



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

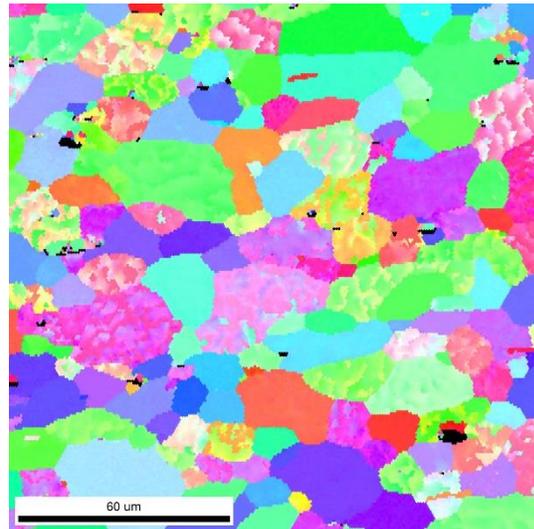
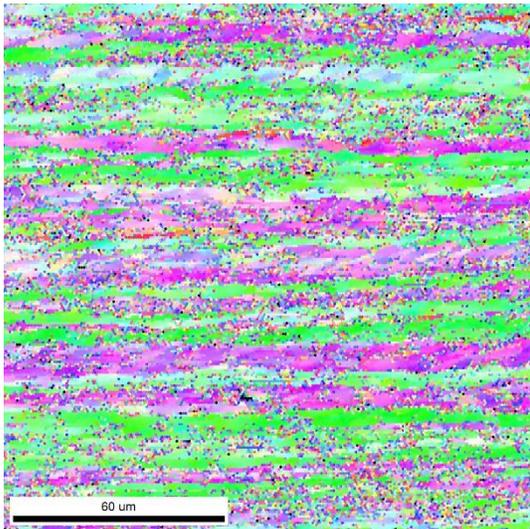
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Αξιολόγηση της επιδεκτικότητας κοίλανσης αλουμινίου AA3003 με
μικροδομή προερχόμενη από συνεχή-χύτευση-σε-έλασμα (Twin Roll Casting)
ή κατόπιν χύτευσης σε πλίνθωμα (Direct Casting) και θερμής έλασης**

Διπλωματική Εργασία



Εξάρχου Στέλλα-Μαρία

Επιβλέπων: Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 19/10/2018

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής,.....(Υπογραφή)

Α. Ξενίδης, Καθηγητής,(Υπογραφή)

Σπ. Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής,.....(Υπογραφή)

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ	V
ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ.....	IX
ΛΙΣΤΑ ΣΧΗΜΑΤΩΝ.....	IX
ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ.....	1
ΠΕΡΙΛΗΨΗ	3
ABSTRACT	5
ΕΙΣΑΓΩΓΗ	7
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1: ΤΟ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ ΚΑΙ ΤΑ ΚΡΑΜΑΤΑ ΤΟΥ	11
1.1 Βασικά Στοιχεία.....	11
1.2. Κράματα μη επιδεκτικά σε θερμική κατεργασία.....	12
1.3. Σειρά 3xxx	12
1.4. Η επίδραση κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες κραμάτων αλουμινίου σειράς 3xxx	13
1.5. Μηχανισμοί Σκλήρωσης.....	14
1.5.1. Σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος.....	14
1.5.2. Ενδοτράχυνση.....	16
1.5.3. Σκλήρωση με λεπτομερή σωματίδια (Σκλήρωση διασποράς)	16
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2: ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ & ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ .	17
2.1. Κρυσταλλογραφία αλουμινίου.....	17
2.2. Κρυσταλλογραφικός Ιστός.....	18
2.3. Κρυσταλλογραφικός ιστός σε κράματα FCC	19
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3: ΜΕΘΟΔΟΙ ΧΥΤΕΥΣΗΣ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ	21
3.1. Χύτευση σε Πλίνθωμα (Direct Casting).....	21
3.2. Συνεχής Χύτευση (Twin Roll Casting -TRC)	22

3.3. Διαφορές ημισυνεχούς και συνεχούς χύτευσης ως προς τη μικροδομή.....	23
3.4. Βαθιά Κοίλανση.....	25
3.4.1. Δημιουργία κυματοειδών άκρων (earing)	27
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4: ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ.....	31
4.1. Δειγματοληψία.....	32
4.2. Εγκιβωτισμός Δειγμάτων.....	32
4.3. Λείανση και Στίλβωση των Δοκιμίων.....	32
4.4. Χημική και Ηλεκτροχημική Προσβολή	33
4.5. Θερμική Κατεργασία Ανόπτησης.....	33
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5: ΠΑΡΑΘΕΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ.....	35
5.1. Μεταλλογραφική Εξέταση.....	35
5.1.1. Δοκίμια TRC.....	36
5.1.2. Δοκίμια DC.....	40
5.2. Αποτελέσματα Δοκιμής Εφελκυσμού.....	43
5.3. Αποτελέσματα Δοκιμής Βαθιάς Κοίλανσης (Cup Test).....	47
5.4. Αποτελέσματα εξέτασης με Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD)	49
5.4.1. Δοκίμια TRC.....	50
5.4.2. Δοκίμια DC.....	59
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6: ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΚΑΙ ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....	69
6.1. Συζήτηση των αποτελεσμάτων	69
6.2. Συμπεράσματα	73
6.3. Προτάσεις για Περαιτέρω Έρευνα	74
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	75

ΛΙΣΤΑ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1: a) Τυχαίος προσανατολισμός (Random Texture) και b) Προτιμητέος Κρυσταλλογραφικός Προσανατολισμός(texture) (2).....	7
Εικόνα 2: Διμερές Διάγραμμα Al-Mn (24).....	13
Εικόνα 3: Διμερές Διάγραμμα Al-Si (23)	14
Εικόνα 4: Διμερές Διάγραμμα Al-Fe (29)	14
Εικόνα 5: Στερεά Διαλύματα Παρεμβολής (24).....	15
Εικόνα 6: Στερεά Διαλύματα Αντικατάστασης (24).....	15
Εικόνα 7: (α) Στοιχειώδες κύτταρο FCC, (β) Κλειστό κύτταρο FCC, (γ) Σχέση μεταξύ της πλευράς a του κύβου και της ατομική ακτίνας r (23).....	17
Εικόνα 8: α) Επίπεδα μέγιστης πυκνότητας και β) Διευθύνσεις μέγιστης πυκνότητας στο σύστημα FCC (34)	18
Εικόνα 9 A) Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός: ισότροπο (B) ισχυρός κρυσταλλογραφικός ιστός: ανισοτροπία (38)	18
Εικόνα 10: Χύτευση σε πλίνθωμα (Direct Chill Casting) (41).....	21
Εικόνα 11: Παραγωγική διαδικασία ελάσματος προς διαμόρφωση (42)	22
Εικόνα 12: Μέθοδος TRC (44)	23
Εικόνα 13: Υψηλή Συγκέντρωση λεπτομερών σωματιδίων με τη μέθοδο χύτευσης TRC (αριστερά) σε σύγκριση με την μέθοδο DC (δεξιά). Κράμα αλουμινίου AA5052 (46).....	24
Εικόνα 14: Μικροδομή TRC-as cast (αριστερά) AA5182, και DC-as cast (δεξιά) (46).....	24
Εικόνα 15: Διάταξη Βαθιάς Κοίλανσης (48).....	25
Εικόνα 16: Ζώνες τάσεων κατά την Βαθιά Κοίλανση (5).....	26
Εικόνα 17: Θλιπτικές και εφελκυστικές τάσεις (50)	26
Εικόνα 18: Επίπεδη ανισοτροπία φύλλου (planar anisotropy) (51).....	27
Εικόνα 19: «Earing» σε κυάθιο βαθιάς κοίλανσης (49)	28

Εικόνα 20: Τιμή Z (50)	28
Εικόνα 21: Οπτικό Μικροσκόπιο (56).....	35
Εικόνα 22: Οπτικές μικρογραφίες δείγματος TRC πάχους 6,3 mm προσβεβλημένο με αντιδραστήριο Barker's.	36
Εικόνα 23: Οπτική μικρογραφίες της μικροδομής ύστερα από προσβολή με αντιδραστήριο Barker's.....	37
Εικόνα 24: Οπτικές μικρογραφίες όπου φαίνονται οι κόκκοι του υλικού στις τρεις διάφορες θερμοκρασίες ανόπτησης(α:450°C, β:500°C και γ:550°C).....	38
Εικόνα 25: Οπτική μικρογραφία δείγματος DC πάχους 5,1 mm προσβεβλημένο με αντιδραστήριο Barker's.	40
Εικόνα 26: Οπτική μικρογραφία δείγματος DC πάχους 0,8 mm προσβεβλημένο με αντιδραστήριο Barker's.	40
Εικόνα 27: Οπτικές μικρογραφίες όπου φαίνεται η μικροδρομή των δειγμάτων DC 0,8 mm, έπειτα από θερμική κατεργασία 450 °C (α), 500 °C (β) και 550°C (γ) για πέντε λεπτά. Τα δείγματα έχουν προσβληθεί με Barker's.	42
Εικόνα 28: Πλάνο κάτοψης κοπής των δειγμάτων από φύλλο αλουμινίου (60)	43
Εικόνα 29: Κυάθια προερχόμενα από TRC χύτευση.....	47
Εικόνα 30: Κυάθια προερχόμενα από DC χύτευση.....	47
Εικόνα 31: Χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (Inverse Pole Figure): A) Δείγμα TRC _{HR} (step:0,3μm), B) Δείγμα TRC _{CR} (step:0,3μm)& Γ) TRC _{An:500°C} (step:0,7μm).	50
Εικόνα 32: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B αντίστοιχα) στο δείγμα as-cast TRC (step size: 0,3μm).	51
Εικόνα 33: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα TRC _{CR} (step size: 0,3μm).....	52
Εικόνα 34: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B αντίστοιχα) στο δείγμα TRC _{An:500°C} (step size: 0,7μm).	53

Εικόνα 35: Διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (inverse pole figure): A) Δείγμα as-cast TRC, B) Δείγμα TRC _{CR} , Γ) Δείγμα TRC _{An:500°C}	56
Εικόνα 36: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων PF (pole figure): A) TRC _{AC} , B) TRC _{CR} & Γ) TRC _{An:500°C}	57
Εικόνα 37: Χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (Inverse Pole Figure): A) Δείγμα DC _{HR} (step size: 0,3μm), B) Δείγμα DC _{CR} (step size: 0,3μm) & Γ) DC _{An:500°C} (step size: 0,7μm)	59
Εικόνα 38: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα DC _{HR} έπειτα από θερμή έλαση (step size: 0,3μm).....	60
Εικόνα 39: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα DC _{CR} έπειτα από ψυχρή έλαση (step size: 0,3μm).	61
Εικόνα 40: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα DC _{An:500°C} έπειτα από ψυχρή έλαση(step size: 0,7μm).....	62
Εικόνα 41: Διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (inverse pole figure):	65
Εικόνα 42: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων PF (pole figure):	66

ΛΙΣΤΑ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1: Πάχος Δειγμάτων.....	42
Πίνακας 2: Μετρήσεις των Z% στα παραγόμενα κιάθια.....	57
Πίνακας 3-5: Ποσοστά έλασης και ανακρυστάλλωσης που προκύπτουν από τις εικόνες 30-32.....	64

ΛΙΣΤΑ ΣΧΗΜΑΤΩΝ

Σχήμα 1: Στο διάγραμμα σημειώνονται τα ληφθέντα δείγματα ληφθέντα δείγματα (61).....	41
Σχήμα 2: Στα ιστογράμματα δίνεται η Μέγιστη Εφελκυστική Αντοχή- UTS (MPa), Όριο Διαρροής-Rp0,2 (MPa) και η Επιμήκυνση-Ag (%) του TRC, σε σχέση με τις τέσσερις καταστάσεις των δειγμάτων, ψυχρή έλαση και ανόπτηση σε θερμοκρασίες 450°C, 500°C και 550°C.....	54

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Για τη διεκπεραίωση της παρούσας διπλωματικής εργασίας, που εκπονήθηκε στο ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. ΑΕ., συνέβαλλαν μία ομάδα ανθρώπων τους οποίους οφείλω να ευχαριστήσω.

Αρχικά θα ήθελα να ευχαριστήσω τον επίκουρο καθηγητή Ε.Μ.Π. κο. Σ. Παπαευθυμίου, επιβλέποντα της διπλωματικής μου εργασίας, τόσο για την ευκαιρία που μου έδωσε να εκπονήσω τη διπλωματική μου εργασία στο ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α.Ε., όσο και για την υποστήριξη του καθ'όλη τη διάρκεια.

Ευχαριστώ θερμά τη διοίκηση του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ Α.Ε, τον γενικό διευθυντή κο. Κ. Δανηλίδη που με φιλοξένησε σε όλη την διάρκεια της εκπόνησης της ΔΕ και μου επέτρεψε να χρησιμοποιήσω τον εξοπλισμό της εταιρείας.

Για τη διάθεση των δειγμάτων ευχαριστώ τον κό. Δ.Σπαθή προϊστάμενο του εργαστηρίου μεταλλουργίας της ΕΛ.Β.ΑΛ Α.Ε.

Επίσης απευθύνω τις ευχαριστίες μου τον Δρ. Α. Βαζδιδβανίδη, υπεύθυνο του εργαστηρίου Μεταλλογραφίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ Α.Ε. για την καθοδήγησή του, τον χρόνο που διέθεσε, και τις καίριες παρατηρήσεις του.

Για την ομαλή διεξαγωγή των πειραμάτων θα ήθελα να ευχαριστήσω την υποψήφια Διδάκτωρ κα. Παπαδοπούλου Σ., κο. Α. Ρίκου και κο. Γ. Πανταζόπουλο. Ιδιαίτερα, ευχαριστώ τον υποψήφιο Διδάκτορα κ.Αναγνώστη Τουλφατζή ο οποίος ανταποκρίθηκε άμεσα κι αποτελεσματικά όταν χρειάστηκε τη βοήθειά του.

Θερμά θα ήθελα να ευχαριστήσω τον υποψήφιο Διδάκτορα κο. Ε. Γαβαλά για την υπομονή και τη στήριξη του. Ευχαριστώ επίσης, την υποψήφια Διδάκτορα κ. Ε. Μπουζούνη για τις εύστοχες παρατηρήσεις της, για την βελτίωση της συγγραφής της ΔΕ.

Η ολοκλήρωση της διπλωματικής εργασίας δεν θα μπορούσε να είχε επιτευχθεί χωρίς τη συνεργασία των συμφοιτητών μου Αθηνά Κ., Παύλο Κ, Καλλιόπη Γ., Βασίλη Κ., Ιπποκράτη Σ. και Παύλο Σ. Τους ευχαριστώ για την υποστήριξη, την υπομονή και τις εύστοχες παρατηρήσεις τους.

Τέλος ευχαριστώ όλους τους ανθρώπους που με στήριξαν σ'όλη τη διάρκεια της ΔΕ αλλά και των φοιτητικών μου χρόνων.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η παρούσα εργασία μελετά την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού φύλλων θερμής και ψυχρής έλασης αλουμινίου AA3003, προερχόμενα από δύο διαφορετικές μεθόδους χύτευσης, την συνεχή (Twin Roll Casting) και την ημισυνεχή (Direct Casting). Συγκεκριμένα, εξετάστηκαν δείγματα προερχόμενα από TRC, φύλλα θερμής έλασης, καθώς και φύλλα ψυχρής έλασης των δύο μεθόδων χύτευσης. Τα φύλλα ψυχρής έλασης υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία στους 450°C, 500°C και 550°C για 5 λεπτά. Στόχος της μελέτης είναι η αξιολόγηση και η σύγκριση της συμπεριφοράς διαμόρφωσης των φύλλων σε βαθιά κοίλανση, έπειτα από ψυχρή έλαση κι ανόπτηση.

Από τα αποτελέσματα που προέκυψαν, τα δείγματα των διαφορετικών μεθόδων χύτευσης, συγκρίθηκαν ως προς τη μορφολογία των κόκκων, την ανισοτροπία και τον κρυσταλλογραφικό ιστό.

Παρατηρήθηκαν σημαντικές διαφορές στη μορφολογία και το μέγεθος των κόκκων σε όλες τις εξεταζόμενες καταστάσεις. Οι δοκιμές εφελκυσμού και βαθιάς κοίλανσης διεξήχθησαν σε φύλλα ψυχρής έλασης TRC και DC, πριν και μετά από θερμική κατεργασία. Η ανισοτροπία των φύλλων βελτιώθηκε σημαντικά μετά την ανόπτηση.

Από την αξιολόγηση του κρυσταλλογραφικού ιστού το ανοπτημένο δείγμα DC παρουσίασε ένα ισορροπημένο συνδυασμό συστατικού κύβου και άλλων συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού. Επομένως εμφάνισε καλύτερη συμπεριφορά διαμόρφωσης από το δείγμα TRC.

ABSTRACT

This study explores the evolution of texture in sheets of aluminum alloy AA3003 produced by two casting technologies, Twin Roll Casting and Direct Chill Casting. More specifically, strips produced by TRC and hot rolling processes were examined, as well as cold rolled sheets of the two casting methods. The cold rolled sheets were heat treated at 450°C, 500°C and 550°C for 5 minutes. The aim of this study was to evaluate and compare the different formability behavior, of cold rolled and annealed sheets from these casting processes.

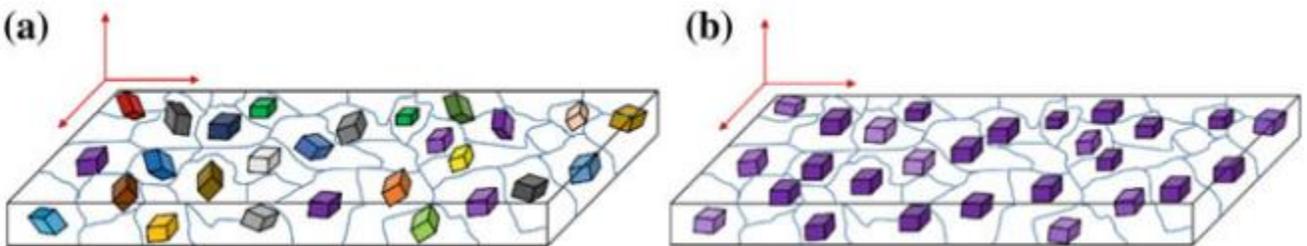
From the results obtained, the samples of the different casting methods were compared by grain size and morphology, anisotropy and crystallographic texture.

Significant differences in the grain structure and size were observed in all the tested specimens. Tensile, and earing cup tests were conducted on the TRC and DC cold rolled sheets before and after heat treatment. The mechanical isotropy of both TRC and DC sheets was significantly improved after annealing.

Electron backscatter diffraction (EBSD) technique was used for texture evaluation. The annealed DC sample presented a balanced mixture of cube and other texture components exhibiting less anisotropy and therefore exhibited better formability behavior than TRC sample.

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Κατά την έλαση ενός πολυκρυσταλλικού υλικού, οι κόκκοι αποκτούν σε μεγαλύτερο ή μικρότερο βαθμό, ανάλογα με το ποσοστό υποβιβασμού, κοινό προσανατολισμό (κρυσταλλογραφικός ιστός) (1). Στην Εικόνα 1a οι κόκκοι είναι τυχαία κατανομημένοι αποδίδοντας τυχαίο ιστό (random texture) ενώ οι κόκκοι της Εικόνας 1b παρουσιάζουν έναν προτιμητέο προσανατολισμό αποδίδοντας κρυσταλλογραφικό ιστό (2).



Εικόνα 1: a) Τυχαίος προσανατολισμός (Random Texture) και b) Προτιμητέος Κρυσταλλογραφικός Προσανατολισμός (texture) (2)

Όταν το μέταλλο παρουσιάζει ιστό, χαρακτηρίζεται ως ανισότροπο, με αποτέλεσμα να αναπτύσσονται διαφορετικές ιδιότητες στις διάφορες εξεταζόμενες διευθύνσεις, πάνω στο επίπεδο του ελάσματος. Η ανισοτροπία ασκεί σημαντικότερη επίδραση στις κατεργασίες διαμόρφωσης του ελάσματος (3) (4) (5).

Χαρακτηριστική αστοχία εξαιτίας του προτιμητέου προσανατολισμού των κόκκων, είναι η εμφάνιση των κυματοειδών άκρων, (earing) κατά τη βαθιά κοίλανση. Για να εξομαλυνθούν τα ανομοιόμορφα άκρα (λοβοί) απαιτείται επιπλέον επεξεργασία και συνεπώς αυξάνεται το προς απόρριψη υλικό. Η πρόβλεψη του σχηματισμού λοβών σε διαδικασία βαθιάς κοίλανσης επιτρέπει την τροποποίηση της διαδικασίας, η οποία μπορεί να οδηγήσει σε τελικό προϊόν χωρίς ελαττώματα, με αποτέλεσμα τόσο την εξοικονόμηση χρόνου όσο και χρημάτων (6) (7) (8) (9).

Για τα κράματα αλουμινίου που βρίσκονται στην ανακρυσταλλωμένη τους κατάσταση (O-temper) ο αριθμός των λοβών που μπορεί να προκύψει είναι 4, και βρίσκονται υπό τις γωνίες 0° και 90° ($0/360^\circ$, 90° , 180° , 270°) σε σχέση με τη διεύθυνση της έλασης. Αντιθέτως, σε ελάσματα προκύπτουν λοβοί σε θέσεις $\pm 45^\circ$ (45° , 135° , 225° και 315°). Η κατανόηση της

εξέλιξης της μικροδομής κατά τη διάρκεια τόσο της θερμής όσο και της ψυχρής έλασης είναι κρίσιμη για την μείωση του «earing» (9) (10) (11).

Έχει διαπιστωθεί πως η εξάλειψη των κυματοειδών άκρων επιτυγχάνεται με τον συνδυασμό συστατικών κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης (Recrystallization components) και έλασης Rolling components), καθώς αντισταθμίζονται οι λοβοί των $0^\circ/90^\circ$ και $\pm 45^\circ$, αντίστοιχα. Έτσι, πολλοί ερευνητές έχουν μελετήσει διάφορες παραμέτρους, πραγματοποιώντας για παράδειγμα θερμικές κατεργασίες, προκειμένου να επιτευχθεί ο κατάλληλος αυτός συνδυασμός των κρυσταλλογραφικών ιστών (12) (13) (14).

Ο Martins κ.ά. (15) στην έρευνά τους « *Texture Analysis of Cold Rolled and Annealed Aluminum Alloy Produced by Twin-roll Casting* » μελέτησαν τον ιστό κράματος AA3003 προερχόμενο από συνεχή μέθοδο χύτευσης (Twin-Roll Casting). Έπειτα από ομογενοποίηση, πραγματοποιήθηκε ψυχρή έλαση με μείωση του πάχους κατά 67% και 91%, και ανόπτηση. Κατέληξαν πως ο συνδυασμός ιστών επιτυγχάνεται με τον υψηλότερο υποβιβασμό.

Ενδιαφέρον παρουσιάζει η έρευνα των Mahmudi και Alaiha (12) όπου μελέτησαν την επίδραση διαφόρων παραμέτρων κατά τη διάρκεια της θερμομηχανικής επεξεργασίας φύλλων αλουμινίου AA3003. Διαπιστώθηκε πως ο συνδυασμός των ιστών επιτεύχθηκε στις εξής 3 πειραματικές διαδικασίες:

1. Ψυχρή έλαση (94% υποβιβασμός) και ανόπτηση σε υψηλή θερμοκρασία (540°C)
2. Ψυχρή έλαση (80%), ενδιάμεση ανόπτηση (480°C), ψυχρή έλαση (50%) και τελική ανόπτηση
3. Ομογενοποίηση-ψυχρή έλαση (90%) -Ανόπτηση (480°C).

Στη μελέτη του Engler (16) μελετώνται και συγκρίνονται 2 ελάσματα με διαφορετική σκληρότητα, για τη χρήση τους στη βιομηχανία συσκευασίας. Κράμα αλουμινίου AA3105 υψηλής αντοχής με χαμηλό ποσοστό λοβών παράγεται με ομογενοποίηση και έντονη ψυχρή έλαση ενώ σε υλικό με μεσαία αντοχή το χαμηλό ποσοστό λοβών επιτυγχάνεται με ψυχρή έλαση και ενδιάμεση ανόπτηση πριν την τελική έλαση. Κατά τη διάρκεια της ενδιάμεσης ανόπτησης, το υλικό ανακρυσταλλώνεται, αναπτύσσοντας μια λεπτόκοκκη, ελαφρώς επιμήκη δομή.

Ο Shi κ.ά. (17), με την μελέτη ενός μοντέλου προσομοίωσης, κατέληξαν στο συμπέρασμα ότι η αρχική υφή και η χωρική κατανομή των κόκκων είναι οι κυριότεροι παράγοντες που καθορίζουν το σχηματισμό των λοβών. Επιπλέον για το κράμα AA3104-H19, διαπίστωσαν ότι οι κυματοειδής άκρες ξεκινούν σε πολύ χαμηλές καταπονήσεις κατά τη

διάρκεια της βαθιάς κοίλανσης και εντείνονται με την αυξανόμενη καταπόνηση. Τέλος, ο αριθμός των λοβών που θα διαμορφωθεί (4, 6, ή 8 λοβοί) εξαρτάται από το ποσοστό του υποβιβασμού.

Στη δημοσίευση «*Texture evolution of continuous cast and direct chill cast AA3003 aluminum alloys during cold rolling*» συγκρίνεται η μικροδομή και η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, δύο διαφορετικών μεθόδων χύτευσης. Έπειτα από θερμική κατεργασία το υλικό υποβλήθηκε σε υποβιβασμούς πάχους έως 90%. Αναφέρεται πως στην συνεχή χύτευση (Continuous Casting (TRC)), το υλικό παρουσιάζει πιο επιμηκυσμένους κόκκους σε σύγκριση με την ημισυνεχή (Direct Casting, DC) και η θερμοκρασία ανακρυστάλλωσής τους είναι διαφορετική με αποτέλεσμα να παρουσιάζουν διαφορά στον κρυσταλλογραφικό τους ιστό (18).

Ο Mehdi Salari (19) στην έρευνά του, μελετά την επίδραση της τελικής θερμοκρασίας θερμής έλασης (Finish Rolling Texture) στην μικροδομή, στον αναπτυσσόμενο κρυσταλλογραφικό ιστό και στις μηχανικές ιδιότητες φύλλου αλουμινίου AA3004. Ένα υψηλότερο FRT, οδήγησε σε ανακρυστάλλωση και μεγέθυνση του κόκκου μετά από θερμή έλαση, με αποτέλεσμα την ανάπτυξη ιστού ανακρυστάλλωσης. Έπειτα από ανόπτηση της θερμής ταινίας (hot band), το ποσοστό του ιστού ανακρυστάλλωσης αυξήθηκε στο δείγμα με υψηλή FRT. Αυτό είχε ως αποτέλεσμα την ισορροπία των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού, μετά το επόμενο στάδιο της ψυχρή έλαση.

Τέλος, στη διπλωματική εργασία του Π. Σταθόπουλου (20) γίνεται μελέτη της επίδρασης θερμικών κατεργασιών ομογενοποίησης, τόσο στη μικροδομή όσο και στον ιστό σε κράμα αλουμινίου AA3003 με διαφορετικό πάχος (5,5mm και 8mm). Τα αποτελέσματα της μελέτης του είχαν πολύ μεγάλο ενδιαφέρον καθώς διαπίστωσε ότι τα ποσοστά ιστού έλασης και ανακρυστάλλωσης έχουν μεγάλη διαφορά μεταξύ κέντρου και επιφάνειας στα περισσότερα δείγματα. Συμπέρανε επίσης, ότι έπειτα από ομογενοποίηση στους 610°C τα δύο ελάσματα με διαφορετικό πάχος παρουσιάζουν τα μικρότερα ποσοστά ιστού έλασης και ανακρυστάλλωσης σε σχέση με τα υπόλοιπα δοκίμια καθιστώντας τα πιο ισότροπα.

Δεδομένου ότι η μικροδομή και η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού έχουν ισχυρή επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες και στην ικανότητα μορφοποίησης τελικών προϊόντων, η μελέτη των αποτελεσμάτων δύο διαφορετικών μεθόδων χύτευσης (DC & CC), έχει τόσο επιστημονική όσο και τεχνική σημασία.

