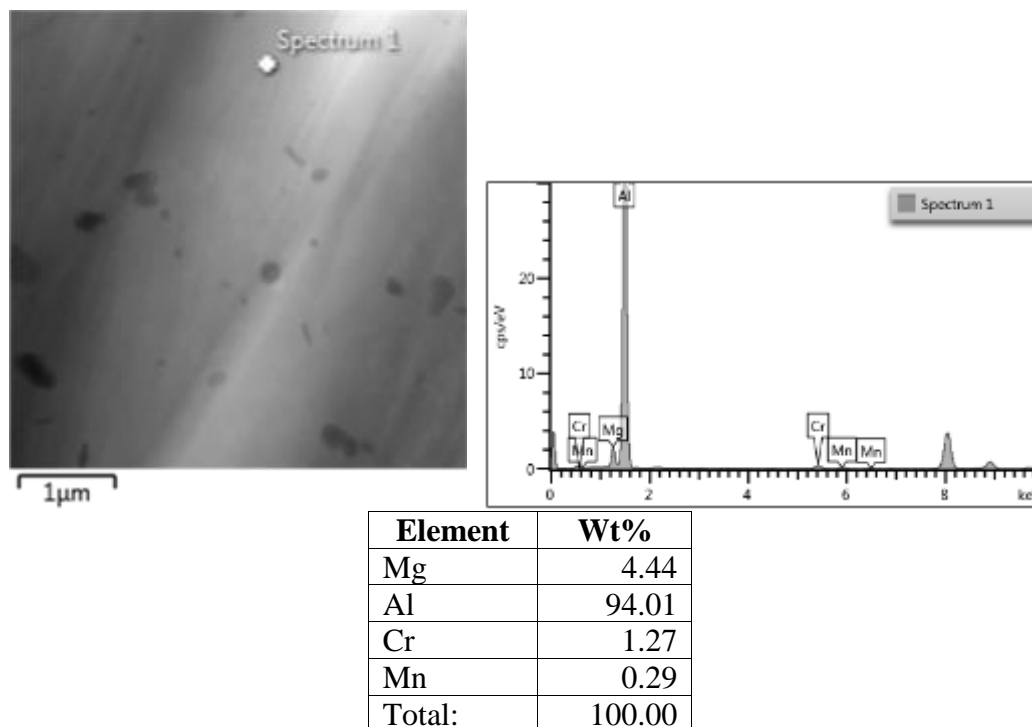


Εικόνα 112: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 όπου παρατηρούνται κάποιες υπερμεγέθεις μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.

Θα ακολουθήσει η μελέτη μέσω της φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς με σκοπό τον προσδιορισμό του είδους των παραπάνω μεσομεταλλικών ενώσεων.

Μελέτη EDS

Κατά τη μελέτη μέσω του ενσωματωμένου στο TEM EDS, διεξήχθησαν μόνο σημειακές (Point ID) αναλύσεις. Αρχικά παρατίθεται μία σημειακή ανάλυση σε ένα σημείο το οποίο παρουσιάζεται ελεύθερο μεσομεταλλικών ενώσεων.

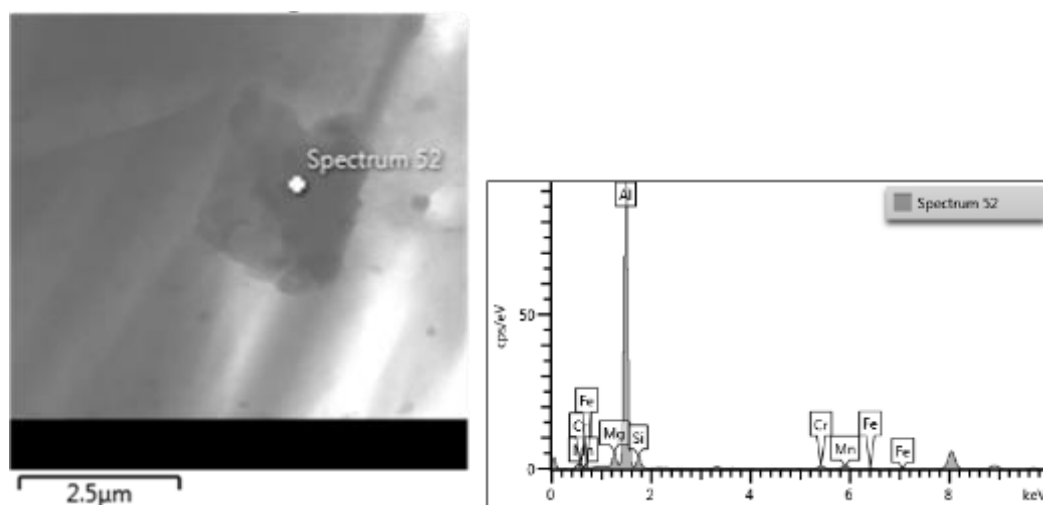


Εικόνα 113: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού του συγκολλημένου AA5083.

Εν προκειμένω παρατηρείται ότι τα ποσοστά Al και Mg είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά. Πρόκειται για το Mg το οποίο βρίσκεται στο στερεό διάλυμα. Δεν παρατηρείται κάποια ιδιαίτερη διαφορά σε σχέση με τις παρατηρήσεις από τη μελέτη στο SEM.

Εν συνεχεία, όπως και κατά τη μελέτη στο SEM, ακολούθησε η σημειακή ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ του AA5083-H111 με σκοπό τον προσδιορισμό αυτών. Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που παρατηρήθηκαν είχαν ποικίλα σχήματα και χρωματισμούς. Έγινε προσπάθεια μελέτης όλων των ειδών αυτών. Επίσης, έγινε προσπάθεια εντοπισμού διαφορών σε σύγκριση με τις αντίστοιχες κατά τη μελέτη στο SEM. Τα αποτελέσματα παρουσιάζονται αναλυτικά παρακάτω. Όπως και στην περίπτωση της μελέτης στο SEM παρατηρήθηκαν ραβδοειδείς και ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικές ενώσεις τόσο μικρές όσο και μεγαλύτερες σε μέγεθος. Με σκοπό την αποφυγή περιττών επαναλήψεων, παρατίθεται μία εικόνα (με την αντίστοιχη ανάλυσή της) για κάθε κατηγορία μεσομεταλλικής ένωσης. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι έχει γίνει πληθώρα αναλύσεων οι οποίες παρουσιάζονται στο Παράρτημα Α.1.

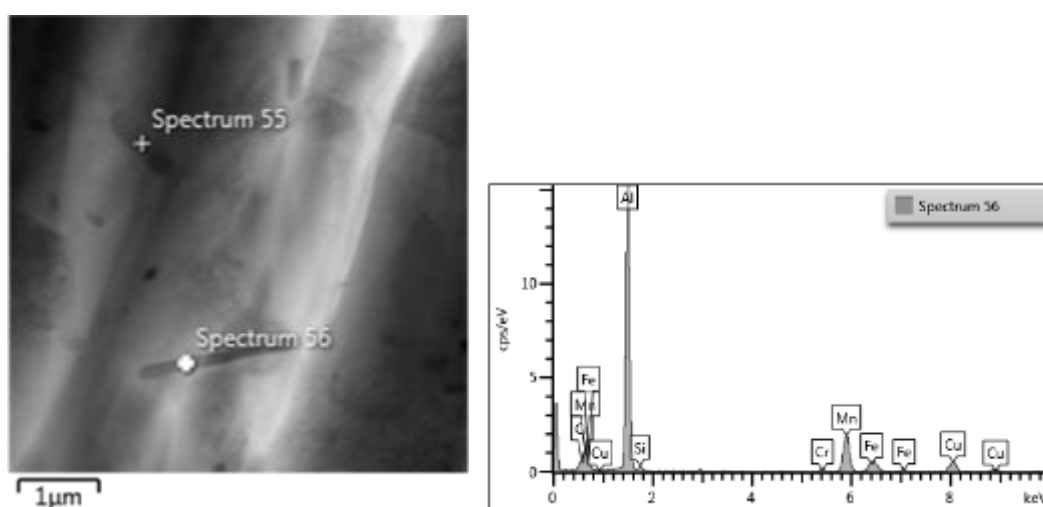
Στην Εικόνα 114 παρουσιάζεται μια μεσομεταλλική ένωση ακανόνιστου σχήματος. Πρόκειται για την αAl (Fe, Mn, Si) όπου ο σίδηρος έχει μερικώς αντικατασταθεί από το Cr.



Element	Wt%
Mg	4.49
Al	88.87
Si	3.98
Cr	1.28
Mn	1.19
Fe	0.19
Total:	100.00

Εικόνα 114: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Στην Εικόνα 115 αναλύεται μια ραβδοειδής μεσομεταλλική ένωση του τύπου αAl (Fe, Mn, Si) όπου ο σίδηρος έχει και πάλι μερικώς αντικατασταθεί από το Cr. Η ύπαρξη χαλκού μας οδηγεί να συμπεράνουμε ότι ίσως υπάρχουν ίχνη των μεσομεταλλικών Al_2Cu και Al_2CuMg . Το ποσοστό του οξυγόνου που παρατηρείται ίσως να οφείλεται στη δημιουργία οξειδίων λόγω της αντίδρασης με το οξυγόνο του ατμοσφαιρικού αέρα.

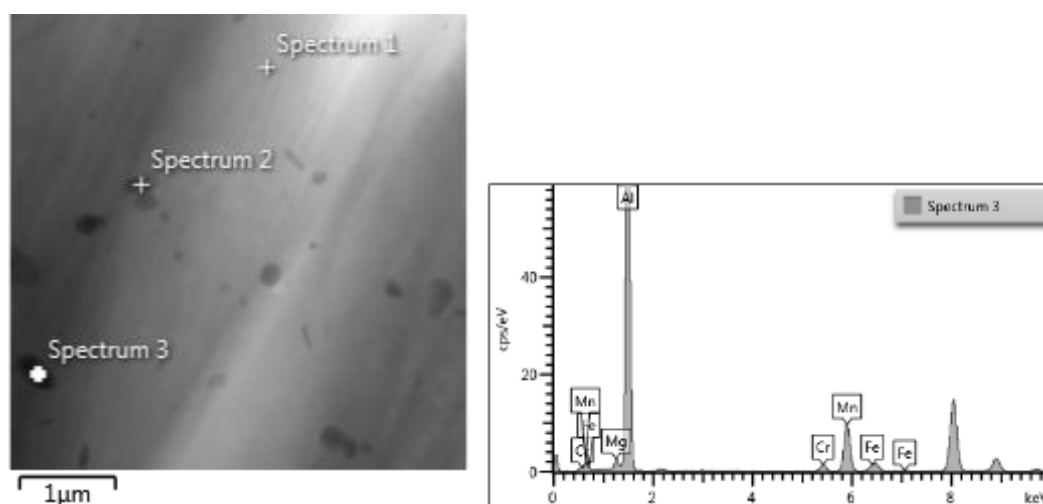


Element	Wt%
Al	71.91
Si	1.15
Cr	0.84
Mn	17.05
Fe	3.47
Cu	5.57
Total:	100.00

Εικόνα 115: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Εκτός των ανωτέρω, ταυτοποιήθηκαν και άλλου τύπου μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες παρουσιάζονται παρακάτω.

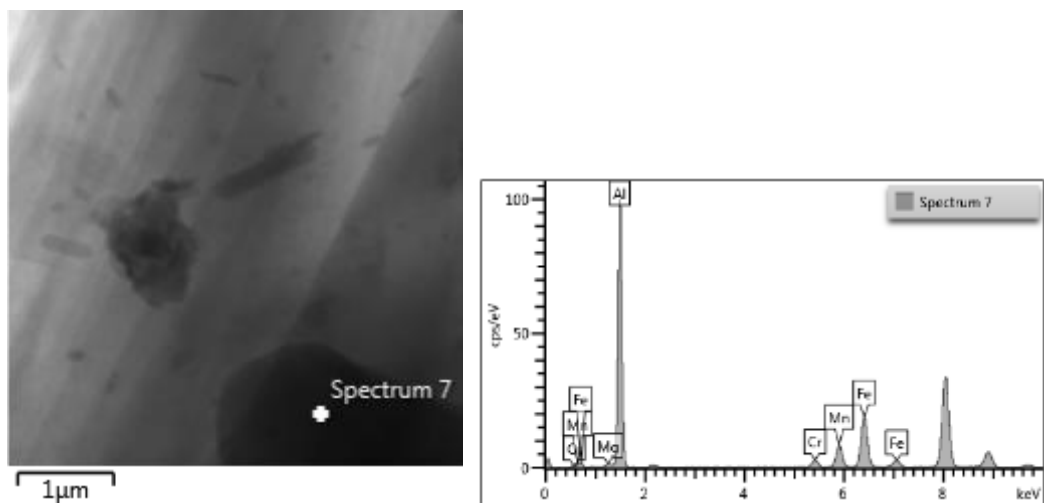
Η μεσομεταλλική ένωση ακανόνιστου σχήματος της Εικόνας 116 είναι του τύπου $Al_xFe_yMn_z$. Ο Fe έχει μπορεί να έχει μερικώς αντικατασταθεί από το Cr. Το Mg που παρατηρείται βρίσκεται στο στερεό διάλυμα.



Element	Wt%
Mg	1.55
Al	80.91
Cr	1.72
Mn	14.42
Fe	1.40
Total:	100.00

Εικόνα 116: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

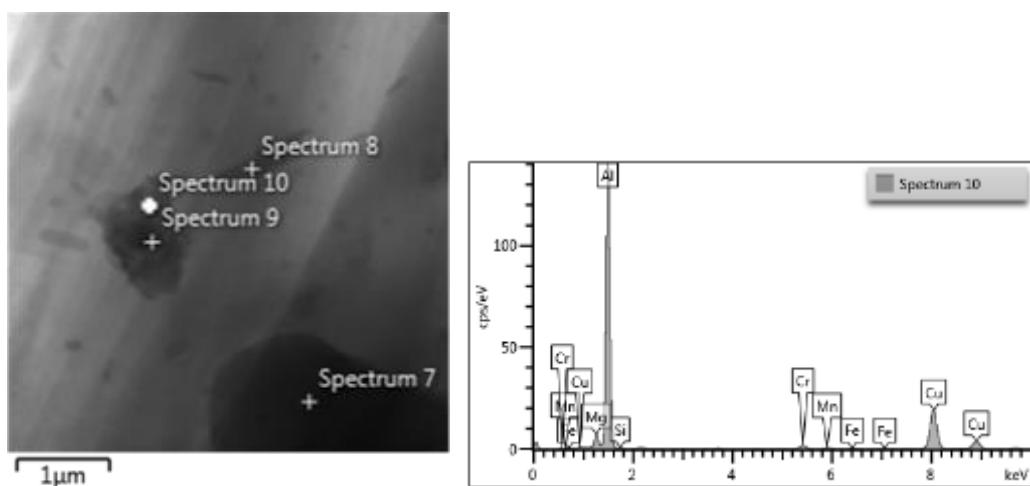
Η μεσομεταλλική ένωση της Εικόνας 117 είναι του τύπου $Al_xFe_yMn_z$. Χαρακτηρίζεται από το μεγαλύτερο μέγεθός της και από το αρκετά υψηλό ποσοστό σιδήρου.



Element	Wt%
Mg	0.61
Al	64.33
Cr	3.01
Mn	9.37
Fe	22.69
Total:	100.00

Εικόνα 117: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

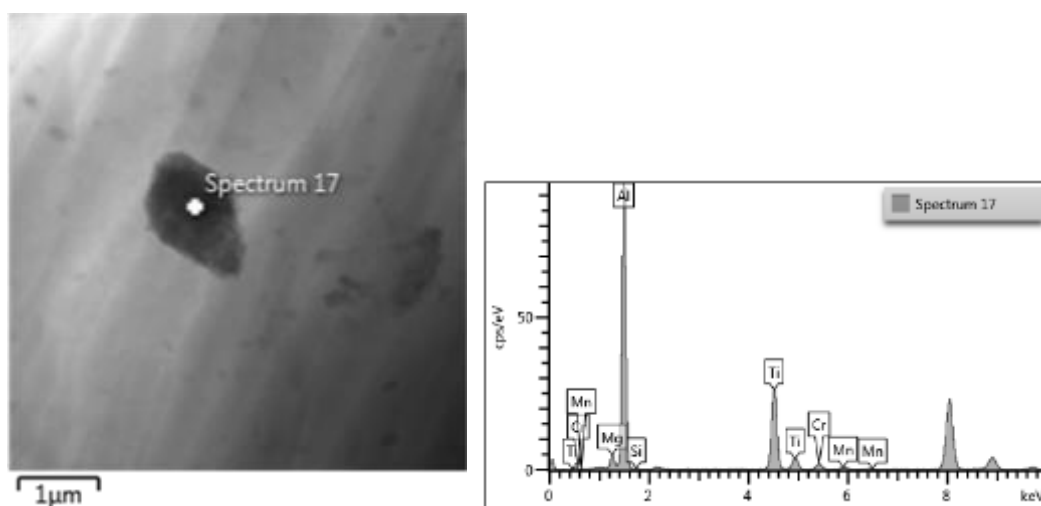
Η μεσομεταλλική ένωση της Εικόνας 118 χαρακτηρίζεται από το υψηλό ποσοστό χαλκού. Αυτό μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι πρόκειται είτε για την Al_2Cu είτε για την Al_2CuMg .



Element	Wt%
Mg	3.24
Al	71.91
Si	0.26
Cr	1.25
Mn	0.28
Fe	0.16
Cu	22.89
Total:	100.00

Εικόνα 118: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

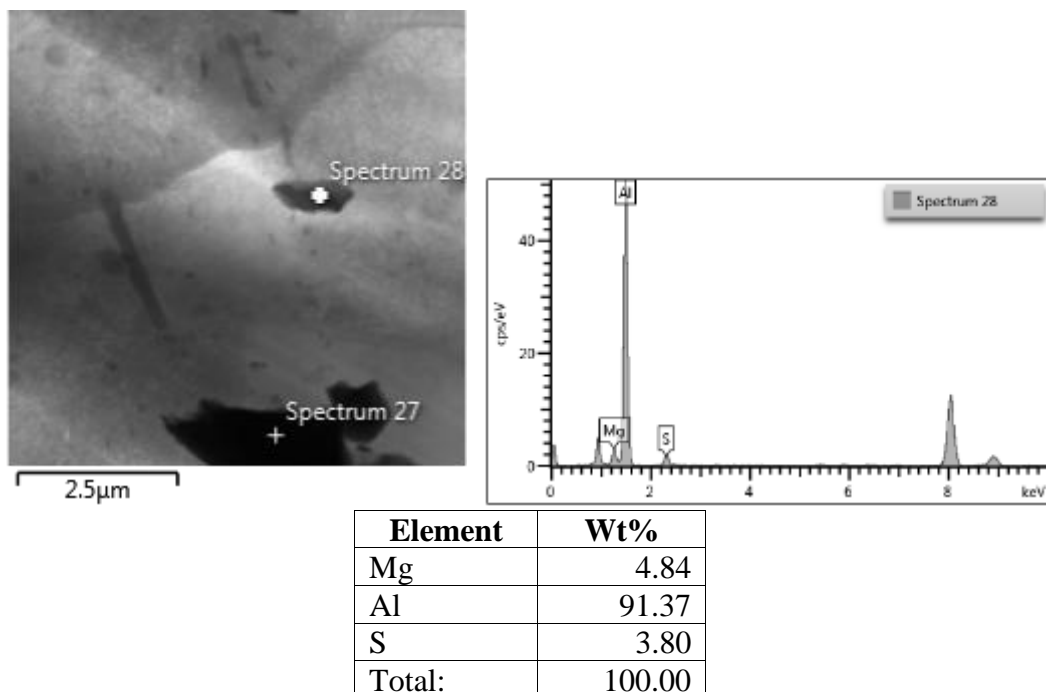
Η ευμεγέθης μεσομεταλλική ένωση της Εικόνας 119 χαρακτηρίζεται από το υψηλό ποσοστό τιτανίου. Αυτό μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι πρόκειται για κάποια από τις gamma TiAl, alpha 2-Ti₃Al, TiAl₃.



Element	Wt%
Mg	3.00
Al	64.93
Si	0.21
Ti	29.37
Cr	2.03
Mn	0.47
Total:	100.00

Εικόνα 119: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

Η μεσομεταλλική ένωση της Εικόνας 120 χαρακτηρίζεται από την παρουσία θείου. Δεν είναι κάποια από τις γνωστές μεσομεταλλικές ενώσεις του AA5083.



Εικόνα 120: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μίας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA5083.

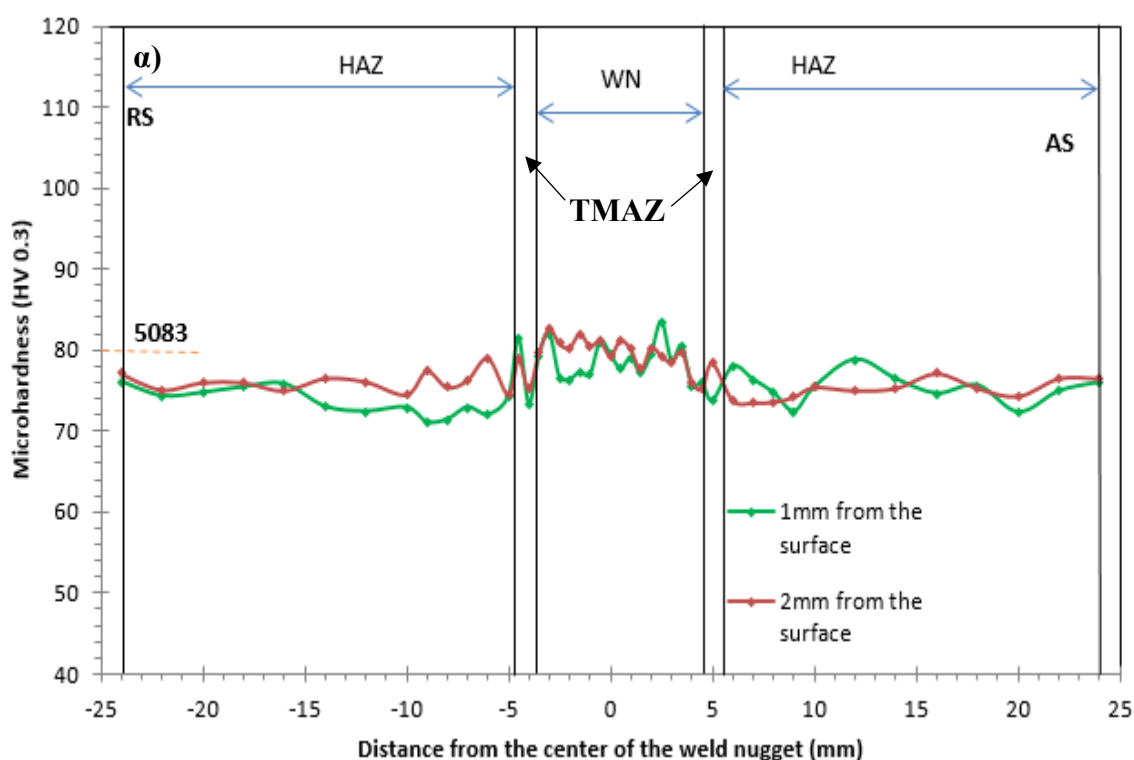
Η μεσομεταλλική ένωση της Εικόνας 121 έχει ραβδοειδή μορφή αλλά δεν εμφανίζει κάποια διαφοροποίηση στα ποσοστά των ουσιών που περιέχει σε σχέση με τις αντίστοιχες ακανόνιστου σχήματος. Είναι του τύπου $Al_xFe_yMn_z$. Ο Fe έχει μπορεί να έχει μερικώς αντικατασταθεί από το Cr. Το Mg που παρατηρείται βρίσκεται στο στερεό διάλυμα.

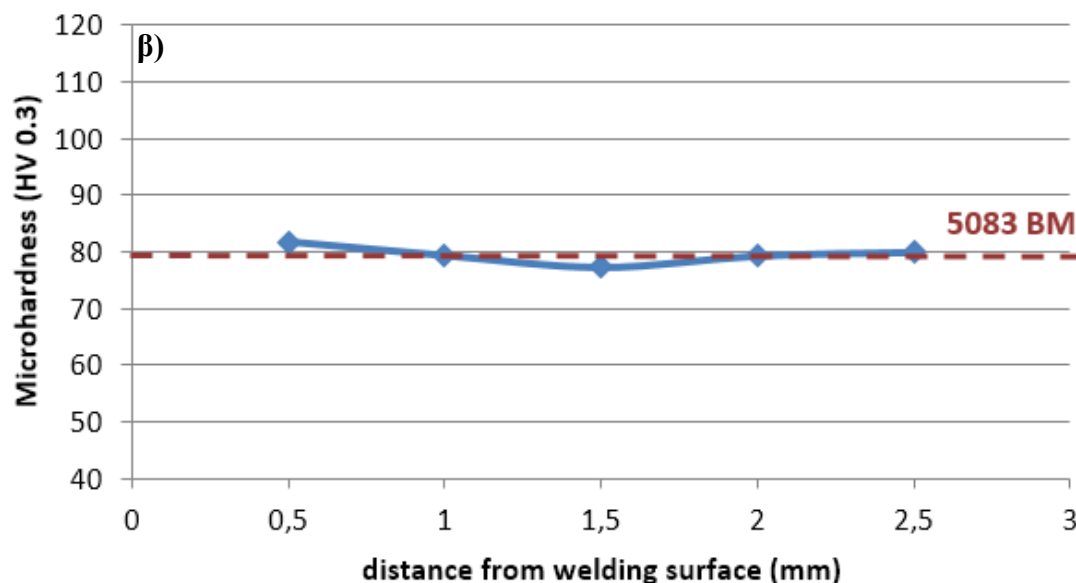
Συμπερασματικά και αναφορικά με τη σύγκριση με το μέταλλο βάσης, δεν παρατηρήθηκε η μεσομεταλλική Mg_2Al_3 . Επίσης, δεν παρατηρήθηκε ούτε κάποια άλλη πλούσια σε Mg μεσομεταλλική πάνω σε πλούσιες σε Mn μεσομεταλλικές όπως έγινε στην περίπτωση του MB. Τα σωματίδια β φάσης είναι πιθανό να διαλυτοποιήθηκαν κατά το θερμικό κύκλο της FSW. Τέλος, παρατηρήθηκε ότι το σχήμα ή το μέγεθος των μεσομεταλλικών ενώσεων δεν εξαρτάται από το είδος τους αφού τόσο οι αAl (Fe, Mn, Si) όσο και οι $Al_xFe_yMn_z$ παρουσιάζουν είτε ραβδοειδές είτε ακανόνιστο σχήμα. Επίσης, το μέγεθός τους ποικίλλει.

Η μελέτη θα συνεχιστεί με τον προσδιορισμό της κατανομής της μικροσκληρότητας αλλά και των μηχανικών ιδιοτήτων (μέσω των δοκιμών εφελκυσμού) της βέλτιστης συγκόλλησης.

Μικροσκληρομετρήσεις

Ο μέσος όρος της μικροσκληρότητας του μετάλλου βάσης AA5083-H111 μετρήθηκε στα ~80 HV0.3 και θα χρησιμοποιηθεί ως τιμή αναφοράς. Στην Εικόνα 121α παρουσιάζεται η διαμήκης κατανομή της μικροσκληρότητας για το συγκολλημένο δοκίμιο σε δύο διαφορετικές αποστάσεις (1 και 2 mm) από την επιφάνεια του περιουχενίου του εργαλείου. Αρχικά παρατηρείται μικρή πτώση της σκληρότητας στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Αυτό συμβαίνει λόγω της προσδιδόμενης θερμότητας από το εργαλείο η οποία έχει ως αποτέλεσμα τη μερική ανόπτηση του υλικού και συνεπακόλουθα τη μερική απαλοιφή των διαταραχών οι οποίες είχαν δημιουργηθεί κατά τη διαδικασία της ενδοτράχυνσης (H111). Από την άλλη, στον πυρήνα συγκόλλησης οι τιμές της μικροσκληρότητας παρουσιάζονται πολύ κοντά στα επίπεδα του μετάλλου βάσης (δηλαδή περίπου στα ~ 80 HV0.3). Αυτό οφείλεται στο μικρό μέγεθος των κόκκων στη συγκεκριμένη περιοχή, λόγω του οποίου, μέσω του κανόνα Hall-Petch ο οποίος ορίζει ότι η αντοχή ενός υλικού είναι αντιστρόφως ανάλογη του μεγέθους των κόκκων αυτού. Αυτό αντισταθμίζει την όποια μείωση λόγω ανόπτησης. Επίσης, όπως παρατηρήθηκε από τη μελέτη στο TEM, οι διαταραχές πολλαπλασιάζονται στο ΠΣ κάτι το οποίο επίσης συντελεί στη βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού στην περιοχή αυτή. Στην Εικόνα 121β παρουσιάζεται η κάθετη κατανομή της μικροσκληρότητας στο μέσο του ΠΣ. Παρατηρείται ομοιομορφία σε όλο το πάχος του δοκιμίου.





Εικόνα 121: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

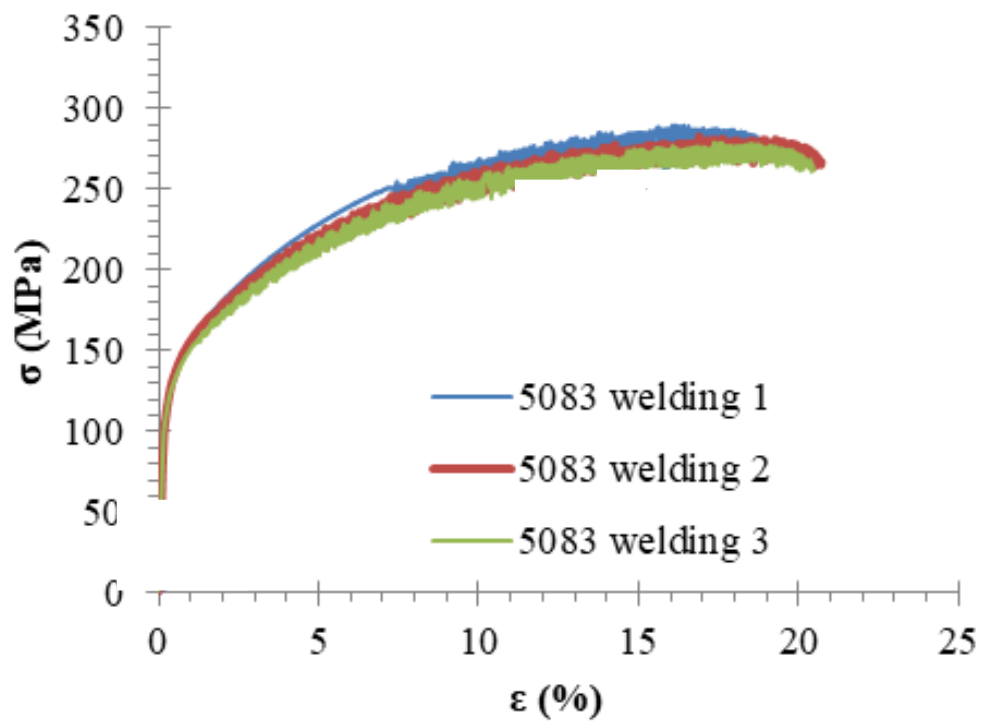
Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων σε εφελκυσμό των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

Για τη διασφάλιση της επαναληψιμότητας των αποτελεσμάτων και βάσει του προτύπου κατασκευάστηκαν τρία δοκίμια εφελκυσμού. Όλα τα δοκίμια έσπασαν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (βλ. Εικόνα 122) κάτι που ήταν αναμενόμενο καθώς, όπως παρουσιάστηκε στην προηγούμενη παράγραφο, αυτή ήταν η ζώνη με τη μικρότερη σκληρότητα. Στην Εικόνα 123 παρουσιάζονται οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία. Στον Πίνακα 16 παρουσιάζονται οι τιμές για τη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (Ultimate Tensile Strength - UTS), το όριο διαρροής (Yield Stress – YS), την επιμήκυνση (Elongation – E) καθώς και το μέτρο ελαστικότητας (Young’s Modulus – YM) τόσο για έκαστο δοκίμιο όσο και για τον μέσο όρο των τριών δοκιμίων καθώς και για το μέταλλο βάσης (όπως ελήφθησαν από τη βιβλιογραφία) για λόγους σύγκρισης. Η τυπική απόκλιση που παρουσιάζουν τα αποτελέσματα είναι μικρή, κάτι που επιβεβαιώνει την καλή επαναληψιμότητα. Συγκρίνοντας το μέσο όρο των μετρήσεων με τις αντίστοιχες τιμές του μετάλλου βάσης παρατηρείται μία πτώση σε όλα τα μεγέθη εκτός από αυτό της επιμήκυνσης. Αυτό ήταν αναμενόμενο καθώς η αποτακτική ανόπτηση που έλαβε χώρα είχε ως αποτέλεσμα τη μείωση της πυκνότητας των διαταραχών μέσα στο υλικό καθιστώντας το λιγότερο ανθεκτικό αλλά περισσότερο όλκιμο. Επίσης, πρέπει να σημειωθεί ότι οι καμπύλες σ - E μετά την ελαστική περιοχή εμφανίζουν οδοντωτή συμπεριφορά, ένα φαινόμενο που αποκαλείται “serrated yielding” ή “Portevin-Le Chatelier effect” και συναντάται σε κράματα αλουμινίου της σειράς 5XXX [160]. Είναι γενικά αποδεκτό ότι νέφη (clouds) διαλυμένων ατόμων (solute atoms) Mg εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών και είναι υπεύθυνα για την εξάρτηση του ρυθμού παραμόρφωσης από το “serrated yielding”. Κατά τη διάρκεια της δοκιμής εφελκυσμού η οδοντωτή αυτή ροή λαμβάνει χώρα μετά το όριο διαρροής, η τάση πέφτει και η «ένταση» της οδόντωσης αυξάνεται με την παραμόρφωση.



Εικόνα 122: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA5083 μετά τη θραύση τους.

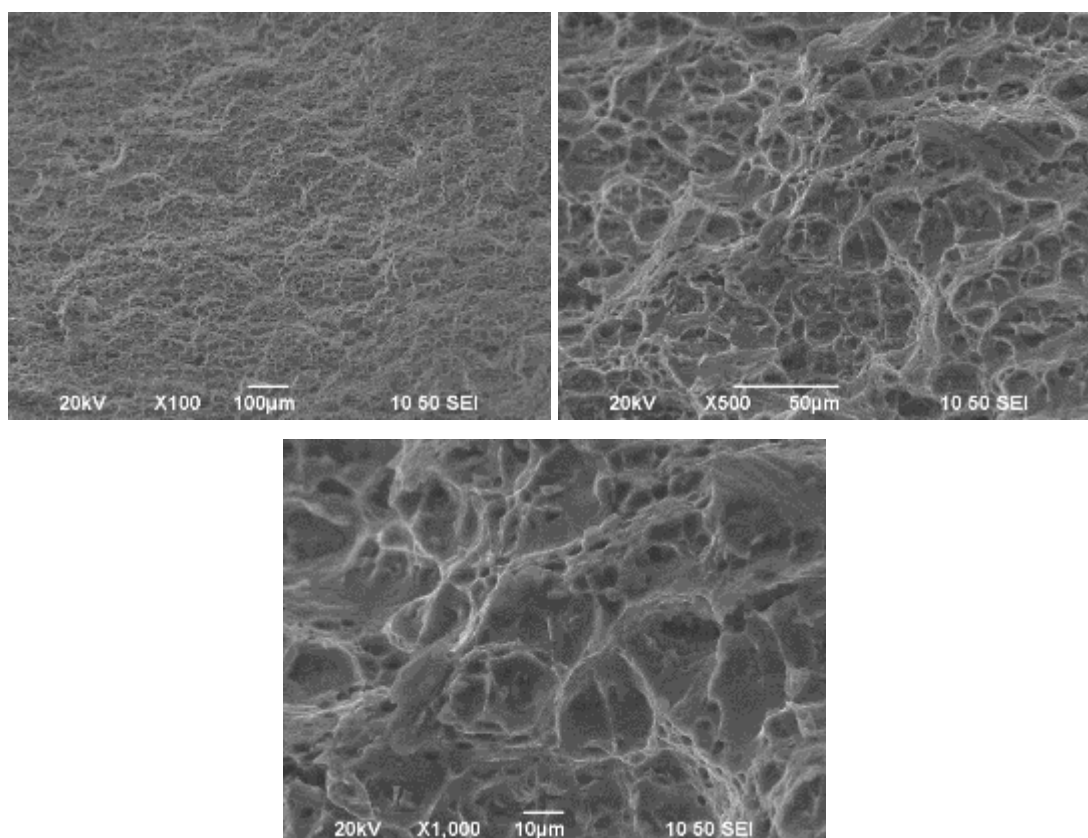


Εικόνα 123: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA5083.

Πίνακας 16: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για το MB και την FSW του AA5083.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
<u>No1</u>	67,12	142	287,87	19,70
<u>No2</u>	63,35	136	281,04	20,20
<u>No3</u>	61,68	127	279,04	21,60
<u>MO</u>	64,05 ± 3,1	135 ± 3,0	282,65 ± 5,6	20,50 ± 0,97
<u>MB</u>	70,3	190	300	16

Στην Εικόνα 124 παρουσιάζεται η θραυσιγενής επιφάνεια των δοκιμίων η οποία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



Εικόνα 124: Η θραυσιγενής επιφάνεια της FSW του AA5083 σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Γ.1.3 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΥΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΟΥ AA5083-H111 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ SiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης

Προηγούμενες χρονικά μελέτες (βλέπε Παράγραφο 1.1 μέρους Γ') καθώς και η βιβλιογραφία [161] οδήγησαν στο συμπέρασμα ότι, για να επιτευχθεί ομοιόμορφη κατανομή των σωματιδίων καρβιδίου του πυριτίου εντός του πυρήνα συγκόλλησης, έπρεπε να γίνουν δοκιμές με περισσότερα από ένα «πάσα» συγκόλλησης. Αφού λοιπόν προσδιορίστηκαν οι κατάλληλες συνθήκες συγκόλλησης χωρίς την προσθήκη νανοσωματιδίων έπρεπε να επιλεγούν νέες παράμετροι με αυξημένο αριθμό πάσων κατεργασίας δια τριβής με ανάδευση. Οι συνθήκες που επιλέχθηκαν παρουσιάζονται στον Πίνακα 17. Για να αποφευχθεί ένας μεγάλος αριθμός πειραμάτων αποφασίστηκε να χρησιμοποιηθούν παράμετροι που είχαν προκύψει ως βέλτιστες σε προηγούμενες χρονικά μελέτες (βλέπε Παράγραφο Γ.1.1). Οι εν λόγω βέλτιστες παράμετροι είχαν προκύψει από μία πληθώρα πειραμάτων, οι συνθήκες των οποίων είχαν καθοριστεί με τη μέθοδο Taguchi. Επίσης, στις εν λόγω προηγούμενες χρονικά μελέτες είχε επίσης ερευνηθεί η χρήση περισσότερων των τριών πάσων και δεν είχε διαπιστωθεί καμία βελτίωση σε σχέση με τις αντίστοιχες συγκολλήσεις με τρία πάσα. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα να αποφασιστεί ο μέγιστος αριθμός πάσων να μην υπερβαίνει τον αριθμό 3, επίσης με σκοπό την αποφυγή ενός μεγάλου αριθμού πειραμάτων. Τέλος, πρέπει να καταστεί σαφές ότι οι όροι «βέλτιστη συγκόλληση» και «βέλτιστες συνθήκες» αναφέρονται σε ό,τι μπορούσε να επιτευχθεί κάνοντας χρήση της μηχανής συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση του ENT. Ενδεχομένως, μια έταιρη μηχανή με μεγαλύτερη ευελιξία ως προς τις ταχύτητες περιστροφής και πρόωσης που θα μπορούσε να αναπτύξει, να έδινε διαφορετικές βέλτιστες συνθήκες.

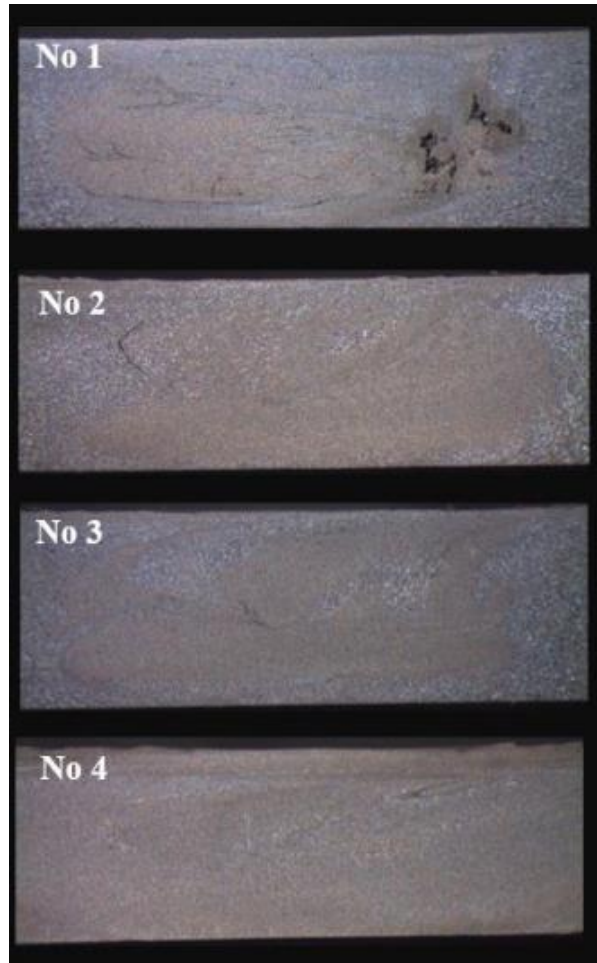
Πίνακας 17: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής - ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης - v (mm/min)	Κλίση εργαλείου ($^{\circ}$)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων *
N _o 1 (SiC)	750	85	3	0.113	2 (+-)
N _o 2 (SiC)	1180	85	3	0.072	3 (+++)
N _o 3 (SiC)	1500	85	3	0.056	3 (++-)
N _o 4 (SiC)	1500	19	3	0.013	3 (++-)

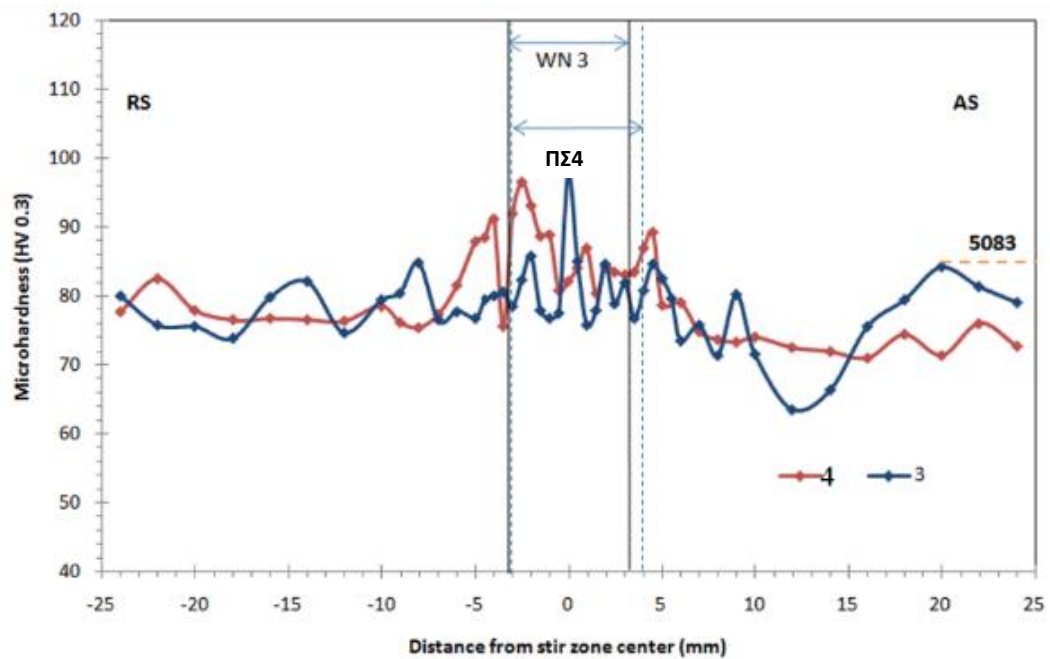
* Το σύμβολο + σημαίνει ότι κατά το πάσο τα διανύσματα των ταχυτήτων περιστροφής και πρόωσης ήταν ομόρροπα ενώ το σύμβολο - σημαίνει ότι τα εν λόγω διανύσματα ήταν αντίρροπα.

Μελέτη στο οπτικό στερεοσκόπιο

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι πραγματοποιήθηκε πλήθος εγκάρσιων τομών σε κάθε συγκόλληση ώστε να είμαστε σίγουροι για την επαναληψιμότητα των αποτελεσμάτων. Στην Εικόνα 125 παρατίθενται οι πιο χαρακτηριστικές μακρογραφίες κάθε περίπτωσης. Παρατηρούνται τα ακόλουθα. Η συγκόλλησης N° 1 χαρακτηρίζεται από έντονη συσσωμάτωση στην άκρη του πυρήνα συγκόλλησης, λόγω του γεγονός ότι η ταχύτητα περιστροφής και ο αριθμός των πάσων είναι σχετικά χαμηλά. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα ο λόγος συγκόλλησης να είναι σχετικά υψηλό και άρα η πρόσδοση θερμότητας να είναι περιορισμένη. Οι συγκολλήσεις N° 2 και N° 3 παρουσιάζουν καλύτερη κατανομή σωματιδίων, λόγω του μικρότερου λόγου συγκόλλησης, αλλά παρατηρείται ακόμη κάποια συσσωμάτωση (περιοχές με πιο σκούρο χρώμα). Εξαιτίας αυτού αποφασίστηκε να ελαχιστοποιηθεί ο λόγος της συγκόλλησης. Ως αποτέλεσμα, πραγματοποίησαν τη συγκόλληση N° 4 χρησιμοποιώντας τη μέγιστη ταχύτητα περιστροφής (1500RPM) και την ελάχιστη ταχύτητα πρόωσης (19mm / min) που η μηχανή FSW του ENT μπορούσε να παρέχει. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα την επίτευξη συγκόλλησης η οποία παρουσιάζει ομοιογενή πυρήνα και απουσία νανοσωματιδιακής συσσωμάτωσης. Καθώς όμως δεν καθίσταται δυνατός ο προσδιορισμός του βέλτιστου δοκιμίου με σιγουριά μόνο από τη μελέτη των εικόνων του οπτικού στερεοσκοπίου, αποφασίστηκε να πραγματοποιηθούν επιπρόσθετες μετρήσεις της διαμήκουσ μικροσκληρότητας των συγκολλήσεων N° 3 και N° 4 σε απόσταση 1 mm κάτω από την επιφάνεια του περιαιχενίου του εργαλείου, προκειμένου να καθοριστεί το βέλτιστο από τα δύο. Οι εν λόγω μετρήσεις παρουσιάζονται στην Εικόνα 126 όπου η μπλε γραμμή αντιστοιχεί στο N° 3 ενώ η κόκκινη αντιστοιχεί στο N° 4. Είναι προφανές ότι η συγκόλληση N° 4 παρουσιάζει συνολικά υψηλότερη και πιο ομοιογενή κατανομή μικροσκληρότητας, κάτι που είναι σε συμφωνία με τις προαναφερθέντες στερεοσκοπικές παρατηρήσεις. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί και ότι ο πυρήνας συγκόλλησης του δείγματος N° 4 είναι μορφολογικά παρόμοιος με τον αντίστοιχο του μη ενισχυμένου δείγματος (βλέπε Εικόνα 101α), κάτι που υποδεικνύει την πολύ καλή κατανομή των νανοσωματιδίων εντός αυτού.



Εικόνα 125: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

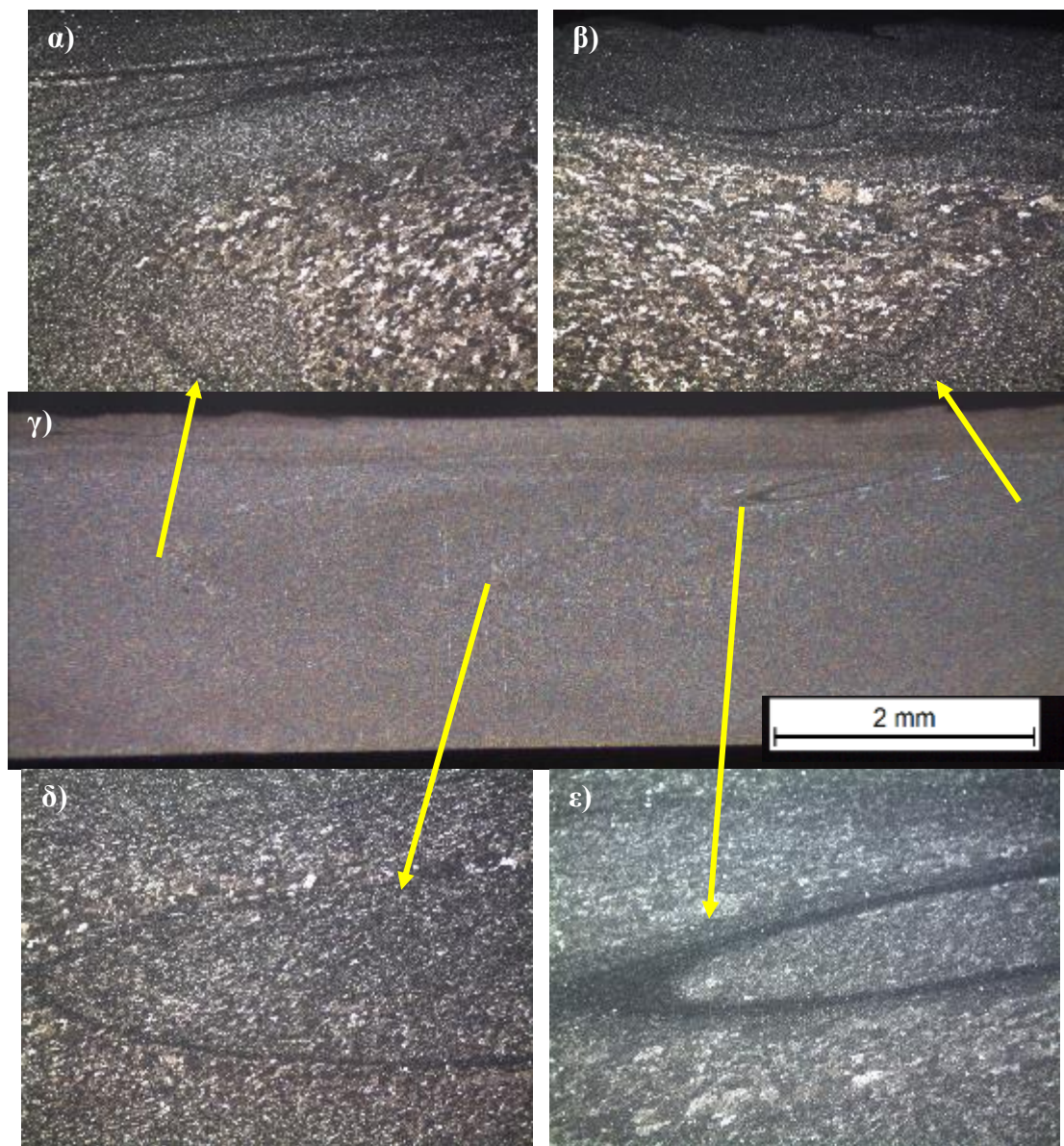


Εικόνα 126: Συγκριτικό διάγραμμα των οριζοντίων κατανομών μικροσκληρότητας των πειραμάτων N° 3 και N° 4.

Μετά τα παραπάνω μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα ότι ο χαμηλός λόγος συγκόλλησης (το οποίο προκύπτει ως ο συνδυασμός της υψηλής ταχύτητας περιστροφής με τη χαμηλή ταχύτητα πρόωσης) σε συνδυασμό με ένα σχετικά υψηλό αριθμό πάσων κατεργασίας ευνοεί την ομοιόμορφη διασπορά των νανοσωματιδίων στον πυρήνα.

Οπτική μικροσκοπία

Μετά τον προσδιορισμό της βέλτιστης συγκόλλησης με ενίσχυση SiC ακολούθησε η μελέτη αυτής μέσω του οπτικού μικροσκοπίου. Αρχικά επιβεβαιώθηκε η καλή ανάμειξη των σωματιδίων SiC και η έλλειψη συσσωματώσεων που είχε αναφερθεί και κατά την παρατήρηση των μακρογραφιών. Επίσης παρατηρήθηκαν περιοχές σκουρότερου χρώματος οι οποίες πιθανολογείται ότι είναι πλούσιες σε νανοσωματίδια καρβιδίου του πυριτίου. Αυτό θα αποσαφηνιστεί στην εκτενή μελέτη μέσω των ηλεκτρονικών μικροσκοπίων η οποία ακολουθεί. Κατά τα άλλα δεν παρατηρείται κάτι διαφορετικό σε σχέση με την περίπτωση της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης καθώς και εδώ το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης είναι έντονο. Οι κόκκοι στον πυρήνα συγκόλλησης έχουν μικρό μέγεθος και είναι ισοαξονικοί ενώ στην TMAZ είναι επιμηκυμένοι και να έχουν αποκτήσει συγκεκριμένο προσανατολισμό. Στο στάδιο αυτό, επίσης μετρήθηκε το μέγεθος των ανακρυσταλλομένων κόκκων του πυρήνα αυτής (βλ. Εικόνα 127 και Πίνακα 18).



Εικόνα 127: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC, α, β) το flow arm, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) το κέντρο του πυρήνα συγκόλλησης, μεγέθυνση x100, ε) λεπτομέρεια κοντά στην επιφάνεια περιανυχνίου, μεγέθυνση x200.

Πίνακας 18: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA5083-H111 με και χωρίς ενίσχυση SiC.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
FSW - SiC	5.3±2.0
FSW	6.6 ± 2,5
Μέταλλο βάσης	26 ± 4,3

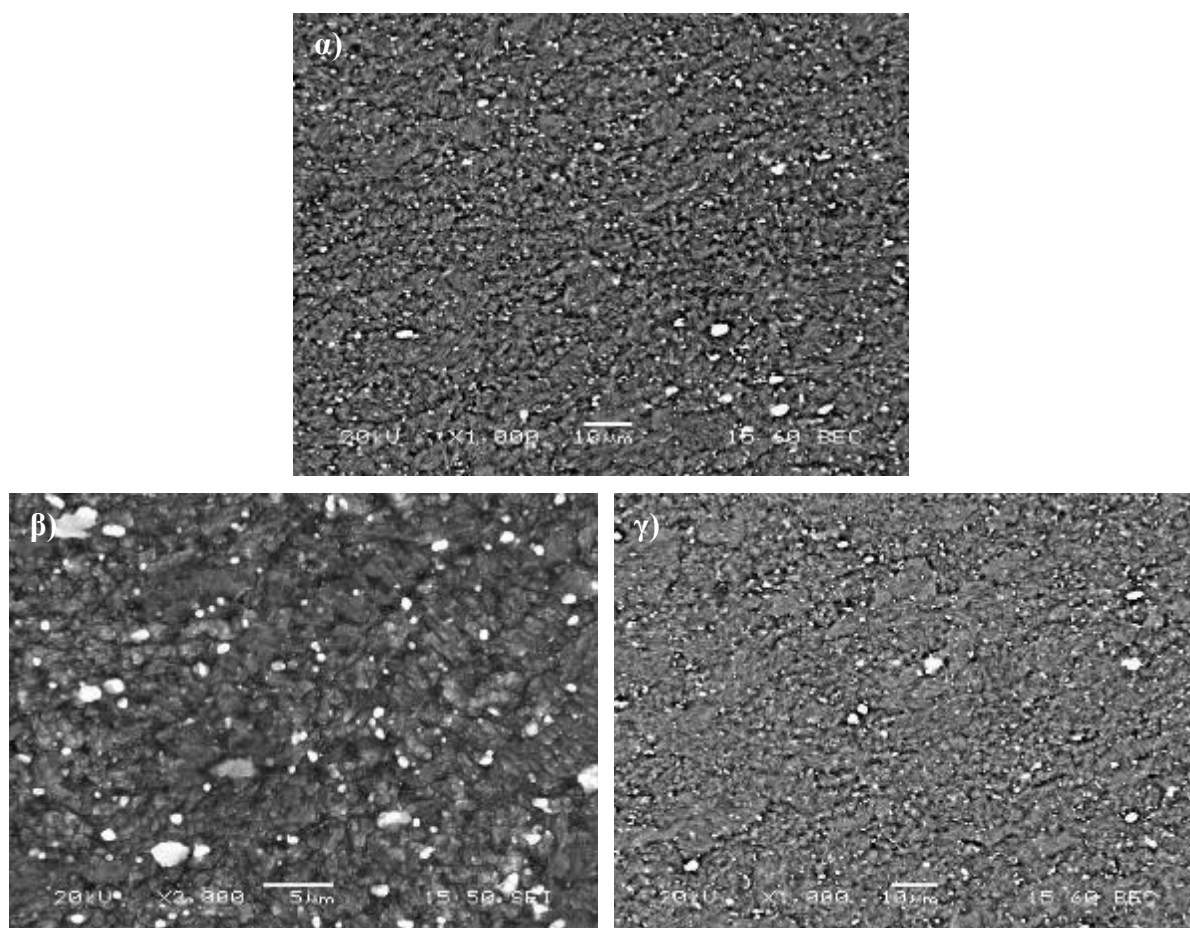
Η περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων του πυρήνα της συγκόλλησης με ενίσχυση SiC σε σύγκριση με τον πυρήνα της μη ενισχυμένης συγκόλλησης μπορεί να οφείλεται, σύμφωνα

με τη βιβλιογραφία [162,163] στην πυρηνοποίηση από την ύπαρξη νανοσωματιδίων στα όρια των κόκκων (boundary pinning). Παρά τα παραπάνω, πρέπει να επισημανθεί ότι αυτή η μείωση βρίσκεται εντός των ορίων του σφάλματος μέτρησης και ότι εν προκειμένω δεν μπορεί να αντληθεί κάποιο ισχυρό συμπέρασμα αναφορικά με την πυρηνοποίηση στα όρια των κόκκων.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης εστιάστηκε στον πυρήνα συγκόλλησης, όπως αναφέρθηκε και στην Παράγραφο Γ.1.1, καθώς, λόγω της φύσεως της μεθόδου, τα νανοσωματίδια συγκεντρώνονται σε αυτή τη ζώνη αποκλειστικά.

Στην Εικόνα 128 παρουσιάζονται χαρακτηριστικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων του ΠΣ του AA5083-H111 με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του πυρηντίου (Silicon Carbide – SiC).



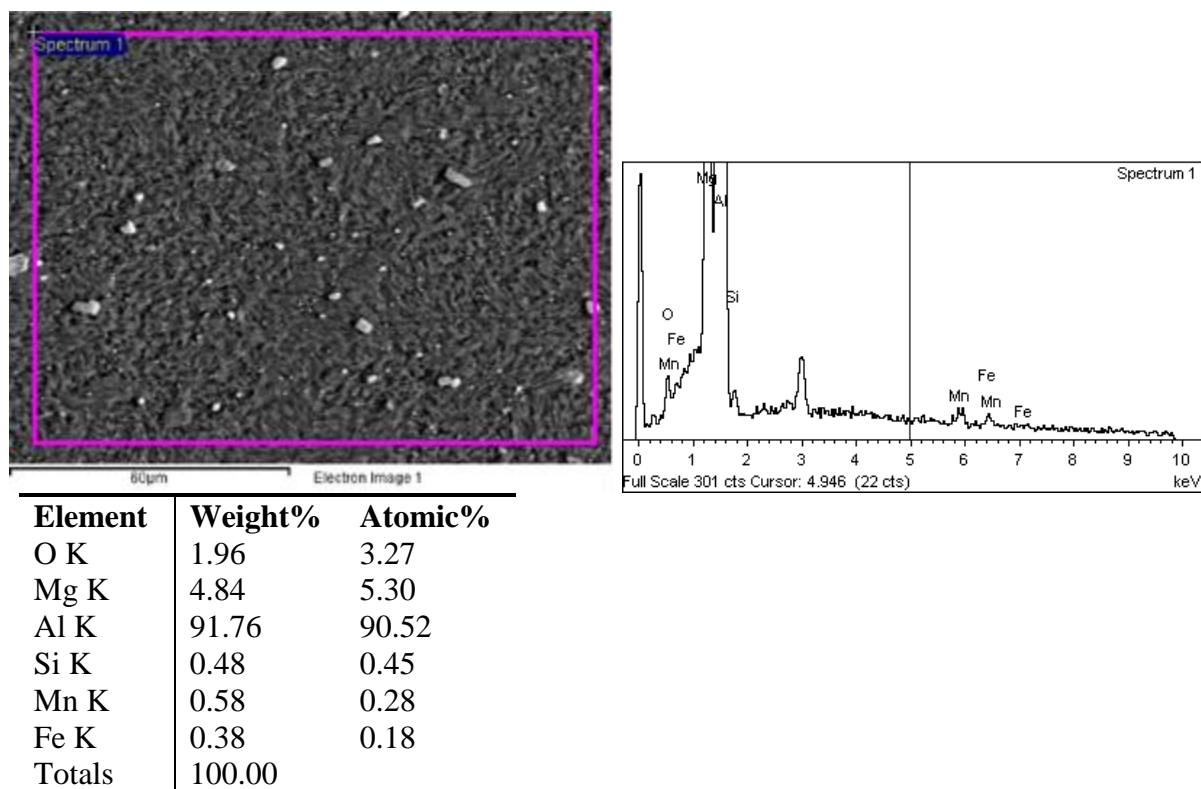
Εικόνα 128: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA5083-H111 με ενίσχυση SiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Η ανάδευση του υλικού είναι, όπως και στην περίπτωση της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση, πολύ καλή και χωρίς σφάλματα. Η περιοχή του ΠΣ είναι πυκνότερη μεσομεταλλικών ενώσεων (περιοχές διαφορετικού χρώματος) σε σύγκριση με τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση. Επίσης,

δεν παρατηρούνται συσσωματώματα νανοσωματιδίων SiC, ακόμη και σε υψηλότερη μεγέθυνση (x3500). Αυτό το γεγονός υποδεικνύει την πολύ καλή ανάδευση που υπέστησαν τα εν λόγω σωματίδια. Τέλος, παρατηρείται ότι κατά τη χρήση backscattered electrons δε λαμβάνεται κάποια περαιτέρω πληροφορία. Η περιοχή θα μελετηθεί περαιτέρω μέσω της ανάλυσης EDS προκειμένου να επιβεβαιωθεί η ύπαρξη SiC καθώς και προκειμένου να διαπιστωθεί κάποια ενδεχόμενη μεταβολή των μεσομεταλλικών ενώσεων.

Μελέτη EDS

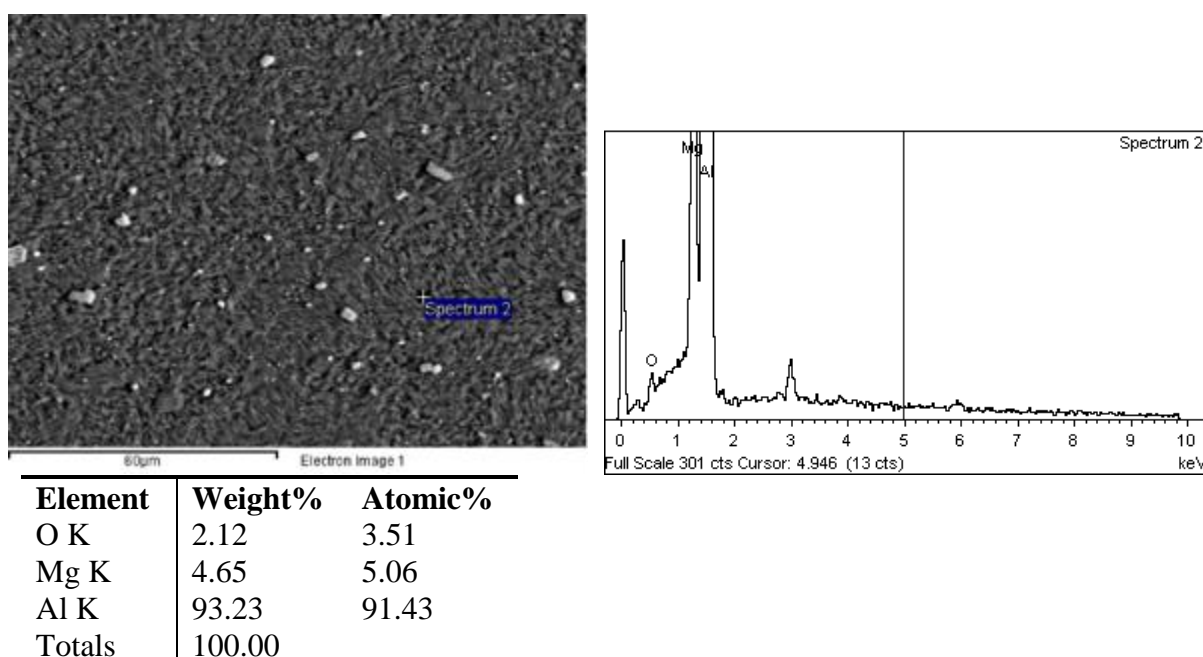
Αρχικά έλαβε χώρα η χαρτογράφηση μιας εκτεταμένης περιοχής, (βλ. ενδεικτικά Εικόνα 129) προκειμένου να διαπιστωθεί η ύπαρξη SiC.



Εικόνα 129: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

Στην ανάλυση της Εικόνας 129, η οποία αφορά το σύνολο του υλικού στον ΠΣ, παρατηρούνται τα αναμενόμενα ποσοστά των κραματικών στοιχείων του AA5083. Σε αυτό σημείο πρέπει να τονιστεί ότι σε κάθε περίπτωση ανάλυσης EDS όπου παρατηρείται υψηλό ποσοστό οξυγόνου, αυτό ενδεχομένως να οφείλεται στην οξείδωση που υπέστη το υλικό από τον ατμοσφαιρικό αέρα. Η χαρτογράφηση EDS (mapping) μιας μεγάλης περιοχής του πυρήνα συγκόλλησης (Εικόνα 129) παρουσιάζει ποσοστό πυριτίου κατά βάρος σχεδόν 0,5%. Αυτό μπορεί να φαντάζει μικρό αλλά αν λάβουμε υπ' όψιν μας το σχετικά μικρό κλασμα όγκου (ποσοστό του όγκου των σωματιδίων προς τον όγκο του πυρήνα συγκόλλησης), αυτό αποτελεί μια πολύ σημαντική ένδειξη της ύπαρξης SiC στην εν λόγω περιοχή. Αυτό το ποσοστό είναι μεγαλύτερο από το ονομαστικό 0,37% του μετάλλου βάσης (βλ. Παράγραφο 1.1 του μέρους Γ') το οποίο δεν ανιχνεύεται καν κατά την ανάλυση EDS του μετάλλου βάσης όπως μπορεί να παρατηρηθεί και στις Εικόνες 90 και 91. Επίσης, τα ποσοστά των υπόλοιπων κραματικών στοιχείων είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά (βλ. Παράγραφο 1.1 του μέρους Γ') κάτι που δεν ισχύει για το

ποσοστό πυριτίου. Το σχετικά υψηλό ποσοστό πυριτίου γίνεται περισσότερο εμφανές στη δεύτερη ανάλυση όπου δεν ανιχνεύονται άλλα κραματικά στοιχεία εκτός από το μαγνήσιο του στερεού διαλύματος και το οξυγόνο από την οξείδωση από τον ατμοσφαιρικό αέρα. Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι στον πυρήνα συγκόλλησης δε βρέθηκαν περιοχές πλούσιες σε SiC, κάτι που υποδηλώνει την ομοιόμορφη κατανομή των νανοσωματιδίων του SiC στην περιοχή. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι, την προαναφερθείσα χαρτογράφηση του πυρήνα ακολούθησε πληθώρα σημειακών αναλύσεων με σκοπό τον εντοπισμό περιοχών πλούσιων σε πυρίτιο, κάτι το οποίο θα μαρτυρούσε την ύπαρξη συσσωματωμάτων. Παρά το μεγάλο αριθμό των εν λόγω αναλύσεων σε όλο του εύρος του ΠΣ, δεν παρατηρήθηκε κάποια ζώνη πλούσια σε πυρίτιο, κάτι το οποίο υποδεικνύει την πολύ καλή ανάμειξη που υπέστησαν τα νανοσωματίδια μέσα στο μητρικό υλικό. Ενδεικτικά παρατίθεται η ανάλυση της Εικόνας 130 όπου παρατηρήθηκε ότι τα ποσοστά Al και Mg είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά. Το Mg που ανιχνεύεται βρίσκεται στο στερεό διάλυμα.



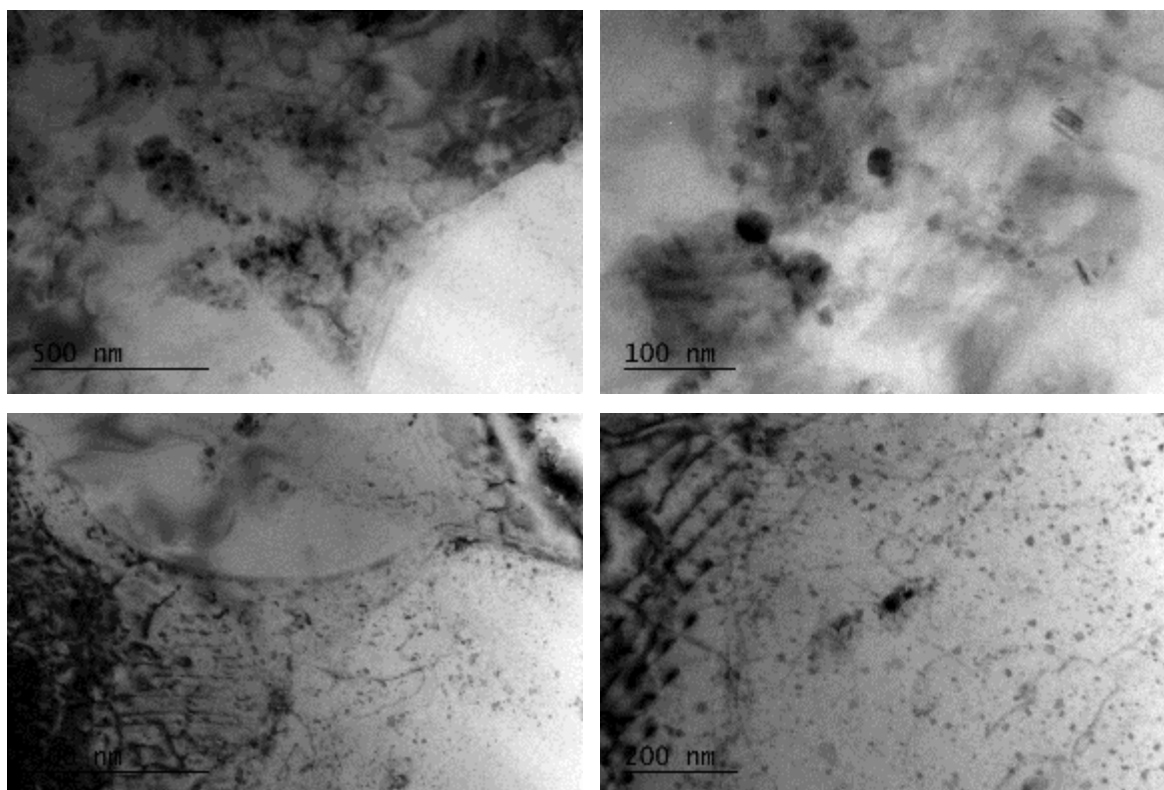
Εικόνα 130: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

Τέλος, πραγματοποιήθηκε ενδελεχής μελέτη μέσω EDS των μεσομεταλλικών ενώσεων στον ΠΣ του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου (η εν λόγω μελέτη παρουσιάζεται στο Παράρτημα Α.1 της εν λόγω διατριβής) χωρίς όμως να παρατηρηθεί κάποια διαφορά σε σχέση με τις αντίστοιχες του ΠΣ του μη ενισχυμένου συγκολλημένου δοκιμίου. Αυτό υποδεικνύει ότι το SiC δεν αντιδρά με το υλικό της μήτρας, κάτι το οποίο θα μελετηθεί περαιτέρω μέσω του TEM.

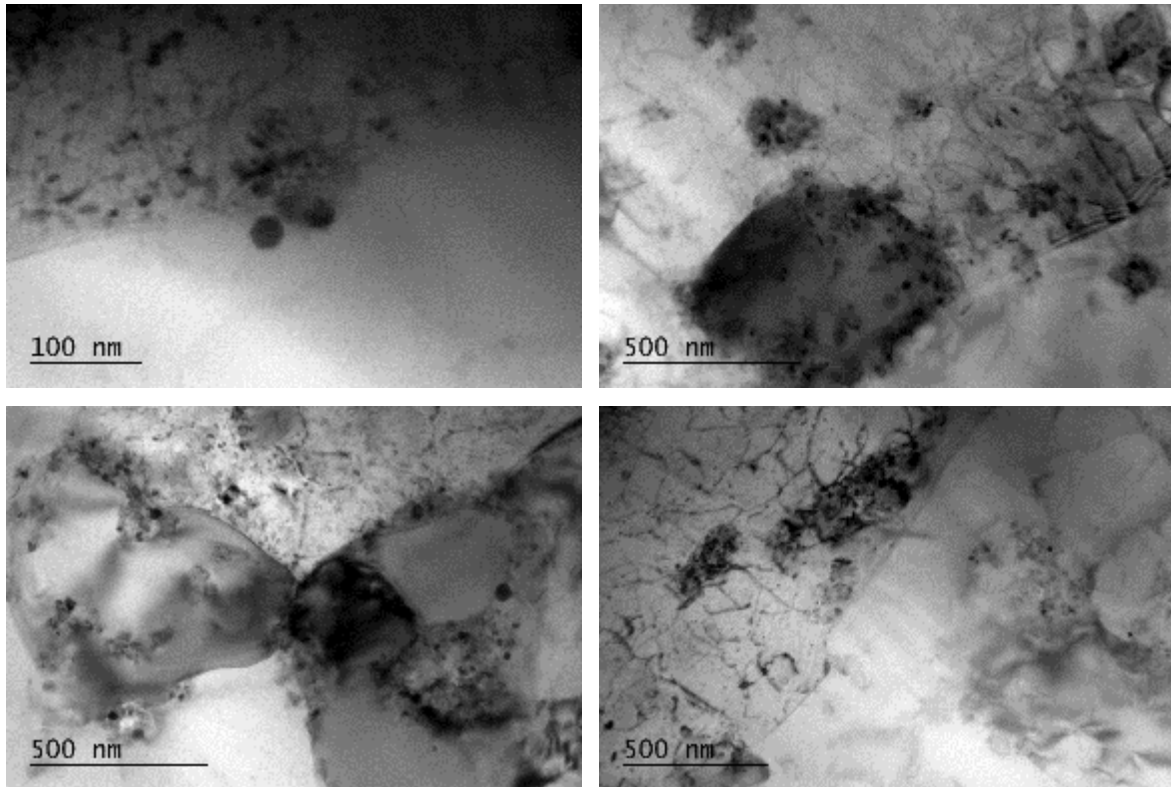
Συμπερασματικά, κατά τη μελέτη στο SEM και το EDS παρατηρήθηκε πολύ καλή διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του ΠΣ και απουσία συσσωματωμάτων. Επίσης, παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη νανοσωματιδίων δεν επηρέασε τις μεσομεταλλικές ενώσεις σε σχέση με τη συγκόλληση χωρίς νανοσωματίδια.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

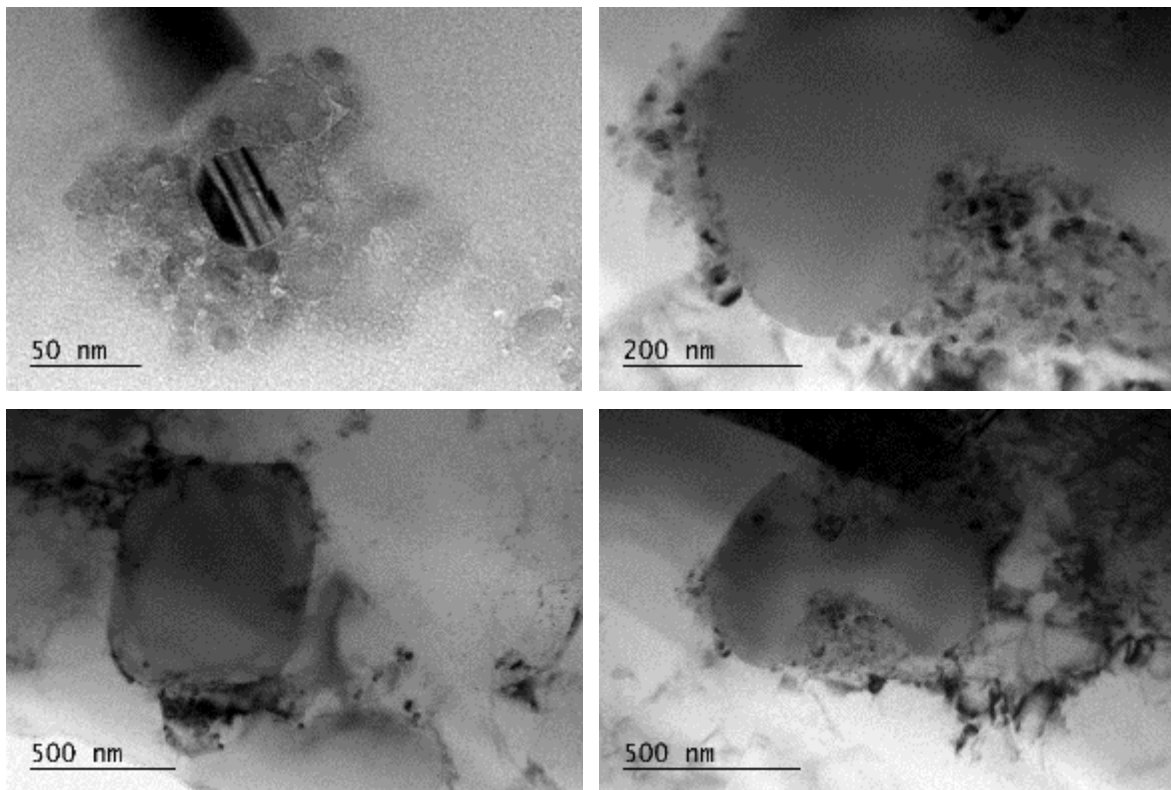
Η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης εστιάστηκε, όπως και στην περίπτωση της μελέτης μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης, στον ΠΣ. Επίσης, στόχος της εν λόγω μελέτης ήταν ο εντοπισμός των νανοσωματιδίων καθώς και των περιοχών στις οποίες αυτά συγκεντρώνονται, καθώς αυτά δε διακρίνονται ούτε με μεθόδους οπτικής μικροσκοπίας αλλά ούτε και μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης. Στην Εικόνα 131 παρατηρείται διασκορπισμός των νανοσωματιδίων στο εσωτερικό των κόκκων ενώ στην Εικόνα 132 παρατηρείται συγκέντρωση των νανοσωματιδίων στο εσωτερικό ορισμένων κόκκων ενώ στους γειτονικούς τους δεν παρατηρούνται σωματίδια. Στην Εικόνα 133 παρατηρείται ελαφρά συσσωμάτωση των νανοσωματιδίων SiC γύρω από ευμεγέθεις μεσομεταλλικές ενώσεις. Συμπεραίνεται ότι η διασπορά των σωματιδίων δεν ακολουθεί κάποια συγκεκριμένη κατανομή (π.χ. να συγκεντρώνονται στα όρια των κόκκων) αλλά διασπείρονται τυχαία μέσα στη ζώνη ανάδευσης. Επίσης, η κατανομή των διαταραχών εντός του πυρήνα συγκόλλησης δε φαίνεται να έχει επηρεαστεί από την προσθήκη των νανοσωματιδίων αφού είναι παρόμοια με την αντίστοιχη του πυρήνα της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση.



Εικόνα 131: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

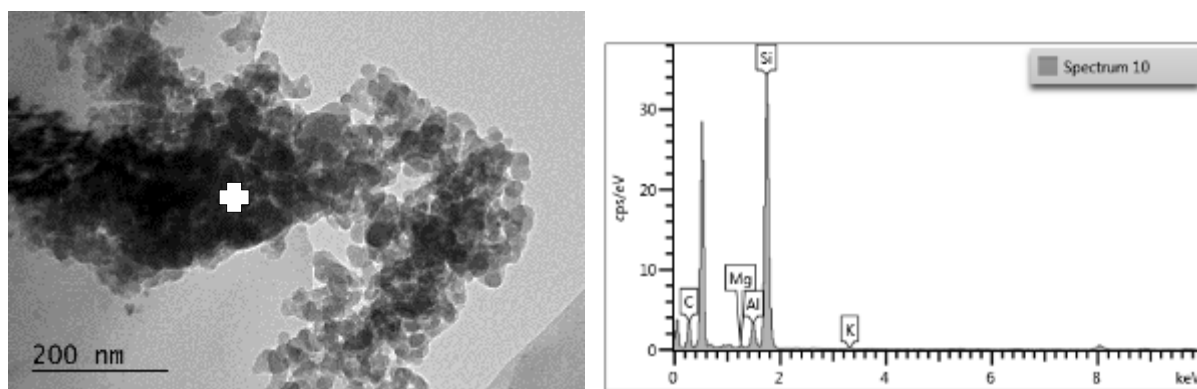


Εικόνα 132: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



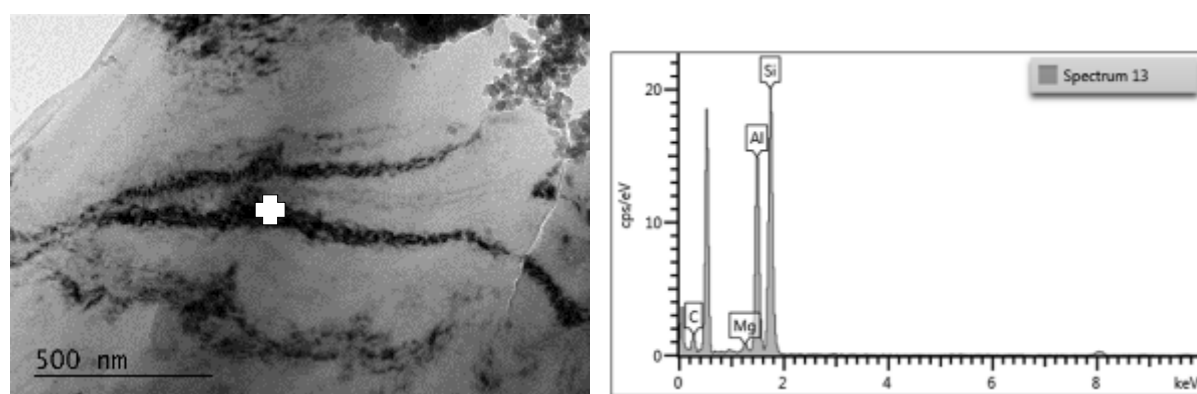
Εικόνα 133: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται έντονη συσσωμάτωση νανωματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να γίνει ειδική μνεία στις Εικόνες 134, 135 και 136 στις οποίες παρατηρείται πολύ έντονη συσσωμάτωση των νανοσωματιδίων καρβιδίου του πυριτίου σε διάφορες περιοχές του ΠΣ. Η συγκεκριμένη παρατήρηση έρχεται σε αντίθεση με τα συμπεράσματα που εξήχθησαν κατά τη μελέτη στο SEM. Διαπιστώνεται δηλαδή ότι τα νανοσωματίδια ενίσχυσης συσσωματώνονται, λόγω του μικρού τους μεγέθους, σε επίπεδο που δεν μπορεί να ανιχνευτεί από το SEM, είναι όμως ανιχνεύσιμο από το TEM. Μένει να διαπιστωθεί εάν η εν λόγω συσσωμάτωση έχει επίπτωση στις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης καθιστώντας τη πιο ψαθυρή. Τέλος, τα προαναφερθέντα συσσωματώματα αναλύθηκαν και μέσω φασματοσκοπίας διασποράς ενέργειας με σκοπό να διαπιστωθεί αν έχουν αντιδράσει με το μητρικό υλικό.



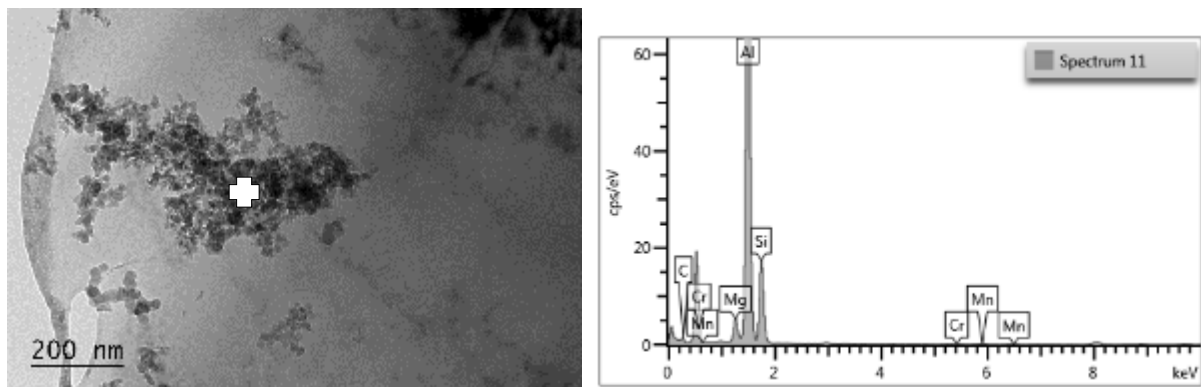
Element	Wt%
C	19.00
Mg	0.60
Al	6.43
Si	73.55
K	0.42
Total:	100.00

Εικόνα 134: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων του SiC στον ΠΣ.



Element	Wt%
C	7.57
Mg	1.43
Al	39.47
Si	51.53
Total:	100.00

Εικόνα 135: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων του SiC στον ΠΣ.



Element	Wt%
C	1.15
Mg	3.75
Al	80.83
Si	13.99
Cr	0.12
Mn	0.16
Total:	100.00

Εικόνα 136: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων του SiC στον ΠΣ.

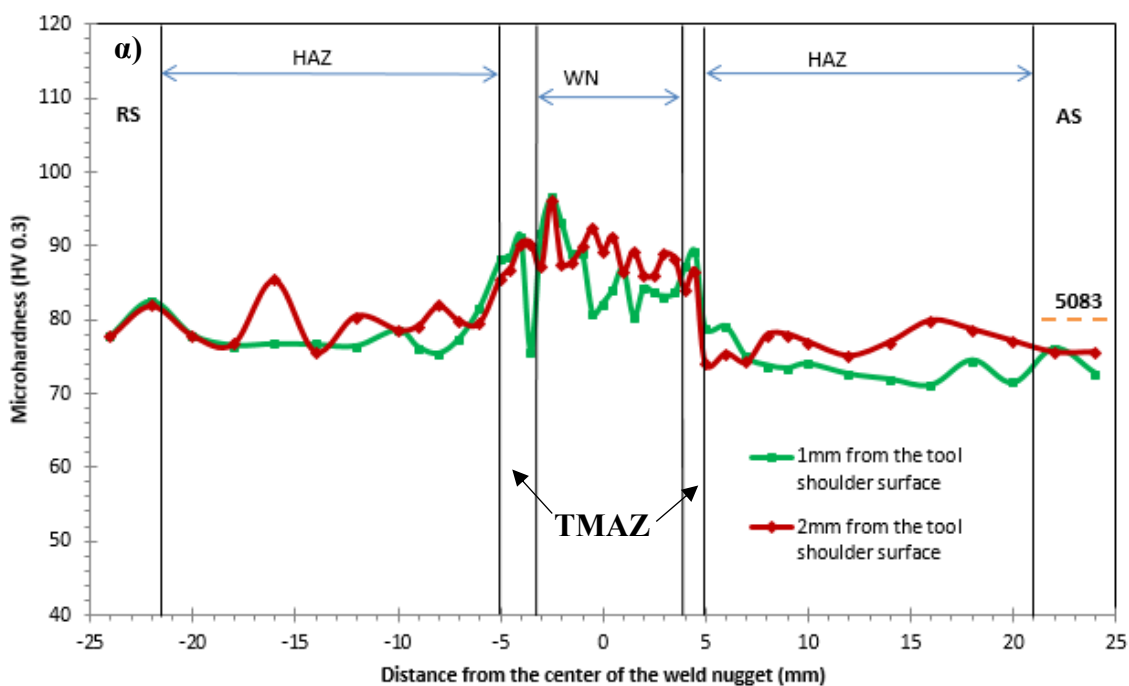
Όπως ήταν αναμενόμενο στις παραπάνω μελέτες EDS τα ποσοστά σε πυρίτιο είναι πολύ υψηλά. Επίσης, τα σωματίδια καρβιδίου του πυριτίου φαίνεται να μην έχουν αντιδράσει με το μητρικό υλικό ή με κάποιο από τα κραματικά του στοιχεία.

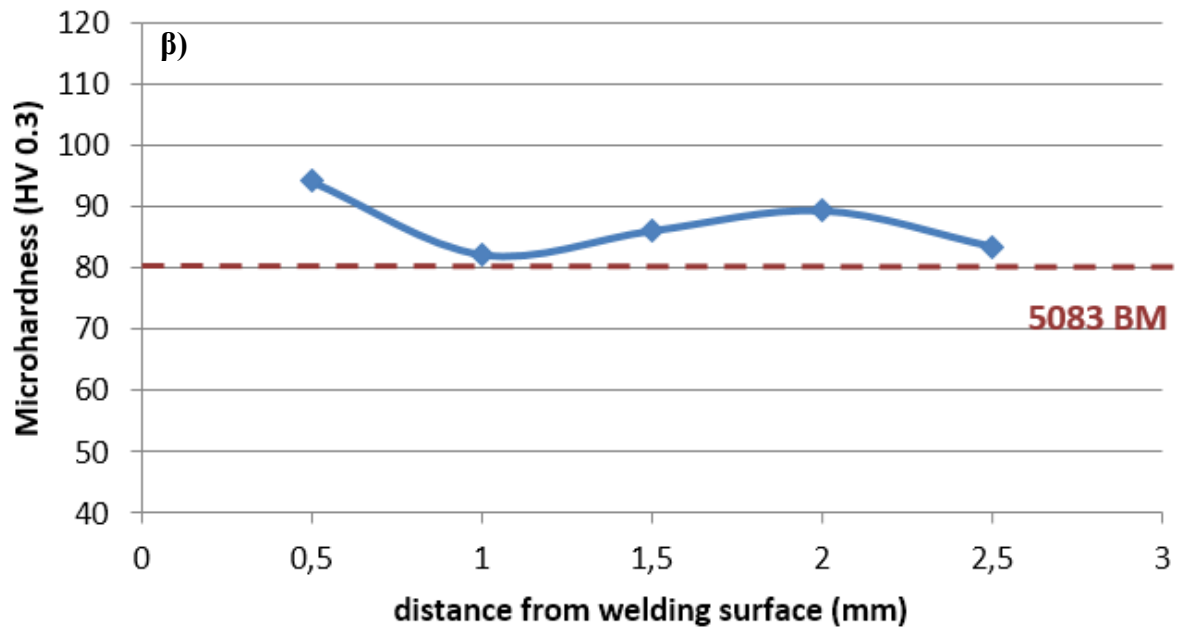
Αναφορικά με τη μελέτη των μεσομεταλλικών ενώσεων, όπως και στην περίπτωση της ανάλυσης μέσω του SEM-EDS, δεν παρατηρήθηκε κάποια διαφορά σε σχέση με τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση. Ως εκ τούτου η εν λόγω μελέτη παρουσιάζεται στο Παράρτημα Α.2 με σκοπό την αποφυγή ανεπιθύμητων επαναλήψεων.

Συμπερασματικά, παρατηρείται ότι τα νανοσωματίδια SiC διασπείρονται τυχαία μέσα στη ζώνη ανάδευσης χωρίς να ακολουθούν κάποια συγκεκριμένη κατανομή. Επίσης, η κατανομή των διαταραχών εντός του πυρήνα συγκόλλησης δε φαίνεται να έχει επηρεαστεί από την προσθήκη των νανοσωματιδίων. Τέλος, αν και κατά τη μελέτη στο SEM δεν παρατηρείται καμία συσσωμάτωση νανοσωματιδίων, εν προκειμένω υπάρχουν περιοχές με έντονα συσσωματώματα. Παρ'όλ'αυτά το SiC δεν αντιδρά με το υλικό της μήτρας.

Μικροσκληρομετρήσεις

Στην Εικόνα 137α παρουσιάζεται η κατανομή της διαμήκουσ μικροσκληρότητας για την ενισχυμένη με SiC συγκόλληση σε δύο διαφορετικές αποστάσεις (1 και 2mm) από την επιφάνεια περιουχενίου του εργαλείου. Αν και στη ΘΕΖ η κατανομή της μικροσκληρότητας παρουσιάζει παρόμοια συμπεριφορά με την αντίστοιχη της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων, κάτι το οποίο είναι αναμενόμενο καθώς η ΘΕΖ δεν περιέχει νανοσωματίδια, στον πυρήνα της συγκόλλησης είναι 10% υψηλότερη (~ 88 HV0.3) και πάλι λόγω της σχέσης Hall-Petch καθώς το μέγεθος των κόκκων σε αυτή την περιοχή είναι μικρότερο (5.3μm) από το αντίστοιχο της μη ενισχυμένης συγκόλλησης (6.6μm). Στην Εικόνα 137β παρουσιάζεται η κάθετη κατανομή της μικροσκληρότητας στο μέσο του ΠΣ. Η υψηλότερη τιμή της μικροσκληρότητας παρατηρείται κοντά στην επιφάνεια του περιουχενίου, στην περιοχή δηλαδή του flow arm η οποία ήταν και η περιοχή που παρουσίαζε τη μεγαλύτερη συγκέντρωση νανοσωματιδίων (βλ. Εικόνες 127α και β).





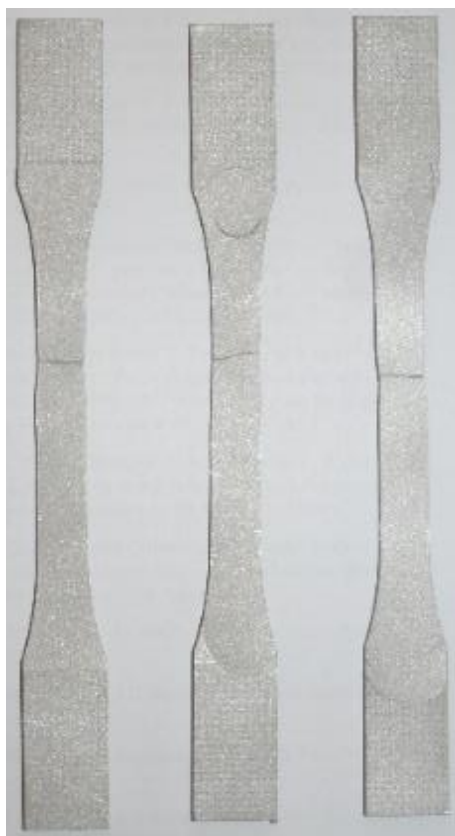
Εικόνα 137: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

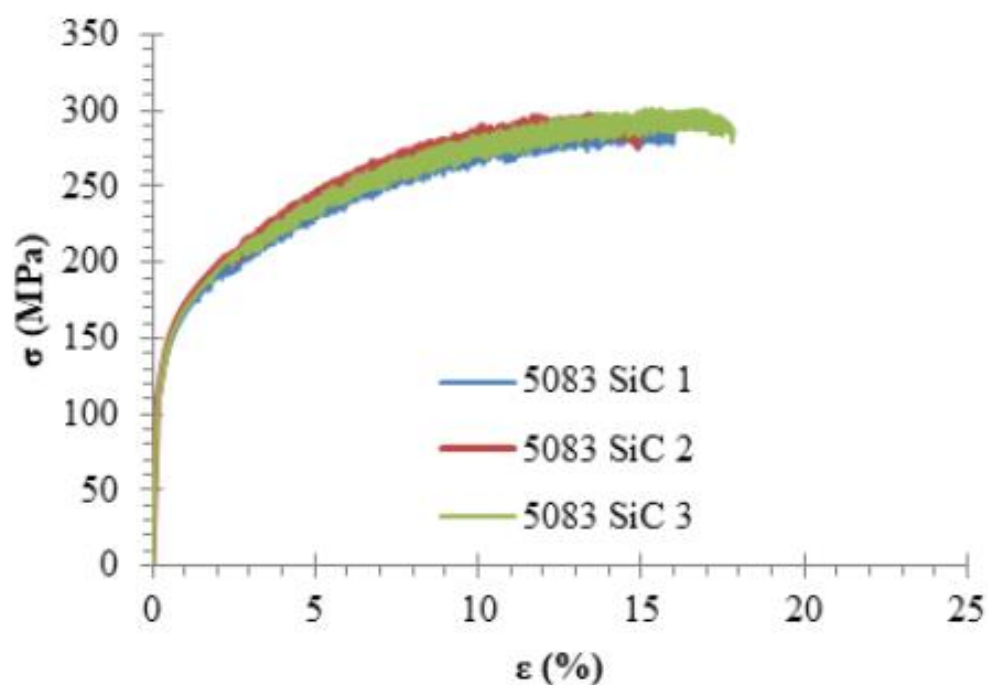
Δοκιμές εφελκυσμού

Όσον αφορά τη δοκιμή εφελκυσμού όλα τα δείγματα έσπασαν στη ζώνη με τη χαμηλότερη σκληρότητα δηλαδή τη ΘΕΖ (βλ. Εικόνα 138). Το γεγονός ότι τα ενισχυμένα με SiC δείγματα έσπασαν έξω από τον πυρήνα συγκόλλησης υποδεικνύει την καλή κατανομή των σωματιδίων εντός της μεταλλικής μήτρας καθώς και την καλή σύνδεση των σωματιδίων με το υλικό της μήτρας. Στον Πίνακα 18 παρουσιάζονται οι τιμές των UTS, YS, YM και E.

Οι τιμές όλων των μεγεθών εκτός από το όριο διαρροής είναι πολύ κοντά στις αντίστοιχες του μετάλλου βάσης. Αυτό σημαίνει ότι η μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων λόγω της αποτακτικής ανόπτησης που έλαβε χώρα αντισταθμίστηκε από την ενίσχυση της συγκόλλησης λόγω της προσθήκης των νανοσωματιδίων. Γενικά είναι πολύ δύσκολο να σχολιάσουμε τους μηχανισμούς που διέπουν αυτά τα αποτελέσματα καθώς όλα τα δοκίμια έσπασαν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη η οποία δεν έχει ενισχυθεί με σωματίδια. Τα αποτελέσματα θα αναλυθούν σε σύγκριση με τα αντίστοιχα της συγκόλλησης χωρίς την ενίσχυση με νανοσωματίδια σε επόμενη παράγραφο (βλ. Παράγραφο Γ.1.2).



Εικόνα 138: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC μετά τη θραύση τους.

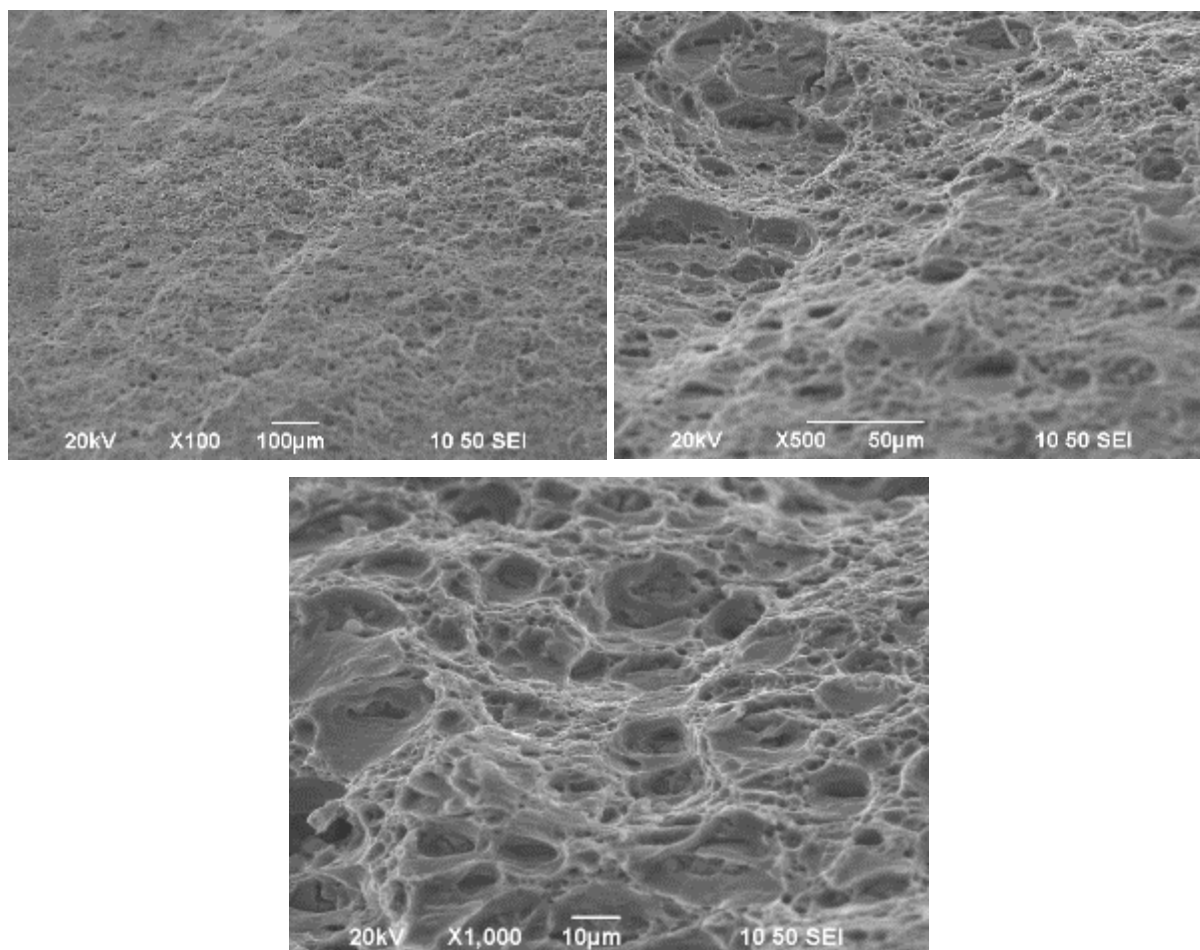


Εικόνα 139: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC.

Πίνακας 18: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
No1	73,42	127	297,46	17,23
No2	75,07	134,6	298,95	15,12
No3	74,35	128,4	307,46	18,61
MO	74,28 ± 0,83	130 ± 4,04	301,29 ± 5,40	17,63 ± 1,76

Στην Εικόνα 140 παρουσιάζεται η θραυσίγενής επιφάνεια των δοκιμίων η οποία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



Εικόνα 140: Η θραυσίγενής επιφάνεια της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Γ.1.4 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΥΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΟΥ ΑΑ5083-H111 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ TiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης

Όπως αναλύθηκε στην περίπτωση της ενίσχυσης με SiC, για τον καθορισμό των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC, και με σκοπό την αποφυγή μεγάλου αριθμού πειραμάτων, αποφασίστηκε να χρησιμοποιηθούν παράμετροι που είχαν προκύψει ως βέλτιστες σε προηγούμενες χρονικά μελέτες. Επίσης, αποφασίστηκε ο μέγιστος αριθμός πάσων να μην υπερβαίνει τον αριθμό 3. Οι συνθήκες που επιλέχθηκαν, οι οποίες για λόγους σύγκρισης είναι πανομοιότυπες με τις αντίστοιχες της συγκόλλησης με SiC, παρουσιάζονται στον Πίνακα 19.

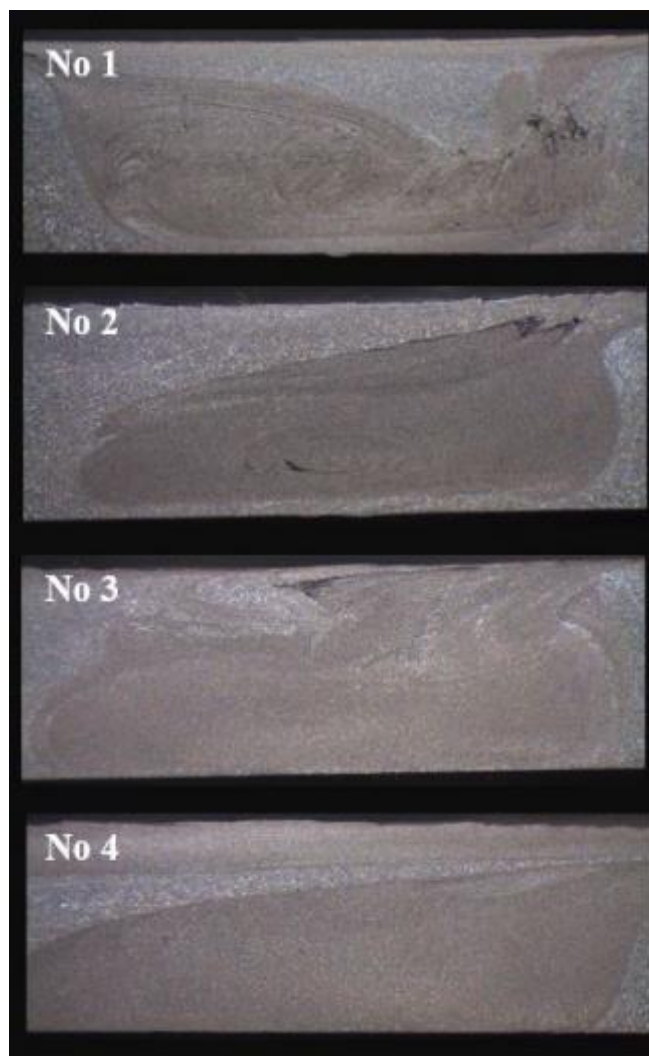
Πίνακας 19: Οι παράμετροι της FSW του ΑΑ5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής – ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης – v (mm/min)	Κλίση εργαλείου (°)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N _o 1 (TiC)	750	85	3	0.113	2 (+-)
N _o 2 (TiC)	1180	85	3	0.072	3 (+++)
N _o 3 (TiC)	1500	85	3	0.056	3 (+++)
N _o 4 (TiC)	1500	19	3	0.013	3 (+++)

* Το σύμβολο + σημαίνει ότι κατά το πάσο τα διανύσματα των ταχυτήτων περιστροφής και πρόωσης ήταν ομόρροπα ενώ το σύμβολο – σημαίνει ότι τα εν λόγω διανύσματα ήταν αντίρροπα.

Μελέτη στο οπτικό στερεοσκόπιο.

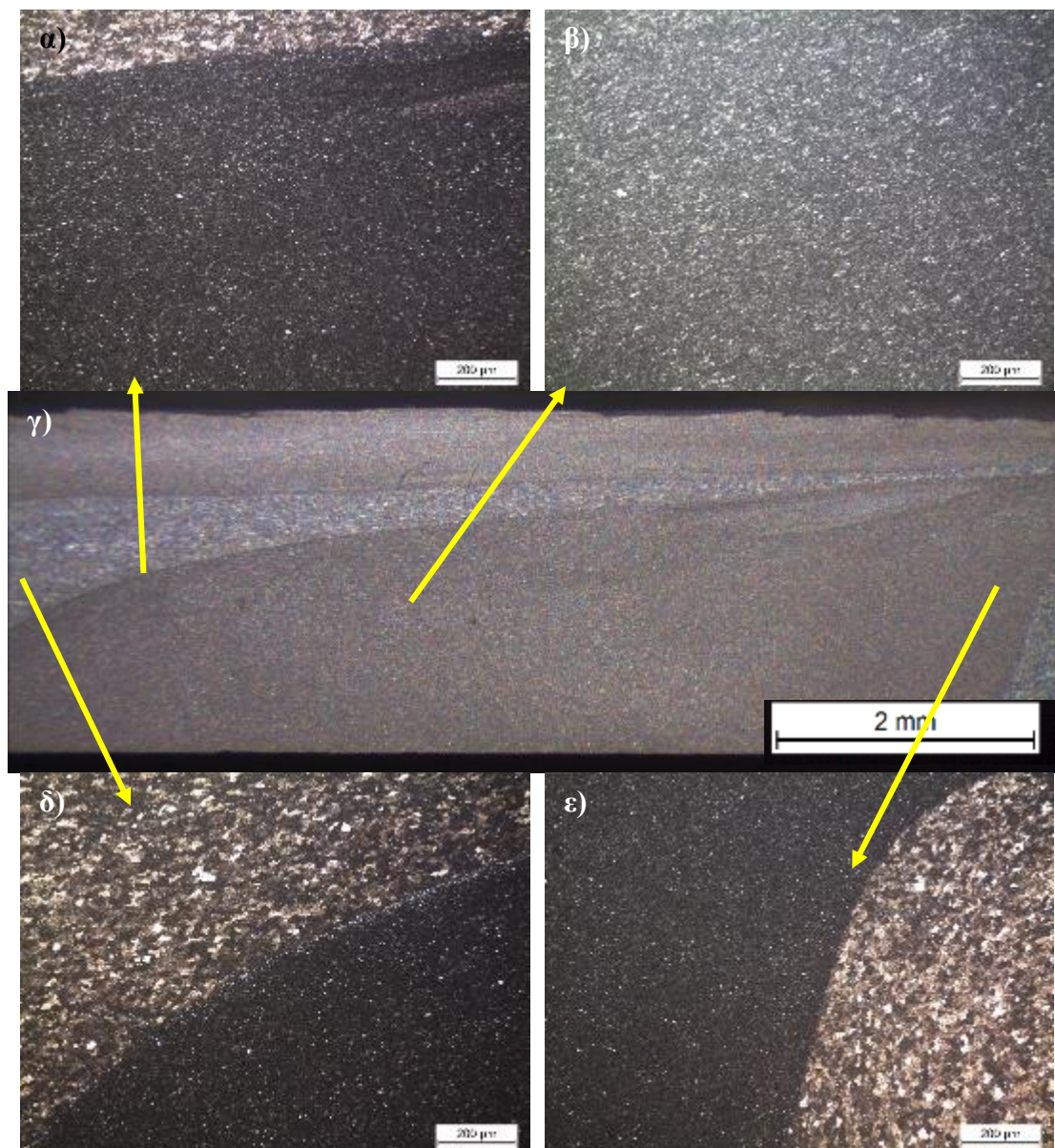
Στην Εικόνα 141 παρατίθενται οι χαρακτηριστικότερες μακρογραφίες από τις ποικίλες εγκάρσιες τομές που πραγματοποιήθηκαν. Μετά από λεπτομερή μελέτη αυτών μπορούμε να συμπεράνουμε τα παρακάτω. Η συγκόλληση N_o 1, η οποία πραγματοποιήθηκε με τη χαμηλότερη περιστροφική ταχύτητα και τον χαμηλότερο αριθμό πάσων χαρακτηρίζεται από έντονη συσσωμάτωση των σωματιδίων καρβιδίου του πυριτίου και από ελλιπή ανάδευση. Οι πυρήνες των συγκολλήσεων N_o 2 και N_o 3 αν και παρατηρούνται βελτιωμένοι, παρουσιάζουν ακόμα ελαφρά συσσωμάτωση νανοσωματιδίων, κυρίως στην περιοχή του flow arm. Τέλος, η συγκόλληση N_o 4 παρουσιάζει τον πιο καλοσχηματισμένο πυρήνα ο οποίος χαρακτηρίζεται από την απώλεια συσσωματώσεων καθώς και από ένα εμφανές flow arm. Εν προκειμένω, τόσο η ενίσχυση με SiC όσο και με TiC παρουσιάζει τη βέλτιστη διασπορά των νανοσωματιδίων στον πυρήνα όταν εφαρμόζουμε υψηλή ταχύτητα περιστροφής με χαμηλή ταχύτητα πρόωσης σε συνδυασμό με ένα σχετικά υψηλό αριθμό πάσων, παρά τη διαφορά στο μέγεθος των εν λόγω νανοσωματιδίων.



Εικόνα 141: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Οπτική μικροσκοπία

Κατά τη μελέτη στο οπτικό μικροσκόπιο (βλ. Εικόνα 141) οι παρατηρήσεις είναι παρόμοιες με τις αντίστοιχες για την περίπτωση της ενίσχυσης με νανοσωματίδια SiC τουτέστιν επιβεβαιώθηκε η καλή ανάμειξη των νανοσωματιδίων και η έλλειψη συσσωματώσεων και παρατηρήθηκαν περιοχές σκουρότερου χρώματος οι οποίες πιθανολογείται ότι είναι πλούσιες σε νανοσωματίδια. Και εδώ το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης είναι έντονο. Οι κόκκοι στον πυρήνα συγκόλλησης έχουν μικρό μέγεθος και είναι ισοαξονικοί ενώ στην TMAZ είναι επιμηκυμένοι και να έχουν αποκτήσει συγκεκριμένο προσανατολισμό. Στον Πίνακα 20 παρουσιάζεται το μέγεθος κόκκων του δοκιμίου με ενίσχυση TiC καθώς και τα αντίστοιχα μεγέθη κόκκων του MB, του συγκολλημένου δοκιμίου χωρίς ενίσχυση καθώς και αυτού με ενίσχυση SiC για λόγους σύγκρισης.



Εικόνα 141: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC, α) το άνω τμήμα του ΠΣ, μεγέθυνση x100, β) το μέσο του ΠΣ, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) η TMAZ, μεγέθυνση x100, ε) η TMAZ, μεγέθυνση x100.

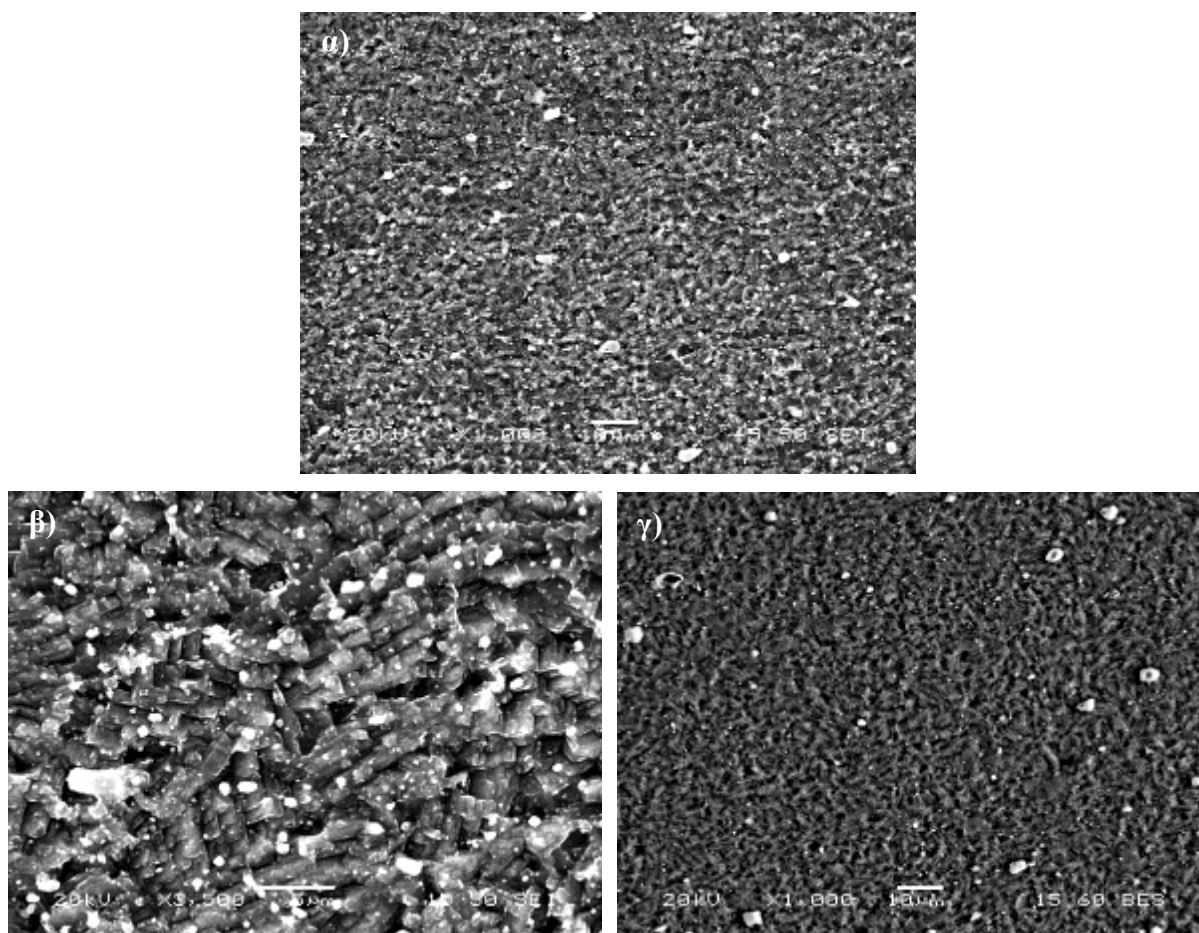
Πίνακας 20: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
Μέταλλο βάσης	26 ± 4.3
FSW	6.6 ± 2.5
FSW - SiC	5.3 ± 2.0
FSW - TiC	4.7 ± 2.0

Αναφορικά με το μέσο μέγεθος των κόκκων, η μείωση που παρατηρείται σε σχέση με το αντίστοιχο μέγεθος της μη ενισχυμένης συγκόλλησης οφείλεται στην πυρηνοποίηση από την ύπαρξη νανοσωματιδίων στα όρια των κόκκων. Τέλος, πρέπει να αναφερθεί ότι, αν και παρουσιάζεται μικρότερο από το αντίστοιχο των ενισχυμένων με SiC δειγμάτων, η διαφορά είναι μικρή και πιθανότατα έγκειται στο σφάλμα της μέτρησης.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Όπως και στην περίπτωση της συγκόλλησης με ενίσχυση SiC, η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης εστιάζει στον πυρήνα συγκόλλησης. Στην Εικόνα 142 παρουσιάζονται χαρακτηριστικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων του ΠΣ του AA5083-H111 με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου (Titanium Carbide – TiC).



