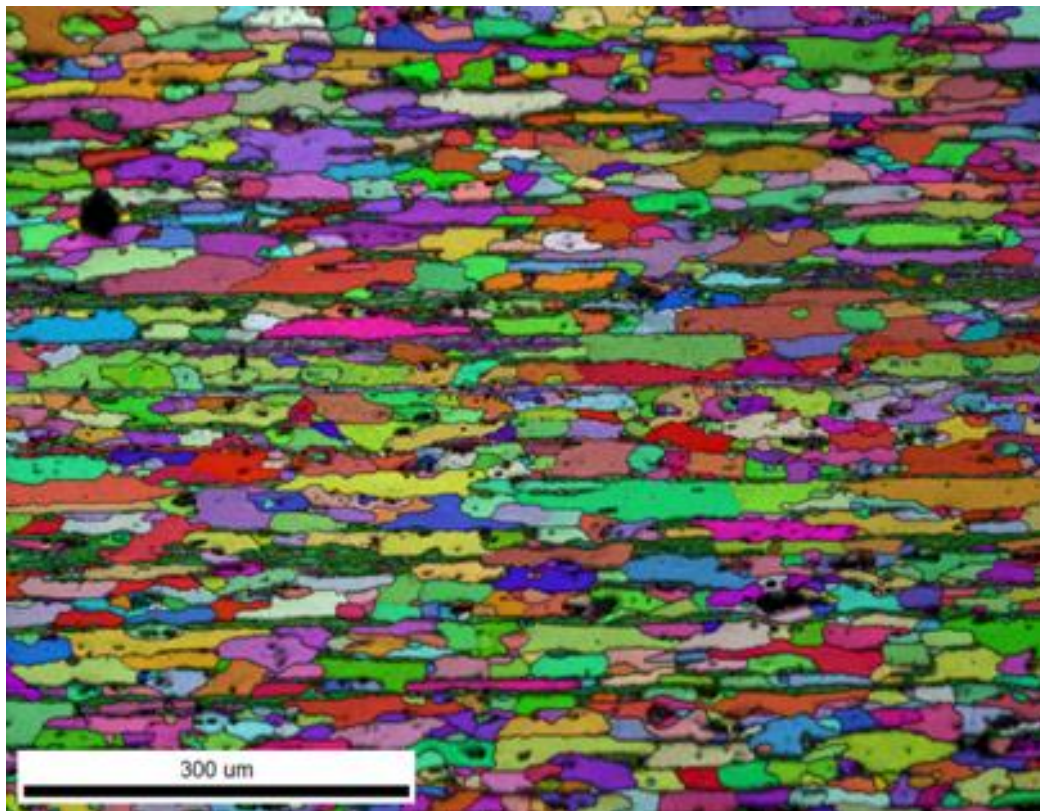




ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της
μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την
θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104**



Διπλωματική Εργασία

Τσιώλης Φώτιος

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

Αθήνα, Οκτώβριος 2021



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

**Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της
μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την
θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104**

Διπλωματική Εργασία

Τσιώλης Φώτιος

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

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 13/10/2021

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής(Υπογραφή)

Π. Τσακιρίδης, Επικ. Καθηγητής(Υπογραφή)

Σπ. Παπαευθυμίου, Αναπλ. Καθηγητής(Υπογραφή)

Η παρούσα διπλωματική εργασία εκπονήθηκε στο πλαίσιο της διδακτορικής διατριβής της Υ.Δ. Παπαδοπούλου Σοφίας, η οποία ήταν η υπεύθυνη μου κατά την παραμονή μου στο ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ, όπου πραγματοποιήθηκε το πειραματικό μέρος της παρούσας εργασίας.

Copyright © , Τσιώλης Φώτιος, Παπαδοπούλου Σοφία

Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος. All rights reserved.

“Few problems of crystal plasticity have proved more challenging than work hardening. It is a spectacular effect, for example enabling the yield strength of pure copper and aluminium crystals to be raised a hundredfold. Also, it occupies a central place in the subject, being related both to the nature of the slip process and to processes such as recrystallization and creep. It was the first problem to be attempted by the dislocation theory of slip and may well prove the last to be solved.”

- **A.H. Cottrell (1953)**

Στην οικογένεια μου,

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Η παρούσα διπλωματική εργασία αποτελεί το αποτέλεσμα της αгаστικής συνέργειας μεταξύ του Ε.Μ.Π. και της ελληνικής βιομηχανίας, καθώς το πειραματικό της σκέλος πραγματοποιήθηκε κατά την παραμονή μου στις εγκαταστάσεις του Ελληνικού Κέντρου Ερεύνης Μετάλλων (ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α.Ε.). Στην εκπόνηση της εν λόγω εργασίας συνέβαλαν αρκετά άτομα, τα οποία θα ήθελα, μέσω του παρόντος κειμένου, να ευχαριστήσω για την πολύτιμη συμβολή τους.

Αρχικά θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον επιβλέποντα της διπλωματικής μου εργασίας, Dr.– Ing. Σπύρο Α. Παπαευθυμίου, αναπληρωτή καθηγητή Ε.Μ.Π, τόσο για την ευκαιρία που μου έδωσε να την εκπονήσω σε ένα βιομηχανικό περιβάλλον, όσο και για τις συμβουλές, την καθοδήγηση και την εμπιστοσύνη που επέδειξε στο πρόσωπο μου.

Εν συνεχεία, ευχαριστώ πολύ τον γενικό διευθυντή του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α.Ε κ. Κ. Δανηλίδη καθώς και τα λοιπά μέλη της διοικήσεως του, τόσο για την φιλοξενία και όσο και για την δυνατότητα που μου έδωσαν να εκπονήσω την διπλωματική μου εργασία στις εγκαταστάσεις της εταιρείας.

Για την διάθεση των δειγμάτων που μελετήθηκαν στην παρούσα εργασία, ευχαριστώ θερμά τον κ. Ι. Τσίρο αναπληρωτή διευθυντή τεχνολογίας τομέα έλασης αλουμινίου της ΕΛΒΑΛΧΑΛΚΟΡ Α.Ε.. Παράλληλα, θα ήθελα να ευχαριστήσω την προϊσταμένη του ποιοτικού ελέγχου του τομέα έλασης αλουμινίου της ΕΛΒΑΛΧΑΚΟΡ Α.Ε. κα. Ι. Κουμαριώτη καθώς και τον κ. Ι. Σαπρίκη για την διενέργεια των δοκιμών της βαθιάς κοίλανσης στο εργαστήριο μηχανικών δοκιμών του τμήματος.

Επίσης, απευθύνω τις ευχαριστίες μου στον Δρ. κ. Α. Βαζδιρβανίδη, προϊστάμενο του εργαστηρίου Μεταλλογραφίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α.Ε. για τις χρήσιμες παρατηρήσεις και την καθοδήγηση του σχετικά με την τεχνική της περίθλασης οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD).

Για την εμπιστοσύνη, την υποστήριξη και την καθοδήγηση κατά την παραμονή μου στο ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α.Ε. θέλω να ευχαριστήσω θερμά την Υ.Δ. κα. Σ. Παπαδοπούλου, η συμβολή της οποίας ήταν καταλυτική στην εκπόνηση της παρούσας εργασίας. Επίσης, για την πολύτιμη βοήθεια τους αναφορικά με την διασφάλιση της απρόσκοπτης διεξαγωγής του πειραματικού μέρους της διπλωματικής μου εργασίας, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους κκ. Α. Ρίκο, Α. Αντωνόπουλο, Γ. Πανταζόπουλο και Α. Τουλφατζή.

Ακόμα, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά, τον Δρ. κ. Ε. Γαβαλά για τις ενδιαφέρουσες συζητήσεις, την στήριξη και την εμπιστοσύνη που επέδειξε στο πρόσωπό μου καθ' όλη τη συνεργασία μας. Επιπλέον, ευχαριστώ πολύ την Δρ. κα. Μ. Μπουζούνη και τον Υ.Δ. Β. Λουκαδάκη για τις συμβουλές και τις εύστοχες παρατηρήσεις τους σχετικά με την εκπόνηση της διπλωματικής μου εργασίας.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η παρούσα διπλωματική εργασία μελετά, αφενός την εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του κράματος αλουμινίου AA3104, και αφετέρου προσπαθεί να προσομοιώσει την πρόοδο του κρυσταλλογραφικού ιστού και της προκύπτουσας ανισοτροπίας κατά τα στάδια της εν ψυχρώ έλασης του υλικού, μέσω του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d. Υπό αυτό το πρίσμα, εκτός από την μελέτη της προόδου της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού, αξιολογήθηκαν τόσο οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού, όσο και η ανισοτροπία του. Πιο συγκεκριμένα, εξετάστηκαν δύο ακολουθίες ελασμάτων του κράματος AA3104 από το πάχος της θερμής έλασης έως το τελικό τους πάχος. Η διαφορά ανάμεσα στις δύο παραγωγικές ακολουθίες, οι οποίες στο πλαίσιο της παρούσας εργασίας ονομάστηκαν σχέδιο έλασης εν ψυχρώ A και AA, έγκειται στο γεγονός ότι το φύλλο της θερμής έλασης του εκάστοτε σχεδίου προέρχεται από διαφορετικής τεχνολογίας θερμό έλαστρο (Hot Tandem Mill - Hot Reversing & Coiling Mill). Από τα αποτελέσματα που προέκυψαν, το σύνολο των εξεταζόμενων μηχανικών ιδιοτήτων των δειγμάτων που μελετήθηκαν συσχετίστηκε με την εξέλιξη και της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού. Παράλληλα, τα αποτελέσματα των προσομοιώσεων των ψυχρών υποβιβασμών συγκρίθηκαν, ως προς τον υπολογισθέντα κρυσταλλογραφικό ιστού με τις πειραματικές μετρήσεις του ιστού των δειγμάτων, ενώ παράλληλα συγκρίθηκαν οι προσομοιωμένες τιμές των παραμέτρων της ανισοτροπίας με τις αντίστοιχες πειραματικές μετρήσεις. Σημαντικές διαφορές παρατηρήθηκαν ανάμεσα στα δείγματα των 2 σχεδίων εν ψυχρώ έλασης, τόσο με την εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού, όσο και σε σχέση με τις μηχανικές ιδιότητες και την προκύπτουσα ανισοτροπία των ελασμάτων του εκάστοτε σχεδίου, ειδικά μέχρι στάδιο της ενδιάμεσης ανόπτησης. Πηγή των διαφορών ανάμεσα στα δείγματα του εκάστοτε σχεδίου, υπήρξε η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης, καθώς το σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A εκκινούνταν από ένα φύλλο θερμής έλασης μερικώς ανακρυσταλλωμένο, το οποίο παρουσίαζε μικτό κρυσταλλογραφικό ιστού, με τον ιστού της ανακρυστάλλωσης (Cube, Cube-RD fibre) να κυριαρχεί. Αντιθέτως, το σχέδιο έλασης εν ψυχρώ AA εκκινούνταν από ένα φύλλο θερμής έλασης, του οποίου η μικροδομή ήταν σχεδόν πλήρως παραμορφωμένη, η οποία συνοδευόταν από την παρουσία ιστού παραμόρφωσης (β -fibre, Brass). Αυτή η διαφορά είχε ως αποτέλεσμα το τελικό παραχθέν έλασμα του σχεδίου A (Δείγμα D_RV) να παρουσιάζει καλύτερη ανισοτροπική συμπεριφορά ($Z=2,66$) εν συγκρίσει με το αντίστοιχο έλασμα (Δείγμα EE_RV) του σχεδίου έλασης AA ($Z=2,98$). Τέλος, αναφορικά με τα αποτελέσματα των προσομοιώσεων η προσέγγιση neff-VPSC7d προσομοίωσε, παρά τις όποιες αποκλίσεις, με μεγαλύτερη σχετική ακρίβεια, τόσο την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά τους ψυχρούς υποβιβασμούς, όσο και την προκύπτουσα ανισοτροπία του AA3104.

ABSTRACT

The current Master Thesis studies, on the one hand the microstructure and crystallographic texture evolution of the Aluminium alloy AA3104 during its thermomechanical processing and on the other hand tries to simulate the texture and anisotropy evolution during the cold rolling stages of the alloys processing route, via a polycrystal plasticity code, namely VPSC7d. Apart from the study regarding the microstructure and texture evolution, both the mechanical properties of the alloy and its anisotropic behavior were examined experimentally. Specifically, two series sheets, starting from the hot band all the way to the final gauge of the AA3014 alloy were tested. What differentiates the two series of sheets, which in the shake of the present thesis were named as cold rolling scheme A and AA accordingly, lies to the fact that the hot band sheet of each of the cold rolling schemes was produced via a different type of hot rolling mill (Hot Tandem Mill -Hot Reversing & Coiling Mill). From the results which emerged from the experimental part of this Thesis, the entirety of the examined mechanical properties of the samples were correlated with respect to the microstructure and texture evolution of each rolling scheme. Simultaneously, the simulation results of the cold rolling passes were compared with the experimentally measured values of both the crystallographic texture and the anisotropy parameters of each sample. Significant differences were noted amongst the samples of the two cold rolling schemes, regarding not only the microstructure and texture evolution but also the mechanical properties and the resulting anisotropy after each processing stage of the two cold rolling schemes, especially up until the intermediate annealing stage. The differences between the two cold rolling schemes stemmed from the hot rolling finishing/coiling temperature, as the hot band of the cold rolling scheme A was comprised of a partially recrystallized microstructure which presented a mixed type of texture, where the recrystallization texture (Cube, Cube-RD fibre) part prevailed. In contrast to the cold rolling scheme A, the hot band of the cold rolling scheme AA was comprised of an almost fully deformed microstructure which presented, a deformation type of texture (β -fibre, Brass). This starting texture difference resulted to the fact that the final gauge of the cold rolling scheme A presented superior anisotropic behavior ($Z=2,66$) as compared to the anisotropic behavior of the AA cold rolling scheme's final gauge ($Z=2,98$). Finally, with respect to the simulations results, the neff-VPSC7d approach had the highest relative accuracy, not only about the texture evolution during each cold rolling pass but also about the resultant anisotropy of the AA3104 sheet.

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

Ευχαριστίες.....	v
Περίληψη.....	vi
Abstract.....	vii
Περιεχόμενα.....	viii
Εισαγωγή.....	1
Σκοπός της Μελέτης.....	2
Κεφάλαιο 1	3
Φυσική μεταλλουργία Αλουμινίου	3
1.1 Γενικά στοιχεία.....	3
1.2 Φυσική μεταλλουργία κραμάτων αλουμινίου.....	5
1.3 Κατηγοριοποίηση κραμάτων αλουμινίου	7
1.4 Ονοματολογία	8
1.5 Μη θερμικός επεξεργάσιμα κράματα αλουμινίου.....	11
1.5.1 Η σειρά κραμάτων 3xxx.....	12
1.5.2 Το κράμα AA3104	15
Κεφάλαιο 2	23
Κρυσταλλογραφικός ιστός.....	23
2.1 Εισαγωγή.....	23
2.2 Αναπαράσταση Κρυσταλλογραφικού ιστού.....	26
2.3 Διδιάστατες αναπαραστάσεις κρυσταλλογραφικού ιστού	27
2.3.1 Τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων (Pole Figures).....	29
2.3.2 Τα διαγράμματα αναστροφών πολικών συντεταγμένων (Inverse Pole Figures)	32
2.3.3 Η μέθοδος της συνάρτησης κατανομής των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (Orientation Distribution Function).....	33
2.4 Πειραματικές τεχνικές Υπολογισμού Κρυσταλλογραφικού ιστού	42
2.4.1 Περίθλαση οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Electron Backscattered Diffraction, EBSD)	43
2.4.2 Μίκρο-ιστός και εφαρμογές περίθλασης οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων	44

Κεφάλαιο 3	47
Εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία εδροκεντρωμένων κυβικών μετάλλων	47
3.1 Μικροδομή και κρυσταλλογραφικός ιστός	47
3.2 Θερμομηχανική επεξεργασία	50
3.3 Πλαστική παραμόρφωση και κρυσταλλογραφικός ιστός	51
3.3.1 Η Εξέλιξη της μικροδομής κατά την πλαστική παραμόρφωση.....	53
3.4 Μηχανισμοί αναδόμησης κατά την ανόπτηση παραμορφωμένων μετάλλων	63
3.4.1 Αποκατάσταση	65
3.4.2 Ανακρυστάλλωση	66
3.4.3 Ανάπτυξη κόκκων.....	71
3.4.4 Εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης.....	73
Κεφάλαιο 4	78
Εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού της την θερμομηχανικώς ελεγχόμενη επεξεργασία του AA3104.....	78
4.1 Ανισοτροπία.....	79
4.2 Εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3014.....	82
4.2.1 Χύτευση	82
4.2.2 Ομογενοποίηση.....	83
4.2.3 Έλαση.....	85
4.2.4 Ανόπτηση	93
Κεφάλαιο 5	94
Μοντελοποίηση κρυσταλλικής πλαστικότητας.....	94
5.1 Ενσωματωμένη υπολογιστική μηχανική υλικών (Integrated Computational Materials Engineering, ICME)	94
5.2 Κρυσταλλική Πλαστικότητα.....	96
5.2.1 Υπολογιστικές τεχνικές ομογενοποίησης της κρυσταλλικής πλαστικότητας πολυκρυσταλλικών υλικών.....	96
5.3 Το ιξωδο-πλαστικό αυτό-συνεπές (Visco-plastic Self-consistent, VPSC) μοντέλο ομογενοποίησης της κρυσταλλικής πλαστικότητας πολυκρυσταλλικών υλικών.....	101
5.3.1 Ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC.....	102
5.3.2 Πλαστική παραμόρφωση μονοκρυστάλλων.....	103
5.3.3 Βασικά στοιχεία του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC	106
Κεφάλαιο 6	111
Πειραματική διαδικασία – Μεθοδολογία.....	111
6.1 Τεχνικές χαρακτηρισμού.....	114

6.1.1 Μεταλλογραφική προετοιμασία.....	114
6.1.2 Οπτική μικροσκοπία.....	117
6.1.3 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης.....	118
6.1.4 Δοκιμή αγωγιμομέτρησης.....	122
6.2 Μηχανικές δοκιμές.....	123
6.2.1 Δοκιμή σκληρομέτρησης.....	123
6.2.2 Δοκιμή εφελκυσμού.....	124
6.2.3 Δοκιμή βαθιάς κοίλανσης.....	125
6.3 Σχεδιασμός προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας.....	126
6.3.1 Υπολογισμός παραμέτρων προσομοίωσης από πειραματικά δεδομένα.....	128
Κεφάλαιο 7.....	129
Αποτελέσματα και συζήτηση πειραμάτων.....	129
7.1 Χαρακτηρισμός μικροδομής.....	129
7.1.1 Οπτική μικροσκοπία.....	129
7.1.2 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης.....	142
7.2 Μηχανικές και φυσικές ιδιότητες.....	150
7.2.1 Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων και αγωγιμομετρήσεων.....	150
7.2.2 Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού.....	154
7.2.3 Αποτελέσματα δοκιμής βαθιάς κοίλανσης.....	163
7.3 Χαρακτηρισμός κρυσταλλογραφικού ιστού.....	164
7.3.1 Περίθλαση οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.....	164
Κεφάλαιο 8.....	201
Αποτελέσματα και συζήτηση προσομοιώσεων πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας.....	201
8.1 Προσομοίωση ψυχρών υποβιβασμών σχεδίου έλασης A.....	201
8.1.1 Πρώτος εν ψυχρώ υποβιβασμός (A→B).....	201
8.1.2 Δεύτερος εν ψυχρώ υποβιβασμός (B→C).....	205
8.1.3 Τρίτος εν ψυχρώ υποβιβασμός (C_RX→D).....	208
8.1.4 Αξιολόγηση αποτελεσμάτων εξέλιξης κρυσταλλογραφικού ιστού.....	211
8.2 Προσομοίωση ψυχρών υποβιβασμών σχεδίου έλασης AA.....	213
8.2.1 Πρώτος εν ψυχρώ υποβιβασμός (AA→BB).....	213
8.2.2 Δεύτερος εν ψυχρώ υποβιβασμός (BB→CC).....	216
8.2.3 Τρίτος εν ψυχρώ υποβιβασμός (CC→DD).....	219
8.2.4 Τέταρτος εν ψυχρώ υποβιβασμός (DD_RX→EE).....	222
8.2.5 Αξιολόγηση αποτελεσμάτων εξέλιξης κρυσταλλογραφικού ιστού.....	225
Κεφάλαιο 9.....	227
Συζήτηση.....	227

9.1 Εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού	227
9.2 προσομοίωση πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας.....	229
Κεφάλαιο 10.....	231
Συμπεράσματα	231
Κεφάλαιο 11.....	232
Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα	232
Βιβλιογραφία	233
Παραρτήματα.....	249
Παράρτημα 1 : Μαθηματικό υπόβαθρο του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC.....	249
1.1 Κινηματική	249
1.2 Ενημέρωση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού και της μορφολογίας του εκάστοτε κόκκου	251
1.3 Το ιξωδο-πλαστικό αυτό-συνεπές μοντέλο.....	252
1.3.1 Τοπική βασική συμπεριφορά και ομογενοποίηση της μοναδιαίας απόκρισης των κόκκων ενός πολυκρυσταλλικού υλικού.....	252
1.3.2 Η μέθοδος των συναρτήσεων Green και η λύση μέσω μετασχηματισμών Φουριέ.....	254
1.3.3 Εξισώσεις αλληλεπίδρασης και τοπικοποίησης της μοναδιαίας απόκρισης των κόκκων ενός πολυκρυσταλλικού υλικού.....	255
1.3.4 Αυτό-συνεπείς εξισώσεις ομογενοποίησης	256
1.4 Αλγόριθμος του κώδικα VPSC.....	257
1.5 Εξισώσεις γραμμικοποίησης της ομογενοποιημένης απόκρισης του πολυκρυσταλλικού υλικού.....	260
1.6 Στοιχειώδεις εξισώσεις εργοσκλήρυνσης.....	261
1.6.1 Ο τροποποιημένος νόμος εργοσκλήρυνσης του Voce	262
Παράρτημα 2 : Παραδείγματα Αρχείων δεδομένων εισόδου του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC.....	264
2.1 Αρχείο κρυσταλλογραφικού ιστού.....	265
2.2 Αρχείο μικρομηχανικών δεδομένων.....	266
2.3 Αρχείο οριακών συνθηκών τάσεων-παραμορφώσεων της κατεργασίας – μονοτονική επιβολή.....	268
2.4 Αρχείο ελέγχου της προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας.....	269
Παράρτημα 3 : Υπολογισμός συστατικών κρυσταλλογραφικού ιστού με επιβολή ορθοτροπικής συμμετρίας.....	271
3.1 Σχέδιο έλασης εν Ψυχρώ A.....	271
3.2 Σχέδιο έλασης εν Ψυχρώ AA.....	272
Ευρετήριο Σχημάτων.....	273
Ευρετήριο Πινάκων.....	282

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Πολλά, επίπεδα πλατεά μεταλλικά ελάσματα παρουσιάζουν σημαντικά ποσοστά ανισοτροπίας κατά την πλαστική τους παραμόρφωση, η οποία κατά κύριο λόγο αποδίδεται στον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει την μικροδομή του φύλλου και είναι απότοκο της θερμομηχανικής προϊστορίας της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας στην οποία υπεβλήθη το έλασμα κατά την παραγωγή του[1]. Η ανισοτροπία που χαρακτηρίζει τα ελάσματα που χαρακτηρίζονται από έντονους κρυσταλλογραφικούς ιστούς, είναι ένα ανεπιθύμητο φαινόμενο καθώς μπορεί να προκαλέσει σημαντικά προβλήματα κατά την επακόλουθη διαμόρφωση του[2].

Ένα εκ των βιομηχανικά σημαντικότερων παραδειγμάτων των ανεπιθύμητων αποτελεσμάτων που προκαλούνται από λόγω της ανισοτροπίας, η οποία χαρακτηρίζει ένα έλασμα, είναι η εμφάνιση του φαινομένου της ανισοτροπικής πλαστικής διαρροής ή καλύτερα του «Earing» που εμφανίζεται κατά την παραγωγή σωμάτων δοχείων τροφίμων και αναψυκτικών μέσω της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας της βαθιάς κοίλανσης ελασμάτων του κράματος AA3104 [3]. Η εμφάνιση του φαινομένου του «Earing» κατά κανόνα αποδίδεται στον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει την μικροδομή του κράματος [4]. Για την ελαχιστοποίηση της ανισοτροπίας των ελασμάτων του AA3104, αυτό θα πρέπει να παραχθεί με τέτοιο τρόπο, ώστε ο κρυσταλλογραφικός ιστός που θα χαρακτηρίζει την μικροδομή στο τελικό του πάχος να εξασφαλίζει την ελάχιστη δυνατή ανισοτροπική συμπεριφορά. Ο έλεγχος του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 προϋποθέτει την λεπτομερή παρακολούθηση του συνόλου των σταδίων της παραγωγής του, ωστόσο, τα στάδια που επηρεάζουν σημαντικά την εξέλιξη της ανισοτροπίας του υλικού είναι ο κρυσταλλογραφικός ιστός που σχηματίζεται μετά το πέρας της θερμής έλασης καθώς και το ποσοστό επακόλουθης εν ψυχρώ έλασης του, όπως επισημαίνεται από τους Hirsch, Löchte και Engler [5].

Αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμή έλαση του AA3104, αυτά τα μεγέθη εξαρτώνται άμεσα από την πρόοδο του θερμομηχανικού φαινομένου της ανακρυστάλλωσης, το οποίο με την σειρά του εξαρτάται από την θερμοκρασία της παραμόρφωσης, το ρυθμό της παραμόρφωσης καθώς και από την έκταση του φαινομένου της αποκατάστασης[6]. Παράλληλα, η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης του AA3104 αποτελεί ίσως την σημαντικότερη παράμετρο για τον έλεγχο της μετέπειτα ανισοτροπίας του. Κατά συνέπεια, για την παραγωγή ελασμάτων AA3104 με βέλτιστες δυνατές ανισοτροπικές ιδιότητες, η γνώση της επίδρασης της θερμομηχανικής προϊστορίας στην μικροδομή και τον ιστό του υλικού αποτελεί το κλειδί για τον σχεδιασμό θερμομηχανικά ελεγχόμενων κατεργασιών [7]. Υπό αυτό το πρίσμα, τις τελευταίες δεκαετίες έχουν αναπτυχθεί υπολογιστικές τεχνικές προσομοίωσης της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού [8], οι οποίες χρησιμεύουν στον γρηγορότερο και αποδοτικότερο σχεδιασμό των μεταλλοτεχνικών κατεργασιών, λαμβάνοντας υπόψιν το σύνολο των θερμομηχανικών παραμέτρων που επηρεάζουν το εκάστοτε μεταλλουργικό φαινόμενο.

ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΜΕΛΕΤΗΣ

Αντικείμενο της παρούσας διπλωματικής εργασίας αποτελεί ο χαρακτηρισμός και η προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του κράματος AA3104, με ιδιαίτερη έμφαση να δίνεται στην επεξεργασία του κράματος μετά από την θερμή του έλαση και μέχρι το τελικό του πάχος. Στο πλαίσιο αυτό, εκτός από την μελέτη της προόδου της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού, αξιολογήθηκαν τόσο οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού, όσο και η ανισοτροπία του, οι οποίες στην συνέχεια συσχετίστηκαν με την εξέλιξη και της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού. Πιο συγκεκριμένα, εξετάστηκαν δύο ακολουθίες ελασμάτων του κράματος AA3104 από το πάχος της θερμής έλασης έως το τελικό τους πάχος. Η διαφορά ανάμεσα στις δύο παραγωγικές ακολουθίες, οι οποίες στο πλαίσιο της παρούσας εργασίας ονομάστηκαν σχέδιο έλασης εν ψυχρώ A και AA, έγκειται στο γεγονός ότι το φύλλο της θερμής έλασης του εκάστοτε σχεδίου προέρχεται από διαφορετικής τεχνολογίας θερμό έλαστρο (Hot Tandem Mill -Hot Reversing&Coiling Mill).

Σκοπός της μελέτης είναι, τόσο η σύγκριση της εξέλιξης της μικροδομής, των μηχανικών ιδιοτήτων και του κρυσταλλογραφικού ιστού ανάμεσα στα δύο σχέδια έλασης, όσο και η προσομοίωση των ψυχρών υποβιβασμών, του εκάστοτε σχεδίου, μέσω του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d, καθώς και η σύγκριση των πειραματικών με τις προσομοιωμένες τιμές, ώστε να αναγνωριστεί η καλύτερη παραγωγική οδός αλλά και να προταθούν τροποποιήσεις επί των σχεδίων της έλασης με στόχο την ελαχιστοποίηση της ανισοτροπίας που συνοδεύει το AA3104 στην εκάστοτε περίπτωση.

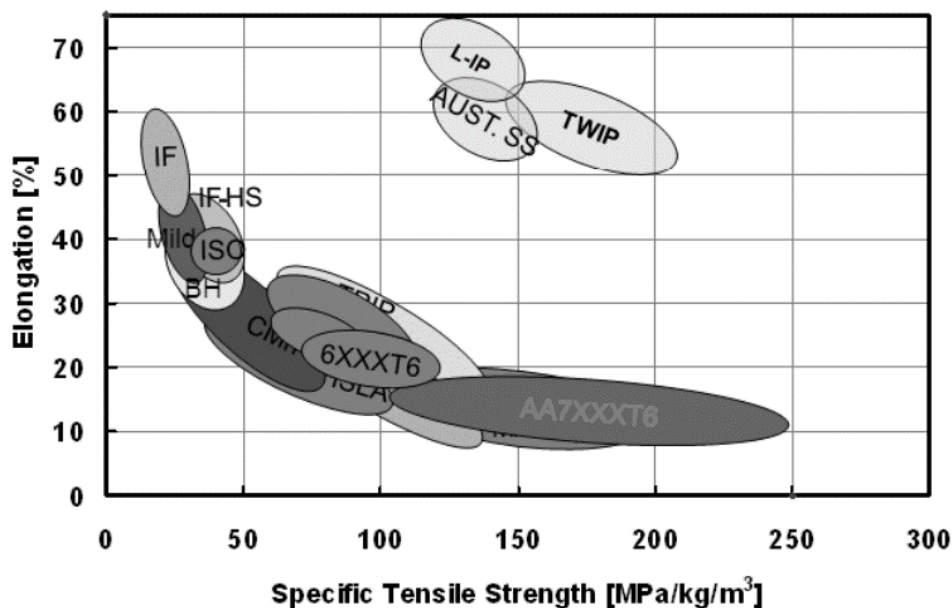
Κεφάλαιο 1

ΦΥΣΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

1.1 ΓΕΝΙΚΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ

Οι ελκυστικοί συνδυασμοί ιδιοτήτων που παρέχονται από το αλουμίνιο και τα κράματα του, καθιστούν το αλουμίνιο ένα εκ των πιο πολυχρηστικών, οικονομικών και ελκυστικών μεταλλικών υλικών, καθώς βρίσκει χρήση σε ένα ευρύ φάσμα τόσο εμπορικών όσο και τεχνολογικών εφαρμογών [9]. Κατ' αυτόν τον τρόπο, το αλουμίνιο και τα κράματα του κατατάσσονται στην δεύτερη θέση της αγοράς των μεταλλικών υλικών, πίσω από τον χάλυβα [10].

Αναφορικά με τις ιδιότητες του αλουμινίου, στις οποίες οφείλει τα ανταγωνιστικά του πλεονεκτήματα έναντι των λοιπών δομικών μεταλλικών υλικών, η πυκνότητα είναι εκείνη -σε συνδυασμό με την αντοχή- που το κάνει να ξεχωρίζει. Έχοντας, λοιπόν, πυκνότητα, η οποία ανέρχεται στα $2,7 \text{ gr/cm}^3$ - σχεδόν το ένα τρίτο της πυκνότητας των κοινών ανθρακούχων χαλύβων (7.83 gr/cm^3)- το αλουμίνιο καθιστά δυνατό τον σχεδιασμό και την κατασκευή ελαφρών αλλά συνάμα δυνατών κατασκευών, γεγονός που το καθιστά εξαιρετικά ελκυστικό δομικό υλικό στους διάφορους τομείς των μεταφορών (αυτοκινητοβιομηχανία, ναυπηγική και αεροναυπηγική - Σχήμα 1) [11].



Σχήμα 1: Σύγκριτικό διάγραμμα ειδικής αντοχής-ολκιμότητας για τα διάφορα μεταλλικά υλικά που βρίσκουν εφαρμογή στην αυτοκινητοβιομηχανία, την ναυπηγική και την αεροναυπηγική [9].

Πέραν της εξαιρετικής ειδικής αντοχής του, μία ακόμη ελκυστική ιδιότητα του αλουμινίου είναι η αντοχή του έναντι στην διάβρωση. Οι αντιδιαβρωτικές ιδιότητες του αλουμινίου πηγάζουν από τον σχηματισμό στην ατμοσφαιρικά εκτιθέμενη επιφάνεια του ενός στρώματος οξειδίου του αλουμινίου (Al_2O_3 , αλούμινα), το οποίο λειτουργεί ως στρώμα παθητικοποίησης εμποδίζοντας την περαιτέρω οξείδωση του μεταλλικού υποστρώματος [12]. Ένα επιπλέον χαρακτηριστικό γνώρισμα του προστατευτικού στρώματος αλούμινας, είναι η πολύ καλή πρόσφυση της με το μεταλλικό υπόστρωμα, γεγονός που παρεμποδίζει τυχόν αποφλοιώσεις του οξειδίου, οι οποίες θα έφερναν το υπόστρωμα σε επαφή με την ατμόσφαιρα [11]. Ωστόσο, ακόμη και σε περίπτωση μηχανικής φθοράς (π.χ. εκτριβή) του προστατευτικού στρώματος της αλούμινας, αυτό υπόκειται σε αυτοίαση. Επιπρόσθετα, μέσω ειδικών κραματικών προσθηκών και κατάλληλης επεξεργασίας, τα κράματα του αλουμινίου εμφανίζουν αντοχή έναντι της διάβρωσης και σε πιο έντονα διαβρωτικά περιβάλλοντα εν συγκρίσει με την ατμόσφαιρα του περιβάλλοντος, όπως το θαλασσινό [13].

Η ανακλαστικότητα των αλουμινένιων επιφανειών, όταν αυτές είναι στιλβωμένες, καθώς και η τροποποίηση της ανακλαστικότητας τους έως τον βαθμό που αυτές μπορούν να μετατραπούν σε απορροφητικές μέσω κατεργασιών ανοδίωσης, αποτελεί μία ακόμη ιδιότητα του αλουμινίου που αποτελεί την ειδοποιό διαφορά, αναφορικά με την επιλογή του για αρχιτεκτονικές εφαρμογές [13].

Ένας ακόμη ελκυστικός συνδυασμός ιδιοτήτων που παρουσιάζει το αλουμίνιο και τα κράματα του, είναι οι τιμές ηλεκτρικής και θερμικής αγωγιμότητας που τα χαρακτηρίζουν [14]. Ο παραπάνω συνδυασμός ιδιοτήτων οδηγεί συχνά στην επιλογή κραμάτων αλουμινίου σε εφαρμογές που απαιτούν συνδυασμό υψηλής ηλεκτρικής αγωγιμότητας και μηχανικής αντοχής, όπως στα υψηλής τάσης καλώδια μεταφοράς ηλεκτρικού ρεύματος [14] ή και σε εφαρμογές που εκμεταλλεύονται κυρίως την θερμική του αγωγιμότητα, όπως στους εναλλάκτες θερμότητας [14].

Επιπλέον, άλλες ιδιότητες που καθιστούν το αλουμίνιο ελκυστικό, ως κατασκευαστικό υλικό, είναι πως είναι μη-ferρομαγνητικό, κάτι που είναι σημαντικό για ηλεκτρικές και ηλεκτρονικές εφαρμογές. Το αλουμίνιο, δεν είναι εύφλεκτο κάτι που είναι σημαντικό σε εφαρμογές, οι οποίες σχετίζονται με εύφλεκτα ή εκρηξιγενή υλικά. Επίσης, το γεγονός πως το αλουμίνιο δεν είναι τοξικό το καθιστά ελκυστικό σε μεγάλες βιομηχανίες, όπως η συσκευαστική βιομηχανία τροφίμων και ποτών [15].

Τέλος, η επιδεκτικότητα του αλουμινίου και των κραμάτων του στην διαμόρφωση τους σε οποιοδήποτε μέγεθος και σχήμα είναι μία εκ των σημαντικότερων ιδιοτήτων τους, καθώς συχνά καθίστανται ευθέως ανταγωνιστικά με φθηνότερα μεταλλικά υλικά, τα οποία, ωστόσο, είναι λιγότερο κατεργάσιμα [16]. Λόγω της εξαιρετικής επιδεκτικότητας του αλουμινίου στην διαμόρφωση, αυτό μπορεί να κατεργαστεί μέσω οποιασδήποτε μεταλλοτεχνικής κατεργασίας (έλαση, σφυρηλασία, διέλαση, ολκή κ.λπ.).

1.2 ΦΥΣΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

Αναφορικά με την φυσική μεταλλουργία των κραμάτων του αλουμινίου, παρότι τα περισσότερα μέταλλα δύναται να χρησιμοποιηθούν ως κραματικές προσθήκες σε αυτό, λίγα είναι εκείνα, τα οποία παρουσιάζουν επαρκή διαλυτότητα στο αλουμίνιο για τον ικανοποιητικό σχηματισμό στερεού διαλύματος, ώστε να χρησιμοποιηθούν ως κύριες κραματικές προσθήκες [13]. Από τις ευρύτερα χρησιμοποιούμενες κραματικές προσθήκες του αλουμινίου μόνο ο ψευδάργυρος, το μαγνήσιο, ο χαλκός και το πυρίτιο έχουν σημαντικές διαλυτότητες στο αλουμίνιο στην στερεή κατάσταση, όπως αυτό αποτυπώνεται στον Πίνακα 1.

Παρόλα αυτά, αρκετά άλλα στοιχεία με διαλυτότητες μικρότερες του 1% κατά ατομική προσθήκη, προσδίδουν σημαντικές βελτιώσεις στις ιδιότητες των κραμάτων του αλουμινίου στα οποία και προστίθενται. Τέτοιες κραματικές προσθήκες είναι, επί παραδείγματι το χρώμιο, το μαγγάνιο και το ζirkόνιο, οι οποίες χρησιμοποιούνται κυρίως για τον σχηματισμό ενώσεων, οι οποίες επιδρούν στη μορφολογία και το μέγεθος των κόκκων της μικροδομής κατά την επεξεργασία των εκάστοτε κραμάτων [9], [12].

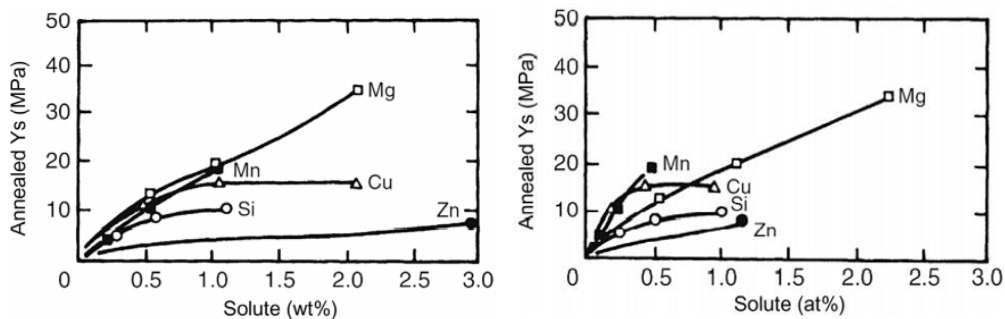
Πίνακας 1: Μέγιστη διαλυτότητα διαφόρων κραματικών προσθηκών στα διμερή συστήματα τους με το αλουμίνιο [9].

Στοιχείο	θερμοκρασία (°C)	Μέγιστη διαλυτότητα στο Al		
		(wt.%)	(at.%)	
Κάδμιο	Cd	649	0.4	0.09
Κοβάλτιο	Co	657	<0.02	<0.01
Χαλκός	Cu	548	5.65	2.4
Χρώμιο	Cr	661	0.77	0.4
Γερμάνιο	Ge	424	7.2	2.7
Σίδηρος	Fe	655	0.05	0.025
Λίθιο	Li	600	4.2	16.3
Μαγνήσιο	Mg	450	17.4	18.5
Μαγγάνιο	Mn	658	1.82	0.9
Νικέλιο	Ni	640	0.04	0.02
Πυρίτιο	Si	577	1.65	1.59
Άργυρος	Ag	566	55.6	23.8
Κασσίτερος	Sn	228	~0.06	~0.01
Τιτάνιο	Ti	665	~1.3	~0.74
Βανάδιο	V	661	~0.4	~0.21
Ψευδάργυρος	Zn	443	82.8	66.4
Ζirkόνιο	Zr	660.5	0.28	0.08

Αναφορικά με την επίδραση των προαναφερθέντων κραματικών προσθηκών στο αλουμίνιο, αξίζει να αναφερθεί πως το υψηλής καθαρότητας αλουμίνιο, σε πλήρως ανοπτημένη (-O) κατάσταση παρουσιάζει πολύ χαμηλή τάση διαρροής (~10 MPa). Το γεγονός αυτό, συνηθώς, δεν είναι επιθυμητό στις περισσότερες των εφαρμογών και αυτός είναι ο λόγος της προσθήκης κραματικών στοιχείων για τον σχηματισμό στερεού διαλύματος. Οι κραματικές προσθήκες που θα συμβάλλουν στην σκλήρωση του υλικού μέσω του σχηματισμού στερεού διαλύματος, στην περίπτωση του καθαρού αλουμινίου, θα πρέπει να είναι τέτοιες, ώστε [9]:

- I. Να έχουν ικανοποιητική διαλυτότητα στο στερεό διάλυμα στην θερμοκρασία της ανόπτησης,
- II. Να παραμένουν διαλελυμένες στο στερεό διάλυμα κατά την απόψυξη, και
- III. Να μην αντιδρούν μεταξύ τους προς σχηματισμό αδιάλυτων φάσεων.

Στο Σχήμα 2 παρουσιάζεται η επίδραση της εκάστοτε κραματικής προσθήκης στην τάση διαρροής του αλουμινίου, όταν σε αυτό προστίθενται επιλεγμένες ποσότητες κραματικών προσθηκών, με στόχο την σκλήρωση μέσω του σχηματισμού στερεού διαλύματος [15].



Σχήμα 2: Επίδραση των κραματικών προσθηκών Mg, Mn, Cu, Si, Zn στην τάση διαρροής του αλουμινίου λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος [15].

Σε επίπεδο ατομικών προσθηκών, το μαγγάνιο και ο χαλκός είναι οι πιο αποτελεσματικές κραματικές προσθήκες για προσθήκες της τάξης έως του 0,5 at.%. Ειδικότερα το μαγγάνιο, παρά την περιορισμένη του προσθήκη, συνήθως κατακρημνίζεται υπό την μορφή διασπαρμένων σωματιδίων/κατακρημνισμάτων (dispersoids) της μορφής Al_6Mn , τόσο κατά την θερμική κατεργασία ομογενοποίησης όσο και στην μετέπειτα εν θερμώ κατεργασία του κράματος που το εμπεριέχει, έτσι ώστε μόνο ένα 0,2-0,3 at.% να παραμένει εν διαλύσει στο στερεό διάλυμα. Σχετικά με τον χαλκό, οι προσθήκες του στα μη θερμικώς επεξεργάσιμα κράματα αλουμινίου, συνήθως, κρατούνται σε ένα μέγιστο ποσοστό ατομικής προσθήκης της τάξης του 0,3 at.%, για να αποφευχθεί ο πιθανός σχηματισμός αδιάλυτων φάσεων Al-Cu-Fe [13], [15].

Το μαγνήσιο είναι η πιο αποτελεσματική κραματική προσθήκη, αναφορικά με το βαθμό της σκλήρωσης μέσω του σχηματισμού στερεού διαλύματος που προσφέρει η προσθήκη του, καθώς οι προσθήκες του μαγνησίου δύναται να ανέλθουν έως και σε 6 at.%. λόγω της μεγάλης διαλυτότητας του στο αλουμίνιο [13]. Εν αντιθέσει με το μαγνήσιο, αξίζει να αναφερθεί πως ο ψευδάργυρος, παρότι ως κραματική προσθήκη παρουσιάζει, επίσης, υψηλή διαλυτότητα στο αλουμίνιο σε στερεά κατάσταση, ο βαθμός της σκλήρωσης που προσφέρει λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος είναι σχετικά μικρός [11].

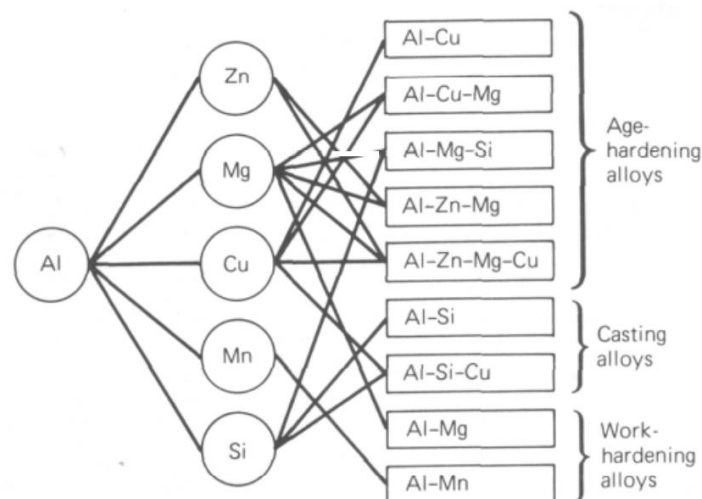
Απεναντίας, παρότι η επίδραση προσθηκών, όπως ο ψευδάργυρος, ο χαλκός ή το πυρίτιο δεν είναι ανάλογη του μαγνησίου ή του μαγγανίου, αυτές αυτοτελώς ή συνδυαστικά με το μαγνήσιο δύναται να προσφέρουν σκλήρωση των κραμάτων του αλουμινίου μέσω λεπτομερούς ομοιογενούς κατακρημνίσης μικροσκοπικών κατακρημνισμάτων στην μήτρα του αλουμινίου [17]. Για την επίτευξη σκλήρωσης του αλουμινίου μέσω του άνωθι μηχανισμού απαιτείται η διενέργεια συνδυαστικών θερμικών κατεργασιών διαλυτοποίησης, βαφής για την διατήρηση της υπέρκορης κατάστασης στην θερμοκρασία περιβάλλοντος καθώς και γήρανσης (τεχνητή γήρανση). Άλλοι μηχανισμοί σκλήρωσης που απαντώνται στο αλουμίνιο και τα κράματα του και δρουν ευεργετικά σε σχέση με τις μηχανικές τους ιδιότητες είναι [12]:

- I. Η σκλήρωση μέσω εργοσκλήρυνσης (Work hardening)
- II. Η σκλήρωση λόγω κατακρήμνισης διεσπαρμένων σωματιδίων (Dispersion Hardening)
- III. Η σκλήρωση λόγω της ελάττωσης του μεγέθους των κόκκων (ή και των υποκόκκων), όπως αυτή περιγράφεται από την σχέση των Hall και Petch: $\sigma_o = \sigma_i + KD$

1.3 ΚΑΤΗΓΟΡΙΟΠΟΙΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

Η πρωταρχική κατηγοριοποίηση των κραμάτων του αλουμινίου περιλαμβάνει την κατάταξη των διαφόρων κραμάτων σε δύο ευρείες κατηγορίες συναρτήσει του τρόπου παραγωγής και επεξεργασίας τους. Έτσι, λοιπόν, τα κράματα του αλουμινίου διαχωρίζονται στα μεταλλοτεχνικώς κατεργάσιμα (Wrought Alloys) και στα χυτά (Cast Alloys) [18]. Μία περαιτέρω κατηγοριοποίηση που μπορεί να εφαρμοστεί στα κράματα των άνωθι κατηγοριών βασίζεται στον κύριο μηχανισμό εξέλιξης των ιδιοτήτων των κραμάτων αυτών κατά την παρασκευή και την επεξεργασία τους [9]. Πολλά από τα κράματα του αλουμινίου αποκτούν τις τελικές ιδιότητες τους μέσω της εφαρμογής κάποιας θερμικής κατεργασίας, όπως θερμικές κατεργασίες διαλυτοποίησης, βαφής ή και γήρανσης, οι οποίες βασίζονται στην διαλυτοποίηση και την κατακρήμνιση συγκεκριμένων φάσεων, οι οποίες έχουν άμεση επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων αυτών. Αυτού του είδους τα κράματα, τα οποία δύναται να ανήκουν τόσο στα μεταλλοτεχνικώς επεξεργάσιμα όσο και στα χυτά, κατηγοριοποιούνται ως θερμικώς επεξεργάσιμα (Heat Treatable Alloys) [13].

Απεναντίας, μία πληθώρα κραμάτων αλουμινίου, τα οποία ανήκουν στην κατηγορία των μεταλλοτεχνικώς επεξεργάσιμων κραμάτων, βασίζουν τις τελικώς αποκτώμενες μηχανικές τους ιδιότητες αποκλειστικά στο επίπεδο της εργοσκλήρυνσης που αποκτούν κατά την μεταλλοτεχνική τους κατεργασία. Τα κράματα αυτά, συνεπώς, κατηγοριοποιούνται ως κράματα διαμόρφωσης/εργοσκλήρυνσης ή ως μη θερμικώς επεξεργάσιμα (Work Hardening or Non-Heat Treatable Alloys) [13]. Κάποια χυτά κράματα αλουμινίου δύναται και αυτά να κατηγοριοποιηθούν ως μη θερμικώς επεξεργάσιμα, όταν χρησιμοποιούνται στην χυτή τους κατάσταση (As Cast) χωρίς να έχουν υποβληθεί σε θερμικές κατεργασίες με στόχο την διαλυτοποίηση και την κατακρήμνιση συγκεκριμένων φάσεων. Στο Σχήμα 3 τα παρακάτω συνοψίζονται - συναρτήσει και των συνηθέστερων κραματικών προσθηκών που απαντώνται σε αυτά - τόσο τα χυτά όσο και τα μεταλλοτεχνικώς κατεργάσιμα (θερμικώς και μη θερμικώς επεξεργάσιμα) κράματα αλουμινίου [11].



Σχήμα 3: Κύριες κραματικές προσθήκες των κραμάτων αλουμινίου [11].

1.4 ΟΝΟΜΑΤΟΛΟΓΙΑ

Η ονοματολογία των χυτών και των μεταλλοτεχνικώς επεξεργάσιμων κραμάτων αλουμινίου βασίζεται στην ορολογία του προτύπου ANSI H35.1 που έχει θεσπίσει η αμερικανική ένωση αλουμινίου (The Aluminium Association). Οι κωδικές ονομασίες των κραμάτων αλουμινίου, σύμφωνα με την Aluminium Association (A.A.), αποτελούνται από δύο μέρη, τα οποία χωρίζονται με παύλα [9], [12], [13].

Το πρώτο μέρος αποτελείται από τέσσερις αριθμούς, των οποίων η σημασία εξαρτάται από το εάν πρόκειται για μεταλλοτεχνικώς κατεργάσιμο κράμα ή για κράμα χύτευσης και το οποίο αποτελεί το πρώτο κριτήριο διαχωρισμού ανάμεσα στα κράματα του αλουμινίου, όπως προαναφέρθηκε [13]. Στον Πίνακα 2 παρουσιάζονται οι σειρές των μεταλλοτεχνικώς επεξεργάσιμων κραμάτων αλουμινίου, ενώ στον Πίνακα 3 παρουσιάζονται οι σειρές των χυτών κραμάτων αλουμινίου σύμφωνα με το πρότυπο της αμερικανικής ένωσης αλουμινίου (A.A.).

Πίνακας 2: Ονοματολογία των σειρών και κύριες κραματικές προσθήκες των κραμάτων διαμόρφωσης αλουμινίου [13].

Σειρά Κράματος	Κύρια κραματική προσθήκη
1xxx	Αλουμίνιο καθαρότητας > 99.00%
2xxx	Χαλκός
3xxx	Μαγγάνιο
4xxx	Πυρίτιο
5xxx	Μαγνήσιο
6xxx	Μαγνήσιο και Πυρίτιο
7xxx	Ψευδάργυρος
8xxx	Άλλα στοιχεία (π.χ. Σίδηρος ή Κασσίτερος)
9xxx	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά

Πίνακας 3: Ονοματολογία των σειρών και κύριες κραματικές προσθήκες των χυτών κραμάτων αλουμινίου [13].

Σειρά Κράματος	Κύρια κραματική προσθήκη
1xx.x	Αλουμίνιο καθαρότητας > 99.00%
2xx.x	Χαλκός
3xx.x	Πυρίτιο και χαλκός ή πυρίτιο
4xx.x	Πυρίτιο
5xx.x	Μαγνήσιο
6xx.x	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
7xx.x	Ψευδάργυρος
8xx.x	Κασσίτερος
9xx.x	Άλλα στοιχεία

Αναφορικά, με την κατηγοριοποίηση των κραμάτων διαμόρφωσης, η οποία παρουσιάστηκε στον Πίνακα 2, ο πρώτος αριθμός εκάστοτε οικογένειας κραμάτων, αφορά το κύριο στοιχείο κραματικής προσθήκης, ο δεύτερος στις τροποποιήσεις ανάμεσα στα όρια των περιεκτικότητας των ακαθαρσιών της εκάστοτε χημικής σύστασης, ενώ οι δύο τελευταίοι αριθμοί χρησιμοποιούνται για τον προσδιορισμό της ειδικής κατηγορίας του κράματος ανάμεσα στην κραματική σειρά που ανήκει. Ωστόσο, εξαίρεση σε αυτό αποτελεί η σειρά 1XXX, όπου οι δύο τελευταίοι αριθμοί της σειράς φανερώνουν το ποσοστό της περιεκτικότητας του αλουμινίου σε επίπεδα μεγαλύτερα του 99,00% [13].

Αντίθετα, σε ότι αφορά την κατηγοριοποίηση των χυτών κραμάτων αλουμινίου, η οποία παρουσιάστηκε στον Πίνακα 3, σύμφωνα με την κατηγοριοποίηση της Aluminium Association (A.A.), ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης και οι δυο επόμενοι την κατηγορία του εκάστοτε κράματος. Τους αριθμούς αυτούς ακολουθεί τελεία και ο επόμενος αριθμός αναφέρεται στην μορφολογία του προϊόντος της χύτευσης, με το (0) να δείχνει ότι πρόκειται για τελικό χυτό και το (1) ότι πρόκειται για πλίνθωμα [13].

Μετά από τα τελευταία ψηφία του πρώτου μέρους της κατηγοριοποίησης ακολουθεί μια παύλα και το δεύτερο μέρος της κωδικοποίησης που αφορά την κατεργασία (Temper Designation), την οποία έχει υποστεί το κράμα της εκάστοτε σειράς. Το δεύτερο αυτό μέρος της κατηγοριοποίησης αποτελείται ένα γράμμα, το οποίο ακολουθείται από έναν μονοψήφιο έως τετραψήφιο αριθμό, μέσω του οποίου προσδιορίζεται το είδος της κατεργασίας που έχει υποβληθεί το υλικό καθώς το ποσοστό κατά στο οποίο έχει σκληρωθεί [18].

Έτσι, βάσει των ανωτέρω, προκύπτουν οι παρακάτω κωδικοποιήσεις για τα κράματα αλουμινίου συναρτήσει της θερμομηχανικής τους προΐστορίας, όπως αυτές παρουσιάζονται στον Πίνακα 4.

Τέλος, αναφορικά με το διεθνές ενοποιημένο σύστημα αρίθμησης των κραμάτων (Unified Numbering System, UNS), παρόλο που δεν χρησιμοποιείται εμπορικά καθώς στον εμπορικό τομέα επικρατεί το πρότυπο της A.A., είναι χρήσιμο να αναφερθεί πως και αυτό ακολουθεί, τόσο για τα μεταλλοτεχνικώς κατεργάσιμα όσο και για τα χυτά κράματα αλουμινίου το πρότυπο της A.A. [12], [13]. Η μόνη αλλαγή που υπάρχει είναι πως ψηφία "A9" συνοδεύουν τον τετραψήφιο κωδικό του εκάστοτε κράματος της εκάστοτε κραματικής σειράς.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

Πίνακας 4: Οι μεταλλουργικές καταστάσεις (Temper) στις οποίες παράγονται τα επίπεδα προϊόντα κραμάτων αλουμινίου [12].

Κωδικός υποβληθείσας κατεργασίας	Κατεργασία
F	Προϊόν όπως παρήχθη, χωρίς μηχανική ή θερμική κατεργασία, Ανόπτηση
O	Πλήρως ανοπτημένο
H	Εργοσκλήρυνση, μόνο για τα κράματα διαμόρφωσης
H1X	Εργοσκληρωμένο, (το X αναφέρεται στο ποσοστό εργοσκλήρυνσης και κυμαίνεται από 1 έως 9) H12 1/4 εργοσκληρωμένο H14 2/4 εργοσκληρωμένο H16 3/4 εργοσκληρωμένο H18 4/4 εργοσκληρωμένο - αντιστοιχεί σε ~75% εν ψυχρώ υποβιβασμό H19 Υπερσκληρό κράμα - αντιστοιχεί σε 85-92% εν ψυχρώ υποβιβασμούς
H2X	Εργοσκλήρυνση ακολουθούμενη από ανόπτηση (αποκατάστασης ή μερικής ανακρυστάλλωσης). Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό εργοσκλήρυνσης μετά το πέρας της ανόπτησης.
H3X	Εργοσκλήρυνση ακολουθούμενη από θερμική κατεργασία σταθεροποίησης σε χαμηλή θερμοκρασία, προκειμένου να αποφευχθεί το age-softening (κυρίως η σειρά 5xxx). Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό σκλήρυνσης μετά από τη σταθεροποίηση.
H4X	Εργοσκλήρυνση ακολουθούμενη από θερμική κατεργασία, όπως ανοδική βαφή (paint curing) ή επικάλυψη με λάκα (lacquering). Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό σκλήρυνσης μετά από το πέρας της κατεργασίας.
T	Θερμική κατεργασία σκλήρυνσης με γήρανση. T1 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και φυσική γήρανση. T2 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, μηχανική εν ψυχρώ κατεργασία και φυσική γήρανση T3 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση T4 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση. T5 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος. T6 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος. T7 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, θερμική κατεργασία σταθεροποίησης. T8 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση. T9 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, τεχνητή γήρανση και κατεργασία εν ψυχρώ. T10 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση.
W	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης. Χρησιμοποιείται μόνο για τα θερμικώς επεξεργάσιμα κράματα, που υφίστανται σκλήρυνση με γήρανση.

1.5 ΜΗ ΘΕΡΜΙΚΩΣ ΕΠΕΞΕΡΓΑΣΙΜΑ ΚΡΑΜΑΤΑ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

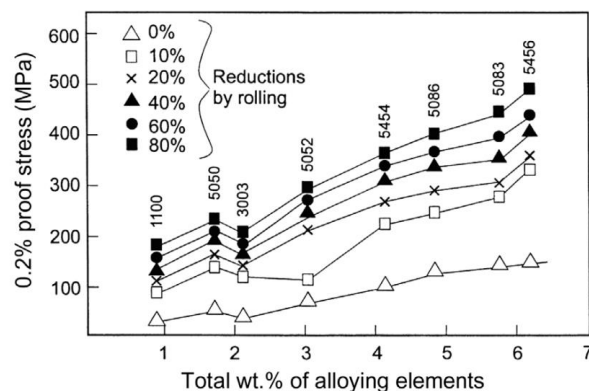
Στα μη θερμικώς επεξεργάσιμα (Non-Heat Treatable – NHT) κράματα αλουμινίου συγκαταλέγονται κυρίως τα κράματα των σειρών 1xxx, 3xxx, 5xxx καθώς και μερικά της σειράς 4xxx. Συνεπώς, οι διάφορες ποιότητες του υψηλής και εμπορικής καθαρότητας αλουμινίου, καθώς και τα κράματα που εμπεριέχουν το μαγγάνιο ή το μαγνήσιο ή τον συνδυασμό και των δύο ως κύριες κραματικές προσθήκες αποτελούν τους βασικούς εκπροσώπους των εργοσκληρυνόμενων κραμάτων αλουμινίου, τα οποία καταλαμβάνουν το 95% της συνολικής παγκόσμιας παραγωγής των επίπεδων πλατεών προϊόντων (φύλλα, πλάκες και λιθογραφία) αλουμινίου [18].

Μεγάλες παγκόσμιες βιομηχανίες, όπως η συσκευαστική βιομηχανία, ο κλάδος των μεταφορών καθώς και ο κατασκευαστικός κλάδος αποτελούν τους μεγαλύτερους καταναλωτές των επίπεδων προϊόντων αλουμινίου. Τα χαρακτηριστικά που καθιστούν τα μη θερμικώς επεξεργάσιμα κράματα αλουμινίου ελκυστικά σε αυτούς τους βιομηχανικούς κλάδους είναι [18]:

- I. Η αντοχή και η ανθεκτικότητα
- II. Η επιδεκτικότητα στην διαμόρφωση
- III. Η υψηλή επιφανειακή ποιότητα

Συνεπώς, κάθε ένα από τα προϊόντα που ανήκουν σε αυτή την κατηγορία των κραμάτων αλουμινίου και απευθύνονται σε έναν από τους προαναφερθέντες βιομηχανικούς κλάδους, πρέπει να παρουσιάζει τον κατάλληλο συνδυασμό από τα παραπάνω χαρακτηριστικά, ώστε να καταστεί ελκυστικό για κάποια εφαρμογή [9].

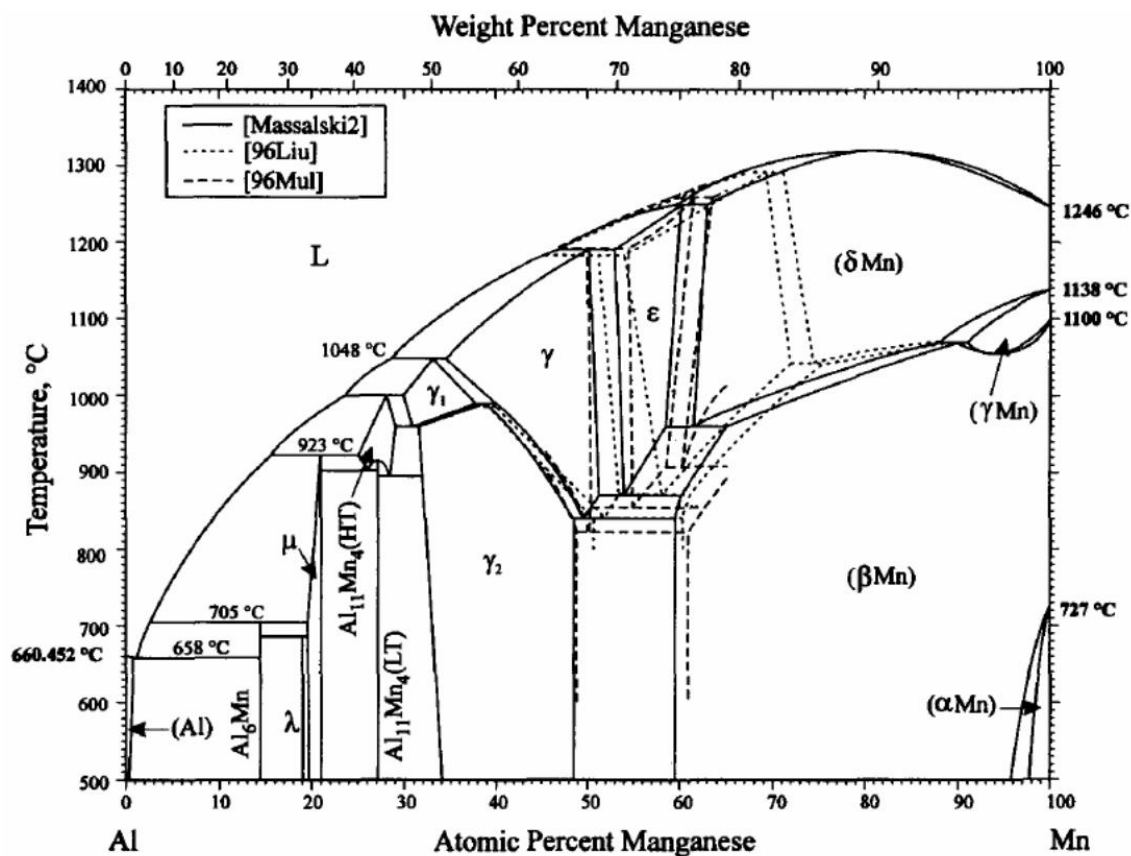
Τα κράματα εργοσκλήρυνσης, όπως γίνεται αντιληπτό από το Σχήμα 3 καλύπτουν ένα ευρύ πεδίο εφαρμογών προσφέροντας αντοχές που κυμαίνονται από τα 20MPa -για κράματα της σειράς 1xxx- έως και τα 500+MPa -για κράματα των σειρών 3xxx και 5xxx-[9]. Η αντοχή των μη θερμικώς επεξεργάσιμων κραμάτων οφείλεται κυρίως στο ποσοστό στο οποίο έχουν αυτά εργοσκληρυνθεί, έπειτα από την εν ψυχρώ παραμόρφωση κατά την παραγωγή τους, σε συνδυασμό με την σκλήρωση λόγω διεσπαρμένων σωματιδίων (dispersion hardening) στα κράματα της σειράς 3xxx (Al-Mn) ή στην σκλήρωση λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος στα κράματα της σειράς 5xxx (Al-Mg) ή και τα δύο (Al-Mn-Mg, AA3104-AA5182) [9], [15].



Σχήμα 3: Επιτεύξιμα όρια διαρροής μη θερμικώς επεξεργάσιμων κραμάτων για διάφορα επίπεδα εργοσκλήρυνσης λόγω εν ψυχρώ πλαστικής παραμόρφωσης [9].

1.5.1 Η ΣΕΙΡΑ ΚΡΑΜΑΤΩΝ 3xxx

Τα μη θερμικώς επεξεργάσιμα κράματα της σειράς 3xxx βρίσκουν, συνήθως, χρήση σε εφαρμογές που απαιτούν ένα συνδυασμό ικανοποιητικού επίπεδου μηχανικής αντοχής, υψηλής ολκιμότητας και εξαιρετικής αντίστασης έναντι διαβρωτικών φαινομένων. Η περιεκτικότητα του μαγγανίου στα εμπορικά κράματα Al-Mn κυμαίνεται από 0,5 wt.% έως και 1,25 wt.% σε μαγγάνιο, παρότι η μέγιστη διαλυτότητα του στοιχείου στο στερεό διάλυμα που σχηματίζει με το αλουμίνιο ανέρχεται στο 1,82 wt.% (Σχήμα 4). Αυτός ο περιορισμός, στην μέγιστη περιεκτικότητα του μαγγανίου, επιβάλλεται καθότι η παρουσία του σιδήρου, ως ακαθαρσία, στην χημική σύσταση των κραμάτων της σειράς 3xxx, μειώνει την διαλυτότητα του μαγγανίου στο στερεό διάλυμα, γεγονός που οδηγεί στον σχηματισμό μεγάλων πρωτογενών σωματιδίων (primary particles) της φάσης Al_6Mn κατά την χύτευση, τα οποία έχουν αρνητικές συνέπειες στην ολκιμότητα του υλικού [9], [15].



Σχήμα 4: Διμερές διάγραμμα φάσεων αλουμινίου μαγγανίου [11].

Το πιο διαδεδομένο κράμα Al-Mn είναι το AA3003 ($AlMn1Cu$) [3], το οποίο λόγω της περιεκτικότητας του σε μαγγάνιο, επωφελείται από την παρουσία λεπτομερών διασπαρμένων ενδομεταλλικών ενώσεων στην μικροδομή του, οι οποίες του προσφέρουν ένα ποσοστό σκλήρωσης λόγω διασποράς (dispersion hardening) [19], ενώ ο κύριος μηχανισμός που καθορίζει τις τελικές του μηχανικές ιδιότητες, όπως και στα λοιπά κράματα που ανήκουν στην παρούσα σειρά – αλλά και στις λοιπές σειρές NHT κραμάτων αλουμινίου-, είναι το ποσοστό στο οποίο έχει εργοσκληρυνθεί (H_{XY}) [12].

Περιορισμένες κραματικές προσθήκες μαγνησίου, της τάξης του ~0,5 wt.%, στα κράματα της σειράς 3xxx, όπως στο AA3105 ($Al0.5Mn0.5Mg$), προσφέρουν επιπλέον σκλήρωση λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος, γεγονός που σε συνδυασμό με το ποσοστό

εργοσκλήρυνσης του υλικού οδηγούν στην επίτευξη καλύτερων μηχανικών ιδιοτήτων [20]. Υψηλότερες % κατά βάρος συνδυαστικές προσθήκες μαγγανίου και μαγνησίου στα κράματα της σειράς 3xxx, απαντώνται στον κύριο εκπρόσωπο αυτής της οικογένειας κραμάτων, το AA3104 (Al1Mn1Mg1Cu) [21]–[25], το οποίο στην υπέρσκληρη κατάσταση εργοσκλήρυνσης του (H19) χαρακτηρίζεται από τιμές εφελκυστικής αντοχής της τάξης των 280-335 MPa. Το AA3104 βρίσκει εφαρμογή στην συσκευαστική βιομηχανία ποτών και τροφίμων (κουτιά αναψυκτικών, δοχεία τροφών, καφέ κλπ.) γεγονός που το κατατάσσει στα πιο διαδεδομένα – από πλευράς όγκου πωλήσεων – πλατεά προϊόντα της παγκόσμιας αγοράς αλουμινίου [22].

Άλλα κράματα της σειράς 3xxx, αποτελούν παραλλαγές των προαναφερθέντων χημικών συστάσεων, λόγω του γεγονότος της περιορισμένης διαλυτότητας του μαγγανίου στο αλουμίνιο. Τέτοια κράματα, η χημική σύσταση των οποίων παρουσιάζεται στον Πίνακα 5, είναι τα [11]–[13]:

- I.** AA3004 (Al1Mn1Mg1)
- II.** AA3005 (Al1Mn1Mg0.5)
- III.** AA3102 (AlMn0.2)
- IV.** AA3103 (AlMn1)
- V.** AA3203
- VI.** AA3303

Πίνακας 5: Τυπικές χημικές συστάσεις των κραμάτων αλουμινίου της σειράς 3xxx [11]–[13].

Κράμα		Χημική σύσταση												
UNS	A.A.	Mn	Mg	Fe	Si	Cu	Zn	Cr	Zr	Ti	V	Ga	Ακαθαρσίες	Al
A93003	3003	1.0-1.5	-	0.0-0.7	0.0-0.6	0.050-0.20	0.0-0.1	-	-	-	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93004	3004	1.0-1.5	0.8-1.3	0.0-0.7	0.0-0.3	0.0-0.025	0.0-0.25	-	-	-	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93005	3005	1.0-1.5	0.2-0.6	0.0-0.7	0.0-0.6	0.0-0.3	0.0-0.25	0.0-0.1	-	0.0-0.1	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93102	3102	0.05-0.4	-	0.0-0.7	0.0-0.4	0.0-0.1	0.0-0.3	-	-	0.0-0.1	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93103	3013	0.9-1.5	0.0-0.3	0.0-0.7	0.0-0.50	0.0-0.1	0.0-0.2	0.0-0.1	0.0-0.1	0.0-0.1	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93104	3014	0.8-1.4	0.8-1.3	0.0-0.8	0.0-0.6	0.050-0.25	0.0-0.25	-	-	0.0-0.1	0.0-0.50	0.0-0.50	0.0-0.15	Bal.
A93105	3105	0.3-0.8	0.2-0.8	0.0-0.7	0.0-0.6	0.0-0.3	0.0-0.4	0.0-0.2	-	0.0-0.1	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93203	3203	1.0-1.5	-	0.0-0.7	0.0-0.6	0.0-0.50	0.0-0.1	-	-	-	-	-	0.0-0.15	Bal.
A93303	3303	1.0-1.5	-	0.0-0.7	0.0-0.6	0.50-0.2	0.0-0.3	-	-	-	-	-	0.0-0.15	Bal.

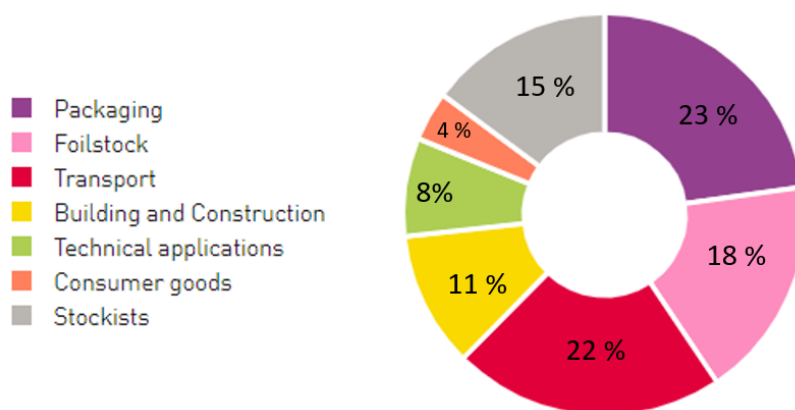
wt. %

1.5.2 ΤΟ ΚΡΑΜΑ ΑΑ3104

1.5.2.1 ΑΓΟΡΑ

Η εισαγωγή της χρήσης του αλουμινίου, έναντι του χάλυβα, στην συσκευαστική βιομηχανία την δεκαετία του 1970 αποτέλεσε σημαντική πρόοδο για την ανάπτυξη της βιομηχανίας του αλουμινίου, καθότι ο κλάδος των συσκευασιών αποτέλεσε και συνεχίζει να αποτελεί ένας από τους μεγαλύτερους – και κατά περιόδους ο μεγαλύτερους – καταναλωτές ημι-έτοιμων επίπεδων προϊόντων αλουμινίου [26].

Το γεγονός επιβεβαιώθηκε και την περσινή χρονιά, η οποία ένεκα της πανδημίας COVID-19 είχε ιδιαίτερα χαρακτηριστικά. Έτσι, παρόλη την συρρίκνωση του κλάδου των επίπεδων προϊόντων αλουμινίου (κατά 10,5% στην Ε.Ε.), λόγω της πτώσης της ζήτησης αλουμινίου από τους κλάδους των μεταφορών (22% της αγοράς στην Ε.Ε.) και των κατασκευών, ο τομέας των συσκευασιών ήταν ο μόνος που γνώρισε ανάπτυξη σε σχέση με το 2019 (23% της αγοράς στην Ε.Ε., Σχ.5) [26].



Σχήμα 5: Το μερίδιο της εκάστοτε αγοράς επί του συνόλου των πωλήσεων επίπεδων προϊόντων αλουμινίου στην Ε.Ε. για το 2020 [26].

Η άνοδος του αλουμινίου στον τομέα των συσκευασιών τροφίμων και ποτών και ανάδειξη του ως πρωταγωνιστικού υλικού στον κλάδο αυτό, οφείλεται στις ελκυστικές ιδιότητες που παρουσιάζουν τα κράματα της σειράς 3xxx, τα οποία χαρακτηρίζονται από σχετικά υψηλή αντίσταση έναντι της διάβρωσης, καλή θερμική αγωγιμότητα καθώς και δεν αντιδρούν με περιβαλλοντικούς παράγοντες (φως, οξυγόνο, υγρασία, μικροοργανισμοί κλπ.) προστατεύοντας το περιεχόμενο τους [26], [27].

Επίσης, το γεγονός πως οι χημικές συστάσεις των κραμάτων της σειράς 3xxx είναι σχετικά απλές (Πίνακας 5) καθιστά όχι μόνο την παραγωγή τους αλλά και την ανακύκλωσή τους εύκολη. Κύριος κραματικός εκπρόσωπος της σειράς 3xxx στον κλάδο των συσκευασιών, όπως προαναφέρθηκε, είναι το ΑΑ3104, το οποίο συναρτίζει της θερμομηχανικής του επεξεργασίας βρίσκει εφαρμογή τόσο στην κατασκευή του σώματος των κουτιών των συσκευασιών αναψυκτικών και ποτών όσο και στην κατασκευή του σώματος δοχείων συσκευασίας τροφίμων [9], [28].

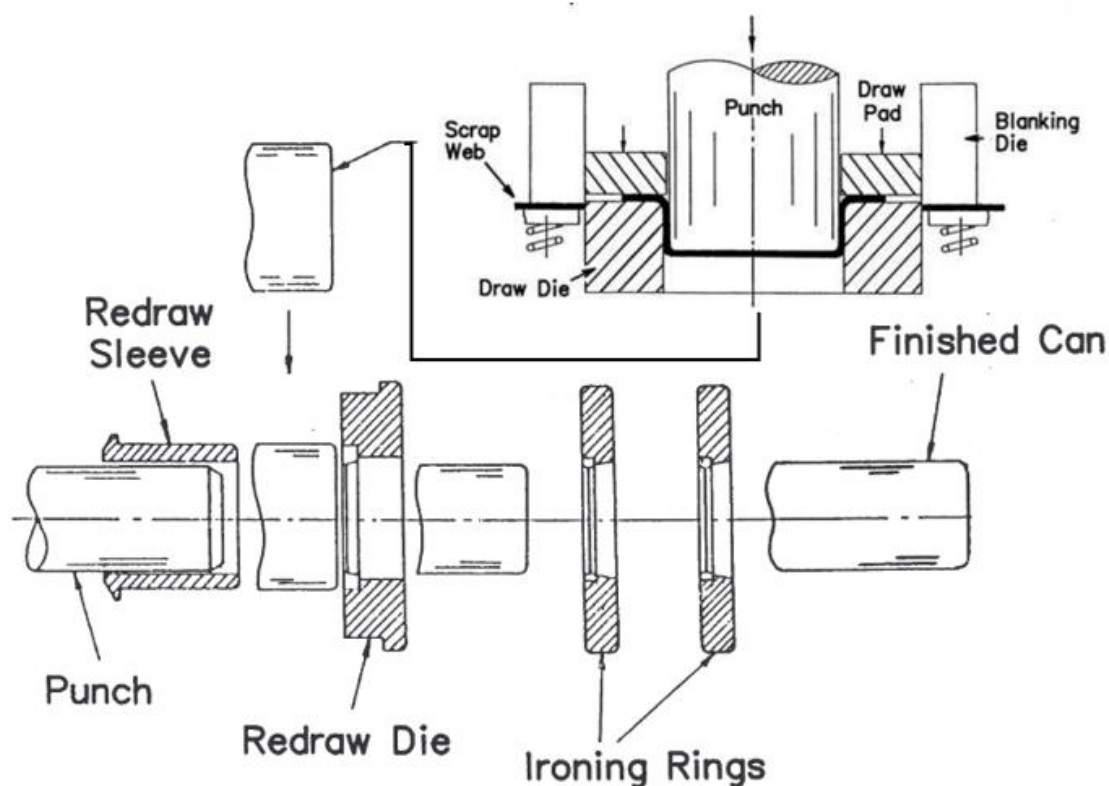
1.5.2.2 ΕΦΑΡΜΟΓΕΣ

Τα δοχεία των συσκευασιών τροφίμων και ποτών παρότι, αρχικώς, παράγονταν από το κράμα ΑΑ3004 σε ανοπημένη κατάσταση, γρήγορα η ανάγκη για μείωση του βάρους των συσκευασιών οδήγησε στην κατασκευή δοχείων με μικρότερο πάχος τοιχώματος [1]. Συνεπώς,

η ανάγκη για μείωση του βάρους των συσκευασιών οδήγησε στην κατασκευή δοχείων με μικρότερο πάχος τοιχώματος. Η ζήτηση της συσκευαστικής βιομηχανίας ικανοποιήθηκε από την βιομηχανία των επίπεδων προϊόντων αλουμινίου τόσο μέσω της εξέλιξης της χημικής σύστασης του κράματος AA3004 σε εκείνη του AA3104 αλλά και μέσω της τροποποίησης της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104, το οποίο για τις πιο λεπτότερες εφαρμογές (Bodystock - σώμα κουτιών αναψυκτικών) παράγεται στην υπέρσκληρη (H19) κατάσταση του [5], [27].

Ωστόσο, παρότι ο όγκος παραγωγής του AA3104 στην κατάσταση H19 αποτελεί το μεγαλύτερο μέρος της παραγωγής του κράματος αυτού, οι ανάγκες άλλων εφαρμογών του κλάδου της συσκευασίας, όπως η συσκευασία τροφίμων (Foodstock) έχουν οδηγήσει στην παραγωγή του AA3104 και σε άλλες μεταλλουργικές καταστάσεις (H16, H26, H24, H44) [21], [29].

Η τροποποίηση της χημικής σύστασης του AA3104 έναντι του προκατόχου του AA3004, δηλαδή η ελάχιστη μικρότερη περιεκτικότητα σου σε μαγγάνιο σε συνδυασμό με την προσθήκη του χαλκού, είχε ως στόχο την βελτιστοποίηση της συμπεριφοράς του υλικού στην φάση του «σιδερώματος» κατά την διαμόρφωση του σώματος των κουτιών μέσω της κατεργασίας της βαθιάς κοίλανσης (Deep drawing and wall ironing, DWI- Σχήμα 6) [23].



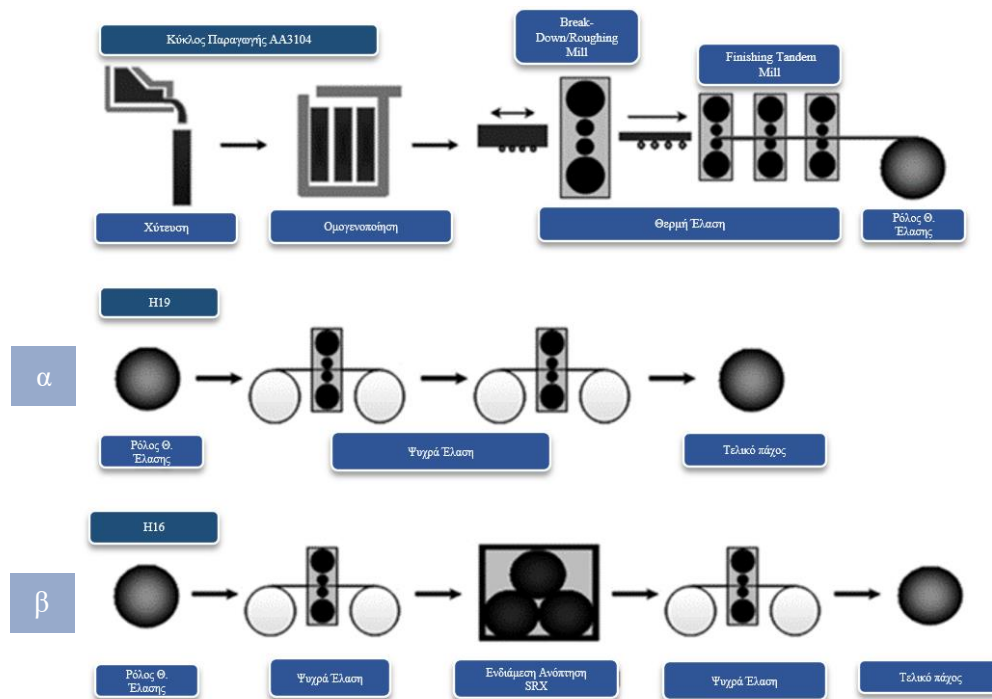
Σχήμα 6: Τα στάδια διαμόρφωσης του σώματος δοχείων αναψυκτικών μέσω της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας της βαθιάς κοίλανσης [3], [27].

1.5.2.3 ΠΑΡΑΓΩΓΗ

Αναφορικά με τον παραγωγικό κύκλο του AA3104, αυτό ακολουθεί την τυπική παραγωγική οδό του συνόλου των κραμάτων αλουμινίου για την παρασκευή πλατεών επίπεδων προϊόντων

(Σχήμα 7) . Τα ημι-έτοιμα επίπεδα προϊόντα του AA3104 παράγονται μέσω έλασης - εν πρώτοις εν θερμώ και στην συνέχεια εν ψυχρώ - πλινθωμάτων του κράματος που παρήχθησαν μέσω της μεθόδου της άμεσης χύτευσης σε τύπους (D.C. Casting) [3], [30], [31]. Επιγραμματικά, ένας τυπικός παραγωγικός κύκλος του AA3104 περιλαμβάνει τα ακόλουθα στάδια [3], [30], [31]:

- I. Άμεση χύτευση (Direct Chill Casting) του κράματος σε μόνιμους τύπους διατομής 630x2000mm και μήκους που κυμαίνεται από τα 4000 έως τα 8400mm.
- II. Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης της χυτής μικροδομής του πλινθώματος, το οποίο προηγουμένως έχει φρεζαριστεί (Ingot Scraping) σε προδιαγεγραμμένα πάχη για να απομακρυνθούν οι μεταλλουργικά επιζήμιες ζώνες από την χυτή πλάκα. Το πάχος της πλάκας ανέρχεται, έπειτα από το φρεζάρισμα, στα ~600mm.
- III. Θερμή έλαση της πλάκας από το πάχος των ~600mm σε φύλλο πάχους ~2-3.5mm (το τελικό πάχος είναι συνάρτηση του ελάστρου (hot reversing mill) ή των ελάστρων (hot breakdown mill, hot tandem finishing mill) που χρησιμοποιούνται).
- IV. Ψυχρή έλαση του φύλλου με διαδοχικούς υποβιβασμούς στο τελικώς επιθυμητό πάχος (το οποίο κυμαίνεται στα 0,240-0,275mm για το AA3104 H19), στην οποία, ωστόσο, δύναται να παρεμβάλλονται ενδιάμεσες ανοπτήσεις (για την παραγωγή AA3014 διαφορετικών τελικών μεταλλουργικών καταστάσεων π.χ. H16).
- V. Τελική ανοπτηση (Μεταλλουργική κατάσταση H2X) και διάφορες κατεργασίες επιφανειακής τροποποίησης του φύλλου (Ανοδική βαφή ή επικάλυψη με λάκα H4X).



Σχήμα 7: Θερμομηχανικός κύκλος παραγωγής του κράματος AA3104 σε μεταλλουργική κατάσταση (Temper): α) H19, β)H16.

Παρότι ο κύκλος παραγωγής του AA3104, στις διάφορες μεταλλουργικές του καταστάσεις, σε πρώτη όψη φαντάζει απλός, οι προδιαγραφές της συσκευαστικής βιομηχανίας, αναφορικά με τις ιδιότητες του, καθιστούν την παραγωγή του πολύπλοκη καθώς απαιτείται πλήρης

έλεγχος επί των μεταλλουργικών φαινομένων καθ' όλη την εξέλιξη της [7]. Αφενός, απαιτείται πλήρης έλεγχος της θερμομηχανικής επεξεργασίας του κράματος, τόσο κατά τα διάφορα στάδια της έλασης όσο και κατά τις ενδιάμεσες ή τελικές θερμικές κατεργασίες, ώστε ο κρυσταλλογραφικός ιστός του παραχθέντος υλικού να είναι ισορροπημένος, γεγονός που περιορίζει την ανισοτροπία του υλικού ελαχιστοποιώντας το φαινόμενο του «earing» κατά την βαθιά κοίλανση των κουτιών [32]. Αφετέρου, είναι σημαντική, κατά τα διαδοχικά «σιδερώματα» που υφίστανται το πρωταρχικό κυάθιο (Σχήμα 6), η παρουσία ενδομεταλλικών ενώσεων του τύπου $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ στην μικροδομή του υλικού, οι οποίες θα πρέπει να είναι έχουν συγκεκριμένη μορφολογία και κατανομή, καθώς λειτουργούν ευεργετικά στον καθαρισμό και την λίπανση των μητρών του «σιδερώματος» (Ironing rings), κάτι το οποίο ελέγχεται κατά το στάδιο της ομογενοποίησης της πλάκας από την οποία παρήχθη το υλικό [32].

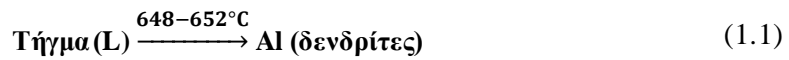
Από τα παραπάνω, γίνεται αντιληπτό πως η παραγωγή του AA3104 είναι μία σύνθετη διεργασία που απαιτεί από την αρχή έως το τέλος της τον πλήρη θερμομηχανικό της έλεγχο εντός του οποίου συμπεριλαμβάνονται σύνθετα μεταλλουργικά φαινόμενα, όπως ο έλεγχος του κρυσταλλογραφικού ιστού [33], [34] που αποτελεί το βασικό αντικείμενο της παρούσας εργασίας, τα οποία θα αναλυθούν στα επόμενα κεφάλαια.

1.5.2.4 ΦΑΣΕΙΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΚΑ ΣΥΣΤΑΤΙΚΑ

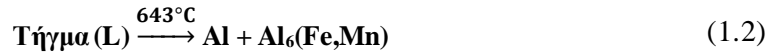
Οι κύριες φάσεις που απαντώνται στην μικροδομή του AA3104 μετά την στερεοποίηση του, δύναται να κατηγοριοποιηθούν σε δύο βασικά είδη. Η πρώτη φάση που χαρακτηρίζει την χυτή μικροδομή του AA3104, είναι η ορθορομβική ενδομεταλλική ένωση $\beta\text{-Al}_6(\text{Fe,Mn})$ [35], [36]. Η δεύτερη φάση είναι μία ενδομεταλλική ένωση που κρυσταλλώνεται στο κυβικό σύστημα κρυστάλλωσης, με γενικό τύπο $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ [37]. Ο ακριβής στοιχειομετρικός τύπος των ενδομεταλλικών ενώσεων του τύπου $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ αποτελεί συνάρτηση της ακριβούς χημικής σύστασης του AA3104, καθώς η χημική σύσταση τους δύναται να κυμαίνεται ανάμεσα στην $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$ και στην $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ [27], [36]. Η τελική σύσταση της α -φάσης αποτελεί συνάρτηση της αλληλεπίδρασης του ποσοστού του πυριτίου, το οποίο βρίσκεται διαλυμένο στο στερεό διάλυμα του κράματος, με τα πρωτογενή ευθηκτικά σωματίδια (primary eutectic particles) της β -φάσης κατά την θερμική κατεργασία της ομογενοποίησης. Τέλος, αν και σε μικρό κατ' όγκον ποσοστό, στην μικροδομή του AA3104 εντοπίζεται μία επιπλέον φάση, η Mg_2Si , η οποία κατακρημνίζεται υπό την μορφή μικρών διεσπαρμένων σωματιδίων (dispersoids) σε θερμοκρασίες χαμηλότερες από τις προαναφερθείσες φάσεις [38].

Σημαντικό ρόλο για την κατανόηση του σχηματισμού των παραπάνω φάσεων παίζουν η σειρά και οι θερμοκρασίες στις οποίες αυτές πυρηνώνονται κατά την στερεοποίηση του AA3104. Καθώς το AA3104 αποτελεί εξέλιξη της χημικής σύστασης του AA3004, όπως προαναφέρθηκε (Πίνακας 5), τα όσα αναφέρει ο Backerud et al. [36] για τον σχηματισμό των φάσεων που απαντώνται στην μικροδομή του AA3004 κατά την στερεοποίηση μπορούν να θεωρηθούν ότι εφαρμόζονται εξίσου.

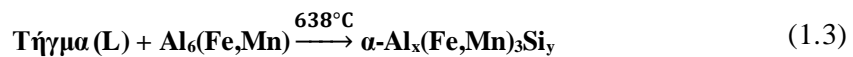
Αρχικά, κατά την απόψυξη του τήγματος το αλουμίνιο αρχίζει να στερεοποιείται, όταν η θερμοκρασία φθάσει στους $\sim 648\text{-}652$ °C, σχηματίζοντας την χαρακτηριστική δενδριτική μικροδομή που χαρακτηρίζει τα χυτά, σύμφωνα με την παρακάτω αντίδραση:



Εν συνεχεία, οι πρώτες ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται, ανήκουν στην β-φάση, δηλαδή είναι της μορφής $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$. Τα σωματίδια της β-φάσης ξεκινούν να πυρηνώνονται στην περιφέρεια των αναπτυσσόμενων δενδριτών του Al, δηλαδή στην διεπιφάνεια δενδριτών και τήγματος, σε θερμοκρασία που ανέρχεται περίπου στους 643°C , σύμφωνα με τον ευτηκτικό μετασχηματισμό:



Σε χαμηλότερες θερμοκρασίες της τάξης των $\sim 638^{\circ}\text{C}$, σχηματίζονται και οι ενδομεταλλικές ενώσεις της α-φάσης, σύμφωνα με τον περιτηκτικό μετασχηματισμό που λαμβάνει χώρα ανάμεσα στο εμπλουτισμένο σε πυρίτιο τήγμα και στα σωματίδια της β-φάσης:



Κατά την πρόοδο της στερεοποίησης και με τον διαρκή διαφορισμό κραματικών στοιχείων στο τήγμα, οι ενδομεταλλικές ενώσεις της α-φάσης δύνανται να πυρηνωθούν άμεσα σύμφωνα με την αντίδραση:

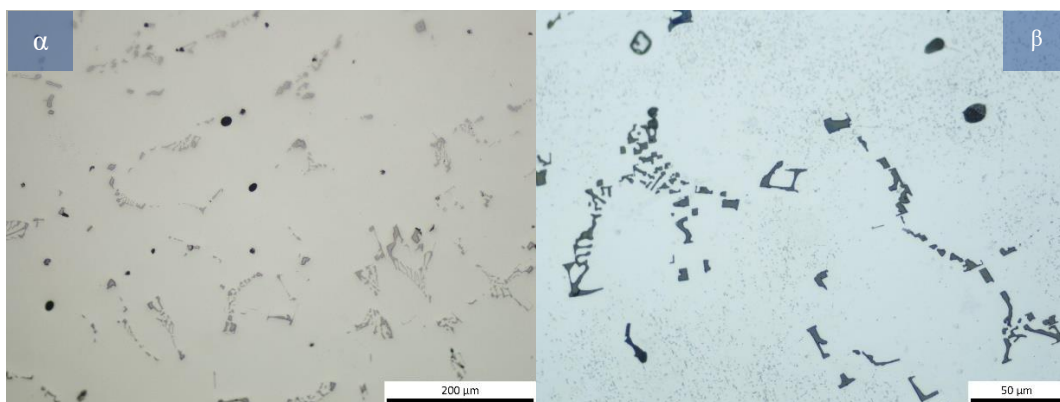


Τέλος, σε ελαφρά χαμηλότερες θερμοκρασίες, κατακρημνίζονται από το τήγμα, δεδομένου, πλέον, του υψηλού ποσοστού σε πυρίτιο και μαγνήσιο που το χαρακτηρίζει, ευτηκτικά σωματίδια της φάσης $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ σύμφωνα με τον ευτηκτικό μετασχηματισμό που πραγματοποιείται:



Συνεπώς, στην χυτή μικροδομή του AA3104 (Σχήμα 8) απαντώνται τρεις διαφορετικές φάσεις:

- I. Η $\beta\text{-Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$
- II. Η $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_y$
- III. Η $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$



Σχήμα 8: Χυτή μικροδομή κράματος AA3104 α) σε κατάσταση As polished, β) προσβεβλημένη με HF 0.5M.

Το επόμενο στάδιο του παραγωγικού κύκλου του AA3104, όπως προαναφέρθηκε, είναι η ομογενοποίηση, η οποία εκτός από ρόλο της «προθέρμανσης» της χυτής πλάκας για την πραγματοποίηση της θερμής έλασης που ακολουθεί, διακατέχεται από έναν σημαντικότερο ρόλο καθώς, επηρεάζει τις ιδιότητες του τελικού προϊόντος (ημι-έτοιμα φύλλα αλουμινίου) κατά την περαιτέρω διαμόρφωση του [5], [18], [39], [40]. Η σημασία της ομογενοποίησης, η οποία θα αναλυθεί ως κατεργασία σε επόμενο κεφάλαιο, έγκειται στο γεγονός πως τροποποιεί την χυτή μικροδομή της πλάκας, καθώς συναρτήσει της θερμοκρασίας και του χρόνου πραγματοποίησης της πραγματοποιούνται διάφοροι μετασχηματισμοί φάσεων. Αποτέλεσμα των μετασχηματισμών αυτών είναι η τροποποίηση της μορφολογίας, της κατανομής και του κλάσματος όγκου των ενδομεταλλικών ενώσεων που απαντώνται στην χυτή μικροδομή του AA3104, γεγονός που επηρεάζει άμεσα την εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του υλικού [18].

1.5.2.5 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΣΤΗΝ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ

Η ακριβής χημική σύσταση του κράματος AA3104 επηρεάζει σε μεγάλο βαθμό τόσο την μικροδομή που προκύπτει κατά την στερεοποίηση του πλινθώματος όσο και την εξέλιξη αυτής κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του κράματος [18]. Για αυτό τον λόγο θα πρέπει να υπάρχει στενός έλεγχος της χημικής σύστασης του AA3104 κατά το στάδιο της τήξης πριν από την χύτευση του.

1.5.2.5.1 ΠΥΡΙΤΙΟ

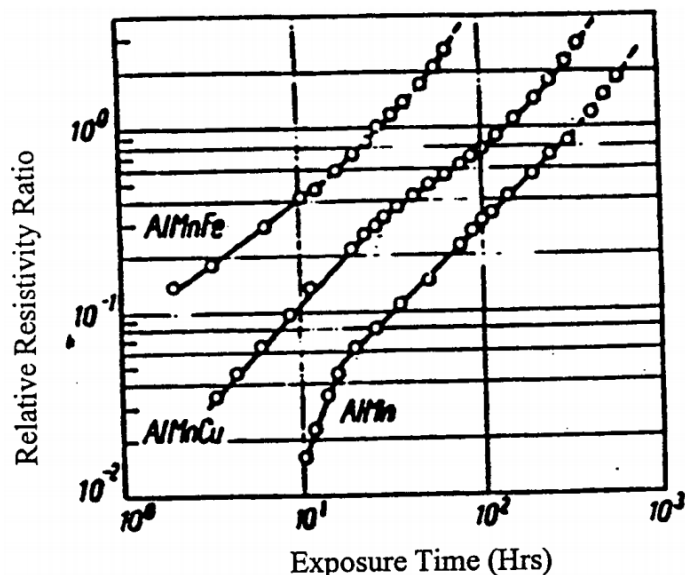
Το εύρος της κραματικής προσθήκης του πυριτίου στη χημική σύσταση του AA3104, συνήθως, περιορίζεται σε κατά βάρος προσθήκες της τάξης του 0,15-0,30% παρά τις μεγαλύτερες ανοχές που προβλέπονται από την τυπική χημική σύσταση του κράματος (Πίνακας 5). Η επίδραση της κραματικής προσθήκης του πυριτίου επί της μικροδομής του AA3104 είναι διττή, γεγονός που καθιστά τον έλεγχο της σημαντικό [18]. Αφενός, οι προσθήκες πυριτίου επηρεάζουν άμεσα τις κύριες ενδομεταλλικές ενώσεις (constituent particles) καθώς αυξανόμενες προσθήκες πυριτίου οδηγούν στον σχηματισμό υψηλότερου ποσοστού $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ φάσεων στην χυτή μικροδομή, ενώ επιπλέον προωθούν τον μετασχηματισμό $\beta \rightarrow \alpha$ ($\beta\text{-Al}_6(\text{Fe,Mn}) \rightarrow \alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$) κατά τα διάφορα στάδια της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104 [36]. Αφετέρου, η επίδραση της προσθήκης του πυριτίου στην διαλυτότητα του μαγγανίου στο στερεό διάλυμα είναι αισθητή, καθώς οι αυξανόμενες προσθήκες πυριτίου ενισχύουν την κατακρήμνιση τόσο του μαγγανίου όσο και των σιδήρου, μαγνησίου, υπό την μορφή ενδομεταλλικών ενώσεων, οδηγώντας στην μείωση της περιεκτικότητας τους στο στερεό διάλυμα. Η επίδραση, συνεπώς, του πυριτίου στην διαλυτότητα των λοιπών κραματικών προσθηκών μπορεί εύκολα να γίνει αντιληπτή καθώς η θετική επίδραση που έχει στον $\beta \rightarrow \alpha$ μετασχηματισμό οδηγεί στο σχηματισμό μεγαλύτερου ποσοστού $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ σε βάρος της $\beta\text{-Al}_6(\text{Fe,Mn})$. Έτσι, ενώ στις $\beta\text{-Al}_6(\text{Fe,Mn})$ φάσεις η συνδυαστική περιεκτικότητα σιδήρου και μαγγανίου -κατά βάρος %- ανέρχεται στο 25%, στις $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_y$ φάσεις η περιεκτικότητα αυτή ανέρχεται στο 32%, μειώνοντας, κατά συνέπεια, το ποσοστό του μαγγανίου που βρίσκεται στο στερεό διάλυμα [36]. Τέλος, εκτός από τις κύριες, ευμεγέθεις ($>1\mu\text{m}$) ενδομεταλλικές φάσεις (constituent particles) που απαντώνται στην μικροδομή του κράματος, οι προσθήκες του πυριτίου επηρεάζουν και τον σχηματισμό των λεπτομερών ($0,3\text{-}0,5\mu\text{m}$) διεσπαρμένων φάσεων (dispersoids). Έτσι, για προσθήκες μεγαλύτερες του 0,08% κ.β. προωθείται η κατακρήμνιση διεσπαρμένων σωματιδίων α -φάσης έναντι της β -φάσης [36].

1.5.2.5.2 ΣΙΔΗΡΟΣ

Η επίδραση των προσθηκών του σιδήρου είναι έντονη σε τριμερή κράματα του τύπου Al-Mn-Si. Μικρές προσθήκες σιδήρου σε τέτοιου είδους κράματα προωθούν τον σχηματισμό μεγαλύτερο ποσοστού ενδομεταλλικών ενώσεων α και β , ενώ παράλληλα εμποδίζεται η κατακρήμνιση μετασταθών ενδομεταλλικών ενώσεων του τύπου $Al_xMn_yFe_z$ που απαντώνται στο τριμερές σύστημα Al-Mn-Fe για προσθήκες εντός της προδιαγεγραμμένης χημικής σύστασης του AA3104 [36]. Έτσι, επηρεάζοντας τον αριθμό των ενδομεταλλικών φάσεων που σχηματίζονται στην μικροδομή του AA3104, οι προσθήκες του σιδήρου έχουν άμεση επίδραση στην μετέπειτα θερμομηχανική επεξεργασία του κράματος [31], [41]–[43]. Επηρεάζουν, συνεπώς, -όπως θα αναλυθεί στην συνέχεια- τόσο την κινητική του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης όσο και την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση, προωθώντας τον μηχανισμό της διεγερμένης από σωματίδια πυρήνωσης (PSN, Particle Stimulated Nucleation) ανακρυσταλλωμένων κόκκων [1], [9].

1.5.2.5.3 ΧΑΛΚΟΣ

Αναφορικά με τις προσθήκες του χαλκού, ο χαλκός έχει παρόμοια επίδραση με τον σίδηρο στην μικροδομή του AA3104, η οποία ωστόσο είναι πολύ πιο ήπια σε ότι αφορά την κατακρήμνιση του μαγγανίου από το στερεό διάλυμα του κράματος [36]. Στο Σχήμα 9 παρουσιάζεται συγκριτικά η επίδραση των κραματικών προσθηκών του σιδήρου (0,06%κ.β.) και του χαλκού (0,02%κ.β.) σε ένα υπερκορεσμένο διμερές κράμα Al-1Mn.



Σχήμα 9: Επίδραση των κραματικών προσθηκών του σιδήρου (0,06%κ.β.) και του χαλκού (0,02%κ.β.) σε ένα υπερκορεσμένο διμερές κράμα Al-1Mn στους 550°C[36].

1.5.2.5.4 ΜΑΓΝΗΣΙΟ

Οι κραματικές προσθήκες του μαγνησίου συμβάλλουν σημαντικά στις μηχανικές ιδιότητες του κράματος τόσο μέσω της σκλήρωσης από τον σχηματισμό στερεού διαλύματος που προσφέρουν, όσο και με την απόκριση που παρουσιάζουν στην σκλήρωση μέσω εργοσκλήρυνσης του κράματος. Επίσης, η προσθήκη του μαγνησίου έχει θετική επίδραση στους απαιτούμενους χρόνους ομογενοποίησης του AA3104 για την επίτευξη της επιθυμητής μικροδομής, συγκριτικά με κράματα της σειράς 3xxx που δεν περιέχουν μαγνήσιο (π.χ. AA3003). Αυτό εξηγείται μέσω της λειτουργίας των κατακρημνισμάτων Mg_2Si ως θέσεων πυρήνωσης για σωματίδια της α -φάσης κατά τα πρώτα στάδια της ομογενοποίησης [36].

1.5.2.5.5 ΜΑΓΓΑΝΙΟ

Σε ότι αφορά τις προσθήκες του μαγγανίου, το οποίο αποτελεί την κύρια κραματική προσθήκη της σειράς 3xxx [19], [31], [42], εκτός από την σκλήρωση λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος που προσφέρουν, αυτές δρουν καταλυτικά στον σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων που προαναφέρθηκαν (α -AlFeSi & β -AlMnFe) [36]. Οι φάσεις αυτές, εκτός της επίδρασης τους στην μικροδομή κατά την μετέπειτα θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104, είναι ευεργετικές (δρουν λιπαντικά) και για τα μηχανικά μέρη των διατάξεων διαμόρφωσης της κατεργασίας της βαθιάς κοίλανσης. Επιπρόσθετα, η προσθήκη του μαγγανίου έχει θετική επίδραση αναφορικά και με την αντίσταση των κραμάτων της σειράς 3xxx έναντι της διάβρωσης [22], [23].

Κεφάλαιο 2

ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ

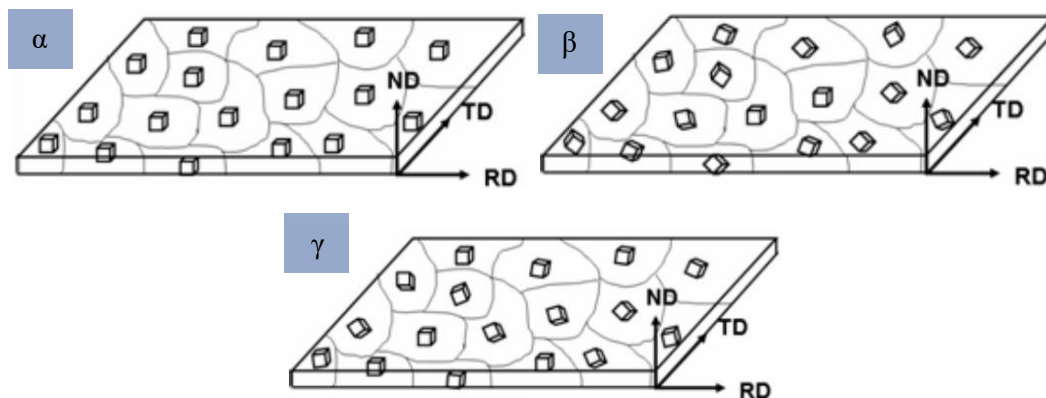
2.1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Η πλειονότητα των υλικών που απαντώνται σε στερεά κατάσταση είναι κρυσταλλικά, με την συντριπτική πλειοψηφία αυτών να είναι πολυκρυσταλλικά, δηλαδή να αποτελούν συσσωματώματα κρυστάλλων (crystalline aggregates) [1]. Το γεγονός πως τα πολυκρυσταλλικά υλικά συνίστανται από ένα σύνολο ξεχωριστών κρυστάλλων καθιστά τις ιδιότητες των πολυκρυσταλλικών υλικών άμεσα εξαρτώμενες από εκείνες των κρυστάλλων. Ιδιαίτερη σημασία, λοιπόν, κατέχει η διάταξη -αναφορικά με ένα δεδομένο σύστημα αναφοράς- των ξεχωριστών κρυστάλλων ή κόκκων που συνθέτουν ένα πολυκρυσταλλικό υλικό. Συνεπώς, οι ιδιότητες των περισσότερων υλικών αποτελούν συνάρτηση της διάταξης ή του προσανατολισμού (Orientation) των δομικών μονάδων τους, δηλαδή των κόκκων, στον όγκο που καταλαμβάνει το εκάστοτε πολυκρυσταλλικό υλικό [1].

Καθώς τα μεταλλικά υλικά είναι -στην πλειονότητα τους- πολυκρυσταλλικά, κάτι που ισχύει και για άλλες κατηγορίες υλικών, όπως τα κεραμικά, τα ορυκτά/πετρώματα, οι ημιαγωγοί και λοιπά λειτουργικά υλικά (functional materials), οι ιδιότητες τους είναι άμεσα εξαρτώμενες από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό (Crystallographic Orientation) των δομικών τους μονάδων, των κόκκων [1]. Οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί των κόκκων που συνθέτουν τα πολυκρυσταλλικά μεταλλικά υλικά, είτε αυτά έχουν παραχθεί μέσω διαφορών μεταλλουργικών κατεργασιών (π.χ. ελάσματα αλουμινίου) είτε έχουν απαντώνται στην φύση (π.χ. αυτοφυή μέταλλα), σπανίως είναι τυχαία κατανεμημένοι (π.χ. κάποιες εφαρμογές κωνιομεταλλουργίας). Αντιθέτως, οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί των κόκκων των μεταλλικών υλικών ακολουθούν ένα συγκεκριμένο μοτίβο, το οποίο επηρεάζεται από την θερμοχημικομηχανική προϊστορία (Thermo-Chemo-Mechanical History) του εκάστοτε υλικού [33], [34].

Η παραπάνω διαπίστωση παρουσιάζεται γραφικά στο Σχήμα 10, όπου αφενός το ένα έλασμα παρουσιάζει έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό καθώς όλοι του οι κόκκοι χαρακτηρίζονται από τον ίδιο προσανατολισμό, ενώ αφετέρου το άλλο έλασμα παρουσιάζει τυχαίο κρυσταλλογραφικό ιστό [44]. Η πρώτη κατάσταση οδηγεί το έλασμα να έχει ιδιότητες που είναι κοντά σε αυτές ενός μονοκρυστάλλου με τον ίδιο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, γεγονός που καθιστά το έλασμα «ανισότροπο», ενώ αντιθέτως η δεύτερη κατάσταση οδηγεί το έλασμα να συμπεριφέρεται «ισότροπα» καθώς οι ιδιότητες του αποτελούν έναν «μέσο όρο» της μοναδιαίας απόκρισης του εκάστοτε κόκκου. Ωστόσο, οι παραπάνω καταστάσεις αποτελούν ακραίες συνθήκες αναφορικά με τον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει τα μεταλλικά υλικά. Συνήθως, ένα μέρος του κρυσταλλογραφικού ιστού παρουσιάζει κάποιον

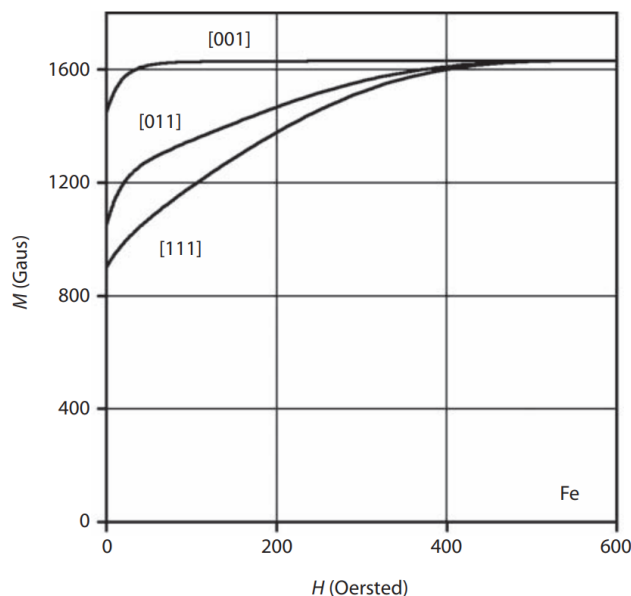
προτιμητέο προσανατολισμό με το υπόλοιπο να είναι τυχαίως προσανατολισμένο [44]. Αυτή η κατάσταση είναι η συχνότερη και απαντάται στα θερμομηχανικώς ελεγχόμενα κατά την επεξεργασία τους μεταλλικά υλικά, όπου η ύπαρξη κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών διαφορετικών ειδών που προσδίδει διαφορετικές ιδιότητες στο υλικό. Η περίπτωση αυτή καταγράφεται στην γραφική απεικόνιση γ) του Σχήματος 10, όπου το έλασμα χαρακτηρίζεται από δύο διακριτούς προσανατολισμούς κόκκων αλλά και τυχαία προσανατολισμένους κόκκους [44]. Ο λόγος ανάμεσα στους δύο διακριτούς προσανατολισμούς αλλά και στον τυχαίο ιστό αποτελεί συνάρτηση των επιθυμητών ιδιοτήτων του υλικού, και ρυθμίζεται μέσω της κατάλληλης θερμομηχανικής επεξεργασίας του ελάσματος [45].



Σχήμα 10: Έλασμα με: α) έναν δεδομένο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, β) τυχαίο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, γ) δύο διακριτούς κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς και τυχαίο κρυσταλλογραφικό ιστό [46].

Η τάση των κόκκων των μεταλλικών υλικών να προσανατολίζονται με συγκεκριμένο τρόπο, καταλαμβάνοντας δεδομένους προσανατολισμούς, έχει την αφετηρία της κατά την στερεοποίηση τους, όταν δηλαδή οι πρώτοι κόκκοι στερεοποιούνται από την τηγμένη τους κατάσταση, ενώ συνεχίζει να επηρεάζεται από τα μετέπειτα στάδια της θερμομηχανικής επεξεργασίας που θα ακολουθηθούν κατά την κατεργασία των υλικών. Αυτή η τάση που χαρακτηρίζει τον προσανατολισμό των κόκκων των πολυκρυσταλλικών υλικών, συνεπώς και των μετάλλων, καλείται προτιμητέος κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός (Preferred Crystallographic Orientation) ή ακριβέστερα κρυσταλλογραφικός ιστός (Crystallographic Texture) [33], [34].

Η σημαντικότητα του κρυσταλλογραφικού ιστού στα μεταλλικά υλικά έγκειται στο γεγονός ότι πολλές από τις ιδιότητες τους είναι εξαρτώμενες από τον προσανατολισμό των κόκκων τους. Πράγματι, όπως έχει γίνει εδώ και δεκαετίες αντιληπτό, ο κρυσταλλογραφικός επηρεάζει τις ιδιότητες των μετάλλων, επιρροή η οποία μπορεί να ποσοτικοποιηθεί σε επίπεδα που κυμαίνονται μεταξύ του 20% και του 50% της απόλυτης τιμής της εκάστοτε ιδιότητας [47]. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αποτελεί η ανισοτροπία της μαγνητικής επιδεκτικότητας συναρτήσεως του κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει τους ηλεκτρικούς χάλυβες. Όπως φαίνεται στο Σχήμα 11 η κρυσταλλογραφική διεύθυνση [001] είναι μαγνητικά πιο επιδεκτική, γεγονός που καθιστά χαλυβδόφυλλα ηλεκτρικών χάλυβων με κόκκους προσανατολισμένους παράλληλα με την $\langle 001 \rangle$ οικογένεια κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων (συστατικό κρ. προσανατολισμού Goss $-(110)[001]$ -, Grain Oriented Electrical steels [48]) να έχουν τις ελάχιστες δυνατές απώλειες μαγνητισμού [14], [45].



Σχήμα II: Ανισοτροπία της επιδεκτικότητας μαγνητισμού για διάφορες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις του σιδήρου [34].

Μερικές εκ των πιο σημαντικών ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών, οι οποίες εξαρτώνται από τον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει το εκάστοτε μεταλλικό υλικό είναι [34]:

- I. Το μέτρο Ελαστικότητας του Young
- II. Ο λόγος του Poisson
- III. Η αντοχή
- IV. Η ολκιμότητα
- V. Η επιδεκτικότητα στην διαμόρφωση
- VI. Η δυσθραυστότητα
- VII. Η μαγνητική διαπερατότητα
- VIII. Η ηλεκτρική αγωγιμότητα
- IX. Ο συντελεστής θερμικής διαστολής (μη κυβικά μεταλλικά υλικά)

Η επίδραση του κρυσταλλογραφικού ιστού επί των ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών, όπως γίνεται αντιληπτό, αξιοποιείται από τον κλάδο της Φυσικής Μεταλλουργίας για τον σχεδιασμό και την παραγωγή υλικών με συγκεκριμένα χαρακτηριστικά και ιδιότητες. Μία εκ των βιομηχανικών εφαρμογών, όπου απαιτείται έλεγχος του κρυσταλλογραφικού ιστού, είναι και η παραγωγή φύλλων αλουμινίου, τα οποία κατασκευάζονται μέσω βαθιάς κοίλανσης για εφαρμογές συσκευασιών τροφίμων και αναψυκτικών, όπως αυτά του κράματος AA3104 που πραγματεύεται η παρούσα διπλωματική εργασία. Συνεπώς, η θερμομηχανική επεξεργασία κατά την παραγωγή του AA3104 θα πρέπει να είναι ελεγχόμενη [49] κατά τέτοιον τρόπο, ώστε ο κρυσταλλογραφικός ιστός που το χαρακτηρίζει να είναι ισορροπημένος για να είναι το υλικό όσο το δυνατόν ισότροπο. Σε αντίθετη περίπτωση, όταν το AA3104 χαρακτηρίζεται από έντονο ιστό (έλασης ή ανακρυστάλλωσης), τότε το παραχθέν υλικό είναι ανισότροπο, αναφορικά με τις μηχανικές του ιδιότητες και την επιδεκτικότητα του στην διαμόρφωση [50], [51], γεγονός

που οδηγεί στην εμφάνιση του ανεπιθύμητου κατά την κοίλανση φαινομένου κατά το οποίο σχηματίζονται λοβοί στο παραγόμενο κιάθιο («earing») (Σχήμα 12).



Σχήμα 12: Κιάθια που έχουν κοιλανθεί από ένα φύλλο AA3104 (H18), το οποίο χαρακτηρίζεται από έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης (έλασης). Χαρακτηριστική είναι η εμφάνιση του φαινομένου του «earing», όπου εμφανίζονται «αυτιά» στις 45°, 135°, 225°, 315° σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης.

Ωστόσο, ο έλεγχος του κρυσταλλογραφικού ιστού απαιτεί τον πλήρη θερμομηχανικό έλεγχο επί του συνόλου των σταδίων της παραγωγής του AA3104, ώστε το τελικώς παραχθέν υλικό να χαρακτηρίζεται από ισορροπημένο ιστό παραμόρφωσης και ανακρυστάλλωσης, γεγονός που αποτελεί μεγάλη πρόκληση καθότι στην θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104 λαμβάνουν χώρα σύνθετα μεταλλουργικά φαινόμενα, τα οποία επηρεάζουν με διαφορετικό τρόπο το καθένα τον κρυσταλλογραφικό ιστό [52] και που θα αναλυθούν σε επόμενο κεφάλαιο.

2.2 ΑΝΑΠΑΡΑΣΤΑΣΗ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

Η συνηθέστερη αποτύπωση/αναπαράσταση του προτιμητέου κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει την μικροδομή του εκάστοτε μεταλλικού υλικού, γίνεται μέσω της χρήσης των κρυσταλλογραφικών δεικτών Miller, οι οποίοι αποτελούν την σημειογραφία της περιγραφής των ιδανικών κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (Ideal Orientation Notation). Επομένως, ένας διακριτός, ιδανικός κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός ή ένα ιδανικό συστατικό του κρυσταλλογραφικού ιστού (Ideal Texture Component), σημειώνεται ως $\{hkl\} \langle uvw \rangle$, όπως ο προσανατολισμός Goss $\{110\} \langle 001 \rangle$ στο παραπάνω παράδειγμα των ηλεκτρικών χαλύβων [53]. Η αναπαράσταση ενός κρυσταλλογραφικού συστατικού με την σημειογραφία των δεικτών Miller, ως $\{hkl\} \langle uvw \rangle$, δηλώνει πως οι κόκκοι που χαρακτηρίζονται από αυτόν τον προσανατολισμό, έχουν τα $\{hkl\}$ κρυσταλλογραφικά τους επίπεδα σχεδόν σε παραλληλία με το επίπεδο της εκάστοτε μεταλλοτεχνικής κατεργασίας, η οποία προσφέρει το ολικό σύστημα συντεταγμένων (Global Coordinate System), ενώ οι $\langle uvw \rangle$ κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις είναι σχεδόν σε παραλληλία με την διεύθυνση της εκάστοτε μεταλλοτεχνικής κατεργασίας [53]. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αποτελεί η έλαση, όπου τα $\{hkl\}$ επίπεδα τείνουν να ευθυγραμμιστούν εν παραλλήλω με το επίπεδο της έλασης, ενώ οι $\langle uvw \rangle$ διευθύνσεις τείνουν να ευθυγραμμιστούν εν παραλλήλω με την διεύθυνση της έλασης.

Ωστόσο, στην πραγματικότητα προκύπτουν περισσότεροι του ενός κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί κατά την θερμομηχανική επεξεργασία π.χ. ενός ελάσματος, γεγονός που οδηγεί κάποιους κόκκους της μικροδομής του ελάσματος να φέρνουν σε παραλληλία τα $\{h_1k_1l_1\}$ επίπεδα και τις $\langle u_1v_1w_1 \rangle$ διευθύνσεις, κάποιους άλλους κόκκους να ευθυγραμμίζουν

τα $\{h_2k_2l_2\}$ επίπεδα και τις $\langle u_2v_2w_2 \rangle$ διευθύνσεις τους κ.ο.κ. με το επίπεδο και την διεύθυνση της έλασης. Κατ' αυτόν τον τρόπο ο κρυσταλλογραφικός ιστός του παραπάνω ελάσματος αποτελείται από τα $\{h_1k_1l_1\}\langle u_1v_1w_1 \rangle, \{h_2k_2l_2\}\langle u_2v_2w_2 \rangle, \dots$, συστατικά (Texture components). Συνεπώς, ένας πολύπλοκος κρυσταλλογραφικός ιστός, όπως ο άνωθι, που χαρακτηρίζει την μικροδομή ενός μεταλλικού υλικού εκφράζεται ως εξής [53]:

$$\text{Συνολικός Ιστός} = \sum w_i \cdot \{hkl\}_i \cdot \langle uvw \rangle_i$$

,όπου w_i είναι ένας συντελεστής βάρους, ο οποίος εισάγεται για τον υπολογισμό του κλάσματος όγκου (texture component volume fraction) ή της σχετικής έντασης (texture component intensity) του εκάστοτε μη-τυχαίου συστατικού του κρυσταλλογραφικού ιστού.

Ο παραπάνω τύπος ποσοτικοποιεί μαθηματικά, συνήθως την κατ' όγκον κατανομή, των εκάστοτε συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού που απαντώνται στην μικροδομή ενός μεταλλικού υλικού. Ωστόσο, σε ότι αφορά την γραφική αναπαράσταση του κρυσταλλογραφικού ιστού υπάρχουν τρεις βασικοί τρόποι οπτικοποίησης του τόσο διδιάστατοι (2-D) όσο και τρισδιάστατοι (3-D). Οι βασικές γραφικές μέθοδοι αναπαράστασης/περιγραφής του ιστού (Orientation Descriptors) είναι [53]:

- I. Τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων (**Pole Figures – PF's**)
- II. Τα διαγράμματα αναστροφών πολικών συντεταγμένων (**Inverse Pole Figures- IPF's**)
- III. Η συνάρτηση της κατανομής των προσανατολισμών (**Orientation Distribution Function – ODF**) για την αναπαράσταση του ιστού στον χώρο του Euler

Άλλοι τρισδιάστατοι τρόποι γραφικής αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού περιλαμβάνουν τον υπολογισμό των διανυσμάτων Rodriguez για τον προσδιορισμό του χώρου του Rodriguez [34], τον υπολογισμό του κυλινδρικού χώρου των ζευγαριών Γωνίας/Άξονα περιστροφής (Cylindrical Angle/Axis Space) και τον υπολογισμό των τετραδονίων (quaternions) [34]. Αυτοί οι χώροι συνήθως προτιμώνται για την απεικόνιση κατανομών όπως αυτή των γωνιών αποπροσανατολισμού (Misorientation Distribution Function, MDF [34]) ή εκείνη του χαρακτήρα των ορίων των κόκκων (Grain Character Distribution Function, GCDF [34]) της εκάστοτε εξεταζόμενης μικροδομής. Παρόλες τις εναλλακτικές, όμως, η ευρύτερα διαδεδομένη τρισδιάστατη τεχνική γραφικής απεικόνισής του κρυσταλλογραφικού ιστού είναι ο υπολογισμός της $f(g)$ συνάρτησης κατανομής των προσανατολισμών (ODF) και η αναπαράστασή τους στον χώρο του Euler [34].

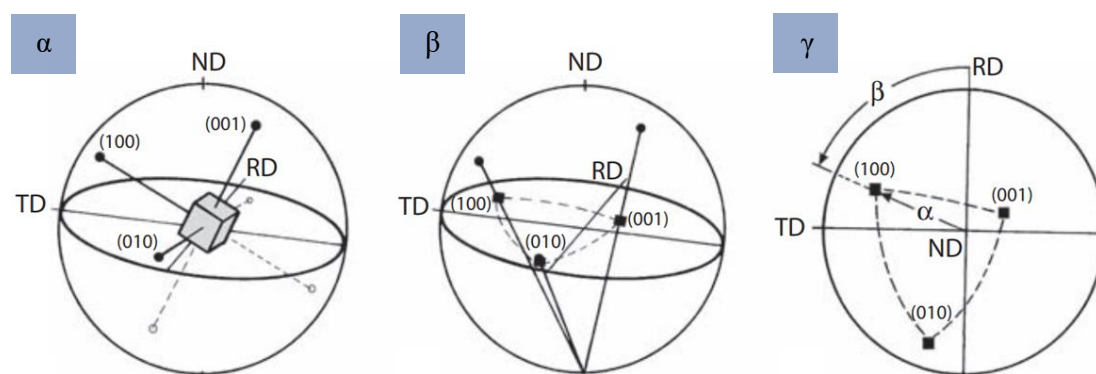
2.3 ΔΙΑΔΙΑΣΤΑΤΕΣ ΑΝΑΠΑΡΑΣΤΑΣΕΙΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

Ένα εκ των σημαντικότερων ζητημάτων που αφορούν την κατανόηση του κρυσταλλογραφικού ιστού των μεταλλικών υλικών, έγκειται στο γεγονός πως ο ιστός είναι ένα μία τρισδιάστατη ποσότητα. Έτσι, απαιτείται η εύρεση ενός τρόπου αναπαράστασης του, η οποία δεν θα αλλοιώνει την «γωνιακή αλήθεια» που χαρακτηρίζει τους μοναδιαίους κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς το άθροισμα των οποίων συνθέτει το κρυσταλλογραφικό ιστό [54].

