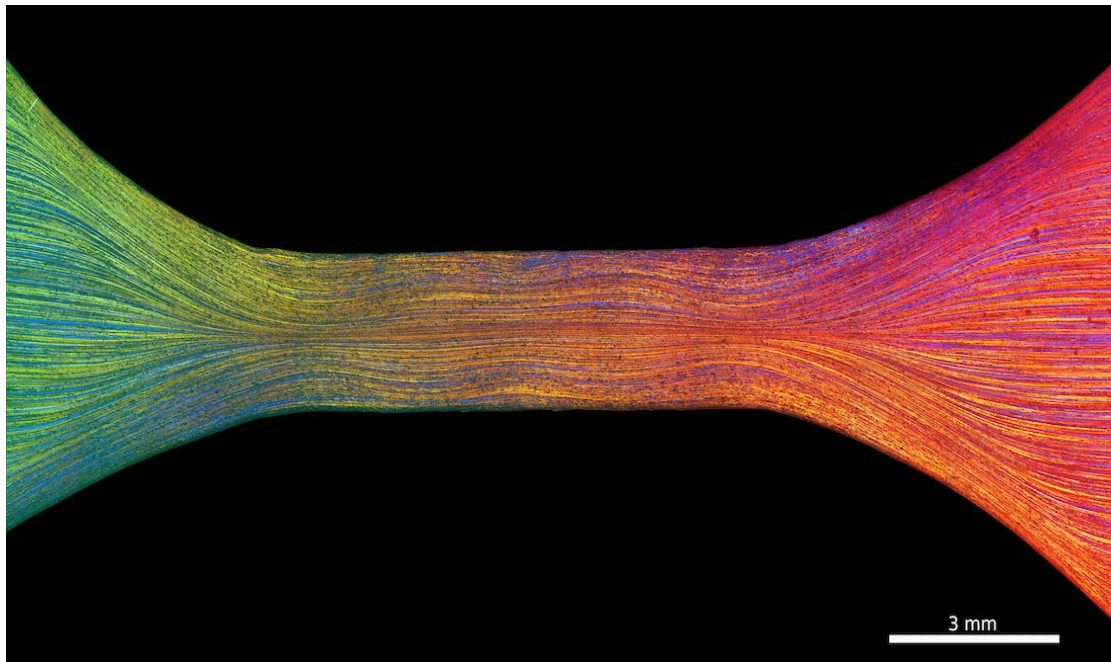




ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΕΤΑΛΛΕΙΟΛΟΓΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Μελέτη ιστού σε μορφοποίηση κραμάτων αλουμινίου



Διπλωματική Εργασία
Τσαούσης Χαράλαμπος

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

Αθήνα, Οκτώβριος 2022



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΕΤΑΛΛΕΙΟΛΟΓΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Διπλωματική Εργασία
Χαράλαμπος Τσαούσης

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

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 20/10/2022

Σπ. Παπαευθυμίου, Αναπλ.
Καθηγητής

.....(Υπογραφή)

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής

.....(Υπογραφή)

Π. Τσακίριδης, επικ. Καθηγητής

.....(Υπογραφή)

Ευχαριστίες

Η παρούσα Διπλωματική Εργασία (ΔΕ) εκπονήθηκε σε συνεργασία με το Ελληνικό Κέντρο Έρευνας Μετάλλων (ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ Α.Ε.). Μηχανικοί και ερευνητές των τμημάτων μεταλλογραφίας και μηχανικών δοκιμών της ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε., καθώς και μέλη της ερευνητικής ομάδας του επιβλέποντος Καθηγητή συνεισέφεραν καθοριστικά στην εκπόνηση της ΔΕ. Χωρίς τον συντονισμό, την καθοδήγηση και επίβλεψη μελών της ομάδας του επιβλέποντος Καθηγητή δεν θα ήταν εφικτή η ολοκλήρωση της Δ.Ε. .

Πρωτίστως θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον επιβλέποντα της ΔΕ μου, Dr.– Ing. Σπύρο Α. Παπαευθυμίου, αναπληρωτή Καθηγητή Ε.Μ.Π., για την εμπιστοσύνη στο πρόσωπο μου και για την μεγάλη ευκαιρία που μου έδωσε να εργαστώ σε έναν ανταγωνιστικό βιομηχανικό χώρο, να γνωρίσω από κοντά την εμπειρία και την γνώση που κρύβει η Βιομηχανία.

Ευχαριστώ τον Γενικό Διευθυντή της ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε. κ. Κ. Δαναηλίδη για την υποδοχή και τη φιλοξενία στους χώρους της εταιρείας και για την πρόσβαση στον ερευνητικό και αναλυτικό εξοπλισμό. Ευχαριστώ, τον Δρ. κ. Α. Βαζδερβανίδη, προϊστάμενο του εργαστηρίου Μεταλλογραφίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας της ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε. για την υποστήριξη και για όσα έμαθα δίπλα του αναφορικά με την μεταλλογραφική προετοιμασία και παρατήρηση στα μικροσκόπια κατά την παραμονή μου στην εταιρεία, αλλά και για την συνεχή προσπάθεια μεταλαμπάδευσης των γνώσεων και των εμπειριών που έχει συλλέξει όλα αυτά τα χρόνια στη Βιομηχανία.

Για την διάθεση των δειγμάτων του κράματος ΑΑ3104, που μελετήθηκαν στην διπλωματική εργασία, ευχαριστώ θερμά την ΕΛΒΑΛΧΑΛΚΟΡ Α.Ε. .

Επίσης, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τόσο για την καθοδήγηση όσο και για την υποστήριξη που υπέδειξε κατά την συνεργασία μας, την υποψήφια διδάκτωρ κ. Σ. Παπαδοπούλου, η συμβολή της οποίας στην περάτωση της παρούσας ΔΕ, ήταν καθοριστική. Για την πολύτιμη βοήθεια τους αναφορικά με την διασφάλιση της ομαλής διεξαγωγής του πειραματικού μέρους της ΔΕ μου, ευχαριστώ τους κκ. Α. Ρίκο, Γ. Πανταζόπουλο και Α. Τουλφατζή.

Στην συνέχεια θα ήθελα να ευχαριστήσω τον υποψήφιο διδάκτωρ κ. Β. Λουκαδάκη, για την άψογη επικοινωνία, την υποστήριξή του σε κάθε βήμα της εκπόνησης της ΔΕ, αλλά και για τον συντονισμό των διαδικαστικών ζητημάτων.

Τέλος, ένα μεγάλο ευχαριστώ στην οικογένειά μου και στους κοντινούς ανθρώπους της ζωής μου, που ήταν δίπλα μου και με στήριζαν κατά τη διάρκεια των σπουδών μου και με μεγαλύτερη ένταση κατά την διάρκεια εκπόνησης της ΔΕ μου.

Περίληψη

Το αλουμίνιο έχει αποκτήσει με το πέρασμα των χρόνων και την ταυτόχρονη αλματώδη εξέλιξη τόσο της τεχνολογίας όσο και της τεχνογνωσίας, μια εξέχουσα θέση στην καθημερινότητα, καθώς αποτελεί ένα από τα ευρέως χρησιμοποιούμενα μέταλλα-εξαιτίας των μοναδικών ιδιοτήτων του . Τα κράματα αλουμινίου χωρίζονται σε 2 μεγάλες κατηγορίες, τα κράματα μορφοποίησης και τα χυτά κράματα. Οι κατηγορίες αυτές διαχωρίζονται περαιτέρω ανάλογα με την επιδεκτικότητα τους ή μη σε θερμική κατεργασία. Για τα κράματα αλουμινίου έχουν αναπτυχθεί και χρησιμοποιούνται διαφορετικές ονοματολογίες που τα διαχωρίζουν σε 9 οικογένειες με βάση την χημική τους σύσταση, για λόγους απλούστευσης

Η μελέτη της παρούσας Διπλωματικής Εργασίας, επικεντρώνεται σε ένα κράμα που κατατάσσεται στην σειρά 3xxxκαι πιο συγκεκριμένα στο AA3104. Το κράμα αυτό είναι πολύ γνωστό για την χρήση του στις συσκευασίες ποτών και τροφίμων. Εξαιτίας της ευρείας χρήσης του, καθίσταται ένα πολύ ενδιαφέρον υλικό προς μελέτη. Η μελέτη του υλικού αποσκοπεί στην καλύτερη κατανόηση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού του ιστού και είναι πολύ σημαντική, διότι περιγράφει τον προσανατολισμό των κόκκων του υλικού και τα περιεχόμενα κρυσταλλογραφικά συστατικά. Οι αλλαγές, που υφίσταται ο ιστός, αποτυπώνονται στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, επομένως, μέσω της καλύτερης κατανόησης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 μπορεί να επιτευχθεί μείωση ποσοστού αστοχιών στο τελικό προϊόν και, ως εκ τούτου, η ελάττωση της ποσότητας του απορριφθέντος υλικού. Με γνώμονα τα παραπάνω στην παρούσα εργασία πραγματοποιήθηκε μελέτη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 μετά από ψυχρή έλαση. Τα ελάσματα, αφού προετοιμάστηκαν μεταλλογραφικά, μελετήθηκαν με τις τεχνικές οπτικής μικροσκοπίας για την παρατήρηση των ενδομεταλλικών φάσεων και της μορφολογίας των κόκκων. Στην συνέχεια παρατηρήθηκαν με τις τεχνικές ηλεκτρονικής μικροσκοπίας(SEM και EBSD)μέσω των οποίων συλλέγονται πληροφορίες για το κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων και συνεπώς για τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών. Με την ολοκλήρωση της παρατήρησης της εξέλιξης της μικροδομής, στα διάφορα ποσοστά υποβιβασμού, πραγματοποιήθηκε αξιολόγηση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού. Οι μηχανικές

δοκιμές που εφαρμόστηκαν ήταν η δοκιμή εφελκυσμού, σκληρομέτρησης και βαθιάς κοίλανσης. Επίσης, πραγματοποιήθηκε δοκιμή μέτρησης αγωγιμότητας. Από τα αποτελέσματα των παρατηρήσεων του κρυσταλλογραφικού ιστού στα διαφορετικά ποσοστά υποβιβασμού των φύλλων, πραγματοποιείται αξιολόγηση των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων. Τα δοκίμια που χρησιμοποιούνται στη μελέτη είναι οχτώ συνολικά, στα οποία υπάρχουν επτά διαφορετικά ποσοστά υποβιβασμού. Το αρχικό πάχος του κράματος πριν την κατεργασία ψυχρής έλασης ήταν 0,53mm και τα ποσοστά υποβιβασμού που αξιολογήθηκαν είναι, 33,96%(0,35mm), 45,28%(0,29mm), 47,16%(0,25mm), 56,60%(0,23mm), 62,26%(0,20mm), 64,15%(0,19mm) και 71,69%(0,15mm). Από τα διαθέσιμα πάχη των δοκιμίων επιλέχθηκαν λόγω της καλής μηχανικής απόκρισης που παρουσιάζουν αυτά με πάχος 0,19mm από τα πιο λεπτά και από τα μεγαλύτερου πάχους, των 0,25mm, για περαιτέρω θερμική κατεργασία, ανόπτηση. Μετά την θερμική κατεργασία τα δοκίμια μελετήθηκαν ως προς την μικροδομή τους για την παρατήρηση αλλαγών του κρυσταλλογραφικού τους ιστού. Από τις μηχανικές δοκιμές που πραγματοποιήθηκαν, οι δοκιμές εφελκυσμού και βαθιάς κοίλανσης, μπορούν να δώσουν πληροφορίες για την ανισοτροπία του υλικού και την επιδεκτικότητα του σε περαιτέρω μορφοποίηση. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα των δοκιμών, σκληρότητας και εφελκυσμού, προκύπτει ότι μετά την θερμική κατεργασία ανόπτησης τα δοκίμια παρουσιάζουν μεγαλύτερη ολκιμότητα και μικρότερη σκληρότητα. Τέλος, πραγματοποιήθηκε η δοκιμή βαθιάς κοίλανσης μέσω της οποίας αποκτήθηκαν πληροφορίες για την ανισοτροπία του υλικού. Η δοκιμή εφελκυσμού πραγματοποιήθηκε μόνο στην παράλληλη της έλασης διεύθυνση και γι' αυτό δεν συλλέχθηκαν επαρκείς πληροφορίες ως προς την ανισοτροπία του υλικού. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα που προέκυψαν, παρατηρείται ότι το δοκίμιο 21 με ποσοστό υποβιβασμού 64% παρουσιάζει χαμηλότερη τιμή ανισοτροπίας ($Z=2,45\%$) από το δοκίμιο 12, μικρότερου υποβιβασμού 53% ($Z=2,90\%$), σύμφωνα με βιομηχανικές προδιαγραφές.

Abstract

Over the years Aluminum in combination with the rapid evolution of both technology and technical mastery has gained a prominent place in everyday life. It is one of the widely used metals due to its unique mechanical properties. Aluminum alloys are divided into 2 large categories, wrought alloys and cast alloys, and depending on their susceptibility to heat treatment they can be further classified into categories. For the two major categories of aluminum alloys different nomenclatures are used that divide all the alloys into 9 families for simplification reasons, based on their chemical composition.

The study of this Thesis focuses on an alloy classified in the 3xxx series and more specifically on alloy AA3104. This alloy is also known for its use in drinking and food packaging. Its widespread use is an additional reason for making this material subject to continuous study and research with a view to a better understanding of the evolution of its crystallographic texture. The study of crystallographic texture is of great importance since it provides information on the orientations of the grains of the material and its crystallographic components. The changes that the texture undergoes are reflected in the mechanical properties of the material as well. Therefore, through the better understanding of the microstructure and the texture of AA3104, a reduction in the percentage of failures in the final product can be achieved and therefore a reduction in the quantity of the dismissed material. In the light of all the above in the present thesis, a study of the crystallographic texture of AA3104 was carried out after the cold rolling. The resulting sheets, after being prepared metallographically, were studied with optical microscopy techniques in order to observe the intermetallic compounds and the morphology of the grains. They were subsequently observed with electron microscopy techniques (SEM and EBSD), which collect information on the crystallographic orientations of the grains and the percentages of the crystallographic components.

After having completed the observation of the evolution of the microstructure, the mechanical properties of the material were evaluated. The mechanical properties were determined based on tensile, hardness and deep-drawing tests. Additionally, the conductivity was also determined. From the experimental results the crystallographic texture on different sheet samples with various reduction steps, an

evaluation of the mechanical properties of the test specimens is performed. The test specimens used in the study are eight in total, in which there are seven different reduction rates. The initial thickness of the alloy before cold rolling was 0.53mm and the resulting reduction percentages were 33,96%(0,35mm), 45.28%(0,29mm), 47.16%(0,25mm), 56,60%(0,23mm), 62.26%(0,20mm) 64.15%(0,19mm), 71,69%(0,15mm). From the available thicknesses of the specimens, the ones selected due to their good mechanical response were those which presented with 0,19mm thickness of the thinnest and the highest thickness of 0,25mm, to apply thermal annealing. After applying annealing heat treatment, the specimens were studied in terms of their microstructure to observe changes in their crystallographic texture. In general, the tests that provide the most useful information on the mechanical properties of a material are tensile tests and deep drawing tests, which can provide information on the material anisotropy and its susceptibility to further deformation processes. According to the results of tests, of hardness and tensile, it appears that after annealing, the specimens have greater ductility and less hardness. Finally, the test of the deep-drawing is performed through which information is obtained on the material anisotropy. According to the results that have emerged, it is observed that specimen 21 with reduction of 64% has better anisotropic behavior ($Z = 2,45\%$) than specimen 12, of lesser reduction of 53% ($Z = 2,90\%$), according to industrial specifications.

Πίνακας περιεχομένων

Ευχαριστίες	4
Περίληψη	6
Abstract	8
Λίστα σχημάτων	14
Λίστα Πινάκων	19
Σκοπός Εργασίας	21
Εισαγωγή	21
2.Θεωρητικό μέρος	23
2.1 Το αλουμίνιο και τα κράματα του	23
2.2 Ιδιότητες αλουμινίου	24
2.3 Κατηγοριοποίηση κραμάτων αλουμινίου	25
2.3.1 Θερμικά και μη θερμικά κατεργάσιμα κράματα μορφοποίησης αλουμινίου	26
Κράματα μη θερμικά κατεργάσιμα	27
2.3.2 Χυτά κράματα αλουμινίου	28
2.4 Επίδραση της προσθήκης κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες των κραμάτων της σειράς 3xxx και του κράματος AA3104	29
2.5 Φάσεις και μικρογραφικά συστατικά του κράματος AA3104	32
2.6 Μηχανισμοί σκλήρωσης των κραμάτων αλουμινίου	35
2.6.1 Σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος	35
2.6.2 Σκλήρωση με ενδοτράχυνση	36
2.6.3 Σκλήρωση με εκλέπτυνση κόκκου	36
2.6.4 Σκλήρωση με λεπτομερή σωματίδια(σκλήρωση διασποράς)	37
2.7 Κατεργασίες διαμόρφωσης των κραμάτων αλουμινίου	38
2.8 Βιομηχανικά στάδια μορφοποίησης του κράματος AA3104	39
2.9 Θερμικές κατεργασίες κράματος αλουμινίου AA3104	42
2.9.1 Ομογενοποίηση(Homogenization)	42
2.9.2 Ανόπτηση	43
2.9.2.1 Αποκατάσταση	43
2.9.2.2Ανάκρυστάλλωση	44
2.9.2.2.1 Ανάπτυξη των κόκκων	44
3. Κρυσταλλογραφία αλουμινίου & κρυσταλλογραφικός ιστός	45

3.1 Κρυσταλλογραφικός ιστός.....	45
3.1.1 Βασικές αρχές κρυσταλλώσεως.....	47
3.2 Κρυσταλλογραφία αλουμινίου	48
3.3 Επίδραση κρυσταλλογραφικού ιστού κραμάτων αλουμινίου από την μηχανική κατεργασία της έλασης.....	49
4. Μέθοδοι Έλασης αλουμινίου.....	50
4.1 Βασικά στοιχεία έλασης	50
4.2 θερμή έλαση.....	50
4.3 Ψυχρή έλαση.....	52
4.4 Μηχανές έλασης	53
5. Πειραματικό μέρος	56
5.1 Μεταλλογραφική προετοιμασία δειγμάτων κράματος AA3104	56
5.2 Οπτική μικροσκοπία	58
5.3 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης.....	59
5.4 Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD	61
5.5 Δοκιμή σκληρομέτρησης.....	64
5.6 Δοκιμή αγωγιμότητας.....	65
5.7 Δοκιμή εφελκυσμού.....	65
5.8 Δοκιμή βαθιάς κοίλανσης(Deep drawing).....	66
5.8.1 Δημιουργία λοβών (earring).....	67
6. Αποτελέσματα.....	69
6.1 Οπτική μικροσκοπία	69
6.1.1 Δοκίμιο πάχους «0.15mm»	70
6.1.1.1 Δοκίμιο πάχους «0.20mm»	71
6.1.1.2 Δοκίμιο πάχους «0.23mm»	72
6.1.1.3 Δοκίμιο παχούς «0.25mm»	73
6.1.1.4 Δοκίμιο πάχους «0,29mm»	74
6.1.1.5 Δοκίμιο πάχους «0,35mm»	75
6.1.1.7 Δοκίμιο πάχους «0,19mm», μετά από ανόπτηση	77
6.1.1.8 Δοκίμιο πάχους «0,25mm», μετά από ανόπτηση	78
6.2 Μηχανικές δοκιμές	79
6.2.1 Αποτελέσματα εφελκυσμών	79
6.2.2 Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων.....	83
6.2.3 Αποτελέσματα δοκιμής βαθιάς κοίλανσης(Deep Drawing)	85
6.3 Αποτελέσματα μετρήσεων αγωγιμότητας	86

6.4 Αποτελέσματα εξέτασης με Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD).....	86
6.4.1 Δοκίμια πάχους «0,15mm»	87
6.4.2 Δοκίμιο πάχους «0,20mm»	92
5.4.3 Δοκίμιο πάχους «0,23mm»	96
6.4.4 Δοκίμιο πάχους «0,25mm»	100
6.4.5 Δοκίμιο πάχους «0,29mm»	104
6.4.6 Δοκίμιο πάχους «0,35mm»	108
6.4.7 Δοκίμιο πάχους «0,19», κατόπιν ανόπτησης	112
6.4.8 Δοκίμιο πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης.....	116
6.4.9 Δοκίμιο πάχους «0,53mm»	120
7. Συζήτηση αποτελεσμάτων μελέτης	121
8. Συμπεράσματα	123
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	125

Λίστα σχημάτων

Σχήμα 1: Χρήσεις αλουμινίου στην βιομηχανία [48].	29
Σχήμα 2: Διάγραμμα περιεκτικότητας Al – Mn [3].	31
Σχήμα 3: Διάγραμμα περιεκτικότητας Al – Cu [3].	32
Σχήμα 4: Διάγραμμα περιεκτικότητας Al – Zn [3].	32
Σχήμα 5: Μορφολογίες των συστατικών $Al_6(Fe,Mn)$, $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ και Mg_2S [47].	34
Σχήμα 6: Απεικόνιση μορφολογίας τύπου «Chinese Script» της φάσης $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ σε σχέση με τη μορφολογία της φάσης $Al_6(Fe,Mn)$ [47].	34
Σχήμα 7: Η μετακίνηση των διαταραχών μεταξύ δύο γειτονικών κόκκων [48].	37
Σχήμα 8: Βιομηχανικά στάδια μορφοποίησης του AA3104 [57].	42
Σχήμα 9: Σχηματική αναπαράσταση ανάπτυξης κόκκων [50].	45
Σχήμα 10: Τα πλέγματα Bravais. Βασικά κρυσταλλογραφικά συστήματα [51].	47
Σχήμα 11: Κρυσταλλογραφικό μοντέλο ιστού αλουμινίου.	49
Σχήμα 12: διαδικασία θερμής έλασης [52].	51
Σχήμα 13: Διαδικασίες θερμής – Ψυχρής έλασης [53].	53
Σχήμα 14: Παράσταση μορφής ελάστρου [36].	55
Σχήμα 15: Τύποι ραούλων, (α) Κοινό ράουλο, (β) ράουλο με μορφή, 1, Άξονας έδρασης, 2, Κύριο σώμα του ραούλου, 3, Άκρο σύνδεσης [36].	55
Σχήμα 16: Τύποι ελάστρων: (α) 2-ραούλων, (β) 2-ραούλων με αναστρεφόμενη κίνηση, (γ) 3-ραούλων, (δ) 4-ραούλων, (ε) τύπου Cluster ή Sendzimir [36].	55
Σχήμα 17: Απεικόνιση πολλών σημάτων που παράγονται από την αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων-δείγματος στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης και των περιοχών από τις οποίες μπορούν να προέρχονται τα σήματα εντοπίστηκε [58].	61
Σχήμα 18: Απεικόνιση των σημαντικών ιών και κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών στον χώρο του Euler [59].	64
Σχήμα 19: Βαθειά κοίλανση [54].	67
Σχήμα 20: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,15mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).	70
Σχήμα 21: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,15mm «As Received» κατόπιν προσβολής με HF, σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).	70
Σχήμα 22: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,15mm «As Received» κατόπιν ηλεκτρολυτικής προσβολής με αντιδραστήριο Barkers, σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x1000(δεξιά).	70
Σχήμα 23: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).	71
Σχήμα 24: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).	71
Σχήμα 25: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «As Received» κατόπιν ηλεκτρολυτικής προσβολής με αντιδραστήριο Barkers, σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).	71
Σχήμα 26: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,23mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).	72
Σχήμα 27: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,23mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).	72

Σχήμα 28: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,23mm κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).....	72
Σχήμα 29: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).....	73
Σχήμα 30: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).....	73
Σχήμα 31: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).	73
Σχήμα 32: Οπτική μικροσκοπίαδείγματος 0,29mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).....	74
Σχήμα 33: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,29mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά). .	74
Σχήμα 34: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,29mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).	74
Σχήμα 35: Οπτική μικροσκοπίαδείγματος 0,35mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).....	75
Σχήμα 36: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,35mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά). .	75
Σχήμα 37: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,35mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).	75
Σχήμα 38: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,19mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).....	77
Σχήμα 39: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,19mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά). .	77
Σχήμα 40: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,19mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).	77
Σχήμα 41: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).....	78
Σχήμα 42: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά). .	78
Σχήμα 43: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «θερμική κατεργασία ανόπτησης» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά). .	78
Σχήμα 44: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain), στην διεύθυνση της έλασης για το δοκίμιο 12, πάχους (0,25mm). .	80
Σχήμα 45: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain), στην διεύθυνση της έλασης για το δοκίμιο 23, πάχους (0,19mm). .	80
Σχήμα 46: α) Διάγραμμα απεικόνισης αντοχής διαρροής(yield strength) και β) Διάγραμμα απεικόνισης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής(Ultimate Tensile Strength), για το δοκίμιο 12, πάχους (0,25mm). .	81
Σχήμα 47: α) Διάγραμμα απεικόνισης επιμήκυνσης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Uniform Elongation) και β) Διάγραμμα που απεικόνισης ολικής επιμήκυνσης θραύσης (Elongation to Fracture), για το δοκίμιο 12, πάχους (0,25mm).	81

Σχήμα 48: α) Διάγραμμα απεικόνισης αντοχής διαρροής(yield strength) και β) Διάγραμμα απεικόνισης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής(Ultimate Tensile Strength), για το δοκίμιο 23, πάχους (0,19mm).	81
Σχήμα 49: α) Διάγραμμα απεικόνισης επιμήκυνσης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Uniform Elongation) και β) Διάγραμμα που απεικόνισης ολικής επιμήκυνσης θραύσης (Elongation to Fracture), για το δοκίμιο 23, πάχους (0,19mm).	82
Σχήμα 50: Διάγραμμα που απεικονίζει τα αποτελέσματα των μετρήσεων σκληρότητας.	84
Σχήμα 51: Κυάθια α) Αριστερά δοκίμιο 21 , β) Κέντρο δοκίμιο 21(ανόπτηση) , γ) δεξιά δοκίμιο 12	85
Σχήμα 52: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	87
Σχήμα 53: Διάγραμμα IPF[001, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	87
Σχήμα 54: Διάγραμμα PF, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	88
Σχήμα 55: Διάγραμμα β-ίνας, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	88
Σχήμα 56: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	88
Σχήμα 57: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	89
Σχήμα 58: Χάρτης IPF δοκιμίου πάχους «0,15mm».	89
Σχήμα 59: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	89
Σχήμα 60: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	92
Σχήμα 61: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	92
Σχήμα 62: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	92
Σχήμα 63: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	93
Σχήμα 64: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	93
Σχήμα 65: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	93
Σχήμα 66: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	94
Σχήμα 67: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	94
Σχήμα 68: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	96
Σχήμα 69: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	96
Σχήμα 70: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	96
Σχήμα 71: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	97
Σχήμα 72: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	97
Σχήμα 73: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	97
Σχήμα 74: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	98
Σχήμα 75: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	98
Σχήμα 76: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	100
Σχήμα 77: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	100
Σχήμα 78: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	100

Σχήμα 79: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	101
Σχήμα 80: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	101
Σχήμα 81: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	101
Σχήμα 82: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	102
Σχήμα 83: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	102
Σχήμα 84: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	104
Σχήμα 85: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	104
Σχήμα 86: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	104
Σχήμα 87: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	105
Σχήμα 88: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	105
Σχήμα 89: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	105
Σχήμα 90: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	106
Σχήμα 91: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	106
Σχήμα 92: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	108
Σχήμα 93: Διάγραμμα IPF	108
Σχήμα 94: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	108
Σχήμα 95: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	109
Σχήμα 96: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	109
Σχήμα 97: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	109
Σχήμα 98: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	110
Σχήμα 99: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	110
Σχήμα 100: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκιμίου πάχους «0,19mm».	112
Σχήμα 101: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	112
Σχήμα 102: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	112
Σχήμα 103: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	113
Σχήμα 104: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	113
Σχήμα 105: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	113
Σχήμα 106: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	114
Σχήμα 107: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	114
Σχήμα 108: Διάγραμμα και δεδομένα ODF.	116
Σχήμα 109: Διάγραμμα IPF	116

Σχήμα 110: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης	116
Σχήμα 111: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης	117
Σχήμα 112: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης	117
Σχήμα 113: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης.....	117
Σχήμα 114: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης	118
Σχήμα 115: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης	118

Λίστα Πινάκων

Πίνακας 1: Μέγιστη διαλυτότητα διαφόρων κραματικών προσθηκών στα διμερή συστήματα τους με το αλουμίνιο [18].	31
Πίνακας 2: Σύσταση κράματος αλουμινίου 3104 [4].	56
Πίνακας 3: Πληροφορίες δειγμάτων μελέτης.	56
Πίνακας 4: Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας	83
Πίνακας 5: Αποτελέσματα βαθιάς κοίλανσης	85
Πίνακας 6: Μετρήσεις αγωγιμότητας	86
Πίνακας 7: Παράμετροι υπολογισμού κρυσταλλογραφικών συστατικών	87
Πίνακας 8: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,15mm».	90
Πίνακας 9: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,20mm».	94
Πίνακας 10: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,23mm».	98
Πίνακας 11: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,25mm».	102
Πίνακας 12: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,29mm».	106
Πίνακας 13: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,35mm».	110
Πίνακας 14: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.	114
Πίνακας 15: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης	118
Πίνακας 16: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,53mm».	120
Πίνακας 17: Βασικά κρυσταλλογραφικά συστατικά, β – ίνας, ανάλογα με τα ποσοστά υποβιβασμού.	120

Σκοπός Εργασίας

Σκοπός της Διπλωματικής Εργασίας αφορά στη μελέτη της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού σε επιλεγμένα ποσοστά υποβιβασμού, τα οποία προκύπτουν μέσω ψυχρής έλασης σε πιλοτικό έλαστρο για το AA3104. Τα αποτελέσματα αυτής της μελέτης συσχετίζονται με τις αλλαγές στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού.

Εισαγωγή

Η παρούσα Διπλωματική Εργασία, ξεκινά με το θεωρητικό μέρος. Εκεί γίνεται αναφορά σε βασικές έννοιες που περιγράφουν το αντικείμενο της μελέτης και εισάγουν ορισμένες έννοιες, που συναντώνται στο πειραματικό μέρος. Πιο συγκεκριμένα, παρατίθενται ορισμένα βασικά στοιχεία για το αλουμίνιο και τα κράματα του, όπως οι μηχανισμοί σκλήρωσής του, οι κατεργασίες διαμόρφωσης μηχανικές και θερμικές, και τέλος ανάλυση του κρυσταλλογραφικού ιστού του. Ειδικότερα για το AA3104 που πρωταγωνιστεί στην παρούσα μελέτη αναλύονται οι φάσεις και τα μικρογραφικά συστατικά του.

Στην συνέχεια ακολουθεί το πειραματικό μέρος, όπου αναλύονται οι διαδικασίες που ακολουθούνται στην μελέτη και τις πληροφορίες που μπορούν να συλλεχθούν από αυτές. Η μελέτη ξεκινά με τον χαρακτηρισμό της μικροδομής των δοκιμίων του AA3104, πριν και μετά την ανόπτηση, έπειτα από κατάλληλη μεταλλογραφική προετοιμασία τους, όπου συλλέγονται πληροφορίες για τον κρυσταλλογραφικό ιστό και τις φάσεις τους. Σε συσχέτιση με τις παρατηρήσεις του κρυσταλλογραφικού ιστού των δοκιμίων, έπειτα από την μηχανική κατεργασία ψυχρής έλασης στα τελευταία στάδια υποβιβασμού πιλοτικού ελάστρου, ελέγχονται οι μηχανικές ιδιότητες του κράματος. Οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού αξιολογούνται βάσει των δοκιμών εφελκυσμού, σκληρομέτρησης, βαθιάς κοίλανσης. Από τις μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού και βαθιάς κοίλανσης, αντλούνται πληροφορίες όσον αφορά στην ανισοτροπία του υλικού που χρησιμεύουν για αξιολόγηση της ικανότητας του για περαιτέρω μορφοποίηση. Το πειραματικό μέρος της εργασίας ολοκληρώνεται με την κρυσταλλογραφική ανάλυση EBSD, μέσω της οποίας συλλέγονται πληροφορίες που

αφορούν τους κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς των κόκκων στο εκάστοτε δοκίμιο, καθώς και των ποσοστών των περιεχόμενων κρυσταλλογραφικών συστατικών τους.

Ολοκληρώνοντας, τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τη μελέτη αναλύονται στο αντίστοιχο κεφάλαιο αποτελεσμάτων και ακολουθούν τα συμπεράσματα και οι ενδεικτικές προτάσεις για περαιτέρω έρευνα του παρόντος θέματος.

2.Θεωρητικό μέρος

2.1 Το αλουμίνιο και τα κράματα του

Το αλουμίνιο ή αργίλιο αποτελεί χημικό στοιχείο το οποίο συναντάται στον περιοδικό πίνακα με το χημικό σύμβολο Al, ατομικό αριθμό 13. Είναι ένα από τα πιο ελαφριά μεταλλικά στοιχεία σε ειδικό βάρος, με $2,7\text{g/cm}^3$. Η εύρεση του γενικά είναι εύκολη καθώς αποτελεί το πιο άφθονο μέταλλο στον φλοιό της γης και συνολικά το 3^ο σε αφθονία χημικό στοιχείο μετά από το οξυγόνο και το πυρίτιο, πιο συγκεκριμένα αποτελεί το 8% κατά βάρος του στερεού φλοιού [1]. Το αργίλιο εξαιτίας της μεγάλης του δραστηριότητας δεν βρίσκεται στην φύση ως ελεύθερο μέταλλο αλλά απαντάται συνήθως ενωμένο σε περισσότερα από 270 διαφορετικά ορυκτά, όπου βασική πηγή προέλευσης αποτελεί το ορυκτό βωξίτης [1],[2].

Μετά την εξόρυξη των ορυκτών που εμπεριέχουν το αργίλιο, επεξεργάζεται και αποκτά την καθαρά μεταλλική του μορφή. Το αλουμίνιο ως μέταλλο παρουσιάζει ανθεκτικότητα στη διάβρωση. Αυτό οφείλεται στην χημική του συγγένεια με το οξυγόνο με αποτέλεσμα κατά την οξείδωση να σχηματίζεται ένα λεπτό επιφανειακό στρώμα οξειδίου του αργιλίου (Al_2O_3). Η δημιουργία αυτού του λεπτού, μη ορατού στρώματος είναι πολύ σημαντικός διότι είναι αδιαπέραστο από το οξυγόνο και του προσφέρει σημαντική αντιοξειδωτική προστασία στο μέταλλο [1].

Το αλουμίνιο δεν συναντάται στην φύση στην μεταλλική του μορφή, την οποία και αποκτά μετά την μεταλλουργική επεξεργασία του βωξίτη. Το αλουμίνιο, εκτός από την καθαρή του μορφή, μπορεί να περιέχει ορισμένα κραματικά στοιχεία από τα οποία πιο διαδεδομένα είναι ο χαλκός (Cu), το μαγγάνιο (Mn), το μαγνήσιο (Mg), ο σίδηρος (Fe), το πυρίτιο (Si) και ο ψευδάργυρος (Zn). Τόσο το αλουμίνιο όσο και τα κράματα του παρουσιάζουν χαμηλή πυκνότητα, καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και η υψηλή αντοχή σε διάβρωση. Εξαιτίας αυτών των χαρακτηριστικών και της σχετικά προσιτής οικονομικής αξίας του, το αλουμίνιο και τα κράματα του απέκτησαν τεράστια ζήτηση όσον αφορά τις καθημερινές κατασκευές και τα προϊόντα που παράγονται με βάση αυτό, από φύλλα και πλάκες αλουμινίου έως τις πιο σύνθετες τεχνολογικά εφαρμογές μηχανικής [1],[2].

2.2 Ιδιότητες αλουμινίου

Οι μοναδικοί συνδιασμοί ιδιοτήτων που παρέχονται από το αλουμίνιο και τα κράματα του, το καθιστούν ένα από τα πιο ευέλικτης χρήσης, οικονομικό και ελκυστικό μεταλλικό υλικό για ένα ευρύ φάσμα χρήσεων. Από μαλακά, εξαιρετικά εύκαμπτα φύλλα περιτυλίγματος μέχρι τις πιο απαιτητικές μηχανολογικές εφαρμογές. Τα κράματα αλουμινίου είναι δεύτερα μόνο μετά τους χάλυβες σε χρήση ως δομικά μέταλλα. Οι ιδιότητες που καθιστούν το αλουμίνιο ένα ευρέως χρησιμοποιούμενο υλικό είναι [18]:

- Το αλουμίνιο έχει πυκνότητα μόλις 2,7 g/cm³, περίπου το ένα τρίτο της πυκνότητας του σιδήρου(7,83 g/cm³).
- Το αλουμίνιο εξαιτίας της πολύ καλής αντοχής ορισμένων κραμάτων του, επιτρέπει το σχεδιασμό και την κατασκευή ισχυρών, ελαφρών κατασκευών οι οποίες είναι ιδιαίτερα επωφελείς για οτιδήποτε κινείται, διαστημικά οχήματα και αεροσκάφη, καθώς και για όλους τους τύπους χερσαίων και πλωτών οχημάτων.
- Το αλουμίνιο αντιστέκεται στο είδος της προοδευτικής οξείδωσης που προκαλεί τον χάλυβα να σκουριάζει. Η εκτεθειμένη επιφάνεια του αλουμινίου συνδυάζεται με το οξυγόνο για να σχηματίσει ένα πολύ λεπτό αδρανές φιλμ οξειδίου του αλουμινίου, το οποίο εμποδίζει την περαιτέρω οξείδωση. Και, σε αντίθεση με τη σκουριά του σιδήρου, το οξείδιο του αλουμινίου έχει υψηλή συνεκτικότητα και συνεπώς προστατεύει την επιφάνεια από περαιτέρω οξείδωση. Σε περίπτωση που το προστατευτικό αυτό στρώμα γρατζουνιστεί, θα επανασφραγιστεί άμεσα με την ίδια διαδικασία.
- Το αλουμίνιο εμφανίζει συνήθως εξαιρετική ηλεκτρική και θερμική αγωγιμότητα Το αλουμίνιο επιλέγεται συχνά για την υψηλή ειδική ηλεκτρική του αγωγιμότητα, η οποία είναι σχεδόν διπλάσια από εκείνη του χαλκού. Η θερμική αγωγιμότητα των κραμάτων αλουμινίου, περίπου 50 έως 60% αυτής του χαλκού, παρουσιάζει πλεονεκτήματα για χρήση σε εναλλάκτες θερμότητας, εξατμίσεις, ηλεκτρικά θερμαινόμενες συσκευές και σκεύη, καθώς και σε κυλινδροκεφαλές αυτοκινήτων και θερμαντικά σώματα.
- Το αλουμίνιο είναι μη φερομαγνητικό, ιδιότητα σημαντική για τις ηλεκτρικές και ηλεκτρονικές βιομηχανίες. Αποτελεί μη εύφλεκτο υλικό, γεγονός

σημαντικό για την εφαρμογές που αφορούν το χειρισμό εύφλεκτων ή εκρηκτικών υλικών.

- Το αλουμίνιο είναι επίσης μη τοξικό και χρησιμοποιείται συνήθως σε δοχεία για τρόφιμα και ποτά. Έχει ελκυστική εμφάνιση στο φυσικό του φινίρισμα, το οποίο μπορεί να είναι μαλακό και στιλπνό ή λαμπερό και γυαλιστερό. Μπορεί να είναι σχεδόν οποιοδήποτε χρώμα ή υφή.
- Το αλουμίνιο παρουσιάζει ευκολία στην μορφοποίηση του. Μπορεί να μορφοποιηθεί σε χαμηλότερο εύρος θερμοκρασιών σε σχέση με άλλα μέταλλα, γεγονός που επιφέρει εξοικονόμηση ενέργειας και σε βιομηχανική κλίμακα. Το σύρμα αλουμινίου, που αντλείται από κυλινδρική ράβδο, μπορεί να είναι πολύκλωνο σε καλώδιο οποιουδήποτε επιθυμητού μεγέθους και τύπου. Δεν υπάρχει σχεδόν κανένα όριο στα διάφορα προφίλ στα οποία μπορεί να μορφοποιηθεί το μέταλλο.

2.3 Κατηγοριοποίηση κραμάτων αλουμινίου

Τα κράματα αλουμινίου κατηγοριοποιούνται σε κράματα διαμόρφωσης και χυτά κράματα. Το αλουμίνιο και τα κράματα του που προορίζονται για μηχανική πλαστική διαμόρφωση προσδιορίζονται από το Ευρωπαϊκό πρότυπο EN 573 και ανάλογα με τη χημική τους σύσταση κατηγοριοποιούνται βάσει ενός διεθνώς αποδεκτού συστήματος που χρησιμοποιεί τέσσερις αριθμούς. Σε αυτό τον τετραψήφιο κωδικό, το πρώτο γράμμα, υποδηλώνει τον τύπο του κράματος, σύμφωνα με τα κυρίαρχα κραματικά στοιχεία. Ο δεύτερος αριθμός χρησιμοποιείται για να δηλώσει τροποποιήσεις των ορίων περιεκτικότητας των ακαθαρσιών κράματα γενικότερα κατατάσσονται σε δύο μεγάλες κατηγορίες : τα θερμικά και μη θερμικά κατεργάσιμα. Ο τρίτος αριθμός και ο τέταρτος αριθμός παίζουν σημαντικό ρόλο στη σειρά 1000 αλλά όχι στις υπόλοιπες. Στη σειρά 1xxx οι τελευταίοι δύο αριθμοί δηλώνουν την ελάχιστη καθαρότητα του αλουμινίου, για παράδειγμα το κράμα 1145 είναι περιεκτικότητας 99,45% σε αλουμίνιο, ενώ στο κράμα 1200 είναι περιεκτικότητας 99,00%. Στις άλλες σειρές αλουμινίου, ο τρίτος και τέταρτος αριθμός είναι απλοί αύξοντες αριθμοί [3],[18].

2.3.1 Θερμικά και μη θερμικά κατεργάσιμα κράματα μορφοποίησης αλουμινίου

- 1xxx καθαρό Al
- 2xxx κράματα Al – Cu
- 3xxx κράματα Al – Mn
- 4xxx κράματα Al – Zn
- 5xxx κράματα Al – Mg
- 6xxx κράματα Al – Mg – Si
- 7xxx κράματα Al – Zn
- 8xxx κράματα Al – Sn
- 9xxx κράματα Al με άλλα στοιχεία

Από τις παραπάνω κατηγορίες κραμάτων στα θερμικά κατεργάσιμα κατατάσσονται τα εξής [18]:

Σειρά 2xxx: Κράματα αλουμινίου – χαλκού. Η επεξεργασία αυτών των κραμάτων τους προσδίδει αρκετά υψηλές μηχανικές αντοχές, για το λόγο αυτό χρησιμοποιούνται και σε κατασκευές με υψηλές απαιτήσεις μηχανικής αντοχής, όπως είναι η αεροναυπηγική, οι κατασκευές όπλων, κ.α. Τα κράματα αυτά παρουσιάζουν ιδιαιτερότητα και όσον αφορά την επεξεργασία τους, καθώς μπορούν να συγκολληθούν μόνον με την μέθοδο της δέσμης ηλεκτρονίων.

Σειρά 6xxx: Κράματα αλουμινίου – πυριτίου. Είναι τα κράματα που βασικά χρησιμοποιούνται στην δημιουργία προφίλ μέσω μέσο διέλασης. Η σειρά αυτή κραμάτων χωρίζεται σε δύο βασικές κατηγορίες, στην κατηγορία κραμάτων με υψηλή περιεκτικότητα σε μαγνήσιο και πυρίτιο, όπου αν συνδυαστούν με μαγγάνιο, χρώμιο και ψευδάργυρο εξασφαλίζουν υψηλές μηχανικές ιδιότητες. Σε αυτή την κατηγορία σημαντικότερα κράματα αποτελούν το 6005, 6061 και 6082. Η δεύτερη κατηγορία αφορά τα κράματα που περιέχουν μικρότερες ποσότητες μαγνησίου και πυριτίου, έχουν χαμηλότερες μηχανικές ιδιότητες και μεγάλες ταχύτητες διέλασης. Εξαιτίας της καλής όψης που αποκτούν στην τελική τους μορφή μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε κατασκευές αρχιτεκτονικής και διακοσμητικές εφαρμογές. Σε αυτή τη κατηγορία χαρακτηριστικά κράματα αποτελούν το 6060 και το 6063.

Σειρά 7xxx: Κράματα αλουμινίου – ψευδαργύρου. Ο ψευδάργυρος με το μαγνήσιο αποτελούν τα κύρια κραματικά στοιχεία. Τα κράματα της σειράς αυτής επιτυγχάνουν τις υψηλότερες μηχανικές ιδιότητες από όλα τα κράματα αλουμινίου, κύριες εφαρμογές τους συναντώνται στην αεροναυπηγική τεχνολογία και την αεροδυναμική βιομηχανία.

Σειρά 8xxx: Η σειρά 8xxx χρησιμοποιείται για τα κράματα με τα λιγότερα χρησιμοποιούμενα κραματικά στοιχεία Fe, Ni, και Li. Το καθένα χρησιμοποιείται για τα ιδιαίτερα χαρακτηριστικά που παρέχει στο κράμα: Τα Fe και Ni παρέχουν αντοχή με μικρή απώλεια ηλεκτρικής αγωγιμότητας (αντιπροσωπευτικό 8017). Το Li στο 8090 παρέχει εξαιρετικά υψηλή αντοχή και μέτρο ελαστικότητας, έτσι χρησιμοποιείται για αεροδιαστημικές εφαρμογές.

Κράματα μη θερμικά κατεργάσιμα

Σειρά 1xxx: Το καθαρό αλουμίνιο με 99% ελάχιστη καθαρότητα. Το καθαρό αλουμίνιο, υποδιαιρείται σε κατηγορίες ανάλογα με βάση την περιεχόμενη περιεκτικότητα σε αλουμίνιο. Τα κύρια χαρακτηριστικά που παρουσιάζει αυτή η σειρά είναι η υψηλή αντίσταση στη διάβρωση, η υψηλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και εύκολη μορφοποίηση. Γενικά όμως έχει σχετικά χαμηλές μηχανικές αντοχές.

Σειρά 3xxx: Κράματα αλουμινίου – μαγγανίου. Τα κύρια χαρακτηριστικά που παρουσιάζει αυτή η σειρά είναι η εύκολη μορφοποίηση, η καλή αντοχή στην ατμοσφαιρική διάβρωση, η ευκολία συγκόλλησης με τις συνήθεις μεθόδους. Χαρακτηριστικά κράματα αυτής της σειράς είναι το 3003 και 3004 και 3104.

Σειρά 4xxx: Κράματα αλουμινίου – πυριτίου. Η παρουσία του πυριτίου ελαττώνει το σημείο τήξης των κραμάτων της κατηγορίας αυτής. Το γεγονός αυτό καθιστά τα κράματα αυτά κατάλληλα για χρήση ως ηλεκτρόδια πλήρωσης σε εργασίες συγκόλλησης κομματιών αλουμινίου.

