



**ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ**

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

“ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ”

---

**ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΚΑΙ ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΣΥΝΘΕΤΩΝ  
ΥΛΙΚΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΑΣ/ΜΗΤΡΑΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ  
ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ 5083, ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ  
ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSP)**

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

**ΙΩΑΝΝΗΣ ΠΑΠΑΝΤΩΝΙΟΥ**

**ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ:**

Δ. Ι. ΠΑΝΤΕΛΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

**ΑΘΗΝΑ, ΙΟΥΝΙΟΣ 2013**





**ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ**

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

“ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ”

---

**ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΚΑΙ ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΣΥΝΘΕΤΩΝ  
ΥΛΙΚΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΑΣ/ΜΗΤΡΑΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ  
ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ 5083, ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ  
ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕ ΑΝΑΔΕΥΣΗ (FSP)**

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

**ΙΩΑΝΝΗΣ ΠΑΠΑΝΤΩΝΙΟΥ**

**ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ:**

Δ. Ι. ΠΑΝΤΕΛΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Κ. Α. ΧΑΡΙΤΙΔΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Δ. Ε. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

**ΑΘΗΝΑ, ΙΟΥΝΙΟΣ 2013**



## ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον κ. Δημήτριο Ι. Παντελή, Καθηγητή Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών ΕΜΠ, για την ανάθεση της παρούσας Διπλωματικής Εργασίας και την εξαιρετική καθοδήγησή του σε όλα τα στάδια εκπόνησής της.

Εξίσου θερμά θα ήθελα να ευχαριστήσω το συμφοιτητή και καλό φίλο Σπύρο Αλεξανδράτο για την άριστη συνεργασία που είχαμε κατά την εκπόνηση των μεταπτυχιακών εργασιών μας καθώς και για τις πολύτιμες γνώσεις του σε θέματα μεταλλογνωσίας.

Σημαντική ήταν η συμβολή του Υποψήφιου Διδάκτορα της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών Νίκου Δανιόλου, οι γνώσεις του οποίου συνέβαλαν τα μέγιστα για την ολοκλήρωση της εργασίας.

Επιπλέον, ευχαριστίες οφείλω και σε όλους τους συναδέλφους και φίλους που στελεχώνουν το Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας και συγκεκριμένα στους ερευνητές Βέρα Μπουγιούρη, Λίλα Κιοσίδου και Παναγιώτη Καρακίζη οι οποίοι καθ' όλη τη διάρκεια της συνεργασίας μας δημιούργησαν ένα ευχάριστο κλίμα και ένα άνετο περιβάλλον, μέσα στο οποίο μπορέσαμε να δουλέψω και να εκπονήσω τη μεταπτυχιακή εργασία μου.

Πρέπει ακόμα να ευχαριστήσω τον Υποψήφιο Διδάκτορα της Σχολής Πολιτικών Μηχανικών Παναγιώτη Παπαντωνίου, την απόφοιτη Καλών Τεχνών Α.Π.Θ. Σοφία Κραββαρίτη καθώς και την φοιτήτρια της Σχολής Αρχιτεκτόνων Μηχανικών Θεσσαλίας Αριάδνη Καφέ για την συμβολή τους στην μορφοποίηση της Διπλωματικής εργασίας καθώς και στην πολύτιμη ηθική υποστήριξη που μου παρείχαν.

Τέλος, δεν θα μπορούσα να παραλείψω να ευχαριστήσω όλους τους συμφοιτητές και πάνω από όλα φίλους του Δ.Π.Μ.Σ. Επιστήμης και Τεχνολογίας Υλικών για τα απαιτητικά αλλά και πολύ ωραία δύο χρόνια που περάσαμε..

*Αθήνα, Ιούνιος 2013*

*Παπαντωνίου Ιωάννης*



## ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Στην παρούσα μεταπτυχιακή εργασία μελετήθηκε η παραγωγή επιφανειακού σύνθετου υλικού με διασπορά σωματιδίων αλούμινας ( $Al_2O_3$ ) νανοδιαμέτρου σε μήτρα κράματος αλουμινίου AA5083, με τη χρήση της κατεργασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction Stir Processing, FSP). Η εισαγωγή των σωματιδίων αλούμινας στο δοκίμιο έγινε με την κατασκευή αυλακίων κατά μήκος του δοκιμίου παράλληλα στη φορά της έλασης.

Στην πειραματική διαδικασία μελετήθηκαν αρχικά δοκίμια χωρίς την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης για την εύρεση των κατάλληλων παραμέτρων, για τις οποίες τα δοκίμια αλουμινίου AA5083 παρουσιάζουν καλύτερη μικροδομή στη ζώνη ανάδευσης χωρίς να εμφανίζουν ατέλειες.

Στη συνέχεια οι παράμετροι της κατεργασίας που προέκυψαν από τα αρχικά πειράματα εφαρμόστηκαν σε δοκιμές με την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης (πειράματα FSP) σε διάφορα “σετ” αυλακίων διαφορετικής γεωμετρίας. Στο σύνολο των πειραμάτων FSP παρατηρήθηκε η ύπαρξη μεγάλου “flow arm” στη ζώνη ανάδευσης. Το “flow arm”, όπως αναφέρεται σε ξένες μελέτες, πρόκειται για θερμομομηχανικά επηρεασμένο μητρικό υλικό, το οποίο εισάγεται από την υποχωρούσα πλευρά στη ζώνη ανάδευσης και μεταφέρεται προς την προωθούμενη.

Έτσι αφού καταλήξαμε σε δύο βέλτιστες γεωμετρίες αυλακίων ξεκινήσαμε σειρά πειραμάτων για την εύρεση των παραμέτρων που επηρεάζουν το “flow arm” με σκοπό τη μείωσή του. Μελετήσαμε επίδραση της αλλαγής της απόστασης μεταξύ των αυλακίων, την επίδραση εργαλείου FSP με διαφορετικής γεωμετρίας πείρο και την επίδραση των παραμέτρων που επηρεάζουν περισσότερο την παροχή θερμότητας (ταχύτητα πρόωσης και ταχύτητα περιστροφής εργαλείου FSP). Τα βέλτιστα αποτελέσματα προέκυψαν με την αύξηση της παροχής θερμότητας, κυρίως μειώνοντας την ταχύτητα πρόωσης, η οποία είχε ως αποτέλεσμα την πολύ μεγάλη μείωση του “flow arm” καθώς και την εξαφάνιση των συσσωματωμένων σωματιδίων και τη βέλτιστη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης, στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης.

Στο βέλτιστο δοκίμιο που προέκυψε πραγματοποιήθηκαν μικροσκοπιομετρήσεις, τόσο κάθετα, όσο και κατά μήκος του κατεργασμένου

δοκιμίου για την εξακρίβωση της μεταβολής της σκληρότητας και έγιναν μετρήσεις του μεγέθους των κόκκων εντός της ζώνης ανάδευσης.

Ταυτόχρονα κατασκευάστηκε δοκίμιο bead-on-plate (δοκίμιο χωρίς αυλάκια και χωρίς προσθήκη νανοσκόνης αλουμίνιας), με ακριβώς τις ίδιες συνθήκες, έτσι ώστε να μπορούμε να υπολογίσουμε την πραγματική επίδραση των σωματιδίων ενίσχυσης στη μεταβολή του μεγέθους των κόκκων, καθώς και στις τιμές της μικροσκληρότητας.

Η προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης επέφερε σημαντική εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων αυτής, καθώς και αύξηση στις τιμές μικροσκληρότητάς της.

Τέλος, πραγματοποιήσαμε πείραμα FSP (με τις ίδιες συνθήκες με αυτές που είχαμε στο βέλτιστο) με τέσσερα περάσματα, με σκοπό να μελετήσουμε τη μεταβολή της μικροσκληρότητας και της κοκκομετρίας στην ζώνη ανάδευσης συναρτήσει του αριθμού περασμάτων. Παράλληλα πραγματοποιήσαμε αντίστοιχο πείραμα bead on plate.

Οι τιμές μικροσκληρότητας στη ζώνη ανάδευσης στο δοκίμιο με τα τέσσερα περάσματα παρουσίασαν μια πολύ μικρή αύξηση, ενώ αντίστοιχα οι τιμές της κοκκομετρίας παρουσίασαν μικρή μείωση σε σχέση με το δοκίμιο με τα δύο περάσματα κάτι το οποίο οφείλεται σε μία ενδιαφέρουσα παρατήρηση που έγινε στη μεταβολή της μορφής στη ζώνη ανάδευσης. Παρατηρήθηκε πως λόγω της δημιουργίας του “flow arm” δημιουργείται ένα διακριτό κομμάτι ζώνης ανάδευσης, κυρίως στην υποχωρούσα πλευρά, το οποίο αυξάνεται σε κάθε πέραςμα, με αποτέλεσμα την αύξηση της συνολικής επιφάνειας του συνθέτου, ενώ ταυτόχρονα μειώνεται το ποσοστό της φάσης ενίσχυσης εντός της ζώνης ανάδευσης.



## ABSTRACT

In the current thesis we studied the production of composite surface layer by dispersing nanosized particulates  $\text{Al}_2\text{O}_3$  on bulk aluminum alloy AA5083-H111 with the use of Friction Stir Processing technique. The importation of the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particulates was achieved with the construction of grooves along the plate parallel to the rolling direction.

Initially, in the experimental procedure we carried out FSP experiments without addition of nanoparticles in order to find the parameters for which the FSP processed plates of aluminum AA5083 present better microstructure on the stir zone without defects.

Then the processing parameters, resulting from the initial experiments, were applied to tests with the addition of nanosized particulates  $\text{Al}_2\text{O}_3$  to various sets of grooves with different geometry. In all FSP experiments, the creation of a large "flow arm" upward of the stir zone was observed. The "flow arm", as referred to in foreign studies, is a thermomechanically affected material which is imported, from the retreating side of the stir zone and is transferred to the advancing side.

Thus, having found two optimal groove geometries we initiated a series of FSP experiments to find the parameters that affect the "flow arm" in order to reduce it. The effect of varying the distance between the grooves, the influence of FSP tool with different pin geometry and the effect of changing the parameters of the heat input by changing the travel speed and the FSP tool rotation speed was studied. The best results were obtained by increasing the heat input mainly by reducing the travel speed which resulted in a very large reduction of the "flow arm", as well as the extinction of the aggregated particles and the optimum dispersion of the particles in the composite stir zone.

At the optimum composite that was created microhardness measurements were performed, both vertically and along the processed surface of the composite in order to observe the change in hardness. The grain size in the stir zone was also observed.

At the same time we performed an FSP process without grooves and without adding nanoparticles with exactly the same conditions so that we can calculate the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particle effect on the composite grain size and the values of microhardness.

The addition of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles in the stir zone led to a significant refinement of the grain size as well as an increase of the values of microhardness.

Finally, we conducted FSP experiments (with the optimal processing parameters that we achieved) with four FSP passes in order to study the change of the microhardness and the grain size in reference to the number of passes. Alongside we carried out an bead on plate experiment with the same parameters and without addition of nanoparticles.

In the four passes FSP experiment we had a very small refinement of grain size and also a very small increase of microhardness compared to the two passes FSP experiment, due to an interesting change of the stir zone form caused by the four FSP passes. Namely we observed that due to the existence of "flow arm" a discrete piece of the stir zone is created on the retreating side, which increases in each FSP pass resulting in the expansion of the overall surface of the composite while the powder phase on the stir zone is decreased.

## ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

<b>ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....</b>	<b>3</b>
<b>ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1<sup>ο</sup>: .....</b>	<b>4</b>
1.1 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕΣΩ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ (FRICTION STIR WELDING-FSW) .....	4
<i>Αρχή της μεθόδου .....</i>	4
<i>Η διαδικασία της συγκόλλησης μέσω ανάδευσης:.....</i>	6
<i>Ροή υλικού.....</i>	16
1.2 ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕΣΩ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ (FRICTION STIR PROCESS, FSP) 19	
1.3 ΤΟ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ [23].....	20
1.4 ΣΥΝΘΕΤΑ ΥΛΙΚΑ [21].....	27
<i>Σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων.....</i>	28
<i>Σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας.....</i>	31
1.5 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΙΣΧΥΡΟΠΟΙΗΣΗΣ [22].....	33
<i>Εργοσκλήρυνση.....</i>	34
<i>Πολλαπλασιασμός διαταραχών.....</i>	35
<i>Ισχυροποίηση από όρια κόκκων .....</i>	36
1.6 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ ΤΗΣ FSP .....	44
<b>ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....</b>	<b>63</b>
<b>ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2<sup>ο</sup>: .....</b>	<b>64</b>
2.1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....	64
2.2 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ .....	65
<i>Σωματίδια ενίσχυσης .....</i>	65
<i>Μηχανή κατεργασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSP).....</i>	66
<i>Εργαλείο FSP .....</i>	66
<i>Μέθοδος προθήκης σωματιδίων ενίσχυσης στα δοκίμια αλουμινίου.....</i>	67
<i>Μεθοδολογία που ακολουθήθηκε στην πειραματική διαδικασία. ....</i>	69
<i>Συγκεντρωτικός πίνακας παραμέτρων όλων των πειραμάτων που πραγματοποιήθηκαν.....</i>	70
ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ ΜΕΤΑ ΤΗΝ FSP.....	73
<i>Κοπή δοκιμίων .....</i>	73

<i>Λείανση – Στίλβωση</i> .....	73
<i>Χημική προσβολή</i> .....	75
<i>Παρατήρηση δοκιμίων με τη χρήση στερεοσκοπίου</i> .....	76
<i>Παρατήρηση δοκιμίων με τη χρήση οπτικού μικροσκοπίου</i> .....	76
<i>Μικροσκληρομετρήσεις</i> .....	77
2.3 ΜΕΛΕΤΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥ ΒΑΣΗΣ .....	79
2.4 ΕΠΙΛΟΓΗ ΑΡΙΘΜΟΥ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ .....	80
2.5 ΕΠΙΛΟΓΗ ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΠΡΟΩΣΗΣ ΚΑΙ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ .....	81
2.6 ΜΕΛΕΤΗ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ FSP ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ .....	84
<i>Σχολιασμός αποτελεσμάτων</i> .....	87
2.7 ΠΕΙΡΑΜΑΤΑ ΕΥΡΕΣΗΣ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ.....	90
<i>Σχολιασμός αποτελεσμάτων</i> .....	99
2.8 ΠΕΙΡΑΜΑΤΑ ΑΛΛΑΓΗΣ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΓΙΑ ΤΗΝ ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ “FLOW ARM” ...	102
<i>2.8.1 ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΜΕΤΑΞΥ ΑΥΛΑΚΙΩΝ</i> .....	102
<i>Σχολιασμός αποτελεσμάτων</i> .....	106
<i>2.8.2 ΑΛΛΑΓΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP</i> .....	110
<i>2.8.3 ΑΛΛΑΓΗ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΠΡΟΩΣΗΣ &amp; ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP</i> .....	115
2.9 ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ ΚΑΙ ΚΟΚΚΟΜΕΤΡΙΑΣ ΒΕΛΤΙΣΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ FSP.....	122
2.10 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΤΟΥ ΑΡΙΘΜΟΥ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ ΤΗΣ FSP .....	125
<i>Περιγραφή περιοχών εντός της ζώνης ανάδευση</i> .....	133
<b>ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3<sup>ο</sup>: .....</b>	<b>135</b>
3.1 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ .....	135
3.2 ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ .....	137
<b>ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ .....</b>	<b>138</b>

## **ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ**

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1<sup>ο</sup>:

### 1.1 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕΣΩ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ (FRICTION STIR WELDING-FSW)

#### Αρχή της μεθόδου

Η μέθοδος συγκόλλησης δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction stir welding) εφαρμόστηκε για πρώτη φορά το έτος 1991 στο Βρετανικό Ινστιτούτο Συγκολλήσεων (The Welding Institute, TWI) [14]. Είναι μία μέθοδος συγκόλλησης στερεάς κατάστασης όπου μέσω τριβής στα προς συγκόλληση υλικά, παρέχεται επαρκής ποσότητα θερμότητας ώστε να χάσουν τοπικά ποσοστό της σκληρότητάς τους και κατά συνέπεια να παραμορφωθούν πλαστικά, χωρίς να φτάσουν το σημείο τήξης τους.

Τα προς συγκόλληση τεμάχια πακτώνονται σε σταθερή θέση και ένα ειδικά σχεδιασμένο, μη καταναλισκόμενο, περιστρεφόμενο εργαλείο προωθείται κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης [15].

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

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

Θερμότητα λόγω τριβής αναπτύσσεται ανάμεσα στο περιαιχένιο, στον πείρο του εργαλείου συγκόλλησης και τα προς συγκόλληση τεμάχια. Η θερμότητα που παράγεται λόγω τριβής, σε συνδυασμό με τη θερμότητα που δημιουργείται από την

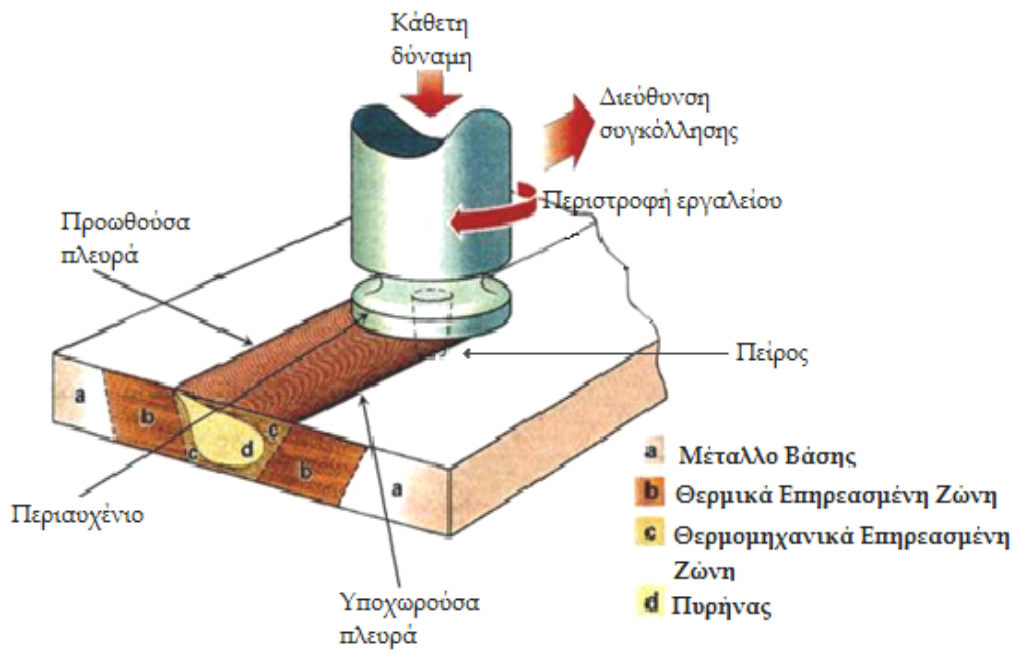
πλαστική παραμόρφωση του υλικού, πλαστικοποιεί τα προς συγκόλληση υλικά, χωρίς όμως να φτάσουν ποτέ τη θερμοκρασία τήξης τους, επιτρέποντας τη διέλευση του εργαλείου συγκόλλησης σε έναν άξονα πλαστικοποιημένου υλικού κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης [16].

Επειδή παρατηρείται πλαστικοποίηση του υλικού λόγω θερμότητας που αντιστοιχεί σε θερμοκρασίες έως και το 80% του σημείου τήξης, χαρακτηρίζουμε τη συγκόλληση με τριβή και ανάδευση ως μια συγκόλληση στερεάς κατάστασης [13].

Καθώς το εργαλείο συγκόλλησης κινείται προς την κατεύθυνση της συγκόλλησης, υποβοηθούμενο από το ειδικό προφίλ του, επιβάλλει στο πλαστικοποιημένο υλικό να κινηθεί από το μπροστά προς το πίσω μέρος του πείρου. Με αυτόν τον τρόπο δημιουργούνται δύο διαφορετικές πλευρές στο συγκολλημένο υλικό: η προωθούμενη (advancing side) και η υποχωρούσα (retreating side) πλευρά. Η προωθούμενη πλευρά είναι εκείνη στην οποία η φορά της ταχύτητας συγκόλλησης ή πρόωσης (transverse speed,  $v$ ) είναι ομόρροπη με την ταχύτητα περιστροφής (rotational speed,  $\omega$ ), ενώ η υποχωρούσα πλευρά είναι εκείνη στην οποία η φορά της ταχύτητας πρόωσης είναι αντίρροπη της ταχύτητας περιστροφής [6].

Με το περιστρεφόμενο, λοιπόν, εργαλείο της μηχανής, συντελούνται τρεις βασικές λειτουργίες:

- α) η τοπική θέρμανση του δοκιμίου
- β) η ανάδευση του υλικού των τεμαχίων που οδηγεί στη συγκόλλησή τους
- γ) συγκράτηση του πλαστικοποιημένου υλικού στην περιοχή της συγκόλλησης, κάτω ακριβώς από το περιανχένιο (εικόνα 1.1.1) [17, 18].



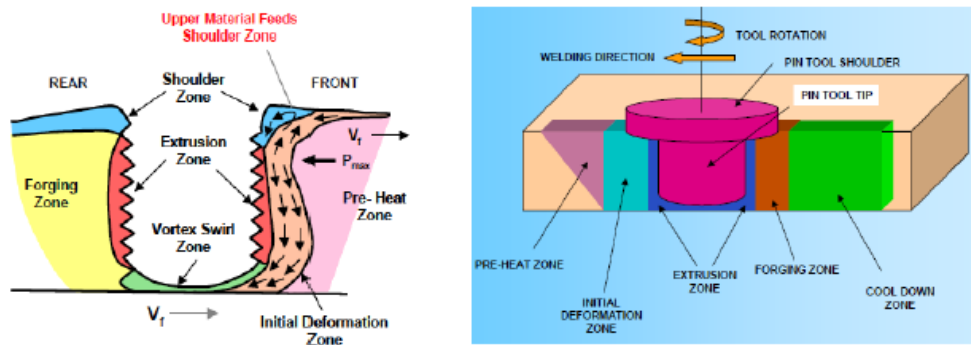
Εικόνα 1.1.1 – Σχηματική αναπαράσταση της μεθόδου FSW

**Η διαδικασία της συγκόλλησης μέσω ανάδευσης:**

Η διαδικασία συγκόλλησης με τη μέθοδο FSW μπορεί να περιγραφεί, σύμφωνα με την πρόταση του Arbogast [19], διακρίνοντας την κατεργασία στις εξής ζώνες (Εικόνα 1.1.2):

- α) ζώνη προθέρμανσης (preheat zone)
- β) ζώνη παραμόρφωσης (initial deformation zone)
- γ) ζώνη εξώθησης υλικού (extrusion zone)
- δ) ζώνη σφυρηλάτησης (forging zone)
- ε) ζώνη ψύξης (post cool zone)





Εικόνα 1.1.2 – Ζώνες που δημιουργούνται κατά την κίνηση του εργαλείου στη μέθοδο FSW.

Στη ζώνη προθέρμανσης, αναπτύσσονται θερμοκρασίες λόγω τριβής ανάμεσα στο εργαλείο και στο προς συγκόλληση υλικό και θέρμανσης εξαιτίας της παραμόρφωσης του υλικού. Η θερμότητα που αναπτύσσεται στην περιοχή αυτή καθορίζεται από τις ιδιότητες του υλικού και από την ταχύτητα (πρόωσης και περιστροφής) του εργαλείου. Καθώς το εργαλείο κινείται κατά μήκος του υλικού, δημιουργείται μία ζώνη αρχικής παραμόρφωσης. Στη ζώνη αυτό το υλικό πιέζεται τόσο προς τα πάνω, στη ζώνη του περιανθενίου (shoulder zone), όσο και προς τα κάτω στη ζώνη εξώθησης υλικού. Ένα μέρος του υλικού παραμένει στη ζώνη στροβιλισμού κάτω από την κεφαλή. Στη ζώνη εξώθησης υλικού το υλικό κινείται γύρω από τον πείρο από το μπροστινό μέρος του στο πίσω. Μία κρίσιμη ισόθερμη σε κάθε πλευρά του εργαλείου ορίζει το πλάτος της ζώνης εξώθησης, όπου τα μεγέθη των τιμών τάσης και θερμοκρασίας είναι ανεπαρκή για να επιτρέψουν τη ροή υλικού. Οι περιοχές αυτές εκατέρωθεν της ζώνης εξώθησης αποτελούν τη Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (Thermo-mechanically affected zone, TMAZ), στην οποία θα αναφερθούμε παρακάτω.

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

### Παράμετροι της μεθόδου:

- α) Η γεωμετρία εργαλείου
- β) Οι συνθήκες κατεργασίας

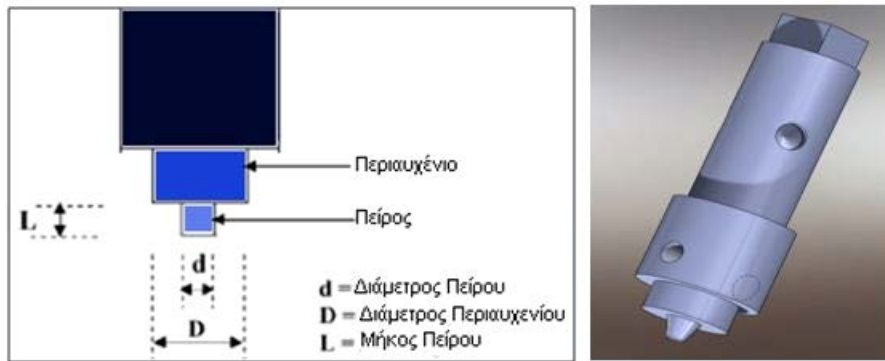
#### **Η γεωμετρία εργαλείου**

Η γεωμετρία του εργαλείου είναι ο σημαντικότερος παράγοντας επιρροής στην εξέλιξη της διαδικασίας FSP, διότι παίζει βασικό ρόλο στη ροή υλικού. Ένα εργαλείο FSP αποτελείται από ένα περιαυχένιο και έναν πείρο, όπως φαίνεται στην εικόνα 1.2.3.

Το συγκεκριμένο εργαλείο εκτελεί δύο βασικές λειτουργίες: Πρώτον προσδίδει θερμότητα στο μέταλλο και δεύτερον βοηθά στη ροή υλικού (ανάδευση).

Στα πρώτα στάδια της διαδικασίας, όπου ο πείρος εισχωρεί στο υλικό, η θερμότητα προκύπτει ως αποτέλεσμα της τριβής ανάμεσα στον πείρο και το προς κατεργασία υλικό. Επιπρόσθετα, κάποια ποσότητα θερμότητας παράγεται λόγω πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού. Ο πείρος εισχωρεί στο υλικό τόσο ώστε το περιαυχένιο να ακουμπήσει την επιφάνεια του προς κατεργασία υλικού. Η τριβή που αναπτύσσεται μεταξύ του υλικού και του περιαυχενίου προσδίδει το μεγαλύτερο ποσοστό θερμότητας σε σύγκριση με τις παραπάνω περιπτώσεις. Ανάλογα με τη γεωμετρία του πείρου και του περιαυχενίου αναπτύσσονται διαφορετικά ποσά θερμότητας, γι' αυτό η γεωμετρία τους παίζει μεγάλο ρόλο. Το περιαυχένιο, επίσης, αποτελεί έναν περιορισμό στον όγκο του υλικού που θερμαίνεται.

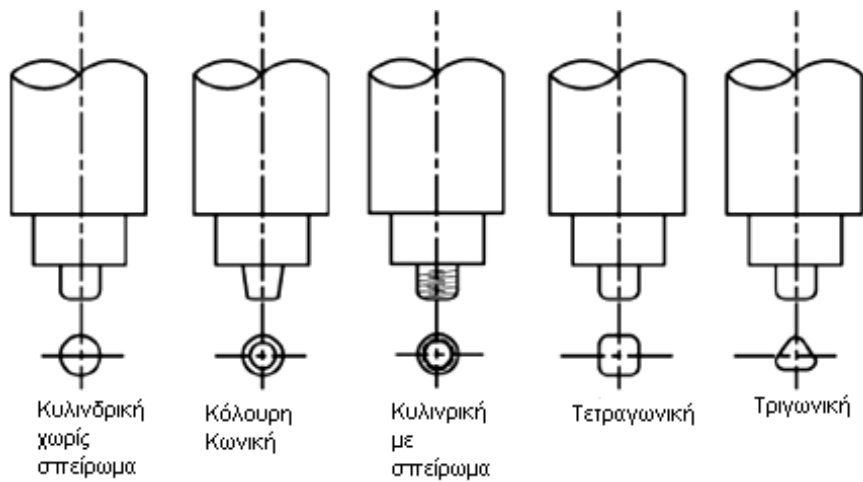
Εκτός από την πρόσδοση θερμότητας, η δεύτερη λειτουργία του εργαλείου είναι η ανάδευση και ανάμιξη του υλικού. Η ομοιομορφία της μικροδομής και οι ιδιότητές της καθώς και τα φορτία που θα δεχθεί το υλικό κατά τη διάρκεια της διαδικασίας, επηρεάζονται από τη γεωμετρία του εργαλείου. Με την πάροδο του χρόνου και μέσα από την εμπειρία η γεωμετρία του εργαλείου αναπτύχθηκε σε πολύπλοκες μορφές, ανάλογα με τις ιδιότητες των προς κατεργασία υλικών, ώστε να επιτρέπουν τη ροή υλικού, την ανάμιξη υλικού και τη μείωση των φορτίων που δέχονται εξωτερικά από το εργαλείο τα υλικά [6].



Εικόνα 1.1.3 – : (α) Διαστάσεις εργαλείου FSW και (β) Σχηματική αναπαράσταση αυτού.

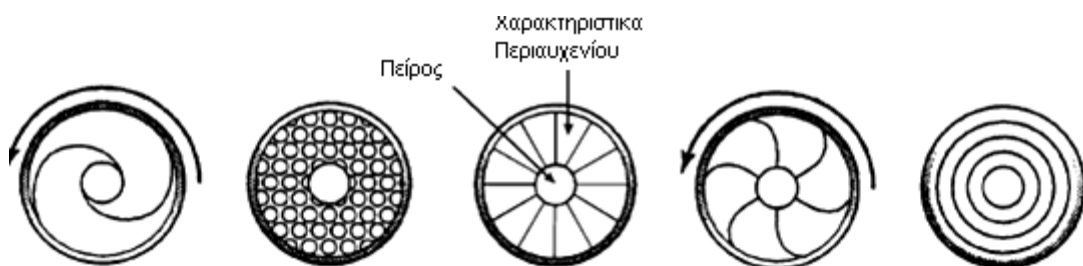
Στη γεωμετρία του εργαλείου σημαντικοί παράγοντες είναι ο σχεδιασμός αυλών (π.χ. αριθμός, βάθος, γωνία κώνου), η διάμετρος και η κωνικότητα του πείρου και το βήμα του σπειρώματος, αν υπάρχει, στον πείρο.

Το σχήμα της κεφαλής του πείρου μπορεί εκτός από κυλινδρικό να έχει και άλλες μορφές. Στο σχήμα 1.1.4 παρουσιάζονται κάποιες περιπτώσεις όπου η κεφαλή του πείρου μπορεί να είναι κυλινδρική χωρίς σπείρωμα, κολουρη κωνική, κυλινδρική με σπείρωμα, τετραγωνική, τριγωνική [7].



**Σχήμα 1.1.4** – Συνήθεις μορφές πείρων του εργαλείου συγκόλλησης: κυλινδρικός, κόλουρος κώνος, κυλινδρικός με σπείρωμα, τετραγωνικός, τριγωνικός.

Εκτός από τη γεωμετρία του πείρου, σημαντικός παράγοντας είναι και η γεωμετρία του περιαιχενίου. Η επιλογή κατάλληλου πείρου και περιαιχενίου εξαρτάται από τις ιδιότητες των υλικών που πρόκειται να κατεργαστούν. Στο σχήμα 1.1.5 φαίνονται κάποιοι τύποι περιαιχενίου, οι οποίοι βελτιώνουν την πρόσφυση του περιαιχενίου του εργαλείου με τα προς συγκόλληση μέταλλα εγκλωβίζοντας το αναδευμένο υλικό λόγω της ανομοιομορφης επιφάνειάς τους [6].



**Σχήμα 1.1.5** – Διάφορες γεωμετρίες περιαιχενίων.

## **Οι συνθήκες κατεργασίας**

Για τη συγκεκριμένη μέθοδο, εκτός από τη γεωμετρία του εργαλείου, παίζει μεγάλο ρόλο η ταχύτητα περιστροφής του πείρου ( $\omega$ , rpm), η φορά περιστροφής (δεξιόστροφα ή αριστερόστροφα) και η ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου ( $v$ , mm/min). Η περιστροφή του πείρου έχει ως αποτέλεσμα την ανάδευση και ανάμιξη του υλικού που βρίσκεται γύρω από τον περιστρεφόμενο πείρο, ενώ ταυτόχρονα το υλικό που αναμιγνύεται μεταφέρεται πίσω από τον πείρο, στην αντίθετη κατεύθυνση κίνησής του, κι έτσι έρχεται εις πέρας η διαδικασία της κατεργασίας. Υψηλότερες ταχύτητες εργαλείου οδηγούν στην αύξηση της θερμοκρασίας λόγω παραγωγής περισσότερης θερμότητας δια τριβής και έχουν ως αποτέλεσμα πιο έντονο βαθμό ανάδευσης και ανάμιξης του υλικού.

Άλλος ένας σημαντικός παράγοντας είναι η κλίση του πείρου σε σχέση με την επιφάνεια του δοκιμίου, καθώς και το βάθος διείδυσης.

Κάποιες φορές χρειάζεται προθέρμανση ή ψύξη του υλικού. Στην περίπτωση υλικού με υψηλό σημείο τήξης, όπως το τιτάνιο και ο χάλυβας, ή υλικού με υψηλή αγωγιμότητα, όπως ο χαλκός, η θερμότητα που παράγεται από την τριβή και ανάδευση του υλικού μπορεί να μην επαρκεί για να μαλακώσει το υλικό και να επέλθει η πλαστική του παραμόρφωση, οπότε με κάποιο τρόπο πρέπει να προσδοθεί περαιτέρω θερμότητα. Στην περίπτωση υλικών με χαμηλότερο σημείο τήξης, όπως το αλουμίνιο και το μαγνήσιο, μπορεί να εφαρμοστεί ψύξη προκειμένου να μειωθεί η υπερβολική αύξηση των ανακρυσταλλωμένων κόκκων και η διάλυση των κατακρημνισμάτων που προσδίδουν σκληρότητα μέσα και γύρω από τη ζώνη ανάδευσης [6].

## **Μικροδομή**

Όπως αναφέρθηκε, η μέθοδος FSW έχει ως αποτέλεσμα την πλαστική παραμόρφωση του υλικού γύρω από το περιστρεφόμενο εργαλείο και την παραγωγή θερμότητας δια τριβής από την σχετική κίνηση εργαλείου – μετάλλων. Οι δύο παραπάνω παράγοντες συνεισφέρουν στην αύξηση της θερμοκρασίας στην περιοχή της κατεργασίας και γύρω από αυτή που με τη σειρά της επηρεάζει τη μικροδομή των υλικών, δηλαδή το μέγεθος κόκκων, τη μορφολογία των ορίων των κόκκων, τη

διάλυση των κατακρημνισμάτων και τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού στην περιοχή της κατεργασίας γενικότερα.

Η συμβολή υψηλής θερμοκρασίας και έντονης πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού στη ζώνη ανάδευσης έχει σαν αποτέλεσμα την ανακρυστάλλωση των κόκκων στην περιοχή ανάδευσης και τη διάλυση και επανασηματισμό κατακρημνισμάτων στην περιοχή μέσα και εκατέρωθεν της ζώνης ανάδευσης.

Η συγκόλληση δια τριβής με ανάδευση αποτελείται από 3 ζώνες με διαφορετικά χαρακτηριστικά μικροδομής [6]:

- 1) *Η Ζώνη Ανάδευσης (Stirred Zone-Weld Nugget)*
- 2) *Η Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (Thermo-mechanically Affected Zone – TMAZ)*
- 3) *Η Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (Heat Affected Zone-HAZ)*
- 4) *Το μέταλλο βάσης*

#### **Ζώνη Ανάδευσης (Stirred Zone-Weld Nugget)**

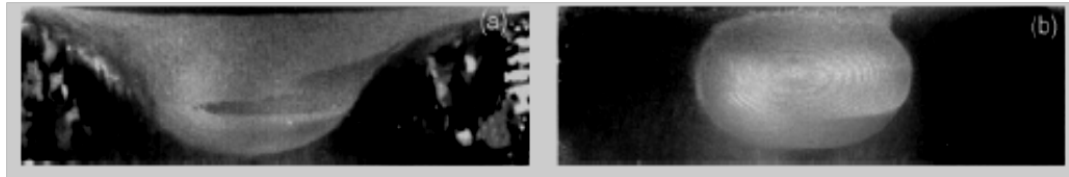
Η έντονη πλαστική παραμόρφωση και η θερμότητα δια τριβής έχουν σαν αποτέλεσμα τη δημιουργία λεπτόκοκκης δομής στο εσωτερικό της ζώνης ανάδευσης. Η ζώνη αυτή συχνά αναφέρεται και ως «πυρήνας συγκόλλησης» ή «δυναμικά ανακρυσταλλωμένη ζώνη» (Dynamically Recrystallized Zone, DXZ). Ο πυρήνας συγκόλλησης έχει μέγιστο πλάτος στην άνω επιφάνειά του ίσο με τη διάμετρο του περιουχενίου και μέγιστο ύψος περίπου ίσο με το μήκος του πείρου. Όπως φαίνεται και στην εικόνα 1.1.6, στον πυρήνα παρατηρείται σχηματισμός δακτυλίων. Οι Rhodes et al. και Liu et al. υποστηρίζουν ότι στο εσωτερικό των ανακρυσταλλωμένων κόκκων συνήθως υπάρχει μικρή συσσώρευση παραμορφώσεων [8,9]. Από την άλλη, οι Jata et al. υποστηρίζουν ότι στο εσωτερικό αυτών των κόκκων μπορεί να περικλείονται μικρότεροι κόκκοι και ότι υπάρχει συσσώρευση παραμορφώσεων [10].

Ο πυρήνας μπορεί να έχει διάφορους σχηματισμούς ανάλογα με τις παραμέτρους της διαδικασίας, τη γεωμετρία εργαλείου, τη θερμοκρασία και θερμική αγωγιμότητα των μετάλλων.

Οι δύο βασικοί τύποι είναι οι εξής (εικόνα 1.1.6):

- α) «Πεπλατυσμένο σχήμα» (“Basin shape”) όπου πλαταίνει προς τα πάνω

β) *Ελλειπτικό σχήμα* [6].



Εικόνα 1.1.6 – (a) Πυρήνας σχήματος «λεκάνης» (300rpm, 51mm/min) και (b) ελλειπτικός πυρήνας (900rpm, 203 mm/min) για το κράμα AA7075-T651.

Οι Sato et al. παρατήρησαν τον σχηματισμό τύπου «λεκάνης» για την περιοχή του πυρήνα σε πλάκες κράματος αλουμινίου AA6063-T5. Υποστήριξαν ότι ο σχηματισμός αυτός προκύπτει λόγω υπερβολικής θερμότητας δια τριβής και πλαστικής παραμόρφωσης που υφίσταται η επιφάνεια αυτή από τη σχετική κίνηση του εργαλείου [11].

Από την άλλη, οι Rhodes et al. και Mahoney et al. παρατήρησαν το σχηματισμό ελλειπτικής δομής πυρήνα στο κράμα αλουμινίου AA7075-T651 [13]. Σχετική έρευνα έδειξε ότι για μικρές ταχύτητες περιστροφής πείρου 300-500 rpm έχουν σαν αποτέλεσμα κυρίως σχηματισμό «λεκάνης» στον πυρήνα, ενώ ταχύτητες της τάξης των 700rpm και άνω έχουν σαν αποτέλεσμα τον σχηματισμό ελλειπτικής δομής πυρήνα. Αυτό δείχνει πόσο σημαντικές είναι οι παράμετροι συγκόλλησης για τις ιδιότητες του υλικού.

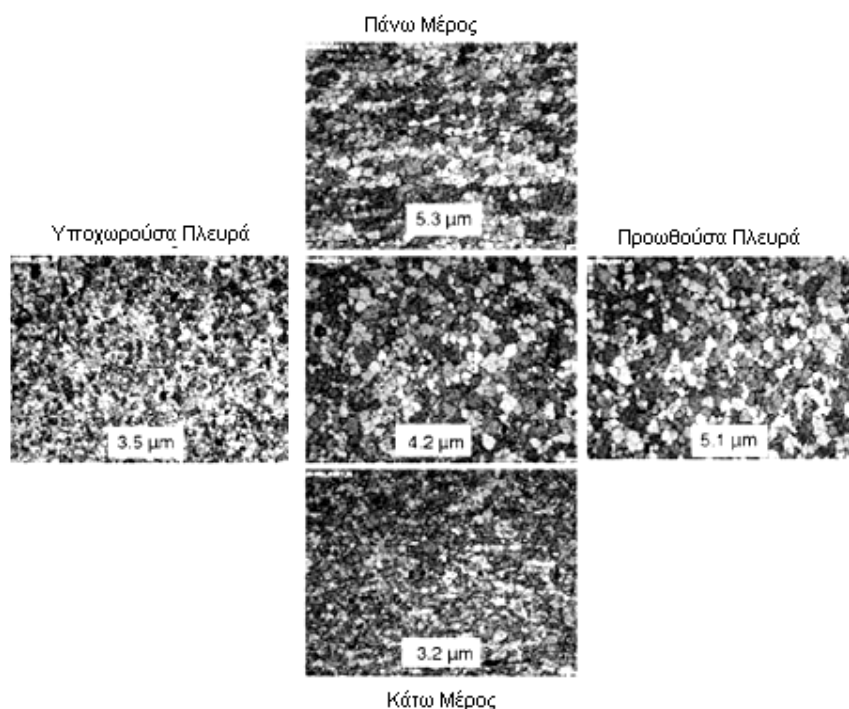
Το μέγεθος των κόκκων έχει να κάνει με τη γεωμετρία του εργαλείου, τη σύσταση των μετάλλων, την κάθετη πίεση, τη θερμική παροχή και τελικά με την ύπαρξη εξωτερικής πηγής ψύξης. Εξαιρετικά λεπτόκοκκη δομή επιτυγχάνεται μέσα από συγκεκριμένες διαδικασίες και παραμέτρους. Το μέγεθος των κόκκων τείνει να αυξηθεί στην κορυφή της επιφάνειας κατεργασίας, ενώ τείνει να μειωθεί στο κάτω μέρος στην περιοχή του πυρήνα. Αυτό οφείλεται στην κάθετη κατανομή της θερμοκρασίας στην περιοχή του πυρήνα.

Ενδεικτικά αναφέρεται, ότι οι Mahoney et al. ανέφεραν μία διαφοροποίηση στο μέγεθος των κόκκων από πάνω προς τα κάτω και από την προωθούσα προς την υποχωρούσα πλευρά.

Στην εικόνα 1.1.7 παρατηρούνται οι διαφοροποιήσεις αυτές στη μικροδομή της περιοχής του πυρήνα σε κράμα αλουμινίου AA7050. Στο κάτω μέρος της

περιοχής του πυρήνα ο μέσος όρος διαμέτρου των κόκκων είναι 3,2  $\mu\text{m}$ , στην κορυφή 5,3  $\mu\text{m}$ , στην υποχωρούσα πλευρά 3,5  $\mu\text{m}$  και στην προωθούσα πλευρά 5,1  $\mu\text{m}$  [8].

Στη ζώνη ανάδευσης αναπτύσσονται θερμοκρασίες της τάξεως 400 – 550 °C. Σε τέτοιες θερμοκρασίες είναι δυνατόν να διαλυθούν πλήρως τα κατακρημνίσματα στα κράματα αλουμινίου και να επανασχηματιστούν ή να σχηματιστούν κατακρημνίσματα διαφορετικής σύστασης σε πολύ μικρότερο ποσοστό[6].



Εικόνα 1.1.7 – Μέγεθος κόκκων στον πυρήνα του κράματος AA7050

Οι Sato et al. παρατήρησαν ότι στο κράμα αλουμινίου AA6063-T5 δεν υπήρχαν κατακρημνίσματα στην περιοχή του πυρήνα, πράγμα που σημαίνει ολοκληρωτική διάλυσή τους στη μήτρα αλουμινίου [10]. Το ίδιο παρατηρήθηκε και για τα κράματα αλουμινίου AA6013 – T4, AA6013 – T6 και AA7075 – T7451. Τελικά στον πυρήνα συνολικά μπορεί να συμβαίνει είτε διάλυση των κατακρημνισμάτων είτε διάλυση και ανασχηματισμός αυτών, προσδίδοντας μειωμένη σκληρότητα στα υλικά στη ζώνη αυτή [8].

### Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (Thermo-mechanically Affected Zone – TMAZ)

Ανάμεσα στον πυρήνα συγκόλλησης και τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη οριοθετείται η Θερμομηχανικά Επηρεασμένη Ζώνη (Thermo-mechanically affected



zone, TMAZ). Στην περιοχή αυτή, το υλικό επηρεάζεται από τη θερμότητα που αναπτύσσεται στη ζώνη ανάδευσης αλλά και από την παραμόρφωση του και η δομή της χαρακτηρίζεται από μεγάλο βαθμό παραμόρφωσης. Οι κόκκοι του μετάλλου επιμηκύνονται, δηλαδή παραμορφώνονται, ακολουθώντας τη ροή υλικού του πυρήνα. Παρόλο όμως που και σε αυτήν την περιοχή συμβαίνει παραμόρφωση, δεν συμβαίνει πάντοτε ανακρυστάλλωση των κόκκων λόγω ελλιπούς τάσης παραμόρφωσης.

Ωστόσο παρατηρείται διάλυση ενός μικρού ποσοστού κατακρημνισμάτων, λόγω της έκθεσης της περιοχής στην υψηλή θερμοκρασία που αναπτύσσεται στη ζώνη ανάδευσης.

### **Η Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (HAZ)**

Η Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (Heat-affected zone – HAZ) βρίσκεται μετά από τη θερμομηχανικά επηρεασμένη ζώνη (TMAZ). Στην περιοχή αυτή λαμβάνουν χώρα θερμικοί κύκλοι, οι οποίοι δεν οδηγούν τελικά σε πλαστική παραμόρφωση. Η ζώνη αυτή εκτίθεται συνήθως σε θερμοκρασίες λίγο πάνω από τους 250°C για τα κράματα αλουμινίου θερμικής επεξεργασίας. Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη παρουσιάζει την ίδια δομή κόκκων με το βασικό μέταλλο, με τη διαφορά ότι λόγω αυξημένης θερμοκρασίας που δέχεται η περιοχή σε σχέση με το υπόλοιπο μέταλλο, επηρεάζεται η δομή των κατακρημνισμάτων [6].