Στόχος λοιπόν της παρούσας εργασίας, είναι η μελέτη και η σύγκριση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού, σε φύλλα κράματος αλουμινίου AA3003, προερχόμενα από δύο διαφορετικές μεθόδους χύτευσης. Γίνεται προσπάθεια συσχέτισης του αναπτυσσόμενου κρυσταλλογραφικού ιστού με την επιδεκτικότητα διαμόρφωσής τους.

Συγκεκριμένα, μελετήθηκαν δείγματα θερμής και ψυχρής έλασης των δύο μεθόδων χύτευσης και αξιολογήθηκαν περαιτέρω με θερμική κατεργασία ανόπτησης.

Πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις της ανισοτροπίας, μέσω δοκιμών εφελκυσμού στα φύλλα ψυχρής έλασης και ανόπτησης. Τα δείγματα αξιολογήθηκαν ως προς τη διαμορφωσιμότητά τους μέσω δοκιμής βαθιάς κοίλανσης (cup testing). Στη συνέχεια χρησιμοποιήθηκε η μικροσκοπία για να εξεταστούν οι διαφορές στη μορφολογία των κόκκων. Προκειμένου να γίνει η σύνδεση των αποτελεσμάτων, των δοκιμών εφελκυσμού και βαθιάς κοίλανσης, χρησιμοποιήθηκε η τεχνική Περίθλασης Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD).

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1: ΤΟ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ ΚΑΙ ΤΑ ΚΡΑΜΑΤΑ ΤΟΥ

1.1 Βασικά Στοιχεία

Το αλουμίνιο είναι ελαφρύ, όλκιμο μέταλλο, με πολύ καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα. Η πυκνότητά του είναι χαμηλή ($2,7 \text{ g/cm}^3$), περίπου το ένα τρίτο της πυκνότητας του σιδήρου ($7,8 \text{ g/cm}^3$). Το καθαρό αλουμίνιο είναι αρκετά μαλακό και όλκιμο. Κρυσταλλώνεται στο κυβικό εδροκεντρωμένο κρυσταλλικό πλέγμα (FCC) και τήκεται στους 661°C .

Ένα βασικό πλεονέκτημα του αλουμινίου είναι η ανθεκτικότητά του στην οξείδωση. Αυτό οφείλεται στη μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο, με αποτέλεσμα κατά τις διεργασίες οξείδωσης να σχηματίζεται ένα λεπτό, επιφανειακό στρώμα οξειδίου του αργιλίου (Al_2O_3). Ο σχηματισμός αυτού του στρώματος είναι ιδιαίτερα σημαντικός, καθώς είναι αδιαπέρατο από το οξυγόνο και προσφέρει στο μέταλλο σημαντική αντιοξειδωτική προστασία (21).

Οι κυριότερες κραματικές προσθήκες του αλουμινίου είναι ο χαλκός (Cu), το μαγγάνιο (Mn), το μαγνήσιο (Mg), ο σίδηρος (Fe), το πυρίτιο (Si) και ο ψευδάργυρος (Zn). Κύριες μικροπροσμίξεις σιδήρου (Fe) και πυριτίου (Si) μπορούν να βρίσκονται σ' αυτό σε περιορισμένο φυσικά βαθμό.

Όπως το καθαρό αλουμίνιο, έτσι και τα κράματά του έχουν χαμηλή πυκνότητα, καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και υψηλή αντοχή σε διάβρωση. Οι μοναδικοί συνδυασμοί ιδιοτήτων του αλουμινίου και των κραμάτων του τα καθιστούν από τα πιο οικονομικά και ελκυστικά μέταλλα για μία πληθώρα εφαρμογών, από μαλακό, πολύ εύπλαστο φύλλο περιτυλίγματος έως τις πιο απαιτητικές εφαρμογές μηχανικής (22).

Τα κράματα αλουμινίου κατηγοροποιούνται σε κράματα διαμόρφωσης και χυτά κράματα. Για την ονοματολογία των κραμάτων διαμόρφωσης χρησιμοποιείται ένας τετραψήφιος κωδικός. Ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει τον τύπο κράματος σύμφωνα με τα κυρίαρχα κραματικά στοιχεία. Ο δεύτερος χρησιμοποιείται για να δηλώσει τροποποιήσεις των ορίων περιεκτικότητας των ακαθαρσιών (21). Τα κράματα διαμόρφωσης περιλαμβάνουν τις εξής 9 κατηγορίες:

- 1xxx Καθαρό Al (Al >99,00%)
- 2xxx Κράματα Al-Cu
- 3xxx Κράματα Al-Mn
- 4xxx Κράματα Al-Si
- 5xxx Κράματα Al-Mg

- 6xxx Κράματα Al-Mg-Si
- 7xxx Κράματα Al-Zn
- 8xxx Κράματα Al-Sn με άλλα στοιχεία
- 9xxx Κράματα Al με άλλα στοιχεία

Υποδιαιρούνται περαιτέρω σε κράματα επιδεκτικά σε θερμική κατεργασία και σε κράματα που δεν είναι επιδεκτικά σε θερμική κατεργασία (22) (23):

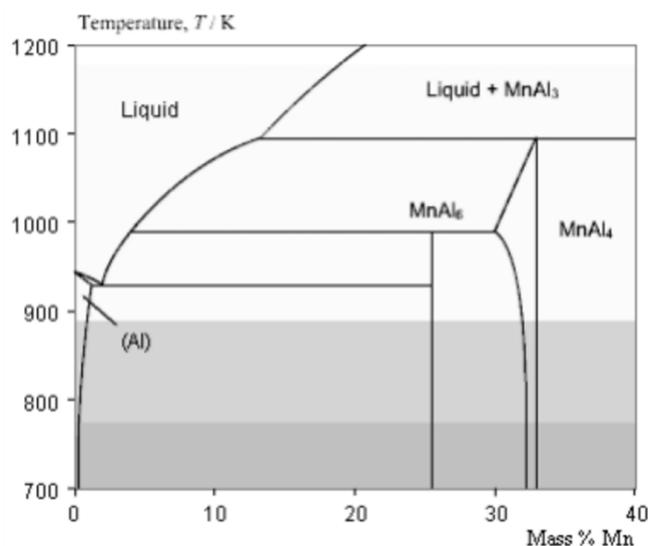
1.2. Κράματα μη επιδεκτικά σε θερμική κατεργασία

Η κατηγορία αυτή αφορά κράματα των σειρών 1xxx, 3xxx, 4xxx και 5xxx. Οι σειρές αυτές έχουν πολύ χαμηλές προσθήκες κραματικών στοιχείων, όπως το μαγγάνιο (σειρά 3xxx), το πυρίτιο (σειρά 4xxx) και το μαγνήσιο (σειρά 5xxx), γι' αυτό το λόγο δεν υφίστανται σκλήρωση με θερμική κατεργασία. Η αύξηση της αντοχής των κραμάτων αυτών επιτυγχάνεται μέσω μηχανισμών σκλήρωσης, όπως η ενδοτράχυνση (work hardening), η σκλήρωση με στερεό διάλυμα και σκλήρωση διασποράς (dispersoid precipitates) (22).

1.3. Σειρά 3xxx

Η σειρά 3xxx ανήκει, στην κατηγορία των διαμορφώσιμων κραμάτων, μη επιδεκτικών σε θερμικές κατεργασίες. Έχουν υψηλή ικανότητα διαμόρφωσης, συγκολλησιμότητας και εξαιρετική αντοχή στη διάβρωση. Οι κύριες κραματικές προσθήκες της σειράς είναι το μαγγάνιο αλλά και ο συνδυασμός μαγγανίου-μαγνησίου. Η αντοχή τους μπορεί να αυξηθεί σημαντικά μέσω ενδοτράχυνσης (H-temper). Για παράδειγμα, με ψυχρή έλαση, η τελική αντοχή σε εφελκυσμό του κράματος 3003 αυξάνεται από 110 MPa (σε κατάσταση ανόπτησης, O-temper) σε 200 MPa (H-18 temper). Αντίστοιχα η τελική αντοχή σε δοκιμή εφελκυσμού του κράματος 3004 αυξάνεται από ~179 MPa (O-temper) σε ~283 MPa (H-38 temper) (21).

Το κράμα 3003 χρησιμοποιείται σε χημικό εξοπλισμό, συμπιεστές, εναλλάκτες θερμότητας, κτιριακές υποδομές και σε μαγειρικά σκεύη. Τα σώματα των κουτιών αναψυκτικού κατασκευάζονται από κράματα αλουμινίου 3004 ή 3104 ή 3105 (H-19 ή H-16), τα οποία είναι τα πιο ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου σειράς 3xxx, εξαιτίας της ικανότητάς τους να διαμορφώνονται με ευκολία. Τέλος, οι εναλλάκτες θερμότητας ψυγείου των αυτοκινήτων κατασκευάζονται από το κράμα 3002 (25) (26).



Εικόνα 2: Διμερές Διάγραμμα Al-Mn (24).

1.4. Η επίδραση κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες κραμάτων αλουμινίου σειράς 3xxx

Οι κύριες κραματικές προσθήκες των κραμάτων αλουμινίου σειράς 3xxx είναι το μαγγάνιο (Mn), το μαγνήσιο (Mg), ο σίδηρος (Fe) και το πυρίτιο (Si). Τα παραπάνω κραματικά στοιχεία έχουν τις εξής επιδράσεις:

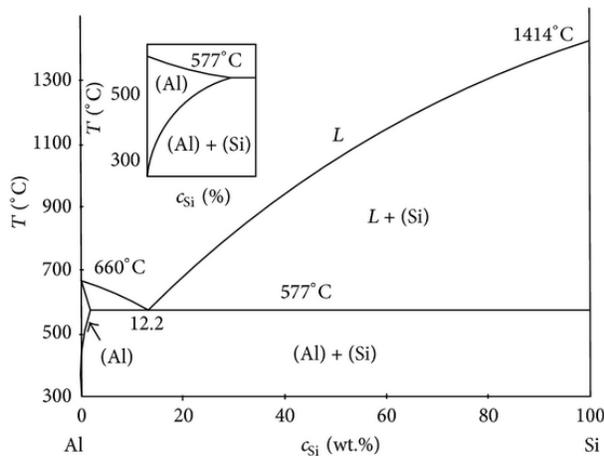
Μαγγάνιο: Το μαγγάνιο αποτελεί κοινή προσθήκη σε κράματα αλουμινίου. Βελτιώνει την αντοχή, τόσο μέσω σκλήρωσης με στερεό διάλυμα όσο και με τη σκλήρωση με λεπτομερή σωματίδια. Οι Soo Woo Nam και Duck Hee Lee (27) διερεύνησαν την επίδραση του Mn στη μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων αλουμινίου. Διαπίστωσαν πως όταν η περιεκτικότητα μαγγανίου αυξάνεται πάνω από 0,5% κ.β., αυξάνεται τόσο το όριο διαρροής όσο και η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (Ultimate Tensile Strength) χωρίς να επηρεάζεται η ολκιμότητα. Επιπλέον η προσθήκη μαγγανίου στα κράματα αλουμινίου έχει την ικανότητα να αυξάνει την αντοχή σε ολιγόκυκλη κόπωση (low cycle fatigue) και αυξάνεται η αντοχή στη διάβρωση. Τέλος, βελτιώνει την ολκιμότητα των κραμάτων αλουμινίου που περιέχουν σίδηρο και πυρίτιο λόγω τροποποίησης των ενδομεταλλικών εγκλεισμάτων Al_3FeSi από πλακίδια σε κυβική μορφή $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$.

Μαγνήσιο: Ως κραματική προσθήκη το μαγνήσιο παρέχει ουσιαστική αύξηση της αντοχής με μηχανισμό σκλήρωσης στερεού διαλύματος και βελτίωση των χαρακτηριστικών ενδοτράχυνσης του

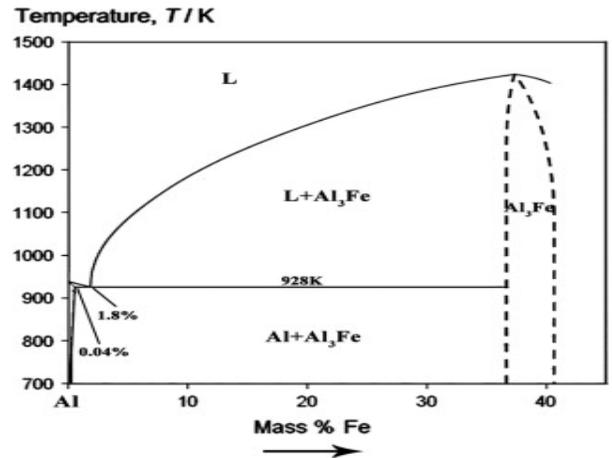
αλουμινίου. Επιπλέον, παρέχει καλή αντοχή στη διάβρωση, και συμβάλλει στην συγκολλησιμότητα. Το πυρίτιο ενώνεται με το μαγνήσιο για να σχηματίσει τη φάση Mg_2Si που προσδίδει σημαντική αύξηση της αντοχής.

Σίδηρος: Ο σίδηρος έχει πολύ χαμηλή διαλυτότητα στο αλουμίνιο, όπως φαίνεται και στο διμερές διάγραμμα, της Εικόνας 3, με τη μέγιστη διαλυτότητά του να είναι σε ποσοστό 0,04%. Στα περισσότερα κράματα αλουμινίου αποτελεί ακαθαρσία. Αυξάνει την αντοχή λόγω του σχηματισμού ενδομεταλλικών ($FeAl_3$, $FeMnAl_6$, $\alpha-AlFeSi$) όμως έχει αρνητική επίδραση στην ολκιμότητα (28).

Πυρίτιο: Το Si έχει μέγιστη διαλυτότητα στο αλουμίνιο περίπου 1,5%, στους 570 °C (Εικόνα 2). Το πυρίτιο μειώνει το σημείο τήξεως και βελτιώνει τα χαρακτηριστικά χύτευσης, αυξάνοντας την ευχυτότητα του αλουμινίου. Στα κράματα αλουμινίου σειράς 3xxx σχηματίζεται η ενδομεταλλική φάση τύπου $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$.



Εικόνα 3: Διμερές Διάγραμμα Al-Si (23)



Εικόνα 4: Διμερές Διάγραμμα Al-Fe (29)

1.5. Μηχανισμοί Σκλήρωσης

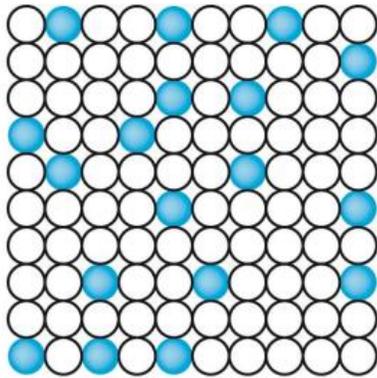
1.5.1. Σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος

Μια τεχνική σκλήρωσης των μετάλλων είναι η κραματική προσθήκη προσμείξεων, οι οποίες εισέρχονται στο στερεό διάλυμα είτε με αντικατάσταση είτε με παρεμβολή. Η αντοχή του υλικού εξαρτάται από τη δυνατότητα των διαταραχών να διαδοθούν, εντός του κρυσταλλικού πλέγματος. Όταν λοιπόν εισαχθούν άτομα αντικατάστασης ή παρεμβολής, δημιουργούνται τάσεις, γίνεται

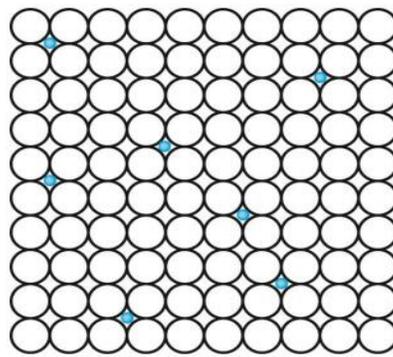
παραμόρφωση του πλέγματος και η κίνηση των διαταραχών δυσχεραίνεται με αποτέλεσμα την αύξηση της αντοχής του υλικού (20).

Στερεό διάλυμα αντικατάστασης προκύπτει (substitutional solid solution) όταν ένα άλλο άτομο αντικαθιστά ένα άτομο από το πλέγμα της μητρικής φάσης. Τα στοιχεία που υπεισέρχονται στον σχηματισμό ενός στερεού διαλύματος αντικατάστασης πληρούν ορισμένους κανόνες, που εξασφαλίζουν σταθερότητα στο στερεό διάλυμα. Αυτοί είναι οι κανόνες Hume-Rothery που αφορούν την πλήρη στερεά διαλυτότητα:

- Η διαφορά μεταξύ των μεγεθών των ατόμων να είναι μικρότερη του 15%
- Να έχουν μικρή διαφορά ηλεκτραρνητικότητας
- Να έχουν την ίδια κρυσταλλική δομή
- Να έχουν το ίδιο σθένος (1)



Εικόνα 6: Στερεά Διαλύματα
Αντικατάστασης (24)



Εικόνα 5: Στερεά Διαλύματα
Παρεμβολής (24)

Στερεό διάλυμα παρεμβολής (interstitial solid solution) προκύπτει αν τα άτομα B φιλοξενηθούν στον ελεύθερο-διαθέσιμο χώρο της κρυσταλλικής δομής του A, σε θέσεις παρεμβολής μεταξύ των ατόμων A. Παραδείγματα τέτοιων διαλυμάτων είναι ο φερρίτης και οστενίτης, που είναι στερεά διαλύματα Fe-C στους χάλυβες. Στα διαλύματα αυτά ο άνθρακας καταλαμβάνει θέσεις παρεμβολής στο κρυσταλλικό πλέγμα του σιδήρου (24).

1.5.2. Ενδοτράχυνση

Η ενδοτράχυνση είναι μέθοδος αύξησης της αντοχής και της σκληρότητας ενός μεταλλικού υλικού . Αυτό επιτυγχάνεται με πλαστική παραμόρφωση, με αποτέλεσμα την αύξηση του αριθμού των διαταραχών εντός του πλέγματος.

Οι διαταραχές σχηματίζονται στα όρια των κόκκων, στις ελεύθερες επιφάνειες και στη διεπιφάνεια μεταξύ του μητρικού πλέγματος και των σωματιδίων. Για να επέλθει η πλαστική παραμόρφωση και κατ'επέκτασιν ο σχηματισμός των διαταραχών, απαιτείται εφαρμογή τάσης μεγαλύτερης από το όριο διαρροής. Κατά την παραμόρφωση του υλικού, οι διαταραχές ολισθαίνουν, τέμνονται, αλληλεπιδρούν μεταξύ τους και συσσωρεύονται σε ορισμένα σημεία, με αποτέλεσμα να εμποδίζει η μία την κίνηση της άλλης. Με την αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών, την αλλαγή της κατανομής τους και την παρεμπόδιση της κίνησής τους, αυξάνεται η αντοχή του υλικού (31).

1.5.3. Σκλήρωση με λεπτομερή σωματίδια (Σκλήρωση διασποράς)

Η αντοχή και η σκληρότητα σε ορισμένα κράματα μπορεί να ενισχυθούν από την παρουσία εξαιρετικά λεπτομερών και ομοιόμορφα διασκορπισμένων σωματιδίων στην μήτρα. Αυτά εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών, και αυξάνουν την αντοχή του υλικού.

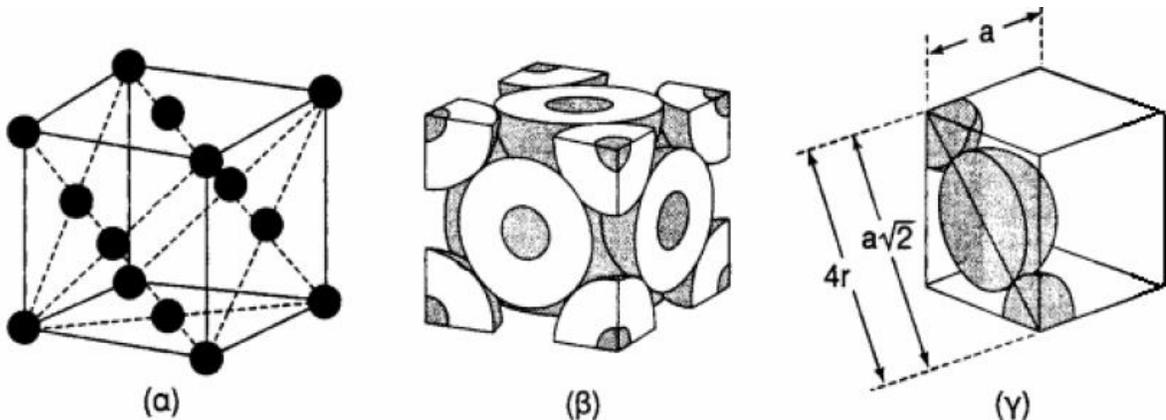
Η Muggerud και άλλοι (32) μελέτησαν την επίδραση των κραματικών στοιχείων μαγγανίου (Mn) και πυριτίου (Si) σε σχέση με την κατακρήμνιση λεπτομερών σωματιδίων σε κράματα αλουμινίου AA3xxx κατά τη διάρκεια ανόπτησης. Η πιο έντονη επίδραση σκλήρωσης διασποράς επιτεύχθηκε στο κράμα που περιείχε την υψηλότερη περιεκτικότητα σε Mn και Si. Κατέληξαν λοιπόν στο συμπέρασμα ότι με την αύξηση των στοιχείων αυτών, την κατάλληλη θερμοκρασία αλλά και τον κατάλληλο χρόνο ανόπτησης αυξάνεται η πυκνότητα και το κλάσμα όγκου των λεπτομερών σωματιδίων.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2: ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ & ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ

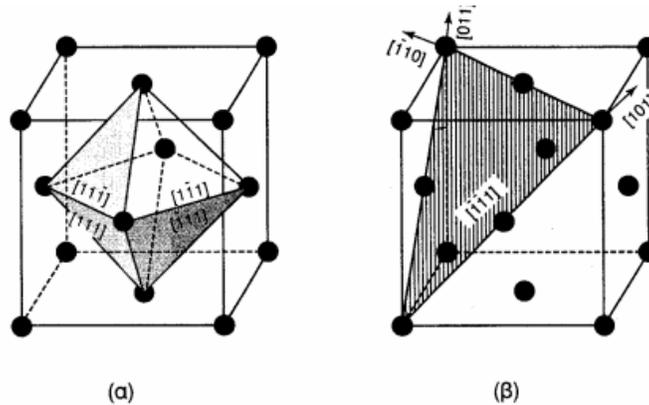
2.1. Κρυσταλλογραφία αλουμινίου

Η κρυσταλλική δομή του αλουμινίου είναι η εδροκεντρωμένη κυβική δομή (FCC). Οκτώ άτομα είναι διατεταγμένα στις κορυφές της κυβικής κυψελίδας και έξι άτομα τοποθετούνται στα κέντρα των εδρών του κύβου (Εικόνα 6). Ορισμένα βασικά χαρακτηριστικά του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος είναι τα εξής:

- I. Ο αριθμός των ατόμων στο στοιχειώδες κύτταρο (τ) είναι 4. Αυτό προκύπτει, αν ληφθεί υπόψη ότι τα οκτώ άτομα της κορυφής του κύβου ανήκουν κατά το $1/8$ στο στοιχειώδες κύτταρο ($8 \cdot 1/8$) και τα έξι άτομα των κέντρων των εδρών ανήκουν κατά το $1/2$ στο στοιχειώδες κύτταρο ($6 \cdot 1/2$).
- II. Ο αριθμός ατομικής πλήρωσης (Atomic Packing Factor-APF) είναι ίσος με 0,74. Η δομή FCC είναι μια από τις δυο πυκνότερες διατάξεις ατόμων στο χώρο (33).



Εικόνα 7: (α) Στοιχειώδες κύτταρο FCC, (β) Κλειστό κύτταρο FCC, (γ) Σχέση μεταξύ της πλευράς a του κύβου και της ατομική ακτίνας r (23)

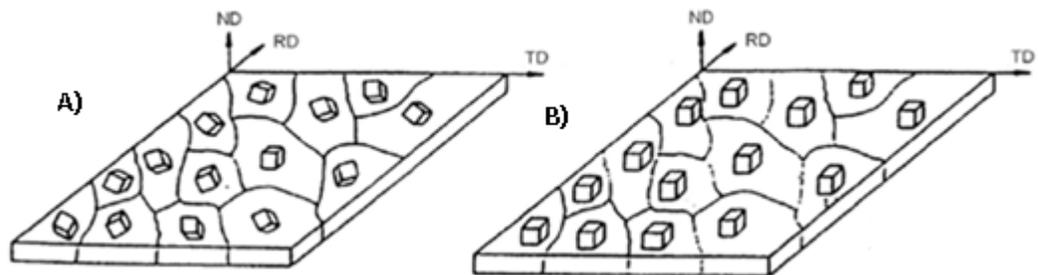


Εικόνα 8: α) Επίπεδα μέγιστης πυκνότητας και β) Διευθύνσεις μέγιστης πυκνότητας στο σύστημα FCC (34)

Τα πυκνά επίπεδα και οι πυκνές διευθύνσεις της κρυσταλλικής δομής έχουν σημαντική επίδραση στην πλαστική παραμόρφωση των μετάλλων, διότι πραγματοποιείται ολίσθηση κρυσταλλικών ατελειών πάνω σε αυτά. Τα μέταλλα του εδροκεντρωμένου συστήματος (FCC) αποκρίνονται καλύτερα στις κατεργασίες διαμόρφωσης (34). Αυτό συμβαίνει διότι τα πυκνότερα σε άτομα επίπεδα ανήκουν στην οικογένεια τεσσάρων επιπέδων με δείκτες Miller $\{111\}$, και οι πυκνότερες σε άτομα διευθύνσεις ανήκουν στην οικογένεια τριών διευθύνσεων με δείκτες Miller $\langle 110 \rangle$.

2.2. Κρυσταλλογραφικός Ιστός

Όταν σε ένα υλικό υπάρχει ένας προτιμητέος (μη τυχαίος) κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός των κόκκων, λέγεται ότι αυτό το υλικό εμφανίζει κρυσταλλογραφικό ιστό. Ένα υλικό μπορεί να παρουσιάσει αδύναμο, μέτριο ή ισχυρό κρυσταλλογραφικό ιστό. Ο βαθμός εξαρτάται από το ποσοστό των κόκκων που παρουσιάζουν τον προτιμώμενο προσανατολισμό (35) (36) (37).



Εικόνα 9 Α) Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός: ισότροπο (Β) ισχυρός κρυσταλλογραφικός ιστός: ανισοτροπία (38)

Τα περισσότερα πολυκρυσταλλικά υλικά παρουσιάζουν ιστό παραμόρφωσης (deformation texture) κατά τη διαμόρφωσή τους. Ωστόσο, ο ιστός μπορεί να προκύψει κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης, της ανακρυστάλλωσης και κατά τον αλλοτροπικό μετασχηματισμό ή το μετασχηματισμό φάσεων.

Πιο συγκεκριμένα, κατά τη διαμόρφωση ενός κράματος με πλαστική παραμόρφωση, οι κόκκοι παραμορφώνονται και αποκτούν κοινό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Η παραμόρφωση προκαλεί επίσης επιμήκυνση των κόκκων προς μια διεύθυνση, ανεξάρτητα από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Πρόκειται για ιστό από ενδοτράχυνση.

Σημειώνεται ότι στις περιπτώσεις της στερεοποίησης, ανακρυστάλλωσης, αλλοτροπικών μετασχηματισμών ή μετασχηματισμών φάσεων, δεν δημιουργείται ιστός αλλά τροποποιείται αυτός που προϋπήρχε (4).

Ο ιστός έλασης και ανακρυστάλλωσης αναπαρίσταται ως $\{hkl\} \langle uvw \rangle$, που σημαίνει ότι οι περισσότεροι κόκκοι στο φύλλο είναι τέτοιοι ώστε τα επίπεδά τους $\{hkl\}$ να είναι σχεδόν παράλληλα προς το επίπεδο της έλασης (Rolling Direction) και οι διευθύνσεις $\langle uvw \rangle$ των κόκκων είναι σχεδόν παράλληλες προς την διεύθυνση έλασης (39).

Τα πολυκρυσταλλικά υλικά όπως είναι τα κράματα αλουμινίου εμφανίζονται μακροσκοπικά ισότροπα, μολονότι μεμονωμένα οι κόκκοι έχουν διαφορετικούς προσανατολισμούς και συμπεριφέρονται ανισότροπα. Στα διάφορα στάδια του κύκλου παραγωγής-επεξεργασίας του μετάλλου, η μικροδομή υφίσταται αλλαγές. Για παράδειγμα στη διάρκεια της έλασης οι κόκκοι παραμορφώνονται και επιμηκύνονται σε μία ή περισσότερες διευθύνσεις και καθιστούν το υλικό ανισότροπο (39) (40). Προκύπτει λοιπόν, ότι ο κρυσταλλογραφικός ιστός δεν θα μας ενδιέφερε αν δεν σχετιζόταν άμεσα με την παρατηρούμενη ανισοτροπία στις φυσικές και κυρίως στις μηχανικές ιδιότητες του μετάλλου (4).