Η κατεύθυνση οποιασδήποτε τρισδιάστατης διανυσματικής ποσότητας - όπως οι εκάστοτε κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις ή τα κάθετα στα κρυσταλλογραφικά επίπεδα διανύσματα (πόλοι επιπέδων) - που χαρακτηρίζει έναν κρύσταλλο/κόκκο, δύναται να περιγραφεί με την χρήση ενός σημείου επί μίας σφαιράς αναφοράς, γεγονός που καθιστά εύκολη την

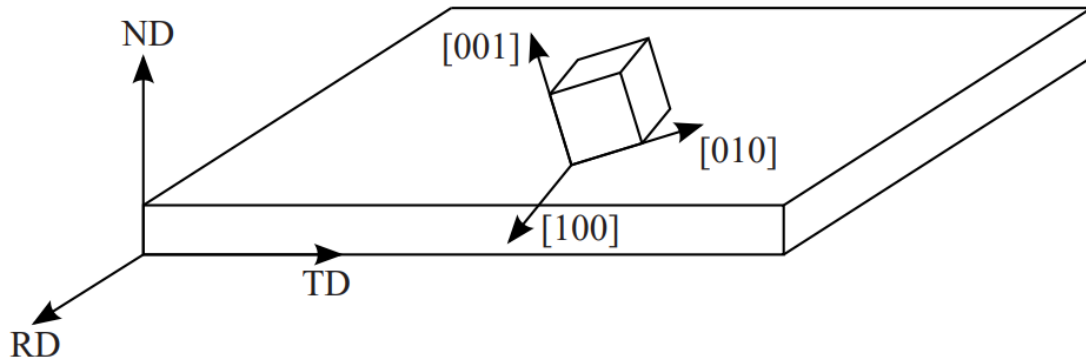
αναπαράσταση σύνθετων γεωμετρικών ποσοτήτων, όπως ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός ενός κόκκου [55]. Η σφαίρα αναφοράς (Reference Sphere) αποτελεί ένα μέσο απεικόνισης μίας τρισδιάστατης ποσότητας, όπως ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός, επί μίας διδιάστατης προβολής, ώστε να είναι ευκολότερη η απεικόνιση και κατανόηση της ποσότητας αυτής [55][54].

Κάνοντας χρήση, λοιπόν, της σφαίρας αναφοράς, η οποία χαρακτηρίζεται από ένα σταθερό σύστημα συντεταγμένων - το οποίο στην Φ. Μεταλλουργία συμπίπτει με τους άξονες αναφοράς της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας που έχει υποστεί το εκάστοτε μεταλλικό υλικό - καθίσταται δυνατή η αναπαράσταση τρισδιάστατων ποσοτήτων επί ενός διδιάστατου επιπέδου προβάλλοντας τις πληροφορίες που βρίσκονται στην επιφάνεια της σφαίρας στο ισημερινό επίπεδο (Equatorial plane) αυτής διαμέσω ενός εκ των πόλων της σφαίρας αναφοράς [54]. Η προβολή των κρυσταλλογραφικών πληροφοριών επί του ισημερινού επιπέδου καλείται στερεογραφική προβολή (Stereographic Projection) και συνήθως - λόγω της σφαιρικής συμμετρίας - πραγματοποιείται προβάλλοντας τις διανυσματικές ποσότητες ενός κόκκου (π.χ. τους πόλους των κρυσταλλογραφικών επιπέδων) που εμπεριέχονται στο βόρειο ημισφαίριο της μοναδιαίας σφαίρας αναφοράς στο ισημερινό επίπεδο διαμέσω του νότιου πόλου της σφαίρας, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 13[44].



Σχήμα 13: Αναπαράσταση των {100} πόλων ενός κυβικού μονοκρυστάλλου κάνοντας χρήση της στερεογραφικής προβολής. α) Ο μονοκρυστάλλος εντός της μοναδιαίας σφαίρας αναφοράς, β) Προβολή των πόλων {100} επί του ισημερινού επιπέδου, γ) διάγραμμα πολικών συντεταγμένων {100} του μονοκρυστάλλου και οι γωνίες α και β που χαρακτηρίζουν τον πόλο (100) [44].

Η σφαίρα αναφοράς, λοιπόν, είναι ένα μέσο που επιτρέπει την διδιάστατη γραφική απεικόνιση τρισδιάστατων ποσοτήτων, όπως ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός, ο οποίος ουσιωδώς εκφράζει την γωνιακή σχέση ανάμεσα στο κρυσταλλογραφικό σύστημα αναφοράς του εκάστοτε κρυστάλλου/κόκκου και του εξωτερικού συστήματος συντεταγμένων, δηλαδή το σύστημα αναφοράς της μοναδιαίας σφαίρας αναφοράς (Σχήμα 14) [54].



Σχήμα 14: Η διαφορά ανάμεσα στα συστήματα συντεταγμένων του δείγματος και των κόκκων που εντοπίζονται στην μικροδομή του[54].

Συνεπώς, όπως παρουσιάστηκε στο Σχήμα 14, κάθε ένας εκ των κόκκων που απαρτίζουν την μικροδομή ενός μεταλλικού υλικού, χαρακτηρίζεται από το κρυσταλλογραφικό σύστημα συντεταγμένων του (C_c) σε μικροσκοπικό επίπεδο [34], ενώ παράλληλα το δοκίμιο, το οποίο εμπεριέχει το σύνολο των κόκκων, χαρακτηρίζεται από ένα μακροσκοπικό σύστημα συντεταγμένων (C_s). Για να υπολογιστεί ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός (g) του εκάστοτε κόκκου, θα πρέπει το σύστημα αναφοράς του κόκκου (C_c) να περιστραφεί κατά τέτοιο τρόπο ώστε να συμπέσει με το σύστημα συντεταγμένων του δοκιμίου (C_s). Η περιστροφή αυτή συνιστά τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό του κόκκου (g), ο οποίος εκφράζεται ως πίνακας (Orientation Matrix) [47].

$$C_c = g C_s$$

(2.1)

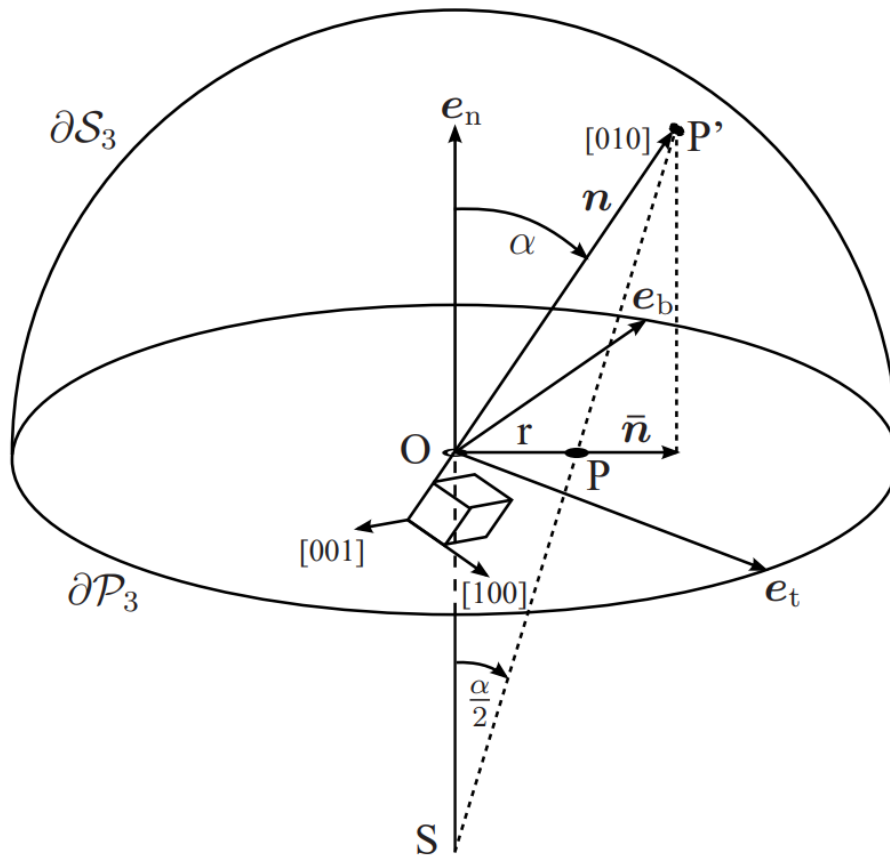
$$\text{,όπου } : g = \begin{pmatrix} \cos \alpha_1 & \cos \beta_1 & \cos \gamma_1 \\ \cos \alpha_2 & \cos \beta_2 & \cos \gamma_2 \\ \cos \alpha_3 & \cos \beta_3 & \cos \gamma_3 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix}$$

Ωστόσο, ο υπολογισμός του πίνακα προσανατολισμού, είναι μια τρισδιάστατη μέθοδος αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού και ο υπολογισμός του προϋποθέτει την εισαγωγή της έννοιας του χώρου του Euler που θα παρουσιαστεί σε επόμενη παράγραφο. Παρόλα αυτά, με την βοήθεια των δισδιάστατων στερεογραφικών προβολών, ο υπολογισμός του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού του εκάστοτε κόκκου καθίσταται εύκολος καθώς μπορεί να υπολογιστεί γραφικά χωρίς να απαιτείται ο υπολογισμός του πίνακα προσανατολισμού [53], [55].

2.3.1 ΤΑ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΑ ΠΟΛΙΚΩΝ ΣΥΝΤΕΤΑΓΜΕΝΩΝ (POLE FIGURES)

Τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων είναι διδιάστατες στερεογραφικές προβολές επί των οποίων αναπαρίστανται γραφικά τόσο οι θέσεις – στον χώρο – όσο και οι «εντάσεις» (Intensities, κλίμακα:MRD) των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών που χαρακτηρίζουν την μικροδομή ενός μεταλλικού υλικού, σε σχέση με το σύστημα αναφοράς που συνοδεύει την γεωμετρία του εκάστοτε δοκιμίου. Με άλλα λόγια, τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων είναι διδιάστατες στερεογραφικές προβολές τρισδιάστατων οντοτήτων, όπως οι

κόκκοι/κρύσταλλοι ενός μεταλλικού υλικού, οι οποίες είναι σχεδιασμένες κατά τρόπο τέτοιο ώστε οι τριδιάστατες γωνιακές σχέσεις ανάμεσα στα κρυσταλλογραφικά επίπεδα και στις κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις του εκάστοτε κόκκου/κρυστάλλου να γίνονται εύκολα αντιληπτές μέσω της προβολής [53], [55]. Οι αρχές σχεδιασμού μιας κρυσταλλογραφικής προβολής, από όπου προκύπτουν τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων, παρατίθενται στο Σχήμα 15.



Σχήμα 15: Σχεδιασμός στερεογραφικής προβολής ενός κρυστάλλου [54].

Η προβολή μίας εκ των διευθύνσεων του κρυσταλλογραφικού συστήματος αναφοράς, π.χ. της [010], επί της επιφάνειας ∂S^3 της μοναδιαίας σφαίρας αναφοράς, γίνεται με την προέκταση αυτής διαμέσω του κέντρου O της σφαίρας αναφοράς μέχρι αυτή να τμήσει την επιφάνεια ∂S^3 στο σημείο P'. Το προβαλλόμενο σημείο P' της επιφάνειας ∂S^3 , που καθορίζεται από διάνυσμα θέσης του \mathbf{n} , στην συνέχεια συνδέεται με τον νότιο πόλο S της σφαίρας αναφοράς, τέμνοντας το ισημερινό επίπεδο ∂P^3 της σφαίρας αναφοράς στο σημείο P. Ο πόλος που εκφράζει την θέση του σημείου P επί της στερεογραφικής προβολής, καθορίζεται μέσω της διεύθυνσης $\bar{\mathbf{n}}$ και της απόστασης r από το κέντρο O της σφαίρας αναφοράς εφόσον ισχύει πως [54]:

$$\bar{\mathbf{n}} = \begin{cases} (\mathbf{I} - \mathbf{e}_n \mathbf{e}_n) \cdot \mathbf{n} & \text{εάν } \mathbf{n} \cdot \mathbf{e}_n \geq 0 \\ -(\mathbf{I} - \mathbf{e}_n \mathbf{e}_n) \cdot \mathbf{n} & \text{αλλιώς} \end{cases} \quad (2.2)$$

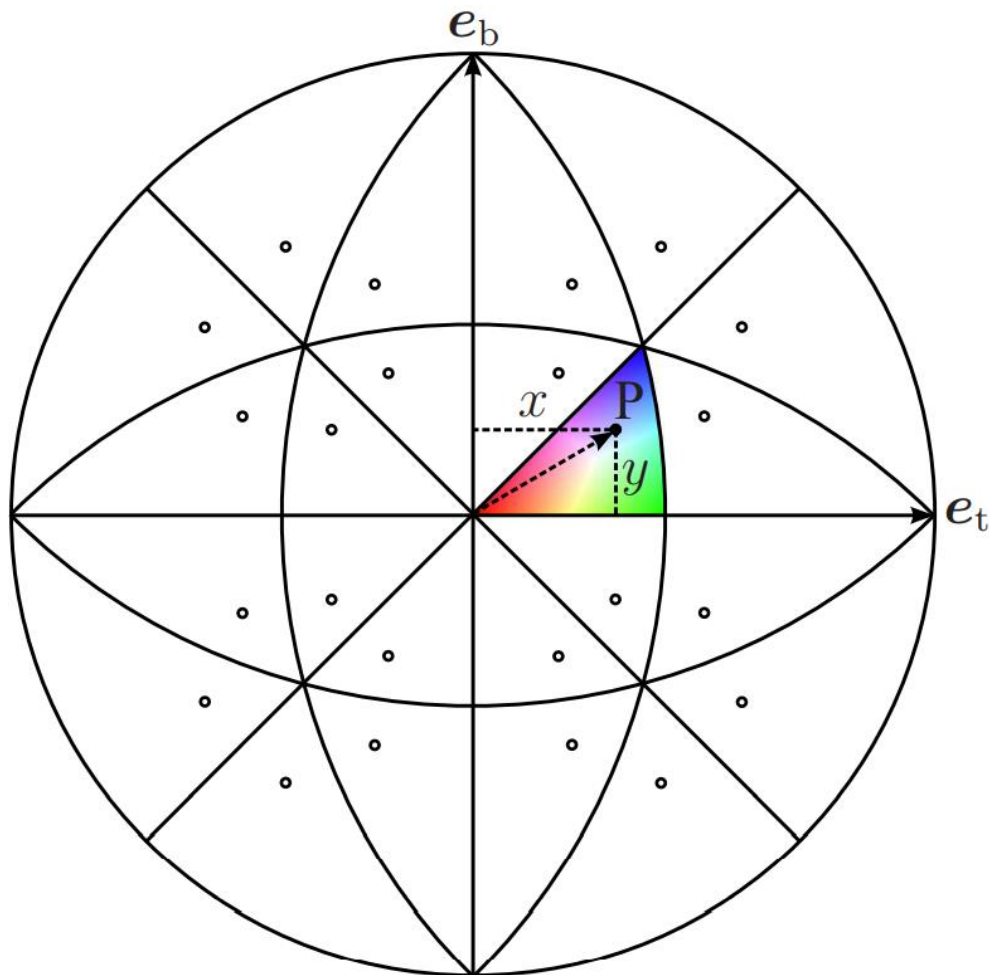
, όπου: $\alpha = \arcsin |\mathbf{n} \times \mathbf{e}_n|$

$$r = \tan \left(\frac{\alpha}{2} \right)$$

Έτσι, εάν το ισημερινό επίπεδο $\partial P3$ ορίζεται από το σύστημα συντεταγμένων (e_t, e_b) , τότε η θέση (x, y) του σημείου P, όπως φαίνεται στην Σχήμα 15, υπολογίζεται από τις σχέσεις:

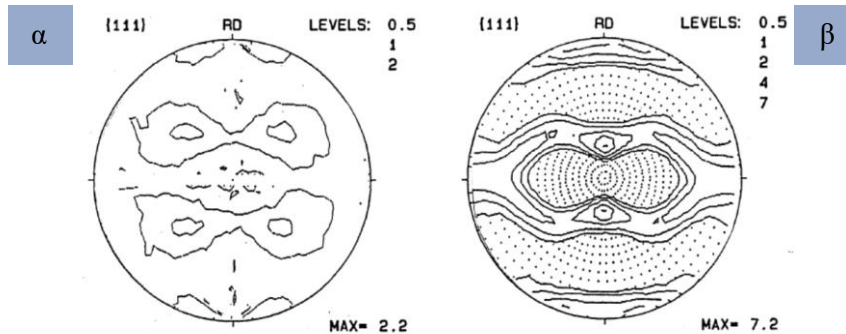
$$x = \frac{r}{|\mathbf{n}|} \mathbf{n} \cdot \mathbf{e}_t, \quad y = \frac{r}{|\mathbf{n}|} \mathbf{n} \cdot \mathbf{e}_b \quad (2.3)$$

Με βάση τα παραπάνω υπολογίζονται και οι θέσεις των υπόλοιπων κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων καθώς και των πόλων των κρυσταλλογραφικών επιπέδων επί μίας στερεογραφικής προβολής (οι προβολές των κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων και των πόλων των κρ. επιπέδων ταυτίζονται για μέταλλα που κρυσταλλώνονται σε κάποιο εκ των κυβικών συστημάτων κρυστάλλωσης λόγω της συμμετρίας του κυβικού συστήματος) [54]. Ωστόσο, αναφορικά με την στερεογραφική προβολή του σημείου P επί του ισημερινού επιπέδου, λόγω της συμμετρίας του κυβικού συστήματος κρυστάλλωσης – μιας και η παρούσα εργασία πραγματεύεται το ΑΑ3104 που ως κράμα Α1 κρυσταλλώνεται στο FCC – προκύπτουν 24 ισοδύναμα σημεία προβολής του σημείου P επί της στερεογραφικής προβολής, όπως φαίνεται στο Σχήμα 16, ένα σε κάθε ένα από τα 24 στερεογραφικά τρίγωνα της προβολής [54].



Σχήμα 16: Η θέση του πόλου P και των ισοδύναμων συμμετρικών θέσεων του, όπως αυτές αποτυπώνονται επί μίας στερεογραφικής προβολής [54].

Η γενίκευση των παραπάνω, για το σύνολο των κόκκων που απαρτίζουν ένα μεταλλικό υλικό, οδηγεί στον σχεδιασμό του διαγράμματος των πολικών συντεταγμένων του, η μορφή του οποίου είναι συνάρτηση της θερμομηχανικής προϊστορίας του μεταλλικού δοκιμίου. Στο Σχήμα 17 παρουσιάζονται δύο διαγράμματα πολικών συντεταγμένων AA3104 με διαφορετική θερμομηχανική προϊστορία [34].



Σχήμα 17: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων {111} AA3104: α) θερμά ελασμένου (αυτοαναοπτημένο), β) ψυχρά ελασμένου [34].

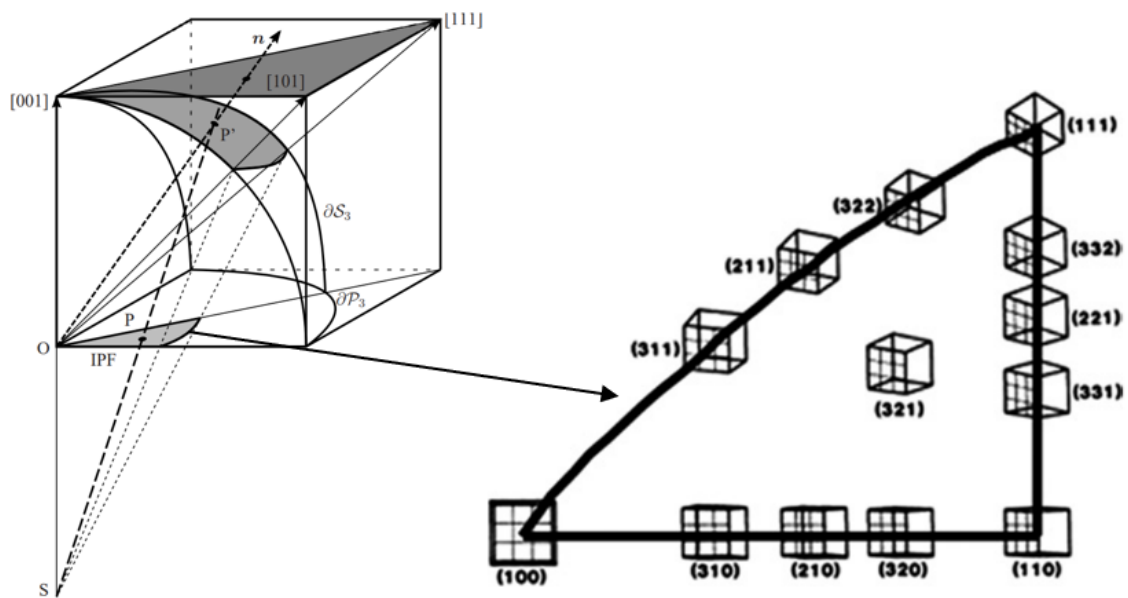
Κάνοντας χρήση, λοιπόν, των διαγραμμάτων πολικών συντεταγμένων προκύπτει μια γραφική απεικόνιση του κρυσταλλογραφικού ιστού, στην οποία ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός των κόκκων εκφράζεται συναρτήσει του μακροσκοπικού συστήματος συντεταγμένων του δοκιμίου, δηλαδή του συστήματος συντεταγμένων της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας διαμόρφωσης του μεταλλικού υλικού [34]. Έτσι, αναφορικά με τα δοκίμια που έχουν διαμορφωθεί μέσω έλασης, ο προσανατολισμός των εκάστοτε {hkl} οικογενειών κρυσταλλογραφικών επιπέδων εκφράζεται συναρτήσει του συστήματος συντεταγμένων της έλασης RD, TD, ND.

2.3.2 ΤΑ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΑ ΑΝΑΣΤΡΟΦΩΝ ΠΟΛΙΚΩΝ ΣΥΝΤΕΤΑΓΜΕΝΩΝ (INVERSE POLE FIGURES)

Ένας άλλος τρόπος αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού ενός μεταλλικού υλικού είναι ακριβώς ο αντίθετος αυτού που παρουσιάστηκε στην προηγούμενη παράγραφο. Έτσι, αντί να υπολογίζεται ο προσανατολισμός του εκάστοτε κόκκου μέσω της προβολής του κρυσταλλογραφικού συστήματος συντεταγμένων του επί του μακροσκοπικού συστήματος συντεταγμένων (σ.σ. της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας), ο υπολογισμός του προσανατολισμού να πραγματοποιείται μέσω της προβολής των αξόνων του μακροσκοπικού συστήματος συντεταγμένων επί του κρυσταλλογραφικού συστήματος συντεταγμένων, το οποίο σ αυτή την περίπτωση παραμένει αμετάβλητο [34], [53], [55]. Αυτός ο τρόπος αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού καλείται ανάστροφος και τα διαγράμματα που προκύπτουν από αυτόν ονομάζονται διαγράμματα ανάστροφων πολικών συντεταγμένων, η χρήση των οποίων είναι ιδιαίτερα επωφέλης στην περίπτωση αξονικών (π.χ. ολική) παραμορφώσεων που οδηγούν στον σχηματισμό ινώδους κρυσταλλογραφικού ιστού (Fibrous Textures) [53], [55].

Αναφορικά με την γραφική απεικόνιση του κρυσταλλογραφικού ιστού επί ανάστροφων στερεογραφικών προβολών, αυτή ακολουθεί παρόμοια λογική με αυτή που παρουσιάστηκε στην προηγούμενη παράγραφο. Όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 18, η μοναδιαία σφαίρα αναφοράς δS_3 τοποθετείται εντός μίας μοναδιαίας κυψελίδας κατά τέτοιο τρόπο ώστε το κέντρο της σφαίρας O να συμπίπτει με την αρχή των κρυσταλλογραφικών αξόνων [54]. Έτσι, προκύπτει πως εντός της μοναδιαίας κυψελίδας αναφοράς εισάγεται το 1/8 της μοναδιαίας

σφαίρας αναφοράς [54]. Ακολουθώντας την διαδικασία που περιεγράφηκε στην προηγούμενη παράγραφο για τον σχεδιασμό του πόλου P επί της στερεογραφικής προβολής, και λαμβάνοντας υπόψιν την συμμετρία του κυβικού συστήματος κρυστάλλωσης (Σχήμα 17), το διάγραμμα ανάστροφων πολικών συντεταγμένων όλων των διευθύνσεων δύναται να εκφραστεί στην σκιασμένη περιοχή του ισημερινού επιπέδου ∂P_3 . Συνεπώς, το IPF του Σχήματος 18 περικλείεται από τις κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις [100], [101] και [111] εντός ενός των 24 στερεογραφικών τριγώνων [54]. Το γεγονός αυτό, δηλαδή της γραφικής αναπαράστασης του συνόλου των προσανατολισμών με την βοήθεια ενός εκ των 24 στερεογραφικών τριγώνων (για το κυβικό σύστημα κρυστάλλωσης), δίνει την δυνατότητα της κωδικοποίησης του εκάστοτε κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού – σε σχέση με κάποιον από τους μακροσκοπικούς άξονες- με ένα μοναδικό χρώμα (σ.σ. Σχήμα 16).



Σχήμα 18: α) ανάστροφη στερεογραφική προβολή μοναδιαίας κυψελίδας του κυβικού συστήματος κρυστάλλωσης, β) Κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί υπερτεθειμένοι επί τυπικού στερεογραφικού τριγώνου που χρησιμοποιείται για τα κυβικά μέταλλα [54][44].

2.3.3 Η ΜΕΘΟΔΟΣ ΤΗΣ ΣΥΝΑΡΤΗΣΗΣ ΚΑΤΑΝΟΜΗΣ ΤΩΝ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΩΝ ΠΡΟΣΑΝΑΤΟΛΙΣΜΩΝ (ORIENTATION DISTRIBUTION FUNCTION)

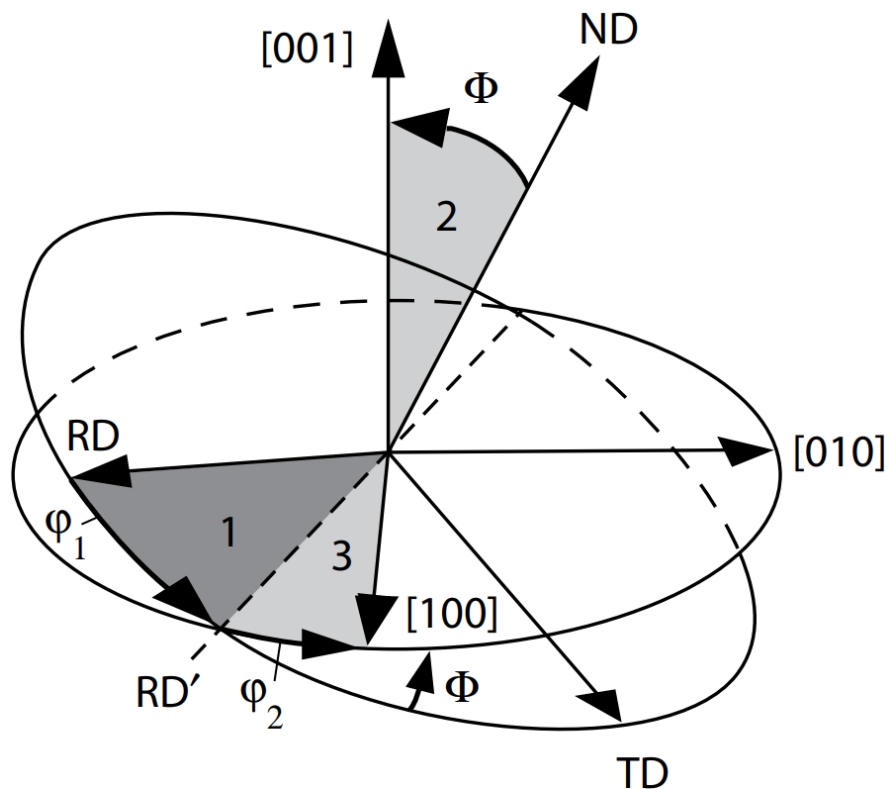
Όπως προαναφέρθηκε στις προηγούμενες παραγράφους, τα διδιάστατα διαγράμματα που βασίζονται στην χρήση της στερεογραφικής προβολής, αποτελούν διδιάστατες προβολές αποτύπωσης του κρυσταλλογραφικού ιστού. Επί παραδείγματι, τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων αποτελούν διδιάστατες προβολές των πόλων ενός συγκεκριμένου κρυσταλλογραφικού επιπέδου $\{hkl\}$ από ένα συσσωμάτωμα κόκκων που συνθέτουν ένα μεταλλικό υλικό σε σχέση με την γεωμετρία του εξεταζόμενου δοκιμίου (στα IPF έχουμε την ανάστροφη περίπτωση όπου προβάλλονται οι άξονες της γεωμετρίας του δοκιμίου σε σχέση με το κρυσταλλογραφικό σύστημα αναφοράς) [34]. Έτσι, αν και τα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων είναι ένας χρήσιμος τρόπος γραφικής αποτύπωσης του κρυσταλλογραφικού ιστού, οι πληροφορίες που αντλούνται από ένα μόνο διάγραμμα πολικών συντεταγμένων είναι ανεπαρκείς ή ημι-ποσοτικές (semi-quantitative) [53] αναφορικά με τον πλήρη χαρακτηρισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού. Αυτή η ανεπάρκεια πλήρους περιγραφής του κρυσταλλογραφικού ιστού μέσω διδιάστατων γραφικών απεικονίσεων έγκειται στο γεγονός

πως οι κόκκοι -και κατά συνέπεια και ο κρυσταλλογραφικός τους προσανατολισμός- είναι τρισδιάστατες οντότητες και οι διδιάστατες στερεογραφικές προβολές έχουν μόνο δύο γωνίες στην διάθεση τους για να περιγράψουν τον προσανατολισμό ενός κόκκου (π.χ. Σχήμα 13 τα PF's περιγράφουν τον προσανατολισμό ενός σημείου/πόλου με την χρήση των γωνιών α και β). Συνεπώς, η χρήση διδιάστατων τρόπων απεικόνισης του κρυσταλλογραφικού ιστού, για ένα σχετικά μεγάλο αριθμό κόκκων, οδηγεί σε μέτρια ανάλυση της χωρικής κατανομής των προσανατολισμών που χαρακτηρίζουν τους κόκκους μίας μικροδομής, ενώ για τον πλήρη προσδιορισμό του εκάστοτε προσανατολισμού απαιτούνται τουλάχιστον 2 [34] διαφορετικά διδιάστατα διαγράμματα αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού (π.χ. στην περίπτωση της έλασης απαιτείται ο σχεδιασμός των IPF τόσο ως προς την RD όσο και ως προς την TD ή την ND) [53]. Παρόλα αυτά, οι διδιάστατοι τρόποι απεικόνισης είναι μία καλή πρώτη προσέγγιση αναφορικά με την αξιολόγηση του κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει ένα μεταλλικό υλικό, ωστόσο η ανάγκη για τον πλήρη προσδιορισμό του ιστού οδηγεί στην χρήση τρισδιάστατων μεθόδων απεικόνισης του που δεν εμφανίζουν τα προβλήματα των διδιάστατων προβολών, όπως η συνάρτηση κατανομής των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (Crystallographic Orientation Distribution Function, CODF) [53].

Η μέθοδος της συνάρτησης κατανομής των προσανατολισμών [47] (ODF) των κόκκων μίας μικροδομής βασίζεται στην περιγραφή του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού με έναν διαφορετικό τρόπο από τις πρότερες μεθόδους αναπαράστασης του που αξιοποιούσαν τους δείκτες Miller ($\{hkl\}$ $\langle uvw \rangle$) για την περιγραφή των προσανατολισμών. Η συνάρτηση κατανομής των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών είναι μία μαθηματική συνάρτηση που περιγράφει την **συχνότητα** [53], [47] της εμφάνισης συγκεκριμένων κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών εντός του τρισδιάστατου χώρου του Euler, ο οποίος ορίζεται μέσω της χρήσης τριών γωνιών του Euler. Οι τρεις αυτές γωνίες είναι το αποτέλεσμα τριών διαδοχικών περιστροφών που απαιτείται να πραγματοποιηθούν για κάθε κόκκο της μικροδομής ενός δοκιμίου, ώστε να συμπέσει το κρυσταλλογραφικό σύστημα αναφοράς του κάθε κόκκου με το μακροσκοπικό σύστημα αναφοράς που περιγράφει την γεωμετρία του εκάστοτε δοκιμίου. Η πλήρης περιγραφή του κρυσταλλογραφικού ιστού, συνεπώς, θα αποτελείται από τα ζεύγη των τριών γωνιών περιστροφής του συνόλου των κόκκων που εντοπίζονται εντός του χώρου μέτρησης του εκάστοτε δοκιμίου, ενώ η συχνότητα εμφάνισης κάποιων προσανατολισμών, η οποία αποτελεί ένα ακόμα χαρακτηριστικό του ιστού που συχνά αποδίδεται ως ένταση (intensity), αποτελώντας δείκτη ενδιαφέροντος των διαφόρων θερμομηχανικών κατεργασιών, μετριέται εν συγκρίσει με την συχνότητα εμφάνισης τυχαίων προσανατολισμών (Multiple Times Random Distribution, MRD) [47].

2.3.3.1 ΟΙ ΓΩΝΙΕΣ ΤΟΥ EULER

Οι γωνίες του χώρου του Euler αναφέρονται στις τρεις περιστροφές, οι οποίες όταν πραγματοποιηθούν με την σωστή σειρά, μετασχηματίζουν το μακροσκοπικό σύστημα αναφοράς του εξεταζόμενου δοκιμίου με τέτοιο τρόπο ώστε να συμπέσει με το κρυσταλλογραφικό σύστημα αναφοράς του εκάστοτε κόκκου, καθορίζοντας έτσι τον κρυσταλλογραφικό ιστό (g) που χαρακτηρίζει την μικροδομή [47]. Υπάρχουν διάφοροι κανόνες αναφορικά με τον υπολογισμό και την έκφραση των γωνιών του χώρου του Euler (Bunge, Roe, Kocks) [34], ωστόσο η πιο συχνά χρησιμοποιούμενη μεθοδολογία υπολογισμού τους είναι εκείνη που έχει προταθεί από τον Bunge και παρουσιάζεται στο Σχήμα 19.



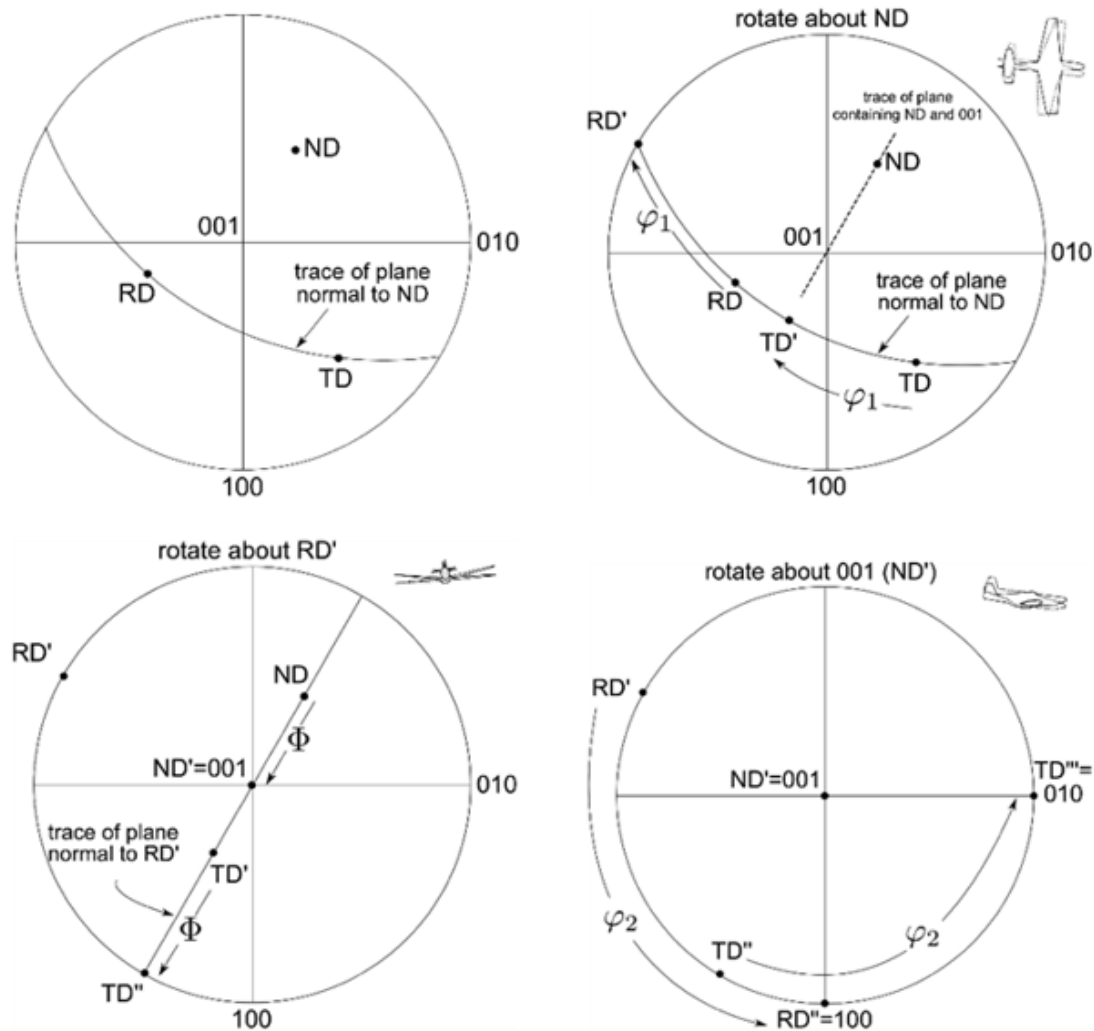
Σχήμα 19: Σχηματική απεικόνιση του τρόπου περιστροφής των συστημάτων αναφοράς για τον υπολογισμό των γωνιών του χώρου του Euler $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ με την σειρά περιστροφών 1,2,3 να αναπαριστά το μέγεθος της εκάστοτε γωνίας [34].

Σύμφωνα με την μεθοδολογία του Bunge οι περιστροφές που οδηγούν στη ταύτιση των συστημάτων συντεταγμένων γίνονται με την ακόλουθη σειρά [47], [53], [55]:

- I.** Περιστροφή κατά γωνία φ_1 γύρω από την διεύθυνση ND, μετασχηματίζοντας την διεύθυνση TD στην διεύθυνση TD' και την διεύθυνση RD στην διεύθυνση RD'.
- II.** Περιστροφή κατά γωνία Φ γύρω από τον σχηματισθέντα στο προηγούμενο βήμα άξονα RD', μετασχηματίζοντας την διεύθυνση TD' στην διεύθυνση TD'' και την διεύθυνση ND στην διεύθυνση ND'.
- III.** Περιστροφή κατά γωνία φ_2 γύρω από τον σχηματισθέντα στο προηγούμενο βήμα άξονα ND', μετασχηματίζοντας την διεύθυνση TD'' στην διεύθυνση TD''' και την διεύθυνση RD' στην διεύθυνση RD''.

Βάσει της παραπάνω μεθοδολογίας προκύπτει ο υπολογισμός του μεγέθους των τριών γωνιών του χώρου του Euler κατά τον Bunge [47]. Η επίδραση της κάθε περιστροφής για τον

υπολογισμό του μεγέθους της εκάστοτε γωνίας μπορεί να γίνει πιο εύκολα αντιληπτή μέσω του Σχήματος 20, όπου παρουσιάζεται ξεχωριστά η κάθε περιστροφή.



Σχήμα 20: Σύνοψη και γραφική αναπαράσταση των περιστροφών που απαιτούνται αναφορικά με τον υπολογισμό των γωνιών του χώρου του Euler κατά την μεθοδολογία του Bunge [53].

Οι περιστροφές που αναπαρίστανται γραφικά στο Σχήμα 20, μπορούν να εκφραστούν και αναλυτικά με τον παρακάτω τρόπο, ώστε να υπολογιστεί μαθηματικά η θέση του εκάστοτε κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού (g) εντός του χώρου του Euler [34], [47]:

$$\begin{aligned}
 g_{\varphi_1} &= \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & 0 \\ -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \\
 g_{\Phi} &= \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \Phi & \sin \Phi \\ 0 & -\sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix} \\
 g_{\varphi_2} &= \begin{pmatrix} \cos \varphi_2 & \sin \varphi_2 & 0 \\ -\sin \varphi_2 & \cos \varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}
 \end{aligned} \tag{2.4}$$

Μέσω πολλαπλασιασμού των παραπάνω τριών πινάκων που προκύπτουν για κάθε μία από τις περιστροφές της μεθοδολογίας του Bunge, συνάγεται η παρακάτω μαθηματική σχέση, η οποία συνδέει τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό (g) με τις τρεις γωνίες του χώρου του Euler [34], [47]:

$$g = g_{\varphi_2} \cdot g_{\Phi} \cdot g_{\varphi_1} \quad (2.5)$$

Από την παραπάνω σχέση προκύπτει η παρακάτω ολοκληρωμένη έκφραση του πίνακα κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού (Orientation Matrix, g) ενός κόκκου, ο οποίος καθορίζει επακριβώς την θέση ενός κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού εντός του χώρου του Euler. Η γενίκευση της παρακάτω σχέσης [34], [47] αναφορικά με τον υπολογισμό της για το σύνολο των κόκκων μίας εξεταζόμενης μικροδομής αποδίδει την ακριβή περιγραφή του κρυσταλλογραφικού ιστού που την χαρακτηρίζει.

$$g = \begin{pmatrix} \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 - \sin\varphi_1 \sin\varphi_2 \cos\Phi & \sin\varphi_1 \cos\varphi_2 + \cos\varphi_1 \sin\varphi_2 \cos\Phi & \sin\varphi_2 \sin\Phi \\ -\cos\varphi_1 \sin\varphi_2 - \sin\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\Phi & -\sin\varphi_1 \sin\varphi_2 + \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\Phi & \cos\varphi_2 \sin\Phi \\ \sin\varphi_1 \sin\Phi & \cos\varphi_1 \sin\Phi & \cos\Phi \end{pmatrix} \quad (2.6)$$

Εξ ορισμού οι γωνίες του χώρου του Euler προκύπτει πως είναι περιοδικές ποσότητες με περίοδο 2π . Επομένως ισχύει πως [34], [47]:

$$g\{\varphi_1 + 2\pi, \Phi + 2\pi, \varphi_2 + 2\pi\} = g\{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\} \quad (2.7)$$

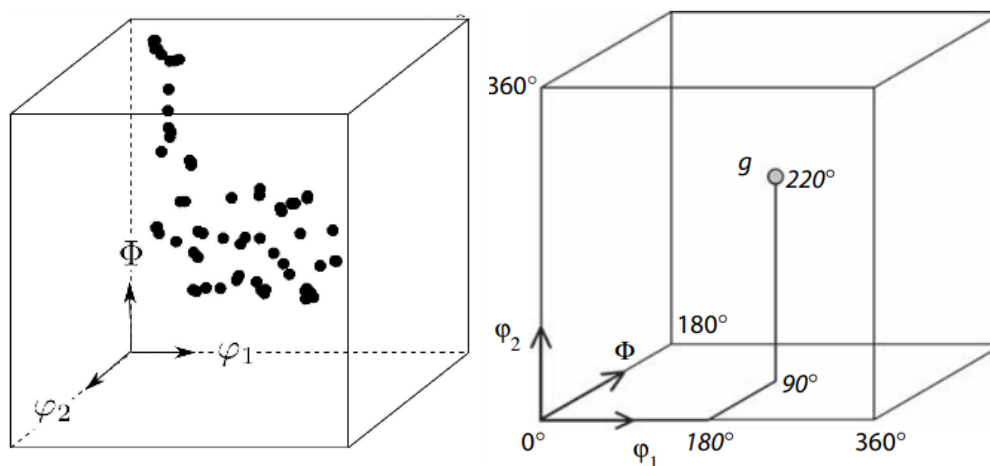
Ωστόσο, τα πεδία ορισμού των γωνιών του χώρου του Euler μεταβάλλονται λόγω της παρακάτω ταυτότητας [34], [47]:

$$g\{\varphi_1 + 2\pi, \Phi + 2\pi, \varphi_2 + 2\pi\} = g\{\varphi_1, \Phi, \varphi_2\} \quad (2.8)$$

Έτσι, στην γενικότερη των περιπτώσεων, το πεδίο ορισμού των γωνιών του χώρου του Euler είναι του εύρους $0^\circ \leq \varphi_1, \varphi_2 \leq 360^\circ$ και $0^\circ \leq \Phi \leq 180^\circ$. Συνεπώς, παρότι οι γωνίες του χώρου του Euler είναι πιο δυσνόητες συγκριτικά με την σημειογραφία των ιδανικών κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών που αξιοποιούν τους δείκτες Miller, συνιστούν μία πλήρως ποσοτική περιγραφή του κρυσταλλογραφικού ιστού, η οποία είναι η καταλληλότερη για την ορθή, γραφική του αναπαράσταση [34], [47],[54].

2.3.3.2 Ο ΧΩΡΟΣ ΤΟΥ EULER

Κάθε κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός, εκφρασμένος μέσω των γωνιών του Euler που αναλύθηκαν άνωθι, μπορεί να αναπαρασταθεί με πλήρη σαφήνεια ως ένα σημείο σε ένα τρισδιάστατο σύστημα συντεταγμένων του οποίου οι άξονες είναι αυτές οι τρεις γωνίες. Ο χώρος αυτός καλείται «χώρος του Euler», αποτελεί την πιο συνηθισμένη έκφραση των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών και μέσω αυτού αναπαρίσταται ο κρυσταλλογραφικός ιστός που χαρακτηρίζει τις μικροδομές των μεταλλικών υλικών, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 21 [34], [47],[54].

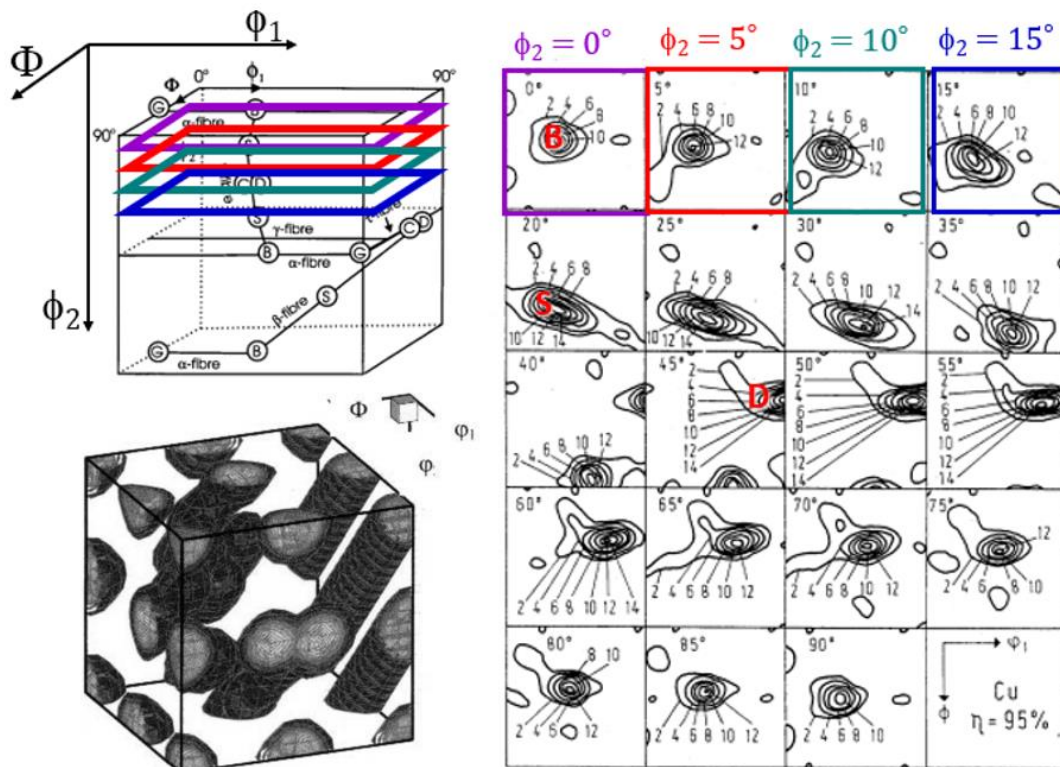


Σχήμα 21: Αναπαράσταση κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών στον τρισδιάστατο χώρο του Euler ως σημεία που χαρακτηρίζονται το καθένα μέσω των συντεταγμένων τους φ_1 , Φ , φ_2 κατά την μεθοδολογία του Bunge [34],[54].

Όπως προαναφέρθηκε στην προηγούμενη παράγραφο το πεδίο ορισμού των γωνιών του Euler είναι της τάξης των $0^\circ \leq \varphi_1, \varphi_2 \leq 360^\circ$ και $0^\circ \leq \Phi \leq 180^\circ$. Ο χώρος που προκύπτει με αυτό το πεδίο ορισμού είναι πολύ μεγάλος, ωστόσο είναι άμεσα επηρεαζόμενος από το σύστημα κρυστάλλωσης των κόκκων που αναπαρίστανται σε αυτόν [34]. Συνεπώς, καθώς οι συμμετρίες των διαφόρων συστημάτων κρυστάλλωσης δύναται να εμπεριέχουν διαφορετικές ισοδύναμες θέσεις περιγραφής ενός συγκεκριμένου κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού, ο χώρος του Euler δύναται και αυτός να διαιρεθεί σε ισοδύναμους «υπο-χώρους» συναρτήσει της συμμετρίας των κόκκων και της κατεργασίας που έχει υποστεί το μεταλλικό υλικό που τους εμπεριέχει [34], [47],[54].

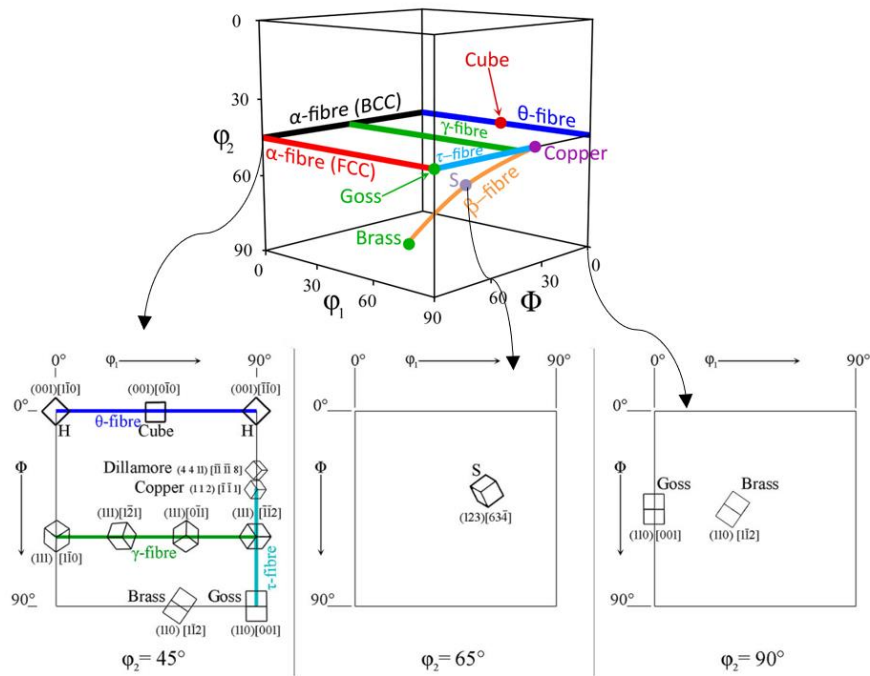
Στην περίπτωση της έλασης, η οποία αποτελεί την μελετώμενη μεταλλοτεχνική κατεργασία διαμόρφωσης της παρούσας εργασίας και παρουσιάζει ορθοκανονική συμμετρία (orthonormal symmetry), ο όγκος του χώρου του Euler μειώνεται λόγω της μείωσης του εύρους του πεδίου ορισμού της γωνίας φ_1 στο $\frac{1}{4}$ του αρχικού του εύρους ($0^\circ \leq \varphi_1 \leq 90^\circ$) [34], [47]. Επιπλέον, λόγω της συμμετρίας του μελετούμενου υλικού – του αλουμινίου – που κρυσταλλώνεται στο FCC και παρουσιάζει κυβική ($m\bar{3}m$) συμμετρία, το εύρος του πεδίου ορισμού των γωνιών Φ και φ_2 μειώνεται και αυτό στο $\frac{1}{2}$ και $\frac{1}{4}$ του αρχικού εύρους ($0^\circ \leq \Phi, \varphi_2 \leq 90^\circ$) [34], [47]. Συνεπώς, το μέγεθος του χώρου του Euler που απαιτείται για τον πλήρη καθορισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού για μεταλλικά υλικά που κατεργάζονται μέσω έλασης -γενικά μέσω επίπεδης συμπίεσης- και παρουσιάζουν κυβική συμμετρία, όπως το AA3104 που είναι το αντικείμενο της παρούσας εργασίας, είναι μειωμένο στον «υπο-χώρο» που ορίζεται από τα μειωμένα εύρη των γωνιών του Euler $0^\circ \leq \varphi_1, \Phi, \varphi_2 \leq 90^\circ$ [34], [47].

Το γεγονός, ωστόσο, πως ο «υπο-χώρος» του Euler είναι επίσης τρισδιάστατος καθιστά δύσχρονη την ερμηνεία του κρυσταλλογραφικού ιστού καθώς είναι δύσκολη η παρατήρηση της κατανομής των σημείων που αναπαριστούν τους ξεχωριστούς προσανατολισμούς εντός αυτού καθώς τα δείγματα των πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών, περιέχουν χιλιάδες κόκκους στην μάζα τους γεγονός που οδηγεί τον τρισδιάστατο χώρο του Euler να μοιάζει με νέφος [54]. Για αυτό τον λόγο, η παρατήρηση του κρυσταλλογραφικού ιστού που αναπαρίσταται στον τρισδιάστατο χώρο, γίνεται μέσω αναπαράστασης των κατανομών των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών σε διδιάστατους τομείς κατά μήκος κάποιου άξονα (συνήθως του ϕ_2) του χώρου για διάφορες τιμές αυτού (συνήθως 5°) [34], όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 22.



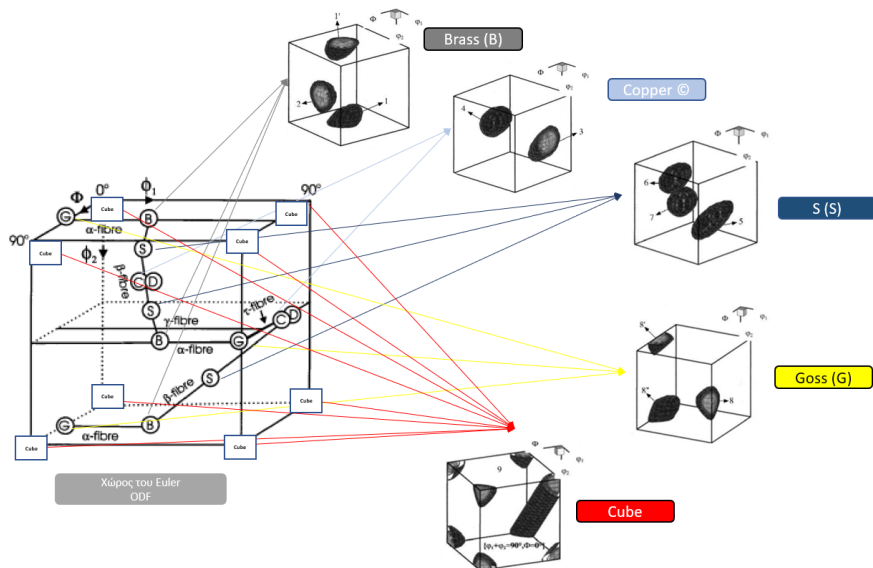
Σχήμα 22: Τομείς ODF χαλκού έπειτα από ψυχρή έλαση της τάξης του 90% ($\epsilon \sim 2.5$) [56].

Παρόλα αυτά, χάριν περαιτέρω απλοποίησης, η αξιολόγηση του κρυσταλλογραφικού ιστού μεταλλικών υλικών που έχουν κατεργαστεί μέσω έλασης και είναι κρυσταλλωμένα σε κάποιο εκ των κυβικών συστημάτων κρυστάλλωσης (BCC ή FCC), δύναται να πραγματοποιηθεί χρησιμοποιώντας συγκεκριμένους τομείς του χώρου του Euler. Αναφορικά με την αξιολόγηση του ιστού του AA3104, όπως και για τα λοιπά FCC μεταλλικά υλικά, αυτή απαιτεί την ερμηνεία τριών τομέων του χώρου του Euler κατά μήκος του άξονα ϕ_2 , ήτοι των τομέων $\phi_2 = 45^\circ$, $\phi_2 = 65^\circ$ και $\phi_2 = 90^\circ/0^\circ$ [34], [56]. Στο Σχήμα 23 παρατίθενται τα κύρια συστατικά του κρυσταλλογραφικού ιστού που παρατηρούνται στα FCC μεταλλικά υλικά, τα οποία έχουν κατεργαστεί θερμομηχανικώς μέσω έλασης και τα οποία θα αναλυθούν αναλυτικότερα σε επόμενη παράγραφο [56], [57].



Σχήμα 23: Χαρακτηριστικά συστατικά και ίνες του κρυσταλλογραφικού ιστού που απαντώνται στα ενδροκεντρωμένα κυβικά μέταλλα που έχουν κατεργαστεί θερμομηχανικώς μέσω έλασης, όπως αυτά αποτυπώνονται: α) στον τρισδιάστατο χώρο του Euler, β) στους διδιάστατους τομείς $\phi_2=45^\circ, 65^\circ$ και 90° ή 0° , του χώρου του Euler [52].

Τέλος, το γεγονός πως στην διαίρεση του χώρου του Euler σε μικρότερους «υπο-χώρους», λόγω της κυβικής συμμετρίας που χαρακτηρίζει τα μεταλλικά υλικά, λαμβάνονται υπόψιν μόνο οι άξονες τετραπλής συμμετρίας ($90^\circ/\langle 100 \rangle$) και όχι εκείνοι της τριπλής συμμετρίας ($120^\circ/\langle 111 \rangle$), οδηγώντας στην ύπαρξη συμμετρικών κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών εντός του μειωμένου, σε όγκο, χώρου αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού [53], [55]. Τα παραπάνω αποδίδονται γραφικά στο Σχήμα 24, και είναι ιδιαίτερης σημασίας αναφορικά με την ερμηνεία του κρυσταλλογραφικού ιστού από τους διάφορους τομείς του χώρου του Euler, ο οποίος σχεδιάζεται κατόπιν του υπολογισμού της ODF[34].



Σχήμα 24: Ισοδύναμες κρυσταλλογραφικά θέσεις στον χώρο του Euler ($0^\circ \leq \phi_1, \Phi, \phi_2 \leq 90^\circ$) των κύριων συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού (Gaussian width=12.5°) για ελασμένα FCC μεταλλικά υλικά [56].

2.3.3.3 Η ΣΥΝΑΡΤΗΣΗ ΚΑΤΑΝΟΜΗΣ ΤΩΝ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΩΝ ΠΡΟΣΑΝΑΤΟΛΙΣΜΩΝ $f(g)$

Τα μεταλλικά υλικά, όπως έχει ήδη αναφερθεί στο πλαίσιο του παρόντος κεφαλαίου στο πλαίσιο κατανόησης του κρυσταλλογραφικού ιστού, δύναται να θεωρηθούν ως συσσωματώματα ξεχωριστών κόκκων, οι οποίοι διαφέρουν μεταξύ τους ως προς το σχήμα, το μέγεθος αλλά και τον προσανατολισμό. Επι του παρόντος και σε ότι αφορά τον υπολογισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού, ο προσανατολισμός του εκάστοτε κόκκου συνιστά το μικρογραφικό χαρακτηριστικό (microstructural attribute) [58], [59] εκείνο που τον διακρίνει από τους υπόλοιπους κόκκους μίας μικροδομής. Έτσι, όπως ορίστηκε άνωθεν, κάθε ένας εκ των κόκκων μίας μικροδομής δύναται να αναπαρασταθεί μέσω των τριών γωνιών του Euler που αντιστοιχούν στον προσανατολισμό του, σύμφωνα με την σχέση [34], [47],[54]:

$$g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \quad (2.9)$$

Η συνάρτηση κατανομής των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών μίας μικροδομής (ODF) $f(g)$ κατά βάση ποσοτικοποιεί το ποσοστό του κλάσματος όγκου dV των κόκκων που χαρακτηρίζονται από έναν κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό g , ο οποίος χαρακτηρίζεται από μία μέγιστη γωνιακή απόκλιση dg , με τον συνολικό όγκο των κόκκων της εξεταζόμενης μικροδομής να ανέρχεται στο V . Συνεπώς, ισχύει:

$$f(g)dg = \frac{dV}{V} = M_i \quad (2.10)$$

,όπου M_i είναι το κατ' όγκον ποσοστό του εκάστοτε ξεχωριστού κρυσταλλογραφικού συστατικού που χαρακτηρίζει τον συνολικό ιστό και dg είναι η γωνιακή απόκλιση του κάθε επιθυμητού προς υπολογισμό προσανατολισμού/συστατικού, η οποία εξαρτάται από την διακύμανση των τριών γωνιών του Euler, σύμφωνα με την σχέση:

$$dR = \frac{1}{8\pi^2} \sin \Phi d\varphi_1 d\Phi d\varphi_2 \quad (2.11)$$

,ενώ για τον συνολικό υπολογισμό του τρισδιάστατου χώρου του Euler θα πρέπει να ισχύει και η συνθήκη κανονικοποίησης:

$$\oint f(R) dR = 1 \quad (2.12)$$

Σύμφωνα με τον Bunge [47], η πυκνότητα της κατανομής των σημείων που αναπαριστούν τους κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς, εντός του τρισδιάστατου χώρου του Euler και αναπαρίστανται εντός αυτού μέσω της $f(g)$, μπορεί να εκφραστεί μέσω της χρήσης σειρών γενικευμένων σφαιρικών αρμονικών συναρτήσεων της μορφής:

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^{+l} \sum_{n=-l}^{+l} C_l^{mn} T_l^{mn}(g) \quad (2.13)$$

, όπου C_l^{mn} είναι οι εκθέτες της εκάστοτε σειράς ενώ l είναι η τάξη της εκάστοτε σειράς. Στην περίπτωση των FCC μεταλλικών υλικών ο βέλτιστος αριθμός της τάξης (l_{max}) [56] για τον ακριβέστερο υπολογισμό της $f(g)$ είναι 22, ενώ περισσότερες λεπτομέρειες αναφορικά με τον μαθηματικό υπολογισμό της $f(g)$ υπάρχουν στην καινοτόμο δουλειά του Bunge [47].

Τέλος, ο πειραματικός τρόπος υπολογισμού του κρυσταλλογραφικού ιστού (μάκρο ή μικρο-ιστού), εμπεριέχει διαφορετικές μαθηματικές τεχνικές υπολογισμού του τρισδιάστατου ODF.

Στην περίπτωση του μάκρο-ιστού, που θα αναλυθεί στην συνέχεια, ο υπολογισμός του ODF είναι έμμεσος καθώς αντλεί πληροφορίες σχετικά με τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων από τουλάχιστον 2 ή περισσότερα διαγράμματα πολικών συντεταγμένων, μέσω της τεχνικής αναστροφής των πολικών τους συντεταγμένων που δίδεται από την σχέση [47]:

$$P_{hkl}(\alpha, \beta) = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} f(g) d\gamma \quad (2.14)$$

Η παραπάνω τεχνική, αν και στατιστικά επαρκέστερη, λόγω του σύνθετου υπολογισμού του ODF εμπεριέχει εγγενώς σφάλματα που αποδίδονται στον έμμεσο χαρακτήρα του υπολογισμού του χώρου του Euler. Αντίθετα, στην περίπτωση του μικρο-ιστού, ο υπολογισμός της ODF είναι άμεσος, αποδίδοντας έτσι τον πραγματικό προσανατολισμό των εξεταζόμενων κόκκων, με την στατιστική επάρκεια των εξεταζόμενων κόκκων να αποτελούσε, μέχρι πρότινος, το μόνο ζήτημα ακρίβειας της μεθόδου [44].

2.4 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΕΣ ΤΕΧΝΙΚΕΣ ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

Το γεγονός πως ο ιστός είναι ένα κρυσταλλογραφικής φύσης χαρακτηριστικό της μικροδομής των μεταλλικών υλικών, καθιστά την μέτρηση του εφικτή μέσω της χρήσης όλων των τεχνικών περίθλασης που χρησιμοποιούνται για τον χαρακτηρισμό κρυσταλλικών δομών, αφού πρώτα αυτές τροποποιηθούν καταλλήλως. Έτσι, διάφορες μέθοδοι περίθλασης έχουν τροποποιηθεί, ώστε να χρησιμοποιηθούν για τον υπολογισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού. Τέτοιες τεχνικές είναι οι [47], [33], [34]:

- I. Περίθλαση ακτίνων X (X-ray Diffraction)
- II. Περίθλαση νετρονίων (Neutron Diffraction)
- III. Περίθλαση ακτίνων X υψηλής ενέργειας (Synchrotron X-ray Diffraction)

Από τις παραπάνω τεχνικές περίθλασης, η πιο ευρέως χρησιμοποιούμενη για τον υπολογισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού είναι η περίθλαση ακτίνων X, όταν σε αυτή προσαρμοστεί το κατάλληλο γωνιόμετρο [33], [34]. Ο υπολογισμός του ιστού μέσω της χρήσης της τεχνικής της περίθλασης ακτίνων X είναι έμμεσος, καθώς, όπως αναλύθηκε στην προηγούμενη παράγραφο, οι πληροφορίες για την τρισδιάστατη φύση του κρυσταλλογραφικού ιστού προκύπτουν μέσω της χρήσης διδιάστατων διαγραμμάτων πολικών συντεταγμένων. Ωστόσο, παρότι ο υπολογισμός του κρυσταλλογραφικού ιστού προκύπτει έμμεσα, αποτελεί σήμα κατατεθέν της τεχνικής της περίθλασης ακτίνων X πως παρέχει μία στατιστικά επαρκή περιγραφή του κρυσταλλογραφικού ιστού, γεγονός που την καθιστά ίσως την πιο δημοφιλή τεχνική αναφορικά με τον υπολογισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού. Παρόλα αυτά, τις τελευταίες δεκαετίες έχει αναδυθεί δυναμικά στον χώρο του υπολογισμού του κρυσταλλογραφικού ιστού και η τεχνική της περίθλασης των οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (Electron Backscattered Diffraction, EBSD), η οποία λειτουργεί ως πρόσθετη τεχνική χαρακτηρισμού επί της πλατφόρμας ενός μικροσκοπία σάρωσης ηλεκτρονίων (Scanning Electron Microscope, SEM). Ως μέθοδος η EBSD, πλέον, είναι ευρύτατα διαδεδομένη, με την αρχή λειτουργίας της να είναι, ως προς το φαινόμενο της περίθλασης, η ίδια σε σχέση με τις προαναφερθείσες τεχνικές, καθώς και αυτή βασίζεται στον νόμο του Bragg [33], [34]:

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (2.5)$$

Η βασικότερη διαφορά των μεθόδων, εκτός της διαφορετικής ακτινοβολίας που χρησιμοποιείται (Πίνακας 6) και της διαφορετικής οργανολογίας της εκάστοτε μεθόδου, είναι

ο τρόπος υπολογισμού της ODF, ο οποίος στην τεχνική του EBSD δεν είναι έμμεσος αλλά άμεσος [33], [34], [46].

Πίνακας 6: Σύγκριση των χαρακτηριστικών διαφορετικών ειδών ακτινοβολίας που χρησιμοποιούνται για τον χαρακτηρισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού στις διάφορες τεχνικές περίθλασης [46].

Χαρακτηριστικά	Πηγή ακτινοβολίας			
	Ορατό Φως	Νετρόνια	Ακτίνες-X	Ηλεκτρόνια
Μήκος κύματος (nm)	400-700	0.05-0.3	0.05-0.3	0.001-0.01
Ενέργεια (eV)	1	0.01	10 ⁴	10 ⁵
Φορτίο (C)	0	0	0	1.62*10 ⁻¹⁹
Μάζα (g)	0	1.67*10 ⁻²⁴	0	9.11*10 ⁻²⁸
Βάθος Διείσδυσης (mm)	-	10-100	0.01-0.1	10 ⁻³

Η τεχνική του EBSD, συνεπώς, δεν παρέχει πληροφορίες μόνο για το στατιστικό κλάσμα όγκου των προσανατολισμών που χαρακτηρίζουν την εξεταζόμενη μικροδομή, γεγονός που κατατάσσει τον μετρούμενο με την τεχνική των ακτίνων X ιστό ως μακροσκοπική ποσότητα, εξού και ο χαρακτηρισμός του ως «μάκρο-ιστού» (Macrotecture) [34], αλλά παρέχονται πληροφορίες σχετικά με την χωρική κατανομή (spatial distribution) [34] των προσανατολισμών επί της μικροδομής. Ο συνδυασμός, λοιπόν, πληροφοριών σχετικά τόσο με τον κρυσταλλογραφικό ιστό όσο και με την κατανομή του επί της μικροδομής, οδηγεί στον χαρακτηρισμό του υπολογιζόμενου ιστού μέσω της τεχνικής του EBSD ως «μίκρο-ιστού» (Microtecture) [34]. Τα παραπάνω χαρακτηριστικά της τεχνικής του EBSD συνιστούν και τα πλεονεκτήματα της έναντι της τεχνικής της περίθλασης ακτίνων X, τα οποία τείνουν να την καταστήσουν την κύρια τεχνική υπολογισμού του κρυσταλλογραφικού ιστού, καθώς τα τελευταία χρόνια με την εισαγωγή ταχύτερων διατάξεων της τεχνικής τα προβλήματα της στατιστικής επάρκειας των αποτελεσμάτων της εξαλείφθηκαν [60], [61].

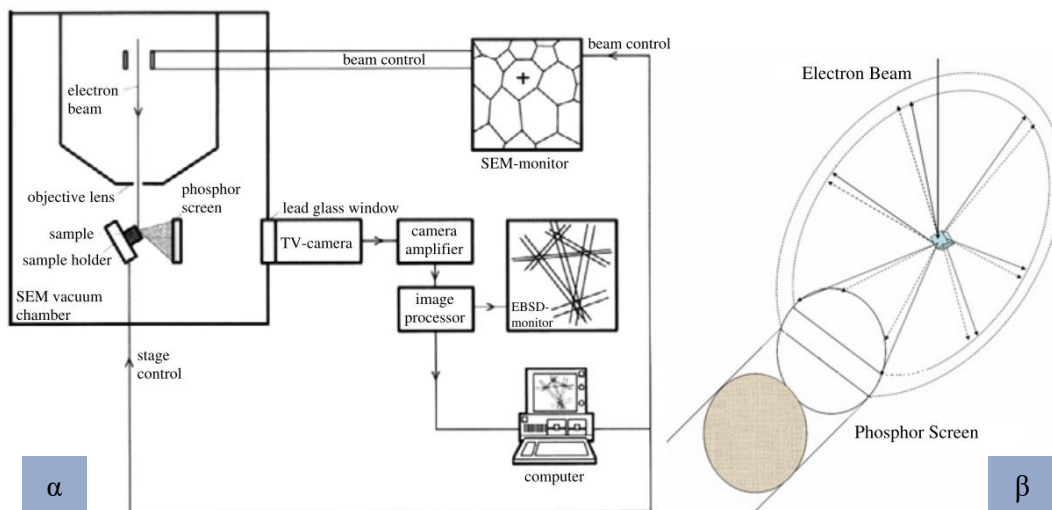
2.4.1 ΠΕΡΙΘΛΑΣΗ ΟΠΙΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (ELECTRON BACKSCATTERED DIFFRACTION, EBSD)

Όπως προαναφέρθηκε, η τεχνική του EBSD αποτελεί ένα πρόσθετο εργαλείο επί της πλατφόρμας ενός ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) -όπως και η στοιχειακή ανάλυση, Electron Dispersive Spectroscopy EDS- γεγονός που την καθιστά εύχρηστη [34].

Αναφορικά με την αρχή λειτουργίας της συνδυαστικής τεχνικής SEM-EBSD, η αλληλεπίδραση της ηλεκτρονιακής δέσμης που παράγει το SEM, με την επιφάνεια του εξεταζόμενου δείγματος, το οποίο είναι τοποθετημένο επί ειδικού φορέα, ώστε το δείγμα να είναι στραμμένο κατά γωνία τέτοια (~70°) που θα επιτρέπει την εκπλήρωση της συνθήκης του Bragg για την πραγματοποίηση περίθλασης, οδηγεί στην παραγωγή μοτίβων περίθλασης. Τα μοτίβα που παράγονται κατά την περίθλαση των οπισθοσκεδαζόμενων από το δείγμα ηλεκτρονίων (Electron Backscattered Patterns, EBSP's), ονομάζονται μοτίβα Kikuchi (Kikuchi Patterns), και αποτυπώνονται επί μίας οθόνης φωσφόρου, η οποία είναι συνδεδεμένη με μία συσκευή CCD εντός της κάμερας του EBSD που καταγράφει το σύνολο των μοτίβων της περίθλασης που παράγονται. Η ηλεκτρονιακή δέσμη ακολουθεί μία ανάλογη πορεία με εκείνη κατά την κλασική παρατήρηση στο SEM, σαρώνοντας την περιοχή ενδιαφέροντος που έχει ορίσει ο χρήστης με ένα προκαθορισμένο βήμα, το οποίο σε σύγχρονες διατάξεις FEGSEM-

EBSM (Field Emission Gun Scanning Electron Microscope, FEGSEM) μπορεί είναι μικρότερο των 0,1 μm [1], [34].

Τα μοτίβα περίθλασης που αποθηκεύονται σε κάθε βήμα της μεθόδου, όντας ψηφιακά, τροφοδοτούνται σε έναν Η/Υ και οι πληροφορίες που φέρουν ερμηνεύονται μέσω της χρήσης του μετασχηματισμού Hough [46]. Οι πληροφορίες που συνοδεύουν το κάθε μοτίβο της περίθλασης αφορούν την ποιότητα του μετρούμενου μοτίβου (Confidence Index, CI), την πιστότητα του μοτίβου ως προς τα ιδανικά μοτίβα για την δεδομένη κρυσταλλική δομή που μετράται (Image Quality, IQ), τις συντεταγμένες του μετρούμενου δείγματος και φυσικά τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Η παραπάνω διαδικασία συλλογής πληροφοριών ακολουθείται για το σύνολο των σημείων της μικροδομής της περιοχής ενδιαφέροντος που σαρώνονται. Στο Σχήμα 25 παρακάτω παρουσιάζεται μία σχηματική αναπαράσταση της διάταξης ενός ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης που φέρει κάμερα EBSD [1], [33], [34], [44].



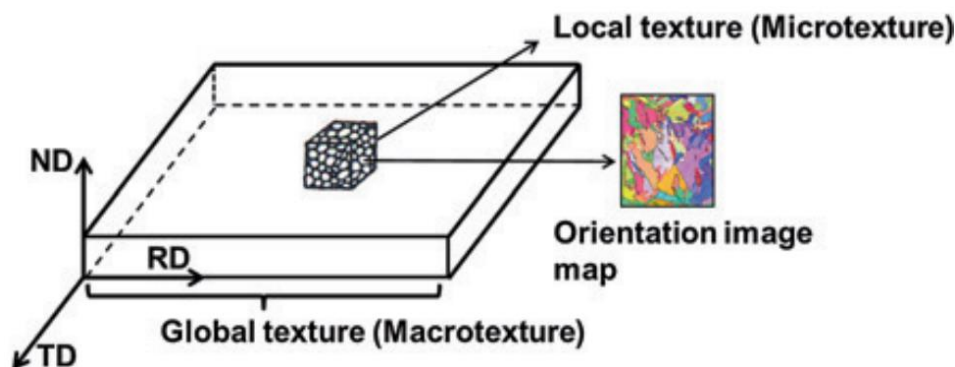
Σχήμα 25: α) Σχηματική απεικόνιση μίας διάταξης SEM-EBSD, β) Σχηματική αναπαράσταση της δημιουργίας των ζωνών Kikuchi που συνθέτουν τα μοτίβα (EBSP's) που παράγονται κατά το φαινόμενο της περίθλασης κατά την αλληλεπίδραση του δοκίμιου με την ηλεκτρονική δέσμη [46].

2.4.2 ΜΙΚΡΟ-ΙΣΤΟΣ ΚΑΙ ΕΦΑΡΜΟΓΕΣ ΠΕΡΙΘΛΑΣΗΣ ΟΠΙΣΚΕΛΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ

Ο μάκρο-ιστός, όπως προαναφέρθηκε, αποτελεί μία στατιστικής φύσης μέτρηση του κρυσταλλογραφικού ιστού, η οποία πηγάζει από την μέτρηση του προσανατολισμού ενός μεγάλου αριθμού κόκκων. Ωστόσο, κατά τον υπολογισμό του μάκρο-ιστού η μόνη πληροφορία που μπορεί να εξαχθεί είναι τα επί τοις εκατό ποσοστά των προτιμητέων κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών που συνθέτουν τον κρυσταλλογραφικό ιστό του εξεταζόμενου δείγματος [46]. Παρότι, συχνά αυτό είναι αρκετό, ο προσδιορισμός του μάκρο-ιστού δεν μπορεί να δώσει απαντήσεις σε επίπεδο μικροδομής, όπως πόσοι κόκκοι συμβάλλουν σε ένα συγκεκριμένο συστατικό του κρυσταλλογραφικού ιστού ή ποια είναι η χωρική κατανομή τους [34].

Αντίθετα, η χρήση της τεχνικής του EBSD έναντι της κλασικής περίθλασης ακτίνων X, δηλαδή ο υπολογισμός του μικρο-ιστού έναντι του μάκρο-ιστού, συνιστά μία πληρέστερη περιγραφή των προτιμητέων προσανατολισμών που συνθέτουν τον κρυσταλλογραφικό ιστό της εξεταζόμενης μικροδομής, υπό την έννοια, πως στην περίπτωση του μάκρο-ιστού δεν είναι δυνατή η συσχέτιση ανάμεσα στην μέτρηση ενός προτιμητέου προσανατολισμού και στην

θέση του κόκκου στην μικροδομή από όπου προήλθε η μέτρηση αυτή. Επομένως, η σύνδεση του κρυσταλλογραφικού ιστού με τα υπόλοιπα χαρακτηριστικά της μικροδομής συνιστά το πλεονέκτημα του υπολογισμού του μικρο-ιστού [34]. Στο Σχήμα 26 παρουσιάζεται σχηματικά η διαφορά ανάμεσα στην μέτρηση του μικρο- και του μάκρο-ιστού σε ένα προϊόν έλασης.



Σχήμα 26: Διαφορές ανάμεσα στον μικρο-ιστό και στον μάκρο-ιστό [44].

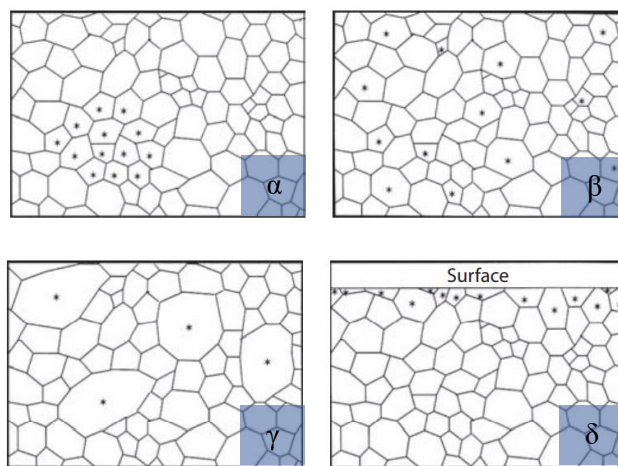
Ωστόσο, ο χαρακτηρισμός -από πλευράς στατιστικής επάρκειας- του κρυσταλλογραφικού ιστού μέσω της τεχνικής του EBSD δεν αποτελεί πανάκεια, καθώς συχνά τα αποτελέσματα της μεθόδου επηρεάζονται, τόσο από την επιλογή της περιοχής ενδιαφέροντος για την μέτρηση (π.χ. επιφάνεια ή κέντρο ενός ελασμένου φύλλου), όσο και από το μέγεθος αυτής. Παρόλα αυτά, πλέον, με την χρήση σύγχρονων διατάξεων FEGSEM, τα οποία είναι εξοπλισμένα με γρήγορες κάμερες EBSD, δύναται να δοθούν αποτελέσματα παρόμοιας στατιστικής επάρκειας με εκείνα που προήλθαν από γωνιόμετρα ακτίνων X, με την μέτρηση των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών 3-10.000 και πλέον ξεχωριστών κόκκων, όπως έχει δειχθεί από τους Engler et al [60]. και Wright et al [61].

Έτσι, λοιπόν, μέσω της χρήσης της τεχνικής του EBSD, καθίστανται εφικτός ο ταυτόχρονος μικροδομικός αλλά και κρυσταλλογραφικός χαρακτηρισμός του συνόλου των κόκκων μίας μελετώμενης μικροδομής. Συνεπώς, ο προσδιορισμός του μικρο-ιστού διευρύνει τις δυνατότητες του χαρακτηρισμού μίας μικροδομής καθώς με μία τεχνική συνδέονται τόσο το κρυσταλλογραφικό όσο και το μικροδομικό κομμάτι που συνθέτουν μία μικροδομή. Μέσω της χρήσης της τεχνικής του EBSD για υπολογισμό του μικρο-ιστού (*εφεξής* ιστού) δύναται να εξερευνηθούν τα παρακάτω σύνθετα μεταλλουργικά φαινόμενα - τα οποία απαιτούν και την γνώση του κρυσταλλογραφικού ιστού εκτός από εκείνη της μικροδομής για να απαντηθούν -:

- I. Αξιολόγηση ιδιοτήτων σε τοπική κλίμακα (*Taylor Factor, Schmid Factor κ.ά.*)[52]
- II. Παράμετροι και ιδιότητες διεπιφανειών (*Mesotexture – MDF, GBDF, CSL distribution, Sub-,LowAngle-,HighAngle-GrainBoundaries*) [62]
- III. Πλήρης μορφολογικός χαρακτηρισμός της μικροδομής (*Μέγεθος, σχήμα, κατανομή μεγεθών κόκκου, ελλειπτικότητα κ.ά.*)[62]
- IV. Ανομοιογένεια προσανατολισμού εντός ξεχωριστών κόκκων (*Γωνίες αποπροσανατολισμού- Misorientation angles, Sub-,LowAngle-,HighAngle-GrainBoundaries, Misorientation Maps (KAM,GAM,LAM,GOS,GROD, κ.ά)*)[58]

- V. Ποσοτικός χαρακτηρισμός συστατικών φάσεων (Ξεχωριστός υπολογισμός κρυσταλλογραφικού ιστού της εκάστοτε φάσης, ανακατασκευή μητρικής φάσης, σχέσεις προσανατολισμού ανάμεσα στις φάσεις - Bain, K-S, Wasserman-Nishiyama-)[52]
- VI. Άμεσος υπολογισμός της ODF (Υπολογισμός ιστού συναρτήσει με την φάση, το μέγεθος κόκκου, το ποσοστό παραμόρφωσης ή ανακρυστάλλωσης κ.ά.)[34]

Ο τρόπος με τον οποίο κόκκοι ενός δεδομένου κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού κατανέμονται εντός μίας μικροδομής, παρουσιάζεται στο Σχήμα 27, όπου εντός μίας μονοφασικής μήτρας τυχαίου κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού εντοπίζεται ο ίδιος αριθμός κόκκων που χαρακτηρίζονται από έντονο προτιμητέο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό (κόκκοι σημειωμένοι με *) αλλά παρουσιάζουν διαφορετικά μικροδομικά χαρακτηριστικά (μέγεθος κλπ.) και χωρική κατανομή [34].



Σχήμα 27: Σχηματική αναπαράσταση μονοφασικής μικροδομής, όπου οι κόκκοι που παρουσιάζουν έντονο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό (*) είναι χωρικά κατανεμημένοι εντός αυτής με διαφορετικό τρόπο: α) εντοπίζονται σε χώρο όπου γειτνιάζουν, β) διεσπαρμένοι εντός της μικροδομής, γ) διεσπαρμένοι εντός της μικροδομής αλλά έχοντας μεγαλύτερο μέγεθος κόκκου, δ) εντοπίζονται στην επιφάνεια του δείγματος [34].

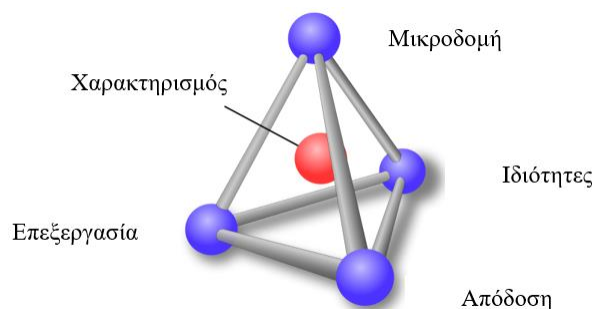
Η επίδραση, τόσο της διαφορετικής μορφολογίας όσο και της διαφορετικής χωρικής κατανομής των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών των κόκκων των μικροδομών του Σχήματος 27, στα μεταλλουργικά φαινόμενα που προαναφέρθηκαν, είναι κατά περιπτώσεις σημαντική, γεγονός που αναδεικνύει την αξία της τεχνικής του EBSD ως προηγμένης μεθόδου χαρακτηρισμού, οι δυνατότητες της οποίας έχουν καταγραφεί εκτενώς στην διεθνή βιβλιογραφία [31], [43], [45], [52], [63]–[72] και επεκτείνονται διαρκώς, όπως επί παραδείγματι με την εισαγωγή του 3D-EBSD [73], [74], γεγονός που ανοίγει νέους ορίζοντες στο κομμάτι του μικροδομικού και κρυσταλλογραφικού χαρακτηρισμού [34].

Κεφάλαιο 3

ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΘΕΡΜΟΜΗΧΑΝΙΚΗ ΕΠΕΞΕΡΓΑΣΙΑ ΕΔΡΟΚΕΝΤΡΩΜΕΝΩΝ ΚΥΒΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΩΝ

3.1 ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΚΑΙ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ

Οι ιδιότητες που χαρακτηρίζουν τα μεταλλικά υλικά είναι αδιαμφισβήτητα συνυφασμένες με την μικροδομή τους, η οποία με την σειρά της είναι άμεσα εξαρτώμενη από τον τρόπο που έχει κατεργαστεί το εκάστοτε υλικό, γεγονός που έχει άμεση επίδραση στην τελική συμπεριφορά του υλικού. Οι παραπάνω σχέσεις, ουσιαστικά, συνθέτουν την βάση του επιστημονικού αντικειμένου της Φυσικής Μεταλλουργίας και συχνά παρουσιάζονται γραφικά ως ένα τετράεδρο, όπως αυτό του Σχήματος 28 [10].



Σχήμα 28: Το τετράεδρο που αναπαριστά τις βασικές σχέσεις, οι οποίες αποτελούν τα βασικά αντικείμενα έρευνα της Φυσικής μεταλλουργίας.

Συνεπώς, οι ιδιότητες των μεταλλικών υλικών -και κατά συνέπεια η συμπεριφορά (performance) τους στις διάφορες εφαρμογές τους- όντας συνάρτηση της μικροδομής του εκάστοτε υλικού, επηρεάζονται από τον σύνολο των μικροδομικών χαρακτηριστικών που συνθέτουν την εκάστοτε μικροδομή [10], [14], [17]. Κατά την συνήθη πρακτική χαρακτηρισμού της μικροδομής των μεταλλικών υλικών, τα μικροδομικά χαρακτηριστικά (microstructural features) μέσω των οποίων περιγράφεται μία μικροδομή είναι τα ακόλουθα:

- I. Η κοκκομετρία (κατανομή μεγέθους, μέσο μέγεθος, μορφολογία κλπ.) [12]
- II. Η παρουσία μίας δεύτερης φάσης (κλάσμα όγκου, κατανομή μεγέθους, μορφολογία κλπ.) [12]
- III. Τα χαρακτηριστικά των διεπιφανειών (όρια κόκκων, διαφασικά όρια, όρια διδυμών κλπ.) [1]
- IV. Η υποδομή (substructure) της μικροδομής (συνολική πυκνότητα διαταραχών, κατανομή τους υπο-όρια κόκκων, αλληλεπιδράσεις διαταραχών με λοιπά μικροδομικά στοιχεία κλπ.) [1]

Παρόλα αυτά, η περιγραφή της μικροδομής ενός μεταλλικού υλικού βάσει των προαναφερθέντων μικρογραφικών συστατικών δεν είναι πλήρης καθώς σε αυτήν δεν εμπιρεύεται καμία πληροφορία, η οποία να σχετίζεται με κρυσταλλογραφικό ιστό των κόκκων που συνθέτουν την μικροδομή [1],[33],[34],[44],[75]. Έτσι, παρότι ο κρυσταλλογραφικός ιστός δεν αποτελεί μικρογραφικό συστατικό, ο χαρακτηρισμός του καθίσταται αναγκαίος, τόσο για την πρόβλεψη συγκεκριμένων ιδιοτήτων (π.χ. επιδεκτικότητα στην διαμόρφωση, ανισοτροπία κλπ.), όσο και για τον καλύτερο σχεδιασμό των κατεργασιών που τις επηρεάζουν, ειδικά για υλικά η παραγωγή των οποίων χαρακτηρίζεται ως θερμομηχανικά ελεγχόμενη [76],[77]. Συνεπώς, η γνώση του κρυσταλλογραφικού ιστού ως χαρακτηριστικού της μικροδομής είναι εξέχουσας σημασίας αναφορικά με την πλήρη περιγραφή της καθώς ο ιστός είναι ένας παράγοντας που συνοδεύει το σύνολο των θερμομηχανικών κατεργασιών στις οποίες υποβάλλεται το εκάστοτε μεταλλικό υλικό. Μερικά εκ των βασικότερων στοιχείων αναφορικά με την επίδραση του κρυσταλλογραφικού ιστού στην μικροδομή των μεταλλικών υλικών είναι πως [1],[34]:

- I. Όπως αναφέρθηκε στο Κεφάλαιο 2, ο κρυσταλλογραφικός ιστός που χαρακτηρίζει τα μεταλλικά υλικά είναι μία στατιστική οντότητα. Μεταλλικά υλικά των οποίων τουλάχιστον το 30-40% των κόκκων χαρακτηρίζονται από δεδομένους προτιμητέους προσανατολισμούς θεωρείται πως παρουσιάζουν έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό (Strongly Textured).
- II. Ο κρυσταλλογραφικός ιστός που χαρακτηρίζει τα μεταλλικά υλικά μπορεί να είναι είτε απλός είτε και αρκετά σύνθετος, κάτι που οφείλεται στην σύνθετη θερμομηχανική επεξεργασία που έχει υποβληθεί ένα μέταλλο.
- III. Ο έλεγχος για την επίτευξη του επιθυμητού κρυσταλλογραφικού ιστού είναι κάτι επιτεύξιμο, ωστόσο η παραγωγή μεταλλικών υλικών με τυχαίο κρυσταλλογραφικό ιστό είναι σχεδόν απίθανη.
- IV. Κατά την μεταλλοτεχνική κατεργασία δύναται να υπάρξει ανομοιογενής κατανομή της προκληθείσας πλαστικής παραμόρφωσης (Strain inhomogeneity) μεταξύ της επιφάνειας και του εσωτερικού του κατεργαζόμενου υλικού, προκαλώντας ανομοιογενή κατανομή του κρυσταλλογραφικού ιστού (Texture inhomogeneity).
- V. Ο τελικός κρυσταλλογραφικός ιστός που χαρακτηρίζει ένα μεταλλικό υλικό εξαρτάται άμεσα από το σύνολο των θερμομηχανικών κατεργασιών στις οποίες έχει υποβληθεί το υλικό.
- VI. Η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού ενός μονοκρυστάλλου κατά την μεταλλοτεχνική του κατεργασία -π.χ. μέσω έλασης- δεν ακολουθεί απαραίτητα το ίδιο μονοπάτι με έναν ομοίως προσανατολισμένο κόκκο, ο οποίος, ωστόσο, βρίσκεται ενσωματωμένος σε μία πολυκρυσταλλική μικροδομή.
- VII. Η ανισοτροπία των μηχανικών ιδιοτήτων ενός μεταλλικού υλικού εκτός από τον κρυσταλλογραφικό ιστό επηρεάζεται επίσης από την μορφολογία των κόκκων της μικροδομής (Μορφολογικός ιστός- Morphological Texture), την κατανομή και την μορφολογία κάποιας δεύτερης φάσης ή κατακρημνισμάτων/εγκλεισμάτων, την κατανομή και το είδος των ορίων κόκκων (Mesotexture) καθώς και άλλων μικρογραφικών στοιχείων.
- VIII. Η λεπτομερής γνώση του κρυσταλλογραφικού ιστού ενός μεταλλικού υλικού μπορεί να εξαγάγει ένα σημαντικό ποσοστό πληροφορίας για την θερμομηχανική του προϊστορία.

Ο κρυσταλλογραφικός ιστός είναι άμεσα συνδεδεμένος με την μικροδομή των μεταλλικών υλικών, ενώ η επίδραση του επί μίας ενός συνόλου ιδιοτήτων τον καθιστά έναν από τους σημαντικότερους «περιγραφείς» μίας μικροδομής (Microstructural Descriptors) [53],[55]. Το γεγονός πως οι προτιμητέοι προσανατολισμοί που χαρακτηρίζουν τους κόκκους μίας μικροδομής, εξελίσσονται συναρτήσει των διαφόρων θερμομηχανικών φαινομένων που λαμβάνουν χώρα κατά την επεξεργασία των μεταλλικών υλικών, καθιστούν τον κρυσταλλογραφικό ιστό μία ιδιότητα, η οποία αναλόγως της επίδρασης της επί συγκεκριμένων

επιθυμητών ιδιοτήτων (βλ. Κεφάλαιο 1) δύναται να ελεγχθεί καταλλήλως, ώστε να επιτευχθεί η καλύτερη δυνατή απόδοση του μεταλλικού υλικού κατά την εφαρμογή του. Η επίδραση των διαφόρων σταδίων της παραγωγικής αλυσίδας ενός μεταλλικού υλικού ενδεχομένως να μην είναι η ίδια, αναφορικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, ωστόσο όλα τα βασικά στάδια επιδρούν άμεσα ή έμμεσα [7], [27], [78]–[80].

Έτσι, κατά την χύτευση των μετάλλων, η δενδριτική τους μικροδομή χαρακτηρίζεται από προτιμητέους προσανατολισμούς, οι οποίοι ταυτίζονται με την διεύθυνση ανάπτυξης των δενδριτών, η ένταση (Intensity - MRD) των οποίων εξαρτάται από τις μεθόδους εκλέπτυνσης των κόκκων (π.χ. προσθήκες TiB_2 κλπ.). Εν συνεχεία, τόσο κατά την εν θερμώ και την εν ψυχρώ κατεργασία των μεταλλικών υλικών (π.χ. μέσω έλασης, διέλασης, σφυρηλασίας κλπ.) αλλά και τις ενδιάμεσες ή τελικές ανοπτήσεις, όπου λαμβάνουν χώρα διάφορα φαινόμενα (Αποκατάσταση, Ανακρυστάλλωση, Μεγέθυνση κόκκων) [81], ο κρυσταλλογραφικός ιστός τροποποιείται σημαντικά σε σχέση με την αρχική του μορφή.

Η μορφή και το εύρος του τελικώς αποκτώμενου κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την επεξεργασία των μεταλλικών υλικών, εν προκειμένω όσων κρυσταλλώνονται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα κρυστάλλωσης που πραγματεύονται στο παρόν κεφάλαιο, αποτελεί μία σύνθετη συνάρτηση ανάμεσα στις παραμέτρους της θερμομηχανικής επεξεργασίας του υλικού καθώς και στη φύση του ίδιου του υλικού (ακριβής δομή, χημική σύσταση κλπ.). Βάσει των παραπάνω, μία πρώτη ευρεία κατηγοριοποίηση του κρυσταλλογραφικού ιστού μπορεί να γίνει συναρτήσει των βασικών φαινομένων που λαμβάνουν χώρα κατά την θερμομηχανική επεξεργασία των μεταλλικών υλικών. Συνεπώς, ο κρυσταλλογραφικός ιστός μπορεί να κατηγοριοποιηθεί ως [52]:

- I.** Ιστός στερεοποίησης (Solidification Texture)
- II.** Ιστός παραμόρφωσης (Deformation Texture)
- III.** Ιστός ανακρυστάλλωσης (Recrystallization Texture)
- IV.** Ιστός μετασχηματισμού φάσεων (Phase Transformation Texture)

Η ανάλυση του συνόλου των παραπάνω κατηγοριών του κρυσταλλογραφικού ιστού και της επίδρασης του στις ιδιότητες των μεταλλικών υλικών αποτελεί σημαντικό ερευνητικό θέμα με το οποίο ασχολείται ενεργά η διεθνής ερευνητική κοινότητα [20], [21], [28], [43], [49], [60], [79], [82]–[101]. Το εύρος, ωστόσο, της πληροφορίας για την πλήρη περιγραφή του συνόλου των παραπάνω κατηγοριών του κρυσταλλογραφικού ιστού είναι εκτός του σκοπού της παρούσας διπλωματικής εργασίας καθότι – ακόμη και για ένα σύστημα κρυστάλλωσης, το FCC- κατά τις διάφορες θερμομηχανικές οδούς επεξεργασίας των μεταλλικών υλικών (π.χ. έλαση, διέλαση, ολκή, σφυρηλασία κλπ.) ο προκύπτων κρυσταλλογραφικός ιστός διαφέρει σημαντικά. Αντιθέτως, βάση της περιγραφής του κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει τα ενδροκεντρωμένα κυβικά μέταλλα αποτελεί η παραγωγική οδός του κράματος που πραγματεύεται η παρούσα εργασία (σ.σ. AA3104) της οποίας η βάση είναι μεταλλοτεχνική κατεργασία της έλασης. Ωστόσο, η κατανόηση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού με κύρια κατεργασία διαμόρφωσης την έλαση προϋποθέτει την κατανόηση των παραγόντων εκείνων της θερμομηχανικής επεξεργασίας που επιδρούν σε κάθε της στάδιο [33], [45].

3.2 ΘΕΡΜΟΜΗΧΑΝΙΚΗ ΕΠΕΞΕΡΓΑΣΙΑ

Η θερμομηχανική επεξεργασία (Thermomechanical processing, TMP) αποτελεί, ως όρος, μία μεταστροφή του ενδιαφέροντος της κλασικής προσέγγισης τόσο της εν θερμώ όσο και της εν ψυχρώ διαμόρφωσης των μεταλλικών υλικών ως κατεργασιών των οποίων ο στόχος ήταν, απλώς, η αλλαγή της γεωμετρίας του αρχικού υλικού καθώς και ο έλεγχος για την αποφυγή παραγωγικών ατελειών επί της επιφάνειας του κατεργασθέντος υλικού [2], [18], [102], [103]. Αντιθέτως, το ενδιαφέρον της θερμομηχανικής προσέγγισης της επεξεργασίας των μεταλλικών υλικών επικεντρώνεται στην επίδραση των παραγωγικών παραμέτρων στην μεταβολή τόσο της μικροδομής (μέγεθος και μορφολογία κόκκων, κατανομή φάσεων, πυκνότητα διαταραχών κλπ.) όσο και του κρυσταλλογραφικού ιστού καθώς και στον τρόπο με τον οποίο οι μεταβολές αυτές επηρεάζουν τις τελικές ιδιότητες (βλ. Κεφάλαιο 2) του κατεργαζόμενου υλικού [50], [51]. Συνεπώς, ο έλεγχος του τρόπου εξέλιξης τόσο της μικροδομής όσο και του κρυσταλλογραφικού ιστού που την χαρακτηρίζει, όντας ζωτικής σημασίας για την απόκτηση των βέλτιστων δυνατών ιδιοτήτων ενός μετάλλου, αποτελεί το αντικείμενο ενδιαφέροντος της παραγωγής μεταλλικών υλικών των οποίων η επεξεργασία θεωρείται ως θερμομηχανικά ελεγχόμενη (Thermomechanically controlled processing, TMCP) [18].

Ωστόσο, η φυσική ερμηνεία του συνόλου των μηχανισμών που περικλείονται υπό τον όρο της θερμομηχανικής επεξεργασίας, είναι εξαιρετικά πολύπλοκη καθώς η θερμομηχανική επεξεργασία μπορεί να περιλαμβάνει τόσο την παραμόρφωση (Deformation, ϵ) του εκάστοτε μεταλλικού υλικού σε υψηλές ή χαμηλές θερμοκρασίες και ρυθμούς παραμόρφωσης (T , $\dot{\epsilon}$), όσο και την επακόλουθη συμπεριφορά του κατά τα διάφορα φαινόμενα (Αποκατάσταση, Ανακρυστάλλωση, Μεγέθυνση κόκκων – Recovery, Recrystallization, Grain Growth) που λαμβάνουν χώρα κατά την ανόπτηση (Annealing) του [3].

Ο έλεγχος των παραπάνω σύνθετων φαινομένων έχει έντονο βιομηχανικό ενδιαφέρον, κάνοντας τόσο την βιομηχανία όσο και την επιστημονική κοινότητα να αναγνωρίσουν την ανάγκη για την ανάπτυξη μοντέλων, τα οποία θα μπορούν με αρκετά μεγάλη ακρίβεια να προβλέπουν τις αλλαγές στην μικροδομή, τον κρυσταλλογραφικό ιστού και τις ιδιότητες ενός κατεργαζόμενου κράματος συναρτήσει της χημικής του σύστασης αλλά και των παραγωγικών παραμέτρων (T , $\dot{\epsilon}$, ϵ) της κατεργασίας του [4]. Η ανάγκη ύπαρξης τέτοιων συνολικών μοντέλων έγκειται στο γεγονός του βέλτιστου σχεδιασμού θερμομηχανικών κατεργασιών χωρίς την ανάγκη διενέργειας παραμετρικών βιομηχανικών δοκιμών, οι οποίες εκτός από κοστοβόρες απαιτούν πολύ χρόνο για να πραγματοποιηθούν [103]–[106]. Για αρκετά χρόνια αυτή η ανάγκη καλύπτονταν από εμπειρικά ή ημι-εμπειρικά μοντέλα, τα οποία συχνά δεν εφαρμόζονταν σε όλες τις κατηγορίες των μεταλλικών υλικών, καθώς δεν ήταν βασισμένα στα φυσικά φαινόμενα που διέπουν τόσο την παραμόρφωση όσο και τα διάφορα φαινόμενα που παρατηρούνται και την ανόπτηση τους. Ωστόσο, η ανάγκη για πιο ακριβή μοντέλα, τα οποία βασίζονται στα φυσικά φαινόμενα (Physically Based Models) [107] που διέπουν τους μηχανισμούς της πλαστικής παραμόρφωσης των μετάλλων σε μικρο-μηχανικό επίπεδο καθώς και τους μηχανισμούς που περιγράφουν την αποκατάσταση, την ανακρυστάλλωση και την μεγέθυνση των κόκκων κατά την ανόπτηση τους, έχει οδηγήσει στην ανάδειξη της ενσωματωμένης υπολογιστικής μηχανικής των υλικών (Integrated Computational Materials Engineering, ICME) [105], [106] ως έναν εκ των σημαντικότερων κλάδων της Φυσικής Μεταλλουργίας. Η ανάπτυξη τέτοιων μοντέλων - σε αντίθεση με τα εμπειρικά - καθιστά τον σχεδιασμό των θερμομηχανικών κατεργασιών πιο ακριβή με τις απαιτήσεις τους για πειραματικά δεδομένα που χρησιμεύουν ως δεδομένα εισαγωγής, είναι σχετικά μικρές [105].

Αναφορικά με την επίδραση τόσο της παραμόρφωσης όσο και των φαινομένων που λαμβάνουν χώρα κατά την ανόπτηση ενός παραμορφωμένου πλαστικά FCC μεταλλικού υλικού στην εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού του ιστού, θα πρέπει πρώτα να περιγράψει, συνοπτικά, τόσο η επίδραση της παραμόρφωσης όσο και της ανόπτησης επί της εξέλιξης της μικροδομής προτού ποσοτικοποιηθεί η επίδραση τους επί του κρυσταλλογραφικού ιστού [5], [49]. Η έλαση, εκτός από το γεγονός πως είναι η πιο διαδεδομένη βιομηχανική κατεργασία διαμόρφωσης μεταλλικών υλικών, αποτελεί και την μελετώμενη μεταλλοτεχνική κατεργασία της παρούσας εργασίας. Στην συνέχεια, συνεπώς, θα αναλυθεί η πρόοδος της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού για ενδροκεντρωμένα κυβικά μέταλλα, κυρίως, κατά τα διάφορα στάδια της εν ψυχρώ έλασης τους και των ενδιάμεσων ή τελικών ανοπτήσεων τους, κατεργασίες που αποτελούν μόνο ένα μέρος της συνολικής θερμομηχανικής επεξεργασίας [103].

3.3 ΠΛΑΣΤΙΚΗ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ ΚΑΙ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ

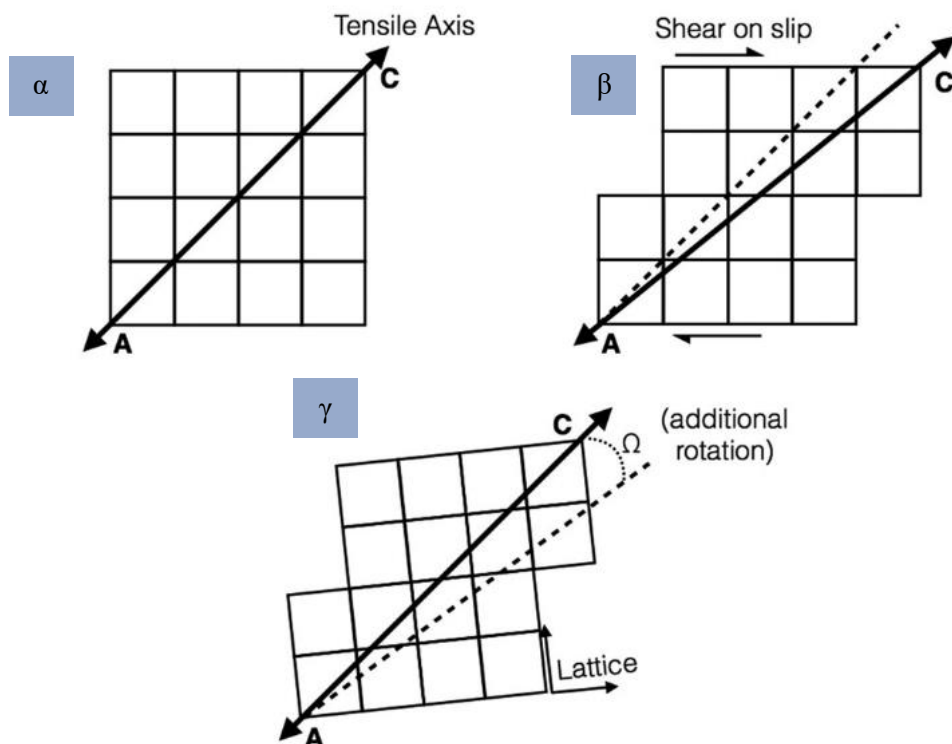
Ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός των κόκκων ενός μεταλλικού υλικού κατά την πλαστική του παραμόρφωση εξαρτάται από διαφορετικούς παράγοντες, όπως η χημική του σύσταση, η θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιείται η παραμόρφωση, ο αρχικός κρυσταλλογραφικός ιστός καθώς και η συνολική θερμομηχανική προϊστορία του [34]. Παρόλα αυτά, οι κυρίαρχοι παράγοντες, οι οποίοι σε μεγάλο βαθμό επηρεάζουν την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, είναι τόσο η κρυσταλλική δομή του μετάλλου -στην παρούσα περίπτωση το FCC- όσο και η φύση της πλαστικής παραμόρφωσης που αυτό υφίσταται, δηλαδή ο μηχανισμός της παραμόρφωσης σε μικροδομικό επίπεδο καθώς και η σχετική έκταση του στην συνολική πλαστική παραμόρφωση. Στα περισσότερα μέταλλα η πλαστική παραμόρφωση σε θερμοκρασία δωματίου ($T=298K$) πραγματοποιείται είτε μέσω του μηχανισμού της ολίσθησης διαταραχών (Dislocation Slip) [44] είτε μέσω του μηχανικού διδυμισμού (Mechanical Twinning) [52] επί συγκεκριμένων κρυσταλλογραφικών συστημάτων όπως αυτά παρουσιάζονται στον Πίνακα 7.

Πίνακας 7: Ενεργά συστήματα ολίσθησης και μηχανικού διδυμισμού των FCC μεταλλικών υλικών σε θερμοκρασία περιβάλλοντος [1].

Συστήματα Ολίσθησης		Συστήματα Μηχανικού Διδυμισμού	
{111}<110>		{111}<112>	
Επίπεδο	Διεύθυνση	Επίπεδο	Διεύθυνση
(1 1 1)	[0 1 -1]	(1 1 1)	[-2 1 1]
(1 1 1)	[1 0 -1]	(1 1 1)	[1 -2 1]
(1 1 1)	[1 -1 0]	(1 1 1)	[1 1 -2]
(-1 1 1)	[0 1 -1]	(-1 1 1)	[2 1 1]
(-1 1 1)	[1 0 1]	(-1 1 1)	[-1 -2 1]
(-1 1 1)	[1 1 0]	(-1 1 1)	[-1 1 -2]
(-1 -1 1)	[0 1 1]	(-1 -1 1)	[2 -1 1]
(-1 -1 1)	[1 0 1]	(-1 -1 1)	[-1 2 1]
(-1 -1 1)	[1 -1 0]	(-1 -1 1)	[-1 -1 -2]
(1 -1 1)	[0 1 1]	(1 -1 1)	[-2 -1 1]
(1 -1 1)	[1 0 -1]	(1 -1 1)	[1 2 1]
(1 -1 1)	[1 1 0]	(1 -1 1)	[1 -1 -2]

Αφενός, η πλαστική παραμόρφωση μέσω του διδυμισμού προκαλεί αλλαγές του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού ενός κόκκου κατά μήκος του επιπέδου της μηχανικής διδυμίας (Twinning\Mirror Plane) [1], και αφετέρου, η παραμόρφωση μέσω του μηχανισμού της ολίσθησης των διαταραχών προξενεί την περιστροφή του κρυσταλλικού πλέγματος (Lattice Rotation, Ω) [108] του κόκκου, η οποία τείνει να ευθυγραμμίσει τον κόκκο στην διεύθυνση της εξασκούμενης σε αυτόν τάσης. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αποτελεί η μετατόπιση της διεύθυνσης της ολίσθησης προς την διεύθυνση του άξονα εφελκυσμού κατά την εφελκυστική παραμόρφωση ενός μονοκρυστάλλου (Σχήμα 29) [53], [55]. Στα πολυκρυσταλλικά μεταλλικά υλικά, συνεπώς, σε αυτή την περιστροφή του κρυσταλλικού πλέγματος που υφίσταται ο κάθε κόκκος, ώστε να μπορέσει να πραγματοποιηθεί η πλαστική του παραμόρφωση, οφείλεται η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού της παραμόρφωσης, ο οποίος αποτελεί συνάρτηση της μακροσκοπικά επιβαλλόμενης φόρτισης (π.χ. εφελκυσμός, συμπίεση, απλή διάτμηση κλπ.) από την εκάστοτε μεταλλοτεχνική κατεργασία διαμόρφωσης (έλαση, διέλαση, ολκή κλπ.) [108], [109].

Η περιγραφή, ωστόσο, του τρόπου περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος του εκάστοτε κόκκου εντός ενός πολυκρυσταλλικού συσσωματώματος είναι ένα σύνθετο φαινόμενο καθώς η παραμόρφωση του εκάστοτε κόκκου της μικροδομής – ο οποίος είναι περιορισμένος από τους γειτονικούς του κόκκους- θα πρέπει να είναι τέτοια, ώστε να ανταποκρίνεται στην συνολική παραμόρφωση του μετάλλου [52]. Το παραπάνω αντικείμενο αποτελεί το βασικό ερευνητικό ερώτημα της μηχανικής μεταλλουργίας και στηρίζεται στην θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας (Crystal Plasticity), η οποία, όπως αναλύεται στο Κεφάλαιο 5, εξελίσσεται διαρκώς τα τελευταία σχεδόν 100 χρόνια [8], [104], [107], [110]–[112].



Σχήμα 29: Σχηματική αναπαράσταση της περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος (Ω) ως συνέπεια του μηχανισμού της ολίσθησης κατά την πλαστική παραμόρφωση ενός κυβικού μονοκρυστάλλου. Α) αρχική κατάσταση, β) μετατόπιση του άξονα εφελκυσμού κατά την διάτμηση του κρυσταλλικού πλέγματος, γ) περιστροφή του κρυσταλλικού πλέγματος λόγω των επιβαλλόμενων οριακών συνθηκών της εφελκυστικής φόρτισης που δεν επιτρέπουν την μετατόπιση του άξονα εφελκυσμού [52].

3.3.1 Η ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΛΑΣΤΙΚΗ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ

Κατά την εν ψυχρώ παραμόρφωση μετάλλων των οποίων ο κύριος μηχανισμός πλαστικής παραμόρφωσης είναι η ολίσθηση, το μεγαλύτερο ποσοστό της ενέργειας απελευθερώνεται στο περιβάλλον ως θερμότητα, ενώ μόνο το ~10% της ενέργειας «αποθηκεύεται» στην μικροδομή του μετάλλου υπό την μορφή διαταραχών, η συνολική πυκνότητα των οποίων, σύμφωνα με τον Ashby [113] και τον Nye [114], αποτελεί το άθροισμα της πυκνότητας των στατιστικώς αποθηκευμένων στην μικροδομή διαταραχών (Statistically Stored Dislocations, SSD) και την πυκνότητας των γεωμετρικώς απαραίτητων διαταραχών (Geometrically Necessary Dislocations, GND) [1].

$$\rho_{\text{συνολική}} = \rho_{\text{SSD}} + \rho_{\text{GND}} \quad (3.1)$$

Στα περισσότερα μέταλλα καθώς και στα κράματα τους, η συνολική πυκνότητα των διαταραχών κυμαίνεται μεταξύ 10^{10} – 10^{11} /m² στην πλήρως ανοπτημένη κατάσταση τους, τιμή η οποία αυξάνεται στην τάξη των 10^{12} – 10^{13} /m² για μέτριας έκτασης πλαστική παραμόρφωση ($\epsilon < 1$), ενώ για αυξημένης έκτασης παραμόρφωση σε χαμηλές θερμοκρασίες ($\epsilon > 1-5$) μπορεί να ανέλθει έως και 10^{16} /m². Η αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών επηρεάζει μία σειρά από ιδιότητες, όπως την ηλεκτρική αγωγιμότητα (Cottrell clouds [115]), την σκληρότητα, την αντοχή, την δυσθραυστότητα, την αντίσταση έναντι της διάβρωσης και την ολκιμότητα, λόγω των μεταβολών που προκαλούνται στην μικροδομή εξαιτίας της εν ψυχρώ παραμόρφωσης τους και της επακόλουθης εργοσκλήρυνσης τους [14].

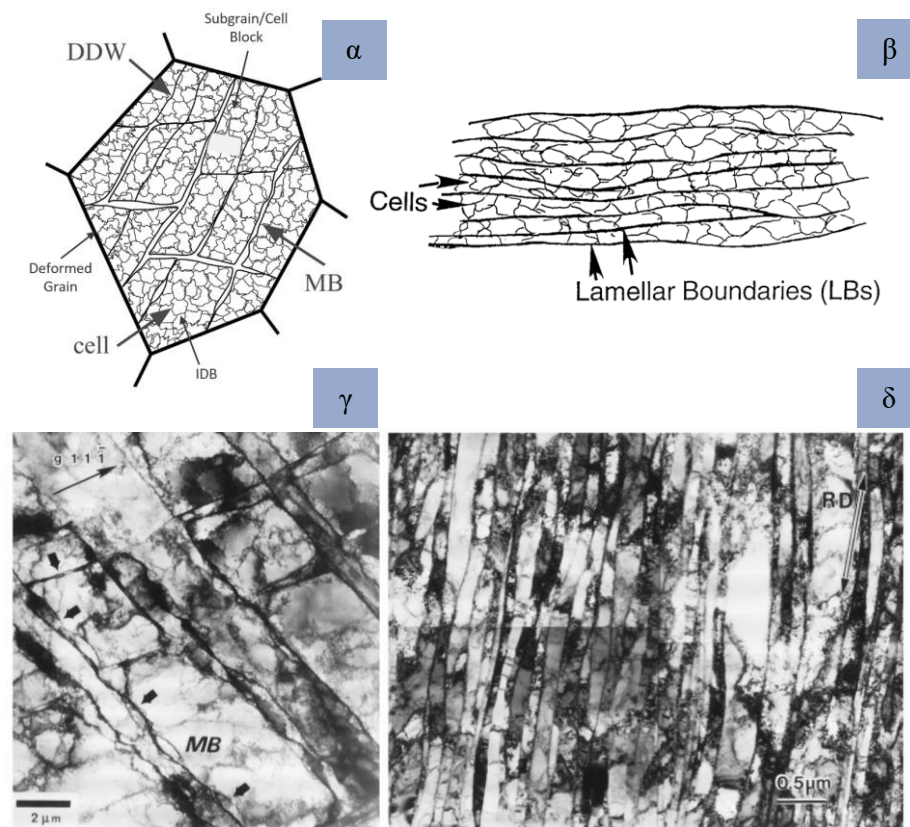
Σημαντικός παράγοντας, οποίος επιδρά στην εξέλιξη της μικροδομής των μεταλλικών υλικών κατά την πλαστική τους παραμόρφωση είναι και τα χαρακτηριστικά της εφαρμοζόμενης μεταλλοτεχνικής κατεργασίας. Επι παραδείγματι, στην κατεργασία της έλασης, ο λόγος (l/h) ανάμεσα στο τόξο επαφής των ραούλων εργασίας ($l = \sqrt{R(h_1 - h_2) - (h_1 - h_2)^2/4}$) με το φύλλο/πλάκα και στο μέγεθος του υποβιβασμού ($h = (h_1 + h_2)/2$), δείχνει την έκταση της ομοιογένειάς ($5 > l/h > 0,5-1$, επίπεδη συμπίεση) ή της ανομοιογένειας ($l/h < 0,5-1$, επίπεδη συμπίεση και διάτμηση) της πλαστικής παραμόρφωσης εντός του κατεργαζόμενου υλικού [83]. Συναρτήσει, λοιπόν, της ομοιογένειας της πλαστικής παραμόρφωσης των μεταλλικών υλικών, η παραμορφωμένη κατάσταση των παρατηρούμενων μικροδομών χαρακτηρίζεται από την υποδιαίρεση των κόκκων σε περιοχές διαφορετικού κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού λόγω της συσσώρευσης διαταραχών, οι οποίες δύναται να κατηγοριοποιηθούν σε δύο ευρείες κατηγορίες [1]. Αρχικά, εντός των παραμορφωμένων κόκκων εντοπίζονται περιοχές που είναι σχετικά ομοιογενώς παραμορφωμένες. Οι περιοχές αυτές ονομάζονται υπό-κόκκοι (Sub-grains/Cell blocks), είναι σχετικά ισοαξονικές και χαρακτηρίζονται από γωνίες αποπροσανατολισμού με τους γειτονικούς τους υπό-κόκκους της τάξης των 1-5° (Low Angle Grain Boundaries, LAGB), ενώ διαχωρίζονται μεταξύ τους από όρια που διαμορφώνονται λόγω της συσσώρευσης διαταραχών κατά την παραμόρφωση (Incidental Dislocation Boundaries, IDBs) [76], [116].

Οι διαφορετικές περιοχές των υπό-κόκκων που εντοπίζονται στο εσωτερικό ενός παραμορφωμένου κόκκου, διαχωρίζονται από ζώνες όπου η παραμόρφωση παρουσιάζει μεγαλύτερη ετερογένεια κατά το μήκος των οποίων οι μεταβολές του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού δύναται να είναι αρκετά μεγαλύτερες συγκριτικά με αυτές που παρατηρούνται στο κάθε «μπλοκ» υποκόκκων (μεγαλύτερες γωνίες αποπροσανατολισμού). Οι ζώνες ετερογενούς παραμόρφωσης (heterogeneous bands) [116], οι οποίες διαχωρίζουν τα διάφορα «μπλοκ» υπό-κόκκων, δύναται να χαρακτηρίζονται διαφορετική μορφολογία

διαταραχών, ωστόσο, ανήκουν σε μία γενική κατηγορία ορίων που ονομάζονται γεωμετρικώς απαραίτητα όρια (Geometrically Necessary Boundaries, GNBs). Σε αυτήν την γενική κατηγορία ορίων συμπεριλαμβάνονται όρια, τα οποία συναρτήσκει της δομής των διαταραχών που τα συνθέτουν ονομάζονται [116]:

- I. Πυκνά τείχη διαταραχών (dense dislocation walls, DDWs),
- II. Μίκρο-ζώνες διαταραχών (Microbands, MBs)
- III. Πλακοειδείς ζώνες διαταραχών (Lamellar Dislocation Boundaries, LBs)

Οι διαφορές των παραπάνω ορίων διαταραχών έγκειται στην πολυπλοκότητα της δομής τους και κατηγοριοποιούνται βάσει του εύρους του αποπροσανατολισμού που τα χαρακτηρίζει, της μορφολογίας, της διάταξης και του κρυσταλλογραφικού τους προσανατολισμού σε σχέση με το άξονα παραμόρφωσης. Όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 30, κατά τις μικρές έως μέτριες παραμορφώσεις οι ετερογενείς ζώνες που σχηματίζονται και διαχωρίζονται «μπλοκ» των υποκόκκων είναι επιμήκεις και επίπεδες και αποτελούνται είτε από μία συστάδα διαταραχών (DDWs) είτε από δύο (MBs) [1], [116]. Κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης σε υψηλότερα επίπεδα τα μπλοκ των υποκόκκων γίνονται πολύ επίπεδα και πλέον διαχωρίζονται από τις πλακοειδείς ζώνες διαταραχών (LBs), οι οποίες έχουν αντικαταστήσει τα πρότερα όρια. [1], [116],[75] Η ύπαρξη των γεωμετρικώς απαραίτητων ορίων (GNBs) καθιστά ικανή την περιστροφή του κρυσταλλικού πλέγματος (Ω), ώστε να μπορέσει να καταστεί δυνατή η πλαστική παραμόρφωση της μικροδομής, η οποία μπορεί να προέρχεται από διαφορετικά συστήματα ολίσθησης που ενεργούν ανάμεσα σε γειτονικά «μπλοκ» υποκόκκων [1].

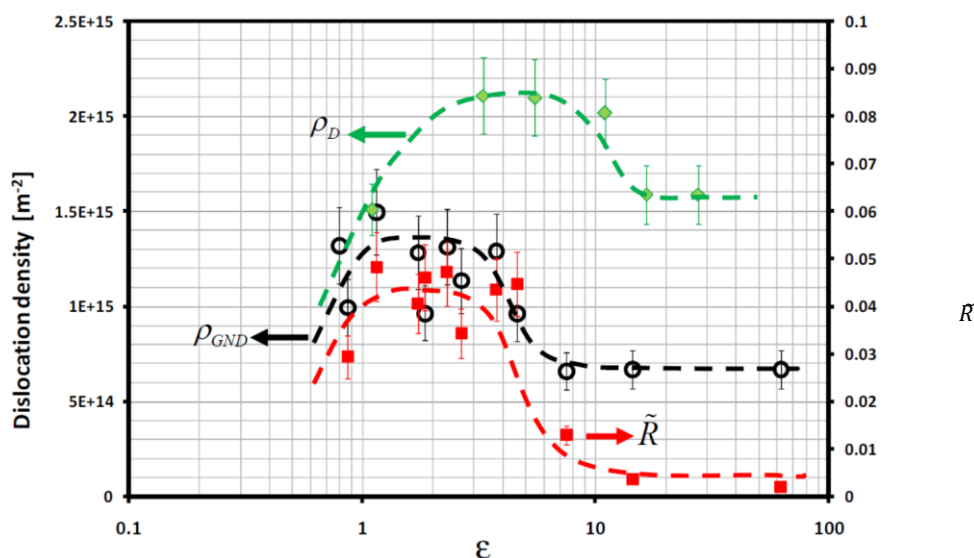


Σχήμα 30: Σχηματική αναπαράστασή των μικρογραφικών χαρακτηριστικών της παραμορφωμένης μικροδομής: α) για μικρού εύρους πλαστική παραμόρφωση, β) για μέτριου- έως μεγάλου εύρους πλαστική παραμόρφωση. Μικρογραφίες TEM παραμορφωμένου νικελίου όπου παρουσιάζονται: γ) τα χαρακτηριστικά που απεικονίζονται στην σχηματική απεικόνιση α), δ) τα χαρακτηριστικά που απεικονίζονται στην σχηματική απεικόνιση β) [1], [116].

Κατά συνέπεια, προκύπτει πως οι γωνίες αποπροσανατολισμού των γεωμετρικώς απαραίτητων ορίων είναι μεγαλύτερες των ορίων των υποκόκκων (IDBs), εντός των οποίων τα ενεργά συστήματα ολίσθησης είναι τα ίδια [1], [116].

Οι διαταραχές που συνθέτουν τα παραπάνω όρια, τα οποία διαιρούν την παραμορφωμένη μικροδομή ενός κόκκου (Grain Sub-division) [117] σε μικρότερα δομικά μέρη, είναι αυτές που από τον Ashby χαρακτηρίζονται ως γεωμετρικά απαραίτητες (GNDs). Η πυκνότητα αυτού του είδους των διαταραχών, συνεπώς, αυξάνεται με το αυξανόμενο ποσοστό παραμόρφωσης (έως $\epsilon = 2-3$, αληθή παραμόρφωση), ώστε να διατηρείται η συνεκτικότητα της μικροδομής κατά την παραμόρφωση της, ενώ για μεγαλύτερες παραμορφώσεις ($\epsilon = 3-4$) η πυκνότητα τους σταθεροποιείται και στην συνέχεια μειώνεται με την συνολική πυκνότητα των διαταραχών να ακολουθεί παρόμοια πορεία, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 31 [118].

Ωστόσο, εκτός από την πυκνότητα των GNDs που αποτελούν τα δομικά στοιχεία των γεωμετρικώς απαραίτητων ορίων (GNBs), με την αύξηση του ποσοστού της πλαστικής παραμόρφωσης αυξάνονται και οι τιμές των γωνιών αποπροσανατολισμού (Misorientation Angles) που χαρακτηρίζουν τα όρια αυτά [34].



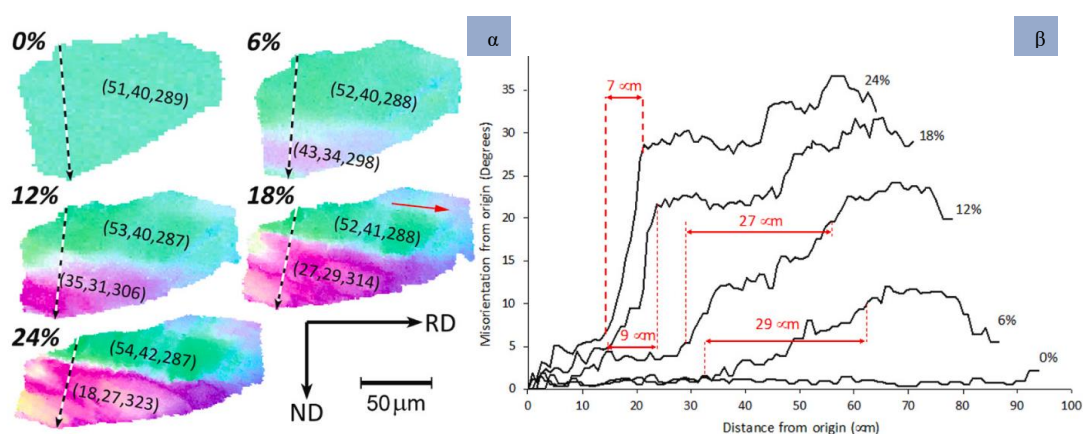
Σχήμα 31: Πρόοδος της συνολικής πυκνότητας των διαταραχών (X-Ray line Broadening) καθώς και των γεωμετρικώς απαραίτητων διαταραχών (EBSD) κατά την εκτεταμένη πλαστική παραμόρφωση (Severe Plastic Deformation, SPD) εμπορικά καθαρού χαλκού [118].

