



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Εξέλιξη της μικροδομής και του
κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την έλαση
και κατά την προσομοίωση θερμικών
κατεργασιών βαφής του κράματος
αλουμινίου 3104**

Διπλωματική Εργασία

Ζαχαρόπουλος Ζήσιμος

Επιβλέπων: Αν. Καθηγητής Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου

Αθήνα, Οκτώβριος 2021

This page was left intentionally blank

This page was left intentionally blank

This page was left intentionally blank



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την έλαση και κατά την προσομοίωση θερμικών κατεργασιών βαφής του κράματος αλουμινίου 3104

Διπλωματική Εργασία

Ζαχαρόπουλος Ζήσιμος

Εκγρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 13/10/2021

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής(Υπογραφή)

Π. Τσακίριδης, Καθηγητής(Υπογραφή)

Σπ. Παπαευθυμίου, Αν. Καθηγητής(Υπογραφή)

Επιβλέπων: Αν. Καθηγητής Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου

Αθήνα, Οκτώβριος 2021

This page was left intentionally blank

Copyright © Ζήσιμος Ζαχαρόπουλος, Σοφία Παπαδοπούλου
Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος. All rights reserved.

This page was left intentionally blank

Ευχαριστίες

Η παρούσα Διπλωματική Εργασία εκπονήθηκε στο Ελληνικό Κέντρο Έρευνας Μετάλλων (ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε.) σε συνεργασία με μία ομάδα ανθρώπων προερχόμενων τόσο από τον χώρο της βιομηχανίας όσο και από το Ε.Μ.Π. χωρίς τη συμβολή των οποίων δε θα ήταν εφικτή η περάτωσή της.

Αρχικά, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον επιβλέποντα Καθηγητή της Διπλωματικής Εργασίας μου, κ. Σπ. Παπαευθυμίου για την ευκαιρία που μου έδωσε να μελετήσω αυτό το θέμα, για την υποστήριξη, για την εμπιστοσύνη που έδειξε στο πρόσωπό μου και για την ευκαιρία που μου έδωσε να λάβω εμπειρία και γνώση από την εκπόνηση της μελέτης μου στη Βιομηχανία.

Επίσης, απευθύνω τις ευχαριστίες μου στον Δρ. Αθ. Βαζδιδανίδη, προϊστάμενο του εργαστηρίου μεταλλογραφίας και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε. για την υποστήριξή του, τον χρόνο που διέθεσε και τις εποικοδομητικές παρατηρήσεις του καθ' όλη τη διάρκεια της εκπόνησης της ΔΕ, καθώς και τον γενικό διευθυντή κ. Κ. Δανιηλίδη για την υποδοχή και την δυνατότητα να χρησιμοποιήσω τον εξοπλισμό της εταιρείας. Επιπρόσθετα, ευχαριστώ τον κ. Τσίρο και τον κ. Σπαθή προϊστάμενο του εργαστηρίου μεταλλουργίας της ΕΛ.Β.ΑΛ. Α.Ε. για την παροχή του προς μελέτη υλικού.

Ευχαριστώ πολύ για την πολύτιμη βοήθεια, την καθοδήγηση και για την ομαλή διεξαγωγή του πειραματικού μέρους της Διπλωματικής Εργασίας την υποψήφια Δρ (ΥΔ) κ. Σ. Παπαδοπούλου και τον κ. Α. Ρίκο, καθώς σε αυτούς οφείλω την ομαλή μου ένταξη στον χώρο του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε. και τις γνώσεις που έλαβα κατά τη διάρκεια της παραμονής μου εκεί. Σημειώνεται πως η παρούσα Διπλωματική Εργασία έγινε στο πλαίσιο της Διδακτορικής Διατριβής της κ. Παπαδοπούλου.

Ακόμη θέλω να ευχαριστήσω για τις παρατηρήσεις και για την υποστήριξη του πειραματικού μέρους της Διπλωματικής Εργασίας τον Δρ. Γ. Πανταζόπουλο, Διευθυντή Τεχνολογίας, Υπεύθυνο Ποιότητας και επικεφαλής του Τμήματος Μηχανικών Δοκιμών και τον Δρ. Α. Τουλφατζή, Υπεύθυνο Ασφαλείας και Υπεύθυνο Τεχνικού Εργαστηρίου Μηχανικών Δοκιμών.

Επιπλέον, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά, τον Δρ. Ε. Γαβαλά, τον ΥΔ κ. Β. Λουκαδάκη και τον ΥΔ κ. Σπ. Χασκή για την βοήθεια και τη στήριξη καθ' όλη τη συνεργασία μας.

Χωρίς εσάς δε θα είχε πραγματοποιηθεί η ΔΕ και σας ευχαριστώ όλους ειλικρινά.

Πρόλογος

Στο πλαίσιο του Προγράμματος Σπουδών της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου προβλέπεται κατά τη διάρκεια του 10^{ου} εξαμήνου του κύκλου σπουδών η εκπόνηση μιας εξαμηνιαίας Διπλωματικής Εργασίας.

Στο πλαίσιο της παρούσας εργασίας μελετήθηκε το αντικείμενο της κατεργασίας διαμόρφωσης μεταλλικών υλικών/κραμάτων και ειδικότερα της έλασης προς παραγωγή φύλλων αλουμινίου. Σκοπό της εργασίας αποτέλεσε η εύρεση της βέλτιστης θερμοκρασίας ανόπτησης (ως μελέτη «Α») και η εύρεση του βέλτιστου συνδυασμού θερμοκρασίας και χρόνου βαφής (ως μελέτη «Β»), ώστε ο προκύπτων κρυσταλλογραφικός ιστός να οδηγεί σε προϊόντα που χαρακτηρίζονται τόσο από καλές μηχανικές ιδιότητες όσο και από καλή επιδεκτικότητα για μετέπειτα διαμόρφωση. Σημειώνεται, πως και τα δύο σκέλη της εργασίας είναι εξίσου σημαντικά προσφέροντας ενδιαφέρουσες και χρήσιμες πληροφορίες για τη βιομηχανική πρακτική.

Περίληψη

Γενικά, η παραγωγή φύλλων κράματος αλουμινίου της σειράς 3104 που προορίζονται για συσκευασίες ποτών και τροφίμων απασχολεί τον ερευνητικό κλάδο για πολλά χρόνια με πολυάριθμες μελέτες να αφορούν στην παραγωγή τους. Παρ' όλα αυτά, οι αστοχίες των προϊόντων και το υψηλό ποσοστό του απορριφθέντος υλικού κατά τις κατεργασίες διαμόρφωσης εντείνουν την ανάγκη για περαιτέρω μελέτη και επίλυση του δεδομένου προβλήματος καθώς οι συνέπειές του είναι κοστοβόρες και χρονοβόρες. Η αλληλένδετη σχέση, λοιπόν, της μικροδομής, του κρυσταλλογραφικού ιστού και των μετέπειτα μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού είναι ιδιαίτερα κρίσιμη και χρήζει των απαραίτητων βελτιστοποιήσεων ώστε να αποφευχθούν οι προαναφερθείσες δυσκολίες.

Η παρούσα εργασία επικεντρώνεται στη μελέτη κράματος αλουμινίου 3104 και χωρίζεται σε δύο διακριτά μέρη. Στο πρώτο μέρος (μελέτη «Α»), εξετάζεται η επίδραση της μονο-αξονικής παραμόρφωσης (μέσω εφελκυσμού) σε υλικό, το οποίο είχε υποστεί ανόπτηση σε διαφορετικές θερμοκρασίες και στον κρυσταλλογραφικό ιστό. Κατ' επέκταση εξετάστηκε πώς αυτός ο διαφορετικός κρυσταλλογραφικός ιστός επηρεάζει τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού και την επιδεκτικότητά του για μετέπειτα διαμόρφωση. Στο δεύτερο μέρος (μελέτη «Β»), εξετάζεται πώς οι διαφορετικοί παράμετροι χρόνου και θερμοκρασίας κατά τη κατεργασία βαφής επιδρούν, αντίστοιχα, στον κρυσταλλογραφικό ιστό, στις μηχανικές ιδιότητες και στην επιδεκτικότητα του υλικού για μετέπειτα διαμόρφωση.

Από τη μελέτη «Α» προέκυψε πως οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες (σε 0°, 45° και 90° προς τη διεύθυνση της έλασης) του προϊόντος για περαιτέρω επεξεργασία υφίστανται κατά την ανόπτηση σε θερμοκρασία αποκατάστασης του δοκιμίου «Τ» χαρακτηριζόμενη από 10h θερμοκρασιακής ανόδου με σταθερά αργό ρυθμό «ράμπας» (ramp) και 2h παραμονής (soaking time) στην επιλεγμένη θερμοκρασία αποκατάστασης. Στη δεδομένη θερμοκρασία κυριαρχεί ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης και, συγκεκριμένα, πρόκειται για μια θερμοκρασιακή περιοχή κοντά στο σημείο έναρξης της ανακρυστάλλωσης, εφόσον αυτή έχει συμβεί σε μεγάλο βαθμό στη θερμοκρασία ανόπτησης του δοκιμίου «T+40°C». Όσον αφορά στους κόκκους κοντά στην περιοχή θραύσης, είναι αξιοσημείωτο πώς αυτοί διατάσσονται σε ευθείες αναλόγως των όμοιων προσανατολισμών τους ως προς τον άξονα άσκησης του εφελκυστικού φορτίου, καθώς επίσης ιδιαίτερο ενδιαφέρον παρουσιάζει η τάση των κόκκων ορισμένων κρυσταλλογραφικών συστατικών να περιστραφούν προς τη διεύθυνση άσκησης του φορτίου όπου επέρχεται η θραύση. Από τη μελέτη «Β» προέκυψε πως οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες του προϊόντος υφίστανται κατά τη βαφή για 10s σε θερμοκρασία T₁. Στις δεδομένες συνθήκες επικρατεί ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης όπως και στις υπόλοιπες που εξετάστηκαν, όμως υπάρχει ιδιαίτερη διαφορά στις τιμές επίπεδης και κάθετης ανισοτροπίας που σε σύγκριση με τις συνθήκες βαφής μιας ενεργής γραμμής βαφής εργοστασιακής κλίμακας οδηγούν σε πολύ καλύτερα αποτελέσματα για τη μετέπειτα υποβολή σε διεργασία βαθιάς κοίλανσης.

Abstract

In general, the production of aluminum alloy 3104 series intended for beverage cans and food packaging has been deeply investigated throughout the years, and several studies have been performed referring to the current material. However, it appears that some material failures still exist with an amount of rejected material during forming processes to cause productivity delays that increase production cost. Therefore, the correlation of the microstructure with the crystallographic texture and the further mechanical properties of the product is considered as crucial and, thus, the optimization of the production process chain is necessary.

The aim of the current Diploma Thesis is to investigate the microstructure and the crystallographic texture development of Aluminum alloy 3104 during rolling. The analysis is divided into two parts, categorized into two chapters. The first part (Chapter A) examines the crystallographic texture development and the mechanical properties after the material is annealed under different temperatures and being mechanically tensile stressed. The second (Chapter B) also examines the crystallographic texture development and the mechanical properties but the material is treated under different temperatures and time durations.

The results from the first part of the study (Chapter A) show that the optimum mechanical properties (at 0°, 45° and 90° from the rolling direction) of the product aiming for further fabrication are achieved under annealing at the recovery temperature of the sample «T» for 10h ramp and 2h soaking time. At the current temperature the main crystallographic texture of the material is rolling and it is close to the temperature of recrystallization as it is found that under annealing at higher temperature, such as that of the sample « T+40°C», the recrystallization of the material is almost complete. Considering the grains near the fracture area, it is interesting how they are placed in order of the tensile stress axis relating to their crystallographic textures and their tendency to rotate towards it. The results from the second part (Chapter B) show that the optimum mechanical properties of the product are met under treatment for 10s at temperature T_1 . At this combination of time duration and temperature, the main crystallographic texture of the material is rolling and relating to the results of planar and normal anisotropy the material is better for further fabrication.

Πίνακας Περιεχομένων

| | |
|---|----|
| Ευχαριστίες..... | |
| Πρόλογος..... | |
| Περίληψη..... | |
| Abstract..... | |
| 1. Εισαγωγή..... | 1 |
| 2. Θεωρητικό μέρος..... | 2 |
| 2.1.1. Γενικά Στοιχεία Αλουμινίου..... | 2 |
| 2.1.2. Κράματα Αλουμινίου..... | 2 |
| 2.1.3. Κράματα Αλουμινίου Σειράς 3XXX και AA3104..... | 5 |
| 2.1.4. Μικρογραφικά Συστατικά του AA3104..... | 8 |
| 2.2. Μηχανισμοί Σκλήρωσης των Κραμάτων Αλουμινίου..... | 10 |
| 2.2.1. Σκλήρωση με Στερεό Διάλυμα..... | 11 |
| 2.2.2. Σκλήρωση μέσω Ενδοτράχυνσης – Εργοσκλήρυνση..... | 11 |
| 2.2.3. Σκλήρωση με Εκλέπτυνση Κόκκου..... | 12 |
| 2.2.4. Σκλήρωση από Δευτερογενή Σωματίδια..... | 12 |
| 2.3. Κατεργασίες Διαμόρφωσης..... | 13 |
| 2.3.1. Μηχανικές Κατεργασίες..... | 13 |
| 2.3.1.1. Έλαση..... | 15 |
| 2.3.1.1.1. Θερμή Έλαση..... | 19 |
| 2.3.1.1.2. Ψυχρή Έλαση..... | 21 |
| 2.4. Θερμικές Κατεργασίες..... | 21 |
| 2.4.1. Ομογενοποίηση..... | 21 |
| 2.4.2. Ανόπτηση..... | 22 |
| 3. Ανάλυση Κρυσταλλογραφίας και Ιστού του Αλουμινίου..... | 23 |
| 3.1. Κρυσταλλογραφικός Ιστός Στερεοποίησης..... | 24 |
| 3.2. Κρυσταλλογραφικός Ιστός Παραμόρφωσης..... | 24 |
| 3.3. Κρυσταλλογραφικός Ιστός Ανακρυστάλλωσης..... | 26 |
| 3.4. Ανισοτροπία..... | 26 |
| 4. Πειραματικό Μέρος..... | 28 |
| 4.1. Μεταλλογραφική Προετοιμασία Δειγμάτων..... | 28 |
| 4.1.1. Μεταλλογραφική Προετοιμασία Δειγμάτων Μελέτης «Α»..... | 30 |
| 4.1.2. Μεταλλογραφική Προετοιμασία Δειγμάτων Μελέτης «Β»..... | 31 |
| 4.2. Οπτική Μικροσκοπία..... | 32 |
| 4.3. Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)..... | 32 |
| 4.3.1. Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD..... | 33 |

| | |
|--|----|
| 4.3.1.1. Παράμετροι Λειτουργίας EBSD..... | 34 |
| 4.4. Προετοιμασία Δοκιμίων για Μηχανική Δοκιμή Εφελκυσμού..... | 34 |
| 4.4.1. Δοκιμή Εφελκυσμού..... | 35 |
| 4.5. Μέτρηση Σκληρότητας..... | 36 |
| 4.6. Μέτρηση Αγωγιμότητας..... | 36 |
| 5. Αποτελέσματα..... | 37 |
| 5.1. Μελέτη «Α»..... | 37 |
| 5.1.1. Οπτική Μικροσκοπία..... | 37 |
| 5.1.1.1. Δοκίμιο «As Received»..... | 38 |
| 5.1.1.2. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T»..... | 38 |
| 5.1.1.3. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C»..... | 39 |
| 5.1.1.4. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C»..... | 40 |
| 5.1.2. Παρουσίαση αποτελεσμάτων ανάλυσης..... | 41 |
| 5.1.2.1.1. Μετρήσεις δειγμάτων..... | 41 |
| 5.1.3. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολών..... | 44 |
| 5.1.3.1. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολής HF..... | 44 |
| 5.1.3.1.1. Δοκίμιο «As Received»..... | 44 |
| 5.1.3.1.2. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T»..... | 44 |
| 5.1.3.1.3. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C»..... | 45 |
| 5.1.3.1.4. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C»..... | 46 |
| 5.1.3.2. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολής Barkers..... | 46 |
| 5.1.3.2.1. Δοκίμιο «As Received»..... | 47 |
| 5.1.3.2.2. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T»..... | 47 |
| 5.1.3.2.3. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C»..... | 48 |
| 5.1.3.2.4. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C»..... | 48 |
| 5.1.3.3. Οπτική Μικροσκοπία προσβολής Barkers στην περιοχή θραύσης..... | 49 |
| 5.1.4. EBSD δοκιμίων εφελκυσμού - Μελέτη κρυσταλλογραφικών συστατικών..... | 51 |
| 5.1.5. Αποτελέσματα εφελκυσμών..... | 70 |
| 5.1.6. Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας..... | 72 |
| 5.1.7. Αποτελέσματα μετρήσεων αγωγιμότητας..... | 72 |
| 5.2. Μελέτη «B»..... | 73 |
| 5.2.1. Οπτική Μικροσκοπία..... | 73 |
| 5.2.1.1. Δοκίμιο βαφής «10s – T ₁ »..... | 73 |
| 5.2.1.2. Δοκίμιο βαφής «15s – T ₁ »..... | 74 |
| 5.2.1.3. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ »..... | 75 |
| 5.2.1.4. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ -30°C»..... | 75 |

| | |
|---|-----|
| 5.2.1.5. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ +10°C» | 76 |
| 5.2.1.6. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ +25°C» | 77 |
| 5.2.2. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολής Barkers..... | 77 |
| 5.2.2.1. Δοκίμιο βαφής «10s – T ₁ »..... | 78 |
| 5.2.2.2. Δοκίμιο βαφής «15s – T ₁ »..... | 78 |
| 5.2.2.3. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ »..... | 79 |
| 5.2.2.4. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ -30°C» | 80 |
| 5.2.2.5. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ +10°C» | 80 |
| 5.2.2.6. Δοκίμιο βαφής «20s – T ₁ +25°C» | 81 |
| 5.2.3. EBSD – Μελέτη κρυσταλλογραφικών συστατικών | 82 |
| 5.2.4. Αποτελέσματα εφελκυσμών..... | 93 |
| 5.2.5. Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας..... | 96 |
| 5.2.6. Αποτελέσματα μετρήσεων αγωγιμότητας | 96 |
| 6. Συζήτηση για τα Αποτελέσματα..... | 97 |
| 7. Συμπεράσματα | 98 |
| 8. Προτάσεις για Περαιτέρω Έρευνα | 98 |
| Βιβλιογραφία..... | 99 |
| Βιβλιογραφία Σχημάτων | 101 |

This page was left intentionally blank

1. Εισαγωγή

Η παρούσα εργασία ξεκινάει με το κεφάλαιο του θεωρητικού μέρους, το οποίο προετοιμάζει τον αναγνώστη για τις πληροφορίες που πρόκειται να παρουσιαστούν και αναλυθούν. Πιο συγκεκριμένα, αρχικά γίνεται αναφορά στα γενικά στοιχεία για το αλουμίνιο, στα κράματά του και δίνεται ιδιαίτερη έμφαση στο μελετώμενο κράμα αλουμινίου 3104 και στα μικρογραφικά συστατικά του. Συνεχίζοντας, διατυπώνονται οι μηχανισμοί σκλήρωσης των κραμάτων αλουμινίου, οι κατεργασίες διαμόρφωσης τόσο οι μηχανικές όσο και οι θερμικές και, τέλος, γίνεται η ανάλυση της κρυσταλλογραφίας και του ιστού του αλουμινίου.

Στη συνέχεια ακολουθεί το πειραματικό μέρος. Αυτό, διακρίνεται σε δύο μέρη, στη μελέτη «Α» και στη μελέτη «Β». Στο πρώτο μέρος εξετάζεται πώς το φαινόμενο του εφελκυσμού έπεται από διαφορετικές θερμοκρασίες ανόπτησης επιδρά στον κρυσταλλογραφικό ιστό των δοκιμίων και κατ' επέκταση πώς ο διαφορετικός κρυσταλλογραφικός ιστός αντικατοπτρίζεται στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού και στην επιδεκτικότητά του για μετέπειτα διαμόρφωση. Ενώ, στο δεύτερο μέρος εξετάζεται πώς οι διαφορετικοί παράμετροι χρόνου και θερμοκρασίας κατά τη κατεργασία βαφής επιδρούν, αντίστοιχα, στον κρυσταλλογραφικό ιστό, στις μηχανικές ιδιότητες και στην επιδεκτικότητα του υλικού για μετέπειτα διαμόρφωση. Σημειώνεται πως και στις δύο περιπτώσεις το πειραματικό μέρος αποτελείται από τη μεταλλογραφική προετοιμασία των δειγμάτων, την οπτική μικροσκοπία, την ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM), την περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD), τις δοκιμές εφελκυσμού, τις μετρήσεις σκληρότητας και τις μετρήσεις αγωγιμότητας.

Κλείνοντας, τα αποτελέσματα των εξεταζόμενων μελετών αναλύονται στο αντίστοιχο κεφάλαιο αποτελεσμάτων και ακολουθούν τα συμπεράσματα και οι ενδεικτικές προτάσεις για περαιτέρω έρευνα που σχετίζονται με το παρόν θέμα.

2. Θεωρητικό μέρος

2.1.1. Γενικά Στοιχεία Αλουμινίου

Το αλουμίνιο (Al), ή αλλιώς αργίλιο, κατατάσσεται στα ελαφριά μέταλλα του περιοδικού πίνακα και πρόκειται για το κυρίαρχο σε παραγωγή μη σιδηρούχο μέταλλο [1]. Έχει ειδικό βάρος $2,7 \text{ g/cm}^3$ που αντιστοιχεί σχεδόν στο $1/3$ της πυκνότητας του χάλυβα ($7,8 \text{ g/cm}^3$) και χαρακτηρίζεται από υψηλές μηχανικές αντοχές, καλή συγκολλησιμότητα και καλή αντοχή σε διάβρωση. Η σχετική ηλεκτρική του αγωγιμότητα είναι 63% σε σχέση με τον χαλκό συμβάλλοντας στους λόγους χρήσης του για την κατασκευή ηλεκτρικών καλωδίων. Επίσης, έχει υψηλή θερμική αγωγιμότητα περίπου πέντε φορές μεγαλύτερη αυτής του χάλυβα, αιτιολογώντας τη χρήση του στους αυλούς ψυγείων, θερμαντικά σώματα κ.α. [2].

Όσον αφορά τη συμπεριφορά του υπό διαβρωτικές συνθήκες, κατά την έκθεση του στην ατμόσφαιρα σχηματίζεται επιφανειακά ένα πολύ λεπτό, διαφανές, συνεχές και συνεκτικό στρώμα οξειδίου του αργιλίου, η αλούμινα (Al_2O_3), το οποίο είναι αδιαπέραστο και προφυλάσσει το μέταλλο από περαιτέρω οξείδωση. Η αντοχή του στη διάβρωση, υφίσταται τόσο στον αέρα όσο και στο καθαρό νερό, ωστόσο παύει να υπάρχει υπό το περιβάλλον θαλασσινού νερού. Το αλουμίνιο, λόγω του προστατευτικού οξειδίου που το καθιστά μη τοξικό μέταλλο βρίσκει ιδιαίτερη εφαρμογή στη βιομηχανία τροφίμων και μαγειρικών σκευών [2].

Το αλουμίνιο, ως μεταλλικό υλικό είναι κρυσταλλικό. Ακριβέστερα, κρυσταλλώνεται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (Face Centered Cubic – FCC), δεν εμφανίζει αλλοτροπικές μορφές διατηρώντας τη δομή αυτή σε όλο το θερμοκρασιακό εύρος ως το σημείο τήξης του. Ως εκ τούτου, με την αντίστοιχη δομή κρυσταλλώνονται και τα κράματά του τα οποία αναλύονται παρακάτω [1].

2.1.2. Κράματα Αλουμινίου

Τα κράματα αλουμινίου είναι πολλά σε αριθμό και διαφοροποιούνται βάση των κραματικών στοιχείων που περιέχουν, της περιεκτικότητάς τους και των διεργασιών από των οποίων προέρχονται. Παλαιότερα, η ονομασία τους διέφερε από χώρα σε χώρα και στηριζόταν στην χρονολογική σειρά με την οποία αναπτύχθηκαν. Ως εκ τούτου, ήταν κρίσιμη η χρήση μιας περισσότερο επιστημονικής προσέγγισης και αυτή προέκυψε το 1970 με την πρόταση του παγκοσμίου συστήματος ονοματολογίας κραμάτων (IADS) βασισμένο στο ενοποιημένο σύστημα κατηγοριοποίησης της "Aluminium Association" των Η.Π.Α. [3].

Πιο συγκεκριμένα τα κράματα αλουμινίου χωρίζονται σε δυο μεγάλες κατηγορίες, στα κράματα διαμόρφωσης (Wrought Alloys) και στα κράματα χύτευσης (Cast Alloys). Στους παρακάτω πίνακες (Πίνακας 1, Πίνακας 2) παρουσιάζονται οι συμβολισμοί των δύο κατηγοριών καθώς και τα βασικά κραματικά στοιχεία που αντιπροσωπεύουν την κάθε σειρά.


Στους κωδικούς των εννέα διαφορετικών σειρών των κραμάτων αλουμινίου, η ονομασία των κραμάτων διαμόρφωσης χαρακτηρίζεται από έναν κωδικό τεσσάρων ψηφίων όπου [3]:

1. Ο πρώτος αριθμός δηλώνει το κύριο κραματικό στοιχείο της κάθε σειράς.
2. Ο δεύτερος αριθμός αναφέρεται στις τροποποιήσεις του κράματος και στα όρια των ακαθαρσιών.
3. Ο τρίτος και ο τέταρτος αριθμός δηλώνουν τον ειδικό τύπο του κράματος, ενώ στην περίπτωση της σειράς 1XXX δηλώνουν τα δύο δεκαδικά ψηφία της περιεκτικότητας σε αργίλιο.

Με αντίστοιχο τρόπο, η ονομασία των κραμάτων χύτευσης χαρακτηρίζεται επίσης από έναν κωδικό τεσσάρων ψηφίων από τα οποία το τελευταίο χωρίζεται με τελεία και η σημασία τους ερμηνεύεται παρακάτω [3,4]:


1. Ο πρώτος αριθμός δηλώνει το κύριο κραματικό στοιχείο της κάθε σειράς.
2. Ο δεύτερος και ο τρίτος αριθμός την ειδική κατηγορία του κράματος.
3. Ο τέταρτος αριθμός παίρνει την μορφή του μηδενός ή της μονάδας (0 ή 1) αναλόγως της μορφής του χυτού κράματος ως τελικού χυτού ή ως πλινθώματος αντιστοίχως.

Πίνακας 1 Κράματα διαμόρφωσης αλουμινίου [3].

| | |
|---|---|
| <p>Κράματα Διαμόρφωσης (Wrought Alloys)</p>  | <ul style="list-style-type: none">• 1XXX Αλουμίνιο (Al) ελάχιστης καθαρότητας 99,00%• 2XXX Χαλκός (Cu)• 3XXX Μαγγάνιο (Mn)• 4XXX Πυρίτιο (Si)• 5XXX Μαγνήσιο (Mg)• 6XXX Μαγνήσιο (Mg) και Πυρίτιο (Si)• 7XXX Ψευδάργυρος (Zn)• 8XXX Λίθιο (Li) και άλλα στοιχεία• 9XXX Μη χρησιμοποιούμενη σειρά |
|---|---|

Σχήμα 1 Κράματα διαμόρφωσης [1].

Πίνακας 2 Κράματα χύτευσης αλουμινίου [3, 4].

| | |
|--|---|
| <p>Κράματα Χύτευσης (Cast Alloys)</p>  | <ul style="list-style-type: none">• 1XX.X Αλουμίνιο (Al) ελάχιστης καθαρότητας 99,00%• 2XX.X Χαλκός (Cu)• 3XX.X Πυρίτιο (Si) και Χαλκός (Cu) ή Μαγνήσιο (Mg)• 4XX.X Πυρίτιο (Si)• 5XX.X Μαγνήσιο (Mg)• 6XX.X Μη χρησιμοποιούμενη σειρά• 7XX.X Ψευδάργυρος (Zn)• 8XX.X Κασσίτερος (Sn)• 9XX.X Άλλα στοιχεία |
|--|---|

Σχήμα 2 Κράματα χύτευσης [2].

Σχετικά με τα κράματα διαμόρφωσης, γίνεται ο διαχωρισμός στις σειρές που είναι επιδεκτικές στη σκλήρωση μέσω θερμικών κατεργασιών (2XXX, 6XXX, 7XXX, 8XXX) και σε αυτές που είναι μη επιδεκτικές στη σκλήρωση μέσω θερμικών κατεργασιών [3, 4].

Επιπρόσθετα της προαναφερθείσας ονοματολογίας, τόσο στα κράματα διαμόρφωσης όσο και στα κράματα χύτευσης γίνεται χρήση πρόσθετου χαρακτηρισμού με κεφαλαία γράμματα ακολουθούμενα από αριθμούς που αντικατοπτρίζουν τις κατεργασίες τις οποίες έχει υποστεί το υλικό. Οι συγκεκριμένοι χαρακτηρισμοί αναλύονται παρακάτω [4]:

1. **F, As Fabricated:** χαρακτηρίζονται τα υλικά που δεν έχουν υποστεί θερμική ή μηχανική κατεργασία
2. **O, Annealed:** χαρακτηρίζονται τα υλικά που έχουν υποστεί ανόπτηση
3. **H, Strain – Hardened:** χαρακτηρίζονται τα προϊόντα κραμάτων διαμόρφωσης που έχουν υποστεί σκλήρυνση μέσω ενδοτράχυνσης, ή αλλιώς εργοσκλήρυνση (Work – Hardened). Τα ψηφία μετά τον συμβολισμό «H» μπορεί να είναι έως τρία και ενδεικτικά σημειώνονται οι κυριότερες κατηγορίες:
 - i) **H1, Strain – Hardened Only:** αφορά προϊόντα που έχουν υποστεί ενδοτράχυνση για την επίτευξη επιθυμητής αντοχής χωρίς πρόσθετη θερμική κατεργασία
 - ii) **H2, Strain – Hardened and Partially Annealed:** αφορά προϊόντα που έχουν υποστεί ενδοτράχυνση σε μεγαλύτερο βαθμό και έπειτα αυτή μειώθηκε μέσω ανόπτησης
 - iii) **H3, Strain – Hardened and Stabilized:** αφορά προϊόντα που έχουν υποστεί ενδοτράχυνση και έπειτα οι μηχανικές τους ιδιότητες σταθεροποιήθηκαν μέσω βαφής σε χαμηλή θερμοκρασία ή κατά τη θερμοκρασία του σταδίου διαμόρφωσης
4. **W, Solution Heat – Treated:** χαρακτηρίζονται τα κράματα των οποίων η αντοχή μεταβάλλεται στη θερμοκρασία δωματίου μετά το πέρας μηνών ή ετών έπειτα της θερμικής κατεργασίας
5. **T, Solution Heat – Treated:** χαρακτηρίζονται τα κράματα των οποίων η αντοχή παραμένει σταθερή για ορισμένες εβδομάδες έπειτα της θερμικής κατεργασίας. Ο συμβολισμός «T» ακολουθείται από ένα ή περισσότερα ψηφία και παρακάτω σημειώνονται οι κυριότερες κατηγορίες που αφορούν τις τιμές 1 έως 10:
 - i) **T1:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί απόψυξη από μια υψηλή θερμοκρασία κατά το στάδιο διαμόρφωσης και υπόκειται γήρανση με φυσικό τρόπο ως μια σταθερή κατάσταση
 - ii) **T2:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί απόψυξη από μια υψηλή θερμοκρασία κατά το στάδιο διαμόρφωσης, έπειτα υπόκειται ψυχρή διαμόρφωση και στη συνέχεια γήρανση με φυσικό τρόπο ως μια σταθερή κατάσταση
 - iii) **T3:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία, έπειτα υπόκειται ψυχρή διαμόρφωση και στη συνέχεια γήρανση με φυσικό τρόπο ως μια σταθερή κατάσταση
 - iv) **T4:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία και στη συνέχεια γήρανση με φυσικό τρόπο ως μια σταθερή κατάσταση
 - v) **T5:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί απόψυξη από μια υψηλή θερμοκρασία κατά το στάδιο διαμόρφωσης και στη συνέχεια γήρανση με τεχνητό τρόπο
 - vi) **T6:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία και στη συνέχεια γήρανση με τεχνητό τρόπο
 - vii) **T7:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία και στη συνέχεια υπέρ – γήρανση ή σταθεροποίηση
 - viii) **T8:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία, έπειτα υπόκειται ψυχρή διαμόρφωση και στη συνέχεια τεχνητή γήρανση
 - ix) **T9:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί θερμική κατεργασία, έπειτα τεχνητή γήρανση και στη συνέχεια ψυχρή διαμόρφωση

- x) **T10:** αφορά υλικά που έχουν υποστεί απόψυξη από μια υψηλή θερμοκρασία κατά το στάδιο διαμόρφωσης, έπειτα υπόκεινται ψυχρή διαμόρφωση και στη συνέχεια τεχνητή γήρανση

2.1.3. Κράματα Αλουμινίου Σειράς 3XXX και AA3104

Τα κράματα αλουμινίου σειράς 3XXX ανήκουν στις σειρές που δεν είναι επιδεικτικές στη σκλήρωση μέσω θερμικών κατεργασιών. Ως εκ τούτου η σειρά 3XXX χαρακτηρίζεται ως σκληρυνόμενη μέσω ενδοτράχυνσης ή εργοσκληρυνσης και βασίζεται στο στοιχείο του μαγγανίου [5]. Το μαγγάνιο προσδίδει μικρή αύξηση στην αντοχή του κράματος, ακόμη και όταν το κράμα υπόκειται σε σκλήρωση μέσω ενδοτράχυνσης, γι' αυτό και πρόκειται για σειρά κραμάτων μέτριας αντοχής με μέγιστη εφελκυστική αντοχή (UTS) της τάξης 110 – 285 MPa. Βέβαια η συμβολή του μαγγανίου είναι περισσότερο εμφανής στην υψηλή διαμορφωσιμότητα, στην ολκιμότητα και στην εξαιρετική αντοχή στην διάβρωση της σειράς. Επιπρόσθετα, τα κράματα της δεδομένης σειράς διακρίνονται για τη συγκολλησιμότητά τους και γι' αυτό κατατάσσονται ως βέλτιστα για συγκολλήσεις «Brazing» και «Soldering» [5].

Σχετικά με τις συνήθεις εφαρμογές τους, το κράμα 3003 χρησιμοποιείται σε μαγειρικά σκεύη και σε χημικό εξοπλισμό λόγω της υψηλής αντιδιαβρωτικής συμπεριφοράς του, καθώς επίσης το κράμα 3004 και η τροποποίηση του στο κράμα 3104 κυριαρχούν στην παραγωγή μεταλλικών δοχείων ποτών και τροφίμων. Επιπλέον, το κράμα 3105 βρίσκει εφαρμογές στην αρχιτεκτονική σε στεγάσεις κτηρίων και σε σιδηροδρομικές παραδιακλαδώσεις. Κράματα της δεδομένης σειράς χρησιμοποιούνται σε εναλλάκτες θερμότητας οχημάτων και εγκαταστάσεων. Ως μια πρώτη εκτίμηση, λοιπόν, προκύπτει πως η σειρά 3XXX πρόκειται για μια από τις περισσότερο χρησιμοποιούμενες σειρές κραμάτων αλουμινίου η οποία ξεπερνά τις τιμές των 1,6 εκ. τόνων ετησίως [5].

Αναφορικά με το υπό μελέτη κράμα αλουμινίου 3104, δίδεται ο παρακάτω πίνακας που αφορά τις τιμές χημικής σύστασης (Πίνακας 3) και στη συνέχεια καταγράφεται η επίδραση των κυριότερων κραματικών προσθηκών σχετικά με τις ιδιότητες του κράματος.

Πίνακας 3 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. |

Μαγγάνιο: Το μαγγάνιο είναι το βασικότερο κραματικό στοιχείο της σειράς 3XXX και κατ' επέκταση του μελετώμενου κράματος 3104. Προκαλεί αύξηση στην αντοχή τόσο με την παρουσία του στο στερεό διάλυμα, όσο και με την κατακρήμνισή του ως ενδομεταλλική φάση. Επίσης, δεν έχει αρνητική επίδραση στην αντίσταση στη διάβρωση. Σχετικά με την επίδραση του ως προσθήκη, οδηγεί στην αύξηση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης και συμβάλλει στον σχηματισμό ινώδους μικροδομής κατά τις θερμές διαμορφώσεις. Ως κατακρήμνισμα, επιβραδύνει την αποκαθάρωση των διαταραχών, παρεμποδίζει την ανάπτυξη των κόκκων και αυξάνει την ευαισθησία του κράματος σε χημικές προσβολές. Ακόμη, το μαγγάνιο δρα διορθωτικά στο βελονοειδές και μακρόστενο σχήμα των ενώσεων του σιδήρου συμβάλλοντας στη μείωση της ευθραυστότητάς τους [4].

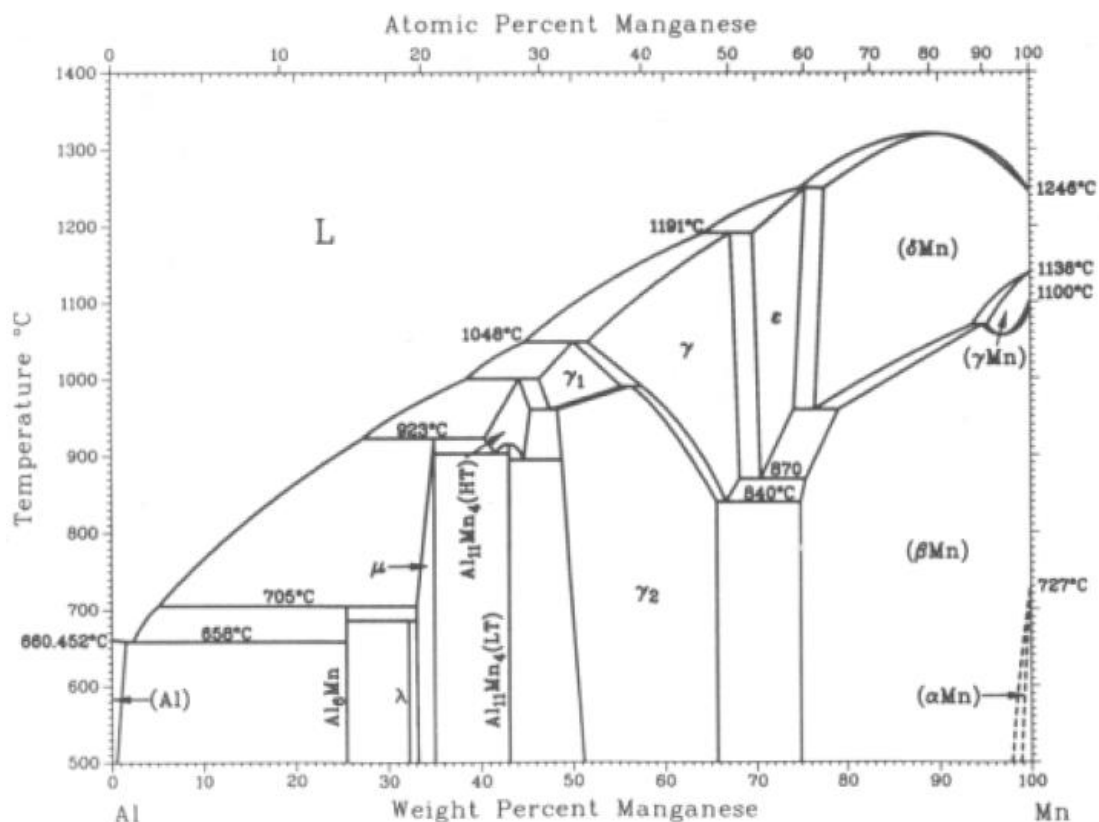
Μαγνήσιο: Το μαγνήσιο είναι το δεύτερο από τα βασικότερα κραματικά στοιχεία της σειράς 3XXX και συγκεκριμένα του κράματος 3104. Δημιουργεί κατακρημνίσματα με προτίμηση τις περιοχές των ορίων κόκκων ως μια υψηλά ανοδική φάση Mg_5Al_3 ή Mg_5Al_8 η οποία ωθεί την ευαισθησία σε ενδομεταλλικές ρηγματώσεις και σε διάβρωση λόγω τάσεων. Η κυριότερη

δράση της προσθήκης είναι η αξιοσημείωτη αύξηση της αντοχής του κράματος αλουμινίου χωρίς την υπερβολική μείωση της ολκιμότητάς του [4]. Επιπλέον, πρέπει να σημειωθεί πως το μαγγάνιο λειτουργεί συνδυαστικά τόσο με το μαγγάνιο, όσο και με το πυρίτιο με το οποίο σχηματίζει την ένωση Mg_2Si που πρόκειται από τις συνηθέστερες στο μελετώμενο κράμα.

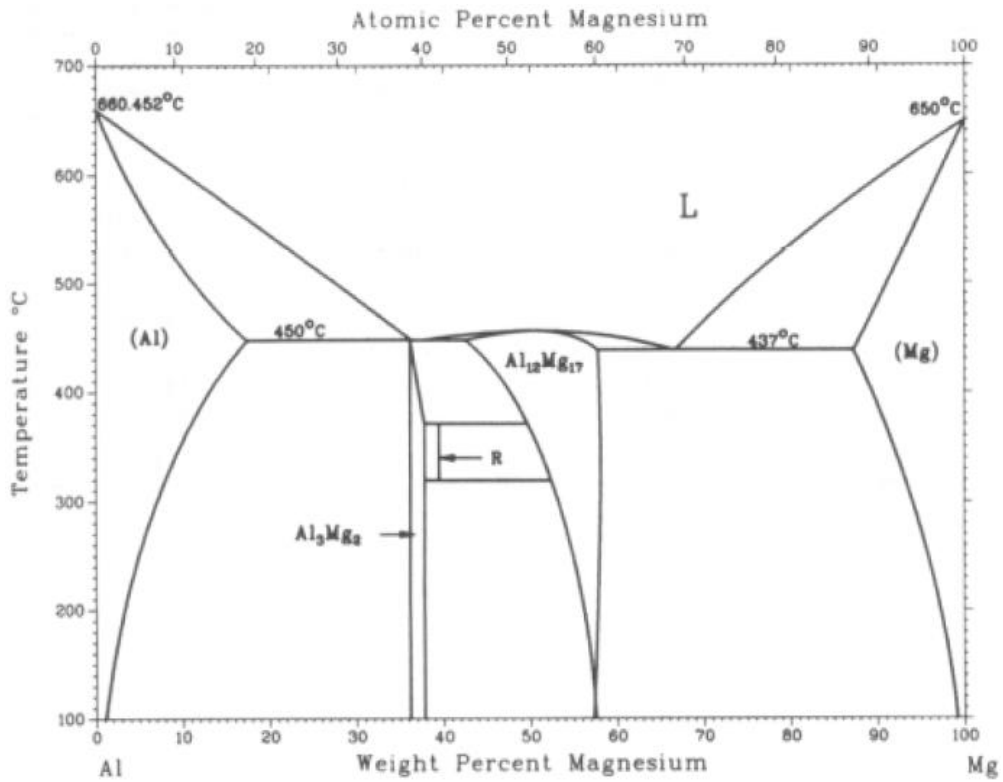
Πυρίτιο: Το πυρίτιο πρόκειται για τη δεύτερη ακαθαρσία στα κράματα αλουμινίου μετά τον σίδηρο, χρησιμοποιείται μαζί με το μαγγάνιο για τον σχηματισμό της φάσης Mg_2Si , μειώνει τη θερμοκρασία τήξεως και βελτιώνει τη ρευστότητα κατά την χύτευση. Όσο για την κύρια λειτουργία του στη σειρά 3XXX και στο μελετώμενο κράμα αλουμινίου 3104, είναι ο σχηματισμός ενώσεων τύπου $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ οι οποίες θα εξεταστούν παρακάτω [6].

Σίδηρος: Ο σίδηρος είναι η πιο κοινή ακαθαρσία των κραμάτων αλουμινίου και διαλύεται με ευκολία σε όλα τα στάδια της χύτευσης. Έχει αρκετά χαμηλή διαλυτότητα σε στερεά κατάσταση της τάξεως του 0,05% με αποτέλεσμα να βρίσκεται κυρίως ως δευτερεύουσα ενδομεταλλική φάση σε συνδυασμό με το αλουμίνιο και άλλα στοιχεία. Αναφορικά με τις ιδιότητές του, συμβάλει στη μείωση του μεγέθους των κόκκων και ως εκ τούτου προκύπτουν επιθυμητοί συνδυασμοί αντοχής και ολκιμότητας [4].

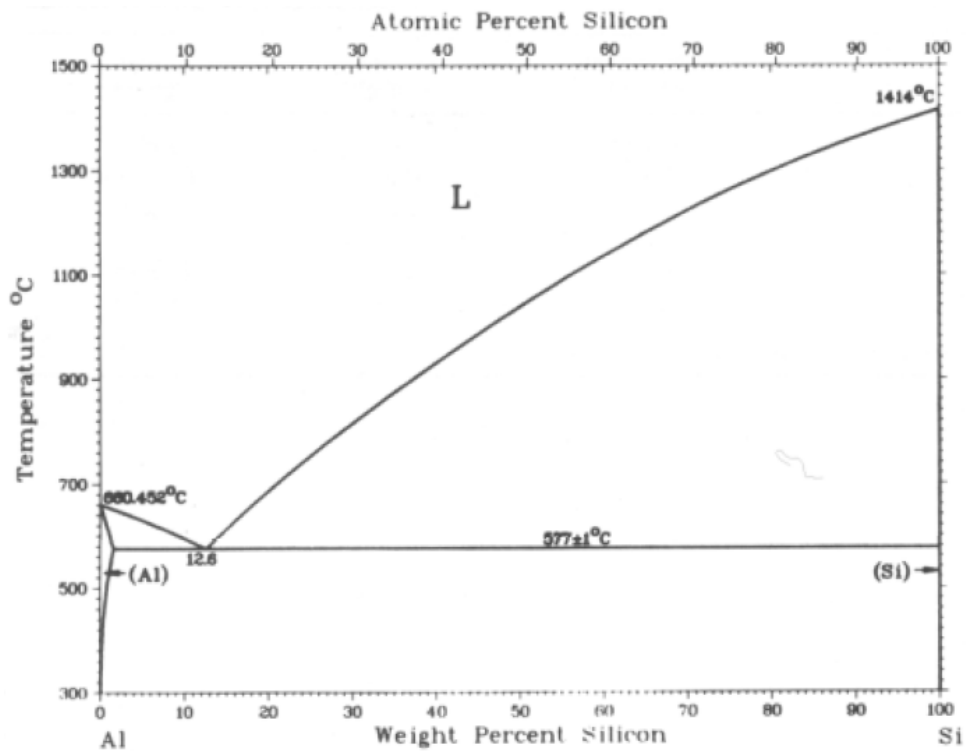
Παρακάτω παρουσιάζονται τα διμερή διαγράμματα φάσεων των μεταλλουργικών συστημάτων του αλουμινίου με τα ανωτέρω στοιχεία [4]:



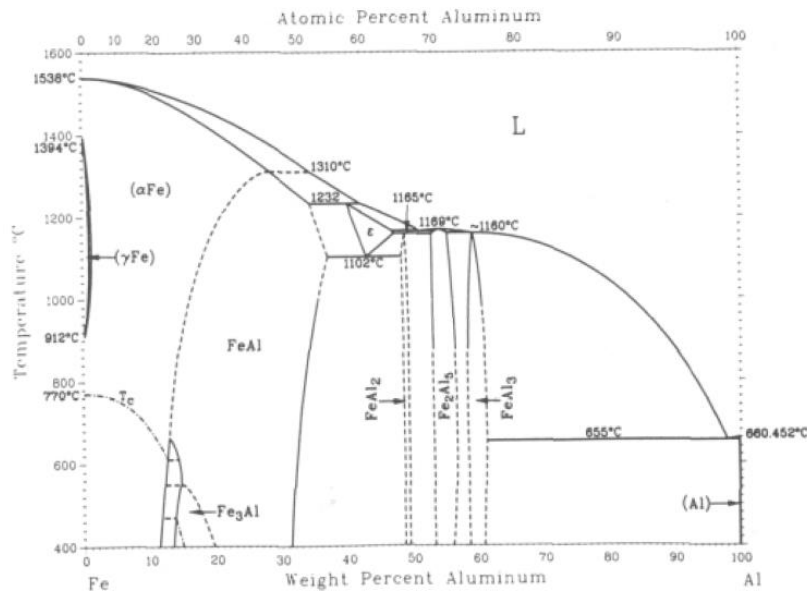
Σχήμα 3 Διμερές διάγραμμα φάσεων Al – Mn [18].



Σχήμα 4 Διμερές διάγραμμα φάσεων Al – Mg [18].



Σχήμα 5 Διμερές διάγραμμα φάσεων Al – Si [18].



Σχήμα 6 Διμερές διάγραμμα φάσεων Al – Fe [18].

2.1.4. Μικρογραφικά Συστατικά του AA3104

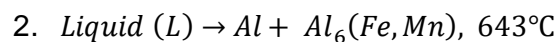
Παρακάτω αναλύονται οι ενδομεταλλικές φάσεις των σωματιδίων και κατακρημνισμάτων που σχηματίζονται στο κράμα αλουμινίου σειράς 3104. Πρόκειται για δύο κύριες φάσεις, την $Al_6(Fe,Mn)$ που κρυσταλλώνεται στο ορθορομβικό σύστημα κρυστάλλωσης (Face Centered Orthorhombic – FCO) και τη μεγαλύτερης σκληρότητας $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ που κρυσταλλώνεται στο κυβικό σύστημα κρυστάλλωσης (Face Centered Cubic – FCC) [9].

Κατά την απόψυξη με ρυθμό $1^\circ C/s$ του μελετώμενου κράματος έπειτα από τη χύτευση χελώνας (Direct Chilling – D.C.), υπολογίζεται πως περίπου το 85% των σωματιδίων αντιστοιχούν στην φάση $Al_6(Fe,Mn)$ και το υπόλοιπο στην $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ [9].

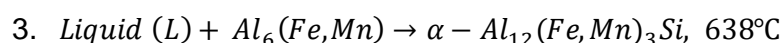
Πιο συγκεκριμένα, παρακάτω ακολουθεί η σειρά με την οποία σχηματίζονται οι προαναφερθείσες φάσεις και σημειώνονται οι αντίστοιχες θερμοκρασίες στις οποίες κατακρημνίζονται τα σωματίδια. Αρχικά, καθώς στερεοποιείται το τηγμένο αλουμίνιο ξεκινά η απόψυξή του στο θερμοκρασιακό εύρος των $648-652^\circ C$ και σχηματίζεται η δενδριτική μήτρα του [9].

$$1. \text{Liquid (L)} \rightarrow \text{Al, dendritic network, } 648 - 652^\circ C$$

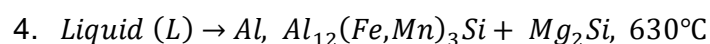
Τα πρώτα σωματίδια που στερεοποιούνται είναι της φάσης $Al_6(Fe,Mn)$ και εμφανίζονται στις περιφέρειες των αναπτυσσόμενων δενδριτών σε θερμοκρασία $643^\circ C$ από την ακόλουθη ευτηκτική αντίδραση [9].



Έπειτα, στη χαμηλότερη θερμοκρασία των $638^\circ C$ συμβαίνει περιτηκτική αντίδραση μεταξύ των σωματιδίων $Al_6(Fe,Mn)$ και του εναπομείναντος υγρού που είναι πλέον εμπλουτισμένο σε πυρίτιο. Στην περίπτωση που το υγρό εξακολουθήσει να εμπλουτίζεται σε Si αναμένεται να μετασχηματιστεί ολόκληρη η ποσότητα του $Al_6(Fe,Mn)$ σε $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ [9].