2.3. Κρυσταλλογραφικός ιστός σε κράματα FCC

Οι μηχανικές ιδιότητες των ελασμάτων, όπως η ανισοτροπία και η διαμορφωσιμότητα, μπορούν να βελτιωθούν με κατάλληλο έλεγχο του κρυσταλλογραφικού ιστού. Σε ελάσματα που έχουν υποστεί ψυχρή έλαση ο κρυσταλλογραφικός ιστός διακρίνεται σε ιστό έλασης και ιστό ανακρυστάλλωσης. Οι κόκκοι σε αυτή την περίπτωση επιδεικνύουν ορισμένους προτιμώμενους προσανατολισμούς που προκύπτουν από την περιστροφή τους (rotation) κατά την διαδικασία διαμόρφωσής τους.

Η ανακρυστάλλωση των ψυχρά ελασμένων υλικών επιτυγχάνεται με θερμική κατεργασία σε θερμοκρασίες 30%-40% του σημείου τήξεως. Κατά την ανακρυστάλλωση δημιουργούνται πυρήνες κρυστάλλωσης, οι οποίοι μεγαλώνουν σε βάρος των κρυστάλλων της αρχικής δομής, καταναλώνοντας την αποθηκευμένη ενέργεια πλαστικής παραμόρφωσης. Οι πυρήνες αυτοί αναπτύσσονται, αντικαθιστώντας τους κόκκους της αρχικής δομής με νέους απαραμόρφωτους κόκκους οι οποίοι δεν παρουσιάζουν συγκεκριμένο προσανατολισμό. Οι παράγοντες, που παίζουν σημαντικό ρόλο στη διεργασία της ανακρυστάλλωσης, είναι η θερμοκρασία, ο χρόνος, οι ακαθαρσίες και η ποσότητα της αποθηκευμένης ενέργειας του μετάλλου. Συνεπώς, η ανακρυστάλλωση δημιουργεί αλλαγή στην κατανομή των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών και κατά συνέπεια, αλλάζει ο κρυσταλλογραφικός ιστός.

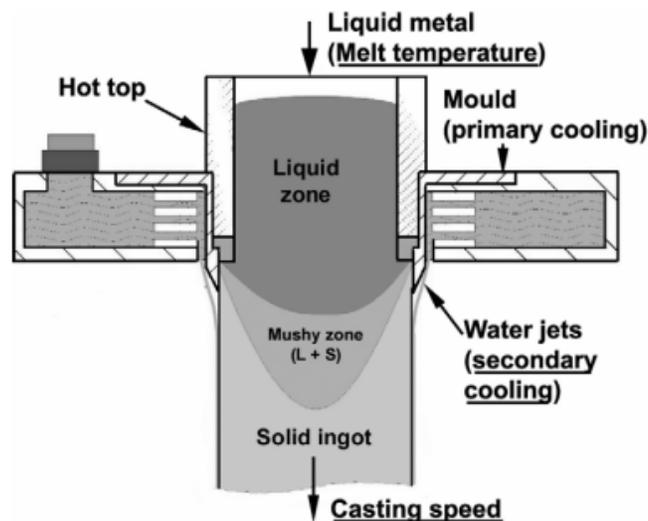
Δεδομένου ότι η συσχέτιση μεταξύ του κρυσταλλογραφικού ιστού των μηχανικών ιδιοτήτων δεν είναι τόσο απλή, δεν είναι εύκολο να βρεθεί ο ακριβής συνδυασμός των ιστών (4).

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3: ΜΕΘΟΔΟΙ ΧΥΤΕΥΣΗΣ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

3.1. Χύτευση σε Πλίνθωμα (Direct Casting)

Η μέθοδος χύτευσης σε πλίνθωμα ξεκινά με την έγχυση τηγμένου μετάλλου σε ένα υδρόψυκτο καλούπι το οποίο αρχικά παραμένει κλειστό με τη χρήση ψευδοπυθμένα. Ο ψευδοπυθμένας που υποστηρίζει την πλάκα κατά τη χύτευση, φράζει το κάτω μέρος των καλουπιών, πριν την εκκίνηση της χύτευσης, και επιτρέπει να ξεκινήσει η στερεοποίηση κατά το ξεκίνημα της χύτευσης. Μόλις το μέταλλο φτάσει σε ένα καθορισμένο ύψος, ο ψευδοπυθμένας χαμηλώνει με ένα σταθερό ρυθμό ισοδύναμο με τη ροή του τηγμένου μετάλλου.

Ενώ το εξωτερικό τμήμα του πλινθώματος στερεοποιείται πρώτο, λόγω της ροής θερμότητας μέσω του υδρόψυκτου καλουπιού (πρωτεύουσα ψύξη) εσωτερικά το μέταλλο βρίσκεται σε ημιστερεή/υγρή κατάσταση. Η άμεση στερεοποίηση λοιπόν ολόκληρου του πλινθώματος σε θερμοκρασία κάτω από τη θερμοκρασία στερεοποίησης (solidus) του κράματος, επιτυγχάνεται με απευθείας ψύξη, με τη χρήση πιδάκων νερού (Εικόνα 10). Η ροή του νερού είναι αρχικά αυξημένη, αλλά σταθεροποιείται κατά τη διάρκεια της χύτευσης.

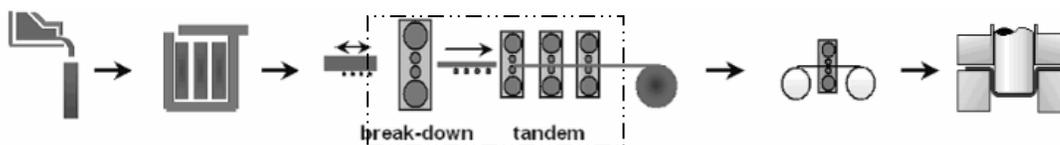


Εικόνα 10: Χύτευση σε πλίνθωμα (Direct Chill Casting) (41)

Η ταχύτητα χύτευσης διαφέρει ανάλογα με το μέγεθος του παραγόμενου πλινθώματος και τον τύπο του κράματος (συνήθως 1-3 mm/s). Ο ρυθμός απόψυξης ποικίλλει σε σχέση με τα τοιχώματα του καλουπιού και είναι περίπου 0,5°C/s στο κέντρο του πλινθώματος και περίπου στους 20°C/s κοντά στην επιφάνεια του πλινθώματος. Η θερμοκρασία χυτεύσεως των κραμάτων

αλουμινίου είναι περίπου 690-725°C (32) και το πάχος του παραγόμενου πλινθώματος είναι 600mm.

Για την παραγωγή ελασμάτος προς βαθιά κοίλανση έπειτα από τη χύτευση επιτυγχάνεται αρχικά με θερμή κι έπειτα με ψυχρή έλαση όπως φαίνεται στην εικόνα 9.



Εικόνα 11: Παραγωγική διαδικασία ελάσματος προς διαμόρφωση (42)

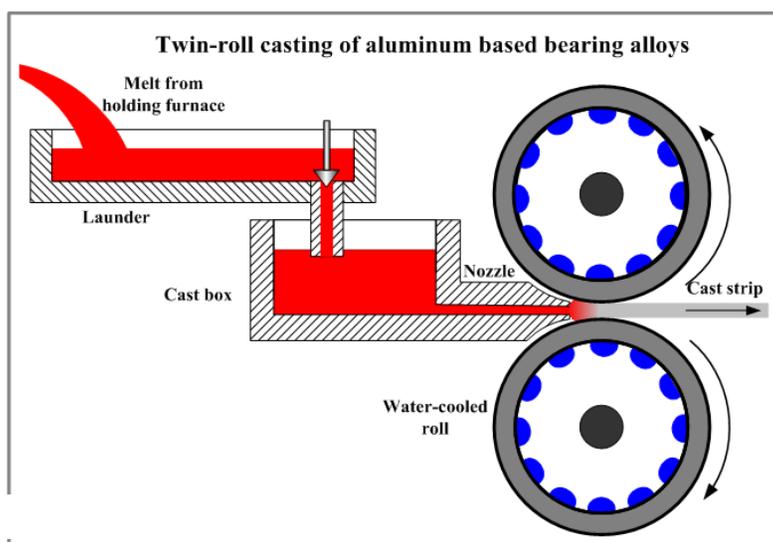
Πριν τη θερμή έλαση επιτυγχάνεται ομογενοποίηση των πλινθωμάτων σε θερμοκρασίες 450°C με 600°C. Η μείωση του πάχους του αρχικού υλικού γίνεται με συνεχή τρόπο χρησιμοποιώντας συστοιχία ελάστρων με συνεχώς μειούμενη διατομή ανά υποβιβασμό. Η θερμής έλασης γίνεται σε θερμοκρασία ίση με το 60% του σημείου τήξης ενώ η ψυχρή έλαση (ΨΕ) σε θερμοκρασία δωματίου (45).

3.2. Συνεχής Χύτευση (Twin Roll Casting -TRC)

Η συνεχής χύτευση (Twin Roll Casting - TRC) περιλαμβάνει την χύτευση τηγμένου αλουμινίου ανάμεσα σε δύο υδρόψυκτους περιστρεφόμενους κυλίνδρους. Το τηγμένο μέταλλο έρχεται και παραμένει σε επαφή με τους υδρόψυκτους κυλίνδρους έως ότου στερεοποιηθεί. Επιπλέον, οι περιστρεφόμενοι αυτοί κύλινδροι έχουν σχεδιαστεί ώστε το υλικό ταυτόχρονα με τη στερεοποίηση να υφίσταται θερμή έλαση (Εικόνα 12). Γίνεται λοιπόν αντιληπτό ότι με την μέθοδο TRC επιτυγχάνεται χύτευση, στερεοποίηση και θερμή έλαση, σε ένα μόνο βήμα παράγοντας φύλλο θερμής έλασης απευθείας από το τήγμα. Η μέθοδος TRC παρέχει ένα σχετικά υψηλό ρυθμό στερεοποίησης (περίπου 225°C/s), ενώ το πάχος κυμαίνεται μεταξύ 10 και 0,5 mm.

Στα πλεονεκτήματα της διαδικασίας TRC συγκαταλλέγονται η μείωση του κόστους λόγω της απλοποιημένης διαδικασίας, η χαμηλή κατανάλωση ενέργειας και απόρριψης σε σύγκριση με τη συμβατική μέθοδο χύτευσης σε πλινθώμα (DC). Λόγω, των πλεονεκτημάτων που προσφέρει η διαδικασία χύτευσης Twin Roll Casting, έχει γίνει ευρέως δημοφιλής στη βιομηχανία αλουμινίου.

Όπως προαναφέρθηκε, κατά τη μέθοδο TRC πραγματοποιείται στερεοποίηση και θερμή έλαση ταυτόχρονα. Σε ορισμένες όμως περιπτώσεις η στερεοποίηση μπορεί να μην έχει πραγματοποιηθεί εξ'ολοκλήρου με αποτέλεσμα κάποια υγρή φάση να περάσει εντός της μικροδομής προάγοντας τον σχηματισμό ελαττωμάτων όπως οι γραμμές θερμότητας (hot lines). Επιπλέον, ένα σημαντικό μειονέκτημα των προϊόντων που παράγονται με τη μέθοδο αυτή είναι η εμφάνιση χημικού διαφορισμού στο κέντρο (Central line Segregation). Η θερμή έλαση, λοιπόν, της TRC είναι ένα κρίσιμο σημείο για να κατανοηθεί η μικροδομή και οι ιδιότητες του παραγόμενου ελάσματος. Παρά τα σημαντικά της πλεονεκτήματα, η μέθοδος TRC, περιορίζεται στην παραγωγή συγκεκριμένων κραμάτων αλουμινίου (5) (42) (43).

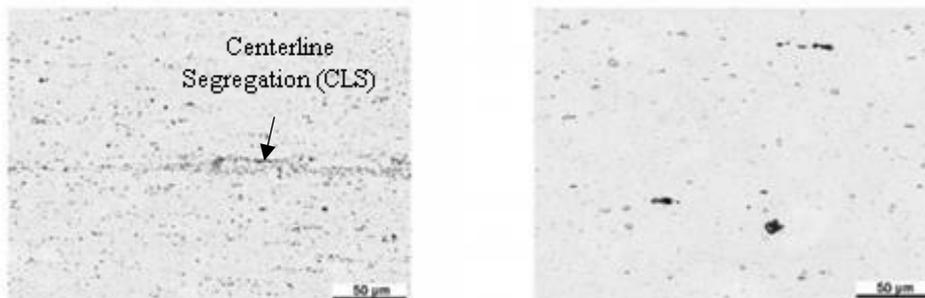


Εικόνα 12: Μέθοδος TRC (44)

3.3. Διαφορές ημισυνεχούς και συνεχούς χύτευσης ως προς τη μικροδομή

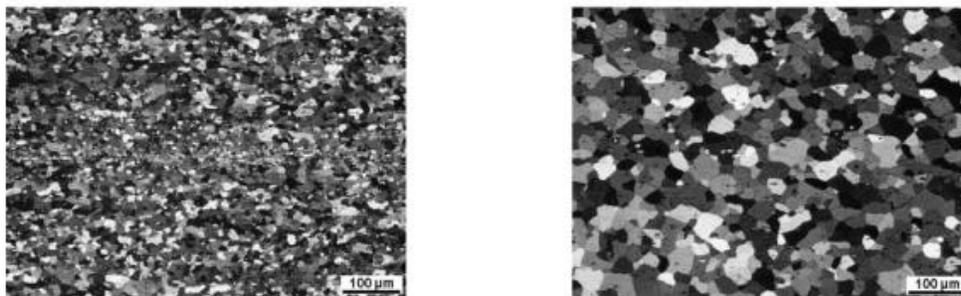
Η Μ. Slàmonà και άλλοι (46), ερεύνησαν τις διαφορές ως προς τη μικροδομή αλλά και τον κρυσταλλογραφικό ιστό που προκύπτουν από τις δύο διαφορετικές μεθόδους χύτευσης. Εξετάστηκαν δείγματα δύο διαφορετικών κραμάτων αλουμινίου σειράς 5xxx, έπειτα από ψυχρή έλαση. Λόγω του υψηλού ρυθμού ψύξης και στερεοποίησης που επιτυγχάνεται στη χύτευση TRC, η μικροδομή των χυτών αυτής της μεθόδου διαφέρει σημαντικά από εκείνη των χυτών DC. Τα παραγόμενα κράματα της μεθόδου TRC εμφανίζουν υψηλή συγκέντρωση κραματικών στοιχείων σε στερεό διάλυμα, πρωτογενείς ενδομεταλλικές ενώσεις και εκλεπτυσμένους

κόκκους. Επιπλέον, στα δείγματα που εξετάστηκαν έπειτα από TRC παρατηρήθηκε ο χημικός διαφορισμός στο κέντρο.



Εικόνα 13: Υψηλή Συγκέντρωση λεπτομερών σωματιδίων με τη μέθοδο χύτευσης TRC (αριστερά) σε σύγκριση με την μέθοδο DC (δεξιά). Κράμα αλουμινίου AA5052 (46).

Αξίζει να επισημανθεί η διαφορά ως προς το σχήμα των κόκκων. Στη μέθοδο TRC οι κόκκοι εμφανίζονται λιγότερο ομοιόμορφοι σε σύγκριση με την DC, γεγονός που οφείλεται στον υψηλότερο υποβιβασμό του πάχους κατά την ψυχρή έλαση στη μέθοδο DC.



Εικόνα 14: Μικροδομή TRC-as cast (αριστερά) AA5182, και DC-as cast (δεξιά) (46).

α

αποτελέσματα της ανάλυσης EBSD έδειξαν ότι τα δείγματα που παρήχθησαν από χύτευση DC παρουσίασαν ισχυρότερο ιστό ανακρυστάλλωσης από τα δείγματα χύτευσης TRC. Μια εξήγηση αυτού του αποτελέσματος είναι η υψηλή περιεκτικότητα σε σίδηρο σε στερεό διάλυμα. Όταν ο σίδηρος βρίσκεται σε στερεό διάλυμα ενισχύει τον ιστό έλασης εις βάρος του κυβικού ιστού.

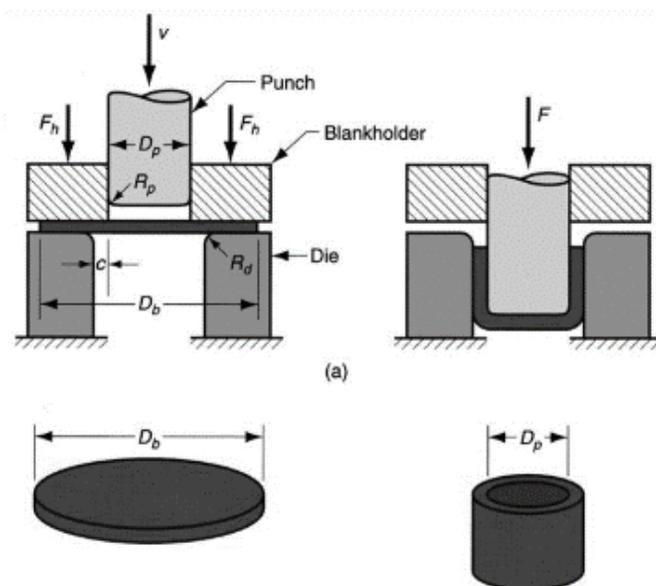
Η μελέτη τους είναι ιδιαίτερα σημαντική διότι οι διαφορές στην μικροδομή και στον κρυσταλλογραφικό ιστό που παράγονται από κράματα TRC και DC έχουν μεγάλη επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες του φύλλου αλλά και στη δυνατότητα διαμόρφωσής τους (47).

3.4. Βαθιά Κοίλανση

Η βαθιά κοίλανση αποτελεί διαδικασία διαμόρφωσης που χρησιμοποιείται στη βιομηχανία συσκευασίας (αλουμινένια κουτάκια αναψυκτικών), οικιακών συσκευών, ακόμα και στην αυτοκινητοβιομηχανία, για την παραγωγή εξαρτημάτων σε κατάλληλο σχήμα. Καθημερινά, κατασκευάζονται αμέτρητα αντικείμενα με αυτή την τεχνική από ελάσματα μαλακού και ανοξείδωτου χάλυβα, χάλυβα EDD, χαλκό, αλουμίνιο, ορείχαλκο και τιτάνιο.

Κατά τη διαδικασία της βαθιάς κοίλανσης επιτυγχάνεται η διαμόρφωση ενός επίπεδου ελάσματος μέσω πλαστικής παραμόρφωσης σε κοίλο τεμάχιο (κυάθιο) όπου ο όγκος και η μάζα του μετάλλου διατηρούνται. Επιτυγχάνεται με τη βοήθεια συστήματος εμβόλου/μήτρας, με ή χωρίς τη χρήση δακτυλίου συγκράτησης (48). Το έλασμα τοποθετείται μεταξύ μήτρας και συγκρατητή και επιβάλλεται κατάλληλη πίεση για να παραμορφωθεί το υλικό σε κοίλο σχήμα. Για την βαθιά κοίλανση ενός ελάσματος συχνά απαιτούνται διαδοχικές κοιλάνσεις οι οποίες ονομάζονται ανακοιλάνσεις.

Στην παρακάτω εικόνα (Εικόνα 15) παρουσιάζονται η στοιχειώδης διάταξη βαθιάς κοίλανσης, όπου διακρίνονται το έλασμα προς διαμόρφωση, το έμβολο και η μήτρα.



Εικόνα 15: Διάταξη Βαθιάς Κοίλανσης (48)

Η βαθιά κοίλανση απαιτεί τη ροή του φύλλου εντός τύπου έως ότου οι δυνάμεις που το συγκρατούν, είναι ικανές χωρίς να ζαρώσει. Η κρίσιμη ιδιότητα του υλικού που ελέγχει την ικανότητα βαθιάς κοίλανσης, είναι η τιμή της παραμέτρου R. Η παράμετρος R, είναι ο λόγος $\frac{ew}{et}$,

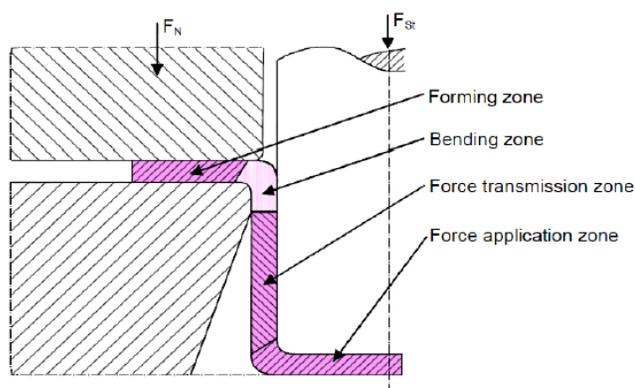
δηλαδή η αληθής παραμόρφωση κατά πάχος προς την αληθή παραμόρφωση κατά πάχος του φύλλου που έχει υποστεί εφελκυσμό.

Οι ιδιότητες στο επίπεδο του ελάσματος διαφέρουν σε διαφορετικές διευθύνσεις και συχνά είναι απαραίτητο να μετρηθεί το \bar{R} παράλληλα, κάθετα και σε γωνία 45° σε σχέση με τη διεύθυνση της έλασης (Rolling Direction). Η διακύμανση στην τιμή R στο επίπεδο του ελάσματος μπορεί να θεωρηθεί σαν μέτρηση της επίπεδης ανισοτροπίας.

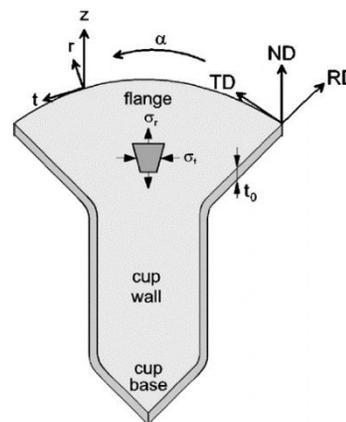
Αυτές οι δύο παράμετροι R και ΔR , χρησιμοποιούνται σαν εύκολες μετρήσεις της πλαστικής ανισοτροπίας στα φύλλα. Όσο μεγαλύτερη η τιμή του R, τόσο πιο εύκολα υπόκειται το υλικό σε βαθιά κοίλανση. Σε τεχνικές διαμόρφωσης υλικού λαμβάνονται υπόψη και οι δύο αυτές παράμετροι (51).

Ακολούθως, παράγοντες που καθίστανται σημαντικοί για την επίτευξη της βαθιάς κοίλανσης είναι η σύσταση όπου απαιτείται η ελάχιστη ποσότητα εγκλεισμάτων (ακαθαρσίες), η μικροδομή (μέγεθος και δομή κόκκων), η ανισοτροπία (τιμές R), ο έλεγχος της ροής του υλικού, οι μηχανικές ιδιότητες (δηλ. ολκιμότητα), η διαμορφωσιμότητα του υλικού καθώς και οι μεταβλητές του σχεδιασμού όπως η διάμετρος της μήτρας και της διάτρησης (49).

Η βαθιά κοίλανση αποτελεί έναν σύνθετο μηχανισμό καθώς το έλασμα υφίσταται διαφορετική τάση στο τοίχωμα και στη φλάντζα. Οι τάσεις είναι κυρίως εφελκυστικές σε όλο το τοίχωμα εκτός από τη φλάντζα όπου ασκείται θλιπτική τάση (σε και σε ακτινικές και εφαπτομενικές τάσεις, αντίστοιχα).



Εικόνα 16: Ζώνες τάσεων κατά την Βαθιά Κοίλανση (5)



Εικόνα 17: Θλιπτικές και εφελκυστικές τάσεις (50)

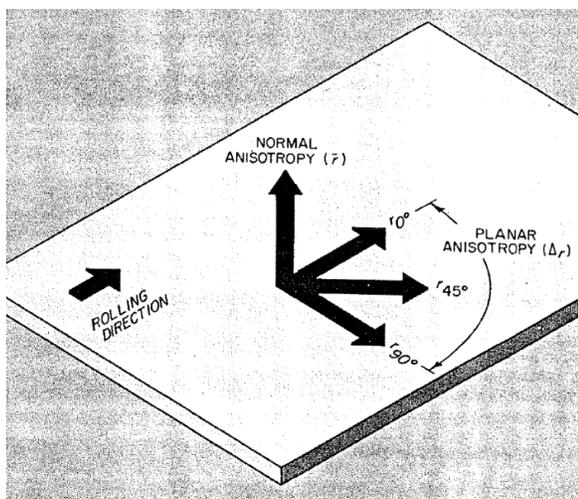
3.4.1. Δημιουργία κυματοειδών άκρων (earing)

Κατά τη διάρκεια της θερμομηχανικής επεξεργασίας φύλλων αλουμινίου, το υλικό υποβάλλεται σε παραμόρφωση και ταυτόχρονα εκτείνεται σε ένα ευρύ φάσμα θερμοκρασιών σε διαφορετικούς χρόνους. Καταλήγει έτσι σε εναλλασσόμενους κύκλους παραμόρφωσης και ανακρυστάλλωσης (46).

Ένας πραγματικά τυχαίος προσανατολισμός των κρυστάλλων είναι σπάνιος, γιατί κατά τη βιομηχανική παραγωγή οι κόκκοι του μετάλλου ευθυγραμμίζονται έτσι ώστε οι διευθύνσεις του, να έχουν ομοιόμορφη κατανομή μέσα στο χώρο, με αποτέλεσμα η μικρογραφική μορφή να παρουσιάζει ιστό. Επειδή δε, τα περισσότερα πολυκρυσταλλικά μέταλλα προτιμούν μια ορισμένη διεύθυνση προσανατολισμού, έχουν την τάση να εμφανίζουν ανισοτροπία που εξαρτάται από τον βαθμό ευθυγράμμισης των κόκκων (3).

Όταν στο υλικό λοιπόν παρατηρείται ιστός, αναπτύσσονται διαφορετικές ιδιότητες στις διάφορες εξεταζόμενες διευθύνσεις πάνω στο επίπεδο του ελάσματος. Η ανισοτροπία αυτή των ιδιοτήτων ονομάζεται επίπεδη ανισοτροπία (planar anisotropy) και εξαιτίας αυτής, παρατηρείται το φαινόμενο «earing» στη διαδικασία βαθιάς κοίλανσης.

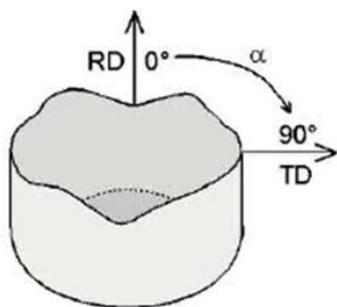
Για την μελέτη της επίπεδης ανισοτροπίας, ορίζεται μία κατεύθυνση αναφοράς, συνήθως η κατεύθυνση της έλασης (Rolling Direction) και δύο άλλες αντίστοιχες διευθύνσεις (Normal Direction & Transverse Direction), οι 45° και 90° σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης. Η επίπεδη ανισοτροπία ΔR , υπολογίζεται από τη σχέση:
$$\Delta R = \frac{R0 - 2R45 + R90}{2}$$



Εικόνα 18: Επίπεδη ανισοτροπία φύλλου (planar anisotropy) (51)

Όσο μεγαλύτερος είναι ο συντελεστής ΔR , τόσο εντονότερος είναι ο σχηματισμός «ears». Αντίστοιχα, εάν ο συντελεστής ΔR είναι ίσος με το 0, τα χαρακτηριστικά του υλικού σε όλες τις επίπεδες κατευθύνσεις είναι ίδια κι έτσι δεν θα δημιουργηθούν οι λοβοί.

Το «earring» πρόκειται ουσιαστικά για την ανομοιόμορφη κατανομή υλικού στην περιφέρεια των κυαθίων όπου σχηματίζονται κορυφές και κοιλάδες υλικού όπως φαίνεται στην Εικόνα 19 (36) (41).