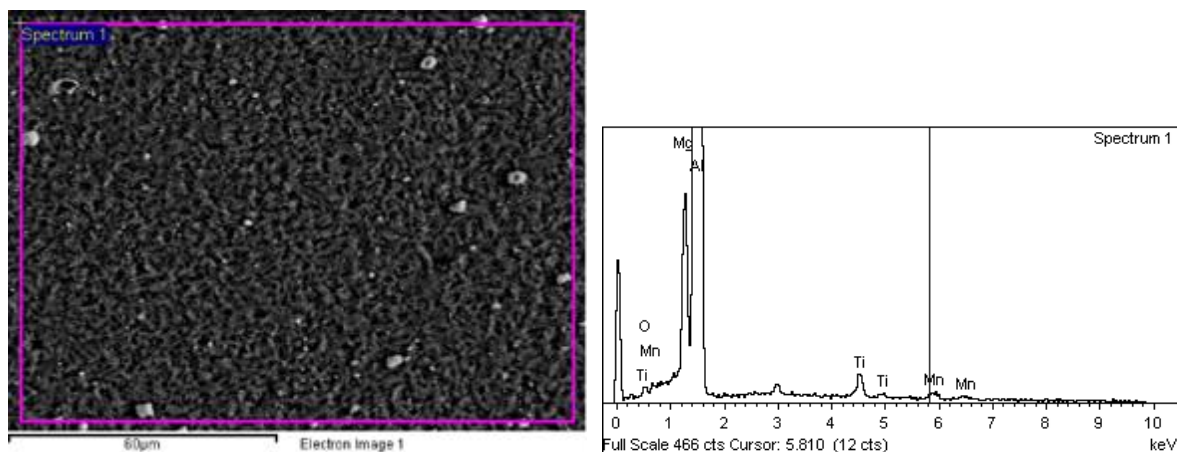
Εικόνα 142: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA5083-H111 με ενίσχυση TiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Τα αποτελέσματα από τη μελέτη των εικόνων του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης προσομοιάζουν τα αντίστοιχα της συγκόλλησης με ενίσχυση SiC καθώς παρουσιάζουν αντίστοιχη πυκνότητα μεσομεταλλικών ενώσεων και χαρακτηρίζονται από την απουσία παρατηρούμενων συσσωματώσεων. Η περιοχή θα μελετηθεί περαιτέρω μέσω της ανάλυσης

EDS προκειμένου να επιβεβαιωθεί η ύπαρξη TiC καθώς και προκειμένου να διαπιστωθεί κάποια ενδεχόμενη μεταβολή των μεσομεταλλικών ενώσεων.

Μελέτη EDS

Αρχικά έλαβε χώρα η χαρτογράφηση μιας εκτεταμένης περιοχής, (βλ. ενδεικτικά Εικόνα 143) προκειμένου να διαπιστωθεί η ύπαρξη TiC.

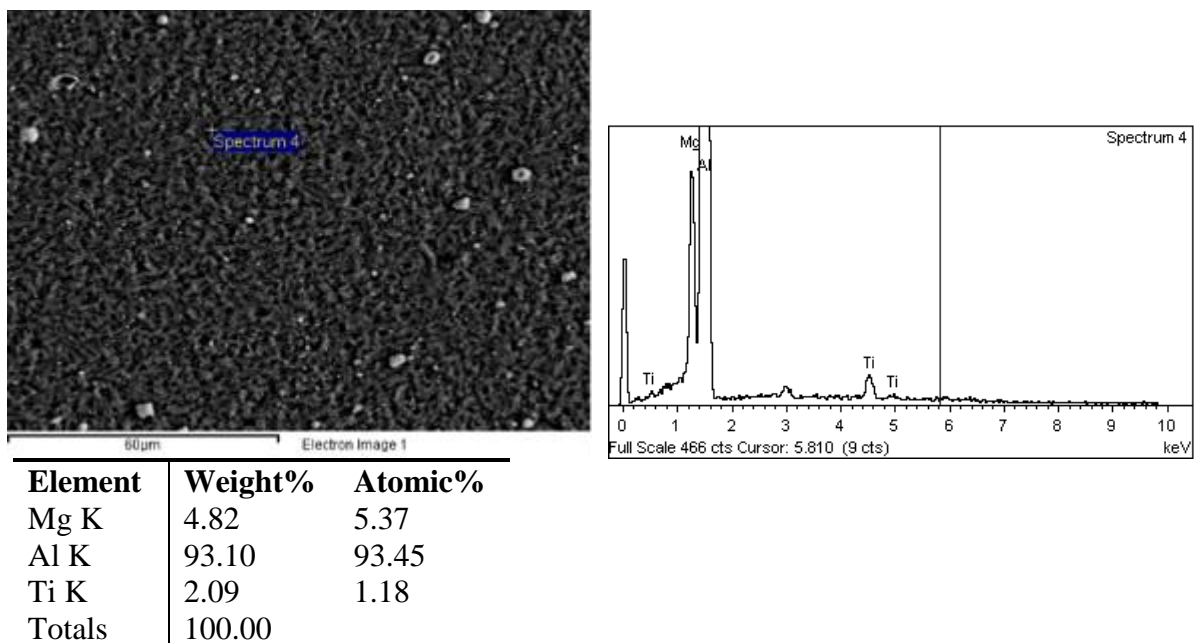


Element	Weight%	Atomic%
O K	1.94	3.26
Mg K	4.57	5.04
Al K	90.74	90.21
Ti K	2.02	1.13
Mn K	0.73	0.36
Totals	100.00	

Εικόνα 143: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

Στην ανάλυση της Εικόνας 143, η οποία αφορά το σύνολο του υλικού στον ΠΣ, παρατηρούνται τα αναμενόμενα ποσοστά των κραματικών στοιχείων του AA5083. Σε συνδυασμό με αυτά παρατηρείται και τιτάνιο σε ποσοστό 2% το οποίο είναι πολύ μεγαλύτερο από το ονομαστικό που περιέχεται στο AA5083 (0,03%), κάτι το οποίο μας επιβεβαιώνει την ύπαρξη TiC στην περιοχή. Τέλος, παρατηρείται υψηλό ποσοστό οξυγόνου. Αυτό ενδεχομένως να οφείλεται στην οξείδωση που υπέστη το υλικό από τον ατμοσφαιρικό αέρα.

Την προαναφερθείσα χαρτογράφηση του πυρήνα ακολούθησε πληθώρα σημειακών αναλύσεων με σκοπό τον περαιτέρω εντοπισμό τιτανίου. Ενδεικτικά παρατίθεται η ανάλυση της Εικόνας 144 όπου παρατηρήθηκε ότι τα ποσοστά Al και Mg είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά. Πρόκειται για το Mg το οποίο βρίσκεται στο στερεό διάλυμα. Το Ti που ανιχνεύεται επίσης μας επιβεβαιώνει την ύπαρξη TiC στην περιοχή.



Εικόνα 144: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

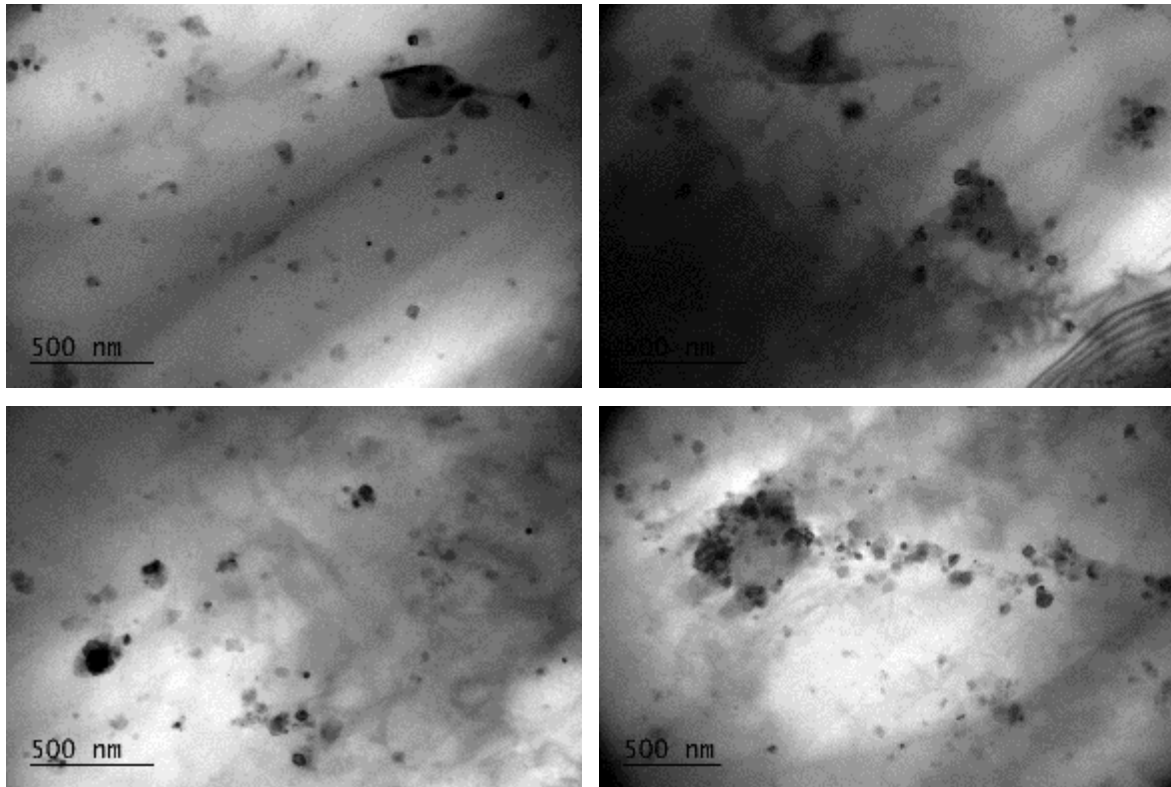
Επιπροσθέτως, πραγματοποιήθηκε ενδελεχής μελέτη μέσω EDS των μεσομεταλλικών ενώσεων στον ΠΣ του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου χωρίς όμως να παρατηρηθεί κάποια διαφορά σε σχέση με τις αντίστοιχες του ΠΣ του μη ενισχυμένου ή του ενισχυμένου με SiC συγκολλημένου δοκιμίου. Αυτό υποδεικνύει ότι το TiC δεν αντιδρά με το υλικό της μήτρας, κάτι το οποίο θα μελετηθεί περαιτέρω μέσω του TEM. Η εν λόγω μελέτη παρουσιάζεται στο Παράρτημα Α.3 της εν λόγω διατριβής με σκόπο την αποφυγή άσκοπων επαναλήψεων.

Συμπερασματικά, κατά τη μελέτη στο SEM και το EDS παρατηρήθηκε πολύ καλή διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του ΠΣ και απουσία συσσωματώσεων. Επίσης, παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη νανοσωματιδίων δεν επηρέασε τις μεσομεταλλικές ενώσεις σε σχέση με τη συγκόλληση χωρίς νανοσωματίδια.

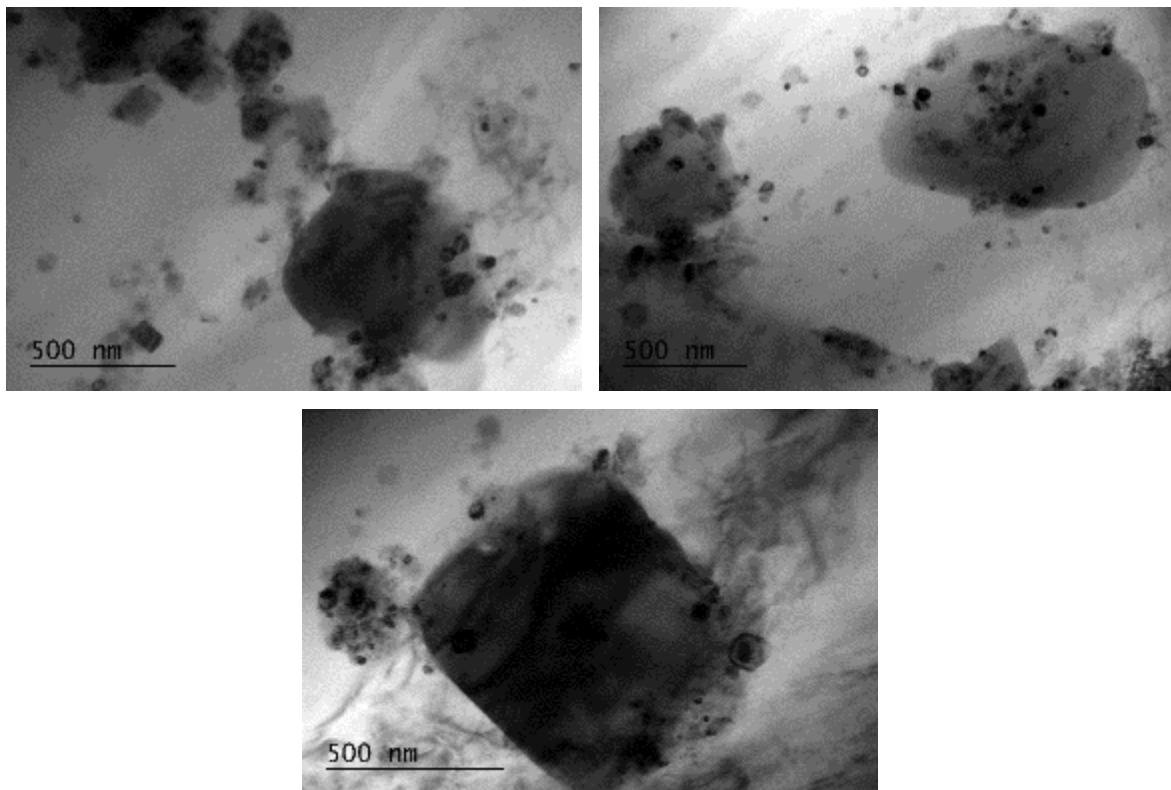
Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

Η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης εστιάστηκε στον ΠΣ. Επίσης, στόχος της εν λόγω μελέτης ήταν ο εντοπισμός των νανοσωματιδίων καθώς και των περιοχών στις οποίες αυτά συγκεντρώνονται.

Στην Εικόνα 145 παρατηρείται διασκορπισμός νανοσωματιδίων στο εσωτερικό των κόκκων ενώ στην Εικόνα 146 παρατηρείται συγκέντρωση νανοσωματιδίων στα όρια των μεσομεταλλικών ενώσεων. Σε αντίθεση όμως με την περίπτωση του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου, το φαινόμενο εν προκειμένω δεν είναι τόσο έντονο πιθανώς λόγω του μεγαλύτερου αρχικού μεγέθους των νανοσωματιδίων TiC σε σχέση με τα αντίστοιχα SiC καθώς και του πιο γωνιώδους σχηματός τους (βλ. Εικόνα 147). Επίσης, δεν παρατηρείται σε καμία περιοχή του πυρήνα έντονη συσσωμάτωση. Τέλος, αν και οι κόκκοι εν προκειμένω παρουσιάζονται ελεύθεροι διαταραχών, αυτό πιθανώς οφείλεται στη στοχαστικότητα των περιοχών συγκέντρωσης αυτών.

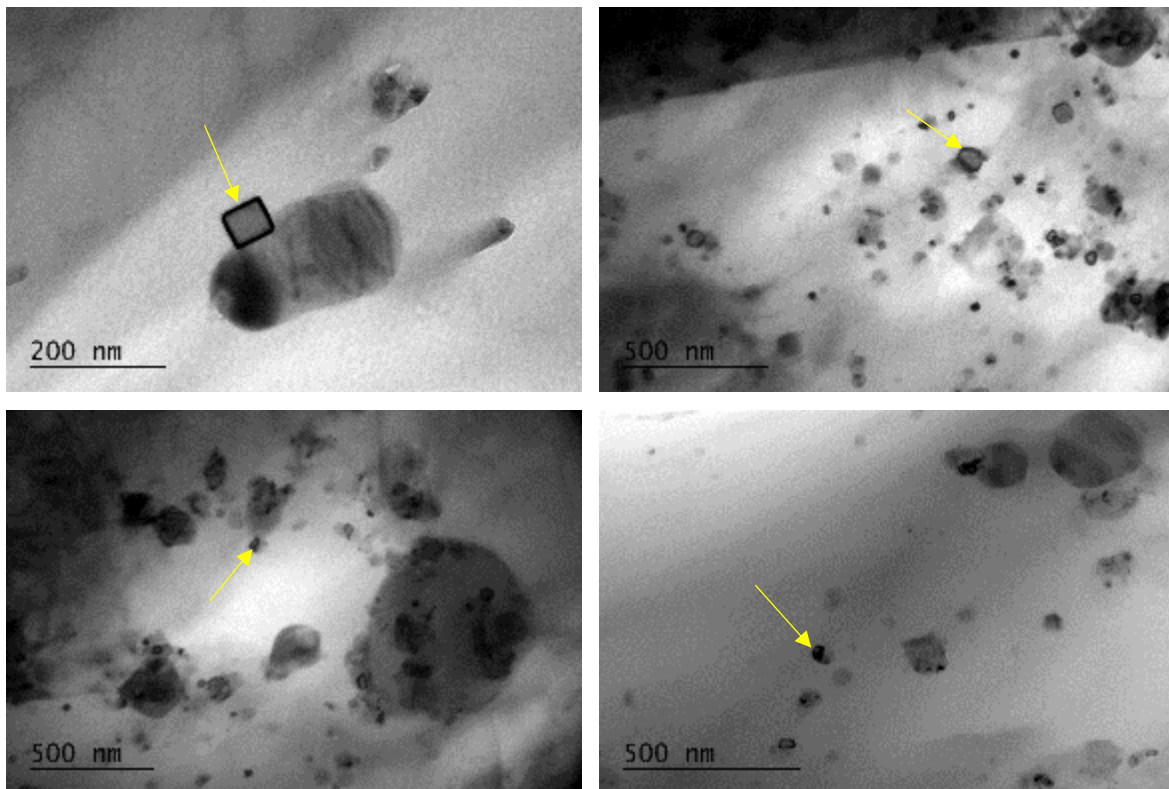


Εικόνα 145: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

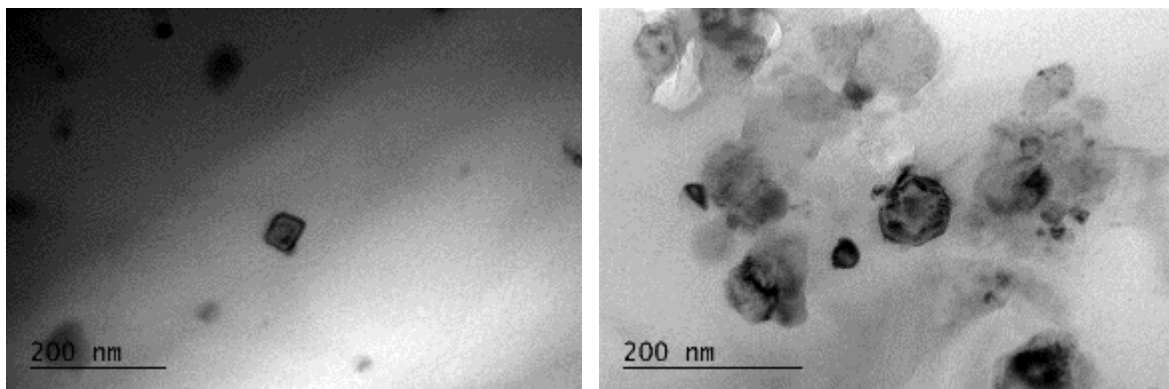


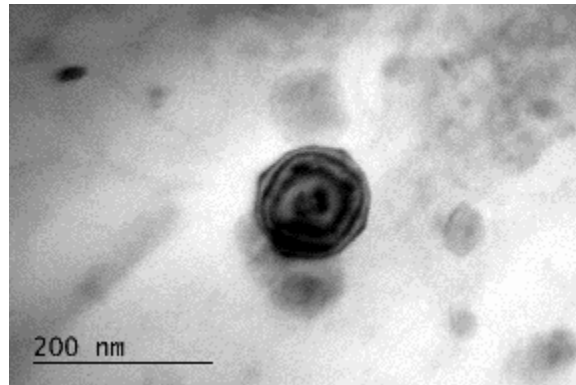
Εικόνα 146: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται συσσωμάτωση νανωματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

Εξαιρετικό ενδιαφέρον παρουσιάζει η Εικόνα 147 στην οποία παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής τα οποία διαφοροποιούνται από τα αντίστοιχα κυκλικής διατομής καθώς και από τα νανοσωματίδια SiC. Επίσης, στην Εικόνα 148 παρατηρούνται κάποια από τα σωματίδια ιδιαίτερης, μη κυκλικής, διατομής. Αυτά τα νανοσωματίδια έχουν επίσης ένα μέγεθος το οποίο είναι πιο κοντά στο ονομαστικό τους (150 - 200nm). Μελετώντας τα μπορούμε να καταλήξουμε στην υπόθεση ότι όλα τα νανοσωματίδια TiC είχαν αρχικά αυτό το μέγεθος και σχήμα, αλλά διασπάστηκαν σε μικρότερα σωματίδια ακανόνιστου σχήματος εξαιτίας των ισχυρών δυνάμεων που ασκούνται από το εργαλείο κατά τη διάρκεια της διαδικασίας, κάτι το οποίο δεν παρατηρήθηκε στην περίπτωση των σωματιδίων SiC τα οποία είχαν μικρότερο αρχικό μέγεθος (30 - 50nm).



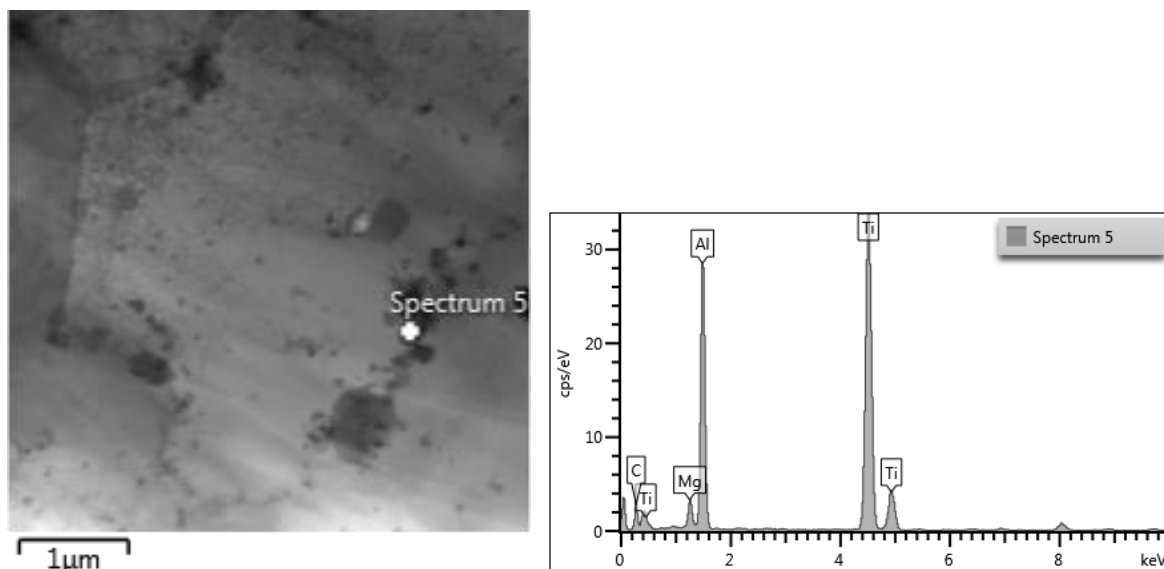
Εικόνα 147: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής.



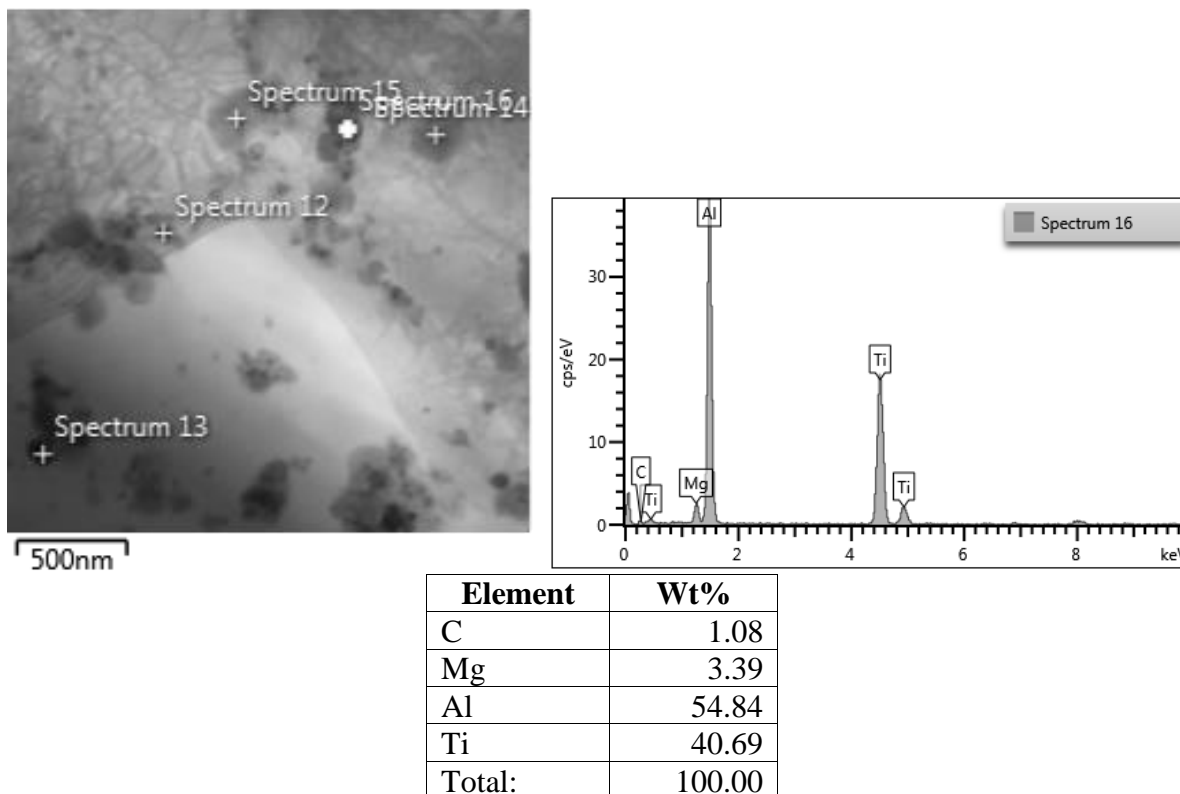


Εικόνα 148: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια ιδιαίτερου σχήματος.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι διεξήχθη πληθώρα σημειακών αναλύσεων EDS με σκοπό τον περαιτέρω εντοπισμό και χαρακτηρισμό των νανοσωματιδίων TiC. Τα αποτελέσματα ήταν σε κάθε περίπτωση παρόμοια, τουτέστιν τα ποσοστά σε τιτάνιο ήταν υψηλά ενώ σε αρκετές περιπτώσεις ανιχνεύθηκαν κραματικά στοιχεία από γειτονικές μεσομεταλλικές ενώσεις, χωρίς όμως να υπήρχε κάποια ένδειξη ότι το TiC έχει αντιδράσει με το μητρικό υλικό ή κάποιες από τις μεσομεταλλικές ενώσεις. Ενδεικτικά παρατίθενται οι αναλύσεις των Εικόνων 149 και 150 όπου σε αμφότερες παρατηρήθηκαν υψηλά ποσοστά τιτανίου καθώς και άνθρακα. Οι υπόλοιπες σημειακές αναλύσεις EDS παρουσιάζονται στο Παράρτημα Α.3.



Εικόνα 149: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των του TiC στον ΠΣ.



Εικόνα 150: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των του TiC στον ΠΣ.

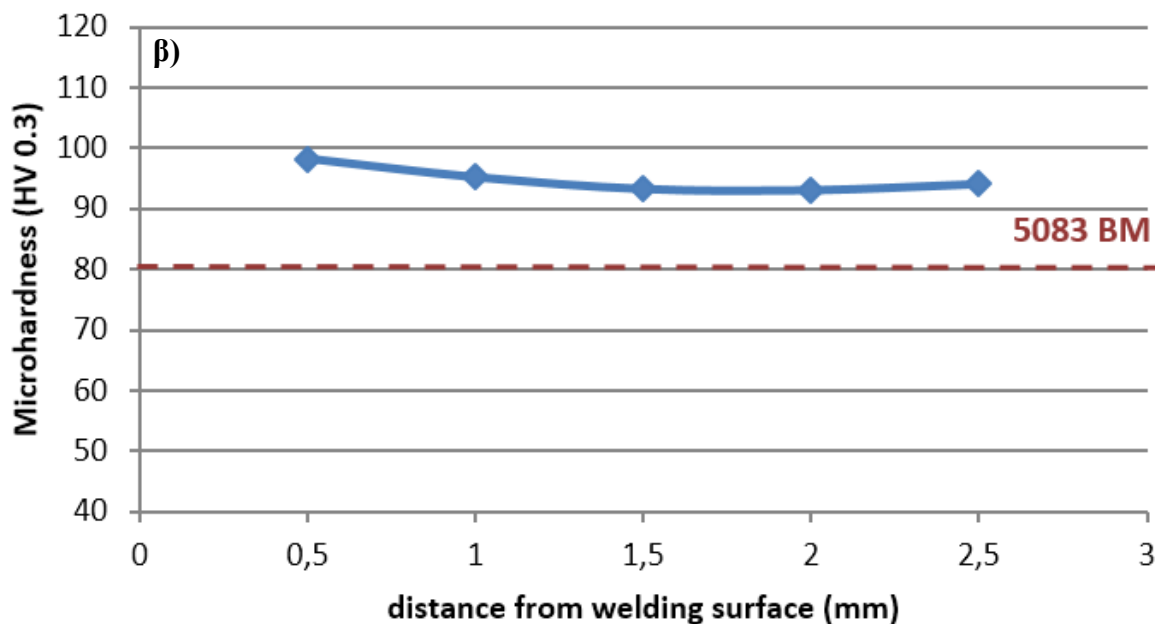
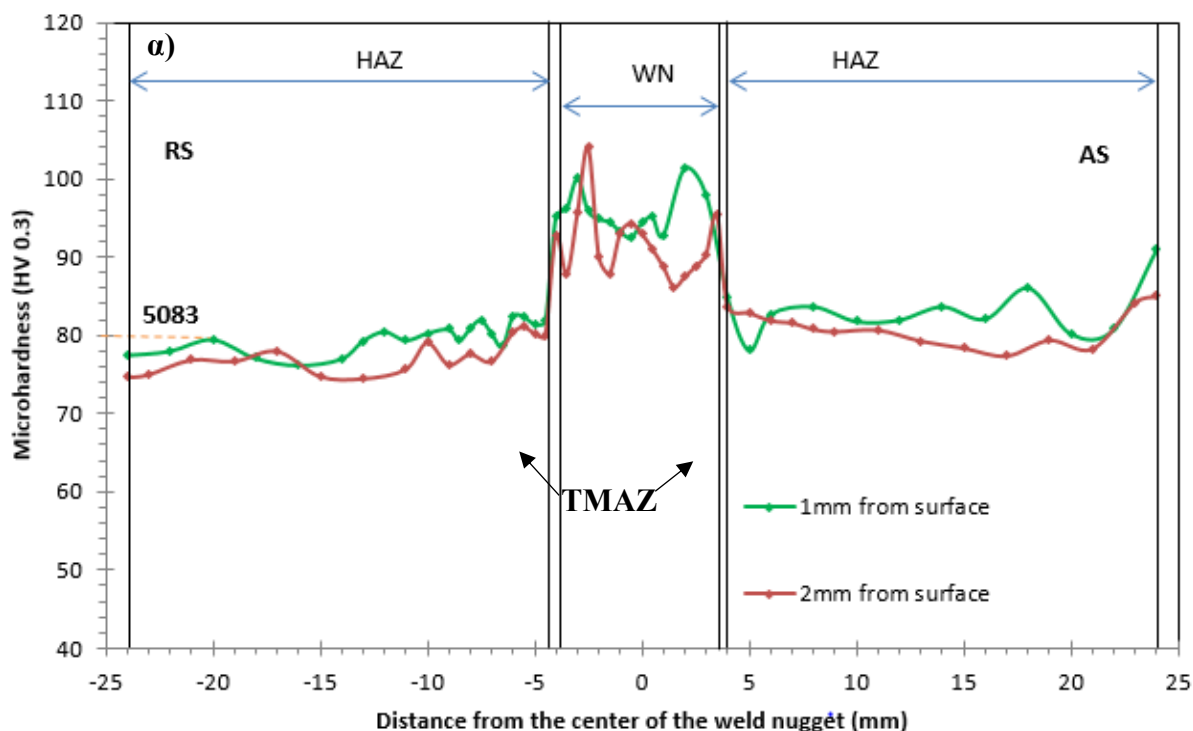
Η μελέτη EDS περιορίστηκε στον εντοπισμό των νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου καθώς δεν παρατηρήθηκε κάποια μεταβολή των μεσομεταλλικών ενώσεων σε σχέση με το μη ενισχυμένο ή το ενισχυμένο με SiC δοκίμιο (βλ. Παράρτημα Α.2).

Συμπερασματικά, παρατηρείται ότι η διασπορά των σωματιδίων TiC δεν ακολουθεί κάποια συγκεκριμένη κατανομή (π.χ. να συγκεντρώνονται στα όρια των κόκκων) αλλά διασπείρονται τυχαία μέσα στη ζώνη ανάδευσης. Σε αντίθεση με την περίπτωση ενίσχυσης με SiC δε δημιουργούν συσσωματώματα και διαφέρουν στη μορφή σε ορισμένες περιπτώσεις. Παρουσιάζεται να έχουν στο μεγαλύτερο ποσοστό τους κατακερματιστεί από την έντονη ανάδευση που προκαλείται από το εργαλείο καθώς επίσης και να μην έχουν αντιδράσει με το μητρικό υλικό ή τις μεσομεταλλικές ενώσεις.

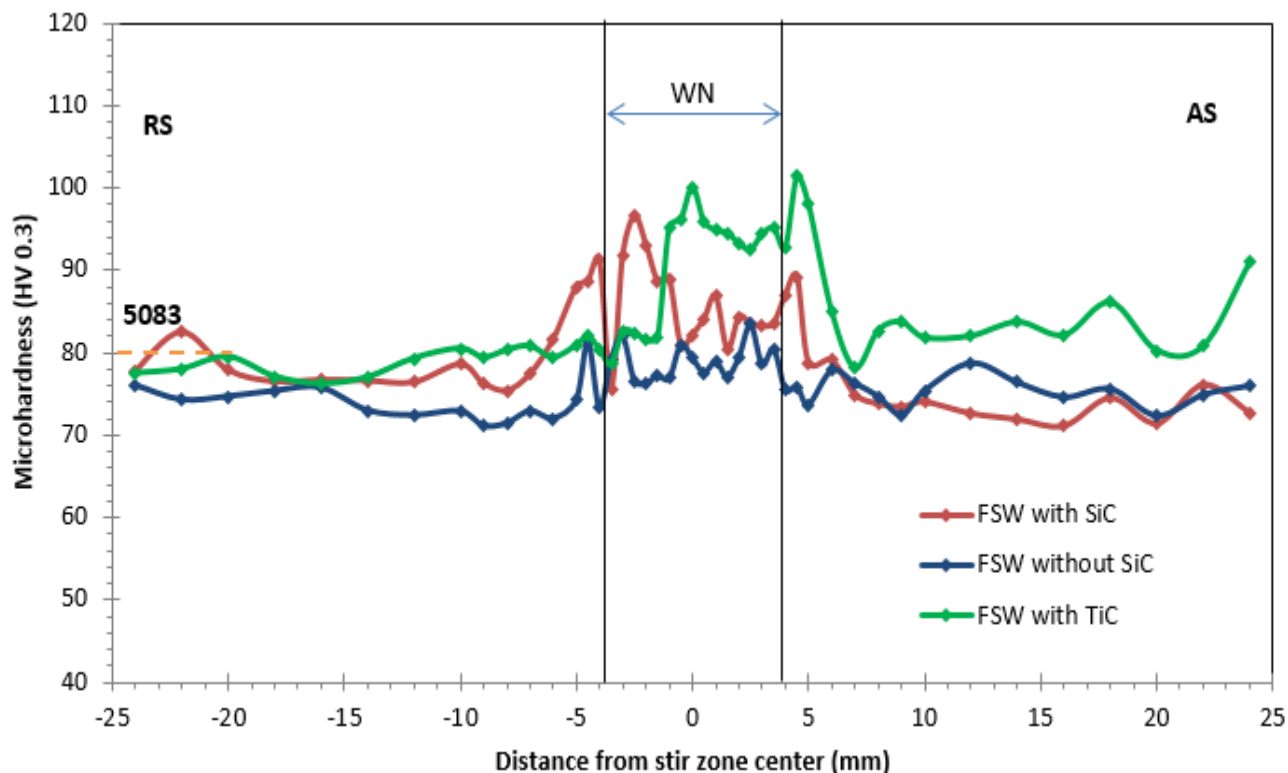
Μικροσκληρομετρήσεις

Στην Εικόνα 151α παρουσιάζεται η κατανομή της διαμήκουσ μικροσκληρότητας για την ενισχυμένη με TiC συγκόλληση σε δύο διαφορετικές αποστάσεις (1 και 2mm) από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου. Αν και στη ΘΕΖ η κατανομή της μικροσκληρότητας παρουσιάζει παρόμοια συμπεριφορά με την αντίστοιχη της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων, καθώς και αυτής με ενίσχυση SiC, στον ΠΣ παρουσιάζει τις υψηλότερες τιμές από αμφότερες τις άλλες δύο περιπτώσεις ξεπερνώντας σημειακά ακόμα και τα 100 HV0.3. Αυτό ίσως οφείλεται στο μικρότερο μέγεθος κόκκων του πυρήνα συγκόλλησης του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου ή ακόμα και στο μεγαλύτερο μέγεθος ορισμένων νανοσωματιδίων TiC σε σχέση με τα αντίστοιχα SiC. Στην Εικόνα 151β παρουσιάζεται η κάθετη κατανομή της μικροσκληρότητας στο μέσο του ΠΣ με όλες τις τιμές να είναι και πάλι αισθητά υψηλότερες. Η υψηλότερη τιμή της μικροσκληρότητας παρατηρείται και πάλι κοντά

στην επιφάνεια του περιανχενίου. Τέλος, στην Εικόνα 152 παρουσιάζεται η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των τριών δειγμάτων σε απόσταση 1mm από την επιφάνεια περιανχενίου του εργαλείου.



Εικόνα 151: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.



Εικόνα 152: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των τριών δειγμάτων σε απόσταση 1mm από την επιφάνεια περιανυχνίου του εργαλείου

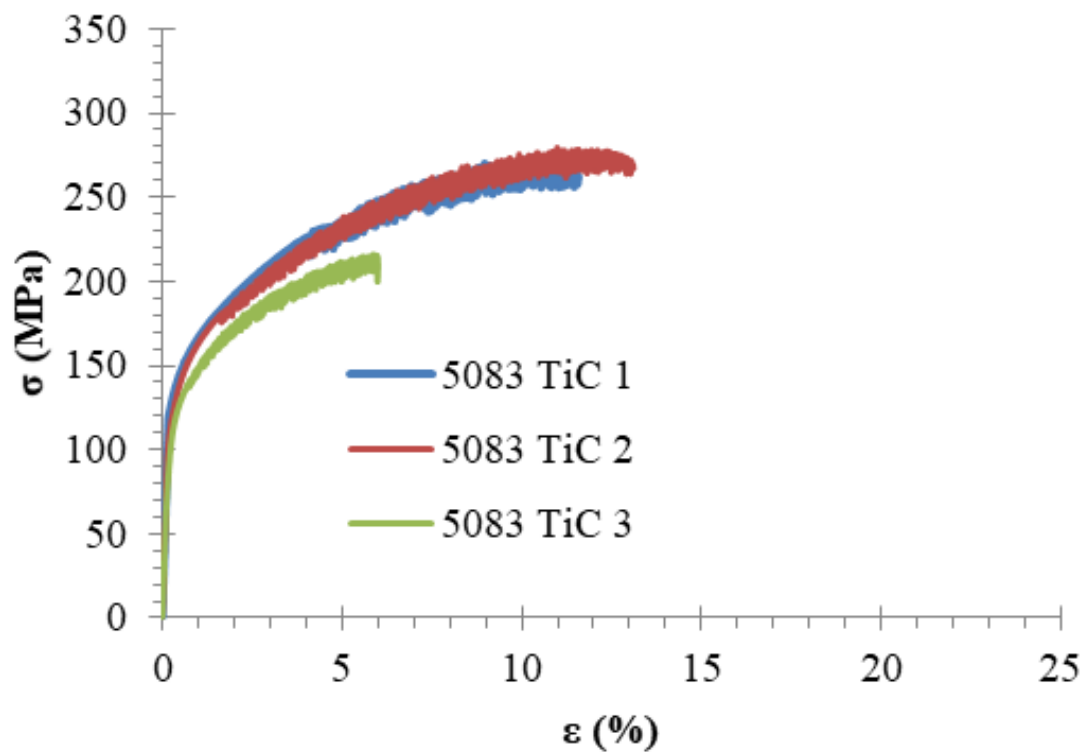
Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

Όσον αφορά τη δοκιμή εφελκυσμού όλα τα δείγματα έσπασαν και πάλι στη ζώνη με τη χαμηλότερη σκληρότητα δηλαδή τη ΘΕΖ (βλ. Εικόνα 153). Εν προκειμένω το δοκίμιο Νο 3 έσπασε σε πολύ χαμηλότερη τάση σε σχέση με τα υπόλοιπα, πιθανώς λόγω «τραυματισμού» του κατά τη διάρκεια της μηχανουργικής κατεργασίας κοπής από τη συγκολλημένη πλάκα. Τα προκύπτοντα μεγέθη δεν υπολογίστηκαν. Στον Πίνακα 21 παρουσιάζονται οι τιμές των UTS, YS, YM και E των υπόλοιπων δύο δοκιμίων καθώς και ο μέσος όρος αυτών.



Εικόνα 153: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC μετά τη θραύση τους.



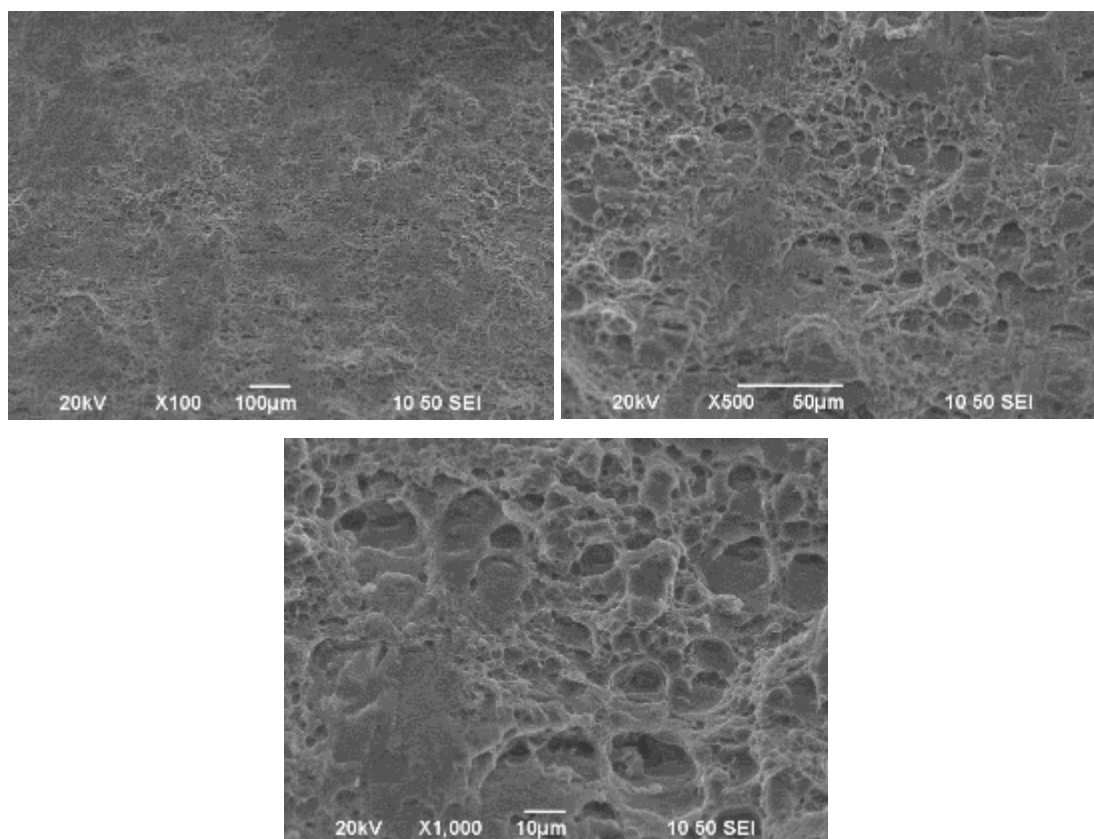
Εικόνα 154: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC.

Πίνακας 21: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
<u>No1</u>	65,71	127	272,68	12,30
<u>No2</u>	67,85	133	285,98	14,72
<u>MO</u>	66,78 ± 1,5	130 ± 4,2	279,33 ± 9,4	13,51 ± 1,71

Οι τιμές όλων των μεγεθών εκτός από την επιμήκυνση είναι πολύ κοντά στις αντίστοιχες του μη ενισχυμένου δοκιμίου. Μετά την κατεργασία το δοκίμιο κατέστη ψαθυρότερο.

Στην Εικόνα 155 παρουσιάζεται η θραυσίγενής επιφάνεια των δοκιμίων. Αν και γενικά παρουσιάζεται η τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία, παρατηρούνται και περιοχές οι οποίες είναι πολύ πιο επίπεδες σε σχέση με τις αντίστοιχες των προηγούμενων δύο περιπτώσεων. Αυτό δικαιολογείται και από τις τιμές της επιμήκυνσης.



Εικόνα 155: Η θραυσίγενής επιφάνεια της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

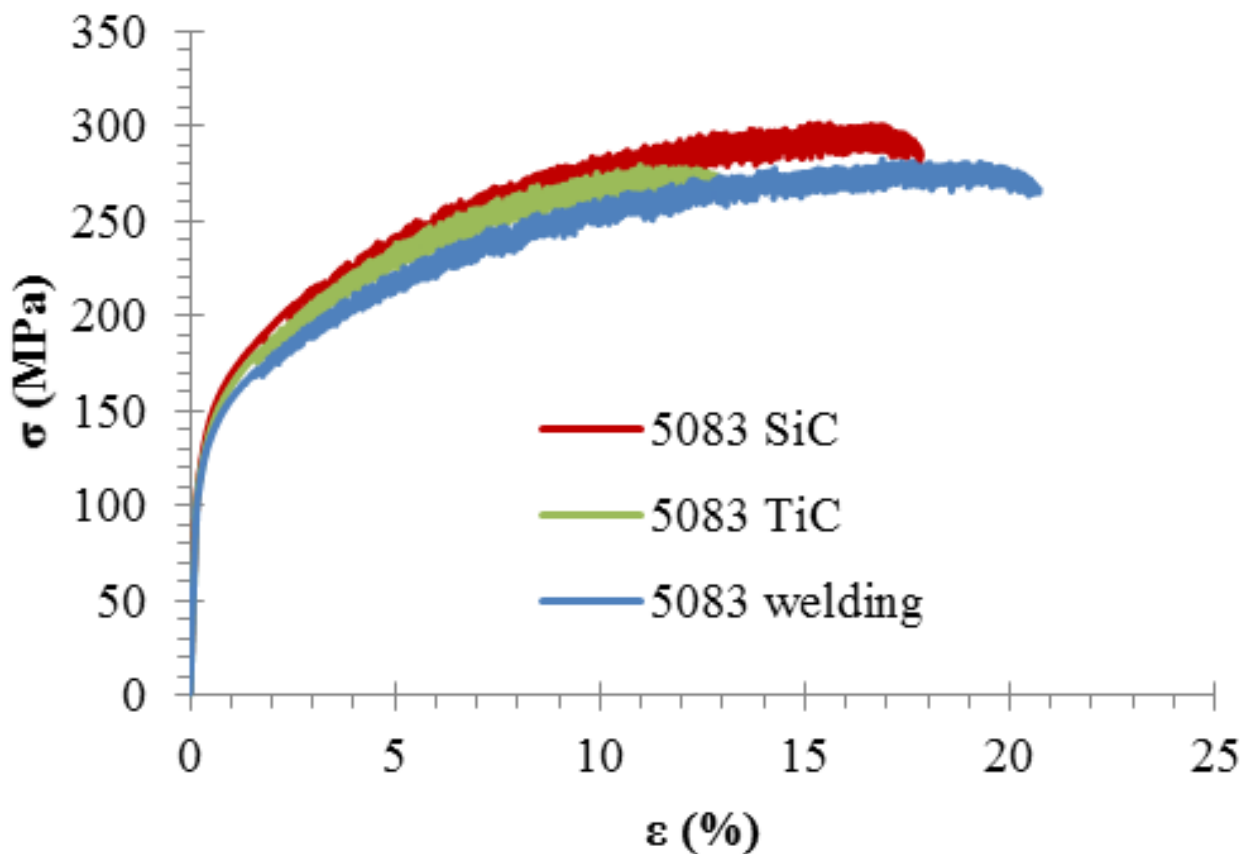
Γ.1.5 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΑΠΟ ΤΙΣ ΣΥΓΚΡΙΣΕΙΣ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΜΕ ΚΑΙ ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΠΤΩΣΗ ΠΟΥ ΤΟ ΜΒ ΕΙΝΑΙ ΤΟ ΑΑ5083-H111

- *Μέταλλο βάσης*
- *Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων*
- *Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του πυριτίου*
- *Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου*

Κατά τη διάρκεια του εν λόγω κύκλου πειραμάτων επιτεύχθηκε συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση λεπτών πλακών από ΑΑ5083-H111. Αρχικά οι πλάκες συγκολλήθηκαν χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων ενώ εν συνεχεία δημιουργήθηκαν τοπικά (στη ραφή συγκόλλησης) σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας χρησιμοποιώντας νανοσωματίδια SiC και TiC ως την ενισχυτική φάση. Τα δείγματα μελετήθηκαν τόσο μέσω οπτικής όσο και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας (σάρωσης και διερχόμενης δέσμης) και προσδιορίστηκε η μικροσκληρότητα και η αντοχή αυτών σε εφελκυσμό. Μελετώντας τα προαναφερθέντα εξήχθησαν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Οι λεπτές πλάκες (πάχους 3 mm) από ΑΑ5083-H111 χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων μπορούν να συγκολληθούν μέσω FSW χρησιμοποιώντας μέτρια ταχύτητα περιστροφής και πρόωσης. Με την προσθήκη ενισχυτικών φάσεων, για να επιτευχθεί ομοιόμορφη κατανομή των νανοσωματιδίων εντός του πυρήνα συγκόλλησης και να εξαλειφθούν τα συσσωματώματα, πρέπει να μειωθεί ο λόγος της συγκόλλησης, κάτι το οποίο επιτυγχάνεται μέσω της αύξησης της ταχύτητας περιστροφής με ταυτόχρονη μείωση της ταχύτητας πρόωσης. Εν προκειμένω, τα βέλτιστα αποτελέσματα παρατηρήθηκαν με χρήση της μέγιστης ταχύτητας περιστροφής και της ελάχιστης ταχύτητας πρόωσης που η μηχανή του ENT μπορούσε να παρέχει. Επίσης, πρέπει να αυξηθεί ο αριθμός των πάσων κατεργασίας. Εν προκειμένω αυτός περιορίστηκε στα τρία αφού σε συνδυασμό με τις κατάλληλες παραμέτρους συγκόλλησης έδωσε ομοιόμορφη κατανομή σωματιδίων.
- Κατά την FSW το μέγεθος των κόκκων του πυρήνα συγκόλλησης μειώνεται δραματικά λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η προσθήκη των ενισχυτικών νανοσωματιδίων συμβάλλει περαιτέρω σε μια ελαφρά μείωση του μεγέθους αυτού.
- Σχεδόν κάθε μεσομεταλλική ένωση του μετάλλου βάσης εμφανίζεται και στον πυρήνα συγκόλλησης με εξαίρεση το Mg_2Al_3 . Η προσθήκη των ενισχυτικών φάσεων φάνηκε να μην επηρεάζει τις μεσομεταλλικές ενώσεις. Σε όλες τις περιπτώσεις αυτές είχαν ελαφρώς μικρότερο μέγεθος από τις αντίστοιχες του ΜΒ, πιθανώς λόγω του γεγονότος ότι κατακερματίστηκαν από την επίδραση των ισχυρών δυνάμεων ανάδευσης.
- Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση επηρέασε τις διαταραχές εντός των κόκκων. Ως αποτέλεσμα παρατηρήθηκε η δημιουργία κυτταροειδούς δομής η οποία είναι προάγγελος του φαινομένου της δυναμικής ανακρυστάλλωσης το οποίο εν τέλει οδηγεί στο σχηματισμό υποκόκκων.
- Η προσθήκη ενισχυτικών νανοσωματιδίων αυξάνει τη μικροσκληρότητα του ΠΣ. Μεταξύ των δύο, η ενίσχυση με TiC φαίνεται να παρέχει υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας από την ενίσχυση με SiC.

• Τέλος, στην Εικόνα 156 παρουσιάζεται μια υπέρθεση όλων των βέλτιστων καμπυλών σ - ε τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου όσο και των δύο ενισχυμένων. Επίσης, στον Πίνακα 22 παρουσιάζεται η σύγκριση των μέσων όρων όλων των μεγεθών.



Εικόνα 156: Υπέρθεση όλων των βέλτιστων καμπυλών σ - ε τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου όσο και των δύο ενισχυμένων.

Πίνακας 22: Σύγκριση των μέσων όρων όλων των μεγεθών.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
MB	70,3	190	300	16
FSW	64,05 ± 3,1	135 ± 3,0	282,65 ± 5,6	20,50 ± 0,97
FSW SiC	74,28 ± 3,5	130 ± 7,6	301,29 ± 3,5	17,63 ± 1,47
FSW TiC	66,78 ± 3,7	130 ± 7,8	279,33 ± 3,7	13,51 ± 1,56

Όσον αφορά την αντοχή σε εφελκυσμό και το μέτρο ελαστικότητας, η ενισχυμένη με SiC συγκόλληση παρουσιάζει τις υψηλότερες τιμές, οι οποίες είναι πολύ κοντά στις αντίστοιχες του μετάλλου βάσης, ενώ οι άλλες δύο έχουν παραπλήσιες τιμές. Όσον αφορά το όριο διαρροής, αν και όλες οι συγκολλήσεις παρουσιάζουν παρόμοια αποτελέσματα (εντός των ορίων του σφάλματος), αυτό είναι μικρότερο από το αντίστοιχο του μετάλλου βάσης. Το μη ενισχυμένο δείγμα παρουσιάζει το υψηλότερο ποσοστό επιμήκυνσης που ακολουθείται από το

ενισχυμένο με SiC δοκίμιο. Αμφότερα είναι υψηλότερα από τα αντίστοιχα του μετάλλου βάσης ενώ το ποσοστό επιμήκυνσης του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου είναι μικρότερο από του MB. Είναι πολύ δύσκολο να σχολιάσουμε τους μηχανισμούς που διέπουν αυτά τα αποτελέσματα επειδή όλα τα δείγματα έσπασαν στη ΘΕΖ. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι η προσθήκη νανοσωματιδίων SiC έχει ως αποτέλεσμα την ενίσχυση της συγκόλλησης, αλλά επειδή τα σωματίδια είναι κεραμικά, κάνουν την συγκόλληση λίγο πιο ψαθυρή. Ομοίως, η προσθήκη νανοσωματιδίων TiC στον πυρήνα της συγκόλλησης καθιστά τη συγκόλληση πολύ πιο ψαθυρή πιθανώς λόγω του μεγαλύτερου - σε ένα ποσοστό καθώς υπάρχουν και αρκετά τα οποία έχουν υποστεί θραύση - και πιο γωνιώδους σχήματος των νανοσωματιδίων TiC που μπορεί να επηρεάσουν τη σύνδεση με το μητρικό υλικό. Η ενισχυμένη με SiC συγκόλληση παρουσιάζει το μέγιστο συντελεστή UTS και Young, ενώ η συγκόλληση με ενίσχυση TiC καθώς και η συγκόλληση χωρίς ενίσχυση έχουν παρόμοιες τιμές. Όλα τα δοκίμια έσπασαν στη ΘΕΖ και τα δύο ενισχυμένα δοκίμια είναι λιγότερο όγκιμα από το μη ενισχυμένο. Μεταξύ των δύο ενισχυτικών σωματιδίων, το TiC φαίνεται να κάνει τη συγκόλληση πιο εύθραυστη.

Βάσει των ανωτέρω, μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα ότι η προσθήκη των ενισχυτικών σωματιδίων βελτιώνει τη μηχανική συμπεριφορά της συγκόλλησης. Μεταξύ των δύο προστιθέμενων ενισχύσεων το SiC παρουσιάζει μεγαλύτερη αντοχή καθιστώντας το κατάλληλο για δομές υπό έντονες καταπονήσεις.

Γ.2 ΜΕΛΕΤΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΧΡΗΣΙΜΟΠΟΙΩΝΤΑΣ ΩΣ ΜΕΤΑΛΛΟ ΒΑΣΗΣ ΤΟ ΑΑ6082-T6

Γ.2.1 ΜΕΛΕΤΗ ΤΟΥ ΜΕΤΑΛΛΟΥ ΒΑΣΗΣ ΑΑ6082-T6

Σε αυτό το σημείο παρατίθεται η μελέτη του μετάλλου βάσης ΑΑ6082-T6. Η εν λόγω μελέτη διεξήχθη για λόγους σύγκρισης.

Οπτική μικροσκοπία

Η μικροδομή του μετάλλου βάσης ΑΑ6082-T6 παρουσιάζεται στην Εικόνα 157. Παρατηρούνται οι ευμεγέθεις κόκκοι, ο μέσος όρος του μεγέθους των οποίων μετρήθηκε και παρουσιάζεται στον Πίνακα 23:



Εικόνα 157: Οπτική μικρογραφία του ΜΒ ΑΑ6082-T6.

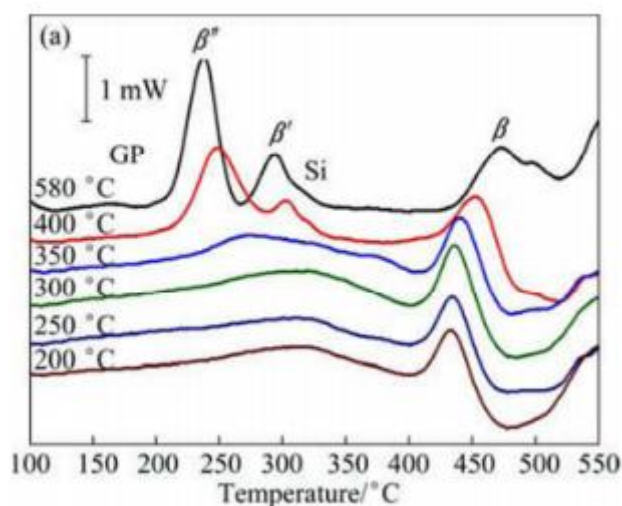
Πίνακας 23: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης του ΑΑ6082-T6.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
Μέταλλο βάσης	40±7,4

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Αρχικά παρατίθεται μια βιβλιογραφική αναφορά στις μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες παρατηρούνται στα κράματα της σειράς 6XXX. Σύμφωνα με τους N. Bayat, T. Carlberg και M. Cieslar [164] στα κράματα αλουμινίου (Al) ο σίδηρος (Fe) είναι η συνηθέστερη ακαθαρσία που εμφανίζεται ως διμεταλλική φάση των Al-Fe, Al-Fe-Si και Al-Fe-Mn-Si ανάλογα με τις συνθέσεις του κράματος [165]. Η διαλυτότητα σε στερεή φάση του σιδήρου (Fe) στο αλουμίνιο (Al) είναι πολύ χαμηλή με αποτέλεσμα εμπορικά κράματα αλουμινίου (Al) να φέρουν πρωτεύοντα σωματίδια σιδήρου (Fe). Στα κράματα αλουμινίου (Al) σειράς 6XXX με προσθήκες των στοιχείων σιδήρου (Fe), μαγγανίου (Mn) και πυριτίου (Si) σχηματίζονται σωματίδια β -Al₅FeSi, α -Al₁₂(Fe_xMn_(1-x))₃Si και Mg₂Si κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης [166]. Οι μικροδομές που σχηματίζονται είναι κυρίως δενδριτικές και μεταξύ των βραχιόνων

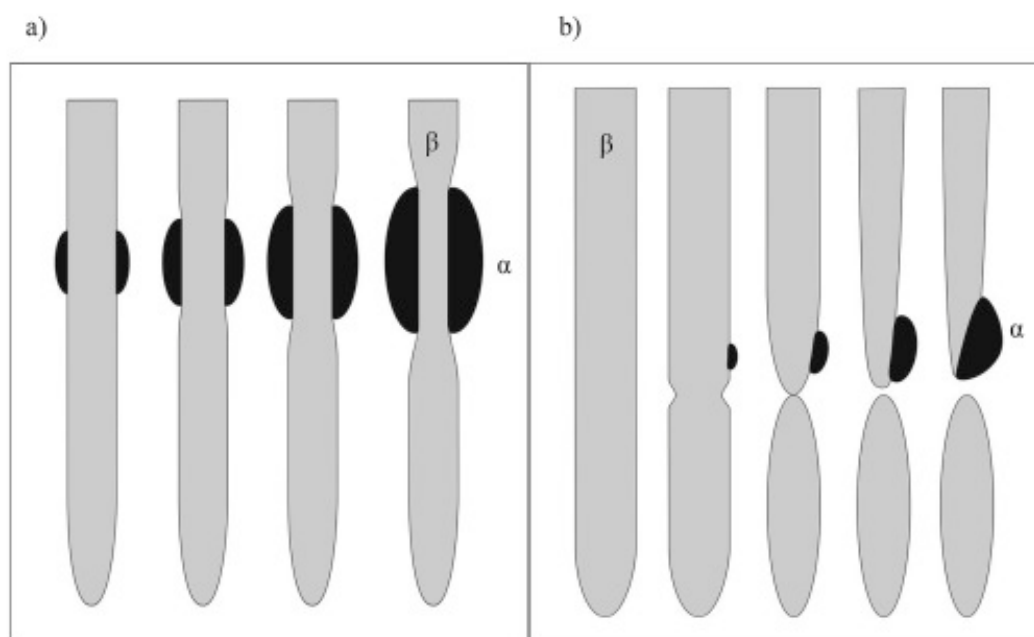
των δενδριτών σχηματίζονται η φάση β -AlFeSi και τα χονδρόκοκκα σωματίδια Mg_2Si . Η φάση β -AlFeSi είναι συνήθως υπεύθυνη για θερμές ρωγματώσεις και επιφανειακά ελαττώματα, που έχουν ως αποτέλεσμα κακή τελική επιφάνεια κατά τη διάρκεια της εξέλασης. Η ιδανική μικροδομή θα πρέπει να έχει ομοιόμορφη δομή με χαμηλές παραμένουσες τάσεις, ελάχιστη ποσότητα διμεταλλικών φάσεων β -AlFeSi και σωματιδίων Mg_2Si [167]. Σύμφωνα με τον Moreira [168] σε κράματα όπως το AA6082 η κύρια ενίσχυση είναι το ίζημα β'' - Mg_5Si_6 . Για το λόγο αυτό σύμφωνα με τον Y.BIROL [169] η επεξεργασία των αλουμινίων AlMgSi αρχίζει πάντα με έναν κύκλο ομογενοποίησης με αποτέλεσμα τα παραγόμενα ελάσματα να έχουν καλύτερη τελική επιφάνεια και υψηλότερες ιδιότητες εφελκυσμού. Η θέρμανση στη θερμοκρασία ομογενοποίησης πρέπει να είναι αρκετά αργή για να αποφευχθεί η τήξη της χονδροειδούς ευτηκτικής φάσης του αλουμινίου. Το υπόλοιπο της επεξεργασίας ομογενοποίησης αποτελείται από δύο κρίσιμα βήματα: εμφάνιση ακολουθούμενη από ψύξη με ελεγχόμενο ρυθμό [170]. Το δενδριτικό δίκτυο πλακών β -AlFeSi αντικαθίσταται από στρογγυλά σωματίδια α -AlFeSi [171-174]. Η μεσομεταλλική ένωση Mg_2Si και οι χονδροειδείς ευτηκτικές φάσεις κατακρημνίζονται [175-177]. Τόσο το μέγεθος όσο και ο αριθμός των β' -κατακρημνισμάτων (Mg_2Si) αυξάνονται με μείωση της θερμοκρασίας. Η αύξηση είναι αξιοσημείωτη από τους 400 °C έως τους 350 °C αλλά εξασθενεί σε περαιτέρω μείωση της θερμοκρασίας. Η ακολουθία κατακρήμνισης στα κράματα AlMgSi περιγράφεται ικανοποιητικά σύμφωνα με την εξής ακολουθία : SSSS \rightarrow G.P zones \rightarrow β'' \rightarrow β' \rightarrow Si \rightarrow β . Ως εκ τούτου, όπως φαίνεται και στην Εικόνα 158, ο σχηματισμός των G.P zones ξεκινάει περίπου στους 160 °C με συνεπακόλουθη δημιουργία της β'' μετασταθούς φάσης γύρω στους 230 °C που είναι υπεύθυνη για τις μέγιστες τιμές σκληρότητας που λαμβάνονται σε κράματα 6082-T6. Η γειτονική κορυφή στο διάγραμμα παράγεται από το σχηματισμό της β' μετασταθούς φάσης (Mg_2Si), ενώ παράλληλα πραγματοποιείται καταβύθιση της περισσειας του Si. Η τελευταία κορυφή παράγεται από το σχηματισμό της β φάσης (φάση ισορροπίας) ενώ η επόμενη κοιλότητα υποδηλώνει τη διάλυσή της.



Εικόνα 158: Διάγραμμα της ακολουθίας κατακρήμνισης που λαμβάνει χώρα στα κράματα αλουμινίου 6082 (από [164]).

Το φαινόμενο αυτό επιβεβαιώνεται και από τον N. Bayat et al. [164], οι οποίοι αναφέρουν πως η κατακρήμνιση των σωματιδίων Mg_2Si λαμβάνει χώρα σε θερμοκρασία 250 °C. Τα σωματίδια Mg_2Si κατακρημνίζονται όχι μόνο σε μήτρα αλουμινίου (Al), αλλά επίσης στην επιφάνεια των διμεταλλικών σωματιδίων. Τα σωματίδια Mg_2Si είναι λεπτά (20-50 nm) και στρογγυλά στην αρχή της ομογενοποίησης και γίνονται πιο χοντρά με την αύξηση της θερμοκρασίας και του χρόνου. Η πυρήνωση μιας νέας φάσης (α -σωματίδια) ξεκινά στους 300

°C. Στο στάδιο αυτό ο ρυθμός ανάπτυξης των νέων φάσεων είναι περίπου 2 nm/s. Αρχίζουν να αναπτύσσονται και στις δύο πλευρές του αρχικού πλακοειδούς σωματιδίου μέχρι να αρχίσουν να αλληλοεπιδρούν μεταξύ τους στο κέντρο. Στο τελικό στάδιο ολόκληρο το σωματίδιο σε σχήμα βελόνας μετασχηματίζεται πλήρως σε αρκετά περισσότερα ή λιγότερο στρογγυλοποιημένα σωματίδια μιας νέας φάσης. Επίσης φαίνεται πώς η κρυσταλλική δομή αλλάζει σε BBC κατά τη διάρκεια της θερμικής επεξεργασίας. Όπως απεικονίζεται σχηματικά στην Εικόνα 159a, σε μερικές περιοχές, δύο α-σωματίδια πυρηνοποιούνται και στις δύο πλευρές της β-φάσης (βλ. κατώτερο τμήμα της κεντρικής πλάκας στην Εικόνα 159a) και αναπτύσσονται ταυτόχρονα μέχρις ότου επέλθει η επαφή τους στο κέντρο της αρχικής β-φάσης. Σε ορισμένα άλλα σημεία, που απεικονίζονται στην Εικόνα 159b, κατά μήκος της β-φάσης ένα απλό α-σωματίδιο διαιρεί αρχικά ένα τμήμα της β-φάσης και αυξάνεται στη περιοχή της σταδιακά διαλυμένης β-φάσης. Και οι δύο τρόποι ανάπτυξης παρατηρήθηκαν και για τα δύο κράματα και οι μετασχηματισμοί σε αυτό το στάδιο έγιναν γρήγορα με ρυθμούς ανάπτυξης 2 nm/s. Και στις δύο μορφές ανάπτυξης, η κινητική της διασύνδεσης παίζει πιθανώς σημαντικό ρόλο. Συμπερασματικά ο N. Bayat et al. Κατέληξε στο συμπέρασμα πώς η κατακρήμνιση των σωματιδίων Mg_2Si έγινε ορατή στην άκρη των β διμεταλλικών σωματιδίων στους περίπου 250 °C. Σε υψηλότερη θερμοκρασία κάποια από αυτά τα σωματίδια Mg_2Si διαλύθηκαν ενώ τα υπόλοιπα έγιναν θέσεις πυρήνωσης των σωματιδίων $\alpha-Al(FeMn)Si$. Μετά την πυρήνωση, τα σωματίδια $\alpha-Al(FeMn)Si$ αναπτύσσονται και κοκκοποιούνται μέσω δύο διαφορετικών μηχανισμών στις περιοχές που υπήρχε η β-φάση, όπως προαναφέρθηκε.



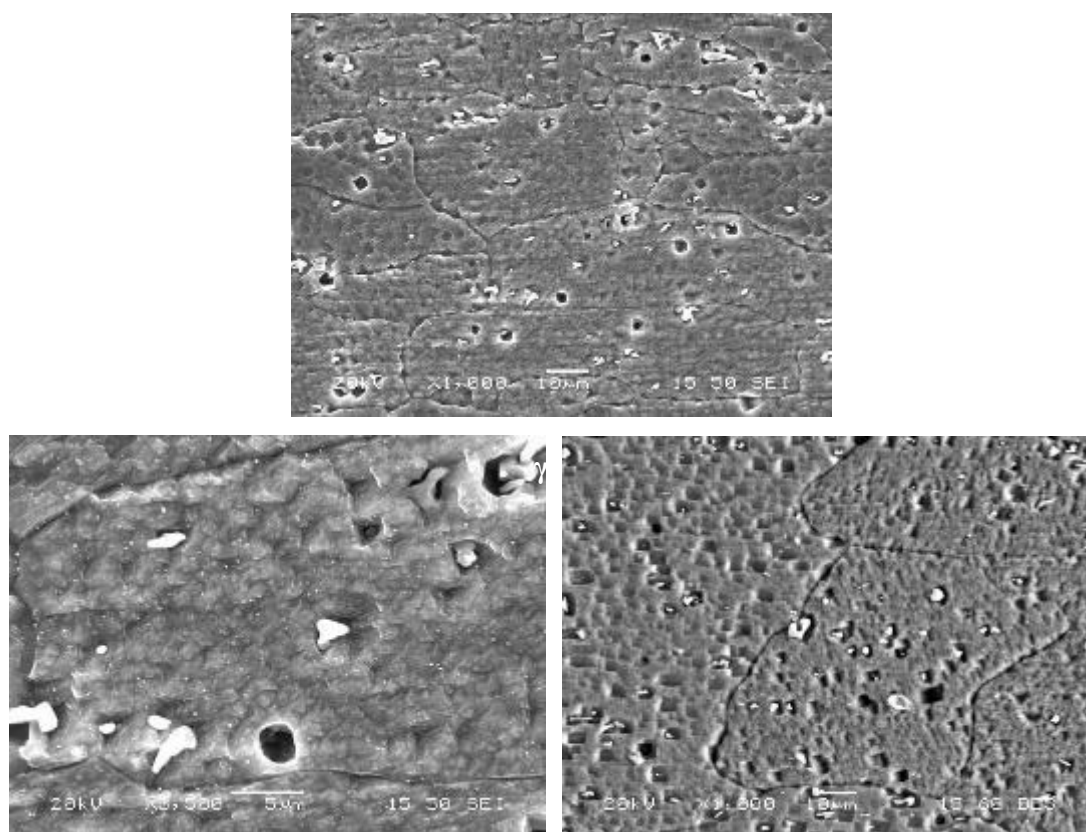
Εικόνα 159: Σχηματική παρουσίαση των δύο μηχανισμών δημιουργίας των α-σωματιδίων από τα β-σωματίδια (από [164]).

Στη συνέχεια ακολουθεί μια βιβλιογραφική αναφορά στις μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες παρατηρούνται στο AA6082-T6. Το AA6082 είναι κράμα Al-Mg-Si. Η πλειονότητα των μεσομεταλλικών ενώσεων του συγκεκριμένου κράματος περιέχει σίδηρο όπως οι $\beta-Al_9Fe_2Si_2$, (η οποία απαντάται και ως $\beta-Al_5FeSi$) ή η $\alpha-Al_{12}Fe_3Si$. Επίσης το μαγγάνιο ή το χρώμιο μπορούν να αντικαταστήσουν το σίδηρο και να σταθεροποιήσουν τη δημιουργία ενώσεων όπως οι $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$ και $\alpha-Al_{12}(FeCr)_3Si$. Σπανιότερα μέσα στο κράμα παρατηρούνται και

οι φάσεις α -Al, β -Al₃FeSi, α -Al₁₅(FeMn)₃Si, Al₉Mn₃Si, Mg₂Si καθώς και σκέτο Si. Τέλος σε κατάσταση T6 παρατηρούνται εκτός των άλλων και σφαιρικά μικρά σωματίδια της α -Al(FeMn)Si καθώς και τα ενισχυτικά κατακρημνίσματα β και β' φάσης. Τα β' φάσης Mg_{1.8}Si είναι ραβδοειδή, εξαγωνικού κρυσταλλικού πλέγματος ενώ τα β φάσης Mg₂Si έχουν σχήμα δισκοειδές και κυβικό εδροκεντρωμένο κρυσταλλικό πλέγμα. Αμφότερα δρουν ως παράγοντες ενίσχυσης των μηχανικών ιδιοτήτων και της σκληρότητας του υλικού, είναι όμως και πολύ ψαθυρά. Τέλος, το πολύ μικρό τους μέγεθος καθιστά αδύνατο το γεγονός να παρατηρηθούν στο SEM και παρατηρούνται μόνο στο TEM [178-181].

Εν προκειμένω λοιπόν, η μελέτη του MB στο SEM και το EDS εστιάστηκε στον προσδιορισμό των μεσομεταλλικών ενώσεων, οι οποίες παρουσιάζονται με διαφορετικό χρώμα από το μητρικό υλικό.

Στην Εικόνα 160 παρουσιάζονται ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων.

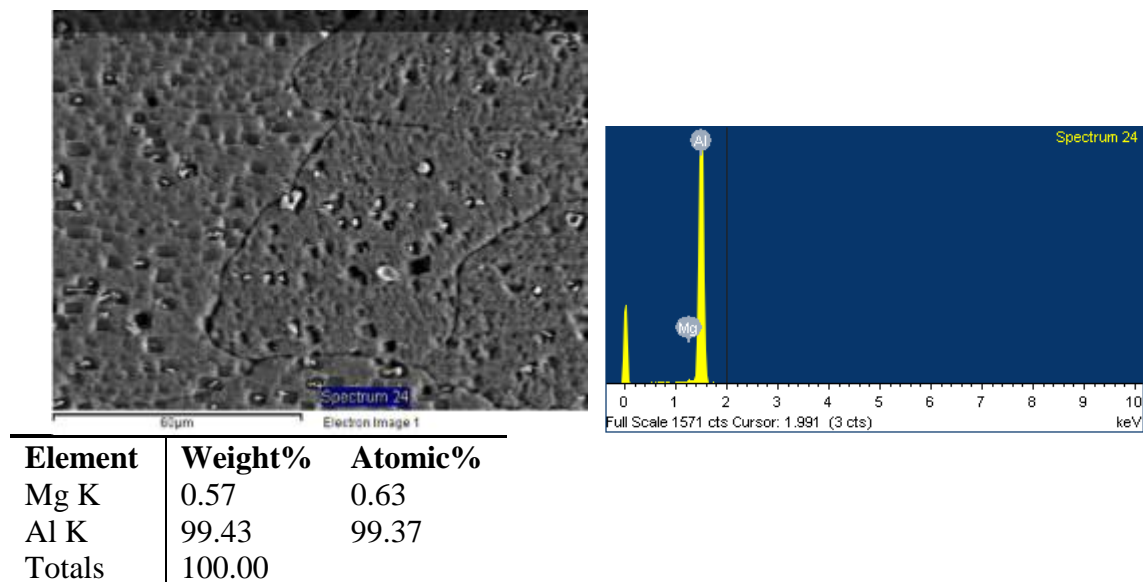


Εικόνα 160: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του μετάλλου βάσης AA6082-T6, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Όπως και στην περίπτωση του μετάλλου βάσης AA5083-H111 έτσι και σε αυτή, από τις εικόνες μικροσκοπίας παρατηρούνται οι χαρακτηριστικοί ευμεγέθεις κόκκοι του υλικού με τα όριά τους να είναι εύκολα διακριτά. Πιο συγκεκριμένα στις εικόνες SEM παρατηρούνται και κάποιες μεσομεταλλικές ενώσεις με πιο ανοικτό χρώμα. Από τη μελέτη EDS που ακολουθεί θα διαπιστωθεί το είδος τους.

Μελέτη EDS

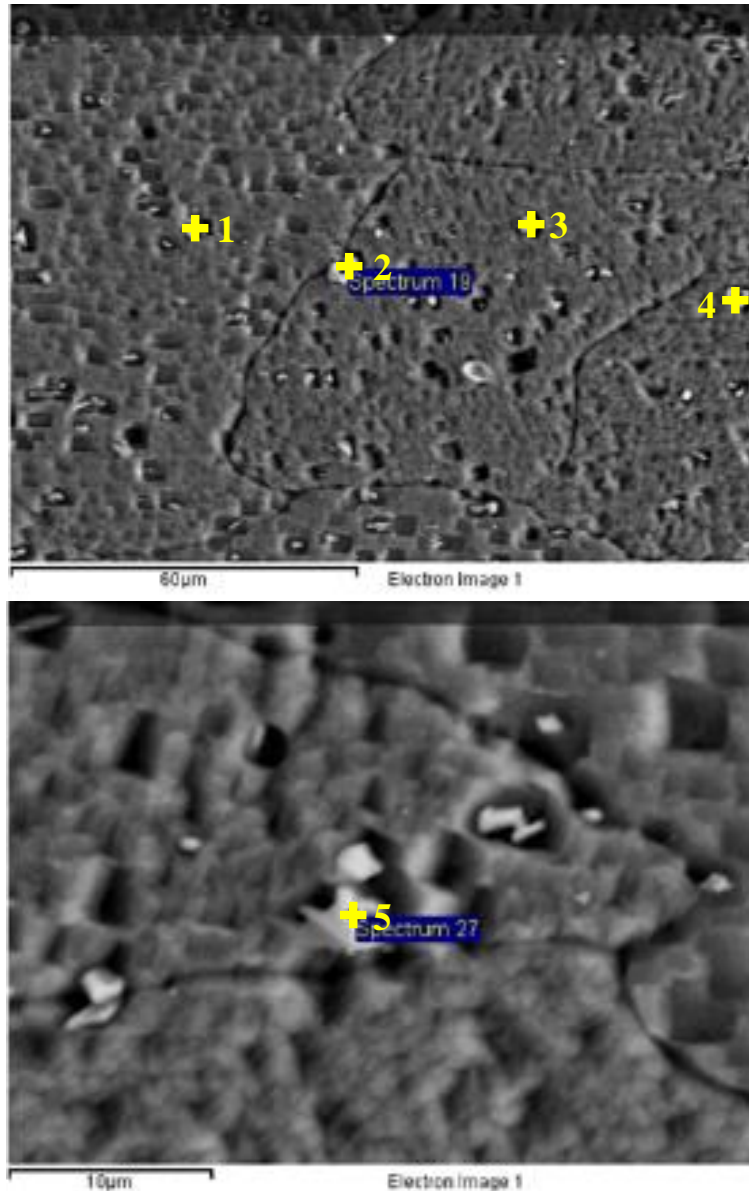
Αρχικά παρατίθεται μία σημειακή ανάλυση σε ένα σημείο το οποίο παρουσιάζεται ελεύθερο μεσομεταλλικών ενώσεων.



Εικόνα 161: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μετάλλου βάσης.

Στο MB τα αποτελέσματα είναι τα αναμενόμενα. Παρατηρείται χαμηλό ποσοστό μαγνησίου το οποίο είναι μέσα στα κραματικά στοιχεία του AA6082.

Εν συνεχεία ακολούθησε η σημειακή ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του MB AA6082-T6 με σκοπό τον προσδιορισμό αυτών (βλ. Εικόνα 162). Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που παρατηρήθηκαν ήταν όλες ανοιχτόχρωμες και ακανόνιστου σχήματος. Αυτό κατέστησε αρκετά δύσκολη την προσπάθεια καθορισμού και μελέτης όλων των ειδών αυτών. Τα αποτελέσματα παρουσιάζονται αναλυτικά παρακάτω.



Εικόνα 162: Μικρογραφίες EDS (point ID) περιοχών του μετάλλου βάσης.

Πίνακας 24: Το ποσοστό (w/w%) των στοιχείων σε κάθε σημειακή ανάλυση (βλ. Εικόνα 162).

	Al	O	Si	Mn	Fe
1	88,35	-	11,65	-	-
2	69,2	-	9,97	6,00	14,32
3	78,28	-	13,52	8,20	-
4	70,89	4,48	7,06	5,20	12,38
5	64,47	5,04	7,97	6,95	15,57

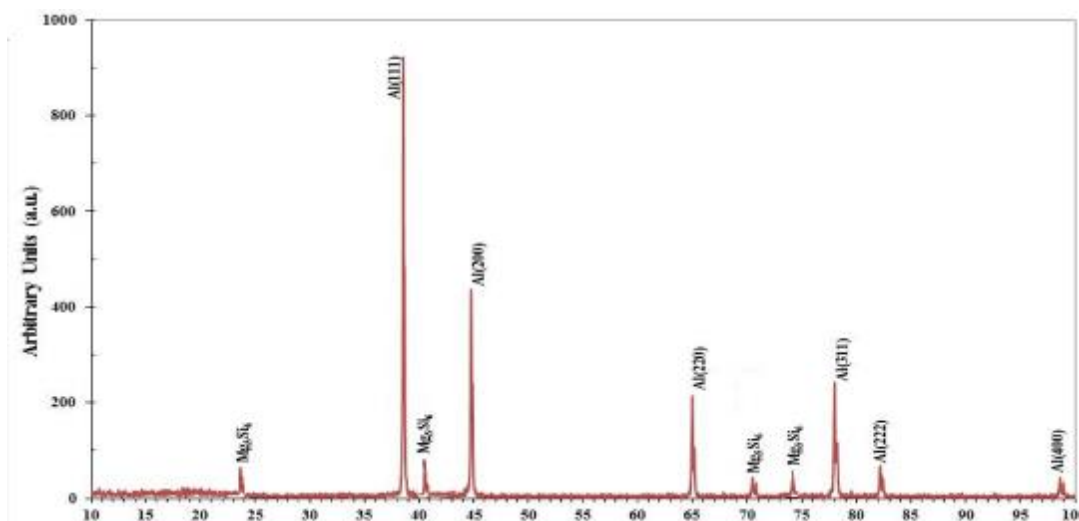
Στην ανάλυση 1 παρατηρείται υψηλό ποσοστό πυριτίου χωρίς την ύπαρξη άλλων κραματικών στοιχείων. Πιθανώς να πρόκειται για ελεύθερο Si. Επίσης, το Al ανιχνεύεται από την υπερβάλλουσα περιοχή. Στην ανάλυση 2, από τα στοιχεία που ανιχνεύονται, συμπεραίνουμε ότι είναι πιθανώς είτε η $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ είτε η $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$. Στην ανάλυση 3 ανιχνεύονται τα ίδια στοιχεία με εξαίρεση το σίδηρο. Αυτό μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι πρόκειται πιθανώς για τη μεσομεταλλική ένωση $\text{Al}_9\text{Mn}_3\text{Si}$. Τέλος, κατά τη μελέτη των

αναλύσεων 4 και 5, συμπεραίνουμε ότι οι ανιχνεύσιμες μεσομεταλλικές ενώσεις είναι πιθανώς είτε η $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ είτε η $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$. Επίσης, το οξυγόνο που ανιχνεύεται πιθανώς οφείλεται στη δημιουργία οξειδίων λόγω της αντίδρασης με τον ατμοσφαιρικό αέρα.

Συμπερασματικά, λόγω του γεγονότος ότι, όπως εξηγήθηκε και στην Παράγραφο 1.2 του μέρους Γ', τα αποτελέσματα της μελέτης EDS δεν παρέχουν ποσοτική ακρίβεια και είναι κυρίως ποιοτικά, δεν είναι δυνατόν να εξαχθεί κάποιο συμπέρασμα αναφορικά με το αν ανιχνεύονται όλες οι μεσομεταλλικές ενώσεις που θεωρητικά εμφανίζονται στο AA6082. Για παράδειγμα, δεν ανιχνεύτηκε η Mg_2Si , η οποία είναι ούτως ή άλλως σπάνια εμφανιζόμενη. Κατά τη μελέτη στο TEM θα αποσαφηνιστεί περαιτέρω το τοπίο.

Περιθλασιμετρία ακτίνων X.

Όπως προκύπτει από την Εικόνα 163, η μοναδική φάση πέραν της μητρικής που ταυτοποιείται μέσω περιθλασιμετρίας ακτίνων X για το κράμα AA6082-T6 είναι η ενδομεταλλική φάση σκλήρωσης Mg_5Si_6 . Το κλάσμα όγκου συμμετοχής της δεδομένης φάσης υπερβαίνει το 3%. Επίσης, παρατηρείται μειωμένη ένταση κρυστάλλωσης των κορυφών της μητρικής περιοχής σε σχέση με τις αντίστοιχες του κράματος AA5083-H111 καθώς το υπό μελέτη υλικό δεν υφίσταται σκλήρωση μέσω ενδοτράχυνσης και κατά συνέπεια δεν αναπτύσσει ισχυρό ιστό λόγω μεταλλοτεχνικής διαμόρφωσης.



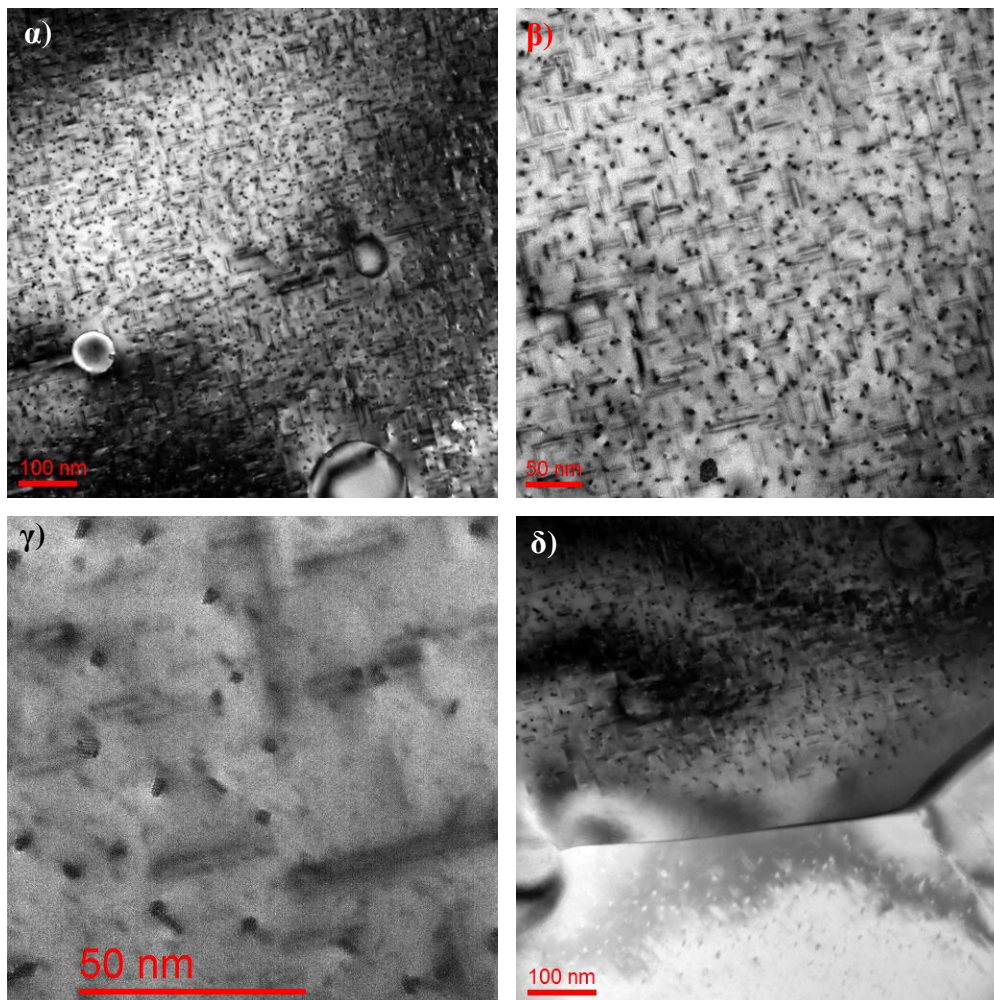
Εικόνα 163: Ακτινοδιάγραμμα περιθλασιμετρίας του κράματος AA6082-T6

Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) [182-183]

Όπως και για την περίπτωση του AA5083-H111, έτσι και για το MBAA6082-T6, η μελέτη στο TEM βασίστηκε στη βιβλιογραφία και πραγματοποιήθηκε για λόγους σύγκρισης των αποτελεσμάτων με τα αντίστοιχα του πυρήνα των συγκολλήσεων δια τριβής καθώς σκοπός της εν λόγω διδακτορικής διατριβής δεν είναι η μελέτη των MB. Και σε αυτή την περίπτωση οι μελέτες ήταν μεν ελάχιστες αλλά πλήρεις εικόνων προς σύγκριση.

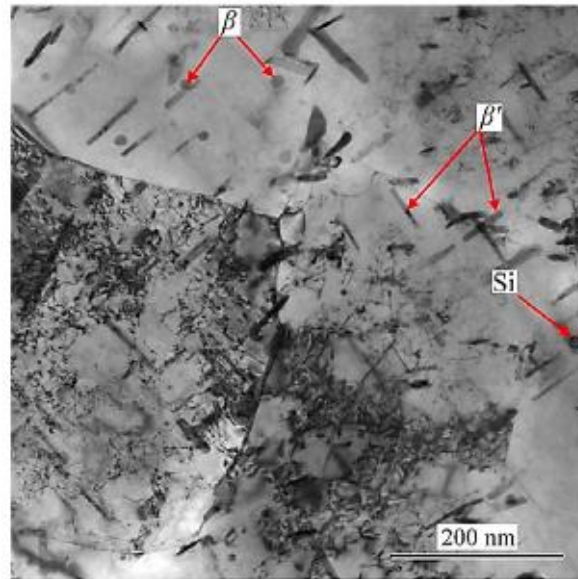
Στην Εικόνα 164 παρουσιάζονται τυπικές εικόνες TEM για το AA6082-T6. Στην Εικόνα 164α,β,γ παρατηρείται η διάταξη των ατόμων. Επίσης, παρατηρείται κατακρήμνιση μικρού

μεγέθους δισκοειδών και βελονοειδών μεσομεταλλικών. Στην εικόνα Εικόνα 164δ παρατηρείται ότι τα όρια των κόκκων είναι ελεύθερα κατακρημνισμάτων. Επίσης, παρατηρείται ότι ο ένας από τους κόκκους έχει εμφανίσει υψηλή συγκέντρωση διαταραχών στο εσωτερικό του σε σύγκριση με τους υπόλοιπους.



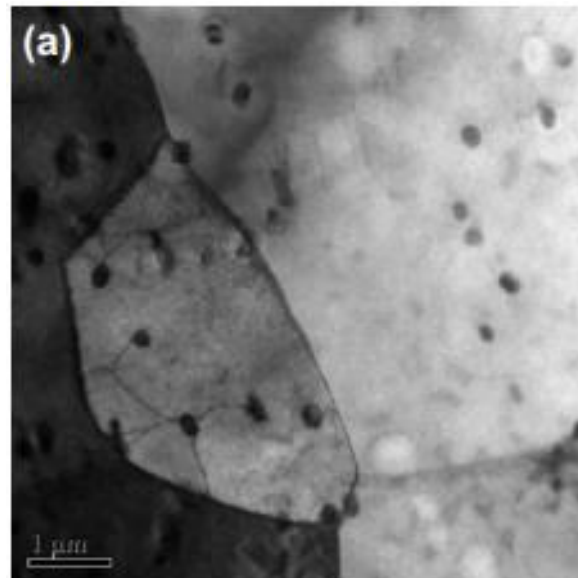
Εικόνα 164: Εικόνες TEM του MB AA6082.

Στην Εικόνα 165 παρατηρείται το εσωτερικό ενός κόκκου και σημειώνονται τα κατακρημνίσματα που αναγνωρίζονται. Η μελέτη εστιάζεται στον εντοπισμό των ενισχυτικών κατακρημνισμάτων β και β'φάσης τα οποία έχουν σχήμα δισκοειδές και ραβδοειδές αντίστοιχα. Επίσης, εντοπίζεται και ελεύθερο (αδιάλυτο) πυρίτιο.



Εικόνα 165: Εικόνα TEM των β και β' φάσεων του MB AA6082.

Στην Εικόνα 166 παρατηρούνται τα όρια των κόκκων του MB AA6082. Παρουσιάζουν μικρή πυκνότητα διαταραχών στο εσωτερικό τους. Επίσης, παρατηρούνται οι δισκοειδείς μεσομεταλλικές ενώσεις (φάση β).



Εικόνα 166: Εικόνα TEM του MB AA6082.

Συμπεράσματα

Λόγω του πολύ μικρού αριθμού των δημοσιεύσεων οι οποίες εστιάζονται στην μελέτη του AA6082 μέσω TEM, είναι δύσκολο να εξαχθεί κάποιο συμπέρασμα αναφορικά με την πυκνότητα των διαταραχών ή των μεσομεταλλικών ενώσεων στο εσωτερικό των κόκκων. Γενικά παρουσιάζονται να έμφανίζουν μικρή πυκνότητα διαταραχών και σχετικά υψηλή συγκέντρωση μεσομεταλλικών ενώσεων. Τέλος, οι διαταραχές παρουσιάζεται να κατανέμονται τυχαία στο χώρο.

Γ.2.2 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΥΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΟΥ ΑΑ6082-Τ6 ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ.

Όπως και στην περίπτωση των συγκολλήσεων του ΑΑ5083-Η111, έτσι και εν προκειμένω, σε προηγούμενη μελέτη που είχε πραγματοποιηθεί στο ΕΝΤ [114] είχαν καθοριστεί οι βέλτιστες συνθήκες ομογενούς συγκόλλησης πλακών από το κράμα ΑΑ6082 σε κατάσταση Τ6.

Βέλτιστες συνθήκες συγκόλλησης.

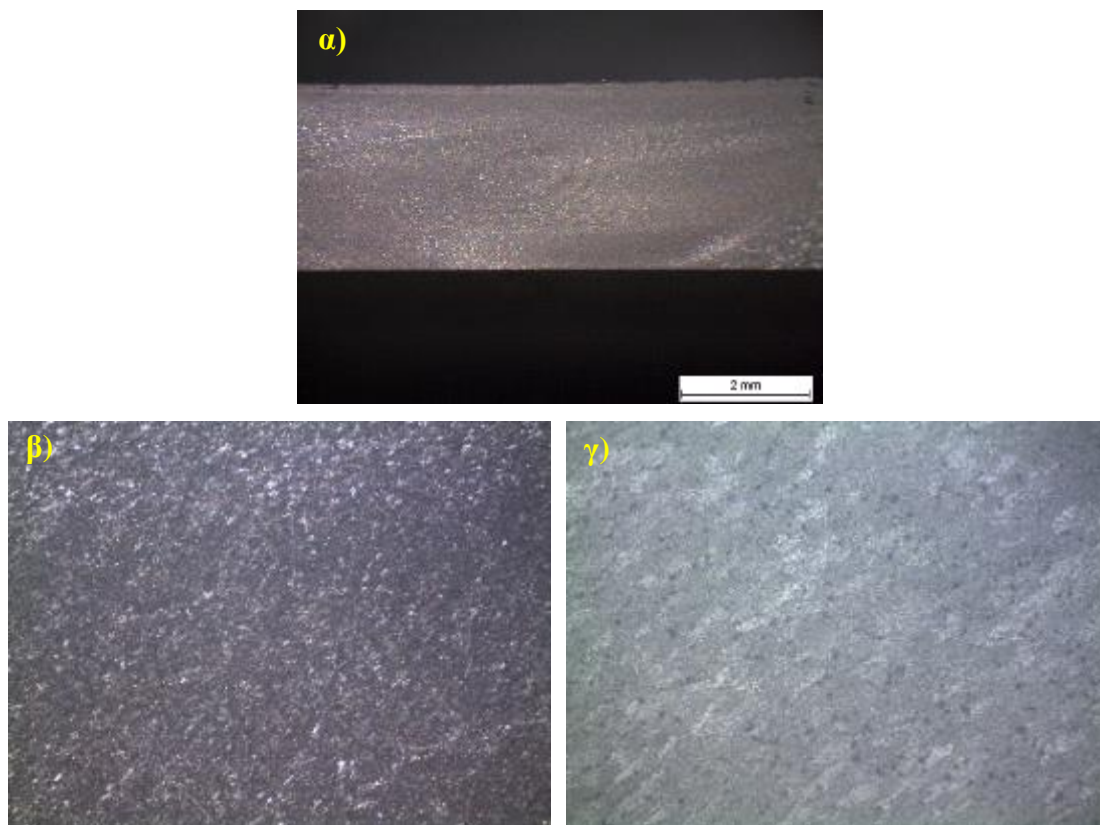
Οι συνθήκες των συγκολλήσεων παρουσιάζονται στον Πίνακα 25.

Πίνακας 25: Οι παράμετροι της FSW του ΑΑ6082-Τ6.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής – ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης – v (mm/min)	Κλίση εργαλείου (°)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N° 2	750	85	3	0.113	1

Οπτική μικροσκοπία

Αρχικά η συγκόλληση μελετήθηκε μέσω του οπτικού στερεοσκοπίου καθώς και του οπτικού μικροσκοπίου. Στο στάδιο αυτό μετρήθηκε και το μέγεθος των ανακρυσταλλομένων κόκκων του πυρήνα αυτής (βλ. Εικόνα 167β). Στην Εικόνα 167α (Εικόνα οπτικού στερεοσκοπίου) παρατηρείται ότι μακροσκοπικά η συγκόλληση δεν παρουσιάζει καμία ατέλεια ή σφάλμα ενώ παρουσιάζει την τυπική για την FSW μονού πάσου onion ring structure. Τα όρια του Πυρήνα Συγκόλλησης (weld nugget - ΠΣ), ο οποίος έχει το χαρακτηριστικό πεπλατυσμένο σχήμα, είναι διακριτά. Στην Εικόνα 167β παρουσιάζεται το κέντρο του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x100 ενώ στην Εικόνα 167γ σε μεγέθυνση x200. Όπως και στην περίπτωση του ΠΣ του ΑΑ5083, το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης είναι και εδώ παραπάνω από εμφανές καθώς η σμίκρυνση που έχουν υποστεί οι κόκκοι είναι ξεκάθαρη. Το δοκίμιο δε μελετήθηκε περαιτέρω μέσω οπτικής μικροσκοπίας καθώς ακολούθησε η ενδεδειγμένη μελέτη στα ηλεκτρονικά μικροσκόπια.



Εικόνα 167: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111. α) Μακρογραφία του ΠΣ, β) μικρογραφία του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x100, γ) μικρογραφία του πυρήνα συγκόλλησης σε μεγέθυνση x200.

Στον ακόλουθο Πίνακα 26 παρουσιάζεται το μέγεθος των κόκκων όπως αυτό μετρήθηκε.

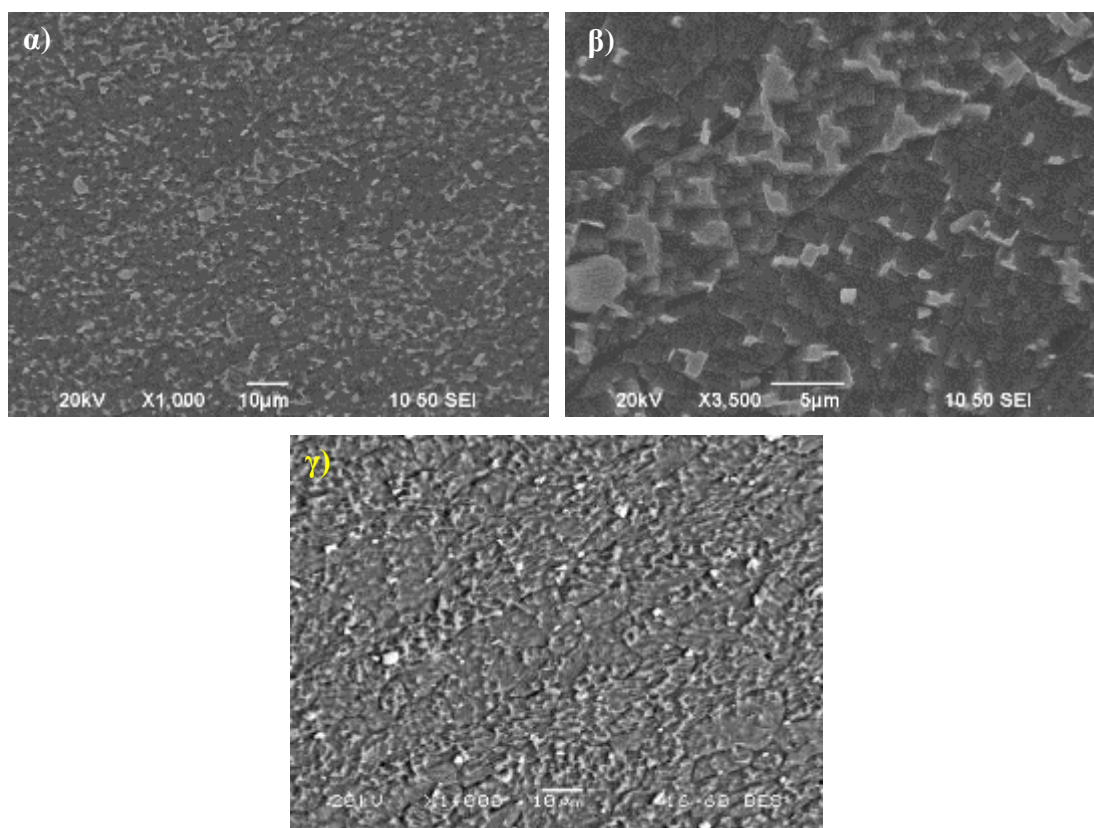
Πίνακας 26: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA6082-T6.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
FSW	5,5±1,7
Μέταλλο βάσης	40±7,4

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Στο σημείο αυτό πρέπει να τονιστεί ότι, όπως και κατά τη μελέτη των συγκολλήσεων του AA5083-H111, έτσι και εν προκειμένω, η μελέτη μέσω SEM και EDS περιορίστηκε στον πυρήνα συγκόλλησης καθώς αυτή η ζώνη είναι διακριτή και με το μεγαλύτερο μεταλλογραφικό ενδιαφέρον. Επίσης, η μελέτη των μη ενισχυμένων συγκολλήσεων γίνεται κυρίως για λόγους σύγκρισης με τις αντίστοιχες ενισχυμένες με νανοσωματίδια. Τέλος, για τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων, η μελέτη στο SEM και το EDS εστιάστηκε στον προσδιορισμό των μεσομεταλλικών ενώσεων.

Στην Εικόνα 168 παρουσιάζονται χαρακτηριστικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων του ΠΣ του AA6083-T6 χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων.

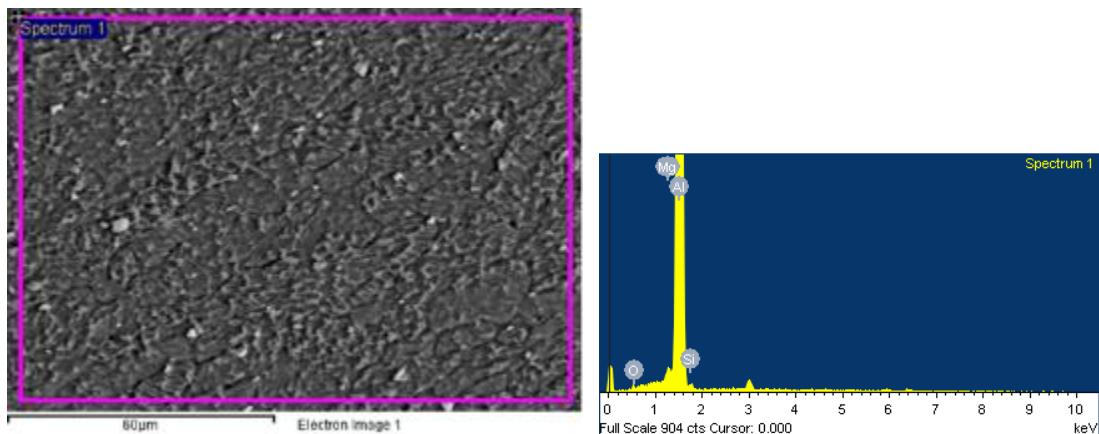


Εικόνα 168: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης του πυρήνα συγκόλλησης της FSW του AA6082-T6, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Από τη μελέτη των παραπάνω εικόνων μπορούν να εξαχθούν τα ακόλουθα συμπεράσματα. Κατά την ομογενή συγκόλληση δια τριβής του κράματος AA6082-T6 παρατηρείται άριστη ανάδευση του υλικού χωρίς ατέλειες στη ζώνη ανάδευσης. Επίσης παρατηρείται μείωση του ποσοστού των μεσομεταλλικών ενώσεων σε σχέση με το μέταλλο βάσης. Αυτό είναι αναμενόμενο καθώς, λόγω των υψηλών θερμοκρασιών και πιέσεων που αναπτύσσονται στην εν λόγω ζώνη, μεγάλο ποσοστό αυτών διαλυτοποιείται. Τέλος, παρατηρείται η απαλοιφή των ευμεγεθών κόκκων του MB λόγω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης.

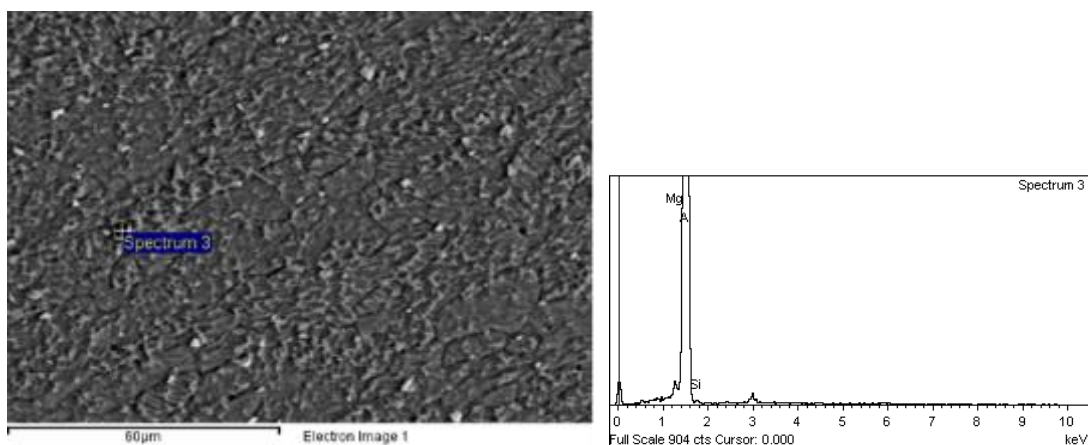
Μελέτη EDS

Αρχικά παρατίθεται η χαρτογράφηση EDS (Mapping) μιας σχετικά ευρείας περιοχής του ΠΣ του AA6082 καθώς και μία σημειακή ανάλυση σε ένα σημείο το οποίο παρουσιάζεται ελεύθερο μεσομεταλλικών ενώσεων.



Element	Weight%	Atomic%
O K	1.41	2.35
Mg K	0.72	0.79
Al K	96.83	95.87
Si K	1.04	0.99
Totals	100.00	

Εικόνα 169: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082.

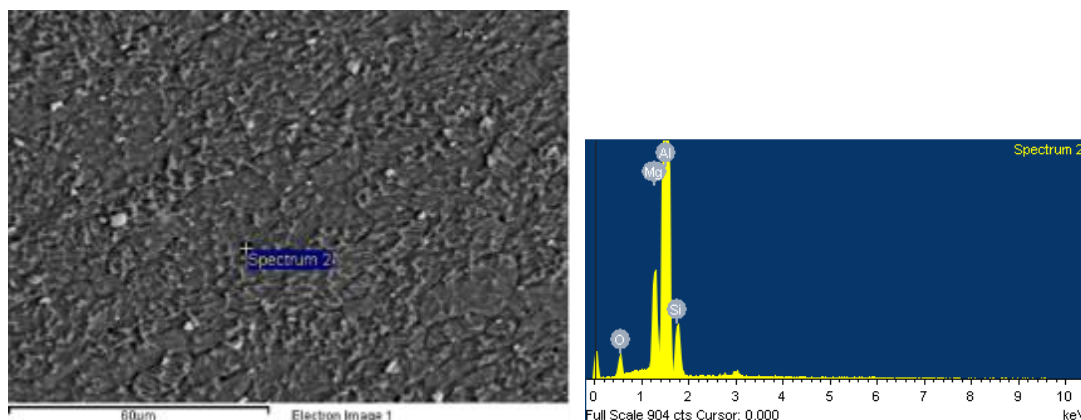


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.79	0.88
Al K	98.33	98.28
Si K	0.88	0.84
Totals	100.00	

Εικόνα 170: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082.

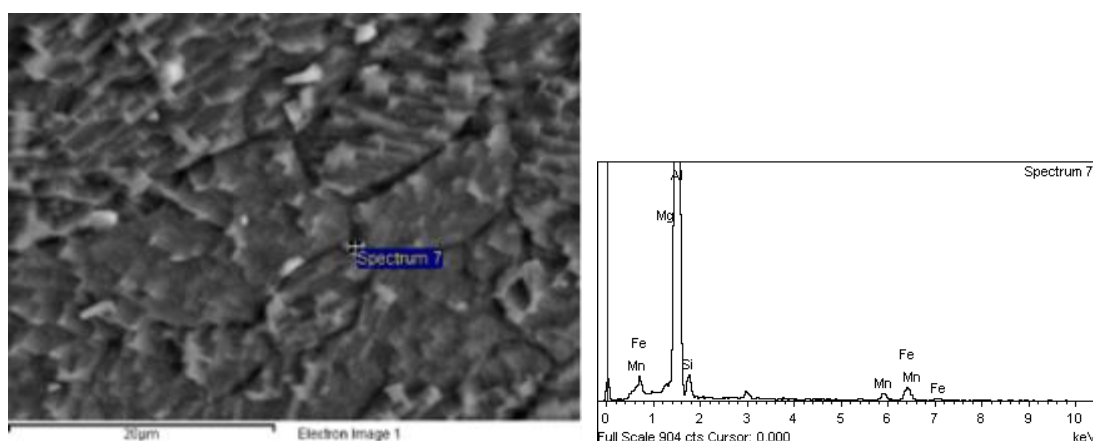
Εν προκειμένω παρατηρείται ότι και στο μέταλλο βάσης AA6082, δηλαδή τα ποσοστά των κραματικών στοιχείων που ανιχνεύονται είναι κοντά στα ονομαστικά.

Αναφορικά με τη μελέτη στο SEM-EDS των μεσομεταλλικών ενώσεων στον ΠΣ της FSW του AA6082, τα αποτελέσματα ήταν παρόμοια με τα αντίστοιχα του μετάλλου βάσης AA6082. Παρατηρήθηκαν μεσομεταλλικές ενώσεις ακανόνιστου σχήματος, τόσο σκουρόχρωμες όσο και ανοιχτόχρωμες. Ενδεικτικά παρουσιάζονται οι παρακάτω δύο αναλύσεις.



Element	Weight%	Atomic%
O K	7.79	12.43
Mg K	6.01	6.32
Al K	77.53	73.38
Si K	8.66	7.88
Totals	100.00	

Εικόνα 171: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση σκουρόχρωμης και ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του AA6082.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.50	0.59
Al K	86.34	90.25
Si K	5.00	5.02
Mn K	2.58	1.32
Fe K	5.58	2.82
Totals	100.00	

Εικόνα 172: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση ανοιχτόχρωμης και ακανόνιστου σχήματος μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του AA6082.