Όσο οι θερμοκρασίες μειώνονται σε τιμές των $630^\circ C$ και υπάρχει ποσότητα Si στη μήτρα, πραγματοποιείται η κατακρημνιση σωματιδίων Mg_2Si όπως περιγράφεται παρακάτω [9].

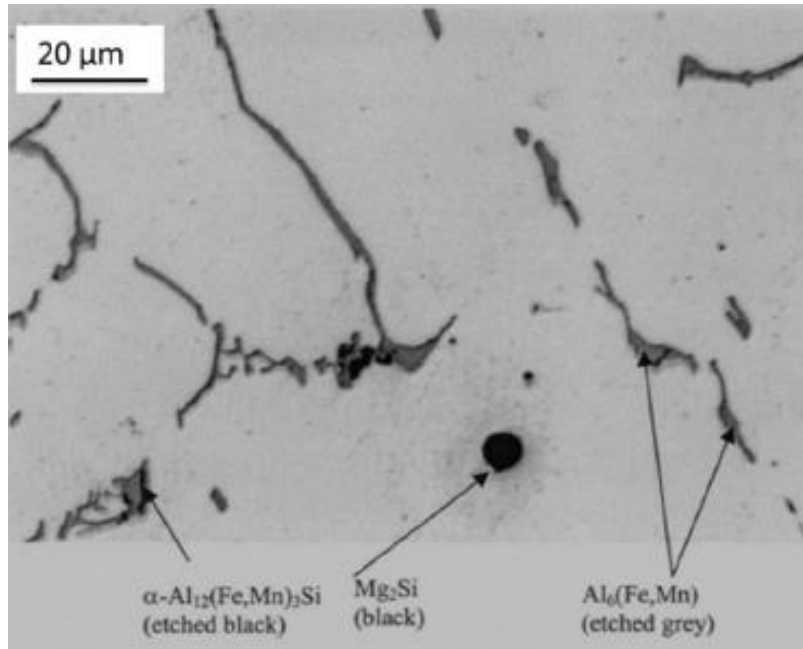


Σημειώνεται πως τόσο στο κράμα αλουμινίου 3104, όσο και γενικότερα στη σειρά 3XXX, το Mn και ο Fe χαρακτηρίζονται από μικρή διαλυτότητα στη μήτρα αλουμινίου και ως εκ τούτου τείνουν να είναι τα στοιχεία τα οποία βρίσκονται σε υπερκορεσμένες καταστάσεις. Κατά την ομογενοποίηση, ο υπερκορεσμός των στοιχείων Mn και Fe αντικαθίσταται από την κατακρήμνιση φάσεων πλούσιων σε (Fe,Mn) όπως η φάση $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ και η φάση $Al_6(Fe,Mn)$ στην περίπτωση που το ποσοστό Si είναι μικρότερο του 0,07 wt% [10].

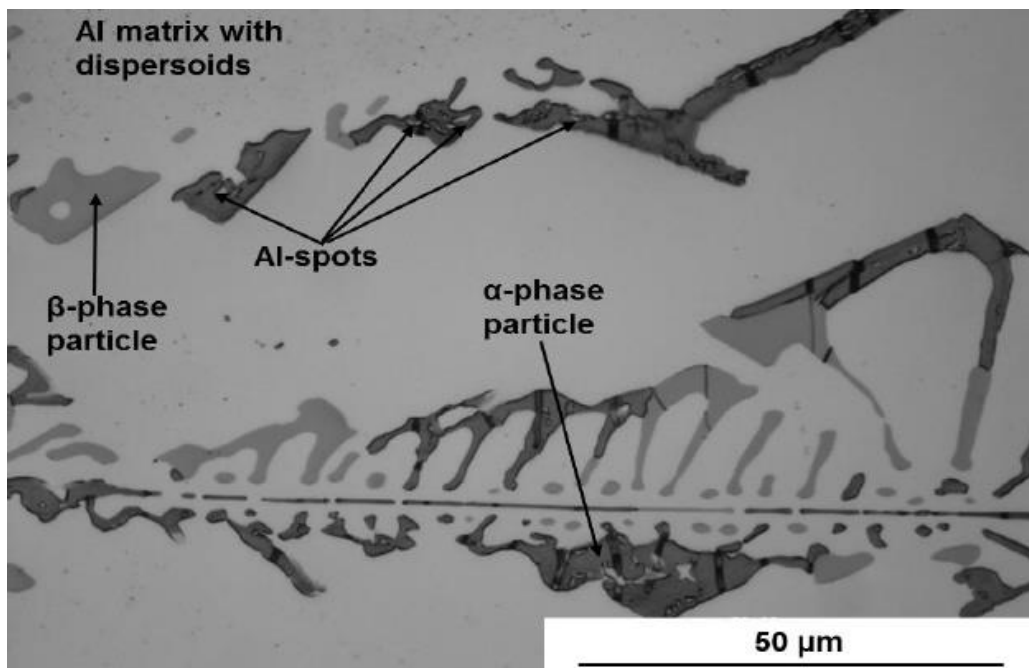
Κατά την ομογενοποίηση, όταν το κράμα βρεθεί σε θερμοκρασία ανώτερη των 300°C κατακρημνίζονται σωματίδια β - Mg_2Si με βελονοειδή μορφή τα οποία είναι αραιά κατανεμημένα στην μήτρα αλουμινίου. Καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία στους 400°C, σχηματίζονται κατακρημνίσματα $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ στις προϋπάρχουσες βελόνες β - Mg_2Si οι οποίες διαλύονται με την αύξηση της θερμοκρασίας. Στη συνέχεια, με την αύξηση της θερμοκρασίας τα κατακρημνίσματα $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ αποκτούν μεγαλύτερο μέγεθος ενώ παράλληλα πληθαίνουν σε αριθμό μέχρις ότου η θερμοκρασία φτάσει τους 480°C όπου ολοκληρώνεται η κατακρήμνιση του Mn. Μετά το πέρας της θερμοκρασίας αυτής, παρατηρείται μείωση του αριθμού των κατακρημνισμάτων αλλά το μέγεθος των εναπομεινάντων συνεχίζει να αυξάνεται. Όσο για τα σωματίδια $Al_6(Fe,Mn)$ που σχηματίστηκαν κατά τη στερεοποίηση σημειώνεται πως δεν επαναδιαλυτοποιούνται κατά την ομογενοποίηση, ωστόσο συμβαίνουν οι εξής μετασχηματισμοί. Οι φάσεις $Al_6(Fe,Mn)$ μεταξύ των θερμοκρασιών 480°C – 593°C αρχίζουν να μετασχηματίζονται σε α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ και να σφαιροποιούνται λόγω του εμπλουτισμού της μήτρας με Si από τη διάλυση των κατακρημνισμάτων Mg_2Si που συμβαίνει στο αρχικό στάδιο της ομογενοποίησης [10].

Η ανάπτυξη, λοιπόν, των κατακρημνισμάτων α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ γίνεται εις βάρος των κατακρημνισμάτων $Al_6(Fe,Mn)$ και είτε ολοκληρώνεται πλήρως, είτε συνηθέστερα σταματάει πριν την ολοκλήρωση λόγω έλλειψης Si. Επίσης, πρέπει να σημειωθεί πως το συνολικό ποσοστό (Fe,Mn) στα κατακρημνίσματα $Al_6(Fe,Mn)$ είναι περίπου 25wt% ενώ στα κατακρημνίσματα α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ είναι περίπου 32wt% και αιτιολογεί την προτιμητέα μετατροπή από τη μια φάση στην άλλη υπό την προϋπόθεση πως υπάρχει η απαιτούμενη ποσότητα Si. Επίσης, σχετικά με τις θέσεις στις οποίες γίνεται η κατακρήμνιση των φάσεων α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ είναι κυρίως τα όρια των κόκκων, καθώς σε αυτά μειώνεται η απαιτούμενη επιφανειακή ενέργεια για τη δημιουργία πυρήνων, επιτυγχάνεται γρηγορότερα η διαδικασία διάχυσης του Si και ανακουφίζονται οι τάσεις που προκαλούνται από τη διαφορά στους όγκους μεταξύ των δύο φάσεων [10].

Αναφορικά με τη μορφολογία των δύο φάσεων, σημειώνεται πως η φάση $Al_6(Fe,Mn)$ χαρακτηρίζεται με μεγαλύτερη γεωμετρία σχήματος σε σχέση με την α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ η οποία περιλαμβάνει απομονωμένες περιοχές της μήτρας αλουμινίου και το σχήμα της μοιάζει με "Chinese Script" (Σχήμα 7, Σχήμα 8) [10]. Το μέγεθος των κατακρημνισμάτων $Al_6(Fe,Mn)$ αναμένεται λόγω του τρόπου σχηματισμού των δεύτερων να είναι μεγαλύτερο από το μέγεθος των κατακρημνισμάτων α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ και η τάξη μεγέθους τους είναι μερικών μικρομέτρων. Όσο για τη σκληρότητα των δύο φάσεων, η φάση $Al_6(Fe,Mn)$ του ορθορομβικού συστήματος κρυστάλλωσης χαρακτηρίζεται από τιμές σκληρότητας κατά Vickers 700-750 HV, ενώ η φάση α - $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ του κυβικού συστήματος κρυστάλλωσης έχει σκληρότητα κατά Vickers 900-950 HV [10].



Σχήμα 7 Μορφολογίες των συστατικών $Al_6(Fe,Mn)$, $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ και Mg_2Si [19].



Σχήμα 8 Απεικόνιση μορφολογίας τύπου «Chinese Script» της φάσης $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ σε σχέση με τη μορφολογία της φάσης $Al_6(Fe,Mn)$ [19].

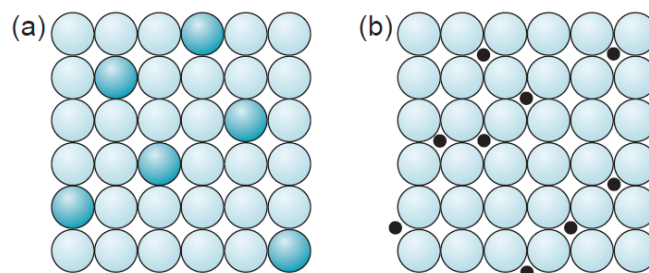
2.2. Μηχανισμοί Σκλήρωσης των Κραμάτων Αλουμινίου

Τα κράματα αλουμινίου της σειράς 3XXX, ως μη επιδεκτικά σε σκλήρωση μέσω θερμικών κατεργασιών, αποκτούν την αντοχή τους κυρίως με σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος, με σκλήρωση ενδοτράχυνσης – εργοσκλήρυνση, με σκλήρωση μέσω εκλέπτυνσης κόκκου και με σκλήρωση δευτερογενών σωματιδίων. Στην ίδια κατηγορία ανήκουν επίσης τα κράματα της σειράς 1XXX, μερικά κράματα της σειράς 4XXX και τα κράματα της σειράς 5XXX [4]. Στη συγκεκριμένη παράγραφο γίνεται περιγραφή των μηχανισμών σκλήρωσης που παρατηρούνται στα μη επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες κράματα αλουμινίου που προαναφέρθηκαν.

2.2.1. Σκλήρωση με Στερεό Διάλυμα

Κατά την τεχνική σκλήρωσης μέσω στερεού διαλύματος (Solid Solution Strengthening) γίνεται κραμάτωση με μικρές προσθήκες ατόμων ακαθαρσιών τα οποία βρίσκουν θέσεις αντικατάστασης ή θέσεις παρεμβολής στο στερεό διάλυμα [7]. Παρατηρείται πως τα μέταλλα υψηλής καθαρότητας εμφανίζουν πάντοτε χαμηλότερη αντοχή από τα κράματα του ίδιου μετάλλου. Επίσης, με την αύξηση των περιεκτικότητων των κραματικών προσθηκών αυξάνεται η αντοχή εφελκυσμού και η αντοχή διαρροής, καθώς επιβάλλονται παραμορφώσεις του κρυσταλλικού πλέγματος μεταξύ των ατόμων ακαθαρσιών και των διαταραχών οι οποίες οδηγούν στην καθήλωση της περεταίρω κίνησης τους. Ως εκ τούτου, απαιτείται η εφαρμογή μεγαλύτερης τάσης για να ενεργοποιήσει αρχικά και στη συνέχεια να συνεχίσει την πλαστική παραμόρφωση του κράματος. Είναι, λοιπόν, προφανές πως στο μελετώμενο κράμα με την αύξηση της περιεκτικότητας μαγνησίου και μαγγανίου, αυξάνεται η μέγιστη τάση και μειώνεται η ολκιμότητα [4].

Αναφορικά με το είδος του στερεού διαλύματος, όταν το διαλυόμενο άτομο της κραματικής προσθήκης έχει σχεδόν ίδιο μέγεθος με το άτομο του διαλύτη καταλαμβάνει θέσεις του μητρικού πλέγματος αντικαθιστώντας τα άτομα του διαλύτη. Σε αυτήν την περίπτωση πρόκειται για στερεό διάλυμα αντικατάστασης (Substitutional Solid Solution) (Σχήμα 9.a). Για να γίνει η αντικατάσταση πρέπει οι ατομικές ακτίνες των στοιχείων να έχουν ομοιότητα της τάξης του 15% και να πρόκειται για ίδιους τύπους κρυσταλλογραφικού πλέγματος [11]. Διαφορετικά, αν το διαλυόμενο άτομο της κραματικής προσθήκης έχει αρκετά μικρότερο μέγεθος από το άτομο του διαλύτη τουλάχιστον στο 59% της ακτίνας του με όμοια ηλεκτραρνητικότητα, καταλαμβάνει θέσεις στον ελεύθερο χώρο του κρυσταλλικού πλέγματος του διαλύτη [11]. Σε αυτήν την περίπτωση πρόκειται για στερεό διάλυμα παρεμβολής (Interstitial Solid Solution) (Σχήμα 9.b). Τα άτομα της αντίστοιχης κατηγορίας που σχηματίζουν στερεά διαλύματα παρεμβολής είναι ο άνθρακας, το άζωτο, το οξυγόνο, το υδρογόνο και το βόριο [8].



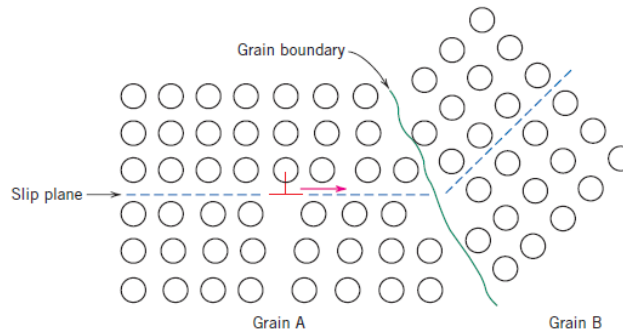
Σχήμα 9 α) Στερεό διάλυμα αντικατάστασης, β) Στερεό διάλυμα παρεμβολής [3].

2.2.2. Σκλήρωση μέσω Ενδοτράχυνσης – Εργοσκλήρυνση

Η τεχνική σκλήρωσης μέσω ενδοτράχυνσης – εργοσκλήρυνση (Strain Hardening – Work Hardening) αφορά το φαινόμενο κατά το οποίο ένα όλκιμο μέταλλο αυξάνει τη σκληρότητα και την αντοχή του κατά την πλαστική του παραμόρφωση [7]. Πολλές φορές, η προκειμένη διαδικασία σκλήρωσης ονομάζεται και «Ψυχρή Κατεργασία» (Cold Working) καθώς η θερμοκρασία κατά την οποία συμβαίνει η παραμόρφωση είναι σχετικά ψυχρή ως προς τη θερμοκρασία τήξης του μετάλλου. Στην πραγματικότητα, η θερμοκρασία στην οποία συμβαίνει εργοσκλήρυνση στα περισσότερα μέταλλα είναι αυτή της θερμοκρασίας δωματίου και με την αύξησή της παρατηρείται πως μειώνεται ο βαθμός ενδοτράχυνσης. Κατά την πλαστική παραμόρφωση, η μηχανική ενέργεια αποθηκεύεται στο υλικό σχηματίζοντας περιοχές με μεγάλη μόνιμη παραμόρφωση και εισάγονται διαταραχές στο κρυσταλλικό πλέγμα. Έτσι, δημιουργείται μεγάλη συγκέντρωση διαταραχών στο κρυσταλλικό πλέγμα η οποία αντικατοπτρίζεται στη μείωση της μέσης απόστασης μεταξύ των διαταραχών και κατόπιν στην αύξηση της αντοχής, στην μείωση της ολκιμότητας και στην υψηλή ανισοτροπία [8].

2.2.3. Σκλήρωση με Εκλέπτυνση Κόκκου

Ο μηχανισμός σκλήρωσης με εκλέπτυνση κόκκου (Grain Refinement) οφείλεται στην ύπαρξη περισσότερων εμποδίων στη μετακίνηση των διαταραχών [7]. Αναλυτικότερα, οι γειτονικοί κόκκοι εμφανίζουν διαφορετικό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και μοιράζονται ένα κοινό όριο κόκκων (Σχήμα 10).



Σχήμα 10 Η μετακίνηση των διαταραχών μεταξύ δύο γειτονικών κόκκων [7].

Κατά την πλαστική παραμόρφωση, η ολίσθηση ή η κίνηση των διαταραχών απαιτείται να διασχίσει το κοινό όριο κόκκων το οποίο δρα ως εμπόδιο για δυο λόγους [7]. Ο πρώτος λόγος αφορά το γεγονός ότι οι δύο κόκκοι έχουν διαφορετικό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και για να τους διασχίσει μια διαταραχή θα πρέπει να αλλάξει την κατεύθυνση της κίνησής της. Ως εκ τούτου, όσο μεγαλύτερη η διαφορά στον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, τόσο δυσκολότερη η μετακίνηση της διαταραχής. Ο δεύτερος σχετίζεται με το γεγονός πως η διαταραχή των ατόμων στην περιοχή των ορίων των κόκκων έχει ως αποτέλεσμα την περαιτέρω ασυνέχεια των πεδίων ολίσθησης από τον έναν κόκκο στον άλλον. Επιπρόσθετα, σχετικά με τα όρια κόκκων υψηλής γωνίας (High – Angle Grain Boundaries) σημαντικό ρόλο δεν έχει τόσο η μετακίνηση των διαταραχών δια μέσω των κόκκων, όσο έχει η τάση των διαταραχών να συγκεντρώνονται και να στοιβάζονται (Pile Up ή Back Up) στα όρια των κόκκων.

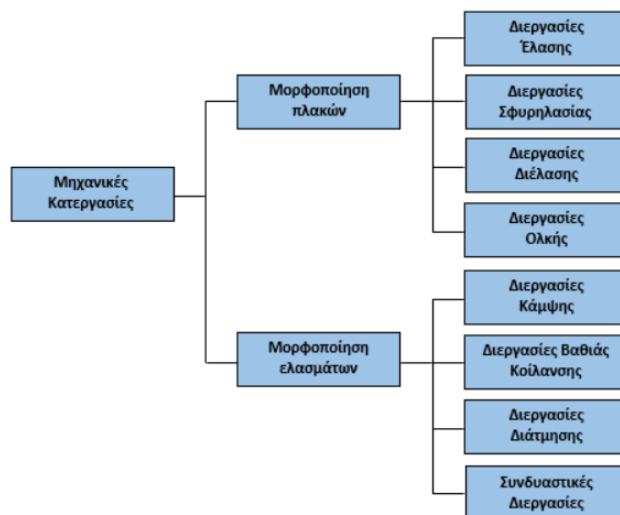
2.2.4. Σκλήρωση από Δευτερογενή Σωματίδια

Τα βασικότερα δευτερογενή σωματίδια (Second – Phase Constituents) που προκαλούν σκλήρωση χαρακτηρίζονται από σχετικά χαμηλή διαλυτότητα στο στερεό διάλυμα και πρόκειται για στοιχεία σιδήρου, νικελίου, τιτανίου, μαγγανίου, χρωμίου και των συνδυασμών αυτών [4]. Η παρουσία του υψηλού κλάσματος όγκου ενδομεταλλικών ενώσεων από τα προαναφερθέντα στοιχεία, καθώς και το πυρίτιο, που σχηματίζονται είτε κατά την στερεοποίηση είτε σε δεύτερο χρόνο μέσω θερμικών κατεργασιών γηράνσεως, οδηγούν σε αύξηση της αντοχής και σκληρότητας. Ο βαθμός της δεδομένης σκλήρωσης συνήθως είναι μικρότερος από αυτόν της σκλήρωσης στερεού διαλύματος και τα ακανόνιστου σχήματος σωματίδια εμφανίζονται κυρίως σε θέσεις ορίων κόκκων και μεταξύ των δενδριτών. Η λεγόμενη σκλήρωση από δευτερογενή σωματίδια (Dispersion Strengthening), δρα συνεργατικά με τη σκλήρωση στερεού διαλύματος και η παρουσία της δευτερογενούς φάσης επιβεβαιώνει τη μέγιστη σκλήρυνση μέσω στερεού διαλύματος καθώς είναι αποτέλεσμα του υπερκορεσμού του στερεού διαλύματος [8].

2.3. Κατεργασίες Διαμόρφωσης

2.3.1. Μηχανικές Κατεργασίες

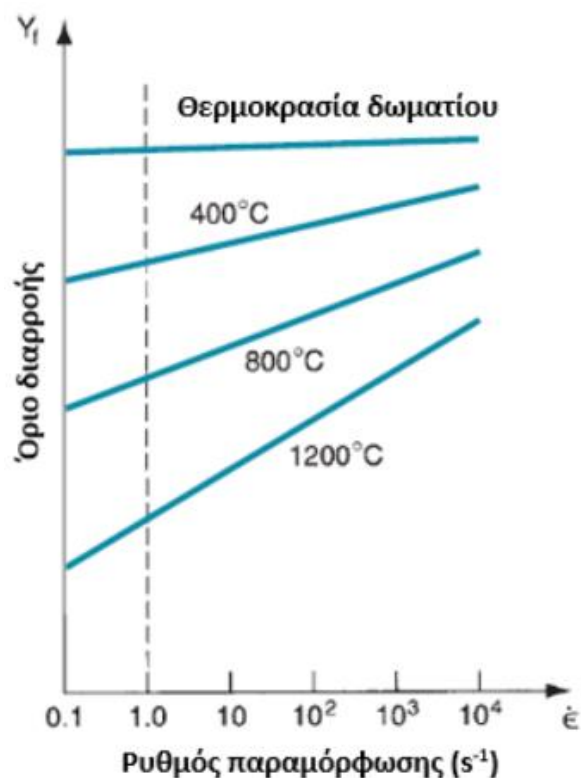
Οι μηχανικές κατεργασίες είναι αυτές κατά τις οποίες το σχήμα του μετάλλου διαμορφώνεται μέσω πλαστικής παραμόρφωσης [7]. Συγκεκριμένα, στην κατηγορία για μορφοποίηση πλακών (Bulk Deformation) υπάγεται η έλαση (Rolling), η σφυρηλασία (Forging), η διέλαση (Extrusion) και η ολκή (Drawing). Ενώ, στην κατηγορία για μορφοποίηση ελασμάτων (Sheet Metalworking) υπάγεται η βαθιά κοίλανση (Deep Drawing/ Cup Drawing), η κάμψη (Bending), η διάτμηση (Shearing) και οι συνδυασμοί αυτών (Σχήμα 11) [11]. Σχετικά με τα κράματα αλουμινίου του παρόντος ενδιαφέροντος, σημειώνεται πως πρόκειται για τα περισσότερο έτοιμα προς διαμόρφωση μέταλλα [4].



Σχήμα 11 Κατηγοριοποίηση των μηχανικών κατεργασιών [3].

Αναφορικά με τη θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιούνται οι μηχανικές κατεργασίες διαμόρφωσης χωρίζονται σε δύο κύριες κατηγορίες, στις θερμές και στις ψυχρές. Στην περίπτωση που η θερμοκρασία διαμόρφωσης είναι μεγαλύτερη της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης ($0,5 \cdot T_m < T < 0,75 \cdot T_m$) η διαμόρφωση θεωρείται εν θερμώ (Hot Working), ενώ στην περίπτωση που η θερμοκρασία διαμόρφωσης είναι η θερμοκρασία περιβάλλοντος ή λίγο ανώτερη αυτής η διαμόρφωση θεωρείται εν ψυχρώ (Cold Working). Επίσης, σημειώνεται πως σε περιπτώσεις που η θερμοκρασία είναι αρκετά μεγαλύτερη της θερμοκρασίας περιβάλλοντος αλλά και μικρότερη της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης ($0,3 \cdot T_m < T < 0,5 \cdot T_m$) συμβαίνει η διαμόρφωση «Warm Working» [11]. Όπως είναι αναμενόμενο, κατά τη θερμή διαμόρφωση η παραμόρφωση είναι υψηλότερη λόγω της μεγαλύτερης ολκιμότητας και οι ενεργειακές απαιτήσεις της κατεργασίας είναι μικρότερες από αυτές της ψυχρής διαμόρφωσης. Κατά την ψυχρή διαμόρφωση συμβαίνει αύξηση στην αντοχή με παράλληλη μείωση της ολκιμότητας και ως εκ τούτου προκύπτουν επιφάνειες με καλύτερο φινίρισμα και προϊόντα με βελτιστοποιημένες μηχανικές ιδιότητες [7].

Επιπρόσθετα, όπως φαίνεται στο ακόλουθο διάγραμμα (Σχήμα 12), ιδιαίτερα ενδιαφέρουσα είναι η αλληλεπίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης με το όριο διαρροής κατά την αύξηση της θερμοκρασίας υπό την οποία πραγματοποιείται η κατεργασία. Σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος, παρατηρείται πως η επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης ως προς το όριο διαρροής του υλικού για την επίτευξη της κατεργασίας είναι σχεδόν αμελητέα. Καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία, αρχίζει να αυξάνεται η επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης σε συνάρτηση με το όριο διαρροής. Αυτό είναι ιδιαίτερα σημαντικό στις κατεργασίες θερμής διαμόρφωσης, κατά τις οποίες η αντίσταση του υλικού στην παραμόρφωση αυξάνεται σε πολύ υψηλό βαθμό όσο αυξάνεται ο ρυθμός παραμόρφωσης [11].



Σχήμα 12 Επίδραση της θερμοκρασίας της κατεργασίας διαμόρφωσης στο υλικό [3].

Αναφορικά με τη θερμή μορφοποίηση, αναιρούνται οι ατέλειες όπως το πορώδες δημιουργώντας μια πυκνότερη και περισσότερο συμπαγής δομή. Επιπλέον, τα ψαθυρά κατακρημνίσματα θραύονται και διασπείρονται με την παράλληλη εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων έχοντας ως αποτέλεσμα τη μείωση των αρνητικών επιπτώσεων των ακαθαρσιών με την παράλληλη βελτίωση της μηχανικής αντοχής [12]. Η υψηλή θερμοκρασία δρα ανασταλτικά στην ενδοτράχυνση λόγω της ανόπτησης και της ανακρυστάλλωσης και είναι ο λόγος που επιτρέπει την επιβολή μεγάλων παραμορφώσεων.

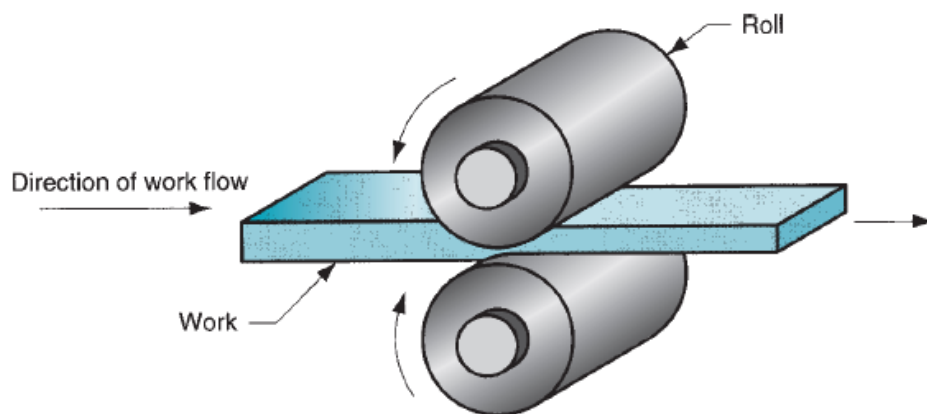
Όσο για την πλαστική παραμόρφωση που συμβαίνει στο υλικό, πρόκειται για δύο φαινόμενα που λαμβάνουν χώρα. Είναι η παραμόρφωση λόγω ολίσθησης (Deformation By Slip) και η παραμόρφωση λόγω σχηματισμού διδυμιών (Deformation By Twin Formation). Στην πρώτη περίπτωση, θεωρείται πως κάθε κόκκος του μετάλλου αποτελείται από ένα σύνολο ατόμων τα οποία είναι καταμεμημένα σε έναν αριθμό κρυσταλλογραφικών επιπέδων και η ολίσθηση ή αλλιώς η παραμόρφωση του μετάλλου λαμβάνει χώρα ως προς το αντίστοιχο κρυσταλλογραφικό επίπεδο το οποίο υφίσταται την υψηλότερη διατμητική τάση. Στην δεύτερη περίπτωση, η παραμόρφωση συμβαίνει μεταξύ δύο παράλληλων κρυσταλλογραφικών επιπέδων τα οποία μετακινούνται διαγωνίως μεταξύ των ατόμων. Αυτά τα παράλληλα επίπεδα ονομάζονται ως επίπεδα διδυμίας (Twinning Planes) και το ποσοστό των κόκκων που βρίσκονται ενδιάμεσα σε αυτά χαρακτηρίζεται ως περιοχή υπό την επίδραση διδυμίας (Twinned Region) [12].

Όταν πραγματοποιείται παραμόρφωση, σε μακροσκοπική κλίμακα παρατηρείται πως το μέταλλο ρέει στην στερεή κατάσταση ως προς συγκεκριμένες διευθύνσεις οι οποίες εξαρτώνται από το είδος της μηχανικής παραμόρφωσης και των δυνάμεων που ασκούνται κατά την εφαρμογή της. Ενώ, σε μικροσκοπική κλίμακα η ροή του μετάλλου διακρίνεται ευκολότερα κατόπιν της προσβολής της επιφάνειάς του με τα κατάλληλα οξέα [12].

2.3.1.1. Έλαση

Από τις μηχανικές κατεργασίες που αναφέρθηκαν προηγουμένως, η παρούσα εργασία εστιάζει στην έλαση και είναι ο λόγος που ακολουθεί η εκτενής περιγραφή της σε αντίθεση των υπόλοιπων κατεργασιών.

Η έλαση πρόκειται για την σημαντικότερη μηχανική κατεργασία, καθώς περισσότερο από το 95% των μετάλλων και περίπου το 80% του μεταλλικού εξοπλισμού υπόκειται σε αυτή τουλάχιστον μια φορά κατά την παραγωγή τελικών προϊόντων [13, 14]. Επίσης, η έλαση είναι η πρώτη κατεργασία που υφίσταται το μέταλλο για την μετατροπή του σε τελικό προϊόν [15]. Είναι μια κατεργασία παραμόρφωσης κατά την οποία το πάχος του υλικού μειώνεται μέσω θλιπτικών δυνάμεων που προέρχονται από δύο αντιστρόφως κινούμενους κυλίνδρους γνωστούς και ως ράουλα [11]. Τα ράουλα, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 13, περιστρέφονται, αρπάζουν και συμπιέζουν το κομμάτι του μετάλλου παραμορφώνοντάς το πλαστικά προς τη νέα γεωμετρία του. Η κύρια κατεργασία έλασης είναι η λεγόμενη επίπεδη έλαση (Flat Rolling) κατά την οποία η γεωμετρία είναι ορθογώνια τόσο στην είσοδο όσο και στην έξοδο, ενώ υπάρχουν και άλλα παρόμοια είδη έλασης των οποίων τα προϊόντα λαμβάνουν περισσότερο περίπλοκες γεωμετρίες (Shape Rolling).



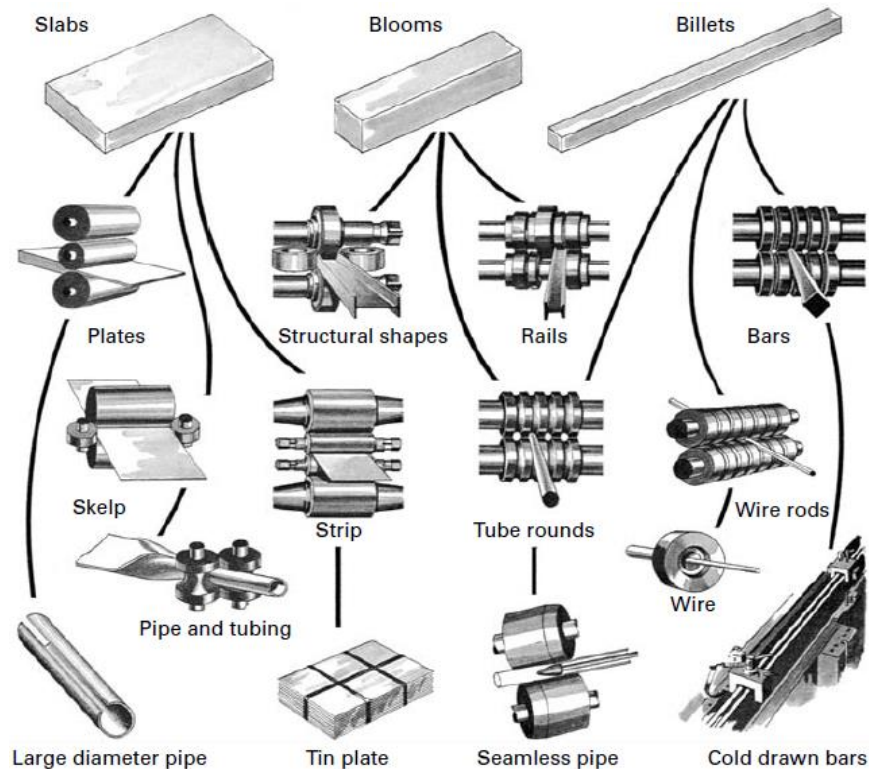
Σχήμα 13 Κατεργασία της έλασης (flat rolling) [3].

Μόλις το χυτό κομμάτι (Ingot) στερεοποιηθεί, τοποθετείται σε φούρνους και παραμένει για αρκετές ώρες έως ότου αποκτήσει ομοιόμορφα την ίδια θερμοκρασία για να ρέει ομοιόμορφα κατά την κατεργασία της έλασης. Η διαδικασία αυτή της αναθέρμανσης ονομάζεται «Soaking» και οι φούρνοι στους οποίους πραγματοποιείται ονομάζονται «Soaking Pits» [11]. Έπειτα της αναθέρμανσης, το κομμάτι (Ingot) μεταφέρεται στα κατάλληλα έλαστρα και υφίσταται έλαση προς ένα από τα τρία σχήματα με τις ονομασίες «Blooms», «Billets» και «Slabs» (Σχήμα 14).

Τα λεγόμενα «Blooms» είναι τετράγωνης ή ορθογώνιας γεωμετρίας, έχουν πάχος μεγαλύτερο των 15cm και πλάτος όχι μεγαλύτερο του διπλάσιου από το πάχος [15]. Τα «Billets» είναι συνήθως μικρότερα των «Blooms» με διαστάσεις 4cm ή μεγαλύτερη ανά πλευρά και με αντίστοιχη τετράγωνη ή ορθογώνια γεωμετρία. Τέλος, τα λεγόμενα «Slabs» έχουν ορθογώνιο σχήμα του οποίου το πλάτος είναι μεγαλύτερο και τουλάχιστον διπλάσιο του πάχους. Τα τελευταία ενδείκνυνται για περαιτέρω έλαση σε πλάκες (Plates), λωρίδες (Strips) και φύλλα (Sheets) τα οποία μας ενδιαφέρουν περισσότερο στην παρούσα εργασία. Συμπληρωματικά σημειώνεται, πως οι πλάκες έχουν πάχος μεγαλύτερο των 6mm ενώ τα φύλλα έχουν πάχος μεταξύ 0,1mm και 6mm.

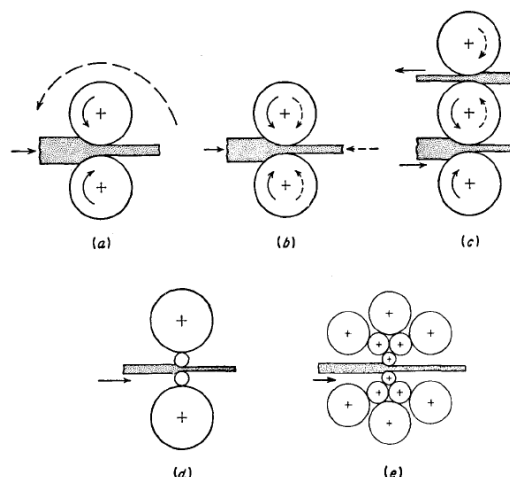
Τα προηγούμενα στοιχεία περί διαστάσεων αφορούν τα προϊόντα θερμής έλασης (Hot Rolled), καθώς οι λωρίδες (Strips) και τα φύλλα (Sheets) μπορούν να υποστούν και ψυχρή έλαση (Cold Rolled) προς διαστάσεις πάχους μικρότερες των 0,1mm. Αναλόγως των παραμέτρων της κατεργασίας υπάρχει άμεσος αντίκτυπος στις τελικές ιδιότητες του προϊόντος

καθώς η χονδρομερής δενδριτική δομή τροποποιείται μέσω της παραμόρφωσης και της ανακρυστάλλωσης προς την παραγωγή μιας νέας αναδιατεταγμένης κρυσταλλικής δομής [13, 1].



Σχήμα 14 Διάγραμμα παραγωγής μεταλλικών προϊόντων από τα διάφορα σχήματα της έλασης (Blooms, Billets, Slabs) [5].

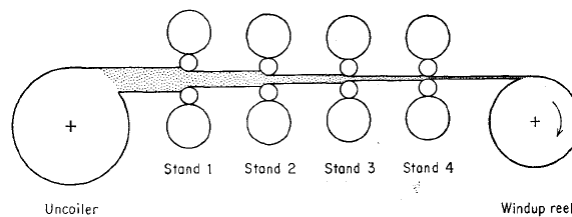
Σχετικά με την επίπεδη έλαση, οι βασικές διατάξεις των ράουλων είναι με παράλληλα ράουλα που έρχονται σε επαφή με το υπό κατεργασία υλικό και σε πολλές περιπτώσεις χρησιμοποιούνται περισσότερα των δύο ράουλων δρώντας ως ράουλα αντιστήριξης. Τα ράουλα αυτά αποσκοπούν στην μείωση του κάθετου φορτίου της έλασης προς αποφυγή της δημιουργίας καμψής στο ράουλο και οι μύλοι της έλασης λαμβάνουν ονομασία αντίστοιχη του αριθμού τους και της φοράς κίνησης (Σχήμα 15). Η γεωμετρία ενός ράουλου που έχει καμφθεί αποτυπώνεται στο υλικό και το άνισα κατανεμημένο φορτίο έχει επιπτώσεις στην ποιότητα του προϊόντος [13].



Σχήμα 15 Κατηγορίες ελάστρων (a) Two-high, Pullover, (b) Two-high, Reversing, (c) Three-high, (d) Four-high, (e) Cluster [6].

Η απλούστερη περίπτωση ελάστρου είναι η λεγόμενη «Two-high, Pullover» που χαρακτηρίζεται από δύο ράουλα ίσων μεγεθών που κινούνται αντίρροπα προς τη μια μόνο κατεύθυνση (Σχήμα 15-a). Το υλικό μετά το πρώτο πάσο επιστρέφεται στην θέση εισόδου για περαιτέρω μείωση του πάχους μέσω ειδικής πλατφόρμας ή χειροκίνητα. Προκειμένου να βελτιωθεί η παραγωγικότητα του ελάστρου χρησιμοποιήθηκε η λεγόμενη περίπτωση «Two-high, Reversing» (Σχήμα 15-b) κατά την οποία γίνεται περιστροφή των ράουλων και προς την αντίθετη φορά. Ακόμη, υπάρχει η λεγόμενη περίπτωση ελάστρου «Three high» (Σχήμα 15-c) κατά την οποία γίνεται χρήση τριών ράουλων με το ενδιάμεσο κοινό ράουλο να δρα σε δύο παράλληλες κατεργασίες. Όπως έχει ήδη αναφερθεί, μπορεί να γίνει χρήση ράουλων αντιστήριξης και ράουλων μικρότερης διαμέτρου (Σχήμα 15-d,e) για μείωση της απαιτούμενης ενέργειας της κατεργασίας και επίτευξη καλύτερων αποτελεσμάτων [8].

Επιπρόσθετα, σημειώνεται πως είναι αρκετά συνήθης η διάταξη πολλών ελάστρων σε σειρά γνωστή ως «Continuous (Tandem) Rolling Mill» (Σχήμα 16) και η διαφορετική μείωση πάχους σε κάθε στάδιο (Stand). Εφόσον πραγματοποιείται διαφορετική μείωση πάχους σε κάθε πάσο, αναμένεται διαφορετική ταχύτητα κίνησης του φύλλου σε κάθε στάδιο. Για τον λόγο αυτό, η ταχύτητα συγχρονίζεται μέσω της κουλούρας ξετυλίγματος και τυλίγματος που υπάρχει στην αρχή και στο τέλος της διάταξης εφαρμόζοντας τάσεις (Back Tension, Front Tension) στο υλικό.



Σχήμα 16 Συνεχής μύλος ελάστρων σε σειρά (Tandem Rolling Mill) [6].

Αναφορικά με τη μηχανική της έλασης, σημειώνεται αρχικά πως η παραμόρφωση συμβαίνει ταυτόχρονα στις δύο διευθύνσεις της διεύθυνσης έλασης (Rolling Direction – RD) και της διεύθυνσης κάθετα στο επίπεδο του ελάσματος (Normal Direction – ND), ενώ υπάρχει και η διεύθυνση κάθετη στο επίπεδο των προηγούμενων (Traverse Direction – TD) της οποίας η παραμόρφωση περιορίζεται και παραμένει σταθερή.

Κατά την έλαση, η μείωση του πάχους της πλάκας d (draft) εκφράζεται ως τη διαφορά του πάχους εισόδου (t_o) και του πάχους εξόδου (t_f):

$$d = t_o - t_f \quad \text{Εξίσωση (1)}$$

Ενώ συνήθως χρησιμοποιείται η έκφραση του ποσοστού μείωσης του πάχους r (reduction):

$$r = 100\% \cdot \frac{d}{t_o} \quad \text{Εξίσωση (2)}$$

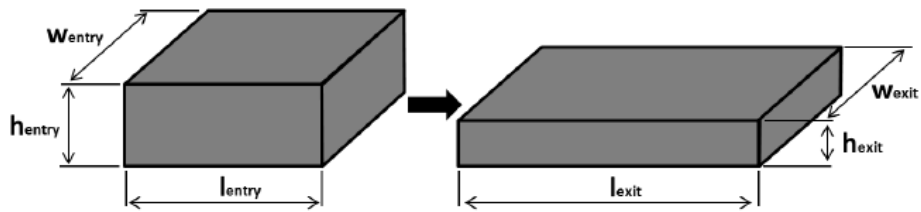
Εφόσον στην επίπεδη έλαση ισχύει η αρχή διατήρησης του όγκου, ισχύει το παρακάτω ισοζύγιο:

$$V_{entry} = h_{entry} \cdot w_{entry} \cdot l_{entry} = h_{exit} \cdot w_{exit} \cdot l_{exit} = V_{exit} \quad \text{Εξίσωση (3)}$$

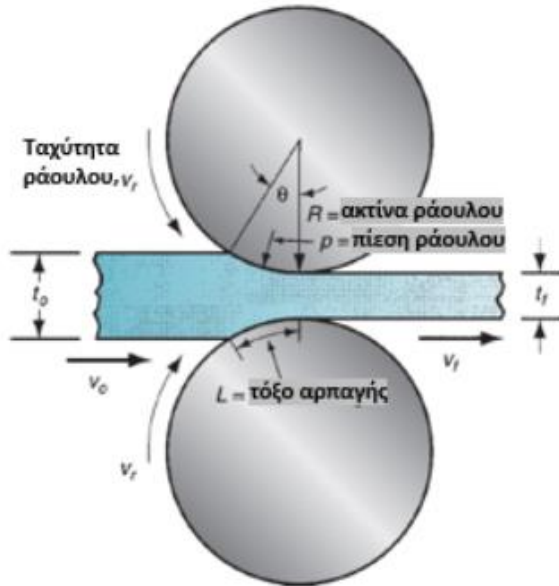
$$w_{entry} = w_{exit} \quad \text{Εξίσωση (4)}$$

Και δεδομένου πως το πάχος της πλάκας στην είσοδο θα είναι μεγαλύτερο σε σχέση με αυτό στην έξοδο (Σχήμα 17) μετά τον υποβιβασμό, συνεπάγεται πως η ταχύτητα στην είσοδο U_{entry} θα είναι μεγαλύτερη σε σχέση με αυτή στην έξοδο U_{exit} . Σημειώνεται, πως εντός του τόξου αρπαγής υπάρχει ένα σημείο N στην επιφάνεια της πλάκας στο οποίο η ταχύτητα της

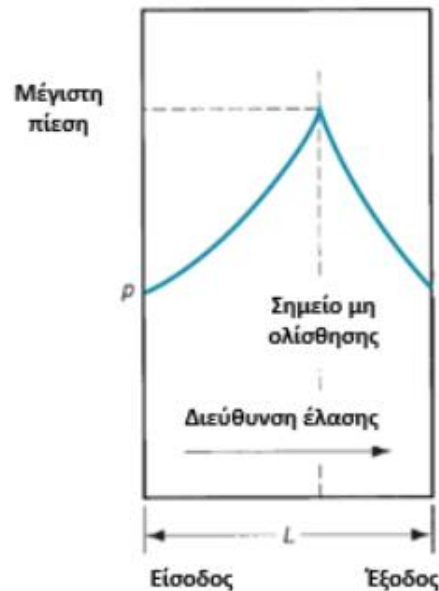
επιφάνειας είναι ίση με την περιφερειακή ταχύτητα του ράουλου και ονομάζεται το ουδέτερο σημείο [13].



Σχήμα 17 Γεωμετρία πλάκας εισόδου και εξόδου [7].



Σχήμα 18 Πλαϊνή αναπαράσταση επίπεδης έλασης [3].



Σχήμα 19 Διακύμανση πίεσης κατά μήκος του τόξου επαφής, με την μέγιστη τιμή να αντιστοιχεί στο ουδέτερο σημείο [3].

Επιπρόσθετα, με τη χρήση σχέσεων βασικής γεωμετρία προκύπτει η εξίσωση του μήκους του τόξου αρπαγής L:

$$L = \sqrt{R \cdot (t_o - t_f)} \quad \text{Εξίσωση (5)}$$

Η πραγματική παραμόρφωση (true strain) εκφράζεται από την εξής σχέση:

$$\varepsilon = \ln \frac{t_o}{t_f} \quad \text{Εξίσωση (6)}$$

Η μέση τάση ροής γ_f (average flow stress – MPa) που εφαρμόζεται στο υλικό εκφράζεται ως:

$$\gamma_f = \frac{K \cdot \varepsilon^n}{1+n} \quad \text{Εξίσωση (7)}$$

Μέσω των δύο τελευταίων σχέσεων προσδιορίζεται η δύναμη και η ισχύς κατά την κατεργασία. Με τη δύναμη να εκφράζεται ως εξής:

$$F = w \int_0^L p dL \quad \text{Εξίσωση (8)}$$

όπου w το πλάτος της πλάκας (mm), p η πίεση των ράουλων (MPa) και L το μήκος του τόξου αρπαγής (mm)

Σημειώνεται πως η πίεση από τα ράουλα φτάνει σε μέγιστη τιμή στη θέση του ουδέτερου σημείου και εκατέρωθεν αυτού φθίνει προς τα σημεία εισόδου και εξόδου (Σχήμα 19) [11]. Παρατηρείται πως όσο αυξάνεται η τριβή, αυξάνεται και τιμή της μέγιστης πίεσης που εφαρμόζεται από τα ράουλα. Αντιθέτως, με την μείωση της τριβής το ουδέτερο σημείο απομακρύνεται από τη θέση εισόδου προς την θέση εξόδου και έχοντας μικρή τιμή τριβής η πλάκα περισσότερο γλιστράει (Slip) παρά περνάει επιτυχώς από τα ράουλα.

Συνεχίζοντας, σημειώνεται πως εκτίμηση της τιμής της δύναμης μπορεί να βρεθεί από την εξής σχέση:

$$F = Y_f \cdot w \cdot L \quad \text{Εξίσωση (9)}$$

Ενώ, η τιμή της ισχύς βρίσκεται από την σχέση:

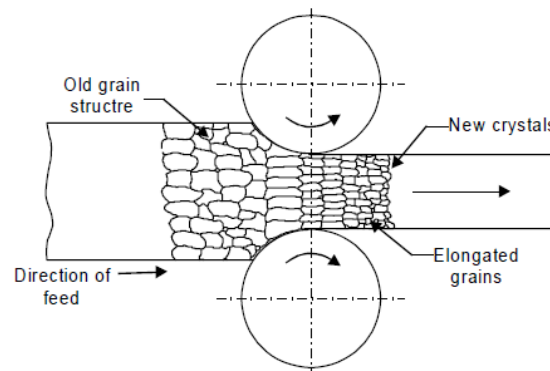
$$P = 2 \cdot \pi \cdot N \cdot F \cdot L \quad \text{Εξίσωση (10)}$$

όπου P η ισχύς (J/s), N η περιστροφική ταχύτητα (1/s), F η δύναμη των ράουλων (N) και L το μήκος του τόξου αρπαγής (m).

2.3.1.1.1. Θερμή Έλαση

Στη θερμή έλαση, όπως και στις υπόλοιπες κατεργασίες θερμής διαμόρφωσης, γίνεται υποβιβασμός του υλικού σε θερμοκρασία υψηλότερη της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης ($0,5 \cdot T_m$) και ο κύριος στόχος είναι η μείωση του πάχους του υλικού. Στις θερμοκρασίες έναρξης της θερμής έλασης το όριο διαρροής των υλικών είναι κατά κανόνα το 5-10% αυτού σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και όπως είναι αναμενόμενο, απαιτείται σημαντικά χαμηλότερη δύναμη για παραμόρφωση συγκριτικά με την ψυχρή έλαση. Επιπλέον, το γεγονός ότι το υλικό βρίσκεται σε θερμοκρασία υψηλότερη της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης καθίσταται εφικτό να δεχθεί μεγάλες παραμορφώσεις χωρίς να υποστεί εργοσκήληση. Σε αυτό συμβάλλει η ανακρυστάλλωση κατά την οποία απελευθερώνονται οι παραμένουσες τάσεις, συγχρόνως με μείωση της πυκνότητας των διαταραχών και συνδυαστικά με τη μεγέθυνση των κόκκων, επιτρέπει στο υλικό να δεχθεί περεταίρω πλαστική παραμόρφωση χωρίς αστοχία [13].