Εικόνα 19: «Earing» σε κυάθιο βαθιάς κοίλανσης (49)

Για μια ποσοτική εκτίμηση συχνά προσδιορίζεται η μέση τιμή Z , η οποία ορίζεται ως:

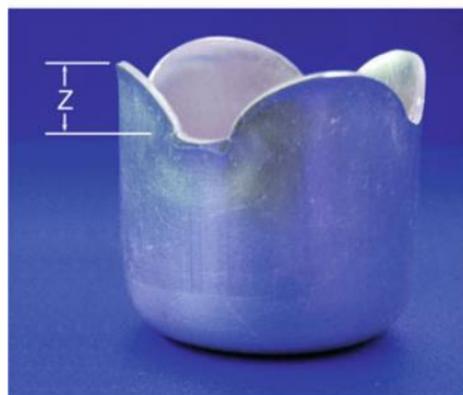
$$Z = \frac{\bar{h}_{ears} - \bar{h}_{troughs}}{\bar{h}_{troughs}}$$

Οι τιμές «ears» και «troughs» αντιστοιχούν στις μέσες τιμές όλων των λοβών και όλων των κοιλάδων ενός κυαθίου.

Με την εμφάνιση οκτώ ή έξι λοβών χρήσιμη είναι η τιμή ΔZ που ορίζεται ως:

$$\Delta Z = \frac{2\bar{h}_{45^\circ} - (\bar{h}_{0^\circ} + \bar{h}_{90^\circ})}{\bar{h}_{0^\circ} + \bar{h}_{90^\circ}}$$

Υλικά που παρουσιάζουν τιμές $Z < 5\%$ και $\Delta Z > 0\%$ είναι επιδεκτικά για διαμόρφωση. Αξίζει να σημειωθεί ότι ο Raebе κ.ά. διεξήγαγαν μελέτη για τη συμπεριφορά του χάλυβα ως



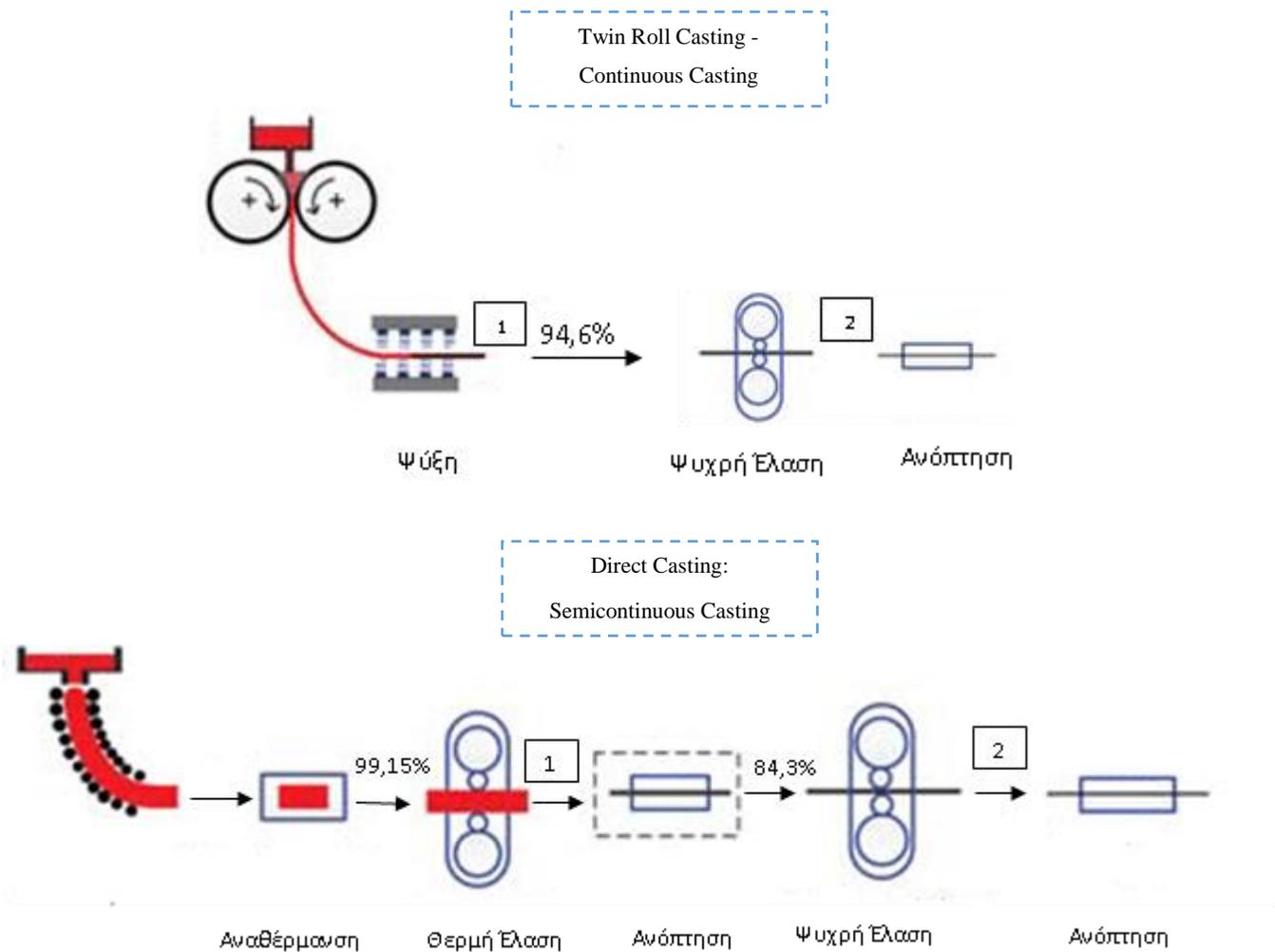
Εικόνα 20: Τιμή Z (50)

προς τη βαθιά κοίλανση. Η μελέτη τους αποκάλυψε ότι ο αυξανόμενος αριθμός των λοβών μειώνει το απόλυτο ύψος τους (61).

Η αστοχία «earring» απαιτεί επιπλέον διαδικασίες για την παραγωγή του σωστού και ομοιόμορφου ύψους του κυαθίου. Εκτός από την αφαίρεση επιπλέον υλικού από την κορυφή, μπορεί να προκαλέσει εμπλοκές κατά τη διαδικασία παραγωγής, με αποτέλεσμα να μειώνεται τόσο ο χρόνος λειτουργίας του μηχανήματος αλλά και η παραγωγικότητα.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4: ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

Η παρούσα διπλωματική εργασία μελετά την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού σε δείγματα αλουμινίου AA3003 και την επιδεκτικότητα διαμόρφωσής τους σε βαθιά κοίλανση. Τα δείγματα που παρελήφθησαν και το διάγραμμα ροής της πειραματικής διαδικασίας φαίνεται παρακάτω:



Σχήμα 1: Στο διάγραμμα σημειώνονται τα ληφθέντα δείγματα ληφθέντα δείγματα (61).

Από τις δύο μεθόδους χύτευσης, παρελήφθησαν δείγματα από τα στάδια 1 και 2. Στη συνέχεια τα φύλλα ψυχρής έλασης υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία ανόπτησης σε θερμοκρασίες 450°C, 500°C και 550°C με χρόνο παραμονής 5 λεπτά ανά θερμοκρασία.

Σημειώνεται ότι για τη σύγκριση των δειγμάτων, ως θερμής έλασης δείγμα της μεθόδου TRC θεωρείται το as-cast, καθώς όπως έχει αναφερθεί στη μέθοδο αυτή συνδυάζεται γρήγορη στερεοποίηση και έλαση σε ένα μόνο βήμα.

Πίνακας 1: Πάχος Δειγμάτων

TRC	As-cast: 6,3mm	Cold Rolled: 0,34mm
DC	Hot Rolled: 5,1 mm	Cold Rolled: 0,8mm

4.1. Δειγματοληψία

Τα δείγματα που μελετήθηκαν προέκυψαν από την κοπή πλακών και φύλλων αλουμινίου από θερμή και ψυχρή έλαση. Η κοπή των δειγμάτων θερμής έλασης πραγματοποιήθηκε σε δισκοτόμο λόγω του πάχους τους (6,3mm και 5,1 mm), ενώ των λεπτών δειγμάτων (0,34mm και 0,8 mm) έγινε με ψαλίδι.

Πίνακας 2: Τυπική χημική σύσταση κράματος αλουμινίου AA3003 (wt%)

AA3003						
Al	Cu	Fe	Mn	Si	Zn	Res.
96.8–99%	0.05–0.20%	0.70% max	1.0-1.2 %	0.6 % max	0.1 %	0.15%

4.2. Εγκιβωτισμός Δειγμάτων

Έπειτα από την κοπή, τα δείγματα εγκιβωτίστηκαν παράλληλα με τη φορά της έλασης. Πραγματοποιήθηκε ψυχρός εγκιβωτισμός μέσω του οποίου στερεοποιείται η ρητίνη γύρω από το δείγμα, αφήνοντας ακάλυπτη την προς εξέταση επιφάνεια. Η αναλογία ανάμιξης της ρητίνης Struers EpoFix Resin και του σκληρυντή Struers EpoFix Hardener ήταν 100ml/12ml.

4.3. Λείανση και Στίλβωση των Δοκιμίων

Μετά τον εγκιβωτισμό έλαβε μέρος η λείανση, η οποία αποσκοπεί στη μείωση της επιφανειακής τραχύτητας των δοκιμίων, ώστε να είναι δυνατή η αποκάλυψη της μικροδομής τους, για παρατήρηση στο οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο.

Η λείανση πραγματοποιήθηκε σε αυτόματο περιστρεφόμενο δίσκο Struers Tegramin-30, χρησιμοποιώντας λειαντικά χαρτιά από καρβίδιο του πυριτίου (SiC), τα οποία τοποθετήθηκαν στην επιφάνεια του δίσκου. Τα λειαντικά χαρτιά χαρακτηρίζονται από έναν αριθμό (grit), ο οποίος αντιπροσωπεύει τους κόκκους του SiC ανά τετραγωνική ίντσα. Όσο μεγαλύτερος είναι ο αριθμός αυτός, τόσο περισσότεροι και μικρότεροι είναι οι κόκκοι, κι άρα τόσο λιγότερο τραχιά είναι η επιφάνεια. Η λείανση έγινε παρουσία νερού. Χρησιμοποιήθηκαν διαδοχικά, χαρτιά λείανσης 80, 220, 500 και 1200 grit για 2 λεπτά το καθένα. Η αλλαγή του λειαντικού χαρτιού έχει ως σκοπό να απαλείφονται οι γραμμές από το προηγούμενο στάδιο.

Επόμενο στάδιο μετά την λείανση, είναι η στίλβωση. Στόχος της στίλβωσης είναι να απομακρυνθούν όλες οι γραμμές λείανσης προκειμένου η επιφάνεια των δοκιμίων να γίνει λεία και στιλπνή. Χρησιμοποιήθηκαν πανιά σε συνδυασμό με τη χρήση αδαμαντόπαστας Struers DiaPro Mol B3 (3μm), Struers DiaPro NapR1 (1μm) και τα αιωρήματα πυριτίας Struers OP-U & OPS NonDry (0,01μm). Η διάρκεια κάθε σταδίου στίλβωσης διήρκεσε ~6 λεπτά.

Ανάμεσα σε κάθε στάδιο λείανσης και στίλβωσης τα δοκίμια ξεπλένονταν με νερό, έπειτα με αλκοόλη, στέγνωμα με πεπιεσμένο αέρα και έλεγχος των επιφανειών.

4.4. Χημική και Ηλεκτροχημική Προσβολή

Η χημική προσβολή διεξάχθηκε με τη ρίψη σταγόνων υδροφθορίου (HF 0,5%) στην επιφάνεια των δοκιμίων, για 80 sec με στόχο την αποκάλυψη ορισμένων μικρογραφικών χαρακτηριστικών όπως ενδομεταλλικές φάσεις, για την παρατήρησή τους στο οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο.

Κατά τη διαδικασία της ανοδίωσης, το δοκίμιο αποτελούσε την άνοδο ενώ την κάθοδο αποτελούσε μια πλάκα μολύβδου. Η ανοδίωση έγινε μέσω της εμβάπτισης των δοκιμίων σε αντιδραστήριο Barker's (4,5cc τετραφθοριοβορικό οξύ-HBF₄), για 95 δευτερολέπτα. Η συσκευή που χρησιμοποιήθηκε για την ανοδίωση των δοκιμίων ήταν η Struers LectroPol-5. Αμέσως μετά τη χημική και την ηλεκτροχημική προσβολή, τα δοκίμια καθαρίζονταν προσεκτικά και στεγνώνονταν με ρεύμα πεπιεσμένου αέρα.

4.5. Θερμική Κατεργασία Ανόπτησης

Η ανακρυστάλλωση παραμορφωμένων φύλλων επιτυγχάνεται με την πυρήνωση και ανάπτυξη νέων μη παραμορφωμένων κρυστάλλων. Συνεπώς, η ανακρυστάλλωση προκαλεί αλλαγές στην κατανομή των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών και κατά συνέπεια, τον

κρυσταλλογραφικό ιστό ενός δεδομένου δείγματος. Για το λόγο αυτό πραγματοποιήθηκε ανόπτηση προκειμένου να αξιολογηθεί η συμπεριφορά των φύλλων αλουμινίου στην δοκιμή βαθιάς κοίλανσης και να μελετηθεί η εξέλιξη του ιστού (51).

Συγκεκριμένα, χρησιμοποιήθηκαν φύλλα ψυχρής έλασης των δύο μεθόδων χύτευσης, πάχους 0,34mm και 0,8mm, για ανόπτηση σε θερμοκρασίες 450°C, 500° και 550°C. Κάθε θερμική κατεργασία διήρκησε 5 λεπτά στην επιθυμητή θερμοκρασία, ενώ η ψύξη των δειγμάτων έγινε σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (air quenching).

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5: ΠΑΡΑΘΕΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

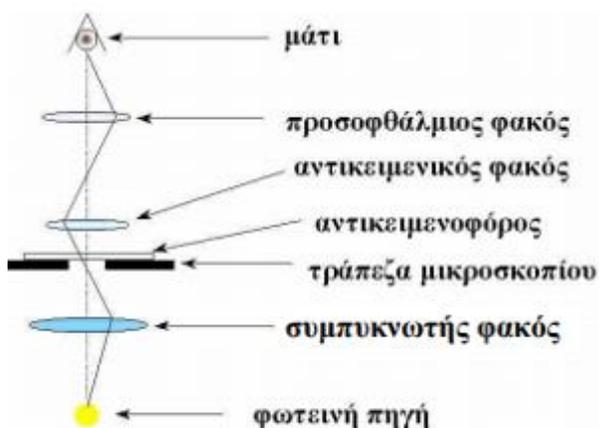
5.1. Μεταλλογραφική Εξέταση

Η οπτική μικροσκοπία ανακλώμενου φωτός αποτελεί ακόμα και σήμερα από τις πιο σημαντικές μεθόδους μελέτης της μικροδομής μετάλλων και κραμάτων, τα οποία έχουν υποστεί στίλβωση και προσβολή.

Το μικροσκόπιο αποτελείται Ένα σύστημα κατάλληλα διευθετημένων φακών, μέσω του οποίου ο παρατηρητής βλέπει ένα μεγενθυμένο είδωλο του αντικειμένου που θέλει να μελετήσει. Το φως παράγεται από μια φωτεινή πηγή (λυχνία) και εστιάζεται στο ύψος του αντικειμένου με τη βοήθεια ενός συμπυκνωτή φακού (53) (54).

Αξίζει να αναφερθεί ότι , όσο πιο μεγάλες μεγεθύνσεις χρησιμοποιούνται τόσο πιο δύσκολο είναι να εστιάσει ο χρήστης. Συνήθως, δε χρησιμοποιούνται μεγεθύνσεις πολύ μεγαλύτερες από 1000x για παρατήρηση με οπτικό μικροσκόπιο, αλλά το δοκίμιο εξετάζεται με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο με το οποίο μπορούν να επιτευχθούν πολύ μεγαλύτερες μεγεθύνσεις (56).

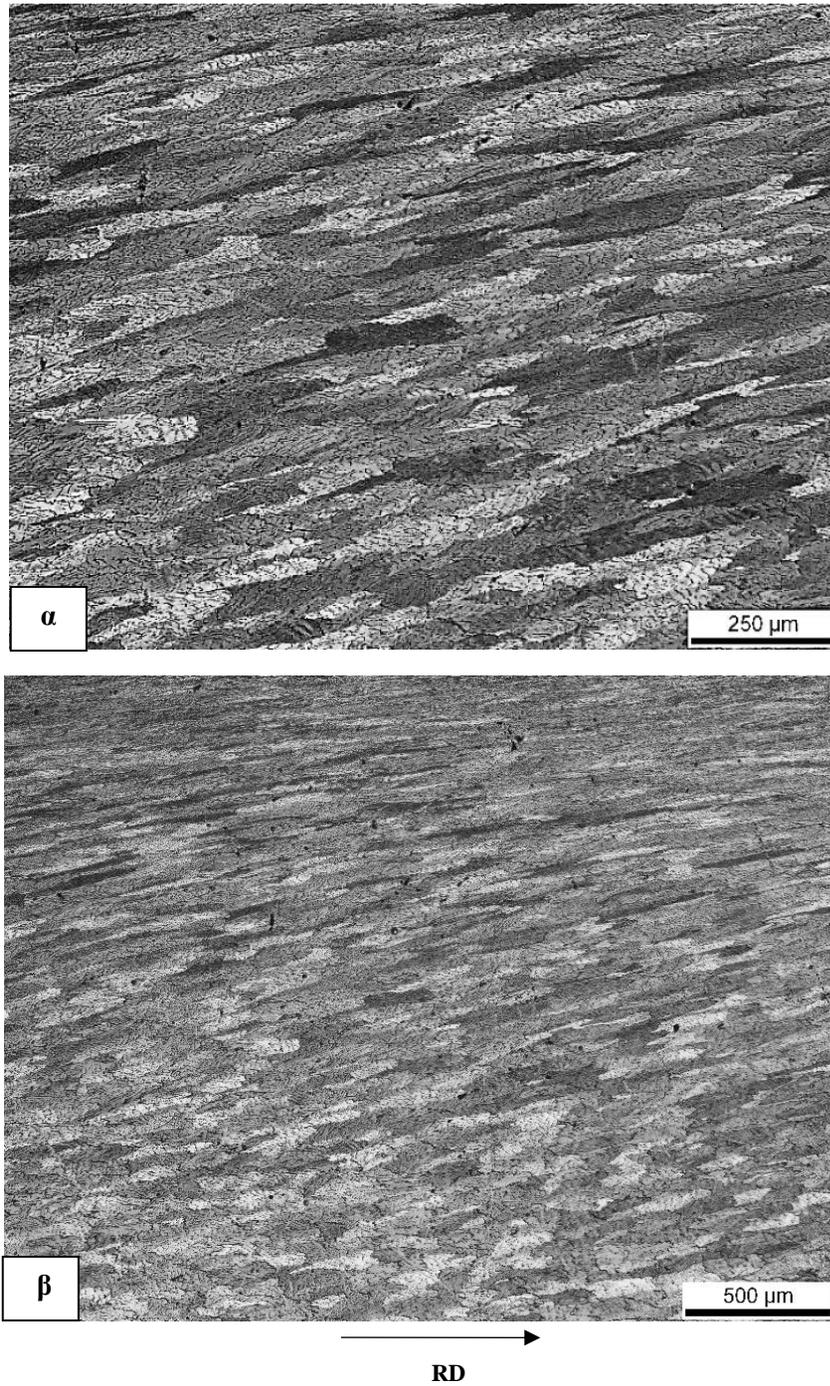
Στην εργασία πραγματοποιήθηκε εξέταση με οπτική μικροσκοπία για την παρατήρηση και τη σύγκριση της μορφολογία των κόκκων, ύστερα από προσβολή με διάλυμα Barkers, με χρήση πολωτή και αναλυτή. Αυτό έγινε με ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο Nikon Epiaphot 300 εξοπλισμένο με ψηφιακή φωτογραφική μηχανή. Το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε για την ανάλυση των φωτογραφιών είναι το Image Analysis Pro.



Εικόνα 21: Οπτικό Μικροσκόπιο (56)

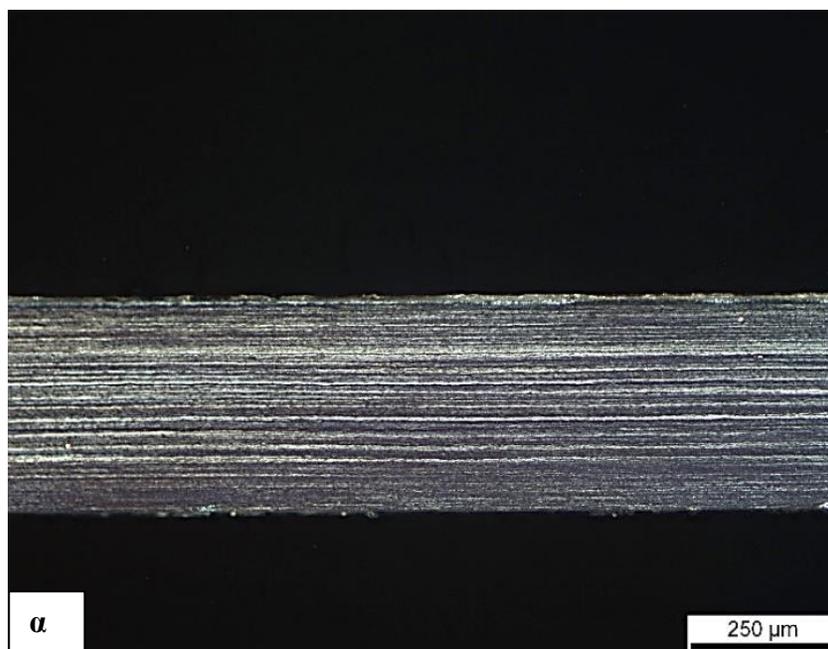
5.1.1. Δοκίμα TRC

As-cast (6,3 mm)



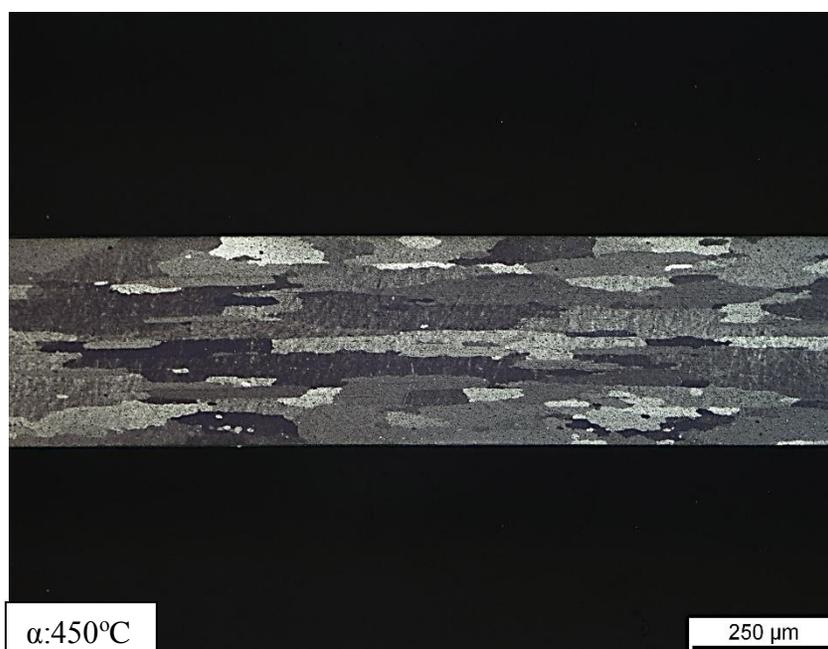
Εικόνα 22: Οπτικές μικρογραφίες δείγματος TRC πάχους 6,3 mm προσβεβλημένο με αντιδραστήριο Barker's.

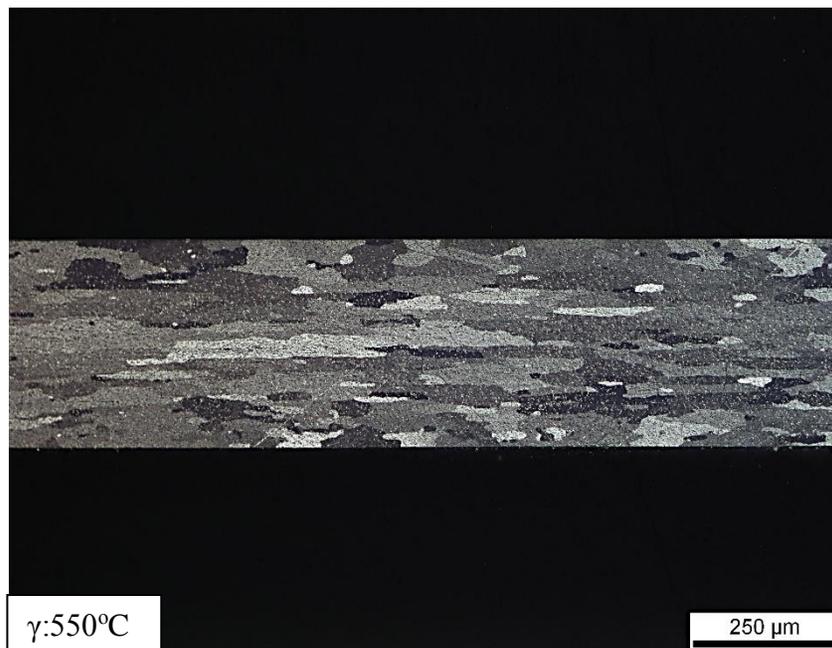
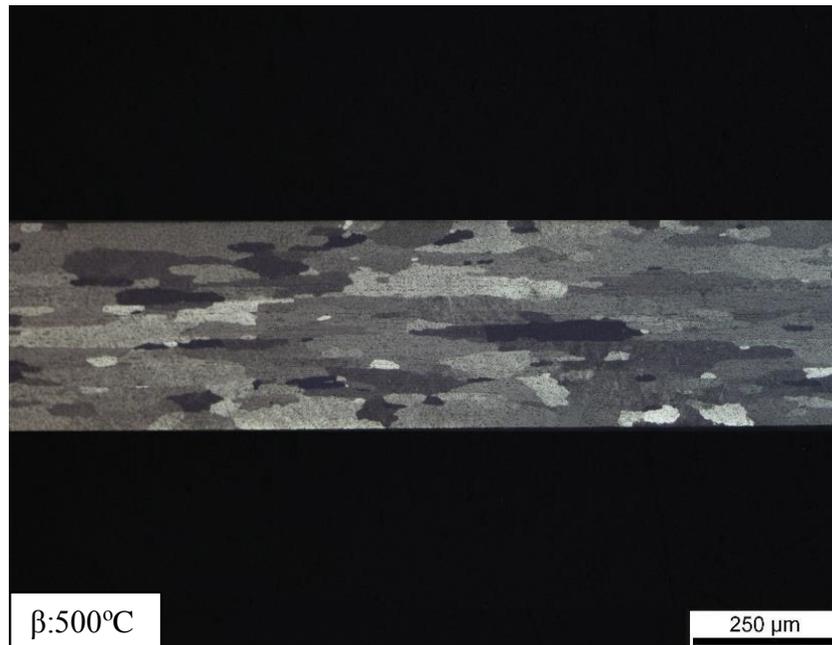
Δείγμα Ψυχρής Έλασης (0,34 mm)



Εικόνα 23: Οπτική μικρογραφίες της μικροδομής ύστερα από προσβολή με αντιδραστήριο Barker's.

Δείγματα Θερμικής Κατεργασίας Ανόπτησης (0,34mm)





Εικόνα 24: Οπτικές μικρογραφίες όπου φαίνονται οι κόκκοι του υλικού στις τρεις διαφορετικές θερμοκρασίες ανόπτησης(α:450°C, β:500°C και γ:550°C).