### Ροή υλικού

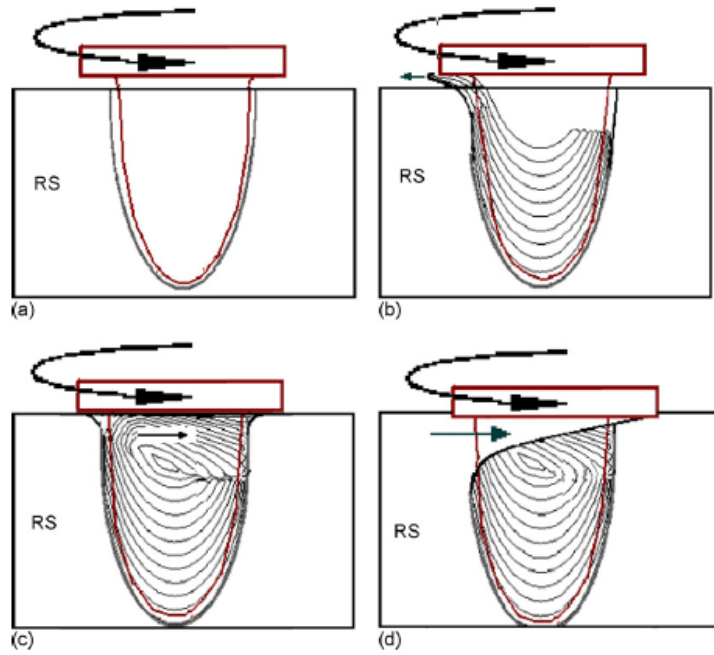
Η ροή του υλικού κατά την πραγματοποίηση της συγκόλλησης είναι μια αρκετά σύνθετη διαδικασία που εξαρτάται από τη γεωμετρία του εργαλείου συγκόλλησης, από τις λειτουργικές παραμέτρους και από το υπό συγκόλληση υλικό. Η κατανόηση των χαρακτηριστικών της ροής υλικού διαδραματίζει έναν πολύ σημαντικό ρόλο, τόσο στο βέλτιστο σχεδιασμό των εργαλείων συγκόλλησης, όσο και στην πραγματοποίηση συγκολλήσεων υψηλής ποιότητας. Το γεγονός αυτό έχει οδηγήσει σε αρκετές έρευνες για τη ροή του υλικού κατά τη διάρκεια της FSW. Επιπρόσθετα, έχουν αναπτυχθεί και κάποιες υπολογιστικές μέθοδοι για τη μοντελοποίησή της [6].

Από τις προαναφερθείσες έρευνες διακρίνονται στη βιβλιογραφία αυτές των Xu et al. [33], Lorrain et al. [34] και Kumar et al. [35]. Οι τρεις αυτές ομάδες ερευνητών διατύπωσαν και απέδειξαν πειραματικά την ανάλυση της ροής του υλικού κατά την FSW. Οι αναλύσεις τους ταυτίζονται απόλυτα παρά το γεγονός ότι κάθε ερευνητική ομάδα χρησιμοποίησε διαφορετικές παραμέτρους κατά την FSW, επιτρέποντάς μας έτσι να γενικεύσουμε τα αποτελέσματα τους θεμελιώνοντας μια γενικευμένη θεώρηση της ροής κατά την FSW. Η θεώρηση αυτή διατυπώνεται ως εξής:

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

“ανακλάται” από την επιφάνεια του περιαιχηνίου παίρνοντας πλέον μία καθοδική φορά. Όντας πλέον στην περιοχή επιρροής του περιαιχηνίου το υλικό, ως αναμένεται μεταφέρεται από την υποχωρούσα πλευρά στην προωθούμενη, φορά την οποία έχει το εργαλείο κατά την περιστροφή του στο πίσω άκρο του. Στο σημείο αυτό της προωθούμενη πλευράς λαμβάνει χώρα συνένωση του υποκινούμενου από το περιαιχηνίο υλικού με το αντίστοιχα υποκινούμενο από τον πείρο.

Η ροή του υλικού στην FSW συνοψίζεται σχηματικά στο Σχήμα 1.1.8 Στη σχηματική αυτή αναπαράσταση μεταβάλλεται το βάθος διείσδυσης του εργαλείου στο υλικό ώστε να αναδειχθεί η επιρροή του κάθε τμήματος του εργαλείου στη ροή. Έτσι στο Σχήμα 1.1.8(b) για την περίπτωση που δεν υπάρχει επαφή του περιαιχηνίου με την επιφάνεια του υλικού, η ροή επηρεάζεται μόνο από τον πείρο, εμφανίζοντας τα φαινόμενα ροής που αναφέραμε παραπάνω. Μία επιπλέον πληροφορία που προκύπτει από το προαναφερθέν σχήμα είναι η διαφυγή υλικού από την υποχωρούσα πλευρά. Η περίπτωση αυτή οδηγεί στην δημιουργία ατέλειας, η οποία συναντάται με τον όρο flash (γρέζι). Η περίπτωση του Σχήματος 1.1.8(c), για επαφή του περιαιχηνίου στην επιφάνεια του υλικού, αντιστοιχεί σε αυτήν που περιγράψαμε κατά την διατύπωση της ροής παραπάνω. Τέλος η περίπτωση του Σχήματος 1.1.8(d) αποτελεί άλλη μια ακραία περίπτωση, στην οποία έχουμε διείσδυση του περιαιχηνίου εντός του υλικού. Στην περίπτωση αυτή παρατηρείται επιπρόσθετα αυτής του Σχήματος 1.1.8(c) η εισαγωγή μητρικού υλικού από την υποχωρούσα πλευρά στην ζώνη ανάδευσης και μεταφορά του προς την προωθούμενη. Το φαινόμενο αυτό λαμβάνει χώρα εξαιτίας της αύξησης της αλληλεπίδρασης του περιαιχηνίου με το μητρικό υλικό κατά τη διείσδυσή του βαθύτερα του επιπέδου της επιφάνειας, ενισχύοντας έτσι την ροή υλικού, η οποία επηρεάζεται από αυτό.



**Σχήμα 1.1.8** Σχηματική αναπαράσταση της ροής υλικού στην FSW, σε εγκάρσια τομή της συγκόλλησης, για διαφορετικές συνθήκες αλληλεπίδρασης του περιανθενίου. (a) Σχηματισμός της κοιλότητας συγκόλλησης, (b) Περίπτωση της κατά στρώματα ροής η οποία υποκινείται από τον πείρο, (c) Συνένωση του υποκινούμενου από το περιανθενίο υλικού με το αντίστοιχα υποκινούμενο από τον πείρο, (d) Είσοδος μητρικού υλικού στην ζώνη ανάδευσης.

## 1.2 ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΔΙΑ ΤΡΙΒΗΣ ΜΕΣΩ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ (FRICTION STIR PROCESS, FSP)

Η κατεργασία δια τριβής μέσω ανάδευσης εξελίχτηκε από τους Mishra et al. ως ένα γενικό εργαλείο για τροποποίηση της μικροδομής των υλικών η αρχή της οποίας βασίζεται στη λειτουργία της συγκόλλησης δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSW) [3-4].

Η τεχνική FSP χρησιμοποιείται για επιφανειακές κατεργασίες, όπως π.χ. η δημιουργία σύνθετων υλικών. Για παράδειγμα η δημιουργία επικαλύψεων στην επιφάνεια αλουμινίου ή την ενίσχυση της ραφής συγκόλλησης με μεταλλική, κεραμική ή μέταλλο – κεραμική πούδρα [5]. Λόγω των χαμηλών – σε σχέση με τις συμβατικές μεθόδους – θερμοκρασιών που αναπτύσσονται κατά τη διάρκεια των κατεργασιών αυτών, οι μηχανικές ιδιότητες των υλικών αναμένεται να παραμείνουν σχετικά αμετάβλητες. Τέλος, τα θερμοδυναμικά και ρεολογικά φαινόμενα, καθώς και οι χημικές αντιδράσεις που λαμβάνουν χώρα στην επιφάνεια του μετάλλου, αλλά και σε βάθος που καθορίζεται από την κεφαλή του εργαλείου, οδηγούν σε κραμάτωση.

Με τη διαδικασία δια τριβής με ανάδευση πετυχαίνουμε [3]:

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

Για τους παραπάνω λόγους η FSP είναι μια στερεής κατάστασης μέθοδος που χρησιμοποιείται για τοπική τροποποίηση της μικροδομής ενός υλικού.

### 1.3 ΤΟ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ [23]

#### Κράματα αλουμινίου (γενικά)

#### Γενικές ιδιότητες του αλουμινίου και των κραμάτων του.

Το αλουμίνιο όπως και το μαγνήσιο και το τιτάνιο ανήκει στην κατηγορία των ελαφρών μετάλλων, των μετάλλων, δηλαδή, των οποίων η πυκνότητα έχει χαμηλές τιμές. Πιο συγκεκριμένα, η πυκνότητα του ΑΙ είναι  $2,7\text{g/cm}^3$ . Η σημασία των ελαφρών μετάλλων για την κατασκευαστική βιομηχανία είναι πολύ μεγάλη, διότι τα μέταλλα αυτά, καθώς και τα κράματά τους, παρουσιάζουν υψηλό ειδικό μέτρο ελαστικότητας ( $E/\rho$ ) και υψηλή ειδική μηχανική αντοχή ( $\sigma_{ts}/\rho$ ), σε σχέση με τα άλλα μέταλλα και κράματα. Έχουν, επίσης, καλή αντοχή σε διάβρωση.

Το καθαρό αλουμίνιο είναι μέταλλο ελαφρύ και πολύ όλκιμο. Οι μηχανικές του ιδιότητες δεν εξαρτώνται μόνο από την καθαρότητά του, αλλά και από το ποσοστό της ενδοτράχυνσης που έχει υποστεί, κατά τη διάρκεια των μηχανικών του κατεργασιών. Η ηλεκτρική αγωγιμότητα του αλουμινίου ισούται με το 75% αυτής του χαλκού, λαμβανομένης, όμως, υπόψιν της χαμηλής του πυκνότητας, το αλουμίνιο χαρακτηρίζεται ως καλύτερος αγωγός. Έχει μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο και αν αφεθεί στον αέρα οξειδώνεται ταχέως, δίνοντας ένα λεπτό επιφανειακό και συνεχές στρώμα  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , το οποίο είναι αδιαπέραστο από το οξυγόνο και προσφέρει στο μέταλλο αντιοξειδωτική προστασία.

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

Όπως το καθαρό αλουμίνιο, έτσι και τα κράματά του έχουν χαμηλή πυκνότητα, καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και υψηλή αντοχή σε διάβρωση. Οι κύριες προσθήκες των κραμάτων αλουμινίου είναι ο χαλκός, ο σίδηρος, το μαγγάνιο, το μαγνήσιο το πυρίτιο και ο ψευδάργυρος. Η επίδραση των προσθηκών στις ιδιότητες του αλουμινίου φαίνονται στον πίνακα 1.1

<b>ΠΡΟΣΘΗΚΗ</b>	<b>ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΣΤΙΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΤΟΥ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ</b>
Χαλκός	Σε ποσοστό έως 12%, προκαλεί βελτίωση της μηχανικής αντοχής και της κατεργασιμότητας. Η σκλήρυνση επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση.
Σίδηρος	Σε μικρά ποσοστά βελτιώνει την αντοχή και τη σκληρότητα και, ταυτόχρονα, μειώνει τις πιθανότητες θερμής ρωγμάτωσης κατά τη χύτευση.
Μαγγάνιο	Βελτιώνει την ολκιμότητα και, σε συνδυασμό με το σίδηρο, τη χυτευσιμότητα.
Μαγνήσιο	Βελτιώνει τη μηχανική αντοχή και την αντοχή σε διάβρωση. Σε ποσοστό μεγαλύτερο από 6%, προκαλεί σκλήρυνση με κατακρήμνιση.
Πυρίτιο	Βελτιώνει, κατά πολύ, τη χυτευσιμότητα και την αντοχή σε διάβρωση.
Ψευδάργυρος	Μειώνει τη χυτευσιμότητα, αλλά, σε συνδυασμό με άλλα στοιχεία προσθήκης, βελτιώνει τη μηχανική αντοχή.

Πίνακας 1.1 Οι κύριες προσθήκες κραμάτων αλουμινίου και η επίδρασή τους.

### **Ονοματολογία των κραμάτων αλουμινίου.**

Οι κωδικές ονομασίες των κραμάτων αλουμινίου, σύμφωνα με την Aluminium Association (A.A.), αποτελούνται από δύο μέρη, τα οποία χωρίζονται με παύλα.

Το πρώτο μέρος αποτελείται από τέσσερεις αριθμούς, των οποίων η σημασία εξαρτάται από το εάν πρόκειται για κράμα διαμόρφωσης ή για κράμα χύτευσης.

Πιο συγκεκριμένα:

**α)** Στην πρώτη περίπτωση (κράματα διαμόρφωσης):

Ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης (πίνακας 1.2).

Ο δεύτερος χρησιμοποιείται για να δηλώσει τροποποιήσεις των ορίων περιεκτικότητας των ακαθαρσιών.

Τέλος, οι δύο τελευταίοι αριθμοί, στην περίπτωση της σειράς 1XXX, δίνουν τα δεκαδικά ποσοστά, για περιεκτικότητες αλουμινίου υψηλότερες του 99,00%, ενώ στην περίπτωση κραμάτων αλουμινίου άλλων σειρών, οι δύο τελευταίοι αριθμοί χρησιμοποιούνται αποκλειστικά για τον προσδιορισμό της ειδικής κατηγορίας του κράματος της οικείας ομάδας.

<b>ΚΩΔΙΚΟΣ</b>	<b>ΚΥΡΙΑ ΠΡΟΣΘΗΚΗ</b>
1XXX	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99,00%
2XXX	Χαλκός
3XXX	Μαγγάνιο
4XXX	Πυρίτιο
5XXX	Μαγνήσιο
6XXX	Μαγνήσιο και πυρίτιο
7XXX	Ψευδάργυρος
8XXX	Άλλα στοιχεία
9XXX	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά

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

**β)** Στη δεύτερη περίπτωση (κράματα χύτευσης):

Ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει, επίσης, το κύριο στοιχείο προσθήκης (πίνακας 1.3)

Ο δεύτερος και τρίτος αριθμός δείχνουν την ειδική κατηγορία του κράματος της οικείας ομάδας.

Ο τέταρτος αριθμός, ο οποίος χωρίζεται με τελεία από τους τρεις πρώτους, αφορά τη μορφολογία του προϊόντος της χύτευσης: Με μηδέν (0) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για χυτό, το οποίο έχει αποκτήσει την τελική του μορφολογία με κατ' ευθείαν χύτευση, ενώ με ένα (1) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για πλίνθωμα.



Μετατροπή της αρχικής χημικής σύστασης υποδηλώνεται με ένα γράμμα μπροστά από τον κωδικό.

<b>ΚΩΔΙΚΟΣ</b>	<b>ΚΥΡΙΑ ΠΡΟΣΘΗΚΗ</b>
1XX.X	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99,00%
2XX.X	Χαλκός
3XX.X	Πυρίτιο και χαλκός ή μαγνήσιο
4XX.X	Πυρίτιο
5XX.X	Μαγνήσιο
6XX.X	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
7XX.X	Ψευδάργυρος
8XX.X	Κασσίτερος
9XX.X	Άλλα στοιχεία

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

Το δεύτερο μέρος της κωδικής ονομασίας, τόσο για τα κράματα διαμόρφωσης, όσο και για τα κράματα χύτευσης, αναφέρεται στην κατεργασία, μηχανική ή θερμική, την οποία έχουν υποστεί. Για παράδειγμα, το 1060 – H14 είναι αλουμίνιο καθαρότητας 99.60%, το οποίο έχει υποστεί μόνον ενδοτράχυνση, η οποία έχει οδηγήσει σε αύξηση της σκληρότητάς του κατά 50%.

### **1.3.1 Κράματα διαμόρφωσης του αλουμινίου.**

#### **Κράματα AI που δεν υφίστανται σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία.**

Πρόκειται για τα κράματα των σειρών 1000, 3000 και 5000. Τα κράματα αυτά είναι μονοφασικά, με μικρά ποσοστά εγκλεισμάτων ή μεσομεταλλικών ενώσεων. Οι μηχανικές τους ιδιότητες ρυθμίζονται με κατεργασίες σκλήρυνσης, με τη δημιουργία οριακών στερεών διαλυμάτων και, κυρίως, με την επακολουθούσα ενδοτράχυνση. Στον πίνακα 1.3 παρουσιάζονται οι μέσες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων και οι κύριες χρήσεις ορισμένων κραμάτων της κατηγορίας αυτής.

ΚΩΔΙΚΟΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ	ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ			ΑΝΤΟΧΗ ΣΕ ΚΟΠΩΣΗ*	ΧΡΗΣΕΙΣ
	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{ts}$	$\epsilon$		
	(MP <sub>a</sub> )	(MP <sub>a</sub> )	(%)		
1060-0	28	70		-	Σε βιομηχανίες χημικές, τροφίμων, κρυογενετικής. Για κατασκευή δεξαμενών.
1060-H16	90	110		-	
1060 - H18	125	130		-	
1100 - 0	35	80		30	Συνήθη προϊόντα, όπου δεν απαιτούνται αυξημένες αντοχές. Επενδύσεις κτιρίων.
1100 - H14	90	130		50	
1100 - H18	130	150		60	
3003 - 0	40	110		45	Ίδιες χρήσεις με τη σειρά 1100, έχουν όμως καλύτερες μηχανικές ιδιότητες.
3003 - H14	145	155		62	
3003 - H18	185	200		70	
3004 - 0	70	180		65	Όπως και η σειρά 3003.
3004 - H14	200	245		110	
3004 - H18	250	285		115	
5050 - 0	55	145		60	Στην οικοδομική και τη σωληνουργία. Περιέχουν 1,4% Mg.
5050 - H34	65	190		110	
5050 - H38	200	220		120	
5052 - 0	90	190		110	Στη σωληνουργία και λεβητοποιία. Περιέχουν 2,5% Mg και 0,25% Cr.
5052 - H34	210	265		120	
5052 - H38	255	280		135	
5454 - 0	115	240		135	Για συγκολλητές κατασκευές και σωλήνες, που λειτουργούν σε θαλάσσιο περιβάλλον. Περιέχουν 2,7% Mg - 0,8% Mn - 0,12% Cr.
5454 - H34	240	300		140	
5454 - H38	275	340		150	

\*Σε  $5 \times 10^8$  κύκλους

**Πίνακας 1.3** Μέσες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων και κύριες χρήσεις κραμάτων Al που δεν υφίστανται σκλήρυνση δομής με θερμική κατεργασία

**Κράματα AI που υπόκεινται σε σκλήρυνση δομής με θερμικές καταργασίες.**

Πρόκειται για κράματα των σειρών 2000, 6000 και 7000. Στον πίνακα 1.4 παρουσιάζονται οι μέσες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων και οι κύριες χρήσεις ορισμένων κραμάτων της κατηγορίας αυτής.

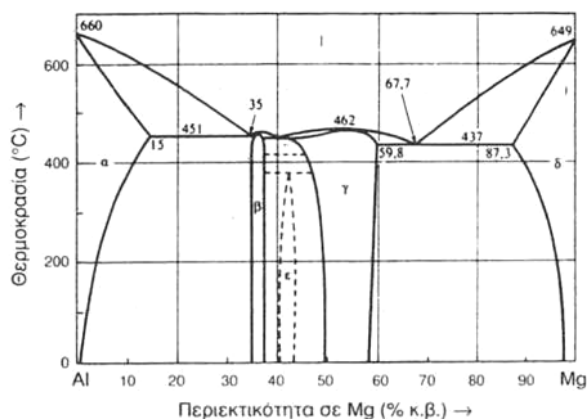
ΚΩΔΙΚΟΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ	ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ			ΑΝΤΟΧΗ ΣΕ ΚΟΠΩΣΗ*	ΧΡΗΣΕΙΣ
	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{ts}$	$\epsilon$		
	(MP <sub>a</sub> )	(MP <sub>a</sub> )	(%)	(MP <sub>a</sub> )	
2014 - O	100	200	20	90	Δομικά στοιχεία αεροσκαφών και πλαισίων φορτηγών. Περιέχουν 4,4% Cu - 0,5% Mg - 0,8%Mn - 0,8%Mn.
2014 - T4	290	420	18	140	
2014 - T6	430	480	12	125	
2024 - O	100	200	20	90	Στην αεροναυπηγική, σε σκελετούς οικοδομών, κοχλίες, αθλητικά είδη. Περιέχουν 4,4%Cu - 1,5%Mg - 0,6%Mn.
2024 - T4	320	460	18	140	
2024 - T6	390	475	10	125	
6061 - O	55	125	25	50	Σε αμαξώματα αυτοκινήτων και φορτηγών, στην οικοδομική, σε πυλώνες και αγωγούς. Περιέχουν 1%Mg - 0,6%Si - 0,2%Cr - 0,3%Cu.
6061 - T4	150	245	22	90	
6061 - T6	275	410	17	100	
6070-O70	145	20	65		Σε συγκολλητές κατασκευές και στη ναυπηγική. Περιέχουν 0,8%Mg - 1,4%Si - 0,7%Mn - 0,3%Cu.
6070 - T6	365	400	12	100	
7005 - O	85	200	20	-	Για υλικά οδικών και σιδηροδρομικών μεταφορών. Περιέχουν 4,5%Zn - 1,4%Mg - 0,12%Cr - 0,4%Mn - 0,15%Zr.
7005 - T6	295	360	13	155	
7075 - O	105	230	17	-	Στην αεροναυπηγική, στην κατασκευή όπλων, βαλβίδων, αθλητικών ειδών. Περιέχουν 5,6%Zn - 2,5%Mg - 1,6%Cu - 0,3%Cr.
7075 - T6	500	70	11	160	

\*Σε 5 x 10<sup>8</sup> κύκλους.

Πίνακας 1.4 Μεσαίες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων και κύριες χρήσεις κραμάτων AI που δεν υπόκεινται σε σκλήρυνση δομής με θερμικές διαδικασίες.

### Σειρά κραμάτων αλουμινίου 5000

Πρόκειται για κράματα αλουμινίου, με κύρια προσθήκη το μαγνήσιο, σε ποσοστά μικρότερα του 4%. Σ' αυτά (διάγραμμα 1.3.1), το μεγαλύτερο μέρος του Mg βρίσκεται στο στερεό διάλυμα και το υπόλοιπο μετέχει στη μεσομεταλλική ένωση  $Mg_2Al_3$  (φάση β), η οποία είναι σκληρή και εύθραυστη.



Διάγραμμα 1.3.1 Διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του διμερούς συστήματος Al – Mg.

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

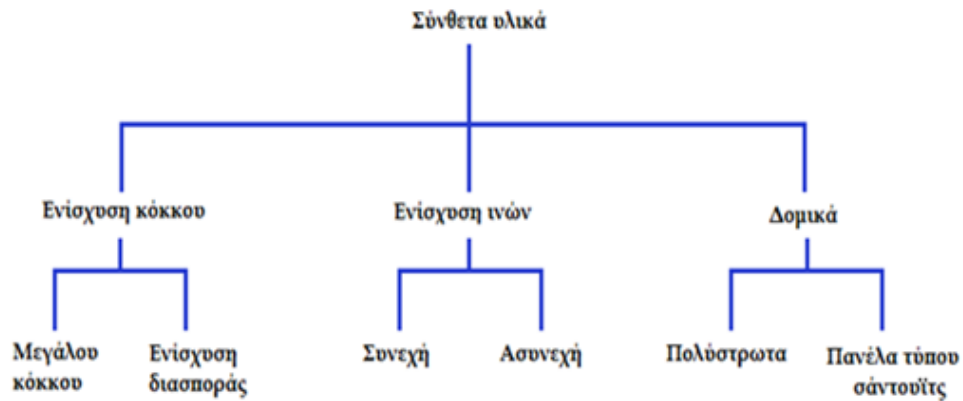
## 1.4 ΣΥΝΘΕΤΑ ΥΛΙΚΑ [21]

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

Για να σχεδιάσουν σύνθετα υλικά, οι επιστήμονες και οι μηχανικοί έχουν συνδυάσει με ιδιοφυή τρόπο διάφορα μέταλλα, κεραμικά και πολυμερή για να παράγουν μια νέα γενιά υλικών. Τα περισσότερα σύνθετα υλικά έχουν δημιουργηθεί για να βελτιωθούν οι συνδυασμοί των μηχανικών χαρακτηριστικών των υλικών όπως η δυσκαμψία, η δυσθραυστότητα αλλά και η αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες, αλλά και σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος.

Πολλά σύνθετα υλικά αποτελούνται από δύο φάσεις. Η μία από αυτές ονομάζεται μήτρα, η οποία είναι συνεχής και περιβάλλει την άλλη φάση η οποία ονομάζεται διασπαρμένη φάση. Οι ιδιότητες των σύνθετων υλικών είναι συνάρτηση των ιδιοτήτων των συνιστωσών τους φάσεων, των σχετικών ποσών και της γεωμετρίας της διασπαρμένης φάσης. Η γεωμετρία της διασπαρμένης φάσης σε αυτό το πλαίσιο αποδίδεται με το σχήμα και το μέγεθος των κόκκων, την κατανομή και τον προσανατολισμό τους.

Ένας απλός τρόπος για την ταξινόμηση των σύνθετων υλικών φαίνεται στο σχήμα 1.4.1 και αποτελείται από τρεις κατηγορίες: ενίσχυση κόκκων, ενίσχυση ινών και δομικά σύνθετα υλικά.



Σχήμα 1.4.1 – Σχηματική ταξινόμηση των διαφόρων ειδών των σύνθετων υλικών

### Σύνθετα υλικά με ενίσχυση σωματιδίων

Όπως φαίνεται στο σχήμα 1.4.1, τα σύνθετα υλικά ενίσχυσης μεγάλων κόκκων και εκείνα της ενίσχυσης με διασπορά είναι δύο υποδιαίρεσεις των κοκκωδών σύνθετων υλικών. Η διάκριση μεταξύ αυτών γίνεται με βάση το ενισχυτικό υλικό ή το μηχανισμό ενίσχυσης. Ο όρος «μεγάλος» χρησιμοποιείται για να υποδείξει ότι οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ κόκκου και μήτρας δεν μπορούν να αναλυθούν σε ατομικό ή μοριακό επίπεδο και χρησιμοποιείται κατά προτίμηση η μηχανική του συνεχούς μέσου. Για τα περισσότερα από αυτά τα σύνθετα υλικά, η κοκκώδης φάση είναι σκληρότερη και δυσκαμπτότερη από τη μήτρα. Οι κόκκοι ενίσχυσης τείνουν να εμποδίσουν την κίνηση της μητρικής φάσης στη γειτνίαση του καθενός κόκκου. Στην ουσία, η μήτρα μεταφέρει μέρος της τάσης που εξασκείται στους κόκκους οι οποίοι με τη σειρά τους φέρουν ένα μέρος από το φορτίο. Ο βαθμός ενίσχυσης ή η βελτίωση της μηχανικής συμπεριφοράς εξαρτάται από την ισχύ του δεσμού στη διεπιφάνεια μεταξύ μήτρας και κόκκου.

Για ενίσχυση με διασπορά, οι κόκκοι είναι συνήθως πολύ μικρότεροι και έχουν διαμέτρους μεταξύ 0,01 και 0,1 $\mu\text{m}$  (10 και 100nm). Οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ κόκκου και μήτρας οι οποίες επιφέρουν ενίσχυση λαμβάνουν χώρα στο ατομικό ή στο μοριακό επίπεδο. Ο μηχανισμός ενίσχυσης είναι παρόμοιος με εκείνον της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση. Ενώ η μήτρα φέρει το μεγαλύτερο μέρος του εφαρμοζόμενου φορτίου, οι διεσπαρμένοι κόκκοι εμποδίζουν ή παρακαλύουν την

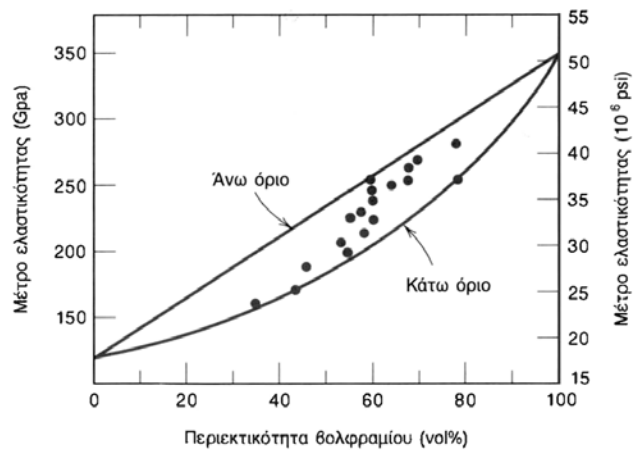
κίνηση των διαταραχών. Έτσι, η πλαστική παραμόρφωση εμποδίζεται ούτως ώστε η αντοχή σε διαρροή και σε εφελκυσμό, όπως επίσης και η σκληρότητα, να βελτιώνονται.

### Σύνθετα υλικά με ενίσχυση μεγάλων σωματιδίων

Τα σωματίδια μπορούν να έχουν μία μεγάλη ποικιλία σχημάτων αλλά θα πρέπει να έχουν περίπου το ίδιο μέγεθος σε όλες τις διευθύνσεις (ισοαξονική). Για μία αποτελεσματική ενίσχυση οι κόκκοι θα πρέπει να είναι μικροί, και να κατανέμονται ομοιογενώς σε όλη την έκταση της μήτρας.

Επιπρόσθετα, το κλάσμα όγκου των δύο φάσεων επηρεάζει τη συμπεριφορά του συνθέτου. Οι μηχανικές ιδιότητες ενισχύονται με την αύξηση της περιεκτικότητας των σωματιδίων. Δύο μαθηματικές εκφράσεις έχουν διατυπωθεί για την εξάρτηση του μέτρου ελαστικότητας από το κλάσμα όγκου των αποτελούμενων φάσεων για διφασικά σύνθετα υλικά. Αυτές οι εξισώσεις του κανόνα των μιγμάτων προβλέπουν ότι το μέτρο ελαστικότητας πρέπει να βρίσκεται μεταξύ ενός άνω ορίου που περιγράφεται από τη σχέση:

$$E_c(u) = E_m V_m + E_p V_p \quad (1.1)$$



**Σχήμα 1.4.2:** Το μέτρο ελαστικότητας συναρτήσει του % ποσοστού κατ' όγκο σε βολφράμιο για ένα σύνθετο υλικό από σωματίδια βολφραμίου διεσπαρμένα σε μήτρα χαλκού. Τα άνω και κάτω όρια είναι σύμφωνα με τις Εξισώσεις 1.1 και 1.2. Περιλαμβάνονται τα σημεία των δεδομένων

και ενός κάτω ορίου που περιγράφεται από:

$$E_c(l) = \frac{E_m E_p}{V_m E_p + V_p E_m} \quad (1.2)$$

Σε αυτές τις εκφράσεις  $E$  και  $V$  δηλώνουν το μέτρο ελαστικότητας και το κλάσμα όγκου αντίστοιχα ενώ οι δείκτες  $c$ ,  $m$  και  $p$  αναφέρονται στο σύνθετο υλικό, στη μήτρα και στις φάσεις ενίσχυσης. Στο σχήμα 1.2 διαφαίνεται το άνω και κάτω όριο  $E_c$  συναρτήσει του  $V_p$  για ένα σύνθετο υλικό χαλκού – βολφραμίου στο οποίο το βολφράμιο είναι η κοκκώδης φάση. Τα πειραματικά αποτελέσματα βρίσκονται μεταξύ των δύο καμπυλών.



### Σύνθετα υλικά με ενίσχυση διασποράς

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

Ωστόσο η ενίσχυση διατηρείται ακόμη και σε υψηλές θερμοκρασίες και για μεγάλες χρονικές περιόδους διότι τα διεσπαρμένα σωματίδια έχουν έτσι, επιλεχθεί ώστε να μην αντιδρούν με τη μητρική φάση. Στα κράματα τα οποία έχουν σκληρυνθεί με κατακρήμνιση η αύξηση της αντοχής μπορεί να εκλείψει κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας λόγω ανάπτυξης ή διάλυσης της φάσης κατακρήμνισης.

### Σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας

Ένας άλλος τρόπος για την ταξινόμηση των σύνθετων υλικών είναι με βάση τη μητρική φάση και αποτελείται από τρεις κατηγορίες: σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας (ΣΥΜΜ), σύνθετα υλικά κεραμικής μήτρας (ΣΥΚΜ) και σύνθετα υλικά πολυμερούς μήτρας (ΣΥΠΜ).

Πιο συγκεκριμένα, στα σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας (Metal Matrix Composites, MMC's), όπως φαίνεται και από το όνομα, η μήτρα είναι ένα όλκιμο μέταλλο. Αυτά τα υλικά μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε υψηλότερες θερμοκρασίες χρήσης από τα αντίστοιχα μέταλλα από τα οποία αποτελούνται. Επιπλέον, η φάση ενίσχυσης μπορεί να βελτιώσει την ειδική ακαμψία, την ειδική αντοχή, την αντίσταση στην εκτριβή, την αντίσταση στον ερπυσμό, τη θερμική αγωγιμότητα και τη διαστατική σταθερότητα. Μερικά από τα πλεονεκτήματα αυτών των υλικών σε σύγκριση με τα σύνθετα υλικά πολυμερούς μήτρας είναι οι υψηλότερες θερμοκρασίες χρήσης, η μη ευφλεκτότητα και η μεγαλύτερη αντίσταση στην υποβάθμιση από οργανικά ρευστά.

Τα υπερκράματα όπως επίσης τα κράματα του αλουμινίου, μαγνησίου, τιτανίου και χαλκού χρησιμοποιούνται ως μητρικά υλικά. Η ενισχυτική φάση μπορεί να είναι σε μορφή κόκκων, συνεχών και ασυνεχών ινών και βελόνων. Οι συγκεντρώσεις συνήθως ποικίλουν μεταξύ 10 και 60% ανά όγκο.

Συνήθως η διαδικασία παραγωγής των σύνθετων υλικών μεταλλικής μήτρας περιέχει δύο τουλάχιστον στάδια: ενσωμάτωση ή σύνθεση (π.χ. εισαγωγή του ενισχυτικού μέσου στη μήτρα), η οποία ακολουθείται από μια διαδικασία μορφοποίησης.

Πρόσφατα, μερικοί από τους παραγωγούς αυτοκινήτων έχουν εισάγει εξαρτήματα μηχανών τα οποία αποτελούνται από μια μήτρα κράματος αλουμινίου ενισχυμένου με ίνες οξειδίου του αλουμινίου και άνθρακα. Αυτό το σύνθετο είναι ελαφρύ στο βάρος και αντιστέκεται στη φθορά και στις θερμικές στρεβλώσεις. Δομικού χαρακτήρα αεροναυπηγικές εφαρμογές εμπεριέχουν προηγμένα σύνθετα υλικά τα οποία αποτελούνται από μεταλλική μήτρα κράματος αλουμινίου.

## 1.5 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΙΣΧΥΡΟΠΟΙΗΣΗΣ [22]

Οι διαταραχές κάτω από την επίδραση εξωτερικής διατμητικής τάσης ολισθαίνουν επάνω σε συγκεκριμένα κρυσταλλικά επίπεδα, τα οποία ονομάζονται επίπεδα ολίσθησης, με αποτέλεσμα την παραγωγή πλαστικής παραμόρφωσης στο υλικό. Η κρίσιμη τιμή της διατμητικής τάσης στην οποία ξεκινάει η ολίσθηση των διαταραχών είναι το όριο διαρροής μονοκρυστάλλου σε διάτμηση,  $\tau_0$ , το οποίο σχετίζεται άμεσα με το όριο διαρροής πολυκρυσταλλικού υλικού σε εφελκυσμό,  $\sigma_0$ , 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 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.

*Οι βασικότεροι μηχανισμοί ισχυροποίησης των μεταλλικών υλικών είναι οι παρακάτω:*

1. Η πλεγματική αντίσταση, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλει το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα στην ολίσθηση διαταραχών μέσα σε αυτό, οδηγεί σε εξάρτηση του ορίου διαρροής από την πυκνότητα του επιπέδου και της διεύθυνσης ολίσθησης.

2. 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.

3. 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.

4. 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.

5. Ισχυροποίηση από κατακρήμνιση λόγω γήρανσης και διασπορά δευτερευουσών φάσεων, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν 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.

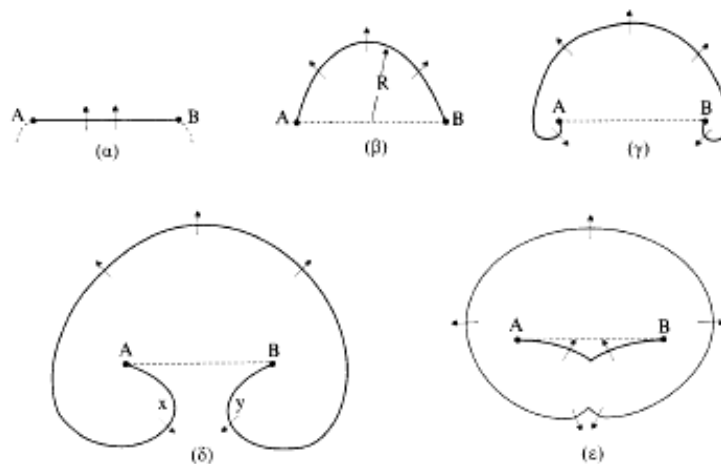
### **Εργοσκλήρυνση**

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 κινητών 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 στην 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.

### Πολλαπλασιασμός διαταραχών

Η πυκνότητα διαταραχών σε έναν μεταλλικό κρύσταλλο που έχει ανοπτηθεί για επαρκή χρόνο είναι της τάξεως των  $10^6$  mm/mm<sup>3</sup>. Παραμορφώνοντας πλαστικά τον κρύσταλλο η τιμή αυτή αυξάνεται σημαντικά και μπορεί να φτάσει μέχρι και  $10^9$  mm/mm<sup>3</sup>. Αυτό σημαίνει ότι κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης οι διαταραχές πολλαπλασιάζονται με κάποιο τρόπο, δημιουργούνται δηλαδή συνεχώς νέες διαταραχές.

Ο πιο γνωστός μηχανισμός πολλαπλασιασμού διαταραχών είναι η πηγή – Frank – Reed (σχήμα 1.5.1). Σύμφωνα με το μηχανισμό αυτό, ένα τμήμα διαταραχής AB μήκους L καμπυλώνεται με την εφαρμογή μιας διατμητικής τάσεως  $\tau$ . Καθώς η ακτίνα καμπυλότητας R μειώνεται, η απαιτούμενη τάση για περαιτέρω καμπύλωση αυξάνεται. Η τάση που απαιτείται για να αποκτήσει η διαταραχή ημικυκλικό σχήμα με  $R = L/2$ , είναι η μέγιστη τάση  $\tau = (G \cdot b)/L$ , όπου G το μέτρο διάτμησης του υλικού και b το διάνυσμα Burgers της διαταραχής. Με περαιτέρω εφαρμογή της διατμητικής τάσης η διαταραχή καμπυλώνεται με μεγαλύτερο R και σχηματίζει βρόγχο, αφού τα τμήματα x και y αλληλοεξουδετερώνονται όταν συναντηθούν επειδή κινούνται σε αντίθετες διευθύνσεις έχοντας το ίδιο διάνυσμα Burgers. Το αποτέλεσμα είναι ο σχηματισμός ενός βρόγχου διαταραχών (dislocation loop), ο οποίος συνεχίζει να διευρύνεται με την εφαρμογή της διατμητικής τάσης, ενώ απομένει ένα νέο τμήμα διαταραχής AB, το οποίο επαναλαμβάνει τη διαδικασία από την αρχή. Έτσι, η πηγή Frank - Reed εκπέμπει ουσιαστικά βρόγχους διαταραχών όταν ενεργοποιηθεί με διατμητική τάση  $\tau = (G \cdot b)/L$ . Τα σταθερά σημεία A και B είναι σημεία πάνω στα οποία η διαταραχή έχει ακινητοποιηθεί για κάποιο λόγο (π.χ. σκληρά σωματίδια ή άλλες διαταραχές).



Σχήμα 1.5.1 – Πηγή πολλαπλασιασμού των διαταραχών σύμφωνα με το μοντέλο Frank – Reed.

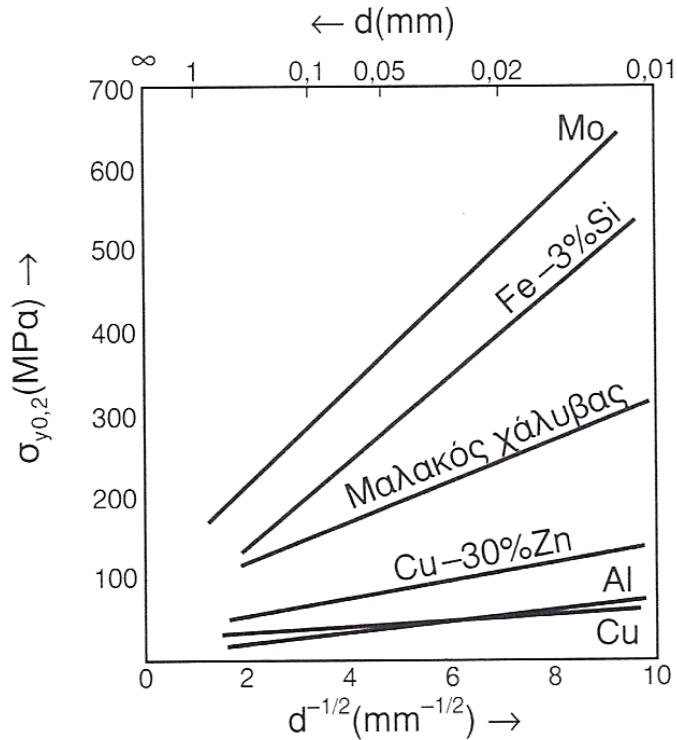
### Ισχυροποίηση από όρια κόκκων

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  $\sigma_y$  από το μέγεθος των κόκκων, αφού ένα λεπτόκοκκο υλικό (δηλαδή με πολλούς και μικρούς σε μέγεθος κόκκους) περιέχει περισσότερα όρια.

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

$$\sigma_y = \sigma_o + k_o \cdot \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (1.3)$$

Όπου  $d$  η μέση διάμετρος (μέγεθος) των κόκκων,  $k_o$  παράμετρος η τιμή της οποίας εξαρτάται από το υλικό και  $\sigma_o$  η πλεγματική αντίσταση ή το όριο διαρροής μονοκρυστάλλου. Η σχέση Hall – Petch ακολουθείται από πολλά μέταλλα, όπως φαίνεται στο σχήμα 1.5.2.



Σχήμα 1.5.2 – Μεταβολή του ορίου διαρροής  $\sigma_y$  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 του σχήματος 1.5.3 α, εκπέμπει βρόγχους διαταραχών, οι οποίοι συσσωρεύονται σχηματίζοντας μία *συστοιχία*. Η πιο προωθημένη διαταραχή της συστοιχίας ακινητοποιείται μόλις φτάσει στο σύνορο του κόκκου 1. Η αλληλεπίδραση των τασικών πεδίων των διαταραχών της συστοιχίας οδηγεί σε συγκέντρωση τάσεως  $\tau_s$  μπροστά από τη συστοιχία, (σχήμα 1.5.3 β).

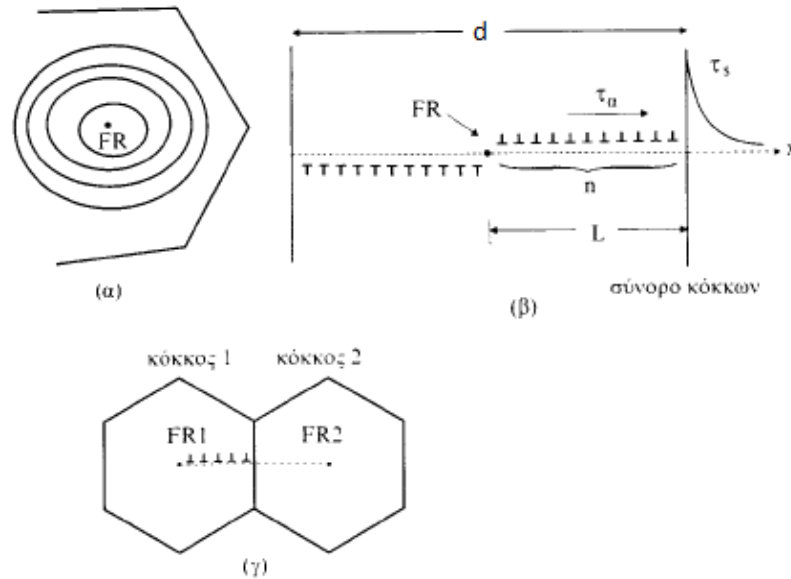
Η τάση αυτή ισούται με:

$$\sigma_s = n \cdot \tau_a \quad (1.4)$$

Όπου,  $n$  ο αριθμός διαταραχών της συστοιχίας και  $\tau_a$  η ανηγμένη διατμητική τάση στο ενεργό επίπεδο ολίσθησης.

Ο αριθμός διαταραχών της συστοιχίας είναι ανάλογος της εφαρμοζόμενης τάσης και του μήκους  $L = d/2$ :

$$n = \frac{L \cdot \tau_{\alpha}}{G \cdot b} \pi(1 - \nu) \quad (1.5)$$



Σχήμα 1.5.3 – Σχηματική αναπαράσταση ερμηνείας της σχέσης Hall – Petch [23]

Από τις Εξισώσεις (1.4) και (1.5) προκύπτει ότι:

$$\tau_{\alpha} = \left[ \frac{G \cdot b \cdot \tau_s}{\pi \cdot (1 - \nu)} \right]^{1/2} \cdot d^{-1/2} \quad (1.6)$$

Θεωρώντας ότι η πλαστική ροή μεταδίδεται από τον κόκκο 1 στον κόκκο 2 με την ενεργοποίηση μιας πηγής Frank-Reed στον κόκκο 2 (FR<sub>2</sub> στο σχήμα 1.5.3 γ) από την  $\tau_s$  θέτουμε  $\sigma_y = M \cdot \tau_{\alpha}$ , όπου M ο παράγοντας Taylor.