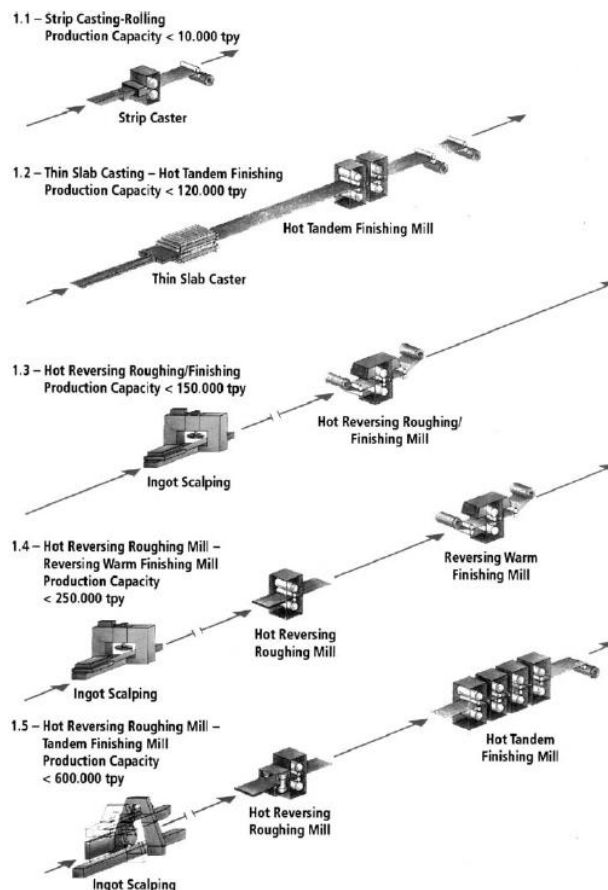
Όπως παρουσιάζεται παρακάτω (Σχήμα 20), κατά το πέρασμα του υλικού από τα ράουλα προκαλείται αναδιαμόρφωση της μικροδομής. Αρχικά, οι κόκκοι της μικροδομής πριν τη θερμή έλαση (Old Grain Structure) χαρακτηρίζονται από μεγάλο μέγεθος και από ομοιόμορφη κατανομή. Μόλις εξέλθουν από την περιοχή παραμόρφωσης, οι παραμορφωμένοι πλέον κόκκοι έχουν λάβει μακρόστενη μορφολογία – μορφολογία «τηγανίτας» (Elongated Grains / Pancake) και αναμορφώνονται ως νέοι κρύσταλλοι (New Crystals) [43].



Σχήμα 20 Ανάπτυξη της μικροδομής κατά τη θερμή έλαση [8].

Η επιλογή του ελάστρου εξαρτάται τόσο από τις προδιαγραφές του παραγόμενου προϊόντος, όσο και από τις απαιτήσεις για παραγωγικότητα [1]. Παρακάτω, παρουσιάζονται οι βασικές εγκαταστάσεις διαμόρφωσης για παραγωγή χονδρών ελασμάτων αλουμινίου τα οποία είτε χρησιμοποιούνται ως τελικό προϊόν, είτε προχωράνε σε ψυχρή έλαση για περαιτέρω ελάτωση του πάχους (Σχήμα 21). Τα μονά έλαστρα διπλής κατεύθυνσης (Single Stand Reversing Mills) στα οποία πραγματοποιούνται πολλαπλοί υποβιβασμοί, χρησιμοποιούνται για τους αρχικούς χονδρούς υποβιβασμούς (Roughing Passes) και για τους τελικούς υποβιβασμούς (Finishing Passes) στους οποίους υπάρχουν υψηλές απαιτήσεις σε γεωμετρικά και επιφανειακά χαρακτηριστικά. Η διάταξη συστοιχίας ελαστρών (Tandem Mills) βρίσκει χρήση μόνο για τους τελικούς εν θερμύ υποβιβασμούς, ενώ εναλλακτική διάταξη είναι αυτή των ελαστρών τύπου «Steckel» στην οποία πραγματοποιείται έλαση διπλής κατεύθυνσης μεταξύ δύο κουλούρων τυλίγματος – ξετυλίγματος. Όσο για το προϊόν της έλασης, προκειμένου να αποκτήσει τις επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες χρήζει περαιτέρω θερμική κατεργασία η οποία θα εξεταστεί σε επόμενο κεφάλαιο [1].

Σχετικά με την παραγωγή ελασμάτων τόσο αλουμινίου όσο και χάλυβα, σημειώνεται πως με τη χρήση ενός κλασικού ελάστρου διπλής κατεύθυνσης για τους χονδρούς υποβιβασμούς και μιας διάταξης συστοιχίας ελαστρών για τους τελικούς υποβιβασμούς μπορεί να επιτευχθεί παραγωγή έως 600.000 τόνων ετησίως. Στην περίπτωση χρήσης ελαστρών τύπου «Steckel» ως εναλλακτική της διάταξης συστοιχίας ελαστρών μπορεί να επιτευχθεί παραγωγή έως 250.000 τόνων ετησίως. Σε περίπτωση απευθείας εφαρμογής του ελάστρου τύπου «Steckel» τόσο για τους χονδρούς όσο και για τους τελικούς υποβιβασμούς μπορεί να επιτευχθεί παραγωγή έως 150.000 τόνων ετησίως. Με την εφαρμογή μόνο της διάταξης συστοιχίας ελαστρών επιτυγχάνεται παραγωγή έως 120.000 τόνων ετησίως. Ενώ, με την εφαρμογή ενός απλού ελάστρου μιας κατεύθυνσης ενδείκνυται ετήσια παραγωγή έως 10.000 τόνων [1].



Σχήμα 21 Διατάξεις ελαστρών θερμής έλασης [9].

Αναφορικά με τις διαστασιολογικές πληροφορίες κατά την θερμή έλαση, η πρώτη ύλη πρόκειται για ορθογωνική πλάκα πλάτους 200-600mm και βάρους 500-10.000 κιλών. Έπειτα της κατεργασίας, το πάχος μπορεί να φθάσει μέχρι τα 3-5mm και τα προϊόντα μπορούν να βρσκονται είτε υπό μορφή μεγάλων πλακών, είτε περιτυλιγμένα σε ρόλους. [16]

2.3.1.1.2. Ψυχρή Έλαση

Η ψυχρή έλαση, όπως και οι υπόλοιπες κατεργασίες ψυχρής διαμόρφωσης, πραγματοποιείται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ή λίγο ανώτερης αυτής ώστε να μην πραγματοποιηθεί ανακρυστάλλωση και να επέλθει σκλήρυνση του υλικού μέσω ενδοτράχυνσης. Σε αυτό συμβάλλει το γεγονός ότι με την αύξηση του βαθμού παραμόρφωσης συμβαίνει αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών. Προκειμένου, όμως, το υλικό να γίνει πιο κατεργάσιμο απαιτείται η μείωση της πυκνότητας των διαταραχών η οποία και επιτυγχάνεται με ενδιάμεσες θερμικές κατεργασίες που θα αναλυθούν σε επόμενο κεφάλαιο [13].

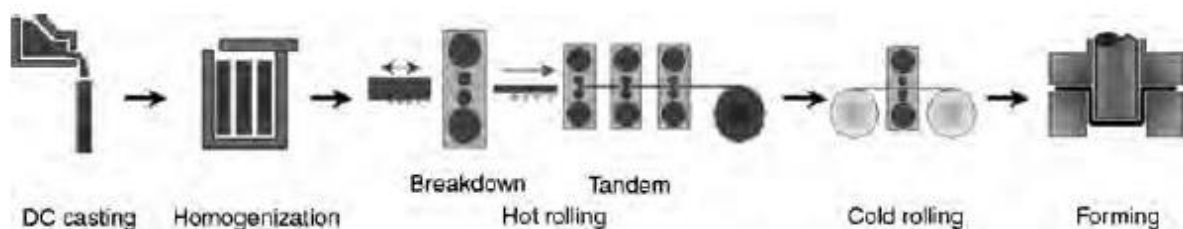
Ως μέθοδος έχει αρκετά κοινά με τη θερμή έλαση, όμως υπάρχουν αρκετές διαφοροποιήσεις. Ο βασικότερος σκοπός της κατεργασίας είναι η παραγωγή λεπτότερων φύλλων έχοντας ως πρώτη ύλη αυτά της θερμής έλασης και συγκεκριμένα σημειώνεται πως κατά την ψυχρή έλαση κραμάτων αλουμινίου το πάχος δύναται να φτάσει έως και τα 0,05mm. Όσο για την περίπτωση του καθαρού αλουμινίου, το πάχος μπορεί να φθάσει ακόμη και σε τιμές κατώτερες των 0,003mm [16].

2.4. Θερμικές Κατεργασίες

2.4.1. Ομογενοποίηση

Η ομογενοποίηση λαμβάνει χώρα έπειτα της χύτευσης του υλικού και προτού της έναρξης των διεργασιών έλασης (Σχήμα 22) [17]. Για τα κράματα αλουμινίου, πραγματοποιείται σε θερμοκρασία της τάξης των 600°C και στοχεύει στα παρακάτω:

- Ακύρωση διαφορισμού προερχόμενου από τη χύτευση [18].
- Σφαιροποίηση των γωνιωδών κατακρημνισμάτων για να αποφευχθεί η συγκέντρωση τάσεων και να βελτιστοποιηθεί η ολκιμότητα [18].
- Διασπορά των σωματιδίων για έλεγχο του μεγέθους του κόκκου κατά τις μηχανικές κατεργασίες [18].
- Διασπορά των κραματικών στοιχείων στη μήτρα του αλουμινίου [18].



Σχήμα 22 Διάγραμμα ροής διεργασιών για παραγωγή αλουμινένιων κουτιών αναψυκτικών [10].

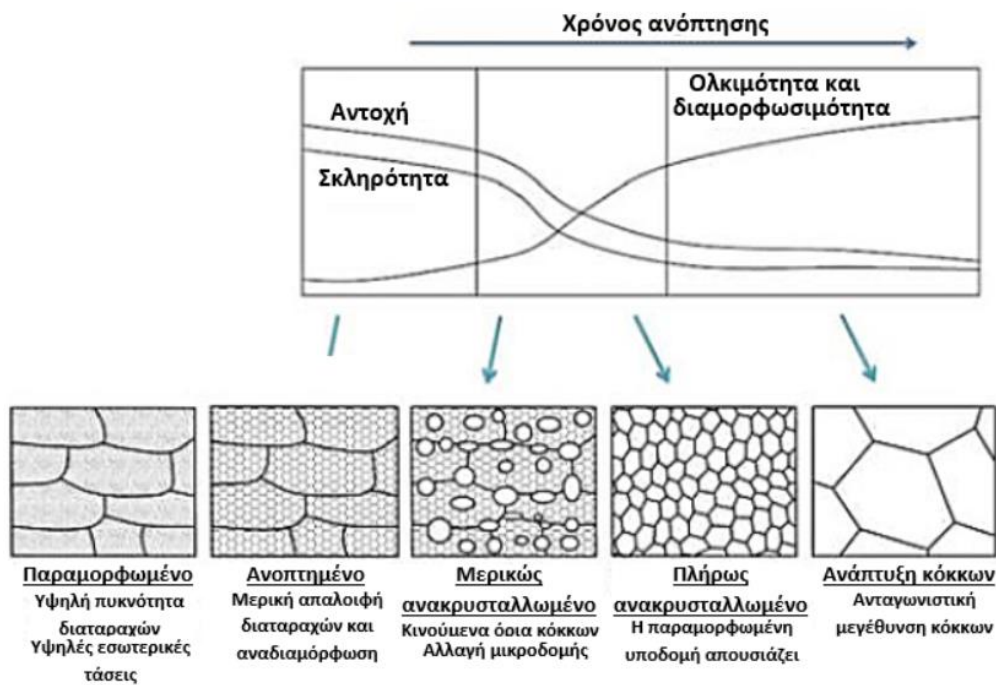
2.4.2. Ανόπτηση

Όταν ένα πολυκρυσταλλικό υλικό παραμορφώνεται πλαστικά, η εσωτερική ενέργεια αυξάνεται λόγω της παρουσίας διαταραχών και του σχηματισμού υπό-ορίων των κόκκων καθιστώντας το υλικό θερμοδυναμικά ασταθές. Ως εκ τούτου, είναι επιθυμητή η επαναφορά των ιδιοτήτων και της μικροδομής που διαμορφώνεται από την ψυχρή έλαση με κατάλληλη θερμική κατεργασία που ονομάζεται ανόπτηση (Annealing) και συμβάλλει στην αφαίρεση των ατελειών διατάσσοντας τη δομή σε χαμηλότερη ενέργεια. Η επαναφορά αυτή 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. Οι διεργασίες αυτές είναι η αποκατάσταση (Recovery) και η ανακρυστάλλωση (Recrystallization) οι οποίες μπορεί να ακολουθηθούν από ανάπτυξη των κόκκων (Grain Growth) [7, 19].

Στην αποκατάσταση (Recovery), ένα μέρος της αποθηκευμένης εσωτερικής ενέργειας απελευθερώνεται, εξαιτίας της κίνησης των διαταραχών, συντελώντας σε βελτιωμένη διάχυση ατόμων σε υψηλή θερμοκρασία. Υπάρχει μείωση στον αριθμό των διαταραχών καθώς και στη διάταξή τους, λόγω χαμηλής ενέργειας παραμόρφωσης. Όσο για τις αλλαγές στη μικροδομή, πρόκειται για ομογενείς που δεν επηρεάζουν τα όρια μεταξύ των παραμορφωμένων κόκκων και οι ιδιότητες αποκαθίστανται μερικώς καθώς η δομή των διαταραχών δεν εξαλείφεται αλλά φτάνει σε μεταβατικό στάδιο [7].

Στην ανακρυστάλλωση (Recrystallization) αναπτύσσονται φύτρα σε περιοχές με μεγάλη διαφορά κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού όπως είναι τα όρια των κόκκων και σε περιοχές με υψηλό βαθμό συσσώρευσης διαταραχών όπως είναι οι ζώνες διάτμησης (Shear Bands). Η θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης κυμαίνεται από 0,4 έως 0,6 T_m (με T_m την θερμοκρασία τήξης του υλικού), ενώ οι παράγοντες που επηρεάζουν το φαινόμενο είναι κυρίως ο χρόνος της θερμικής κατεργασίας και ο βαθμός της ενδοτράχυνσης. Η ανακρυστάλλωση διακρίνεται σε δυναμική και σε στατική. Κατά τη δυναμική ανακρυστάλλωση, παρατηρείται σχηματισμός νέων κόκκων μέσω της επιβολής παραμόρφωσης, ενώ κατά τη στατική ανακρυστάλλωση παρατηρείται σχηματισμός νέων κόκκων μέσω της έκθεσης του υλικού σε υψηλές θερμοκρασίες για παρατεταμένο χρονικό διάστημα. Στη μικροδομή, παρουσιάζονται ισαξονικοί κόκκοι οι οποίοι είναι πιο εκλεπτυσμένοι από αυτούς του φύλλου της θερμής έλασης. Ενώ σχετικά με τις μηχανικές ιδιότητες, γίνεται αποκατάσταση αυτών που υπήρχαν πριν την παραμόρφωση με το μέταλλο να γίνεται πιο μαλακό με μικρότερη αντοχή και μεγαλύτερη ολκιμότητα [20, 21].

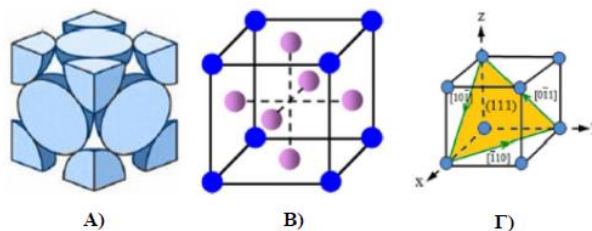
Εφόσον ολοκληρωθεί η ανακρυστάλλωση, οι κόκκοι εξακολουθούν να μεγαλώνουν εάν το υλικό παραμείνει σε υψηλή θερμοκρασία. Τότε, το φαινόμενο καλείται ανάπτυξη των κόκκων (Grain Growth) και προκύπτει από την μετακίνηση των ορίων κόκκων με τους μεγάλους κόκκους να αυξάνονται σε μέγεθος εις βάρος των μικρών κόκκων οι οποίοι συρρικνώνονται [7].



Σχήμα 23 Επίδραση του χρόνου ανόπτησης στις μηχανικές ιδιότητες και στη μικροδομή [11].

3. Ανάλυση Κρυσταλλογραφίας και Ιστού του Αλουμινίου

Το αλουμίνιο και τα κράματά του κρυσταλλώνονται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (Face Centered Cubic – FCC), όπως έχει ήδη αναφερθεί, χωρίς να εμφανίζουν αλλοτροπία [1]. Στη δομή FCC, η οικογένεια επιπέδων με δείκτες Miller $\{111\}$ έχει την υψηλότερη στοίβαξη ατόμων και κάθε επίπεδο της οικογένειας $\{111\}$ έχει τρεις διευθύνσεις $\langle 110 \rangle$ υψηλής πυκνότητας. Έτσι, η ολίσθηση ή αλλιώς η μετακίνηση των κρυσταλλικών επιπέδων μεταξύ τους, συμβαίνει στα πιο πυκνά διατεταγμένα επίπεδα και στις πιο πυκνές διευθύνσεις που βρίσκονται σε εκείνο το επίπεδο. Το επίπεδο και η διεύθυνση ολίσθησης ονομάζονται σύστημα ολίσθησης και στη δεδομένη περίπτωση τέσσερα επίπεδα της οικογένειας $\{111\}$ και τρεις διευθύνσεις της οικογένειας $\langle 110 \rangle$ στο κάθε επίπεδο ισοδυναμούν με δώδεκα συστήματα ολισθήσεων (Slip Systems). Το γεγονός ότι η πλαστική παραμόρφωση στα μέταλλα πραγματοποιείται μέσω ολίσθησης, προκύπτει πως όσα περισσότερα συστήματα ολίσθησης διαθέτει η κρυσταλλική δομή τόσο χαρακτηρίζεται από μεγαλύτερη πλαστική παραμόρφωση πριν από τη θραύση άρα και πλαστικότητα [22].

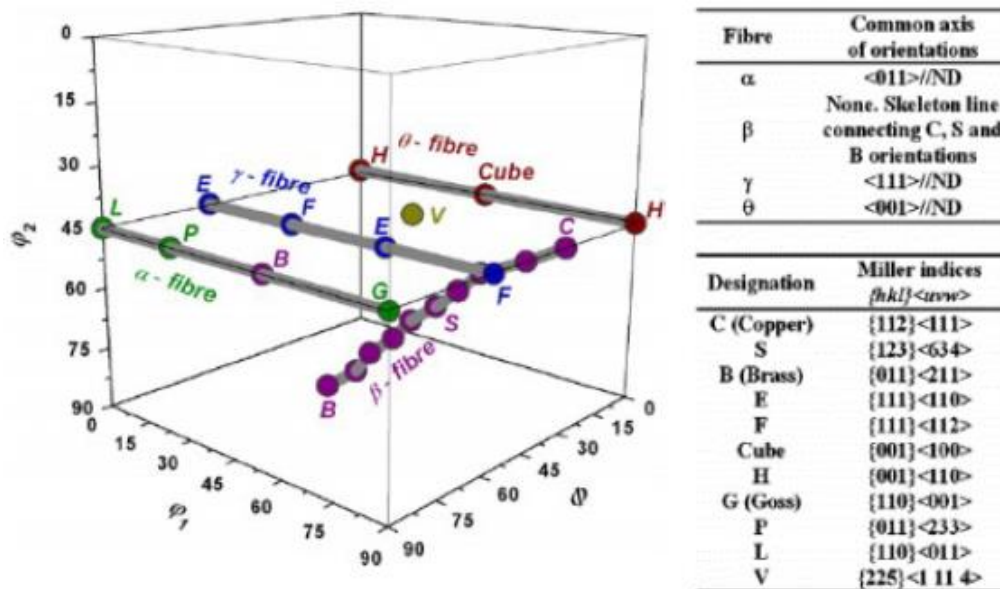


Σχήμα 24 Α) Κλειστή κυψελίδα FCC, Β) Στοιχειώδης κυψελίδα FCC, Γ) Επίπεδο (111) και οι διευθύνσεις του μέγιστης πυκνότητας [12].

Στα πολυκρυσταλλικά υλικά, οι προσανατολισμοί των κόκκων σπάνια είναι τυχαίοι καθώς υπάρχουν ορισμένοι προσανατολισμοί που τείνουν να εμφανίζονται κατά τις θερμομηχανικές διεργασίες. Αυτοί οι προσανατολισμοί ονομάζονται ως προτιμητέοι προσανατολισμοί ή κρυσταλλογραφικός ιστός. Όσο για τη σημασία του ιστού, σημειώνεται πως πολλές μηχανικές

ιδιότητες εξαρτώνται απ' αυτόν, όπως η επιδεκτικότητα σε διαμόρφωση και η ανισοτροπία [22,23].

Πέρα των προτιμητέων κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών, υπάρχουν και οι λεγόμενες κρυσταλλογραφικές ίνες (Fibers) οι οποίες πρόκειται για γραμμές που συνδέουν τα κρυσταλλογραφικά συστατικά. Για τα μέταλλα που κρυσταλλώνονται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα, οι προσανατολισμοί και οι κρυσταλλογραφικές ίνες (Fibers) παρουσιάζονται παρακάτω (Σχήμα 25) [24].



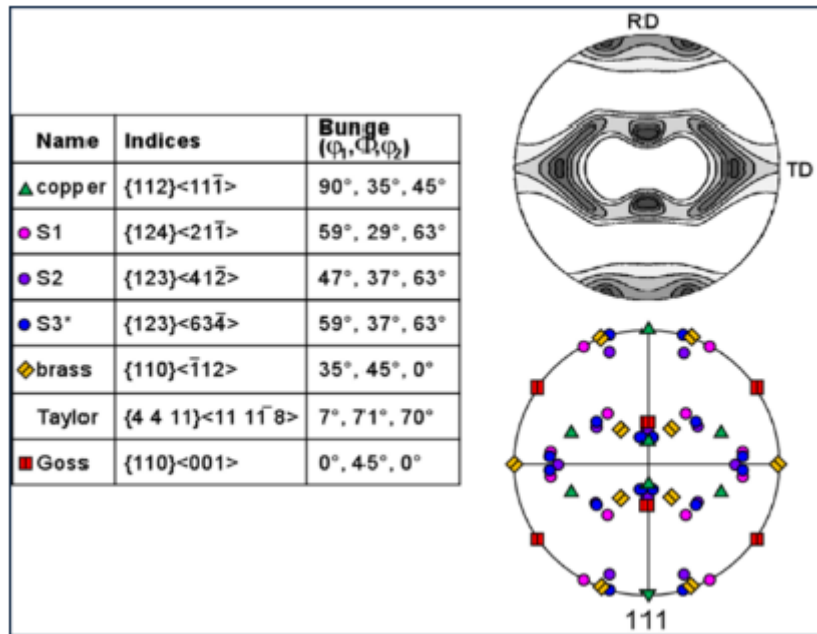
Σχήμα 25 Καρτεσιανός χώρος του Euler από 45°-90° με τα σημαντικά Fibers και τους κρυσταλλογραφικούς ιστούς σε κράματα αλουμινίου [13].

3.1. Κρυσταλλογραφικός Ιστός Στερεοποίησης

Όταν το ομογενές και ισότροπο τήγμα έρχεται σε επαφή με τα ψυχρά τοιχώματα του καλουπιού, προκύπτει ένας μεγάλος αριθμός μικροσκοπικών κρυστάλλων. Οι κρύσταλλοι της μικροκρυσταλλικής ζώνης εμφανίζουν τυχαίο προσανατολισμό. Γενικά, ο κρυσταλλογραφικός ιστός στερεοποίησης των περισσότερων κραμάτων που κρυσταλλώνονται στο FCC καθορίζεται από τους προσανατολισμούς των κόκκων της βασαλτικής ζώνης, η οποία βρίσκεται σε επαφή με την επιδερμίδα του τοιχώματος και αποτελείται από κρυστάλλους με επιμήκη μορφή και διεύθυνση προς το κέντρο του χυτού. Οι βασαλτικοί κόκκοι παρουσιάζουν έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό (001)[100], δηλαδή ένα επίπεδο (001) παράλληλο προς την εξωτερική επιφάνεια του αντικειμένου με τον άξονα του βασαλτικού κρυστάλλου να συμπίπτει με τη διεύθυνση [100]. Συνήθως η βασαλτική ζώνη δε φτάνει μέχρι το κέντρο του πληνθώματος και τόσο ο βραδύς ρυθμός απόψυξης όσο και η συσσώρευση των ακαθαρσιών προκαλούν τυχαία φύτρωση. Ως αποτέλεσμα, οι κρύσταλλοι της τελευταίας ζώνης δεν παρουσιάζουν ιστό και σε βιομηχανικό επίπεδο ο κρυσταλλογραφικός ιστός ενός υλικού χύτευσης είναι τυχαίος [25,26].

3.2. Κρυσταλλογραφικός Ιστός Παραμόρφωσης

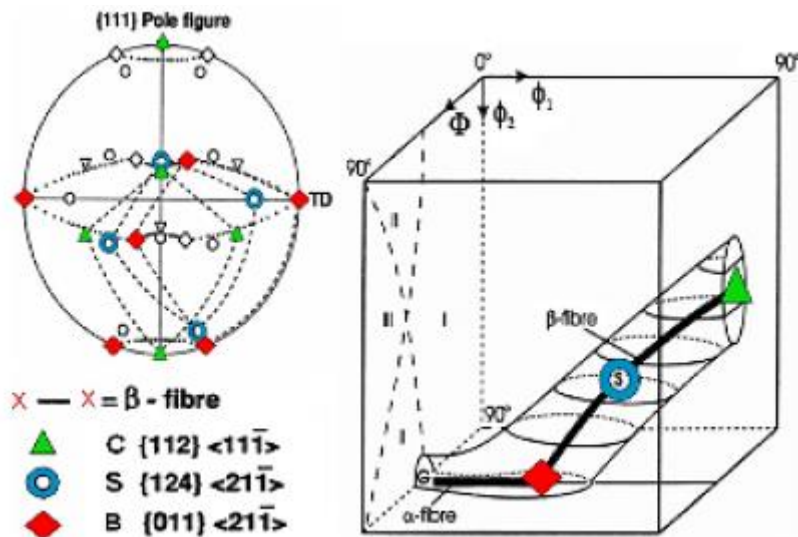
Κατά την επίπεδη πλαστική παραμόρφωση, όπως συμβαίνει στην έλαση, παρατηρείται ο λεγόμενος κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης. Οι κρύσταλλοι του μετάλλου τείνουν να αποκτήσουν ένα κοινό κρυσταλλογραφικό επίπεδο με το επίπεδο του ελάσματος και μια κοινή διεύθυνση με τη διεύθυνση της έλασης (Rolling Direction – RD). Ο κρυσταλλογραφικός ιστός της παραμόρφωσης είναι σύνθετος ιστός με πολλούς προτιμητέους προσανατολισμούς οι οποίοι παρουσιάζονται παρακάτω (Σχήμα 26) [27,28].



Σχήμα 26 Απεικόνιση κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών έλασης σε χάρτη πολικών συντεταγμένων (110) [14].

Με την ψυχρή έλαση κράματος αλουμινίου (FCC) γίνεται ανάπτυξη κρυσταλλογραφικού ιστού έλασης / παραμόρφωσης ο οποίος αποτελείται από δύο κρυσταλλογραφικές ίνες (Fibers) που παρουσιάζονται παρακάτω (Σχήμα 27) [28]:

- Το α-fiber, το οποίο είναι <100> παράλληλα στην κανονική διεύθυνση (Normal Direction – ND) και ενώνει τον προσανατολισμό {011}<011> Goss με τον προσανατολισμό {011}<112> Brass
- Το β-fiber το οποίο ενώνει τρία κύρια στοιχεία του ιστού C (Copper), S και B (Brass) [28]



Σχήμα 27 Ιστός παραμόρφωσης FCC, α και β fibers [14].

3.3. Κρυσταλλογραφικός Ιστός Ανακρυστάλλωσης

Κατά τις κατεργασίες που πραγματοποιούνται σε υψηλές θερμοκρασίες όπως της θερμής έλασης και της ανόπτησης ψυχρά ελασμένων φύλλων, ενδέχεται να συμβεί ανακρυστάλλωση επηρεάζοντας τη μικροδομή και τις ιδιότητες του υλικού. Με την ανακρυστάλλωση, εκτός της αλλαγής του μεγέθους των κόκκων συμβαίνει και αλλαγή του προσανατολισμού τους δηλαδή αλλαγή του κρυσταλλογραφικού ιστού [29]. Παρακάτω ακολουθούν οι τυπικοί προσανατολισμοί ιστού ανακρυστάλλωσης με τους αντίστοιχους δείκτες Miller και τις γωνίες Euler (Πίνακας 3).

Πίνακας 3 Τυπικοί κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί ανακρυστάλλωσης σε κράματα αλουμινίου [15].

| Συστατικά | Δείκτες Miller (hkl)<uvw> | Γωνίες Euler (deg.) | | |
|--------------|---------------------------|---------------------|--------|-------------|
| | | φ_1 | Φ | φ_2 |
| Cube | {001}<100> | 0/90 | 0/90 | 0/90 |
| rot-Cube RD1 | {013}<100> | 0 | 20 | 0 |
| rot-Cube RD2 | {023}<100> | 0 | 35 | 0 |
| rot-Cube ND1 | {001}<310> | 20 | 0 | 0 |
| rot-Cube ND1 | {001}<320> | 35 | 0 | 0 |
| P | {011}<122> | 70 | 45 | 0 |
| Q | {013}<231> | 58 | 18 | 0 |
| R | {124}<211> | 57 | 29 | 63 |
| Goss | {110}<001> | 0/90 | 45 | 0/90 |

3.4. Ανισοτροπία

Ως ισότροπο χαρακτηρίζεται ένα υλικό του οποίου οι ιδιότητες είναι ανεξάρτητες της διεύθυνσης. Στην αντίθετη περίπτωση που οι ιδιότητες εξαρτώνται των διευθύνσεων, αναφερόμαστε στην ανισοτροπία του υλικού η οποία ασκεί σημαντικότερη επίδραση στις κατεργασίες διαμόρφωσης της έλασης. Υπάρχουν δύο είδη ανισοτροπίας, η επίπεδη (Planar) και η κάθετη (Normal) [30].

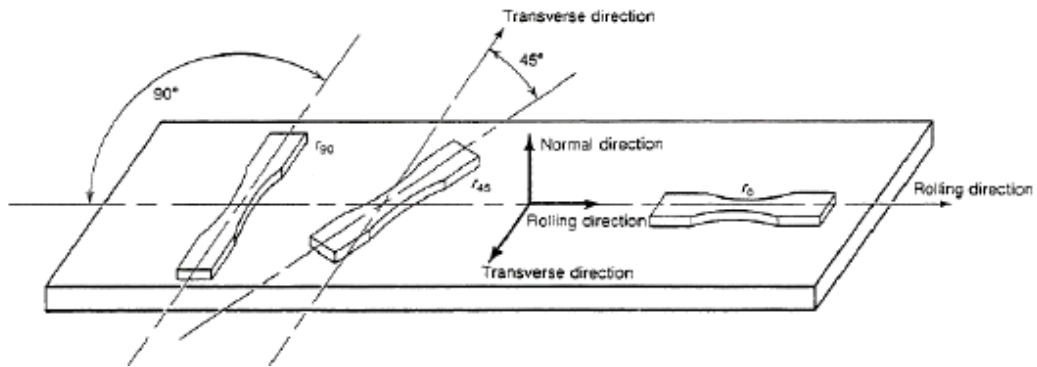
Η επίπεδη ανισοτροπία (Planar) αναφέρεται σε διαφορές των πλαστικών ιδιοτήτων του υλικού (τάσεις/παραμορφώσεις) στο επίπεδο του ελάσματος ανάλογα με τη διεύθυνση και υπολογίζεται από τον παρακάτω τύπο:

$$\Delta r = \frac{(r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90})}{2} \quad \text{Εξίσωση (11)}$$

,όπου r_0 η ανισοτροπία στη διεύθυνση της έλασης, r_{45} η ανισοτροπία σε 45° στη διεύθυνση της έλασης και r_{90} η ανισοτροπία κάθετα στη διεύθυνση της έλασης (Σχήμα 28)

Η κάθετη ανισοτροπία (Normal) αναφέρεται σε διαφορές των πλαστικών ιδιοτήτων κατά το πάχος του ελάσματος και των αντίστοιχων ιδιοτήτων στην επιφάνεια και υπολογίζεται από τον παρακάτω τύπο:

$$\bar{r} = \frac{(r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90})}{4} \quad \text{Εξίσωση (12)}$$



Σχήμα 28 Δοκίμια εφελκυσμού σε 0°, 45° και 90° από τη διεύθυνση της έλασης [16].

Επιπρόσθετα, η ανισοτροπία συνηθίζεται να εκφράζεται και μέσω του ποσοστού «λοβών» κατά τη δοκιμή βαθιάς κοίλανσης (Σχήμα 29). Όσο μεγαλύτερη είναι η επίπεδη ανισοτροπία τόσο εντονότερος είναι και ο σχηματισμός «λοβών». Για τον λόγο αυτό, κατά την παραγωγή του προϊόντος είναι επιθυμητή όσο το δυνατόν μικρότερη επίπεδη ανισοτροπία και όσο το δυνατόν μεγαλύτερη κάθετη ανισοτροπία.



Σχήμα 29 «Λοβοί» δοκμίου κατόπιν της διεργασίας βαθιάς κοίλανσης [17].

4. Πειραματικό Μέρος

Στην παρούσα μελέτη, αρχικά εξετάστηκε πώς το φαινόμενο του εφελκυσμού επιδρά στον κρυσταλλογραφικό ιστό των δοκιμίων και στη συνέχεια μελετήθηκαν διαφορετικοί συνδυασμοί χρόνων και θερμοκρασιών βαφής για την προσομοίωση μιας γραμμής βαφής εργοστασιακής κλίμακας.

Τα χρησιμοποιούμενα δείγματα ήταν φύλλα ψυχρής έλασης κράματος αλουμινίου 3104 που λήφθηκαν από την ΕΛ.Β.ΑΛ. Α.Ε. και οι πληροφορίες χημικής σύστασης και πάχους παρουσιάζονται στους παρακάτω πίνακες (Πίνακας 4, Πίνακας 5).

Πίνακας 4 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 5 Πληροφορίες χρησιμοποιούμενων δειγμάτων.

| Δείγματα | Πάχος | Μελέτη |
|----------------------------|--------|--|
| Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε.) | 0,50mm | Επίδραση εφελκυσμού στον κρυσταλλογραφικό ιστό (Α) |
| Φύλλο ψυχρής έλασης (Ψ.Ε.) | 0,20mm | Θερμικές κατεργασίες βαφής (Β) |

4.1. Μεταλλογραφική Προετοιμασία Δειγμάτων

Η μεταλλογραφική προετοιμασία των μελετώμενων δειγμάτων πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Μεταλλογραφίας του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε.. Αρχικά, έγινε κοπή των δειγμάτων σε κατάλληλα μεγέθη για να επέλθει η μικροσκοπική ανάλυσή τους και η υποβολή τους σε δοκιμή εφελκυσμού, όπως θα αναλυθούν παρακάτω. Έπειτα της κοπής των δειγμάτων στο λεγόμενο «φαλίδι – γκιλοτίνα» (Σχήμα 30), ακολουθεί ο εν ψυχρώ εγκιβωτισμός τους. Ο εγκιβωτισμός που χρησιμοποιήθηκε ήταν αργής διάρκειας 8 με 10h με τη χρήση 100ml ρητίνης (Struers Eprofix Resin) και 11ml σκληρυντή (Struers Eprofix Hardener) που συμβάλλει στη στερεοποίηση της ρητίνης (Σχήμα 31). Ενώ, επίσης, σημειώνεται πως όπου κρίθηκε επιθυμητό έγινε χρήση εν ψυχρώ εγκιβωτισμού γρήγορης διάρκειας 12min με ανάμειξη σκόνης (ClaroCit Powder) και υγρού (ClaroCit Liquid) σε κατάλληλες ποσότητες για να προκύψει ένα ελαφρώς παχύρευστο υγρό (Σχήμα 32). Σε κάθε περίπτωση, εφόσον η ρητίνη στερεοποιηθεί γίνεται αφαίρεση του καλουπιού από το δοκίμιο, το οποίο είναι πλέον έτοιμο για τις περαιτέρω διεργασίες λείανσης και στίλβωσης.

Κατά τη διαδικασία κοπής των δοκιμίων είναι αναπόφευκτη η αλλοίωση της επιφάνειας του δείγματος, για τον λόγο αυτό απαιτείται η ακόλουθη επιφανειακή προεργασία στη μηχανή λείανσης – στίλβωσης Struers Tegamin-30 (Σχήμα 33) κατά την οποία απομακρύνεται το κατεστραμμένο στρώμα με τη χρήση ολοένα και λεπτότερων λειαντικών κόκκων. Στα κράματα αλουμινίου χρησιμοποιούνται χαρτιά λείανσης από καρβίδιο του πυριτίου (SiC), με αρχικό μέγεθος των 80 grit (κόκκοι/inch²) ακολουθώντας αυτά των 220, 500 και 1200 grit για μικρούς χρόνους δευτερολέπτων ή λεπτών τους οποίους κρίνει κατάλληλους ο ερευνητής και θα σημειωθούν αναλυτικότερα παρακάτω. Ακολουθώντας τη λείανση, πραγματοποιείται στίλβωση των δοκιμίων κατά την οποία χρησιμοποιούνται πανιά στίλβωσης με ονομασίες Mol, Nap και Chem και αιώρημα διαμαντιού Struers DiaPro Mol B3 (3μm), αιώρημα διαμαντιού

Struers DiaPro Mol B1 (1 μ m) και διάλυμα κολλοειδούς πυριτίας Struers OP-U Non Dry (0.01 μ m). Οι χρόνοι του κάθε σταδίου, αναφέρονται αναλυτικότερα παρακάτω.



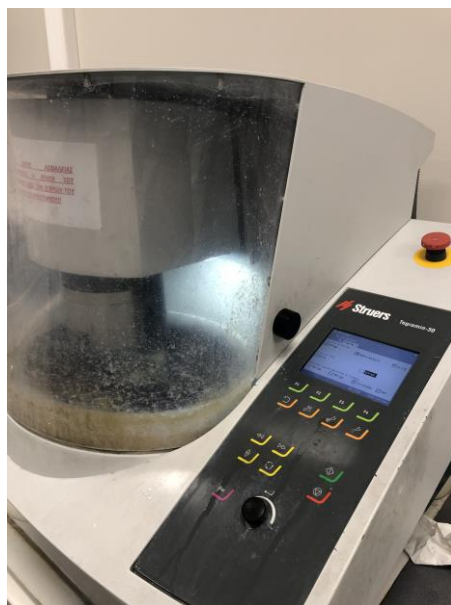
Σχήμα 30 Ψαλίδι – γκιλοτίνα.



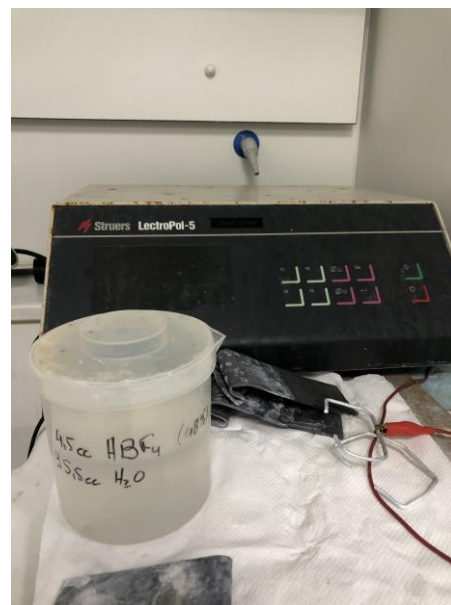
Σχήμα 31 Εν ψυχρώ αργός εγκιβωτισμός.



Σχήμα 32 Εν ψυχρώ γρήγορος εγκιβωτισμός.



Σχήμα 33 Μηχανή λείανσης – στίλβωσης.



Σχήμα 34 Μηχάνημα ηλεκτροχημικής προσβολής.

Η χημική προσβολή του μελετώμενου κράματος αλουμινίου 3104 πραγματοποιήθηκε με τη βύθισή του σε διάλυμα υδροφθορίου (HF 0,5%) για 85 δευτερόλεπτα, έτσι ώστε να είναι δυνατή η παρατήρηση μικρογραφικών χαρακτηριστικών όπως είναι οι ενδομεταλλικές φάσεις στο οπτικό μικροσκόπιο.

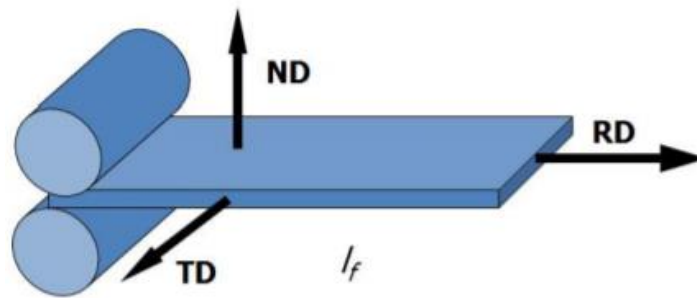
Όσο για την ηλεκτροχημική προσβολή του μελετώμενου κράματος, χρησιμοποιήθηκε το δοκίμιο αλουμινίου ως άνοδος και ως κάθοδος μια πλάκα μόλυβδου και διάλυμα Barker's (1,8% HBF₄). Το μηχάνημα που χρησιμοποιήθηκε ήταν το Struers LectroPol-5 (Σχήμα 34) και

η βύθιση του δοκιμίου στο διάλυμα διήρκησε 80 δευτερόλεπτα για κάθε δείγμα σκοπεύοντας στην παρατήρηση των κόκκων στο οπτικό μικροσκόπιο.

Πρέπει να σημειωθεί, πως μετά το πέρας κάθε επιμέρους σταδίου λείανσης, στίλβωσης και προσβολής, γινόταν καθαρισμός της επιφάνειας με νερό και σαπούνι, έπειτα καθαρισμός με αλκοόλη, στέγνωμα με ρεύμα αέρα και έλεγχος των επιφανειών.

4.1.1. Μεταλλογραφική Προετοιμασία Δειγμάτων Μελέτης «Α»

Για τα δείγματα πάχους 0,50mm που αφορούν την μελέτη επίδρασης του εφελκυσμού στον κρυσταλλογραφικό ιστό, η μεταλλογραφική προετοιμασία ήταν ιδιαίτερα απαιτητική συγκριτικά των συνηθισμένων προετοιμασιών δειγμάτων. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι ως εξεταζόμενη επιφάνεια επιλέχθηκε αυτή που ορίζεται ως κάθετη της διεύθυνσης ND (Σχήμα 35) με πάχος όσο και αυτό του φύλλου των 0,50mm. Έτσι, κόπηκε το τμήμα των δοκιμίων εφελκυσμού που βρίσκεται κοντά στην περιοχή θραύσης και με την βοήθεια ταινίας διπλής όψεως και τμήματος χαλκού ως βαρίδιο πραγματοποιήθηκε εν ψυχρώ αργός εγκιβωτισμός (Σχήμα 36, Σχήμα 37).



Σχήμα 35 Διευθύνσεις κατά την έλαση [31].



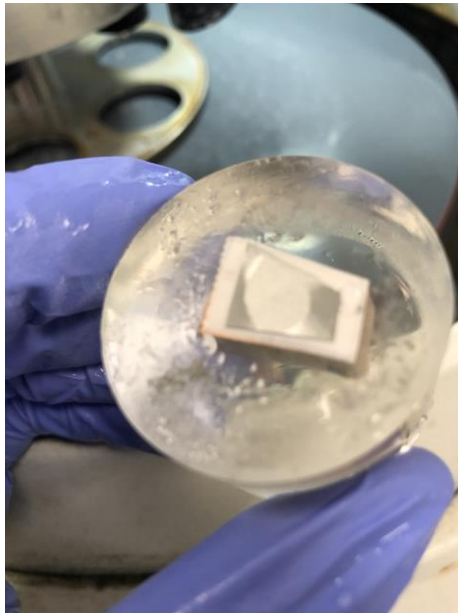
Σχήμα 36 Τοποθέτηση δειγμάτων.



Σχήμα 37 Εγκιβωτισμός δειγμάτων.

Στην συνέχεια, το δυσκολότερο μέρος της προετοιμασίας ήταν η λείανση διότι το διαθέσιμο πάχος των μόλις 0,50mm δεν επέτρεπε περιθώρια σφάλματος. Η λείανση, λοιπόν, πραγματοποιήθηκε αρχικά στην πίσω μεριά (η οποία φαίνεται στο Σχήμα 37) του εγκιβωτισμένου δείγματος για να προκύψει επίπεδη επιφάνεια οδηγώντας σε ίση κατανομή του φορτίου κατά τη λείανση της κύριας πλευράς. Για την κύρια πλευρά, χρησιμοποιήθηκε χαρτί λείανσης μόνο των 1200 grit με την μικρότερη δύναμη που επέτρεπε το μηχάνημα λείανσης των 10N για χρόνους 1-5 sec έως ότου λειανθεί η επιθυμούμενη περιοχή που εξεταζόταν συνεχώς στο ενδιάμεσο κάθε επανάληψης (Σχήμα 38). Σχετικά με τη στίλβωση

των εν λόγω δειγμάτων, χρησιμοποιήθηκε επίσης η ελάχιστη δύναμη των 10N στο μηχάνημα και τα πανιά στίλβωσης Mol, Nap, Chem σε χρόνους 5, 7 και 12min αντίστοιχα.



Σχήμα 38 Έλεγχος μεταξύ των σταδίων λείανσης δοκιμίου μελέτης «Α».

4.1.2. Μεταλλογραφική Προετοιμασία Δειγμάτων Μελέτης «Β»

Για τα δείγματα πάχους 0,20mm που αφορούν την μελέτη θερμικών κατεργασιών βαφής, η μεταλλογραφική προετοιμασία ήταν πιο απλή και παρακάτω δίδονται οι αντίστοιχες πληροφορίες. Τα δείγματα κόπηκαν με σκοπό η εξεταζόμενη επιφάνεια να είναι αυτή που ορίζεται ως κάθετη της διεύθυνσης TD (Σχήμα 35) και πραγματοποιήθηκε εν ψυχρώ αργός εγκιβωτισμός. Για τη λείανση των δοκιμίων, αρχικά εφαρμόστηκε στην πίσω μεριά του εγκιβωτισμένου δείγματος για να προκύψει επίπεδη επιφάνεια οδηγώντας σε ίση κατανομή του φορτίου κατά τη λείανση της κύριας πλευράς. Για την κύρια πλευρά, χρησιμοποιήθηκε χαρτί λείανσης των 220 grit με δύναμη 20N για χρόνο 30 δευτερολέπτων, έπειτα χαρτί λείανσης των 500 grit με την ίδια δύναμη για χρόνο 1min και, τέλος, χαρτί λείανσης των 1200 grit με την ίδια δύναμη για χρόνο 3min. Σχετικά με τη στίλβωση των εν λόγω δειγμάτων, χρησιμοποιήθηκε δύναμη των 30N στο μηχάνημα και τα πανιά στίλβωσης Mol, Nap, Chem σε χρόνους 5, 7 και 12min αντίστοιχα για να προκύψει το βέλτιστο επιθυμητό αποτέλεσμα (Σχήμα 39).



Σχήμα 39 Δοκίμιο μελέτης «Β».

4.2. Οπτική Μικροσκοπία

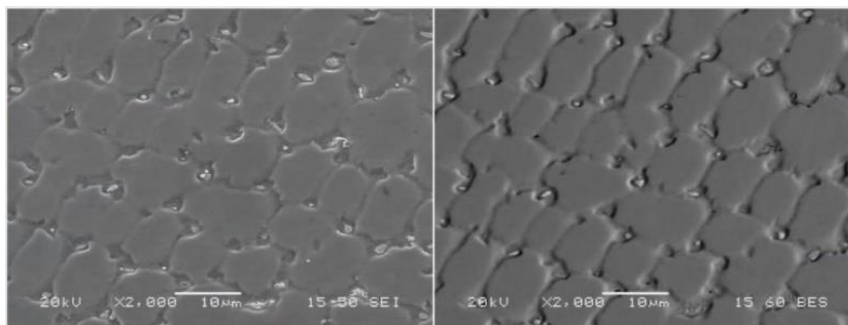
Μέσω της οπτικής μικροσκοπίας γίνεται ο καθορισμός των φάσεων και της σύστασης του μετάλλου, που κατ' επέκταση επιδρούν τόσο στις ιδιότητες όσο και στη μηχανική συμπεριφορά του. Η εξέταση των δοκιμίων γίνεται είτε μετά των σταδίων λείανσης – στίλβωσης και οι εικόνες σημειώνονται ως «Κατόπιν Στίλβωσης», είτε μετά από προσβολή με τις εικόνες να σημειώνονται ως «Κατόπιν Προσβολής» όπως θα παρατηρηθεί παρακάτω. Όσον αφορά την παρατήρηση εγκλεισμάτων και ενδομεταλλικών φάσεων είναι προτιμητέα η χρήση χημικής προσβολής ως προς διευκόλυνση του ερευνητή, ενώ στην περίπτωση της αναζήτησης των ορίων των κόκκων το δοκίμιο απαιτείται να υποστεί ηλεκτροχημική προσβολή. Ακόμη, σημειώνεται πως το όργανο που χρησιμοποιήθηκε για την οπτική μικροσκοπία ήταν το ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο Nikon EPIPHOT 300 του Εργαστηρίου Οπτικής Μικροσκοπίας του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε., ενώ το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε για την ανάλυση των φωτογραφιών ήταν το Image Analysis Pro (Σχήμα 40).



Σχήμα 40 Ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο Nikon EPIPHOT 300.

4.3. Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

Το Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM) που χρησιμοποιήθηκε ήταν το JEOL JSM-IT800 στο Εργαστήριο του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε. (Σχήμα 42). Έχει δυνατότητα μεγεθύνσεων τουλάχιστον της τάξεως $\times 30000$ και η ανάλυση γίνεται μέσω μιας προσπίπτουσας δέσμης ηλεκτρονίων. Αναφορικά με τα μέρη του μικροσκοπίου, υπάρχει η στήλη, ο θάλαμος, οι αντλίες κενού τάξεως 10^{-6} που πρόκειται για μηχανικές αντλίες και αντλίες διάχυσης και το σύστημα ανιχνευτών και παρουσίασης. Μέσω της εστίασης της δέσμης ηλεκτρονίων από μεγεθυντικούς φακούς, η δέσμη διέρχεται από πηνία και οδηγεί κατά τη σύγκρουσή της με το δοκίμιο στην παραγωγή δευτερογενών ηλεκτρονίων (Secondary Electrons – SE) και οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Backscattered Electrons – BE). Είναι ιδιαίτερα σημαντικό να σημειωθούν οι διαφορές των πληροφοριών που λαμβάνονται από τις εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) και αυτές των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), ενώ ως παράδειγμα παρουσιάζονται οι εικόνες παρακάτω (Σχήμα 41).



Σχήμα 41 Παράδειγμα εικόνας SEI (αριστερά) και BES (δεξιά).



Σχήμα 42 SEM JEOL JSM-IT800.

Στις εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), εφόσον συγκρουστούν τα ηλεκτρόνια με το δείγμα, συλλέγεται τοπογραφικό και λαμβάνουμε τη μικρογραφική τοπογραφία. Τα πιο φωτεινά σημεία αντιστοιχούν σε πιο ψηλά σημεία της τοπογραφίας του δοκιμίου, ενώ τα σκουρότερα αντιστοιχούν σε πιο χαμηλά σημεία της τοπογραφίας του δοκιμίου [32].

Στις εικόνες οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), παίρνουμε πληροφορίες για το ανάγλυφο και τη χημική σύσταση του δοκιμίου. Στα άσπρα σημεία σημαίνει πως τα ηλεκτρόνια γύρισαν και λάβαμε εικόνα, ενώ στα μαύρα σημεία τα ηλεκτρόνια δεν γύρισαν και δεν έγινε το λεγόμενο «Bounce Back». Πιο συγκεκριμένα, τα φωτεινά σημεία αντιστοιχούν σε πιο μεγάλα άτομα (με μεγαλύτερο ατομικό αριθμό) της μικρογραφίας του δοκιμίου, ενώ τα σκουρότερα αντιστοιχούν σε μικρότερα άτομα (με μικρότερο ατομικό αριθμό) της μικρογραφίας του δοκιμίου. Επίσης, σημειώνεται πως στις εικόνες οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) έχει σημαντικό ρόλο και η κρυσταλλογραφική διεύθυνση των κόκκων, καθώς ανάλογα του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού μπορεί να γίνει σύγκρουση περισσότερων ή λιγότερων ηλεκτρονίων με αποτέλεσμα μια φωτεινότερη ή σκοτεινότερη εικόνα αντίστοιχα [32].