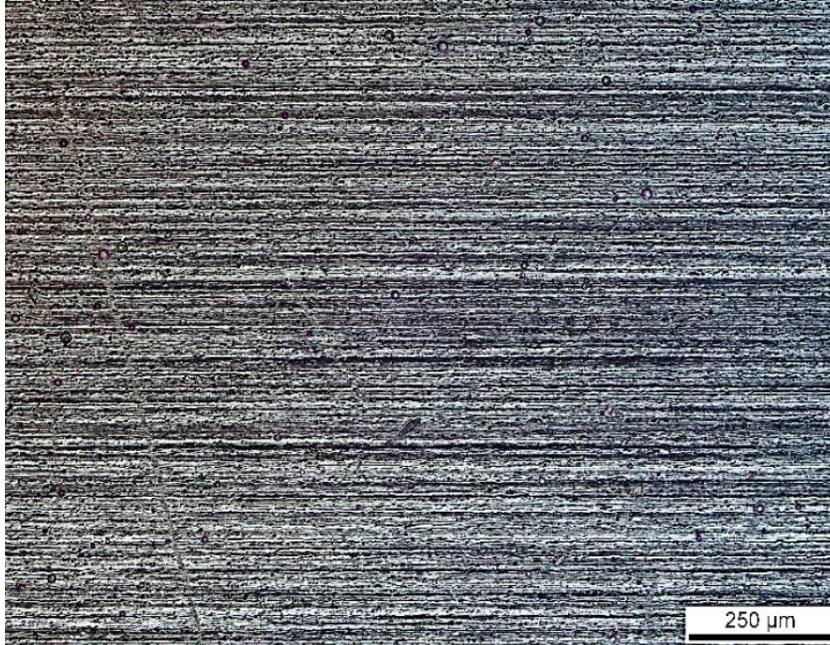
Στην Εικόνα 22 φαίνεται η μικροδομή του δείγματος προερχόμενο από τη συνεχή μέθοδο χύτευσης. Με την ηλεκτρολυτική προσβολή αποκαλύπτεται η μορφολογία των κόκκων. Κοντά στο κέντρο (Εικόνα 22α), οι κόκκοι είναι παχύτεροι και χαρακτηρίζονται επιμήκεις. Αντίθετα, οι κόκκοι που βρίσκονται $\frac{1}{4}$ από το κέντρο του δείγματος (Εικόνα 23β), εμφανίζονται πιο παραμορφωμένοι.

Στην Εικόνα 23 δίνεται η μικροδομή του δείγματος ψυχρής έλασης, στην οποία οι κόκκοι του υλικού είναι παραμορφωμένοι και παρατηρείται η κατευθυντικότητα των κόκκων προς τη φορά της έλασης.

Στην Εικόνα 24 α, β, γ φαίνεται η μικροδομή των ανοπτημένων δειγμάτων σε θερμοκρασίες 450°C, 500°C και 550°C όπου παρέμειναν για πέντε λεπτά. Συγκριτικά, στις τρεις θερμοκρασίες που επιλέχτηκαν δεν παρουσιάζονται σημαντικές διαφορές. Σε όλες τις περιπτώσεις διακρίνονται οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι και η κατεύθυνση της έλασης εξακολουθεί να είναι εμφανής.

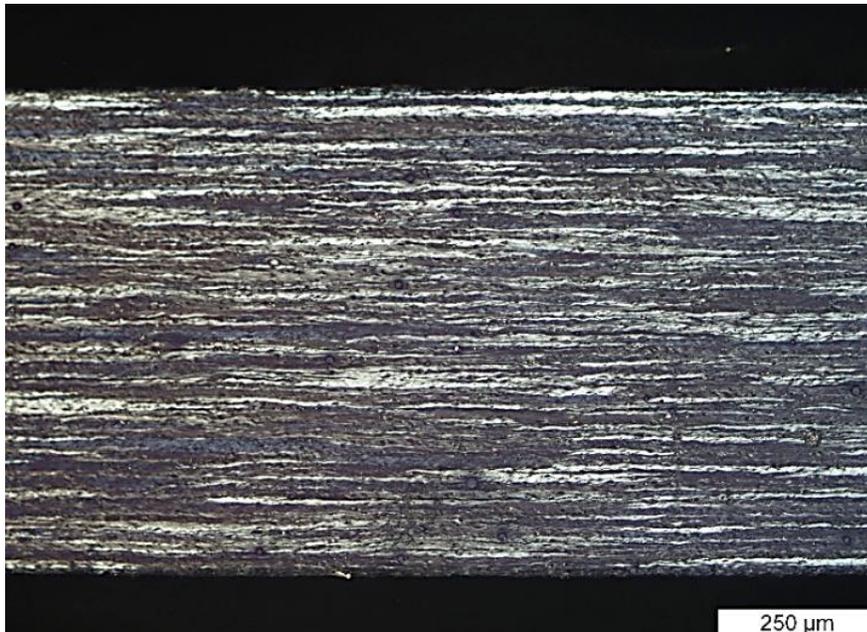
5.1.2. Δοκίμια DC

Δείγμα Θερμής Έλασης (5,1 mm)



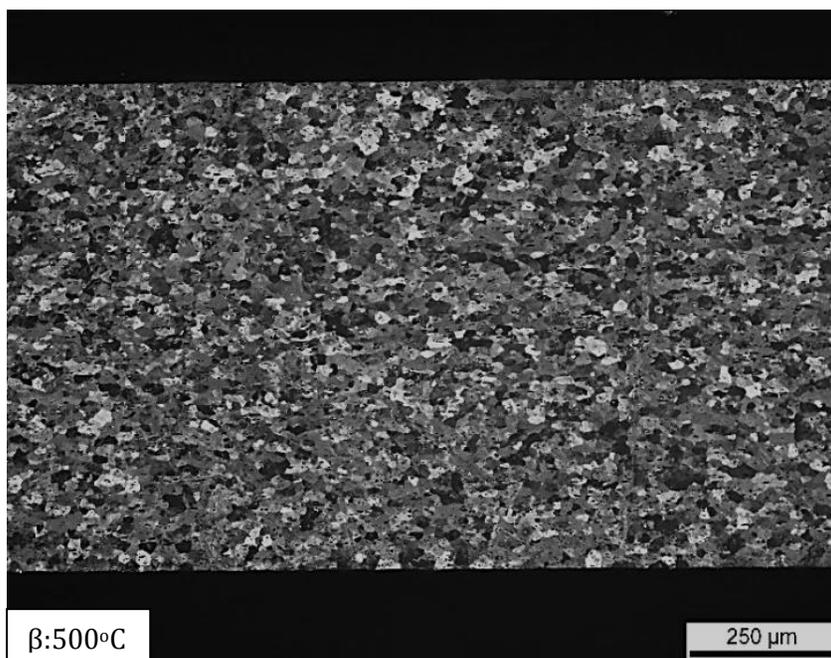
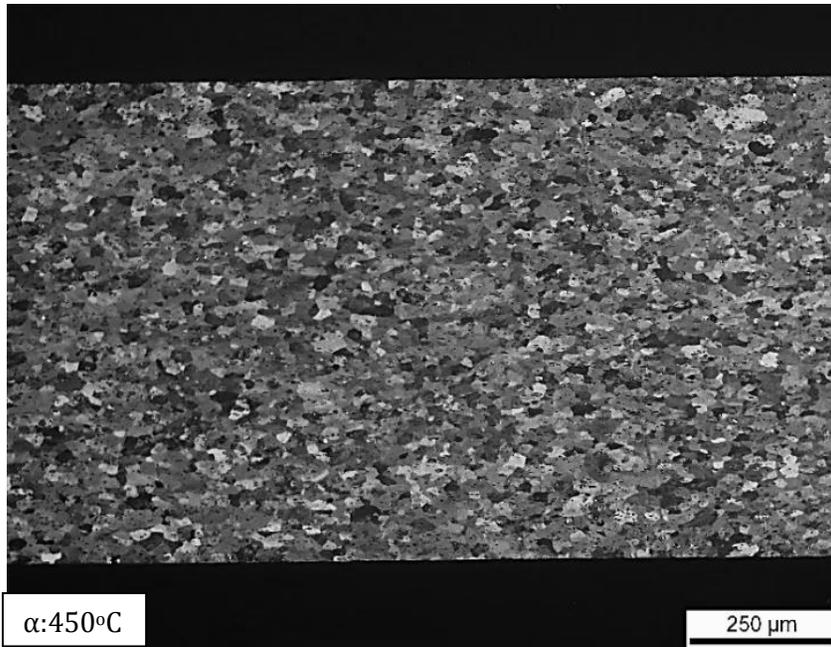
Εικόνα 25: Οπτική μικρογραφία δείγματος DC πάχους 5,1 mm προσβεβλημένο με αντιδραστήριο Barker's.

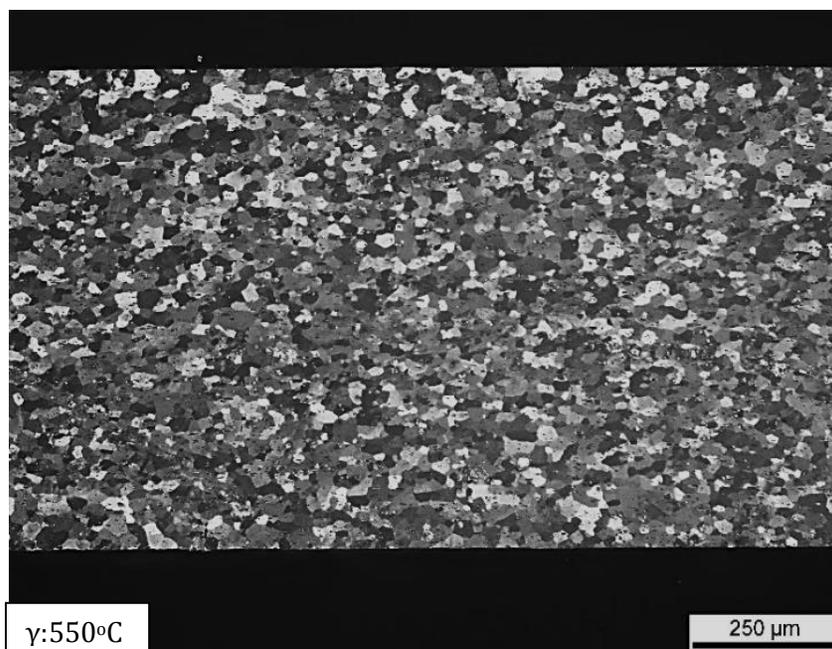
Δείγμα Ψυχρής Έλασης (0,8mm)



Εικόνα 26: Οπτική μικρογραφία δείγματος DC πάχους 0,8 mm προσβεβλημένο με αντιδραστήριο Barker's.

Θερμική Κατεργασία Ανόπτησης (Barker's)





Εικόνα 27: Οπτικές μικρογραφίες όπου φαίνεται η μικροδρομή των δειγμάτων DC 0,8 mm, έπειτα από θερμική κατεργασία 450 °C (α), 500 °C (β) και 550°C (γ) για πέντε λεπτά. Τα δείγματα έχουν προσβληθεί με Barker's.

Στις Εικόνες 25 και 26 δίνεται η μικροδομή των θερμά και ψυχρά ελασμένων δειγμάτων. Στις δύο αυτές περιπτώσεις η παραμόρφωση του υλικού είναι μεγάλη καθώς έχει περάσει από διαδοχικά περάσματα (πάσα) προκειμένου να επιτευχθεί το επιθυμητό πάχος. Οι κόκκοι έχουν προσανατολιστεί σύμφωνα με τη φορά της έλασης.

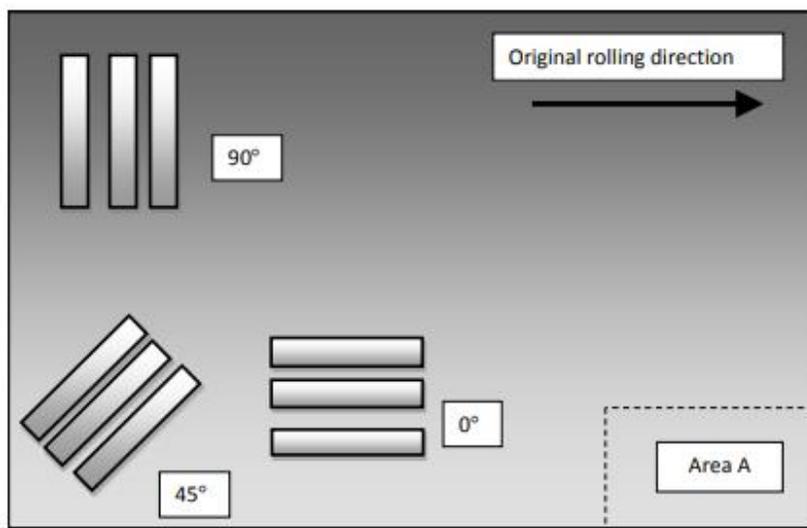
Στην Εικόνα 27 φαίνεται η μικροδομή των ανοπτημένων δειγμάτων σε θερμοκρασίες 450°C, 500°C και 550°C στις οποίες παρέμειναν για πέντε λεπτά. Συγκριτικά, στις τρεις θερμοκρασίες που επιλέχθηκαν δεν παρουσιάζονται σημαντικές διαφορές. Σε όλες τις περιπτώσεις διακρίνονται οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι και η διεύθυνση της έλασης δεν είναι πλέον εμφανής.

5.2. Αποτελέσματα Δοκιμής Εφελκυσμού

Η δοκιμή εφελκυσμού είναι μια θεμελιώδης πειραματική διαδικασία για τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων σε ένα υλικό. Στη διάρκεια αυτού, ένα δείγμα υποβάλλεται σε ελεγχόμενη τάση μεγαλύτερη από το όριο διαρροής, μέχρι να αστοχήσει. Οι ιδιότητες που μετρώνται απευθείας είναι η τελική αντοχή σε εφελκυσμό (UTS - Ultimate Tensile Strength), η αντοχή στη θραύση αλλά και η μέγιστη επιμήκυνση. Από αυτές τις μετρήσεις μπορούν επίσης να προσδιοριστούν οι ακόλουθες ιδιότητες: συντελεστής Young, αναλογία Poisson, το όριο διαρροής και ο συντελεστής ενδοτράχυνσης (n).

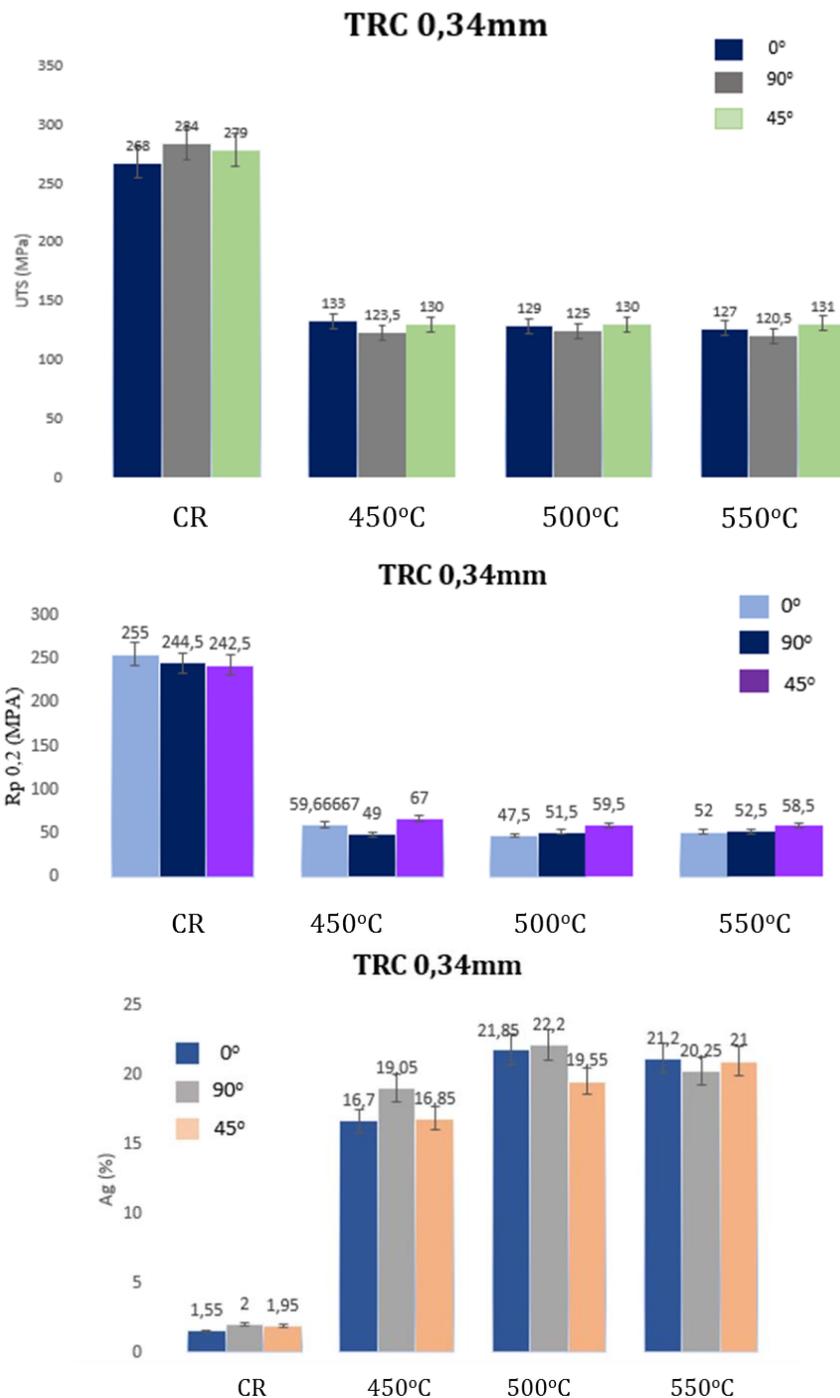
Τα δείγματα κόπηκαν σε 0° , 45° και 90° σε σχέση με τη φορά της έλασης όπως φαίνεται στην εικόνα 31, για τον έλεγχο της ανισοτροπίας. Στη συνέχεια πέρασαν από πρέσα έτσι ώστε να διαμορφωθούν στα κατάλληλα σχήματα (dog bone) για το μηχάνημα εφελκυσμού (Εικόνα 28). Συνολικά, έγιναν δύο δοκιμές, ενώ όπου παρατηρούνταν αποκλίσεις μεταξύ των δύο μετρήσεων πραγματοποιήθηκε μία τρίτη.

Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν σύμφωνα με το πρότυπο EN ISO 6892-1, χρησιμοποιώντας μηχανή ηλεκτρομηχανικής δοκιμής Instron 5567.

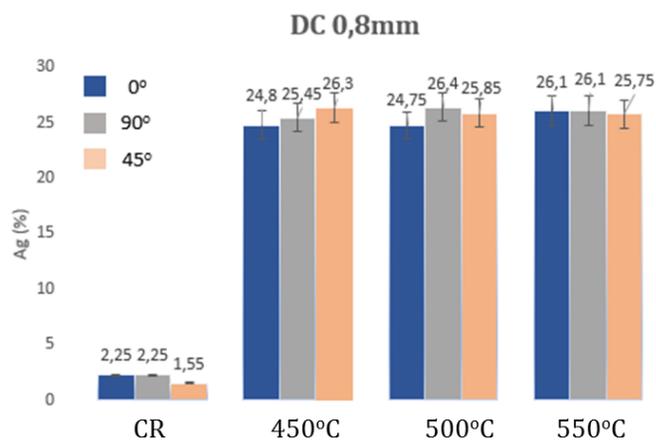
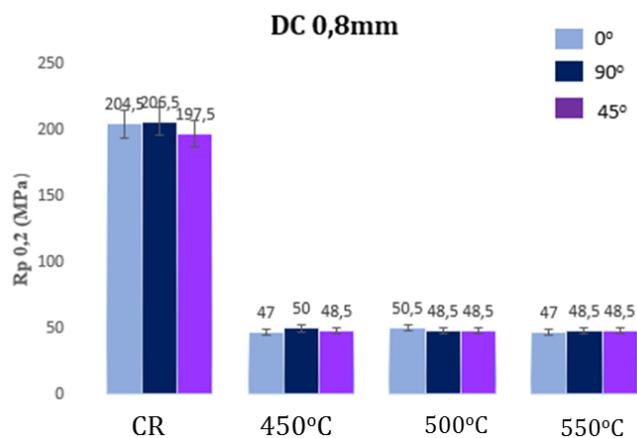
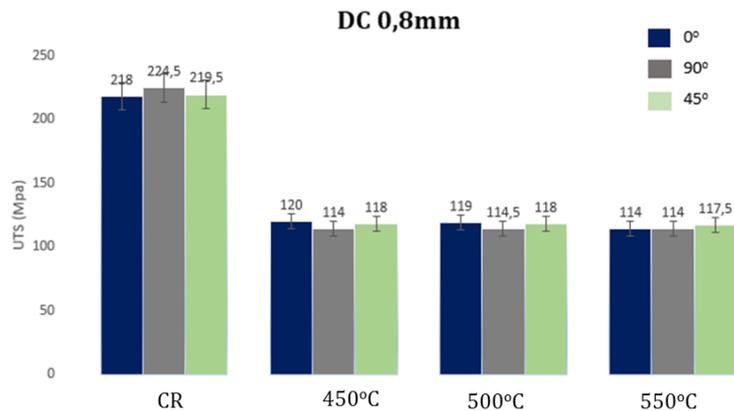


Εικόνα 28: Πλάνο κάτοψης κοπής των δειγμάτων από φύλλο αλουμινίου (60)

Παρακάτω παρατίθεται ο μέσος όρος των αποτελεσμάτων με τη μορφή ιστογραμμάτων:



Σχήμα 2: Στα ιστογράμματα δίνεται η Μέγιστη Εφελκυστική Αντοχή- UTS (MPa), Όριο Διαρροής-Rp0,2 (MPa) και η Επιμήκυνση-Ag (%) του TRC, σε σχέση με τις τέσσερις καταστάσεις των δειγμάτων, ψυχρή έλαση και ανόπτηση σε θερμοκρασίες 450°C, 500°C και 550°C.



Σχήμα 3: Στα ιστογράμματα δίνεται η Μέγιστη Εφελκυστική Αντοχή- UTS (MPa), Όριο Διαρροής-Rp0,2 (MPa) και η Επιμήκυνση-Ag (%) του DC, σε σχέση με τις τέσσερις καταστάσεις των δειγμάτων, ψυχρή έλαση, και ανόπτηση σε θερμοκρασίες 450°C, 500°C και 550°C.

Στα παραπάνω ιστογράμματα παρατίθενται πληροφορίες σχετικά με τις μηχανικές ιδιότητες τόσο των ψυχρών ελασμάτων όσο και εκείνων που υποβλήθηκαν θερμική κατεργασία.

Ως προς τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή (Ultimate Tensile Strength- UTS) τα ψυχρά ελασμένα δείγματα έχουν σχεδόν τη διπλάσια τιμή. Στη μελέτη της η Najib κ.ά. αναφέρει ότι όσο αυξάνεται η γωνία α σε σχέση με τη φορά της έλασης τόσο αυξάνεται το UTS (60). Η παρατήρηση αυτή εμφανίζεται και στην προκειμένη περίπτωση καθώς η μεγαλύτερη τιμή στα δείγματα ψυχρής έλασης εμφανίζεται κάθετα, δηλαδή στις 90° . Αντιθέτως, στις 0° (παράλληλα) παρουσιάζεται η χαμηλότερη τιμή. Το όριο διαρροής έχει την τάση να μειώνεται όσο αυξάνεται η γωνία α . Επιπλέον, λόγω ενδοτράχυνσης είχαν πολύ χαμηλή επιμήκυνση.

Με τις θερμικές κατεργασίες, αναμενόμενη ήταν η αύξηση της ολκιμότητας αλλά και η μείωση του ορίου διαρροής και της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής. Αυτό οφείλεται στην ανακρυστάλλωση κατά την ανόπτηση καθώς σχηματίζονται νέοι κόκκοι απαλλαγμένοι από διαταραχές. Αυτή η αλλαγή στη μικροδομή εναφέρει το μέταλλο στην κατάσταση πριν την ψυχρή έλαση, με μικρότερη αντοχή και αυξημένη ολκιμότητα. Η διαφορά των τιμών στις τρεις διευθύνσεις μειώθηκε και στις δύο περιπτώσεις. Τα δείγματα από DC και TRC δεν εμφανίζουν μεταξύ τους κάποια σημαντική διαφορά στις τρεις θερμοκρασίες που επιλέχθηκαν. Ωστόσο αξίζει να επισημανθεί ότι στα TRC δείγματα οι τιμές UTS και YS είναι υψηλότερες στις 45° .

Συγκριτικά, τα ανοπτημένα TRC δείγματα, εμφανίζουν υψηλότερο UTS και χαμηλότερο Ag (%) σε σχέση με τα DC.

5.3. Αποτελέσματα Δοκιμής Βαθιάς Κοίλανσης (Cup Test)

Η δοκιμή βαθιάς κοίλανσης πραγματοποιήθηκε στον Ποιοτικό Έλεγχο της ΕΛΒΑΛ Α.Ε.. Για κάθε δείγμα έγιναν δύο δοκιμές με στόχος τη μέτρηση του Z%.

Πίνακας 2: Μετρήσεις των Z% στα παραγόμενα κιάθια.

Δείγματα	Πάχος (mm)	Z _A %	Z _B %	Av: Z _{A+B} %	Μοίρες
TRC_CR	0,34	8,10	8,20	8,15	45°
TRC_An:450°C	0,34	2,88	2,90	2,89	45°
TRC_An:500°C	0,34	3,34	2,03	2,68	45°
TRC_An:550°C	0,34	2,96	3,11	3,03	45°
DC_CR	0,8	5,29	5,25	5,27	45°
DC_An:450°C	0,8	1,84	1,74	1,79	45°
DC_An:500°C	0,8	1,57	1,60	1,58	45°
DC_An:550°C	0,8	1,75	1,69	1,72	45°



Εικόνα 29: Κιάθια προερχόμενα από TRC χύτευση



Εικόνα 30: Κιάθια προερχόμενα από DC χύτευση

Παρατηρούνται διαφοροποιήσεις στο ποσοστό των λοβών τόσο στα ψυχρά όσο και στις διάφορες θερμοκρασίες. Έπειτα από τις θερμικές κατεργασίες, διαπιστώνεται πως το Z% βελτιώνεται σημαντικά, πληρώντας την προδιαγραφή του eaging $Z < 5\%$. Στις δύο διαφορετικές χυτεύσεις χαμηλότερο eaging κι άρα πιο ισότροπο υλικό, είναι το δείγμα που ανοπτήθηκε στους 500°C . Επιπλέον, τα δείγματα με μικροδομή προερχόμενη από ημισυνεχή χύτευση εμφανίζουν χαμηλότερα και επομένως καλύτερα ποσοστά Z%. Καθώς πρόκειται για υλικά προερχόμενα από ψυχρή έλαση η εμφάνιση των λοβών στις 45° ήταν αναμενόμενη καθώς διατηρείται ο κρυσταλλογραφικός ιστός της έλασης παρά της ανακρυστάλλωσης.