Αν συμπεριλάβουμε και το όριο διαρροής του μονοκρυστάλλου σε διάτμηση ή την πλεγματική αντίσταση, τότε η εξίσωση (1.6) γίνεται:

$$\sigma_y = \sigma_o + M \cdot \left[ \frac{G \cdot b \cdot \tau_s}{\pi \cdot (1 - \nu)} \right]^{1/2} \cdot d^{-1/2} \quad (1.7)$$

Θέτοντας ως  $k_o = M \cdot \left[ \frac{G \cdot b \cdot \tau_s}{\pi \cdot (1 - \nu)} \right]^{1/2}$  η εξίσωση (1.7) παίρνει την τελική μορφή της σχέσης Hall - Petch που είδαμε στην εξίσωση (1.3). Το  $k_o$  εξαρτάται από τη θερμοκρασία, λόγω της θερμοκρασιακής εξάρτησης του μέτρου διάτμησης  $G$ .

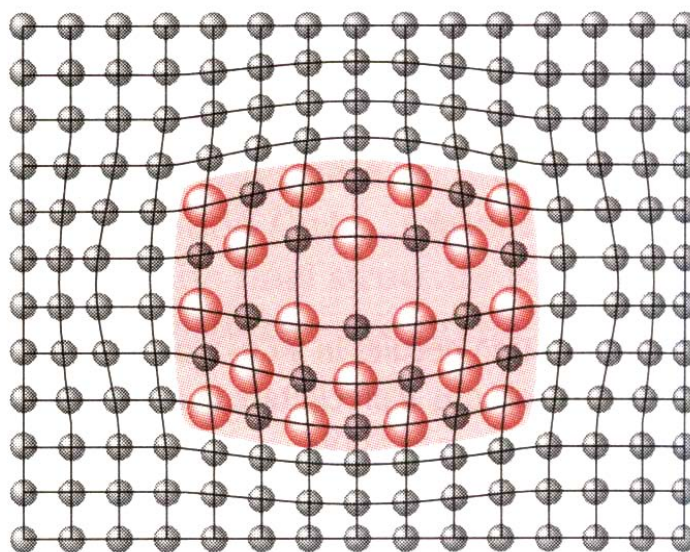
### **Ισχυροποίηση από κατακρήμνιση λόγω γήρανσης και διασπορά δευτερευουσών φάσεων**

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

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

τα σωματίδια των οποίων δεν 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).

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 (Σχ. 1.5.4), τα οποία αλληλεπιδρούν με τα αντίστοιχα τασικά πεδία των διαταραχών και έτσι παρεμποδίζουν την ολίσθησή τους.



**Σχήμα 1.5.4** – 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:

$$\Delta\tau = k_1 \cdot \sqrt{f \cdot r} \quad (1.8)$$

όπου,  $\Delta\tau$  η αύξηση της ανηγμένης διατμητικής τάσης στο ενεργό επίπεδο ολίσθησης, που απαιτείται για να ολισθήσει η διαταραχή μέσα από το σωματίδιο και

να συνεχίσει την πορεία της μέσα στη μήτρα,  $k_1$  μία σταθερά,  $f$  το κλάσμα όγκου της δευτερεύουσας φάσης στη μικροδομή (δηλαδή ο όγκος των σωματιδίων δια τον συνολικό όγκο του κράματος) και  $r$  το μέσο μέγεθος (δηλαδή η ακτίνα, αν είναι σφαιρικά) των σωματιδίων.

Στην περίπτωση των μη διαπερατών σωματιδίων, η διαταραχή “αγκυρώνεται” επάνω στα σωματίδια και αρχίζει να καμπυλώνεται ανάμεσα από αυτά. Έτσι, ένα ζεύγος σωματιδίων λειτουργεί σαν μια πηγή Frank – Reed.

Η μέγιστη διατμητική τάση που απαιτείται για να διαφύγει η διαταραχή ανάμεσα από τα σωματίδια και να συνεχίσει να ολισθαίνει ισούται με:

$$T_{max} = \frac{G * b}{L} \quad (1.9)$$

όπου,  $L$ : η απόσταση ανάμεσα στα σωματίδια (Σχ. 1.5.5).

Η εξίσωση 1.9 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 A και B του σχήματος 1.5.5 τα τμήματα της διαταραχής να αλληλοεξουδετερώνονται επειδή έχουν αντίθετο πρόσημο. Με τον τρόπο αυτό σχηματίζονται βρόγχοι διαταραχών γύρω από τα μη διαπερατά σωματίδια. Ο συγκεκριμένος μηχανισμός υπέρβασης των μη διαπερατών σωματιδίων ονομάζεται μηχανισμός Orowan. Η δημιουργία των βρόγχων μειώνει την “ελεύθερη” απόσταση μεταξύ των σωματιδίων και έτσι η απαιτούμενη διατμητική τάση της εξίσωσης 1.9 συνεχώς αυξάνεται, γεγονός που οδηγεί σε εργοσκλήρυνση.

Η αύξηση της αντοχής που προκύπτει από τον μηχανισμό Orowan ισούται με:

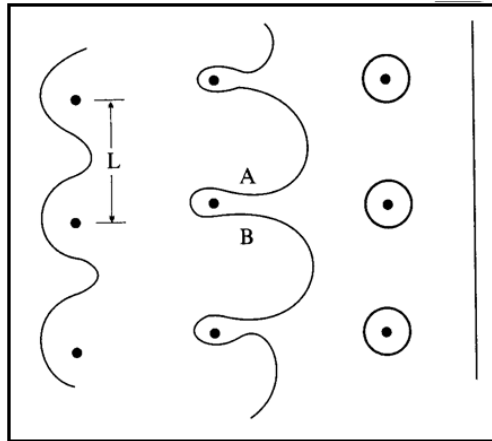
$$\Delta\tau = k_3 \frac{\sqrt{f}}{r} \quad (1.10)$$

όπου,  $k_3$ : μία σταθερά

$f$ : το κλάσμα όγκου και

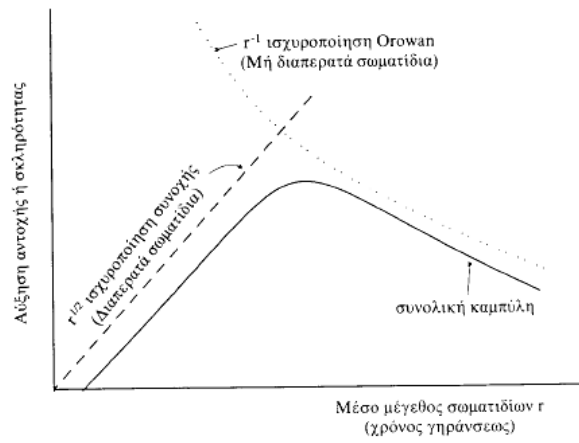
$r$ : το μέσο μέγεθος των σωματιδίων ενίσχυσης

Η εξίσωση 1.10 δείχνει ότι η αύξηση της αντοχής είναι μεγαλύτερη, όσο πιο μικρά είναι τα σωματίδια ενίσχυσης (δηλ. μικρό  $r$ ), για ένα δεδομένο  $f$ . Η παρατήρηση αυτή, σε συνδυασμό με την Εξ. 1.9, δείχνει ότι για να επιτύχουμε όσο το δυνατόν μεγαλύτερη ισχυροποίηση του κράματος, θα πρέπει να δημιουργήσουμε μία διασπορά μικρών (λεπτών) σωματιδίων σε μικρή απόσταση μεταξύ τους.



Σχήμα 1.5.5 – 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 του σχήματος 1.5.6 δείχνει την αύξηση της αντοχής ενός κράματος που περιέχει τόσο διαπερατά, όσο και μη διαπερατά σωματίδια, σαν συνάρτηση του μεγέθους των σωματιδίων αυτών. Όπως φαίνεται, υπάρχει μία τιμή μεγέθους σωματιδίων στην οποία η συνολική καμπύλη αύξησης της αντοχής παρουσιάζει ένα μέγιστο. Συνήθως, στις θερμικές κατεργασίες γήρανσης προσπαθούμε να επιτύχουμε το βέλτιστο μέγεθος σωματιδίων, που αντιστοιχεί στη μέγιστη αύξηση αντοχής, επιλέγοντας κατάλληλα τη χρονική διάρκεια της θερμικής κατεργασίας.

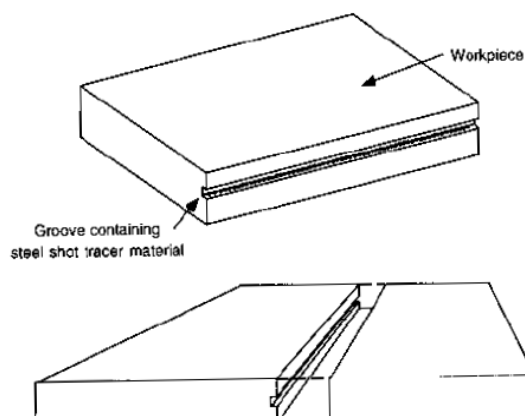


Σχήμα 1.5.6 – Διάγραμμα στο οποίο απεικονίζεται η αύξηση της αντοχής ενός κράματος που περιέχει τόσο διαπερατά, όσο και μη διαπερατά σωματίδια, σαν συνάρτηση του μεγέθους των σωματιδίων αυτών.

## 1.6 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ ΤΗΣ FSP

Ο K. Colligan [24] μελέτησε τα μοτίβα κίνησης υλικού που λαμβάνουν χώρα κατά τη διάρκεια της τριβής μέσω ανάδευσης. Κατά την διάρκεια της τριβής μέσω ανάδευσης η κίνηση του υλικού γίνεται είτε με απλή εξώθηση είτε με χαοτική ανάμιξη ανάλογα το σημείο στο οποίο βρίσκεται το υλικό όταν εισέρχεται στην ζώνη ανάδευσης. Για να παρουσιάσει τα μοτίβα ροής υλικού χρησιμοποίησε πλάκες αλουμινίου AA6061 και AA7075

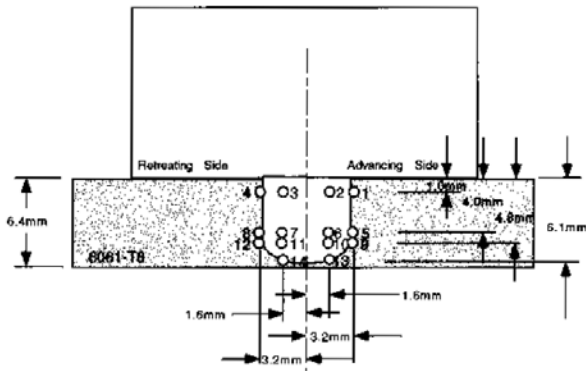
πάχους 6,4mm στις οποίες δημιούργησε αυλάκια διαστάσεων 0,75mm ύψος και 0,3mm βάθος όπως φαίνεται στο σχήμα 1.6.1 και στα οποία έβαλε σφαιρικά σωματίδια χάλυβα διαμέτρου 0,38mm. Στην συνέχεια ένωσε τις δύο πλάκες με την επιβολή δύναμης έτσι ώστε να καλυφτεί το κενό των 0,08mm και τα



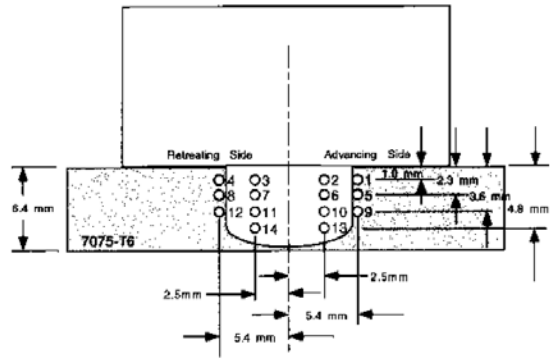
Εικόνα 1.6.1 Μέθοδος εισαγωγής σφαιρικών σωματιδίων χάλυβα.

σφαιρίδια διαμέτρου 0,38mm να ενσωματωθούν στις πλάκες αλουμινίου. Έτσι με αυτόν τον τρόπο μπορούσε να έχει μια γραμμή με σφαιρικά σωματίδια χάλυβα σε οποιοδήποτε σημείο της ζώνης ανάδευσης. Στη συνέχεια αφού πραγματοποιούσε πείραμα FSW σταματούσε απότομα το εργαλείο όταν ήταν ακόμα στη γραμμή με τα σωματίδια χάλυβα με αποτέλεσμα να μένουν σωματίδια εντός ζώνης ανάδευσης και έτσι με ραδιογραφία μπορούσε να ελέγξει την ροή των σωματιδίων σε όλη τη γραμμή συγκόλλησης αλλά και εντός ζώνης ανάδευσης.

Οι θέσεις των γραμμών των σφαιρών που χρησιμοποίησε φαίνονται στα παρακάτω σχέδια.

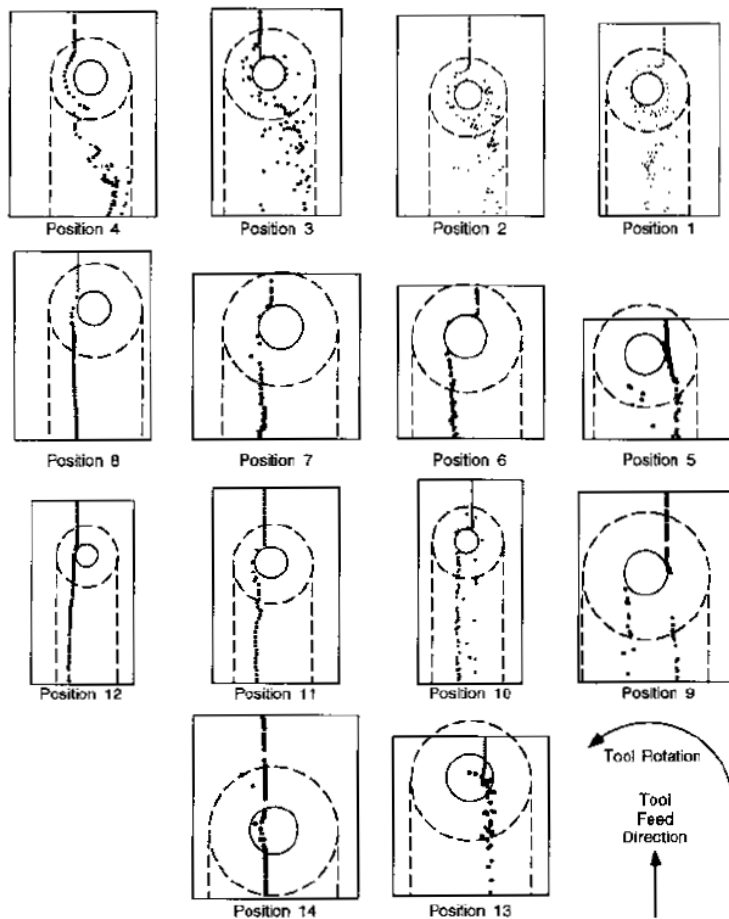


Εικόνα 1.6.2 Θέσεις των γραμμών των σφαιρών που χρησιμοποιήθηκαν στις πλάκες AA6061-T6

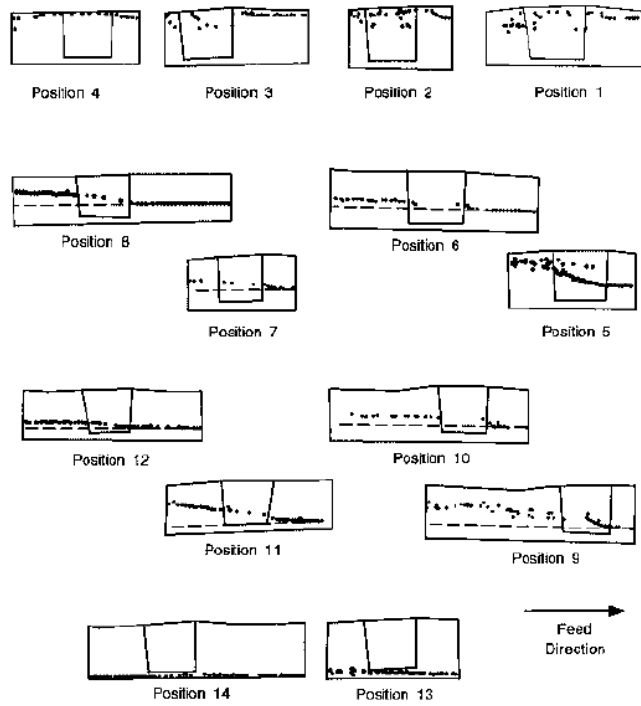


Εικόνα 1.6.3 Θέσεις των γραμμών των σφαιρών που χρησιμοποιήθηκαν στις πλάκες AA7075-T6

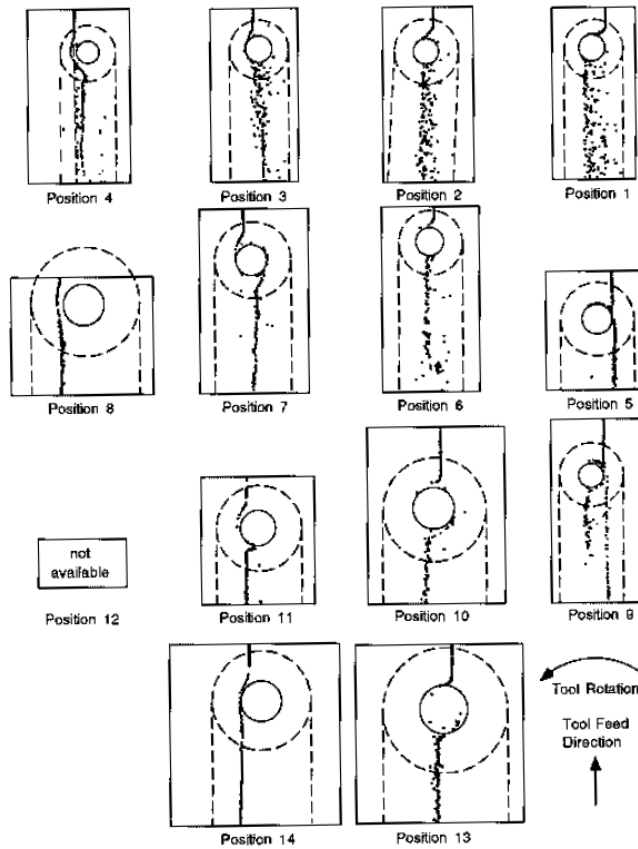
Τα αποτελέσματα της ραδιογραφίας στα επεξεργασμένα δοκίμια παρουσιάζονται στα ακόλουθα σχέδια:



Εικόνα 1.6.4 Σχέδια που παρήχθησαν από κάθε μια κάτοψη ραδιογραφίας για τις πλάκες AA6061. Οι θέσεις(positions) των σφαιρικών σωματιδίων γάλυβα φαίνονται στο σχήμα 1.6.2

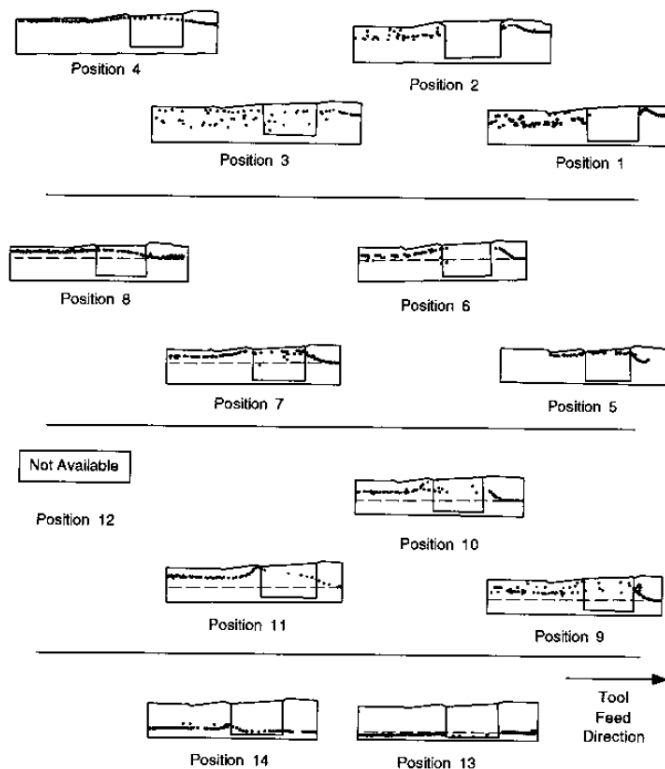


Εικόνα 1.6.5 Σχέδια που παρήχθησαν από κάθε μια πλάγια όψη ραδιογραφίας για τις πλάκες AA6061. Οι θέσεις(positions) των σφαιρικών σωματιδίων χάλυβα φαίνονται στο σχήμα 1.6.2



Εικόνα 1.6.6 Σχέδια που παρήχθησαν από κάθε μια κάτοψη ραδιογραφίας για τις πλάκες AA7075. Οι θέσεις(positions) των σφαιρικών σωματιδίων χάλυβα φαίνονται στο σχήμα 1.6.3





Εικόνα 1.6.7 Σχέδια που παρήχθησαν από κάθε μια πλάγια όψη ραδιογραφίας για τις πλάκες AA6061. Οι θέσεις(positions) των σφαιρικών σωματιδίων χάλυβα φαίνονται στο σχήμα 1.6.3

Από τα παραπάνω κατέληξε στο συμπέρασμα ότι οι γραμμές σφαιρών χάλυβα μπορούν να χωριστούν σε δύο κατηγορίες.

- Πρώτη κατηγορία: Γραμμές σφαιρών χάλυβα, οι οποίες μετά το πέρασμα του εργαλείου παρέμειναν ως γραμμές, αλλά μετακινήθηκαν από την αρχική τους θέση.
- Δεύτερη κατηγορία: Γραμμές σφαιρών χάλυβα οι οποίες μετά το πέρασμα του εργαλείου τοποθετήθηκαν χαοτικά πίσω από τον πείρο στη ζώνη ανάδευσης.

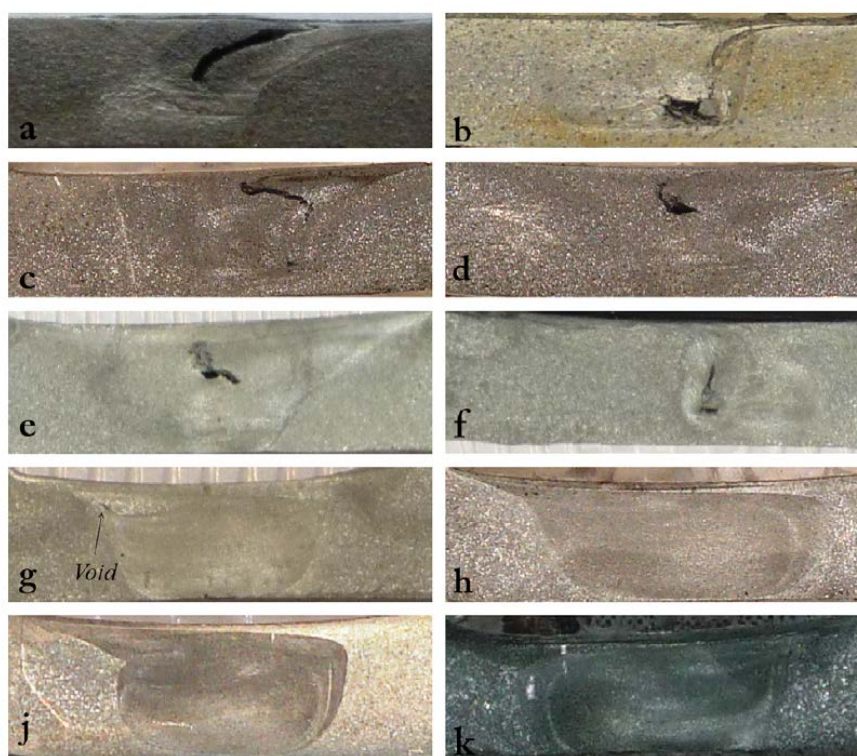
Η δεύτερη κατηγορία (που μας ενδιαφέρει και για την επιλογή της τοποθέτησης των αυλακίων στα πείραμά μας) παρουσιάστηκε κυρίως στις γραμμές κοντά στην επιφάνεια και σε κάποιες γραμμές λίγο πιο βαθιά στην προωθούσα πλευρά.

Επίσης παρατηρήθηκε από τις πλάγιες όψεις ραδιογραφίας πως οι σφαίρες χάλυβα, σε αρκετές θέσεις των γραμμών και κυρίως σε θέσεις μακριά από την

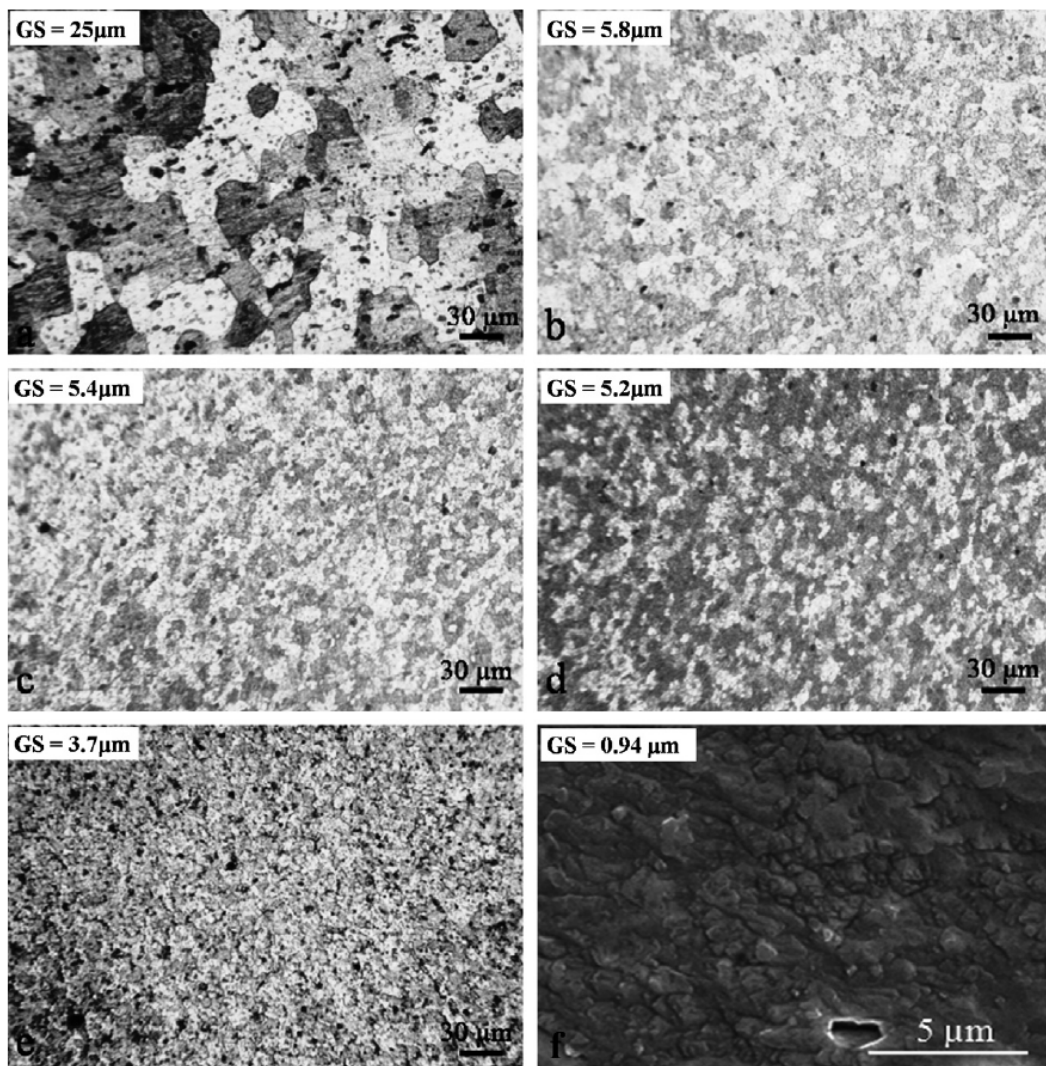
επιφάνεια, μετακινήθηκαν ελαφρά προς την επιφάνεια μετά το πέρασμα του εργαλείου.

Οι Sharifitabar et al. [25] κατασκεύασαν σύνθετα δοκίμια με μέταλλο βάσης αλουμίνιο 5052 στο οποίο ενσωμάτωσαν νανοκεραμικά σωματίδια ενίσχυσης  $Al_2O_3$  μεγέθους 50nm. Στα πειράματά τους δοκίμασαν διάφορους λόγους ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης ( $\omega/v$ ), διαφορετικές γωνίες κλήσης του εργαλείου FSP καθώς και διαφορετικό αριθμό περασμάτων. Η μέθοδος εισαγωγής των σωματιδίων ενίσχυσης ήταν με αυλάκι διαστάσεων 2mm βάθος x 1mm πλάτος. Το εργαλείο της FSP αποτελούνταν από περιαιχένιο διαμέτρου 13,6mm και κυλινδρικό πείρο διαμέτρου 5mm και ύψους 3,7mm ενώ ένα εργαλείο που αποτελείτο μόνο από περιαιχένιο χρησιμοποιήθηκε πρώτα για το κλείσιμο της επιφάνειας των αυλακίων, που περιείχαν τη σκόνη αλούμινας, με σκοπό την αποφυγή της εκτίναξης της λόγω της ανάδευσης που προκαλεί ο πείρος.

Στην εικόνα 1.6.8 έχουμε τις μακροσκοπικές εικόνες της ζώνης ανάδευσης των συνθέτων που παρήχθησαν ενώ στην εικόνα 1.6.9 τις εικόνες μικροσκοπίας του μετάλλου βάσης και των ζωνών ανάδευσης που παρήχθησαν στα βέλτιστα δοκίμια.



Εικόνα 1.6.8 Εικόνες μακροσκοπίας των ζωνών ανάδευσης που παρήχθησαν με διαφορετικές συνθήκες FSP. (a)  $x/t = 8$  and  $u = 2.5$ ; (b)  $x/t = 32$  and  $u = 2.5$ ; (c)  $x/t = 32$  and  $u = 3.5$ ; (d)  $x/t = 64$  and  $u = 3.5$ ; (e)  $x/t = 100$  and  $u = 2.5$ ; (f)  $x/t = 100$  and  $u = 3.5$ ; (g)  $x/t = 100$  and  $u = 4$ ; (h)  $x/t = 100$  and  $u = 5$ ; (j)  $x/t = 100$ ,  $u = 5$  με δύο περάσματα (k)  $x/t = 100$ ,  $u = 5$  με τέσσερα περάσματα.



Εικόνα 1.6.1 Εικόνες μικροσκοπίας του μετάλλου βάσης και των ζωνών ανάδευσης που παρήχθησαν στα δοκίμια με συνθήκες:  $x/t = 100$  and  $u = 5$  (9b);  $x/t = 100$ ,  $u = 5$  με δύο περάσματα (9c);  $x/t = 100$ ,  $u = 5$  με τρία περάσματα(9d);  $x/t = 100$ ,  $u = 5$  με τέσσερα περάσματα (9e) και εικόνα SEM για  $x/t = 100$ ,  $u = 5$  με τέσσερα περάσματα (9f).

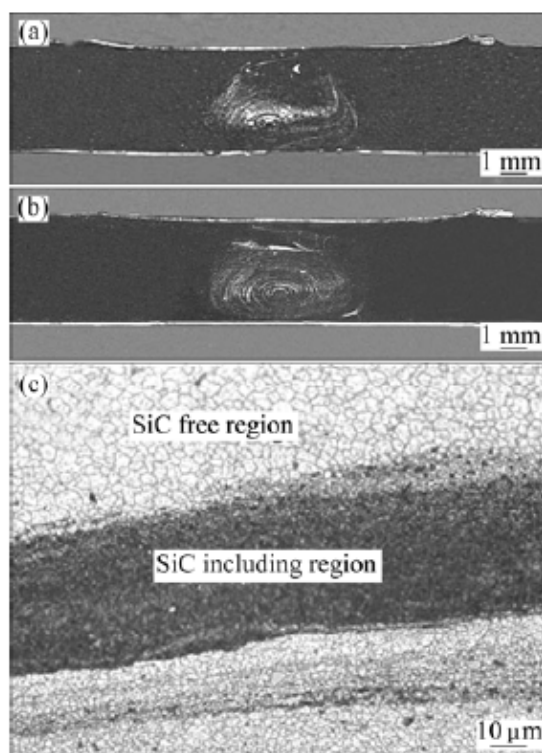
Από την παρατήρηση και τον χαρακτηρισμό των δοκιμίων κατέληξαν στα ακόλουθα συμπεράσματα.

Ο υψηλός λόγος ταχύτητας περιστροφής προς ταχύτητα πρόωσης ( $\omega/v$ ) προκαλεί υψηλή θερμική παροχή στο μέταλλο βάσης κατά τη διάρκεια του πρώτου περάσματος. Στο δεύτερο πέραςμα, η θερμότητα που παράχθηκε από το πρώτο πέραςμα λειτουργεί ως προθέρμανση και οδηγεί στη μειωμένη αντοχή του μετάλλου βάσης, κατά τη διάρκεια της FSP, οδηγώντας σε εντονότερη ανάδευση σε σύγκριση με το πρώτο πέραςμα. Παρόμοιες συνθήκες ισχύουν και κατά τη διάρκεια του τρίτου

και τέταρτου περάσματος. Με αποτέλεσμα η έντονη πλαστική παραμόρφωση, που προκαλείται κατά τη διάρκεια των πολλαπλών διαδοχικών περασμάτων, να συντελεί στη μείωση του μεγέθους των συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης, καθώς και στη βελτίωση της διασποράς των σωματιδίων αυτών στη ζώνη ανάδευσης.

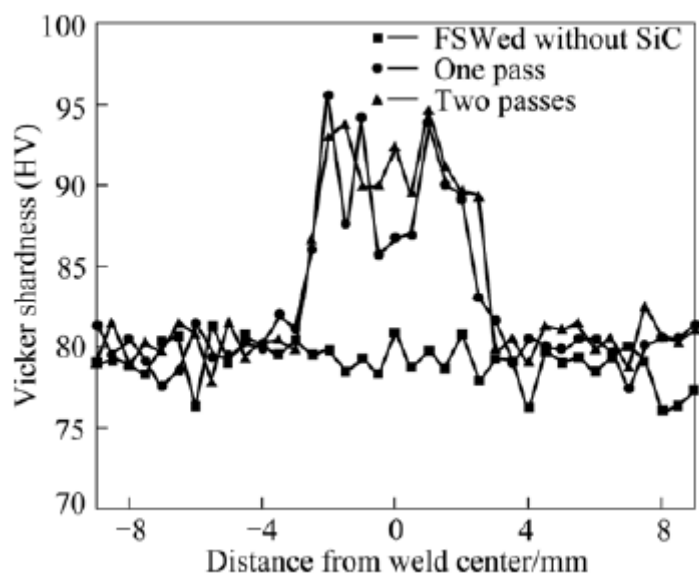
Σύμφωνα με τα χαρακτηριστικά της μικροδομής, η μεγαλύτερη συνεισφορά στις μηχανικές ιδιότητες του επιφανειακού σύνθετου στρώματος παρέχεται από τη μείωση του μεγέθους των κόκκων και την ενίσχυση μέσω του μηχανισμού Orowan, λόγω της ομοιόμορφης διασποράς των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι δύο αυτοί μηχανισμοί επιφέρουν βελτίωση της μέγιστης αντοχής σε εφελκυσμό και της επιμήκυνσης.

Οι Byung-Wook AHN, Don-Hyun CHOI, Yong-Hwan KIM, Seung-Boo JUNG [26] κατασκεύασαν σύνθετο υλικό σε μέταλλο βάσης αλουμινίου 5083 στο οποίο ενσωμάτωσαν κεραμικά σωματίδια ενίσχυσης SiC μεγέθους 4  $\mu\text{m}$ . Στα πειράματά τους χρησιμοποίησαν υψηλές τιμές θερμικής παροχής (μεγάλες ταχύτητες περιστροφής και μικρές ταχύτητα πρόωσης) και η μέθοδος εισαγωγής των σωματιδίων ενίσχυσης ήταν με αυλάκι διαστάσεων 1mm βάθος x 2mm πλάτος.



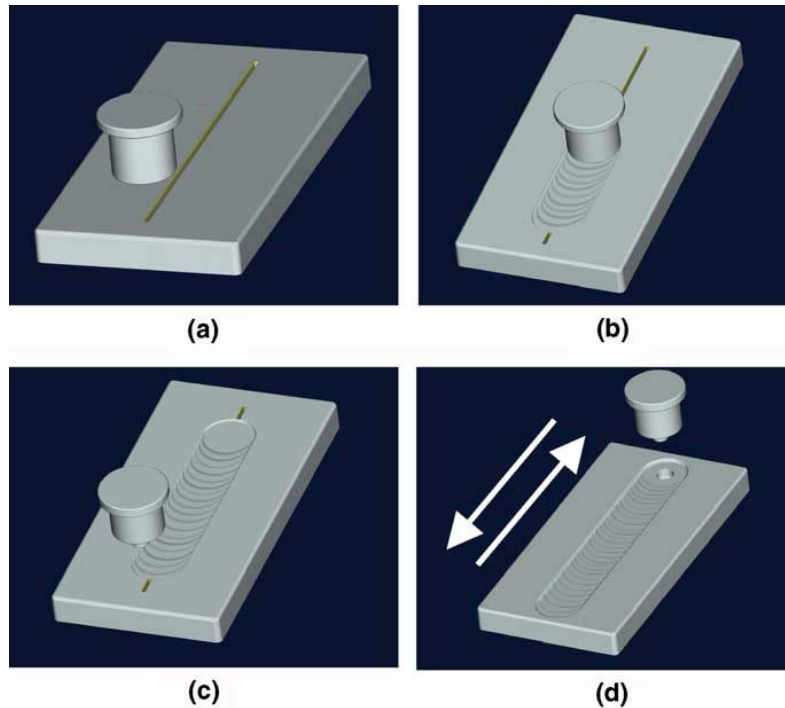
Εικόνα 1.6.2 Μακροσκοπική εικόνα ζώνης ανάδευσης για (a) ένα πέραςμα, (b) για δύο περάσματα και (c) εικόνα ζώνης ανάδευσης από μικροσκόπιο.

Από τα πειράματα κατέληξαν στο συμπέρασμα πως με την αύξηση του αριθμού περασμάτων παρατηρείται καλύτερη ομοιογένεια στη ζώνη ανάδευσης, μειώνεται το μέγεθος των κόκκων και παρουσιάζεται πιο ομαλό προφίλ μικροσκληρότητας στη ζώνη ανάδευσης. Επίσης, όπως φαίνεται και στο διάγραμμα με τη προσθήκη της σκόνης παρατηρήθηκε αύξηση στις τιμές μικροσκληρότητας στη ζώνη ανάδευσης.



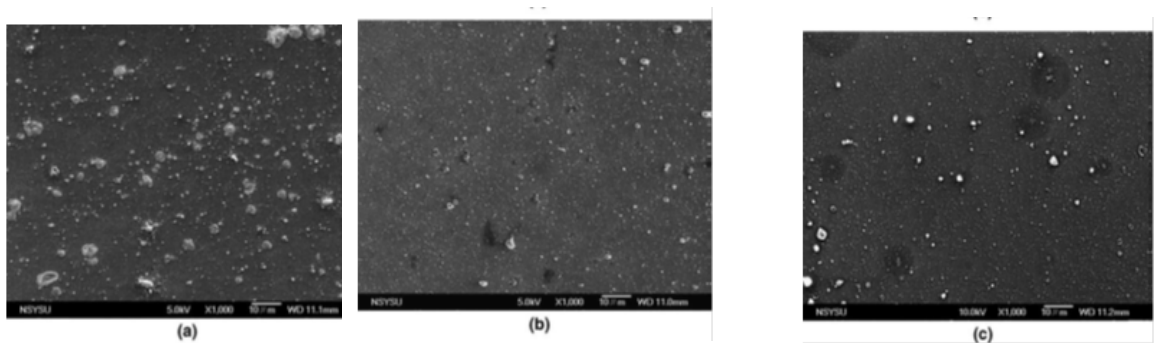
Εικόνα 1.6.3 Προφίλ μικροσκληρότητας σύνθετου δοκιμίου.

Οι C.J. Lee et al. [27] δημιούργησαν ένα σύνθετο επιφανειακό στρώμα σε κράμα μαγνησίου AZ61A, ενσωματώνοντας κεραμικά σωματίδια άμορφου  $\text{SiO}_2$  μεγέθους 20nm. Τα σωματίδια  $\text{SiO}_2$  τοποθετήθηκαν σε αυλάκι ορθογωνικής γεωμετρίας διαστάσεων 1,25mm πλάτος x 6mm. Το εργαλείο της FSP που χρησιμοποιήθηκε αποτελούταν από περιαιχένιο διαμέτρου 18mm και κυλινδρικό πείρο με σπείρωμα, διαμέτρου 6mm, ύψους 6mm και βήματος 1mm, ενώ για το κλείσιμο της επιφάνειας των αυλακίων χρησιμοποιήθηκε ένα εργαλείο που αποτελούταν μόνο από περιαιχένιο πρώτα έτσι ώστε να αποφευχθεί η εκτίναξη της σκόνης λόγω της ανάδευσης που προκαλεί ο πείρος. Επιλέχθηκε ταχύτητα περιστροφής 800 rpm και ταχύτητα πρόωσης 45mm/min και η γωνία κλίσης του εργαλείου  $2^\circ$ . Ο αριθμός των περασμάτων κυμάνθηκε από ένα έως τέσσερα.



Εικόνα 1.6.4 Σχηματική αναπαράσταση της κατεργασίας. (a) Εισαγωγή των σωματιδίων SiO<sub>2</sub> στο δημιουργηθέν αυλάκι, (b) χρησιμοποίηση εργαλείου που αποτελείται μόνο από περιανθένιο για κλείσιμο της επιφάνειας του αυλακίου, (c) Εφαρμογή εργαλείου με πείρο για πραγματοποίηση της κατεργασίας FSP και (d) διεξαγωγή πολλαπλών περασμάτων.

Στην παρούσα μελέτη, μελετήθηκε η επίδραση του κλάσματος όγκου και για αυτόν τον σκοπό χρησιμοποιήθηκαν ένα και δύο αυλάκια, ίδιας γεωμετρίας και διαστάσεων, για την εισαγωγή της σκόνης, που αντιστοιχεί σε κλάσμα όγκου 5% και 10%.



Εικόνα 1.6.5 Εικόνες SEM της ζώνης ανάδευσης για τα δοκίμια (a) με κλάσμα όγκου 5% και ένα πέρασμα(1D1P), (b) με κλάσμα όγκου 5% και τέσσερα περάσματα (1D4P) και (c) με κλάσμα όγκου 10% και τέσσερα περάσματα (2D4P)

Από την Εικόνα 1.6.5 (a) παρατηρείται πως για το δείγμα με μία εγκοπή (1D), μετά το πρώτο πέρασμα (1P) FSP, η διασπορά των σωματιδίων στη ζώνη ανάδευσης είναι ομοιόμορφη, ωστόσο, το μέγεθος των συσσωματωμένων σωματιδίων SiO<sub>2</sub> που παρατηρούνται είναι περίπου 0,6μm (πίνακας 1.6.1), πολύ μεγαλύτερο από το μέγεθος των μεμονωμένων σωματιδίων SiO<sub>2</sub> (20nm). Μετά από τέσσερα όμως πέρασματα (4P) παρατηρείται σημαντική μείωση του μεγέθους των συσσωματωμένων σωματιδίων SiO<sub>2</sub>, όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.6.5 (b) και 1.6.5 (c) για τα δείγματα με κλάσμα όγκου 5% (1D4P) και 10% (2D4P), αντίστοιχα.

Πίνακας 1.6.1 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα του μέσου μεγέθους συσσωματωμένων σωματιδίων SiO<sub>2</sub> και του μέσου μεγέθους κόκκων της μήτρας μαγνησίου των επιφανειακά σύνθετων στρωμάτων που παράχθηκαν για δύο κλάσματα όγκου και με διάφορους αριθμούς περασμάτων

Table 1  
Summary of the average SiO<sub>2</sub> cluster size and the average AZ61 matrix grain size in the 1D (with  $V_f \sim 5\%$ ) and 2D (with  $V_f \sim 10\%$ ) FSP specimens

	1D1P	1D2P	1D3P	1D4P
SiO <sub>2</sub> cluster size (nm)	600	210	210	190
Average grain size (μm)	3.1	2.8	2.0	1.8
	2D1P	2D2P	2D3P	2D4P
SiO <sub>2</sub> cluster size (nm)	300	200	170	150
Average grain size (μm)	1.5	1.5	1.0	0.8

The individual SiO<sub>2</sub> size is 20 nm and the initial AZ61 billet grain size is 75 μm.

Από τον πίνακα 1.6.1 παρατηρούμε ότι το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο επιφανειακό σύνθετο στρώμα μετά την FSP με τέσσερα πέρασματα και για κλάσμα όγκου 5% είναι 1,8μm ενώ για κλάσμα όγκου 10% είναι 0,8μm. Η παρατήρηση αυτή μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι υπάρχει σημαντική εκλέπτυνση της μικροδομής σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, όπως επίσης και σε σχέση με το υλικό μετά την FSP με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης, τα οποία είχαν μέγεθος κόκκων 75μm και 7μm, αντίστοιχα. Επίσης, συμπεραίνουμε πως η αύξηση του κλάσματος όγκου οδηγεί στην περαιτέρω εκλέπτυνση της μικροδομής.

Πίνακας 1.6.2 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα των μηχανικών ιδιοτήτων του ακατέργαστου κράματος AZ61, του κατεργασμένου AZ61 και των επιφανειακών συνθέτων

Comparison of the mechanical properties of the AZ61 alloy and composites

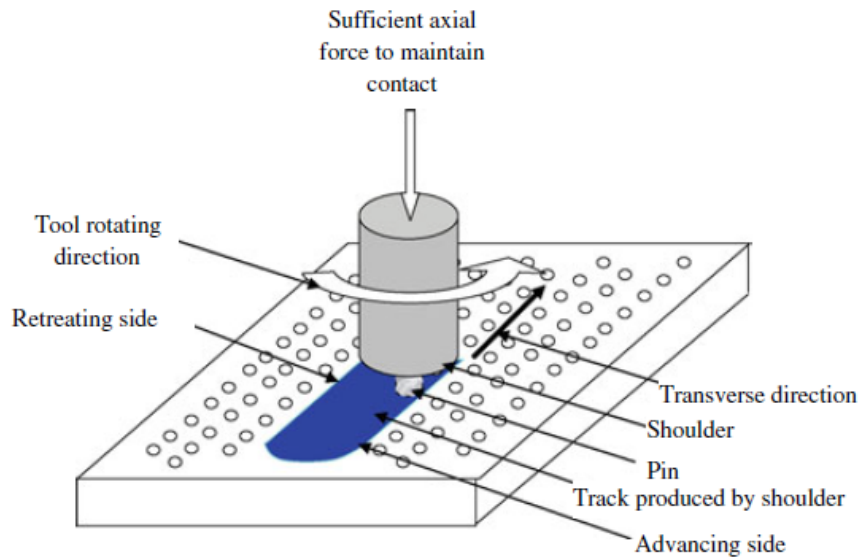
Material	$H_v$	YS (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)
AZ61 billet	60	140	190	13
AZ61 after 4P FSP	72	147	242	11
1D2P ( $V_f \sim 5\%$ )	91	185	219	10
1D4P ( $V_f \sim 5\%$ )	97	214	233	8
2D2P ( $V_f \sim 10\%$ )	94	200	246	4
2D4P ( $V_f \sim 10\%$ )	105	225	251	4

YS: yield strength; UTS: ultimate tensile strength.