Όσο για την περίπτωση ύπαρξης κενών στη δομή, θα πρέπει τόσο στις εικόνες δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), όσο και στις εικόνες οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) να εμφανίζονται ως μαύρα σημεία [32].

4.3.1. Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD

Η περίθλαση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Electron Backscatter Diffraction) ή OIM (Orientation Imaging Microscopy) είναι μια πρόσθετη τεχνική του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) που συμβάλλει στον χαρακτηρισμό της μικροδομής προσδιορίζοντας τον τοπικό κρυσταλλογραφικό ιστό (Texture). Αρκετά σημαντικό χαρακτηριστικό της δεδομένης τεχνικής είναι οι χάρτες Image Quality, καθώς δίνουν πληροφορίες που δεν απεικονίζονται από τα δευτερογενή ηλεκτρόνια όπως οι κόκκοι και τα όρια κόκκων και σε συνδυασμό με τα διαγράμματα αντίθεσης σε ζώνες Kikuchi (Kikuchi Band Contrast) είναι εφικτή η διάκριση μεταξύ όμοιων κρυσταλλογραφικών φάσεων [33]. Επιπρόσθετα, ιδιαίτερη χρησιμότητα έχει η κατασκευή χαρτών πολικών συντεταγμένων (Pole Figure), αντίστροφων πολικών συντεταγμένων (Inverse Pole Figure) και οι χάρτες κατανομής προσανατολισμών (Orientation Distribution Function).

Αναλυτικότερα, η Ποιότητα Εικόνας – Image Quality (IQ) πρόκειται για παράγοντα που καθορίζει την ευκρίνεια των ανιχνεύσιμων ζωνών στο φάσμα περίθλασης του EBSD. Το IQ επηρεάζεται τόσο από τις ατέλειες του κρυσταλλογραφικού πλέγματος του υλικού, όσο και από την σύσταση των κραματικών στοιχείων που αυτό περιέχει. Από αυτό λαμβάνονται

χρήσιμες πληροφορίες στην περίπτωση που τα φάσματα επικαλύπτονται και όταν υπάρχουν φάσματα με πολύ κοντινές κρυσταλλογραφικές δομές [34].

Σχετικά με τον Χάρτη Πολικών Συντεταγμένων – Pole Figure (PF), πρόκειται για τη δυσδιάστατη στερεογραφική αναπαράσταση των κρυστάλλων που περιγράφει τη σχέση του προσανατολισμού των αξόνων ενός κρυστάλλου σε συνδυασμό με τη διεύθυνση αναφοράς του δείγματος [22].

Ο Χάρτης Αντίστροφων Πολικών Συντεταγμένων – Inverse Pole Figure (IPF), είναι η δυσδιάστατη στερεογραφική προβολή στην οποία χρησιμοποιούνται οι κρυσταλλικοί άξονες ως σύστημα αναφοράς, αντί των αξόνων του δείγματος όπως προηγουμένως στο PF. Έτσι προσδιορίζονται οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί παράλληλα σε συγκεκριμένες διευθύνσεις του δείγματος [22].

Όσο για τους Χάρτες Κατανομής Προσανατολισμών – Orientation Distribution Function (ODF), πρόκειται για την πλήρη τρισδιάστατη αναπαράσταση του κρυσταλλογραφικού ιστού. Ο χάρτης ODF με την βοήθεια των τριών γωνιών Euler ϕ_1 , Φ και ϕ_2 κατά Bunge περιγράφει τον προσανατολισμό κάθε κρυστάλλου ορίζοντας τη διαφορά του προσανατολισμού μεταξύ των κρυσταλλογραφικών αξόνων και των αξόνων δειγματοληψίας.

4.3.1.1. Παράμετροι Λειτουργίας EBSD

Μέσω της τεχνικής EBSD αξιολογήθηκε ο κρυσταλλογραφικός ιστός και ο προσανατολισμός των κόκκων στα δείγματα της μελέτης «Α» και «Β» στις αντίστοιχες μελετώμενες επιφάνειές τους. Παρακάτω, ορίζονται οι παράμετροι που χρησιμοποιήθηκαν κατά τη σάρωση των δοκιμίων αναφορικά με το βήμα, την επιφάνεια και τη μεγέθυνση (Πίνακας 6). Όσο για την κλίση των δοκιμίων, ορίστηκε στις 70° μοίρες, η τάση στα 20kV και η απόσταση από το δείγμα 12-25mm. Η αναντιστοιχία προσανατολισμών των κόκκων ορίστηκε από 5° έως 15°.

Πίνακας 6 Παράμετροι σάρωσης των δειγμάτων.

| Δείγματα | Βήμα | Επιφάνεια | Μεγέθυνση |
|-----------|--------------------------|--------------------------|-----------|
| Μελέτης Α | 0,7 μ m | 120 μ m x 90 μ m | x1000 |
| Μελέτης Β | 0,08 μ m-0,2 μ m | 40 μ m x 30 μ m | x3000 |

4.4. Προετοιμασία Δοκιμίων για Μηχανική Δοκιμή Εφελκυσμού

Τα δοκίμια εφελκυσμού παράχθηκαν μέσω υδραυλικής πρέσας σύμφωνα με τις προδιαγραφές της δοκιμής εφελκυσμού αντικατοπτρίζοντας τις διευθύνσεις 0° (σημειωμένη ως L – Longitudinal), 45° και 90° (σημειωμένη ως T – Transverse) ως προς τη διεύθυνση της έλασης. Συνολικά, για κάθε δείγμα δημιουργήθηκαν 2 δοκίμια εφελκυσμού ώστε να εξασφαλίζεται η επαναληψιμότητα, με την μελέτη «Α» να απαρτίζεται από 24 δοκίμια και την μελέτη «Β» να απαρτίζεται από 36 δοκίμια. Παρακάτω παρουσιάζονται ενδεικτικά τα δοκίμια εφελκυσμού των τριών διευθύνσεων της μελέτης «Β» (Σχήμα 43).



Σχήμα 43 Δοκίμια εφελκυσμού.

4.4.1. Δοκιμή Εφελκυσμού

Η μηχανή Δοκιμών Εφελκυσμού που χρησιμοποιήθηκε ήταν η Instron 5567 στο Εργαστήριο Μηχανικών Δοκιμών του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε. και έγινε παράλληλη χρήση στατικού επιμηκυνσιόμετρου της Instron 2630-113 σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (Σχήμα 44, Σχήμα 45). Η μηχανή χαρακτηρίζεται από μέγιστη δυναμικότητα 30kN και τα πρότυπα που ακολουθήθηκαν ήταν το ASTM E 646-00 για εργοσκληρυνόμενα μεταλλικά φύλλα και το ASTM E 517-00 για τον υπολογισμό της αναλογίας πλαστικής παραμόρφωσης r για μεταλλικά φύλλα [35, 36].



Σχήμα 44 Δοκιμή εφελκυσμού.



Σχήμα 45 Χρήση επιμηκυνσιόμετρου.

Για τους υπολογισμούς χρησιμοποιήθηκαν οι εξής τύποι:

- $\sigma = K \cdot \varepsilon^n$, όπου
σ: αληθής τάση
ε: αληθής πλαστική παραμόρφωση
K: συντελεστής σκλήρωσης
n: εκθέτης εργοσκλήρωσης 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: $\bar{r} = \frac{(r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90})}{4}$
- Επίπεδη ανισοτροπία: $\Delta_r = \frac{(r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90})}{2}$

Από τη δοκιμή εφελκυσμού προσδιορίζεται το όριο διαρροής ($R_{p0.2}$, Yield Strength – YS), η μέγιστη εφελκυστική αντοχή (R_m , Ultimate Tensile Stress – UTS), η επιμήκυνση ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης ($A_g\%$), η ολική επιμήκυνση θραύσης ($A\%$) και η ανισοτροπία (r) στις τρεις διευθύνσεις παράλληλα, σε 45° και κάθετα στη διεύθυνση της έλασης.

4.5. Μέτρηση Σκληρότητας

Η μηχανή μέτρησης σκληρότητας που χρησιμοποιήθηκε ήταν η Struers Duramin-40 στο Εργαστήριο του του ΕΛ.ΚΕ.ΜΕ. Α.Ε. (Σχήμα 46). Για την εξασφάλιση της επαναληψιμότητας πραγματοποιούνταν τρεις μετρήσεις για κάθε δείγμα και λαμβάνονταν υπόψη ο μέσος όρος των μετρούμενων τιμών. Σχετικά με τις παραμέτρους των μετρήσεων σημειώνεται πως η κλίμακα ήταν της μορφής $HV_{0.2}$ και ο χρόνος βύθισης της κεφαλής σκληρομέτρησης ήταν 10sec.



Σχήμα 46 Μηχανή σκληρομέτρησης.

4.6. Μέτρηση Αγωγιμότητας

Για τις μετρήσεις αγωγιμότητας χρησιμοποιήθηκε το μηχάνημα SIGMATEST 2.068 FOERSTER (Σχήμα 47). Για την αντιπροσωπευτικότητα των μετρήσεων έγιναν τρεις μετρήσεις σε κάθε δείγμα και λαμβάνονταν υπόψη ο μέσος όρος των μετρούμενων τιμών. Σημειώνεται πως μετά το πέρας των μετρήσεων κάθε δοκιμίου πραγματοποιούνταν βαθμονόμηση του οργάνου για ακρίβεια των μετρήσεων, ενώ η χρησιμοποιούμενη συχνότητα ήταν 480kHz. Η επιλογή της μεγαλύτερης δυνατής συχνότητας έγινε εφόσον είχε ληφθεί υπόψη το μικρό πάχος των μελετώμενων φύλλων και το κατάλληλο επιδερμικό βάθος κατά την αγωγή των μετάλλων [41,42].



Σχήμα 47 Μηχάνημα μέτρησης αγωγιμότητας.

5. Αποτελέσματα

5.1. Μελέτη «Α»

Στην παρούσα μελέτη εξετάστηκε η συμπεριφορά του κρυσταλλογραφικού ιστού των φύλλων κράματος αλουμινίου 3104 με πάχος 0,50mm υπό την επίδραση εφελκυστικού φορτίου. Το γεγονός ότι κατά τις μηχανικές κατεργασίες της έλασης, τα ασκούμενα στο υλικό φορτία μπορούν να παρομοιαστούν με τις εφελκυστικές δυνάμεις δίνει ιδιαίτερο ενδιαφέρον στη συγκεκριμένη μελέτη η οποία αναλύεται παρακάτω.

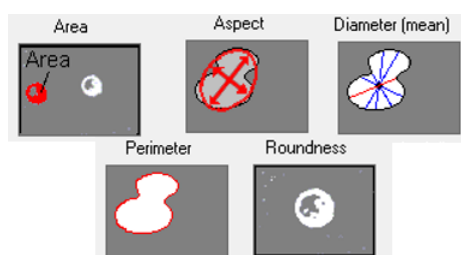
Οι θερμοκρασίες ανόπτησης του υλικού χαρακτηρίζονται από 10h θερμοκρασιακής ανόδου με σταθερά αργό ρυθμό «ράμπας» (ramp) και 2h παραμονής (soaking time) στην επιλεγμένη θερμοκρασία αποκατάστασης, από τις οποίες επιλέχθηκαν ενδεικτικά τα παρακάτω 4 δοκίμια με αύξουσα θερμοκρασία ως εξής:

- As Received – δοκίμιο όπως παρελήφθη από την έλαση
- T – δοκίμιο που προέκυψε σε θερμοκρασία αποκατάστασης
- T+40°C – δοκίμιο μερικής ανακρυστάλλωσης
- T+80°C – δοκίμιο πλήρους ανακρυστάλλωσης

5.1.1. Οπτική Μικροσκοπία

Στο κομμάτι της οπτικής μικροσκοπίας, παρουσιάζονται οι διαφορές της μικροδομής των δειγμάτων κατά τις διαφορετικές θερμοκρασίες ανόπτησης, καθώς επίσης ακολουθούν αναλυτικοί υπολογισμοί που έγιναν με τη χρήση του προγράμματος Image Analysis Pro για τα εξής χαρακτηριστικά των σωματιδίων (Σχήμα 48). Οι υπολογισμοί αυτοί συμβάλλουν στην ακριβέστερη σύγκριση των ενδομεταλλικών φάσεων των δοκιμίων και ορίζονται παρακάτω:

- «Area»
Η περιοχή που καταλαμβάνει το αντικείμενο εξαιρούμενων των οπών.
- «Aspect»
Ο λόγος μεταξύ του μεγαλύτερου και του μικρότερου άξονα της ισοδύναμης έλλειψης του αντικειμένου.
- «Diameter (mean)»
Ο μέσος όρος των διαμέτρων που τέμνουν το κέντρο του αντικειμένου.
- «Perimeter»
Η περίμετρος του αντικειμένου.
- «Roundness»
Σύγκριση των αντικειμένων σχετικά με το πόσο τείνουν σχηματικά σε σφαιρικό σχήμα. Ακολουθείται η σχέση: $(\text{perimeter}^2)/(4 \cdot \pi \cdot \text{area})$

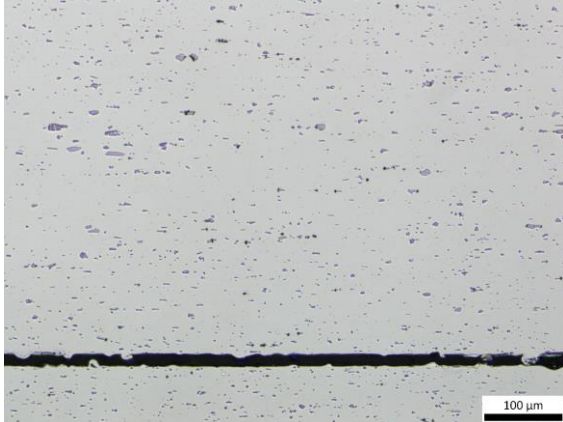


Σχήμα 48 Χρησιμοποιούμενες μετρήσεις από το Image Analysis Pro.

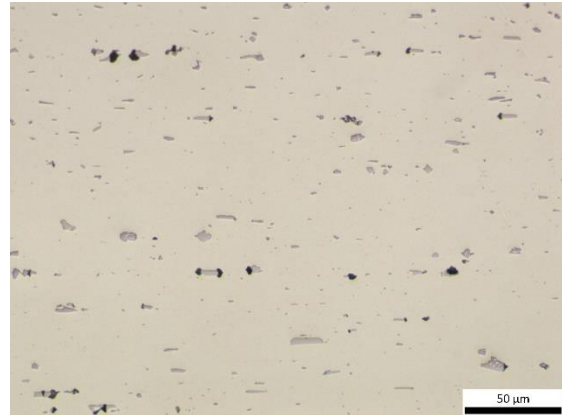
Όπως είναι διακριτό στις επόμενες εικόνες οπτικής μικροσκοπίας, παρατηρείται έντονη διασπορά δευτερογενών σωματιδίων – φάσεων, κυρίως $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ και $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$, που έχουν σπάσει από τη διεργασία της έλασης σε τμήματα με μέσο μέγεθος τα 10μm. Όσο για τις

διαφορετικές θερμοκρασίες ανόπτησης δεν παρατηρούνται ιδιαίτερες διαφορές σχετικά με τα μεγέθη των δευτερογενών σωματιδίων, πέραν του ότι στις μεγαλύτερες θερμοκρασίες τα σωματίδια εμφανίζονται περισσότερο επιμηκυμένα ως προς τη διεύθυνση της έλασης. Αναφορικά με τα μαύρα σημεία γύρω από τα σωματίδια, σημειώνεται πως πρόκειται για πορώδες που προκύπτει λόγω των ασκούμενων φορτίων μεταξύ των σωματιδίων και της μήτρας του αλουμινίου.

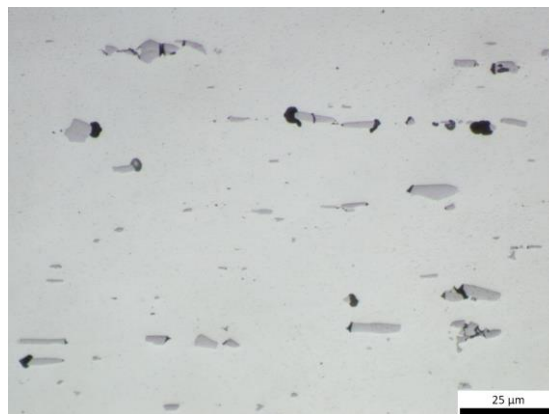
5.1.1.1. Δοκίμιο «As Received»



Σχήμα 49 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

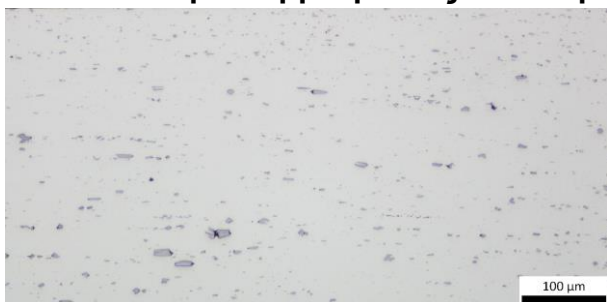


Σχήμα 50 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

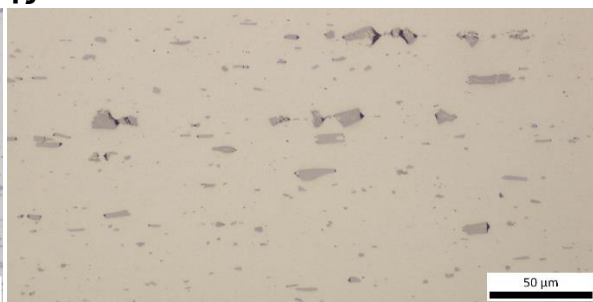


Σχήμα 51 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

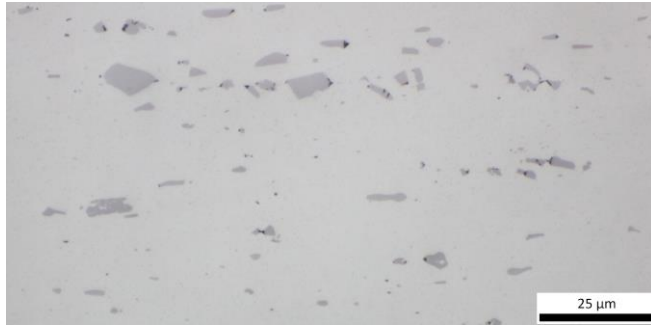
5.1.1.2. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T»



Σχήμα 52 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 53 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

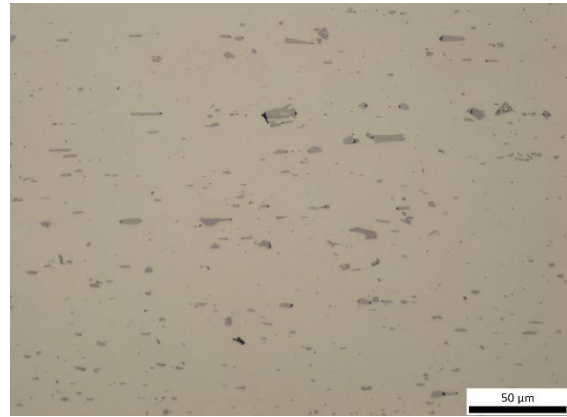


Σχήμα 54 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

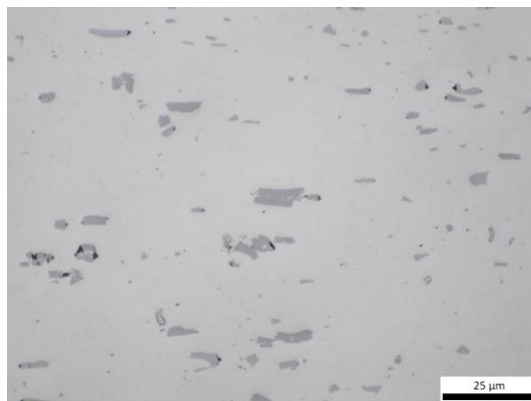
5.1.1.3. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C»



Σχήμα 55 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

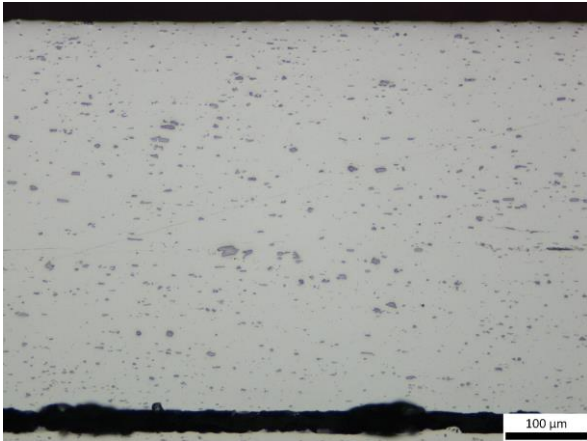


Σχήμα 56 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

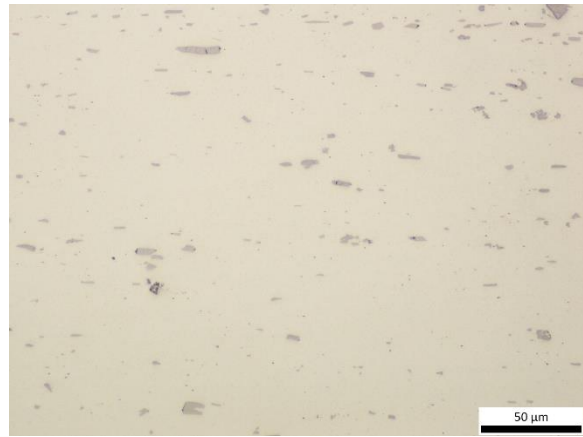


Σχήμα 57 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

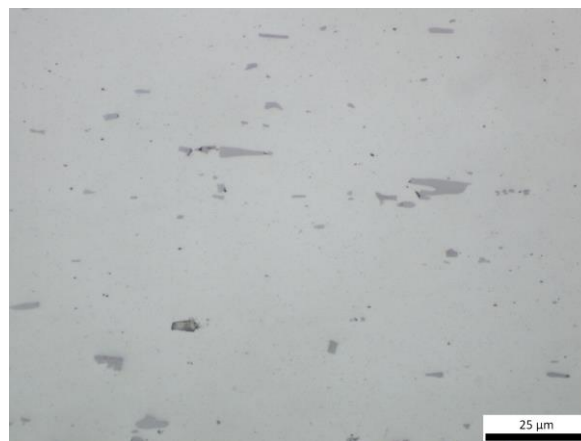
5.1.1.4. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C»



Σχήμα 58 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 59 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.



Σχήμα 60 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

5.1.2. Παρουσίαση αποτελεσμάτων ανάλυσης

Καθώς στις ανωτέρω εικόνες οπτικής μικροσκοπίας δεν υπάρχουν έντονες διαφορές μεταξύ των τεσσάρων μελετώμενων δοκιμίων, κρίνεται ενδιαφέρουσα η παρατήρηση των διαφορών τους έπειτα της χρήσης του υπολογιστικού προγράμματος Image Analysis Pro. Επίσης, σημειώνεται πως για κάθε ανάλυση χρησιμοποιήθηκε ικανοποιητικός αριθμός εικόνων ο οποίος οδήγησε σε αντιπροσωπευτικές μετρήσεις.

5.1.2.1.1. Μετρήσεις δειγμάτων

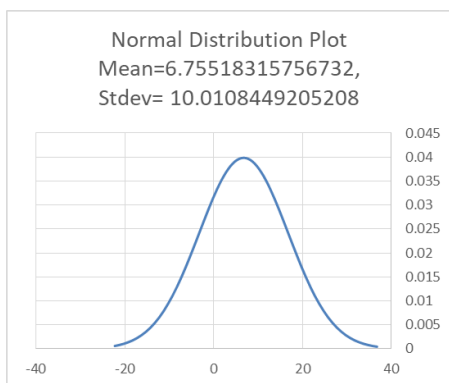
Στον ακόλουθο Πίνακα 7 καταγράφονται οι μετρήσεις των δοκιμίων «As Received», θερμοκρασίας ανόπτησης «T», «T+40°C» και «T+80°C» καθώς, επίσης, γίνεται διάκριση των μεγεθύνσεων x200, x500 και x1000. Στην συνέχεια, εφόσον τα αποτελέσματα ανταποκρίνονται σε τιμές κανονικής κατανομής επιλέγεται η αντίστοιχη μέθοδος παρουσίασης στην οποία παρουσιάζονται ενδεικτικά τα αποτελέσματα που αφορούν το δοκίμιο «As Received» σε μεγέθυνση x200 (Σχήματα 61-65).

Πίνακας 7 Διάγραμμα μετρήσεων δειγμάτων.

| Σε μεγέθυνση x200 | | | | | |
|--------------------|---------|--------|----------------------|-----------|-----------|
| As Received | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 6,755 | 1,922 | 2,653 | 9,193 | 1,290 |
| STDEV.S | 10,011 | 0,931 | 1,561 | 7,682 | 0,708 |
| Max | 224,229 | 13,350 | 18,318 | 110,799 | 11,872 |
| Min | 0,788 | 1,000 | 0,997 | 1,897 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x500 | | | | | |
| As Received | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 2,768 | 2,147 | 1,403 | 5,799 | 1,511 |
| STDEV.S | 8,096 | 1,265 | 1,350 | 8,499 | 1,097 |
| Max | 295,310 | 21,555 | 19,454 | 159,726 | 20,011 |
| Min | 0,126 | 1,000 | 0,397 | 0,759 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x1000 | | | | | |
| As Received | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 1,448 | 2,210 | 0,822 | 3,815 | 1,661 |
| STDEV.S | 6,669 | 1,953 | 1,063 | 7,757 | 1,506 |
| Max | 410,810 | 82,302 | 21,113 | 189,981 | 29,604 |
| Min | 0,031 | 1,000 | 0,125 | 0,373 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x200 | | | | | |
| T | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 8,829 | 2,326 | 2,886 | 10,300 | 1,316 |
| STDEV.S | 15,054 | 1,268 | 1,932 | 8,978 | 0,495 |
| Max | 191,419 | 15,072 | 15,634 | 85,398 | 5,739 |
| Min | 0,788 | 1,000 | 0,997 | 1,916 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x500 | | | | | |
| T | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 7,168 | 2,404 | 2,519 | 11,314 | 1,901 |
| STDEV.S | 13,990 | 1,248 | 1,753 | 11,530 | 1,062 |
| Max | 206,284 | 9,376 | 15,706 | 118,415 | 10,390 |
| Min | 0,265 | 1,013 | 0,800 | 2,193 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x1000 | | | | | |
| T | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 5,507 | 2,598 | 2,211 | 11,567 | 2,873 |
| STDEV.S | 10,563 | 1,516 | 1,330 | 10,396 | 2,689 |

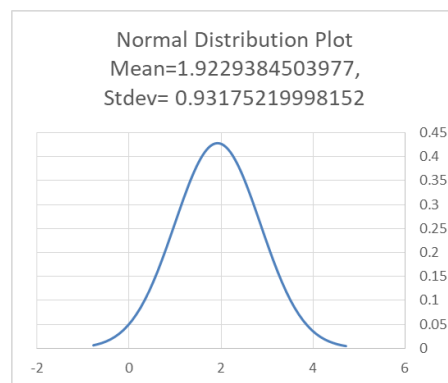
| | | | | | |
|---------------------------|---------|--------|----------------------|-----------|-----------|
| Max | 162,786 | 12,789 | 14,582 | 100,947 | 34,090 |
| Min | 0,031 | 1,000 | 0,125 | 0,373 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x200 | | | | | |
| T+40°C | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 6,819 | 2,274 | 2,568 | 9,031 | 1,325 |
| STDEV.S | 11,792 | 1,320 | 1,673 | 7,999 | 0,606 |
| Max | 174,225 | 19,652 | 16,203 | 87,271 | 10,811 |
| Min | 0,788 | 1,000 | 0,997 | 1,897 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x500 | | | | | |
| T+40°C | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 5,292 | 2,299 | 2,161 | 8,746 | 1,586 |
| STDEV.S | 9,192 | 2,068 | 1,509 | 8,320 | 0,880 |
| Max | 115,817 | 76,196 | 12,724 | 109,297 | 14,111 |
| Min | 0,126 | 1,000 | 0,399 | 0,767 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x1000 | | | | | |
| T+40°C | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 5,292 | 2,299 | 2,161 | 8,746 | 1,586 |
| STDEV.S | 9,192 | 2,068 | 1,509 | 8,320 | 0,880 |
| Max | 115,817 | 76,196 | 12,724 | 109,297 | 14,111 |
| Min | 0,126 | 1,000 | 0,399 | 0,767 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x200 | | | | | |
| T+80°C | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 6,966 | 2,198 | 2,616 | 8,916 | 1,228 |
| STDEV.S | 10,703 | 1,141 | 1,612 | 7,367 | 0,443 |
| Max | 122,091 | 11,374 | 13,352 | 76,458 | 8,385 |
| Min | 0,788 | 1,000 | 0,927 | 1,916 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x500 | | | | | |
| T+80°C | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 3,122 | 2,084 | 1,482 | 5,577 | 1,317 |
| STDEV.S | 7,335 | 1,181 | 1,376 | 6,666 | 0,568 |
| Max | 115,817 | 76,196 | 12,724 | 109,297 | 14,111 |
| Min | 0,126 | 1,000 | 0,399 | 0,767 | 1,000 |
| Σε μεγέθυνση x1000 | | | | | |
| T+80°C | Area | Aspect | Diameter (mean) (μm) | Perimeter | Roundness |
| Mean (AVG) | 2,161 | 1,943 | 1,038 | 4,410 | 1,355 |
| STDEV.S | 6,411 | 1,231 | 1,184 | 7,155 | 0,766 |
| Max | 101,318 | 32,121 | 11,062 | 108,420 | 16,671 |
| Min | 0,031 | 1,003 | 0,176 | 0,377 | 1,000 |

- Area



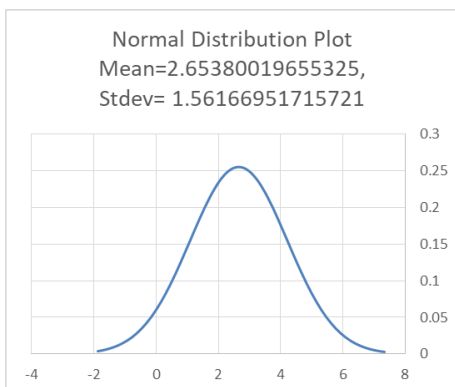
Σχήμα 61 Διάγραμμα κανονικής κατανομής υπολογισμού του «Area» δοκιμίου «As Received» x200.

- Aspect



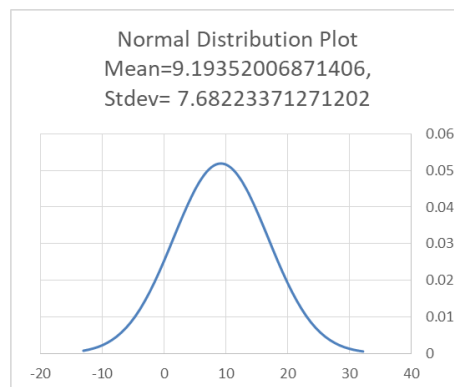
Σχήμα 62 Διάγραμμα κανονικής κατανομής υπολογισμού του «Aspect» δοκιμίου «As Received» x200.

- Diameter (mean)



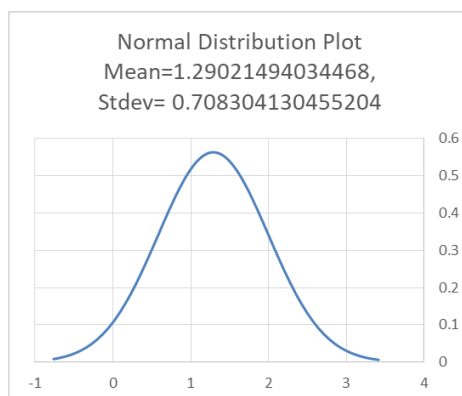
Σχήμα 63 Διάγραμμα κανονικής κατανομής υπολογισμού του «Diameter (mean)» δοκιμίου «As Received» x200.

- Perimeter



Σχήμα 64 Διάγραμμα κανονικής κατανομής υπολογισμού του «Perimeter» δοκιμίου «As Received» x200.

- Roundness



Σχήμα 65 Διάγραμμα κανονικής κατανομής υπολογισμού του «Roundness» δοκιμίου «As Received» x200.

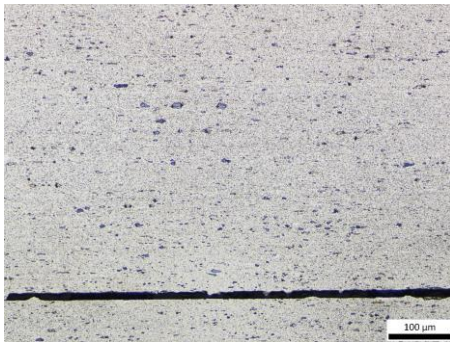
5.1.3. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολών

5.1.3.1. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολής HF

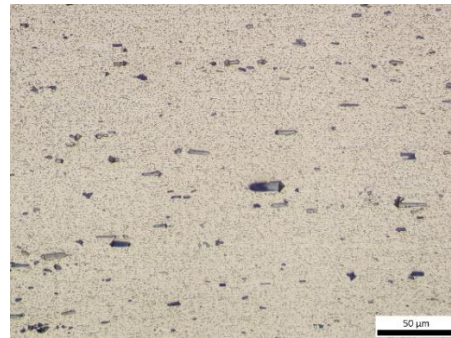
Παρακάτω παρουσιάζονται οι προσβολές σε διάλυμα υδροφθορίου (HF 0,5%) με στόχο την διάκριση των ενδομεταλλικών φάσεων των δοκιμίων και πιθανών μερικών κατακρημνισμάτων (Σχήματα 66 – 77).

Από τις επόμενες εικόνες, παρατηρείται πως το μέγεθος των ενδομεταλλικών φάσεων είναι της τάξης των 0.5-2.5 μm . Σχετικά με τις διαφορετικές θερμοκρασίες ανόπτησης σημειώνεται αύξηση του μεγέθους των ενδομεταλλικών φάσεων η οποία γίνεται εις βάρος του αριθμού των μικρότερων σε μέγεθος φάσεων.

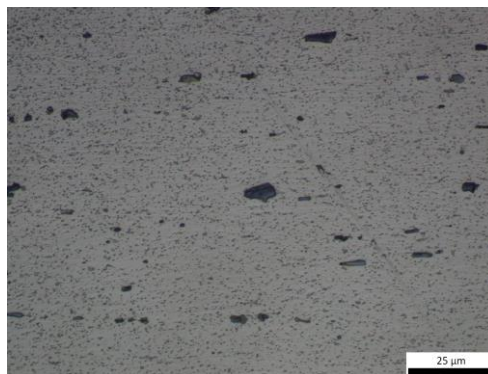
5.1.3.1.1. Δοκίμιο «As Received»



Σχήμα 66 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x200.

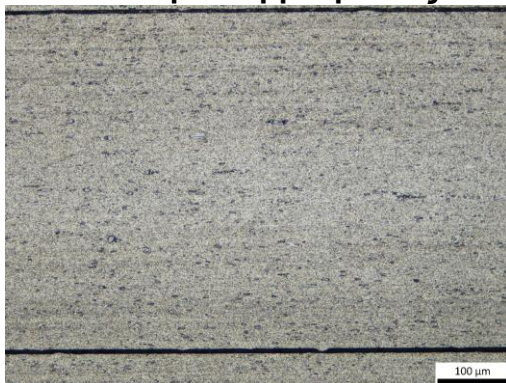


Σχήμα 67 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500.

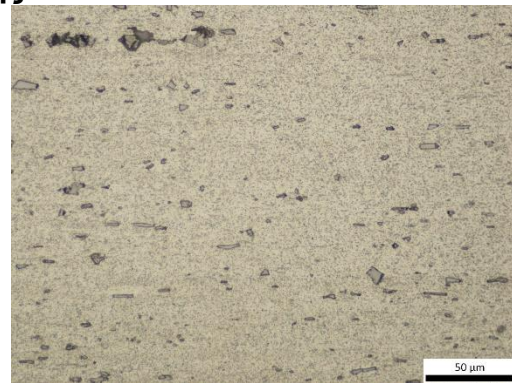


Σχήμα 68 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x1000.

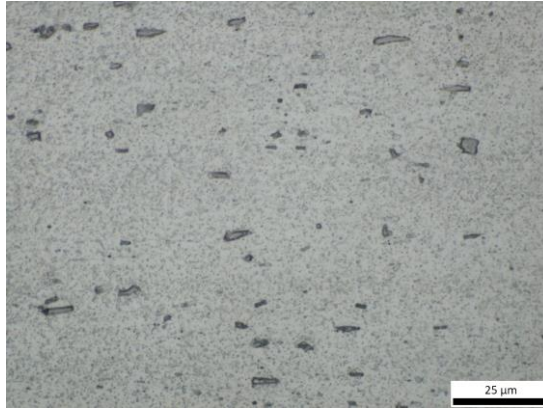
5.1.3.1.2. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T»



Σχήμα 69 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 70 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500.

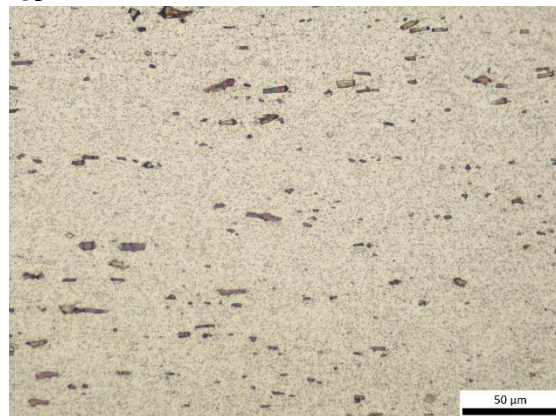


Σχήμα 71 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x1000.

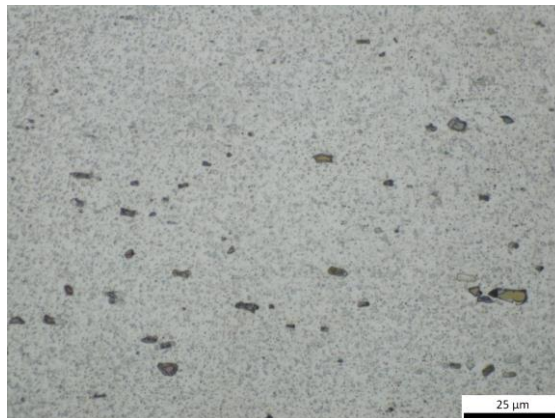
5.1.3.1.3. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C»



Σχήμα 72 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x200.

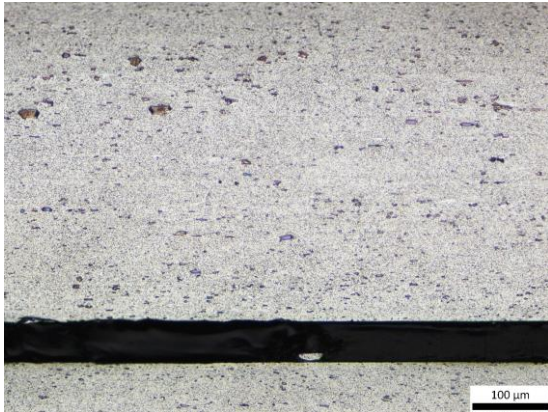


Σχήμα 73 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500.

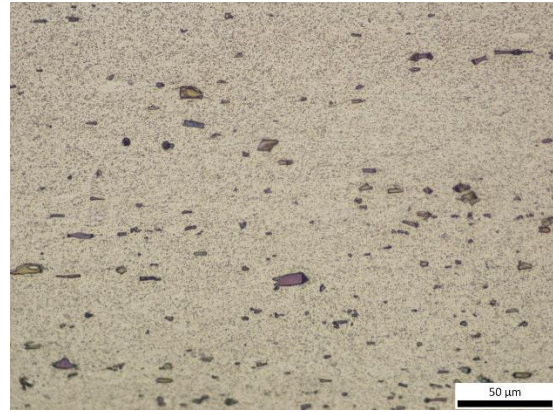


Σχήμα 74 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x1000.

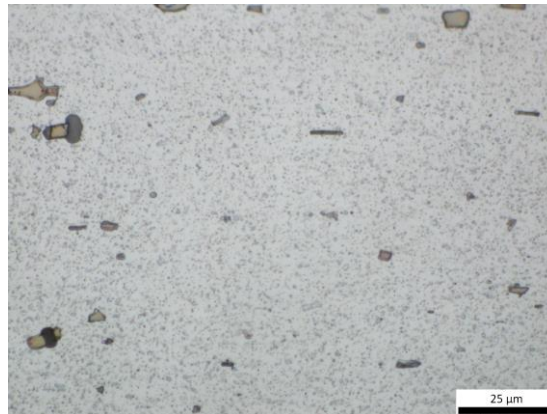
5.1.3.1.4. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C»



Σχήμα 75 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 76 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x500.



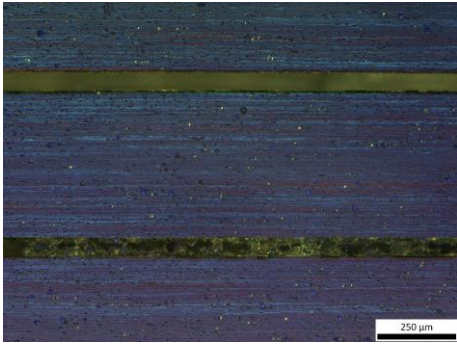
Σχήμα 77 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν προσβολής HF σε μεγέθυνση x1000.

5.1.3.2. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολής Barkers

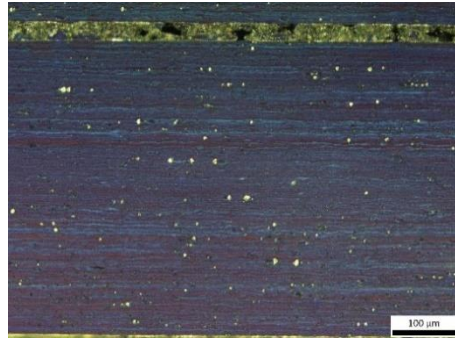
Παρακάτω παρουσιάζονται οι προσβολές Barkers (1,8% HBF₄) με στόχο την διάκριση των κόκκων των δοκιμίων και των ορίων τους (Σχήματα 78 – 89).

Όπως παρατηρείται στα δοκίμια «As Received» και θερμοκρασίας ανόπτησης «T», οι κόκκοι της μικροδομής φαίνονται επιμηκυμένοι ως προς τη διεύθυνση της έλασης δημιουργώντας μια εντόνως παραμορφωμένη μικροδομή. Στο δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C» που πρόκειται για την περίπτωση μερικής ανακρυστάλλωσης, παρατηρείται πως μεγάλο ποσοστό της μικροδομής έχει ανακρυσταλλωθεί ενώ στις μεσαίες περιοχές των φύλλων εξακολουθούν να υπάρχουν μη ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι (σημείωση στο Σχήμα 84 και Σχήμα 85). Συνεχίζοντας, στο δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C» παρατηρείται πως η ανακρυστάλλωση των φύλλων έχει ολοκληρωθεί και η μικροδομή τους αποτελείται από πλήρως ανακρυσταλλωμένους κόκκους.

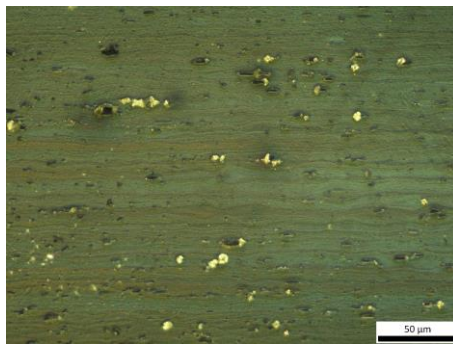
5.1.3.2.1. Δοκίμιο «As Received»



Σχήμα 78 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x100.

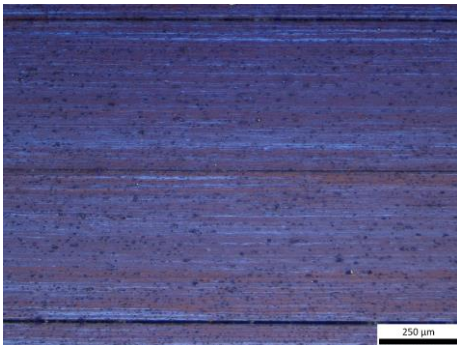


Σχήμα 79 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x200.

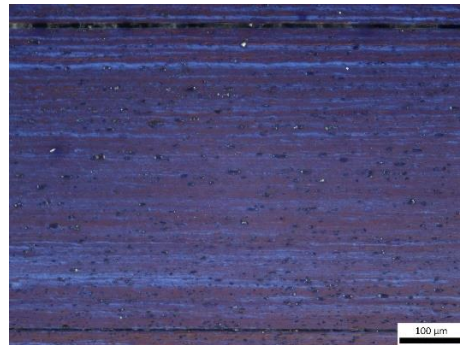


Σχήμα 80 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «As Received» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x500.

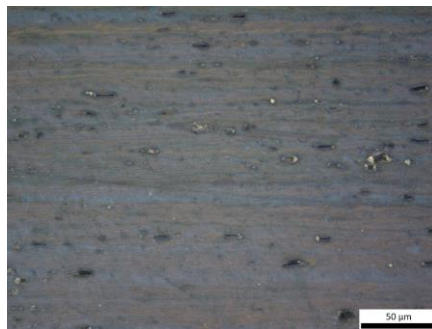
5.1.3.2.2. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T»



Σχήμα 81 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x100.

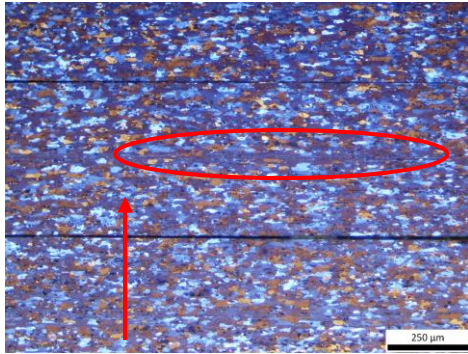


Σχήμα 82 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x200.



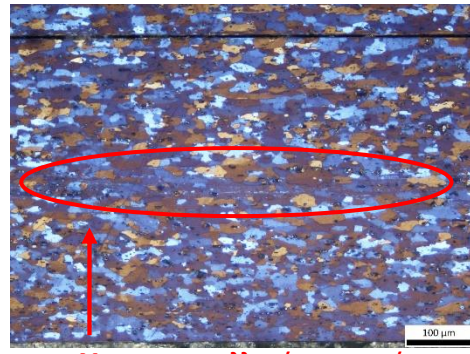
Σχήμα 83 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x500.

5.1.3.2.3. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C»



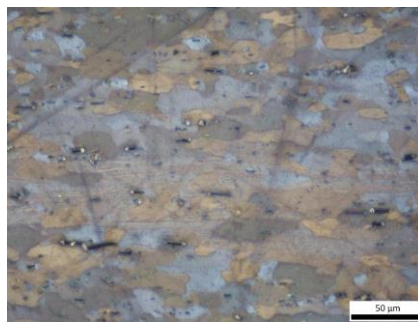
Μη ανακρυσταλλωμένη περιοχή

Σχήμα 84 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x100.



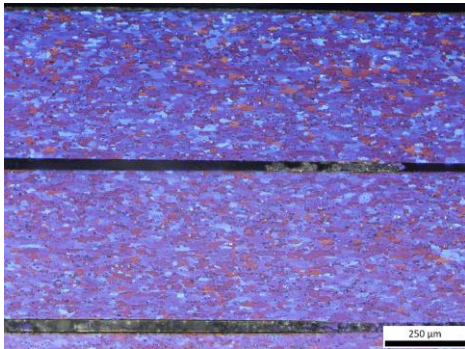
Μη ανακρυσταλλωμένη περιοχή

Σχήμα 85 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x200.

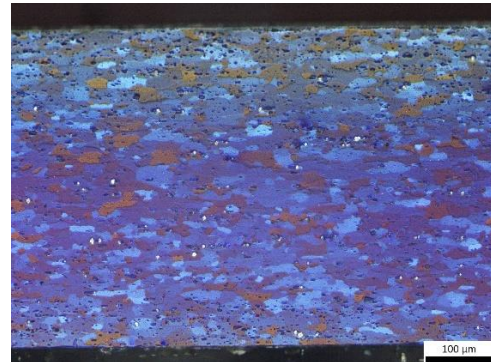


Σχήμα 86 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+40°C» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x500.

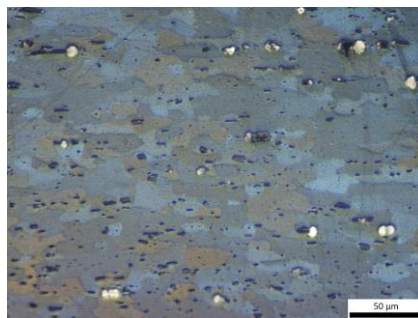
5.1.3.2.4. Δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C»



Σχήμα 87 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x100.



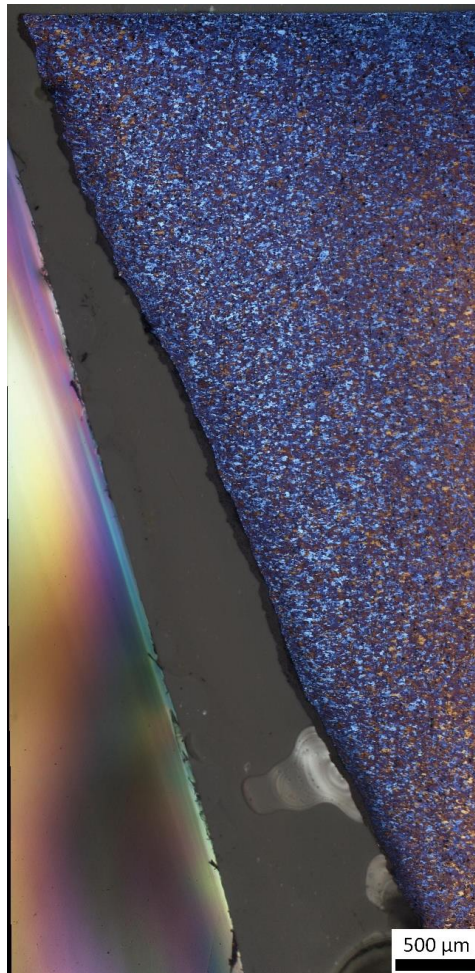
Σχήμα 88 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x200.



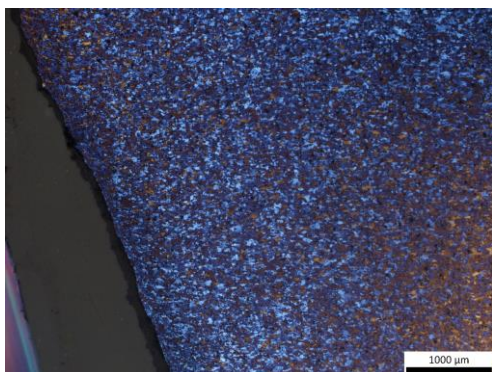
Σχήμα 89 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,50mm «T+80°C» κατόπιν προσβολής Barkers σε μεγέθυνση x500.