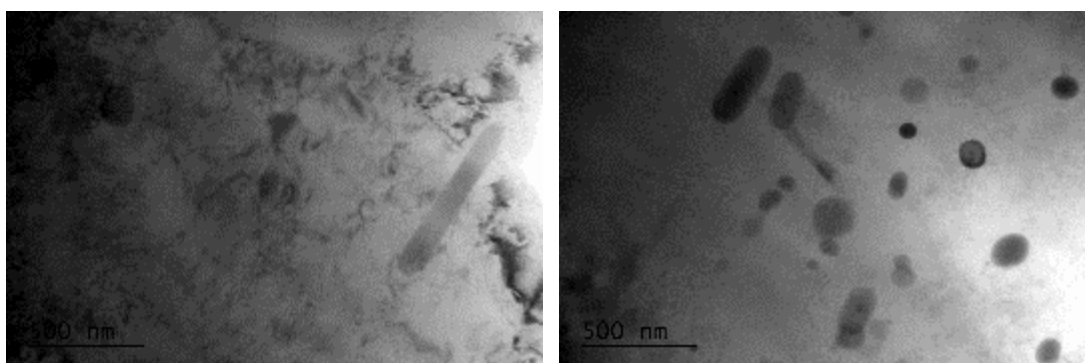
Η μεσομεταλλική ένωση της πρώτης ανάλυσης ήταν σκουρόχρωμη σε αντίθεση με τις όλες τις παρατηρηθείσες μεσομεταλλικές ενώσεις του MB οι οποίες ήταν ανοιχτόχρωμες. Επίσης παρατηρήθηκε μαγνήσιο, κάτι που δεν παρατηρήθηκε στο μέταλλο βάσης. Πιθανώς πρόκειται για την Mg_2Si . Το οξυγόνο που ανιχνεύεται πιθανώς οφείλεται στη δημιουργία οξειδίων λόγω της αντίδρασης με τον ατμοσφαιρικό αέρα. Η μεσομεταλλική ένωση της δεύτερης ανάλυσης είναι πιθανώς είτε η $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$ είτε $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si$ καθώς σε αυτή ανιχνεύεται πυρίτιο, μαγγάνιο και σίδηρος.

Συμπερασματικά, η μόνη διαφορά που παρατηρείται σε σχέση με το MB είναι η παρατήρηση της Mg_2Si μεσομεταλλικής ένωσης. Πιθανώς η εν λόγω μεσομεταλλική να δημιουργήθηκε λόγω του θερμικού κύκλου της FSW.

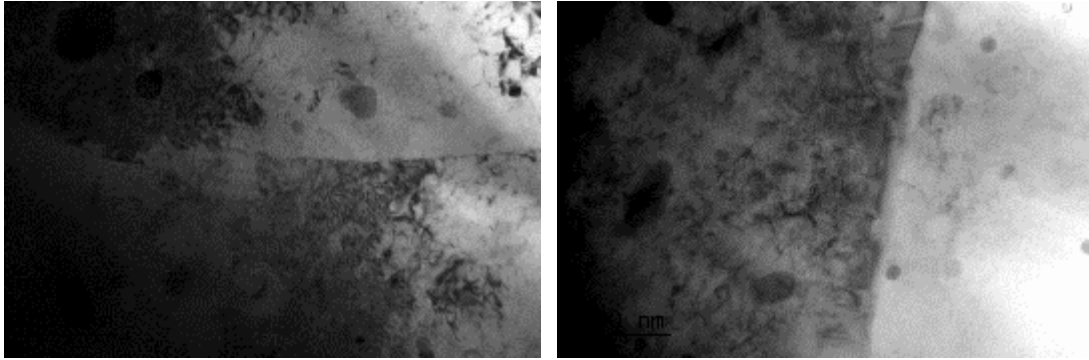
Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

Όπως και κατά τη μελέτη του ΠΣ του AA5083 στο TEM, έτσι και εν προκειμένω, παρατηρήθηκαν ποικίλες περιοχές του ΠΣ του AA6082. Η μελέτη εστιάζεται στο κατά πόσο, από τη μία οι διαταραχές και από την άλλη οι μεσομεταλλικές ενώσεις, έχουν επηρεαστεί από τη συγκόλληση. Παρακάτω παρατίθενται ορισμένες από τις εικόνες με το μεγαλύτερο μεταλλογραφικό ενδιαφέρον καθώς και η επεξήγηση αυτών. Πληθώρα αντίστοιχων εικόνων παρατίθεται στο Παράρτημα Α.4.

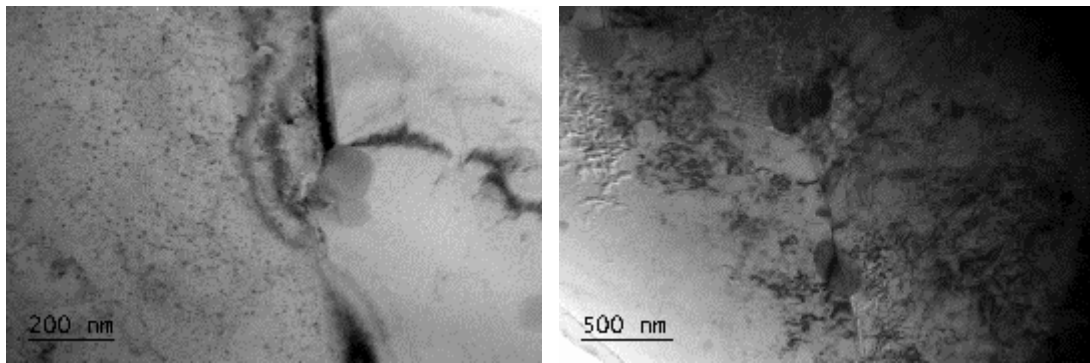
Αρχικά, στην Εικόνα 173 παρατηρείται το εσωτερικό των ανακρυσταλλωμένων κόκκων του ΠΣ του AA6082. Οι εν λόγω κόκκοι παρουσιάζουν χαμηλή πυκνότητα διαταραχών στο εσωτερικό τους. Επίσης, σε σύγκριση με το MB (βλ. Εικόνες 164, 165, 166) παρατηρείται διαλυτοποίηση των βελονοειδών μεσομεταλλικών ενώσεων β' φάσεως. Αντιστοίχως, στην Εικόνα 174 παρατηρούνται τα όρια των ανακρυσταλλωμένων κόκκων. Η συγκέντρωση των διαταραχών διαφέρει από κόκκο σε κόκκο. Στην Εικόνα 175 παρατηρείται και πάλι το εσωτερικό των ανακρυσταλλωμένων κόκκων του ΠΣ της FSW του AA6082. Εν προκειμένω, σε σύγκριση με το μέταλλο βάσης παρατηρείται πολλαπλασιασμός των διαταραχών. Επίσης, παρατηρείται πλήρης διάλυση των β και β' φάσεων. Στην Εικόνα 176 μπορεί να παρατηρηθεί η ίδια αρχή της δημιουργίας κυτταροειδούς δομής διαταραχών η οποία δρα ως πρόδρομος του σχηματισμού υποκόκκων κατά τη διάρκεια της δυναμικής αποκατάστασης και της επακόλουθης δυναμικής ανακρυστάλλωσης [59]. Αυτό υποδηλώνει ότι η δυναμική ανακρυστάλλωση λαμβάνει χώρα σε στάδια και ότι διαφορετικά στάδια αυτού του φαινομένου μπορούν να συνυπάρχουν σε ένα πυρήνα συγκόλλησης. Η προαναφερθείσα δομή μπορεί να προκλήθηκε από το ακραίο τμήμα του εργαλείου καθώς αυτό εγκαταλείπει το προκείμενο επίπεδο. Τέλος, στην εξαιρετικά ενδιαφέρουσα Εικόνα 177 παρατηρούνται οι δίνες διαταραχών οι οποίες προκαλούνται από την περιστροφή του πείρου του εργαλείου. Αξίζει να σημειωθεί ότι είναι η πρώτη φορά στη διεθνή βιβλιογραφία όπου παρατηρείται η εν λόγω δομή.



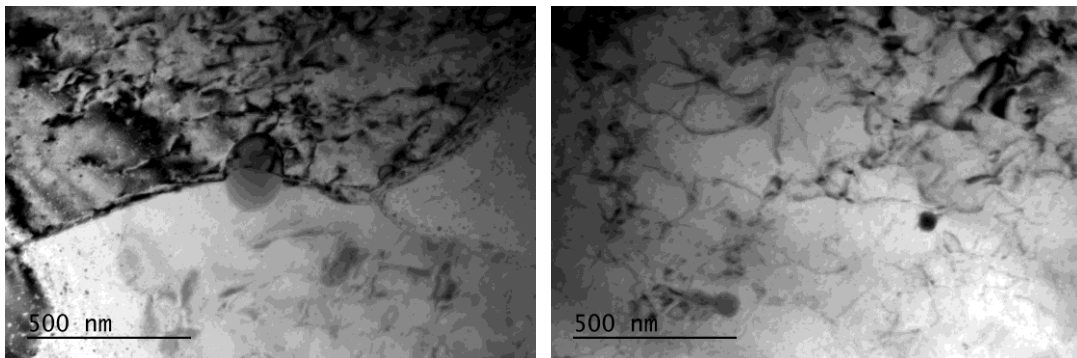
Εικόνα 173: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



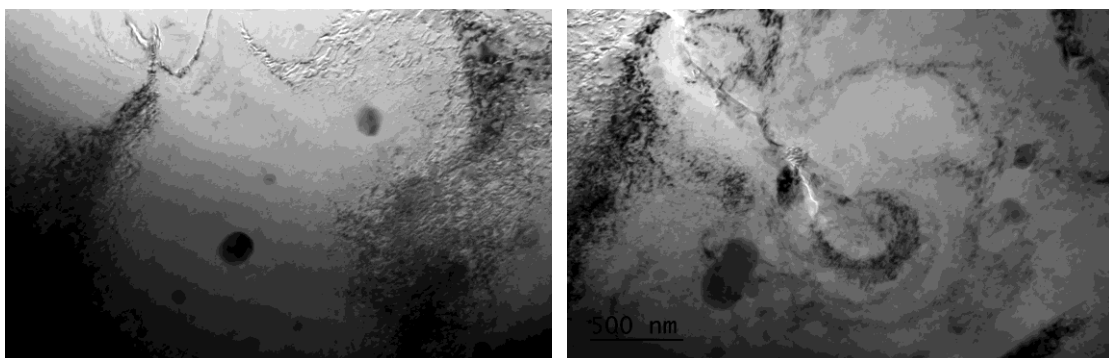
Εικόνα 174: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του ΑΑ6082 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.

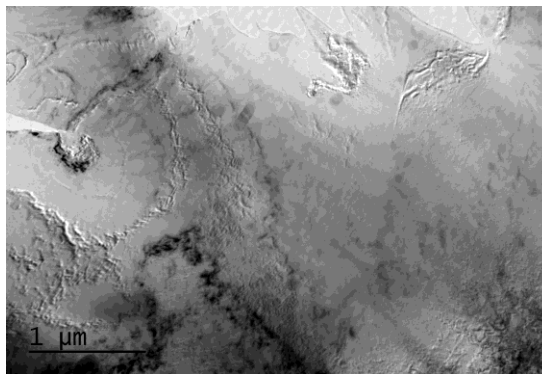


Εικόνα 175: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του ΑΑ6082 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.



Εικόνα 176: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του ΑΑ6082 όπου παρατηρείται η κυτταροειδής δομή.





Εικόνα 177: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του ΠΣ του AA6082 όπου παρατηρούνται δίνες διαταραχών.

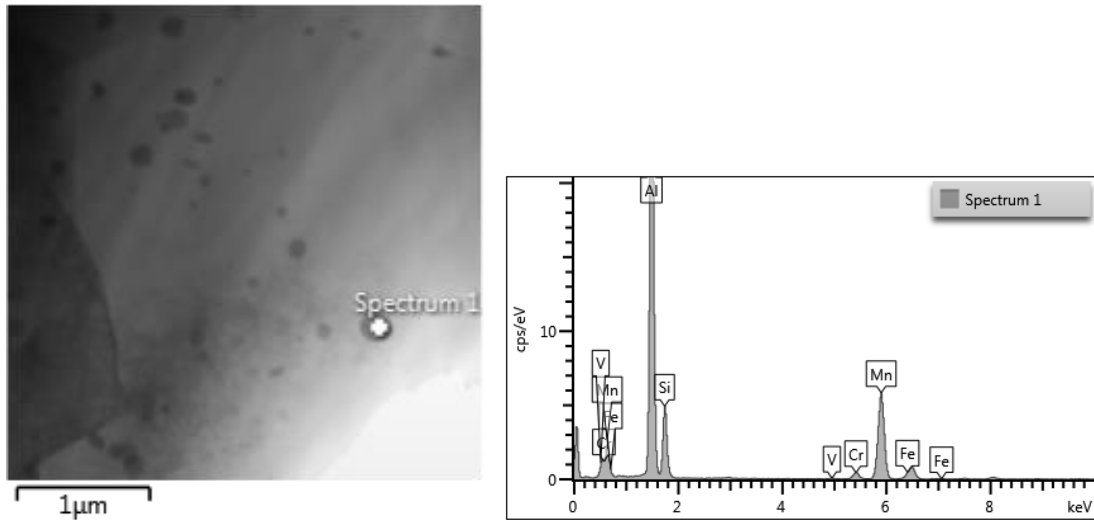
Εν κατακλείδι, δεν μπορούν να εξαχθούν συγκεκριμένα συμπεράσματα σχετικά με την κατανομή των διαταραχών, καθώς δεν ακολουθείται συγκεκριμένη κατανομή ως προς το που αυτές συγκεντρώνονται. Μερικοί κόκκοι είναι γεμάτοι με διαταραχές, ενώ άλλοι παρατηρούνται σχεδόν απαλλαγμένοι από αυτές. Αυτό που είναι κοινό σε όλες τις εικόνες της μελέτης είναι η διαλυτοποίηση των μεσομεταλλικών ενώσεων β' φάσεως. Όπως θα εξηγηθεί και παρακάτω, η διαλυτοποίηση των εν λόγω ενισχυτικών ενώσεων είχε ως αποτέλεσμα την υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων και της σκληρότητας του συγκολλημένου AA6082 σε σύγκριση με το MB AA6082-T6.

Θα ακολουθήσει η μελέτη μέσω της φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς με σκοπό τον προσδιορισμό του είδους των παραπάνω μεσομεταλλικών ενώσεων.

Μελέτη EDS

Όπως και κατά τη μελέτη στο SEM, ακολούθησε η σημειακή ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ του AA6082-T6 με σκοπό τον προσδιορισμό αυτών. Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που παρατηρήθηκαν είχαν ποικίλα σχήματα και χρωματισμούς. Έγινε προσπάθεια μελέτης όλων των ειδών αυτών. Επίσης, έγινε προσπάθεια εντοπισμού διαφορών σε σύγκριση με τις αντίστοιχες κατά τη μελέτη στο SEM. Τα αποτελέσματα παρουσιάζονται αναλυτικά παρακάτω. Με σκοπό την αποφυγή περιττών επαναλήψεων, άρα και κόπωσης του αναγνώστη, παρατίθεται μία εικόνα (με την αντίστοιχη ανάλυσή της) για κάθε κατηγορία μεσομεταλλικής ένωσης. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι έχει γίνει πληθώρα αναλύσεων οι οποίες παρουσιάζονται στο Παράρτημα A.4.

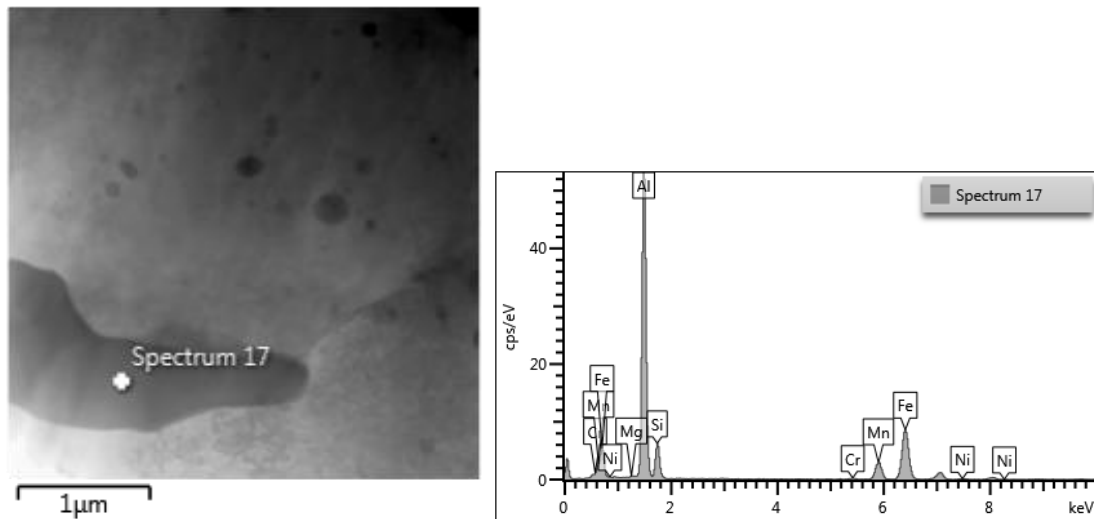
Στην Εικόνα 178 παρουσιάζεται μια μεσομεταλλική ένωση ακανόνιστου σχήματος. Πρόκειται πιθανώς για την Al_9Mn_3Si , λόγω του παρατηρούμενου πυριτίου και μαγγανίου.



Element	Wt%
Al	63.34
Si	10.59
V	0.18
Cr	1.61
Mn	23.49
Fe	0.80
Total:	100.00

Εικόνα 178: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082.

Η μεσομεταλλική ένωση της Εικόνας 179 είναι πιθανώς η α -Al₁₂(FeMn)₃Si ή η α -Al₁₅(FeMn)₃Si λόγω της παρουσίας πυριτίου, μαγγανίου και σιδήρου



Element	Wt%
Mg	0.21
Al	65.09
Si	7.42
Cr	0.42
Mn	6.67
Fe	20.01
Ni	0.18
Total:	100.00

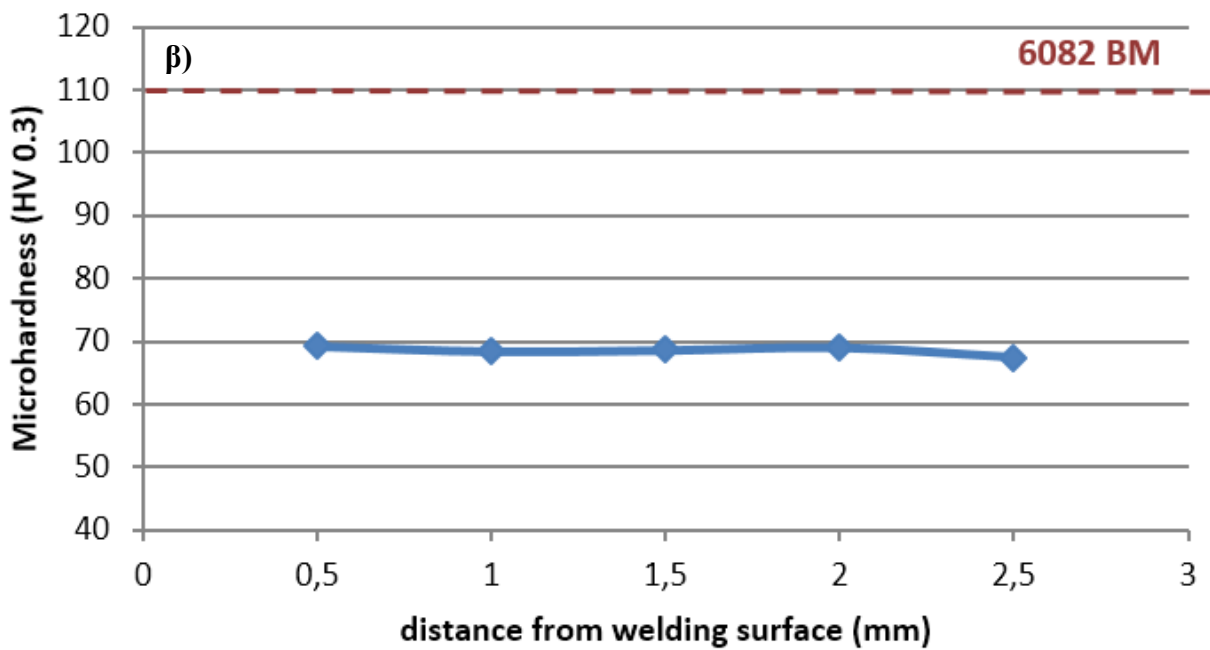
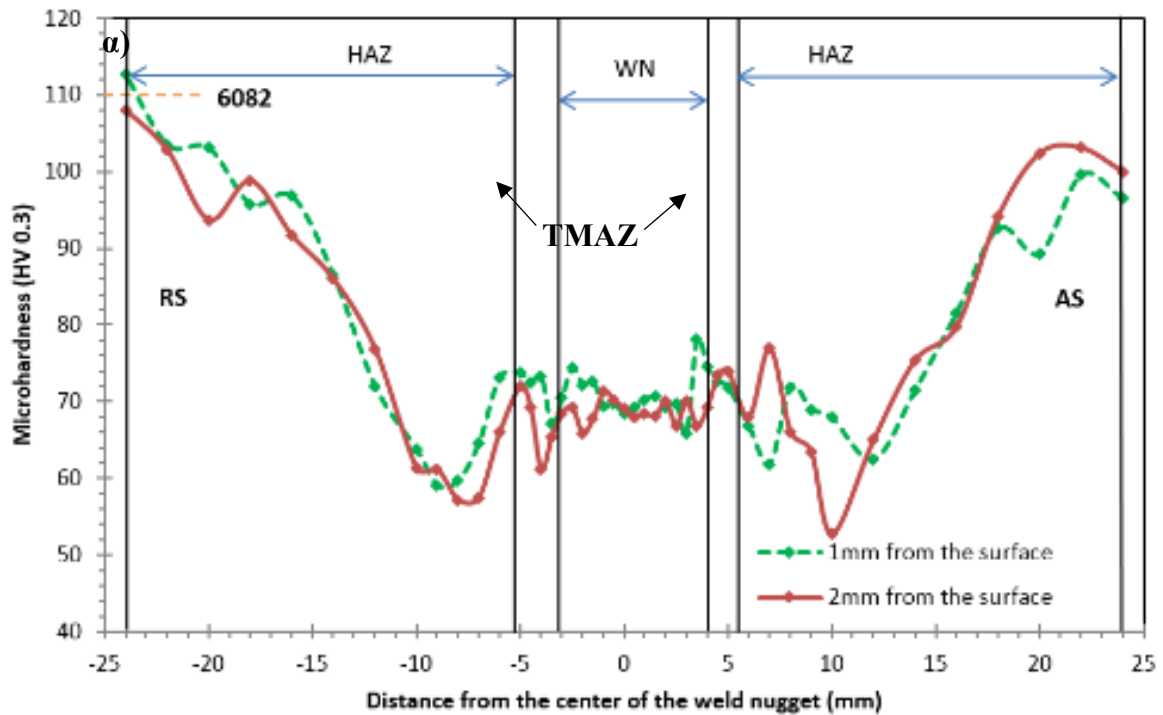
Εικόνα 179: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082.

Συμπερασματικά, όπως ήταν αναμενόμενο, δεν παρατηρήθηκαν οι β και β' φάσεις καθώς αυτές διαλύθηκαν πλήρως κατά την ανάδευση. Επιπλέον πρέπει να σημειωθεί ότι δεν παρατηρήθηκε κάτι διαφορετικό σε σχέση με τη μελέτη στο SEM-EDS.

Η μελέτη θα συνεχιστεί με τον προσδιορισμό της κατανομής της μικροσκληρότητας αλλά και μηχανικών ιδιοτήτων, μέσω των δοκιμών εφελκυσμού, της βέλτιστης συγκόλλησης.

Μικροσκληρομετρήσεις

Αρχικά πρέπει να αναφερθεί ότι η τιμή της σκληρότητας του μετάλλου βάσης AA6082-T6 είναι ~110 HV0.3. Στην Εικόνα 180α παρουσιάζεται η διαμήκης κατανομή της μικροσκληρότητας για το συγκολλημένο δοκίμιο σε δύο διαφορετικές αποστάσεις (1 και 2 mm) από την επιφάνεια του περιανυχνίου του εργαλείου. Όπως ήταν αναμενόμενο, οι μικρότερες τιμές σκληρότητας παρατηρούνται στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη της συγκόλλησης, λόγω της μερικής ανόπτησης που οφείλεται στην πρόσδοση θερμότητας από το εργαλείο και έχει ως αποτέλεσμα, όπως διαπιστώσαμε και κατά την ανάλυση στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης, τη διάλυση των ενισχυτικών κατακρυμνισμάτων β και β' φάσεως. Η σκληρότητα ανεβαίνει καθώς οδεύουμε προς το μέταλλο βάσης αφού όσο απομακρυνόμαστε από τον πυρήνα συγκόλλησης τόσο μειώνεται η παροχή θερμότητας και άρα και το ποσοστό των κατακρυμνισμάτων τα οποία έχουν διαλυτοποιηθεί. Επίσης, μετά την ελάχιστη τιμή και καθώς οδεύουμε προς τη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη, η σκληρότητα τείνει να ανέβει, ίσως λόγω της μερικής επανακατακρύμνισης ενισχυτικών φάσεων από την απότομη μεταβολή της θερμοκρασίας, λόγω της μεγάλης διαφοράς αυτής με την αντίστοιχη του ατμοσφαιρικού αέρα. Τέλος, στον πυρήνα συγκόλλησης οι τιμές σκληρότητας είναι υψηλότερες σε σχέση με τη ΘΕΖ λόγω του μικρού μεγέθους των κόκκων στη συγκεκριμένη περιοχή (κανόνας HALL-PETCH). Στην Εικόνα 180β πρατίζεται η κάθετη κατανομή της μικροσκληρότητας όπου παρατηρείται πλήρης ομοιομορφία.



Εικόνα 180: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

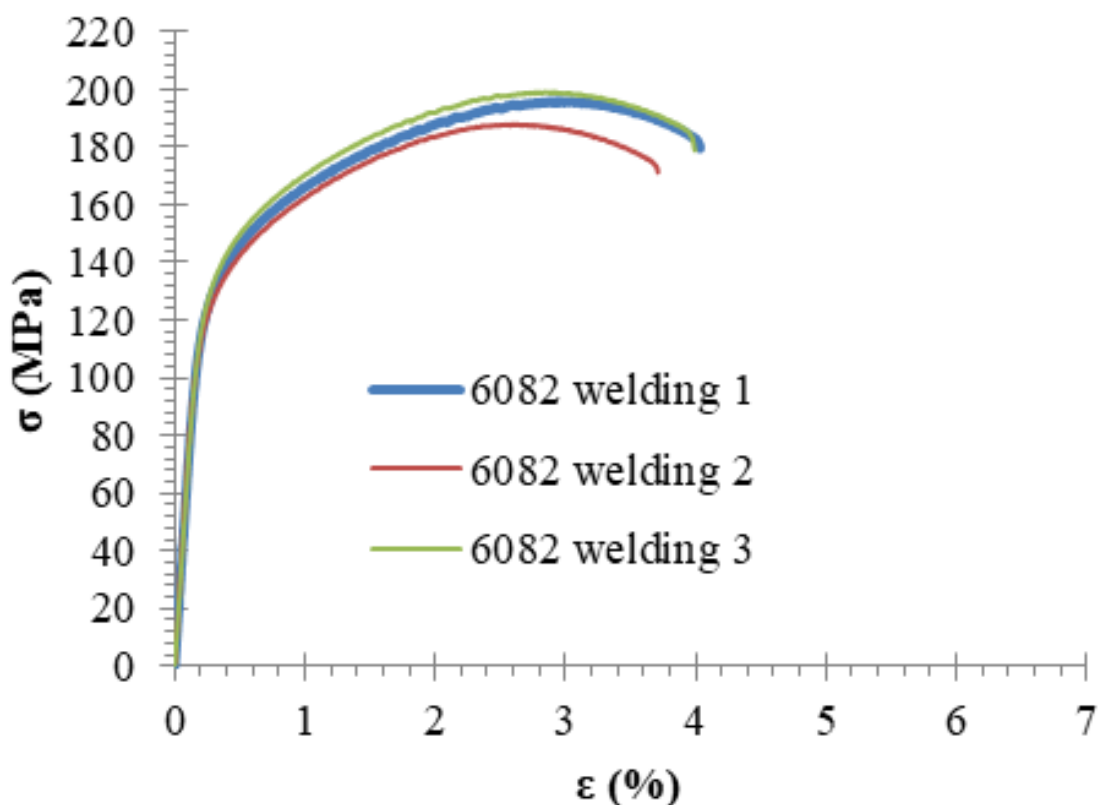
Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

Για τη διασφάλιση της επαναληψιμότητας των αποτελεσμάτων και βάσει του προτύπου κατασκευάστηκαν τρία δοκίμια εφελκυσμού. Όλα τα δοκίμια έσπασαν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (βλ. Εικόνα 181), κάτι που ήταν αναμενόμενο καθώς, όπως παρουσιάστηκε στην προηγούμενη παράγραφο, αυτή ήταν η ζώνη με τη μικρότερη σκληρότητα. Εν προκειμένω το δοκίμιο Νο 3 έσπασε σε αισθητά χαμηλότερη τάση σε σχέση με τα υπόλοιπα, πιθανώς λόγω «τραυματισμού» του κατά τη διάρκεια της μηχανουργικής κατεργασίας κοπής από τη συγκολλημένη πλάκα. Ως αποτέλεσμα αυτού τα προκύπτοντα μεγέθη δεν υπολογίστηκαν στο μέσο όρο. Στην Εικόνα 182 παρουσιάζονται οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια. Στον Πίνακα 27 παρουσιάζονται οι τιμές για τη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (Ultimate Tensile Strength - UTS), το όριο διαρροής (Yield Stress - YS), την επιμήκυνση (Elongation - E) καθώς και το μέτρο ελαστικότητας (Young's Modulus - YM) για τα δοκίμια καθώς και για το μέταλλο βάσης όπως ελήφθησαν από τη βιβλιογραφία.



Εικόνα 181: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA6082 μετά τη θραύση τους.



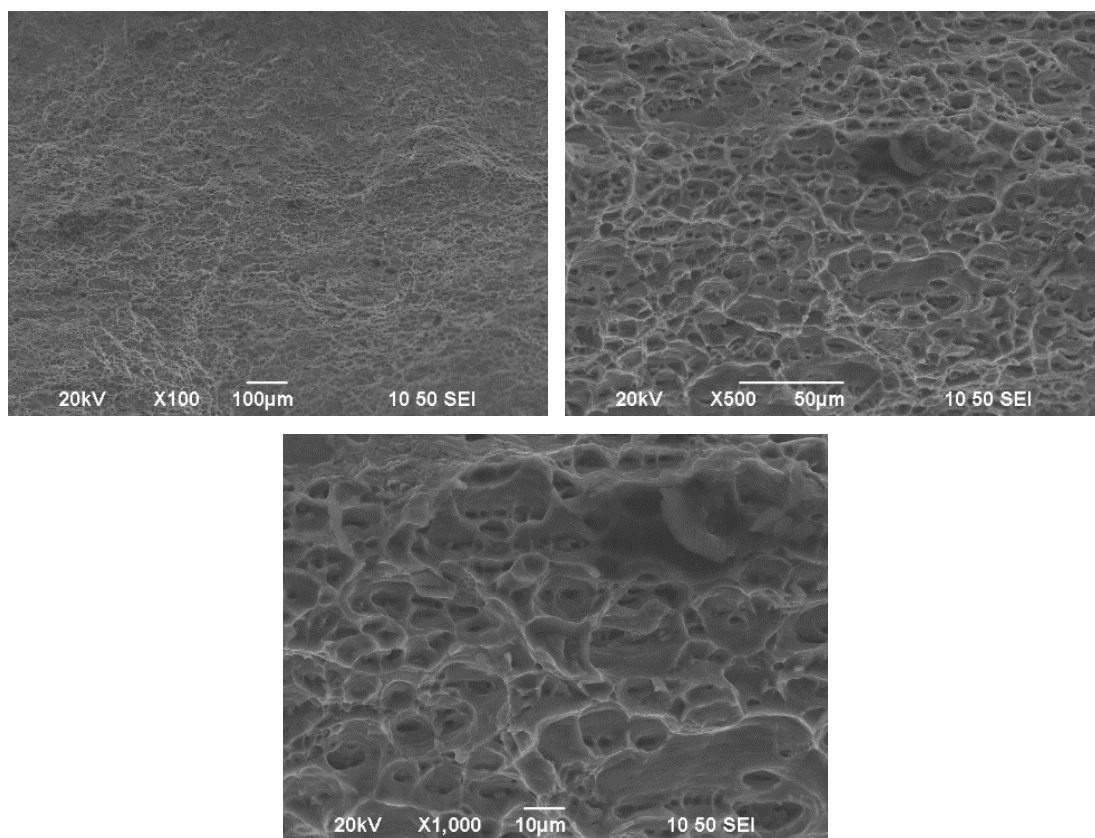
Εικόνα 182: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA6082.

Πίνακας 27: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για το MB και την FSW του AA6082.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
<u>No1</u>	67.53	145.37	196,02	3.73
<u>No2</u>	68.47	146.63	202,32	3.85
<u>MO</u>	68±0.66	146±0.89	199,17±4,45	3,79±0,08
<u>MB</u>	70	260	310	10

Συγκρίνοντας το μέσο όρο των μετρήσεων με τις αντίστοιχες τιμές του μετάλλου βάσης παρατηρείται έντονη πτώση σε όλα τα μεγέθη εκτός από αυτό του μέτρου ελαστικότητας. Αυτό ήταν αναμενόμενο καθώς η αποτακτική ανόπτηση που έλαβε χώρα είχε ως αποτέλεσμα τη διαλυτοποίηση των ενισχυτικών β και β' φάσεων μέσα στο υλικό καθιστώντας το λιγότερο ανθεκτικό. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι τα αποτελέσματα συμφωνούν και με τα αντίστοιχα της διεθνούς βιβλιογραφίας [7,184].

Στην Εικόνα 183 παρουσιάζεται η θραυστική επιφάνεια των δοκιμίων η οποία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



Εικόνα 183: Η θραυστική επιφάνεια της FSW του AA6082 σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Γ.2.3 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΥΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΟΥ AA6082-T6 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ SiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης

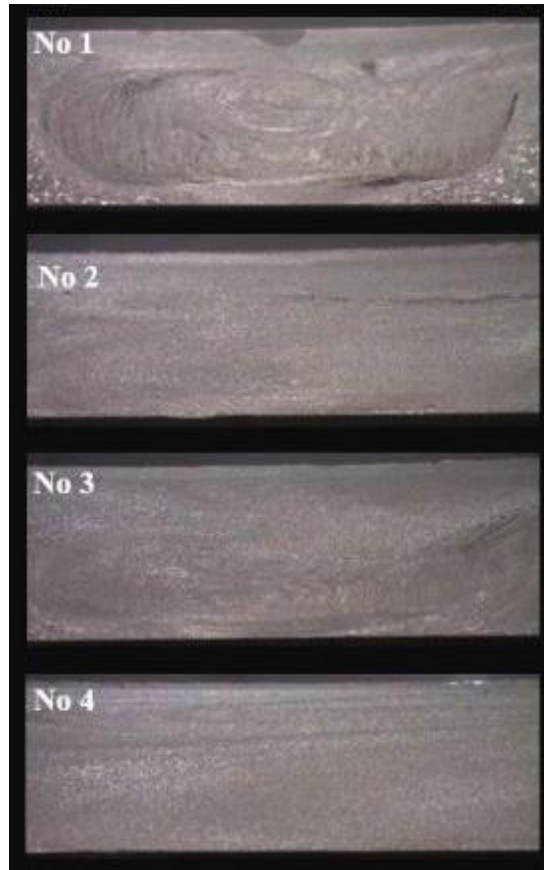
Όπως εξηγήθηκε και κατά τις ενισχυμένες συγκολλήσεις του κράματος AA5083-H111, για να επιτευχθεί ομοιόμορφη κατανομή των σωματιδίων καρβιδίου του πυριτίου εντός του πυρήνα συγκόλλησης έπρεπε να γίνουν δοκιμές με περισσότερα από ένα «πάσα» συγκόλλησης. Ως παράμετροι συγκόλλησης λοιπόν επιλέχθηκαν οι ίδιες που είχαν επιλεγεί και στην περίπτωση της ενίσχυσης του AA5083, για τους ίδιους λόγους οι οποίοι είχαν εξηγηθεί αναλυτικά στην Παράγραφο 1.3 του μέρους Γ'. Αυτές παρουσιάζονται στον Πίνακα 28.

Πίνακας 28: Οι παράμετροι της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής – ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης – v (mm/min)	Κλίση εργαλείου (°)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N ^o 1 (TiC)	750	85	3	0.113	2 (+-) *
N ^o 2 (TiC)	1180	85	3	0.072	3 (+++) *
N ^o 3 (TiC)	1500	85	3	0.056	3 (+-) *
N ^o 4 (TiC)	1500	19	3	0.013	3 (+-) *

Μελέτη στο οπτικό στερεοσκόπιο

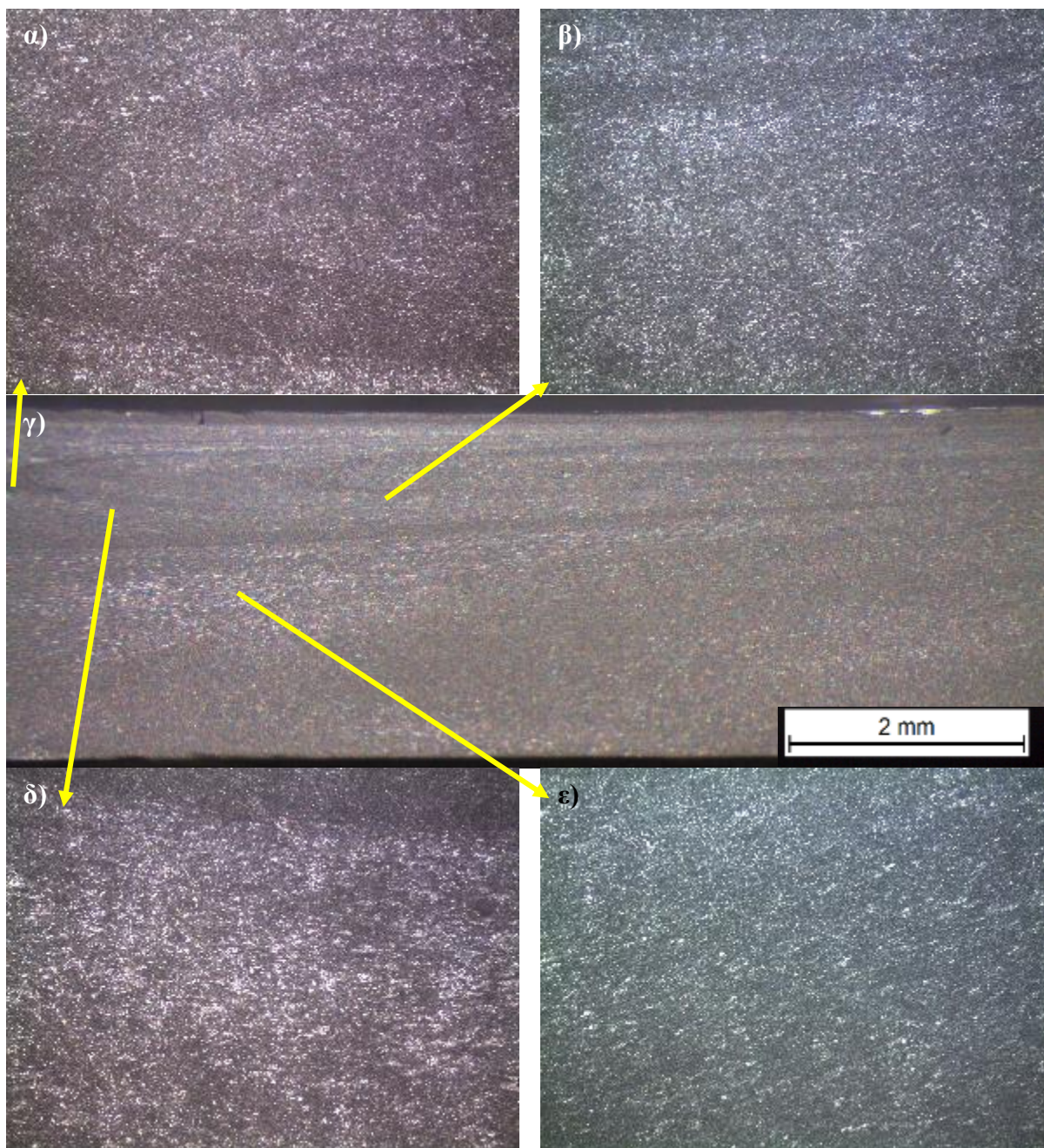
Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι πραγματοποιήθηκε πλήθος εγκάρσιων τομών σε κάθε συγκόλληση ώστε να είμαστε σίγουροι για την επαναληψιμότητα των αποτελεσμάτων. Στην Εικόνα 184 παρατίθενται οι πιο χαρακτηριστικές μακρογραφίες κάθε συγκόλλησης. Παρατηρούνται τα ακόλουθα. Η συγκόλλησης N^o 1 χαρακτηρίζεται από έντονη συσσωμάτωση εντός του πυρήνα συγκόλλησης, λόγω του γεγονός ότι η ταχύτητα περιστροφής και ο αριθμός των πάσων είναι σχετικά χαμηλά. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα η πρόσδοση θερμότητας να είναι περιορισμένη και το ιξώδες του υλικού να μην είναι το επιθυμητέο. Οι συγκολλήσεις N^o 2 και N^o 3 παρουσιάζουν καλύτερη κατανομή σωματιδίων, λόγω του μικρότερου λόγου, αλλά παρατηρείται ακόμη κάποια συσσωμάτωση (περιοχές με πιο σκούρο χρώμα). Εν τέλει η βέλτιστη κατανομή των νανოსωματιδίων SiC επετεύχθει χρησιμοποιώντας τη μέγιστη ταχύτητα περιστροφής (1500RPM) και την ελάχιστη ταχύτητα πρόωσης (19mm / min) που η μηχανή FSW του ENT μπορούσε να παρέχει. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα την επίτευξη συγκόλλησης η οποία παρουσιάζει ομοιογενή πυρήνα και απουσία νανοςωματιδιακής συσσωμάτωσης.



Εικόνα 184: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Οπτική μικροσκοπία

Μετά τον προσδιορισμό της βέλτιστης συγκόλλησης με ενίσχυση SiC ακολούθησε η μελέτη αυτής μέσω του οπτικού μικροσκοπίου. Αρχικά επιβεβαιώθηκε η καλή ανάμειξη των σωματιδίων SiC και η έλλειψη συσσωματώσεων που είχε αναφερθεί και κατά την παρατήρηση των μακρογραφιών. Επίσης παρατηρήθηκαν περιοχές σκουρότερου χρώματος, κυρίως στην περιοχή του flow arm, οι οποίες πιθανολογείται ότι είναι πλούσιες σε νανοσωματίδια καρβιδίου του πυριτίου. Αυτό θα αποσαφηνιστεί στην εκτενή μελέτη μέσω των ηλεκτρονικών μικροσκοπιών η οποία ακολουθεί. Κατά τα άλλα δεν παρατηρείται κάτι διαφορετικό σε σχέση με την περίπτωση της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης καθώς και εδώ το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης είναι έντονο. Οι κόκκοι στον πυρήνα συγκόλλησης έχουν μικρό μέγεθος και είναι ισοαξονικοί ενώ στην TMAZ είναι επιμηκυμένοι και να έχουν αποκτήσει συγκεκριμένο προσανατολισμό. Στο στάδιο αυτό, επίσης μετρήθηκε το μέγεθος των ανακρυσταλλομένων κόκκων του πυρήνα αυτής (βλ. Εικόνα 185 και Πίνακα 29).



Εικόνα 185: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC, α) το flow arm, μεγέθυνση x100, β) ο ΠΣ, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, δ) τ το flow arm, μεγέθυνση x100, ε) το κέντρο του ΠΣ, μεγέθυνση x100.

Πίνακας 29: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA6082-T6 με και χωρίς ενίσχυση SiC.

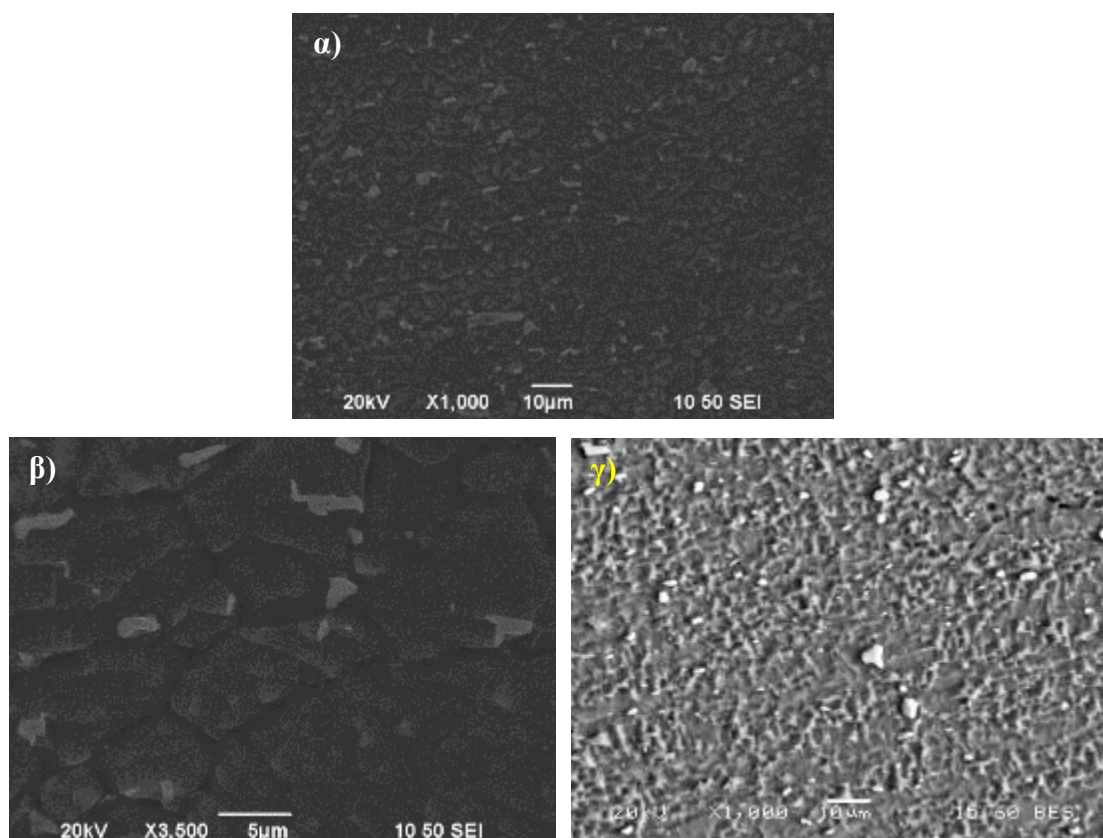
Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
FSW - SiC	4,2±1,2
FSW	5,5±1,7
Μέταλλο βάσης	40±7,4

Η περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων του πυρήνα της συγκόλλησης με ενίσχυση SiC σε σύγκριση με τον πυρήνα της μη ενισχυμένης συγκόλλησης μπορεί να οφείλεται, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία [145,163], στην πυρηνοποίηση από την ύπαρξη νανοσωματιδίων στα όρια των κόκκων (boundary pinning). Παρά τα παραπάνω, οι συγγραφείς θα ήθελαν να επισημάνουν ότι αυτή η μείωση βρίσκεται εντός των ορίων του σφάλματος μέτρησης και ότι εν προκειμένω δεν μπορεί να αντληθεί κάποιο ισχυρό συμπέρασμα αναφορικά με την πυρηνοποίηση στα όρια των κόκκων.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης εστιάστηκε, όπως αναφέρθηκε και στην Παράγραφο 1.3 του μέρους Γ', στον πυρήνα συγκόλλησης καθώς, λόγω της φύσεως της μεθόδου, τα νανοσωματίδια συγκεντρώνονται σε αυτή τη ζώνη αποκλειστικά.

Στην Εικόνα 186 παρουσιάζονται χαρακτηριστικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων του ΠΣ του AA66082-T με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του πυρηντίου (Silicon Carbide – SiC).

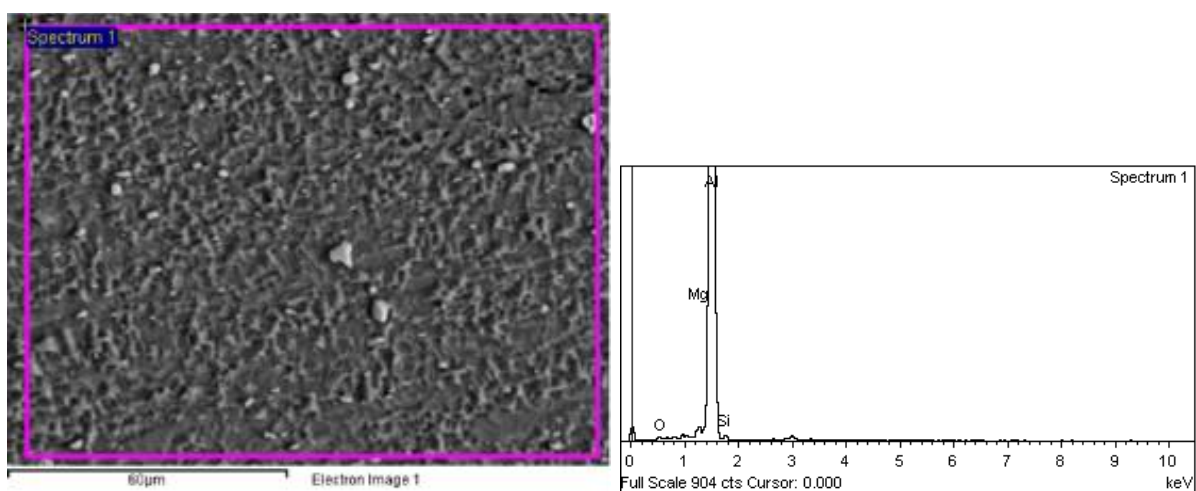


Εικόνα 186: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA6082-T6 με ενίσχυση SiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Η ανάδευση του υλικού είναι ικανοποιητική και τα νανοσωματίδια παρουσιάζονται να έχουν διασκορπιστεί πλήρως μέσα στο μητρικό υλικό. Επίσης, δεν παρατηρούνται συσσωματώματα νανοσωματιδίων SiC, ακόμη και σε υψηλότερη μεγέθυνση (x3500). Αυτό το γεγονός υποδεικνύει την πολύ καλή ανάδευση που υπέστησαν τα εν λόγω σωματίδια. Επιπροσθέτως, παρατηρούνται οι μεσομεταλλικές ανώσεις που έχουν σχηματιστεί. Από την εικόνα οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων συμπεραίνεται ότι είναι παρόμοιες σε μορφή και πληθυσμό σε σχέση με τις αντίστοιχες κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση του 6082 χωρίς την προσθήκη νανοσωματιδίων. Η περιοχή θα μελετηθεί περαιτέρω μέσω της ανάλυσης EDS προκειμένου να επιβεβαιωθεί η ύπαρξη SiC καθώς και προκειμένου να διαπιστωθεί κάποια ενδεχόμενη μεταβολή των μεσομεταλλικών ενώσεων.

Μελέτη EDS

Αρχικά έλαβε χώρα η χαρτογράφηση μιας εκτεταμένης περιοχής, (βλ. ενδεικτικά Εικόνα 187) προκειμένου να διαπιστωθεί η ύπαρξη SiC.



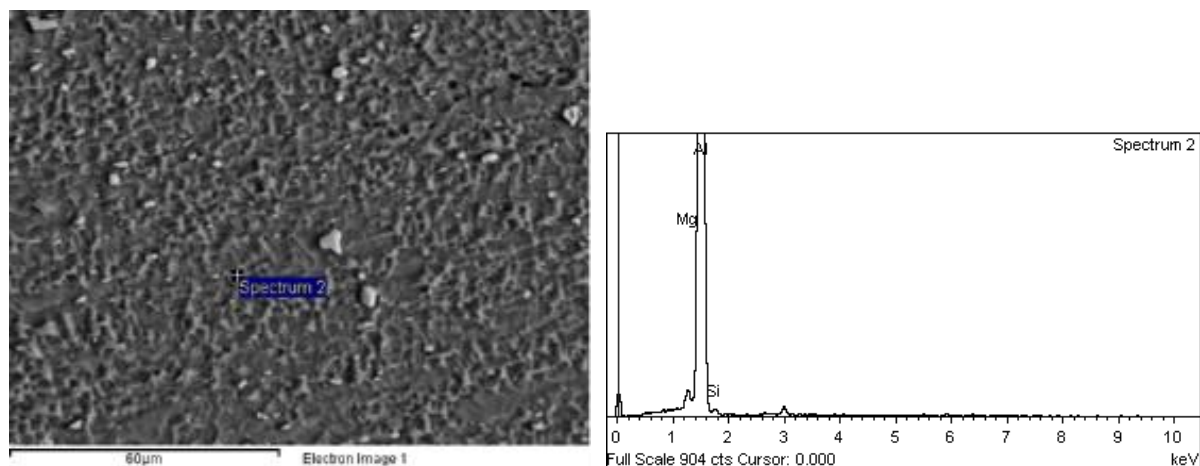
Element	Weight%	Atomic%
O K	2.89	4.77
Mg K	0.80	0.88
Al K	94.70	92.84
Si K	1.61	1.52
Totals	100.00	

Εικόνα 187: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

Στην ανάλυση της Εικόνας 187, η οποία αφορά το σύνολο του υλικού στον ΠΣ, το ποσοστό πυριτίου που ανιχνεύεται είναι αυξημένο συγκριτικά με το ονομαστικό του AA6082. Αυτό υποδεικνύει την ύπαρξη σωματιδίων SiC στη συγκεκριμένη περιοχή, κάτι το οποίο είναι αναμενόμενο δεδομένης της καλής ανάδευσης και διασποράς αυτών. Το οξυγόνο που ανιχνεύεται ενδεχομένως να οφείλεται στην οξείδωση που υπέστη το υλικό από τον ατμοσφαιρικό αέρα.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι, την προαναφερθείσα χαρτογράφηση του πυρήνα ακολούθησε πληθώρα σημειακών αναλύσεων με σκοπό τον εντοπισμό περιοχών πλούσιων σε πυρίτιο, κάτι το οποίο θα μαρτυρούσε την ύπαρξη συσσωματωμάτων. Παρά το μεγάλο αριθμό των εν λόγω αναλύσεων σε όλο του εύρος του ΠΣ, δεν παρατηρήθηκε κάποια ζώνη πλούσια

σε πυρίτιο, κάτι το οποίο υποδεικνύει την πολύ καλή ανάμειξη που υπέστησαν τα νανοσωματίδια μέσα στο μητρικό υλικό. Ενδεικτικά παρατίθεται η ανάλυση της Εικόνας 188 όπου παρατηρήθηκε ότι τα ποσοστά Al και Mg είναι πολύ κοντά στα ονομαστικά ενώ το ποσοστό του Si είναι αυξημένο.

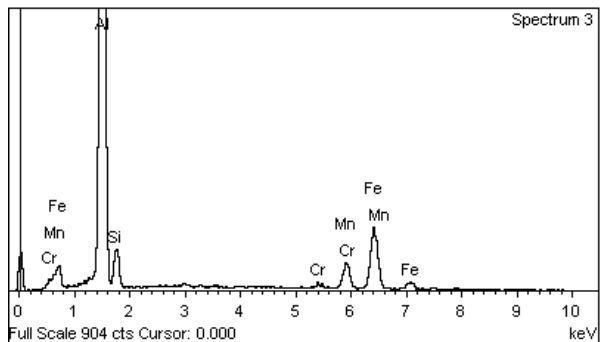
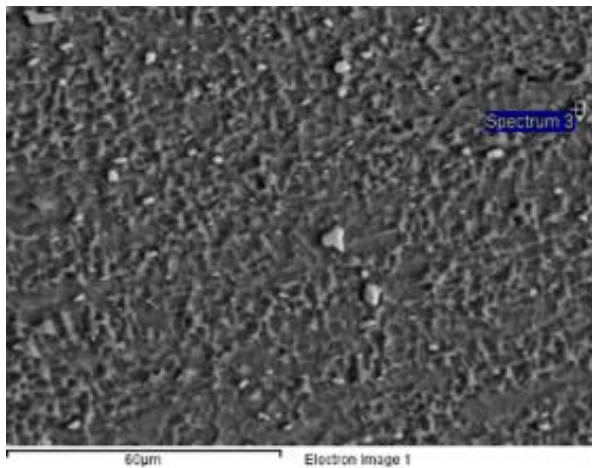


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.39	1.54
Al K	97.07	96.98
Si K	1.54	1.47
Totals	100.00	

Εικόνα 188: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

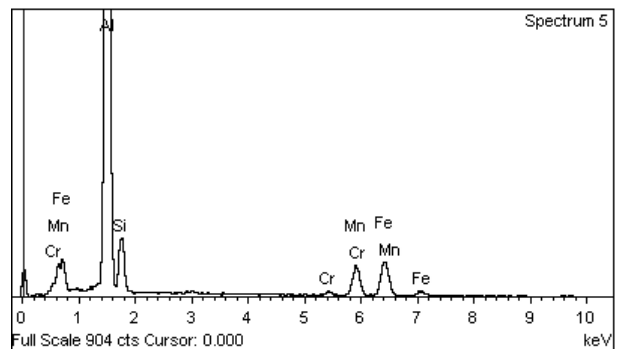
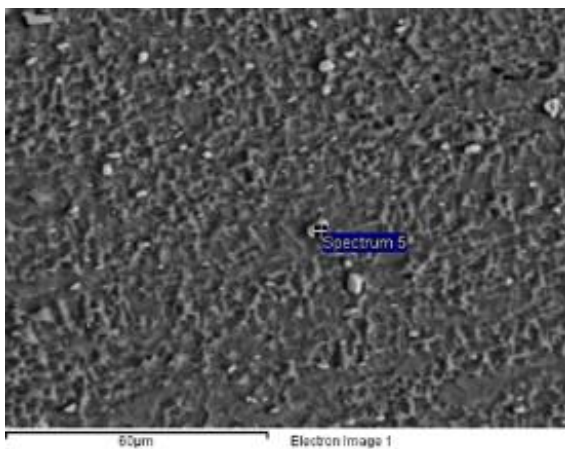
Τέλος, πραγματοποιήθηκε ενδελεχής μελέτη μέσω EDS των μεσομεταλλικών ενώσεων στον ΠΣ του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου. Αξίζει να σημειωθεί ότι τα αποτελέσματα διαφέρουν από τα αντίστοιχα της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων SiC. Εν προκειμένω δηλαδή δεν ανιχνεύεται η μεσομεταλλική Mg_2Si , ανιχνεύονται όμως οι μεσομεταλλικές ενώσεις που περιέχουν χρώμιο. Σε κάθε περίπτωση αυτό το γεγονός δεν μπορεί να θεωρηθεί ότι οφείλεται στην ύπαρξη του SiC. Πιθανολογείται ότι αυτό οφείλεται στη μεγαλύτερη πρόσδοση θερμότητας λόγω της χρήσης περισσότερων πάσων συγκόλλησης.

Στις αναλύσεις των Εικόνων 189 και 190 παρατηρείται εκτός από υψηλό ποσοστό Fe και Mn, επίσης υψηλό ποσοστό Cr. Συμπεραίνουμε λοιπόν ότι κατά το σχηματισμό των ενώσεων αυτών ο σίδηρος έχει μερικώς αντικατασταθεί από το Mn και το Cr με αποτέλεσμα να πρόκειται για συνδυασμό της $\alpha-Al_{12}(FeCr)_3Si$ είτε με την $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$ είτε με την $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si$ ή και με τις δύο.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	65.88	77.18
Si K	6.09	6.85
Cr K	0.73	0.44
Mn K	7.38	4.25
Fe K	19.92	11.27
Totals	100.00	

Εικόνα 189: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	64.39	74.36
Si K	10.20	11.32
Cr K	1.10	0.66
Mn K	10.30	5.84
Fe K	14.01	7.82
Totals	100.00	

Εικόνα 190: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

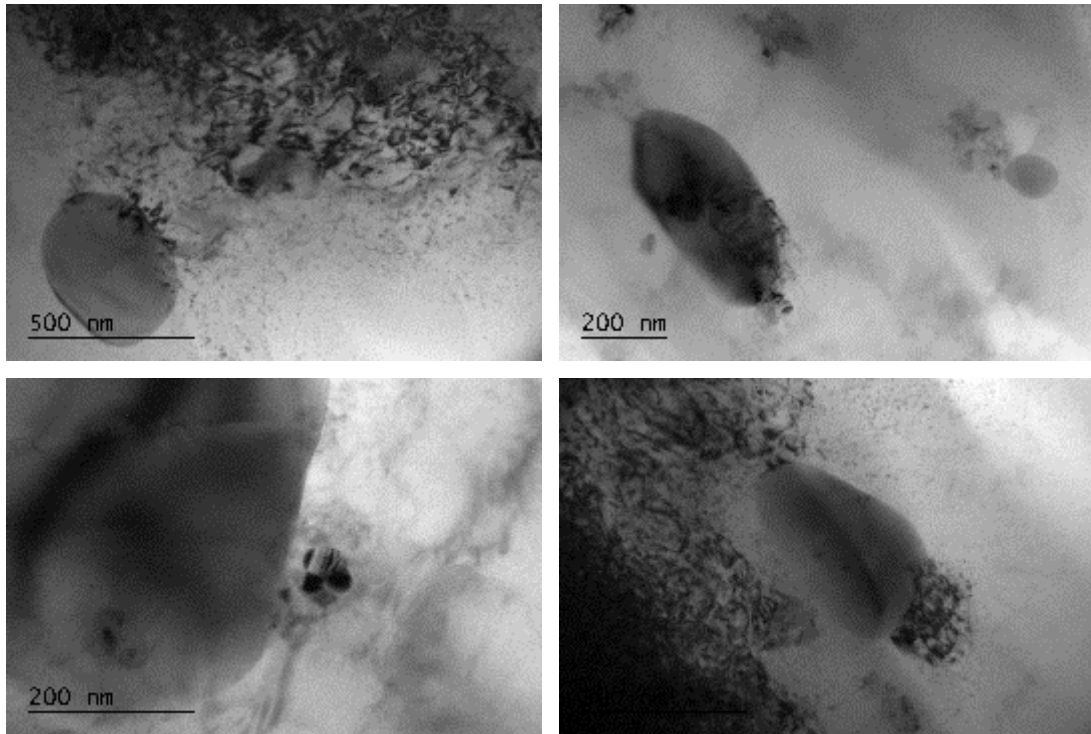
Οι υπόλοιπες αναλύσεις, κατά τις οποίες ανιχνεύτηκαν οι α -Al₁₂(FeMn)₃Si ή α -Al₁₅(FeMn)₃Si, παρουσίασαν δηλαδή παρόμοια αποτελέσματα με το MB AA6082 και τον ΠΣ του AA6082 χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων, παρουσιάζονται στο Παράρτημα Α.5.

Συμπερασματικά, κατά τη μελέτη του ΠΣ του AA6082 μέσω του SEM EDS δεν ανιχνεύεται η μεσομεταλλική Mg_2Si , ανιχνεύονται όμως οι μεσομεταλλικές ενώσεις που περιέχουν χρώμιο. Σε κάθε περίπτωση αυτό το γεγονός δεν μπορεί να θεωρηθεί ότι οφείλεται στην ύπαρξη του SiC. Πιθανολογείται ότι αυτό οφείλεται στη μεγαλύτερη πρόσδοση θερμότητας λόγω της χρήσης περισσότερων πάσων συγκόλλησης. Κατά τις υπόλοιπες αναλύσεις ανιχνεύτηκαν οι $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$ ή $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si$, παρουσίασαν δηλαδή παρόμοια αποτελέσματα με το MB AA6082 και τον ΠΣ του AA6082 χωρίς προσθήκη ναοσωματιδίων.

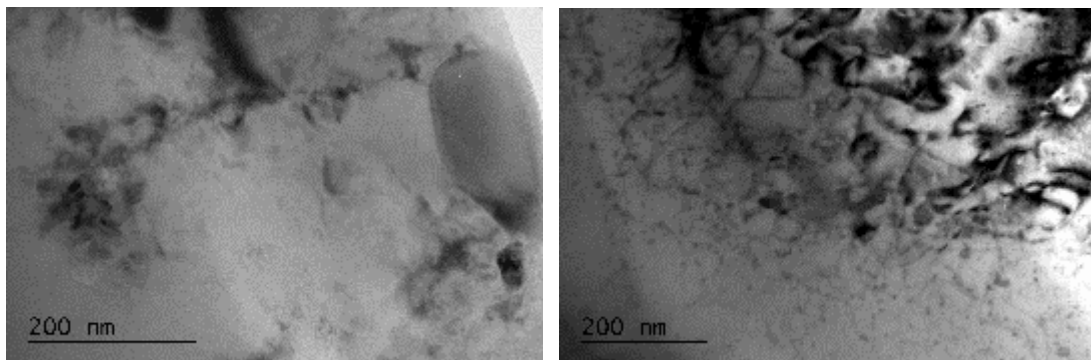
Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

Όπως και στην περίπτωση της μελέτης του ΠΣ του AA5083, στόχος της μελέτης μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης ήταν ο εντοπισμός των ναοσωματιδίων καθώς και των περιοχών στις οποίες αυτά συγκεντρώνονται, καθώς αυτά δε διακρίνονται ούτε με μεθόδους οπτικής μικροσκοπίας αλλά ούτε και μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης.

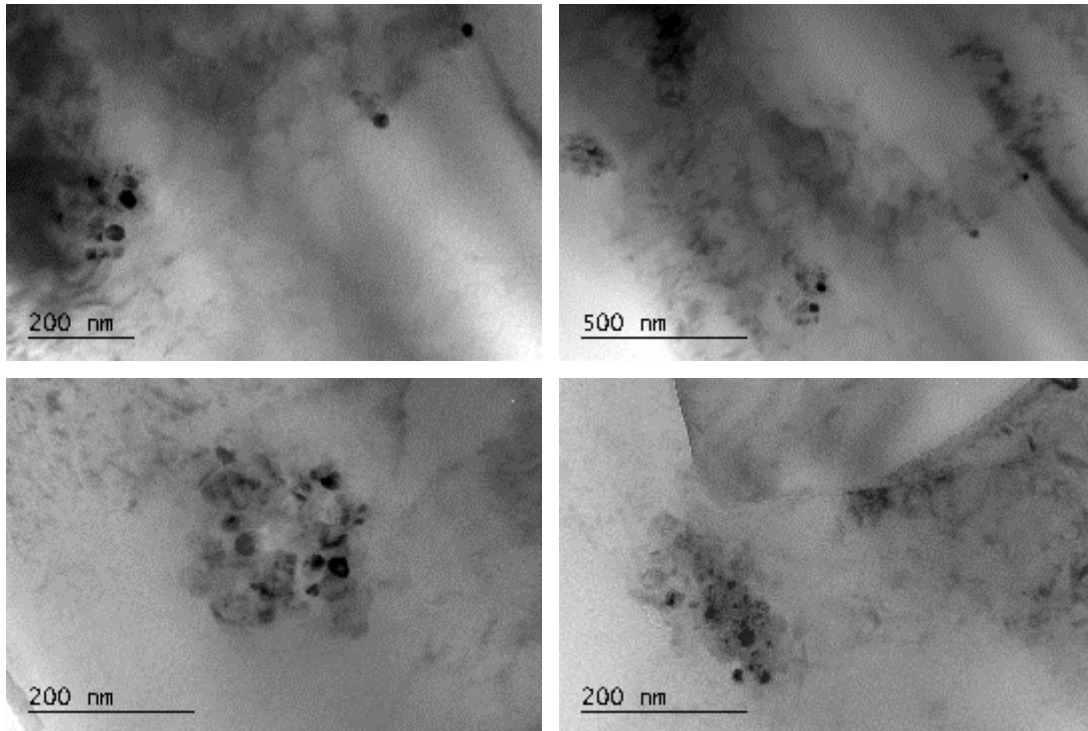
Στην Εικόνα 191 παρατηρείται μείωση του αριθμού των μικρού μεγέθους μεσομεταλλικών ενώσεων καθώς και εμφάνιση μεσομεταλλικών ενώσεων σχετικά μεγάλου μεγέθους, κάτι το οποίο πιθανώς οφείλεται στην περαιτέρω ανόπτηση της περιοχής λόγω της εντονότερης παροχής θερμότητας εξαιτίας της μειωμένης ταχύτητας πρόωσης η οποία έχει ως αποτέλεσμα τη διαλυτοποίηση των μικρών σε μέγεθος ενώσεων και τον επανασηματισμό τους σε μεγαλύτερο μέγεθος κατά την απόψυξη. Από την άλλη δεν παρατηρείται περαιτέρω πολλαπλασιασμός των διαταραχών ούτε συγκέντρωση αυτών σε συγκεκριμένα σημεία (βλ. Εικόνα 191 και 192). Επίσης, παρατηρείται ότι τα ναοσωματίδια SiC παρουσιάζουν μέτρια συσσωμάτωση (βλ. Εικόνα 191 και 193). Πρέπει να επισημανθεί ότι αυτό συνέβη μόνο σε πολύ λίγες περιοχές του πυρήνα συγκόλλησης. Αυτό αναμενόταν λόγω του πολύ μικρού μεγέθους τους (έχουν διάμετρο 20-30 nm). Παρ' όλα αυτά, η συσσωμάτωση σε τόσο μικρή κλίμακα δεν επηρεάζει τις μηχανικές ιδιότητες των συγκολλήσεων όπως θα επισημανθεί αργότερα. Όσον αφορά την εναπόθεση των ναοσωματιδίων, δεν παρατηρείται να ακολουθούν κάποια συγκεκριμένη κατανομή. Σε μερικές περιπτώσεις, εμφανίζονται να συσσωματώνονται μέσα στους κόκκους (βλ. Εικόνα 193), ενώ σε άλλες φαίνεται να συγκεντρώνονται γύρω από τις μεγάλες μεσομεταλλικές ενώσεις (βλ. Εικόνα 194) λόγω της σάρωσης που υπέστησαν κατά την ανάδευση.



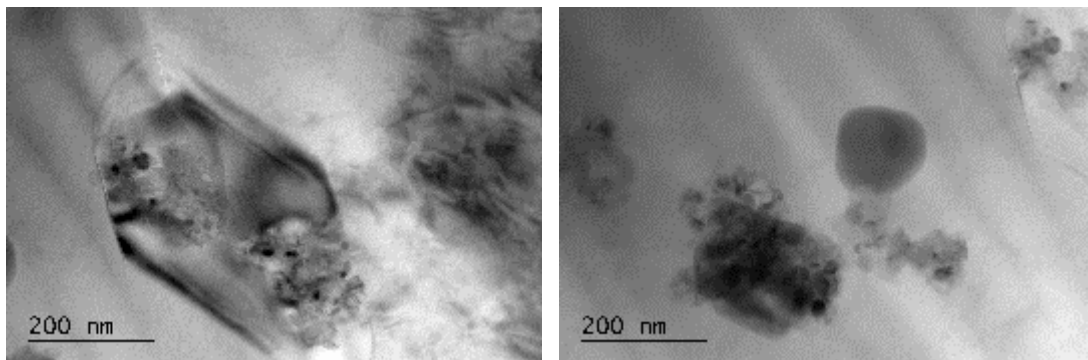
Εικόνα 191: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται οι μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.



Εικόνα 192: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.

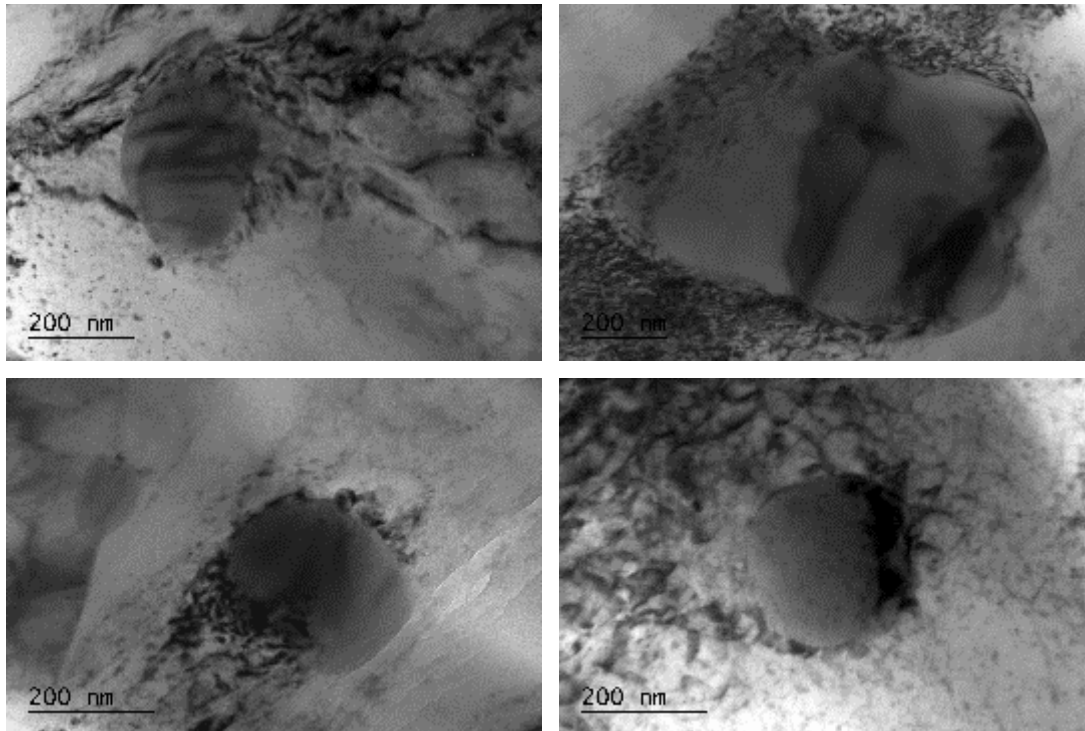


Εικόνα 193: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



Εικόνα 194: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

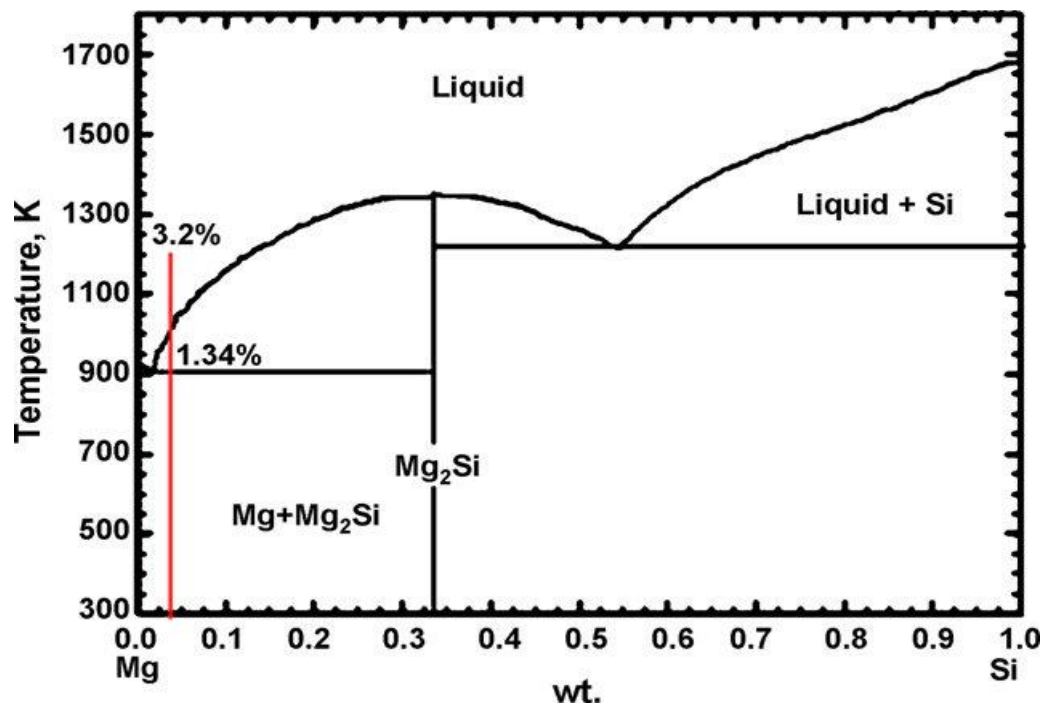
Τέλος, μεγάλο ενδιαφέρον παρουσιάζει η Εικόνα 195. Σε αυτή, μερικές μεσομεταλλικές ενώσεις φαίνεται να αφήνουν ένα ίχνος διαταραχών. Αυτό παρατηρήθηκε μόνο στην περίπτωση του ενισχυμένου με SiC δείγματος, πιθανώς λόγω της χαμηλότερης ταχύτητας πρόωσης. Αυτό υποδεικνύει για μια ακόμα φορά ότι η ανάδευση από το εργαλείο κατά τη συγκόλληση επηρέασε τις διαταραχές. Πρόκειται ουσιαστικά για αύξηση του ποσοστού των διαταραχών εντός των κόκκων σε αντίθεση με τα όσα παρατηρήθηκαν στις Εικόνες 191 και 192.



Εικόνα 195: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται τα ίχνη διαταραχών που άφησαν οι μεσομεταλλικές ενώσεις.

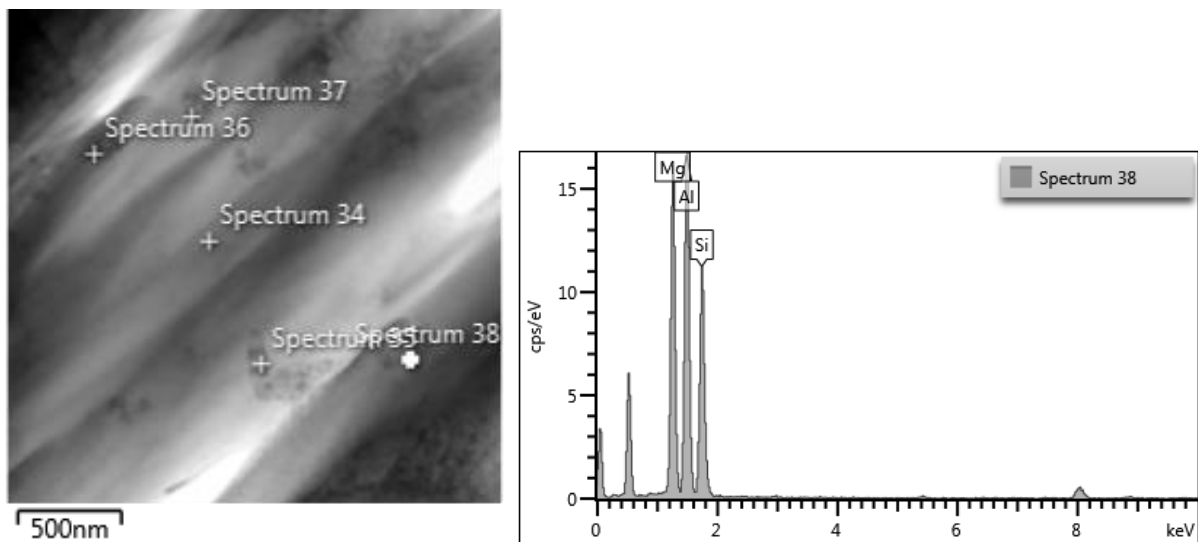
Μελέτη EDS

Τη μελέτη των εικόνων ηλεκτρονικής μικροσκοπίας διερχόμενης δέσμης ακολούθησε η μελέτη μέσω φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς με σκοπό την επιβεβαίωση των παρατηρηθέντων αναφορικά με τη διασπορά των νανοσωματιδίων καθώς και τη μελέτη των επιπτώσεων της προσθήκης αυτών στις μεσομεταλλικές ενώσεις. Διεξήχθησαν ποικίλες σημειακές αναλύσεις (Point ID) τόσο σε σημεία πλούσια σε νανοσωματίδια όσο και σε πληθώρα μεσομεταλλικών ενώσεων. Σε όλες τις περιπτώσεις παρατηρήθηκαν υψηλά ποσοστά πυριτίου και άνθρακα, κάτι αναμενόμενο λόγω της ύπαρξης των νανοσωματιδίων SiC. Σε πολλές από τις μετρήσεις όμως παρατηρούνται και υψηλά ποσοστά μαγνησίου σε σύγκριση με το μη ενισχυμένο δοκίμιο. Παρατηρώντας το διμερές διάγραμμα φάσης Mg – Si (βλ. Εικόνα 196) καθίσταται ξεκάθαρο ότι υπάρχει πιθανότητα μετά τη συγκόλληση να έχει πραγματοποιηθεί αντίδραση μεταξύ των Mg και Si η οποία να έχει οδηγήσει στο σχηματισμό της φάσης Mg₂Si.



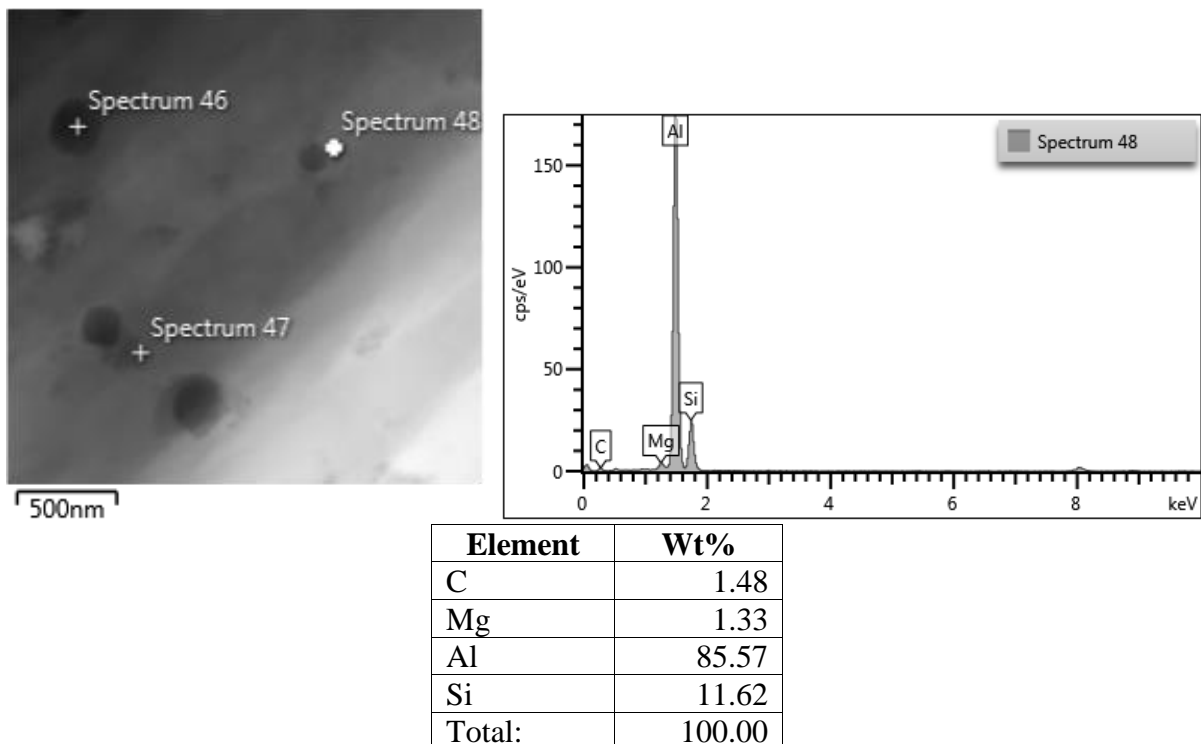
Εικόνα 196: Διμερές διάγραμμα φάσης Mg - Si.

Ενδεικτικά παρουσιάζονται οι αναλύσεις των Εικόνων 197 και 198. Αναφορικά με τη μελέτη των μεσομεταλλικών ενώσεων, δεν παρατηρήθηκε κάτι διαφορετικό σε σχέση με τον ΠΣ του AA6082 χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων, δηλαδή ανιχνεύθηκαν οι α -Al₁₂(FeMn)₃Si ή α -Al₁₅(FeMn)₃Si, σε ορισμένες περιπτώσεις μάλιστα παρατηρήθηκε ο σίδηρος να έχει αντικατασταθεί πλήρως από το χρώμιο. Πληθώρα αντίστοιχων σημειακών αναλύσεων παρουσιάζεται στο Παράρτημα Α.5.



Element	Wt%
Mg	34.70
Al	39.71
Si	25.58
Total:	100.00

Εικόνα 197: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των νανοσωματιδίων SiC στον ΠΣ.

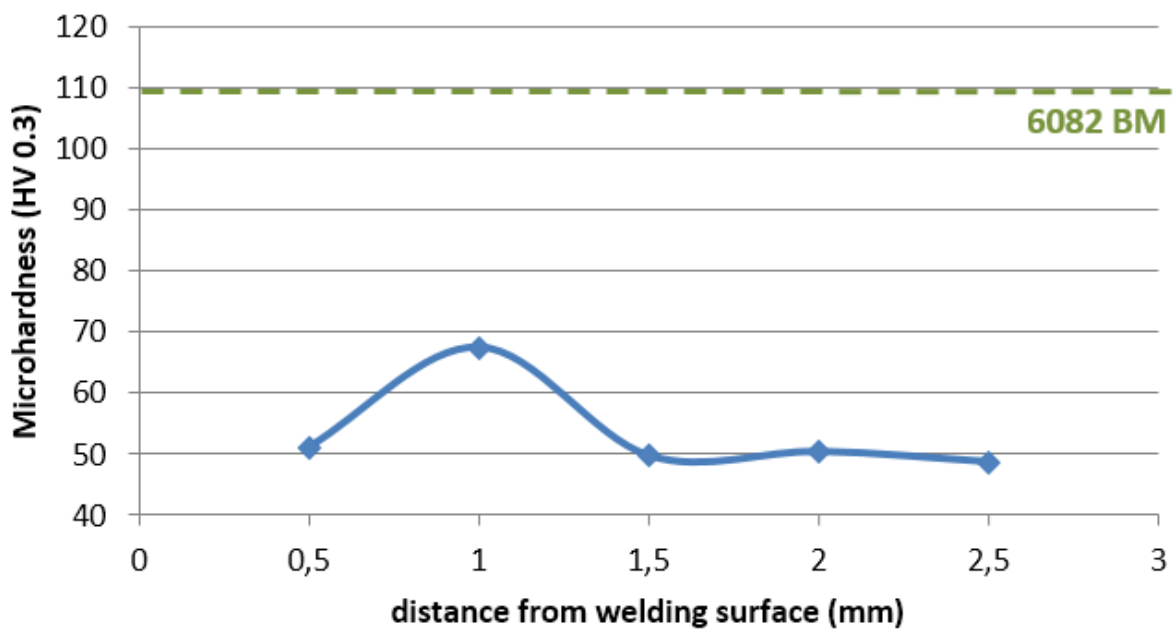
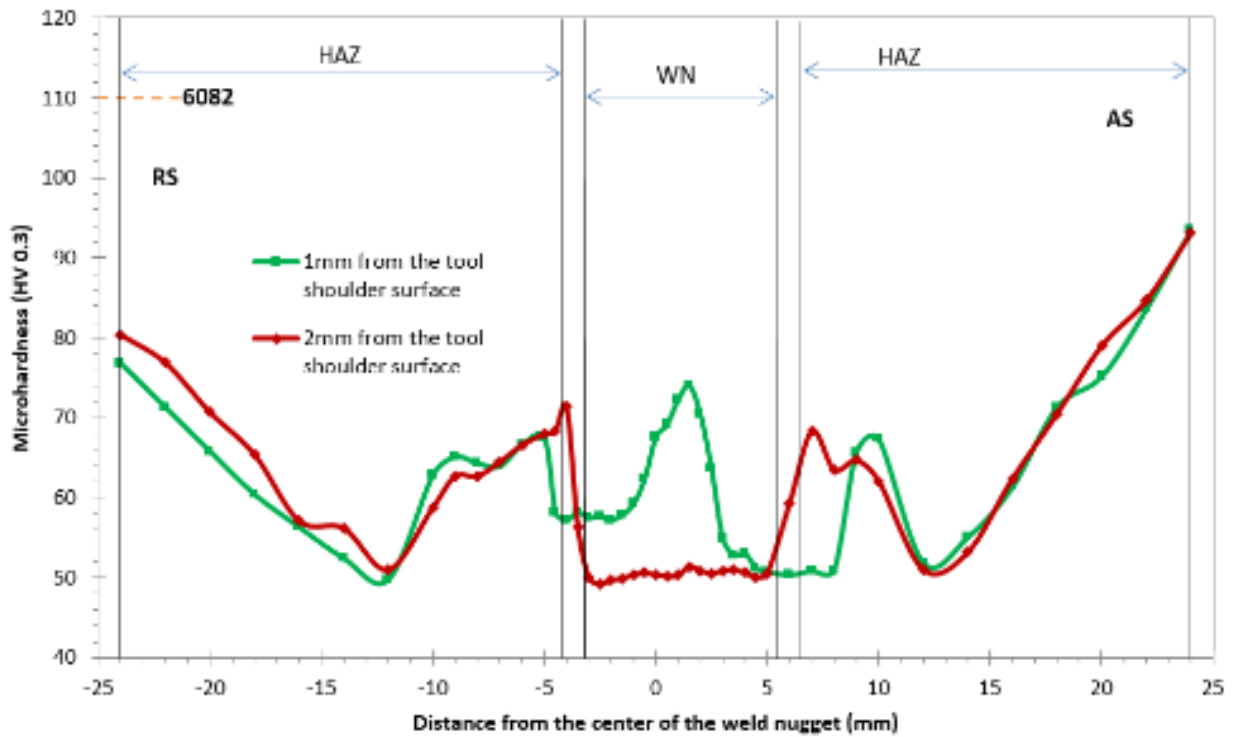


Εικόνα 198: Μικρογραφία EDS και χημική ανάλυση των νανοσωματιδίων SiC στον ΠΣ.

Συμπερασματικά, παρατηρείται μείωση του αριθμού των μικρού μεγέθους μεσομεταλλικών ενώσεων καθώς και εμφάνιση μεσομεταλλικών ενώσεων σχετικά μεγάλου μεγέθους. Επίσης, αν και παρατηρήθηκε σε μία περίπτωση συγκέντρωση των διαταραχών γύρω από μια σχετικά μεγάλου μεγέθους μεσομεταλλική ένωση, αυτό δεν μπορεί να θεωρηθεί πως είναι ο κανόνας καθώς σε πληθώρα εικόνων παρατηρήθηκε τυχαία διασπορά των διαταραχών εντός των κόκκων. Τα νανοσωματίδια SiC παρουσιάζουν μέτρια συσσωμάτωση και σε ορισμένες περιπτώσεις εικάζεται ότι μπορεί και να έχουν αντιδράσει με το μαγνήσιο δημιουργώντας διμεταλλικές Mg-Si σχετικά μεγάλων μεγέθους και ακανόνιστου σχήματος. Τέλος, όσον αφορά την εναπόθεση των νανοσωματιδίων εντός του ΠΣ, δεν παρατηρείται να ακολουθούν κάποια συγκεκριμένη κατανομή ως προς τις περιοχές στις οποίες αυτά συγκεντρώνονται.

Μικροσκληρομετρήσεις

Στην Εικόνα 199 παρουσιάζεται η κατανομή της διαμήκουσ μικροσκληρότητας για την ενισχυμένη με SiC συγκόλληση σε δύο διαφορετικές αποστάσεις (1 και 2mm) από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου. Η εν λόγω κατανομή στον πυρήνα συγκόλλησης του ενισχυμένου με SiC δείγματος ήταν χαμηλότερη σε σύγκριση με το μη ενισχυμένο δείγμα, κάτι το οποίο πιθανώς οφείλεται στην περαιτέρω ανόπτηση του ενισχυμένου με SiC δείγματος, λόγω της μεγαλύτερης πρόσδοσης θερμότητας από το εργαλείο το οποίο είχε πολύ χαμηλότερη ταχύτητα πρόωσης. Αναφορικά με την κατανομή της μικροσκληρότητας στη ΘΕΖ δεν παρατηρείται κάποια διαφορά σε σχέση με το δοκίμιο της μη ενισχυμένης συγκόλλησης. Αναφορικά με την κάθετη κατανομή της μικροσκληρότητας παρατηρείται μία κορυφή στο 1 mm από την επιφάνεια, πιθανώς λόγω συγκέντρωσης διαταραχών στο συγκεκριμένο σημείο.



Εικόνα 199: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

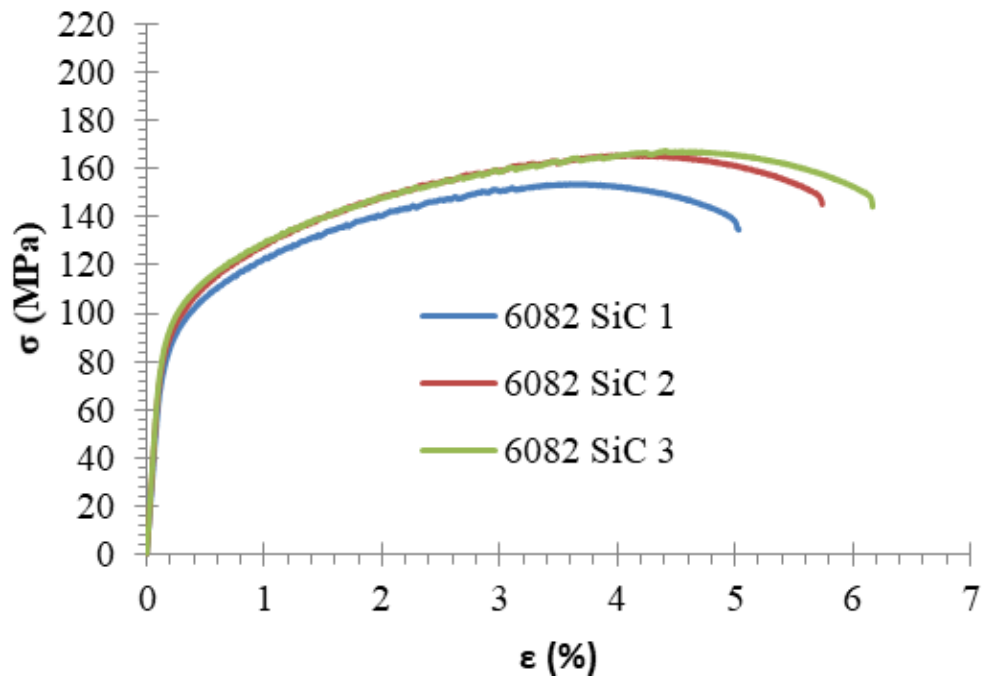
Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

Όλα τα δείγματα έσπασαν στη ΘΕΖ (βλ. Εικόνα 200), κάτι που αναμενόταν καθώς αυτή είναι η ζώνη με τη χαμηλότερη σκληρότητα. Το ενισχυμένο με SiC δείγμα παρουσίασε χαμηλότερη αντοχή εφελκυσμού (UTS) καθώς και όριο διαρροής (YS) σε σύγκριση με το μη ενισχυμένο δοκίμιο. Αυτό οφείλεται οφείλεται επίσης στην περαιτέρω απόπτωση του ενισχυμένου με SiC δείγματος, λόγω της μεγαλύτερης πρόσδοσης θερμότητας από το εργαλείο το οποίο είχε πολύ χαμηλότερη ταχύτητα πρόωσης. Παρ' όλα αυτά, παρόλο που η αντοχή του μειώθηκε κατά ~ 30%, έγινε επίσης κατά ~ 50% περισσότερο όλκιμο καθώς παρουσίασε υψηλότερη επιμήκυνση και συντελεστή Young σε σχέση με το μη ενισχυμένο δοκίμιο. Στον Πίνακα 30 παρουσιάζονται οι τιμές των UTS, YS, YM και E.



Εικόνα 200: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC μετά τη θραύση τους.

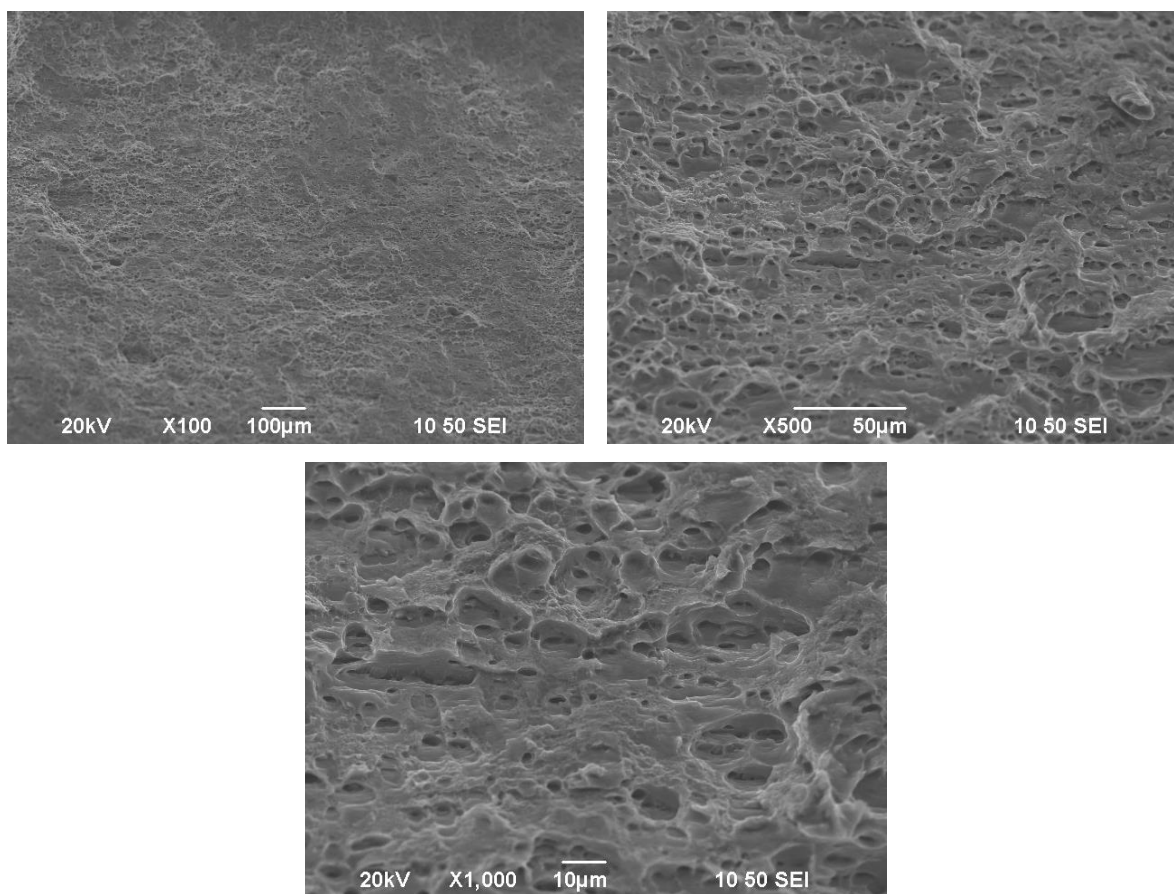


Εικόνα 201: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC.

Πίνακας 30: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
N _o 2	72.11	104.88	165,66	5.84
N _o 3	77.15	107.12	169,44	6.10
MO	74,63+-3.56	106+-1.58	167,55+-2.67	5,97+-0.18

Στην Εικόνα 202 παρουσιάζεται η θραυστική επιφάνεια των δοκιμίων η οποία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



Εικόνα 202: Η θραυστική επιφάνεια της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Γ.2.4 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΥΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΟΥ ΑΑ6082-T6 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ TiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης

Όπως αναλύθηκε στην περίπτωση της ενίσχυσης με SiC, για τον καθορισμό των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC, και με σκοπό την αποφυγή μεγάλου αριθμού πειραμάτων, αποφασίστηκε να χρησιμοποιηθούν παράμετροι που είχαν προκύψει ως βέλτιστες σε προηγούμενες χρονικά μελέτες. Επίσης, αποφασίστηκε ο μέγιστος αριθμός πάσων να μην υπερβαίνει τον αριθμό 3. Οι συνθήκες που επιλέχθηκαν, οι οποίες για λόγους σύγκρισης είναι πανομοιότυπες με τις αντίστοιχες της συγκόλλησης με SiC, παρουσιάζονται στον Πίνακα 31.

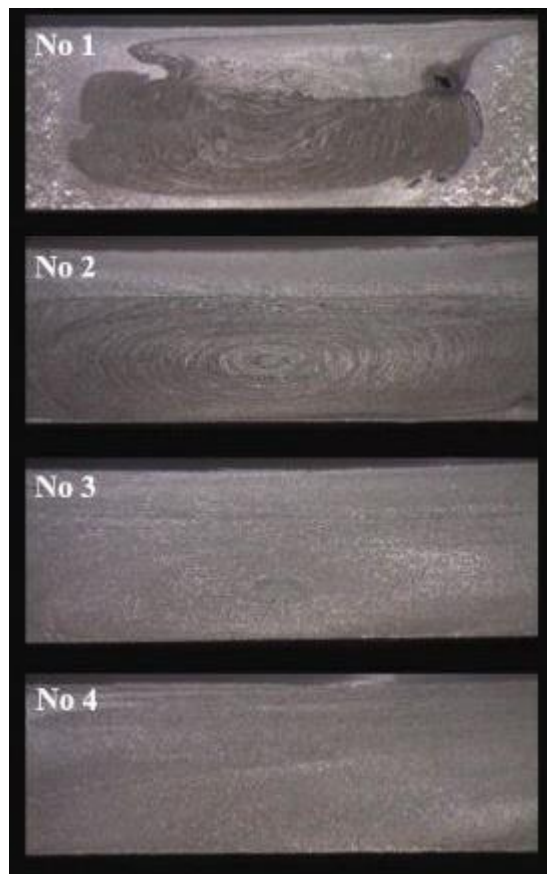
Πίνακας 31: Οι παράμετροι της FSW του ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής - ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης - v (mm/min)	Κλίση εργαλείου ($^{\circ}$)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N _o 1 (TiC)	750	85	3	0.113	2 (+-) *
N _o 2 (TiC)	1180	85	3	0.072	3 (+++) *
N _o 3 (TiC)	1500	85	3	0.056	3 (+++) *
N _o 4 (TiC)	1500	19	3	0.013	3 (+++) *

* Το σύμβολο + σημαίνει ότι κατά το πάσο τα διανύσματα των ταχυτήτων περιστροφής και πρόωσης ήταν ομόρροπα ενώ το σύμβολο - σημαίνει ότι τα εν λόγω διανύσματα ήταν αντίρροπα.

Μελέτη στο οπτικό στερεοσκόπιο.

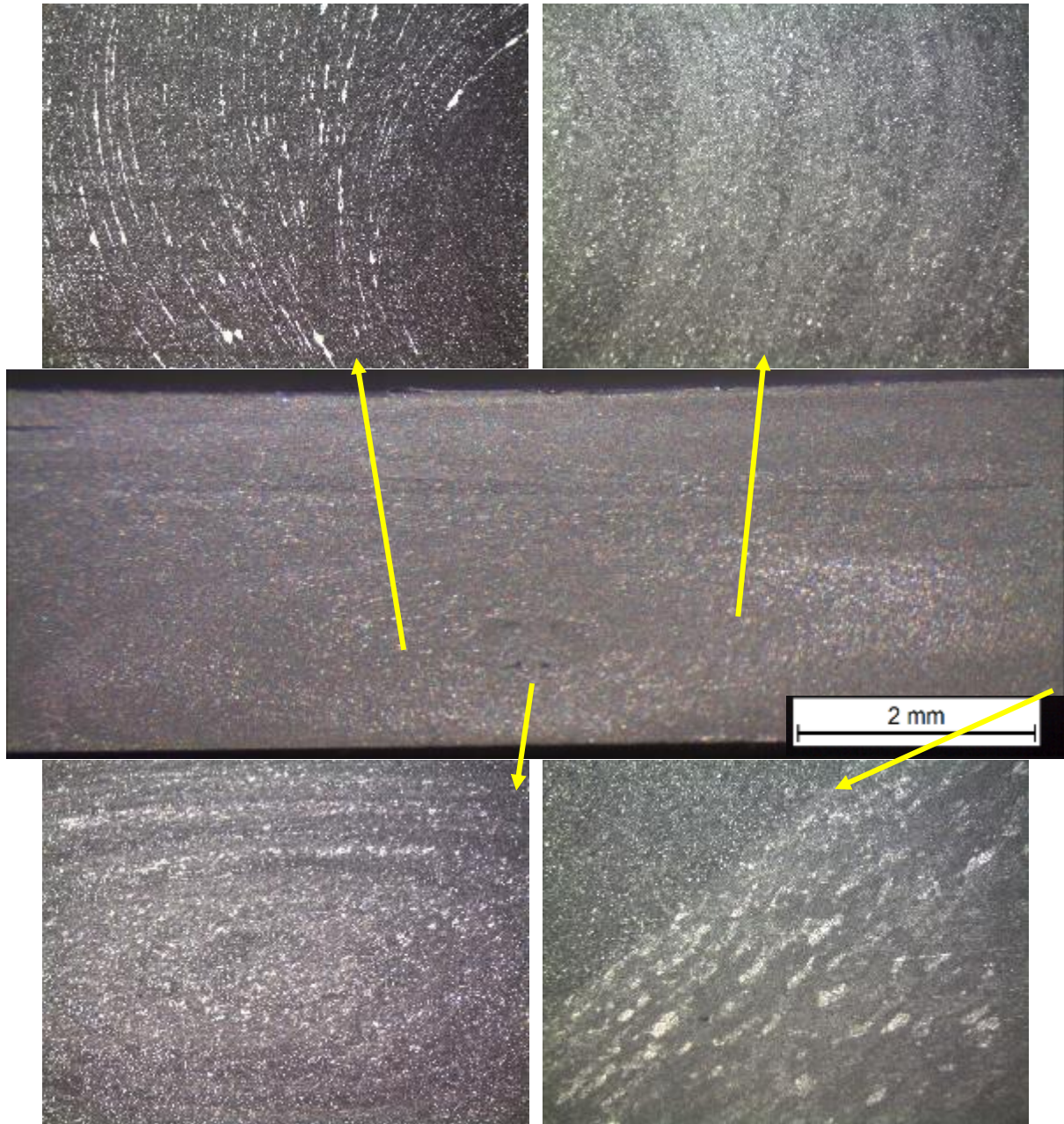
Στην Εικόνα 203 παρατίθενται οι πιο χαρακτηριστικές μακρογραφίες κάθε συγκόλλησης. Παρατηρούνται τα ακόλουθα. Το δοκίμιο No 1 χαρακτηρίζεται από υψηλή συσσωμάτωση και πορώδες λόγω του σχετικά υψηλού λόγου συγκόλλησης σε σύγκριση με τα υπόλοιπα δείγματα. Ο πυρήνας αμφοτέρων των δοκιμίων No 2 και No 3 παρουσιάζει την τυπική δομή οπίον ring [186]. Στο δοκίμιο No 2, τα νανοσωματίδια TiC εμφανίζονται να κατανέμονται ανομοιογενώς, καθώς παρατηρούνται εναλλασσόμενες περιοχές που είναι πλούσιες και φτωχές σε σωματίδια αντίστοιχα. Το δοκίμιο No 4 παρουσιάζει ένα πυρήνα συγκόλλησης ακανόνιστου σχήματος με αρκετά παχύ flow arm, πράγμα που υποδηλώνει ότι η ανάδευση δεν ήταν βέλτιστη. Αυτό μπορεί επίσης να υποστηριχθεί από το γεγονός ότι παρατηρούνται διαφορετικές περιοχές χρώματος, δηλαδή πιο σκουρόχρωμες (πλουσιότερες σε TiC) και πιο ανοιχτόχρωμες (φτωχότερες σε TiC). Εν προκειμένω λοιπόν το δοκίμιο No 3 είναι το βέλτιστο από τα τέσσερα.



Εικόνα 203: Εικόνες οπτικού στερεοσκοπίου των πειραμάτων FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Οπτική μικροσκοπία

Μέσω της μελέτης στο οπτικό μικροσκόπιο παρατηρήσαμε επιβεβαιώσαμε την ύπαρξη της οπion ring structure. Επίσης, παρατηρήθηκαν τα όρια της TMAZ και επιβεβαιώθηκε η καλή διασπορά των νανοσωματιδίων καθώς δεν παρατηρήθηκαν περιοχές με έντονα σκούρο χρώμα που θα υποδείκνυαν συσσωμάτωση. Τέλος, προσδιορίστηκε το μέσο μέγεθος των κόκκων το οποίο είναι ίσο με 5.1 μm . Αυτό παρουσιάζεται στον Πίνακα 32 μαζί με τα αντίστοιχα μεγέθη κόκκων του MB, του συγκολλημένου δοκιμίου χωρίς ενίσχυση καθώς και αυτού με ενίσχυση SiC για λόγους σύγκρισης. Εν προκειμένω είναι πολύ κοντά στο αντίστοιχο της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων αλλά υψηλότερο σε σχέση με τη συγκόλληση με ενίσχυση SiC. Αυτό πιθανώς να οφείλεται στο μεγαλύτερο μέγεθος των νανοσωματιδίων TiC σε σχέση με τα SiC το οποίο έχει ως αποτέλεσμα να μην επηρεάζουν τόσο έντονα την πυρηνοποίηση στα όρια των κόκκων. Παρ' όλα αυτά, αυτή η μείωση βρίσκεται εντός των περιθωρίων του σφάλματος της μέτρησης.



Εικόνα 204: Οπτικές μικρογραφίες της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC, α, β) το onion ring structure, μεγέθυνση x100, γ) ο πυρήνας συγκόλλησης, μεγέθυνση x100, δ) το onion ring structure, μεγέθυνση x100, ε) η TMAZ, μεγέθυνση x100.

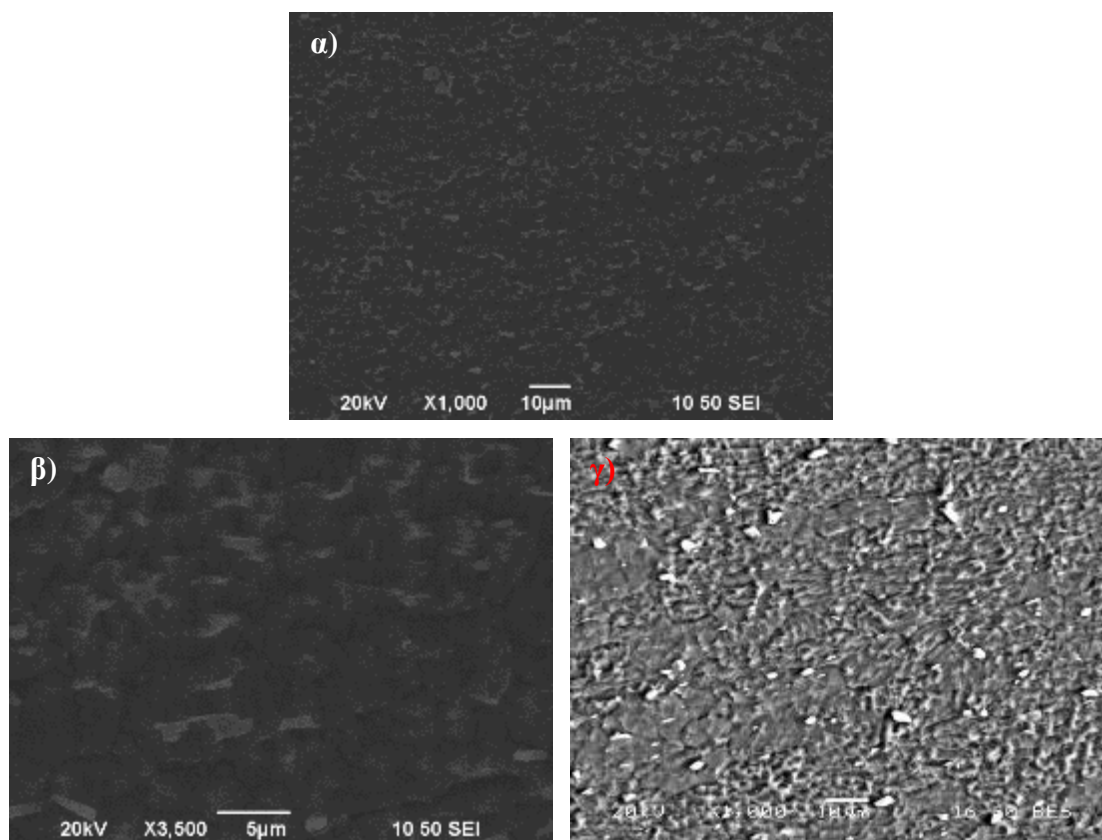
Πίνακας 32: Το μέγεθος κόκκων του μετάλλου βάσης και του ΠΣ της FSW AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
Μέταλλο βάσης	40±7,4
FSW	5,5±1,7
FSW - SiC	4,2±1,2
FSW - TiC	5.1±1,3

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM)

Όπως και στην περίπτωση της συγκόλλησης με ενίσχυση SiC, η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης εστιάστηκε στον πυρήνα συγκόλλησης.

Στην Εικόνα 205 παρουσιάζονται χαρακτηριστικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης, τόσο δευτερευόντων (secondary) όσο και οπισθοσκεδαζόμενων (backscattered) ηλεκτρονίων του ΠΣ του AA6082-T6 με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου (Titanium Carbide – TiC).

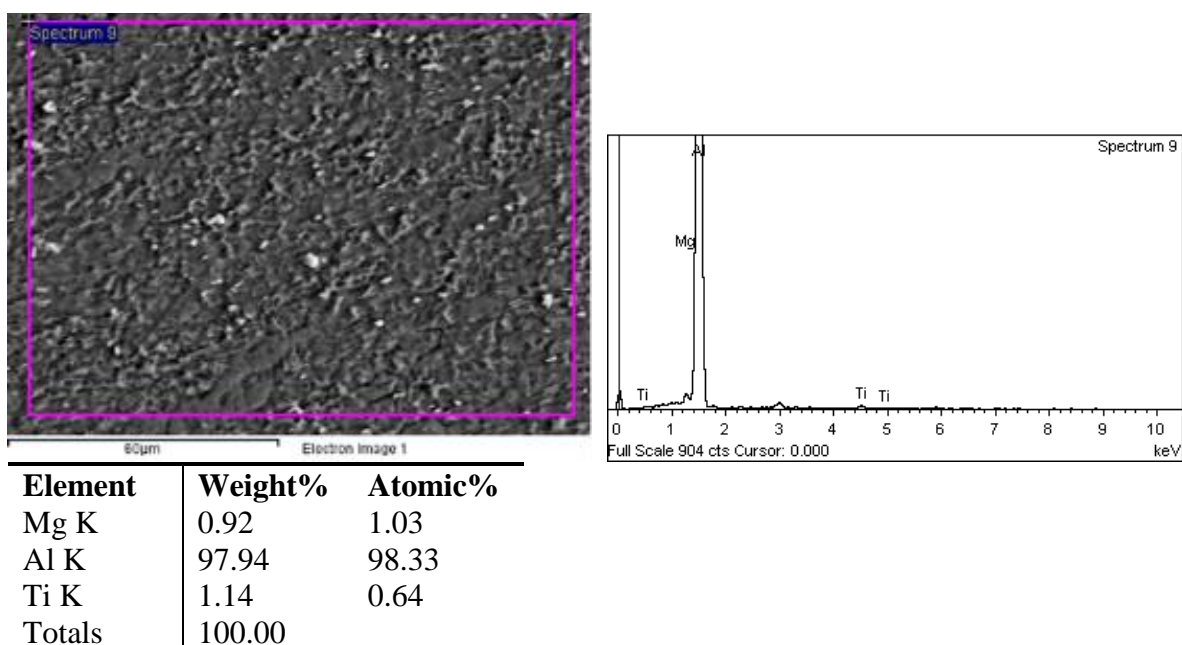


Εικόνα 205: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW AA6082-T6 με ενίσχυση TiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Αναφορικά με τις εικόνες μικροσκοπίας δεν παρατηρείται κάτι διαφορετικό σε σχέση με την περίπτωση του καρβιδίου του πυριτίου, παρόλο που η ταχύτητα πρόωσης στην προκειμένη περίπτωση ήταν υψηλότερη. Όπως και κατά τη μελέτη στο οπτικό μικροσκόπιο, δεν παρατηρήθηκαν συσσωματώματα TiC αποδεικνύοντας έτσι την πολύ καλή διασπορά αυτών στον πυρήνα της συγκόλλησης.