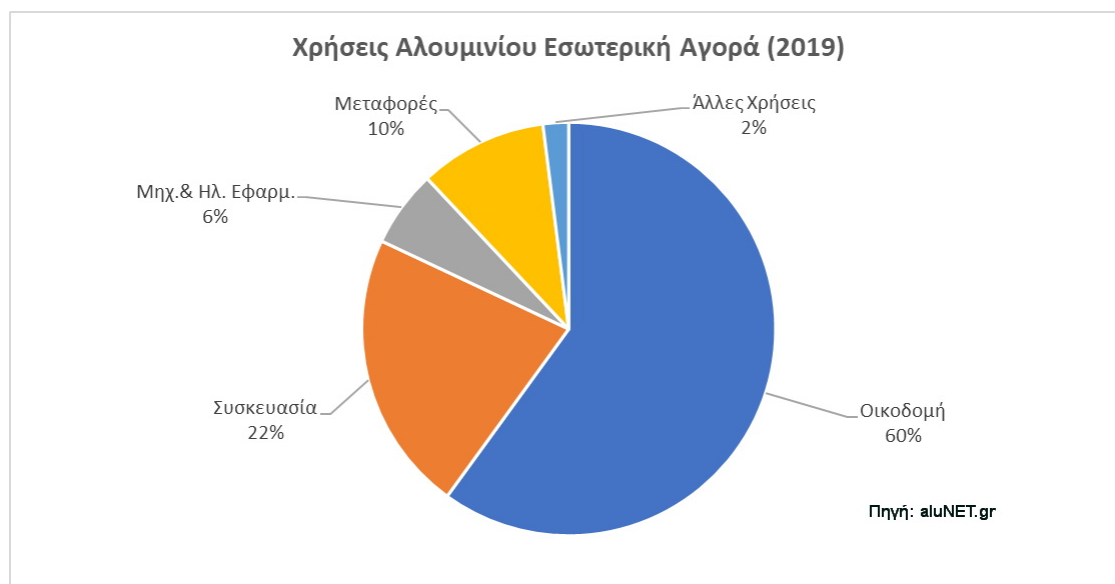
Σειρά 5xxx: Κράματα αλουμινίου – μαγνησίου. Τα κύρια χαρακτηριστικά των κραμάτων αυτών είναι, η πολύ καλή συγκολλησιμότητα, η πολύ καλή συμπεριφορά στις χαμηλές θερμοκρασίες και η πολύ καλή αντιδιαβρωτική συμπεριφορά στο θαλάσσιο περιβάλλον. Γενικά παρουσιάζουν μέσες μηχανικές αντοχές. Χρησιμοποιούνται ευρέως στην ναυπηγική, στη χημική βιομηχανία, στις οικοδομές, στα μεταφορικά μέσα, κ.α.. Χαρακτηριστικά κράματα αυτής της σειράς είναι τα 5005, 5052, 5754, 5083, 5086, 5182 [18].

2.3.2 Χυτά κράματα αλουμινίου

Οι συνθέσεις των κραμάτων χύτευσης(casting alloys) περιγράφονται από ένα σύστημα, με τρία ψηφία, ακολουθούμενο από ένα τέταρτο δεκαδικής τιμής. Το δεκαδικό 0 σε όλες τις περιπτώσεις αφορά τα όρια των κραμάτων χύτευσης. Τα δεκαδικά .1 και .2 αφορούν συνθέσεις των πλινθίων, οι οποίες μετά την τήξη και την επεξεργασία πρέπει να καταλήγουν σε χημικές ουσίες σύμφωνες με τις προδιαγραφές χύτευσης. Οι οικογένειες των κραμάτων χύτευσης είναι οι εξής [16]:

- **1xx.x:** Ελεγχόμενες μη κραματοποιημένες (καθαρές) συνθέσεις.
- **2xx.x:** Κράματα στα οποία ο χαλκός είναι το κύριο κραματικό στοιχείο.
- **3xx.x:** Κράματα στα οποία το πυρίτιο είναι το κύριο κραματικό στοιχείο. Το άλλα στοιχεία κραμάτωσης, όπως ο χαλκός και το μαγνήσιο, είναι προσδιοριστέα. Η σειρά 3xx.x περιλαμβάνει σχεδόν το 90% όλων των παραγόμενων διαμορφωμένων χυτών προϊόντων.
- **4xx.x:** Κράματα στα οποία το πυρίτιο είναι το κύριο κραματικό στοιχείο.
- **5xx.x:** Κράματα στα οποία το μαγνήσιο είναι το κύριο κραματικό στοιχείο.
- **6xx.x:** Αχρησιμοποίητη σειρά
- **7xx.x:** Κράματα στα οποία ο ψευδάργυρος είναι το κύριο κραματικό στοιχείο. Τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία, όπως ο χαλκός και το μαγνήσιο, είναι προσδιοριστέα.
- **8xx.x:** Κράματα στα οποία ο κασσίτερος είναι το κύριο κραματικό στοιχείο.
- **9xx.x:** Αχρησιμοποίητη σειρά

Από τις 9 παραπάνω οικογένειες, επιδεκτικές σε θερμική κατεργασία είναι οι σειρές 2xx, 3xx και 7xx.



Σχήμα 1: Χρήσεις αλουμινίου στην βιομηχανία [48].

2.4 Επίδραση της προσθήκης κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες των κραμάτων της σειράς 3xxx και του κράματος AA3104

Γενικά για τα κράματα της σειράς 3000, τις κύριες κραματικές προσθήκες αποτελούν το μαγγάνιο (Mn), ο σίδηρος (Fe) και το πυρίτιο (Si). Το αποτέλεσμα που επιφέρουν στο κράμα αλουμινίου κάθε μια από τις προσθήκες αναφέρονται παρακάτω:

- Μαγγάνιο (Mn):** Το μαγγάνιο αποτελεί μια κοινή κραματική προσθήκη για τα κράματα αλουμινίου. Μέσω της συγκεκριμένης προσθήκης επιφέρεται βελτίωση της αντοχής του αλουμινίου είτε στο στερεό διάλυμα είτε στην ενδομεταλλική φάση. Η προσθήκη μαγγανίου δεν επηρεάζει την αντιδιαβρωτική του ιδιότητα ενώ η διαλυτότητα του στην μήτρα του αλουμινίου είναι περιορισμένη. Επιπλέον έχει την δυνατότητα να αυξάνει την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης καθώς και να εμποδίζει την αύξηση του μεγέθους κόκκου. η προσθήκη μαγγανίου στα κράματα αλουμινίου έχει την ικανότητα να αυξάνει την αντοχή σε κόπωση (lowcyclefatigue) και αυξάνεται η αντοχή στη διάβρωση. Τέλος στα κράματα 3000 το μαγγάνιο έχει την δυνατότητα να διορθώνει το σχήμα των ενδομεταλλικών φάσεων που

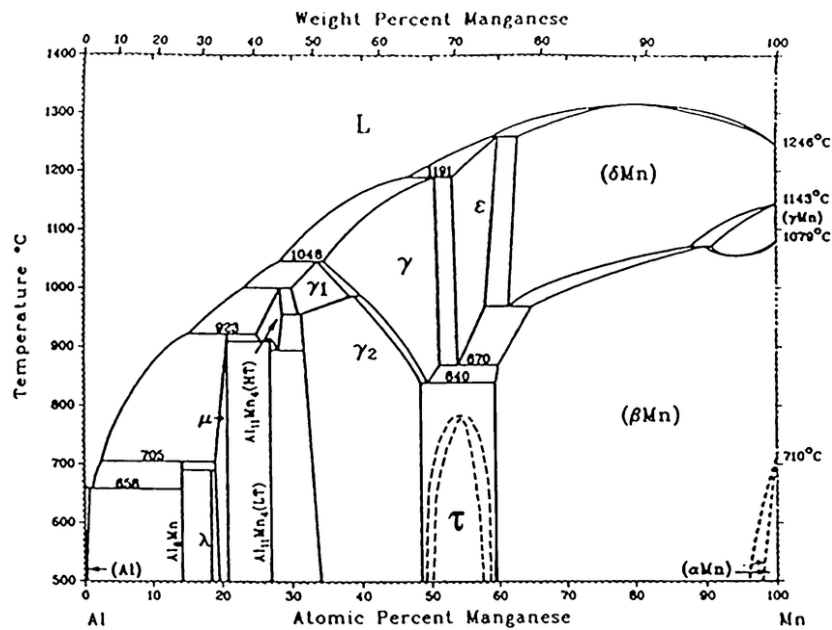
δημιουργεί ο σίδηρος (τύπου $\alpha\text{-AlFeSi}$) ως κραματική προσθήκη μειώνοντας έτσι την ευθραυστότητα του κράματος [18].

- Σίδηρος (Fe): Ο σίδηρος γενικά ανιχνεύεται στα κράματα αλουμινίου ως η πιο κοινή ακαθαρσία διαλυτοποιείται εύκολα σε όλα τα στάδια παραγωγής κατά την χύτευση. Η διαλυτότητα του είναι πολύ χαμηλή όπως παρατηρείτε και στο διμερές διάγραμμα της εικόνας χ με τη μέγιστη διαλυτότητά του να είναι σε ποσοστό 0,04% η κύρια παρουσία του στα κράματα αλουμινίου παρατηρείται ως ενδομεταλλική φάση σε συνδυασμό με το αλουμίνιο και άλλα στοιχεία. Τέλος μειώνει το μέγεθος κόκκου στην μικροδομή του κράματος και σε συνδυασμό με το μαγγάνιο μπορεί να προσφέρει χρήσιμους συνδυασμούς αντοχής και ευπλαστότητας [18].
- Πυρίτιο (Si): Η προσθήκη πυριτίου στα κράματα αλουμινίου μειώνει την θερμοκρασία τήξεως και βελτιώνει την ρευστότητα κατά την χύτευση. Πιο συγκεκριμένα στην περίπτωση των κραμάτων σειράς 3000 χρησιμοποιείται ως κραματική προσθήκη για να διευκολύνει την διαδικασία χύτευση και σχηματίζει ενδομεταλλικές φάσεις τύπου $\alpha\text{-AlFeSi}$ σε συνδυασμό με τον σίδηρο και το αλουμίνιο [18].
- Μαγνήσιο (Mg): Με την προσθήκη μαγνησίου στο κράμα επιφέρεται αύξηση της αντοχής με μηχανισμό σκλήρωσης στερεού διαλύματος και βελτίωση των χαρακτηριστικών ενδοτράχυνσης του αλουμινίου. Η αύξηση της αντοχής οφείλεται και στην δημιουργία της φάσης Mg_2Si από την ένωση του μαγνησίου με το πυρίτιο. Τέλος επιφέρει καλή αντοχή στη διάβρωση, και συμβάλλει στην συγκολλησιμότητα [18].

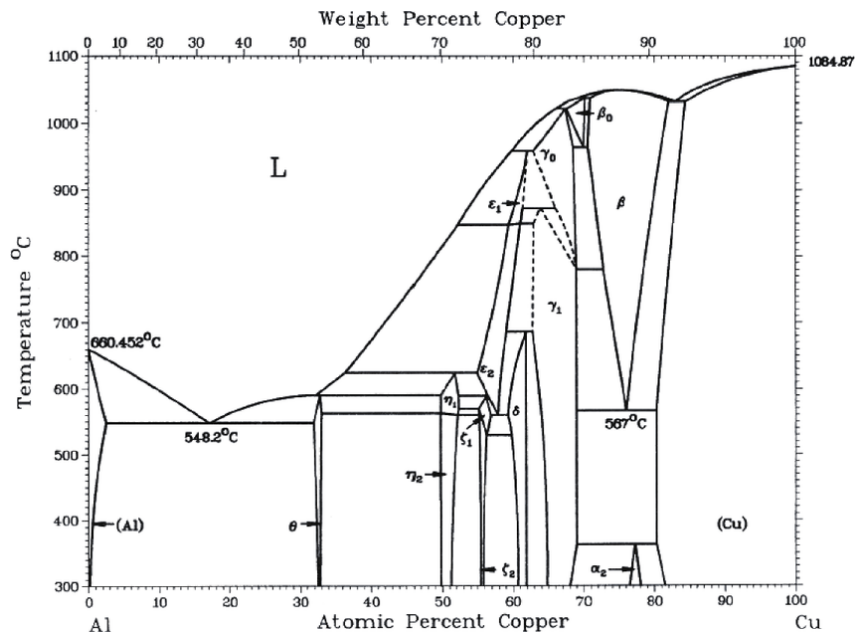
Ο πίνακας 1 δείχνει τη μέγιστη διαλυτότητα των κύριων κραματικών στοιχείων καθώς και τη θερμοκρασία στην οποία παρατηρείται. Οι τιμές δίνονται για διμερή συστήματα, και η παρουσία και άλλων στοιχείων στο κράμα επηρεάζει την διαλυτότητα. Προσθήκες μεγαλύτερες από τη μέγιστη διαλυτότητα πολλές φορές γίνονται, ειδικά με το πυρίτιο και αυτό έχει σαν συνέπεια τη παρουσία ετερογενών σωματιδίων στο στερεό διάλυμα.

Πίνακας 1: Μέγιστη διαλυτότητα διαφόρων κραματικών προσθηκών στα διμερή συστήματα τους με το αλουμίνιο [18].

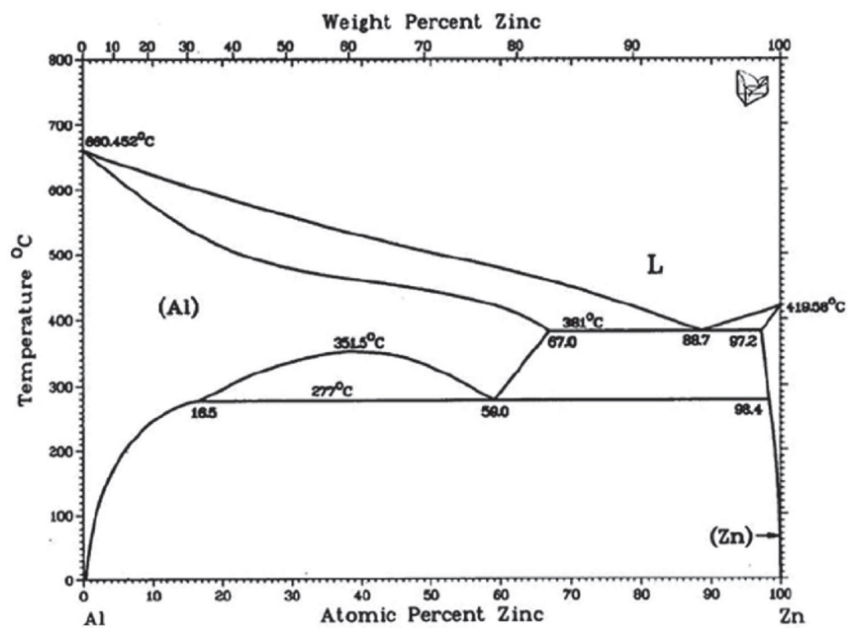
Στοιχείο	Μέγιστη διαλυτότητα στο Al(wt.%)	Θερμοκρασία (°C)
Cu	5,6	548
Mg	17,4	450
Mn	1,82	671
Si	1,65	577
Zn	82,8	382



Σχήμα 2: Διάγραμμα περιεκτικότητας Al – Mn [3].



Σχήμα 3: Διάγραμμα περιεκτικότητας Al – Cu [3].

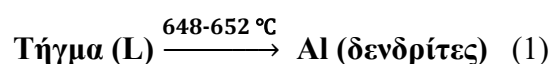


Σχήμα 4: Διάγραμμα περιεκτικότητας Al – Zn [3].

2.5 Φάσεις και μικρογραφικά συστατικά του κράματος AA3104

Οι κύριες φάσεις ως προς την μικροδομή του κράματος AA3104 μετά την στερεοποίηση του είναι κατά κύριο λόγο, δύο. Η πρώτη φάση που χαρακτηρίζει την χυτή μικροδομή, είναι η ορθορομβική ενδομεταλλική ένωση $\beta\text{-Al}_6(\text{Fe,Mn})$ [33]. Η δεύτερη φάση είναι μία ενδομεταλλική ένωση που κρυσταλλώνεται στο κυβικό σύστημα κρυστάλλωσης, με γενικό τύπο $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$. Ο ακριβής στοιχειομετρικός τύπος των ενδομεταλλικών φάσεων του τύπου $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ αποτελεί συνάρτηση της ακριβούς χημικής σύστασης του AA3104, καθώς η χημική σύσταση τους δύναται να κυμαίνεται ανάμεσα στην $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ και στην $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$. Για την πλήρη κατανόηση των φάσεων σημαντικό ρόλο παίζουν η σειρά και οι θερμοκρασίες πυρήνωσης κατά την στερεοποίηση του AA3104 [9],[33].

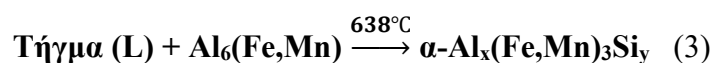
Με την απόψυξη του τήγματος αλουμινίου η στερεοποίηση του αρχίζει όταν η θερμοκρασία φτάσει τους $\sim 648\text{-}652^\circ\text{C}$ και σχηματίζει την δενδριτική μικροδομή που χαρακτηρίζει τα χυτά.



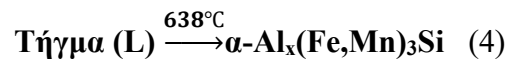
Στην συνέχεια ακολουθεί ο σχηματισμός των πρώτων ενδομεταλλικών φάσεων οι οποίες ανήκουν στην β -φάση και είναι της μορφής $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ και εκεί συμβαίνει η πυρήνωση των σωματιδίων της β -φάσης στην περιφέρεια των αναπτυσσόμενων δενδριτών του Al, συνεπώς στην διεπιφάνεια δενδριτών – τήγματος, στην θερμοκρασία περίπου των 643°C , σύμφωνα με την ευτυκτική αντίδραση:



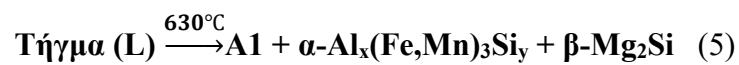
Όσο η θερμοκρασία μειώνεται κοντά στους 638°C , σχηματίζονται οι ενδομεταλλικές ενώσεις της α -φάσης, με τον περιτυκτικό σχηματισμό που συμβαίνει μεταξύ του εμπλουτισμένο σε πυρίτιο τήγμα και στα σωματίδια της β -φάσης.



Όσο προχωρεί η στερεοποίηση και συμβαίνει ο διαφορισμός στο τήγμα οι ενδομεταλλικές ενώσεις της α -φάσης δύναται να πυρηνωθούν άμεσα σύμφωνα με την αντίδραση:



Καθώς οι θερμοκρασίες μειώνονται σε τιμές μικρότερες των 630°C , κατακρημνίζονται από το τήγμα τα ευτηκτικά σωματίδια της φάσης $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ σύμφωνα με την ευτηκτική αντίδραση:

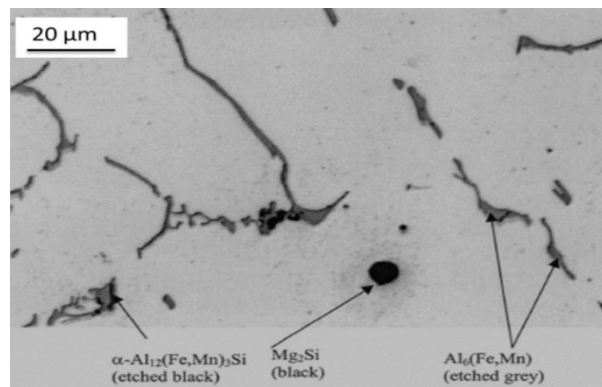


Επομένως στην χυτή μικροδομή του AA3104 υπάρχουν τρεις διαφορετικές φάσεις:

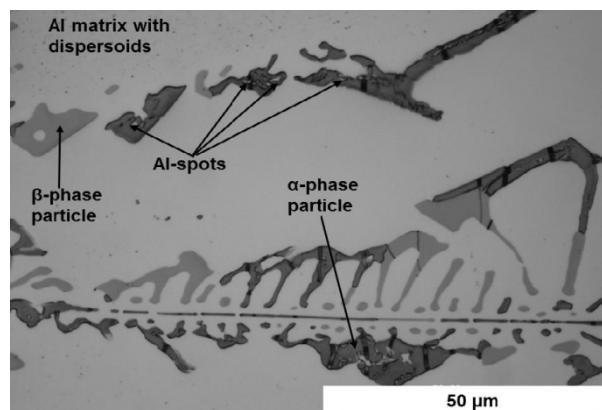
I.H $\beta\text{-Al}_6(\text{Fe,Mn})$

II.H $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$

III.H $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$



Σχήμα 5: Μορφολογίες των συστατικών $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ και Mg_2Si [47].



Σχήμα 6: Απεικόνιση μορφολογίας τύπου «Chinese Script» της φάσης $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ σε σχέση με τη μορφολογία της φάσης $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ [47].

2.6 Μηχανισμοί σκλήρωσης των κραμάτων αλουμινίου

Η αντοχή των κραμάτων αλουμινίου, μπορεί να μεταβληθεί μέσω πολλών συνδιασμών ψυχρής εργοσκλήρυνσης, κραμάτωσης και θερμικών κατεργασιών. Γενικά σε όλα τα κράματα μπορεί να πραγματοποιηθεί αύξηση της αντοχής τους μέσω ψυχρής εργοσκλήρυνσης, όπως είναι η ψυχρή έλαση ή η συρματοποίηση. Με εξαίρεση την σειρά 1xxx, αύξηση της αντοχής του μετάλλου μπορεί να πραγματοποιηθεί και με τους μηχανισμούς σκλήρωσης μέσω στερεού διαλύματος, μέσω σκλήρωσης με ενδοτράχυνση και σκλήρωση με λεπτομερή σωματίδια.

Οι μηχανισμοί σκλήρωσης στην πλειονότητα των κραμάτων μπορούν να είναι παραπάνω από ένας και ως εκ τούτου να λειτουργούν την ίδια χρονική στιγμή στο κράμα. Για τα κράματα της σειράς 3xxx, τα οποία είναι μη επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες, αποκτούν την αντοχή τους μέσω των μηχανισμών σκλήρωσης στερεού διαλύματος, με σκλήρωση ενδοτράχυνσης – εργοσκλήρυνση και με σκλήρωση μέσω εκλέπτυνσης κόκκου [18].

2.6.1 Σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος

Στερεό διάλυμα παρεμβολής(interstitial solid solution), συμβαίνει όταν τα σχετικώς μικρά άτομα διαλυμένης ουσίας καταλαμβάνουν ενδιάμεσες θέσεις ανάμεσα στον διαλύτη ή τον ξενιστή. Οι εφαρμογές των στερεών διαλυμάτων παρεμβολής συναντώνται πιο συχνά στα στερεά διαλύματα χαλύβων. Ορισμένα στοιχεία κράματος που προστίθενται στο αλουμίνιο αναμειγνύονται με τα άτομα του αλουμινίου με τρόπο που έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση της αντοχής του μετάλλου. Το μείγμα αυτό ονομάζεται στερεό διάλυμα επειδή τα άτομα του κράματος αναμειγνύονται με τα άτομα του αλουμινίου. Η έκταση της ενίσχυσης εξαρτάται από τον τύπο και την ποσότητα των στοιχείων κράματος. Το μαγγάνιο και το μαγνήσιο είναι παραδείγματα στοιχείων που προστίθενται στο αλουμίνιο με σκοπό την ενίσχυση. Η ενίσχυση σε στερεό διάλυμα συμβαίνει στα κράματα 3xxx και 5xxx μέσω της προσθήκης μαγγανίου (3xxx) και μαγνησίου (5xxx) στο αλουμίνιο. Τα στερεά διαλύματα που δημιουργούνται στα κράματα υπακούν στους κανόνες του Hume – Rottery, που περιγράφουν τις συνθήκες υπό τις οποίες ένα στοιχείο θα

μπορούσε να διαλυθεί σε ένα μέταλλο, σχηματίζοντας στερεό διάλυμα [34]. Σύμφωνα με αυτούς τους κανόνες, πρέπει:

- 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) [34]

2.6.2 Σκλήρωση με ενδοτράχυνση

Η ενδοτράχυνση αποτελεί μια μέθοδο για την αύξηση αντοχής και σκληρότητας ενός μεταλλικού υλικού. Αυτό συμβαίνει μέσω της πλαστικής παραμόρφωσης που υφίσταται το υλικό, 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 [4].

2.6.3 Σκλήρωση με εκλέπτυνση κόκκου

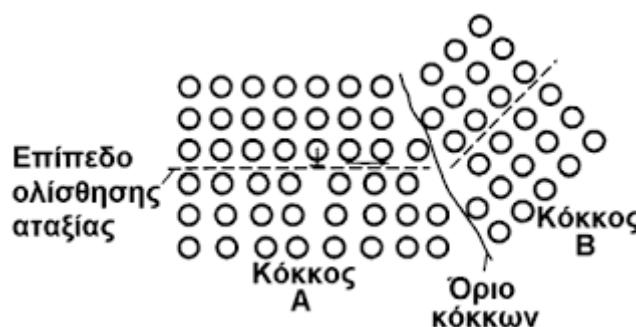
Κατά την εργοσκλήρυνση ενός μεταλλικού υλικού, η αντοχή του αυξάνεται μέσω της αύξησης των διαταραχών σε σχέση με την προηγούμενη κατάσταση του. Το καθαρό αλουμίνιο σε θερμοκρασία δωματίου έχει αντοχή 30MPa και σε πλήρως εργοσκληρυμένη κατάσταση η αντοχή του αυξάνεται σε 165MPa. Το μέγεθος των κόκκων, ή η μέση διάμετρος κόκκων, σε ένα πολυκρυσταλλικό μέταλλο επηρεάζει τις μηχανικές ιδιότητες. Οι γειτονικοί κόκκοι παρουσιάζουν διαφορετικούς κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς και, φυσικά, ένα κοινό όριο κόκκων, όπως υποδεικνύεται στο σχήμα 7. Κατά την πλαστική παραμόρφωση, πρέπει να

πραγματοποιείται κίνηση ολίσθησης των διαταραχών πέρα από αυτό το κοινό όριο, παραδείγματος χάριν, από τον κόκκο Α στον κόκκο Β [4].

Το όριο των κόκκων λειτουργεί ως εμπόδιο στην κίνηση των διαταραχών για δύο λόγους:

I. Δεδομένου ότι οι δύο κόκκοι έχουν διαφορετικούς προσανατολισμούς, μια διαταραχή για να τους διασχίσει θα πρέπει να αλλάξει την κατεύθυνση της κίνησής του. Η δυσκολία αυτής της μετακίνησης αυξάνεται όσο πιο μεγάλη είναι η διαφορά στον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό.

II. Η ατομική διαταραχή μέσα σε μια οριακή περιοχή κόκκου θα έχει ως αποτέλεσμα την ασυνέχεια των επιπέδων ολίσθησης από τον έναν κόκκο στον άλλο [4].



Σχήμα 7: Η μετακίνηση των διαταραχών μεταξύ δύο γειτονικών κόκκων [48].

2.6.4 Σκλήρωση με λεπτομερή σωματίδια(σκλήρωση διασποράς)

Στην αυτήν την περίπτωση σκλήρωσης του μετάλλου, τα δευτερογενή σωματίδια χαρακτηρίζονται από σχετικά χαμηλή διαλυτότητα στο στερεό διάλυμα και αποτελούν συνήθως στοιχεία σιδήρου, νικελίου, τιτανίου, μαγγανίου, χρωμίου και των συνδυασμών αυτών [18]. Ο όρος διασπορά χρησιμοποιείται όταν τα σωματίδια της δεύτερης φάσης δημιουργούνται με άλλες τεχνικές όπως εσωτερική οξείδωση, κονιομεταλλουργεία. Ο τύπος αυτός σκλήρωσης του αλουμινίου συμβαίνει σε μικρότερο βαθμό από ότι με τη μέθοδο στερεού διαλύματος. Συνήθως οι δύο μηχανισμοί σκλήρωσης μπορεί να συμβούν σε συνεργατικά στο μέταλλο [13],[18].

2.7 Κατεργασίες διαμόρφωσης των κραμάτων αλουμινίου

Τα κράματα αλουμινίου για να φτάσουν στην τελική τους μορφή, υφίστανται σε ορισμένες διαδικασίες διαμόρφωσης, οι κύριες αναφέρονται παρακάτω [2]:

- Στην τεχνική της σφυρηλασίας(forging), μια σφύρα κρούει ή συμπιέζει το προς διαμόρφωση μέταλλο εν θερμώ, εφόσον η κατεργασία πραγματοποιείται σε θερμοκρασία ανώτερη της θερμοκρασίας ανακρυσταλλώσεως του κράματος ή εν ψυχρώ. Το τεμάχιο του μετάλλου υπόκειται «μάλαξη» σε διαδοχικά βήματα και σε σχετικά σύντομο χρονικό διάστημα λαμβάνει τις τελικές του διαστάσεις. Κατά τη σφυρηλάτηση οι παραμορφώσεις διενεργούνται ασυνεχώς και διαρκούν ελάχιστο χρονικό διάστημα. Οι μορφές διάκρισης της σφυρηλασίας είναι η κρουστική και η συμπιεστική διαδικασία, ανάλογα με την ταχύτητα επιβολής των φορτίων διαμόρφωσης.
- Διέλαση(extrusion): αποτελεί τεχνική διαμορφώσεως, σύμφωνα με την οποία το τεμάχιο σε μορφή μπιγέτας(billet) τοποθετείτε εντός ενός θαλάμου και εξωθείται με τη βοήθεια ενός εμβόλου μέσα από μια μήτρα. Μέσω αυτής της μεθόδου υπάρχει η δυνατότητα παραγωγής, μιας απλής ή πολύπλοκης δομής, διατομή μεγάλου μήκους, σε ένα μόνο στάδιο. Ένα ακόμα χαρακτηριστικό της διέλασης είναι ότι οι εφαρμοζόμενες τάσεις έχουν συμπιεστικό χαρακτήρα, όπως συμβαίνει και στην σφυρηλασία(στην έλαση μπορεί να εμφανιστούν και εφελκυστικές δυνάμεις). Η κατεργασία αυτή πραγματοποιείται εν θερμώ, για ορισμένα κράματα(κράματα αλουμινίου) χρησιμοποιείται και κατεργασία εν ψυχρώ. Το φινίρισμα της επιφάνειας μετά το πέρας της κατεργασίας είναι εξαιρετικό. Όλα τα σύνθετα προφίλ αλουμινίου για τις εφαρμογές στην αρχιτεκτονική, στα δομικά έργα και σε άλλες εφαρμογές όπως ελεγχόμενης παραμόρφωσης πλαίσια στην αυτοκινητοβιομηχανία, παράγονται με διέλαση. Μια πολύ σημαντική εφαρμογή διελάσεως αποτελεί, η παραγωγή σωλήνων χωρίς ραφή(τεχνική Mannesmann).
- Συρματοποίηση(wire drawing): Αποτελεί την εν ψυχρό παραμόρφωση ενός μετάλλου ή κράματος υπό μονοαξονική παραμόρφωση(εφελκυσμό), ώστε να διαμορφωθεί σε σύρμα. Το μέταλλο υπόκειται σε διαδοχική πλαστική παραμόρφωση, περνώντας μέσα από κωνικές μήτρες διαφορετικής διατομής, έως ότου επιτευχθεί η επιθυμητή διατομή.

- Έλαση(rolling): είναι η κατεργασία πλαστικής παραμόρφωσης των μετάλλων και των κραμάτων δύο αντίστροφης ροής περιστρεφόμενων ρόλων(ράουλα). Το υλικό παρασύρεται ανάμεσα στους ρόλους διαμορφώσεως εξαιτίας της τριβής και αλλάζει ο κρυσταλλογραφικός ιστός του μετάλλου/κράματος που παραμορφώνεται πλαστικά με επιμήκηση των κόκκων του προς κατεύθυνση της κατεργασίας. Η μηχανή στην οποία διενεργείται η κατεργασία ονομάζεται έλαστρο(rolling mill), ενώ το κάθε βήμα υποβιβασμού(reduction), ονομάζεται πάσο(pass). Στο κεφάλαιο 3, αναλύεται πιο αναλυτικά το φαινόμενο της έλασης.

Το αλουμίνιου σαν υλικό χαρακτηρίζεται από υπερπλαστικότητα, όπου είναι η δυνατότητα κάποιων πολυκρυσταλλικών υλικών να δέχονται πολύ μεγάλη πλαστική διαμόρφωση κάτω από ειδικές συνθήκες θερμοκρασίας και φόρτισης. Η υπερπλαστικότητα απαιτεί εξαιρετική ομοιογένεια, ιστροπία και λεπτόκοκκη δομή, η οποία δεν επιτυγχάνεται με τη συνηθισμένη παραγωγή φύλλου με έλαση. Ο μηχανισμός της ιδιότητας αυτής περιγράφεται από την ολίσθηση των ορίων των κόκκων της υπερπλαστικής παραμόρφωσης. Οι κόκκοι πρέπει να έχουν ιστροπία, είτε να δεχτούν διατμητική τάση και να επιτρέψουν να συμβεί η υπερπλαστική ροή. Η επιβολή τάσης ροής σε υλικά με υπερπλαστική συμπεριφορά είναι μια ευαίσθητη λειτουργία εξαρτώμενη από τον ρυθμό επιβολής τάσης, τη θερμοκρασία και το μέγεθος κόκκος, αυτό όμως που είναι το σημαντικό είναι ότι η συμπεριφορά των υπερπλαστικών υλικών είναι εντελώς διαφορετική από εκείνη των συμβατικών υλικών [16],[18].

2.8 Βιομηχανικά στάδια μορφοποίησης του κράματος AA3104

Από τα πιο γνωστά παραδείγματα παγκοσμίως, προϊόντων προερχόμενων από φύλλα αλουμινίου, αποτελεί το κουτάκι συσκευασίας ποτών. Τα ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου, για την παραγωγή των κουτιών είναι τα κράματα Al-Mn-Mg της σειράς 3xxx, πιο συγκεκριμένα τα (AA3004) και AA3104), τα οποία πληρούν τις απαιτήσεις ως προς την αντοχή και την επιδεκτικότητα σε διαμόρφωση. Συνεχείς προσπάθειες για την αύξηση αντοχή για περαιτέρω εξοικονόμηση υλικών με μείωση

των διαστάσεων οδήγησαν στην προσθήκη μικρών ποσοτήτων Cu (έως το μέγιστο 0,25%). Παρακάτω ακολουθεί περιγραφή των σταδίων παραγωγής, τα οποία απεικονίζονται και στο σχετικό διάγραμμα(σχήμα 8) [56]:

I. Χύτευση AA3104: Οι μηχανικές ιδιότητες και τα χαρακτηριστικά των κραμάτων αλουμινίου επηρεάζονται αρνητικά από τα μη μεταλλικά εγκλείσματα, τα αλκαλικά στοιχεία και το υδρογόνο. Για την απομάκρυνση των εγκλεισμάτων, το λιωμένο μέταλλο υποβάλλεται σε επεξεργασία με μείγμα αερίου Ar/Cl₂, όπως ρέει από τον κλίβανο τήξης στη μονάδα χύτευσης.

Το αλουμίνιο συνήθως χυτεύεται, με τη μέθοδο Direct chill casting (DC) σε ράβδους. Κατά την έναρξη της χύτευσης το καλούπι κλείνει από το μπλοκ εκκίνησης. Καθώς η πρώτη ποσότητα μετάλλου χύνεται μέσα, το μπλοκ εκκίνησης κατεβαίνει με ρυθμό μερικών εκατοστών ανά λεπτό. Το νερό που ψύχει το καλούπι ψεκάζει στην επιφάνεια του αναδύομένου πλίνθωμα για να σχηματίσει μια στερεή επικάλυψη που απομακρίνεται από τα τοιχώματα του καλουπιού. Μετά τη χύτευση, το πλίνθωμα αφήνεται να κρυώσει σε θερμοκρασία δωματίου. Για να αποκτηθεί η απαιτούμενη ποιότητα της επιφάνειας, το πλίνθωμα υποβάλλεται σε έλαση της αρχικής επιφάνειας που έχει δημιουργηθεί αμέσως μετά την χύτευση. Επίσης, η τεχνική χύτευσης Direct chill casting (DC), έχει βελτιωθεί σε ηλεκτρομαγνητική χύτευση. Δεδομένου ότι δεν υπάρχει φυσική επαφή μεταξύ του καλουπιού και του πλινθώματος, η ποιότητα της επιφάνειας θα βελτιωθεί και έτσι θα μειωθεί η ανάγκη για απολέπιση της εξωτερικής επιφάνειας.

II) Ομογενοποίηση(Homogenization): Αυτή η θερμική κατεργασία μπορεί να πραγματοποιηθεί σε διάφορους τύπους φούρνων. Μετά την ομογενοποίηση τα τεμάχια του AA3104, μπορούν είτε να ψυχθούν με αέρα είτε να μεταφερθούν απευθείας (όσο είναι ακόμη θερμά) στα επόμενα στάδια επεξεργασίας.

III) Θερμή έλαση και ανόπτηση: Κατά τη διάρκεια του πρωταρχικού σταδίου έλασης, το πάχος του αρχικού τεμαχίου, μειώνεται σε πάχος περίπου 25 mm από αρχικό πάχος των 600mm. Η μείωση αυτή επιτυγχάνεται σε έναν αναστρεφόμενο έλαστρο μετά από κάποιον αριθμό διελεύσεων. Ο αριθμός των διελεύσεων μπορεί να κυμαίνεται από 9 έως 25, ανάλογα με το μέγεθος του μύλου. Ο μύλος χρησιμοποιεί ένα συνδυασμό απο ψυκτικό/λιπαντικό διαλυτό γαλάκτωμα ελαίου. Η αρχική θερμοκρασία ελέγχεται συνήθως από το θερμοκρασία στην οποία η πλάκα εξέρχεται από τον κλίβανο ομογενοποίησης. Ωστόσο αυτό συμβαίνει, μόνο όταν η επεξεργασία ομογενοποίησης ενσωματώνεται με την έλαση. Συνήθως, η θερμοκρασία εισόδου

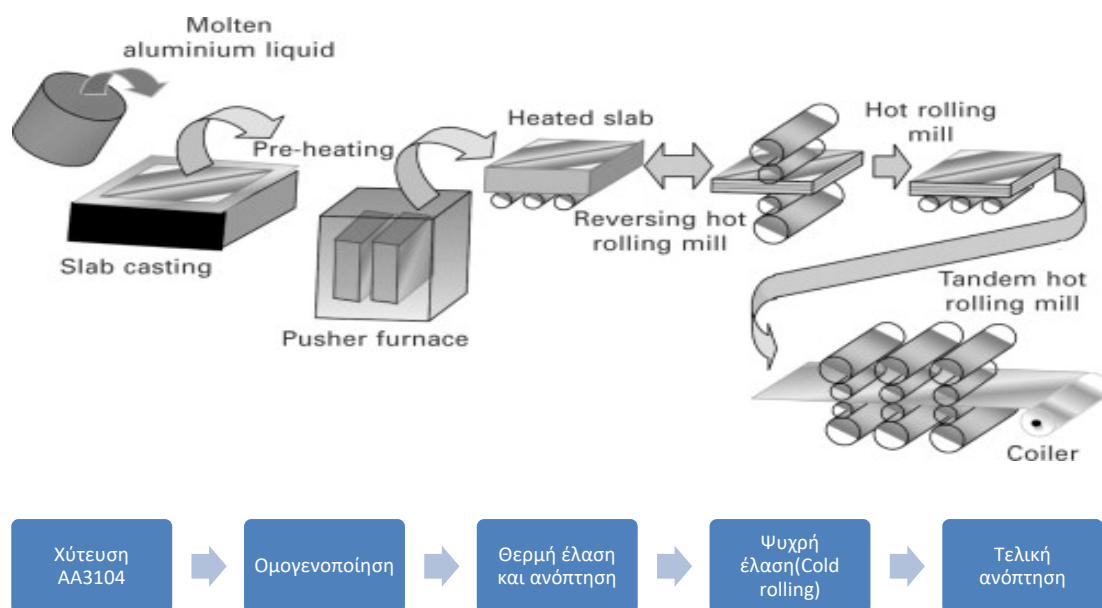
κυμαίνεται μεταξύ 450°C και 550°C. Κατά την αρχικά στάδια, η θερμική μάζα της πλάκας είναι τόσο μεγάλη με αποτέλεσμα να μην προλαβαίνει να ψυχθεί, μεταξύ των υποβιβασμών. Κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης η επιφάνεια της πλάκας ψύχεται από τους κυλίνδρους, αλλά το κέντρο του υλικού δεν επηρεάζεται από αυτό και λαμβάνει χώρα κάποια θέρμανση λόγω παραμόρφωσης. Επομένως, η επιφάνεια θερμαίνεται και πάλι αμέσως μετά την παραμόρφωση. Κατά την έναρξη του πρωταρχικού σταδίου έλασης, οι χρόνοι μεταξύ των διελεύσεων είναι ρυθμίζονται από το χρόνο που χρειάζεται ο μύλος για να αντιστρέψει. Ο χρόνος αυτός είναι της τάξης των 10 δευτερολέπτων. Αργότερα, καθώς το μήκος της πλάκας αυξάνεται, τα επόμενα στάδια της έλασης καταναλώνουν τον περισσότερο χρόνο. Αυτό καθιστά τους χρόνους μεταξύ των διελεύσεων μεγαλύτερους (έως και 1 λεπτό). Προς το τέλος του πρωταρχικού σταδίου έλασης(Breakdown rolling), συνήθως μετά το προτελευταίο πέρασμα τα άκρα της πλάκας αποκόπτονται δεδομένου ότι μπορούν να οδηγήσουν σε ανεπιθύμητα πάχη και επιφανειακά ελαττώματα. Λόγω του χρόνου κοπής, ο χρόνος τη διαδικασίας επιμηκώνεται σημαντικά στα 3 περίπου λεπτά.

Το τελικό στάδιο θερμής έλασης πραγματοποιείται συνήθως σε συστοιχία ελάστρων (tandem mill). Σε σύγκριση με το πρωταρχικό στάδιο της έλασης, η θερμή έλαση χαρακτηρίζεται από υψηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης κατά τη διάρκεια κάθε διέλευσης. Ο αριθμός των πάσων είναι πολύ μικρότερος καθώς και οι χρόνοι μεταξύ των διελεύσεων είναι πολύ μικρότεροι. Μετά το στάδιο της έλασης στο μύλο tandem, η πλάκα τυλίγεται. Ένας εναλλακτικός τρόπος για την επίτευξη του τελικού πάχους πριν από την ψυχρή έλαση, είναι η χρήση των μύλων Steckel. Σε αυτόν τον τύπο διάταξης το tandem αντικαθίσταται από ένα αντίστροφο μύλο με δύο σπείρες σε κάθε του άκρο. Αυτός ο μύλος μεταφέρει το τεμάχιο στο τελικό στάδιο της θερμής έλασης.

V) Ψυχρή έλαση(Cold rolling): Κατά τη διαδικασία ψυχρής έλασης επέρχεται μείωση του πάχους έως και τα 0,25 mm. Συνήθως η ψυχρή έλαση γίνεται σε μύλο tandem με τρία σταντ. Η μείωση ανά πάσο ανέρχεται στο 60% και καταναλώνεται ισχύς έως 3000 kW/m. Η κηροζίνη είναι το σύνηθες ψυκτικό μέσο, με 2 έως 5% λιπαντικά πρόσθετα. Να τονιστεί ότι σε αυτό το στάδιο ο έλεγχος του προφίλ και του σχήματος του φύλλου είναι πολύ σημαντικός.

VI) Τελική ανόπτηση: Μετά την ψυχρή έλαση, η προκύπτουσα σπείρα αλουμινίου θερμαίνεται σε θερμοκρασία περίπου 150°C. Με τον τρόπο αυτό, το βελτιώνεται η διαμορφωσιμότητα του φύλλου μέσω της μερικής αποκατάστασης της δομής. Σε

αναλογία με την ενδιάμεση ανόπτηση μετά την έλαση, η κατεργασία αυτή μπορεί να πραγματοποιηθεί σε ξεχωριστό φούρνο.



Σχήμα 8: Βιομηχανικά στάδια μορφοποίησης του AA3104 [57].

2.9 Θερμικές κατεργασίες κράματος αλουμινίου AA3104

Τα κράματα που ανήκουν στην σειρά 3xxx, αποτελούν μη θερμικά κατεργάσιμα κράματα, όπως έχει προαναφερθεί. Οι βασικές θερμικές κατεργασίες που υποβάλλεται το κράμα AA3104 είναι η ομογενοποίηση και η ανόπτηση.

2.9.1 Ομογενοποίηση (Homogenization)

Η κατεργασία της ομογενοποίησης συμβαίνει μετά το πέρας της χύτευσης του υλικού και πριν την έναρξη της έλασης του. Βασικός στόχος της ομογενοποίησης είναι η μείωση του μικρό-διαφορισμού καθώς και η τροποποίηση του είδους και της μορφολογίας των ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στην χυτή μικροδομή. Γενικά για τα κράματα αλουμινίου η διεργασία πραγματοποιείται περίπου στους 600°C και επιφέρει τις εξής αλλαγές [47] :

A. Ακύρωση του διαφορισμού που προέρχεται από την χύτευση [3],[4].

B. Σφαιροποίηση των γωνιωδών κατακρημνισμάτων για να αποφευχθεί η συγκέντρωση τάσεων και να βελτιστοποιηθεί η ολκιμότητα [3],[4].

Γ. Έναρξη του μετασχηματισμού $\beta\text{-Al}_6\text{Mn} \rightarrow \alpha\text{-Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_y$ με στόχο τον σχηματισμό ενός κλάσματος της α -φάσης της τάξης του 50-60% κατ' όγκων [3],[4].

Δ. Διασπορά των κραματικών στοιχείων στη μήτρα του αλουμινίου, που προκαλεί πάχυνση των σταθερών ενδομεταλλικών ενώσεων [3],[4].