Από τον πίνακα 1.6.2 παρατηρούμε πως η μείωση του μεγέθους των κόκκων, που προαναφέρθηκε, έχει ως συνέπεια την αύξηση της σκληρότητας και γενικότερα τη βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων, τόσο για το κατεργασμένο δείγμα AZ61 με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης όσο και για τα κατεργασμένα δείγματα με προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης, σε σχέση με το ακατέργαστο AZ61.

Οι Min Yang et al. [28] κατασκεύασαν σύνθετο ενσωματώνοντας κεραμικά σωματίδια ενίσχυσης Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> μέσου μεγέθους 50nm και καθαρότητας 99% σε κράμα αλουμινίου AA6061 με την μέθοδο δια τριβής μέσω ανάδευσης. Η είσοδος των σωματιδίων ενίσχυσης έγινε μέσω σπών διαμέτρου 2mm και βάρους 2mm όπως φαίνεται στην εικόνα 1.6.6.

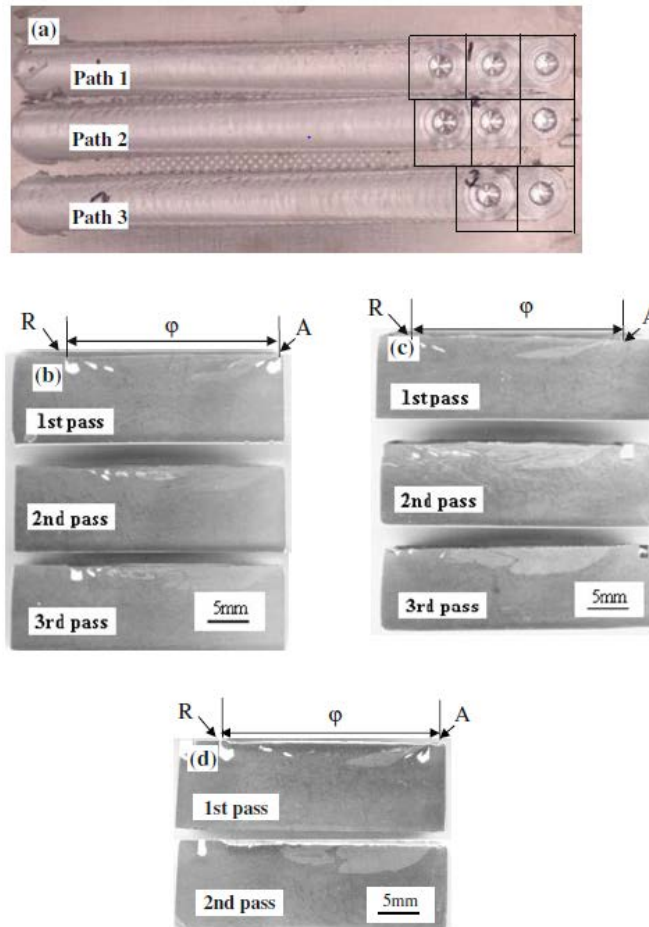




Εικόνα 1.6.6 Σχηματική αναπαράσταση FSP κατεργασίας

Τα δοκίμια μελετήθηκαν με οπτικό μικροσκόπιο και πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις μελέτης της μικροσκληρότητας των δοκιμίων με σκοπό να μελετηθεί πως επηρεάζει η κάθετη δύναμη που ασκεί το εργαλείο FSP τα δοκίμια, καθώς και την επίδραση του αριθμού περασμάτων.

Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι το σύνθετο που παράχθηκε έχει ίδιο βάθος με το βάθος που έφτασε ο πείρος του εργαλείου FSP. Επίσης με την αύξηση της κάθετης δύναμης του εργαλείου FSP, καθώς και με την αύξηση του αριθμού περασμάτων αυξήθηκε το μέγεθος της ζώνης ανάδευσης και ταυτόχρονα βελτιώθηκε η διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και η ζώνη ανάδευσης παρουσίασε μεγαλύτερη ομοιογένεια. Η μικροσκληρότητα δεν παρουσίασε αύξηση κάτι το οποίο οφείλεται στην γήρανση του δοκιμίου που προκλήθηκε από τα περάσματα FSP. Τέλος η ροπή του εργαλείου FSP αυξήθηκε με την αύξηση της κάθετης δύναμης που ασκεί το εργαλείο FSP, ενώ ελαττώθηκε και έγινε λιγότερο μεταβλητή με τα πολλαπλά περάσματα.



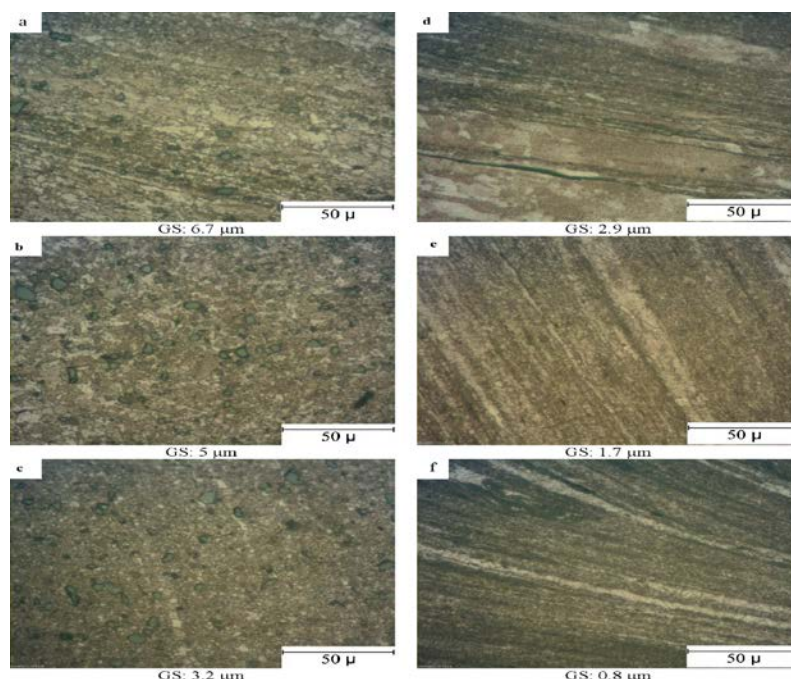
Εικόνα 1.6.7 (a) Σχηματική αναπαράσταση των πειραμάτων στην επεξεργασμένη πλάκα, (b) Path 1, (c) Path 2, (d) Path 3.  $\phi$ = διάμετρος περιανυχένιου, A=advancing side, R=retreating side.

Οι Barmouz et al. [29] μελέτησαν τη χρήση της FSP για την κατασκευή συνθέτου επιφανειακού στρώματος σε καθαρό χαλκό, ενσωματώνοντας κεραμική σκόνη SiC με μέγεθος κόκκων 5  $\mu\text{m}$  και 50 nm σε αυτό. Πραγματοποιήθηκε μελέτη της επίδρασης του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης και μελέτη της επίδρασης του κλάσματος όγκου στην επιφανειακή ενίσχυση του μετάλλου, χρησιμοποιώντας αυλάκια κλάσματος όγκου 6%, 12% και 18%. Χρησιμοποιήθηκε εργαλείο FSP με περιανυχένιο διαμέτρου 20mm και τετραγωνικής γεωμετρίας πείρος με διαγώνιο και ύψος 5mm.

Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις ακόλουθες βέλτιστες παραμέτρους:

- Γωνία κλίσης εργαλείου  $2^\circ$
- Ταχύτητα περιστροφής 900 rpm
- Ταχύτητα πρόωσης 40 mm/min.

Όπως απεικονίζεται και στην εικόνα 1.6.8 τόσο η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων ενίσχυσης, όσο και η αύξηση του κλάσματος όγκου επιφέρουν μείωση του μεγέθους των κόκκων του μητρικού υλικού στη ζώνη ανάδευσης μετά την FSP.

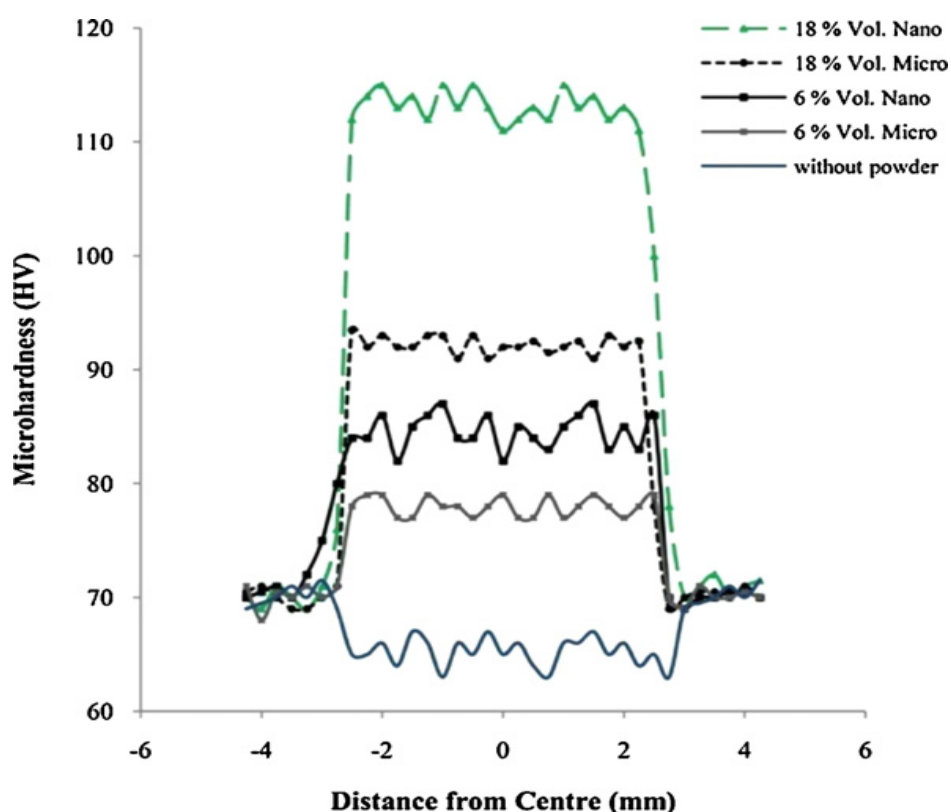


Εικόνα 1.6.8 Μικροδομή των δοκιμίων τα οποία παρήχθησαν με (a)-(c) μικρο-σκόνη SiC και (d)-(f) νανο-σκόνη SiC. Το κλάσμα όγκου του SiC είναι: για (a) και (b) 6%, για (b) και (e) 12% και για (c) και (f) 18%.

Το μέγεθος των κόκκων μειώθηκε από τα 40μm στα 10μm στο δοκίμιο FSP χωρίς προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης, στα 6,7μm στο δοκίμιο FSP με κλάσμα όγκου 6% σωματιδίων SiC 5μm, στα 5μm στο δοκίμιο FSP με κλάσμα όγκου 12% και στα 3,2μm στο δοκίμιο FSP με κλάσμα όγκου 18%. Η μείωση προχωρά περαιτέρω με την προσθήκη σωματιδίων SiC 30nm και συγκεκριμένα στα 2,9μm για κλάσμα όγκου 6%, στα 1,7μm για 12% και τέλος στα 0,8μm για 18%.

Τα αποτελέσματα μικροσκληρότητας για τις δύο ακραίες περιπτώσεις κλάσματος όγκου μικρο- και νανοσκόνης, καθώς και για FSP χωρίς προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης παρουσιάζονται στην εικόνα 1.6.9. Η μικροσκληρότητα των σύνθετων επιφανειακών στρωμάτων που έχουν λάβει το ίδιο κλάσμα όγκου σωματιδίων ενίσχυσης, για τις περιπτώσεις της μικρο- και νανοσκόνης, παρουσιάζει την προβλεπόμενη από τη σχέση Hall-Petch αντιστοιχία, τοποθετώντας σε υψηλότερες τιμές τη μικροδομή με το μικρότερο μέγεθος κόκκων μητρικού υλικού.

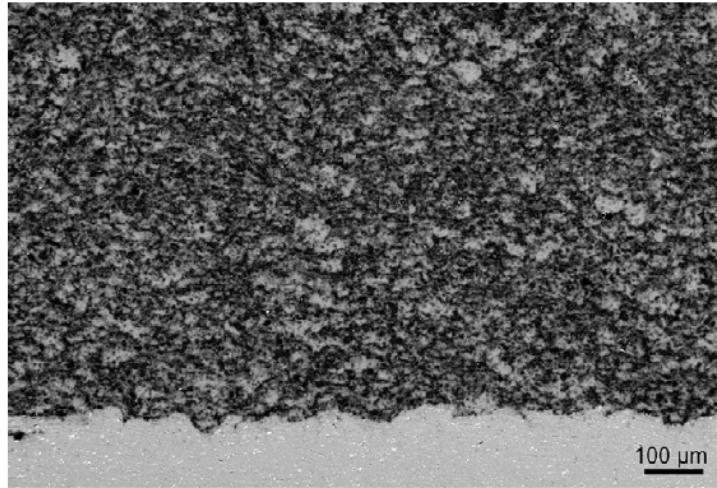
Δεν ισχύει όμως το ίδιο για την περίπτωση του σύνθετου επιφανειακού στρώματος ενισχυμένου με 6% νανο-σκόνης σε σχέση με το αντίστοιχο που έχει λάβει ενίσχυση 18% μικρο-σκόνης. Αν και η πρώτη περίπτωση εμφανίζει μικρότερο μέγεθος κόκκων μητρικού υλικού από τη δεύτερη, η μικροσκληρότητα της δεύτερης είναι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



Εικόνα 1.6.9 Προφίλ σκληρότητας για τα δοκίμια που παρήχθησαν μέσω FSP χωρίς σκόνη, με μικρο- και νανο-σκόνη SiC. Τα κλάσματα όγκου στα δοκίμια με σκόνη ήταν 6 και 18%

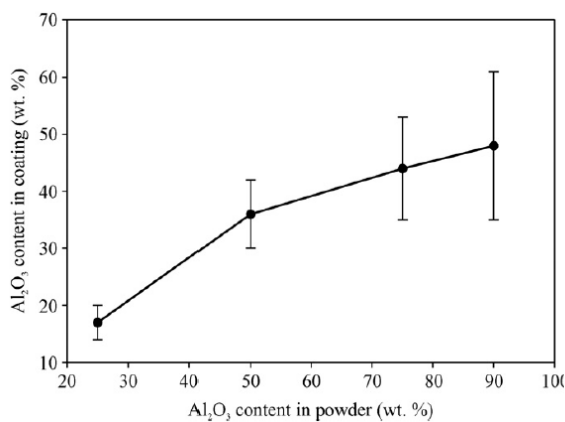
Οι K.J. Hodder, H.Izadi, A.G.McDonald, A.P.Gerlich [30] χρησιμοποίησαν τεχνική ψυχρού ψεκασμού σε χαμηλή θερμοκρασία (cold gas dynamic spraying) και σε χαμηλή πίεση για την κατασκευή επικάλυψης μεταλλικής μήτρας Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> σε κράμα αλουμινίου AA6061. Η σκόνη που χρησιμοποιήθηκε περιείχε σκόνη Al αναμεμιγμένη με νανοσκόνη αλουμίνας Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> σε κλάσματα έως και 90 wt.%. Οι επικαλύψεις μελετήθηκαν με SEM (εικόνα 1.6.10), έγιναν μετρήσεις μικροσκληρότητας και έγινε ανάλυση οπτικής μικροσκοπίας για να προσδιοριστεί η μικροδομή, οι ιδιότητες και το κλάσμα όγκου των ενισχυμένων σωματιδίων στις

επικαλύψεις. Οι επικαλύψεις στην συνέχεια υφίστανται επεξεργασία με FSP, με κυλινδρικό εργαλείο λείας επιφάνειας, σε ταχύτητες περιστροφής 894 RPM και 1723 RPM.

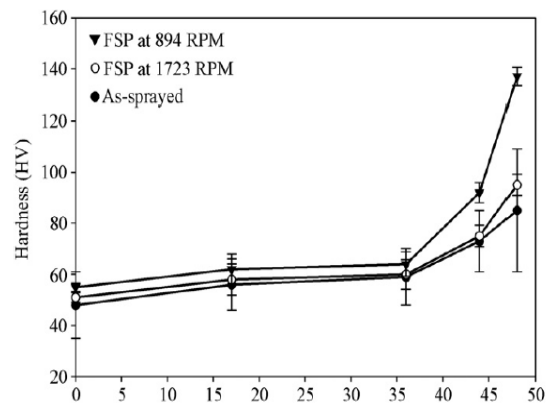


Εικόνα 1.6.10 Εικόνα SEM επικάλυψης μεταλλικής μήτρας Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> σε κράμα αλουμινίου AA6061 με νανοσκόνη αλουμίνιας Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> κλάσματος 90 wt.%.

Η μικροσκληρότητα της επικάλυψης του συνθέτου μεταλλικής μήτρας αυξήθηκε αυξάνοντας τα κλάσματα όγκου Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> στην αναμεμιγμένη σκόνη και έδωσε μέγιστο κλάσμα Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 48% wt.% στο οποίο είχε μικροσκληρότητα 85 HV στην επικάλυψη για κλάσμα αλουμίνιας Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 90 wt.%. Μετά την κατεργασία FSP η μικροσκληρότητα του συνθέτου μεταλλικής μήτρας αυξήθηκε στα 137 HV (εικόνα 1.6.11). Επίσης η επικάλυψη μεταλλικής μήτρας περιείχε σωματίδια αλουμίνιας Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> διαχωρισμένα από τα σωματίδια σκόνης αλουμινίου στα οποία μετά την κατεργασία FSP πραγματοποιήθηκε η διασπορά τους και μειώθηκε η μέση ελεύθερη απόσταση μεταξύ τους.

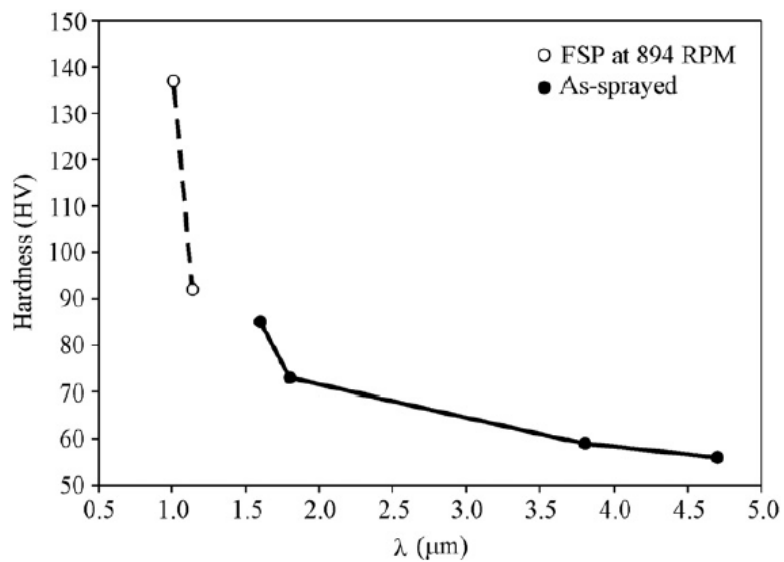


Εικόνα 1.6.11 Διάγραμμα μεταβολής κλάσματος αλουμίνιας Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> στην επικάλυψη συναρτήσει του κλάσματος αλουμίνιας στην αρχική σκόνη.



Εικόνα 1.6.12 Διάγραμμα μεταβολής μικροσκληρότητας συναρτήσει του κλάσματος αλουμίνιας Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> στην επικάλυψη.

Τέλος παρατηρήθηκε πως η αναδιανομή και η βελτίωση του μεγέθους σωματιδίων  $Al_2O_3$  κατά τη διάρκεια της FSP βελτίωσε τη σκληρότητα των επικαλύψεων μεταλλικής μήτρας (εικόνα 1.6.13).



Εικόνα 1.6.13 Διάγραμμα μεταβολής μικροσκληρότητας συναρτήσει της μέσης ελεύθερης απόστασης μεταξύ των σωματιδίων.

Οι G. Faraji et al. [31] μελέτησαν τη χρήση της FSP, προκειμένου να δημιουργήσουν ένα σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας, ενσωματώνοντας κεραμικά σωματίδια  $Al_2O_3$  με μέγεθος κόκκων 30nm σε κράμα μαγνησίου AZ91. Η εισαγωγή της επιθυμητής ποσότητας νανοσκόνης έγινε μέσω διάνοιξης αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας, με διαστάσεις 0,8mm x 2mm, στο τεμάχιο και πλήρωσης αυτών με την προαναφερθείσα. Χρησιμοποιήθηκε τετραγωνικής γεωμετρίας πείρος με διαγώνιο 5mm και ύψος 3mm και επίπεδο περιαιχένιο διαμέτρου 15mm με κλάσμα όγκου 8%.

Έπειτα από σειρά πειραμάτων κατέληξαν στις βέλτιστες παραμέτρους της διαδικασίας, όπως αυτές προέκυψαν από τον χαρακτηρισμό της ζώνης ανάδευσης σε επίπεδο κατανομής των σωματιδίων ενίσχυσης. Οι παράμετροι, λοιπόν, για τις οποίες προέκυψε ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιογενής μικροδομή της ζώνης ανάδευσης ήταν οι εξής:

- Γωνία κλίσης εργαλείου  $3^\circ$
- Ταχύτητα περιστροφής 900 rpm
- Ταχύτητα πρόωσης 40 mm/min

Το μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο σύνθετο μετά την FSP με τις βέλτιστες συνθήκες που προαναφέραμε ήταν 5-10 $\mu$ m γεγονός το οποίο αποτελεί σημαντική εκλέπτυνση της μικροδομής σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, το οποίο είχε μέγεθος κόκκων 150 $\mu$ m. Πέραν όμως αυτού μελετήθηκε η επίδραση της γεωμετρίας του πείρου στη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης. Χρησιμοποιώντας κυλινδρικής γεωμετρίας πείρο, με διάμετρο πείρου ίση με την διαγώνιο του τετραγωνικού πείρου, καθώς και για τις ίδιες, βέλτιστες, παραμέτρους της FSP παρατήρησαν σημαντική συσσωμάτωση των σωματιδίων στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης και αδυναμία επίτευξης ομοιόμορφης διασποράς των σωματιδίων ενίσχυσης σε αυτήν.





## **ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ**

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2<sup>ο</sup>:

### 2.1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Στόχος της πειραματικής διαδικασίας ήταν η δημιουργία και βελτιστοποίηση σύνθετου υλικού μήτρας αλουμινίου AA5083-H111 με την προσθήκη νανοσκόνης αλουμίνας ( $Al_2O_3$ ) με χρήση της διαδικασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSP).

Προκειμένου να παραχθεί επιτυχώς ένα επιφανειακά σύνθετο υλικό μεταλλικής μήτρας με ενίσχυση κεραμικών σωματιδίων μέσω της διαδικασίας FSP, θα πρέπει να πληρούνται δύο βασικές συνθήκες.

- Πρώτον θα πρέπει η παραγόμενη από τη διαδικασία ζώνη ανάδευσης να μην εμφανίζει ατέλειες.
- Και δεύτερον να επιτευχθεί ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης και κατά επέκταση ομοιόμορφη μικροδομή στη ζώνης ανάδευσης.

Στο κεφάλαιο δύο περιγράφεται αναλυτικά όλη η πειραματική διαδικασία που πραγματοποιήθηκε κατά την εκπόνηση της μεταπτυχιακής εργασίας. Κατά την πειραματική διαδικασία πραγματοποιήθηκαν πειράματα για την εύρεση της βέλτιστης γεωμετρίας των αυλακίων στα δοκίμια, πειράματα για την εύρεση των βέλτιστων παραμέτρων στην κατεργασία δια τριβής μέσω ανάδευσης των δοκιμίων, καθώς και μετρήσεις για τον χαρακτηρισμό των αποτελεσμάτων.

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

## 2.2 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

### Μητρικό Υλικό

Το μέταλλο βάσης που χρησιμοποιήθηκε στην παρούσα μεταπτυχιακή εργασία είναι κράμα αλουμινίου AA5083-H111. Τα δοκίμια ήταν σε μορφή πλακών με διαστάσεις 200mm x 200mm x 5mm. Το αλουμίνιο 5083 είναι γνωστό για την εξαιρετική του αντοχή σε περιβάλλοντα διάβρωσης, όπως το θαλάσσιο περιβάλλον καθώς και χημικά περιβάλλοντα εργοστασίων.

**Πίνακας 2.1 Όρια χημικής σύστασης αλουμινίου 5083**

Βάρος%	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Mg	Ti	Zn	Other Each	Others Total
<b>5083 min</b>	92.4	-	-	-	0.4	0.05	4.0	-	-	-	-
<b>5083 max</b>	95.6	0.40	0.40	0.10	1.0	0.25	4.90	0.15	0.25	0.05	0.15

### Σωματίδια ενίσχυσης

Τα σωματίδια που επιλέχθηκαν ως μέσω ενίσχυσης ήταν σωματίδια αλουμίνας ( $Al_2O_3$ ) με ονομαστικό μέσο μέγεθος <50nm της εταιρίας ALDRICH Chemistry τα οποία έχουν πολύ καλές μηχανικές ιδιότητες, υψηλή δυστηκτότητα και πολύ καλή πρόσφυση σε μεταλλικά επιστρώματα. Επιλέχθηκε μικρό μέγεθος σωματιδίων γιατί από τη βιβλιογραφική ανασκόπηση έχει παρατηρηθεί ότι μικρότερο μέγεθος σωματιδίων ενίσχυσης συμβάλει στην καλύτερη διασπορά τους στη ζώνη ανάδευσης και στη μεγαλύτερη εκλέπτυνση των κόκκων. Επίσης λόγω του μικρότερου μεγέθους των σωματιδίων έχουμε μεγαλύτερη ποσότητα σωματιδίων στον ίδιο όγκο και αντίστοιχα μικρότερη ποσότητα κενού με αποτέλεσμα τη μείωση της ποσότητας αέρα που εισέρχεται στο σύνθετο, αν και ωστόσο δημιουργούνται συσσωματώματα λόγω της μεγαλύτερης κινητικής ενέργειας που απαιτείται από το εργαλείο, τα οποία όμως μπορούν να εξαλειφθούν με την επιλογή βέλτιστων συνθηκών στην μηχανή FSP.

### Μηχανή κατεργασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSP)

Η μηχανή FSP που χρησιμοποιήθηκε στην εκτέλεση των πειραμάτων ήταν μια τροποποιημένη φρέζα Milling Machine (Cugir) FU-32 η οποία έχει δυνατότητα ανάπτυξης ταχύτητας περιστροφής από 32 rpm έως 1500 rpm και ταχύτητα πρόωσης από 19 mm/min έως 950 mm/min. Τα δοκίμια τοποθετούνται στην τράπεζα της μηχανής και συγκρατούνται από ειδική διάταξη συγκράτησης. Η ταχύτητα πρόωσης της τραπεζής και η ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου FSP ελέγχονται από συγκεκριμένους μοχλούς στη μηχανή και η εύρεση του βέλτιστου συνδυασμού αυτών των δύο παραμέτρων αποτέλεσε μεγάλο κομμάτι της πειραματικής διαδικασίας στο οποίο εκτενής αναφορά γίνεται σε επόμενο κεφάλαιο.



Εικόνα 2.2.1 Μηχανή κατεργασίας FSP

### Εργαλείο FSP

Η γεωμετρία του εργαλείου FSP αποτελεί μια από τις σημαντικότερες παραμέτρους της FSP. Έπειτα από βιβλιογραφική ανασκόπηση τα εργαλεία FSP που επιλέχθηκαν ήταν δύο. Το πρώτο είχε τετραγωνικής διατομής πείρο διαγωνίου 6mm και ύψους 3mm και το δεύτερο είχε κυκλικής διατομής πείρο με σπείρωμα και διάμετρο 6mm. Τα εργαλεία είχαν ίδιο επίπεδο περιαυχένιο διαμέτρου 22,9mm το οποίο αποτελεί βασικό μέσο θέρμανσης του δοκιμίου, καθώς και μέσο συγκράτησης του αναδευόμενου υλικού. Μετά από μια σειρά πειραμάτων καταλήξαμε στη χρησιμοποίηση του δεύτερου εργαλείου με τον κυκλικής διατομής πείρο με το σπείρωμα αφού παρατηρήθηκε ότι δίνει καλύτερη κατανομή και ομοιογένεια στη ζώνη ανάδευσης. Τα εργαλεία κατασκευάστηκαν από θερμικά κατεργασμένο εργαλειοχάλυβα SVERKER 21 σκληρότητας 61 HRC.



Εικόνα 2.2.2 Εργαλεία FSP που χρησιμοποιήθηκαν στην πειραματική διαδικασία.

Ως κλίση του εργαλείου έπειτα από βιβλιογραφική ανασκόπηση και σύμφωνα με προηγούμενες μελέτες του εργαστηρίου επιλέχθηκαν οι 2°. Η βέλτιστη επιλογή της κλίσης του εργαλείου συμβάλει στην συγκράτηση του αναδευόμενου υλικού καθώς και στη μεταφορά του από το εμπρός προς το πίσω μέρος του πείρου.

### Μέθοδος προθήκης σωματιδίων ενίσχυσης στα δοκίμια αλουμινίου

Η εισαγωγή των σωματιδίων αλουμίνιας στο δοκίμιο έγινε με την κατασκευή αυλακίων κατά μήκος του δοκιμίου παράλληλα στην φορά της έλασης. Με αυτόν τον τρόπο εξασφάλισαμε συνεχόμενη παροχή σωματιδίων ενίσχυσης. Μετά από βιβλιογραφική έρευνα καταλήξαμε στη χρησιμοποίηση διπλών αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας διαφορετικών διαστάσεων.

Η ποσότητα των σωματιδίων ενίσχυσης που τοποθετείται στα αυλάκια με σκοπό τη διασπορά τους στη ζώνη ανάδευσης προκύπτει από τον όγκο των αυλακίων ( $V_{grooves}$ ) προς τον όγκο της ζώνης ανάδευσης ( $V_{SZ}$ ). Ο λόγος του πρώτου προς τον δεύτερο αποτελεί το κλάσμα όγκου της φάσης ενίσχυσης ( $V_f$ ).

$$V_f = \frac{V_{grooves}}{V_{SZ}} = \frac{A_{grooves} \cdot L}{A_{SZ} \cdot L}$$

$A_{grooves}$  : Το εμβαδόν των αυλακίων

$A_{SZ}$  : Το εμβαδόν της ζώνης ανάδευσης

L: Το μήκος του δοκιμίου

Το μήκος του δοκιμίου για τον υπολογισμό του όγκου της ζώνης ανάδευσης και των αυλακίων είναι κοινό, έτσι μπορούμε να το απαλείψουμε από την εξίσωση. Έτσι προκύπτει ότι το κλάσμα όγκου των σωματιδίων ισούται με το εμβαδό των αυλακίων προς το εμβαδό της ζώνης ανάδευσης. Άρα η εξίσωση παίρνει την μορφή:

$$V_f = \frac{A_{grooves}}{A_{SZ}}$$

Η δημιουργία των αυλακίων πραγματοποιήθηκε στο μηχανουργείο του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας (ΕΝΤ) με τη χρήση κάθετης φρέζας VerMac JTM-4VS στην οποία είχε εφαρμοστεί κοπτικό εργαλείο ταχυχάλυβα πάχους 1mm.



Εικόνα 2.2.3 Κάθετη φρέζα VerMac JTM-4VS

### Μεθοδολογία που ακολουθήθηκε στην πειραματική διαδικασία.

Αρχικά μελετήθηκαν δοκίμια χωρίς τη προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης για την εύρεση ενός εύρους τιμών παραμέτρων ταχύτητας πρόωσης ( $v$ ) και ταχύτητας περιστροφής ( $\omega$ ) για τις οποίες τα δοκίμια παρουσιάζουν καλύτερη μικροδομή στη ζώνη ανάδευσης χωρίς να εμφανίζουν ατέλειες. Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκαν πειράματα με διαφορετικά σετ αυλακίων για την εύρεση της βέλτιστης γεωμετρίας. Στο σύνολο των πειραμάτων παρατηρήθηκε η ύπαρξη μεγάλου “flow arm” στη ζώνη ανάδευσης. Το “flow arm”, όπως αναφέρεται σε ξένες μελέτες, πρόκειται για μητρικό υλικό το οποίο εισάγεται από την υποχωρούσα πλευρά στη ζώνη ανάδευσης και μεταφέρεται προς τη προωθούμενη. Έτσι στην συνέχεια πραγματοποιήσαμε πειράματα για την εύρεση των παραμέτρων που επηρεάζουν το “flow arm” με σκοπό τη μείωσή του. Μελετήσαμε επίδραση της αλλαγής της απόστασης μεταξύ των αυλακίων, την επίδρασή εργαλείου FSP διαφορετικής γεωμετρίας πείρου και την επίδραση της αλλαγής των παραμέτρων παροχής θερμότητας (αλλαγή ταχύτητας πρόωσης τραπέζης και ταχύτητας περιστροφής εργαλείου FSP). Αφού καταλήξαμε σε βέλτιστες δοκίμιο FSP πραγματοποιήσαμε μετρήσεις μικροσκληρότητας και μελέτη του μεγέθους των κόκκων εντός ζώνης αναδέυσεως. Τέλος πραγματοποιήσαμε πείραμα FSP (με τις ίδιες συνθήκες με τις συνθήκες που είχαμε στο βέλτιστο) με τέσσερα περάσματα με σκοπό να μελετήσουμε τη μεταβολή της μικροσκληρότητας και της κοκκομετρίας στην ζώνη ανάδευσης συναρτήσει του αριθμού περασμάτων.

**Συγκεντρωτικός πίνακας παραμέτρων όλων των πειραμάτων που πραγματοποιήθηκαν.**

Πίνακας 2.2 Συγκεντρωτικός πίνακας παραμέτρων πειραμάτων που πραγματοποιήθηκαν.

	ΜΕΛΕΤΗ	ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΚΛΙΣΗ	ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΡΩΩΣΗΣ (v)	ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ (ω)	ΑΡΙΘΜΟΣ ΠΕΡΑΣΜ.	ΓΕΩΜΕΤΡΙΑ ΑΥΛΑΚΙΩΝ (πλάτος x βάθος) a=εσωτερική απόσταση αυλακίων	V <sub>f</sub>
ΔΟΚΙΜΙΟ BEAD ON PLATE	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΟΥ ΕΥΡΟΥΣ ΤΙΜΩΝ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1180 rpm	2	ΧΩΡΙΣ ΑΥΛΑΚΙΑ	-
ΔΟΚΙΜΙΟ BEAD ON PLATE	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΟΥ ΕΥΡΟΥΣ ΤΙΜΩΝ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	60 mm/min	1180 rpm	2	ΧΩΡΙΣ ΑΥΛΑΚΙΑ	-
ΔΟΚΙΜΙΟ BEAD ON PLATE	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΟΥ ΕΥΡΟΥΣ ΤΙΜΩΝ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	60 mm/min	1500 rpm	2	ΧΩΡΙΣ ΑΥΛΑΚΙΑ	-
ΔΟΚΙΜΙΟ 1	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:1,1mm x 2mm a=2mm	10,15%
ΔΟΚΙΜΙΟ 2	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:2mm x 1,1mm RS:2mm x 1,1mm a=2mm	10,15%
ΔΟΚΙΜΙΟ 3	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:2mm x 1,1mm RS:1,1mm x 2mm a=2,4mm	10,15%
ΔΟΚΙΜΙΟ 4	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=2,4mm	10,15%
ΔΟΚΙΜΙΟ 5	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,25mm x 2mm ΚΕΝΤΡΟ:1mm x 1,25mm RS:1,25mm x 2mm	11,53%
ΔΟΚΙΜΙΟ 6	ΕΥΡΕΣΗ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:2,1mm x 1mm RS:2,1mm x 1mm a=3,8mm	10,15%
ΔΟΚΙΜΙΟ 7	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:1,1mm x 2mm a=1,4mm	10,15%



<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 8</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:1,1mm x 2mm a=1,85mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 9</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:1,1mm x 2mm a=2,3mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 10</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,3mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 11</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,9mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 12</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP	ΤΕΤΡΑΓΩΝΙΚΟ Σ ΠΕΙΡΟΣ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,75mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 13</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP	ΤΕΤΡΑΓΩΝΙΚΟ Σ ΠΕΙΡΟΣ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,52mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 14</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP	ΤΕΤΡΑΓΩΝΙΚΟ Σ ΠΕΙΡΟΣ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:1,1mm x 2mm a=3,65mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 15</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	950 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,9mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 16</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	30 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,9mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 17</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	60 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,9mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 18</b>	ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ "FLOW ARM" - ΑΛΛΑΓΗ v & ω	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	19 mm/min	1500 rpm	2	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,9mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 18 BEAD ON PLATE</b>	ΜΕΛΕΤΗ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	19 mm/min	1500 rpm	2	ΧΩΡΙΣ ΑΥΛΑΚΙΑ	-

<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 19</b>	ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΑΡΙΘΜΟΥ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	19 mm/min	1500 rpm	4	AS:1,1mm x 2mm RS:2mm x 1,1mm a=1,9mm	10,15%
<b>ΔΟΚΙΜΙΟ 19 BEAD ON PLATE</b>	ΜΕΛΕΤΗ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ	ΚΥΛΙΝΔΡΙΚΟΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ	2°	19 mm/min	1500 rpm	4	ΧΩΡΙΣ ΑΥΛΑΚΙΑ	-

## ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ ΜΕΤΑ ΤΗΝ FSP

### Κοπή δοκιμίων

Μετά την ολοκλήρωση κάθε πειράματος FSP ακολουθούσε η επεξεργασία των δοκιμίων με σκοπό τον χαρακτηρισμό της μικροδομής τους και την μέτρηση της μικροσκληρότητάς τους. Η κοπή των δοκιμίων πραγματοποιούνταν αρχικά από παλινδρομικό πριόνι και στη συνέχεια από δισκοτόμο Struers τύπου Discotom 50. Το τελικό δοκίμιο είχε διαστάσεις 60mm x 15mm x 6mm. Η πλευρά 60mm x 6mm κοβόταν εγκάρσια στη ραφή του FSP και πάνω σε αυτή γινόταν όλη η επεξεργασία και ο χαρακτηρισμός.



Εικόνα 2.2.4 Δισκοτόμος Struers τύπου Discotom 50

### Λείανση – Στίλβωση

Μετά από την κοπή του δοκιμίου πραγματοποιείται λείανση και στη συνέχεια στίλβωση της ζητούμενης επιφάνειας.

Κατά τη διαδικασία της λείανσης μειώνεται η τραχύτητα της επιφάνειας του δοκιμίου και εξαφανίζονται τυχόν ατέλειες που έχουν δημιουργηθεί κατά την κοπή. Για τη λείανση χρησιμοποιήθηκαν λειαντικά χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου από 500 έως 4000grit. Το καρβίδιο του πυριτίου είναι ένα πολύ καλό λειαντικό μέσο διότι είναι αδρανές, πολύ σκληρό και με ιδιαίτερα υψηλή μηχανική αντοχή. Κατά τη διάρκεια της λείανσης στον περιστροφικό δίσκο, υπήρχε κατάλληλη τροφοδοσία

νερού ώστε να αποφευχθούν φαινόμενα αύξησης της θερμοκρασίας λόγω της αναπτυσσόμενης τριβής. Επίσης, η τροφοδοσία νερού συνέβαλε στην ψύξη του δοκιμίου και στην απομάκρυνση των υπολειμμάτων της τριβής (υπολείμματα υλικού και κόκκων καρβιδίου του πυριτίου), που θα μπορούσαν να προκαλέσουν χαράξεις στην επιφάνεια των δοκιμίων.

Στη συνέχεια πραγματοποιείται στίλβωση. Η στίλβωση είναι μια επεξεργασία βελτίωσης της ποιότητας της επιφάνειας ενός υλικού. Μετά τη λείανση το δοκίμιο είναι αρκετά λείο, όμως παραμένουν σε αυτό μικρές γραμμές που προήλθαν με την απόξεση του υλικού από τους κόκκους του λειαντικού χαρτιού. Με τη στίλβωση, αυτές οι χαραγές απομακρύνονται και το δοκίμιο φαίνεται στιλπνό και λαμπερό ενώ παρουσιάζει μεγάλη ανακλαστικότητα. Για τη στίλβωση των κάθετων διατομών των κατεργασμένων δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε δίσκος στίλβωσης από ειδικό βελούδο DPNA με τη βοήθεια κολλοειδούς διαλύματος αλούμινας ( $Al_2O_3$ ) μεγέθους κόκκων  $1\mu m$  και  $0,1\mu m$ .

Μετά από κάθε στάδιο στίλβωσης τα δοκίμια ξεπλένονταν με νερό και ακετόνη για να αποφευχθεί η οξείδωση και στη συνέχεια στεγνώνονταν με ζεστό αέρα.

Το μηχάνημα λείανσης στίλβωσης που χρησιμοποιήθηκε ήταν η συσκευή λείανσης-στίλβωσης Struers LaboPol-5



Εικόνα 2.2.5 Συσκευή λείανσης-στίλβωσης Struers LaboPol-5

### Χημική προσβολή

Μετά τη στίλβωση ακολουθεί η χημική προσβολή των δοκιμίων με χημικά αντιδραστήρια. Η χημική προσβολή χρησιμοποιείται στη μεταλλογραφία, για την αποκάλυψη της μικροδομής ενός δοκιμίου και την παρατήρηση του στο οπτικό μικροσκόπιο. Τα χημικά διαλύματα προσβολής παράγουν μεταλλογραφική αντίθεση είτε μέσω τις κρυσταλλικές έδρες (δηλαδή τα όρια προσβάλλονται με μεγαλύτερη ταχύτητα λόγω των διαφοροποιήσεων στον κρυσταλλογραφικό τους προσανατολισμό), η οποία παράγει βαθμίδες στα όρια των κόκκων και διαφορές αντανακλαστικότητας είτε με την προσβολή ορίων κοκκών ή ορίων φάσεων, η οποία προκαλεί αυλακώσεις.

Στα παρούσα πειράματα για τη χημική προσβολή των δοκιμίων χρησιμοποιήσαμε το παρακάτω τροποποιημένο διάλυμα Poulton:

- 20ml Διάλυμα Poulton
- 10ml HNO<sub>3</sub>
- Διάλυμα 4,8 g Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> σε 16ml H<sub>2</sub>O

Διάλυμα Poulton

- 12ml HCl
- 1ml HF
- 6ml HNO<sub>3</sub>
- 1ml H<sub>2</sub>O

Τα δοκίμια εμβαπτίστηκαν για περίπου 5 δευτερόλεπτα και μετά από κάθε εμβάπτιση τα δοκίμια πλένονταν κατευθείαν με νερό και στη συνέχεια με ακετόνη για να σταματήσει η δράση του αντιδραστηρίου. Στη συνέχεια στεγνώνονταν με ζεστό αέρα.

### **Παρατήρηση δοκιμίων με τη χρήση στερεοσκοπίου**

Σε κάθε μελέτη υλικών, η πιο σωστή διαδικασία είναι η αρχή της εξέτασης να γίνει πρώτα σε μακροσκοπικό επίπεδο, πριν προχωρήσει σε μικροσκοπικές λεπτομέρειες.

Το στερεοσκόπιο βρίσκει εφαρμογές εκεί που χρειάζεται να παρατηρηθεί σε μεγέθυνση η εξωτερική μορφολογία ενός αντικείμενου, όταν χρησιμοποιείται κάθετα προσπίπτων ή πλάγιος φωτισμός, ή η εσωτερική μορφολογία διαφανών ή διαφανοποιημένων παρασκευασμάτων όταν αυτά φωτίζονται από κάτω.

Τα πιο σύγχρονα στερεοσκόπια διαθέτουν και σύστημα φωτισμού με υπεριώδη ακτινοβολία για μετατροπή τους σε μικροσκόπια φθορισμού.

Στην παρούσα μελέτη τα δοκίμια παρατηρήθηκαν και φωτογραφήθηκαν αρχικά μακροσκοπικά στο στερεοσκόπιο LEICA MZ6 του εργαστηρίου. Το στερεοσκόπιο διαθέτει διάφορες μεγεθύνσεις κάτι το οποίο συμβάλλει στη βέλτιστη μακροσκοπική εξέταση των δειγμάτων.

### **Παρατήρηση δοκιμίων με τη χρήση οπτικού μικροσκοπίου**

Η οπτική μικροσκοπία αποτελεί το πιο σημαντικό εργαλείο για τη μελέτη της μεταλλογραφίας. Στην οπτική μικροσκοπία χρησιμοποιείται το μικροσκόπιο προσπίπτουσας δέσμης φωτός. Τα βασικά του στοιχεία περιλαμβάνουν τα διάφορα οπτικά μέρη και τα συστήματα φωτισμού. Σε υλικά που είναι αδιαφανή στο ορατό φως (όλα τα μέταλλα και πολλά κεραμικά και πολυμερή) μόνο η επιφάνεια μπορεί να είναι αντικείμενα παρατήρησης και το μικροσκόπιο προσπίπτουσας δέσμης φωτός πρέπει να χρησιμοποιείται στη θέση ανάκλασης (reflecting mode). Οι αντιθέσεις στην παραγόμενη εικόνα προκύπτουν από διαφορές στην ανακλαστικότητα διάφορων περιοχών της μικροδομής.

Για την μικροσκοπική μελέτη των δοκιμίων χρησιμοποιήσαμε οπτικό μικροσκόπιο LEICA DMILM όπου μελετήσαμε και φωτογραφήσαμε την μικροδομή των δοκιμίων.



Εικόνα 2.2.6 Οπτικό στερεοσκόπιο LEICA MZ6 & οπτικό μικροσκόπιο LEICA DMILM του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας (ENT)

### Μικροσκληρομετρήσεις

Ο όρος μικροσκληρομέτρηση αναφέρεται στη μέτρηση της σκληρότητας με χρήση πολύ μικρών φορτίων δηλαδή 1gr- 1 kgf. Οι συνήθεις χρησιμοποιούμενοι εντυπωτές είναι η αδαμαντοπυραμίδα της μεθόδου Vickers ή ο εντυπωτής KNOOP ο οποίος είναι ρομβοεδρική αδαμαντοπυραμίδα με βάση ρόμβο με λόγο διαγωνίων 7:1 και γωνίες κορυφής  $172^{\circ} 30'$  και  $130^{\circ}$  αντίστοιχα . Οι διαστάσεις του αποτυπώματος που δημιουργείται επειδή το μέγεθός του είναι πολύ μικρό μετρούνται με μικροσκόπιο. Η μέθοδος χρησιμοποιείται όταν απαιτείται πολύ μικρό μέγεθος εντύπωσης, π.χ. σε επιφανειακά στρώματα, λεπτά υλικά, σκληρότητα μεταλλουργικών φάσεων, σκληρότητα κοντά στο άκρο κοπτικών εργαλείων.