Μελέτη EDS

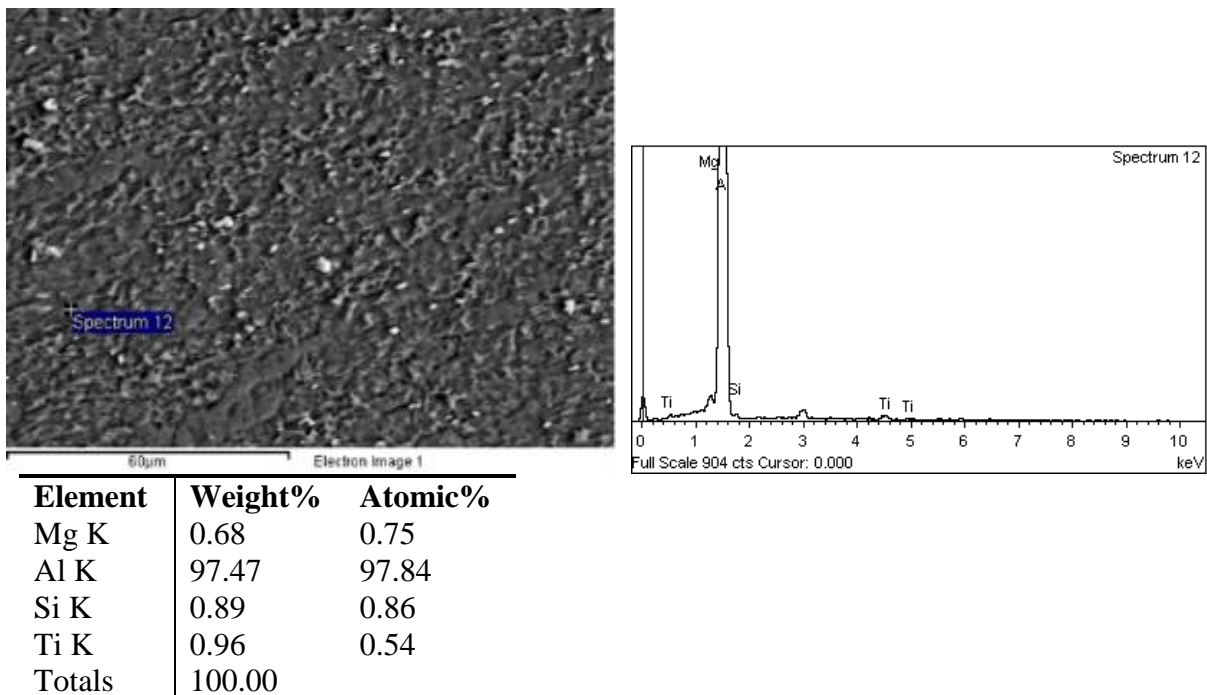
Αρχικά έλαβε χώρα η χαρτογράφηση μιας εκτεταμένης περιοχής, (βλ. ενδεικτικά Εικόνα 206) προκειμένου να διαπιστωθεί η ύπαρξη TiC.



Εικόνα 206: Μικρογραφία EDS (mapping) και χημική ανάλυση του ΠΣ του AA6083-T6 με ενίσχυση TiC.

Στην ανάλυση της Εικόνας 206, η οποία αφορά το σύνολο του υλικού στον ΠΣ, παρατηρείται τιτάνιο σε ποσοστό 1,14% το οποίο είναι κατά δύο τάξεις μεγέθους μεγαλύτερο από το ονομαστικό που περιέχεται στο AA6082 (0,015%), κάτι το οποίο μας επιβεβαιώνει την ύπαρξη TiC στην περιοχή.

Την προαναφερθείσα χαρτογράφηση του πυρήνα ακολούθησε πληθώρα σημειακών αναλύσεων με σκοπό τον περαιτέρω εντοπισμό τιτανίου. Ενδεικτικά παρατίθεται η ανάλυση της Εικόνας 207 όπου παρατηρήθηκε ότι το ποσοστό τιτανίου που ανιχνεύεται είναι και πάλι πολύ αυξημένο σε σχέση με την ονομαστική τιμή, κάτι το οποίο μας επιβεβαιώνει την ύπαρξη TiC στην περιοχή.



Εικόνα 207: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Επιπροσθέτως, πραγματοποιήθηκε ενδελεχής μελέτη μέσω EDS των μεσομεταλλικών ενώσεων στον ΠΣ του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου χωρίς όμως να παρατηρηθεί κάποια διαφορά σε σχέση με τις αντίστοιχες του ΠΣ του μη ενισχυμένου ή του ενισχυμένου με SiC συγκολλημένου δοκιμίου. Αυτό υποδεικνύει ότι το TiC δεν αντιδρά με το υλικό της μήτρας, κάτι το οποίο θα μελετηθεί περαιτέρω μέσω του TEM. Η εν λόγω μελέτη παρουσιάζεται στο Παράρτημα Α.6 της εν λόγω διατριβής με σκόπο την αποφυγή άσκοπων επαναλήψεων.

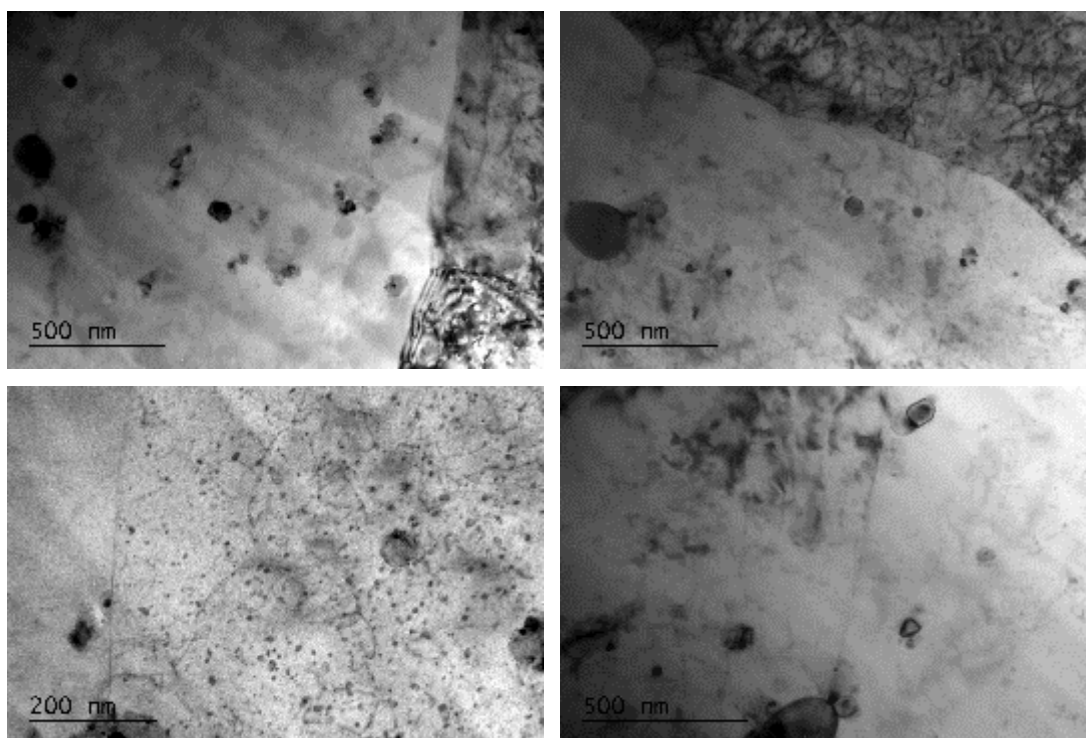
Συμπερασματικά, κατά τη μελέτη στο SEM και το EDS παρατηρήθηκε πολύ καλή διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του ΠΣ και απουσία συσσωματωμάτων. Επίσης, παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη νανοσωματιδίων δεν επηρέασε τις μεσομεταλλικές ενώσεις σε σχέση με τη συγκόλληση χωρίς νανοσωματίδια.

Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)

Η μελέτη μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης εστιάστηκε στον ΠΣ. Επίσης, στόχος της εν λόγω μελέτης ήταν ο εντοπισμός των νανοσωματιδίων καθώς και των περιοχών στις οποίες αυτά συγκεντρώνονται.

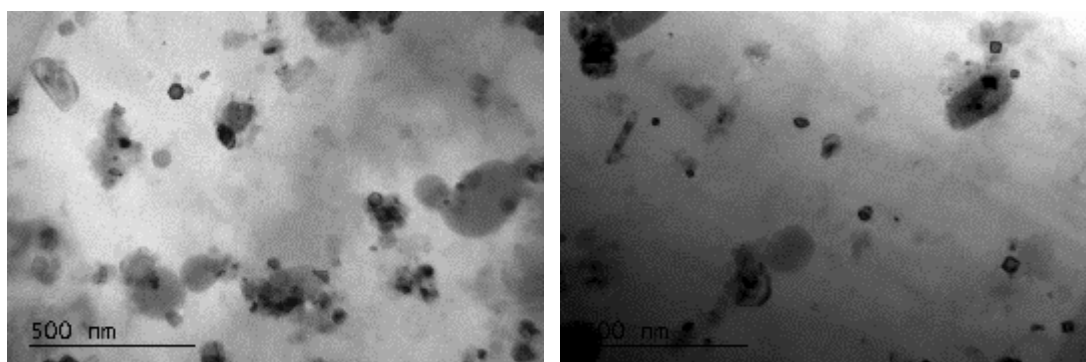
Οι περιοχές που παρουσιάζονται στην Εικόνα 208 είναι μορφολογικά πιο κοντά στις αντίστοιχες του δοκιμίου χωρίς ενίσχυση, όπως και το μέγεθος των κόκκων (βλ. Πίνακα 32). Αυτό πιθανώς να οφείλεται στο γεγονός ότι, παρά την υψηλή ταχύτητα περιστροφής και τον αυξημένο αριθμό των πάσων, η ταχύτητα πρόωσης είναι η ίδια με του μη ενισχυμένου δοκιμίου. Αυτό υποδεικνύει ότι τον πιο σημαντικό ρόλο στα δυναμικά φαινόμενα ίσως τελικά να τον διαδραματίζει η ταχύτητα πρόωσης η οποία επηρεάζει πολύ έντονα το χρόνο θέρμανσης των δοκιμίων. Αρχικά, δεν παρατηρείται κάποια μεταβολή στο πλήθος ή το μέγεθος των

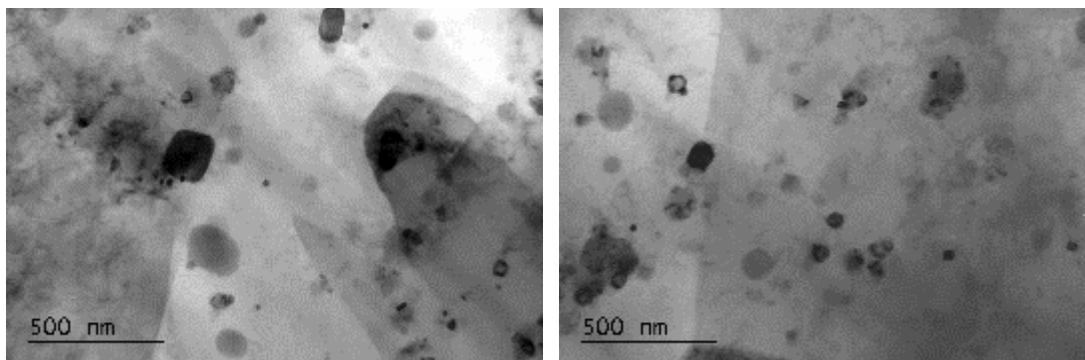
μεσομεταλλικών ενώσεων σε σχέση με το μη ενισχυμένο δοκίμιο. Επίσης δεν παρατηρείται πολλαπλασιασμός των διαταραχών.



Εικόνα 208: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται οι διαταραχές εντός των κόκκων.

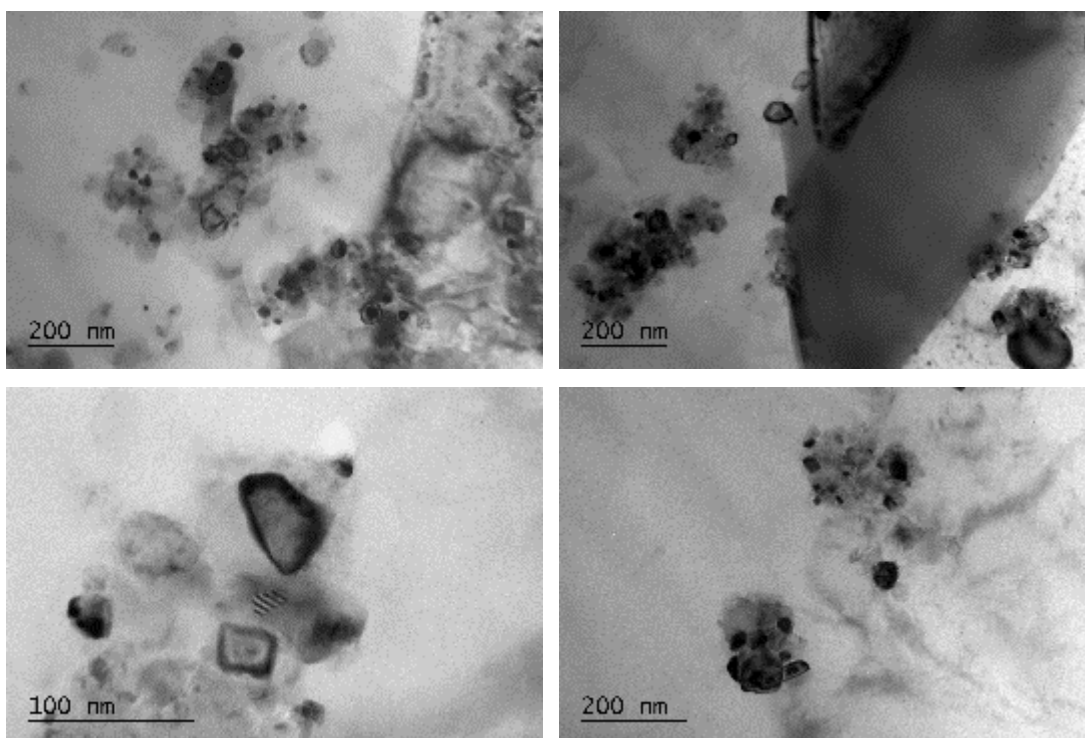
Στην Εικόνα 209 παρουσιάζονται περιοχές πλούσιες σε νανοσωματίδια TiC. Παρατηρείται ότι παρουσιάζουν πιο περιορισμένη συσσωμάτωση σε σχέση με τα νανοσωματίδια SiC. Αυτό, όπως εξηγήθηκε και στην περίπτωση της ενίσχυσης του κράματος AA5083, μπορεί να οφείλεται στο μεγαλύτερο αρχικό τους μέγεθος καθώς και στο πιο γωνιώδες σχήμα τους. Εν προκειμένω μπορεί να έπαιξε ρόλο και το γεγονός ότι η ταχύτητα πρόωσης ήταν υψηλότερη.





Εικόνα 209: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται διασκορπισμένα νανοσωματίδια στο εσωτερικό των κόκκων.

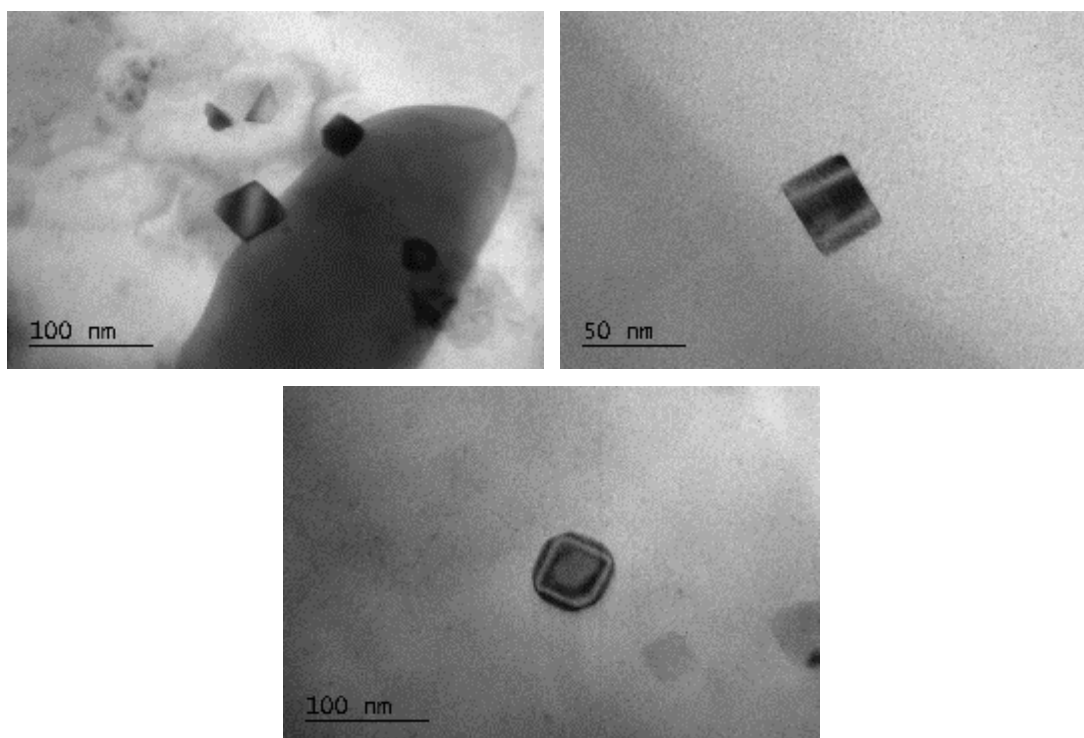
Όσον αφορά την εναπόθεση των νανοσωματιδίων, δεν παρατηρείται να ακολουθούν κάποια συγκεκριμένη κατανομή. Σε μερικές περιπτώσεις, εμφανίζονται να συσσωματώνονται μέσα στους κόκκους (βλ. Εικόνα 209), ενώ σε άλλες φαίνεται να συγκεντρώνουν γύρω από τις μεγάλες μεσομεταλλικές ενώσεις (βλ. Εικόνα 210) που μπορεί να τα σάρωσαν κατά τη διάρκεια της ανάδευσης.



Εικόνα 210: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται συσσωμάτωση νανοσωματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

Μεγάλο ενδιαφέρον παρουσιάζει η Εικόνα 211 στην οποία παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής. Διαφοροποιούνται από τα αντίστοιχα κυκλικής διατομής καθώς και από τα νανοσωματίδια SiC. Επίσης, αυτά τα νανοσωματίδια έχουν επίσης ένα μέγεθος το οποίο είναι πιο κοντά στο ονομαστικό τους (150 - 200nm). Εικάζεται ότι όλα τα νανοσωματίδια TiC είχαν αρχικά αυτό το μέγεθος και σχήμα,

αλλά διασπάστηκαν σε μικρότερα σωματίδια ακανόνιστου σχήματος εξαιτίας των ισχυρών δυνάμεων που ασκούνται από το εργαλείο κατά τη διάρκεια της διαδικασίας.

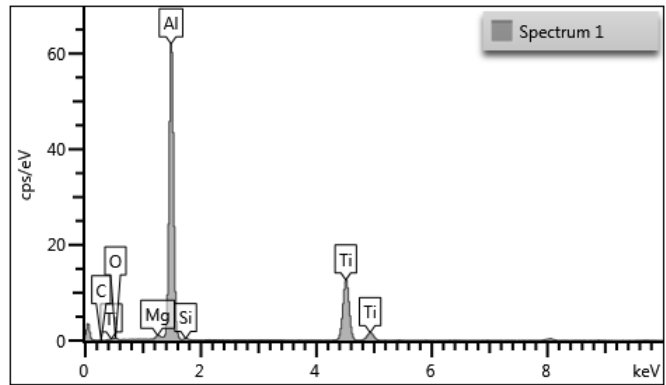
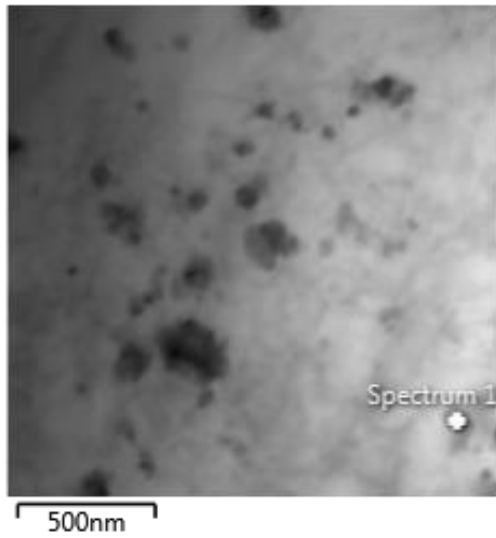


Εικόνα 211: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοσωματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής.

Τέλος, τα νανοσωματίδια TiC δε φαίνεται να έχουν αντιδράσει με το υλικό της μήτρας ή με τις μεσομεταλλικές ενώσεις. Γενικά συμπεραίνεται ότι η διασπορά των σωματιδίων δεν ακολουθεί κάποια συγκεκριμένη κατανομή (π.χ. να συγκεντρώνονται στα όρια των κόκκων) αλλά διασπείρονται τυχαία μέσα στη ζώνη ανάδευσης. Σε αντίθεση με την περίπτωση ενίσχυσης με SiC δε δημιουργούν συσσωματώματα και διαφέρουν στη μορφή σε ορισμένες περιπτώσεις.

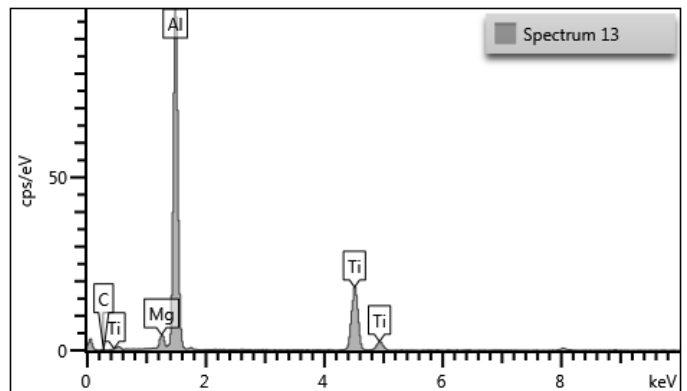
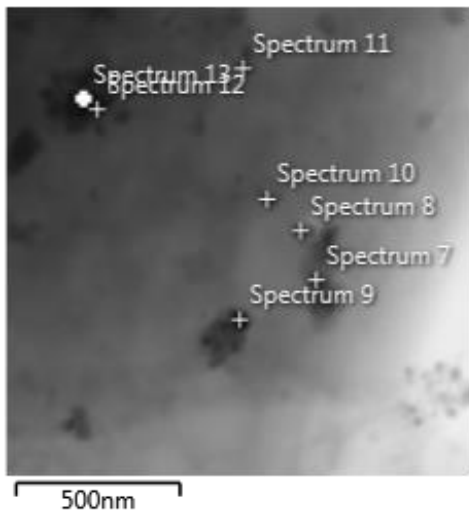
Συμπερασματικά, η διασπορά των νανοσωματιδίων δεν ακολουθεί κάποια συγκεκριμένη κατανομή (π.χ. να συγκεντρώνονται στα όρια των κόκκων) αλλά ένα μέρος τους διασπείρεται τυχαία μέσα στη ζώνη ανάδευσης ενώ κάποια άλλα συγκεντρώνονται γύρω από τις μεσομεταλλικές ενώσεις. Τέλος, δεν παρατηρείται να έχουν αντιδράσει με το μητρικό υλικό.

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι διεξήχθη πληθώρα σημειακών αναλύσεων EDS με σκοπό τον περαιτέρω εντοπισμό και χαρακτηρισμό των νανοσωματιδίων TiC. Τα αποτελέσματα ήταν σε κάθε περίπτωση παρόμοια, τουτέστιν τα ποσοστά σε τιτάνιο ήταν υψηλά ενώ σε αρκετές περιπτώσεις ανιχνεύθηκαν κραματικά στοιχεία από γειτονικές μεσομεταλλικές ενώσεις. Σε ορισμένες περιπτώσεις όμως παρατηρήθηκαν και υψηλά ποσοστά μαγνησίου σε σύγκριση με το μη ενισχυμένο δοκίμιο, κάτι το οποίο παρατηρήθηκε και στην περίπτωση της ενίσχυσης με SiC. Ενδεικτικά παρατίθενται οι αναλύσεις των Εικόνων 212 και 213 όπου σε αμφότερες παρατηρήθηκαν υψηλά ποσοστά τιτανίου καθώς και άνθρακας. Οι υπόλοιπες σημειακές αναλύσεις EDS παρουσιάζονται στο Παράρτημα Α.6.



Element	Wt%
C	0.17
O	0.74
Mg	0.81
Al	73.60
Si	0.36
Ti	24.32
Total:	100.00

Εικόνα 212: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων TiC του ΠΣ του AA6082.



Element	Wt%
C	0.24
Mg	2.92
Al	74.57
Ti	22.27
Total:	100.00

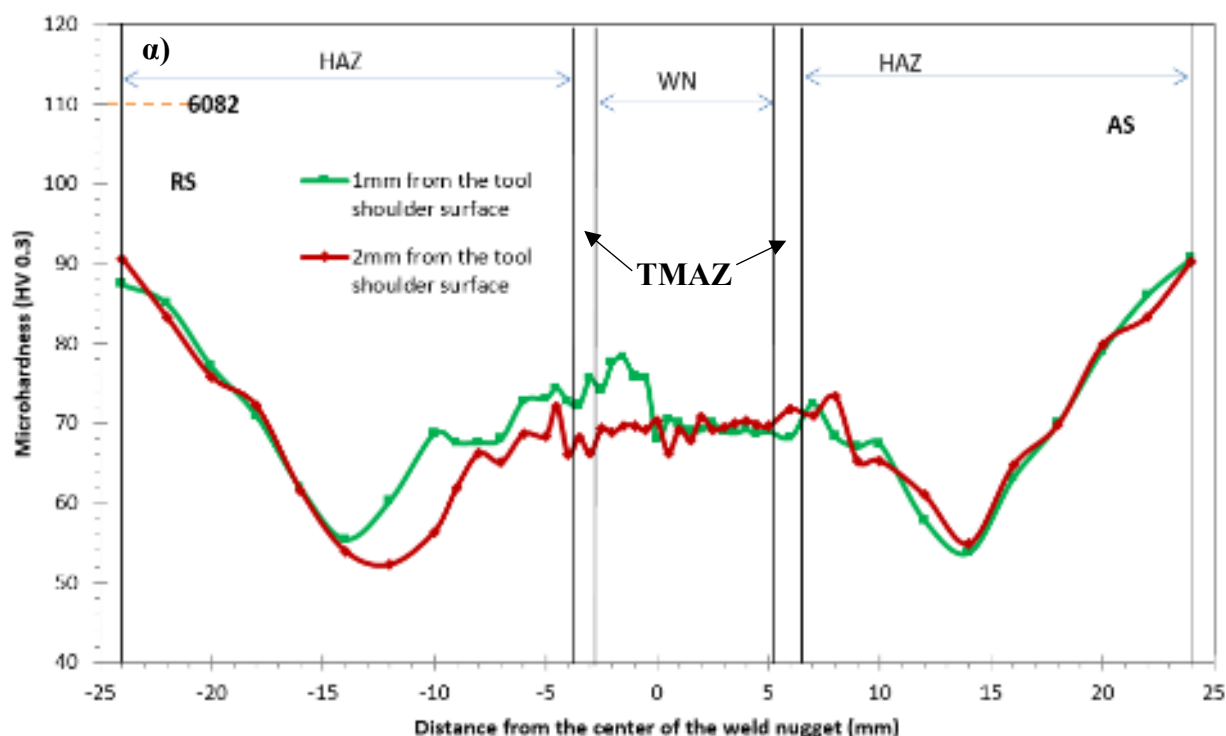
Εικόνα 213: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων TiC του ΠΣ του AA6082.

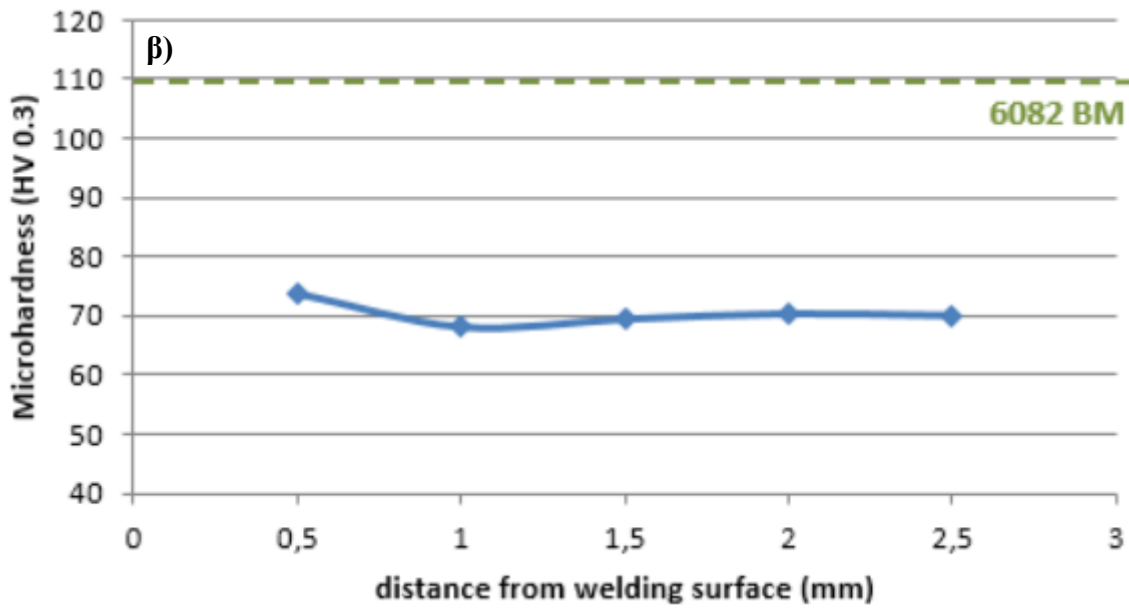
Η μελέτη EDS περιορίστηκε στον εντοπισμό των νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου καθώς δεν παρατηρήθηκε κάποια μεταβολή των μεσομεταλλικών ενώσεων σε σχέση με το μη ενισχυμένο ή το ενισχυμένο με SiC δοκίμιο (βλ. Παράρτημα Α.6). Οι μεσομεταλλικές που ανιχνεύονται είναι είτε η $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ είτε η $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$.

Συμπερασματικά, παρατηρείται ότι η διασπορά των σωματιδίων TiC δεν ακολουθεί κάποια συγκεκριμένη κατανομή (π.χ. να συγκεντρώνονται στα όρια των κόκκων) αλλά διασπείρονται τυχαία μέσα στη ζώνη ανάδευσης. Διαφέρουν στη μορφή σε ορισμένες περιπτώσεις και παρουσιάζεται να έχουν στο μεγαλύτερο ποσοστό τους κατακερματιστεί από την έντονη ανάδευση που προκαλείται από το εργαλείο. Οι μεσομεταλλικές ενώσεις, τέλος, δεν παρατηρείται να έχουν επηρεαστεί από την προσθήκη των εν λόγω νανοσωματιδίων.

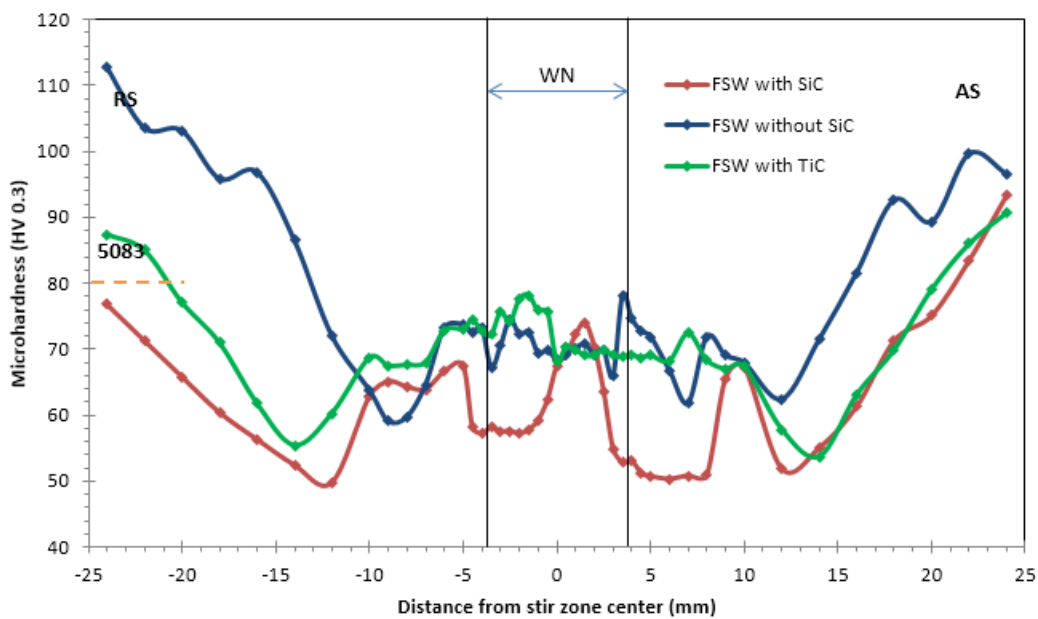
Μικροσκληρομετρήσεις

Στην Εικόνα 214α παρουσιάζεται η κατανομή της διαμήκου μικροσκληρότητας για την ενισχυμένη με TiC συγκόλληση σε δύο διαφορετικές αποστάσεις (1 και 2 mm) από την επιφάνεια περιαιχηνίου του εργαλείου. Τα αποτελέσματα προσομοιάζουν με αυτά της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση με νανοσωματίδια, κάτι το οποίο παρατηρείται καλύτερα στην Εικόνα 215 όπου παρουσιάζεται η σύγκριση των κατανομών μικροσκληρότητας των τριών δειγμάτων. Φαίνεται λοιπόν, εν προκειμένω η σκληρότητα να μην επηρεάζεται τόσο έντονα από την ενίσχυση με νανοσωματίδια αλλά να περισσότερο από την ταχύτητα πρόωσης η οποία επηρεάζει σε μεγάλο βαθμό την παροχή θερμότητας. Στην Εικόνα 214β παρουσιάζεται η κάθετη κατανομή της μικροσκληρότητας στο μέσο του ΠΣ. Παρατηρείται ότι είναι ομοιόμορφη χωρίς ιδιαίτερες διακυμάνσεις στις τιμές.





Εικόνα 214: Η κατανομή της μικροσκληρότητας α) οριζοντίως, β) καθέτως.

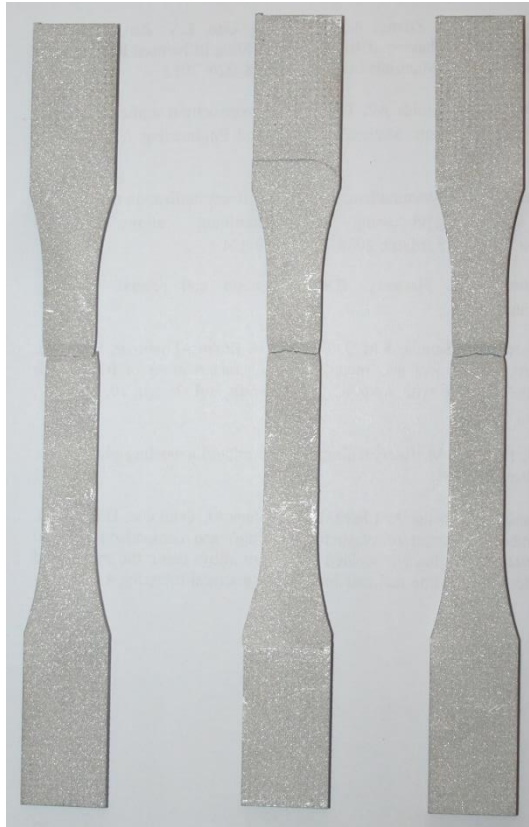


Εικόνα 215: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των τριών δειγμάτων σε απόσταση 1mm από την επιφάνεια περιαυχενίου του εργαλείου.

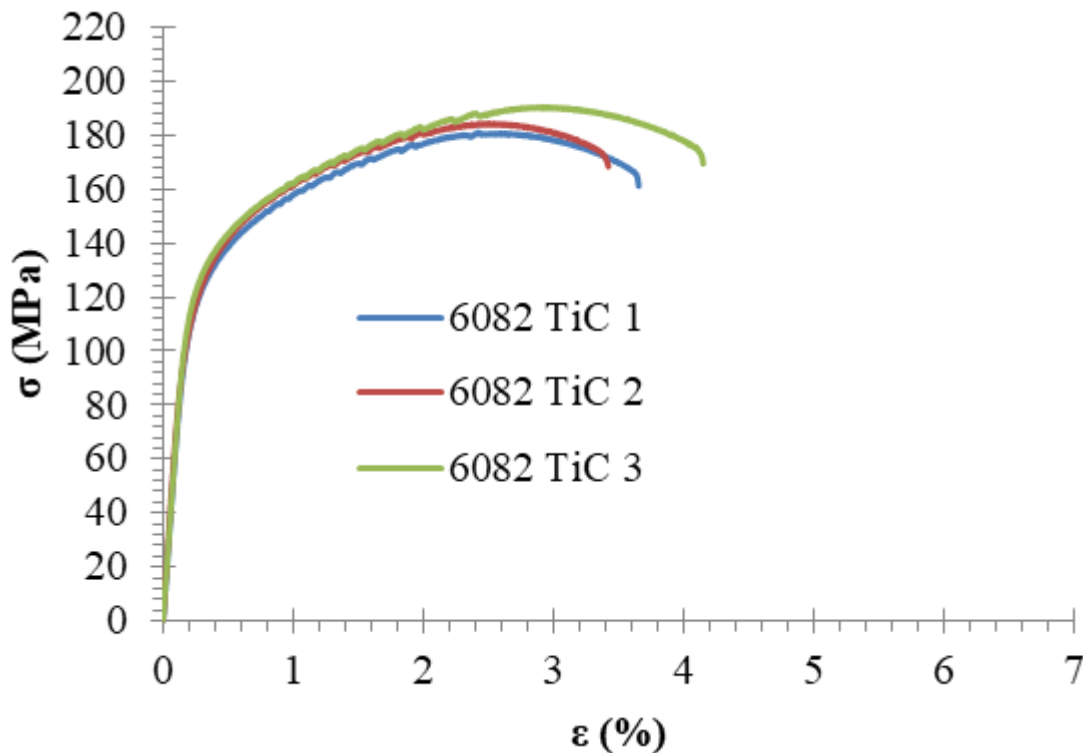
Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

Όσον αφορά τη δοκιμή εφελκυσμού όλα τα δείγματα έσπασαν στη ζώνη με τη χαμηλότερη σκληρότητα δηλαδή τη ΘΕΖ (βλ. Εικόνα 216). Το γεγονός ότι τα ενισχυμένα με TiC δείγματα έσπασαν έξω από τον πυρήνα συγκόλλησης υποδεικνύει την καλή κατανομή των σωματιδίων εντός της μεταλλικής μήτρας καθώς και την καλή σύνδεση των σωματιδίων με το υλικό της μήτρας. Στον Πίνακα 33 παρουσιάζονται οι τιμές των UTS, YS, YM και E.



Εικόνα 216: Τα τρία δοκίμια εφελκυσμού της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC μετά τη θραύση τους.



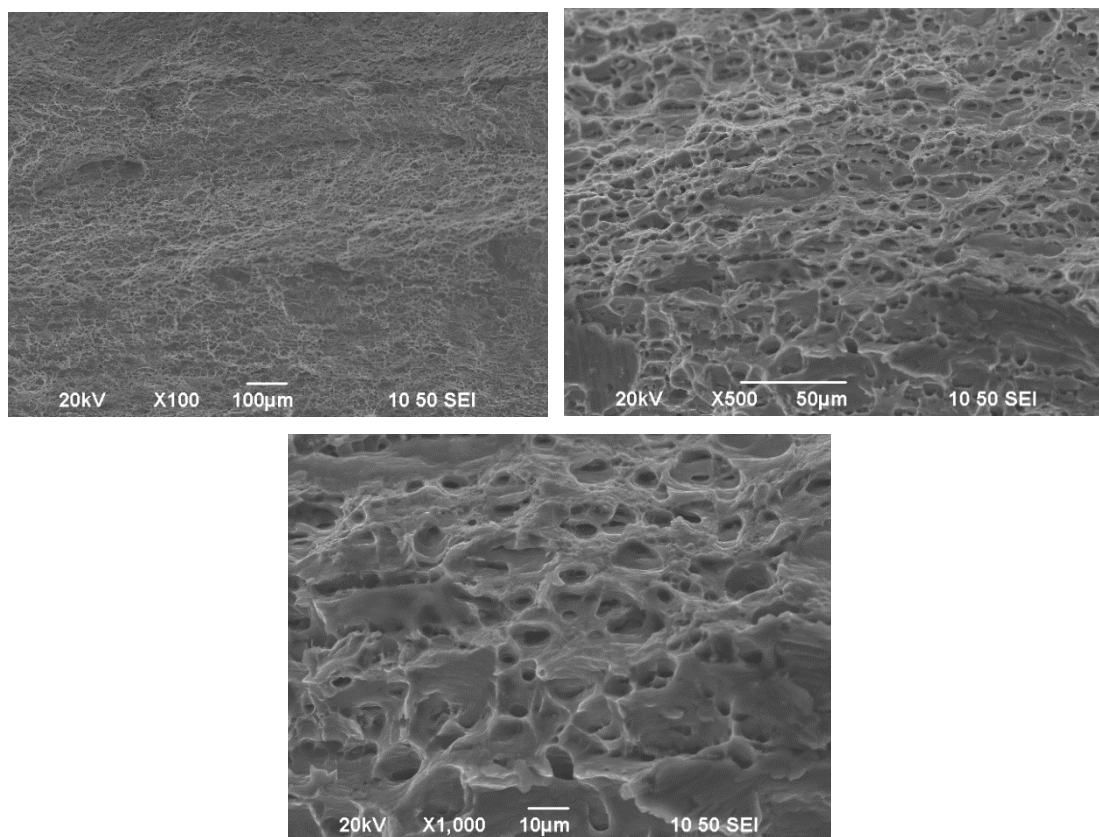
Εικόνα 217: Οι καμπύλες τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για τα τρία δοκίμια της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC.

Πίνακας 33: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την FSW χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων και την FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
<u>N° 1</u>	67,13	137,94	181,04	3,5
<u>N° 2</u>	67,39	138,22	184,47	3,1
<u>N° 3</u>	68,34	140,84	190,55	4,1
<u>MO</u>	67,62±0,64	139±1,60	185,35±4,82	3,57±0,50

Εν προκειμένω οι συγκολλήσεις του AA6082 με ενίσχυση TiC παρουσίασαν τις χαμηλότερες τιμές όλων των μηχανικών μεγεθών, ακόμα χαμηλότερες και από τις αντίστοιχες του MB. Γενικά είναι πολύ δύσκολο να σχολιάσουμε τους μηχανισμούς που διέπουν αυτά τα αποτελέσματα καθώς όλα τα δοκίμια έσπασαν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη η οποία δεν έχει ενισχυθεί με σωματίδια. Τα αποτελέσματα θα αναλυθούν σε σύγκριση με τα αντίστοιχα της συγκόλλησης χωρίς την ενίσχυση με νανοσωματίδια σε ακόλουθη παράγραφο.

Στην Εικόνα 218 παρουσιάζεται η θραυστική επιφάνεια των δοκιμίων η οποία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



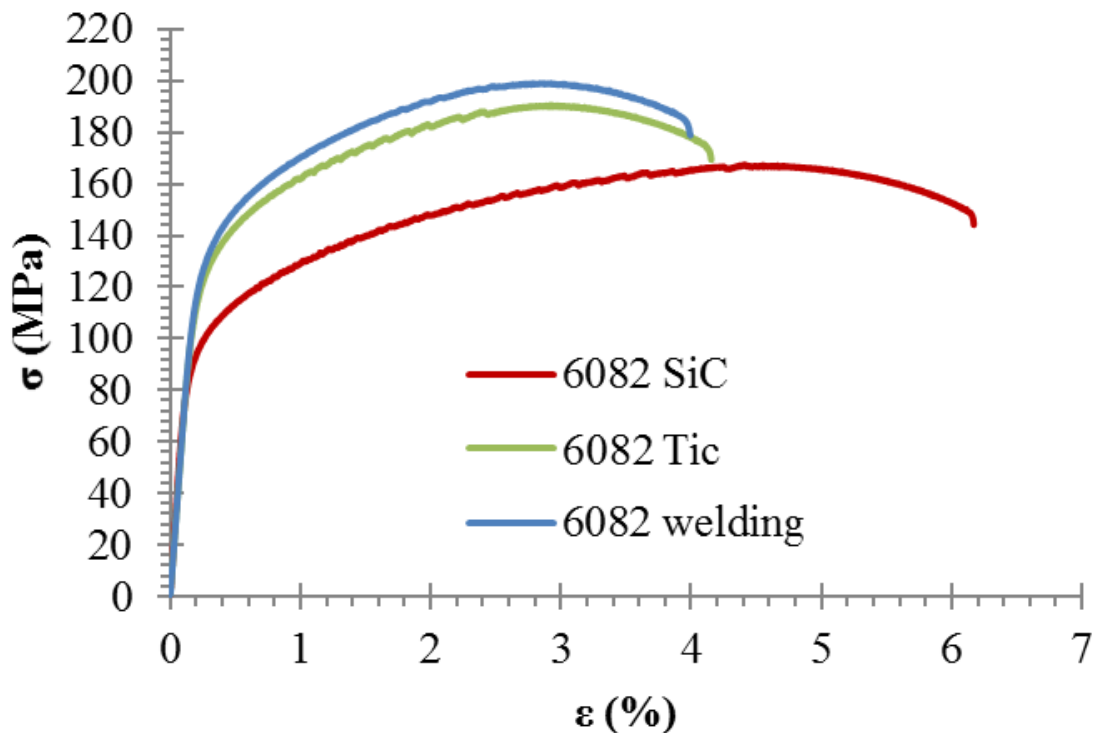
Εικόνα 218: Η θραυστική επιφάνεια της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC σε ποικίλες μεγεθύνσεις.

Γ.2.5 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΑΠΟ ΤΙΣ ΣΥΓΚΡΙΣΕΙΣ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΜΕ ΚΑΙ ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΠΤΩΣΗ ΠΟΥ ΤΟ ΜΒ ΕΙΝΑΙ ΤΟ ΑΑ6082-T6.

- *Μέταλλο βάσης*
- *Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων*
- *Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του πυριτίου*
- *Συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση με ενίσχυση νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου*

Κατά τη διάρκεια του εν λόγω κύκλου πειραμάτων επιτεύχθηκε συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση λεπτών πλακών από ΑΑ6082-T6. Αρχικά οι πλάκες συγκολλήθηκαν χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων ενώ εν συνεχεία δημιουργήθηκαν τοπικά (στη ραφή συγκόλλησης) σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας χρησιμοποιώντας νανοσωματίδια SiC και TiC ως την ενισχυτική φάση. Τα δείγματα μελετήθηκαν τόσο μέσω οπτικής όσο και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας (σάρωσης και διερχόμενης δέσμης) και προσδιορίστηκε η μικροσκληρότητα και η αντοχή αυτών σε εφελκυσμό. Μελετώντας τα προαναφερθέντα εξήχθησαν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Για την επίτευξη συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων χρησιμοποιήθηκε μέτρια ταχύτητα περιστροφής και πρόωσης. Στην περίπτωση της ενίσχυσης με TiC απαιτήθηκε αύξηση της περιστροφικής ταχύτητας και του αριθμού των πάσων ενώ στην περίπτωση της ενίσχυσης με SiC εκτός αυτών απαιτήθηκε μείωση της ταχύτητας πρόωσης.
- Το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης, το οποίο συμβαίνει κατά τη διάρκεια της FSW, είχε ως αποτέλεσμα τη δραματική μείωση του μεγέθους των κόκκων του πυρήνα της συγκόλλησης. Η προσθήκη νανοσωματιδίων συντέλεσε στην περαιτέρω μικρή μείωση του μεγέθους των κόκκων λόγω της πυρηνοποίησης στα όρια των κόκκων (grain boundary pinning) η οποία εντείνει το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης.
- Κάποιες μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες παρατηρήθηκαν στο μέταλλο βάσης, δεν παρατηρήθηκαν στα συγκολλημένα δοκίμια, λόγω της διαλυτοποίησης αυτών κατά τη δυναμική ανακρυστάλλωση.
- Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών εντός του πυρήνα. Επίσης, παρατηρήθηκε η δημιουργία κυτταροειδούς δομής η οποία είναι προάγγελος του φαινομένου της δυναμικής ανακρυστάλλωσης το οποίο εν τέλει οδηγεί στο σχηματισμό υποκόκκων.
- Η προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης δε φαίνεται να επηρεάζει περαιτέρω την πυκνότητα και την κατανομή των διαταραχών στο εσωτερικό των κόκκων σε σχέση με το συγκολλημένο δοκίμιο χωρίς ενίσχυση.
- Στην Εικόνα 219 παρουσιάζεται μια υπέρθεση όλων των βέλτιστων καμπυλών σ-ε τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου όσο και των δύο ενισχυμένων. Επίσης, στον Πίνακα 34 παρουσιάζεται η σύγκριση των μέσων όρων όλων των μεγεθών.



Εικόνα 219: Υπέρθηση όλων των βέλτιστων καμπυλών σ-ε τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου όσο και των δύο ενισχυμένων.

Πίνακας 34: Σύγκριση των μέσων όρων όλων των μεγεθών.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
MB	70	260	310	10
FSW	68±0.66	146±0.89	199,17±4,45	3,79±0,08
FSW SiC	74,63+-3.56	106+-1.58	167,55+-2.67	5,97+-0.18
FSW TiC	67,62±0,64	139±1,60	185,35±4,82	3,57±0,50

Από τη σύγκριση προκύπτει ότι η συγκόλληση η οποία παρουσίασε τη χαμηλότερη μικροσκληρότητα στη ΘΕΖ, δηλαδή η ενισχυμένη με SiC συγκόλληση, παρουσίασε και τη χαμηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό καθώς και το χαμηλότερο όριο διαρροής. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η εν λόγω συγκόλληση υπέστη περαιτέρω ανόπτηση σε σύγκριση με τις υπόλοιπες λόγω της μεγαλύτερης πρόσδοσης θερμότητας από το εργαλείο εξαιτίας της αισθητά χαμηλότερης ταχύτητας πρόωσης. Παρ' όλ' αυτά, παρόλο που κατέστη κατά 30% λιγότερο ανθεκτική, έγινε και κατά 50% πιο όλκιμη σε σχέση και πάλι με τις υπόλοιπες δύο καθώς παρουσίασε υψηλότερη επιμήκυνση και μέτρο ελαστικότητας. Η ενισχυμένη με TiC συγκόλληση παρουσίασε γενικά παρόμοια συμπεριφορά με τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση αν και όλα τα μεγέθη ήταν κατά τι χαμηλότερα. Συμπερασματικά η προσθήκη νανοσωματιδίων TiC στον πυρήνα της συγκόλλησης καθιστά τη συγκόλληση πολύ πιο ψαθυρή πιθανώς λόγω του μεγαλύτερου και πιο γωνιώδους σχήματος των νανοσωματιδίων TiC που μπορεί να επηρεάσουν τη σύνδεση με το μητρικό υλικό.

- Γενικά λοιπόν η συγκόλληση δια τριβής, τόσο με όσο και χωρίς ενίσχυση, είχε ως αποτέλεσμα τη μείωση της σκληρότητας και της μηχανικής αντοχής σε σχέση με το MB, κάτι το οποίο ήταν αναμενόμενο καθώς το AA6082 ήταν στην κατάσταση T6 είχε δηλαδή υποστεί σκλήρυνση με κατακρήμνιση λόγω γήρανση και κατά τη θέρμανση από το εργαλείο επέρχεται μερική ανόπτηση η οποία συνοδεύεται από διαλυτοποίηση των ενισχυτικών φάσεων.

- Η προσθήκη SiC επιδρά αρνητικά στη σκληρότητα και τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης. Η εν λόγω συγκόλληση, εκτός από τη χαμηλότερη σκληρότητα, παρουσίασε και τη χαμηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό καθώς και το χαμηλότερο όριο διαρροής. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η εν λόγω συγκόλληση υπέστη περαιτέρω ανόπτηση σε σύγκριση με τις υπόλοιπες λόγω της μεγαλύτερης πρόσδοσης θερμότητας από το εργαλείο εξαιτίας της αισθητά χαμηλότερης ταχύτητας πρόωσης. Από την άλλη βέβαια κατέστη περισσότερο όλκιμη.

- Η προσθήκη TiC και πάλι έχει αρνητική επίδραση, αλλά εν προκειμένω τα αποτελέσματα είναι πολύ κοντά στα αντίστοιχα της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων.

Τέλος, μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα ότι στην περίπτωση του AA6082-T6, σε αντίθεση με αυτήν του AA5083-H111, η προσθήκη των ενισχυτικών νανοσωματιδίων δεν επιφέρει κάποιο θετικό αποτέλεσμα στη συγκόλληση. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι, εν προκειμένω, η ανόπτηση στην οποία υπόκειται το κράμα, το οποίο αρχικά είναι σε κατάσταση σκλήρυνσης μέσω κατακρήμνισης, έχει μεγαλύτερη επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες και τη σκληρότητα αυτού σε σύγκριση με την περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων η οποία προκαλείται από την πυρηνοποίηση λόγω της προσθήκης των ενισχυτικών νανοσωματιδίων.

Γ.3 ΣΥΓΚΡΙΣΗ ΤΩΝ ΕΤΕΡΟΓΕΝΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΤΟΥ ΚΡΑΜΑΤΟΣ AA5083-H111 ΜΕ ΤΟ ΚΡΑΜΑ AA6082-T6 ΜΕ ΚΑΙ ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ.

Γ.3.1 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ AA5083-H111 ΜΕ ΤΟ AA6082-T6 ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ SiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης.

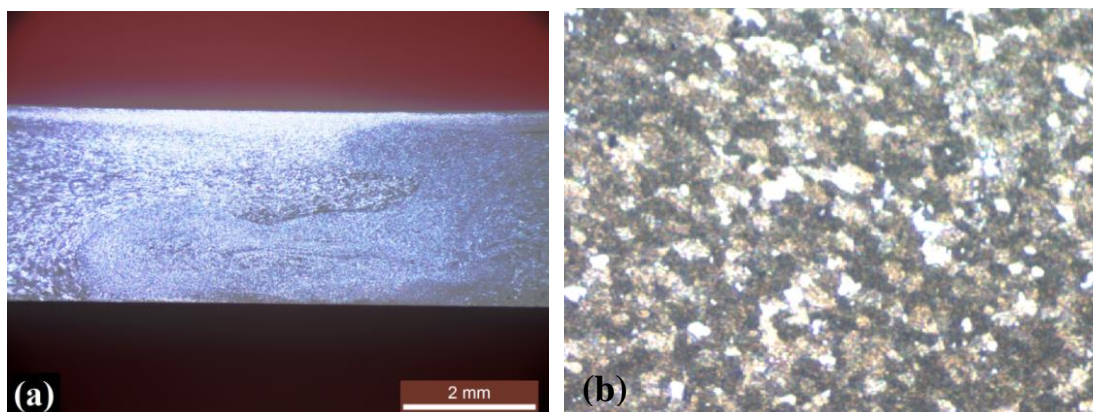
Αρχικά πραγματοποιήθηκε ετερογενής συγκόλληση μεταξύ των πλακών του AA5083-H111 με το AA6082-T6 χωρίς ενίσχυση νανοδοματιδίων για λόγους σύγκρισης. Οι βέλτιστες συνθήκες συγκόλλησης (βλ. Πίνακα 35) είχαν καθοριστεί σε προηγούμενη μελέτη που είχε πραγματοποιηθεί στο ENT [114]. Το AA5083-H111 τοποθετήθηκε στην AS και το AA6082-T6 στην RS καθώς, από τη βιβλιογραφία είναι γνωστό [186,187] ότι κατά τη συγκόλληση ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου, όταν το πιο σκληρό - εν θερμώ - υλικό τοποθετείται στην προωθούμενη πλευρά παρατηρείται καλύτερη ανάμειξη των δύο υλικών. Στη συγκεκριμένη περίπτωση, εξαιτίας των υψηλών θερμοκρασιών που επικρατούν κατά τη συγκόλληση, το AA6082-T6 υπόκειται σε ανόπτηση η οποία οδηγεί στη διαλυτοποίηση των κατακρημνισμάτων υψηλής σκληρότητας, καθιστώντας το AA5083-H111 σκληρότερο του AA6082.

Πίνακας 35: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής - ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης - v (mm/min)	Κλίση εργαλείου ($^{\circ}$)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N ^o 1 (FSW)	750	85	3	0.113	1

Μελέτη της μικροδομής των συγκολλήσεων.

Στην Εικόνα 220 παρουσιάζεται η μικροδομή του ΠΣ της ετερογενούς συγκόλλησης μεταξύ του AA5083-H111 και AA6082-T6 χωρίς ενίσχυση νανοδοματιδίων. Χαρακτηρίζεται από την καλή ανάμειξη του υλικού και από την απουσία ελαττωμάτων (βλ. Εικόνα 220α). Επίσης, παρουσιάζει τη χαρακτηριστική δομή οπίου ring κοντά στην επιφάνεια συγκράτησης και ένα αρκετά παχύ flow arm κοντά στην επιφάνεια περιαιχενίου. Η μικροδομή του ΠΣ παρουσιάζεται στην Εικόνα 220β. Ο ΠΣ χαρακτηρίζεται από ισοαξονικούς κόκκους μικρού μεγέθους οι οποίοι είναι αποτέλεσμα του φαινομένου της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η μέση διάμετρος αυτών είναι ~ 13 μm ενώ το μέγεθος των κόκκων των μετάλλων βάσης είναι 26 μm και 40 μm για το AA5083-H111 και το AA6082-T6 αντίστοιχα (βλ. Πίνακα 36).

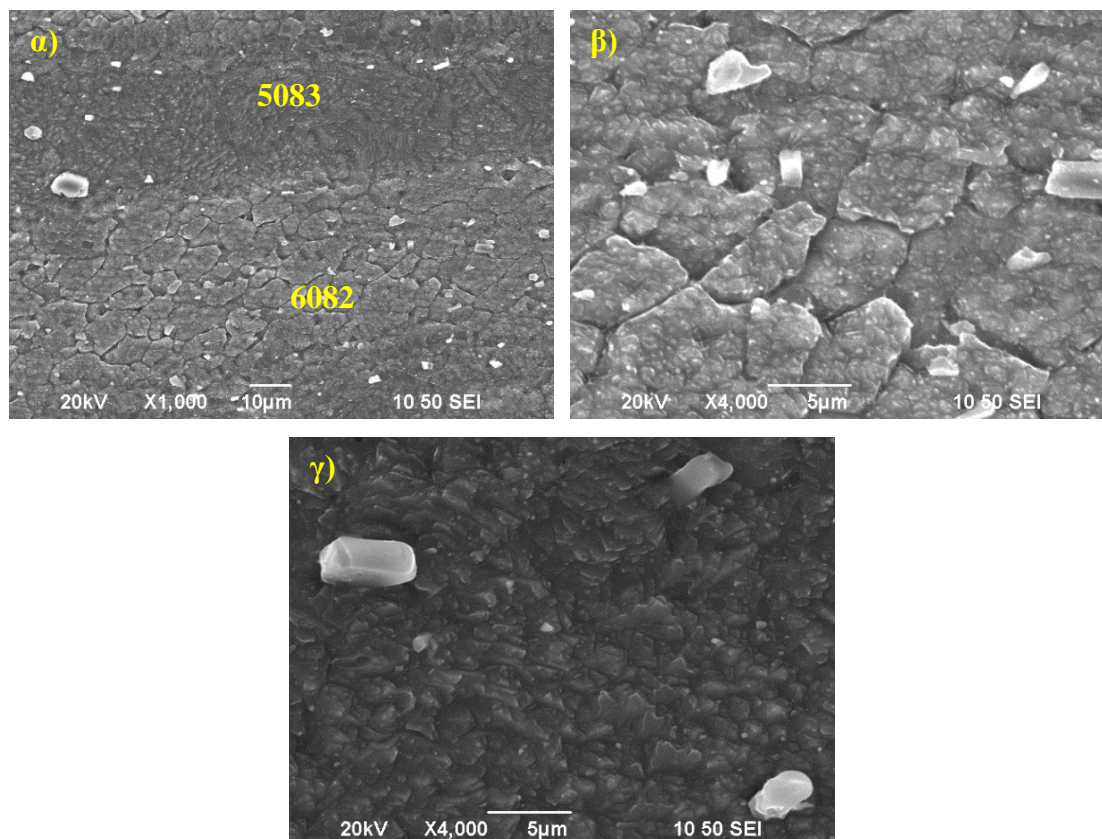


Εικόνα 220: α) Οπτική μακρογραφία της ετερογενούς συγκόλλησης (N° 5), β) Οπτική μικρογραφία του ΠΣ της ετερογενούς συγκόλλησης (N° 5).

Πίνακας 36: Το μέγεθος κόκκων των μετάλλων βάσης και του ΠΣ της FSW μεταξύ AA5083-H111 και AA6082-T6.

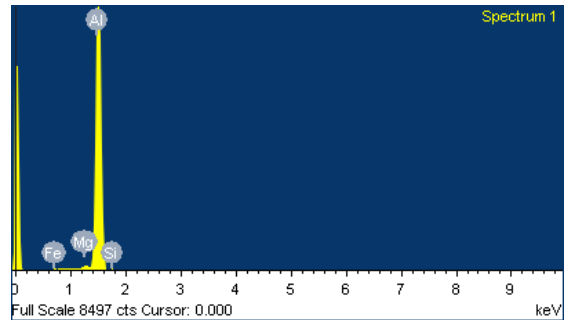
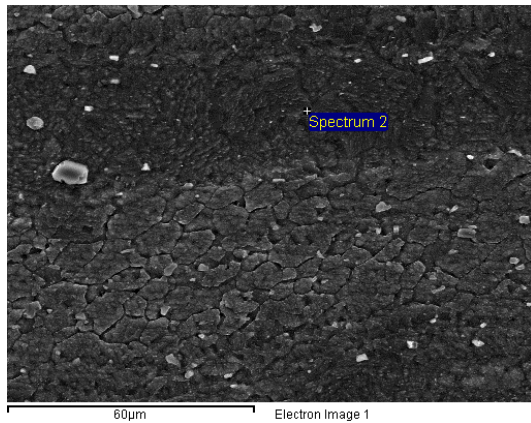
Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
FSW	5,5±1,7
MB AA5083-H111	26±4,3
MB AA6082-T6	40±7,4

Ακολουθεί η μελέτη της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης. Στην Εικόνα 221 παρατηρείται καλή ανάδευση μεταξύ των δύο υλικών καθώς και σμίκρυνση των κόκκων στη ζώνη ανάδευσης λόγω του φαινομένου της δυναμικής ανακρυστάλλωσης που επικρατεί. Στην Εικόνα 221α με μεγέθυνση x1000 διακρίνονται οι ζώνες εναπόθεσης των 2 υλικών.



Εικόνα 221: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 χωρίς ενίσχυση SiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

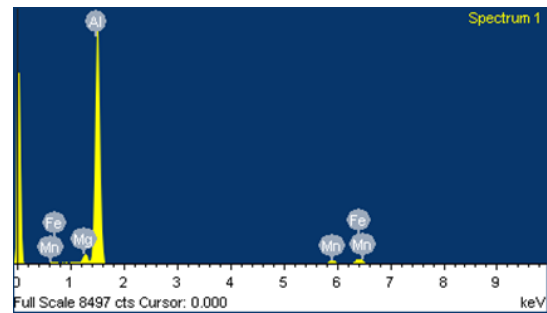
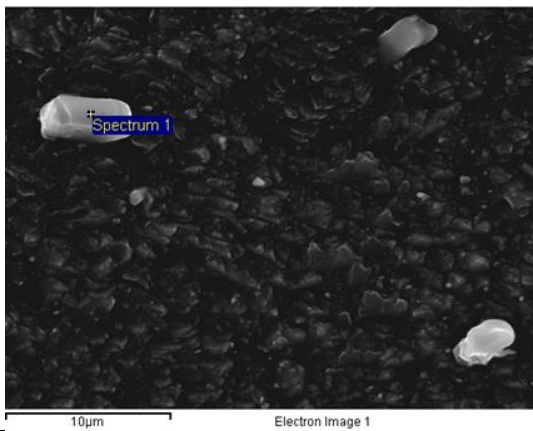
Ακολούθησε η ενδελεχής μελέτη του ΠΣ της ετερογενούς συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων μέσω EDS με σκοπό να εντοπιστούν ενδεχόμενες διαφορές σε σύγκριση με τις αντίστοιχες ομογενείς συγκολλήσεις χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι το σύνολο των αναλύσεων είναι σημειακές (Point and ID). Τα αποτελέσματα των αναλύσεων ήταν συνδυασμός των αντίστοιχων κατά την ανάλυση των ομογενών συγκολλήσεων, παρατηρήθηκαν δηλαδή τόσο οι μεσομεταλλικές ενώσεις που είχαν παρατηρηθεί στο συγκολλημένο AA5083 όσο και αυτές που είχαν παρατηρηθεί στο συγκολλημένο AA6082. Ενδεικτικά παρατίθενται οι παρακάτω αναλύσεις.



Element	Weight%	Atomic%
O K	1.89	3.13
Mg K	4.66	5.08
Al K	93.44	91.78
Totals	100.00	

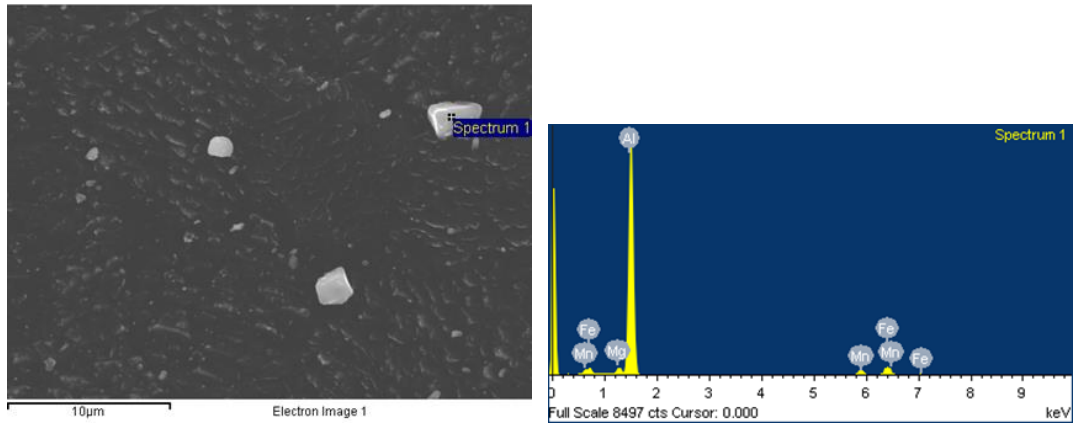
Εικόνα 222: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού AA5083 της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Από τα ποσοστά των κραματικών στοιχείων της Εικόνας 222 και ειδικά από το ποσοστό του μαγνησίου συμπεραίνουμε ότι η συγκεκριμένη περιοχή αποτελείται από AA5083.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	3.01	3.59
Al K	82.44	88.79
Mn K	5.20	2.75
Fe K	9.35	4.87
Totals	100.00	

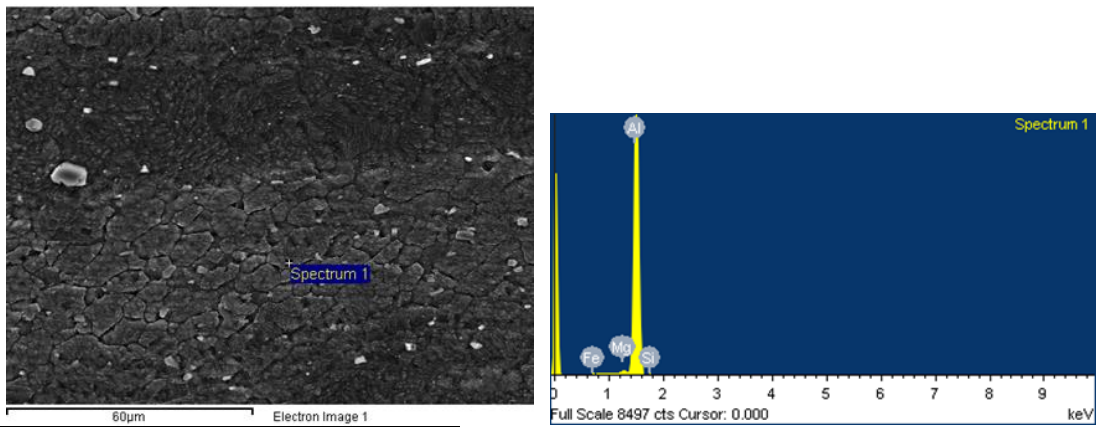
Εικόνα 223: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	1.74	2.15
Al K	78.67	87.29
Mn K	6.49	3.54
Fe K	13.10	7.02
Totals	100.00	

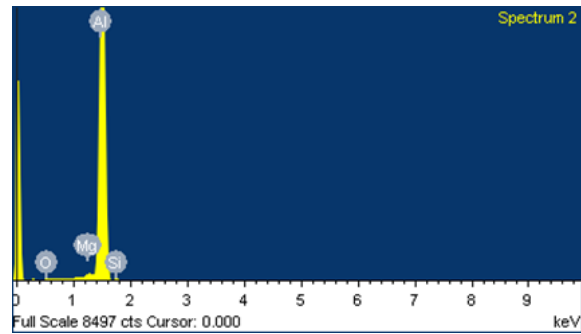
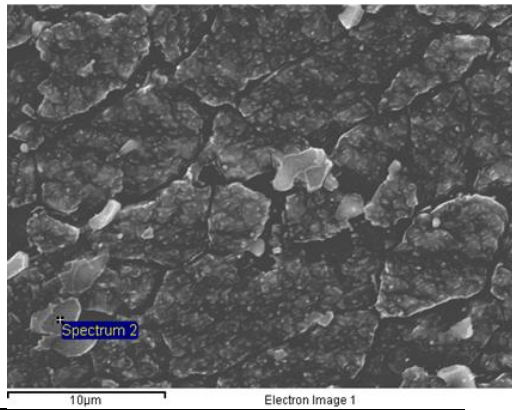
Εικόνα 224: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Στις αναλύσεις των Εικόνων 223 και 224 η ένωση είναι η α Al (Fe, Mn, Si). Το Mg που ανιχνεύεται είναι αυτό του στερεού διαλύματος.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.67	0.74
Al K	97.30	97.84
Si K	0.91	0.88
Fe K	1.12	0.55
Totals	100.00	

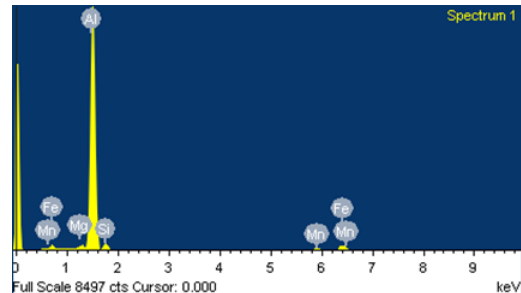
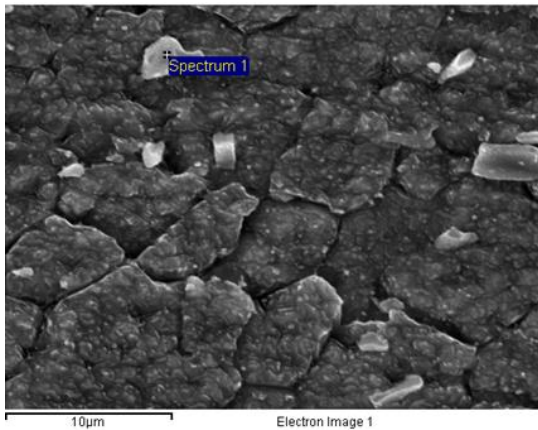
Εικόνα 225: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού AA6082 της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.



Element	Weight%	Atomic%
O K	1.67	2.78
Mg K	0.69	0.75
Al K	96.75	95.62
Si K	0.89	0.85
Totals	100.00	

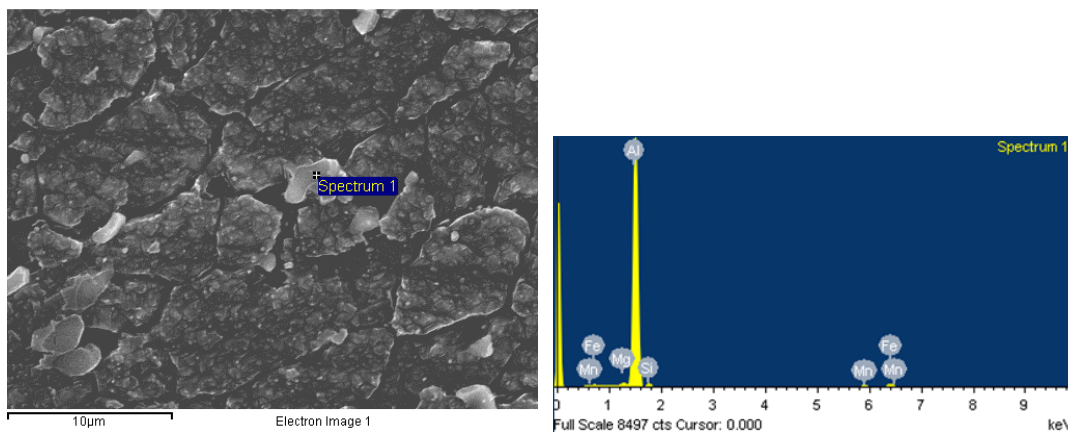
Εικόνα 226: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού AA6082 της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Από τα ποσοστά των κραματικών στοιχείων των αναλύσεων των Εικόνων 225 και 226 και ειδικά από το ποσοστό του μαγνησίου συμπεραίνουμε ότι η συγκεκριμένη περιοχή αποτελείται από AA6082.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.95	1.13
Al K	81.94	87.41
Si K	5.12	5.25
Mn K	3.47	1.82
Fe K	8.51	4.39
Totals	100.00	

Εικόνα 227: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.57	0.66
Al K	88.47	92.27
Si K	3.08	3.08
Mn K	2.45	1.26
Fe K	5.44	2.74
Totals	100.00	

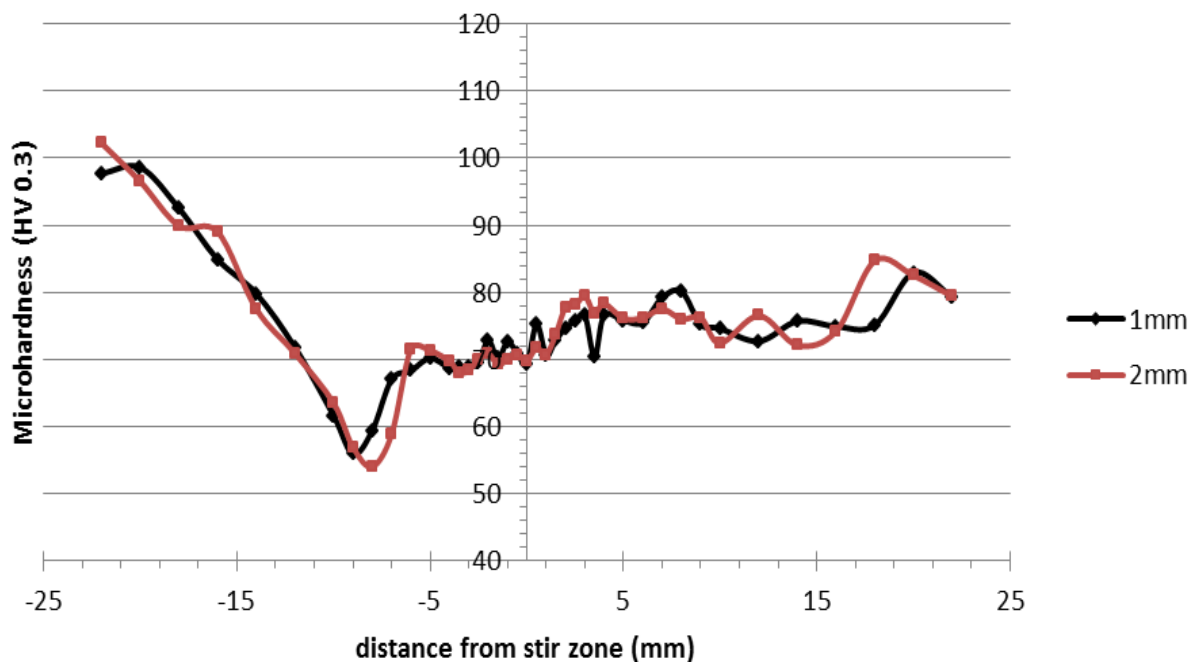
Εικόνα 228: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6.

Από τα στοιχεία που ανιχνεύονται στις αναλύσεις των Εικόνων 227 και 228 συμπεραίνουμε ότι οι παραπάνω μεσομεταλλικές ενώσεις είναι πιθανώς είτε $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ είτε $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}$.

Συμπερασματικά, όπως ήταν αναμενόμενο η ανάμειξη μεταξύ των δύο κραμάτων ήταν καθαρά μηχανική. Δεν παρατηρείται αυτά να έχουν αντιδράσει μεταξύ τους. Επίσης, δεν παρατηρήθηκε κάποια διαφορά αναφορικά με τις μεσομεταλλικές ενώσεις αυτών. Παρατηρήθηκαν οι ίδιες που είχαν παρατηρηθεί αντιστοίχως και κατά τις ομογενείς συγκολλήσεις.

Μικροσκληρομετρήσεις

Στην Εικόνα 229 παρατίθεται η οριζόντια κατανομή της μικροσκληρότητας σε απόσταση 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιαιχενίου για την ετερογενή συγκόλληση χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης. Όπως παρατηρήθηκε και στην περίπτωση των ομογενών συγκολλήσεων, οι χαμηλότερες τιμές της σκληρότητας παρατηρούνται στη ΘΕΖ του AA6082 καθώς εκεί έλαβε χώρα η μερική διαλυτοποίηση των ενισχυτικών σωματιδίων β φάσης λόγω του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης. Επίσης, η σκληρότητα της ζώνης ανάδευσης κυμαίνεται στα επίπεδα του 5083-H111 διότι η όποια αύξηση αναμενόταν λόγω μείωσης του μεγέθους των κόκκων (κανόνας Hall-Petch) αντισταθμίζεται από την απόπτωση που συμβαίνει στα υλικά λόγω της θέρμανσής τους.

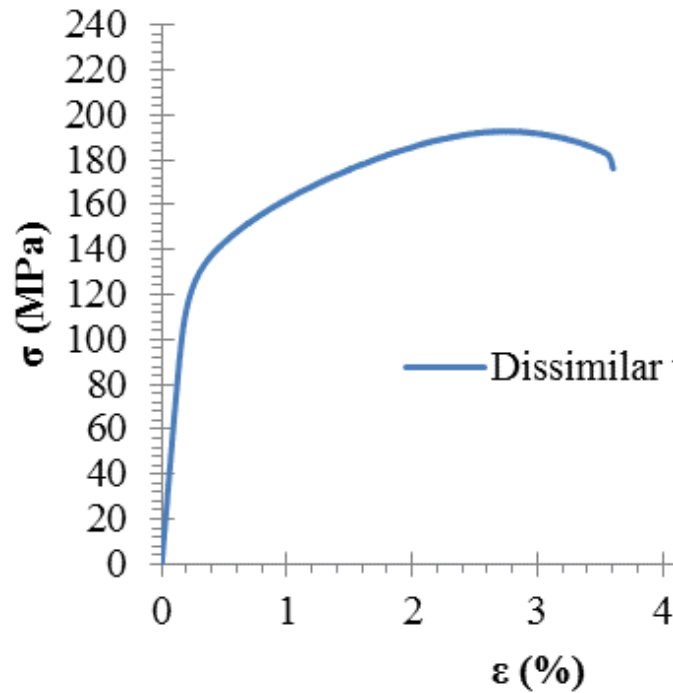


Εικόνα 229: Η κατανομή της οριζόντιας μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης.

Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

Στην Εικόνα 230 παρουσιάζεται η καμπύλη σ-ε για το δοκίμιο χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων. Αρκετά μεταλλουργικά φαινόμενα όπως η δυναμική ανακρυστάλλωση, η διαλυτοποίηση και η κατακρήμνιση των δευτερευουσών φάσεων, σε συνδυασμό με τη ροή υλικού κατά τη διάρκεια της FSW, παίζουν καθοριστικό ρόλο στις μηχανικές ιδιότητες της προκύπτουσας συγκόλλησης. Τα δοκίμια, όπως ήταν αναμενόμενο, έσπασαν στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη του AA6082, που ήταν και η περιοχή ελάχιστης σκληρότητας και τα αποτελέσματα είναι αντίστοιχα με αυτά της ομογενούς συγκόλλησης του AA6082 χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων. Οι μέσες τιμές για το μέτρο ελαστικότητας, το όριο διαρροής, τη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και το ποσοστό επιμήκυνσης παρουσιάζονται στον Πίνακα 37. Συγκρίνοντας τις μετρήσεις με τις αντίστοιχες τιμές του μετάλλου βάσης παρατηρείται έντονη πτώση σε όλα τα μεγέθη εκτός από αυτό του μέτρου ελαστικότητας. Αυτό ήταν αναμενόμενο καθώς η αποτακτική ανόπτηση που έλαβε χώρα είχε ως αποτέλεσμα τη διαλυτοποίηση των ενισχυτικών β και β' φάσεων μέσα στο υλικό καθιστώντας το λιγότερο ανθεκτικό.

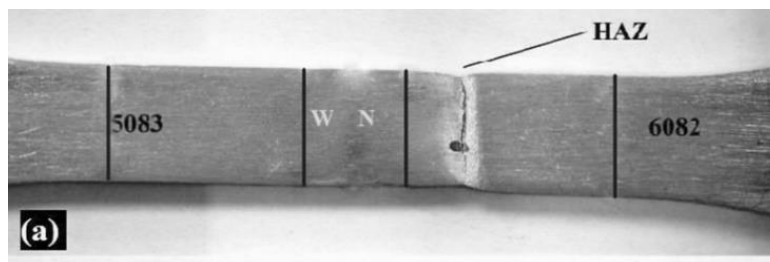


Εικόνα 230: Η καμπύλη τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για την ετερογενή FSW χωρίς ενίσχυση.

Πίνακας 37: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την ετερογενή FSW του AA5083 με το AA6082 με και χωρίς ενίσχυση TiC.

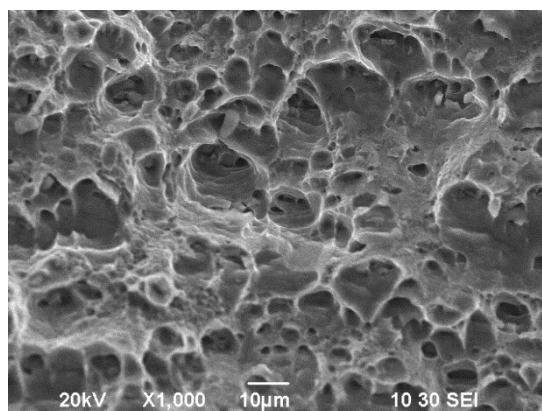
Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
FSW	65±3,3	140±4,2	193±4,4	3±0,8
MB AA5083-H111	70,3	190	300	16
MB AA6082-T6	70	260	310	10

Η Εικόνα 231 παρουσιάζει το δοκίμιο που έχει υποστεί θραύση μετά από τη δοκιμή εφελκυσμού. Αυτό δοκίμιο αστόχησε στη ΘΕΖ. Η αστοχία έλαβε χώρα ακριβώς στη θέση της ελάχιστης τιμής σκληρότητας (βλ. Εικόνα 229), δηλαδή στη ΘΕΖ του AA6082.



Εικόνα 231: Το δοκίμιο εφελκυσμού της ετερογενούς FSW χωρίς ενίσχυση.

Στην Εικόνα 232 παρουσιάζεται η θραυστιγενής επιφάνεια τόσο του μη ενισχυμένου δοκιμίου το οποίο αστόχησε στη ΘΕΖ. Όπως ήταν αναμενόμενο η θραυστογραφία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



Εικόνα 232: Η θραυστιγενής επιφάνεια της ετερογενούς FSW χωρίς ενίσχυση.

Συμπεράσματα

- Από τη μελέτη της μικροδομής διαπιστώνεται η πολύ καλή μηχανική ανάμειξη μεταξύ των δύο κραμάτων.
- Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που παρατηρούνται είναι οι ίδιες με αυτές που ανιχνεύθηκαν στην περίπτωση των ομογενών συγκολλήσεων του AA5083-H111 και του AA6082-T6.
- Η κατανομή της μικροσκληρότητας αποτελεί μια υπέρθεση των αντίστοιχων κατανομών των ομογενών συγκολλήσεων και όπως ήταν αναμενόμενο η ελάχιστη τιμή εμφανίζεται στη ΘΕΖ του AA6082 λόγω του φαινομένου της ανόπτησης.
- Τα αποτελέσματα της δοκιμής εφελκυσμού προσομοιάζουν τα αντίστοιχα της ομογενούς συγκόλλησης του AA6082. Η θραύση, όπως ήταν αναμενόμενο, έλαβε χώρα στην περιοχή με τη μικρότερη σκληρότητα δηλαδή στη ΘΕΖ του AA6082.

Γ.3.2 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ AA5083-H111 ΜΕ ΤΟ AA6082-T6 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ SiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης.

Η επιλογή των παραμέτρων για τις ετερογενείς συγκολλήσεις με προσθήκη SiC έγινε βάσει των αντίστοιχων της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων. Εν προκειμένω όμως ακολουθήθηκε διαφορετική προσέγγιση σε σχέση με τις ομογενείς συγκολλήσεις με ενίσχυση νανοσωματιδίων. Πιο συγκεκριμένα, αποφασίστηκε οι ταχύτητες περιστροφής και πρόωσης να παραμείνουν σταθερές και να μεταβληθούν μόνο η φορά και ο αριθμός των πάσων FSP με σκοπό να καθοριστεί το πως αυτά επιδρούν στη διασπορά των νανοσωματιδίων στον πυρήνα της συγκόλλησης. Οι συνθήκες που επιλέχθηκαν παρουσιάζονται στον Πίνακα 38. Για να αποφευχθεί ένας μεγάλος αριθμός πειραμάτων, αποφασίστηκε ο μέγιστος αριθμός πάσων να μην υπερβαίνει τον αριθμό 3.

Πίνακας 38: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

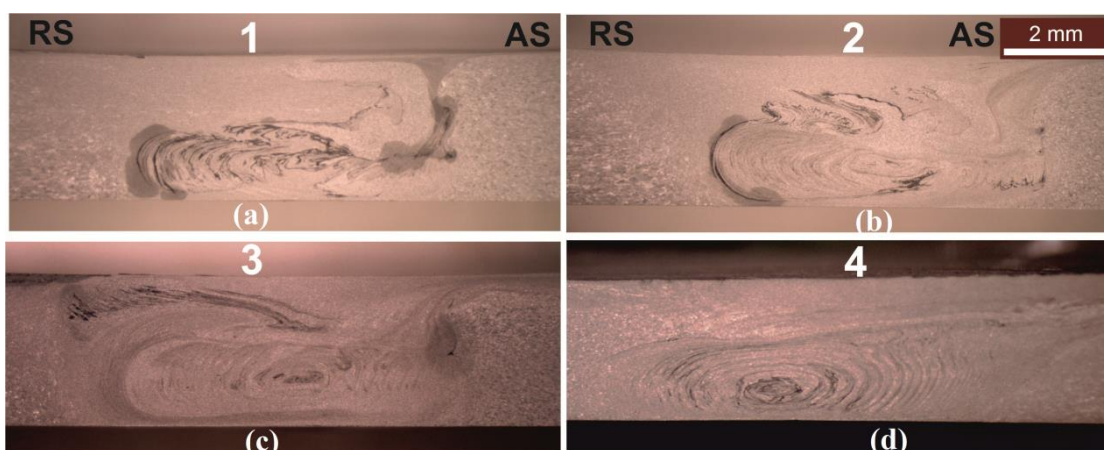
Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής – ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης – v (mm/min)	Κλίση εργαλείου ($^{\circ}$)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων *
N ^ο 2 (SiC)	750	85	3	0.113	2 (++)
N ^ο 3 (SiC)	750	85	3	0.113	3 (+++)
N ^ο 4 (SiC)	750	85	3	0.113	2 (+-)
N ^ο 5 (SiC)	750	85	3	0.113	1

* Το σύμβολο + σημαίνει ότι κατά το πάσο τα διανύσματα των ταχυτήτων περιστροφής και πρόωσης ήταν ομόρροπα ενώ το σύμβολο – σημαίνει ότι τα εν λόγω διανύσματα ήταν αντίρροπα.

Μελέτη της μικροδομής των συγκολλήσεων.

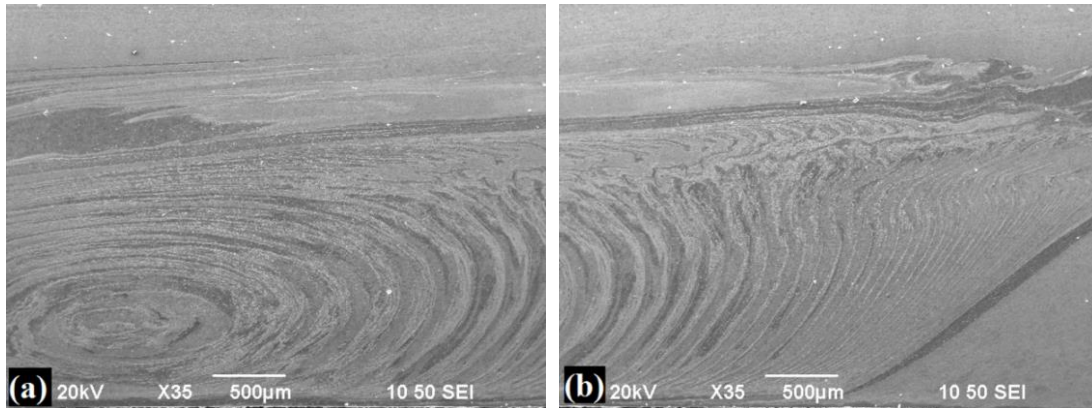
Αρχικά οι παραπάνω συγκολλήσεις μελετήθηκαν με χρήση του οπτικού στερεοσκοπίου. Στην Εικόνα 233, παρατηρείται η προκύπτουσα μικροδομή μετά την εφαρμογή ενός (βλ. Εικόνα 233a, δύο (βλ. Εικόνα 233b) και τριών πάσων της ίδιας κατεύθυνσης (βλ. Εικόνα 233c) καθώς και μετά την εφαρμογή δύο πάσων αντίθετης κατεύθυνσης (βλ. Εικόνα 233d). Μετά το πρώτο πάσο (FSW), παρατηρήθηκε συσσώρευση νανοσωματιδίων SiC κυρίως στην κατώτερη περιοχή του πυρήνα συγκόλλησης. Επίσης, παρατηρήθηκαν μικρο-κενά καθώς και έντονη συσσωμάτωση κοντά στις άκρες του ΠΣ, τόσο στην AS όσο και στην RS. Η εφαρμογή του δεύτερου πάσου της ίδιας κατεύθυνσης (FSP) οδήγησε σε μικρότερη ποσότητα συσσωματωμένων σωματιδίων, τα οποία σχηματίστηκαν γύρω από τον πυρήνα συγκόλλησης. Η παρατηρούμενη έντονη συσσωμάτωση στην άκρη του ΠΣ (μετά την εφαρμογή ενός και δύο πάσων της ίδιας κατεύθυνσης), οφείλεται κυρίως στο αριστερόστροφο σπείρωμα που φέρει ο πείρος, το οποίο έχει ως αποτέλεσμα να κατευθύνεται το υλικό αρχικά προς την κάτω

επιφάνεια και εν συνεχεία προς την επιφάνεια περιαιχενίου και κοντά στη ΘΕΖ [147]. Η βελτίωση της κατανομής των νανοσωματιδίων μετά την εφαρμογή του δεύτερου πάσου παρατηρήθηκε επίσης και από τον Sun et al. [142] καθώς η εφαρμογή ενός δεύτερου πάσου σε καθαρά κράματα χαλκού δημιουργεί ομοιογενή κατανομή SiC. Παρ'όλ'αυτά, ήταν ξεκάθαρο ότι η διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του πυρήνα επιδέχεται βελτίωση, κάτι το οποίο, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία [161], θα μπορούσε να επιτευχθεί με εφαρμογή ενός επιπλέον πάσου. Μετά την εφαρμογή και τρίτου πάσου ίδιας κατεύθυνσης, αν και παρατηρήθηκε μικρή βελτίωση της διασποράς των νανοσωματιδίων, τα αποτελέσματα δεν ήταν ακόμα αποδεκτά καθώς παρατηρήθηκε και πάλι έντονη συσσωμάτωση στην RS κοντά στην επιφάνεια του περιαιχενίου. Αποφασίστηκε λοιπόν να διεξαχθεί και ένα τέταρτο πείραμα, αυτή τη φορά με εφαρμογή δύο πάσων αντίθετης κατεύθυνσης. Εν προκειμένω παρατηρήθηκε ότι ο ΠΣ παρουσίαζε τη χαρακτηριστική για την FSW δομή onion ring [185]. Επίσης ήταν ελεύθερος ατελειών ή πορώδους. Εν τέλει λοιπόν, συνάγεται το συμπέρασμα ότι η συγκόλληση N° 4 παρουσιάζει την πιο ομοιόμορφη μικροδομική μορφολογία και λαμβάνοντας υπόψη και την απουσία ελαττωμάτων, επιλέχθηκε ως η βέλτιστη ετερογενής συγκόλληση με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC. Η εν λόγω συγκόλληση λοιπόν θα μελετηθεί περαιτέρω, τόσο μέσω του οπτικού και του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου, όσο και μέσω του προσδιορισμού της κατανομής της μικροσκοπικότητας αυτής καθώς και των μηχανικών της ιδιοτήτων.



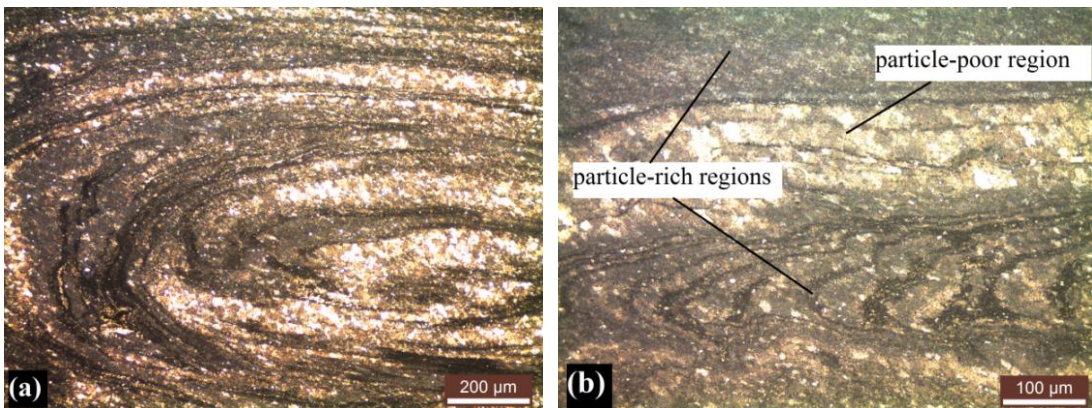
Εικόνα 233: Οπτικές μακρογραφίες των ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ AA5083-H111 και AA6082-T6 με ενίσχυση SiC. a) Συγκόλληση N° 1: ένα πάσο, b) συγκόλληση N° 2: δύο πάσα ίδιας κατεύθυνσης, c) συγκόλληση N° 3: τρία πάσα ίδιας κατεύθυνσης, (d) συγκόλληση N° 4: δύο πάσα αντίθετης κατεύθυνσης

Οι μικροδομικές παρατηρήσεις, μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης, του δείγματος με την καλύτερη κατανομή των νανοσωματιδίων SiC (Συγκόλληση N° 4) παρουσιάζονται στην Εικόνα 234. Παρατηρείται η δομή onion ring του ΠΣ η οποία χαρακτηρίζεται από ομόκεντρους κύκλους στο κέντρο του και εναλλασσόμενες λωρίδες στα δεξιά, κατευθυνόμενες προς την προωθούμενη πλευρά.



Εικόνα 234: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες (SEM). a) Οι ομόκεντροι κύκλοι στο κέντρο του ΠΣ, b) οι εναλλασσόμενες λωρίδες στην AS.

Η εμφάνιση «δινών» στο κέντρο του ΠΣ οφείλεται στη στροβιλισμό της ροής υλικού κατά τη διάρκεια του FSW [1]. Επιπλέον, τα νανοσωματίδια διανεμήθηκαν σε ολόκληρο τον ΠΣ. Μέσω της οπτικής μικροσκοπίας, παρατηρήθηκε ότι ο ΠΣ αποτελείται από περιοχές πλούσιες σε σωματίδια (σκουρόχρωμες περιοχές) και φτωχές σε σωματίδια (ανοιχτόχρωμες περιοχές), όπως παρατηρείται στις μικρογραφίες της Εικόνας 235. Στην Εικόνα 235b παρατηρείται ξεκάθαρα η διαφορά στο μέγεθος των κόκκων μεταξύ των πλούσιων σε σωματίδια και των φτωχών σε σωματίδια περιοχών.



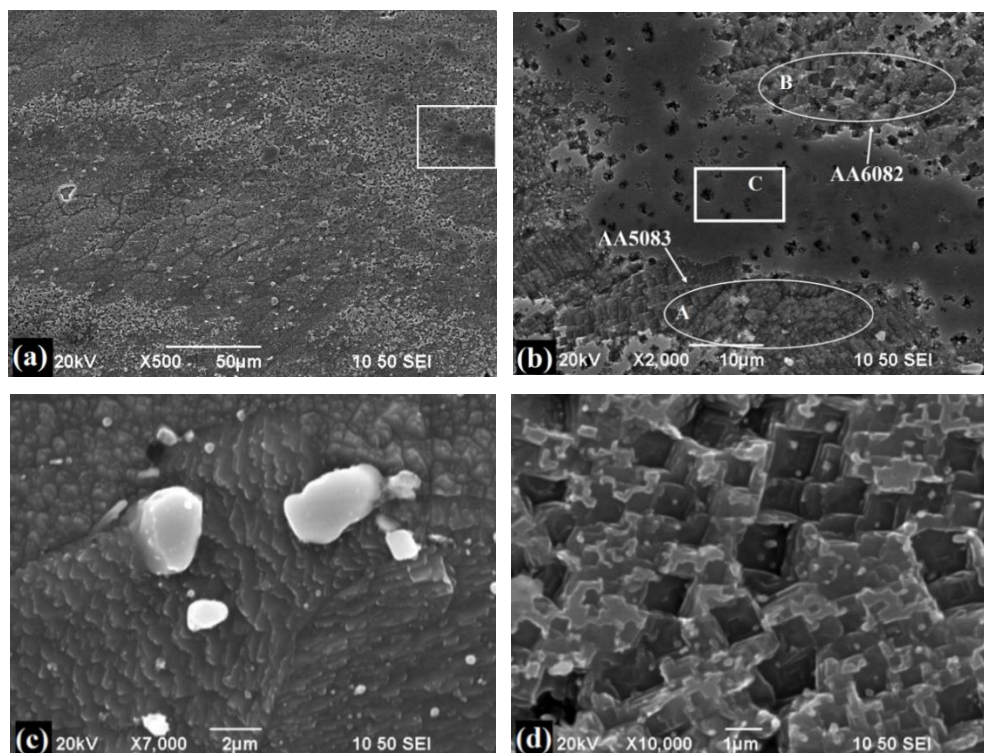
Εικόνα 235: Οπτικές μικρογραφίες του ΠΣ με ενίχυση SiC. a) κέντρο, b) AS

Οι φτωχές σε σωματίδια περιοχές αποτελούνται από ισοαξονικούς και λεπτούς κόκκους με μέγεθος κόκκου $\sim 12 \mu\text{m}$, ενώ οι πλούσιες σε σωματίδια περιοχές αποτελούνται από κόκκους της ίδιας μορφολογίας, αλλά με μικρότερο μέγεθος ($\sim 7 \mu\text{m}$) (βλ. Πίνακα 39). Το μικρότερο μέγεθος κόκκων που παρατηρείται στις πλούσιες σε σωματίδια περιοχές είναι, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία [144,188], αποτέλεσμα του pinning effect (πυρηνοποίηση) που προκαλούν τα νανοσωματίδια SiC.

Πίνακας 39: Το μέγεθος κόκκων των μετάλλων βάσης AA5083 και AA6082, καθώς και των ΠΣ της FSW με και χωρίς ενίσχυση SiC.

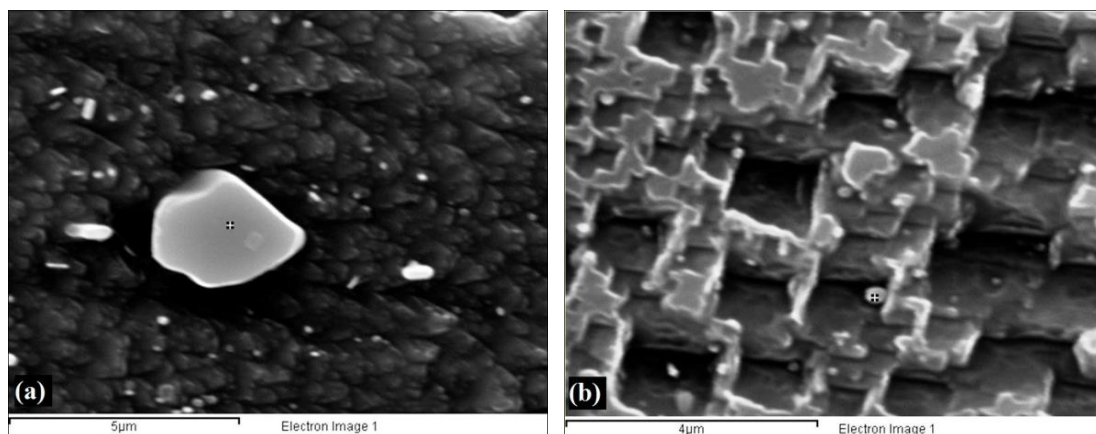
Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
MB AA6082-T6	$40 \pm 7,4$
MB AA5083-T6	$26 \pm 4,3$
FSW	$13 \pm 2,8$
FSW – SiC (πλούσιες)	$7 \pm 1,4$
FSW – SiC (φτωχές)	$12 \pm 1,9$

Στην Εικόνα 236α παρατηρούνται οι ηλεκτρονικές μικρογραφίες του κέντρου των ομόκεντρων κύκλων του ΠΣ. Στην Εικόνα 236b παρατηρούνται σε μεγαλύτερη μεγέθυνση οι τρεις ξεχωριστές περιοχές, A - περιοχή πλούσια σε AA5083, B - περιοχή πλούσια σε AA6082 και C - περιοχή πλήρους ανάμειξης, του κέντρου των ομόκεντρων κύκλων. Τα αποτελέσματα της ανάλυσης EDS, η οποία παρατίθεται στον Πίνακα 40, έδειξαν ότι και οι τρεις αυτές περιοχές παρουσιάζουν υψηλότερα ποσοστά πυριτίου σε σύγκριση με τα ονομαστικά των MB. Πιο συγκεκριμένα, η περιοχή C αποτελεί μια περιοχή πλήρους ανάμειξης τόσο του AA5083 με το AA6082 όσο και με τα νανοσωματίδια SiC. Είναι μάλιστα η πλουσιότερη σε SiC περιοχή όλου του ΠΣ. Η σύγκριση των αποτελεσμάτων της ανάλυσης EDS μεταξύ των μετάλλων βάσης και των περιοχών A και B έδειξε ότι αυτές αποτελούν περιοχές μερικής ανάμειξης μεταξύ των MB AA5083 και AA6082, όπου η περιοχή A αποτελείται κατά κόρον από AA5083 εμπλουτισμένο με SiC ενώ η περιοχή B αποτελείται κατά κόρον από AA6082 εμπλουτισμένο με SiC.



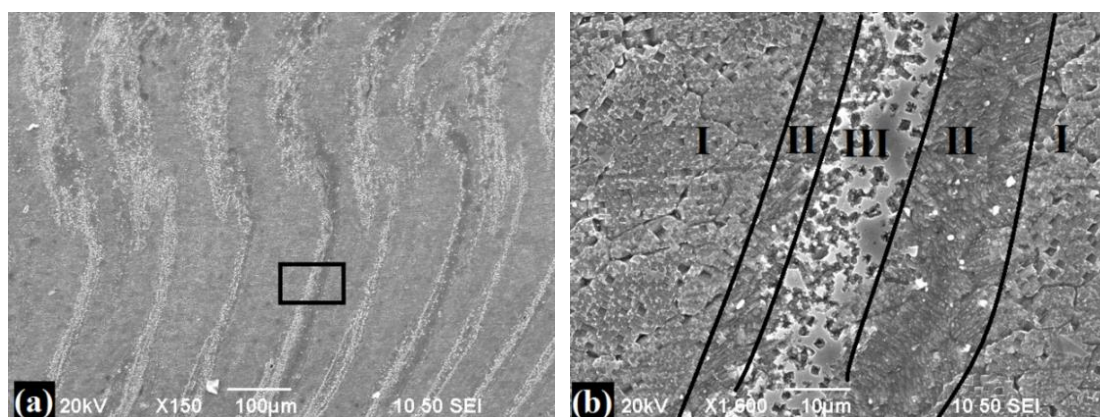
Εικόνα 236: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες: a) το κέντρο των ομόκεντρων κύκλων του ΠΣ, b) το κέντρο των ομόκεντρων κύκλων του ΠΣ σε μεγαλύτερη μεγέθυνση, c) η περιοχή A, d) η περιοχή B.

Ο ισχυρισμός ότι η περιοχή A και η περιοχή B είναι περιοχές (εμπλουτισμένες με Si) που αποτελούνται περισσότερο από AA5083 και AA6082 αντίστοιχα, υποστηρίζεται επίσης από τη σύγκριση μεταξύ της μορφολογίας της μικροδομής αυτών των δύο περιοχών με τη μικροδομή των MB AA5083 και AA6082 αντίστοιχα όπως αυτή παρουσιάζεται στην Εικόνα 237. Επιπλέον, από όλα τα παραπάνω συνάγεται το συμπέρασμα ότι η υψηλή παρουσία του Si στις περιοχές A, B και C επιβεβαιώνει ότι όλο το κέντρο του ΠΣ εμπλουτίστηκε με SiC, παρά το γεγονός ότι εμφανίζονται περιοχές πλουσιότερες και φτωχότερες σε νανοσωματίδια.



Εικόνα 237: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες: a) MB 5083-H111, b) MB 6082-T6.

Στην Εικόνα 238 παρουσιάζονται οι εναλλασσόμενες λωρίδες υλικού του ΠΣ στην AS. Στην Εικόνα 238b, παρατηρούνται τρεις περιοχές με διαφορετική μορφολογία, δηλαδή οι περιοχές I, II και III. Από τον πίνακα 40 προκύπτει ότι, οι περιοχές I και II είναι περιοχές χωρίς SiC, καθώς το ποσοστό Si που παρουσιάζουν είναι περίπου το ίδιο με αυτό των MB AA6082 και AA5083 αντίστοιχα. Σε αντίθεση με αυτές τις δύο περιοχές, η περιοχή III είναι μια ζώνη πλήρους ανάμειξης (μεταξύ AA5083 και AA6082) εμπλουτισμένη με νανοσωματίδια SiC, καθώς το ποσοστό Si που παρουσιάζεται είναι υψηλό. Επομένως, μπορεί να αντληθεί το συμπέρασμα ότι τα νανοσωματίδια SiC συγκεντρώνονται σε περιοχές όπως η περιοχή III. Αυτό επιβεβαιώνεται και από τη βιβλιογραφία [189] καθώς το ίδιο έχει παρατηρηθεί να συμβαίνει και με τα κατακρημνίσματα σε συγκολλήσεις FSW, δηλαδή έχει παρατηρηθεί ότι αυτά συγκεντρώνονται σε συγκεκριμένες λωρίδες υλικού ενώ άλλες λωρίδες είναι φτωχές ή ελεύθερες κατακρημνισμάτων.



Εικόνα 238: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες: a) εναλλασσόμενες λωρίδες στην AS, (b) εναλλασσόμενες λωρίδες στην AS σε μεγαλύτερη μεγέθυνση.

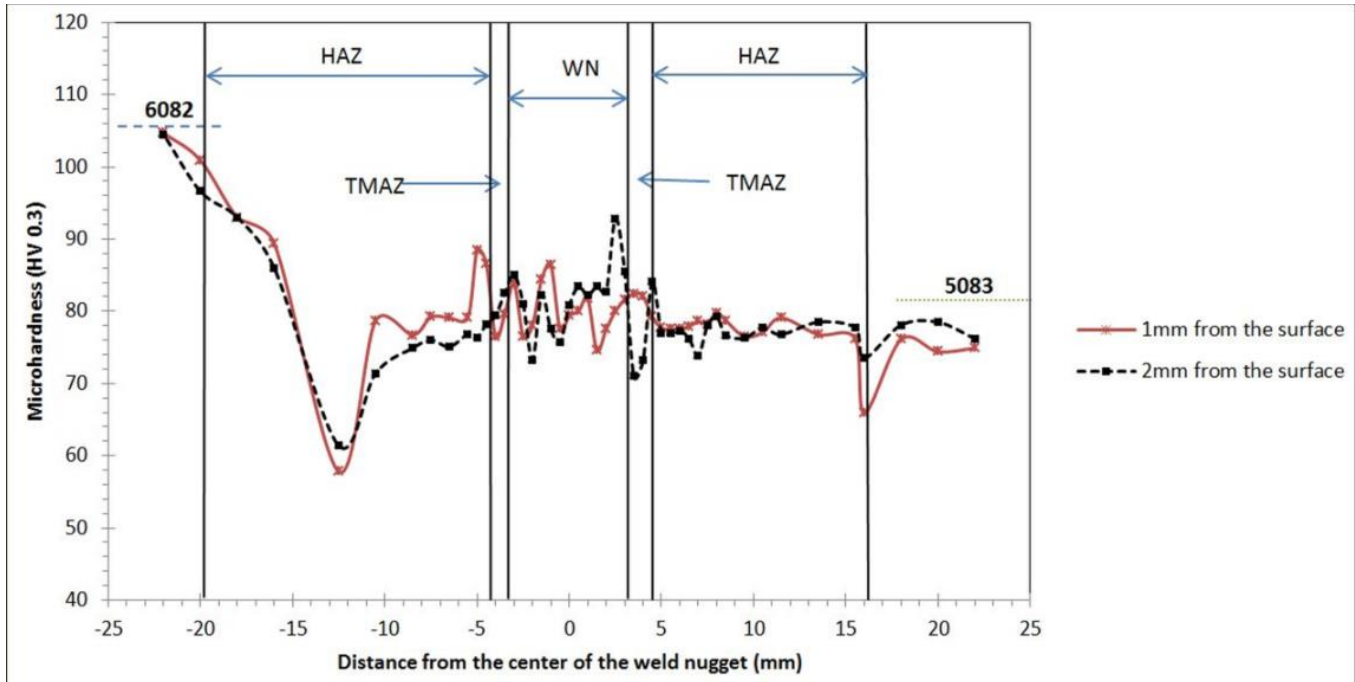
Πίνακας 40: Η χημική σύσταση (% wt) από την ανάλυση SEM-EDS των MB και των διαφορετικών περιοχών του ΠΣ.

Element	5083	6082	A	B	C	I	II	III
Mg	4.44	0.98	1.73	1.84	2.06	0.75	1.94	2.07
Si	-	0.96	1.07	4.57	21.71	1.11	0.39	8.89
Mn	0.54	0.6	0.51	0.70	-	1.16	0.37	0.41
Fe	-	0.28	0.65	-	-	1.42	-	0.47
Al	rest	rest	rest	rest	rest	rest	rest	rest

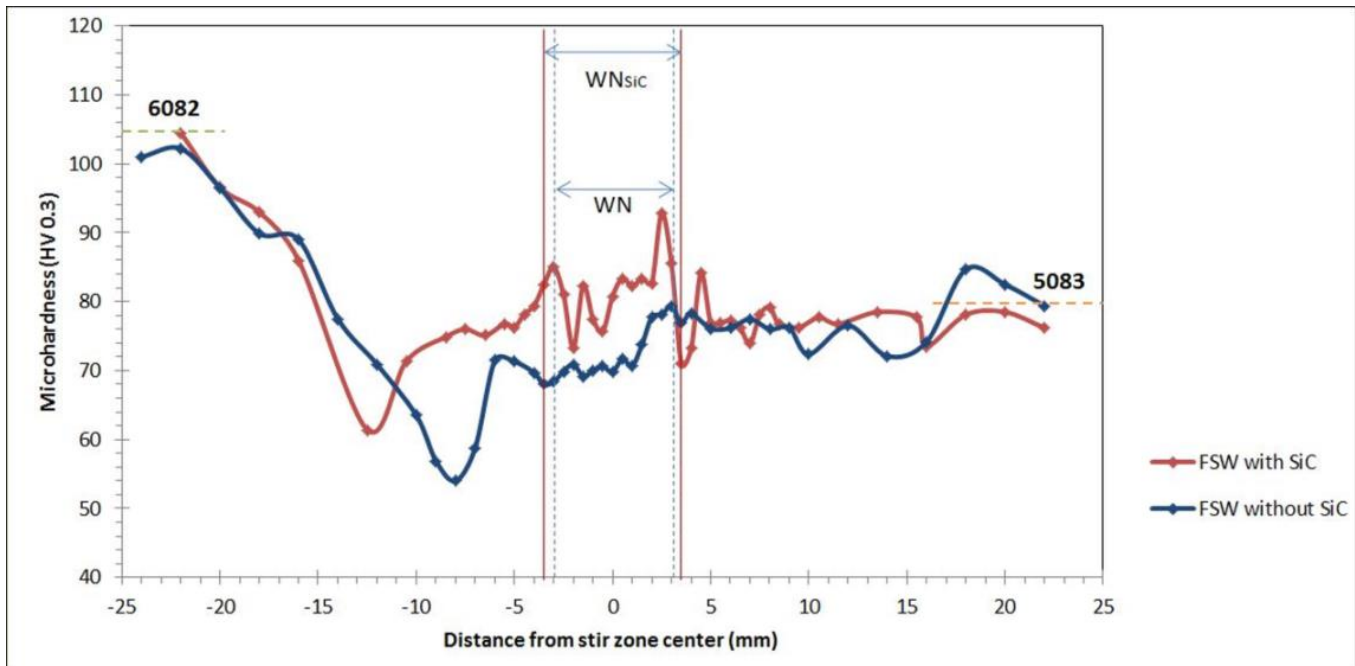
Μετά τα παραπάνω πολύ σημαντικά συμπεράσματα ακολουθεί η ολοκλήρωση της μελέτης της μικροδομής των δειγμάτων με χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης καθώς και της φασματοσκοπίας διασποράς ενέργειας (EDS). Τα αποτελέσματα ήταν αντίστοιχα με της συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση ήτοι παρατηρήθηκε αποκλειστικά μηχανική ανάμειξη των δύο υλικών χωρίς αυτά να έχουν αντιδράσει μεταξύ τους. Επίσης, παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη SiC δεν επηρέασε τις μεσομεταλλικές ενώσεις. Τέλος, όπως έχει προαναφερθεί και αναλυθεί, παρόλο που στον πυρήνα συγκόλλησης παρατηρήθηκαν πλούσιες και φτωχές σε SiC περιοχές, τα εν λόγω σωματίδια έχουν διανεμηθεί στο σύνολό του. Το σύνολο των αναλύσεων παρουσιάζεται στο Παράρτημα Α.7.

Μικροσκληρομετρήσεις

Στην Εικόνα 239 παρατίθεται η οριζόντια κατανομή της μικροσκληρότητας σε απόσταση 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιανυχνίου για την ετερογενή συγκόλληση με προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης SiC. Αναφορικά με τη σκληρότητα στον ΠΣ παρατηρείται ότι η προσθήκη SiC τη βελτίωσε σε σχέση με την αντίστοιχη της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων (βλ. και Εικόνα 240). Αυτή η βελτίωση οφείλεται κυρίως στην περαιτέρω σμίκρυνση των κόκκων (κανόνας Hall-Petch) αφού τα νανοσωματίδια εμποδίζουν την ανάπτυξη των κόκκων (pinning effect) αλλά και αποτελούν πυρήνες για τη δημιουργία κόκκων. Περισσότεροι κόκκοι στην ίδια περιοχή σημαίνει μικρότερο μέγεθος κόκκων (μηχανισμός Orowan). Επίσης τα νανοσωματίδια αποτελούν εμπόδια στη μετακίνηση των διαταραχών.