2.9.2 Ανόπτηση

Κατά την παραμόρφωση ενός πολυκρυσταλλικού υλικού παρατηρείται αύξηση της εσωτερικής ενέργειας λόγω διαταραχών και πραγματοποιείται σχηματισμός υποορίων των κόκκων καθιστώντας το υλικό θερμοδυναμικά ασταθές [4]. Ωστόσο η ανόπτηση του υλικού, έχει ως στόχο την σταθεροποίηση της μικροδομής και την αύξηση της ολκιμότητας και συμβάλλει στην αφαίρεση των ατελειών διατάσσοντας τη δομή σε χαμηλότερη ενέργεια. Χρησιμοποιείται συνήθως στα μεταλλικά υλικά που συμμετέχουν σε κατασκευές που απαιτούν εκτεταμένη πλαστική παραμόρφωση, ώστε να επιτρέπεται η συνέχιση της παραμόρφωσης του υλικού χωρίς θραύση ή υπερβολική κατανάλωση ενέργειας [4],[19]. Η θερμική κατεργασία συνήθως τερματίζεται πριν συμβεί περαιτέρω ανάπτυξη των κόκκων. Η επιφανειακή οξείδωση ή η απολέπιση μπορεί να αποτραπεί ή να ελαχιστοποιηθεί με ανόπτηση σε σχετικά χαμηλή θερμοκρασία (αλλά πάνω από τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης) ή σε μη οξειδωτική ατμόσφαιρα [4]. Η διαδικασία της ανόπτησης προκύπτει ως αποτέλεσμα δύο επιμέρους διαφορετικών κατεργασιών που συντελούνται σε υψηλές θερμοκρασίες μεταξύ 250°C και 450°C για χρονικό διάστημα που ποικίλλει από μερικά δευτερόλεπτα έως ώρες. Τις διεργασίες αυτές αποτελούν η αποκατάσταση (Recovery) και η ανακρυστάλλωση (Recrystallization) οι οποίες μπορεί να ακολουθηθούν από ανάπτυξη των κόκκων (GrainGrowth) [4],[19]. Παρακάτω αναφέρονται αναλυτικά οι διεργασίες αυτές.

2.9.2.1 Αποκατάσταση

Κατά την αποκατάσταση, μέρος της αποθηκευμένης εσωτερικής ενέργειας καταπόνησης απελευθερώνεται λόγω της κίνησης των διαταραχών (ελλείψει εξωτερικά εφαρμοζόμενης τάσης), ως αποτέλεσμα ενισχυμένης ατομικής διάχυσης στην αυξημένη θερμοκρασία. Υπάρχει κάποια μείωση στον αριθμό των διαταραχών και οι διαμορφώσεις των διαταραχών παράγονται με χαμηλές ενέργειες παραμόρφωσης. Επιπλέον, φυσικές ιδιότητες όπως ηλεκτρική και θερμική

αγωγιμότητα και παρόμοια ανακτώνται σε αυτούς προκατασκευασμένες καταστάσεις [3],[4].

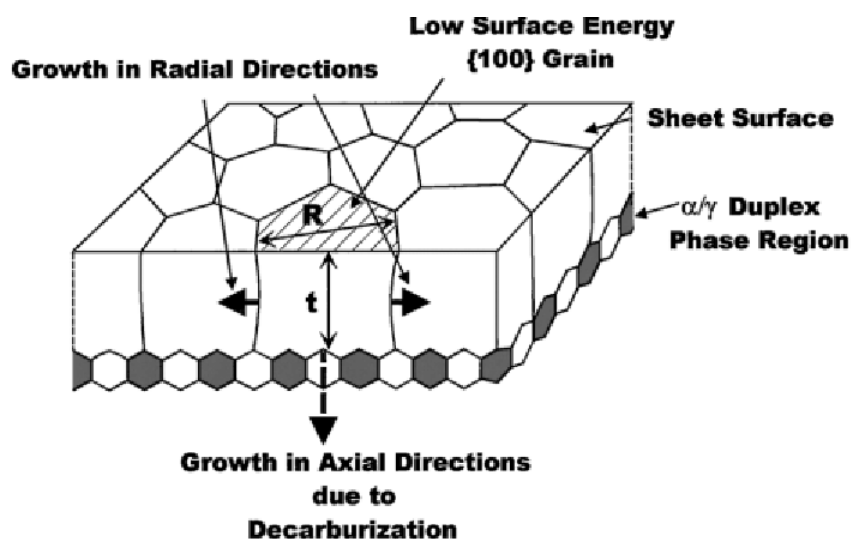
2.9.2.2 Ανάκρυστάλλωση

Ακόμη και μετά την ολοκλήρωση της αποκατάστασης, οι κόκκοι εξακολουθούν να βρίσκονται σε σχετικά υψηλή ενεργειακή κατάσταση. Η ανακρυστάλλωση είναι ο σχηματισμός ενός νέου συνόλου κόκκων απαλλαγμένων από τάσεις, που έχουν χαμηλές περιεκτικότητες διαταραχών. Η κινητήρια δύναμη για την παραγωγή αυτής της νέας δομής κόκκων είναι η διαφορά στην εσωτερική ενέργεια μεταξύ του ανακρυσταλλομένου και μη υλικού. Οι νέοι κόκκοι σχηματίζονται ως πολύ μικροί πυρήνες και αναπτύσσονται μέχρι να καταναλώσουν πλήρως το μητρικό υλικό [4]. Η ανακρυστάλλωση είναι μια διαδικασία, η έκταση της οποίας εξαρτάται τόσο από το χρόνο όσο και από τη θερμοκρασία. Επίσης, κατά την ανακρυστάλλωση, οι μηχανικές ιδιότητες που τροποποιήθηκαν λόγω της ψυξηλασίας επαναφέρονται στις τιμές τους, και έτσι το μέταλλο παρουσιάζεται με μεγαλύτερη ολκιμότητα και χαμηλότερη αντοχή [4],[16]. Έχουν σχεδιαστεί ορισμένες θερμικές επεξεργασίες για να επιτραπεί η ανακρυστάλλωση με αυτές τις τροποποιήσεις στα μηχανικά χαρακτηριστικά. Η ανακρυστάλλωση προχωρά πιο γρήγορα στα καθαρά μέταλλα παρά στα κράματα. Όπως προαναφέρθηκε στη διάρκεια της ανακρυστάλλωσης πραγματοποιείται κίνηση στα όρια των κόκκων που εμφανίζεται καθώς σχηματίζονται οι νέοι πυρήνες κόκκων που έπειτα αναπτύσσονται. Για καθαρά μέταλλα, η θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης είναι συνήθως $0,3T_m$, όπου T_m είναι η απόλυτη θερμοκρασία τήξεως και για ορισμένα εμπορικά κράματα η θερμοκρασία αυτή μπορεί να είναι τόσο υψηλή έως και με $0,7T_m$ [4].

2.9.2.2.1 Ανάπτυξη των κόκκων

Με την ολοκλήρωση της ανακρυστάλλωσης, οι απαλλαγμένοι από τάση κόκκοι θα συνεχίσουν να αναπτύσσονται εάν η το μεταλλικό δοκίμιο παραμείνει στην αυξημένη θερμοκρασία, συνήθως μεγαλύτερη των 500°C και το φαινόμενο ονομάζεται ανάπτυξη των κόκκων και μπορεί να εμφανιστεί σε όλα τα πολυκρυσταλλικά υλικά, μέταλλα και κεραμικά υλικά. Όπως οι κόκκοι αυξάνονται σε μέγεθος, η συνολική περιοχή των ορίων μειώνεται, αποδίδοντας μια συνολική μείωση της ενέργειας στο σύστημα κάτι που αποτελεί έναυσμα για την ανάπτυξη των κόκκων. Η ανάπτυξη

αυτή συμβαίνει με τη μετανάστευση των ορίων των κόκκων. Δεν μεγεθύνονται όλοι οι κόκκοι, αλλά οι ήδη μεγάλοι, μεγαλώνουν σε βάρος των μικρών που συρρικνώνονται. Έτσι, το μέσο μέγεθος κόκκου αυξάνεται με την πάροδο του χρόνου και σε οποιαδήποτε συγκεκριμένη στιγμή θα υπάρχει μια σειρά μεγεθών κόκκων [4].



Σχήμα 9: Σχηματική αναπαράσταση ανάπτυξης κόκκων [50].

3. Κρυσταλλογραφία αλουμινίου & κρυσταλλογραφικός ιστός

3.1 Κρυσταλλογραφικός ιστός

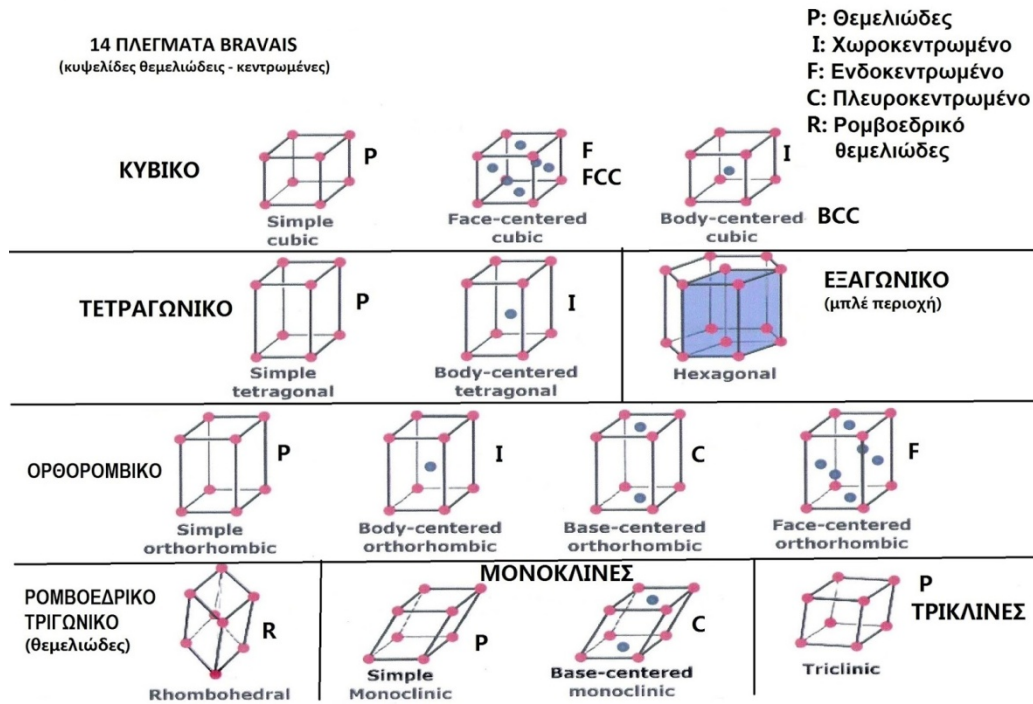
Η κρυσταλλογραφία αποτελεί τη μελέτη των κρυσταλλικών υλικών και των αρχών που διέπουν τον σχηματισμό, την ανάπτυξη και τη μορφή των κρυστάλλων. Τα κρυσταλλικά υλικά έχουν ως χαρακτηριστικό γνώρισμα την επαναλαμβανόμενη – συμμετρικά στον χώρο – γεωμετρική διάταξη ατόμων, μορίων ή ιόντων. Η κρυσταλλική δομή των υλικών, σχηματίζεται κατά τη στερεοποίηση και χάνεται κατά την τήξη [2],[4]. Υπάρχουν 14 τύποι κρυσταλλικών πλεγμάτων [2],[4]. Τα περισσότερα όμως από τα μέταλλα κρυσταλλώνονται κατά τρία απλά και με μεγάλη συμμετρία κρυσταλλικά πλέγματα, τα οποία είναι:

1. Το χωροκεντρωμένο κυβικό πλέγμα (BodyCenteredCubic – BCC).
Παραδείγματα μετάλλων, βανάδιο(V), μολυβδαίνιο(Mo), βολφράμιο(W), α –

σίδηρος(α - Fe), δ -σίδηρος(δ - Fe), α - χρώμιο(α - Cr). Στο χωροκεντρωμένο κυβικό πλέγμα τα κέντρα βάρους των ατόμων (σφαιρών) καταλαμβάνουν τις κορυφές και το γεωμετρικό κέντρο της στοιχειώδους κυψελίδας. Σε κάθε στοιχειώδη κυψελίδα αντιστοιχούν δύο άτομα και πολλές ενωμένες στοιχειώδεις κυψελίδες αποτελούν το κρυσταλλικό πλέγμα [2].

2. Το εδροκεντρωμένο κυβικό πλέγμα(FaceCentredCubic - FCC). Παραδείγματα μετάλλων, χαλκός (Cu), άργυρος (Ag), χρυσός (Au), αργίλιο ή αλουμίνιο (Al), μόλυβδος (Pb), γ -σίδηρος (γ -Fe), β -χρώμιο (β -Cr), β -κοβάλτιο (β -Co), β -νικέλιο (β -Ni). Στο εδροκεντρωμένο κυβικό πλέγμα τα κέντρα βάρους των ατόμων καταλαμβάνουν τις κορυφές και τα γεωμετρικά κέντρα των εδρών του στοιχειώδους κύβου του πλέγματος. Σε κάθε στοιχειώδη κύβο αντιστοιχούν τέσσερα άτομα στην περίπτωση αυτή [2].
3. Το μέγιστης πυκνότητας εξαγωνικό(HexagonalClose-Packed - HCP). Παραδείγματα μετάλλων, βηρύλλιο (Be), μαγνήσιο (Mg), ψευδάργυρος (Zn), κάδμιο (Cd), α -κοβάλτιο (α -Co), α -νικέλιο (α -Ni). Στο μέγιστης πυκνότητας εξαγωνικό κρυσταλλικό σε κάθε στοιχειώδη κυψελίδα αντιστοιχούν έξι άτομα [2].

Το σχήμα που ακολουθεί παρουσιάζει τις σχέσεις και τις παραμέτρους του πλέγματος για τα επτά βασικότερα κρυσταλλικά συστήματα, το κυβικό, το εξαγωνικό, το τετραγωνικό, το τριγωνικό, το ορθορομβικό, το μονοκλινές και το τρικλινές.



Σχήμα 10: Τα πλέγματα Bravais. Βασικά κρυσταλλογραφικά συστήματα [51].

3.1.1 Βασικές αρχές κρυσταλλώσεως

Όταν αρχίσει το τήγμα να αποψύχεται και αποκτήσει συγκεκριμένη θερμοκρασία, χαρακτηριστική για κάθε καθαρό μέταλλο, τότε αρχίζει η στερεοποίηση του. Στην αρχή της διαδικασίας σχηματίζεται στη μάζα του τήγματος μικροσκοπικός κρύσταλλος και συμβαίνει συνύπαρξη στερεού και υγρού, στη συνέχεια σχηματίζονται και άλλοι μικροσκοπικοί κρύσταλλοι σε τυχαίες θέσεις στο χώρο, οι οποίοι ονομάζονται φύτρα ή κέντρα κρυσταλλώσεως. Στις θέσεις που έχουν δημιουργηθεί φύτρα, αρχίζει ο σχηματισμός της κρυσταλλικής δομής. Οι κρύσταλλοι αυτοί έχουν μορφή δενδριτών. Από τους δευτερεύοντες αυτούς κλάδους φυτρώνουν και άλλοι κλάδοι και η διαδικασία αυτή επαναλαμβάνεται και οι κλάδοι συνεχίζουν να αναπτύσσονται, ώσπου να καταλειφθεί ο χώρος μεταξύ τους από στερεοποιημένο μέταλλο. Οι εξωτερικοί κλάδοι των δενδριτών κατά την ανάπτυξη τους εφάπτονται με άλλους κλάδους άλλων γειτονικών δενδριτών, που έχουν αναπτυχθεί ανεξάρτητα από άλλα φύτρα και έτσι στις θέσεις επαφής των κλάδων διαφορετικών δενδριτών εμποδίζεται η περαιτέρω ανάπτυξη. Ο τρόπος αυτός δημιουργίας των κρυστάλλων κατά την στερεοποίηση μετάλλων εξηγεί το ακανόνιστο γενικά σχήμα τους. Τα στάδια στερεοποίησης μετάλλου απεικονίζονται και στο διάγραμμα του σχήματος. Η ανάπτυξη μπορεί να είναι επίπεδη, πλευρική ή κοχλιωτή. Από θερμοδυναμικής

πλευράς, τα μεταλλικά υλικά με υψηλές τιμές εντροπίας και αναπτύσσονται σε επίπεδες και λείες επιφάνειες. Όταν συμπληρωθεί η στερεοποίηση, τα μέταλλα αποτελούνται από κόκκους ή κρυσταλλίτες, είναι δηλαδή πολυκρυσταλλικά. Οι επιφάνειες επαφής των δενδριτών ονομάζονται <<όρια των κόκκων>>. Η μορφολογία της στερεοποιημένης ζώνης εξαρτάται από τον ρυθμό που συμβαίνει η στερεοποίηση, η οποία είναι απόρροια του ρυθμού αποψύξεως και των φυσικοχημικών ιδιοτήτων του μετάλλου ή του κράματος. Γενικά η στερεοποίηση ξεκινά από την εξωτερική επιφάνεια, όπου βρίσκεται σε επαφή με την επιφάνεια του καλουπιού και προχωρά προς το εσωτερικό [2],[4],[11].

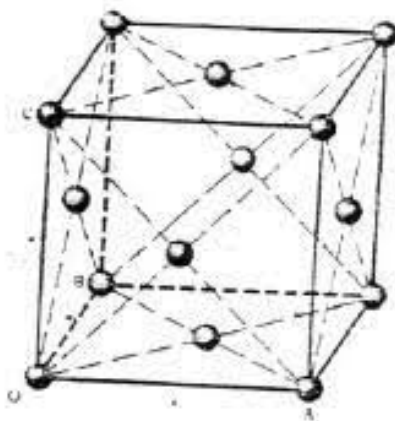
3.2 Κρυσταλλογραφία αλουμινίου

Η κρυσταλλική δομή του αλουμινίου είναι η εδροκεντρωμένη κυβική δομή(FCC). Η κυψελίδα είναι διατεταγμένη στο χώρο με οχτώ άτομα στις κορυφές της κυβικής κυψελίδας και έξι άτομα στα κέντρα των εδρών του κύβου. Ορισμένα βασικά χαρακτηριστικά του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος είναι τα εξής:

- Ο αριθμός των ατόμων στο στοιχειώδες κύτταρο(τ) είναι 4
- Ο αριθμός ατομικής πλήρωσης(AtomicpackingFactor) είναι ίσος με 0,74. Η δομή FCC αποτελεί μια από τις δύο πυκνότερες διατάξεις ατόμων στο χώρο.

Ο κρυσταλλογραφικός ιστός του αλουμινίου περιγράφεται από τους δείκτες miller και τις γωνίες Euler. Η σωστή περιγραφή του ιστού αποτελεί πολύ σημαντικό ζήτημα καθώς μια αλλαγή στον προσανατολισμό μπορεί να οδηγήσει σε επικείμενη βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων του μετάλλου ή του κράματος του [16],[18]. Έχει παρατηρηθεί ότι η διαμόρφωση του αλουμινίου και των κραμάτων του πραγματοποιείται με την ολίσθηση των κρυστάλλων του υλικού στα πυκνά κρυσταλλογραφικά επίπεδα ολίσθησης $\{111\}$ κατά την διεύθυνση $\langle 110 \rangle$. Η μεταβολή του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού του υλικού εξαρτάται από τον βαθμό διαμόρφωσης του, καθώς και από την θερμοκρασία και τον χρόνο της θερμικής κατεργασίας ανόπτησης. Είναι πολύ σημαντικό να σημειωθεί ότι κατά την κατεργασία διαμόρφωσης των μεταλλικών κραμάτων, ιδιαίτερη βαρύτητα πρέπει να δίνεται στην μεταβολή του σχήματος και του μεγέθους των κόκκων καθώς και στο μέγεθος και την διασπορά των ενδομεταλλικών ενώσεων και με βάση αυτούς τους παράγοντες θεωρείται ότι επηρεάζονται σημαντικά οι τεχνολογικές ιδιότητες των

κραμάτων αλουμινίου, σε σχέση με την μεταβολή του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού τους. Το αλουμίνιο με τα κράματα του που ανήκουν στο εδροκεντρωμένο κυβικό (FCC) αποκρίνονται καλύτερα στις κατεργασίες διαμόρφωσης [6],[16],[18].



Σχήμα 11: Κρυσταλλογραφικό μοντέλο ιστού αλουμινίου.

3.3 Επίδραση κρυσταλλογραφικού ιστού κραμάτων αλουμινίου από την μηχανική κατεργασία της έλασης

Η μηχανική κατεργασία έλασης αλουμινίου και των κραμάτων του μπορεί να πραγματοποιηθεί είτε μέσω θερμής έλασης είτε μέσω ψυχρής έλασης, και κάθε μια από τις διεργασίες επηρεάζει διαφορετικά τις αλλαγές στον κρυσταλλογραφικό ιστό. Γενικά τα κράματα αλουμινίου μέσω της θερμής έλασης, αλλά κυρίως μέσω ψυχρηλασίας μπορούν να σκληρύνουν σημαντικά [5],[12],[18]. Η θερμή έλαση επηρεάζει περισσότερους παράγοντες του υλικού από ότι η ψυχρή έλαση. Στην θερμή έλαση, σταδιακά σε μια αρχική κατάσταση του υλικού συμβαίνει σκλήρυνση του μέσω στερεού διαλύματος, έπειτα πραγματοποιείται αύξηση της αντοχής μέσω του σχηματισμού ζωνών συνοχής και ημισυνοχής με τη μήτρα αλουμινίου, στη συνέχεια η σκληρότητα και η αντοχή αυξάνονται με την κατακρήμιση ενώσεων πλούσιων σε χαλκό και αλουμίνιο. Στο στάδιο αυτό η θερμική επεξεργασία θα πρέπει να σταματήσει διότι περαιτέρω θέρμανση της φάσεως (θ) μπορεί να έχει αρνητικά επακόλουθα στη σκληρότητα εξαιτίας της μεγέθυνσης των μεσομεταλλικών ενώσεων. Κατά την ψυχρή έλαση του αλουμινίου και των κραμάτων του αναπτύσσεται κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός με τη μορφή κύβων, οι οποίοι

δύναται να έχουν κρυσταλλογραφικό ιστό: $(100)\langle\bar{1}12\rangle$, $(112)\langle 11\bar{1}\rangle$ και $(123)\langle\bar{2}11\rangle$. Ωστόσο οι προσανατολισμοί αυτοί διαφοροποιούνται σημαντικά με την πραγματοποίηση κατεργασιών ανόπτησης, για θερμοκρασίες μεγαλύτερες της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης του υλικού. Η μεταβολή του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού του υλικού εξαρτάται από τον βαθμό διαμόρφωσης αυτού, καθώς και από την θερμοκρασία και τον χρόνο της θερμικής κατεργασίας ανόπτησης [4],[16]. Η ψυχρή έλαση οδηγεί στην μείωση του μέσου μεγέθους των κόκκων κράματος αλουμινίου και ως εκ τούτου η μείωση αυτή δύναται να οδηγήσει στην βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων μεταλλικών υλικών [9],[16],[18].

4. Μέθοδοι Έλασης αλουμινίου

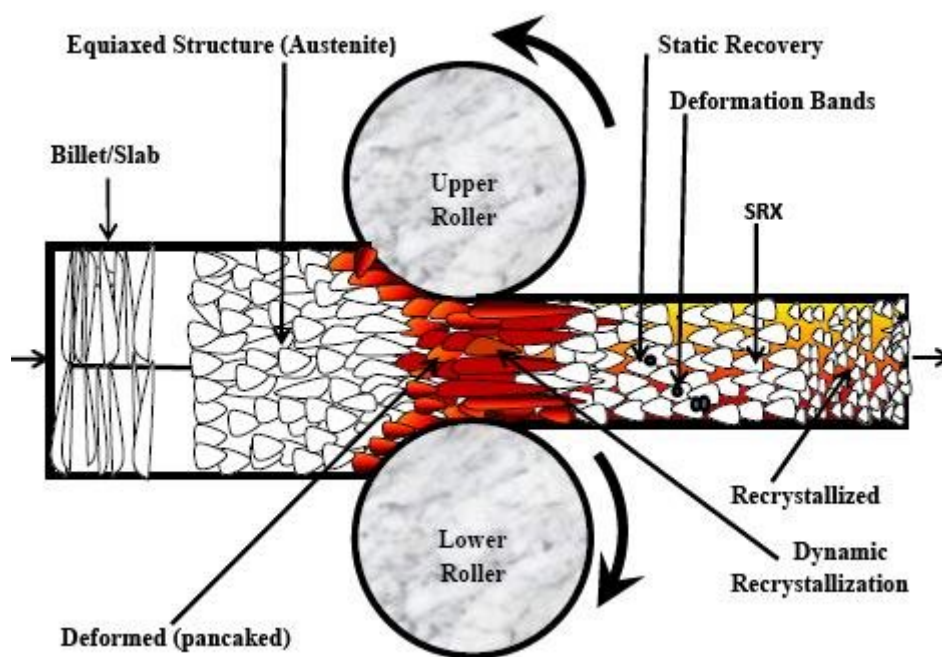
4.1 Βασικά στοιχεία έλασης

Κατά την έλαση (rolling), το τεμάχιο υπό τη μορφή ράβδου ή πλάκας υφίσταται πλαστική παραμόρφωση διερχόμενο μέσα από το άνοιγμα μεταξύ δύο αντίθετα περιστρεφόμενων ραούλων (τυμπάνων). Αποτέλεσμα της έλασης είναι η παραγωγή αντίστοιχου προϊόντος με μικρότερη διατομή και μεγαλύτερο μήκος [2]. Σαν κατεργασία η έλαση αναπτύχθηκε περί τα τέλη του 16ου αιώνα. Η έλαση μπορεί να πραγματοποιηθεί και ως ψυχρή και ως θερμή κατεργασία και οι βασικότερες μορφές των τεμαχίων που επεξεργάζονται είναι, η μιγέτα, όπου σημειώνεται μεταβολή και στο πλάτος του παραγόμενου προϊόντος, γνωστό και ως πλευρική διόγκωση (spreading) και η πλάκα, κατά την οποία δεν παρατηρείται μεταβολή στο πλάτος του παραγόμενου προϊόντος. [16],[18].

4.2 Θερμή έλαση

Κατά την θερμή έλαση ενός μεταλλικού υλικού παρατηρούνται συνήθως οι μεγαλύτερες αλλαγές στην μικροδομή και στον κρυσταλλογραφικό ιστό, οι οποίες συσχετίζονται με την θερμοκρασία μορφοποίησης, τον ρυθμό παραμόρφωσης, το ποσοστό του υλικού που υπόκειται σε επαναφορά και την ανακρυστάλλωση που έχει

υποστεί το υλικό μεταξύ των σταδίων ελάττωσης του πάχους του. Συγκεκριμένα στο υλικό που πραγματοποιείται έλαση στην παρούσα διπλωματική εργασία, είναι κράμα αλουμινίου 3104, του οποίου η θερμοκρασία μορφοποίησης είναι μεταξύ 350°C και 500°C. Αυτό που παρατηρείται είναι πως κόκκοι και τυχόν κατακρημνίσματα, υπόκεινται σε εκλέπτυνση του μεγέθους τους και τα κατακρημνίσματα διασπείρονται πιο ομοιόμορφα εντός της μήτρας του υλικού, ενώ οι μεταβολές της μικροδομής επηρεάζουν το όριο διαρροής, καθώς και την ενέργεια που απορροφάται από το υλικό. Γενικά η λειτουργία θερμής έλασης εκτελείται στην υψηλότερη δυνατή θερμοκρασία για να μειωθούν οι τάσεις και να επιτευχθούν υψηλά ποσοστά υποβιβασμού. Ένα ανώτερο όριο θερμοκρασίας επιβάλλεται από την ανάγκη ελέγχου της ανακρυστάλλωσης και της κατακρήμνισης, ανάλογα με το κράμα. Κατά τη συμβατική έλαση, η χονδροειδής χυτή δομή αλλάζει σε μια παραμορφωμένη και ανακρυσταλλωμένη δομή που έχει πολύ λεπτότερο μέγεθος κόκκου. Οι παράμετροι θερμής έλασης έχουν επίσης ισχυρό αντίκτυπο στη μικροδομή και την εξέλιξη της μορφής [3].

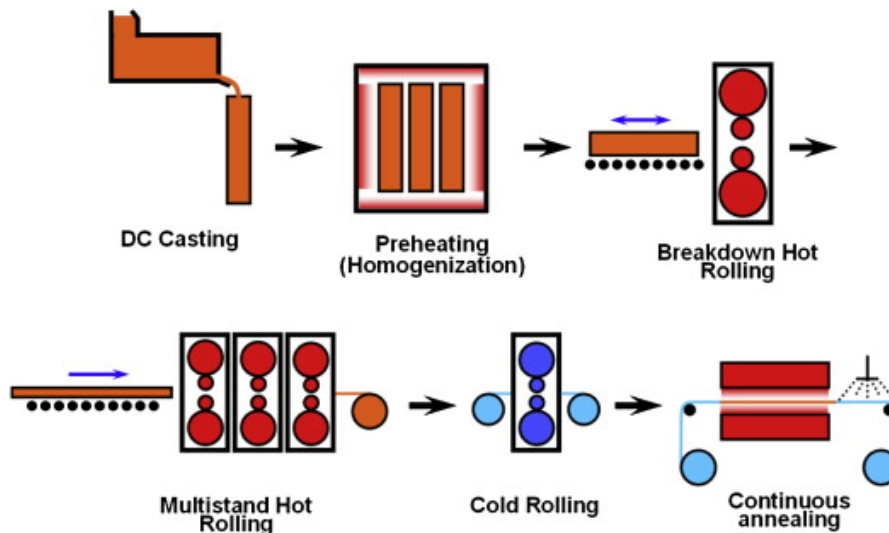


Σχήμα 12: διαδικασία θερμής έλασης [52].

4.3 Ψυχρή έλαση

Όταν η διαδικασία της έλασης συμβαίνει σε θερμοκρασίες μικρότερες από 180°C τότε πραγματοποιείται ψυχρή έλαση του υλικού. Το μεταλλικό υλικό ωθείται μεταξύ δυο σκληρών κυλίνδρων, οι οποίοι περιστρέφονται με αντίθετη φορά γύρω από σταθερούς άξονες, λόγω των αναπτυσσόμενων δυνάμεων τριβής το μεταλλικό υλικό συμπαρασύρεται από τους δύο κυλίνδρους και διερχόμενο εξ αυτών υφίσταται πλαστική παραμόρφωση. Η πλαστική παραμόρφωση οφείλεται στην άσκηση έντονων θλιπτικών τάσεων από την ελαττωμένη απόσταση ανάμεσα στους κυλίνδρους, καθώς και στις διατμητικές τάσεις που αναπτύσσονται στην διεπιφάνεια του μετάλλου με τους περιστρεφόμενους κυλίνδρους λόγω των δυνάμεων της τριβής. Η πλαστική παραμόρφωση του μετάλλου οδηγεί σε σκλήρυνση κυρίως των επιφανειακών στοιβάδων αυτού, γεγονός που αποδίδεται στην επιφανειακή ενδοτράχυνση (αύξηση αριθμού των διαταραχών ανά μονάδα όγκου) καθώς και στην ενδεχόμενη ανακρυστάλλωση των κόκκων. Προκειμένου να επέλθει ψυχρή έλαση του υλικού, θα πρέπει οι ασκούμενες μηχανικές τάσεις να υπερβούν το όριο Ελαστικότητας (Yield Point) του μεταλλικού υλικού ώστε να επέλθει μόνιμη παραμόρφωση, χωρίς ωστόσο να ξεπεράσουν το όριο Θραύσης (Ultimate Tensile Strength) του υλικού, για την αποφυγή σχηματισμού ρωγματώσεων [4],[5].

Για την σωστή λειτουργία της τεχνικής ψυχρής έλασης χρήζει ιδιαίτερης σημασίας η απόσταση ανάμεσα στους περιστρεφόμενους κυλίνδρους καθώς και η ταχύτητα περιστροφής αυτών. Τα έλαστρα πρέπει να είναι υψηλής αντοχής, ώστε να αντέχουν την έντονη μηχανική καταπόνηση. Επίσης πρέπει να έχουν ικανοποιητική θερμική αγωγιμότητα, προκειμένου να επιτυγχάνεται ταχεία απαγωγή της θερμότητας που αναπτύσσεται στην διεπιφάνεια κυλίνδρου διαμορφούμενου κράματος, εξαιτίας των φαινομένων τριβής. Επιπλέον, είναι αναγκαία η επιλογή κυλίνδρων έλασης με υψηλή αντοχή στην οξείδωση και διάβρωση [4],[5],[28].



Σχήμα 13: Διαδικασίες θερμής – Ψυχρής έλασης [53].

4.4 Μηχανές έλασης

Τα δομικά μέρη των ελάστρων(mill), αποτελούνται από τα ράουλα (rolls), οι άξονες των οποίων στρέφονται μέσα σε κουζινέτα (bearings), ενώ όλα μαζί είναι εγκατεστημένα σε ειδικό κέλυφος (housing). Τα άκρα των αξόνων είναι κατάλληλα διαμορφωμένα ώστε να συνδέονται μέσω σταυροειδών συνδέσμων με το αξονικό σύστημα της εγκατάστασης, το οποίο με τη σειρά του μεταδίδει κίνηση στα ράουλα (ανεξάρτητη για κάθε ράουλο) παραλαμβάνοντας ισχύ από σύστημα ηλεκτροκινητήρα/μειωτήρα. Τα ράουλα είναι χαλύβδινα κυλινδρικά τύμπανα με ομοιόμορφη διατομή έχουν διαμορφωθεί κατάλληλα (ράουλα μορφής), ώστε να αποδίδουν το αντίστοιχο γεωμετρικό σχήμα στο τελικό προϊόν. Τα ράουλα που επιτελούν την πλαστική παραμόρφωση τοποθετούνται με οριζόντιους άξονες το ένα πάνω στο άλλο, ενώ κατακόρυφα ράουλα χρησιμοποιούνται βοηθητικά για τον έλεγχο του πλάτους του τελικού προϊόντος. Τα έλαστρα, ανάλογα με την εργασία που έχουν να επιτελέσουν και τα φορτία που δέχονται κατασκευάζονται σε ανάλογες διατάξεις. Οι διάφορες μορφές ελάστρων είναι οι ακόλουθες:

- Έλαστρο δύο ραούλων (2-highmill). Πρόκειται για την απλούστερη κατασκευή ελάστρου.
- Έλαστρο δύο ραούλων με αναστρεφόμενη κίνηση (2-highreversingmill). Εξασφαλίζει περαιτέρω μείωση του πάχους με αναστροφή της περιστροφής των

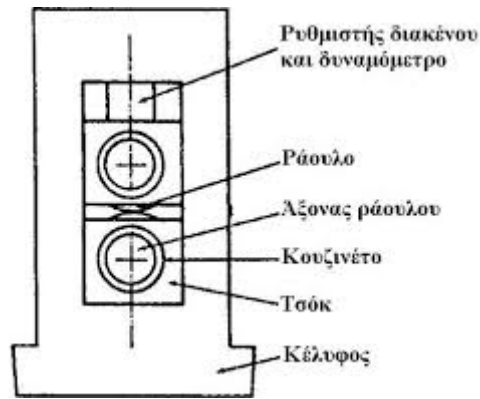
ραούλων, αποφεύγοντας έτσι την μεταφορά του τεμαχίου σε άλλη θέση (εξοικονόμηση χρόνου κατεργασίας)

- Ελαστρο τριών ραούλων (3-highmill). Στρέφονται τα άνω και κάτω ράουλα ενώ των μεσαίο στρέφεται μέσω της αναπτυσσόμενης τριβής. Πρόκειται για εναλλακτική λύσης της προηγούμενης μορφής.

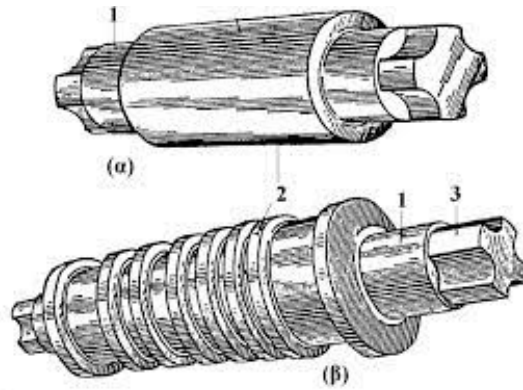
- Ελαστρο τεσσάρων ραούλων (4-highmill). Τα ενεργά ράουλα είναι μικρότερης διαμέτρου και στηρίζονται σε δύο ράουλα αντιστήριξης μεγαλύτερης διαμέτρου για να αποφευχθεί ο κίνδυνος κάμψης τους από τα φορτία έλασης. Με τον τρόπο αυτό επιτυγχάνεται μεγάλη εξοικονόμηση ενέργειας και μεγαλύτερη μείωση πάχους ανά πάσο.

- Ελαστροτύπουcluster (clustermill). Στο οποίο κάθε ενεργό ράουλο στηρίζεται από δύο ράουλα αντιστήριξης και κάθε ράουλο αντιστήριξης από δύο άλλα μεγαλύτερης διαμέτρου. Παραλλαγή του τύπου αυτού είναι το έλαστρο Sendzimir. Τα έλαστρα αυτά χρησιμοποιούνται για την κατεργασία πολύ λεπτών ελασμάτων (foils).

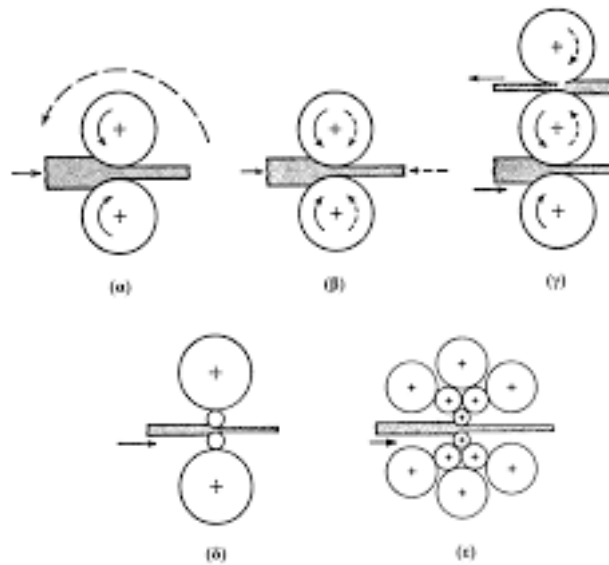
Όταν απαιτείται μεγάλη παραγωγή, προτιμάται η έλαση εν σειρά, κατά την οποία τα έλαστρα τοποθετούνται το ένα μετά το άλλο και το κατεργαζόμενο τεμάχιο διέρχεται και κατεργάζεται συγχρόνως από όλα τα έλαστρα αποκτώντας έτσι βαθμιαία μείωση του πάχους του. Στην περίπτωση αυτή δίνεται ιδιαίτερη προσοχή στο συγχρονισμό των επιμέρους ελάστρων με ρύθμιση των ταχυτήτων περιστροφής τους, ώστε το τεμάχιο να εξέρχεται από κάθε θέση με την αντίστοιχη ταχύτητα εισόδου της επόμενης βαθμίδας. Ειδική διάταξη ελάστρου είναι το έλαστρο με πλανητικά ράουλα (planetarymill). Αποτελείται από δύο ράουλα αντιστήριξης μεγάλης διαμέτρου που περιβάλλονται από μεγάλο αριθμό μικρών περιφερειακών (πλανητικών) ραούλων. Ο κύριος ρόλος των πλανητικών ραούλων είναι η απευθείας μείωση (εν θερμώ) του πάχους ελάσματος σε ένα πάσο. Καθένα απ' αυτά εξασφαλίζει σχεδόν ομοιόμορφη μείωση πάχους και είναι διαταγμένα έτσι ώστε, μόλις παύει την επενέργεια του ένα ζεύγος πλανητικών ραούλων, να αναλαμβάνει δράση το επόμενο ζεύγος [36].



Σχήμα 14: Παράσταση μορφής ελάστρου [36].



Σχήμα 15: Τύποι ραούλων, (α) Κοινό ράουλο, (β) ράουλο με μορφή, 1, Αξονας έδρασης, 2, Κύριο σώμα του ράουλου, 3, Άκρο σύνδεσης [36].



Σχήμα 16: Τύποι ελάστρων: (α) 2-ραούλων, (β) 2-ραούλων με αναστρεφόμενη κίνηση, (γ) 3-ραούλων, (δ) 4-ραούλων, (ε) τύπου Cluster ή Sendzimir [36].

5. Πειραματικό μέρος

Τα δείγματα που χρησιμοποιήθηκαν προέκυψαν από φύλλα ψυχρής έλασης του κράματος αλουμινίου AA3104 από τοπιλοτικό έλαστρο του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ και το κράμα AA3104 προήλθε από την ΕΛ.Β.ΑΛ Α.Ε. Η χημική σύσταση του μελετώμενου κράματος παρουσιάζεται παρακάτω:

Πίνακας 2: Σύσταση κράματος αλουμινίου 3104 [4].

AA3104	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ga	V	Ti	Other	Al
Wt%	0.6	0.8	0.05- 0.25	0.8- 1.4	0.8- 1.3	0.25	0.05	0.05	0.1	0.15	Bal.

Πίνακας 3: Πληροφορίες δειγμάτων μελέτης.

Δείγματα	Πάχος
Φύλλο θερμής έλασης (Θ.Ε) ₀	0,53mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₁	0,35mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₂	0,29mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₃	0,25mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₄	0,23mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₅	0,20mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₆	0,19mm
Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε) ₇	0,15mm

5.1 Μεταλλογραφική προετοιμασία δειγμάτων κράματος AA3104

Η μεταλλογραφική προετοιμασία των δειγμάτων πραγματοποιήθηκε στις εγκαταστάσεις του εργαστηρίου μεταλλογραφίας του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ Α.Ε. και περιελάμβανε τα εξής βήματα:

- I. Κοπή
- II. Εγκιβωτισμός
- III. Λείανση
- IV. Στίλβωση
- V. Καθαρισμός

Η διαδικασία που ακολουθήθηκε αναλυτικά είναι, αρχικά η επιβεβαίωση των ονομαστικών παχών των προς επεξεργασία φύλλων αλουμινίου AA3104, έπειτα η κοπή τους στο μηχανισμό κοπής τύπου «ψαλίδι», σε μικρό μέγεθος έτσι ώστε να είναι επιδεκτικά μεταλλογραφικής προετοιμασίας. Μετά την κοπή των φύλλων πραγματοποιείται ο εγκιβωτισμός των δειγμάτων με συγκράτηση μέσω πλαστικών εξαρτημάτων λόγω του μικρού πάχους τους τα όποια βοηθούν στο να παραμείνουν στην επιθυμητή θέση για την μετέπειτα μεταλλογραφική τους παρατήρηση. Ο εγκιβωτισμός που εφαρμόστηκε ήταν εν ψυχρώ και συνεπώς αργής διάρκειας 8 με 10h, ενώ η προετοιμασία του μείγματος ρητίνης πραγματοποιούταν σε δοσομετρημένα πλαστικά κύπελλα όπου αναμειγνύονται 100ml ρητίνης (StruersEpoFixResin) και 13ml σκληρυντή (StruersEpoFixHardener) που συμβάλει στη στερεοποίηση της ρητίνης. Έπειτα από την απομάκρυνση των πλαστικών εξαρτημάτων που συγκρατούσαν τα εγκιβωτισμένα δείγματα, τα δείγματα οδηγούνται για λείανση και στίλβωση στη μηχανή StruersTegramin-30. Τα 6 δείγματα διαφορετικού πάχους τοποθετήθηκαν στην περιστρεφόμενη κεφαλή της μηχανής αφού είχε τοποθετηθεί αρχικά το πρώτο χαρτί λείανσης από καρβίδιο του πυριτίου (SiC), με αρχικό μέγεθος 220grit (κόκκοι/inch²), το οποίο διαδέχθηκαν τα επόμενα χαρτιά λείανσης με μεγέθη 500 και 1200grit. Η επιβαλλόμενη δύναμη στην κεφαλή που έφερε τα δείγματα ήταν 25N και η διαδικασία διήρκεσε για λίγα δευτερόλεπτα για κάθε μέγεθος χαρτιού (έως 30sec), το οποίο αφήνεται στην κρίση του μελετητή και τον αποτέλεσμα που επιθυμεί σε κάθε λείανση. Αμέσως μετά το πέρας της λείανσης και στο ίδιο μηχανήμα όπως προαναφέρθηκε, πραγματοποιείται η στίλβωση των δειγμάτων, με χρήση στιλβωτικών πανιών, (I) Mol με αιώρημα διαμαντιού StruersDiaProMolB3 (3μm) και (II) Chem με διάλυμα κολλοειδούς πυριτίας StruersOP-UNonDry (0.01μm). Το πρώτο στάδιο στίλβωσης διήρκεσε 4min και το δεύτερο 6min. Μετά την ολοκλήρωση του σταδίου αυτού τα δείγματα πλύθηκαν για την απομάκρυνση των χημικών διαλλειμάτων και υπολειμμάτων και στεγνώνονται με χρήση πεπιεσμένου αέρα. Στην συνέχεια ακολουθεί το κομμάτι της μεταλλογραφικής μελέτης των δειγμάτων μέσω της οπτικής μικροσκοπίας, της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM) και της περιθλασης Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD. Η παρατήρηση των δειγμάτων πραγματοποιείται με τρεις τρόπους, μετά από στίλβωση (aspolished) και μετά ηλεκτρολυτικής προσβολής με αντιδραστήριο Barkers και χημικής προσβολής με αντιδραστήριο HF). Για την ηλεκτροχημική προσβολή με αντιδραστήριο Barkers,

δημιουργείται αντιδραστήριο με περιεκτικότητα 1.8% HBF_4 , όπου το βυθιζόμενο στο αντιδραστήριο δοκίμιο αλουμινίου χρησιμοποιείται ως άνοδος και ως κάθοδος μια πλάκα μολύβδου, το μηχάνημα που χρησιμοποιήθηκε ήταν το StruersLectroPol-5. Η βύθιση του κάθε δοκιμίου στο διάλυμα διήρκεσε 80 δευτερόλεπτα. Η χημική προσβολή με το διάλυμα $\text{HF}(0,5\%\text{HF})$, πραγματοποιήθηκε με την βύθιση του κάθε δοκιμίου στο διάλυμα για 30 δευτερόλεπτα, έτσι ώστε να είναι εμφανής η παρατήρηση των ενδομεταλλικών φάσεων στο οπτικό μικροσκόπιο.