5.4. Αποτελέσματα εξέτασης με Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD)

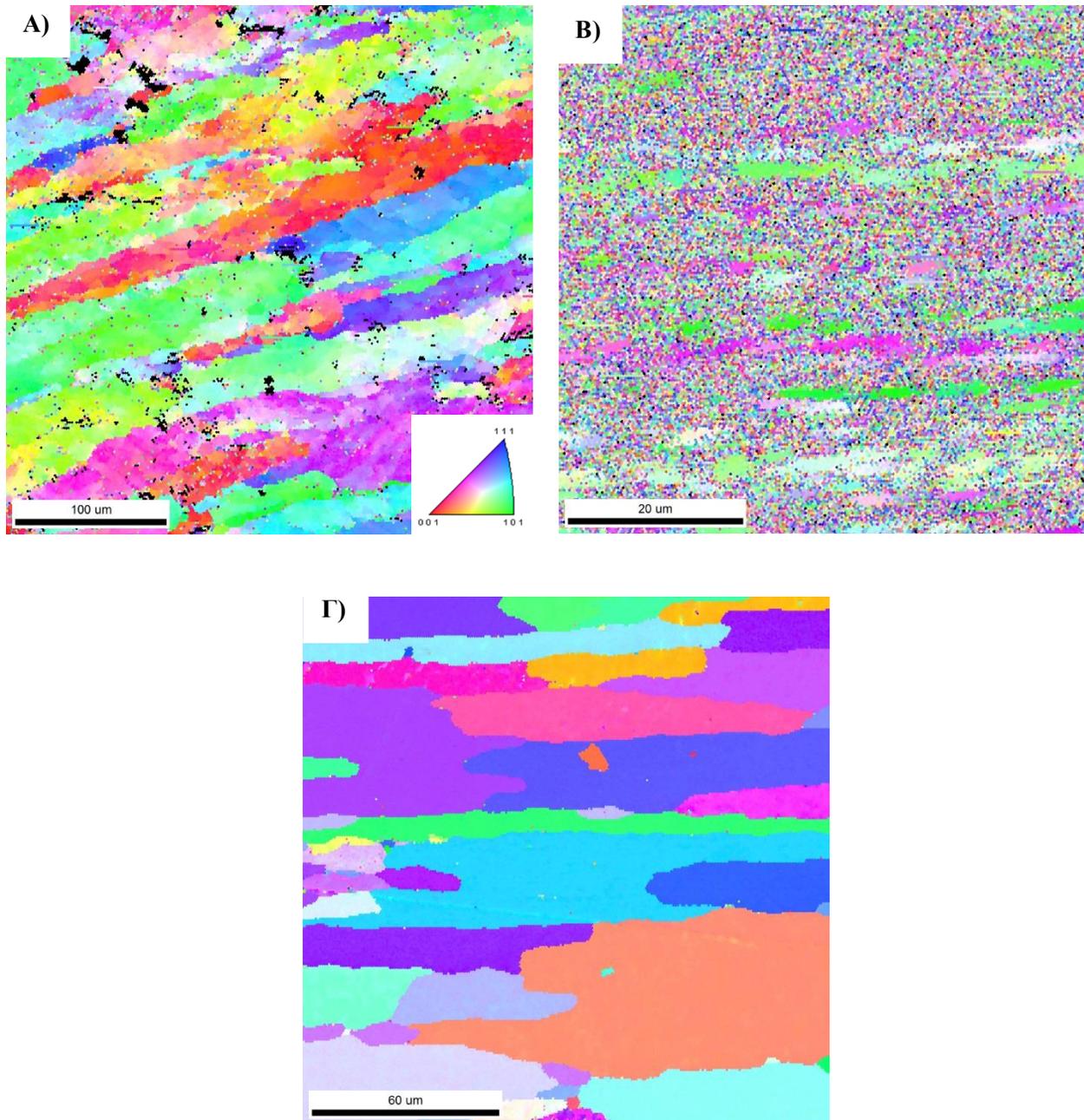
Έπειτα από τις δοκιμές εφελκυσμού και βαθιάς κοίλανσης, παρατηρήθηκε ότι δεν υπήρχαν σημαντικές διαφορές στα δοκίμια που υποβλήθηκαν σε ανόπτηση. Για το λόγο αυτό επιλέχθηκαν να μελετηθούν με EBSD τα δείγματα των δύο μεθόδων χύτευσης που έδωσαν το χαμηλότερο ποσοστό λοβών. Συνολικά λοιπόν, με τη μέθοδο EBSD μελετήθηκαν τα δείγματα θερμής, ψυχρής έλασης και ανόπτησης στους 500°C. Για να μελετηθούν στο EBSD, στιλβώθηκαν ηλεκτροχημικά στη συσκευή Struers LectroPol-5. Ο ηλεκτρολύτης που χρησιμοποιήθηκε ήταν ο "Electrolyte A2 I" της Struers, η τάση ήταν 39 V και η διάρκεια της ηλεκτροχημικής στίλβωσης διήρκεσε 15 δευτερόλεπτα. Πριν την ηλεκτροχημική στίλβωσή τους τα δοκίμια λειάνθηκαν σε χαρτί 500 grit.

Τα αποτελέσματα της εξέτασης με EBSD περιλαμβάνουν τους εξής χάρτες και διαγράμματα:

- **Χάρτης και διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων και πολικών συντεταγμένων (Inverse Pole Figure, Pole Figure).** Το σύστημα αναφοράς για τους χάρτες IPF είναι ο προσανατολισμός του κρυστάλλου, ενώ το σύστημα αναφοράς για τους χάρτες PF είναι ο προσανατολισμός του δείγματος.
- **Χάρτης προσανατολισμού κρυστάλλων με ιστό έλασης (Rolling Components Map):** Παρουσιάζει τον ιστό έλασης με βάση τις παραμέτρους του EBSD. Συγκεκριμένα σε αυτόν τον χάρτη το πορτοκαλί χρώμα αντιστοιχεί σε προσανατολισμό **Cu**: (121)[1 $\bar{1}$ 1], το πράσινο σε **S1**:(241)[1 $\bar{1}$ 2], το μωβ σε **S2**:(231)[1-24], το γαλάζιο σε **Taylor** (4 4 11)[11 11 $\bar{8}$], το κίτρινο σε **Brass**: (110) [1 $\bar{1}$ 2].
- **Χάρτης προσανατολισμού κρυστάλλων με ιστό ανακρυστάλλωσης (Recrystallization Component Map):** Παρουσιάζει κρυστάλλους που ανταποκρίνονται σε ιστό ανακρυστάλλωσης. Συγκεκριμένα σε αυτόν τον χάρτη το καφέ χρώμα αντιστοιχεί σε προσανατολισμό **Cube** :(001)[100], το πράσινο σε **P**:(001)[1 $\bar{1}$ 1], το μπεζ σε **Q**:(013)[3 $\bar{3}$ 1], το μωβ σε **R**:(132)[4 $\bar{2}$ 1] και το κόκκινο σε **Goss** (011) [100] (58).

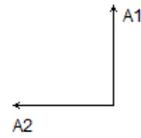
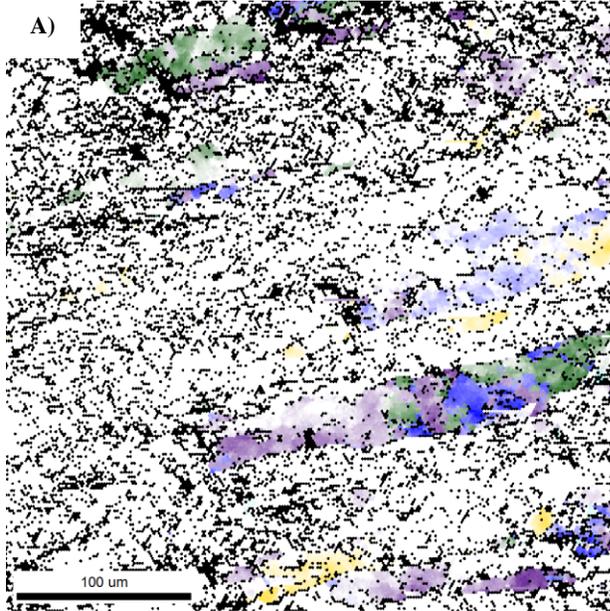
Χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (inverse pole figure)

5.4.1. Δοκίμια TRC



Εικόνα 31: Χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (Inverse Pole Figure): A) Δείγμα TRC_{HR}(step:0,3μm), B) Δείγμα TRC_{CR} (step:0,3μm)& Γ) TRC_{An:500°C} (step:0,7μm).

Χάρτες απεικόνισης ιστού έλασης και ανακρυστάλλωσης

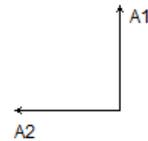
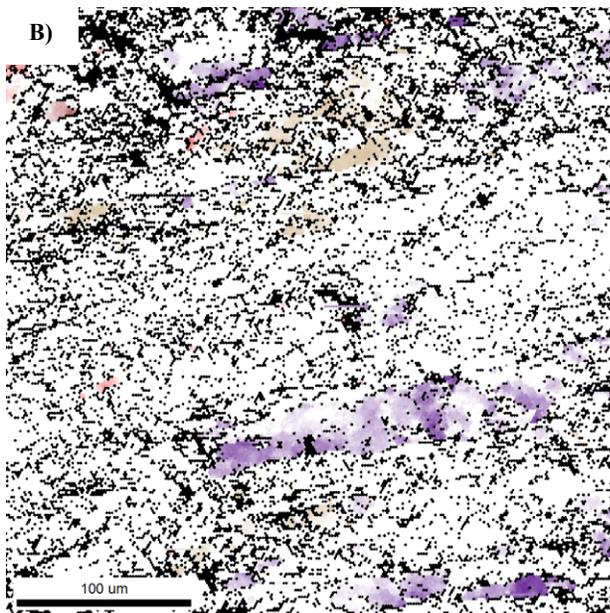


Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

Orientation	Orientation	Min	Max	Total	Partition
Euler Angles	{hk(i)l}<uv(t)w>			Fraction	Fraction
(39.2, 65.9, 26.6)	(1 2 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.000	0.000
(56.8, 77.4, 26.6)	(2 4 1)[1 -1 2]	0°	10°	0.036	0.047
(64.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[1 -2 4]	0°	10°	0.062	0.081
(52.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[3 -4 6]	0°	10°	0.036	0.047
(270.0, 27.2, 45.0)	(4 4 1)[11 11 -8]	0°	10°	0.001	0.001
(54.7, 90.0, 45.0)	(1 1 0)[1 -1 2]	0°	10°	0.021	0.028

Boundaries: <none>



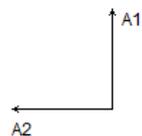
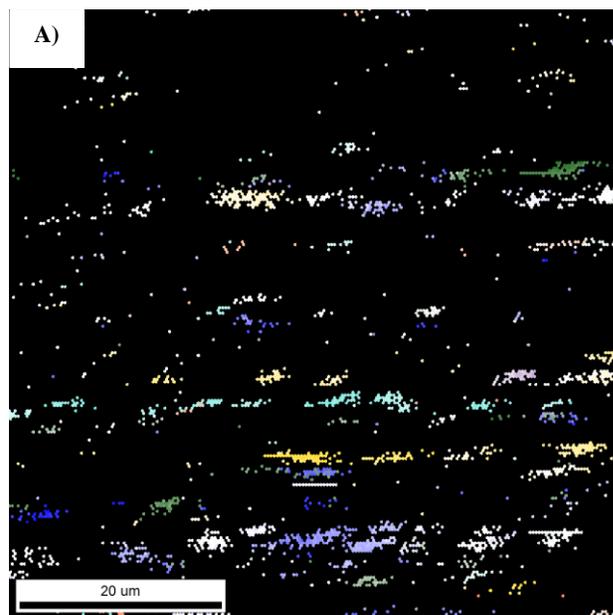
Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

Orientation	Orientation	Min	Max	Total	Partition
Euler Angles	{hk(i)l}<uv(t)w>			Fraction	Fraction
(0.0, 0.0, 0.0)	(0 0 1)[1 0 0]	0°	10°	0.002	0.002
(54.7, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.000	0.000
(46.5, 18.4, 0.0)	(0 1 3)[3 -3 1]	0°	10°	0.030	0.039
(15.0, 57.7, 18.4)	(1 3 2)[4 -2 1]	0°	10°	0.079	0.104
(0.0, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 0 0]	0°	10°	0.004	0.005

Boundaries: <none>

Εικόνα 32: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B αντίστοιχα) στο δείγμα as-cast TRC (step size: 0,3μm).

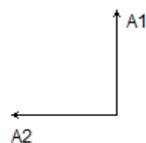
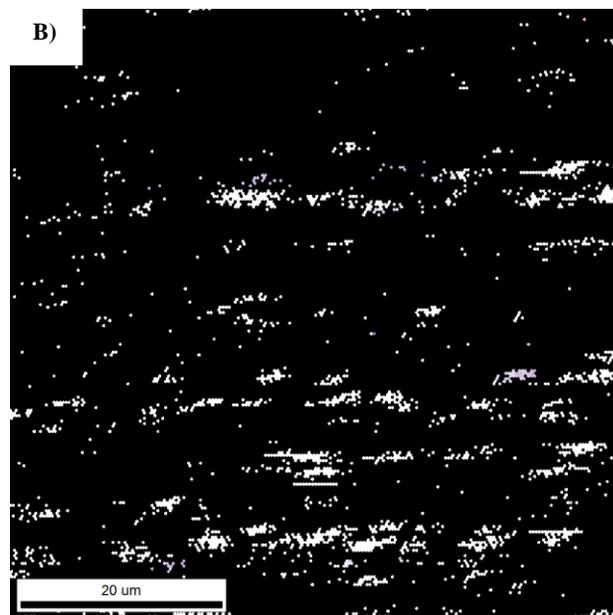


Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

Orientation	Orientation	Min	Max	Total	Partition
Euler Angles	{hk(l)}<uv(t)w>			Fraction	Fraction
(39.2, 65.9, 26.6)	(1 2 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.002	0.037
(56.8, 77.4, 26.6)	(2 4 1)[1 -1 2]	0°	10°	0.008	0.156
(64.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[1 -2 4]	0°	10°	0.001	0.024
(52.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[3 -4 6]	0°	10°	0.014	0.296
(270.0, 27.2, 45.0)	(4 4 11)[11 11 -8]	0°	10°	0.006	0.132
(54.7, 90.0, 45.0)	(1 1 0)[1 -1 2]	0°	10°	0.010	0.207

Boundaries: <none>



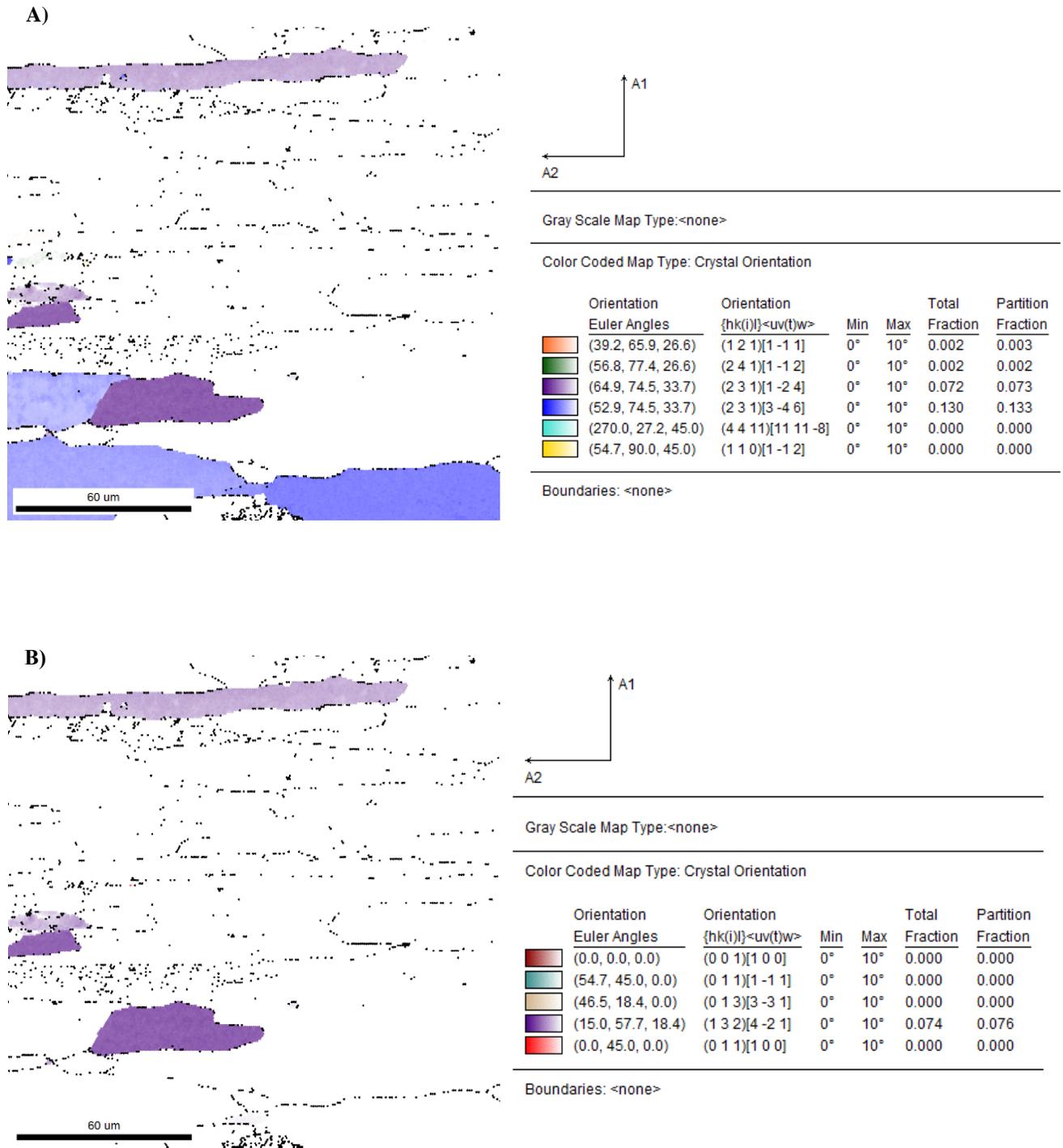
Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

Orientation	Orientation	Min	Max	Total	Partition
Euler Angles	{hk(l)}<uv(t)w>			Fraction	Fraction
(0.0, 0.0, 0.0)	(0 0 1)[1 0 0]	0°	10°	0.000	0.000
(54.7, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.000	0.000
(46.5, 18.4, 0.0)	(0 1 3)[3 -3 1]	0°	10°	0.000	0.000
(15.0, 57.7, 18.4)	(1 3 2)[4 -2 1]	0°	10°	0.004	0.076
(0.0, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 0 0]	0°	10°	0.000	0.000

Boundaries: <none>

Εικόνα 33: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα TRC_{CR} (step size: 0,3μm).



Εικόνα 34: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B αντίστοιχα) στο δείγμα TRC_{An:500°C}(step size: 0,7μm).

Πίνακας 3-5: Ποσοστά έλασης και ανακρυστάλλωσης που προκύπτουν από τις εικόνες 30-32.

Πίνακας 3: TRC _{AC}			
Rolling Component	%	Recrystallization Component	%
Cu	0,0	Cube	0,2
S1	3,6	P	0,0
S2	6,2	Q	3
S3	3,6	R	7,9
Taylor	0,1	Goss	0,4
Brass	2,1		
SUM	15,6		11,5
Random		72,9%	

Πίνακας 4: TRC _{CR}			
Rolling Component	%	Recrystallization Component	%
Cu	0,2	Cube	0,0
S1	0,8	P	0,0
S2	0,1	Q	0,0
S3	1,4	R	0,4
Taylor	0,6	Goss	0,0
Brass	1,0		
SUM	4,1		0,4
Random		95,5%	

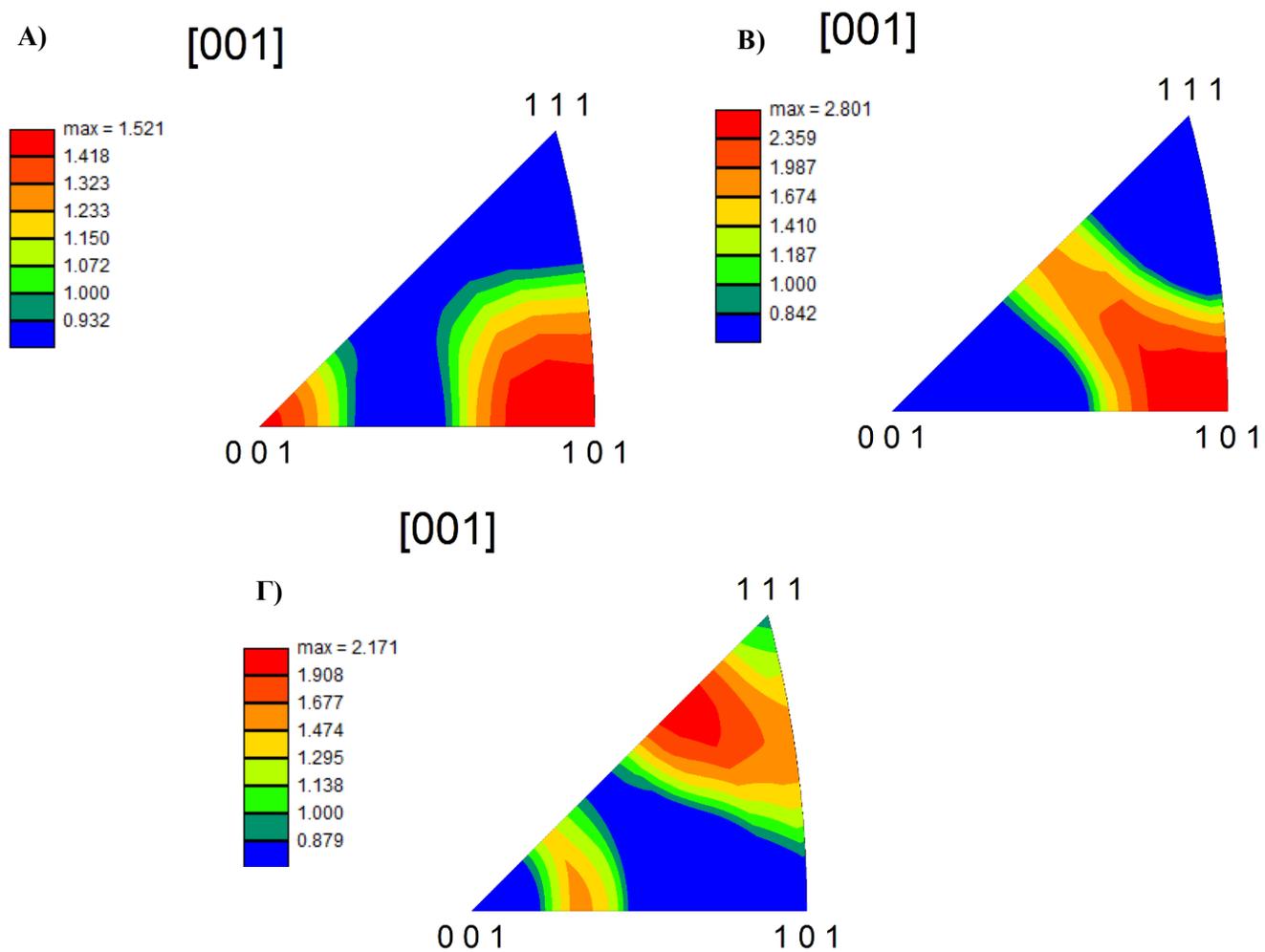
Πίνακας 5: TRC _{An:500°C}			
Rolling Component	%	Recrystallization Component	%
Cu	0,2	Cube	0,0
S1	0,2	P	0,0
S2	7,2	Q	0,0
S3	13,0	R	7,4
Taylor	0,0	Goss	0,0
Brass	0,0		
SUM	20,6		7,4
Random		72%	

Οι χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων (Inverse Pole Figure - IPF) χρησιμοποιούν διαφορετικά χρώματα για να παρουσιαστεί ο διαφορετικός κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός των κόκκων. Από το υπόμνημα γίνεται αντιληπτό ότι κάθε χρώμα αντιπροσωπεύει ένα διαφορετικό κρυσταλλογραφικό επίπεδο προσανατολισμένο παράλληλα στο επίπεδο της έλασης.

Το δείγμα παραγόμενο από συνεχή χύτευση (TRC) δεν παρουσιάζει έντονη παραμόρφωση προς το κέντρο του δοκιμίου καθώς ο υποβιβασμός σε αυτή τη μέθοδο είναι χαμηλός (Εικόνα 31Α). Το μέγεθος του κόκκου είναι 5,98 μm . Η επίδραση της ψυχρής έλασης ως προς την παραμόρφωση των κόκκων είναι εμφανής, συγκριτικά με την as-cast κατάσταση (Εικόνα 31Β). Οι κόκκοι έχουν υποστεί έντονη παραμόρφωση (μέγεθος κόκκου 0,69 μm) ξαιτίας του σημαντικού υποβιβασμού του πάχους (HR:6,3mm \rightarrow CR:0,34mm~94,6%). Έπειτα από τη θερμική κατεργασία οι κόκκοι του δείγματος έχουν ανακρυσταλλωθεί και μεγενθυθεί (μεγεθος κόκκου: 13,55 μm) όπως φαίνεται ενώ διατηρείται η κατευθυντικότητα των κόκκων (Εικόνα 31Γ).

Οι χάρτες απεικόνισης ιστών έλασης και ανακρυστάλλωσης δίνουν πληροφορίες σχετικά με αυτούς τους τύπους κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών. Παρατηρείται ότι στα δείγματα αναπτύσσεται ένα μείγμα κρυσταλλογραφικών συστατικών, είτε προέρχονται από θερμή είτε από ψυχρή έλαση. Στο συνολό τους, παρουσιάζουν υψηλότερο ποσοστό έλασης, έναντι της ανακρυστάλλωσης. Το δείγμα θερμής έλασης αναπτύσσει σημαντικό ποσοστό έλασης αλλά και ανακρυστάλλωσης κι αυτό αποδίδεται στον τρόπο παραγωγής αφού επιτυγχάνεται χύτευση, στερεοποίηση και θερμή έλαση, σε ένα μόνο βήμα. Όσον αφορά το θερμικά κατεργασμένο δείγμα παρατηρείται ότι έχει αυξηθεί τόσο το ποσοστό του ιστού έλασης αλλά και ανακρυστάλλωσης. Με άσπρο αντιπροσωπεύεται ο τυχαίος προσανατολισμός.

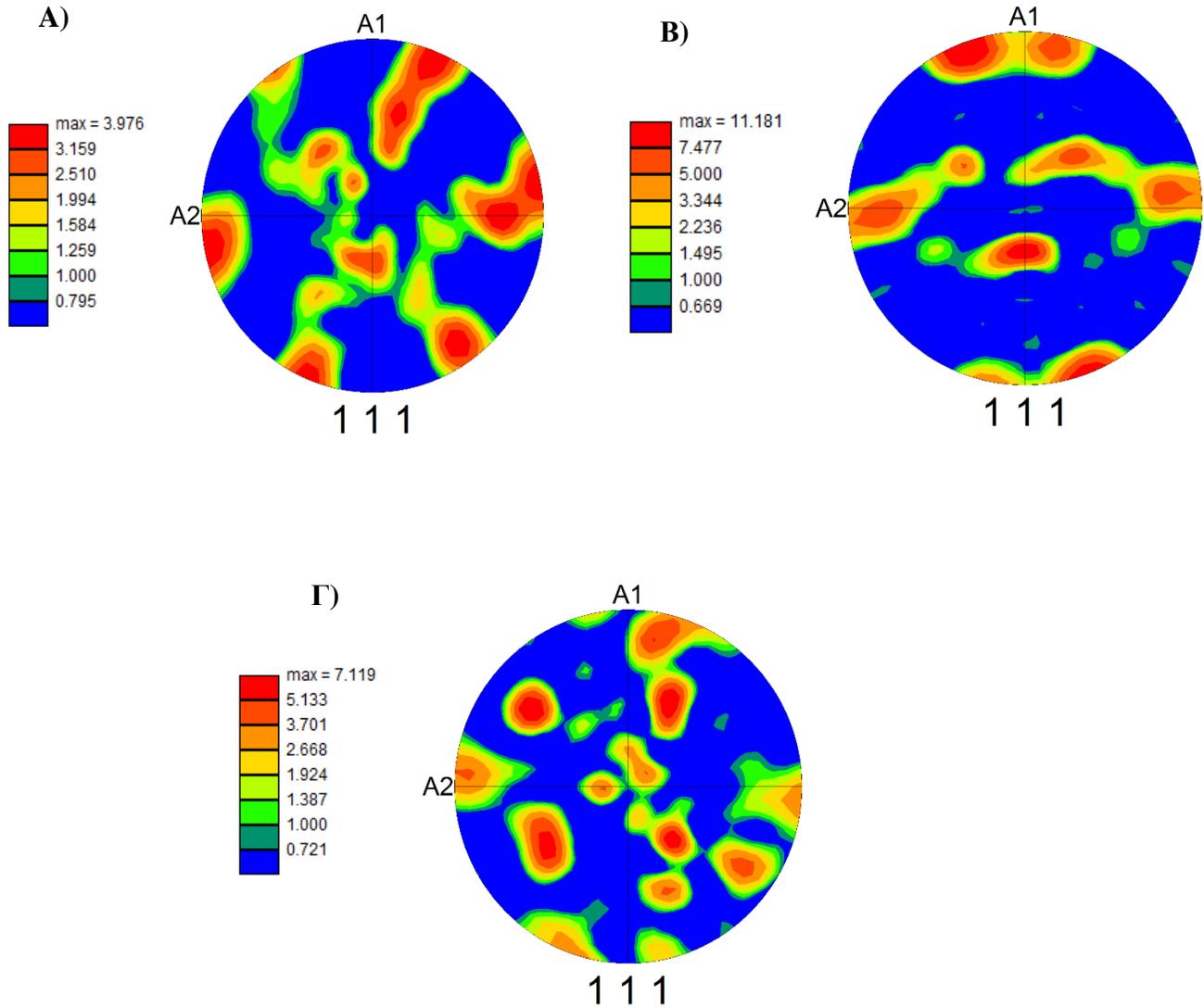
**Διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF
(Inverse Pole Figure)**



Εικόνα 35: Διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (inverse pole figure): A) Δείγμα as-cast TRC, B) Δείγμα TRC_{CR}, Γ) Δείγμα TRC_{An:500°C}

Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων PF

(Pole Figure)



Εικόνα 36: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων PF (pole figure): A) TRC_{AC} , B) TRC_{CR} & Γ)

$TRC_{An:500^{\circ}C}$

Στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα οι κορυφές του τριγώνου των IPF αντιστοιχούν στις διευθύνσεις $[0\ 0\ 1]$, $[1\ 0\ 1]$ και $[1\ 1\ 1]$. Εδώ, τα χρώματα του υπομνήματος δείχνουν την ένταση με την οποία η δεδομένη διεύθυνση εμφανίζεται εντός του υλικού με το κόκκινο και το πορτοκαλί να υποδηλώνουν την υψηλότερη συχνότητα ενώ το μπλε τη χαμηλότερη.