Εικόνα 239: Η κατανομή της οριζόντιας μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης με προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης SiC.

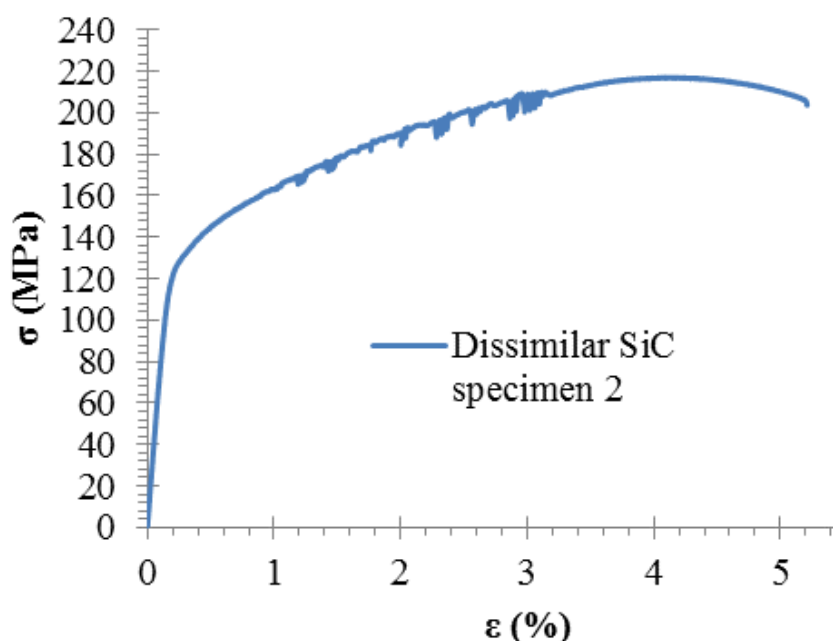


Εικόνα 240: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας των ετερογενών συγκολλήσεων με και χωρίς προσθήκη SiC σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια περιαιχενίου του εργαλείου.

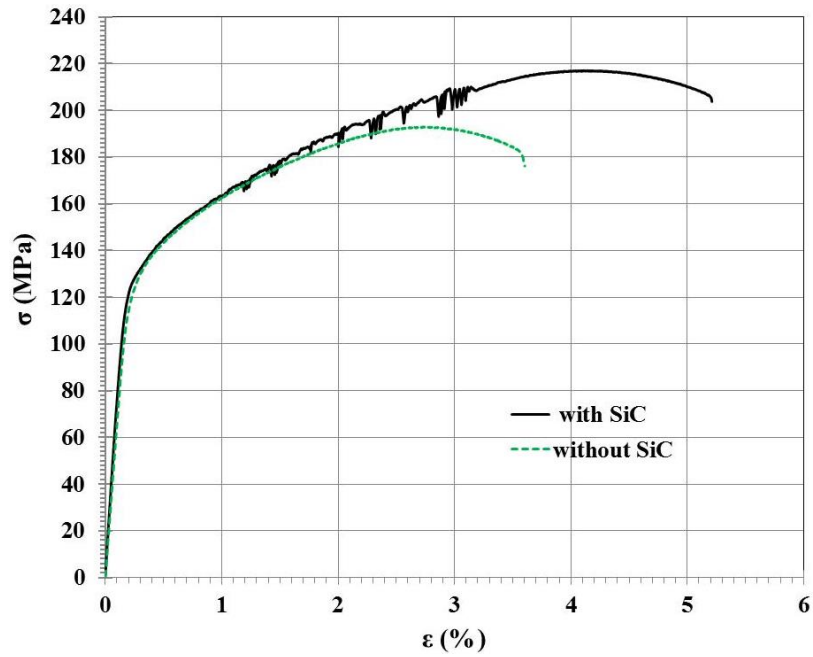
Η μελέτη συνεχίστηκε με τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων.

Δοκιμές εφελκυσμού

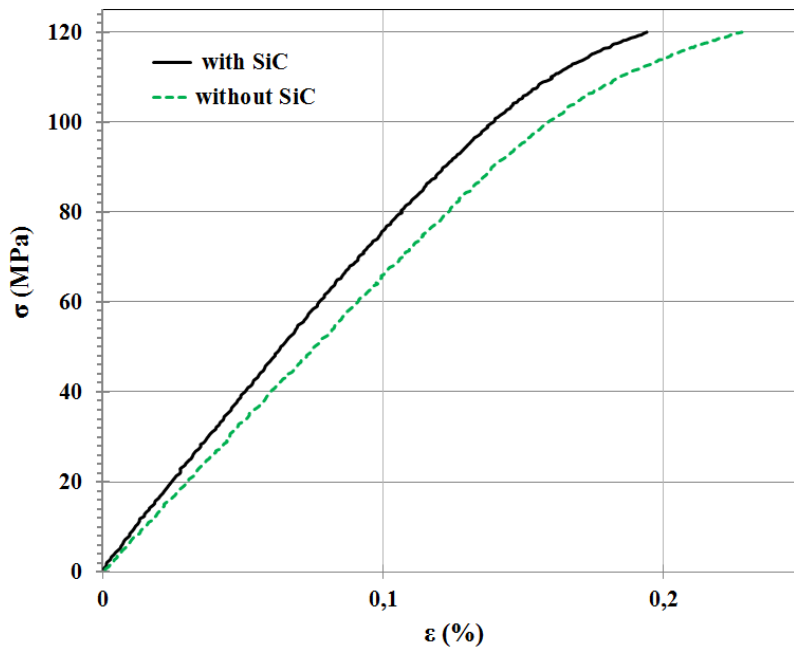
Στην Εικόνα 241 παρουσιάζεται η καμπύλη σ - ϵ για το δοκίμιο με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC. Αρκετά μεταλλουργικά φαινόμενα όπως η δυναμική ανακρυστάλλωση, η διαλυτοποίηση και η κατακρήμνιση των δευτερευουσών φάσεων, σε συνδυασμό με τη ροή υλικού κατά τη διάρκεια της FSW, παίζουν καθοριστικό ρόλο στις μηχανικές ιδιότητες της προκύπτουσας συγκόλλησης. Η Εικόνα 242 δείχνει τις χαρακτηριστικές καμπύλες τάσης-καταπόνησης για τις συγκολλήσεις με και χωρίς ενίσχυση σωματιδίων. Οι μέσες τιμές για το μέτρο ελαστικότητας, το όριο διαρροής, τη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και το ποσοστό επιμήκυνσης παρουσιάζονται στον Πίνακα 41. Η προσθήκη SiC οδήγησε στην αύξηση του μέτρου ελαστικότητας όπως φαίνεται ξεκάθαρα στην Εικόνα 243 όπου απεικονίζεται η καμπύλη σ - ϵ μόνο για την περιοχή ελαστικής παραμόρφωσης των δειγμάτων. Τα αποτελέσματα δείχνουν επίσης ότι η προσθήκη νανοσωματιδίων SiC δεν επηρεάζει σημαντικά το όριο διαρροής, καθώς τα δείγματα άρχισαν να παραμορφώνονται πλαστικά στη ΘΕΖ. Ως γνωστόν η ΘΕΖ δεν περιέχει νανοσωματίδια, επομένως η μικροδομή της και άρα και το μέγεθος των κόκκων αυτής δεν επηρεάστηκαν. Παρ' όλ' αυτά, παρατηρείται ελαφρά βελτίωση στη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και στο ποσοστό επιμήκυνσης, αν και στην περίπτωση του ποσοστού επιμήκυνσης η τυπική απόκλιση υποδεικνύει ότι η προαναφερθείσα διαφορά θα μπορούσε να είναι οριακά εντός των ορίων του σφάλματος. Αν και οι μηχανισμοί που είναι υπεύθυνοι για τη βελτίωση αυτή δεν είναι ακόμη σαφείς, τα αποτελέσματα συμφωνούν με τη μελέτη των Bahrami et al. [144], όπου παρατηρήθηκε υψηλότερη UTS και ποσοστό επιμήκυνσης σε παρόμοιες συγκολλήσεις του AA7075-O με προσθήκη νανοσωματιδίων SiC σε σύγκριση με τη μη ενισχυμένη συγκόλληση. Η βελτίωση της επιμήκυνσης είναι πολύ πιθανόν να οφείλεται στην περαιτέρω ανόπτηση της ΘΕΖ του ενισχυμένου δοκιμίου λόγω του δεύτερου πάσου συγκόλλησης το οποίο είχε ως αποτέλεσμα την παροχή θερμικού φορτίου σε αυτό για το διπλάσιο χρονικό διάστημα σε σχέση με το μη ενισχυμένο δοκίμιο. Η εν λόγω ανόπτηση μπορεί να είχε ως αποτέλεσμα την αύξηση της ολκιμότητας του υλικού. Παρ' όλ' αυτά αυτό δεν αντικατοπτρίστηκε στη μικροσκληρότητα της ΘΕΖ.



Εικόνα 241: Η καμπύλη τάσεων παραμορφώσεων (σ - ϵ) και για την ετερογενή FSW με ενίσχυση SiC.



Εικόνα 242: Υπέρθεση των καμπυλών σ - ϵ του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου.

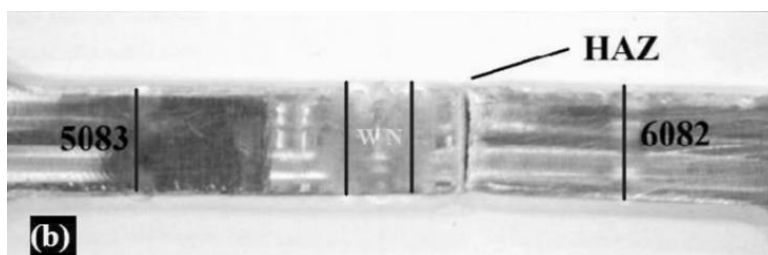


Εικόνα 243: Υπέρθεση των καμπυλών σ - ϵ για την περιοχή ελαστικής παραμόρφωσης του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου.

Πίνακας 41: Οι τιμές της μέγιστης αντοχής σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την ετερογενή FSW του AA5083 με το AA6082 με και χωρίς ενίσχυση TiC.

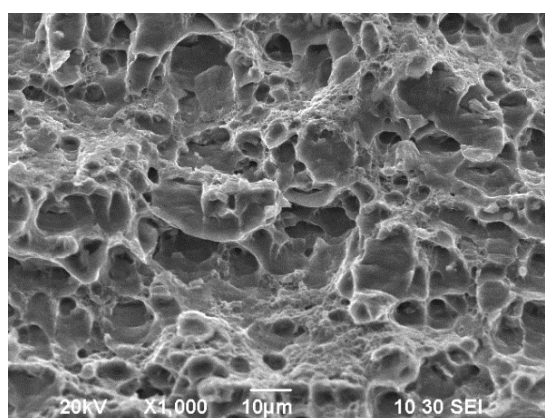
Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
<u>FSW-SiC</u>	78±3,9	138±2,5	217±4,9	5±1,1
<u>FSW</u>	65±3,3	140±4,2	193±4,4	3±0,8

Η Εικόνα 244 παρουσιάζει το ενισχυμένο με SiC δοκίμιο που έχει υποστεί θραύση μετά από τη δοκιμή εφελκυσμού. Αυτό όπως ήταν αναμενόμενο αστόχησε στη ΘΕΖ. Η αστοχία έλαβε χώρα ακριβώς στη θέση της ελάχιστης τιμής σκληρότητας (βλ. Εικόνα 239), δηλαδή στη ΘΕΖ του AA6082. Η καλή διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του ΠΣ καθώς και η καλή σύνδεση αυτών με τη μεταλλική μήτρα, υποστηρίζεται επίσης από το γεγονός ότι αυτό αστόχησε εκτός του ΠΣ.



Εικόνα 244: Το δοκίμιο εφελκυσμού της ετερογενούς FSW με προσθήκη SiC.

Στην Εικόνα 245 παρουσιάζεται η θραυσιγενής επιφάνεια του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου το οποίο αστόχησε στη ΘΕΖ. Όπως ήταν αναμενόμενο, η θραυστογραφία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή μορφολογία.



Εικόνα 245: Η θραυσιγενής επιφάνεια της ετερογενούς FSW με προσθήκη SiC.

Συμπεράσματα

Κατά τη διάρκεια του εν λόγω κύκλου πειραμάτων επιτεύχθηκε η ετερογενής συγκόλληση μεταξύ των κραμάτων AA5083-H111 και AA6082-T6 με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC. Τα δείγματα μελετήθηκαν τόσο μέσω οπτικής όσο και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης και προσδιορίστηκε η μικροσκληρότητα και η αντοχή αυτών σε εφέλκυσμό. Μελετώντας τα προαναφερθέντα εξήχθησαν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Η βέλτιστη κατανομή των νανοσωματιδίων SiC εντός του ΠΣ επιτεύχθηκε μετά την εφαρμογή δύο πάσων FSP αντίθετης κατεύθυνσης. Εν προκειμένω επιτεύχθηκε ομοιόμορφη κατανομή των νανοσωματιδίων όπως αποδείχτηκε και από την ανάλυση EDS και την ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης. Η καλή ανάμειξη μεταξύ των υλικών των MB καθώς και με τα νανοσωματίδια SiC αποτέλεσε χαρακτηριστικό ολόκληρου του ΠΣ. Τα νανοσωματίδια SiC διανεμήθηκαν στους ομόκεντρους κύκλους του ΠΣ και στις εναλλασσόμενες λωρίδες υλικού κυρίως στην AS, με την υψηλότερη πυκνότητα SiC να παρατηρείται σε συγκεκριμένες περιοχές, δημιουργώντας το σχηματισμό μιας δομής εναλλασσόμενων λωρίδων φτωχών και πλούσιων σε νανοσωματίδια.

Όσον αφορά τη μηχανική συμπεριφορά, μπορούν να εξαχθούν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Η προσθήκη νανοσωματιδίων SiC έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση όλων των μηχανικών μεγεθών εκτός από το όριο διαρροής, αν και αυτό είναι πολύ πιθανό να οφείλεται στην περαιτέρω ανόπτηση του AA6082 λόγω του δεύτερου πάσου.
- Οι τιμές μικροσκληρότητας του ΠΣ της συγκόλλησης βελτιώθηκαν με την προσθήκη νανοσωματιδίων SiC. Η σκληρότητα του ΠΣ της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων κυμαίνεται στα 70 HV ενώ η αντίστοιχη της συγκόλλησης με προσθήκη SiC κυμαίνεται στα 81 HV.
- Η συγκόλληση με SiC αστόχησε στη ΘΕΖ του AA6082 δηλαδή τη ζώνη με τη μικρότερη σκληρότητα, κάτι το οποίο ήταν αναμενόμενο. Επίσης, το γεγονός ότι το ενισχυμένο δοκίμιο αστόχησε στη ΘΕΖ υποστηρίζει την πεποίθηση ότι η σύνδεση των νανοσωματιδίων με τη μεταλλική μήτρα ήταν ικανοποιητική.

Γ.3.3 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ ΑΑ5083-H111 ΜΕ ΤΟ ΑΑ6082-T6 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ TiC

Καθορισμός των βέλτιστων συνθηκών συγκόλλησης.

Εν προκειμένω και μετά τη μελέτη των αποτελεσμάτων των ετερογενών συγκολλήσεων με ενίσχυση SiC, αποφασίστηκε εκτός από τον αριθμό των πάσων, να μεταβληθεί και η ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου συγκόλλησης. Η ταχύτητα πρόωσης, η γωνία κλίσης του εργαλείου και το βάθος διείσδυσης του πείρου διατηρήθηκαν σταθερά στα 85 mm / min, 3° και 2,50 mm αντίστοιχα (δηλαδή χρησιμοποιήθηκαν οι παράμετροι του βέλτιστου πειράματος χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων), καθώς η εναλλαγή της ταχύτητας περιστροφής είναι επαρκής για τη μεταβολή του λόγου συγκόλλησης, το οποίο ουσιαστικά επηρεάζει την παροχή θερμότητας και άρα τη ροή του υλικού. Τέλος, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία [190,191], η διασπορά των νανοσωματιδίων TiC στη ζώνη ανάδευσης μπορεί να επηρεαστεί τόσο από την κατεύθυνση όσο και από τον αριθμό των πάσων FSP. Λόγω αυτού επιλέχθηκε να χρησιμοποιηθεί η μέθοδος Taguchi για να προσδιοριστούν οι βέλτιστες παράμετροι των πειραμάτων συγκόλλησης. Πιο συγκεκριμένα, επιλέχθηκαν ως μεταβλητές η ταχύτητα περιστροφής, ο αριθμός των πάσων και η φορά των πάσων.

Η ταχύτητα περιστροφής ήταν μεταβλητή τριών παραγόντων:

- 1) 750 RPM
- 2) 1180 RPM
- 3) 1500 RPM.

Ο αριθμός των πάσων ήταν επίσης μεταβλητή τριών παραγόντων:

- 1) 1 πάσο
- 2) 2 πάσα
- 3) 3 πάσα

Η φορά των πάσων ήταν μεταβλητή τεσσάρων παραγόντων

- 1) ++
- 2) +-
- 3) +++
- 4) +-+

Από τα παραπάνω προέκυψε ο ορθογωνικός L8 πίνακας πειραμάτων ο οποίος παρουσιάζεται παρακάτω (βλ. Πίνακα 42).

Πίνακας 42: Οι παράμετροι της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

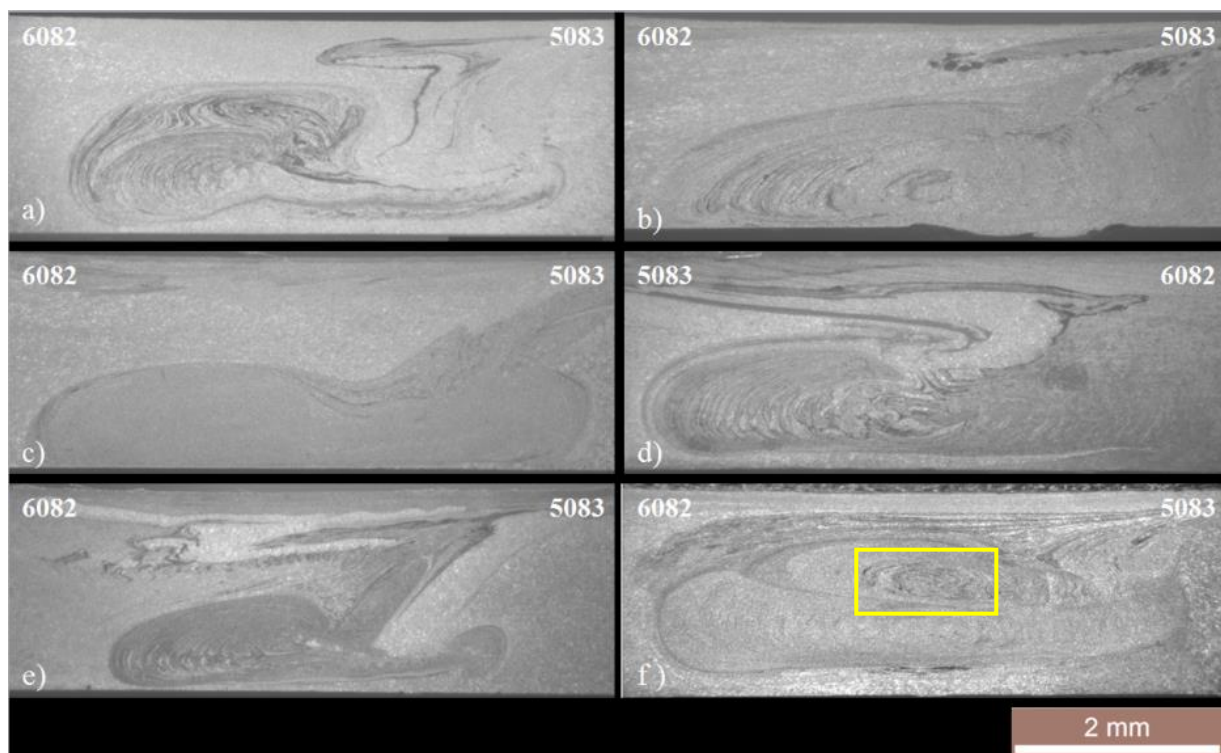
Πείραμα	Ταχύτητα περιστροφής – ω (RPM)	Ταχύτητα πρόωσης – v (mm/min)	Κλίση εργαλείου (°)	Λόγος συγκόλλησης- v/ω (mm/min*RPM)	Αριθμός πάσων
N° 1 (TiC)	750	85	3	0.113	1
N° 2 (TiC)	1180	85	3	0.072	3 (+++)
N° 3 (TiC)	1180	85	3	0.072	2 (++)
N° 4 (TiC)	750	85	3	0.113	3 (+++)
N° 5 (TiC)	750	85	3	0.113	2 (+-)
N° 6 (TiC)	1500	85	3	0.057	3 (+++)
N° 7 (TiC)	1180	85	3	0.072	3 (+++)
N° 8 (TiC)	1500	85	3	0.057	3 (+++)

* Το σύμβολο + σημαίνει ότι κατά το πάσο τα διανύσματα των ταχυτήτων περιστροφής και πρόωσης ήταν ομόρροπα ενώ το σύμβολο – σημαίνει ότι τα εν λόγω διανύσματα ήταν αντίρροπα.

Μελέτη της μικροδομής των συγκολλήσεων με χρήση οπτικού στερεοσκοπίου και μικροσκοπίου.

Στην Εικόνα 246 παρουσιάζονται οι μακρογραφίες των συγκολλήσεων οι οποίες ήταν ελεύθερες σφαλμάτων. Οι συγκολλήσεις N° 7 και N° 8 δεν απεικονίζονται επειδή παρουσίασαν ατέλεια τύπου αυλακιού και ως αποτέλεσμα αυτού ήταν αδύνατον να στυλωθούν και να λειανθούν. Παρατηρώντας τις Εικόνες 246a, b, c μπορούμε να συμπεράνουμε ότι η αύξηση τόσο του αριθμού των πάσων της ίδιας κατεύθυνσης όσο και της ταχύτητας περιστροφής οδηγεί σε καλύτερη κατανομή των νανοσωματιδίων και ανάμειξη αυτών με το μητρικό υλικό. Η συγκόλληση N° 3 χαρακτηρίζεται από την έλλειψη συσσωματωμάτων TiC και από την απουσία ατελειών ή πορώδους. Επίσης, όπως παρατηρείται και στις Εικόνες 246a, d, e η εφαρμογή της ταχύτητας περιστροφής 750 RPM δεν παράγει τα επιθυμητά αποτελέσματα, καθώς σημειώθηκε κακή ανάμειξη των υλικών και έντονη συσσωμάτωση, κυρίως στην περιοχή του flow arm. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι λόγω του αριστερόστροφου σπειρώματος του πείρου του εργαλείου, το υλικό το οποίο περιέχει τα νανοσωματίδια TiC οδηγείται προς την επιφάνεια του περιανυχηνίου, εκεί όμως συναντά το περιανυχένιο το οποίο το εμποδίζει να κινηθεί περαιτέρω με αποτέλεσμα το TiC να συσσωρεύεται στο flow arm. Στην εν λόγω ροή του υλικού οφείλεται και ο σχηματισμός συσσωματωμάτων στις άκρες του ΠΣ, πλησίον της TMAZ [147]. Επιπρόσθετα, ο ΠΣ κάθε συγκόλλησης παρουσιάζει εκτός από τη συγκόλληση N° 3, τη χαρακτηριστική onion ring structure. Αν και τα νανοσωματίδια είναι κατανομημένα σε ολόκληρο το ΠΣ, η εν λόγω δομή αποτελείται από λωρίδες υλικού πλούσιες (σκουρόχρωμες περιοχές) και φτωχές (ανοιχτόχρωμες περιοχές) σε νανοσωματίδια, όπως επιβεβαιώνεται και από την ανάλυση EDS που ακολουθεί. Αυτό το γεγονός είναι αποτέλεσμα

της ανάμειξης υλικών που λαμβάνει χώρα κατά τη διάρκεια της FSW. Μετά τη μελέτη όλων των μακρογραφιών κατέστη σαφές ότι οι συγκολλήσεις N° 3 και N° 6 παρουσιάζουν τις καλύτερες μικροδομές. Χαρακτηρίζονται από την πιο ομοιόμορφη κατανομή νανοσωματιδίων σε σύγκριση με όλες τις συγκολλήσεις οι οποίες μελετήθηκαν καθώς δεν έχουν ελαττώματα ή πόρους και έχουν τους καλύτερα σχηματισμένους πυρήνες συγκόλλησης. Επίσης, η ανάμειξη των υλικών στο ΠΣ προσομοιάζει την αντίστοιχη της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων (βλ. Παράγραφο 3.1 του μέρους Γ'). Ως αποτέλεσμα των παραπάνω οι συγκολλήσεις N° 3 και N° 6 (βλ. Πίνακα 42) μελετήθηκαν περαιτέρω όπως θα αναλυθεί στη συνέχεια.



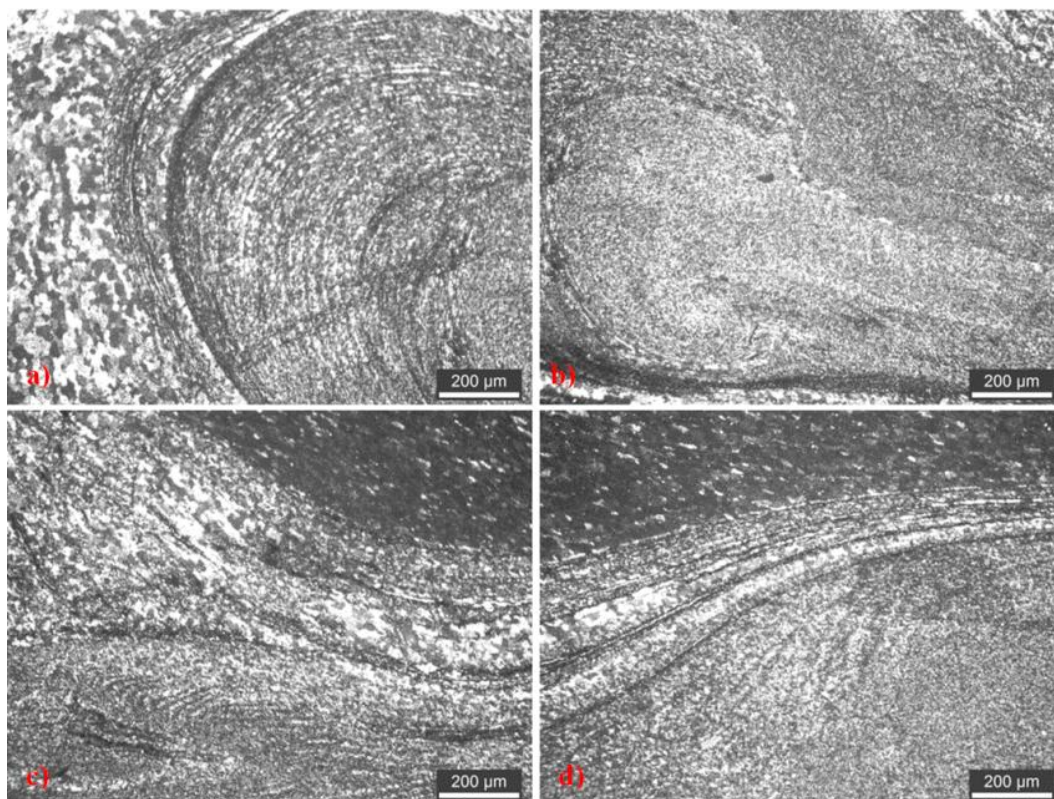
Εικόνα 246: Οπτικές μακρογραφίες των ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ AA5083-H111 και AA6082-T6 με ενίσχυση TiC. a) Συγκόλληση N° 1, b) συγκόλληση N° 2, c) συγκόλληση N° 3, d) συγκόλληση N° 4, e) συγκόλληση N° 5, f) συγκόλληση N° 6.

Τα μεγέθη των κόκκων των ΠΣ αμφοτέρων των δειγμάτων (βλ. Εικόνες 247 και 248) συγκρίθηκαν με το αντίστοιχο του ΠΣ της συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων (βλ. Παράγραφο 3.1 του μέρους Γ') καθώς και με εκείνα των MB και παρουσιάζονται στον Πίνακα 43. Η μείωση του μεγέθους των κόκκων των συγκολλήσεων σε σχέση με τα MB είναι αποτέλεσμα της δυναμικής ανακρυστάλλωσης που λαμβάνει χώρα [58]. Η περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων των συγκολλήσεων με ενίσχυση TiC σε σύγκριση με τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση, οφείλεται στο pinning effect (πυρηνοποίηση) που προκαλούν τα νανοσωματίδια TiC παρεμποδίζοντας την ανάπτυξη των κόκκων μετά από δυναμική ανακρυστάλλωση [192,193].

Πίνακας 43: Το μέγεθος κόκκων των μετάλλων βάσης AA5083 και AA6082, καθώς και των ΠΣ της FSW με και χωρίς ενίσχυση TiC.

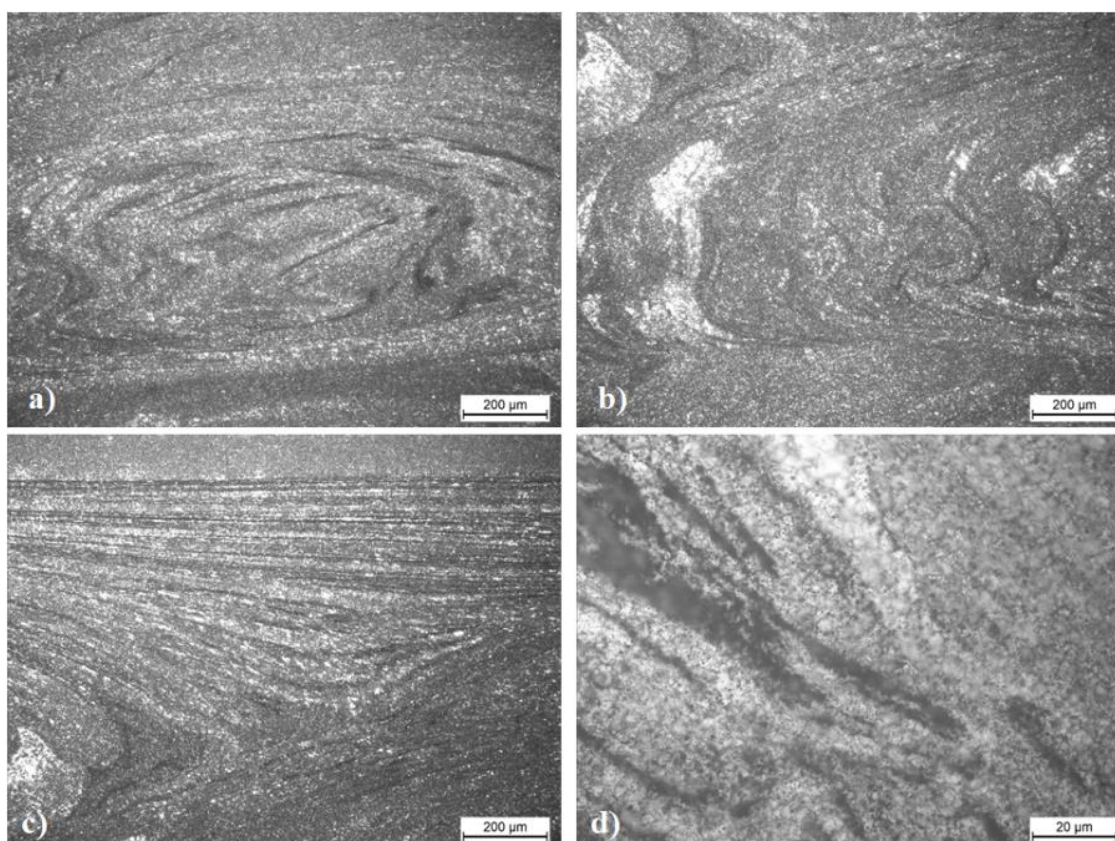
Δοκίμιο	Μέγεθος κόκκων (μm)
MB AA6082-T6	40±7,4
MB AA5083-H111	26±4,3
FSW	13±2,8
FSW – TiC (N° 3)	4±0,9
FSW – TiC (N° 6)	4±1,1

Στην Εικόνα 247 παρατηρούνται οι περιοχές του ΠΣ της συγκόλλησης N° 3 μέσω οπτικής μικροσκοπίας. Στην Εικόνα 247a απεικονίζεται ο ΠΣ και η TMAZ προς την RS. Ο ΠΣ φαίνεται να είναι πλούσιος σε νανοσωματίδια TiC. Επίσης, παρατηρείται καλή μηχανική ανάμειξη του AA6082 με το AA5083 εντός της μεταλλικής μήτρας. Στην Εικόνα 247b παρατηρείται ο ΠΣ προς την επιφάνεια υποστήριξης. Η διασπορά των νανοσωματιδίων εμφανίζεται ακόμη καλύτερη σε αυτή την περιοχή με πολύ λίγες περιοχές οι οποίες παρουσιάζουν αντίθεση χρώματος και άρα διαφορές στη συγκέντρωση των νανοσωματιδίων. Στην Εικόνα 247c και d παρατηρείται ο ΠΣ προς την επιφάνεια περιανυχνίου καθώς και το flow arm. Στην περιοχή αυτή τα ενισχυτικά σωματίδια φαίνεται να είναι διατεταγμένα σε λωρίδες μέσα στη μεταλλική μήτρα.



Εικόνα 247: Οπτικές μικρογραφίες της συγκόλλησης N° 3 με ενίσχυση TiC σε μεγέθυνση x100. a) Ο ΠΣ και η TMAZ προς την RS, b) ο ΠΣ προς την επιφάνεια υποστήριξης, c, d) ο ΠΣ προς την επιφάνεια περιανυχνίου και το flow arm.

Η ίδια προσέγγιση εφαρμόστηκε και στη συγκόλληση N° 6. Στην Εικόνα 248 παρουσιάζονται οι διάφορες περιοχές του ΠΣ με τη βοήθεια οπτικής μικροσκοπίας. Στην Εικόνα 248a απεικονίζεται το κέντρο του ΠΣ προς την επιφάνεια περιαυχενίου το οποίο υποδεικνύεται από το κίτρινο ορθογώνιο στην Εικόνα 246f. Η ικανοποιητική μηχανική ανάμιξη του AA6082 με το AA5083 εντός της μεταλλικής μήτρας καθώς και οι πλούσιες σε νανοσωματίδια TiC περιοχές παρατηρούνται επίσης. Στην Εικόνα 248b παρατηρείται το κέντρο του ΠΣ προς την επιφάνεια υποστήριξης. Η διασπορά των σωματιδίων εμφανίζεται ακόμη καλύτερη σε αυτή την περιοχή με πολύ λίγες περιοχές οι οποίες παρουσιάζουν χρωματικές αντιθέσεις. Η μόνη αναντιστοιχία είναι η ανοιχτόχρωμη περιοχή στα αριστερά, η οποία μάλλον αποτελείται από μη αναμεμειγμένο υλικό. Στην Εικόνα 248c παρατηρείται ο ΠΣ προς την επιφάνεια περιαυχενίου και μέρος του flow arm. Στην περιοχή αυτή τα ενισχυτικά σωματίδια φαίνεται να είναι διατεταγμένα σε λωρίδες μέσα στη μεταλλική μήτρα. Τέλος, στην Εικόνα 248d παρατηρούνται οι πλούσιες σε TiC ζώνες (σκουρόχρωμες περιοχές) σε υψηλότερη μεγέθυνση.

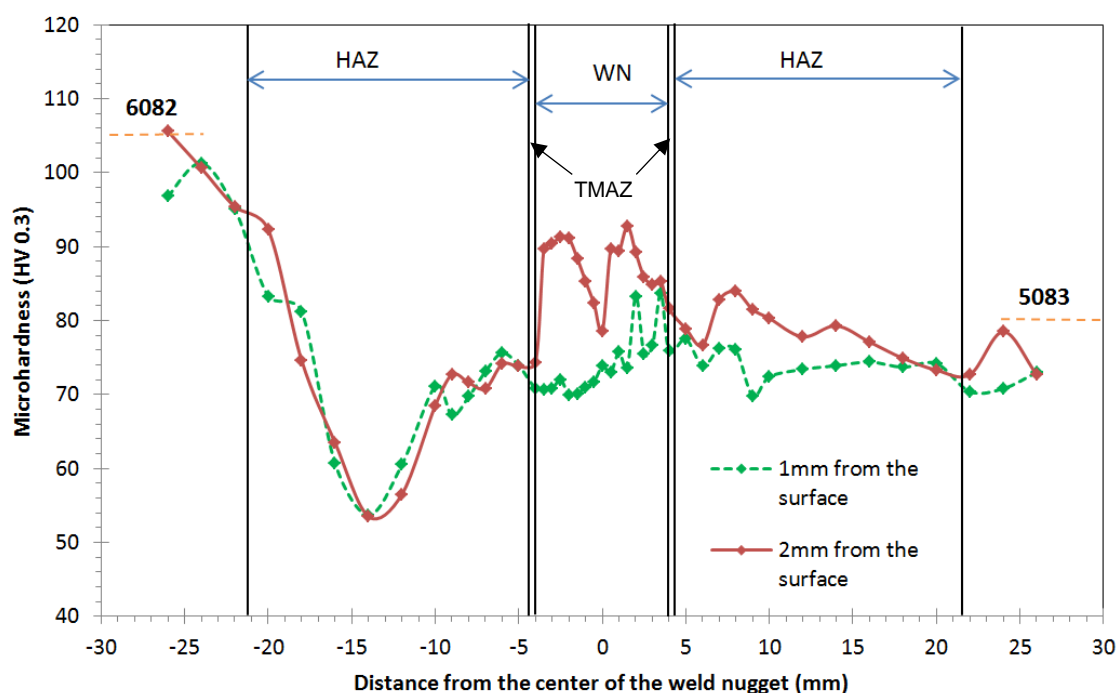


Εικόνα 248: Οπτικές μικρογραφίες της συγκόλλησης N° 6 με ενίσχυση TiC. a) το κέντρο του ΠΣ προς την επιφάνεια περιαυχενίου σε μεγέθυνση x100, b) το κέντρο του ΠΣ προς την επιφάνεια υποστήριξης σε μεγέθυνση x100, c) ο ΠΣ προς την επιφάνεια περιαυχενίου και το flow arm σε μεγέθυνση x100, d) λωρίδα πλούσια σε νανοσωματίδια TiC σε μεγέθυνση x1000.

Από τη μελέτη των Εικόνων 247 και 248 δεν είναι δυνατόν να γίνει η επιλογή του βέλτιστου δοκιμίου. Έτσι, αποφασίστηκε να συγκριθεί η κατανομή της μικροσκληρότητας αμφοτέρων των δοκιμίων.

Μικροσκληρομετρήσεις

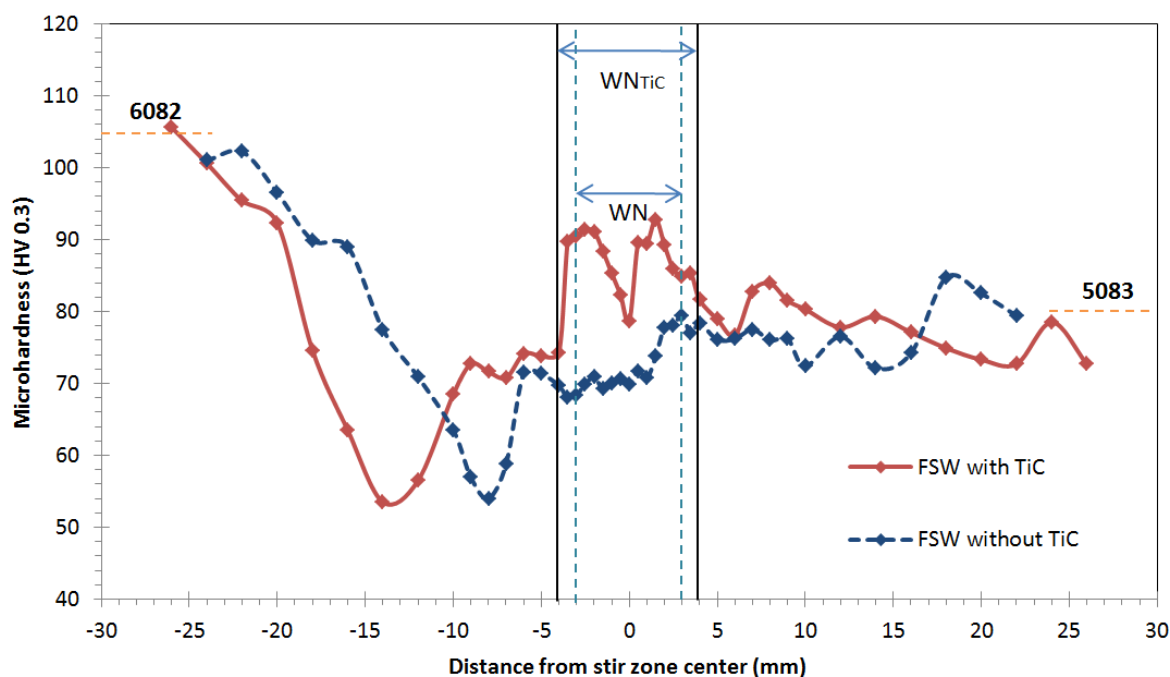
Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι η μικροσκληρότητα του MB AA5083-H111 είναι 80 HV ενώ η αντίστοιχη του AA6082-T6 είναι 110 HV. Στην Εικόνα 249 παρουσιάζεται η οριζόντια κατανομή μικροσκληρότητας της συγκόλλησης N° 3 σε αποστάσεις 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιαιχηνίου. Όσον αφορά την περιοχή του ΠΣ, η μικροσκληρότητα σε απόσταση 2 mm παρουσιάζει υψηλότερες τιμές από την αντίστοιχη σε απόσταση 1 mm από την επιφάνεια περιαιχηνίου, καθώς το flow arm περιέχει μεν μεγαλύτερη ποσότητα νανοσωματιδίων, αποτελείται όμως από υλικό όχι πλήρως ανακρυσταλλωμένο (άρα και μικρότερης σκληρότητας σύμφωνα με τον κανόνα Hall-Petch) και εκτείνεται σε απόσταση 1 mm από την επιφάνεια περιαιχηνίου (βλ. Εικόνα 246c). Όσον αφορά τη ΘΕΖ στην πλευρά AA5083-H111, οι τιμές σε απόσταση 1 mm από την επιφάνεια του περιαιχηνίου είναι χαμηλότερες λόγω της περαιτέρω ανόπτησης που λαμβάνει χώρα, καθώς αυτή η περιοχή είναι πιο κοντά στην επιφάνεια του περιαιχηνίου και άρα δέχεται μεγαλύτερο θερμικό φορτίο κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης.



Εικόνα 249: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης με προσθήκη TiC N° 3 σε απόσταση 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιαιχηνίου του εργαλείου.

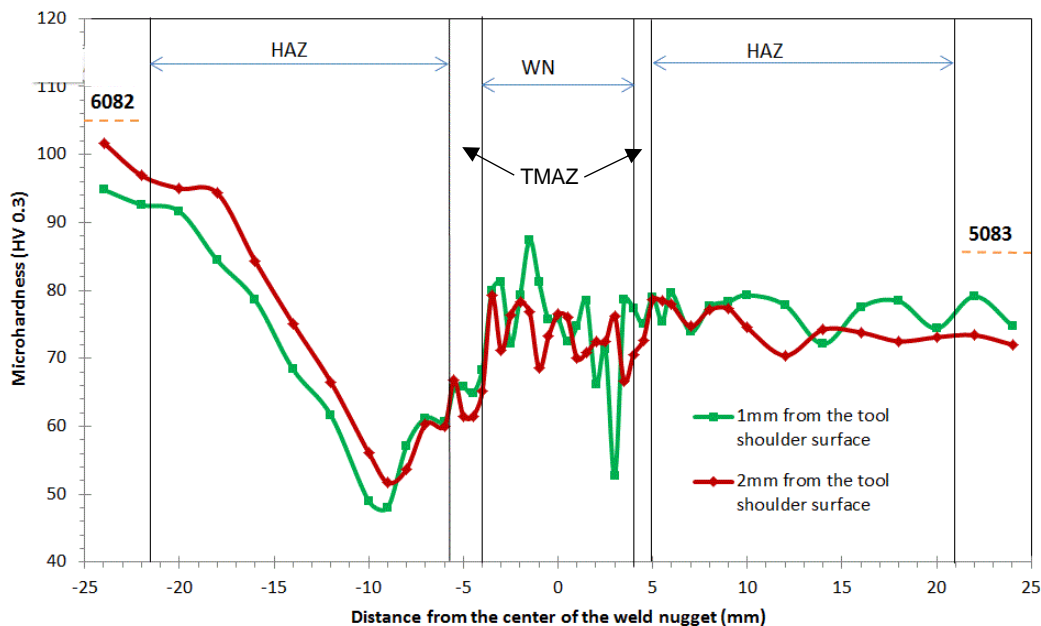
Στην Εικόνα 250 παρουσιάζεται η διαμήκης κατανομή μικροσκληρότητας της συγκόλλησης N° 3 με προσθήκη TiC μαζί με την αντίστοιχη της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια του περιαιχηνίου. Παρατηρείται ότι, παρόλο που η μικροσκληρότητα της ενισχυμένης συγκόλλησης δεν είναι σταθερή στο ΠΣ, είναι κατά μέσο όρο 13 HV δηλαδή ~ 18% υψηλότερη από την αντίστοιχη της μη ενισχυμένης συγκόλλησης και είναι επίσης αυξημένη σε σύγκριση με αυτή του MB AA5083-H111. Αυτό οφείλεται στο μικρότερο μέγεθος κόκκων (βλ. Πίνακα 43) του πυρήνα της συγκόλλησης N° 3 (κανόνας Hall-Petch). Τόσο στη μη ενισχυμένη όσο και στην ενισχυμένη συγκόλληση, οι μικρότερες τιμές μικροσκληρότητας (~ 52 HV) παρατηρούνται στη ΘΕΖ του AA6082. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι εκεί έλαβε χώρα η μερική διαλυτοποίηση των ενισχυτικών σωματιδίων β φάσης λόγω του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης. Αύξηση της

μικροσκληρότητας παρατηρείται καθώς οδεύουμε προς την ανεπηρέαστη από τη θερμότητα περιοχή.



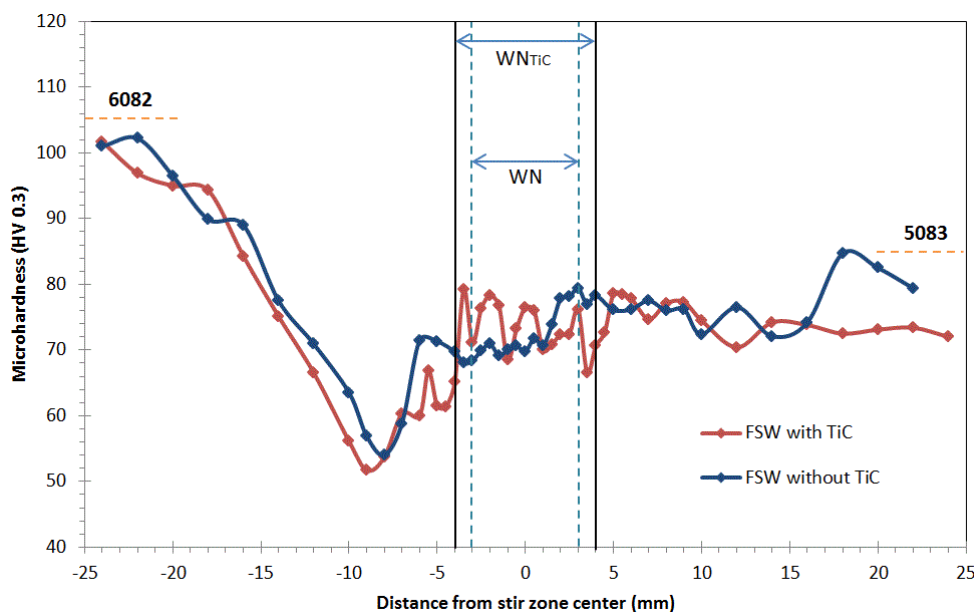
Εικόνα 250: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη TiC με τη συγκόλληση N° 3 σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια περιανυχνίου του εργαλείου.

Στην Εικόνα 251 παρουσιάζεται η οριζόντια κατανομή μικροσκληρότητας της συγκόλλησης N° 6 σε αποστάσεις 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιανυχνίου. Όσον αφορά τον ΠΣ, η κατανομή της μικροσκληρότητας σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια του περιανυχνίου παρουσιάζει λιγότερες διακυμάνσεις από την αντίστοιχη σε απόσταση 1 mm. Παρ' όλ' αυτά, οι μέσες τιμές της μικροσκληρότητας στο ΠΣ για αμφότερες τις αποστάσεις από την επιφάνεια του περιανυχνίου είναι παρόμοιες. Για τις υπόλοιπες ζώνες (ΘΕΖ, ΤΜΑΖ) τα αποτελέσματα είναι αντίστοιχα της συγκόλλησης N° 3.



Εικόνα 251: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης με προσθήκη TiC N° 6 σε απόσταση 1 και 2 mm από την επιφάνεια περιαιχηνίου του εργαλείου.

Στην Εικόνα 252, παρουσιάζεται η διαμήκης κατανομή μικροσκληρότητας της συγκόλλησης N° 6 με προσθήκη TiC με την αντίστοιχη της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια του περιαιχηνίου. Τα αποτελέσματα είναι παρόμοια με τα αντίστοιχα της συγκόλλησης N° 3 αλλά οι τιμές μικροσκληρότητας στο ΠΣ είναι εν προκειμένω γενικά χαμηλότερες. Παρατηρείται επίσης ότι η μικροσκληρότητα στο ΠΣ της συγκόλλησης N° 6 είναι κατά μέσο όρο σχεδόν 8 HV (~ 10%) υψηλότερη από εκείνη της μη ενισχυμένης συγκόλλησης.

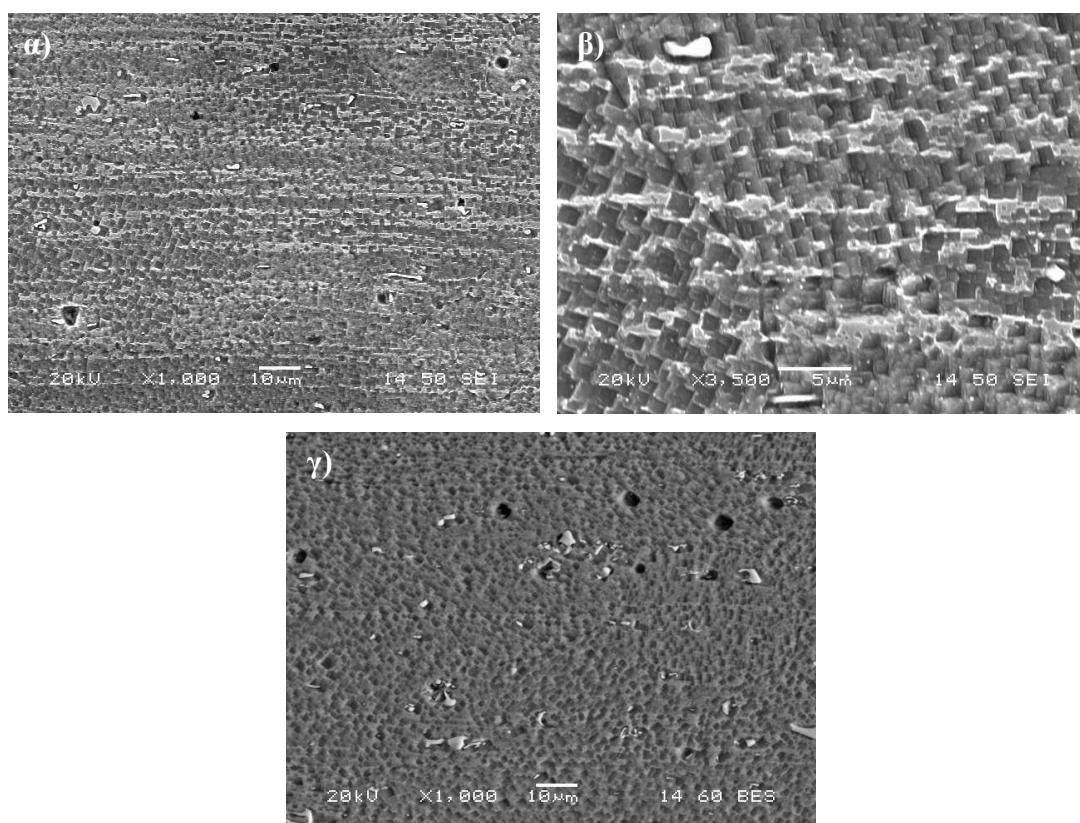


Εικόνα 252: Η σύγκριση της κατανομής μικροσκληρότητας της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη TiC με τη συγκόλληση N° 6 σε απόσταση 2 mm από την επιφάνεια περιαιχηνίου του εργαλείου.

Το γεγονός ότι η συγκόλληση N° 3 παρουσίασε υψηλότερες τιμές μικροσκληρότητας στο ΠΣ σε σύγκριση με τη συγκόλληση N° 6 μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι η εν λόγω συγκόλληση είναι η βέλτιστη ετερογενής συγκόλληση του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC. Η μελέτη αυτής λοιπόν συνεχίστηκε με χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).

Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης και φασματοσκοπία ενεργειακής διασποράς

Στις εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας της Εικόνας 253 παρατηρούνται ζώνες ανοικτού και σκούρου χρώματος οι οποίες πιθανώς να μαρτυρούν τη ανομοιογενή συγκέντρωση νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου και θα αναλυθούν περαιτέρω μέσω EDS. Επίσης παρατηρείται μια κάποια μείωση του μεγέθους των μεσομεταλλικών ενώσεων σε σύγκριση με τις αντίστοιχες των βασικών μετάλλων (βλ Παραγράφους 1.1 και 2.1 του μέρους Γ’).

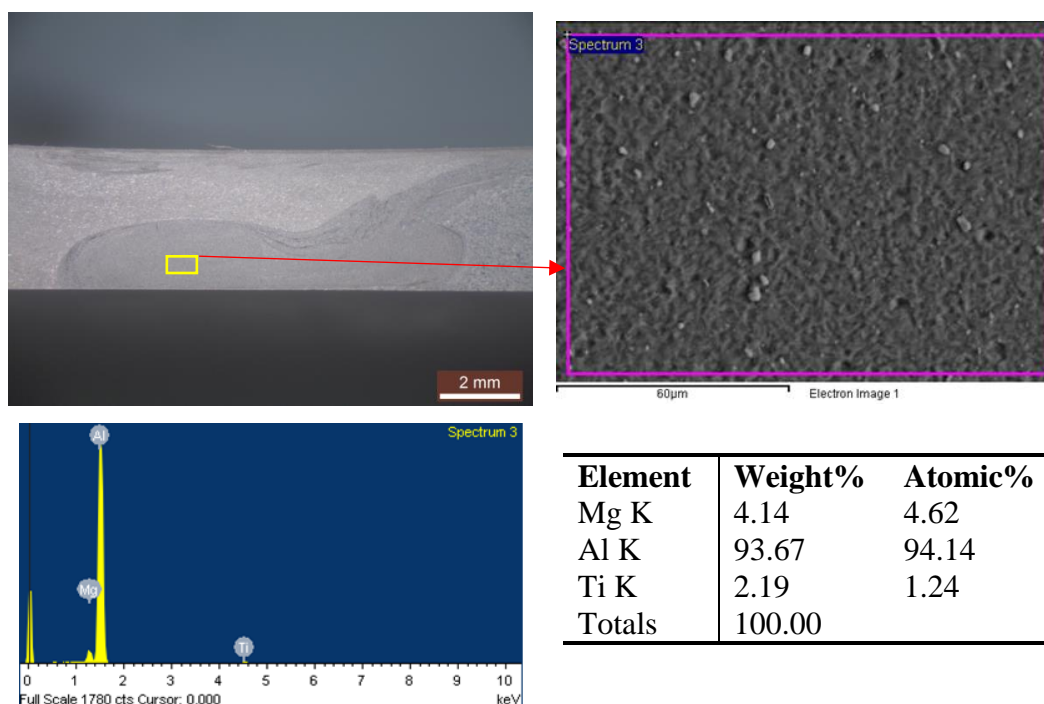


Εικόνα 253: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες σάρωσης της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 χωρίς ενίσχυση TiC, α) Εικόνα SEM secondary x1000, β) Εικόνα SEM secondary x3500, γ) Εικόνα SEM backscatter x1000.

Θα ακολουθήσει η μελέτη των ετερογενών συγκολλήσεων με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC μέσω φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς με σκοπό τον εντοπισμό των νανοσωματιδίων ενίσχυσης.

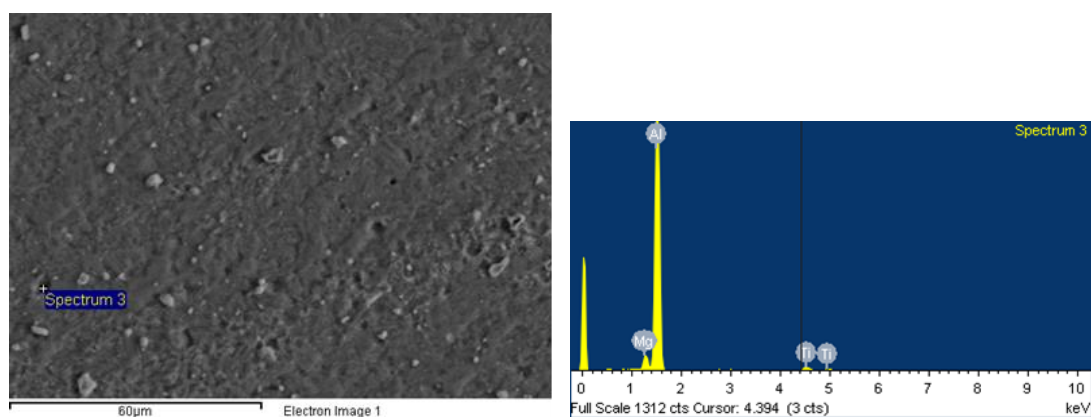
Μελέτη EDS – Ανάλυση στο κέντρο του ΠΣ

Αρχικά έγινε χαρτογράφηση EDS(Mapping) στο κέντρο του ΠΣ (βλ. Εικόνα 254).



Εικόνα 254: Μικρογραφία EDS (Mapping) και χημική ανάλυση στον ΠΣ του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Επίσης, η χαρτογράφηση του ΠΣ συνοδεύτηκε από ποικίλες σημειακές αναλύσεις με σκοπό τον εντοπισμό περιοχών πλούσιων και φτωγών σε νανοσωματίδια. Τα ποσοστά τιτανίου ήταν σε όλες τις περιπτώσεις σχετικά χαμηλά. Χαρακτηρικά παρατίθεται η ανάλυση της Εικόνας 255.

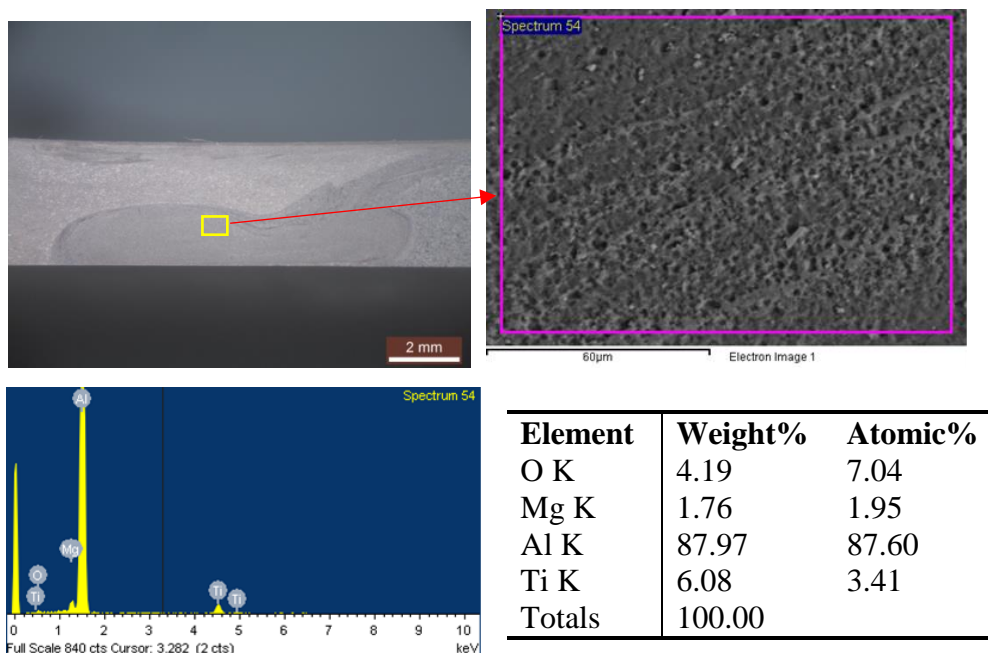


Εικόνα 255: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση στον ΠΣ του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Από τις αναλύσεις των Εικόνων 254 και 255 αποδεικνύεται η ύπαρξη τιτανίου σε ποσοστό κοντά στο 2-4% στη συγκεκριμένη περιοχή, η οποία βρίσκεται στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης. Αυτό υποδεικνύει την καλή διασπορά των νανοσωματιδίων TiC στη ζώνη ανάδευσης. Το ποσοστό μαγνησίου που ανιχνεύεται είναι κοντά στο ονομαστικό του AA5083.

Μελέτη EDS – Ανάλυση στις ζώνες που έχουν δημιουργηθεί κοντά στο flow arm

Στην Εικόνα 256 παρουσιάζεται η χαρτογράφηση της περιοχής που παρουσιάζεται στην Εικόνα 253α και στην οποία παρατηρούνται ζώνες ανοικτού και σκούρου χρώματος οι οποίες εικάζεται ότι μαρτυρούν την ανομοιογενή συγκέντρωση νανοσωματιδίων καρβιδίου του τιτανίου. Από την ανάλυση των εν λόγω ζωνών, οι οποίες βρίσκονται κοντά στο flow arm, καθώς και από τη σύγκριση με τα ποσοστά Ti στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης αποδεικνύεται ότι πρόκειται για ζώνες με αυξημένη συγκέντρωση νανοσωματιδίων TiC.



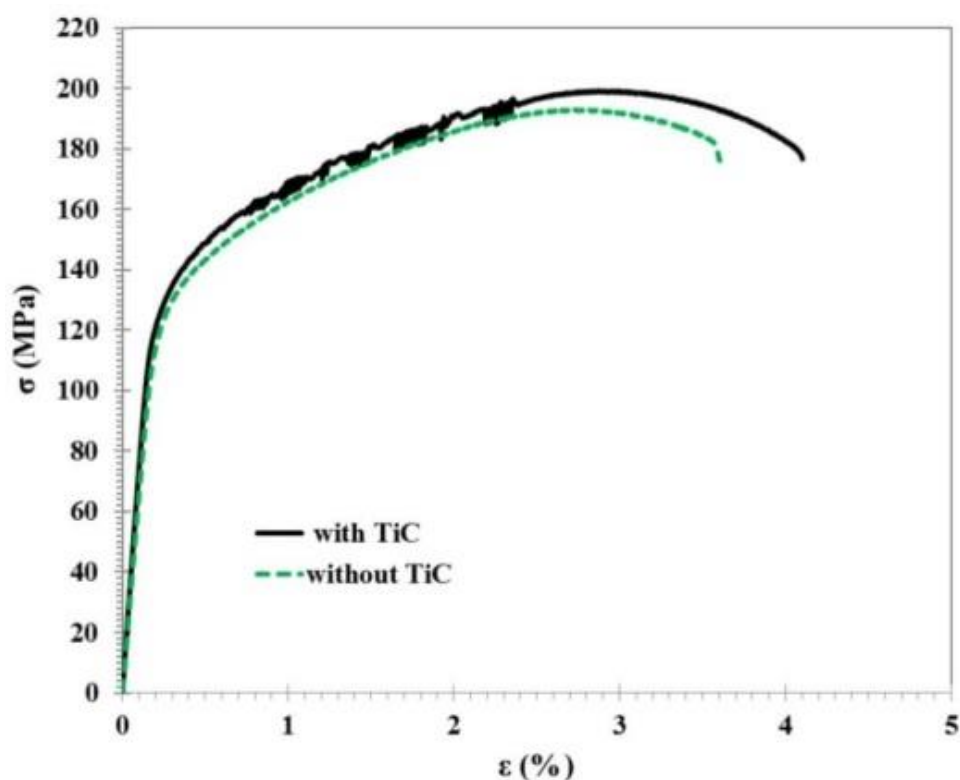
Εικόνα 256: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση στις ζώνες που έχουν δημιουργηθεί κοντά στο flow arm της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

Ακολούθησε η ενδελεχής μελέτη των μεσομεταλλικών ενώσεων. Παρατηρήθηκαν οι ίδιες που είχαν παρατηρηθεί αντιστοίχως και κατά τις ομογενείς συγκολλήσεις καθώς και κατά τη μελέτη της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων. Επίσης, παρατηρήθηκε ότι η προσθήκη TiC δεν επηρέασε τις μεσομεταλλικές ενώσεις. Τα αποτελέσματα παρατίθενται στο Παράρτημα Α.8.

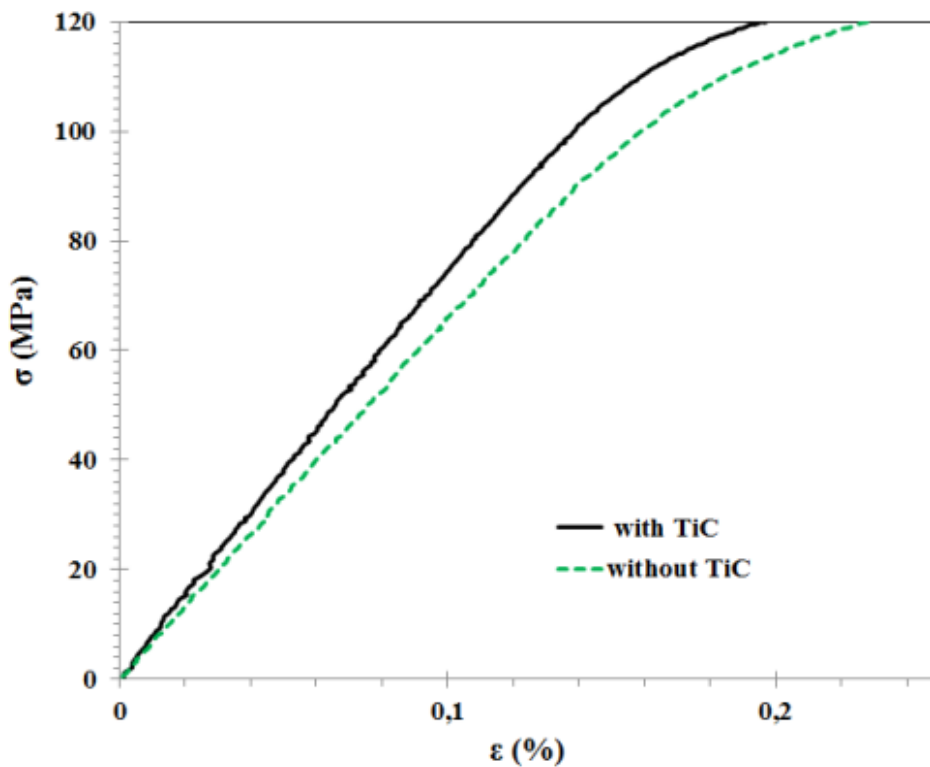
Συμπερασματικά, όπως έχει προαναφερθεί και αναλυθεί, παρόλο που στον πυρήνα συγκόλλησης παρατηρήθηκαν πλούσιες και φτωχές σε TiC περιοχές, τα εν λόγω σωματίδια έχουν διανεμηθεί στο σύνολό του. Το γεγονός ότι ανιχνεύθηκε τιτάνιο σε κάθε ανάλυση EDS μαρτυρά την πολύ καλή διασπορά των νανοσωματιδίων TiC εντός του ΠΣ.

Δοκιμές εφελκυσμού

Στην Εικόνα 257 παρουσιάζεται η καμπύλη σ - ϵ για τις ετερογενείς συγκολλήσεις μεταξύ του AA5083-H111 και του AA6082-T6 χωρίς και με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC. Η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμού (UTS), το μέτρο ελαστικότητας (Young's Modulus), το ποσοστό επιμήκυνσης και το όριο διαρροής παρουσιάζονται στον Πίνακα 44. Η ενίσχυση της ραφής συγκόλλησης με TiC είχε ως αποτέλεσμα τη μικρή βελτίωση όλων των προαναφερθέντων μεγεθών και κυρίως του Young's Modulus όπως παρατηρείται καλύτερα στην Εικόνα 258 όπου παρουσιάζονται οι καμπύλες εφελκυσμού αποκλειστικά στην περιοχή ελαστικής παραμόρφωσης των συγκολλήσεων. Η εν λόγω βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων είναι περιορισμένη καθώς τόσο η συγκόλληση με όσο και αυτή χωρίς TiC διέρρευσαν και ακολούθως αστόχησαν στη ΘΕΖ η οποία δεν περιέχει νανοσωματίδια ενίσχυσης και ως εκ τούτου η μικροδομή της δεν επηρεάστηκε. Επιπροσθέτως, το γεγονός ότι οι συγκολλήσεις αστόχησαν εκτός του ΠΣ αποδεικνύει επίσης την καλή σύνδεση των σωματιδίων TiC με τη μεταλλική μήτρα καθώς και την ικανοποιητική διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του ΠΣ.



Εικόνα 257: Υπέρθεση των καμπυλών σ - ϵ του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου.



Εικόνα 258: Υπέρθυση των καμπυλών σ-ε για την περιοχή ελαστικής παραμόρφωσης του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου.

Πίνακας 44: Οι τιμές της μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό, του ορίου διαρροής, της επιμήκυνσης καθώς και του μέτρου ελαστικότητας για την ετερογενή FSW του AA5083 με το AA6082 με και χωρίς ενίσχυση TiC.

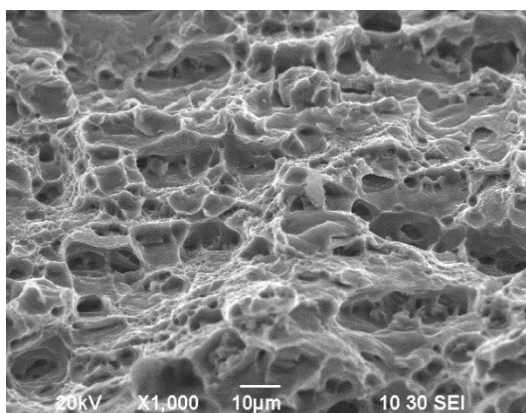
Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
<u>FSW</u>	65±3,3	140±4,2	193±4,4	3±0,8
<u>FSW-TiC</u>	76.8±2,9	145±2,1	199±3,1	3.7±0.3

Η Εικόνα 259 παρουσιάζει το ενισχυμένο με TiC δοκίμιο που έχουν υποστεί θραύση μετά από τη δοκιμή εφελκυσμού. Η αστοχία έλαβε χώρα ακριβώς στη θέση της ελάχιστης τιμής σκληρότητας δηλαδή στη ΘΕΖ του AA6082.



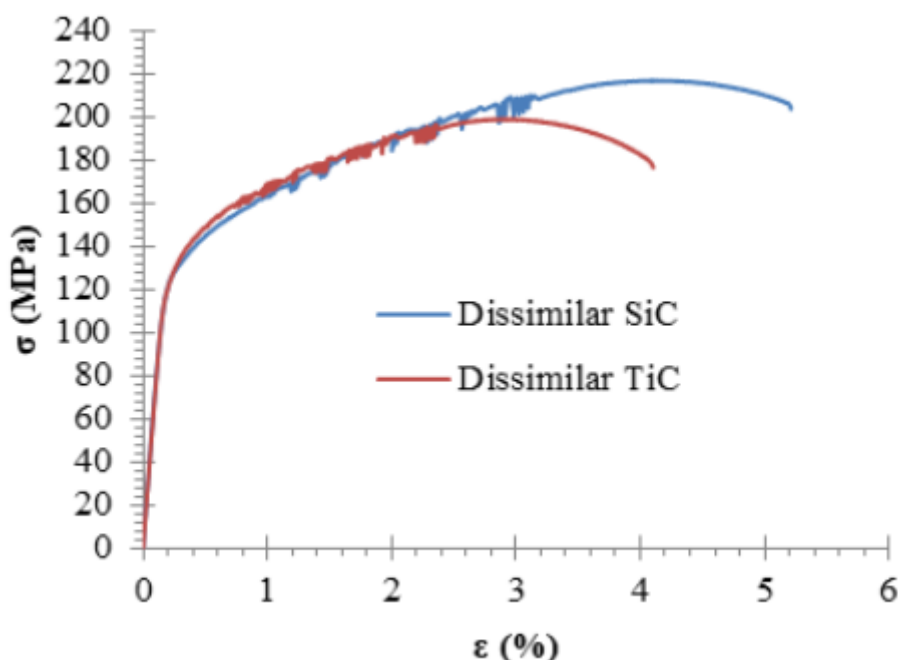
Εικόνα 259: Το δοκίμιο εφελκυσμού της ετερογενούς FSW με προσθήκη TiC.

Στην Εικόνα 260 παρουσιάζεται η θραυσιγενής επιφάνεια του ενισχυμένου δοκιμίου το οποίο αστόχησε στη ΘΕΖ. Όπως ήταν αναμενόμενο η θραυστογραφία παρουσιάζει την τυπική μορφή όλκιμης θραύσης με τη χαρακτηριστική κυψελωτή δομή.



Εικόνα 260: Η θραυσιγενής επιφάνεια της ετερογενούς FSW με προσθήκη TiC.

Τέλος, στην Εικόνα 261 παρουσιάζεται μια υπέρθεση των βέλτιστων καμπυλών σ - ϵ τόσο της ενισχυμένης με SiC όσο και της ενισχυμένης με TiC συγκόλλησης. Επίσης, στον Πίνακα 45 παρουσιάζεται η σύγκριση των μηχανικών μεγεθών. Το γεγονός ότι η ενισχυμένη με SiC συγκόλληση παρουσιάζει ελαφρώς καλύτερες μηχανικές ιδιότητες είναι πιθανό να οφείλεται στη μικρότερη πρόσδοση θερμότητας κατά την επίτευξή της λόγω της χαμηλότερης ταχύτητας περιστροφής του εργαλείου (750 RPM σε σύγκριση με 1180 RPM στην περίπτωση της ενισχυμένης με TiC συγκόλλησης) η οποία έχει ως αποτέλεσμα την πιο περιορισμένη απόπτηση αυτού.



Εικόνα 261: Υπέρθεση των καμπυλών σ - ϵ του μη ενισχυμένου και του ενισχυμένου με SiC δοκιμίου.

Πίνακας 45: Σύγκριση των μηχανικών μεγεθών.

Δοκίμιο	Young's Modulus (GPa)	Yield stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
FSW	65±3,3	140±4,2	193±4,4	3±0,8
FSW SiC	78±3,9	138±2,5	217±4,9	5±1,1
FSW TiC	76.8±2,9	145±2,1	199±3,1	3.7±0.3

Συμπεράσματα

Κατά τη διάρκεια του εν λόγω κύκλου πειραμάτων επιτεύχθηκε η ετερογενής συγκόλληση μεταξύ των κραμάτων AA5083-H111 και AA6082-T6 με και χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC. Τα δείγματα μελετήθηκαν τόσο μέσω οπτικής όσο και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης και προσδιορίστηκε η μικροσκληρότητα και η αντοχή αυτών σε εφελκυσμό. Μελετώντας τα προαναφερθέντα εξήχθησαν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Η βέλτιστη κατανομή των νανοσωματιδίων επιτεύχθηκε μετά την εφαρμογή τριών FSP πάσων με περιστροφική ταχύτητα 1180 RPM και ταχύτητα πρόωσης 85 mm / min. Η επιτευχθείσα κατανομή των νανοσωματιδίων TiC στη ζώνη ανάδευσης ήταν σχετικά ομοιόμορφη, εκτός από μια μικρή συσσώματωση κοντά στην περιοχή του flow arm, όπως αποδεικνύεται από τις οπτικές και ηλεκτρονικές μικρογραφίες καθώς και από την ανάλυση EDS.
- Η μικροσκληρότητα του ΠΣ αυξήθηκε (~ 18%) λόγω της ενίσχυσης με νανοσωματίδια TiC, σε σύγκριση με τη σκληρότητα του ΠΣ του μη ενισχυμένου δείγματος. Όσον αφορά τις άλλες ζώνες συγκόλλησης, η κατανομή της μικροσκληρότητας ήταν χαρακτηριστική για συγκολλήσεις δια τριβής με ανάδευση δηλαδή οι ελάχιστες τιμές παρουσιάστηκαν στη ΘΕΖ του AA6082 λόγω διαλυτοποίησης των ενισχυτικών δευτερευουσών φάσεων.
- Όσον αφορά τις δοκιμές εφελκυσμού, οι συγκολλήσεις αστόχησαν στην περιοχή ελάχιστης σκληρότητας, δηλαδή στη ΘΕΖ του AA6082. Αυτό υποδεικνύει την καλή ανάμειξη των υλικών, την ικανοποιητική σύνδεση των νανοσωματιδίων TiC με το μητρικό υλικό καθώς και την καλή κατανομή των νανοσωματιδίων στο ΠΣ. Επίσης, αυξήθηκε ελαφρώς η μηχανική αντοχή της συγκόλλησης σε σχέση με την αντίστοιχη της ετερογενούς συγκόλλησης χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων.

ΜΕΡΟΣ Δ΄ ***ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ***

1. Θερμική μοντελοποίηση

Αρχικά, πραγματοποιήθηκε αποκλειστικά θερμική μοντελοποίηση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση. Για την ανάπτυξη του θερμικού μοντέλου έγινε χρήση του πακέτου λογισμικού COMSOL Multiphysics και συγκεκριμένα της έκδοσης 5.0. Το εν λόγω πρόγραμμα είναι αρκετά φιλικό προς το χρήστη έχοντας ταυτόχρονα πολύ υψηλές υπολογιστικές δυνατότητες. Με σκοπό την ελάττωση του υπολογιστικού χρόνου, επιλέχθηκε να γίνει η μοντελοποίηση της ομογενούς συγκόλλησης του AA5083-H111 καθώς έτσι το θερμικό πρόβλημα ως συμμετρικό δύναται να επιλυθεί στη μισή γεωμετρία. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι δεν έγινε προσπάθεια μοντελοποίησης των σωματιδίων ενίσχυσης καθώς το μέγεθός τους ήταν στη νάνο κλίμακα και θα ήτο πολύ δύσκολο να μοντελοποιηθεί χωρίς προβλήματα στη διακριτοποίηση του πλέγματος. Επίσης, το πολύ μικρό μέγεθος τα καθιστά μη ικανά να επηρεάσουν τη θερμοκρασιακή κατανομή. Επίσης, οι μετρήσεις με τη χρήση θερμοστοιχείων οι οποίες χρησιμοποιήθηκαν για την πειραματική επαλήθευση του εν λόγω μοντέλου έγιναν κατά τη συγκόλληση πλακών από το κράμα 5083.

Ακολούθως, τα αποτελέσματα του προαναφερθέντος θερμικού μοντέλου χρησιμοποιήθηκαν ως δεδομένα για την παραγωγή ενός συζευγμένου θερμοροϊκού μοντέλου.

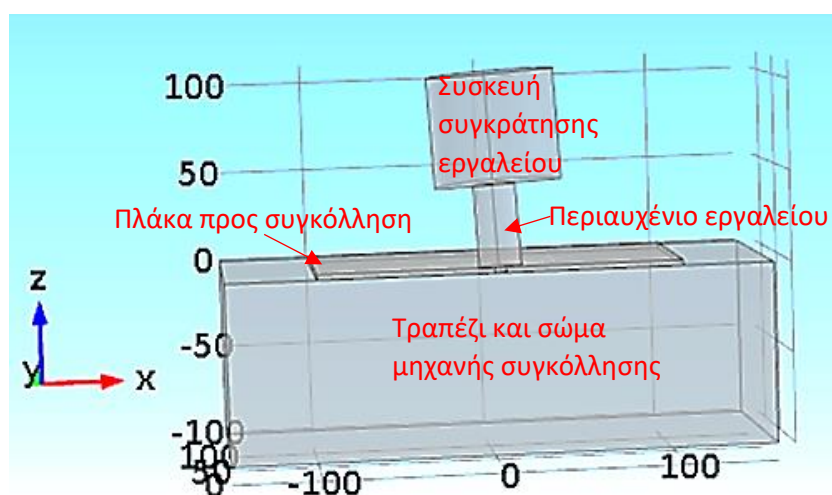
2. Θερμοροϊκή μοντελοποίηση

Ακολούθησε η θερμοροϊκή μοντελοποίηση του φαινομένου. Ως πρόγραμμα πεπερασμένων στοιχείων χρησιμοποιήθηκε και πάλι το COMSOL 5.0 καθώς αυτό, ως πρόγραμμα Multiphysics μπορεί να επιλύσει ταυτόχρονα (coupling) πολλά φυσικά φαινόμενα. Ως βάση του θερμοροϊκού μοντέλου αποτέλεσε το προαναφερθέν θερμικό μοντέλο. Επίσης, δεν έγινε προσπάθεια προσομοίωσης των ενισχυτικών νανοσωματιδίων για τους ίδιους λόγους που προαναφέρθηκαν κατά την επεξήγηση του θερμικού μοντάλου καθώς και για το γεγονός ότι το πολύ μικρό μέγεθος τα καθιστά μη ικανά να επηρεάσουν την κατανομή των ροϊκών ταχυτήτων. Η πειραματική επαλήθευση των αποτελεσμάτων του εν λόγω μοντέλου έγινε μέσω της μελέτης της περιοχής ανάδευσης της συγκόλλησης (η οποία περιλαμβάνει τον ΠΣ και τη ΘΜΕΖ) με χρήση οπτικού στερεοσκοπίου.

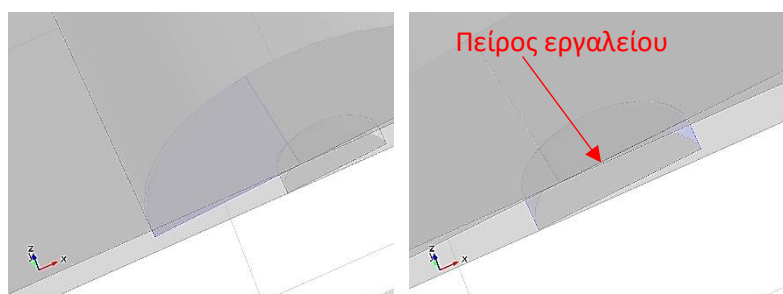
Δ.1 ΘΕΡΜΙΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ (COMSOL 5.0)

Ανάπτυξη θερμικού μοντέλου

Αρχικά σχεδιάστηκε η γεωμετρία με χρήση του ενσωματωμένου τρισδιάστατου εργαλείου σχεδιασμού (βλ. Εικόνες 262 και 263) Το πρόβλημα έχει αντιμετωπιστεί πολλάκις στη διεθνή βιβλιογραφία ως συμμετρικό [75-79], μη λαμβάνοντας υπόψιν τη φορά περιστροφής του εργαλείου. Ως εκ τούτου, το μοντέλο αποφασίστηκε να επιλυθεί στη μισή γεωμετρία με σκοπό την ελάττωση του υπολογιστικού χρόνου.



Εικόνα 262: Η γεωμετρία όπως σχεδιάστηκε



Εικόνα 263: Λεπτομέρεια όπου φαίνεται η γωνία κλίσης του εργαλείου

Η πλάκα υποστήριξης και το σώμα της μηχανής FSW μοντελοποιήθηκαν ως ένα μπλοκ διαστάσεων 500x125x100. Οι εν λόγω διαστάσεις προέκυψαν μετά από δοκιμές καθώς το ζητούμενο ήταν να είναι το μπλοκ αρκετά μεγάλο ώστε μετά την εφαρμογή του μοντέλου κάθε άκρο του να είναι σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Η μοντελοποίηση των εν λόγω στοιχείων ήταν απαραίτητη καθώς παίζουν πολύ σημαντικό ρόλο στην απαγωγή θερμότητας από τις συγκολλούμενες πλάκες. Η διαστασιολόγηση έγινε βάσει του προαναφερθέντος και αποδείχθηκε ότι οι διαστάσεις που επιλέχθηκαν ήταν τελικά ικανές ώστε να καλύψουν την προαναφερθείσα απαίτηση. Στο εν λόγω μπλοκ αποδόθηκαν οι ιδιότητες του χυτοσιδήρου (βλ. Πίνακα 47) δηλαδή του υλικού της πλάκας υποστήριξης. Αντιστοίχως, στην ιδιοσυσκευή συγκράτησης του εργαλείου (tool holder) αποδόθηκαν επίσης οι ιδιότητες του χυτοσιδήρου. Στο εργαλείο αποδόθηκαν οι ιδιότητες του χάλυβα SVERKER 21 (βλ. Πίνακα 48) ενώ στις πλάκες οι ιδιότητες του AA5083 (βλ. Πίνακα 49). Οι διαστάσεις των γεωμετρικών σχημάτων που αποτελούν το μοντέλο παρουσιάζονται στον Πίνακα 46.

Πίνακας 46: Όλα τα επιμέρους στοιχεία του μοντέλου.

ΔΙΑΣΤΑΣΕΙΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΚΩΝ ΣΧΗΜΑΤΩΝ ΤΟΥ ΜΟΝΤΕΛΟΥ				
	Σχήμα	Μήκος	Πλάτος	Ύψος
<u>Πλάκα αλουμινίου</u>	Ορθογώνιο	200 mm	100 mm	3 mm
<u>Βάση στήριξης</u>	Ορθογώνιο	300 mm	250 mm	100 mm
		Ακτίνα		Ύψος
<u>Άτρακτος στήριξης</u>	Κύλινδος	34.5 mm		60 mm
<u>Περιοχέλιο</u>	Κύλινδρος	11.5 mm		45 mm
<u>Πείρος</u>	Κύλινδρος	3.25 mm		2.8 mm

Πίνακας 47: Οι φυσικές ιδιότητες του χυτοσιδήρου.

ΦΥΣΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΧΥΤΟΣΙΔΗΡΟΥ		
Ιδιότητα	Τιμή	Μονάδες
Πυκνότητα	7920	Kg/m ³
Ειδική Θερμοχωρητικότητα σε σταθερή πίεση	456	J/(kg*K)
Θερμική Αγωγιμότητα	55	W/(m*K)

Πίνακας 48: Οι φυσικές ιδιότητες του χάλυβα SVERKER 21.

ΦΥΣΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ SVERKER 21		
Ιδιότητα	Τιμή	Μονάδες
Πυκνότητα	7700	Kg/m ³
Ειδική Θερμοχωρητικότητα σε σταθερή πίεση	460	J/(kg*K)
Θερμική Αγωγιμότητα	20	W/(m*K)

Πίνακας 49: Οι φυσικές ιδιότητες του AA5083.

ΦΥΣΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ AA5083-H111 (θερμοκρασία δωματίου)		
Ιδιότητα	Τιμή	Μονάδες
<u>Πυκνότητα</u>	2650	Kg/m ³
<u>Ειδική Θερμοχωρητικότητα σε σταθερή πίεση</u>	950	J/(kg*K)
<u>Θερμική Αγωγιμότητα</u>	117	W/(m*K)
<u>Ηλεκτρική Αγωγιμότητα</u>	3.774H10 ⁷	S/m
<u>Μέτρο Ελαστικότητας Young</u>	70	GPa
<u>Λόγος Poisson</u>	0.33	
<u>Συντελεστής θερμικής διαστολής</u>	23H10 ⁻⁶	1/K

Σε αυτό το σημείο πρέπει να σημειωθεί ότι κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση η θερμοκρασία στην περιοχή του εργαλείου αυξάνεται αρκετά με αποτέλεσμα κάποιες από τις ιδιότητες των κραμάτων των προς συγκόλληση πλακών να μεταβάλλονται σημαντικά. Για το λόγο αυτό οι θερμοκρασιακά εξαρτώμενες ιδιότητες εισήχθησαν με τη μορφή διαγραμμάτων παρεμβολής (βλ. Πίνακα 50).

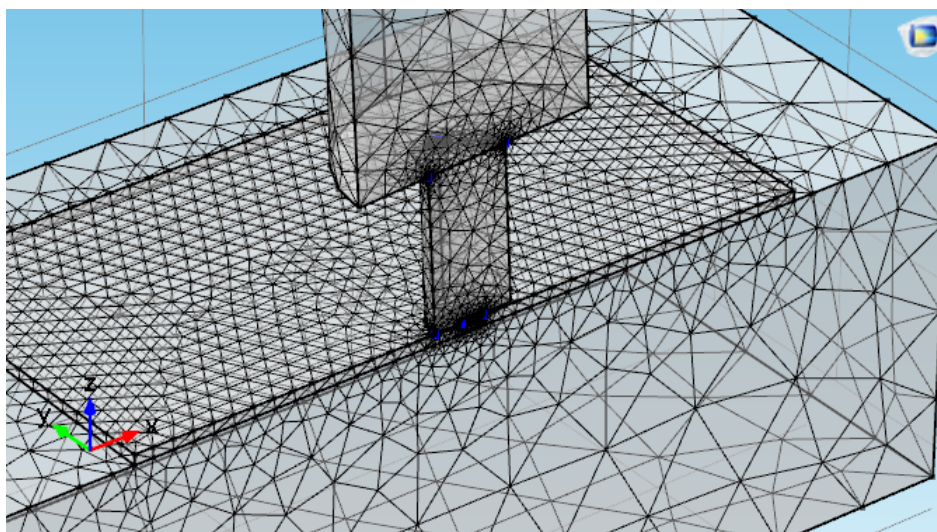
Πίνακας 50: Οι θερμοκρασιακά εξαρτώμενες ιδιότητες του AA5083.

Θερμοκρασία (K)	Θερμική Αγωγιμότητα (W/mK)	Ειδική Θερμοχωρητικότητα (J/kgK)	Πυκνότητα (kg/m³)
253	106.9	924.1	2673.9
353	120.7	984.2	2642.7
453	134.5	1039.6	2629.4
553	142.9	1081.2	2611.5
653	148.9	1136.6	2589.3
753	159.5	1178.2	2567.0
853	177.2	1261.4	2549.2

Το θερμικό μοντέλο αναπτύχθηκε με τη μεθοδολογία μετακινούμενης θερμικής πηγής κάνοντας χρήση του heat transfer module του Comsol. Λόγω της ομοιομορφίας και των κοινών ιδιοτήτων που εμφανίζονται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης θεωρούμε ότι το στάδιο προώθησης του εργαλείου δεν περιλαμβάνει χρονικά εξαρτώμενα φαινόμενα και επομένως μπορούμε να κάνουμε στατική (steady-state) ανάλυση.

Επίσης, χρησιμοποιήθηκε το default “physics controled” meshing του προγράμματος το οποίο ανάλογα με την εφαρμογή που μοντελοποιείται καθορίζει το βέλτιστο είδος στοιχείων, εν

προκειμένου ελεύθερο τετραεδρικό (free tetrahedral). Επίσης, χρησιμοποιώντας το default “physics controlled” meshing το πρόγραμμα καθορίζει τις περιοχές στις οποίες το πλέγμα γίνεται πυκνότερο (π.χ. στον πείρο) ή αραιότερο (π.χ. στο κάτω μέρος του τραπεζιού-μηχανής). Αρχικά επιλέχθηκε μέτριο μέγεθος στοιχείων (normal) το οποίο παρουσίασε ικανοποιητικά αποτελέσματα. Στη συνέχεια το μοντέλο έτρεξε με μικρότερο μέγεθος στοιχείων (fine) και παρατηρήθηκε ότι η ακρίβεια των αποτελεσμάτων βελτιώθηκε. Κατά την επόμενη δοκιμή μεγέθους πλέγματος επιλέχθηκε ακόμα μικρότερο μέγεθος στοιχείων (finer). Παρατηρήθηκε ότι ο υπολογιστικός χρόνος αυξήθηκε αρκετά ενώ η ακρίβεια των αποτελεσμάτων δε βελτιώθηκε. Ως εκ τούτου, ως μέγεθος στοιχείων επιλέχθηκε τελικά “fine” με σκοπό την επίτευξη ικανοποιητικής ακρίβειας στα αποτελέσματα (βλ. Εικόνα 264).



Εικόνα 264: Το meshing.

Η εξίσωση μεταφοράς θερμότητας.

Ο θεμελιώδης νόμος που προσδιορίζει τη μεταφορά θερμότητας είναι ο πρώτος νόμος της θερμοδυναμικής ή όπως συχνά αναφέρεται η αρχή διατήρησης της ενέργειας. Όμως η εσωτερική ενέργεια είναι μια ποσότητα που δεν μπορεί να μετρηθεί εύκολα και δεν χρησιμοποιείται σε προσομοιώσεις. Επομένως ο βασικός νόμος συνήθως γράφεται συναρτήσει της θερμοκρασίας. Το πακέτο πεπερασμένων στοιχείων Comsol Multiphysics επιλύει την ακόλουθη διαφορική εξίσωση μεταφοράς θερμότητας:

$$\nabla \cdot (k \cdot \nabla T) + Q = \rho C_p \mathbf{u} \cdot \nabla T$$

όπου ρ η πυκνότητα, C_p η ειδική θερμοχωρητικότητα σε σταθερή πίεση, k η θερμική αγωγιμότητα, \mathbf{u} το διάνυσμα της ταχύτητας, T η απόλυτη θερμοκρασία και Q περιλαμβάνει τις πηγές θερμότητας που δεν οφείλονται σε ιξώδη θέρμανση.

Οι συνοριακές συνθήκες μεταφοράς θερμότητας

Η ακριβής μοντελοποίηση της παραγωγής θερμότητας κατά τη συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση είναι υψίστης σημασίας για την εκτίμηση των μέγιστων θερμοκρασιών που

αναπτύσσονται στην περιοχή του εργαλείου κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης. Θεωρούμε ότι η ολική θερμότητα παράγεται λόγω τριβής στις επιφάνειες που εφάπτεται το υλικό με το εργαλείο, δηλαδή στην επιφάνεια επαφής του περιαιχενίου, στην κατακόρυφη επιφάνεια του πείρου και στην κατώτερη επιφάνεια του πείρου.

Η μοντελοποίηση της παραγωγής θερμότητας έγινε με χρήση των σχέσεων που πρότεινε ο Colegrove. Η θερμότητα που παράγεται στην κατακόρυφη επιφάνεια επαφής του πείρου με το εργαλείο ανά μονάδα επιφάνειας δίνεται από τη σχέση:

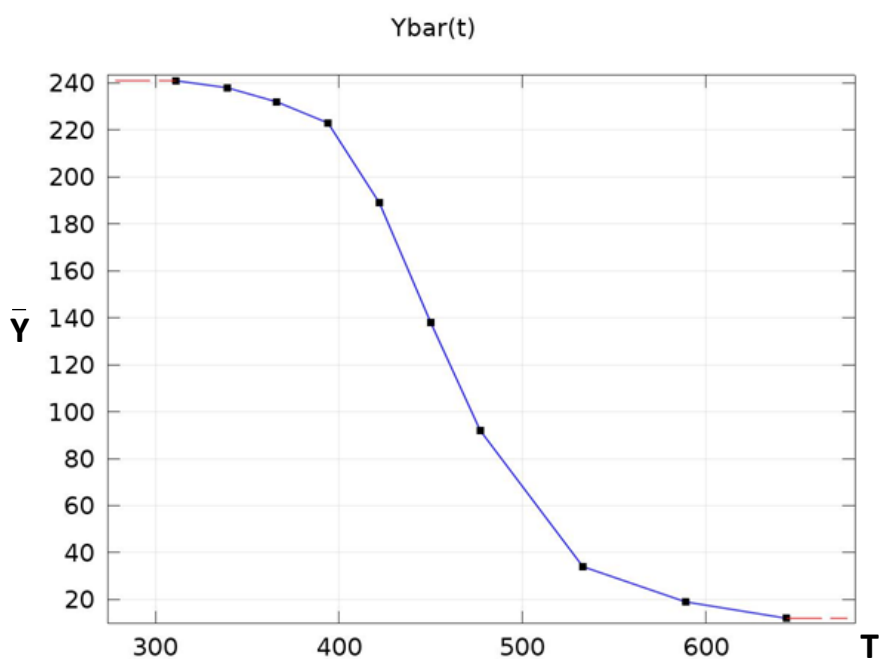
$$q_{pin}(T) = \frac{\mu}{\sqrt{3(1 + \mu^2)}} r_p \omega \bar{Y}(T) \left(\frac{W}{m^2} \right)$$

όπου μ ο συντελεστής τριβής, r_p η ακτίνα του πείρου, ω η γωνιακή ταχύτητα και \bar{Y} η μέση τάση διαρροής. Όπως υποδεικνύεται και στην εξίσωση η μέση τάση διαρροής είναι συνάρτηση της θερμοκρασίας.

Εν προκειμένω λοιπόν εισήχθη με τη μορφή διαγράμματος παρεμβολής (βλ. Πίνακα 51 και Εικόνα 265).

Πίνακας 51: Η θερμοκρασιακά εξαρτώμενη τάση διαρροής.

Θερμοκρασία (K)	Τάση διαρροής (MPa)
293	440
373	437
473	364
573	181
673	61
773	50
873	40
973	0



Εικόνα 265: Το διάγραμμα παρεμβολής της μέσης τάσης διαρροής σε συνάρτηση με τη θερμοκρασία.

Επιπροσθέτως, η θερμότητα που παράγεται στη διεπιφάνεια μεταξύ του περιαιχηνίου και του δοκιμίου ανά μονάδα όγκου είναι:

$$q_{shoulder}(r, T) = \begin{cases} \left(\frac{\mu F_n}{A_s}\right) \omega r & ; T < T_{melt} \\ 0 & ; T \geq T_{melt} \end{cases}$$

όπου F_n η κατακόρυφη δύναμη που ασκείται στο εργαλείο, A_s είναι η επιφάνεια επαφής του περιαιχηνίου με το υλικό, r η ακτινική απόσταση και T_{melt} η θερμοκρασία τήξης του δοκιμίου ίση με 828.15 K.

Η θερμότητα που παράγεται στην κάτω επιφάνεια επαφής του πείρου με το υλικό δίνεται όπως και αυτή του περιαιχηνίου ανά μονάδα όγκου από τη σχέση:

$$q_{pin}(r, T) = \begin{cases} \left(\frac{\mu F_n}{A_p}\right) \omega r & ; T < T_{melt} \\ 0 & ; T \geq T_{melt} \end{cases}$$

όπου A_p η κάτω επιφάνεια του πείρου. Πάνω από τη θερμοκρασία τήξης του αλουμινίου, η τριβή μεταξύ του εργαλείου και του δοκιμίου είναι πολύ μικρή. Επομένως, το μοντέλο θέτει την παραγωγή θερμότητας από το περιαιχένιο και τον πείρο ίση με το 0 όταν η θερμοκρασία είναι ίση ή μεγαλύτερη της θερμοκρασίας τήξης.

Οι παράμετροι αυτών παρουσιάζονται στον Πίνακα 52:

Πίνακας 52: Οι σταθερές των εξισώσεων.

Name	Expression	Value	Description
T0	298[K]	298.00 K	Ambient temperature
T_melt	828.15[K]	828.15 K	Workpiece melting temperature
h_upside	12.25[W/(m ² *K)]	12.250 W/(m ² *K)	Heat transfer coefficient, upside
h_doΠΣside	6.25[W/(m ² *K)]	6.2500 W/(m ² *K)	Heat transfer coefficient, doΠΣside
epsilon	0.3[1]	0.30000	Surface emissivity
u_weld	1.417[mm/s]	0.0014170 m/s	Welding speed
mu	0.4[1]	0.40000	Friction coefficient
n	750[1/min]	12.500 1/s	Rotation speed (RPM)
omega	2*pi[rad]*n	78.540 rad/s	Angular velocity (rad/s)
F_n	12[kN]	12000 N	Normal force
r_pin	6.5[mm]	0.0065000 m	Pin radius
r_shoulder	23[mm]	0.023000 m	Shoulder radius
A_s	pi*(r_shoulder ² - r_pin ²)	0.0015292 m ²	Shoulder surface area
pos	0 [m]	0.0000 m	

Στην άνω επιφάνεια του αλουμινίου έχουμε απώλειες θερμότητας λόγω συναγωγής και ακτινοβολίας στο περιβάλλον που δίνονται από τη σχέση:

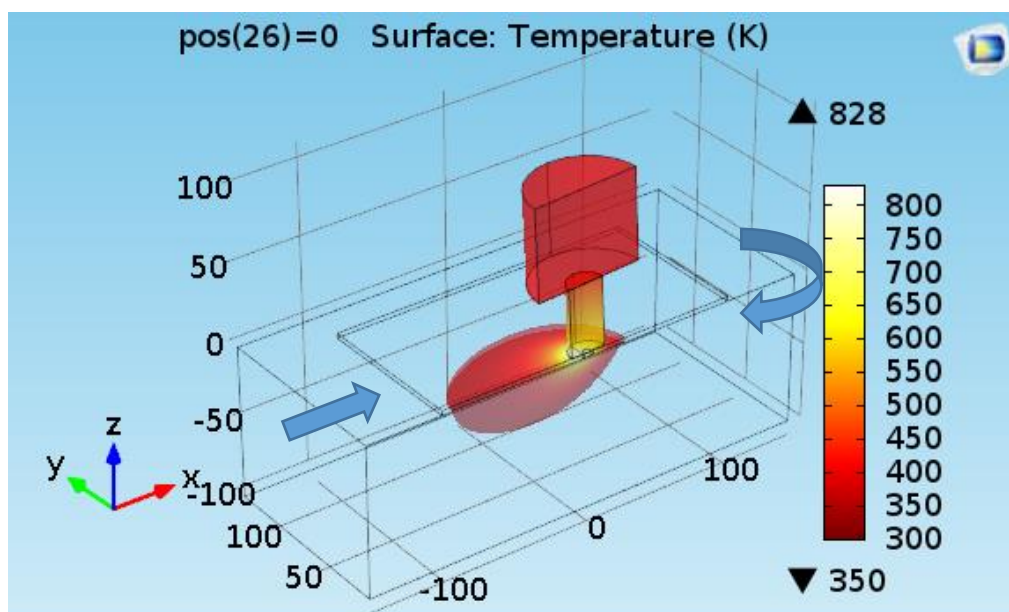
$$q_{up} = h_{up}(T_0 - T) + \varepsilon\sigma(T_{amb}^4 - T^4)$$

όπου h_{up} συντελεστής συναγωγής, T_0 η θερμοκρασία αναφοράς, ε ο συντελεστής εκπομπής της επιφάνειας, σ η σταθερά Stefan – Boltzmann σταθερή και T_{amb} η θερμοκρασία περιβάλλοντος. Κάνοντας χρήση της παραπάνω σχέσης με τις κατάλληλες τιμές των σταθερών του Πίνακα 52 υπολογίζουμε τις απώλειες θερμότητας λόγω συναγωγής στις ελεύθερες επιφάνειες του περιουχενίου, της ατράκτου στήριξης του εργαλείου και της βάση στήριξης των πλακών.

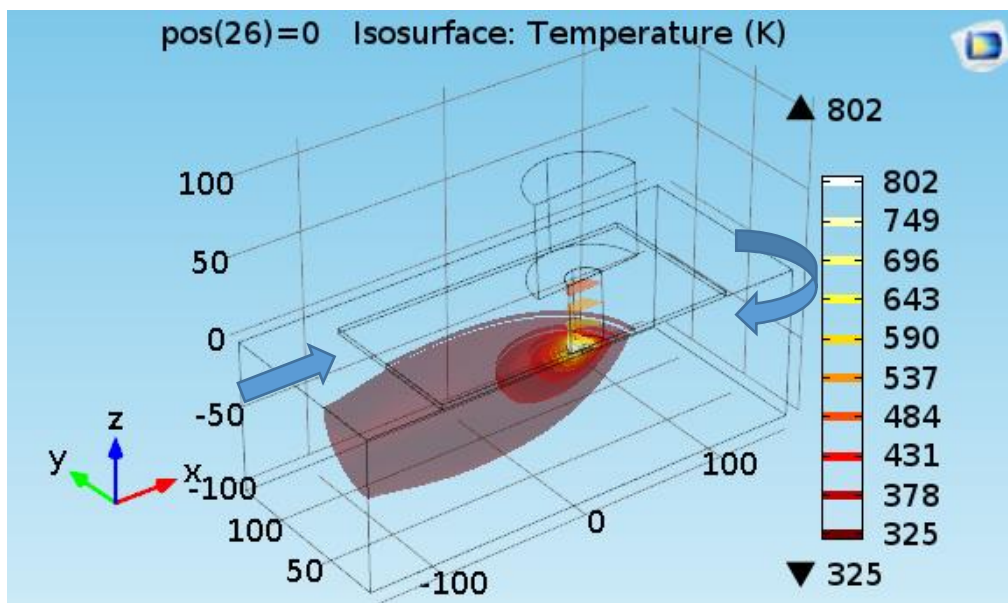
Τέλος, μεταξύ της επιφάνειας του αλουμινίου και της βάσης στήριξης καθώς και μεταξύ της άνω επιφάνειας του περιουχενίου και της κάτω επιφάνειας της ατράκτου στήριξης υφίσταται μεταφορά θερμότητας με αγωγή. Εν προκειμένω, η μεταφορά θερμότητας με αγωγή μεταξύ δύο επιφανειών που έρχονται σε επαφή μοντελοποιείται με χρήση της συνοριακής συνθήκης (thermal contact) του Comsol. Ως input ορίστηκε η πίεση επαφής η οποία προέκυψε από την κάθετη δύναμη (12 kN) η οποία μετρήθηκε με χρήση του δυναμόμετρου.

Αποτελέσματα θερμικού μοντέλου

Τα αποτελέσματα του θερμικού μοντέλου παρουσιάζονται παρακάτω. Πιο συγκεκριμένα στην Εικόνα 266 παρουσιάζεται η θερμοκρασιακή κατανομή αυτού. Επιλέχθηκε να εμφανιστούν οι θερμοκρασίες πάνω από τους 350 K ώστε να μπορεί να παρατηρηθεί το σχήμα της θερμικής ροής. Στην Εικόνα 267 παρουσιάζονται οι ισόθερμες καμπύλες και πάλι για θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 350 K.



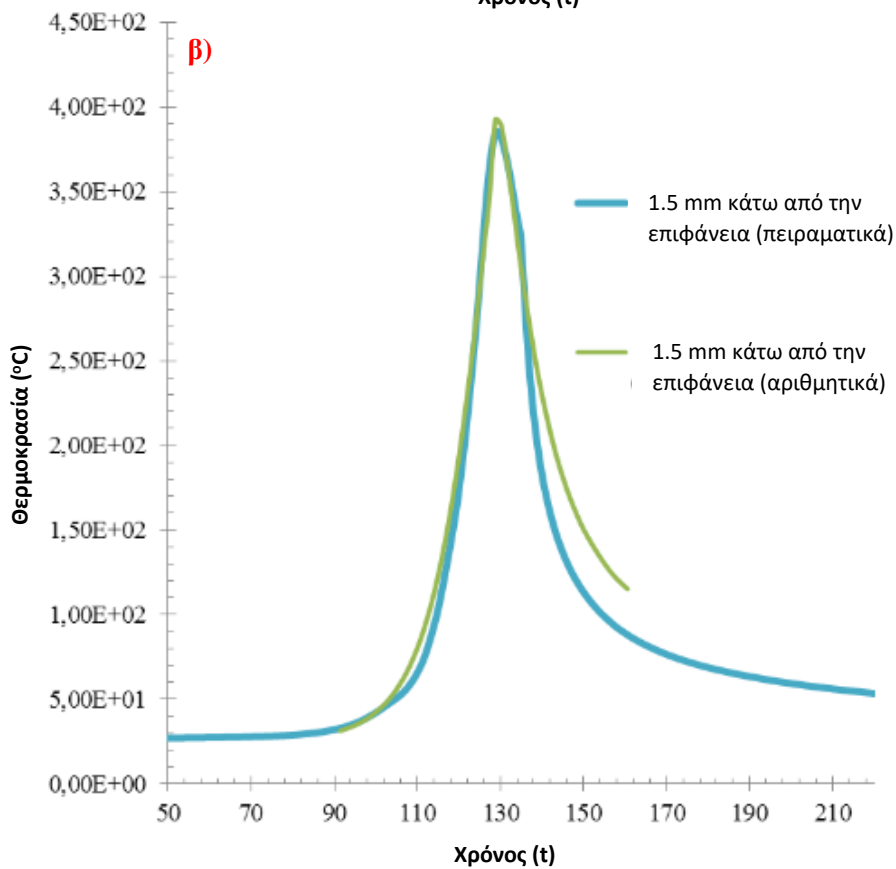
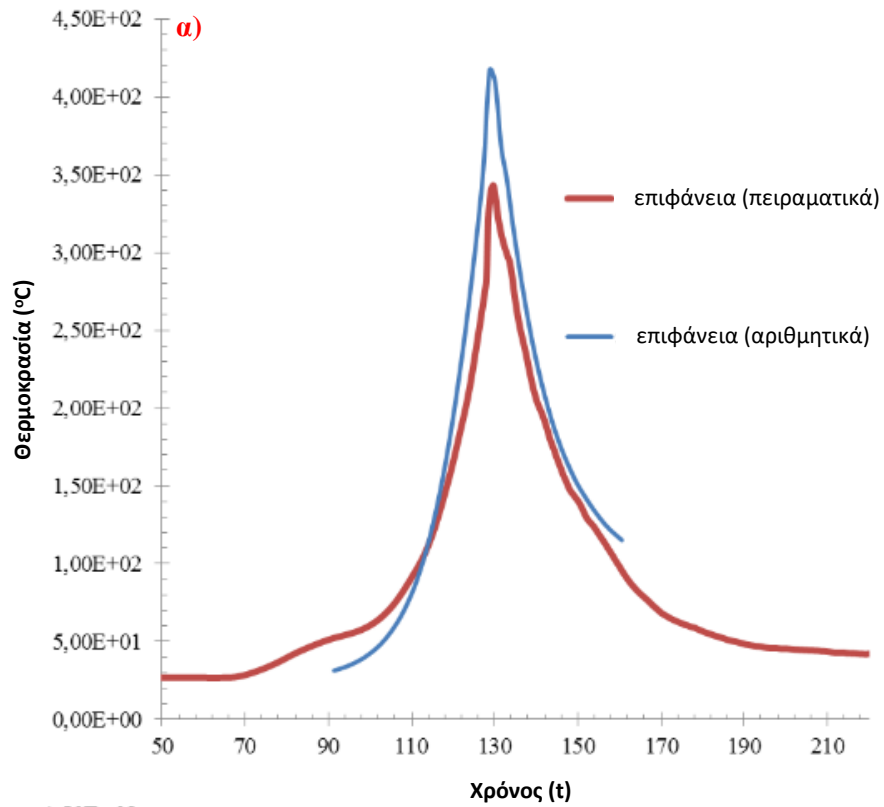
Εικόνα 266: Η θερμοκρασιακή κατανομή. Εμφανίζονται οι θερμοκρασίες πάνω από τους 350 K.



Εικόνα 267: Οι ισόθερμες καμπύλες για θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 350 K.

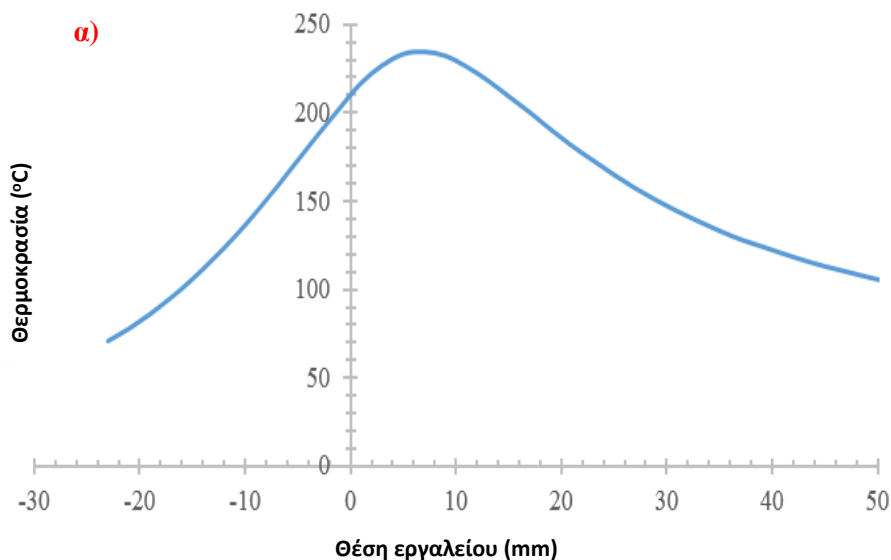
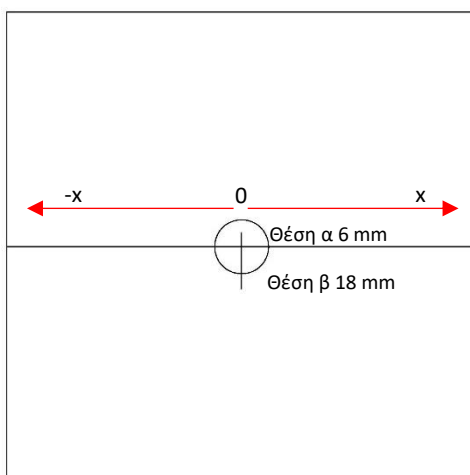
Παρατηρείται ότι δεν υπερβαίνεται η θερμοκρασία των 829 K (556 °C) ενώ η θερμοκρασία solidus του AA5083 είναι 864 K (591 °C). Αυτό αποδεικνύει ότι δεν παρουσιάζεται τήξη του υλικού. Η μέγιστη θερμοκρασία παρατηρείται μόνο στις επιφάνειες του περιαιχηνίου και του πείρου που δρουν ως πηγές θερμότητας. Η θερμοκρασιακή κατανομή είναι η αναμενόμενη παρουσιάζοντας μια μικρή προθερμασμένη περιοχή, μέγιστο στο σημείο επαφής του πείρου του εργαλείου με την προς συγκόλληση πλάκα και μια εκτενή περιοχή η οποία βρίσκεται σε υψηλές θερμοκρασίες για μεγάλο χρονικό διάστημα εξαιτίας της θερμοχωρητικότητας των υλικών. Οι ισόθερμες καμπύλες, όπως ήταν αναμενόμενο, ακολουθούν τη θερμοκρασιακή κατανομή.