5.2 Οπτική μικροσκοπία

Η οπτική μικροσκοπία (OM) είναι μια πολύ σημαντική μέθοδος παρατήρησης και ερμηνείας της μικροδομής των υλικών, που αποτελεί το βασικό αντικείμενο της μεταλλογραφίας. Το οπτικό – μεταλλογραφικό μικροσκόπιο χρησιμοποιεί το τμήμα του ηλεκτρομαγνητικού φάσματος που είναι ορατό, δηλαδή από 380 - 760 nm. Το προς μελέτη αντικείμενο (δείγμα), μετά από την κατάλληλη προετοιμασία, τοποθετείται πάνω στην τράπεζα του μικροσκοπίου [37]. Στην παρούσα μελέτη τα δείγματα παρατηρούνται σε κατάσταση αμέσως μετά την στίλβωση (as polished), μετά από προσβολή με διάλυμα HF χωρίς χρήση πολωτή και μετά από προσβολή με αντιδραστήριο Barkers και χρήση πολωμένου φωτός με σκοπό την παρατήρηση των επιμηκυσμένων κόκκων του κράματος μετά την έλαση του στο πιλοτικό έλαστρο. Η τεχνική της οπτικής μικροσκοπίας πολωμένου φωτός (Polarized Light Optical Microscopy, PLOM) προϋποθέτει την παρεμβολή, τόσο ενός πολωτή μεταξύ του συμπυκνωτή φακού και του ημιανακλαστικού κατόπτρου του οπτικού μικροσκοπίου, όσο και την παρεμβολή ενός αναλυτή μεταξύ του αντικειμενικού και του προσοφθάλμιου φακού. Αποτέλεσμα της χρήσης αυτών των φίλτρων είναι η δημιουργία επίπεδα πολωμένου φωτός με κάποια διαφορά φάσης που αποκτά έπειτα από την ανάκλασή του στην επιφάνεια του υλικού. Οι παρατηρήσεις που πραγματοποιούνται με πολωμένο φώς αποτελούν μια γρήγορη και αποτελεσματική μέθοδο για την αποκόμιση ποιοτικών και ποσοτικών παρατηρήσεων ως προς το επίπεδο των μηχανισμών softening των κραμάτων αλουμινίου. Ο μηχανισμός της οπτικής μικροσκοπίας πολωμένου φωτός (Polarized Light Optical Microscopy, PLOM) λειτουργεί ως εξής, η δέσμη φωτός αλληλεπιδρά με μια ανισότροπη μεταλλική επιφάνεια, όπως αυτές που προέκυψαν από την προσβολή των δειγμάτων

του AA3104 με αντιδραστήριο Barkers, προκαλεί διαφορική ανάκλαση και απεικόνιση των περιοχών που ανήκουν σε διαφορετικό κρυσταλλικό πλέγμα ή έχουν διαφορετικό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Κατά συνέπεια, εκτός της αποκάλυψης της δομής των κόκκων μέσω της χρήσης αυτής της τεχνικής κανείς μπορεί να αποκτήσει μία χονδρική εικόνα αναφορικά με τον κρυσταλλογραφικό ιστό του δείγματος [21].

Το μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε για τον χαρακτηρισμό των δειγμάτων της μελέτης ήταν το ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο **NikonEpihot 300**, το οποίο ήταν εξοπλισμένο με ψηφιακή φωτογραφική μηχανή (CCD), ενώ το πρόγραμμα ψηφιακής επεξεργασίας των μικροδομών που λήφθηκαν μέσω της CCDκάμερας ήταν το **ImageAnalysisPro 7**.

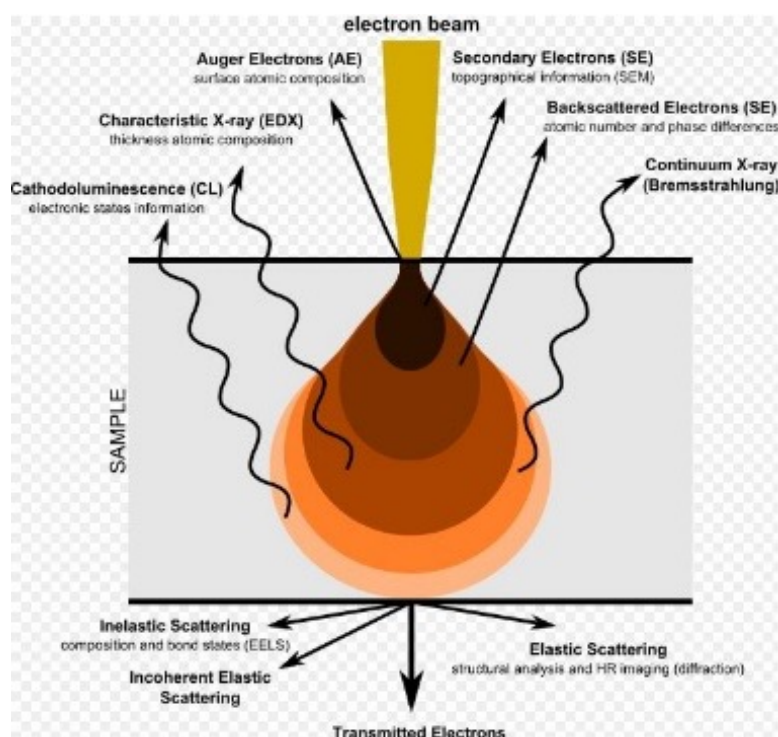
5.3 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης είναι ένα όργανο που λειτουργεί όπως περίπου και ένα οπτικό μικροσκόπιο μόνο που χρησιμοποιεί δέσμη ηλεκτρονίων υψηλής ενέργειας αντί για φως, για να εξετάσει αντικείμενα σε λεπτομερή κλίμακα. Τα ηλεκτρόνια λόγω της κυματικής τους φύσης μπορούν να εστιαστούν όπως και τα φωτεινά κύματα αλλά σε πολύ μικρότερη επιφάνεια (π.χ. κόκκος υλικού). Η δέσμη ηλεκτρονίων σαρώνει την επιφάνεια του δείγματος με το οποίον αλληλεπιδρά. Από την αλληλεπίδραση αυτή προκύπτουν πληροφορίες σε σχέση με τα άτομα των στοιχείων που απαρτίζουν το εξεταζόμενο υλικό. Από τα άτομα των στοιχείων εκπέμπονται κυρίως δευτερογενή (secondary) και οπισθοσκεδαζόμενα (backscattered) ηλεκτρόνια καθώς και ακτίνες X. Η ένταση των εκπεμπόμενων ηλεκτρονίων επηρεάζεται από τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας. Έτσι το SEM δίνει πληροφορίες που αφορούν κυρίως στη μορφολογία και στη σύσταση της επιφανείας. Εφαρμόζοντας ένα σύστημα ανίχνευσης της διασποράς των ενεργειών των ακτίνων X που δημιουργούνται στην επιφάνεια από την προσπίπτουσα δέσμη, μπορεί να γίνει ημιοσοτική στοιχειακή ανάλυση του υλικού.

Ο σχηματισμός εικόνας στο SEM εξαρτάται από την απόκτηση των παραγόμενων σημάτων από τις αλληλεπιδράσεις δέσμης ηλεκτρονίων και δείγματος. Αυτές οι

αλληλεπιδράσεις χωρίζονται σε δύο μεγάλες κατηγορίες: ελαστικές αλληλεπιδράσεις και ανελαστικές αλληλεπιδράσεις. Η ελαστική σκέδαση προκύπτει από την εκτροπή του προσπίπτοντος ηλεκτρονίου από τον ατομικό πυρήνα του δείγματος ή από ηλεκτρόνια εξωτερικού κελύφους παρόμοιας ενέργειας. Αυτού του είδους η αλληλεπίδραση χαρακτηρίζεται από αμελητέα απώλεια ενέργειας κατά τη σύγκρουση και από μια ευρυγώνια αλλαγή κατεύθυνσης του σκεδαζόμενου ηλεκτρονίου. Συμπτωματικά ηλεκτρόνια που είναι ελαστικά διασκορπισμένα σε γωνία μεγαλύτερη από 90° , που ονομάζονται οπισθοσκεδασμένα ηλεκτρόνια (BSE) και δίνουν ένα χρήσιμο σήμα για την απεικόνιση του δείγματος. Η ανελαστική σκέδαση συμβαίνει μέσω μιας ποικιλίας αλληλεπιδράσεων μεταξύ των προσπίπτων ηλεκτρονίων και τα ηλεκτρόνια και τα άτομα του δείγματος, και έχει ως αποτέλεσμα το ηλεκτρόνιο της πρωτογενούς δέσμης να μεταφέρει σημαντική ενέργεια σε αυτό το άτομο. Το ποσό της απώλειας ενέργειας εξαρτάται από το αν τα ηλεκτρόνια του δείγματος διεγείρονται μεμονωμένα ή συλλογικά και στην ενέργεια δέσμησης του ηλεκτρονίου στο άτομο. Ως αποτέλεσμα, η διέγερση του δείγματος ηλεκτρονίων κατά τη διάρκεια του ιονισμού των ατόμων δείγματος οδηγεί στη δημιουργία δευτερογενών ηλεκτρονίων, τα οποία συμβατικά ορίζονται ότι διαθέτουν ενέργειες μικρότερες από 50eV και μπορεί να χρησιμοποιηθούν για την απεικόνιση ή την ανάλυση του δείγματος. Εκτός από εκείνα τα σήματα που χρησιμοποιούνται για τον σχηματισμό μιας εικόνας, ένα σύνολο από άλλα σήματα παράγονται όταν μια δέσμη ηλεκτρονίων προσπίπτει σε ένα δείγμα, συμπεριλαμβανομένης της εκπομπής χαρακτηριστικών ακτίνων X, ηλεκτρονίων Auger. Το σχήμα 17 δείχνει τις περιοχές από τα οποία ανιχνεύονται διαφορετικά σήματα. Στις περισσότερες περιπτώσεις, όταν το προσπίπτον ηλεκτρόνιο προσπίπτει στην επιφάνεια του δείγματος, αντί για αναπήδηση αμέσως, τα ενεργητικά ηλεκτρόνια διεισδύουν στο δείγμα για κάποια απόσταση προτού συναντήσουν και συγκρουστούν με ένα άτομο δείγμα. Με αυτόν τον τρόπο, η κύρια δέσμη ηλεκτρονίων παράγει αυτό που είναι γνωστό ως περιοχή πρωτογενούς διέγερσης, από την οποία παράγεται μια ποικιλία σημάτων. Το μέγεθος και το σχήμα αυτής της ζώνης εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από την ενέργεια των ηλεκτρονίων της δέσμης και τον ατομικό αριθμό και επομένως η πυκνότητα του δείγματος. Σε ορισμένη τάση επιτάχυνσης, το σχήμα του όγκου αλληλεπίδρασης είναι «σταγόνα δακρύων» για δείγμα χαμηλού ατομικού αριθμού και ημισφαίριο για δείγματα υψηλό ατομικό αριθμό. Ο όγκος και το βάθος διείσδυσης αυξάνονται με ένα αύξηση της ενέργειας της δέσμης και πτώση με τον αυξανόμενο ατομικό αριθμό του δείγματος επειδή τα

δείγματα με μεγαλύτερο ατομικό αριθμό έχουν περισσότερα σωματίδια να σταματήσουν διείσδυση ηλεκτρονίων. Μια επιρροή του όγκου αλληλεπίδρασης στην απόκτηση σήματος είναι ότι η χρήση υψηλής τάσης επιτάχυνσης θα έχει ως αποτέλεσμα το μήκος βαθιάς διείσδυσης και μια μεγάλη περιοχή πρωτογενούς διέγερσης, και τελικά προκαλούν την απώλεια λεπτομερούς πληροφορίες για την επιφάνεια των δειγμάτων [24].



Σχήμα 17: Απεικόνιση πολλών σημάτων που παράγονται από την αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων-δείγματος στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης και των περιοχών από τις οποίες μπορούν να προέρχονται τα σήματα εντοπίστηκε [58].

5.4 Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD

Η οπισθοσκέδαση ηλεκτρονίων (EBSD) εκτελείται με το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) για να παρέχει ένα ευρύ φάσμα αναλυτικά δεδομένα· π.χ., κρυσταλλογραφικές μελέτες προσανατολισμού, φάση αναγνώριση και μετρήσεις μεγέθους κόκκου. Ένα μοτίβο περίθλασης μπορεί να επιτευχθεί σε λιγότερο από ένα δευτερόλεπτο, αλλά η ποιότητα του μοτίβου βελτιώνεται με χρησιμοποιώντας μεγαλύτερο χρόνο σάρωσης. Η χαρτογράφηση κόκκων απαιτεί ανάπτυξη του μοτίβου

περίθλασης σε κάθε pixel στο πεδίο και είναι πιο αργή διαδικασία. Η ποιότητα του σχεδίου περίθλασης, που επηρεάζει την εμπιστοσύνη της εύρεσης του σχεδίου περίθλασης και εξαρτάται από την διόρθωση της ζημιάς στο πλέγμα λόγω της προετοιμασίας του δείγματος. Έχει υποστηριχθεί ότι η άρση αυτής της ζημιάς μπορεί να επιτευχθεί μόνο χρησιμοποιώντας ηλεκτρολυτική στίλβωση ή στίλβωση με δέσμη ιόντων. Ωστόσο, η χρήση σύγχρονων μεθόδων μηχανικής προετοιμασίας, εξοπλισμού και αναλώσιμων αποδίδουν μοτίβα περίθλασης εξαιρετικής ποιότητας χωρίς χρήση επικίνδυνων ηλεκτρολυτών και τα προβλήματα και τους περιορισμούς σχετίζεται με ηλεκτροστίλβωση και στίλβωση με δέσμη ιόντων. Βασικά, εάν η μηχανική προετοιμασία έχει ως αποτέλεσμα ποιοτικές εικόνες πολωμένου φωτός μη κυβικά στοιχεία κρυσταλλικής δομής και κράματα (π.χ. Sb, Be, Hf, α -Ti, Zn, Zr) ή χάραξη χρωματικής απόχρωσης κυβικής ή μη κυβικής κρυσταλλικής δομής στοιχεία ή κράματα παράγει έγχρωμες εικόνες υψηλής ποιότητας και στη συνέχεια το η επιφάνεια είναι απαλλαγμένη από επιβλαβείς υπολειμματικές φθορές προετοιμασίας και EBSD θα ληφθούν μοτίβα με υψηλούς δείκτες ποιότητας μοτίβων. Εξαιτίας της οξείας γωνίας μεταξύ του δείγματος και της δέσμης ηλεκτρονίων ($70-74^\circ$), απαιτείται επίσης εξαιρετικά επίπεδη επιφάνεια για καλύτερα αποτελέσματα. Η ποιότητα της εικόνας από πολωμένο φως εξαρτάται από την εξάλειψη των φθορών προετοιμασίας των δοκιμίων και την ποιότητα του μικροσκοπίου οπτικής. Συνεπώς, ελέγχετε πάντα η απόκριση πολωμένου φωτός των μετάλλων που θα εκτεθούν σε αυτό, για να επαληθευτεί η ποιότητα της προετοιμασίας πριν από την εκτέλεση EBSD. Για μέταλλα που ανήκουν στο κυβικό σύστημα, η προσβολή τους πραγματοποιείται πρώτα με ένα αντιδραστήριο γενικής χρήσης για την επιβεβαίωση της φύσης της αναμενόμενης μικροδομής. Στη συνέχεια, επαναλαμβάνεται το τελικό βήμα στίλβωσης και χρησιμοποιείται μια προσβολή απόχρωσης για την επαλήθευση της απαλλαγής από φθορές. Το EBSD είναι καλύτερο να εκτελείται σε ένα στίλβωμένο, χωρίς προσβολή δείγμα λόγω της απότομης γωνίας προς την δέσμη ηλεκτρονίων, αλλιώς η τραχύτητα της επιφάνειας από την προσβολή θα υποβαθμίσει το πρότυπο περίθλασης. Ένα καλά προετοιμασμένο, μη προσβεβλημένο δείγμα παρουσιάζει μια καλή εικόνα αντίθεσης κόκκων με χρήση ανιχνευτή οπισθοσκέδασης ηλεκτρονίων [25], [38].

Το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε για τον χαρακτηρισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού των δειγμάτων, είναι το **EDAXTSLv.7**.

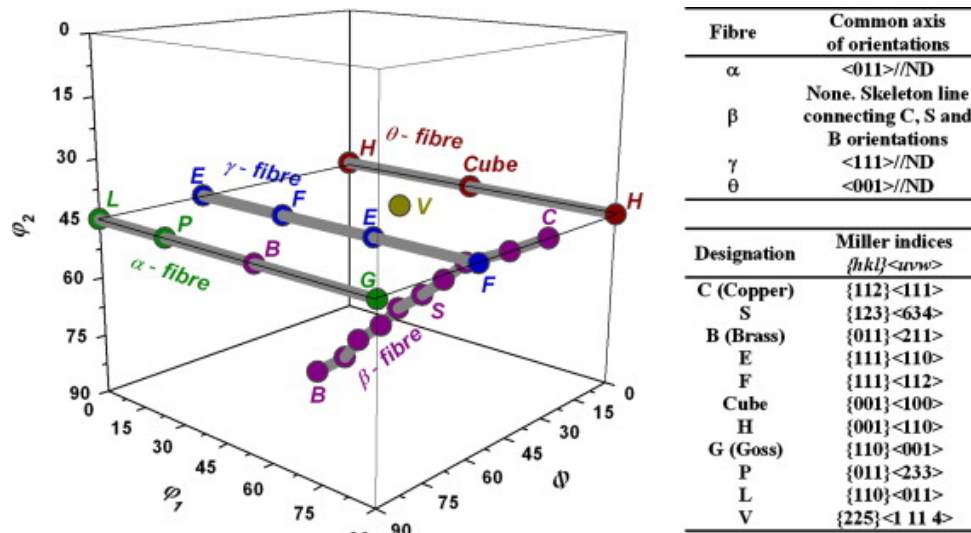
Τα αποτελέσματα της εξέτασης με EBSD περιλαμβάνουν τους χάρτες κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού(Crystal Orientation Maps)(COMs) και διαγράμματα:

I) Χάρτες και διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων και πολικών συντεταγμένων (Inverse Pole Figure, Pole Figure). Οι χάρτες αντίστροφου πόλου μπορούν να χρησιμοποιηθούν ως χρωματικές συντεταγμένες για χάρτες προσανατολισμού κρυστάλλων. Αυτό συμβαίνει επειδή το σχήμα έχει τρεις γωνίες και οι μεμονωμένες μετρήσεις προσανατολισμού αφορούν ένα μόνο σημείο που απεικονίζεται σε ένα σχήμα αντίστροφου πόλου. Τα χρώματα κόκκινο, πράσινο και μπλε αποτελούν κάθε γωνία του σχήματος, με ομαλή διαβάθμιση των χρωμάτων προς το ενδιάμεσο του τριγώνου, κάθε δεδομένη μέτρηση μπορεί να συσχετιστεί με ένα ξεχωριστό χρώμα στο σχήμα αντίστροφου πόλου.

II) 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)[111], το πράσινο σε S1:(241)[112], το μωβ σε S2:(231)[1 $\bar{2}$ 4], το γαλάζιο σε Taylor (4 4 11)[11 11 8], το κίτρινο σε Brass: (110) [112].

III) 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)[111], το μπλε σε Q:(013)[331], το μωβ σε R:(132)[421]και το κόκκινο σε Goss (011) [100].

Παρακάτω παρουσιάζονται οι Μέγιστες γωνιακές αποκλίσεις από το ιδανικό σημείο του εκάστοτε συστατικού στον χώρο του Euler, που αποτελούν τις παραμέτρους υπολογισμού των κρυσταλλογραφικών συστατικών(Σχήμα 18).



Σχήμα 18: Απεικόνιση των σημαντικών ινών και κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών στον χώρο του Euler [59].

5.5 Δοκιμή σκληρομέτρησης

Η μέτρηση της σκληρότητας των δειγμάτων πραγματοποιήθηκε στο μικροσκληρόμετρο StruersDuramin-40 του εργαστηρίου μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Οι μετρήσεις που πραγματοποιήθηκαν ήταν τρεις ανά δείγμα, με απόσταση του ενός από το άλλο σημείο μέτρησης τουλάχιστον 2,5 μήκη της μέσης διαγωνίου του εκάστοτε αποτυπώματος, για την εξάλειψη της πιθανότητας μέτρησης της σκληρότητας εντός της ζώνης που έχει επηρεαστεί λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης, η οποία προκλήθηκε από την προηγούμενη μέτρηση ώστε να διασφαλιστεί η επαναληψιμότητα των τιμών. Επίσης η τεχνική σκληρομέτρησης που επιλέχθηκε ήταν μέθοδος κατά Vickers. Σύμφωνα με τη μέθοδο Vickers, μια πυραμίδα από διαμάντι με τετραγωνική βάση και γωνία κορυφής $\alpha = 136^\circ$, διεισδύει με μέτρο δύναμης F στη λειασμένη επιφάνεια του μετάλλου προς μέτρηση. Η τιμή της σκληρότητας Vickers (HV) προκύπτει αν διαιρεθεί το εφαρμοζόμενο φορτίο F (N ή Kgf) προς την επιφάνεια της κοιλότητας του αποτυπώματος που αποτυπώνεται στο δείγμα. Σε σχέση με τις παραμέτρους που επιλέχθηκαν για την διενέργεια των σκληρομετρήσεων, όπως αυτές περιγράφονται στο πρότυπο ASTM E 384, το φορτίο διείσδυσης ρυθμίστηκε στα 200 gr και ο χρόνος εφαρμογής του φορτίου ήταν 5 δευτερόλεπτα εξαιτίας της πολύ μικρής επιφάνειας εφαρμογής στα φύλλα του δείγματος AA3104.

5.6 Δοκιμή αγωγιμότητας

Ο σκοπός των μετρήσεων αγωγιμότητας του κράματος AA3104, είναι ο προσδιορισμός της ημιποσοτικής εκτίμησης των κραματικών στοιχείων που βρίσκονται στο στερεό διάλυμα του κράματος. Οι μετρήσεις αγωγιμότητας πραγματοποιήθηκαν σε θερμοκρασία περιβάλλοντος με το αγωγιμόμετρο SIGMATESTD 2.068FOERSTER, του εργαστηρίου μεταλλογραφίας του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ.. Από τα συστατικά των ενδομεταλλικών φάσεων του AA3104, μόνο το μαγγάνιο Mn καθορίζει σημαντικά την επίδραση στην αγωγιμότητα, ο σίδηρος παρουσιάζει πολύ μικρή διαλυτότητα και παραμένει εκτός του στερεού διαλύματος καθώς εντοπίζεται στις ενδομεταλλικές ενώσεις. Το πυρίτιο Si και ο χαλκός Cu έχουν πολύ μικρές κατά βάρος αρχικές περιεκτικότητες στην σύσταση του AA3104 και δεν επηρεάζουν τις μετρήσεις αγωγιμότητας [26],[40].

Τα φύλλα αλουμινίου του κράματος AA3104, υποβάλλονται και σε θερμική κατεργασία ανόπτησης, για την εξάλειψη – μείωση των εσωτερικών τάσεων του υλικού και την αύξηση του μεγέθους των κόκκων. Λόγω της μετανάστευσης των ζωνών διαταραχών και των κενών στο υλικό, η σκέδαση των ηλεκτρονίων μειώνεται και με αυτόν τον τρόπο η ηλεκτρική αγωγιμότητα του υλικού αυξάνεται και η ειδική αντίσταση μειώνεται [39].

5.7 Δοκιμή εφελκυσμού

Ο εφελκυσμός του δοκιμίου αποτελεί την διαδικασία κατά την οποία η καταπόνηση του δοκιμίου πραγματοποιείται μονοαξονικά. Επάνω στο δοκίμιο τοποθετείται ειδική συσκευή, το επιμηκυνσιόμετρο, για την ακριβή μέτρηση της παραμόρφωσης του κατά την διάρκεια της διαδικασίας [41]. Τα δοκίμια εφελκυσμού κόπηκαν σύμφωνα με τα πρότυπα μέσω της χρήσης υδραυλικής πρέσας στο εργαστήριο μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ., από φύλλα του κράματος AA3104 που παρουσιάζουν 0,6mm διαφορά ως προς το πάχος τους (0,19mm) και (0,25mm) αντίστοιχα και λαμβάνονται 6 δοκίμια εφελκυσμού από το κάθε πάχος. Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν στην ηλεκτρομαγνητική μηχανή εφελκυσμού Instron 5567 του

εργαστηρίου μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Τα αποτελέσματα των μετρήσεων αποσκοπούν στην εξαγωγή συμπερασμάτων όπως:

- I. Της τάσης διαρροής (YieldStrength, YS ή Rp0.2%)
- II. Της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού (UltimateTensileStrength, UTS)
- III. Της επιμήκυνσης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Ag%)
- IV. Της επιμήκυνσης θραύσης (A (A50) %) [41].

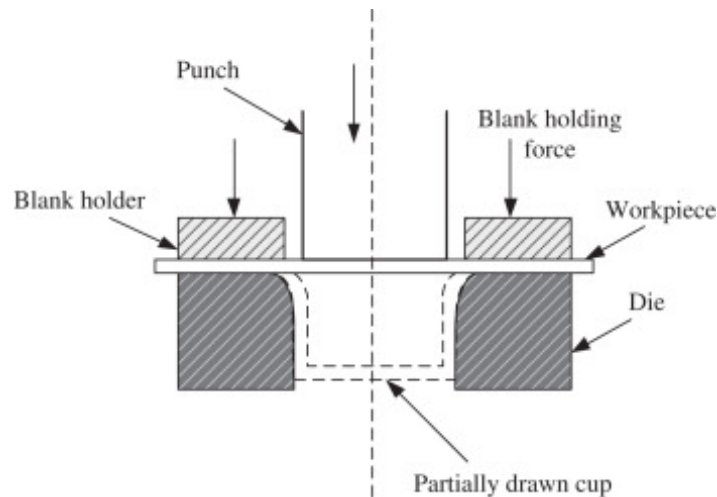
Οι τύποι που χρησιμοποιήθηκαν για την εξαγωγή των παραπάνω αποτελεσμάτων είναι οι εξής:

- $\sigma = K \cdot \varepsilon^n$, όπου σ : αληθής τάση ε : αληθής πλαστική παραμόρφωση K : συντελεστής σκλήρωσης n : εκθέτης εργοσκλήρυνσης που κυμαίνεται μεταξύ του μηδενός και της μονάδας, αν $n=1$ το υλικό είναι τέλειο ελαστικό στερεό. Στα μεταλλικά υλικά είναι συνήθως μεταξύ 0.1 έως 0.5.
- Κάθετη ανισοτροπία: $R_m = R = \frac{(R+R_{90}+2R_{45})}{4}$
- Επίπεδη ανισοτροπία: $\Delta R = \frac{(R+R_{90}+2R_{45})}{2}$

5.8 Δοκιμή βαθιάς κοίλανσης(Deep drawing)

Η δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης αποτελεί μια ειδική διεργασία για την μορφοποίηση μεταλλικών φύλλων που δίνει τη δυνατότητα μορφοποίησης σε πολλά μεταλλικά μέρη και κατασκευές και καλύπτει ένα ευρύ φάσμα εφαρμογών στις βιομηχανίες συσκευασμού, αυτοκινητοβιομηχανίας και αεροδιαστημικής. Η διαδικασία της βαθιάς κοίλανσης χρησιμοποιείται κυρίως για την κατασκευή προϊόντων σε σχήμα κυπέλλου ή κουτιών και αυτό συμβαίνει με την ώθηση ενός επιπέδου μέσα από μια μήτρα με τη βοήθεια πίεσης ενώ το φύλλο συγκρατείται σε μια κενή θήκη (σχήμα 19). Για την πραγματοποίηση της διαδικασίας πρέπει να αποφασιστούν προσεκτικά η δύναμη συγκράτησης κενών (blank holder force),(BHF) και το διάκενο μεταξύ διάτρησης και μήτρας. Η πολύ μεγάλη BHF προκαλεί σχίσιμο και η πολύ μικρή BHF προκαλεί τσαλάκωμα. Το διάκενο είναι συνήθως 7%-15% του πάχους του φύλλου. Πολύ μικρότερο διάκενο προκαλεί σιδέρωμα, το οποίο μερικές φορές, μπορεί να είναι

και επιθυμητό. Η ανισοτροπία του φύλλου έχει μεγάλη επιρροή στην ικανότητα βαθιάς κοίλανσης του φύλλου. Η επίπεδη ανισοτροπία, κατά την οποία οι ιδιότητες διαφέρουν ανάλογα με την κατεύθυνση στο επίπεδο. Η κανονική ανισοτροπία αναφέρεται στην κατάσταση κατά την οποία οι ιδιότητες στην κατεύθυνση του πάχους διαφέρουν από εκείνες στο επίπεδο του φύλλου. Μια μεγάλη τάση ροής στη διεύθυνση του πάχους σε σύγκριση με εκείνη στο επίπεδο του φύλλου παρέχει καλύτερες επιδόσεις στη βαθιά κοίλανση, καθώς αποφεύγεται έτσι το σκίσιμο. Ένα μέτρο της κανονικής ανισοτροπίας είναι ο λόγος πλαστικής παραμόρφωσης, ο οποίος είναι ο λόγος της πραγματικής παραμόρφωσης πλάτους προς την πραγματική παραμόρφωση του πάχους για ένα υλικό που έχει παραμορφωθεί στη διαμήκη διεύθυνση [42].



Σχήμα 19: Βαθεία κοίλανση [54].

5.8.1 Δημιουργία λοβών (*earing*)

Οι διαφορετικές ιδιότητες του υλικού προς διαφορετικές κατευθύνσεις μπορεί να έχουν σημαντική επίδραση στο βαθμό δυσκολίας της διαδικασίας διαμόρφωσης. Ειδικότερα, η μικροδομή και ο προσανατολισμός του κρυσταλλογραφικού ιστού προς την διεύθυνση της έλασης των μεταλλικών φύλλων οδηγούν σε ανισοτροπική συμπεριφορά του υλικού. Η ανισοτροπία αυτή των ιδιοτήτων ονομάζεται επίπεδη ανισοτροπία (*planar anisotropy*) και εξαιτίας αυτής, παρατηρείται το φαινόμενο «earing» στη διαδικασία βαθιάς κοίλανσης. Δεδομένου ότι τα περισσότερα φύλλα έλασης παρουσιάζουν μεταβολή των ελαστικών και πλαστικών ιδιοτήτων με προσανατολισμό στο επίπεδο του φύλλου, είναι σύνηθες να λαμβάνεται υπόψη η

επίπεδη ανισοτροπία με \bar{R} για μετρήσεις που λαμβάνονται σε διαφορετικές γωνίες ως προς τη διεύθυνση έλασης του φύλλου. Η επίπεδη ανισοτροπία ΔR , υπολογίζεται από τη σχέση:

$$\Delta R = \frac{(R + R_{90} + R_{45})}{2}$$

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 φαινόμενο «earring» είναι ουσιαστικά, μια απόληξη κυματοειδούς μορφής που εμφανίζεται στην κορυφή ενός κυπέλλου που έχει υποστεί βαθιά κοίλανση και απαιτείται η κοπή της ώστε να προκύψει ομοιόμορφη επιφάνεια. Συνήθως σχηματίζονται δύο, τέσσερις ή έξι λοβοί, ανάλογα με τον προσανατολισμό του επιπέδου του φύλλου. Το φαινόμενο αυτό συσχετίζεται άμεσα με την επίπεδη ανισοτροπία του υλικού. 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. Υλικά που παρουσιάζουν τιμές $Z < 5\%$ και $\Delta Z > 0\%$ είναι επιδεκτικά για διαμόρφωση. Από τι μελέτες του φαινομένου έχει παρατηρηθεί ότι ο αυξανόμενος αριθμός των λοβών μειώνει το απόλυτο ύψος τους. 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.

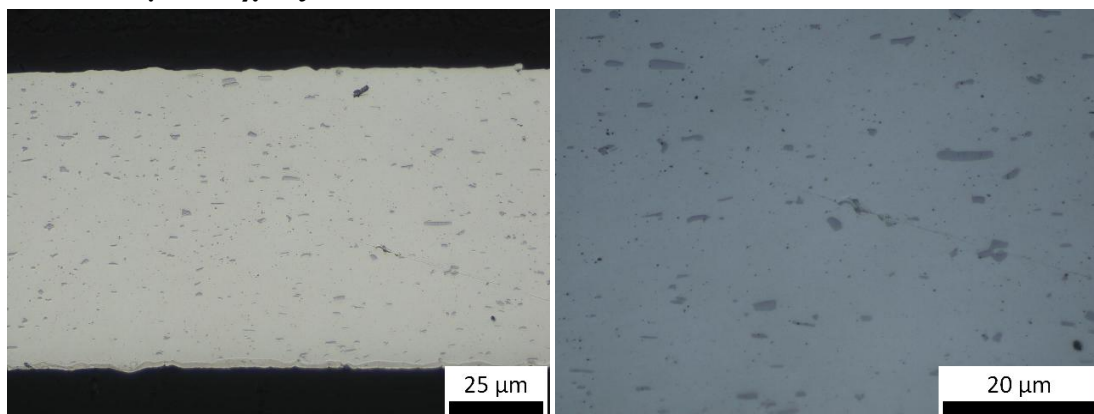
6. Αποτελέσματα

Η μελέτη του κράματος AA3104, πραγματοποιήθηκε σε δύο μέρη. Αρχικά στο πρώτο μέρος πραγματοποιήθηκε η μεταλλογραφική παρατήρηση των δειγμάτων, τα οποία προέκυψαν από πιλοτικό έλαστρο, όπως προαναφέρθηκε (βλ.4.1) και στο δεύτερο μέρος πραγματοποιήθηκαν οι μηχανικές δοκιμές των δειγμάτων. Από τα δείγματα που μελετήθηκαν, δύο από αυτά υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία ανόπτησης, σε μερικά από αυτά υποβάλλονται θερμικές κατεργασίες ανόπτησης, σε θερμοκρασία 230°C για 12 ώρες συνολικά, όπου οι 10 ώρες θερμοκρασιακής ανόδου με σταθερά αργό ρυθμό «ράμπας» (ramp) και 2h παραμονής (soaking time) στην επιλεγμένη θερμοκρασία αποκατάστασης, με σκοπό την εξουδετέρωση των εσωτερικών τάσεων του μετάλλου από την διεργασία της ψυχρής έλασης και την επαναφορά των ιδιοτήτων και της μικροδομής σε σταθερότερη κατάσταση χαμηλότερης ενέργειας.

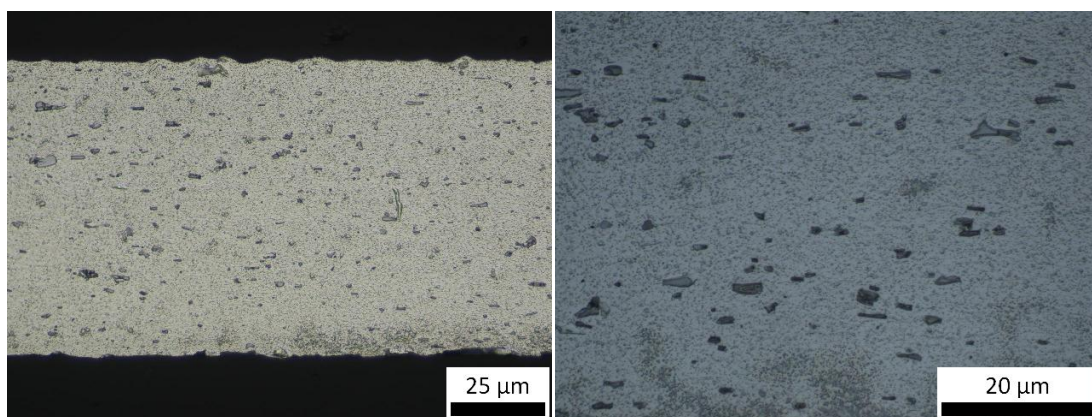
6.1 Οπτική μικροσκοπία

Μέσω της οπτικής μικροσκοπίας πραγματοποιείται η περιγραφή και ο χαρακτηρισμός της εξέλιξης της μικροδομής του κράματος AA3104, ως προϊόν από την ψυχρή έλαση για έξι διαφορετικά πάχη μελέτης με μικρό βήμα διαφοράς ανά φύλλο και για δύο επιλεγμένα πάχη που παρουσίαζαν καλύτερη μηχανική απόκριση τα οποία έχουν υποβληθεί σε θερμική κατεργασία ανόπτησης. Και στις δύο περιπτώσεις οι παρατηρήσεις στο μικροσκόπιο έγιναν, σε τρεις καταστάσεις, όπως έχει προαναφερθεί.

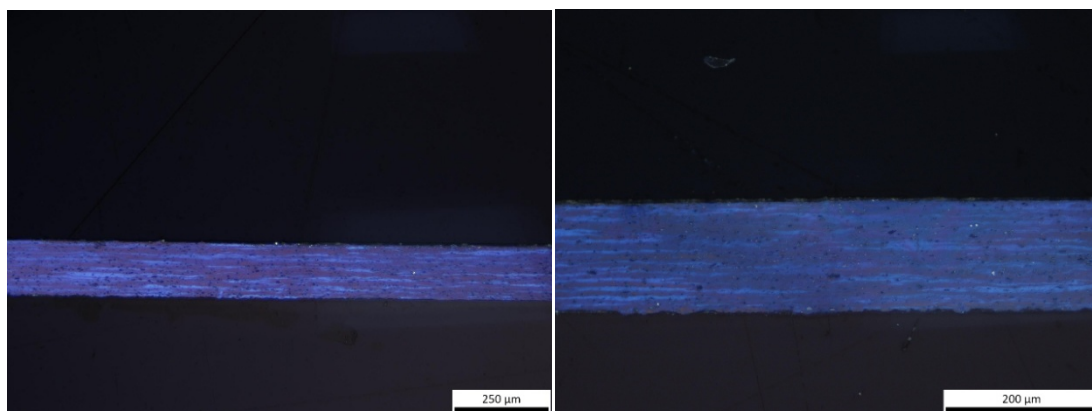
6.1.1 Δοκίμιο πάχους «0.15mm»



Σχήμα 20: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,15mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

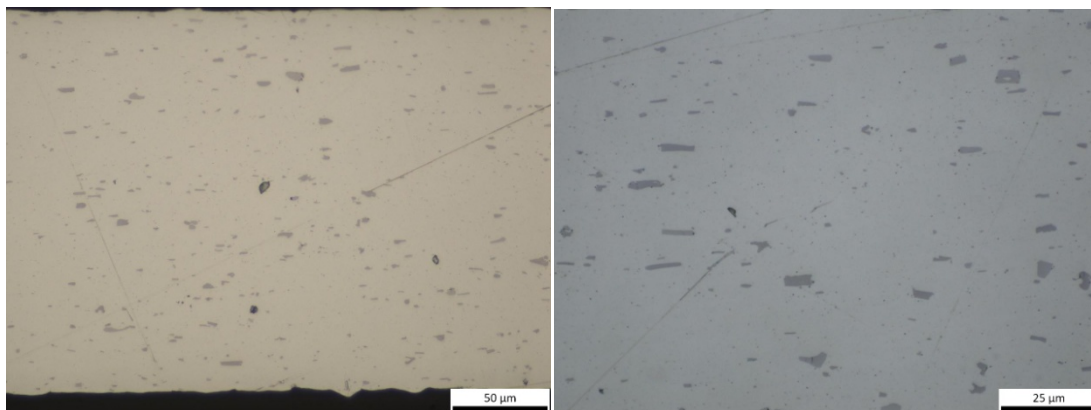


Σχήμα 21: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,15mm «As Received» κατόπιν προσβολής με HF, σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

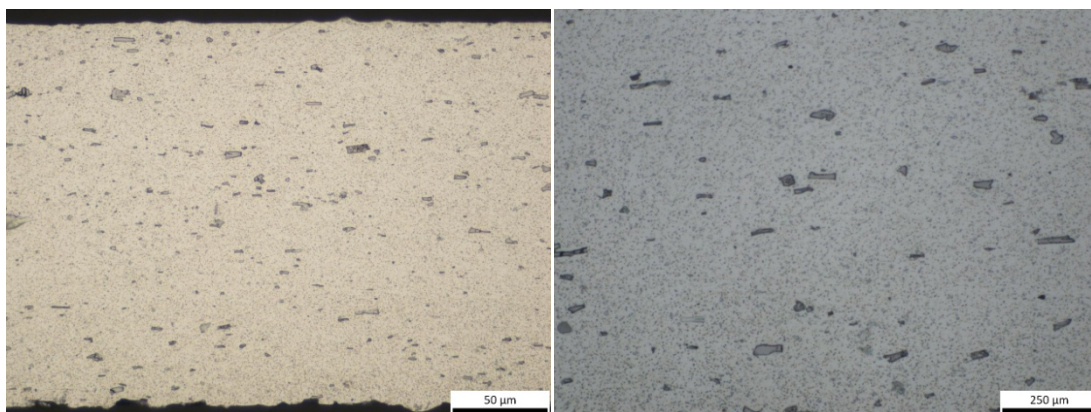


Σχήμα 22: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,15mm «As Received» κατόπιν ηλεκτρολυτικής προσβολής με αντιδραστήριο Barkers, σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x1000(δεξιά).