Κατά συνέπεια, για μετρίου έως μεγάλου μεγέθους αληθείς παραμορφώσεις, ένα μέρος των γεωμετρικώς απαραίτητων ορίων χαρακτηρίζονται από γωνίες αποπροσανατολισμού μεγαλύτερες της τάξης των $10-15^\circ$, και πλέον ανήκουν στην κατηγορία των ορίων υψηλής γωνίας, όπως αυτά που χαρακτηρίζουν τα όρια των κόκκων (High Angle Grain Boundaries, HAGBs) [1], [116]. Ένας ακόμη τρόπος δημιουργίας ορίων υψηλής γωνίας κατά την πλαστική παραμόρφωση είναι λόγω της έντονης εντοπισμένης ολίσθησης (Coarse local slip) σε διάφορες περιοχές της μικροδομής, οι οποίες ονομάζονται ζώνες-S (S-Bands) [52].

Ταυτόχρονα με την εξέλιξη της μικροδομής κατά την πλαστική παραμόρφωση, όπου τα προαναφερθέντα όρια σχηματίζονται λόγω της συσσώρευσης των διαταραχών στην μικροδομή, εξελίσσεται και ο προτιμητέος κρυσταλλογραφικός ιστός που είναι χαρακτηριστικός της εξασκούμενης παραμόρφωσης [34]. Κατά την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού μεγάλες περιστροφές του κρυσταλλικού πλέγματος των κόκκων της

μικροδομής λαμβάνουν χώρα [34]. Κατά την διάρκεια αυτών των περιστροφών του πλέγματος, διαφορετικά μέρη ενός κόκκου δύναται να περιστραφούν σε διαφορετικούς τελικούς κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς με όρια υψηλής γωνίας (HAGBs) να τα διαχωρίζουν [117].

Το φαινόμενο αυτό λαμβάνει χώρα λόγω της ανομοιογενούς κατανομής της παραμόρφωσης και οδηγεί στην διάσπαση του αρχικού κόκκου (Grain Fragmentation) [117] σε 2 ή περισσότερους κόκκους, οι οποίοι χωρίζονται μέσω ορίων υψηλής γωνίας που σχηματίστηκαν λόγω της εκτεταμένης παραμόρφωσης (Strain Induced HAGBs), τα οποία μπορεί να χαρακτηρίζονται από πολύ υψηλές τιμές γωνιών αποπροσανατολισμού ($40-60^\circ$), όπως παρουσιάζεται στο **Σχήμα 32** παρακάτω. Συχνά στην βιβλιογραφία, τα μέρη στα οποία διασπάται ο αρχικός κόκκος κατά την παραμόρφωση του χαρακτηρίζονται ως ζώνες μετάβασης ή παραμόρφωσης (Transition/Deformation Bands) [1], [116].

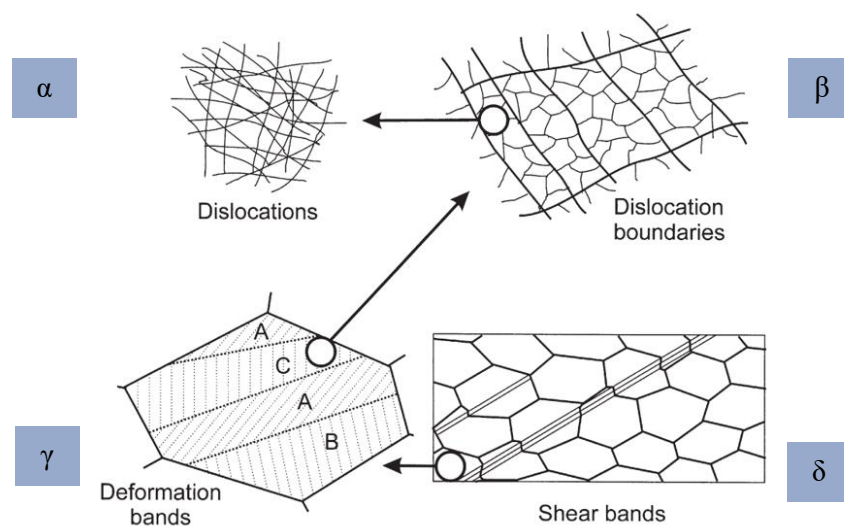


Σχήμα 32: α) Εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού εξαιτίας των τοπικών περιστροφών του κρυσταλλικού πλέγματος ενός κόκκου μετά από διαφορετικά ποσοστά εν ψυχρόν παραμόρφωσης μέσω επίπεδης συμπίεσης (εντός του EBSD για προσομοίωση των συνθηκών έλασης) που οδηγεί στην διάσπαση του αρχικού κόκκου. β) Προφίλ (Point-to-origin) κατανομής γωνιών αποπροσανατολισμού κατά μήκος των βελών της εικόνας α), τα οποία είναι κάθετα ως προς το όριο που δημιουργήθηκε λόγω της παραμόρφωσης (fragment/diffuse boundary) [117].

Ένα ακόμα χαρακτηριστικό μικρογραφικό γνώρισμα που εντοπίζεται στις μικροδομές -και των FCC μετάλλων που κατεργάζονται μέσω έλασης είναι οι ζώνες διάτμησης (Shear Bands). Οι ζώνες διάτμησης, παρότι δεν ανήκουν στους προαναφερθέντες μηχανισμούς σχηματισμού ορίων (LAGBs, HAGBs) [116] καθώς είναι μη-κρυσταλλογραφικές στην φύση τους, εντούτοις αποτελούν ένα σημαντικό χαρακτηριστικό των παραμορφωμένων μικροδομών καθώς συχνά διατρέχουν αρκετούς κόκκους. Όντας περιοχές πλαστικής αστάθειας, όπου η τοπική πλαστική παραμόρφωση είναι αρκετά μεγαλύτερη συγκριτικά με την εκείνη που έχει εξασκηθεί στην υπόλοιπη μικροδομή, παίζουν σημαντικό ρόλο στην μετέπειτα συμπεριφορά του μεταλλικού υλικού κατά την ανόπτηση του καθώς αποτελούν περιοχές από όπου εκκινεί το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης [1]. Συνολικά, τα χαρακτηριστικά γνωρίσματα των παραμορφωμένων μικροδομών δύναται να κατηγοριοποιηθούν ιεραρχικά, συναρτήσει του μεγέθους τους, ως εξής (Σχήμα 33) [1]:

- I. Διαταραχές (SSDs, GNDs)
- II. Υπο-κόκκοι και γεωμετρικός απαραίτητα όρια (Sub-Grains/Cells, GNBs)
- III. Ζώνες μετάβασης ή παραμόρφωσης (Transition/Deformation Bands)
- IV. Ζώνες διάτμησης (Shear Bands)

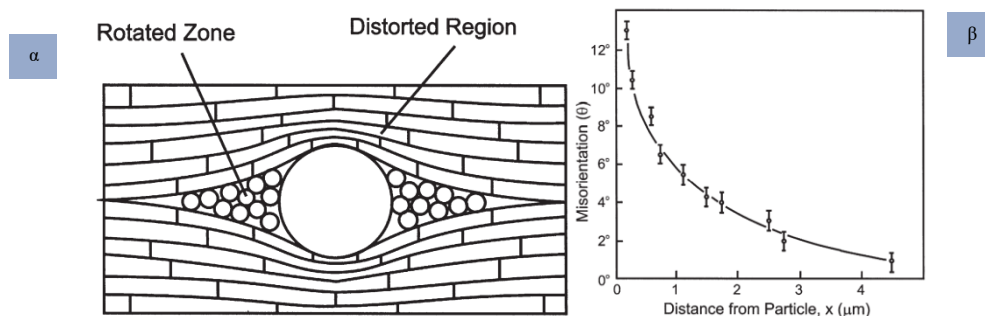
Παρά το γεγονός πως τα βασικά χαρακτηριστικά γνωρίσματα των παραμορφωμένων μεταλλικών μικροδομών έχουν κατηγοριοποιηθεί μέσω του εκτενούς χαρακτηρισμού τέτοιων μικροδομών με προηγμένες τεχνικές χαρακτηρισμού (TEM, HR-EBSD, STEM κλπ.) , η πρόοδος αναφορικά με το κομμάτι της ποσοτικής πρόβλεψης για την εμφάνιση τέτοιων μικροδομικών ανομοιογενειών ήταν για χρόνια περιορισμένη [62], [76]. Ωστόσο, η ανάπτυξη καινοτόμων υπολογιστικών μεθόδων στα πλαίσια του ICME τα τελευταία χρόνια, έχει δώσει αρκετά καλά αποτελέσματα, αναφορικά τόσο με την παραμόρφωση (Full-Field High Resolution Crystal Plasticity Simulations) [106], [110], [119]–[121] όσο και με τα φαινόμενα κατά την ανόπτηση με κύριο αυτό της ανακρυστάλλωσης (Monte Carlo [75], Cellular Automata [122], Phase Field [123][105], Vertex [103], [124], [125]). Η αξία της πρόβλεψης τόσο του είδους όσο και της συχνότητας εμφάνισης της εκάστοτε μικροδομικής ανομοιογένειας που προκαλείται λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης, έγκειται στο γεγονός πως οι προαναφερθείσες ανομοιογένειες -όπως θα αναλυθεί στην συνέχεια- αποτελούν θέσεις εκκίνησης του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης κατά την επακόλουθη ανόπτηση που συχνά συνοδεύει τις εν ψυχρώ μεταλλοτεχνικές κατεργασίες, όπως την έλαση [1].



Σχήμα 33: Σχηματική αναπαράσταση της ιεραρχικής κατάταξης των μικρογραφικών χαρακτηριστικών που παρατηρούνται σε παραμορφωμένες μικροδομές μετάλλων, τα οποία παραμορφώνονται μέσω του μηχανισμού της ολίσθησης διαταραχών: α) Διαταραχές, β) Υπο-κόκκοι και γεωμετρικώς απαραίτητα όρια, γ) Ζώνες μετάβασης ή παραμόρφωσης, δ) Ζώνες διάτμησης [1].

Οι μικροδομές, ωστόσο, των περισσοτέρων βιομηχανικών κραμάτων – και δει του αλουμινίου- δεν είναι μονοφασικές, αλλά περιέχουν συχνά και δευτερες φάσεις ή κατακρημνίσματα που είναι διεσπαρμένα στην μικροδομή [1]. Στην περίπτωση που τα διεσπαρμένα αυτά σωματίδια δεν παραμορφώνονται, όπως στην περίπτωση των κραμάτων αλουμινίου που κατεργάζονται εν ψυχρώ, τότε έχει διαπιστωθεί πως η ύπαρξη των σωματιδίων της β φάσης ικανού μεγέθους ($>1\mu\text{m}$) οδηγεί στην αύξηση των σημείων ετερογενούς πλαστικής παραμόρφωσης λόγω της διαφορετικής απόκρισης της μήτρας και των σωματιδίων στην επιβαλλόμενη πλαστική παραμόρφωση [71], [126], [127]. Η ασυμβατότητα ανάμεσα στην παραμορφώσιμη μήτρα και τα μη-παραμορφώσιμα σωματίδια οδηγεί στην ανομοιογενή παραμόρφωση στην «γειτονιά» του εκάστοτε σωματιδίου προκαλώντας μεγάλες περιστροφές του κρυσταλλικού πλέγματος εντός μίας περιοχής που εκτείνεται σε ακτίνα γύρω από το σωματίδιο ίση με την διάμετρο του. Η περιοχή με την τις μεγαλύτερες τιμές γωνιών αποπροσανατολισμού (θ_{max}) εντοπίζεται , όπως φαίνεται στο Σχήμα 34, στην διεπιφάνεια

μικροδομής-σωματιδίου γεγονός, το οποίο είναι πολύ σημαντικό αναφορικά με συμπεριφορά τέτοιων υλικών κατά την επακόλουθη ανακρυστάλλωση τους [1].



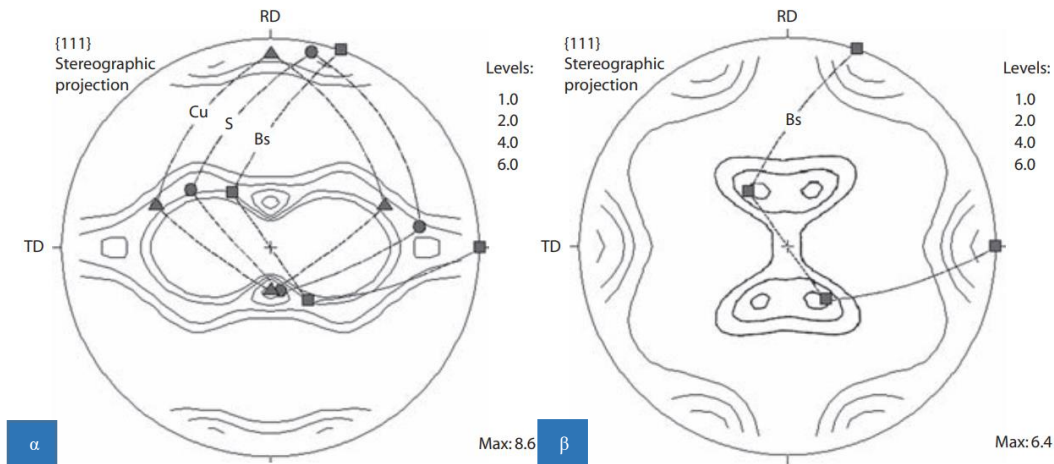
Σχήμα 34: α) Η ζώνη παραμόρφωσης γύρω από ένα σωματίδιο που βρίσκεται στην μικροδομή ενός FCC μεταλλικού υλικού που έχει κατεργαστεί μέσω ψυχράς έλασης. β) Το εύρος των περιστροφών του κρυσταλλικού πλέγματος (Ω) των κόκκων γύρω από ένα σωματίδιο πυριτίου που βρίσκεται στην μικροδομή ενός ελασμένου ($\epsilon=0,5$) φύλλου αλουμινίου [1].

3.3.1.1 ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΕΛΑΣΗ

Η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης των εδροκεντρωμένων κυβικών μετάλλων (FCC) κατά την διαμόρφωση τους μέσω της κατεργασίας της έλασης καθορίζεται κυρίως από το εύρος της ενέργειας σφαλμάτων επιστοίβαξης (Stacking Fault Energy, γ_{SFE}) που χαρακτηρίζει το εκάστοτε καθαρό μέταλλο και τα κράματα του, ενώ η θερμοκρασία που λαμβάνει χώρα η παραμόρφωση καθώς και το εύρος αυτής είναι παράγοντες που επηρεάζουν σε μικρότερο βαθμό [1].

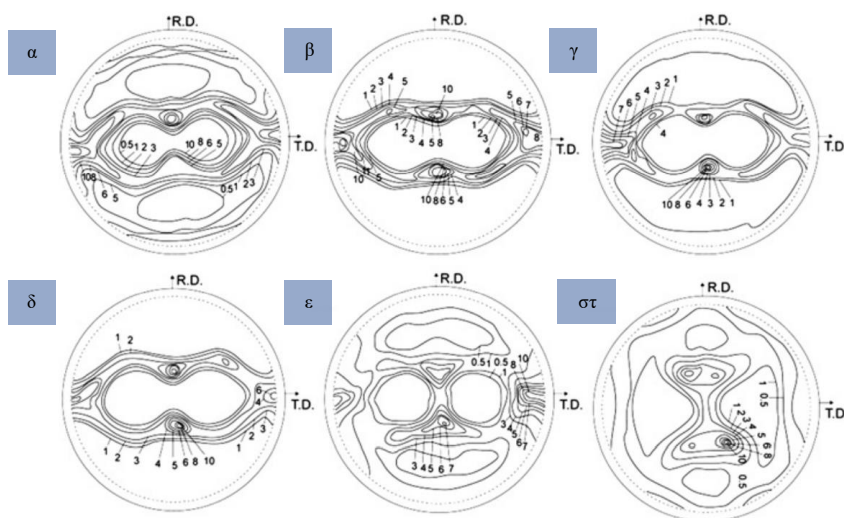
Η εξάρτηση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης από την τιμή της γ_{SFE} έγκειται στο γεγονός πως η γ_{SFE} παίζει σημαντικό στον καθορισμό του κυρίαρχου μηχανισμού πλαστικής παραμόρφωσης του κατεργαζόμενου μεταλλικού υλικού. Έτσι, αφενός, στο ένα άκρο εντοπίζονται τα FCC μέταλλα που χαρακτηρίζονται από υψηλή έως μέση ενέργεια σφαλμάτων επιστοίβαξης, όπως το αλουμίνιο ($\gamma_{SFE} \sim 200-170 \text{ mJm}^{-2}$) [34] και ο χαλκός ($\gamma_{SFE} \sim 80 \text{ mJm}^{-2}$) [1], τα οποία παραμορφώνονται πλαστικά μέσω του μηχανισμού της ολίσθησης (Dislocation Glide). Αφετέρου, στο άλλο άκρο των τιμών γ_{SFE} εντοπίζονται τα μέταλλα και τα κράματα που χαρακτηρίζονται από χαμηλή ενέργεια σφαλμάτων επιστοίβαξης ($\gamma_{SFE} < 25 \text{ mJm}^{-2}$) [34], τα οποία εκτός από τον μηχανισμό της ολίσθησης παραμορφώνεται πλαστικά και μέσω του μηχανισμού δημιουργίας μηχανικών διδύμων (Mechanical Twinning), ενώ παράλληλα παρατηρείται έντονος σχηματισμός ζωνών διάτμησης (Shear Bands) στην μικροδομή τους. Σε αυτή την κατηγορία ανήκουν κράματα, όπως οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες, οι ορείχαλκοι αλλά και καθαρά μέταλλα όπως ο άργυρος [34].

Ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης των μεταλλικών υλικών που ανήκουν στην πρώτη κατηγορία (υψηλή-μέση γ_{SFE}), συχνά, απαντάται στην βιβλιογραφία ως «Κρυσταλλογραφικός ιστός χαλκού» ή «Κρυσταλλογραφικός ιστός καθαρών μετάλλων» (Copper/Pure Metal Texture), ενώ ο ιστός όσων υλικών κατατάσσονται στην δεύτερη κατηγορία (χαμηλή γ_{SFE}) χάριν διαφοροποίησης καλείται «Κρυσταλλογραφικός ιστός ορείχαλκου» ή «Κρυσταλλογραφικός ιστός κραμάτων» (Brass/Alloy Type Texture) [1], [34], [44], [52]. Στο Σχήμα 35 παρουσιάζονται, μέσω διαγραμμάτων πολικών συντεταγμένων, οι διαφορές ανάμεσα στα δύο αυτά είδη ιστού παραμόρφωσης.



Σχήμα 35: Διαγράμματα {111} πολικών συντεταγμένων έπειτα από εν ψυχρώ έλαση: α) Εμπορικής καθαρότητας χαλκού, β) Ορείχαλκου (63:37) [34].

Για τα μεταλλικά υλικά που χαρακτηρίζονται από ενδιάμεσες τιμές ενέργειας σφαλμάτων επιστοιβάξης, ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης που προκύπτει κατά την έλαση τους, έχει χαρακτηριστικά γνωρίσματα και από τις δύο προαναφερθείσες κατηγορίες, καθώς υπάρχει μία μετάβαση [34] ανάμεσα στα χαρακτηριστικά συστατικά του ιστού που εντοπίζονται και στις δύο κατηγορίες. Η μετάβαση του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης (Texture Transition) είναι σύνθηες φαινόμενο που παρατηρείται ανάμεσα σε μεταλλικά υλικά εμπορικής καθαρότητας και διάφορα κράματα τους που χαρακτηρίζονται από υψηλό ποσοστό κραματικών προσθηκών (π.χ. Ni και Ni->40%Co) [44], [45], όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 36.



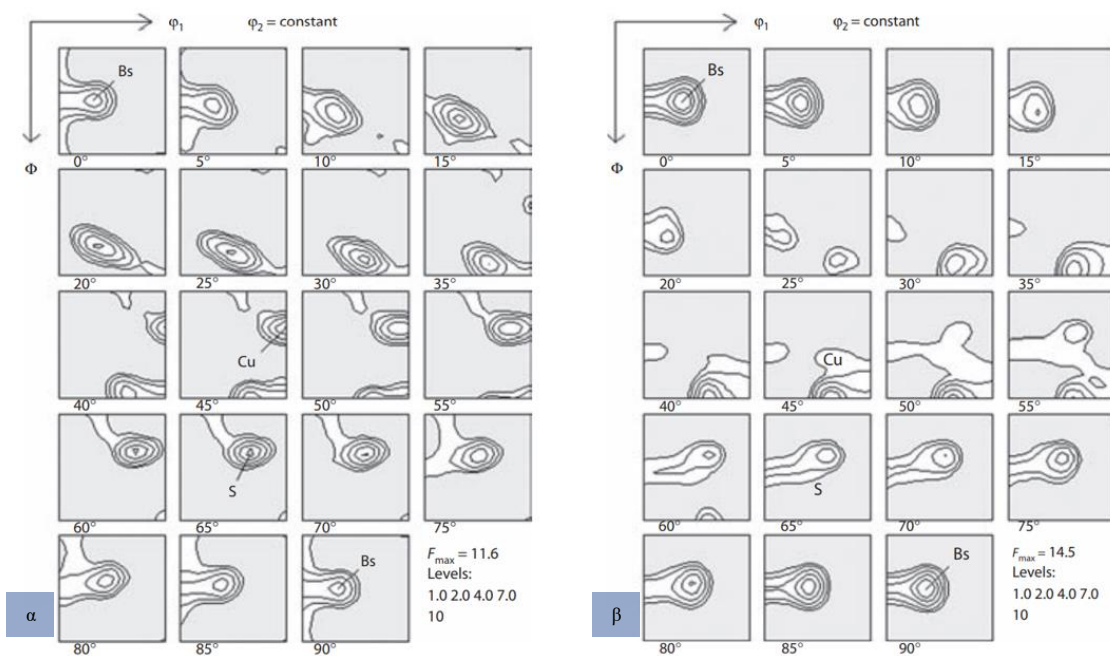
Σχήμα 36: Διαγράμματα {111} πολικών συντεταγμένων έπειτα από εν ψυχρώ έλαση: α) καθαρού Ni, β) Ni-10 % Co, γ) Ni-20 % Co, δ) Ni-30 % Co, ε) Ni-40 % Co, στ) Ni-60 % Co. Εμφανής μετάβαση ανάμεσα στις δύο κατηγορίες ιστού παραμόρφωσης με αυξανόμενες προσθήκες κοβαλτίου που επηρεάζουν την γ_{SFE} των κραμάτων Ni-xCo [44].

3.3.1.1 ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ «ΤΥΠΟΥ ΧΑΛΚΟΥ»

Αναφορικά με τον «Κρυσταλλογραφικό ιστό τύπου χαλκού» που χαρακτηρίζει τα μεταλλικά υλικά υψηλής έως μέσης γ_{SFE} , αυτός συνήθως περιγράφεται με την χρήση τριών συγκεκριμένων συστατικών (Texture components) που χαρακτηρίζουν τον κρυσταλλογραφικό τους ιστό, ήτοι το συστατικό Copper (Cu) $\{112\}\langle 111 \rangle$, το συστατικό S $\{123\}\langle 634 \rangle$ και το

συστατικό Brass (Bs) $\{011\}\langle 211\rangle$. Ωστόσο, η περιγραφή του κρυσταλλογραφικού ιστού, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 35 (α), με την χρήση της ιδανικής περιγραφής των συστατικών που τον χαρακτηρίζουν (Δείκτες Miller), δεν είναι ακριβής καθώς, όπως αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 2, ο προσανατολισμός των κόκκων παρουσιάζει κάποια γωνιακή απόκλιση ($10\text{-}15^\circ$) από την θέση στην οποία εντοπίζεται ο ιδανικός προσανατολισμός [34], [44], [47]. Πληρέστερη περιγραφή του παραπάνω είδους ιστού παραμόρφωσης μπορεί να δοθεί μέσω της σχεδίασης της συνάρτησης κατανομής των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών επί του χώρου του Euler (ODF) [47].

Όπως γίνεται αντιληπτό από τους τομείς της ODF του Σχήματος 37 (α), οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί που χαρακτηρίζουν αυτή την κατηγορία μεταλλικών υλικών, είναι κατανεμημένοι κατά τέτοιο τρόπο που ουσιαστικά διατρέχουν τα συστατικά του ιστού Cu, S και Bs [21], [22], [128]. Δηλαδή οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί βρίσκονται εντοπισμένοι επί μίας ίνας προσανατολισμού (Orientation Fibre), η οποία διατρέχει τον χώρο του Euler, ενώνοντας τα συστατικά του ιστού παραμόρφωσης Cu ($\varphi_1=0/90^\circ$, $\Phi=35^\circ$, $\varphi_2=45^\circ$), S ($\varphi_1=59^\circ$, $\Phi=37^\circ$, $\varphi_2=63^\circ$) και Bs ($\varphi_1=35^\circ$, $\Phi=45^\circ$, $\varphi_2=0/90^\circ$), των οποίων οι γωνίες του Euler που τα χαρακτηρίζουν παρουσιάζονται στον Πίνακα 8. Αυτή η ίνα προσανατολισμού, δεδομένης της γωνιακής απόκλισης (Angular Deviation) που χαρακτηρίζει το εκάστοτε συστατικό του ιστού, μπορεί να χαρακτηριστεί και ως «σωλήνας προσανατολισμού» (Orientation Tube) [34].



Σχήμα 37: Ιστός παραμόρφωσης (ODF) έπεται από εν ψυχρώ έλαση: α) Εμπορικής καθαρότητας χαλκού, β) Ορείχαλκου (63:37) [34].

Το εύρος αυτής της ίνας, η οποία ονομάζεται β-ίνα (β-Fibre), στον υπό-χώρο του Euler που χρησιμοποιείται για κυβικά ελασμένα μεταλλικά υλικά (βλ. Κεφάλαιο 2), κυμαίνεται ανάμεσα στους τομείς $45^\circ \leq \varphi_2 \leq 90^\circ$ για το συχνότερα χρησιμοποιούμενο κομμάτι της β-ίνας [34] (το συμμετρικό κομμάτι $0^\circ \leq \varphi_2 \leq 45^\circ$ συχνά παραλείπεται, Σχήμα 24).

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

Πίνακας 8: Κύρια συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης FCC ελασμένων μετάλλων. *Το συστατικό Goss συναντάται στον ιστό παραμόρφωσης (α -ίνα), ωστόσο βιβλιογραφικά κατατάσσεται στα συστατικά ανακρυστάλλωσης [34][44][33].

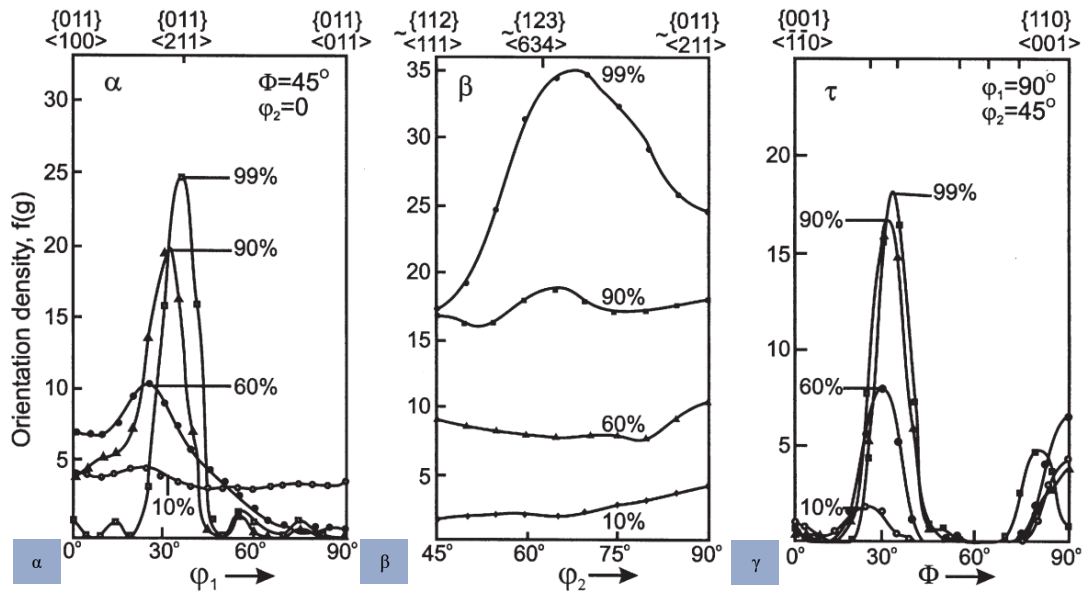
Κρυσταλλογραφικό Συστατικό	Δείκτες Miller	Γωνίες Euler
	{hkl}<uvw>	$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ (°)
Copper (Cu)	{112}<111>	90, 35, 45
S1	{124}<211>	59, 29, 63
S2	{123}<412>	47, 37, 63
S3/S	{123}<634>	59, 37, 63
Brass (Bs)	{110}<112>	35, 45, 0
Taylor-Dillamore (D)	{4 4 11}<112>	90, 27, 45
Goss (G)	{110}<001>	0, 45, 0

Εκτός της β -ίνας, στα περισσότερα FCC μεταλλικά υλικά μέσης έως υψηλής γ_{SFE} , απαντάται και η α -ίνα, η οποία στην ίδια λογική με την β -ίνα, είναι το κέντρο ενός «σωλήνα προσανατολισμού» που διατρέχει τον χώρο του Euler ($0^\circ \leq \varphi_1 \leq 90^\circ$) από το συστατικό Goss (Gs, $\varphi_1=0/90^\circ$, $\Phi=45^\circ$, $\varphi_2=0/90^\circ$) {011}<100> έως το συστατικό Brass (Bs, $\varphi_1=35^\circ$, $\Phi=45^\circ$, $\varphi_2=0/90^\circ$) {011}<211> [33], [34]. Σε αντίθεση με την β -ίνα, η α -ίνα σχηματίζεται ως η κύρια ίνα προσανατολισμού για χαμηλές παραμορφώσεις [34]. Ωστόσο, με αυξανόμενα ποσοστά πλαστική παραμόρφωσης η β -ίνα αναδεικνύεται ως η κύρια ίνα που χαρακτηρίζει τον κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης «τύπου χαλκού». Στον Πίνακα 9 συνοψίζονται οι κύριες ίνες προσανατολισμού που παρατηρούνται στα FCC μεταλλικά υλικά, οι οποίες παρουσιάστηκαν γραφικά εντός του χώρου Euler («υπο-χώρος», βλ. Κεφάλαιο 2) στα Σχήματα 23 και 24.

Πίνακας 9: Χαρακτηριστικές ίνες προσανατολισμού που απαντώνται στον ιστό παραμόρφωσης των FCC μεταλλικών υλικών. Η β -ίνα δεν έχει κάποιο άξονα καθώς τα συστατικά του ιστού που διατρέχει δεν είναι συγγραμικά. Η τεθλασμένη γραμμή που ενώνει τα συστατικά που διατρέχει βιβλιογραφικά συναντάται ως Skeleton Line [34][44][33].

Ίνα (Fibre)	Άξονας ίνας	Γωνίες Euler
		$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ (°)
α	<011>//ND	$0^\circ, 45^\circ, 0^\circ$ -- $90^\circ, 45^\circ, 0^\circ$
γ	<111>//ND	$60^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ$ -- $90^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ$
τ	<011>//TD	$90^\circ, 0^\circ, 45^\circ$ -- $90^\circ, 90^\circ, 45^\circ$
β	*Skeleton Line	$90^\circ, 35^\circ, 45^\circ$ -- $35^\circ, 45^\circ, 90^\circ$

Σε περίπτωση που ο κρυσταλλογραφικός ιστός εκφράζεται μέσω ινών προσανατολισμού, ένα μέτρο αξιολόγησης του ιστού παραμόρφωσης, εκτός από τον υπολογισμό των κατ' όγκον ποσοστών (M_i) του εκάστοτε συστατικού που τον (βλ. Κεφάλαιο 2), είναι η διαγραμματική αναπαράσταση της κατανομής της έντασης (Intensity, xMRD) των προσανατολισμών κατά μήκος της ίνας, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 38 [129].

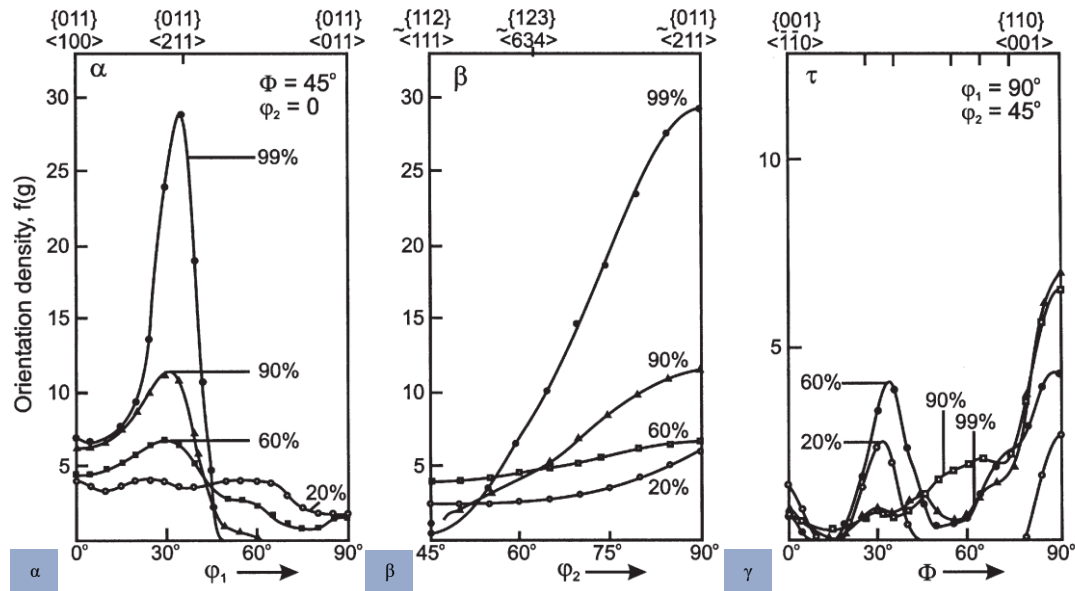


Σχήμα 38: Εντάσεις κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (xMRD, multiple times random) της ODF $f(g)$ κατά μήκος κύριων ινών που παρατηρούνται κατά την εν ψυχρώ έλαση εμπορικής καθαρότητας χαλκού: α) α-ίνα, β) β-ίνα, γ) τ-ίνα [34].

3.3.1.1.2 ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΙΣΤΟΣ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ «ΤΥΠΟΥ ΟΡΕΙΧΑΛΚΟΥ»

Αντιθέτως, ο «Κρυσταλλογραφικός ιστός τύπου ορείχαλκου» [34], όπως αποτυπώνεται στα Σχήματα 35 (β) και 37 (β), ο οποίος απαντάται στα ενδροκεντρωμένα μεταλλικά υλικά με χαμηλή γ_{SFE} , χαρακτηρίζεται από έντονες συγκεντρώσεις του συστατικού κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού Brass (Bs, $\phi_1=35^\circ$, $\Phi=45^\circ$, $\phi_2=0/90^\circ$). Τα συστατικά Cu ($\phi_1=0/90^\circ$, $\Phi=35^\circ$, $\phi_2=45^\circ$) και S ($\phi_1=59^\circ$, $\Phi=37^\circ$, $\phi_2=63^\circ$) εμφανίζουν αισθητά μικρότερες εντάσεις (Intensities, xMRD), απεναντίας, εμφανίζουν μικρότερες εντάσεις, όπως αποτυπώνεται στο Σχήμα 38 (β). Το γεγονός αυτό αποτελεί σημαντική διαφορά του ιστού παραμόρφωσης καθώς οι εντάσεις των συστατικών Cu, S και Bs στην πρώτη περίπτωση ήταν παρόμοιες για υποβιβασμούς έως ~90% , ενώ για μεγαλύτερους εν ψυχρώ υποβιβασμούς το συστατικό S ήταν εκείνο με την μεγαλύτερη ένταση (Σχήμα 38 (β)) [34], [44], [33].

Άλλα χαρακτηριστικά γνωρίσματα του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης μετάλλων με χαμηλή γ_{SFE} είναι η ύπαρξη των ινών τ και γ, οι οποίες δεν εμφανίστηκαν στην προηγούμενη κατηγορία. Η ίνα-τ, που συχνά εμφανίζεται σε υλικά μέσης γ_{SFE} , διατρέχει το συστατικό Copper ($\phi_1=90^\circ$, $\Phi=35^\circ$, $\phi_2=45^\circ$) καταλήγοντας στο συστατικό rotated-Goss ($\phi_1=90^\circ$, $\Phi=90^\circ$, $\phi_2=45^\circ$) επί του άξονα $\langle 011 \rangle // TD$, ενώ οι προσανατολισμοί επί της γ-ίνας, η οποία έχει άξονα προσανατολισμού τον $\langle 111 \rangle // ND$, ευθυγραμμίζουν τα $\{111\}$ επίπεδα τους παράλληλα με το επίπεδο της έλασης. Στο Σχήμα 39 παρουσιάζονται οι κατανομές των κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών επί των ινών α, β και τ, όπου φαίνεται πως κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης η α-ίνα ισχυροποιείται με το συστατικό Goss να μην εξασθενεί, το συστατικό Brass ισχυροποιείται (sharp texture component) σε βάρος των άλλων συστατικών της β-ίνας «σπάζοντας» καθώς αυτά εξασθενούν σημαντικά (weak texture components) [34], [44], [33].



Σχήμα 39: : Εντάσεις κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (χMRD, multiple times random) της ODF $f(g)$ κατά μήκος κύριων ινών που παρατηρούνται κατά την εν ψυχρώ έλαση ορείχαλκου (70:30): α) α-ίνα, β) β-ίνα, γ) τ-ίνα [34].

Οι προαναφερθείσες κατηγορίες κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης, συναρτίζει του του κριτηρίου της γ_{SFE} , περιγράφουν σε πολύ μεγάλο βαθμό την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την έλαση, ωστόσο, και άλλες παράμετροι, όπως η κατακρήμνιση δευτέρων φάσεων ή κατακρημνισμάτων ισχυροποίησης (π.χ. κράματα Al-Li) – με τις κραματικές προσθήκες να μην επηρεάζουν την γ_{SFE} , π.χ. το σύστημα Cu-Mn– επηρεάζουν την συμπεριφορά της πλαστική παραμόρφωσης λόγω της αλληλεπίδρασης κατακρημνισμάτων και διαταραχών προκαλώντας μετάβαση του ιστού παραμόρφωσης από την αναμενομένη κατηγορία. Άλλες παράμετροι που επηρεάζουν την εξέλιξη του ιστού παραμόρφωσης -κυρίως κατά την εν ψυχρώ παραμόρφωση- είναι [34], [44], [33],[52],[45], [46]:

- I. Το αρχικό μέγεθος κόκκου
- II. Η θερμοκρασία παραμόρφωσης
- III. Ο αρχικός κρυσταλλογραφικός ιστός
- IV. Η γεωμετρία των ραούλων εργασίας και οι συνθήκες λίπανσης

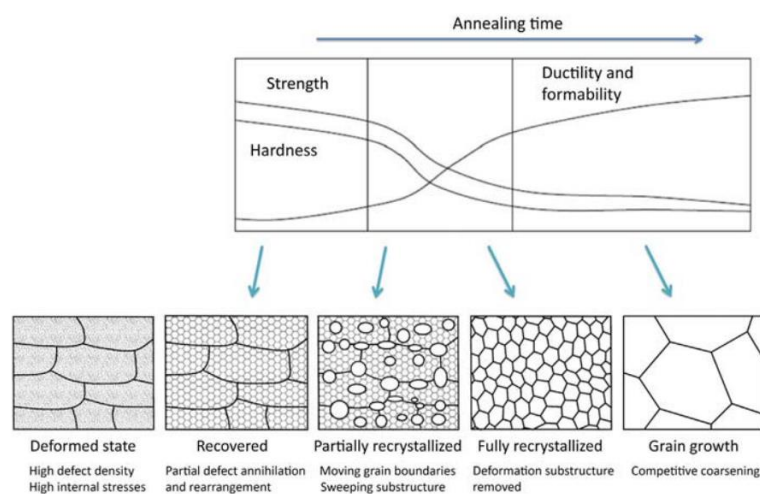
Συμπερασματικά, μπορεί να λεχθεί πως εκτός από την γ_{SFE} , η μετάβαση του ιστού παραμόρφωσης από τον «τύπο χαλκού» στον τύπο «ορείχαλκου» επηρεάζεται σημαντικά από την έναρξη της επίπεδης ολίσθησης (Planar Slip) και της διατμητικής ζώνωσης (Shear Banding) κατά την πλαστική παραμόρφωση, όπως συμπεραίνεται από τους Humphreys et al.[62], [76], [116] και Engler et al [34].

3.4 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΑΝΑΔΟΜΗΣΗΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΑΝΟΠΤΗΣΗ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΜΕΝΩΝ ΜΕΤΑΛΛΩΝ

Τα μεταλλικά υλικά, τα οποία έχουν κατεργαστεί εκτενώς εν ψυχρώ, χαρακτηρίζονται, αφενός, από υψηλή αντοχή ($R_{0.2}, R_p$) και σκληρότητα, και, αφετέρου, από μειωμένη ολκιμότητα και δυσθραυστότητα. Για να συνεχιστεί η περαιτέρω επεξεργασία τους, ωστόσο, θα πρέπει, εφόσον έχουν λάβει την επιθυμητή, γεωμετρικά, μορφή τους, να αναδομηθούν σε μία

«μαλακότερη» κατάσταση από εκείνη που τα χαρακτηρίζει μετά την εκτενή ψυξηλασία τους [16], [18], [51], [130]. Για να συμβεί αυτό, θα πρέπει η μικροδομή των ελασμένων υλικών να «απαλαχθεί» από την παραμόρφωση, δηλαδή να χαρακτηρίζεται από μειωμένη πυκνότητα διαταραχών, μίας και οι διαταραχές είναι ο κύριος φορέας της πλαστικής παραμόρφωσης (Carrier of Plasticity) των μεταλλικών υλικών [130], [131].

Η παραπάνω εξέλιξη της μικροδομής σε μία ενεργειακά σταθερότερη, της παραμορφωμένης μετασταθούς, μορφή επιτυγχάνεται μέσω θερμικών κατεργασιών που καλούνται Ανοπήσεις-πρόδρομος των οποίων είναι η πλαστική παραμόρφωση- κατά τις οποίες συναρτήσει θερμομηχανικών παραμέτρων, όπως η θερμοκρασία, ο χρόνος παραμονής, ο ρυθμός αύξησης της θερμοκρασίας και το εύρος της πρότερης παραμόρφωσης ($T, t, \dot{T}, \varepsilon$), λαμβάνουν χώρα διάφορα θερμομηχανικά φαινόμενα. Υπό αυτό το πρίσμα, η αποκατάσταση (Recovery, RV) [39], [66], η ανακρυστάλλωση (Recrystallization, RX) [101], [132], [133] και η ανάπτυξη του μεγέθους των κόκκων (Competitive Grain Coarsening/Grain Growth, GG) [29], [85] είναι οι βασικοί θερμομηχανικοί μηχανισμοί αναδόμησης (Restoration Mechanisms/Phenomena) της μικροδομής των παραμορφωμένων μεταλλικών υλικών [76]. Στο Σχήμα 40 παρουσιάζεται συνολικά η εξέλιξη της μικροδομής, τόσο κατά την παραμόρφωση, όσο και κατά την επακόλουθη ανόπτηση ενός θερμομηχανικά επεξεργασμένου μετάλλου.

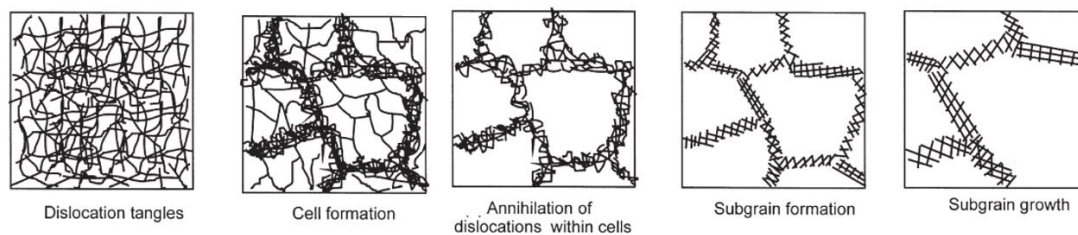


Σχήμα 40: Σχηματική αναπαράσταση της εξέλιξης της μικροδομής και των βασικών ιδιοτήτων ενός παραμορφωμένου εν ψυχρώ υλικού κατά την πρόοδο των θερμομηχανικών φαινομένων της αποκατάστασης, της ανακρυστάλλωσης (στατικής) και της ανάπτυξης των κόκκων [14].

Από τους παραπάνω μηχανισμούς αναδόμησης της παραμορφωμένης μικροδομής, το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης έχει την μεγαλύτερη επίδραση τόσο στην εξέλιξη της μικροδομής όσο και στην εξέλιξη των ιδιοτήτων, όπως φαίνεται στο Σχήμα 40. Η συνολική της επίδραση, συνεπώς, την καθιστά τον σημαντικότερο θερμομηχανικό μηχανισμό εξέλιξης της μικροδομής για δύο βασικούς λόγους. Εν πρώτοις, επαναφέρει την μικροδομή των ψυξηλατημένων υλικών σε μία ολκιμότερη κατάσταση κατά την έκθεσή τους για κατάλληλους χρόνους σε ένα εύρος θερμοκρασιών της τάξης του 0,4-0,5 της θερμοκρασίας τήξης του εκάστοτε υλικού ($T_{RX} \sim 0.4-0.5T_m$) [18]. Κατά δεύτερον, για ενδροκεντρωμένα μέταλλα, όπως το αλουμίνιο, ο χαλκός και το νικέλιο, τα οποία δεν παρουσιάζουν αλλοτροπικούς μετασχηματισμούς φάσεων, αποτελεί τον μοναδικό μηχανισμό τροποποίησης της μικροδομής καθώς μέσω του ελέγχου της δύναται να τροποποιηθούν μικροδομικά χαρακτηριστικά, όπως το μέγεθος και η μορφολογία των κόκκων καθώς και ο κρυσταλλογραφικός ιστός [14].

3.4.1 ΑΠΟΚΑΤΑΣΤΑΣΗ

Το φαινόμενο της αποκατάστασης (Recovery, RV) [14], κατά την ανόπτηση παραμορφωμένων μεταλλικών υλικών, σχετίζεται με τις μεταβολές που παρατηρούνται στην παραμορφωμένη μικροδομή πριν την εκκίνηση της ανακρυστάλλωσης. Παρότι, κατά την αποκατάσταση, βασικά χαρακτηριστικά της μικροδομής, όπως το μέγεθος και η μορφολογία των κόκκων, δεν μεταβάλλονται, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 40 ένα μέρος των ιδιοτήτων του παραμορφωμένου υλικού επανέρχεται μερικώς στην πρότερη της παραμόρφωσης κατάσταση. Αυτό συμβαίνει καθώς η εξέλιξη της μικροδομής κατά την αποκατάσταση συντελείται σε επίπεδο διαταραχών, γεγονός που απαιτεί προηγμένες τεχνικές χαρακτηρισμού για να παρατηρηθεί αλλά και να ποσοτικοποιηθεί (TEM, HR-EBSD). Κατά την αποκατάσταση, η μηχανικώς αποθηκευμένη, υπό την μορφή διαταραχών, ενέργεια της παραμορφωμένης μικροδομής μειώνεται λόγω της αύξησης της κινητικότητας των διαταραχών, οι οποίες είτε αλληλοεξουδετερώνονται, εφόσον είναι ετεροπολικές, (Dislocation Annihilation) είτε αναδιατάσσονται σε σχηματισμούς χαμηλότερης ενέργειας (Dislocation Rearrangement) [14]. Όπως γίνεται αντιληπτό, το φαινόμενο της αποκατάστασης, περιλαμβάνει σύνθετες μικροδομικές μεταβολές, οι οποίες παρουσιάζονται στο Σχήμα 41.



Σχήμα 41: Σχηματική απεικόνιση της εξέλιξης της μικροδομής σε επίπεδο διαταραχών κατά τα διάφορα στάδια της αποκατάστασης [14].

Η εξέλιξη της μικροδομής κατά την ανόπτηση ενός παραμορφωμένου υλικού σε συνθήκες τέτοιες, όπου λαμβάνει χώρα το φαινόμενο της αποκατάστασης, εξαρτάται, κυρίως, από τις ακόλουθες παραμέτρους [14]:

- I.** Την θερμοκρασία της ανόπτησης (T_{RV})
- II.** Την θερμοκρασία της παραμόρφωσης (T_{ϵ})
- III.** Το μέγεθος της παραμόρφωσης (ϵ , ρ_{total})
- IV.** Την χημική σύσταση του υλικού (γ_{SFE})

Η αποκατάσταση, συναρτήσει, του χρόνου που λαμβάνει χώρα δύναται να κατηγοριοποιηθεί, είτε ως δυναμική (Dynamic Recovery, DRV) [134], όταν πραγματοποιείται ταυτόχρονα με την παραμόρφωση του υλικού, είτε ως στατική (Static Recovery, SRV) [134], όταν πραγματοποιείται κατά την επακόλουθη ανόπτηση του υλικού. Η στατική αποκατάσταση λαμβάνει χώρα, τόσο κατά την ανόπτηση του υλικού μετά την εν ψυχρώ παραμόρφωση του, όσο και κατά τα ενδιάμεσα στάδια της εν θερμώ παραμόρφωσης (π.χ. στην έλαση, Interpass static recovery) [18], [89], [135]. Ωστόσο, κατά την εν ψυχρώ παραμόρφωση των μεταλλικών υλικών, καθώς το μεγαλύτερο μέρος της ενέργειας της παραμόρφωσης απελευθερώνεται ως θερμότητα, για μεγάλους υποβιβασμούς η θερμοκρασία μπορεί να ανέλθει σε τέτοιο επίπεδο ($\geq 130^{\circ}\text{C}$) [3] ώστε να παρατηρηθεί στατική αποκατάσταση χωρίς το υλικό να ανοπτηθεί. Αντιθέτως, η δυναμική αποκατάσταση, συνήθως, παρατηρείται κατά την εν θερμώ

επεξεργασία των μεταλλικών υλικών, καθώς ταυτόχρονα με την παραμόρφωση υπάρχουν και οι κατάλληλες θερμοκρασιακές συνθήκες που ευνοούν την κινητικότητα των διαταραχών [18].

Το γεγονός πως η ωθούσα δύναμη της αποκατάστασης είναι η μηχανικώς αποθηκευμένη ενέργεια παραμόρφωσης την καθιστά συναγωνιστικό θερμομηχανικό φαινόμενο με την ανακρυστάλλωση [14]. Η εκκίνηση του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης -το οποίο όπως θα αναλυθεί στην συνέχεια «καταναλώνει» την παραμορφωμένη μικροδομή- σηματοδοτεί πως δεν μπορεί να πραγματοποιηθεί περαιτέρω αποκατάσταση. Συνεπώς, το εύρος της αποκατάστασης εξαρτάται από την «ευκολία» της εκκίνησης του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης που αποτελεί συνάρτηση, κυρίως, της θερμοκρασίας ανόπτησης του παραμορφωμένου υλικού. Αντιστρόφως, η πρόοδος της αποκατάστασης μειώνει την συνολική πυκνότητα των διαταραχών και κατά συνέπεια μειώνει την ωθούσα πίεση (πίεση λόγω μονάδων, MPa) [1], [18], γεγονός που επηρεάζει σημαντικά την κινητική της ανακρυστάλλωσης. Ο συναγωνιστικός χαρακτήρας των παραπάνω φαινομένων, συνεπώς, επηρεάζει την κινητική τους, ενώ καθιστά, κατά περιπτώσεις, δύσκολο τον διαχωρισμό του σημείου περάτωσης του ενός και την εκκίνησης του άλλου. Χαρακτηριστικές περιπτώσεις τέτοιων καταστάσεων, είναι οι βιομηχανικές ανοπτήσεις «τύπου παρτίδας» (Batch Annealing), οι οποίες δεν είναι ισοθερμοκρασιακές και εκτενής αποκατάσταση μπορεί να λάβει χώρα πριν την εκκίνηση της ανακρυστάλλωσης [1], [39], [40], [71], [73], [101], [135]–[139].

Συνεπώς, χάριν πλήρους διαχωρισμού της από την ανακρυστάλλωση, η αποκατάσταση ορίζεται ως το θερμομηχανικό φαινόμενο που λαμβάνει χώρα κατά την ανόπτηση παραμορφωμένων υλικών, χωρίς την μετακίνηση (migration) ορίων που χαρακτηρίζονται από υψηλές γωνίες αποπροσανατολισμού ($>15^\circ$), δηλαδή ορίων κόκκων (HAGBs) [116].

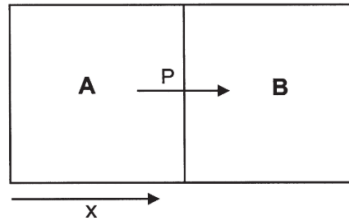
Η επίπτωση των μικροδομικών αλλαγών που συμβαίνουν κατά την αποκατάσταση, επηρεάζουν τόσο τις φυσικές (π.χ. ηλεκτρική αγωγιμότητα) όσο και τις μηχανικές ιδιότητες (π.χ. αντοχή και σκληρότητα) των ψυχρηλατημένων μετάλλων [14]. Οι μεταβολές που παρατηρούνται, ωστόσο, είναι μικρές σε σχέση με την ανακρυστάλλωση, ενώ το γεγονός πως η αποκατάσταση περιλαμβάνει μεταβολές σε επίπεδο υπο-κόκκων συνιστά πως ο κρυσταλλογραφικός ιστός του παραμορφωμένου υλικού δεν μεταβάλλεται σημαντικά -σχεδόν καθόλου- κατά την αποκατάσταση [14]. Για τον λόγο αυτό, συχνά, ο μικρο-ιστός έντονα ψυχρηλατημένων υλικών μετράται αφού αυτά υποστούν μία σύντομη ανόπτηση αποκατάστασης [60], [61].

3.4.2 ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗ

Το θερμομηχανικό φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης (Recrystallization, RX) - το οποίο, όπως αναφέρθηκε παραπάνω, είναι το σημαντικότερο αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανόπτηση ψυχρηλατημένων μετάλλων που δεν παρουσιάζουν αλλοτροπικούς μετασχηματισμούς φάσεων- ορίζεται ως ο σχηματισμός νέων -κυρίως ισοαξονικών- κόκκων απαλλαγμένων από πλαστική παραμόρφωση (strain-free) εντός της παραμορφωμένης μικροδομής, οι οποίοι σχηματίζονται μέσω της μετακίνησης (migration) ορίων (κόκκων) που χαρακτηρίζονται από υψηλές γωνίες αποπροσανατολισμού ($\theta > 10-15^\circ$ - HAGBs) [116], με την αποθηκευμένη ενέργεια της μικροδομής (πυκνότητα διαταραχών) να αποτελεί την ωθούσα δύναμη του φαινομένου. Συνεπώς, εξ ορισμού, η ανακρυστάλλωση, ως θερμομηχανικό φαινόμενο, διαφέρει σημαντικά από την αποκατάσταση, ενώ η κινούσα πίεση (πίεση και όχι δύναμη γιατί έχει μονάδες MPa, Σχήμα 42) για τον σχηματισμό ενός ανακρυσταλλωμένου κόκκου δίδεται από την σχέση [1]:

$$P = -\frac{1}{a} \frac{dG}{dx} = G^A - G^B = \Delta G = 0,5\rho Gb^2 \quad (3.2)$$

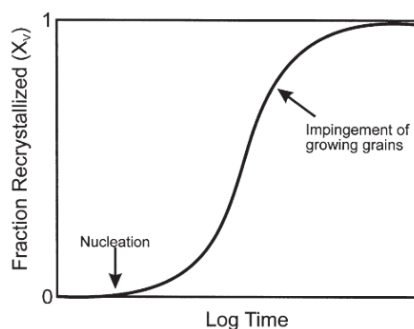
,όπου ΔG είναι η διαφορά στην ελεύθερη ενέργεια Gibbs ανάμεσα στις δύο πλευρές του ορίου λόγω της διαφοράς στην πυκνότητα των διαταραχών ($\rho_B > \rho_A$), ρ είναι η πυκνότητα των διαταραχών, G είναι το μέτρο διάτμησης, b είναι το διάνυσμα του Burger που χαρακτηρίζει το εκάστοτε μεταλλικό υλικό [1].



Σχήμα 42: Η κινούσα πίεση που ασκείται σε ένα HAGB για την εκκίνηση της ανακρυστάλλωσης [1].

Μία επιπλέον διαφορά έγκειται στο γεγονός πως ο μηχανισμός της αποκατάστασης, ο οποίος περιεγράφηκε στην προηγούμενη παράγραφο, μπορεί να χαρακτηριστεί ως μία ομογενής διεργασία (Homogeneous Process) συναρτήσει τόσο του χρόνου όσο και του χώρου, όπου λαμβάνει χώρα κατά την ανόπτηση των παραμορφωμένων μετάλλων [14]. Ο χαρακτηρισμός της αποκατάστασης ως «ομογενούς» έγκειται στο γεγονός πως αυτή εξελίσσεται ταυτόχρονα σε όλη την μικροδομή του μετάλλου, χωρίς να παρατηρούνται διακριτά στάδια αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής από την αρχή μέχρι το τέλος της [116].

Αντιθέτως, η πρόοδος της μικροδομής κατά την ανακρυστάλλωση δεν είναι ομογενής. Η ανακρυστάλλωση περιλαμβάνει τον σχηματισμό «νέων» κόκκων σε συγκεκριμένα «ενεργειακά/κινητικά αναβαθμισμένα» τμήματα της παραμορφωμένης μικροδομής, οι οποίοι εν συνεχεία «καταναλώνουν» την παραμορφωμένη/αποκατεστημένη μικροδομή μέσω της ανάπτυξης τους [116]. Τα παραπάνω χαρακτηριστικά καθιστούν την ανακρυστάλλωση ετερογενή διεργασία (Heterogeneous Process) [116] καθότι σε κάθε δεδομένη χρονική στιγμή η μικροδομή του ανοπτημένου υλικού δύναται να διακριθεί στο ανακρυσταλλωμένο και στο μη-ανακρυσταλλωμένο τμήμα, όπως φαίνεται στο Σχήμα 43, με το ποσοστό της ανακρυστάλλωσης (X_v -Fraction Recrystallized) να κυμαίνεται μεταξύ του 0, στην αρχή, και του 1, στο πέρας του φαινομένου.



Σχήμα 43: Τυπική μορφή (σιγμοειδής) της κινητικής του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης σε ισοθερμοκρασιακές συνθήκες [1].

Βάσει των παραπάνω χαρακτηριστικών, η ανακρυστάλλωση μπορεί να κατηγοριοποιηθεί ως μετασχηματισμός στερεάς φάσης τύπου Gibbs I [116], δηλαδή μετασχηματισμός που χαρακτηρίζεται από δύο διαφορετικά στάδια, αυτό της «πυρήνωσης» (Nucleation) και εκείνο

της «ανάπτυξης» (Growth) [116]. Από την μία, το στάδιο της «πυρήνωσης» αναφέρεται στην εμφάνιση των πρώτων ανακρυσταλλωμένων «πυρήνων» (nuclei) εντός της μικροδομής, ενώ, από την άλλη, το στάδιο της ανάπτυξης περιγράφει την αντικατάσταση της παραμορφωμένης μικροδομής από τους απαλλαγμένους από την παραμόρφωση ανακρυσταλλωμένους κόκκους [1]. Ωστόσο, λόγω του ετερογενούς χαρακτήρα της ανακρυστάλλωσης, παρόλο που η πυρήνωση και η ανάπτυξη πραγματοποιούνται διαδοχικά για τον εκάστοτε ανακρυσταλλωμένο κόκκο, εντός του συνόλου της παραμορφωμένης μικροδομής και για διαφορετικούς χρόνους διαφορετικοί κόκκοι μπορεί να βρίσκονται είτε στο στάδιο της πυρήνωσης είτε στο στάδιο της ανάπτυξης [1].

Η περιγραφή του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης, ως ενός μετασχηματισμού τύπου Gibbs I, καθιστούν την κινητική του φαινομένου παρόμοια με την κινητική που συναντάται στους στερεού προς στερεό μετασχηματισμούς φάσεων, οι οποίοι χαρακτηρίζονται, επίσης, από τα στάδια της πυρήνωσης και της ανάπτυξης [116]. Βέβαια στην περίπτωση της ανακρυστάλλωσης ο όρος «πυρήνωση» χρησιμοποιείται για λόγους ευκολίας της περιγραφής του φαινομένου καθώς ο «πυρήνας» εκ του οποίου προκύπτει ο ανακρυσταλλωμένος κόκκος δεν σχηματίζεται κατά την έναρξη του φαινομένου (όπως π.χ. στον μετασχηματισμό $\gamma \rightarrow \alpha\text{-Fe}$) αλλά προϋπάρχει ήδη στην παραμορφωμένη μικροδομή [1]. Συνεπώς, στην περίπτωση της ανακρυστάλλωσης η περιγραφή του πρώτου σταδίου του φαινομένου ως «πυρήνωσης» αποτελεί δάνειο για λόγους ευκολίας από την κλασική θεωρία της πυρήνωσης των στερεό προς στερεό μετασχηματισμών φάσεων [1], [116].

3.4.2.1 ΦΑΙΝΟΜΕΝΟΛΟΓΙΚΗ ΠΡΟΣΕΓΓΙΣΗ ΤΗΣ ΚΙΝΗΤΙΚΗΣ ΤΗΣ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗΣ

Η ποσοτικοποίηση της εξέλιξης της μικροδομής κατά την πρόοδο ανακρυστάλλωσης, δίδεται μέσω της φαινομενολογικής θερμοδυναμικής εξίσωσης των Johnson, Mehl, Avrami και Kolmogorov (JMAK) [116], η οποία εκφράζει την κινητική των μετασχηματισμών τύπου Gibbs I. Η φαινομενολογική περιγραφή της κινητικής της ανακρυστάλλωσης μέσω του μοντέλου των JMAK, θεωρεί πως οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι πυρήνωνονται με ένα ρυθμό \dot{N} και αναπτύσσονται εντός της παραμορφωμένης μικροδομής με έναν ρυθμό \dot{G} , οι οποίοι παραμένουν σταθεροί μέχρι το πέρας του φαινομένου. Οι ρυθμοί τόσο της πυρήνωσης όσο και της ανάπτυξης δίδονται από τις σχέσεις [1]:

$$\dot{N} = \frac{dN}{dt} \quad \text{ή} \quad \dot{N} = N_0 \exp(-Q_N/RT) \quad (3.3)$$

,όπου N είναι ο αριθμός των πυρήνων ανά μονάδα όγκου, Q_N είναι η ενέργεια ενεργοποίησης, R είναι η σταθερά των ιδανικών αερίων ($R = 8.314472 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$), T είναι η θερμοκρασία της ανακρυστάλλωσης και N_0 είναι μία σταθερά [1].

$$\dot{G} = MP = M\rho Gb^2 \quad \text{ή} \quad \dot{G} = G_0 \exp(-Q_G/RT) \quad (3.4)$$

,όπου Q_G είναι η ενέργεια ενεργοποίησης, R είναι η σταθερά των ιδανικών αερίων ($R = 8.314472 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$), T είναι η θερμοκρασία της ανακρυστάλλωσης, G_0 είναι μία σταθερά, M είναι η κινητικότητα των ορίων που περιβάλλουν τον κόκκο, ρ είναι η πυκνότητα των διαταραχών, G είναι το μέτρο διάτμησης, b είναι το διάνυσμα του Burger που χαρακτηρίζει το εκάστοτε μεταλλικό υλικό και a είναι μία σταθερά που η συνήθης τιμή της είναι 0.5 [1].

Τέλος μία ακόμα παραδοχή του μοντέλου των JMAK είναι πως η μορφολογία των ανακρυσταλλωμένων κόκκων είναι σφαιρική. Η προκύπτουσα εξίσωση κινητικής της ανακρυστάλλωσης είναι [1]:

$$X_v = 1 - \exp(-Kt)^n \quad (3.5)$$

,όπου $K = \pi \dot{N} \dot{G}^3/3$ ή $K = K_0 \exp(-Q/RT)$ και n είναι ο εκθέτης Avrami που για την τρισδιάστατη θεώρηση της ανακρυστάλλωσης κυμαίνεται ανάμεσα στο 3 και το 4 [1].

Ωστόσο, η παραπάνω βασική φαινομενολογική προσέγγιση για την ποσοτικοποίηση της κινητικής της ανακρυστάλλωσης έχει αρκετά μειονεκτήματα, καθώς θεωρεί σταθερούς τους ρυθμούς της πυρήνωσης και της ανάπτυξης των κόκκων, ενώ δεν λαμβάνει υπόψιν την ετερογένεια των θέσεων πυρήνωσης [14]. Επίσης θεωρεί την μικροδομή μονοφασική, το σχήμα των κόκκων σφαιρικό, ενώ οι συνθήκες της ανακρυστάλλωσης είναι ισοθερμοκρασιακές κάτι το οποίο δεν είναι σύνηθες στην βιομηχανική πρακτική [116]. Παρόλες, τις αδυναμίες της παραπάνω βασικής προσέγγισης για την ποσοτικοποίηση της κινητικής της ανακρυστάλλωσης, η εξίσωση JMAK έχει τροποποιηθεί καταλλήλως -στατιστικά- για όλα τα παραπάνω ζητήματα γεγονός που καθιστά τις προβλέψεις των τροποποιημένων μορφών πολύ πιο ακριβείς, ωστόσο, η παρουσίαση αυτών των στατιστικών μοντέλων ξεφεύγει από τα πλαίσια της παρούσας εργασίας [1], [14].

3.4.2.2 ΕΙΔΗ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗΣ

Όπως και στην περίπτωση του μηχανισμού της αποκατάστασης, έτσι και το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης μπορεί να λάβει χώρα τόσο ταυτόχρονα με την παραμόρφωση, δηλαδή δυναμικά (Dynamic Recrystallization, DRX) [14], όσο και μετά το πέρας της παραμόρφωσης, δηλαδή στατικά (Static Recrystallization, SRX) [14]. Η στατική ανακρυστάλλωση μπορεί να λάβει χώρα, είτε στον ενδιάμεσο χρόνο της εφαρμογής της παραμόρφωσης κατά την εν θερμώ ($T_{\text{παραμόρφωσης}} > 0,4-0,5T_m$) επεξεργασία ενός υλικού, είτε κατά την ενδιάμεση ή την τελική ανόπτηση ψυξηλατημένων (π.χ. ψυχρά έλαση) υλικών ($T_{\text{ανόπτησης}} > 0,4-0,5T_m$). Αντίθετα, η δυναμική ανακρυστάλλωση πραγματοποιείται ταυτόχρονα με την εν θερμώ παραμόρφωση κατά την μεταλλοτεχνική επεξεργασία των μεταλλικών υλικών [1], [14].

3.4.2.2.1 ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗ

Τα είδη της δυναμικής ανακρυστάλλωσης που απαντώνται στα FCC μεταλλικά υλικά είναι -κυρίως- η ασυνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (Discontinuous Dynamic Recrystallization, DDRX), η συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση (Continuous Dynamic Recrystallization, CDRX), η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση (Geometric Dynamic Recrystallization, GDRX) και η μεταδυναμική δυναμική ανακρυστάλλωση (Meta-Dynamic Recrystallization, DRX) [1], [14]. Τα μικροδομικά χαρακτηριστικά των παραπάνω παραλλαγών της δυναμικής ανακρυστάλλωσης συχνά εκφράζονται συναρτήσει της παραμέτρου των Zener και Hollomon Z , η οποία δίδεται από την σχέση [1], [14], [78]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R\theta}\right) \quad (3.6)$$

,όπου $\dot{\epsilon}$ είναι ο ρυθμός παραμόρφωσης, Q είναι η ενέργεια ενεργοποίησης της ανακρυστάλλωσης, R είναι η παγκόσμια σταθερά των ιδανικών αερίων ($R = 8.314472 \text{ Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$) και T είναι η θερμοκρασία παραμόρφωσης.

3.4.2.2.2 ΣΤΑΤΙΚΗ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗ

Ωστόσο, στη θερμομηχανική οδό που πραγματεύεται η παρούσα εργασία, ο μηχανισμός της ανακρυστάλλωσης είναι η στατική ανακρυστάλλωση που λαμβάνει χώρα κατά την ανόπτηση των εν ψυχρώ ελασμένων FCC μεταλλικών υλικών. Τα εν ψυχρώ παραμορφωμένα μεταλλικά υλικά, όπως αναλύθηκε παραπάνω, χαρακτηρίζονται από μία ετερογενή μικροδομή. Τα διάφορα χαρακτηριστικά της παραμορφωμένης κατάστασης (HAGBs, Shear Bands, Transition Bands, Particles κλπ.) της ψυχρηλατημένης μικροδομής συνιστούν θέσεις που χαρακτηρίζονται από υψηλές γωνίες αποπροσανατολισμού λόγω της εκτεταμένης περιστροφής του μεταλλικού πλέγματος [1], [14].

Κατά συνέπεια, όταν το εντόνως ψυχρηλατημένο υλικό ανοπτηθεί στην κατάλληλη θερμοκρασία ($>0,4-0,5T_m$) για τον κατάλληλο χρόνο ($t(\tau)$), τότε θα πυρηνωθούν, ετερογενώς, εντός της παραμορφωμένης μικροδομής νέοι, απαλλαγμένοι από παραμόρφωση κόκκοι, μέσω του μηχανισμού της στατικής ανακρυστάλλωσης, λόγω της μετακίνησης των ορίων υψηλών γωνιών αποπροσανατολισμού που χαρακτηρίζουν συγκεκριμένα σημεία «πυρήνωσης» [18]. Τα σημεία, τα οποία περιβάλλονται από HAGBs, τα οποία χαρακτηρίζονται από υψηλή κινητικότητα γεγονός που ευνοεί την ανάπτυξη τέτοιων πυρήνων, εντοπίζονται σε [1], [14]:

- I. Στα προϋπάρχοντα της παραμόρφωσης όρια κόκκων
- II. Της ζώνες μετάβασης (Transition Bands)
- III. Της παραμορφωμένες ζώνες γύρω από μεγάλα ($>1 \mu\text{m}$) σωματίδια (PSN)
- IV. Της ζώνες διάτμησης
- V. Της εντόνως παραμορφωμένες περιοχές της μικροδομής ($\epsilon > 3$, π.χ. στην επιφάνεια των ελασμένων φύλλων)

Εκτός από τα παραπάνω σημεία πυρήνωσης, τα οποία χαρακτηρίζονται από την ετερογένεια της παραμόρφωσης που οδήγησε στον σχηματισμό των HAGBs, τα οποία χαρακτηρίζονται από μεγαλύτερη κινητικότητα καθιστώντας την ανάπτυξη των πυρήνων που περιβάλλουν γρηγορότερη -λόγω της διαφοράς στην πυκνότητα των περιεχόμενων διαταραχών ανάμεσα σε της και την παραμορφωμένη μικροδομή- νέοι κόκκοι απαλλαγμένοι από διαταραχές μπορούν να σχηματιστούν και μέσω των παρακάτω μηχανισμών σχηματισμού «πυρήνων» [18]:

- I. Μετακίνηση ορίων προκαλούμενη από την παραμόρφωση (Strain Induced Boundary Migration, SIBM)
- II. Ανάπτυξη των υπο-κόκκων (SubGrain-Growth)

Η κινητική της στατικής ανακρυστάλλωσης επηρεάζεται από διάφορες παραμέτρους, γεγονός που έχει σημαντική επίδραση της τελικώς αποκτώμενες ιδιότητες του ανακρυσταλλωμένου υλικού, της η τελική κοκκομετρία -και κατά συνέπεια αντοχή, v.Hall-Petch-, η σκληρότητα, η ολκιμότητα, η ηλεκτρική αγωγιμότητα και ο τελικός κρυσταλλογραφικός ιστός -κατά συνέπεια η ανισοτροπία-. Οι κύριες παράμετροι που επηρεάζουν την κινητική της στατικής ανακρυστάλλωσης είναι [1], [14], [18], [33], [34], [44]:

- I. Τα χαρακτηριστικά της παραμορφωμένης μικροδομής (εύρος παραμόρφωσης, μηχανισμός παραμόρφωσης, μεταβολή του τρόπου παραμόρφωσης).
- II. Ο κρυσταλλογραφικός ιστός παραμόρφωσης.
- III. Το αρχικό μέσο μέγεθος κόκκων της μικροδομής..

- IV. Η χημική σύσταση (Διαφορισμός στα όρια των κόκκων – Solute Drag).
- V. Η ύπαρξη και η χωρική κατανομή μεγάλων σωματιδίων (>1 μm) εντός της μικροδομής.
- VI. Οι παραγωγικές παράμετροι της ανόπτησης (Ισοθερμοκρασιακή ή μη, θερμοκρασία παραμονής, ρυθμός θέρμανσης)
- VII. Η κατακρήμνιση σωματιδίων πριν την έναρξη ή κατά την ανακρυστάλλωση (Concurrent precipitation, Regime I, II, III – Zener Pinning).

3.4.3 ΑΝΑΠΤΥΞΗ ΚΟΚΚΩΝ

Το πέρας της στατικής ανακρυστάλλωσης -ωθούσα δύναμη της οποίας ήταν η αποθηκευμένη μηχανική ενέργεια του εκάστοτε ψυξηλατημένου υλικού υπό την μορφή διαταραχών- δεν σηματοδοτεί πως η νεοσχηματισθείσα ισοαξονική μικροδομή είναι πλήρως σταθερή, γεγονός που μπορεί να οδηγήσει στην περαιτέρω ανάπτυξη των ανακρυσταλλωμένων κόκκων, εφόσον η ανόπτηση συνεχιστεί για μεγαλύτερους χρόνους. Στην περίπτωση αυτή λαμβάνει χώρα το θερμομηχανικό φαινόμενο της ανάπτυξης των κόκκων (Grain Growth) [14], του οποίου η ωθούσα δύναμη για την περαιτέρω εξέλιξη της μικροδομής προέρχεται από την μείωση της συνολικής ενέργειας που χαρακτηρίζει τα όρια κόκκων. Συνεπώς, η μείωση της επιφάνειας των ορίων των κόκκων, αφενός, καθιστά την μικροδομή χονδρόκοκη, αφετέρου, η μικροδομή μεταβαίνει σε μία θερμοδυναμικά σταθερότερη κατάσταση [14]. Η κινούσα πίεση για την ανάπτυξη των κόκκων είναι παραπάνω από δύο τάξεις μεγέθους μικρότερη, γεγονός που καθιστά την κινητική της ανάπτυξης των κόκκων (για την ίδια θερμοκρασία με την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης) πολύ πιο αργή, ενώ η μετακίνηση των ορίων επηρεάζεται πολύ περισσότερο από της μηχανισμούς καθήλωσης (Pinning), είτε αυτοί αφορούν κραματικά στοιχεία (Solute Drag), είτε κατακρημνίσματα (Zener Pinning/Drag) [1].

Η τεχνολογική σημασία του φαινομένου της ανάπτυξης των κόκκων πηγάζει από την εξάρτηση των μηχανικών ιδιοτήτων από το μέγεθος των κόκκων της μικροδομής (νόμος Hall-Petch). Της, η κατανόηση αυτού του φαινομένου παίζει σημαντικό ρόλο και της βιομηχανικές ανοπτήσεις καθότι, συχνά, τα ανοπτημένα υλικά δεν είναι 100% ανοπτημένα, αλλά η μικροδομή της, κατά περιοχές, μπορεί να έχει εξελιχθεί μέσω του μηχανισμού της ανάπτυξης των κόκκων επηρεάζοντας τόσο τον τελικό κρυσταλλογραφικό ιστό (σε αντίθεση με την αποκατάσταση που δεν επηρεάζει τον κρυσταλλογραφικό ιστό) όσο και την κοκκομετρία [18], [33], [34]. Ωστόσο, οι μεταβολές του ιστού κατά το φαινόμενο της ανάπτυξης των κόκκων μετά το πέρας της στατικής ανακρυστάλλωσης δεν είναι μεγάλης έκτασης, κυρίως λόγω της μικρής κινούσας πίεσης για μεγέθυνση των κόκκων στα θερμοκρασιακά εύρη των βιομηχανικών ανοπτήσεων των ελασμάτων [1].

Το φαινόμενο της ανάπτυξης των κόκκων κατά την ανόπτηση ψυξηλατημένων μεταλλικών υλικών, μπορεί να διακριθεί σε δύο είδη, την συνεχή ή κανονική ανάπτυξη κόκκων (Normal Grain Growth) [1] και την ασυνεχή ή ακανόνιστη ανάπτυξη κόκκων (Abnormal Grain Growth), η οποία συχνά χαρακτηρίζεται στην βιβλιογραφία και ως δευτερογενής ανακρυστάλλωση [14].

Κατά την κανονική ανάπτυξη των κόκκων, το μέγεθος των κόκκων διευρύνεται ομοιογενώς στο σύνολο της μικροδομής, γεγονός που καθιστά το φαινόμενο μια συνεχή διεργασία εξέλιξης της μικροδομής, το οποίο μετά από κάποιο χρονικό διάστημα βρίσκει ένα «πλατώ», όπου, από εκεί και έπειτα, η μικροδομή δεν παρουσιάζει καμία μεταβολή όσο χρόνο και αν παραμείνει στην δεδομένη θερμοκρασία (Time Invariant Process) [14]. Αντιθέτως, κατά την επενέργεια του φαινομένου της ακανόνιστης ανάπτυξης των κόκκων, το οποίο χαρακτηρίζεται ως μια ασυνεχής διεργασία, κάποιοι κόκκοι αναπτύσσονται υπέρμετρα, εν συγκρίσει με της

υπόλοιπους, γεγονός που οδηγεί μία διτροπική (Bimodal grain distribution) τελική κοκκομετρία, της αυτή που παρουσιάζεται στο Σχήμα 44 [1].



Σχήμα 44: Ακανόνιστη ανάπτυξη κόκκων μετά την ανακρυστάλλωση κατά την ανόπτηση του AA3004 της 600°C [1].

3.4.3.1 ΠΑΡΑΓΟΝΤΕΣ ΠΟΥ ΕΠΗΡΕΑΖΟΥΝ ΤΟ ΦΑΙΝΟΜΕΝΟ ΤΗΣ ΑΝΑΠΤΥΞΗΣ ΤΩΝ ΚΟΚΚΩΝ

Οι κύριοι παράγοντες που επηρεάζουν την εξέλιξη της μικροδομής κατά την πρόοδο του φαινομένου της ανάπτυξης των κόκκων, δηλαδή την κινητική του φαινομένου, είναι [1], [14]:

- I. **Η θερμοκρασία:** Το φαινόμενο της ανάπτυξης των κόκκων συνίσταται στην μετακίνηση των ορίων των κόκκων η κινητικότητα των οποίων αποτελεί άμεση συνάρτηση της θερμοκρασίας της ανόπτησης. Η μεγάλη επίδραση της θερμοκρασίας της ανόπτησης αναφορικά με την πρόοδο του φαινομένου της ανάπτυξης των κόκκων έγκειται στο γεγονός πως η κινούσα πίεση του φαινομένου είναι 2, τουλάχιστον, τάξεις μεγέθους μικρότερη. Συνεπώς, η ανάπτυξη των κόκκων μετά την ανακρυστάλλωση σε χαμηλές θερμοκρασίες είναι περιορισμένη.
- II. **Κραματικά στοιχεία, ακαθαρσίες και σωματίδια:** Παρόλο που το φαινόμενο της ανάπτυξης των κόκκων επηρεάζεται περισσότερο από της παράγοντες, η καθήλωση των ορίων των κόκκων, είτε λόγω διαφορισμού κραματικών στοιχείων σε αυτά, είτε λόγω της παρουσίας σωματιδίων β-φάσης που παρεμποδίζουν την μετακίνηση της, είναι παράγοντες που επιδρούν σημαντικά στην κινητική του φαινομένου.
- III. **Γεωμετρία κατεργαζόμενου υλικού:** Η κινητική της ανάπτυξης των κόκκων μειώνεται δραστηρικά, όταν το μέγεθος των κόκκων γίνεται μεγαλύτερο από το πάχος του φύλλου στα προϊόντα της έλασης.
- IV. **Κρυσταλλογραφικός ιστός:** Όταν ένα μεταλλικό υλικό χαρακτηρίζεται από έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό, τόσο το γεγονός πως περιέχει πολλά όρια χαμηλής γωνίας, τα οποία είναι χαμηλής ενέργειας, όσο και η ύπαρξη κόκκων με σημαντικά διαφορετικό προσανατολισμό (καθήλωση λόγω προσανατολισμού, Orientation Pining), είναι παράγοντες που δύναται να προκαλέσουν μείωση της κινητικής του φαινομένου.

3.4.4 ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗΣ

Της αναλύθηκε της προηγούμενες παραγράφους, το θερμομηχανικό φαινόμενο με την μεγαλύτερη επίδραση επί της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού, κατά την ανόπτηση ψυχρά ελασμένων φύλλων FCC μεταλλικών υλικών, είναι εκείνο της ανακρυστάλλωσης, καθώς περιλαμβάνει την «πυρήνωση» και την ανάπτυξη νέων, απαλλαγμένων από παραμόρφωση, κόκκων, γεγονός που οδηγεί στον σχηματισμό της της μικροδομής [1], [14].

3.4.4.1 ΘΕΩΡΙΕΣ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗΣ

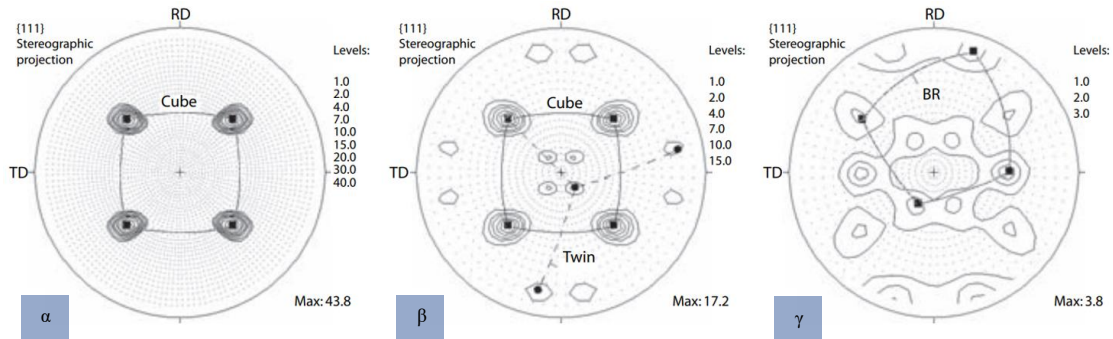
Η εξέλιξη, συνεπώς, του κρυσταλλογραφικού ιστού στα ενδροκεντρωμένα κυβικά μεταλλικά υλικά κατά την ανακρυστάλλωση, λόγω της φύσης του μηχανισμού της ανακρυστάλλωσης, είναι άμεσα συνδεδεμένη με τον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει την παραμορφωμένη μικροδομή του της ανόπτηση υλικού. Της αναλύθηκε στην παράγραφο της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης, η εξέλιξη του ιστού παραμόρφωσης των FCC μετάλλων εξαρτάται, κυρίως, από την ενέργεια σφαλμάτων επιστοίβαξης (γ_{SFE}) που χαρακτηρίζει το εκάστοτε υλικό [18], [33], [34], [44]. Ωστόσο, η περίπτωση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού κατά την ανακρυστάλλωση, είναι πιο σύνθετη, λόγω του γεγονότος πως είναι ένα φαινόμενο που παρουσιάζει δύο διακριτά στάδια, την «πυρήνωση» και την ανάπτυξη, τα οποία εξαρτώνται από της πλήθος παραμέτρων που καθιστούν ετερογενή την μικροδομή παραμόρφωσης [116]. Το ζήτημα της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση αποτελεί εδώ και της δεκαετίας αντικείμενο διχογνωμίας ανάμεσα στην επιστημονική κοινότητα. Η διχογνωμία έγκειται στο γεγονός πως η εξέλιξη του ιστού ερμηνεύεται μέσω δύο αντικρουόμενων θεωριών, ήτοι της **προσανατολισμένης πυρήνωσης** (Oriented Nucleation) [140], [141] και της **προσανατολισμένης ανάπτυξης** (Oriented Growth) [76], [128], [140]–[143].

3.4.4.1.1 ΘΕΩΡΙΕΣ ΠΡΟΣΑΝΑΤΟΛΙΣΜΕΝΗΣ «ΠΥΡΗΝΩΣΗΣ» ΚΑΙ ΠΡΟΣΑΝΑΤΟΛΙΣΜΕΝΗΣ ΑΝΑΠΤΥΞΗΣ

Στην περίπτωση της προσανατολισμένης «πυρήνωσης» (Oriented Nucleation, ON), θεωρείται πως ο προτιμητέος σχηματισμός «πυρήνων» συγκεκριμένων προσανατολισμών, επί των προτιμητέων θέσεων «πυρήνωσης» της παραμορφωμένης μικροδομής, είναι ο κύριος παράγοντας που καθορίζει την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση [116]. Απεναντίας, κατά την θεωρία της προσανατολισμένης ανάπτυξης (Oriented Growth, OG), θεωρείται πως το στάδιο της «πυρήνωσης» εκκινεί από ένα ευρύ φάσμα «πυρήνων» που χαρακτηρίζονται από διαφορετικούς κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς, και μόνον εκείνοι οι «πυρήνες» που χαρακτηρίζονται από της καλύτερες συνθήκες ανάπτυξης (κινητικότητα ορίων που της περιβάλλουν), σε σχέση με την παραμορφωμένη μικροδομή, καταφέρνουν να αναπτυχθούν ταχύτερα εντός της και κατά συνέπεια καθορίζουν την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση [116]. Χαρακτηριστικό παράδειγμα, αναφορικά με την κινικότητα των ορίων των ανακρυστάλλωμένων κόκκων αποτελεί η σχέση προσανατολισμού της $40^\circ \langle 111 \rangle$ με την παραμορφωμένη μικροδομή, όπου παρατηρείται προσανατολισμένη ανάπτυξη λόγω της μέγιστης κινητικότητας αυτών των ορίων [116].

Παρόλα, αυτά, καμία εκ των δύο θεωριών δεν μπορεί να περιγράψει επακριβώς την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση, καθώς καθεμία από αυτές περιγράφει μία ακραία κατάσταση. Της περισσότερες των περιπτώσεων της συνδυασμός και των δύο θεωριών, υπό το πρίσμα της προτιμητέας ανάπτυξης, μέσω της σχέσης $40^\circ \langle 111 \rangle$,

της περιορισμένου φάσματος προτιμητέα σχηματισμένων «πυρήνων» εντός της παραμορφωμένης μικροδομής, δύναται να περιγράψει σε ικανοποιητικό βαθμό της εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση των FCC μεταλλικών υλικών [85], [89]. Στο Σχήμα 45 παρουσιάζονται διαγράμματα πολικών συντεταγμένων ιστού ο ανακρυστάλλωσης, ο οποίος μπορεί να περιγραφεί ικανοποιητικά μέσω της συνδυαστικής ερμηνείας των θεωριών ON και OG [116], [96], [144], [145].



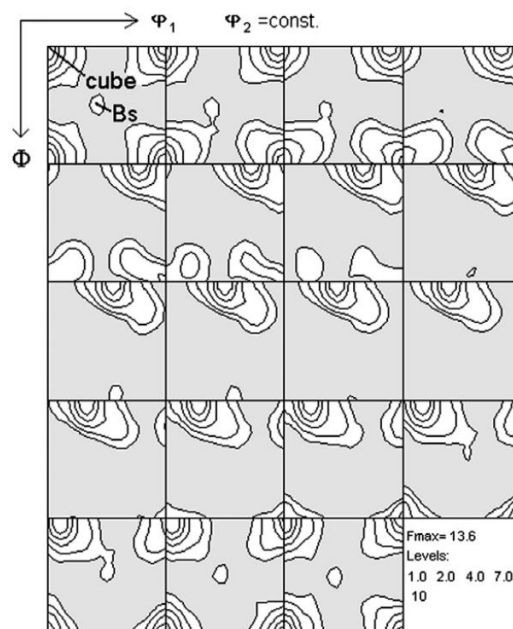
Σχήμα 45: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων {111} ιστού ανακρυστάλλωσης ελασμένων εδροκεντρωμένων μετάλλων: α) Αλουμίνιο, β) Χαλκός, γ) Ορείχαλκος (63:37) [34].

Η πρόοδος των τεχνικών χαρακτηρισμού (π.χ. HR-EBSD) τα τελευταία χρόνια, ωστόσο, έχει οδηγήσει στην ερμηνεία της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση, μέσω της εξάρτησης των μηχανισμών ανακρυστάλλωσης συναρτήσει του προσανατολισμού (Orientation Dependence of Recrystallization Mechanisms) των «πυρήνων», οι οποίοι υπάρχουν ήδη στην μικροδομή σε επίπεδο υπο-κόκκων, της συμπεραίνουν οι Humphreys και Hatherly [1], γεγονός που καταδεικνύει πως δεν υπάρχει λόγος διχογνωμίας ανάμεσα της θεωρίας της προτιμητέας πυρήνωσης και ανάπτυξης [116].

3.4.4.1.2 ΕΝΔΡΟΚΕΝΤΡΩΜΕΝΑ ΜΕΤΑΛΛΑ ΜΕ ΥΨΗΛΗ Γ_{SFE}

Η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση μεταλλικών υλικών, τα οποία έχουν υψηλή γ_{SFE}, της το αλουμίνιο και ο χαλκός (εμπορικής καθαρότητας), συχνά συνοδεύεται από την έντονη ύπαρξη του κρυσταλλογραφικού συστατικού Cube {001}<100> (φ₁, Φ, φ₂ – 0,0,0). Ο μηχανισμός δημιουργίας του συστατικού Cube υπήρξε, της, αντικείμενο διχογνωμίας ανάμεσα στην επιστημονική κοινότητα [96]. Παρόλα, αυτά, έχει αποδειχθεί πως οι κόκκοι με Cube προσανατολισμό «πυρήνώνονται» σε περιοχές την παραμορφωμένης μικροδομής, οι οποίες είναι είτε ζώνες μετάβασης είτε παραμορφωμένοι κόκκοι που έχουν διατηρήσει τον αρχικό της Cube προσανατολισμό. Οι περιοχές αυτές της παραμορφωμένης μικροδομής καλούνται ζώνες-Cube (Cube-Bands). Κατά το στάδιο της ανάπτυξης των πυρήνων με Cube προσανατολισμό αυτοί ευνοούνται, τόσο από την σχέση 40° <111> που παρουσιάζουν με την παραμορφωμένη μικροδομή (κυρίως με της κόκκους προσανατολισμού S), όσο και από τα χαρακτηριστικά της παραμορφωμένης μικροδομής των πρότερων κόκκων με Cube προσανατολισμό [52]. Στην περίπτωση της έλασης (επίπεδη συμπίεση) οι πρότεροι κόκκοι Cube προσανατολισμού παραμορφώνονται μέσω της ενεργοποίησης 4 συστημάτων ολίσθησης, τα οποία χαρακτηρίζονται από την ολίσθηση διαταραχών των οποίων τα διανύσματα Burgers είναι δύο ειδών και κάθετα μεταξύ της [34]. Τα παραπάνω χαρακτηριστικά οδηγούν στην δημιουργία διαταραχών που παρουσιάζουν ελάχιστες ελαστικές αλληλεπιδράσεις μεταξύ της, γεγονός που ευνοεί την κινητικότητα της κατά την αποκατάσταση, οδηγώντας στον σχηματισμό ορίων χαμηλής γωνίας αποπροσανατολισμού (LAGBs) με μεγαλύτερες γωνίες αποπροσανατολισμού (θ) σε σχέση με της υπο-κόκκους των άλλων κόκκων, γεγονός που ευνοεί την ανάπτυξη των υπο-κόκκων αυτών σε κόκκους με Cube

προσανατολισμό κατά την ανακρυστάλλωση [34]. Έτσι, ο Cube προσανατολισμός καθίσταται το κυρίαρχο συστατικό του κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης των εμπορικής καθαρότητας μετάλλων που χαρακτηρίζονται από υψηλή γ_{SFE} , με συστατικά σε μικρότερα ποσοστά, της το R $\{124\}\langle 211\rangle$ στο αλουμίνιο, να συμπληρώνουν τον ιστό της ανακρυστάλλωσης. Στο Σχήμα 46 παρουσιάζεται ο κρυσταλλογραφικός ιστός του κράματος AA1200, που χαρακτηρίζεται από την έντονη παρουσία του συστατικού Cube [88], [29].

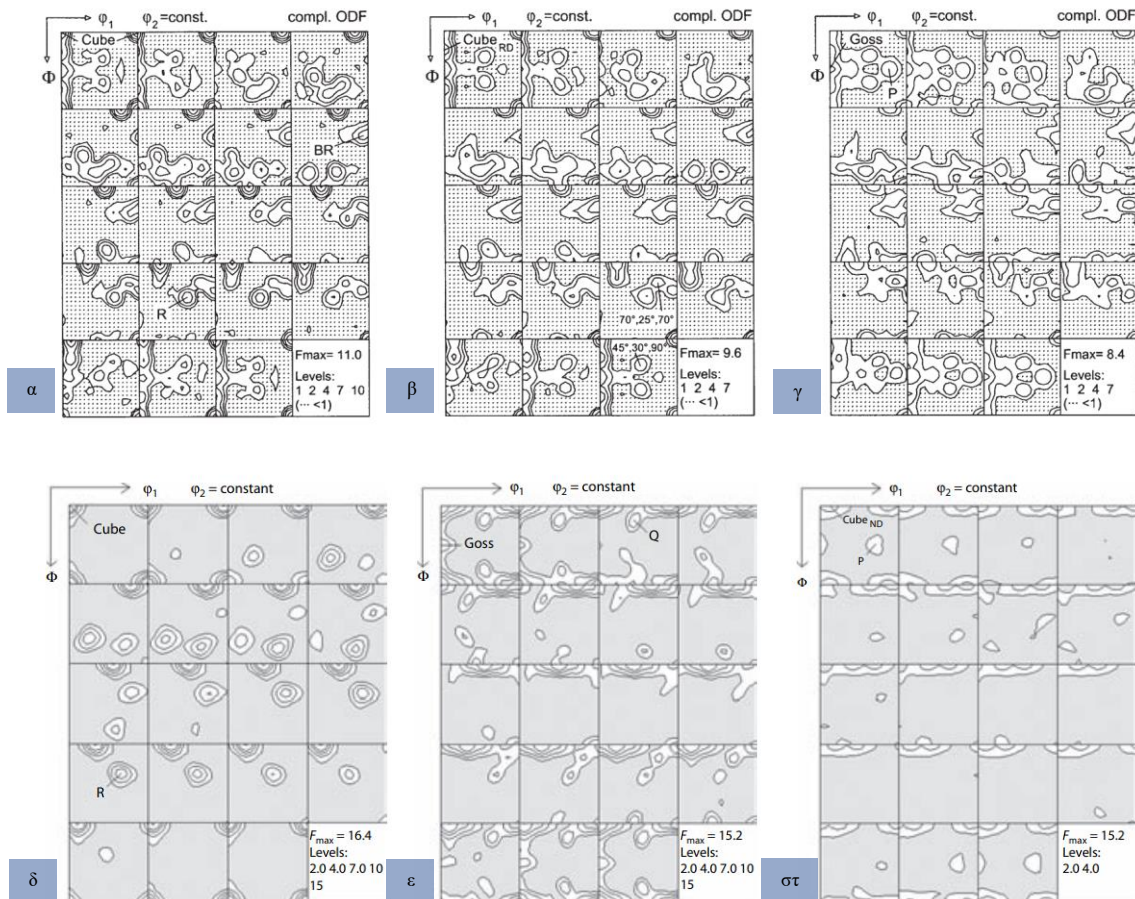


Σχήμα 46: Ιστός ανακρυστάλλωσης (ODF) μετά από την ανόπτηση εν ψυχρώ ελασμένου κράματος αλουμινίου AA1200 [34].

3.4.4.1.3 ΕΝΔΡΟΚΕΝΤΡΩΜΕΝΑ ΜΕΤΑΛΛΑ/ΚΡΑΜΑΤΑ ΜΕ ΜΕΣΗ γ_{SFE}

Αναφορικά με την εξέλιξη του ιστού ανακρυστάλλωσης των FCC υλικών παρουσιάζουν μέσου μεγέθους τιμές γ_{SFE} , λόγω των αυξημένων κραματικών προσθηκών σε σχέση με αντίστοιχα εμπορικής καθαρότητας μέταλλα (π.χ. Al, Ni, Cu κλπ.). Ωστόσο, η πτώση της γ_{SFE} είναι διαφορετική από μέταλλο σε μέταλλο κατά την κραμάτωση του, με την μεγαλύτερη πτώση να παρατηρείται στα κράματα του χαλκού [34], [44]. Παρότι, της αναλύθηκε στην περίπτωση του ιστού παραμόρφωσης, τα κράματα μέσης γ_{SFE} δεν παραμορφώνονται πλαστικά μέσω μηχανικού διδυμισμού, εντούτοις στην παραμορφωμένη μικροδομή της εντοπίζονται ζώνες μετάβασης, ζώνες παραμόρφωσης γύρω από σωματίδια και ζώνες διάτμησης, οι οποίες χαρακτηρίζονται ως προτιμητέες θέσεις ανακρυστάλλωσης [1], [29], [40], [71], [77], [99], [126], [127], [136], γεγονός που οδηγεί στο σχηματισμό ανακρυσταλλωμένων κόκκων με κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς U $\{258\}\langle 121\rangle$, Q $\{013\}\langle 231\rangle$, P $\{011\}\langle 122\rangle$ και Goss $\{110\}\langle 001\rangle$ εκτός από Cube ή R [20], [27], [67], [99]–[101], [126], [146].

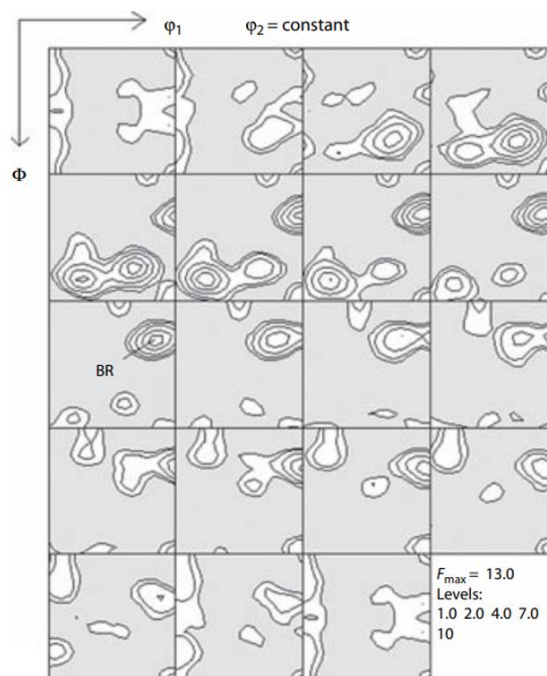
Χαρακτηριστική περίπτωση της της κατηγορίας αποτελούν τα κράματα του χαλκού, τα οποία παρότι δεν εμφανίζουν μηχανικούς διδύμους, κατά την ανακρυστάλλωση της σχηματίζονται διδυμίες ανόπτησης (Annealing Twins), οι οποίες παρουσιάζουν CSL όρια της μορφής $\Sigma 3^n$, κυρίως της κόκκους κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού Cube και Goss [94]. Συνεπώς, τα μεταλλικά υλικά που χαρακτηρίζονται από μέσου εύρους τιμές γ_{SFE} παρουσιάζουν σημαντικά διαφορετικό κρυσταλλογραφικό ιστό ανακρυστάλλωσης καθώς εκτός του Cube παρατηρούνται και άλλα κρυσταλλογραφικά συστατικά, τα οποία διαφέρουν από κράμα σε κράμα της φαίνεται και στα διαγράμματα ODF του Σχήματος 47.



Σχήμα 47: : Ιστός ανακρυστάλλωσης (ODF) μετά από ανόπτηση διαφόρων, εν ψυχρώ ελασμένων, κραμάτων: α) Cu-4%Mn, β) Cu-8%Mn, γ) Cu-16%Mn, δ)AA1145 ε)Al-3Mg στ)AA8111 [6][44].

3.4.4.1.4 ΕΝΔΡΟΚΕΝΤΡΩΜΕΝΑ ΜΕΤΑΛΛΑ/ΚΡΑΜΑΤΑ ΜΕ ΧΑΜΗΛΗ Γ_{SFE}

Περαιτέρω μείωση της γ_{SFE} , οδηγεί στον σχηματισμό ιστού παραμόρφωσης «τύπου ορείχαλκου», καθώς εκτός της ολίστησης τα μεταλλικά υλικά με τέτοιες τιμές γ_{SFE} παραμορφώνονται και με μηχανικούς διδύμους, ενώ ο σχηματισμός ζωνών διάτμησης καθίσταται έντονος. Απότοκο της παραμορφωμένης μικροδομής των εδροκεντρωμένων μεταλλικών υλικών με χαμηλές τιμές γ_{SFE} κατά την ανακρυστάλλωση της είναι ο σχηματισμός νέων κόκκων με επιπλέον, διαφορετικούς, κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς από όσους προαναφέρθηκαν [44]. Κυρίαρχο κρυσταλλογραφικό συστατικό του ιστού ανακρυστάλλωσης της της κατηγορίας των μεταλλικών υλικών είναι το Recrystallized-Brass BR $\{236\}\langle 385\rangle$, το οποίο προκύπτει από την προτιμητέα «πυρήνωση» του της ζώνες διάτμησης που χαρακτηρίζουν την μικροδομή, και αναπτύσσεται γρήγορα εντός της παραμορφωμένης μικροδομής καθώς παρουσιάζει μία σχέση προσανατολισμού $40^\circ\langle 111\rangle$ με τον κρυσταλλογραφικό συστατικό Brass (Bs) $\{110\}\langle 112\rangle$ που είναι το κυρίαρχο συστατικό του ιστού παραμόρφωσης των υλικών με χαμηλές τιμές γ_{SFE} [34]. Κατά συνέπεια, η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ανακρυστάλλωση των υλικών με χαμηλές τιμές γ_{SFE} χαρακτηρίζεται από το κυρίαρχο συστατικό BR [1], καθώς και τα συστατικά που προκύπτουν από της διδυμίες ανόπτησης, με το συστατικό Cube να είναι εξασθενημένο, της παρουσιάζεται στο Σχήμα 48.



Σχήμα 48: Ιστός ανακρυστάλλωσης (ODF) μετά από την ανόπτηση εν ψυχρώ ελασμένου ορείχαλκου (63:37) [34].

Στον Πίνακα 9 παρατίθενται τα βασικά συστατικά του κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης, τα οποία συναντώνται μετά την ανόπτηση εδροκεντρωμένων ψυξηλατημένων μετάλλων/κραμάτων σε ικανές θερμοκρασίες ικανές, ώστε να περατωθεί το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης [33], [34], [44].

Πίνακας 10: Κύρια συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης κατά την ανόπτηση FCC εν ψυχρώ ελασμένων μετάλλων [34][44][33].

Κρυσταλλογραφικό Συστατικό	Δείκτες Miller {hkl}<uvw>	Γωνίες Euler ϕ_1, Φ, ϕ_2 (°)
Cube	{001}<100>	0, 0, 0/90
P	{011}<122>	65-70, 45, 0/90
Q	{013}<231>	45-58, 15-18, 0-10
Goss	{011}<100>	0, 45, 0/90
R	{124}<211>	53-57, 29-36, 63
BR	{236}<385>	80, 31, 35
Rotated Cube	{001}<110>	45, 0, 0
Rotated Goss	{011}<011>	0, 90, 45
Cube-ND	{001}<310>	22, 0, 0/90
Cube-RD	{013}<100>	0, 22, 0/90
U	{258}<121>	45, 35, 20

Κεφάλαιο 4

ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΤΗΣ ΤΗΝ ΘΕΡΜΟΜΗΧΑΝΙΚΩΣ ΕΛΕΓΧΟΜΕΝΗ ΕΠΕΞΕΡΓΑΣΙΑ ΤΟΥ AA3104

Της αναλύθηκε στα προηγούμενα κεφάλαια, ο κρυσταλλογραφικός ιστός είναι ο κύριος παράγοντας [33], [34], [44] στον οποίο οφείλεται η ανισοτροπία [101], [147], [148] των μηχανικών ιδιοτήτων των επίπεδων πλατεών προϊόντων, διαφόρων μεταλλικών υλικών, κατά την περαιτέρω μεταλλοτεχνική διαμόρφωση της, με της παράγοντες, μικρότερης σημασίας, να είναι ο μορφολογικός ιστός [93], η υπο-δομή [78] καθώς και οι παραγωγικές παράμετροι της κατεργασίας διαμόρφωσης (π.χ. λίπανση, δύναμη συγκράτησης κλπ.) [4], [23], [149]. Απότοκο της ανισοτροπίας που χαρακτηρίζει τα επίπεδα προϊόντα έλασης με έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό, είναι ανεπιθύμητα φαινόμενα, τα οποία προκαλούνται λόγω διαφορετικής συμπεριφοράς του υλικού κατά την πλαστική του διαμόρφωση. Σε αυτήν την κατηγορία των επίπεδων προϊόντων έλασης ανήκει και το μελετώμενο στην παρούσα εργασία κράμα AA3104, το οποίο βρίσκει εφαρμογή στην κατασκευή δοχείων συσκευασίας ποτών και τροφίμων. Στην περίπτωση του AA3104 το ανεπιθύμητο φαινόμενο που παρατηρείται κατά την κατεργασία της κοίλανσης για την παραγωγή των δοχείων συσκευασίας, είναι ο σχηματισμός λοβών (Ears) και κοιλάδων (Troughs) περιμετρικά/ακτινικά του δοχείου, φαινόμενο που χαρακτηρίζεται ως «Earing» και αποδίδεται στην εγγενή ανισοτροπία που χαρακτηρίζει το φύλλο από το οποίο διαμορφώθηκε το δοχείο [20], [150]–[152].

Κατά συνέπεια, ο έλεγχος της ανισοτροπίας αποτελεί τον κύριο στόχο κατά την παραγωγή του κράματος. Ο έλεγχος, ωστόσο, του κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει την μικροδομή του AA3104, ώστε να επιτευχθεί το ελάχιστο δυνατό «Earing», προϋποθέτει τον πλήρη θερμομηχανικό έλεγχο επί του συνόλου των παραγωγικών σταδίων της αλυσίδας παραγωγής του AA3104 (βλ. παρ. 1.4.2.3) [32]. Η μείωση της ανισοτροπίας του AA3104 επιτυγχάνεται μέσω του σχηματισμού της ισορροπημένου κρυσταλλογραφικού ιστού, ο οποίος χαρακτηρίζεται από ένα μίγμα ιστού παραμόρφωσης και ιστού ανακρυστάλλωσης. Ο μεν ιστός ανακρυστάλλωσης οδηγεί στον σχηματισμό λοβών της $0^\circ/90^\circ/180^\circ/270^\circ$ από την διεύθυνση της έλασης κατά την κοίλανση, ενώ ο δε ιστός παραμόρφωσης οδηγεί στον σχηματισμό λοβών της $45^\circ/135^\circ/225^\circ/315^\circ$ από την διεύθυνση της έλασης του AA3104 [20], [129], [150], [152]. Η επίτευξη, συνεπώς, της κατάλληλης αναλογίας μεταξύ του ιστού ανακρυστάλλωσης (Θερμή έλαση, ενδιάμεση/τελική απόπτηση) και του ιστού παραμόρφωσης (Ψυχρά έλαση) για την παραγωγή του AA3104 με ισορροπημένο συνολικό κρυσταλλογραφικό ιστό, καθιστά την κατεργασία του AA3104 θερμομηχανικά ελεγχόμενη (TMCP), καθώς κάθε στάδιο της παραγωγής επιδρά, άμεσα ή έμμεσα, στην εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού και, κατά

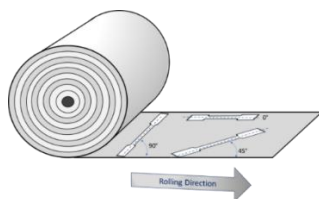
συνέπεια, στην ανισοτροπία που συνοδεύει το τελικό πάχος του AA3104. Στην συνέχεια, θα αναλυθεί η επίδραση των παραγωγικών παραμέτρων του εκάστοτε σταδίου παραγωγής του AA3104, αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής και, κυρίως, του κρυσταλλογραφικού ιστού [32].

4.1 ΑΝΙΣΟΤΡΟΠΙΑ

Ο κρυσταλλογραφικός ιστός που συνοδεύει τα στάδια παραγωγής των μεταλλικών υλικών, είναι της εκ των βασικότερων παραγόντων της οποίους οφείλεται η ανισοτροπία των ιδιοτήτων της, δηλαδή η μεταβολή του μεγέθους αυτών συναρτήσει της διεύθυνσης εκ της οποίας υπολογίζονται. Στην περίπτωση των πλατεών προϊόντων του AA3104, αντικείμενο ενδιαφέροντος αποτελούν οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού, και πιο συγκεκριμένα η μεταβολή της αντοχής και της ολκιμότητας της συναρτήσει της διεύθυνσης της έλασης [101], [147]. Η ανισοτροπία που χαρακτηρίζει της μηχανικές ιδιότητες των φύλλων του AA3104, οφείλεται στον κρυσταλλογραφικό ιστό που σχηματίζεται κατά την παραγωγή του. Ωστόσο, για να μπορέσει να συσχετιστεί η ανισοτροπία των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3104 με τον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει την μικροδομή του, θα πρέπει πρώτα να ποσοτικοποιηθεί η έκταση της. Ο πρώτος τρόπος ποσοτικοποίησης της ανισοτροπίας των ελασμάτων του AA3104 -και κάθε ελάσματος- συνίσταται στον υπολογισμό του λόγου της πλαστικής παραμόρφωσης του πλάτους της το πάχος της δοκιμίου κατά την δοκιμή εφελκυσμού (Tensile Test) [153], [154]. Της ο λόγος ονομάζεται συντελεστής του Lankford (Lankford Coefficient, r) και αποτελεί ένα μονόμετρο μέγεθος αξιολόγησης της πλαστικής ανισοτροπίας ελασμένων φύλλων καθώς οι τιμές του συναρτήσει της διεύθυνσης της έλασης αποτελούν ένα δείκτη αξιολόγησης της επιδεκτικότητας σε διαμόρφωση που χαρακτηρίζει το προϊόν της έλασης [97]. Ο συντελεστής του Lankford της υπολογίζεται κατά την δοκιμή εφελκυσμού, είτε με την χρήση επιμηκυστόμετρων, είτε μέσω της συσχέτισης ψηφιακών εικόνων (Digital Image Correlation, DIC) [148], βάσει της παρακάτω εξίσωσης [50]:

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \left(\frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{t}{t_0}} \right) \quad (4.1)$$

,όπου ϵ_w είναι η αληθής παραμόρφωση κατά το πλάτος, ϵ_t είναι η αληθής παραμόρφωση κατά το πάχος, w_0 είναι το αρχικό πλάτος του δοκιμίου εφελκυσμού, w είναι το τελικό πλάτος του δοκιμίου εφελκυσμού και t_0 είναι το αρχικό πάχος του δοκιμίου εφελκυσμού. Μεγάλες τιμές του συντελεστή r υποδηλώνουν υψηλή αντίσταση έναντι της εκλέπτυνσης (thinning) της διεύθυνσης του πάχους [50]. Στις περισσότερες των βιομηχανικών περιπτώσεων η αξιολόγηση της ανισοτροπίας των μηχανικών ιδιοτήτων ενός ελασμένου φύλλου γίνεται μέσω της διενέργειας δοκιμών εφελκυσμού σε τρεις χαρακτηριστικές της κατεργασίας -εν προκειμένω της έλασης- διευθύνσεις, ήτοι στις 0° , 45° και 90° από την διεύθυνση της έλασης, σύμφωνα με κάποιο πρότυπο, όπως το ISO 6892-1, όπως φαίνεται στο Σχήμα 49 [155].



Σχήμα 49: Δειγματοληψία δοκιμών εφελκυσμού συναρτήσει της διεύθυνσης της έλασης [155].

Ο υπολογισμός, ωστόσο, των παραμέτρων του Lankford για κάθε μία από τις διευθύνσεις (r_0, r_{45}, r_{90}) δεν οδηγεί σε ένα σαφές συμπέρασμα αναφορικά με την συμπεριφορά του ελάσματος κατά την διαμόρφωση [155]. Για τον λόγο αυτό χρησιμοποιείται η παράμετρος r_m ή \bar{r} , η οποία καλείται «κάθετη ανισοτροπία» (\bar{r} , Normal Anisotropy) και αποτελεί συνάρτηση και των τριών παραμέτρων του Lankford καθώς υπολογίζεται από την σχέση [50]:

$$r_m = \bar{r} = \frac{(r_0 + r_{90} + 2r_{45})}{4} \quad (4.2)$$

Η παράμετρος της κάθετης ανισοτροπίας περιγράφει την ικανότητα διαμόρφωσης του ελάσματος στην διεύθυνση του πάχους του, εν συγκρίσει με την επιφάνεια του και αποτελεί μία παράμετρο που συσχετίζεται άμεσα με την παράμετρο καθορισμού του ορίου επιδεκτικότητας σε κοίλανση (Limiting Drawing Ratio, LDR) [50]. Για τιμές της παραμέτρου μεγαλύτερες από την μονάδα, το έλασμα ανθίσταται την εκλέπτυνση (Thinning), η οποία είναι καταστροφική σε κατεργασίες, όπως η κοίλανση, ενώ όσο μεγαλύτερη της μονάδας είναι η παράμετρος \bar{r} τόσο καλύτερη είναι η συμπεριφορά του υλικού κατά την κοίλανσης (Higher Drawability). Για τιμές τις \bar{r} μικρότερες της μονάδας αυξάνεται ο κίνδυνος της αστοχίας του ελάσματος κατά την κοίλανση του [50]. Μία ακόμη παράμετρος, η οποία χρησιμοποιείται για την αξιολόγηση της ανισοτροπίας ελασμένων υλικών, όπως το AA3104, είναι εκείνη της «επίπεδης ανισοτροπίας» (Δr , Planar Anisotropy), η οποία υπολογίζεται συναρτήσει των παραμέτρων του Lankford από την σχέση [155]:

$$\Delta r = \frac{(r_0 + r_{90} - 2r_{45})}{2} \quad (4.3)$$

Η παράμετρος της επίπεδης ανισοτροπίας αποτελεί ένα δείκτη της ικανότητας του ελασμένου υλικού να μην παρουσιάζει κατά την κοίλανση διαφορική πλαστική διαρροή στην περίμετρο του παραγόμενου κυαθίου, δηλαδή να μην παρουσιάζει το ανεπιθύμητο φαινόμενο του «Earing». Όσο πιο κοντά στο μηδέν είναι η τιμή αυτής της παραμέτρου, τόσο μικρότερες είναι οι επιπτώσεις του φαινομένου του «Earing». Για $\Delta r=0$, η κοίλανση χαρακτηρίζεται ως απρόσκοπτη καθώς δεν σχηματίζονται λοβοί κατά την διαμόρφωση των κυαθίων [155].

Μέσω των ανωτέρω παραμέτρων, δύναται εμμέσως να ποσοτικοποιηθεί η συμπεριφορά ενός ελάσματος κατά την κοίλανση του, δηλαδή μπορεί να συσχετιστεί η ανισοτροπία των μηχανικών ιδιοτήτων με το αν ο κρυσταλλογραφικός που χαρακτηρίζει το έλασμα είναι ισορροπημένος [77]. Ωστόσο, η αξιολόγηση της επίδρασης των επιμέρους ποσοστών των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης και ανακρυστάλλωσης, τα οποία συνθέτουν τον συνολικό ιστό του ελάσματος γίνεται μέσω της δοκιμής βαθιάς κοίλανσης (Cup Test, **b**), η οποία αποτελεί ένα δεύτερο τρόπο αξιολόγησης της ανισοτροπίας των ελασμένων μεταλλικών υλικών και μέσω της οποίας τίθενται οι ποιοτικές απαιτήσεις της συσκευαστικής βιομηχανίας σχετικά με το AA3104 για τις διάφορες μεταλλουργικές του καταστάσεις (H19, H16, H2X - DIN/EN 50155) [3], [30].

Η δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης αποτελεί έναν άμεσο τρόπο υπολογισμού της κατευθυντικότητας της πλαστικής διαρροής του υλικού, ενώ τα αποτελέσματα της μπορούν να συσχετιστούν άμεσα με τον κρυσταλλογραφικό ιστό συναρτήσει της γωνίας σχηματισμού των λοβών και των κοιλάδων. Η ποσοτική αξιολόγηση του φαινομένου του «Earing», εκτός από την καταμέτρηση του αριθμού των λοβών και των κοιλάδων καθώς και των γωνιών που αυτά σχηματίζονται, καθίσταται εφικτή έπειτα από τον υπολογισμό της μέσης τιμής του «Earing», η οποία περιγράφεται από την παράμετρο Z που υπολογίζεται από την παρακάτω σχέση [155]:

$$Z (\%) = \frac{\bar{h}_{\text{λοβοί}} - \bar{h}_{\text{κοιλιάδες}}}{\bar{h}_{\text{κοιλιάδες}}} \quad (4.4)$$

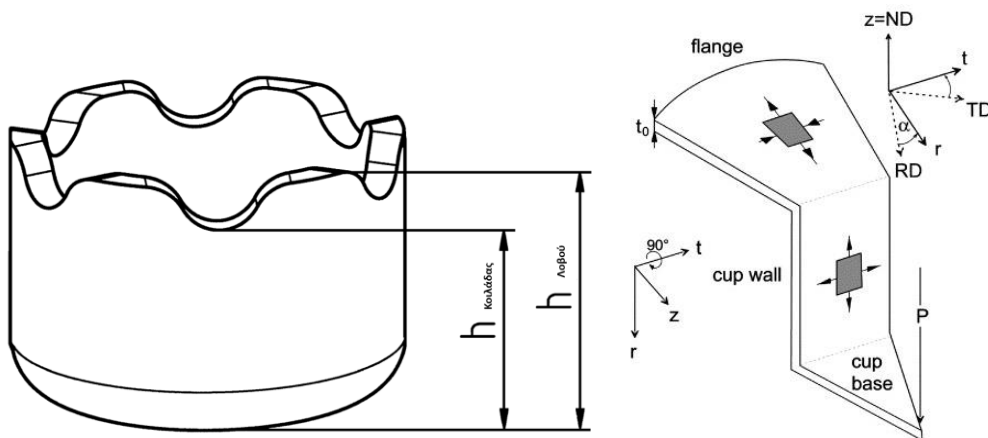
,όπου $\bar{h}_{\text{λοβοί}}$ είναι η μέση τιμή του ύψους των λοβών από την βάση του κυathίου και $\bar{h}_{\text{κοιλιάδες}}$ είναι η μέση τιμή του ύψους των κοιλιάδων από την βάση του κυathίου (Σχήμα 50 (α)) [4].

Στις περιπτώσεις που προκύπτουν λοβοί, οι οποίοι αποδίδονται στον ιστό ανακρυστάλλωσης ($0^\circ/90^\circ/180^\circ/270^\circ$), τότε το «Earing» θεωρείται θετικό και η τιμή της παραμέτρου Z λαμβάνει ένα «+», ενώ το αντίθετο συμβαίνει όταν σχηματίζονται λοβοί που αποδίδονται σε κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης ($45^\circ/135^\circ/225^\circ/315^\circ$) [4], [156] με την τιμή της παραμέτρου Z λαμβάνει ένα «-». Ο παραπάνω διαχωρισμός του «Earing» σε θετικό και αρνητικό δεν είναι εφικτός για ελάσματα που παρουσιάζουν μικτό κρυσταλλογραφικό ιστό, όπως το AA3104, και, κατά συνέπεια, η παράμετρος Z κατά τον σχηματισμό του «Earing» 6 ($0^\circ/45^\circ/135^\circ/180^\circ/225^\circ/315^\circ$) [4], [156] ή 8 ($0^\circ/45^\circ/90^\circ/135^\circ/180^\circ/225^\circ/270^\circ/315^\circ$) [4], [156] λοβών δεν λαμβάνει πρόσημο. Για την περίπτωση αυτή, η εισαγωγή της παραμέτρου ΔZ είναι χρήσιμη, καθώς βοηθά στην περιγραφή των κυathίων που εμφανίζουν 6 ή 8 λοβούς μετά την διαμόρφωσή τους. Η παράμετρος ΔZ υπολογίζεται από την σχέση [4], [156]:

$$\Delta Z = \frac{2\bar{h}_{45^\circ} - (\bar{h}_{0^\circ} + \bar{h}_{90^\circ})}{\bar{h}_{0^\circ} + \bar{h}_{90^\circ}} \quad (4.5)$$

,όπου \bar{h}_{45° είναι το μέσο ύψος των λοβών που σχηματίζονται στις $45^\circ/135^\circ/225^\circ/315^\circ$, \bar{h}_{0° είναι το μέσο ύψος των λοβών που σχηματίζονται στις $0^\circ/180^\circ$ και \bar{h}_{90° είναι το μέσο ύψος των λοβών που σχηματίζονται στις $90^\circ/270^\circ$.

Αναφορικά με την ερμηνεία της παραμέτρου ΔZ , όταν αυτή λαμβάνει αρνητικές τιμές αποδίδεται στο γεγονός πως οι λοβοί προκύπτουν από τον ιστό ανακρυστάλλωσης βρίσκονται υψηλότερα εκείνων, οι οποίοι προκύπτουν ως απότοκο των κρυσταλλογραφικών συστατικών παραμόρφωσης, ενώ το αντίθετο συμβαίνει στην περίπτωση που η παράμετρος λάβει θετικές τιμές [4], [156].

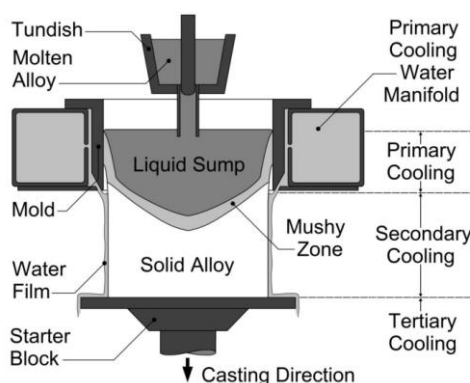


Σχήμα 50: α) Τρόπος μέτρησης του ύψους των λοβών και των κοιλιάδων που σχηματίζονται σε ένα κυathίο, το οποίο χαρακτηρίζεται από συνδυασμό κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και ανακρυστάλλωσης παρουσιάζοντας «Earing» 6 λοβών. β) Κατανομή των τάσεων (θλιπτικών και εφελκυστικών) κατά την διαμόρφωση ενός κυathίου μέσω της δοκιμής βαθιάς κοίλανσης [155],[156].

4.2 ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΘΕΡΜΟΜΗΧΑΝΙΚΗ ΕΠΕΞΕΡΓΑΣΙΑ ΤΟΥ ΑΑ3014

4.2.1 ΧΥΤΕΥΣΗ

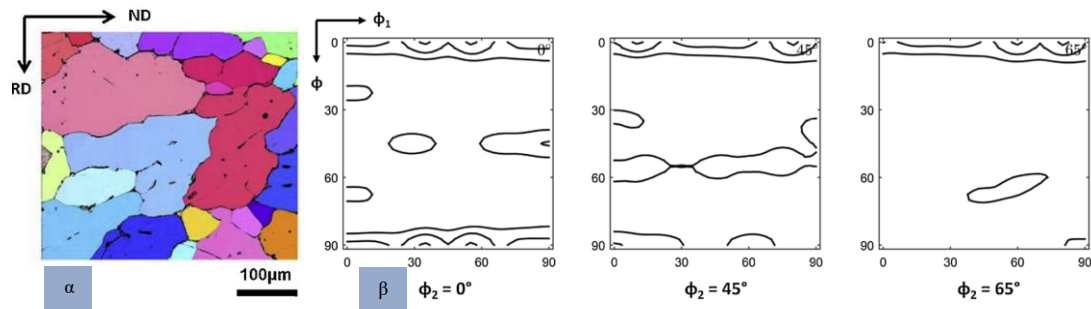
Η παραγωγή του ΑΑ3014 ξεκινά με την άμεση χύτευση (D.C. Casting) του σε πλινθώματα ή πλάκες (Ingots), οι διαστάσεις των οποίων συνήθως κυμαίνονται στα 600-650mm σε πάχος, 1800-2100mm σε πλάτος και 4000-8400/9000mm σε μήκος [3]. Οι διαστάσεις αυτές αποτελούν συνάρτηση της δυναμικότητας του μηχανολογικού εξοπλισμού τόσο του χυτηρίου, όσο και των ελάστρων που θα κατεργαστούν στην συνέχεια το πλίνθωμα. Ως κατεργασία, η άμεση χύτευση, μπορεί να κατηγοριοποιηθεί ως κάθετη ημι-συνεχής και, σε αντίθεση με τα προϊόντα χάλυβα, συνιστά την κύρια τεχνική χύτευσης για την βιομηχανία του αλουμινίου [18]. Στο Σχήμα 51 παρουσιάζονται σχηματικά τα βασικά μηχανολογικά μέρη της τεχνικής της άμεσης χύτευσης πλινθωμάτων αλουμινίου καθώς οι ζώνες μεταλλουργικού ενδιαφέροντος αναφορικά τόσο με το χυτό όσο με τις παραγωγικές παραμέτρους που επηρεάζουν την τελική του ποιότητα και κατά συνέπεια διαμορφώνουν την μικροδομή και τον κρυσταλλογραφικό του ιστό [3].



Σχήμα 51: Σχηματική απεικόνιση των βασικών μηχανολογικών τμημάτων της άμεσης χύτευσης και της επίδρασης των ζωνών ψύξης στην εξέλιξη της πορείας της στερεοποίησης εντός του πλινθώματος [35].