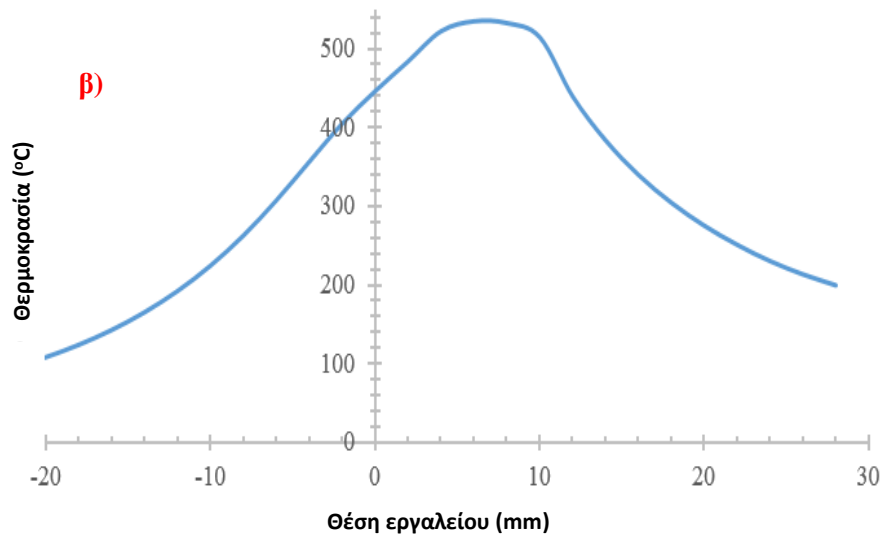
Έπειτα, ακολούθησε η σύγκριση των αποτελεσμάτων με τα αντίστοιχα πειραματικά, όπως αυτά μετρήθηκαν κάνοντας χρήση θερμοστοιχείων. Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι, λόγω βλάβης του συστήματος μέτρησης μόνο δύο από τα πέντε θερμοστοιχεία μας παρείχαν μετρήσεις και συγκεκριμένα τα ευρισκόμενα στη θέση 2 και τη θέση 4 (βλ. Εικόνα 76). Στην Εικόνα 268 παρατηρείται η σύγκριση της θερμοκρασιακής κατανομής συναρτήσει του χρόνου μεταξύ των αποτελεσμάτων του μοντέλου και των πειραματικών. Στην πρώτη περίπτωση (βλ. Εικόνα 268α), το θερμοστοιχείο τοποθετήθηκε πάνω στην επιφάνεια των προς συγκόλληση πλακών χωρίς να διεισδύσει εντός οπής (θερμοστοιχείο θέσης 4). Τα δύο διαγράμματα έχουν ίδια μορφή με το αριθμητικό να είναι κατά 50 °C μετατοπισμένο προς τα πάνω. Αυτό πιθανώς οφείλεται στο γεγονός ότι η επιφάνεια του θερμοστοιχείου εφύχγεται από τον περιβάλλοντα ατμοσφαιρικό αέρα ενώ το μοντέλο παρουσιάζει τη θερμοκρασία του υλικού της συγκολλούμενης πλάκας. Στη δεύτερη περίπτωση, όπου το θερμοστοιχείο εισήχθη σε μια οπή σε βάθος 1,5 mm από την επιφάνεια της πλάκας (θερμοστοιχείο θέσης 2), τα αποτελέσματα της προσομοίωσης είναι πολύ κοντά στα πειραματικά (βλ. Εικόνα 268β), αποδεικνύοντας ότι η μοντελοποίηση προσομοιάζει με ικανοποιητική ακρίβεια το πραγματικό φαινόμενο.



Εικόνα 268: Σύγκριση μεταξύ των πειραματικών αποτελεσμάτων και των αποτελεσμάτων προσομοίωσης α) στην επιφάνεια της πλάκας, β) 1,5 mm κάτω από την επιφάνεια αυτής.

Στην Εικόνα 269 παρουσιάζεται η κατανομή θερμοκρασίας δύο σημείων στην πλάκα σε σχέση με τη θέση του εργαλείου. Στην Εικόνα 269α το σημείο η θερμοκρασία του οποίου απεικονίζεται βρίσκεται σε απόσταση 18 mm από το κέντρο του ΠΣ και σε βάθος 1,5 mm από την επιφάνεια ενώ Στην Εικόνα 269β το σημείο βρίσκεται σε απόσταση 6 mm από το κέντρο του ΠΣ και σε βάθος 1 mm από την επιφάνεια. Η κατανομή της θερμοκρασίας είναι όπως αναμενόταν με το πρώτο σημείο που βρίσκεται κοντά στον ΠΣ να φτάνει τους 534,73 °C ενώ το δεύτερο σημείο που βρίσκεται σε μεγαλύτερη απόσταση από την πηγή θερμότητας να φτάνει τους 234,06 °C.





Εικόνα 269: Η κατανομή της θερμοκρασίας δύο σημείων στην πλάκα σε σχέση με τη θέση του εργαλείου, α) 18 mm από το κέντρο του ΠΣ και σε βάθος 1,5 mm από την επιφάνεια και β) 6 mm από το κέντρο του ΠΣ και σε βάθος 1 mm από την επιφάνεια.

Συμπεράσματα

Το παραγόμενο θερμικό μοντέλο προσομοιώνει τη θερμική συμπεριφορά των υλικών κατά τη διάρκεια της FSW με την αριθμητική κατανομή της θερμοκρασίας να είναι πολύ κοντά στα πειραματικά αποτελέσματα κάτι το οποίο αποδεικνύει ότι επιβεβαιώνεται η ακρίβεια του μοντέλου. Ως αποτέλεσμα, το παρόν μοντέλο μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τη διεξαγωγή παραμετρικών μελετών για αρκετές άλλες περιπτώσεις συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση χωρίς την ανάγκη διεξαγωγής μεγάλου αριθμού πειραμάτων που απαιτούν χρόνο.

Δ.2 ΘΕΡΜΟΡΟΪΚΗ ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ (COMSOL 5.0)

Ανάπτυξη ροϊκού μοντέλου

Το ροϊκό μοντέλο αναπτύχθηκε με τη μεθοδολογία υπολογιστικής ρευστοδυναμικής κάνοντας χρήση του laminar flow module του Comsol. Λόγω της ομοιομορφίας και των κοινών ιδιοτήτων που εμφανίζονται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης θεωρούμε ότι το στάδιο προώθησης του εργαλείου δεν περιλαμβάνει χρονικά εξαρτώμενα φαινόμενα και επομένως μπορούμε να κάνουμε στατική (steady-state) ανάλυση. Αυτό σημαίνει ότι το εν λόγω μοντέλο περιγράφει επαρκώς οποιαδήποτε στάδιο της διαδικασίας της συγκόλλησης εκτός από το αρχικό στάδιο δυνείσδυσης του εργαλείου και το τελικό στάδιο απομάκρυνσης αυτού. Η στατική ανάλυση μπορεί να επιτευχθεί θέτοντας τις κατάλληλες συνοριακές συνθήκες στις επιφάνειες επαφής του εργαλείου με το υλικό έτσι ώστε το πρόγραμμα να αντιλαμβάνεται την περιστροφική κίνηση και στη συνέχεια δίνοντας στον όγκο του αλουμινίου ταχύτητα ίση με αυτήν της ταχύτητας προώθησης του εργαλείου και αντίθετης φοράς.

Εξισώσεις περιγραφής της ροής

Για τη μοντελοποίηση της ροής στη διεργασία FSW επιλέχθηκε η επίλυση των μερικών διαφορικών εξισώσεων Navier – Stokes για ασυμπίεστα ρευστά, δηλαδή την εξίσωση της ορμής και την εξίσωση της συνέχειας.

$$\rho u \nabla u = \nabla [-Ip + \mu(\nabla u + \nabla u^T)]$$

$$\nabla u = 0$$

Ο όρος $(\nabla u + \nabla u^T)$ είναι ο τανυστής του ρυθμού διατμητικής παραμόρφωσης και πολλαπλασιασμένος με το δυναμικό ιξώδες μ δίνει την ασκούμενη διατμητική τάση $\tau = \mu \dot{\gamma}$. Ο όρος $\rho u \nabla u$ αποτελεί την ορμή του ρέοντος ρευστού. Λόγω της κυρίαρχης ιξώδους δύναμης, ο όρος της αδράνειας μπορεί να αμεληθεί για τη μοντελοποίηση FSW.

Το ιξώδες υπολογίζεται με τη χρήση του θερμοκρασιακά εξαρτούμενου μοντέλου Carreau.

$$\mu(\dot{\gamma}) = \mu_{\infty} + (\mu_0 - \mu_{\infty}) \left[1 + \left(\dot{\gamma} \lambda \exp\left(\frac{T_0}{T}\right) \right)^2 \right]^{\frac{n-1}{2}}$$

Η επιλογή των κατάλληλων σταθερών έγινε λαμβάνοντας υπ' όψιν τιμές που είχαν χρησιμοποιηθεί σε παλαιότερες μελέτες και έδιναν αξιόλογα αποτελέσματα.

$$\mu_{\infty} \text{ (το δυναμικό ιξώδες σε άπειρη διάτμηση)} = 0$$

$$\mu_0 \text{ (το δυναμικό ιξώδες σε μηδενική διάτμηση)} = 10^8 \text{ Pa}\cdot\text{s}$$

$$\lambda \text{ (η χρονική σταθερά)} = 10$$

$$n \text{ (δείκτης ροής)} = 0$$

Η επιλογή της τιμής του δείκτη ροής ίση με το 0 κάνει την παραπάνω εξίσωση μη γραμμική και δηλώνει τη φύση της ροής στην περιοχή της συγκόλλησης. Το αλουμίνιο θεωρείται ρευστό

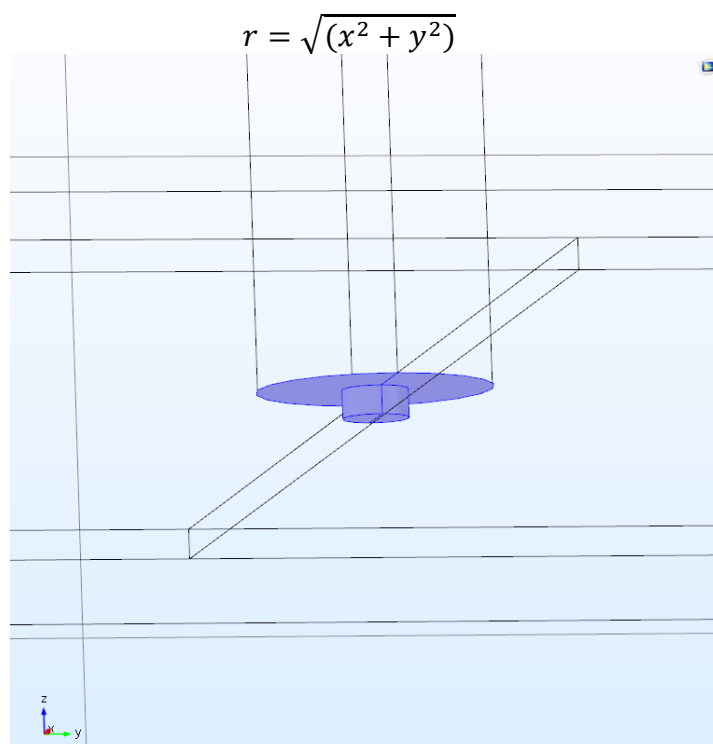
υψηλού ιξώδους και έχει μη νευτώνεια ψευδοπλαστική (shear thinning) ρεολογική συμπεριφορά.

Καθορισμός των συνοριακών συνθηκών

Τα διανύσματα ταχύτητας που εισάγονται στις επιφάνειες επαφής του εργαλείου με το μοντέλο για τον καθορισμό της περιστροφικής ταχύτητας είναι:

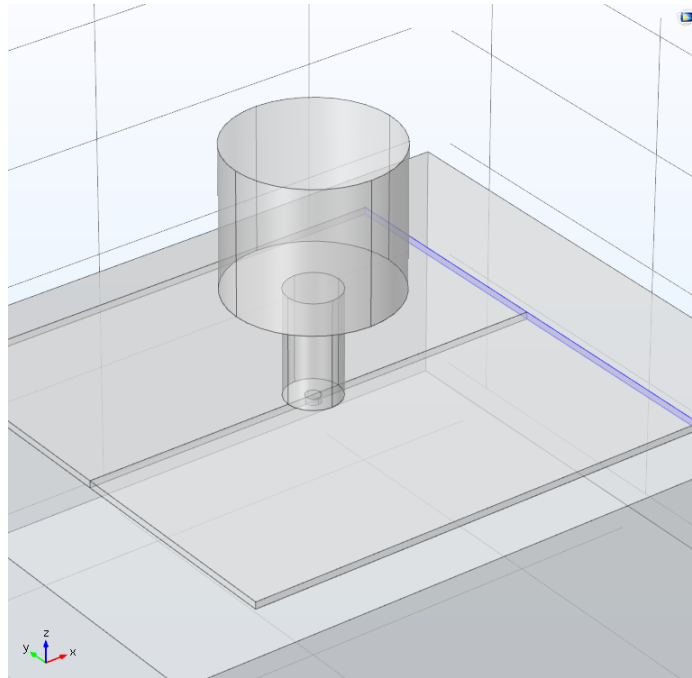
$$u = -y\delta\omega \quad \text{και} \\ v = x\delta\omega$$

όπου δ η μεταβλητή της συνθήκης επαφής που περιγράφει τον αδιάστατο βαθμό προσκόλλησης του υλικού στο εργαλείο, γνωστή ως συντελεστής ολίσθησης και ω η περιστροφική ταχύτητα σε rad/s. Οι παραπάνω συνθήκες επαφής αντιστοιχούν σε περιστροφή του εργαλείου με κατεύθυνση αντίθετη αυτής του ρολογιού (counter-clockwise rotation) και το διάνυσμα της ταχύτητας σε οποιοδήποτε σημείο επαφής έχει εφαπτόμενη ταχύτητα ίση με $\delta\omega*r$, όπου r η ακτινική θέση.



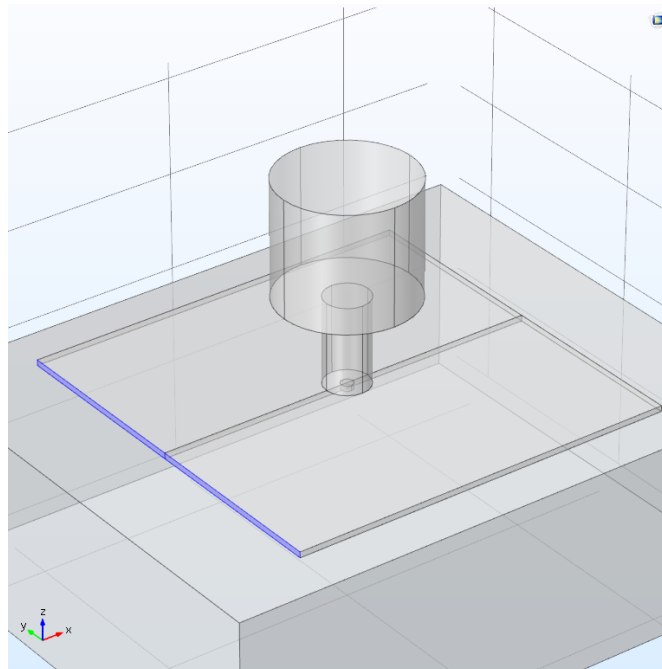
Σχήμα 270: Οι επιφάνειες στις οποίες εισάγονται τα διανύσματα της ταχύτητας.

Τέλος, για να μπορέσει το Comsol να μοντελοποιήσει τη ροή ενός ρευστού πρέπει να δοθεί υποχρεωτικά συνοριακή συνθήκη για τον καθορισμό της επιφάνειας από την οποία εισέρχεται το ρευστό στο χώρο ροής και της ταχύτητας με την οποία αυτό εισέρχεται (inlet flow velocity). Στο μοντέλο που αναπτύχθηκε η επιφάνεια που επιλέχθηκε φαίνεται στην Εικόνα 271, ενώ η ταχύτητα της εισερχόμενης ροής ισούται με την ταχύτητα προώθησης του εργαλείου, αλλά με αντίθετη φορά (inlet flow velocity = $-u_{\text{weld}}$).



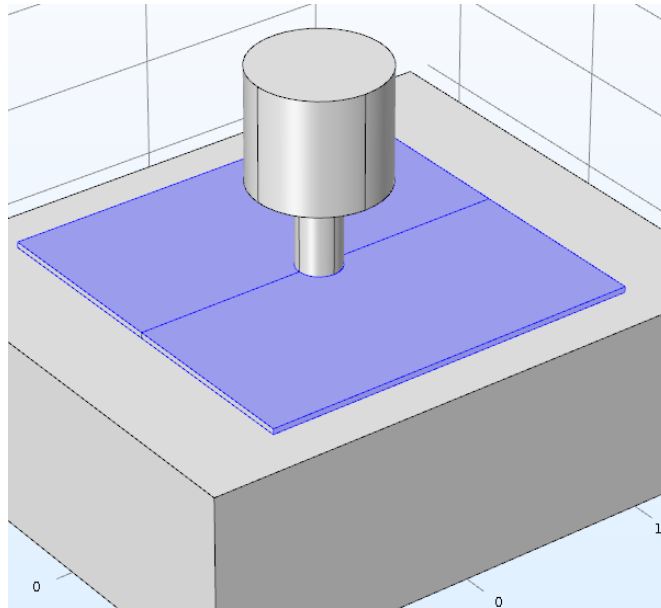
Εικόνα 271: Η επιφάνεια εισόδου της ροής.

Αντίστοιχα με το σύνορο εισδοχής της ροής πρέπει να προσδιοριστεί και το σύνορο από το οποίο εξέρχεται η ροή (outlet flow boundary) καθώς και οι συνθήκες με τις οποίες συμβαίνει αυτό. Η επιφάνεια εξόδου της ροής που επιλέχθηκε φαίνεται στην Εικόνα 272, και η συνθήκη που τη συνοδεύει είναι πίεση ίση με την ατμοσφαιρική.



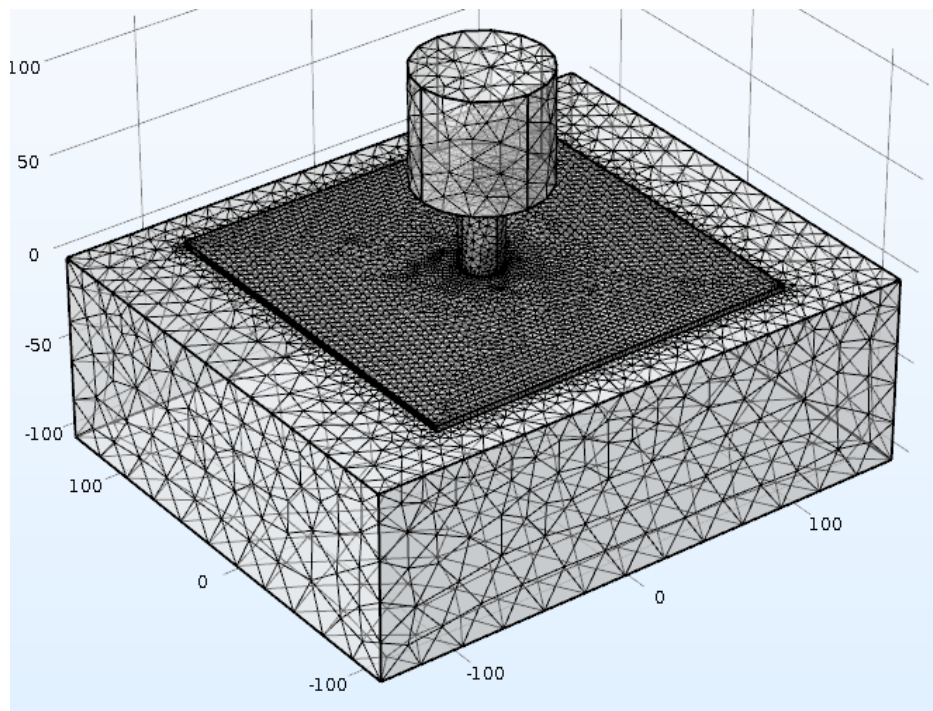
Εικόνα 272: Η επιφάνεια εξόδου της ροής.

Οι υπόλοιπες επιφάνειες των πλακών αλουμινίου αντιμετωπίζονται από το μοντέλο ως ακίνητοι τοίχοι. Για να μπορέσει να γίνει σωστά η μοντελοποίηση θεωρούμε ότι και οι υπόλοιπες επιφάνειες του αλουμινίου έχουν σταθερή ταχύτητα ίση με $-u_{\text{weld}}$ και επομένως ρέουν μαζί με το εισερχόμενο ρευστό (βλ. Εικόνα 273).



Εικόνα 273: Οι επιφάνειες με σταθερή ταχύτητα ίση με $-u_{\text{weld}}$

Εν προκειμένω, και σε αντίθεση με την περίπτωση του αμιγώς θερμικού μοντέλου, επιλέχθηκε διακριτοποίηση με τριγωνικά στοιχεία, τα οποία όπως φαίνεται και στην Εικόνα 274 είναι πιο πυκνά στην περιοχή του εργαλείου και αραιώνουν όσο απομακρυνόμαστε από αυτό.



Εικόνα 274: Η διακριτοποίηση του μοντέλου

Κάνοντας δοκιμές και βλέποντας την ποιότητα των αποτελεσμάτων, προκύπτει ότι η καλύτερη πετυχαίνεται για fine physics-controlled mesh. Τα στοιχεία στα οποία διακριτοποιείται το μοντέλο είναι τα ακόλουθα:

Αριθμός στοιχείων κορυφών (vertex elements): 40
Αριθμός στοιχείων άκρων (edge elements): 744
Αριθμός στοιχείων συνόρων (boundary elements): 15486
Αριθμός στοιχείων (elements): 79374

Χρησιμοποιούμενες παράμετροι της συγκόλλησης

Οι παράμετροι συγκόλλησης που επιλέχθηκαν για τη συγκεκριμένη μοντελοποίηση είναι:

Ταχύτητα συγκόλλησης: $u_{\text{weld}} = 1.417 \text{ mm/s}$
Κατακόρυφη δύναμη στον άξονα του εργαλείου: $F_n = 12 \text{ kN}$
Περιστροφική ταχύτητα εργαλείου: $N = 750 \text{ RPM}$
Συντελεστής ολίσθησης: $\delta = 0.5$
Συντελεστής τριβής: $\mu = 0.4$

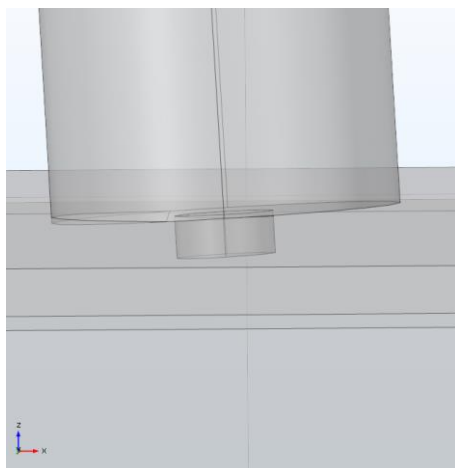
Οι παράμετροι αυτές ταυτίζονται με τις βέλτιστες παραμέτρους ομογενούς συγκόλλησης του AA5083-H111 και είναι πανομοιότυπες με τις αντίστοιχες που χρησιμοποιήθηκαν κατά την πειραματική εξακρίβωση των αποτελεσμάτων (βλ. Κεφάλαιο Γ.1.1).

Για την επίλυση του παραπάνω συνδυασμένου θερμικού – ροϊκού μοντέλου χρειάστηκαν 127 λεπτά υπολογιστικού χρόνου και απαιτήσεις μνήμης:

Φυσική μνήμη (physical memory): 2.08 GB
Εικονική μνήμη (virtual memory): 2.5 GB

Εισαγωγή γωνίας κλίσης στο εργαλείο

Κατά την προσπάθεια μοντελοποίησης της διεργασίας δόθηκε στον άξονα του εργαλείου γωνία κλίσης 3° αντίθετη της φοράς της συγκόλλησης όπως δηλαδή και σε όλα τα αντίστοιχα πειράματα. Η γεωμετρία του μοντέλου μετά την τροποποίηση της γεωμετρίας πήρε την ακόλουθη μορφή:



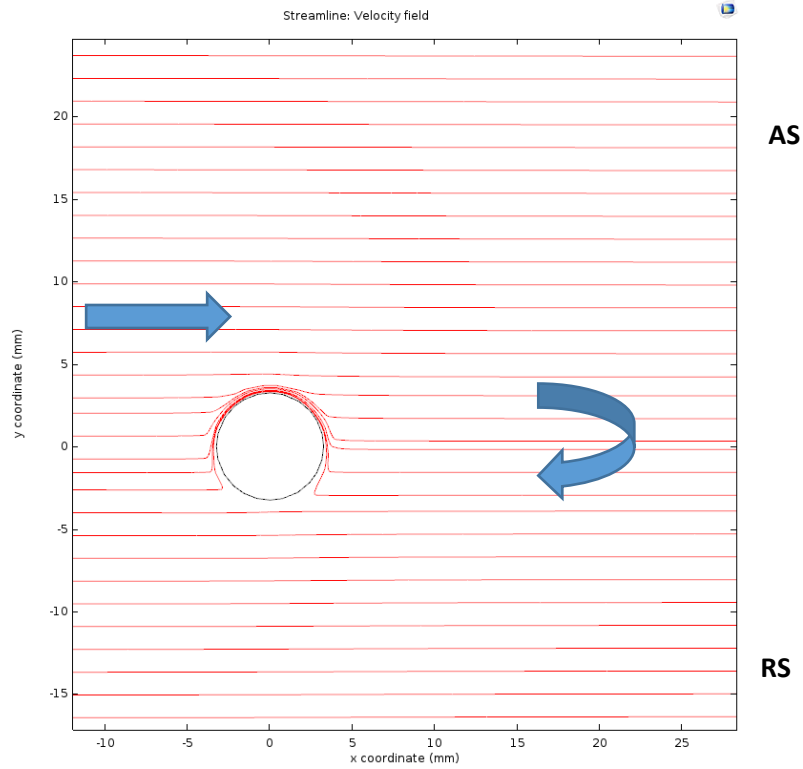
Εικόνα 275: Η γωνία κλίσης του εργαλείου (3°).

Όπως βλέπουμε στο σχήμα, το πίσω τμήμα του περιανυχνίου εισέρχεται στα υπό συγκόλληση δοκίμια, ενώ από λίγα χιλιοστά πριν τον πείρο μέχρι το μπροστινό μέρος η επιφάνεια του δεν έρχεται σε επαφή με το υλικό. Οι συνοριακές συνθήκες στις επιφάνειες που έρχονται σε επαφή με το υλικό παραμένουν οι ίδιες, αλλά λόγω της περιπλοκότητας της νέας γεωμετρίας επιβαρύνεται η διακριτοποίηση και ο υπολογιστικός χρόνος προσομοίωσης.

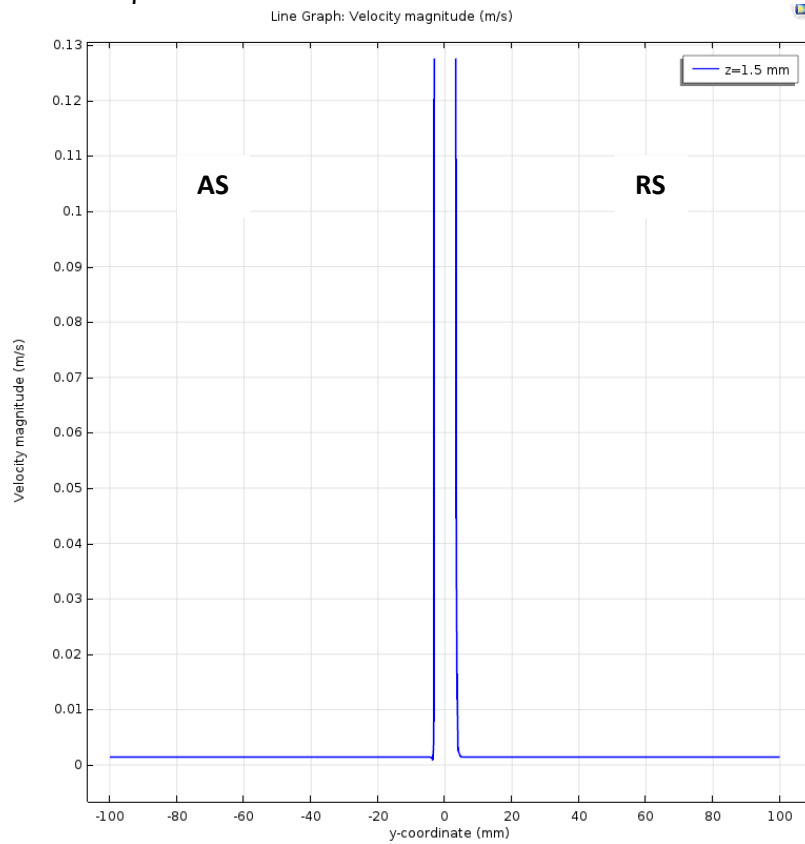
Αποτελέσματα θερμοροϊκού μοντέλου

Σε αυτό το σημείο πρέπει να αναφερθεί ότι το ροϊκό μοντέλο ‘έτρεξε’ αρχικά χωρίς να έχει δοθεί γωνία κλίσης στο εργαλείο.

Αρχικά εισήχθη ταχύτητα μόνο στον πείρο και θεωρήθηκε ότι παράγεται θερμότητα μόνο από την τριβή της επιφάνειάς του με το υλικό. Η περιστροφική ταχύτητα ισούται με 750 RPM, η ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου με 1.417 mm/s και ο συντελεστής ολίσθησης ίσος με 0.5. Όπως αναμένεται, η θερμότητα που παράγεται δεν είναι αρκετή για να πλαστικοποιήσει το υλικό στην περιοχή γύρω από το εργαλείο και να το θέσει σε ανάδευση (βλ. Εικόνα 276). Παρατηρείται ότι μια πολύ μικρή ποσότητα υλικού γύρω από την επιφάνεια του πείρου παρασύρεται σε ροή, η οποία δε μεταδίδεται στο υπόλοιπο υλικό. Στην Εικόνα 277 παρατίθεται η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας στην περιοχή του εργαλείου στη μέση του πάχους της πλάκας για περιστροφή μόνο του πείρου. Παρατηρείται ότι το υλικό επηρεάζεται από την περιστροφή του πείρου έως της απόστασης του 1 mm από αυτόν. Επίσης από τις Εικόνες 14.14 και 14.15 μπορεί να καταστεί σαφές ότι η ταχύτητα της ροής για τα θετικά y , δηλαδή η ταχύτητα στην υποχωρούσα πλευρά, έχει ελάχιστα μεγαλύτερη έκταση σε σχέση με την αντίστοιχη για τα αρνητικά y , δηλαδή την προωθούμενη πλευρά. Αυτό συμβαίνει διότι, όπως θα δούμε παρακάτω όπου εισάγεται ταχύτητα και στο περιανυχνίο, το μεγαλύτερο μέρος της ροής λαμβάνει χώρα στην υποχωρούσα πλευρά.



Εικόνα 276: Οι ροϊκές γραμμές σε επιφάνεια στη μέση του πάχους του δοκιμίου για εισαγωγή ταχύτητας μόνο στον πείρο.



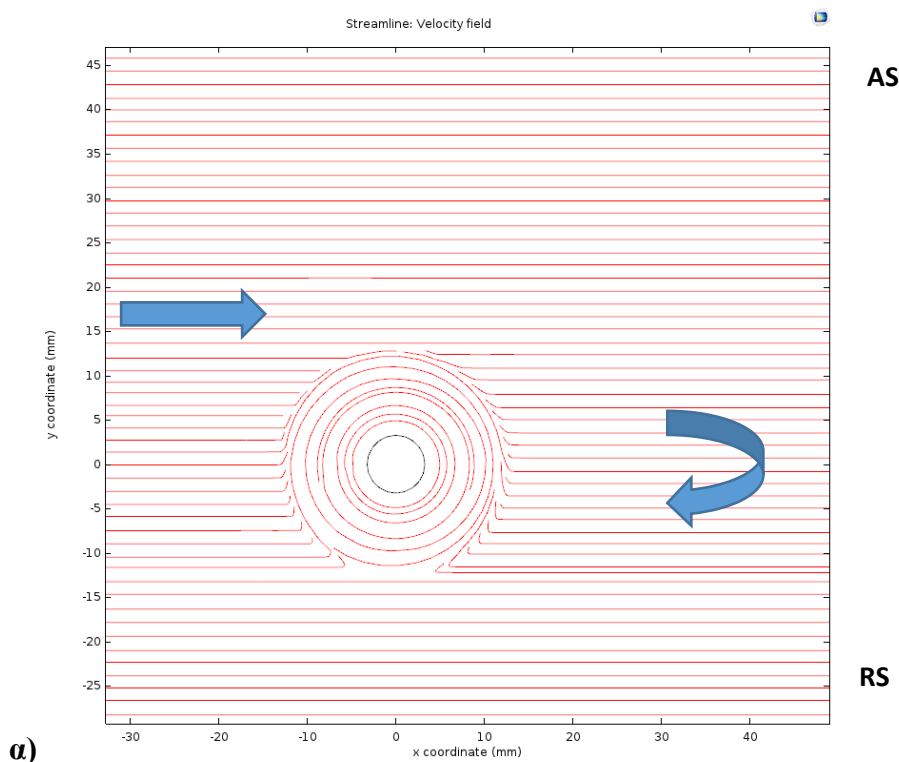
Εικόνα 277: Η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας εκατέρωθεν του εργαλείου στη μέση του πάχους της πλάκας για περιστροφή μόνο του πείρου.

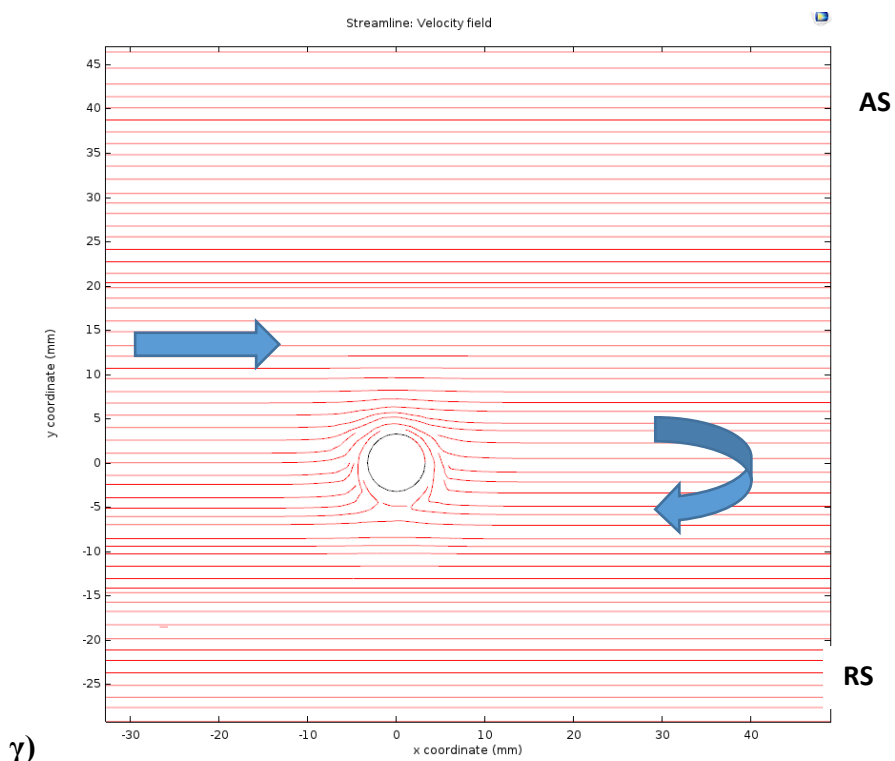
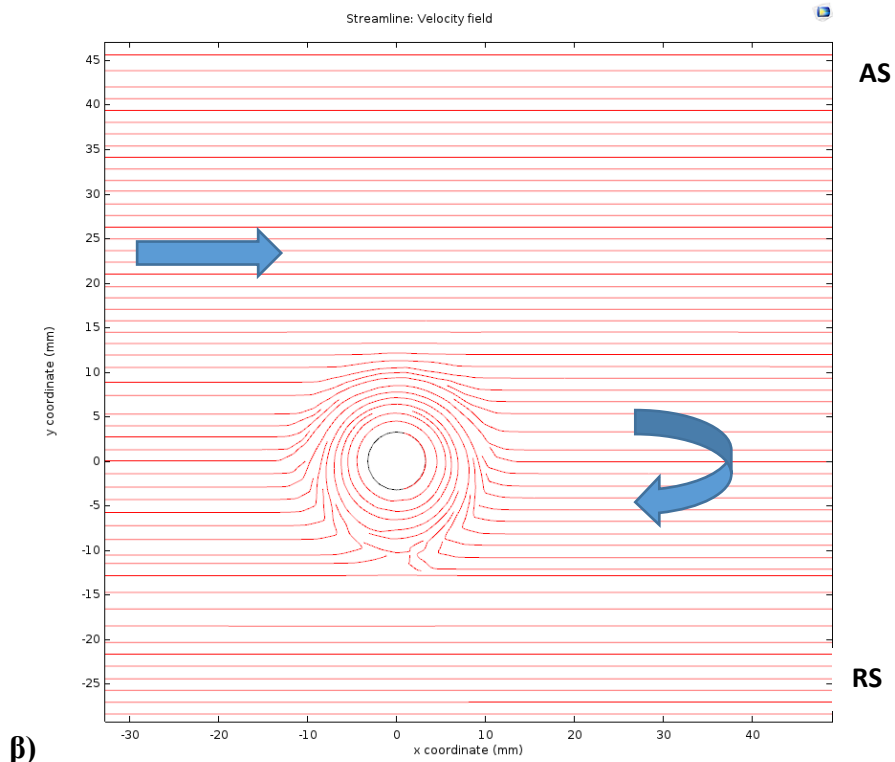
Εισαγωγή ταχύτητας και στο περιαιχένιο

Για τις ίδιες παραμέτρους που εισήχθη η ταχύτητα στον πείρο, εισάγεται ταχύτητα και στο περιαιχένιο. Στις Εικόνες 278 και 279 παρουσιάζονται οι ροϊκές γραμμές και η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας αντίστοιχα:

- α) κάτω από την επιφάνεια του περιαιχενίου,
- β) στη μέση του πάχους της πλάκας και
- γ) στην κάτω επιφάνεια του πείρου.

Στην Εικόνα 278β παρατηρούνται οι ροϊκές γραμμές του πεδίου ταχυτήτων στη μέση του πάχους της πλάκας του AA5083. Οι γραμμές δείχνουν την πορεία που τα μόρια του υλικού ακολουθούν από την περιοχή εισόδου έως την περιοχή εξόδου της ροής. Τα χαρακτηριστικά της ροής στην περιοχή κοντά στο εργαλείο παρουσιάζουν εξαιρετικό ενδιαφέρον. Οι ροϊκές γραμμές μακριά από την περιοχή του εργαλείου είναι ευθείες. Κοντά στο εργαλείο, στην προωθούμενη πλευρά, αρχίζουν να παρατηρούνται αναστροφές της ροής. Επίσης, παρατηρείται ένα σημείο στασιμότητας, όπου η ταχύτητα είναι μηδέν, πλησίον του σημείου αναστροφής. Οι κυκλικές ροϊκές γραμμές κοντά στο εργαλείο αποτελούν ένδειξη ότι μέρος του υλικού αναδεύεται από τον πείρο. Παρατηρείται ότι τα μόρια κοντά στον πείρο πραγματοποιούν παραπάνω από μία περιστροφή γύρω από αυτόν πριν εναποτεθούν στο πίσω μέρος του. Επίσης, παρατηρείται ότι η πορεία που ακολουθούν τα μόρια είναι από την υποχωρούσα προς την προωθούμενη πλευρά. Αντίστοιχα συμπεράσματα εξάγονται τόσο για το πάνω μέρος της πλάκας (βλ. Εικόνα 278α), όσο και για το κάτω μέρος της (βλ. Εικόνα 278γ). Μελετώντας τις προαναφερθείσες περιοχές εξάγεται το συμπέρασμα ότι όσο απομακρυνόμαστε κατακόρυφα από το περιαιχένιο, δηλαδή για χαμηλότερα z , η ροϊκή έκταση μειώνεται ραγδαία. Τέλος, μέσω των διαγραμμάτων των Εικόνων 278 και 279 μπορούμε να προβλέψουμε τη ζώνη ανάδευσης του υλικού.

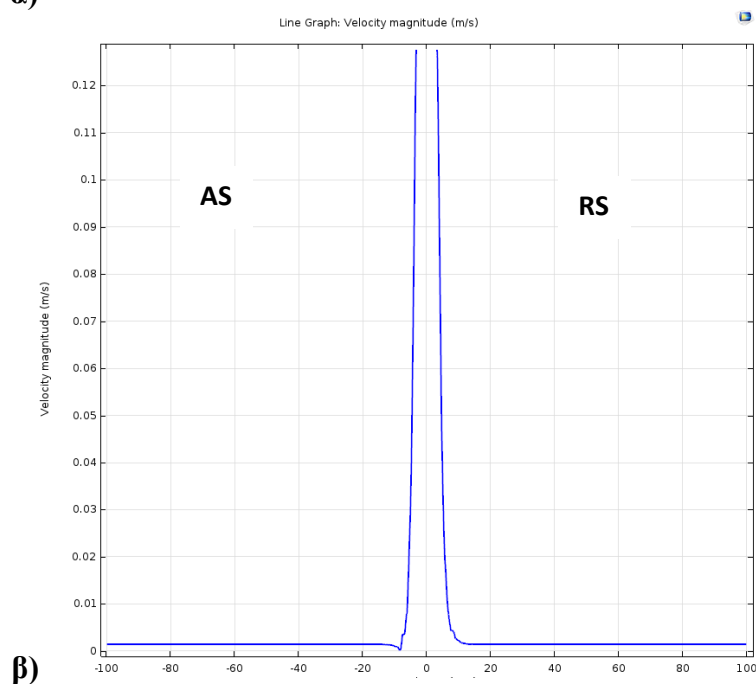
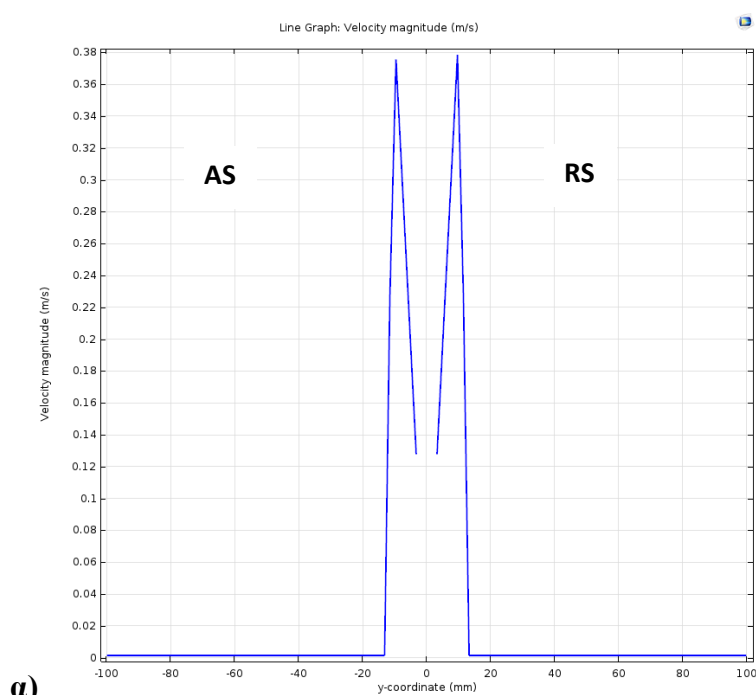


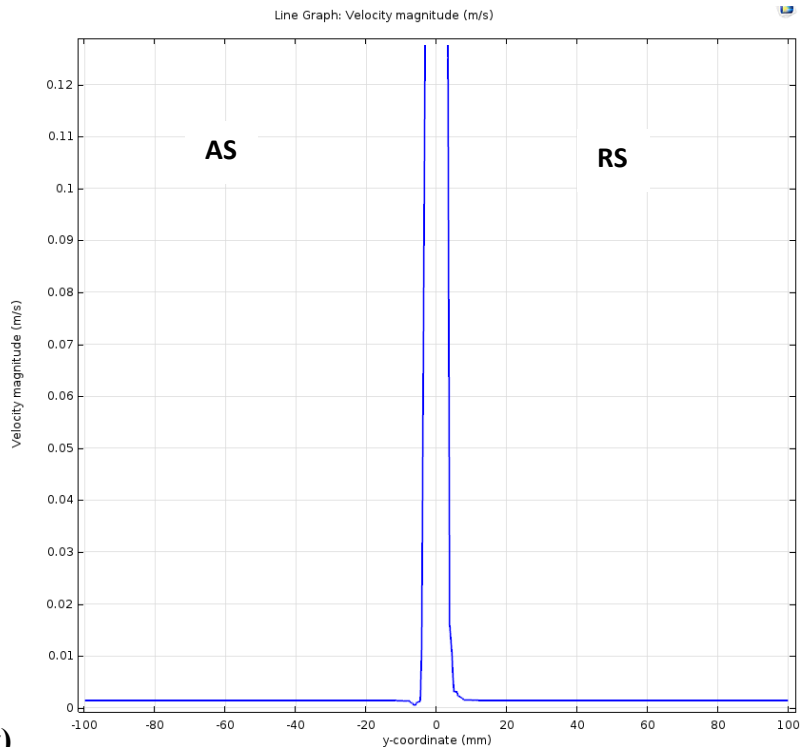


Εικόνα 278: Οι ροϊκές γραμμές σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιανχένιου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

Στην Εικόνα 279α βλέπουμε ότι στο σημείο όπου το περιανχένιο και ο πείρος έχουν κοινή ταχύτητα ίση με $\omega \cdot r \cdot p$, όπου $r \cdot p$ η ακτίνα του πείρου, το υλικό κάτω από την επιφάνεια του περιανχένιου περιστρέφεται με ταχύτητα $\delta \cdot \omega \cdot r \cdot p$. Η μέγιστη ταχύτητα παρατηρείται σε

απόσταση 9.5 mm από το κέντρο του άξονα και οφείλεται σε ταυτόχρονη επιρροή του πείρου και του περιαιχηνίου ενώ για επιπλέον απομάκρυνση του υλικού από το κέντρο του εργαλείου, η ταχύτητα μειώνεται ραγδαία. Στις Εικόνες 279β και γ μπορούμε να παρατηρήσουμε μικρές ασυνέχειες των καμπυλών κατανομής της ροϊκής ταχύτητας στις περιοχές όπου η ταχύτητα τείνει να μηδενιστεί. Ο λόγος που παρατηρούνται οι εν λόγω ασυνέχειες είναι η απότομη μεταβολή των συνθηκών που επικρατούν στην περιοχή του υλικού που αντιστοιχεί στα όρια της θερμομηχανικά και θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Σε αυτές τις περιοχές παρόλο που το υλικό φαίνεται να έχει πολύ μικρή ταχύτητα, στην πραγματικότητα δε ρέει, αλλά το πρόγραμμα αντιλαμβάνεται την τάση του υλικού να κινηθεί.

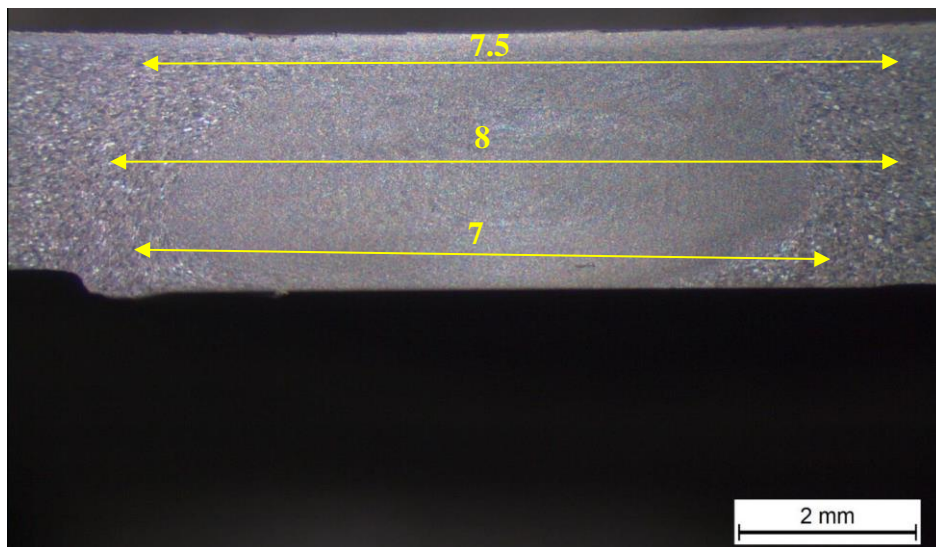




γ)

Εικόνα 279: Η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας εκατέρωθεν του εργαλείου σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιαιχηνίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

Την εγκυρότητα των αποτελεσμάτων μπορούμε να την εξετάσουμε συγκρίνοντάς τα με τα αντίστοιχα πειραματικά, τα οποία προέκυψαν κατά τη συγκόλληση ιδίων διαστάσεων πλακών AA5083-H111 με τις ίδιες συνθήκες με τα αριθμητικά. Το μέγεθος της ζώνης ανάδευσης στην πειραματική μελέτη φαίνεται σε εγκάρσια τομή στην Εικόνα 280.



Εικόνα 280: Τομή των συγκολλημένων πλακών του AA5083 πάχους 3 mm.

Στην άνω επιφάνεια της πλάκας, αν δε λάβουμε υπ' όψιν μας την ύπαρξη του flow arm, η έκταση της ροής παρουσιάζεται να είναι λίγο μεγαλύτερη από τη διάμετρο του πείρου. Στη μέση του πάχους της πλάκας η έκταση της ροής θεωρείται ότι περιλαμβάνει τη ζώνη

ανάδευσης και την περιοχή όπου τα όρια των κόκκων είναι προσανατολισμένα δηλαδή την TMAZ. Αυτή η περιοχή έχει έκταση 8 mm. Στο κάτω μέρος της πλάκας παρατηρείται ότι η ροή εκτείνεται σε μέγεθος ελάχιστα μεγαλύτερο της διαμέτρου του πείρου.

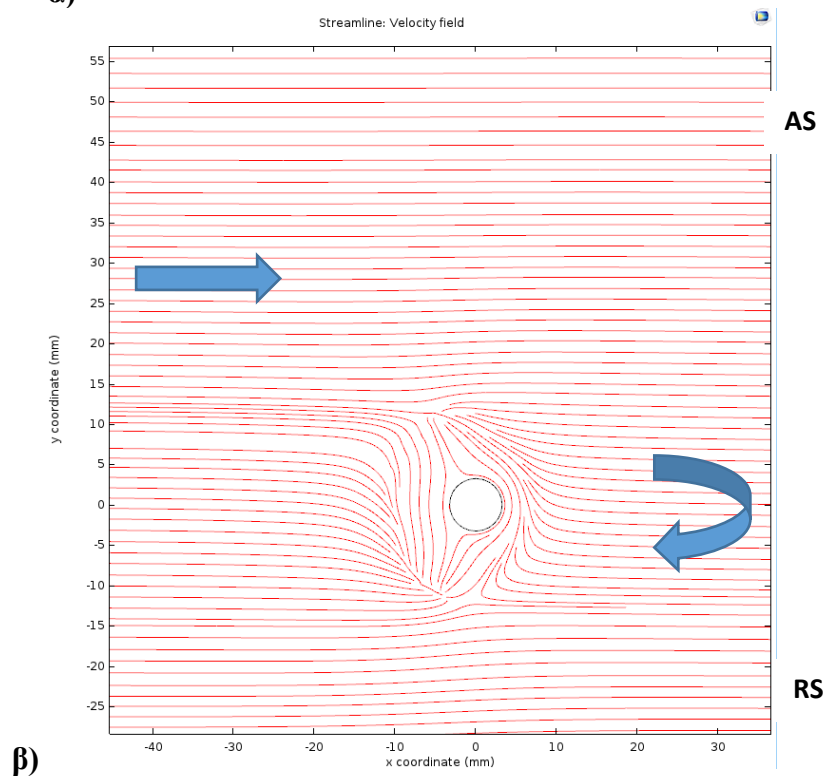
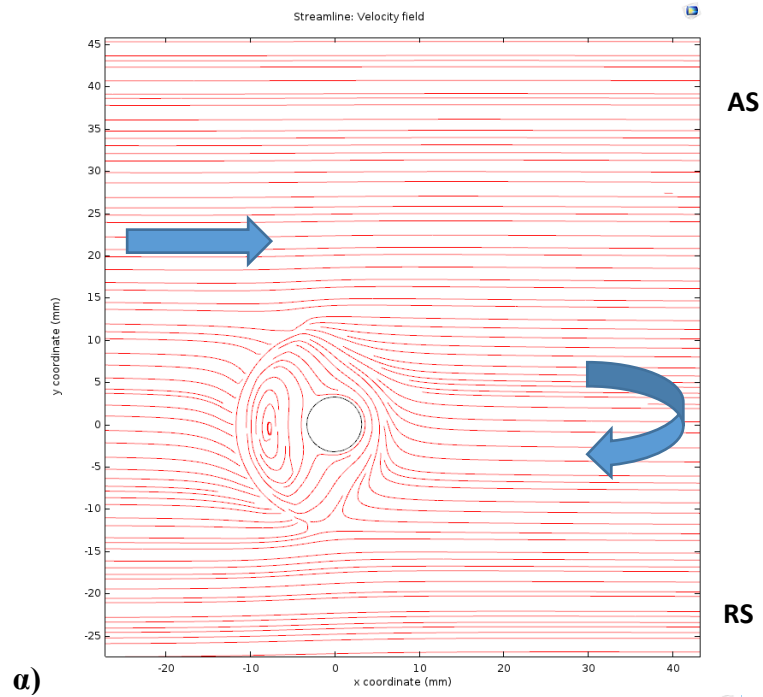
Τα αποτελέσματα του μοντέλου δίνουν στα ανώτερα στρώματα της πλάκας αρκετά μεγαλύτερη ροϊκή έκταση σε σχέση με τα πειραματικά. Ο κύριος λόγος που υπάρχει αυτή η απόκλιση είναι ότι στην πραγματικότητα δεν έρχεται όλη η επιφάνεια του περιαιχενίου σε επαφή με το υλικό διότι ο άξονας του εργαλείου έχει μια μικρή κλίση αντίθετη προς την κατεύθυνση της συγκόλλησης. Αυτό επηρεάζει τα αποτελέσματα ακόμα και στο μέσο πάχος των συγκολλημένων πλακών όπου παρατηρείται απόκλιση της τάξεως του 50% σε σχέση με τα πειραματικά αποτελέσματα. Από την άλλη, στην περίπτωση του κάτω μέρους των πλακών, όπου η επιρροή του περιαιχενίου είναι σαφώς μικρότερη, τα υπολογιστικά αποτελέσματα είναι κοντά στα αντίστοιχα πειραματικά. Η σύγκριση των αριθμητικών με τα πειραματικά αποτελέσματα παρουσιάζεται στον Πίνακα 53.

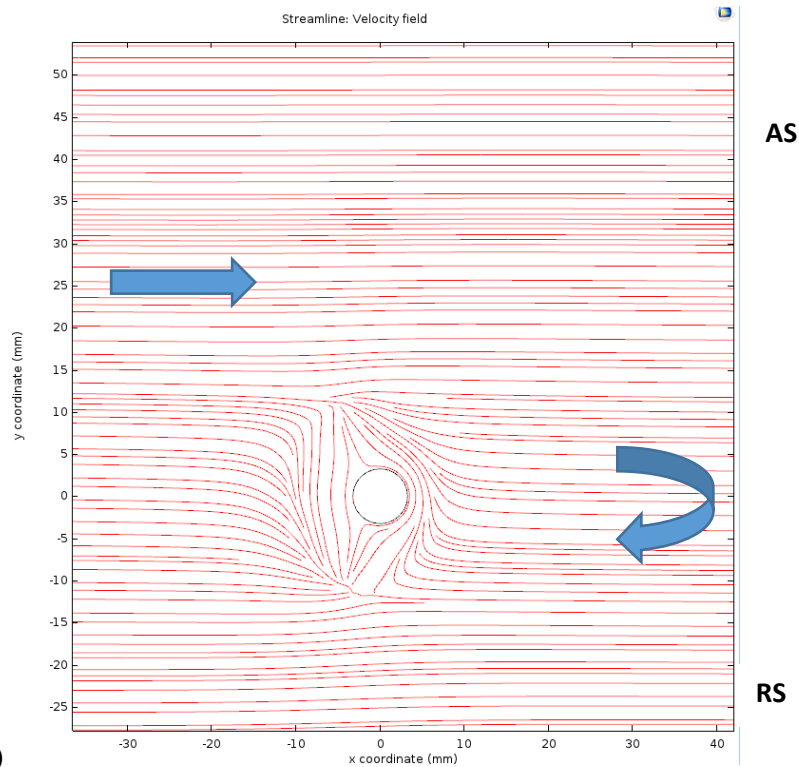
Πίνακας 53: Σύγκριση αποτελεσμάτων ροϊκής έκτασης μοντέλου με πειραματικά σε τρία διαφορετικά ύψη της πλάκας.

	Υπολογιστικά αποτελέσματα	Πειραματικά αποτελέσματα
<u>Επιφάνεια του περιαιχενίου</u>	25,4 mm	7.5 mm
<u>Μέσο πάχος</u>	12,2 mm	8 mm
<u>Επιφάνεια υποστήριξης</u>	8,5 mm	7 mm

Εισαγωγή γωνίας κλίσης 3° στον άξονα του εργαλείου

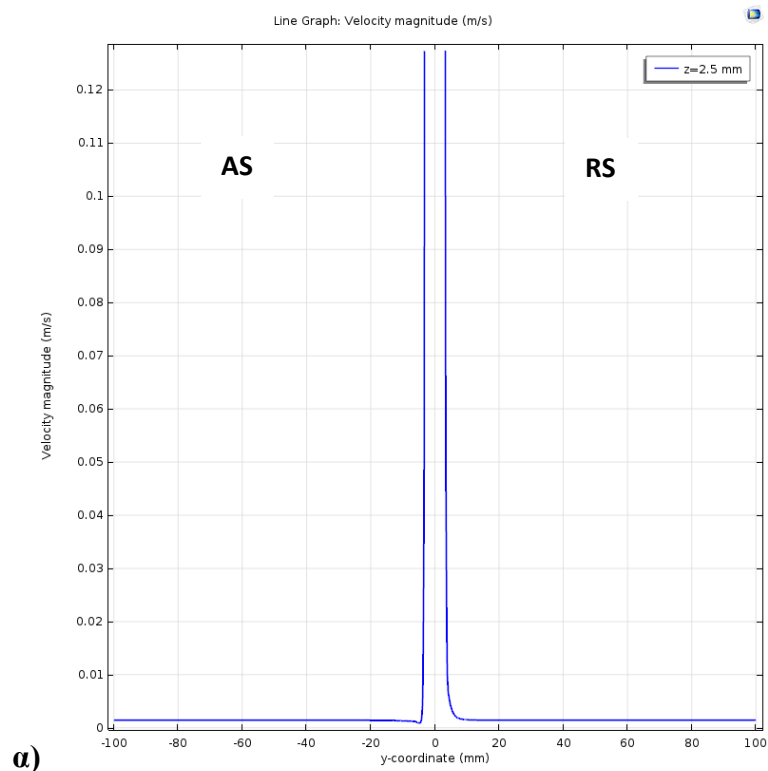
Αφού επιβεβαιώθηκαν τα αποτελέσματα του μοντέλου, αποφασίστηκε να δοθεί η γωνία κλίσης 3° στον κατακόρυφο άξονα του εργαλείου. Εν προκειμένω απαιτήθηκε υψηλότερης ποιότητας διακριτοποίηση και περισσότερος υπολογιστικός χρόνος για να συγκλίνει ο μη γραμμικός (non-linear) solver του Comsol. Οι προκύπτουσες ροϊκές γραμμές στη μέση του πάχους της πλάκας παρουσιάζονται στην Εικόνα 281. Παρατηρούμε ότι μέρος του υλικού με τη βοήθεια του τμήματος του περιαιχενίου που έχει εισχωρήσει στο δοκίμιο, εναποτίθεται στο πίσω μέρος του εργαλείου. Η ροή του υλικού είναι και πάλι από την υποχωρούσα πλευρά προς την προωθούμενη πλευρά. Αξίζει να σημειωθεί ότι τόσο κάτω από την επιφάνεια του περιαιχενίου (βλ. Εικόνα 281α και 282α), όσο και στη μέση του πάχους της πλάκας (βλ. Εικόνα 281β και 280β) καθώς και στην κάτω επιφάνεια του πείρου (βλ. Εικόνα 281γ και 282γ) οι ροϊκές γραμμές και οι κατανομές της ροϊκής ταχύτητας παρουσιάζουν παρόμοια συμπεριφορά λόγω της εντονότερης διείδυσης του περιαιχενίου εντός του υλικού των πλακών και σε αντίθεση με την περίπτωση της προσομοίωσης του φαινομένου χωρίς γωνία κλίσης όπου η επιρροή του περιαιχενίου είναι έντονη μόνο κάτω από την επιφάνεια του περιαιχενίου (βλ. Εικόνα 278 και 279).



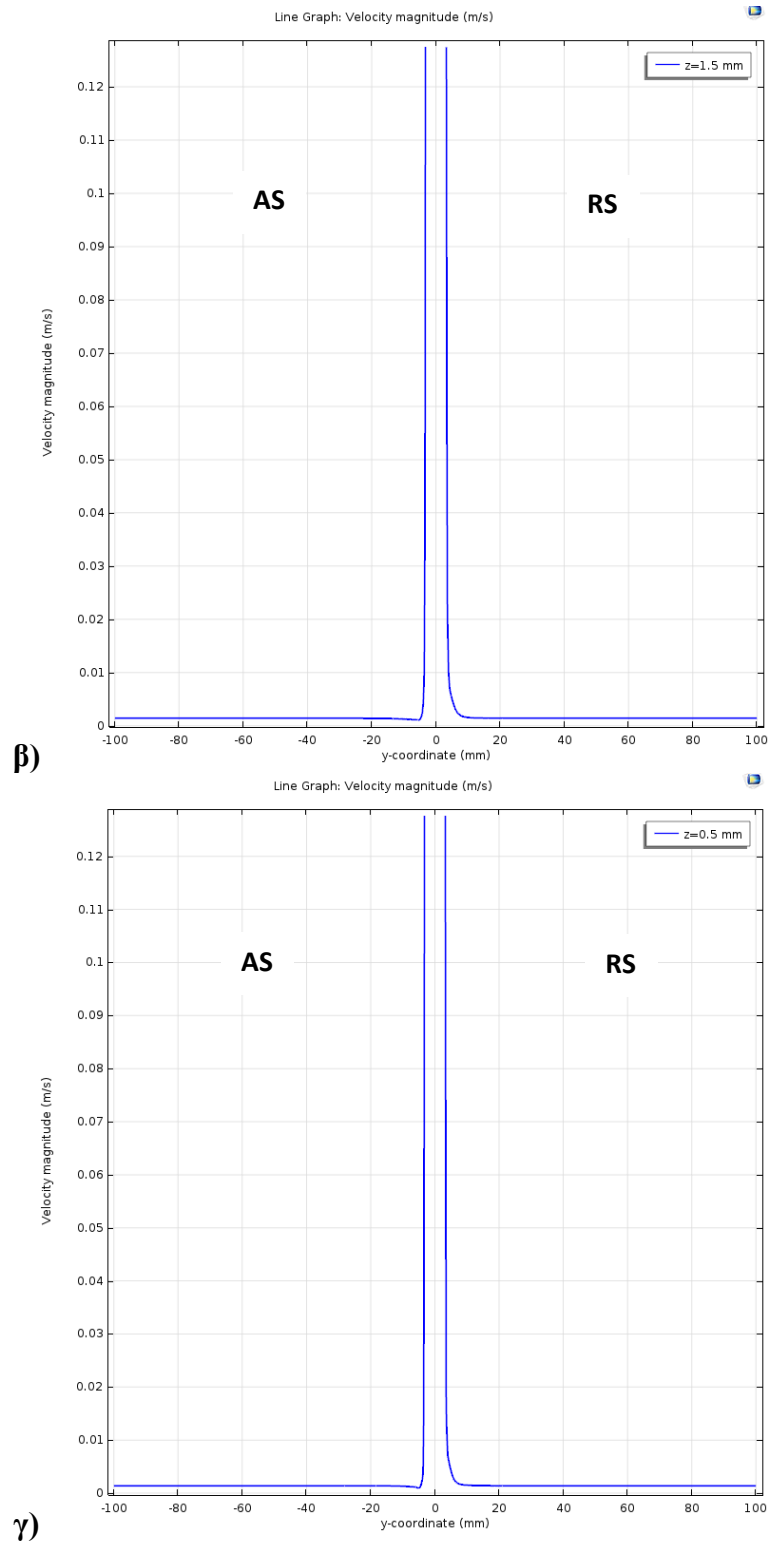


γ)

Εικόνα 281: Οι ροϊκές γραμμές του μοντέλου με γωνία κλισης 3° σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιαυχενίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.



α)



Εικόνα 282: Η κατανομή της ροϊκής ταχύτητας εκατέρωθεν του εργαλείου με γωνία κλίσης 3° σε διαφορετικά ύψη της πλάκας αλουμινίου: α) κάτω από την επιφάνεια του περιαιχηνίου, β) στη μέση του πάχους της πλάκας και γ) στο ύψος της κάτω επιφάνειας του πείρου.

Το γεγονός ότι μόνο ένα τμήμα του περιαιχηνίου επιδρά στη ροή του υλικού, λόγω της κλίσης του άξονα του εργαλείου, περιορίζει την έκταση της ροής σε σύγκριση με την περίπτωση της αριθμητικής προσομοίωσης του φαινομένου χωρίς την πρόσδοση γωνίας κλίσης στο εργαλείο. Επίσης, παρατηρούμε ότι η έκταση της ροής στα αριθμητικά αποτελέσματα είναι μεγαλύτερη

στη μέση του πάχους της πλάκας σε σχέση με τα ανώτερα και κατώτερα στρώματα αυτής, κάτι που ισχύει και για τα πειραματικά αποτελέσματα (βλ. Πίνακα 54). Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα του μοντέλου με τα αντίστοιχα πειραματικά βλέπουμε ότι υπάρχει σχεδόν απόλυτη ταύτιση με εξαίρεση μια μικρή υπερδιαστασιολόγηση 0.1-0.2 mm της έκτασης του αναδεδυμένου όγκου του υλικού στα ανώτερα και κατώτερα στρώματα. Αυτό μπορεί να οφείλεται στη μη μοντελοποίηση της ροής που προκαλείται λόγω του σπειρώματος του πείρου, καθώς το Comsol δεν προσφέρει ακόμα τη δυνατότητα εισαγωγής σπειρώματος σε κυλινδρικές επιφάνειες.

Πίνακας 54: Σύγκριση αποτελεσμάτων ροϊκής έκτασης μοντέλου με γωνία κλίσης 3° πειραματικά σε τρία διαφορετικά ύψη της πλάκας.

	Υπολογιστικά αποτελέσματα	Πειραματικά αποτελέσματα
<u>Επιφάνεια του περιανυχνίου</u>	7,6 mm	7.5 mm
<u>Μέσο πάχος</u>	8 mm	8 mm
<u>Επιφάνεια υποστήριξης</u>	7,2 mm	7 mm

Συμπεράσματα

Αναφορικά με τη θερμοροϊκή μοντελοποίηση του φαινομένου της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση με το πακέτο COMSOL MULTIPHYSICS, τα αποτελέσματα αυτής έδειξαν ότι η ροή υλικού πραγματοποιείται κοντά στο εργαλείο. Επιβεβαιώνεται ότι η πλαστικοποίηση του υλικού και η έναρξη της ροής πραγματοποιείται αφού έλθει σε επαφή η επιφάνεια του περιανυχνίου με τα δοκίμια. Οι κλειστές κυκλικές ροϊκές γραμμές κοντά στον πείρο υποδεικνύουν ότι μέρος του υλικού ολοκληρώνει τουλάχιστον μια πλήρη περιστροφή προτού εναποτεθεί στο πίσω μέρος του. Οι ροϊκές γραμμές επίσης δείχνουν ότι η ροή του υλικού λαμβάνει χώρα κυρίως στην υποχωρούσα πλευρά. Η σύγκριση των υπολογιστικών αποτελεσμάτων με τα αντίστοιχα πειραματικά στην περίπτωση εισαγωγής γωνίας κλίσης στον άξονα του εργαλείου στο μοντέλο έδειξε σχεδόν απόλυτη ταύτιση της έκτασης της ροής γύρω από το εργαλείο. Σημαντικό ρόλο στην έκταση της ροής παίζει η συνθήκη επαφής στη διεπιφάνεια του υλικού με το εργαλείο. Για αυξημένη προσκολλησιμότητα του υλικού στο εργαλείο, αυξάνεται η έκταση της ροής, ενώ επιτυγχάνεται καλύτερη και εντονότερη ανάδευση. Αντίθετα, αν το υλικό ολισθαίνει σε μεγάλο βαθμό στην επιφάνεια του εργαλείου, δεν επιτυγχάνεται διάδοση της ροής στα γειτονικά στρώματα. Το λεπτό πάχος του δοκιμίου που επιλέχθηκε δεν μας επιτρέπει ιδιαίτερη διαφοροποίηση στην ποιότητα της ροής για διαφορετικές ταχύτητες πρόωσης και περιστροφής του εργαλείου. Παρατηρήθηκε όμως, ότι πολύ χαμηλή ταχύτητα περιστροφής οδηγεί σε ανάδευση αρκετά μικρότερου όγκου υλικού. Τέλος παρατηρήθηκε ότι κατά το πάχος του δοκιμίου μεγαλύτερη ροϊκή έκταση, υψηλότερο ρυθμό διατμητικής παραμόρφωσης και χαμηλότερο ιξώδες, δηλαδή εντονότερη πλαστικοποίηση, συναντάμε στα ανώτερα στρώματα του υλικού. Στα κατώτερα στρώματα βλέπουμε ότι σε ελάχιστη απόσταση από το εργαλείο παρατηρείται ραγδαία αύξηση του ιξώδους, δηλαδή μεταπήδηση από τη θερμομηχανικά στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.

ΜΕΡΟΣ Ε΄

ΓΕΝΙΚΑ ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Τα κυριότερα συμπεράσματα της παρούσας διδακτορικής διατριβής παρουσιάζονται παρακάτω:

- Επιτεύχθηκε η βελτιστοποίηση και καθορίστηκαν οι παράμετροι των παρακάτω συνδυασμών συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση πλακών πάχους 3 mm:
 - Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111
 - Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111 με ενίσχυση SiC
 - Ομογενής συγκόλληση AA5083-H111 με ενίσχυση TiC
 - Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6
 - Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6 με ενίσχυση SiC
 - Ομογενής συγκόλληση AA6082-T6 με ενίσχυση TiC
 - Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6
 - Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6 με ενίσχυση SiC
 - Ετερογενής συγκόλληση AA5083-H111 με AA6082-T6 με ενίσχυση TiC
- Σε όλες τις παραπάνω συγκολλήσεις παρατηρήθηκε εκλέπτυνση της μικροδομής του πυρήνα λόγω του φαινομένου της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Το φαινόμενο ήταν πιο έντονο στις συγκολλήσεις με ενίσχυση νανοσωματιδίων, καθώς αυτά σε κάθε περίπτωση είχαν ως αποτέλεσμα το φαινόμενο της πυρηνοποίησης στα όρια των κόκκων (pinning effect).
- Κατά τη μελέτη όλων των συγκολλήσεων ανιχνεύτηκαν οι ίδιες μεσομεταλλικές ενώσεις που ανιχνεύονται και στα αντίστοιχα μέταλλα βάσης. Παρατηρήθηκε επίσης ότι η πυκνότητα και το μέγεθος των μεσομεταλλικών ενώσεων στον πυρήνα των συγκολλήσεων ήταν μειωμένα σε σχέση με τα μέταλλα βάσης. Αυτό προσδιορίστηκε ότι οφείλεται στο θερμικό κύκλο της συγκόλλησης. Επιπλέον, στην περίπτωση του AA6082 παρατηρήθηκε η διάλυση των ενισχυτικών κατακρημνισμάτων β και β' φάσης (λόγω του θερμικού κύκλου των συγκολλήσεων).
- Κατά τη μελέτη των συγκολλήσεων στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης διαπιστώθηκε σε όλες τις περιπτώσεις ο πολλαπλασιασμός των διαταραχών σε σύγκριση με το μέταλλο βάσης. Επίσης, διαπιστώθηκε ότι οι διαταραχές σε όλες τις περιπτώσεις διασπείρονται τυχαία εντός των κόκκων και δεν ακολουθούν κάποια συγκεκριμένη κατανομή.
- Το ίδιο φαινόμενο παρατηρήθηκε σε όλες τις περιπτώσεις και για τη διασπορά των νανοσωματιδίων εντός του πυρήνα συγκόλλησης, καθώς άλλα φαίνεται να διασκορπίζονται τυχαία εντός των κόκκων και άλλα να συσσωματώνονται γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

- Επίσης, κατά τη μελέτη στο TEM παρατηρήθηκαν τα διάφορα στάδια του σχηματισμού της δομής υποκόκκων, τα οποία οφείλονται στο φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης, δηλαδή παρατηρήθηκε η αρχή δημιουργίας κυτταροειδούς δομής στο εσωτερικό των κόκκων. Η συγκεκριμένη δομή είναι προάγγελος της δημιουργίας υποκόκκων μέσω της δυναμικής ανακρυστάλλωσης. Η συγκεκριμένη παρατήρηση έχει εξαιρετικά μεγάλο επιστημονικό ενδιαφέρον καθώς υποδεικνύει ότι το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης λαμβάνει χώρα σε στάδια. Το στάδιο σχηματισμού της κυτταροειδούς δομής είναι προγενέστερο του σταδίου σχηματισμού των υποκόκκων, διαπιστώθηκε δηλαδή ότι έχει εν προκειμένω πραγματοποιηθεί «μερική» δυναμική ανακρυστάλλωση.
- Τα νανοσωματίδια δεν παρατηρείται να έχουν αντιδράσει χημικά με το μητρικό υλικό ή τις μεσομεταλλικές ενώσεις, παρατηρήθηκε όμως τα μεγάλου μεγέθους νανοσωματίδια να έχουν υποστεί θραύση και κατακερματισμό λόγω της ανάδευσης.
- Παρατηρήθηκε μια τάση για αύξηση της μικροσκληρότητας στον πυρήνα συγκόλλησης σε σχέση με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη λόγω του κανόνα Hall – Petch. Για τον ίδιο λόγο η τάση αυτή ήταν πιο έντονη στις ενισχυμένες συγκολλήσεις.
- Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού ήταν ικανοποιητικά για την περίπτωση του μη θερμικά κατεργαζόμενου AA5083-H111, καθώς η προσθήκη νανοσωματιδίων παρουσίασε μια τάση για περαιτέρω βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλήσεων αυτού. Μεταξύ των δύο ειδών νανοσωματιδίων ενίσχυσης, η ενισχυμένη με SiC συγκόλληση παρουσιάζει τις υψηλότερες τιμές αντοχής σε εφελκυσμό και μέτρου ελαστικότητας, οι οποίες είναι πολύ κοντά στις αντίστοιχες του μετάλλου βάσης. Όσον αφορά το όριο διαρροής, αν και όλες οι συγκολλήσεις παρουσιάζουν παρόμοια αποτελέσματα (εντός των ορίων του σφάλματος), αυτό είναι μικρότερο από το αντίστοιχο του μετάλλου βάσης. Το μη ενισχυμένο δείγμα παρουσιάζει το υψηλότερο ποσοστό επιμήκυνσης που ακολουθείται από το ενισχυμένο με SiC δοκίμιο. Αμφότερα είναι υψηλότερα από τα αντίστοιχα του μετάλλου βάσης, ενώ το ποσοστό επιμήκυνσης του ενισχυμένου με TiC δοκιμίου είναι μικρότερο από του MB. Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι η προσθήκη νανοσωματιδίων SiC έχει ως αποτέλεσμα την ενίσχυση της συγκόλλησης, αλλά επειδή τα σωματίδια είναι κεραμικά, κάνουν την συγκόλληση λίγο πιο ψαθυρή. Ομοίως, η προσθήκη νανοσωματιδίων TiC στον πυρήνα της συγκόλλησης καθιστά τη συγκόλληση πολύ πιο ψαθυρή πιθανώς λόγω του μεγαλύτερου - σε ένα ποσοστό καθώς υπάρχουν και αρκετά τα οποία έχουν υποστεί θραύση - και πιο γωνιώδους σχήματος των νανοσωματιδίων TiC που μπορεί να επηρεάσουν τη σύνδεση με το μητρικό υλικό.
- Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού για την περίπτωση του θερμικά κατεργαζόμενου AA6082-T6 έδειξαν ότι η μηχανική του αντοχή υποβιβάζεται κατά τη συγκόλληση τόσο με όσο και χωρίς ενίσχυση νανοσωματιδίων. Αυτό ήταν αναμενόμενο καθώς η αποτατική ανόπτηση που έλαβε χώρα είχε ως αποτέλεσμα τη διαλυτοποίηση των ενισχυτικών β και β' φάσεων μέσα στο υλικό καθιστώντας το λιγότερο ανθεκτικό. Από τη σύγκριση των προαναφερθέντων συγκολλήσεων προκύπτει ότι η συγκόλληση η οποία παρουσίασε τη χαμηλότερη μικροσκληρότητα στη ΘΕΖ, δηλαδή η ενισχυμένη με SiC συγκόλληση, παρουσίασε και τη χαμηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό καθώς και το χαμηλότερο όριο διαρροής. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η εν λόγω συγκόλληση υπέστη περαιτέρω ανόπτηση σε σύγκριση με τις

υπόλοιπες λόγω της μεγαλύτερης πρόσδοσης θερμότητας από το εργαλείο εξαιτίας της αισθητά χαμηλότερης ταχύτητας πρόωσης. Παρ' όλ' αυτά, παρόλο που κατέστη κατά 30% λιγότερο ανθεκτική, έγινε και κατά 50% πιο όλκιμη σε σχέση και πάλι με τις υπόλοιπες δύο καθώς παρουσίασε υψηλότερη επιμήκυνση και μέτρο ελαστικότητας. Η ενισχυμένη με TiC συγκόλληση παρουσίασε γενικά παρόμοια συμπεριφορά με τη συγκόλληση χωρίς ενίσχυση αν και όλα τα μεγέθη ήταν κατά τι χαμηλότερα. Συμπερασματικά η προσθήκη νανοσωματιδίων TiC στον πυρήνα της συγκόλλησης καθιστά τη συγκόλληση πολύ πιο ψαθυρή πιθανώς λόγω του μεγαλύτερου και πιο γωνιώδους σχήματος των νανοσωματιδίων TiC που μπορεί να επηρεάσουν τη σύνδεση με το μητρικό υλικό.

- Η μηχανική συμπεριφορά των ανόμοιων συγκολλήσεων ήταν παρόμοια με την αντίστοιχη των ομογενών συγκολλήσεων του AA6082. Η προσθήκη SiC όσο και TiC είχαν ως αποτέλεσμα τη βελτίωση όλων των μηχανικών μεγεθών εκτός από το όριο διαρροής, σε σύγκριση με τη συγκόλληση χωρίς προσθήκη νανοσωματιδίων ενίσχυσης.
- Επιτεύχθηκε θερμική μοντελοποίηση του φαινομένου της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση με το πακέτο COMSOL MULTIPHYSICS. Παρατηρήθηκε ταύτιση των αριθμητικών αποτελεσμάτων με τα αντίστοιχα πειραματικά τα οποία προέκυψαν από την in situ μέτρηση της κατανομής της θερμοκρασίας κάνοντας χρήση θερμοστοιχείων.
- Αναφορικά με τη θερμοροϊκή μοντελοποίηση του φαινομένου της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση με το πακέτο COMSOL MULTIPHYSICS, τα αποτελέσματα αυτής έδειξαν ότι η ροή υλικού πραγματοποιείται κοντά στο εργαλείο. Επιβεβαιώνεται ότι η πλαστικοποίηση του υλικού και η έναρξη της ροής πραγματοποιείται αφού έλθει σε επαφή η επιφάνεια του περιαιχηνίου με τα δοκίμια. Οι κλειστές κυκλικές γραμμές κοντά στον πείρο υποδεικνύουν ότι μέρος του υλικού ολοκληρώνει τουλάχιστον μια πλήρη περιστροφή προτού εναποτεθεί στο πίσω μέρος του. Οι ροϊκές γραμμές επίσης δείχνουν ότι η ροή του υλικού λαμβάνει χώρα κυρίως στην υποχωρούσα πλευρά. Η σύγκριση των υπολογιστικών αποτελεσμάτων με τα αντίστοιχα πειραματικά στην περίπτωση εισαγωγής γωνίας κλίσης στον άξονα του εργαλείου στο μοντέλο έδειξε σχεδόν απόλυτη ταύτιση της έκτασης της ροής γύρω από το εργαλείο.

ΜΕΡΟΣ ΣΤ'

ΚΑΙΝΟΤΟΜΙΑ, ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΕΣ ΕΡΓΑΣΙΕΣ, ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ

ΣΤ.1 ΚΑΙΝΟΤΟΜΙΑ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Οι καινοτομίες της εν λόγω διδακτορικής διατριβής είναι:

α) Επίτευξη συγκολλήσεων που δεν έχουν πραγματοποιηθεί διεθνώς (πλήρης απουσία από τη διεθνή βιβλιογραφία), όπως:

- Επίτευξη βελτιστοποίησης της ομογενούς συγκόλλησης του AA5083 με ενίσχυση νανοσωματιδίων TiC
- Επίτευξη βελτιστοποίησης της ομογενούς συγκόλλησης του AA6082 με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC και TiC
- Επίτευξη βελτιστοποίησης ετερογενούς συγκόλλησης μεταξύ του AA5083 και του AA6082 με ενίσχυση νανοσωματιδίων SiC και TiC

Οι καινοτομίες αυτές δεν περιορίζονται στη βελτιστοποίηση των συγκολλήσεων και στην ενίσχυση αυτών με νανοσωματίδια, αλλά εκτείνονται και στη μελέτη και την επεξεργασία των αποτελεσμάτων. Πιο συγκεκριμένα:

- Είναι η πρώτη φορά που διεξάγεται και δημοσιεύεται στη διεθνή βιβλιογραφία μια τόσο εκτενής μελέτη μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, η οποία εστιάζει σε τρεις διαφορετικούς παράγοντες, δηλαδή στις διαταραχές, στις μεσομεταλλικές ενώσεις και στα νανοσωματίδια ενίσχυσης.
 - Είναι από τις λίγες εργασίες όπου γίνεται μία τόσο έντονη προσπάθεια συσχετισμού των μεταλλουργικών φαινομένων, που λαμβάνουν χώρα κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση (και συγκεκριμένα στον πυρήνα αυτής), με τη μηχανική συμπεριφορά της συγκόλλησης. Κατά τη μελέτη μέσω της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας παρατηρήθηκε το φαινόμενο της δυναμικής ανακρυστάλλωσης, το οποίο λαμβάνει χώρα λόγω των θερμοκρασιών και των δυνάμεων που αναπτύσσονται κατά την έντονη πλαστική παραμόρφωση του υλικού του πυρήνα συγκόλλησης κατά τη διάρκεια της ανάδευσης. Πιο συγκεκριμένα, επετεύχθη παρατήρηση αμφότερων των σταδίων του φαινομένου, δηλαδή τόσο του σχηματισμού της κυτταροειδούς δομής, όσο και του σχηματισμού των υποκόκκων. Επιπροσθέτως, αντλήθηκε το συμπέρασμα ότι η εν λόγω μεταβολή της μικροδομής επηρεάζει - θετικά τις περισσότερες φορές - τη μηχανική συμπεριφορά και τη σκληρότητα των συγκολλημένων υλικών.
- β) Πειραματική επιβεβαίωση των αποτελεσμάτων θερμικού / θερμοροϊκού μοντέλου της FSW. Συγκεκριμένα πραγματοποιήθηκε μοντελοποίηση της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση με το υπολογιστικό πακέτο COMSOL MULTIPHYSICS. Για την επιβεβαίωση της θερμικής μοντελοποίησης έγινε χρήση θερμοστοιχείων με σκοπό την αποτύπωση του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης, ενώ για την επιβεβαίωση της θερμοροϊκής υπολογίστηκε η ροϊκή ακτίνα μέσω της μελέτης της εγκάρσιας τομής των συγκολλήσεων.

ΣΤ.2 ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ

Η έρευνα που πραγματοποιήθηκε στο πλαίσιο της εν λόγω διδακτορικής διατριβής μπορεί να επεκταθεί σύμφωνα με τις παρακάτω προτάσεις:

- Εμπλουτισμός των συγκολλήσεων και με άλλα κεραμικά νανοσωματίδια (όπως π.χ. το κυβικό νιτρίδιο του βορίου) με σκοπό την περαιτέρω αύξηση της σκληρότητας και των μηχανικών ιδιοτήτων αυτών, ει δυνατόν.
- Πραγματοποίηση συγκολλήσεων με χρήση εργαλείων συγκόλλησης διαφορετικών διαστάσεων και γεωμετριών, τα οποία θα μπορούσαν να ευνοήσουν την ανάδευση των υλικών με σκοπό τη μείωση του χρόνου συγκόλλησης.
- Μελέτη της αντοχής των συγκολλήσεων σε διάβρωση και σε κόπωση, καθώς και κατά πόσο αυτές επηρεάζονται από την προσθήκη των νανοσωματιδίων ενίσχυσης.
- Πραγματοποίηση συγκολλήσεων με ταυτόχρονη ψύξη των προς συγκόλληση πλακών με σκοπό τον περιορισμό του φαινομένου της ανόπτησης και άρα τον περιορισμό του υποβιβασμού των μηχανικών ιδιοτήτων των κραμάτων τα οποία έχουν υποστεί σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης.

ΣΤ.3 ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ ΕΚ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Οι δημοσιεύσεις που προέκυψαν από την παρούσα διδακτορική διατριβή είναι οι ακόλουθες:

1. Διεθνή επιστημονικά περιοδικά:

- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, N.M. Daniolos, C.A. Charitidis, E.P. Koumoulos & D.A. Dragatogiannis, Microstructural Study and Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welded AA5083-H111 and AA6082-T6 Reinforced with SiC Nanoparticles, *Materials and Manufacturing Processes* (2016) Volume 31, Issue 3, pp 264-274.
- D.A. Dragatogiannis, E.P. Koumoulos, I. Kartsonakis, D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, C.A. Charitidis, Dissimilar friction stir welding between 5083 and 6082 Al alloys reinforced with TiC nanoparticles, *Materials and Manufacturing Processes* (2016) Volume 31, Issue 16, pp 2101-2114.
- **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, G. Fournalaris, P. Tsakiridis, Effect of SiC and TiC nanoparticle reinforcement on the microstructure, microhardness, and tensile performance of AA6082-T6 friction stir welds, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2018) Volume 95, Issue 9–12, pp 3823–3837.
- **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, G. Fournalaris, P. Tsakiridis, The role of SiC and TiC nanoparticle reinforcement on AA5083-H111 friction stir welds studied by electron microscopy and mechanical testing, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2018) Volume 95, Issue 9–12, pp 4159–4176.

2. Κεφάλαια βιβλίων:

- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, C.A. Charitidis, D.A. Dragatogiannis, Dissimilar friction stir welding of aluminum alloys reinforced with carbon nanotubes, *Nanomaterials in Joining* (Book), De Gruyter, 2015

3. Διεθνή συνέδρια με κρίση εκτεταμένης περίληψης:

- I.D. Pantelis, **P.N. Karakizis**, D.A. Dragatogiannis, C.A. Charitidis, D.I. Pantelis, Friction Stir Welding of AA5083-H111 plates reinforced with a mixture of carbon nanotubes and silicon carbide particles, *Junior Euromat*, Λωζάνη Ελβετία 10-14 Ιουλίου 2016.
- D.A. Dragatogiannis, I.D. Pantelis, **P.N. Karakizis**, D.I. Pantelis, C.A. Charitidis, Microstructural and mechanical properties of friction stir welded 5083 aluminum alloys reinforced with micro- and nano-particles. Διεθνές συνέδριο «Euromat», Θεσσαλονίκη 17-22 Σεπτεμβρίου 2017.

4. Εθνικά συνέδρια με κρίση περίληψης

- **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, Numerical modeling of AA5083-H111 Friction Stir Welds and experimental validation. 6th Panhellenic Conference of Metallic Materials (2016) Ioannina, Greece.

ΜΕΡΟΣ Ζ΄ ***ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ***

- [1] Επιστήμη και Τεχνολογία των Συγκολλήσεων, Παντελής Ι. Δημ, Παπάζογλου Ι. Βαζ, Χαϊδεμενόπουλος Γρ, 1η Έκδοση, 2017 Επιστημονικές Εκδόσεις Τζιόλα
- [2] Sapp, Mark E. (February 22, 2008). "Welding Timeline 1900–1950". WeldingHistory.org
- [3] Pantelis D., Houvion J.P., Bompard Ph."Soudage par friction: influence des paramètres opératoires sur les microstructures et la ténacité dynamique des pièces soudées en acier 42CD4/40MD7", Soudage et Techniques Connexes, vol.40, no 3/4, Mars-Avril 1986, pp. 103-115. PANTELIS D., HOUVION J.P., GUENNOUNI T. "Soudage par friction: mécanisme de formation de la liaison à l'interface et modélisation de l'écoulement de la chaleur (comparaison des résultats calculés et mesurés par thermocouples)", Soudage et Techniques Connexes, vol.40, no 11/12, Novembre-December 1986, pp. 396-410
- [4] Della Rovere C.A., Ribeiro C.R., Silva R., Baroni L.F.S., Alcântara N.G., Kuri S.E. (2013). Microstructural and mechanical characterization of radial friction welded supermartensitic stainless steel joints, *Materials Science & Engineering A*, 586, 86–92
- [5] Dawes C., Thomas W. (1996). Friction stir process welds aluminum alloys. *Welding Journal*, 75(3), 41-45
- [6] Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. *Mat Sci Eng R* 2005, 50(1–2), 1–78
- [7] E.P. Koumoulos, C.A. Charitidis, N.M. Daniolos, D.I. Pantelis, “Nanomechanical Properties of Friction Stir Welded AA6082-T6 Aluminum Alloy”, *Materials Science and Engineering B*, 2011, 176 (19), 1585-1589,
- [8] E.P. Koumoulos, C.A. Charitidis, N.M. Daniolos, D.I. Pantelis, "Determination of onset of plasticity (yielding) and comparison of local mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys using the micro- and nano- indentation techniques”, *International Journal of Structural Integrity*, 2013, 4(1), 143-158,
- [9] N.M. Daniolos, D.I. Pantelis “Microstructural and mechanical properties of dissimilar friction stir welds between AA6082-T6 and AA7075-T651, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 88 (9), 2497-2505
- [10] Weldability of thermoplastic materials for friction stir welding- A state of art review and future applications Review article *Composites Part B: Engineering*, Volume 137, 15 March 2018, Pages 1-15
- [11] Ranvijay Kumar, Rupinder Singh, I. P. S. Ahuja, Rosa Penna, Luciano Feo, Friction stir welding of polypropylene sheet Open access, Research article *Engineering Science and Technology, an International Journal*, Volume 21, Issue 2, April 2018, Pages 245-254
- [12] Santosh K. Sahu, Debasish Mishra, Raju P. Mahto, Vyas M. Sharma, Padmanav Dash, Optimization of Friction Stir Welding of Thermoplastics Open access, Research article *Procedia CIRP*, Volume 33, 2015, Pages 562-567 A. Paoletti, F. Lambiase, A. Di Ilio
- [13] Influences of welding parameters on the quality and creep properties of friction stir welded polyethylene plates Research article *Materials & Design*, Volume 67, 15 February 2015, Pages 369-378 Sadegh Hoseinlghab, Seyed Sajad Mirjavadi, Nasser Sadeghian, Iraj Jalili, Mohammad Kazem Besharati Givi
- [14] Influences of friction stir welding parameters on morphology and tensile strength of high density polyethylene lap joints produced by double-pin tool Research article *Journal of Manufacturing Processes*, Volume 28, Part 1, August 2017, Pages 33-40 Yinfei Yan, Yifu Shen, Bing Lan, Jicheng Gao

- [15] Varis A, Frost M. (1999). On extrusion stage of linear friction welding of Ti-6Al-4V. *Mater Sci Eng A*, 271 (1-2),477-84,
- [16] Non-dimensional modeling of the effects of weld parameters on peak temperature and cooling rate in friction stir welding Research article *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 255, May 2018, Pages 816-830 Bryan J. Stringham, Tracy W. Nelson, Carl D. Sorensen
- [17] Effects of tool tilt angle on the in-process heat transfer and mass transfer during friction stir welding Research article *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Volume 125, October 2018, Pages 32-42 Shuai Zhang, Qingyu Shi, Qu Liu, Ruishan Xie, Gaoqiang Chen
- [18] Effect of SiC and TiC nanoparticle reinforcement on the microstructure, microhardness, and tensile performance of AA6082-T6 friction stir welds *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* April 2018, Volume 95, Issue 9-12, pp 3823-3837
- [19] Seidel T.U., Reynolds A.P. (2001). Visualization of the material flow in AA2195 Friction Stir Welds using a marker insert technique, *Metall. Mater. Trans. A*, 32: 2879-2884
- [20] Krishnan K.N. (2002). On the formation of onion rings in friction stir welds, *Materials Science and Engineering A*, 327, 246-251,
- [21] Kumar K., Kailas Satish V. (2008). The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, *Materials Science and Engineering A*, 485, 367-374
- [22] Tool material effect on the friction stir butt welding of AA2124-T4 Alloy Matrix MMC Open access, Research article *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 7, Issue 1, January-March 2018, Pages 29-38 Yahya Bozkurt, Zakaria Boumerzoug
- [23] 6th ICMEN international conference, Thessaloniki, Greece, 2017. The effect of dry ice cooling on the microstructure of dissimilar friction stir welds between aluminum and magnesium. P.N. Karakizis, E.C. Nasioulas, S. Chionopoulos, D.I. Pantelis
- [24] Investigation of Mechanical Properties of Friction Stir Welded pure Copper Plates Research article *Materials Today: Proceedings*, Volume 5, Issue 1, Part 1, 2018, Pages 1264-1270 P. Nagabharam, D. Srikanth Rao, J. Manoj Kumar, N. Gopikrishna
- [25] Micro-friction stir welding of titan zinc sheets Research article *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 216, February 2015, Pages 133-139 S. Papaefthymiou, C. Goulas, E. Gavalas
- [26] Simulation of weld morphology during friction stir welding of aluminum- stainless steel joint Research article *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 259, September 2018, Pages 96-108 Behzad Sadeghian, Aboozar Taherizadeh, Masoud Atapour,
- [27] Friction stir lap welding of stainless steel and plain carbon steel to enhance corrosion properties Research article *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 259, September 2018, Pages 259-269 G. R. Argade, S. Shukla, K. Liu, R. S. Mishra
- [28] Friction stir welding of F82H steel for fusion applications Research article *Journal of Nuclear Materials*, Volume 478, September 2016, Pages 1-6 Sanghoon Noh, Masami Ando, Hiroyasu Tanigawa, Hidetoshi Fujii, Akihiko Kimura
- [29] Microstructural evolution of friction stir welded SAF 2205 duplex stainless steel Research article *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 739, 30 March 2018, Pages 678-689 S. Emami, T. Saeid, R. Azari Khosroshahi
- [30] Friction stir welding of titanium alloys: A review Research article *Materials & Design*, Volume 141, 5 March 2018, Pages 230-255 Kapil Gangwar, M. Ramulu
- [31] Degradation mechanisms of pcBN tool material during Friction Stir Welding of Ni-base alloy 625 Short communication *Wear*, Volumes 376-377, Part A, 15 April 2017, Pages 403-408 S. Hanke, G. V. B. Lemos, L. Bergmann, D. Martinazzi, T. R. Strohaecker

- [32] Friction Stir Welding of Austenitic Stainless Steel by PCBN Tool and its Joint Analyses Open access, Research article Procedia Materials Science, Volume 6, 2014, Pages 135-139 Manish P. Meshram, Basanth Kumar Kodli, Suhash R. Dey
- [33] Mishra R. S., Mahoney M. W. (2007). Friction Stir Welding and Processing, ASM International, Materials Park, Ohio
- [34] The Welding Institute, d] Available online at <http://www.twi-global.com/technicalknowledge/published-papers/friction-stir-welding-of-aluminium-ships-june-2007/> (accessed 14/02/2016)
- [35] Application of friction stir welding in the shipbuilding industry Stephan Kallee, TWI, Cambridge, UK Presented at Lightweight Construction - Latest Developments The Royal Institution of Naval Architects , London, 24 & 25 Feb 2000] [Progress in friction stir welding of aluminium and steel for marine applications, R Johnson and P L Threadgill, RINA Conference: Advanced Marine Materials: Technology and Applications. October 2003].
- [36] Marine Aluminum in Haugesund, Norway
- [37] [Friction stir welding of aluminium ships, Fred Delany, Stephan W Kallee and Mike J Russell, 2007 International Forum on Welding Technologies in the Shipping Industry (IFWT) Held in conjunction with the Beijing Essen Welding and Cutting Fair in Shanghai, 16-19 June 2007
- [38] ONE Aviation
- [39] [Davenport J., Kallee S.W. and Graham Wylde J. (2001), Creating a stir in the rail industry, published in Railway Gazette International]
- [40] Friction Stir Welding and Processing, βιβλίο, 2004]
- [41] Hashim J, Looney L, Hashmi MSJ. Metal matrix composites: production by the stir casting method. J Mater Process Tech 1999, 92–93, 1-7
- [42] Sukumaran K, Ravikumar KK, Pillai SGK, Rajan TPD, Ravi M, Pillai RM et al. Studies on squeeze casting of Al 2124 alloy and 2124-10% SiCp metal matrix composite. Mat Sci Eng A 2008, 490, 235-41
- [43] Scudino S, Liu G, Prashanth KG, Bartusch B, Surreddi KB, Murty BS et al. Mechanical properties of Al-based metal matrix composites reinforced with Zr-based glassy particles produced by powder metallurgy. Acta Mater 2009, 57, 2029-39
- [44] Pantelis D, Tissandier A, Manolatos P, Ponthiaux P. Formation of wear resistant Al-SiC surface composite by laser melt-particle injection process. Mater Sci Tech 1995, 11, 299-303
- [45] Kurt A, Uygur I, Cete E. Surface modification of aluminium by friction stir processing. J Mater Process Tech 2011, 211(3), 313–17,
- [46] Uzun H. Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminium alloy matrix composite. Mater Design 2007, 28(5), 1440–46,
- [47] Feng AH, Xiao BL, Ma ZY. Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded AA2009/SiCp composite. Compos Sci Technol 2008, 68(9), 2141-48,
- [48] Wang W, Shi QY, Liu P, Li HK, Li T. A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing. J Mater Process Tech 2009, 209(4), 2099-103,
- [49] Dolatkhan A, Golbabaie P, Besharati Givi MK, Molaiekiya F. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing. Mater Design 2012, 37, 458-64,
- [50] Lee IS, Hsu CJ, Chen CF, Ho NJ, Kao PW. Particle-reinforced aluminum matrix composites produced from powder mixtures via friction stir processing. Compos Sci Technol 2011, 71(5), 693-98

- [51] Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών, Δ.Ι. Παντελής, Γ.Δ. Χρυσουλάκης, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 2008
- [52] [<http://asm.matweb.com>]
- [53] 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
- [54] Haynes, William M., ed. (2011). CRC Handbook of Chemistry and Physics (92nd ed.). Boca Raton, FL: CRC Press. p. 4.135, Properties of Silicon Carbide (SiC)". Ioffe Institute.2009, Weimer, A. W. (1997). Carbide, nitride, and boride materials synthesis and processing. Springer. p. 115
- [55] Silicon Carbide: The Return of an Old Friend By: Nicholas G. Wright*, Alton B. Horsfall, Material Matters Volume 4 Article 2
- [56] Low-Temperature Elastic Properties of ZrC and TiC Journal of Applied Physics 37, 3778 (1966), Roger Chang and L. J. Graham,
- [57] Recrystallization mechanisms in 5251-H14 and 5251-O aluminum friction stir welds. A.L. Etter, T. Baudin, N. Fredj, R. Penelle. Materials Science and Engineering A 445–446 (2007) 94–99.
- [58] Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. T.R. McNelley, S. Swaminathan and J.Q. Su. Scripta Materialia 58 (2008) 349–354.
- [59] Recrystallization and related annealing phenomena. F.J. Humphreys and M. Hatherly, Elsevier 2004.
- [60] Recrystallization mechanisms in 5251-H14 and 5251-O aluminum friction stir welds. A.L. Etter, T. Baudin, N. Fredj, R. Penelle. Materials Science and Engineering A 445–446 (2007) 94–99.
- [61] Ροϊκη μοντελοποίηση μετωπικής συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση πλακών κράματος αλουμινίου 5083 με τη χρήση του πακέτου πεπερασμένων στοιχείων COMSOL Mutltiphysics. Ιωάννης Ασημακόπουλος Αθήνα, Ιούλιος 2017, Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Σχολή Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών, Τομέας Θαλασσίων Κατασκευών, Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας, Διπλωματική Εργασία.
- [62] O. Frigaard, O. Grong, O.T. Midling, Modeling of the heat flow phenomena in friction stir welding of aluminum alloys, Proc. 7th Int. Conf. on “Joints in aluminum”, 1998,
- [63] O. Frigaard, O. Grong, B. Bjornekett, O.T. Midling, Modeling of the thermal and microstructure fields during the friction stir welding of aluminium alloys, 1st International Symposium on Friction Stir Welding, 1999
- [64] Y.J. Chao, X. Qi, Thermal and thermo-mechanical modeling of friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6. Journal of Materials Processing and Manufacturing Science. 7 (1998) 215-233
- [65] Y.J. Chao, X. Qi, Heat Transfer and thermos-mechanical analysis of friction stir joining of AA6061-T6 plates, 1st Inter. Symposium on Friction Stir Welding (1999)]
- [66] X.K. Zhu, Y.J. Chao, Numerical Simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel. Journal of Materials Processing Technology 146 (2004) 263-272
- [67] Russell, MJ and Shercliff, HR and Threadgill, PL (2001) Development and application of an analytical process model for friction stir welding. In: Automotive Aluminum 2001: a Conference of the TMS Annual Meeting, 2001-2- to -- pp. 225-234
- [68] Q.Y. Shi, T. Dickerson, H.R. Shercliff, Thermomechanical FE Modeling of Friction Stir Welding, 2003, Proc. Fourth Int. Symp. on Friction Stir Welding, Park City, UT, TWI],

- [69] M. Z. H. Khandkar, J. A. Khan, A. P. Reynolds, M. A. Sutton, Predicting residual thermal stresses in friction stir welded metals. *Journal of Materials Processing Technology* 174 (2006) 195-203]
- [70] *Modelling of Friction Stir Welding* by Paul Andrew Colegrove, Corpus Christi College, University of Cambridge, 2003
- [71] H. R. Shercliff and P. A. Colegrove, Modelling of friction stir welding, *Mathematical Modeling of Weld Phenomena 6'*, 927-974, 2002, London, Maney Publishing
- [72] P. A. Colegrove and H. R. Shercliff, *Experimental and Numerical Analysis of 7075-T7351 Friction Stir Welds*, Science and Technology, Welding and Joining
- [73] T. Hyoe, P.A. Colegrove, H.R. Shercliff, *Thermal and Microstructure Modeling in thick plate aluminium alloy 7075 friction stir welds*, friction stir welding and processing II, 2003
- [74] P. A. Colegrove and H. R. Shercliff, *Modelling and Development of the TrivexTM Friction Stir Welding Tool*, Proc. 4th Int. Symp. on Friction Stir Welding, 2003
- [75] M. Song, P. Kovacevic, A new heat transfer model for friction stir welding, *Technical Paper-Society of Manufacturing Engineers*, MS02-175 (2002) 1-8]
- [76] C.M. Chen, R. Kovacevic, Finite Element modelling of thermomechanical performance of friction stir welding, 4th Inter. Symposium on friction stir welding, 2003
- [77] C.M. Chen, R. Kovacevic, Finite Element of friction stir welding – thermal and thermomechanical analysis, *Inter. J of Machine Tools & Manufacture* 43 (2003) 1319-1326
- [78] C.M. Chen, R. Kovacevic, Thermomechanical Modelling and force analysis of friction stir welding by the finite element method, *Journal of Mech. Engin. Sci* 5 (2004) 509-520
- [79] V. Soundararajan, S. Zekovic, R. Kovacevic, Thermomechanical model with adaptive boundary conditions for friction stir welding of Al 6061, *Int. J. Mach. Tools % Manuf.*, V. 45, p. 1577-1587, 2005
- [80] H.N.B. Schmidt, J. Hattel, Heat source models in simulation of heat flow in friction stir welding, *Int. J. Offshore and Polar Engineering*, V 14/4, p. 296-304, 2004
- [81] H.N.B. Schmidt, J. Hattel, J. Wert, An analytical model for the heat generation in friction stir welding, *Modelling Sim. Mat. Sci. Eng.*, V. 12, p. 143-157, 2004
- [82] Henrik Schmidt and Jesper Hattel, A thermal pseudo-mechanical model for the heat generation in friction stir welding, 7th International Symposium Friction Stir Welding, TWI, 2008
- [83] Henrik B. Schmidt and Jesper H. Hattel, Thermal modelling of friction stir welding, *Scripta Materialia* 58 (2008), 332-337
- [84] R. Nandan, G.G. Roy, T.J. Lienert., T. Debroy, Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel, *Acta Materialia* 55 (2007) 883-895
- [85] R. Nandan, T. Debroy, H.K.D.H. Bhadeshia, Recent advances in Friction Stir Welding – Process weldment structure and properties, *Progress in Mat. Science* 53 (2008) 980-1023
- [86] J. Bie, Y. Liu, Z. Zhang, Effect of processing parameters on temperature distributions in friction stir welding, *Journal of Plasticity Engineering* 15 (2008) 212-217
- [87] Hongjun Li and Di Liu, Simplified Thermo-Mechanical Modeling of friction stir welding with a sequential FE method, *International Journal of modeling and Optimization*, Vol. 4, No. 5, October 2014
- [88] Renju Mohan, N. R. Rajesh, Satheesh Kumar S, Finite element modeling for maximum temperature in friction stir welding of AA 1100 and optimization of process parameter by taguchi method, *International Journal of Research in Engineering and Technology*, May 2014
- [89] P. Ulysse, Three-dimensional modeling of the friction stir welding, *Process Int. J. Mach. Tools. Manuf.*, 42 (2002) 1549-1557

- [90] P. A. Colegrove, M. Painter, D. Graham, T. Miller, 3 dimensional flow and thermal modeling of friction stir welding process, Proceedings of the 2nd International Symposium on Friction Stir Welding, TWI, Gothenburg, 2000
- [91] A. Reynolds, X. Deng, T. Seidel, S. Xu, Recent advances in FSW process physics, Proceedings of the International Conference of Joining of Advanced and Specialty Materials, TWI, St Louis, 2000
- [92] H. Atharifar, D. Lin, R. Kovacevic, Numerical and Experimental Investigations on the Loads Carried by the Tool during Friction Stir Welding, J. Mat. ENg. Perform. 18 (2009) 339-350
- [93] P. A. Colegrove and H. R. Shercliff, 2-Dimensional CFD modeling of flow round profiled FSW tooling, Friction Stir Welding and Processing II, p. 13-22, 2003
- [94] P. A. Colegrove and H. R. Shercliff, 3-Dimensional CFD modeling of flow round a threaded friction stir welding tool profile, Journal of Materials Processing Technology, p 320-327, 2005
- [95] Henrik B. Schmidt and Jesper H. Hattel, Thermal and Material Flow modelling of Friction Stir Welding using Comsol, Proceedings of the COMSOL Conference 2008 Hannover
- [96] Barnik Saha Roy, Subhash Chandra Saha, John Debbarma, 3-D Modeling & Numerical Simulation of Friction Stir Welding Process, Advanced Materials Research Vols. 488-489 (2012) pp 1189-1193
- [97] B. Saha Roy, T. Medhi, S. C. Saha, Material Flow Modeling in Friction Stir Welding of AA6061 – T6 Alloy and Study of the Effect of Process Parameters, International Journal of Environment, Chemical, Ecological, Geological and Geophysical Engineering Vol:9, No:6, 2015
- [98] Stephan M. Dorfler, Advanced modeling of friction stir welding – improved material model for aluminum alloys and modeling of different materials with different properties by using the level set method, Proceedings of the COMSOL Conference 2008 Hannover
- [99] J. Hilgert, L.L. Huetsch, J.F. dos Santos and N. Huber, Material flow around a bobbin tool for friction stir welding, Proceedings of the COMSOL Conference 2010 Paris
- [100] L. Fourment, S. Guerdoux, M. Miles, T. Nelson, Numerical Simulation of the Friction Stir Welding Process using both Lagrangian and Arbitrary Lagrangian Eulerian formulation, 1st International Symposium on Friction Stir Welding, 1999
- [101] S. Guerdoux and L. Fourment, ALE Formulation for the Numerical Simulation of Friction Stir Welding, VIII International Conference on Computational Plasticity, Barcelona 2005
- [102] S. Guerdoux, L. Fourment, A 3D numerical simulation of different phases of friction stir welding, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 17 (2009)
- [103] P. Ulysse, Three-dimensional modeling of the friction stir welding, Process Int. J. Mach. Tools. Manuf., 42 (2002) 1549-1557
- [104] P. Dong, F. Lu, J.K. Hong, Z. Cao, Coupled thermomechanical analysis of friction stir welding process using simplified models, Sci. Technol. Weld. Joining 6 (2001) 281-287
- [105] H. Schmidt and J. Hattel, Modelling thermomechanical conditions at the tool/matrix interface in Friction Stir Welding, 5th Inter. Symposium on Friction Stir Welding 2004
- [106] H. Schmidt and J. Hattel, A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding, Modeling Simul, Mater. Sci. Eng. 13 (2005) 77-93
- [107] Z. Zhang, H.W. Zhang, Numerical studies on the effect of transverse speed in friction stir welding, Materials and Design – Article in Press (2008)
- [108] Z. Zhang, J. Bie, Fully coupled thermo-mechanical model for numerical simulation of friction stir welding process, China Mechanical Engineering 19 (2008) 1240-1245

- [109] Z. Zhang, H.W. Zhang, A fully coupled thermos-mechanical model of friction stir welding, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 37 (2008)
- [110] A. Bastier, M.H. Maitoumam, F. Roger, K. Dang Van, Modelling of the residual state of friction stir welded plates, *Journal of Materials Processing Technology* 200 (2008) 25-37
- [111] M. Kishta, H. Abed, M. Darras, Nonlinear Finite Element Simulation of Friction Stir Processing of Marine Grade 5083 Aluminum Alloy, *Engineering Transactions* 62,4, 313-328, 2014
- [112] M. Chiumenti, M. Cervera, C. Agelet de Saracibar, N. Dialami, Numerical modeling of friction stir welding processes, *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* 254 (2013) 353-369
- [113] Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Σχολή Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών, Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας, «Μετατροπή εργαλειομηχανής σε μονάδα συγκόλλησης FSW (συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση) και εργαστηριακές δοκιμές σε ελάσματα 5083-H111», Διπλωματική Εργασία Αναστασίου Αργύρης, Αθήνα, Φεβρουάριος 2015.
- [114] Μελέτη της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση όμοιων και ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου, με έμφαση στην επίδραση των παραμέτρων της κατεργασίας στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες. Διδακτορική Διατριβή, Νικόλαος Μ. Δανιόλος, Αθήνα, Ιούνιος 2017.
- [115] Study of Al₂O₃ - aluminum matrix composites fabrication using friction stir processing technique. D.I. Pantelis, P.N. Karakizis, N.M. Daniolos, S.A. Alexandratos, I.G. Papantoniou, 11th the-A Coatings international conference, 2014, Thessaloniki.
- [116] Non-Destructive Testing Techniques for Detecting Imperfections in Friction Stir Welds of Aluminium Alloys. Telmo G. Santos. Aluminium Alloys, Theory and Applications. NOVA School of Science and Technology of NOVA University of Lisbon, February 2011.
- [117] *Welding in the World*. September 2006, Volume 50, Issue 9–10, pp 55–64. P. Vilaça, N. Pépe, L. Quintino. Metallurgical and Corrosion Features of Friction Stir Welding of AA5083-H111
- [118] Influence of Tool Rotational speed and Pin Profile on Mechanical and Microstructural Characterization of Friction Stir Welded 5083 Aluminium Alloy. M Shiva chander, P Satish Kumar, Aruri Devaraju. *Materials Today: Proceedings* 5 (2018) 3518–3523. Influence of Tool Revolving on Mechanical Properties of Friction Stir Welded 5083Aluminum alloy. P. Satish Kumar, Ch. S. R. Shastry, Aruri Devaraju, *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 330–335. Influence of Tool Revolving on Mechanical Properties of Friction Stir Welded 5083 Aluminum alloy.
- [119] Asymmetric mechanical properties and tensile behaviour prediction of aluminium alloy 5083 friction stir welding joints. D. Rao, K. Huber, J. Heerens, J.F. dos Santos, N. Huber. *Materials Science & Engineering A* 565 (2013) 44–50
- [120] Influence of the kissing bond on the mechanical properties and fracture behaviour of AA5083-H112 friction stir welds. Nan Zhou, Dongfu Song, Wenjun Qi, Xiaohui Li, Ji Zou, Moataz M. Attallah. *Materials Science and Engineering: A Volume 719*, 14 March 2018, Pages 12-20]
- [121] Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys. Beytullah Gungor, Erdinc Kaluc., Emel Taban, Aydin Sik. *Materials and Design* 56 (2014) 84–90.
- [122] Friction Stir Welding Tool Design and Their Effect on Welding of AA-6082 T6. Kalmeshwar Ullegaddi, Veeresh Murthy, Harsha R N, Manjunatha. *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 7962–7970
- [123] Experimental comparison of friction stir welding process and TIG welding process for 6082-T6 Aluminium alloy. Gurmeet Singh, Amardeep S. Kang, Kulwant Singh, Jagtar Singh. *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 3590–3600

- [124] Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions. Ehab A. El-Danaf, Magdy M. El-Rayes. *Materials and Design* 46 (2013) 561–572]
- [125] Multi-Objective Optimization of Friction Stir Welding of Aluminium Alloy 6082-T6 Using hybrid Taguchi-Grey Relation Analysis- ANN Method. K. N. Wakchaure, A. G. Thakur, Vijay Gadakh, A. Kumar. *Materials Today: Proceedings* 5 (2018) 7150–7159
- [126] Study on temperature distribution during Friction Stir Welding of 6082 aluminum alloy. S Verma, Meenu, J P Misra. *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 1350–1356
- [127] Influence of ridges shoulder with polygonal pins on material flow and friction stir weld characteristics of 6082 aluminum alloy. Krishna Kishore Mugada, Kumar Adepu. *Journal of Manufacturing Processes* 32 (2018) 625–63
- [128] Gungor B., Kaluc E., Taban E., Sik A. (2014). Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys, *Materials and Design*, 56, 84–90
- [129] Peel M.J., Steuwer A., Withers P.J., Dickerson T., Shi Q., Shercliff H. (2006). Dissimilar Friction Stir Welds in AA5083-AA6082. Part I: Process Parameter Effects on Thermal History and Weld Properties, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A, 2183-2193
- [130] Peel M.J., Steuwer A., Withers P.J. (2006). Dissimilar Friction Stir Welds in AA5083-AA6082. Part II: Process Parameter Effects on Microstructure, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A, 2195-2206.
- [131] Steuwer A., Peel M.J., Withers P.J. (2006). Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082: The effect of process parameters on residual stress, *Materials Science and Engineering A*, 441, 187–196
- [132] Microstructure and wear performance of Al5083/CeO₂/SiC mono and hybrid surface composites fabricated by friction stir processing. M. AMRA, Khalil RANJBAR, S. A. HOSSEINI, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 28(2018) 866–878.
- [133] Ahn B-W, Choi D-H, Kim Y-H, Jung S-B (2012) Fabrication of SiCp/AA5083 composite via friction stir welding. *Trnsct of Nonfer Metls Soc of Cn* 22(3):634-8
- [134] Effect of inter-cavity spacing in friction stir processed Al 5083 composites containing carbon nanotubes and boron carbide particles. Mahmood Khan, Abdul Rehman, Taha Aziz, Muhammad Shahzad, Kashif Naveed, Tayyab Subhania. *Journal of Materials Processing Tech.* 253 (2018) 72–85.
- [135] Wear properties of 5083 Al–W surface composite fabricated by friction stir processing. C.N. Shyam Kumar, Ranjit Bauri, Devinder Yadav. *Tribology International* 101 (2016) 284–290
- [136] Effects of ball milling and particle size on microstructure and properties 5083 Al–Ni composites fabricated by friction stir processing. C.N. Shyam Kumar, Devinder Yadav, Ranjit Bauri, G.D. Janaki Ram. *Materials Science & Engineering A* 645 (2015) 205–212
- [137] Characterization of molybdenum particles reinforced Al6082 aluminum matrix composites with improved ductility produced using friction stir processing. S. Selvakumar, I. Dinaharan, R. Palanivel, B. Ganesh Babu. *Materials Characterization* 125 (2017) 13–22
- [138] Selvakumar S, Dinaharan I, Palanivel R, Ganesh Babu B (2017) Development of stainless steel particulate reinforced AA6082 aluminum matrix composites with enhanced ductility using friction stir processing. *Mater Sci & Eng A* 685:317–326
- [139] Yadav V, Kumar V, Tiwari V (2014) Effect of tool pin profile on mechanical properties of Al6082 and Al6082-Cu composite by friction stir processing. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)* 11(3):7-11
- [140] Influence of boron nitride nanoparticles on microstructure and wear behavior of AA6082/TiB₂ hybrid aluminum composites synthesized by friction stir processing. R.