5.1.3.3. Οπτική Μικροσκοπία προσβολής Barkers στην περιοχή θραύσης

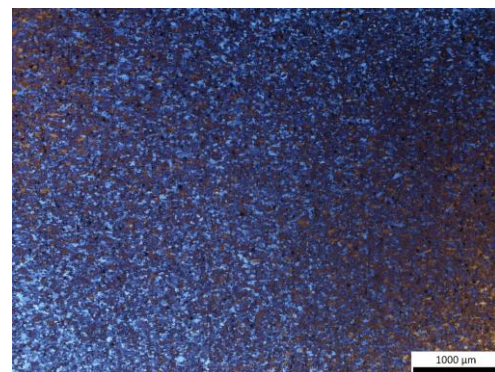
Η οπτική μικροσκοπία των δοκιμίων που έχουν υποστεί προσβολή Barkers (1,8% HBF₄) παρουσιάζει ιδιαίτερο ενδιαφέρον στην περιοχή κοντά στο σημείο θραύσης. Παρατηρείται πώς οι κόκκοι στρέφονται προς τη δημιουργία «λαιμού» για τη θραύση του δείγματος εφελκυσμού καθώς υφίστανται εφελκυστικές δυνάμεις (Σχήματα 90 – 97), ενώ σε μεγαλύτερες αποστάσεις από το σημείο θραύσης γίνεται διακριτό πως οι κόκκοι με όμοιο προσανατολισμό διατάσσονται σε ευθείες ως προς τον άξονα υποβολής του εφελκυστικού φορτίου. Η επιλογή εικόνων έγινε από το δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C» υπό την κάθετη διεύθυνση από τη διεύθυνση της έλασης.



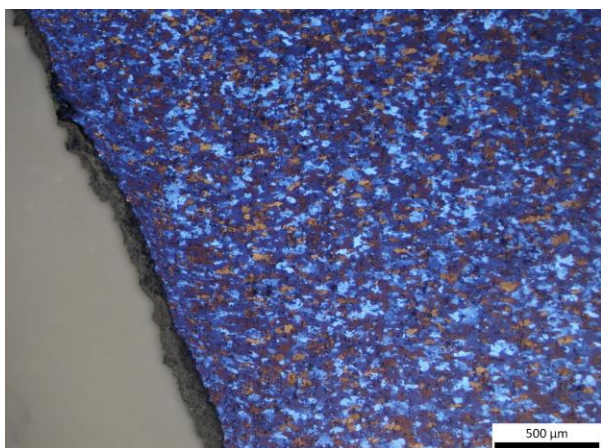
Σχήμα 90 Εικόνα «tiling» ολόκληρης της περιοχής θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x25.



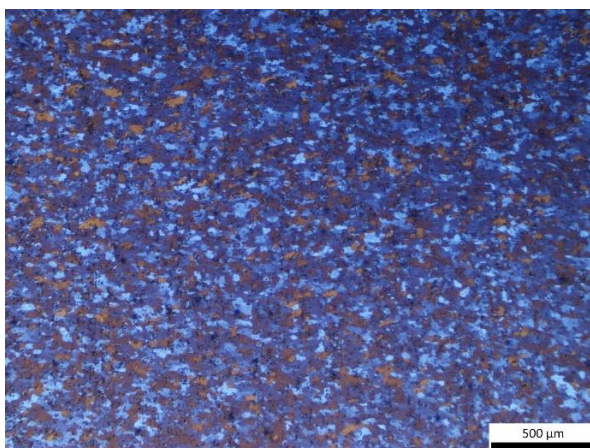
Σχήμα 91 Εικόνα της περιοχής θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x25.



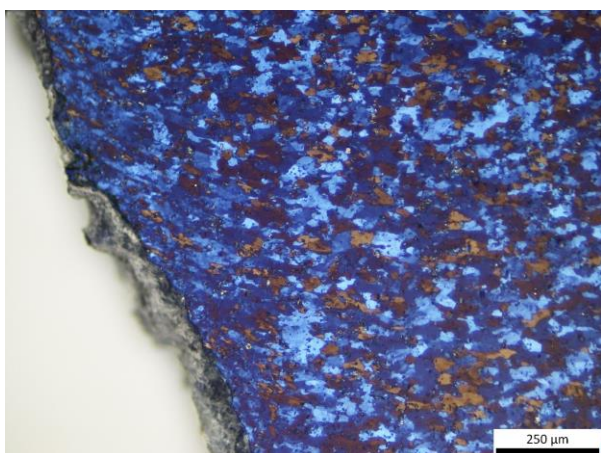
Σχήμα 92 Εικόνα σε μεγαλύτερη απόσταση από την περιοχή θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x25.



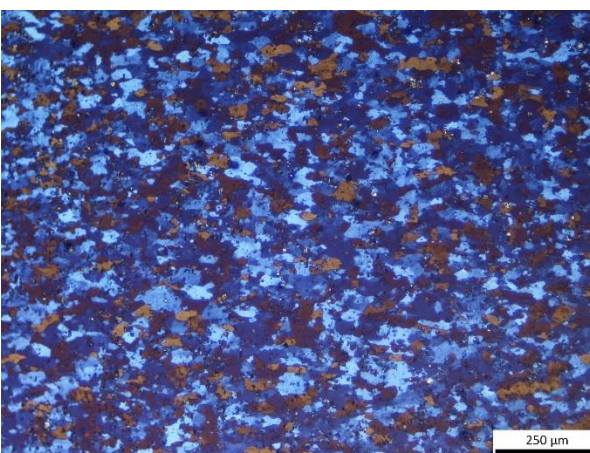
Σχήμα 93 Εικόνα της περιοχής θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x50



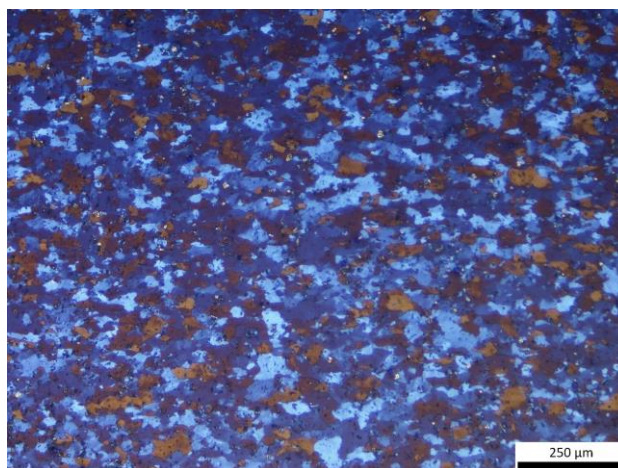
Σχήμα 94 Εικόνα σε μεγαλύτερη απόσταση από την περιοχή θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x50.



Σχήμα 95 Εικόνα της περιοχής θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x100.



Σχήμα 96 Εικόνα σε μεγαλύτερη απόσταση από την περιοχή θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x100.



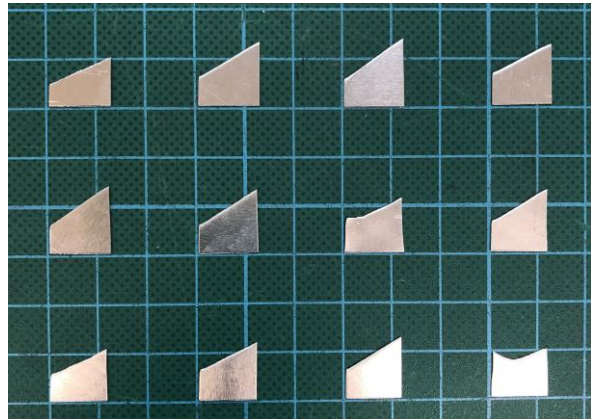
Σχήμα 97 Εικόνα σε ακόμη μεγαλύτερη απόσταση από την περιοχή θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού σε μεγέθυνση x100.

5.1.4. EBSD δοκιμών εφελκυσμού - Μελέτη κρυσταλλογραφικών συστατικών

Αφότου έγινε η κατάλληλη προετοιμασία και λήφθηκαν δοκίμια από το γειτονικό τμήμα του σημείου θραύσης των δοκιμών εφελκυσμού, τα δοκίμια εξετάστηκαν στην Περιθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD. Η χρησιμοποιούμενη ονοματολογία των δοκιμών εφελκυσμού καταγράφεται παρακάτω (Πίνακας 8).

Πίνακας 8 Ονοματολογία δοκιμών εφελκυσμού.

| 0,50mm | | |
|--------|--------|-------------|
| 1A | L(i) | As Received |
| 2A | 45(ii) | As Received |
| 3A | T(i) | As Received |
| 4A | L(i) | T |
| 5A | 45(i) | T |
| 6A | T(i) | T |
| 7A | L(i) | T+40°C |
| 8A | 45(i) | T+40°C |
| 9A | T(i) | T+40°C |
| 10A | L(i) | T+80°C |
| 11A | 45(i) | T+80°C |
| 12A | T(i) | T+80°C |



Σχήμα 98 Συζυγή τμήματα θραύσης δοκιμών εφελκυσμού (1A έως 12A, άνω αριστερά έως κάτω δεξιά με οριζόντια αντιστοιχία).

Αρχικά για τα μελετώμενα δοκίμια φύλλων πάχους 0,50mm, παρατηρείται πως στην κατάσταση «As Received» ο κυρίαρχος κρυσταλλογραφικός ιστός ανακρυστάλλωσης είναι ο Cube με ποσοστό 2%, ενώ ο κυρίαρχος κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης είναι ο S με ποσοστό μεγαλύτερο του 40%. Ιδιαίτερο ενδιαφέρον έχουν τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών που προέκυψαν για το δοκίμιο μερικής ανακρυστάλλωσης κατά τη θερμοκρασία ανόπτησης «T+40°C». Η προ-υπάρχουσα υπερίσχυση του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης παύει να υφίσταται και συμβαίνει αύξηση του κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης, υποδηλώνοντας πως λαμβάνει χώρα ανακρυστάλλωση κατά την ανόπτηση στη συγκεκριμένη θερμοκρασία. Στη θερμοκρασία αυτή, κυρίαρχος κρυσταλλογραφικός ιστός ανακρυστάλλωσης γίνεται ο R με ποσοστό 32%, ενώ στους ιστούς παραμόρφωσης εξαφανίζονται πλήρως οι S, S2 και την κυρίαρχη θέση λαμβάνει ο Brass με ποσοστό 15% (Πίνακας 9).

Σχετικά με τις τάσεις κατά τον προσανατολισμό 0°, 45° και 90° και τα κρυσταλλογραφικά συστατικά, σημειώνεται πως η αύξηση του ιστού ανακρυστάλλωσης έναντι του ιστού παραμόρφωσης του δοκιμίου κατά τη θερμοκρασία ανόπτησης «T+40°C» έχει ως αποτέλεσμα στη διεύθυνση των 0° την πτώση της αντοχής διαρροής (Yield strength – YS / Rp_{0,2}) από 210 MPa σε 76 MPa, την πτώση της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής (Ultimate Tensile Strength – UTS / Rm) από 247 MPa σε 188 MPa και την αύξηση της ολκιμότητας (Elongation – A%) από 8,5% σε 18%. Αντίστοιχα, στις διευθύνσεις των 45° και 90° ακολουθείται η ίδια συμπεριφορά με την YS να μειώνεται από 222MPa σε 75MPa, η UTS από 243MPa σε 185 MPa στις 45°, η YS από 234MPa σε 75 MPa και η UTS από 259 MPa σε 184MPa στις 90°, καθώς η ολκιμότητα αυξάνεται από 8,5% σε 19,5% στις 45° και από 8% σε 19% στις 90°. Σύμφωνα με αυτές τις παρατηρήσεις, γίνεται αντιληπτό πως ο ιστός παραμόρφωσης και συγκεκριμένα το συστατικό S το οποίο εξαφανίζεται εξ ολοκλήρου κατά την ανακρυστάλλωση ευθύνεται σε μεγαλύτερο βαθμό για τις υψηλές αντοχές στο κράμα. Σε δευτερεύοντα βαθμό έρχεται το συστατικό Brass το οποίο μειώνεται κατά το ήμισυ έπειτα της ανακρυστάλλωσης, ενώ στα συστατικά Copper

και Taylor/Dillamore δεν πραγματοποιούνται σημαντικές μεταβολές. Όσο για τους ιστούς ανακρυστάλλωσης, η εμφάνιση σε σημαντικό βαθμό της τάξης 32% του συστατικού R δεν μπορεί να αντικαταστήσει τη δράση των S και Brass και, ως εκ τούτου, συμβαίνει η μείωση της αντοχής με την αναμενόμενη αύξηση στην ολκιμότητα. Με αντίστοιχο τρόπο λειτουργούν και τα συστατικά P και Q τα οποία αυξάνονται σημαντικά, ενώ τα συστατικά Cube και Goss δεν υφίστανται σημαντικές ποσοτικές αλλαγές.

Αναφορικά με τις τρεις διευθύνσεις 0°, 45° και 90°, σημειώνεται πως η μεγαλύτερη πτώση των μηχανικών ιδιοτήτων κατά την ανακρυστάλλωση συμβαίνει στη διεύθυνση των 90° (YS: από 234MPa σε 75MPa και UTS: από 259MPa σε 184MPa) και γι' αυτό μπορεί να χαρακτηριστεί ως περισσότερο ευαίσθητη διεύθυνση με μείωση UTS κατά 76MPa. Έπειτα, στη διεύθυνση των 0° (YS: από 210MPa σε 76MPa και UTS: από 247MPa σε 188MPa) συμβαίνει μείωση UTS κατά 60MPa, ενώ στη διεύθυνση των 45° (YS: από 222MPa σε 75MPa και UTS: από 243MPa σε 185MPa) συμβαίνει μείωση UTS κατά 58MPa και οδηγούμαστε στο συμπέρασμα πως οι διευθύνσεις των 0° και 45° επηρεάζονται παρόμοια.

Όσο για τις παραμέτρους ανισοτροπίας, σημειώνεται πως τόσο ο κυρίαρχος κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης στο δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T» όσο και ο κυρίαρχος κρυσταλλογραφικός ιστός ανακρυστάλλωσης στο δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C» εμφανίζουν εξίσου καλές συνθήκες για τη διαμόρφωση βαθιάς κοίλανσης του υλικού καθώς ο μέσος r_{m} επίπεδης ανισοτροπίας (όπου $r_{m} = (r_0 + r_{90} + 2r_{45})/4$) είναι ίσος με 1,443 και είναι ο μεγαλύτερος από τις μελετώμενες θερμοκρασίες ανόπτησης. Πρέπει βέβαια να αναφερθεί πως στην πρώτη περίπτωση του δοκιμίου θερμοκρασίας ανόπτησης «T» η μεταβολή Δr κάθετης ανισοτροπίας (όπου $\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$) είναι ίση με -0,202, ενώ στην περίπτωση του δοκιμίου θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C» είναι ίση με 0,027 και αυτό σημαίνει πως στην πρώτη περίπτωση το φαινόμενο «Earing» είναι ασθενέστερο. Συνδυαστικά, λοιπόν, προκύπτει πως ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης του δοκιμίου θερμοκρασίας ανόπτησης «T» θα οδηγήσει σε καλύτερα αποτελέσματα κατά τη διεργασία βαθιάς κοίλανσης του υλικού σε αντίθεση με τον κρυσταλλογραφικό ιστό ανακρυστάλλωσης του δοκιμίου θερμοκρασίας ανόπτησης «T+40°C». Σύμφωνα με την αλληλεπίδραση των κρυσταλλογραφικών συστατικών κατά τη διεργασία βαθιάς κοίλανσης σημειώνεται πως τα συστατικά Cube και Goss τείνουν να σχηματίζουν «λοβούς» στις διευθύνσεις 0° και 90° σχετικά με τη διεύθυνση της έλασης (RD), με τον ιστό Cube να έχει μεγαλύτερη τάση να προκαλέσει το φαινόμενο «Earing», ενώ ο συνδυασμός των ιστών Copper, S και Brass τείνουν να σχηματίζουν «λοβούς» στη διεύθυνση των 45° από τη διεύθυνση της έλασης (RD) [37].

Για τα δείγματα των γειτονικών τμημάτων των σημείων θραύσης των εφελκυσμών, αρχικά εξετάζεται η προτιμητέα ανάπτυξη των κρυσταλλογραφικών συστατικών κατά τις διευθύνσεις 0°, 45° και 90°. Παρατηρείται πως για τον κρυσταλλογραφικό ιστό ανακρυστάλλωσης στην κατάσταση «As Received» το συστατικό Cube αναπτύσσεται κυρίως στις 45°, ελάχιστα στις 0°, ενώ απουσιάζει από τη διεύθυνση των 90°. Το συστατικό Goss εμφανίζεται με ελάχιστη ποσότητα μόνο στη διεύθυνση των 90°. Το συστατικό P αναπτύσσεται στις 0° και στις 90°, ενώ απουσιάζει από τη διεύθυνση των 45° και, τέλος, το συστατικό Q εμφανίζεται και στις τρεις διευθύνσεις με τη μεγαλύτερη ποσότητα σε αυτή των 0°. Για τον κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης στην κατάσταση «As Received», το συστατικό Copper αναπτύσσεται κυρίως στη διεύθυνση των 0°, έπειτα σε αυτή των 45° και με ελάχιστη ποσότητα κατά τη διεύθυνση των 90°. Τα συστατικά S, S2 εμφανίζουν υψηλές ποσότητες στις διευθύνσεις 0° και 90° καθώς και αξιόλογες ποσότητες στη διεύθυνση των 45°. Το συστατικό Taylor/Dillamore αναπτύσσεται κυρίως στη διεύθυνση των 0°, ενώ απουσιάζει από αυτή των 90° και, τέλος, το συστατικό Brass εμφανίζει πολύ μικρές ποσότητες στις διευθύνσεις 0° και 90°. Κατόπιν θερμικής κατεργασίας ανόπτησης, στο δοκίμιο της θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C», γνωρίζουμε

πως έχει συμβεί πλήρης ανακρυστάλλωση και σημειώνεται η εμφάνιση του ιστού ανακρυστάλλωσης R ο οποίος βρέθηκε μόνο σε μικρές ποσότητες κατά τις διευθύνσεις 0° και 45°. Ο Cube και ο Goss αναπτύχθηκαν και προς τις τρεις διευθύνσεις με κυρίαρχες αυτές των 90° και 0° αντίστοιχα. Όσο για τα συστατικά P και Q αναπτύχθηκαν επίσης και προς τις τρεις διευθύνσεις με προτίμηση στη διεύθυνση των 45° και 0° αντίστοιχα. Σχετικά με τον ιστό παραμόρφωσης απουσιάζουν, όπως αναμένεται, τα συστατικά S και S2. Το συστατικό Copper εμφανίζεται κυρίως στη διεύθυνση των 0°, το συστατικό Brass κυρίως στη διεύθυνση των 45° και το συστατικό Taylor/Dillamore κυρίως στη διεύθυνση των 0° απουσιάζοντας από αυτήν των 90°.

Πίνακας 9 Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών επί τοις εκατό.

| Κλάσματα (%) | Δοκίμια εφελκυσμών | | | | | | | | | | | | |
|------------------|--------------------|--------|--------|--------|--------------------|------|------|------|-----|------|--------|-----|-----|
| | Φύλλα | | | | AR – As Received | | | T | | | T+80°C | | |
| Ανακρυστάλλωση | AR | T | T+40°C | T+80°C | 0° | 45° | 90° | 0° | 45° | 90° | 0° | 45° | 90° |
| Cube | 2 | 1,2 | 4 | 0,1 | 0,3 | 57,8 | 0 | 4,2 | 5,7 | 0,6 | 1,3 | 5,6 | 9,1 |
| P | 0,3 | 0,1 | 1,7 | 2,6 | 0,2 | 0 | 0,3 | 1,8 | 3,6 | 0,9 | 0,1 | 0,4 | 0,1 |
| Q | 0,8 | 0,7 | 5,1 | 8,2 | 3,2 | 0,7 | 0,3 | 5,3 | 7,6 | 0,1 | 6,7 | 3 | 1,3 |
| R | | | 31,8 | 1,2 | | | | | | | 0,3 | 0,3 | 0 |
| Goss | 0,7 | 0,3 | 0,8 | 1,7 | 0 | 0 | 0,1 | 1,1 | 1,3 | 0,1 | 6,7 | 3,1 | 5,7 |
| Έλαση | Φύλλα | | | | Δοκίμια εφελκυσμών | | | | | | | | |
| | AR | T | T+40°C | T+80°C | AR – As Received | | | T | | | T+80°C | | |
| AR | T | T+40°C | T+80°C | 0° | 45° | 90° | 0° | 45° | 90° | 0° | 45° | 90° | |
| Copper | 1,6 | 1,2 | 2,1 | 7,4 | 15 | 9,5 | 0,1 | 5,6 | 2,1 | 0,6 | 9,2 | 2,8 | 0,2 |
| S2 | 6,6 | 6,9 | | | 9,8 | 2 | 32,1 | 10,6 | 9,2 | 29,6 | | | |
| S3 (S) | 40 | 47,9 | | | 35,7 | 9,7 | 4,7 | 16,8 | 9,4 | 31,7 | | | |
| Taylor/Dillamore | 2,9 | 2,1 | 1 | 1,1 | 12 | 0,7 | 0 | 6,4 | 3,7 | 0,2 | 5,5 | 0,7 | 0 |
| Brass | 33 | 30,2 | 14,9 | 6,3 | 0,2 | 0 | 0,1 | 1,9 | 3,1 | 0,7 | 0,7 | 3,1 | 0,1 |
| S1 | | | | | | | | | | | | | |

Παρατηρήσεις από τα IPF

Προτού εξεταστούν οι πληροφορίες των IPF που λήφθηκαν από το EBSD, παρουσιάζονται παρακάτω οι δείκτες Miller (hkl)<uvw> και οι γωνίες Euler για κάθε κρυσταλλογραφικό συστατικό της παρούσας μελέτης (Πίνακας 10).

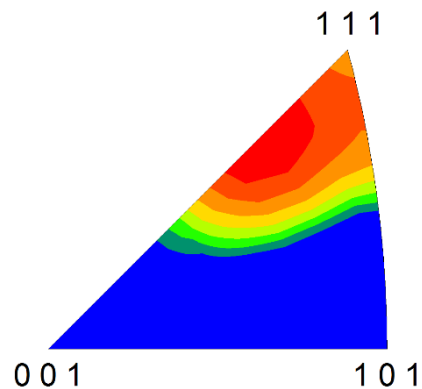
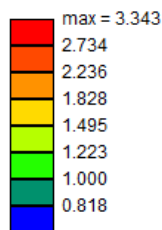
Πίνακας 10 Κρυσταλλογραφικά συστατικά, δείκτες Miller και γωνίες Euler.

| | Συστατικά | Δείκτες Miller (hkl)<uvw> | Γωνίες Euler (deg.) | | |
|----------------|------------------|---------------------------|---------------------|----|----------------|
| | | | φ ₁ | Φ | φ ₂ |
| Ανακρυστάλλωση | Cube | {001}<100> | 0 | 0 | 0 |
| | P | {011}<122> | 70 | 45 | 0 |
| | Q | {013}<231> | 58 | 18 | 0 |
| | R | {124}<211> | 57 | 29 | 63 |
| | Goss | {110}<001> | 0 | 45 | 0 |
| Έλαση | Copper | {112}<111> | 90 | 35 | 45 |
| | S2 | {123}<412> | 47 | 37 | 63 |
| | S3 (S) | {123}<634> | 59 | 37 | 63 |
| | Taylor/Dillamore | {4 4 11}<11 11 8> | 90 | 27 | 45 |
| | Brass | {110}<112> | 35 | 45 | 0 |
| | S1 | {124}<211> | 59 | 29 | 63 |

Για το δείγμα εφελκυσμού 1A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 3,34 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση $\langle 111 \rangle$ (Σχήμα 99, Σχήμα 100). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Copper $\{112\}\langle 111 \rangle$. Επίσης, μετά από ακριβέστερη παρατήρηση είναι διακριτό πως η θέση με την υψηλότερη ένταση τείνει στη διεύθυνση $\langle 112 \rangle$ και, ως εκ τούτου, αναμένεται ακόμη υψηλότερη ποσότητα του συστατικού Brass $\{110\}\langle 112 \rangle$. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 101), παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στις προαναφερθείσες διευθύνσεις υψηλής έντασης έχουν μικρότερο μέγεθος πλειοψηφικά από τους υπόλοιπους κόκκους οι οποίοι φαίνονται παραμορφωμένοι. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 1A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9.

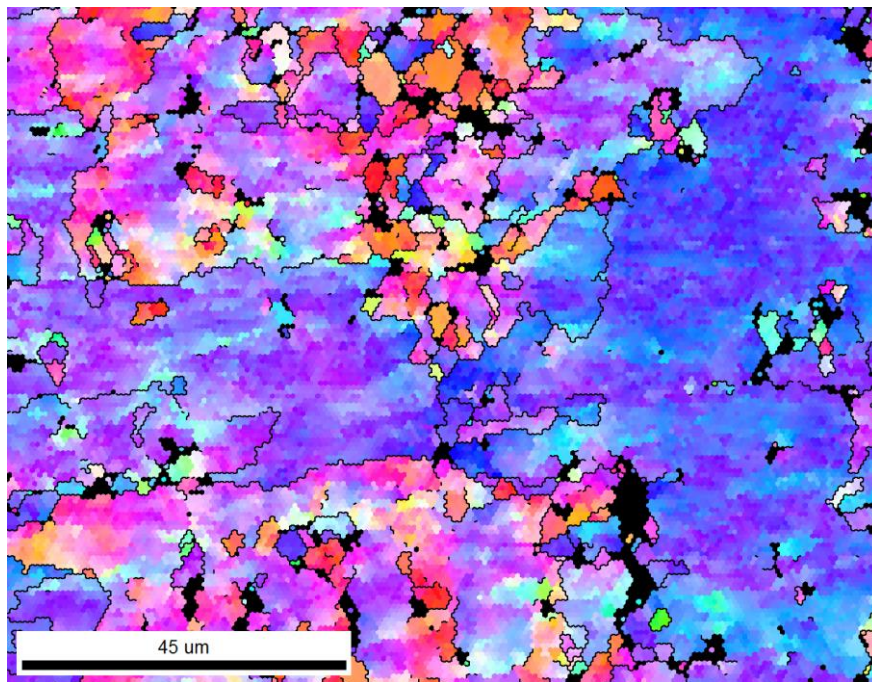
Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic

[001]



Σχήμα 99 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 1A.

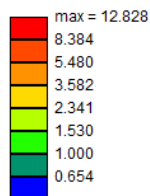
Σχήμα 100 Διάγραμμα IPF δείγματος 1A.



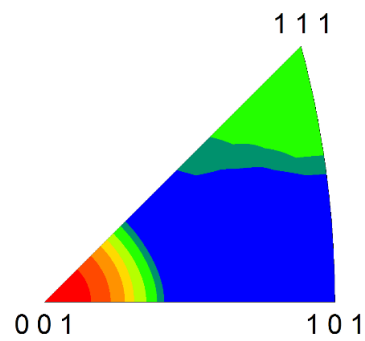
Σχήμα 101 Χάρτης IPF δείγματος 1A.

Για το δείγμα εφελκυσμού 2A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 12,82 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <001> (Σχήμα 102, Σχήμα 103). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Goss {110}<001>. Επιπλέον, γίνεται αντιληπτό πως υπάρχει σε μικρότερες ποσότητες το συστατικό Copper {112}<111> και το συστατικό Brass {110}<112> καθώς η πράσινη περιοχή του διαγράμματος IPF βρίσκεται στις διευθύνσεις <111>, πρωτίτως, και <112> αντίστοιχα. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 104), παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στη διεύθυνση <001> υπερισχύουν κατά πολύ των κόκκων διαφορετικών διευθύνσεων. Έτσι, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 2A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό ανακρυστάλλωσης και λόγω της ποσοτικής παρατήρησης μέσω του διαγράμματος IPF η ανακρυστάλλωση αναμένεται όχι πλήρης αλλά σε σημαντικό βαθμό ολοκληρωμένη. Παρατηρώντας τα ποσοτικά αποτελέσματα του Πίνακα 9 επιβεβαιώνεται η υπερίσχυση του κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης με πλειοψηφία, όμως, του συστατικού Cube αντί του Goss.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Tridclinic

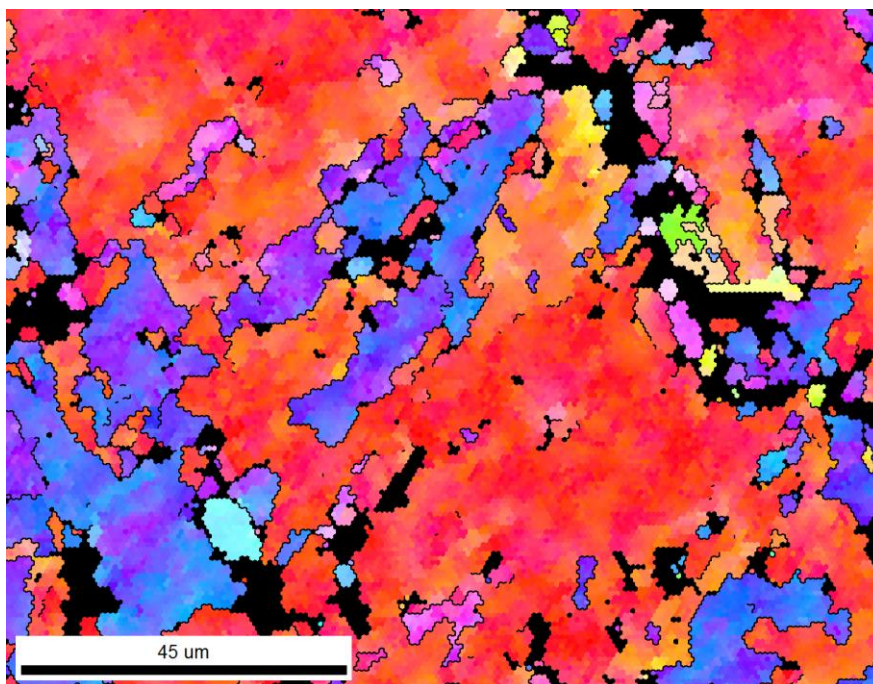


[001]



Σχήμα 102 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 2A.

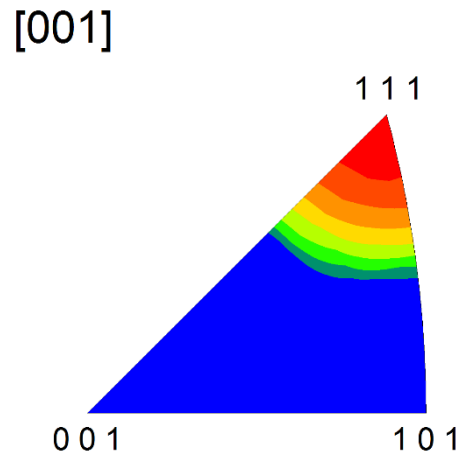
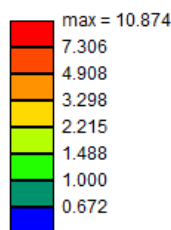
Σχήμα 103 Διάγραμμα IPF δείγματος 2A.



Σχήμα 104 Χάρτης IPF δείγματος 2A.

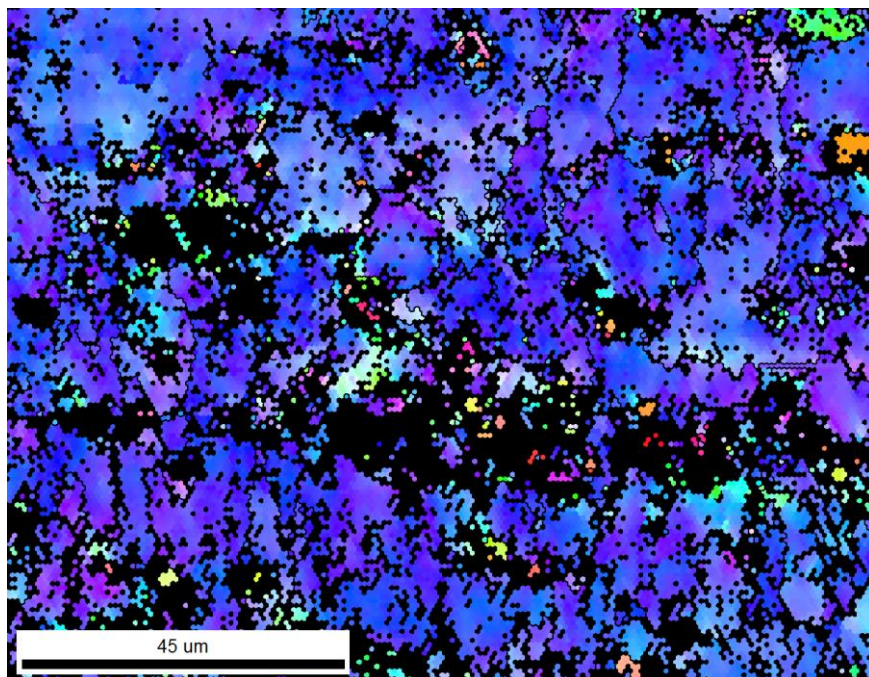
Για το δείγμα εφελκυσμού 3A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 10,87 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση $\langle 111 \rangle$ (Σχήμα 105, Σχήμα 106). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Copper $\{112\}\langle 111 \rangle$. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 107), παρατηρούμε πως οι κόκκοι τις μικροδομής είναι έντονα παραμορφωμένοι και δεν διακρίνονται ούτε τα όρια ούτε οι διαστάσεις τους. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 3A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 105 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 3A.

Σχήμα 106 Διάγραμμα IPF δείγματος 3A.



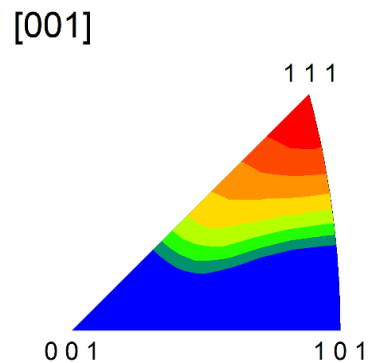
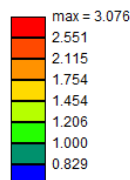
Σχήμα 107 Χάρτης IPF δείγματος 3A.

Επιπρόσθετα, ιδιαίτερο ενδιαφέρον παρουσιάζει η σύγκριση των εντάσεων στις κλίμακες IPF των δειγμάτων εφελκυσμού 1A, 2A και 3A καθώς το δείγμα 2A είναι αυτό με την μεγαλύτερη

ένταση και αντιστοιχεί στις 45° από τη διεύθυνση της έλασης (RD). Το γεγονός ότι τα δείγματα προέρχονται από την γειτονική περιοχή του σημείου θραύσης, οδηγεί στο συμπέρασμα πως όλο και περισσότεροι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί που βρίσκονται στη γειτονική περιοχή της θραύσης έχουν περιστραφεί προς τη διεύθυνση των 45° και, επομένως, η θραύση όπως παρατηρείται από το δείγμα (Σχήμα 98) συμβαίνει στις 45° από τη διεύθυνση RD.

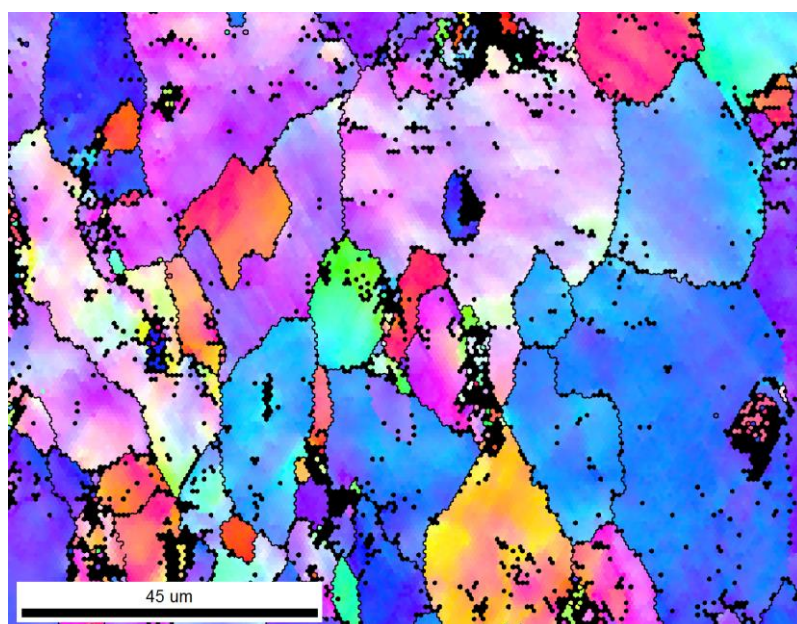
Συνεχίζοντας, για το δείγμα εφελκυσμού 10A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 3,07 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <111> (Σχήμα 108, Σχήμα 109). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Copper {112}<111>. Ακόμη, λόγω των πράσινων και κίτρινων χρωματισμών αναμένεται και το συστατικό Brass {110}<112>, αλλά σε μικρότερες ποσότητες. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 110), παρατηρούμε τους κόκκους με τις προαναφερθείσες διευθύνσεις να έχουν μεγάλο μέγεθος το οποίο όμως οφείλεται στην ανακρυστάλλωση που έχει συμβεί κατά την ανόπτηση του δοκιμίου στη θερμοκρασία «T+80°C». Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 10A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης ο οποίος υπερισχύει με μικρή ποσοπική διαφορά από αυτόν της ανακρυστάλλωσης όπως φαίνεται από τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic; L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 108 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 10A.

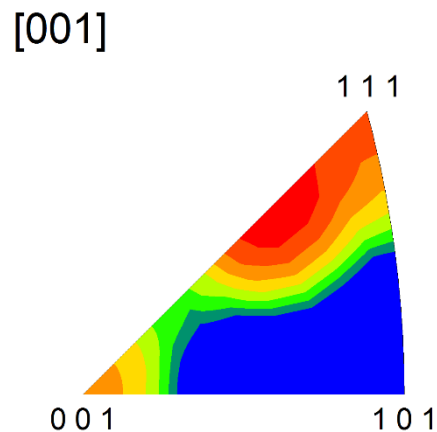
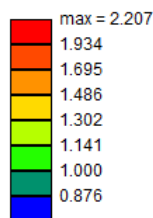
Σχήμα 109 Διάγραμμα IPF δείγματος 10A.



Σχήμα 110 Χάρτης IPF δείγματος 10A.

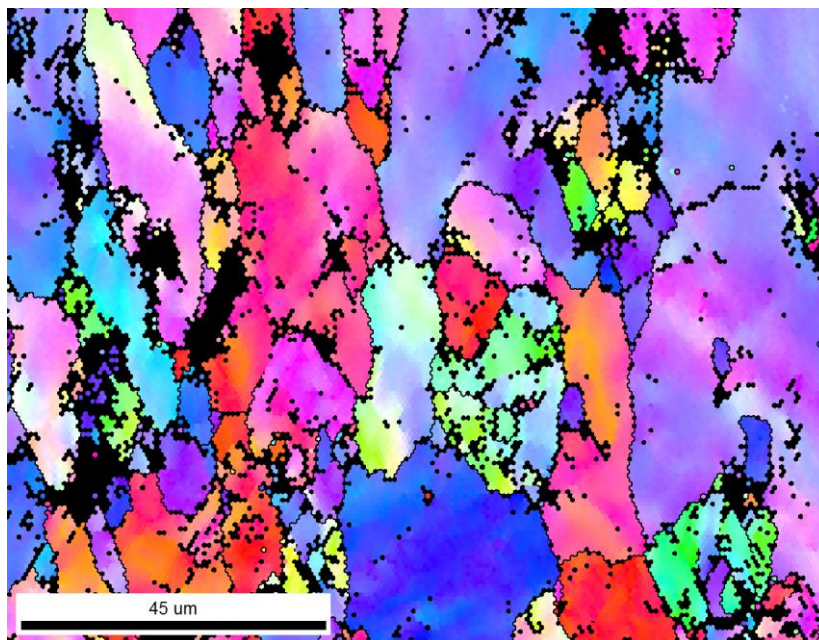
Για το δείγμα εφελκυσμού 11A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 2,20 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση $\langle 111 \rangle$ (Σχήμα 111, Σχήμα 112). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Copper $\{112\}\langle 111 \rangle$. Επίσης, μετά από ακριβέστερη παρατήρηση είναι διακριτό πως η θέση με την υψηλότερη ένταση τείνει στη διεύθυνση $\langle 112 \rangle$ και, ως εκ τούτου, αναμένεται ακόμη υψηλότερη ποσότητα του συστατικού Brass $\{110\}\langle 112 \rangle$. Συμπληρωματικά, λόγω του πορτοκαλί χρωματισμού στη διεύθυνση $\langle 001 \rangle$ αναμένεται σε μικρότερη ποσότητα από τα προηγούμενα και το συστατικό Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 113), παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στις προαναφερθείσες διευθύνσεις υψηλής έντασης χαρακτηρίζονται από σχετικά μεγάλο μέγεθος το οποίο οφείλεται στην ανακρυστάλλωση που έχει συμβεί κατά την ανόπτηση του δοκιμίου στη θερμοκρασία «T+80°C». Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 11A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης αντικρούοντας τα αποτελέσματα των ποσοτικών πληροφοριών των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9 όπου υπερισχύουν ποσοτικά τα συστατικά ανακρυστάλλωσης.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 111 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 11A.

Σχήμα 112 Διάγραμμα IPF δείγματος 11A.

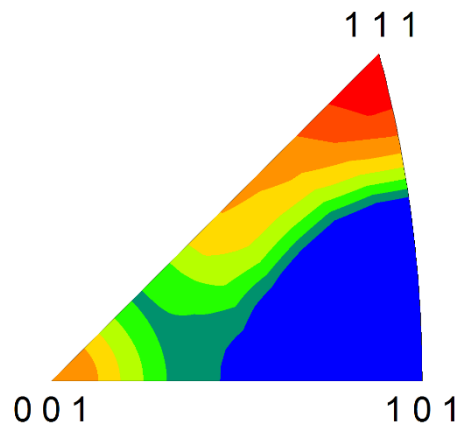
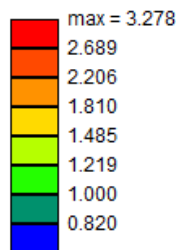


Σχήμα 113 Χάρτης IPF δείγματος 11A.

Για το δείγμα εφελκυσμού 12A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 3,27 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση $\langle 111 \rangle$ (Σχήμα 114, Σχήμα 115). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Copper $\{112\}\langle 111 \rangle$. Επίσης, λόγω του πορτοκαλί χρωματισμού στις διευθύνσεις $\langle 112 \rangle$ και $\langle 001 \rangle$ αναμένονται σε μικρότερη ποσότητα από το προηγούμενο τα συστατικά Brass $\{110\}\langle 112 \rangle$ και Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$ αντίστοιχα. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 116), παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στις προαναφερθείσες διευθύνσεις υψηλής έντασης χαρακτηρίζονται από σχετικά μεγάλο μέγεθος το οποίο οφείλεται στην ανακρυστάλλωση που έχει συμβεί κατά την ανόπτηση του δοκιμίου στη θερμοκρασία «T+80°C». Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 12A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης αντικρούοντας τα αποτελέσματα των ποσοτικών πληροφοριών των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9 όπου υπερिशχούν ποσοτικά τα συστατικά ανακρυστάλλωσης.

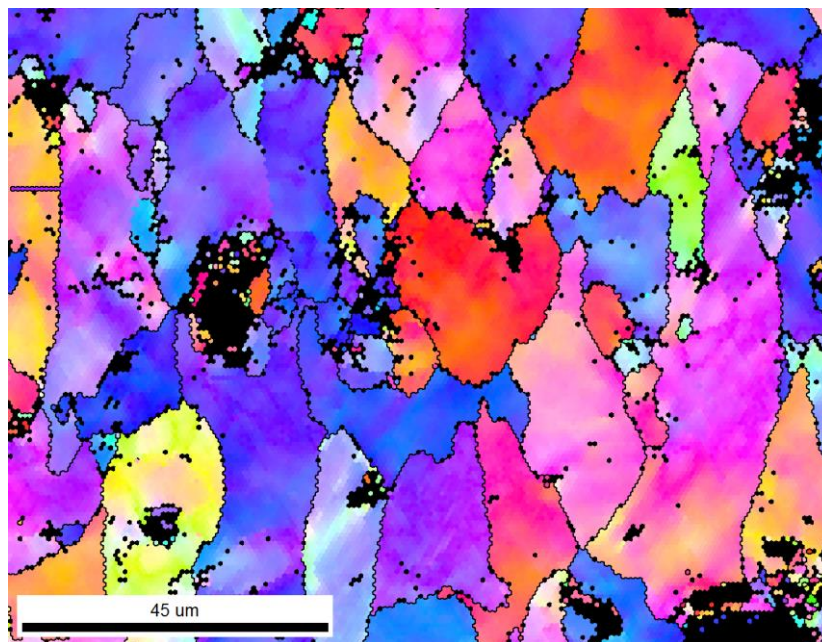
Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic

[001]



Σχήμα 114 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 12A.

Σχήμα 115 Διάγραμμα IPF δείγματος 12A.



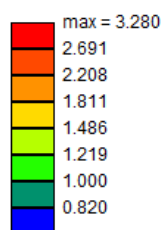
Σχήμα 116 Χάρτης IPF δείγματος 12A.

Είναι σημαντικό να σημειωθεί, πως η διαφωνία μεταξύ των αποτελεσμάτων των IPF που λήφθηκαν από το EBSD και των ποσοτικών πληροφοριών των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9 για τα δείγματα εφελκυσμού 11A και 12A συμβαίνει λόγω της θέσης σάρωσης καθώς απαιτείται η σάρωση και προς τις υπόλοιπες διευθύνσεις των δειγμάτων των εφελκυσμών. Επιπρόσθετα, ιδιαίτερο ενδιαφέρον παρουσιάζει η σύγκριση των εντάσεων στις κλίμακες IPF των δειγμάτων εφελκυσμού 10A, 11A και 12A καθώς το δείγμα 12A είναι αυτό με την μεγαλύτερη ένταση και αντιστοιχεί στις 90° από τη διεύθυνση της έλασης (RD). Το γεγονός ότι τα δείγματα προέρχονται από την γειτονική περιοχή του σημείου θραύσης, οδηγεί στο συμπέρασμα πως όλο και περισσότεροι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί που βρίσκονται στη γειτονική περιοχή της θραύσης έχουν περιστραφεί προς τη διεύθυνση των 90° και, επομένως, η θραύση όπως παρατηρείται από το δείγμα (Σχήμα 98) συμβαίνει στις 90° από τη διεύθυνση RD.

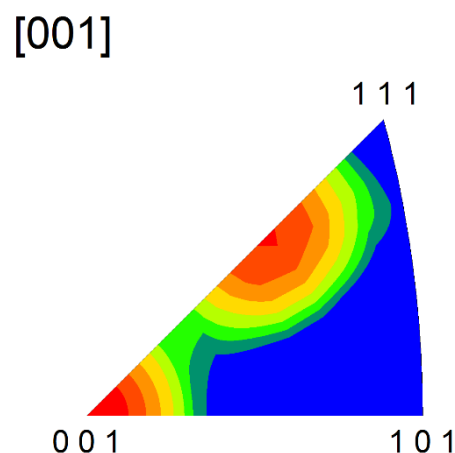
Εφόσον, όπως έχει ήδη αναφερθεί, ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης του δοκιμίου θερμοκρασίας ανόπτησης «Τ» θα οδηγήσει στα βέλτιστα αποτελέσματα κατά τη διεργασία βαθιάς κοίλανσης του υλικού κρίνεται αναγκαία και η μελέτη των αποτελεσμάτων από τα δείγματα εφελκυσμού της συγκεκριμένης θερμοκρασίας ανόπτησης.

Για το δείγμα εφελκυσμού 4A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 3,28 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <001> (Σχήμα 117, Σχήμα 118). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Goss {110}<001>. Επίσης, είναι διακριτό πως υψηλή ένταση εμφανίζεται επίσης σε θέση κοντά στη διεύθυνση <112> που σημαίνει ότι αναμένεται υψηλή ποσότητα και του συστατικού Brass {110}<112>. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 119), παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στις προαναφερθείσες διευθύνσεις χαρακτηρίζονται από μικρό μέγεθος και έντονη παραμόρφωση. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 4A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης και επιβεβαιώνεται επίσης από τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9.

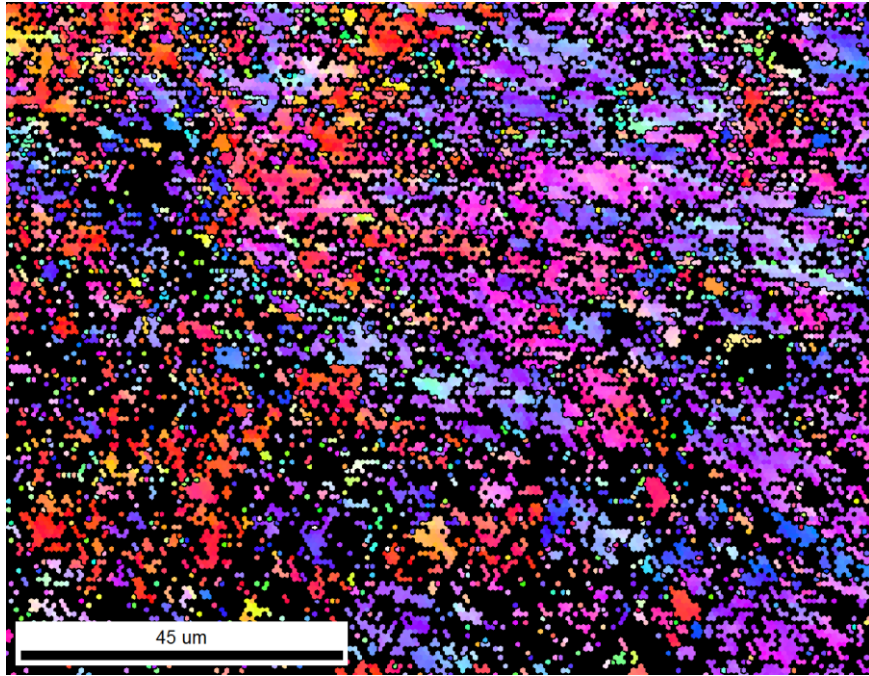
Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 117 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 4A.



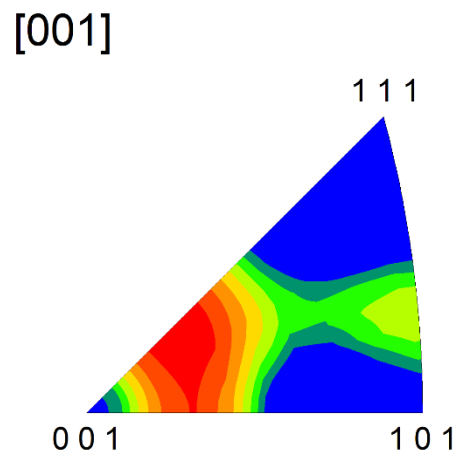
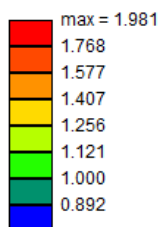
Σχήμα 118 Διάγραμμα IPF δείγματος 4A.



Σχήμα 119 Χάρτης IPF δείγματος 4A.