Οι βασικές παραγωγικές παράμετροι της άμεσης χύτευσης, οι οποίες διαμορφώνουν την χυτή μικροδομή αλλά και την έκταση των φαινομένων του μάκρο και του μικρο-διαφορισμού (Macro-, Micro-Segregation) είναι η ταχύτητα της χύτευσης, η θερμοκρασία του τήγματος (Superheat) καθώς και απόδοση (απαγωγή θερμότητας, kW) της ψύξης στην εκάστοτε από τις τρεις ζώνες [18]. Η χυτή μικροδομή του ΑΑ3104, η οποία αναλύθηκε εκτενώς στο Κεφάλαιο 1, χαρακτηρίζεται από την τυπική δενδριτική μορφολογία (Cell/Dendrite Structure) [37], της οποίας το μέγεθος κατά την βιομηχανική πρακτική κυμαίνεται στα 0,1-1mm, ενώ στα όρια των δενδριτών εντοπίζονται χονδρομερείς (10-50μm) ενδομεταλλικές ενώσεις (~85% Al_6Mn και 15% $\alpha-Al_x(Fe, Mn)_3Si_y$) [35], [37] [157], των οποίων το μέγεθος και η κατανομή παίζουν σημαντικό ρόλο, τόσο στην μετέπειτα θερμομηχανική επεξεργασία της πλάκας όσο και στην επακόλουθη διαμόρφωση του τελικού φύλλου [18]. Ο περιορισμός του μεγέθους των ενδομεταλλικών ενώσεων σε επιφάνειες μικρότερες των $20\mu m^2$ [37] έχει αποδειχθεί πως είναι ευεργετικός τόσο για την εξέλιξη του ιστού κατά την θερμή έλαση όσο και για τον περιορισμό των αστοχιών κατά την βαθιά κοίλωση [155],[156],[158]. Αναφορικά, με τον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει το χυτό, αυτός συχνά εναρμονίζεται με τις προτιμητέες διευθύνσεις ανάπτυξης των δενδριτών του χυτού, ωστόσο, λόγω των τεχνικών εκλέπτυνσης των κόκκων που χρησιμοποιούνται (π.χ. προσθήκη TiB_2 ή ηλεκτρομαγνητική ανάδευση) ο κρυσταλλογραφικός ιστός θεωρείται σχεδόν τυχαίος [158]. Παρόλα αυτά, ο

σχεδόν τυχαίος ιστός της χύτευσης χαρακτηρίζεται από ένα μικρό ποσοστό του κρυσταλλογραφικού συστατικού Cube (Weak Texture), όπως φαίνεται στους τομείς της ODF του Σχήματος 52 από την έρευνα των Ranjeet Kumara et al. [159] , σε πλίνθωμα άμεσης χύτευσης AA3003.



Σχήμα 52: α) Χάρτης IPF D.C. χυτού κράματος AA3003. β) Τομείς $\phi_2=0,45,60$ της ODF του ιστού χύτευσης του AA3003, όπου παρατηρείται ($\phi_2=0$) η ασθενής ύπαρξη του συστατικού Cube [159].

Πριν το επόμενο στάδιο της παραγωγικής αλυσίδας του AA3104, το οποίο είναι μία θερμική κατεργασία που καλείται προθέρμανση (Preheating) [160] ή ορθότερα ομογενοποίηση (Homogenization) [158], η κεφαλή (Head) και η ουρά (Butt) της χυτής πλάκας αποκόπτονται, ενώ στην συνέχεια οι επιφάνειες της φρεζάρονται (Scalping) σε προκαθορισμένα πάχη, ώστε να αφαιρεθούν οι ζώνες του χυτού που θα είναι μεταλλουργικά επιζήμιες στα επόμενα στάδια της θερμομηχανικής επεξεργασίας [158].

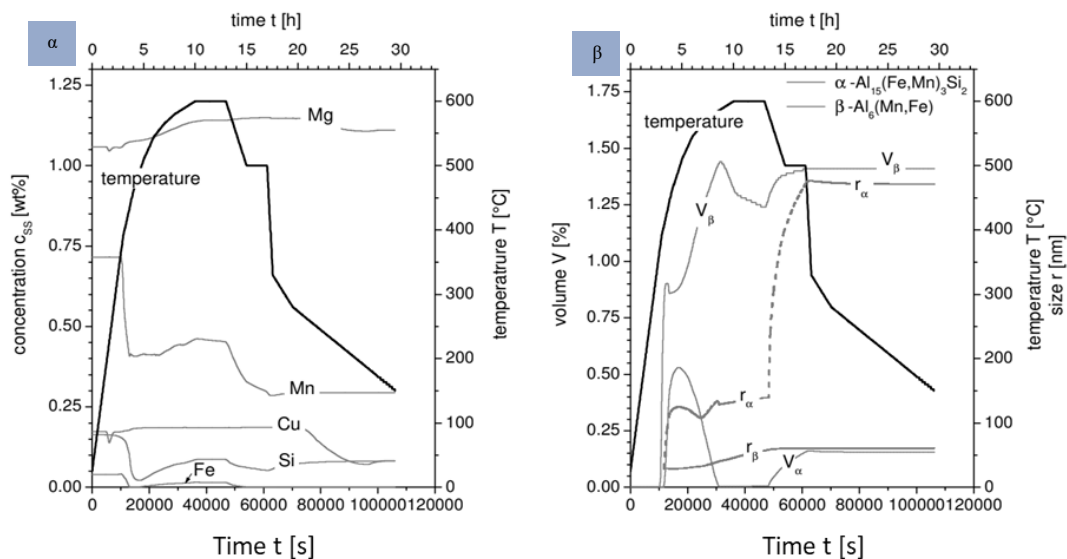
4.2.2 ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗ

Κατά την θερμική κατεργασία της ομογενοποίησης, η χυτή πλάκα θερμαίνεται σε ένα θερμοκρασιακό εύρος που κυμαίνεται ανάμεσα στους 10-100 °C χαμηλότερα από την θερμοκρασία στερεοποίησης (solidus) και στους 20-100 °C υψηλότερα από την επιθυμητή θερμοκρασία έναρξης της θερμής έλασης, όπου και παραμένει ισοθερμοκρασιακά για κάποιον προκαθορισμένο χρόνο (soak). Αναφορικά με τα κράματα της σειράς AA3xxx, οι θερμοκρασίες στερεοποίησης τους κυμαίνονται ανάμεσα στους 630-645°C, οι θερμοκρασίες ομογενοποίησης τους κυμαίνονται στους 500-610°C, ενώ οι θερμοκρασίες έναρξης της θερμής έλασης κυμαίνονται στους 450-520°C [36], [158], [160].

Βασικός σκοπός της ομογενοποίησης, εκτός από την προθέρμανση της πλάκας για την επακόλουθη θερμή έλαση, είναι η μείωση του μικρο-διαφορισμού καθώς και η τροποποίηση του είδους και της μορφολογίας των ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στην χυτή μικροδομή. Ταυτόχρονα με την μείωση της χημικής ετερογένειας της μικροδομής, λόγω της ελάττωσης του μικροδιαφορισμού, κατά την ομογενοποίηση λαμβάνουν χώρα διάφορες μικροδομικές, με τις σημαντικότερες να είναι [35], [37]:

- I. Η κατακρήμνιση υπερκορεσμένων στο στερεό διάλυμα κραματικών στοιχείων υπό την μορφή λεπτομερών (<0,5 μm, [3], [37], [80], [161]) διασκορπισμένων σωματιδίων [37].
- II. Διαλυτοποίηση ασταθών φάσεων ή κατακρημνισμάτων που σχηματίστηκαν κατά την χύτευση [37].
- III. Έναρξη του μετασχηματισμού $\beta\text{-Al}_6\text{Mn} \rightarrow \alpha\text{-Al}_k(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_y$, με στόχο τον σχηματισμό ενός κλάσματος της α -φάσης της τάξης του 50-60% κατ' όγκον [37].
- IV. Πάχυνση των σταθερών ενδομεταλλικών ενώσεων (Constituent phases & Dispersoids) λόγω της διάχυσης κραματικών στοιχείων σε αυτά (Ostwald Ripening) [37].

Αναφορικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, αυτός δεν μεταβάλλεται σε σχέση με ιστό που χαρακτηρίζει την χυτή πλάκα, ωστόσο ο κατάλληλος σχεδιασμός της θερμικής κατεργασίας (θερμοκρασία, ρυθμός θέρμανσης, χρόνος παραμονής, στάδια παραμονής) είναι εξαιρετικής σημασίας, αναφορικά με την πρόοδο του ιστού κατά την θερμή έλαση [151], καθώς η ρύθμιση της κατανομής και του μεγέθους, τόσο των ευμεγέθων ενδομεταλλικών ενώσεων (PSN) [1],[40], [71], [99], [126], [132] και των διασκορπισμένων σωματιδίων (Zener Pining) [1], [40], [66], [70], [162]–[164] όσο και του ποσοστού του μαγγανίου στο στερεό διάλυμα (Concurrent Precipitation - Dispersoids) [1], [19], [25], [39]–[41], [43], [72], [143], [164] επηρεάζουν την συμπεριφορά του AA3104 κατά την ανακρυστάλλωση. Στο Σχήμα 53 παρουσιάζεται η πρόοδος της μικροδομής του AA3104 κατά την ομογενοποίηση του συναρτήσει των παραγωγικών παραμέτρων αυτής [157].



Σχήμα 53: Αποτελέσματα, θερμοδυναμικά (CALPHAD) τροφοδοτούμενων, προσομοιώσεων της πρόοδου της μικρο-χημείας και των κατακρημνίσεων κατά την ομογενοποίηση του AA3104 μέσω του προγράμματος ClaNG: α) Πρόοδος της συγκέντρωσης των κραμακτικών στοιχείων κατά την ομογενοποίηση του AA3104, β) Εξέλιξη του κλάσματος όγκου και του μεγέθους των σωματιδίων που εντοπίζονται στην μικροδομή του AA3104 κατά την ομογενοποίηση του [157].

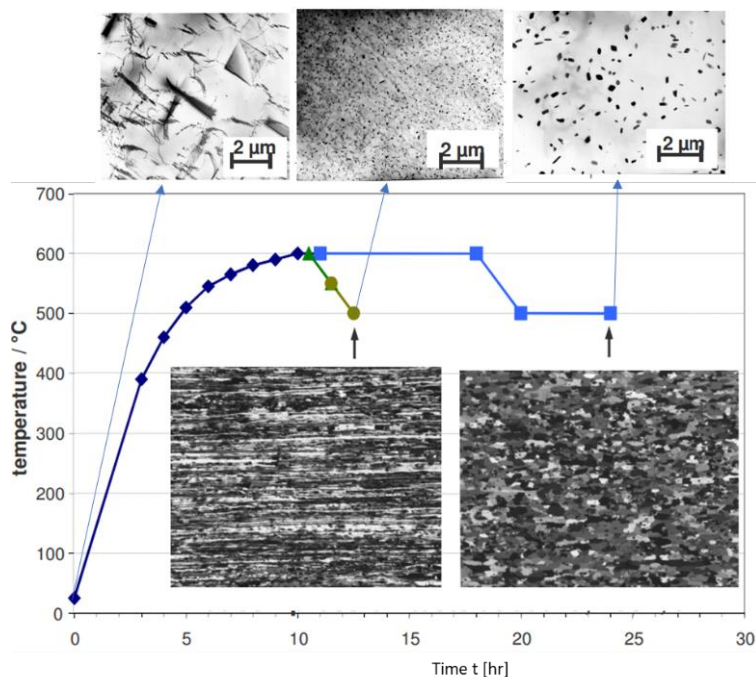
Εκ των προαναφερθέντων μικροδομικών παραμέτρων, το μέγεθος και η κατανομή των διασκορπισμένων σωματιδίων ασκεί την μεγαλύτερη επίδραση αναφορικά με την κινητική - κυρίως- του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης, καθώς τα διασκορπισμένα σωματίδια καθηλώνουν τα όρια της μικροδομής (LAGBs, HAGBs) ασκώντας του μία δύναμη που ανθίσταται στην μετακίνηση (migration) τους [1]. Το παραπάνω φαινόμενο χαρακτηρίζεται στην διεθνή βιβλιογραφία ως «καθήλωση Zener» (Zener Drag/Pining) [37] και η δύναμη καθήλωσης που ασκούν τα διασκορπισμένα σωματίδια υπολογίζεται από την σχέση [37]:

$$P_Z = \frac{3F_v \gamma}{2r} \quad (4.6)$$

,όπου F_v είναι το κλάσμα όγκου των διασκορπισμένων σωματιδίων που εντοπίζονται στην μικροδομή, γ είναι η ενέργεια των ορίων που καθηλώνονται και r είναι η ακτίνα των σωματιδίων υπό την παραδοχή πως αυτά είναι σφαιρικά.

Η επίδραση των διασκορπισμένων σωματιδίων επί της κινητικής του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης [1] κατά το στάδιο της θερμής έλασης παρουσιάζεται στο Σχήμα 54, όπου διαφορετικές πυκνότητες και μεγέθη σωματιδίων που σχηματίστηκαν λόγω διαφορετικών

κατεργασιών ομογενοποίησης, επιδρούν διαφορετικά αναφορικά με την πρόοδο του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης και κατά συνέπεια επηρεάζουν σημαντικά την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμή έλαση [157].



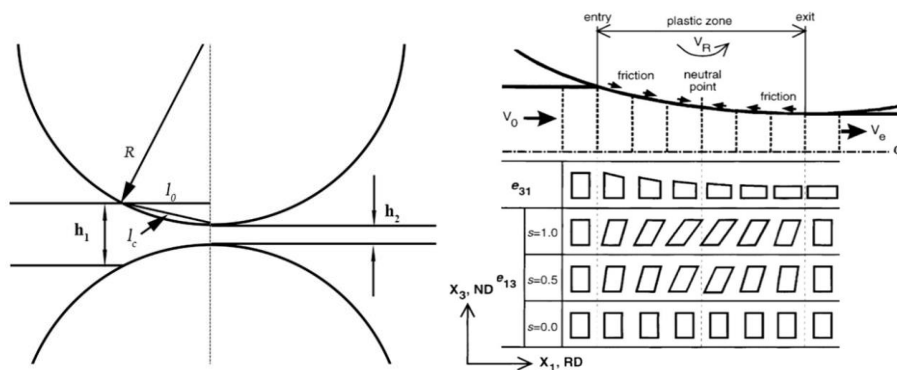
Σχήμα 54: Επίδραση της ομογενοποίησης και της πυκνότητας των διασκορπισμένων σωματιδίων (Μικρογραφίες TEM) στην πρόοδο του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης κατά το πέρας της θερμής έλασης ($T_{\text{πέρρατσης}}=300\text{ }^{\circ}\text{C}$) του AA3104.[]

Βάσει, τόσο των όσων παρουσιάζονται στα Σχήματα 53 & 54 όσο και όσων έχουν δημοσιευτεί την διεθνή βιβλιογραφία [37], οι κλιμακωτές θερμικές κατεργασίες ομογενοποίησης, οι οποίες αποτελούνται από μία υψηλή θερμοκρασία (~580-600 °C) πρώτης ισοθερμοκρασιακής παραμονής συνδυαζόμενες από μία δεύτερη ισοθερμοκρασιακή παραμονή μικρότερης χρονικής διάρκειας (~50%) κοντά στην θερμοκρασία της θερμής έλασης, κρίνονται ως οι καταλληλότερες για την περαιτέρω θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104. Συνεπώς, μέσω τέτοιου είδους ομογενοποιήσεων επιτυγχάνεται το επιθυμητό μέγεθος των χονδρομερών σωματιδίων ($\leq 20\mu\text{m}$), το επιθυμητό μέγεθος ($>0,3\mu\text{m}$) και η κατάλληλη πυκνότητα διασκορπισμένων σωματιδίων (ελάττωση της δύναμης καθήλωσης των ορίων) καθώς και η κατάλληλη παραμένουσα περιεκτικότητα του μαγγανίου στο στερεό διάλυμα (περιορισμός κατακρήμνισης κατά την θερμή έλαση) του AA3104 [157].

4.2.3 ΈΛΑΣΗ

Η μεταλλοτεχνική κατεργασία της Έλασης (Rolling), στην περίπτωση των πλατεών προϊόντων αλουμινίου όπως αυτά του AA3104, ορίζεται ως η πλαστική παραμόρφωση που εξασκείται σε μία διερχόμενη πλάκα (ή φύλλο), όταν αυτή διέρχεται μέσα από το άνοιγμα δύο αντίθετα περιστρεφόμενων ραούλων εργασίας (Work Rolls) [50], [51]. Ο μακροσκοπικός μηχανισμός παραμόρφωσης της κατεργασίας της έλασης είναι η επίπεδη συμπίεση κατά την οποία το κατεργαζόμενο υλικό δεν διαρρέει κατά την διεύθυνση του πλάτους (Transverse Direction, TD) αλλά μόνο κατά την διεύθυνση του μήκους (Rolling Direction, RD) [50], [51]. Εκτός του μηχανισμού της επίπεδης συμπίεσης, τα τμήματα του κατεργαζόμενου υλικού που εντοπίζονται στην διεπιφάνεια με τα ράουλα εργασίας – συναρτήσκει και των συνθηκών τριβής και του λόγου l/h - δύναται να παραμορφώνονται διατμητικά [83]. Ο μηχανισμός

παραμόρφωσης, μέσω του οποίου παραμορφώνεται το υλικό, είναι μία πολύ σημαντική παράμετρος αναφορικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, καθώς διαφορετικοί μηχανισμοί παραμόρφωσης οδηγούν σε ενεργοποίηση διαφορετικών συστημάτων ολίσθησης, σε διαφορετική συνολική παραμόρφωση και κατά συνέπεια σε διαφορετικές περιστροφές του κρυσταλλικού πλέγματος, ώστε να μπορέσει η μικροδομή να παραμορφωθεί σύμφωνα με τον μακροσκοπικά επιβαλλόμενο μηχανισμό παραμόρφωσης (Σχήμα 55) [50], [51]. Η επενέργεια διαφορετικών μηχανισμών παραμόρφωσης, στην περίπτωση της έλασης, οδηγεί σε διαφορετική κατανομή του κρυσταλλογραφικού ιστού στην διεύθυνση του πάχους (Through Thickness Texture Inhomogeneity) του παραχθέντος προϊόντος, το οποίο χαρακτηρίζεται από μικρότερη διατομή και μεγαλύτερο μήκος κατά την έξοδο του από το έλαστρο. Στο Σχήμα 55 παρουσιάζεται μία σχηματική απεικόνιση της γεωμετρίας της έλασης ανάμεσα στα ράουλα εργασίας και το προς κατεργασία υλικό [83].



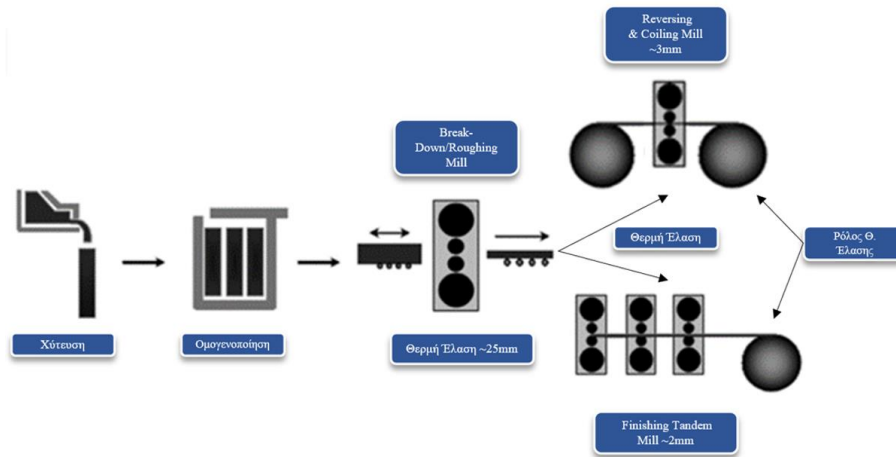
Σχήμα 55: Σχηματική απεικόνιση της γεωμετρίας της έλασης και της ανομοιογενούς κατανομής του μηχανισμού παραμόρφωσης του ελάσματος κατά την διεύθυνση του πάχους του [83].

Η κατεργασία της έλασης, ανάλογα με την θερμοκρασία του προς κατεργασία υλικού, δύναται να χαρακτηριστεί, είτε ως θερμή, είτε ως ψυχρά [83]. Στην περίπτωση της θερμής έλασης του AA3014, η έλαση του προερχόμενου από την ομογενοποίηση πλινθώματος ξεκινά στους $\sim 450-500\text{ }^\circ\text{C}$ και περατώνεται $\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$ ($>T_{\text{ανακρυστάλλωσης}}$) [18], [102]. Η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης αποτελεί, ωστόσο, συνάρτηση της τεχνολογίας του ελάστρου, καθώς σε θερμά έλαστρα αναστρεφόμενης κίνησης και τύλιξης (Reversing & Coiling Mills) η θερμοκρασία περάτωσης της έλασης είναι χαμηλότερη εκείνης των εν σειρά θερμών ελάστρων (Tandem Mills), γεγονός που δεν επιτρέπει την ανακρυστάλλωση του υλικού κατά την τύλιξη του (Self-Annealing) [20], [78], [101], [167]. Αναφορικά με την εν ψυχρώ έλαση του AA3104, αυτή πραγματοποιείται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, με την θερμοκρασία περάτωσης, ωστόσο, να μπορεί να ανέλθει σε τιμές μεγαλύτερες των $150\text{ }^\circ\text{C}$ -όταν πραγματοποιούνται μεγάλοι υποβιβασμοί πάχους- γεγονός που οδηγεί σε μερική στατική αποκατάσταση του υλικού κατά την απόψυξη του [3], [32], [80].

4.2.3.1 ΘΕΡΜΗ ΈΛΑΣΗ

Την ομογενοποίηση, στην παραγωγική αλυσίδα του AA3104, ακολουθεί το στάδιο της θερμής έλασης, κατά το οποίο οι προθερμασμένες, από την ομογενοποίηση, πλάκες του κράματος μεταφέρονται στην γραμμή της έλασης [3]. Οι γραμμές της θερμής έλασης των πλινθωμάτων αλουμινίου συνίστανται, είτε από ένα έλαστρο αναστρεφόμενης κίνησης και τύλιξης (Reversing & Coiling Mill), είτε από ένα έλαστρο αναστρεφόμενης κίνησης (Breakdown Reversing Mill) το οποίο συνδυάζεται με μία σειρά θερμών ελάστρων (Tandem Mill) [3]. Στο πρώτο στάδιο της θερμής έλασης, στο αναστρεφόμενο έλαστρο, το πάχος του πλινθώματος ελαττώνεται μέσω διαδοχικών υποβιβασμών έως ότου από τα $\sim 600\text{ mm}$ πάχος

φθάσει -στην περίπτωση του AA3104- τα ~25-30mm (Hot Breakdown Rolling) [3]. Στην συνέχεια το παχύ, θερμό φύλλο (Hot Strip), είτε συνεχίζει να κατεργάζεται στο ίδιο έλαστρο χρησιμοποιώντας ειδικές διατάξεις τύλιξης και εκτύλιξης (καθώς το μήκος του φύλλου δεν χωράει στον ραουλόδρομο), όπως αυτές που συνάπτονται στην ψυχρά έλαση (Coilers, Uncoilers), είτε μεταβαίνει σε ένα άλλο θερμό έλαστρο που απαρτίζεται από 3 ή 4 ξεχωριστά, εν σειρά, έλαστρα (3/4 Stand Tandem Mill) [7], [168]. Στο πέρας της θερμής έλασης, το πάχος του φύλλου που παράγεται, κυμαίνεται -ανάλογα με την γραμμή έλασης που χρησιμοποιήθηκε- ανάμεσα στα ~4 έως 2 mm [3]. Στο Σχήμα 56, παρακάτω αποτυπώνονται σχηματικά οι προαναφερθείσες διατάξεις θερμών ελάστρων που απαντώνται στην παραγωγή του AA3104.



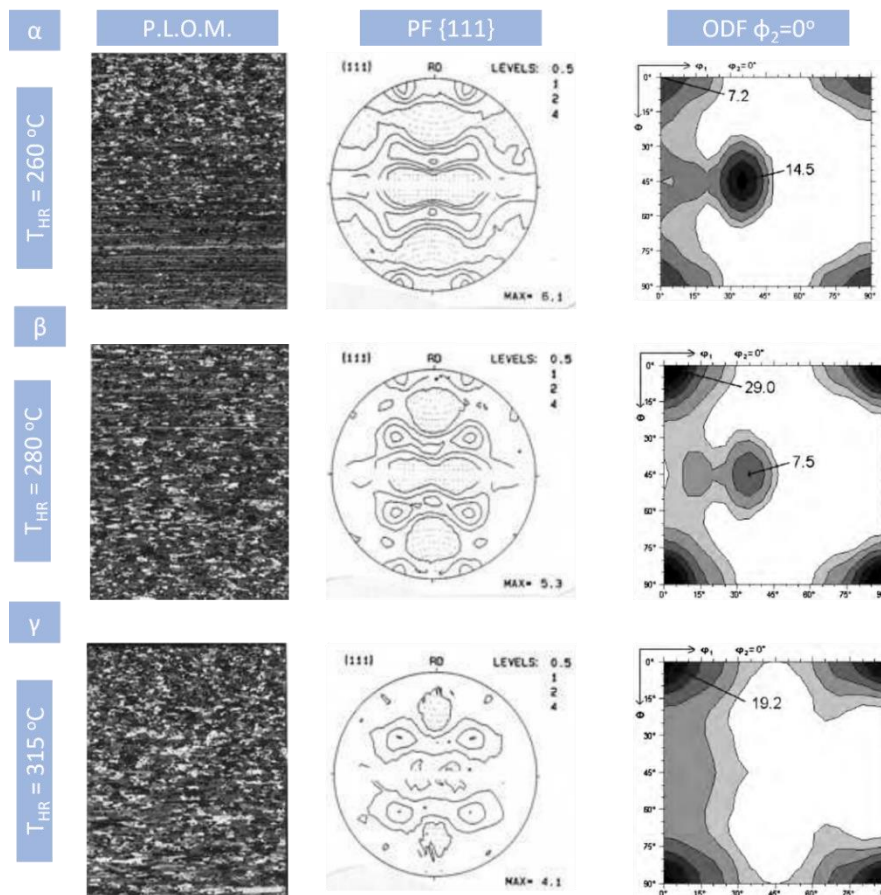
Σχήμα 56: Σχηματική αναπαράσταση των γραμμών θερμής έλασης που χρησιμοποιούνται για την παραγωγή του AA3104.

Οι παραγωγικές παράμετροι του πρώτου σταδίου (Breakdown Rolling) της εν θερμώ κατεργασίας του AA3104 (T , ϵ , $\dot{\epsilon}$) [7], [78], όντας η παραγωγή του θερμομηχανικά ελεγχόμενη, θα πρέπει να είναι κατάλληλα υπολογισμένες κατά τον σχεδιασμό του προγράμματος της έλασης, ώστε να καθίστανται εφικτοί όσο το δυνατόν μεγαλύτεροι υποβιβασμοί (30-40%), ενώ ο χρόνος ανάμεσα στα πάσα θα πρέπει να είναι τέτοιος, ώστε να εξελίσσεται ελεγχόμενα το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης (Inter-Pass Recrystallization) [5], [101], [169].

Αναφορικά με την πρόοδο της μικροδομής, αυτή κατά την εν θερμώ επεξεργασία μεταβάλλεται σημαντικά. Οι σκληρές, χονδρομερείς -τροποποιημένες κατά την ομογενοποίηση- ενδομεταλλικές ενώσεις σπάνε κατά τους διαδοχικούς υποβιβασμούς και κατανέμονται, σχεδόν, ομοιόμορφα εντός της μικροδομής, ενώ παράλληλα τα σπασμένα κομμάτια (Fragments) αποκτούν μία κατευθυντικότητα ως προς την διεύθυνση της κατεργασίας. Κατά το πέρας της θερμής έλασης το μέγεθος των ενδομεταλλικών ενώσεων έχει μειωθεί 5 έως 7 φορές σε σχέση με το μέγεθος που είχαν μετά την ομογενοποίηση [79]. Ταυτόχρονα, σε αυτό το στάδιο δύναται να κατακρημνιστούν διάφορες ενδομεταλλικές ενώσεις, εφόσον, υπάρχει το κατάλληλο δυναμικό κατακρήμνισης [169]. Οι εναλλασσόμενοι κύκλοι παραμόρφωσης και ανακρυστάλλωσης κατά το πρώτο στάδιο της θερμής έλασης, συνεπώς, επιδρούν σημαντικά, τόσο στην εξέλιξη της μικροδομής του AA3104 όσο και στην πρόοδο του κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει την μικροδομή του κράματος. Έτσι, όταν το πάχος του πλινθώματος από τα ~600mm φθάσει στα ~25-30mm, ο κρυσταλλογραφικός ιστός του AA3104 έχει εξελιχθεί από τον σχεδόν τυχαίο ιστό της χύτευσης σε έναν ιστό ανακρυστάλλωσης με προτιμητέο κρυσταλλογραφικό συστατικό το Cube (001)<100>, η ένταση του οποίου χαρακτηρίζεται ως μέση [7], [84], [168], [170]. Κατά την διάρκεια του

δεύτερου σταδίου (Σχήμα 56) της εν θερμώ κατεργασίας του AA3104 (Hot Finishing Rolling), η θερμή πλάκα (Hot Strip) πάχους ~25-30mm υποβιβάζεται περαιτέρω, είτε μέσω μίας διάταξης πολλαπλών εν σειρά θερμών ελάστρων (Multistand Hot Finishing Tandem Mill), είτε μέσω ενός θερμού αναστρεφόμενης κίνησης ελάστρου εξοπλισμένο με διατάξεις τύλιξης και εκτύλιξης (Hot Finishing Reversing&Coiling Mill) [3].

Στην πρώτη περίπτωση, η θερμή πλάκα ελάσσεται σε πολύ μικρό χρονικό διάστημα, μέσω 3 ή 4 διαδοχικών εν θερμώ υποβιβασμών, προτού το τελικώς παραχθέν φύλλο πάχους 2-4mm τυλιχθεί υπό την μορφή ρόλου (Coil). Εξαιτίας του μεγέθους της πλαστικής παραμόρφωσης (ϵ), του υψηλού ρυθμού παραμόρφωσης ($\dot{\epsilon}$), και του μικρού χρόνου ενδιάμεσα στα διαδοχικά πάσα, τα εν σειρά θερμά έλαστρα δύναται να λειτουργήσουν κατά τρόπο τέτοιο, ώστε να εξαλειφθεί το ποσοστό της ανακρυστάλλωσης ανάμεσα στους διαδοχικούς εν θερμώ υποβιβασμούς με την θερμοκρασία της τύλιξης του AA3104, ωστόσο, να είναι τέτοια που θα εξασφαλίζεται η πλήρης ανακρυστάλλωση του υλικού κατά την απόψυξη του ρόλου (Self-Annealing) [27], [78], [80]. Η ανακρυσταλλωμένη μικροδομή της θερμής πλάκας, κατά τα διαδοχικά πάσα στα πολλαπλά εν σειρά έλαστρα, από σχεδόν ισοαξονική μεταβάλλεται σε επιμήκη κατά την διεύθυνση της έλασης, ενώ ο κρυσταλλογραφικός ιστός από ιστός ανακρυστάλλωσης εξελίσσεται σε ιστό παραμόρφωσης, ο οποίος χαρακτηρίζεται από τον σχηματισμό της «β-ίνας». Η τελική μικροδομή καθώς και ο κρυσταλλογραφικός ιστός του AA3104 μετά το τέλος της θερμής του έλασης εξαρτάται άμεσα από την **θερμοκρασία τύλιξης** (Coiling Temperature) του παραχθέντος φύλλου [3].



Σχήμα 57: Μικρογραφίες οπτικής μικροσκοπίας πολωμένου φωτός, διαγράμματα πολικών συντεταγμένων {111}, τομείς ODF $\phi_2=0^\circ$ για διαφορετικές θερμοκρασίες περάτωσης της θερμής έλασης του κράματος AA3104: α) $T_{HR}= 260^\circ\text{C}$, β) $T_{HR}= 280^\circ\text{C}$, γ) $T_{HR}= 315^\circ\text{C}$ [157].

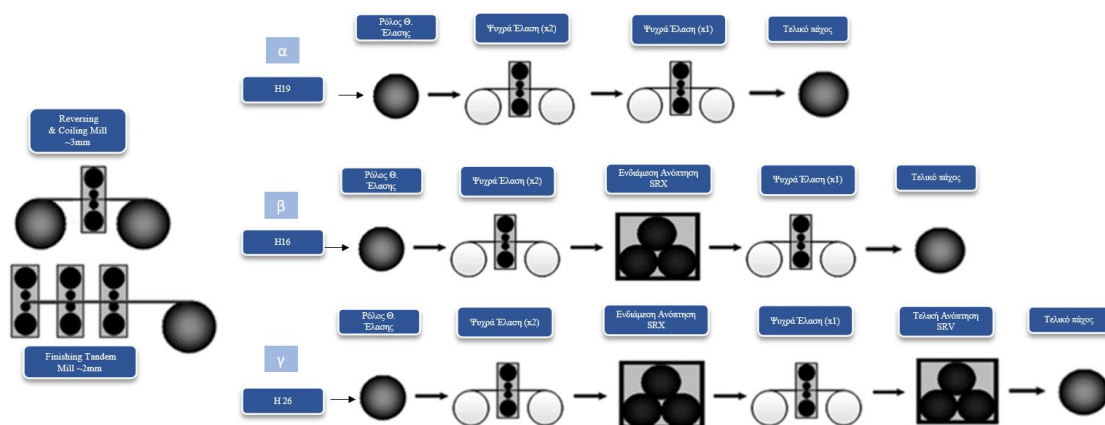
Για αυτή την διάταξη θερμής έλασης, όταν η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης είναι μεγαλύτερη των 310 °C [3], τότε το AA3104 ανακρυσταλλώνεται πλήρως, αποκτώντας μία σχεδόν ισοαξονική μικροδομή, της οποίας ο κρυσταλλογραφικός ιστός χαρακτηρίζεται από υψηλές κατ' όγκον περιεκτικότητες (Mi) του κρυσταλλογραφικού συστατικού Cube, γεγονός που καθιστά το AA3104 κατάλληλο για εφαρμογές υψηλών απαιτήσεων αναφορικά με την ανισοτροπία (Σχ.57 (γ)). Σε περίπτωση που η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης είναι μικρότερη των 300 °C [5], [157], [169], όπως φαίνεται στο Σχήμα 57 (α, β), τότε η μικροδομή του AA3104 δεν ανακρυσταλλώνεται πλήρως, γεγονός που οδηγεί στον σχηματισμό ενός μικτού κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης και ανακρυστάλλωσης. Απότοκο των διαφορετικών θερμοκρασιών περάτωσης της θερμής έλασης είναι η διαφορετική ανισοτροπία που χαρακτηρίζει τον ρόλο που παρήχθη στην εκάστοτε περίπτωση. Έτσι, ενώ το φύλλο που παρήχθη στους T=315 °C και χαρακτηρίζεται από ιστό Cube, παρουσιάζει 4 λοβούς στις 0°/90°/180°/270° κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης, τα φύλλα που παρήχθησαν σε χαμηλότερες θερμοκρασίες και χαρακτηρίζονται από μικτούς κρυσταλλογραφικούς ιστούς παρουσιάζουν 8 ή 6 λοβούς λόγω της παραμένουσας παραμόρφωσης που τα χαρακτηρίζει [157].

Στην περίπτωση της τελικής ενθερμώ έλασης μέσω ενός θερμού ελαστρού αναστρεφόμενης κίνησης και τύλιξης, ανάμεσα στα 3 ή 4 τελικά πάσα, οι χρόνοι κατεργασίας είναι μεγάλοι γεγονός που οδηγεί στην πλήρη ανακρυστάλλωση του φύλλου στο πρώτο και ίσως και στο δεύτερο πάσο. Ωστόσο, λόγω του μεγάλου χρόνου κατεργασίας, λόγω των διαδοχικών τυλίξεων και εκτυλίξεων, η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης είναι αρκετά χαμηλότερη των 310°C, αφού κυμαίνεται μεταξύ των 250 και των 270 °C [5], [157], [169]. Η χαμηλή θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης έχει ως αποτέλεσμα την διατήρηση της παραμορφωμένης επιμήκους μικροδομής, η οποία χαρακτηρίζεται από μεγάλα ποσοστά ιστού παραμόρφωσης, καθώς η ανακρυστάλλωση σε αυτό το θερμοκρασιακό εύρος είναι περιορισμένη ($X_v=10-20\%$). Απότοκο των παραπάνω είναι η ανισοτροπική συμπεριφορά του AA3104 να χαρακτηρίζεται από τον σχηματισμό 4 λοβών στις 45°/135°/225°/315°, οι οποίοι μπορεί να συνοδεύονται από άλλους 2 λοβούς στις 0°/90° [5], [157], [169]. Σε τέτοιες περιπτώσεις, όταν το υλικό προορίζεται για εφαρμογές απαιτητικές ως προς την ανισοτροπία, θα πρέπει ο ρόλος μετά την θερμή έλαση να ανοπτείται σε κατάλληλη θερμοκρασία (T > 350 °C) [3], ώστε να σχηματιστεί η κατάλληλη μικροδομή και ο κατάλληλος κρυσταλλογραφικός ιστός (Σχ.57 (γ)). Η θερμοκρασία της περαιτέρω ανόπτησης του υλικού που προέρχεται από δεύτερη παραγωγική οδό του AA3104, θα πρέπει να είναι αρκετά υψηλότερη από την θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης της πρώτης περίπτωσης, καθώς η απόψυξη του ρόλου (250-270 °C) προκαλεί εκτενή στατική αποκατάσταση, η οποία -ως ανταγωνιστικό θερμομηχανικό φαινόμενο- προκαλεί μείωση της κινούσας πίεσης για ανακρυστάλλωση. Τυχόν ενδιάμεσες ανοπτήσεις σε κάποιο παρακάτω στάδιο της παραγωγικής αλυσίδας του AA3104 -λόγω του περαιτέρω σπασίματος των ενδομεταλλικών ενώσεων και της μεγαλύτερης παραμόρφωσης εξαιτίας της ψυχρής έλασης- δεν θα οδηγήσουν στο επιθυμητό ποσοστό του συστατικού Cube στον κρυσταλλογραφικό ιστό, καθώς άλλοι μηχανισμοί ανακρυστάλλωσης, όπως η πυρήνωση διεγερμένη από σωματίδια (Particle Stimulated Nucleation, PSN) [20], [101], [112], [169], [171], θα οδηγήσουν στον σχηματισμό συστατικών ανακρυστάλλωσης, τα οποία δεν ενισχύουν την ανισοτροπία στις 0°/90°/180°/270° (π.χ. P, R, Q), ενώ ο σχηματισμός μικρών κατ' όγκον ποσοστών του συστατικού Cube δεν θα είναι αρκετός για την επίτευξη των ιδανικών ανισοτροπικών ιδιοτήτων, κατά την περαιτέρω εν ψυχρώ κατεργασία του AA3104 [20].

Συνολικά, τα παραπάνω δεδομένα, αναφορικά με την πρόοδο της μικροδομής και την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την εν θερμώ κατεργασία του AA3104, καθιστούν το στάδιο της Θερμής Έλασης το σημαντικότερο στάδιο της παραγωγής του AA3104, ιδιαίτερα όταν αυτό προορίζεται για απαιτητικές εφαρμογές, οι οποίες έχουν συγκεκριμένες προδιαγραφές αναφορικά με τις μηχανικές ιδιότητες και την ανισοτροπία [20], [157].

4.2.3.2 ΨΥΧΡΑ ΈΛΑΣΗ

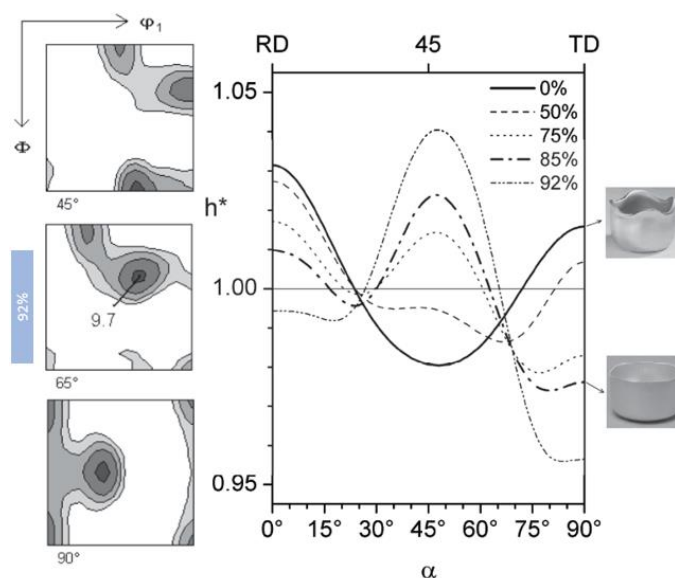
Το επόμενο στάδιο, στην σειρά της παραγωγικής αλυσίδας του AA3104, συνίσταται από την μεταλλοτεχνική κατεργασία της εν ψυχρώ έλασης. Συνεπώς, εφόσον το παραχθέν από την θερμή έλαση AA3104 αποψυχθεί σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, ακολουθεί το στάδιο της ψυχράς έλασης, μέσω του οποίου επιτυγχάνονται, τόσο η επιθυμητή τελική γεωμετρία του φύλλου (τελικό πάχος 0,3-0,2mm) όσο και οι επιθυμητές μηχανικές του ιδιότητες. Βάσει, λοιπόν, της εφαρμογής για την οποία προορίζεται το AA3104 σχεδιάζεται και η κατάλληλη, εν ψυχρώ, κατεργασία του [3]. Οι δύο χαρακτηριστικότερες εφαρμογές του AA3104 είναι, αφενός η κατασκευή του σώματος των δοχείων ποτών/αναψυκτικών και αφετέρου η διαμόρφωση συσκευασιών τροφίμων, όπως τα καπάκια ποτών ή τα δοχεία φαγητών. Και στις δύο περιπτώσεις το AA3104 διαμορφώνεται μέσω της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας της βαθιάς κοίλανσης, ωστόσο, οι απαιτήσεις σε μηχανικές ιδιότητες που χαρακτηρίζουν την Α' ύλη διαφέρουν σημαντικά. Στην περίπτωση του σώματος των δοχείων των αναψυκτικών, το AA3104 παρασκευάζεται στην μεταλλουργική κατάσταση H19 (>85% ψυχρός υποβιβασμός), ώστε να καλύψει τις απαιτήσεις της αντοχής $R_{0.2} > 275$ MPa, με την αποδεκτή ανισοτροπία να διαμορφώνεται στα επίπεδα του $Z < 5\%$ με το $\Delta Z > 0$ [3]. Αντιθέτως, οι εφαρμογές των δοχείων φαγητού έχουν διαφορετικές απαιτήσεις σχετικά με τις ιδιότητες του AA3104, καθώς οι απαιτήσεις αυτής της κατηγορίας των προϊόντων εντοπίζονται στα χαμηλότερα επίπεδα ανισοτροπίας που πρέπει να χαρακτηρίζουν το υλικό, τα οποία διαμορφώνονται στα επίπεδα του $Z < 3\%$ με το $\Delta Z > 0$ [20], ενώ οι απαιτήσεις σχετικά με την αντοχή ($R_{0.2} \sim 150-200$ MPa) βρίσκονται στο επίπεδο της μεταλλουργικής κατάστασης H16 [20], χαρακτηριστικά που μπορούν να επιτευχθούν και μέσω της μεταλλουργικής κατάστασης H26 [20]. Η διαφορά των δύο διαφορετικών παραγωγικών οδών, έγκειται στο γεγονός πως στην περίπτωση της δεύτερης οδού απαιτείται μία ενδιάμεση ανόπτηση, όπως φαίνεται σχηματικά στο Σχήμα 58.



Σχήμα 58: Οι παραγωγικές οδοί για την παραγωγή του AA3104 σε διαφορετικές μεταλλουργικές καταστάσεις κατά το στάδιο της ψυχράς έλασης: α) H19, β) H16, γ) H26

Αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής κατά την ψυχρά έλαση, οι κόκκοι από την σχεδόν ισοαξονική μορφή τους μετασχηματίζονται αποκτώντας μία ζωνώδη, επιμήκη (Banded, Elongated) -κατά την διεύθυνση της έλασης- μορφή, με τον λόγο των αξόνων των κόκκων

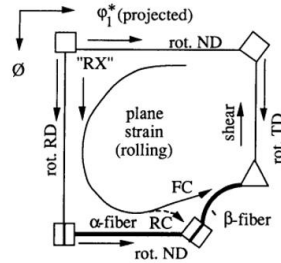
(Aspect Ratio) από το 2-3 (RD:ND) [95] στην ανακρυσταλλωμένη κατάσταση να αυξάνεται σε κάθε ψυχρό υποβιβασμό έως ότου φθάσει ~25 [95], από όπου θεωρείται πως αρχίζει να λαμβάνει χώρα το φαινόμενο της διάσπασης των κόκκων (Grain Fragmentation) [117]. Ταυτόχρονα με την επιμήκυνση των κόκκων, στην μικροδομή συσσωρεύονται διαταραχές, ως αποτέλεσμα της πλαστικής παραμόρφωσης, γεγονός που οδηγεί στην εργοσκλήρυνση του AA3104 [150]. Παράλληλα με την πρόοδο της μικροδομής, και λόγω της εκτενούς πλαστικής παραμόρφωσης, εξελίσσεται και ο κρυσταλλογραφικός ιστός του υλικού, στον οποίο σχηματίζεται η, χαρακτηριστική του ιστού παραμόρφωσης, β-ίνα, η οποία διατρέχει τα κρυσταλλογραφικά συστατικά Copper (Cu) $\{112\}\langle 111\rangle$, S $\{123\}\langle 634\rangle$ και Brass (Bs) $\{110\}\langle 112\rangle$ [150]. Η σταδιακή ενίσχυση της έντασης της β-ίνας, ένεκα των διαδοχικών εν ψυχρώ υποβιβασμών, οδηγεί στην μείωση της ανισοτροπίας των 4 λοβών ($0^\circ/90^\circ/180^\circ/270^\circ$) που παρουσιάζει το AA3104 μετά το πέρας της θερμής έλασης, μέσω του σχηματισμού επιπλέον 4 λοβών ($45^\circ/135^\circ/225^\circ/315^\circ$), λόγω της αύξησης των κατ' όγκον ποσοστών (M_i) των συστατικών παραμόρφωσης στο μικτό, πλέον κρυσταλλογραφικό ιστό που χαρακτηρίζει το AA3104 (8 λοβοί) [150]. Η τελική μορφή του «Earing», η οποία χαρακτηρίζει την μεταλλουργική κατάσταση H19, περιλαμβάνει τον σχηματισμό 6 λοβών περιμετρικά του κυathίου ($0^\circ/45^\circ/135^\circ/180^\circ/225^\circ/315^\circ$) [150]. Ο σχηματισμός των 6 λοβών αποδίδεται στο γεγονός πως ο μετασταθής κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός Cube παρουσιάζει αργό ρυθμό περιστροφής προς τους σταθερούς προσανατολισμούς, οι οποίοι απαρτίζουν την β-ίνα, και κατά αυτόν τον τρόπο -μέσω του σχηματισμού 2 λοβών ($0^\circ/180^\circ$)- αντισταθμίζει τους λοβούς που αποδίδονται στον ιστό της παραμόρφωσης (υποβιβασμός 80-90%) [150]. Ο κρυσταλλογραφικός ιστός που χαρακτηρίζει το AA3104 H19 και οδηγεί στην βέλτιστη περίπτωση ανισοτροπίας (6-λοβοί) παρουσιάζεται στο Σχήμα 59 [150].



Σχήμα 59: Πρόοδος του «Earing» κατά την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά τον 92% (6 λοβοί) ψυχρό υποβιβασμό του AA3104 της εικόνας 57 (γ). Το «Earing» είναι συμμετρικό ως προς τις 0-90°. Μέχρι περίπου 75% υποβιβασμό σχηματίζονται 8 λοβοί στα κύathια της βαθιάς κοίλανσης [150].

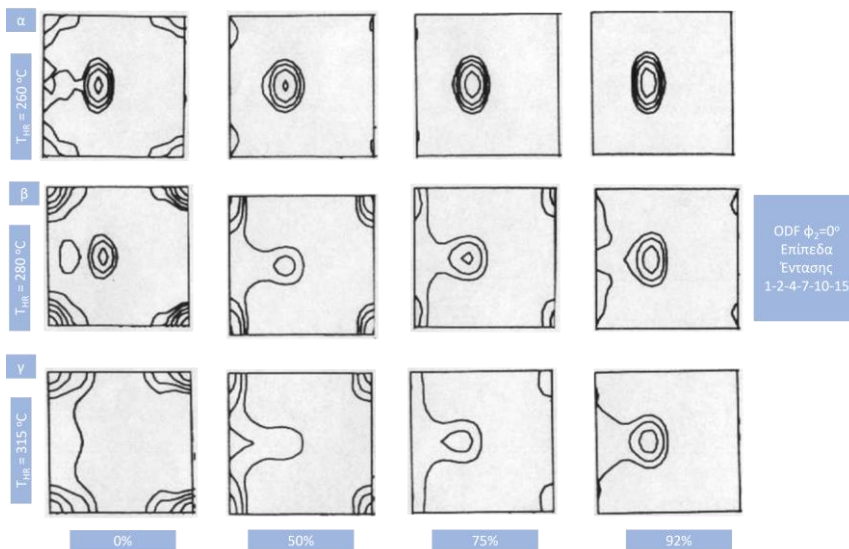
Πιθανή αύξηση της κατ' όγκον περιεκτικότητας του συστατικού Cube, ούτως ώστε -στην περίπτωση του AA3104 H19- κατά τον 92% υποβιβασμό να επιτευχθεί η ιδανική ανισοτροπία (8 λοβοί) δεν θα καταστεί δυνατή καθώς θα προκύψει ένα «Earing» 2 λοβών στις $0^\circ/180^\circ$, το οποίο είναι ανεπιθύμητο από την συσκευαστική βιομηχανία [150]. Αυτό συμβαίνει διότι κατά την πλαστική παραμόρφωση ο μετασταθής [96], [142], [166] κρυσταλλογραφικός

προσανατολισμός Cube περιστρέφεται με τρόπο τέτοιο προς την σταθερή β-ίνα, ο οποίος δημιουργεί μια ινώδη διασπορά [150] προσανατολισμών κατά μήκος της διεύθυνσης της έλασης (Cube-RD-Fibre//Φ) που ευνοεί – σε συνδυασμό με το συστατικό Goss{110}<001> την διατήρηση των λοβών στις 0°/180° σε αντίθεση με εκείνους στις 90°/270°, οι οποίοι , μετατρέπονται σε κοιλάδες με αύξουσα, εν ψυχρώ, πλαστική παραμόρφωση [150]. Η πορεία περιστροφής του συστατικού του κρυσταλλογραφικού ιστού Cube παρουσιάζεται στο Σχήμα 60 παρακάτω.



Σχήμα 60: Σχηματική αναπαράσταση την πορείας περιστροφής του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού Cube κατά την πλαστική παραμόρφωση μέσω του μηχανισμού της επίπεδης συμπίεσης (έλαση) κατά τα μοντέλα κρυσταλλικής πλαστικότητας FC και RC Taylor [84].

Αναφορικά με την εξέλιξη του ιστού, των περιπτώσεων του AA3014 όπου η θερμοκρασία τύλιξης της θερμής τους έλασης ήταν μικρότερη των 315 °C [150], αυτά σχηματίζουν το «Earing» των 6 λοβών σε μικρότερους του 92% ψυχρούς υποβιβασμούς , λόγω της μικρότερης περιεκτικότητας του κρυσταλλογραφικού τους ιστού σε συστατικό Cube. Όσο μικρότερη είναι η περιεκτικότητα του κρυσταλλογραφικού ιστού της θερμής έλασης σε συστατικό Cube, σε τόσο μικρότερους, εν ψυχρώ, υποβιβασμούς θα σχηματιστεί ο ιδανικός ισορροπημένος κρυσταλλογραφικός ιστός, και κατά συνέπεια η επιθυμητή ανισοτροπία [150]. Κατά συνέπεια, στις δοκιμές ανισοτροπίας αυτά τα υλικά θα σχηματίζουν 4 λοβούς (45°/135°/225°/315°) λόγω της επικράτησης του ιστού παραμόρφωσης στον κρυσταλλογραφικό τους ιστό. Στο Σχήμα 61 απεικονίζεται η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ψυχρά έλαση του AA3014, για θερμοκρασίες περάτωσης της θερμής έλασης του χαμηλότερες των 315°C (260°C και 280°C) συγκριτικά με την ιδανική περίπτωση [150].

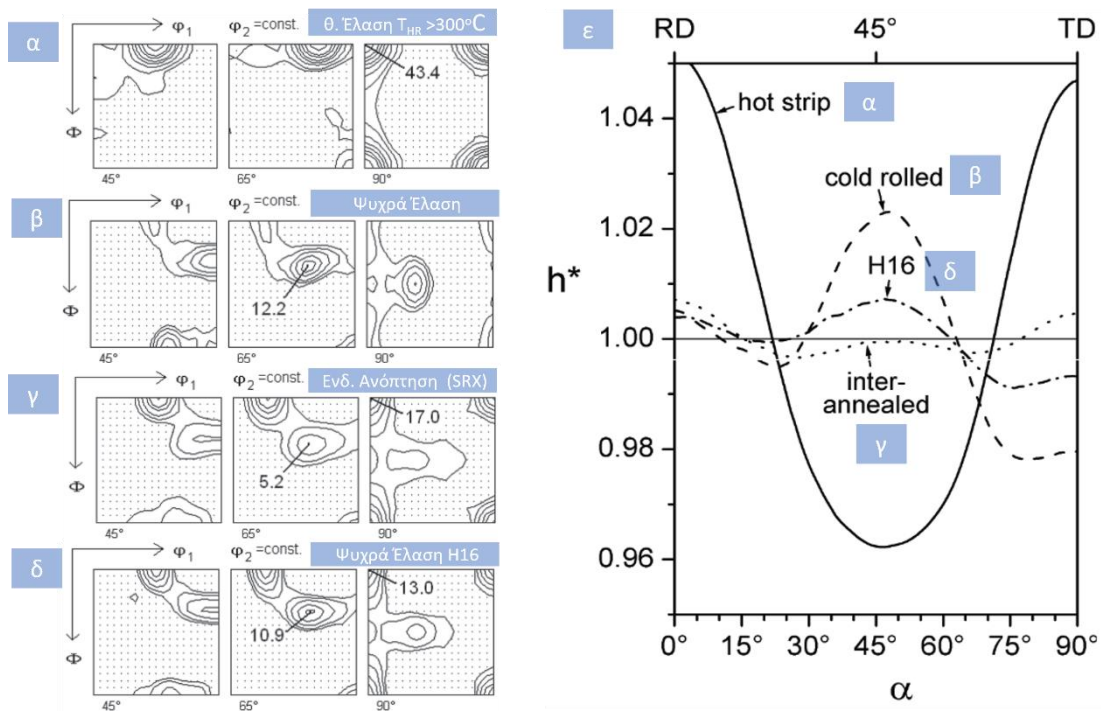


Σχήμα 61: Η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ψυχρά έλαση, για διαφορετικές θερμοκρασίες περάτωσης της θερμής έλασης, του κράματος AA3104: α) T_{HR}= 260 °C , β) T_{HR}= 280 °C, γ) T_{HR}= 315 °C [27].

Τέλος, αναφορικά με την μεταλλουργική κατάσταση H16/H26 του AA3104, μετά από την ενδιάμεση ανόπτηση (Σχ.58) προκύπτει ένας μικτός κρυσταλλογραφικός ιστός, όπου το συστατικό Cube δεν ενισχύεται με ανάλογο τρόπο, όπως στην περίπτωση της αύξησης της θερμοκρασίας περάτωσης της θερμής έλασης, λόγω του σχηματισμού άλλων συστατικών ιστού ανακρυστάλλωσης (R, P, Q) που ευνοούνται από την επικράτηση διαφορετικών μηχανισμών «πυρήνωσης» της ανακρυστάλλωσης [4], [6], [20]. Η προκύπτουσα ανισοτροπία κατά την ενδιάμεση ανόπτηση χαρακτηρίζεται από τον σχηματισμό 8 λοβών κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης, με τους λοβούς, ωστόσο, να παρουσιάζουν μία πολύ ομαλή μετάβαση (Σχήμα 62), η οποία δεν παρατηρείται στα δοκίμια με 8 λοβούς της αλυσίδας παραγωγής της (~70% υποβιβασμός) μεταλλουργικής κατάστασης H19 του AA3104. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα, ο τελικός ψυχρός υποβιβασμός του AA3104 H16/26 να οδηγεί στον σχηματισμό ενός ισορροπημένου κρυσταλλογραφικού ιστού, ο οποίος, επίσης, χαρακτηρίζεται από τον σχηματισμό 6 λοβών μικρότερου εύρους [20].

4.2.4 ΑΝΟΠΤΗΣΗ

Περαιτέρω τελικές ανοπτήσεις αποκατάστασης [3], όπως αυτές που πραγματοποιούνται κατά την παραγωγική διαδικασία του AA3104 H26, δεν μεταβάλλουν τον κρυσταλλογραφικό ιστό του υλικού, ωστόσο χρησιμεύουν στην ρύθμιση των τελικών, επιθυμητών μηχανικών ιδιοτήτων. Επίσης, στον σχεδιασμό των κατεργασιών αυτών (H2X), θα πρέπει να λαμβάνονται υπόψιν και οι μετέπειτα επιφανειακές κατεργασίες που δύναται να υποβληθεί το υλικό (π.χ. Βαφή) και οι οποίες μπορεί να οδηγήσουν σε περαιτέρω αποκατάσταση της ενδοτραχυμένης μικροδομής του [20]. Η τροποποίηση της υπο-δομής που υφίσταται το υλικό κατά τις τελικές θερμικές του κατεργασίες, δύναται να επηρεάσει εκτός από τις μηχανικές του ιδιότητες (Αντοχή, Ολκιμότητα κλπ.) και την ανισοτροπία (Τροποποίηση του μεγέθους των υποκόκκων, δ) αλλά σε περιορισμένα επίπεδα [49], [95].



Σχήμα 62: Εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την παραγωγική οδό H16 (α-δ) του κράματος AA3105 καθώς η συνακόλουθη πρόοδος της ανισοτροπίας (ε) που συνοδεύει την εξέλιξη του ιστού [20].

Κεφάλαιο 5

ΜΟΝΤΕΛΟΠΟΙΗΣΗ ΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ

5.1 ΕΝΣΩΜΑΤΩΜΕΝΗ ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΥΛΙΚΩΝ (INTEGRATED COMPUTATIONAL MATERIALS ENGINEERING, ICME)

Οι διαρκώς αυξανόμενες απαιτήσεις της διεθνούς βιομηχανικής αγοράς για μεταλλικά υλικά, τα οποία να χαρακτηρίζονται από ολοένα και καλύτερες συνολικά ιδιότητες, αποτελεί πραγματικότητα για τον κλάδο της Μεταλλουργίας από την απαρχή της πρώτης βιομηχανικής επανάστασης. Για να ικανοποιήσει τις απαιτήσεις, τόσο της βιομηχανίας όσο και της κοινωνίας, για ανωτέρων ιδιοτήτων μεταλλικά υλικά ο κλάδος της Μεταλλουργίας κατά τον 20^ο αιώνα επένδυε ολοένα και περισσότερο στο κομμάτι της Έρευνας και της Ανάπτυξης (Research & Development, R&D) [105], ώστε να καλύψει τόσο την ζήτηση της αγοράς όσο και για να αποκτήσει ανταγωνιστικό πλεονέκτημα έναντι των ανταγωνιστών του, είτε αυτοί ενυπήρχαν εντός του κλάδου, είτε όχι. Στην περίπτωση των κατεργασιών των πλατεών προϊόντων έλασης αλουμινίου, το κομμάτι της έρευνας και της ανάπτυξης βασίστηκε σε μεγάλο βαθμό σε μοντέλα, τα οποία ήταν στην πλειοψηφία εμπειρικά στην φύση τους [157], [172]. Κατά συνέπεια, η ανάπτυξη των πλατεών προϊόντων αλουμινίου βασιζόταν σε βιομηχανικές ή στην καλύτερη των περιπτώσεων ημι-βιομηχανικές δοκιμές κατά τις οποίες εξετάζονταν η επίδραση ελαχίστων παραμέτρων στις τελικές ιδιότητες του παραχθέντος ελάσματος αλουμινίου. Ωστόσο, αυτή η οδός έρευνας και ανάπτυξης, εκτός από χρονοβόρα, απαιτεί πολλαπλές βιομηχανικού επιπέδου δοκιμές υπό μεταβλητές συνθήκες, ούτως ώστε να επιλεγθεί ο συνδυασμός κάποιων βασικών παραμέτρων που οδηγούν στο βέλτιστο αποτέλεσμα [157]. Έτσι, οποιαδήποτε γνώση αναφορικά με το μέγεθος της επίδρασης των διαφόρων παραγωγικών παραμέτρων κατά τα διάφορα στάδια επεξεργασίας των πλατεών προϊόντων αλουμινίου ήταν ανεπτυγμένη εμπειρικά με τον σχεδιασμό των κατεργασιών να βασίζεται σε λίγα, απλά αναλυτικά μοντέλα. Προφανώς, ο παραπάνω «παραδοσιακός» τρόπος βελτιστοποίησης των ιδιοτήτων των ελασμάτων αλουμινίου μέσω της εμπειρικής τροποποίησης των μοναδιαίων κατεργασιών της παραγωγής τους είχε αρκετά μειονεκτήματα, όπως [157]:

- I. Οι βιομηχανικές δοκιμές δεν είναι μόνο χρονοβόρες αλλά και κοστοβόρες καθώς προϋποθέτουν την διακοπή της παραγωγής.
- II. Τα αποτελέσματα των δοκιμών συχνά δεν είναι αξιόπιστα καθώς λόγω του περιορισμένου αριθμού των δοκιμών η στατιστική τους αξιοπιστία δεν επαρκεί για την εξαγωγή σαφών συμπερασμάτων.
- III. Πολλές παραγωγικές παράμετροι των διαφόρων κατεργασιών που είναι εξέχουσας σημασίας, δεν μπορούν να μετρηθούν άμεσα και με ευκολία (π.χ. ανομοιογένεια παραμόρφωσης)

- IV.** Τα αποτελέσματα των δοκιμών, συχνά, αφορούν μόνο τα εξεταζόμενα κράματα και είναι άμεσα επηρεασμένα από τον μηχανολογικό εξοπλισμό, όπου και πραγματοποιούνται οι δοκιμές, γεγονός που δυσχεραίνει την προέκταση των συμπερασμάτων των δοκιμών σε άλλα κράματα ή μηχανήματα.

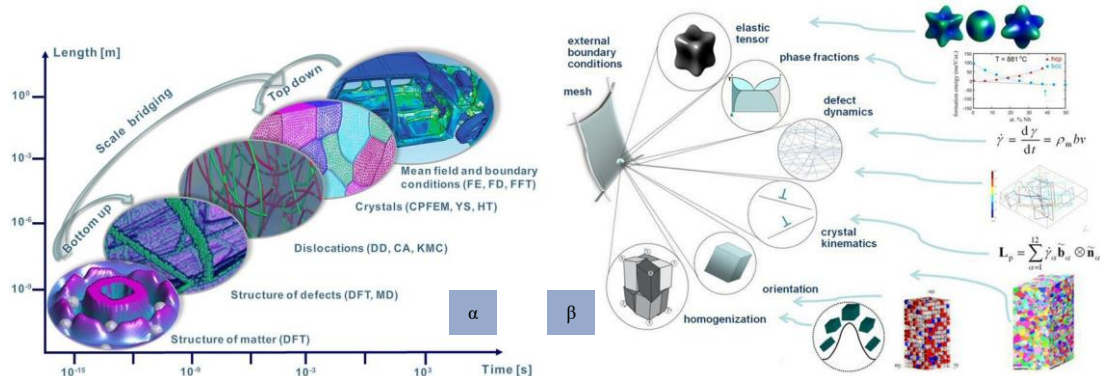
Όπως γίνεται αντιληπτό, το κομμάτι της έρευνας και της ανάπτυξης, ειδικά στο κομμάτι της βελτιστοποίησης του σχεδιασμού των κατεργασιών παραγωγής και των σχέσεων κατεργασιών-μικροδομής-ιδιοτήτων, θα πρέπει να βασίζεται σε σαφή δεδομένα, τα οποία θα προκύπτουν μέσω της ποσοτικής περιγραφής της επίδρασης των θερμομηχανικών παραγωγικών παραμέτρων επί των μεταλλουργικών φαινομένων που απαντώνται στην παραγωγή φύλλων αλουμινίου, όπως αυτά του AA3104 [169]. Η ανάγκη, λοιπόν, του κλάδου της Μεταλλουργίας για πιο στοχευμένη έρευνα και ανάπτυξη έχει οδηγήσει τις τελευταίες δεκαετίες στην ενσωμάτωση μοντέλων προσομοίωσης -είτε αναλυτικών, είτε αριθμητικών- των πολύπλοκων μεταλλουργικών φαινομένων που λαμβάνουν χώρα στα διάφορα στάδια της βιομηχανικής παραγωγής, ώστε να ελαχιστοποιήσουν τις βιομηχανικές δοκιμές και κατά συνέπεια τον χρόνο ανάπτυξης ενός νέου υλικού. Η νέα αυτή προσέγγιση της έρευνας και της ανάπτυξης έχει οδηγήσει στην αλματώδη ανάπτυξη του κλάδου της Φυσικής Μεταλλουργίας, καθώς η γνώση -είτε αυτή προκύπτει εμπειρικά είτε όπου είναι δυνατόν υπολογιστικά- των θερμομηχανικών παραμέτρων που διέπουν τα στάδια, εν προκειμένω, της έλασης καθιστούν δυνατό τον έλεγχο της εξέλιξης της μικροδομής και κατά συνέπεια των τελικών ιδιοτήτων [5], [8], [157].

Την τελευταία δεκαετία, λόγω και της ραγδαίας ανάπτυξης του τομέα της πληροφορικής, οι τεχνικές μοντελοποίησης των διάφορων μεταλλουργικών φαινομένων, εκμεταλλεύόμενες την πρόοδο στο κομμάτι της επιστήμης των υπολογιστών [173] (Materials Informatics), έχουν αναπτυχθεί και αυτές κατά ανάλογο τρόπο, γεγονός που έχει ελαττώσει τις αποκλίσεις ανάμεσα στις προσομοιώσεις και στην βιομηχανική πρακτική. Επιπλέον, η ικανότητα διασύνδεσης πειραματικών δεδομένων και αποτελεσμάτων προσομοίωσης διαφορετικών επιπέδων, δηλαδή διασύνδεση από το μακροσκοπικό επίπεδο έως το επίπεδο της ατομικής/ηλεκτρονιακής δομής των μετάλλων (Σχήμα 63 (α)), έχει αναδείξει τα τελευταία χρόνια την προσέγγιση της ενσωματωμένης υπολογιστικής μηχανικής των υλικών (Integrated Computational Materials Engineering, ICME) ως την κυρίαρχη μεθοδολογία σχεδιασμού υλικών/κατεργασιών σε συνδυασμό με προηγμένες τεχνικές χαρακτηρισμού [105]. Μέσω του ICME, ο χρόνος για την κατανόηση των σχέσεων κατεργασίας-μικροδομής-ιδιοτήτων-απόδοσης που διέπουν ένα μεταλλικό υλικό και την μέθοδο παραγωγής του έχει ελαχιστοποιηθεί, γεγονός που έχει μικρύνει τον χρόνο μετάβασης ενός νέου υλικού από το στάδιο της έρευνας στην τελική βιομηχανική του εφαρμογή σημαντικά. [105]

Μία εκ των τεχνικών που ανήκει στο πλαίσιο του ICME, και η οποία αποτελεί ερευνητικό αντικείμενο για σχεδόν ένα αιώνα, είναι η συμπεριφορά των μεταλλικών υλικών κατά την πλαστική τους παραμόρφωση. Η δυσκολία της μοντελοποίησης της συμπεριφοράς των μεταλλικών υλικών κατά την πλαστική τους παραμόρφωση έγκειται στο γεγονός πως η περιγραφή της πλαστικής τους συμπεριφοράς από την κλασική θεωρία της πλαστικότητας των συνεχών σωμάτων (Continuum Plasticity) [107], [111], [174], αγνοεί το γεγονός πως είναι κρυσταλλικά σώματα και, κατά συνέπεια, οι προβλέψεις τις απέχουν σημαντικά από την πραγματικότητα μιας και οι μηχανισμοί παραμόρφωσης τους δεν λογίζονται από αυτήν. Απάντηση στο ερευνητικό ερώτημα της συμπεριφοράς των μετάλλων κατά την πλαστική τους παραμόρφωση δίνει η θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας (Crystal Plasticity), η οποία θεμελιώθηκε – σε επίπεδο μονοκρυστάλλων (Single-Crystal Plasticity)- από τους Schmid και Boas το 1935 [175]. Από τότε μέχρι και σήμερα, καθώς η πρόβλεψη της μεταβολής της

μικροδομής και των ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών κατά την πλαστική τους παραμόρφωση είναι εξαιρετικής σημασίας για τον σχεδιασμό των διαφόρων μεταλλοτεχνικών κατεργασιών, έχουν διατυπωθεί διάφορες θεωρίες αναφορικά με την συμπεριφορά των μετάλλων σε πολυκρυσταλλικό επίπεδο (Polycrystal Plasticity), οι οποίες θα αναλυθούν εν συντομία στην συνέχεια [119], [121], [176]–[180].

Στην περίπτωση της ψυχρής έλασης του AA3014, που αποτελεί το αντικείμενο της παρούσας εργασίας, τέτοια μοντέλα, τα οποία βασίζονται στην θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας, μπορούν να εξάγουν σαφή αποτελέσματα σχετικά με την πλαστική συμπεριφορά του AA3104, όντας βασισμένα στην μικρομηχανική του κατά την πλαστική παραμόρφωση, ενώ παράλληλα συνιστούν ένα πολύ χρήσιμο εργαλείο στον σχεδιασμό της κατεργασίας μίας και μπορούν να δώσουν απαντήσεις σχετικά με την επίδραση της παραμόρφωσης στην εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού [5], [20], [49], [101], [101], [154], [169], [171], [180]. Επιπροσθέτως, η γνώση της προόδου του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την μεταλλοτεχνική κατεργασία των μεταλλικών υλικών, όπως τονίστηκε στα προηγούμενα κεφάλαια, μπορεί να δώσει απαντήσεις αναφορικά και με την ανισοτροπία που διέπει τα θερμομηχανικώς κατεργαζόμενα υλικά. Κατά συνέπεια, προσομοιώσεις με την χρήση μοντέλων βασισμένων στην θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας, στην περίπτωση την εν ψυχρώ παραμόρφωσης, μπορούν να δώσουν απαντήσεις αναφορικά με το σύνολο των σχέσεων κατεργασίας-μικροδομής-ιδιοτήτων-απόδοσης, γεγονός που σε βιομηχανικό επίπεδο σημαίνει πως οι βιομηχανικές δοκιμές -εφόσον η προσομοίωση είναι αξιόπιστη- μπορούν να περιοριστούν στο ελάχιστο (Σχήμα 63 (β)) [103].



Σχήμα 63: α) Οι διάφορες κλίμακες προσομοίωσης των ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών, β) Η ενσωμάτωση δεδομένων από τεχνικές χαρακτηρισμού και προσομοιώσεις διαφορετικής κλίμακας μήκους για την πραγματοποίηση προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας πλήρους πεδίου με τον κώδικα κρυσταλλικής πλαστικότητας DAMASK στο πλαίσιο του ICME [8], [112].

5.2 ΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑ

5.2.1 ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΕΣ ΤΕΧΝΙΚΕΣ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗΣ ΤΗΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

Αντικείμενο των υπολογιστικών τεχνικών πλαστικότητας που χρησιμοποιούνται στην Φ. Μεταλλουργία και οι οποίες βασίζονται στην θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας (Crystal Plasticity, CP) είναι η πρόβλεψη της εξέλιξης, τόσο της μικροδομής διαφόρων πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών, όταν αυτά παραμορφώνονται πλαστικά κατά την μεταλλοτεχνική τους κατεργασία, όσο και του κρυσταλλογραφικού τους ιστού, ο οποίος είναι ο κύριος παράγοντας εκ του οποίου πηγάζει η ανισοτροπία των ιδιοτήτων τους [109], [111], [182]. Κατά συνέπεια, τα μικρομηχανικά μοντέλα που βασίζονται στην θεωρία της

κρυσταλλικής πλαστικότητας έχουν ένα εκ των βασικότερων ρόλων στην προσπάθεια κατανόησης και πρόβλεψης της πλαστικής διαρροής και της ανισοτροπίας των μεταλλοτεχνικώς κατεργαζόμενων μεταλλικών υλικών.

Η πρώτη προσπάθεια πρόβλεψης της πλαστικής συμπεριφοράς ενός πολυκρυσταλλικού υλικού μέσω ενός μοντέλου που βασίζονταν στην θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας, βάση της οποίας αποτελεί ο νόμος του Schmid, έγινε από τον **Sachs** το 1928, το οποίο χαρακτηρίστηκε μεταγενέστερα και ως μοντέλο μηδενικών περιορισμών (zero-constraints). Η τεχνική ομογενοποίησης που χρησιμοποίησε ο Sachs βασιζόταν στην υπόθεση πως κάθε κόκκος της μικροδομής φορτιζόταν με το ίδιο μέγεθος τάσης (iso-stress criterion) γεγονός που σήμαινε πως το μέγεθος της κρίσιμης αναλυόμενης τάσης ήταν το ίδιο για κάθε κόκκο του πολυκρυσταλλικού συσσωματώματος, ενώ αυτή αναλυόταν σε εκείνο το σύστημα ολίσθησης, το οποίο συναρτήσε του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού του κάθε κόκκου εμφάνιζε τον μεγαλύτερο παράγοντα του Schmid [183]. Ωστόσο, παρότι αυτή η υπόθεση λειτουργούσε στην περίπτωση των μονοκρυστάλλων, στα πολυκρυσταλλικά υλικά οδηγούσε σε ασυμβατότητα της τελικής μικροδομής καθώς για την εκπλήρωση του κριτηρίου του Sachs η μικροδομή είτε θα παρουσίαζε κενά είτε αλληλοκαλύψεις μεταξύ των γειτονικών κόκκων της μικροδομής (Σχ.64 (α)) [45], [110], [170], [184].

Αντίθετα, το μοντέλο που προτάθηκε από τον **Taylor** το 1938 [183], το οποίο είναι γνωστό και ως μοντέλο πλήρων περιορισμών (full-constraints, FC), βασίστηκε στην υπόθεση πως όλοι οι κόκκοι ενός πολυκρυσταλλικού υλικού υπόκεινται στο ίδιο ποσοστό πλαστικής παραμόρφωσης (iso-strain criterion) με την μακροσκοπικά επιβαλλόμενη παραμόρφωση [152], [185]–[190]. Για να ικανοποιηθεί η υπόθεση του Taylor, κάθε κόκκος της μικροδομής θα έπρεπε να παραμορφώνεται μέσω πολλαπλής ολίσθησης (αντίθετα με την ολίσθηση σε ένα σύστημα ολίσθησης του μοντέλου του Sachs) [183] σε τουλάχιστον 5 ή περισσότερα συστήματα ολίσθησης, ώστε να ικανοποιούνται οι μακροσκοπικά επιβαλλόμενες οριακές συνθήκες αναφορικά με την συνολική παραμόρφωση. Ωστόσο, η ανάγκη για ταυτόχρονη ολίσθηση σε 5 συστήματα ολίσθησης οδηγούσε στην περίπτωση των FCC μετάλλων σε 384 μοναδικούς δυνατούς συνδυασμούς συστημάτων ολίσθησης από τους οποίους πρέπει να επιλεγεί ένας. Η επιλογή ενός εκ των 384 συνδυασμών έγινε βάσει του κριτηρίου του ελαχίστου έργου που πρότεινε ο Taylor στο μοντέλο του, κατά το οποίο το πλαστικό έργο που παραγόταν από την ταυτόχρονη ολίσθηση σε 5 συστήματα ολίσθησης ενός συνδυασμού θα έπρεπε να είναι το ελάχιστο [183].

Παρότι, όμως, οι προβλέψεις του ιστού παραμόρφωσης μέσω του μοντέλου του Taylor ήταν σε πολλές περιπτώσεις έλασης FCC υλικών αρκετά κοντά με τις πειρατικές μετρήσεις, η παραδοχή της ταυτόχρονης ολίσθησης σε 5 συστήματα ήταν αυθαίρετη, ενώ το κριτήριο του ελαχίστου έργου μπορούσε να ικανοποιηθεί από περισσότερους του ενός συνδυασμούς συστημάτων ολίσθησης [69], [107], [174], [185], [190]. Έτσι, ενώ το μοντέλο του Taylor ικανοποιούσε την συμβατότητα της παραμόρφωσης, σε αντίθεση με το μοντέλο του Sachs, δεν ικανοποιούσε την συνθήκη ισορροπίας των τάσεων ανάμεσα στους διάφορους κόκκους της μικροδομής (Σχ.64 (β)) [183].

Το μοντέλο του Taylor επεκτάθηκε το 1951 από τους **Bishop και Hill (TBH)** [183], οι οποίοι μελετώντας τις κορυφές (vertices) της επιφάνειας διαρροής ενός FCC μονοκρυστάλλου, όπως αυτή προέκυπτε βάσει του νόμου του Schmid, διαπίστωσαν πως για να ικανοποιηθούν οι συνθήκες ισορροπίας των τάσεων σε αυτά τα σημεία θα έπρεπε η ολίσθηση να πραγματοποιείται ταυτόχρονα σε 6 ή 8 συστήματα ολίσθησης. Το κριτήριο στο βασίστηκε το

μοντέλο των Bishop και Hill ονομάστηκε ως το κριτήριο του μέγιστου εξωτερικώς επιβαλλόμενου έργου πλαστικής παραμόρφωσης και προσδιόριζε το ποια κορυφή της επιφάνειας διαρροής του εκάστοτε κόκκου ενεργοποιούνταν κατά την πλαστική παραμόρφωση του πολυκρυσταλλικού υλικού. Η προσέγγιση των Bishop και Hill, ωστόσο, όπως αποδείχθηκε οδηγούσε στα ίδια αποτελέσματα με το μοντέλο του Taylor αλλά σε πολύ μικρότερο, υπολογιστικά, χρόνο [69], [103], [110], [183], [187].

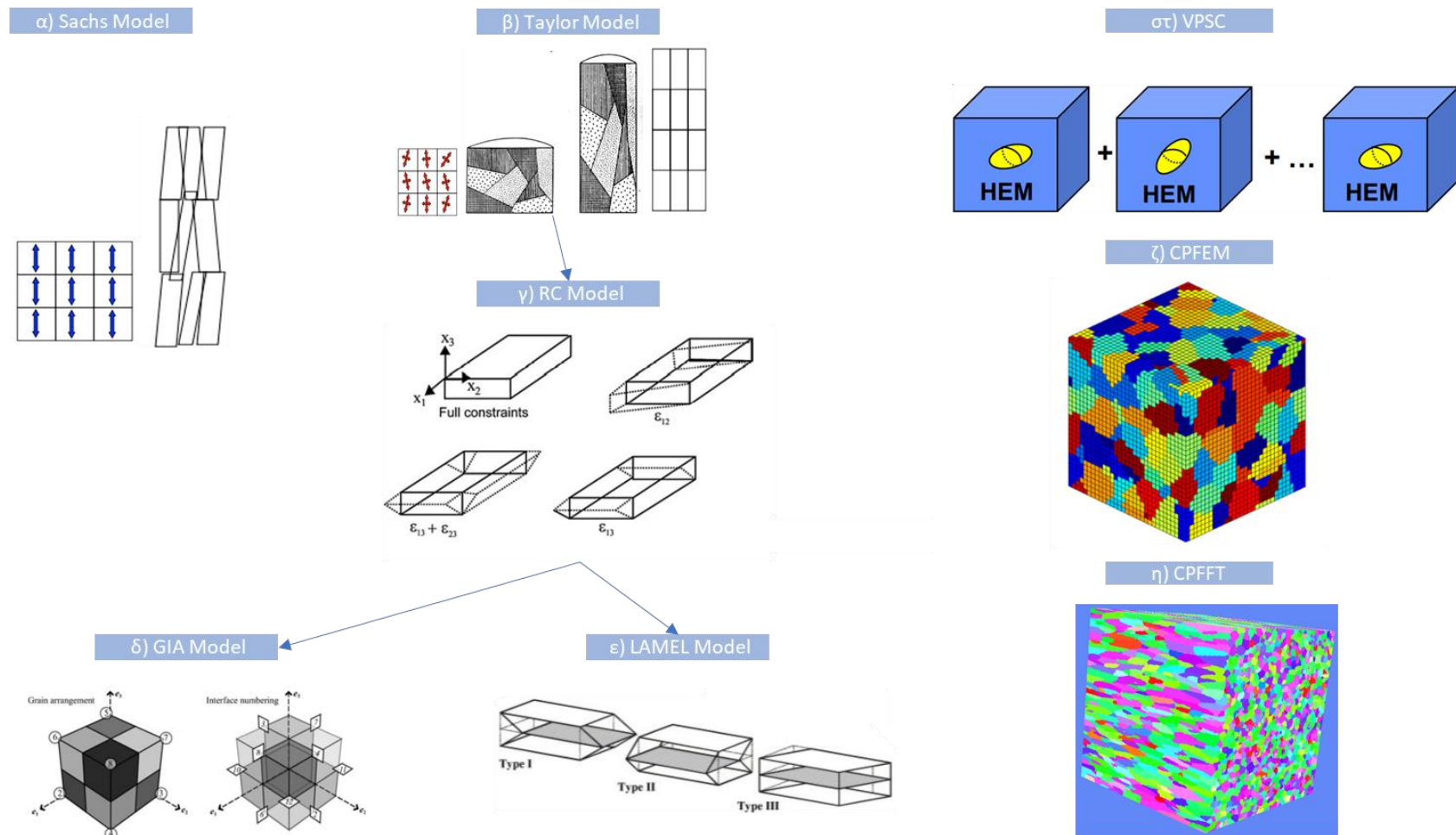
Το γεγονός πως το μοντέλο των πλήρων περιορισμών του Taylor ή το μεταγενέστερο TBH οδηγούσε σε σχετικά καλές προβλέψεις του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης, δεν καθιστούσε την εφαρμογή και τα αποτελέσματα του πλήρως ρεαλιστικά καθώς παραβίαζε την συνθήκη της ισορροπίας των τάσεων μεταξύ των κόκκων μίας πολυκρυσταλλικής μικροδομής. Παρόλα αυτά, αρκετά σύγχρονα μοντέλα έθεσαν ως βάση τους το μοντέλο του Taylor τροποποιώντας κάποιους εκ των περιορισμών του, με κύρια τροποποίηση να αποτελεί την αλλαγή της παραδοχής πως κάθε κόκκος της μικροδομής έπρεπε να παραμορφώνεται κατά το ίδιο ποσό με την μακροσκοπικά επιβαλλόμενη παραμόρφωση [110], [183].

Η τροποποίηση αυτή οδήγησε στην δημιουργία διαφόρων μοντέλων Taylor «χαλαρών» περιορισμών (relaxed constraints, **RC**) [110], [183]. Βάση των μοντέλων αυτών υπήρξε η παραδοχή πως στην περίπτωση μεταλλοτεχνικώς κατεργασμένων υλικών οι κόκκοι της μικροδομής δεν είναι ισοαξονικοί αλλά πεπλατυσμένοι, όπως στην περίπτωση της έλασης, γεγονός που καθιστά σχεδόν απίθανη την ταυτόχρονη ενεργοποίηση 4 ή 5 συστημάτων ολίσθησης. Η παραδοχή αυτή οδήγησε στην χαλάρωση κάποιων διατμητικών συστατικών του μακροσκοπικά επιβαλλόμενου τανυστή της παραμόρφωσης, γεγονός που οδήγησε στην ακριβέστερη πρόβλεψη της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης (Σχ.64 (γ)).

Επέκταση των μοντέλων Taylor «χαλαρών» περιορισμών αποτέλεσαν τα μοντέλα ομογενοποίησης της πλαστικής παραμόρφωσης των πολυκρυσταλλικών υλικών, τα οποία αντιμετώπιζαν τους κόκκους της μικροδομής ως συστάδες κόκκων (**Grain Cluster Models**) που συνθέταν την συνολική μικροδομή. Τέτοια μοντέλα ήταν τα παρακάτω:

- I. Τα **LAMEL** και **ALAMEL** [191] (Σχ.64 (ε))
- II. Το Grain Interaction, **GIA**) [192], [193] και (Σχ.64 (δ))
- III. Το Relaxed Grain Cluster (**RGC**) [194].

Στην κατηγορία αυτή των τεχνικών ομογενοποίησης, οι παραδοχές της τεχνικής των «χαλαρών» περιορισμών ισχύουν για την συστάδα των κόκκων συνολικά, ενώ εντός της συστάδας λαμβάνονται υπόψιν οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ των κόκκων που την συνθέτουν κατά την πλαστική τους παραμόρφωση. Κατά αυτόν τον τρόπο λαμβάνονται υπόψιν στην εξέλιξη του ιστού παραμόρφωσης οι αλληλεπιδράσεις μεταξύ των γειτονικών κόκκων κατά την παραμόρφωση τους [195].



Σχήμα 64: Σχηματική αναπαράσταση των βασικότερων μοντέλων κρυσταλλικής πλαστικότητας: α) Μοντέλο Sachs, β) Μοντέλο Taylor, γ) Μοντέλο Relaxed Constraints Taylor, δ) Μοντέλο GIA, ε) Μοντέλο LAMEL, στ) Μοντέλο VPSC, ζ) Μοντέλο CPFEM, η) Μοντέλο CPFFT [195].

Μία ακόμα σημαντική κατηγορία τεχνικών ομογενοποίησης, η οποία χρησιμοποιείται ευρέως ως υπολογιστική τεχνική στα πλαίσια του υπολογιστικού κλάδου της κρυσταλλικής πλαστικότητας και η οποία θα αναλυθεί περισσότερο στην συνέχεια καθώς αποτελεί την τεχνική που θα πραγματευτεί η παρούσα εργασία, βασίζεται στην αυτο-συνεπή (**Self-Consistent, SC**) προσέγγιση ομογενοποίησης της μοναδιαίας απόκρισης του εκάστοτε κόκκου της μικροδομής [196]. Η προσέγγιση αυτή αρχικά προτάθηκε από τον Kroner (1958) [197] για προβλήματα κρυσταλλικής ελαστικότητας, ενώ στην συνέχεια επεκτάθηκε αφενός από τον Hill (1965) [198] για ελαστοπλαστικές (elastoplastic) περιπτώσεις και αφετέρου από τον Hutchinson (1976) [199] για ιξωδοπλαστικές (viscoplastic) περιπτώσεις. Στην αυτο-συνεπή προσέγγιση ομογενοποίησης της απόκρισης του εκάστοτε κόκκου μίας πολυκρυσταλλικής μικροδομής κατά την πλαστική του παραμόρφωση, κάθε κόκκος θεωρείται ως ένα ελλειψοειδές έγκλεισμα ενσωματωμένο εντός ενός ισοδύναμου ομογενούς μέσου (Homogeneous Equivalent Medium, HEM), το οποίο χαρακτηρίζεται από τον μέσο όρο των ιδιοτήτων των μοναδιαίων κόκκων που συνθέτουν το πολυκρυσταλλικό υλικό [190]. Τα μοντέλα κρυσταλλικής πλαστικότητας που βασίζονται στην αυτό-συνεπή προσέγγιση ομογενοποίησης ικανοποιούν ταυτόχρονα -σε αντίθεση με όλα τα προηγούμενα- τόσο την ισορροπία των τάσεων (stress equilibrium) όσο και την συμβατότητα κατά την παραμόρφωση (deformation compatibility) καθώς επιτρέπουν την διαφορετική απόκριση του κάθε κόκκου στην πλαστική παραμόρφωση διότι η απόκριση του κάθε κόκκου αποτελεί συνάρτηση της σχετικής ακαμψίας που παρουσιάζει ο κάθε κόκκος με το ισοδύναμο ομογενές μέσο στο οποίο είναι ενσωματωμένος. Ανάμεσα στα διάφορα αυτό-συνεπή μοντέλα κρυσταλλικής πλαστικότητας, το ιξωδο-πλαστικό αυτό-συνεπές (Visco-plastic Self-consistent, VPSC) που αναπτύχθηκε από τον Molinari et al. (1987) [200] και επεκτάθηκε από τους Lebensohn και Tome (1993) [196] είναι ένα ευρύτατα χρησιμοποιούμενο μοντέλο προσομοίωσης της εξέλιξης της πλαστικής συμπεριφοράς και του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών, το οποίο συνεχίζει να αναπτύσσεται μέχρι και σήμερα.

Παρόλο, ωστόσο, που τα αυτό-συνεπή μοντέλα αντιμετωπίζουν το σύνολο των μειονεκτημάτων των μοντέλων τύπου-Taylor, παραμένουν και αυτά στατιστικά ή μέσου πεδίου μοντέλα (**Statistical/Mean-Field CP Models**) καθώς βασίζονται σε μικροδομικές περιγραφές βάσει μέσων τιμών των βασικών παραμέτρων της μικροδομής (μέγεθος κόκκων, ποσοστά φάσεων και κατακρημνισμάτων, μορφολογία κόκκων κλπ., κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών, είδος ορίων κόκκων κλπ.) μη λαμβάνοντας υπόψιν τοπικές μικροδομικές ετερογένειες (τοπικές αλληλεπιδράσεις κόκκων με συγκεκριμένους προσανατολισμούς, βάρθρωση μικρο-μηχανικών πεδίων εντός των κόκκων κλπ.) (Σχ.64 (στ)) [182].

Αυτοί οι περιορισμοί των αυτό-συνεπών μοντέλων ομογενοποίησης, αντιμετωπίστηκαν με την ανάπτυξη των μοντέλων κρυσταλλικής πλαστικότητας πλήρους πεδίου (**Full-Field CP Models**) [182], [201], τα οποία έχουν την ικανότητα ενσωμάτωσης περαιτέρω μορφολογικών και δομικών πληροφοριών που περιγράφουν μία μεταλλική μικροδομή, πέραν του κρυσταλλογραφικού ιστού και του μεγέθους/μορφολογίας των κόκκων ή το κατ' όγκον ποσοστό των φάσεων. Η ενσωμάτωση των περαιτέρω πληροφοριών αναπαράστασης της μικροδομής κατέστη δυνατή λόγω, αρχικά, της χρήσης της μεθόδου των πεπερασμένων στοιχείων (**Crystal Plasticity Finite Element Method, CPFEM** - Σχ.64 (ζ)) [121], [202]–[204] ως τεχνικής ομογενοποίησης και, μετέπειτα, εξαιτίας της χρησιμοποίησης της φασματικής μεθόδου (spectral method) επίλυσης που αξιοποιεί την τεχνική των ταχέων μετασχηματισμών Φουριέ (**Crystal Plasticity Fast Fourier Transformation, CPFFT**- Σχ.64 (η)) [188], [201], [205] για την ομογενοποίηση της απόκρισης του εκάστοτε κόκκου του

συσσωματώματος των κόκκων. Και στις δύο προαναφερθείσες μεθόδους πλήρους πεδίου η προς προσομοίωση μικροδομή περιγράφεται, όχι μέσω μέσων τιμών όπως στα αυτό-συνεπή μοντέλα, αλλά μέσω της χρήσης αντιπροσωπευτικών όγκων ελέγχου (Representative Volume Elements, RVEs), οι οποίοι αναπαριστούν ένα αντιπροσωπευτικό στατιστικά κομμάτι της προς προσομοίωση μικροδομής [206]. Οι αντιπροσωπευτικοί όγκοι ελέγχου των μικροδομών μπορεί να πηγάσουν είτε μέσω πειραματικών τεχνικών (3D-EBSD Tomography, Synchrotron X-Rays, HEDM) [188], [207], πληρώντας κατ' αυτόν τον τρόπο τον ορισμό του RVE, ο οποίος είναι η 1 προς 1 αναπαράσταση μίας πραγματικής τρισδιάστατης μικροδομής, είτε μέσω στατιστικής προέκτασης των διδιάστατων στοιχείων (π.χ. EBSD) που περιγράφουν μία μικροδομή στις τρεις διαστάσεις κάνοντας χρήση ειδικών λογισμικών ψηφιακού σχεδιασμού μικροδομών, όπως το DREAM.3D [74], [208] ή το NEPER [209], τα οποία δημιουργούν στατιστικά αντιπροσωπευτικούς όγκους ελέγχου (Statistical Representative Volume Elements, SRVEs). Τα βασικά πλεονεκτήματα των μοντέλων πλήρους πεδίου έγκειται [210]:

- I. Στην εκπλήρωση της ισορροπίας των τάσεων και της συμβατότητας της πλαστικής παραμόρφωσης στα όρια των κόκκων.
- II. Στην αναπαράσταση της πραγματικής γεωμετρίας των ορίων των κόκκων (όχι ελλειψοειδής ή παραλληλόγραμμη), εφόσον η διακριτοποίηση είναι λεπτομερής.
- III. Στην ενσωμάτωση των τοπικών αλληλεπιδράσεων ανάμεσα στους κόκκους καθώς και της προκύπτουσας ανομοιογένειας αναφορικά με παραμόρφωση και τον κρυσταλλογραφικό ιστό στο εσωτερικό του εκάστοτε κόκκου.

Ωστόσο, η ενσωμάτωση τόσο μεγάλου πλήθους πληροφοριών καθιστά τα μοντέλα αυτά υπολογιστικά πολύ ακριβά, ειδικά στην περίπτωση των πεπερασμένων στοιχείων. Παρόλα αυτά, παρότι η χρήση των μετασχηματισμών Φουριέ είναι λιγότερο υπολογιστικά ακριβή - συγκριτικά με τα πεπερασμένα στοιχεία- η ταχύτητα της καθώς και ο αριθμός των ξεχωριστών κόκκων που μπορεί να διαχειριστεί, δεν μπορεί να συγκριθεί με τα αυτό-συνεπή μοντέλα, τα οποία λόγω της ταχύτητας τους και του όγκου των μικροδομών που μπορούν να διαχειριστούν τα καθιστούν ακόμη ιδιαίτερα ελκυστικά είτε σε βιομηχανικό επίπεδο, είτε για την ρύθμιση μοντέλων πλήρους πεδίου [180].

5.3 ΤΟ ΙΞΩΔΟ-ΠΛΑΣΤΙΚΟ ΑΥΤΟ-ΣΥΝΕΠΕΣ (VISCO-PLASTIC SELF-CONSISTENT, VPSC) ΜΟΝΤΕΛΟ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗΣ ΤΗΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, ο υπολογισμός της μηχανικής απόκρισης και της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την πλαστική παραμόρφωση πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών κάνοντας χρήση της θεωρίας της ομογενοποίησης αποτελεί αντικείμενο έρευνας της Φ. Μεταλλουργίας για σχεδόν ένα αιώνα. Μία εκ των αποτελεσματικότερων προσεγγίσεων επίλυσης του σύνθετου αυτού προβλήματος υπήρξε η αυτό-συνεπής προσέγγιση (self-consistent approximation), η οποία χρησιμοποιείται εκτενώς μέχρι και σήμερα. Η ανάπτυξη του ιξωδο-πλαστικού αυτό-συνεπούς (VPSC) μοντέλου υπολογιστικής προσέγγισης της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την πλαστική παραμόρφωση των μεταλλικών υλικών εντοπίζεται στην δουλειά των Molinari et al. [200], οι οποίοι εγκαθίδρυσαν ένα μοντέλο ομογενοποίησης που βασίστηκε σε μία αριθμητική επαναλαμβανόμενη διαδικασία (iterative procedure) υπολογισμού κατά την οποία, μέσω της χρήσης των συναρτήσεων Green, σε κάθε βήμα (iteration) επιλύονται οι μερικές διαφορικές εξισώσεις (M.Δ.Ε., PDEs) που διέπουν την μικρομηχανική απόκριση του εκάστοτε κόκκου που συνιστά μέρος ενός ετερογενούς μεταλλικού υλικού. Το πρωταρχικό μοντέλο του Molinari (1-

site VPSC) [200] στην συνέχεια αναπτύχθηκε περαιτέρω, όταν οι Lebensohn και Tome (1993) [196] στην αριθμητική τους προσέγγιση έλαβαν υπόψιν την ανισοτροπία που χαρακτηρίζει τα πολυκρυσταλλικά μεταλλικά υλικά, γεγονός που οδήγησε στην πρώτη έκδοση του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC.

Από την εγκαθίδρυση της πρώτης μορφής του κώδικα VPSC των Lebensohn και Tome [196], κατά την πάροδο των χρόνων, έχουν δημιουργηθεί αρκετές βελτωμένες εκδόσεις του κώδικα, ώστε να συμπεριληφθούν χαρακτηριστικά που θα επέτρεπαν την υπολογιστική προσομοίωση πολύπλοκων μεταλλουργικών φαινομένων κατά την πλαστική παραμόρφωση των μεταλλικών υλικών, όπως η πλαστική παραμόρφωση μέσω μηχανικών διδυμίων (PTR, VFT) [211], η παραμόρφωση πολυφασικών υλικών [180], η βελτίωση των τεχνικών γραμμικοποίησης (linearization schemes) της ομογενοποιημένης απόκρισης των πολυκρυσταλλικών υλικών [212], η εισαγωγή φυσικών μοντέλων εργοσκήρυνσης έναντι φαινομενολογικών [213], η πρόβλεψη της εξέλιξης του ενδοκρυσταλλικού αποπροσανατολισμού που οδηγεί στην διάσπαση των κόκκων (Grain Fragmentation) [90], [178], [214] κλπ.. Η διαρκής εξέλιξη του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC, συνεπώς, είναι, σε συνδυασμό με την ταχύτητα του, τις μικρές υπολογιστικές του απαιτήσεις και την ακρίβεια των υπολογισμών του, οι λόγοι που τον καθιστούν έναν εκ των ευρύτερα χρησιμοποιούμενων υπολογιστικών τεχνικών κρυσταλλικής πλαστικότητας. Έτσι, παρά την ανάπτυξη μοντέλων πλήρους πεδίου, όπως οι προσεγγίσεις του CPFEM, του CPFEM ή του EVPFEM [207], [215], [216] -το οποίο αποτελεί την εξέλιξη του VPSC- το γεγονός πως αυτές οι τεχνικές είναι πολύ «ακριβές» υπολογιστικά, καθιστά την χρήση του κώδικα VPSC ελκυστική, τόσο για βιομηχανικές εφαρμογές όσο και για την ρύθμιση ή των σχεδιασμό προσομοιώσεων κρυσταλλικής πλαστικότητας πλήρους πεδίου, καθώς το μοντέλο VPSC είναι αρκετές τάξεις μεγέθους ταχύτερο υπολογιστικά [217].

5.3.1 Ο ΚΩΔΙΚΑΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ VPSC

Στην αυτό-συνεπή προσέγγιση ομογενοποίησης της μοναδιαίας απόκρισης των κόκκων ενός μεταλλικού υλικού στον κώδικα VPSC, η πολυκρυσταλλική μικροδομή αναπαρίσταται μέσω της χρήσης στατιστικά αντιπροσωπευτικών (statistically-representative, SR) κόκκων, οι οποίοι αναπαριστούν, κατά μέσο όρο, την συμπεριφορά του συνόλου των κόκκων με τον ίδιο κρυσταλλογραφικό ιστό και μορφολογία σε διαφορετικά τοπικά περιβάλλοντα, όπως αυτό αποτυπώνεται στο Σχήμα 64 (στ). Αυτοί οι στατικά αντιπροσωπευτικοί κόκκοι, δηλαδή, θεωρείται πως αναπαριστούν την διαφορετική μηχανική συμπεριφορά που παρουσιάζουν οι κόκκοι της προς προσομοίωση μικροδομής, με τα χαρακτηριστικά που τους διακρίνουν να είναι ο διαφορετικός κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός και η διαφορετική μορφολογία [196]. Τα κατά βάρος ποσοστά των στατικά αντιπροσωπευτικών κόκκων που χρησιμοποιεί ο κώδικας VPSC είναι τέτοια, ώστε να αναπαράγεται ακριβώς ο κρυσταλλογραφικός ιστός που εισάγεται ως δεδομένο στο υπολογιστικό πρόγραμμα. Όπως αναφέρθηκε και στην βιβλιογραφική ανασκόπηση της παραγράφου 5.2.2, κάθε στατιστικά αντιπροσωπευτικός κόκκος της εικονικής μικροδομής του VPSC αντιμετωπίζεται ως ένα ελλειψοειδές ιξωδο-πλαστικό έγκλεισμα (viscoplastic inclusion), το οποίο είναι ενσωματωμένο εντός ενός ομογενούς ιξωδο-πλαστικού ισοδύναμου μέσου (Homogeneous Effective Medium, HEM), οι ιδιότητες του οποίου προκύπτουν από τον μέσο όρο των αποκρίσεων του συνόλου των αντιπροσωπευτικών κόκκων και οι οποίες σε κάθε βήμα της προσομοίωσης (iteration) προσαρμόζονται αυτό-συνεπώς [196]. Έτσι, τόσο ο κάθε αντιπροσωπευτικός κόκκος όσο και το ισοδύναμο μέσο που τον περιβάλλει παρουσιάζουν ανισοτροπική μηχανική συμπεριφορά κατά την πρόοδο της παραμόρφωσης.

Αναφορικά με την πλαστική παραμόρφωση του εκάστοτε αντιπροσωπευτικού κόκκου, αυτή θεωρείται πως πραγματοποιείται, στην περίπτωση υλικών όπως το AA3104 που πραγματεύεται η παρούσα εργασία, μέσω του μηχανισμού της ολίσθησης των διαταραχών, ο οποίος εκκινείται όταν σε κάποιο/α από τα συστήματα ολίσθησης του κόκκου αναλυθεί η απαιτούμενη διατμητική τάση. Συνέπεια των παραπάνω παραδοχών αποτελεί το γεγονός πως η αναπαράσταση μίας πραγματικής πολυκρυσταλλικής μικροδομής στον κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC δεν είναι χωρικά αντιπροσωπευτική, όπως στην περίπτωση των προσεγγίσεων πλήρους πεδίου [218]–[220].

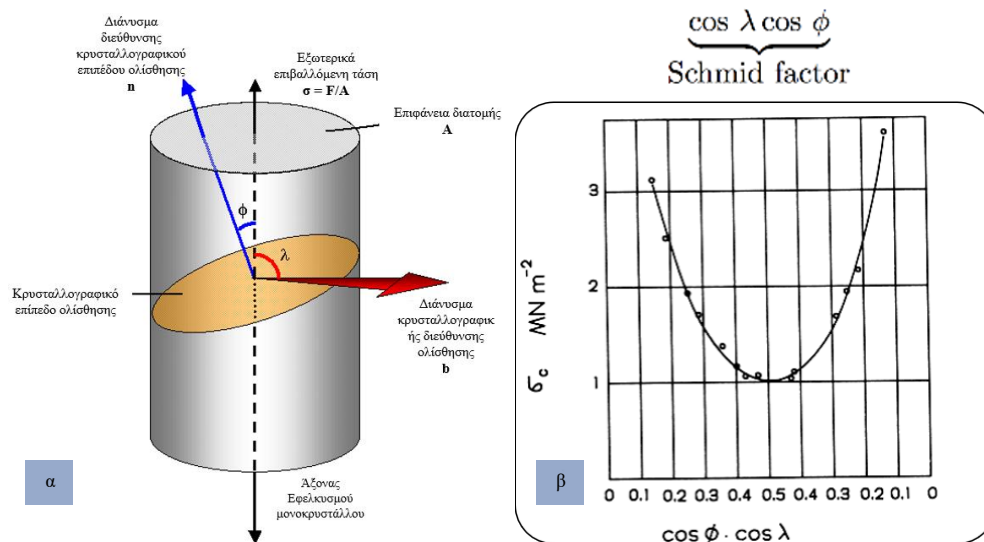
Ένα ακόμα σημαντικό σημείο, σε σχέση με τον τρόπο ομογενοποίησης του κώδικα VPSC, είναι το γεγονός πως οι ελαστικές παραμορφώσεις της μικροδομής καθότι είναι αρκετά μικρότερες των πλαστικών, δεν λαμβάνονται υπόψιν στον υπολογισμό της προόδου της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού. Κατά συνέπεια, ο ρυθμός πλαστικής παραμόρφωσης, μέσω των βασικών εξισώσεων του ξωδο-πλαστικού μοντέλου, συσχετίζεται με το τασικό πεδίο της τρέχουσας διαμόρφωσης της μικροδομής αξιοποιώντας την κινηματική μικρών παραμορφώσεων της μηχανικής του συνεχούς παραμορφώσιμου σώματος, ώστε να εξαχθούν οι απαραίτητες σχέσεις ανάμεσα στον τανυστή των τάσεων (Cauchy) και τον τανυστή της βάρθρωσης της ταχύτητας (Velocity Gradient) [186], [218]. Εφόσον υπολογιστεί η βάρθρωση της ταχύτητας, η πρόοδος της μικροδομής και των μικρο-μηχανικών μεταβλητών δύναται να υπολογιστεί ολοκληρώνοντας το πεδίο της βάρθρωσης της ταχύτητας της μικροδομής που προκύπτει κατά την πλαστική παραμόρφωση, σε μικρά χρονικά βήματα (time increments) για να ανανεώνεται η διαμόρφωση της μικροδομής καθώς αυτή παραμορφώνεται πλαστικά [220].

5.3.2 ΠΛΑΣΤΙΚΗ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ ΜΟΝΟΚΡΥΣΤΑΛΛΩΝ

Σύμφωνα με όσα αναφέρθηκαν στα παραπάνω κεφάλαια, η ολίσθηση των διαταραχών συνιστά τον κύριο μηχανισμό πλαστικής παραμόρφωσης των μεταλλικών υλικών. Ο μηχανισμός της ολίσθησης των διαταραχών, όντας κρυσταλλογραφικός στην φύση του, απαιτεί την εφαρμογή μίας διατμητικής τάσης για να πραγματοποιηθεί η ολίσθηση τους και περιγράφεται μέσω του νόμου του Schmid. Ο νόμος του Schmid περιγράφει ποιο εκ των συστημάτων ολίσθησης (βλ. Πίνακα 7) που χαρακτηρίζουν ένα μονοκρύσταλλο, ενεργοποιείται κατά την εφαρμογή μίας εξωτερικά επιβαλλόμενης τάσης, ώστε να υπάρξει πλαστική παραμόρφωση [221]. Στην περίπτωση της μονοαξονικής εφελκυστικής φόρτισης ενός μονοκρυστάλλου του Σχήματος 65 (α) ο νόμος του Schmid δίνεται από την σχέση:

$$\tau_{CRSS} = \frac{F}{A} \cos\phi \cos\lambda = \sigma \cos\phi \cos\lambda = \sigma \mu \quad (5.1)$$

Το σύστημα ολίσθησης, το οποίο ενεργοποιείται κατά την εφαρμογή της εξωτερικά επιβαλλόμενης φόρτισης, είναι εκείνο στο οποίο εντοπίζεται η μέγιστη τιμή της κρίσιμης αναλυόμενης διατμητικής τάσης (τ_{CRSS}), η οποία απαιτείται να εφαρμοστεί για να υπερβληθεί η αντίσταση στην μετακίνηση των διαταραχών. Το σύστημα ολίσθησης που ενεργοποιείται, συνεπώς, είναι εκείνο, το οποίο για την δεδομένη φόρτιση, χαρακτηρίζεται από την μεγαλύτερη τιμή του παράγοντα του Schmid ($\mu = \cos\phi \cos\lambda$). Το σύστημα ολίσθησης αυτό καλείται πρωτογενές σύστημα ολίσθησης (primary slip system), καθώς είναι το πρώτο που ενεργοποιείται, και εξαρτάται άμεσα από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό του μονοκρυστάλλου, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 65 (β).



Σχήμα 65: α) Σχηματική αναπαράσταση των παραμέτρων του νόμου του Schmid, β) Οι διάφορες τιμές που μπορεί να λάβει η τάση διαρροής ενός μονοκρυστάλλου (σ_0) λόγω του διαφορετικού αρχικού του προσανατολισμού, συναρτήσει του οποίου ο παράγοντας (μ) μεταβάλλεται [221].

Ωστόσο, κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης του κρυστάλλου, λόγω της μετατόπισης του άξονα εφέλκυσμού που προκαλείται εξαιτίας της περιστροφής του πλέγματος του μονοκρυστάλλου που παραμορφώνεται πλαστικά, κάποιο άλλο εκ των συστημάτων ολίσθησης δύναται να ενεργοποιηθεί εφόσον ικανοποιεί το κριτήριο ολίσθησης του Schmid:

$$\tau^\sigma - \tau_{CRSS} = 0 \quad (\leq 0) \quad (5.2)$$

,όπου τ^σ είναι η αναλυόμενη διατμητική τάση επί ενός συστήματος ολίσθησης διαφορετικού του ενεργού. Βάσει των παραπάνω, στην περίπτωση μονοκρυστάλλων, ο νόμος του Schmid μπορεί να γενικευτεί και να λάβει την παρακάτω μορφή:

$$\sigma M^s - \tau_{CRSS} = 0 \quad \text{ή} \quad S M^s - \tau_{CRSS} = 0 \quad (5.3)$$

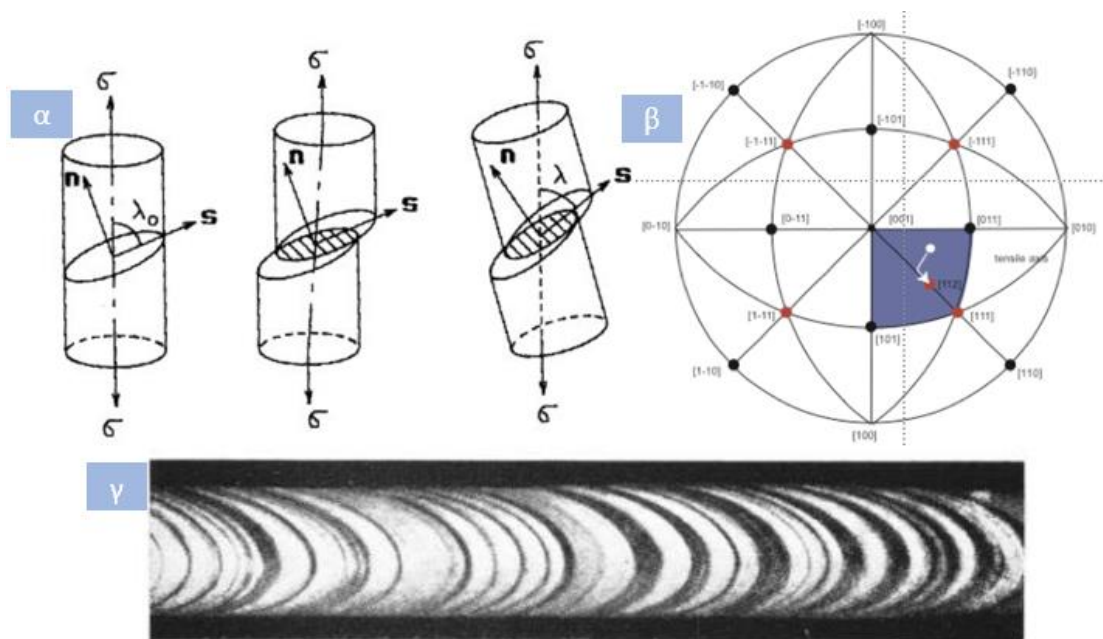
, όπου σ είναι ο τανυστής (Cauchy) των τάσεων, S είναι ο τανυστής των διατμητικών τάσεων (καθώς οι υδροστατικές τάσεις δεν προκαλούν παραμόρφωση) και M^s είναι η έκφραση του παράγοντα του Schmid ως πίνακα, στην οποία περιλαμβάνεται το σύνολο των δυνατών (οκταεδρικών) συστημάτων ολίσθησης ενός μονοκρυστάλλου (12 στην περίπτωση του FCC, 48 στην περίπτωση του BCC κλπ.) [221].

Συναρτήσει, λοιπόν, της κρυσταλλογραφικής θεωρίας της ολίσθησης, η μεταβολή του προσανατολισμού του άξονα της φόρτισης κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης, εξαιτίας της περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος του μονοκρυστάλλου, είναι αυτή που καθορίζει ποιο σύστημα ολίσθησης θα είναι το ενεργό καθώς λόγω της περιστροφής του πλέγματος μεταβάλλονται οι τιμές του παράγοντα του Schmid που χαρακτηρίζει τα διάφορα συστήματα ολίσθησης (Σχ. 65 (β)) [83]. Η περιστροφή, συνεπώς, του κρυσταλλικού πλέγματος κατά την μονοαξονική φόρτιση ενός μονοκρυστάλλου δίνεται από την σχέση [53], [55]:

$$D = d + \gamma (d \cdot n) b \quad (5.4)$$

,όπου d και D είναι οι κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί του άξονα φόρτισης (π.χ. εφέλκυσμού) πριν και μετά την έναρξη της πλαστικής παραμόρφωσης, n και b είναι τα

μοναδιαία διανύσματα που εκφράζουν το επίπεδο και την διεύθυνση της ολίσθησης και γ είναι η διαμητική παραμόρφωση που έχει προκληθεί λόγω της ολίσθησης, όπως φαίνεται στο Σχήμα 66.



Σχήμα 66: α) Μετατόπιση του άξονα εφελκυσμού προς την διεύθυνση της ολίσθησης κατά τον εφελκυσμό ενός μονοκρυστάλλου, β) Απεικόνιση της μετατόπισης του άξονα εφελκυσμού συναρτήσει του προσανατολισμού του μονοκρυστάλλου, γ) Αποτέλεσμα της περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος κατά τον εφελκυσμό ενός μονοκρυστάλλου ψευδαργύρου [53], [55] .

Παρόλα αυτά, η ακριβής πρόβλεψη του ενεργού ή των ενεργών συστημάτων ολίσθησης βάσει των οποίων παραμορφώνεται ένας μονοκρυστάλλος, όταν δεν είναι γνωστές οι οριακές συνθήκες της φόρτισης (stress boundary conditions) του, δεν είναι δυνατή [53]. Αυτή η κατάσταση επικρατεί στην περίπτωση της παραμόρφωσης των πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών, όπου οι κόκκοι παρουσιάζουν διαφορετικούς προσανατολισμούς, ενώ οι συνθήκες φόρτισης του κάθε κόκκου διαφέρουν από τις μακροσκοπικές συνθήκες φόρτισης του μεταλλικού υλικού, οι οποίες συχνά είναι σύνθετες [8]. Έτσι, για την περίπτωση της πλαστικής παραμόρφωσης των πολυκρυσταλλικών υλικών, όπου συχνά είναι γνωστές οι συνθήκες της παραμόρφωσης, έχουν προταθεί διάφορες θεωρίες σχετικά με την ενεργοποίηση των συστημάτων ολίσθησης που προκαλούν την πλαστική παραμόρφωση. Τα κριτήρια αυτά βασίστηκαν στην φυσική της μικρομηχανικής που εκφράζει ο νόμος του Schmid, ενώ διέφεραν στον τρόπο με τον οποίον διάλεγαν το ποια συστήματα ολίσθησης ενεργοποιούνται για δεδομένες παραμορφώσεις πολυκρυσταλλικών υλικών. Τα γνωστότερα κριτήρια ολίσθησης που αναπτύχθηκαν για την πρόβλεψη της προόδου της πλαστικής παραμόρφωσης των πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών, χρονολογικά, ήταν [8]:

- I. Το κριτήριο του Sachs (1928)
- II. Το κριτήριο του Taylor (1938)
- III. Το βελτιωμένο κριτήριο του Taylor από τους Bishop & Hill (1951)
- IV. Το κριτήριο ιξωδοπλαστικής ολίσθησης του Hutchinson (1976)

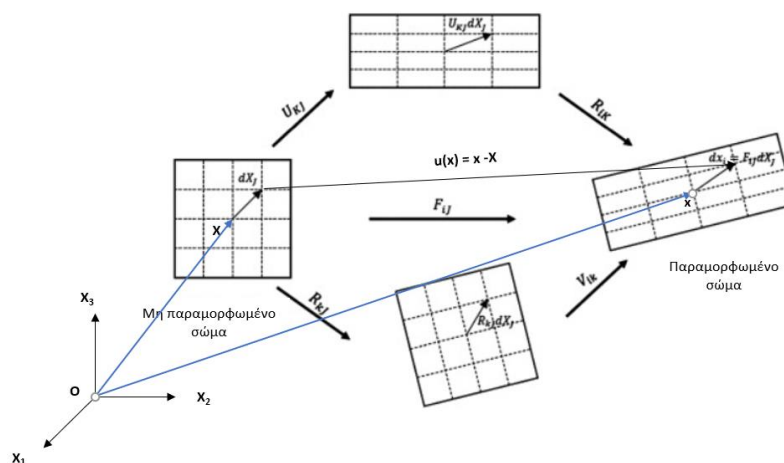
Βάσει, λοιπόν, των παραπάνω κριτηρίων αναπτύχθηκαν και αντίστοιχες τεχνικές ομογενοποίησης (Homogenization Schemes) [8] της απόκρισης του κάθε κόκκου για τον υπολογισμό της συνολικής απόκρισης του συσσωματώματος των κόκκων κατά την μακροσκοπικά επιβαλλόμενη παραμόρφωση του. Τα παραπάνω αποτελούν αντικείμενο της θεωρίας της κρυσταλλικής πλαστικότητας (Crystal Plasticity) [8], ο υπολογιστικός κλάδος της οποίας συνεχίζει να εξελίσσεται μέχρι και σήμερα, ώστε να συμπεριλάβει και άλλους μηχανισμούς παραμόρφωσης (π.χ. μηχανικός διδυμισμός), αλλά και να γίνει ακριβέστερος αναφορικά με τις προβλέψεις του, τόσο με την εξέλιξη της παραμόρφωσης στον εκάστοτε κόκκο ενός μετάλλου, του οποίου ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός μεταβάλλεται κατά την πρόοδο της παραμόρφωσης οδηγώντας σε ακριβείς προβλέψεις της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού, όσο και με την περιγραφή σύνθετων φαινομένων πλαστικότητας, όπως το φαινόμενο Bauschinger [182], [222].

5.3.3 ΒΑΣΙΚΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΤΟΥ ΚΩΔΙΚΑ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ VPSC

Στο κομμάτι της προσομοίωσης που πραγματεύεται η παρούσα εργασία, αναφορικά με την εν ψυχρώ έλαση του AA3104, χρησιμοποιήθηκε ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC, στην τελευταία του έκδοση (VPSC7d) που αναπτύχθηκε από τους Lebensohn και Tome στο εθνικό εργαστήριο του Λος Άλαμος (Los Alamos National Laboratory, LANL) [223].

Προτού αναλυθούν τα βασικά στοιχεία του μοντέλου πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC, χάριν ευκολίας ως προς την κατανόηση των βασικών εξισώσεων του μοντέλου, θα αναφερθούν κάποια βασικά στοιχεία μηχανικής του συνεχούς παραμορφώσιμου σώματος, τα οποία αναλύονται λεπτομερέστερα στο **Παράρτημα 1** [223]. Αναφορικά με την κινηματική της παραμόρφωσης χρήσιμο είναι να οριστούν τα σημεία από όπου αυτή ορίζεται. Κατά συνέπεια, στα κινηματικά μεγέθη που θα αναφερθούν οι παρακάτω μεταβλητές ορίζονται ως εξής (Σχ.67) [223]:

- I. \mathbf{X} : οι αρχικές συντεταγμένες ενός υλικού σημείου εντός του μη-παραμορφωμένου σώματος
- II. $\mathbf{x}(\mathbf{X})$: οι τελικές συντεταγμένες του υλικού σημείου εντός του παραμορφωμένου σώματος
- III. $\mathbf{u} = \mathbf{x} - \mathbf{X}$: η μετατόπιση του υλικού σημείου λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης



Σχήμα 67: Πολική διάσπαση του ταυστή της παραμόρφωσης, ώστε να περιγραφεί ως ένας συνδυασμός περιστροφής και παραμόρφωσης.

Η τοπική (σε επίπεδο κόκκων) και η μακροσκοπική (της συνολικής πολυκρυσταλλικής μικροδομής του AA3104) παραμόρφωση κατά την πρόοδο της ψυχρής έλασης (διαδοχικοί εν ψυχρώ υποβιβασμοί) περιγράφεται και καθορίζεται μέσω του τανυστή βάρθρωσης της ταχύτητας (velocity gradient, L_{ij}) και του τανυστή βάρθρωσης της παραμόρφωσης (deformation gradient, F_{ij}), οι οποίοι ορίζονται από τις παρακάτω σχέσεις [179]¹:

$$L_{ij} = \frac{\partial \dot{x}_i^c}{\partial x_j} \quad (5.5)$$

$$F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (5.6)$$

Με τις συντεταγμένες του μετατοπισμένου σημείου λόγω της παραμόρφωσης να δίνονται από την σχέση:

$$x_i = F_{ij}X_j \quad (5.7)$$

Ο τανυστής της βάρθρωσης της ταχύτητας μπορεί να διασπαστεί στον τανυστή του ρυθμού της παραμόρφωσης (D_{ij}) και στον τανυστή του ρυθμού περιστροφής του σώματος (W_{ij}) κατά την πλαστική του παραμόρφωση, οι οποίοι συνιστούν το συμμετρικό και το αντισυμμετρικό κομμάτι του L_{ij} αντίστοιχα. Καθώς ο κώδικας VPSC χρησιμοποιεί τους στιγμιαίους ρυθμούς του εκάστοτε τανυστή στην υπολογιστική προσέγγιση της πλαστικής παραμόρφωσης και καθώς ισχύει η σχέση $\dot{F} = L \cdot F$ (βλ. παράρτημα 1), σε κάθε βήμα (incrementally) υπολογισμού του κώδικα ο τανυστής βάρθρωσης της παραμόρφωσης (και κατά συνέπεια και ο τανυστής βάρθρωσης της ταχύτητας) ενημερώνεται σύμφωνα με την παρακάτω εξίσωση [201]:

$$F^{(νέος)} = (F^{(παλιός)} + \dot{F} \Delta t) = (I + L \Delta t)F^{(παλιός)} \quad (5.8)$$

Για να προσομοιωθεί η εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού, θα πρέπει οι συνθήκες που περιγράφουν την πλαστική παραμόρφωση κατά την εν ψυχρώ έλαση κατά την χρήση του κώδικα VPSC, να εισαχθούν υπό την κατάλληλη μορφή, ώστε να οριστούν οι οριακές συνθήκες αναφορικά με το τασικό και το παραμορφωσιακό πεδίο που χαρακτηρίζουν την εκάστοτε μεταλλοτεχνική κατεργασία, και εν προκειμένω την έλαση. Στη περίπτωση του κώδικα VPSC θα πρέπει να δοθεί ως δεδομένο ο τανυστής βάρθρωσης της ταχύτητας που περιγράφει την έλαση, υπό την ακόλουθη μορφή [179]:

$$L = \begin{pmatrix} L_{11} & L_{12} & L_{13} \\ L_{21} & L_{22} & L_{23} \\ L_{31} & L_{32} & L_{33} \end{pmatrix} \cdot \dot{\epsilon} \quad (5.9)$$

,όπου $\dot{\epsilon}$ είναι ο ρυθμός της παραμόρφωσης (s^{-1}).

Η έλαση στις πλείστες των περιπτώσεων μοντελοποιείται αναφορικά με τον μηχανισμό της παραμόρφωσης που λαμβάνει χώρα ανάμεσα στα ραούλα εργασίας ως επίπεδη συμπίεση ($L_{11} = -L_{33}$), γεγονός που είναι πολύ κοντά στην πραγματικότητα όταν ο λόγος του τόξου επαφής των ραούλων εργασίας προς το μέγεθος του υποβιβασμού (l/h) [83] χαρακτηρίζεται

¹ Οι τανυστές που σημειώνονται με κεφαλαία γράμματα αναφέρονται στο μακροσκοπικό (πολυκρυσταλλικό) επίπεδο, ενώ με μικρά σημειώνονται οι αντίστοιχοι που χαρακτηρίζουν την συμπεριφορά σε μικροσκοπικό (επίπεδο κόκκων) επίπεδο.

από τιμές μεγαλύτερες του 0,5. Σε περίπτωση που ο λόγος είναι μικρότερος του 0,5 εκτός της επίπεδης συμπίεσης ένα μεγάλο μέρος του πάχους του φύλλου παραμορφώνεται και μέσω του μηχανισμού της διάτμησης (τα συστατικά L_{12} , L_{13} , L_{23} , ανάλογα του μηχανισμού – απλή διάτμηση ή διάτμηση- , δεν είναι μηδενικά) γεγονός που απαιτεί πιο σύνθετες περιγραφές του τανυστή βάρμωσης της ταχύτητας κατά την πλαστική παραμόρφωση [179]. Στις περισσότερες των περιπτώσεων η μακροσκοπικά επιβαλλόμενη παραμόρφωση θεωρείται ομογενής, επομένως οι οριακές συνθήκες εφαρμόζονται με την επιβολή του τανυστή βάρμωσης της ταχύτητας, ο οποίος προσομοιώνει την έλαση ως επίπεδη συμπίεση. Για πιο σύνθετους μηχανισμούς παραμόρφωσης, όπως επίπεδη συμπίεση και απλή διάτμηση, ο τανυστής της βάρμωσης της ταχύτητας είναι δύσκολο να εφαρμοστεί μακροσκοπικά και συνήθως η περιγραφή του προκύπτει από άλλου είδους υπολογιστικών προσομοιώσεων της έλασης, όπως τα πεπερασμένα στοιχεία [218],[220] (Finite Element Method, FEM) ή μέσω αναλυτικών μοντέλων υπολογισμού βάσει της τεχνικής των γραμμών πλαστικής διαρροής [224] (Flow Line Method, FLM) για την κατεργασία της έλασης.

Ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC, συχνά, όπως και στην περίπτωση της παρούσας εργασίας, χρησιμοποιείται για την προσομοίωση της μικρομηχανικής απόκρισης (ενεργοποίηση συστημάτων ολίσθησης, προκύπτουσες τάσεις και παραμορφώσεις, αλλαγή προσανατολισμού και μορφολογίας των κόκκων, εργοσκήρυνση, ανισοτροπία κλπ.) του υλικού που παραμορφώνεται πλαστικά, μέσω της οποίας μπορεί να υπολογιστεί η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού και της ανισοτροπίας μετά το πέρας της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας της έλασης [223].

Στην ιξωδο-πλαστική αυτό-συνεπή υπολογιστική προσέγγιση (βλ. παράρτημα 1), κάθε κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός ή κόκκος μίας πολυκρυσταλλικής μικροδομής αντιμετωπίζεται ως ένα ελλειψοειδές, ιξωδο-πλαστικό έγκλεισμα, το οποίο είναι ενσωματωμένο εντός ενός ισοδύναμου, ιξωδο-πλαστικού μέσου (HEM, Σχ.64 (ζ)) [179] με το οποίο αλληλεπιδρά και το οποίο χαρακτηρίζεται από τις ιδιότητες που, κατά μέσο όρο, χαρακτηρίζουν την πολυκρυσταλλική μικροδομή [223]. Οι ιδιότητες που χαρακτηρίζουν κατά μέσο όρο την προς προσομοίωση μικροδομή δεν είναι γνωστές a priori, αλλά προσαρμόζονται «αυτό-συνεπώς» σε κάθε βήμα (increment) της προσομοίωσης, ώστε να συμπίπτουν με τον μέσο όρο της μηχανικής απόκρισης όλων των κόκκων που προσομοιώνονται από το πρόγραμμα [223].