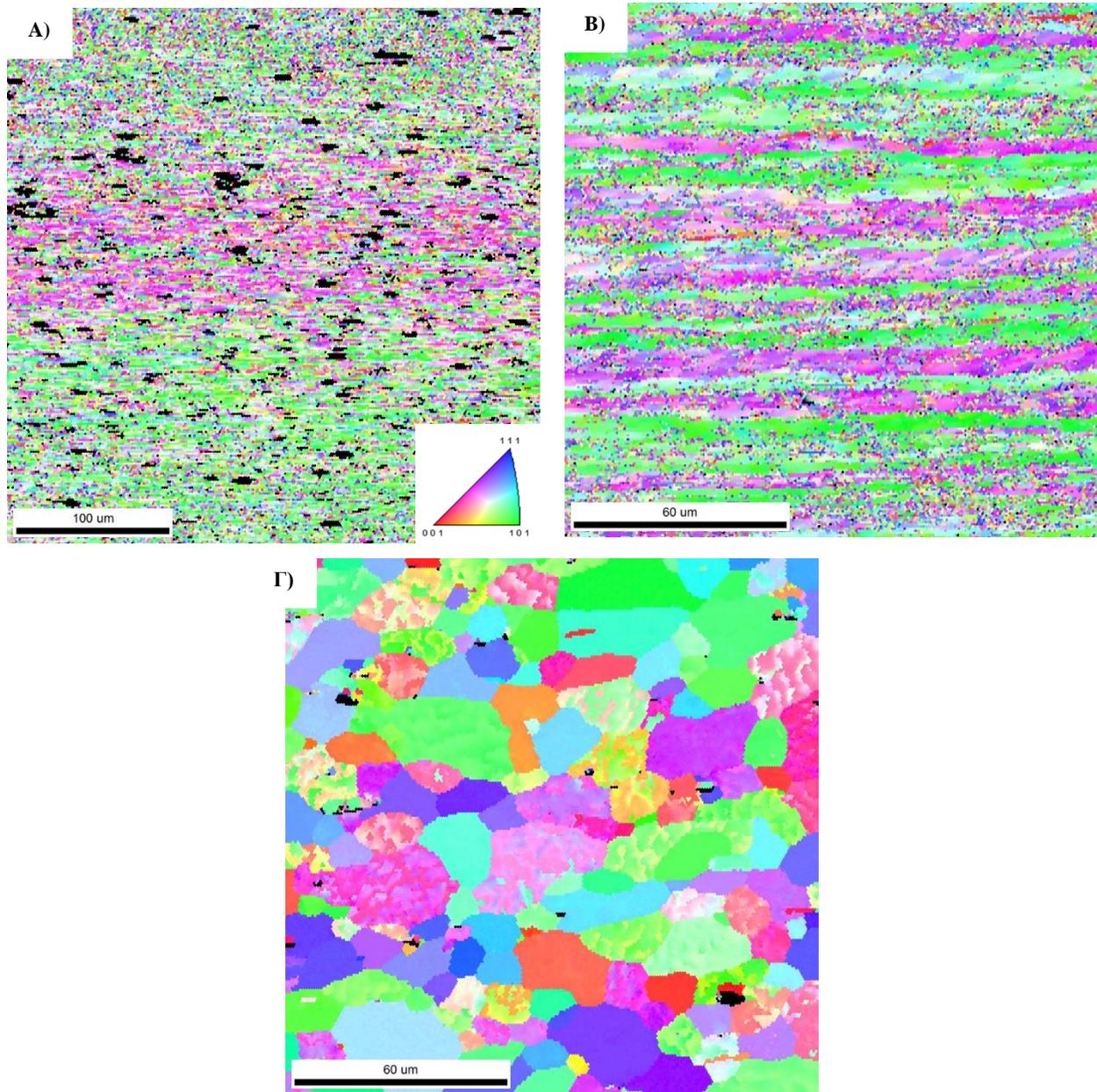
Στα διαγράμματα IPF παρατηρείται η τάση προσανατολισμού των κόκκων προς τις διευθύνσεις $[101]$ για τα δείγματα θερμής (Εικόνα 35-A) και ψυχρής έλασης (Εικόνα 35-B). Παρουσιάζουν ακόμη μία υψηλής συχνότητας διεύθυνση, τη $[101]$, αλλά και τη $[326]$, αντίστοιχα. Έπειτα από θερμική κατεργασία οι υψηλής έντασης διευθύνσεις δεν είναι πλέον οι $[101]$ και η $[326]$ αλλά οι $[335]$ και $[104]$.

Οι χάρτες πολικών συντεταγμένων όπου προβάλλεται η οικογένεια επιπέδων $\{111\}$ είναι χαρακτηριστικοί του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος. Η κωδικοποίηση των χρωμάτων ακολουθεί την ίδια αρχή με τους χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων. Με θερμά χρώματα (κόκκινο, πορτοκαλί) απεικονίζονται οι περιοχές όπου η πυκνότητα των κόκκων με παρόμοιο προσανατολισμό είναι μεγαλύτερη.

Τα αποτελέσματα που λαμβάνονται στα διαγράμματα PF είναι παρόμοια με αυτά των IPF. Το δείγμα ψυχρής έντασης λαμβάνει την μέγιστη ένταση 11.1 ενώ το δείγμα που υποβλήθηκε σε ανόπτηση 7.1. Την χαμηλότερη ένταση λαμβάνει το δείγμα θερμής έλασης. Συνεπώς, τα δείγματα ψυχρής και ανόπτησης υποδεικνύουν έναν εντονότερο κρυσταλλογραφικό ιστό.

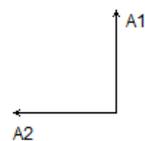
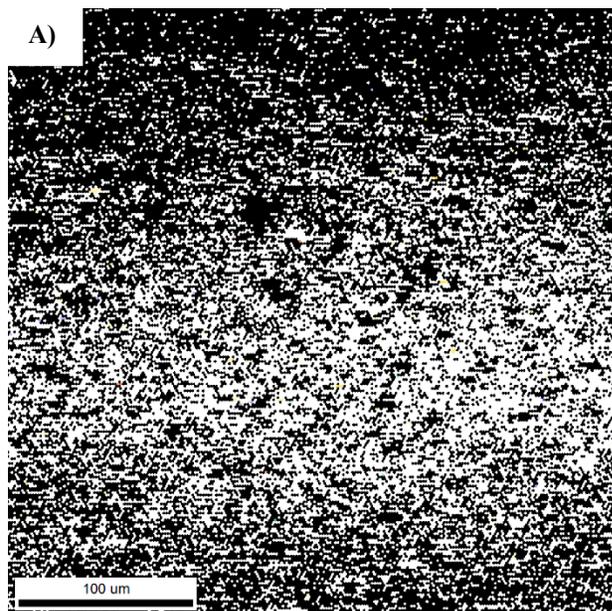
Χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (inverse pole figure)

5.4.2. Δοκίμια DC



Εικόνα 37: Χάρτες αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (Inverse Pole Figure): A) Δείγμα DC_{HR} (step size: 0,3μm), B) Δείγμα DC_{CR} (step size: 0,3μm) & Γ) $DC_{An:500^{\circ}C}$ (step size: 0,7μm)

Χάρτες απεικόνισης ιστού έλασης και ανακρυστάλλωσης

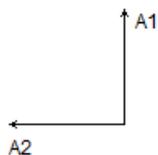
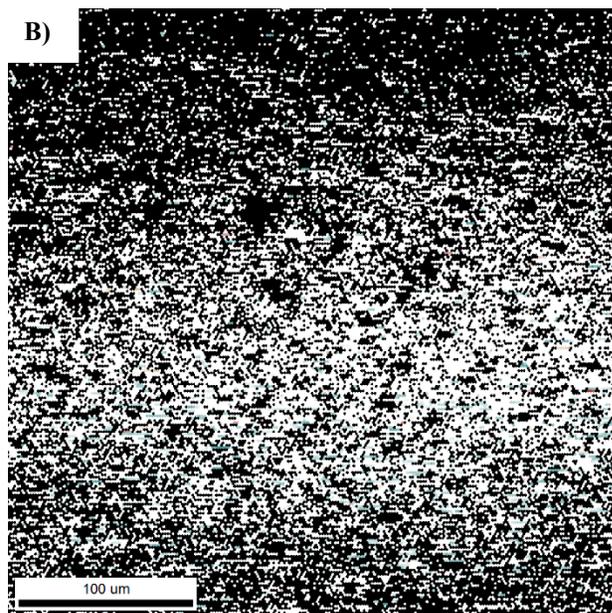


Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

	Orientation Euler Angles	Orientation {hk(i)}<uv(t)w>	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	(39.2, 65.9, 26.6)	(1 2 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.000	0.000
	(56.8, 77.4, 26.6)	(2 4 1)[1 -1 2]	0°	10°	0.000	0.001
	(64.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[1 -2 4]	0°	10°	0.000	0.000
	(52.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[3 -4 6]	0°	10°	0.000	0.001
	(270.0, 27.2, 45.0)	(4 4 11)[11 11 -8]	0°	10°	0.000	0.001
	(54.7, 90.0, 45.0)	(1 1 0)[1 -1 2]	0°	10°	0.002	0.006

Boundaries: <none>



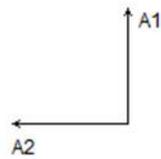
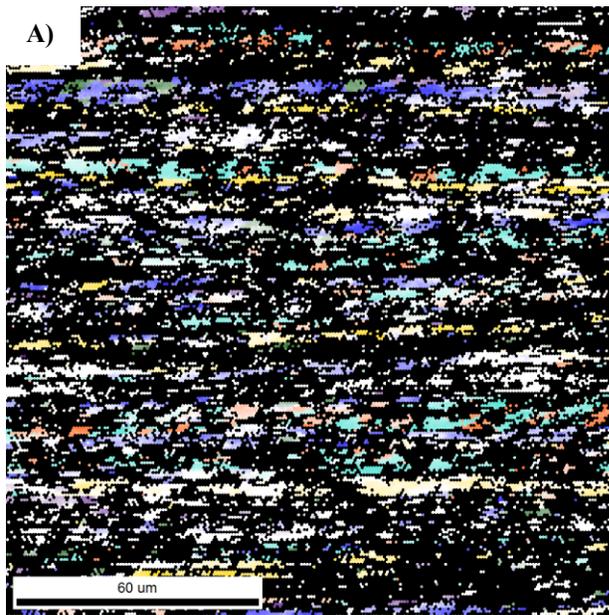
Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

	Orientation Euler Angles	Orientation {hk(i)}<uv(t)w>	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	(0.0, 0.0, 0.0)	(0 0 1)[1 0 0]	0°	10°	0.001	0.003
	(54.7, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.044	0.110
	(46.5, 18.4, 0.0)	(0 1 3)[3 -3 1]	0°	10°	0.006	0.016
	(15.0, 57.7, 18.4)	(1 3 2)[4 -2 1]	0°	10°	0.000	0.000
	(0.0, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 0 0]	0°	10°	0.000	0.000

Boundaries: <none>

Εικόνα 38: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα DC_{HR} έπειτα από θερμή έλαση (step size: 0,3μm).

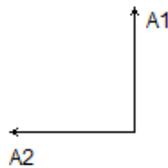
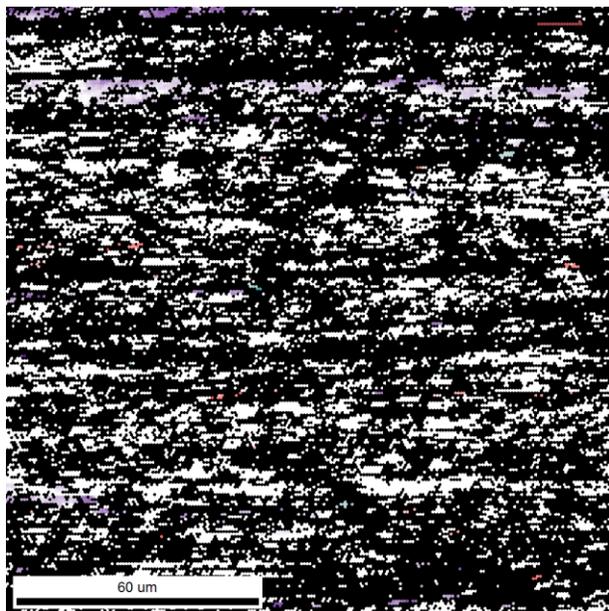


Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

	Orientation Euler Angles	Orientation {hk(i)}<uv(t)w>	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	(39.2, 65.9, 26.6)	(1 2 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.023	0.086
	(56.8, 77.4, 26.6)	(2 4 1)[1 -1 2]	0°	10°	0.013	0.049
	(64.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[1 -2 4]	0°	10°	0.012	0.045
	(52.9, 74.5, 33.7)	(2 3 1)[3 -4 6]	0°	10°	0.061	0.224
	(270.0, 27.2, 45.0)	(4 4 11)[11 11 -8]	0°	10°	0.046	0.171
	(54.7, 90.0, 45.0)	(1 1 0)[1 -1 2]	0°	10°	0.049	0.181

Boundaries: <none>



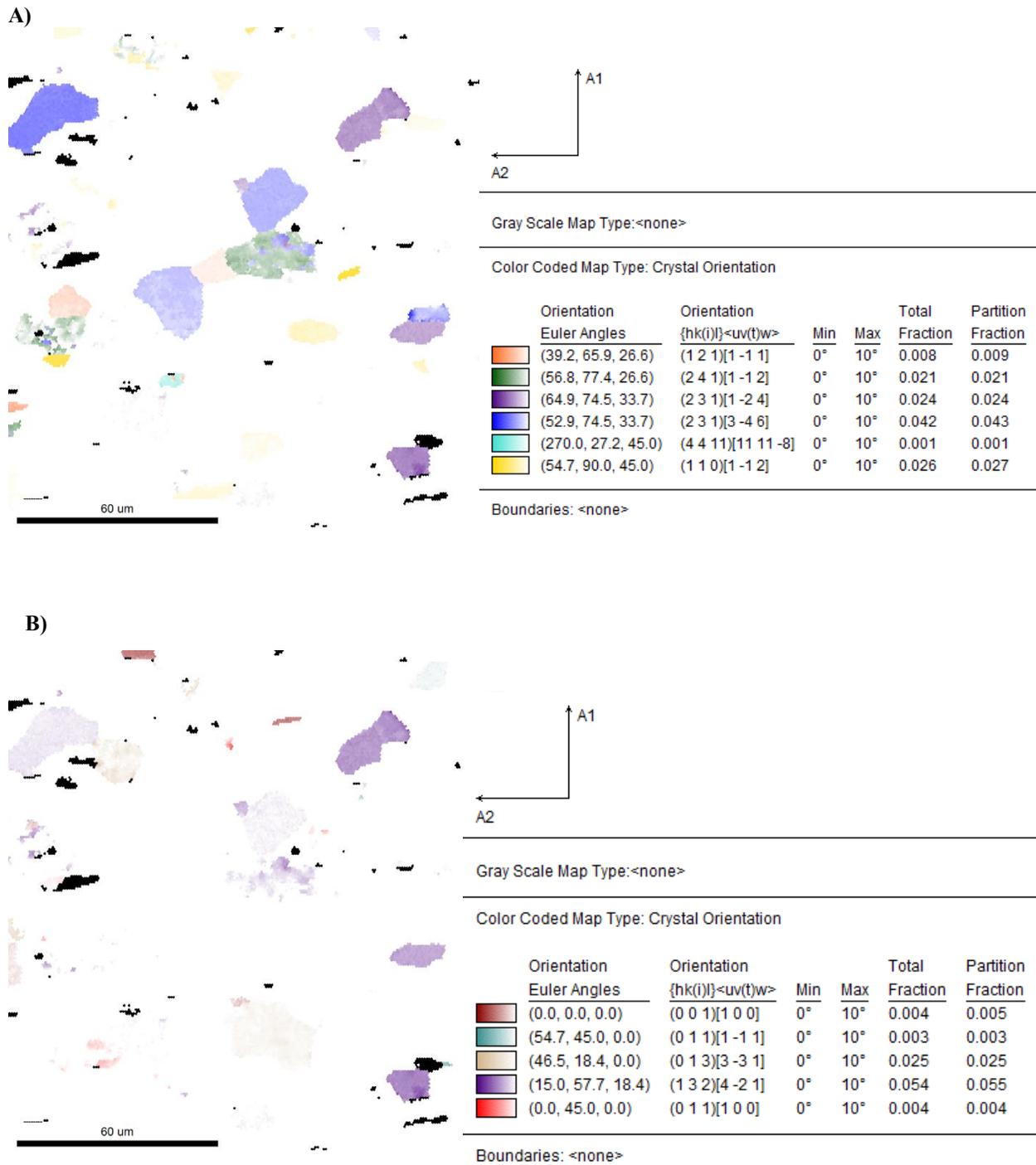
Gray Scale Map Type: <none>

Color Coded Map Type: Crystal Orientation

	Orientation Euler Angles	Orientation {hk(i)}<uv(t)w>	Min	Max	Total Fraction	Partition Fraction
	(0.0, 0.0, 0.0)	(0 0 1)[1 0 0]	0°	10°	0.001	0.002
	(54.7, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 -1 1]	0°	10°	0.002	0.006
	(46.5, 18.4, 0.0)	(0 1 3)[3 -3 1]	0°	10°	0.000	0.000
	(15.0, 57.7, 18.4)	(1 3 2)[4 -2 1]	0°	10°	0.024	0.087
	(0.0, 45.0, 0.0)	(0 1 1)[1 0 0]	0°	10°	0.002	0.006

Boundaries: <none>

Εικόνα 39: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα DC_{CR} έπειτα από ψυχρή έλαση (step size: 0,3μm).



Εικόνα 40: Χάρτες απεικόνισης των περιοχών με ιστό έλασης και ανακρυστάλλωσης (εικόνες A και B, αντίστοιχα) στο δείγμα $DC_{An,500^{\circ}C}$ έπειτα από ψυχρή έλαση(step size: $0,7\mu m$).

Πίνακας 6-8: Πίνακες ποσοστών έλασης και ανακρυστάλλωσης που προκύπτουν από τις εικόνες 38-40.

Πίνακας 6: DC_{HR}			
Rolling Component	%	Recrystallization Component	%
Cu	0,0	Cube	0,0
S1	0,0	P	4,4
S2	0,0	Q	0,6
S3	0,0	R	0,0
Taylor	0,0	Goss	0,0
Brass	0,2		
SUM	0,2		5,1
Τυχαίος Ιστός		94,7%	

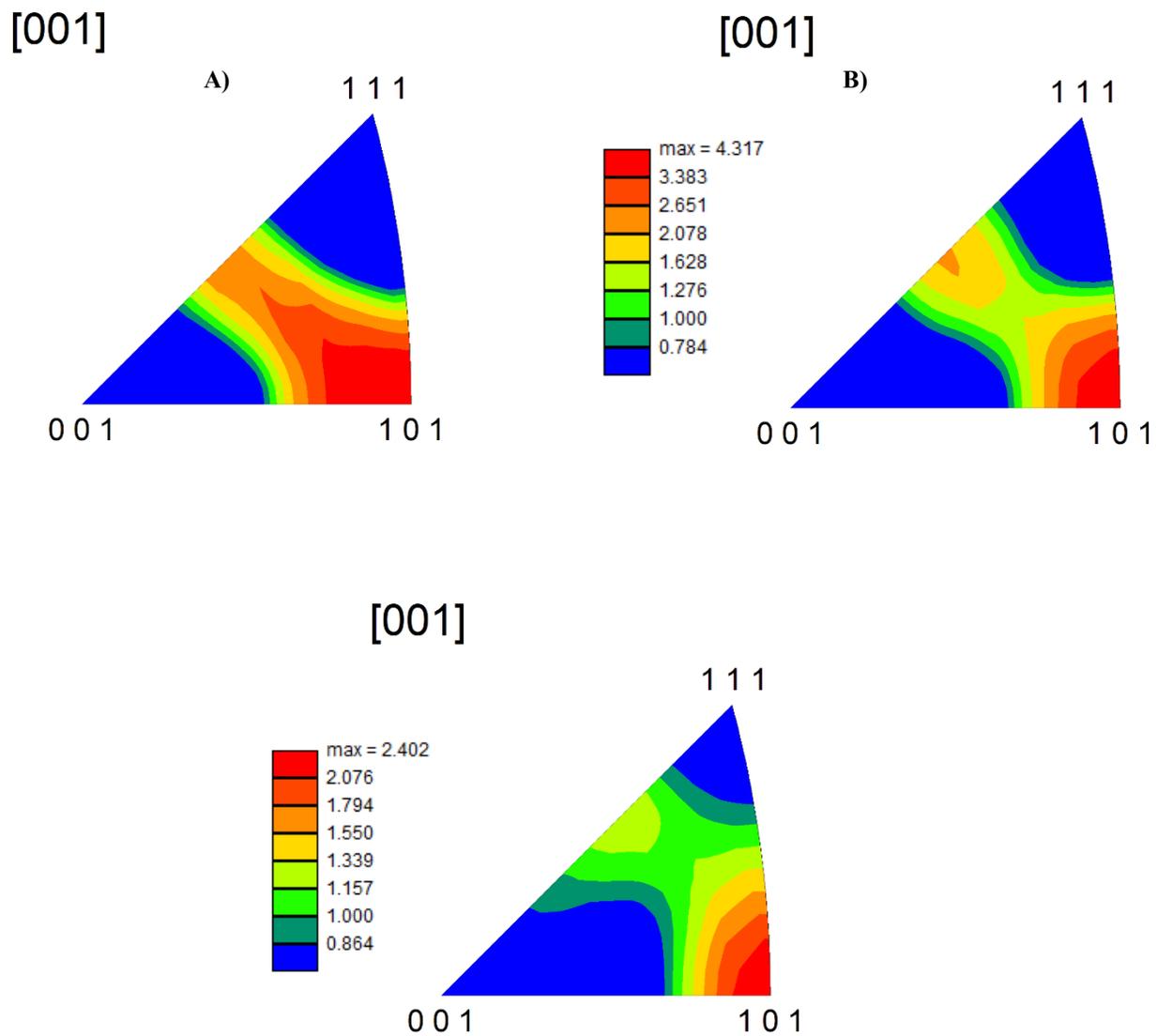
Πίνακας 7: DC_{CR}			
Rolling Component	%	Recrystallization Component	%
Cu	2,3	Cube	0,1
S1	1,3	P	0,2
S2	1,2	Q	0,0
S3	6,1	R	2,4
Taylor	4,6	Goss	0,2
Brass	4,9		
SUM	20,4		2,1
Τυχαίος Ιστός		76,7%	

Πίνακας 8: DC_{Απ:500°C}			
Rolling Component	%	Recrystallization Component	%
Cu	0,8	Cube	0,4
S1	2,1	P	0,3
S2	2,4	Q	2,5
S3	4,2	R	5,4
Taylor	0,1	Goss	0,4
Brass	2,6		
SUM	12,2		9
Τυχαίος Ιστός		78,8%	

Στους χάρτες IPF A και B της Εικόνας 37 απεικονίζεται η μορφολογία των κόκκων των δειγμάτων θερμής και ψυχρής έλασης. Η παραμόρφωση των κόκκων λόγω των πολλαπλών υποβιβασμών του πάχους ((HR):5,1mm → (CR):0,8mm~84,3%) είναι έντονη καθώς το υλικό έχει παραχθεί από πλίνθωμα στη συνέχεια έχει υποβληθεί σε θερμή έλαση (HR) και ψυχρή έλαση (CR). Το μέγεθος του κόκκου στην θερμή έλαση είναι 2,71μm ενώ στην ψυχρή 1,94 μm, ενώ στο ανοπτημένο δείγμα 7,16 μm.

Σύμφωνα με τους πίνακες 4-6 που προκύπτουν από τους χάρτες απεικόνισης ιστών έλασης και ανακρυστάλλωσης της Εικόνας 38-40 διαπιστώνεται ότι το μεγαλύτερο ποσοστό τυχαίου προσανατολισμού παρουσίασε το δείγμα θερμής έλασης. Μελετώντας τα δείγματα σαν διαδοχικά στάδια υποβιβασμού του πάχους παρατηρείται το εξής: Το ποσοστό ανακρυστάλλωσης από τη θερμή στην ψυχρή έλαση μειώνεται, ενώ ταυτόχρονα αυξάνεται το ποσοστό έλασης. Στο τρίτο στάδιο, αυτό της ανοπτησης, παρατηρείται το αντίθετο, δηλαδή έχει αυξηθεί το ποσοστό ανακρυστάλλωσης, ενώ το ποσοστό ιστού έλασης έχει μειωθεί.

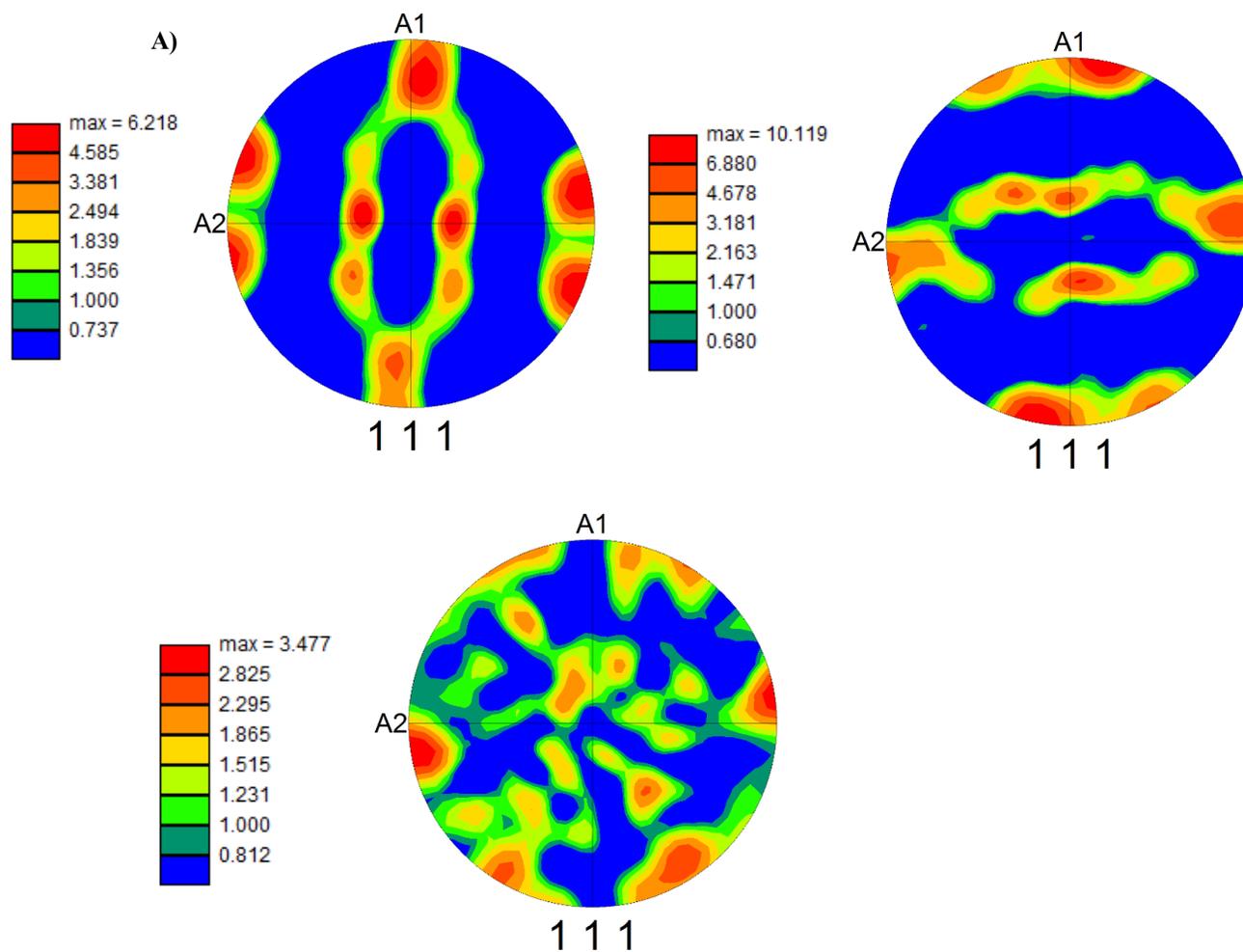
Διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (Inverse Pole Figure)



Εικόνα 41: Διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων IPF (inverse pole figure):

A) Δείγμα DC_{HR}, B) Δείγμα DC_{CR}, Γ) Δείγμα DC_{An.500°C}.

Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων PF (Pole Figure)



Εικόνα 42: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων PF (pole figure):

A) Δείγμα DC_{HR} , B) Δείγμα DC_{CR} Γ) Δείγμα $DC_{500^{\circ}C}$.

Σε όλες τις περιπτώσεις, σύμφωνα με τα διαγράμματα IPF παρατηρείται ότι η υψηλότερη ένταση διεύθυνσης είναι η [101]. Επιπλέον όμως, υψηλής έντασης διευθύνσεις εμφανίζονται οι [439] και [337] για τους χάρτες αυτούς, Α και Β, αντίστοιχα. Στο διάγραμμα Γ, έπειτα δηλαδή από θερμική κατεργασία δεν εμφανίζεται πλέον με μεγάλη ένταση η διεύθυνση [337]. Παραμένει η υψηλότερη σε ένταση κορυφή, η διεύθυνση [101]. Στον χάρτη Β (Εικόνα 41) ωστόσο είναι υψηλότερη, σχεδόν διπλάσια, η συχνότητα της διεύθυνσης [101].

Τα αποτελέσματα που λαμβάνονται στα διαγράμματα PF είναι παρόμοια με αυτά των IPF. Το δείγμα ψυχρής έλασης λαμβάνει την μέγιστη ένταση 10.1 κι άρα αποδίδει εντονότερο κρυσταλλογραφικό ιστό. Το δείγμα DC_{HR} λαμβάνει μέγιστη ένταση 6.2, ενώ το δείγμα DC_{An:500°C} που υποβλήθηκε σε ανόπτηση και 3.4.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6: ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΚΑΙ ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

6.1. Συζήτηση των αποτελεσμάτων

Από τα αποτελέσματα που εξήχθησαν μέσω της πειραματικής διαδικασίας, τα δείγματα των διαφορετικών μεθόδων χύτευσης, θα συγκριθούν παρακάτω, στα εξής χαρακτηριστικά:

- Τη μορφολογία των κόκκων
- Την ανισοτροπία (Δοκιμές Εφελκυσμού και Δοκιμή Βαθιάς Κοίλανσης (Cup Test) και
- Τον κρυσταλλογραφικό ιστό

Η μέθοδος οπτικής μικροσκοπίας δίνει σαφή εικόνα σχετικά με τις διαφορές της μικροδομής των δύο μεθόδων χύτευσης.

Τα δείγματα as-cast και θερμής έλασης, (Εικόνες 22 και 25γ) εμφανίζουν σημαντικές διαφορές. Με τη μέθοδο TRC οι κόκκοι στο κέντρο του δείγματος είναι επιμήκεις και δεν εμφανίζουν κάποια έντονη παραμόρφωση, αντιθέτως, στην επιφάνεια οι κόκκοι έχουν υποστεί μεγαλύτερη παραμόρφωση. Η μορφολογία τους οφείλεται στην διαφορετική δύναμη που ασκούν τα ράουλα στην επιφάνεια. Το δείγμα θερμής έλασης DC έχει υποστεί έντονη παραμόρφωση σε σύγκριση με το TRC δείγμα. Λόγω της ημισυνεχούς χύτευσης, το φύλλο έχει περάσει από πάσα αναστροφής (single-stand reversing mill) προκειμένου να μειωθεί το πάχος, με αποτέλεσμα οι κόκκοι να έχουν παραμορφωθεί σημαντικά. Η διαφορά στο μέγεθος κόκκου είναι πολύ σημαντική με το TRC να έχει 5,98μm έναντι 2,71μm το DC. Επιπλέον, διαπιστώνεται ότι η τελική θερμοκρασία θερμής έλασης DC (Finish rolling temperature-(FRT)) ήταν χαμηλή καθώς δεν παρατηρείται ανακρυστάλλωση στο δείγμα (62).

Στα ανοπτημένα δείγματα όπως ήταν αναμενόμενο, παρατηρήθηκε ανακρυστάλλωση και μεγέθυνση κόκκου. Οι κόκκοι του δείγματος TRC είναι επιμήκεις, ενώ τα δείγματα DC λεπτόκοκκοι και ισοαξονικοί. Το τελικό μέγεθος κόκκου, έπειτα από την ανακρυστάλλωση, επηρεάζεται από το ιστορικό της θερμομηχανικής επεξεργασίας του υλικού. Σύμφωνα με τη βιβλιογραφία, στη μέθοδο DC ο ρυθμός στερεοποίησης είναι αργός με αποτέλεσμα να επιτυγχάνεται κατακρήμνιση σωματιδίων, αυξάνοντας τους πυρήνες ανακρυστάλλωσης. Ως αποτέλεσμα οι πυρήνες εμποδίζουν την ανάπτυξη των κόκκων κατά την ανακρυστάλλωση,

δίνοντας μικρό μέγεθος κόκκου. Το αντίθετο συμβαίνει στην μέθοδο TRC και γι' αυτό το λόγο εμφανίζεται πιο χονδρόκοκκο το υλικό (63). Συγκριτικά, στις τρεις θερμοκρασίες που επιλέχθηκαν δεν παρουσιάζονται σημαντικές διαφορές μεταξύ των δειγμάτων.

Από τις δοκιμές εφελκυσμού των ψυχρά ελασμένων δειγμάτων, διαπιστώνεται ότι οι τιμές της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής (UTS) και του ορίου διαρροής (YS) του κράματος αλουμινίου TRC είναι ~50 MPa υψηλότερες από εκείνες του κράματος αλουμινίου DC, ενώ έχουν χαμηλότερη επιμήκυνση. Αυτό οφείλεται τόσο στον υποβιβασμό του πάχους στο τελικό στάδιο (94,6% έναντι DC: 84,3%) όσο και στην υψηλή συγκέντρωση κραματικών στοιχείων σε στερεό διάλυμα, που προσδίδουν σκλήρωση στο κράμα (1).

Όσον αφορά τα ανοπτημένα δείγματα, τα κράματα αλουμινίου DC και TRC A3003 παρουσιάζουν παρόμοια συμπεριφορά. Η αντοχή σε εφελκυσμό και το όριο διαρροής μειώνονται, ενώ η επιμήκυνση αυξάνεται λόγω ανακρυστάλλωσης (51). Στις θερμοκρασίες 450°C, 500°C, 550°C τα δείγματα TRC έχουν υψηλότερο UTS και YS και χαμηλότερη επιμήκυνση από το κράμα DC.

Οι δοκιμές εφελκυσμού στις διευθύνσεις παράλληλα, κάθετα και σε 45° σε σχέση με τη φορά της έλασης, έδωσαν διαφορετικές τιμές μέγιστης εφελκυστικής αντοχής και ορίου διαρροής, στα δείγματα ψυχρής έλασης των δύο μεθόδων χύτευσης. Όταν στο υλικό αναπτύσσονται διαφορετικές ιδιότητες στις διάφορες εξεταζόμενες διευθύνσεις πάνω στο επίπεδο του ελάσματος, παρατηρείται ιστός.

Στα θερμικώς κατεργασμένα δοκίμια, η διακύμανση των τιμών έχει μειωθεί εξαιτίας της ανακρυστάλλωσης και συνεπώς την ανάπτυξη συστατικώς έλασης και ανακρυστάλλωσης που θα μελετηθούν εκτενέστερα παρακάτω. Στα ανοπτημένα δείγματα TRC παρατηρείται ότι η διεύθυνση 45° δίνει τις υψηλότερες τιμές UTS και YS.

Οι πληροφορίες που πάρθηκαν από τις δοκιμές εφελκυσμού έδωσαν μια πρώτη εικόνα για την διακύμανση των τιμών στις διάφορες διευθύνσεις και πως αυτή διαφοροποιείται με τη θερμική κατεργασία. Όμως, δεν είναι εφικτό να υπολογιστεί το ποσοστό ανισοτροπίας μέσω των δοκιμών εφελκυσμού, χωρίς τον υπολογισμό των παραμέτρων R και ΔR.

Όπως αναφέρθηκε η διακύμανση των τιμών στις τρεις διευθύνσεις, υποδεικνύουν την παρουσία κρυσταλλογραφικού ιστού. Επομένως ήταν αναμενόμενο να σχηματιστούν στα δείγματα ψυχρής έλασης υψηλότερο ποσοστό λοβών. Αντίθετα, στις επιλεγμένες θερμοκρασίες απόπτησης το ποσοστό Z% μειώθηκε σημαντικά. Η χαμηλότερη τιμή Z% δίνεται τόσο για τη

μέθοδο TRC όσο για τη DC στους 500°C. Το κράμα TRC έδωσε υψηλότερο ποσοστό Z% από το DC.

Από του χάρτες IPF του EBSD παρατηρείται η έντονη παραμόρφωση των δειγμάτων. Επισημαίνεται ότι στους χάρτες αυτούς εμφανίζονται μαύρα σημεία. Αυτά μπορούν να αποδοθούν ως υπόκοκκοι (sub-grains) που δεν είναι δυνατόν να ανιχνεύσει το EBSD με το δεδομένο βήμα. Για να επιτευχθεί αυτό θα πρέπει να γίνει EBSD με βήμα (step size) νανομέτρων (nm).

Επιπλέον, στα ανοπτημένα δείγματα παρατηρείται με μεγαλύτερη ακρίβεια η διαφορά στο μέγεθος των κόκκων (TRC: 13,55μm και DC: 7,16μm), που παρατηρούνταν στο οπτικό μικροσκόπιο.

Το δείγμα as-cast TRC αναπτύσσει ποσοστό έλασης 15,6% και ανακρυστάλλωσης 11,5%, εξαιτίας της μεθόδου χύτευσης (στερεοποίηση και έλαση, σχεδόν ταυτόχρονα) (5). Στο επόμενο στάδιο, της ψυχρής έλασης τα ποσοστά και των δύο ιστών μειώνονται σημαντικά. Λόγω υψηλού υποβιβασμού του πάχους το αναμενόμενο αποτέλεσμα ήταν η αύξηση του ιστού έλασης (17) και μείωση του τυχαίου προσανατολισμού. Αυτό όμως δεν αποδόθηκε στους χάρτες ιστού έλασης και ανακρυστάλλωσης, λόγω της επιλογής του βήματος (0,3μm). Η ένταση των IPF και PF δίνουν παρόμοια αποτελέσματα και συμπεραίνεται ότι για τα TRC ο ισχυρότερος κρυσταλλογραφικός ιστός αναπτύσσεται κατά την ψυχρή έλαση (ένταση IPF: 2.8 και PF:11.1 σε αντίθεση με IPF:1.5 και PF:2.1 του as-cast δείγματος).

Στη μέθοδο DC, ισχυρός κρυσταλλογραφικός ιστός αναπτύσσεται στην θερμή και ψυχρή έλαση λόγω του υψηλού ποσοστού παραμόρφωσης. Σε αυτή την μέθοδο χύτευσης, επιβεβαιώνεται το συμπέρασμα ότι η τελική θερμοκρασία θερμής έλασης είναι χαμηλή καθώς το ποσοστό ιστού ανακρυστάλλωσης είναι χαμηλό. Από την ένταση των IPF και PF συμπεραίνεται ότι ο ισχυρότερος κρυσταλλογραφικός ιστός αναπτύσσεται κατά την ψυχρή έλαση των DC δειγμάτων.

Όσον αφορά τον κρυσταλλογραφικό ιστό των ανοπτημένων δειγμάτων παρατηρείται γενικότερα μια τυχαία κατανομή. Στους Πίνακες 3-5 και 6-8, φαίνεται το ποσοστό τυχαίου ιστού 71% και 78,8% στα ανοπτημένα δείγματα TRC και DC, αντίστοιχα. Η διαφορά αυτή είναι σημαντική, και παρατηρείται τόσο στο ποσοστό του ιστού έλασης και ανακρυστάλλωσης όσο και στα συστατικά τους. Συγκεκριμένα, το DC έχει ποσοστό ιστού έλασης 12,2% και ανακρυστάλλωσης 9%, ενώ το TRC 20,6% και 7,4%, αντίστοιχα. Η διαφορά στα ποσοστά

οφείλεται στην παραγωγή φύλλων. Με τη μέθοδο DC επιτυγχάνεται θερμή έλαση κατά την οποία το υλικό ανακρυσταλλώνεται με αποτέλεσμα στο επόμενο στάδιο, της ψυχρής έλασης να διατηρείται ο ιστός. Σε αντιστοιχία με τα παραπάνω αποτελέσματα είναι τα διαγράμματα IPF και PF.

Παρατηρείται ότι το μεγαλύτερο ποσοστό συστατικού των δύο δειγμάτων, στον ιστό ανακρυστάλλωσης, έδωσε το R. Το δείγμα DC αποδίδει μεγαλύτερο τυχαίο προσανατολισμό καθώς και συστατικό Cube μαζί με το συνδυασμό άλλων συστατικών γεγονός που τα καθιστά πιο ισότροπα. Γι αυτό το λόγο έδωσε χαμηλότερο Z% (12) (13) (14).

6.2. Συμπεράσματα

Από τη μελέτη που πραγματοποιήθηκε σχετικά με τον κρυσταλλογραφικό ιστό και την βελτιστοποίηση της διαμορφωσιμότητας φύλλων κράματος αλουμινίου AA3003, προερχόμενα από δύο διαφορετικές διεργασίες χύτευσης, προκύπτουν τα εξής συμπεράσματα:

1. Η μορφολογία και το μέγεθος των κόκκων διαφέρει σημαντικά στις δύο μεθόδους χύτευσης. Τα φύλλα as-cast TRC είναι χονδρόκοκκοι (5,98 μm) συγκριτικά με τα θερμής DC (2,71 μm). Τα δείγματα ψυχρής ελάσης είναι παραμορφωμένα με το δείγμα TRC: 0,69 μm να είναι πιο λεπτόκοκκο DC:1,94 μm . Οι κόκκοι των φύλλων ανόπτησης TRC εμφανίζονται πεπλατυσμένοι και χονδρόκοκκοι (13,55 μm) ενώ τα DC είναι λεπτόκοκκοι (7,16 μm) και ισοαξονικοί.
2. Στα ψυχρά δείγματα η διακύμανση των τιμών στις εξεταζόμενες διευθύνσεις, είναι εμφανής ενώ ομαλοποιείται μετά την ανόπτηση (Σχήματα 2 και 3)
3. Ο σχηματισμός κυματοειδών άκρων (earing) που παρατηρήθηκε στα φύλλα ψυχρής ελάσης και ανόπτησης ήταν πάντοτε τύπου 45°, υποδεικνύοντας τη διατήρηση του ιστού ελάσης μετά την ανόπτηση.
4. Τα κράματα DC αποδίδουν ιστό ελάσης (12,2%) ενώ τα TRC (20,6%). Αναπτύσσεται όμως ισχυρότερος ιστός ανακρυστάλλωσης (9%) από τον αντίστοιχο TRC (7,1%).
5. Το ανοπτημένο δείγμα DC, αποδίδει μεγαλύτερο τυχαίο προσανατολισμό καθώς και συστατικό Cube μαζί με το συνδυασμό άλλων συστατικών γεγονός που το καθιστά πιο ισότροπο.
6. Το δείγμα DC παρουσιάζει καλύτερη συμπεριφορά διαμόρφωσης από το TRC.

6.3. Προτάσεις για Περαιτέρω Έρευνα

Σύμφωνα με τα παραπάνω συμπεράσματα, μπορεί να δοθούν προτάσεις για έρευνα καθώς είναι σημαντική η περαιτέρω διερεύνηση του κρυσταλλογραφικού ιστού και της βελτιστοποίησης της διαμορφωσιμότητας για την παραγωγική διαδικασία:

1. Για να επιτευχθούν καλύτερα αποτελέσματα σάρωσης, προτείνεται το EBSD να επαναληφθεί με χαμηλότερο βήμα.
2. Για την πιο εμπειριστατωμένη ερμηνεία του κρυσταλλογραφικού ιστού προτείνεται να χρησιμοποιηθούν οι χάρτες ODF
3. Όσον αφορά τα δείγματα TRC, να γίνουν πολλαπλά περάσματα σάρωσης προκειμένου να μελετηθούν οι διαφορές του κρυσταλλογραφικού ιστού, μεταξύ κέντρου και επιφάνειας.
4. Επιλογή μεγαλύτερου εύρους θερμοκρασιών και χρόνου παραμονής στις θερμικές κατεργασίες ανόπτησης.
5. Μοντελοποίηση με μέθοδο πεπερασμένων στοιχείων FEM (Finite Element Method) για την πρόβλεψη του κρυσταλλογραφικού ιστού και τη βελτιστοποίηση της διαμορφωσιμότητας, στο στάδιο της τελικής ανόπτησης.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

1. **Γ, Παπαδημητρίου.** *Γενική Μεταλλογνωσία Ι.* Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 1989.
2. **Matruprasad Rout, Surjya K. Pal and Shiv B. Singh.** Cross Rolling: A Metal Forming Process. [συγγρ. βιβλίου] J.P. Davim (ed.). *Modern Manufacturing Engineering, Materials Forming.*, Kharagpur: Springer International Publishing Switzerland 2015, 2015.
3. **A., ΜΑΜΑΛΗΣ.** *ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΤΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ : ΜΕΤΑΛΛΙΚΑ ΤΕΧΝΙΚΑ ΥΛΙΚΑ*, ΦΟΙΒΟΣ, 1996.
4. **W.T., Dillamore I. and Roberts.** *Preferred orientation in wrought and annealed alloys.* Metallurgical Reviews, 2013.
5. **SALARI, MEHDI** *OF THERMO MECHANICAL TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND TEXTURE IN ALUMINUM ALLOY EFFECT*, Department of Materials Engineering, Engineering College, 2015.
6. **Cook R., Grocock P.G., Thomas P.M, Edmonds D.V. and Hunt J.D.** *Development of Twin-Roll Casting process.* Oxford, UK: Materials Processing Technology, ", 1995.
7. **Pawan S. Nagda, Purnank S. Bhatt, Mit K. Shah.** *Finite Element Simulation of Deep Drawing Process to Minimize Earing:* International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering, 2017, Vol. 11.
8. **Chen, Lei.** *FEM Simulation of Anisotropic Parameters Influencing the Earing in Sheet Metal Deep Drawing Process.*, Applied Mechanics and Materials, 2011, Vols. 88-89.
9. **Jurgen, Hirsch.** *Texture Evolution and Earing in Aluminium Can Sheet.* Switzerland: Trans Tech Publications, 2005, Vols. 495-497.
10. **Ravikant Patel, Manish Raj, Akshay Kumar.,** *Finite Element Simulation for Determining the Optimum Blank.* 5, Int. Journal of Engineering Research and Applications, 2014, Vol. 4.
11. **O, Hirsh. J. and Engler.,** *Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminum cups.* Germany: Elsevier, 2006.

12. **Ch.Gras, M.Meredith, J.D. Hunt.**, *Microstructure and texture evolution after twin roll casting and subsequent cold rolling of Al-Mg-Mn aluminium alloys*. Oxford, UK: Elsevier, 2005.
13. **Alaiha, R. Mahmudi and M.M.**, *Control of Earing in Deep Drawing of Roll-Cast AA3003 Aluminum Sheets*. Switzerland: Trans Tech Publications, 2006, Vols. 519-521.
14. **Tozawa, Naoyuki Kanetake and Yasuhisa.**, *Crystallographic Calculation of Earing in Deep Drawing under Various Conditions*. UK: Gordon and Breach Science Publishers Inc, 1987, Vol. 7.
15. **Martins, Moreira de Carvalho, Padilha.** Texture Analysis of Cold Rolled and Annealed Aluminum Alloy Produced by Twin-roll Casting, *Materials Research*. 2012.
16. **O., Engler.** *On the Impact of Thermo-Mechanical Processing on Texture and the Resultant Anisotropy of Aluminium Sheet.*: Materials Science Forum, 2011, Vols. 702-703.
17. **Shi Y., Jin H. and Wu P.D.** *Analysis of cup earing for AA3104-H19 aluminum alloy sheet.*: European Journal of Mechanics, 2017.
18. **W.C. Liu, T.Zhai, J.G.Morris** *Texture evolution of continuous cast and direct chill cast AA3003 aluminum alloys during cold rolling.*: Elsevier, 2004.
19. **Mehdi Salari**, *Effect of Thermo Mechanical Treatment on Microstructure And Texture In Aluminum Alloy AA3004 Sheets*
20. **Π.Σταθόπουλος.** *Μελέτη Κράματος Αλουμινίου 3003*. Αθήνα: Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 2017.
21. **Davis. J.R., Aluminum and Aluminum Alloys**, *ASM specialty handbook: ASM International*. 2002.
22. **Genculu S.** "CAB incorporated: [Online]. Available: https://pdfrog.com/download/aluminum_alloys_and_heat_treatment_cab_incorporated.pdf, 2017.
23. **Φούρλαρης Γ.** «Σημειώσεις Βιομηχανικών Κραμάτων». Αθήνα, 2018.
24. **Χαϊδεμενόπουλος. Γ.** «Κράματα Αλουμινίου», Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, 2015.
25. **Predel D.** *Al-Mn (Aluminum-Manganese), Aluminum Binary Systems, Physical Chemistry*. 2006.

26. **R.D., Vasudevan A.K. and Doherty**, *Treatise on Materials Science and Technology*. London: ACADEMIC PRESS INC, 1998, Vols. 75-82.
27. **Nam S.W. and Lee D. H.** The effect of Mn on the Mechanical Behavior of Al Alloys. *METALS AND MATERIALS*. 2000, Vol. 6.
28. **Rana R.S., Purohit R. and Das S.**, *Reviews on the influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites*: International Journal of Scientific and Research Publications, Vol. 2.
29. **M., Alizadeh M. and Karamouz.**, *Effect of periodic melt shearing process and cooling rate on structure*: Elsevier, 2013, Vol. 16.
30. **Callister W and Rethwisch D.** *Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών*, Αθήνα: Τζιόλα, 2015.
31. **Embury J.** "Strengthening Mechanisms in Al-Alloys-An overview of Natural Limits and Engineering, Materials Science Forum, 1996, Vols. 217-222.
32. **Muggerud A., Mortsell E.A., Li Y. and Holmestad R.** Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content. *Elsevier*. 2013.
33. **Γ., Παπαδημητρίου.** *Μεταλλογνωσία Ι*. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 1990.
34. **Δ., Μανωλάκος.** *Στοιχεία Κρυσταλλογραφίας*, [Ηλεκτρονικό]. Available: <http://courseware.mech.ntua.gr/ml26012/mathimata/krystallografia.pdf>., 2006.
35. **Sidor. J, Petrov R., Kestens L.** Modeling the crystallographic texture changes in aluminum. *Acta Materialia*. 2011.
36. **Γ., Παπαδημητρίου.** *Μεταλλοτεχνία*. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 1990.
37. **Kuroda. M.**, *Effects of Texture on Mechanical Properties of Aluminum Alloy Sheets and Texture Optimization Strategies*: Elsevier, 2005., Vol. A.
38. **R.K., Suwas S and Ray.** , *Representation of Texture"*, *Crystallographic Texture of Materials*. London: Springer-Verlag, 2014.
39. **O., Ryen.** *Work Hardening and Mechanical Anisotropy of Aluminium Sheets and Profiles*. Trondheim : The Norwegian University of Science and Technology, 2003.
40. **H., Bhadeshia.** *Crystallography*. Cambridge, 2016.
41. **Jaradeh M.**, *The Effect of Processing Parameters and Alloy Composition on the Microstructure Formation Quality of DC Cast Aluminium Alloys*. Sweden University: Physics and Mathematics, Department of Engineering, 2006.

42. **Engler O., Mertens N. Dam P.** *Texture-based design of a convoluted cut-edge for earing-free beverage cans.* Journal of Materials Processing Technology, 2011.
43. *Twin Roll Casting of Al Alloys: Part One:* " Total Materia, April 2014. [Online]. Available:
<https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=331>.
44. **Dhindaw, Baker N. S. and B. K.** *"Twin-Roll Casting of Aluminum Alloys – An Overview,"*. Kharagpur, India: Taylor & Francis, 2015.
45. **Kopeliovich, Dr. Dimitri.** *Continuous casting in traveling mold.*
http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=continuous_casting_in_traveling_mold
46. **M. Slámová, Karlik M., Robaut F., Slama P. and Veron M,** *Differences in microstructure and texture of Al-Mg sheets produced by twin-roll continuous casting and by direct-chill casting.* Czech Republic, Materials Characterization, 2000.
47. **Nagda P.S., Bhatt P.S. and Shah M.K.** "Finite Element Simulation of Deep Drawing Process to Minimize Earing. *Mechanical and Mechatronics Engineering.* 2017., Vol. 11.
48. **G., C. Singh and Agnihotri.,** Study of Deep Drawing Process Parameters: A Review. *Scientific and Research Publications.* 2015, Vol. 5.
49. **M., Medraj** *Deep Drawing.* Concordia: Mech. Eng. Dept.-Concordia University, 2005.
50. **Engler. O.** *Simulation of Rolling and Recrystallization Textures in Aluminium Alloy Sheets,* Material Science Forum, 2007, Vol. 550.
51. **Γ., Φούρλαρης.** *Σημειώσεις Φυσικής Μεταλλουργίας Σιδήρου και Χάλυβα .* Αθήνα, 2018.
52. **Shi Y., Jin H. and Wu P.D.** *Analysis of cup earing for AA3104-H19 aluminum alloy sheet,* European Journal of Mechanics, 2017.
53. **Schwarzer, Bunge H. and R.** *Crystallographic Texture and Plastic Anisotropy,* Springer, 2016.
54. **Κωνσταντίνος Φασσέας,** *ΟΠΤΙΚΑ (ΦΩΤΟΝΙΚΑ) ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ. ΓΕΝΙΚΕΣ ΑΡΧΕΣ.* s.l. : <https://www.aua.gr/fasseas/optika%20mikroskopia.htm>.
55. *Οπτική και Ηλεκτρονική Μικροσκοπία. ΑΘΗΝΑ : ΤΟΜΕΑΣ ΦΥΣΙΚΗΣ ΣΧΟΛΗ Ε.Μ.Φ.Ε Ε.Μ.Π.,.*

56. **Κουή Μ, Λυμπεροπούλου Θ.** *ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΣΑΡΩΣΗΣ ΜΕ ΦΑΣΜΑΤΟΜΕΤΡΟ ΕΝΕΡΓΕΙΑΚΗΣ ΔΙΑΣΠΟΡΑΣ ΑΚΤΙΝΩΝ-Χ.*, Αθήνα: Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο.
57. **R.K., Suwas S and Ray.** Representation of Texture. *Crystallographic Texture of Materials*. 2014.
58. Strain, Chapter 3 Constitutive Models - Relations between Stress and.: http://solidmechanics.org/Text/Chapter3_12/Chapter3_12.php.
59. **Hirsch, Jürgen.** *AlMn1Mg1 for beverage cans.*: Virtual Fabrication of Aluminium Products, 2006.
60. **Latifah Mohd Najib, Anizahyati Alisibramulisi, Norliyati Mohd Amin, Ilyani Akmar Abu Bakar and Sulaiman Hasim.** *The effect of rolling direction to the tensile properties of AA5083 specimen*. Singapore: Springer Science Business Media, 2015.
61. **Haitao Jiao, Y.B. XuY.-X. Zhang, G.-D. Wang.** Effect of strip casting on magnetic anisotropy of non-oriented electrical steels. *Science of Advanced Materials*. 2017.
62. **O.Engler, K.Lücke.** Mechanisms of recrystallization texture formation in aluminium alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*. V1992, Pages 1527-1532, Τόμ. 27, 11.
63. **M. Pokova, M. Cieslar, J. Lacaze.** *Enhanced AW3003 Aluminum Alloys for Heat*. Prague, 2011.