Στην κλίμακα Vickers η σκληρότητα υπολογίζεται από τον τύπο :

$$HV = 1.8544 \frac{P}{L^2} \text{ ( όπου } P \text{ το φορτίο )}$$

Για τη μέτρηση της σκληρομέτρησης των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε το μικροσκληρόμετρο Wolpert Wilson Instruments Model 402MVD του Εργαστηρίου Ναυπηγικής Τεχνολογίας της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών. Πραγματοποιήθηκαν δοκιμές μικροσκληρομέτρησης κάθετα και παράλληλα στη

χημικά προσβεβλημένη επιφάνεια των δοκιμίων, ανά 300μm εντός της ζώνης ανάδευσης και 500 εκτός. Οι μετρήσεις πραγματοποιήθηκαν στα δοκίμια που κρίθηκαν βέλτιστα. Το φορτίο ήταν 300g και ο χρόνος διεύδυσης ήταν 15sec.

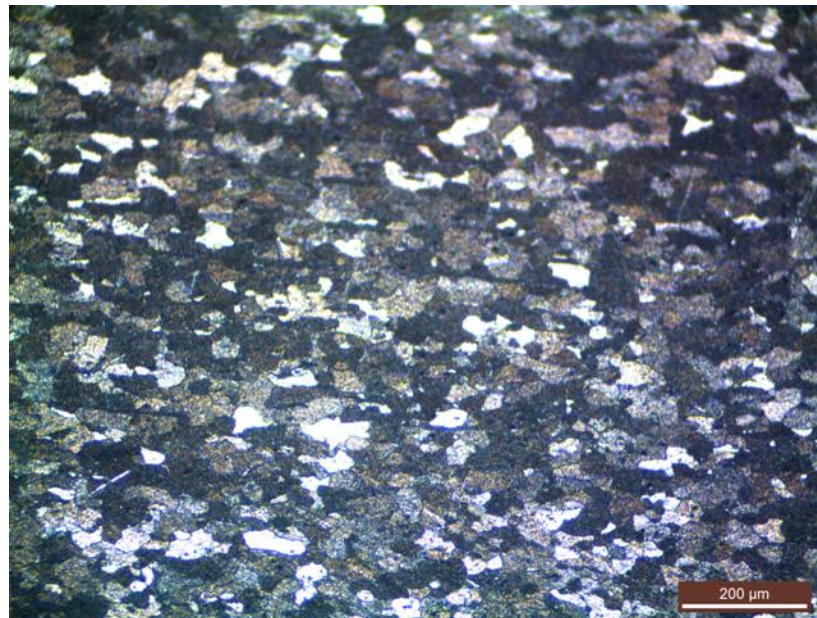


Εικόνα 2.2.7 μικροσκληρόμετρο Wolpert Wilson Instruments Model 402MVD



### 2.3 ΜΕΛΕΤΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥ ΒΑΣΗΣ

Αρχικά μελετήσαμε τη μικροδομή του μετάλλου βάσης καθώς και τη μικροσκληρότητά του. Όπως έχουμε προαναφέρει το υλικό που χρησιμοποιήσαμε είναι κράμα αλουμινίου 5083-H111. Με τη χρήση του προγράμματος Leica Application Suite συνδεδεμένο με το οπτικό μικροσκόπιο μετρήσαμε την κοκκομετρία του μετάλλου βάσης. Το μέσο μέγεθος κόκκων μετρήθηκε **33,71  $\mu\text{m}$** . Η μέση τιμή μικροσκληρομέτρησης που μετρήθηκε με το μικροσκληρόμετρο Wolpert Wilson Instruments Model 402MVD του Εργαστηρίου ήταν **75,2 HV**.



Εικόνα 2.3.1 Εικόνα οπτικής μικροσκοπίας του κράματος AA5083

## 2.4 ΕΠΙΛΟΓΗ ΑΡΙΘΜΟΥ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ

Τα κράματα αλουμινίου που έχουν υποστεί κατεργασία έλασης παρουσιάζουν μεγάλες παραμένουσες τάσεις, οι οποίες καθιστούν δύσκολη την παραμόρφωση και ροή του υλικού κατά τη διάρκεια του πρώτου περάσματος FSP. Για το λόγο αυτό σημαντική είναι η επίδραση των πολλαπλών διαδοχικών περασμάτων. Αναλυτικότερα, ο υψηλός λόγος της ταχύτητας περιστροφής προς την ταχύτητα πρόωσης προκαλεί υψηλή θερμική παροχή στο μέταλλο βάσης κατά τη διάρκεια του πρώτου περάσματος. Στο δεύτερο πέραςμα, η θερμότητα που παράχθηκε από το πρώτο πέραςμα λειτουργεί ως προθέρμανση και οδηγεί στη μειωμένη αντοχή του μετάλλου βάσης, κατά τη διάρκεια της FSP, οδηγώντας σε εντονότερη ανάδευση σε σύγκριση με το πρώτο πέραςμα. Παρόμοιες συνθήκες ισχύουν και κατά τη διάρκεια του τρίτου και τέταρτου περάσματος, με αποτέλεσμα η έντονη πλαστική παραμόρφωση, που προκαλείται κατά τη διάρκεια των πολλαπλών διαδοχικών περασμάτων, να συντελεί στη μείωση του μεγέθους των συσσωματωμένων σωματιδίων ενίσχυσης καθώς και στη βελτίωση της διασποράς των σωματιδίων αυτών στη ζώνη ανάδευσης.

Στα πειράματα που ακολούθησαν επιλέξαμε να κάνουμε δύο περάσματα διαδοχικά και ομόρροπα, ενώ στο βέλτιστο δοκίμιο μελετήσαμε ξεχωριστά την επίδραση τεσσάρων περασμάτων.

## 2.5 ΕΠΙΛΟΓΗ ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΠΡΩΩΣΗΣ ΚΑΙ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ

Για την επιλογή των μεταβλητών της ταχύτητας πρόωσης και περιστροφής συμβουλευτήκαμε μελέτη που πραγματοποιήθηκαν από τους Arbegast et al.[32] στην οποία παρουσιάζεται ένα εύρος τιμών ομόλογης θερμότητας  $T/T_m$  η οποία εισάγει όρια στο ζεύγος τιμών των ταχυτήτων του εργαλείου  $\omega^2/v$  της FSP ορίζοντας έτσι μια περιοχή τιμών βέλτιστης λειτουργίας σε επίπεδο ροής υλικού και απουσίας ατελειών, σύμφωνα με την σχέση ομόλογης θερμότητας  $T/T_m$ :

$$\frac{T}{T_m} = K * \left( \frac{\omega^2}{v * 10^4} \right)^\alpha \quad (2.5)$$

T: Μέγιστη θερμοκρασία που αναπτύσσεται κατά τη FSW-FSP,

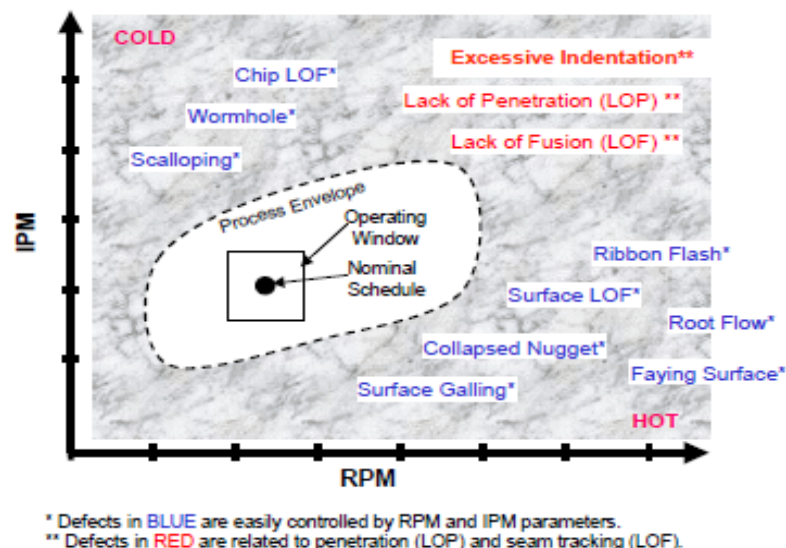
$T_m$ : Σημείο τήξης του κράματος

$\omega$ : Ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου

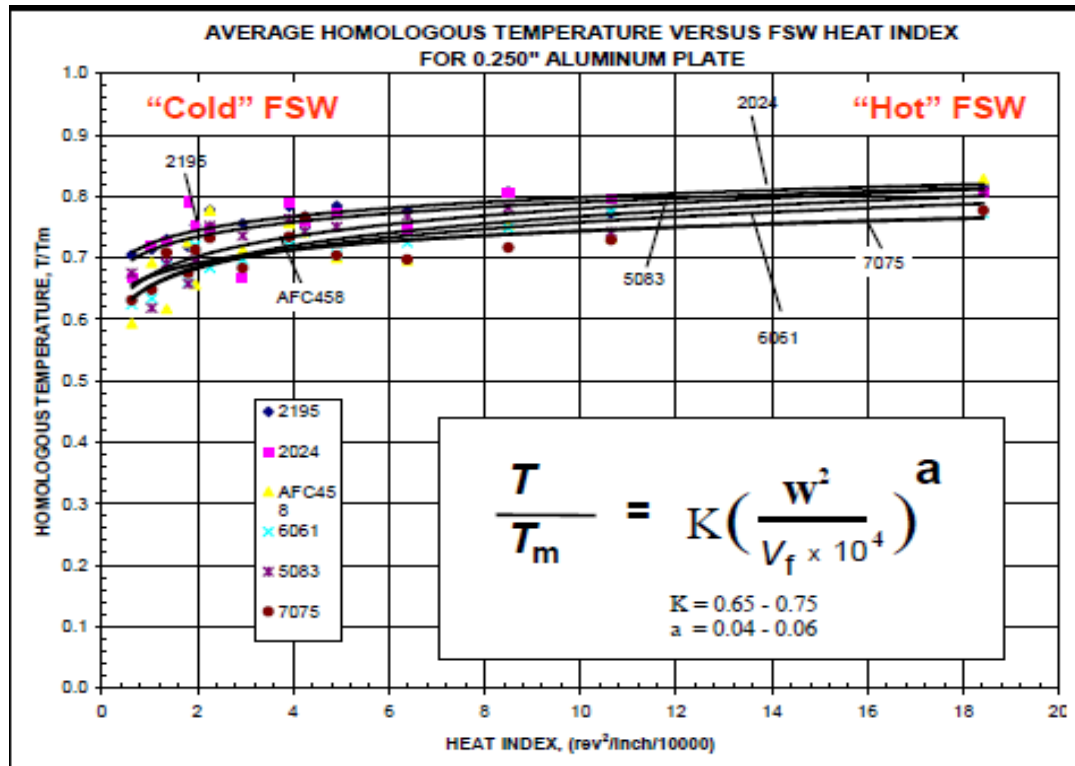
v: Ταχύτητα πρόωσης του εργαλείου

$\alpha$ : Σταθερά η οποία παίρνει τιμές από 0,04 έως 0,06

K: Σταθερά η οποία παίρνει τιμές από 0,65 έως 0,75



Σχήμα 2.5.1 Ποιοτικό διάγραμμα μεταβολής της ταχύτητας πρόωσης συναρτήσει της ταχύτητας περιστροφής για την FSW στο οποίο απεικονίζονται ο βρόγχος βέλτιστης λειτουργίας.



Σχήμα 2.5.2 Διάγραμμα μέσης ομόλογης θερμοκρασίας συναρτήσει του δείκτη θερμότητας για διάφορα κράματα αλουμινίου

(α)

Από το σχήμα 2.5.2 η περιοχή τιμών ομόλογης θερμότητας  $T/T_m$  που δίνει βέλτιστα αποτελέσματα θερμού FSP για το κράμα 5083 βρίσκεται από 0,77 έως 0,815. Εισάγοντας αυτές τις τιμές αυτές στην εξίσωση (2.5) και θέτοντας  $\alpha=0,05$  και  $K=0,7$  εξάγουμε τα αντίστοιχα όρια τιμών του λόγου  $\omega^2/\nu$ , τα οποία είναι από 67.275 έως 209.504. Έτσι τα ζεύγη τιμών τα οποία βρίσκονται εντός ορίων θερμού FSP και στα οποία μπορεί να λειτουργήσει η μηχανή FSP είναι τα ακόλουθα:

$\omega$	$\nu$	$\omega^2/\nu$
1180	19	73284,21
1500	30	75000
1500	19	118421,1

Αντίστοιχα η περιοχή τιμών ομόλογης θερμότητας  $T/T_m$  που δίνει βέλτιστα αποτελέσματα ψυχρού FSP για το κράμα 5083 βρίσκεται από 0,7 έως 0,77. Τα όρια τιμών του λόγου  $\omega^2/\nu$ , είναι από 10.000 έως 67.275 και τα ζεύγη τιμών τα οποία βρίσκονται εντός ορίων ψυχρού FSP και στα οποία μπορεί να λειτουργήσει η μηχανή FSP είναι τα ακόλουθα:

$\omega$	$\nu$	$\omega^2/\nu$
<b>600</b>	19	18947,37
<b>600</b>	30	12000
<b>900</b>	19	42631,58
<b>900</b>	30	27000
<b>900</b>	60	13500
<b>1100</b>	19	63684,21
<b>1100</b>	30	40333,33
<b>1100</b>	60	20166,67
<b>1500</b>	60	37500

## 2.6 ΜΕΛΕΤΗ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ FSP ΧΩΡΙΣ ΠΡΟΣΘΗΚΗ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ ΕΝΙΣΧΥΣΗΣ

Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκαν τρία πειράματα FSP χωρίς τη δημιουργία αυλακίων και την προσθήκη σωματιδίων ενίσχυσης νανοσκόνης αλουμίνας (δοκίμια bead on plate) με σκοπό τη εύρεση ενός βέλτιστου εύρους τιμών των παραμέτρων της ταχύτητας πρόωσης και της ταχύτητας περιστροφής του εργαλείου FSP. Σε αυτά τα πειράματα θέλαμε να ελέγξουμε για ποιές τιμές των παραμέτρων τα δοκίμια αλουμινίου 5083 παρουσιάζουν καλύτερη μικροδομή στη ζώνη ανάδευσης, καθώς και χωρίς να εμφανίζουν ατέλειες. Παράλληλα πραγματοποιήθηκαν τρία πειράματα με τη χρήση εργαλείου FSP χωρίς πείρο το οποίο χρησιμοποιείται στο 'κλείσιμο' των αυλακίων που περιέχουν τα σωματίδια ενίσχυσης νανοσκόνης αλουμίνας, για να ελέγξουμε την επίδρασή του στη μικροδομή των δοκιμίων και κυρίως το βάθος επίδρασής του, καθώς και τη μεταβολή του ανάλογα με διαφορετικές συνθήκες κλεισίματος.

Στα τρία πρώτα πειράματα με την χρήση πείρου επιλέξαμε τα εξής ζεύγη τιμών  $\omega$ ,  $\nu$ :

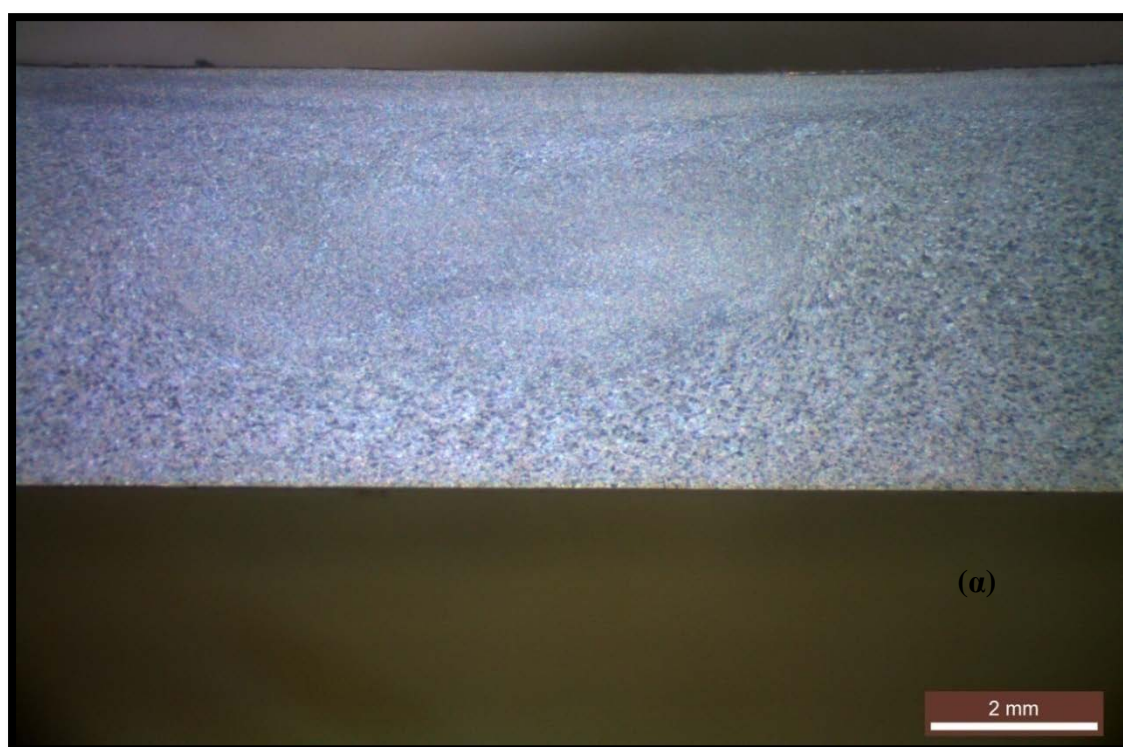
$\omega$	$\nu$	$\omega^2/\nu$
1180	30	46413,33
1180	60	23206,67
1500	60	37500

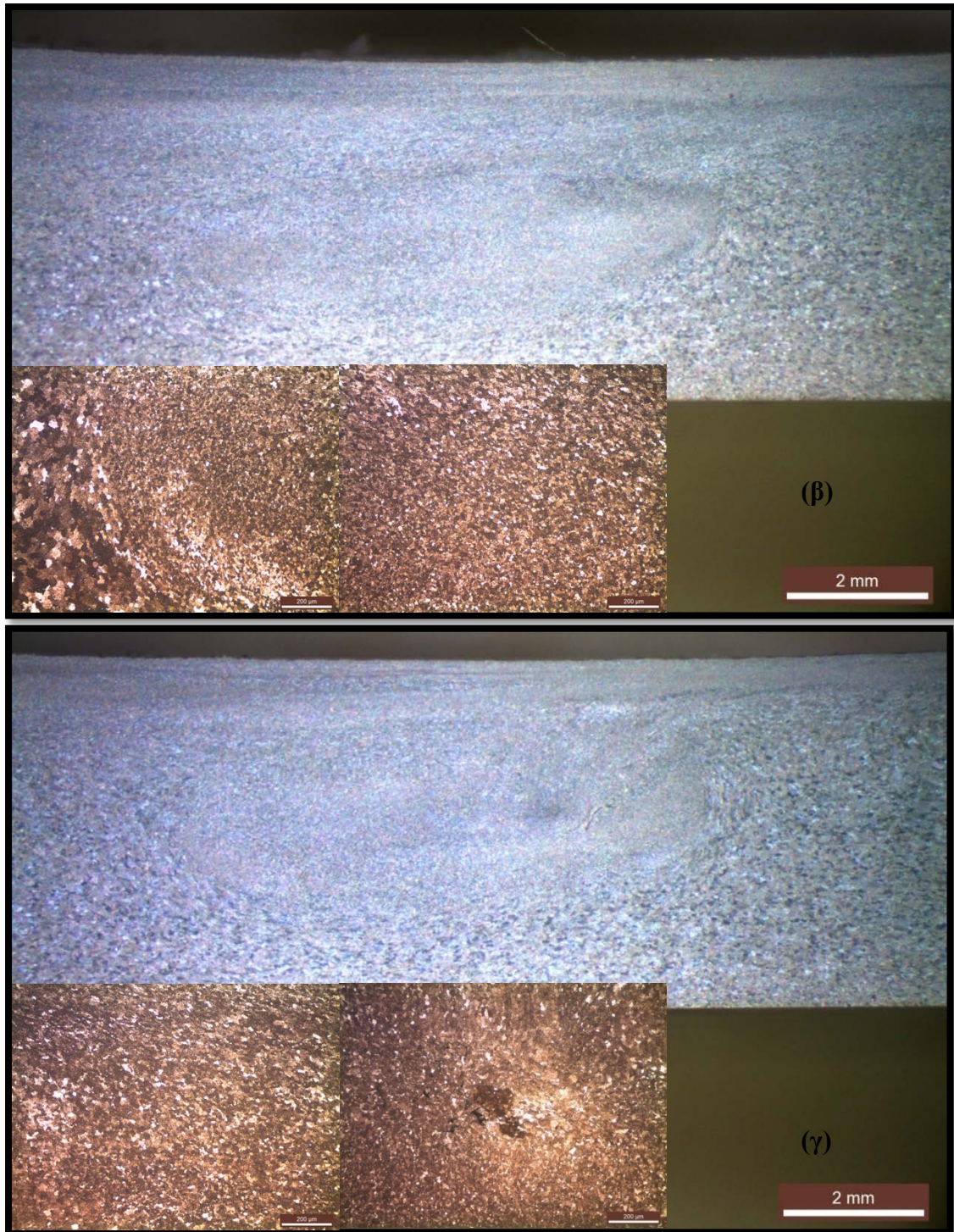
Οι παράμετροι που έμειναν σταθεροί στα συγκεκριμένα πειράματα αναφέρονται στον ακόλουθο πίνακα(πίνακας 2.6.1)

ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΚΥΚΛΙΚΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ
	ΜΗΚΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 3mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 6mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
ΚΛΙΣΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	2°
ΓΕΩΜΕΤΡΙΑ ΑΥΛΑΚΙΩΝ	ΧΩΡΙΣ ΑΥΛΑΚΙΑ

Πίνακας 2.6.1 Παράμετροι πειράματος δοκιμίων bead on plate

Η διείδυση του πείρου ήταν τέτοια, ώστε να εξασφαλίζεται ικανοποιητική επαφή του περιανυχενίου με την επιφάνεια του τεμαχίου και η FSP πραγματοποιήθηκε παράλληλα στη φορά της έλασης που υπέστη το δοκίμιο. Επίσης θα πρέπει να αναφέρουμε πως έγιναν δύο περάσματα FSP σε κάθε δοκίμιο ενώ αρχικά είχε γίνει ένα επιπλέον πέρασμα με το εργαλείο ‘κλεισίματος’ (εργαλείο FSP χωρίς πείρο) έτσι ώστε να έχουμε ακριβώς τις ίδιες συνθήκες με τα μετέπειτα πειράματα που κάναμε με την εισαγωγή σωματιδίων ενίσχυσης νανοσκόνης αλουμίνας στα αυλάκια.





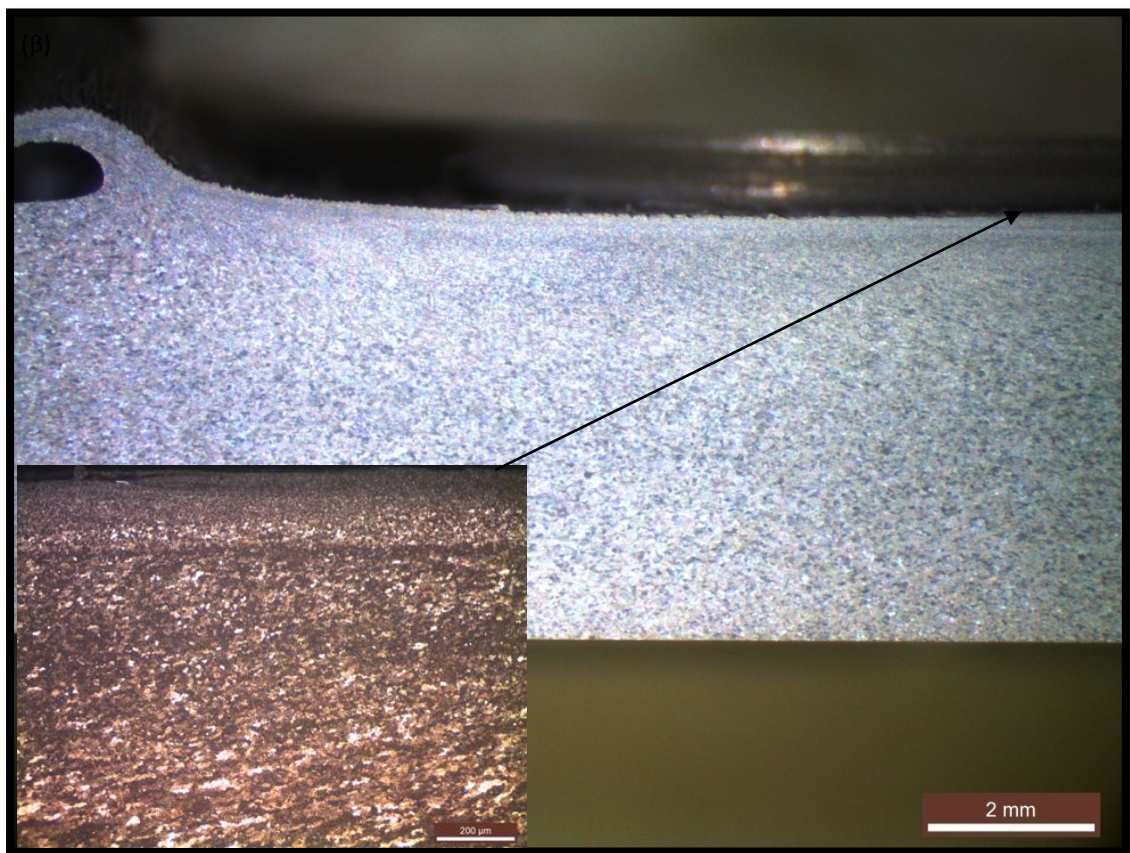
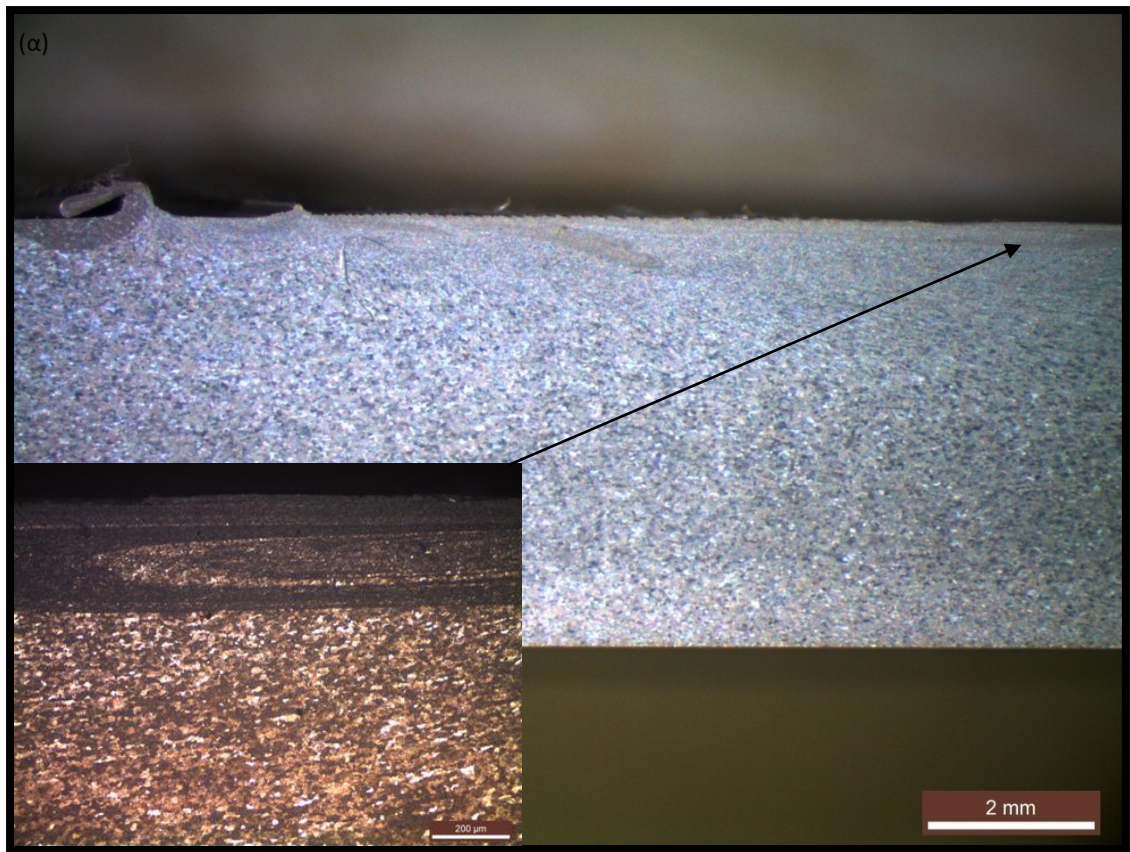
Εικόνα 2.6.1 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παράχθησαν με τη χρήση της FSP για: α)  $\omega=1180$  rpm  $v=30$  mm/min , β)  $\omega=1180$  rpm  $v=60$  mm/min , γ)  $\omega=1500$  rpm  $v=60$  mm/min

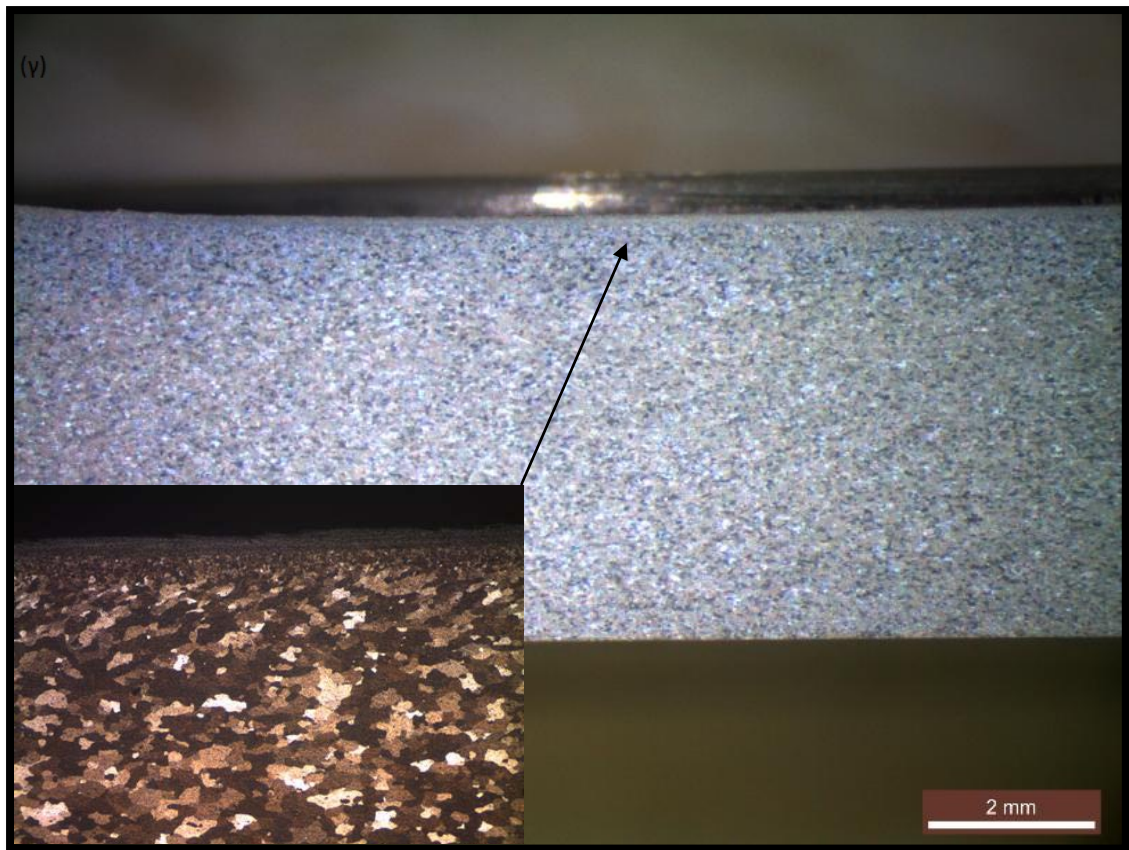


### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Η μακροσκοπική παρατήρηση των τριών αυτών δοκιμίων δεν μας οδήγησε σε κάποιο ασφαλές συμπέρασμα αλλά η μελέτη με το οπτικό μικροσκόπιο έδειξε πως στο δεύτερο και κυρίως στο τρίτο δοκίμιο παρατηρήθηκαν μικρορωγμές και μικροοπές εντός της ζώνης ανάδευσης. Αυτές οι παρατηρήσεις μας οδήγησαν στο συμπέρασμα πως πρέπει να λειτουργήσουμε με ζεύγη τιμών ταχύτητας περιστροφής ( $\omega$ ) και ταχύτητας πρόωσης ( $v$ ) που θα προκαλούν μεγαλύτερη παροχή θερμότητας.

Παράλληλα με τα τρία πειράματα πραγματοποιήσαμε και πειράματα (με ίδιες παραμέτρους ταχύτητας πρόωσης και ταχύτητας περιστροφής) με τη χρήση εργαλείου FSP χωρίς πείρο στα οποία προέκυψε ως συμπέρασμα πως το εργαλείο κλεισίματος επηρεάζει τη μικροδομή του δοκιμίου από την επιφάνεια μέχρι 150-450  $\mu\text{m}$  ανάλογα με το βάθος διείσδυσης του περιαιχενίου. Επίσης δεν παρατηρήθηκε κάποια μεγάλη διαφορά στην επιφάνεια του δοκιμίου (επιφάνεια κλεισίματος αυλακίων) συναρτήσει των διαφορετικών παραμέτρων ταχύτητας πρόωσης και ταχύτητας περιστροφής, αλλά παρατηρήθηκε πως παίζει μεγάλο ρόλο στην επιρροή της μικροδομής το βάθος διείσδυσης του εργαλείου και έτσι στη συνέχεια των πειραμάτων τα κλεισίματα των αυλακίων τα πραγματοποιούσαμε με όσο το δυνατό πιο επιφανειακό κλείσιμο με μικρό βάθος διείσδυσης για να προκαλέσουμε τη μικρότερη δυνατή επιρροή στη μικροδομή των δοκιμίων.

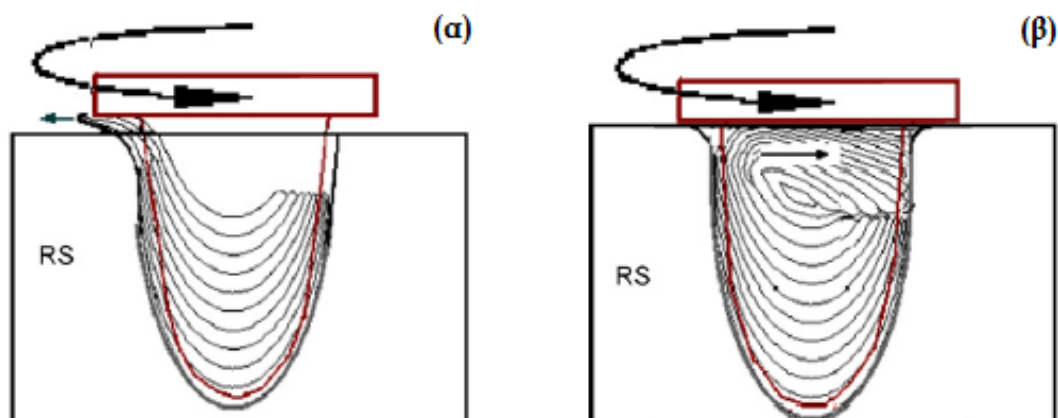




Εικόνα 2.6.2 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP χωρίς πείρο για: α)  $\omega=1180$  rpm  $v=30$  mm/min , β)  $\omega=1180$  rpm  $v=60$  mm/min , γ)  $\omega=1500$  rpm  $v=60$  mm/min

## 2.7 ΠΕΙΡΑΜΑΤΑ ΕΥΡΕΣΗΣ ΒΕΛΤΙΣΤΗΣ ΓΕΩΜΕΤΡΙΑΣ ΑΥΛΑΚΙΩΝ

Μετά από βιβλιογραφική μελέτη αποφασίσαμε στα πειράματα μας να κατασκευάσουμε διπλά αυλάκια ορθογωνικής γεωμετρίας, είτε ίδιων διαστάσεων, είτε διαφορετικών. Η περαιτέρω μελέτη που θα αναπτυχθεί στο κεφάλαιο αυτό μας οδήγησε στην επιλογή της βέλτιστης γεωμετρίας. Η σχεδίαση των αυλακίων βασίστηκε στη ροή υλικού, όπως αυτή εμφανίζεται από διάφορες μελέτες. Όπως έχουμε αναφέρει και στο κεφάλαιο 1, τα είδη ροής διακρίνονται στη ροή η οποία δημιουργείται από το περιανχένιο, η οποία πραγματοποιείται στα ανώτερα στρώματα της ζώνης ανάδευσης και μεταφέρει κυρίως υλικό από την υποχωρούμενη πλευρά προς την προωθούμενη και στη ροή η οποία δημιουργείται από τον πείρο η οποία πραγματοποιείται στα κάτω στρώματα της ζώνης ανάδευσης και μεταφέρει κυρίως υλικό από την προωθούμενη πλευρά προς την υποχωρούμενη.



Σχήμα 2.7.1 (α) Περίπτωση της ροής η οποία υποκινείται από τον πείρο, (β) Συνένωση του υποκινούμενου από το περιανχένιο υλικού με το αντίστοιχα υποκινούμενο από τον πείρο.

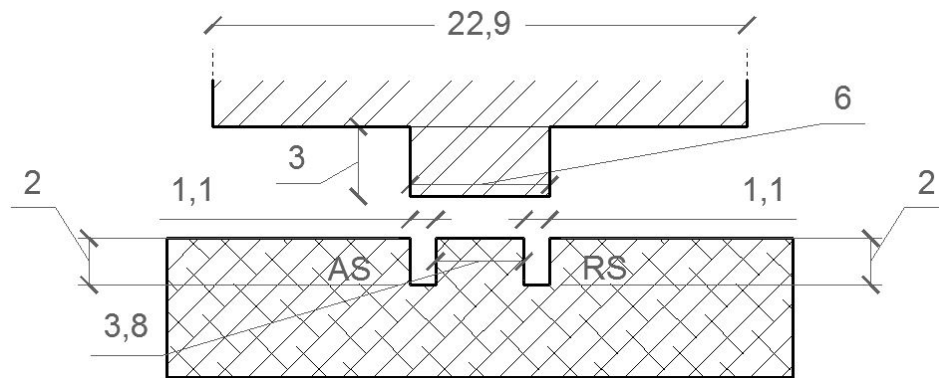
Έτσι τα αυλάκια σχεδιάστηκαν με σκοπό να τροφοδοτούνται ξεχωριστά με νανοσκόνη αλουμίνας ( $Al_2O_3$ ) η προωθούσα πλευρά και η υποχωρούσα πλευρά. Επίσης σε κάποια πειράματα τα αυλάκια σχεδιάστηκαν έτσι ώστε να τροφοδοτούν με μεγαλύτερη ποσότητα σκόνης το κάτω τμήμα της ζώνης ανάδευσης όπου η ροή του υλικού επηρεάζεται από τον πείρο και το άνω τμήμα της ζώνης ανάδευσης όπου η ροή του υλικού επηρεάζεται κυρίως από το περιανχένιο.

Τις διαστάσεις των αυλακίων τις υπολογίσαμε έτσι ώστε να έχουμε σταθερή ποσότητα φάσης ενίσχυσης  $V_f = 10,15\%$ .