Palanivel, I. Dinaharan, R.F. Laubscher, J. Paulo Davim. *Materials and Design* 106 (2016) 195–204

[141] Dissimilar friction stir welding of aluminum alloys reinforced with carbon nanotubes. D.I Pantelis, P.N. Karakizis, D.A. Dragatogiannis, C.A. Charitidis. *Nanomaterials in Joining* Ed. by Charitidis, Constantinos. De Gruyter

[142] Sun, Y.F.; Fujii, H. The effect of SiC particles on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper joints. *Materials Science and Engineering: A* 2011, 528 (16–17), 5470-5

[143] Byung-Wook AHN, Don-Hyun CHOI, Yong-Hwan KIM, Seung-Boo JUNG. Fabrication of SiCp/AA5083 composite via friction stir welding. *T Nonferr Metal Soc* 2012, 22(3), 634-8.

[144] Bahrami M, Dehghani K, Kazem Besharati Givi M. A novel approach to develop aluminum matrix nano-composite employing friction stir welding technique. *Mater Design* 2014, 53, 217-25.

[145] Bahrami M, Kazem Besharati Givi M, Dehghani K, Parvin N. On the role of pin geometry in microstructure and mechanical properties of AA7075/SiC nano-composite fabricated by friction stir welding technique. *Mater Design* 2014, 53, 519-27.

[146] Assidi M, Fourment L, Guerdoux S, Nelson T (2010). Friction model for friction stir welding process simulation: Calibrations from welding experiments. *Int. J. Mach. Tool. Manu.*, 50, 143–155.

[147] Ji SD, Shi QY, Zhang LG, Zou AL, Gao SS, Zan LV (2012). Numerical simulation of material flow behavior of friction stir welding influenced by rotational tool geometry. *Comp. Mater. Sci.*, 63, 218–226.

[148] Πανεπιστήμιο Πατρών Πολυτεχνική Σχολή Τμήμα Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών Εργαστήριο Τεχνολογίας και Αντοχής των Υλικών Θερμομηχανική Προσομοίωση των Προηγμένων Διεργασιών Συγκόλλησης με Τριβή – Ανάμιξη και με Ακτίνα Λείζερ Διδακτορική Διατριβή Γεράσιμος Α. Μωραΐτης Διπλ. Μηχανολόγος Μηχανικός Πάτρα 2009

[149] Μελέτη της συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση όμοιων και ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου, με έμφαση στην επίδραση των παραμέτρων της κατεργασίας στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες. Διδακτορική Διατριβή, Νικόλαος Μ. Δανιόλος, Αθίνα, Ιούνιος 2017.

[150] Mohan R, Rajesh NR, Kumar S (2014). Finite element modeling for maximum temperature in friction stir welding of AA 1100 and optimization of process parameter by taguchi method. *Int. J. Res. Eng. Tech.*, 3 (5), 728-733.

[151] Defence Technology Volume 12, Issue 4, August 2016, Pages 324-333. Sree Sabari S, Malarvizhi S, Balasubramanian V, Madusudhan Reddy G (2016). Experimental and numerical investigation on under-water friction stir welding of armour grade AA2519-T87 aluminium alloy.

[152] Kim D, Badarinarayan H, Kim JH, Kim C, Okamoto K, Wagoner RH, Chung K (2010). Numerical simulation of friction stir butt welding process for AA5083-H18 sheets. *Eur. J. Mech. A-Solid.*, 29, 204–215

[153] Intergranular corrosion of AA5083 - H321 aluminum alloy, Petru Moldovan, Carmen Nicoleta Stanica, Gilbert Ciobanu, Ionel Ungureanu, George Manuel Iorga, Mihai Buțu, U.P.B. Sci. Bull., Series B, Vol. 76, Iss. 3, 2014

[154] Characterization of intermetallic particles in aluminum alloy AA5083 series after recrystallization heat treatment, Octovia Peter, Faculty of Mechanical Engineering University Malaysia Pahang, November 2007

- [155] Investigation of pre-existing particles in Al 5083 alloys Research article Journal of Alloys and Compounds, Volume 740, 5 April 2018, Pages 461-469 Gaosong Yi, Binhan Sun, Jonathan D. Poplawsky, Yakun Zhu, Michael L. Free
- [156] Effect of homogenization on the corrosion behavior of 5083-H321 aluminum alloy. Yuanchun Huang, Yin Li, Zhengbing Xiao, Yu Liu, Yutian Huang, Xianwei Ren, Journal of Alloys and Compounds 673 (2016) 73-79
- [157] Precipitation behavior of the phase in Al-5083. R. Goswami, G. Spanos, P.S. Pao, R.L. Holtz. Materials Science and Engineering A 527 (2010) 1089–1095
- [158] Study of β precipitation and layer structure formation in Al 5083: The role of dispersoids and grain boundaries. Jianfeng Yan, Andrea M. Hodge. Journal of Alloys and Compounds 703 (2017) 242-250
- [159] Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling and W. H. Bingel: Metall. Mater. Trans. A, 1998, 29A, 1955-1964. A TEM study of precipitation and related microstructures in friction-stir-welded 6061 aluminium. L. E. Murr, G. Liu and J. C. McClure: J. Mater. Sci., 1998, 33, 1243-1251
- [160] Cui G.R., Ma Z.Y., Li S.X. (2009). The origin of non-uniform microstructure and its effects on the mechanical properties of a friction stir processed Al–Mg alloy, Acta Materialia, 57, 5718–5729.
- [161] Avettand-Fènoël MN, Simar A, Shabadi R, Taillard R, de Meester B (2014) Characterization of Oxide Dispersion Strengthened Copper Based Materials Developed by Friction Stir Processing. Matls & Desg. 60, 343-57
- [162] Bahrami M, Kazem Besharati Givi M, Dehghani K, Parvin N (2014) On the role of pin geometry in microstructure and mechanical properties of AA7075/SiC nano-composite fabricated by friction stir welding technique. Matls & Desg 53:519-27.
- [163] Ahn B-W, Choi D-H, Kim Y-H, Jung S-B (2012) Fabrication of SiCp/AA5083 composite via friction stir welding. Trnsct of Nonfer Metls Soc of Cn 22(3):634-8
- [164] T. C. M. C. N. Bayat, «In-situ study of phase transformations during homogenization of 6005 and 6082 Al alloys,» Journal of Alloys and Compounds, pp. 504-509, 25 November 2017
- [165] A. Z. J. G. F. P. M. H. Mulazimoglu, «Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy,» Springer Link, pp. 929-936, April 1996
- [166] J. T. D. H. S. v. d. Z. N.C.W Kuijpers, «Quantification of the evolution of the 3D intermetallic structure in a 6005A aluminium alloy during a homogenisation treatment,» Materials Characterization, pp. 379-392, July 2002. J. S. M. W. G. Mrowka-Nowotnik, «Analysis of intermetallic particles,» Journal of achievements in Materials and Manufacturing Engineering, January-February 2007
- [167] B. H. A. J. L. G. S. Zajac, «Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese,» Materials Science and Technology, pp. 323-333, 19 July 1994
- [168] T. S. S. T. V. R.-T. P. V. P. d. C. P.M.G.P. Moreira, «Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6,» Materials & Design, pp. 180-187, January 2009
- [169] Y. BIROL, «Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, pp. 1875-1881, July 2013
- [170] Y. Birol, «The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets,» Journal of Materials Processing Technology, pp. 250-258, 15 May 2004
- [171] D. E. Z. W. M. S.R. Claves, «Analysis of the Intermetallic Phase Transformation Occurring during Homogenization of 6xxx Aluminum Alloys,» Materials Science Forum, pp. 667-674, July 2002.
- [172] B. H. A. J. L. G. S. Zajac, «Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese,» Materials Science and Technology, pp. 323-333, 19 July 1994.

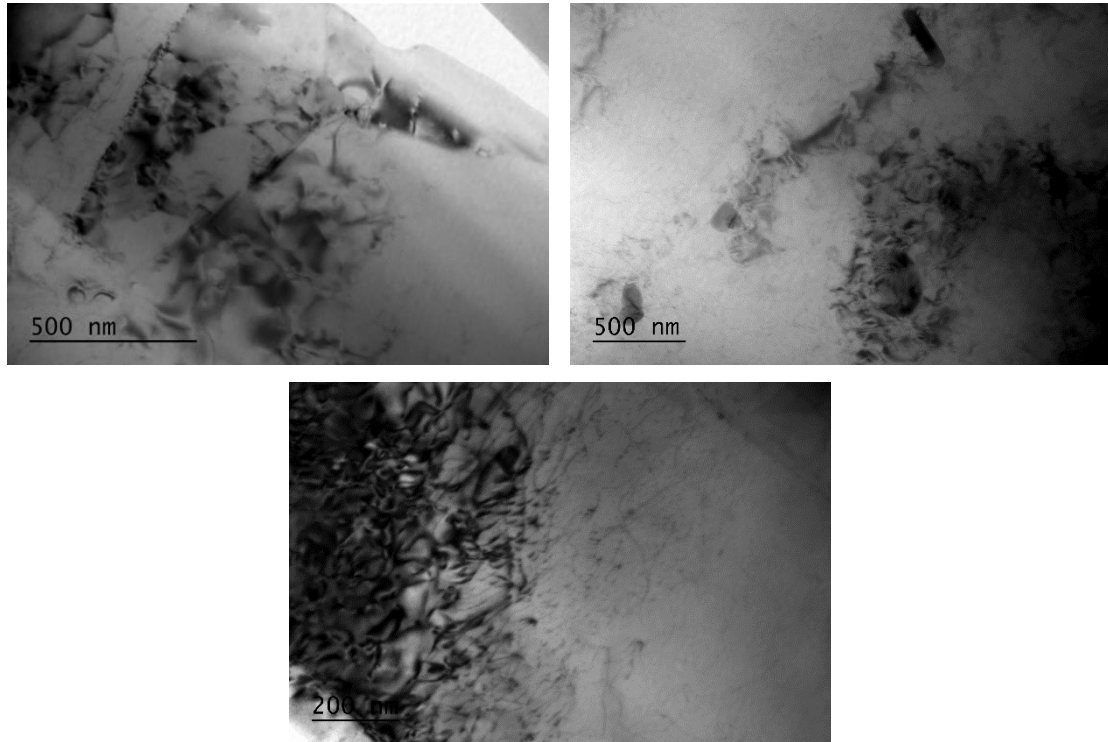
- [173] J. Langerweger, «Influence of heat treatment practice on extrudability and properties of AlMgSi alloy sections» Scopus, 1986.
- [174] A. D. T. A. Kai F. Karhausen, «Microstructure Control during Extrusion with Respect to Surface Quality,» Materials Science Forum, pp. 403-408, May 1996
- [175] B. H. A. J. L. G. S. Zajac, «Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese,» Materials Science and Technology, pp. 323-333, 19 July 1994,
- [176] W. K. S. v. d. Z. N.C.W. Kuijpers, «DSC Study on Mg-Si Phases in As Cast AA6xxx,» Materials Science Forum, pp. 675-680, July 2002,
- [177] T. S. K. M. S. I. H. Tanihata, «Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al–Fe–Si intermetallic compounds in 6063 Al–Mg–Si alloys,» SpringerLink, pp. 1205-1210, March 1999
- [178] International Journal of Scientific & Engineering Research, Volume 6, Issue 12, December-2015 ISSN 2229-5518 effect of heat treatment on hardness of 6082-T6 aluminium alloy
- [179] 1 Aditya R. Prabhukhot, 2 Dr. Kaushal Prasad, Mrówka-Nowotnik G, Sieniawski J, Wierzbicka M (2007) Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy. Archives of Mater Sci and Eng 28(2):69-76,
- [180] Mrówka-Nowotnik G (2007) Intermetallic phase identification on the cast and heat treated 6082 aluminium alloy. Microscopy - advanced tools for tomorrow's materials, Berlin,
- [181] Angella G, Bassani P, Tuissi A, Vedani M (2004) Intermetallic Particle Evolution during ECAP Processing of a 6082 Alloy. Mater Trans 45(7):2182-2186
- [182] A TEM Study of Weakly Overaged Precipitates in AA 6082 Olav Sulen Materials Science and Engineering Supervisor: Bjørn Holmedal, IMTE Co-supervisor: Yanjun Li, IMT Department of Materials Science and Engineering].
- [183] Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy. B.C. Shang, Z.M. Yin, G. Wang, B. Liu, Z.Q. Huang. Materials and Design 32 (2011) 3818–3822
- [184] E.P. Koumoulos, C.A. Charitidis, N.M. Daniolos, D.I. Pantelis, "Determination of onset of plasticity (yielding) and comparison of local mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys using the micro- and nano- indentation techniques", International Journal of Structural Integrity, 2013, 4(1), 143-158.
- [185] Sutton MA, Yang B, Reynolds AP, Taylor R (2002) Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. Mater Sci and Eng A 323(1):160–166
- [186] S. T. a. M. Kumagai, σε 3rd Int. Symp. on 'Friction stir welding', Kobe, Japan, September (2001)]
- [187] A. L. H. S. P. W. P.L. Threadgill, «Friction stir welding of aluminium alloys,» International Materials Reviews, pp. 49-93, 18 July 2013
- [188] Ahn, B.W.; Choi, D.H.; Kim, Y.H.; Jung, S.B. Fabrication of SiCp/AA5083 composite via friction stir welding. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 2012, 22 (3), 634-8
- [189] Sutton, M.A.; Yang, B.; Reynolds, A.P.; Taylor, R. Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. Materials Science and Engineering A 2002, 323(1), 160–6
- [190] Sathiskumar, R.; Murugan, N.; Dinaharan, I.; Vijay, S.J. Characterization of boron carbide particulate reinforced in situ copper surface composites synthesized using friction stir processing. Materials Characterization 2013, 84, 16-27.
- [191] Avettand-Fènoël, M.N.; Simar, A.; Shabadi, R.; Taillard, R.; de Meester, B. Characterization of Oxide Dispersion Strengthened Copper Based Materials Developed by Friction Stir Processing. Materials and Design 2014, 60, 343-57

- [192] Guo, J.F.; Liu, J.; Sun, C.N.; Maleksaeedi, S.; Bi, G.; Tan, M.J.; Wei, J. Effects of nano-Al₂O₃ particle addition on grain structure evolution and mechanical behaviour of friction-stir-processed Al. *Materials Science and Engineering: A* 2014, 602, 143-9.
- [193] Choi, D-H.; Kim, Y-I.; Kim, D-U.; Jung, S-B. Effect of SiC particles on microstructure and mechanical property of friction stir processed AA6061-T4. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2012, 22, 614-8.39, 40

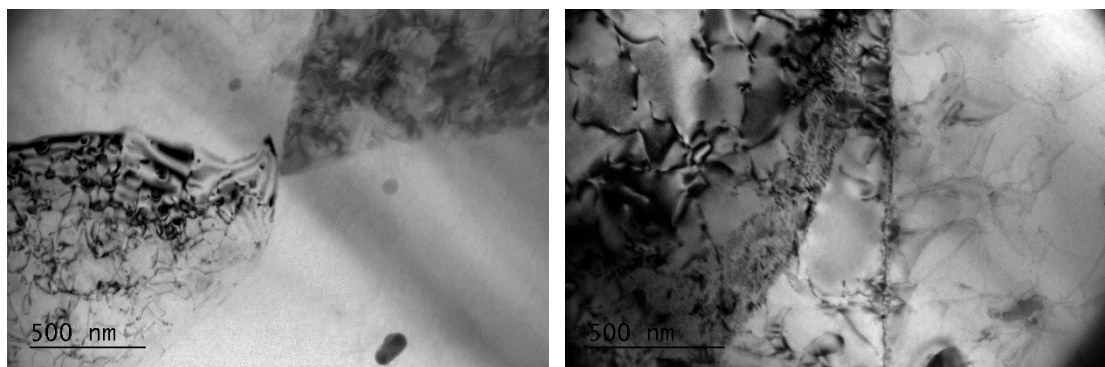
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Α΄ ***ΕΠΙΠΛΕΟΝ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ***

Α1. ΟΜΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ ΑΑ5083-Η111 ΧΩΡΙΣ ΕΝΙΣΧΥΣΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ

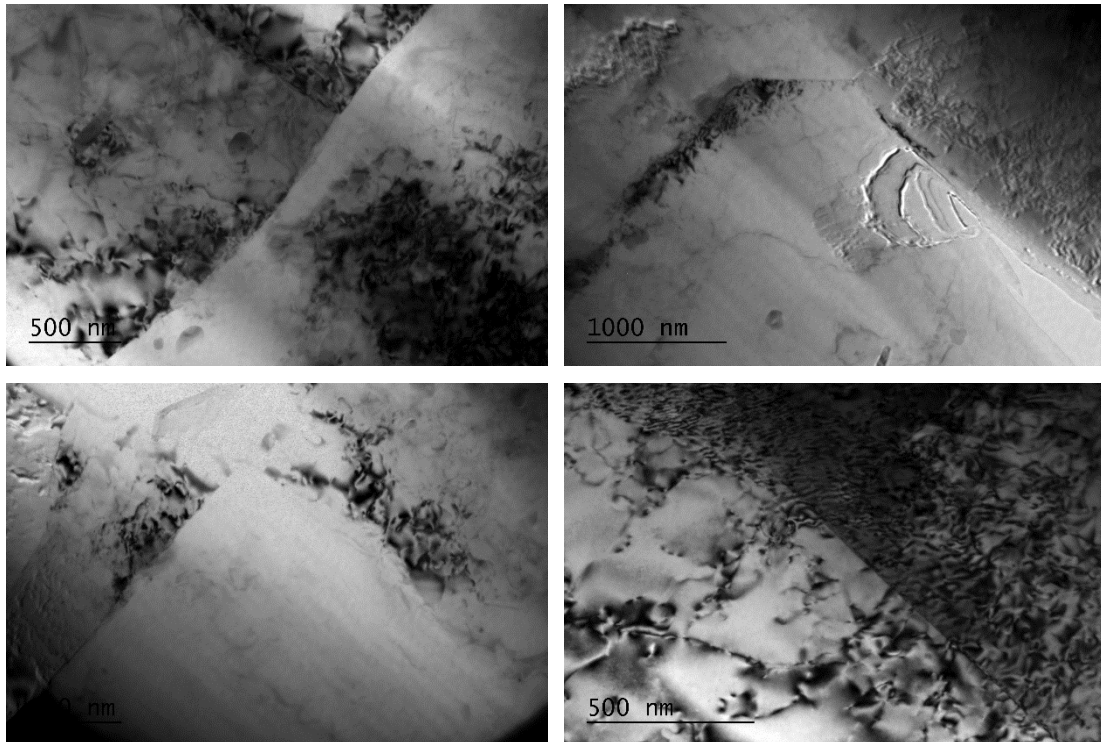
Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM)



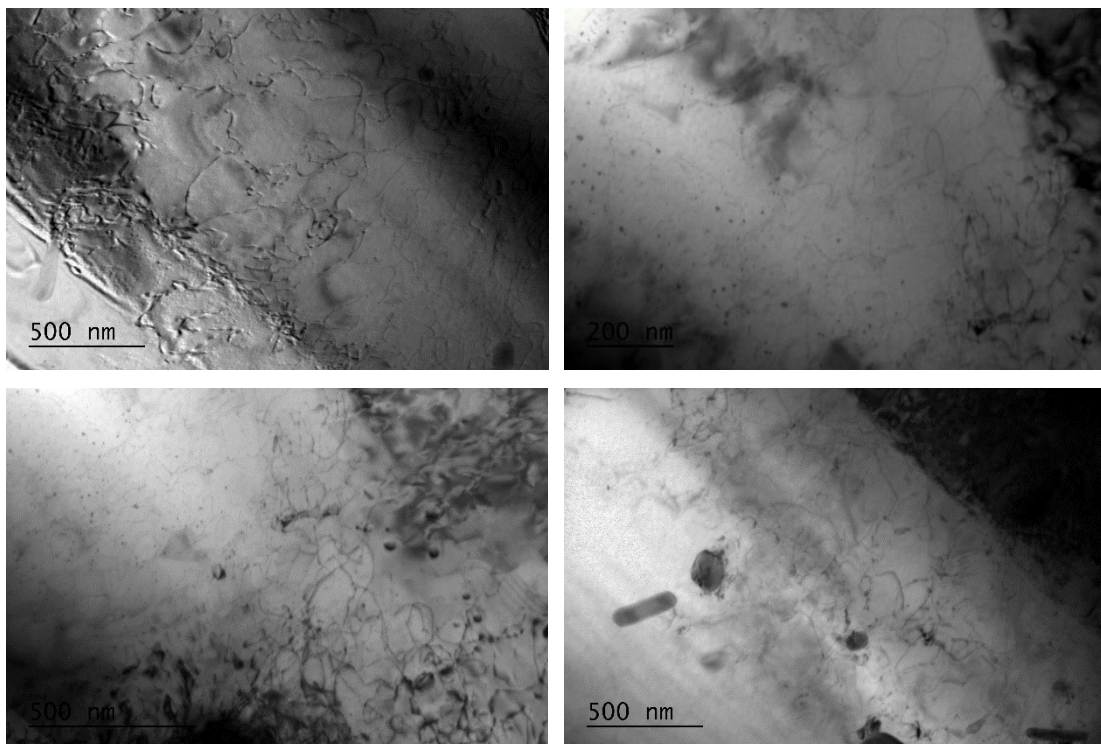
Εικόνα Α.1: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του ΑΑ5083 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



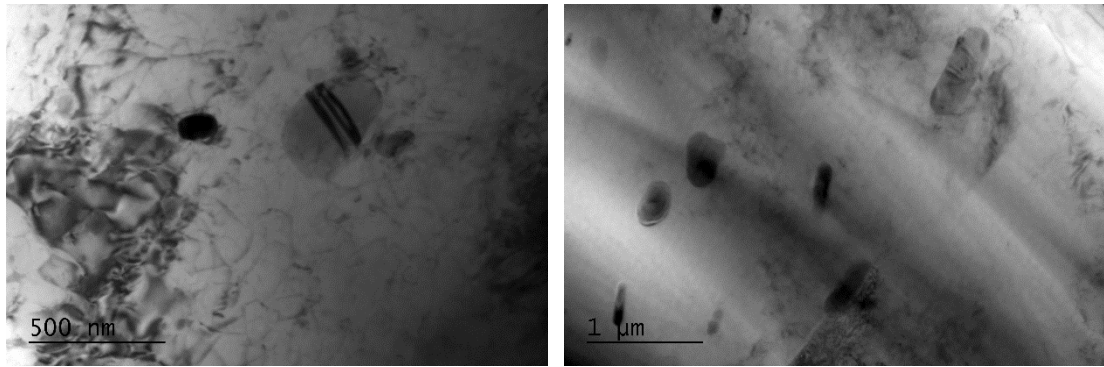
Εικόνα Α.2: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του ΑΑ5083 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων



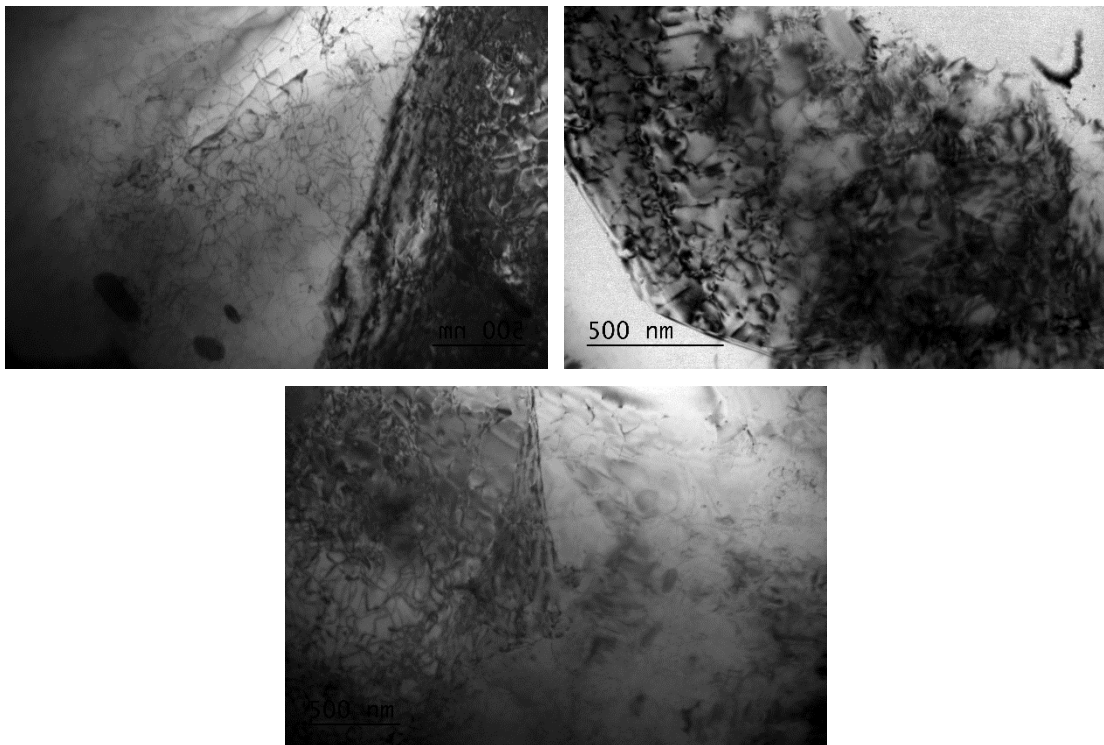
Εικόνα Α.3: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.



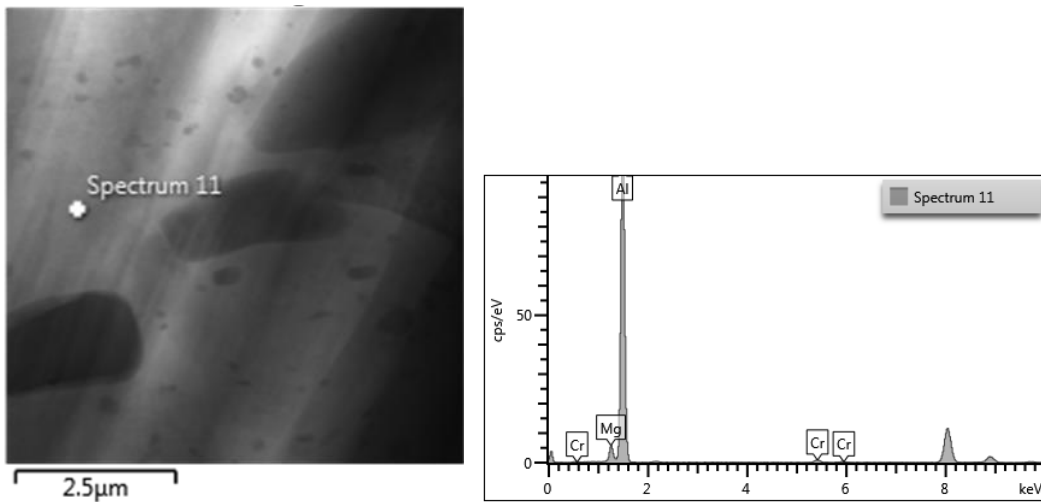
Εικόνα Α.4: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



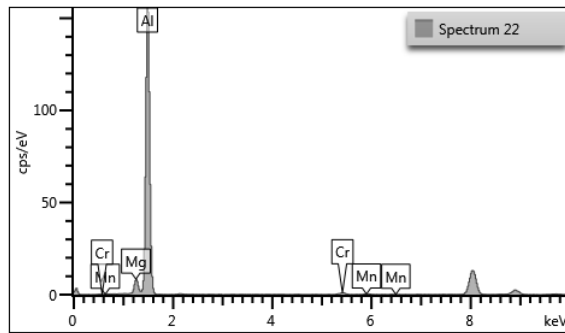
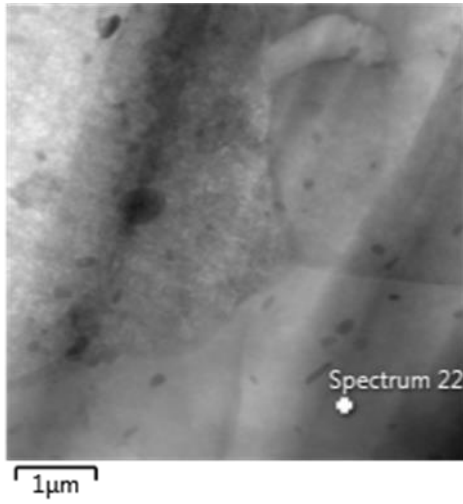
Εικόνα Α.5: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 όπου παρατηρούνται οι μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.



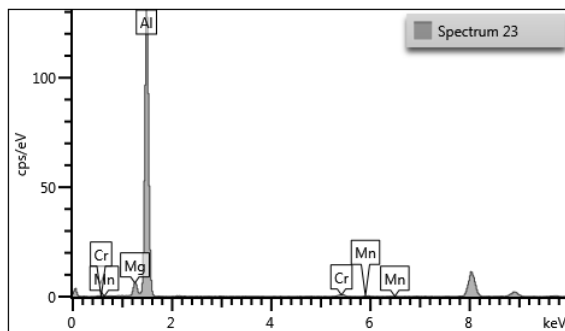
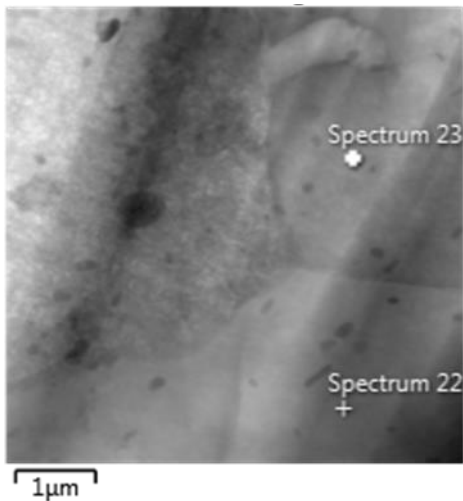
Εικόνα Α.6: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



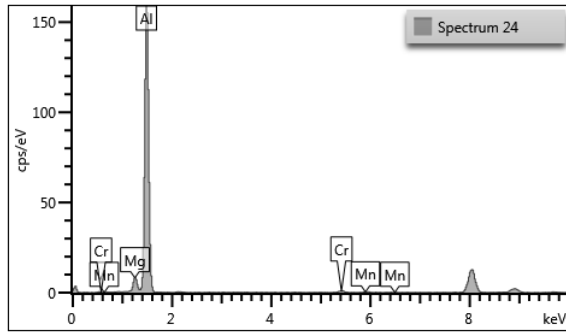
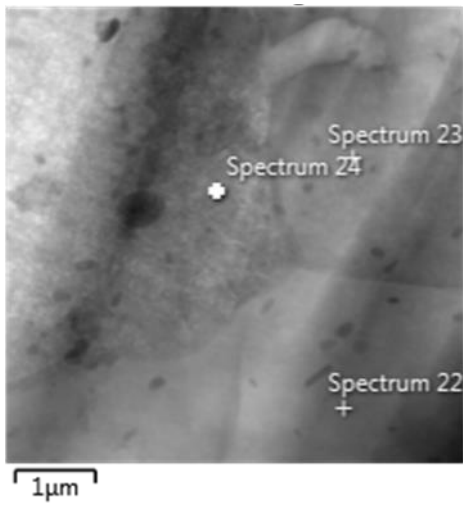
Element	Wt%
Mg	4.21
Al	94.58
Cr	1.21
Total:	100.00



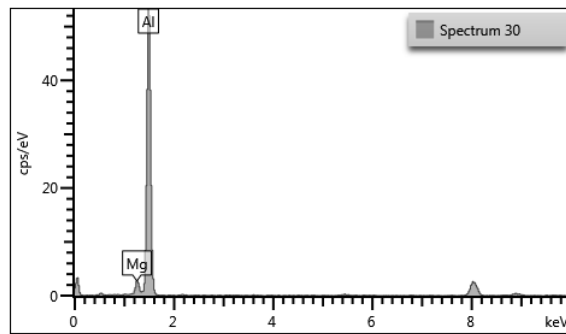
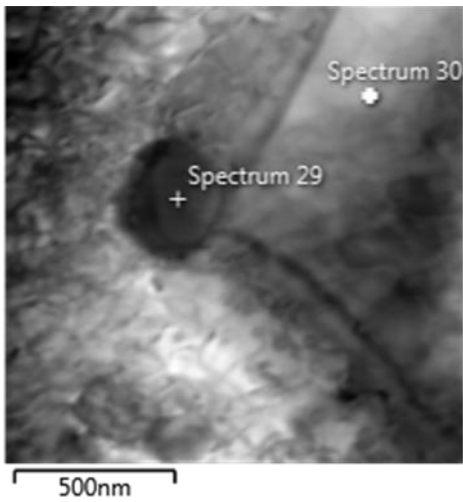
Element	Wt%
Mg	4.50
Al	94.30
Cr	0.96
Mn	0.23
Total:	100.00



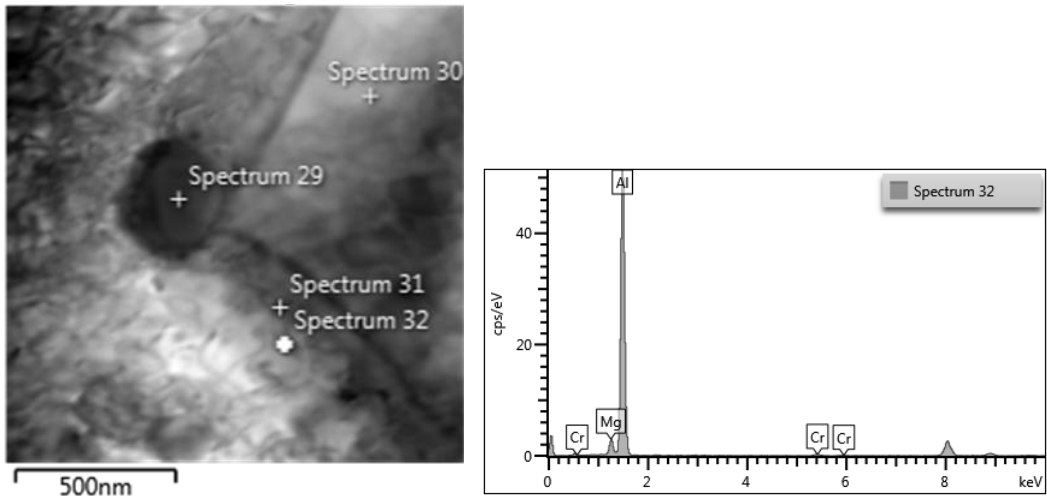
Element	Wt%
Mg	4.10
Al	94.67
Cr	0.96
Mn	0.27
Total:	100.00



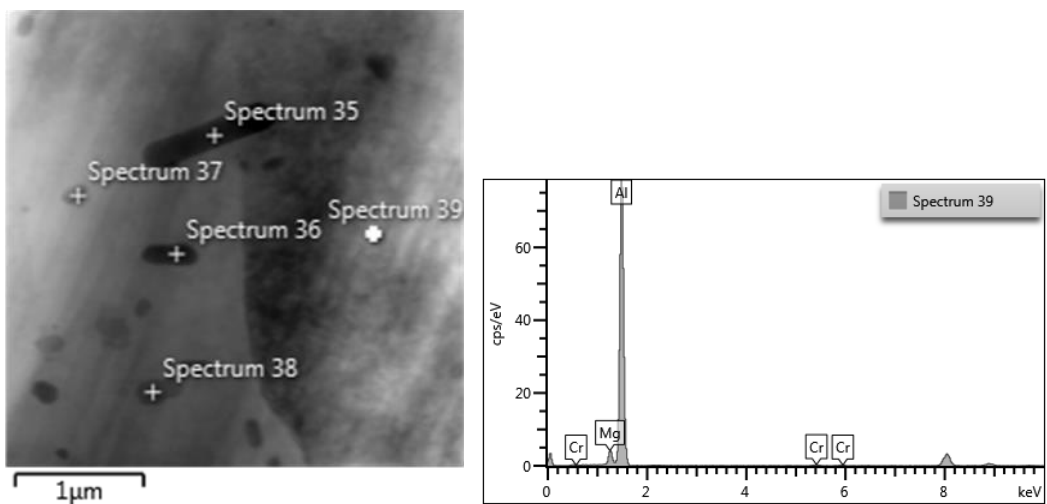
Element	Wt%
Mg	4.44
Al	94.33
Cr	0.94
Mn	0.28
Total:	100.00



Element	Wt%
Mg	4.33
Al	95.67
Total:	100.00



Element	Wt%
Mg	4.82
Al	94.49
Cr	0.69
Total:	100.00

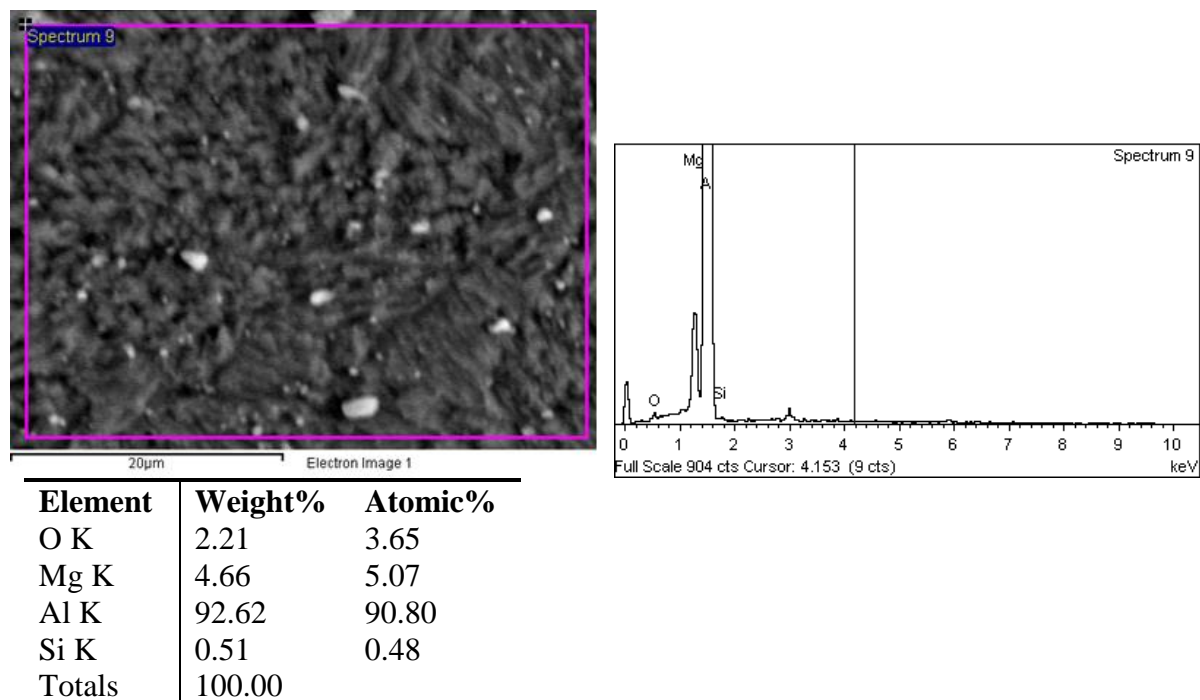


Element	Wt%
Mg	4.45
Al	95.08
Cr	0.47
Total:	100.00

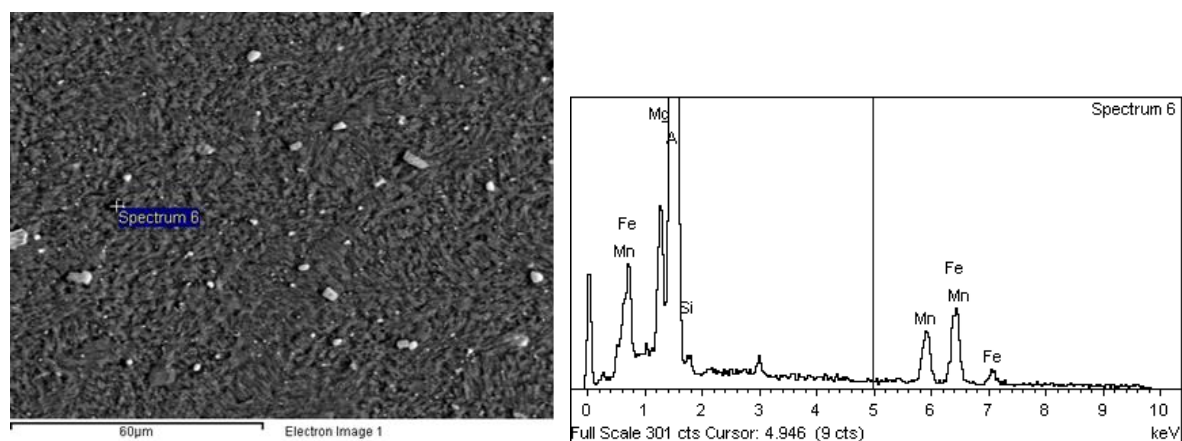
Εικόνα Α.7: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού του συγκολλημένου AA5083.

A2. ΟΜΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ AA5083-H111 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ SiC

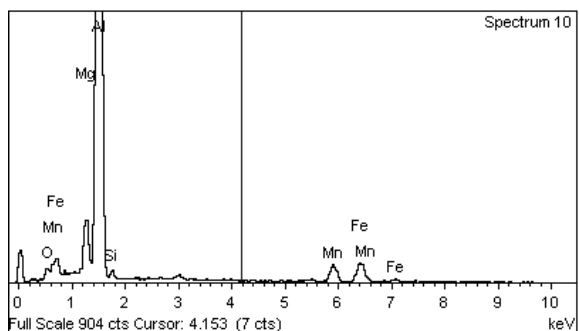
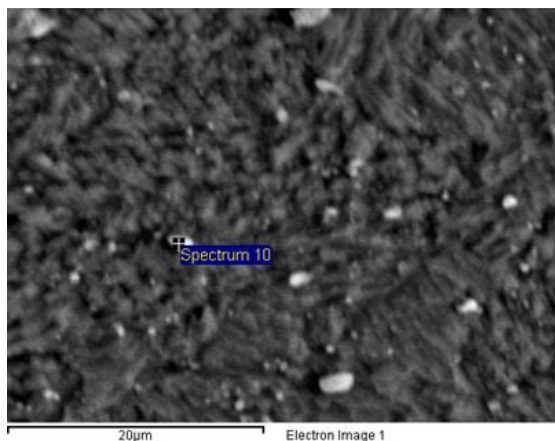
Μελέτη στο EDS του SEM



Εικόνα A.8: Μικρογραφίες EDS (mapping) και χημική ανάλυση της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

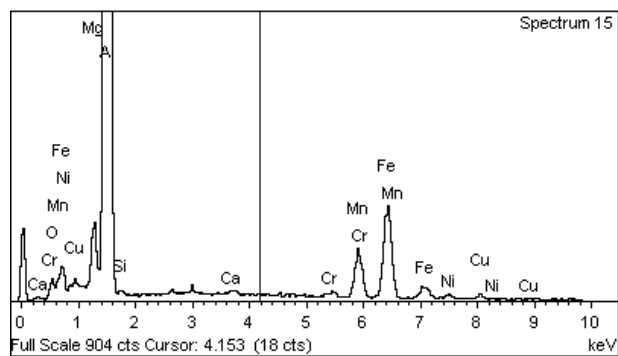
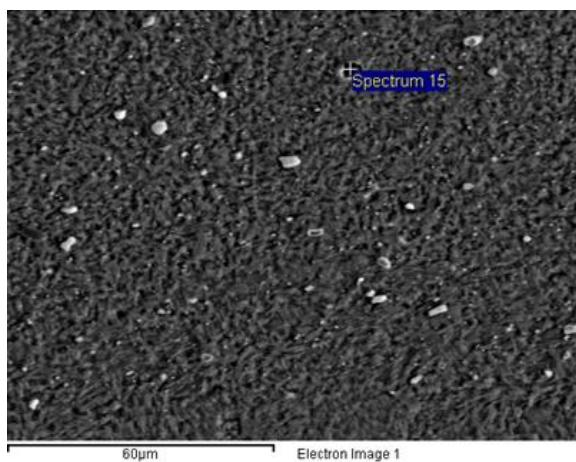


Εικόνα A.9: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.



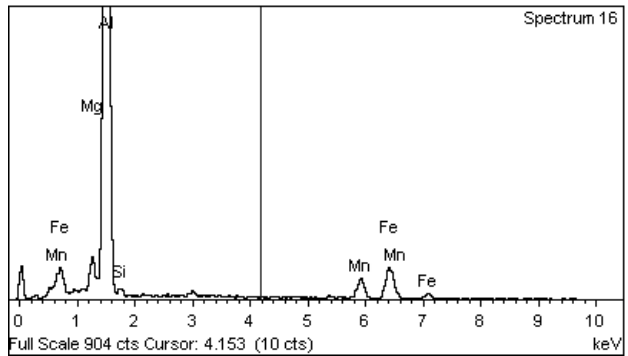
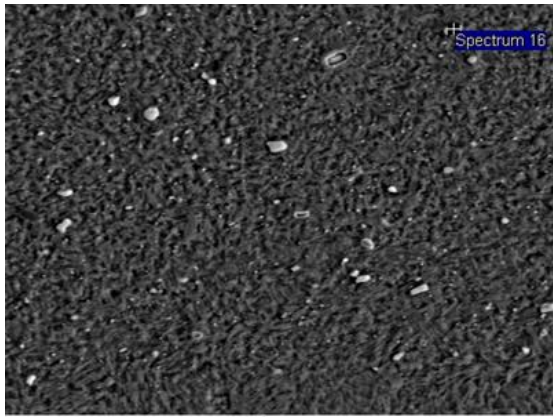
Element	Weight%	Atomic%
O K	3.23	5.63
Mg K	3.61	4.13
Al K	80.83	83.47
Si K	1.18	1.17
Mn K	4.74	2.40
Fe K	6.41	3.20
Totals	100.00	

Εικόνα A.10: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

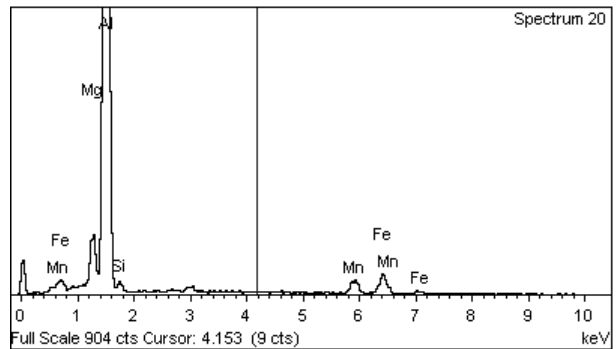
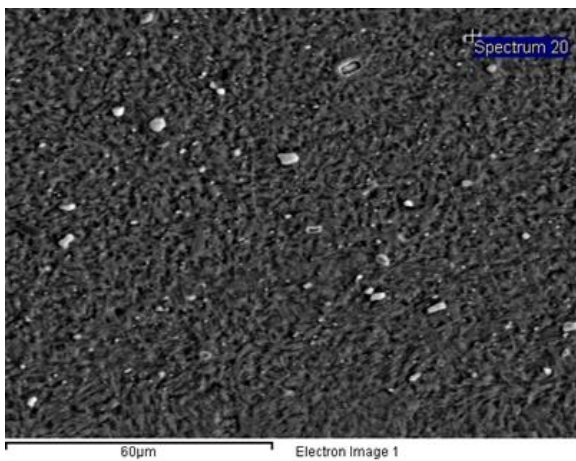


Element	Weight%	Atomic%
O K	2.86	5.40
Mg K	2.57	3.20
Al K	68.75	77.10
Si K	0.51	0.55
Ca K	0.26	0.20
Cr K	0.54	0.31
Mn K	6.66	3.67
Fe K	15.67	8.49
Ni K	1.01	0.52
Cu K	1.16	0.55
Totals	100.00	

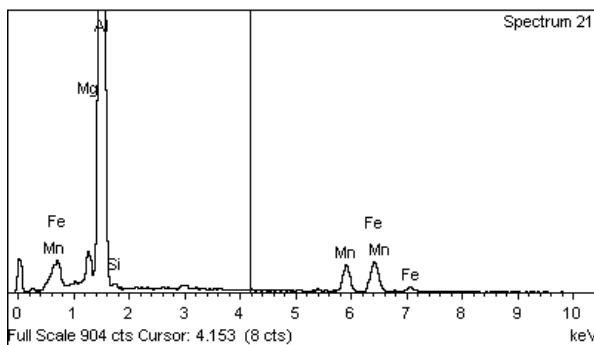
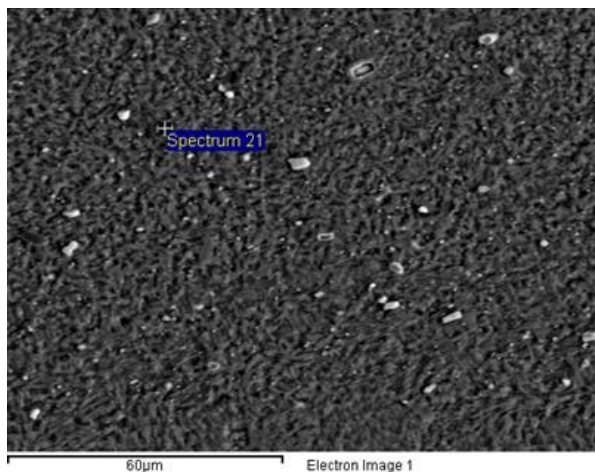
Εικόνα A.11: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	2.28	2.76
Al K	79.83	87.09
Si K	1.28	1.34
Mn K	5.73	3.07
Fe K	10.88	5.73
Totals	100.00	

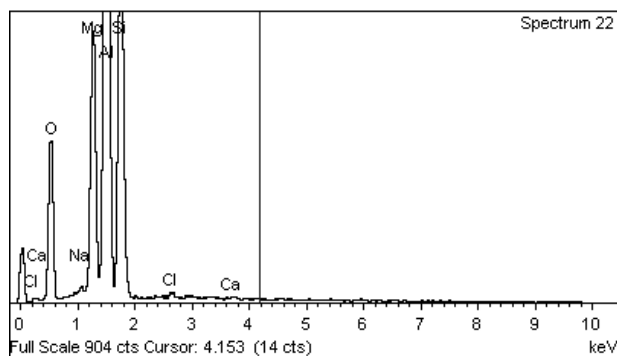
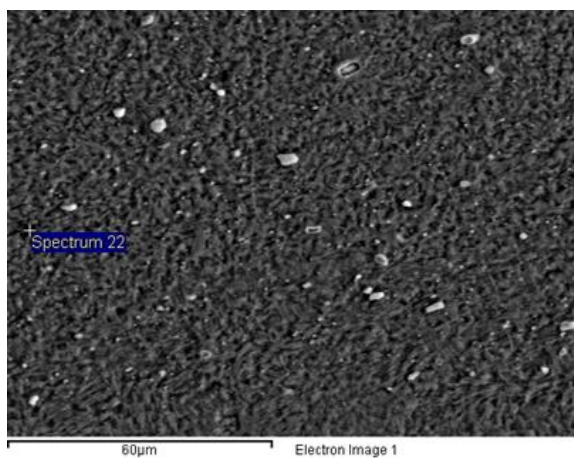


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	3.50	4.09
Al K	84.65	89.09
Si K	1.51	1.52
Mn K	4.11	2.13
Fe K	6.22	3.16
Totals	100.00	

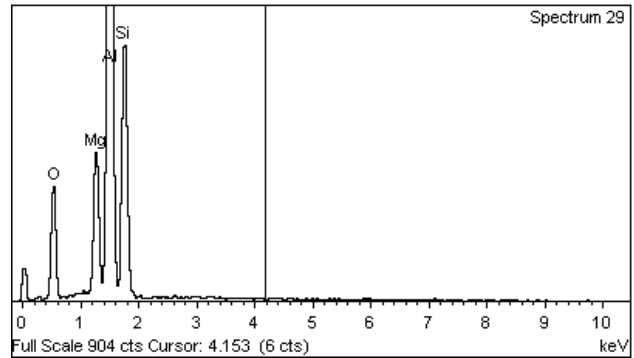
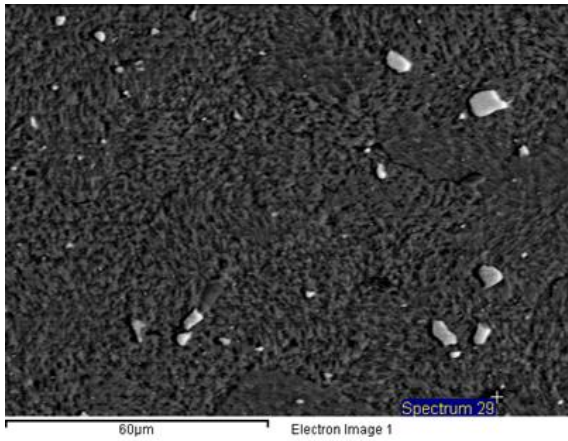


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	2.13	2.59
Al K	79.69	87.37
Si K	0.66	0.69
Mn K	7.37	3.97
Fe K	10.15	5.38
Totals	100.00	

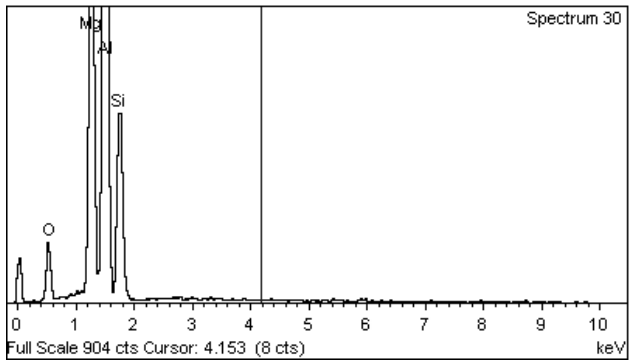
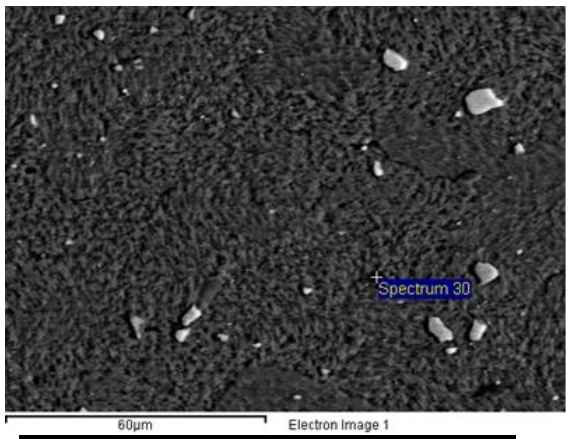
Εικόνα A.12: Μικρογραφίες EDS (point ID) και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.



Element	Weight%	Atomic%
O K	30.19	42.13
Na K	0.28	0.27
Mg K	10.33	9.48
Al K	35.15	29.08
Si K	23.62	18.77
Cl K	0.27	0.17
Ca K	0.15	0.09
Totals	100.00	

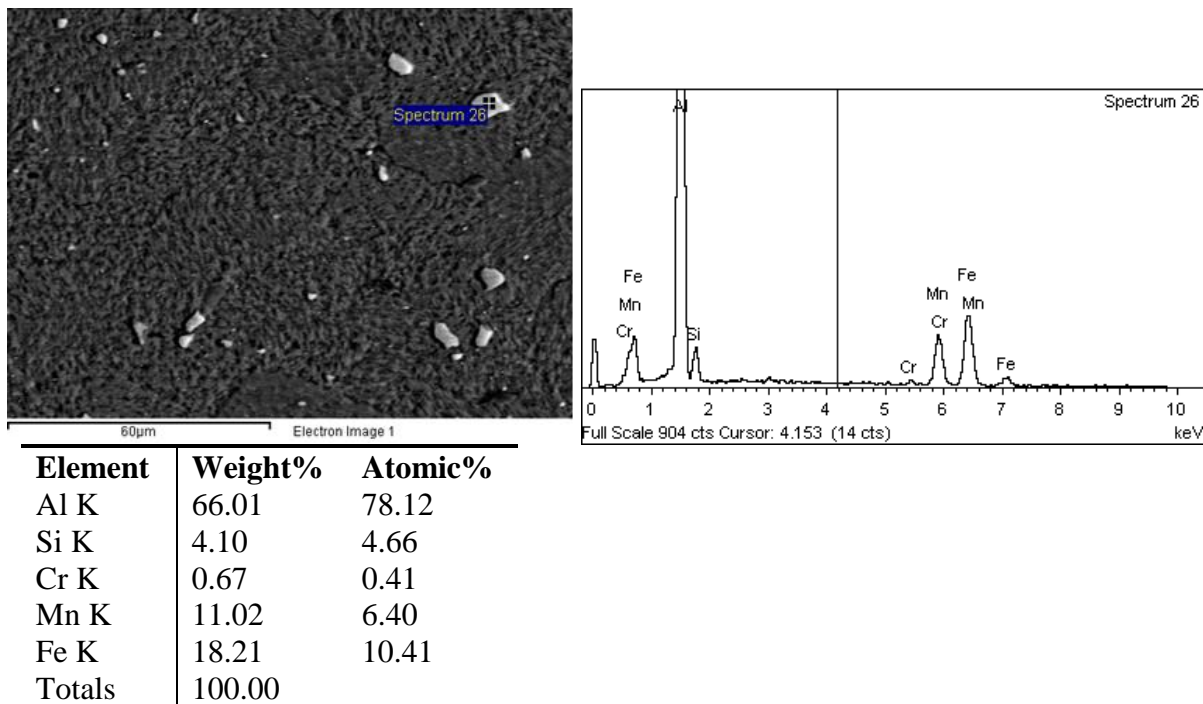


Element	Weight%	Atomic%
O K	28.37	40.09
Mg K	7.32	6.80
Al K	40.92	34.29
Si K	23.39	18.82
Totals	100.00	

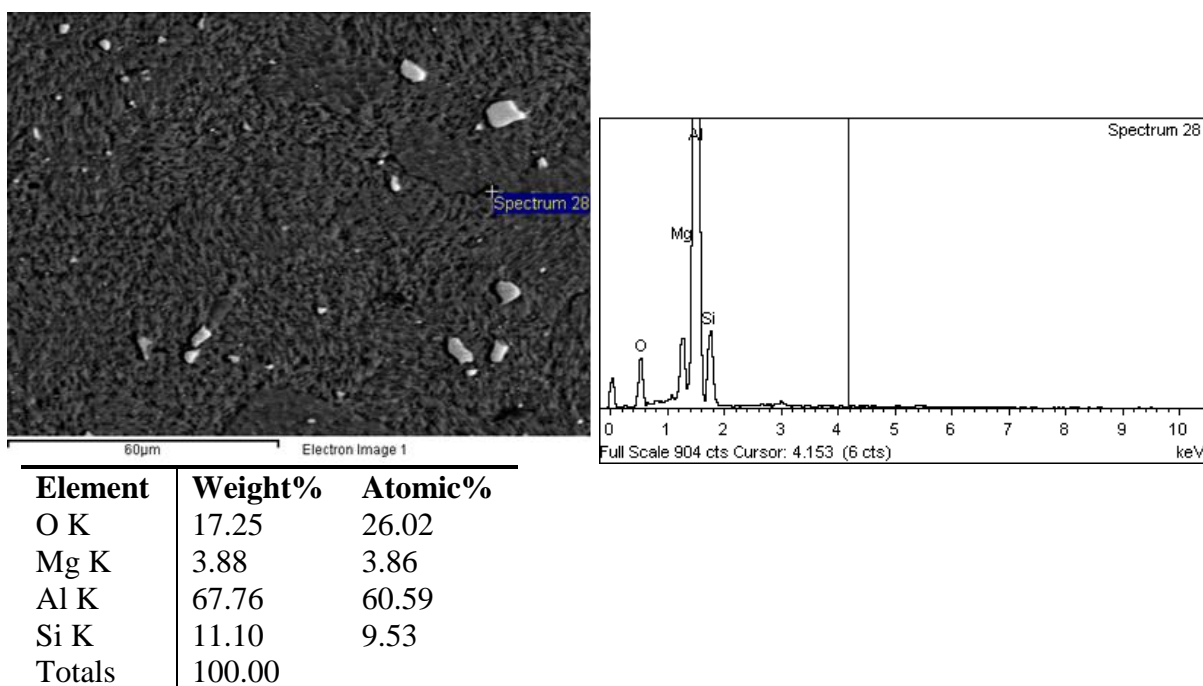


Element	Weight%	Atomic%
O K	15.15	22.84
Mg K	20.56	20.40
Al K	44.50	39.77
Si K	19.79	17.00
Totals	100.00	

Εικόνα A.13: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

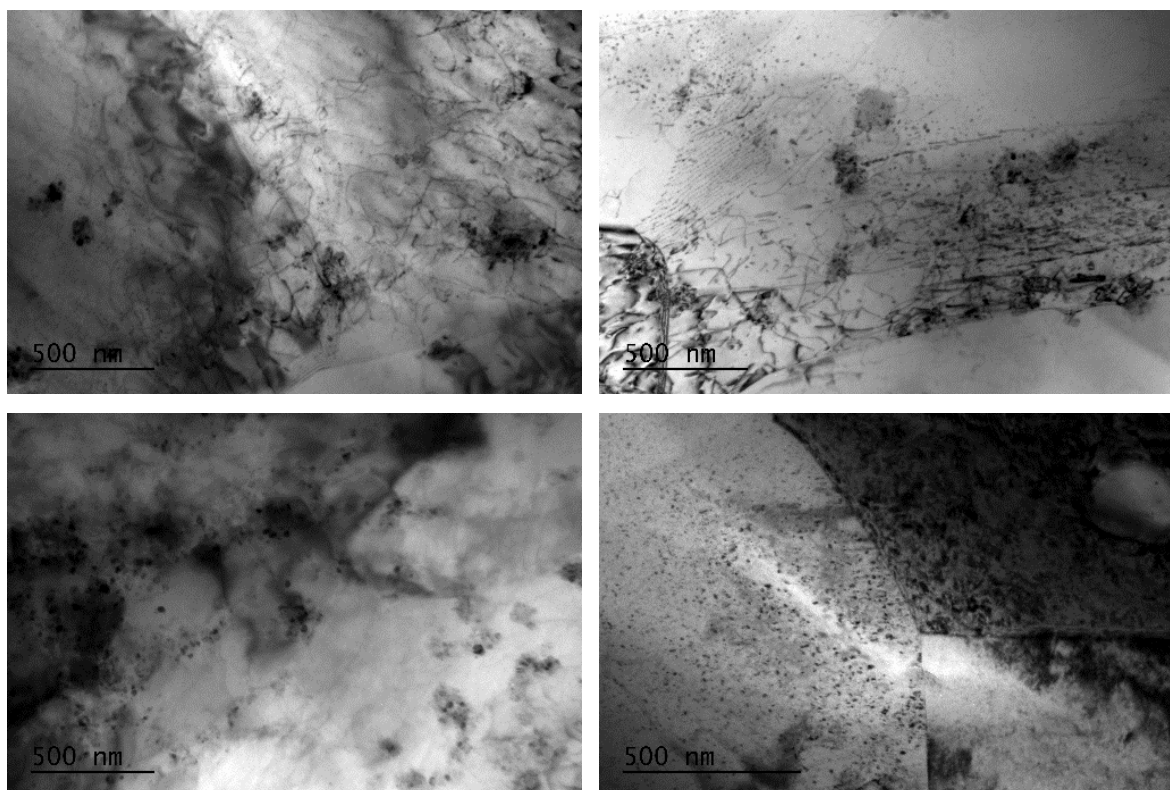


Εικόνα A.14: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

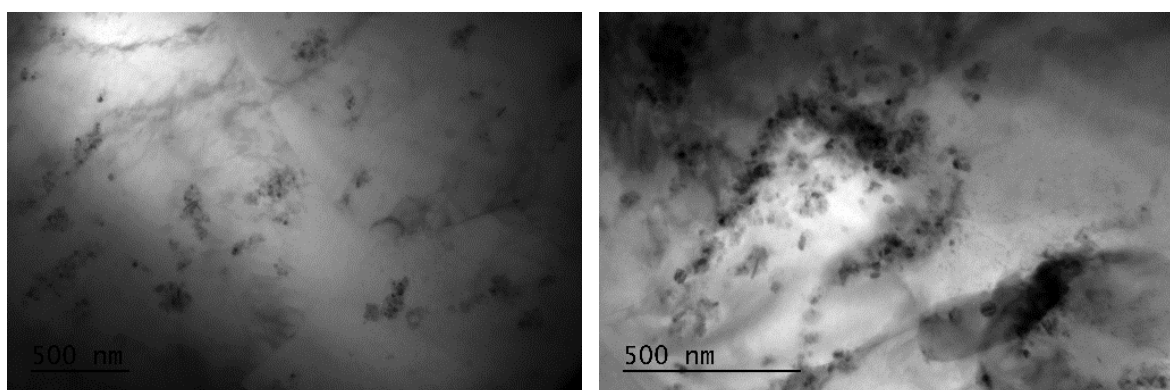


Εικόνα A.15: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση SiC.

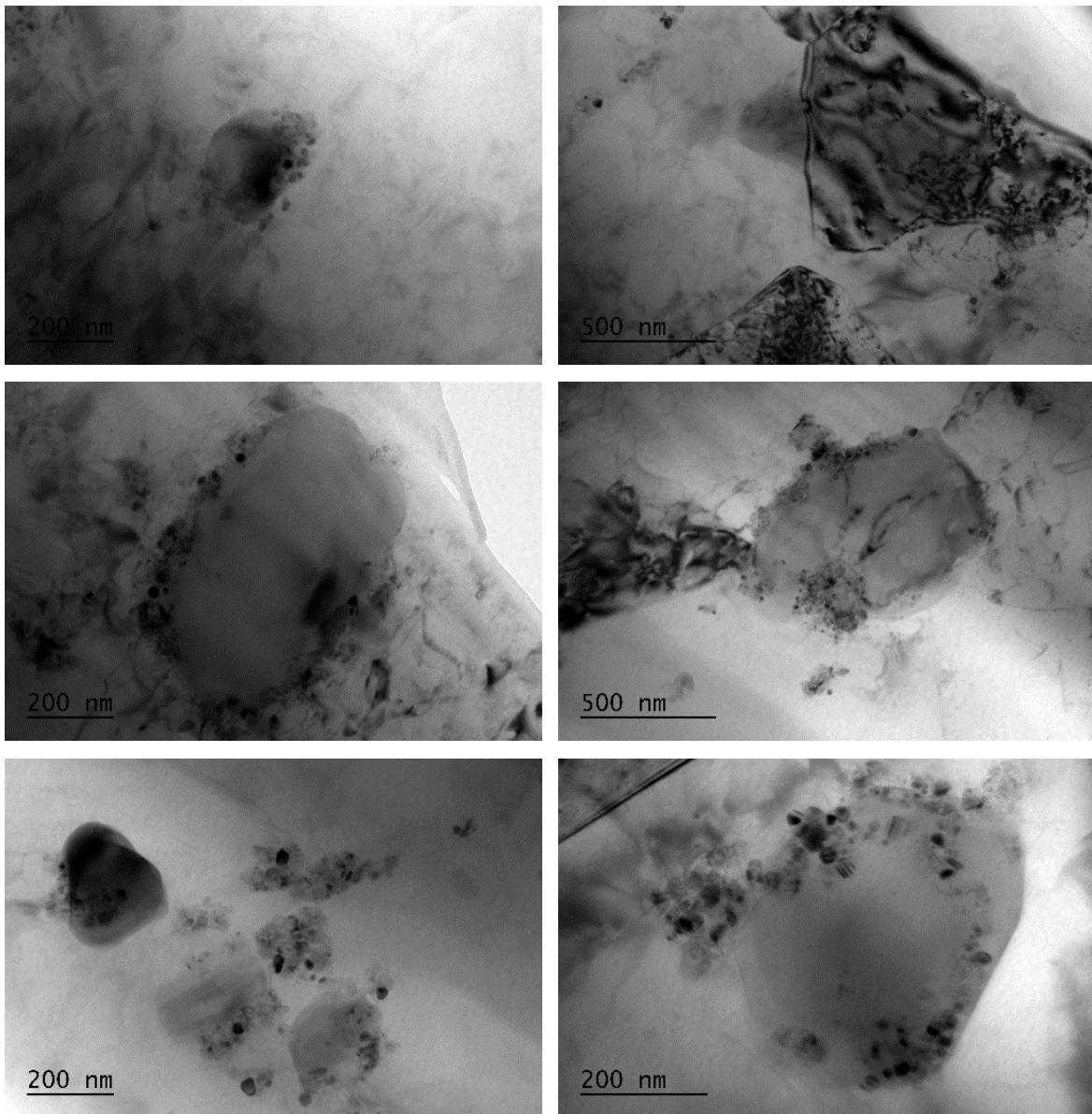
Μελέτη στο TEM



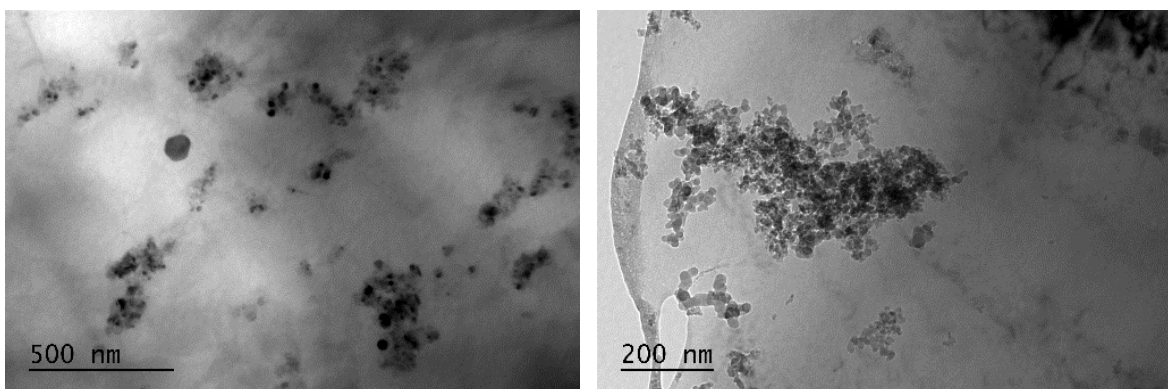
Εικόνα A.16: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.

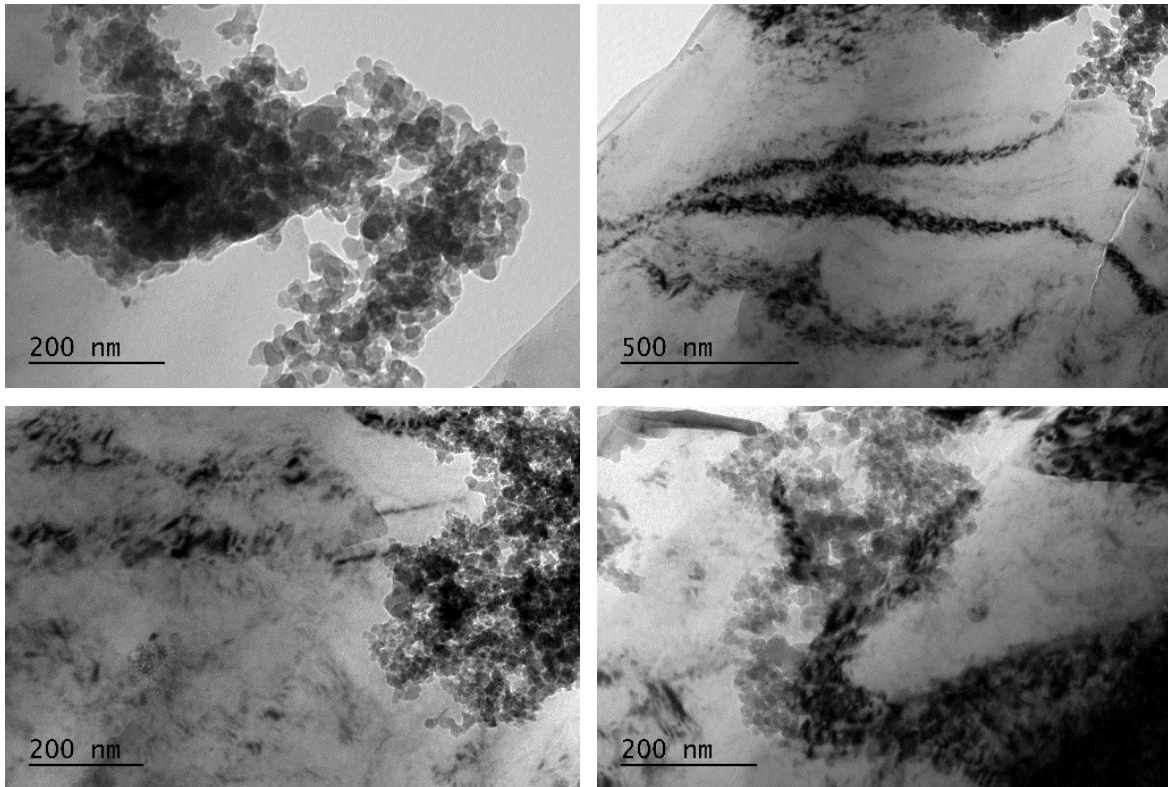


Εικόνα A.17: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται διασπορά των νανωματιδίων στο εσωτερικό των κόκκων.

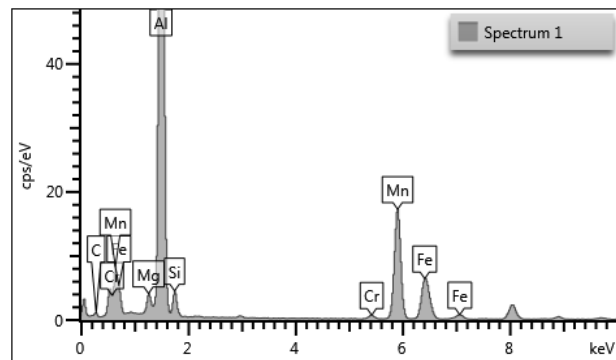
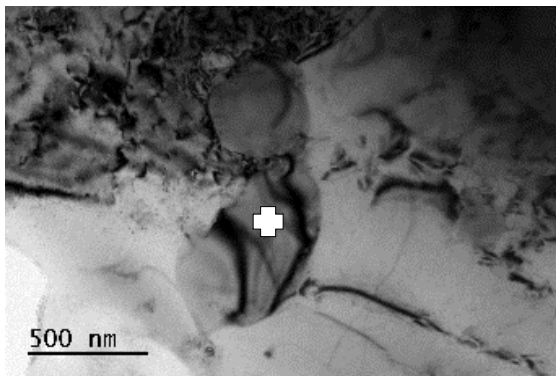


Εικόνα Α.18: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται έντονη συσσωμάτωση νανοματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.

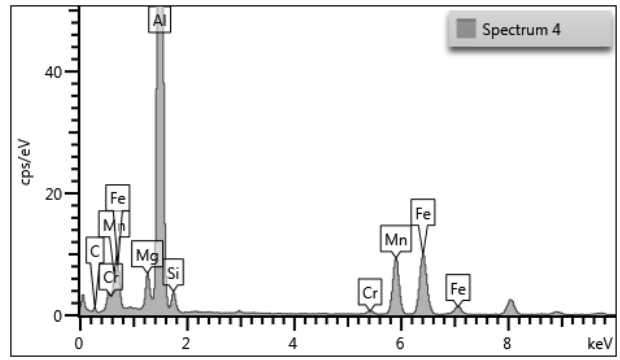
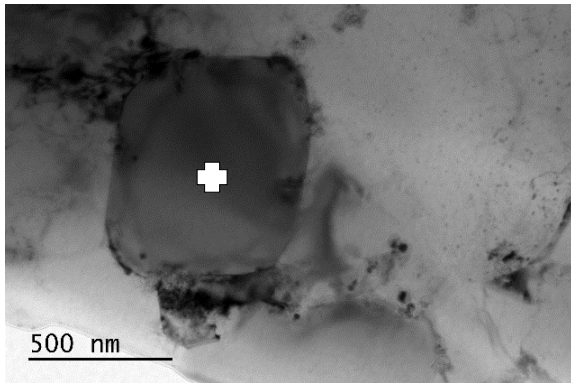




Εικόνα A.19: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται έντονη συσσωμάτωση νανοματιδίων στο εσωτερικό των κόκκων.

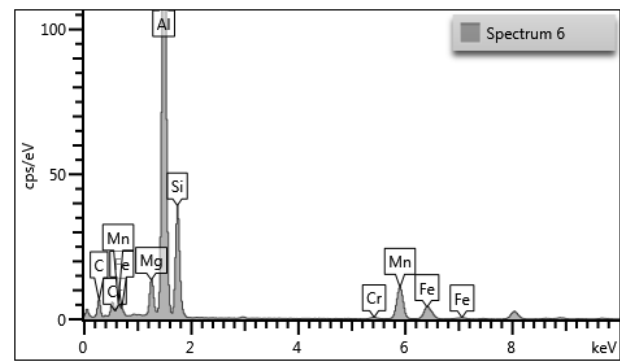
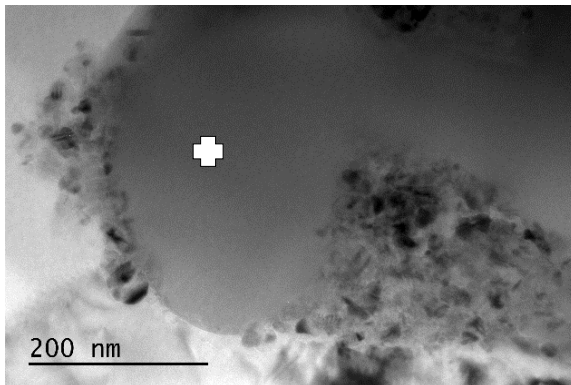


Element	Wt%
C	0.48
Mg	1.13
Al	78.65
Si	1.61
Cr	0.41
Mn	13.21
Fe	4.50
Total:	100.00

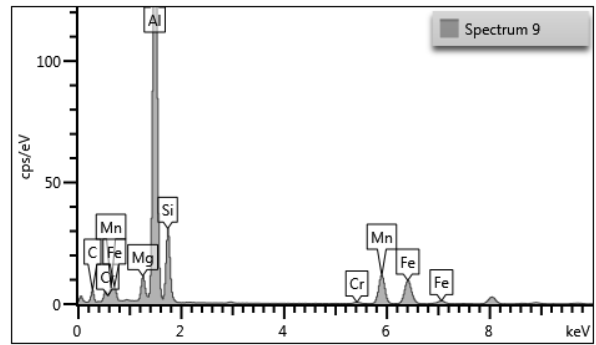
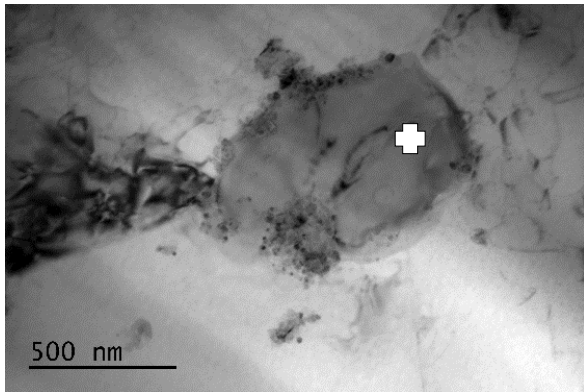


Element	Wt%
C	0.51
Mg	1.95
Al	83.20
Si	1.14
Cr	0.32
Mn	6.24
Fe	6.65
Total:	100.00

Εικόνα Α.20: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του AA5083.



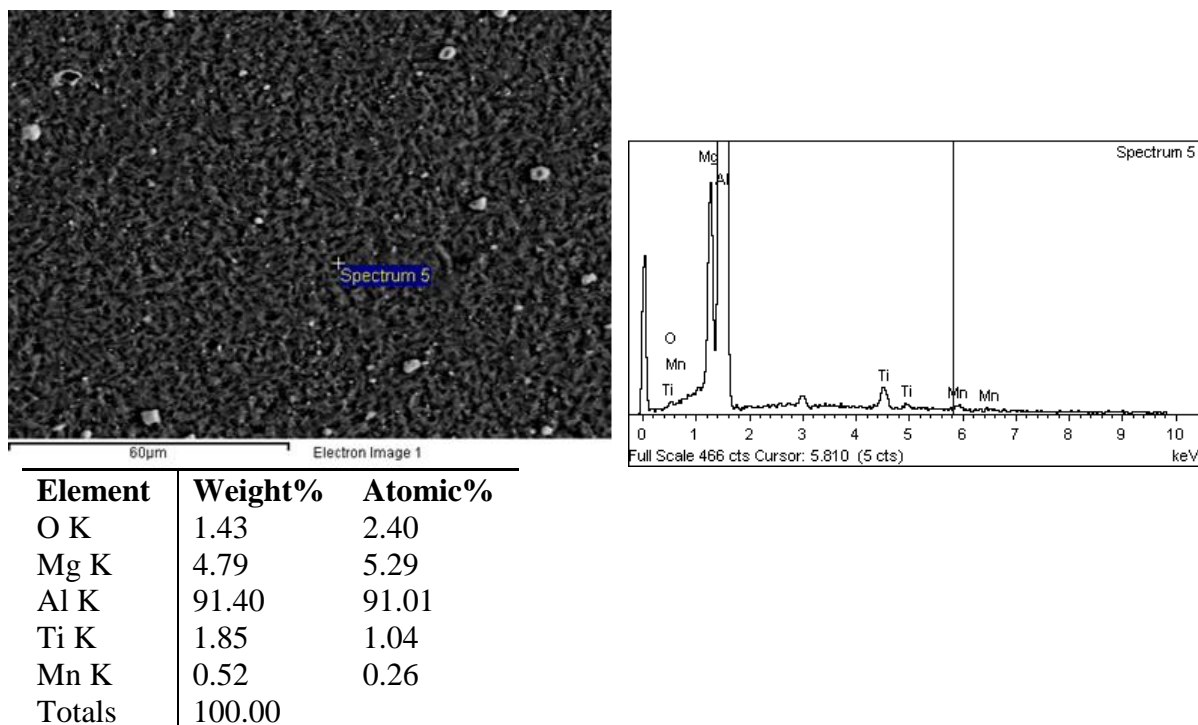
Element	Wt%
C	4.44
Mg	4.55
Al	66.35
Si	14.13
Cr	0.36
Mn	7.56
Fe	2.62
Total:	100.00



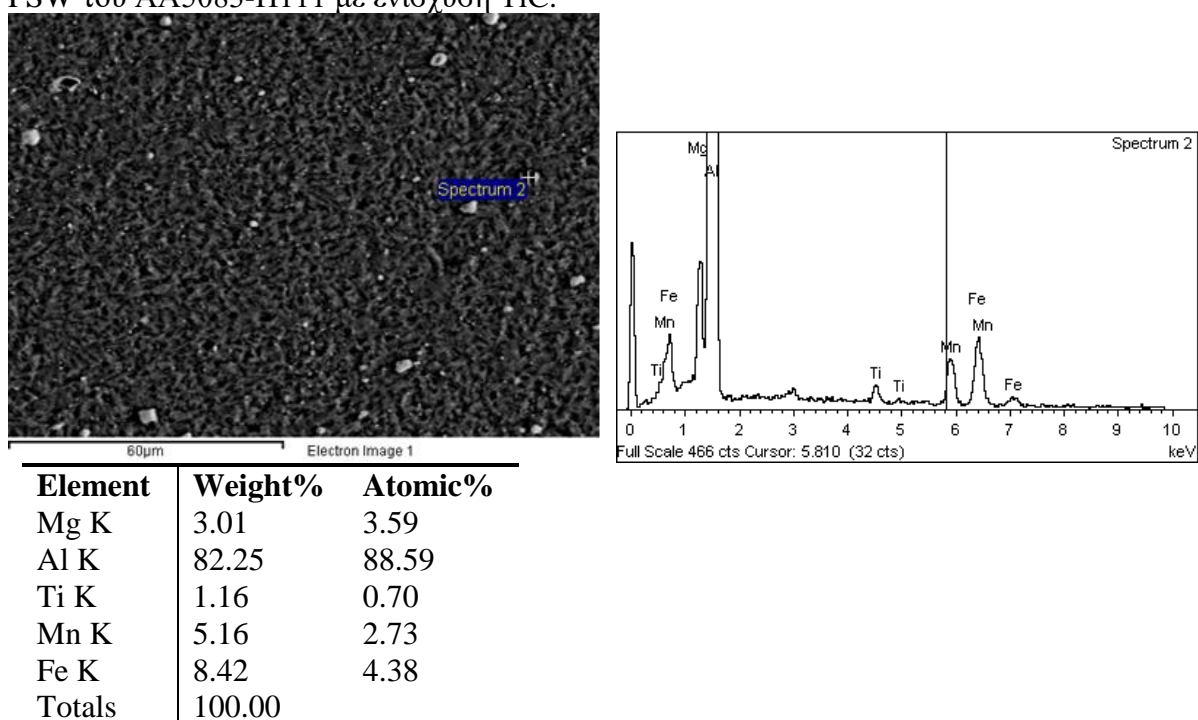
Element	Wt%
C	3.05
Mg	3.14
Al	70.96
Si	9.80
Cr	0.31
Mn	7.07
Fe	5.65
Total:	100.00

Εικόνα A.21: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του AA5083.

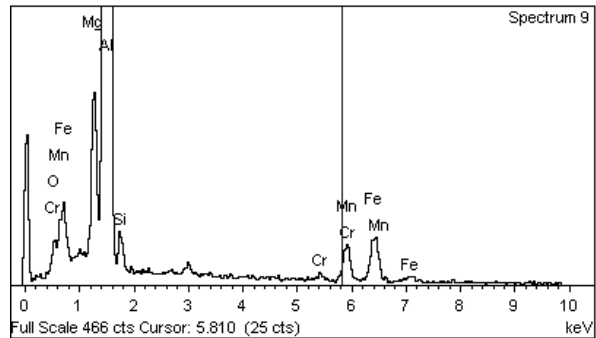
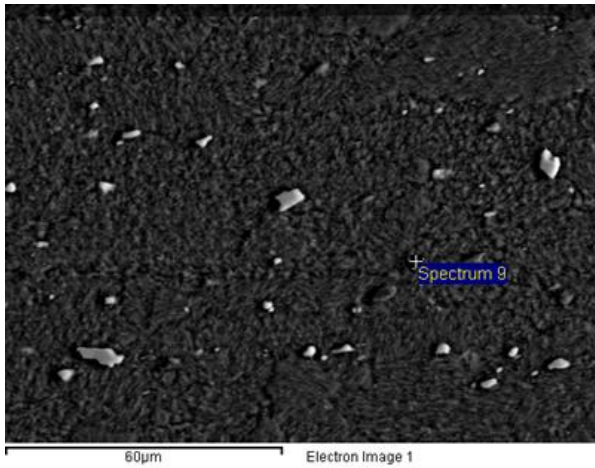
Α3. ΟΜΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ ΑΑ5083-H111 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ TiC



Εικόνα Α.22: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του μητρικού υλικού της FSW του ΑΑ5083-H111 με ενίσχυση TiC.

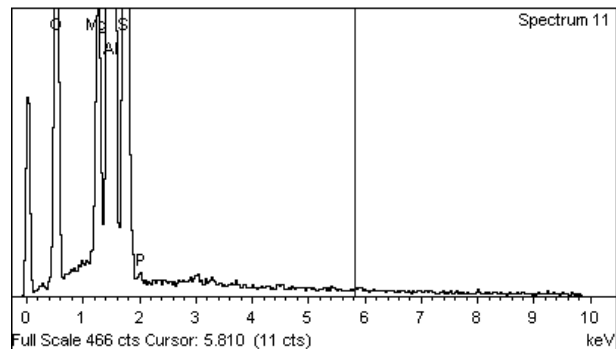
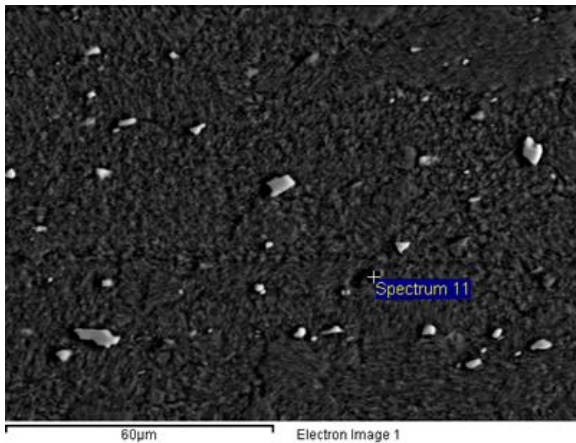


Εικόνα Α.23: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του ΑΑ5083-H111 με ενίσχυση TiC.

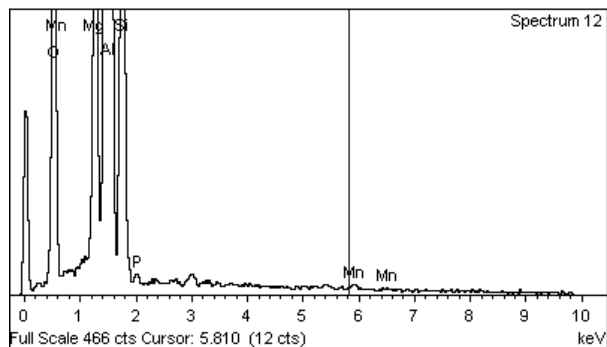
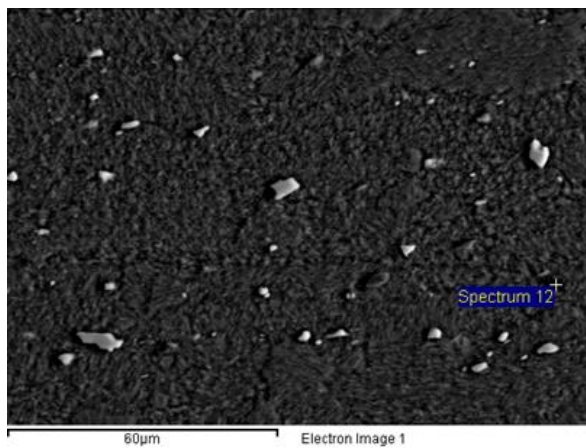


Element	Weight%	Atomic%
O K	2.90	5.02
Mg K	3.69	4.20
Al K	81.67	83.86
Si K	2.14	2.11
Cr K	0.46	0.24
Mn K	3.76	1.90
Fe K	5.39	2.67
Totals	100.00	

Εικόνα A.24: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.

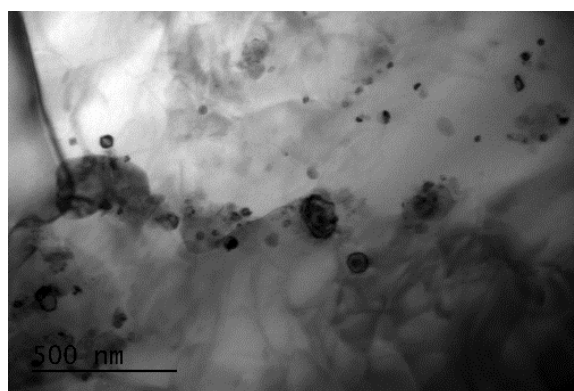
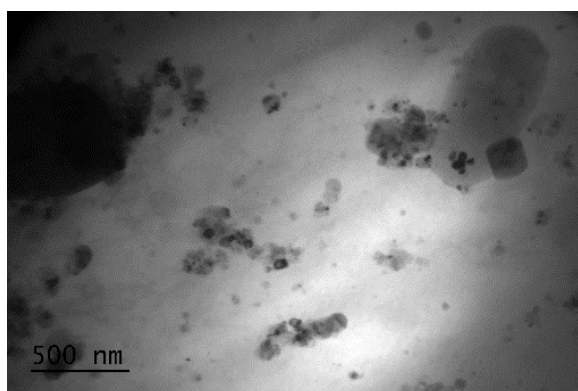
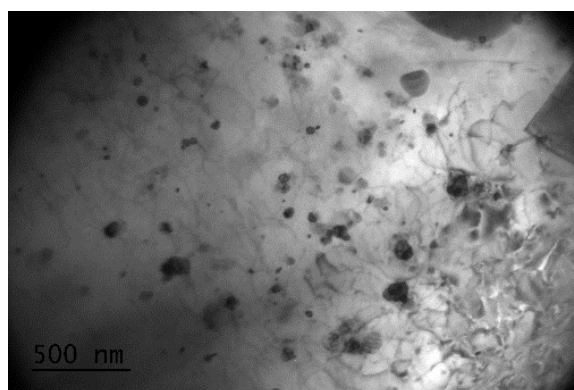
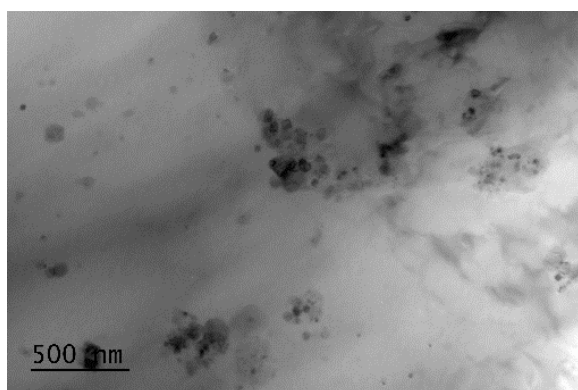


Element	Weight%	Atomic%
O K	32.89	45.39
Mg K	3.59	3.26
Al K	44.08	36.07
Si K	19.18	15.08
P K	0.27	0.20
Totals	100.00	

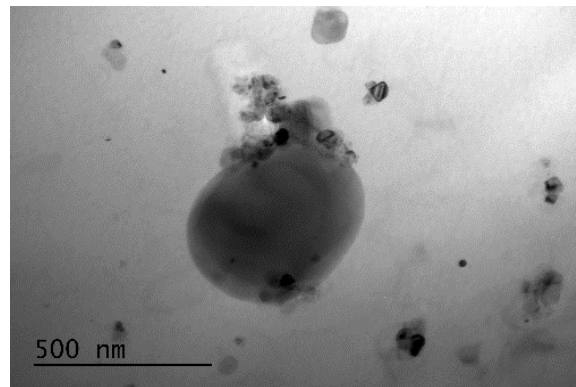
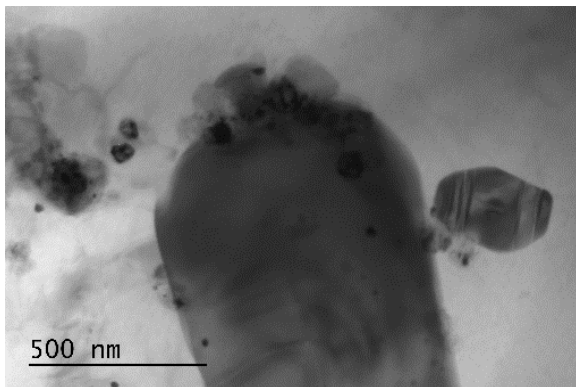


Element	Weight%	Atomic%
O K	29.11	40.98
Mg K	4.91	4.54
Al K	52.15	43.52
Si K	13.22	10.60
P K	0.32	0.23
Mn K	0.30	0.12
Totals	100.00	

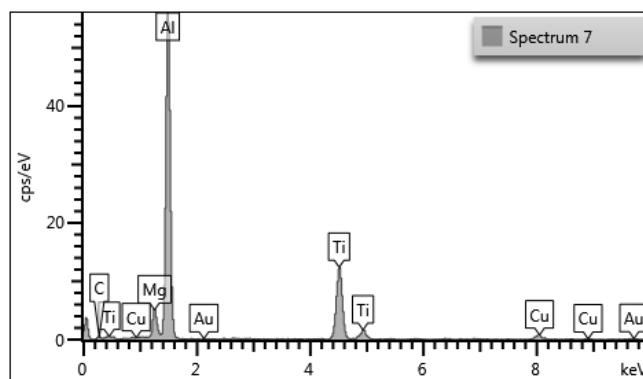
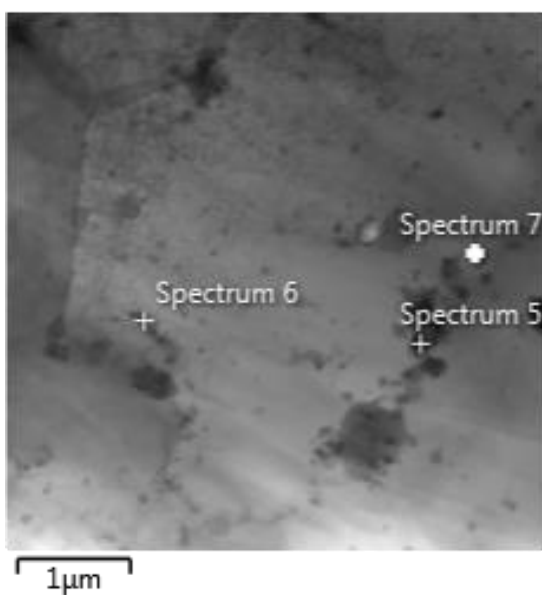
Εικόνα A.25: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με ενίσχυση TiC.



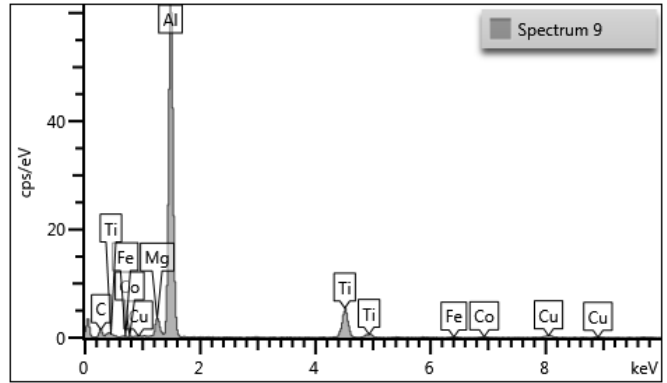
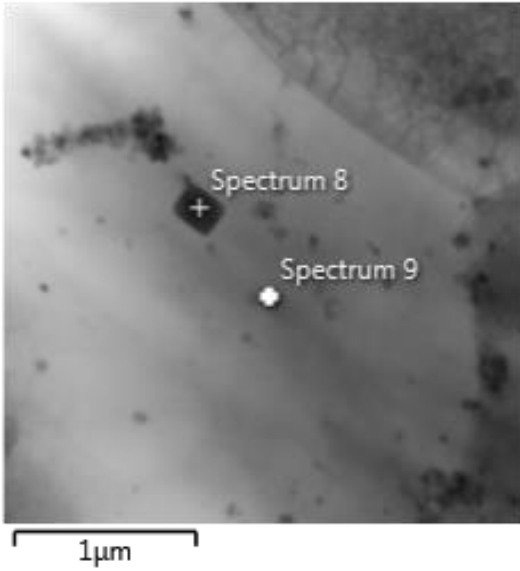
Εικόνα A.26: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



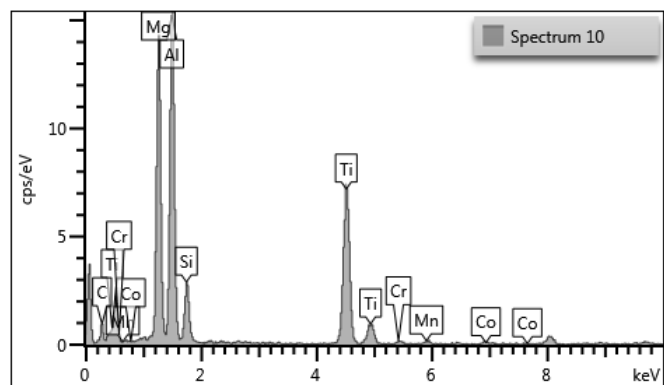
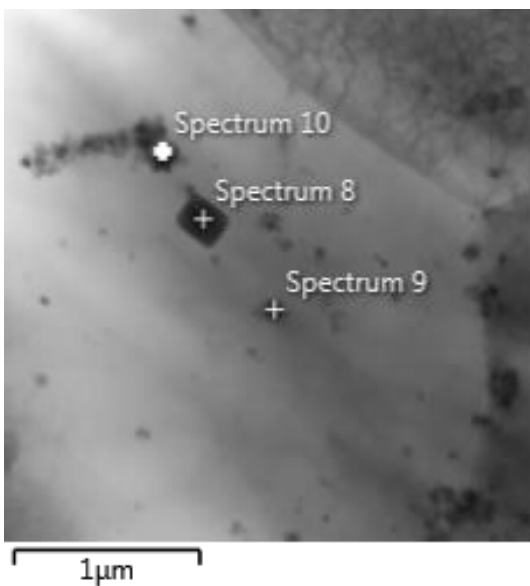
Εικόνα Α.27: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται συσσωμάτωση νανοματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.



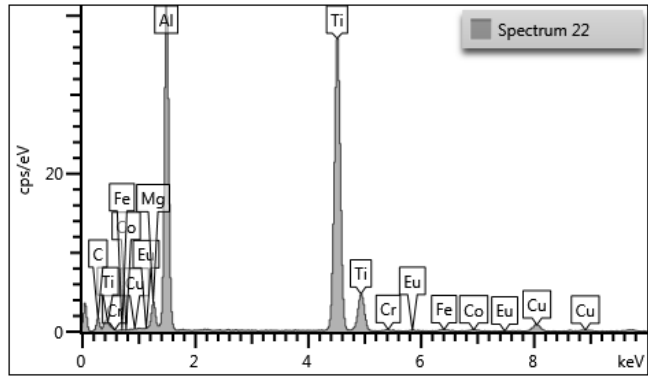
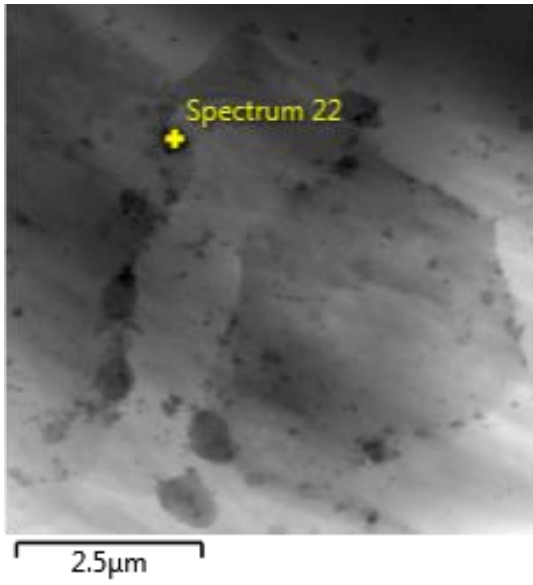
Element	Wt%
C	1.01
Mg	5.71
Al	66.84
Ti	23.31
Cu	1.86
Au	1.27
Total:	100.00



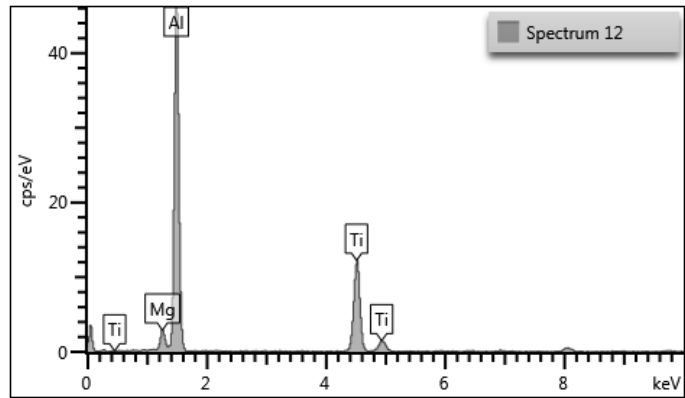
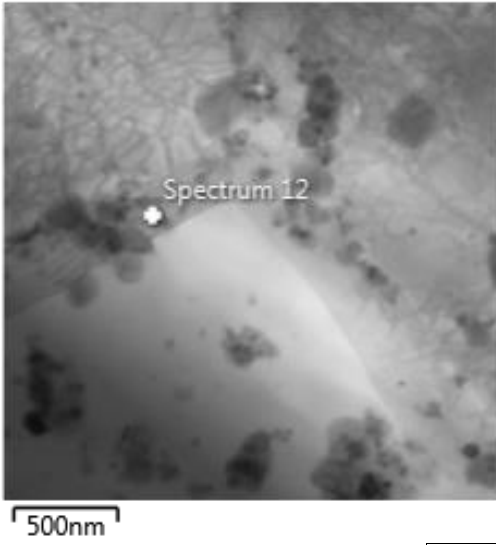
Element	Wt%
C	3.76
Mg	4.36
Al	79.58
Ti	10.54
Fe	0.33
Co	0.33
Cu	1.10
Total:	100.00



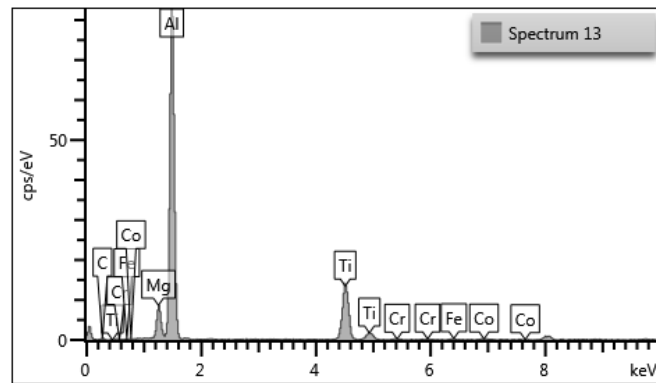
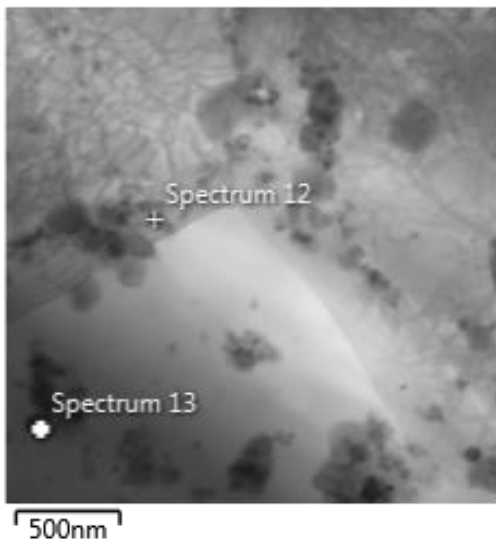
Element	Wt%
C	3.63
Mg	29.35
Al	33.86
Si	6.08
Ti	25.69
Cr	0.44
Mn	0.48
Co	0.46
Total:	100.00



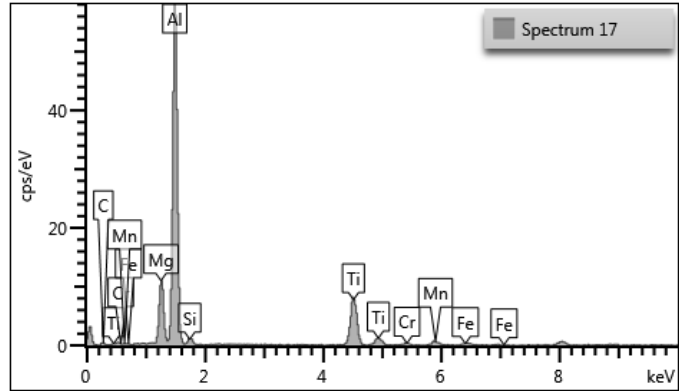
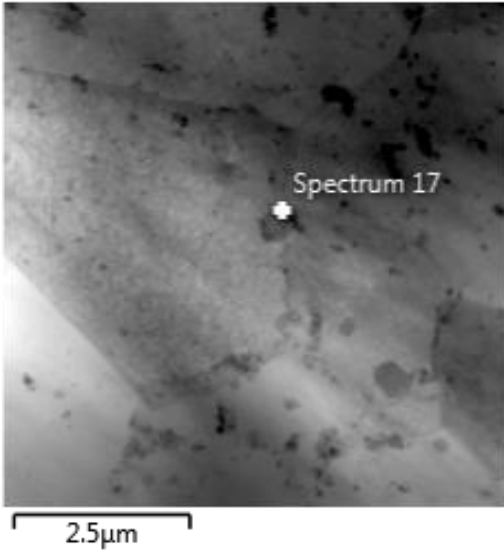
Element	Wt%
C	2.84
Mg	2.86
Al	37.18
Ti	54.09
Cr	0.23
Fe	0.23
Co	0.31
Cu	1.71
Eu	0.56
Total:	100.00



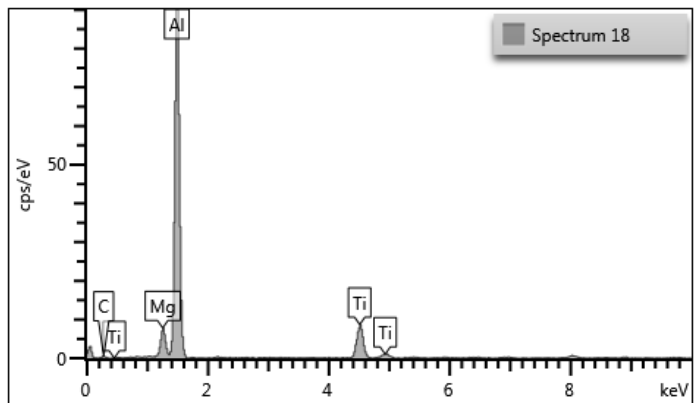
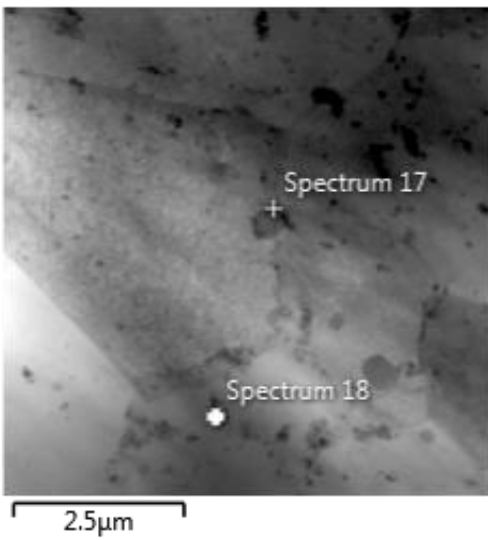
Element	Wt%
Mg	3.92
Al	67.71
Ti	28.37
Total:	100.00



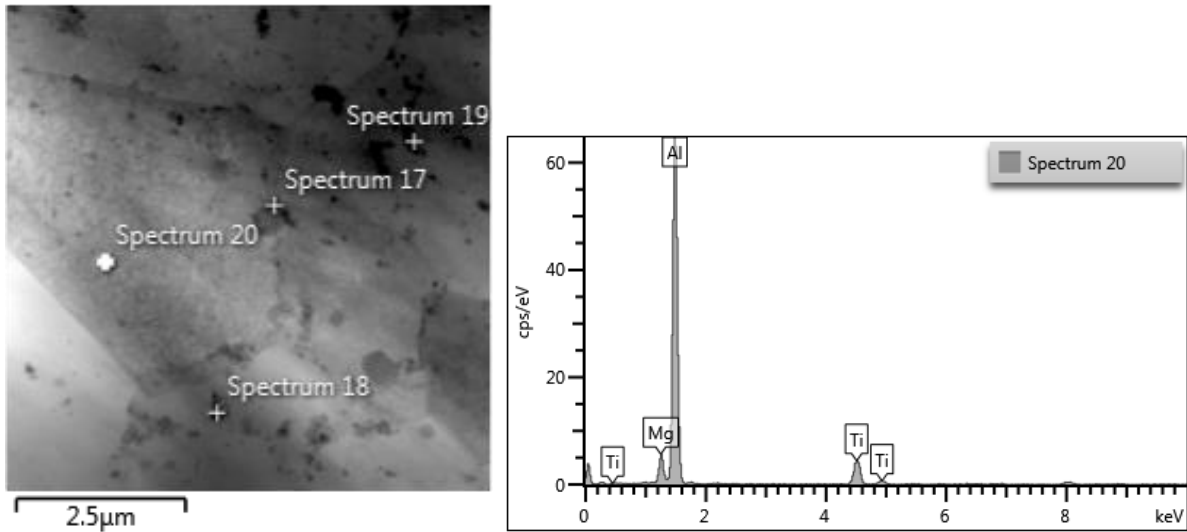
Element	Wt%
C	0.57
Mg	6.73
Al	72.14
Ti	19.42
Cr	0.40
Fe	0.35
Co	0.39
Total:	100.00



Element	Wt%
C	1.07
Mg	12.46
Al	67.32
Si	1.30
Ti	15.33
Cr	0.61
Mn	1.32
Fe	0.60
Total:	100.00



Element	Wt%
C	0.77
Mg	6.09
Al	81.20
Ti	11.94
Total:	100.00

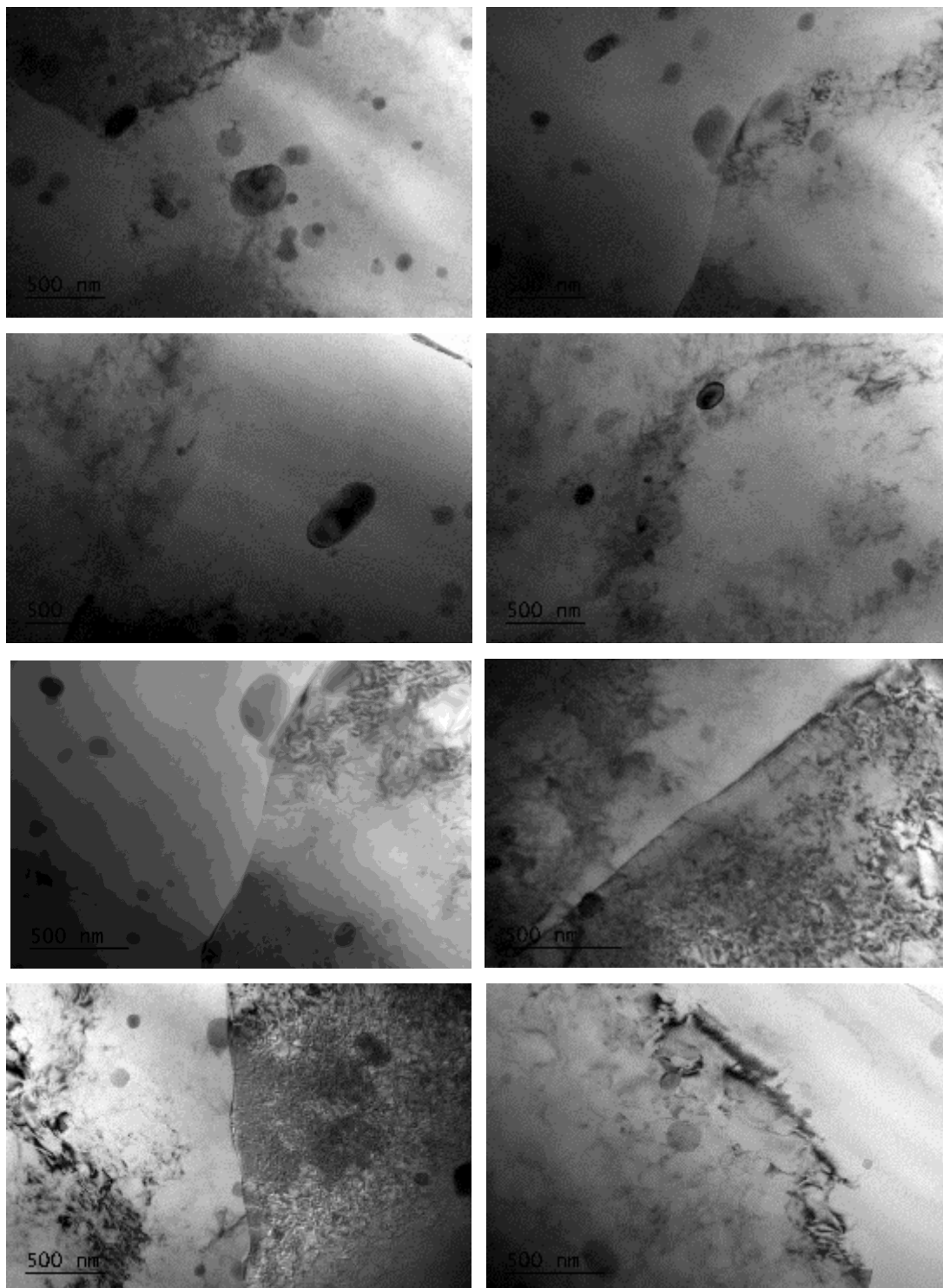


Element	Wt%
Mg	6.72
Al	83.82
Ti	9.46
Total:	100.00

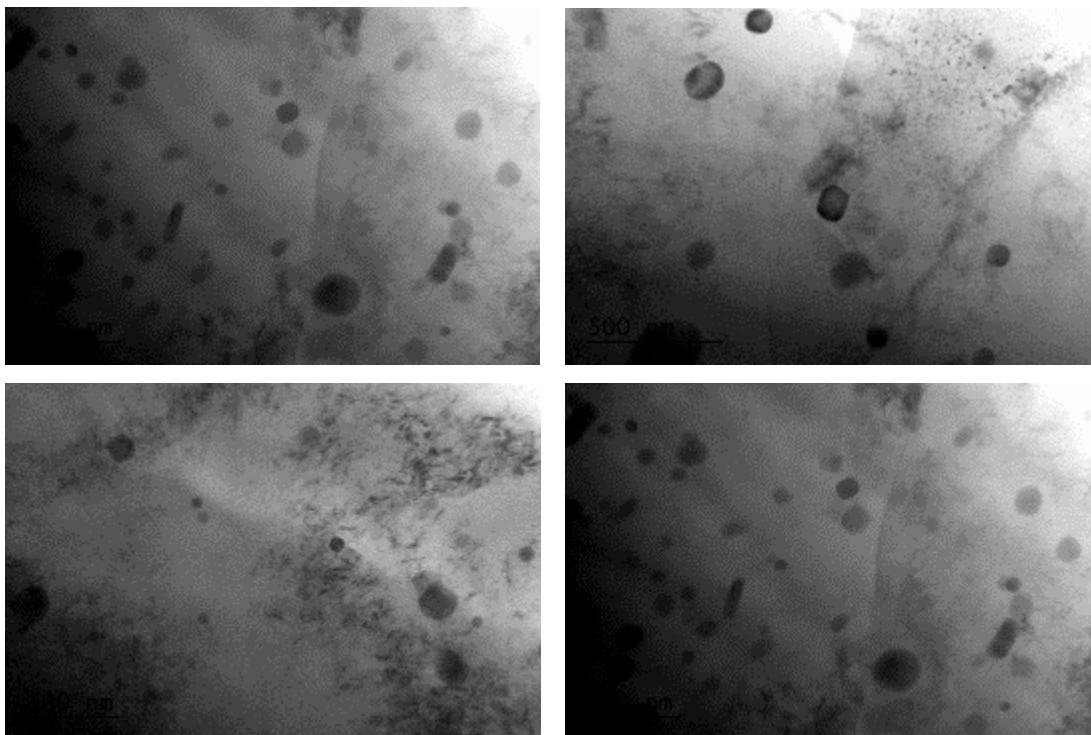
Εικόνα A.28: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA5083 με αντίστοιχες αναλύσεις EDS.