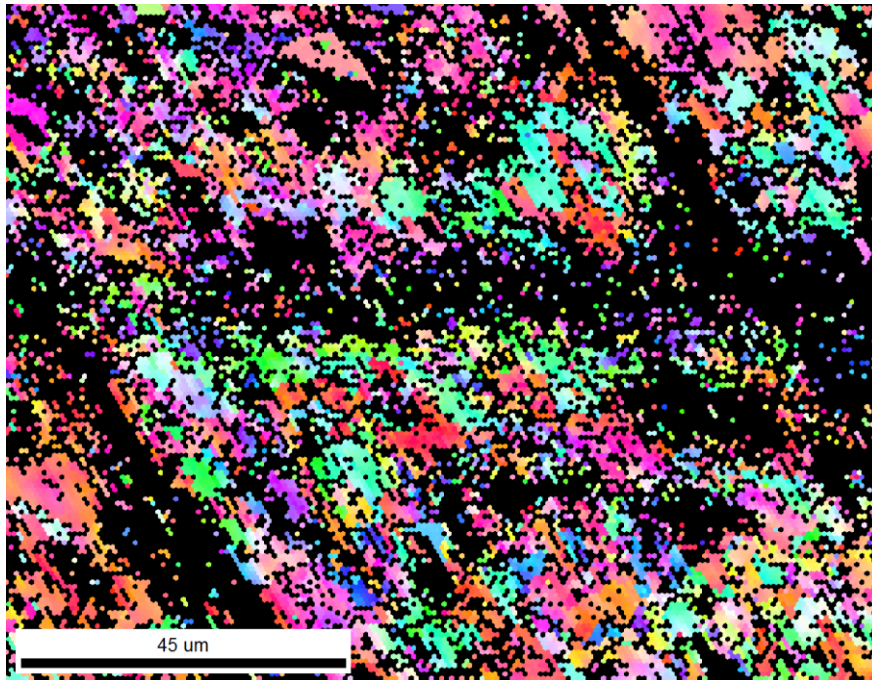
Για το δείγμα εφελκυσμού 5A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 1,98 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση $\langle 001 \rangle$ (Σχήμα 120, Σχήμα 121). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$. Επίσης, έπειτα από ακριβέστερη παρατήρηση είναι διακριτό πως η θέση με την υψηλότερη ένταση τείνει στη διεύθυνση $\langle 634 \rangle$ και, ως εκ τούτου, αναμένεται ακόμη υψηλότερη ποσότητα του συστατικού S $\{123\}\langle 634 \rangle$. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 122), παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στις προαναφερθείσες διευθύνσεις χαρακτηρίζονται από μικρό μέγεθος και έντονη παραμόρφωση. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 5A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 120 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 5A.

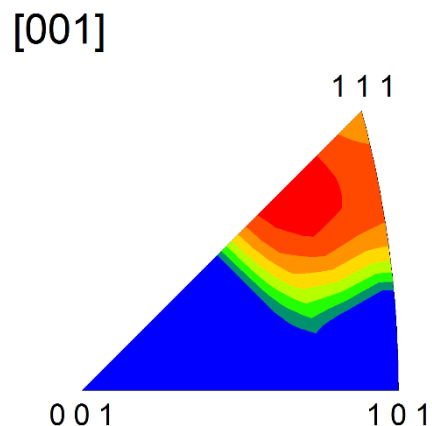
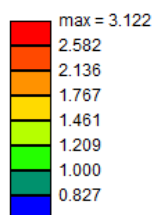
Σχήμα 121 Διάγραμμα IPF δείγματος 5A.



Σχήμα 122 Χάρτης IPF δείγματος 5A.

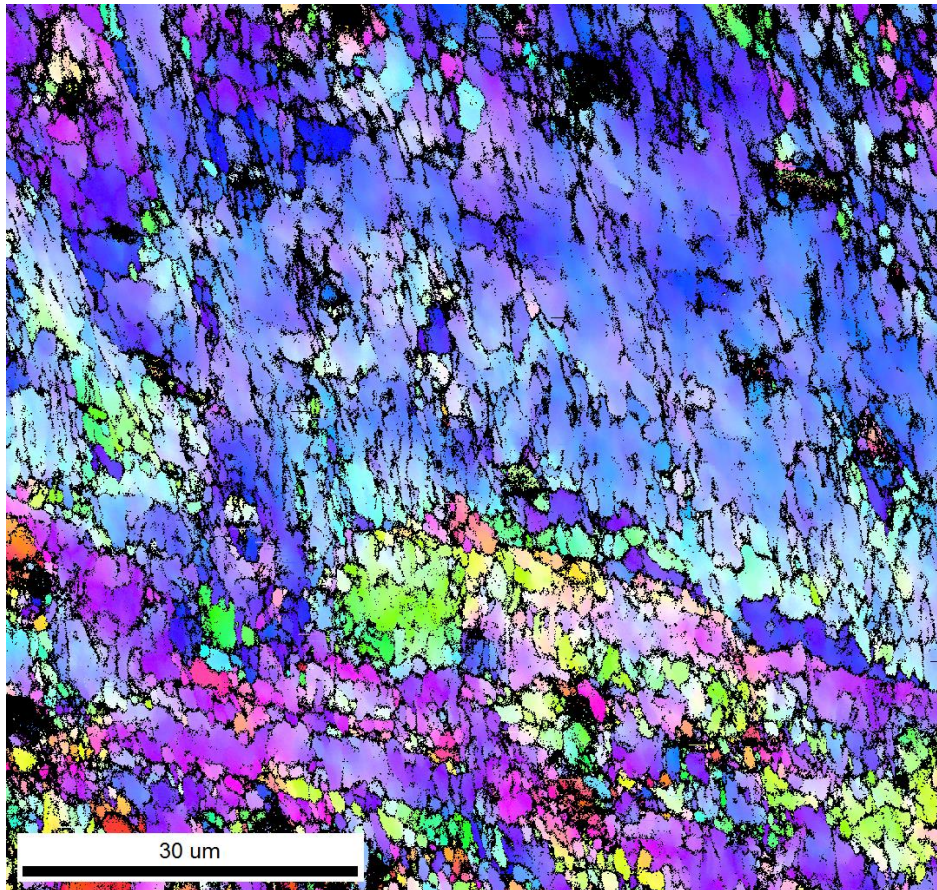
Τέλος, στο δείγμα εφελκυσμού 6A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 3,12 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση $\langle 111 \rangle$ (Σχήμα 123, Σχήμα 124). Αυτό μεταφράζεται στο γεγονός ότι αναμένεται η ύπαρξη υψηλής ποσότητας του κρυσταλλογραφικού συστατικού Copper $\{112\}\langle 111 \rangle$. Επίσης, έπειτα από ακριβέστερη παρατήρηση είναι διακριτό πως η θέση με την υψηλότερη ένταση τείνει στη διεύθυνση $\langle 112 \rangle$ και, ως εκ τούτου, αναμένεται ακόμη υψηλότερη ποσότητα του συστατικού Brass $\{110\}\langle 112 \rangle$. Όσο για τον χάρτη IPF (Σχήμα 125) πρόκειται για την περισσότερο ενδιαφέρουσα εικόνα από όλες τις προηγούμενες, καθώς διακρίνεται η μετάβαση των κόκκων που χαρακτηρίζονται από κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης σε αυτά της παραμόρφωσης. Παρατηρούμε πως οι κόκκοι που αντιστοιχούν στις προαναφερθείσες διευθύνσεις χαρακτηρίζονται από μικρό μέγεθος και προχωρώντας προς το σημείο της θραύσης οι κόκκοι παράλληλα με τους κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς τους στρέφονται αποκτώντας μια εντόνως παραμορφωμένη δομή. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως το δείγμα εφελκυσμού 6A αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic; L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (I): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 123 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 6A.

Σχήμα 124 Διάγραμμα IPF δείγματος 6A.



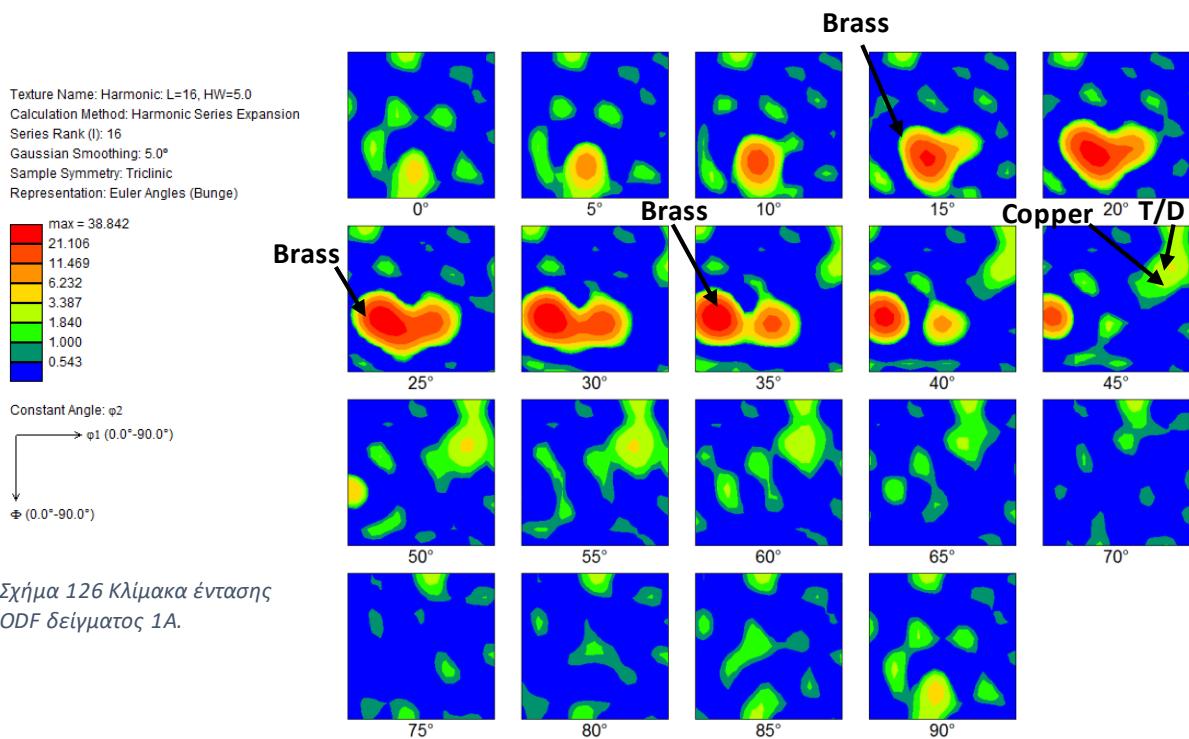
Σχήμα 125 Χάρτης IPF δείγματος 6A.

Σημειώνεται πως ιδιαίτερο ενδιαφέρον παρουσιάζει η σύγκριση των εντάσεων στις κλίμακες IPF των δειγμάτων εφελκυσμού 4A, 5A και 6A καθώς το δείγμα 4A είναι αυτό με την μεγαλύτερη ένταση και αντιστοιχεί στις 0° από τη διεύθυνση της έλασης (RD). Το γεγονός ότι τα δείγματα προέρχονται από την γειτονική περιοχή του σημείου θραύσης, οδηγεί στο συμπέρασμα πως όλο και περισσότεροι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί που βρίσκονται στη γειτονική περιοχή της θραύσης έχουν περιστραφεί προς τη διεύθυνση των 0° όπως φαίνεται στο Σχήμα 125 και, επομένως, η θραύση όπως παρατηρείται από το δείγμα (Σχήμα 98) συμβαίνει πιο έντονα στις 0° από τη διεύθυνση RD.

Παρατηρήσεις από τα ODF

Σχετικά με τις πληροφορίες των ODF που λήφθηκαν από το EBSD, σημειώνεται πως αποτελούν τη γραφική απεικόνιση των αποτελεσμάτων με τις ποσοτικές πληροφορίες των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9 όπως και αναλύονται παρακάτω.

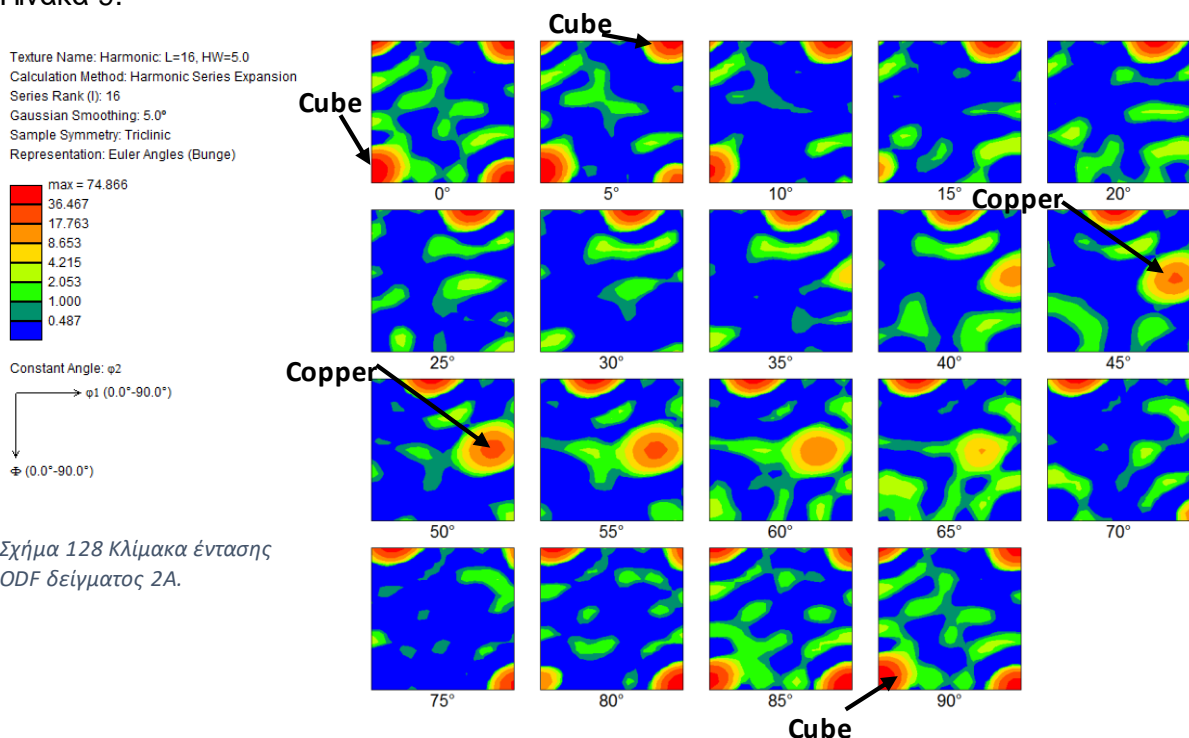
Για το δείγμα εφελκυσμού 1A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 38,84 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Brass (35° , 45° , 0°) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 126, Σχήμα 127). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Brass από 0° έως 35° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Στη συνέχεια, προς μελέτη των συστατικών Copper (90° , 35° , 45°) και Taylor/Dillamore (90° , 27° , 45°) παρατηρείται πως εμφανίζονται σε μικρότερα ποσοστά χαρακτηριζόμενα από πράσινο και κίτρινο χρωματισμό. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.



Σχήμα 126 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 1A.

Σχήμα 127 Διάγραμμα ODF δείγματος 1A.

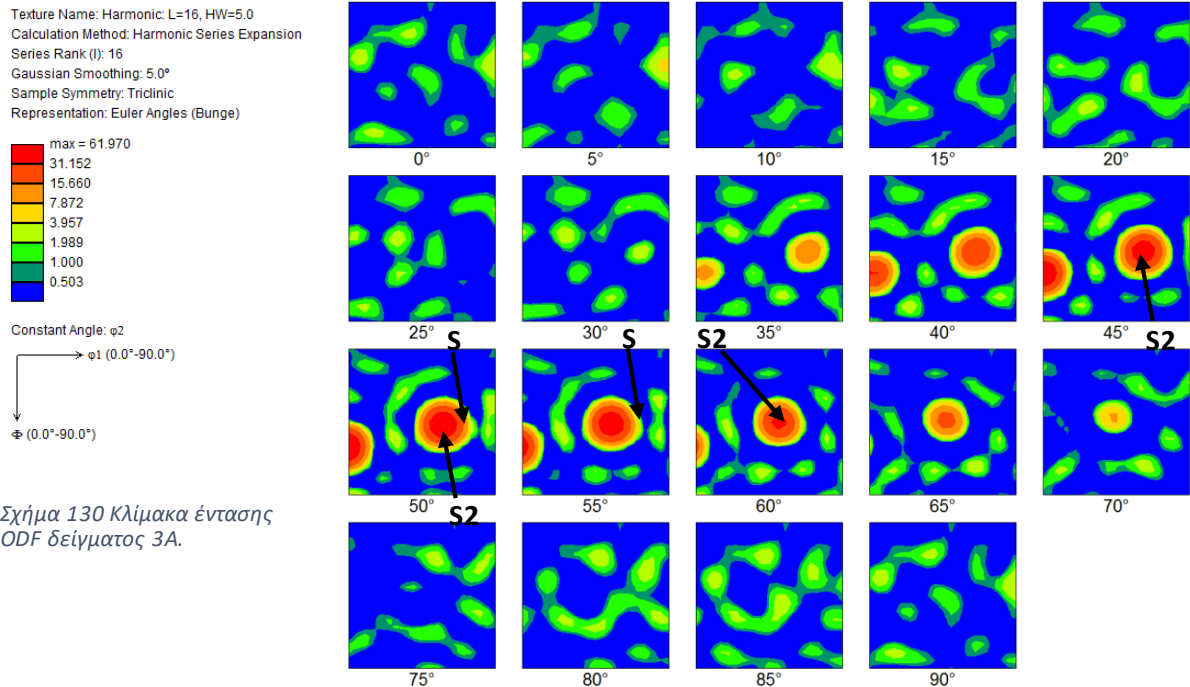
Για το δείγμα εφελκυσμού 2A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 74,86 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Cube (0°, 0°, 0°) (Σχήμα 128, Σχήμα 129). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler ϕ_2 του συστατικού Cube από 0° έως 10° και 80° έως 90° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Στη συνέχεια, εντοπίζεται υψηλή ένταση σε θέση που αναπαριστά το συστατικό Copper (90°, 35°, 45°) αλλά είναι χαμηλότερη σε σχέση με τη προηγούμενη. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.



Σχήμα 128 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 2A.

Σχήμα 129 Διάγραμμα ODF δείγματος 2A.

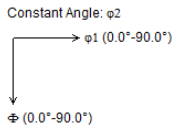
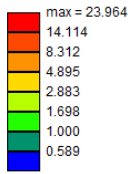
Για το δείγμα εφελκυσμού 3A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 61,97 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν τα κρυσταλλογραφικά συστατικά S2 (47°, 37°, 63°) και S (59°, 37°, 63°) τα οποία φαίνονται ως τα ισχυρά συστατικά της φάσης β-fiber (Σχήμα 130, Σχήμα 131). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 των συστατικών S2 και S από 35° έως 70° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για τα συγκεκριμένα συστατικά. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.



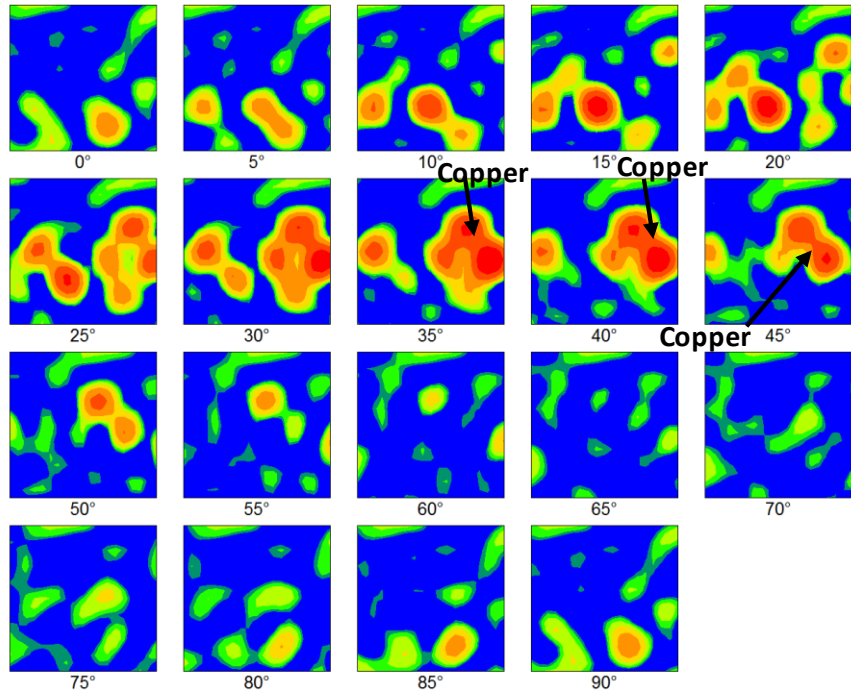
Σχήμα 131 Διάγραμμα ODF δείγματος 3A.

Για το δείγμα εφελκυσμού 10A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 23,96 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Copper (90°, 35°, 45°) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β-fiber (Σχήμα 132, Σχήμα 133). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Copper από 25° έως 55° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic; L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic
 Representation: Euler Angles (Bunge)



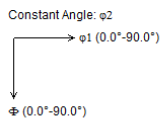
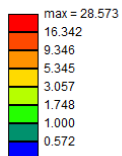
Σχήμα 132 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 10A.



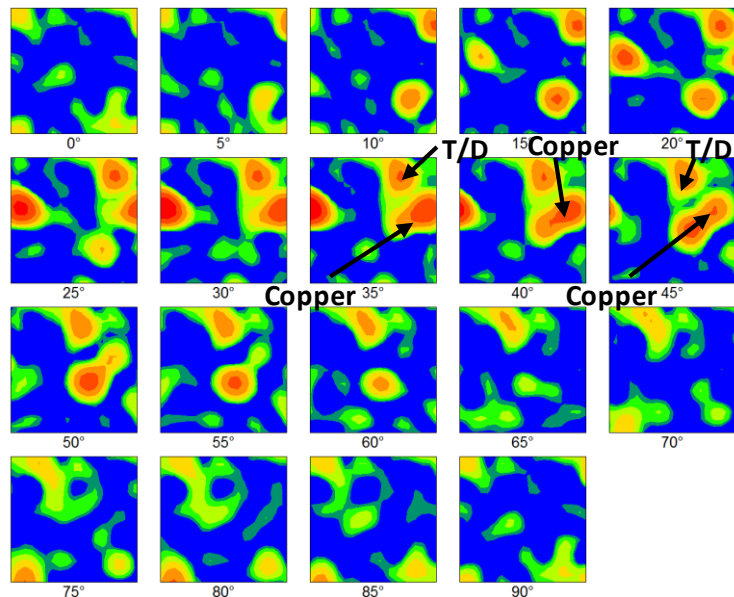
Σχήμα 133 Διάγραμμα ODF δείγματος 10A.

Για το δείγμα εφελκυσμού 11A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 28,57 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Copper (90°, 35°, 45°) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 134, Σχήμα 135). Επίσης, παρατηρείται το συστατικό Taylor/Dillamore (90°, 27°, 45°) σε κοντινή θέση με αυτό του Copper. Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Copper από 25° έως 50° και του συστατικού Taylor/Dillamore 20° έως 50° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για τα συστατικά αυτά. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης, αντικρούοντας τα αποτελέσματα των ποσοτικών πληροφοριών των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 9 όπου υπερσχύουν ποσοτικά τα συστατικά ανακρυστάλλωσης.

Texture Name: Harmonic; L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic
 Representation: Euler Angles (Bunge)

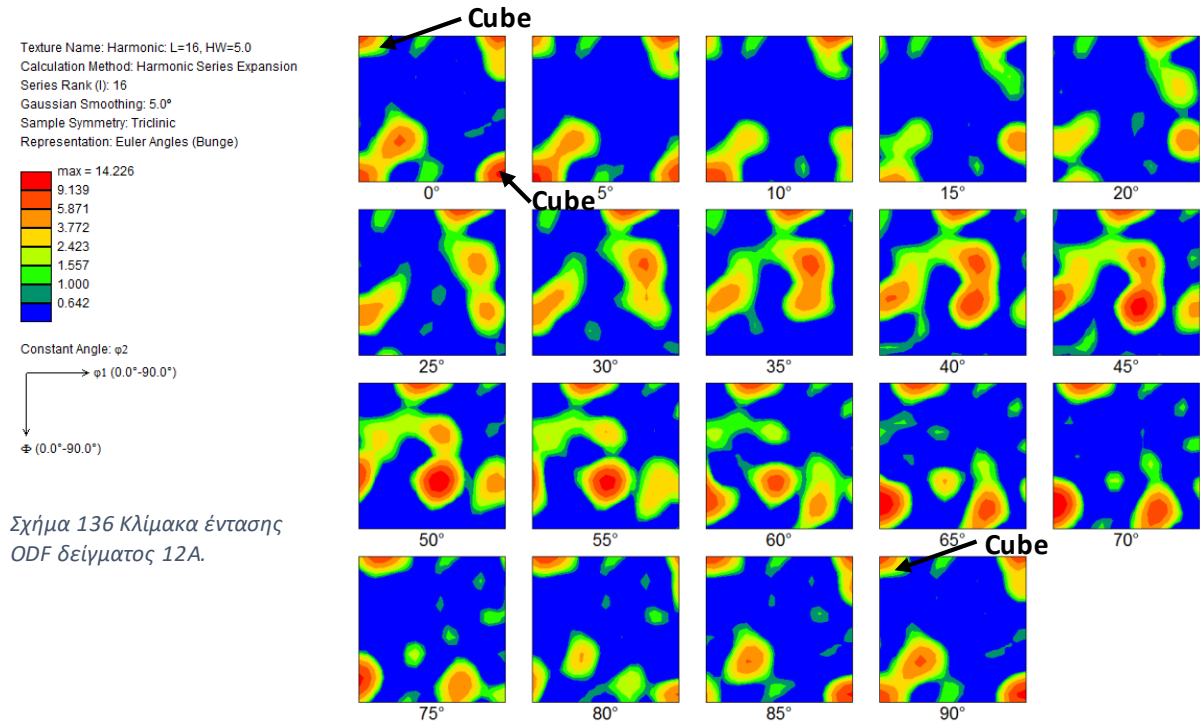


Σχήμα 134 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 11A.



Σχήμα 135 Διάγραμμα ODF δείγματος 11A.

Για το δείγμα εφελκυσμού 12A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 14,22 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Cube ($0^\circ, 0^\circ, 0^\circ$) (Σχήμα 136, Σχήμα 137). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Cube από 0° έως 10° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.

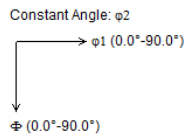
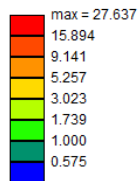


Σχήμα 137 Διάγραμμα ODF δείγματος 12A.

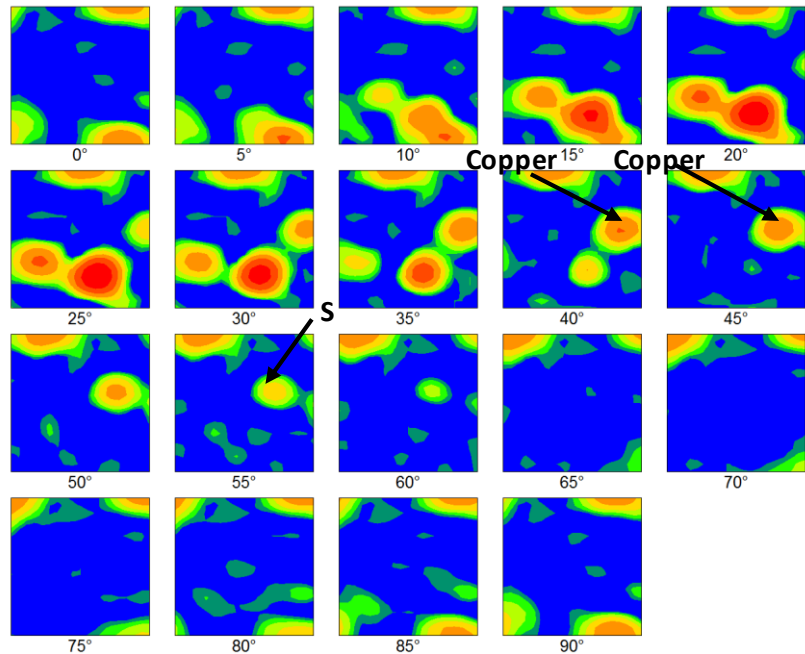
Στο δοκίμιο που υπέστη ανόπτηση σε θερμοκρασία «Τ» όπου ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης οδηγεί στα βέλτιστα αποτελέσματα κατά τη διεργασία βαθιάς κοίλανσης του υλικού, είναι αναγκαία η μελέτη των αποτελεσμάτων η οποία και ακολουθεί παρακάτω.

Για το δείγμα εφελκυσμού 4A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 27,63 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν τα κρυσταλλογραφικά συστατικά Corper ($90^\circ, 35^\circ, 45^\circ$) και S ($59^\circ, 37^\circ, 63^\circ$) τα οποία φαίνονται ως ισχυρά συστατικά της φάσης β -fiber (Σχήμα 138, Σχήμα 139). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Corper από 30° έως 55° και S από 50° έως 60° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για τα συστατικά αυτά. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic
 Representation: Euler Angles (Bunge)



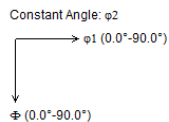
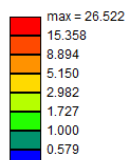
Σχήμα 138 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 4A.



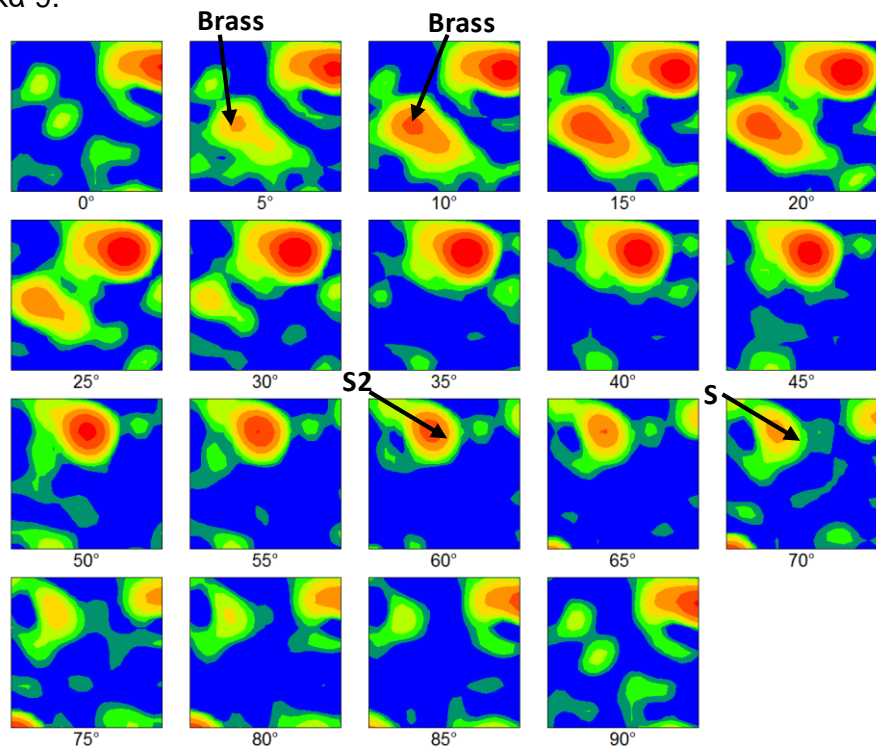
Σχήμα 139 Διάγραμμα ODF δείγματος 4A.

Για το δείγμα εφελκυσμού 5A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 26,52 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Brass (35°, 45°, 0°), καθώς επίσης τα συστατικά S2 (47°, 37°, 63°) και S (59°, 37°, 63°) τα οποία φαίνονται ως τα ισχυρά συστατικά της φάσης β-fiber (Σχήμα 140, Σχήμα 141). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Brass από 0° έως 20° και των συστατικών S2, S3 από 40° έως 65° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για τα συστατικά αυτά. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic
 Representation: Euler Angles (Bunge)

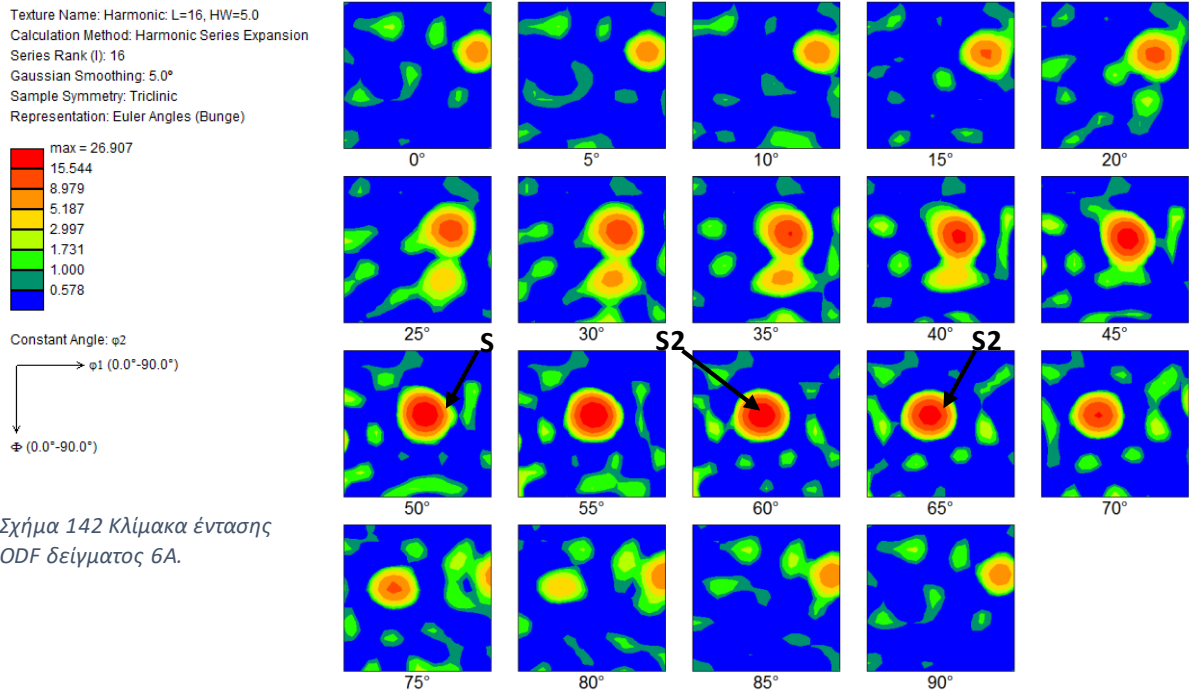


Σχήμα 140 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 5A.



Σχήμα 141 Διάγραμμα ODF δείγματος 5A.

Τέλος, για το δείγμα εφελκυσμού 6A παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 26,90 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν τα κρυσταλλογραφικά συστατικά S2 (47°, 37°, 63°) και S (59°, 37°, 63°) τα οποία φαίνονται ως τα ισχυρά συστατικά της φάσης β-fiber (Σχήμα 142, Σχήμα 143). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού S2 από 60° έως 70° και του συστατικού S3 από 40° έως 60° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για τα συστατικά αυτά. Ως τελικό συμπέρασμα, προκύπτει πως τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης υπερτερούν σε σχέση με αυτά της ανακρυστάλλωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 9.



Σχήμα 142 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 6A.

Σχήμα 143 Διάγραμμα ODF δείγματος 6A.

5.1.5. Αποτελέσματα εφελκυσμών

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού για τα δοκίμια «As Received», θερμοκρασίας ανόπτησης «T», «T+40°C» και «T+80°C» (Πίνακας 11). Παρατηρείται πως με την αύξηση των θερμοκρασιών ανόπτησης υπάρχει μείωση στις μηχανικές αντοχές των δοκιμών, ενώ αυξάνεται η ολκιμότητά τους.

Έτσι, το δοκίμιο «As Received» χαρακτηρίζεται από όριο διαρροής της τάξης των 300 MPa και προς τις τρεις διευθύνσεις της έλασης (0°, 45°, 90° προς RD), το δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T» έχει όριο διαρροής της τάξης των 220 MPa, το δοκίμιο «T+40°C» έχει όριο διαρροής της τάξης των 75 MPa και το δοκίμιο «T+80°C» έχει το χαμηλότερο όριο διαρροής της τάξης των 70 MPa.

Σχετικά με τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή, το δοκίμιο «As Received» έχει τιμή της τάξης των 330 MPa και προς τις τρεις διευθύνσεις της έλασης (0°, 45°, 90° προς RD), το δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T» έχει όριο διαρροής της τάξης των 250 MPa, το δοκίμιο «T+40°C» έχει όριο διαρροής της τάξης των 185 MPa και το δοκίμιο «T+80°C» έχει το χαμηλότερο όριο διαρροής της τάξης των 183 MPa.

Όσο για την ολκιμότητα, το δοκίμιο «As Received» έχει τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 4,5% και προς τις τρεις διευθύνσεις της έλασης (0°, 45°, 90° προς RD), το δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T» έχει τιμή της τάξης του 8,5%, το δοκίμιο «T+40°C» έχει τιμή της τάξης του 19% και το δοκίμιο «T+80°C» έχει την υψηλότερη τιμή της τάξης του 21%.

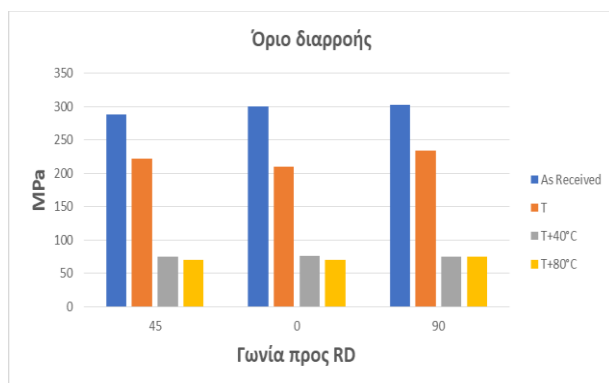
Έπειτα του υπολογισμού της κάθετης ανισοτροπίας (\bar{r}) και της επίπεδης ανισοτροπίας (Δr) (Πίνακας 12) συμπεραίνουμε ότι η βέλτιστη συμπεριφορά κατά της κατεργασία βαθιάς κοίλανσης εμφανίζεται στο δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T» καθώς χαρακτηρίζεται τόσο από μικρότερη τιμή επίπεδης ανισοτροπίας όσο και από μεγαλύτερη τιμή κάθετης ανισοτροπίας. Ως δεύτερη επιλογή είναι το δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T+80°C» και, τέλος, τα δοκίμια «T+40°C» και «As Received» αντίστοιχα.

Πίνακας 11 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού δοκιμών μελέτης Α.

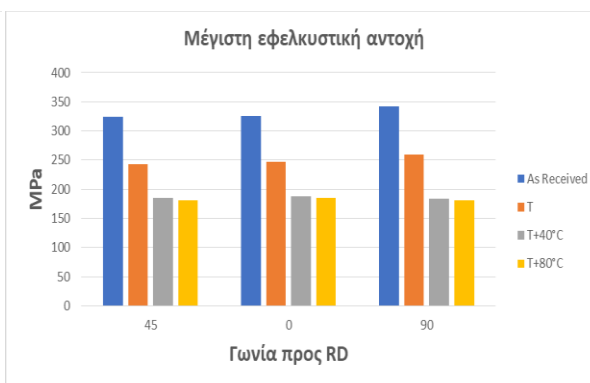
| Δοκίμιο | | Όριο διαρροής – Yield Strength – $R_{p0.2}$ (MPa) | Μέγιστη εφελκυστική αντοχή – Tensile Strength – R_m (MPa) | Επιμήκυνση ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης – Uniform Elongation – A_g (%) | Ολική επιμήκυνση θραύσης – Elongation to Fracture – A (%) |
|-------------|-----|---|---|--|---|
| As Received | 45° | 288,0 | 324,5 | 3,0 | 3,5 |
| | 0° | 300,0 | 325,0 | 4,0 | 5,0 |
| | 90° | 302,0 | 342,0 | 4,0 | 4,5 |
| T | 45° | 221,5 | 242,5 | 7,5 | 8,5 |
| | 0° | 209,5 | 247,0 | 7,5 | 8,5 |
| | 90° | 233,5 | 259,0 | 5,5 | 8,0 |
| T+40°C | 45° | 74,5 | 185,0 | 17,0 | 19,5 |
| | 0° | 76,0 | 187,5 | 16,5 | 18,0 |
| | 90° | 75,0 | 183,5 | 16,5 | 19,0 |
| T+80°C | 45° | 70,0 | 181,0 | 18,0 | 22,5 |
| | 0° | 70,5 | 185,0 | 17,5 | 19,5 |
| | 90° | 75,0 | 181,0 | 18,5 | 18,5 |

Πίνακας 12 Αποτελέσματα κάθετης (Δr) και επίπεδης (r_m) ανισοτροπίας μελέτης Α.

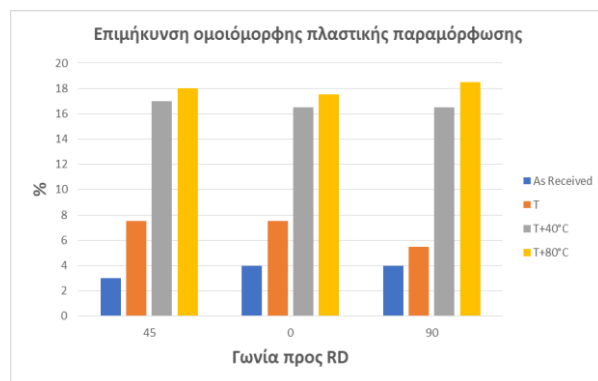
| Δοκίμιο | $\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$ | $r_m = (r_0 + r_{90} + 2r_{45})/4$ |
|-------------|---|------------------------------------|
| As Received | 0,047 | 0,878 |
| T | -0,202 | 1,443 |
| T+40°C | 0,027 | 1,443 |
| T+80°C | -0,137 | 1,051 |



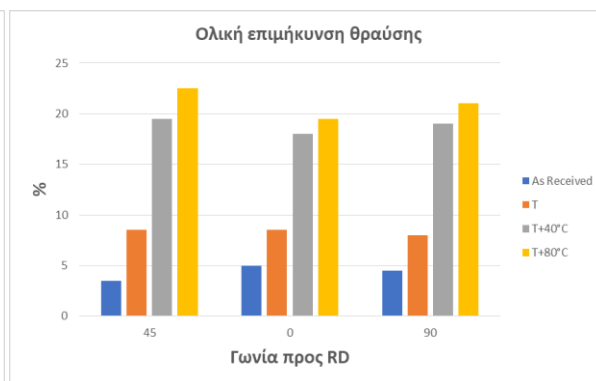
Σχήμα 144 Διάγραμμα που απεικονίζει την αντοχής διαρροής (Yield Strength) μελέτης Α.



Σχήμα 145 Διάγραμμα που απεικονίζει τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή (Ultimate Tensile Strength) μελέτης Α.



Σχήμα 146 Διάγραμμα που απεικονίζει την επιμήκυνση ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Uniform Elongation) μελέτης Α.



Σχήμα 147 Διάγραμμα που απεικονίζει την ολική επιμήκυνση θραύσης (Elongation to Fracture) μελέτης Α.

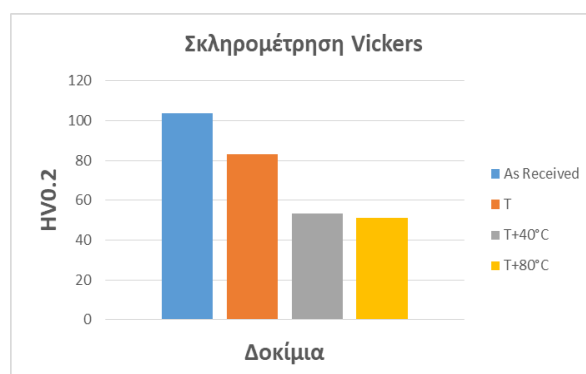
5.1.6. Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των μετρήσεων σκληρότητας της μελέτης A (Πίνακας 13). Παρατηρείται πως, όπως αναμενόταν, οι τιμές της σκληρότητας ακολουθούν φθίνουσα πορεία κατά την αύξηση των θερμοκρασιών ανοπτήσεων.

Έτσι, το δοκίμιο «As Received» χαρακτηρίζεται από σκληρότητα της τάξης των 100HV, το δοκίμιο θερμοκρασίας ανόπτησης «T» από σκληρότητα της τάξης των 80HV, το δοκίμιο «T+40°C» από σκληρότητα της τάξης των 53HV και το δοκίμιο «T+80°C» έχει τη χαμηλότερη σκληρότητα της τάξης των 50HV.

Πίνακας 13 Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας της μελέτης A.

| Δοκίμιο | Μετρήσεις σκληρότητας Vickers (HV _{0,2}) | Μ.Ο. Μετρήσεων Vickers (HV _{0,2}) |
|-------------|--|---|
| As Received | 102,38 | 103,77 |
| | 103,78 | |
| | 105,17 | |
| T | 82,76 | 82,96 |
| | 83,35 | |
| | 82,79 | |
| T+40°C | 54,97 | 53,39 |
| | 52,40 | |
| | 52,80 | |
| T+80°C | 51,85 | 51,17 |
| | 50,76 | |
| | 50,91 | |



Σχήμα 148 Διάγραμμα που απεικονίζει τα αποτελέσματα των μετρήσεων σκληρότητας της μελέτης A.

5.1.7. Αποτελέσματα μετρήσεων αγωγιμότητας

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα από τις μετρήσεις αγωγιμότητας, από τις οποίες σημειώνεται αύξηση της αγωγιμότητας κατά την αύξηση των θερμοκρασιών ανοπτήσεων (Πίνακας 14). Η αύξηση αυτή οφείλεται κυρίως στις αλλαγές που υφίσταται το στερεό διάλυμα, καθώς με την υποβολή του υλικού σε θερμική ανόπτηση συμβαίνει απομάκρυνση των κραματικών στοιχείων από το στερεό διάλυμα και συνεπώς το ρεύμα ρέει με μεγαλύτερη ευκολία στο κράμα καθιστώντας το περισσότερο αγωγίμο.

Επίσης, σημειώνεται η ακόλουθη αντιστοιχία των μονάδων μέτρησης 100% IACS = 58.2MS/m.

Πίνακας 14 Μετρήσεις αγωγιμότητας μελέτης A.

| Δοκίμιο | MS/m |
|-------------|-------|
| As Received | 22,06 |
| T | 22,74 |
| T+40°C | 23,22 |
| T+80°C | 23,29 |

5.2. Μελέτη «B»

Στην παρούσα μελέτη εξετάστηκε πώς οι διαφορετικοί χρόνοι και οι διαφορετικές θερμοκρασίες βαφής επιδρούν στο φύλλο κράματος αλουμινίου 3104 με πάχος 0,20mm. Η μελέτη έχει σκοπό την εύρεση του βέλτιστου συνδυασμού, καθώς προσομοιάζει μια γραμμική βαφής εργοστασιακής κλίμακας.

Λαμβάνοντας υπόψη πληροφορίες από άλλους ερευνητές αλλά και δεδομένων από μια πραγματική γραμμή βαφής εργοστασίου, επιλέχθηκαν οι εξής χρόνοι και θερμοκρασίες και προέκυψαν τα εξής 6 δοκίμια [38, 39, 40]. Ακριβέστερα, η μελετώμενη γραμμική βαφής υπολογίστηκε πως λειτουργεί στις παραμέτρους 15s – T₁ και εξετάστηκαν οι παράμετροι 10s – T₁ και 20s – T₁. Επιπλέον, έπειτα της μελέτης της λάκας που χρησιμοποιείται στο δεδομένο υλικό προέκυψαν οι παράμετροι 20s – T₁-30°C και 20s – T₁+10°C ενώ έπειτα παρόμοιας μελέτης των Engler και Kharbakk επιλέχθηκε ο συνδυασμός 20s – T₁+25°C.

- 10s – T₁
- 15s – T₁
- 20s – T₁

ΚΑΙ

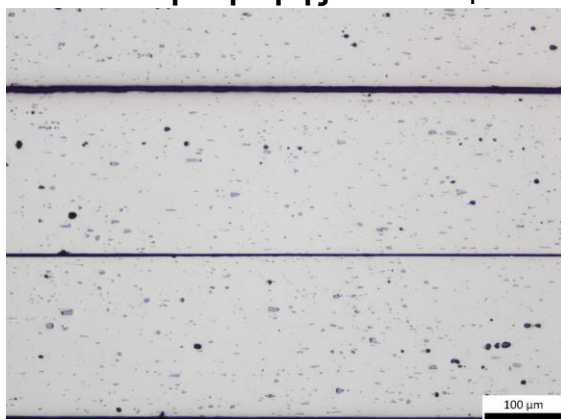
- 20s – T₁-30°C
- 20s – T₁+10°C
- 20s – T₁+25°C

5.2.1. Οπτική Μικροσκοπία

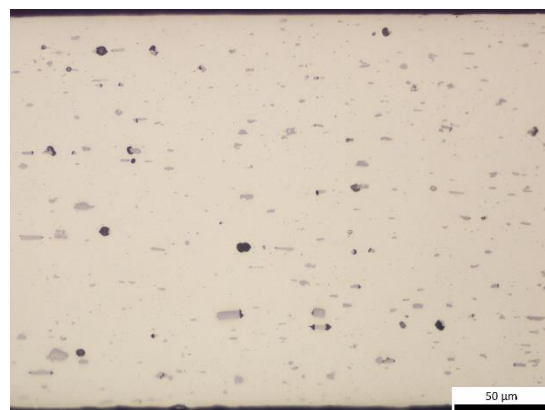
Παρακάτω παρουσιάζονται οι διαφορές στη μικροδομή των δοκιμίων σχετικά με τους διαφορετικούς χρόνους και τις διαφορετικές θερμοκρασίες υπό τις οποίες πραγματοποιήθηκε η βαφή.

Όπως παρατηρείται στις επόμενες εικόνες οπτικής μικροσκοπίας, υπάρχει διασπορά δευτερογενών σωματιδίων τα οποία έχουν σπάσει λόγω της διεργασίας της έλασης σε τμήματα με μέσο μέγεθος τα 15μm. Σχετικά με τις διαφορετικές θερμοκρασίες και τους διαφορετικούς χρόνους βαφής, δεν παρατηρούνται ιδιαίτερες διαφορές αναφορικά με τα μεγέθη των δευτερογενών σωματιδίων. Όσο για τα μαύρα σημεία γύρω από τα σωματίδια, σημειώνεται πως πρόκειται για πορώδες που προκύπτει λόγω των ασκούμενων φορτίων μεταξύ των σωματιδίων και της μήτρας του αλουμινίου.