Στο επίπεδο των κόκκων, ο καθένας εκ των οποίων είναι στατιστικά αντιπροσωπευτικός των δεδομένων που εισήχθησαν στο πρόγραμμα, η πλαστική παραμόρφωση πραγματοποιείται μέσω του μηχανισμού της ολίσθησης στην περίπτωση του AA3104. Κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης, η εξέλιξη της ολίσθησης επί των δεδομένων συστημάτων ολίσθησης του FCC που είναι ενεργά, λαμβάνεται υπόψιν μέσω της ακόλουθης εξίσωσης, όπου ο ρυθμός παραμόρφωσης (σε μικροσκοπικό επίπεδο) ε_{ij} -για έναν δεδομένο κόκκο- συσχετίζεται με τον τανυστή των τάσεων σ_{ij} που εξασκούνται στον κόκκο (ο οποίος διαφέρει από τον μακροσκοπικό τανυστή των τάσεων) [179]:

$$\varepsilon_{ij}(\bar{x}) = \sum_{s=1}^N m_{ij}^s \gamma^s(\bar{x}) = \dot{\gamma}_0 \sum_{s=1}^N m_{ij}^s \left(\frac{m_{kl}^s \sigma_{kl}(\bar{x})}{\tau_0^s} \right)^n \quad (5.10)$$

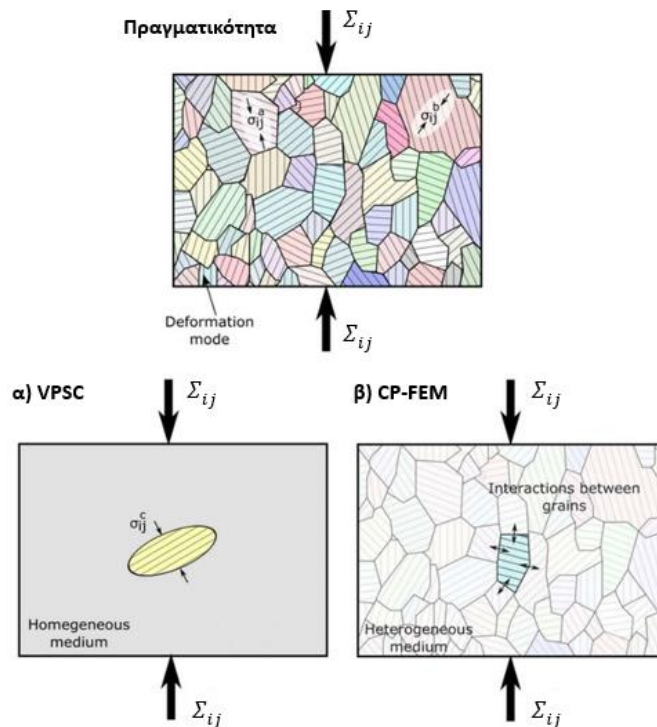
, όπου $\dot{\gamma}_0$ και τ_0^s είναι οι οριακές τιμές του ρυθμού διάτμησης και της κρίσιμης αναλυόμενης διατμητικής τάσης για την εκκίνηση της πλαστικής παραμόρφωσης, n είναι μία ποσότητα που εκφράζει την επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης ($=1/m$, inverse strain rate sensitivity), N είναι ο αριθμός των συστημάτων ολίσθησης ($N=12$ στο AA3104- FCC) και m_{ij}^s είναι ο παράγοντας του Schmid για το σύνολο των διαθέσιμων συστημάτων ολίσθησης, ενώ ο δείκτης (s) δηλώνει τον κόκκο για τον οποίο εφαρμόζεται η σχέση [223].

Το φαινόμενο της εργοσκλήρυνσης κατά την πλαστική παραμόρφωση του υλικού λαμβάνεται υπόψιν, ώστε να ανανεώνεται η τιμή της παραμέτρου τ_0^s , μέσω διαφόρων μοντέλων, όπως το γενικευμένο μοντέλο του Voce [20], [69], [185] ή η τροποποιημένη εξίσωση εξέλιξης της εργοσκλήρυνσης των Bronkhorst και Kalidindi [213] (βλ. παράρτημα 1). Η εξίσωση 5.6 αναπαριστά ένα σύστημα 5 μη γραμμικών εξισώσεων που συνδέουν τα 5 ανεξάρτητα συστατικά του τανυστή του ρυθμού παραμόρφωσης (είναι 5 και όχι 6 λόγω της συνθήκης της μη-συμπιεστότητας κατά την οποία τα συστατικά της διαγώνιου του τανυστή πρέπει να αθροίζονται στο 0) με τα αντίστοιχα 5 συστατικά του τανυστή των αποκλινουσών τάσεων (οι υδροστατικές δεν προκαλούν πλαστική παραμόρφωση) [201], [225].

Αναφορικά με την ομογενοποίηση της απόκρισης του εκάστοτε κόκκου στον κώδικα VPSC, ο ρυθμός παραμόρφωσης (ϵ_{ij}) και το τασικό πεδίο (σ_{ij}) σε κάθε κόκκο (s) συσχετίζονται με τον μέσο μακροσκοπικό (της πολυκρυσταλλικής μικροδομής) ρυθμό παραμόρφωσης (D_{ij}) και το αντίστοιχο τασικό πεδίο (Σ_{ij}) μέσω της παρακάτω εξίσωσης αλληλεπίδρασης [179]:

$$(D_{ij} - \epsilon_{ij}) = -n^{\text{eff}} \tilde{M} : (\Sigma_{ij} - \sigma_{ij}) \quad (5.11)$$

Οι αλληλεπιδράσεις που πραγματεύεται η εξίσωση 5.7 παρουσιάζονται, συγκριτικά με την μέθοδο CP-FEM, γραφικά στο Σχήμα 68.



Σχήμα 68: Διαφορές στις αλληλεπιδράσεις των κόκκων με το περιβάλλον τους κατά τις προσομοιώσεις κρυσταλλικής πλαστικότητας με: α) τον κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC, β) με την μέθοδο πλήρους πεδίου CP-FEM [110].

Ο τανυστής \tilde{M} της εξίσωσης 5.7 καλείται τανυστής ιξωδο-πλαστικής αλληλεπίδρασης, ενώ η παράμετρος n^{eff} αντιπροσωπεύει την «ευαισθησία» του ισοδύναμου μέσου (HEM) στον επιβαλλόμενο ρυθμό παραμόρφωσης καθώς ρυθμίζει την σύνδεση του τρόπου επίδρασης της ανομοιογενούς κατανομής των τάσεων γύρω από το ισοδύναμο έγκλεισμα στον ρυθμό παραμόρφωσης τους. Όσο, συνεπώς, η τιμή της παραμέτρου n^{eff} μικραίνει η ακαμψία (stiffness) που χαρακτηρίζει το ισοδύναμο ομογενές μέσο αυξάνεται, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 11. Δηλαδή, για τις οριακές τιμές 0 και $+\infty$, ο κώδικας VPSC συμπίπτει με τα μοντέλα των Taylor και Sachs αντίστοιχα (βλ. παράρτημα 1). Ωστόσο, οι τιμές της παραμέτρου n^{eff} κυμαίνονται ανάμεσα στο 1 (Secant approach) και στην τιμή του n η οποία συνήθως είναι 20 ($1/m = 1/0.05=20$, tangent approach) [223].

Μέσω αυτής της τροποποίησης, αναφορικά με την προσέγγιση ομογενοποίησης, ο κώδικας VPSC επιτρέπει σε κάθε κόκκο να παραμορφώνεται διαφορετικά -σε αντίθεση με το μοντέλο του Taylor- με την επιλογή της παραμέτρου n^{eff} να επηρεάζει την έκταση της παραμόρφωσης αυτής, καθώς ρυθμίζοντας την ακαμψία του HEM επηρεάζει την αλληλεπίδραση του με τον κόκκο που είναι ενσωματωμένος στο εσωτερικό του [108], [154], [174]. Ωστόσο, αυτή η δυνατότητα του κώδικα VPSC επιτρέπει με την κατάλληλη ρύθμιση της παραμέτρου n^{eff} την κατά πολύ ακριβέστερη προσομοίωση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης κατά την πρόοδο μεταλλοτεχνικών κατεργασιών, όπως η ψυχρά έλαση, συγκριτικά με άλλα στατιστικά ή μέσου πεδίου μοντέλα κρυσταλλικής πλαστικότητας (Taylor FC, Relaxed Constraints, TBH κλπ.) [185], [201], [212], [223].

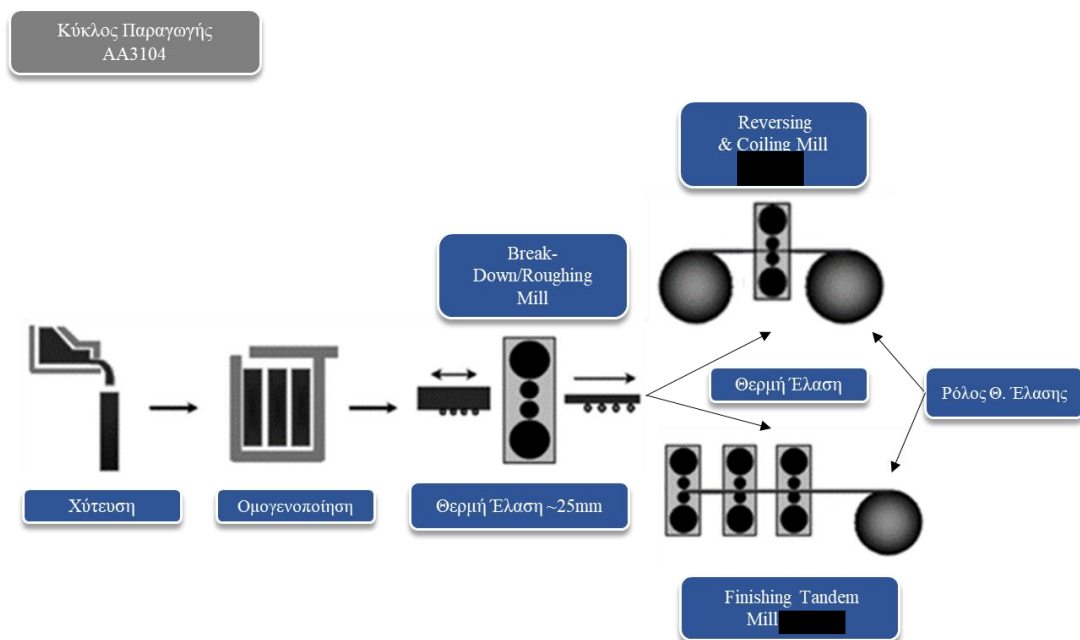
Πίνακας 11: Η επίδραση της προσέγγισης αλληλεπίδρασης κόκκου-HEM στην ακαμψία του ισοδύναμου ομογενούς μέσου.

n^{eff}	Προσέγγιση αλληλεπίδρασης (Linearization Scheme)	Ακαμψία ομογενούς ισοδύναμου μέσου (HEM)
0	Taylor	Πολύ δύσκαμπτο
1	Secant	Δύσκαμπτο
*	Affine	Σχετικά δύσκαμπτο
10	Intermediate	Ενδιάμεσης ακαμψίας
20	Tangent	Προσαρμόσιμο

Κεφάλαιο 6

ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ – ΜΕΘΟΔΟΛΟΓΙΑ

Στο πλαίσιο της παρούσας διπλωματικής εργασίας παρελήφθησαν από την ΕΛ.Β.ΑΛ. Α.Ε., η οποία αποτελεί τον τομέα έλασης αλουμινίου της ΕΛΒΑΛΧΑΛΚΟΡ Α.Ε., δείγματα του κράματος AA3104, τα οποία αντιστοιχούν σε δύο διαφορετικά σχέδια εν ψυχρώ έλασης. Η διαφορά των δύο σχεδίων έλασης έγκειται στο γεγονός πως στην εκάστοτε περίπτωση το φύλλο της θερμής έλασης (hot band) παρήχθη μέσω διαφορετικής τεχνολογίας ελάστρων θερμής έλασης, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 69.



Σχήμα 69: Σχηματική αναπαράσταση του κύκλου παραγωγής του AA3104 μέχρι την εν θερμώ του κατεργασία. Στο σχήμα παρατηρούνται οι δύο διαφορετικές τεχνολογίες θερμής έλασης πλατεών επίπεδων προϊόντων αλουμινίου, οι οποίες αποτελούν την ειδοποιό διαφορά ανάμεσα στα δύο σχέδια εν ψυχρώ έλασης που μελετώνται στην παρούσα εργασία.

Η τυπική χημική σύσταση του AA3104 που παρελήφθη και στις δύο περιπτώσεις, είναι εντός της τυπικής χημικής σύστασης του κράματος, όπως αυτή παρουσιάστηκε στον Πίνακα 6, ενώ τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά των δειγμάτων που προέκυψαν από τα δύο σχέδια έλασης παρουσιάζονται στους Πίνακες 12&13, στον οποίο παρουσιάζεται και η κωδικοποίηση των δειγμάτων που ακολουθηθεί στο πειραματικό μέρος της παρούσας εργασίας. Η παραγωγική διαδικασία που ακολουθήθηκε κατά εν ψυχρώ κατεργασία του AA3104 παρουσιάζεται και για τις δύο περιπτώσεις στο Σχήμα 70 (α), όπου παρουσιάζονται τα μοναδιαία παραγωγικά στάδια από όπου έγινε η δειγματοληψία για την εκπόνηση της παρούσας εργασίας.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

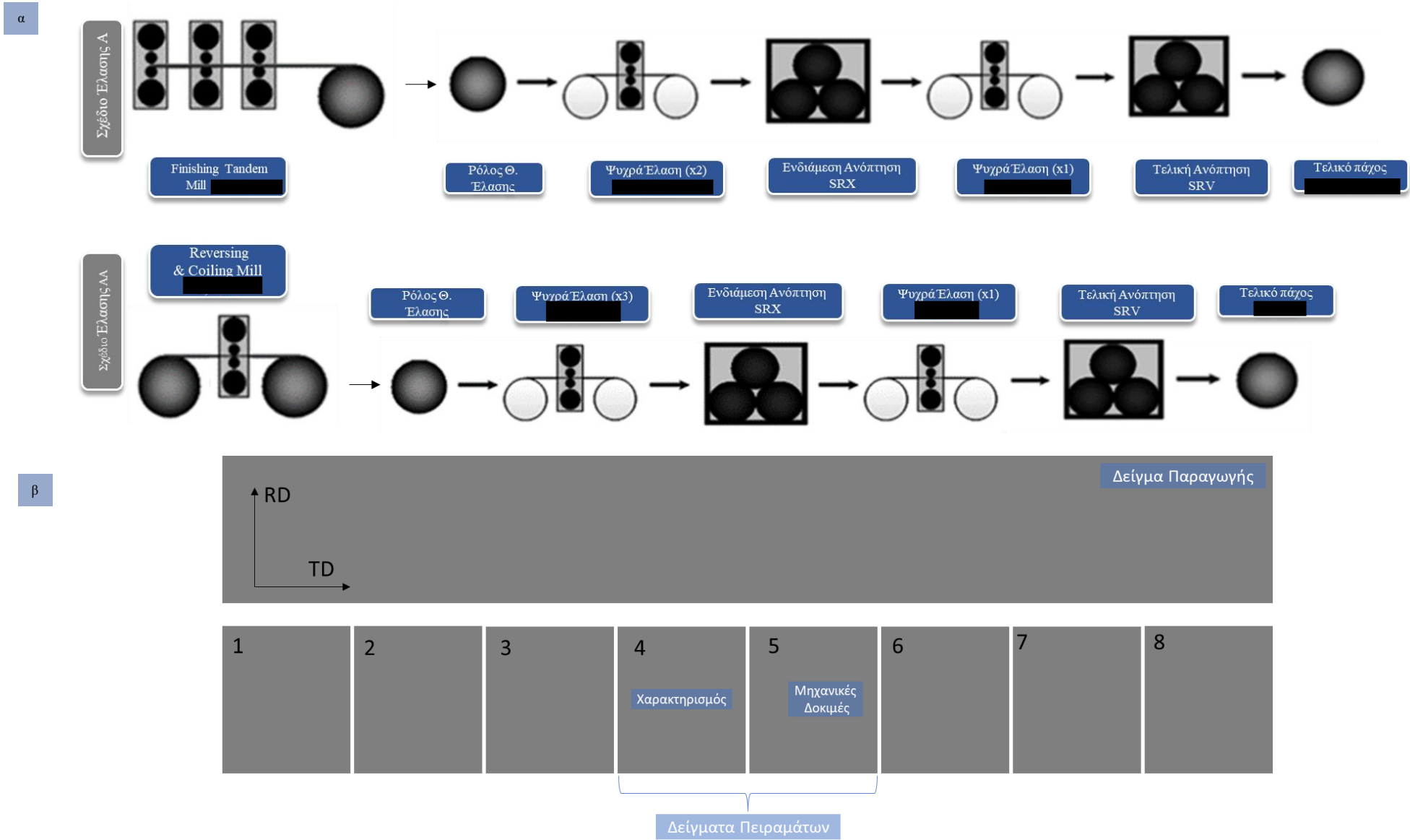
Πίνακας 12: Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A. Το φύλλο της θερμής έλασης προέρχεται από θερμό έλαστρο τεχνολογίας Tandem.

AA3104 - Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A					
Κατάσταση	Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Μερικός υποβιβασμός (%)	Συνολικός υποβιβασμός (%)	Αληθής παραμόρφωση (ετ)
Φύλλο Θ.Ε.	A		-	-	-
1ος υποβιβασμός	B		54.17	54.17	-0.78
2ος υποβιβασμός	C		51.82	77.92	-1.51
Ενδιάμεση ανόπτηση ανακρυστάλλωσης (SRX)	C_RX		-	-	-
3ος υποβιβασμός (Τελικός)	D		55.66	55.66	-0.81
Τελική ανόπτηση αποκατάστασης (SRV)	D_RV		-	-	-

Πίνακας 13: Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης AA. Το φύλλο της θερμής έλασης προέρχεται από θερμό έλαστρο τεχνολογίας Reversing & Coiling.

AA3104 - Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης AA					
Κατάσταση	Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Μερικός υποβιβασμός (%)	Συνολικός υποβιβασμός (%)	Αληθής παραμόρφωση (ετ)
Φύλλο Θ.Ε.	AA		-	-	-
1ος υποβιβασμός	BB		50.00	20.83	-0.23
2ος υποβιβασμός	CC		52.63	62.50	-0.98
3ος υποβιβασμός	DD		46.67	80.00	-1.61
Ενδιάμεση ανόπτηση ανακρυστάλλωσης (SRX)	DD_RX		-	-	-
4ος υποβιβασμός (Τελικός)	EE		56.25	55.66	-0.83
Τελική ανόπτηση αποκατάστασης (SRV)	EE_RV		-	-	-

Οι διαστάσεις των δειγμάτων που παρελήφθησαν από την παραγωγή κυμαίνονταν κατά μέσο όρο σε λωρίδες των 1900x50mm. Αναφορικά με την δειγματοληψία από τα δείγματα της παραγωγής για την διεξαγωγή των πειραμάτων, τα δείγματα της παραγωγής κόπηκαν σε 8 κομμάτια ίσου μεγέθους και για την διεξαγωγή των πειραμάτων επιλέχθηκαν τα κεντρικά κομμάτια σε κάθε περίπτωση, ώστε να διασφαλιστεί η εγκυρότητα των αποτελεσμάτων. Η κοπή των δειγμάτων στα 8 ίσα μέρη για την διεξαγωγή των πειραμάτων πραγματοποιήθηκε σε δύο χειροκίνητα ψαλίδια κοπής συναρτήσεως του πάχους των δειγμάτων της παραγωγής καθώς τα δείγματα που είχαν πάχος μεγαλύτερο του 1mm απαιτούσαν μεγαλύτερη δύναμη κοπής. Στο Σχήμα 70 (β) παρουσιάζεται η δειγματοληπτική διαδικασία που ακολουθήθηκε σε κάθε ένα από τα δείγματα που παρελήφθησαν από την παραγωγική διαδικασία.



Σχήμα 70: α) Σχηματική απεικόνιση της παραγωγικής διαδικασίας των σχεδίων έλασης A και AA από όπου παρελήφθησαν τα δείγματα της παραγωγικής διαδικασίας, β) Σχηματική απεικόνιση της δειγματοληψίας που ακολουθήθηκε για την κοπή των δειγμάτων που χρησιμοποιήθηκαν στο πειραματικό μέρος της παρούσας εργασίας.

Αναφορικά με την πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε στην παρούσα διπλωματική εργασία, τα δείγματα που παρελήφθησαν από την παραγωγική διαδικασία εξετάστηκαν τόσο μέσω τεχνικών χαρακτηρισμού, ώστε να ποσοτικοποιηθεί η εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού σε κάθε στάδιο της παραγωγής και των δύο σχεδίων ψυχρής έλασης, όσο και μέσω μηχανικών δοκιμών, για να ποσοτικοποιηθεί, εξίσου, η εξέλιξη τους κατά την πρόοδο των παραγωγικών σταδίων καθώς και για να συσχετιστεί η εξέλιξη τους με τις μικροδομικές μεταβολές κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104.

Στην συνέχεια θα παρουσιαστούν, εν συντομία, τόσο οι τεχνικές χαρακτηρισμού όσο και οι μηχανικές δοκιμές στις οποίες υπεβλήθησαν τα δείγματα που παρουσιάστηκαν στους Πίνακες 12-13, ενώ στο τέλος θα παρουσιαστεί ο σχεδιασμός της προσομοίωσης της ψυχρής έλασης μέσω του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC αναφορικά και με τα δύο σχέδια έλασης -Α και ΑΑ-, ο οποίος στηρίχθηκε στα δεδομένα του χαρακτηρισμού και των μηχανικών δοκιμών.

6.1 ΤΕΧΝΙΚΕΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΥ

Οι τεχνικές χαρακτηρισμού της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού του συνόλου των δειγμάτων που προαναφέρθηκαν, βασίστηκαν στον συνδυασμό των τεχνικών που προσφέρονται μέσω των μεθόδων της οπτικής και της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, ενώ επιπλέον τα δείγματα χαρακτηρίστηκαν και ως προς την ηλεκτρική τους αγωγιμότητα, η οποία ως ιδιότητα, όπως αναφέρθηκε στο θεωρητικό μέρος, επηρεάζεται άμεσα από τα μεταλλουργικά φαινόμενα που λαμβάνουν χώρα κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104.

6.1.1 ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΗ ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ

Η μεταλλογραφική προετοιμασία του συνόλου των δειγμάτων πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο μεταλλογραφίας & ηλεκτρονικής μικροσκοπίας του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ.. Η μεταλλογραφική προετοιμασία των δειγμάτων αποτελεί ένα εκ των σημαντικότερων σταδίων κατά τον χαρακτηρισμό της μικροδομής των μεταλλικών υλικών μέσω της χρήσης των διαφόρων τεχνικών μικροσκοπίας καθώς επηρεάζει άμεσα την παρατηρούμενη στο μικροσκόπιο μικροδομή. Συνεπώς, η σωστή μεταλλογραφική προετοιμασία των δειγμάτων διαδραματίζει ένα σημαντικό ρόλο ως προς την ποιότητα των συμπερασμάτων που μπορούν να εξαχθούν μέσω της μεταγενέστερης παρατήρησης των δειγμάτων μέσω των διαφόρων τεχνικών μικροσκοπίας.

6.1.1.1 ΔΕΙΓΜΑΤΟΛΗΨΙΑ

Το πρώτο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας των προς χαρακτηρισμό δειγμάτων αποτελεί η σωστή δειγματοληψία τους από τα αντιπροσωπευτικά κομμάτια των δειγμάτων που παρελήφθησαν από τόσο από την παραγωγική διαδικασία (Σχ. 70 (β)) όσο και από τις βιομηχανικού τύπου ανοπήσεις. Η σημασία της δειγματοληψίας στην περίπτωση της παρούσας εργασίας έγκειται στο γεγονός της επιθυμητής διεύθυνσης παρατήρησης της μικροδομής κατά τον χαρακτηρισμό των δειγμάτων μέσω των διαφόρων τεχνικών μικροσκοπίας. Όπως στις περισσότερες των περιπτώσεων ελασμένων δειγμάτων, έτσι και στην περίπτωση της παρούσας εργασίας, η δειγματοληψία πραγματοποιήθηκε παράλληλα στην διεύθυνση της έλασης (RD), ούτως ώστε ο χαρακτηρισμός της μικροδομής των δοκιμίων να πραγματοποιηθεί επί του επιπέδου που ορίζουν η διεύθυνση της έλασης (RD) και η διεύθυνση του πάχους των ελασμάτων (ND) [11].

6.1.1.2 ΚΟΠΗ

Η κοπή συνιστά το επόμενο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας των προς χαρακτηρισμό δειγμάτων. Η κοπή ενός δοκιμίου προς μεταλλογραφική εξέταση θα πρέπει να πραγματοποιηθεί πολύ προσεκτικά, ώστε να αποφευχθεί η αλλοίωση ή η καταστροφή της επιθυμητής προς ανάλυση και χαρακτηρισμό περιοχής/δομής [11]. Στην περίπτωση των δειγμάτων, των οποίων το πάχος ξεπερνούσε το 1mm (βλ. Πίνακες 12-13), αυτά κόπηκαν σε αποξεστικό δισκοτόμο **Struers Discotom-100** με χρήση δίσκου κοπής καρβιδίου του πυριτίου (SiC), ενώ τα δοκίμια των λεπτότερων ελασμάτων κόπηκαν σε ειδική χειροκίνητη διάταξη κοπής (γκιλοτίνα/ψαλίδι).

6.1.1.3 ΕΓΚΙΒΩΤΙΣΜΟΣ

Την κοπή ακολούθησε το στάδιο του εγκιβωτισμού. Το στάδιο του εγκιβωτισμού δρα υποβοηθητικά ως προς τον αποδοτικότερο χειρισμό του δοκιμίου κατά την περαιτέρω μεταλλογραφική προετοιμασία του καθώς και για την μεταγενέστερη εξέταση του μέσω των τεχνικών χαρακτηρισμού. Σημαντική παράμετρος κατά τον εγκιβωτισμό είναι η θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιείται, η οποία εάν είναι υψηλή μπορεί να μεταβάλει την μικροδομή του προς εξέταση δοκιμίου (π.χ. αποκατάσταση). Για τον λόγο αυτό τα δείγματα της παρούσας εργασίας εγκιβωτίστηκαν παράλληλα με την φορά της έλασης (RD) μέσω της τεχνικής του ψυχρού εγκιβωτισμού, είτε γρήγορου, είτε αργού [11]. Στην περίπτωση των δειγμάτων που εξετάστηκαν μέσω της τεχνικής της οπτικής μικροσκοπίας –και εν συνεχεία σκληρομετρήθηκαν–, αυτά εγκιβωτίστηκαν με την τεχνική του γρήγορου ψυχρού εγκιβωτισμού σε καλούπια \varnothing 30 mm κάνοντας χρήση της εποξικής ρητίνης **Struers ClaroCit Powder** και του σκληρυντή **Struers ClaroCit Liquid** σε αναλογία 3:1. Αντίθετα στην περίπτωση των δειγμάτων που εξετάστηκαν μέσω τεχνικών ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, αυτά εγκιβωτίστηκαν στα ίδια καλούπια (\varnothing 30 mm) αλλά κάνοντας χρήση της τεχνικής του αργού ψυχρού εγκιβωτισμού, όπου και χρησιμοποιήθηκαν η εποξική ρητίνη **Struers EpoFix Resin** και ο σκληρυντής **Struers EpoFix Hardener** σε αναλογία 100:11(ml), με τον χρόνο στερεοποίησης της ρητίνης να ανέρχεται στις 24 ώρες.

6.1.1.4 ΛΕΙΑΝΣΗ

Το επόμενο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας ήταν αυτό της λείανσης. Η λείανση γενικώς θεωρείται ως, ίσως, το σημαντικότερο στάδιο κατά την μεταλλογραφική προετοιμασία ενός δοκιμίου, καθώς ειδική μέριμνα πρέπει να ληφθεί κατά την πραγματοποίησή της, ώστε να ελαχιστοποιηθεί η μηχανική επιφανειακή φθορά του. Αναφορικά με την εκτέλεση της λείανσης, αυτή πραγματοποιείται μέσω της απόξεσης στρωμάτων της επιφάνειας του δείγματος με την χρήση αποξεστικών χαρτιών λείανσης που τοποθετούνται επί ενός περιστρεφόμενου τροχού, με το νερό – εφόσον αυτό δεν επηρεάζει αρνητικά το δοκίμιο- να χρησιμοποιείται ως λιπαντικό μέσο [11].

Μέσω της λείανσης, λοιπόν, αναπτύσσεται μία επίπεδη επιφάνεια -στην μεριά του εγκιβωτισμένου δείγματος που πρόκειται εξεταστεί, δηλ. RD- που χαρακτηρίζεται από ένα ελάχιστο βάθος ζώνης παραμόρφωσης. Αυτό επιτυγχάνεται μέσω της προοδευτικής χρήσης λεπτομερέστερων αποξεστικών χαρτιών λείανσης (περισσότερα καρβίδια ανά τετραγωνική ίντσα, λ grit) στον περιστρεφόμενο τροχό της λείανσης. Η λείανση των δειγμάτων του AA3104 πραγματοποιήθηκε στο αυτόματο λειαντικό μηχάνημα ο **Struers Tegramin-30** σύμφωνα τα στοιχεία που παρουσιάζονται στον Πίνακα 14. Μετά το πέρας του κάθε σταδίου της λείανσης τα δοκίμια ξεπλένονταν με νερό προτού ακολουθήσει το επόμενο στάδιο λείανσης.

Πίνακας 14: Παράμετροι λείανσης του συνόλου των δειγμάτων της παρούσας εργασίας.

Λείανση				
Στάδιο	Χαρτί λείανσης 1	Χαρτί λείανσης 2	Χαρτί λείανσης 3	Χαρτί λείανσης 4
Είδος επιφάνειας	SiC	SiC	SiC	SiC
Μέγεθος (grit)	80	220	500	1200
Λίπανση	Νερό	Νερό	Νερό	Νερό
Στροφές δίσκου (rpm)	300	300	300	300
Κίνηση κεφαλής	ομόρροπη	ομόρροπη	ομόρροπη	ομόρροπη
Στροφές κεφαλής (rpm)	150	150	150	150
Δύναμη (N)	25	25	25	25
Χρόνος (min)	0.5	0.5	1.0	1.5

6.1.1.5 ΣΤΙΛΒΩΣΗ

Οι επιφανειακές ατέλειες που παραμένουν στο δοκίμιο μετά το πέρας του σταδίου της λείανσης, δεν θα πρέπει να είναι εκτεταμένες, αλλά τέτοιες, ώστε να δύναται να αφαιρεθούν κατά το επόμενο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας. Το στάδιο αυτό είναι η στίλβωση, στόχος της οποίας κατά την ολοκλήρωσή της είναι να αποδίδει μία τέλεια – χωρίς αμυχές και επιφανειακά ελαττώματα που να προέρχονται από την μεταλλογραφική προετοιμασία- επιφάνεια δοκιμίου, όπου να είναι εμφανείς οι λεπτομέρειες της μικροδομής, όπως τα διάφορα σωματίδια των ενδομεταλλικών ενώσεων του AA3104 [11]. Το στάδιο της στίλβωσης των περισσότερων δοκιμίων πραγματοποιήθηκε και αυτό στο μηχάνημα **Struers Tegramin-30**, με τις διαφορές να έγκειται στις παραμέτρους που επιλέχθηκαν για την στίλβωση των δοκιμίων που προορίζονταν για χαρακτηρισμό μέσω διαφορετικών τεχνικών μικροσκοπίας. Κατά το στάδιο της στίλβωσης χρησιμοποιούνται ειδικά πανιά στα οποία τοποθετούνται ειδικά αποξεστικά αιωρήματα, τα οποία στίλβωνουν την επιφάνεια των δειγμάτων, αφαιρώντας όσες ατέλειες έχουν μείνει από το στάδιο της λείανσης.

Τα δείγματα τα οποία προορίζονταν χαρακτηρισμό μέσω της τεχνικής του EBSD στίλβώθηκαν με διαφορετικές παραμέτρους, συγκριτικά με τα δείγματα που παρατηρήθηκαν στον οπτικό και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο. Οι παράμετροι της στίλβωσης και για τις δύο περιπτώσεις παρουσιάζονται στον Πίνακα 15. Τέλος, αντί της κλασσικής μεθόδου της στίλβωσης, τα δείγματα πάχους άνω των 0,9mm που προορίζονταν για χαρακτηρισμό μέσω της τεχνικής του EBSD, στίλβώθηκαν μέσω της τεχνικής της ηλεκτροστίλβωσης στο μηχάνημα **Struers LectroPol-5** για 30 δευτερόλεπτα κάνοντας χρήση του ηλεκτρολύτη **Struers Electrolyte A2 I** στο πρόγραμμα της Struers για τα κράματα αλουμινίου, αφού πρώτα λειάνθηκαν για 1 λεπτό με χαρτί λείανσης 4000 grit μετά την διαδικασία λείανσης που παρουσιάστηκε στον Πίνακα 14. Τέλος, μετά το πέρας του κάθε σταδίου της στίλβωσης τα δείγματα ξεπλένονται με νερό και αιθανόλη προτού στεγνωθούν μέσω εμφύσησης πεπιεσμένου αέρα, ενώ μετά το πέρας της διαδικασίας φυλάσσονται σε ειδικούς ξηραντήρες για να αποφευχθεί η οξείδωσή τους.

Πίνακας 15: Παράμετροι στίλβωσης των περισσότερων δειγμάτων (εκτός εκείνων που έχουν πάχος >0,9mm και προορίζονταν για χαρακτηρισμό μέσω του EBSD που ηλεκτροστιλβώθηκαν-βλ. κείμενο) της παρούσας εργασίας.

Στάδιο	Στίλβωση		
	Χονδρομερής		Λεπτομερής
	Πανί στίλβωσης MD-Mol	Πανί στίλβωσης MD-Nap	Πανί στίλβωσης MD-Chem
Αιώρημα στίλβωσης	Struers DiaPro Mol-B3	Struers DiaPro Nap-B1	Struers OP-U NonDry
Είδος	Διαμάντι	Διαμάντι	Κολλοειδής πυριτία
Μέγεθος (μm)	3.00	1.00	0.04
Αναλογία αιωρήματος/νερού	6:12	6:12	6:12
Στροφές δίσκου (rpm)	150	150	150
Κίνηση κεφαλής	ομόρροπη	ομόρροπη	ομόρροπη
Στροφές κεφαλής (rpm)	150	150	150
Δύναμη (N)	25	25	25
Χρόνος (min)	3 - (5 EBSD)	3 - (8 EBSD)	5 - (15 EBSD)

6.1.1.6 ΧΗΜΙΚΗ ΠΡΟΣΒΟΛΗ

Το τελευταίο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας είναι αυτό της χημικής προσβολής. Στην περίπτωση της παρούσας εργασίας τα δείγματα που προσβλήθηκαν με κάποιο προσβλητικό μέσο, ήταν εκείνα που προορίζονται για παρατήρηση στο οπτικό μικροσκόπιο [11]. Πιο συγκεκριμένα, το σύνολο των δειγμάτων που προορίζονταν για παρατήρηση στο οπτικό μικροσκόπιο, αφού πρώτα παρατηρήθηκαν στην στιλβωμένη τους κατάσταση (as polished), στην συνέχεια προσβλήθηκαν ηλεκτροχημικά στο μηχάνημα **Struers LectroPol-5**. Κατά την ηλεκτροχημική προσβολή τα δείγματα οξειδώθηκαν επιλεκτικά (ανοδίωση) καθώς στο ηλεκτρολυτικό κελί συνδέθηκαν στην άνοδο, με την κάθοδο να είναι συνδεδεμένη με μία πλάκα μόλυβδου, ενώ ο ηλεκτρολύτης ήταν το αντιδραστήριο Barker's (περιεκτικότητας 4,5ml τετραφθοριοβορικού οξέος-HBF₄). Στόχος της ηλεκτροχημικής προσβολής είναι η διαφορική οξείδωση των κόκκων της μικροδομής, ώστε να μπορέσει να αποκαλυφθεί η δομή των κόκκων κατά την παρατήρηση των δειγμάτων στο οπτικό μικροσκόπιο με την χρήση πολωμένου φωτός [11]. Οι παράμετροι της ηλεκτροχημικής προσβολής ήταν εμβάπτιση του κάθε δείγματος στο ηλεκτρολυτικό κελί για 80 δευτερόλεπτα, με την τάση να παραμένει σταθερή καθ' όλη την διάρκεια της ανοδίωσης στα 14,5V.

6.1.2 ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ

Η οπτική μικροσκοπία ή η οπτική μικροσκοπία ορατού φωτός (Optical Microscopy, OM ή Light Optical Microscopy, LOM) είναι, εδώ και δεκαετίες, μια πολύ σημαντική μέθοδος χαρακτηρισμού της μικροδομής των υλικών, αντικείμενο που αποτελεί το βασικό αντικείμενο της μεταλλογραφίας. Η πηγή ακτινοβολίας που χρησιμοποιείται στην οπτική μικροσκοπία είναι το ορατό φως, η διακριτική ικανότητα της μεθόδου κυμαίνεται περίπου στα 200 nm (μεγεθυντική ικανότητα: $\times 1000$ – για μεγαλύτερες μεγεθύνσεις SEM), ενώ και το βάθος πεδίου της μεθόδου χαρακτηρίζεται από την ίδια, περίπου, τάξη μεγέθους. Αναφορικά με την παρατήρηση των στιλβωμένων δειγμάτων του AA3104, τα συμπεράσματα που μπορούν να εξαχθούν μέσω της OM είναι ποιοτικά και αφορούν μόνο την κατανομή, το μέγεθος και το είδος των ενδομεταλλικών ενώσεων, οι οποίες βρίσκονται διασπαρμένες στην μικροδομή. Εφόσον, όμως, το OM είναι εξοπλισμένο με ένα λογισμικό ανάλυσης εικόνων οι ποιοτικές μετρήσεις δύναται να γίνουν και ποσοτικές [11].

Περαιτέρω πληροφορίες, σχετικά με την μικροδομή των δειγμάτων του AA3104, όπως η δομή και το μέγεθος των κόκκων, παρέχονται μέσω της χρήσης πολωμένου φωτός ως ακτινοβολίας για την παρατήρηση των δειγμάτων, αφού αυτά πρώτα έχουν προσβληθεί ηλεκτροχημικά. Η τεχνική της οπτικής μικροσκοπίας πολωμένου φωτός (Polarized Light Optical Microscopy, PLOM) προϋποθέτει την παρεμβολή, τόσο ενός πολωτή μεταξύ του

συμπυκνωτή φακού και του ημιανακλαστικού κατόπτρου του οπτικού μικροσκοπίου, όσο και την παρεμβολή ενός αναλυτή μεταξύ του αντικειμενικού και του προσοφθάλμιου φακού. Αποτέλεσμα της χρήσης αυτών των φίλτρων είναι η δημιουργία επίπεδα πολωμένου φωτός με κάποια διαφορά φάσης που αποκτά έπειτα από την ανάκλασή του στην επιφάνεια του υλικού. Η αλληλεπίδραση της πολωμένης δέσμης φωτός με μια κρυσταλλογραφικά ανισότροπη μεταλλική επιφάνεια, όπως τα δείγματα του AA3104, προκαλεί τη διαφορική ανάκλαση και απεικόνιση των περιοχών που ανήκουν σε διαφορετικό κρυσταλλικό πλέγμα ή έχουν διαφορετικό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Κατά συνέπεια, εκτός της αποκάλυψης της δομής των κόκκων μέσω της χρήσης αυτής της τεχνικής κανείς μπορεί να αποκτήσει μία χονδρική εικόνα αναφορικά με τον κρυσταλλογραφικό ιστό του δείγματος [11].

Το μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε στον χαρακτηρισμό των δειγμάτων της παρούσας εργασίας ήταν το ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο **Nikon Epiphot 300**, το οποίο ήταν εξοπλισμένο με ψηφιακή φωτογραφική μηχανή (CCD), ενώ το πρόγραμμα ψηφιακής επεξεργασίας των μικροδομών που λήφθηκαν μέσω της CCD κάμερας ήταν το **Image Analysis Pro 7**.

6.1.3 ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΣΑΡΩΣΗΣ

Η μέγιστη ανάλυση στην οποία μπορεί να φθάσει το οπτικό μικροσκόπιο είναι περιορισμένη στα 0,2-0,4μm εξαιτίας του μέσου μήκους κύματος του οπτικού φωτός που κυμαίνεται στα $\lambda = 550 \text{ nm}$, ενώ η μέγιστη ανάλυση στην συνηθέστερη μέγιστη μεγέθυνση ($\times 1000$) που χρησιμοποιείται στα οπτικά μικροσκόπια, κυμαίνεται περίπου στο 1μm. Η χρήση των ηλεκτρονίων, έναντι του ορατού φωτός, ως ακτινοβολίας, ωστόσο, επιτρέπει μεγεθύνσεις της τάξης του $\times 500000$ σε προηγμένα μικροσκόπια σάρωσης ηλεκτρονίων (Field Emission Gun-Scanning Electron Microscope, FEGSEM), με την ανάλυση να φθάνει υπό προϋποθέσεις το 1nm. Σε αντίθεση με την τεχνική της οπτικής μικροσκοπίας, η ηλεκτρονιακή δέσμη ενός μικροσκοπίου σάρωσης ηλεκτρονίων αλληλεπιδρά με τα άτομα της μικροδομής του υπό εξέταση δείγματος, γεγονός που διευρύνει τις ικανότητες χαρακτηρισμού που παρέχονται από ένα τέτοιο μικροσκόπιο [11], [54]. Η αρχή λειτουργίας ενός SEM, εν συντομία, βασίζεται στην επιτάχυνση της εκπεμπόμενης από την πηγή (π.χ. Βολφράμιο ή πηγή εκπομπής πεδίου) ηλεκτρονιακής δέσμης σε ενέργειες της τάξης των 0.5 ~ 40 keV, η οποία μέσω της χρήσης συγκεντρωτικών πηνίων που λειτουργούν ως μαγνητικοί φακοί εστιάζεται επί της επιφάνειας του υπό εξέταση δοκιμίου, την οποία, είτε με την κίνηση της δέσμης, είτε του δειγματοφορέα, σαρώνει. Κατά την σάρωση του δείγματος από την ηλεκτρονιακή δέσμη (πρωτογενή ηλεκτρόνια) λόγω της αλληλεπίδρασης της με την μικροδομή του δείγματος εκπέμπονται διάφορα είδη ακτινοβολίας (ηλεκτρόνια, ακτίνες-X) από την επιφάνεια του δείγματος, τα οποία συλλέγονται και ενισχύονται, ώστε να δημιουργήσουν ένα οπτικό σήμα ανάλογα που αναλόγως το είδος της εκπεμπόμενης ακτινοβολίας παρέχει και άλλου είδους ποσοτικές πληροφορίες σχετικά με την μικροδομή του δείγματος [54]. Το είδος της εκπεμπόμενης από την επιφάνεια του δοκιμίου ακτινοβολίας εξαρτάται από την αλληλεπίδραση (σκέδαση ή απορρόφηση) των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των ατόμων του υλικού, και μπορεί να είναι [11], [34]:

- I. **Ηλεκτρόνια Auger:** Είναι τα ηλεκτρόνια που προέρχονται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των υποστοιβάδων των επιφανειακών ατόμων (σε βάθος έως 1 nm). Το φάσμα που προκύπτει είναι κατάλληλο για στοιχειακές χημικές αναλύσεις της επιφάνειας του υλικού [34], [54].

- II. Δευτερογενή ηλεκτρόνια (Secondary Electrons, SE):** Είναι τα ηλεκτρόνια που προέρχονται από τις ανελαστικές συγκρούσεις των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα των επιφανειακών στρωμάτων (βάθους έως 10 nm). Έχουν ενέργεια 50 eV και προέρχονται από την αμέσως επόμενη βαθμίδα της επιφάνειας. Η ένταση του σήματος που παρέχουν εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και τις ανωμαλίες της εξεταζόμενης επιφάνειας. Οι πληροφορίες του συλλέγονται από τη δέσμη των δευτερογενών ηλεκτρονίων αφορούν κυρίως την τοπογραφία της επιφάνειας, την μορφολογία της καθώς και πιθανά defects της μεταλλογραφικής προετοιμασίας [34], [54].
- III. Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια (Backscattered Electrons, BSE):** Είναι τα ηλεκτρόνια που προέρχονται από τις ελαστικές συγκρούσεις μεταξύ των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των ατόμων των επιφανειακών στρωμάτων (βάθους έως 100 nm). Η ενέργεια τους κυμαίνεται από 5-50 keV και η ένταση του παραγόμενου σήματος εξαρτάται από τον ατομικό αριθμό (Z) των στοιχείων της επιφάνειας και από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, ενώ η αντίθεση που δημιουργείται είναι πολύ μεγαλύτερη από αυτήν που επιτυγχάνεται με τη χρήση των δευτερογενών ηλεκτρονίων. Οι πληροφορίες, επομένως, οι οποίες συλλέγονται από τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια, αφορούν κυρίως την κρυσταλλογραφία και λιγότερο την τοπογραφία της αναλυόμενης επιφάνειας, καθώς η ανάκλαση της ηλεκτρονιακής δέσμης εξαρτάται τόσο από το μέγεθος των ατόμων με τα οποία αυτή σκεδάζεται όσο και από τον προσανατολισμό των πυκνών κρυσταλλογραφικών επιπέδων της μικροδομής [34], [54].
- IV. Ακτίνες-X:** Οι ακτίνες - X παράγονται από το επιφανειακό στρώμα του δοκιμίου μέχρι βάθους έως 1 μm και εξαρτώνται από το είδος των ατόμων της επιφάνειας. Η ανάλυση των εκπεμπόμενων ακτίνων-X οδηγεί σε ημι-ποσοτική χημική ανάλυση της επιφάνειας (γνωστή ως φασματομετρία ενεργειακής διασποράς ακτίνων-X, EDS), η οποία γίνεται συνήθως παράλληλα με την παρατήρηση στο SEM. Ο περιορισμός των συνήθων φασματογράφων ακτίνων-X είναι ότι η ανίχνευση των στοιχείων είναι δυνατή για ατομικό αριθμό (Z) μεγαλύτερο του 11, δηλαδή για στοιχεία τα οποία είναι ελαφρότερα του νατρίου όταν το παράθυρο του φασματογράφου είναι κατασκευασμένο από Be [34], [54].

Στην παρούσα εργασία το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο χρησιμοποιήθηκε, κυρίως, για τον χαρακτηρισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού (μικρο-ιστός) μέσω της τεχνικής της περίθλασης των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων. Ωστόσο, τα αρχικά και τα τελικά δείγματα των δύο σχεδίων ψυχρής έλασης (A, AA-DD_RV, EE_RV) χαρακτηρίστηκαν (SE, BSE) σε υψηλότερες μεγεθύνσεις από αυτές του οπτικού μικροσκοπίου μέσω ενός FEGSEM μικροσκοπίου **JEOL IT-800 HL**, με την τάση επιτάχυνσης να ανέρχεται στα 20 kV. Στόχος του χαρακτηρισμού με το SEM ήταν η ανάλυση της χημικής σύστασης τόσο των ενδομεταλλικών φάσεων όσο και της συνολικής μικροδομής μέσω της πρόσθετης τεχνικής του EDS.

6.1.3.1 ΦΑΣΜΑΤΟΜΕΤΡΙΑ ΕΝΕΡΓΕΙΑΚΗΣ ΔΙΑΣΠΟΡΑΣ ΑΚΤΙΝΩΝ-X (ENERGY DISPERSIVE SPECTROMETRY, EDS)

Η πλατφόρμα ενός SEM δύναται να συνδυαστεί, εκτός των συνήθων ανιχνευτών (SE, BSE), και με έναν Φασματοφωτόμετρο Ενεργειακής Διασποράς Ακτίνων-X (Energy Dispersive X-Ray Analysis, EDX ή EDS, Energy Dispersive Spectrometry), ώστε να παρέχει παράλληλα στοιχειακή ανάλυση της δομής ενός μεταλλικού δείγματος, όπως αναφέρθηκε παραπάνω [54]. Για την διενέργεια στοιχειακών αναλύσεων, που προαναφέρθηκαν, το FEGSEM JEOL IT-800 HL είναι εξοπλισμένο με έναν ανιχνευτή **EDS Apollo XF** της εταιρείας EDAX, ενώ τα αποτελέσματα της χημικής ανάλυσης (τόσο φάσματος όσο και στοιχειακής) επεξεργάζονται μέσω του λογισμικού TEAM της EDAX.

6.1.3.2 ΠΕΡΙΘΛΑΣΗ ΟΠΙΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ (ELECTRON BACKSCATTERED DIFFRACTION, EBSD)

Η τεχνική της περίθλασης των οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων αποτελεί το βασική τεχνική χαρακτηρισμού της παρούσας διπλωματικής εργασίας καθώς το σύνολο των δειγμάτων, τα οποία αναφέρονται στους Πίνακες 12-13, εξετάστηκαν ως προς τον κρυσταλλογραφικό τους ιστό μέσω αυτής της μεθόδου. Το θεωρητικό υπόβαθρο της τεχνικής περίθλασης των οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 2 (βλ. παρ. 2.4.1.) και όπως με την περίπτωση της φασματομετρίας ενεργειακής διασποράς ακτίνων-X και αυτή αποτελεί μία πρόσθετη τεχνική χαρακτηρισμού της πλατφόρμας ενός SEM μέσω της προσθήκης του αντίστοιχου ανιχνευτή [34], [54]. Ο χαρακτηρισμός του κρυσταλλογραφικού ιστού των δειγμάτων του AA3014 πραγματοποιήθηκε μέσω του ανιχνευτή/κάμερας **EBS D Hikari XP** της EDAX, ενώ η επεξεργασία των αποτελεσμάτων πραγματοποιήθηκε τόσο μέσω του εμπορικού λογισμικού **EDAX TSL v.7** [226] όσο και μέσω του μη-εμπορικού λογισμικού **ATEX** του πανεπιστημίου της Metz [227].

Σε ότι αφορά την επεξεργασία των αποτελεσμάτων (postprocessing) των σαρώσεων του EBSD, -αναφορικά τόσο με τον κρυσταλλογραφικό ιστό όσο και με την μικροδομή- κατά κύριο λόγο, χρησιμοποιήθηκαν τα διαγράμματα απεικόνισης του κρυσταλλογραφικού ιστού (PF, IPF, ODF) που αναλύθηκαν εκτενώς στο Κεφάλαιο 2 (βλ. παρ. 2.3), ενώ συναρτήσε των κρυσταλλογραφικών δεδομένων για κάθε σημείο της μικροδομής που παρέχει η τεχνική του EBSD δημιουργήθηκαν και οι ανάλογοι χάρτες (IPF, IQ, GB, GOS, KAM και χωρικής κατανομής προσανατολισμών) [48], [59], [226], οι οποίοι εκμεταλλεύονται τα κρυσταλλογραφικά δεδομένα απεικονίζουν διαφορετικά στοιχεία επί της μικροδομής του εκάστοτε δείγματος. Οι μαθηματικές τεχνικές ανάλυσης του μεγάλου όγκου των δεδομένων που χαρακτηρίζουν την κάθε σάρωση του EBSD για την δημιουργία των ανάλογων χαρτών παρουσιάζονται εκτενώς στις εργασίες των Wright [58], [61] και Humphreys [62].

Οι σαρώσεις του EBSD πραγματοποιήθηκαν κάνοντας χρήση του εξαγωνικού κάρναβου (hexagonal grid) που παρέχει η EDAX, η τάση επιτάχυνσης της ηλεκτρονιακής δέσμης σε όλες τις σαρώσεις ήταν ρυθμισμένη στα 20kV, η κλίση του δείγματος σε σχέση με την ηλεκτρονιακή δέσμη ήταν προκαθορισμένη (pretilt) στις 70°, ενώ η απόσταση του δειγματοφορέα από τον ανιχνευτή φωσφόρου της κάμερας ήταν στα ~21-24mm. Αναφορικά με τις βασικές παραμέτρους λειτουργίας της τεχνικής του EBSD, όπως το βήμα, η μεγέθυνση, η θέση και η επιφάνεια της σάρωσης, για το σύνολο των δειγμάτων που εξετάστηκαν, αυτές καταγράφονται στον Πίνακα 16 παρακάτω.

Τα δεδομένα από τις σαρώσεις του EBSD προτού επεξεργαστούν περαιτέρω περιστράφηκαν κατά τρόπο τέτοιο, ώστε οι άξονες του δειγματοφορέα (A_1 , A_2) να συμπίσουν με τους άξονες της κατεργασίας που ορίζουν το επίπεδο της σάρωσης (RD, TD). Για να συμβεί αυτό, το σύνολο των μετρήσεων της εκάστοτε σάρωσης περιστράφηκε τόσο κατά 90° γύρω από τον άξονα A_1 του δειγματοφορέα (περιστροφή 90°, 0°, 0°) όσο και κατά 90° γύρω από τον άξονα A_2 του δειγματοφορέα (περιστροφή 0°, 90°, 0°) [226]. Στην συνέχεια εφαρμόστηκαν κάποιες ρουτίνες [226] καθαρισμού των δεδομένων της εκάστοτε σάρωσης, ώστε να αφαιρεθούν ή να διορθωθούν σημεία επί των σαρώσεων που δεν αναγνωρίστηκαν ή περιέχουν σφάλματα. Τα φίλτρα καθαρισμού των δεδομένων ήταν τα παρακάτω, ενώ οι παράμετροι του κάθε φίλτρου παρουσιάζονται στον Πίνακα 17:

- I. Κανονικοποίηση του δείκτη εμπιστοσύνης (C.I. Standardization, CIS)
- II. Συσχέτιση του δείκτη εμπιστοσύνης του κάθε σημείου με τα γειτονικά του (Neighbor C.I. Correlation, NCIC)
- III. Διεύρυνση των μη αναγνωρισμένων σημείων που ανήκουν σε έναν κόκκο (Grain Dilation, GrDil)

Πίνακας 16: Βασικές παράμετροι λειτουργίας κατά τις σαρώσεις του EBSD για το σύνολο των δειγμάτων.

	Κωδικός δείγματος	Κάναβος σάρωσης	Βήμα σάρωσης (μm)	Θέση σάρωσης	Επιφάνεια σάρωσης (μm)	Απόσταση (mm)
Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A	A	Εξαγωνικός	2	Κέντρο	810x625.27	23.8
	B	Εξαγωνικός	1	Κέντρο	528.00x407.90	24.2
	C	Εξαγωνικός	0.7	Κέντρο	243.00x187.93	23.5
	C_RX	Εξαγωνικός	1	Κέντρο	243.00x187.93	23.3
	D	Εξαγωνικός	0.3	Κέντρο	100.5x80.10	22.7
	D_RV	Εξαγωνικός	0.04	Κέντρο	40.48x31.32	22.3
Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης AA	AA	Εξαγωνικός	2	Κέντρο	674.00x521.35	24.3
	BB	Εξαγωνικός	0.7	Κέντρο	303.10x234.61	21.1
	CC	Εξαγωνικός	0.7	Κέντρο	303.10x234.61	16.7
	DD	Εξαγωνικός	0.4	Κέντρο	173.20x134.06	21.1
	DD_RX	Εξαγωνικός	2.5	Κέντρο	405.00x311.77	23.6
	EE	Εξαγωνικός	0.4	Κέντρο	80.80x62.35	23.5
	EE_RV	Εξαγωνικός	0.4	Κέντρο	80.80x62.35	21.2

Πίνακας 17: Παράμετροι ρύθμισης των φίλτρων καθαρισμού που εφαρμόστηκαν στα δεδομένα (raw) των σαρώσεων του EBSD μετά την περιστροφή τους.

Παράμετροι φίλτρων καθαρισμού				
Φίλτρο καθαρισμού δεδομένων	Ελάχιστος απορροσανατολισμός ορίων κόκκων (o)	Ελάχιστα pixel που συνθέτουν έναν κόκκο	Οι κόκκοι πρέπει να περιέχουν πολλαπλές σειρές pixel	Ελάχιστο C.I.
C.I. Standardization, CIS	15	5	-	0.1
Neighbor C.I. Correlation, NCIC	15	5	τουλάχιστον 2	0.1
Grain Dilation, GrDil	15	5	τουλάχιστον 2	0.1

6.1.4 ΔΟΚΙΜΗ ΑΓΩΓΙΜΟΜΕΤΡΗΣΗΣ

Σκοπός της δοκιμής της αγωγιμομέτρησης στην περίπτωση του AA3104, κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής του επεξεργασίας (και των 2 σχεδίων έλασης), είναι η ημιποσοτική εκτίμηση της ποσότητας των κραματικών στοιχείων που βρίσκονται στο στερεό διάλυμα του κράματος. Κατά συνέπεια, μέσω της δοκιμής της αγωγιμομέτρησης δύναται να αποκτηθεί μία πρώτη εικόνα σχετικά με την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων κατά τα στάδια των ανοπτήσεων [164]. Οι μετρήσεις της αγωγιμότητας (σ , MS/m) πραγματοποιήθηκαν σε θερμοκρασία περιβάλλοντος κάνοντας χρήση του αγωγιμόμετρου του εργαστηρίου μεταλλογραφίας & ηλεκτρονικής μικροσκοπίας του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. **SIGMATEST D 2.068**.

Κύριος σκοπός των μετρήσεων, οι οποίες κατά την πρόοδο της εργοσκλήρυνσης βαίνουν μειούμενες λόγω της αύξησης της πυκνότητας των διαταραχών, ήταν η αξιολόγηση του ποσοστού του μαγγανίου που βρίσκεται στο στερεό διάλυμα του AA3104 μετά τις ανοπτήσεις (ενδιάμεση και τελική). Η εκτίμηση του επιπέδου του μαγγανίου που βρίσκεται εν διαλύσει στο στερεό διάλυμα, δεν επηρεάζεται από τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία σημαντικά καθώς το μαγγάνιο έχει πολύ χαμηλότερη επίδραση στην αγωγιμότητα από ότι το μαγγάνιο, ο σίδηρος έχοντας πολύ μικρή διαλυτότητα παραμένει εκτός του στερεού διαλύματος καθώς εντοπίζεται στις ενδομεταλλικές ενώσεις, ενώ το πυρίτιο και ο χαλκός έχουν πολύ μικρές κατά βάρος αρχικές περιεκτικότητες στην χημική σύσταση του AA3104 -σε σχέση με το Mn- και δεν επηρεάζουν τις μετρήσεις. Η εκτίμηση του επιπέδου του μαγγανίου που εντοπίζεται στο στερεό διάλυμα πραγματοποιείται μέσω της μετατροπής των μετρήσεων της αγωγιμότητας στις αντίστοιχες της ηλεκτρικής αντίστασης μέσω της παρακάτω σχέσης [36], [158]:

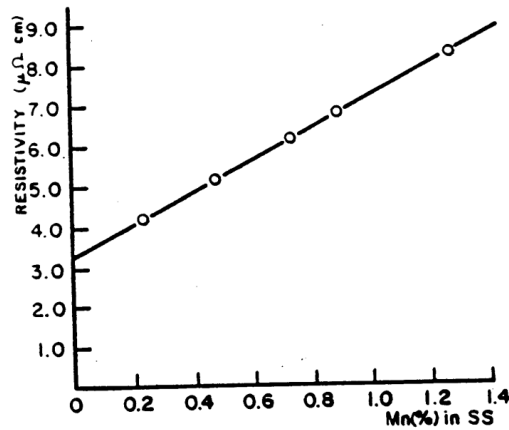
$$\sigma = \frac{1}{\rho} \rightarrow \rho = \frac{172.41}{\%IACS} = \frac{172.41}{(0.58 \text{ MS/m})} \quad (6.1)$$

Η επίδραση των βασικών κραματικών στοιχείων μίας τυπικής χημικής σύστασης του AA3104 [36] που βρίσκονται εν διαλύσει στο στερεό διάλυμα, στις τιμές της ηλεκτρικής αντίστασης παρουσιάζονται στον Πίνακα 18.

Πίνακας 18: Τυπική χημική σύσταση AA3104 και η επίδραση των κραματικών στοιχείων στις τιμές της ηλεκτρικής αντίστασης [36].

Κραματικό στοιχείο	Χημική σύσταση AA3104 (κ.β.%)	Μέση αύξηση της ηλεκτρικής αντίστασης ανά μονάδα κ.β.% περιεκτικότητας του κραματικού στοιχείου στο στερεό διάλυμα ($\mu\Omega\text{cm}$)
Mn	0.87	2.94
Mg	1.2	0.54
Fe	0.4	2.56
Si	0.2	1.02

Η εκτίμηση σχετικά με το επίπεδο του Mn στο στερεό διάλυμα μπορεί να πραγματοποιηθεί μέσω του διαγράμματος που παρουσιάζεται στο Σχήμα 71. Τα αποτελέσματα των μετρήσεων της αγωγιμότητας προέκυψαν από τον Μ.Ο. 10 μετρήσεων σε κάθε δείγμα, ενώ οι μετρήσεις όλων των δειγμάτων πραγματοποιήθηκαν σε συχνότητα της τάξης των 480 kHz, ώστε να καταστεί δυνατή και η μέτρηση των λεπτών ελασμάτων.



Σχήμα 71: Η πρόοδος της ηλεκτρικής αντίστασης που χαρακτηρίζει ένα κράμα AA3004 συναρτήσει του ποσοστού του μαγγανίου που βρίσκεται εν διάλυση στο στερεό διάλυμα [36].

6.2 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ

Σκοπός της διενέργειας των μηχανικών δοκιμών επί του συνόλου των δειγμάτων (Πίνακες 12-13) ήταν η μελέτη της προόδου τους κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104 καθώς και η συσχέτιση τους με τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις τεχνικές μικροσκοπίας που χρησιμοποιήθηκαν για τον χαρακτηρισμό της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού των δειγμάτων του AA3104. Σε αυτό το πλαίσιο πραγματοποιήθηκαν, όπως θα αναφερθεί λεπτομερέστερα παρακάτω, δοκιμές μικροσκληρομέτρησης και εφελκυσμού στο εργαστήριο μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ., καθώς και δοκιμές βαθιάς κοίλανσης στο τμήμα ποιοτικού ελέγχου της ΕΛ.Β.ΑΛ. για το σύνολο των δειγμάτων των 2 σχεδίων έλασης.

6.2.1 ΔΟΚΙΜΗ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΗΣ

Αναφορικά με τις σκληρομετρήσεις που διενεργήθηκαν επί του συνόλου των δειγμάτων, αυτές πραγματοποιήθηκαν στο μικροσκληρόμετρο **Struers Duramin-40** του εργαστηρίου μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ.. Η τεχνική μικροσκληρομέτρησης που επιλέχθηκε για την αξιολόγηση του επιπέδου της σκληρότητας των δοκιμίων, ήταν η μέθοδος κατά Vickers.

Στην δοκιμή σκληρομέτρησης κατά Vickers, μια πυραμίδα από διαμάντι με τετραγωνική βάση και γωνία κορυφής $\alpha = 136^\circ$, διεισδύει με μέτρο δύναμης F στη λειασμένη επιφάνεια του μετάλλου προς μέτρηση. Η τιμή της σκληρότητας Vickers (HV) προκύπτει αν διαιρεθεί το εφαρμοζόμενο φορτίο F (N ή Kgf) προς την επιφάνεια της κοιλότητας του αποτυπώματος που αποτυπώνεται στο δείγμα, με τιμή διαγωνίου d_{average} , σύμφωνα με την σχέση [11]:

$$HV = 2 \sin\left(\frac{136}{2}\right) \cdot \frac{F}{d^2} = 1.8544 \cdot \frac{F}{d^2} \left[\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}\right] \quad (6.2)$$

Σε σχέση με τις παραμέτρους που επιλέχθηκαν για την διενέργεια των σκληρομετρήσεων, όπως αυτές περιγράφονται στο πρότυπο ASTM E 384, το φορτίο διείσδυσης ρυθμίστηκε στα 200 gr, ενώ ο χρόνος εφαρμογής του φορτίου στο δείγμα ήταν 10 δευτερόλεπτα. Για να διασφαλιστεί η επαναληψιμότητα των μετρήσεων πραγματοποιήθηκαν 5 μετρήσεις σκληρότητας σε κάθε δείγμα, οι οποίες εντοπίζονταν στο κέντρο του πάχους του εκάστοτε φύλλου, με την απόσταση ανάμεσα σε κάθε μέτρηση να ανέρχεται σε τουλάχιστον 2,5 μήκη της μέσης διαγωνίου του εκάστοτε αποτυπώματος (ASTM E 384), για να αποφευχθεί η μέτρηση σκληρότητας εντός της ζώνης που έχει επηρεαστεί λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης, η οποία προκλήθηκε από την προηγούμενη μέτρηση.

6.2.2 ΔΟΚΙΜΗ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Η δοκιμή εφελκυσμού συνιστά την πιο διαδεδομένη μέθοδο αξιολόγησης των μηχανικών ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών [11]. Το σύνολο των δειγμάτων που μελετήθηκαν στην παρούσα εργασία, εξετάστηκαν μέσω της δοκιμής εφελκυσμού σε τρεις διευθύνσεις σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης (RD), ήτοι στις 0°, στις 45° και στις 90° από την διεύθυνση της έλασης. Η δειγματοληψία των δειγμάτων του εφελκυσμού έγινε από τα δείγματα της παραγωγής, όπως παρουσιάζεται στο Σχήμα 70 (β) [50]. Τα δοκίμια εφελκυσμού κόπηκαν μέσω της χρήσης υδραυλικής πρέσας στο εργαστήριο μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ., με τις διαστάσεις τους -ανεξαρτήτου πάχους- να είναι 12,55 mm σε πλάτος και 158mm σε μήκος, σύμφωνα με τα όσα περιγράφονται στο πρότυπο ISO 6892-1. Για την διασφάλιση της επαναληψιμότητας των αποτελεσμάτων της δοκιμής εφελκυσμού, κόπηκαν 3 δείγματα σε κάθε εξεταζόμενη διεύθυνση από το εκάστοτε δείγμα (σύνολο 9 δοκίμια ανά δείγμα). Συνεπώς, κόπηκαν συνολικά 117 δοκίμια εφελκυσμού.

Το σύνολο των δοκιμών εφελκυσμού πραγματοποιήθηκε στην ηλεκτρομηχανική μηχανή εφελκυσμού **Instron 5567** του εργαστηρίου μηχανικών δοκιμών του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ, σύμφωνα με τα όσα ορίζει το πρότυπο ISO 6892-1 σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Για τον υπολογισμό των παραμέτρων του Lankford (r-values) που χρησιμεύουν στην αξιολόγηση της ανισοτροπίας των δειγμάτων (βλ. παρ. 4.1), κατά τις δοκιμές εφελκυσμού τα υπό εξέταση δοκίμια φέραν πάνω τους επιμηκυσσιόμετρα **Instron 2630-113** (clip-on extensometers), ενώ ο υπολογισμός των παραμέτρων του Lankford έγινε σύμφωνα με τις προβλέψεις του πρότυπου ISO 6892-1. Παράλληλα, ο ρυθμός παραμόρφωσης των δοκιμών ανέρχονταν σύμφωνα με τις προβλέψεις του ISO 6892-1 στα 10.00 mm/min. Τα αποτελέσματα ενδιαφέροντος από τις παραπάνω δοκιμές εφελκυσμού ήταν ο υπολογισμός [11], [155]:

- I. Της τάσης διαρροής (Yield Strength, YS ή $R_{p0.2\%}$)
- II. Της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού (Ultimate Tensile Strength, UTS)
- III. Της επιμήκυνσης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (A_g %)
- IV. Της επιμήκυνσης θραύσης² (A (A_{50}) %)
- V. Της παραμέτρου του Lankford για την εκάστοτε εξεταζόμενη διεύθυνση (r_a°)
- VI. Των παραμέτρων της εξίσωσης πλαστικής διαρροής του Hollomon ($\sigma = K \times \varepsilon^n$), όπου K είναι ο συντελεστής σκλήρωσης του δείγματος και n είναι ο εκθέτης της εργοσκλήρυνσης.

Βάσει των παραπάνω αποτελεσμάτων υπολογίστηκαν, επίσης, και οι παράμετροι επίπεδης και κάθετης ανισοτροπίας (βλ. παρ.4.1) για την αξιολόγηση της ανισοτροπίας του εκάστοτε δείγματος. Επιπλέον, όπως θα αναλυθεί παρακάτω, τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού χρησιμοποιήθηκαν για την ρύθμιση (calibration) των φαινομενολογικών συναρτήσεων εργοσκλήρυνσης (π.χ. Voce), οι οποίες περιγράφουν την εξέλιξη της μικρομηχανικής απόκρισης του υλικού κατά την πρόοδο των προσομοιώσεων της εν ψυχρώ έλασης με τον κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC.

² Το νούμερο 50 υποδηλώνει το μήκος (mm) της σταθερής διατομής σε ένα δοκίμιο εφελκυσμού.

6.2.3 ΔΟΚΙΜΗ ΒΑΘΙΑΣ ΚΟΪΛΑΝΣΗΣ

Στο πλαίσιο της συσχέτισης του κρυσταλλογραφικού ιστού που χαρακτηρίζει το εκάστοτε μελετώμενο δείγμα, με την ανισοτροπική απόκριση του AA3104 κατά την περαιτέρω μεταλλοτεχνική του διαμόρφωση, διενεργήθηκαν και δοκιμές βαθιάς κοίλανσης για το σύνολο των δειγμάτων που αναφέρονται στους Πίνακες 12-13. Οι δοκιμές της βαθιάς κοίλανσης πραγματοποιήθηκαν στο τμήμα ποιοτικού ελέγχου της ΕΛ.Β.ΑΛ. σε υδραυλική πρέσα **ZwickRoell** σύμφωνα με τις οδηγίες του προτύπου EN 1669 [4], [20]. Οι διάμετροι των κυκλικών διατομών (blanks) που κόπηκαν για την πραγματοποίηση της δοκιμής σε όλες τις περιπτώσεις ήταν 60mm, ενώ οι διάμετροι του εμβόλου και της μήτρας που χρησιμοποιήθηκαν σε κάθε περίπτωση παρουσιάζονται στον Πίνακα 19, ώστε σε κάθε περίπτωση ο λόγος της κοίλανσης (Drawing Ratio, DR) να ισούται με ~1,8 [20], [156]. Κατά την διενέργεια της βαθιάς κοίλανσης η δύναμη συγκράτησης (blank-holder force) κυμαίνονταν ανάμεσα στα 3-14 kN, ώστε να αποφευχθεί, είτε η αστοχία, είτε ο σχηματισμός «ζαρών» (wrinkling) κατά την διαμόρφωση των κυαθίων, ενώ ως λιπαντικό μέσο χρησιμοποιήθηκε ζωικό λίπος. Την διαμόρφωση των κυαθίων ακολούθησε η μέτρηση των προφίλ, είτε χειροκίνητα (πάχη > 0,53mm), είτε με αυτόματο μετρητικό μηχάνημα (πάχη < 0,53mm), ώστε να υπολογιστεί η παράμετρος Z (βλ.παρ.4.1) που χαρακτηρίζει το φαινόμενο της ανισοτροπικής πλαστικής διαρροής (Earing) κατά την διαμόρφωση των κυαθίων [155].

Πίνακας 19: Γεωμετρικά χαρακτηριστικά εργαλείων μηχανής βαθιάς κοίλανσης κατά την διαμόρφωση ελασμάτων AA3104 διαφορετικού πάχους.

	Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Διάμετρος μήτρας (mm)	Διάμετρος εμβόλου (mm)
Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A	A		38.000	58.000
	B		35.000	58.000
	C		34.200	33.000
	C_RX		34.200	33.000
	D		33.525	33.000
	D_RV		33.525	33.000
Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης AA	AA		40.900	58.000
	BB		37.400	58.000
	CC		34.800	58.000
	DD		34.000	33.000
	DD_RX		34.000	33.000
	EE		33.430	33.000
	EE_RV		33.430	33.000

6.3 ΣΧΕΔΙΑΣΜΟΣ ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ

Σκοπός της προσομοίωσης της κατεργασίας της ψυχράς έλασης, αναφορικά με τις ακολουθίες και των 2 σχεδίων έλασης, είναι η δημιουργία ενός γρήγορου και αξιόπιστου ψηφιακού διδύμου (digital twin) της κατεργασίας, ο οποίος θα μπορεί με τα λιγότερα δυνατά πειραματικά δεδομένα -ως δεδομένα εισόδου- να υπολογίζει την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού και της ανισοτροπίας κατά την εν ψυχρώ έλαση του υλικού.

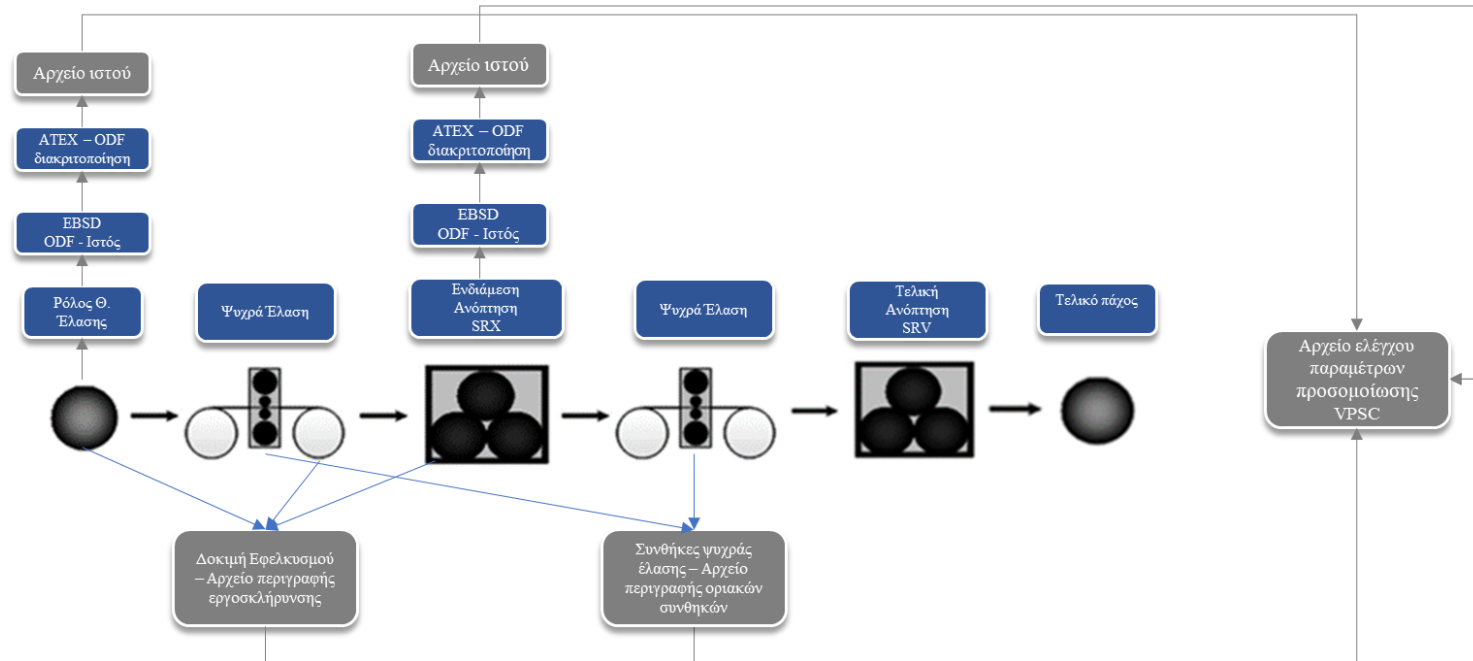
Όπως αναλύθηκε και στο Κεφάλαιο 5 (βλ. παρ. 5.3), το μοντέλο κρυσταλλικής πλαστικότητας που χρησιμοποιήθηκε για την προσομοίωση των μελετώμενων κατεργασιών, είναι το ιξωδο-πλαστικό αυτό-συνεπές μοντέλο (βλ. παράρτημα 1). Στο πλαίσιο της μοντελοποίησης της ψυχράς έλασης, κατά κύριο λόγο χρησιμοποιήθηκε ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d που αναπτύχθηκε από τους Lebensohn και Tome. Ο κώδικας VPSC7d είναι γραμμένος με την γλώσσα προγραμματισμού FORTRAN 77 [223] και κατά την πλαστική παραμόρφωση λαμβάνει υπόψιν μόνο το πλαστικό κομμάτι της παραμόρφωσης, ενώ το ελαστικό, λόγω της μικρότερης επίδρασης τους στην παραμόρφωση, παραλείπεται.

Αναφορικά με τα δεδομένα εισόδου, ο κώδικας VPSC7d απαιτεί 4 αρχεία δεδομένων εισόδου, των οποίων η μορφή παρουσιάζεται αναλυτικά στο παράρτημα 2 [223]. Τα 4 αυτά αρχεία εισόδου συνδέονται μέσω του κεντρικού προγράμματος κάνοντας χρήση ενός τερματικού υπολογιστικού παραθύρου, το οποίο τα συνδέει με το κεντρικό πρόγραμμα του κώδικα.

Συνεπώς, εν συντομία, ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας χρειάζεται 4 τύπους αρχείων, τα οποία να περιγράφουν τα δεδομένα εισόδου πάνω στα οποία βασίζεται η περιγραφή της κατεργασίας της ψυχράς έλασης, ώστε αυτή να προσομοιωθεί σωστά (Σχήμα 72). Όσο ακριβέστερη είναι η περιγραφή των πειραματικών δεδομένων σε αυτά τα αρχεία (π.χ. κρυσταλλογραφικός ιστός) τόσο καλύτερα θα είναι και τα προσμενόμενα αποτελέσματα της προσομοίωσης. Τα προαναφερθέντα 4 αρχεία είναι [223]:

- I. Το αρχείο περιγραφής του κρυσταλλογραφικού ιστού.
- II. Το αρχείο περιγραφής της μικρομηχανικής συμπεριφοράς/εργοσκλήρυνσης του ΑΑ3104.
- III. Το αρχείο περιγραφής των οριακών συνθηκών της κατεργασίας.
- IV. Το αρχείο ρύθμισης των παραμέτρων του αυτό-συνεπούς μοντέλου και επιλογής του μοντέλου ομογενοποίησης.

α



β



Σχήμα 72: α) Σημεία λήψης πειραματικών δεδομένων για την προσομοίωση των ψυχρών υποβιβασμών κατά την παραγωγική διαδικασία του AA3104 H26, β) Διασύνδεση αρχείων με τον κώδικα πολικρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC για την προσομοίωση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ψυχρά έλαση του AA3104.

6.3.1 ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΣ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗΣ ΑΠΟ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΑ ΔΕΔΟΜΕΝΑ

Αναφορικά με την ρύθμιση (calibration) μακροσκοπικών καμπυλών τάσης-παραμόρφωσης, οι οποίες προκύπτουν μετά την δοκιμή εφελκυσμού, για την απόκτηση των παραμέτρων που περιγράφουν την μικρομηχανική συμπεριφορά κατά την εργοσκλήρυνση του AA3104, αυτές στην περίπτωση του κώδικα VPSC7d προσαρμόζονται στην πλαστική τους περιοχή (αληθής τάση-αληθής παραμόρφωση), όπου εκεί προσαρμόζεται ο νόμος εργοσκλήρυνσης του Voce (βλ. παράρτημα 1). Στην συνέχεια, η βελτιστοποίηση της προσαρμογής του νόμου του Voce επί της μακροσκοπικής καμπύλης εφελκυσμού πραγματοποιείται μέσω της ελαχιστοποίησης συνάρτησης σφάλματος που παρουσιάζεται παρακάτω, κάνοντας χρήση της μη γραμμικής μεθόδου βελτιστοποίησης της προσθήκης Simplex του λογισμικού MS-Excel [90], [217].

$$\min Y = \sum_i (\sigma_{i,EXP,0} - \sigma_{i,MODEL,0})^2 + (\sigma_{i,EXP,45} - \sigma_{i,MODEL,45})^2 + (\sigma_{i,EXP,90} - \sigma_{i,MODEL,90})^2 \quad (6.3)$$

Η παραπάνω προσέγγιση υπολογισμού των μικρομηχανικών παραμέτρων που περιγράφουν τον νόμο εργοσκλήρυνσης του Voce, βασίστηκε στην προσέγγιση των Engler et al. [31], [95], οι οποίοι λάβαν υπόψιν τις δοκιμές του εφελκυσμού και στις τρεις διευθύνσεις για να αποκτήσουν τις τιμές που περιέγραφαν την εργοσκλήρυνση του υλικού τους. Επειδή η παραπάνω μέθοδος βελτιστοποίησης (Root Mean Squared Deviation , RMSD) κάνοντας χρήση της Simplex μπορεί να πέσει σε κάποιο τοπικό ελάχιστο κατά την εκτέλεση της [217], κατά την διαδικασία βελτιστοποίησης η αρχική πρόβλεψη του νόμου του Voce βασίστηκε σε βιβλιογραφικά δεδομένα αναφορικά με το AA3104 [69].

Αναφορικά με την διακριτοποίηση του κρυσταλλογραφικού ιστού που προήλθε από τις πειραματικές μετρήσεις με την τεχνική του EBSD, τόσο από τα δείγματα της θερμής έλασης όσο και από τα δείγματα που είχαν υποστεί ενδιάμεση ανόπτηση (SRX), χρησιμοποιήθηκε το λογισμικό ATEX [227]. Μέσω του ATEX η πειραματικά υπολογισμένη ODF διακριτοποιήθηκε σε 10000 μοναδικούς προσανατολισμούς, οι οποίοι αποτελούσαν τους ξεχωριστούς κόκκους της μικροδομής που προσομοιώθηκε μέσω του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC [227]. Αναφορικά με την περιγραφή των οριακών συνθηκών της έλασης, αυτές, βάσει των όσων αναλύθηκαν στο Κεφάλαιο 5 για την περιγραφή του τανυστή της βάρμωσης της ταχύτητας, περιεγράφηκαν από το μέγεθος της αληθούς παραμόρφωσης που είχε υποστεί το AA3104 κατά το προς προσομοίωση εν ψυχρώ πάσο κατά την παραγωγή του.

Το λογισμικό ATEX χρησιμοποιήθηκε επίσης, και στην αξιολόγηση των αποτελεσμάτων των προσομοιώσεων της ψυχράς έλασης, αναφορικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης, καθώς μέσω αυτού πραγματοποιήθηκε η σύγκριση των πειραματικά μετρημένων κρυσταλλογραφικών ιστών με τους αντίστοιχους που προέκυψαν μέσω της προσομοίωσης. Η σύγκριση ανάμεσα στους κρυσταλλογραφικούς ιστούς κατέστη δυνατή μέσω του δείκτη διαφοράς ιστού (Texture Difference Index), ο οποίος ορίζεται από την παρακάτω σχέση [227]:

$$J_{diff} = \int_g (f_A(g) - f_B(g))^2 dg \quad (6.4)$$

Παράλληλα, στο λογισμικό ATEX οπτικοποιήθηκαν, επίσης, τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις προσομοιώσεις πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας, σε ότι αφορά τα διαγράμματα αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού [227].

Κεφάλαιο 7

ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΠΕΙΡΑΜΑΤΩΝ

7.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ

Στο παρόν κεφάλαιο θα παρουσιαστούν τα αποτελέσματα που αφορούν το κομμάτι του χαρακτηρισμού της παρούσας διπλωματικής εργασίας, αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής, των μηχανικών ιδιοτήτων και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104 σε σχέση τόσο με το σχέδιο έλασης A όσο και με το σχέδιο έλασης AA.

7.1.1 ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ

Στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού του AA3104 κατά την θερμομηχανική του επεξεργασία, η τεχνική της οπτικής μικροσκοπίας αποτέλεσε την βασική μέθοδο αξιολόγησης της εξέλιξης της μικροδομής του κράματος. Η τεχνική της οπτικής μικροσκοπίας χρησιμοποιήθηκε, αρχικά, για τον χαρακτηρισμό της εξέλιξης της διασποράς και του μεγέθους των ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στην μικροδομή του κράματος σε συνδυασμό με το λογισμικό ψηφιακής ανάλυσης μικροδομών Image analysis Pro v7. Τα δείγματα και στις δύο περιπτώσεις (σχέδιο A, AA) μελετήθηκαν στην στιλβωμένη τους κατάσταση, ώστε να αξιολογηθούν οι χονδρομερείς ενδομεταλλικές ενώσεις (coarse particles > 1μm), οι οποίες είναι εντός του πεδίου της διακριτικής ικανότητας της τεχνικής (μεγέθυνση x1000).

Εν συνεχεία, η εξέλιξη της μικροδομής αξιολογήθηκε σε σχέση και με την πρόοδο της δομής των κόκκων μέσω της χρήσης της οπτικής μικροσκοπίας πολωμένου φωτός, αφού πρώτα το σύνολο των δειγμάτων είχε προσβληθεί ηλεκτροχημικά, όπως αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 6.

7.1.1.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ EN ΨΥΧΡΩ A

Αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής των δειγμάτων που προήλθαν από το σχέδιο έλασης A, αυτή παρουσιάζεται μετ'όχι μέσω οπτικών μικρογραφιών του Σχήματος 73.

Από την παρατήρηση των μικρογραφιών, αρχικά, προκύπτει πως το φύλλο της θερμής έλασης (Σχήμα 73 (α)) χαρακτηρίζεται από μία μερικώς ανακρυσταλλωμένη μικροδομή, καθώς εκτός από τους ανακρυσταλλωμένους κόκκους παρατηρούνται στην μικροδομής ζώνες παραμένουσας πλαστικής παραμόρφωσης. Οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι που απαρτίζουν το μεγαλύτερο μέρος της μικροδομής, δεν είναι ισοαξονικοί αλλά χαρακτηρίζονται από ένα πεπλατυσμένο σχήμα (λόγος αξόνων ~2:1) με τον κύριο άξονα τους (σ.σ. τον μεγαλύτερο) να είναι προσανατολισμένος παράλληλα με την διεύθυνση της έλασης. Αντίθετα, οι ζώνες παραμένουσας πλαστικής παραμόρφωσης χαρακτηρίζονται από μία ινώδη μορφολογία και εντοπίζονται κυρίως στο κέντρο του φύλλου, ανάμεσα σε ανακρυσταλλωμένες περιοχές. Παράλληλα, το ποσοστό των χονδρομερών ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στην

μικροδομή ανέρχεται στο 2,43%, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 20. Το γεγονός πως η μικροδομή είναι μερικώς ανακρυσταλλωμένη συνιστά ότι η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης ήταν χαμηλότερη των 300°C καθώς η ανακρυστάλλωση (SRX) δεν ολοκληρώθηκε κατά την αυτό-ανόπτηση του AA3104. Ωστόσο, το ποσοστό της ανακρυσταλλωμένης μικροδομής ($X_v \sim 80-85\%$) υποδηλώνει πως η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης δεν είναι σημαντικά χαμηλότερο των 300 °C. Κατά συνέπεια, από την παρατήρηση της μικροδομής του φύλλου της θερμής έλασης (Σχήμα 73 (α)) προκύπτει πως η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης του δείγματος A κυμαινόταν στο θερμοκρασιακό εύρος των 300-275 °C [27].

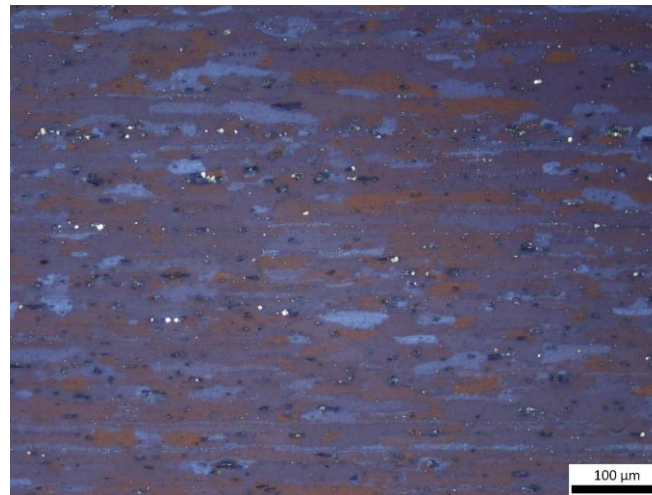
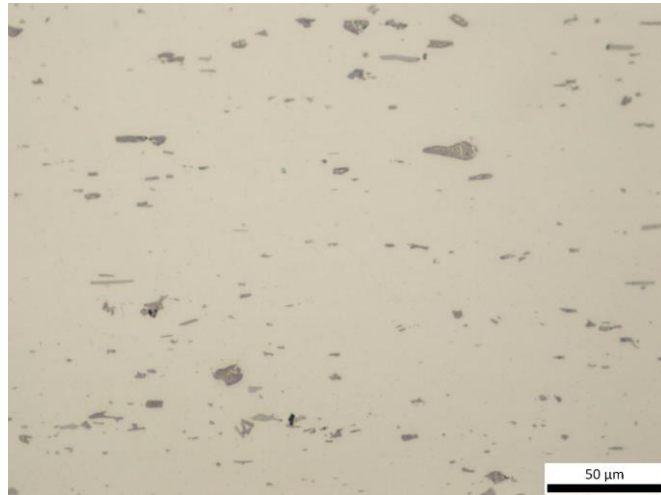
Κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3014, αναφορικά με την εν ψυχρώ μεταλλοτεχνική κατεργασία του, όπως παρατηρείται στην μικρογραφία του δείγματος B στο Σχήμα 73(β), η μερικώς ανακρυσταλλωμένη μικροδομή της θερμής έλασης μετασχηματίζεται, με τη μικροδομή να αποκτά μία ζωνώδη μορφολογία κόκκων (banded/pancaked structure). Κατά την περεταίρω, εν ψυχρώ, πλαστική παραμόρφωση οι κόκκοι της μικροδομής επιμηκύνονται σε μεγαλύτερο βαθμό παράλληλα με την διεύθυνση της έλασης, όπως αποτυπώνεται στην μικρογραφία του Δείγματος C στο Σχήμα 73 (γ). Η μικροδομή του Δείγματος C, λοιπόν, λόγω της εκτενούς επιμήκυνσης που παρουσιάζουν οι κόκκοι της δύναται να χαρακτηριστεί ως ινώδης (fibrous), με τον τύπο αυτό της μικροδομής να είναι χαρακτηριστικός των υλικών που έχουν ελαστεί εντόνως εν ψυχρώ. Παράλληλα, αναφορικά με τις ενδομεταλλικές ενώσεις που εντοπίζονται εντός της μικροδομής των ψυξηλατημένων δειγμάτων, τόσο τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά όσο και η πυκνότητά τους δεν μεταβάλλεται κατά την ψυχρά έλαση (Πίνακας 20), γεγονός που υποδηλώνει πως οι ευμεγέθεις ενδομεταλλικές ενώσεις που συνοδεύουν το AA3104 μετά τα στάδια της χύτευσης και της ομογενοποίησης, αποκτούν ένα σταθερό μέγεθος κατά το στάδιο της θερμής έλασης.

Δραστική αλλαγή σε σχέση με την μικροδομή επιφέρει το στάδιο της ενδιάμεσης ανόπτησης του AA3104, κατά το οποίο η μικροδομή του AA3104 ανακρυσταλλώνεται πλήρως (SRX). Η μορφολογία των κόκκων του Δείγματος C_RX (Σχήμα 73 (δ)) παρουσιάζει ανάλογα χαρακτηριστικά με το ανακρυσταλλωμένο κομμάτι του φύλλου της θερμής έλασης (Δείγμα A), καθώς οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι δεν είναι πλήρως ισοαξονικοί αλλά παρουσιάζουν μία κατευθυντικότητα προς την διεύθυνση της εξασκούμενης παραμόρφωσης. Αυτός ο λόγος σχήματος που χαρακτηρίζει την μορφολογία των κόκκων της ανακρυσταλλωμένης μικροδομής, μπορεί να αποδοθεί στην κατευθυντικότητα/προσανατολισμό που αποκτούν οι ενδομεταλλικές ενώσεις, ως προς την διεύθυνση της έλασης κατά την κατεργασία του AA3104 (εν θερμώ ή εν ψυχρώ), οι οποίες δρουν ως εμπόδια στην ανάπτυξη των ορίων των ανακρυσταλλωμένων κόκκων ως προς την κάθετη διεύθυνση του ελάσματος (ND). Κατά ανάλογο τρόπο με το Δείγμα B του πρώτου εν ψυχρώ υποβιβασμού, η μικροδομή του δείγματος D, η οποία παρουσιάζεται στο Σχήμα 73 (ε), χαρακτηρίζεται από μία ζωνώδη μορφολογία κόκκων (banded/pancaked structure), η οποία οφείλεται στην πλαστική παραμόρφωση κατά το τελικό πάσο της έλασης. Τέλος, αναφορικά με το Δείγμα D_RV (Σχήμα 73 (στ)) που αντιστοιχεί στο παραγωγικό στάδιο της τελικής ανόπτησης, δεν παρατηρείται κάποια αλλαγή στην μορφολογία της δομής των κόκκων του AA3104 σε σχέση με ότι παρατηρήθηκε στο Δείγμα D. Το γεγονός αυτό οφείλεται στην θερμοκρασία της τελικής ανόπτησης, η οποία είναι αρκετά χαμηλότερη εκείνης που επιτρέπει την εκκίνηση του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης, γεγονός που οδηγεί μόνο στην αποκατάσταση (SRV) της μικροδομής του AA3104. Ο μηχανισμός του θερμομηχανικού φαινομένου της αποκατάστασης, όπως αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 3, επιφέρει μικροδομικές μεταβολές στο επίπεδο της «υπο-δομής», οι οποίες δεν είναι ορατές στο οπτικό μικροσκόπιο.

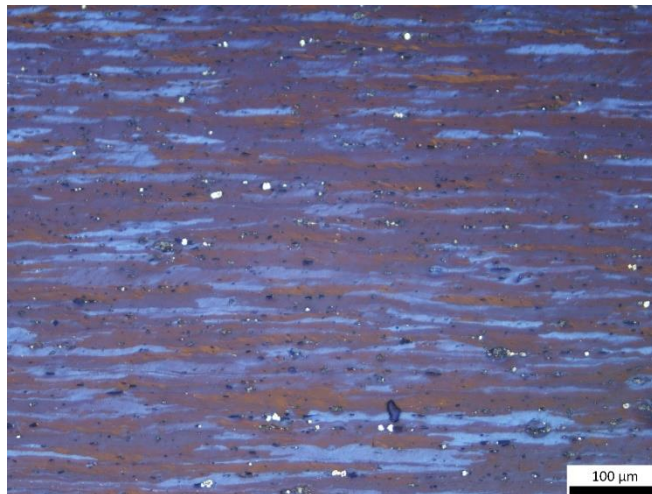
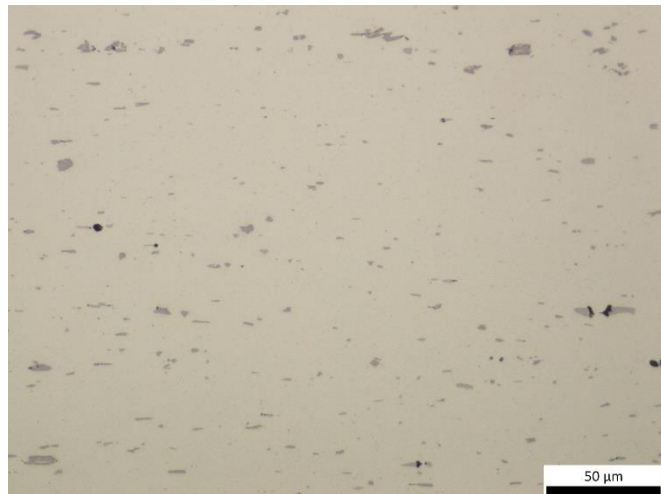
Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

LOM

PLOM

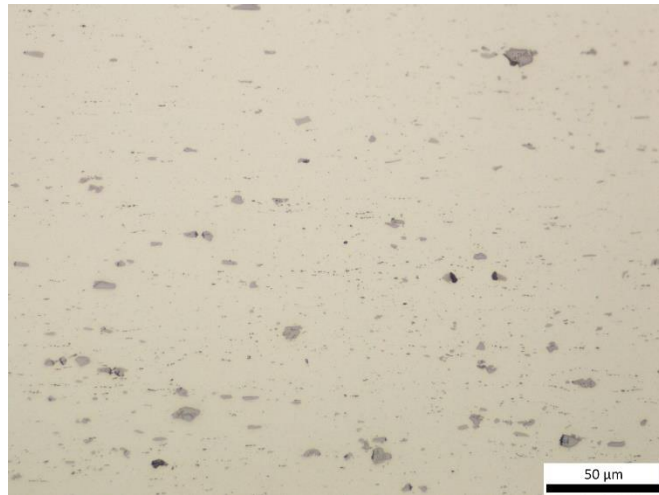


α

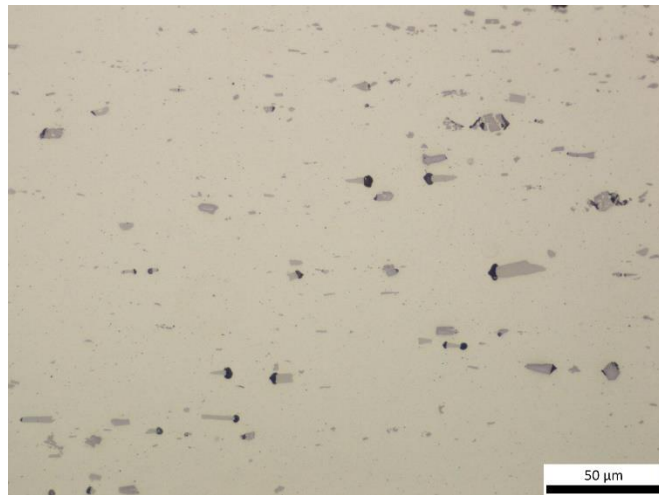


β

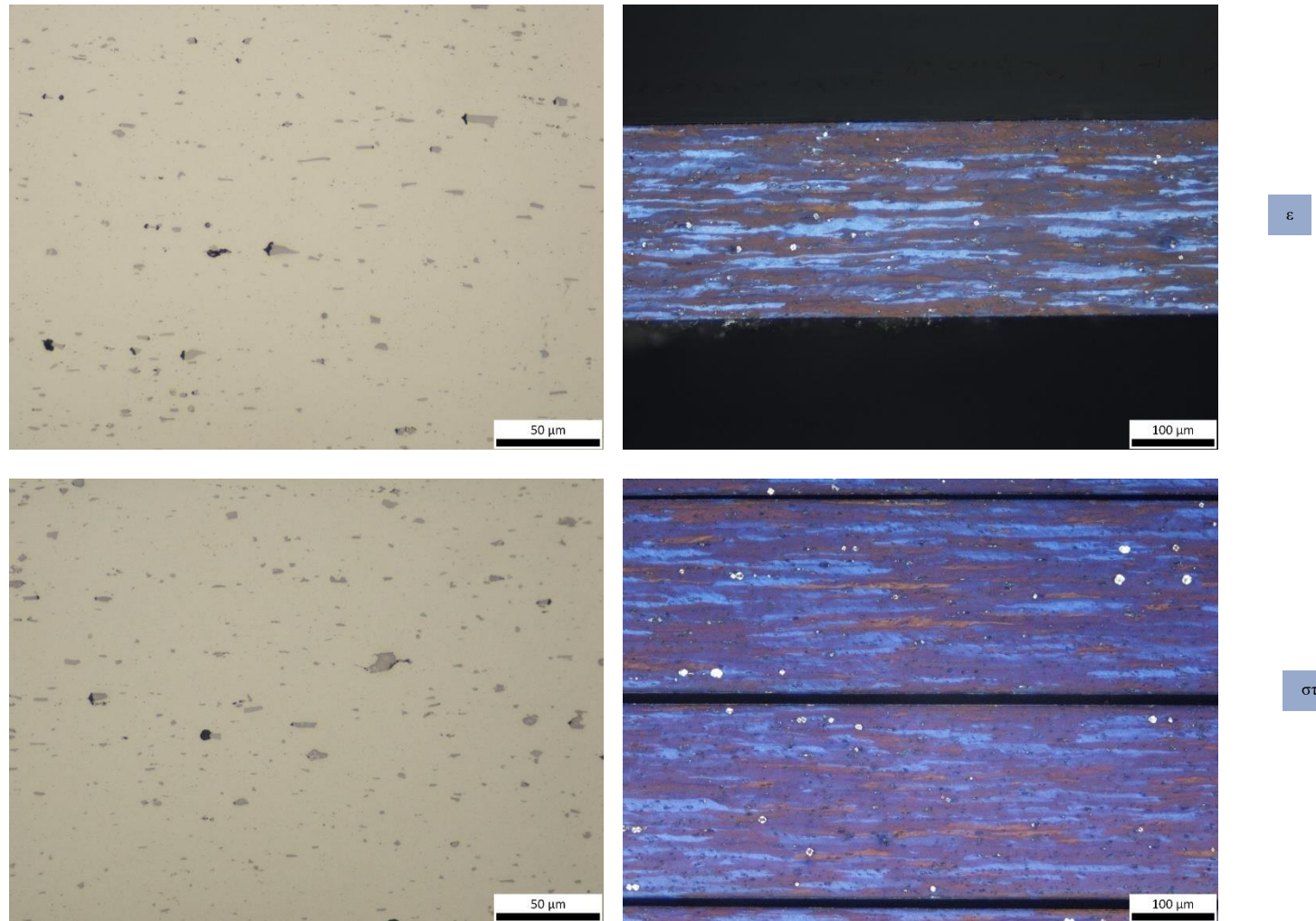
Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του
AA3104



γ



δ



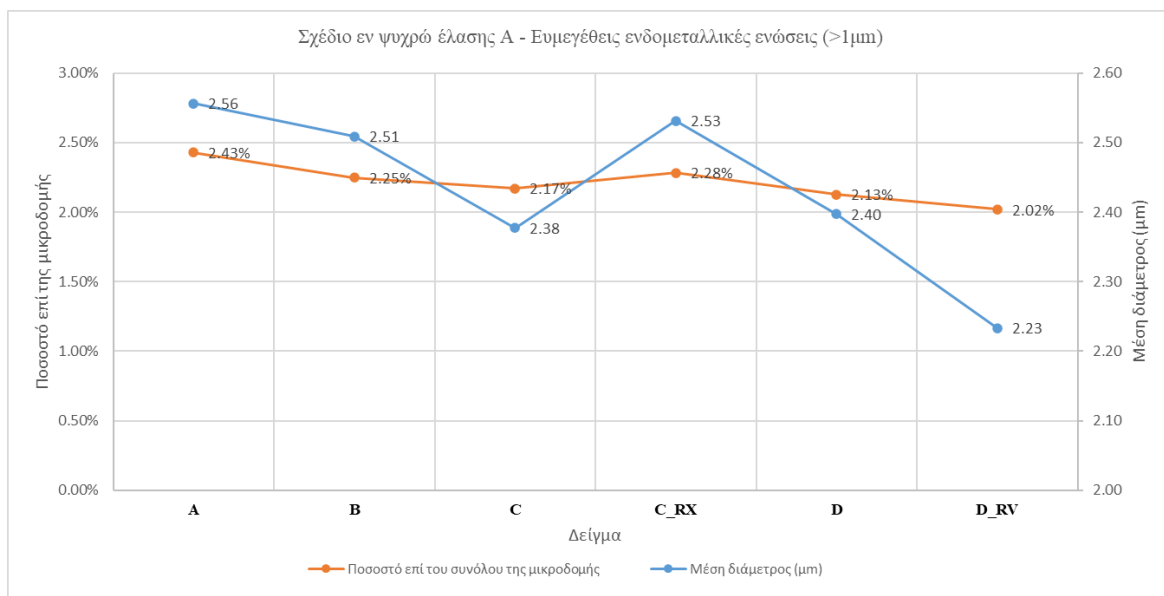
Σχήμα 73: Μικρογραφίες οπτικής μικροσκοπίας κανονικού (LOM) και πολωμένου (PLOM) φωτός. α) Δείγμα A, Δείγμα B, γ) Δείγμα C, δ) Δείγμα C_RX, ε) Δείγμα D, στ) Δείγμα D_RV.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

Πίνακας 20: Στατιστικά στοιχεία περιγραφής χονδρομερών ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στις μικροδομές των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A.

Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A								
Κωδικοποίηση δειγμάτων	Μέση επιφάνεια (μm ²)	Μέσος Λόγος διαστάσεων	Μέσο μήκος κύριου άξονα (μm)	Μέση διάμετρος (μm)	Μέση περίμετρος (μm)	Μέση κυκλικότητα	Ποσοστό επί του συνόλου της μικροδομής	Μέση μορφολογία (Feret)-(μm)
A	6.71	2.57	4.11	2.56	10.19	1.56	2.43%	3.11
Τυπ.αποκλ.(±)	9.98	1.51	3.09	1.50	7.92	0.66		2.23
B	6.30	2.80	4.12	2.51	10.70	1.87	2.25%	3.15
Τυπ.αποκλ.(±)	10.74	1.58	3.18	1.54	9.43	1.02		2.39
C	6.12	2.68	3.75	2.38	9.85	1.81	2.17%	2.90
Τυπ.αποκλ.(±)	11.16	1.35	2.80	1.58	8.17	0.83		2.17
C_RX	6.53	2.51	3.92	2.53	10.73	1.84	2.28%	3.12
Τυπ.αποκλ.(±)	10.66	1.35	2.82	1.63	9.22	0.98		2.31
D	5.83	2.56	3.77	2.40	9.56	1.61	2.13%	2.90
Τυπ.αποκλ.(±)	10.35	1.36	2.82	1.44	8.11	0.73		2.17
D_RV	4.48	2.70	3.46	2.23	9.02	1.90	2.02%	2.70
Τυπ.αποκλ.(±)	6.43	1.48	2.12	1.27	6.72	2.00		1.74

Τέλος, σε ότι αφορά την εξέλιξη των γεωμετρικών χαρακτηριστικών και της κατανομής των ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στο σύνολο των δειγμάτων του σχεδίου έλασης εν ψυχρώ A, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 20 αλλά και όπως αναφέρθηκε παραπάνω, τα χαρακτηριστικά των σωματιδίων αυτών παραμένουν σχετικά αμετάβλητα. Στο Σχήμα 74 παρουσιάζεται γραφικά η εξέλιξη των βασικότερων χαρακτηριστικών που περιγράφουν τις ενδομεταλλικές ενώσεις, ήτοι η μέση διάμετρος τους καθώς και το ποσοστό που καταλαμβάνουν επί της μικροδομής, από συνάγεται το συμπέρασμα πως αυτές παρέμειναν σχετικά αμετάβλητες. Άξιο προσοχής είναι πως το μέσο μέγεθος των σωματιδίων κυμαίνεται στα 2,23-2,56 μm, δηλαδή είναι εντός του εύρους των σωματιδίων (1-3 μm) που χαρακτηρίζονται ως τα πιο αποδοτικά για την πυρήνωση νέων κόκκων [3], κατά το θερμομηχανικό φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης, ενώ στον μηχανισμό PSN αποδίδεται, επίσης, η ύπαρξη του κρυσταλλογραφικού συστατικού P.



Σχήμα 74: Μεταβολή των βασικών χαρακτηριστικών που περιγράφουν τις ευμεγέθεις ενδομεταλλικές ενώσεις των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A.

7.1.1.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ EN ΨΥΧΡΩ ΑΑ

Αναφορικά με την εξέλιξη της μικροδομής των δειγμάτων που προήλθαν από το άλλο σχέδιο έλασης (σ.σ. ΑΑ), αυτή παρουσιάζεται των μέσω των μικρογραφιών οπτική μικροσκοπίας του Σχήματος 75.

Από την παρατήρηση των μικρογραφιών, αρχικά, προκύπτει πως το φύλλο της θερμής έλασης (Σχήμα 75 (α)) ,σε αντίθεση με ότι παρατηρήθηκε στο προηγούμενο σχέδιο έλασης, χαρακτηρίζεται από μία εντόνως, σχεδόν πλήρως, παραμορφωμένη μικροδομή ζωνώδους μορφολογίας με λίγους ανακρυσταλλωμένους κόκκους να εντοπίζονται στα επιφανειακά στρώματα του φύλλου της θερμής έλασης. Οι λίγοι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι παρουσιάζουν μία πεπλατυσμένη ισοαξονική μορφολογία, όπου ο λόγος σχήματος τους ανέρχεται στο ~2:1, ενώ ο κύριος άξονας των κόκκων είναι προσανατολισμένος προς την διεύθυνση της κατεργασίας. Η κατευθυντικότητα που χαρακτηρίζει τους ανακρυσταλλωμένους κόκκους, οφείλεται, όπως και στο προηγούμενο σχέδιο έλασης, στον προσανατολισμό ($//RD$) των περιεχόμενων ενδομεταλλικών ενώσεων, το ποσοστό των οποίων στο Δείγμα ΑΑ ανέρχεται στο 2,61%, σύμφωνα με τα όσα παρουσιάζονται στον Πίνακα 21.

Από την μορφολογία της μικροδομής του φύλλου της θερμής έλασης του σχεδίου ΑΑ, προκύπτει πως η θερμοκρασία περάτωσης του σταδίου της εν θερμώ κατεργασίας του ΑΑ3104 ήταν χαμηλότερη των 275 °C. Παρόλα αυτά, η ύπαρξη ενός μικρού ποσοστού ανακρυσταλλωμένων κόκκων ($X_v \sim 5-10\%$) στα επιφανειακά στρώματα του φύλλου, όπου το ποσοστό της πρότερης παραμόρφωσης είναι μεγαλύτερο λόγω της συνέργειας των μηχανισμών της διάτμησης και της επίπεδης συμπίεσης, ο οποίος αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 5, θέτει ένα κατώτερο όριο αναφορικά με την θερμοκρασία τύλιξης της θερμής έλασης, το οποίο ανέρχεται στους 260-265 °C. Συνεπώς, από την μικροδομική παρατήρηση του Δείγματος ΑΑ συνάγεται το συμπέρασμα πως η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης του σχεδίου ΑΑ κυμαινόταν στο θερμοκρασιακό εύρος των 275-260 °C [27]. Άρα, η μικροδομή του Δείγματος ΑΑ χαρακτηρίζεται από κόκκους παραμορφωμένης μορφολογίας, οι οποίοι, παρόλο που δεν ανακρυσταλλώθηκαν λόγω της χαμηλής θερμοκρασίας περάτωσης της θερμής έλασης, έχουν υποστεί εκτενή αποκατάσταση (SRV) [3].

Κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του ΑΑ3014, όπως παρατηρείται στην μικρογραφία του Δείγματος Β στο Σχήμα 75(β), η αποκατεστημένη μικροδομή παραμορφωμένης μορφολογίας που χαρακτηρίζεται και από ένα μικρό ποσοστό ανακρυστάλλωσης του Δείγματος ΑΑ, επιμηκύνεται περαιτέρω ως προς την διεύθυνση της έλασης αποκτώντας μία έντονη ζώνωση αναφορικά με τη δομή των κόκκων της. Κατά την περεταίρω, εν ψυχρώ, πλαστική παραμόρφωση του ΑΑ3104 οι κόκκοι της μικροδομής των δειγμάτων του σχεδίου ΑΑ επιμηκύνονται σε μεγαλύτερο βαθμό παράλληλα με την διεύθυνση της έλασης, όπως αποτυπώνεται στις μικρογραφίες των Δειγμάτων CC και DD του Σχήματος 75 (γ, δ). Κατά συνέπεια, οι κόκκοι της μικροδομής αποκτούν μία έντονη ινώδη (fibrous) μορφολογία. Σε αναλογία με τα όσα παρατηρήθηκαν κατά τον χαρακτηρισμό της μικροδομής των δειγμάτων του σχεδίου έλασης Α, τόσο τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά όσο και το ποσοστό των ενδομεταλλικών ενώσεων επί της μικροδομής παραμένει σχετικά αμετάβλητο κατά την πρόοδο της ψυχράς έλασης, γεγονός που οδηγεί σε ένα παρόμοιο συμπέρασμα, πως οι ευμεγέθεις ενδομεταλλικές αποκτούν ένα σταθερό μέγεθος κατά το στάδιο της θερμής έλασης.

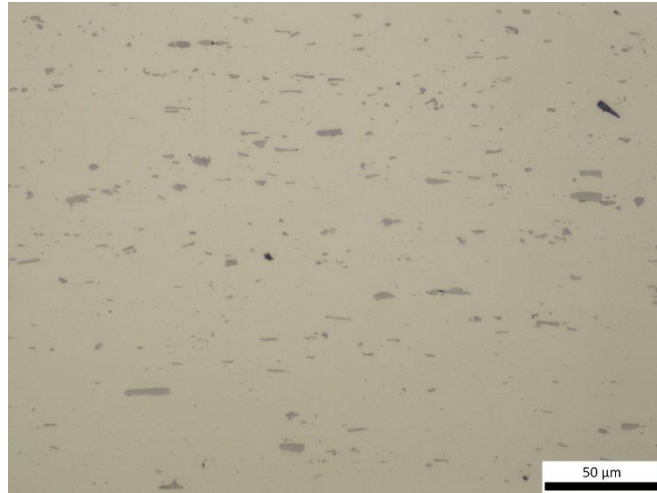
Κατά το στάδιο της ενδιάμεσης ανόπτησης του σχεδίου έλασης ΑΑ, παρατηρείται παρόμοιοι μεγέθους μεταβολή σχετικά με την μικροδομή του Δείγματος DD_RX (Σχήμα 75 (ε)), όπως αυτή που παρατηρήθηκε στο Δείγμα C_RX. Έτσι, η μικροδομή του Δείγματος DD_RX είναι πλήρως ανακρυσταλλωμένη και χαρακτηρίζεται από σχεδόν ισοαξονικούς κόκκους (λόγος σχήματος ~2:1) που

παρουσιάζουν μία κατευθυντικότητα ως προς την διεύθυνση της έλασης για τους ίδιους λόγους, οι οποίοι αναφέρθηκαν στο χαρακτηρισμό του δείγματος C_RX.

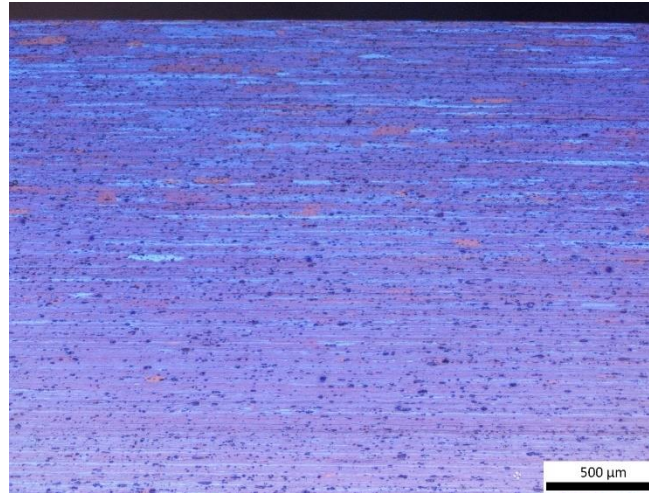
Ο τελικός, εν ψυχρώ, υποβιβασμός του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης AA, οδηγεί στην μεταβολή της ανακρυσταλλωμένης μικροδομής του υλικού. Έτσι, η σχεδόν ισοαξονική μορφολογία των κόκκων επιμηκύνεται κατά την διεύθυνση της έλασης λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης, γεγονός που οδηγεί στον σχηματισμό μίας επιμήκους, ζωνώδους μορφολογίας κόκκων, οι οποίοι χαρακτηρίζουν την μικροδομή του Δείγματος EE, όπως αυτή παρουσιάζεται στο Σχήμα 75 (στ). Τέλος, η μικροδομή του Δείγματος EE_RV δεν μεταβάλλεται σε σχέση με την παρατηρούμενη μορφολογία του Δείγματος EE. Αυτό συμβαίνει γιατί κατά την τελική ανόπτηση του AA3104, η θερμοκρασία δεν είναι ικανή ώστε να εκκινηθεί το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης αλλά αντιθέτως λαμβάνει χώρα, σκοπούμενα, το θερμομηχανικό φαινόμενο της αποκατάστασης (SRV). Η μεταβολή που προκαλεί στην «υπό-δομή» η αποκατάσταση, όπως αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 3, σκοπό έχει την μετρίαση της επίδρασης της παραμόρφωσης σχετικά με τις μηχανικές ιδιότητες του AA3104 (ολκιμότητα, αντοχή κλπ.) και για αυτό τον λόγο πραγματοποιείται και στα δύο σχέδια έλασης του κράματος.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

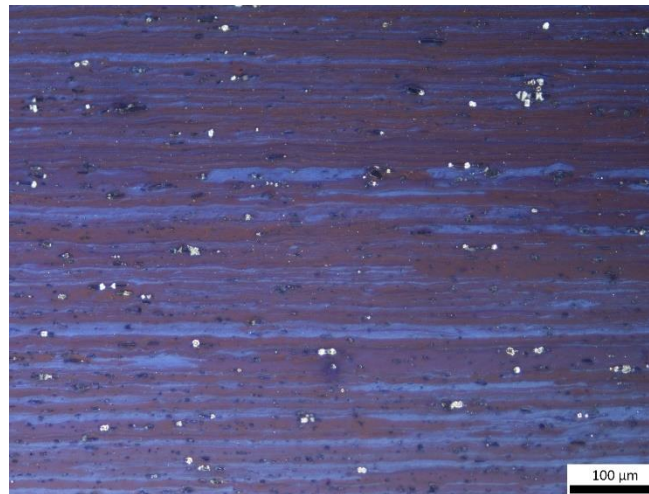
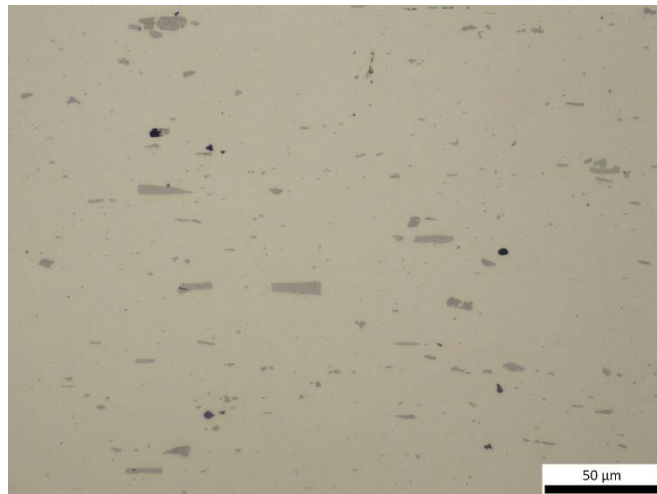
LOM



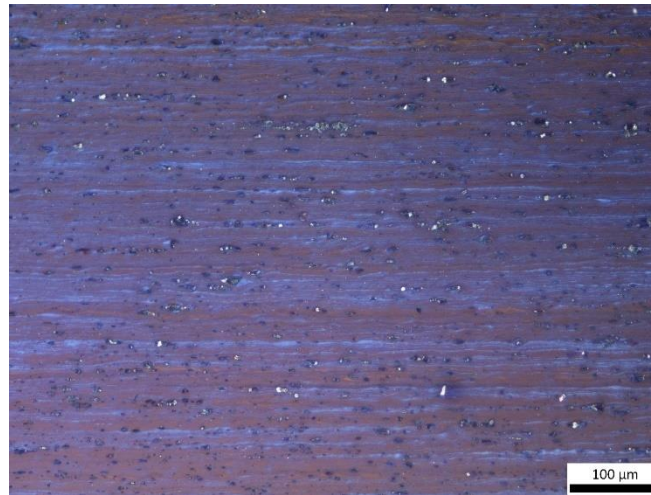
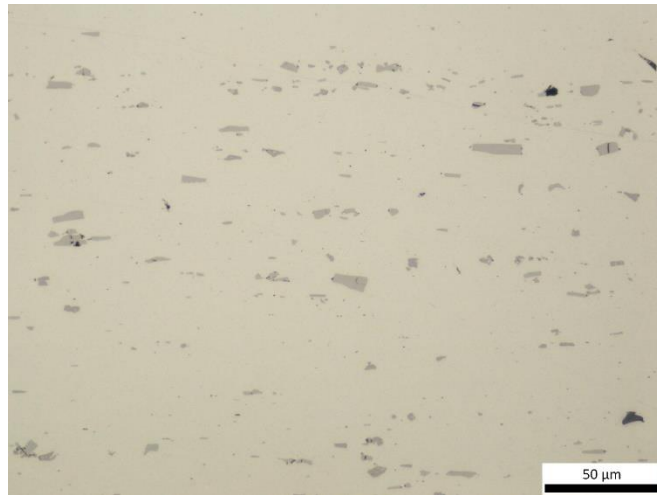
PLOM



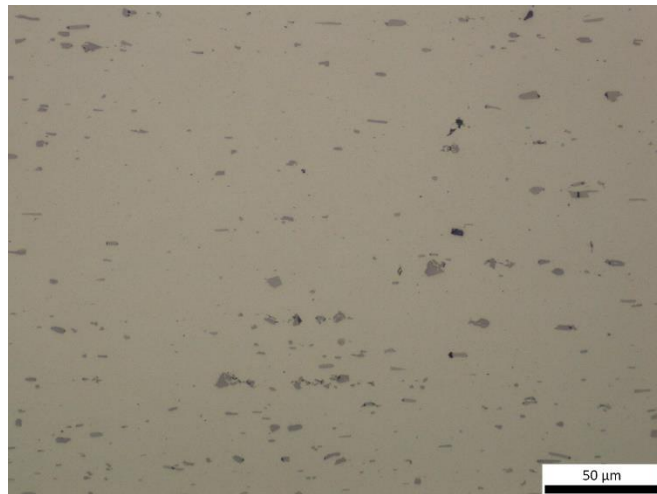
α



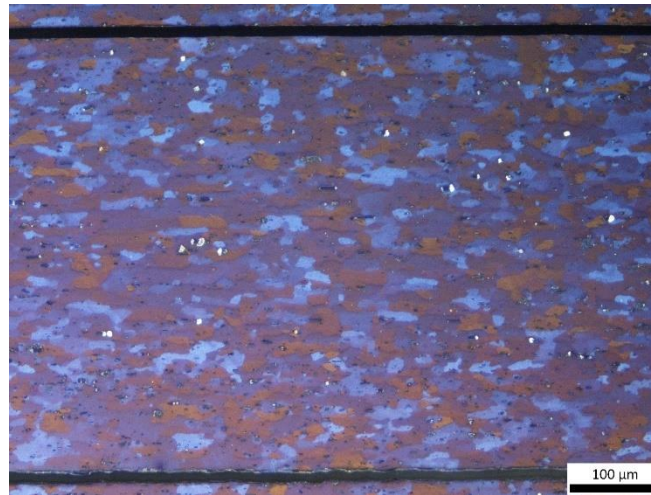
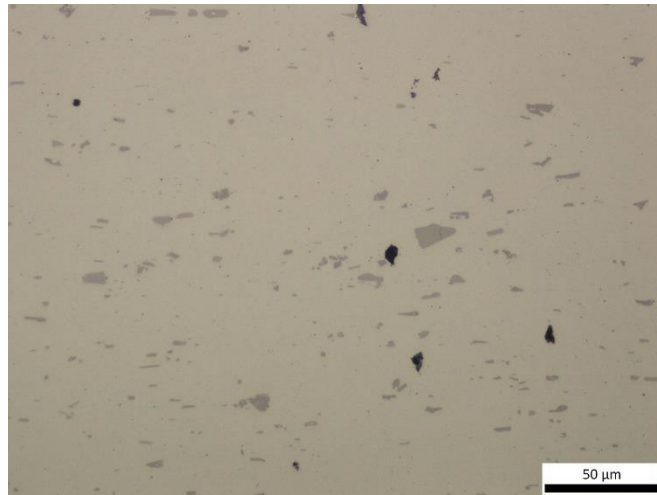
β



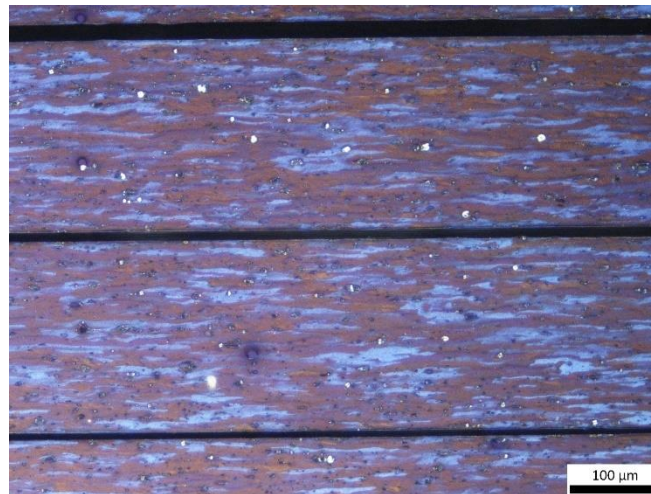
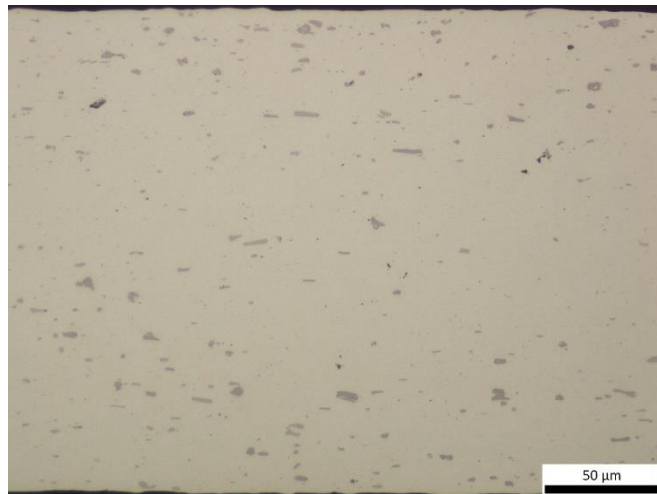
γ



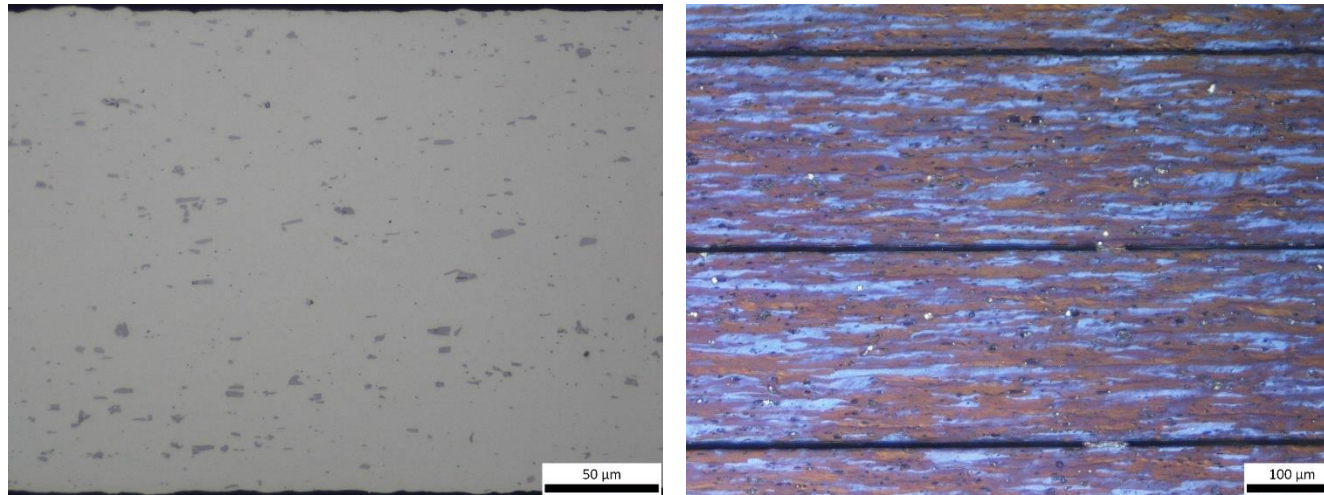
δ



ε



στ



ζ

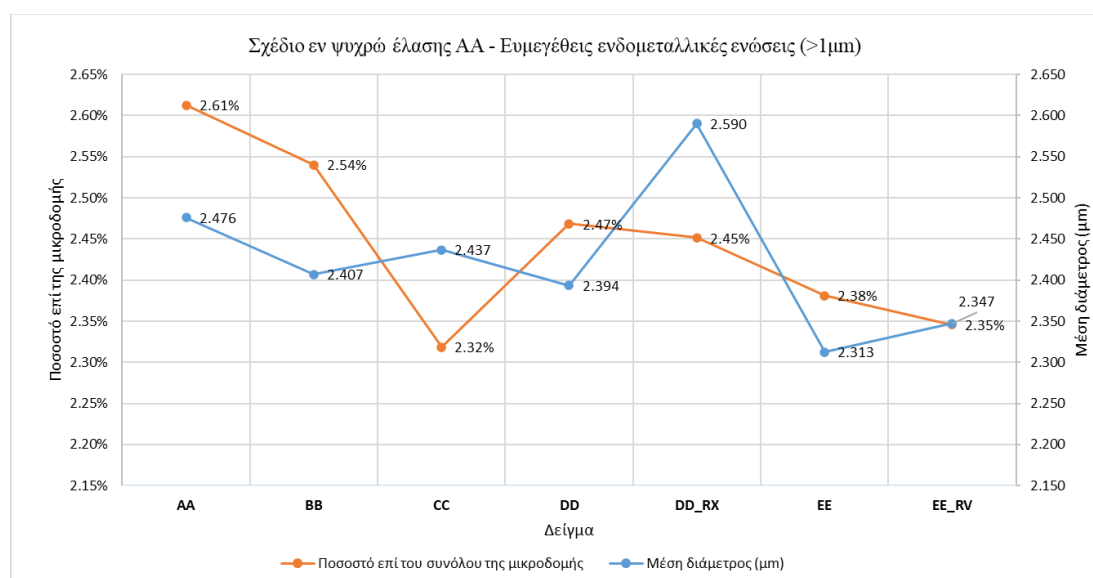
Σχήμα 75: : Μικρογραφίες οπτικής μικροσκοπίας κανονικού (LOM) και πολωμένου (PLOM) φωτός. α) Δείγμα AA, Δείγμα BB, γ) Δείγμα CC, δ) Δείγμα DD, ε) Δείγμα DD_RX, στ) Δείγμα EE, ζ) Δείγμα EE_RV.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

Πίνακας 21: Στατιστικά στοιχεία περιγραφής χονδρομερών ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στις μικροδομές των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA.

Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης AA								
Κωδικοποίηση δειγμάτων	Μέση επιφάνεια (μm ²)	Μέσος Λόγος διαστάσεων	Μέσο μήκος κύριου άξονα (μm)	Μέση διάμετρος (μm)	Μέση περιμέτρος (μm)	Μέση κυκλικότητα	Ποσοστό επί του συνόλου της μικροδομής	Μέση μορφολογία (Feret)-(μm)
AA	6.104	2.908	4.176	2.476	10.800	1.935	2.61%	3.194
Τυπ.αποκλ.(±)	10.105	1.750	3.079	1.414	8.882	1.092		2.252
BB	5.874	2.816	3.998	2.407	10.016	1.731	2.54%	2.997
Τυπ.αποκλ.(±)	9.062	1.533	2.915	1.397	7.824	0.731		2.098
CC	5.814	2.728	3.929	2.437	9.883	1.698	2.32%	2.974
Τυπ.αποκλ.(±)	9.054	1.561	2.721	1.405	8.262	1.084		2.043
DD	5.418	2.661	3.803	2.394	10.003	1.850	2.47%	2.936
Τυπ.αποκλ.(±)	7.327	3.648	2.660	1.332	7.444	1.348		1.928
DD_RX	6.693	2.380	3.959	2.590	10.984	1.892	2.45%	3.154
Τυπ.αποκλ.(±)	10.650	1.262	2.781	1.578	8.831	1.637		2.177
EE	5.120	2.579	3.589	2.313	9.464	1.818	2.38%	2.796
Τυπ.αποκλ.(±)	6.984	1.783	2.217	1.245	6.616	1.480		1.699
EE_RV	5.503	2.473	3.619	2.347	9.881	1.926	2.35%	2.848
Τυπ.αποκλ.(±)	8.757	1.387	2.468	1.393	7.550	1.567		1.905

Σχετικά με την πρόοδο της πυκνότητας και των γεωμετρικών χαρακτηριστικών των ευμεγέθων σωματιδίων που εντοπίζονται στο σύνολο των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA, όπως αυτά παρουσιάζονται στον Πίνακα 21, τα χαρακτηριστικά των σωματιδίων αυτών παραμένουν σχετικά αμετάβλητα. Σε ότι έχει να κάνει με τα λεπτομερή σωματίδια (dispersoids - 0,1-0,5μm) που εντοπίζονται στην μικροδομή του AA3104 -τόσο στο σχέδιο έλασης AA όσο και στο A- αυτά δεν δύναται να χαρακτηριστούν μέσω της τεχνικής της οπτικής μικροσκοπίας. Τέλος, στο Σχήμα 76 παρουσιάζεται γραφικά η εξέλιξη της μέσης διαμέτρου των σωματιδίων καθώς και του ποσοστού των που καταλαμβάνουν επί της μικροδομής. Παρότι τα χαρακτηριστικά των ευμεγέθων ενδομεταλλικών ενώσεων παραμένουν σχεδόν αμετάβλητα, όπως στην περίπτωση του σχεδίου A, αξίζει να σημειωθεί ξανά πως το μέσο μέγεθος των σωματιδίων κυμαίνεται στα 2,313-2,59 μm, δηλαδή είναι εντός του εύρους των σωματιδίων (1-3 μm) στα οποία αποδίδεται ο μηχανισμός της διεγερμένης πυρήνωσης από σωματίδια (PSN) [3].

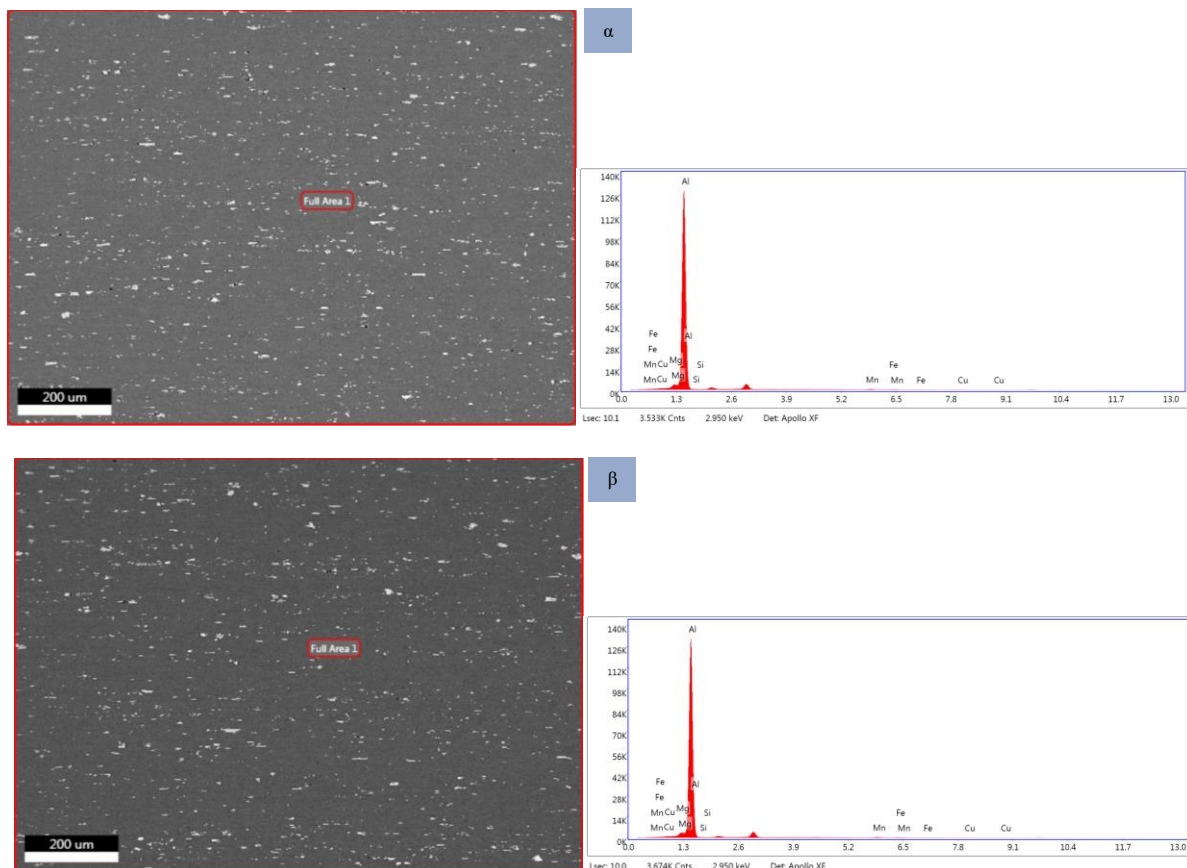


Σχήμα 76: Μεταβολή των βασικών χαρακτηριστικών που περιγράφουν τις ευμεγέθεις ενδομεταλλικές ενώσεις των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA.

7.1.2 ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΣΑΡΩΣΗΣ

Στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού της εξέλιξης της μικροδομής του AA3104, τόσο κατά το σχέδιο έλασης A όσο και κατά το σχέδιο έλασης AA, χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης συνδυαστικά με την τεχνική της φασματομετρίας ενεργειακής διασποράς ακτίνων-X (EDS), ώστε να αναγνωριστεί το είδος, ως προς την χημική σύσταση, των ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στην μικροδομή του κράματος αλλά και ληφθεί και μία ποιοτική πρώτη Σχήμα σε σχέση με την κατανομή των διασπαρμένων λεπτομερών ενδομεταλλικών ενώσεων (dispersoids). Για την επίτευξη των παραπάνω, χαρακτηρίστηκαν 2 δείγματα από κάθε σχέδιο έλασης, τα οποία αντιστοιχούσαν στο φύλλο της θερμής και στον τελικό εν ψυχρώ υποβιβασμό αντίστοιχα.

Παράλληλα, για την αξιολόγηση των αποτελεσμάτων του ακριβούς είδους της ενδομεταλλικής ένωσης του τύπου $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_y$, πραγματοποιήθηκε και ο θερμοδυναμικός υπολογισμός του διαγράμματος φάσεων που χαρακτηρίζει το μελετώμενο κράμα βάσει της μέτρησης της γενικής χημικής σύστασης του κράματος. Η χημική σύσταση που εισήχθη στο λογισμικό υπολογιστικής θερμοδυναμικής ThermoCalc, το οποίο υπολόγισε μέσω της υπολογιστικής τεχνικής CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) [228] το διάγραμμα φάσεων του μελετώμενου κράματος AA3104, προέκυψε από τον μέσο όρο των συστάσεων που υπολογίστηκαν από γενικές σαρώσεις με την τεχνική του EDS στα φύλλα της θερμής έλασης και των δύο σχεδίων (A και AA). Στο Σχήμα 77 παρουσιάζονται οι μικρογραφίες από όπου υπολογίστηκε η γενική χημική σύσταση του AA3104, ενώ στον Πίνακα 22 παρουσιάζεται η χημική σύσταση που εισήχθη στο ThermoCalc για τον υπολογισμό του διαγράμματος των φάσεων.



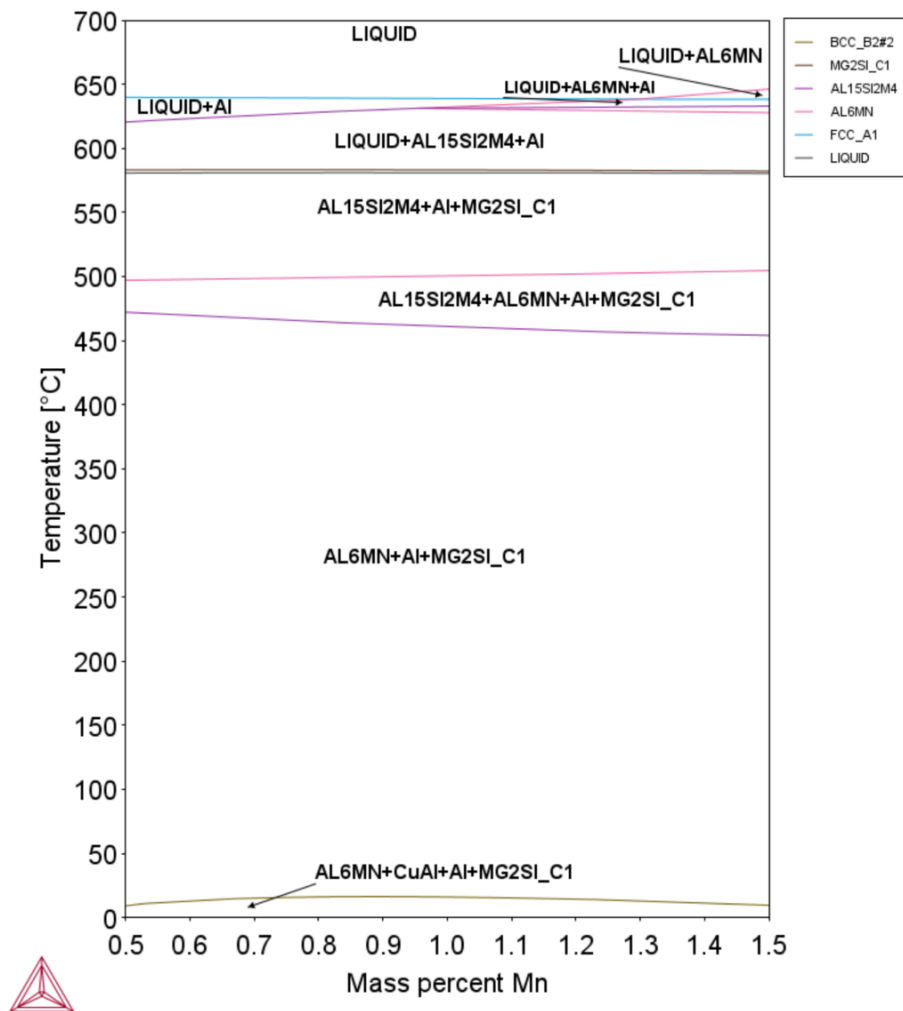
Σχήμα 77: Γενικές σαρώσεις EDS από το φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου εν ψυχρώ έλασης: α) A, β) AA.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

Πίνακας 22: Χημική σύσταση εισαγωγής στο ThermoCalc για τον υπολογισμό του διαγράμματος φάσεων του μελετώμενου κράματος AA3104.

Στοιχείο	Κατά βάρος (%)	Κατά ατομική προσθήκη (%)
Mg	0.92	1.03
Al	97.47	98.16
Si	0.07	0.06
Mn	1.00	0.49
Fe	0.39	0.19
Cu	0.15	0.06

Το διάγραμμα φάσεων του AA3104 που προέκυψε από το λογισμικό υπολογιστικής θερμοδυναμικής ThermoCalc βάσει της παραπάνω μεθοδολογίας [228], παρουσιάζεται στο Σχήμα 78. Μέσω του υπολογιστικού διαγράμματος φάσεων προβλέπεται πως το ακριβές είδος $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_y$ ενδομεταλλικών ενώσεων που αναμένεται να εντοπιστούν μέσω της τεχνικής του EDS στα δείγματα του AA3104 που εξετάστηκαν είναι το $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.



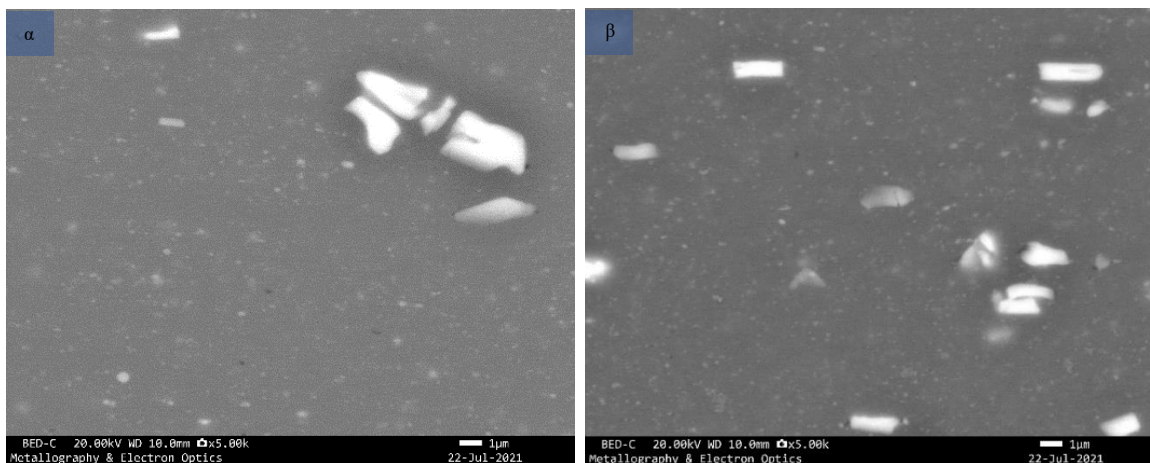
Σχήμα 78: Υπολογιστικό διάγραμμα φάσεων (ThermoCalc) του μελετώμενου κράματος AA3104.

7.1.2.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ Α

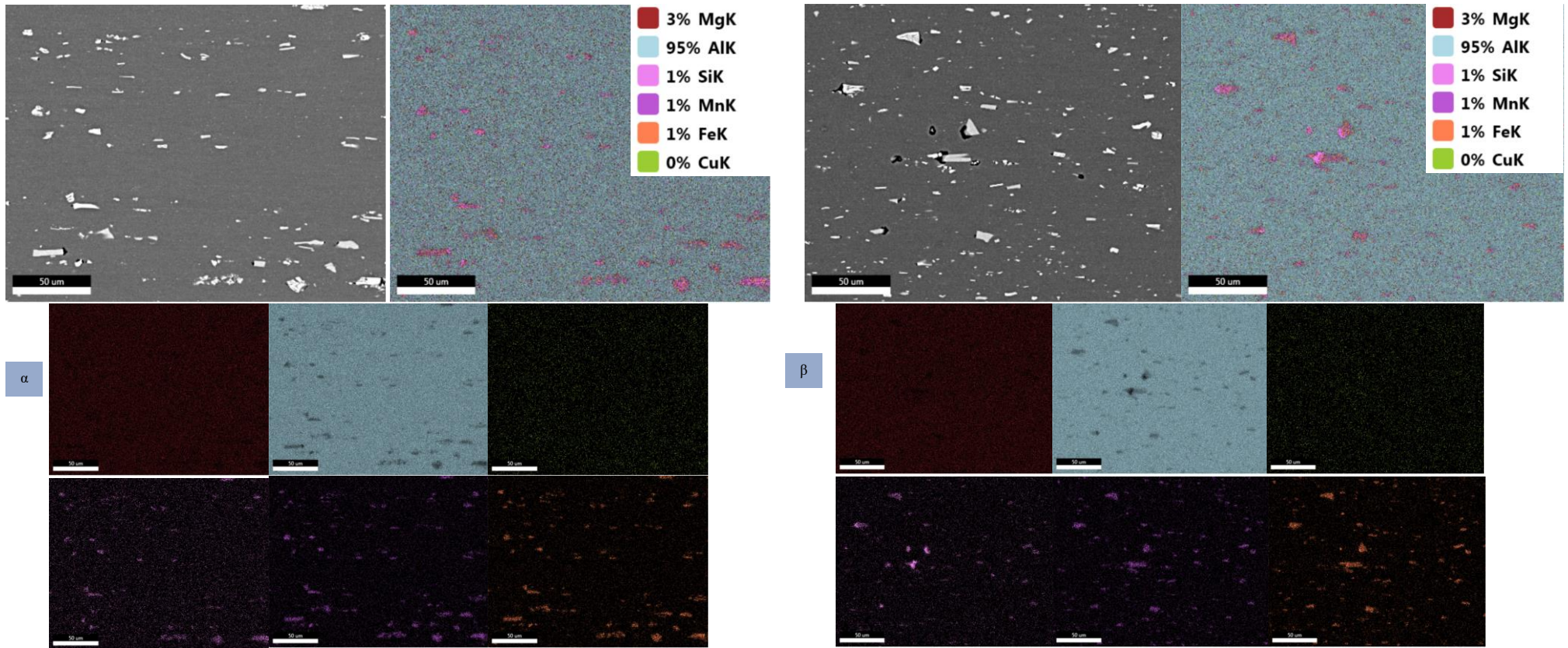
Όπως αναφέρθηκε στο Κεφάλαιο 1, οι ενδομεταλλικές ενώσεις $Al_6(Mn,Fe)$ περιέχουν ~25% κ.β. προσθήκες Mn και Fe αντίστοιχα, ενώ οι ενώσεις της μορφής $\alpha-Al_x(Fe,Mn)_3Si_y$ περιέχουν ~32% κ.β. προσθήκες Mn και Fe. Ωστόσο, η διαφορά στις κ.β.% προσθήκες Mn και Fe είναι μικρή και καθιστά δύσκολο τον διάκριση ανάμεσα στα δύο είδη των ενδομεταλλικών ενώσεων μέσω του ανιχνευτή των οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BSD, Backscattered Detector) του SEM καθώς οι φωτεινότητες των φάσεων είναι παραπλήσιες. Για τον λόγο αυτό, προτού πραγματοποιηθούν σημειακές χημικές αναλύσεις με το EDS, διενεργήθηκαν σαρώσεις επί του συνόλου της εξεταζόμενης μικροδομής όπου προέκυψαν οι χάρτες κατανομής των χημικών στοιχείων επί της μικροδομής που παρουσιάζονται στο Σχήμα 80, αναφορικά τόσο με το φύλλο της θερμής έλασης (Δείγμα A, Σχήμα 80 (α)) όσο και με το έλασμα του τελικού ψυχρού υποβιβασμού (Δείγμα D, Σχήμα 80 (β)). Βάσει, λοιπόν των χαρτών της στοιχειακής κατανομής των κραματικών στοιχείων επιλέχθηκαν οι ενδομεταλλικές φάσεις που αναλύθηκαν σημειακά για να προσδιοριστεί η χημική τους σύσταση, με το στοιχείο επιλογής να είναι το πυρίτιο (Si).

Στο Σχήμα 81 παρουσιάζονται οι στοιχειακές σημειακές αναλύσεις που πραγματοποιήθηκαν τόσο στο Δείγμα A (α, β) όσο και στο Δείγμα D (γ, δ). Και στις δύο περιπτώσεις οι ενδομεταλλικές ενώσεις που παρατηρήθηκαν είναι η $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ και η $\beta-Al_6(Fe,Mn)$ αντίστοιχα. Η διαπίστωση, επίσης, μέσω της σημειακής χημικής ανάλυσης, πως ο τύπος των ενδομεταλλικών ενώσεων $\alpha-Al_x(Fe,Mn)_3Si_y$, είναι η $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ επιβεβαιώνει τις προβλέψεις του υπολογιστικού διαγράμματος φάσεων.

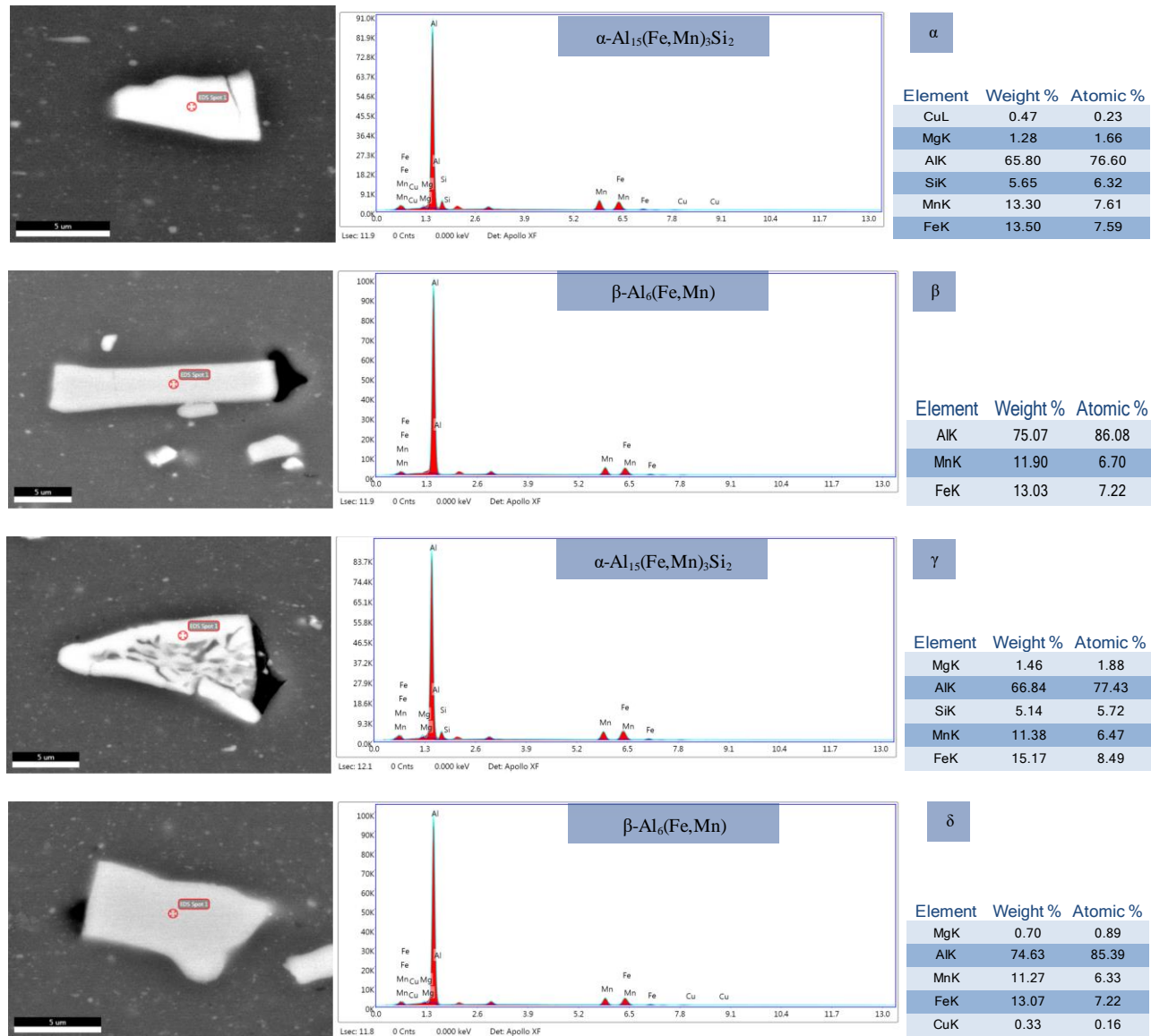
Τέλος, αναφορικά με την κατανομή των διασκορπισμένων σωματιδίων (dispersoids), όπως παρουσιάζονται στις μικρογραφίες του Σχήματος 79, πολλά από αυτά είναι μικρότερα των 0,5μm. Παρόλα αυτά, όπως παρουσιάστηκε στο κομμάτι της οπτικής μικροσκοπίας, η ύπαρξη τους δεν επηρέασε την κινητική της βιομηχανικού τύπου ανακρυστάλλωσης του υλικού καθώς η μικροδομή του Δείγματος C_RX ήταν πλήρως ανακρυσταλλωμένη. Αξίζει επίσης να σημειωθεί, πως στην μικρογραφία τα σωματίδια αυτά φαίνεται να παρουσιάζουν διαφορά ως προς την πυκνότητα τους στην κάθετη διεύθυνση του φύλλου, γεγονός που εξηγεί μερικώς τον λόγο για τον οποίο η ανακρυσταλλωμένη μικροδομή του Δείγματος C_RX δεν ήταν πλήρως ισοαξονική αλλά παρουσίαζε έναν λόγο αξόνων ~2:1.



Σχήμα 79: Μικρογραφία ηλεκτρονικής μικροσκοπίας μέσω του ανιχνευτή οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BSE) του δείγματος: α) A, β) D.



Σχήμα 80: Στοιχειακοί χάρτες δειγμάτων σχεδίου έλασης A: α) Δείγμα A, φύλλο θερμής έλασης, β) Δείγμα D, τελικός ψυχρός υποβιβασμός.



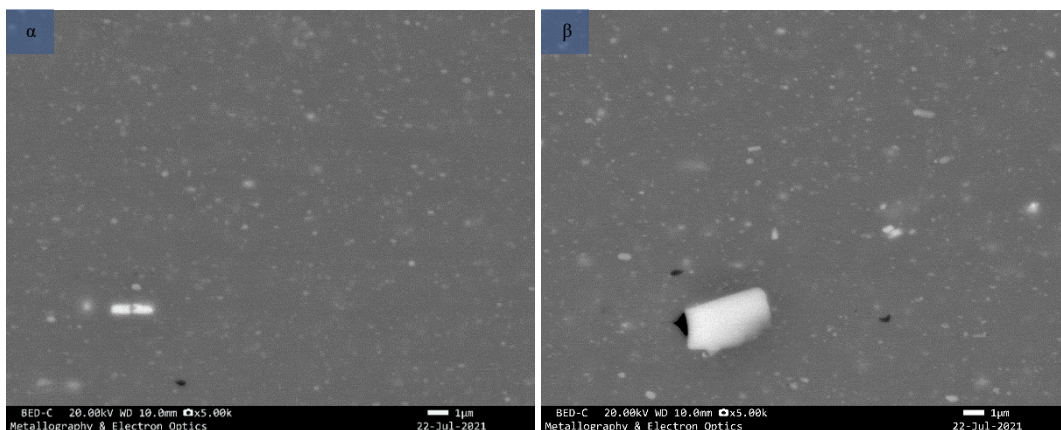
Σχήμα 81: Στοιχειακές αναλύσεις ευμεγθών ενδομεταλλικών ενώσεων του σχεδίου έλασης Α : α, β) Του δείγματος Α , γ, δ) Του δείγματος D.

7.1.2.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΑΑ

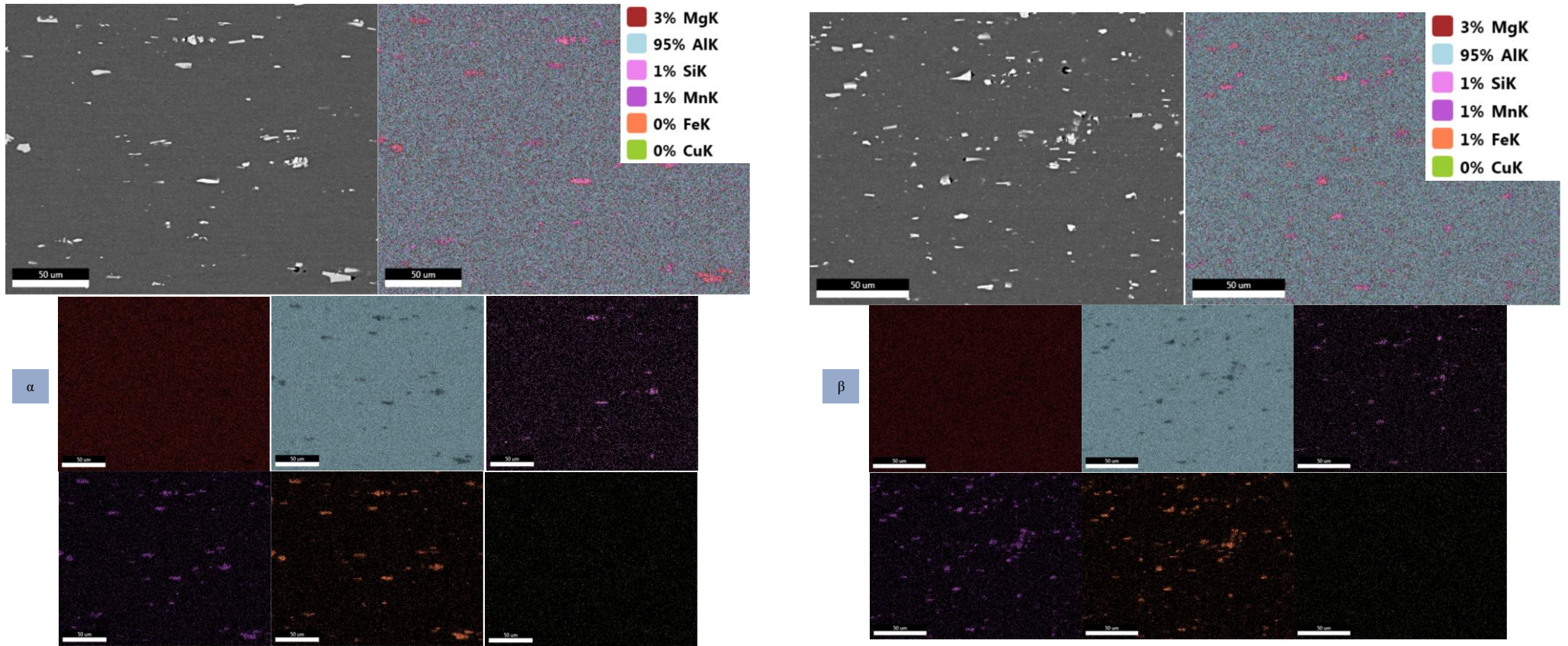
Κατά την ίδια λογική με τον χαρακτηρισμό των δειγμάτων του σχεδίου έλασης Α, χαρακτηρίστηκαν και τα δύο δείγματα (ΑΑ, ΕΕ) του σχεδίου έλασης ΑΑ. Έτσι, προτού πραγματοποιηθούν οι αντίστοιχες σημειακές χημικές αναλύσεις με το EDS, διενεργήθηκαν σαρώσεις από όπου προέκυψαν οι χάρτες κατανομής των χημικών στοιχείων επί της μικροδομής που παρουσιάζονται στο Σχήμα 83, αναφορικά με το έλασμα της θερμής έλασης (Δείγμα ΑΑ, Σχήμα 83 (α)) αλλά και με το έλασμα του τελικού ψυχρού υποβιβασμού (Δείγμα ΕΕ, Σχήμα 83 (β)). Βάσει, των χαρτών των στοιχειακών κατανομών του Σχήματος 83 επιλέχθηκαν, συναρτήσει του χάρτη της κατανομής του πυριτίου, οι ενδομεταλλικές φάσεις που αναλύθηκαν σημειακά για να προσδιοριστεί το είδος τους βάσει της χημικής τους σύστασης.

Στο Σχήμα 84 παρουσιάζονται οι στοιχειακές σημειακές αναλύσεις που πραγματοποιήθηκαν με το EDS στις ενδομεταλλικές ενώσεις, οι οποίες επιλέχθηκαν βάσει των χαρτών του Σχήματος 83, τόσο σε σχέση με το Δείγμα ΑΑ (α, β) όσο και αναφορικά με Δείγμα ΕΕ (γ). Κατά αναλογία με τα αποτελέσματα των σημειακών αναλύσεων των δειγμάτων του σχεδίου έλασης Α, και στα δύο δείγματα του σχεδίου ΑΑ οι ενδομεταλλικές ενώσεις που αναγνωρίστηκαν ήταν η α - $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ και η β - $Al_6(Fe,Mn)$ αντίστοιχα. Κατά αυτόν τον τρόπο επιβεβαιώνονται ξανά οι προβλέψεις του υπολογιστικού διαγράμματος φάσεων και από τα δείγματα του σχεδίου έλασης ΑΑ.

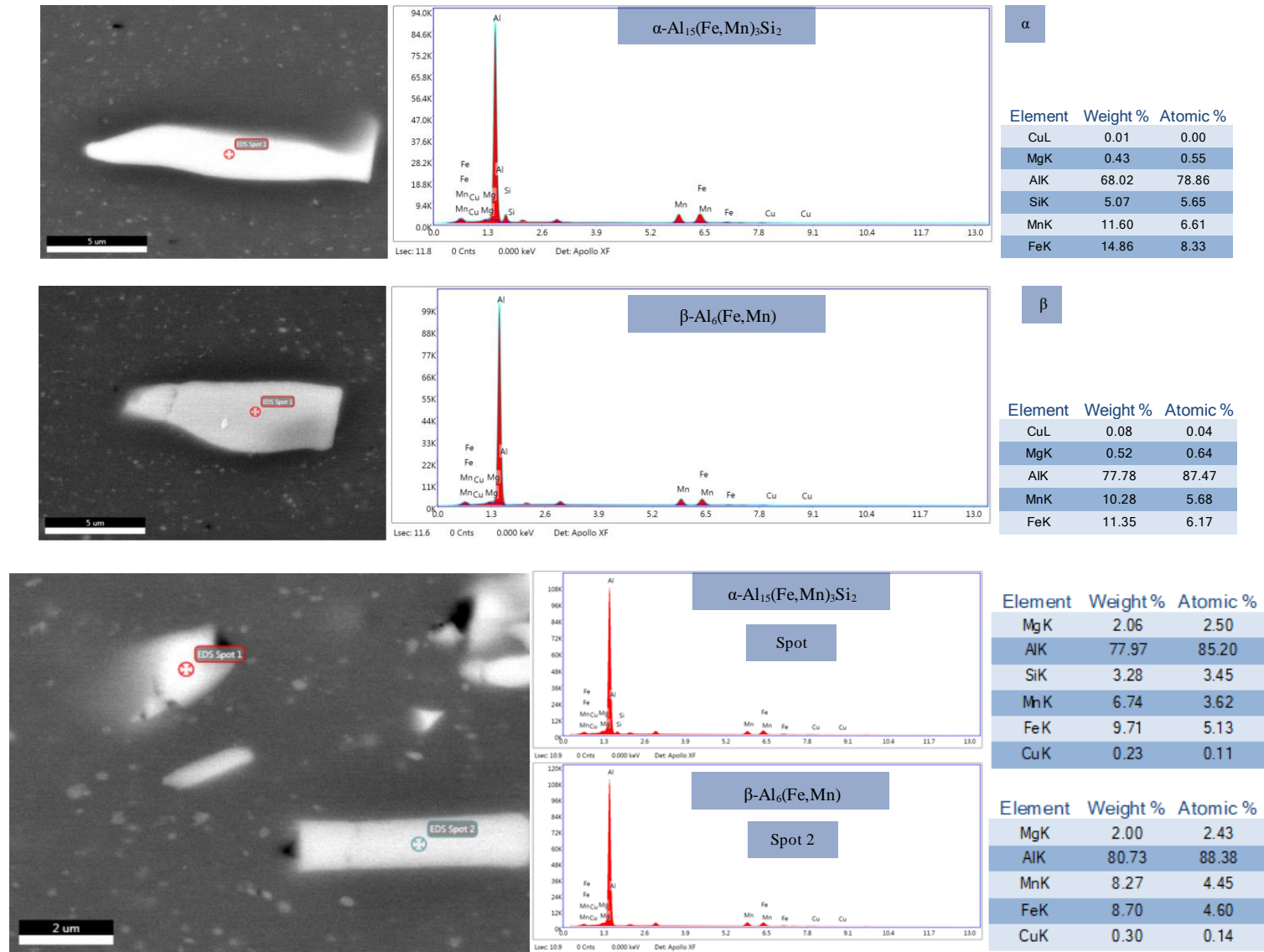
Σε ότι αφορά τα διασκορπισμένα σωματίδια (dispersoids) των δειγμάτων ΑΑ και ΕΕ, όπως παρουσιάζεται στις μικρογραφίες του Σχήματος 82, πολλά από αυτά είναι μικρότερα των 0,5 μm , διατίτωση που οδηγεί στα ίδια συμπεράσματα που διατυπώθηκαν για τον ρόλο τους αναφορικά με τα δείγματα του σχεδίου έλασης Α.



Σχήμα 82: Μικρογραφία ηλεκτρονικής μικροσκοπίας μέσω του ανιχνευτή οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BSE) του δείγματος: α) ΑΑ, β) ΕΕ.



Σχήμα 83: Στοιχειακοί χάρτες δειγμάτων σχεδίου έλασης AA: α) Δείγμα AA, φύλλο θερμής έλασης, β) Δείγμα EE, τελικός ψυχρός υποβιβασμός



Σχήμα 84 : Στοιχεικές αναλύσεις ευμεγέθων ενδομεταλλικών ενώσεων του σχεδίου έλασης AA : α, β) Του δείγματος AA , γ) Του δείγματος EE.

7.2 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΚΑΙ ΦΥΣΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ

Το κομμάτι του χαρακτηρισμού των μεταλλικών υλικών, για να είναι πλήρες και να εξαχθεί μία καθαρή εικόνα αναφορικά με τις σχέσεις μικροδομής, κατεργασιών και ιδιοτήτων, όπως γίνεται αντιληπτό απαιτεί, εκτός του χαρακτηρισμού της εξέλιξης της μικροδομής μέσω των διαφόρων τεχνικών μικροσκοπίας-και του κρυσταλλογραφικού ιστού που θα αναλυθεί παρακάτω-, και την γνώση της εξέλιξης των ιδιοτήτων, και δει των μηχανικών (π.χ. αντοχή, ολκιμότητα, σκληρότητα κλπ.) που συνοδεύουν το μελετώμενο μέταλλο ή κράμα. Στην περίπτωση του μελετώμενου κράματος, του AA3104, η συσχέτιση μικροδομής και κατεργασιών με τις μηχανικές ιδιότητες αποτελεί το βασικό αντικείμενο της παρούσας εργασίας, με ιδιαίτερη έμφαση να δίνεται στο κομμάτι της εξέλιξης της ανισοτροπίας των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3104, η οποία είναι απότοκο της θερμομηχανικής του επεξεργασίας. Σε αυτό το πλαίσιο, όπως αναφέρθηκε στο Κεφάλαιο της ακολουθούμενης μεθοδολογίας (σ.σ. 6) στην παρούσα εργασία, διενεργήθηκε ένα σύνολο μηχανικών δοκιμών επί του συνόλου των δειγμάτων και των δύο σχεδίων έλασης, ώστε να αξιολογηθεί η πρόοδος τους κατά τα διάφορα στάδια της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3014.

7.2.1 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ ΚΑΙ ΑΓΩΓΙΜΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ

Στην παρούσα παράγραφο, εκτός της παράθεσης των αποτελεσμάτων των σκληρομετρήσεων που αφορούν και τα δύο σχέδια, θα παρουσιαστούν και τα αποτελέσματα των αγωγιμομετρήσεων (ηλεκτρικών) των αντίστοιχων δειγμάτων, παρόλο, που η αγωγιμότητα είναι μία φυσική ιδιότητα. Οι μετρήσεις αγωγιμότητας αποτελούν ένα μέσο υπολογισμού του επιπέδου του μαγγανίου που βρίσκεται εν διαλύσει στο στερεό διάλυμα του AA3104, όπως αναλύθηκε στην παράγραφο 6.1.4. Τέτοιες μετρήσεις αποτελούν ένδειξη για την κατακρήμνιση λεπτομερών σωματιδίων της φάσης β -Al₆Mn κατά τις διάφορες θερμικές/θερμομηχανικές κατεργασίες (ομογενοποίησης, θερμής έλασης) στις οποίες μπορεί να υποβληθεί το υλικό, όταν αυτό βρίσκεται στην περιοχή θερμοδυναμικής σταθερότητας της β -Al₆Mn (βλ. Σχήμα 78) και η συγκέντρωση του Mn στο στερεό διάλυμα είναι τέτοια ώστε η κατακρήμνιση των σωματιδίων με περιορίζεται λόγω της κινητικής.

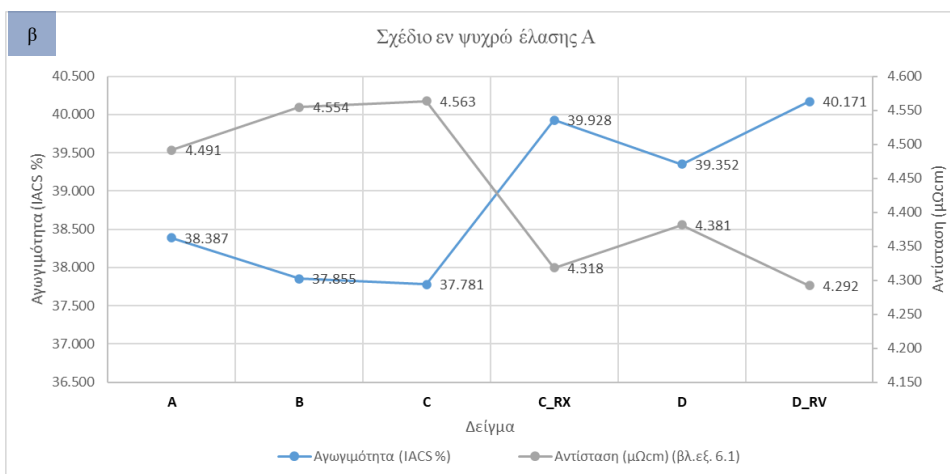
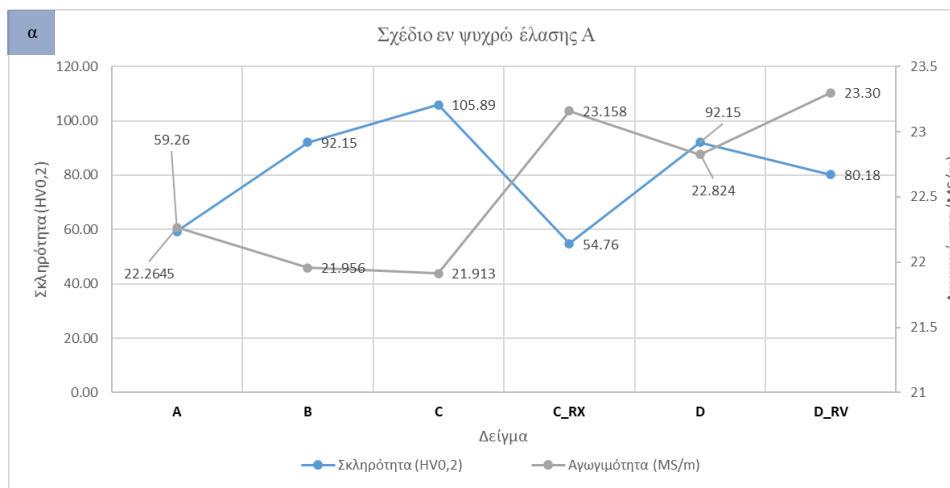
Στην περίπτωση των μελετώμενων θερμομηχανικών κατεργασιών της παρούσας εργασίας το στάδιο της ενδιάμεσης ανόπτησης αποτελεί μία κατεργασία κατά την οποία μπορεί δυναμικά να κατακρημνιστούν διεσπαρμένα σωματίδια και εκεί έγκειται η σημασία της παράλληλης παρουσίας των αποτελεσμάτων των σκληρομετρήσεων και των αγωγιμομετρήσεων, καθώς η κατακρήμνιση μπορεί, είτε να μειώσει την κινητική της ανακρυστάλλωσης οδηγώντας σε μερικώς ανακρυσταλλωμένες μικροδομές που παρουσιάζουν διαφορετική σκληρότητα από τις πλήρως ανακρυσταλλωμένες, είτε, παρά την ολοκλήρωση της ανακρυστάλλωσης, να οδηγήσει σε ενός μικρού ποσοστού σκλήρωση λόγω της διασποράς των σωματιδίων, η οποία δεν θα παρατηρούνταν εάν δεν συνέβαινε το φαινόμενο της κατακρήμνισης. Στην περίπτωση του AA3104 το φαινόμενο της κατακρήμνισης της β -Al₆Mn κατά το στάδιο της ενδιάμεσης ανόπτησης συνδέεται άμεσα με την θερμική κατεργασία ομογενοποίησης στην οποία είχε υποβληθεί η χυτή πλάκα του κράματος κατά την ομογενοποίησης του[].

7.2.1.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ Α

Η πρόοδος των τιμών της σκληρότητας αλλά και της αγωγιμότητας κατά τα διάφορα στάδια του σχεδίου έλασης Α παρατίθενται στον Πίνακα 23 παρακάτω, ενώ στο Σχήμα 85 παρουσιάζονται γραφικά οι τιμές του Πίνακα 23.

Πίνακας 23: Εξέλιξη των τιμών της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3104 κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης Α.

Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης Α				
Κωδικοποίηση δειγμάτων	Σκληρότητα (HV0,2)	Αγωγιμότητα (MS/m)	Αγωγιμότητα (IACS %)	Αντίσταση (μΩcm) (βλ.εξ. 6.1)
A	59.26	22.2645	38.387	4.491
Τυπ.αποκλ.(±)	0.62	0.13		
B	92.15	21.956	37.855	4.554
Τυπ.αποκλ.(±)	0.72	0.09		
C	105.89	21.913	37.781	4.563
Τυπ.αποκλ.(±)	0.79	0.12		
C_RX	54.76	23.158	39.928	4.318
Τυπ.αποκλ.(±)	0.93	0.10		
D	92.15	22.824	39.352	4.381
Τυπ.αποκλ.(±)	0.72	0.08		
D_RV	80.18	23.30	40.171	4.292
Τυπ.αποκλ.(±)	0.68	0.08		



Σχήμα 85: α) Διαγραμματική απεικόνιση της προόδου της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3104 κατά τα στάδια του σχεδίου έλασης Α. β) Διαγραμματική απεικόνιση της εξέλιξης της (ηλεκτρικής) αντίστασης και της αγωγιμότητας

Από την παράθεση των παραπάνω αποτελεσμάτων, αρχικά, επιβεβαιώνονται οι παρατηρήσεις της οπτικής μικροσκοπίας σχετικά με τη παραμένουσα πλαστική παραμόρφωση που χαρακτηρίζει την μικροδομή του φύλλου της θερμής έλασης (Δείγμα A), καθώς αυτό παρουσιάζει διαφορά στην σκληρότητα, με το πλήρως ανακρυσταλλωμένο Δείγμα C_RX, της τάξης των 4,5 HV_{0.2}. Επίσης, όπως αναμενόταν το Δείγμα C που έχει υποστεί το μεγαλύτερο ποσοστό πλαστικής παραμόρφωσης (υποβιβασμός 77.92%), παρουσιάζει την μεγαλύτερη τιμή σκληρότητας, ενώ κατά την τελική ανόπτηση, λόγω της επενέργειας του θερμομηχανικού μηχανισμού της αποκατάστασης (SRV), η σκληρότητα μειώνεται σε σχέση με τον τελικό εν ψυχρώ υποβιβασμό κατά 11,97 HV_{0.2}.

Αναφορικά με την ηλεκτρική αγωγιμότητα, αυτή παρουσιάζει μία εξέλιξη σχεδόν αντιστρόφως ανάλογη με αυτήν της σκληρότητας. Όπως αποτυπώνεται στο η τιμή της αγωγιμότητας μειώνεται κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης, γεγονός που αποδίδεται στο φαινόμενο της εργοσκληρυνσης (παρομοίως με την σκληρότητα), καθώς η αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών στην μικροδομή του AA3014 καθιστά πιο δύσκολη την διαδρομή του ρεύματος, ενώ αυτές παράλληλα συμπαρασύρουν και κραματικά στοιχεία κατά την ολίσθηση τους (νέφη Cottrell- φαινόμενο Suzuki) και κατά συνέπεια απομειώνουν την αγωγιμότητα του AA3014.

Τέλος, αναφορικά με τα όσα παρουσιάζονται στο Σχήμα 85 (β), η μείωση της ηλεκτρικής αντίστασης κατά την ενδιάμεση ανόπτηση ανέρχεται στα 0,245 μΩcm, μείωση αρκετά μικρή με βάση το Σχήμα 71 (και των παραδοχών του Πίνακα 18), ώστε να μπορεί να συναχθεί το συμπέρασμα ότι υπήρξε έστω και περιορισμένη κατακρήμνιση της β-Al₆Mn. Κατά συνέπεια, μέσω της αγωγιμομέτρησης μπορεί να λεχθεί πως κατά την ενδιάμεση ανόπτηση δεν πραγματοποιήθηκε κάποιο φαινόμενο κατακρήμνισης διεσπαρμένων σωματιδίων.

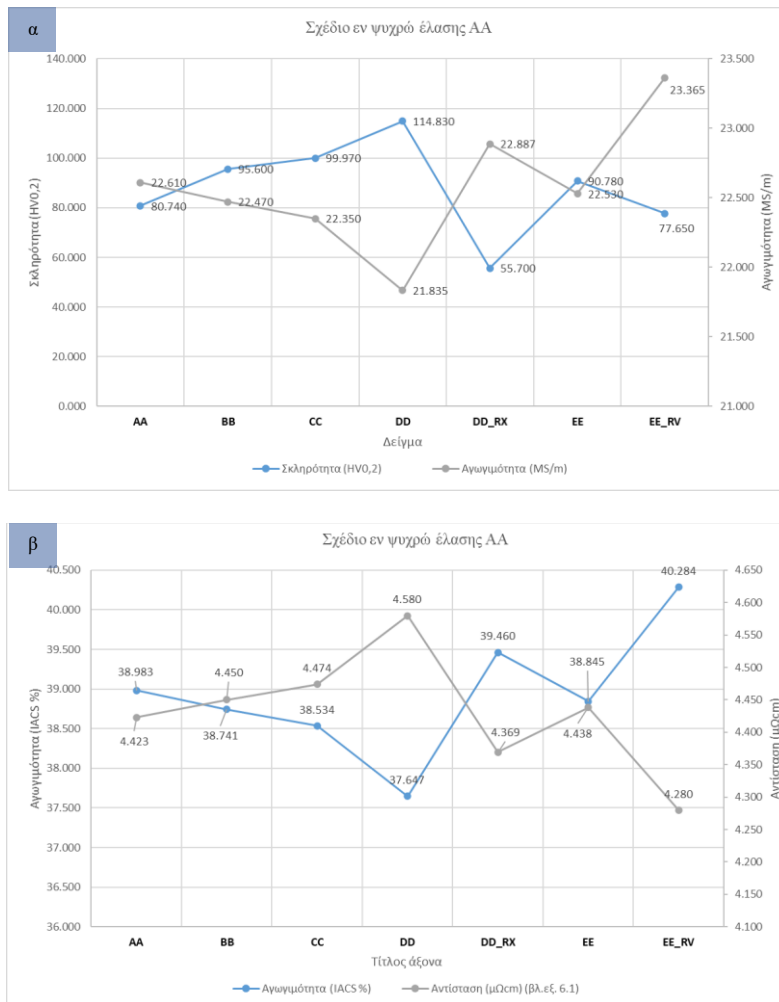
7.2.1.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΑΑ

Παράλληλα, η εξέλιξη της σκληρότητας και της αγωγιμότητας κατά τα διάφορα στάδια του σχεδίου έλασης ΑΑ, κατά ανάλογο τρόπο με το σχέδιο Α, παρατίθενται στον Πίνακα 24 παρακάτω, ενώ στο Σχήμα 86 παρουσιάζονται γραφικά οι τιμές του Πίνακα 24.

Πίνακας 24: Εξέλιξη των τιμών της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3104 κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης ΑΑ

Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης ΑΑ				
Κωδικοποίηση δειγμάτων	Σκληρότητα (HV _{0.2})	Αγωγιμότητα (MS/m)	Αγωγιμότητα (IACS %)	Αντίσταση (μΩcm) (βλ.εξ. 6.1)
ΑΑ	80.740	22.610	38.983	4.423
Τυπ. αποκλ.(±)	1.530	0.120		
ΒΒ	95.600	22.470	38.741	4.450
Τυπ. αποκλ.(±)	0.780	0.135		
CC	99.970	22.350	38.534	4.474
Τυπ. αποκλ.(±)	1.320	0.110		
DD	114.830	21.835	37.647	4.580
Τυπ. αποκλ.(±)	1.810	0.090		
DD_RX	55.700	22.887	39.460	4.369
Τυπ. αποκλ.(±)	0.960	0.087		
EE	90.780	22.530	38.845	4.438
Τυπ. αποκλ.(±)	1.130	0.113		
EE_RV	77.650	23.365	40.284	4.280
Τυπ. αποκλ.(±)	1.020	0.125		

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104



Σχήμα 86: Διαγραμματική απεικόνιση της πρόδου της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3104 κατά τα στάδια του σχεδίου έλασης AA. β) Διαγραμματική απεικόνιση της εξέλιξης της (ηλεκτρικής) αντίστασης και της αγωγιμότητας.

Βάσει των όσων παρουσιάζονται στον Πίνακα 24 και απεικονίζονται διαγραμματικά στο Σχήμα 85 (α), αξίζει να σημειωθεί, αρχικά, η τιμή της σκληρότητας του Δείγματος AA, δηλαδή του φύλλου της θερμής έλασης. Η σκληρότητα του φύλλου της θερμής έλασης ανέρχεται στα 80,74 HV_{0.2}, και παρά το γεγονός πως η μικροδομή του είναι παρόμοια (εξαιρούνται οι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι των επιφανειακών στρωμάτων) με εκείνη του Δείγματος DD_RX, οι σκληρότητες τους διαφέρουν κατά 25,04 HV_{0.2}. Παράλληλα, το επίπεδο της σκληρότητας του Δείγματος AA είναι πολύ κοντά στην αντίστοιχη τιμή του δείγματος της τελικής ανόπτησης, καθώς είναι μόνο κατά 3,09 HV_{0.2} υψηλότερη, γεγονός που υποδηλώνει πως κατά την αυτό-ανόπτηση του ρόλου του AA3104 μετά την περάτωση της θερμής έλασης έλαβε χώρα το θερμομηχανικό φαινόμενο της αποκατάστασης και όχι η ανακρυστάλλωση όπως στο σχέδιο έλασης A. Αυτή η παρατήρηση αποτελεί μία ακόμα σημαντική διαφορά ανάμεσα στα φύλλα της θερμής έλασης των σχεδίων A και AA, καθώς το Δείγμα AA διαφέρει κατά 34,09 HV_{0.2} σε σχέση με την πλήρως ανακρυσταλλωμένη μικροδομή του Δείγματος DD_RX, όταν η διαφορά στα αντίστοιχα δείγματα του σχεδίου A ήταν μόλις 4,5 HV_{0.2}.

Αναφορικά με την πρόοδο της ηλεκτρικής αγωγιμότητας, όπως γίνεται αντιληπτό μέσω των διαγραμμάτων του Σχήματος 86 (α, β) αυτή παρουσιάζει ανάλογη πορεία με εκείνη που την χαρακτήριζε κατά το σχέδιο A, καθώς η τιμή μειώνεται με την αύξηση της πλαστικής παραμόρφωσης, λαμβάνοντας την ελάχιστη τιμή της στο Δείγμα DD (υποβιβασμός 80%) .

Τέλος, κατά αναλογία με τα όσα αναφέρθηκαν στο σχέδιο A και βάσει των όσων αποτυπώνονται στο Σχήμα 86 (β), μπορεί να λεχθεί πως η μείωση της ηλεκτρικής αντίστασης κατά $0,211 \mu\Omega\text{cm}$ δεν υποδηλώνει την ύπαρξη φαινομένων κατακρήμνισης κατά την ενδιάμεση ανόπτηση του σχεδίου έλασης AA, δηλαδή η εν διαλύσει περιεκτικότητα του Mn στο στερεό διάλυμα του AA3104 παραμένει σταθερή.

7.2.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΔΟΚΙΜΗΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Η δοκιμή εφελκυσμού, όπως αναφέρθηκε στα Κεφάλαια 4 και 6, είναι η σημαντικότερη δοκιμή μηχανικών ιδιοτήτων των μεταλλικών, υπό το πρίσμα του της πλήθους των πληροφοριών που παρέχει σχετικά με το εξεταζόμενο μεταλλικό υλικό. Κατά συνέπεια, τα αποτελέσματα της δοκιμής του εφελκυσμού, βάσει των όσων αναλύθηκαν στο θεωρητικό κομμάτι της παρούσας εργασίας, είναι εξέχουσας σημασίας για την διασύνδεση της ανισοτροπίας που συνοδεύει το AA3104 κατά τα διάφορα στάδια της θερμομηχανικής του επεξεργασίας (σχέδιο A και AA). Το γεγονός πως οι απαιτήσεις των μηχανικών ιδιοτήτων σχετικά με την μελετώμενη στην παρούσα εργασία μεταλλουργική κατάσταση (H26) του AA3104, συχνά, δεν επικεντρώνονται στις τιμές της αντοχής ($R_{0.2\%}$ - R_m) και της ολκιμότητας αλλά στην επίπεδο της ανισοτροπίας που χαρακτηρίζει το υλικό, μετατοπίζει το σημείο ενδιαφέροντος των αποτελεσμάτων της δοκιμής εφελκυσμού και για τα δύο σχέδια έλασης (A και AA) στην εξέλιξη των παραμέτρων του Lankford (r) και των τιμών της ανισοτροπίας που υπολογίζονται από αυτές (\bar{r} , Δr – βλ. παρ.4.1).

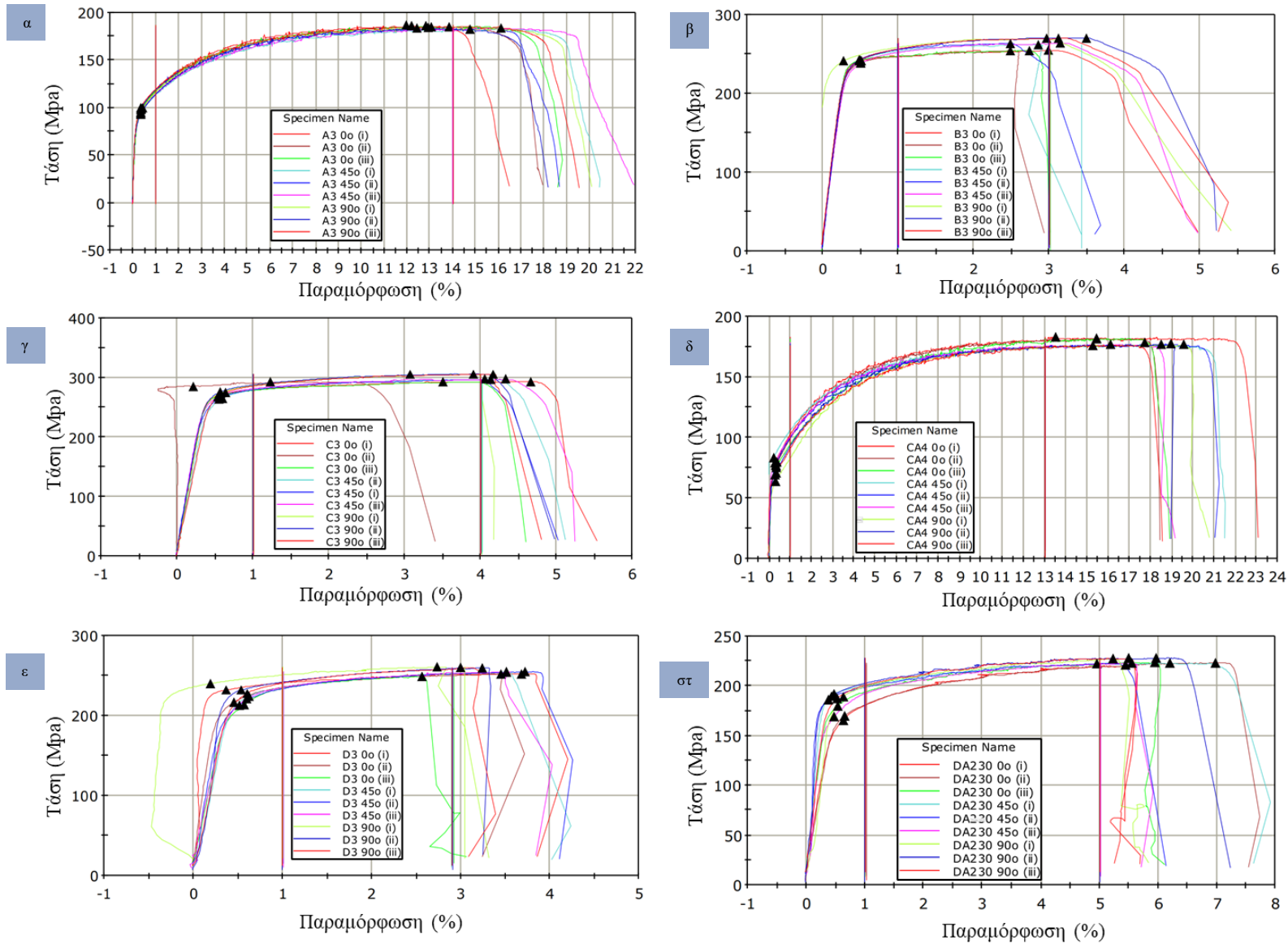
7.2.2.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ EN ΨΥΧΡΩ A

Στα διαγράμματα που παρατίθενται στο Σχήμα 87 (α-στ), παρουσιάζονται οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης του συνόλου των δοκιμών που εξετάστηκαν αναφορικά με το σχέδιο έλασης A. Όπως δύναται να παρατηρηθεί από την μορφή των καμπυλών, αυτές παρουσιάζουν «σκαλοπάτια» στο πλαστικό κομμάτι τους. Τα «σκαλοπάτια» υποδηλώνουν πως η διαρροή του υλικού στην πλαστική του περιοχή είναι ασυνεχής (serrated flow), γεγονός που αποδίδεται στο φαινόμενο Portevin–Le Chatelier (PLC), δηλαδή στην εργογήρανση (Dynamic Strain Aging, DSA) που υφίσταται το AA3104 κατά την πλαστική του παραμόρφωση [16], [45]. Το φαινόμενο PLC απαντάται, κυρίως, στα κράματα της σειράς 5xxx και αποδίδεται στις υψηλές κραματικές προσθήκες του Mg, ενώ ενισχύεται και από την παρουσία προσθηκών Mn [148]. Στην περίπτωση του μελετώμενου υλικού το φαινόμενο αυτό δεν είναι τόσο ενισχυμένο, καθώς δεν παρατηρήθηκαν ζώνες Lüders, οι οποίες παρατηρούνται συχνά στα κράματα της σειράς 5xxx [229]. Παρόλα αυτά, η ύπαρξη του φαινομένου αυτού δυσχεραίνει τον ακριβή υπολογισμό των παραμέτρων του Lankford μέσω της χρήσης κοινών επιμηκυνσιόμετρων [148].

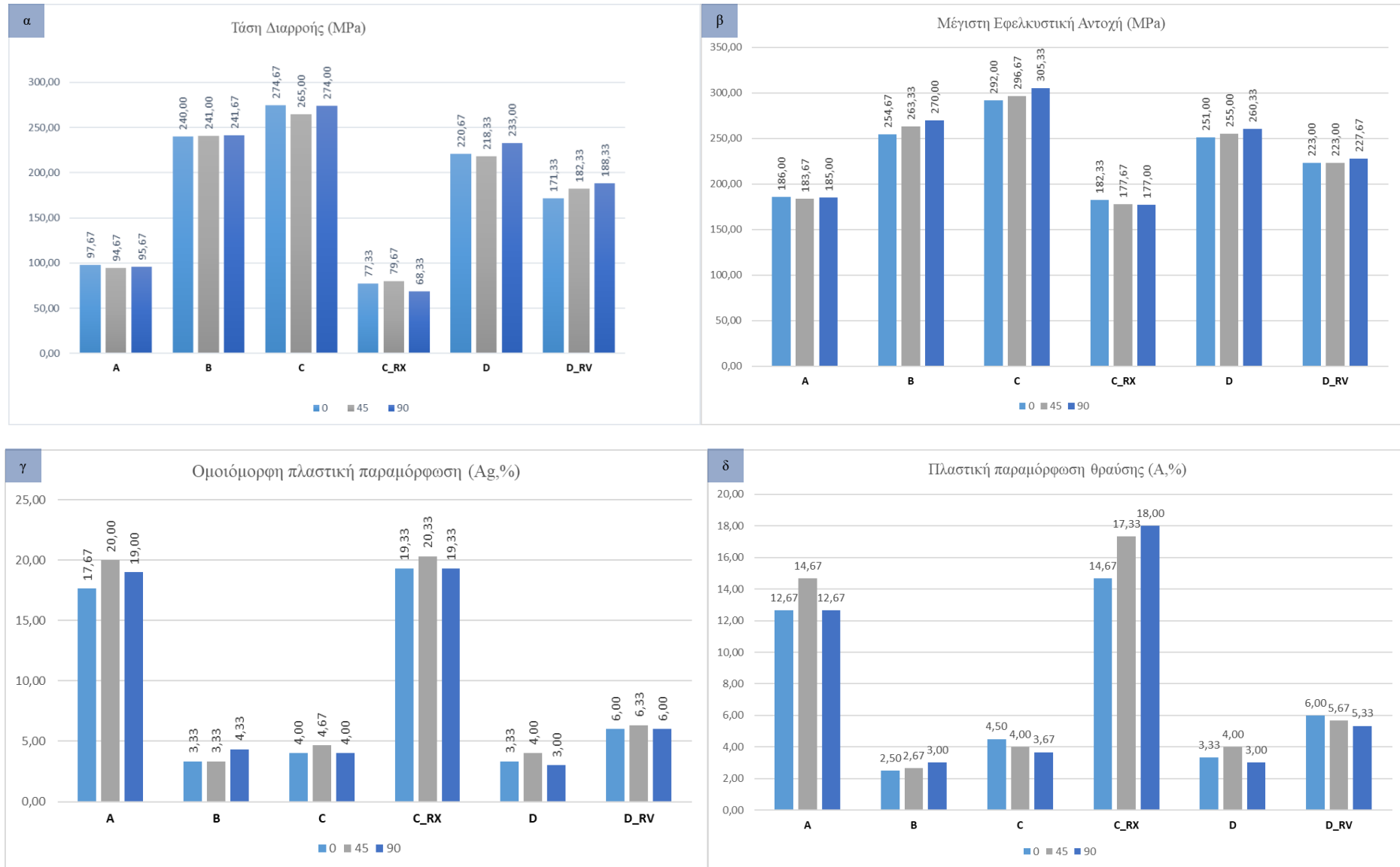
Οι τιμές των βασικών μηχανικών ιδιοτήτων που προκύπτουν από τις καμπύλες του Σχήματος 87, παρουσιάζονται στο Σχήμα 88 υπό την μορφή ιστογραμμάτων. Μέσω των διαγραμμάτων του Σχήματος 88 παρουσιάζεται η εξέλιξη των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3104 ως προς τις τρεις μελετώμενες διευθύνσεις (0° , 45° , 90°) σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης. Βάσει των αποτελεσμάτων των δοκιμών εφελκυσμού επιβεβαιώνονται οι παρατηρήσεις των δοκιμών σκληρομέτρησης καθώς το φύλλο της θερμής έλασης (Δείγμα A) χαρακτηρίζεται από υψηλότερες τιμές αντοχής και χαμηλότερες τιμές ολκιμότητας εν συγκρίσει με το Δείγμα C_RX, γεγονός που επιβεβαιώνει τις πρότερες παρατηρήσεις σχετικά με την μερική ανακρυστάλλωση του. Αναφορικά με τα υπόλοιπα δείγματα, οι μηχανικές τους ιδιότητες εξελίσσονται εν παραλλήλω με το φαινόμενο της εργοσκληύρυνσης που λαμβάνει χώρα κατά

την πρόοδο των εν ψυχρώ υποβιβασμών, με την αντοχή και την ολκιμότητα να εξελίσσονται αντίστροφα.

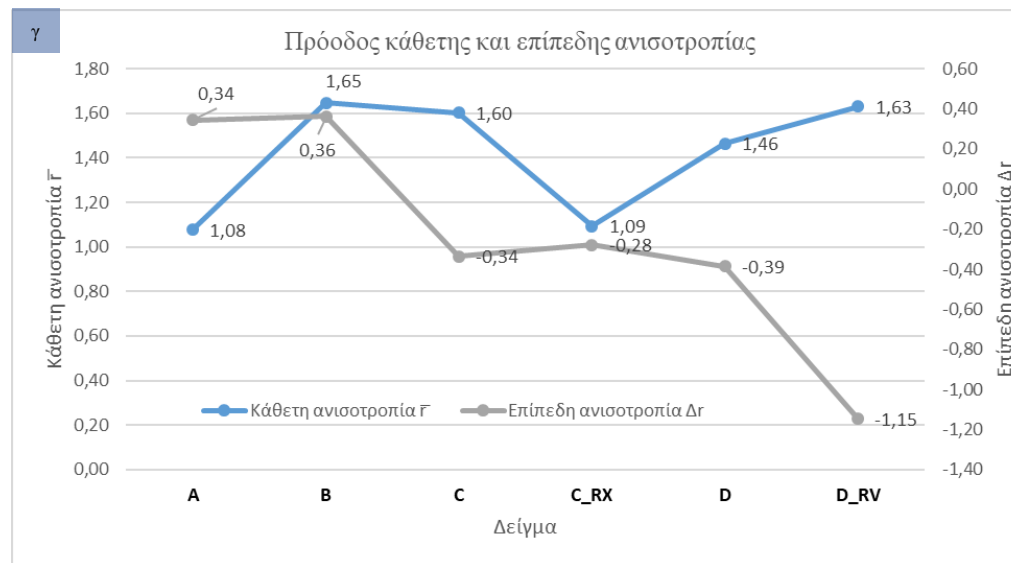
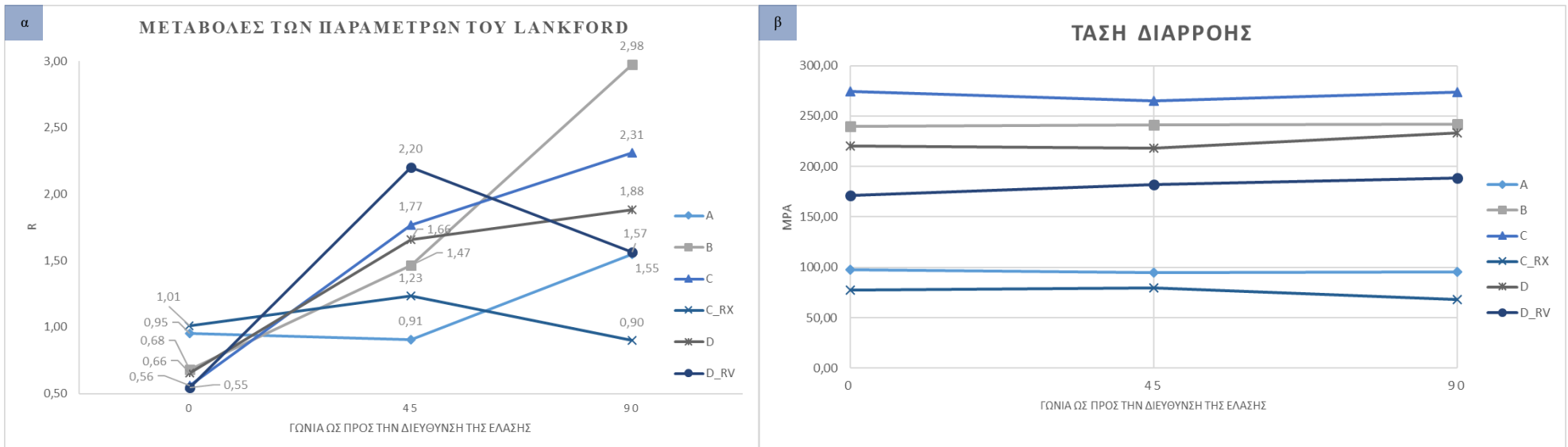
Τέλος, στο Σχήμα 89 παρατίθεται η εξέλιξη των παραμέτρων του Lankford (r) κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης A (Σχήμα 89 (α)) καθώς και η εξέλιξη των παραμέτρων της κάθετης (\bar{r}) και της επίπεδης ανισοτροπίας (Δr). Βάσει των όσων αναφέρθηκαν στην παράγραφο 4.1 οι βέλτιστες τιμές των παραμέτρων ανισοτροπίας, ώστε το μελετώμενο υλικό να είναι σχετικά ισότροπο, θα πρέπει να είναι τέτοιες ώστε η παράμετρος \bar{r} να είναι όσο το δυνατόν υψηλότερη με την παράμετρο Δr παραμένει σε μία περιοχή κοντά στην τιμή 0. Κατά συνέπεια, προκύπτει, μέσω των αποτελεσμάτων του Σχήματος 89 (γ), πως τα Δείγματα B και D χαρακτηρίζονται από τους καλύτερους συνδυασμούς παραμέτρων ανισοτροπίας. Παρόλα αυτά, λόγω και του φαινομένου της ανομοιογενούς διαρροής, αλλά και του μικρού πάχους των δοκιμίων εφελκυσμού των δειγμάτων D και D_RV -επηρεάζονται τα δοκίμια από το βάρος των επιμηκυνσιόμετρων-, σαφέστερα συμπεράσματα σχετικά με την ανισοτροπία του παραχθέντος AA3104 θα εξαχθούν μέσω της δοκιμής της βαθιάς κοίλανσης.



Σχήμα 87: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain) στις 0°, 45°, 90° από την διεύθυνση της έλασης των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A: α) A, β)B, γ)C, δ) C_RX, ε) D, στ) D_RV.



Σχήμα 88: Διαγράμματα εξέλιξης των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3104 και στις τρεις διευθύνσεις (0°, 45°, 90°) κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης A: α) Διάγραμμα εξέλιξης τάσης διαρροής, β) Διάγραμμα εξέλιξης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής, γ) Διάγραμμα εξέλιξης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης, δ) Διάγραμμα εξέλιξης πλαστικής παραμόρφωσης θραύσης.



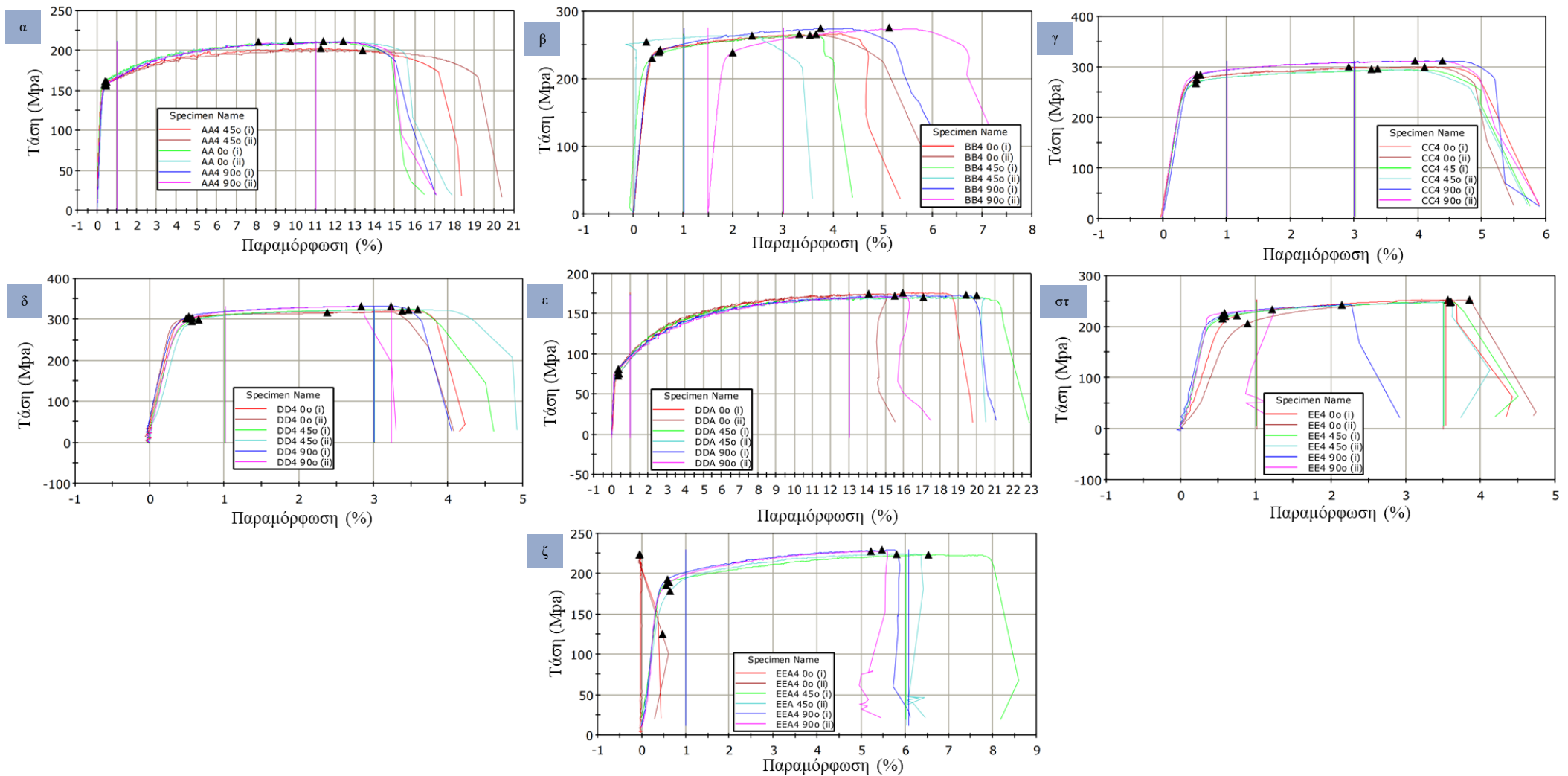
Σχήμα 89: α) Διάγραμμα εξέλιξης παραμέτρων του Lankford και στις τρεις εξεταζόμενες διευθύνσεις και β) σύγκριση τους με την πρόοδο της τάσης διαρροής. γ) Εξέλιξη κάθετης και επίπεδης ανισοτροπίας για το σύνολο των σταδίων παραγωγής του σχεδίου έλασης A του AA3104.

7.2.2.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΑΑ

Στα διαγράμματα που παρατίθενται στο Σχήμα 90 (α-ζ), παρουσιάζονται οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης των δοκιμίων που εξετάστηκαν μέσω της δοκιμής εφελκυσμού αναφορικά με το σχέδιο έλασης ΑΑ. Στο εκάστοτε διάγραμμα (α-ζ) του Σχήματος 90 παρατίθενται οι καμπύλες που προέκυψαν μέσω της δοκιμής 2 δοκιμίων σε κάθε μία από τις εξεταζόμενες διευθύνσεις (0°, 45°, 90°). Όπως παρατηρείται στα διαγράμματα (στ) και (ζ), όπου το πάχος των δοκιμίων είναι πολύ μικρό, κάποια εκ των δοκιμίων αστόχησαν πρόωρα στα σημεία πρόσδεσης των επιμηκυνσίόμετρων, λόγω του βάρους αυτών. Για τον λόγο αυτό διενεργήθηκαν επιπλέον δοκιμές εφελκυσμού -τουλάχιστον 1 επιπλέον δοκίμιο-, με τα συνολικές μέσες τιμές που προέκυψαν σχετικά με τις μηχανικές ιδιότητες του κάθε σταδίου του σχεδίου έλασης ΑΑ να παρουσιάζονται στο Σχήμα 91 (α-δ). Σε ότι αφορά την μορφολογία των καμπυλών τάσης-παραμόρφωσης και σε αυτή την περίπτωση παρατηρείται η ασυνεχής πλαστική διαρροή κατά τον εφελκυσμό του AA3104, η οποία αποδίδεται στο φαινόμενο PLC που αναλύθηκε παραπάνω [148].

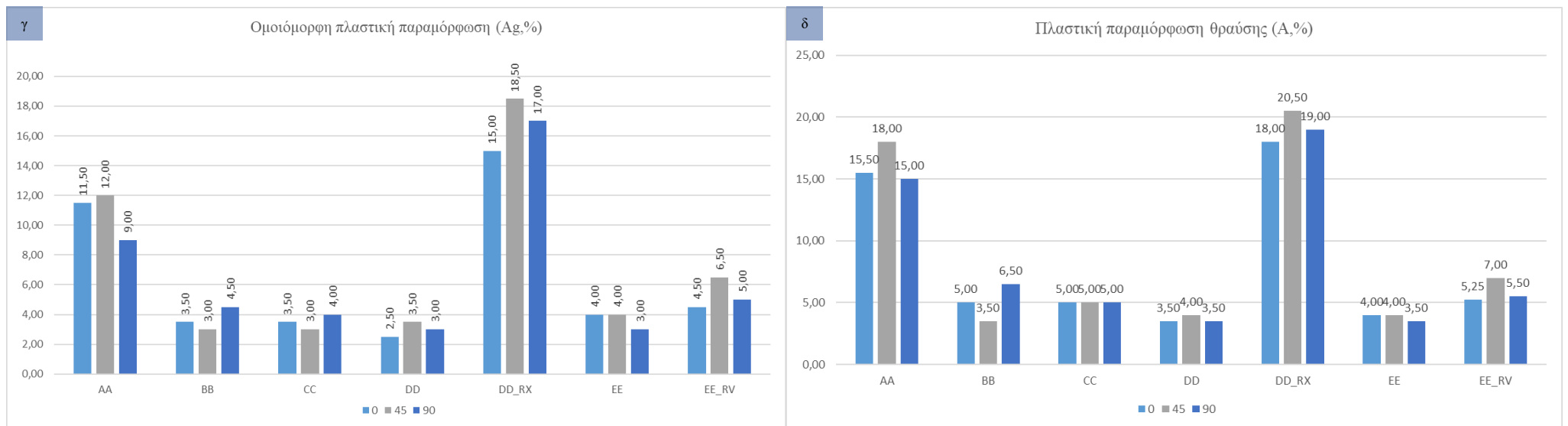
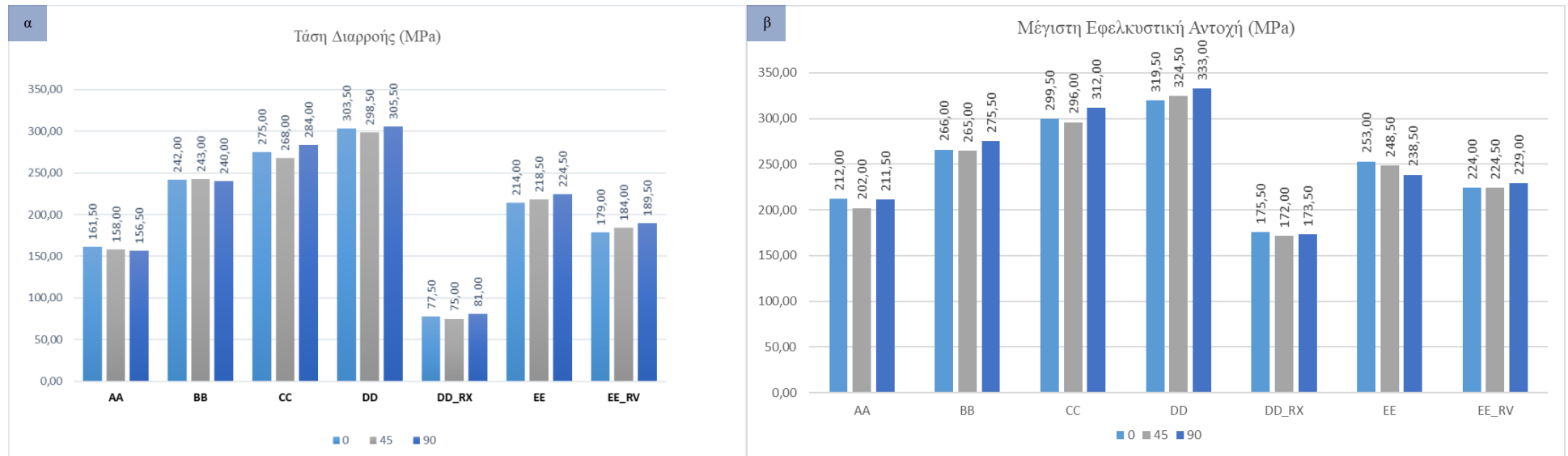
Βάσει των αποτελεσμάτων των δοκιμών εφελκυσμού επί του συνόλου των δειγμάτων του σχεδίου έλασης ΑΑ επιβεβαιώνονται και σε αυτήν την περίπτωση οι παρατηρήσεις των δοκιμών σκληρομέτρησης που προηγήθηκαν του εφελκυσμού. Έτσι, το φύλλο της θερμής έλασης (Δείγμα ΑΑ) χαρακτηρίζεται από σημαντικά υψηλότερες τιμές αντοχής και χαμηλότερες τιμές ολκιμότητας εν συγκρίσει με το ανακρυσταλλωμένο Δείγμα DD_RX. Παράλληλα, όσο αναφορά την αντοχή (διαρροής και μέγιστη) οι τιμές που χαρακτηρίζουν το φύλλο της θερμής έλασης, είναι παραπλήσιες του αποκατεστημένου Δείγματος EE_RV, ενώ οι τιμές της ολκιμότητας του είναι σημαντικά υψηλότερες γεγονός που σημαίνει πως η αποκατάσταση που έλαβε χώρα κατά την αυτό-ανόπτηση του AA3104 ήταν εκτενέστερη της τελικής ανόπτησης, δηλαδή πραγματοποιήθηκε σε υψηλότερη θερμοκρασία. Το γεγονός αυτό επιβεβαιώνει τις πρότερες παρατηρήσεις σχετικά με την θερμοκρασία τύλιξης του φύλλου της θερμής έλασης του σχεδίου έλασης ΑΑ. Αναφορικά με τα υπόλοιπα δείγματα, οι μηχανικές τους ιδιότητες εξελίσσονται εν παραλλήλω με το φαινόμενο της εργοσκληύρυνσης, το οποίο εξελίσσεται κατά την πρόοδο των εν ψυχρώ υποβιβασμών -και αναιρείται ολικά (SRX) ή μερικώς (SRV) κατά τις ανοπτήσεις-, με την αντοχή και την ολκιμότητα να εξελίσσονται αντίστροφα.

Τέλος, στο Σχήμα 92 παρατίθεται η εξέλιξη των παραμέτρων του Lankford (r) κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης ΑΑ (Σχήμα 89 (α)) καθώς και η εξέλιξη των παραμέτρων της κάθετης (\bar{r}) και της επίπεδης ανισοτροπίας (Δr). Και στην περίπτωση του σχεδίου έλασης ΑΑ, ισχύουν τα όσα αναφέρθηκαν στο σχέδιο Α σχετικά με την ανισοτροπία. Αυτό που αξίζει να σημειωθεί είναι πως η παράμετρος Δr δεν είναι ποτέ θετική (βλ. παρ. 4.1), γεγονός που υποδηλώνει πως η ανισοτροπική συμπεριφορά του AA3104, κυριαρχείται από την επιβαλλόμενη πλαστική παραμόρφωση καθώς το φύλλο της θερμής έλασης δεν ήταν ανακρυσταλλωμένο. Όπως παρατηρείται, εν κατακλείδι, η ανισοτροπική συμπεριφορά του AA3104 δεν ανατρέπεται κατά την ενδιάμεση ανόπτηση, παρόλα αυτά η έντονη ανισοτροπική του απόκριση λόγω της έντονης πλαστικής παραμόρφωσης μετριάζεται, γεγονός που παρατηρείται από τον συνδυασμό των τιμών των παραμέτρων της κάθετης και της επίπεδης ανισοτροπίας των Δειγμάτων DD_RX και EE.

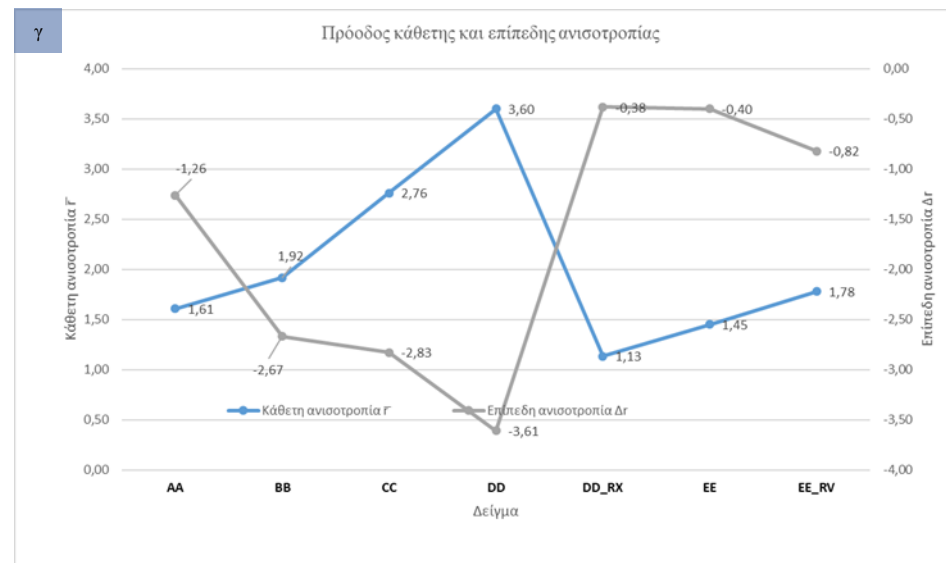
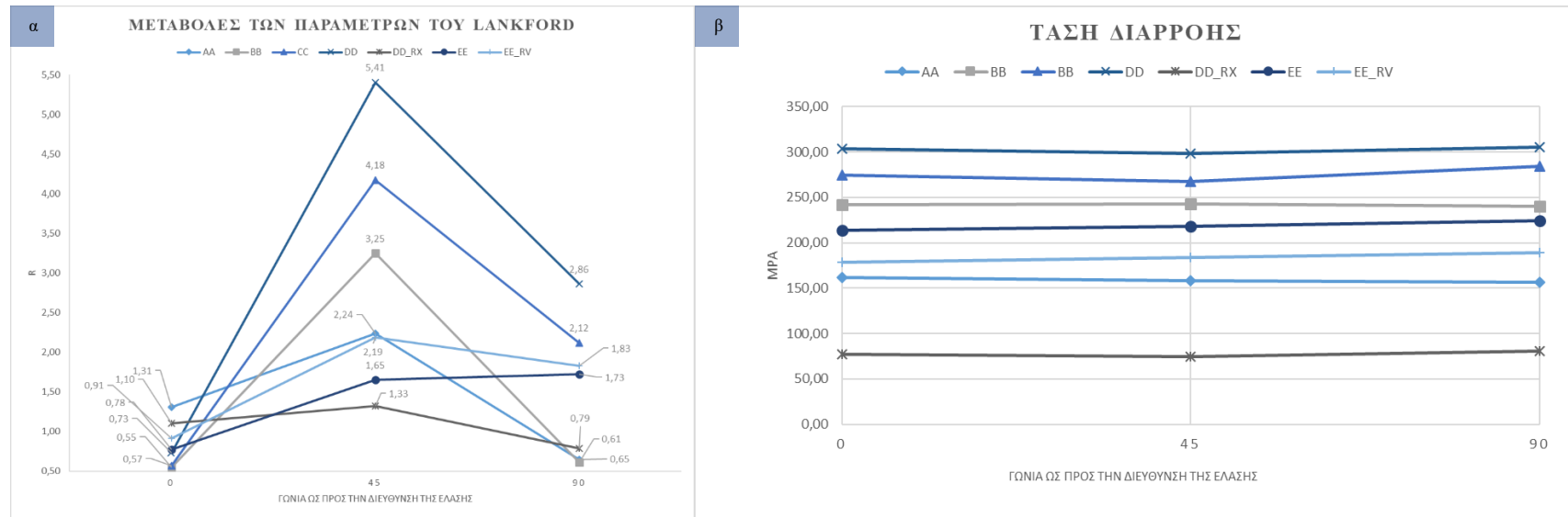


Σχήμα 90: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain) στις 0°, 45°, 90° από την διεύθυνση της έλασης των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA: α) AA, β)BB, γ)CC, δ)DD ε) DD_RX, στ) EE, ζ) EE_RV *Στα παρόντα διαγράμματα δεν συμπεριλαμβάνονται οι δοκιμές του τρίτου δοκιμίου της εκάστοτε διεύθυνσης-τα συνολικά αποτελέσματα παρουσιάζονται στο σχήμα 91..

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104



Σχήμα 91: Διαγράμματα εξέλιξης των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3104 και στις τρεις διευθύνσεις (0°, 45°, 90°) κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης AA: α) Διάγραμμα εξέλιξης τάσης διαρροής, β) Διάγραμμα εξέλιξης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής, γ) Διάγραμμα εξέλιξης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης, δ) Διάγραμμα εξέλιξης πλαστικής παραμόρφωσης θραύσης.



Σχήμα 92: α) Διάγραμμα εξέλιξης παραμέτρων του Lankford και στις τρεις εξεταζόμενες διευθύνσεις και β) σύγκρισή τους με την πρόοδο της τάσης διαρροής. γ) Εξέλιξη κάθετης και επίπεδης ανισοτροπίας για το σύνολο των σταδίων παραγωγής του σχεδίου έλασης AA του AA3104.

7.2.3 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΔΟΚΙΜΗΣ ΒΑΘΙΑΣ ΚΟΪΛΑΝΣΗΣ

Όπως αναλύθηκε στο Κεφάλαιο 4, ο υπολογισμός των παραμέτρων του Lankford (r) και ο μετέπειτα υπολογισμός της επίπεδης και της κάθετης ανισοτροπίας, αποτελούν σημαντικές ενδείξεις σχετικά με την συμπεριφορά του AA3104 όσο αφορά την ανομοιόμορφη πλαστική διαρροή του και την εμφάνιση του φαινομένου του «Earing» κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης. Πιο συγκεκριμένα η κάθετη ανισοτροπία (r) εκφράζει την επιδεκτικότητα του AA3104 στη διαμόρφωση, ενώ η επίπεδη ανισοτροπία (Δr) εκφράζει το εύρος και την διεύθυνση του σχηματισμού των λοβών με τις αρνητικές τιμές να αποδίδουν λοβούς στις 45° από την διεύθυνση της έλασης, εν αντιθέσει με τις θετικές που αποδίδουν λοβούς στις $0^\circ / 90^\circ$ κατά την διαμόρφωση των κυαθίων. Συνεπώς, για να καταστεί το AA3104 όσο των δυνατών λιγότερο ανισότροπο κατά την περαιτέρω διαμόρφωση του, θα πρέπει να συνοδεύεται από μικρές τιμές Δr και υψηλές τιμές r αντίστοιχα. Για την αξιολόγηση των αποτελεσμάτων της δοκιμής εφελκυσμού, σχετικά με την ακρίβεια του υπολογισμού των παραμέτρων του Lankford, διενεργήθηκαν δοκιμές βαθιάς κοίλανσης στο σύνολο των δειγμάτων και των 2 σχεδίων έλασης, σύμφωνα με τα όσα περιεγράφηκαν στο Κεφάλαιο 6. Μετέπειτα η συσχέτιση του φαινομένου του «Earing» με τον υπολογισθέντα κρυσταλλογραφικό ιστό θα επιτρέψει την εξαγωγή σαφών συμπερασμάτων αναφορικά με τις σχέσεις μικροδομής-ιδιοτήτων (ανισοτροπίας) κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104, γεγονός που αναδεικνύει την αξία αυτής της δοκιμής.

7.2.3.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ EN ΨΥΧΡΩ Α

Τα αποτελέσματα της δοκιμής της βαθιάς κοίλανσης αναφορικά με τον σχηματισμό του φαινομένου του «Earing» συνοψίζονται στον Πίνακα 25, όπου και συγκρίνονται με τις παραμέτρους ανισοτροπίας που υπολογίστηκαν κατά τις δοκιμές εφελκυσμού των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A.

Βάσει των όσων παρατίθενται στον Πίνακα 25, προκύπτει ότι η παράμετρος Z , μεταβαίνει από την εμφάνιση 4 λοβών στις $0^\circ / 90^\circ$ στο κυάθιο της θερμής έλασης στον σχηματισμό 4 λοβών στις 45° στο κυάθιο του Δείγματος C μέσω του ενδιάμεσου σχηματισμού 6 λοβών στο Δείγμα B, με τις τιμές των παραμέτρων της ανισοτροπίας να συμφωνούν με το σύνολο των αποτελεσμάτων εκτός του τελικού Δείγματος D_RV, το οποίο εμφανίζει καλύτερη συμπεριφορά σε σχέση με το Δείγμα D. Τέλος, μπορεί να συναχθεί το συμπέρασμα, βάσει της τιμής του Z του Δείγματος D_RV, πως το παραχθέν AA3104 μέσω του σχεδίου έλασης A είναι εντός των συνήθων προδιαγραφών του «Earing» ($Z < 3$) για την μεταλλουργική κατάσταση H26 (ή H16).

Πίνακας 25: Ποσοτικοποίηση της εμφάνισης του φαινομένου του «Earing» στα δείγματα του σχεδίου έλασης A και συσχέτιση τους με τις παραμέτρους του Lankford που υπολογίστηκαν κατά την δοκιμή του εφελκυσμού.

Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Συνολικός υποβιβασμός (%)	Z (%)	ΔZ (ποιοτικά)	Διεύθυνση σχηματισμού λοβών	Αριθμός λοβών	Κάθετη ανισοτροπία r^-	Επίπεδη ανισοτροπία Δr	$\Delta r/r^-$	
Σχέδιο εν ψυχρό έλασης A	A	Θ.Ε.	1.63	-	0/90	4	1.08	0.34	0.32	
	B		54.17	0.87	<0	45 - 0/180	6	1.65	0.36	0.22
	C		77.92	2.48	-	45	4	1.60	-0.34	-0.21
	C_RX		SRX	0.85	>0	45 - 0/180	6	1.09	-0.28	-0.25
	D		55.66	2.98	-	45	4	1.46	-0.39	-0.26
	D_RV		SRV	2.66	-	45	4	1.63	-1.15	-0.70

7.2.3.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ EN ΨΥΧΡΩ ΑΑ

Τα αποτελέσματα της δοκιμής της βαθιάς κοίλανσης αναφορικά με τον σχηματισμό του φαινομένου του «Earing» στα δείγματα του σχεδίου έλασης ΑΑ συνοψίζονται στον Πίνακα 26. Βάσει των όσων παρατίθενται στον Πίνακα 26, προκύπτει πως η διεύθυνση σχηματισμού των λοβών των κυαθίων εντοπίζεται στις 45° ακόμη και στην περίπτωση του φύλλου της θερμής έλασης (6 λοβοί αλλά $\Delta Z > 0$). Αυτό ήταν κάτι το αναμενόμενο λόγω των πρότερων αποτελεσμάτων του χαρακτηρισμού της μικροδομής, όπου και το Δείγμα ΑΑ εμφάνιζε παραμορφωμένη μικροδομή έναντι της τυπικής ανακρυσταλλωμένης που αναμένεται στην περίπτωση του ΑΑ3014.

Με την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης κατά την ψυχρά έλαση το εύρος της ανισοτροπίας αυξάνεται με την παράμετρο Z να λαμβάνει την μέγιστη τιμή της στο Δείγμα DD, όσο αφορά τον σχηματισμό «Earing» 4 λοβών 45° από την διεύθυνση της έλασης, ενώ η συσχέτιση των παραμέτρων της ανισοτροπίας ακολουθούν την ίδια πορεία με το σχέδιο έλασης Α, καθώς δεν προβλέπουν σωστά τον σχηματισμό του «Earing» για το αποκατεστημένο Δείγμα EE_RV. Τέλος, μπορεί να συναχθεί το συμπέρασμα, βάσει της τιμής Z του Δείγματος EE_RV, πως το παραχθέν ΑΑ3104 μέσω του σχεδίου έλασης ΑΑ είναι στο όριο των συνήθων προδιαγραφών του «Earing» ($Z < 3$) για την μεταλλουργική κατάσταση H26 (ή H16), γεγονός που οφείλεται στην θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης του ΑΑ3104.

Πίνακας 26: Ποσοτικοποίηση της εμφάνισης του φαινομένου του «Earing» στα δείγματα του σχεδίου έλασης ΑΑ και συσχέτιση τους με τις παραμέτρους του Lankford που υπολογίστηκαν κατά την δοκιμή του εφέλκυσμού.

Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Συνολικός υποβιβασμός (%)	Z (%)	ΔZ (ποιοτικά)	Διεύθυνση σχηματισμού λοβών	Αριθμός λοβών	Κάθετη ανισοτροπία r^-	Επίπεδη ανισοτροπία Δr	$\Delta r/r^-$	
Σχέδιο εν ψυχρά έλασης ΑΑ	ΑΑ	Θ.Ε.	6.85	>0	45 - 0/180	6	1.61	-1.26	-0.78	
	ΒΒ		20.83	4.97	-	4	1.92	-2.67	-1.39	
	CC		62.50	5.12	-	4	2.76	-2.83	-1.03	
	DD		80.00	5.28	-	4	3.60	-3.61	-1.00	
	DD_RX		SRX	0.63	-	45*	4	1.13	-0.38	-0.34
	EE		55.66	3.28	-	4	1.45	-0.40	-0.28	
	EE_RV		SRV	2.98	-	4	1.78	-0.82	-0.46	

7.3 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

Η τεχνική της περίθλασης των οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD), η οποία αναλύθηκε στην παράγραφο 2.4.1, όπως αναφέρθηκε στην μεθοδολογία της παρούσας εργασίας (Βλ. Κεφ.6) αποτελεί την τεχνική χαρακτηρισμού της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού του ΑΑ3104 κατά την παραγωγή του τόσο από το σχέδιο έλασης Α όσο και από το σχέδιο ΑΑ.

7.3.1 ΠΕΡΙΘΛΑΣΗ ΟΠΙΣΚΕΔΑΖΟΜΕΝΩΝ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΩΝ

Η επεξεργασία των σαρώσεων του EBSD για την εξαγωγή των διαγραμμάτων απεικόνισης του κρυσταλλογραφικού ιστού του εκάστοτε δείγματος πραγματοποιήθηκε μέσω του λογισμικού TSL OIM v7. Για τον υπολογισμό της ODF ($f(g)$) του κάθε δείγματος επιλέχθηκε η τάξη των σφαιρικών αρμονικών συναρτήσεων (βλ. Κεφ. 2) ορίστηκε να είναι 22 ($l=22$), ενώ η παράμετρος του πλάτους ορίστηκε να είναι ίση με 2.5° (Gaussian width=2.5°).

Τέλος, αναφορικά με το υπολογισμό των ποσοστών (M_i) των κρυσταλλογραφικών συστατικών (έλασης/ανακρυστάλλωσης) που συνθέτουν τον συνολικό κρυσταλλογραφικό -ο

οποίος είναι απότοκο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104- η μέγιστη γωνιακή απόκλιση (angular deviation) που επιλέχθηκε από την ιδανική θέση του κάθε συστατικού, παρουσιάζεται στον Πίνακα 27 κάτωθι, ενώ στην μέτρηση δεν επιβλήθηκε συμμετρία. Αξίζει, επίσης, να σημειωθεί πως στην περίπτωση του ιστού ανακρυστάλλωσης, το συστατικό ανακρυστάλλωσης **R** συμπίπτει με τα συστατικά **S₁** και **S₃** του ιστού της έλασης και γι' αυτό στα αντίστοιχα στάδια (ανακρυστάλλωσης και έλασης) δεν λαμβάνονται ταυτόχρονα υπόψη στις μετρήσεις [135].

Πίνακας 27: Μέγιστες γωνιακές αποκλίσεις από το ιδανικό σημείο του εκάστοτε συστατικού στον χώρο του Euler, οι οποίες επιλέχθηκαν για τον υπολογισμό του % ποσοστού του εκάστοτε συστατικού στον συνολικό κρυσταλλογραφικό ιστό.

Παράμετροι υπολογισμού κρυσταλλογραφικών συστατικών					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Γωνιακή απόκλιση (ο)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Γωνιακή απόκλιση (ο)
Copper (Cu)	{112}<111>	15	Cube	{001}<100>	15
S1	{124}<211>	15	P	{011}<122>	10
S2	{123}<412>	15	Q	{013}<231>	15
S3/S	{123}<634>	15	Goss	{011}<100>	15
			R	{124}<211>	15
Brass (Bs)	{110}<112>	15	Rotated Cube	{001}<110>	15
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	15	Rotated Goss	{011}<011>	15
			Cube-ND	{001}<310>	15

7.3.1.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ Α

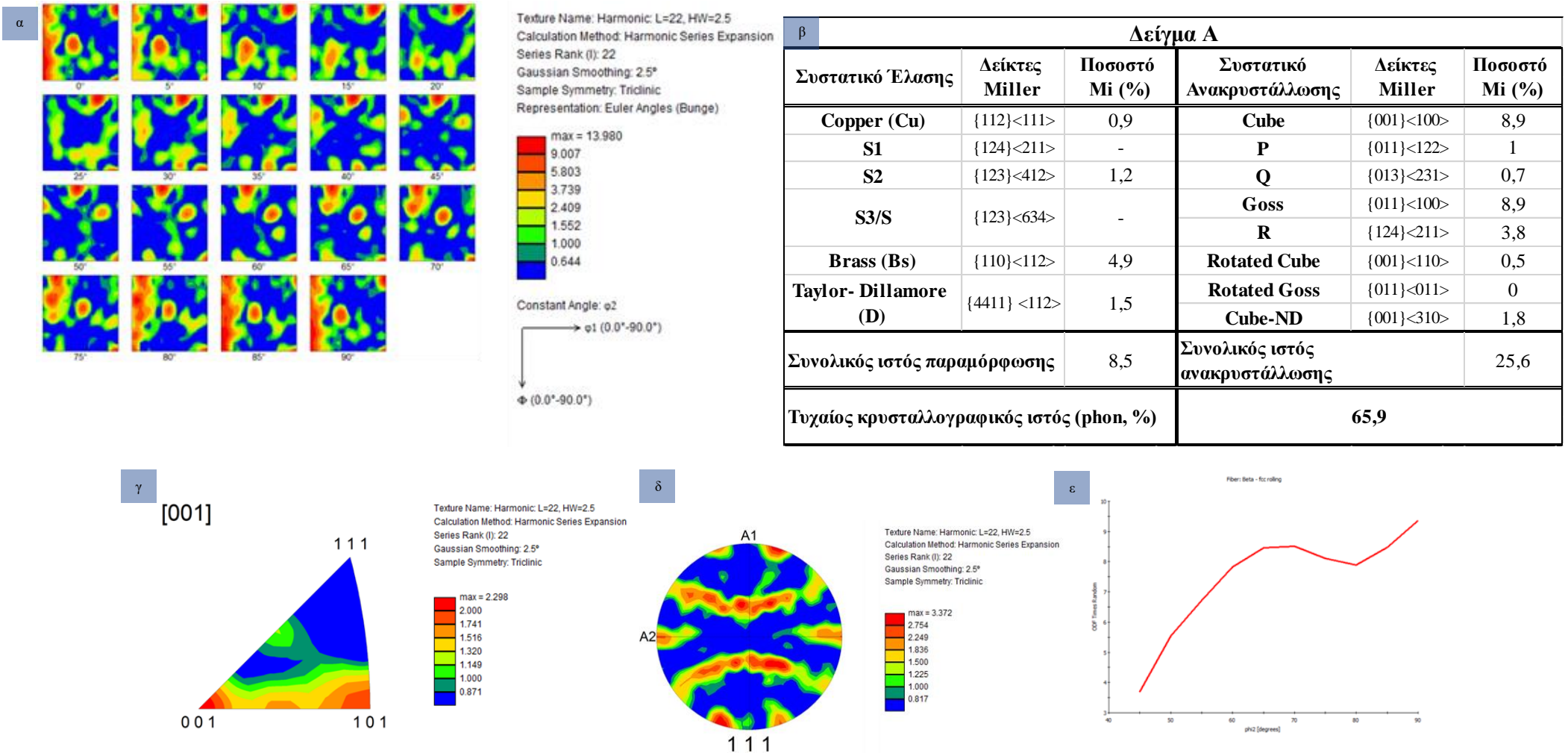
Σε ότι αφορά τις σαρώσεις, μέσω της τεχνικής του EBSD, για τον χαρακτηρισμό της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A, προτού παρουσιαστούν τα αποτελέσματα του ιστού αξίζει να αναφερθούν, περιληπτικά, τα βασικά στοιχεία που προέκυψαν από την σάρωση του εκάστοτε δείγματος. Τα βασικά αυτά στοιχεία είναι ο μέσος δείκτης εμπιστοσύνης (C.I) των μοτίβων της περίθλασης (Electron Backscattered Patterns) που μετρήθηκαν κατά την σάρωση, η μέση ποιότητα της μετρούμενης εικόνας (I.Q) καθώς και το μέσο μέγεθος των κόκκων της μικροδομής, θεωρώντας πως ως κόκκος ορίζεται εκείνη η οντότητα τα όρια της οποίας χαρακτηρίζονται από γωνίες αποπροσανατολισμού της τάξης των 15° και άνω. Τα στοιχεία αυτά παρατίθενται, για το σύνολο των δειγμάτων, στον Πίνακα 28, από όπου γίνεται αντιληπτό πως κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης και οι τρεις παράμετροι παρουσιάζουν μείωση σε σχέση με τις αρχικές τους τιμές.

Πίνακας 28: Περιληπτική ποσοτική ανάλυση των βασικών στοιχείων της εκάστοτε σάρωσης που διενεργήθηκε στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104.

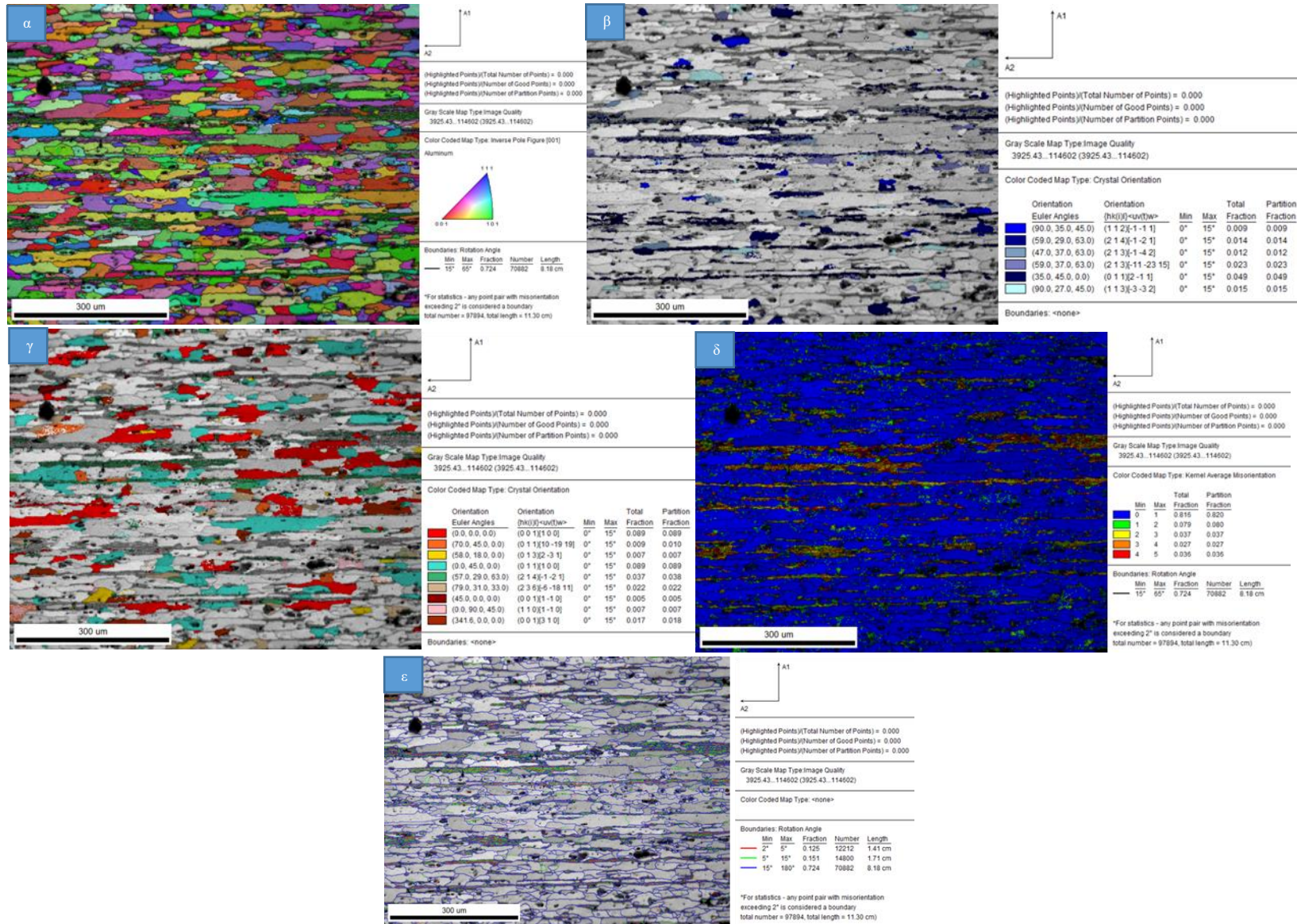
Κωδικός δείγματος	Βήμα σάρωσης (μm)	Μέσο C.I.	Μέσο I.Q.	Μέσο μέγεθος	
				κοκκων (HAGBs > 15ο - μm)	
Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A	A	2	0.89	69187.63	32.4
	B	1	0.88	24168.9	14.22
	C	0.7	0.65	12096.81	6.21
	C_RX	1	0.94	84601.5	14.15
	D	0.3	0.4	40090.73	5.7
	D_RV	0.04	0.56	46267.3	7.6

Στην συνέχεια θα παρατεθούν τα αποτελέσματα των σαρώσεων του EBSD σχετικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 που παρατηρείται στο σύνολο των δειγμάτων κατά την πρόοδο του σχεδίου εν ψυχρώ έλασης A.

7.3.1.1.1 ΔΕΙΓΜΑ Α

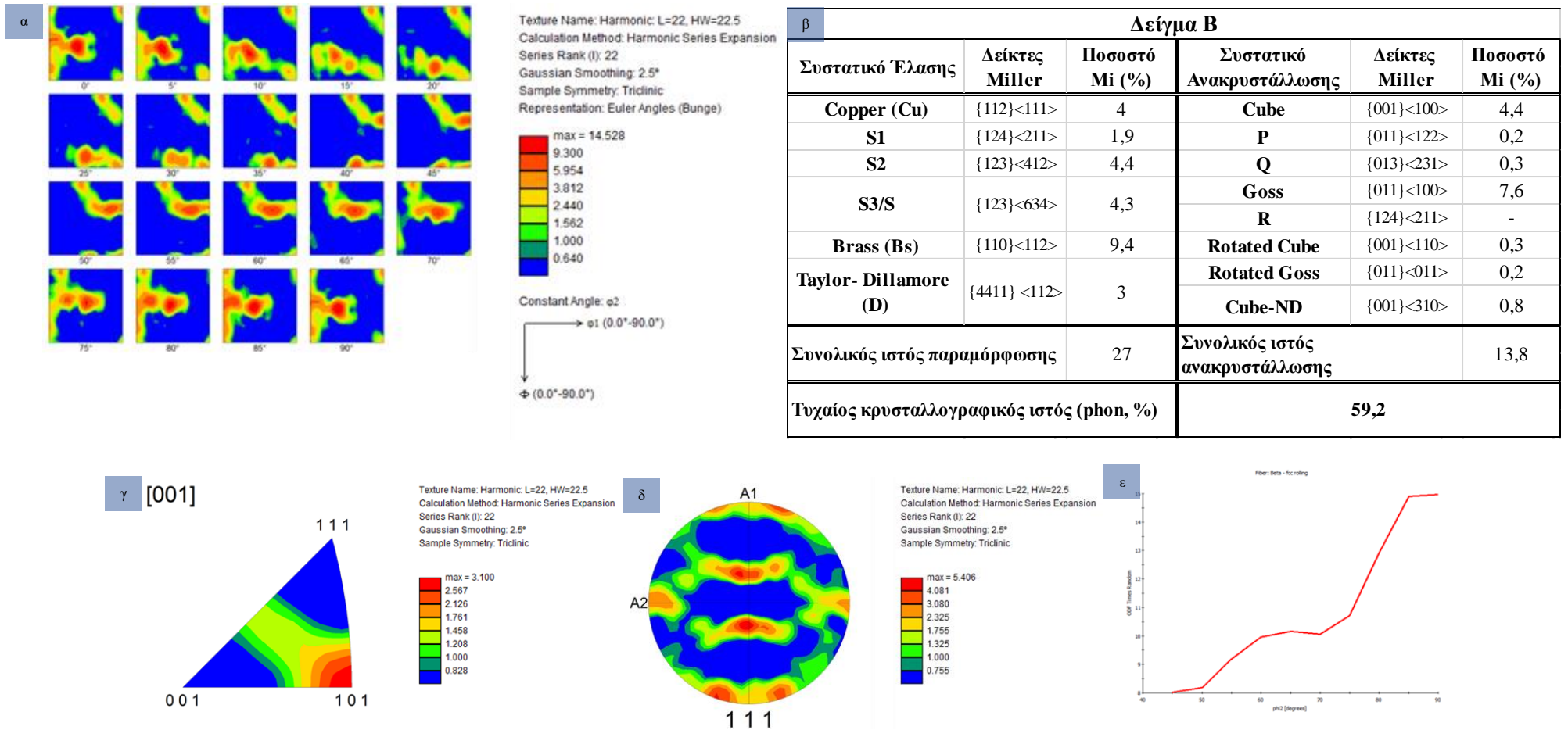


Σχήμα 93: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος Α: α)Γομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοτών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας.