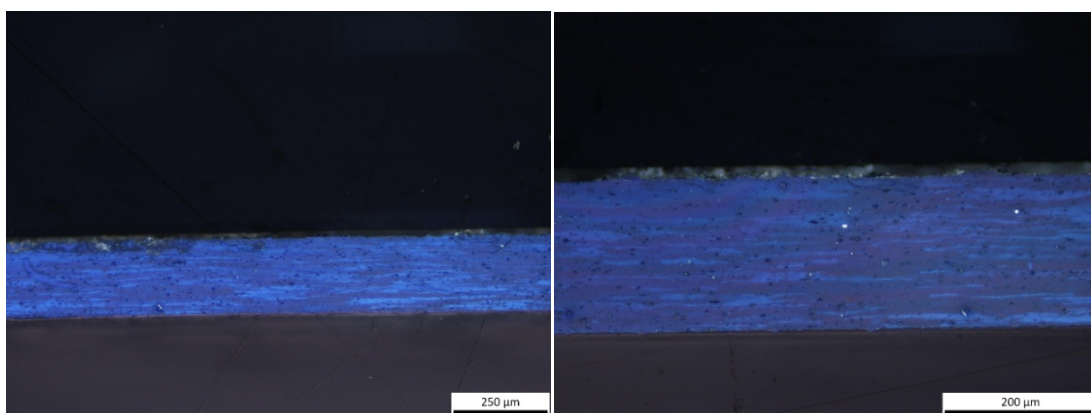
6.1.1.1 Δοκίμιο πάχους «0.20mm»



Σχήμα 23: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

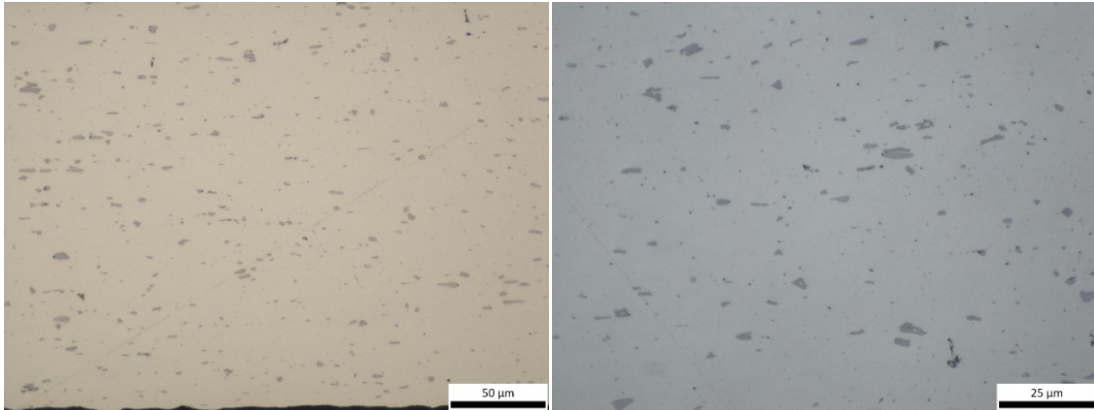


Σχήμα 24: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

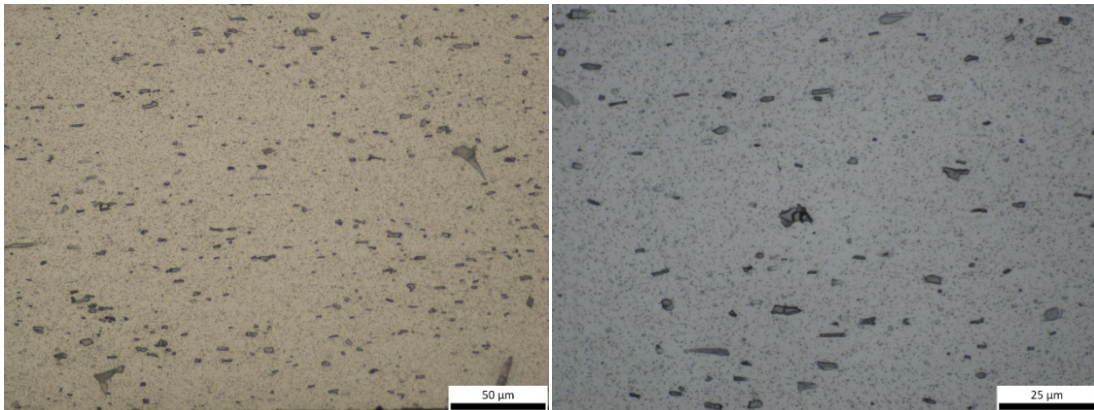


Σχήμα 25: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «As Received» κατόπιν ηλεκτρολυτικής προσβολής με αντιδραστήριο Barker's, σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

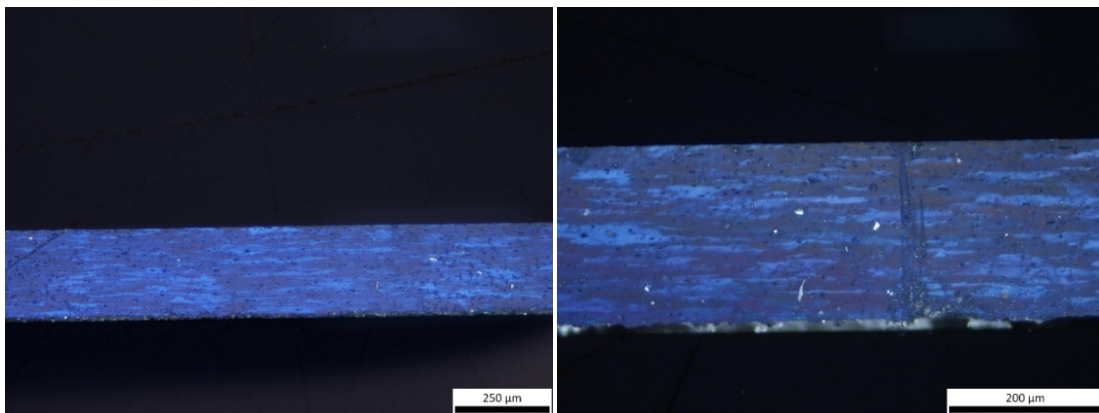
6.1.1.2 Δοκίμιο πάχους «0.23mm»



Σχήμα 26: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,23mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

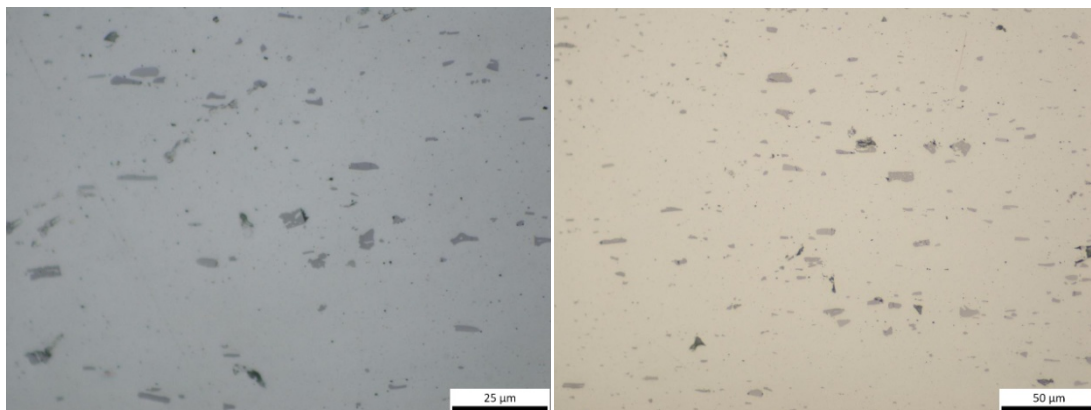


Σχήμα 27: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,23mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά)

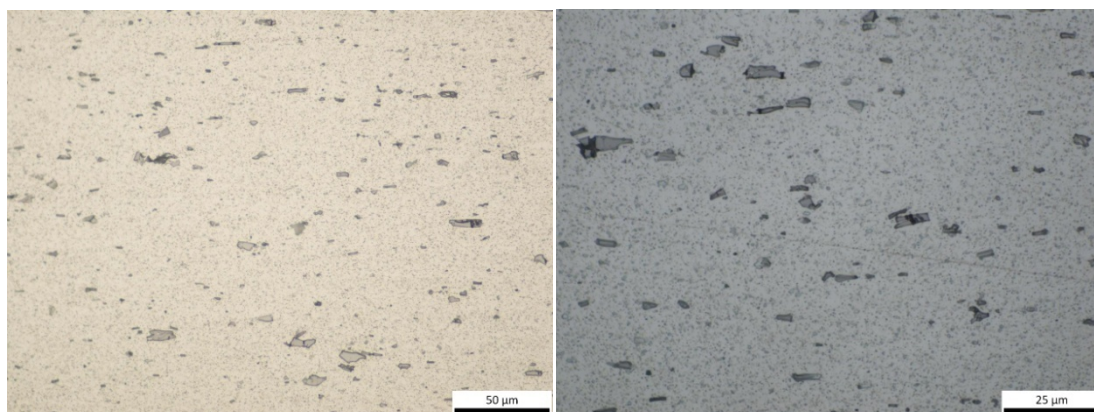


Σχήμα 28: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,23mm κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barchers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

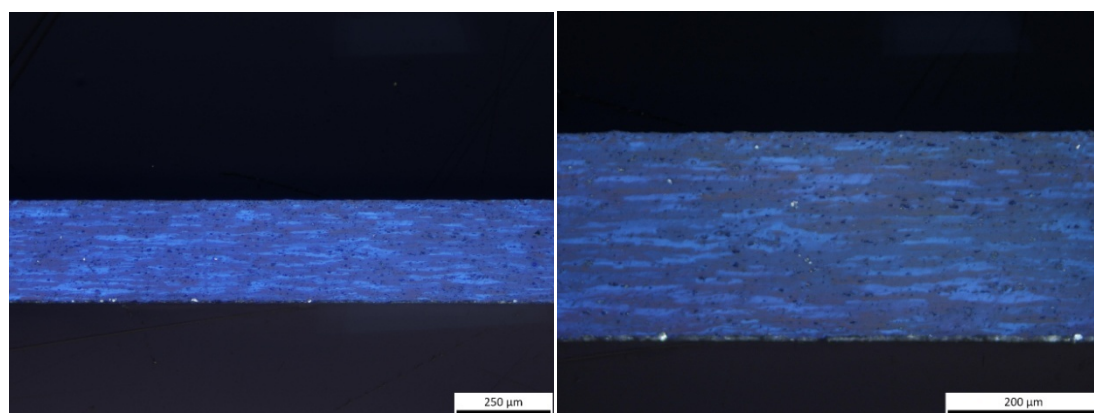
6.1.1.3 Δοκίμιο παχούς «0.25mm»



Σχήμα 29: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

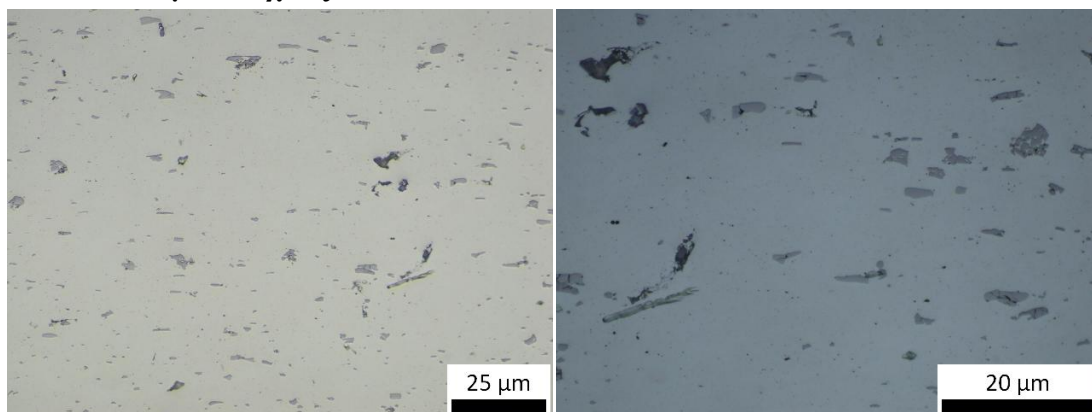


Σχήμα 30: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

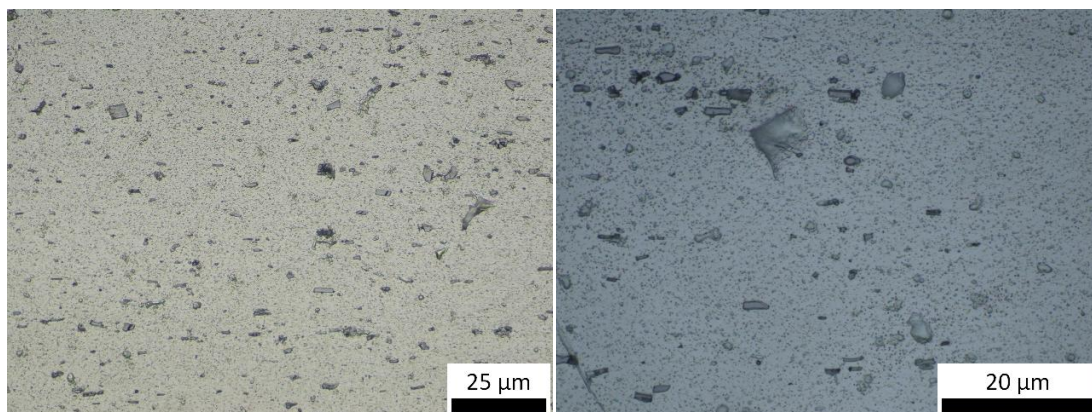


Σχήμα 31: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Bakers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

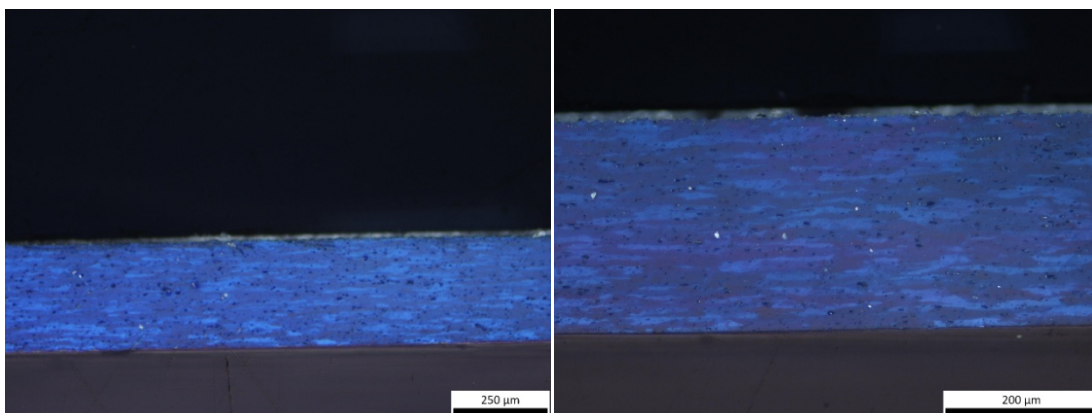
6.1.1.4 Δοκίμιο πάχους «0,29mm»



Σχήμα 32: Οπτική μικροσκοπία δείγματος 0,29mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

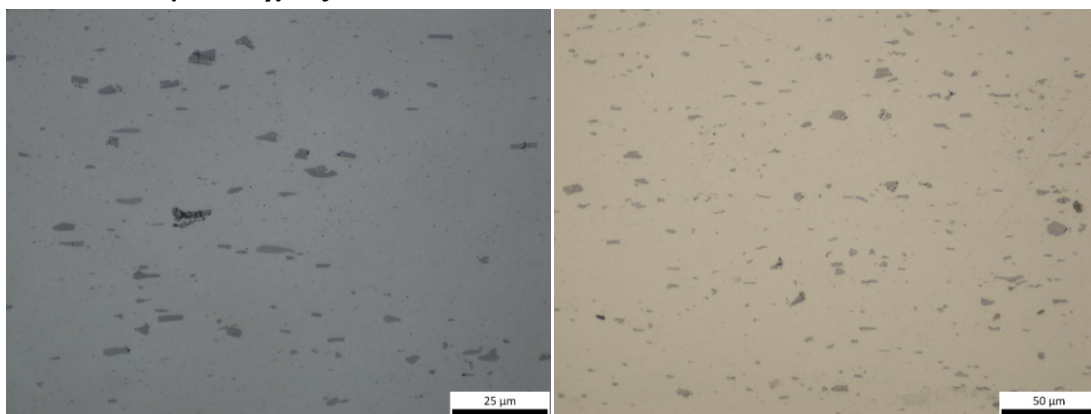


Σχήμα 33: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,29mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

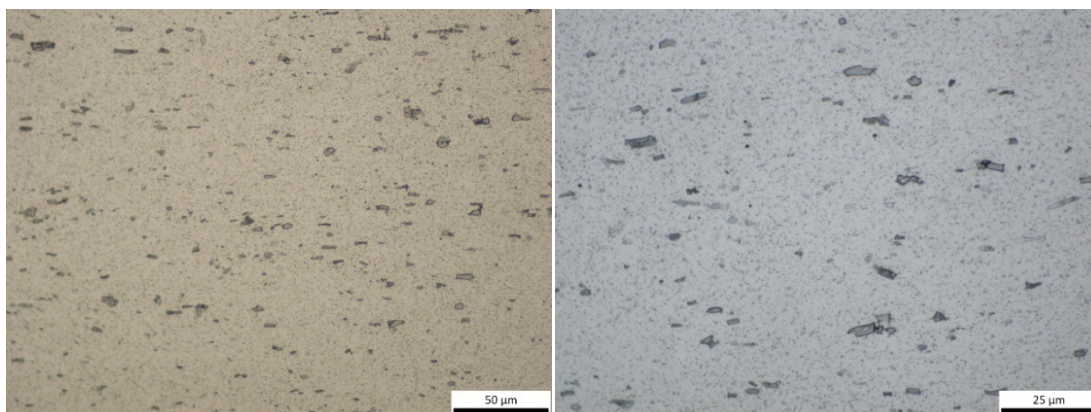


Σχήμα 34: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,29mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Bakers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

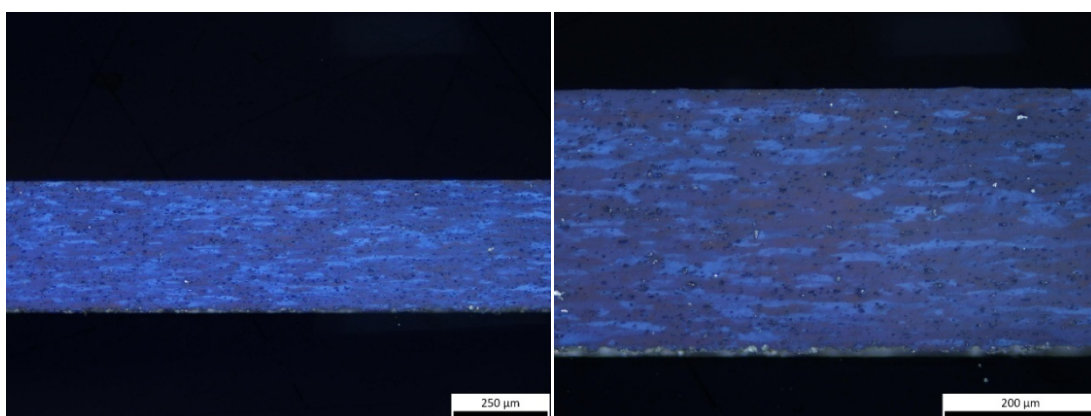
6.1.1.5 Δοκίμιο πάχους «0,35mm»



Σχήμα 35: Οπτική μικροσκοπία δείγματος 0,35mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).



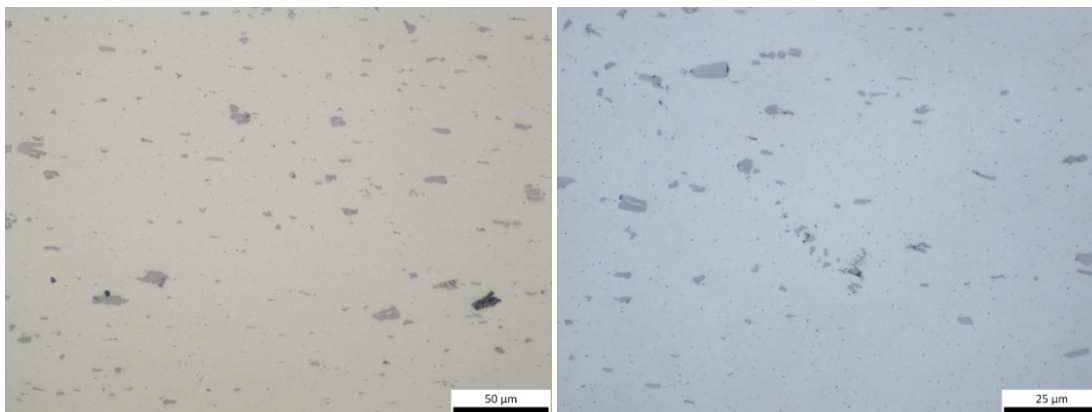
Σχήμα 36: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,35mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).



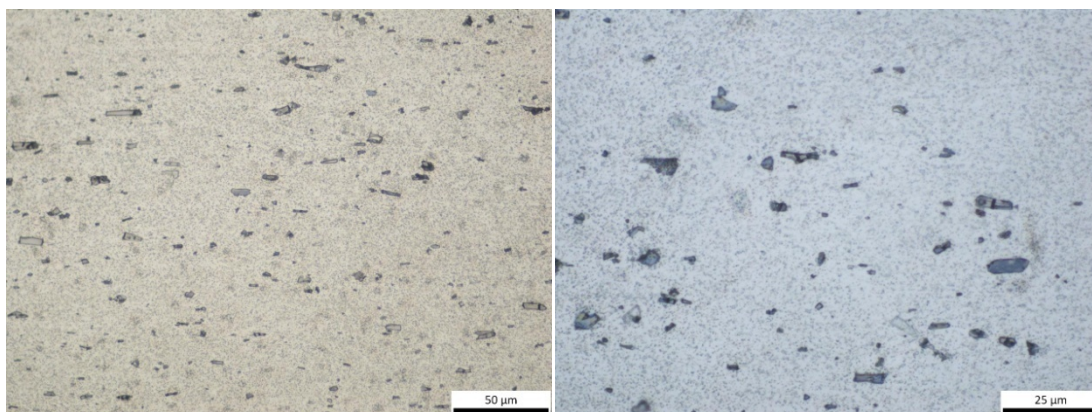
Σχήμα 37: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,35mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Bakers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

Στα σχήματα 20, 23, 26, 29, 32 και 35 παρατηρείται η μικροδομή των δειγματος που προέρχονται από την διαδικασία της ψυχρής έλασης στο πιλοτικό έλαστρο και βρίσκονται σε κατάσταση αμέσως μετά την στίλβωση. Σε όλα τα πάχη παρατηρείται ο ίδιος τύπος μικροδομής. Στα σχήματα 21, 24, 27, 30, 33 και 36 παρατηρείται η διάκριση των ενδομεταλλικών φάσεων και των πιθανών κατακρημνισμάτων στα δείγματα, έπειτα από προσβολή με διάλυμα υδροφθορίου (0,5% HF). Στα σχήματα 22, 25, 28, 31, 34 και 37 παρουσιάζονται οι προσβολές με αντιδραστήριο Barkers, όπου με την ηλεκτρολυτική προσβολή αποκαλύπτεται η μορφολογία των κόκκων και των ορίων τους. Πιο συγκεκριμένα φαίνεται ένα ποσοστό των επιμηκυμένων κόκκων ως προς την διεύθυνση της έλασης και στο υπόλοιπο κομμάτι της μικροδομής φαίνονται οι μερικώς ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι.

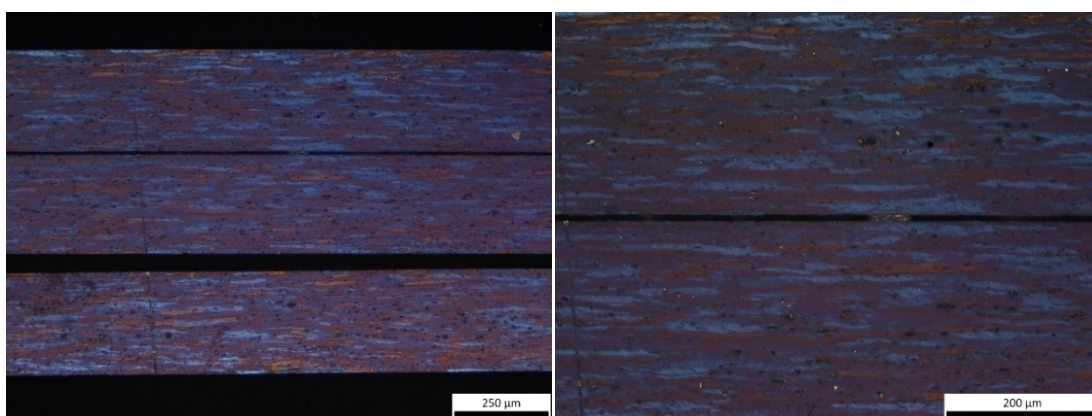
6.1.1.7 Δοκίμιο πάχους «0,19mm», μετά από ανόπτηση



Σχήμα 38: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,19mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

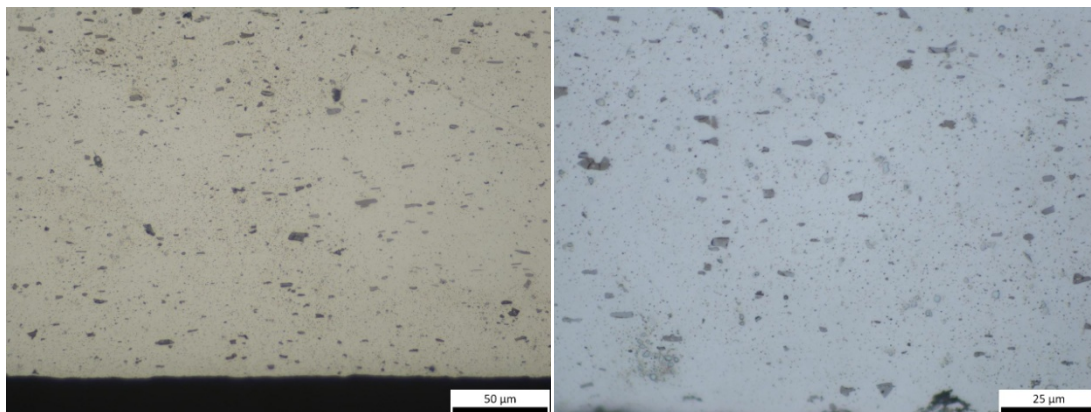


Σχήμα 39: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,19mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).

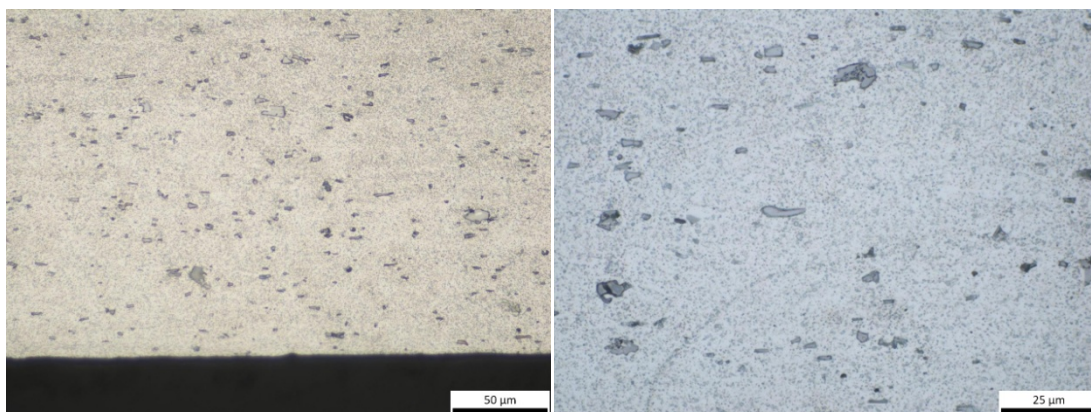


Σχήμα 40: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,19mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Bakers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

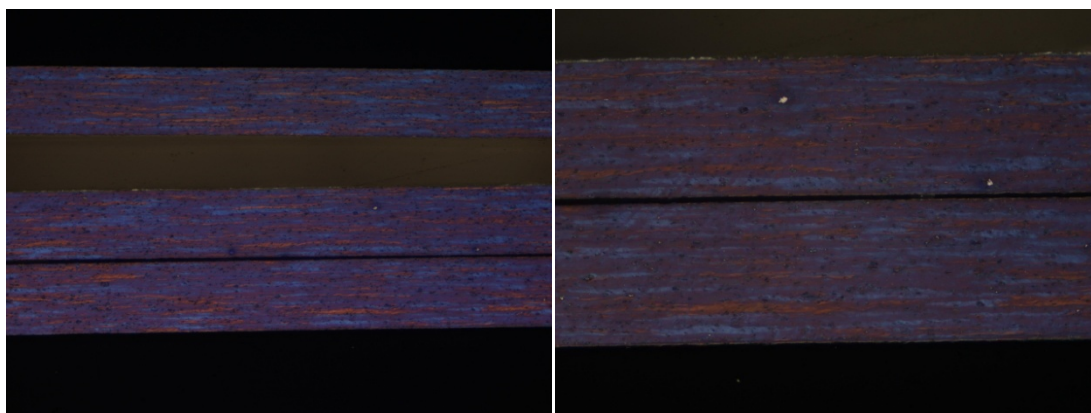
6.1.1.1.8 Δοκίμιο πάχους «0,25mm», μετά από ανόπτηση



Σχήμα 41: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).



Σχήμα 42: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «As Received» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο HF σε μεγέθυνση x500(αριστερά) και x1000(δεξιά).



Σχήμα 43: Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,25mm «θερμική κατεργασία ανόπτησης» κατόπιν προσβολής με αντιδραστήριο Barkers σε μεγέθυνση x100(αριστερά) και x200(δεξιά).

Στα σχήματα 38, 39, 41 και 42, δεν παρατηρούνται τόσο σημαντικές αλλαγές στην μικροδομή από τα δοκίμια παρόμοιου πάχους που παρατηρήθηκαν παραπάνω και δεν είχαν υποστεί θερμική κατεργασία ανόπτησης. Στα σχήματα 40 και 43 φαίνονται οι επιμηκυμένοι κόκκοι στην διεύθυνση της έλασης και στο υπόλοιπο κομμάτι της μικροδομής φαίνονται οι μερικώς ανακρυσταλλομένοι κόκκοι.

6.2 Μηχανικές δοκιμές

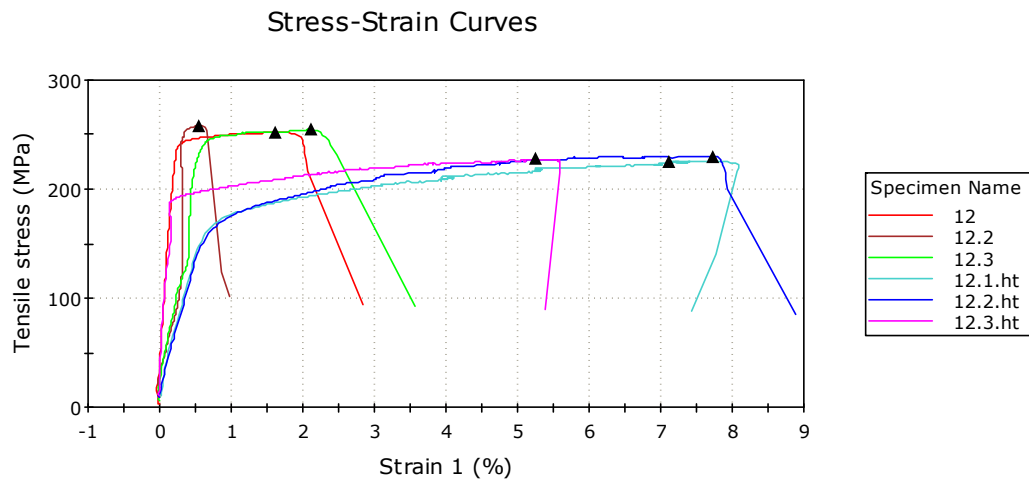
Οι μηχανικές δοκιμές πραγματοποιούνται με σκοπό τη συσχέτιση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού με τα διάφορα ποσοστά υποβιβασμού του AA3104 από την ψυχρή έλαση.

6.2.1 Αποτελέσματα εφελκυσμών

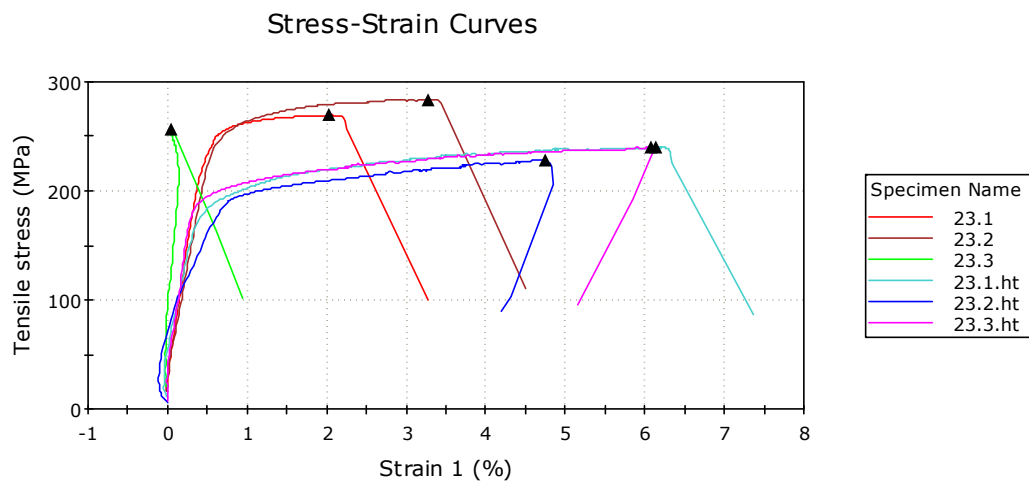
Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού για τα δοκίμια «as received» και θερμοκρασίας ανόπτησης 230°C. Από τα δυο φύλλα με το μικρότερο πάχος 0,19mm, συλλέγονται 3 δοκίμια εφελκυσμού από το ένα φύλλο και 3 από το άλλο, όπου στην μια από τις δύο τριάδες υποβάλλεται σε θερμική κατεργασία, για το φύλλο με το μεγαλύτερο πάχος 0,29mm, υπάρχει η δυνατότητα κοπής 6 δοκιμίων εφελκυσμού, όπου και σε αυτή την περίπτωση μόνο τα τρία υποβάλλονται σε θερμική κατεργασία.

Οι τιμές των βασικών μηχανικών ιδιοτήτων που προκύπτουν από τις καμπύλες του Σχήματος 44, παρουσιάζονται στο Σχήμα 46 έως 49 υπό την μορφή ιστογραμμάτων. Μέσω των διαγραμμάτων του Σχήματος 44 και 45 παρουσιάζεται η εξέλιξη των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3104 ως προς τη διεύθυνση που είναι παράλληλη με την διεύθυνση της έλασης, για τα δοκίμια πάχους «0,19mm» και «0,25mm», σε κατάσταση μετά από την ψυχρή έλαση και μετά την θερμική κατεργασία ανόπτησης. Οι βέλτιστες τιμές των παραμέτρων ανισοτροπίας, ώστε το μελετώμενο υλικό να είναι σχετικά ισότροπο, θα πρέπει να είναι τέτοιες ώστε η παράμετρος \bar{r} να είναι όσο το δυνατόν υψηλότερη με την παράμετρο Δr παραμένει σε μία περιοχή κοντά στην τιμή 0. Από τα διαγράμματα των σχημάτων 46, 47, 48 και 49, επιβεβαιώνονται οι παρατηρήσεις των δοκιμών σκληρομέτρησης που ακολουθούν παρακάτω (ενότ. 5.4),

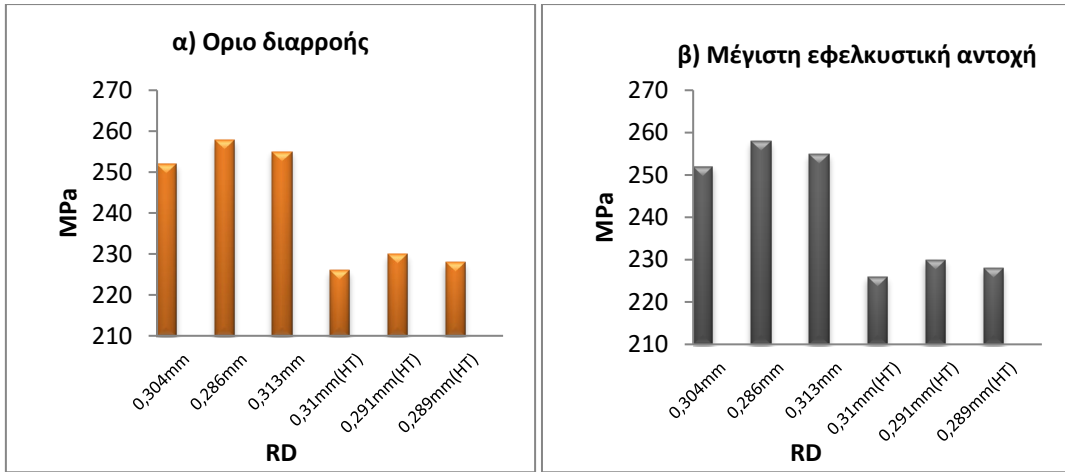
καθώς τα φύλλα στα οποία έχει εφαρμοσθή θερμική κατεργασία ανόπτησης παρουσιάζουν υψηλότερες τιμές ολκιμότητας και χαμηλότερες τιμές αντοχής σε σχέση με τα φύλλα αμέσως μετά το στάδιο της ψυχρής έλασης.



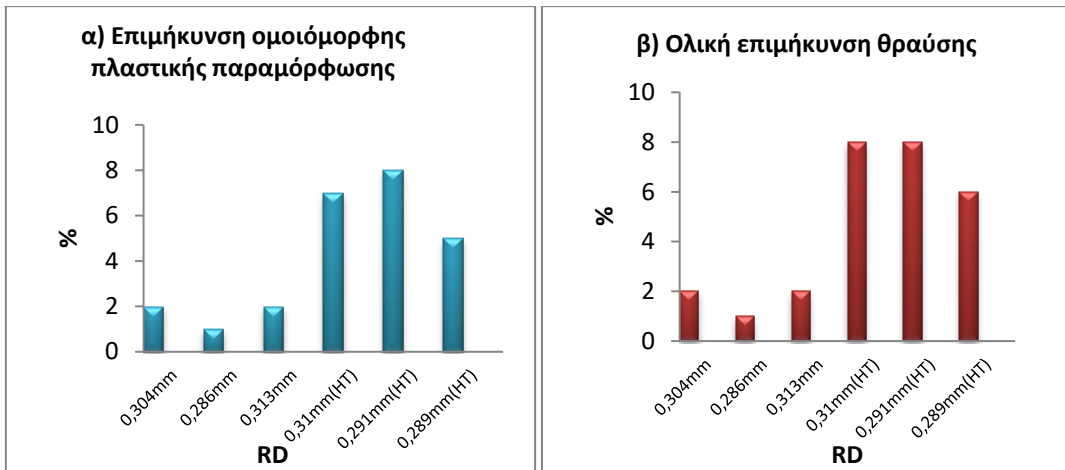
Σχήμα 44: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain), στην διεύθυνση της έλασης για το δοκίμιο 12, πάχους (0,25mm).



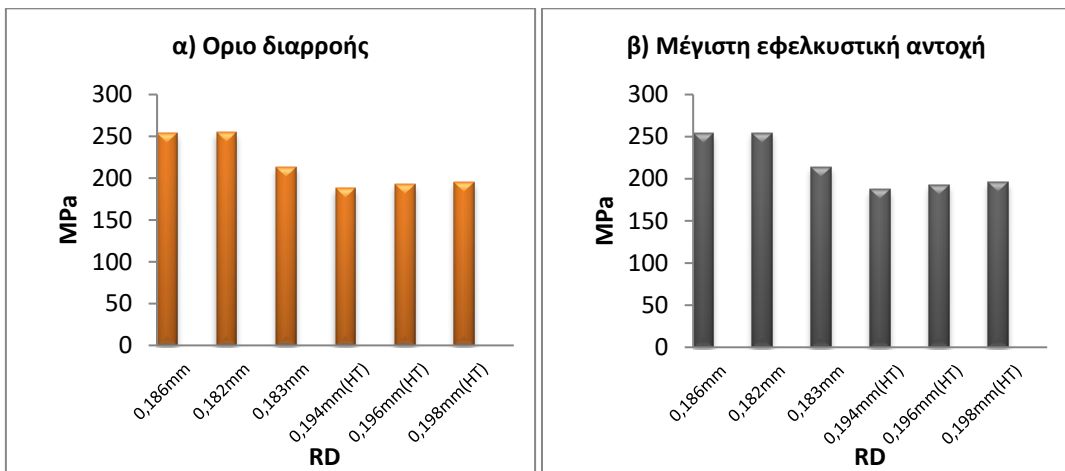
Σχήμα 45: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain), στην διεύθυνση της έλασης για το δοκίμιο 23, πάχους (0,19mm).



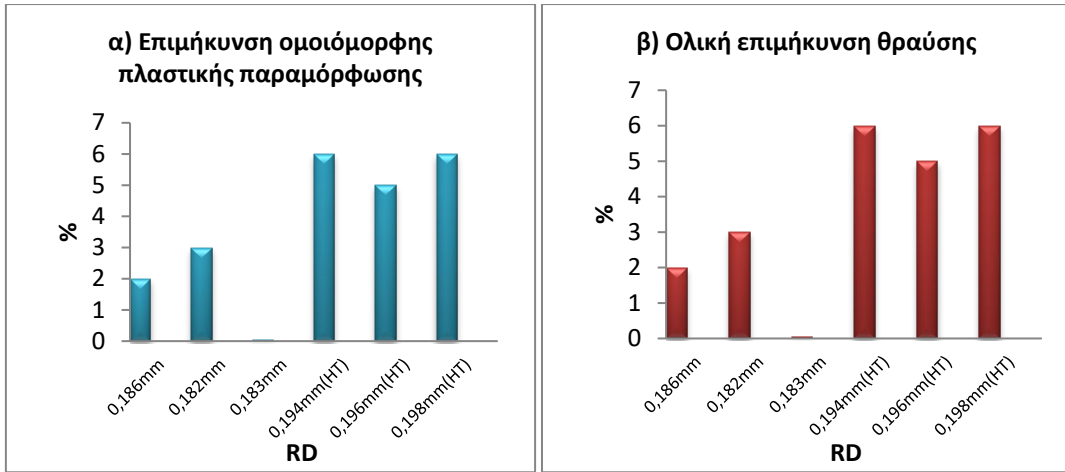
Σχήμα 46: α) Διάγραμμα απεικόνισης αντοχής διαρροής(yield strength) και β) Διάγραμμα απεικόνισης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής(Ultimate Tensile Strength), για το δοκίμιο 12, πάχους (0,25mm).



Σχήμα 47: α) Διάγραμμα απεικόνισης επιμήκυνσης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Uniform Elongation) και β) Διάγραμμα που απεικόνισης ολικής επιμήκυνσης θραύσης (Elongation to Fracture), για το δοκίμιο 12, πάχους (0,25mm).



Σχήμα 48: α) Διάγραμμα απεικόνισης αντοχής διαρροής(yield strength) και β) Διάγραμμα απεικόνισης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής(Ultimate Tensile Strength), για το δοκίμιο 23, πάχους (0,19mm).



Σχήμα 49: α) Διάγραμμα απεικόνισης επιμήκυνσης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Uniform Elongation) και β) Διάγραμμα που απεικόνισης ολικής επιμήκυνσης θραύσης (Elongation to Fracture), για το δοκίμιο 23, πάχους (0,19mm).

6.2.2 Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των μετρήσεων, στα οχτώ δείγματα διαφορετικού πάχους, από τα οποία τα έξι δεν έχουν υποστεί θερμική κατεργασία ανόπτησης (Πίνακας 4).

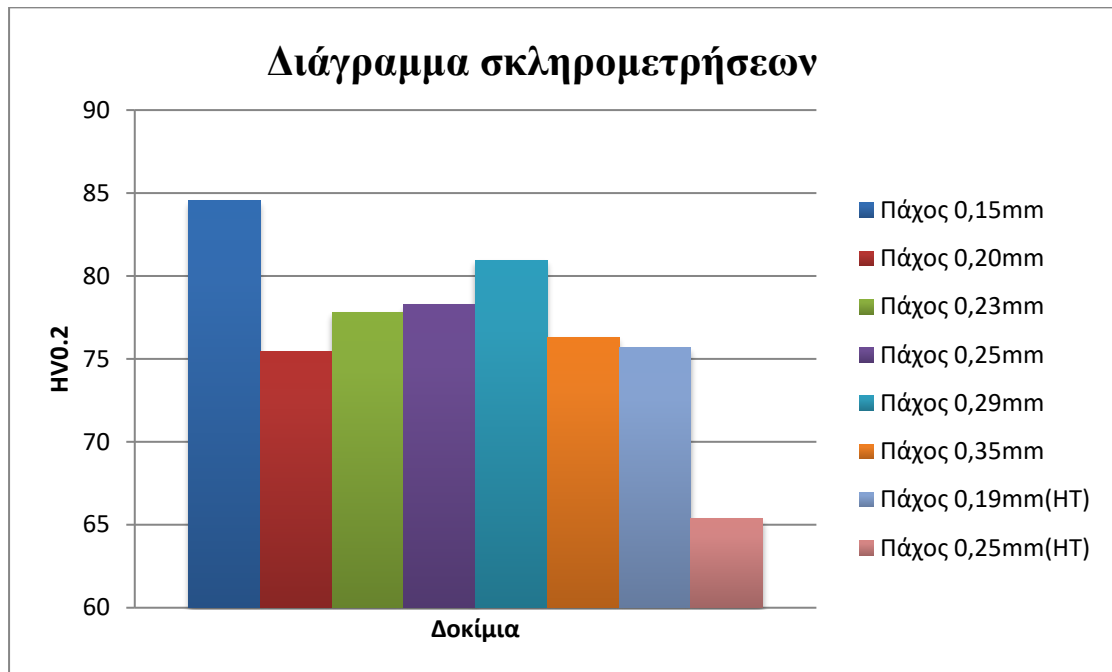
Πίνακας 4: Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας

Δοκίμιο	Μετρήσεις σκληρότητας Vickers (HV0,2)	Μ.Ο. Μετρήσεων Vickers (HV0,2)
Πάχους 0,15mm	88,35	84,53
	87,58	
	77,24	
Πάχους 0,20mm	73,27	75,43
	80,89	
	72,14	
Πάχους 0,23mm	91,92	77,80
	67,07	
	74,43	
Πάχους 0,25mm	86,76	78,31
	70,98	
	77,19	
Πάχους 0,29mm	84,38	80,92
	72,8	
	85,57	
Πάχους 0,35mm	79,06	76,30
	79,04	
	70,8	
Πάχους 0,19mm (Θερμική κατεργασία ανόπτησης)	74,72	75,67
	75,76	
	76,54	
Πάχους 0,25mm (Θερμική κατεργασία ανόπτησης)	64,1	65,36
	67,86	
	64,12	

Όπως παρατηρείται από τον παραπάνω πίνακα, όσο μικρότερο το πάχος του δοκιμίου τόσο μεγαλύτερη η σκληρότητα του και η σκληρότητα στα δοκίμια που έχουν

υποστεί θερμική κατεργασία ανόπτησης παρουσιάζει χαμηλότερες τιμές από ότι στα άλλα δοκίμια, όπως αναμενόταν. Επίσης όλες οι τιμές δεν αποκλίνουν σημαντικά μεταξύ τους για τα διάφορα πάχη των δοκιμίων.

Στο παρακάτω ιστόγραμμα του σχήματος 50, παρουσιάζονται με την μορφή ποσοτικών μπαρών οι μέσες τιμές των σκληρομετρήσεων του πίνακα 4.



Σχήμα 50: Διάγραμμα που απεικονίζει τα αποτελέσματα των μετρήσεων σκληρότητας.

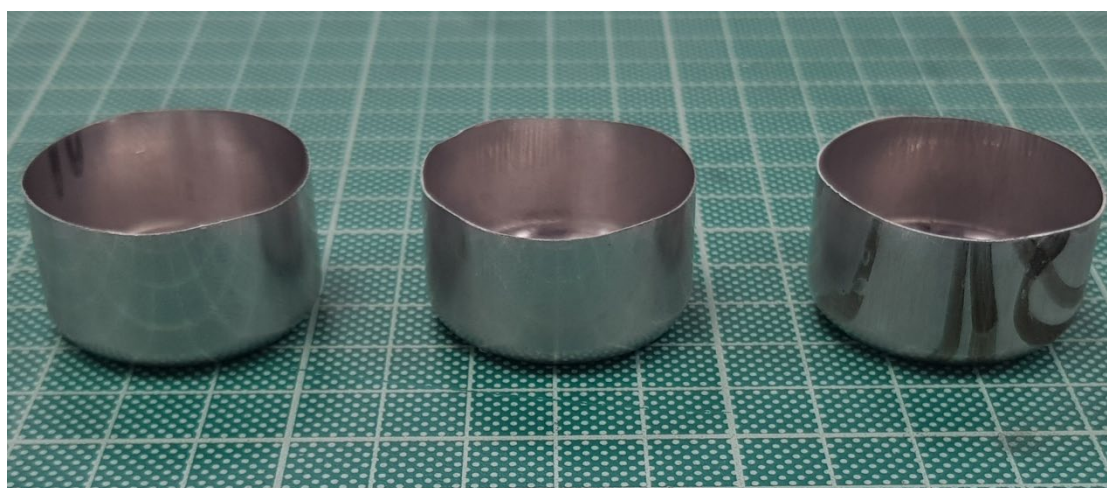
6.2.3 Αποτελέσματα δοκιμής βαθιάς κοίλανσης(Deep Drawing)

Η δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης, πραγματοποιήθηκε στον τομέα ποιοτικού ελέγχου της ΕΛ.ΒΑΛ. Α.Ε.

Από την δοκιμή προέκυψαν 4 κυάθια, από δύο φύλλα διαφορετικά ποσοστά υποβιβασμού (Φύλλο 1:0,19mm και Φύλλο 2: 0,25mm).

Πίνακας 5: Αποτελέσματα βαθιάς κοίλανσης

Δείγματα	Πάχος	Z%	Μοίρες
21	0,19mm	2,5	45°
21(HT)	0.19mm	2,45	45°
12	0.25mm	2,95	45°
12(HT)	0.25mm	2,91	45°



Σχήμα 51: Κυάθια α) Αριστερά δοκίμιο 21 , β) Κέντρο δοκίμιο 21(ανόπτηση) , γ) δεξιά δοκίμιο 12 .

Από τον πίνακα 5, παρατηρείται η πτώση του ποσοστού Z στα ανοπτημένα δοκίμια σε σχέση με τα μη ανοπτημένα, στα δοκίμια «12» και «21». Σε όλες τις παραπάνω περιπτώσεις πληρούνται οι προδιαγραφές του φαινομένου earing ($Z < 5\%$). Και στα δύο ποσοστά υποβιβασμού, τα κυάθια των ανοπτημένων φύλλων, παρουσιάζουν χαμηλότερες τιμές Z και επομένως καλύτερες ως προς τις προδιαγραφές.

6.3 Αποτελέσματα μετρήσεων αγωγιμότητας

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα από τις μετρήσεις αγωγιμότητας στα δοκίμια με πάχος 0,19mm και 0,25mm, στην κατάσταση μετά την ψυχρή έλαση στο πιλοτικό έλαστρο και μετά από την θερμική κατεργασία ανόπτησης (Πίνακας 6).

Πίνακας 6: Μετρήσεις αγωγιμότητας

Δοκίμιο	Ms/m
0,19mm	24,05
0,19mm (HT)	22,40
0,25mm	24,49
0,25mm (HT)	25,87

Όπως παρατηρείται, η τιμή της αγωγιμότητας αυξάνεται μετά την θερμική κατεργασία ανόπτησης στο δείγμα πάχους 0,25mm, ενώ μειώνεται στο δείγμα με μεγαλύτερο υποβιβασμό, πάχους 0,19mm. Με άλλα λόγια με την αύξηση της πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού, συμβαίνει μείωση της ηλεκτρικής αγωγιμότητας του, που οφείλεται στην αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών στην μικροδομή του υλικού που καθιστούν πιο δύσκολη τη διαδρομή του ρεύματος.

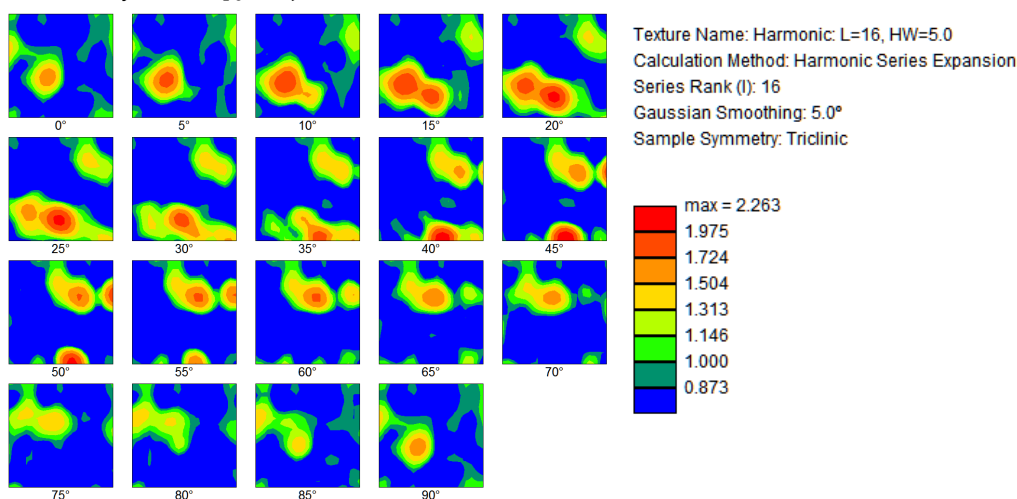
6.4 Αποτελέσματα εξέτασης με Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD)

Με τη μέθοδο ebsd, εξετάστηκαν 8 δείγματα, από τα οποία, 6 επιλέχθηκαν με μικρό βήμα μείωσης του πάχους και τα υπόλοιπα 2 που είχαν υποστεί θερμική κατεργασία ανόπτησης παρουσίαζαν απόκλιση πάχους περίπου 0,05mm. Τα αποτελέσματα της ανάλυσης EBSD, για το αρχικό πάχος φύλλων του AA3104, που υποβλήθηκε στην ψυχρή έλαση για να προκύψουν τα μελετώμενα ποσοστά υποβιβασμού των δειγμάτων που αναφέρθηκαν παραπάνω, παρατήθενται παρακάτω από την μελέτη άλλης εργασίας [60]. Για να μελετηθούν στο EBSD, στιλβώθηκαν ηλεκτροχημικά στη συσκευή Struers LectroPol-5.