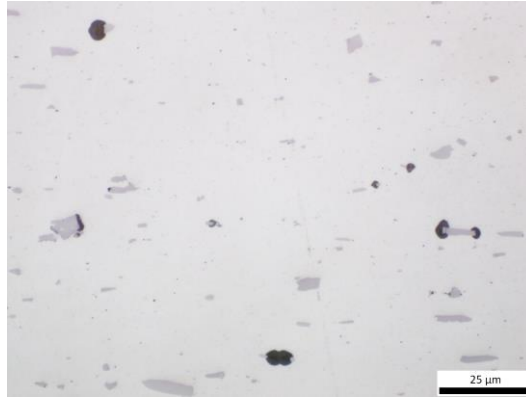
5.2.1.1. Δοκίμιο βαφής «10s – T₁»



Σχήμα 149 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «10s – T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

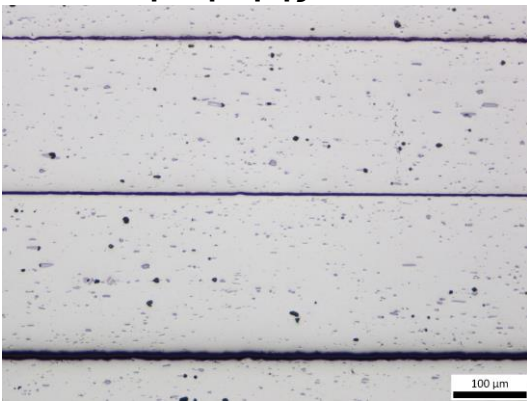


Σχήμα 150 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «10s – T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500

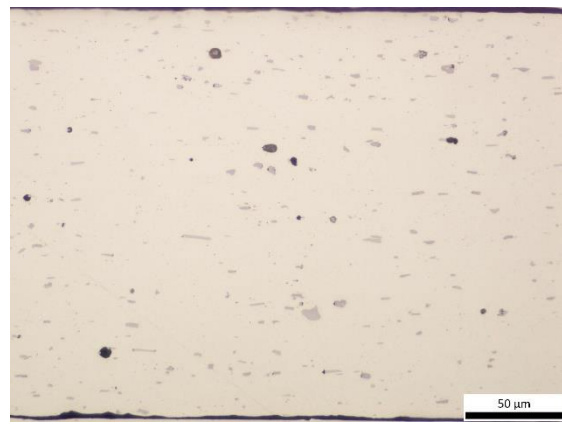


Σχήμα 151 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «10s-T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

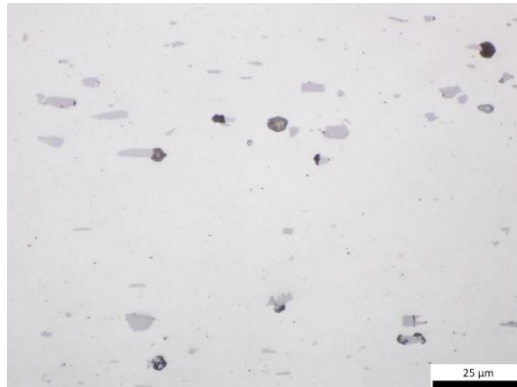
5.2.1.2. Δοκίμιο βαφής «15s - T₁»



Σχήμα 152 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «15s-T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

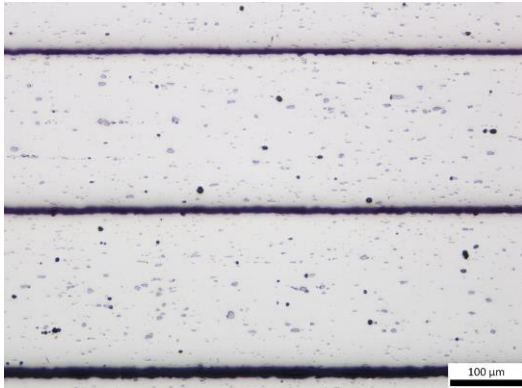


Σχήμα 153 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «15s-T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

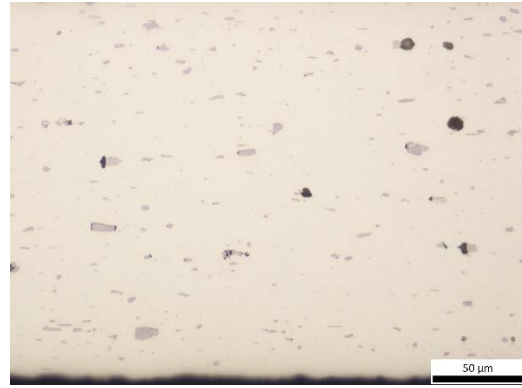


Σχήμα 154 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «15s-T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

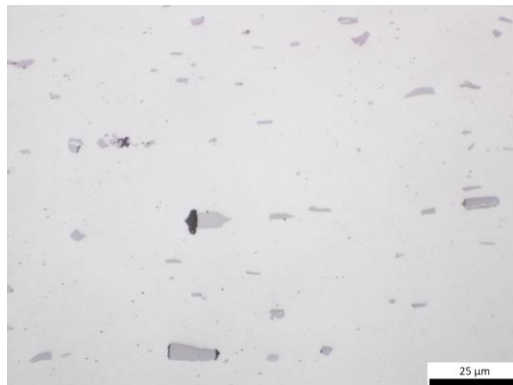
5.2.1.3. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁»



Σχήμα 155 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

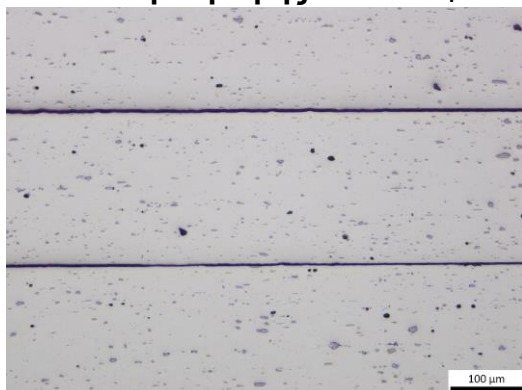


Σχήμα 156 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

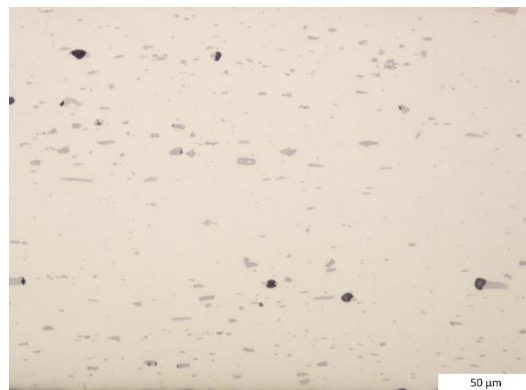


Σχήμα 157 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

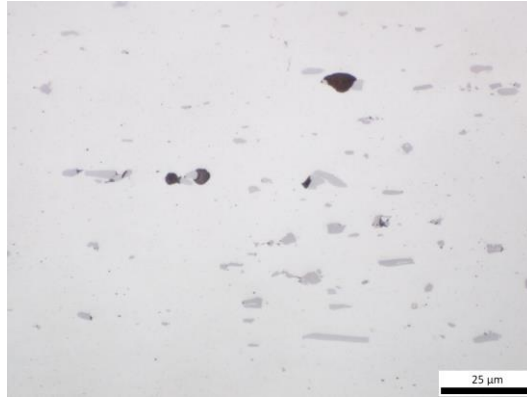
5.2.1.4. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁-30°C»



Σχήμα 158 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁-30°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

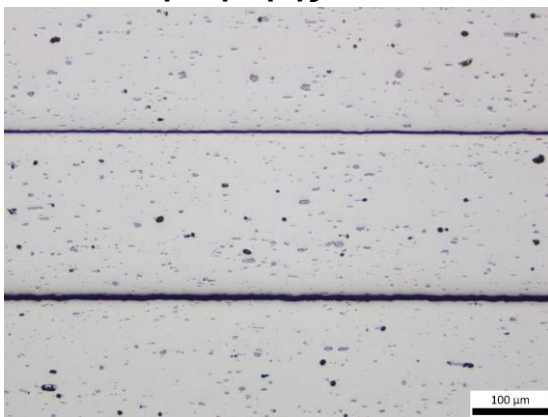


Σχήμα 159 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁-30°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

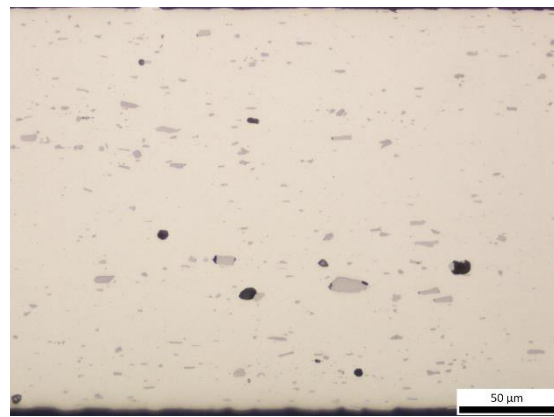


Σχήμα 160 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁-30°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

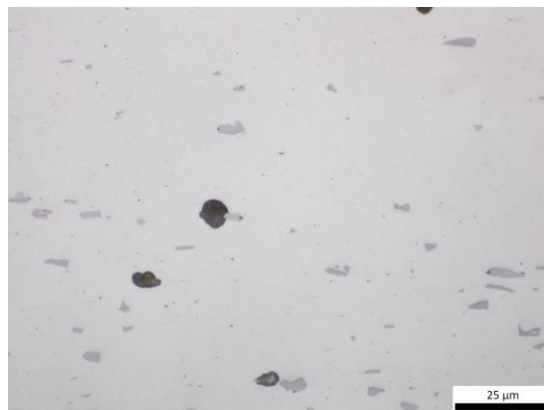
5.2.1.5. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁+10°C»



Σχήμα 161 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+10°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.

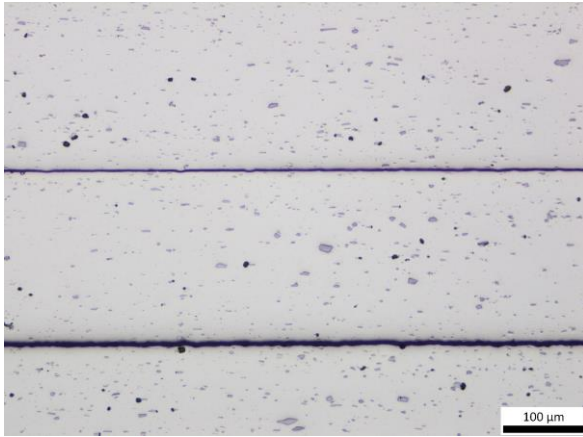


Σχήμα 162 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+10°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.

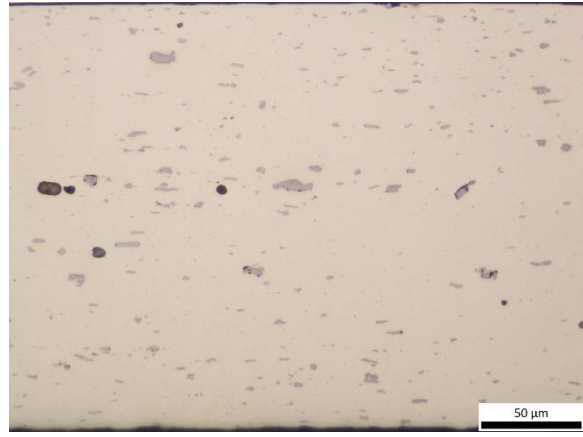


Σχήμα 163 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+10°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

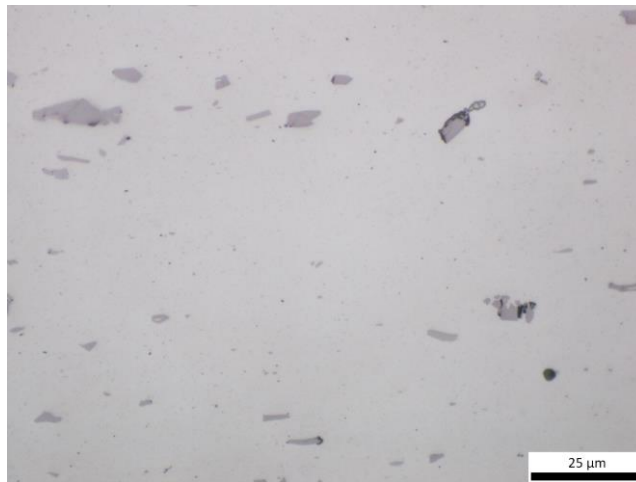
5.2.1.6. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁+25°C»



Σχήμα 164 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+25°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 165 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+25°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x500.



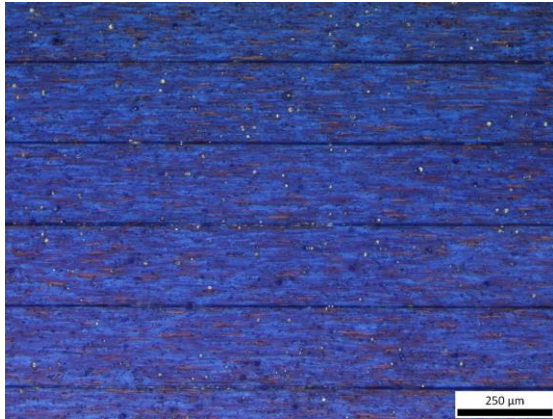
Σχήμα 166 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+25°C» κατόπιν στίλβωσης σε μεγέθυνση x1000.

5.2.2. Οπτική Μικροσκοπία κατόπιν προσβολής Barkers

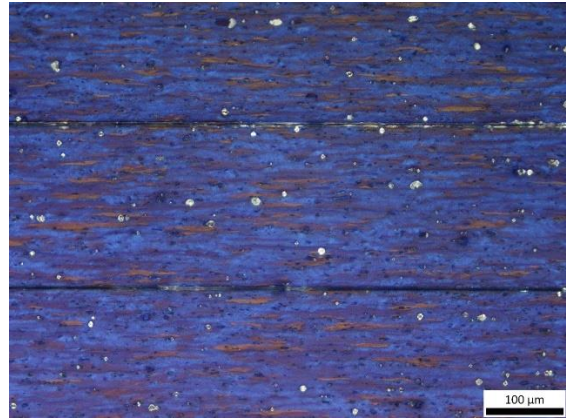
Παρακάτω παρουσιάζονται οι εικόνες οπτικής μικροσκοπίας έπειτα της προσβολής Barkers (1,8% HBF₄) με στόχο την διάκριση των κόκκων των δοκιμίων και των ορίων τους.

Όπως παρατηρείται, οι κόκκοι της μικροδομής φαίνονται επιμηκυμένοι ως προς τη διεύθυνση της έλασης δημιουργώντας μια εντόνως παραμορφωμένη μικροδομή. Σχετικά με τις διαφορετικές θερμοκρασίες και τους χρόνους βαφής δεν παρατηρούνται σημαντικές αλλαγές στη μορφολογία των κόκκων και αυτό συμβαίνει λόγω της μικρής χρονικής διάρκειας που χαρακτηρίζει τη κατεργασία.

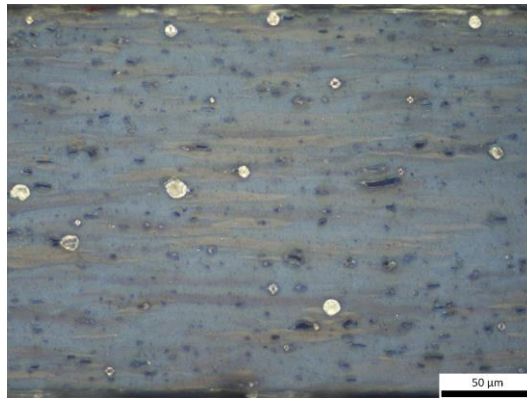
5.2.2.1. Δοκίμιο βαφής «10s – T₁»



Σχήμα 167 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «10s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x100.

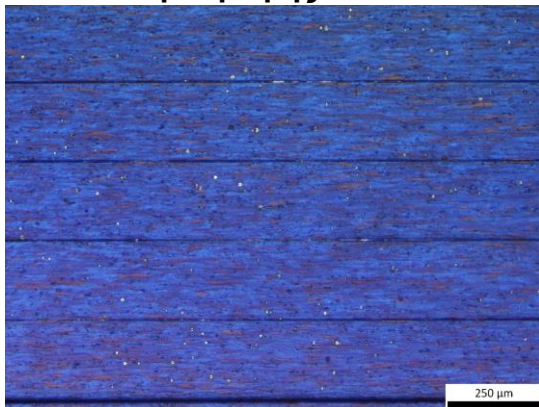


Σχήμα 168 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «10s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x200.

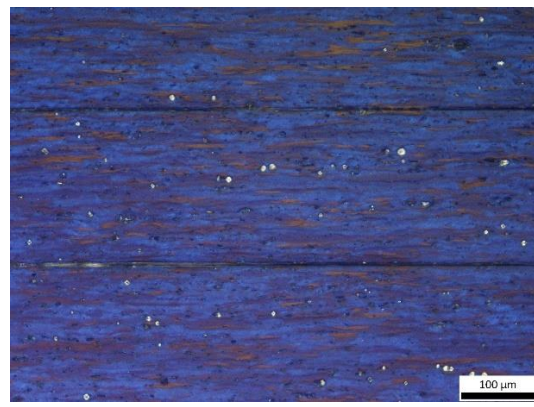


Σχήμα 169 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «10s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x500.

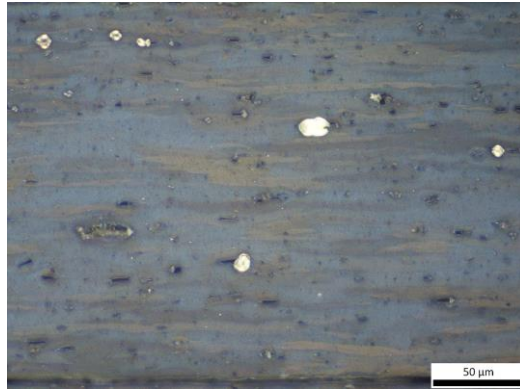
5.2.2.2. Δοκίμιο βαφής «15s – T₁»



Σχήμα 170 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «15s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x100.

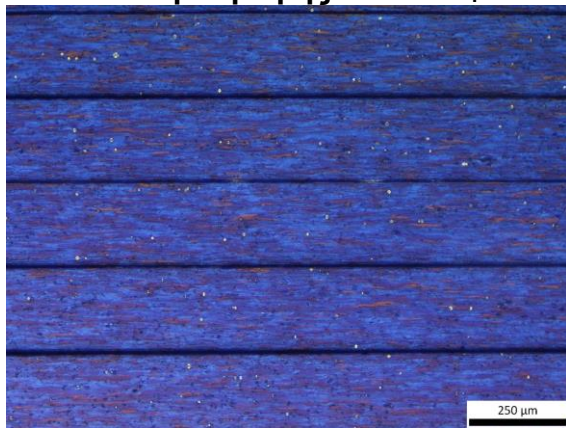


Σχήμα 171 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «15s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x200.

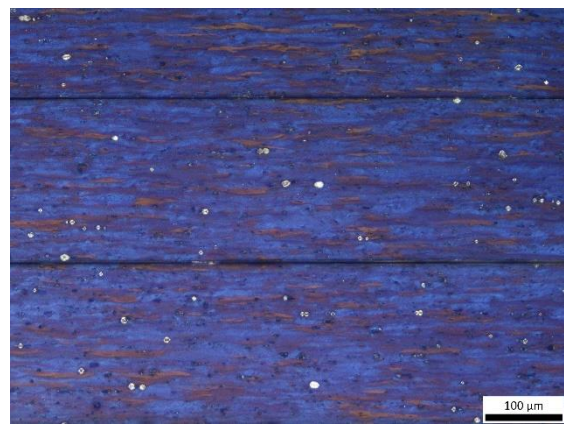


Σχήμα 172 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «15s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x500.

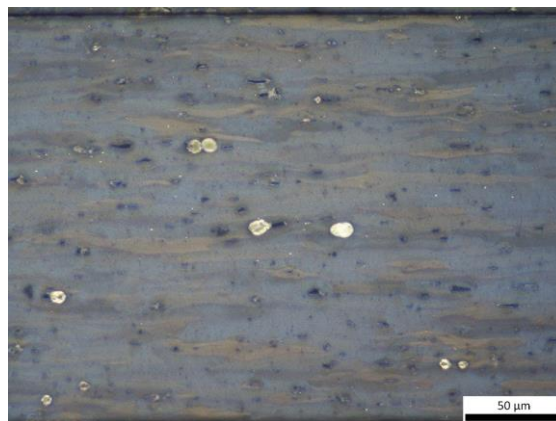
5.2.2.3. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁»



Σχήμα 173 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x100.

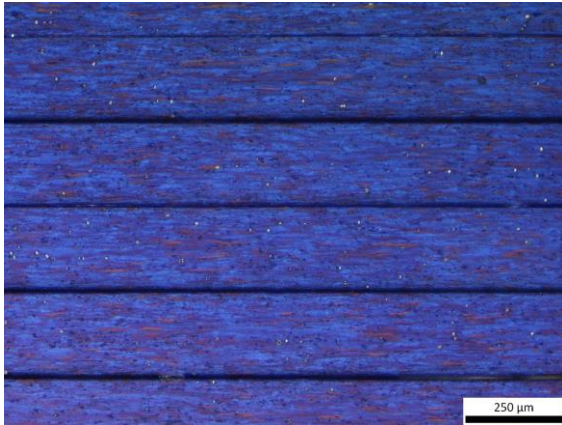


Σχήμα 174 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x200.

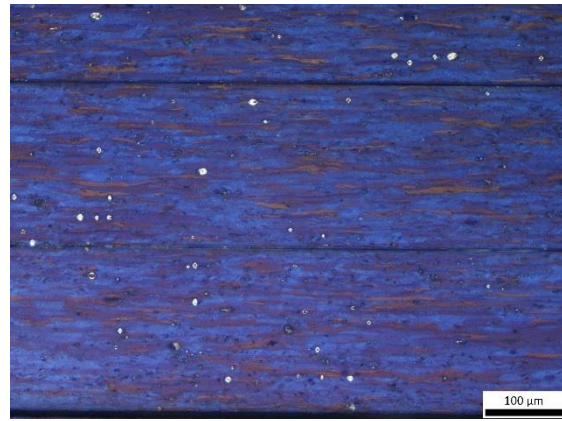


Σχήμα 175 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x500.

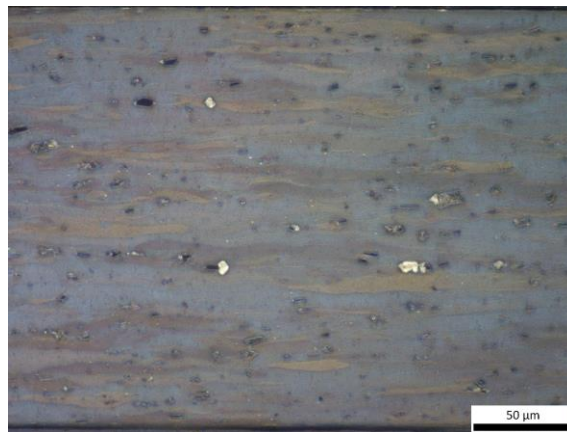
5.2.2.4. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁-30°C»



Σχήμα 176 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁-30°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x100.

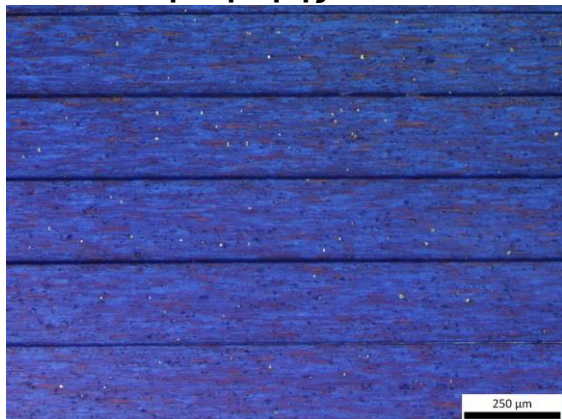


Σχήμα 177 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁-30°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 178 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁-30°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x500.

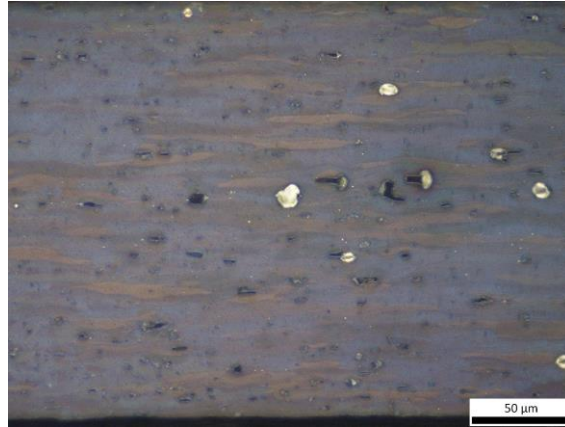
5.2.2.5. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁+10°C»



Σχήμα 179 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+10°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x100.

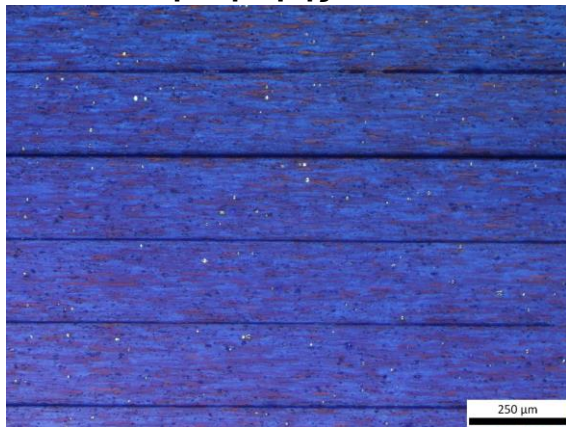


Σχήμα 180 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+10°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x200.

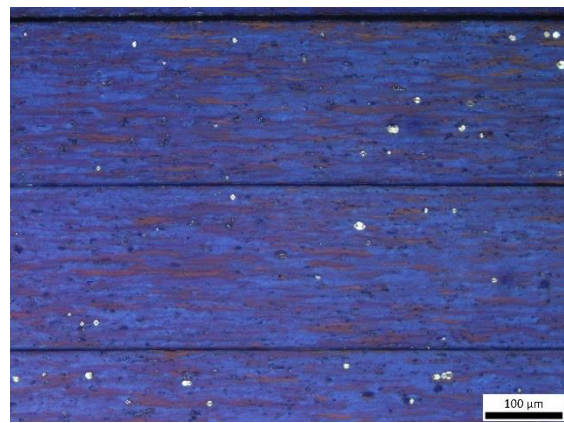


Σχήμα 181 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+10°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x500.

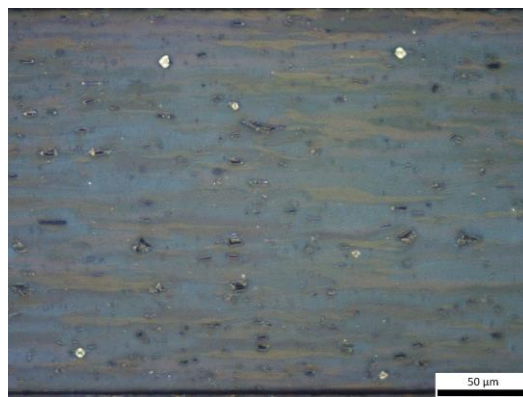
5.2.2.6. Δοκίμιο βαφής «20s – T₁+25°C»



Σχήμα 182 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+25°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x100.



Σχήμα 183 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+25°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x200.



Σχήμα 184 Οπτική μικρογραφία δείγματος 0,20mm «20s – T₁+25°C» κατόπιν προσβολής Bakers σε μεγέθυνση x500.

5.2.3. EBSD – Μελέτη κρυσταλλογραφικών συστατικών

Εφόσον τα δείγματα της παρούσας μελέτης προετοιμάστηκαν καταλλήλως, εξετάστηκαν στην Περίθλαση Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων – EBSD. Όπως παρατηρείται, σε όλες τις περιπτώσεις οι κυρίαρχοι κρυσταλλογραφικοί ιστοί ανακρυστάλλωσης είναι οι Q και R, ενώ ο κρυσταλλογραφικός ιστός όλων των δοκιμίων είναι ιστός παραμόρφωσης που χαρακτηρίζεται από ομοιόμορφη κατανομή μεταξύ των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης. Ωστόσο, τα κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης που επικρατούν πρόκειται κυρίως για S και σε μικρότερες ποσότητες Brass (Πίνακας 15).

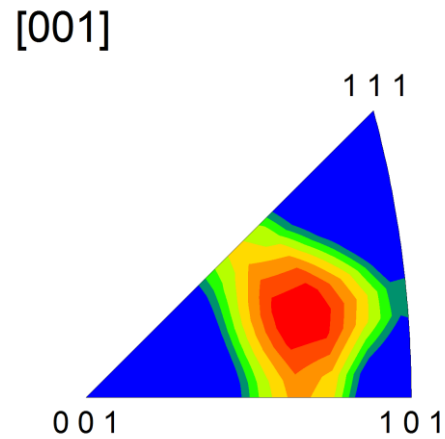
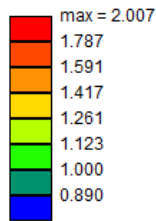
Πίνακας 15 Ποσοστά κρυσταλλογραφικών συστατικών επί τοις εκατό της μελέτης Β.

| Κλάσματα(%) | Φύλλα | | | | | |
|------------------|----------------------|----------------------|----------------------|--------------------------------|-------------------------------|-------------------------------|
| Ανακρυστάλλωση | 10s – T ₁ | 15s – T ₁ | 20s – T ₁ | 20s – T ₁ - 30°C | 20s – T ₁ +10°C | 20s – T ₁ +25°C |
| Cube | 0,8 | 1,1 | 0,1 | 1,3 | 0,9 | 1 |
| P | 3,2 | 3,3 | 3,2 | 7,9 | 2,7 | 7,4 |
| Q | 14,4 | 7,8 | 6,1 | 7,9 | 8,8 | 12,7 |
| R | 19,4 | 7,9 | 20,6 | 12 | 23,1 | 8,1 |
| Goss | 3 | 1,2 | 3,9 | 1,1 | 10,5 | 0,8 |
| | Φύλλα | | | | | |
| Έλαση | 10s – T ₁ | 15s – T ₁ | 20s – T ₁ | 20s – T ₁ - 30°C | 20s – T ₁ +10°C | 20s – T ₁ +25°C |
| Copper | 3,1 | 2,6 | 3,4 | 2,7 | 1,2 | 6,9 |
| S1 | 15,6 | 12,3 | 7,2 | 12,2 | 19,8 | 13,7 |
| S2 | 5,3 | 4,1 | 10,8 | 5,3 | 6,8 | 4,3 |
| S3 (S) | 21,7 | 17,8 | 10 | 6,7 | 8,8 | 24,1 |
| Taylor/Dillamore | 7,5 | 5,8 | 4,9 | 5,9 | 7,1 | 9 |
| Brass | 4,5 | 5,9 | 12,1 | 13,4 | 6,8 | 3 |

Παρατηρήσεις από τα IPF

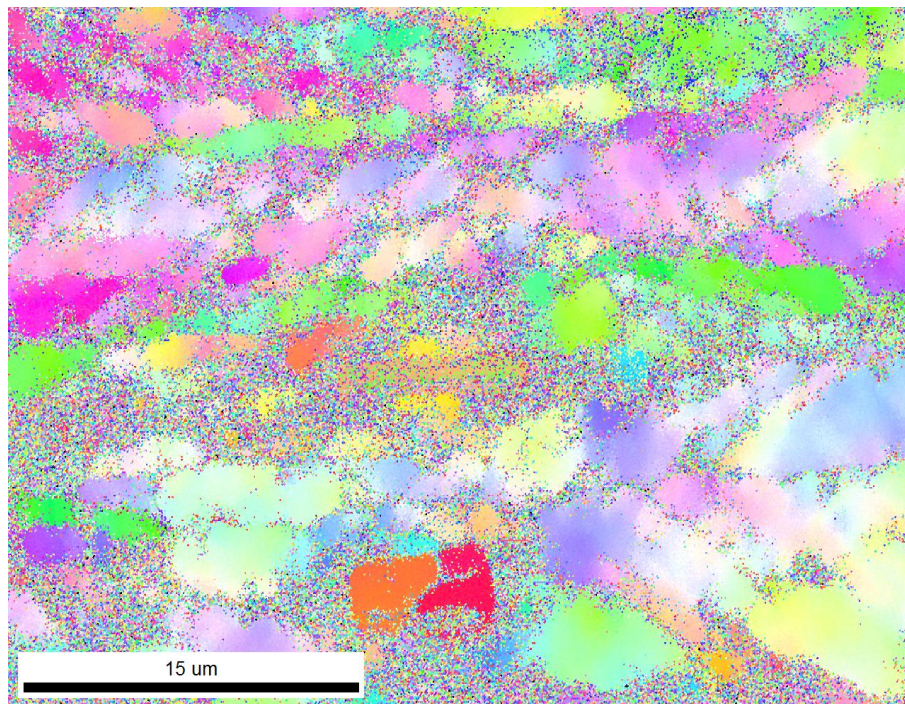
Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 10s στη θερμοκρασία T₁ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 2,00 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <315> όπως εντοπίστηκε μέσω του προγράμματος TSL OIM Analysis 7 (Σχήμα 185, Σχήμα 186). Σχετικά με τον χάρτη IPF (Σχήμα 187), παρατηρείται πως το δείγμα αποτελείται από έντονα παραμορφωμένη μικροδομή το οποίο επιβεβαιώνεται και από την ποσοστιαία υπεροχή των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης (57,7%) έναντι αυτών της ανακρυστάλλωσης (40,8%) όπως προκύπτει από τον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 185 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 10s – T₁.

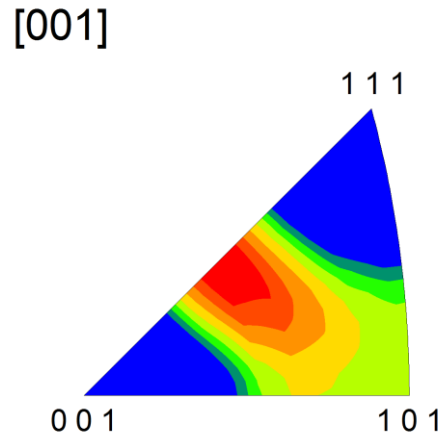
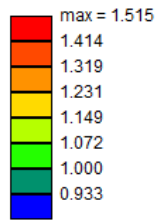
Σχήμα 186 Διάγραμμα IPF δείγματος 10s – T₁.



Σχήμα 187 Χάρτης IPF δείγματος 10s – T₁.

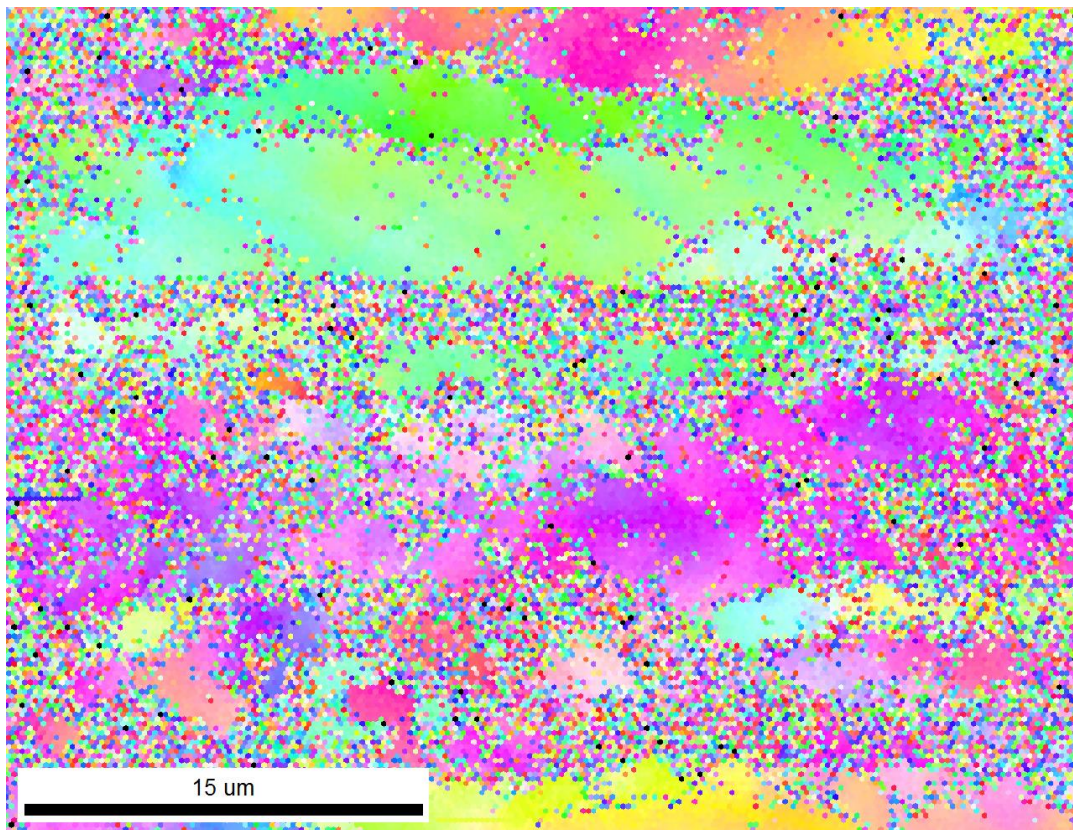
Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 15s στη θερμοκρασία T₁ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 1,51 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <327> όπως εντοπίστηκε μέσω του προγράμματος TSL OIM Analysis 7 (Σχήμα 188, Σχήμα 189). Σχετικά με τον χάρτη IPF (Σχήμα 190), παρατηρείται όπως και προηγουμένως πως το δείγμα αποτελείται από έντονα παραμορφωμένη μικροδομή που επιβεβαιώνεται και από την ποσοστιαία υπεροχή των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης (48,5%) έναντι αυτών της ανακρυστάλλωσης (21,3%) όπως προκύπτει από τον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 188 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 15s – T₁.

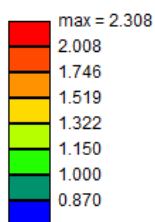
Σχήμα 189 Διάγραμμα IPF δείγματος 15s – T₁.



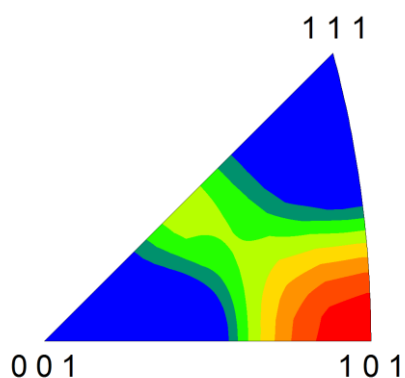
Σχήμα 190 Χάρτης IPF δείγματος 15s – T₁.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία T₁ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 2,30 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <101> (Σχήμα 191, Σχήμα 192). Σχετικά με τον χάρτη IPF (Σχήμα 193), παρατηρείται όπως και προηγουμένως πως το δείγμα αποτελείται από έντονα παραμορφωμένη μικροδομή που επιβεβαιώνεται και από την ποσοστιαία υπεροχή των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης (48,4%) έναντι αυτών της ανακρυστάλλωσης (33,9%) όπως προκύπτει από τον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic

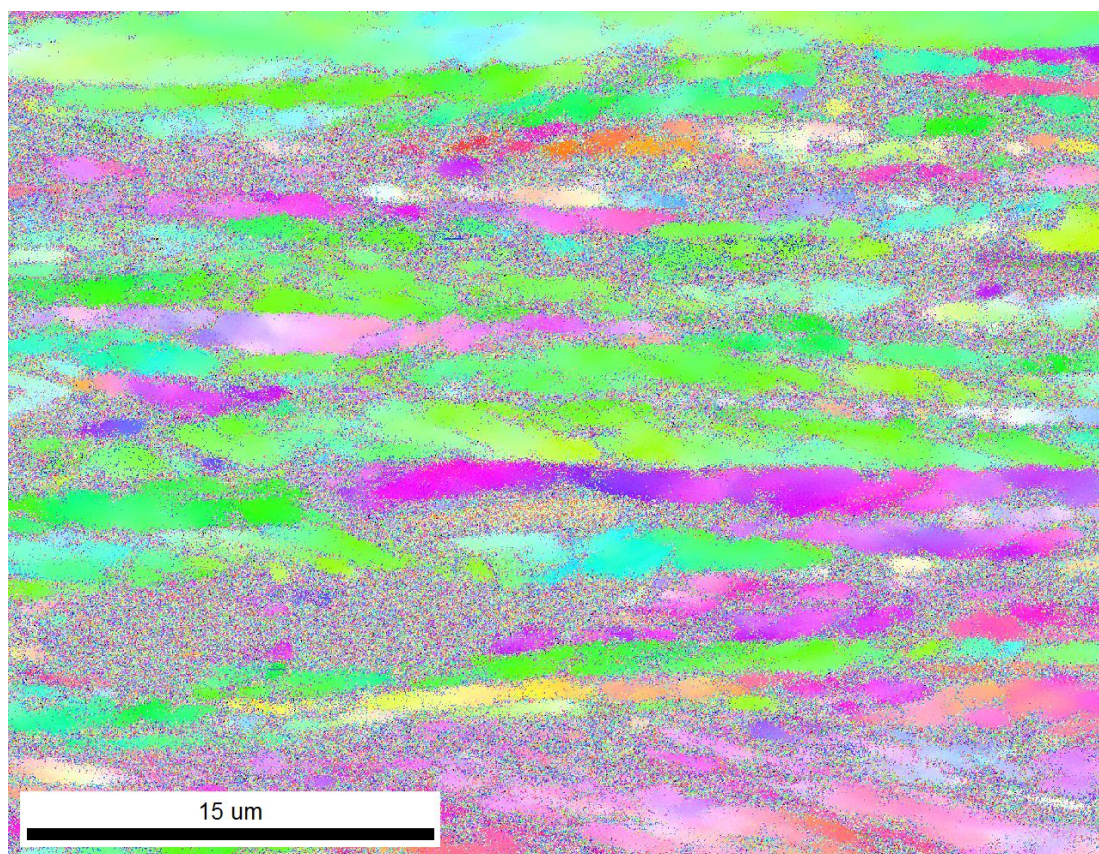


[001]



Σχήμα 191 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 20s – T₁.

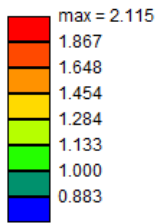
Σχήμα 192 Διάγραμμα IPF δείγματος 20s – T₁.



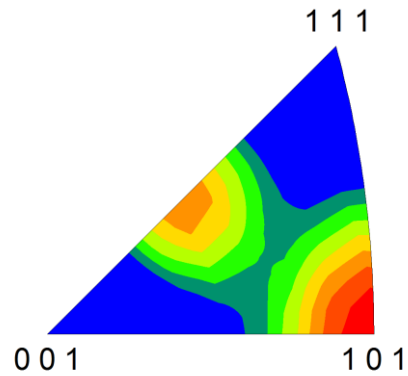
Σχήμα 193 Χάρτης IPF δείγματος 20s – T₁.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία T₁-30°C παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 2,11 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <101> (Σχήμα 194, Σχήμα 195). Σχετικά με τον χάρτη IPF (Σχήμα 196), παρατηρείται όπως και προηγουμένως πως το δείγμα αποτελείται από έντονα παραμορφωμένη μικροδομή που επιβεβαιώνεται και από την ποσοστιαία υπεροχή των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης (46,2%) έναντι αυτών της ανακρυστάλλωσης (30,2%) όπως προκύπτει από τον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic

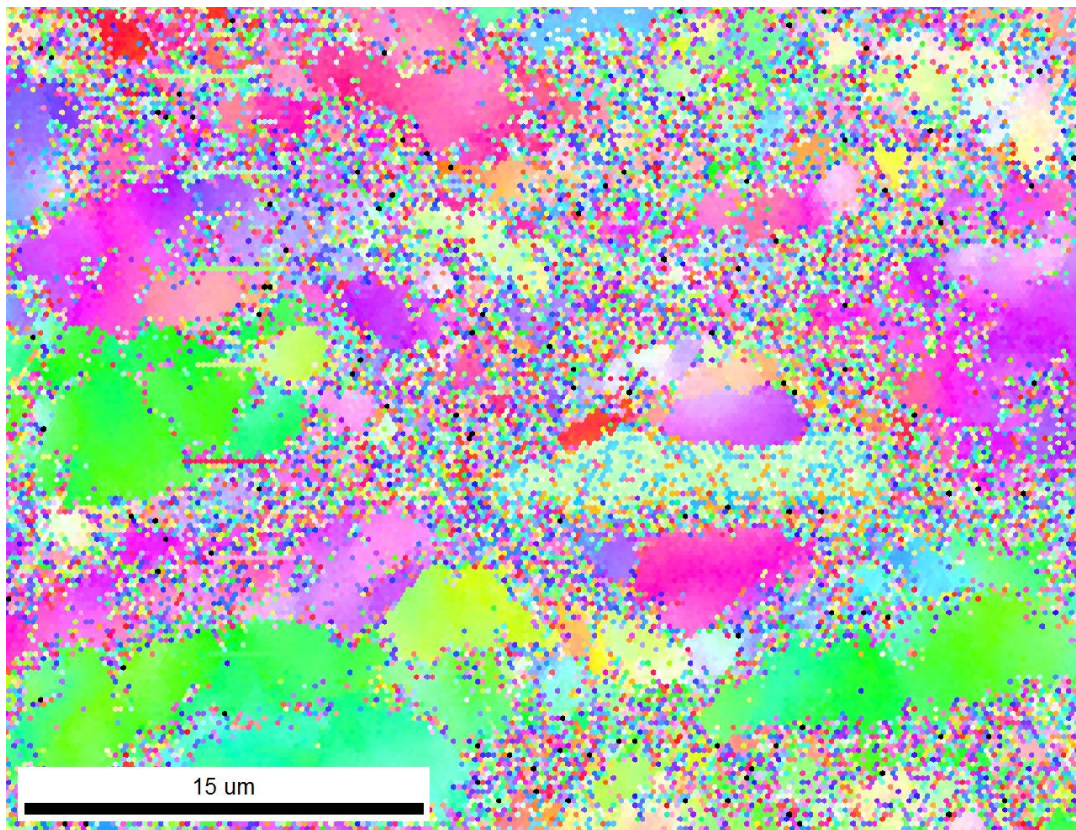


[001]



Σχήμα 194 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 20s – T₁-30°C.

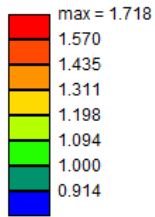
Σχήμα 195 Διάγραμμα IPF δείγματος 20s – T₁-30°C.



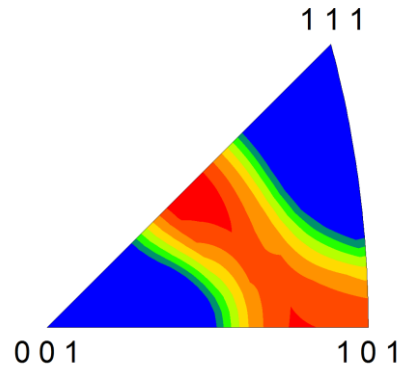
Σχήμα 196 Χάρτης IPF δείγματος 20s – T₁-30°C.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία T₁+10°C παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 1,71 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <439> όπως εντοπίστηκε μέσω του προγράμματος TSL OIM Analysis 7 (Σχήμα 197, Σχήμα 198). Σχετικά με τον χάρτη IPF (Σχήμα 199), παρατηρείται όπως και προηγουμένως πως το δείγμα αποτελείται από έντονα παραμορφωμένη μικροδομή το οποίο επιβεβαιώνεται και από την ποσοστιαία υπεροχή των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης (50,5%) έναντι αυτών της ανακρυστάλλωσης (46%) όπως προκύπτει από τον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic

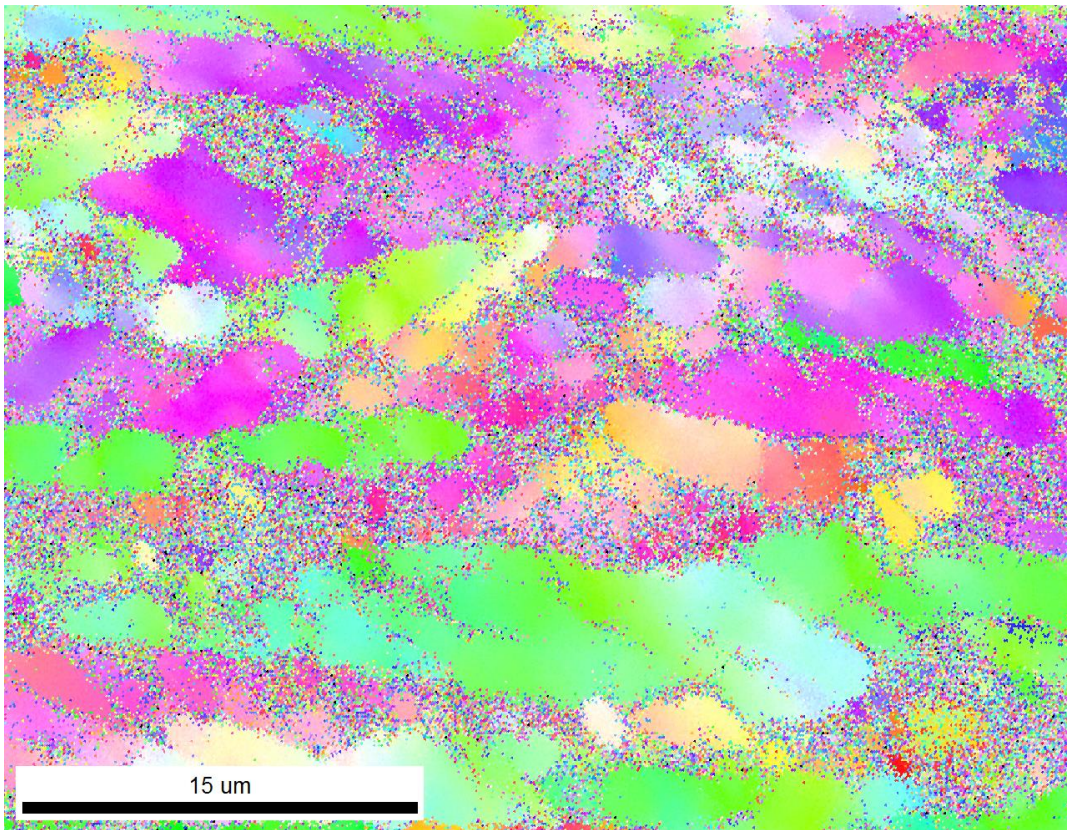


[001]



Σχήμα 197 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 20s – T₁+10°C.

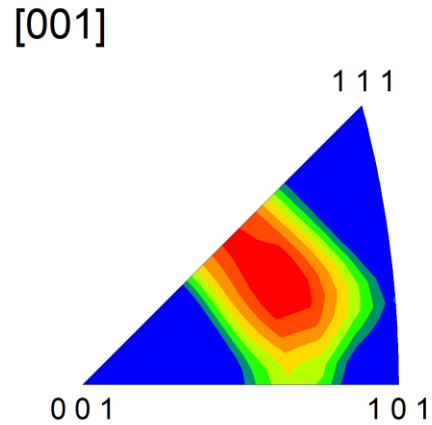
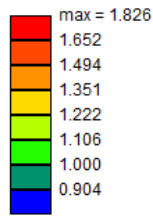
Σχήμα 198 Διάγραμμα IPF δείγματος 20s – T₁+10°C.



Σχήμα 199 Χάρτης IPF δείγματος 20s – T₁+10°C.

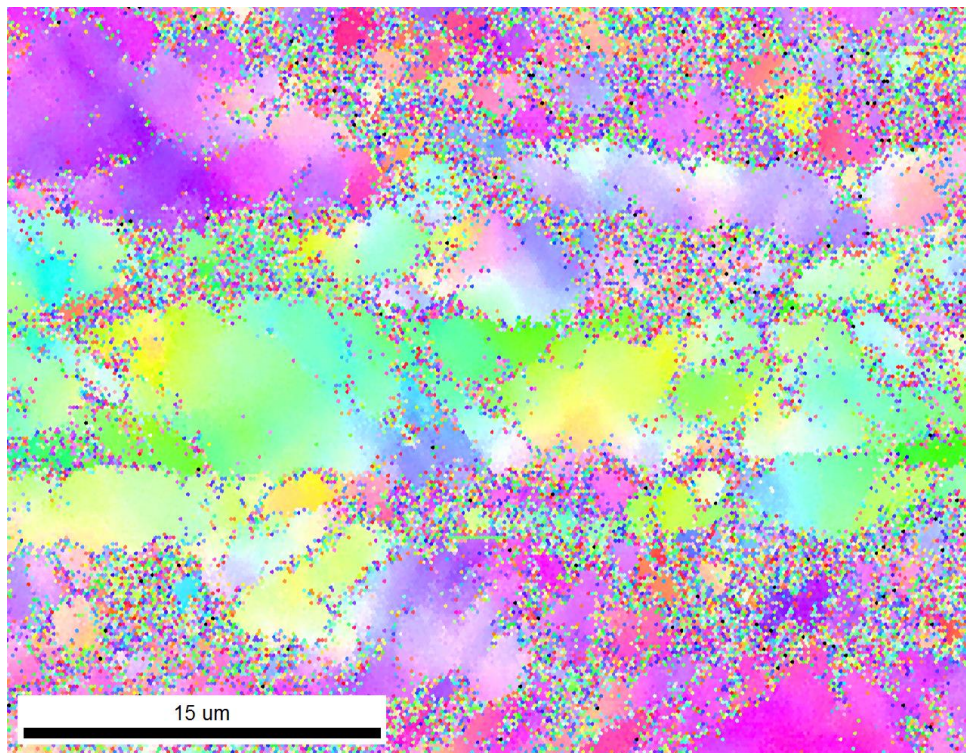
Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία T₁+25°C παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα IPF είναι 1,82 και εμφανίζεται κοντά στη διεύθυνση <528> όπως εντοπίστηκε μέσω του προγράμματος TSL OIM Analysis 7 (Σχήμα 200, Σχήμα 201). Σχετικά με τον χάρτη IPF (Σχήμα 202), παρατηρείται όπως και προηγουμένως πως το δείγμα αποτελείται από έντονα παραμορφωμένη μικροδομή το οποίο επιβεβαιώνεται και από την ποσοστιαία υπεροχή των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης (61%) έναντι αυτών της ανακρυστάλλωσης (30%) όπως προκύπτει από τον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic: L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic



Σχήμα 200 Κλίμακα έντασης IPF δείγματος 20s – T₁+25°C.