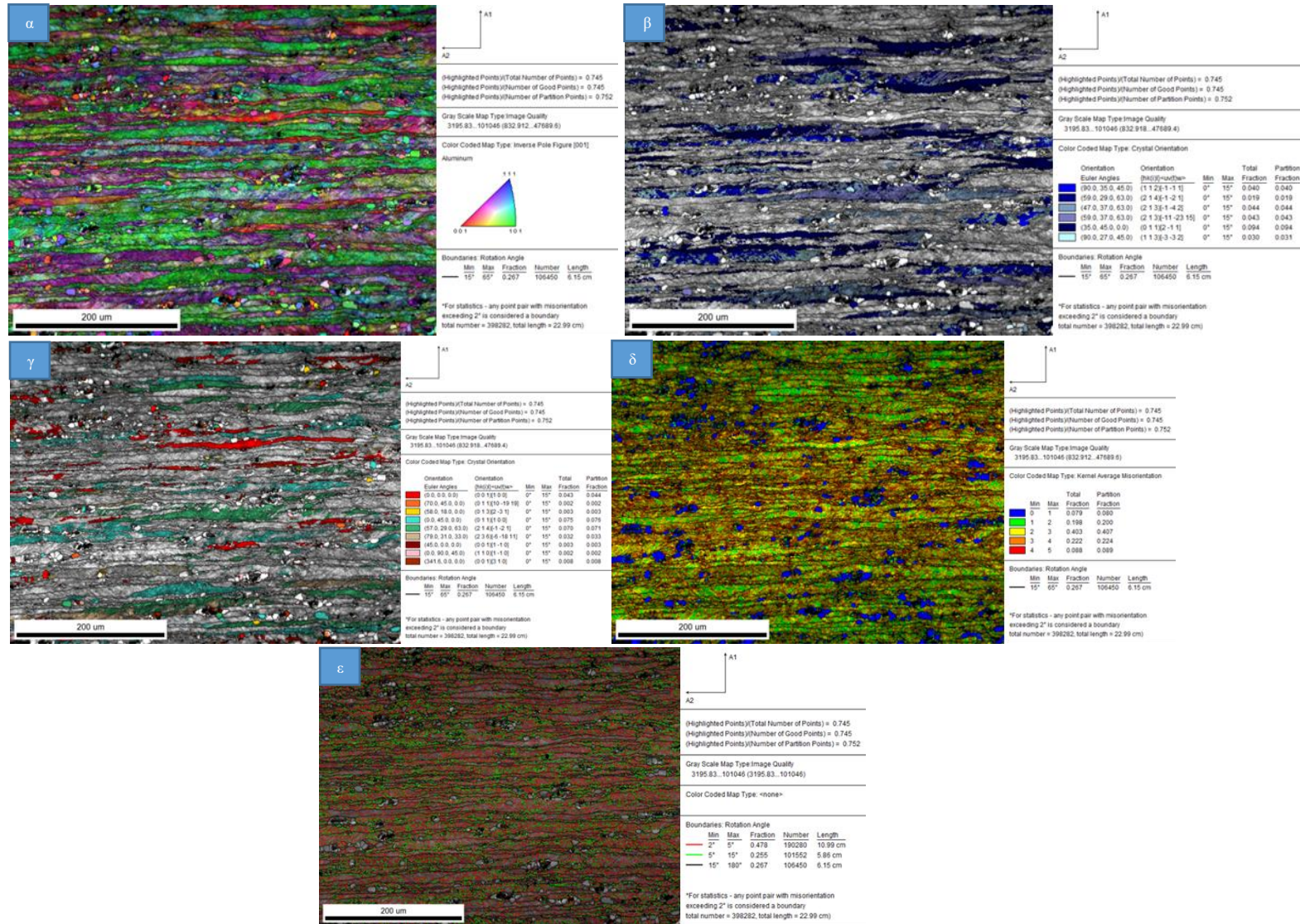


Σχήμα 94: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος A: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.1.2 ΔΕΙΓΜΑ Β

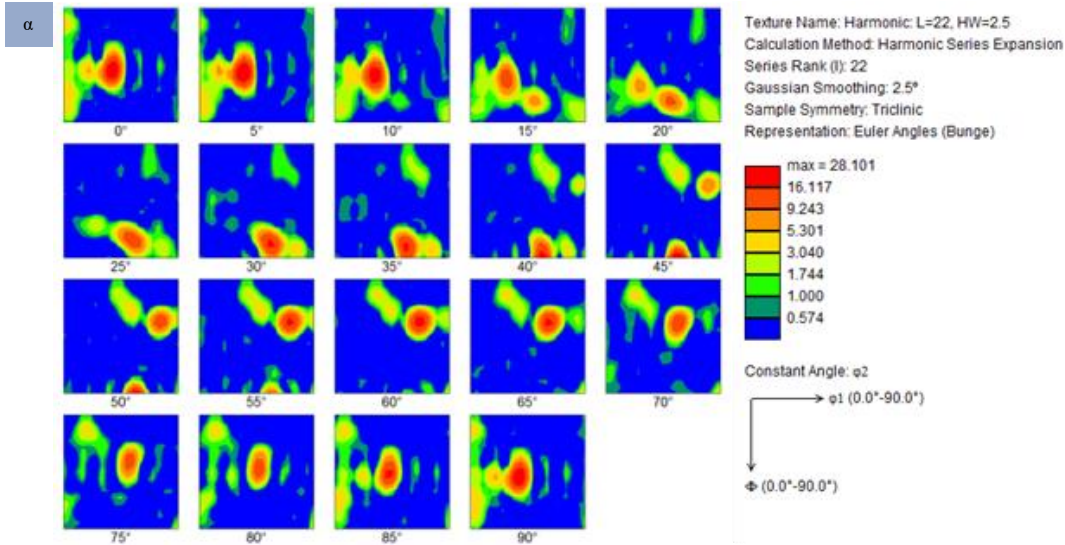


Σχήμα 95: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος Β: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακα ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας



Σχήμα 96: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος Β: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

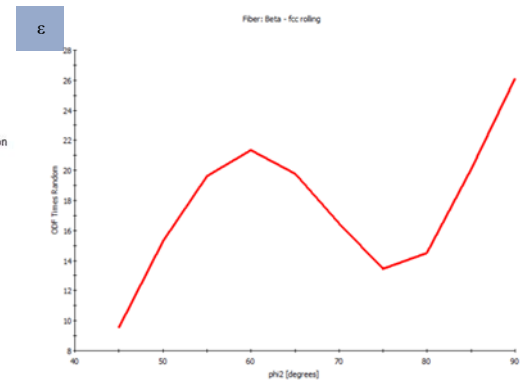
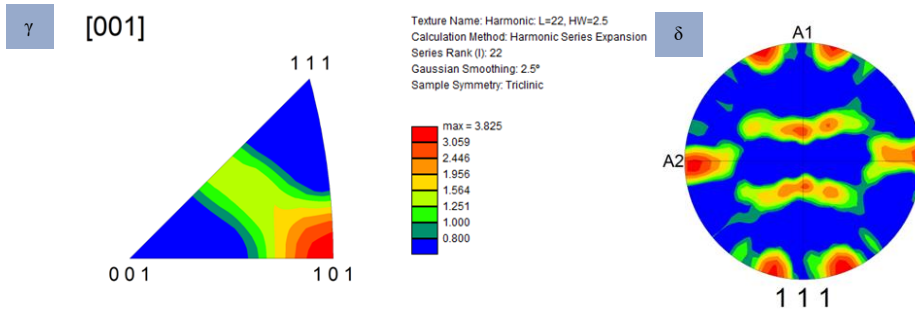
7.3.1.1.3 ΔΕΙΓΜΑ C



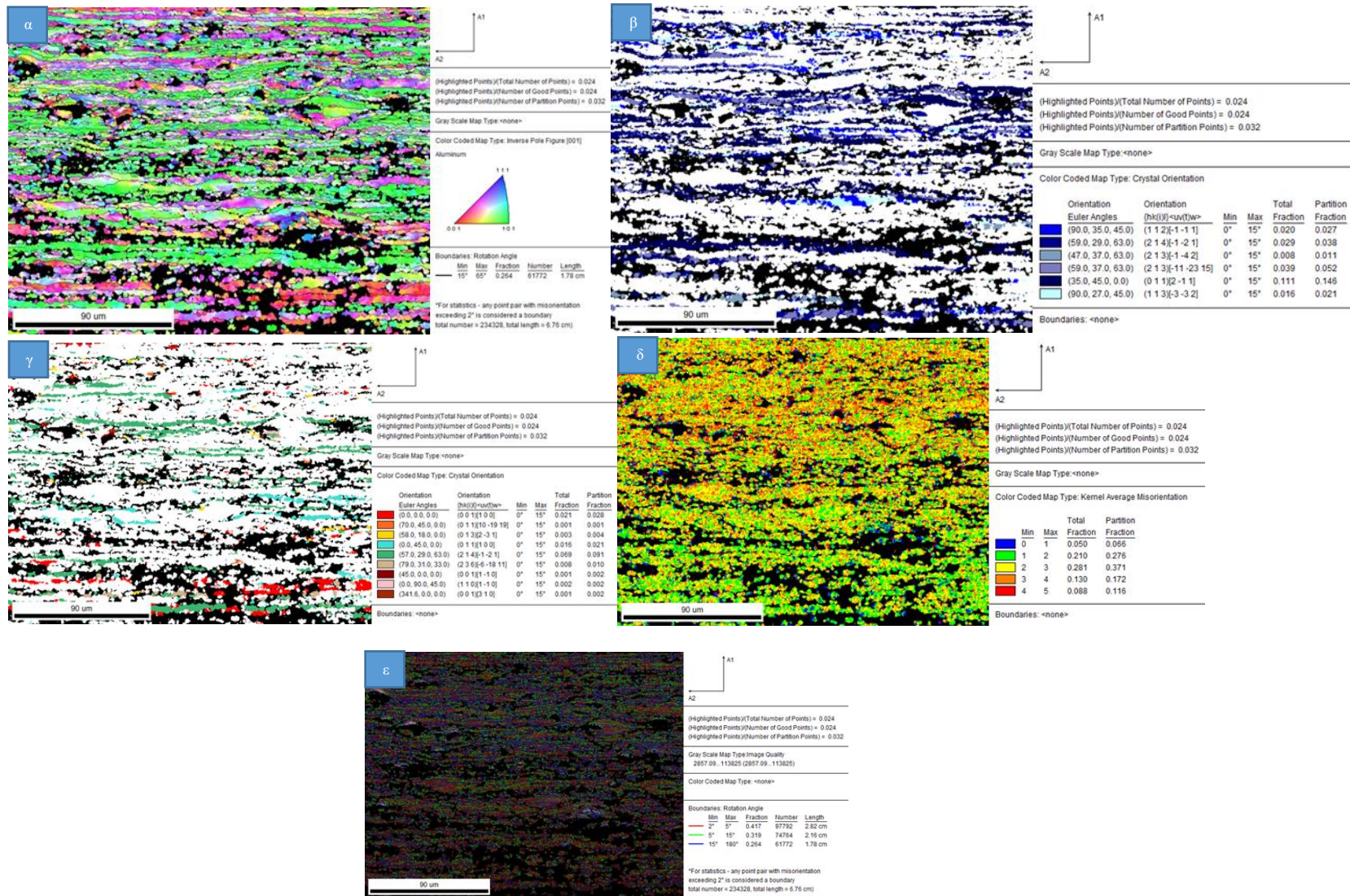
β

Δείγμα C

Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	2,7	Cube	{001}<100>	2,8
S1	{124}<211>	3,8	P	{011}<122>	0,1
S2	{123}<412>	1,1	Q	{013}<231>	0,4
S3/S	{123}<634>	5,2	Goss	{011}<100>	2,1
			R	{124}<211>	-
Brass (Bs)	{110}<112>	14,6	Rotated Cube	{001}<110>	0,2
Taylor-Dillamore (D)	{4411}<112>	2,1	Rotated Goss	{011}<011>	0,2
			Cube-ND	{001}<310>	0,2
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		29,5	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		6
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			64,5		

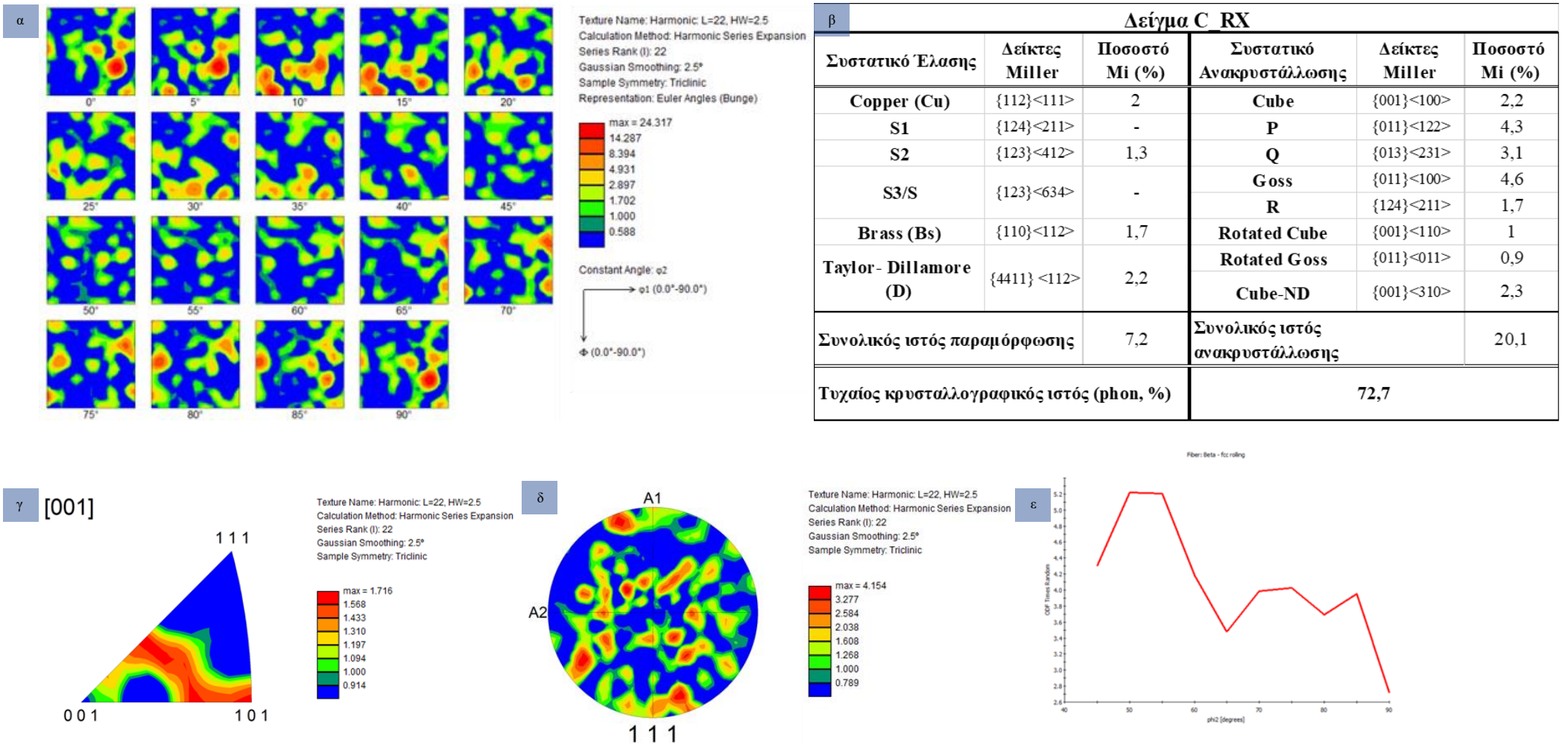


Σχήμα 97: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος C: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοτών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίας

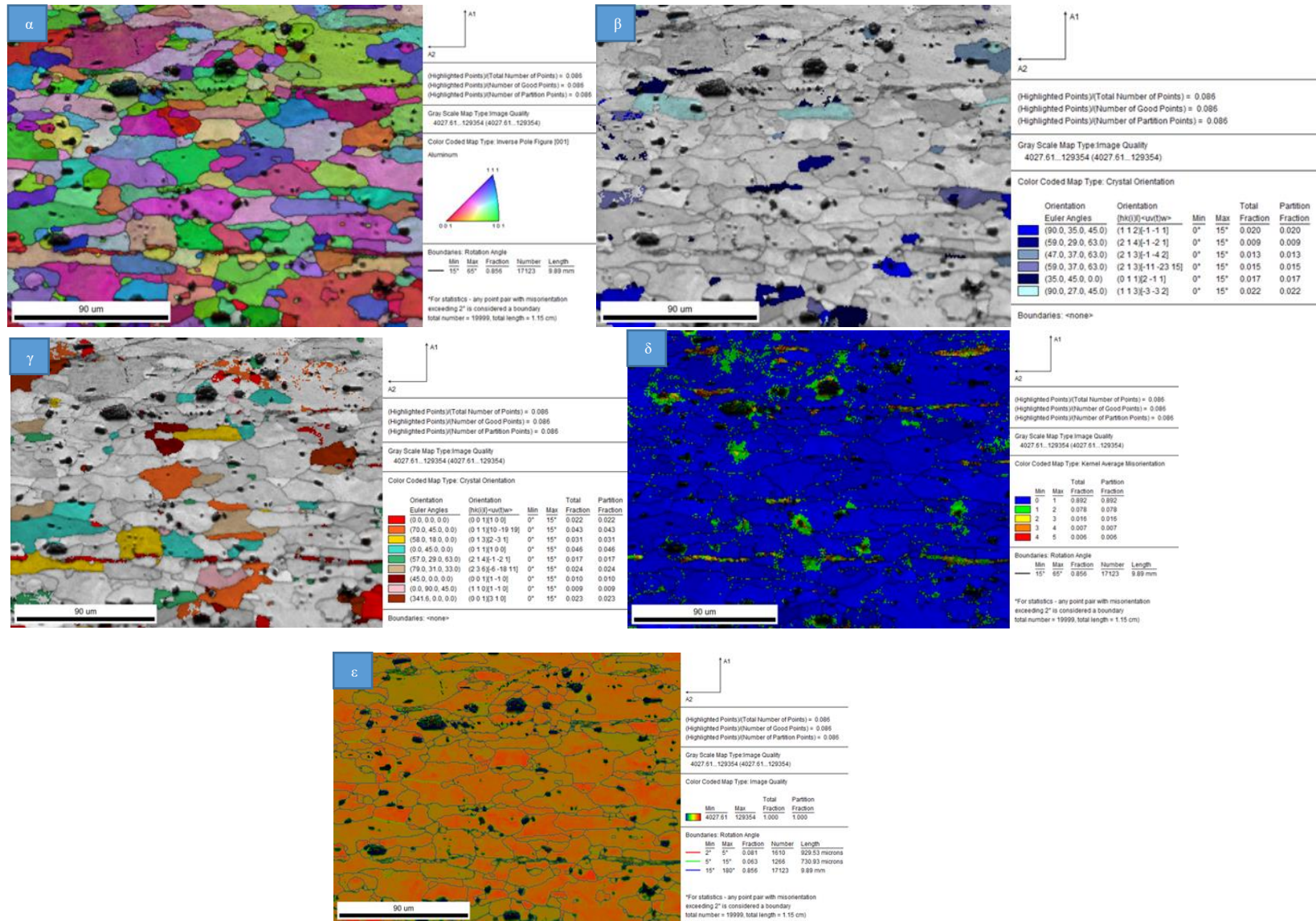


Σχήμα 98: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος C: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.1.4 ΔΕΙΓΜΑ C_RX

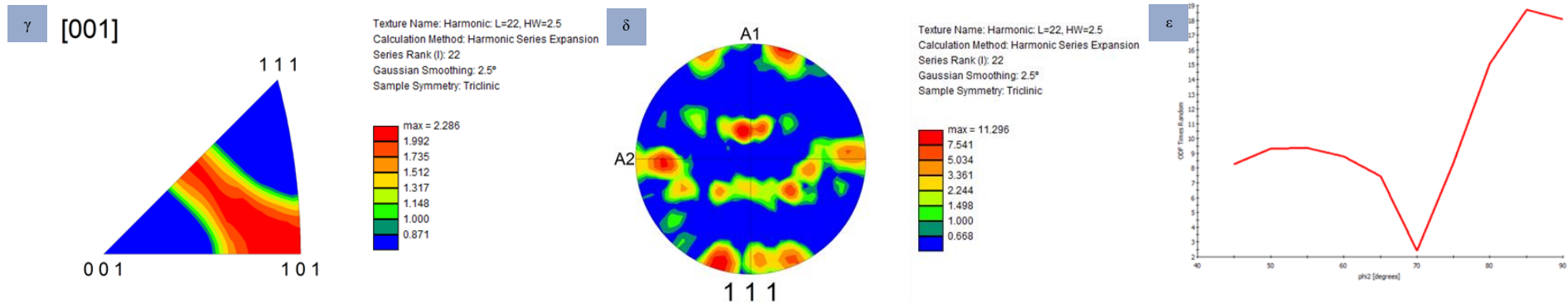
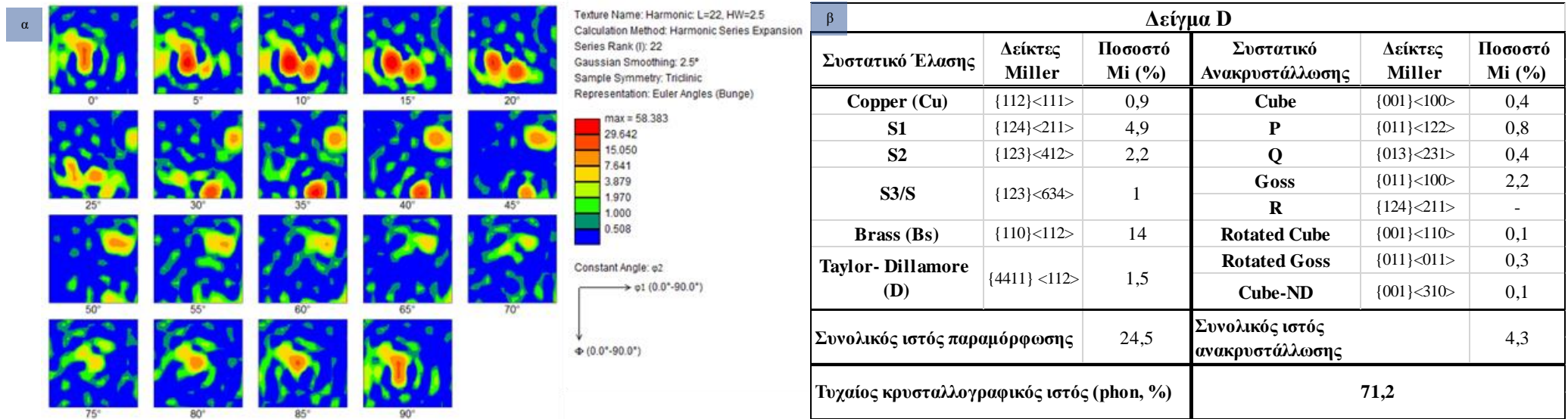


Σχήμα 99: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος C_RX: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας

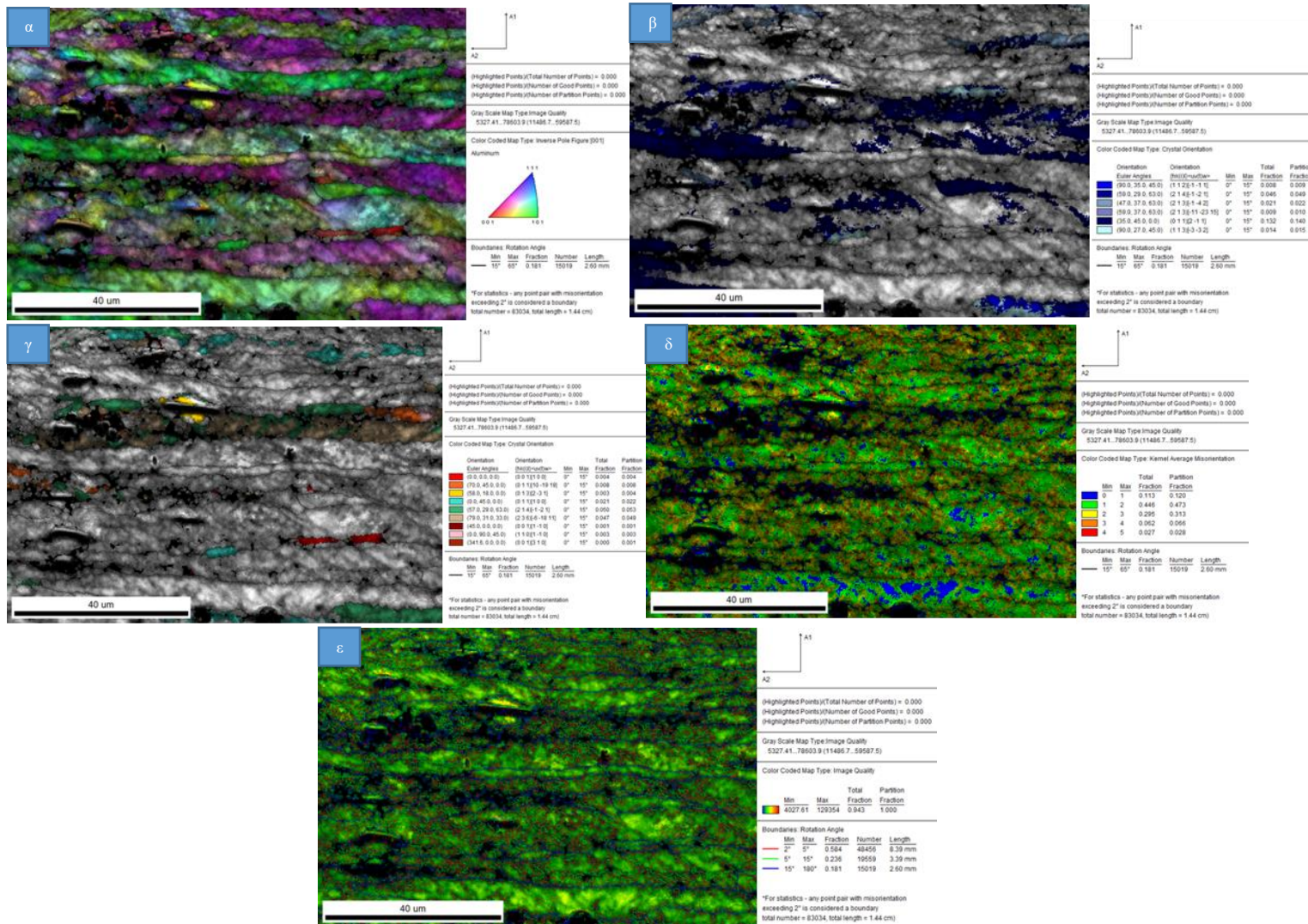


Σχήμα 100: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος C_RX: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.1.5 ΔΕΙΓΜΑ D

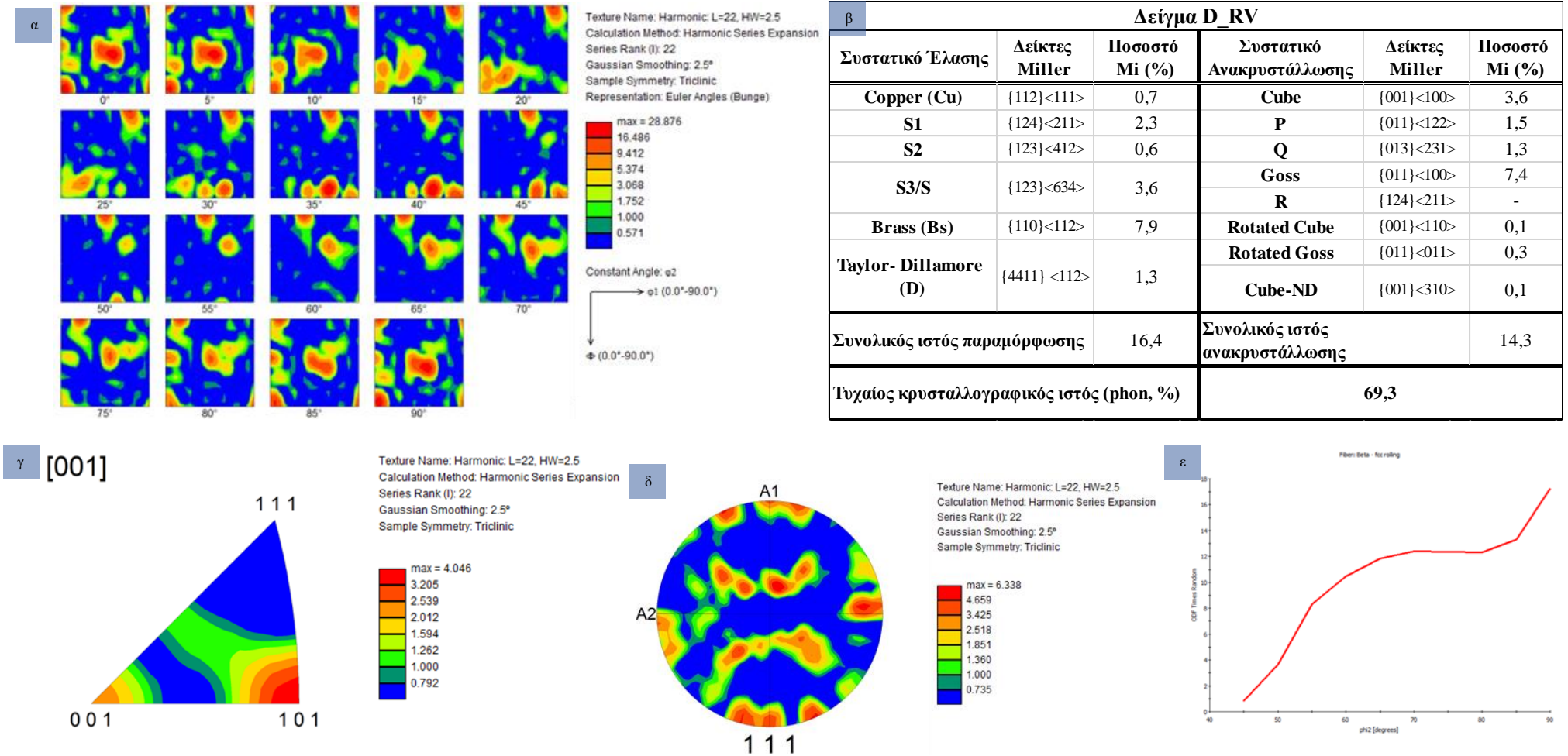


Σχήμα 101: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος D: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας

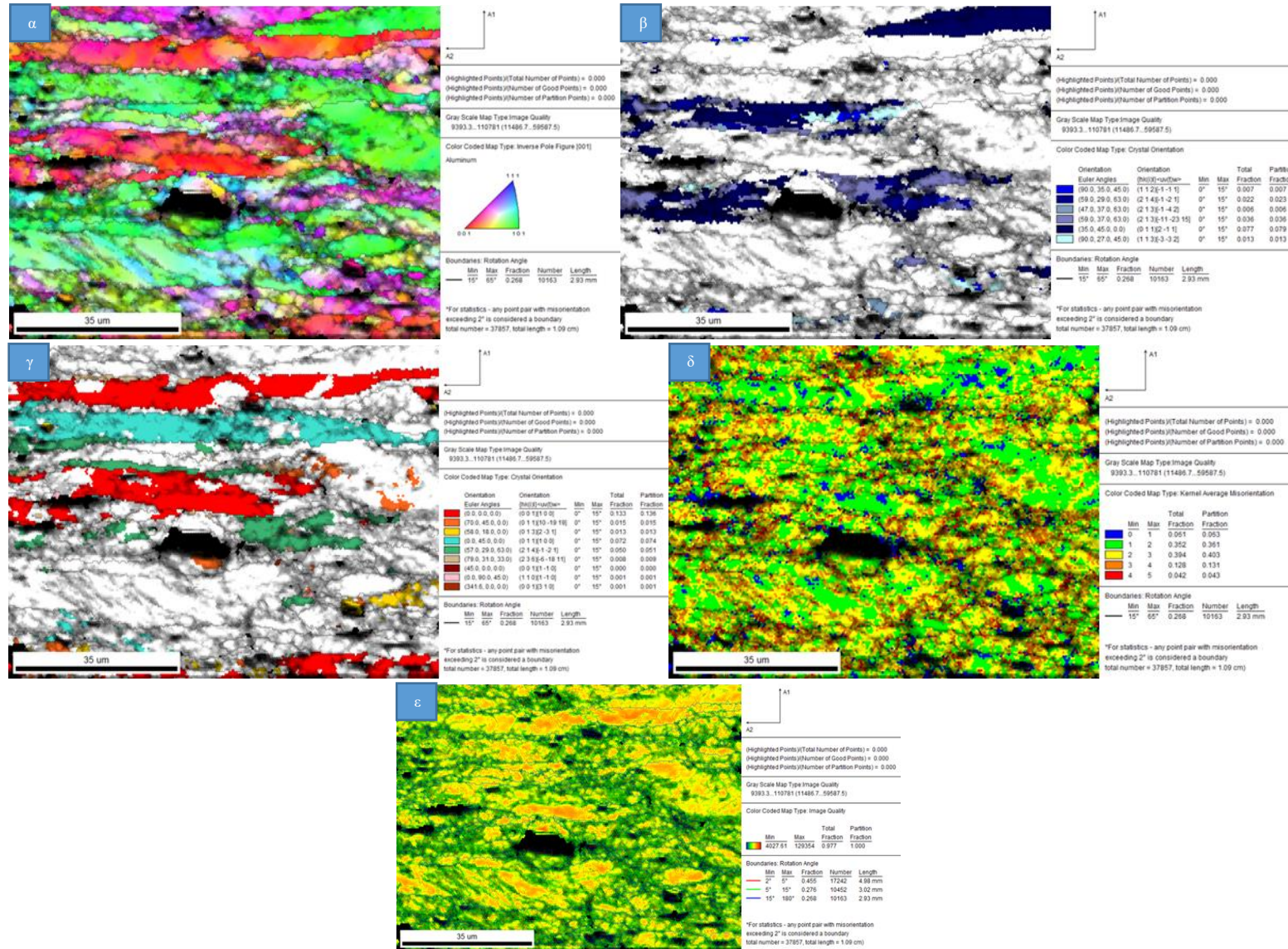


Σχήμα 102: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος D: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.1.6 ΔΕΙΓΜΑ D_RV



Σχήμα 103: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος D_RV: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας



Σχήμα 104: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος D_RV: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.1.7 ΑΝΑΛΥΣΗ ΤΩΝ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

Αναφορικά με το Δείγμα Α που αντιστοιχεί στο φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου Α, παρατηρείται πως οι οικογένειες κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων, οι οποίες είναι προσανατολισμένες παράλληλα με την RD, εμπίπτουν κατά κύριο λόγο στην διεύθυνση $\langle 001 \rangle$, ενώ ένα σημαντικό ποσοστό κόκκων προσανατολίζεται στην οικογένεια διευθύνσεων $\langle 101 \rangle$ (Σχ.93 (γ)). Η παραπάνω παρατήρηση αποτυπώνεται παραστατικά στον χάρτη IPF του Σχήματος 94 (α), από όπου γίνεται αντιληπτό πως οι κόκκοι που είναι προσανατολισμένοι προς την διεύθυνση $\langle 101 \rangle$ (σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης) εντοπίζονται κυρίως στις ζώνες της παραμένουσας πλαστικής παραμόρφωσης της μικροδομής. Οι ζώνες της παραμένουσας πλαστικής παραμόρφωσης γίνονται ευκολότερα διακριτές μέσω του χάρτη KAM του Σχήματος 94 (δ), καθώς οι περιοχές αυτές χαρακτηρίζονται από υψηλότερες γωνίες KAM καθώς και από υψηλότερη πυκνότητα ορίων χαμηλής γωνίας αποπροσανατολισμού (Σχ.94 (ε)).

Σε ότι αφορά τον κρυσταλλογραφικό ιστό, μέσω μίας πρώτης παρατήρησης του διαγράμματος πολικών συντεταγμένων της οικογένειας των επιπέδων $\{111\}$ (Σχ.93 (δ)) προκύπτει πως ο ιστός που χαρακτηρίζει το δείγμα δεν αποτελείται μόνο από συστατικά ανακρυστάλλωσης, όπως το Cube, αλλά διακρίνονται και συστατικά παραμόρφωσης που δημιουργούν μία «ίνα» που ενώνει τις θέσεις του συστατικού Cube επί του PF. Μέσω του πίνακα του Σχήματος 93 (β) διαπιστώνεται πως τα δύο κυρίαρχα συστατικά του κρυσταλλογραφικού ιστού του Δείγματος Α είναι τα συστατικά ανακρυστάλλωσης Cube και Goss, τα οποία εντοπίζονται σε περιεκτικότητες της τάξης του 8.9% αντίστοιχα, ενώ παράλληλα σε σχέση με τα συστατικά της παραμόρφωσης ο προσανατολισμός Brass είναι εκείνος που παρουσιάζει τόσο την μεγαλύτερη περιεκτικότητα (4,9%), όσο και την μεγαλύτερη ένταση (9,007-Σχ. 93 (ε)). Όπως παρατηρείται μέσω του ODF (Σχ.93 (α)), παρότι στον πίνακα των ποσοστών των προσανατολισμών (Σχ.93 (β)) το συστατικό rotated -Cube παρουσιάζει μικρό ποσοστό, εντούτοις, στο τομέα $\varphi_2=0$ εντοπίζεται μία ίνα Cube-RD ($\varphi_1=0$, $\Phi 0^\circ-90^\circ$), η οποία χαρακτηρίζεται από την μέγιστη ένταση του ODF (13.980 MRD).

Η ύπαρξη της ίνας αυτής είναι χαρακτηριστική της οδού περιστροφής των κόκκων με τον μετασταθή προσανατολισμό Cube προς τα σταθερά συστατικά της β-ίνας κατά την παραμόρφωση τους μέσω του μηχανισμού της επίπεδης συμπίεσης; (βλ. Σχ. 60). Αυτή η διαδρομή περιστροφής των κόκκων με προσανατολισμό Cube κατά την παραμόρφωση τους δικαιολογεί και την μεγαλύτερη σταθερότητα των λοβών στις $0/180^\circ$ έναντι των λοβών στις $90/270^\circ$ κατά την μετέπειτα διαμόρφωση του AA3104 μέσω βαθιάς κοίλανσης. Τέλος, το συνολικό ποσοστό του ιστού ανακρυστάλλωσης ανήλθε στο 25,6% ((Σχ.94 (γ)), με το αντίστοιχο της παραμόρφωσης (Σχ.94 (β)) να κυμαίνεται στο 8,5%, ενώ ο τυχαίος ιστός ανήλθε στο 65,9%. Βάσει των παραπάνω προκύπτει πως ο ιστός του Δείγματος Α χαρακτηρίζεται κυρίως από συστατικά ανακρυστάλλωσης, εάν εκτός του ποσοστού που παρουσιάζεται στον Πίνακα του Σχήματος 93, ληφθεί υπόψιν η ίνα Cube-RD, η οποία χαρακτηρίζεται στο μεγαλύτερο μέρος του μήκους της από την μέγιστη παρατηρούμενη ένταση του ODF. Ωστόσο, ο ιστός του φύλλου της θερμής έλασης του σχεδίου Α δεν μπορεί να θεωρηθεί εξολοκλήρου ως ιστός ανακρυστάλλωσης, καθώς όπως παρουσιάζεται στο διάγραμμα (ε) του Σχήματος 93 έχει ήδη αρχίσει να αναπτύσσεται η β-ίνα με το συστατικό Brass παρουσιάζει σημαντικά μεγαλύτερη ένταση από τα άλλα δύο κύρια συστατικά του ιστού της έλασης.

Κατά την πρόοδο του σχεδίου εν ψυχρώ έλασης Α του AA3104 κατά τους δύο πρώτους υποβιβασμούς που αντιστοιχούν στα δείγματα Β και C αντίστοιχα, παρατηρείται πως η πλειονότητα των κόκκων της μικροδομής χαρακτηρίζεται από έντονη κατευθυντικότητα ως προς την RD καθώς με την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης αυτοί επιμηκώνονται

παράλληλα με την διεύθυνση της κατεργασίας. Για να «δεχτούν» την επιβαλλόμενη, από την έλαση, πλαστική παραμόρφωση πολλοί από τους κόκκους περιστρέφονται, με τις περιστροφές αυτές να μετατοπίζουν την κύρια διεύθυνση προσανατολισμού των κόκκων από την <001> στο φύλλο της θερμής έλασης στην <101> στα δείγματα τόσο του πρώτου όσο και του δεύτερου εν ψυχρώ υποβιβασμού, κάτι που αποτυπώνεται, τόσο στα διαγράμματα αντίστροφων πολικών συντεταγμένων (IPF (Σχ.95,97 (γ))), όσο και στους αντίστοιχους χάρτες (IPF (Σχ.96,98 (α))).

Η πρόοδος του ποσοστού παραμόρφωσης κατά τους ψυχρούς υποβιβασμούς αποτυπώνεται μέσω των χαρτών KAM, των οποίων η μέση γωνία αποπροσανατολισμού μειώνεται με την πρόοδο της κατεργασίας του AA3104, καθώς και μέσω των χαρτών που παρουσιάζουν την κατανομή του είδους των ορίων των κόκκων, με τα την πυκνότητα των ορίων χαμηλής γωνίας να αυξάνεται με την πρόοδο της παραμόρφωσης (Σχ.96,98 (δ, ε)). Παράλληλα μέσω των διαγραμμάτων των πολικών συντεταγμένων παρατηρείται ο σχηματισμός του κρυσταλλογραφικού ιστού της έλασης, δηλαδή των συστατικών της β-ίνας, έναντι του μεικτού ιστού -με κυρίαρχη την ανακρυστάλλωση- που χαρακτήριζε το φύλλο της θερμής έλασης (Σχ.95,97 (δ)). Η ανάπτυξη της β-ίνας που διατρέχει τα συστατικά Copper, S και Brass παρατηρείται μέσω των χαρτών των τομών των ODF των αντίστοιχων δειγμάτων (Σχ.95,97 (α)).

Αναφορικά με το δείγμα Β, παρατηρείται η περιστροφή των προσανατολισμών των κόκκων, κυρίως, από το συστατικό Goss προς το συστατικό Brass, το οποίο εμφανίζει ένταση της τάξης του 14,528. Παράλληλα, το συνολικό ποσοστό των συστατικών της ανακρυστάλλωσης μειώνεται στο 13,8%. Αντίθετα ο συνολικός ιστό παραμόρφωσης κατά το πρώτο ψυχρό πάσο αυξάνεται και φθάνει το 27%, με τον τυχαίο ιστό να ανέρχεται στο 59,2%.

Σε σχέση με το Δείγμα C, παρατηρείται η περαιτέρω ενίσχυση της β-ίνας, όπου πλέον εκτός του συστατικού Brass ενισχύεται σημαντικά και το συστατικό S. Συνολικά ο ιστός παραμόρφωσης ανέρχεται στο 29,5%, με τον ιστό ανακρυστάλλωσης να μειώνεται περαιτέρω φθάνοντας στο 6% (Σχ.95,97 (β)).

Κατά την ενδιάμεση ανόπτηση του AA3104, όπου το θερμομηχανικό φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης λαμβάνει χώρα μετασχηματίζοντας την μικροδομή, παρατηρούνται και οι ανάλογες μεταβολές στον ιστό παραμόρφωσης που είχε σχηματιστεί μέσω των προηγούμενων ψυχρών υποβιβασμών. Όπως παρουσιάζεται τόσο στο IPF όσο και στο PF του Σχήματος 99, ο ιστός που χαρακτηρίζει το AA3104 είναι ιστός ανακρυστάλλωσης, ο οποίος όμως διαφέρει αισθητά από τον ιστό ανακρυστάλλωσης της θερμής έλασης (Σχ.99 (α)). Αυτό συμβαίνει γιατί τα κύρια συστατικά του ιστού της ανακρυστάλλωσης είναι οι προσανατολισμοί Q (3,1%), P (4,3%), R (1,7%) και Goss (4,6%) με τον προσανατολισμό Cube να μην ενισχύεται ιδιαίτερα (2,2%) και να παραμένει αδύναμος (Σχ.99 (β)). Ωστόσο, αξίζει να σημειωθεί πως στον ιστό ανακρυστάλλωσης, το συνολικό ποσοστό του οποίου ανέρχεται στο Δείγμα C_RX στο 20,1% έναντι του 7,2% του ιστού παραμόρφωσης, παρατηρούνται σημαντικά ποσοστά συστατικών εκ περιστροφής του προσανατολισμού Cube καθώς το άθροισμα των ποσοστών των συστατικών Cube-ND και Rot-Cube ανέρχεται στο 3,3%, γεγονός που δικαιολογεί τον σχηματισμό 6 λοβών κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης του Δείγματος C_RX, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 29.

Κατά τον τελικό υποβιβασμό του AA3104 του σχεδίου έλασης A, ο κρυσταλλογραφικός ιστός ανακρυστάλλωσης του Δείγματος C_RX εξελίσσεται λόγω της πλαστικής

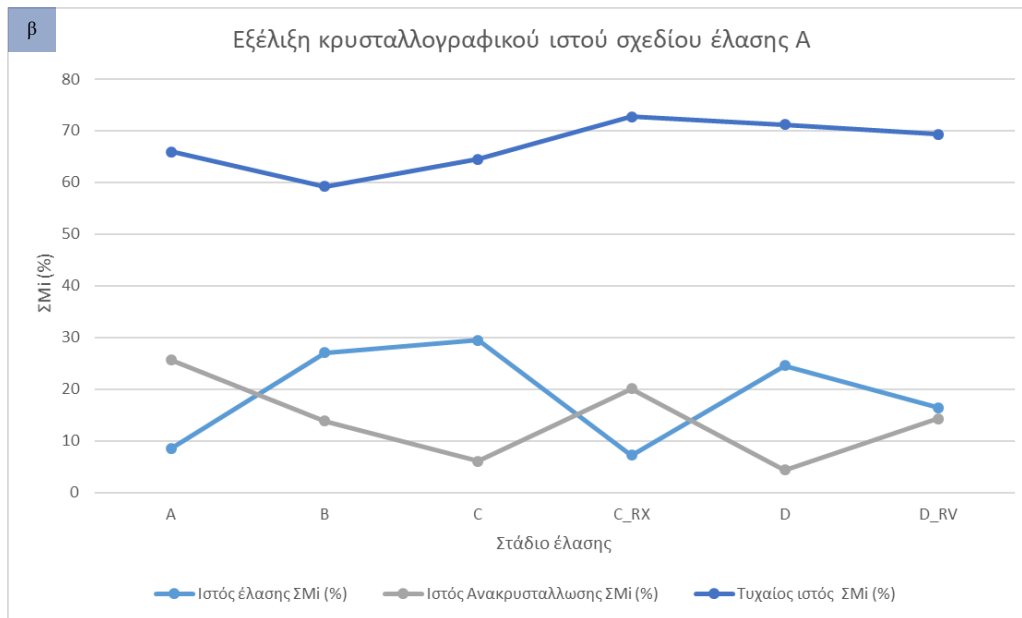
παραμόρφωσης και κατά συνέπεια ο ιστός του Δείγματος D χαρακτηρίζεται ως ιστός παραμόρφωσης. Το ποσοστό του ιστού παραμόρφωσης επί του συνολικού ιστού ανέρχεται στο 24,5% στο Δείγμα D, ενώ το ποσοστό του ιστού ανακρυστάλλωσης ανέρχεται στο 4,3%. Παράλληλα ο τυχαίος ιστός του Δείγματος D μειώνεται σε σχέση με το δείγμα C_RX και από 72,7% φθάνει στο 71,2% (Σχ. 101 (β)). Η μεταβολή αυτή του κρυσταλλογραφικού ιστού είναι ευδιάκριτη μέσω των τομέων του χάρτη ODF (Σχ. 101 (α)), όπου διακρίνεται ο σχηματισμός της β-ίνας, η οποία διατρέχει τα συστατικά Copper, S και Brass, με το συστατικό Brass να χαρακτηρίζεται τόσο από το μεγαλύτερο ποσοστό (14%) όσο και από την μεγαλύτερη ένταση (19,000 MRD).

Τέλος, αναφορικά με τον κρυσταλλογραφικό ιστό του Δείγματος D_RV, αυτός παρατηρείται πως είναι ισορροπημένος. Βέβαια, κατά την αποκατάσταση δεν αναμένονται μεταβολές αναφορικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, παρόλα αυτά βάσει του Πίνακα του Σχήματος 103 (β) προκύπτει πως το συστατικό Cube ενισχύεται σημαντικά και από 0,4% στο δείγμα D φθάνει σε ποσοστό της τάξης του 3,6% με τον ιστό της ανακρυστάλλωσης να ανέρχεται στο 14,3%, έναντι του 16,4% του ιστού παραμόρφωσης. Η διαφοροποίηση ανάμεσα στον μετρηθέντα κρυσταλλογραφικό ιστό, μέσω της τεχνικής του EBSD, και στα θεωρητικώς αναμενόμενα αποτελέσματα (δεν αναμένεται μεταβολή του ιστούς αλλά μόνο της υπο-δομής των κόκκων, όπως αυτή αποτυπώνεται στον χάρτη 3 του Σχ. 104) έγκειται στο γεγονός πως ενδεχομένως η περιοχή σάρωσης του δείγματος να μην ήταν αρκετά μεγάλη ώστε να εξαχθούν στατιστικά ορθά συμπεράσματα αναφορικά με τα ποσοστά του κρυσταλλογραφικού ιστού, τα οποία χαρακτηρίζουν το Δείγμα D_RV. Η παραπάνω παρατήρηση επιβεβαιώνεται και από τα αποτελέσματα της δοκιμής βαθιάς κοίλανσης για το Δείγμα D_RV, όπου η μείωση της εμφάνισης του φαινομένου του «Earing» κατά την διαμόρφωση του κυathίου είναι μικρή. Παράλληλα, ο ιστός ανακρυστάλλωσης που μετρήθηκε στο Δείγμα D_RV έχει περίπου την ίδια συνολική τιμή με το άθροισμα των συστατικών ανακρυστάλλωσης του Δείγματος C_RX, το οποίο παρουσιάζει τελείως διαφορετική συμπεριφορά κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 29.

Πίνακας 29: Συσχέτιση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού με την εμφάνιση του φαινομένου του «Earing» κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A: α) Πίνακας, β) Διαγραμματική απεικόνιση.

α	Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Συνολικός υποβιβασμός (%)	Z (%)	ΔZ (ποιοτικά)	Διεύθυνση σχηματισμού λοβών	Αριθμός λοβών	Ιστός έλασης ΣMi (%)	Ιστός Ανακρυστάλλωσης ΣMi (%)	Τυχαίος ιστός ΣMi (%)
Σχέδιο εν ψυχρό έλασης A	A		Θ.Ε.	1,63	-	0/90	4	8,5	25,6	65,9
	B		54,17	0,87	<0	45 - 0/180	6	27	13,8	59,2
	C		77,92	2,48	-	45	4	29,5	6	64,5
	C_RX		SRX	0,85	>0	45 - 0/180	6	7,2	20,1	72,7
	D		55,66	2,98	-	45	4	24,5	4,3	71,2
	D_RV		SRV	2,66	-	45	4	16,4	14,3	69,3

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104



7.3.1.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΑΑ

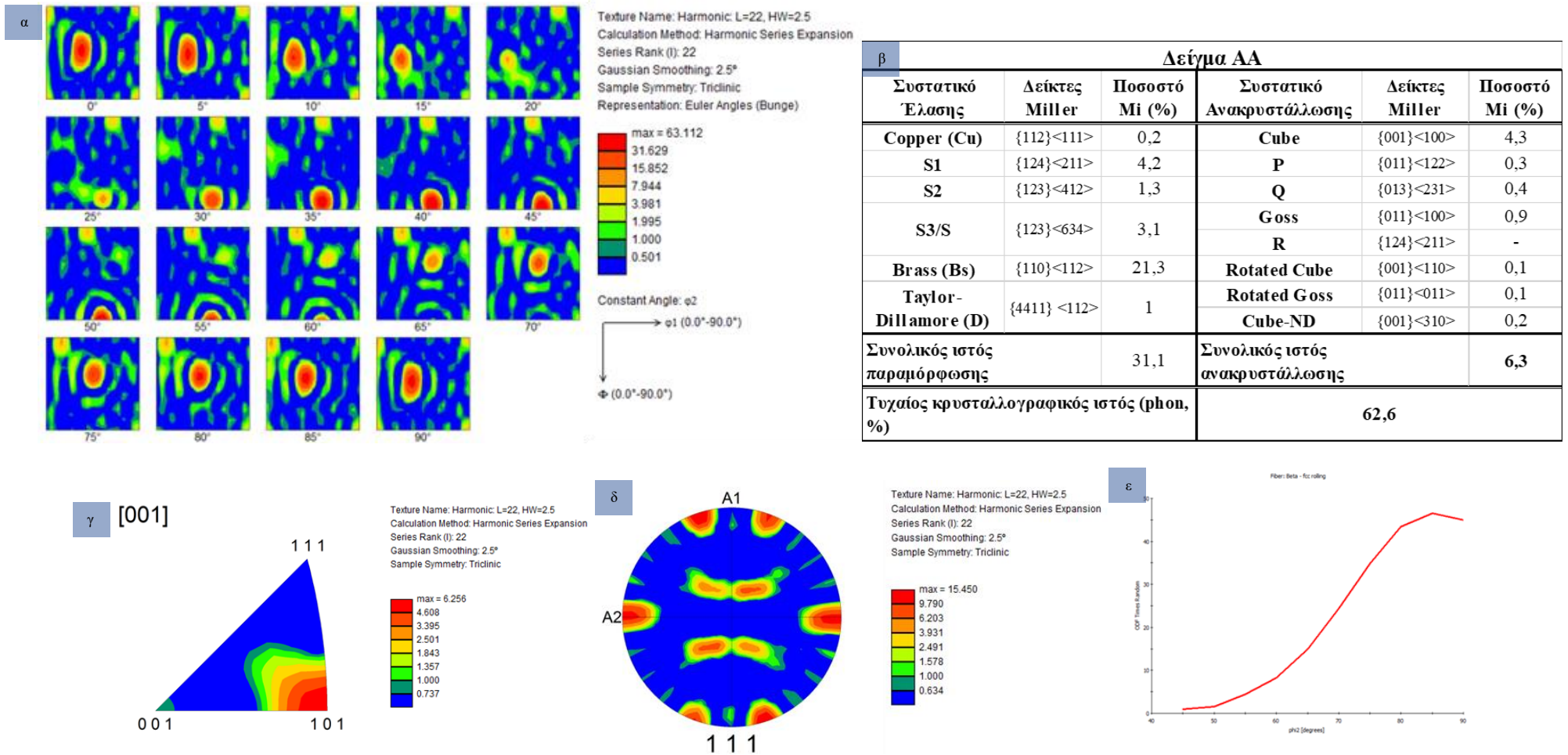
Κατά αναλογία με τα όσα αναφέρθηκαν στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού του ιστού των δειγμάτων του σχεδίου έλασης Α, έτσι και για το σύνολο των δειγμάτων του σχεδίου έλασης ΑΑ, τα οποία σαρώθηκαν μέσω της τεχνικής του EBSD, στον Πίνακα 30 παρακάτω παρατίθενται οι τιμές των παραμέτρων του μέσου δείκτη εμπιστοσύνης, της μέσης ποιότητας εικόνας και του μέσου μεγέθους των κόκκων που μετρήθηκαν στην εκάστοτε σάρωση. Η εξέλιξη των τριών παραμέτρων κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης ΑΑ είναι παρόμοια με εκείνη που παρατηρήθηκε και στις σαρώσεις του προηγούμενου σχεδίου, δηλαδή η σχέση εξέλιξης των παραμέτρων είναι αντιστρόφως ανάλογη με την αύξηση του ποσοστού της πλαστικής παραμόρφωσης.

Πίνακας 30: Περιληπτική ποσοτική ανάλυση των βασικών στοιχείων της εκάστοτε σάρωσης που διενεργήθηκε στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104.

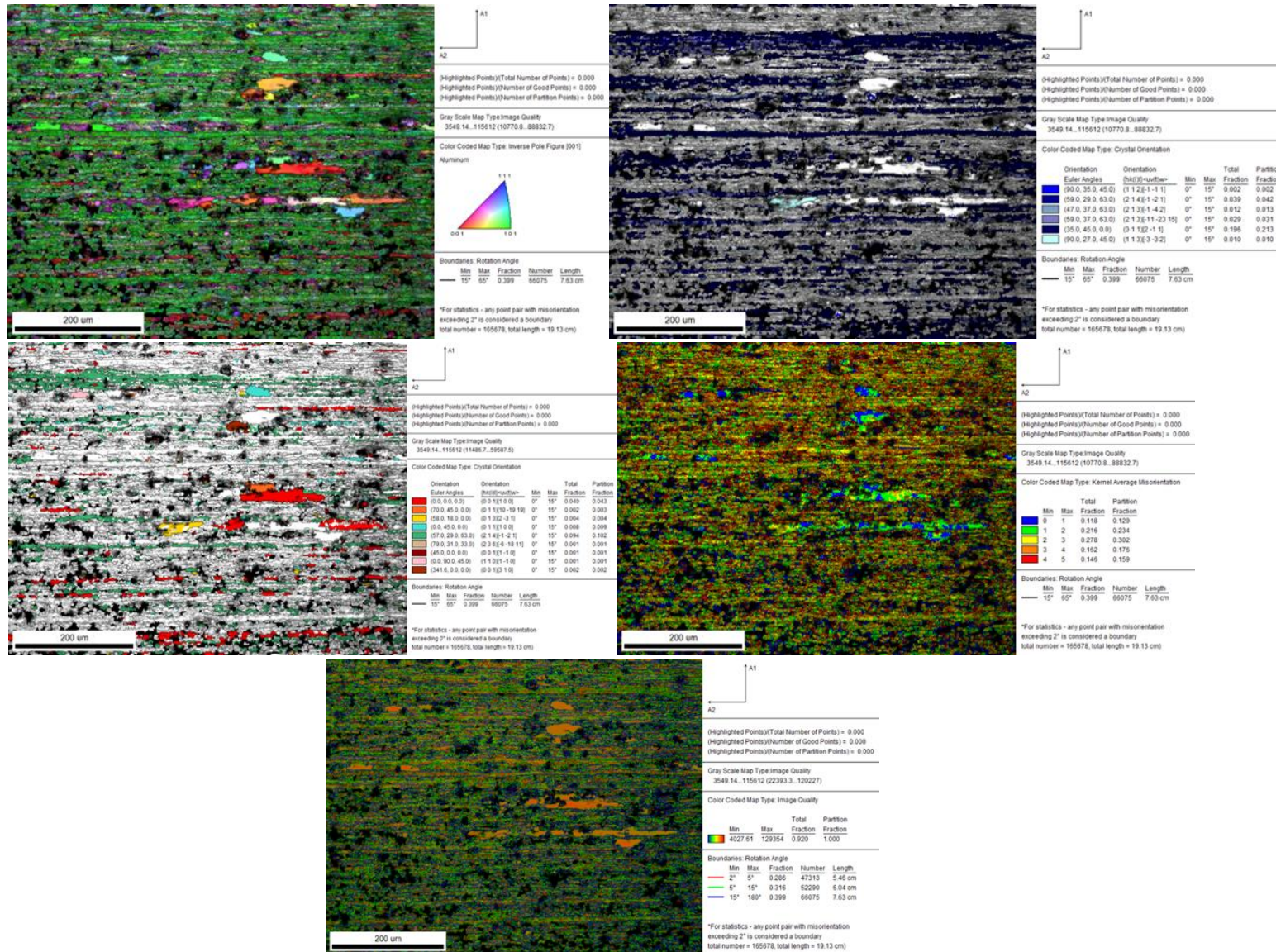
Κωδικός δείγματος	Βήμα σάρωσης (μm)	Μέσο C.I.	Μέσο I.Q.	Μέσο μέγεθος	
				κοκκών (HAGBs > 150 - μm)	
Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης ΑΑ	AA	2	0.56	49140.42	16.39
	BB	0.7	0.21	38529.35	6.34
	CC	0.7	0.43	18792.94	6.19
	DD	0.4	0.36	45090.73	4.15
	DD_RX	2.5	0.9	87784.94	16.07
	EE	0.4	0.83	50196.75	7.1
	EE_RV	0.4	0.79	44291.07	9.2

Στην συνέχεια θα παρατεθούν τα αποτελέσματα των σαρώσεων του EBSD σχετικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 που παρατηρείται στο σύνολο των δειγμάτων κατά την πρόοδο του σχεδίου εν ψυχρώ έλασης ΑΑ

7.3.1.2.1 ΔΕΙΓΜΑ ΑΑ

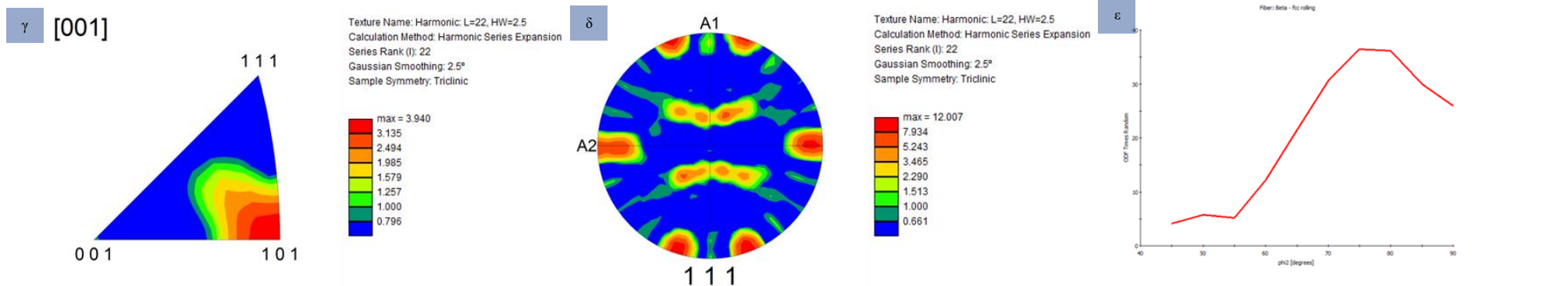
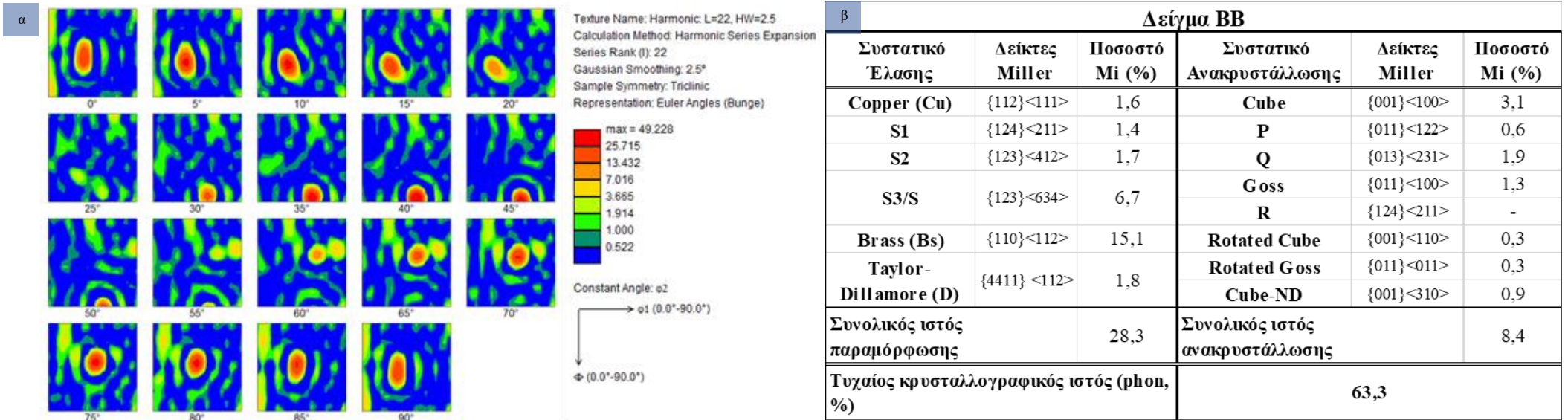


Σχήμα 105: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος ΑΑ: α)Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας

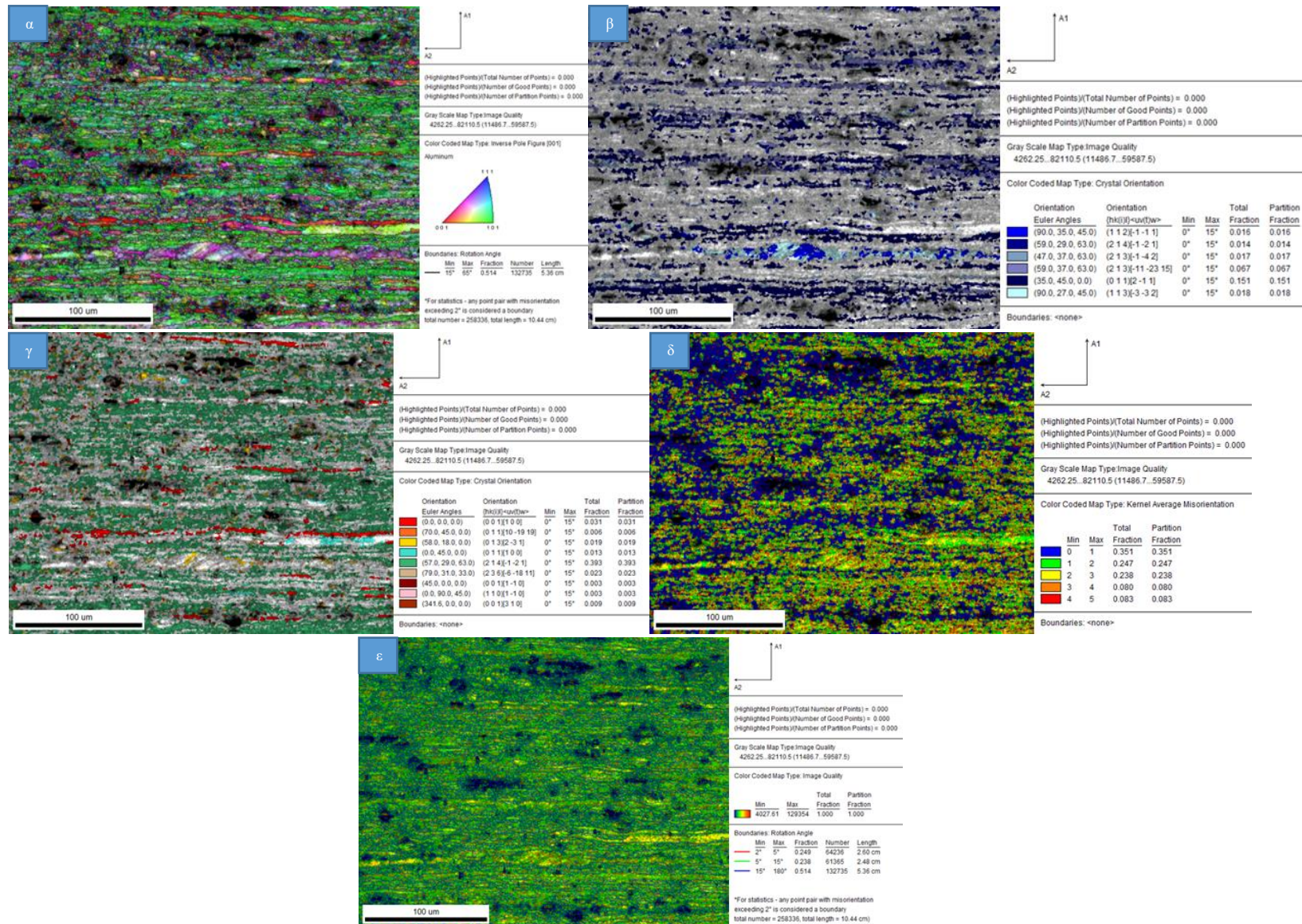


Σχήμα 106: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος AA: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.2.2 ΔΕΙΓΜΑ ΒΒ

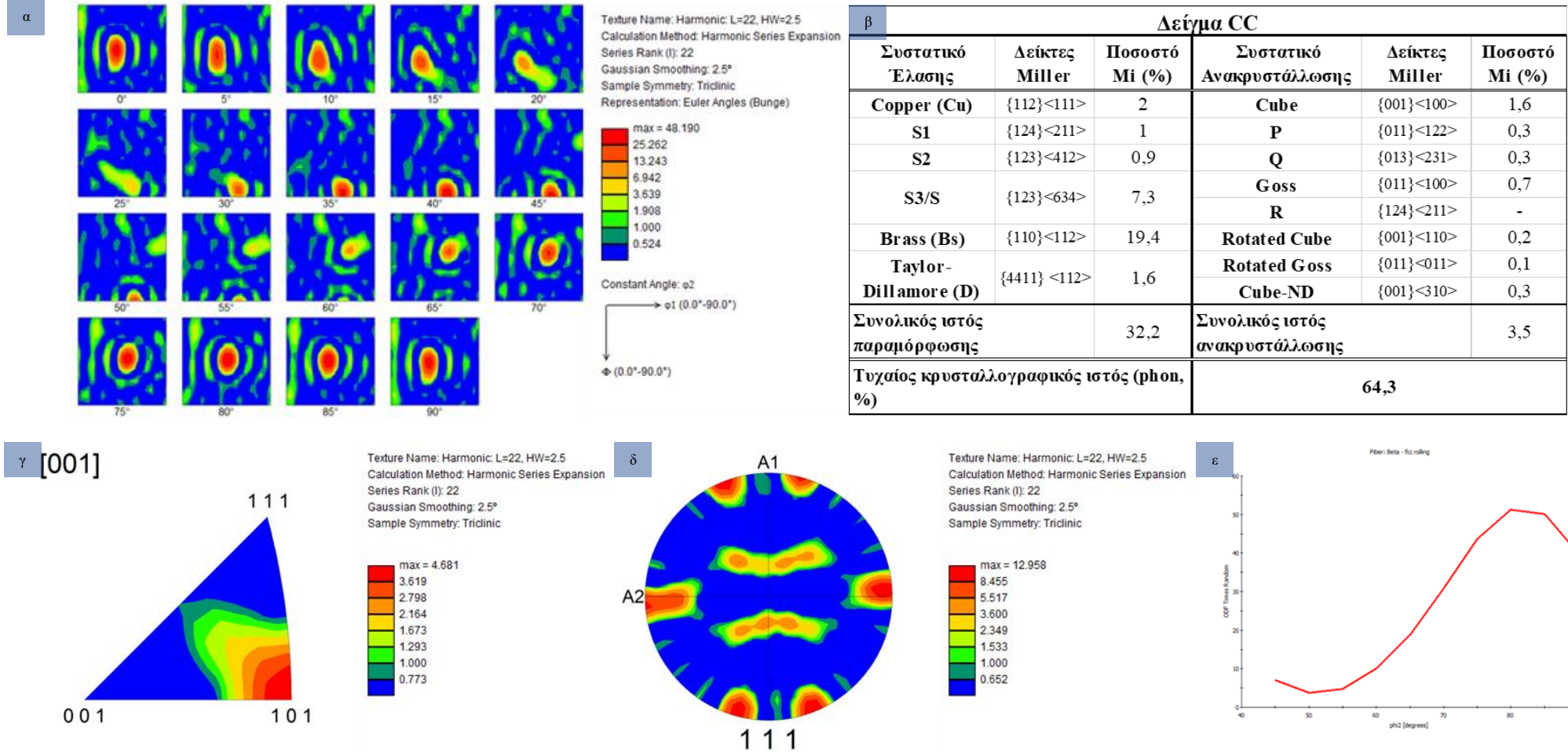


Σχήμα 107: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος ΒΒ: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ινιας

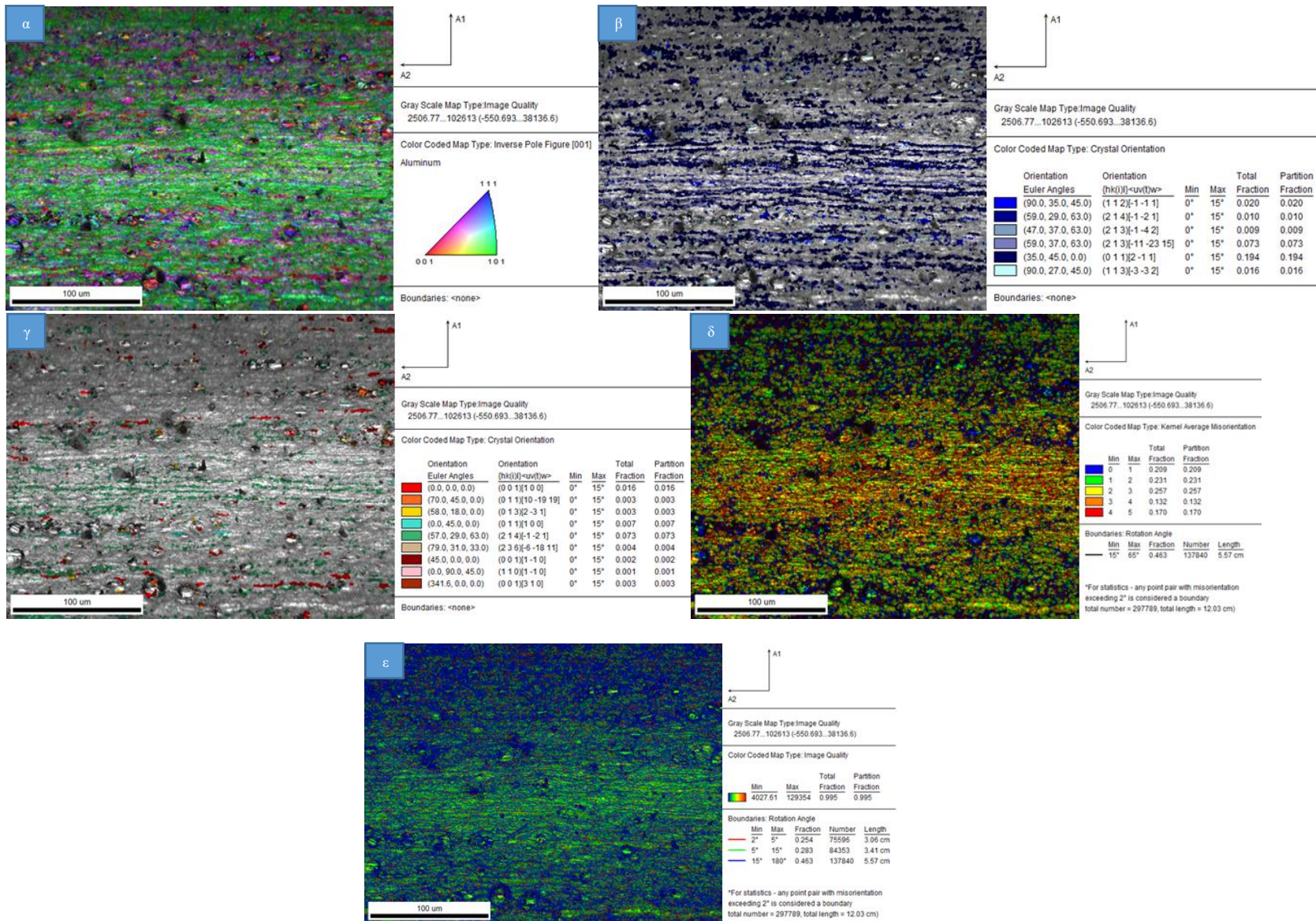


Σχήμα 108: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος BB: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.2.3 ΔΕΙΓΜΑ CC

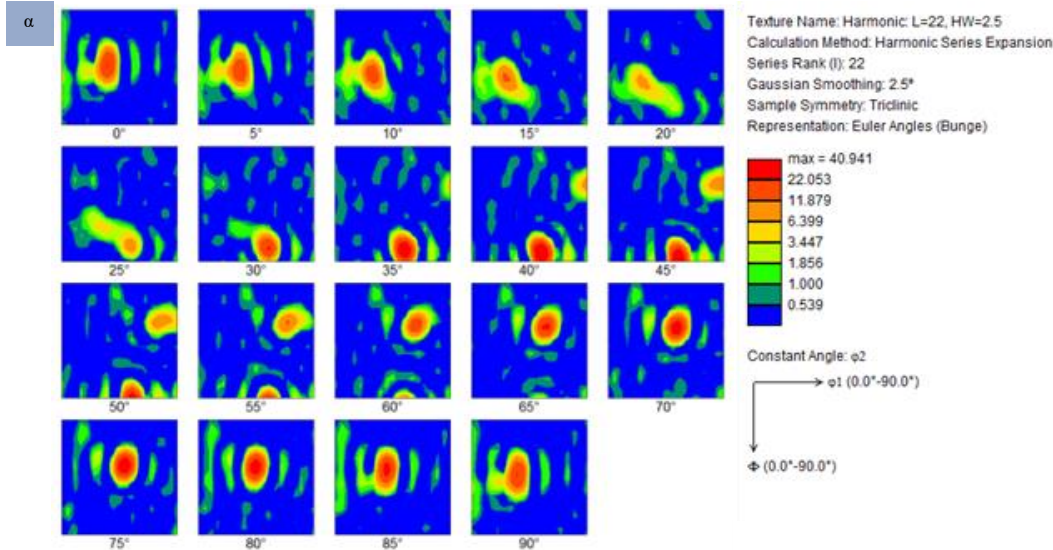


Σχήμα 109: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος CC: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας



Σχήμα 110: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος CC: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

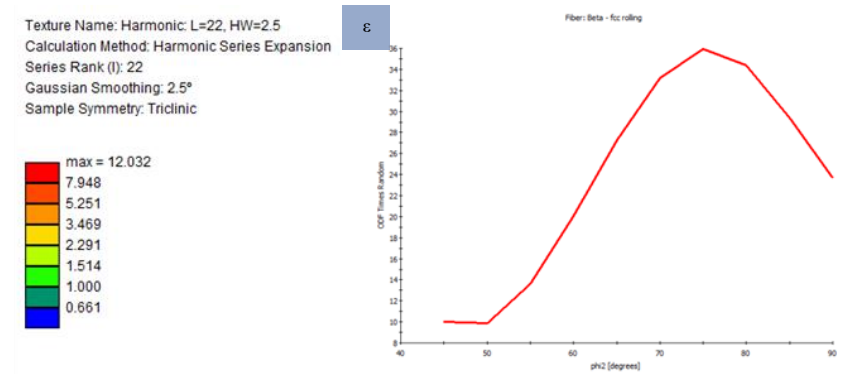
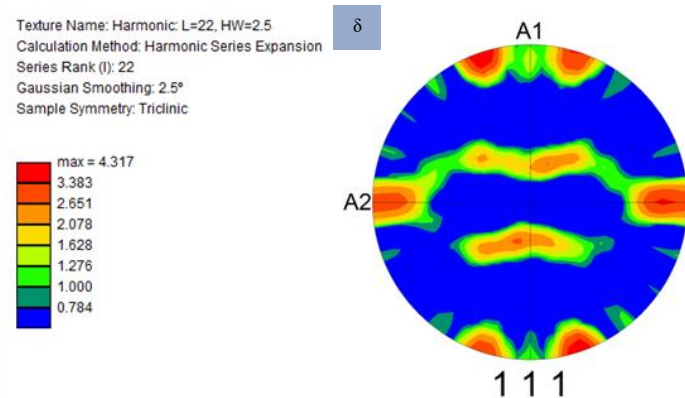
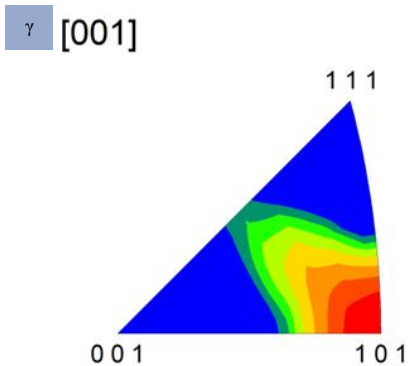
7.3.1.2.4 ΔΕΙΓΜΑ DD



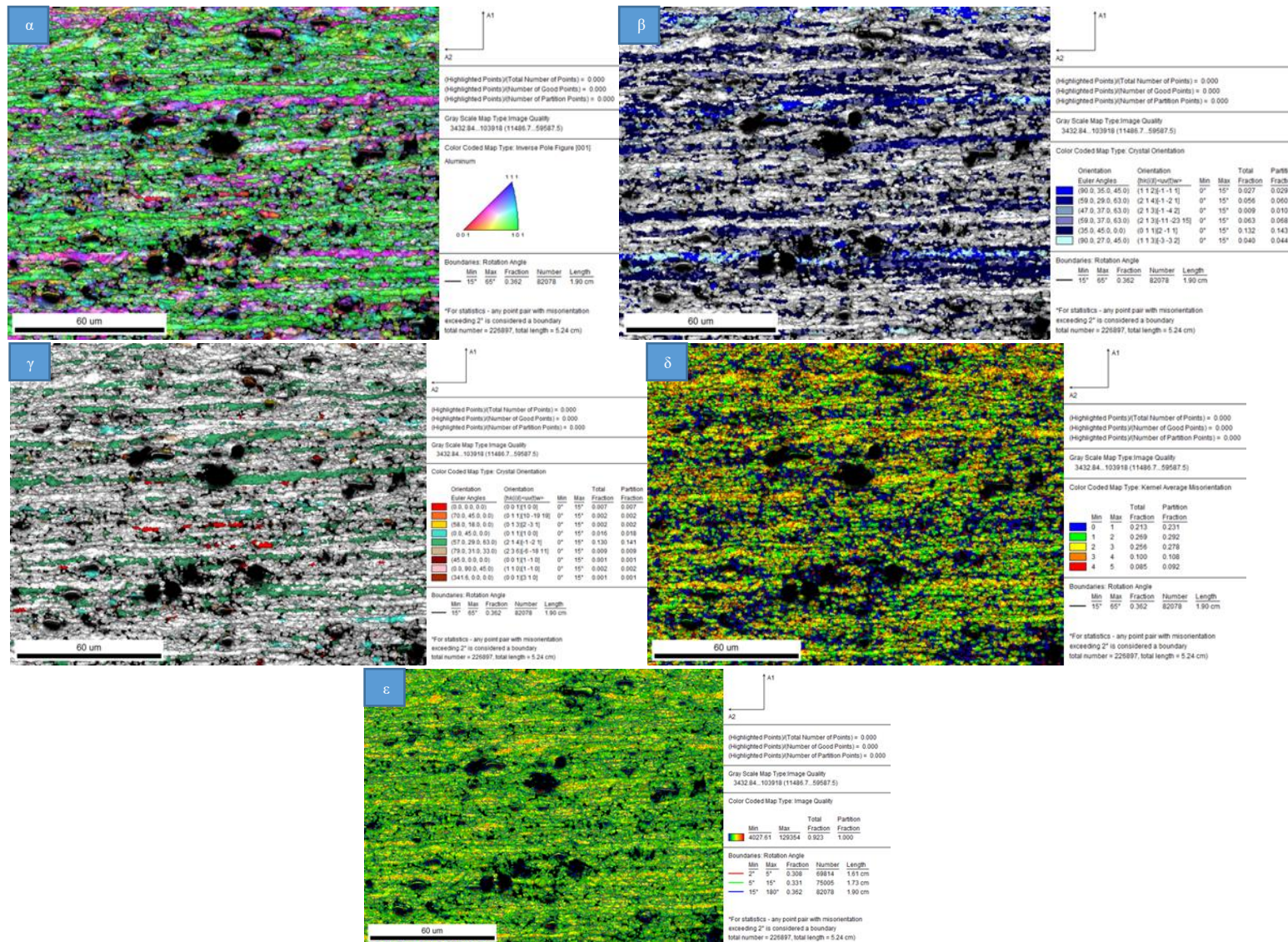
β

Δείγμα DD

Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	2,9	Cube	{001}<100>	0,7
S1	{124}<211>	6	P	{011}<122>	0,2
S2	{123}<412>	1	Q	{013}<231>	0,2
S3/S	{123}<634>	6,8	Goss	{011}<100>	1,8
			R	{124}<211>	-
Brass (Bs)	{110}<112>	14,3	Rotated Cube	{001}<110>	0,1
Taylor-Dillamore (D)	{4411} <112>	4,4	Rotated Goss	{011}<011>	0,2
			Cube-ND	{001}<310>	0,1
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		35,4	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		3,3
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (ρηον, %)			61,3		



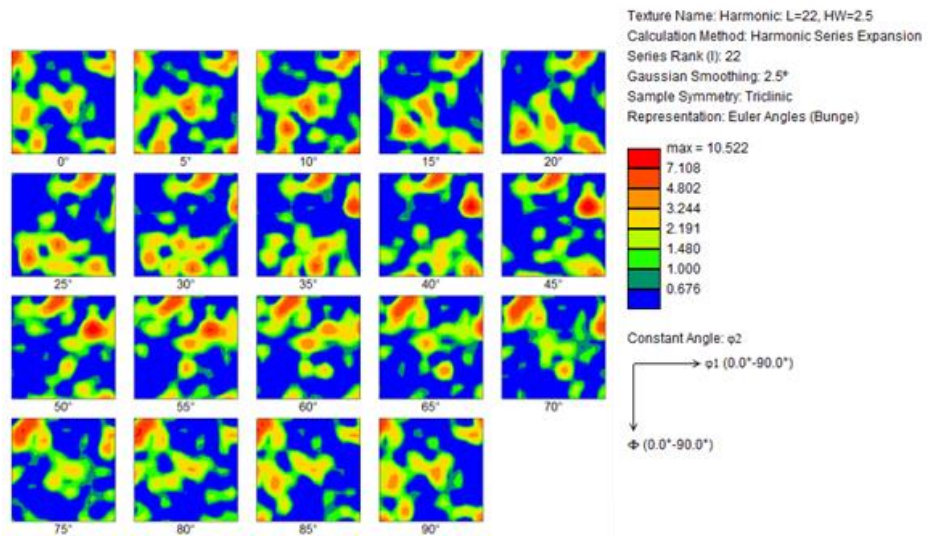
Σχήμα 111: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος DD: α)Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ)Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας



Σχήμα 112: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος DD: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

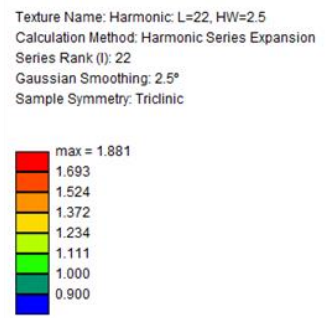
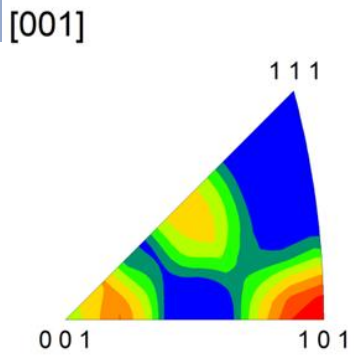
7.3.1.2.5 ΔΕΙΓΜΑ DD_RX

α

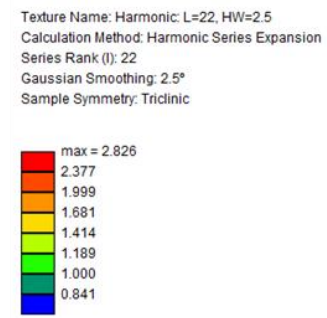
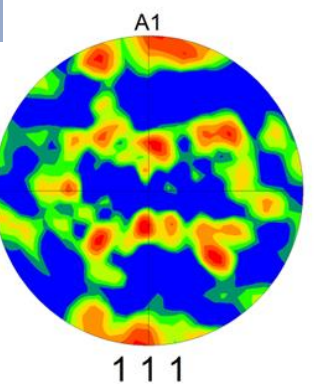


β Δείγμα DD_RX					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	2,2	Cube	{001}<100>	5,5
S1	{124}<211>	-	P	{011}<122>	2
S2	{123}<412>	2,4	Q	{013}<231>	1,6
S3/S	{123}<634>	1,1	Goss	{011}<100>	4
Brass (Bs)	{110}<112>	3,2	R	{124}<211>	3,6
Taylor-Dillamore (D)	{4411} <112>	2,4	Rotated Cube	{001}<110>	0,2
			Rotated Goss	{011}<011>	0,3
			Cube-ND	{001}<310>	2,9
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		11,3	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		20,1
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (ρηθ, %)			68,6		

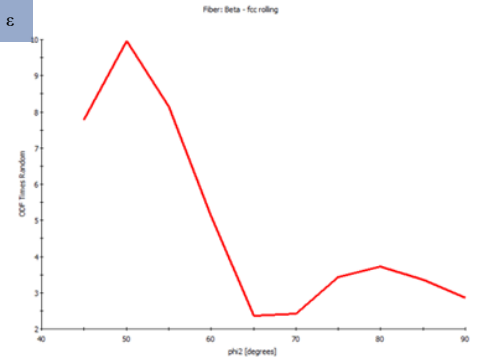
γ



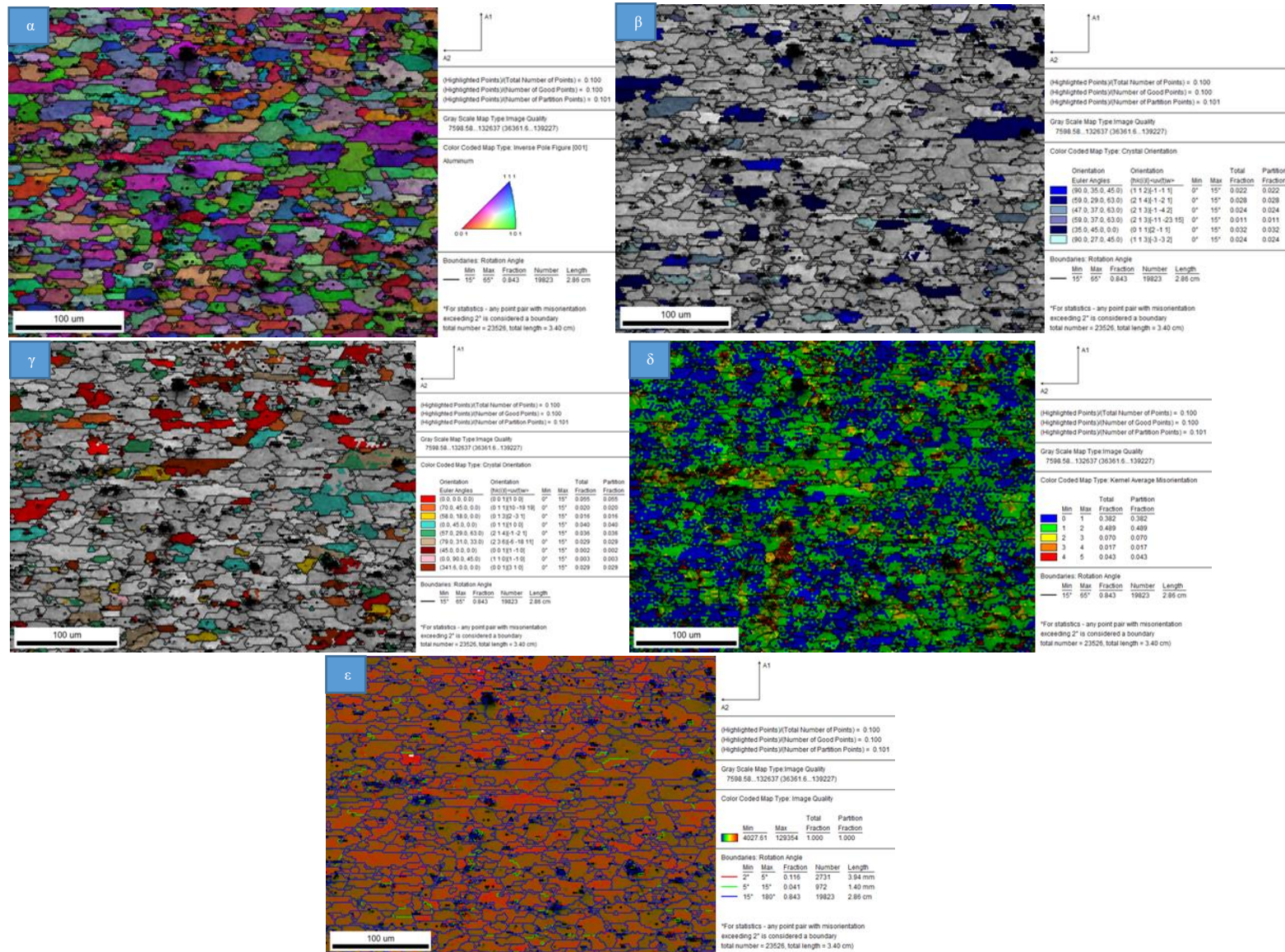
δ



ε

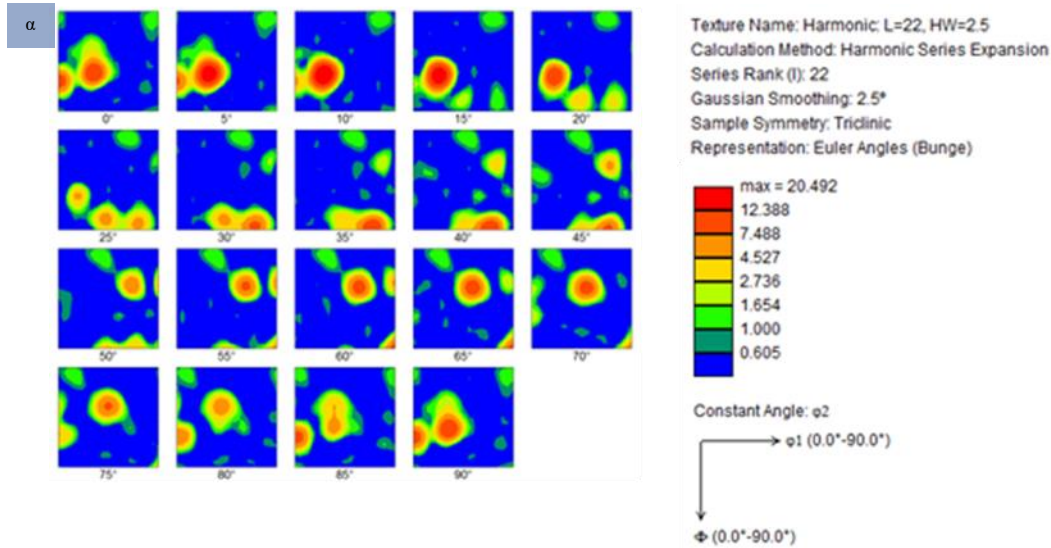


Σχήμα 113: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος DD_RX: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας



Σχήμα 114: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος DD_RX: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

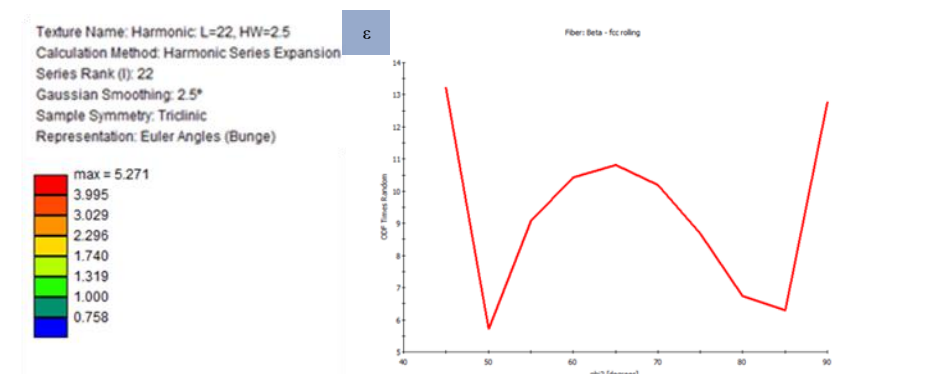
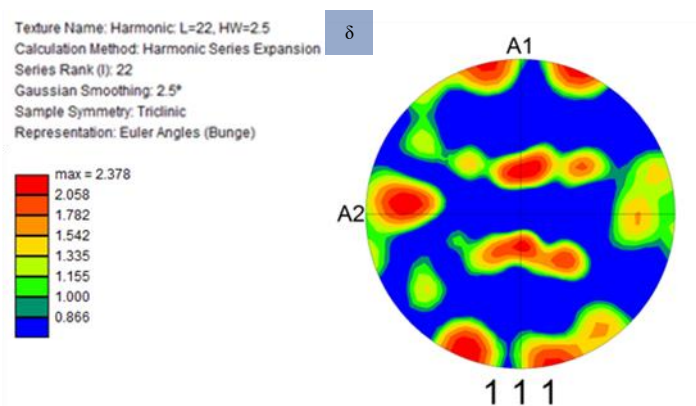
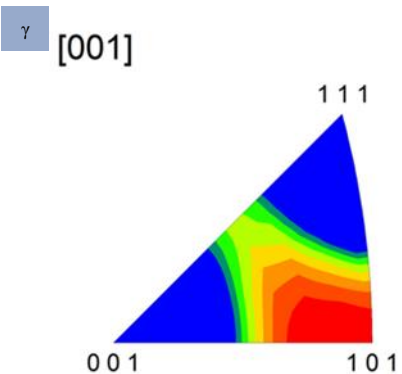
7.3.1.2.6 ΔΕΙΓΜΑ ΕΕ



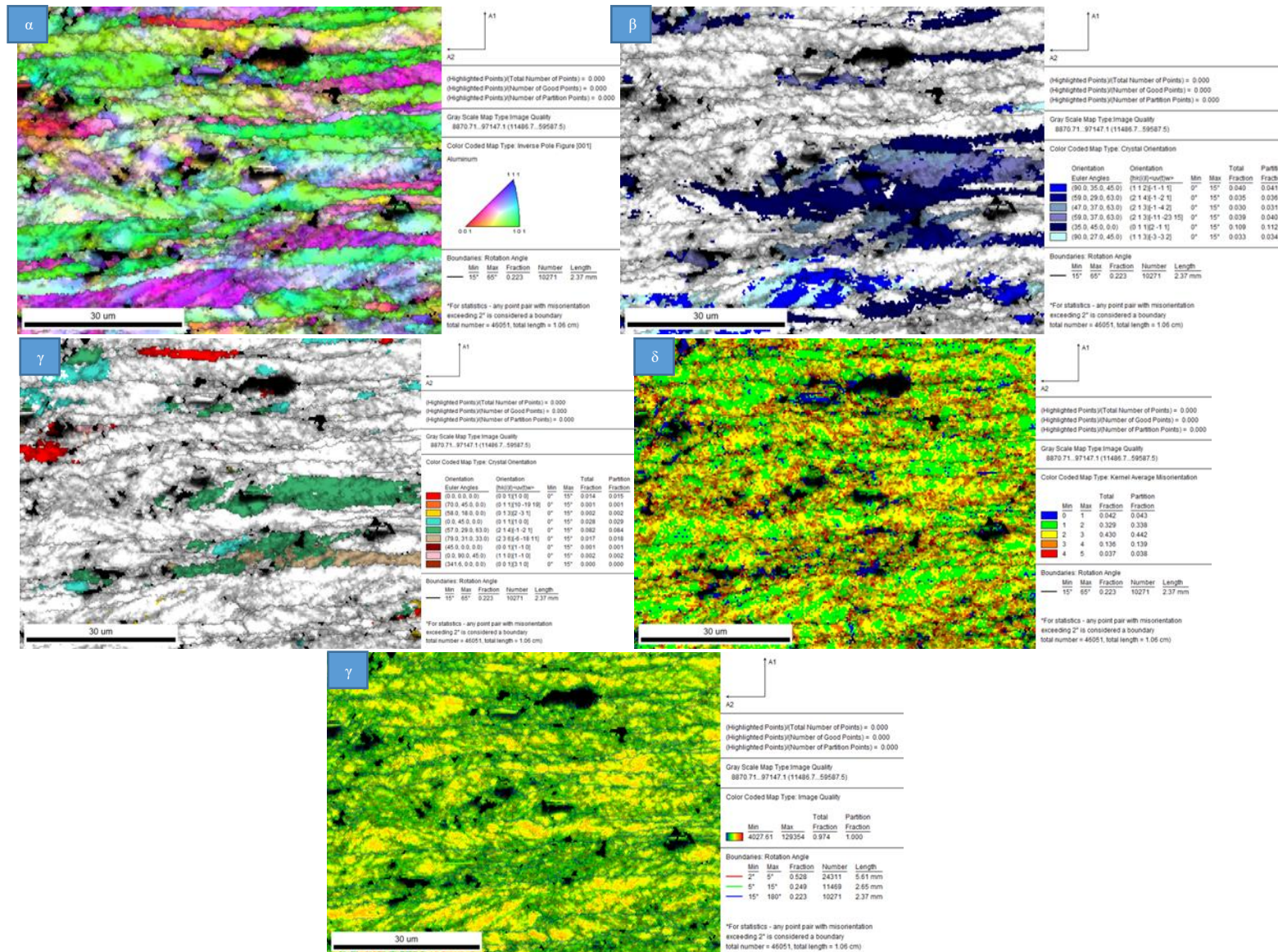
β

Δείγμα ΕΕ

Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	4,1	Cube	{001}<100>	1,5
S1	{124}<211>	3,6	P	{011}<122>	0,1
S2	{123}<412>	3,1	Q	{013}<231>	0,2
S3/S	{123}<634>	4	Goss	{011}<100>	2,9
Brass (Bs)	{110}<112>	11,2	R	{124}<211>	-
Taylor-Dillamore (D)	{4411} <112>	3,4	Rotated Cube	{001}<110>	0,1
			Rotated Goss	{011}<011>	0,2
			Cube-ND	{001}<310>	0
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		29,4	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		5
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			65,6		

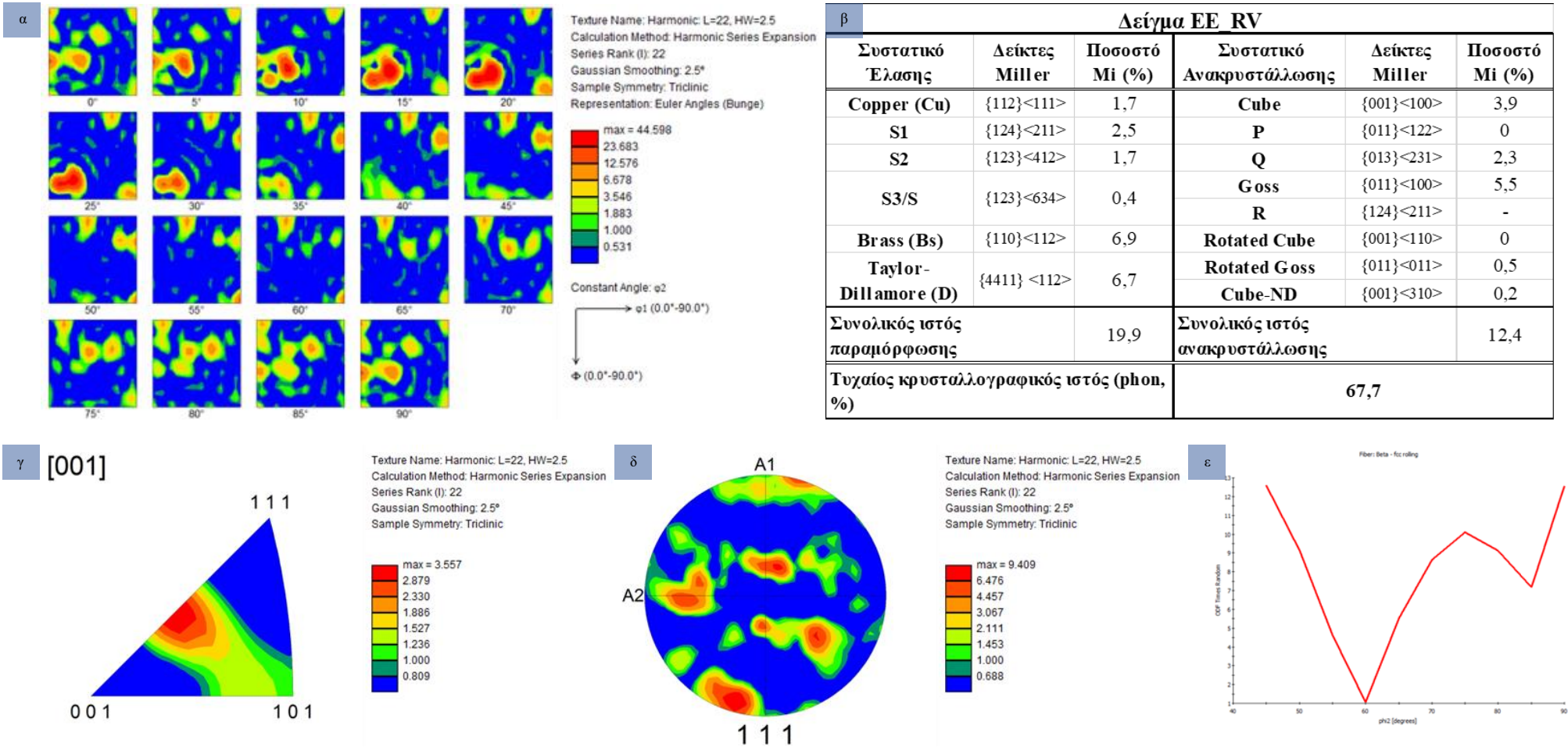


Σχήμα 115: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος ΕΕ: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας

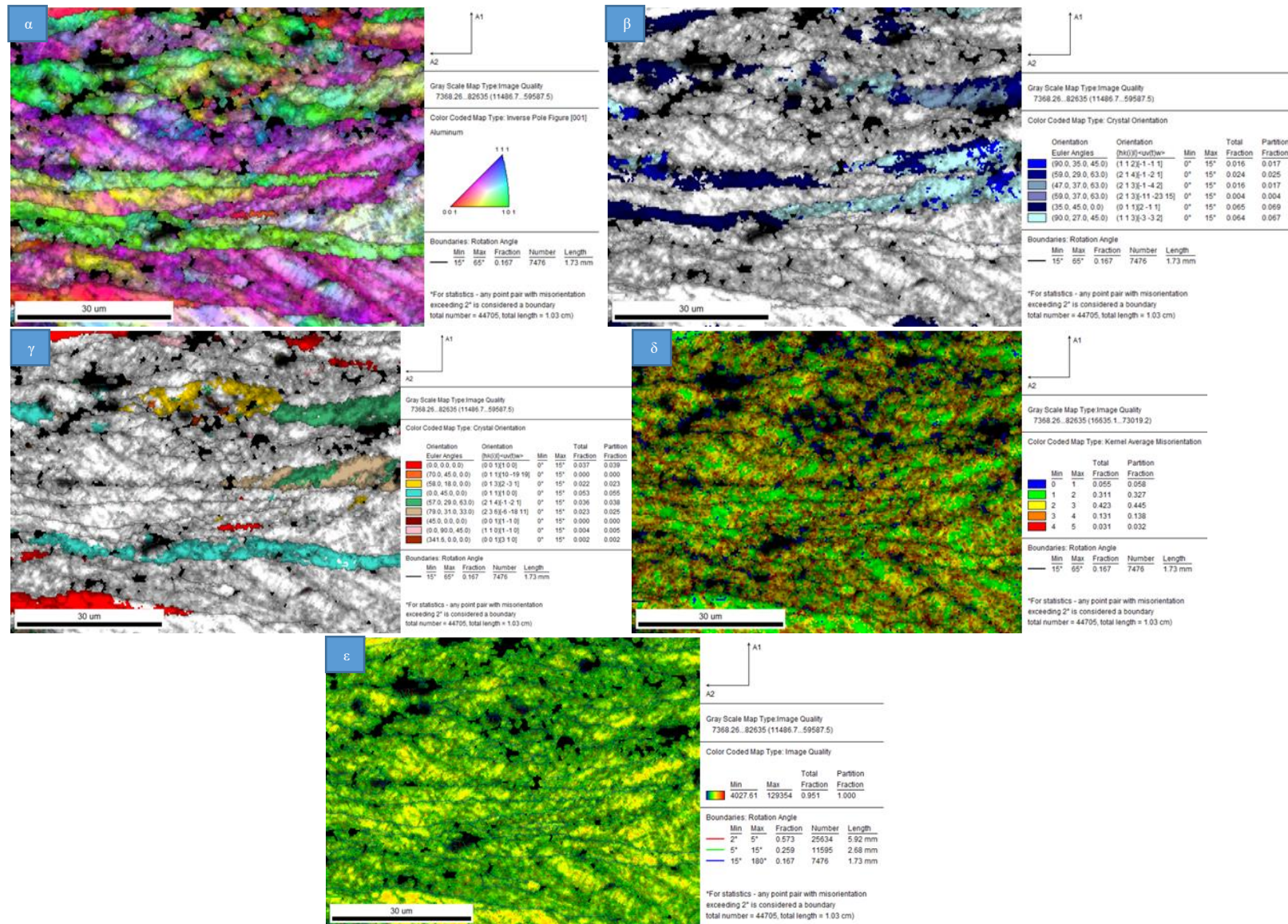


Σχήμα 116: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος EE: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.2.7 ΔΕΙΓΜΑ ΕΕ_RV



Σχήμα 117: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος ΕΕ_RV: α)Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακα ποσοστών (Mi) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνας



Σχήμα 118: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος EE_RV: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.

7.3.1.2.8 ΑΝΑΛΥΣΗ ΤΩΝ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

Στο Δείγμα AA που αντιστοιχεί στο φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου AA, παρατηρείται πως το σύνολο των κόκκων, οι οποίοι χαρακτηρίζονται από παραμορφωμένη μορφολογία, είναι προσανατολισμένοι παράλληλα στην διεύθυνση $\langle 101 \rangle$, (Σχ.105 (γ)). Η παραπάνω παρατήρηση αποτυπώνεται παραστατικά στον χάρτη IPF του Σχήματος 106 (α), από όπου γίνεται αντιληπτό πως οι κόκκοι που δεν είναι προσανατολισμένοι προς την διεύθυνση $\langle 101 \rangle$ (σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης) είναι εκείνοι οι οποίοι παρουσιάζουν ανακρυσταλλωμένη μορφολογία και οι οποίοι αποτελούν ένα μικρό ποσοστό επι του συνόλου της μικροδομής. Μέσω του χάρτη KAM του Σχήματος 106 (δ) είναι δυνατόν να αναγνωριστούν λεπτομερέστερα οι λίγοι ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι της μικροδομής, καθώς οι περιοχές αυτές χαρακτηρίζονται από χαμηλότερες γωνίες KAM σε σχέση με την υπόλοιπη παραμορφωμένη μικροδομή.

Σε ότι αφορά τον κρυσταλλογραφικό ιστό, μέσω μίας πρώτης παρατήρησης του διαγράμματος πολικών συντεταγμένων της οικογένειας των επιπέδων $\{111\}$ (Σχ.105 (δ)) προκύπτει πως ο ιστός που χαρακτηρίζει το δείγμα αποτελείται κυρίως από κρυσταλλογραφικά συστατικά παραμόρφωσης, με το συστατικό Brass να είναι αυτό που χαρακτηρίζεται από τον μεγαλύτερο κατ' όγκον ποσοστό, το οποίο ανέρχεται, βάσει του πίνακα του Σχήματος 105, στο 21,3%. Επίσης μέσω της παρατήρησης του PF, αλλά κυρίως του τομέα $\varphi_2=0$ του χάρτη ODF (Σχ.105 (α)) γίνεται αντιληπτό πως εντός της παραμορφωμένης μικροδομής έχει παραμείνει ένα ποσοστό του συστατικού Cube που ανέρχεται στο 4,3%, γεγονός που δικαιολογεί τον σχηματισμό των 6 λοβών κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης του Δείγματος AA, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 31. Μέσω του διαγράμματος της β-ίνιας του Σχήματος 105 (ε), η οποία έχει σχηματιστεί πλήρως (βάσει των όσων παρουσιάζονται στο ODF), διαπιστώνεται πως το συστατικό Brass παρουσιάζει μεγάλη ένταση (63,11%) γεγονός που σε συνδυασμό με το κατ' όγκον ποσοστό του επί του συνολικού κρυσταλλογραφικού ιστού του φύλλου της θερμής έλασης του σχεδίου AA, το καθιστά τον κυρίαρχο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Σε μία γενικότερη θεώρηση ο συνολικός ιστός παραμόρφωσης του Δείγματος AA ανέρχεται στο 31,1% με τον ιστό ανακρυστάλλωσης να περιορίζεται μόνο στο 6,3%, ενώ ο τυχαίος ιστός αγγίζει το 62,6%. Βάσει των παραπάνω παρατηρήσεων, από όπου προκύπτει πως το Δείγμα AA χαρακτηρίζεται από έναν πλήρως αναπτυγμένο ιστό παραμόρφωσης στον οποίο έχουν διατηρηθεί περιορισμένες περιεκτικότητες προσανατολισμών Cube, η συμπεριφορά του φύλλου της έλασης κατά την βαθιά κοίλανση του δικαιολογεί το γεγονός ότι το εύρος των λοβών του σχηματιζόμενου κυαθίου είναι μεγαλύτερο στις 45 μοίρες από την διεύθυνση της έλασης ($\Delta Z > 0$).

Κατά την πρόοδο του σχεδίου εν ψυχρώ έλασης AA του AA3104 κατά τους τρεις πρώτους υποβιβασμούς που αντιστοιχούν στα δείγματα BB, CC και DD αντίστοιχα, παρατηρείται πως η πλειονότητα των κόκκων της μικροδομής χαρακτηρίζεται από ολόενα και εντονότερη κατευθυντικότητα ως προς την RD καθώς με την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης αυτοί συνεχίζουν επιμηκύνονται, παρότι ήταν αρχικώς παραμορφωμένοι, παράλληλα με την διεύθυνση της κατεργασίας. Για να «δεχτούν» την επιβαλλόμενη, από την έλαση, πλαστική παραμόρφωση πολλοί από τους κόκκους περιστρέφονται όπως και στην περίπτωση του σχεδίου έλασης A, με τις περιστροφές αυτές να οδηγούν στην αύξηση του συνολικού ποσοστού ιστού παραμόρφωσης με την πρόοδο των υποβιβασμών, ενισχύοντας παράλληλα την ένταση της β-ίνιας, η οποία από Δείγμα BB και μέχρι την ενδιάμεση απόπτηση είναι πλήρως σχηματισμένη. (Σχ.107,109,111 (ε)).

Η κύρια διεύθυνση προσανατολισμού των κόκκων και των τριών ψυχρών πάσων είναι η $\langle 101 \rangle$, όπως και στην περίπτωση του φύλλου της θερμής έλασης, δηλαδή του δείγματος AA. Όπως αποτυπώνεται στα διαγράμματα IPF και των τριών δειγμάτων (Σχ. 107, 109, 111 (γ)), η ένταση της πυκνότητας των κόκκων που προσανατολίζουν κάποια εκ των διευθύνσεων της οικογένειας $\langle 101 \rangle$ με την διεύθυνση της έλασης, βαίνει αυξανόμενη σε κάθε υποβιβασμό και από 3,940 στο Δείγμα BB αυξάνεται στο 4,681 στο Δείγμα CC και σταθεροποιείται στο Δείγμα DD όπου λαμβάνει την τιμή 4,317. Παράλληλα μέσω των διαγραμμάτων των πολικών συντεταγμένων παρατηρείται η ενίσχυση του κρυσταλλογραφικού ιστού της έλασης, δηλαδή των συστατικών της β-ίνας, Η ανάπτυξη της β-ίνας που διατρέχει τα συστατικά Copper, S και Brass παρατηρείται μέσω των τομών των χαρτών των ODF των αντίστοιχων δειγμάτων (Σχ. 107, 109, 111 (γ)). Αναφορικά με το δείγμα BB, παρατηρείται πως η περιστροφή των προσανατολισμών των κόκκων οδηγεί στον καλύτερο σχηματισμό της β-ίνας (Σχ. 107(ε)). καθώς αναπτύσσεται και το συστατικό παραμόρφωσης S3, το κατ' όγκον ποσοστό του οποίου ανέρχεται στο 6,7% με το συστατικό Brass να υποχωρεί στο 15,1% και το Copper να περιορίζεται στο 1,6%. Συνολικά ο ιστός παραμόρφωσης του δείγματος BB ανέρχεται στο 28,3% έναντι του 8,4% του ιστού της ανακρυστάλλωσης, ενώ ο τυχαίος ιστός του δείγματος αγγίζει το 63,3% Σχ. 107 (α, β)).

Εν συνεχεία σε σχέση με το δείγμα CC, παρατηρείται πως η περαιτέρω πλαστική παραμόρφωση οδηγεί στην ενίσχυση του σχηματισμού της β-ίνας (Σχ. 109(ε)). καθώς αναπτύσσονται παράλληλα, τόσο το συστατικό παραμόρφωσης S3, το κατ' όγκον ποσοστό του οποίου ανέρχεται στο 7,3%, όσο και το συστατικό Brass το κατ' όγκον ποσοστό του οποίου ανέρχεται στο 19,4%, ενώ το συστατικό Copper συνεχίζει να παραμένει χαμηλά (2%). Συνολικά, ο ιστός παραμόρφωσης του δείγματος CC αυξάνεται και ανέρχεται στο 32,2% έναντι του 3,5% του ιστού της ανακρυστάλλωσης που μειώθηκε αισθητά, ενώ ο τυχαίος ιστός του δείγματος παραμένει σχετικά σταθερός στο 64,3 Σχ. 109(α, β)).

Σχετικά με το Δείγμα DD, παρατηρείται πως η εκτενέστερη πλαστική παραμόρφωση οδηγεί στην επιπλέον ενίσχυση του σχηματισμού της β-ίνας (Σχ. 111(ε)). Αναφορικά με τα συστατικά του ιστού παραμόρφωσης, παρατηρείται πως τα συστατικά S3, Brass και Copper δεν μεταβάλλονται ιδιαίτερα. Ωστόσο, το συστατικό Taylor-Dillamore και το συστατικό S1 αναπτύσσονται σημαντικά καθώς τα κατ' όγκον ποσοστά τους ανέρχονται στο 4,4% και 6% αντίστοιχα. Συνολικά ο ιστός παραμόρφωσης του δείγματος DD ανέρχεται στο 35,4% έναντι του 3,3% του ιστού της ανακρυστάλλωσης, ενώ ο τυχαίος ιστός του δείγματος αγγίζει το 61,3% (Σχ. 111 (α, β)).

Κατά την ενδιάμεση ανόπτηση του AA3104, όπου λαμβάνει χώρα το θερμομηχανικό φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης, όπου παρατηρούνται οι ανάλογες μεταβολές στον ιστό παραμόρφωσης που είχε σχηματιστεί μέσω των προηγούμενων ψυχρών υποβιβασμών. Όπως παρουσιάζεται τόσο στο IPF όσο και στο PF του Σχήματος 113, ο ιστός που χαρακτηρίζει το είναι ιστός ανακρυστάλλωσης, ο οποίος όμως διαφέρει αισθητά από τον ιστό ανακρυστάλλωσης της θερμής έλασης που παρατηρήθηκε στο σχέδιο έλασης A (Σχ. 99 (α)), ωστόσο προσομοιάζει με εκείνον που παρατηρήθηκε κατά την ενδιάμεση ανόπτηση του δείγματος C_RX. Κατ' αναλογία με το δείγμα C_RX, τα κύρια συστατικά του ιστού της ανακρυστάλλωσης που παρατηρούνται είναι οι προσανατολισμοί Q (1,6%), P (2%), Goss (4%) και R (3,6%) με τον προσανατολισμό Cube, ωστόσο, να ενισχύεται σε αντίθεση με το σχέδιο A (5,5%) (Σχ. 113 (β)), γεγονός που μπορεί να αποδοθεί σε υψηλότερη θερμοκρασία ή χρόνο ανόπτησης. Επίσης, παρατηρούνται σημαντικά ποσοστά συστατικών εκ περιστροφής του προσανατολισμού Cube καθώς το άθροισμα των ποσοστών των συστατικών Cube-ND και Rot-

Cube ανέρχεται στο 3,2%, γεγονός που δικαιολογεί τα αποτελέσματα της ανισοτροπίας που παρουσιάζονται στον Πίνακα 31. Ο συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης του δείγματος DD_RX ανέρχεται στο 20,1% έναντι του 11,3% του ιστού παραμόρφωσης, ενώ ο τυχαίος ιστός φθάνει στο 68,6% (Σχ.113 (α, β)).

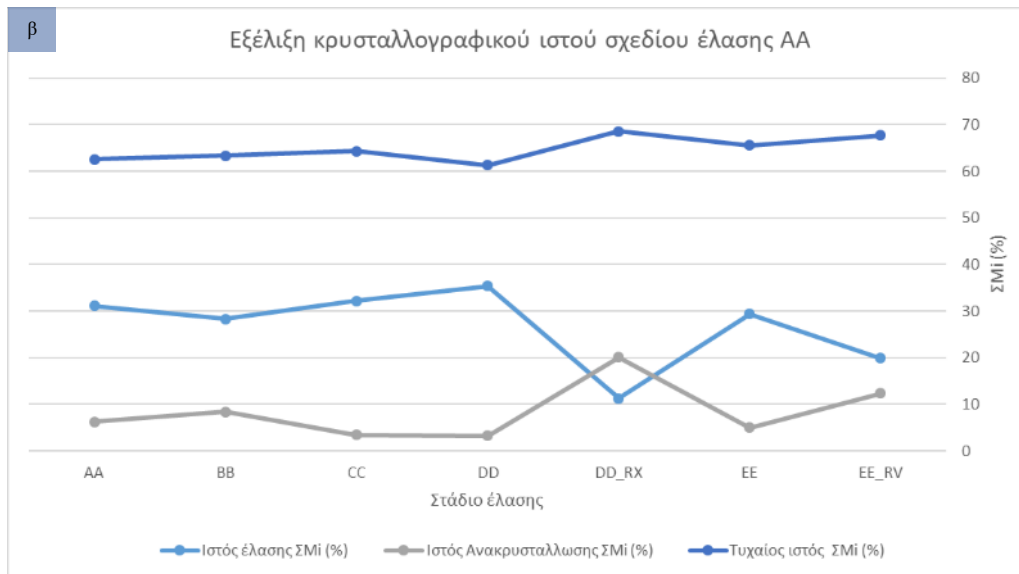
Κατά τον τελικό υποβιβασμό του AA3104 του σχεδίου έλασης AA, ο κρυσταλλογραφικός ιστός ανακρυστάλλωσης του Δείγματος DD_RX εξελίσσεται, λόγω της εφαρμοζόμενης πλαστικής παραμόρφωσης, και κατά συνέπεια ο ιστός του Δείγματος EE χαρακτηρίζεται ως ιστός παραμόρφωσης (Σχ.115 (α, γ, δ)). Το ποσοστό του ιστού παραμόρφωσης επί του συνολικού ιστού ανέρχεται στο 29,4% στο Δείγμα EE, ενώ το ποσοστό του ιστού ανακρυστάλλωσης ανέρχεται στο 5%. Παράλληλα ο τυχαίος ιστός του Δείγματος EE μειώνεται σε σχέση με το δείγμα C_RX και από 68,6% φθάνει στο 65,6%(Σχ.115 (β)). Η μεταβολή αυτή του κρυσταλλογραφικού ιστού είναι ευδιάκριτη μέσω των τομέων του χάρτη ODF (Σχ.115 (α)), όπου διακρίνεται ο σχηματισμός της β-ίνας, η οποία διατρέχει τα συστατικά Copper, S και Brass, με το συστατικό Brass να χαρακτηρίζεται τόσο από το μεγαλύτερο ποσοστό (11,2%) όσο και από την μεγαλύτερη ένταση (13,000 MRD), με το συστατικό Copper να εμφανίζει και αυτό παρόμοιο μεγέθους ένταση (Σχ.115 (ε)).

Τέλος, αναφορικά με τον κρυσταλλογραφικό ιστό του Δείγματος EE_RV, παρατηρείται πως είναι ισορροπημένος. Βέβαια, κατά την αποκατάσταση, όπως και στην περίπτωση του δείγματος D_RV του σχεδίου έλασης A, δεν αναμένονται μεταβολές αναφορικά με την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού. Ωστόσο, βάσει του Πίνακα του Σχήματος 117 (β) προκύπτει πως το συστατικό Cube ενισχύεται σημαντικά και από 1,5% στο δείγμα EE φθάνει σε ποσοστό της τάξης του 3,9% με τον ιστό της ανακρυστάλλωσης να ανέρχεται στο 12,4%, έναντι του 19,9% του ιστού παραμόρφωσης. Η διαφοροποίηση ανάμεσα στον μετρηθέντα κρυσταλλογραφικό ιστό, μέσω της τεχνικής του EBSD, και στα θεωρητικώς αναμενόμενα αποτελέσματα έγκειται στο γεγονός πως ενδεχομένως η περιοχή σάρωσης του δείγματος, όπως και στην περίπτωση του Δείγματος D_RV, να μην ήταν αρκετά μεγάλη ώστε να εξαχθούν στατιστικά ορθά συμπεράσματα αναφορικά με τα ποσοστά του κρυσταλλογραφικού ιστού, τα οποία χαρακτηρίζουν το Δείγμα EE_RV. Η παραπάνω παρατήρηση επιβεβαιώνεται και από τα αποτελέσματα της δοκιμής βαθιάς κοίλανσης για το Δείγμα EE_RV, όπου η μείωση της εμφάνισης του φαινομένου του «Earing» κατά την διαμόρφωση του κυαθίου είναι μικρή, όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 31.

Πίνακας 31: Συσχέτιση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού με την εμφάνιση του φαινομένου του «Earing» κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A: α) Πίνακας, β) Διαγραμματική απεικόνιση.

α	Κωδικοποίηση	Πάχος (mm)	Συνολικός υποβιβασμός (%)	Z (%)	ΔZ (ποιοτικά)	Διεύθυνση σχηματισμού λοβών	Αριθμός λοβών	Ιστός έλασης ΣΜι (%)	Ιστός Ανακρυστάλλωσης ΣΜι (%)	Τυχαίος ιστός ΣΜι (%)
Σχέδιο εν γνήριό έλασης A.A	AA		Θ.Ε.	6,85	>0	45 - 0/180	6	31,1	6,3	62,6
	BB		20,83	4,97	-	45	4	28,3	8,4	63,3
	CC		62,50	5,12	-	45	4	32,2	3,5	64,3
	DD		80,00	5,28	-	45	4	35,4	3,3	61,3
	DD_RX		SRX	0,63	-	45*	4	11,3	20,1	68,6
	EE		55,66	3,28	-	45	4	29,4	5	65,6
	EE_RV		SRV	2,98	-	45	4	19,9	12,4	67,7

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104



Κεφάλαιο 8

ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΕΩΝ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ

Βάσει των όσων αναλύθηκαν στο κομμάτι της μεθοδολογίας (βλ. Κεφ.6) της παρούσας εργασίας, οι εν ψυχρώ υποβιβασμοί και των δύο σχεδίων έλασης προσομοιώθηκαν μέσω της χρήσης του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d. Κύριος στόχος της μοντελοποίησης της έλασης ήταν η πρόβλεψη της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης. Παράλληλα, εκτός των προσομοιώσεων που αφορούν τους εν ψυχρώ υποβιβασμούς του κάθε σχεδίου έλασης, για κάθε προσομοιωμένο υποβιβασμό διενεργήθηκαν και εικονικοί εφελκυσμοί στις $0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 75^\circ$ και 90° σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης, ώστε να εκτιμηθεί μέσω των παραμέτρων του Lankford (r) η ανισοτροπία που χαρακτηρίζει το προσομοιωμένο AA3104.

8.1 ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΨΥΧΡΩΝ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΩΝ ΣΧΕΔΙΟΥ ΕΛΑΣΗΣ A

Στις ακόλουθες παραγράφους θα παρουσιαστούν τα αποτελέσματα που προέκυψαν μετά την προσομοίωση των τριών ψυχρών υποβιβασμών του σχεδίου έλασης A καθώς και η ανισοτροπία που χαρακτηρίζει τα εικονικώς παραχθέντα υλικά, για τις διάφορες προσεγγίσεις ομογενοποίησης που παρέχει ο κώδικας VPSC7d, οι οποίες αναλύθηκαν στο Κεφάλαιο 5.

8.1.1 ΠΡΩΤΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (A → B)

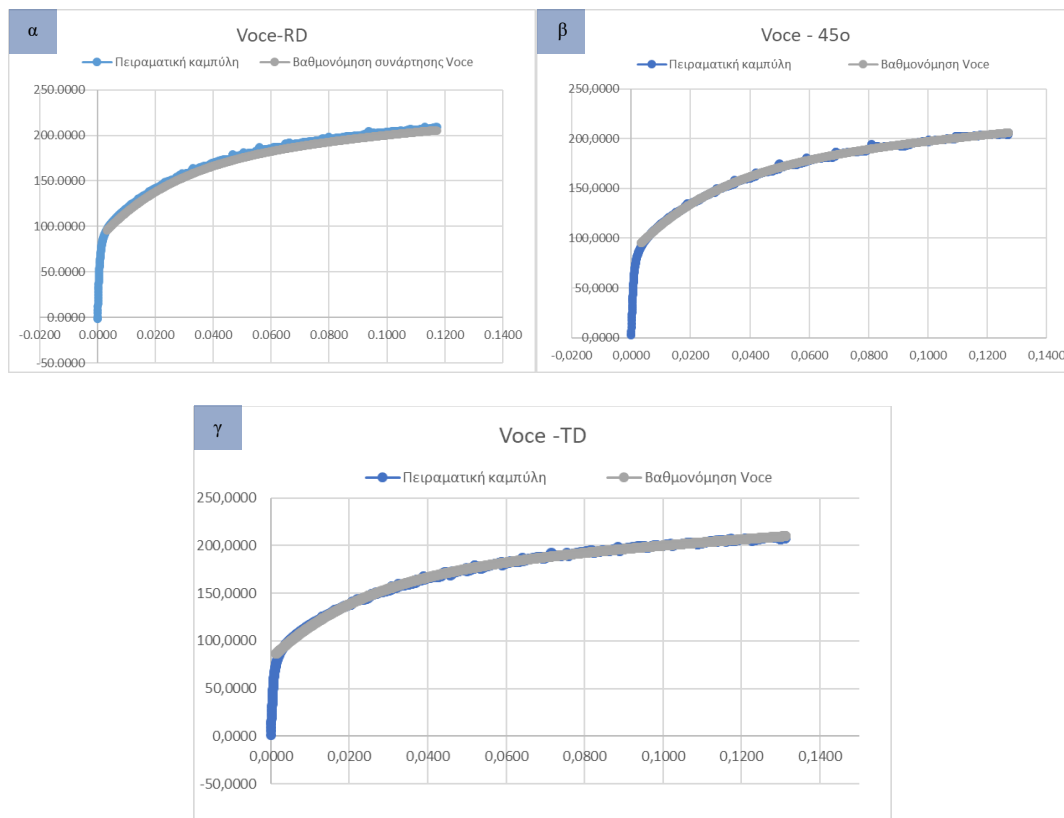
8.1.1.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

Αναφορικά με τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του πρώτου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης A, αυτά προήλθαν από τις πειραματικές μετρήσεις του κρυσταλλογραφικού ιστού του φύλλου της θερμής έλασης, του οποίου ο ιστός μέσω του λογισμικού ATEX διακριτοποιήθηκε σε 10000 διακριτούς προσανατολισμούς που αποτέλεσαν του κόκκους της εικονικής μικροδομής. Ο δείκτης διαφοράς του διακριτοποιημένου ιστού, σε σχέση με τον πειραματικό, ανήλθε στο $J_{diff} = 0,34$, γεγονός που τον καθιστά πλήρως αντιπροσωπευτικό. Επίσης η μορφολογία των κόκκων που παρατηρήθηκε πειραματικά, λήφθηκε υπόψιν στην προσομοίωση καθώς οι στατιστικά ισοδύναμοι ελλειψοειδείς κόκκοι θεωρήθηκε πως έχουν έναν μέσο λόγο αξόνων της τάξης του 2:1:1. Σε σχέση, τέλος, με τον προσδιορισμό της εργοσκήληρυνσης που συνοδεύει το φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου A, η συνάρτηση εργοσκήληρυνσης του Voce βαθμονομήθηκε βάσει της καμπύλης τάσης-παραμόρφωσης του Δείγματος A που παρουσιάστηκε στην παράγραφο 7.2.2.1. Οι παράμετροι που προέκυψαν μετά από την ρύθμιση της συνάρτησης του Voce επί της μακροσκοπικής καμπύλης εφελκυσμού παρουσιάζονται στον Πίνακα 32 παρακάτω, ενώ στο Σχήμα 119 παρουσιάζεται η ακρίβεια της βαθμονόμησης της συνάρτησης Voce επί της πλαστικής περιοχής των καμπυλών αληθούς

τάσης-παραμόρφωσης του φύλλου της θερμής έλασης και στις τρεις διευθύνσεις στις οποίες εξετάστηκε.

Πίνακας 32: Παράμετροι εργοσκήρυνσης της συνάρτησης Voce (τ_0 , τ_1 , θ_0, θ_1) για το 1^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	$\dot{\epsilon}'$ (1/s)
84.31	93.21	3677.04	249.33	1.40	1.00

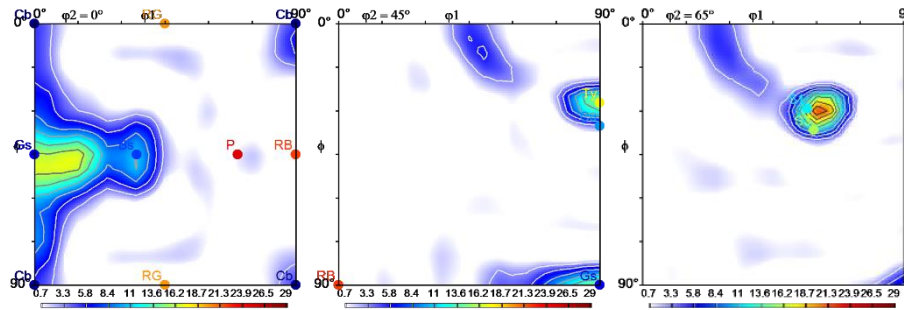


Σχήμα 119: Βαθμονόμηση συνάρτησης Voce μέσω της χρήσης των πειραματικά υπολογισμένων καμπυλών του Δείγματος A:α) στις 0°, β) στις 45°, γ) στις 90°.