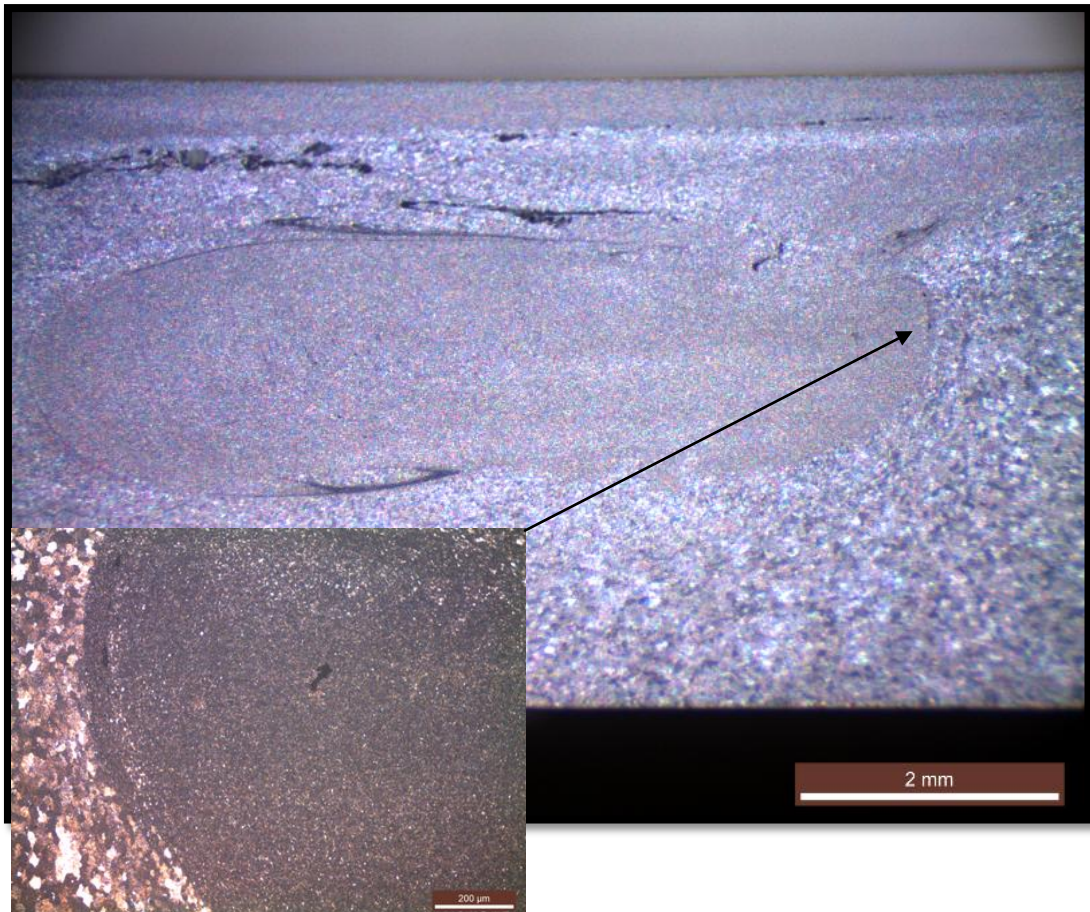
ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΚΥΚΛΙΚΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ
	ΜΗΚΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 3mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 6mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
ΚΛΙΣΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	2°
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΡΟΩΣΗΣ	$v=30 \text{ mm/min}$
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	$\omega=1500 \text{ rpm}$
ΑΡΙΘΜΟΣ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ	2
ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΚΛΕΙΣΙΜΑΤΟΣ	$v=30 \text{ mm/min}$ $\omega=1500 \text{ rpm}$
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
$V_f$	10,15%

Πίνακας 2.7.1 Παράμετροι πειραμάτων εύρεσης βέλτιστης γεωμετρίας δοκιμίων

### Δοκίμιο 1

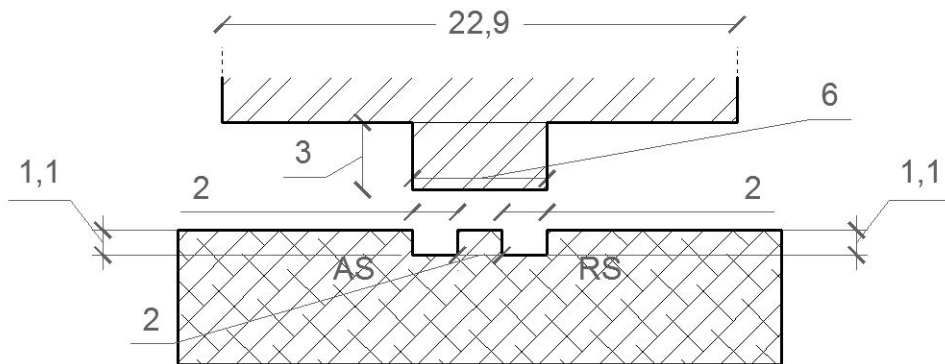


Σχήμα 1.7.2 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 1

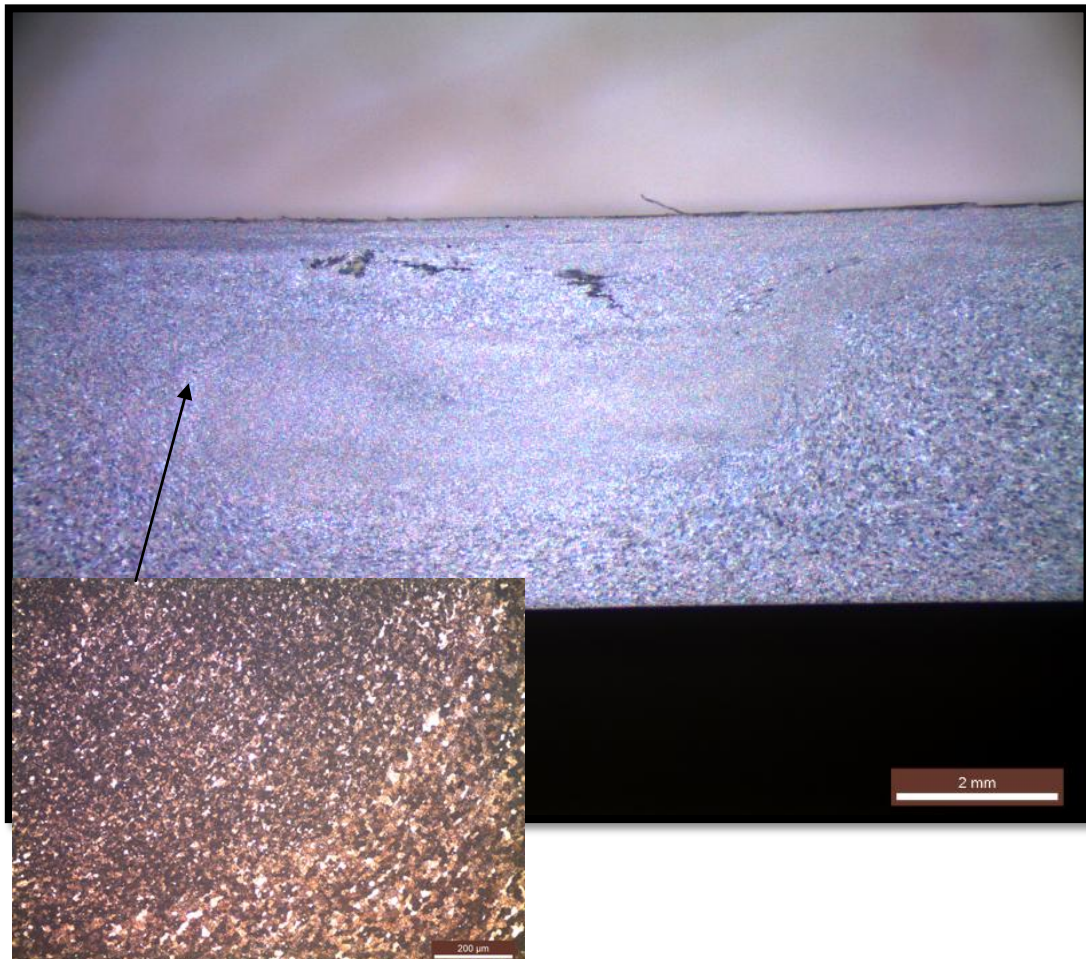


Εικόνα 2.7.3 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 1

## Δοκίμο 2

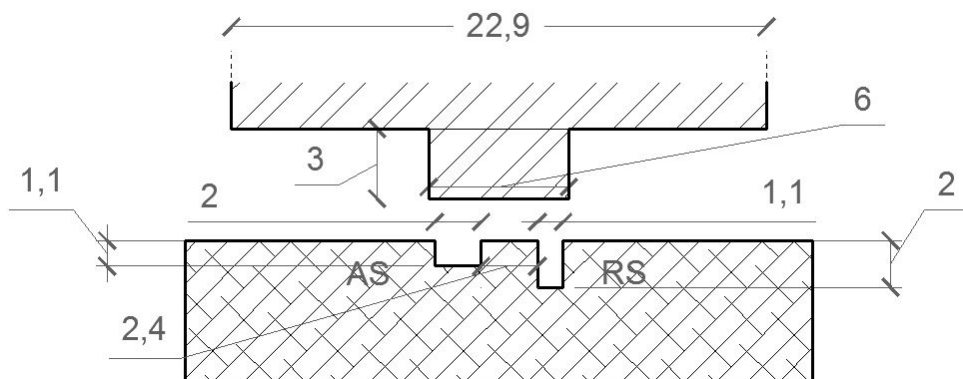


Σχήμα 2.7.4 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμο 2



Εικόνα 2.7.5 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμο 2

### Δοκίμιο 3



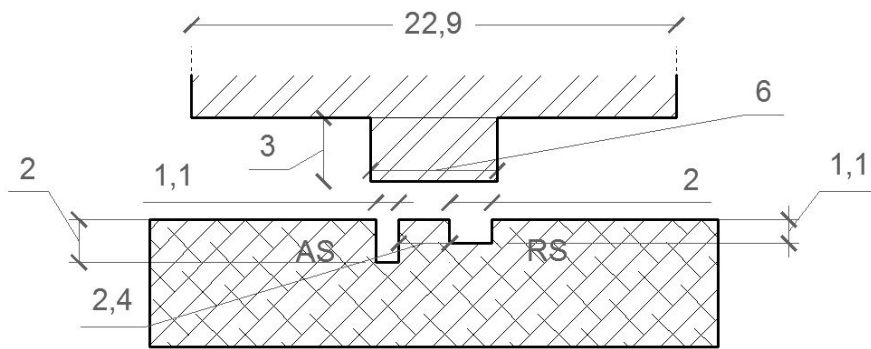
Σχήμα 2.7.6 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 3



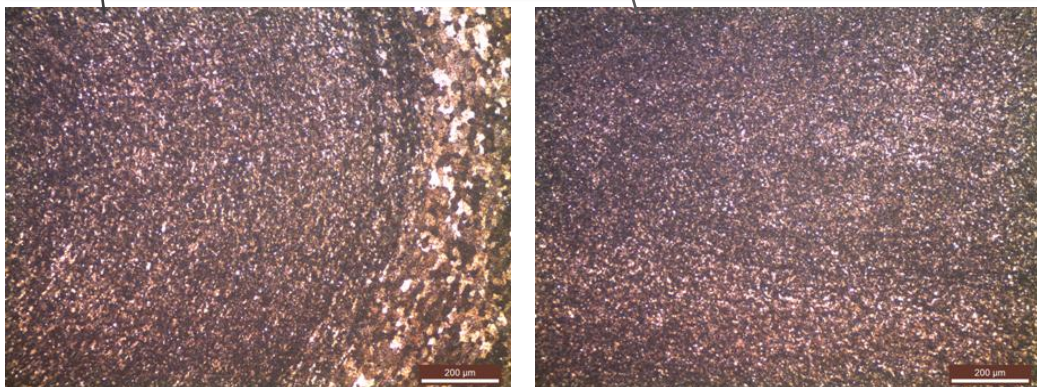
Εικόνα 2.7.6 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 3



### Δοκίμιο 4



Σχήμα 2.7.8 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 4



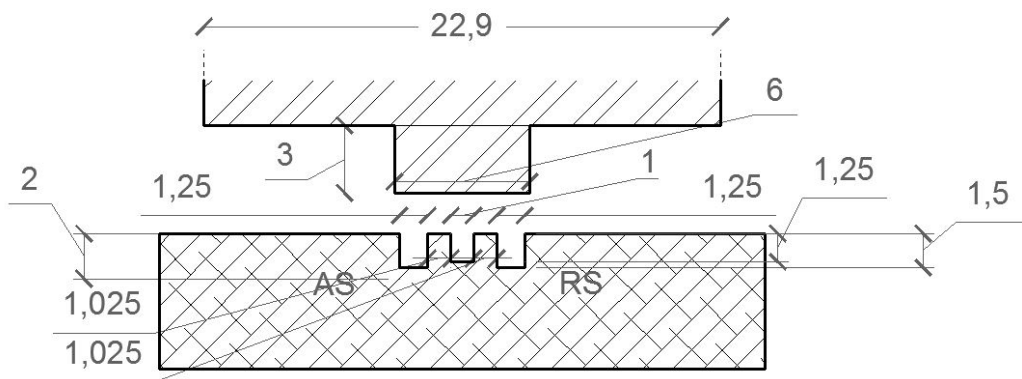
Εικόνα 2.7.9 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 4

### Δοκίμιο 5

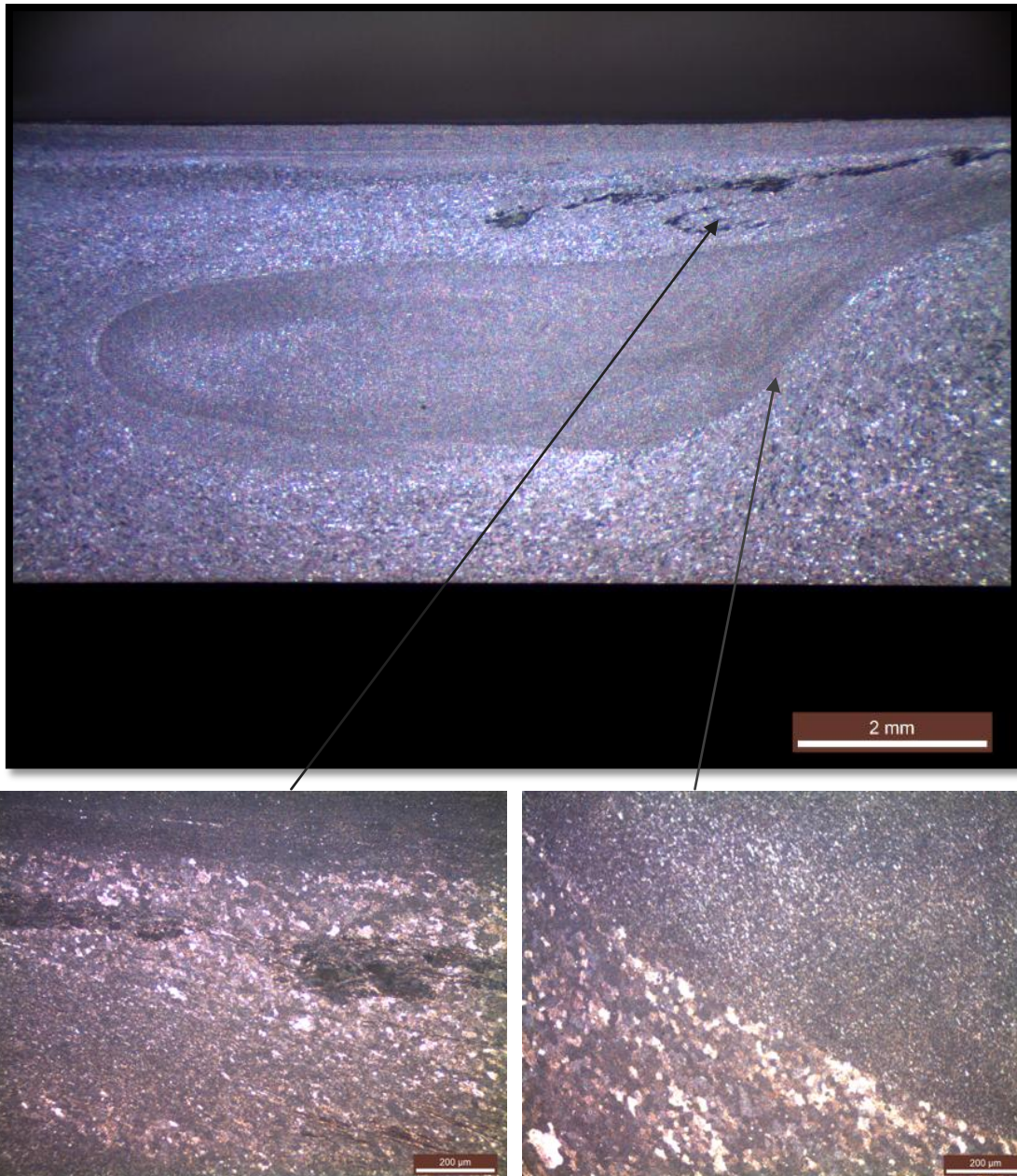
Στο πέμπτο δοκίμιο δημιουργήσαμε τρία αυλάκια διαφορετικής ορθογώνιας γεωμετρίας με λίγο μεγαλύτερο κλάσμα όγκου:

$$V_f = \frac{A_{groove(AS)} + A_{groove(RS)}}{A_{SZ}} = \frac{(1,25mm \cdot 1,5mm) + (1,25mm \cdot 1mm) + (1,25mm \cdot 1,5mm)}{\left(\frac{22,9mm + 6mm}{2}\right) \cdot 3mm} = 11,53\%$$

Σε αυτό το δοκίμιο θέλαμε να ελέγξουμε πως επηρεάζει την ζώνη ανάδευσης η εισαγωγή σκόνης από επιπλέον αυλάκι στο κέντρο του πείρου. Οι υπόλοιπες παράμετροι παρέμειναν σταθερές.



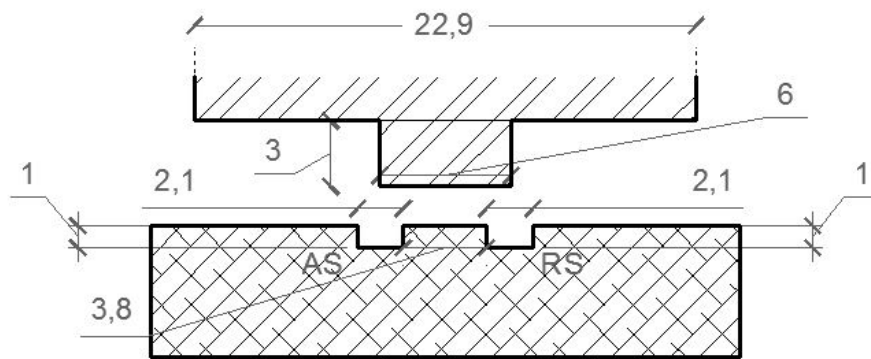
Σχήμα 2.7.10 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνιας στο δοκίμιο 5.



Εικόνα 2.7.11 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 5

### Δοκίμιο 6

Στο δοκίμιο 6 θέλαμε να ελέγξουμε την μορφή που παίρνει η ζώνη ανάδευσης με την κατασκευή αυλακίων τα οποία να βρίσκονται μερικώς εκτός από τον πείρο αλλά εντός της ζώνης ανάδευσης.



Σχήμα 2.7.12 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 6



Εικόνα 2.7.13 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 6

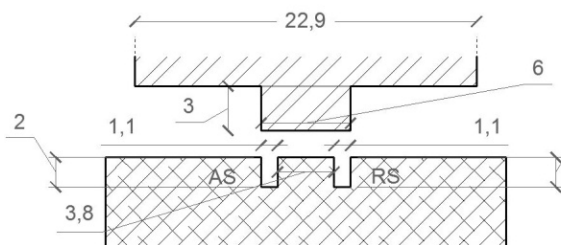
### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Στο δοκίμιο 2 στο οποίο είχαμε δύο αυλάκια διαστάσεων 2mm x 1,1mm (πλάτος x βάθος) παρατηρήθηκαν μεγάλα συσσωματώματα, κάποιες μικρο-οπές και μικρορωγμές καθώς και υψηλή ανομοιογένεια στην ζώνη ανάδευσης. Το δοκίμιο 3 στο οποίο είχαμε αυλάκι διαστάσεων 2mm x 1,1mm στην advancing side και αυλάκι διαστάσεων 1,1mm x 2mm στην retreating side δεν παρουσίασε κάποια συσσωμάτωση αλλά εμφάνισε μεγάλη ανομοιογένεια στην κατανομή της σκόνης στην ζώνη ανάδευσης. Από μελέτη μέσω μικροσκοπίου της μεταβολής του μεγέθους των κόκκων εντός της ζώνης ανάδευσης φαίνεται σε κάποια σημεία να μην έχει εισέρθει νανοσκόνη αλουμίνας με αποτέλεσμα να μην έχει γίνει ομοιόμορφη εκλέπτυνση των κόκκων. Το δοκίμιο 1 στο οποίο είχαμε δύο αυλάκια διαστάσεων 1,1mm x 2mm παρουσιάζει εξαιρετική ομοιογενή κατανομή νανοσκόνης αλουμίνας εντός της ζώνης ανάδευσης αλλά εμφανίζει κάποια συσσωματώματα κυρίως στην retreating side κοντά στην επιφάνεια. Παρόμοια συμπεριφορά αλλά με διαφορετική γεωμετρία ζώνης ανάδευσης παρουσιάζει και το δοκίμιο 5 το οποίο είχε μεγαλύτερο κλάσμα όγκου με δύο αυλάκια διαστάσεων 1,25mm x 2mm στην advancing και στην retreating side και ένα αυλάκι στο κέντρο διαστάσεων 1mm x 1,25mm. Όπως και το δοκίμιο 1 έτσι και το δοκίμιο 5 παρουσίασε πολύ καλή κατανομή στην ζώνη ανάδευσης αλλά με αρκετά συσσωματώματα στην advancing side. Το δοκίμιο 6, στο οποίο είχαμε αυλάκια μερικώς έξω από τον πείρο γεωμετρίας 2,1mm x 1mm (αυλάκια μικρού βάθους έτσι ώστε όλο το ποσοστό της σκόνης να βρίσκεται εντός ζώνης αναδέυσεως), παρουσίασε καλή κατανομή στην ζώνη ανάδευσης με λίγα συσσωματώματα στην advancing side. Κατά την πειραματική διαδικασία όμως παρουσιάστηκε μεγάλη απώλεια σκόνης στο πέρασμα κλεισίματος των αυλακίων με το εργαλείο χωρίς πείρο κάτι το οποίο οφειλόταν στη θέση και την μορφή των αυλακίων, τα οποία ήταν κατασκευασμένα πολύ μακριά από το κέντρο του εργαλείου και είχαν μεγάλη επιφάνεια εκτεθειμένη στο εργαλείο (λόγω μεγάλου πλάτους) με αποτέλεσμα να στέλνουν ένα ποσοστό της σκόνης εκτός αυλακίων. Τα καλύτερα αποτελέσματα τα πήραμε από το δοκίμιο 4 στο οποίο είχαμε αυλάκι διαστάσεων 1,1mm x 2mm στην advancing side και αυλάκι διαστάσεων 2mm x 1,1mm στην retreating side. Στο δοκίμιο αυτό παρατηρήθηκε πολύ καλή κατανομής σκόνης στην ζώνη ανάδευσης με λίγα συσσωματώματα στην retreating side τα οποία με

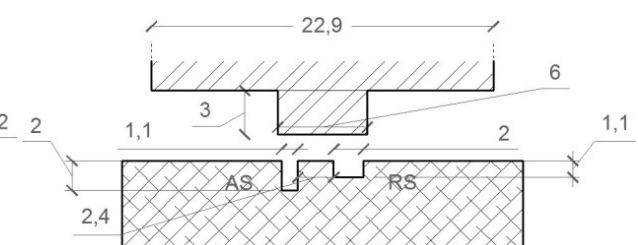
παραπάνω περάσματα μπορούν να εξαλειφθούν μιας και η επίδραση των πολλαπλών περασμάτων της FSP συντελεί στη μείωση του μεγέθους των σχηματιζόμενων συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης, καθώς και στη βελτίωση της διασποράς των σωματιδίων αυτών στη ζώνη ανάδευσης.

Στο δοκίμιο 4, στο οποίο πήραμε τα βέλτιστα αποτελέσματα, το αυλάκι που τοποθετήθηκε στην προωθούσα πλευρά σχεδιάστηκε με σκοπό να τροφοδοτεί με μεγαλύτερη ποσότητα νανοσκόνης αλουμίνας ( $Al_2O_3$ ) το κάτω τμήμα της ζώνης ανάδευσης όπου η ροή του υλικού επηρεάζεται από τον πείρο. Αντίθετα, το αυλάκι που τοποθετήθηκε στην υποχωρούσα πλευρά σχεδιάστηκε με σκοπό να τροφοδοτεί με μεγαλύτερη ποσότητα νανοσκόνης αλουμίνας ( $Al_2O_3$ ) το άνω τμήμα της ζώνης ανάδευσης όπου η ροή του υλικού επηρεάζεται κυρίως από το περιαιχένιο.

Από τα παραπάνω αποτελέσματα αποφασίσαμε να συνεχίσουμε τα πειράματα με τη γεωμετρία αυλακίων του δοκιμίου 4 και να μελετήσουμε περαιτέρω τη γεωμετρία του δοκιμίου 1 το οποίο αν και παρουσίαζε πολλά συσσωματώματα είχε πολύ καλή κατανομή σκόνης μέσα στη ζώνη ανάδευσης.



Σχήμα 2.7.14 Γεωμετρία αυλακίων δοκιμίου 1

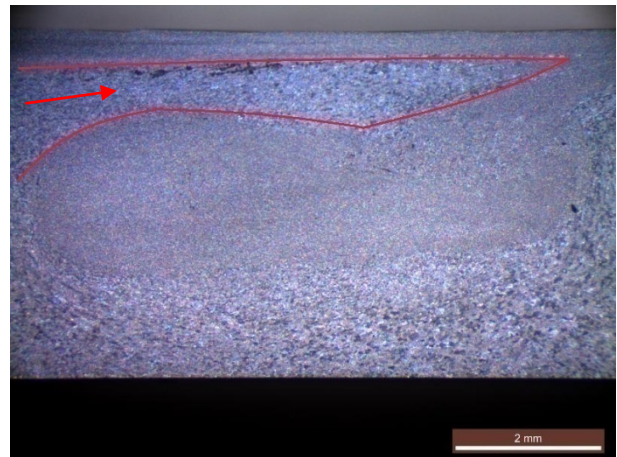
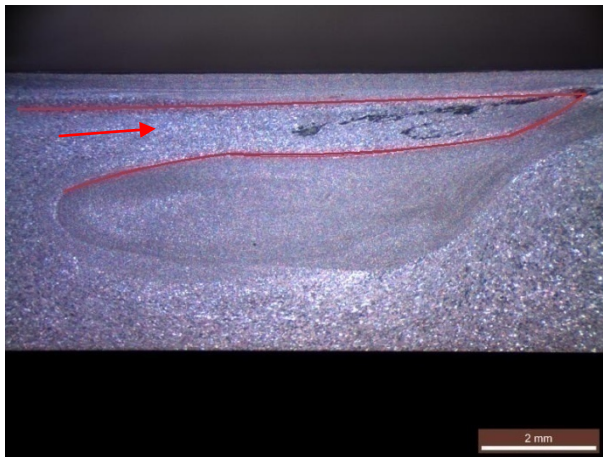
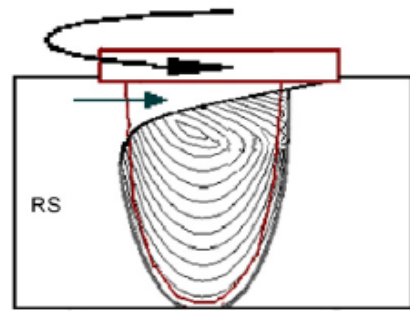


Σχήμα 2.7.15 Γεωμετρία αυλακίων δοκιμίου 4

### Flow arm

Μεγάλο πρόβλημα σε όλα τα παραπάνω δοκίμια ήταν η ύπαρξη μεγάλου “flow arm”.

Το “flow arm” όπως αναφέρεται στις ξένες μελέτες πρόκειται για μητρικό υλικό το οποίο εισάγεται από την υποχωρούσα πλευρά στην ζώνη ανάδευσης και μεταφέρεται προς την προωθούμενη.



Εικόνα 2.7.16 Εικόνες στερεοσκοπίας εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP στις οποίες φαίνεται η εισαγωγή του “flow arm” στην ζώνη ανάδευσης.

Στην συνέχεια των πειραμάτων μελετήσαμε τρόπους μείωσης του “flow arm”.

## 2.8 ΠΕΙΡΑΜΑΤΑ ΑΛΛΑΓΗΣ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΓΙΑ ΤΗΝ ΜΕΙΩΣΗ ΤΟΥ “FLOW ARM”

### 2.8.1 ΑΛΛΑΓΗ ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΜΕΤΑΞΥ ΑΥΛΑΚΙΩΝ

Αφού καταλήξαμε σε δύο βέλτιστες γεωμετρίες αυλακίων ξεκινήσαμε σειρά πειραμάτων για την εύρεση των παραμέτρων που επηρεάζουν το “flow arm” με σκοπό την μείωσή του. Αρχικά κάναμε ένα σετ πειραμάτων κρατώντας σταθερές τις διαστάσεις στα αυλάκια αλλάζοντας μόνο την απόσταση μεταξύ τους στα δύο βέλτιστα σετ αυλακίων που είχαμε βρει.

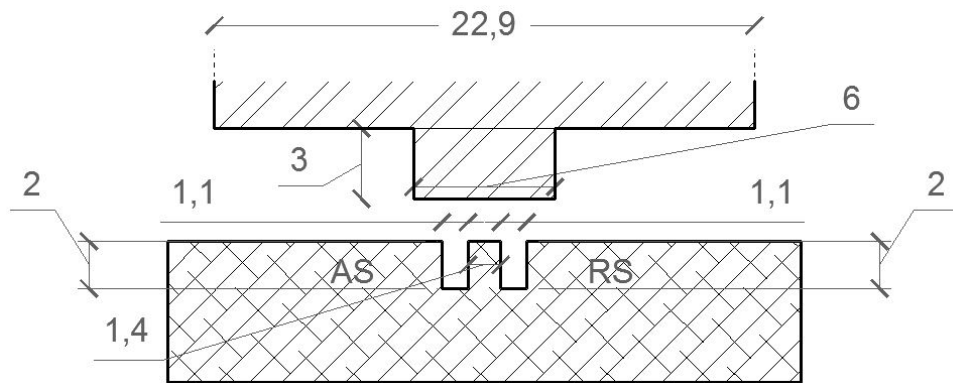
Οι παράμετροι που έμειναν σταθεροί στα συγκεκριμένα πειράματα αναφέρονται στον ακόλουθο πίνακα.

ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΚΥΚΛΙΚΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ
	ΜΗΚΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 3mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 6mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
ΚΛΙΣΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	2°
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΡΟΩΣΗΣ	v=30 mm/min
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	ω=1500 rpm
ΑΡΙΘΜΟΣ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ	2
ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΚΛΕΙΣΙΜΑΤΟΣ	v=30 mm/min ω=1500 rpm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
$V_f$	10,15%

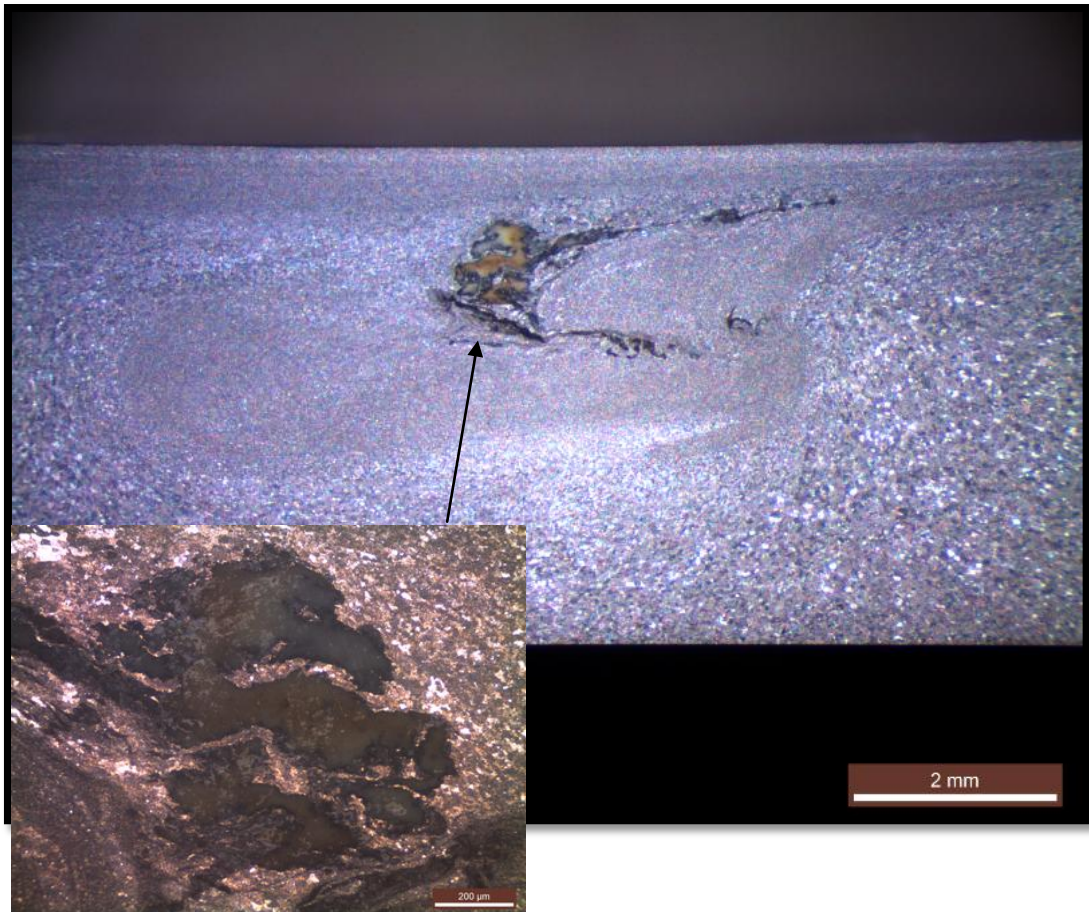
Πίνακας 2.8.1 Παράμετροι πειραμάτων μείωσης αποστάσεων αυλακίων.



### Δοκίμιο 7

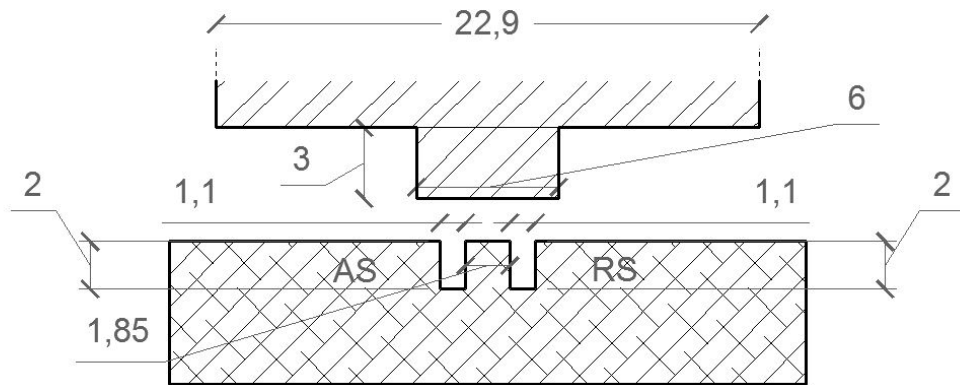


Εικόνα 2.8.1 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 7

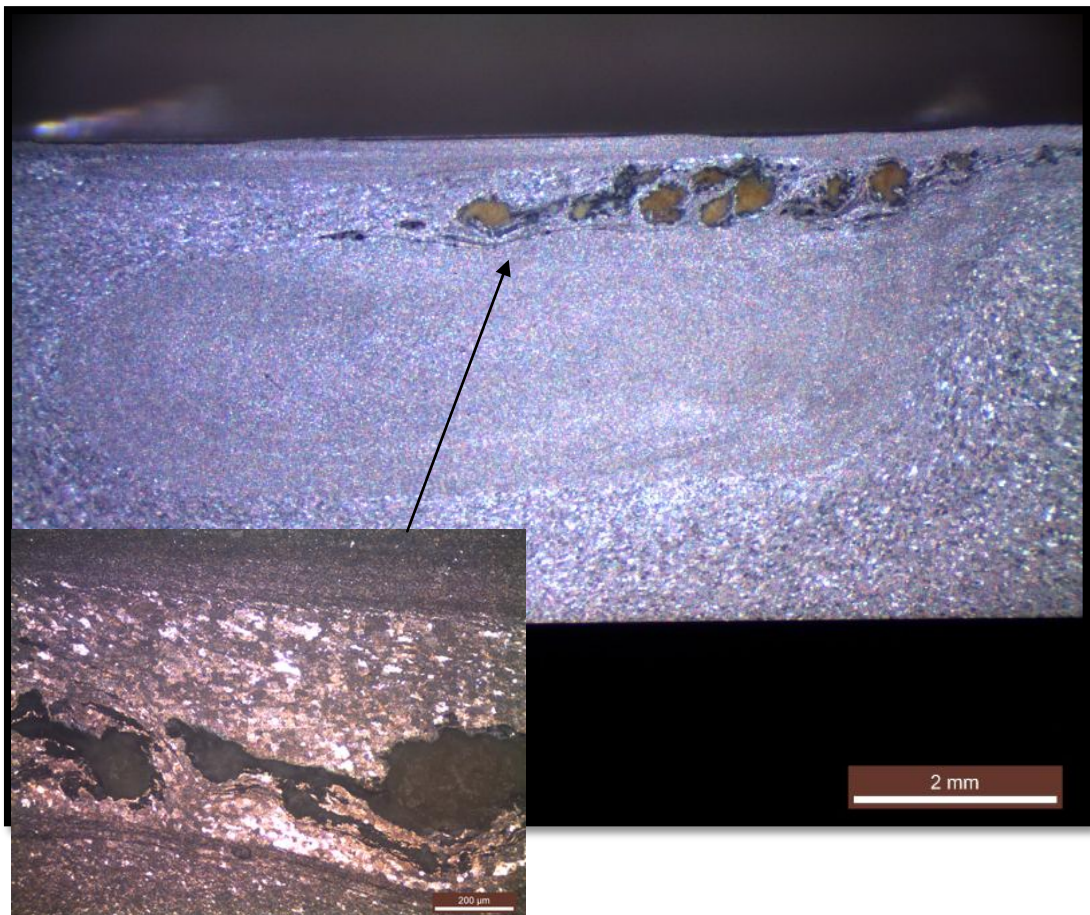


Εικόνα 2.8.2 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 7

### Δοκίμιο 8

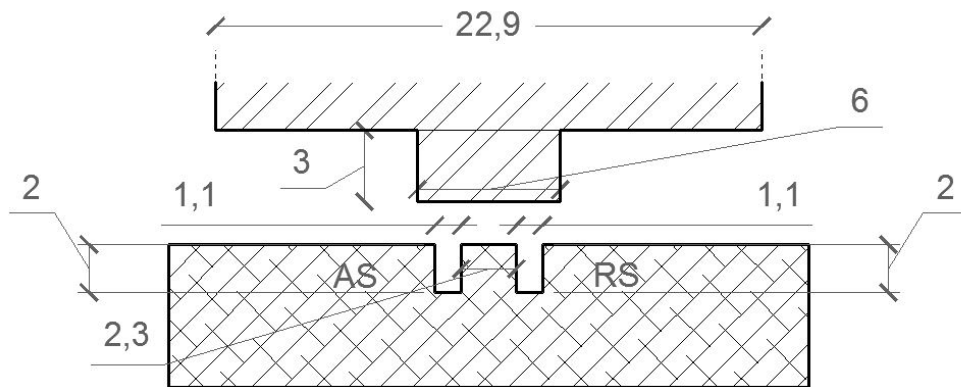


Εικόνα 2.8.3 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 8

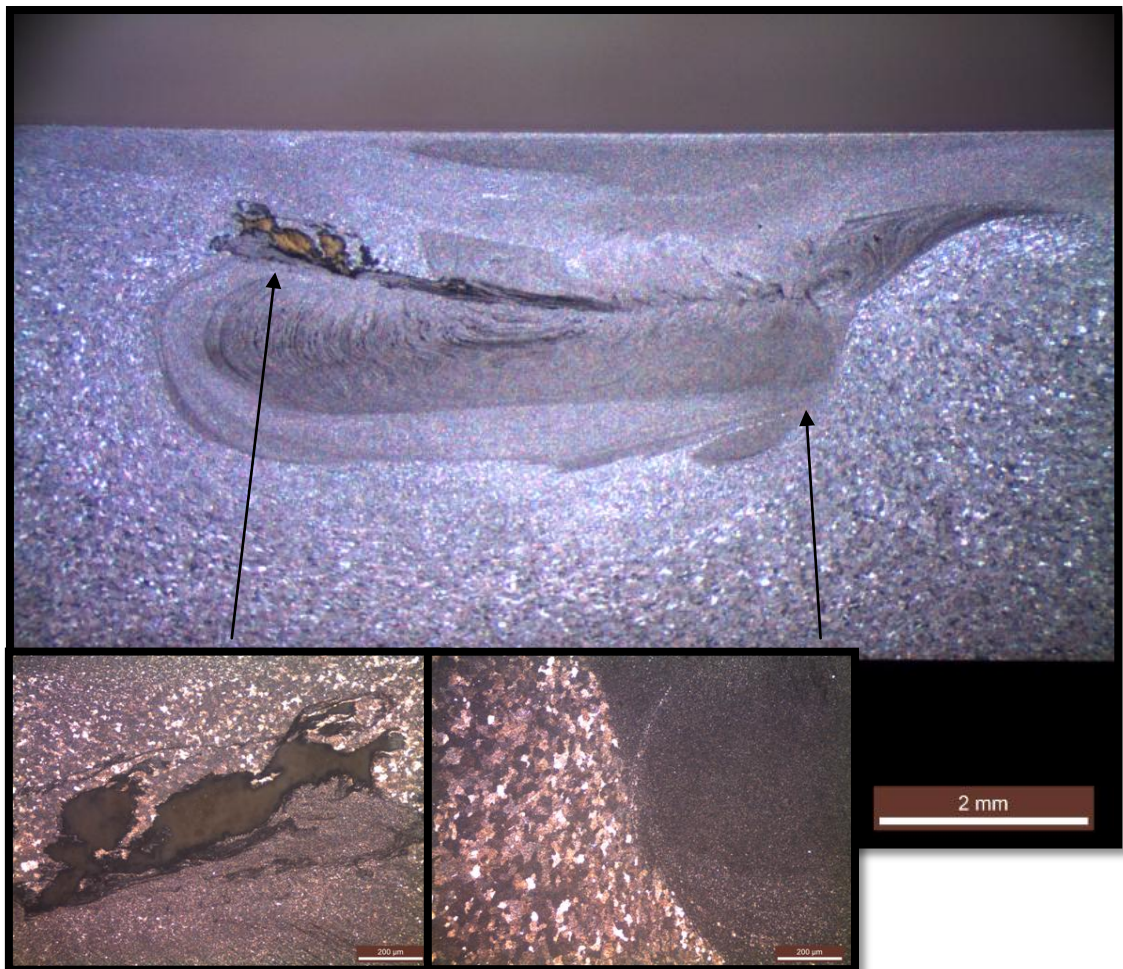


Εικόνα 2.8.4 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 8

### Δοκίμιο 9



Εικόνα 11 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνιας στο δοκίμιο 9

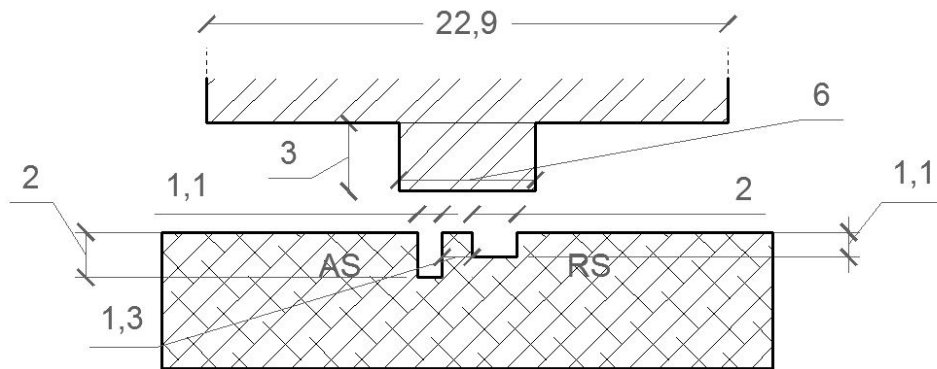


Εικόνα 2.8.6 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 9

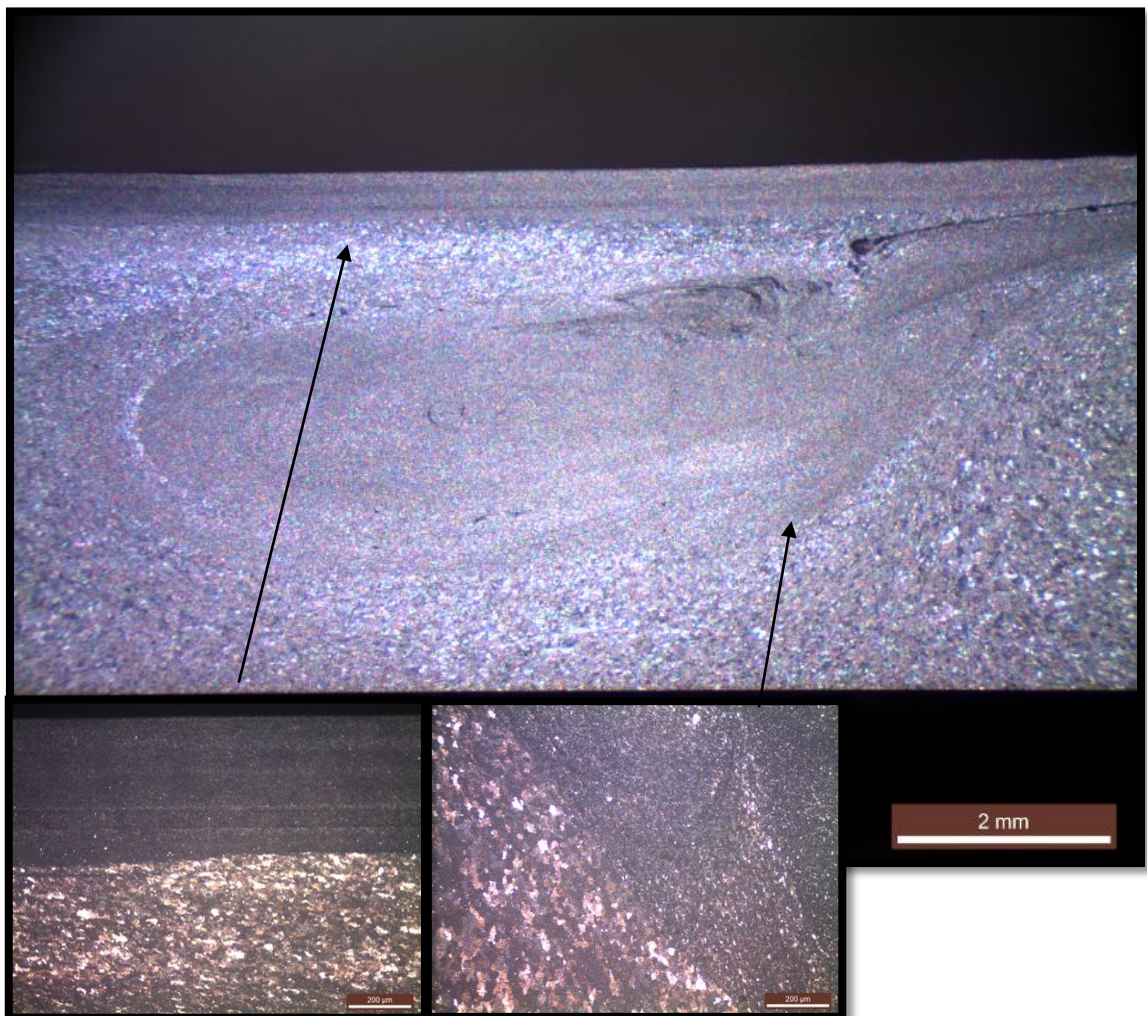
### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Στα δοκίμια 7 , 8 και 9, στα οποία είχαμε 2 αυλάκια διαστάσεων 1,1mm x 2mm και απόσταση μεταξύ των αυλακίων 1,4 , 1,85 και 2,3 mm αντίστοιχα, παρατηρήθηκε υψηλή ανομοιογένεια και συσσωμάτωση. Επίσης αν συγκρίνουμε και το δοκίμιο 1 στο οποίο είχαμε ίδια γεωμετρία αυλακίων με απόσταση μεταξύ τους 3,8 mm, παρατηρούμε ότι τα συσσωματώματα μειώνονται όσο αυξάνεται η απόσταση των αυλακίων. Όσο αφορά το “flow arm” δεν παρατηρείται κάποια μείωση αλλάζοντας την απόσταση των αυλακίων. Μετά από αυτό το σετ πειραμάτων αποφασίσαμε να συνεχίσουμε τα πειράματα μόνο με τη γεωμετρία αυλακίων του δοκιμίου 4.

### Δοκίμιο 10

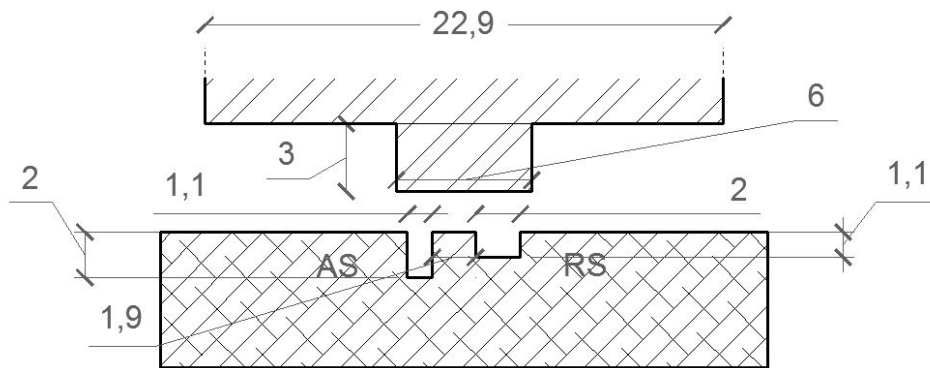


Εικόνα 2.8.7 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 10

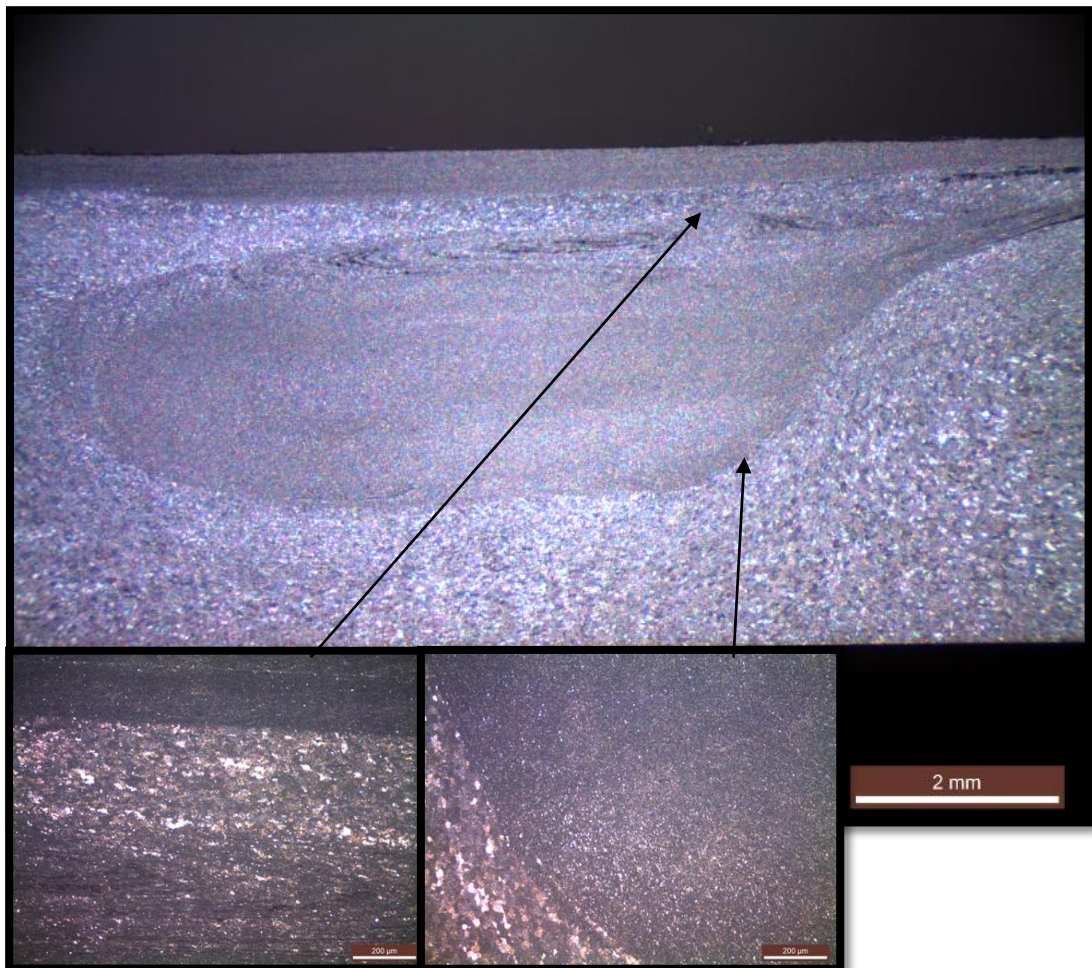


Εικόνα 2.8.8 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 10

### Δοκίμιο 11



Εικόνα 2.8.9 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 11



Εικόνα 2.8.10 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 11

### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Στα δοκίμια 10 και 11, στα οποία είχαμε αυλάκι διαστάσεων 1,1mm x 2mm στην advancing side και αυλάκι διαστάσεων 2mm x 1,1mm στην retreating side και απόσταση μεταξύ των αυλακίων 1,2 και 1,8 mm αντίστοιχα, παρατηρήθηκε καλύτερη κατανομή σκόνης για μεγαλύτερη απόσταση αυλακίων άλλα δεν προέκυψε κάποια μεγάλη αλλαγή στο “flow arm”.