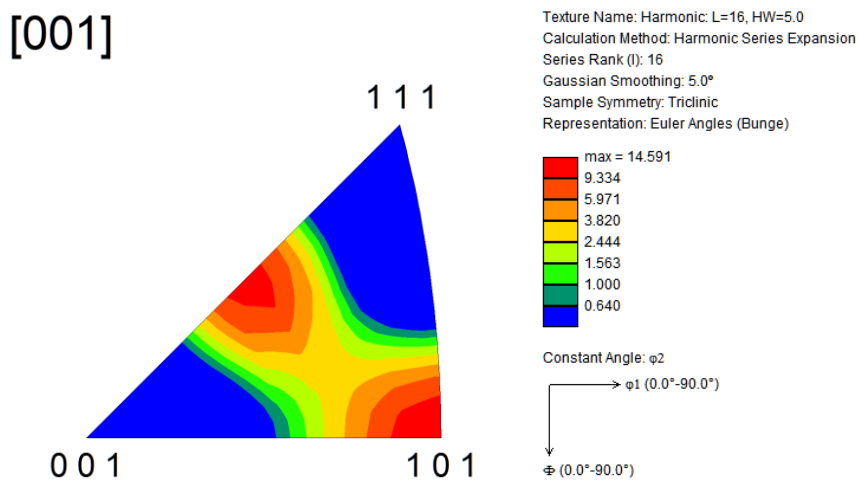
Πίνακας 7: Παράμετροι υπολογισμού κρυσταλλογραφικών συστατικών.

Notation	Miller indices {h k l}<u v w>	Euler angles (°)			Texture type
		φ_1	φ	φ_2	
Cube	{001}<100>	0	0	0	Recrystallization
P	{011}<122>	70	45	0/90	
R	{124}<211>	59	37	63	
Brass	{011}<211>	35	45	0	Rolling
Copper	{112}<111>	90	35	45	
Goss	{011}<100>	0	45	0	
S	{123}<634>	59	37	63	
D	{4 4 11}<11 11 8>	90	27	45	
Rotate cube	{001}<110>	45	0	0	
Inverse brass	{112}<110>	0	35	45	Shear
E	{111}<110>	0/60	55	45	
F	{111}<112>	30/90	55	45	

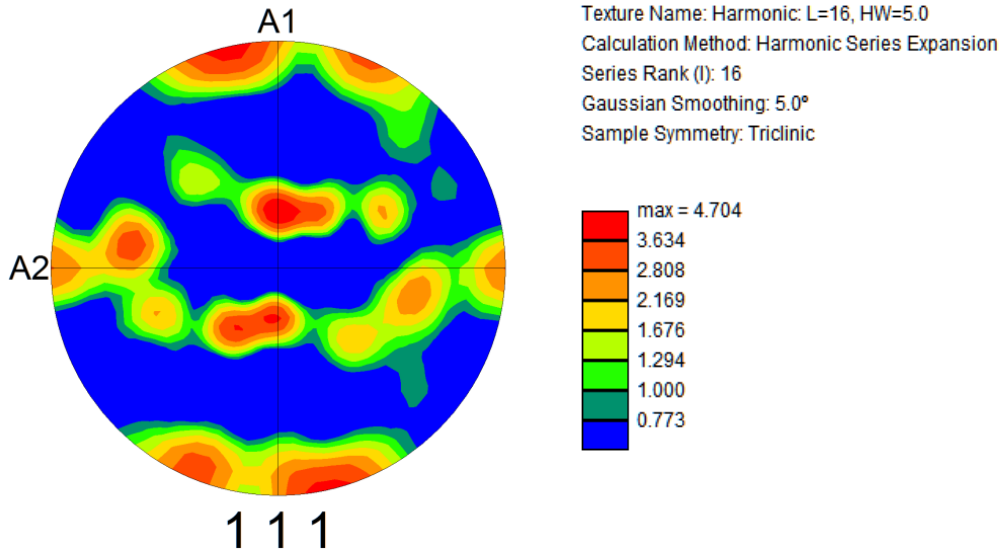
6.4.1 Δοκίμια πάχους «0,15mm»



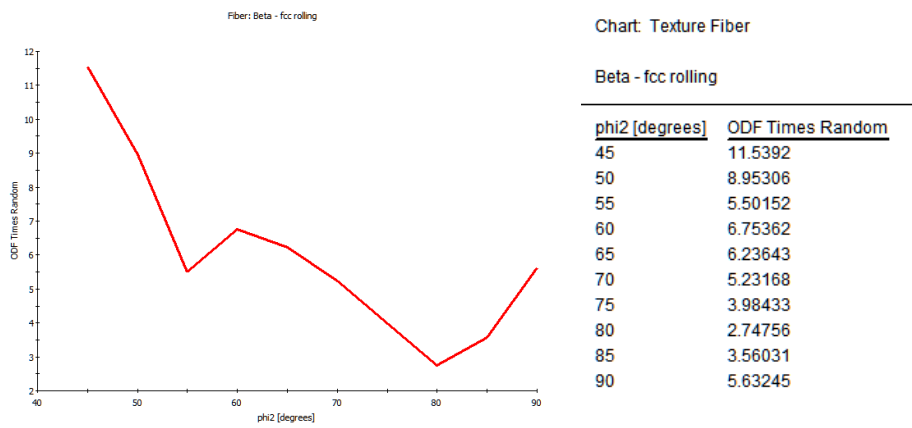
Σχήμα 52: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,15mm».



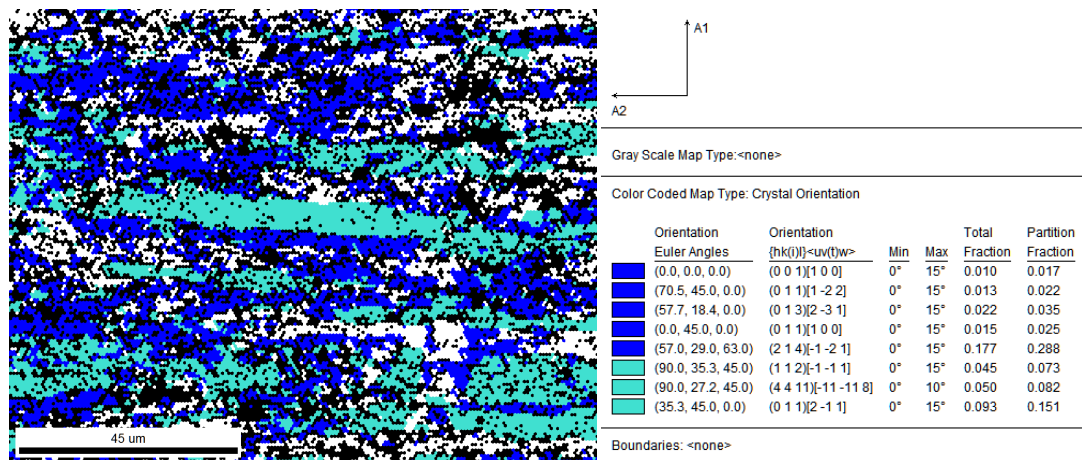
Σχήμα 53: Διάγραμμα IPF[001], δοκίμιου πάχους «0,15mm».



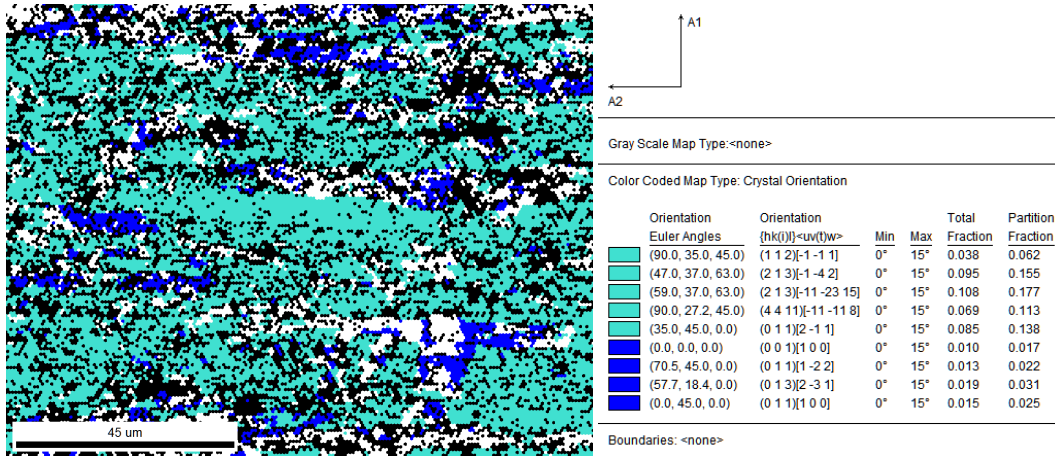
Σχήμα 54: Διάγραμμα PF, δοκιμίου πάχους «0,15mm».



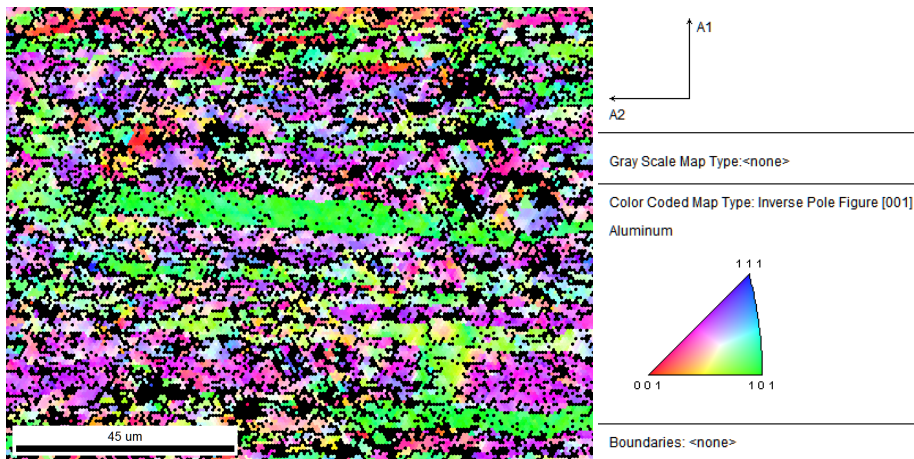
Σχήμα 55: Διάγραμμα β-ίνας, δοκιμίου πάχους «0,15mm».



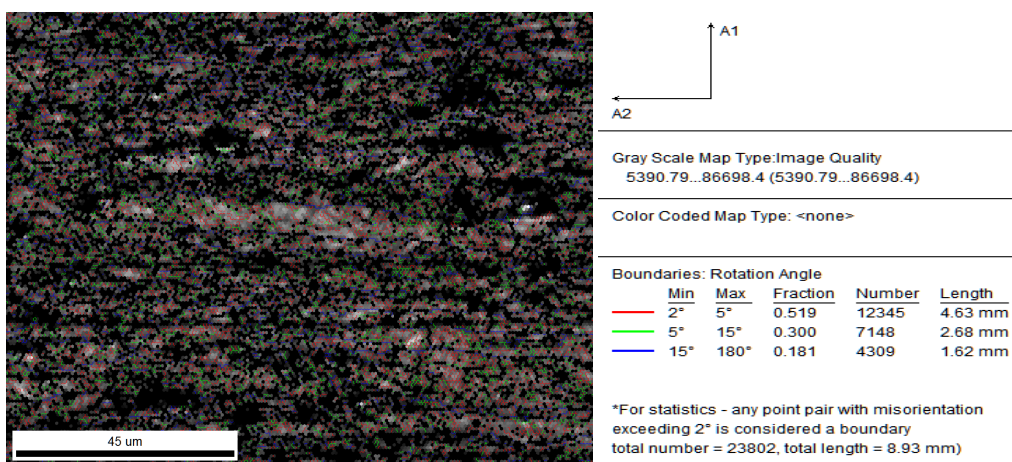
Σχήμα 56: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,15mm».



Σχήμα 57: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,15mm».



Σχήμα 58: Χάρτης IPF δοκιμίου πάχους «0,15mm».



Σχήμα 59: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,15mm».

Πίνακας 8: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκιμίου πάχους «0,15mm».

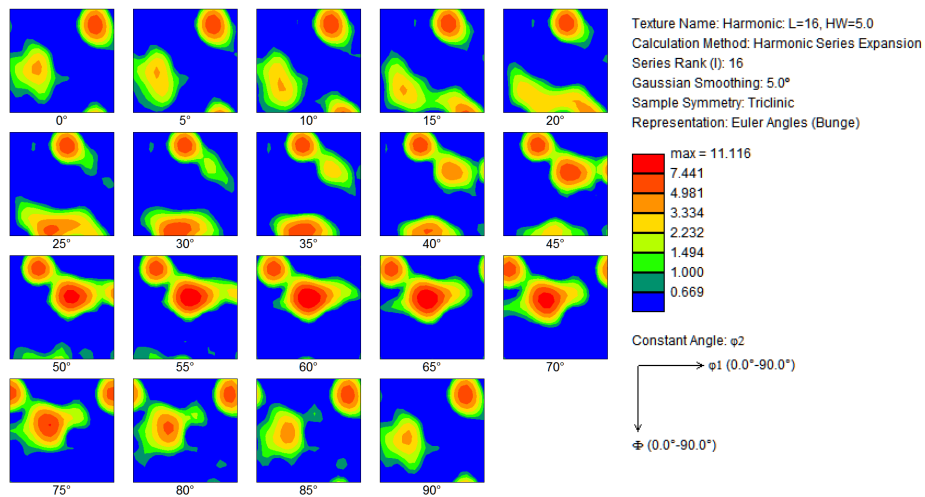
Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό(%)
Copper(Cu)	{112}<111>	6,2	Cube	{001}<110>	1,7
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	2,2
S2	{123}<412>	11,5	Q	{013}<231>	3,5
S3	{123}<634>	17,7	Goss	{011}<100>	2,5
Brass (Bs)	{110}<112>	13,8	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	11,3	Rotated Cube	{001}<110>	7,3
			Rotated Goss	{011}<011>	8,2
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση	60,5		Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης	25,4	
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				14,1	

Ο χαρακτηρισμός του κρυσταλλογραφικού ιστού μέσω των αποτελεσμάτων της μεθόδου EBSD, αφορά δείγματα που έχουν υποστεί ψυχρή έλαση σε πιλοτικό έλαστρο, οπότε όπως παρατηρείτε και στις παραπάνω εικόνες, ένα μεγάλο ποσοστό των κόκκων παρουσιάζουν έντονη κατευθυντικότητα προς την διεύθυνση της έλασης(RD). Παρατηρείται η περιστροφή των κόκκων κατά την πλαστική παραμόρφωση της έλασης, όπου αυτή εμφανίζεται από την κύρια διεύθυνση προσανατολισμού των κόκκων <001> στην θερμή έλαση στην διεύθυνση <101> στην ψυχρή έλαση. Οι χάρτες απεικόνισης των ιστών έλασης και ανακρυστάλλωσης δίνουν πληροφορίες σχετικά με τα περιεχόμενα κρυσταλλογραφικά συστατικά του δοκιμίου. Στον παραπάνω πίνακα(πίνακας 8), αναγράφονται τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών τόσο για την έλαση όσο και την ανακρυστάλλωση, όπου για την έλαση το συστατικό που παρουσιάζει το μεγαλύτερο ποσοστό είναι το S3(17,7%) και για την ανακρυστάλλωση το RG(8,2%). Επιπλέον ο συνολικός ιστός παραμόρφωσης είναι σημαντικά μεγαλύτερος από τον συνολικό ιστό ανακρυστάλλωσης.

Από το διάγραμμα IPF και τα δεδομένα του, στην κλίμακα έντασης IPF η μεγαλύτερη τιμή είναι η 2,263 και η τάση προσανατολισμού των κόκκων παρουσιάζεται προς τις διευθύνσεις <101> και στην περιοχή της <112>. Το γεγονός αυτό μπορεί να παρατηρηθεί και από τον πίνακα κρυσταλλογραφικών συστατικών,

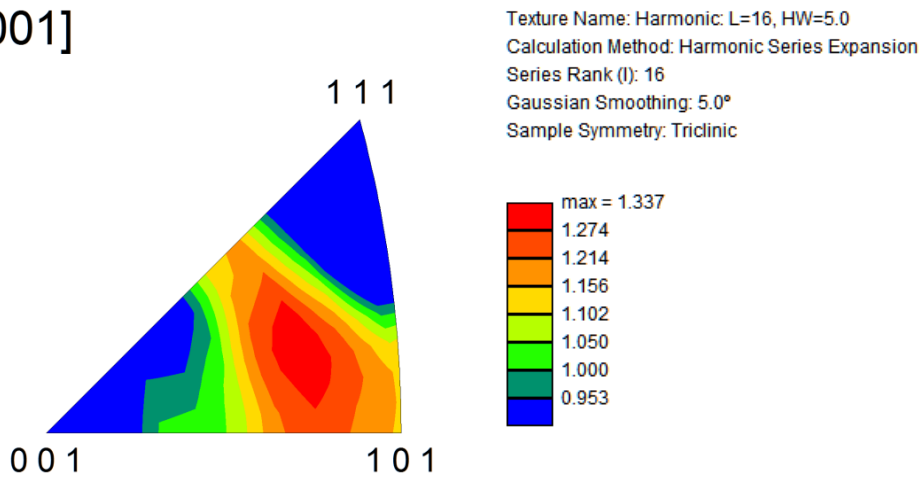
όπου φαίνεται το ποσοστό του συστατικού Taylor/Dillamore(D) $\{4411\}\langle 112\rangle$ βρίσκεται σε σχετικά μεγάλο ποσοστό, όπως και του συστατικού Brass(Bs). Τα αποτελέσματα που λαμβάνονται από το διάγραμμα PF, δίνουν παρόμοιες πληροφορίες με αυτό του IPF σχετικά με τους κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς του δείγματος. Από τον χάρτη ODF προκύπτουν γραφικά οι ποσοτικές πληροφορίες για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά του δείγματος, που βρίσκονται στον πίνακα. Έτσι παρατηρείτε πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 14,591 και εμφανίζεται στις συγκεκριμένες θέσεις της (εικόνας 54) με την μορφή του συστατικού Brass(Br), το οποίο αποτελεί ένα από τα ισχυρότερα συστατικά της β-ίνας σύμφωνα και με το ποσοστό του. Ο σχηματισμός της β-ίνας είναι ένα φαινόμενο που εμφανίζεται στα ελασμένα μεταλλικά υλικά και στην φάση αυτή περιέχονται τα συστατικά Brass(Br), Copper(Cu) και S, των οποίων τα ποσοστά βρίσκονται στον (πίνακα 8).

6.4.2 Δοκίμιο πάχους «0,20mm»

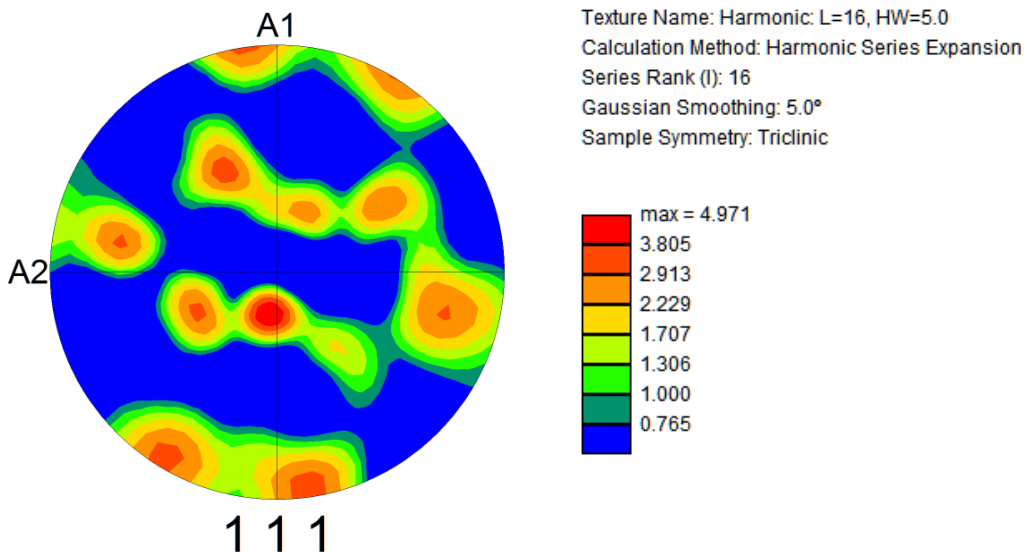


Σχήμα 60: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,20mm».

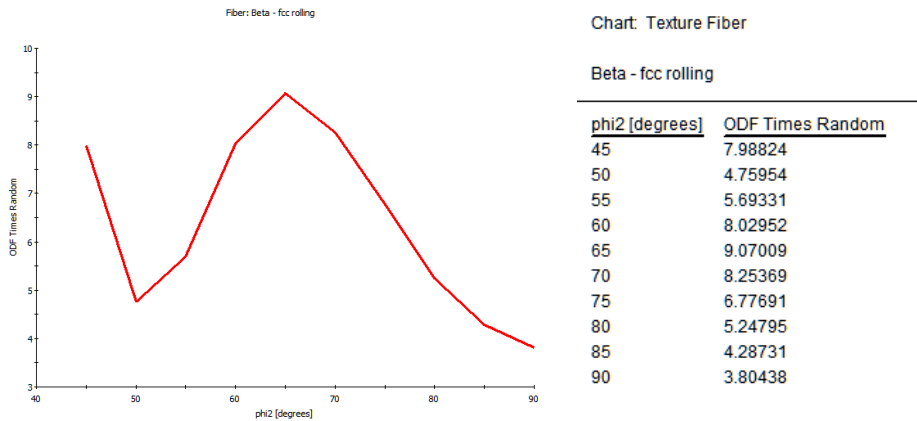
[001]



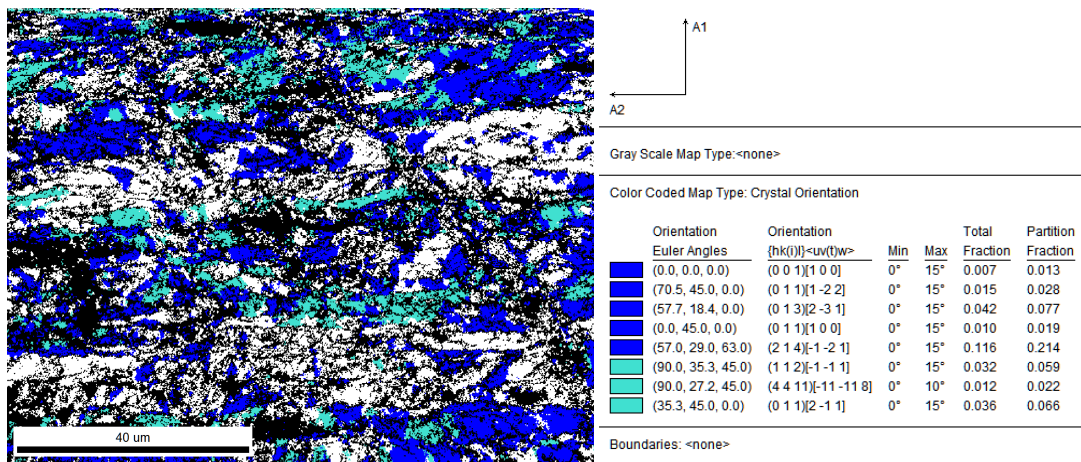
Σχήμα 61: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκίμιου πάχους «0,20mm».



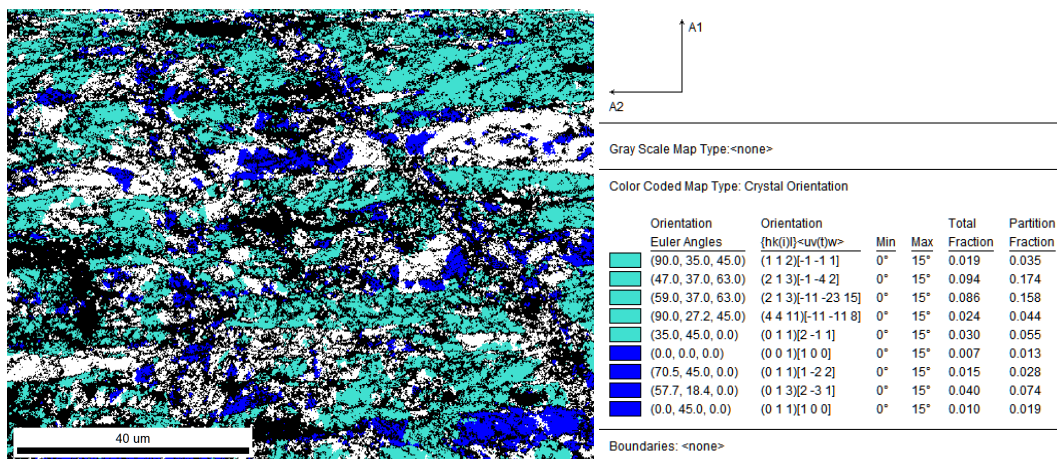
Σχήμα 62: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,20mm».



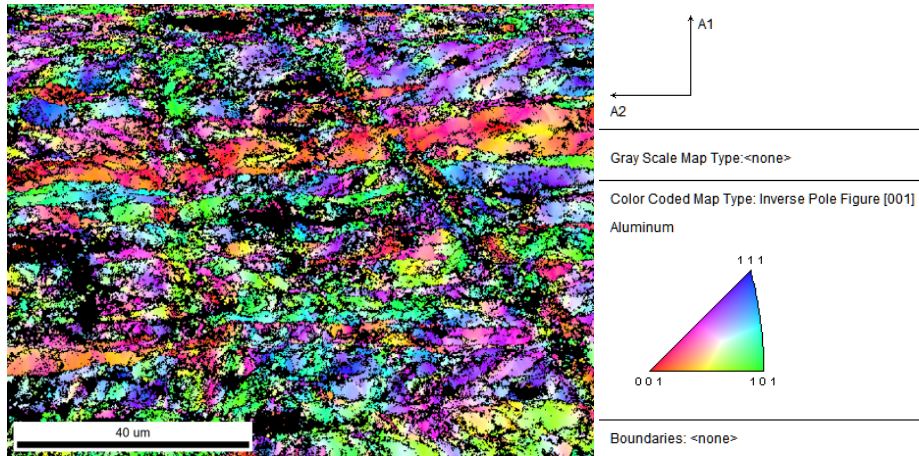
Σχήμα 63: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».



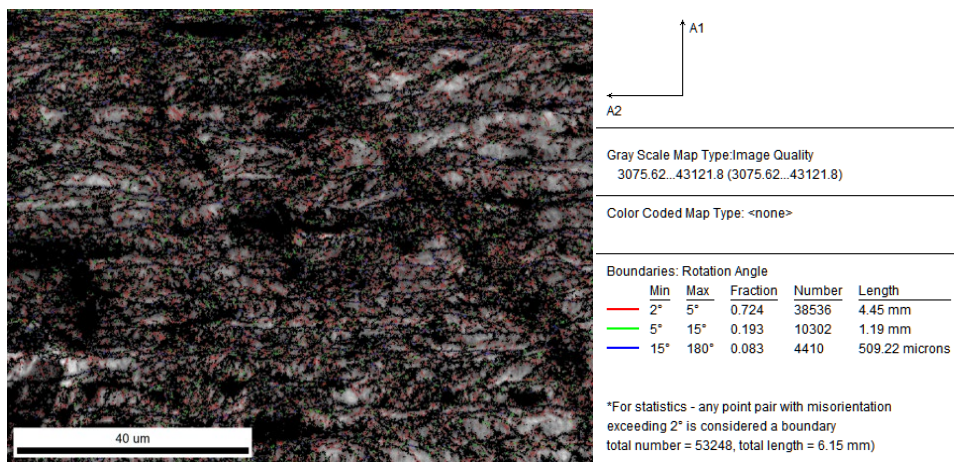
Σχήμα 64: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,20mm».



Σχήμα 65: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,20mm».



Σχήμα 66: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,20mm».



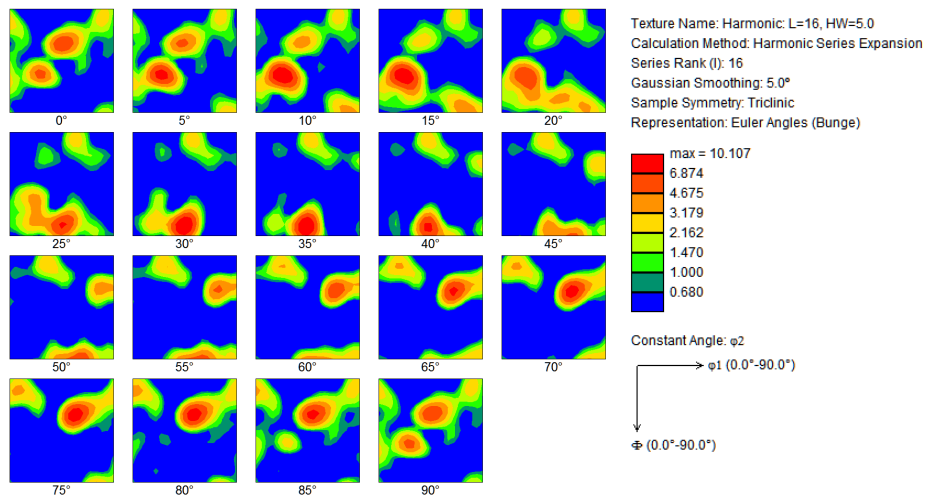
Σχήμα 67: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,20mm».

Πίνακας 9: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,20mm».

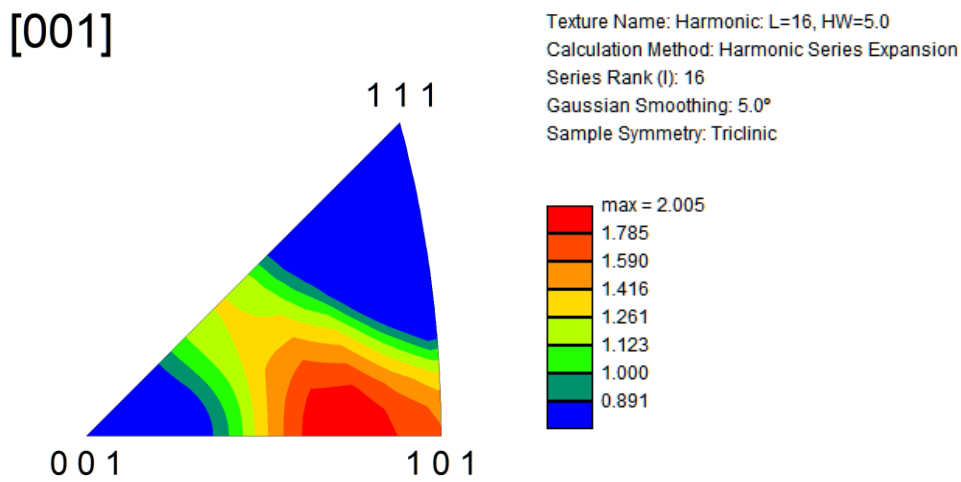
Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	3,5	Cube	{001}<110>	1,3
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	2,8
S2	{123}<412>	17,4	Q	{013}<231>	7,7
S3	{123}<634>	15,8	Goss	{011}<100>	1,9
Brass (Bs)	{110}<112>	5,5	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	4,4	Rotated Cube	{001}<110>	5,9
			Rotated Goss	{011}<011>	2,2
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		46,6	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		20,8
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rho ₀₁ , %)			32,6		

Το δεύτερο δοκίμιο που μελετήθηκε στο EBSD, παρουσιάζει ελαφρώς μεγαλύτερο πάχος «0,20mm» και γι αυτό παρατηρούνται και ορισμένες αλλαγές στα αποτελέσματα που προκύπτουν από την μελέτη. Από το διάγραμμα IPF και τα δεδομένα του, παρατηρείται η μέγιστη ένταση στην τιμή 1.337 και εντοπίζεται στην περιοχή της διεύθυνσης <123>, κάτι που υποδηλώνει την μεγάλη περιεκτικότητα του κρυσταλλογραφικού συστατικού $S2\{123\}\langle 412\rangle$, το οποίο αποτυπώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 9. Από την ανάλυση των χαρτών απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, προκύπτουν ποσοτικά αποτελέσματα που αφορούν τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών. Όπως παρατηρείται και από τον πίνακα 9, συμβαίνει αλλαγή των ποσοστών στα συστατικά, το οποίο φαίνεται και από την μείωση του ποσοστού συνολικού ιστού παραμόρφωσης σε 46,6% και του συνολικού ιστού ανακρυστάλλωσης σε 21,8%, το οποίο σαν γεγονός παρουσιάζει λογική επεξήγηση, καθώς το μικρότερο ποσοστό του συνολικού ιστού παραμόρφωσης στο δοκίμιο μεγαλύτερου πάχους υποδηλώνει και το μικρότερο ποσοστό υποβιβασμού το οποίο υπέστη. Από τον χάρτη ODF προκύπτουν γραφικά οι ποσοτικές πληροφορίες για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά του δείγματος, που βρίσκονται στον πίνακα. Πιο συγκεκριμένα παρατηρείται αλλαγή στην μέγιστη ένταση της κλίμακας ODF σε σχέση με το δοκίμιο μικρότερου πάχους και η νέα τιμή είναι 11,116 και ανιχνεύεται σε συγκεκριμένες θέσεις της εικόνας 62, με τη μορφή του συστατικού $S2\{123\}\langle 412\rangle$, το οποίο αποτελεί στην συγκεκριμένη περίπτωση το ισχυρότερο συστατικό της β-ίνας.

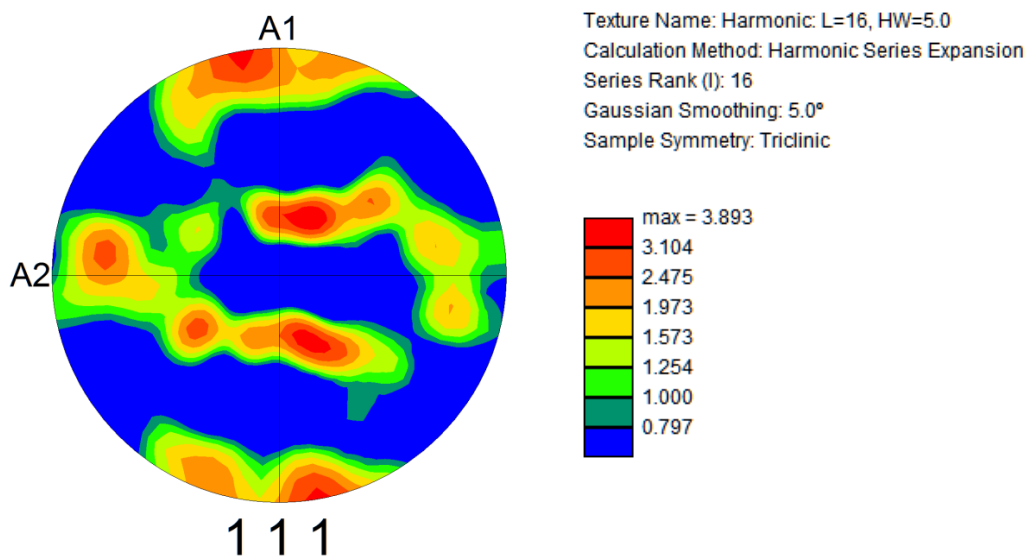
5.4.3 Δοκίμιο πάχους «0,23mm»



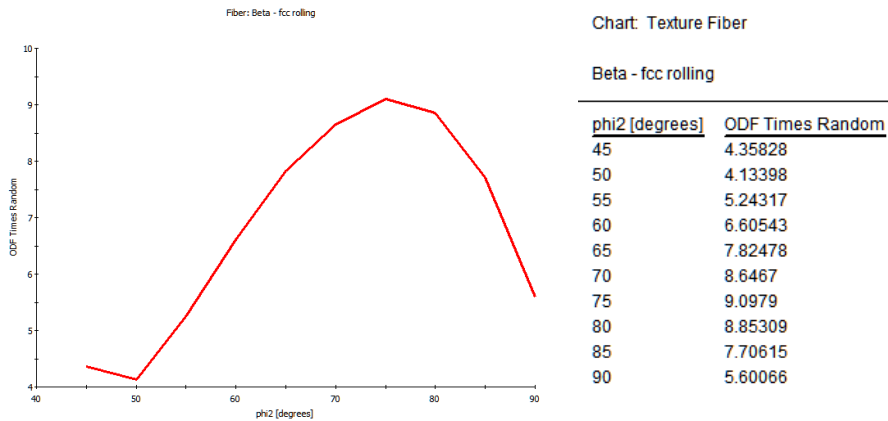
Σχήμα 68: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,23mm».



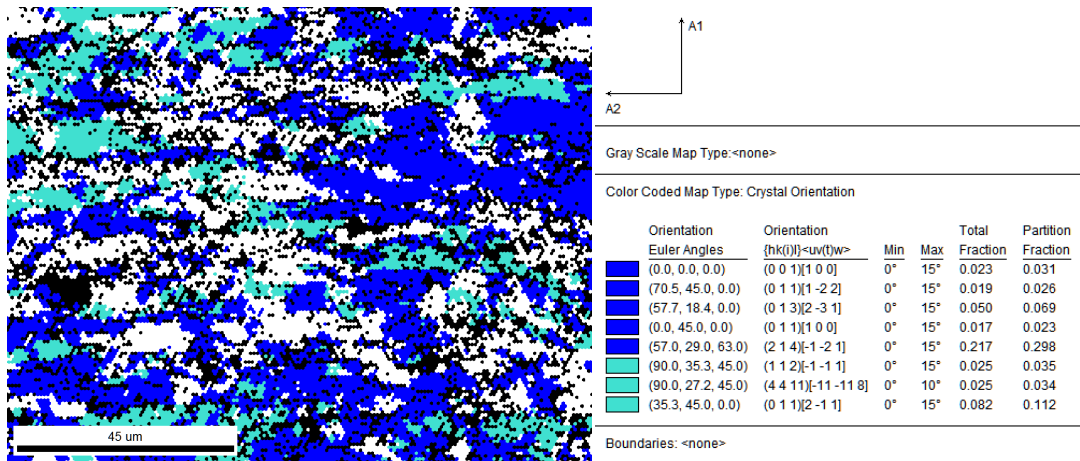
Σχήμα 69: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκίμιου πάχους «0,23mm».



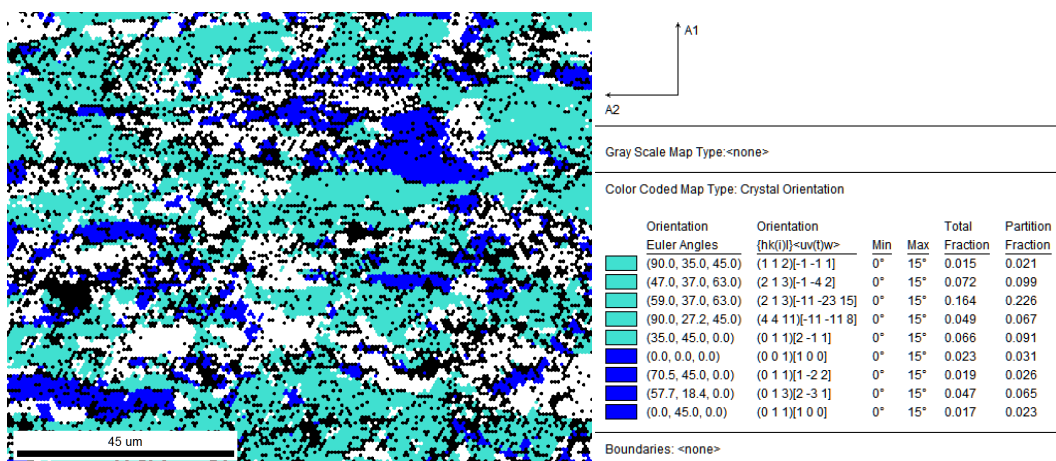
Σχήμα 70: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,23mm».



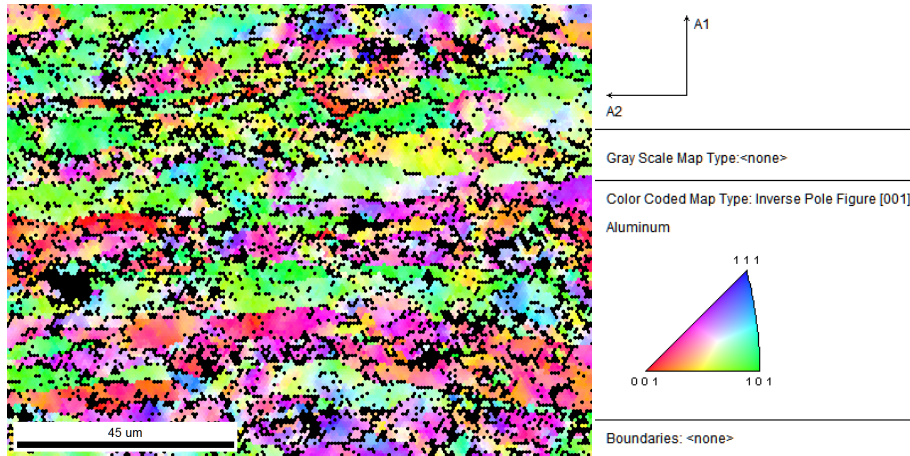
Σχήμα 71: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».



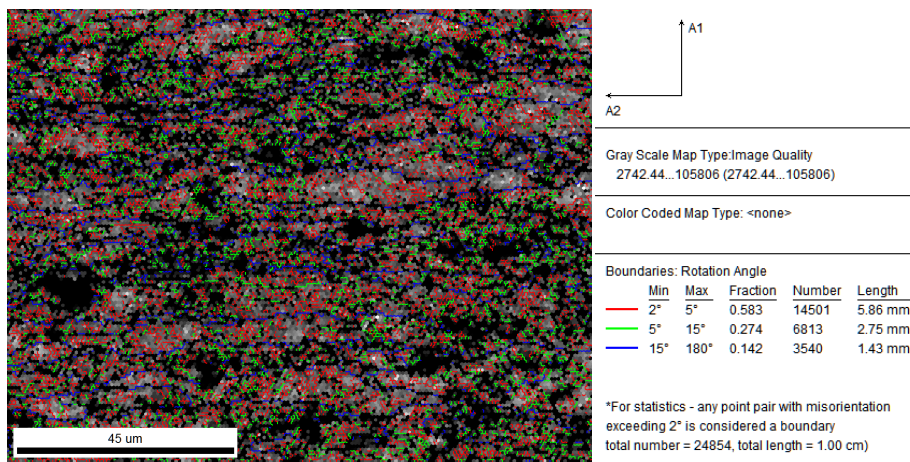
Σχήμα 72: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,23mm».



Σχήμα 73: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,23mm».



Σχήμα 74: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,23mm».



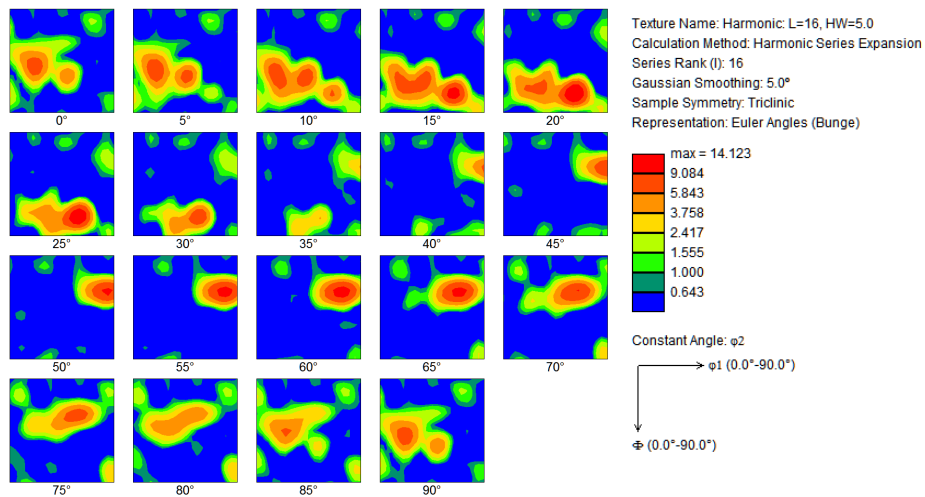
Σχήμα 75: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,23mm».

Πίνακας 10: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,23mm».