Σχήμα 201 Διάγραμμα IPF δείγματος 20s – T₁+25°C.



Σχήμα 202 Χάρτης IPF δείγματος 20s – T₁+25°C.

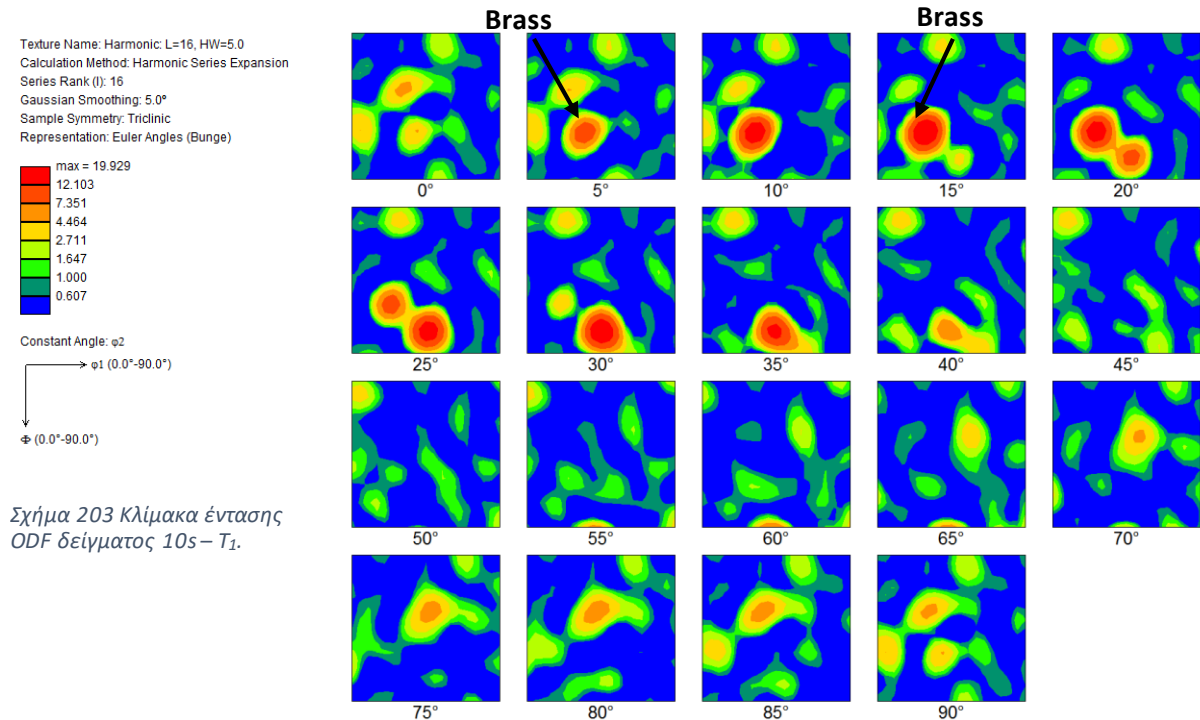
Αυτό που παρατηρείται από τα παραπάνω είναι πως με την αύξηση τόσο των θερμοκρασιών όσο και των χρόνων βαφής, επικρατεί ολοένα και περισσότερο ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης έναντι αυτού της ανακρυστάλλωσης.

Παρατηρήσεις από τα ODF

Σχετικά με τις πληροφορίες των ODF που λήφθηκαν από το EBSD, σημειώνεται πως αποτελούν τη γραφική απεικόνιση των αποτελεσμάτων ποσοτικών πληροφοριών των κρυσταλλογραφικών συστατικών του Πίνακα 15 όπως και αναλύονται παρακάτω.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 10s στη θερμοκρασία T₁ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 19,92 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το

κρυσταλλογραφικό συστατικό Brass ($35^\circ, 45^\circ, 0^\circ$) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 203, Σχήμα 204). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Brass από 0° έως 35° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 15.

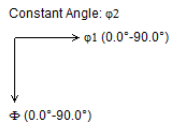
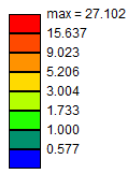


Σχήμα 203 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 10s – T₁.

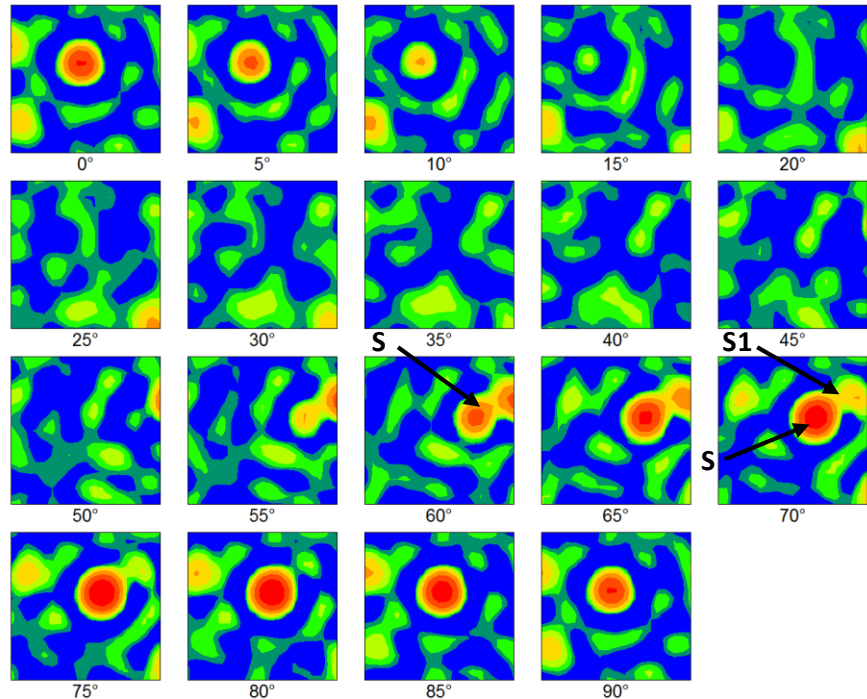
Σχήμα 204 Διάγραμμα ODF δείγματος 10s – T₁.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 15s στη θερμοκρασία T₁ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 27,10 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό S ($59^\circ, 37^\circ, 63^\circ$) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 205, Σχήμα 206). Επίσης, στην περιοχή με κίτρινο χρωματισμό κοντά της περιοχής υψηλής έντασης σημειώνεται η ύπαρξη και του συστατικού S1 ($59^\circ, 29^\circ, 63^\circ$) αλλά σε μικρότερη ποσότητα. Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 των συστατικών S και S1 από 60° έως 80° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για τα συστατικά αυτά. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic; L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic
 Representation: Euler Angles (Bunge)



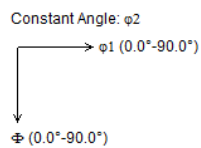
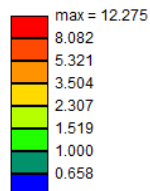
Σχήμα 205 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 15s – T₁.



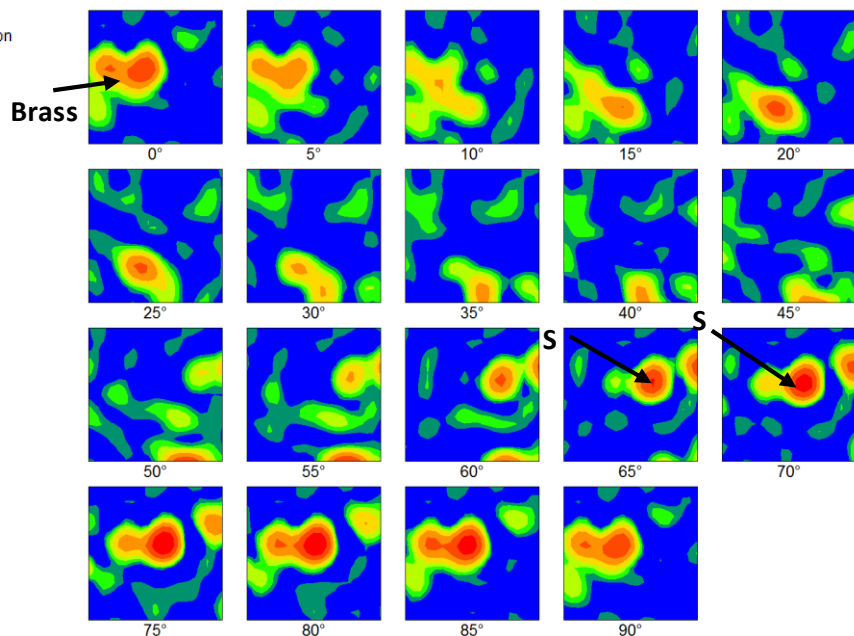
Σχήμα 206 Διάγραμμα ODF δείγματος 15s – T₁.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία T₁ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 12,27 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό S (59°, 37°, 63°) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β-fiber (Σχήμα 207, Σχήμα 208). Επίσης, σε περιοχή με πορτοκαλί χρωματισμό σημειώνεται η ύπαρξη και του συστατικού Brass (35°, 45°, 0°) αλλά σε μικρότερη ποσότητα. Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού S από 60° έως 80° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό, όπως και οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Brass από 0° έως 20° αντίστοιχα. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 15.

Texture Name: Harmonic; L=16, HW=5.0
 Calculation Method: Harmonic Series Expansion
 Series Rank (l): 16
 Gaussian Smoothing: 5.0°
 Sample Symmetry: Triclinic
 Representation: Euler Angles (Bunge)

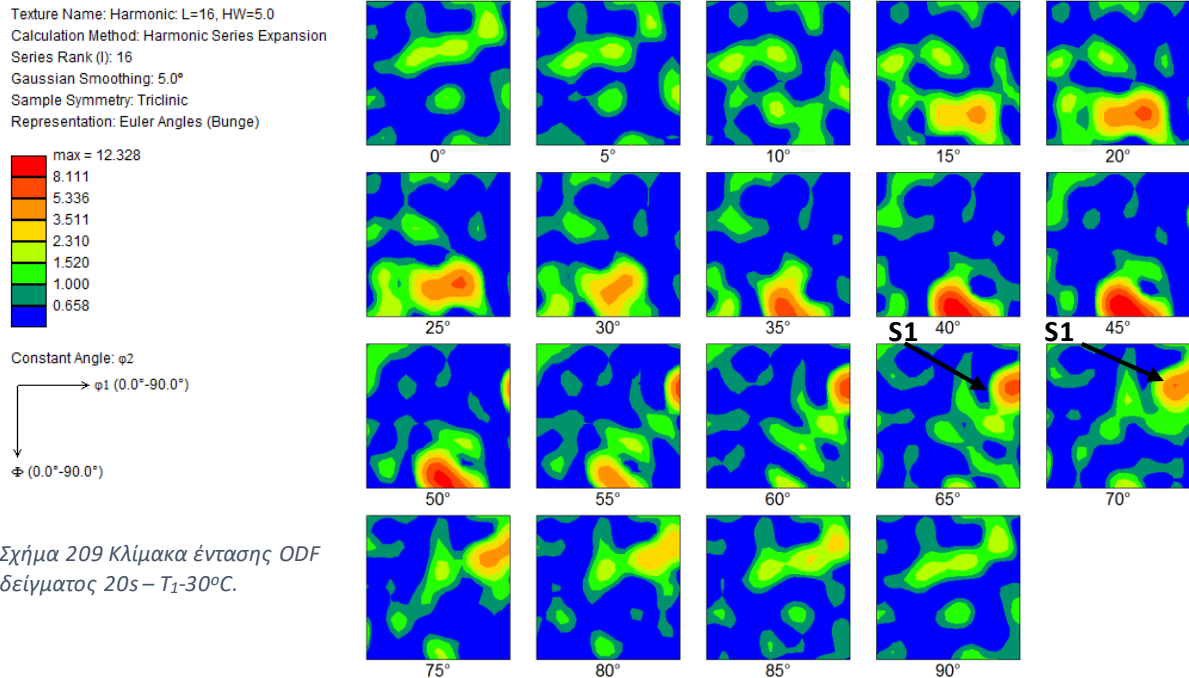


Σχήμα 207 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 20s – T₁.



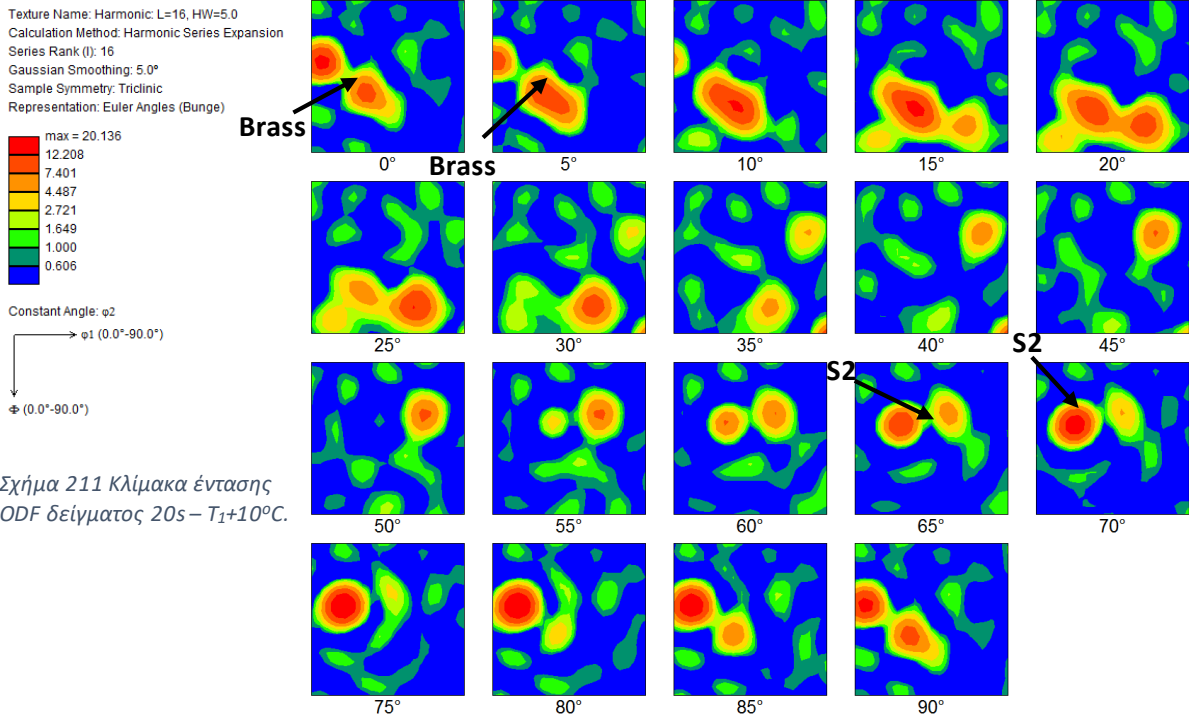
Σχήμα 208 Διάγραμμα ODF δείγματος 20s – T₁.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία $T_1-30^{\circ}\text{C}$ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 12,32 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό S1 ($59^{\circ}, 29^{\circ}, 63^{\circ}$) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 209, Σχήμα 210). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler ϕ_2 του συστατικού S1 από 55° έως 70° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 15.



Σχήμα 210 Διάγραμμα ODF δείγματος 20s – $T_1-30^{\circ}\text{C}$.

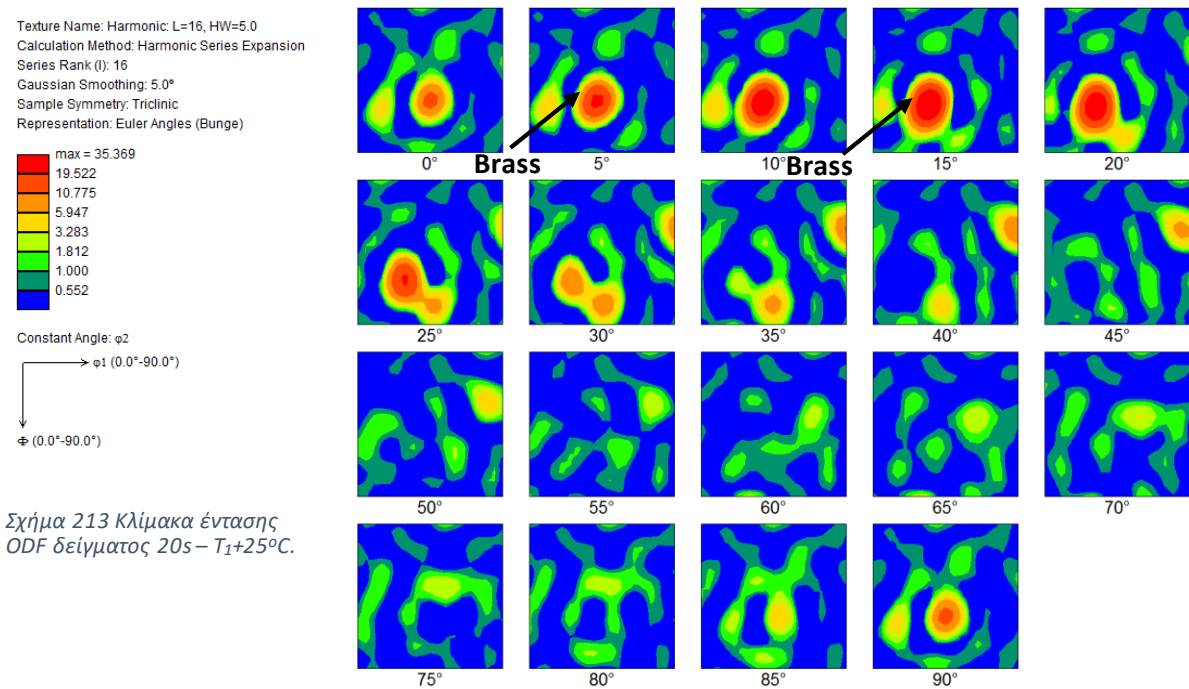
Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία $T_1+10^{\circ}\text{C}$ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 20,13 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Brass ($35^{\circ}, 45^{\circ}, 0^{\circ}$) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 211, Σχήμα 212). Επίσης, σε περιοχή με πορτοκαλί χρωματισμό σημειώνεται η ύπαρξη και του συστατικού S2 ($47^{\circ}, 37^{\circ}, 63^{\circ}$). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler ϕ_2 του συστατικού Brass από 0° έως 15° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό, όπως και οι γωνίες Euler ϕ_2 του συστατικού S2 αντίστοιχα. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 15.



Σχήμα 211 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 20s – $T_1+10^\circ\text{C}$.

Σχήμα 212 Διάγραμμα ODF δείγματος 20s – $T_1+10^\circ\text{C}$.

Για το δείγμα που υπέστη βαφή για 20s στη θερμοκρασία $T_1+25^\circ\text{C}$ παρατηρείται πως η υψηλότερη ένταση στην κλίμακα ODF είναι 35,36 και εμφανίζεται σε θέσεις που αναπαριστούν το κρυσταλλογραφικό συστατικό Brass (35° , 45° , 0°) το οποίο φαίνεται ως το ισχυρό συστατικό της φάσης β -fiber (Σχήμα 213, Σχήμα 214). Αυτό ερμηνεύεται εφόσον έχουν εξεταστεί οι γωνίες Euler φ_2 του συστατικού Brass από 0° έως 20° και επιβεβαιωθεί πως πρόκειται για το συστατικό αυτό. Όσο για τα κρυσταλλογραφικά συστατικά ανακρυστάλλωσης παρατηρείται πως υστερούν σε σχέση με τα παραμόρφωσης όπως επιβεβαιώνεται και ποσοτικά στον Πίνακα 15.



Σχήμα 213 Κλίμακα έντασης ODF δείγματος 20s – $T_1+25^\circ\text{C}$.

Σχήμα 214 Διάγραμμα ODF δείγματος 20s – $T_1+25^\circ\text{C}$.

5.2.4. Αποτελέσματα εφελκυσμών

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού για τα έξι δοκίμια των ανωτέρω εξεταζόμενων παραμέτρων βαφής «10s – T₁», «15s – T₁», «20s – T₁», «20s – T₁-30°C», «20s – T₁+10°C» και «20s – T₁+25°C» (Πίνακας 16). Σε γενικές γραμμές, παρατηρείται πως με την αύξηση των θερμοκρασιών και των χρόνων βαφής υπάρχει μείωση στις μηχανικές αντοχές των δοκιμίων, ενώ αυξάνεται η ολκιμότητά τους.

Έτσι, το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «10s – T₁» χαρακτηρίζεται από όριο διαρροής της τάξης των 235 MPa και προς τις τρεις διευθύνσεις της έλασης (0°, 45°, 90° προς RD), το δοκίμιο των «15s – T₁» έχει όριο διαρροής της τάξης των 230 MPa, το δοκίμιο των «20s – T₁» έχει όριο διαρροής της τάξης των 220 MPa, το δοκίμιο των «20s – T₁-30°C» έχει όριο διαρροής της τάξης των 215 MPa, το δοκίμιο των «20s – T₁+10°C» έχει όριο διαρροής της τάξης των 217 MPa και το δοκίμιο των «20s – T₁+25°C» έχει το χαμηλότερο όριο διαρροής της τάξης των 205 MPa.

Σχετικά με τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή, το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «10s – T₁» χαρακτηρίζεται από τιμή της τάξης των 263 MPa και προς τις τρεις διευθύνσεις της έλασης (0°, 45°, 90° προς RD), το δοκίμιο των «15s – T₁» έχει τιμή της τάξης των 260 MPa, το δοκίμιο των «20s – T₁» έχει τιμή της τάξης των 260 MPa, το δοκίμιο των «20s – T₁-30°C» έχει τιμή της τάξης των 260 MPa, το δοκίμιο των «20s – T₁+10°C» έχει τιμή της τάξης των 255 MPa και το δοκίμιο των «20s – T₁+25°C» έχει τη χαμηλότερη τιμή της τάξης των 250 MPa.

Όσο για την ολκιμότητα, το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «10s – T₁» έχει τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 3,5% και προς τις τρεις διευθύνσεις της έλασης (0°, 45°, 90° προς RD), το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «15s – T₁» έχει τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 4%, το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «20s – T₁» έχει τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 4%, το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «20s – T₁-30°C» έχει τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 4,5%, το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «20s – T₁+10°C» έχει τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 5% και το δοκίμιο με παραμέτρους βαφής «20s – T₁+25°C» έχει την υψηλότερη τιμή ολικής επιμήκυνσης θραύσης της τάξης του 6%

Έπειτα του υπολογισμού της κάθετης ανισοτροπίας (\bar{r}) και της επίπεδης ανισοτροπίας (Δr) (Πίνακας 17) συμπεραίνουμε ότι η βέλτιστη συμπεριφορά κατά της κατεργασία βαθιάς κοίλανσης εμφανίζεται στο δοκίμιο που υπέστη βαφή για 10s στη θερμοκρασία T₁ καθώς χαρακτηρίζεται τόσο από τη μικρότερη τιμή επίπεδης ανισοτροπίας όσο και από μεγαλύτερη τιμή κάθετης ανισοτροπίας με ιδιαίτερη διαφορά σχετικά με τους υπόλοιπους συνδυασμούς χρόνων και θερμοκρασιών βαφής. Ως δεύτερη επιλογή είναι το δοκίμιο των «20s – T₁+10°C», μετά τα δοκίμια των «20s – T₁-30°C», «20s – T₁», «20s – T₁+25°C» και «15s – T₁» αντίστοιχα.

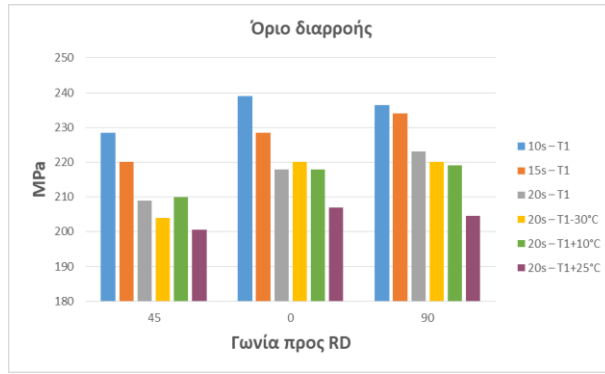
Συνεπώς, ο δεδομένος βέλτιστος συνδυασμός της βαφής για 10s στη θερμοκρασία T₁ προτείνεται για χρήση έναντι του συνδυασμού των 15s στη θερμοκρασία T₁ που προέκυψε από τον υπολογισμό των παραμέτρων λειτουργίας μιας ενεργής γραμμής βαφής εργοστασίου.

Πίνακας 16 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού δοκιμών μελέτης Β.

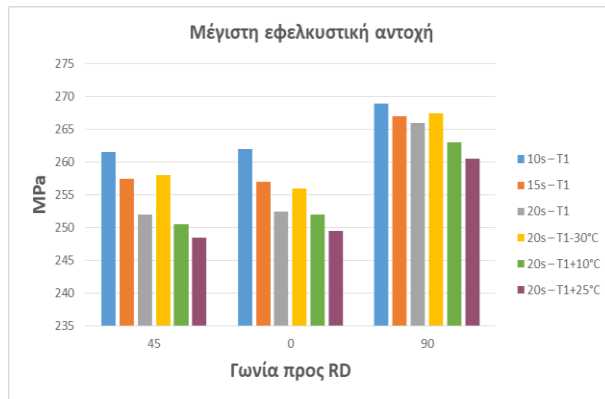
| Δοκίμιο | | Όριο διαρροής – Yield Strength Rp _{0.2} (Mpa) | Μέγιστη εφελκυστική αντοχή – Tensile Strength Rm (Mpa) | Επιμήκυνση ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης – Uniform Elongation Ag (%) | Ολική επιμήκυνση θραύσης – Elongation to Fracture A (%) |
|----------------------------|-----|---|---|--|--|
| 10s – T ₁ | 45° | 228,5 | 261,5 | 3,0 | 3,5 |
| | 0° | 239,0 | 262,0 | 3,0 | 3,0 |
| | 90° | 236,5 | 269,0 | 3,5 | 3,5 |
| 15s – T ₁ | 45° | 220,0 | 257,5 | 4,0 | 4,0 |
| | 0° | 228,5 | 257,0 | 2,5 | 3,5 |
| | 90° | 234,0 | 267,0 | 4,0 | 4,5 |
| 20s – T ₁ | 45° | 209,0 | 252,0 | 4,0 | 4,5 |
| | 0° | 218,0 | 252,5 | 4,0 | 4,0 |
| | 90° | 223,0 | 266,0 | 4,0 | 4,0 |
| 20s – T ₁ -30°C | 45° | 204,0 | 258,0 | 5,0 | 5,0 |
| | 0° | 220,0 | 256,0 | 4,0 | 4,5 |
| | 90° | 220,0 | 267,5 | 4,5 | 4,5 |
| 20s – T ₁ +10°C | 45° | 210,0 | 250,5 | 4,5 | 5,0 |
| | 0° | 218,0 | 252,0 | 4,0 | 4,5 |
| | 90° | 219,0 | 263,0 | 5,0 | 5,0 |
| 20s – T ₁ +25°C | 45° | 200,5 | 248,5 | 6,0 | 6,0 |
| | 0° | 207,0 | 249,5 | 5,0 | 6,0 |
| | 90° | 204,5 | 260,5 | 5,0 | 5,5 |

Πίνακας 17 Αποτελέσματα κάθετης (Δr) και επίπεδης (rm) ανισοτροπίας μελέτης Β.

| Δοκίμιο | $\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$ | $rm = (r_0 + r_{90} + 2r_{45})/4$ |
|----------------------------|---|-----------------------------------|
| 10s – T ₁ | -1,355 | 1,982 |
| 15s – T ₁ | 0,550 | 0,645 |
| 20s – T ₁ | 0,295 | 0,782 |
| 20s – T ₁ -30°C | -0,090 | 0,285 |
| 20s – T ₁ +10°C | -0,232 | 0,488 |
| 20s – T ₁ +25°C | 0,345 | 0,812 |



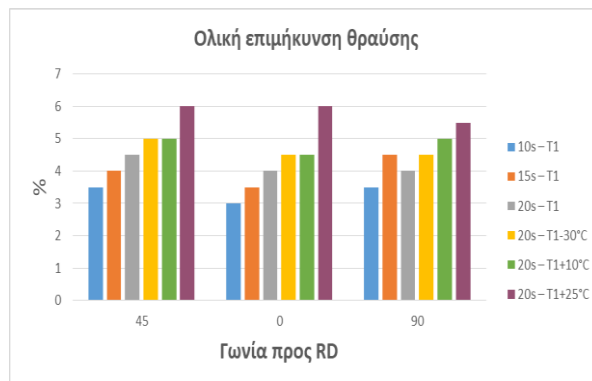
Σχήμα 215 Διάγραμμα που απεικονίζει την αντοχή διαρροής (Yield Strength) μελέτης B.



Σχήμα 216 Διάγραμμα που απεικονίζει τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή (Ultimate Tensile Strength) μελέτης B.



Σχήμα 217 Διάγραμμα που απεικονίζει την επιμήκυνση ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (Uniform Elongation) μελέτης B.



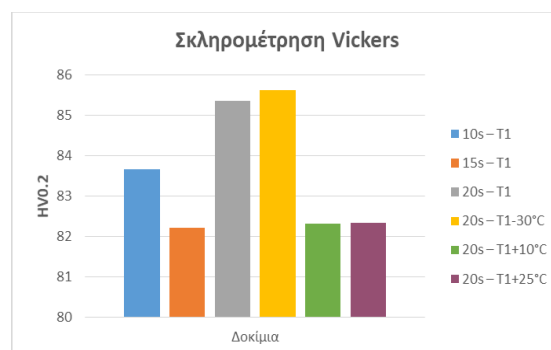
Σχήμα 218 Διάγραμμα που απεικονίζει την ολική επιμήκυνση θραύσης (Elongation to Fracture) μελέτης B.

5.2.5. Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των μετρήσεων σκληρότητας της μελέτης Β (Πίνακας 18). Παρατηρείται πως όλες οι τιμές βρίσκονται πολύ κοντά μεταξύ τους, με τη σκληρότητα των δοκιμίων των «20s – T₁» και «20s – T₁-30°C» να εμφανίζουν τις μεγαλύτερες τιμές.

Πίνακας 18 Αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας της μελέτης Β.

| Δοκίμιο | Μετρήσεις σκληρότητας Vickers (HV _{0,2}) | Μ.Ο. Μετρήσεων Vickers (HV _{0,2}) |
|----------------------------|--|---|
| 10s – T ₁ | 82,46 | 83,67 |
| | 86,41 | |
| | 82,14 | |
| 15s – T ₁ | 82,26 | 82,21 |
| | 82,03 | |
| | 82,36 | |
| 20s – T ₁ | 86,55 | 85,35 |
| | 83,80 | |
| | 85,72 | |
| 20s – T ₁ -30°C | 85,84 | 85,63 |
| | 85,35 | |
| | 85,72 | |
| 20s – T ₁ +10°C | 85,5 | 82,30 |
| | 78,28 | |
| | 83,14 | |
| 20s – T ₁ +25°C | 82,69 | 82,33 |
| | 81,49 | |
| | 82,46 | |



Σχήμα 219 Διάγραμμα που απεικονίζει τα αποτελέσματα μετρήσεων σκληρότητας της μελέτης Β.

5.2.6. Αποτελέσματα μετρήσεων αγωγιμότητας

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα από τις μετρήσεις αγωγιμότητας, από τις οποίες σημειώνεται υποτυπώδης μείωση της αγωγιμότητας κατά την αύξηση των θερμοκρασιών και των χρόνων βαφής (Πίνακας 19). Η μείωση αυτή πιθανώς να οφείλεται σε μικρή αύξηση των κατακρημνισμάτων που συμβαίνει κατά την υποβολή του υλικού σε κατεργασία βαφής.

Επίσης, σημειώνεται η ακόλουθη αντιστοιχία των μονάδων μέτρησης 100% IACS = 58.2MS/m.

Πίνακας 19 Μετρήσεις αγωγιμότητας μελέτης Β.

| Δοκίμιο | MS/m |
|----------------------------|-------|
| 10s – T ₁ | 22,57 |
| 15s – T ₁ | 22,55 |
| 20s – T ₁ | 22,48 |
| 20s – T ₁ -30°C | 22,71 |
| 20s – T ₁ +10°C | 22,63 |
| 20s – T ₁ +25°C | 22,67 |

6. Συζήτηση για τα Αποτελέσματα

Στην παρούσα εργασία εξετάστηκε η μικροδομή και ο κρυσταλλογραφικός ιστός δειγμάτων κράματος αλουμινίου της σειράς 3104 μέσω οπτικής και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας (SEM – EBSD), σκοπεύοντας στην συσχέτιση του κρυσταλλογραφικού ιστού με τις προκύπτουσες μηχανικές ιδιότητες του υλικού κατόπιν διαφορετικών κατεργασιών ανόπτησης (μελέτη «Α») και διαφορετικών κατεργασιών βαφής (μελέτη «Β»).

Αναφορικά με την πρώτη μελέτη, οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες (σε 0°, 45° και 90° προς τη διεύθυνση της έλασης) παρατηρούνται κατά την ανόπτηση σε θερμοκρασία αποκατάστασης του δοκιμίου «Τ» χαρακτηριζόμενη από 10h θερμοκρασιακής ανόδου με σταθερό ρυθμό «ράμπας» (ramp) και 2h παραμονής (soaking time) στην επιλεγμένη θερμοκρασία αποκατάστασης. Αυτό προέκυψε έπειτα του υπολογισμού των τιμών επίπεδης ($\Delta\sigma$) και κάθετης ($\bar{\sigma}$) ανισοτροπίας στις οποίες πρέπει η επίπεδη ανισοτροπία να έχει τη μικρότερη δυνατή τιμή ενώ η κάθετη ανισοτροπία να έχει τη μεγαλύτερη, καθώς επίσης έπειτα της υποβολής των δοκιμών σε δοκιμές εφελκυσμού, σε μετρήσεις σκληρότητας και αγωγιμότητας όπου στη δεδομένη θερμοκρασία ανόπτησης τα αποτελέσματα ήταν ικανοποιητικά. Σημειώνεται, πως στις συνθήκες αυτές υπερισχύει ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης και αιτιολογείται τόσο απ' το γεγονός ότι το δοκίμιο υπέστη ανόπτηση σε θερμοκρασία πριν την έναρξη της ανακρυστάλλωσης όσο και στην απεικόνιση της μικροδομής των κόκκων κατόπιν προσβολής Barkers οι οποίοι εμφανίζουν επιμηκυμένη μορφολογία προς τη διεύθυνση της έλασης. Σχετικά με τους γειτονικούς κόκκους της περιοχής θραύσης κατόπιν υποβολής του δοκιμίου σε εφελκυστικά φορτία, παρατηρείται πως αυτοί διατάσσονται αναλόγως των κρυσταλλογραφικών τους προσανατολισμών έως ότου πραγματοποιηθεί η θραύση και αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι οι όμοιες οικογένειες συστημάτων ολίσθησης τείνουν να ολισθαίνουν με παρόμοιο τρόπο κατά την επιβολή τάσεων.

Αναφορικά με τη δεύτερη μελέτη, οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες (σε 0°, 45° και 90° προς τη διεύθυνση της έλασης) παρατηρούνται κατά την βαφή για 10s στη θερμοκρασία T_1 , καθώς τα δοκίμια εμφανίζουν τις καταλληλότερες τιμές επίπεδης ($\Delta\sigma$) και κάθετης ($\bar{\sigma}$) ανισοτροπίας, ενώ οι υπόλοιποι υπολογισμοί κατόπιν δοκιμών εφελκυσμού, μετρήσεων σκληρότητας και αγωγιμότητας δεν απέχαν κατά πολύ μεταξύ τους. Όσο για τον κυρίαρχο κρυσταλλογραφικό ιστό, επικρατεί αυτός της παραμόρφωσης καθώς οι μικροί χρόνοι της κατεργασίας δεν επιτρέπουν την έναρξη της ανακρυστάλλωσης. Ιδιαίτερης σημασίας, είναι το γεγονός ότι ακόμη και αυτές οι μικρές διαφορές στις παραμέτρους χρόνου και θερμοκρασίας βαφής μπορούν να οδηγήσουν σε μεγάλες διαφορές στην ποιότητα του προϊόντος οι οποίες έχουν σημαντικό αντίκτυπο στην βιομηχανική γραμμή παραγωγής και σχετίζονται άμεσα με προβλήματα όπως της εμφάνισης «λοβών» αλλά και αστοχιών κατά τις μετέπειτα κατεργασίες διαμόρφωσης του υλικού.

7. Συμπεράσματα

Από το σύνολο της πραγματοποιηθείσας έρευνας προκύπτουν τα εξής κύρια συμπεράσματα:

1. Αναφορικά με τη μελέτη «Α» και την εξέταση του κρυσταλλογραφικού ιστού των φύλλων κράματος αλουμινίου 3104 με πάχος 0,50mm υπό την επίδραση εφελκυστικών φορτίων, προέκυψε πως οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες του προϊόντος για περαιτέρω επεξεργασία υφίστανται κατά την ανόπτηση σε θερμοκρασία αποκατάστασης του δοκιμίου «Τ» χαρακτηριζόμενη από 10h θερμοκρασιακής ανόδου με σταθερά αργό ρυθμό «ράμπας» (ramp) και 2h παραμονής (soaking time) στην επιλεγμένη θερμοκρασία αποκατάστασης. Σημειώνεται πως, στη δεδομένη θερμοκρασία κυριαρχεί ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης και συγκεκριμένα πρόκειται για μια θερμοκρασιακή περιοχή κοντά στο σημείο έναρξης της ανακρυστάλλωσης εφόσον αυτή έχει συμβεί σε μεγάλο βαθμό στη θερμοκρασία ανόπτησης του δοκιμίου «T+40°C». Όσον αφορά στους κόκκους κοντά στην περιοχή θραύσης, είναι εντυπωσιακό πως αυτοί διατάσσονται σε ευθείες αναλόγως των όμοιων προσανατολισμών τους ως προς τον άξονα άσκησης του εφελκυστικού φορτίου, καθώς επίσης ιδιαίτερο ενδιαφέρον παρουσιάζει η τάση ορισμένων κρυσταλλογραφικών συστατικών να περιστραφούν προς τη διεύθυνση άσκησης του φορτίου όπου επέρχεται η θραύση.
2. Για τη μελέτη «Β» και την εξέταση των διαφορετικών χρόνων και θερμοκρασιών βαφής στο φύλλο κράματος αλουμινίου 3104 με πάχος 0,20mm προσομοιάζοντας μια γραμμή βαφής εργοστασιακής κλίμακας, προέκυψε πως οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες του προϊόντος υφίστανται κατά τη βαφή για 10s στη θερμοκρασία T₁. Στις δεδομένες συνθήκες επικρατεί ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης όπως και στις υπόλοιπες που εξετάστηκαν, όμως υπάρχει ιδιαίτερη διαφορά στις τιμές επίπεδης και κάθετης ανισοτροπίας που σε σύγκριση με τις συνθήκες βαφής για 15s στη θερμοκρασία T₁ οδηγούν σε πολύ καλύτερα αποτελέσματα για τη μετέπειτα υποβολή σε διεργασία βαθιάς κοίλανσης.

8. Προτάσεις για Περαιτέρω Έρευνα

Σύμφωνα με τη παρούσα διπλωματική εργασία, προκύπτουν οι παρακάτω προτάσεις για περαιτέρω έρευνα:

1. Επιλογή διαφορετικών θερμοκρασιών ανόπτησης για τα φύλλα κράματος αλουμινίου 3104 πάχους 0,50mm με έμφαση σε αυτήν που αντιστοιχεί στο σημείο έναρξης της ανακρυστάλλωσης και αντίστοιχη εξέταση τόσο των μηχανικών ιδιοτήτων του προϊόντος όσο και του κρυσταλλογραφικού ιστού που επικρατεί.
2. Πραγματοποίηση βαφής των φύλλων κράματος αλουμινίου 3104 πάχους 0,20mm υπό τη χρήση διαφορετικών συνδυασμών χρόνων και θερμοκρασιών και αντίστοιχη εξέταση της επιδεκτικότητας για μετέπειτα διαμόρφωση του υλικού με έμφαση στη διεργασία της βαθιάς κοίλανσης.

Βιβλιογραφία

- [1] G. Totten and D. MacKenzie, *Handbook of aluminum*. New York: Marcel Dekker, 2003, σελ. 1, 38, 351, 352.
- [2] Σπ. Παπαευθυμίου, *Τεχνολογία υλικών*, Ίδρυμα Ευγενίδου, 2^η έκδοση. 2017, σελ. 52.
- [3] I. Polmear, *Light alloys*. Oxford: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006, σελ. 115.
- [4] J. Davis, *ASM Specialty Handbook, Aluminum and aluminum alloys*. Materials Park, OH: ASM International, 1993, σελ. 18, 21, 44, 231.
- [5] J. Kaufman, *Introduction to aluminum alloys and tempers*. Materials Park, OH: ASM International, 2000, σελ. 11, 27, 90.
- [6] "How and why alloying elements are added to aluminum", *Alcotec.com*, 2021. [Online]. Available: <http://www.alcotec.com/us/en/education/knowledge/qa/How-and-why-alloying-elements-are-added-to-aluminum.cfm>.
- [7] W. Callister and D. Rethwisch, *Materials Science And Engineering An Introduction*, 8th ed. 2010, σελ. 213, 215, 212, 417.
- [8] G. Dieter and D. Bacon, *Mechanical metallurgy*. London: McGraw-Hill, 1988, σελ. 203, 232, 589.
- [9] C. Gandhi, "Effect Of Homogenization On The Microstructural Development In A D.C. Cast AA3104 Aluminum Alloy Used For Canbody Stock", Master Of Applied Science, Indian Institute of Technology, 1994.
- [10] Magidi and L. Tessa, "The Study Of Intermetallic Particles In Aluminium Alloy AA3104 Can-Body Stock During Homogenisation", Masters of Mathematical Science, University of Cape Town, 2017.
- [11] M. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes and Systems*, 4th ed. New York: Wiley, 2015, σελ. 388, 384, 390, 396, 399.
- [12] R. Singh, *Introduction to basic manufacturing processes and workshop technology*. New Delhi: New Age International Publishers, 2006, σελ. 282, 283.
- [13] Σπ. Παπαευθυμίου, *Κατεργασίες διαμόρφωσης μετάλλων, Σημειώσεις διαλέξεων Μεταλλοτεχνίας*, 1^η έκδοση. 2021.
- [14] A. Shahani, S. Setayeshi, S. Nodamaie, M. Asadi and S. Rezaie, "Prediction of influence parameters on the hot rolling process using finite element method and neural network", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no. 4, σελ. 1920-1935, 2009.
- [15] J. Black and R. Kohser, *De Garmo's Materials and Processes in Manufacturing*, 10th ed. New York, N.Y.: Wiley, 2007, σελ. 382.
- [16] "Διαδικασία παραγωγής προϊόντων έλασης - Τεχνολογίες Αλουμινίου", *Atem-oe.gr*, 2021. [Online]. Available: <https://www.ate-oe.gr/alouminio-plirofories/technologies-alouminiu/diadi-kasia-paragogis-proionton-elasis.html>.
- [17] S. Semiatin and D. Furrer, "Simulation of Microstructure and Texture Evolution in Aluminum Sheet", 2009.
- [18] A. Lise Dons, "The Alstruc homogenization model for industrial aluminum alloys", *Journal of Light Metals*, vol. 1, no. 2, σελ. 133-149, 2001. Available: 10.1016/s1471-5317(01)00007-4.

- [19] J. Martin, *Concise encyclopedia of materials processing*. Amsterdam: Elsevier, 2009.
- [20] Σπ. Παπαευθυμίου, "Μεταλλουργική προσέγγιση κατά την κατεργασία βαθιάς κοίλανσης κραμάτων αλουμινίου", *ΣΥΝΕΡΓΕΙΕΣ - SYNERGEIES*, 2021. [Online]. Available: <https://synergeies.com/forming-en>.
- [21] F. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, 2004.
- [22] V. Randle and O. Engler, "Introduction to Texture Analysis, Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping", 2010. Available: 10.1201/9781482287479.
- [23] A. Rollett, "Microstructure and Anisotropy", 2014.
- [24] M. Rout, S. Pal and S. Singh, "Cross Rolling: A Metal Forming Process, Modern Manufacturing Engineering", *Materials Forming, Machining and Tribology*, σελ. 41-64, 2015. Available: 10.1007/978-3-319-20152-8_2.
- [25] Γ. Παπαδημητρίου, *Μεταλλοτεχνία: Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο*. 1990.
- [26] O. Engler, L. Löchte and K. Karhausen, "Modelling of Recrystallisation Kinetics and Texture during the Thermo-Mechanical Processing of Aluminium Sheets", *Materials Science Forum*, vol. 495-497, σελ. 555-566, 2005. Available: 10.4028/www.scientific.net/msf.495-497.555.
- [27] A. Schwartz, M. Kumar and B. Adams, *Electron backscatter diffraction in materials science*. New York: Springer, 2009.
- [28] J. Hirsch and T. Al-Samman, "Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications", *Acta Materialia*, vol. 61, no. 3, σελ. 818-843, 2013. Available: 10.1016/j.actamat.2012.10.044.
- [29] J. Hirsch and O. Engler, "Texture, local orientation and microstructure in industrial Al alloys, Microstructural and Crystallographic Aspects of Recrystallization", 1995.
- [30] J. Davis, *Tensile testing*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2004.
- [31] Σπ. Παπαευθυμίου, *Σημειώσεις Μαθήματος Μεταλλοτεχνίας*. 2014.
- [32] Γ. Φούρλαρης, *Σημειώσεις Εργαστηρίων Βιομηχανικών Κραμάτων*. 2021.
- [33] S. Suwas and R. Ray, *Crystallographic Texture of Materials*. London: Springer, 2014.
- [34] S. Wright and M. Nowell, "EBSD Image Quality Mapping", *Microscopy and Microanalysis*, vol. 12, no. 01, σελ. 72-84, 2006. Available: 10.1017/s1431927606060090.
- [35] "Standard Test Method for Tensile Strain – Hardening Exponents (n – Values) of Metallic Sheet Materials, ASTM, United States ", *Astm.org*, 2021. [Online]. Available: <https://www.astm.org/Standards/E646.htm>.
- [36] "Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal, ASTM, Designation E 517-00, United States", *Astm.org*, 2021. [Online]. Available: <https://www.astm.org/Standards/E517.htm>.
- [37] R. Huang, Z. Yin, Q. Huang and M. Liao, "The Influence of Composition on the Material Structure and Performance of 3104 Aluminum-Alloy Canbody Material", *Advanced Materials Research*, vol. 535-537, σελ. 987-991, 2012. Available: 10.4028/www.scientific.net/amr.535-537.987.

[38] O. Engler and K. Knarbak, "Temper rolling to control texture and earing in aluminium alloy AA 5050A", 2020. [Online]. Available: https://www.researchgate.net/publication/344847991_Temper_rolling_to_control_texture_and_earring_in_aluminium_alloy_AA_5050A.

[39] P. Oldring and U. Nehring, "Packaging Materials, Metal Packaging For Foodstuffs, International Life Sciences Institute", *Pac.gr*, 2007. [Online]. Available: <https://www.pac.gr/bcm/uploads/7-metal-packaging-for-foodstuffs.pdf>.

[40] "Safety Data Sheet Epoxy Topcoat, OSHA Hazard Communication Standard 29 CFR 1910.1200, Sterling Lacquer Mfg. Co.", *P11.secure.hostingprod.com*, 2016. [Online]. Available: <https://p11.secure.hostingprod.com/@site.skygeek.com/ssl/MSDS/sterling-lacquer-22-11202qkt-sterling-lacquer-22-11202-aluminum-epoxy-coating-kit-mil-c-22750.pdf>.

[41] "Sigmatest 2.068 Foerster Ec testing device", *Mkckorea.com*. [Online]. Available: <http://www.mkckorea.com/catalog/foerster/sigmatest/Sigmatest%202.068.pdf>.

[42] *Αγωγή θερμότητας στα μέταλλα, Πανεπιστήμιο Δυτικής Μακεδονίας*.

[43] R. Singh, *Introduction to basic manufacturing processes and workshop technology*. New Delhi: New Age International Publishers, 2006, σελ. 286.

Βιβλιογραφία Σχημάτων

[1] "Aluminium for Future Generations – Rolling", *Primary.world-aluminium.org*, 2021. [Online]. Available: <https://primary.world-aluminium.org/processes/rolling/>.

[2] "Metal Casting Processes; Overview, Classifications, Advantages And Disadvantages", *MechanicalBase*, 2021. [Online]. Available: <https://mechanicalbase.com/metal-casting-processes-overview-classifications-advantages-and-disadvantages/>.

[3] M. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes and Systems*, 4th ed. 2012, σελ. 99, 384, 390, 396, 400.

[4] W. Callister and D. Rethwisch, *Materials Science And Engineering An Introduction*, 4th ed. 2010, σελ. 212.

[5] E. De Garmo, J. Black and R. Kohser, *DeGarmo's Materials and processes in manufacturing*, 10th ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2007, σελ. 383.

[6] G. Dieter and D. Bacon, *Mechanical metallurgy*. London: McGraw-Hill, 1988, σελ. 588, 589.

[7] Σπ. Παπαευθυμίου, *Κατεργασίες διαμόρφωσης μετάλλων, Σημειώσεις διαλέξεων Μεταλλοτεχνίας*, 1^η έκδοση. 2021.

[8] R. Singh, *Introduction to basic manufacturing processes and workshop technology*. New Delhi: New Age International Publishers, 2006, σελ. 286.

[9] G. Totten and D. MacKenzie, *Handbook of aluminum*. New York: Marcel Dekker, 2003, σελ. 353.

[10] O. Gali, M. Shafiei, J. Hunter and A. Riahi, "The influence of work roll roughness on the surface/near-surface microstructure evolution of hot rolled aluminum–magnesium

- alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 237, 2016. Available: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.012.
- [11] D. Raabe, "Recovery and Recrystallization: Phenomena, Physics, Models, Simulation", *Physical Metallurgy*, σελ. 2291-2397, 2014. Available: 10.1016/b978-0-444-53770-6.00023-x.
- [12] V. Randle and O. Engler, "Introduction to Texture Analysis, Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping", 2010. Available: 10.1201/9781482287479.
- [13] J. Sidor, R. Petrov and L. Kestens, "Modeling the crystallographic texture changes in aluminum alloys during recrystallization", *Acta Materialia*, vol. 59, no. 14, σελ. 5735-5748, 2011. Available: 10.1016/j.actamat.2011.05.050.
- [14] J. Hirsch and T. Al-Samman, "Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications", *Acta Materialia*, vol. 61, no. 3, σελ. 818-843, 2013. Available: 10.1016/j.actamat.2012.10.044.
- [15] J. Hirsch and O. Engler, "Texture, local orientation and microstructure in industrial Al alloys, Microstructural and Crystallographic Aspects of Recrystallization", 1995.
- [16] J. Davis, *Tensile testing*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2004.
- [17] Σπ. Παπαευθυμίου, *Metal Forming Lecture Notes*. 2021.
- [18] J. Davis, *ASM Specialty Handbook, Aluminum and aluminum alloys*. Materials Park, OH: ASM International, 1993
- [19] Magidi and L. Tessa, "The Study Of Intermetallic Particles In Aluminium Alloy AA3104 Can-Body Stock During Homogenisation", Masters of Mathematical Science, University of Cape Town, 2017.