### 2.8.2 ΑΛΛΑΓΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP

Στην συνέχεια αλλάξαμε το εργαλείο FSP και το αντικαταστήσαμε με άλλο τετραγωνικής γεωμετρίας πείρου με διαγώνιο 6mm και ύψος 3mm για να μελετήσουμε την επίδραση του τετραγωνικού πείρου στο “flow arm” αλλά και γενικά στην κατανομή στην ζώνη ανάδευσης.

Σύμφωνα με τη διεθνή βιβλιογραφία ο πείρος τετραγωνικής γεωμετρίας διευκολύνει τη ροή του πλαστικοποιημένου υλικού γύρω του. Επίσης ο υψηλός αριθμός παλμικής δράσης που υφίσταται το υλικό στη ζώνη ανάδευσης από την συγκεκριμένη γεωμετρία οδηγεί σε περαιτέρω εκλέπτυνση των κόκκων που υφίσταται η μικροδομή της ζώνης ανάδευσης και κατά επέκταση αυτού και σε υψηλότερες τιμές σκληρότητας και αντοχής.

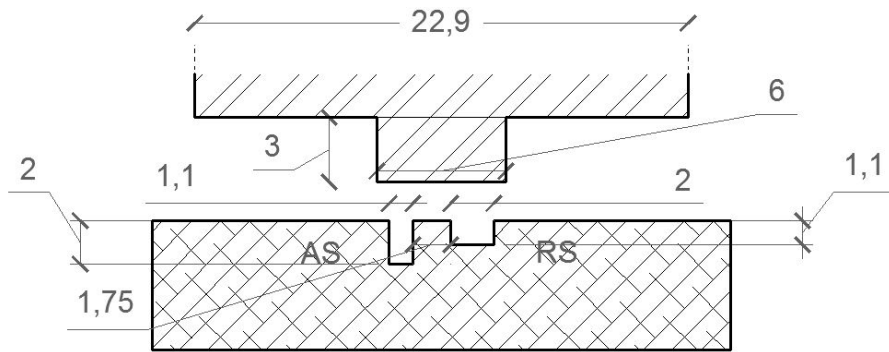
Οι παράμετροι που έμειναν σταθεροί στα συγκεκριμένα πειράματα αναφέρονται στον ακόλουθο πίνακα.

ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΤΕΤΡΑΓΩΝΙΚΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΠΕΙΡΟΣ
	ΜΗΚΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 3mm
	ΔΙΑΓΩΝΙΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 6mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
ΚΛΙΣΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	2°
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΡΟΩΣΗΣ	v=30 mm/min
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	ω=1500 rpm
ΑΡΙΘΜΟΣ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ	2
ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΚΛΕΙΣΙΜΑΤΟΣ	v=30 mm/min ω=1500 rpm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
V <sub>f</sub>	10,15%

Πίνακας 2.8.2 Παράμετροι πειραμάτων αλλαγής εργαλείου FSP.



## Δοκίμο 12

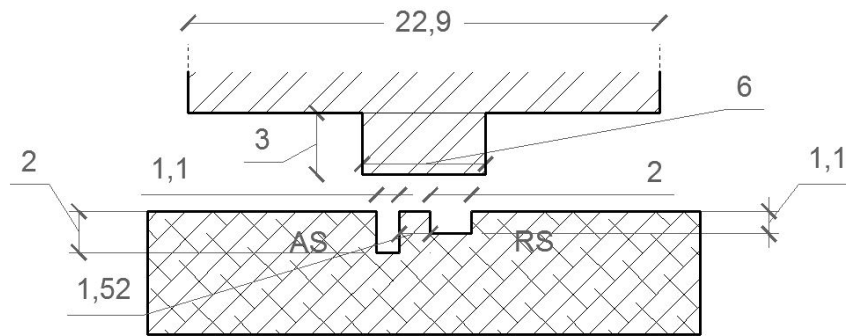


Εικόνα 2.8.11 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμο 12



Εικόνα 2.8.12 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμο 12

### Δοκίμο 13

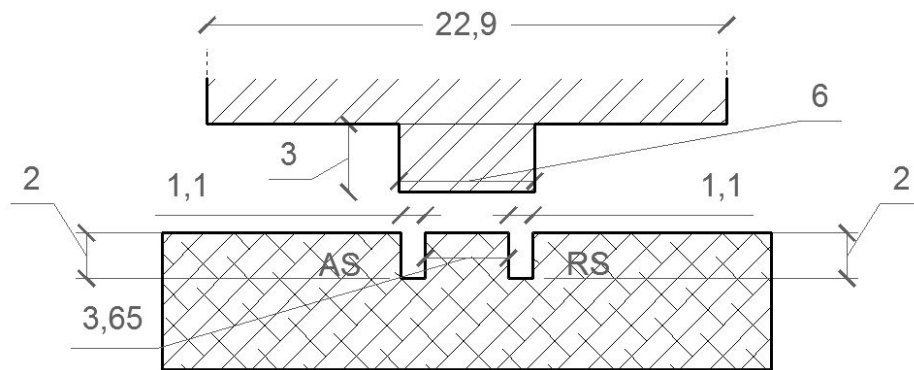


Εικόνα 2.8.13 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμο 13



Εικόνα 2.8.14 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμο 13

### Δοκίμιο 14



Εικόνα 2.8.15 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στο δοκίμιο 14



Εικόνα 2.8.16 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 14

### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Και στα τρία πειράματα με τον τετραγωνικό πείρο παρατηρήθηκε περαιτέρω εκλέπτυνση των κόκκων στη μικροδομή της ζώνης ανάδευσης. Στα δοκίμια 12 και 13 τα οποία είχαν την ίδια γεωμετρία με διαφορετική απόσταση των αυλακίων μεταξύ τους παρατηρήθηκε και εδώ πως με μεγαλύτερη απόσταση των αυλακίων δημιουργούνται λιγότερα συσσωματώματα και κατανέμεται καλύτερα η νανοσκόνη αλουμίνας στη ζώνη ανάδευσης. Στο δοκίμιο 14 το οποίο είχε δύο βαθιά και λεπτά αυλάκια παρατηρείται μεγάλη ανομοιογένεια στη ζώνη ανάδευσης και κάποια συσσωματώματα στην retreating side. Η γεωμετρία της ζώνης ανάδευσης και στα τρία πειράματα είναι αρκετά διαφορετική από ότι με τον κυλινδρικής διατομής πείρο με σπείρωμα και παρατηρείται πάλι η εμφάνιση του “flow arm”. Επίσης και στα τρία δοκίμια η νανοσκόνη αλουμίνας φαίνεται να έχει μετακινηθεί προς την advancing side και δεν υπάρχει η ομοιογένεια που εμφανίζεται στα δοκίμια με τον κυλινδρικής διατομής πείρο με σπείρωμα.

### 2.8.3 ΑΛΛΑΓΗ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΠΡΩΣΗΣ & ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ FSP

Από τα αποτελέσματα των προηγούμενων πειραμάτων έχουμε καταλήξει πως τα βέλτιστα δοκίμια προκύπτουν:

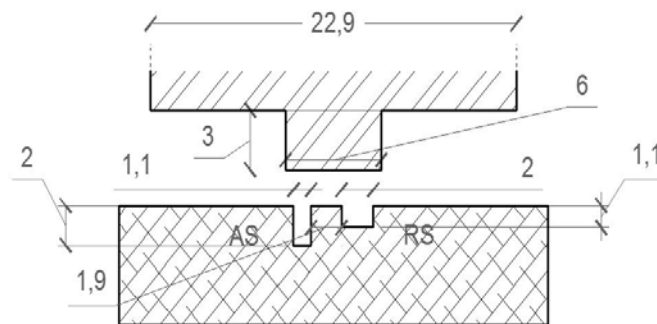
- Με τη χρήση διπλών αυλακίων ορθογωνικής γεωμετρίας με το αυλάκι υποχωρούσας πλευράς να έχει πλάτος 2,1mm και βάθος 1,1mm ενώ στην προωθούσα πλευρά να έχει πλάτος 1,1mm και βάθος 2,1 mm.
- Με την απόσταση των εξωτερικών άκρων των αυλακίων να πλησιάζει τη διάμετρο του πείρου.
- Με τη χρήση του εργαλείου FSP με κυλινδρικής διατομής πείρο με σπείρωμα.

Στα επόμενα πειράματα, κρατώντας τις συνθήκες από τα βέλτιστα αποτελέσματα που έχουν προκύψει, μελετήσαμε την επιρροή του “flow arm” από την αλλαγή των παραμέτρων της ταχύτητας πρόωσης ( $v$ ) και της ταχύτητας περιστροφής ( $\omega$ ).

Οι παράμετροι που έμειναν σταθεροί στα παρακάτω πειράματα καθώς και η γεωμετρία των αυλακίων αναφέρονται στη συνέχεια.

ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΚΥΚΛΙΚΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ
	ΜΗΚΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 3mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 6mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
ΚΛΙΣΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	$2^\circ$
ΑΡΙΘΜΟΣ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ	2
ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΚΛΕΙΣΙΜΑΤΟΣ	$v=30 \text{ mm/min}$ $\omega=1500 \text{ rpm}$
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
$V_f$	10,15%

Πίνακας 2.8.3 Παράμετροι πειραμάτων αλλαγής ταχύτητας πρόωσης και ταχύτητας περιστροφής εργαλείου FSP.



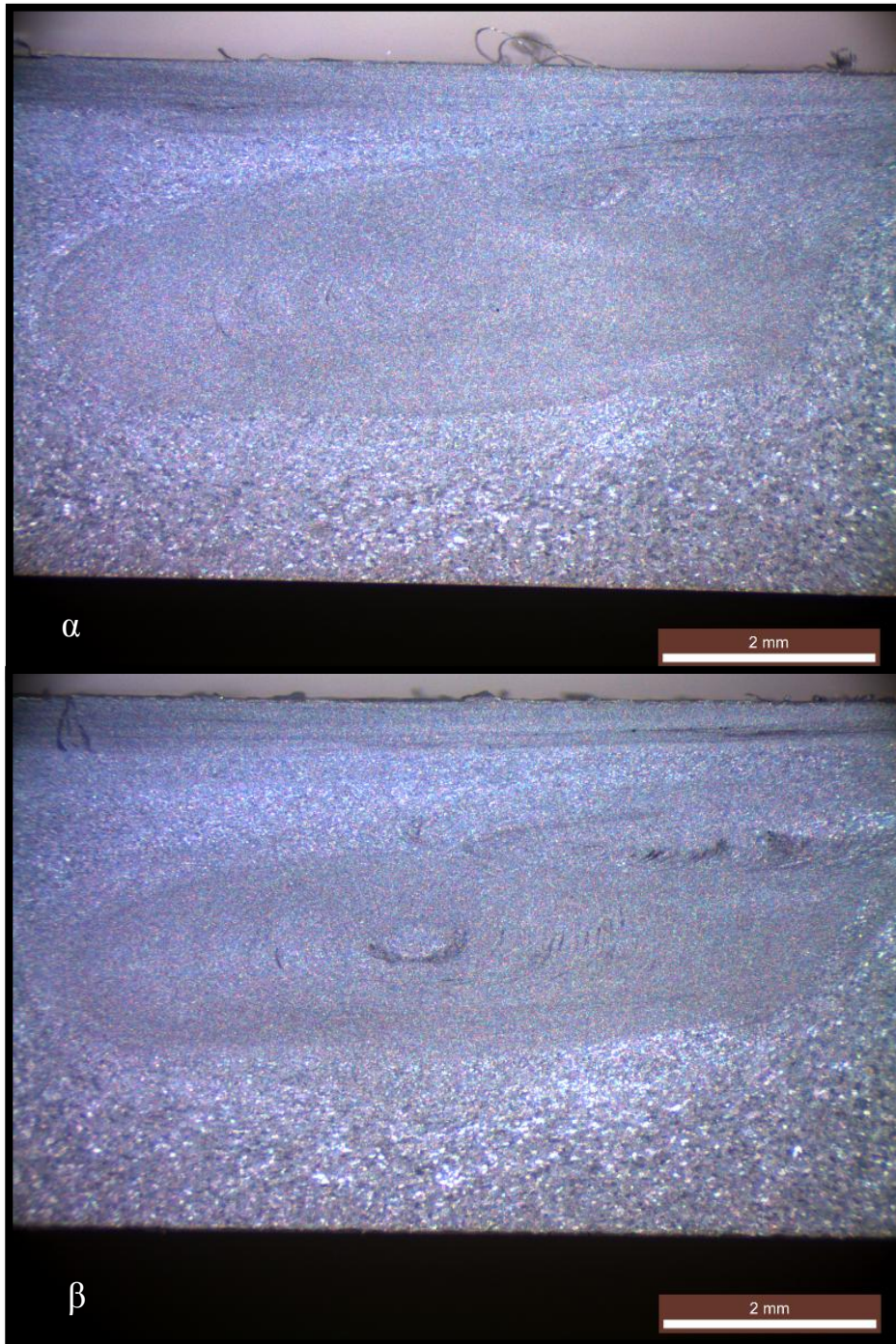
Εικόνα 2.8.17 Γεωμετρία αυλακίων που χρησιμοποιήθηκαν για την εισαγωγή της νανοσκόνης αλουμίνας στα δοκίμια 15,16,17,18.

Τα ζεύγη τιμών ταχύτητας πρόωσης ( $v$ ) και ταχύτητας περιστροφής ( $\omega$ ) που επιλέχθηκαν είναι τα ακόλουθα:

$\omega$ (rpm)	$v$ (mm/min)	$\omega^2/v$
950	30	30083,33
1500	30	75000,00
1500	60	37500
1500	19	118421,05

### Δοκίμια 15 και 16

Στο δοκίμιο 15 μειώσαμε την ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου FSP στα 950 rpm και στο δοκίμιο 16 την αφήσαμε στα 1500 rpm. Την ταχύτητα πρόωσης την κρατήσαμε σταθερή στα 30 mm/min. Με αυτόν τον τρόπο θέλαμε να δούμε πως μεταβάλλεται το “flow arm” με την μείωση της ταχύτητας περιστροφής και άρα με την μείωση της θερμικής παροχής από το εργαλείο FSP μιας και ο χαμηλός λόγος της ταχύτητας περιστροφής προς την ταχύτητα πρόωσης προκαλεί μειωμένη θερμική παροχή στο δοκίμιο.



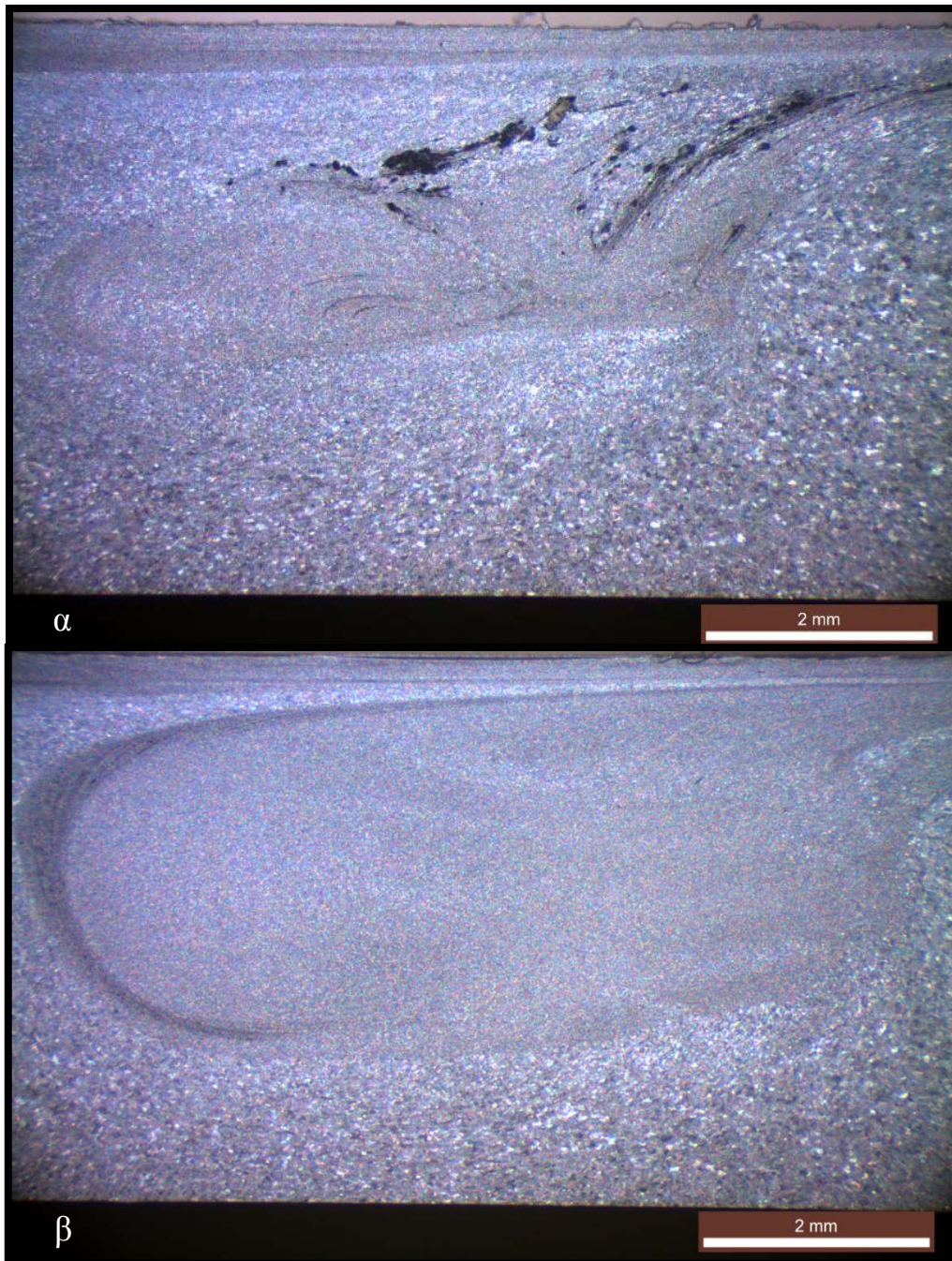
Εικόνα 2.8.18 Εικόνες στερεοσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP για α) δοκίμιο 15 & β) δοκίμιο 16.

#### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Στα δοκίμια 15 και 16 δεν παρουσιάστηκε μεγάλη διαφορά στην κατανομή της νανοσκόνης αλουμίνας στην ζώνη ανάδευσης αλλά παρατηρήθηκε μια μικρή μείωση στο “flow arm” στο δοκίμιο με την χαμηλή ταχύτητα περιστροφής.

### Δοκίμια 17 & 18

Στο δοκίμιο 17 αυξήσαμε την ταχύτητα πρόωσης στα 60mm/min ενώ στο δοκίμιο 18 την μειώσαμε στο ελάχιστο της μηχανής, στα 19mm/min. Την ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου FSP την κρατήσαμε σταθερή στο μέγιστο της μηχανής, στα 1500rpm. Με αυτόν τον τρόπο αποσκοπούσαμε να μελετήσουμε πως επηρεάζεται το “flow arm” με τη μεταβολή της ταχύτητας πρόωσης και άρα με τη μεταβολή της θερμικής παροχής από το εργαλείο FSP.

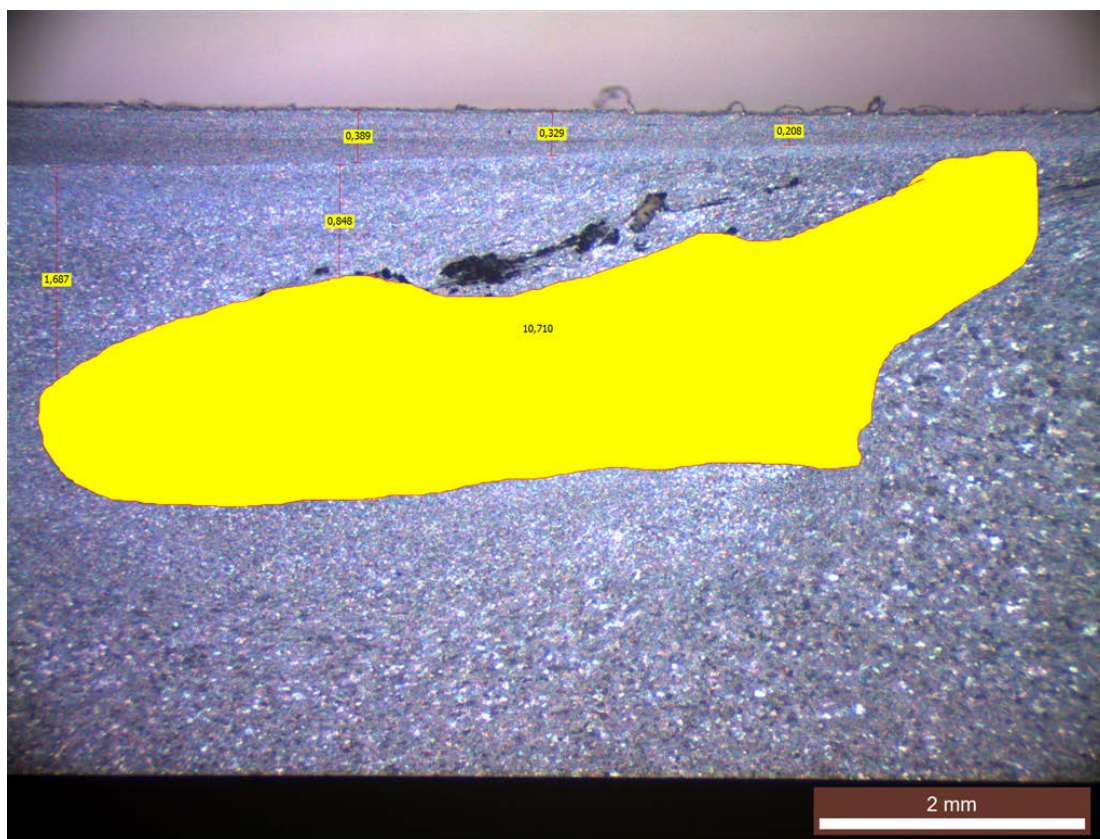


Εικόνα 2.8.19 Εικόνες στερεοσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP για α) δοκίμιο 17 & β) δοκίμιο 18.

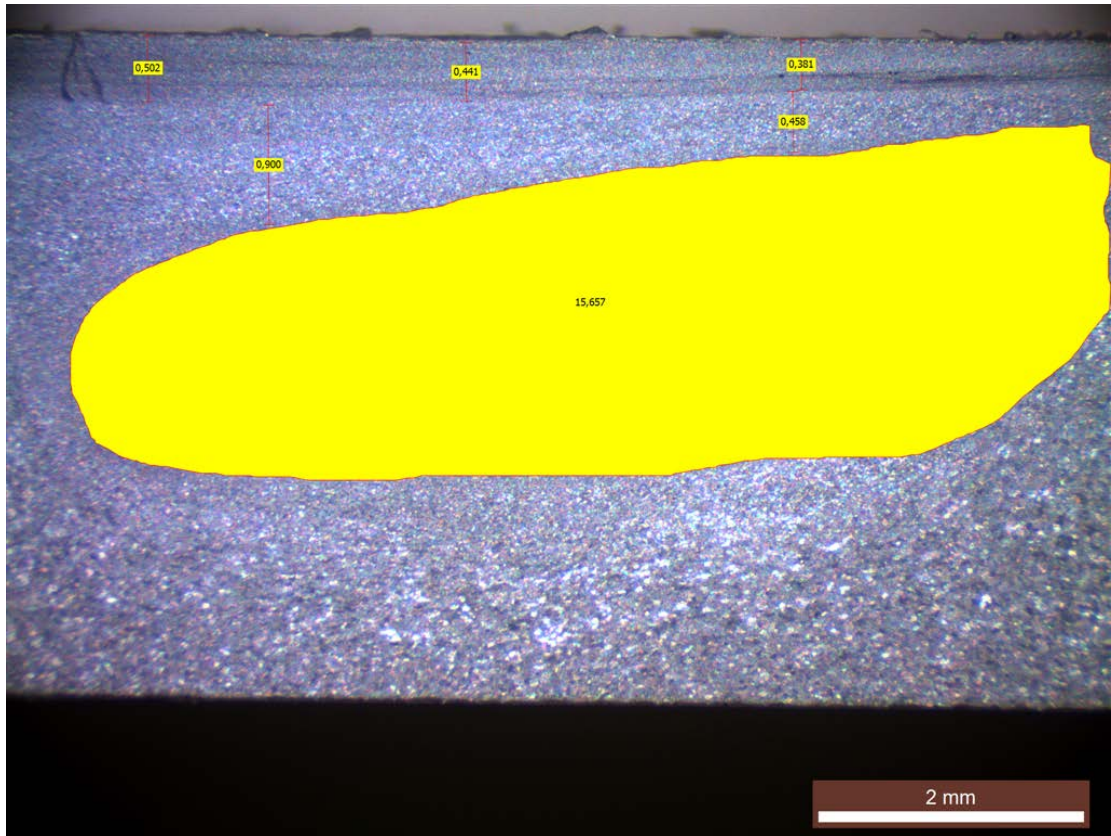


### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

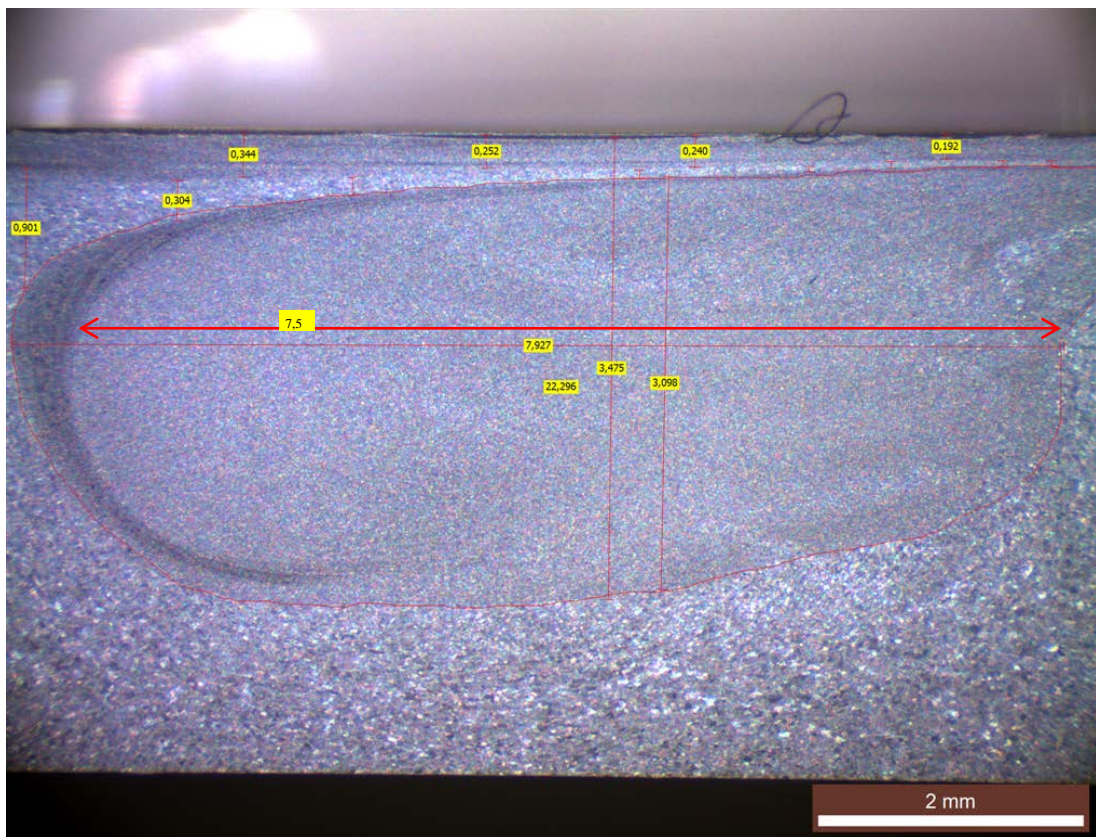
Μειώνοντας την ταχύτητα πρόωσης της τραπέζης στο δοκίμιο 18 παρατηρήσαμε πολύ μεγάλη μείωση στο “flow arm” καθώς και βέλτιστη κατανομή της νανοσκόνης και κατά επέκταση ομοιόμορφη μικροδομή της σύνθετης ζώνης χωρίς την εμφάνιση συσσωματωμάτων και ατελειών, όπως άλλωστε ήταν και το αρχικό ζητούμενο. Αυτό οφείλεται στην πολύ μεγάλη παροχή θερμότητας λόγω της χαμηλής ταχύτητας πρόωσης. Επίσης συγκρίνοντας τις μικροδομές των δοκιμίων 17 και 18 παρατηρήθηκε μεγάλη αύξηση της επιφάνειας της ζώνης ανάδευσης στο δοκίμιο 18 το οποίο οδήγησε και στη μείωση του “flow arm”. Η αύξηση αυτή παρατηρείται καλύτερα αν συγκρίνουμε τις εικόνες στερεοσκοπίας των δοκιμίων 17, 16 και 18 τα οποία έχουν ταχύτητες πρόωσης 60mm/min, 30mm/min και 19mm/min αντίστοιχα και τις υπόλοιπες παραμέτρους ίδιες.



Εικόνα 2.8.20 Αποστάσεις και μέγεθος επιφάνειας ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου 17



Εικόνα 2.8.21 Αποστάσεις και μέγεθος επιφάνειας ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου 16

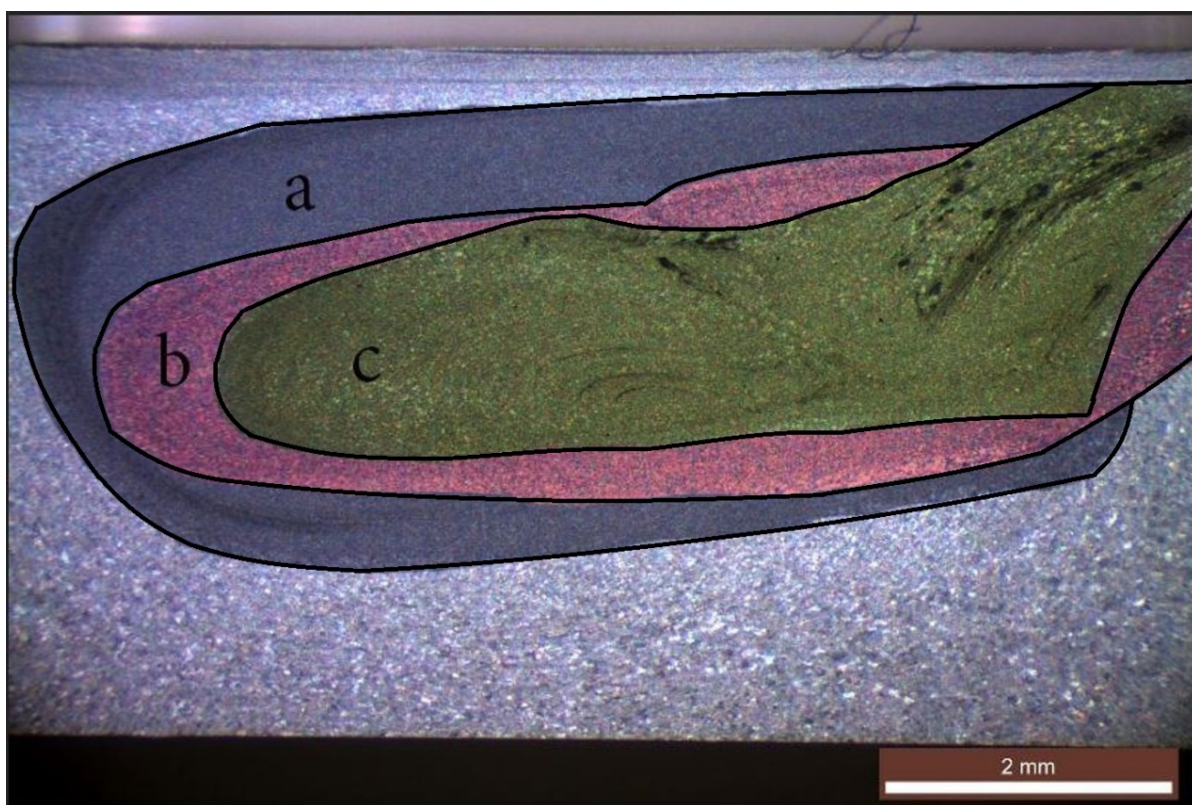


Εικόνα 2.8.22 Αποστάσεις και μέγεθος επιφάνειας ζώνης ανάδευσης του δοκιμίου 18

Στις εικόνες 2.8.20 , 2.8.21 , 2.8.22 και στην εικόνα 2.8.23 παρατηρούμε πως μειώνοντας την ταχύτητα πρόωσης αυξάνεται η επιφάνεια της ζώνης ανάδευσης και προς όλες τις πλευρές αλλά κυρίως προς την retreating side με αποτέλεσμα να συμπιέζει στο πάνω μέρος και να ελαχιστοποιεί το “flow arm”. Το μέγεθος της επιφάνεια της ζώνης ανάδευσης (χωρίς το “flow arm” και το επιφανειακό κομμάτι που είναι επηρεασμένο από το περιουχένιο) το υπολογίσαμε προσεγγιστικά από το πρόγραμμα Leica Application Suite:

1. Δοκίμιο 17  $\approx 11 \text{ mm}^2$
2. Δοκίμιο 16  $\approx 16 \text{ mm}^2$
3. Δοκίμιο 18  $\approx 22 \text{ mm}^2$

Επίσης στα συγκεκριμένα δοκίμια παρατηρούμε την μείωση των συσσωματωμάτων καθώς και την ομοιόμορφη κατανομή της σκόνης με την μείωση της ταχύτητας πρόωσης.



Εικόνα 2.8.23 Μεταβολή μεγέθους ζώνης ανάδευσης, (a) Δοκίμιο 18 ( $v=19\text{mm/min}$ ) , (b) Δοκίμιο 16 ( $v=30\text{mm/min}$ ) , (c) Δοκίμιο 17 ( $v=60\text{mm/min}$ ).

## 2.9 ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ ΚΑΙ ΚΟΚΚΟΜΕΤΡΙΑΣ ΒΕΛΤΙΣΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ FSP

Αφού καταλήξαμε στο βέλτιστο δοκίμιο (δοκίμιο 18) προχωρήσαμε στο χαρακτηρισμό του αφού πρώτα κατασκευάσαμε δοκίμιο bead on plate (δοκίμιο χωρίς αυλάκια και χωρίς προσθήκη νανοσκόνης αλουμίνας), με ακριβώς τις ίδιες συνθήκες, για λόγους σύγκρισης. Από το πρόγραμμα Leica Application Suite χρησιμοποιώντας εικόνες μικροσκοπίας (και στο βέλτιστο δοκίμιο και στο δοκίμιο bead on plate) για αντίστοιχα σημεία στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης μετρήσαμε την κοκκομετρία.

Βέλτιστο δοκίμιο: **1,417  $\mu\text{m}$**

Δοκίμιο bead on plate: **10,436  $\mu\text{m}$**

Το μέγεθος κόκκων στο μέταλλο βάσης όπως αναφέραμε και στην αρχή του κεφαλαίου 2 μετρήθηκε **33,71  $\mu\text{m}$** .

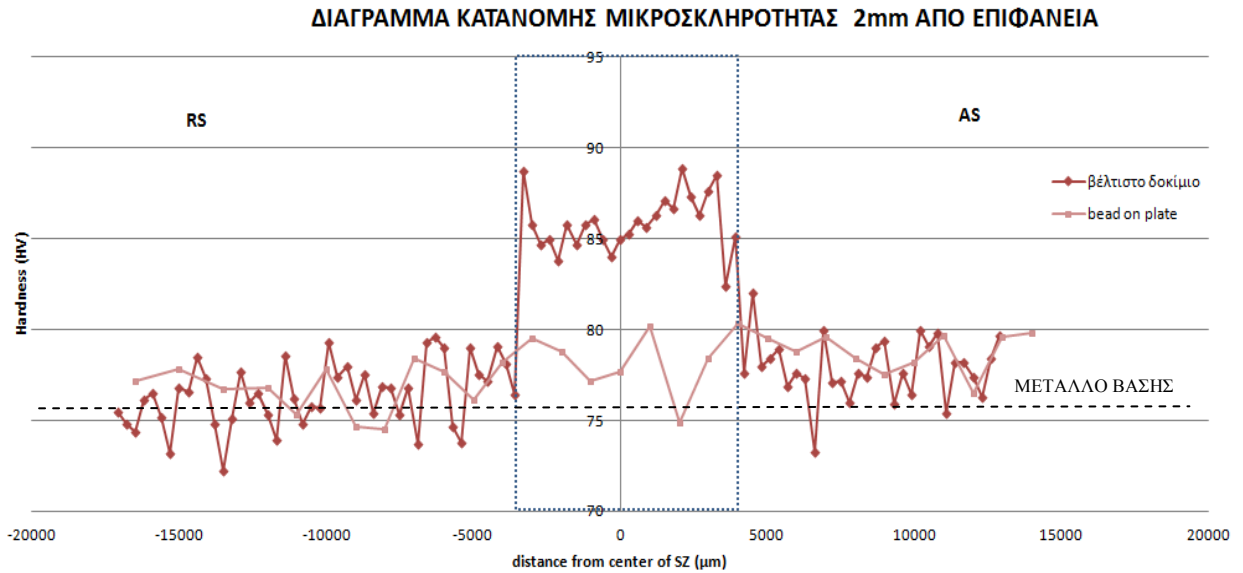
Το μέσο μέγεθος των κόκκων του μητρικού υλικού στο επιφανειακό σύνθετο στρώμα μετά την FSP είναι 1,417 $\mu\text{m}$ , η παρατήρηση αυτή μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι υπάρχει σημαντική εκλέπτυνση της μικροδομής σε σχέση με το υλικό πριν την FSP, όπως επίσης και σε σχέση με το υλικό μετά την FSP με τις ίδιες συνθήκες χωρίς όμως την προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης, τα οποία είχαν μέγεθος κόκκων 33,71 $\mu\text{m}$  και 10,436 $\mu\text{m}$ , αντίστοιχα.

Η περαιτέρω μείωση σε σχέση με το δοκίμιο χωρίς σωματίδια ενίσχυσης που προέκυψε αποτελεί σημαντική εκλέπτυνση της μικροδομής και οφείλεται στο pinning effect το οποίο όπως προαναφέραμε ερμηνεύεται ως η επίδραση των κεραμικών σωματιδίων ενίσχυσης στην ανάπτυξη των δυναμικά ανακρυσταλλωμένων κόκκων, την οποία και περιορίζουν.

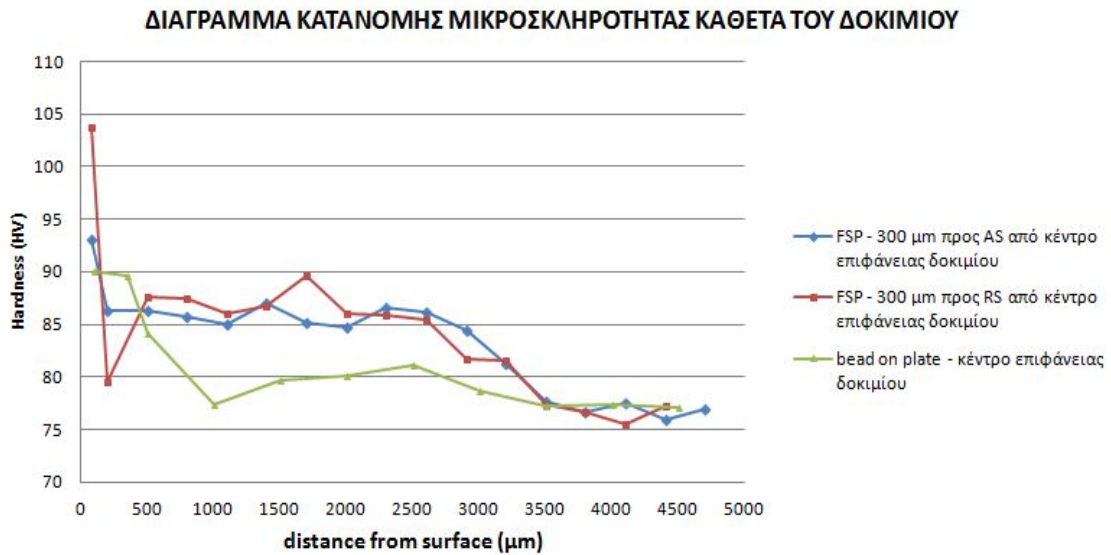
Στη συνέχεια πραγματοποιήσαμε δοκιμές μικροσκληρότητας στα δύο δοκίμια. Πραγματοποιήθηκε μια σειρά μετρήσεων 2 mm κάτω από την επιφάνεια επαφής του περιουχενίου με το δοκίμιο, εκατέρωθεν του κέντρου της ζώνης ανάδευσης και μία δεύτερη σειρά μετρήσεων κάθετα στη ζώνη ανάδευσης και στο μέσο της. Τα συγκεντρωτικά αποτελέσματα παρουσιάζονται στο Σχήμα 2.9.1 και Σχήμα 2.9.2.

Στα παρακάτω διαγράμματα παρατηρούμε πως έξω από τη ζώνη ανάδευσης το δοκίμιο με FSP και το δοκίμιο με bead on plate παρουσιάζουν την ίδια μικροσκληρότητα, ενώ εντός της ζώνης ανάδευσης στο δοκίμιο με FSP παρατηρείται

αύξηση στη μικροσκληρότητα της τάξεως των 5-10 HV σε σχέση με το δοκίμιο με bead on plate και 10-15 HV σε σχέση με τη μέση τιμή στο μητρικό υλικό.



Σχήμα 2.9.1 Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας του βέλτιστου δοκιμίου και του δοκιμίου bead on plate.

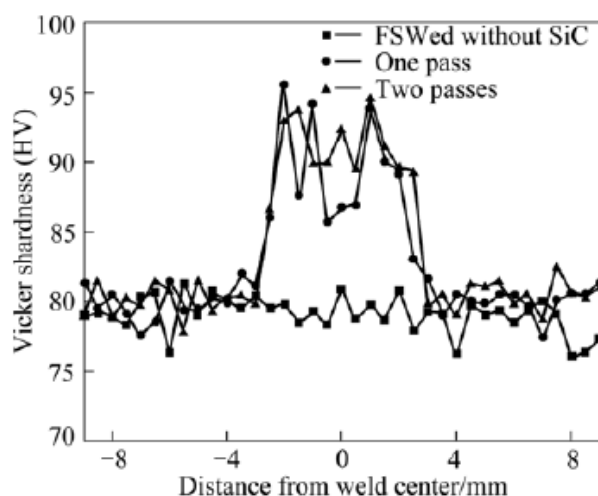


Σχήμα 2.9.2 Διάγραμμα κάθετης κατανομής της μικροσκληρότητας του βέλτιστου δοκιμίου και του δοκιμίου bead on plate.

Η αύξηση αυτή της μικροσκληρότητας οφείλεται στη μείωση του μεγέθους των κόκκων, που προέκυψε από το pinning effect λόγω της παρουσίας των σωματιδίων ενίσχυσης νανοσκόνης αλουμίνας.

Στο διάγραμμα κάθετης κατανομής της μικροσκληρότητας από 0-250  $\mu\text{m}$  παρατηρείται μεγάλη αύξηση της μικροσκληρότητας σε σχέση με τις τιμές στην υπόλοιπη ζώνη ανάδευσης, η οποία φτάνει και τα 30 HV κάτι το οποίο οφείλεται στις πολύ μεγάλες δυνάμεις που ασκούνται στην επιφάνεια από το περιουχένιο σε συνδυασμό με την παρουσία νανοσκόνης αλουμίνας, με αποτέλεσμα την πολύ μεγάλη εκλέπτυνση των κόκκων. Από 250 μέχρι 400  $\mu\text{m}$  παρατηρείται πτώση στην τιμή της μικροσκληρότητας κάτι το οποίο οφείλεται στην είσοδο του “flow arm” στη ζώνη ανάδευσης. Στο “flow arm”, το οποίο πρόκειται για θερμομηχανικά επηρεασμένο υλικό χωρίς νανοσκόνη αλουμίνας, παρουσιάζεται μία μικρή μείωση των κόκκων η οποία οφείλεται σε μεγάλες δυνάμεις και την μεγάλη θερμότητα που δέχεται.

Τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων που προέκυψαν συνάδουν με τη διεθνή βιβλιογραφία. Συγκεκριμένα όπως αναφέραμε και στη βιβλιογραφική ανασκόπηση οι Byung-Wook AHN, Don-Hyun CHOI, Yong-Hwan KIM, Seung-Boo JUNG [26], οι οποίοι κατασκεύασαν σύνθετο υλικό σε μέταλλο βάσης αλουμίνιου 5083 στο οποίο ενσωμάτωσαν κεραμικά σωματίδια ενίσχυσης SiC μεγέθους 4 $\mu\text{m}$ , παρατήρησαν αύξηση της μικροσκληρότητας της τάξεως των 10-15HV όπως φαίνεται και στο διάγραμμα 2.9.3.



Εικόνα 2.9.3 Προφίλ μικροσκληρότητας σύνθετου δοκιμίου AA5083/SiC [26].

## 2.10 ΜΕΛΕΤΗ ΤΗΣ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΤΟΥ ΑΡΙΘΜΟΥ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ ΤΗΣ FSP

Η επίδραση των πολλαπλών περασμάτων της FSP συντελεί στη μείωση του μεγέθους των σχηματιζόμενων συσσωματωμάτων των σωματιδίων ενίσχυσης, καθώς και στη βελτίωση της διασποράς των σωματιδίων αυτών στη ζώνη ανάδευσης.