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	2,1	Cube	{001}<110>	3,1
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	2,6
S2	{123}<412>	22,6	Q	{013}<231>	6,9
S3	{123}<634>	9,9	Goss	{011}<100>	2,3
Brass (Bs)	{110}<112>	9,1	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	3,1	Rotated Cube	{001}<110>	3,5
			Rotated Goss	{011}<011>	3,4
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		46,8	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		21,8
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				31,4	

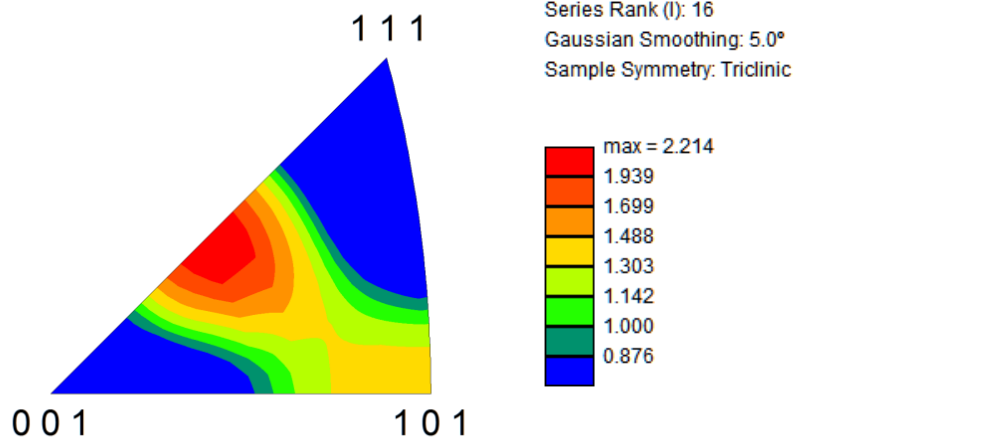
Από την ανάλυση του δοκιμίου πάχους «0,23mm», παρατηρήθηκαν αναμενόμενες αλλαγές σε σχέση με τα προηγούμενα δύο δοκίμια, λόγω του μεγαλύτερου πάχους που παρουσιάζει. Από τα διαγράμματα IPF και τα δεδομένα τους, προκύπτει ότι η μέγιστη τιμή της έντασης είναι 2,005 και εντοπίζεται στην περιοχή της διεύθυνσης $\langle 101 \rangle$, το οποίο υποδηλώνει την ύπαρξη μεγάλης ποσότητας του συστατικού $\text{rotated cube}\{001\}\langle 110 \rangle$. Από τα δεδομένα των χαρτών απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και ανακρυστάλλωσης, προκύπτουν ποσοτικά τα ποσοστά της εκάστοτε φάσης αντίστοιχα (Πίνακας 10). Όπως παρατηρείται και στον παραπάνω πίνακα, συμβαίνει η μείωση του συνολικού ποσοστού των συστατικών της ανακρυστάλλωσης και του συνολικού ιστού παραμόρφωσης. Αυτό μεταφράζεται και στην αποδυνάμωση του σχηματισμού της β-ίνας, καθώς όσο το ποσοστό υποβιβασμού του πάχους μειώνεται τόσο χαμηλότερο είναι το ποσοστό συνολικού ιστού ανακρυστάλλωσης. Από τον χάρτη IPF, παρατηρείται πως οι κόκκοι των προαναφερθέντων διευθύνσεων παρουσιάζουν μικρό μέγεθος και έντονη παραμόρφωση. Από τον χάρτη ODF, προκύπτουν γραφικά οι ποσοτικές πληροφορίες για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά του δείγματος, που βρίσκονται στον πίνακα 10. Πιο συγκεκριμένα παρατηρείται αλλαγή στην μέγιστη ένταση της κλίμακας ODF σε σχέση με το δοκίμιο μικρότερου πάχους και η νέα τιμή είναι 10,107 σε συγκεκριμένες θέσεις της εικόνας 70, από 0 έως 90° με τη μορφή των συστατικών S3(S), S2 και Brass(Br). Τέλος αναφέρεται πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης, κάτι που επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 10.

6.4.4 Δοκίμιο πάχους «0,25mm»

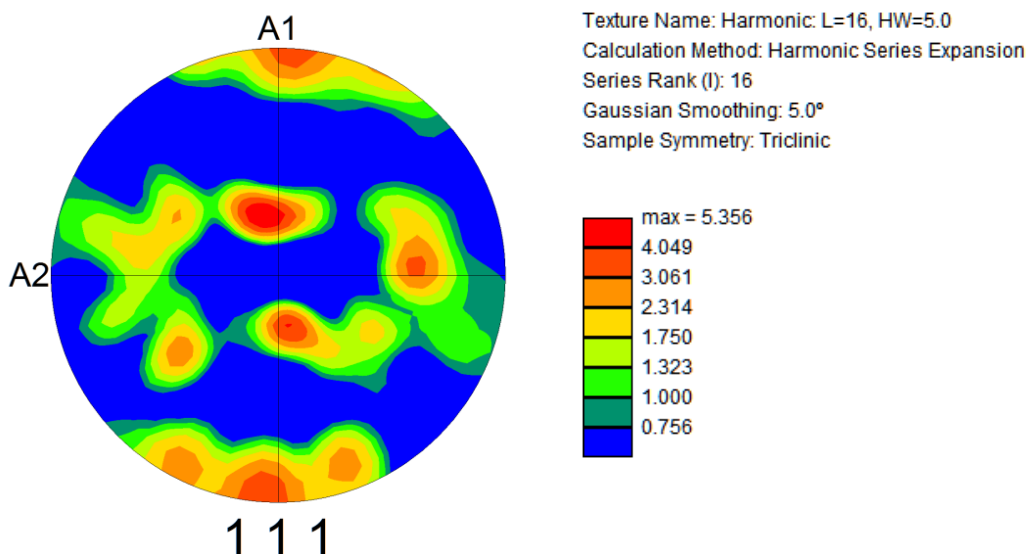


Σχήμα 76: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,25mm».

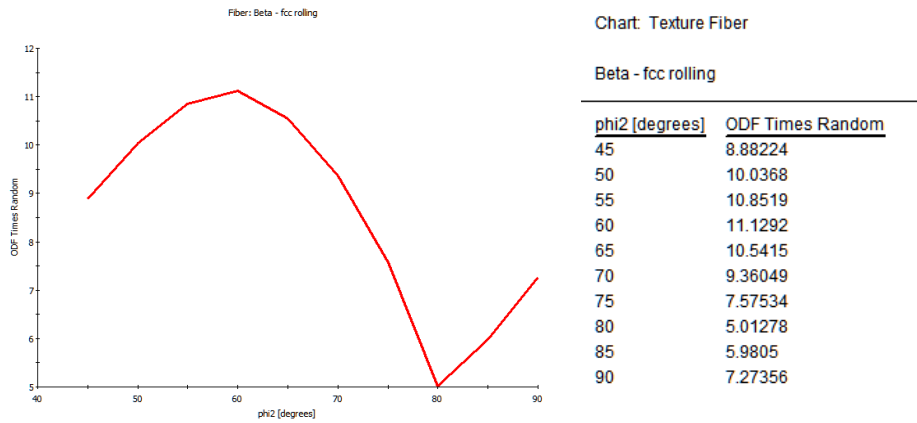
[001]



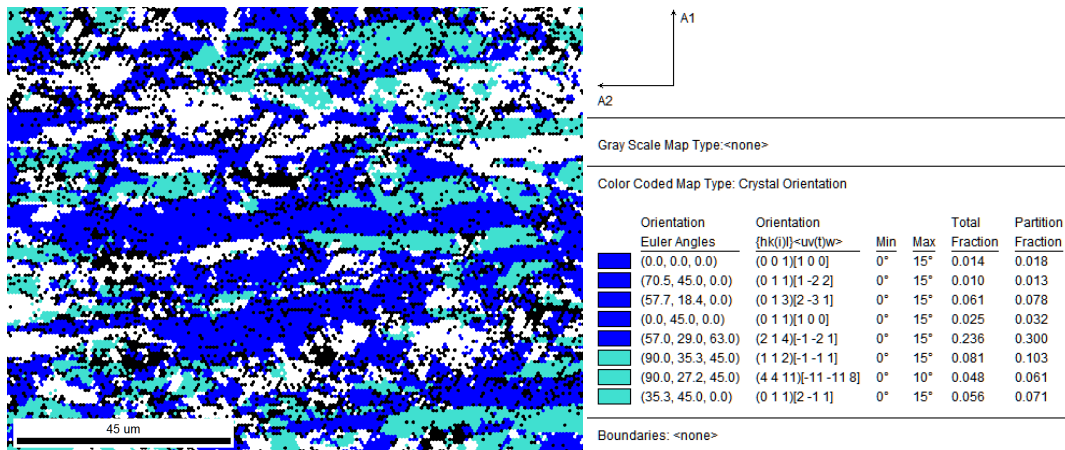
Σχήμα 77: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκίμιου πάχους «0,25mm».



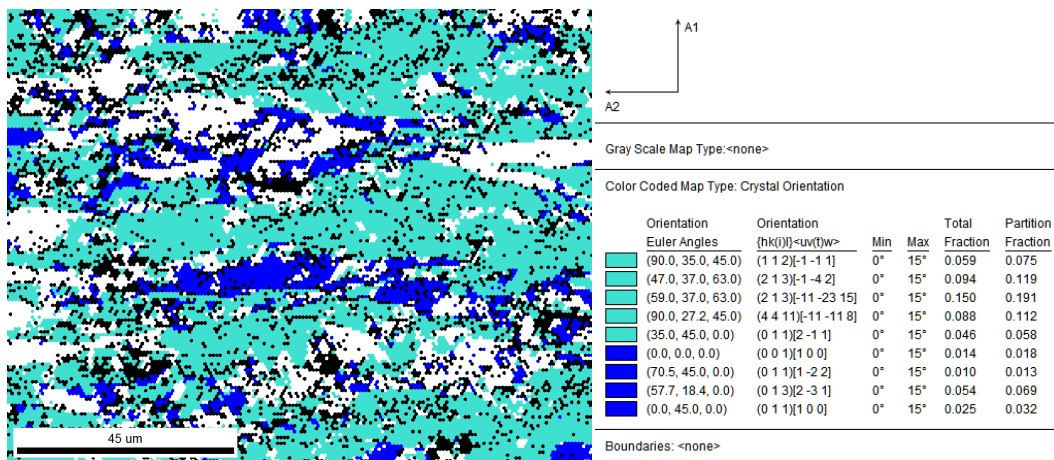
Σχήμα 78: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,25mm».



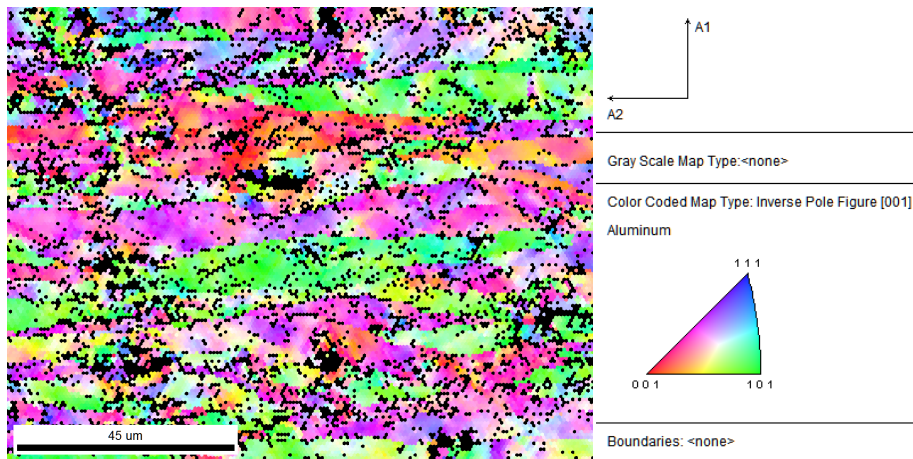
Σχήμα 79: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».



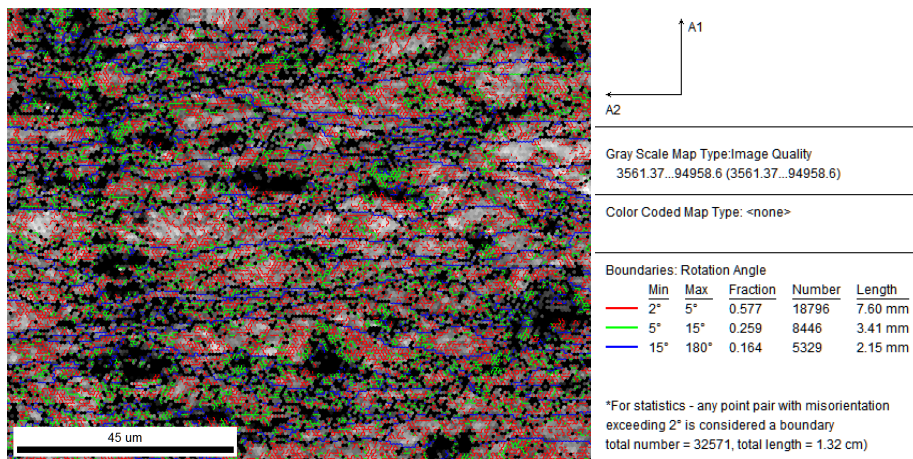
Σχήμα 80: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,25mm».



Σχήμα 81: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,25mm».



Σχήμα 82: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,25mm».



Σχήμα 83: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,25mm».

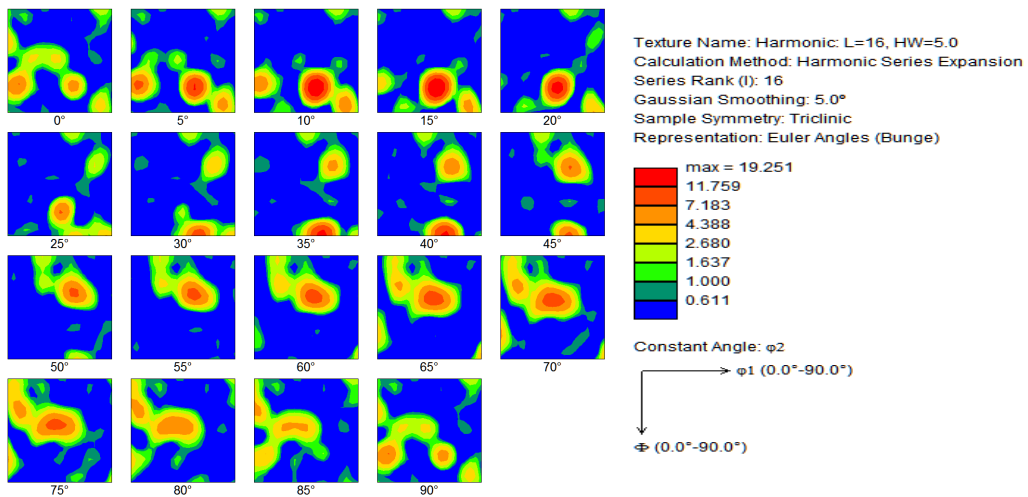
Πίνακας 11: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,25mm».

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	7,5	Cube	{001}<110>	1,8
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	1,3
S2	{123}<412>	11,9	Q	{013}<231>	7,8
S3	{123}<634>	19,1	Goss	{011}<100>	3,2
Brass (Bs)	{110}<112>	5,8	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	11,2	Rotated Cube	{001}<110>	10,3
			Rotated Goss	{011}<011>	6,1
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		55,5	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		30,5
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				14,0	

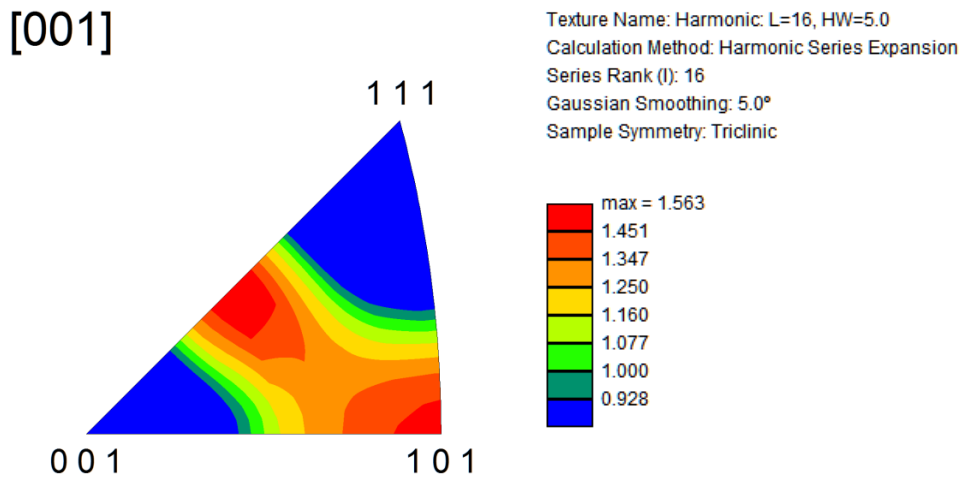
Για το δοκίμιο πάχους «0,25mm» , από τα διαγράμματα IPF και τα δεδομένα τους προκύπτει ότι η μέγιστη τιμή της έντασης είναι 2,214 και εντοπίζεται κοντά στην περιοχή της διεύθυνσης <634>, το οποίο υποδηλώνει την ύπαρξη μεγάλης ποσότητας του συστατικού S3(S) . Από τον χάρτη IPF, παρατηρείται πως οι κόκκοι των προαναφερθέντων διευθύνσεων παρουσιάζουν μικρό μέγεθος και έντονη παραμόρφωση. Όπως παρατηρείται και στον παραπάνω πίνακα(πίνακας 11), συμβαίνει μείωση του συνολικού ποσοστού των συστατικών της ανακρυστάλλωσης και του συνολικού ιστού παραμόρφωσης. Αυτό μεταφράζεται και στην αποδυνάμωση του σχηματισμού της β-ίνας, καθώς όσο το ποσοστό υποβιβασμού του πάχους μειώνεται τόσο χαμηλότερο είναι το ποσοστό συνολικού ιστού ανακρυστάλλωσης.

Από τον χάρτη ODF, προκύπτουν γραφικά οι ποσοτικές πληροφορίες για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά του δείγματος, που βρίσκονται στον πίνακα 11. Πιο συγκεκριμένα παρατηρείται αλλαγή στην μέγιστη ένταση της κλίμακας ODF από ότι στο δοκίμιο μικρότερου πάχους και η νέα τιμή είναι 14,123 σε συγκεκριμένες θέσεις της εικόνας 77, (10 έως 40°) και (65 έως 85°) σχηματίζοντας τα συστατικά Rotated cubes και Q. Τέλος αναφέρεται πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης κάτι που επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 11.

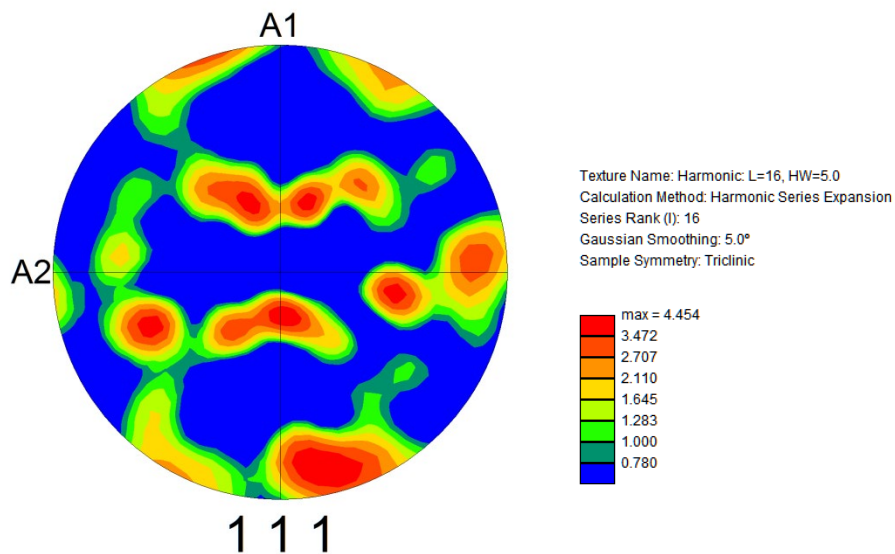
6.4.5 Δοκίμιο πάχους «0,29mm»



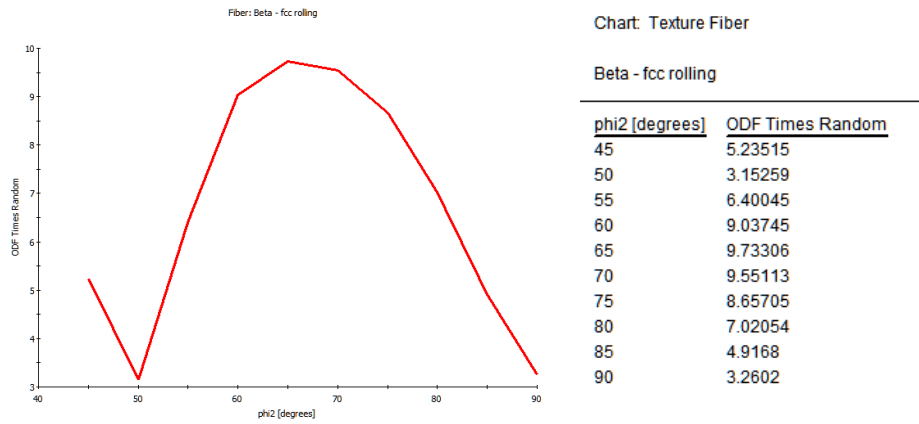
Σχήμα 84: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,29mm».



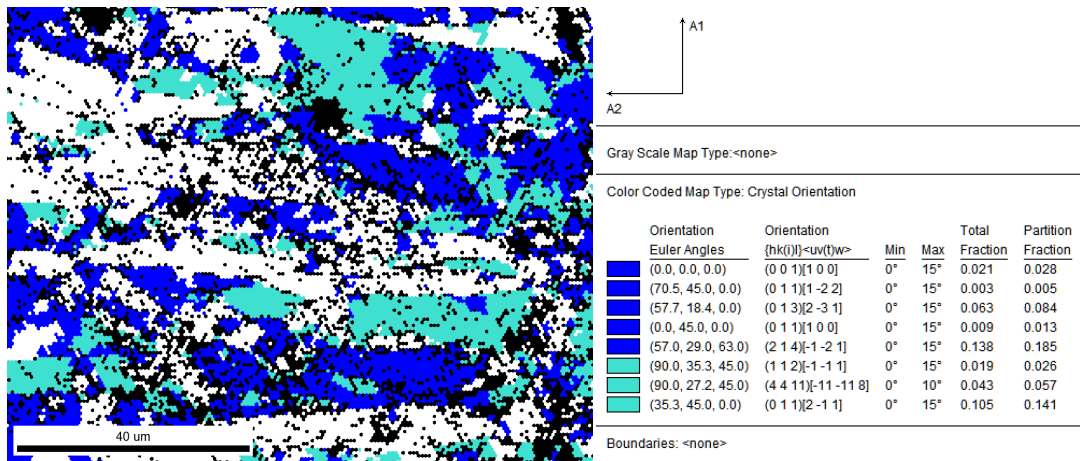
Σχήμα 85: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκίμιου πάχους «0,29mm».



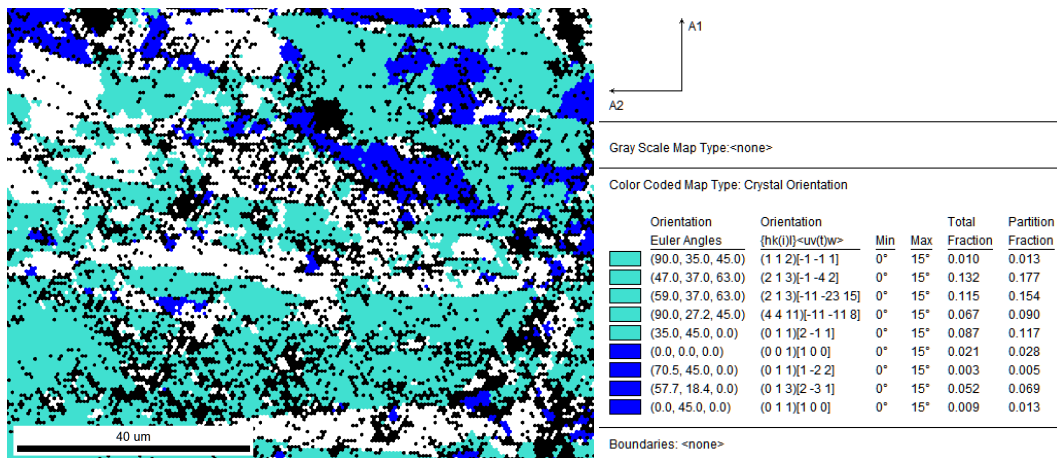
Σχήμα 86: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,29mm».



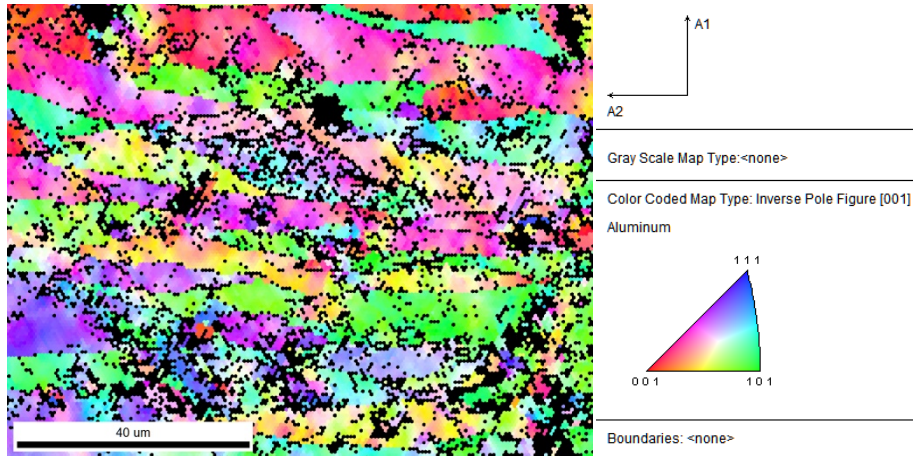
Σχήμα 87: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».



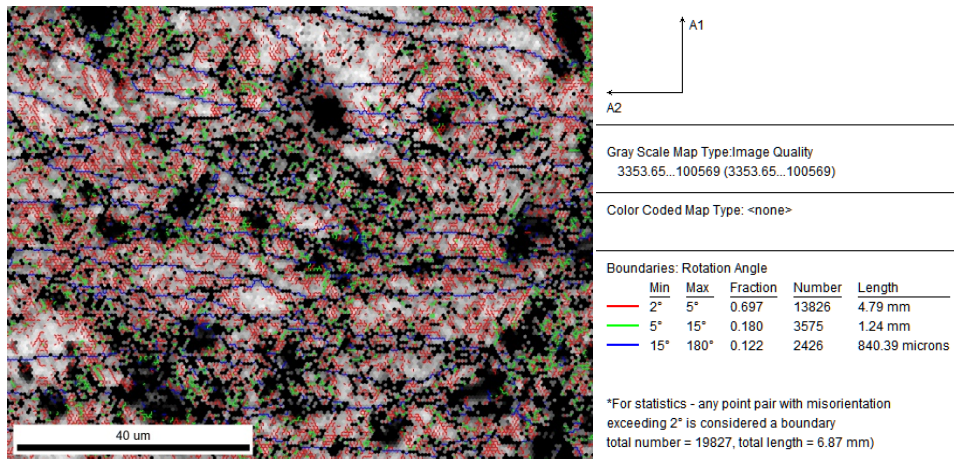
Σχήμα 88: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,29mm».



Σχήμα 89: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,29mm».



Σχήμα 90: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,29mm».



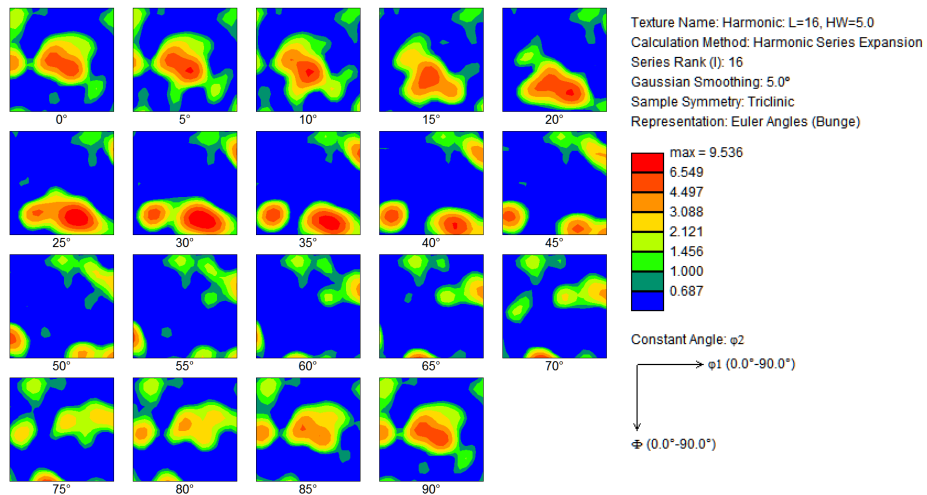
Σχήμα 91: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,29mm».

Πίνακας 12: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,29mm».

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	1,3	Cube	{001}<110>	2,8
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	0,5
S2	{123}<412>	17,7	Q	{013}<231>	8,4
S3	{123}<634>	15,4	Goss	{011}<100>	1,3
Brass (Bs)	{110}<112>	11,7	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	9,0	Rotated Cube	{001}<110>	2,6
			Rotated Goss	{011}<011>	5,7
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		55,1	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		21,3
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)					23,6

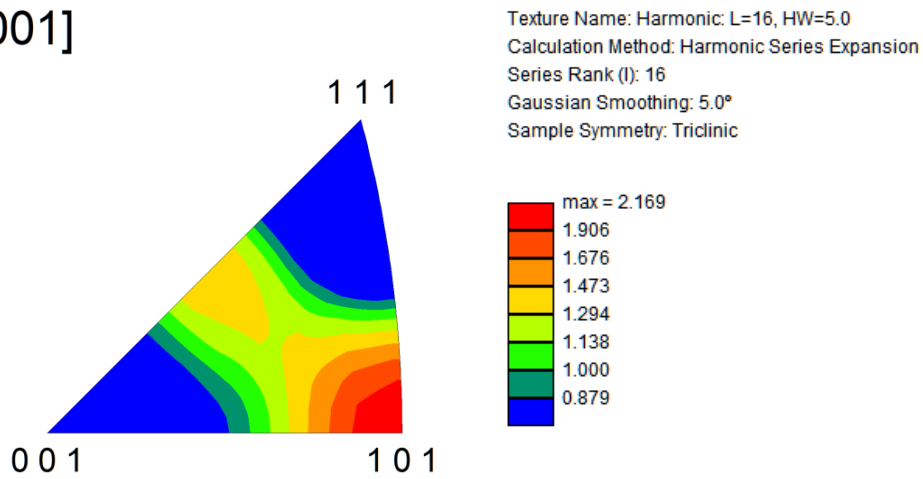
Όσον αφορά το δοκίμιο πάχους «0,29mm», από το διάγραμμα του IPF και τα δεδομένα του, παρατηρείται η υψηλότερη τιμή της έντασης να είναι 1,563 και ανιχνεύεται στην διεύθυνση $\langle 101 \rangle$ και στην περιοχή της διεύθυνσης $\langle 113 \rangle$, το γεγονός αυτό υποδηλώνει την ύπαρξη μεγάλης ποσότητας του συστατικού S3(S) και rotated goss. Από τον χάρτη IPF, παρατηρείται πως οι κόκκοι των προαναφερθέντων διευθύνσεων παρουσιάζουν μικρό μέγεθος και έντονη παραμόρφωση. Όπως παρατηρείται και στον παραπάνω πίνακα, συμβαίνει μείωση του συνολικού ποσοστού των συστατικών της ανακρυστάλλωσης και του συνολικού ιστού παραμόρφωσης. Αυτό μεταφράζεται και στην αποδυνάμωση του σχηματισμού της β-ίνας, καθώς όσο το ποσοστό υποβιβασμού του πάχους μειώνεται τόσο χαμηλότερο είναι το ποσοστό συνολικού ιστού ανακρυστάλλωσης. Από τον χάρτη του ODF και τα δεδομένα του, παρατηρείται ότι η μέγιστη τιμή της έντασης στην κλίμακα είναι 19,251 και παρατηρείται σε συγκεκριμένες θέσεις της εικόνας 85,(10 έως 45°) σχηματίζοντας το συστατικό Q. Τέλος αναφέρεται πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης κάτι που επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 12.

6.4.6 Δοκίμιο πάχους «0,35mm»

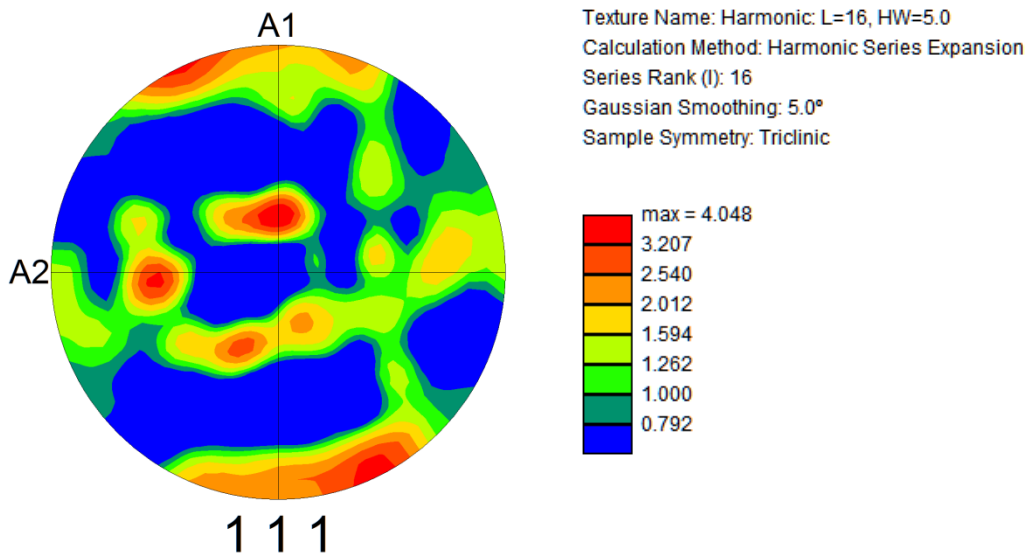


Σχήμα 92: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,35mm».

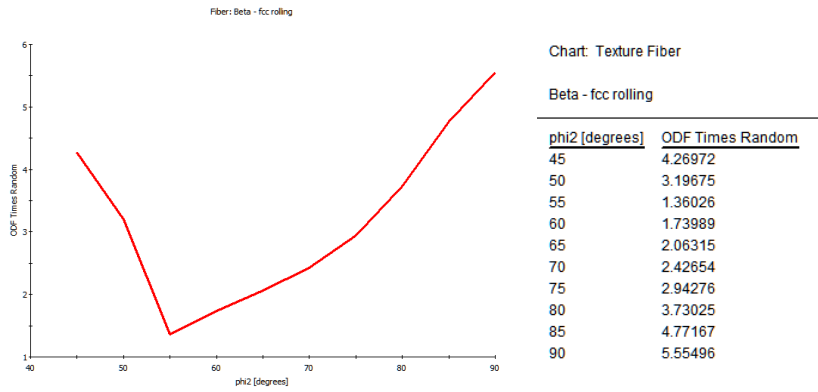
[001]



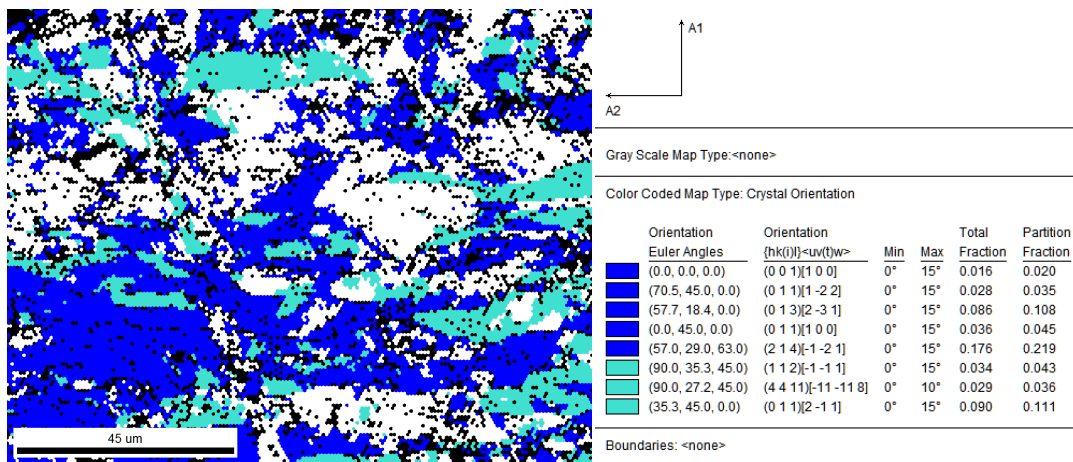
Σχήμα 93: Διάγραμμα IPF



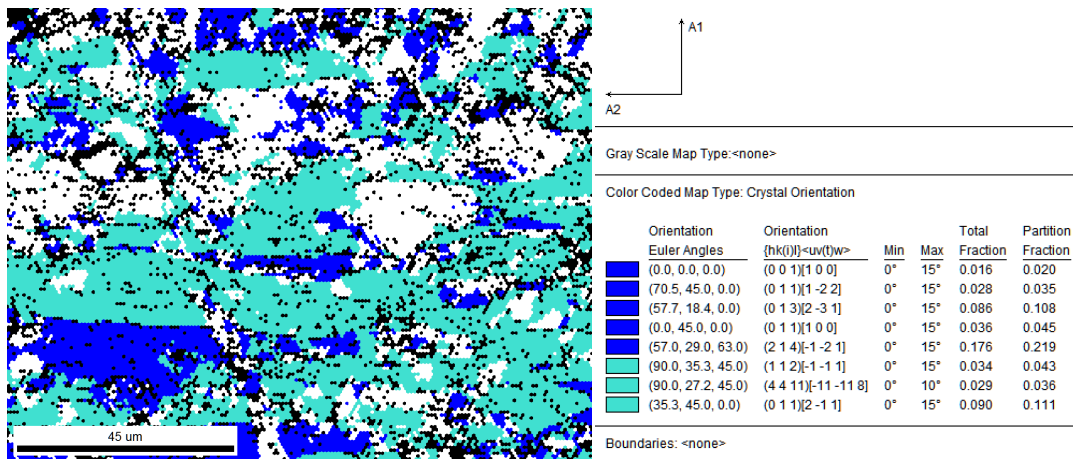
Σχήμα 94: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,35mm».



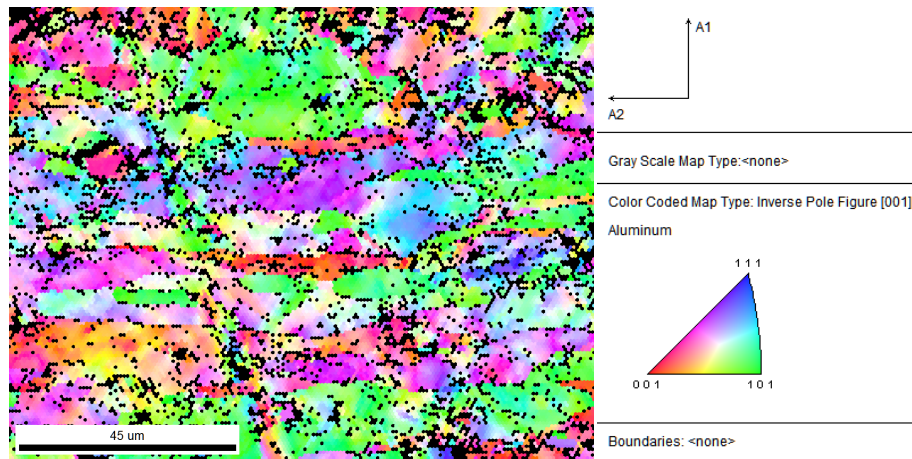
Σχήμα 95: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,35mm».



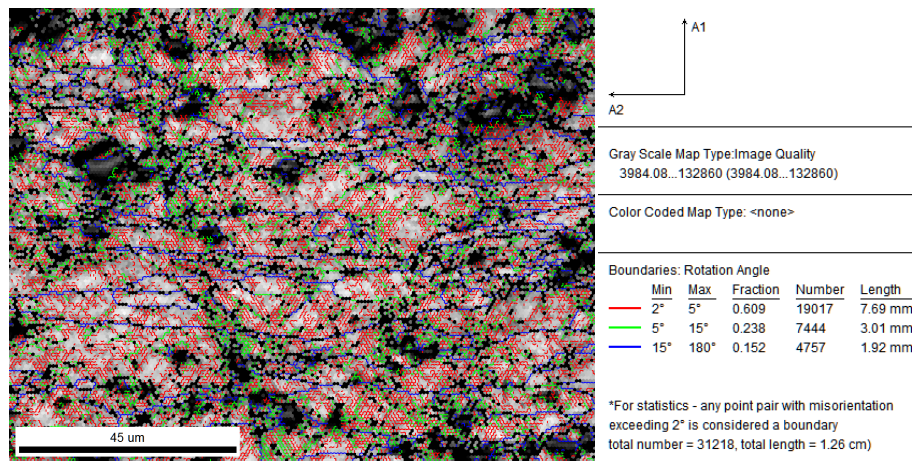
Σχήμα 96: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,35mm».



Σχήμα 97: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,35mm».



Σχήμα 98: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,35mm».



Σχήμα 99: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,35mm».

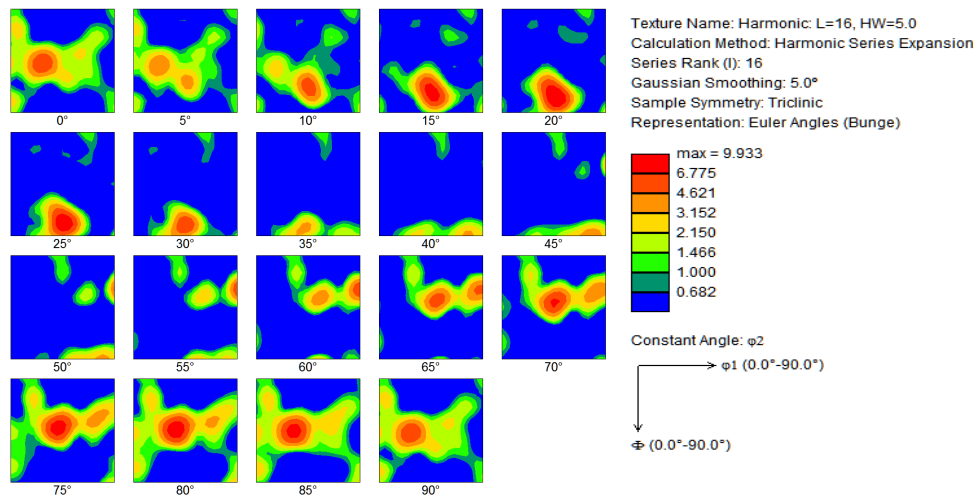
Πίνακας 13: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,35mm».

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	3,4	Cube	{001}<110>	2,0
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	3,5
S2	{123}<412>	11,5	Q	{013}<231>	10,8
S3	{123}<634>	12,3	Goss	{011}<100>	4,5
Brass (Bs)	{110}<112>	9,9	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	8,1	Rotated Cube	{001}<110>	4,3
			Rotated Goss	{011}<011>	3,6
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		45,2	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		28,7
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				26,1	

Το δοκίμιο πάχους «0,35mm» είναι το τελευταίο δοκίμιο που παρατηρείται στο EBSD μετά το στάδιο της ψυχρής έλασης, από τα δοκίμια που δεν έχουν υποβληθεί σε θερμική κατεργασία ανόπτησης. Από το διάγραμμα IPF και τα δεδομένα του, παρατηρείται ότι η μεγαλύτερη τιμή της έντασης στην κλίμακα είναι 2,169 και εντοπίζεται στην διεύθυνση <101> και το γεγονός αυτό υποδηλώνει την ύπαρξη του συστατικού Brass(Br) σε μεγάλη ποσότητα. Από τον χάρτη IPF, παρατηρείται πως οι κόκκοι των προαναφερθέντων διευθύνσεων παρουσιάζουν μικρό μέγεθος και έντονη παραμόρφωση. Από τον πίνακα 13, όπου είναι συγκεντρωμένα τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και ανακρυστάλλωσης, παρατηρείτε η μείωση του συνολικού ποσοστού των συστατικών της ανακρυστάλλωσης και του συνολικού ιστού παραμόρφωσης. Αυτό μεταφράζεται και στην αποδυνάμωση του σχηματισμού της β-ίνας, καθώς όσο το ποσοστό υποβιβασμού του πάχους μειώνεται τόσο χαμηλότερο είναι το ποσοστό συνολικού ιστού ανακρυστάλλωσης.

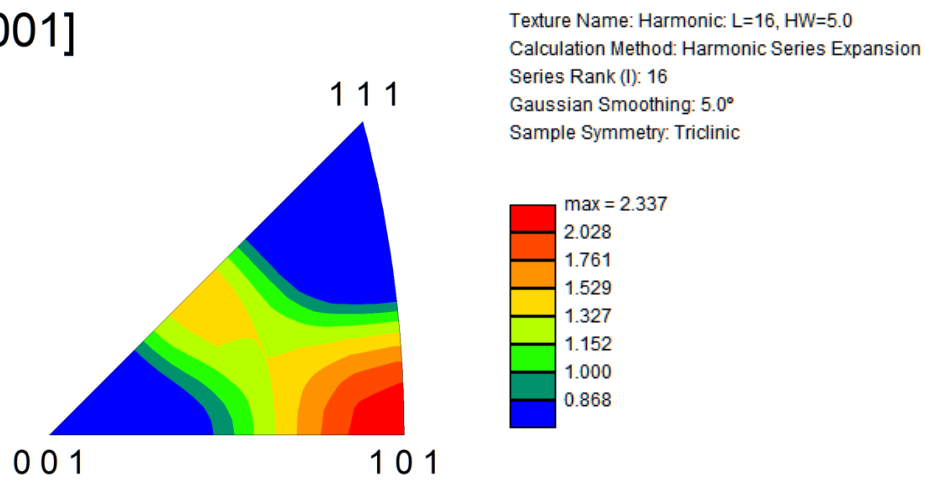
Από τον χάρτη του ODF και τα δεδομένα του, παρατηρείται ότι η μέγιστη τιμή της έντασης στην κλίμακα είναι 19,251 και παρατηρείται σε συγκεκριμένες θέσεις της εικόνας 93(25 έως 45°), σχηματίζοντας το συστατικό Brass(Br). Τέλος αναφέρεται πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης κάτι που επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 13.

6.4.7 Δοκίμιο πάχους «0,19», κατόπιν ανόπτησης

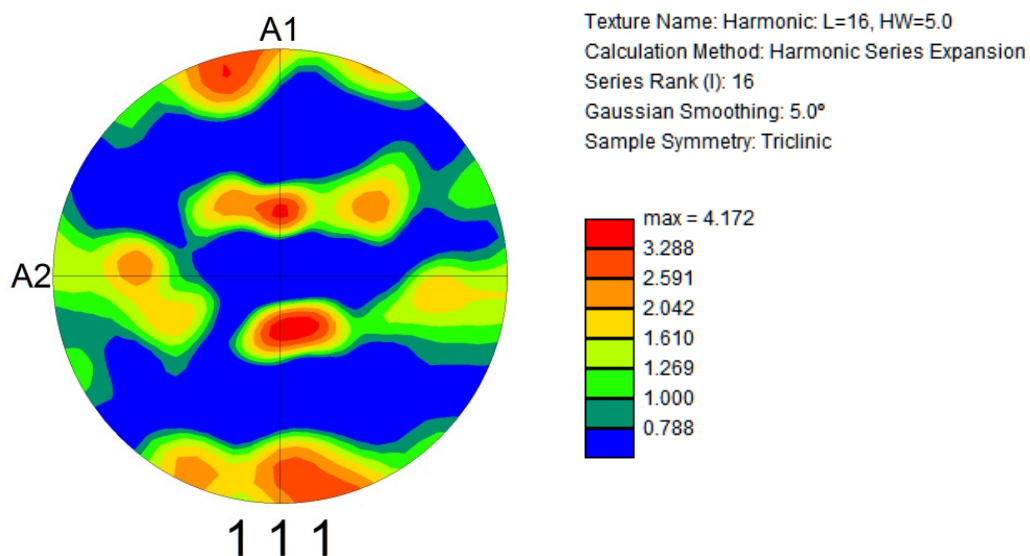


Σχήμα 100: Διάγραμμα και δεδομένα ODF, δοκίμιου πάχους «0,19mm».