Α4. ΟΜΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ ΑΑ6082-Τ6 ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ

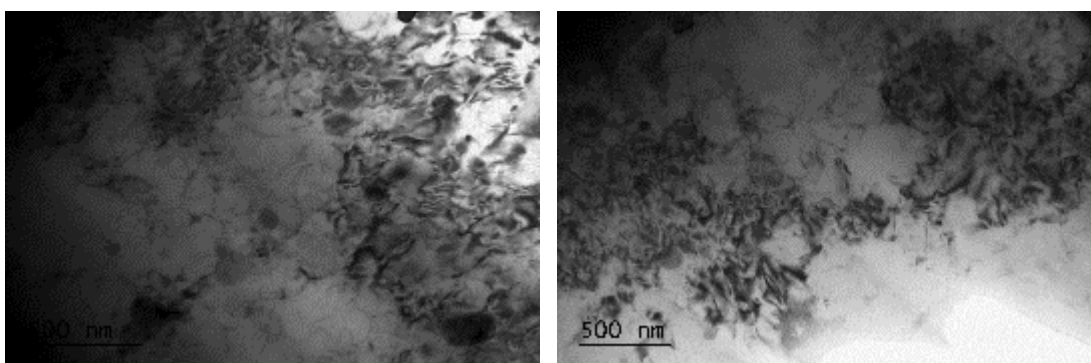
Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) 6082W



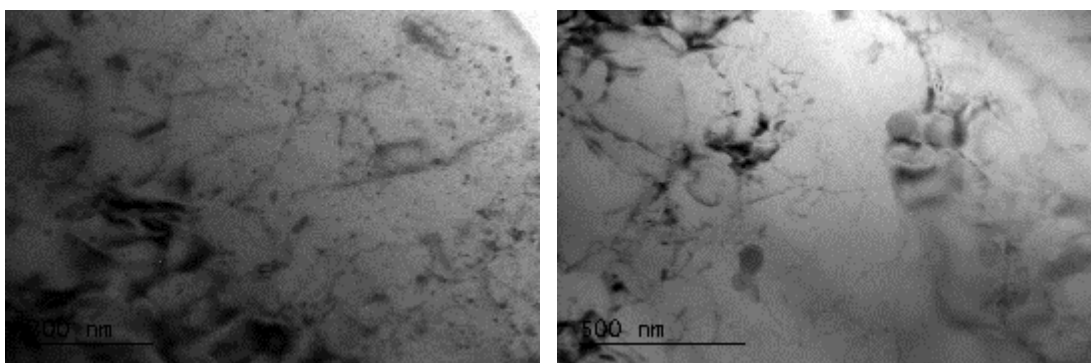
Εικόνα Α.29: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του ΑΑ6082 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.



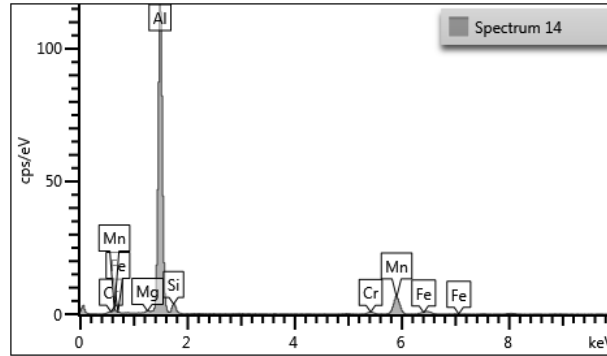
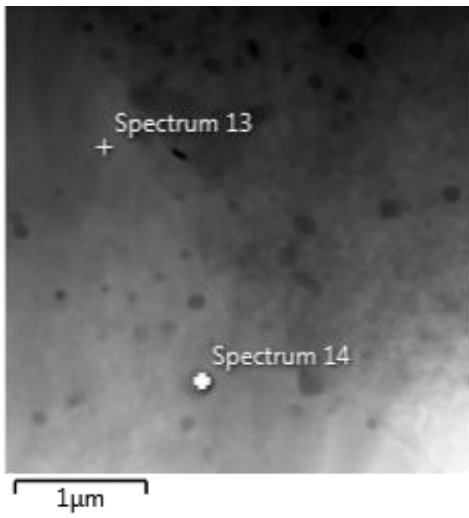
Εικόνα Α.30: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



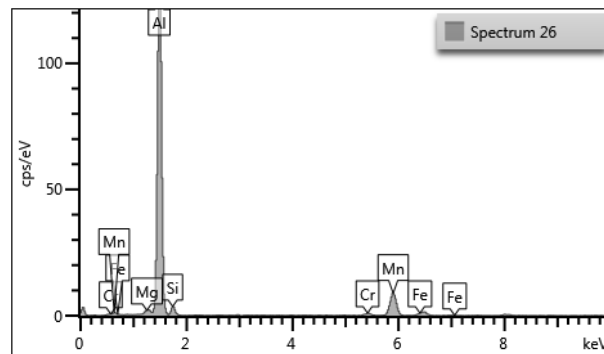
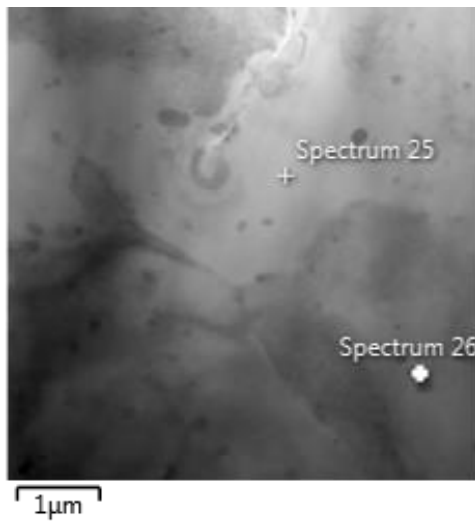
Εικόνα Α.31: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 όπου παρατηρούνται τα όρια των κόκκων.



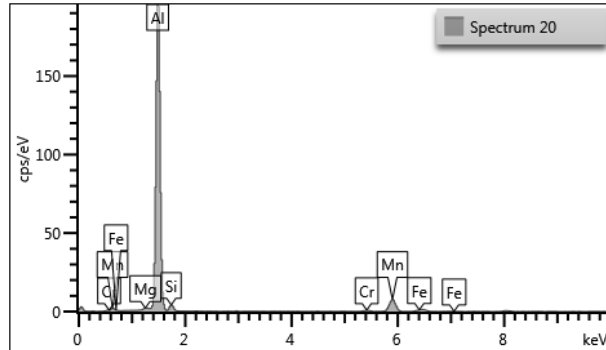
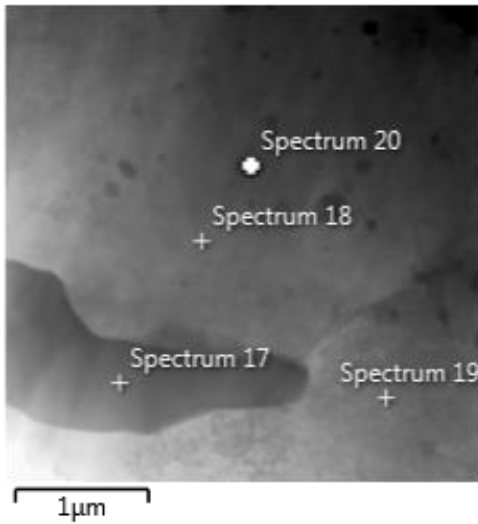
Εικόνα Α.32: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



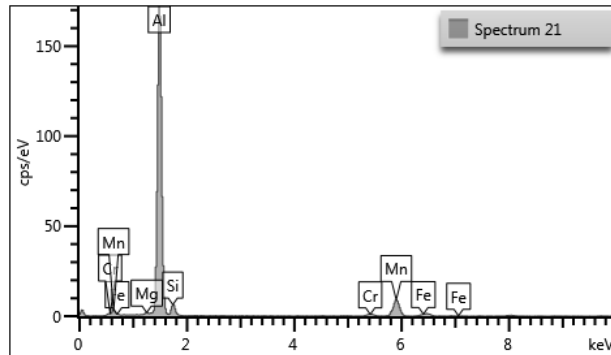
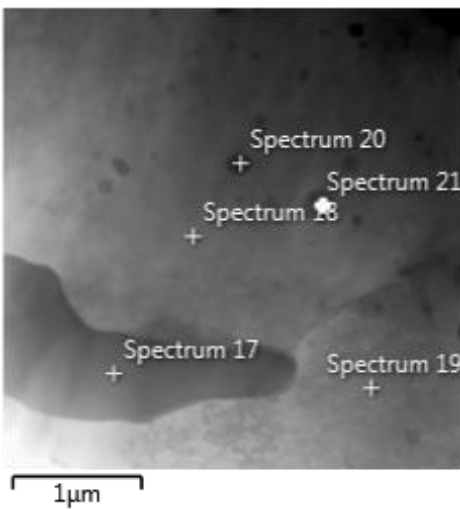
Element	Wt%
Mg	0.41
Al	86.55
Si	2.64
Cr	0.98
Mn	8.77
Fe	0.66
Total:	100.00



Element	Wt%
Mg	0.79
Al	85.61
Si	2.12
Cr	0.91
Mn	9.88
Fe	0.69
Total:	100.00

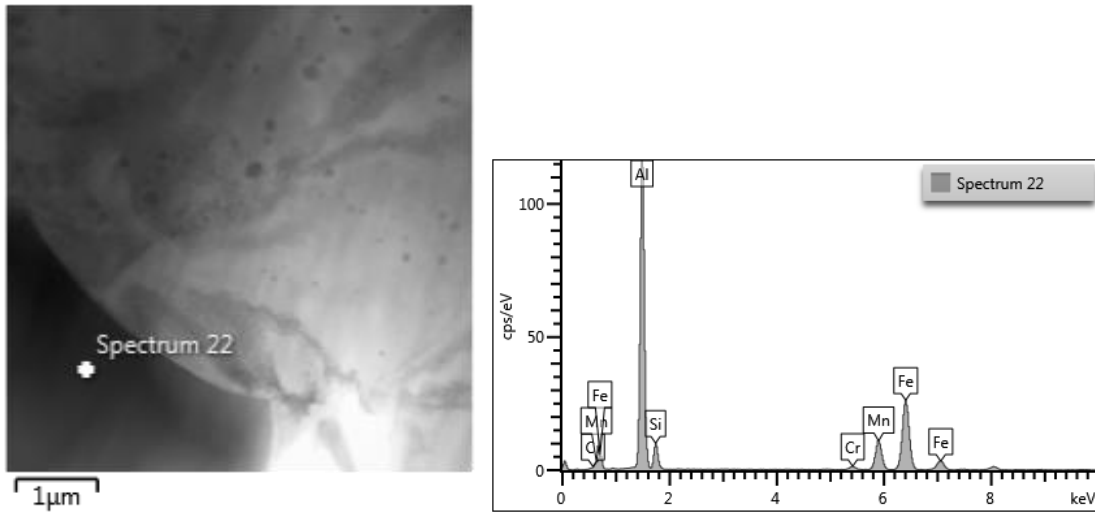


Element	Wt%
Mg	0.44
Al	90.10
Si	1.84
Cr	0.64
Mn	6.39
Fe	0.60
Total:	100.00

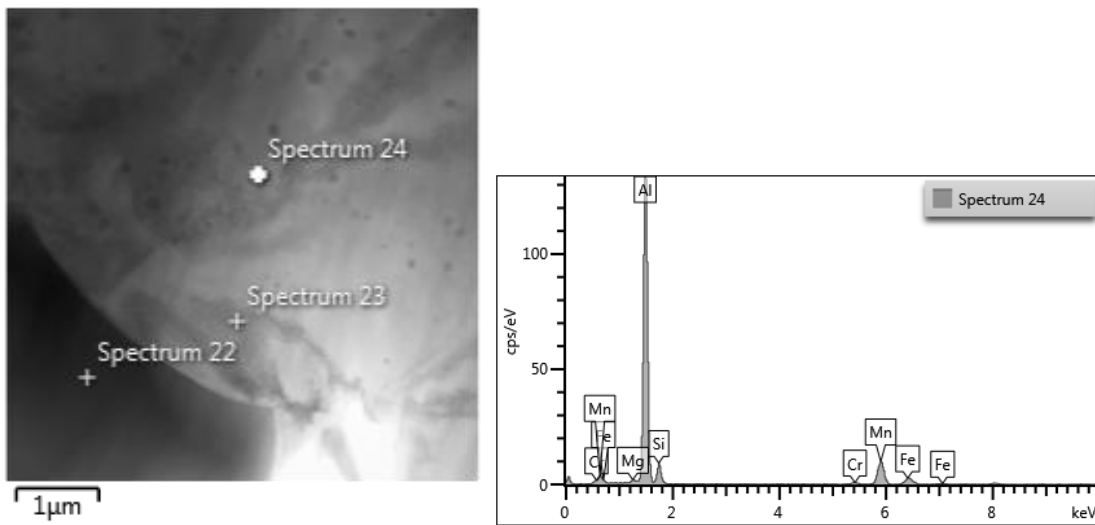


Element	Wt%
Mg	0.44
Al	86.65
Si	3.07
Cr	0.91
Mn	8.23
Fe	0.70
Total:	100.00

Εικόνα A.33: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του συγκολλημένου AA5083.



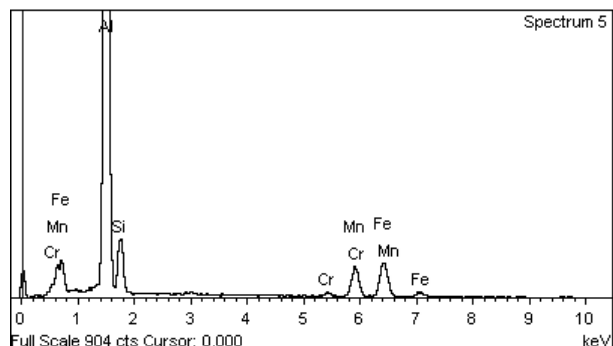
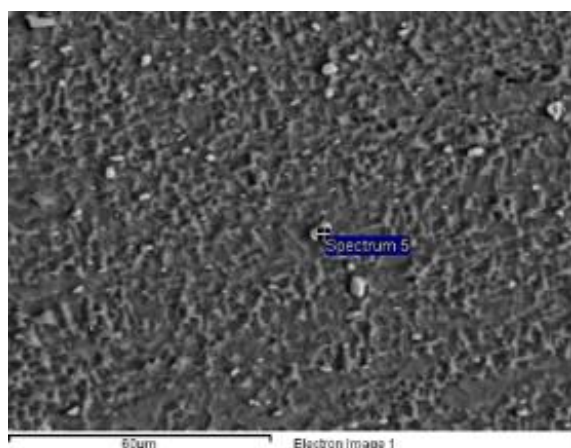
Element	Wt%
Al	59.22
Si	4.89
Cr	1.05
Mn	10.08
Fe	24.75
Total:	100.00



Element	Wt%
Mg	0.62
Al	80.37
Si	4.99
Cr	0.76
Mn	10.76
Fe	2.50
Total:	100.00

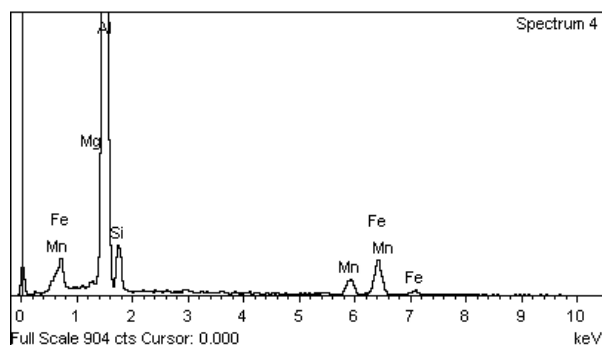
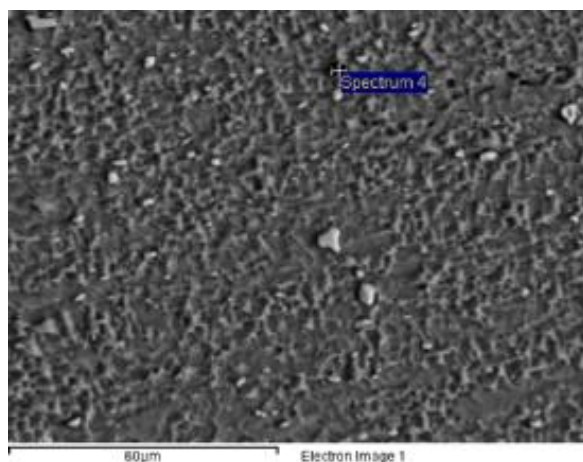
Εικόνα Α.34: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ του AA6082.

A.5 ΟΜΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ ΑΑ6082-T6 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ SiC

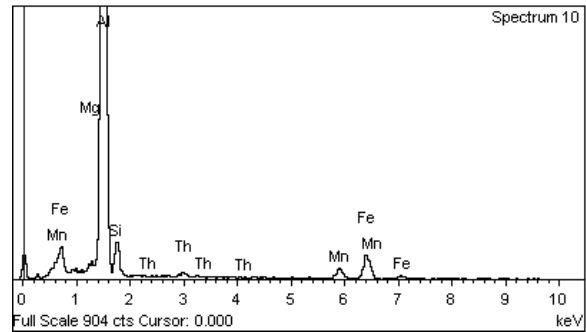
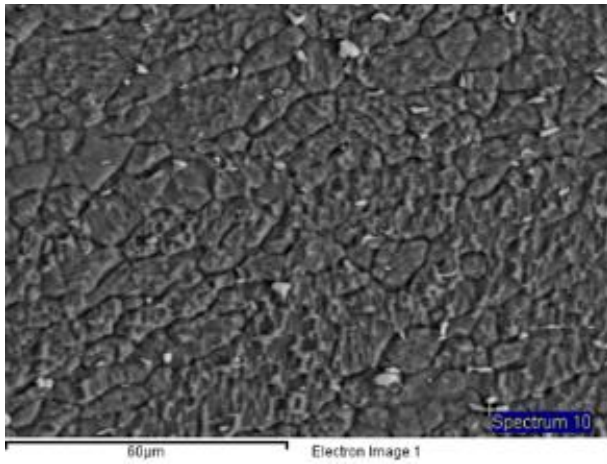


Element	Weight%	Atomic%
Al K	64.39	74.36
Si K	10.20	11.32
Cr K	1.10	0.66
Mn K	10.30	5.84
Fe K	14.01	7.82
Totals	100.00	

Εικόνα A.35: Μικρογραφίες EDS (point ID) και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση SiC.

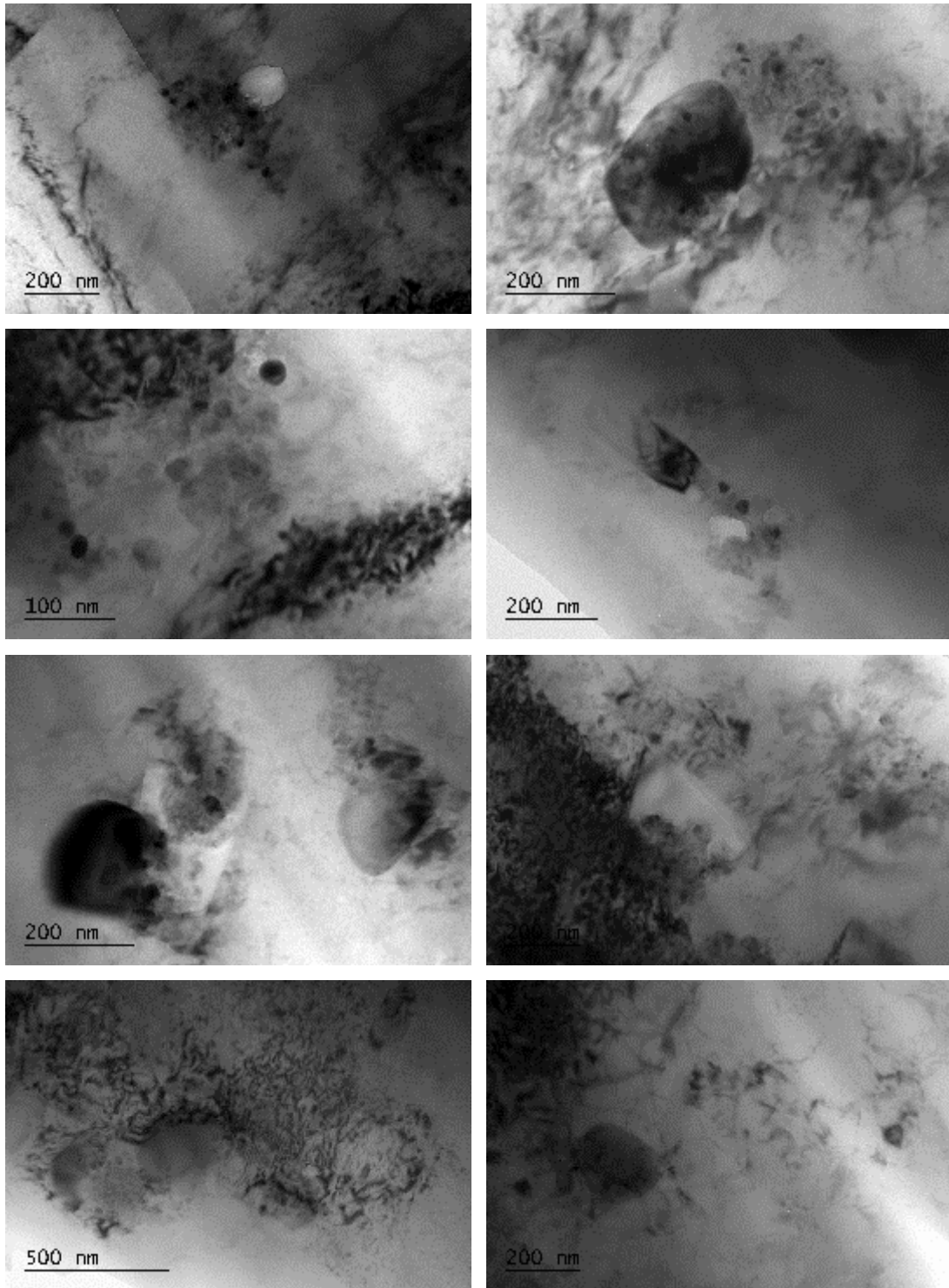


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.46	0.56
Al K	72.29	80.17
Si K	8.72	9.29
Mn K	5.14	2.80
Fe K	13.39	7.17
Totals	100.00	

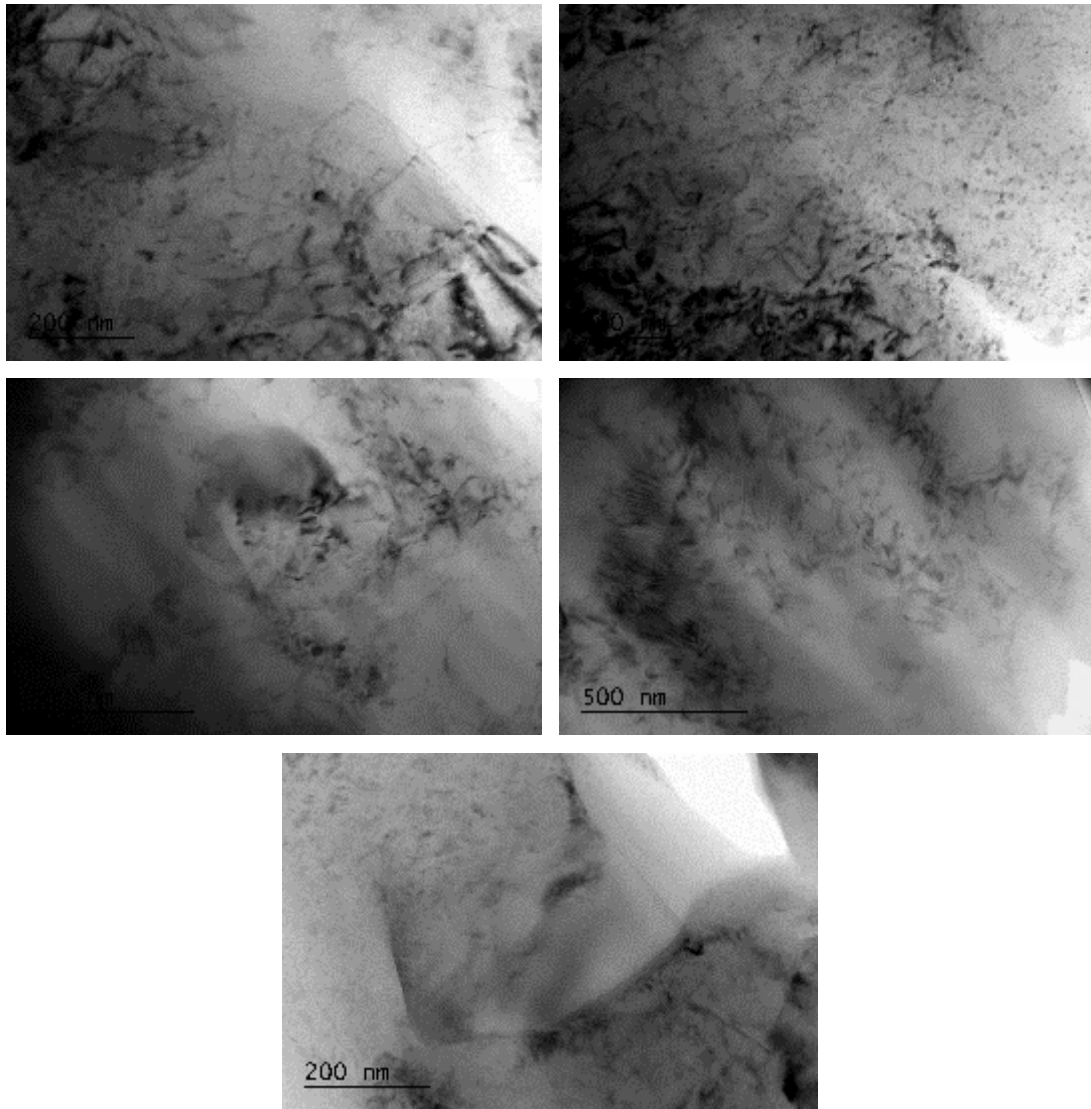


Element	Weight%	Atomic%
Mg K	0.60	0.73
Al K	78.10	85.03
Si K	6.95	7.27
Mn K	3.34	1.79
Fe K	9.52	5.01
Th M	1.49	0.19
Totals	100.00	

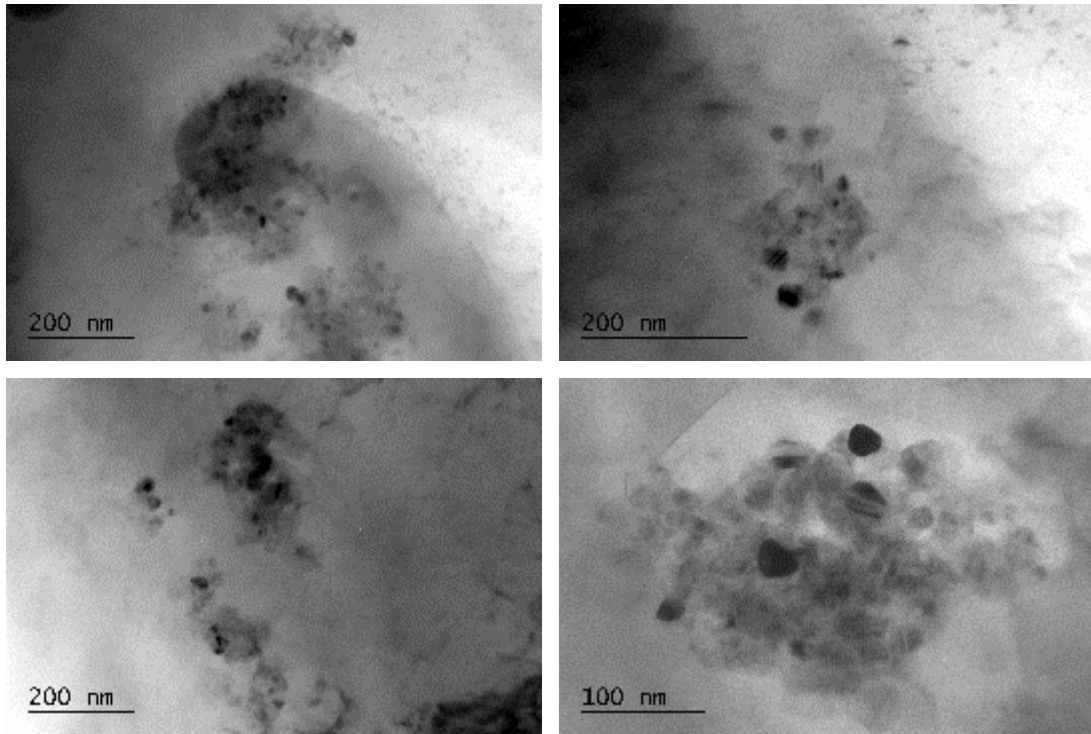
Εικόνα Α.36: Μικρογραφίες EDS (point ID) και χημική ανάλυση των μεσομεταλλικών ενώσεων του ΠΣ της FSW του AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.



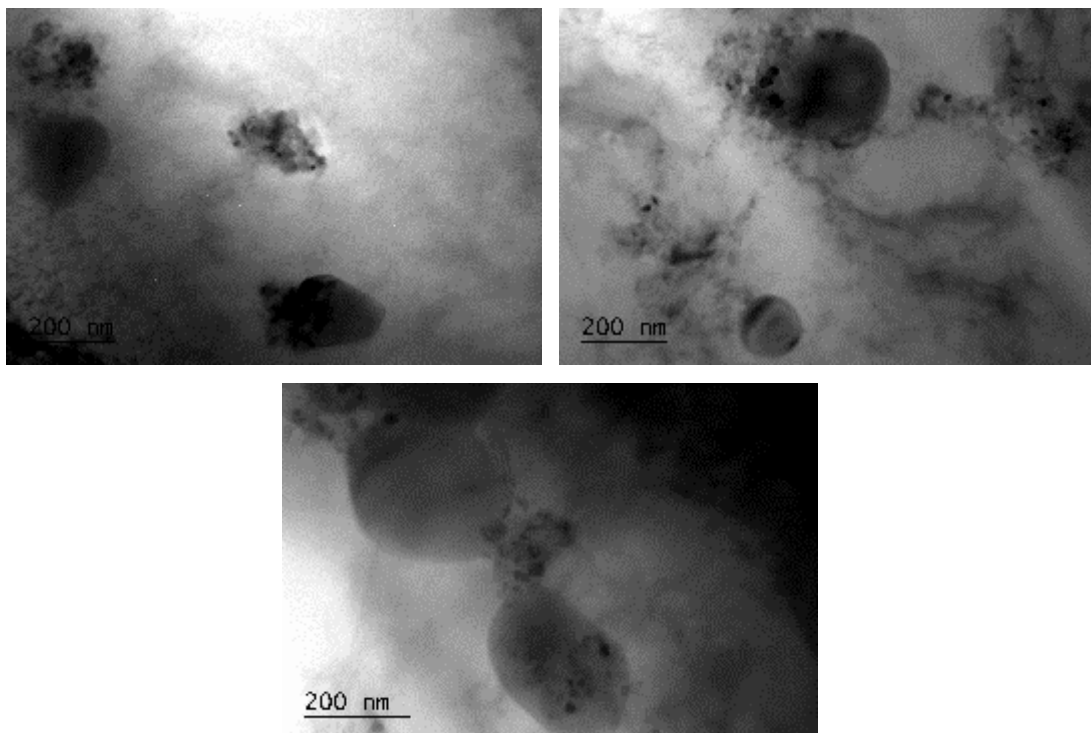
Εικόνα Α.37: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται οι μεσομεταλλικές ενώσεις στο εσωτερικό των κόκκων.



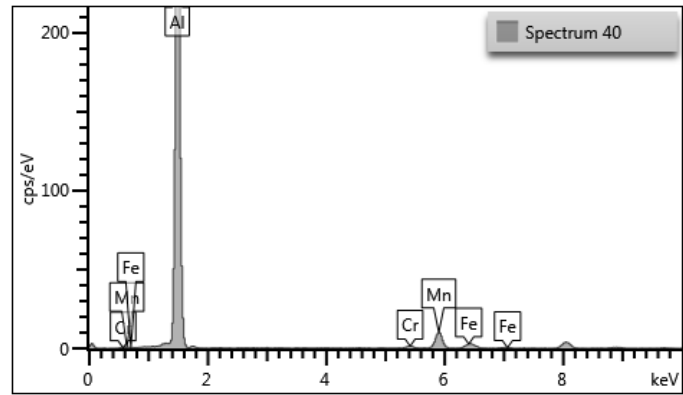
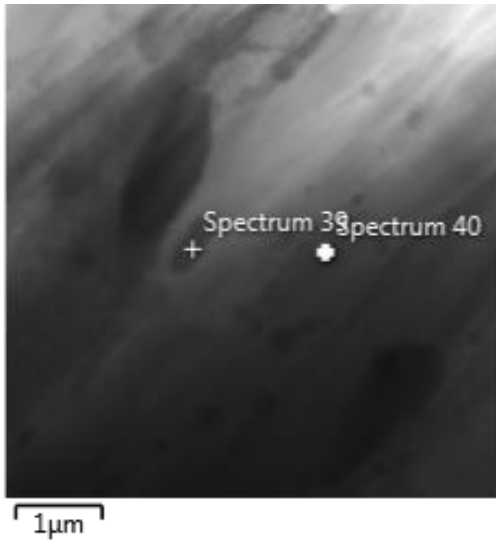
Εικόνα A.38: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρούνται οι διαταραχές στο εσωτερικό των κόκκων.



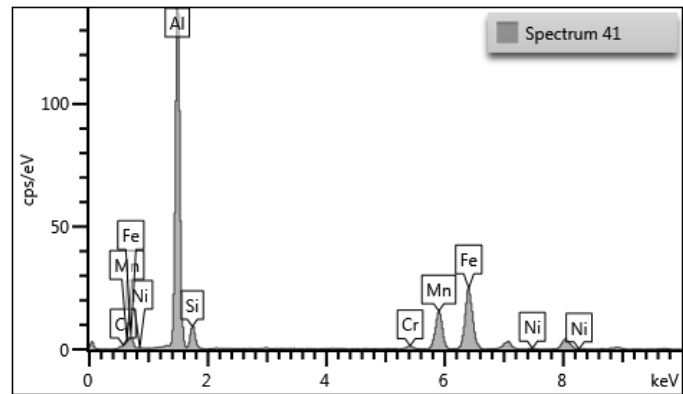
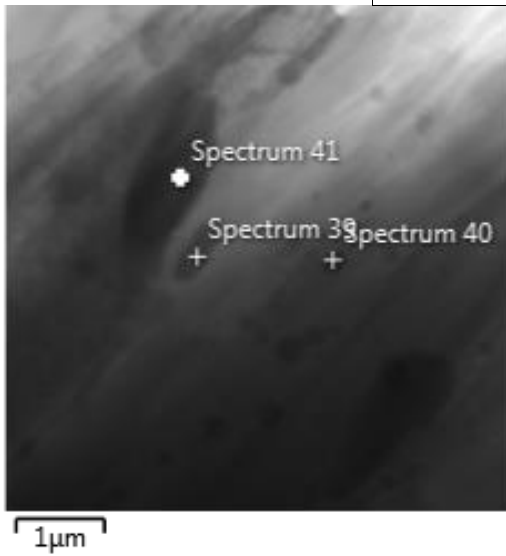
Εικόνα Α.39: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



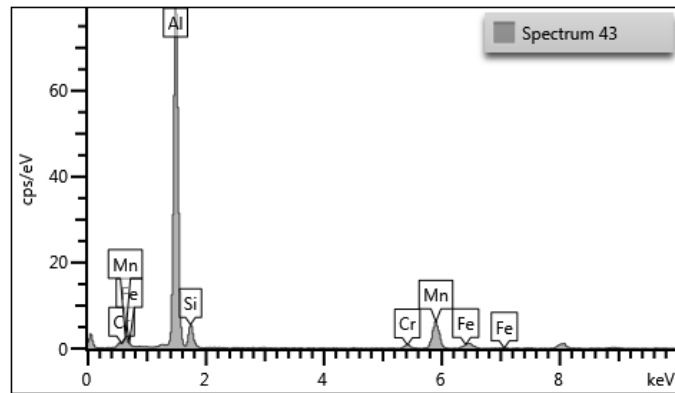
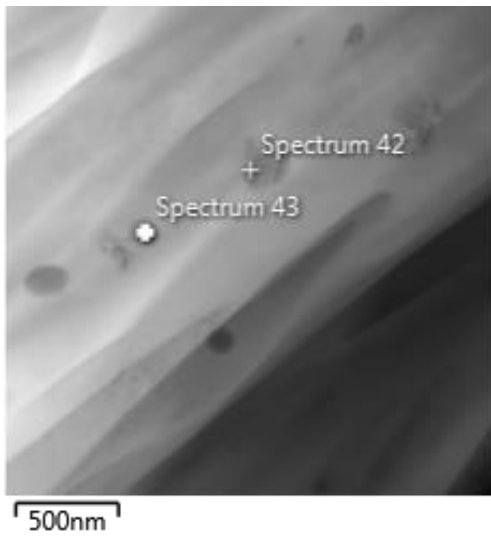
Εικόνα Α.40: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC όπου παρατηρείται το εσωτερικό των κόκκων.



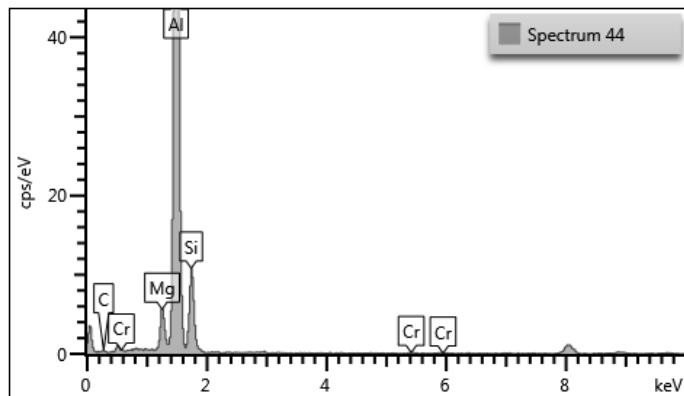
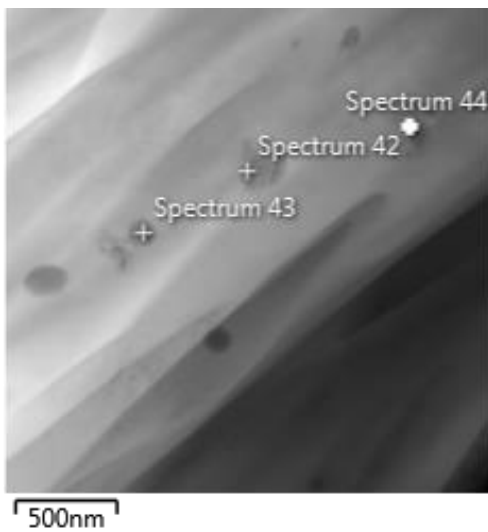
Element	Wt%
Al	92.67
Cr	0.64
Mn	5.39
Fe	1.30
Total:	100.00



Element	Wt%
Al	62.09
Si	4.19
Cr	0.86
Mn	12.64
Fe	19.99
Ni	0.22
Total:	100.00



Element	Wt%
Al	80.65
Si	5.36
Cr	1.39
Mn	11.41
Fe	1.19
Total:	100.00

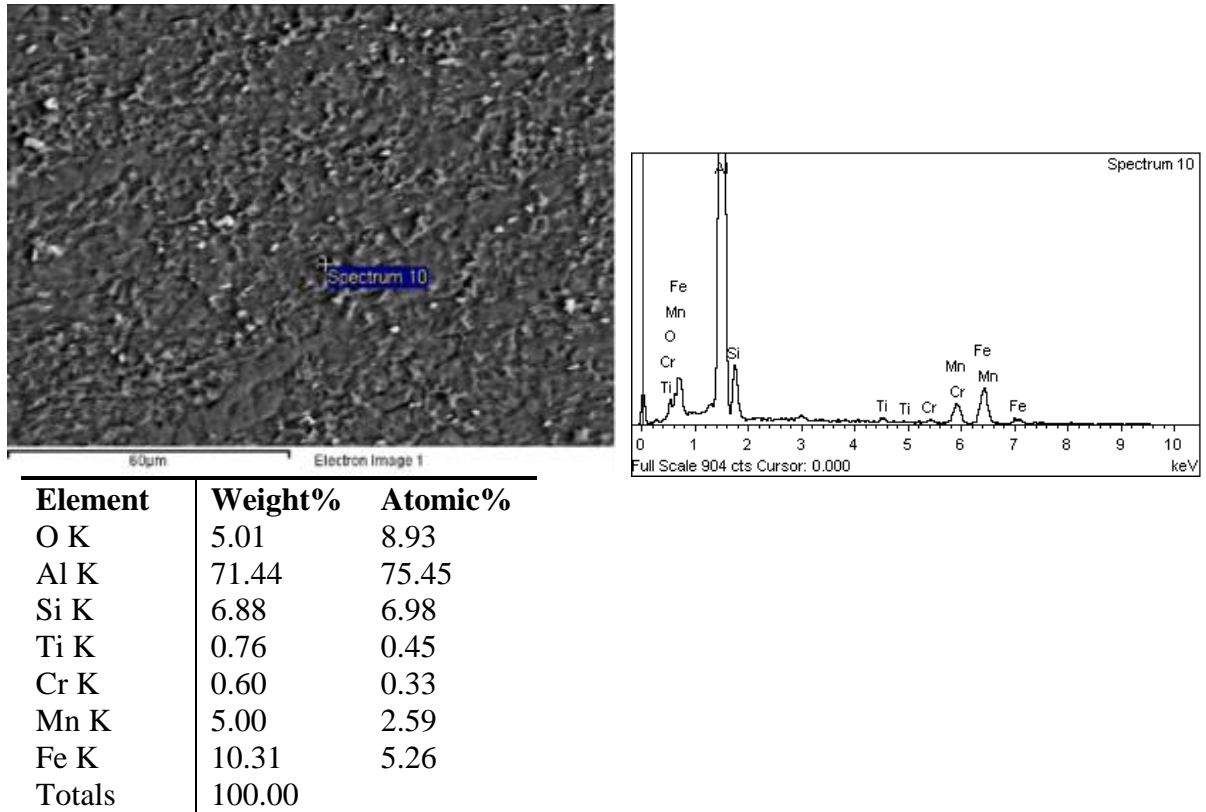


Element	Wt%
C	0.39
Mg	4.09
Al	87.12
Si	8.20
Cr	0.20
Total:	100.00

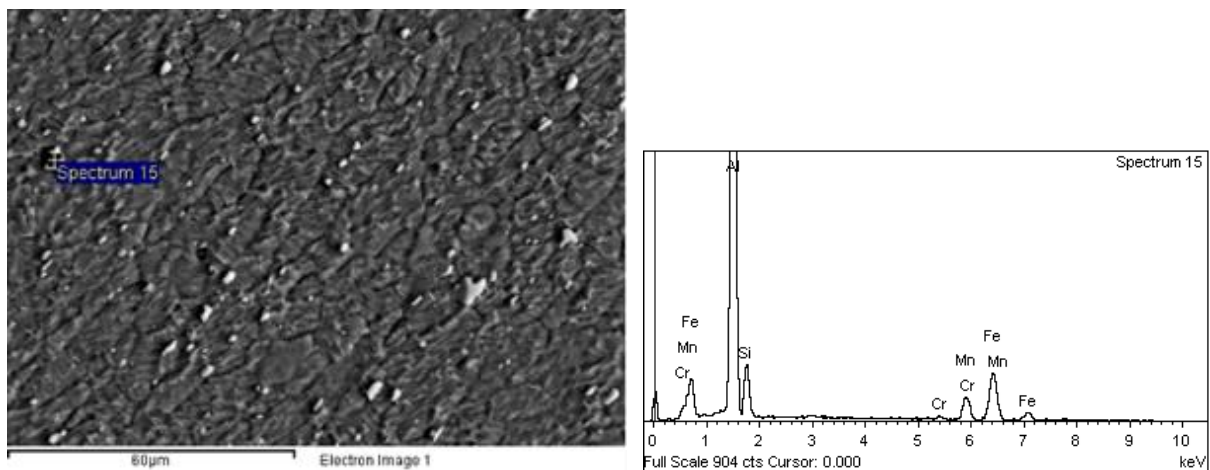
Εικόνα A.41: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση SiC με τις αντίστοιχες χημικές αναλύσεις EDS.

A.6 ΟΜΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ ΑΑ6082-T6 ΜΕ ΕΝΙΣΧΥΣΗ TiC

Ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM) 5083TiC

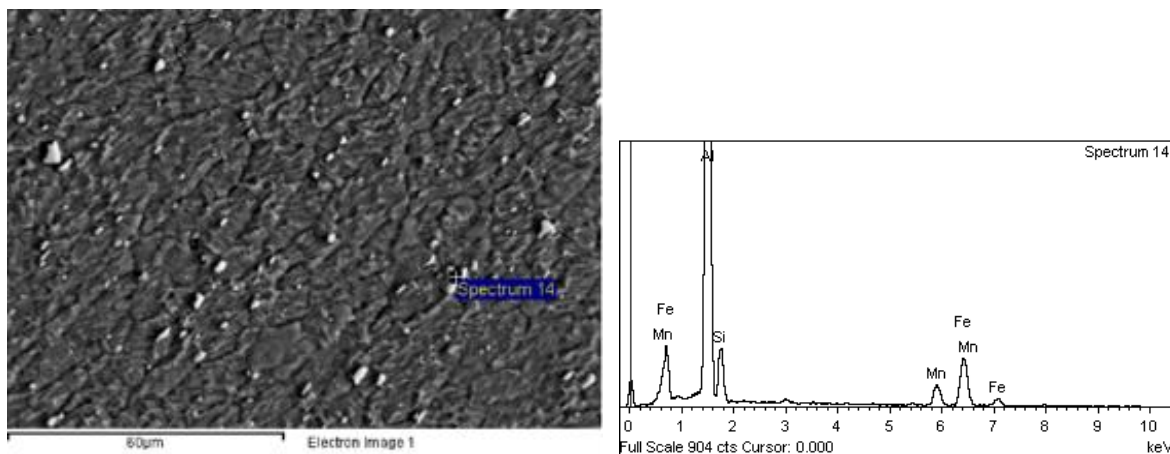


Εικόνα A.42: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του ΑΑ6082Τ6 με ενίσχυση TiC.



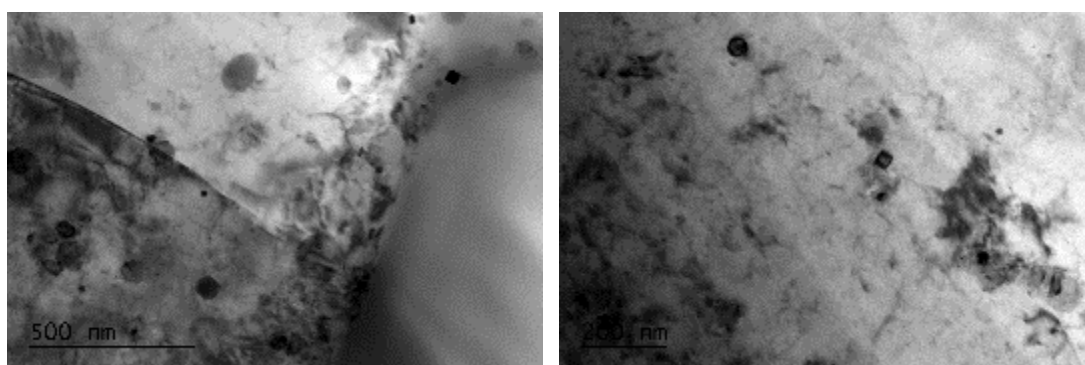
Element	Weight%	Atomic%
Al K	62.88	73.78
Si K	9.04	10.19
Cr K	0.84	0.51
Mn K	8.17	4.71
Fe K	19.07	10.81
Totals	100.00	

Εικόνα A.43: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA6082T6 με ενίσχυση TiC.

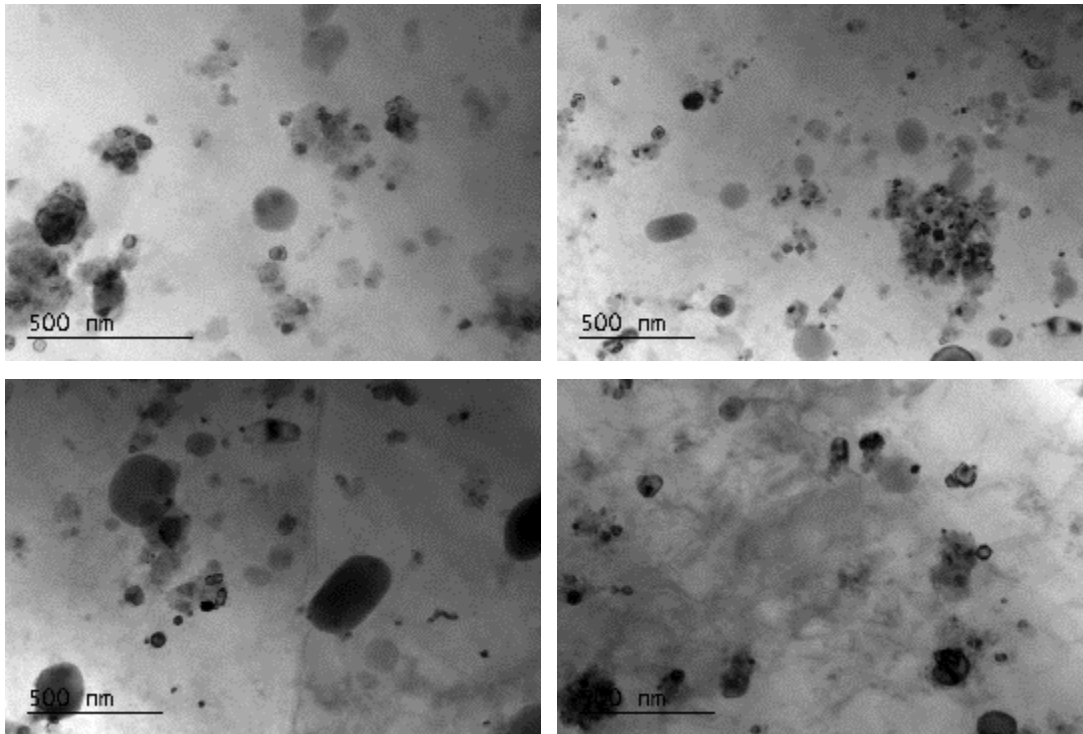


Element	Weight%	Atomic%
Al K	66.47	76.37
Si K	9.03	9.97
Mn K	6.44	3.64
Fe K	18.05	10.02
Totals	100.00	

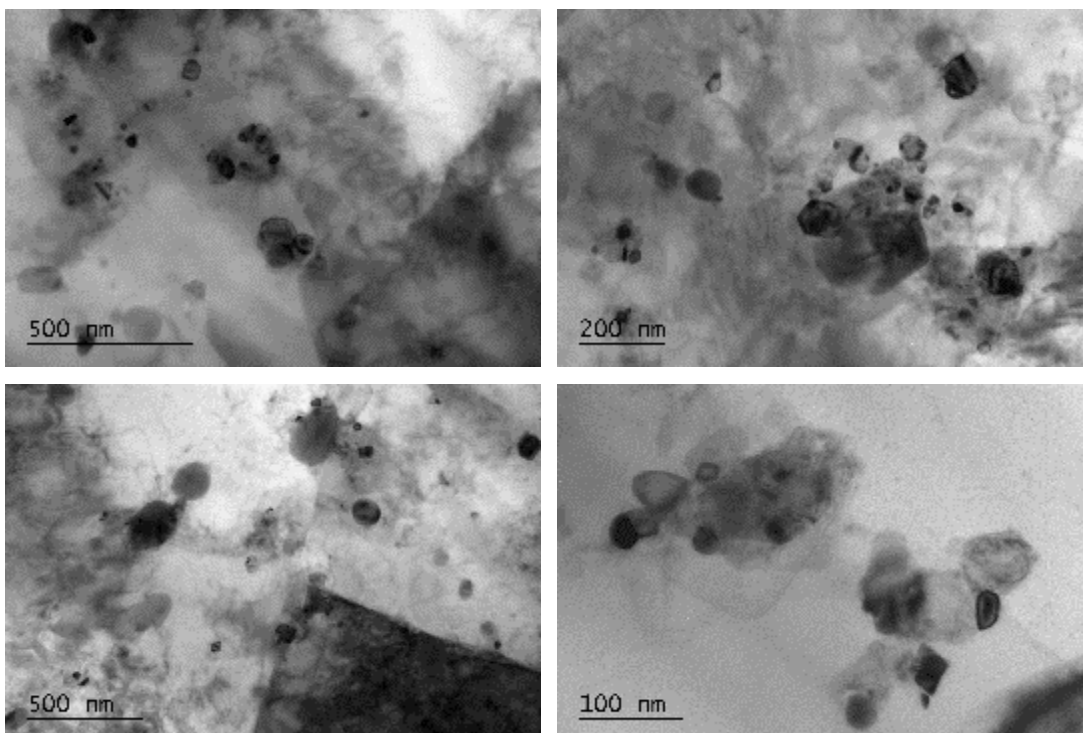
Εικόνα A.44: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA6082T6 με ενίσχυση TiC.

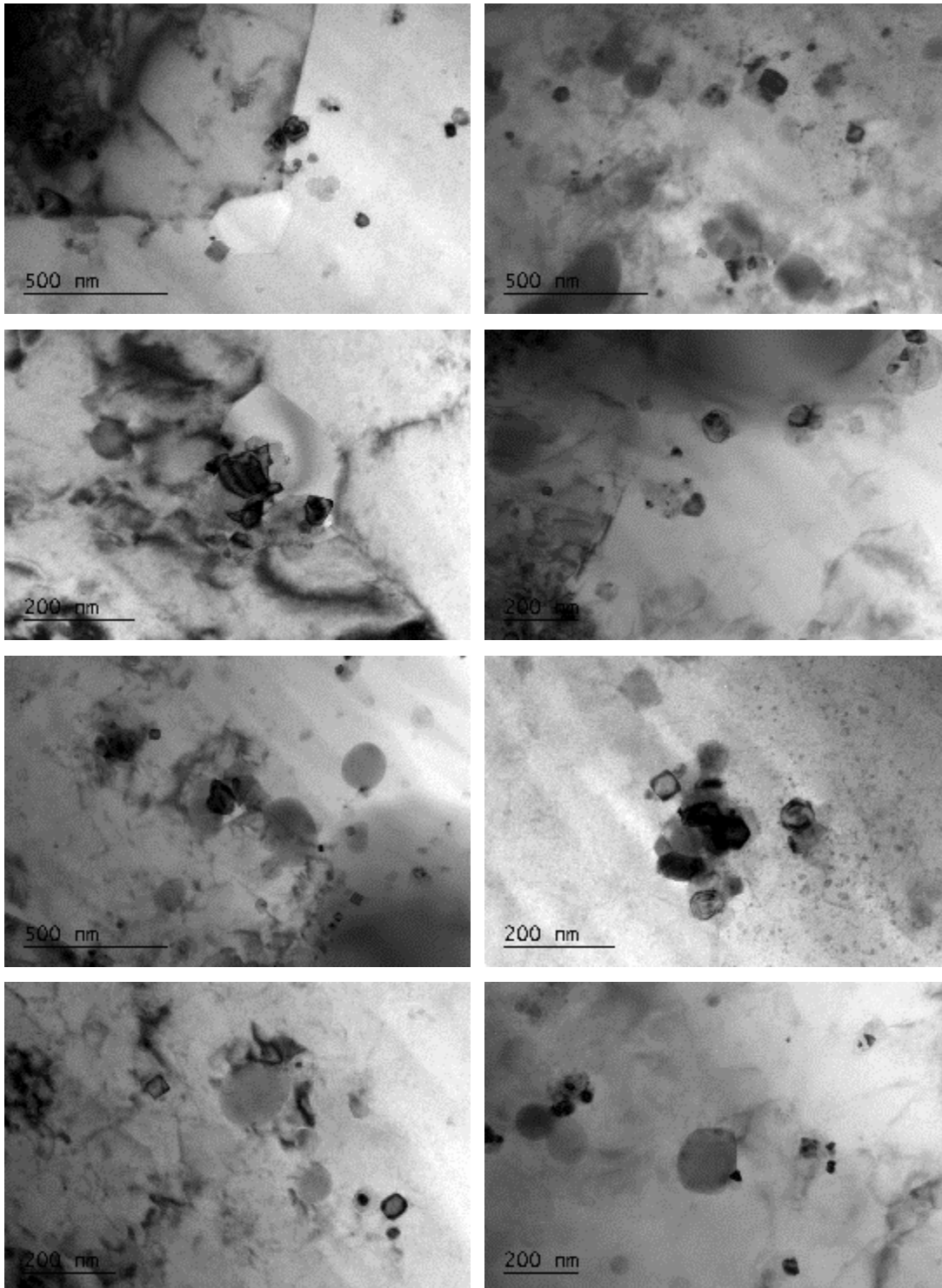


Εικόνα A.45: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται οι διαταραχές εντός των κόκκων.

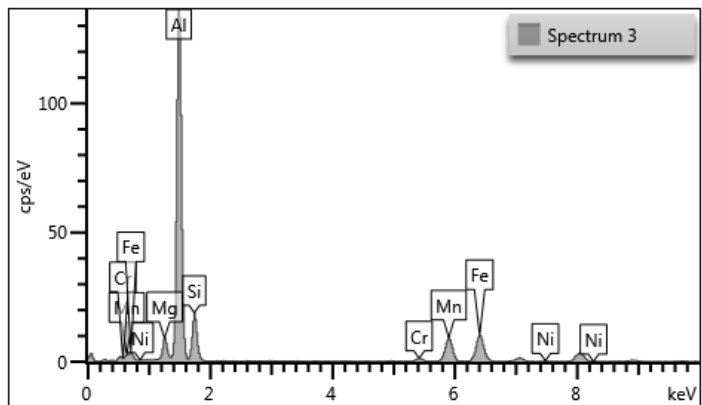
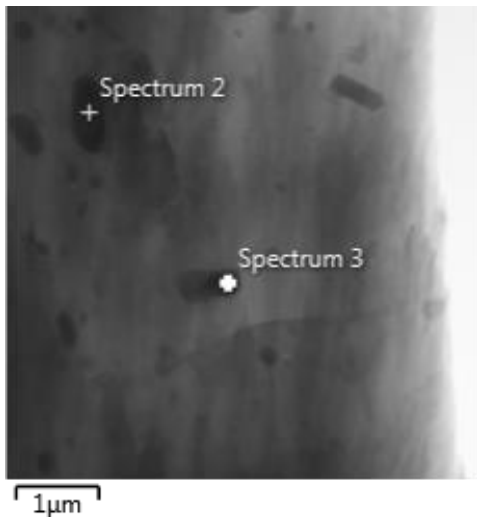


Εικόνα Α.46: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται διασκορπισμένα νανοσωματίδια στο εσωτερικό των κόκκων.



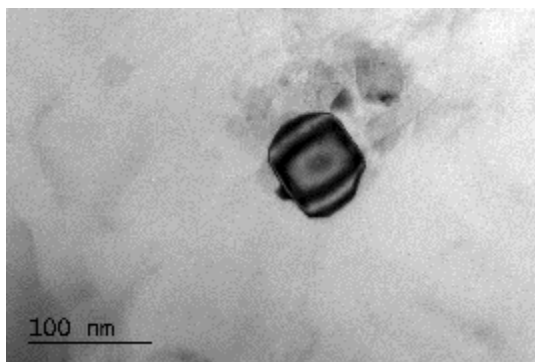
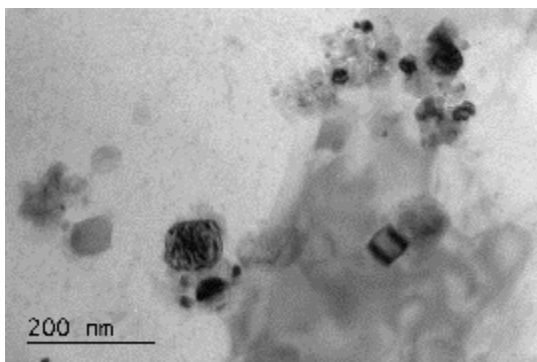
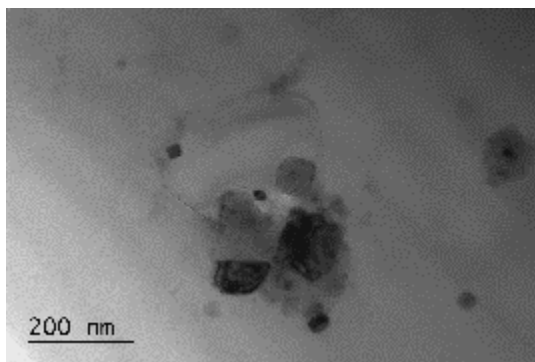
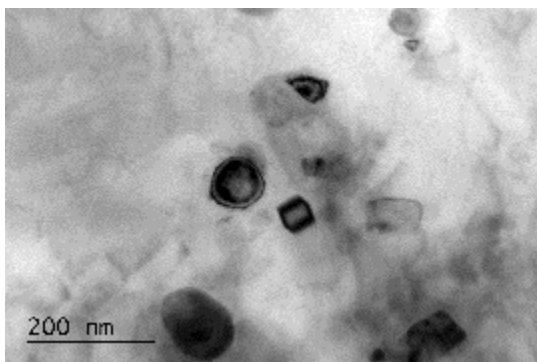


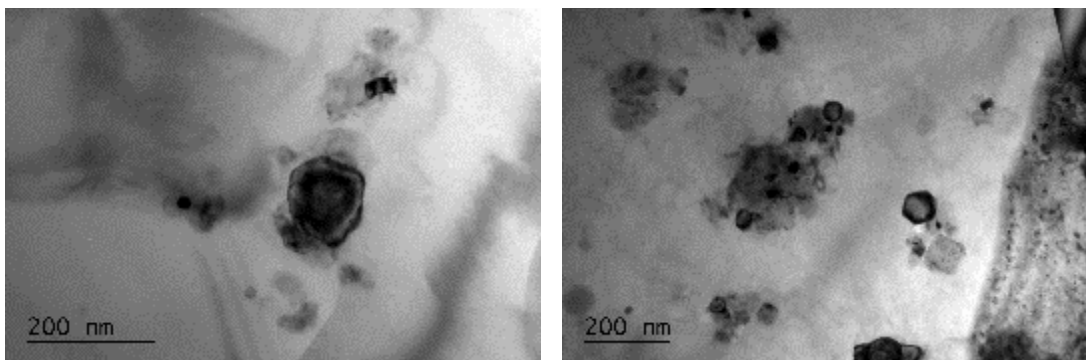
Εικόνα Α.47: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρείται συσσωμάτωση νανωματιδίων γύρω από μεσομεταλλικές ενώσεις.



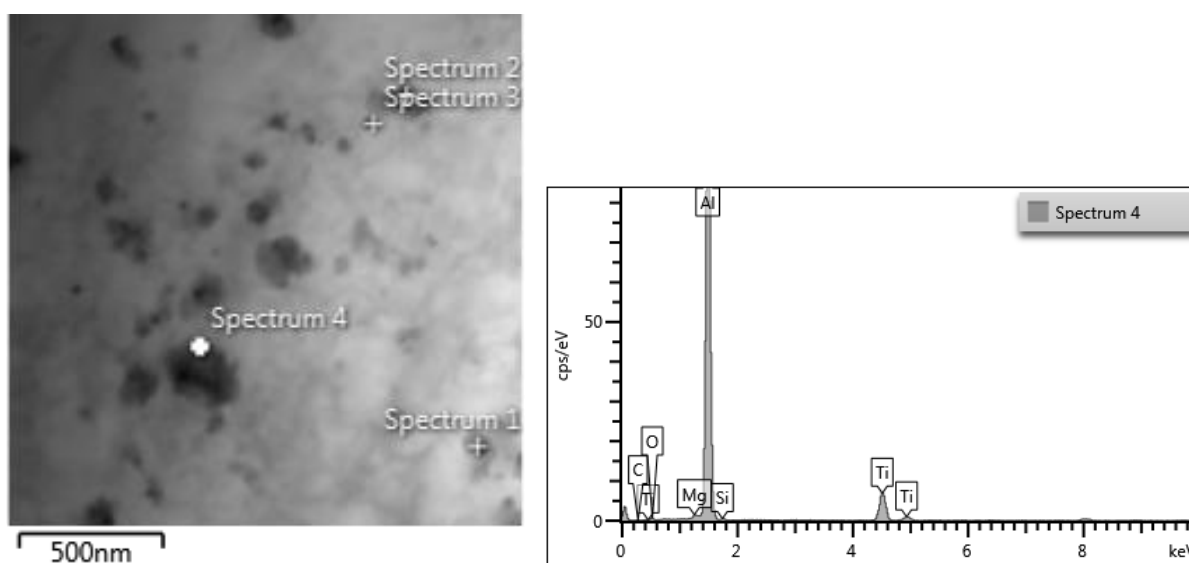
Element	Wt%
Mg	3.96
Al	68.42
Si	8.98
Cr	0.97
Mn	8.27
Fe	9.26
Ni	0.14
Total:	100.00

Εικόνα Α.48: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση στον ΠΣ της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC.

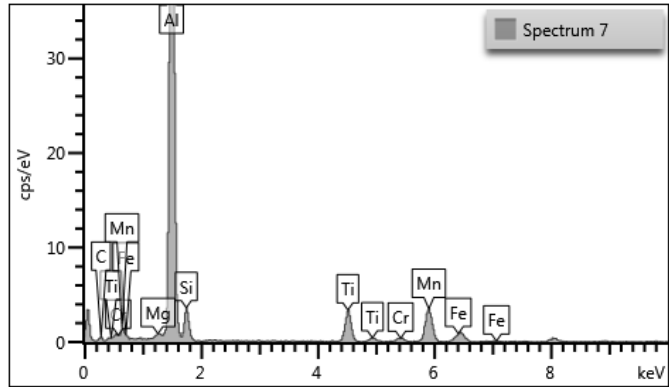
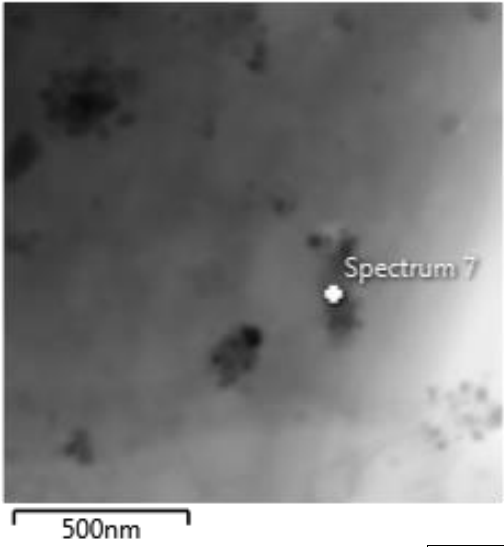




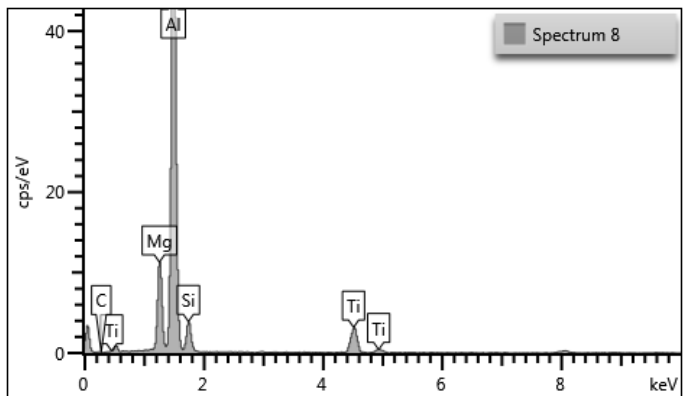
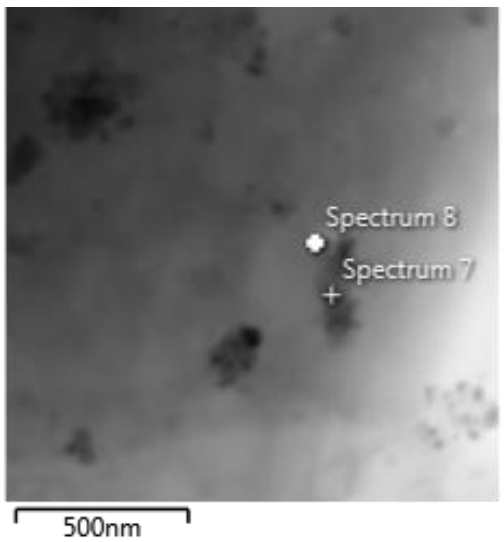
Εικόνα Α.49: Ηλεκτρονικές μικρογραφίες διερχόμενης δέσμης του πυρήνα της FSW του AA6082 με ενίσχυση TiC όπου παρατηρούνται κάποια νανοδοματίδια τετραγωνικής ή σχεδόν τετραγωνικής διατομής.



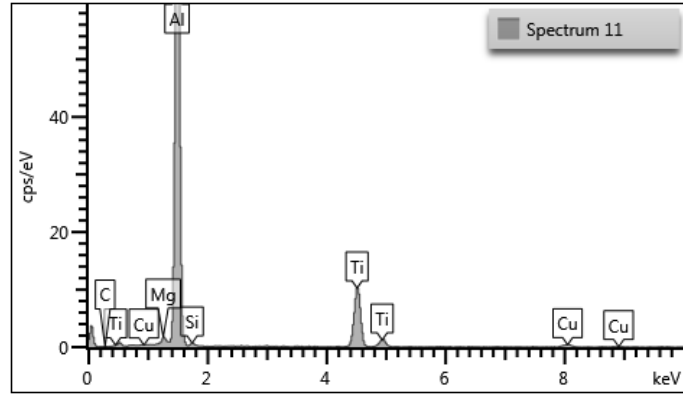
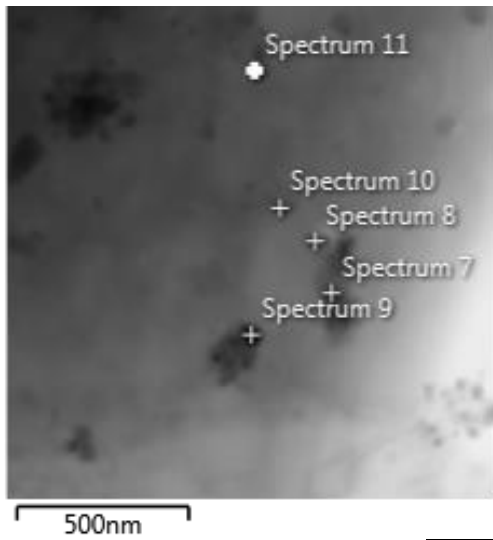
Element	Wt%
C	0.12
O	0.70
Mg	0.53
Al	89.41
Si	0.31
Ti	8.93
Total:	100.00



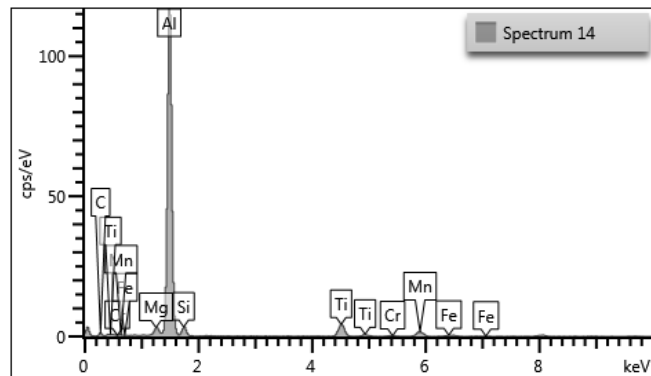
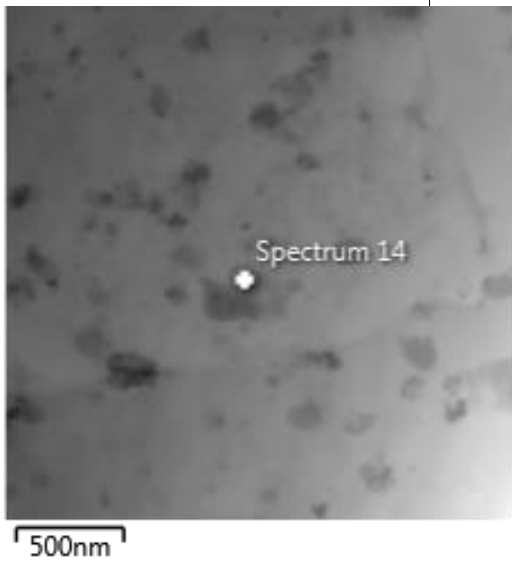
Element	Wt%
C	1.09
Mg	0.36
Al	80.15
Si	3.68
Ti	5.58
Cr	0.70
Mn	7.03
Fe	1.40
Total:	100.00



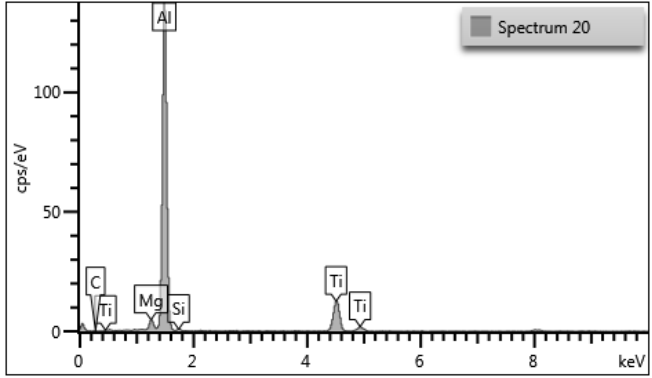
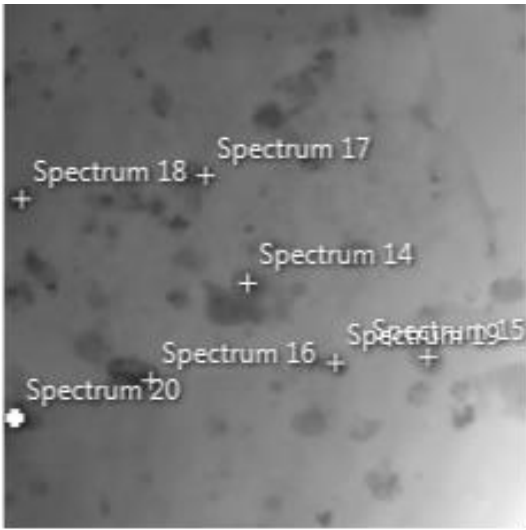
Element	Wt%
C	0.18
Mg	13.73
Al	74.91
Si	4.79
Ti	6.39
Total:	100.00



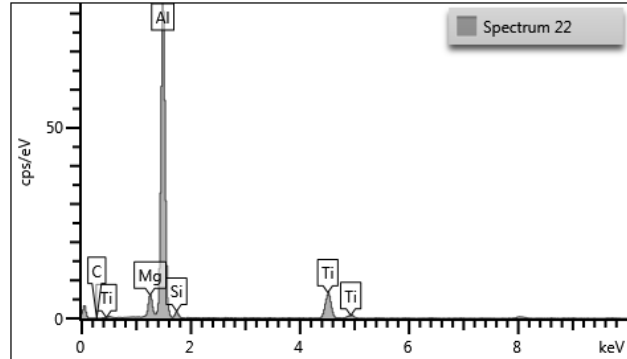
Element	Wt%
C	0.08
Mg	0.95
Al	82.43
Si	0.45
Ti	15.26
Cu	0.84
Total:	100.00



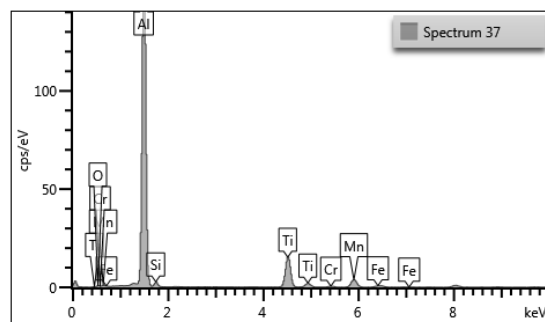
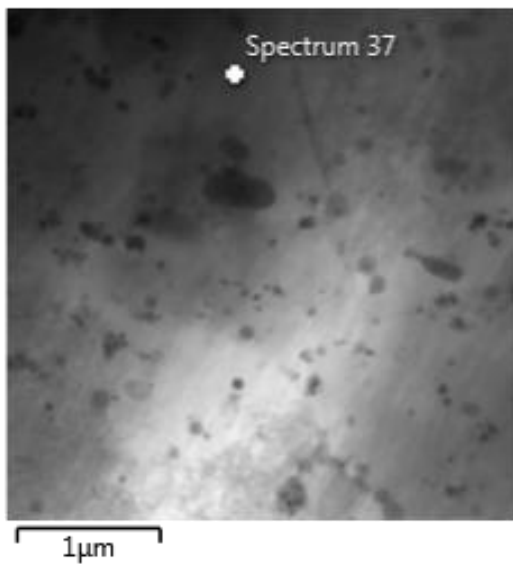
Element	Wt%
C	1.71
Mg	1.72
Al	86.08
Si	2.44
Ti	5.12
Cr	0.26
Mn	2.25
Fe	0.43
Total:	100.00



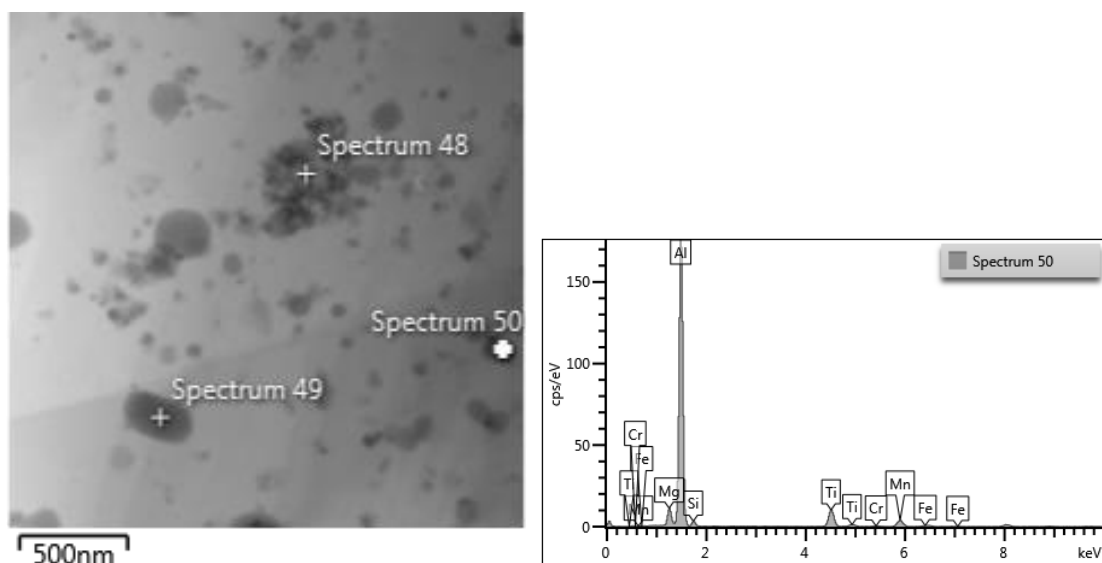
Element	Wt%
C	0.22
Mg	2.52
Al	84.11
Si	0.43
Ti	12.72
Total:	100.00



Element	Wt%
C	0.15
Mg	5.46
Al	82.33
Si	1.64
Ti	10.42
Total:	100.00



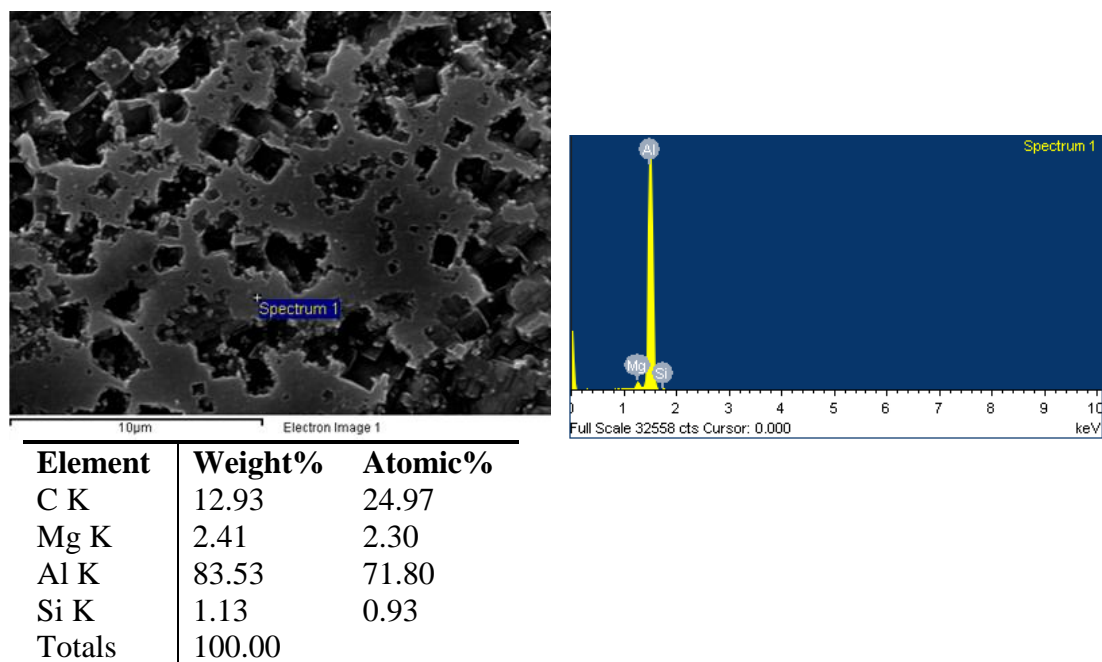
Element	Wt%
O	0.32
Al	82.40
Si	1.17
Ti	11.80
Cr	0.44
Mn	3.35
Fe	0.51
Total:	100.00



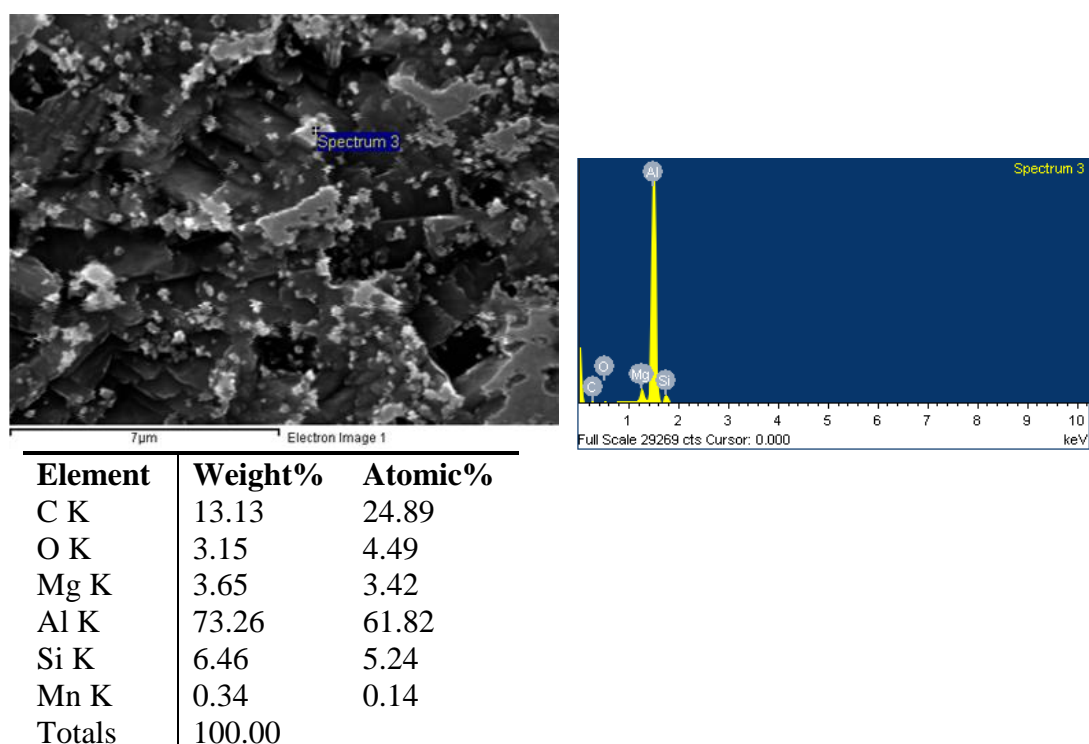
Element	Wt%
Mg	4.66
Al	82.32
Si	1.48
Ti	7.65
Cr	0.21
Mn	3.25
Fe	0.43
Total:	100.00

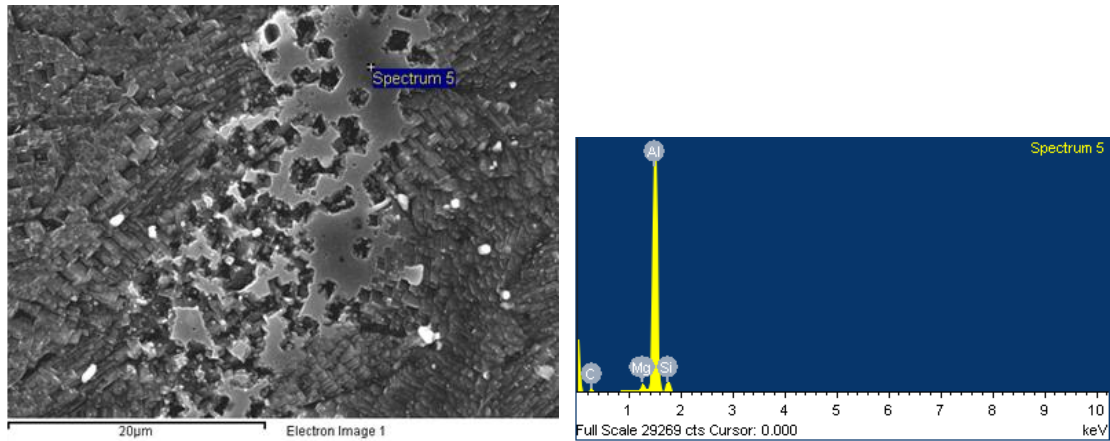
Εικόνα A.50: Μικρογραφίες EDS και χημική ανάλυση των συσσωματωμάτων TiC στον ΠΣ της FSW του AA6082.

A.7 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΜΕΤΑΞΥ ΤΟΥ ΑΑ5083-H111 ΚΑΙ ΤΟΥ ΑΑ6082-T6 ΜΕ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ SiC



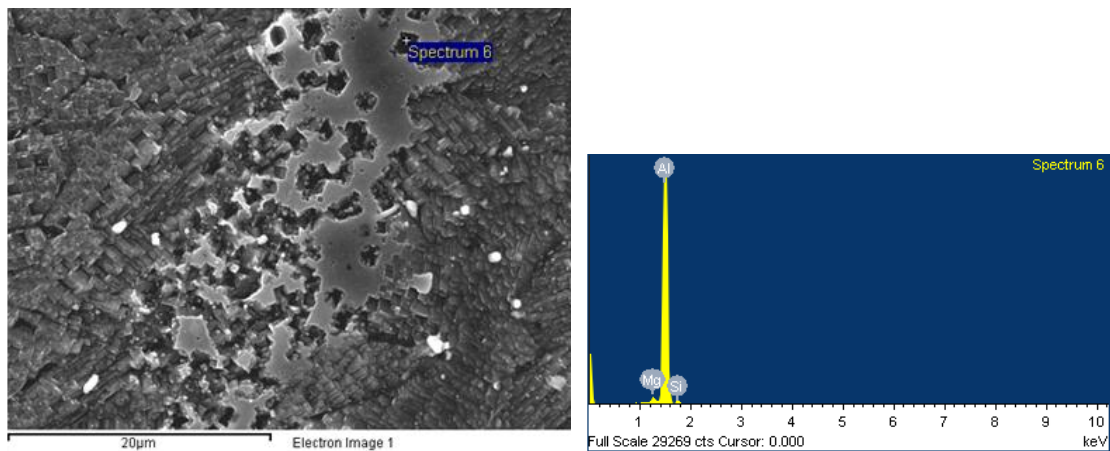
Εικόνα A.51: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ της FSW του ΑΑ5083-H111 με το ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση SiC.





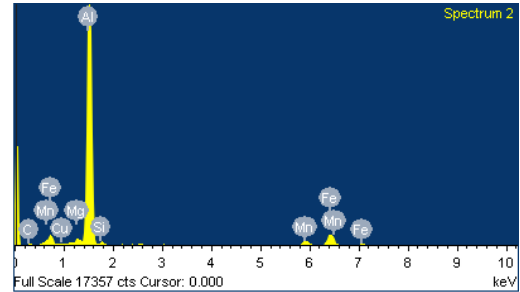
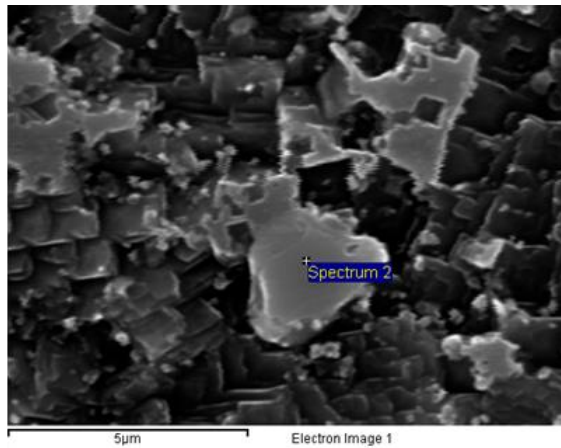
Element	Weight%	Atomic%
C K	23.52	41.00
Mg K	1.59	1.37
Al K	67.41	52.30
Si K	6.80	5.07
Mn K	0.32	0.12
Fe K	0.36	0.13
Totals	100.00	

Εικόνα A.52: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.



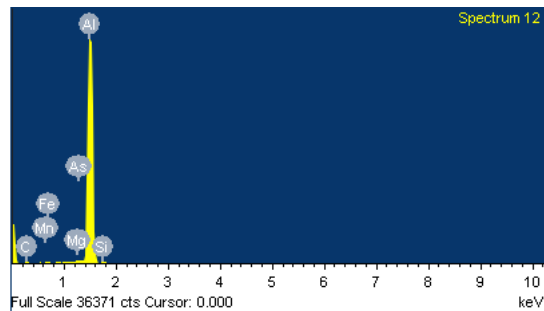
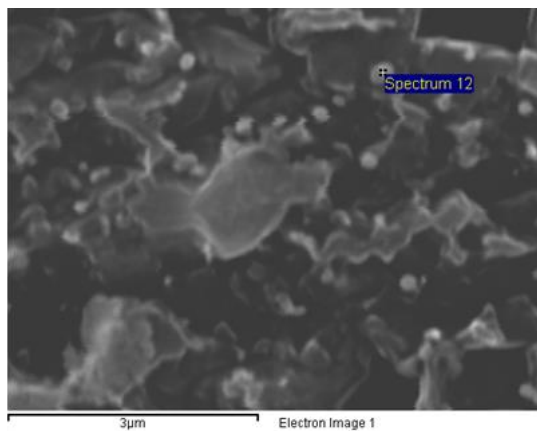
Element	Weight%	Atomic%
C K	10.55	20.96
Mg K	1.52	1.50
Al K	84.43	74.71
Si K	3.15	2.68
Mn K	0.36	0.15
Totals	100.00	

Εικόνα A.53: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

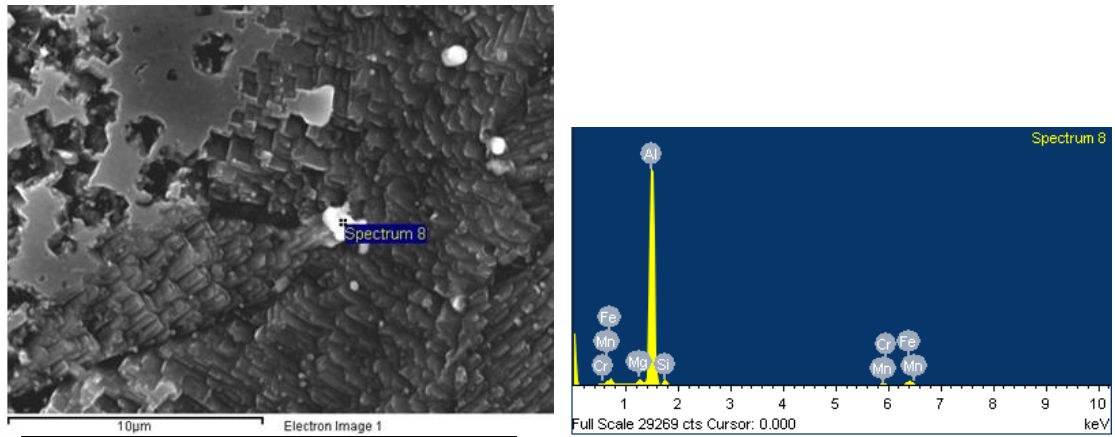


Element	Weight%	Atomic%
C K	8.48	18.80
Mg K	0.97	1.06
Al K	71.20	70.23
Si K	1.46	1.38
Mn K	4.91	2.38
Fe K	12.46	5.94
Cu K	0.52	0.22
Totals	100.00	

Εικόνα A.54: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.



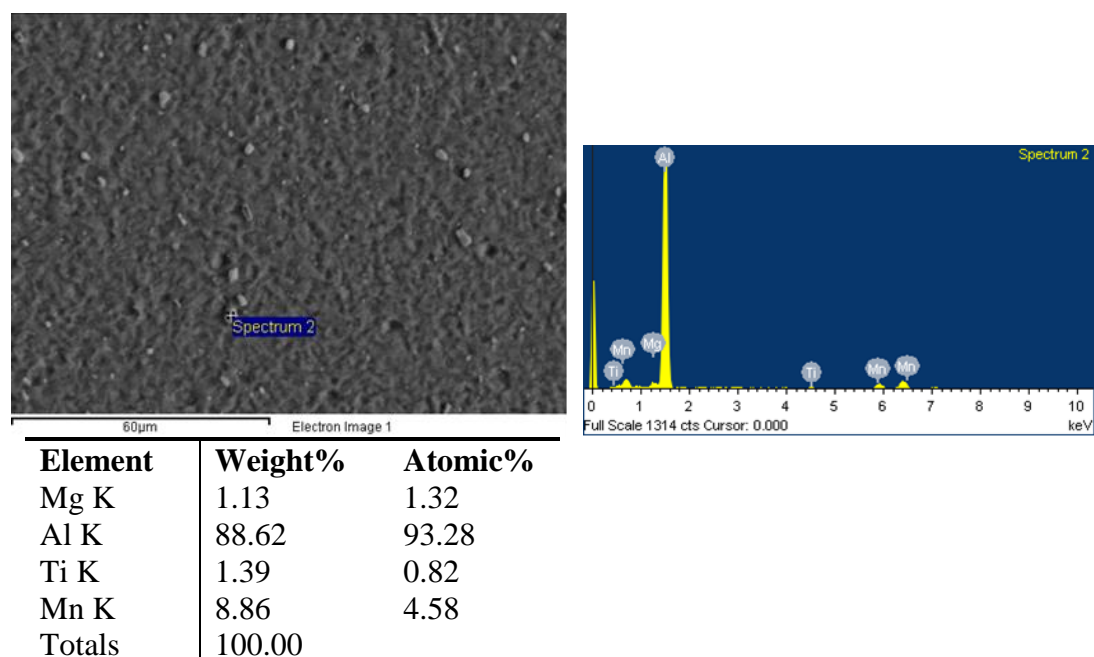
Element	Weight%	Atomic%
C K	18.41	33.54
O K	2.09	2.86
Mg K	0.61	0.55
Al K	75.49	61.25
Si K	1.35	1.05
Mn K	0.97	0.38
Fe K	0.50	0.20
As L	0.59	0.17
Totals	100.00	



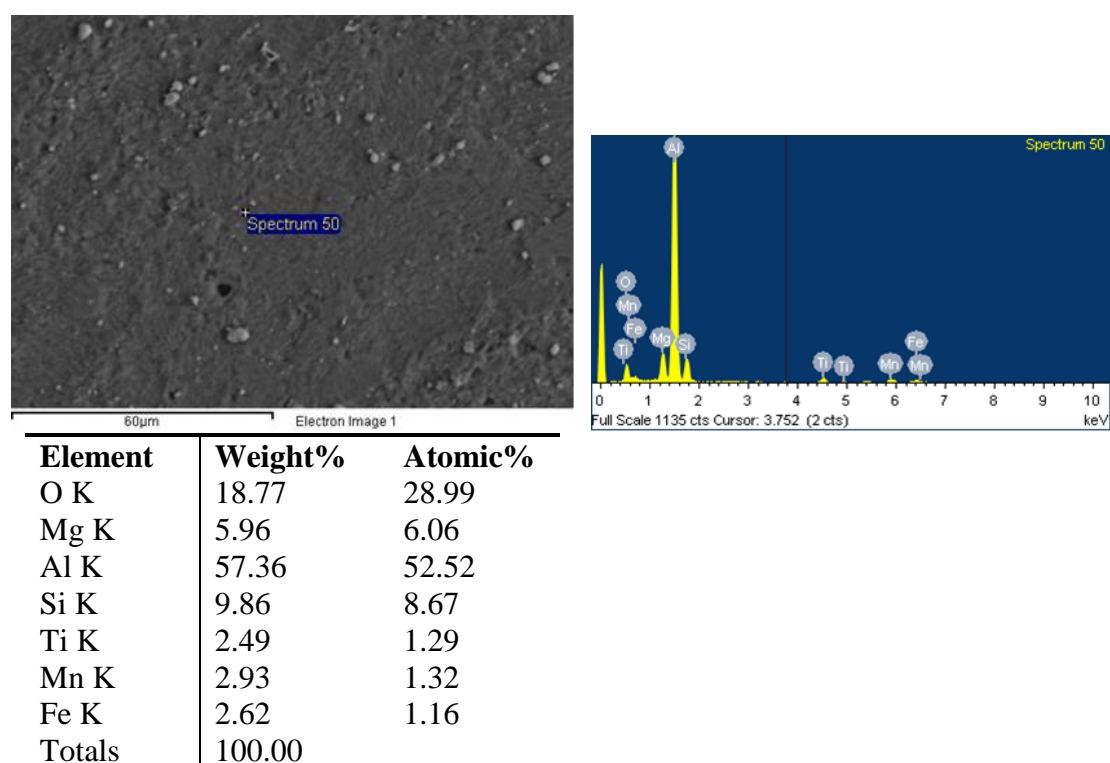
Element	Weight%	Atomic%
C K	8.93	19.08
Mg K	1.59	1.68
Al K	73.54	69.96
Si K	4.21	3.84
Cr K	0.27	0.14
Mn K	3.45	1.61
Fe K	8.02	3.69
Totals	100.00	

Εικόνα A.55: Μικρογραφία EDS (point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης του ΠΣ της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση SiC.

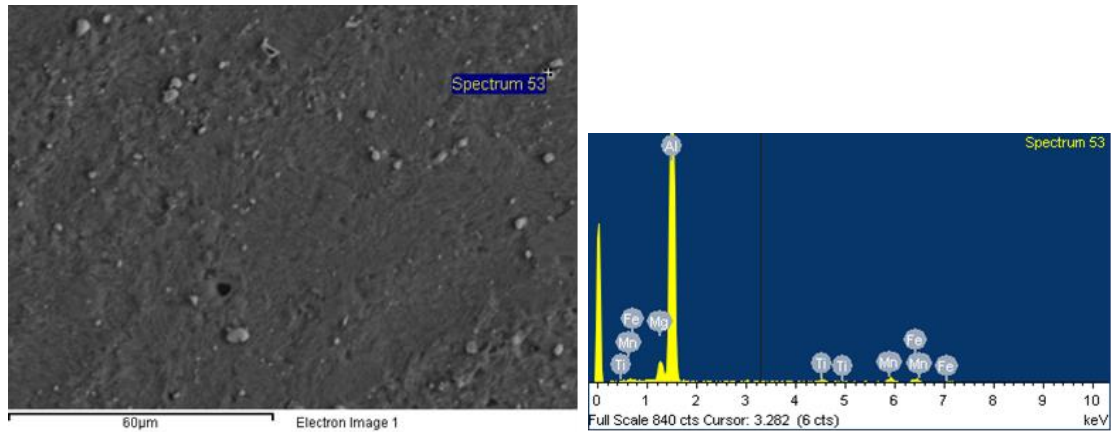
A.8 ΕΤΕΡΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΜΕΤΑΞΥ ΤΟΥ ΑΑ5083-H111 ΚΑΙ ΤΟΥ ΑΑ6082-T6 ΜΕ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΝΑΝΟΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ TiC



Εικόνα A.56: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του ΑΑ5083-H111 με το ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση TiC.



Εικόνα A.57: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του ΑΑ5083-H111 με το ΑΑ6082-T6 με ενίσχυση TiC.



Element	Weight%	Atomic%
Mg K	4.00	4.64
Al K	86.37	90.34
Ti K	1.44	0.85
Mn K	4.10	2.11
Fe K	4.10	2.07
Totals	100.00	

Εικόνα A.58: Μικρογραφία EDS (Point ID) και χημική ανάλυση μιας μεσομεταλλικής ένωσης της FSW του AA5083-H111 με το AA6082-T6 με ενίσχυση TiC.

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Β΄ ***ΒΙΟΓΡΑΦΙΚΟ ΣΗΜΕΙΩΜΑ***

ΠΡΟΣΩΠΙΚΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ

Όνομα: Καρακίζης Ν. Παναγιώτης

Διεύθυνση: Μητσοπούλου Κ. 29 11474 Αθήνα

Τηλέφωνα: 6977196991 - 2110118785 - 2107721425

Email: karakizisp@gmail.com

Οικογενειακή κατάσταση: Άγαμος

Εθνικότητα: Ελληνική

Ημερομηνία γέννησης: 19/03/1988

ΣΤΡΑΤΙΩΤΙΚΕΣ ΥΠΟΧΡΕΩΣΕΙΣ

Εκπληρωμένες (26/10/2011 – 26/6/2012)

ΣΠΟΥΔΕΣ

Λύκειο: Βαθμός απολυτηρίου 19,1 - Άριστα

Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο: Δίπλωμα Μηχανολόγου Μηχανικού, Διάρκεια: από Οκτώβριο 2005 έως Σεπτέμβριο του 2012, Βαθμός 6,85 «Καλώς»

Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο: Υποψήφιος Διδάκτωρ Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών (Τομέας Θαλασσίων Κατασκευών, Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας) από το Μάρτιο του 2013. Θέμα διδακτορικής διατριβής: «Μελέτη δημιουργίας συγκολλήσεων δια τριβής με ανάδευση κραμάτων αλουμινίου ενισχυμένων με κεραμικά νανοσωματίδια». Από το 2014 υπότροφος του ΕΔΕΙΑ του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

ΞΕΝΕΣ ΓΛΩΣΣΕΣ

Αγγλικά: ECPE Michigan (Proficiency)

Γαλλικά: DELF 1

Γερμανικά: Goethe-Zertifikat B2

ΕΙΔΙΚΕΣ ΓΝΩΣΕΙΣ

- ECDL CAD (Autocad) Certificate
- Cambridge IT Skills Diploma (Microsoft Word, Excel, Powerpoint, Outlook)
- Γνώση προγραμμάτων Solidworks – Solidcam - Ansys Workbench - Siemens NX (Unigraphics) – Comsol Multiphysics
- Άδεια οδήγησης Β' κατηγορίας
- Παρακολούθηση δις του σεμιναρίου ηγετικών ικανοτήτων Rotary Youth Leadership Awards (RYLA)

ΕΡΓΑΣΙΑΚΗ ΕΜΠΕΙΡΙΑ

09/2006 – 10/2011: Καθηγητής μαθηματικών, φυσικής και χημείας (ιδιαίτερα μαθήματα).

09/2010 – 10/2011: Τεχνικός υποστήριξης διαδικτύου στο κέντρο τεχνικής υποστήριξης του Οργανισμού Τηλεπικοινωνιών Ελλάδος.

1/7/2012 – 31/12/2013: Μηχανικός σχεδιασμού και παραγωγής στο εργαστήριο της εταιρείας παραγωγής ποδηλάτων από σύνθετα υλικά Grammarios Bikes. Ασχολήθηκα με το σχεδιασμό (Solidworks - Siemens NX) εξαρτημάτων ποδηλάτου, το σχεδιασμό καλουπιών για τα συγκεκριμένα εξαρτήματα (Solidworks - Siemens NX), την ανάλυση καταπονήσεων - κοπώσεως μέσω της μεθόδου των πεπερασμένων στοιχείων (Solidworks - Siemens NX - Ansys Workbench), τον προγραμματισμό (Solidcam) και την κατασκευή των καλουπιών σε CNC κέντρο κατεργασίας και τέλος την κατασκευή των εξαρτημάτων από CFRP (ανθρακονήματα).

19/03/2013 – σήμερα: Εργαζόμενος ως ερευνητής στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Εθνικού Μετσοβίου Πολυτεχνείου.

ΣΥΜΜΕΤΟΧΗ ΣΕ ΣΥΝΕΔΡΙΑ

6/2014: Workshop του Ευρωπαϊκού Project Safejoint Αθήνα, παρουσίαση της δουλειάς μου στον τομέα των συγκολλήσεως ανόμοιων κραμάτων αλουμινίου.

10/2014: 11^ο Διεθνές συνέδριο “The A-Coatings” Θεσσαλονίκη, παρουσίαση επιστημονικής εργασίας με θέμα “Feasibility study of friction stir processing on thick aluminum cold sprayed coatings”.

11/2015: Παρουσίαση στην εταιρεία VETA SA της μεθόδου συγκόλλησης δια τριβής με ανάδευση.

2/2016: Επιστημονική Ημερίδα με θέμα «Άνθρωπος και Περιβάλλον» Αθήνα, ομιλία μου με τίτλο: Καύση ορυκτών καυσίμων, οι επιπτώσεις στην ανθρώπινη υγεία και εναλλακτικοί τρόποι παραγωγής ενέργειας.

12/2016: 6^ο Πανελλήνιο Συνέδριο Μεταλλικών Υλικών Πανεπιστήμιο Ιωαννίνων παρουσίαση επιστημονικής εργασίας με θέμα “ Numerical modeling of AA5083-H111 Friction Stir Welds and experimental validation”.

10/2017: 6^ο Διεθνές συνέδριο “ICMEN” Θεσσαλονίκη, παρουσίαση επιστημονικής εργασίας με θέμα “The effect of dry ice cooling on the microstructure of dissimilar friction stir welds between aluminum and magnesium”. Επίσης της επιστημονικής εργασίας με θέμα “An attempt of 5083-H111 aluminum alloy welding using variable concentrated solar energy”

ΒΡΑΒΕΙΑ

- Θωμαΐδαιο Βραβείο δημοσιευμένης εργασίας σε επιστημονικό περιοδικό ή σε συνέδριο με σύστημα κριτών 2015 για τη δημοσίευση: D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, N.M. Daniolos, C.A. Charitidis, E.P. Koumoulos & D.A. Dragatogiannis, Microstructural Study and Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welded AA5083-H111 and AA6082-T6 Reinforced with SiC Nanoparticles, Materials and Manufacturing Processes, 2016.
- Θωμαΐδαιο Βραβείο δημοσιευμένης εργασίας σε επιστημονικό περιοδικό ή σε συνέδριο με σύστημα κριτών 2016 για τη δημοσίευση: **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, Numerical modeling of AA5083-H111 Friction Stir Welds and experimental validation. 6th Panhellenic Conference of Metallic Materials (2016) Ioannina, Greece.

ΕΠΙΣΤΗΜΟΝΙΚΕΣ ΔΗΜΟΣΙΕΥΣΕΙΣ

Διεθνή επιστημονικά περιοδικά μετά από κρίση

- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, N.M. Daniolos, C.A. Charitidis, E.P. Koumoulos & D.A. Dragatogiannis, Microstructural Study and Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welded AA5083-H111 and AA6082-T6 Reinforced with SiC Nanoparticles, Materials and Manufacturing Processes (2016) Volume 31, Issue 3, pp 264-274.
- D.A. Dragatogiannis, E.P. Koumoulos, I. Kartsonakis, D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, C.A. Charitidis, Dissimilar friction stir welding between 5083 and 6082 Al alloys reinforced with TiC nanoparticles, Materials and Manufacturing Processes (2016) Volume 31, Issue 16, pp 2101-2114.
- **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, G. Fournalis, P. Tsakiridis, Effect of SiC and TiC nanoparticle reinforcement on the microstructure, microhardness, and tensile performance of AA6082-T6 friction stir welds, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (2018) Volume 95, Issue 9–12, pp 3823–3837.

- **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, G. Fourlaris, P. Tsakiridis, The role of SiC and TiC nanoparticle reinforcement on AA5083-H111 friction stir welds studied by electron microscopy and mechanical testing, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2018) Volume 95, Issue 9–12, pp 4159–4176.
- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, M.E. Kazasidis, D.G. Karalis, J. Rodriguez, Experimental and numerical investigation of AA6082-T6 thin plates welding using Concentrated Solar Energy (CSE). *Solar Energy Materials and Solar Cells* 171 (2017) 187–196.
- D. I. Pantelis, M. Kazasidis, **P. N. Karakizis**, Titanium Alloys Thin Sheet Welding with the Use of Concentrated Solar Energy. *Journal of Materials Engineering and Performance* (2017) Volume 26, Issue 12, pp 5760-5768.
- P. Gkomoza, G.S. Lampropoulos, M. Vardavoulias, D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, Ch. Sarafoglou, Microstructural investigation of porous titanium coatings, produced by thermal spraying techniques, using plasma atomization and hydride-dehydride powders, for orthopedic implants. *Surface and Coatings Technology* (2018) (*in press*)
- **P.N. Karakizis**, D.I. Pantelis, D.A. Dragatogiannis, V.D. Bougiouri, C.A. Charitidis, Study of friction stir butt welding between thin plates of AA5754 and mild steel for automotive applications, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2018) (*in press*)
- I.D. Pantelis, **P.N. Karakizis**, D.A. Dragatogiannis, D.I. Pantelis, C.A. Charitidis, Microstructural and mechanical behavior of friction stir welded AA5083-H111 plates reinforced with two different ceramic and carbon nanotubes particle mixtures, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (*under review*)
- D.A. Dragatogiannis, D. Kollaros, **P.N. Karakizis**, I.D. Pantelis, J. Lin, C.A. Charitidis, Friction Stir Welding between aluminum alloys 6082 and 7075 thermal treated for automotive applications, *Materials Performance and Characterization* (*under review*)

Κεφάλαια βιβλίων

- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, C.A. Charitidis, D.A. Dragatogiannis, Dissimilar friction stir welding of aluminum alloys reinforced with carbon nanotubes, *Nanomaterials in Joining* (Book), De Gruyter, 2015.

Διεθνή συνέδρια με κρίση πλήρους κειμένου

- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, N.M. Daniolos, Feasibility study of friction stir processing on thick aluminum cold sprayed coatings, 11th the A Coatings, Θεσσαλονίκη Οκτώβριος 2014.
- D.I. Pantelis, **P.N. Karakizis**, N.M. Daniolos, S.A. Alexandratos, I.G. Papantoniou, Study of Al₂O₃ - aluminum matrix composites fabrication using friction stir processing technique, 11th the A Coatings, Θεσσαλονίκη Οκτώβριος 2014.
- I.D. Pantelis, **P.N. Karakizis**, D.A. Dragatogiannis, C.A. Charitidis, D.I. Pantelis, Friction Stir Welding of AA5083-H111 plates reinforced with a mixture of carbon nanotubes and silicon carbide particles, Junior Euromat, Λωζάνη Ελβετία 10-14 Ιουλίου 2016.
- D.A. Dragatogiannis, I.D. Pantelis, **P.N. Karakizis**, D.I. Pantelis, C.A. Charitidis, Microstructural and mechanical properties of friction stir welded 5083 aluminum alloys reinforced with micro- and nano-particles, Διεθνές συνέδριο «Euromat», Θεσσαλονίκη 17-22 Σεπτεμβρίου 2017.
- **P.N. Karakizis**, E.C. Nasioulas, S. Chionopoulos, D.I. Pantelis, The effect of dry ice cooling on the microstructure of dissimilar friction stir welds between aluminum and magnesium, 6ο διεθνές συνέδριο «ICMEN», Θεσσαλονίκη 5-6 Οκτωβρίου 2017.
- D.G. Karalis, D.I. Pantelis, N.M. Daniolos, V.D. Bougiouri, J. Rodriguez, **P.N. Karakizis**, M.E. Kazasidis, An attempt of 5083-H111 aluminum alloy welding using variable concentrated solar energy, 6ο διεθνές συνέδριο «ICMEN», Θεσσαλονίκη 5-6 Οκτωβρίου 2017.

Εθνικά συνέδρια

- **P. N. Karakizis**, D. I. Pantelis, Numerical modeling of AA5083-H111 Friction Stir Welds and experimental validation, 6th Panhellenic Conference of Metallic Materials (2016) Ioannina, Greece.