Το κράμα αλουμινίου πριν την FSP, λόγω της έλασης την οποία έχει υποστεί κατά τη διαδικασία κατασκευής του, χαρακτηρίζεται από υψηλές τιμές παραμενουσών τάσεων, γεγονός το οποίο καθιστά δύσκολη την παραμόρφωση και ροή του υλικού κατά τη διάρκεια του πρώτου περάσματος FSP. Ωστόσο, κατά τη διάρκεια πολλαπλών διαδοχικών περασμάτων, το υλικό παραμορφώνεται και ρέει ευκολότερα λόγω του ότι καθίσταται πιο “μαλακό”

Στο βέλτιστο δοκίμιο δεν παρατηρήθηκε ύπαρξη συσσωματωμάτων και η ομοιογένεια στην ζώνη ανάδευσης ήταν πολύ καλή και έτσι πραγματοποιήσαμε πείραμα FSP (με τις ίδιες συνθήκες με τις συνθήκες που είχαμε στο βέλτιστο) με 4 περάσματα με σκοπό να μελετήσουμε το πώς μεταβάλλεται η μικροσκληρότητα και η κοκκομετρία στη ζώνη ανάδευσης. Παράλληλα πραγματοποιήσαμε αντίστοιχο πείραμα bead on plate (ίδιες συνθήκες χωρίς αυλάκια και νανοσκόνη αλουμίνιας) για να δούμε μέσα από τη σύγκριση, πως επηρεάζει η προσθήκη της νανοσκόνης αλουμίνιας τη μικροσκληρότητα και την κοκκομετρία στη ζώνη ανάδευσης.

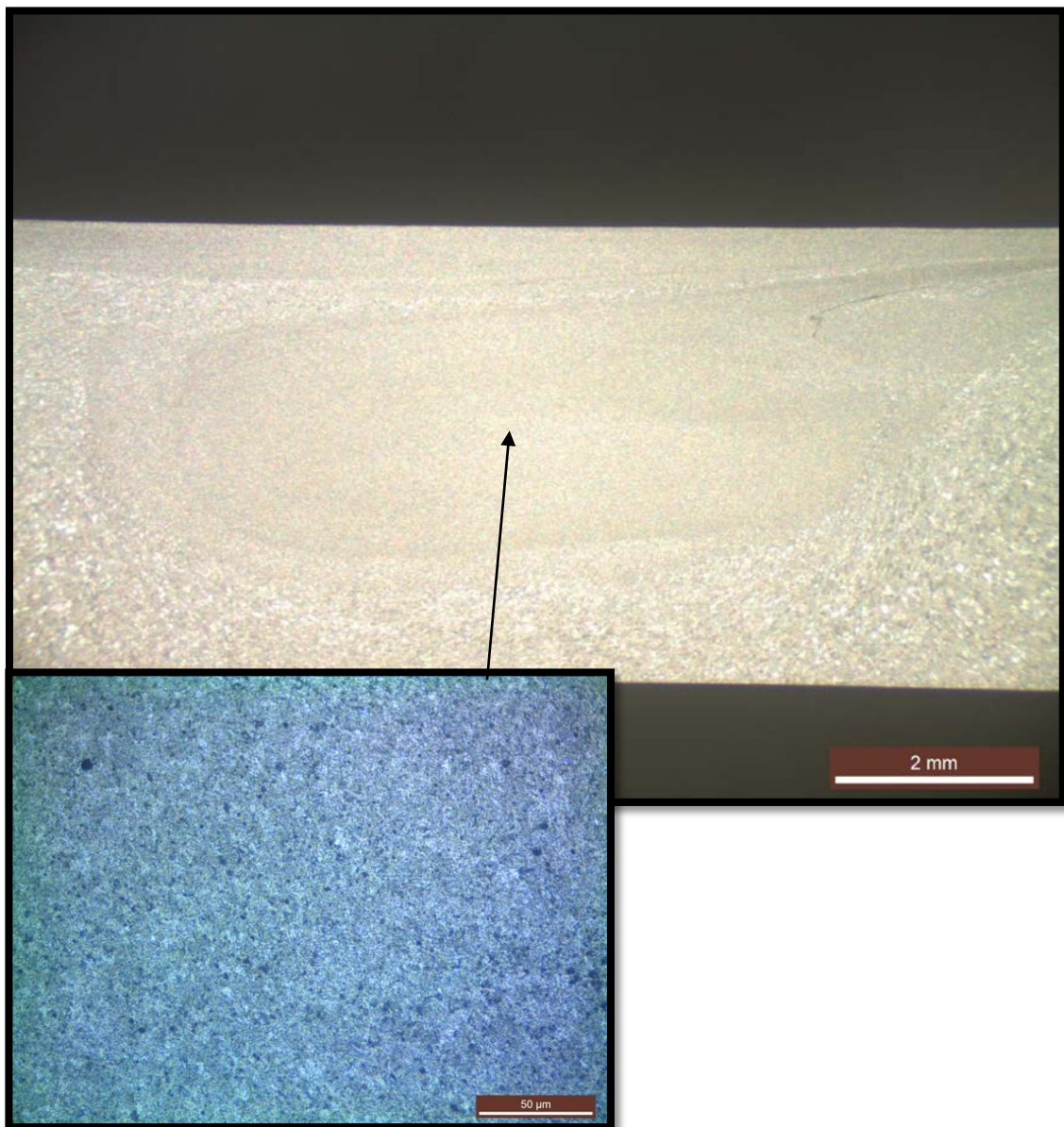
### Δοκίμιο 19 & δοκίμιο bead on plate με 4 περάσματα.

Οι παράμετροι που χρησιμοποιήθηκαν στο δοκίμιο 19 & στο δοκίμιο bead on plate με 4 περάσματα αναφέρονται στον ακόλουθο πίνακα.

ΕΡΓΑΛΕΙΟ FSP	ΚΥΚΛΙΚΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΠΕΙΡΟΣ ΜΕ ΣΠΕΙΡΩΜΑ
	ΜΗΚΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 3mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΙΡΟΥ 6mm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
ΚΛΙΣΗ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	2°
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΡΟΩΣΗΣ	v=19 mm/min

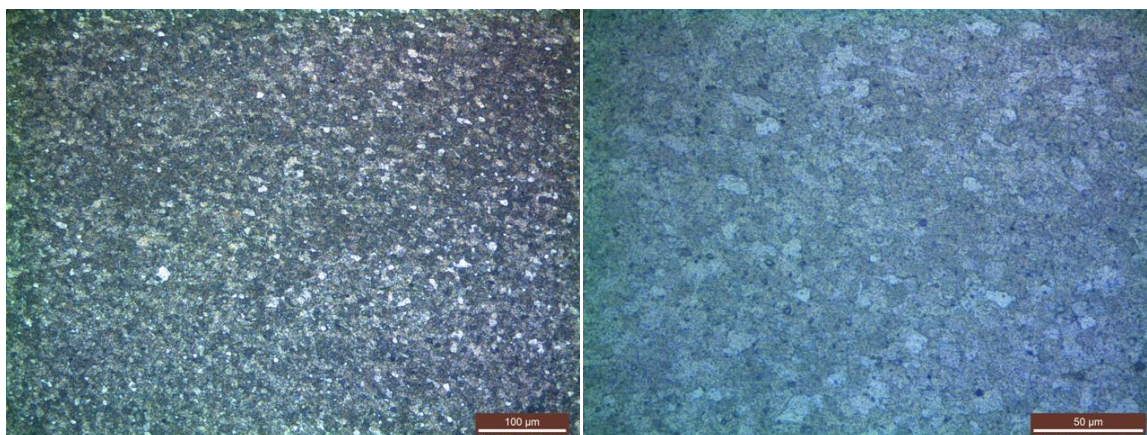
ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΠΕΡΙΣΤΡΟΦΗΣ ΕΡΓΑΛΕΙΟΥ	$\omega=1500$ rpm
ΑΡΙΘΜΟΣ ΠΕΡΑΣΜΑΤΩΝ	4
ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΚΛΕΙΣΙΜΑΤΟΣ	$v=30$ mm/min $\omega=1500$ rpm
	ΔΙΑΜΕΤΡΟΣ ΠΕΡΙΑΥΧΕΝΙΟΥ 22,9mm
$V_f$ (μόνο για δοκίμιο 19)	10,15%

Πίνακας 2.10.1 Πίνακας παραμέτρων πειράματος δοκιμίου 19 & δοκιμίου bead on plate



Εικόνα 2.10.1 Εικόνες στερεοσκοπίας και οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP – Δοκίμιο 19





Εικόνα 2.10.2 Εικόνες οπτικής μικροσκοπίας των εγκάρσιων διατομών που παρήχθησαν με τη χρήση εργαλείου FSP χωρίς την προσθήκη σκόνης – Δοκίμιο bead on plate 4 περάσματα

### Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Στο δοκίμιο 19 πραγματοποιήσαμε FSP με τις ίδιες συνθήκες με το βέλτιστο δοκίμιο (δοκίμιο 18) με 4 περάσματα. Από τις εικόνες του οπτικού στερεοσκοπίου (Εικόνα 2.10.1) παρατηρούμε ότι το δοκίμιο FSP με τα 4 περάσματα εμφανίζει την ίδια συμπεριφορά με το δοκίμιο FSP με τα 2 περάσματα με μόνη διαφορά ότι έχουμε μεγαλύτερη ζώνη επηρεασμένη από το περιουχένιο (περίπου 800μm από επιφάνεια) κάτι το οποίο οφείλεται σε μεγαλύτερη διείσδυση του εργαλείου FSP στο δοκίμιο κατά το τελευταίο πέραςμα. Το “flow arm” λόγω της μεγαλύτερης διείσδυσης εμφανίστηκε σε λίγο μεγαλύτερο βάθος σε σχέση με το δοκίμιο 18 αλλά η μορφή του και το μέγεθός του παρέμειναν ίδια.

Το μέσο μέγεθος των κόκκων της σύνθετης ζώνης ανάδευσης μετρήθηκε μέσω του οπτικού μικροσκοπίου, χρησιμοποιώντας το σύστημα ανάλυσης εικόνας Leica Application Suite, και βρέθηκε ίσο με **1,108μm**. Συγκρίνοντάς το με το βέλτιστο δοκίμιο FSP με 2 περάσματα παρατηρούμε μία μικρή μείωση της τάξεως των 0,4μm.

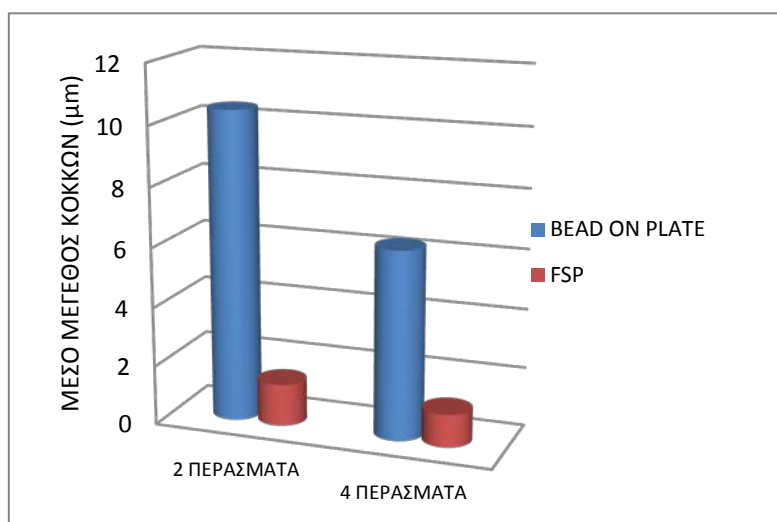
Αντίστοιχα μετρήθηκε το μέσο μέγεθος των κόκκων της ζώνης ανάδευσης για το bead on plate και βρέθηκε ίσο με **6,328μm** και συγκρίνοντάς το με το bead on plate με 2 περάσματα παρατηρούμε μια πιο μεγάλη μείωση της τάξεως των 4μm.

Όπως αναφέραμε και στο κεφάλαιο 2.4 η θερμότητα που παράγεται μετά από κάθε πέραςμα λειτουργεί ως προθέρμανση και οδηγεί στη μειωμένη αντοχή του μετάλλου βάσης οδηγώντας σε εντονότερη ανάδευση σε κάθε επόμενο πέραςμα με

αποτέλεσμα την περαιτέρω μείωση του μεγέθους των κόκκων εντός ζώνης αναδέυσεως.

	2 ΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	4 ΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	ΜΗΤΡΙΚΟ ΥΛΙΚΟ
BEAD ON PLATE	10,436 μm	6,328 μm	33,71
FSP	1,417 μm	1,108 μm	

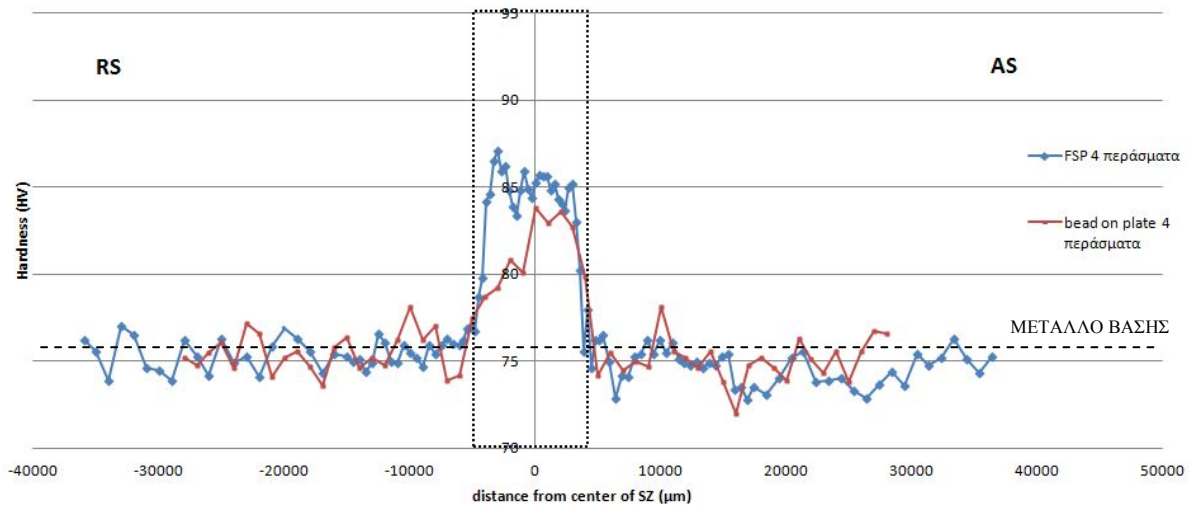
Πίνακας 2.10.2 Συγκριτικός πίνακας μεταβολής μέσου μεγέθους κόκκων στην ζώνη ανάδευσης



Σχήμα 2.10.3 Συγκριτικό διάγραμμα της μεταβολής μέσου μεγέθους κόκκων στην ζώνη ανάδευσης

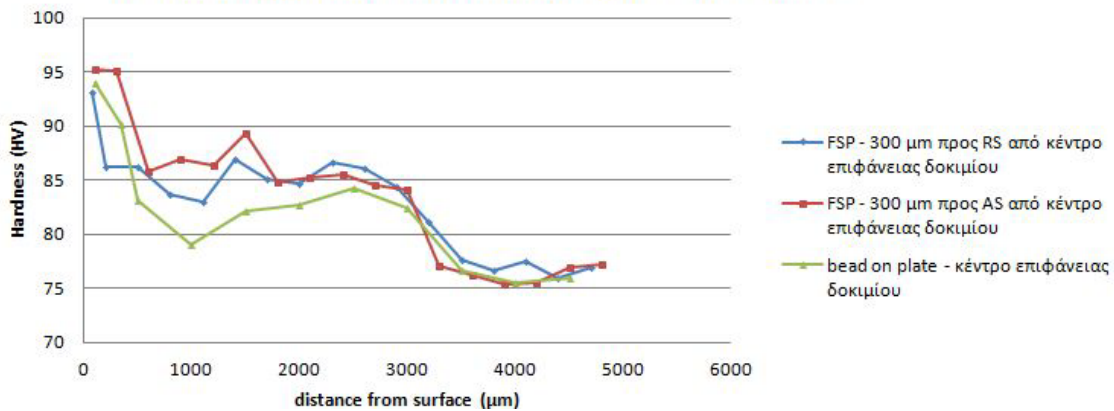
Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις μικροσκληρότητας στα δύο δοκίμια. Από τα σχήματα 2.10.4 & 2.10.5 παρατηρούμε πως εντός της ζώνης ανάδευσης στο δοκίμιο με FSP υπάρχει μικρή αύξηση στη μικροσκληρότητα της τάξεως των 4-8 HV σε σχέση με το δοκίμιο με bead on plate και 10-15 HV σε σχέση με τη μέση τιμή στο μητρικό υλικό. Μελετώντας το σχήμα 2.10.6 παρατηρούμε πως υπάρχει μια πολύ μικρή μείωση στις τιμές της μικροσκληρότητας στο δοκίμιο FSP με 4 περάσματα σε σχέση με το δοκίμιο FSP με 2 περάσματα την αιτία του οποίου την αναλύουμε στη συνέχεια. Αντιθέτως το δοκίμιο bead on plate με 4 περάσματα παρουσιάζει αύξηση στις τιμές στη μικροσκληρότητα στη ζώνη ανάδευσης σε σχέση με το δοκίμιο bead on plate με 2 περάσματα κάτι το οποίο ήταν αναμενόμενο μιας και υπήρχε μείωση του μέσου μεγέθους κόκκων στο δοκίμιο bead on plate με τα 4 περάσματα της τάξεως των 4μm.

**ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΚΑΤΑΝΟΜΗΣ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ 2mm ΑΠΟ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ**



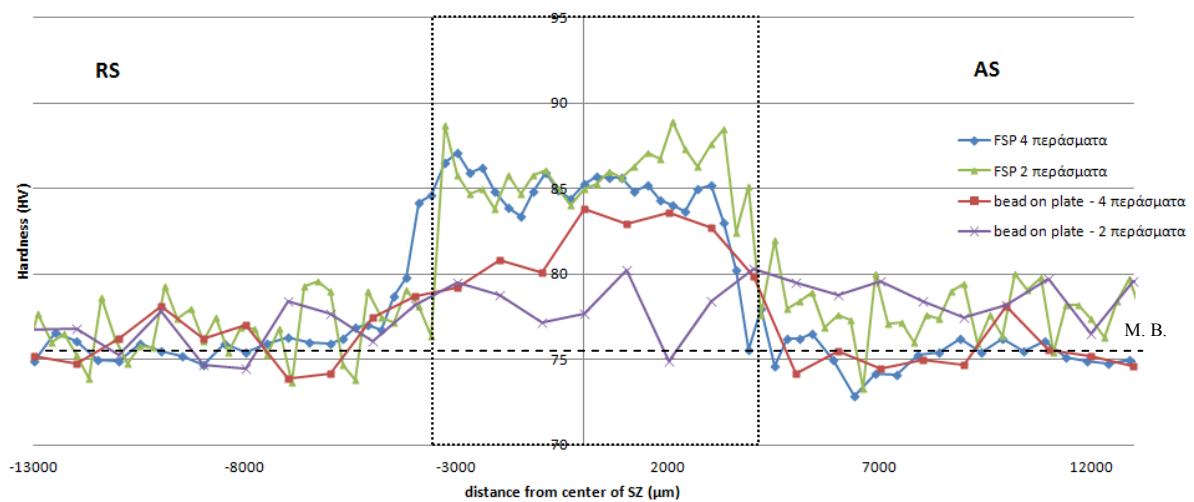
Σχήμα 2.10.4 Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας του δοκιμίου 19 και του δοκιμίου bead on plate.

**ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΚΑΤΑΝΟΜΗΣ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ ΚΑΘΕΤΑ ΤΟΥ ΔΟΚΙΜΙΟΥ**



Σχήμα 2.10.5 Διάγραμμα κάθετης κατανομής της μικροσκληρότητας του δοκιμίου 19 και του δοκιμίου bead on plate.

**ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ ΚΑΤΑΝΟΜΗΣ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ 2mm ΑΠΟ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ**

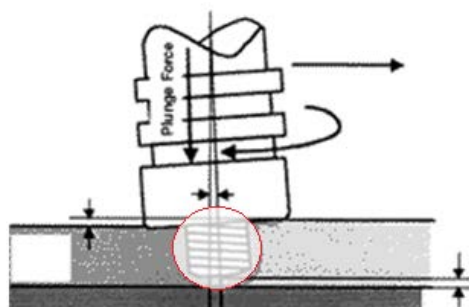


Σχήμα 2.10.6 Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων 18 & 19 και των αντίστοιχων δοκιμίων bead on plate.

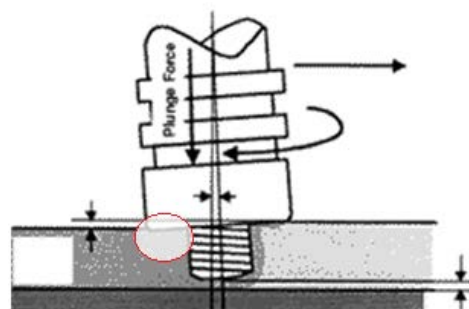
Η τιμή της μικροσκληρότητας εντός της ζώνης ανάδευσης στο δοκίμιο FSP με τα 4 περάσματα είχε πολύ μικρή αύξηση σε σχέση με το δοκίμιο FSP με τα 2 περάσματα κάτι το οποίο συνέβη επειδή σε κάθε πέρασμα FSP παρατηρήθηκε ένας μηχανισμός αύξησης της ζώνης ανάδευσης, ο οποίος παρουσιάζεται αναλυτικά παρακάτω:

### Περιγραφή περιοχών εντός της ζώνης ανάδευσης

Σε κάθε επιπλέον πέρασμα FSP καθώς προχωράει ο πείρος αναδεύει το υλικό που βρίσκεται στο προφίλ του αναδευόμενου υλικού (Εικόνα 2.10.8), το οποίο έχει προέλθει από το προηγούμενο πέρασμα (η μορφή και το μέγεθος του αναδευόμενου υλικού (Εικόνα 2.10.8) είναι σταθερό για περάσματα με ακριβώς τις ίδιες συνθήκες). Έτσι αναδεύεται μαζί και το υλικό από το “flow arm” (Εικόνα 2.10.12) και το οποίο ενσωματώνεται στο πλαστικοποιημένο υλικό (Εικόνα 2.10.8) μέσω της διαδικασίας της ανάδευσης.

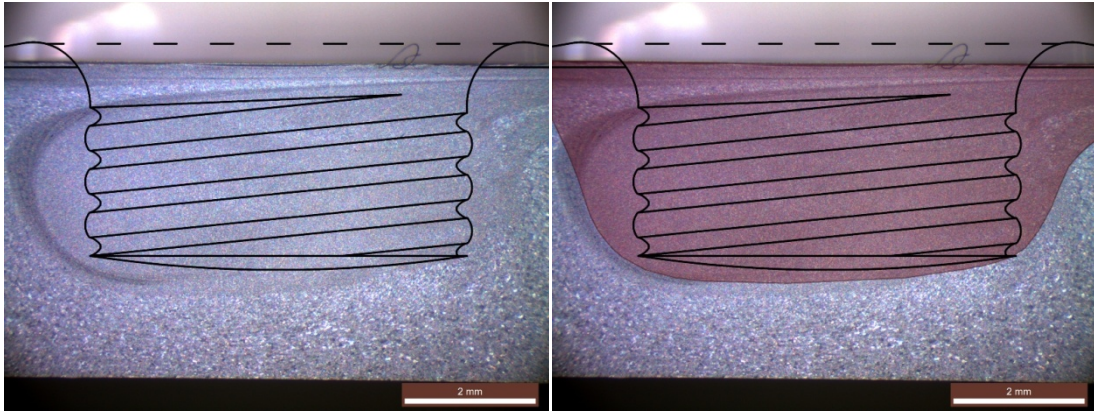


Στη συνέχεια όταν προχωράει ο πείρος ακολουθεί το περιουχένιο το οποίο και δημιουργεί νέο “flow arm” (Εικόνα 2.10.12 & Εικόνα 2.10.13 (α)) στην ομογενοποιημένη πλέον ζώνη ανάδευσης και το οποίο λόγω της αρχής διατήρησης του όγκου σπρώχνει ένα κομμάτι του πλαστικοποιημένου υλικού της



ζώνης ανάδευσης (Εικόνα 2.10.10 & Εικόνα 2.10.13 (β)) κυρίως προς την υποχωρούσα πλευρά (retreating side) μιας και από εκεί εισέρχεται το “flow arm” (Εικόνα 2.10.13 (α)). Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την δημιουργία τριών διακριτών περιοχών ζώνης ανάδευσης.

- ΖΩΝΗ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ «Α» (Εικόνα 2.10.11)
- ΖΩΝΗ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ «Β» (Εικόνα 2.10.9)
- ΖΩΝΗ ΑΝΑΔΕΥΣΗΣ «Γ» (Εικόνα 2.10.10)



Εικόνα 2.10.8 Προφίλ του αναδεδυμένου υλικού (με κόκκινο χρώμα) – δοκίμιο 18



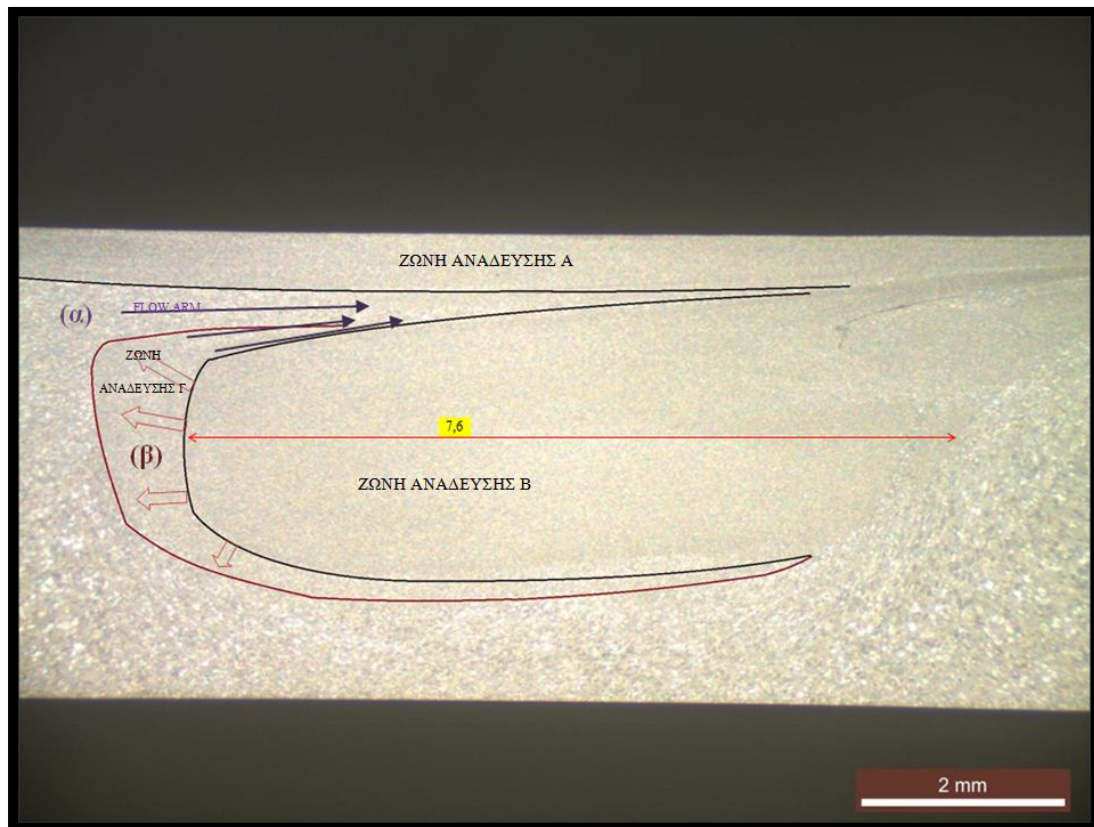
Εικόνα 2.10.9 Ζώνη ανάδευσης «Β»  
(με κόκκινο χρώμα)

Εικόνα 2.10.10 Ζώνη ανάδευσης «Γ»  
(με κόκκινο χρώμα)



Εικόνα 2.10.11 Ζώνη ανάδευσης «Α»  
(με κόκκινο χρώμα)

Εικόνα 2.10.12 “Flow arm”  
(με κόκκινο χρώμα)



Εικόνα 2.10.13 Είσοδος “flow arm” (α) , δημιουργία ζώνης ανάδευσης Γ (β) - δοκίμιο 19

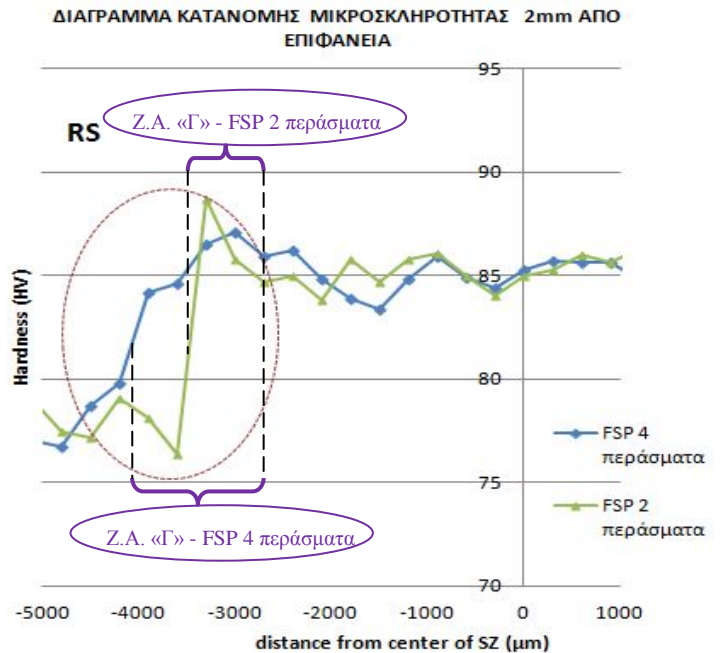
Μετά από κάθε πέρασμα, για «ίδιες συνθήκες», η ζώνη ανάδευσης «Α» και η ζώνη ανάδευσης «Β» θα παραμείνουν στο ίδιο μέγεθος, ενώ η ζώνη ανάδευσης «Γ» θα αυξηθεί.

Έτσι έχουμε ως αποτέλεσμα σε κάθε πέρασμα να **μειώνεται το ποσοστό της φάσης ενίσχυσης ( $V_f$ )** για τους εξής λόγους:

- Αρχικά εντός ζώνης ανάδευσης ομογενοποιείται μαζί και το “flow arm” το οποίο δεν περιέχει σωματίδια ενίσχυσης.
- Στην συνέχεια δημιουργείται η ζώνη ανάδευσης «Γ» λόγω της εισόδου νέου “flow arm”, με αποτέλεσμα η συνολική επιφάνεια του συνθέτου να αυξάνεται σε κάθε πέρασμα.

**Μετρήσεις μικροσκληρότητας για επιβεβαίωση δημιουργίας και αύξησης ζώνης ανάδευσης «Γ»**

Η δημιουργία και η αύξηση σε κάθε πέρασμα της ζώνης ανάδευσης «Γ» παρατηρήθηκε κι από τα συγκριτικά διαγράμματα μικροσκληρότητας (σχήμα 2.10.14) των δοκιμίων 18 (2 περάσματα) και 19 (4 περάσματα) τα οποία παρουσίασαν αντίστοιχες τιμές μικροσκληρότητας με τις τιμές της ζώνης ανάδευσης «B» κάτι το οποίο αποτελεί απόδειξη πως πρόκειται για σύνθετα υλικό ζώνης ανάδευσης. Επίσης στο σχήμα 2.10.14



Σχήμα 2.10.14 Διάγραμμα κατανομής της μικροσκληρότητας των δοκιμίων 18 & 19.

παρατηρούμε πως στο δοκίμιο FSP με τα 2 περάσματα στην υποχωρούσα πλευρά η μικροσκληρότητα μειώνεται νωρίτερα σε σχέση με το δοκίμιο FSP με τα 4 περάσματα στο οποίο παρατηρείται ομαλή υποχώρηση στις τιμές της μικροσκληρότητας το οποίο αποτελεί απόδειξη ότι στο δοκίμιο 19 λόγω των δύο επιπλέον περασμάτων έχουμε μεγαλύτερη ζώνη ανάδευσης «Γ».

**Μετρήσεις μήκους ζώνης ανάδευσης «B» και ζώνης ανάδευσης «Γ» για επιβεβαίωση δημιουργίας και αύξησης ζώνης ανάδευσης «Γ»**

Στα δοκίμια 18 & 19 μετρήσαμε τις αποστάσεις από άκρη ως άκρη της ζώνης ανάδευσης, από συγκεκριμένη απόσταση από το μέγιστο βάθος της (περίπου στο κέντρο της ζώνης ανάδευσης «B»), οι οποίες προέκυψαν σχεδόν ίσες με μήκος  $\approx 7,5-7,6\text{mm}$  (εικόνα 2.8.22 , εικόνα 2.10.13). Αυτό μας δείχνει ότι η γεωμετρία της ζώνης ανάδευσης «B» για ίδιες συνθήκες παρέμεινε σταθερή. Αντίθετα, οι αποστάσεις(στην ίδια νοητή ευθεία με την προηγούμενη μέτρηση) στην ζώνη ανάδευσης «Γ» είναι  $0,42\text{mm}$  για το δοκίμιο FSP με τα 2 περάσματα και  $0,86\text{mm}$  για το δοκίμιο με τα 4

περάσματα το οποίο οφείλεται στην συνεχόμενη αύξηση της ζώνης ανάδευσης «Γ» με τα διαδοχικά περάσματα.

**Μετρήσεις μεγέθους επιφανειών ζώνης ανάδευσης «B» και ζώνης ανάδευσης «Γ» για επιβεβαίωση δημιουργίας και αύξησης ζώνης ανάδευσης «Γ»**

Στα ίδια συμπεράσματα καταλήξαμε μελετώντας τα μεγέθη των επιφανειών της ζώνης ανάδευσης «Α» και της ζώνης ανάδευσης «B» των δύο δοκιμίων, τα οποία τα υπολογίσαμε προσεγγιστικά μέσω του προγράμματος Leica Application Suite.

Ζώνη ανάδευσης «B»:

1. Δοκίμιο 18 (2 περάσματα)  $\approx 20,3 \text{ mm}^2$
2. Δοκίμιο 19 (4 περάσματα)  $\approx 20,5 \text{ mm}^2$

Ζώνη ανάδευσης «Γ»:

1. Δοκίμιο 18 (2 περάσματα)  $\approx 2,0 \text{ mm}^2$
2. Δοκίμιο 19 (4 περάσματα)  $\approx 4,6 \text{ mm}^2$

Από τα παραπάνω παρατηρούμε πως το μέγεθος της ζώνης ανάδευσης «B» παραμένει σχεδόν σταθερό στα δύο επιπλέον περάσματα του δοκιμίου 19, ενώ αντίθετα η ζώνη ανάδευσης «Γ» παρουσιάζεται αυξημένη στο δοκίμιο 19 με εμβαδόν  $4,6 \text{ mm}^2$ , ενώ το δοκίμιο 18 έχει εμβαδόν  $2,0 \text{ mm}^2$ .

**Σύμφωνα με τα ανωτέρω συμπεραίνεται πως για ίδιες συνθήκες το μέγεθος της επιφάνειας της ζώνης ανάδευσης «B» παραμένει σταθερό στα πολλαπλά περάσματα και πως το μέγεθος της επιφάνειας της ζώνης ανάδευσης «Γ» αυξάνεται σε κάθε πέραςμα.**

Τέλος θα πρέπει να αναφέρουμε πως η δημιουργία της ζώνης ανάδευσης «Γ» παρατηρείται και σε άλλα δοκίμια, π.χ. δοκίμιο 10, δοκίμιο 11 και δοκίμιο 5 (εικόνες 2.8.8 , 2.8.10 & 2.7.11 αντίστοιχα) στα οποία λόγω του πολύ μεγάλου “flow arm” παρατηρείται και πολύ μεγάλη ζώνη ανάδευσης «Γ».



## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3<sup>ο</sup>:

### 3.1 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Τα σημαντικότερα συμπεράσματα, τα οποία προέκυψαν από την εκπόνηση της παρούσας μεταπτυχιακής εργασίας συνοψίζονται στη συνέχεια:

- Η χαμηλή ταχύτητα πρόωσης και η μεγάλη ταχύτητα περιστροφής του εργαλείου FSP προκάλεσε την εξαφάνιση των συσσωματωμένων σωματιδίων, καθώς και τη βέλτιστη διασπορά των σωματιδίων ενίσχυσης στη σύνθετη ζώνη ανάδευσης. Επίσης, συνέβαλε στην πολύ μεγάλη μείωση του “flow arm”.
- Τα βέλτιστα αποτελέσματα προέκυψαν με δυο αυλάκια ορθογωνικής γεωμετρίας διαφορετικών διαστάσεων. Στην προωθούμενη πλευρά χρησιμοποιήσαμε αυλάκι μήκους 1,1mm και βάθους 2,0mm ενώ στην υποχωρούσα πλευρά χρησιμοποιήσαμε αυλάκι μήκους 2,0mm και βάθους 1,1mm.
- Από τα πειράματα προέκυψε πως με μεγάλη απόσταση ανάμεσα στα αυλάκια (αλλά με τα αυλάκια να μην βγαίνουν έξω από τον πείρο) προκύπτει μείωση των συσσωματωμάτων και καλύτερη ομοιογένεια στην ζώνη ανάδευσης.
- Στη μελέτη για τη μείωση του “flow arm” προέκυψε πως ο μοναδικός παράγοντας που συμβάλει στη μείωση είναι η θερμική παροχή, η οποία εξασφαλίζεται κυρίως με χαμηλή ταχύτητα πρόωσης σε συνδυασμό με μεγάλες ταχύτητες περιστροφής του εργαλείου FSP.
- Η προσθήκη των σωματιδίων ενίσχυσης στη ζώνη ανάδευσης επέφερε σημαντική εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων αυτής, καθώς και αύξηση στις τιμές μικροσκληρότητάς της.

- Η χρήση κυλινδρικού πείρου με σπείρωμα μας έδωσε καλύτερη κατανομή στη ζώνη ανάδευσης με μεγαλύτερη ομοιογένεια σε σχέση με τον τετραγωνικής διατομής πείρο.
- Λόγω της ύπαρξης του “flow arm” παρατηρήθηκε η δημιουργία ενός διακριτού κομματιού της ζώνης ανάδευσης, κυρίως προς την υποχωρούσα πλευρά, η επιφάνεια του οποίου αυξάνεται με τα διαδοχικά περάσματα με αποτέλεσμα η συνολική επιφάνεια του συνθέτου να αυξάνεται, ενώ το ποσοστό της φάσης ενίσχυσης του συνθέτου να μειώνεται.

### 3.2 ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ

Στην παρούσα μεταπτυχιακή εργασία επιτεύχθηκε η παραγωγή επιφανειακού σύνθετου υλικού με διασπορά σωματιδίων αλούμινας ( $Al_2O_3$ ) σε μήτρα κράματος αλουμινίου AA5083, με τη χρήση της κατεργασία δια τριβής μέσω ανάδευσης (Friction Stir Processing, FSP). Το βέλτιστο σύνθετο υλικό που κατασκευάσαμε είχε πολύ καλή κατανομή σκόνης χωρίς τη παρουσία συσσωματωμάτων με μοναδικό ελάττωμα την ύπαρξη μικρού “flow arm”. Έτσι οι προτάσεις για περαιτέρω έρευνα είναι οι εξής:

- Μελέτη αντοχής σε εφελκυσμό και της επιμήκυνσης του βέλτιστου δοκιμίου.
- Μελέτη αντοχής σε φθορά.
- Κατασκευή και μελέτη επιφανειακών σύνθετων υλικών με διαφορετικό μέγεθος σωματιδίων ενίσχυσης ( $Al_2O_3$ ).
- Κατασκευή σύνθετου επιφανειακού στρώματος, με την ίδια διαδικασία, όμως με διαφορετικά σωματίδια ενίσχυσης (όπως SiC, TiC,  $ZrO_2$  και  $SiO_2$ ) και μελέτη της επίδρασης αυτών στη μικροδομή και στις μηχανικές ιδιότητες.

## ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] <http://digitalschool.minedu.gov.gr>
- [2] Βαΐα Α. Αντωνακάκη, Μεταπτυχιακή εργασία, Θέμα: Χαρακτηρισμός προηγμένων δομών παραγόμενων με χρήση της κατεργασίας δια τριβής μέσω ανάδευσης (FSP), Αθήνα 2012
- [3] Rajiv S. Mishra and Murray W. Mahoney, Friction Stir Welding and Processing, ASM International, 2007, Ch.14, p.290.
- [4] M.Dixit, J.W. Newkirk, R. Mishra, “Properties of friction stir-processed Al 1100– NiTi composite”, Scripta Materialia, 56, (2007), pp. 541-544.
- [5] T. R. McNelley, “Friction stir processing (FSP): refining microstructures and improving properties.” Revista de Matelurgia, Vol.46.
- [6] R.S.Mishra, Z.Y.Ma, Mater. Sci. Eng. R50, 1-78, (2005).
- [7] K.Elangovan, V.Balasubramanian, Journal of Materials Processing Technology 200, 163-175, (2008).
- [8] C.G.Rhodes, M.W.Mahoney, W.H.Bingel, R.A.Spurling, C.C.Bampton, Scripta Mater.36, 69, (1997).
- [9] G.Liu, L.E.Murr, C.S.Niou, J.C.McClure, F.R.Vega, Scripta Mater.37, 355, (1997).
- [10] K.V.Jata, K.K.Sankaran, J.J.Ruschau, Metall. Mater. Trans. A 31, 2181, (2000).
- [11] Y.S.Sato, H.Kokawa, M.Enmoto, S.Jogan, Metall. Mater. Trans. A 30, 2429, (1999).
- [12] M.W.Mahoney, C.G.Rhodes, J.G.Flintoff, R.A.Spurling, W.H.Bingel, Metall. Mater. Trans. A 29, 1955, (1998).
- [13] Π. Κ. Διαμαντόπουλος, Διπλωματική Εργασία “Σύνθεση & Μελέτη Μηχανικών Ιδιοτήτων Προηγμένων Υλικών: Υλικά Διαβαθμισμένης Δομής & Συγκολλημένα Κράματα με την Τεχνική Συγκόλλησης δια της Τριβής μέσω Ανάδευσης”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2010, σελ. 100-113.
- [14] A.Scialpi, L.AC. DE Filippis, P. Cuomo and P.Di Summa “Micro friction stir welding of 2024-6082 aluminium alloys” Welding International Vol.1, No.1, 16-22, January 2008

- [15] “Advanced Technique for non-destructive testing of friction stir welding of metals” L.S.Rosado, T.G.Santos, M. Piedade, P.M.Ramos, P.Vilaca, Accepted manuscript 08/02/2010.
- [16] Γ. Χριστακόπουλος, Διπλωματική Εργασία “ Μελέτη ομοειδών και ετεροειδών συγκολλήσεων ναυπηγικών κραμάτων αλουμινίου με τη μέθοδο της τριβής με ανάδευση ”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2010, σελ. 13-31
- [17] Π. Ι. Σαράφογλου, Μεταπτυχιακή Εργασία “Μελέτη Επιφανειακής Κραμάτωσης Μέσω Κατεργασίας Τριβής με Ανάδευση (FSP)”, Ε.Μ.Π., Αθήνα 2011
- [18] T.J. Lienert, W.L. Stellwag, B.B. Grimmer, R.W. Warke, “Friction Stir Welding Studies on Mild Steel” Weld. J. 82, 2003
- [19] W.J. Arbegast, in: Z. Jin, A. Beaudoin, T.A. Bieler, B. Radhakrishnan (Eds.), Hot Deformation of Aluminum Alloys III, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 313.
- [20] B.Heinz, B.Skrotzki, Metall. Mater. Trans. B 33 (6), 489, (2002).
- [21] William D. Callister, Jr., “Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών”, 5<sup>η</sup> Έκδοση, Εκδόσεις Τζιόλα, (2008).
- [22] A. T. Kermanidis, Post Graduate Lecture Notes “Mechanical Behavior of Composite Materials”, Mechanical and Industrial Engineering Department, University of Thessaly, ch.VI, p. 120-138, (2007).
- [23] Γιάννης Δ. Χρυσουλάκης, Δημήτρης Ι. Παντελής «Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών», Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα (2008).
- [24] Colligan K. Material Flow behavior during friction stir welding of aluminum. Weld J 1999;78:229–37.
- [25] M. Sharifitabar, A. Sarani, S. Khorshahian, M. Shafiee Afarani, Fabrication of 5052Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoceramic particle reinforced composite via friction stir processing route, Materials and Design 32 (2011) 4164–4172
- [26] Byung-Wook AHN, Don-Hyun CHOI, Yong-Hwan KIM, Seung-Boo JUNG Trans. Nonferrous Met. Soc. China 22(2012) s634–s638
- [27] C.J. Lee, J.C. Huang , P.J. Hsieh, Scripta Mater, 54, 1415–1420, (2006). Min Yang, Chengying Xu, Chuansong Wu, Kuo-chi Lin, Yuh J. Chao, Linan An, Fabrication of AA6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nano ceramic particle reinforced composite coating by using friction stir processing, J Mater Sci (2010) 45:4431–4438

- [28] Min Yang, Chengying Xu, Chuansong Wu, Kuo-chi Lin, Linan An, *J Mater Sci* (2010) 45:4431–4438
- [29] M. Barmouz, P. Asadi, M.K. Besharati Givi, M. Taherishargh, Investigation of mechanical properties of Cu/SiC composite fabricated by FSP: Effect of SiC particles' size and volume fraction, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 1740–1749
- [30] K.J. Hodder a, H.Izadi a, A.G.McDonald b, A.P.Gerlich, Fabrication of aluminum–alumina metal matrix composites via cold gas dynamic spraying at low pressure followed by friction stir processing, *Materials Science & Engineering A* 556 (2012) 114–121
- [31] Ghader Faraji, Parviz Asadi, Characterization of AZ91/alumina nanocomposite produced by FSP, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 2431–2440.
- [32] W.J. Arbegast, P.J. Hartley, in: *Proceedings of the Fifth International Conference on Trends in Welding Research*, Pine Mountain, GA, USA, June 1–5, 1998, p. 541.
- [33] Shaowen Xu, Xiaomin Deng, A study of texture patterns in friction stir welds, *Acta Materialia* 56 (2008) 1326–1341.
- [34] Olivier Lorrain, Vronique Favier, Hamid Zahrouni, Didier Lawrjaniec, Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools, *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 603–609.
- [35] K. Kumar, Satish V. Kailas, The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, *Materials Science and Engineering A* 485 (2008) 367–374.