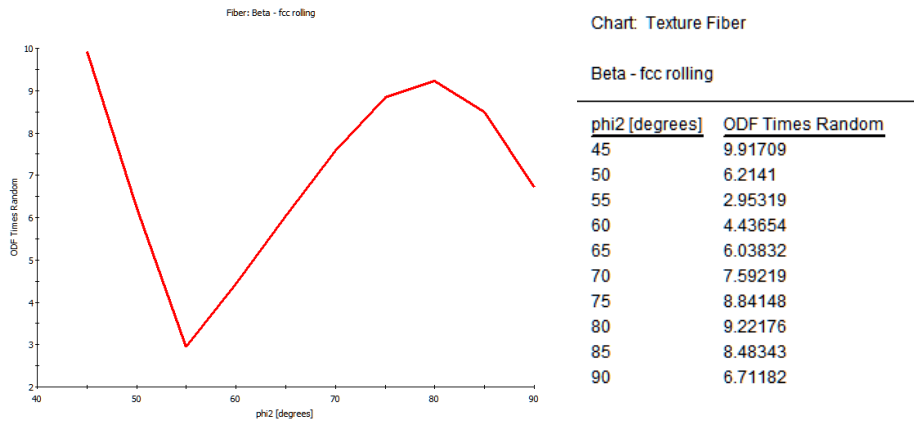
[001]



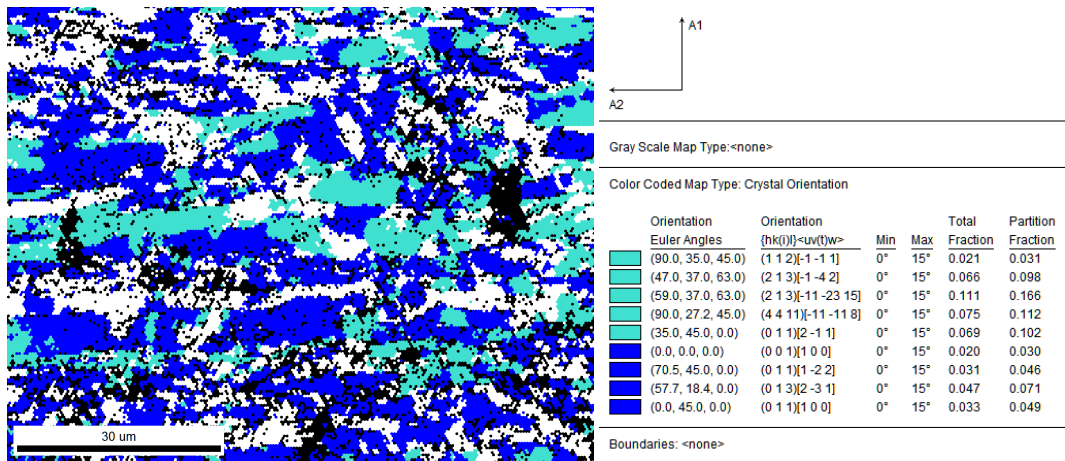
Σχήμα 101: Διάγραμμα και δεδομένα IPF, δοκίμιου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης



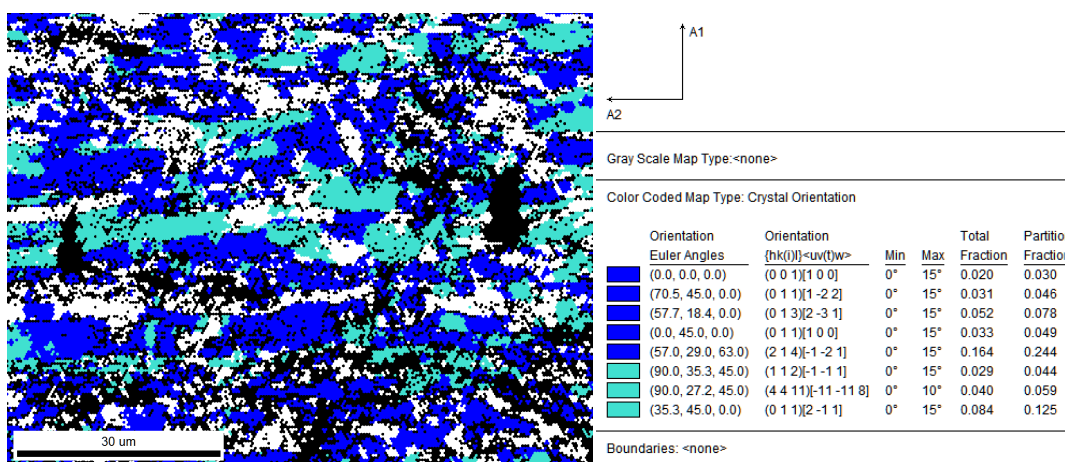
Σχήμα 102: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης



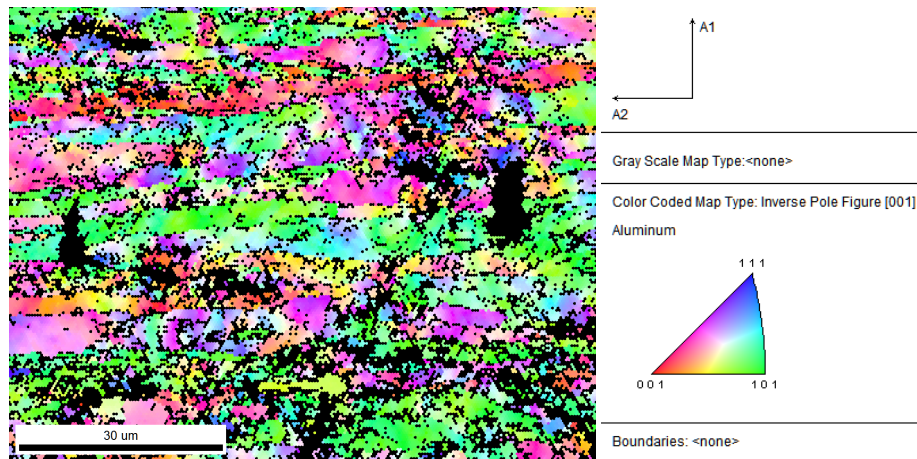
Σχήμα 103: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης



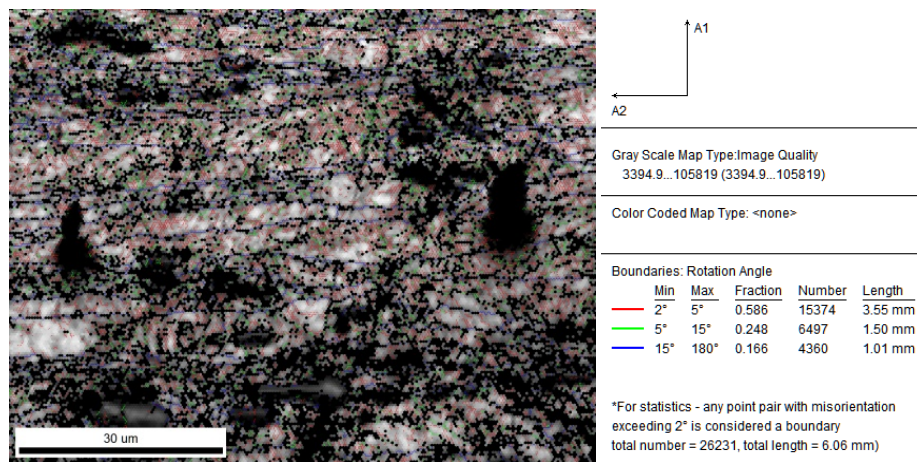
Σχήμα 104: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης



Σχήμα 105: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.



Σχήμα 106: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης



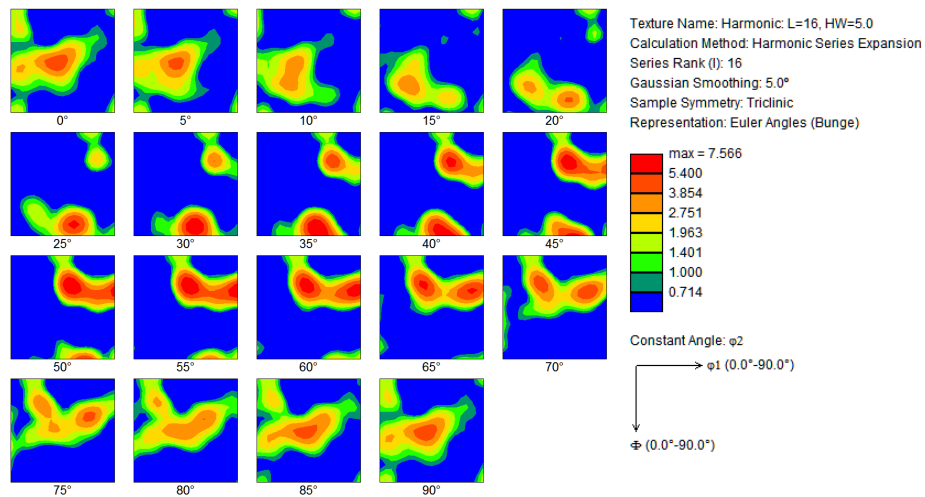
Σχήμα 107: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.

Πίνακας 14: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,19mm», κατόπιν ανόπτησης.

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	3,1	Cube	{001}<110>	3,0
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	4,6
S2	{123}<412>	9,8	Q	{013}<231>	7,8
S3	{123}<634>	16,6	Goss	{011}<100>	4,9
Brass (Bs)	{110}<112>	10,2	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	11,2	Rotated Cube	{001}<110>	4,4
			Rotated Goss	{011}<011>	5,9
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		50,9	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		30,6
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			18,5		

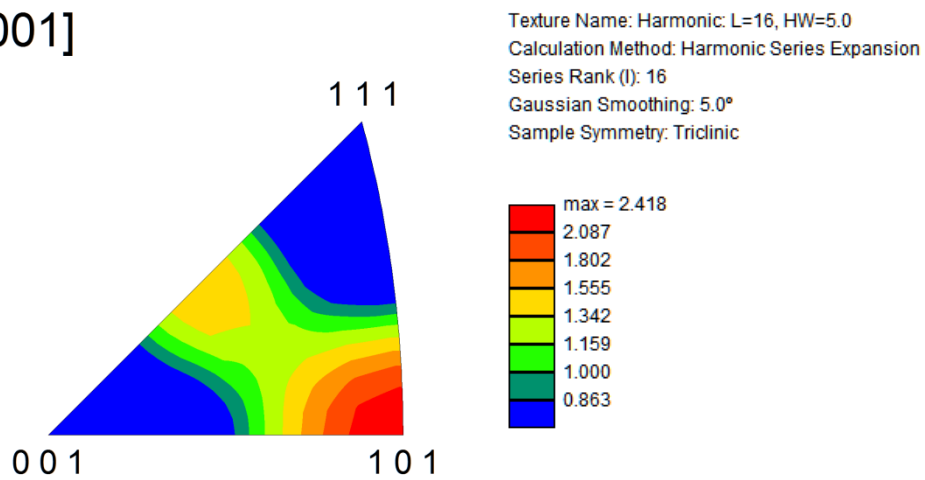
Το δοκίμιο πάχους «0,19mm», αποτελεί το ένα από τα δύο δοκίμια που μετά την ψυχρή έλαση στο πιλοτικό έλαστρο, υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία ανόπτησης και τα αποτελέσματα του EBSD παρουσίασαν διαφορές σε σχέση με τα υπόλοιπα δοκίμια, τα οποία αναλύονται στη συνέχεια. Από το διάγραμμα IPF και τα δεδομένα του, παρατηρείται ότι η μέγιστη τιμή της έντασης είναι 2,337 και εντοπίζεται στην διεύθυνση <101>, το γεγονός αυτό υποδηλώνει την ύπαρξη υψηλής ποσότητας του συστατικού rotated goss. Από τον χάρτη IPF, παρατηρείτε αλλαγή στο μέγεθος των κόκκων για τις προαναφερθείσες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις υψηλής έντασης, γεγονός που οφείλεται στην ανακρυστάλλωση κατά την θερμική κατεργασία ανόπτησης του δοκιμίου. Από τον πίνακα 14, όπου είναι συγκεντρωμένα τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και ανακρυστάλλωσης, παρατηρείτε η μείωση του συνολικού ποσοστού των συστατικών της ανακρυστάλλωσης και του συνολικού ιστού παραμόρφωσης. Από τον χάρτη του ODF και τα δεδομένα του, παρατηρείται ότι η μέγιστη τιμή της έντασης στην κλίμακα είναι 19,251 και παρατηρείται σε συγκεκριμένες θέσεις της εικόνας 101,(0 έως 25°) σχηματίζοντας το συστατικό Brass(Br). Τέλος αναφέρεται πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης κάτι που επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 14.

6.4.8 Δοκίμιο πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης

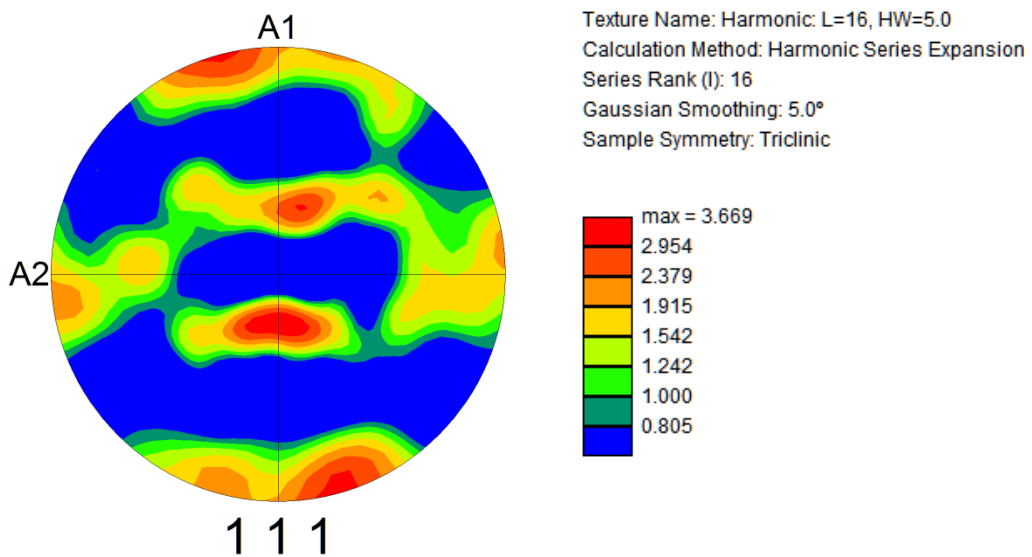


Σχήμα 108: Διάγραμμα και δεδομένα ODF.

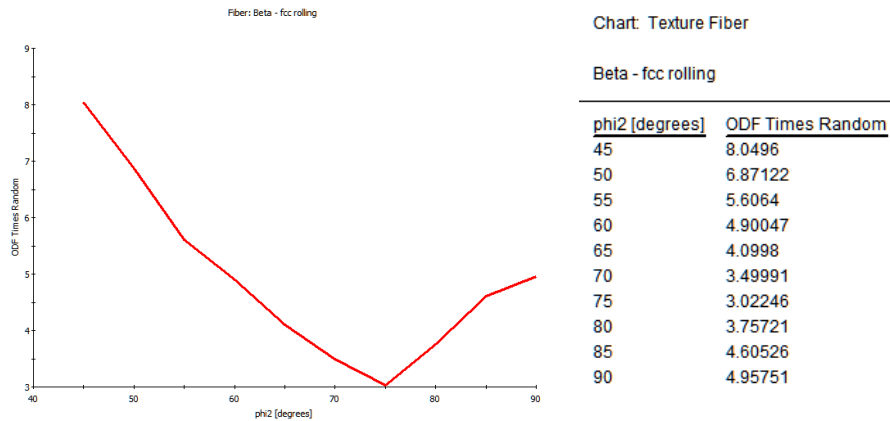
[001]



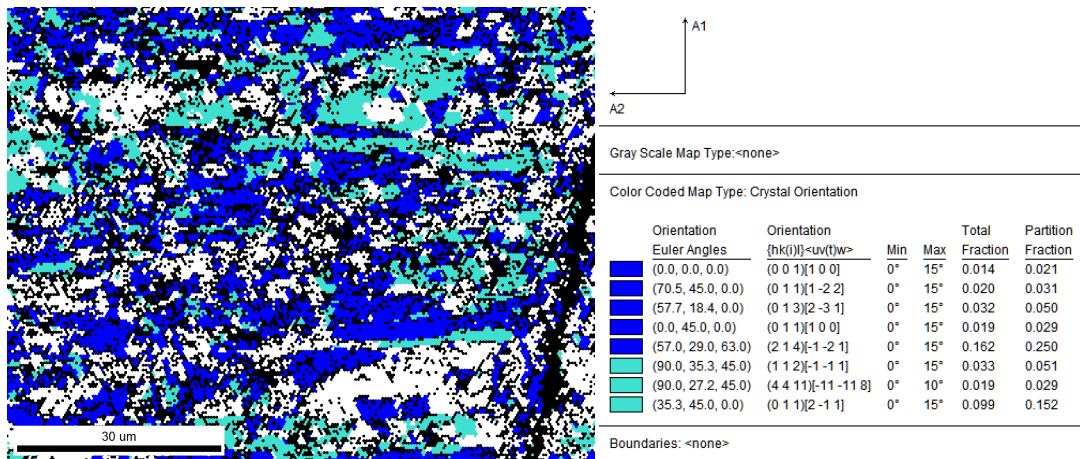
Σχήμα 109: Διάγραμμα IPF



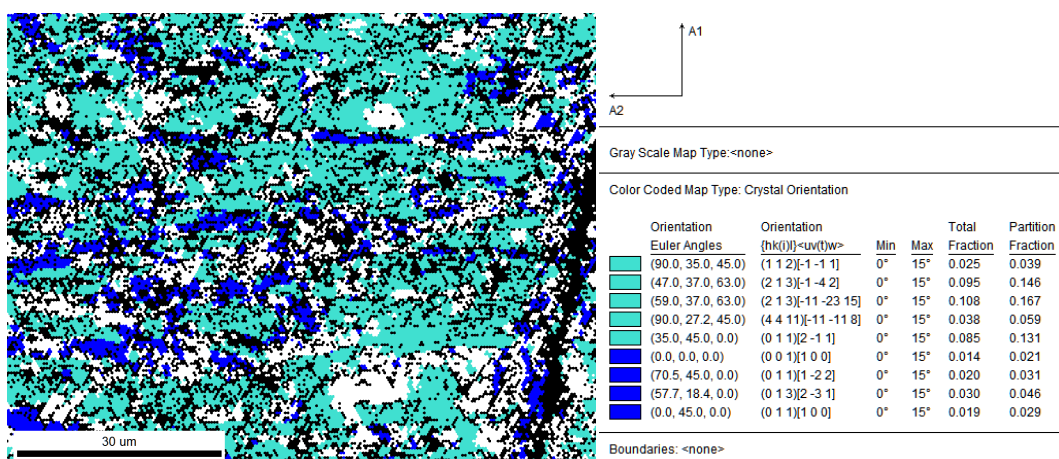
Σχήμα 110: Διάγραμμα και δεδομένα PF, δοκίμιου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης



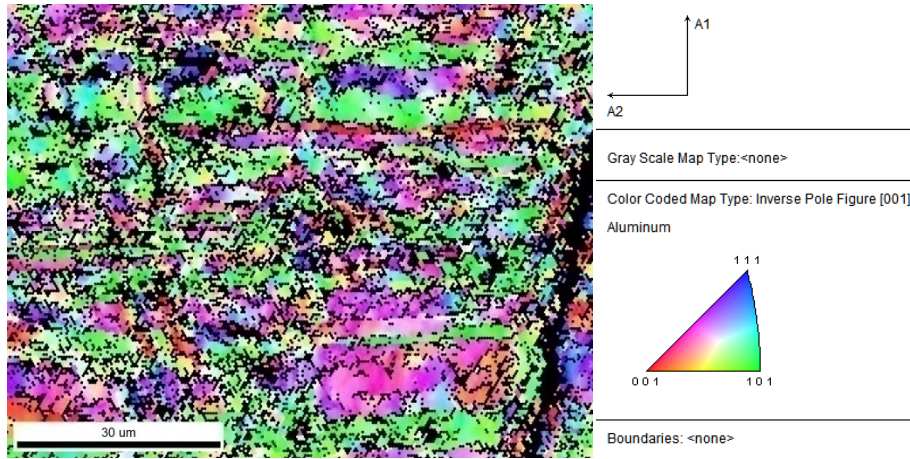
Σχήμα 111: Διάγραμμα και δεδομένα TF, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης



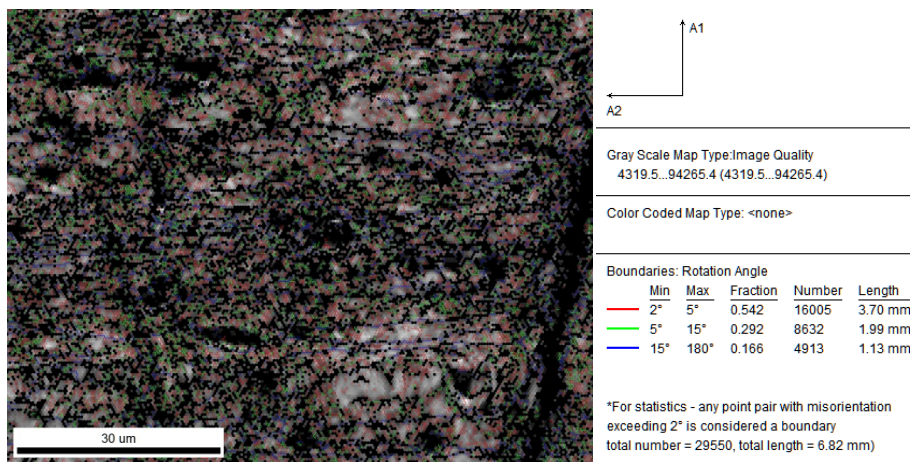
Σχήμα 112: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης



Σχήμα 113: Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης



Σχήμα 114: Χάρτης IPF, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης



Σχήμα 115: Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης

Πίνακας 15: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών στατικών, δοκιμίου πάχους «0,25mm», κατόπιν ανόπτησης

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	3,9	Cube	{001}<110>	2,1
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	3,1
S2	{123}<412>	14,6	Q	{013}<231>	5,0
S3	{123}<634>	16,7	Goss	{011}<100>	2,9
Brass (Bs)	{110}<112>	13,1	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	5,9	Rotated Cube	{001}<110>	5,1
			Rotated Goss	{011}<011>	2,9
			Cube-ND	{001}<310>	-
Συνολικός ιστός παραμόρφωση		54,2	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		21,1
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)					24,7

Το δοκίμιο πάχους «0,25mm» αποτελεί το δεύτερο από τα δοκίμια που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία ανόπτησης όπως αναφέρθηκε παραπάνω και ως εκ τούτου παρουσιάζουν εμφανείς αλλαγές στα αποτελέσματα σε σχέση με τα πρώτα έξι δοκίμια. Από τα διαγράμματα IPF και τα δεδομένα τους, παρατηρείται ότι η μέγιστη τιμή της έντασης είναι 2,418 και εντοπίζεται στην διεύθυνση <101>, το γεγονός αυτό υποδηλώνει την ύπαρξη μεγάλης ποσότητας του συστατικού Brass(Br). Από τον χάρτη IPF παρατηρείται αύξηση στο μέγεθος των κόκκων που αντιστοιχούν στις διευθύνσεις υψηλής έντασης, γεγονός που οφείλεται στην ανακρυστάλλωση που λαμβάνει χώρα κατά την θερμική κατεργασία ανόπτησης.

Από τον πίνακα 15, όπου είναι συγκεντρωμένα τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και ανακρυστάλλωσης, παρατηρείτε η μείωση του συνολικού ποσοστού των συστατικών της ανακρυστάλλωσης και του συνολικού ιστού παραμόρφωσης. Από τον χάρτη του ODF και τα δεδομένα του, παρατηρείται αλλαγή στην τιμή της έντασης, η οποία είναι 19,251 και παρατηρείται σε ορισμένες θέσεις της εικόνας 109,(25 έως 65°) σχηματίζοντας το συστατικό Brass(Br). Τέλος αναφέρεται πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης κάτι που επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον πίνακα 15.

6.4.9 Δοκίμιο πάχους «0,53mm»

Για το συγκεκριμένο δοκίμιο, παρατίθενται δεδομένα μόνο για τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών, τα οποία όπως προαναφέρθηκε προκύπτουν από έρευνα του AA3104 στο ίδιο πάχος [60]. Τα ποσοστά αυτά φαίνονται αναλυτικά στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 16: Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών, δοκίμιου πάχους «0,53mm».

Συστατικό έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό (%)
Copper(Cu)	{112}<111>	0,9	Cube	{001}<110>	8,9
S1	{124}<211>	-	P	{011}<<112>	1,0
S2	{123}<412>	1,2	Q	{013}<231>	0,7
S3	{123}<634>	-	Goss	{011}<100>	8,9
Brass (Bs)	{110}<112>	4,9	R	{124}<211>	3,8
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	1,5	Rotated Cube	{001}<110>	0,5
			Rotated Goss	{011}<011>	0
			Cube-ND	{001}<310>	1,8
Συνολικός ιστός παραμόρφωση	8,5		Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης	25,6	
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)					65,9

Από τα αποτελέσματα των αναλύσεων του EBSD, για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά των δοκιμίων που μελετήθηκαν, παρουσιάζεται στον πίνακα που ακολουθεί η εξέλιξη των βασικών συστατικών σε συνάρτηση με την αύξηση του ποσοστού υποβιβασμού.

Πίνακας 17: Βασικά κρυσταλλογραφικά συστατικά, β – ίνας, ανάλογα με τα ποσοστά υποβιβασμού.

Ποσοστό υποβιβασμού	Brass	Copper(Cu)	S	Cube
A ₀ (0,53mm)	4,9	0,9	-	8,9
34%(0,35mm)	9,9	3,4	12,3	2,0
53%(0,25mm)	5,8	7,5	19,1	1,8
72%(0,15mm)	13,8	6,2	17,7	1,7

7. Συζήτηση αποτελεσμάτων μελέτης

Τα αποτελέσματα της μελέτης της παρούσας Διπλωματικής Εργασίας αφορούν ένα ευρέως χρησιμοποιούμενο μεταλλικό υλικό, το AA3104, το οποίο χρησιμοποιείται καθολικά στην βιομηχανία συσκευασίας τροφίμων και ποτών. Μέσα από την μελέτη και πλήρη κατανόηση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού του υλικού, η οποία έχει άμεση επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, μπορεί να επέλθει βελτίωση ως προς την ποιότητα του τελικού προϊόντος. Η μελέτη αρχικά ξεκίνησε με την παρατήρηση των δοκιμίων διαφορετικών ποσοστών υποβιβασμού, στο οπτικό μικροσκόπιο, μετά από κατάλληλη μεταλλογραφική προετοιμασία και στη συνέχεια με τη μέθοδο περίθλασης οπισκεδαζομένων ηλεκτρονίων (EBSD). Από την οπτική μικροσκοπία, παρατηρήθηκαν γενικά παρόμοιες μικροδομές στις οποίες όσο το ποσοστό υποβιβασμού αυξανόταν τόσο μειωνόταν η διασπορά των κατακρημνισμάτων και αυξανόταν η επιμήκυνση των κόκκων, το οποίο ήταν αναμενόμενο. Στα ανοπτημένα δοκίμια παρατηρήθηκε μικρή αύξηση του μεγέθους των κόκκων και μια πιο ευκρινής παρατήρηση της επιμήκυνσης τους σε σύγκριση με τα μη ανοπτημένα δοκίμια ίδιου ποσοστού υποβιβασμού. Στην συνέχεια πραγματοποιήθηκαν οι μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού, σκληρομετρησης και βαθιάς κοίλανσης και η δοκιμή αγωγιμομέτρησης, για την αξιολόγηση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού στα διάφορα ποσοστά υποβιβασμού. Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού έδειξαν ότι τα δοκίμια μεγαλύτερου ποσοστού υποβιβασμού, παρουσίασαν υψηλότερες τιμές ορίου διαρροής και μέγιστης εφελκυστικής αντοχής. Τα δοκίμια που υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία ανοπτησης, παρουσίασαν παρόμοια συμπεριφορά, δηλαδή υψηλότερες τιμές ορίου διαρροής και μέγιστης εφελκυστικής αντοχής για τα δοκίμια μεγαλύτερου ποσοστού υποβιβασμού. Μετά τις δοκιμές σκληρομέτρησης και αγωγιμομέτρησης, παρατηρείτε ότι τα ανοπτημένα δοκίμια γενικά παρουσιάζουν μεγαλύτερη σκληρότητα και καλύτερη αγωγιμότητα σε σχέση με τα μη ανοπτημένα. Οι δοκιμές ολοκληρώθηκαν με την βαθιά κοίλανση, μέσω της οποίας συλλέγονται πληροφορίες σχετικά με την ανισοτροπία του υλικού. Από τα αποτελέσματα της δοκιμής προέκυψε, ότι τα κυάθια των ανοπτημένων δοκιμίων παρουσιάζουν χαμηλότερες τιμές $Z\%$ και ως εκ τούτου, πληρούν με μεγαλύτερη ασφάλεια τις προδιαγραφές του φαινομένου «earring» ($Z < 5\%$). Με βάση τα όσο έχουν παραθέσει οι Hirsch και Engler στη σχετική βιβλιογραφία, για την

επίτευξη όσο το δυνατόν καλύτερων ιδιοτήτων ανισοτροπίας, σημαντικό ρόλο έχει το ποσοστό του τελικού ψυχρού υποβιβασμού [45],[46]. Στην παρούσα εργασία όλα τα φύλλα που μελετήθηκαν απαντούσαν σε ποσοστό υποβιβασμού μεγαλύτερο από 20 – 30%, όπου σύμφωνα με τον Engel αποτελεί το επιθυμητό εύρος υποβιβασμού για την παραγωγή φύλλων με χαμηλή εμφάνιση του φαινομένου earing. Παρ' όλα αυτά τα φύλλα παρουσίαζαν καλή ανισοτροπία και τα τελικά δοκίμια πληρούσαν τις προδιαγραφές του φαινομένου ($Z < 5\%$).

Τέλος από την ανάλυση του EBSD, προέκυψαν πληροφορίες για τους κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς των κόκκων και τα ποσοστά των περιεχόμενων κρυσταλλογραφικών συστατικών στα μελετώμενα δοκίμια. Σε όλα τα δοκίμια παρατηρήθηκε ο σχηματισμός της β-ίνας, με τα περιεχόμενα συστατικά της κυρίως, Brass, copper και S. Τα ποσοστά ιστού παραμόρφωσης παρουσιάζονται σχεδόν διπλάσια από αυτά του ιστού ανακρυστάλλωσης για όλα τα μελετώμενα δοκίμια. Σύμφωνα με τους Huang, et.al., όσο το ποσοστό υποβιβασμού αυξάνεται, μειώνονται τα κρυσταλλογραφικά συστατικά Cube, S και Copper και το συστατικό Brass αυξάνεται [44]. Αυτό παρατηρείται και από τα αποτελέσματα της παρούσας μελέτης, όπως παρουσιάζεται στους πίνακες κρυσταλλογραφικών συστατικών του εκάστοτε δοκιμίου. Επίσης παρατηρείται ότι με την αύξηση του ποσοστού υποβιβασμού το ποσοστό του ιστού ανακρυστάλλωσης μειώνεται σταδιακά, γεγονός που μπορεί να αποδοθεί στην αύξηση των περιεκτικότητων των συστατικών έλασης [44]. Όσον αφορά τα ανοπτημένα δοκίμια, το ποσοστό του ιστού ανακρυστάλλωσης αυξάνεται από 20,8% πριν την ανόπτηση σε 30,6% μετά την ανόπτηση για τα δοκίμια υποβιβασμού 62,26%, ενώ για τα δοκίμια υποβιβασμού 52,83%, το ποσοστό ιστού ανακρυστάλλωσης μειώνεται από 30,5% πριν την ανόπτηση σε 21,1% μετά. Το μεγαλύτερο ποσοστό κρυσταλλογραφικού συστατικού παρατηρείται στον ιστό παραμόρφωσης και είναι για το συστατικό S2, με τιμή 22,6%, για επίπεδο υποβιβασμού 56,6%. Είναι σημαντικό να τονιστεί ότι στις συνθήκες αυτές υπερισχύει ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης και αιτιολογείται απ' το γεγονός ότι το δοκίμιο υπέστη ανόπτηση σε θερμοκρασία πριν την έναρξη της ανακρυστάλλωσης.

8. Συμπεράσματα

Από τη μελέτη της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού που πραγματοποιήθηκε για τα επιλεγθέντα ποσοστά υποβιβασμού κατά την ψυχρή έλαση των φύλλων του AA3104, προκύπτουν τα εξής συμπεράσματα:

1. Καθώς τα ποσοστά υποβιβασμού αυξάνεται, ο ιστός ανακρυστάλλωσης μειώνεται από 28,7% σε 25,1%, ενώ ο ιστός παραμόρφωσης αυξάνεται σταδιακά(45,2% σε 60,5%).
2. Μετά την αποτατική ανόπτηση στους 230°C, τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών Brass, S3(S), Copper(Cu) και Cube αυξάνονται, γεγονός που επιδεικνύει την ενδυνάμωση του ιστού παραμόρφωσης μετά την θερμική κατεργασία.
3. Από τα δοκίμια που υποβλήθηκαν σε βαθιά κοίλανση, αυτό με το μεγαλύτερο ποσοστό υποβιβασμού παρουσιάζει καλύτερη συμπεριφορά ως προς την ανισοτροπία και τις μηχανικές του ιδιότητες και είναι εντός των στενών προδιαγραφών της συσκευαστικής βιομηχανίας ($Z < 3$), αναφορικά με το φαινόμενο του «Earing» κατά την βαθιά του κοίλανση καθώς η τιμή Z που το χαρακτηρίζει είναι ίση με 2,50.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] Χρυσουλάκης Γ., Παντελής Δ., *Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών*, Εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα 1996.
- [2] Σπ. Παπαευθυμίου, *Τεχνολογία υλικών*, Ίδρυμα Ευγενίδου, 2η έκδοση. 2017
- [3] G. Totten and D. MacKenzie, *Handbook of aluminum*. New York: Marcel Dekker, 2003.
- [4] W. Callister and D. Rethwisch, *Materials Science And Engineering An Introduction*, 8th ed, 2010.
- [5] Dr. P. Malleshham, V.V. Ram Babu, *Cold Rolling Mill for Aluminium Sheet*, International Journal of Engineering and Applied Sciences (IJEAS) ISSN: 2394-3661, Volume-3, Issue-2, February 2016,
- [6] Warren Haupin Consultant, Lower Burrell, Pennsylvania, *Aluminum*.
- [7] Νικολάου Δ. Γαλιατσάτου, Γεράσιμου Σ. Λιναρδάτου, Διονυσίου Σ. Λιναρδάτου, *Αντοχή υλικών*, Ίδρυμα Ευγενίδου, Β' έκδοση, 2016.
- [8] Jürgen HIRSCH, Recent development in aluminium for automotive applications, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Volume 24, Issue 7, July 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63305-7.
- [9] Y. KWAG and J. G. MORRIS, *The Effect of Structure on the Mechanical Behavior and Stretch Formability of Constitutionally Dynamic 3000 Series Aluminum Alloys*, Materials Science and Engineering, Volume 77, January 1986, doi: 10.1016/0025-5416(86)90354-X
- [10] W.C. Liu, P.P. Zhai, C.-S. Man, *Estimating local dislocation content near a grain boundary in hot deformed AA 3104 aluminum alloy*, Materials Science and Engineering: A, Volume 531, 1 January 2012, doi: 10.1016/j.msea.2011.10.067
- [11] AlankarAlanka, Mary A. Wells, *Constitutive behavior of as-cast aluminum alloys AA3104, AA5182 and AA6111 at below solidus temperatures*, Materials Science and Engineering: A, Volume 527, Issues 29–30, 15 November 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.08.056
- [12] Yuan Chun Huang, Yu Liu, Qing Li, Xiang Liu, Chu Ge Yang, *Relevance between microstructure and texture during cold rolling of AA3104 aluminum alloy*, Journal of Alloys and Compounds, Volume 673, 15 July 2016, doi:10.1016/j.jallcom.2016.02.226

- [13] I.J. Polmear, *Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening*, Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, MATERIALS FORUM VOLUME 28, 2004.
- [14] P. S. MOHANTY and J. E. GRUZLESK, *MECHANISM OF GRAIN REFINEMENT IN ALUMINIUM*, Acta Metallurgica et Materialia, Volume 43, Issue 5, May 1995, doi: 10.1016/0956-7151(94)00405-7
- [15] Sofia Papadopoulou, Evangelos Gavalas, Spyros Papaefthymiou, *Methodology for the Identification of Nucleation Sites in Aluminum Alloy by Use of Misorientation Mapping*, Mater. Proc, 2021, doi: 10.3390/IEC2M-09251
- [16] GEORGE E. DIETER, JR, *Metallurgy and Metallurgical Engineering Series*, University of Maryland, 1961.
- [17] Α. Τσουκνίδας, *Τεχνολογία Υλικών Ατέλειες Κρυσταλλικής Δομής*, [Lecture-2.2 A.Tsouknidas.pdf](#)
- [18] J. Davis, ASM Specialty Handbook, Aluminum and aluminum alloys. Materials Park, OH: ASM International, 1993.
- [19] F.J. HUMPHREYS, *RECRYSTALLIZATION AND RELATED ANNEALING PHENOMENA*, Elsevier, 2004, doi: 10.1016/B978-0-08-044164-1.X5000-2
- [20] Δρ.Κ. Μέντρεα, Π. Πανταζοπούλου, *ΕΛΕΓΧΟΣ ΠΟΙΟΤΗΤΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΔΟΜΗΣΙΜΩΝ ΥΛΙΚΩΝ*, Τ.Ε.Ι. Πειραιά, 2010.
- [21] M.Slamova, VladimovOcenasek, George Frederic Vander Voort, *Polarized light microscopy: Utilization in the investigation of the recrystallization of aluminum alloys*, Materials Characterization, Volume 52, Issue 3, June 2004.
- [22] Hamed Safaie, Mark Coleman, Richard Johnston, Amit Das, James Russell, Cameron Pleydell-Pearce, *Circular polarized light microscopy to investigate the crystal orientation of aluminium*, Materials Characterization, 2022, doi: 10.1016/j.matchar.2022.111749
- [23] StianTangen, Hans Bjerkaas, Trond Furu, Erik Nes, *The Effects of Dispersoids on the Recrystallization Behavior in a Cold Rolled AA3103-Aluminium Alloy*, Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004.
- [24] Weilie Zhou, Robert P. Apkarian, Zhong Lin Wang, and David Joy, *Fundamentals of Scanning Electron Microscopy*, Scanning Microscopy for Nanotechnology, 2006, doi: 10.1007/978-0-387-39620-0_1
- [25] George Vander Voort, *Metallographic Preparation for Electron Backscattered Diffraction*, Buehler, a division of Illinois Tool Works Volume 5, Issue 2, 2015.

- [26] A.R. EIVANI, H. AHMED, J. ZHOU, and J. DUSZCZYK, *Correlation between Electrical Resistivity, Particle Dissolution, Precipitation of Dispersoids, and Recrystallization Behavior of AA7020 Aluminum Alloy*, 2009.
- [27] Δρ. Κωνσταντίνος Ι.Γιαννακόπουλος, *Σημειώσεις Πειραματικής Αντοχής Υλικών*, Τ.Ε.Ι. ΠΕΙΡΑΙΩΣ, σχολή τεχνολογικών εφαρμογών τμήμα μηχανολογίας εργαστήριο μηχανικής, 2011.
- [28] Σπύρος Α.Παπαευθυμίου, "*Μεταλλουργική προσέγγιση κατά την κατεργασία βαθιάς κοίλανσης κραμάτων αλουμινίου*", Synergies 2021, Available: <https://synergieis.com/materials-en>
- [29] Spyros Papaefthymiou, *rolling technology*, Synergies 2018, Available: <https://synergieis.com/forming-en>
- [30] D.T.L. Alexander, A.L. Greer, *Solid-state intermetallic phase transformations in 3XXX aluminium alloys*, Acta Materialia, Volume 50, Issue 10, 12 June 2002,doi: 10.1016/S1359-6454(02)00085-X
- [31] Mark Jolly, Laurens Katgerman, *Modelling of defects in aluminium cast products*, Progress in Materials Science Volume 123, January 2022, doi: 10.1016/j.pmatsci.2021.100824
- [32] R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S Das, *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, Volume 2, Issue 6, June 2012.
- [33] Rosa Elia Ortega Pelayo, *Direct Chill and Casting of Aluminum Alloys*, A thesis presented to the University of Waterloo, Ontario, Canada, 2012.
- [34] Er. Saurabh Malpotra, *HUME-ROTHERY RULES*, MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING, SCHOOL OF AERONAUTICS (NEEMRANA).
- [35] Philip N.H. Nakashima, *The Crystallography of Aluminium and its Alloys*, Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys ed. George E. Totten, Murat Tiryakioglu and Olaf Kessler, 2018, doi: 10.1201/9781351045636-140000245
- [36] Μανωλάκος, Έλαση, τομέας τεχνολογίας των κατεργασιών, Σχολή Μηχανολόγων Μηχανικών, ΕΜΠ,
- [37] Δρ. Κ. Μέντρεα Π.Πανταζοπούλου, *ΕΛΕΓΧΟΣ ΠΟΙΟΤΗΤΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΔΟΜΗΣΙΜΩΝ ΥΛΙΚΩΝ. ΑΣΚΗΣΗ 2. ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ*, 2010.

- [38] Keith Dicks MSc EBSD Specialist, *Introduction to EBSD*, Oxford Instruments Analytical High Wycombe.
- [39] Jonghyun Lee, Samuel Wagstaff, Guillaume Lambotte, Antoine Allanore, Fiseha Tesfaye, *Materials Processing Fundamentals*, Springer International Publishing, 2020, doi: 10.1007/978-3-030-36556-1
- [40] Hany S. Abdo, Asiful H. Seikh, Jabair Ali Mohammed and Mahmoud S. Soliman, Alloying Elements Effects on Electrical Conductivity and Mechanical Properties of Newly Fabricated Al Based Alloys Produced by Conventional Casting Process, Mechanical Engineering Department, King Saud University, 2021, doi: 10.3390/ma14143971
- [41] George E. Dieter, D. Bacon, and G. L. Wilkes, *MECHANICAL METALLURGY*, London: McGraw-Hill, 1988.
- [42] Yi Qin, Wan-Nawang W.A., Jie Zhao, *Micromanufacturing Engineering and technology*, A volume in Micro and Nano Technologies, Second Edition, 2015, doi: 10.1016/C2013-0-19351-8
- [43] Chandra Pal Singh, Geeta Agnihotri, *Study of Deep Drawing Process Parameters: A Review*, Materials today proceedings, Volume 4, Issue 2, Part A, 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.01.091
- [44] Yuan Chun Huang, Yu Liu, Qing Li, Xiang Liu, Chu Ge Yang, Relevance between microstructure and texture during cold rolling of AA3104 aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 673, 15 July 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.02.226
- [45] J. Hirsch, "AlMn1Mg1 for beverage cans, Virtual Fabrication of Aluminium Products" Wiley-VCH 2006.
- [46] O. Engler, "Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications," *Materials Science and Engineering A* 538:69–80, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2012.01.015
- [47] C. Gandhi, "EFFECT OF HOMOGENIZATION ON THE MICROSTRUCTURAL DEVELOPMENT IN A D . C . CAST AA3104 ALUMINUM ALLOY USED," Master Thesis, 1999.
- [48] Χρήσεις προϊόντων αλουμινίου στην Ελληνική αγορά, ALUNET, <https://www.alunet.gr/2014/12/1053v>
- [49] Σπ. Παπαευθυμίου, *Κατεργασίες διαμόρφωσης μετάλλων*, Σημειώσεις διαλέξεων Μεταλλοτεχνίας, 1η έκδοση. 2021.

- [50] Tosihiro Tomida, *Fine-Grained Doubly-Oriented Electrical Steel Sheets and Mechanism of Cube Texture Development*, MATERIALS TRANSACTIONS 44(6):1106-1115, JUNE 2003, doi: 10.2320/matertrans.44.1106
- [51] Βασίλης Ανδρώνης, Κρυσταλλογραφία συνοπτικές σημειώσεις.
- [52] Vincent Musonda, Esther Akinlabi, Tien-Chien Jen, *Effect of Weight Per Meter of Reinforced Bar on Mechanical Properties and Microstructure*, Department of Mechanical Engineering Science, University of Johannesburg, Auckland Park Kingsway Campus, Johannesburg, South Africa, 2006, doi: 10.18178/ijmerr.7.2.126-130
- [53] Sallem Hashmi, Gilmar Ferreira, Chester j.Van Type, Bekir Yilbas, *Comprehensive Materials Processing*, Volume 1, Elsevier, 2014, doi: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00100-X
- [54] Uday Shanker Dixit, *Mechanics of materials in modern manufacturing Methods and processing techniques*, A volume in Elsevier Series in Mechanics of Advanced Materials, 2020.
- [55] Lixin Zhanga , Yihan Wang , Xiaohui Yanga , Kai Lia, Song Nia, Yong Dua, Min Song, *Texture, Microstructure and Mechanical Properties of 6111 Aluminum Alloy Subject to Rolling Deformation*, Materials Research, Precipitation of aluminium alloys, 2017, doi: 10.1590/1980-5373-mr-2017-0549
- [56] Men no Rutger van der Winden, Laboratory simulation and modelling of the break-down rolling of AA3104, Department of Engineering Materials, The University of Sheffield, 2019.
- [57] Fraser Buchanan, *Degradation rate of bioresorbable materials*, Woodhead Publishing, 2008.
- [58] M. Ezzahmouly, A. Elmoutaouakkil, M. Ed-Dhahraouy, Khallok Hamza, *Micro-computed tomographic and SEM study of porous bioceramics using an adaptive method based on the mathematical morphological operations*, Heliyon, Volume 5, Issue 12, December 2019, doi: 10.1016/j.heliyon.2019.e02557
- [59] J. Sidor, R. Petrov and L. Kestens, "Modeling the crystallographic texture changes in aluminum alloys during recrystallization", *Acta Materialia*, 2011, doi: 10.1016/j.actamat.2011.05.050
- [60] Τσιώλης Φώτιος, Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104, Διπλωματική Εργασία, ΕΜΠ, 2021.