8.1.1.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

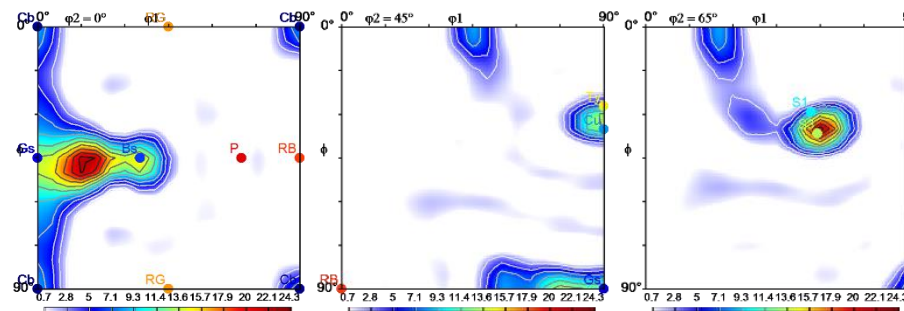
Τα αποτελέσματα της προσομοίωσης της ψυχράς έλασης μέσω του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d, αφορούν κατά κύριο λόγο, όπως έχει προαναφερθεί, την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού. Τα αποτελέσματα της προσομοίωσης, συνεπώς, εκφράζονται υπό την μορφή διαγραμμάτων αναπαράστασης του κρυσταλλογραφικού ιστού. Για την διαγραμματική απεικόνιση του προσομοιωμένου κρυσταλλογραφικού ιστού χρησιμοποιήθηκαν οι τομείς $\phi_2 = 0^\circ, 45^\circ, 65^\circ$ του χώρου του Euler κάνοντας χρήση του λογισμικού ATEX. Στο Σχήμα 120 παρακάτω παρουσιάζονται οι κρυσταλλογραφικοί ιστοί που προέκυψαν μέσω της χρήσης των διαφορετικών προσεγγίσεων ομογενοποίησης που παρέχονται από τον κώδικα VPSC7d, ενώ παράλληλα παρατίθενται τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών που υπολόγισε ο κώδικας (τα ποσοστά βγαίνουν υπό την μορφή αρχείου μετά το πέρας της εκάστοτε προσομοίωσης).

FC Taylor



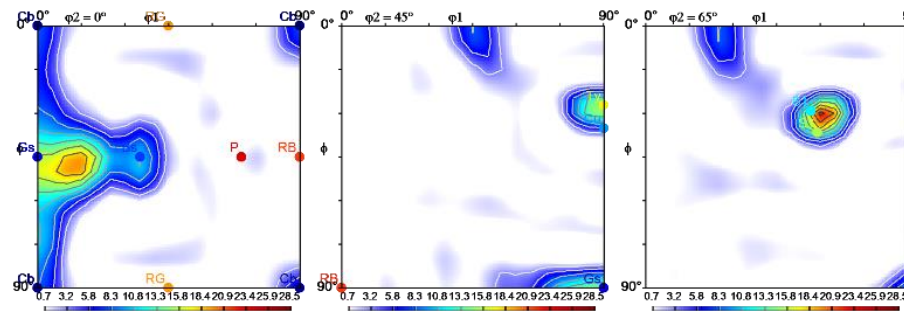
Πάσο 1ο - FC Taylor					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	11	Cube	{001}<100>	5.9
S3/S	{123}<634>	30.7	Goss	{011}<100>	12.1
Brass (Bs)	{110}<112>	10.8	Rotated Cube	{001}<110>	11.2
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		52.5	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		29.2
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			18.3		

Affine

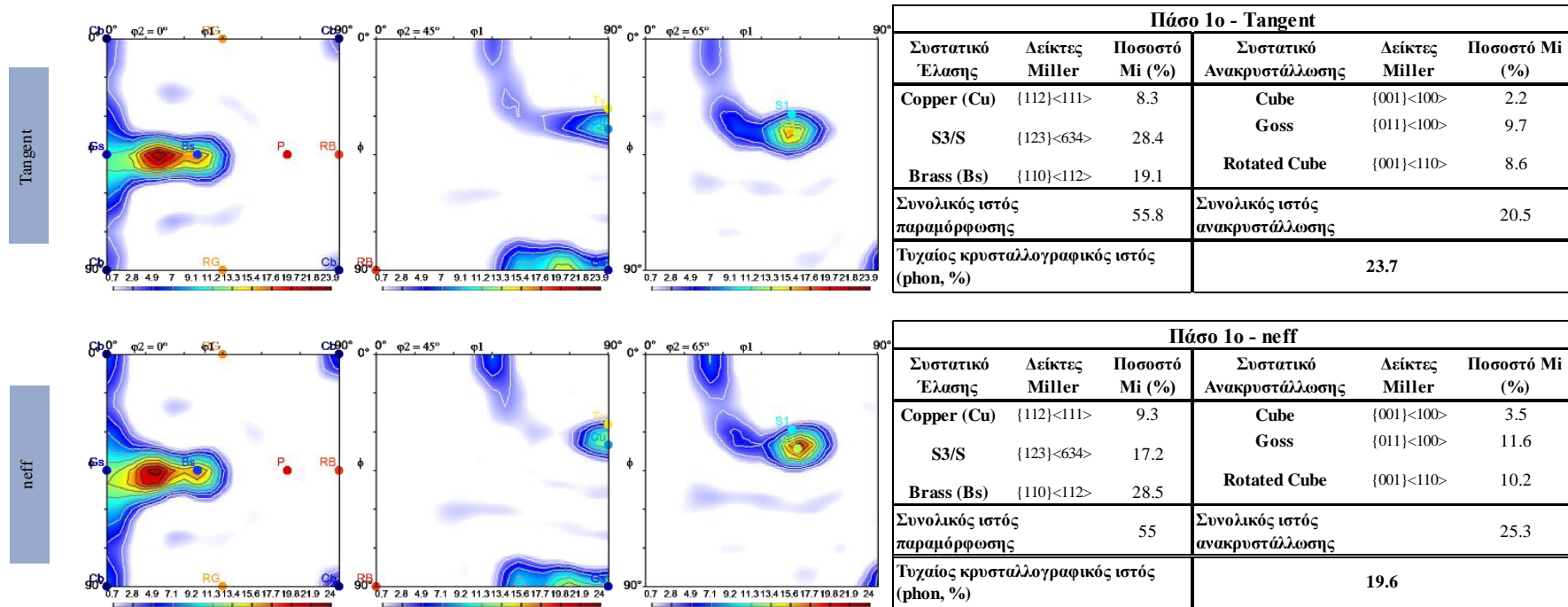


Πάσο 1ο - Affine					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	10	Cube	{001}<100>	4.4
S3/S	{123}<634>	28.9	Goss	{011}<100>	12.2
Brass (Bs)	{110}<112>	15.1	Rotated Cube	{001}<110>	11.5
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		54	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		28.1
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			18		

Secant



Πάσο 1ο - Secant					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	11.3	Cube	{001}<100>	6.1
S3/S	{123}<634>	31.1	Goss	{011}<100>	12.8
Brass (Bs)	{110}<112>	10.8	Rotated Cube	{001}<110>	12.2
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		53.2	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		31.1
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			15.9		



Σχήμα 120: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του πρώτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης A.

8.1.2 ΔΕΥΤΕΡΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (B→C)

8.1.2.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

Τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του δεύτερου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης A προήλθαν από τα αποτελέσματα της προσομοίωσης του προηγούμενου υποβιβασμού από την αντίστοιχη προσέγγιση ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκε (π.χ. τα δεδομένα που προήλθαν από την επαπτομενική προσέγγιση ομογενοποίησης του πρώτου πάσου τροφοδοτήθηκαν στην προσομοίωση με του δεύτερου πάσου στη οποία χρησιμοποιήθηκε η ίδια προσέγγιση ομογενοποίησης). Η μόνη εξωτερική τροποποίηση των δεδομένων του κώδικα ήταν η αλλαγή των παραμέτρων της συνάρτησης του Voce, οι οποίες υπολογίστηκαν από την μακροσκοπική βαθμονόμηση της συνάρτησης επί της πειραματικής καμπύλης αληθούς τάσης- παραμόρφωσης του Δείγματος B. Οι νέες παράμετροι εργοσκλήρυνσης παρατίθενται στον Πίνακα 33 παρακάτω.

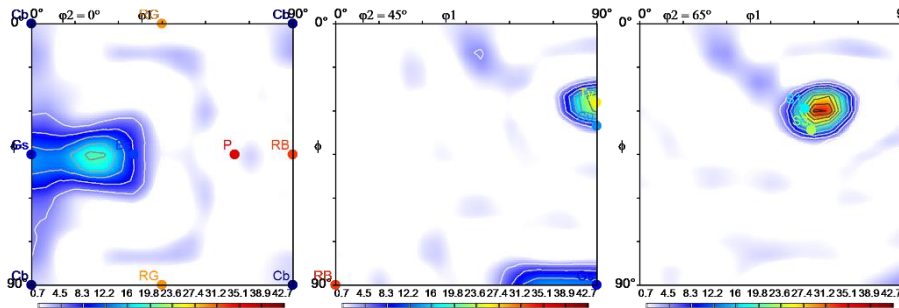
Πίνακας 33: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce (τ_0 , τ_1 , θ_0, θ_1) για το 2^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκλήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	$\dot{\epsilon}$ (1/s)
203.9318	47.44831	13790.02	770.0848	1.4	1

8.1.2.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

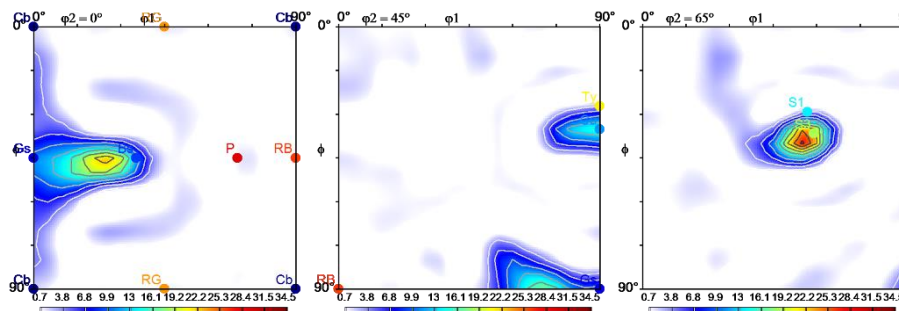
Στο Σχήμα 121 κάτωθι παρατίθενται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης του δεύτερου εν ψυχρώ υποβιβασμού του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A.

FC Taylor



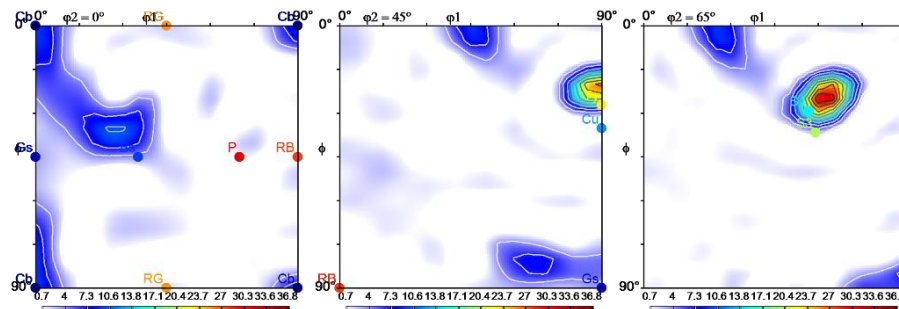
Πάσο 2ο - FC Taylor					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	16	Cube	{001}<100>	3.1
S3/S	{123}<634>	40.3	Goss	{011}<100>	9.7
Brass (Bs)	{110}<112>	13.6	Rotated Cube	{001}<110>	5.7
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		69.9	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		18.5
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			11.6		

Affine

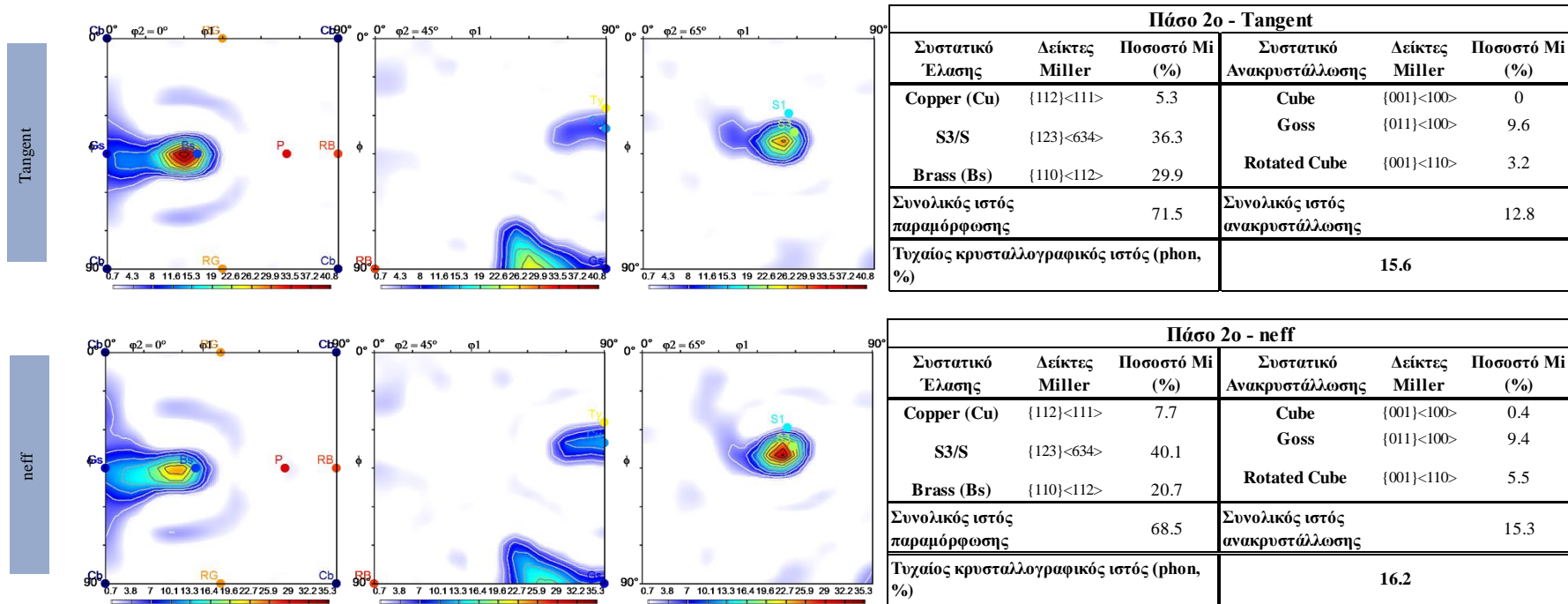


Πάσο 2ο - Affine					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	9.3	Cube	{001}<100>	1
S3/S	{123}<634>	38.9	Goss	{011}<100>	9.4
Brass (Bs)	{110}<112>	17	Rotated Cube	{001}<110>	6.8
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		65.2	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		17.2
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			16.8		

Secant



Πάσο 2ο - Secant					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	10.2	Cube	{001}<100>	5.8
S3/S	{123}<634>	36.3	Goss	{011}<100>	4.8
Brass (Bs)	{110}<112>	8.6	Rotated Cube	{001}<110>	11.3
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		55.1	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		21.9
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			23		



Σχήμα 121: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του δεύτερου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης A.

8.1.3 ΤΡΙΤΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (C_RX→D)

8.1.3.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

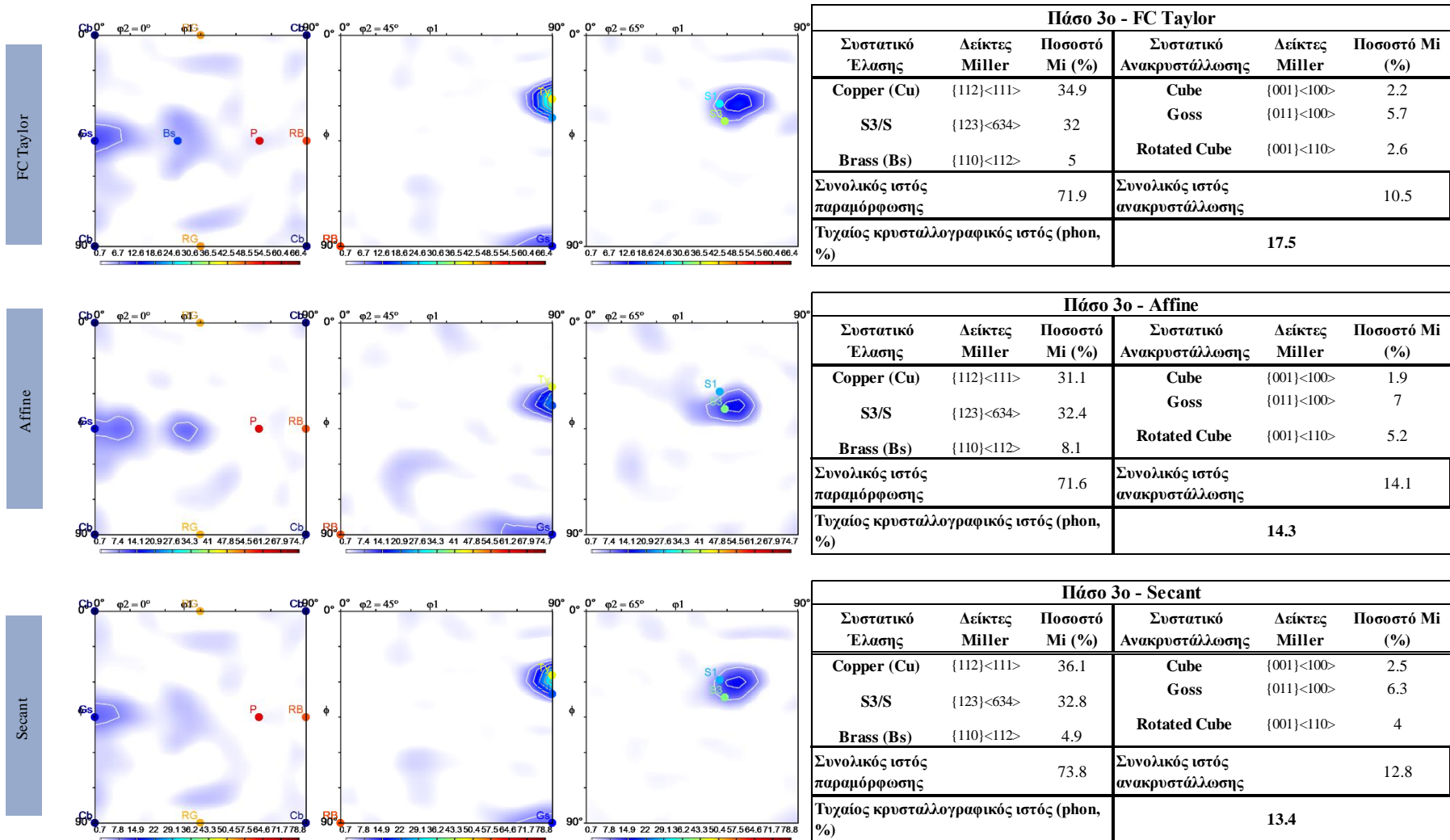
Αναφορικά με τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του τρίτου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης A, αυτά υπολογίστηκαν μέσω των πειραματικών δεδομένων που παρήχθησαν από την παρούσα εργασία κατά ανάλογο τρόπο με τον πρώτο υποβιβασμό. Σε αυτή την περίπτωση, ωστόσο, τα δεδομένα προήλθαν από το ανακρυσταλλωμένο δείγμα της ενδιάμεσης ανόπτησης C_RX. Κατά συνέπεια, ο πειραματικός κρυσταλλογραφικός ιστός διακριτοποιήθηκε μέσω του λογισμικού ATEX σε 10000 ξεχωριστούς προσανατολισμούς. Ο δείκτης διαφοράς του διακριτοποιημένου ιστού, σε σχέση με τον πειραματικό, ανήλθε στο $J_{diff} = 2,38$, γεγονός που τον καθιστά πλήρως αντιπροσωπευτικό. Τέλος, αναφορικά με τις παραμέτρους της συνάρτησης Voce που περιγράφει την εργοσκλήρυνση του AA3014, αυτές προήλθαν από την βαθμονόμηση των καμπυλών εφελκυσμού του Δείγματος C_RX κατά αναλογία με τις παραπάνω περιπτώσεις και παρατίθενται στο Πίνακα 34 παρακάτω.

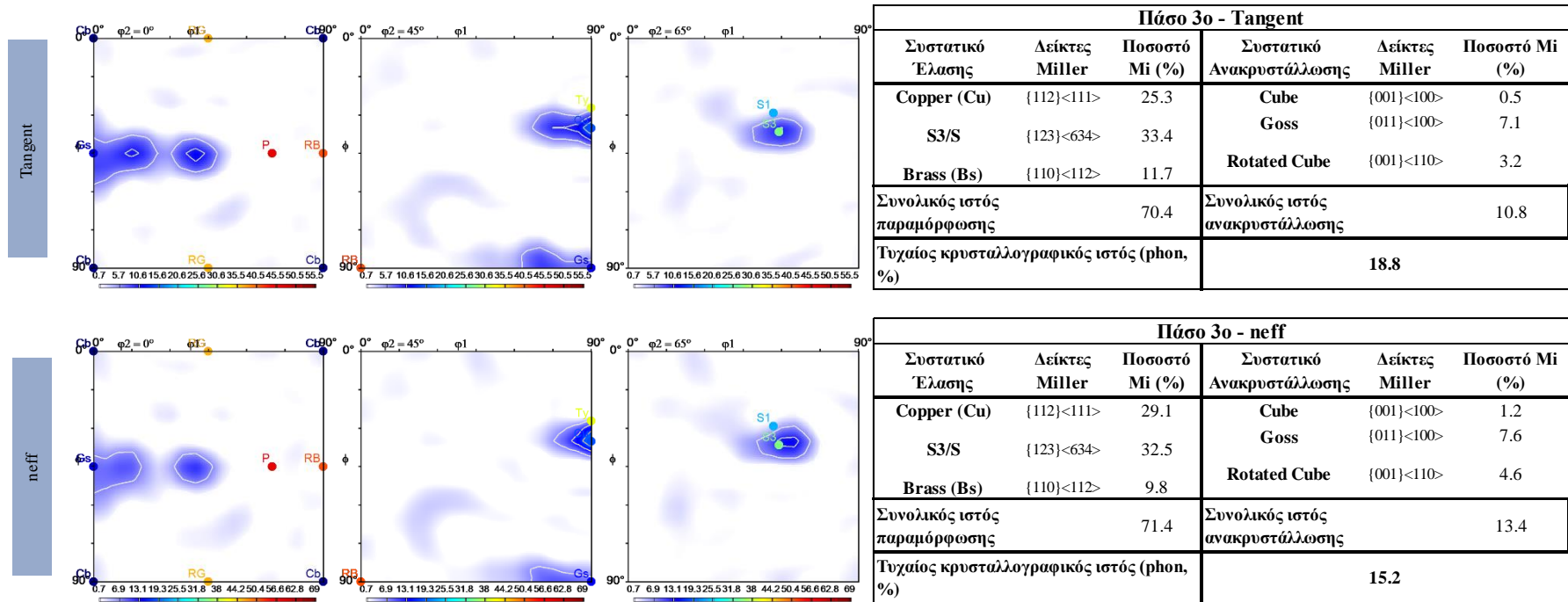
Πίνακας 34: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce (τ_0 , τ_1 , θ_0, θ_1) για το 3^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκλήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	$\dot{\epsilon}$ (1/s)
64.71027	110.3377	3824.744	210.1913	1.4	1

8.1.3.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

Στο Σχήμα 122 παρακάτω παρατίθενται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης σχετικά με τον τρίτο, και τελικό, εν ψυχρώ υποβιβασμό του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A.

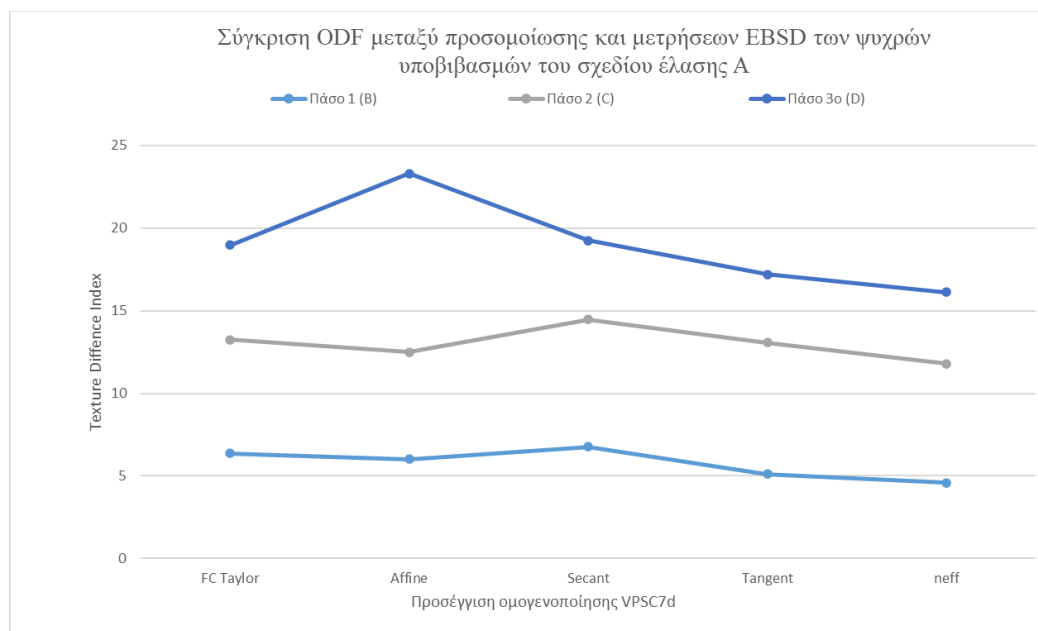




Σχήμα 122: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του τρίτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης A.

8.1.4 ΑΞΙΟΛΟΓΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

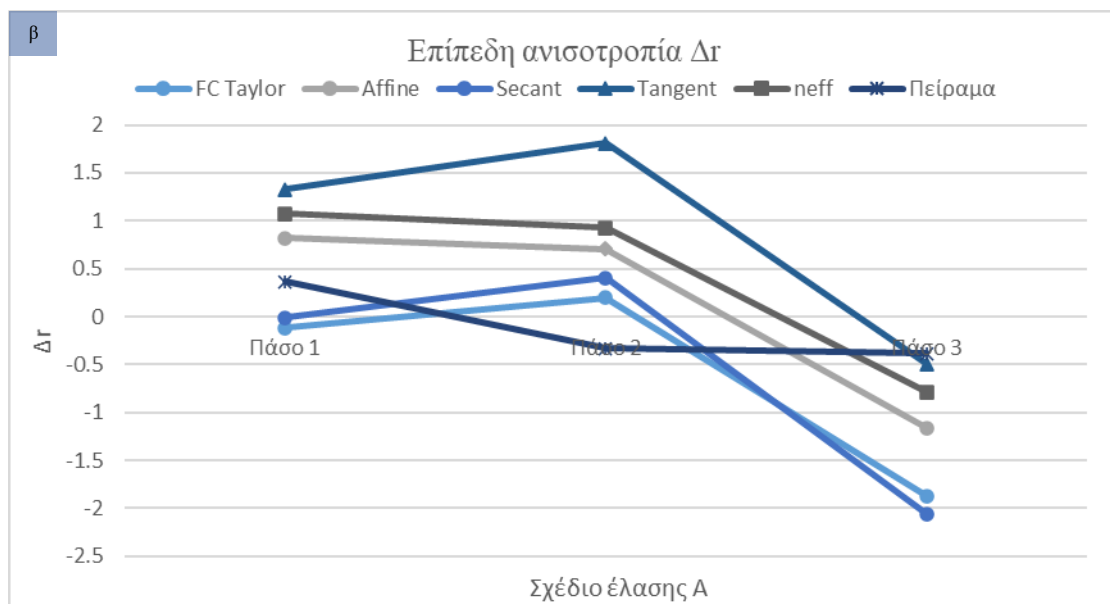
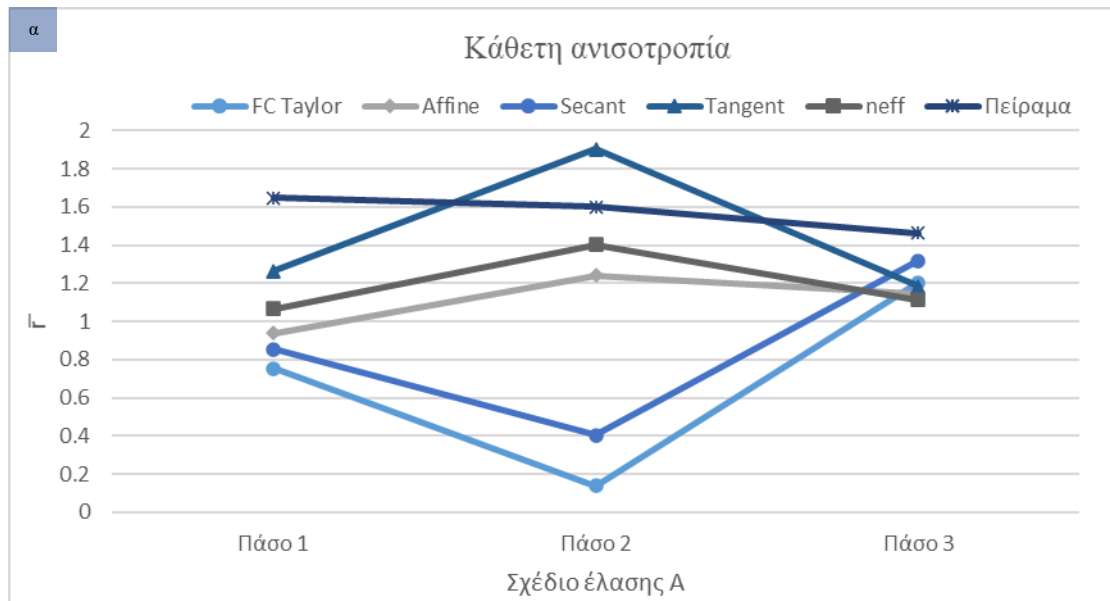
Για την αξιολόγηση των αποτελεσμάτων της προσομοίωσης, όπως αναφέρθηκε στο Κεφάλαιο 6, χρησιμοποιήθηκε ο δείκτης διαφοράς ιστού (J_{diff}), βάσει του οποίου το αποτέλεσμα της κάθε προσομοίωσης συγκρίθηκε με τον πειραματικά υπολογισθέντα κρυσταλλογραφικό ιστό του αντίστοιχου δείγματος του σχεδίου έλασης A, όπως αυτός παρουσιάστηκε στο προηγούμενο κεφάλαιο. Στο Σχήμα 123 παρακάτω παρατίθεται η εξέλιξη του δείκτη J_{diff} και για τις 5 προσεγγίσεις ομογενοποίησης. Βάσει του διαγράμματος του Σχήματος 123 προκύπτει πως η προσέγγιση ομογενοποίησης $neff$ προσομοιώνει καλύτερα την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A.



Σχήμα 123: Εξέλιξη του δείκτη J_{diff} για τις διάφορες προσεγγίσεις ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκαν κατά την προσομοίωση πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας των ψυχρών υποβιβασμών του σχεδίου έλασης A μέσω του κώδικα VPSC7d.

Ένα ακόμα κριτήριο που επιβεβαιώνει το γεγονός πως η προσέγγιση ομογενοποίησης $neff$ προσομοιώνει καλύτερα από τις υπόλοιπες την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού στην περίπτωση του σχεδίου έλασης A, είναι τα αποτελέσματα των εικονικών εφελκυσμών που υπολογίστηκαν μέσω του κώδικα VPSC7d. Όπως αποτυπώνεται στο Σχήμα 124 οι παράμετροι ανισotropίας που υπολογίστηκαν μέσω της προσέγγισης ομογενοποίησης $neff$ είναι - συνδυαστικά- πιο κοντά σε σχέση με τις πειραματικές τιμές.

Τέλος, αναφορικά με τα ποσοστά των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού που υπολογίστηκαν από το σύνολο των παραπάνω μεθόδων ομογενοποίησης (Σχ.120-122 αυτά διαφέρουν σημαντικά από τα αντίστοιχα ποσοστά του πειραματικών μετρήσεων. Ωστόσο, το γεγονός αυτό οφείλεται ότι ο κώδικας στον υπολογισμό των ποσοστών του ιστού λαμβάνει υπόψιν την ορθοτροπική συμμετρία της κατεργασίας (βλ. Παράρτημα 3), γεγονός που δεν λήφθηκε υπόψιν στις πειραματικές μετρήσεις των ODF (δεν λήφθηκε καμία συμμετρία υπόψιν στο κεφάλαιο 7-τρικλινική συμμετρία).



Σχήμα 124: Συγκριτικές τιμές των παραμέτρων της κάθετης (α) και επίπεδης (β) ανισοτροπίας του συνόλου των μελετώμενων προσεγγίσεων ομογενοποίησης του κώδικα VPSC7d σε σχέση με τις πειραματικές μετρήσεις του κεφαλαίου 7, αναφορικά με το σχέδιο έλασης A.

8.2 ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΨΥΧΡΩΝ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΩΝ ΣΧΕΔΙΟΥ ΕΛΑΣΗΣ AA

8.2.1 ΠΡΩΤΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (AA→BB)

8.2.1.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

Τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του πρώτου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης AA, αυτά προήλθαν από τις πειραματικές μετρήσεις του κρυσταλλογραφικού ιστού του φύλλου της θερμής έλασης, του οποίου ο ιστός μέσω του λογισμικού ATEX διακριτοποιήθηκε σε 10000 διακριτούς προσανατολισμούς που αποτέλεσαν του κόκκους της εικονικής μικροδομής. Ο δείκτης διαφοράς του διακριτοποιημένου ιστού, σε σχέση με τον πειραματικό, ανήλθε στο $J_{diff} = 1,38$, γεγονός που τον καθιστά πλήρως αντιπροσωπευτικό. Επίσης η μορφολογία των κόκκων που παρατηρήθηκε πειραματικά, λήφθηκε υπόψιν στην προσομοίωση καθώς οι στατιστικά ισοδύναμοι ελλειψοειδείς κόκκοι θεωρήθηκε πως έχουν έναν μέσο λόγο αξόνων της τάξης του 4:2:1. Αναφορικά, τέλος, με τον προσδιορισμό της εργοσκήρυνσης που συνοδεύει το φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου AA, η συνάρτηση εργοσκήρυνσης του Voce βαθμονομήθηκε βάσει της καμπύλης τάσης-παραμόρφωσης του Δείγματος AA. Οι παράμετροι που προέκυψαν παρουσιάζονται στον Πίνακα 35 παρακάτω.

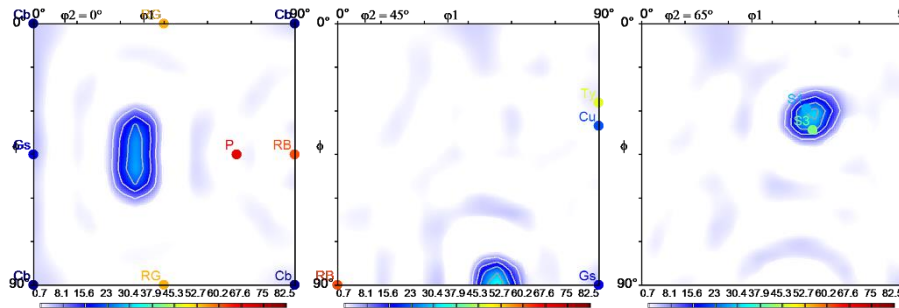
Πίνακας 35: Παράμετροι εργοσκήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 1^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	ϵ' (1/s)
151.674	85.0458	1817.123	12.67621	1.4	1

8.2.1.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

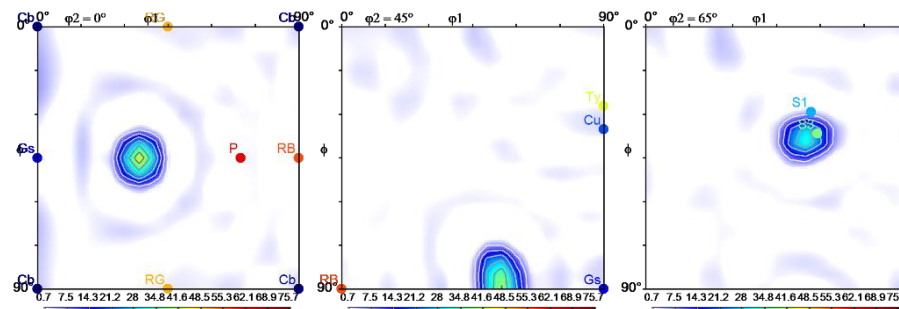
Αναφορικά με τα αποτελέσματα των προσομοιώσεων των ψυχρών υποβιβασμών του AA3104 κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης AA, όπως στην και στην περίπτωση του σχεδίου A, τα βασικά αποτελέσματα της προσομοίωσης αφορούν την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού, με το κύριο μέλημα κατά την ερμηνεία των αποτελεσμάτων να εντοπίζεται στην εύρεση της προσέγγισης ομογενοποίησης, η οποία μέσω του κώδικα VPSC7d προσομοιώνει ακριβέστερα την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104. Κατά συνέπεια, σε αναλογία με την παράθεση των αποτελεσμάτων των προσομοιώσεων του σχεδίου έλασης A, στο Σχήμα 125 παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης αναφορικά με τον πρώτο εν ψυχρώ υποβιβασμό του AA3104, σύμφωνα με το σχέδιο έλασης AA.

FC Taylor



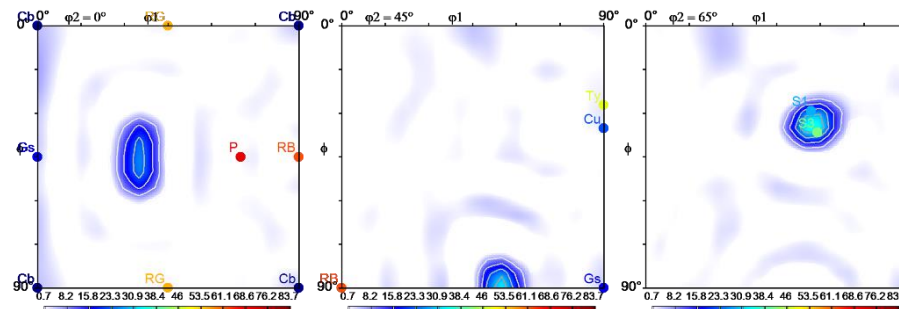
Πάσο 1ο - FC Taylor					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	2.8	Cube	{001}<100>	2
S3/S	{123}<634>	58	Goss	{011}<100>	1.3
Brass (Bs)	{110}<112>	30.1	Rotated Cube	{001}<110>	2.3
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		90.9	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		5.6
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			3.5		

Affine

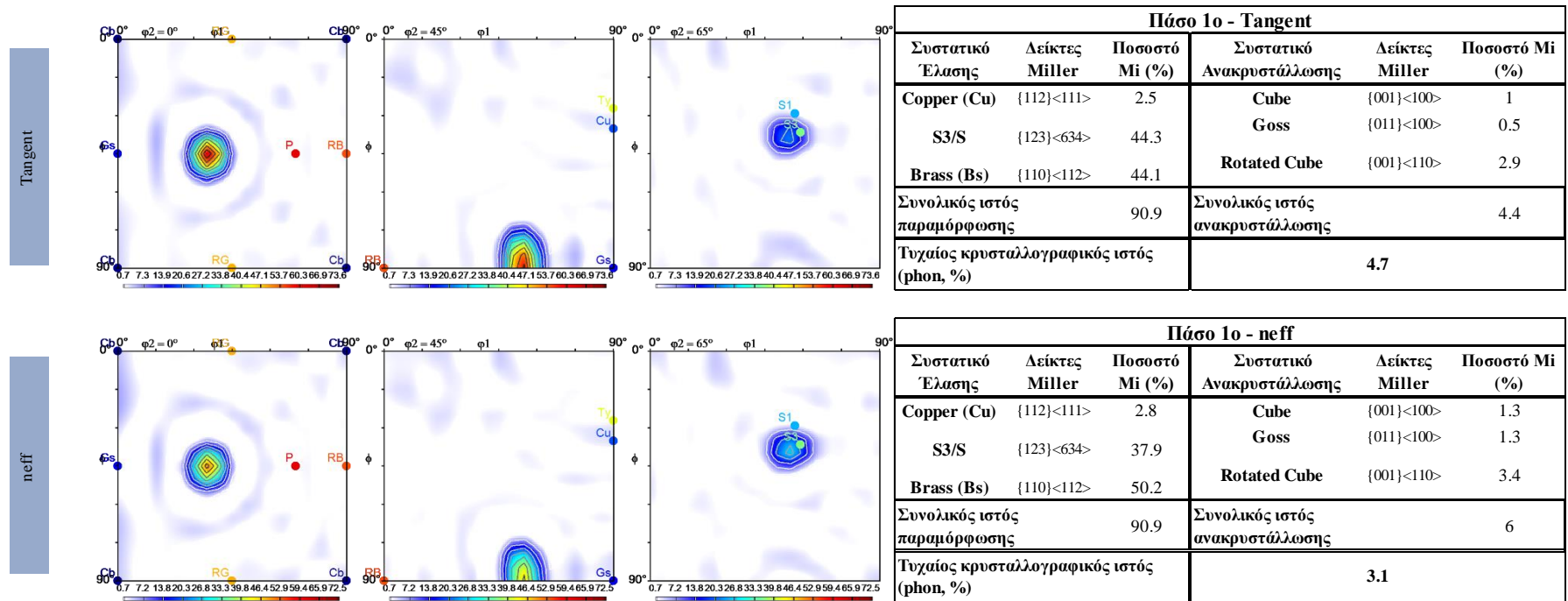


Πάσο 1ο - Affine					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	2.9	Cube	{001}<100>	1.5
S3/S	{123}<634>	54.4	Goss	{011}<100>	1.5
Brass (Bs)	{110}<112>	33.4	Rotated Cube	{001}<110>	3.4
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		90.7	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		6.4
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			3		

Secant



Πάσο 1ο - Secant					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	3	Cube	{001}<100>	2
S3/S	{123}<634>	59.4	Goss	{011}<100>	1.4
Brass (Bs)	{110}<112>	28.4	Rotated Cube	{001}<110>	2.9
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		90.8	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		6.3
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			3		



Σχήμα 125: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του πρώτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης AA.

8.2.2 ΔΕΥΤΕΡΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (BB→CC)

8.2.2.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

Τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του δεύτερου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης AA προήλθαν από τα αποτελέσματα της προσομοίωσης του προηγούμενου υποβιβασμού, μέσω της αντίστοιχης προσέγγισης ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκε. Η μόνη τροποποίηση των δεδομένων του κώδικα αφορούσε την αλλαγή των παραμέτρων της συνάρτησης του Voce, οι οποίες υπολογίστηκαν από την μακροσκοπική βαθμονόμηση της συνάρτησης επί της πειραματικής καμπύλης αληθούς τάσης-παραμόρφωσης του Δείγματος BB. Οι νέες παράμετροι εργοσκλήρυνσης παρατίθενται στον Πίνακα 36 παρακάτω.

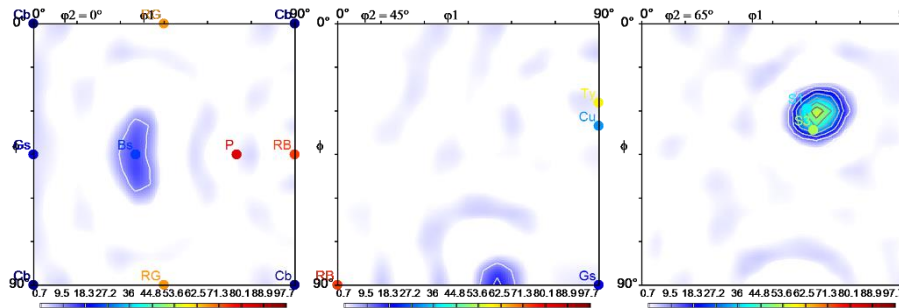
Πίνακας 36: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce (τ_0 , τ_1 , θ_0 , θ_1) για το 2^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκλήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	$\dot{\epsilon}$ (1/s)
216.92	31.79	6520.36	854.49	1.40	1.00

8.2.2.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

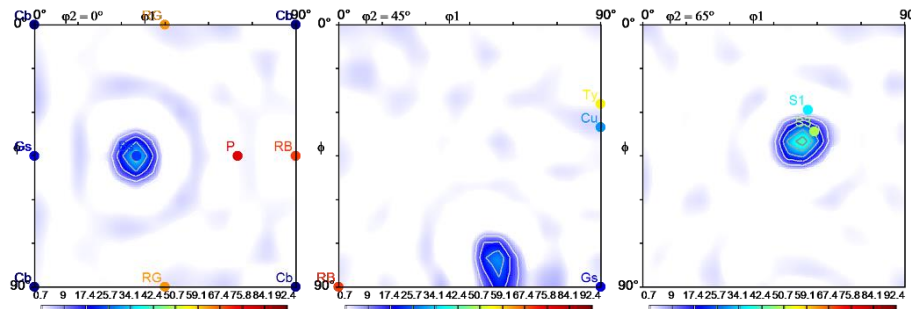
Στο Σχήμα 126 παρακάτω παρατίθενται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης σχετικά με τον δεύτερο εν ψυχρώ υποβιβασμό του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης AA.

FC Taylor



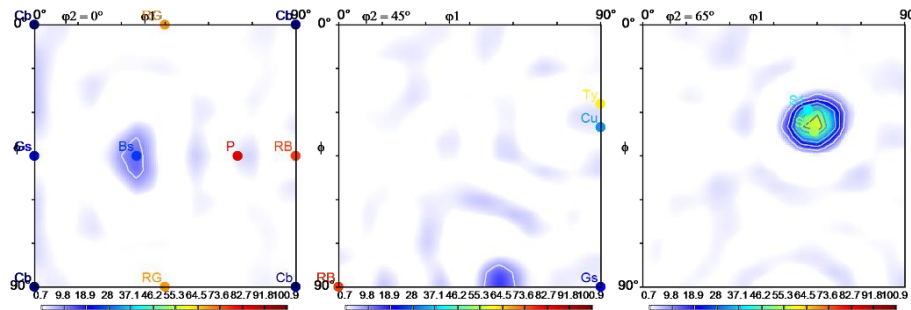
Πάσο 2 θ - FC Taylor					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Μi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Μi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	4.7	Cube	{001}<100>	1.1
S3/S	{123}<634>	73.5	Goss	{011}<100>	1.9
Brass (Bs)	{110}<112>	15.3	Rotated Cube	{001}<110>	1.8
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		93.5	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		4.8
Τυχάιος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)					1.7

Affine

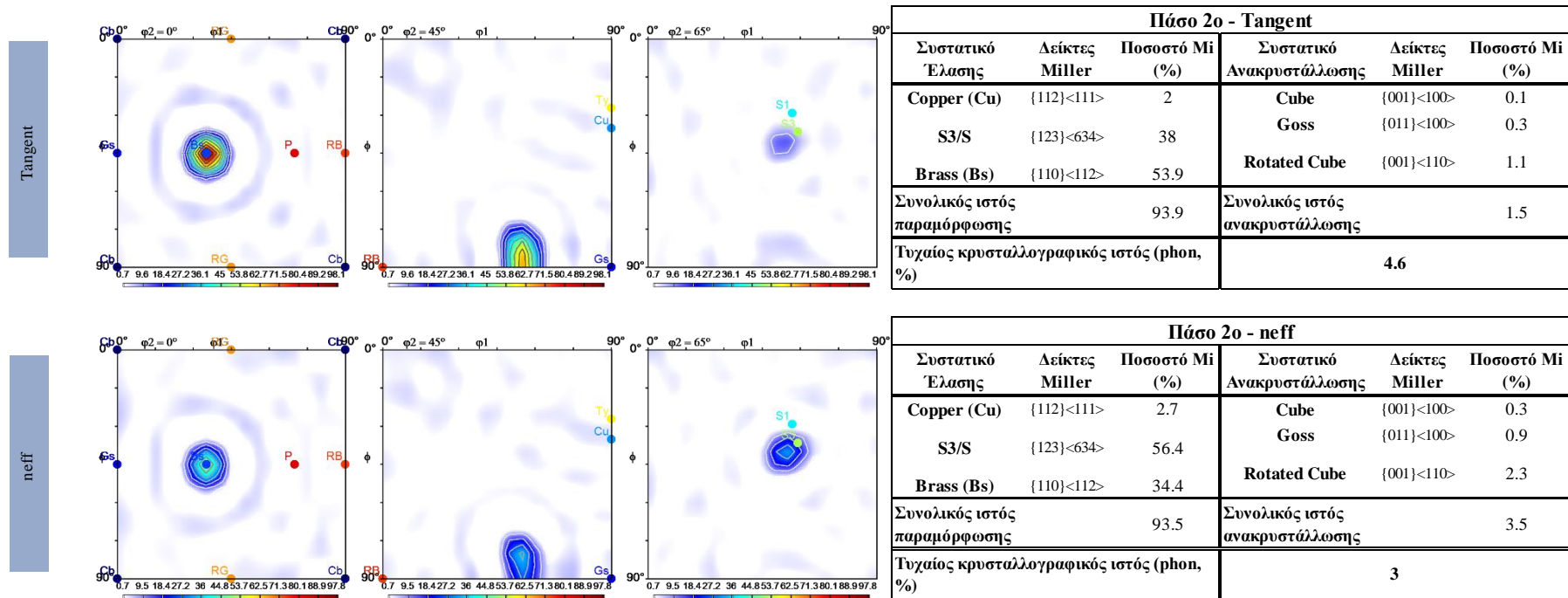


Πάσο 2 θ - FC Affine					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Μi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Μi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	3	Cube	{001}<100>	0.4
S3/S	{123}<634>	64.3	Goss	{011}<100>	1.2
Brass (Bs)	{110}<112>	25.3	Rotated Cube	{001}<110>	2.4
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		92.6	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		4
Τυχάιος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)					2.8

Secant



Πάσο 2 θ - Secant					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Μi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Μi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	4.6	Cube	{001}<100>	1
S3/S	{123}<634>	75.1	Goss	{011}<100>	2.1
Brass (Bs)	{110}<112>	13.4	Rotated Cube	{001}<110>	2.8
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		93.1	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		5.9
Τυχάιος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)					1



Σχήμα 126: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του δεύτερου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης AA.

8.2.3 ΤΡΙΤΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (CC→DD)

8.2.3.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

Παρομοίως με την παραπάνω προσομοίωση, τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του τρίτου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης AA προήλθαν από τα αποτελέσματα της προσομοίωσης του προηγούμενου υποβιβασμού από την αντίστοιχη προσέγγιση ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκε. Η μόνη τροποποίηση των δεδομένων του κώδικα και αυτή την φορά αφορούσε την αλλαγή των παραμέτρων της συνάρτησης του Voce, οι οποίες υπολογίστηκαν από την μακροσκοπική βαθμονόμηση της συνάρτησης επί της πειραματικής καμπύλης αληθούς τάσης-παραμόρφωσης του Δείγματος CC. Οι νέες παράμετροι εργοσκλήρυνσης παρατίθενται στον Πίνακα 37 παρακάτω.

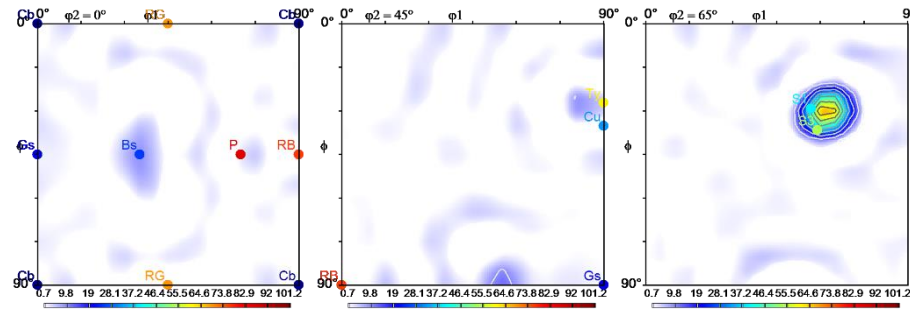
Πίνακας 37: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce (τ_0 , τ_1 , θ_0, θ_1) για το 3^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκλήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	$\dot{\epsilon}$ (1/s)
274.58	120.03	1293.03	384.33	1.40	1.00

8.2.3.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

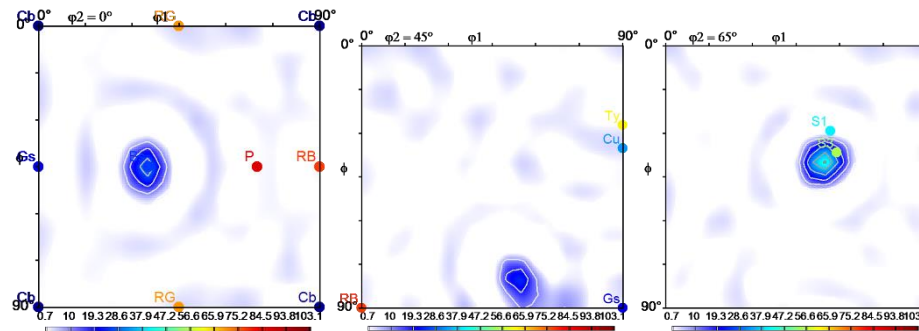
Στο Σχήμα 127 παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης σχετικά με τον τρίτο εν ψυχρώ υποβιβασμό του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης AA.

FC Taylor



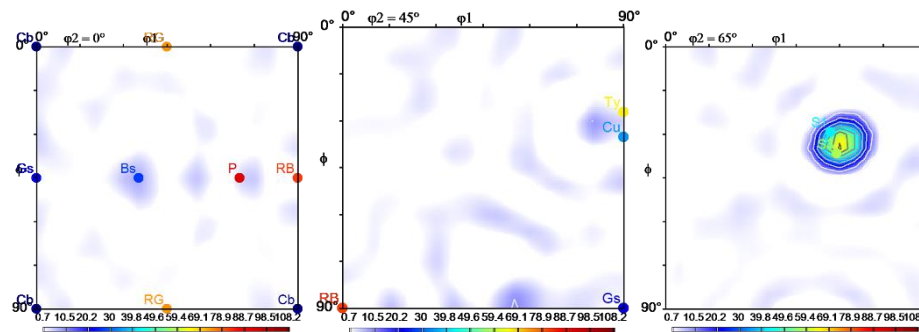
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	8.2	Cube	{001}<100>	0.7
S3/S	{123}<634>	8.9	Goss	{011}<100>	1.9
Brass (Bs)	{110}<112>	77.6	Rotated Cube	{001}<110>	1.2
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης			Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		
94.7			3.8		
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			1.4		

Affine

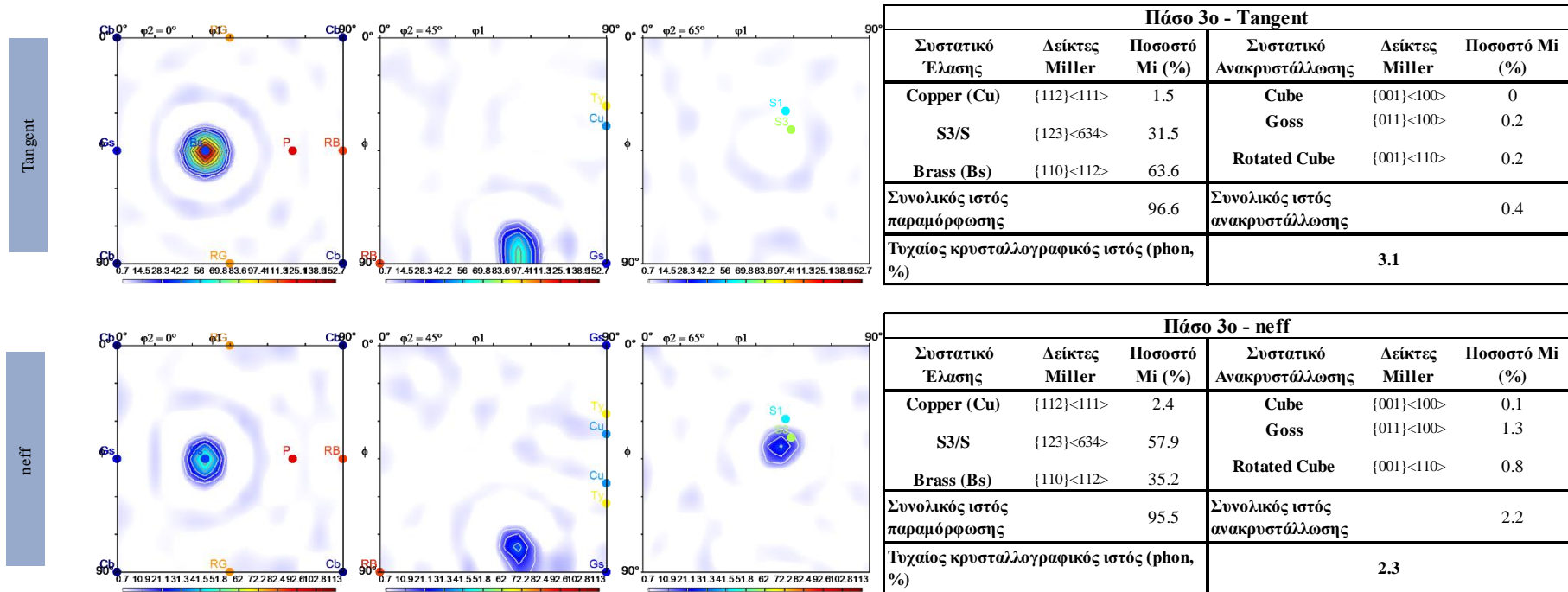


Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	2.9	Cube	{001}<100>	0.1
S3/S	{123}<634>	68.1	Goss	{011}<100>	1.4
Brass (Bs)	{110}<112>	24.1	Rotated Cube	{001}<110>	1
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης			Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		
95.1			2.5		
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			2.4		

Secant



Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	7.4	Cube	{001}<100>	0.6
S3/S	{123}<634>	79.2	Goss	{011}<100>	2.5
Brass (Bs)	{110}<112>	7.3	Rotated Cube	{001}<110>	1.8
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης			Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		
93.9			4.9		
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			1.2		



8.2.4 ΤΕΤΑΡΤΟΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ ΥΠΟΒΙΒΑΣΜΟΣ (DD_RX→EE)

8.2.4.1 ΔΕΔΟΜΕΝΑ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ

Σχετικά με τα δεδομένα εισαγωγής της προσομοίωσης του τέταρτου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης AA, αυτά υπολογίστηκαν μέσω των πειραματικών δεδομένων που παρήχθησαν κατά ανάλογο εκείνα της προσομοίωσης του τρίτου υποβιβασμού του σχεδίου έλασης A. Συνεπώς, και σε αυτή την περίπτωση τα δεδομένα προήλθαν από το ανακρυσταλλωμένο δείγμα της ενδιάμεσης ανόπτησης DD_RX, με τον πειραματικό κρυσταλλογραφικό ιστό να διακριτοποιείται μέσω του λογισμικού ATEX σε 10000 ξεχωριστούς προσανατολισμούς. Ο δείκτης διαφοράς του διακριτοποιημένου ιστού, σε σχέση με τον πειραματικό, ανήλθε στο $J_{diff} = 0,15$, γεγονός που τον καθιστά άκρως αντιπροσωπευτικό. Τέλος, αναφορικά με τις παραμέτρους της συνάρτησης Voce που, αυτές προήλθαν από την βαθμονόμηση των καμπυλών εφελκυσμού του Δείγματος DD_RX και παρατίθενται στον Πίνακα 38 παρακάτω.

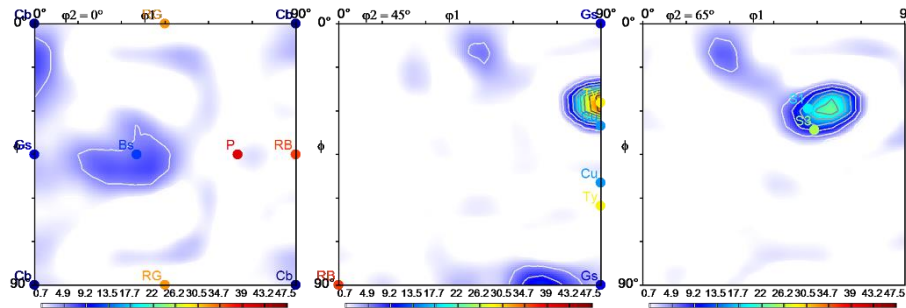
Πίνακας 38: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce (τ_0 , τ_1 , θ_0, θ_1) για το 4^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.

Παράμετροι συνάρτησης εργοσκλήρυνσης Voce					
τ_0 (Mpa)	τ_1 (Mpa)	θ_0 (Mpa)	θ_1 (Mpa)	h_{ss}	$\dot{\epsilon}$ (1/s)
65.58	98.27	3431.07	236.72	1.40	1.00

8.2.4.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

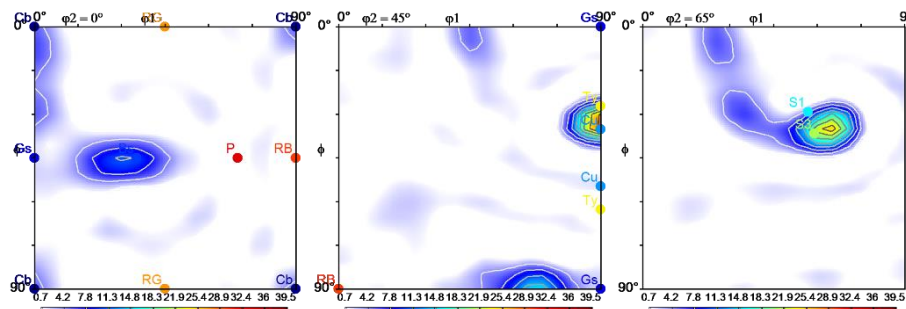
Στο Σχήμα 128 κάτωθι παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης σχετικά με τον τέταρτο, και τελικό, εν ψυχρώ υποβιβασμό του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης AA.

FC Taylor



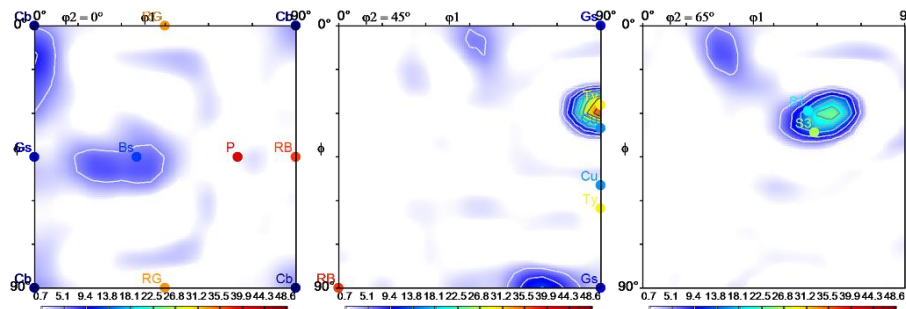
Πάσο 4ο - FC Taylor					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	23.3	Cube	{001}<100>	4.1
S3/S	{123}<634>	38.8	Goss	{011}<100>	3
Brass (Bs)	{110}<112>	10.7	Rotated Cube	{001}<110>	5.2
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης			Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		
72.8			12.3		
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				14.9	

Affine

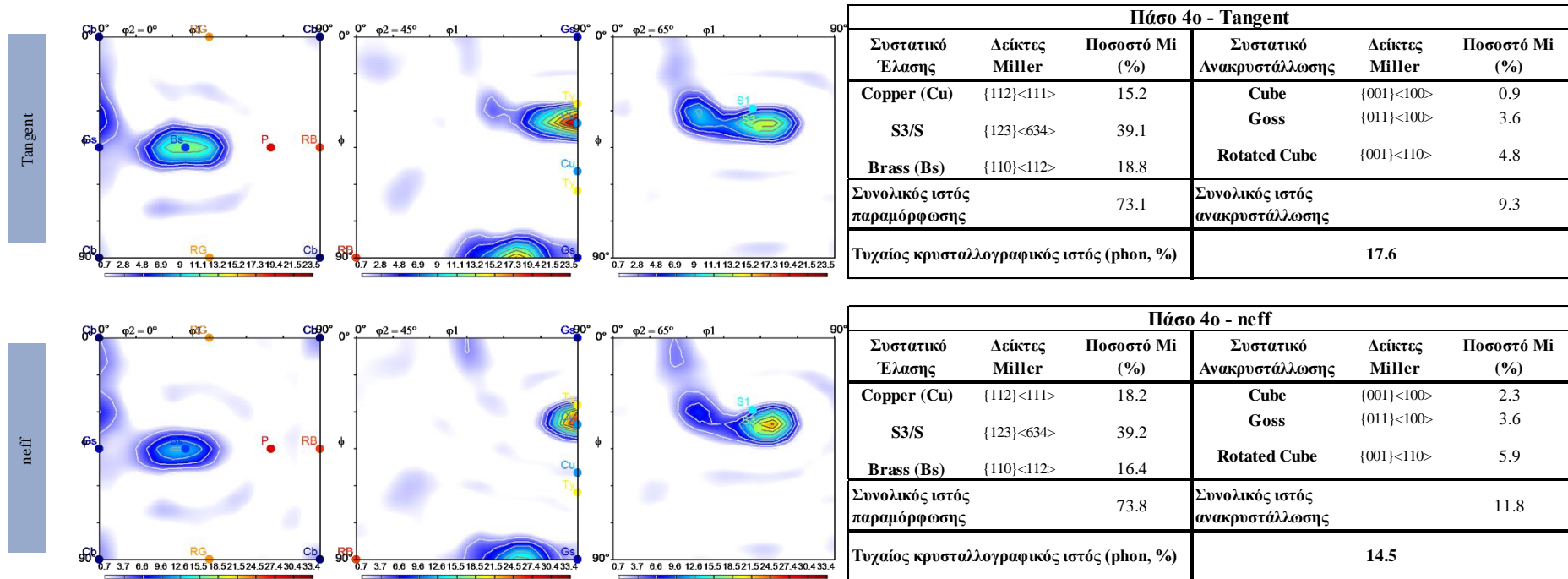


Πάσο 4ο - Affine					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	19.9	Cube	{001}<100>	3.2
S3/S	{123}<634>	39	Goss	{011}<100>	3.2
Brass (Bs)	{110}<112>	14.3	Rotated Cube	{001}<110>	6.3
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης			Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		
73.2			12.7		
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				14.1	

Secant

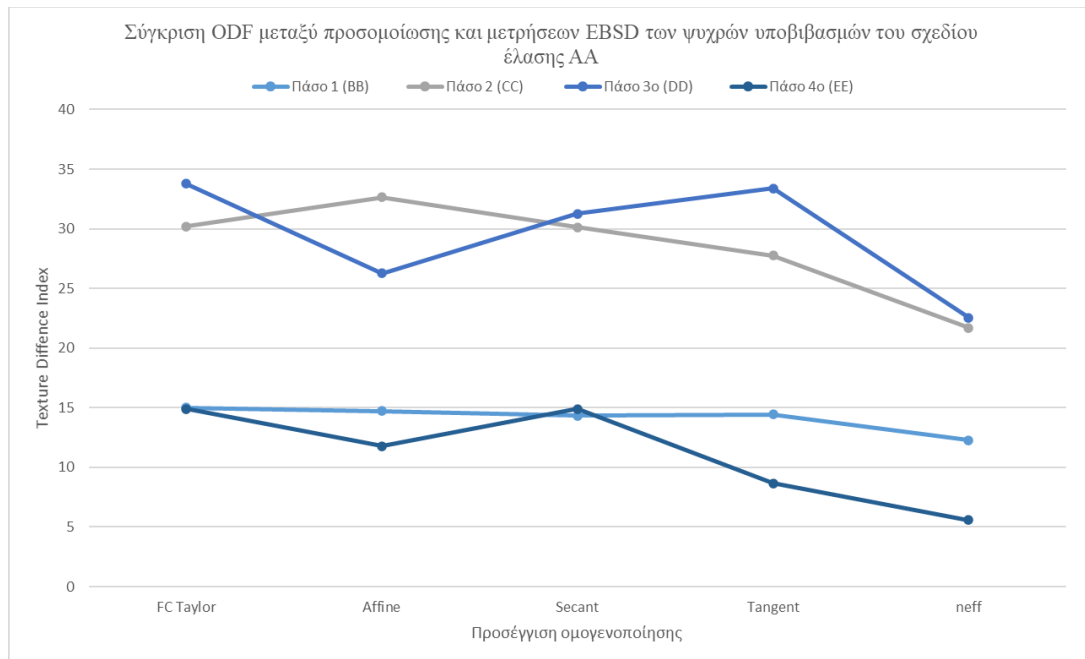


Πάσο 4ο - Secant					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	23.2	Cube	{001}<100>	4.2
S3/S	{123}<634>	40.3	Goss	{011}<100>	3.2
Brass (Bs)	{110}<112>	10.4	Rotated Cube	{001}<110>	6.5
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης			Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		
73.9			13.9		
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)				12.1	



8.2.5 ΑΞΙΟΛΟΓΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

Για την αξιολόγηση των αποτελεσμάτων των προσομοιώσεων του σχεδίου AA, όπως και στις προηγούμενες προσομοιώσεις του σχεδίου A, αυτή βασίστηκε στον δείκτη διαφοράς του κρυσταλλογραφικού ιστού (J_{diff}), βάσει του οποίου το αποτέλεσμα της κάθε προσομοίωσης συγκρίθηκε με τον πειραματικά υπολογισθέντα κρυσταλλογραφικό ιστό του αντίστοιχου δείγματος του σχεδίου έλασης AA. Στο Σχήμα 129 κάτωθι παρουσιάζεται η εξέλιξη του δείκτη J_{diff} και για τις 5 προσεγγίσεις ομογενοποίησης, από όπου προκύπτει πως η προσέγγιση ομογενοποίησης neff και στην περίπτωση του σχεδίου AA προσομοιώνει καλύτερα την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104.

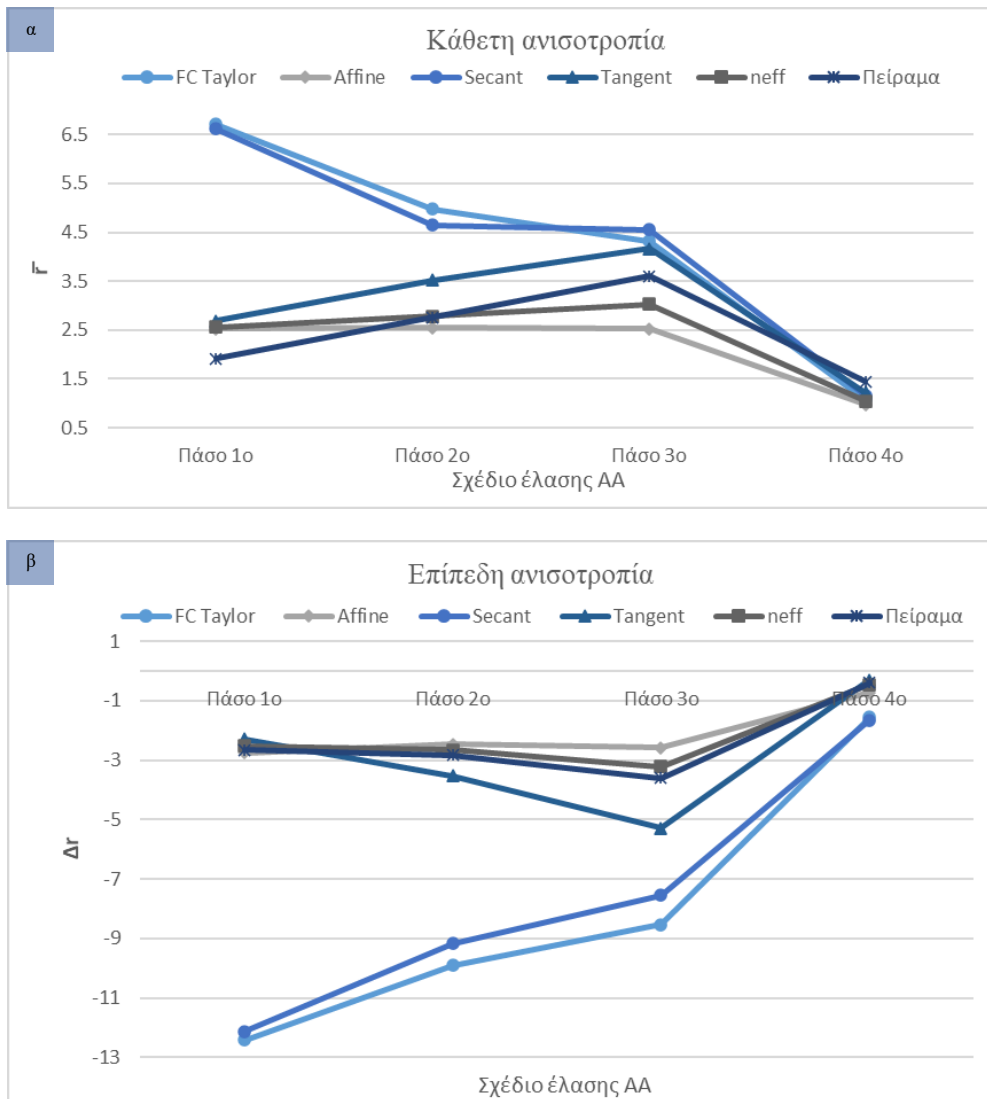


Σχήμα 129: Εξέλιξη του δείκτη J_{diff} για τις διάφορες προσεγγίσεις ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκαν κατά την προσομοίωση πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας των ψυχρών υποβιβασμών του σχεδίου έλασης AA μέσω του κώδικα VPSC7d.

Παρόμοια συμπεράσματα σχετικά με την αξιολόγηση των προσεγγίσεων ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκαν, μπορούν να συναχθούν και μέσω των υπολογισθέντων παραμέτρων ανισοτροπίας, οι οποίοι προκύπτουν μέσω της διενέργειας εικονικών δοκιμών εφελκυσμού στην προσομοιωμένη μικροδομή μετά το πέρας της προσομοίωσης της έλασης, εντός του κώδικα VPSC7d. Έτσι, όπως και στην περίπτωση του σχεδίου A, οι παράμετροι ανισοτροπίας που υπολογίστηκαν μέσω της προσέγγισης ομογενοποίησης neff προσομοιώνουν τις πειραματικές μετρήσεις με μεγαλύτερη ακρίβεια. Αυτό διαπιστώνεται μέσω των διαγραμμάτων που παρατίθενται στο Σχήμα 130 (α, β).

Τέλος, σε ότι αφορά τα ποσοστά των κρυσταλλογραφικών συστατικών που υπολόγισε ο κώδικας VPSC7d, ακόμη και στην περίπτωση της προσέγγισης ομογενοποίησης neff αυτά απέχουν σημαντικά εν συγκρίσει με τις πειραματικές μετρήσεις, λόγω του γεγονότος της μη επιβολής της ορθοτροπικής συμμετρίας (βλ. Παράρτημα 3) κατά τον χαρακτηρισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού του συνόλου των δειγμάτων του AA3104 που παρουσιάστηκαν στο Κεφάλαιο 7.

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104



Σχήμα 130: Συγκριτικές τιμές των παραμέτρων της κάθετης (α) και επίπεδης (β) ανισοτροπίας του συνόλου των μελετώμενων προσεγγίσεων ομογενοποίησης του κώδικα VPSC7d σε σχέση με τις πειραματικές μετρήσεις του κεφαλαίου 7, αναφορικά με το σχέδιο έλασης AA.

Κεφάλαιο 9

ΣΥΖΗΤΗΣΗ

9.1 ΕΞΕΛΙΞΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

Ο πλήρης έλεγχος επί της προόδου της μικροδομής και της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά τη θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104 για την παραγωγή επίπεδων πλατεών προϊόντων αλουμινίου είναι ύψιστης σημασίας, καθώς ο τελικός κρυσταλλογραφικός ιστός που θα χαρακτηρίζει την μικροδομή του ελάσματος επιδρά άμεσα και σημαντικά στις τελικώς αποκτώμενες μηχανικές ιδιότητες και ειδικά στην ανισοτροπία που συνοδεύει το υλικό [3]. Το AA3104 είναι κράμα του οποίου η παραγωγή μπορεί να χαρακτηριστεί ως θερμομηχανικά ελεγχόμενη, καθώς στόχος του τελικώς παραχθέντος προϊόντος είναι να χαρακτηρίζεται από την κατάλληλη αναλογία μεταξύ του κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης και του αντίστοιχου ιστού ανακρυστάλλωσης. Το κύριο παραγωγικό στάδιο μέσω του οποίου ρυθμίζεται, εν πολλοίς, η ανισοτροπία που θα χαρακτηρίζει το τελικώς παραχθέν έλασμα του κράματος AA3104 είναι η θερμή έλαση. Η εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά το στάδιο της θερμής έλασης ελέγχεται από τις παραγωγικές της παραμέτρους [T, ε, ε'] της κατεργασίας [31].

Ωστόσο, η τελική μικροδομή καθώς και ο κρυσταλλογραφικός ιστός του AA3104 μετά το τέλος της θερμής του έλασης εξαρτάται άμεσα από την θερμοκρασία τύλιξης ή περάτωσης της κατεργασίας, καθώς αυτή ρυθμίζει το ποσοστό της μικροδομής που θα ανακρυσταλλωθεί κατά την «αυτό-ανόπτηση» του υλικού [3]. Όπως γίνεται, συνεπώς, αντιληπτό η έκταση της ανακρυστάλλωσης μετά το πέρας της θερμής έλασης καθορίζει τον κρυσταλλογραφικό ιστό που θα χαρακτηρίζει το φύλλο της θερμής έλασης κατά τα επόμενα στάδια της μεταλλοτεχνικής του κατεργασίας. Έτσι, υψηλές θερμοκρασίες (> 315 °C) [5], [20] περάτωσης της θερμής έλασης οδηγούν σε πλήρως ανακρυσταλλωμένες μικροδομές, οι οποίες χαρακτηρίζονται από ιστό ανακρυστάλλωσης, με το συστατικό Cube να είναι αυτό που κυριαρχεί αποδίδοντας έντονη ανισοτροπία στις 0°/90°/180°/270°, γεγονός που επιτρέπει στον κατάλληλο σχεδιασμό των κατεργασιών της ψυχράς έλασης που ακολουθούν, ώστε να μετριαστεί αυτή η ανισοτροπία μέσω της εισαγωγής ιστού παραμόρφωσης στην μικροδομή [3], [32], [80].

Αντίθετα, χαμηλές θερμοκρασίες περάτωσης της θερμής (< 270 °C) οδηγούν στην διατήρηση μίας παραμορφωμένης μικροδομής, η οποία παρόλο που λαμβάνει χώρα το φαινόμενο της αποκατάστασης χαρακτηρίζεται από κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης, όμοιο δηλαδή με το είδος του ιστού που εισάγει στην μικροδομή το επόμενο στάδιο της κατεργασίας του AA3104 η ψυχρά έλαση [32], [80]. Κατ' αυτόν τον τρόπο δεν μπορεί να επιτευχθεί η παραγωγή προϊόντων με υψηλές απαιτήσεις σε σχέση με την ανισοτροπία τους

καθώς ακόμα και μέσω ενδιάμεσων ανοπτήσεων -βιομηχανικού τύπου- ο ιστός παραμόρφωσης επιδρούν στον σχηματισμό συστατικών ανακρυστάλλωσης διαφορετικών του Cube, όπως τα P, Q, R καθώς και τυχαίου ιστού λόγω των ζωνών παραμόρφωσης γύρω από τις ενδομεταλλικές ενώσεις της μικροδομής, ενώ το συστατικό Cube αναπτύσσεται ελαφρά [6]. Η παραπάνω διαπίστωση επαληθεύτηκε από την παρούσα εργασία μελέτη των ενδιάμεσων ανοπτήσεων τόσο του δείγματος C_RX, όσο και του δείγματος DD_RX, στα οποία παρατηρήθηκε πως τα κύρια συστατικά ιστού ανακρυστάλλωση κατά την ενδιάμεση ανόπτηση του AA3104 ήταν όντως τα P, Q, R, τα οποία σε αντίθεση με το συστατικό Cube δεν ενισχύουν την ανισοτροπία του AA3104 στις $0^\circ/90^\circ/180^\circ/270^\circ$, γεγονός το οποίο εκτός από πειραματικά [6],[84] έχει εκτιμηθεί και υπολογιστικά από τους Engler και Aretz [230] καθώς και από τους Zhao και Raabe [112]. Σε αυτή την κατηγορία θερμοκρασίας περάτωσης της θερμής έλασης ανήκαν και τα δείγματα της σειράς εν ψυχρώ έλασης AA, για την οποία αποδείχθηκε πως ο έλεγχος της ανισοτροπίας του AA3104 ήταν δύσκολος λόγω της κυριαρχίας του ιστού παραμόρφωσης σε όλα τα στάδια της επεξεργασίας τους εντός της μικροδομής των δειγμάτων [3]. Απότοκο του σχηματισμού της β-ίνας, ήδη από το στάδιο της θερμής έλασης, ήταν η έντονη ανισοτροπική συμπεριφορά του AA3104 της σειράς έλασης AA, καθώς το σύνολο των δειγμάτων χαρακτηριζόταν από τον σχηματισμό 4 λοβών στις $45^\circ/135^\circ/225^\circ/315^\circ$ [3] κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης, ενώ οι τιμές της επίπεδης ανισοτροπίας Δr του συνόλου των δειγμάτων ήταν αρνητικές, προβλέποντας, έτσι, την κυριαρχία του ιστού παραμόρφωσης στην μικροδομή του AA3104. Για την βελτίωση των χαρακτηριστικών του AA3104 του σχεδίου έλασης AA, ώστε αυτό να βρει εφαρμογή και σε απαιτητικές εφαρμογές αναφορικά με την ανισοτροπία, κρίνεται, συνεπώς, αναγκαία η ανόπτηση (SRX) του φύλλου της θερμής έλασης, η οποία θα έχει ως στόχο την πλήρη ανακρυστάλλωση της μικροδομής του υλικού καθώς και τον σχηματισμό ιστού ανακρυστάλλωσης (κυρίως Cube, $T_{SRX} > 350^\circ C$) [3], [32], [80].

Η ενδιάμεση περίπτωση της θερμοκρασίας περάτωσης της θερμής έλασης, δηλαδή η περάτωση της έλασης του AA3104 εντός του θερμοκρασιακού εύρους των $275-315^\circ C$, αποτέλεσε την περίπτωση των δειγμάτων της σειράς δειγμάτων A που μελετήθηκε στην παρούσα εργασία, κατά την οποία αναπτύσσονται μικτοί κρυσταλλογραφικοί ιστοί [157], όπως αυτός που χαρακτήριζε το Δείγμα A. Η ανισοτροπία του Δείγματος A, το οποίο παρότι χαρακτηριζόταν από μία μερικώς ανακρυσταλλωμένη μικροδομή ($X_v \sim 85\%$), απέδωσε 4 λοβούς κατά την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης στις $0^\circ/90^\circ/180^\circ/270^\circ$, με το εύρος των λοβών ωστόσο να είναι μικρό λόγω της χαμηλότερης περιεκτικότητας του AA3104 σε συστατικό Cube. Έτσι, μετά το πρώτο ψυχρό πάσο και τον πλήρη πλέον σχηματισμό της β-ίνας η ανισοτροπία του AA3104 του σχεδίου A χαρακτηριζόταν από 6 λοβούς και όχι από 8, όπως παρατηρείται στην περίπτωση ενός πλήρως ανακρυσταλλωμένου φύλλου θερμής έλασης [3], [32], [80]. Η ανισοτροπία που χαρακτήριζε το AA3104 στο σύνολο των δειγμάτων του σχεδίου A, εκτός από την δοκιμή της βαθιάς κοίλανσης προβλέφθηκε ποιοτικά και μέσω των παραμέτρων ανισοτροπίας ($\Delta r, \bar{r}$) που υπολογίστηκαν μέσω των δοκιμών εφελκυσμού, ενώ το τελικώς παραχθέν υλικό ήταν εντός των προδιαγραφών της συσκευαστικής βιομηχανίας για υλικά εφαρμογές απαιτητικές σε αυτή την παράμετρο. Τέλος, όπως επισημαίνουν οι Engler και Hirsch [3],[20], για την επίτευξη ακόμα καλύτερων ιδιοτήτων ανισοτροπίας -ακόμη και από μερικώς ανακρυσταλλωμένα ελάσματα- εξέχουσας σημασίας είναι το ποσοστό του τελικού ψυχρού υποβιβασμού, γεγονός που καθορίζει και την πρότερη πλαστική παραμόρφωση πριν την ενδιάμεση ανόπτηση του AA3104, επιτρέποντας στην επίτευξη ανάλογων ή και καλύτερων τιμών ανισοτροπίας μέσω της παραγωγικής οδού H16, ο μεταλλουργικός έλεγχος επί της οποίας, σύμφωνα με τον Engler [20], είναι πολύ πιο αποδοτικός σε σχέση με την μελετώμενη παραγωγική διαδικασία που μελετήθηκε στην παρούσα εργασία που συμπεριελάμβανε και μία

τελική αποτατική ανόπτηση (H26). Το ποσοστό αυτό του τελικού ψυχρού υποβιβασμού σύμφωνα με του προαναφερθέντες ερευνητές κυμαίνεται μεταξύ του 35-40% [20], ενώ υπό προϋποθέσεις μπορεί φθάσει και το 30% [231]. Κατά συνέπεια, η βελτίωση του σχεδίου έλασης A κρίνεται σε δύο σημεία αναφορικά με την ελαχιστοποίηση της ανισοτροπίας που συνοδεύει το τελικό έλασμα του AA3104. Το πρώτο σημείο είναι η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης, η οποία με μία αύξηση της τάξης των ~ 20 °C θα δώσει την επιθυμητή, πλήρως ανακρυσταλλωμένη μικροδομή που θα συνοδεύεται από τον επιθυμητό ιστό ανακρυστάλλωσης, ενώ το δεύτερο σημείο έγκειται στην ρύθμιση του τελικού ψυχρού υποβιβασμού του υλικού, η μείωση του οποίου στο 35-40% (H16) θα οδηγήσει στον περιορισμό της ενίσχυσης του σχηματισμού της β-ίνας μετά την ενδιάμεση ανόπτηση γεγονός που θα ελαχιστοποιήσει την ανισοτροπία του υλικού σε χαμηλότερα επίπεδα από την τιμή Z (2,66) που το χαρακτηρίζει, χωρίς να απαιτείται η τελική ανόπτηση (H26).

9.2 ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ

Σύμφωνα με αποτελέσματα διαφόρων ερευνητών [4], [90], [108], [148], [185], [211], [216], [219], οι οποίοι ασχολήθηκαν με το κομμάτι της υπολογιστικής πρόβλεψης της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού, κάνοντας χρήση λογισμικών κρυσταλλικής πλαστικότητας μέσου πεδίου (Mean-Field Crystal Plasticity) προκύπτει πως συχνά οι προβλέψεις των μοντέλων αυτών τείνουν να αποδίδουν πολύ έντονους κρυσταλλογραφικούς ιστούς, ενώ η περιστροφή των προσανατολισμών των κόκκων σημειώνεται από τον Olaf Engler πως είναι γρηγορότερη από τις περιστροφές που λαμβάνουν χώρα, ειδικά στην περίπτωση της έλασης των κραμάτων αλουμινίου [220].

Τέτοια, μοντέλα μέσου-πεδίου είναι το Taylor FC, το Taylor RC, GIA, οι προσεγγίσεις LAMEL καθώς και το VPSC, το οποίο χρησιμοποιήθηκε στην παρούσα εργασία (έκδοση 7d) για την υπολογιστική προσομοίωση, τόσο των εν ψυχρώ υποβιβασμών και των 2 μελετώμενων σχεδίων έλασης, όσο για τον υπολογισμό της ανισοτροπίας που θα τα χαρακτήριζε μετά από τον εκάστοτε υποβιβασμό. Η κατεργασία της ψυχράς έλασης προσεγγίστηκε υπολογιστικά ως επίπεδη συμπίεση, γεγονός που όπως έχει αναφερθεί στην βιβλιογραφία [179], [218] αποτελεί μία καλή πρώτη προσέγγιση του προβλήματος, ωστόσο για ακριβέστερες μελέτες ο κώδικας VPSC θα πρέπει να συνδυαστεί με κάποιο λογισμικό πεπερασμένων στοιχείων, από το οποίο να αντλεί την προϊστορία της παραμόρφωσης. όπως αυτή κατανέμεται ανομοιογενώς ανάμεσα στα ράουλα εργασίας ενός ψυχρού ελάστρου [83], [218].

Στην περίπτωση της παρούσας εργασίας, αναφορικά με την προσέγγιση ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκε για το εκάστοτε ψυχρό πάσο, χρησιμοποιήθηκαν οι προσεγγίσεις FC Taylor, Affine, Secant, Tangent και n_{eff} [212], [223]. Η επιτυχία της πρόβλεψης της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού αξιολογήθηκε, αφενός μέσω του δείκτη J_{diff} [227], ο οποίος σε κάθε περίπτωση υπολόγιζε την διαφορά του προσομοιωμένου με του πειραματικά μετρημένου κρυσταλλογραφικού ιστού (συγκρίνοντας τα εκάστοτε ODF), καθώς και μέσω της σύγκρισης των παραμέτρων της ανισοτροπίας που υπολογίστηκαν μέσω του VPSC7d με τις αντίστοιχες τιμές του εκάστοτε δείγματος που υπολογίστηκαν πειραματικά μέσω δοκιμών εφελκυσμού.

Από τα παραπάνω προέκυψε πως πιο κοντά στην πειραματική εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, ήταν ο συνδυασμός n_{eff} -VPSC7d, διαπίστωση στην οποία έχουν καταλήξει και άλλοι ερευνητές [179], [218]. Ωστόσο, αναφορικά με την σύγκριση των κατ' όγκον ποσοστών των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού ανάμεσα στην προσέγγιση n_{eff} -VPSC7d και τις πειραματικές μετρήσεις (J_{diff}) του EBSD, τα αποτελέσματα παρουσίασαν σημαντικές διαφορές, κυρίως λόγω των παραδοχών που υιοθετήθηκαν κατά την υπολογιστική

προσέγγιση του προβλήματος (π.χ. θεωρήθηκε μέσο μέγεθος στατιστικά ισοδύναμων (SR) κόκκων) αλλά και του γεγονότος πως ο κώδικας VPSC, όπως αναφέρει ο Engler [220], στην περίπτωση της έλασης προβλέπει γρηγορότερη της πραγματικότητας εξέλιξη του αρχικού κρυσταλλογραφικού ιστού, ενώ ο αρχικά εισαγόμενος ιστός (ως δεδομένο) απομειώνεται ταχύτατα από τον κώδικα.

Κεφάλαιο 10

ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Από τη μελέτη που πραγματοποιήθηκε σχετικά με τον χαρακτηρισμό και την προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104, προκύπτουν τα εξής συμπεράσματα:

1. Η θερμοκρασία περάτωσης της θερμής έλασης παίζει τον σημαντικότερο ρόλο αναφορικά με την μετέπειτα εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104 κατά την περαιτέρω θερμομηχανική του κατεργασία.
2. Το παραχθέν τελικό υλικό μέσω του σχεδίου έλασης εν ψυχρώ A, παρουσιάζει συνολικά καλύτερη συμπεριφορά ως προς την ανισοτροπία και τις μηχανικές του ιδιότητες και είναι εντός των στενών προδιαγραφών της συσκευαστικής βιομηχανίας ($Z < 3$) αναφορικά με το φαινόμενο του «Earing» κατά την βαθιά του κοίλανση καθώς η τιμή Z που το χαρακτηρίζει είναι ίση με 2,66. Αντίθετα, το AA3104 που παρήχθη μέσω του σχεδίου έλασης AA χαρακτηρίζεται από μία τιμή Z της τάξης του 2,98 γεγονός που το καθιστά το υλικό στο όριο αποδοχής της συσκευαστικής βιομηχανίας και τυχόν παραγωγικές μικροαποκλίσεις ενδέχεται να το καταστήσουν ακατάλληλο για εφαρμογές απαιτητικές ως προς την ανισοτροπία.
3. Κατά την ενδιάμεση ανόπτηση, ο ιστός ανακρυστάλλωσης -και των δύο σχεδίων εν ψυχρώ έλασης- που αναπτύσσεται διαφέρει σημαντικά από τον ιστό ανακρυστάλλωσης που χαρακτηρίζει το φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου A. Κατά τις ενδιάμεσες ανοπτήσεις (SRX) το συστατικό Cube ενισχύεται ελάχιστα και παραμένει σχετικά αδύναμο σε αντίθεση με ότι συμβαίνει στην περίπτωση της θερμής έλασης, ενώ παράλληλα ο ιστός ανακρυστάλλωσης απαρτίζεται και διαφορετικά των Cube και Goss κρυσταλλογραφικά συστατικά, όπως το P, το Q και το R, τα οποία αποδίδονται στην πυρήνωση ανακρυσταλλωμένων κόκκων μέσω του μηχανισμού PSN, σε ζώνες διάτμησης και σε θέσεις όπου εντοπίζονται κόκκοι με προσανατολισμό S.
4. Ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d κατά την προσομοίωση των ψυχρών υποβιβασμών και των δύο σχεδίων έλασης προβλέπει πολύ «έντονους» κρυσταλλογραφικούς ιστούς, ενώ η εξέλιξη του ιστού στο εκάστοτε πάσο είναι γρηγορότερη από τους πειραματικά μετρούμενους ιστούς.
5. Η προσέγγιση ομογενοποίησης n_{eff} απέδωσε τα καλύτερα αποτελέσματα κατά την προσομοίωση των ψυχρών υποβιβασμών και των δύο σχεδίων έλασης μέσω του κώδικα πολύ κρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d. Οι προβλέψεις του μοντέλου σχετικά με την ανισοτροπία που χαρακτηρίζει τα ελάσματα του AA3104 μετά την έλαση τους ήταν πολύ κοντά στις πειραματικές μετρήσεις, ενώ ο δείκτης διαφοράς του κρυσταλλογραφικού ιστού (J_{diff}) ανάμεσα στις πειραματικές μετρήσεις και το μοντέλο VPSC7d- n_{eff} ήταν οι καλύτερες εξ' όσων υπολογίστηκαν.

Κεφάλαιο 11

ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ

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

1. Υπολογισμός του κρυσταλλογραφικού ιστού των δειγμάτων και των δύο σχεδίων έλασης που μελετήθηκαν στην παρούσα εργασία μέσω της τεχνικής της περίθλασης ακτίνων -X, ώστε τα αποτελέσματα της να συγκριθούν με τα αποτελέσματα της τεχνικής του EBSD.
2. Διενέργεια βιομηχανικού τύπου ανοπτήσεων στο σύνολο των δειγμάτων και των δύο σχεδίων έλασης, ώστε να εξεταστεί η επίδραση του ποσοστού της πρότερης παραμόρφωσης αλλά και του ιστού παραμόρφωσης στον ιστό ανακρυστάλλωσης που θα προκύψει.
3. Μελέτη της επίδρασης διαφορετικών κατεργασιών ομογενοποίησης στην μετέπειτα εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104
4. Διενέργεια ανοπτήσεων υψηλών θερμοκρασιών (>400 °C), ώστε να μελετηθεί η επίδραση του θερμομηχανικού φαινομένου της ανάπτυξης των κόκκων στην εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού, καθώς υπάρχουν λίγα δεδομένα στην διεθνή βιβλιογραφία σχετικά με την εξέλιξη του ιστού σε σχέση με το φαινόμενο αυτό.
5. Περαιτέρω μετρήσεις στα αποκατεστημένα δοκίμια για την λήψη περισσότερων δεδομένων, ώστε οι μετρήσεις του ιστού να είναι στατιστικά αντιπροσωπευτικές.
6. Αλλαγή του σχεδίου έλασης του AA3104, κατά τρόπο τέτοιο ώστε ο τελικός ψυχρός υποβιβασμός να είναι της τάξης του 35-40%, ώστε να επιτευχθούν καλύτερες ιδιότητες σχετικά με την ανισοτροπία του τελικώς παραχθέντος υλικού.
7. Προσομοίωση του φαινομένου του «Earing» μέσω του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC7d.
8. Δημιουργία ενός «εικονικού» εργαστηρίου με βάση τον κώδικα VPSC7d για την βαθμονόμηση αναλυτικών συναρτήσεων διαρροής που βρίσκουν χρήση σε μακροσκοπικά μοντέλα προσομοίωσης πεπερασμένων στοιχείων, ώστε η πρόβλεψη της παραμόρφωσης να βασίζεται στην θεωρία της κρυσταλλικής πλαστικότητας.
9. Σύνδεση του κώδικα VPSC7d με κάποιο λογισμικό πεπερασμένων στοιχείων, ώστε να προσομοιωθεί η ανομοιογενής εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού λόγω των διαφορών στην κατανομή του τανυστή της βάρθρωσης της ταχύτητας κατά το πάχος του κατεργαζόμενου ελάσματος
10. Προσομοίωση των ψυχρών υποβιβασμών και των δύο σχεδίων έλασης με την χρήση λογικών κρυσταλλικής πλαστικότητας πλήρους πεδίου, όπως το Damask, καθώς και σύνδεση αυτών με μοντέλα πρόβλεψης της εξέλιξης της μικροδομής του AA3104 κατά τις ανοπτήσεις μέσω της χρήσης αντίστοιχων προγραμμάτων εξέλιξης της μικροδομής, όπως το MICRESS.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] Humphreys F.J. and Hatherly M., “Recrystallization and Related Annealing Phenomena,” *Recryst. Relat. Annealing Phenom.*, 1995, doi: 10.1016/c2009-0-07986-0.
- [2] D. Banabic, *Sheet Metal Forming Processes*. 2010.
- [3] J. Hirsch, “AlMn1Mg1 for beverage cans,” *Virtual Fabr. Alum. Prod. Microstruct. Model. Ind. Alum. Prod. Weinheim Wiley-VCH Verlag*, no. June, 2006.
- [4] O. Engler and J. Hirsch, “Polycrystal-plasticity simulation of six and eight ears in deep-drawn aluminum cups,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 452–453, pp. 640–651, 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.10.108.
- [5] O. Engler, L. Löchte, and J. Hirsch, “Through-process simulation of texture and properties during the thermomechanical processing of aluminium sheets,” *Acta Mater.*, vol. 55, no. 16, pp. 5449–5463, 2007, doi: 10.1016/j.actamat.2007.06.010.
- [6] O. Engler and J. Hirsch, “Control of recrystallisation texture and texture-related properties in industrial production of aluminium sheet,” *Int. J. Mater. Res.*, vol. 100, no. 4, pp. 564–575, 2009, doi: 10.3139/146.110063.
- [7] J. Hirsch, “Thermomechanical control in aluminium sheet production,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 426–432, no. 1, pp. 185–194, 2003, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.426-432.185.
- [8] F. Roters *et al.*, “DAMASK – The Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit for modeling multi-physics crystal plasticity, thermal, and damage phenomena from the single crystal up to the component scale,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 158, no. January 2018, pp. 420–478, 2019, doi: 10.1016/j.commatsci.2018.04.030.
- [9] I. J. Polmear, “Wrought aluminium alloys,” in *Light Alloys (Fourth Edition)*, vol. 4, 2005, pp. 97–204.
- [10] K. H. David E. Laughlin, *PHYSICAL METALLURGY Volume I*. 2014.
- [11] T. Iv *et al.*, “ASM VOLUME 9: Metallography and Microstructures 2004,” p. 1699.
- [12] J. R. Davis, *ASM Handbook Aluminum and Aluminum Alloys*. 1993.
- [13] J. G. Kaufman, *Introduction to Aluminium Alloys and Tempers*. 2000.
- [14] K. H. David E. Laughlin, *PHYSICAL METALLURGY Volume II*. 2014.
- [15] G. Michot and G. Champier, “Physical metallurgy of aluminium alloys,” in *Light Alloys*

- (*Fourth Edition*), vol. 4, 2005, pp. 31–107.
- [16] P. Chabrand, F. Dubois, and J. C. Gelin, *Modelling in Sheet Metal Forming*, vol. 38, no. 1, 1996.
- [17] David E. Laughlin ; Kazuhiro Hono, *PHYSICAL METALLURGY Volume III*, vol. 3, 2014.
- [18] M. E. K. Hugh J. McQueen, Stefano Spigarelli and E. Evangelista, *Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys*. .
- [19] O. Daaland *et al.*, “Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 396–402, no. 1, pp. 5449–5463, 2002, doi: 10.1361/105994901770344791.
- [20] O. Engler, “Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 538, pp. 69–80, 2012, doi: 10.1016/j.msea.2012.01.015.
- [21] Y. C. Huang, Y. Liu, Q. Li, X. Liu, and C. G. Yang, “Relevance between microstructure and texture during cold rolling of AA3104 aluminum alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 673, pp. 383–389, 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.02.226.
- [22] A. L. T. Martins, A. A. Couto, N. B. De Lima, and G. F. C. Almeida, “Crystallographic texture evolution of aluminum alloy 3104 in the drawn and wall ironing (DWI) process,” *Mater. Res.*, vol. 22, pp. 1–6, 2020, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2019-0037.
- [23] A. L. T. Martins, A. A. Couto, and N. B. Lima, “Study of the deep drawing behavior and crystallographic texture of AA 3104-H19 aluminum alloy sheets,” *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.*, vol. 230, no. 3, pp. 748–759, 2016, doi: 10.1177/1464420714566629.
- [24] Z. Y. Yao, Z. Q. Zhang, A. Godfrey, W. Liu, and Q. Liu, “Microstructure and texture evolution of particle-containing AA3104 alloy cold rolled to large strains,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 26, no. 5, pp. 539–546, 2010, doi: 10.1179/026708309X12459430509210.
- [25] Y. chun Huang, Q. Li, Z. bing Xiao, Y. Liu, and H. huan Zhang, “Influence of precipitation on recrystallization texture of AA3104 aluminum alloy,” *J. Cent. South Univ.*, vol. 22, no. 10, pp. 3683–3688, 2015, doi: 10.1007/s11771-015-2910-2.
- [26] European Aluminium Association, “The aluminium agenda 2019-2020,” 2020, [Online]. Available: <https://www.european-aluminium.eu/media/2800/european-aluminium-the-aluminium-agenda-2019-2020.pdf>.
- [27] J. Hirsch, “Texture evolution during rolling of aluminium alloys,” *TMS Light Met.*, no. January 2008, pp. 1071–1077, 2008.
- [28] X. M. Cheng, “Earing behavior and crystallographic texture of aluminum alloys during cold rolling,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 10, no. 4, pp. 399–404, 2001, doi: 10.1361/105994901770344791.
- [29] A. Evgenii, R. Kawalla, A. Vladimir, and S. Christian, “Investigation of texture and structure evolution during hot rolling of 1070, 3104 and 8011 aluminum alloys in continuous mill,” *Metall. Ital.*, vol. 109, no. 3, pp. 11–21, 2017.
- [30] J. Hirsch, “Teksture and anisotropy in industrial applications of aluminium alloys,” *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 50, no. 1, pp. 21–34, 2005.

- [31] J. Hirsch, K. F. Karhausen, and O. Engler, “Property Control in Production of Aluminum Sheet by Use of Simulation,” *Contin. Scale Simul. Eng. Mater.*, no. February 2018, pp. 705–725, 2005, doi: 10.1002/3527603786.ch38.
- [32] J. Hirsch, P. Wagner, and H. Schmiedel, “Earing and texture evolution in Al can-sheet,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 217–222, no. PART 1, pp. 641–646, 1996, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.217-222.641.
- [33] H. R. W. U.F. Kocks, C. N. Tome, “Texture And Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties.” pp. 1–676, 1998.
- [34] O. Engler and V. Randle, *Introduction to Texture Analysis - Macrotecture, Microtexture, and Orientation Mapping*. 2009.
- [35] R. Elia and O. Pelayo, “Direct Chill and Casting of Aluminum Alloys,” 2012.
- [36] C. Gandhi, “EFFECT OF HOMOGENIZATION ON THE MICROSTRUCTURAL DEVELOPMENT IN A D . C . CAST AA3104 ALUMINUM ALLOY USED,” *Master Thesis*, 1999.
- [37] R. G. Kamat, “AA3104 can-body stock ingot: Characterization and homogenization,” *Jom*, vol. 48, no. 6, pp. 34–38, 1996, doi: 10.1007/BF03222964.
- [38] H. Aluminium, Y. Li, and R. Holmestad, “ICAA13 Pittsburgh,” *ICAA13 Pittsburgh*, no. October 2017, 2016, doi: 10.1007/978-3-319-48761-8.
- [39] L. Huang, L. fei Cao, G. jie Huang, X. dong Wu, and M. yong Xia, “Effect of pre-recovery on subsequent recrystallization kinetics in moderately deformed and supersaturated Al-Mn alloys,” *J. Cent. South Univ.*, vol. 25, no. 3, pp. 534–542, 2018, doi: 10.1007/s11771-018-3758-z.
- [40] K. Huang, K. Marthinsen, Q. Zhao, and R. E. Logé, “The double-edge effect of second-phase particles on the recrystallization behaviour and associated mechanical properties of metallic materials,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 92, no. March, pp. 284–359, 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.004.
- [41] J. G. Morris and W. C. Liu, “Al alloys: The influence of concurrent precipitation on recrystallization behavior, kinetics, and texture,” *Jom*, vol. 57, no. 11, pp. 44–47, 2005, doi: 10.1007/s11837-005-0026-0.
- [42] R. Mir Miri, “Effect of Manganese (Mn) Content and Homogenization Treatment on Hot Deformation of AA3xxx Aluminum Alloys,” p. 118, 2016.
- [43] K. Huang, K. Zhang, K. Marthinsen, and R. E. Logé, “Controlling grain structure and texture in Al-Mn from the competition between precipitation and recrystallization,” *Acta Mater.*, vol. 141, no. September, pp. 360–373, 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2017.09.032.
- [44] R. K. Satyam Suwas, *Crystallographic Texture of Materials*, Engineerin. Springer, 2014.
- [45] D. B. Arunansu Haldar, Satyam Suwas, *Microstructure and Texture in Steels and other Materials*. 2008.
- [46] S. Suwas and N. P. Gurao, “Crystallographic texture in materials,” *J. Indian Inst. Sci.*, vol. 88, no. 2, pp. 151–177, 2008.
- [47] H.-J. Bunge, “Texture Analysis in Materials Science.” Cuvillier Verlag, Gottingen

- 1993, [Online]. Available: ISBN 3-928815-81-4.
- [48] F. Cruz-Gandarilla, R. E. Bolmaro, H. F. Mendoza-León, A. M. Salcedo-Garrido, and J. G. Cabañas-Moreno, “Study of recovery and first recrystallisation kinetics in CGO Fe3%Si steels using misorientation-derived parameters (EBSD),” *J. Microsc.*, vol. 275, no. 3, pp. 133–148, 2019, doi: 10.1111/jmi.12822.
- [49] O. Engler, “Modelling of microstructure and texture and the resulting properties during the thermo-mechanical processing of aluminium sheets,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 519–521, no. PART 2, pp. 1563–1568, 2006, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.1563.
- [50] G. E. Dieter, D. Bacon, and G. L. Wilkes, *MECHANICAL METALLURGY SI Metric Edition*. 2001.
- [51] G. E. Dieter, H. A. Kuhn, and S. L. Semiatin, *Handbook of Workability and Process Design*. 2003.
- [52] L. A. I. Kestens and H. Pirgazi, “Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 32, no. 13, pp. 1303–1315, 2016, doi: 10.1080/02670836.2016.1231746.
- [53] H. K. D. H. Bhadeshia, “Crystallography, Materials Science and Metallurgy,” pp. 1–84, 2011, [Online]. Available: papers2://publication/uuid/CB15CF03-4788-4514-A156-38020CECCFB5.
- [54] T. Kayser, “Characterization of microstructure in aluminum alloys based on electron backscatter diffraction,” 2011.
- [55] H. K. D. H. Bhadeshia, *Geometry of crystals, polycrystals, and phase transformations*. CRC Press, 2018.
- [56] J. H. Cho, A. D. Rollett, and K. H. Oh, “Determination of volume fractions of texture components with standard distributions in Euler space,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 35, no. 13, pp. 1075–1086, 2004, doi: 10.1007/s11661-004-1010-y.
- [57] J. J. Sidor, K. Decroos, R. H. Petrov, and L. A. I. Kestens, “Evolution of recrystallization textures in particle containing Al alloys after various rolling reductions: Experimental study and modeling,” *Int. J. Plast.*, vol. 66, pp. 119–137, 2015, doi: 10.1016/j.ijplas.2014.08.009.
- [58] D. P. F. Wright, Stuart I., Matthew M. Nowell, “A review of strain analysis using electron backscatter diffraction.” *Microscopy and microanalysis*, pp. 316–329, 2011, doi: 10.1017/S1431927611000055.
- [59] S. Bunkholt, K. Marthinsen, and E. Nes, “Subgrain structures characterized by electron backscatter diffraction (EBSD),” *Mater. Sci. Forum*, vol. 794–796, pp. 3–8, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.3.
- [60] O. Engler, “Comparison of X-ray and electron backscatter diffraction textures for back-annealed Al-Mg alloys,” *J. Appl. Crystallogr.*, vol. 42, no. 6, pp. 1147–1157, 2009, doi: 10.1107/S0021889809041685.
- [61] S. I. Wright, M. M. Nowell, and J. F. Bingert, “A comparison of textures measured using X-ray and electron backscatter diffraction,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 38, no. 8, pp. 1845–1855, 2007, doi: 10.1007/s11661-007-9226-2.

- [62] F. J. Humphreys, “Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction,” *J. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 16, pp. 3833–3854, 2001, doi: 10.1023/A:1017973432592.
- [63] R. Kumar, A. Gupta, T. R. Dandekar, and R. K. Khatirkar, “Microstructure and texture development in AA3003 aluminium alloy,” *Mater. Today Commun.*, vol. 24, no. September 2019, p. 100965, 2020, doi: 10.1016/j.mtcomm.2020.100965.
- [64] N. Tian *et al.*, “Prediction of the work-hardening exponent for 3104 aluminum sheets with different grain sizes,” *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 15, 2019, doi: 10.3390/ma12152368.
- [65] V. K. Barnwal, R. Raghavan, A. Tewari, K. Narasimhan, and S. K. Mishra, “Effect of microstructure and texture on forming behaviour of AA-6061 aluminium alloy sheet,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 679, no. October 2016, pp. 56–65, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.10.027.
- [66] J. Lv, J. H. Zheng, V. A. Yardley, Z. Shi, and J. Lin, “A review of microstructural evolution and modelling of aluminium alloys under hot forming conditions,” *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 11, pp. 1–33, 2020, doi: 10.3390/met10111516.
- [67] Z. Li, Z. Zhang, and X. G. Chen, “Microstructure, elevated-temperature mechanical properties and creep resistance of dispersoid-strengthened Al-Mn-Mg 3xxx alloys with varying Mg and Si contents,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 708, no. October, pp. 383–394, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.10.013.
- [68] X. Zhang and C. Oskay, “Polycrystal plasticity modeling of nickel-based superalloy in 617 subjected to cyclic loading at high temperature,” *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 24, no. 5, 2016, doi: 10.1088/0965-0393/24/5/055009.
- [69] K. Zhang, B. Holmedal, O. S. Hopperstad, and S. Dumoulin, “Modelling the plastic anisotropy of aluminum alloy 3103 sheets by polycrystal plasticity,” *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 22, no. 7, 2014, doi: 10.1088/0965-0393/22/7/075015.
- [70] Y. Zhang, D. J. Jensen, Y. Zhang, F. Lin, Z. Zhang, and Q. Liu, “Three-dimensional investigation of recrystallization nucleation in a particle-containing Al alloy,” *Scr. Mater.*, vol. 67, no. 4, pp. 320–323, 2012, doi: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.006.
- [71] Q. Zhao, K. Huang, Y. Li, and K. Marthinsen, “Orientation Preference of Recrystallization in Supersaturated Aluminum Alloys Influenced by Concurrent Precipitation,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 47, no. 3, pp. 1378–1388, 2016, doi: 10.1007/s11661-015-3314-5.
- [72] X. Lei *et al.*, “Particle stimulated nucleation revisited in three dimensions: a laboratory-based multimodal X-ray tomography investigation,” *Mater. Res. Lett.*, vol. 9, no. 1, pp. 65–70, 2021, doi: 10.1080/21663831.2020.1822455.
- [73] K. Adam, D. Zöllner, and D. P. Field, “3D microstructural evolution of primary recrystallization and grain growth in cold rolled single-phase aluminum alloys,” *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 26, no. 3, 2018, doi: 10.1088/1361-651X/aaa146.
- [74] dream3d@bluequartz.net, “DREAM.3D User Manual,” p. 61, 2013.
- [75] A. D. Rollett, “Overview of modeling and simulation of recrystallization,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 42, no. 1–4, pp. 79–99, 1997, doi: 10.1016/s0079-6425(97)00008-x.
- [76] F. J. Humphreys and G. W. Lorimer, “THERMO MECHANICAL PROCESSING OF ALUMINIUM ALLOYS,” pp. 343–353, 1998.

- [77] J. Sidor, R. H. Petrov, and L. Kestens, *Texture Control in Aluminum Sheets by Conventional and Asymmetric Rolling*, vol. 3. Elsevier, 2014.
- [78] E. ARYSHENSKII, J. HIRSCH, V. BAZHIN, R. KAWALLA, and U. PRAL, “Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 29, no. 5, pp. 893–906, 2019, doi: 10.1016/S1003-6326(19)64999-X.
- [79] E. Aryshenskii, J. Hirsch, and S. Konovalov, “Investigation of the intermetallic compounds fragmentation impact on the formation of texture during the as cast structure thermomechanical treatment of aluminum alloys,” *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 3, pp. 1–30, 2021, doi: 10.3390/met11030507.
- [80] J. Hirsch, “Texture Evolution and Earing in Aluminium Can Sheet,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 495–497, no. October 2014, pp. 1565–1572, 2005, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.495-497.1565.
- [81] Elizabeth A. Holm *et al.*, *Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016)*. .
- [82] E. Tolouei *et al.*, “Microstructure and texture development in Al-3% brass composite produced through ARB,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 20, no. 4, 2018, doi: 10.1002/adem.201700463.
- [83] S. Li, Q. Zhao, Z. Liu, and F. Li, “A Review of Texture Evolution Mechanisms During Deformation by Rolling in Aluminum Alloys,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 27, no. 7, pp. 3350–3373, 2018, doi: 10.1007/s11665-018-3439-y.
- [84] J. R. Hirsch and H. Aluminium, “RECRYSTALLIZATION AND TEXTURE CONTROL DURING ROLLING AND ANNEALING IN AL ALLOYS,” no. March, 2015.
- [85] W. M. Mao and P. Yang, “Formation mechanisms of recrystallization textures in aluminum sheets based on theories of oriented nucleation and oriented growth,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 6, pp. 1635–1644, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63235-0.
- [86] C. Esling, G. Gottstein, R. Penelle, and W. Skrotzki, “French-German texture and anisotropy meeting,” *Texture, Stress. Microstruct.*, vol. 2008, 2008, doi: 10.1155/2008/124056.
- [87] Q. L. Zhao and B. Holmedal, “Influence of dispersoids on grain subdivision and texture evolution in aluminium alloys during cold rolling,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 7, pp. 2072–2078, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63314-8.
- [88] R. Rolling, T. Through, and C. Recrystallization, “On the Origin of the R Orientation in the Recrystallization Textures of Aluminum Alloys,” vol. 30, no. June, pp. 1517–1527, 1999.
- [89] O. Engler, H. E. Vatne, and E. Nes, “The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminium,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 205, no. 1–2, pp. 187–198, 1996, doi: 10.1016/0921-5093(95)09879-8.
- [90] C. Sven, J. Irene, S. Takajo, C. N. Tomé, S. C. Vogel, and I. J. Beyerlein, “Texture simulation of a severely cold rolled low carbon steel using polycrystal modeling,” *Int.*

- J. Plast.*, vol. 25686, pp. 1–16, 2019, doi: 10.1016/j.ijplas.2018.06.001.
- [91] J. Savoie *et al.*, “Investigation of recrystallization texture evolution during annealing of hot deformed AA3104 alloy,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 408–412, no. I, pp. 833–838, 2002, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.408-412.833.
- [92] H. Yuan, J. Li, D. Cai, Q. Yang, and W. Liu, “Quantitative analysis of texture evolution of direct chill cast and continuous cast AA 1100 aluminum alloys during cold rolling,” *Mater. Trans.*, vol. 48, no. 7, pp. 1886–1890, 2007, doi: 10.2320/matertrans.MRA2007023.
- [93] G. R. Canova, “Effect of texture and grain shape on anisotropy,” *Rev. Phys. Appliquée*, vol. 23, no. 4, pp. 533–548, 1988, doi: 10.1051/rphysap:01988002304053300.
- [94] O. Engler, “RECRYSTALLISATION TEXTURES IN COPPER-MANGANESE ALLOYS,” vol. 49, pp. 1237–1247, 2001.
- [95] O. Engler, “Texture and anisotropy in cold rolled and recovery annealed AA 5182 sheets,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 31, no. 9, pp. 1058–1065, 2015, doi: 10.1179/1743284714Y.0000000671.
- [96] B. Hutchinson, “The cube texture revisited,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 702–703, no. December 2011, pp. 3–10, 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.702-703.3.
- [97] M. Ghosh, A. Miroux, and L. A. I. Kestens, “Correlating r-value and through thickness texture in Al – Mg – Si alloy sheets Correlating r -value and through thickness texture in Al – Mg – Si alloy sheets,” *J. Alloys Compd.*, vol. 619, no. January, pp. 585–591, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2014.09.038.
- [98] O. Engler, H. C. Kim, and M. Y. Huh, “Formation of {111} fibre texture in recrystallised aluminium sheet,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 17, no. 1, pp. 75–86, 2001, doi: 10.1179/026708301101508990.
- [99] C. Schäfer, J. Song, and G. Gottstein, “Modeling of texture evolution in the deformation zone of second-phase particles,” *Acta Mater.*, vol. 57, no. 4, pp. 1026–1034, 2009, doi: 10.1016/j.actamat.2008.10.052.
- [100] G. Britain and P. Press, “OVERVIEW NO . 93 ON THE ORIGIN OF RECRYSTALLIZATION TEXTURES IN A L U M I N I U M,” vol. 39, no. 7, pp. 1377–1404, 1991.
- [101] O. Engler, “On the impact of thermo-mechanical processing on texture and the resultant anisotropy of aluminium sheet,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 702–703, pp. 427–434, 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.702-703.427.
- [102] G. T. Halmos, *Roll forming handbook*. 2005.
- [103] D. U. F. and S. L. Semiatin, *ASM Handbook Volume 22A Fundamentals of Modeling for Metals Processing*. ASM International.
- [104] P. Eisenlohr, R. Lebensohn, B. Svendsen, C. Zambaldi, C. Tasan, and S. Zaeferrer, “Multi-Physics Crystal Plasticity Simulation of DP Steels DP steels for auto applications,” no. July, 2018.
- [105] G. J. Schmitz, “Handbook of Software Solutions for ICME,” *Handb. Softw. Solut. ICME*, 2016, doi: 10.1002/9783527693566.
- [106] K. S. Stopka, G. Whelan, and D. L. McDowell, “Microstructure-sensitive ICME

- workflows for fatigue critical applications,” *Int. SAMPE Tech. Conf.*, vol. 2019-May, no. April, 2019, doi: 10.33599/nasampe/s.19.1414.
- [107] J. Segurado, R. A. Lebensohn, and J. Llorca, “Computational Homogenization of Polycrystals,” *Adv. Appl. Mech.*, vol. 51, pp. 1–114, 2018, doi: 10.1016/bs.aams.2018.07.001.
- [108] M. Zecevic *et al.*, “Viscoplastic self-consistent formulation as generalized material model for solid mechanics applications,” *Appl. Eng. Sci.*, vol. 6, no. March, p. 100040, 2021, doi: 10.1016/j.apples.2021.100040.
- [109] B. Liu, D. Raabe, F. Roters, P. Eisenlohr, and R. A. Lebensohn, “Comparison of finite element and fast Fourier transform crystal plasticity solvers for texture prediction,” *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 18, no. 8, 2010, doi: 10.1088/0965-0393/18/8/085005.
- [110] F. Roters, P. Eisenlohr, and T. R. Bieler, *Crystal-Plasticity Finite Element Methods*. 2010.
- [111] C. Liu *et al.*, “An integrated crystal plasticity-phase field model for spatially resolved twin nucleation, propagation, and growth in hexagonal materials,” *Int. J. Plast.*, vol. 106, no. March, pp. 203–227, 2018, doi: 10.1016/j.ijplas.2018.03.009.
- [112] Z. Zhao, W. Mao, F. Roters, and D. Raabe, “A texture optimization study for minimum earing in aluminium by use of a texture component crystal plasticity finite element method,” *Acta Mater.*, vol. 52, no. 4, pp. 1003–1012, 2004, doi: 10.1016/j.actamat.2003.03.001.
- [113] M. F. Ashby, “The deformation of plastically non-homogeneous materials,” *Philos. Mag.*, vol. 21, no. 170, pp. 399–424, 1970, doi: 10.1080/14786437008238426.
- [114] A. Arsenlis and D. M. Parks, “Crystallographic aspects of geometrically-necessary and statistically-stored dislocation density,” *Acta Mater.*, vol. 47, no. 5, pp. 1597–1611, 1999, doi: 10.1016/S1359-6454(99)00020-8.
- [115] P. Oswald and L. Lejcek, “Drag of a Cottrell atmosphere by an edge dislocation in a smectic-A liquid crystal.” doi: 10.1140/epje/i2017-11573-9.
- [116] R. D. Doherty *et al.*, “Current issues in recrystallization: A review,” *Mater. Today*, vol. 1, no. 2, pp. 14–15, 1998, doi: 10.1016/s1369-7021(98)80046-1.
- [117] H. Pirgazi and L. A. I. Kestens, “Semi in-situ observation of crystal rotation during cold rolling of commercially pure aluminum,” *Mater. Charact.*, vol. 171, no. November 2020, p. 110752, 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110752.
- [118] L. S. Toth, “EBSD based GND densities in severe plastic deformed metals - The role of geometrically necessary dislocations in the plastic behavior of pure copper at extreme large strains,” 2015.
- [119] H. F. Alharbi and S. R. Kalidindi, “Crystal plasticity finite element simulations using a database of discrete Fourier transforms,” *Int. J. Plast.*, vol. 66, pp. 71–84, 2015, doi: 10.1016/j.ijplas.2014.04.006.
- [120] W. Liu, B. K. Chen, and Y. Pang, “Numerical investigation of evolution of earing, anisotropic yield and plastic potentials in cold rolled FCC aluminium alloy based on the crystallographic texture measurements,” *Eur. J. Mech. A/Solids*, vol. 75, no. August 2018, pp. 41–55, 2019, doi: 10.1016/j.euromechsol.2018.12.005.

- [121] F. Roters, “Advanced material models for the crystal plasticity finite element method: development of a general CPFEM framework,” *RWTH Aachen Libr. Serv.*, vol. 33, no. 11, pp. 913–916, 1995.
- [122] H. Hallberg, “Approaches to modeling of recrystallization,” *Metals (Basel)*, vol. 1, no. 1, pp. 16–48, 2011, doi: 10.3390/met1010016.
- [123] T. Takaki and Y. Tomita, “Static recrystallization simulations starting from predicted deformation microstructure by coupling multi-phase-field method and finite element method based on crystal plasticity,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 52, no. 2, pp. 320–328, 2010, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2009.09.037.
- [124] S. Bargmann *et al.*, “Generation of 3D representative volume elements for heterogeneous materials: A review,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 96, pp. 322–384, 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2018.02.003.
- [125] S. Bunkholt, E. Nes, and K. Marthinsen, “Orientation independent and dependent subgrain growth during iso-thermal annealing of high- purity and commercial purity aluminium,” *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 10, pp. 1–19, 2019, doi: 10.3390/met9101032.
- [126] Q. Liu, Z. Yao, A. Godfrey, and W. Liu, “Effect of particles on microstructural evolution during cold rolling of the aluminum alloy AA3104,” *J. Alloys Compd.*, vol. 482, no. 1–2, pp. 264–271, 2009, doi: 10.1016/j.jallcom.2009.03.183.
- [127] T. C. Hill, “Evolution of second phase particles with deformation in aluminium alloys,” 2014.
- [128] Q. Zhao, Z. Liu, Y. Hu, S. Li, and S. Bai, “Evolution of Goss texture in an Al–Cu–Mg alloy during cold rolling,” *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 20, no. 1, 2020, doi: 10.1007/s43452-020-00023-3.
- [129] P. Wagner and K. Lucke, “Quantitative correlation of texture and earing in Al-alloys,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 157–6, no. pt 2, pp. 2043–2048, 1994, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.157-162.2043.
- [130] S. C. Cowin, *Mechanics of materials*. 2001.
- [131] S. Li and G. Wang, *Introduction of Dislocation Theory*. 2018.
- [132] Q. long ZHAO, H. di ZHANG, K. HUANG, and K. MARTHINSEN, “Correlating oriented grain number density of recrystallisation in particle-containing aluminium alloys,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 28, no. 2, pp. 220–225, 2018, doi: 10.1016/S1003-6326(18)64654-0.
- [133] R. H. Kemsies, B. Milkereit, S. Wenner, R. Holmestad, and O. Kessler, “In situ DSC investigation into the kinetics and microstructure of dispersoid formation in Al-Mn-Fe-Si(-Mg) alloys,” *Mater. Des.*, vol. 146, pp. 96–107, 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.03.007.
- [134] S. Chen, *Recovery and Recrystallization Kinetics in AA1050 and AA3003 Aluminium Alloys*. 2003.
- [135] K. Huang, O. Engler, Y. J. Li, and K. Marthinsen, “Evolution in microstructure and properties during non-isothermal annealing of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy with different microchemistry states,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 628, pp. 216–229, 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.01.064.
- [136] K. Huang, Q. Zhao, Y. Li, and K. Marthinsen, “Two-stage annealing of a cold-rolled

- Al-Mn-Fe-Si alloy with different microchemistry states,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, pp. 87–99, 2015, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.016.
- [137] K. Huang, K. Zhang, K. Marthinsen, and R. E. Logé, “Controlling grain structure and texture in Al-Mn from the competition between precipitation and recrystallization,” *Acta Mater.*, vol. 141, pp. 360–373, 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2017.09.032.
- [138] M. S. Kaiser, “Fractional Recrystallization Behaviour of Al-Mg Alloy with Different Sc Addition Content,” *Int. J. Mater. Sci. Eng.*, no. August, 2014, doi: 10.12720/ijmse.2.2.136-140.
- [139] M. Somerday and F. J. Humphreys, “The effect of dispersoids on the recrystallization behavior of a high-purity Al-1.3 Mn alloy,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 331-337 II, pp. 703–714, 2000, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.331-337.703.
- [140] W. C. Liu and J. G. Morris, “Evolution of recrystallization and recrystallization texture in continuous-cast AA 3015 aluminum alloy,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 10, pp. 2829–2848, 2005, doi: 10.1007/s11661-005-0279-9.
- [141] F. J. Humphreys, “A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures - II. The effect of second-phase particles,” *Acta Mater.*, vol. 45, no. 12, pp. 5031–5039, 1997, doi: 10.1016/S1359-6454(97)00173-0.
- [142] O. Daaland and E. Nes, “Origin of cube texture during hot rolling of commercial Al-Mn-Mg alloys,” *Acta Mater.*, vol. 44, no. 4, pp. 1389–1411, 1996, doi: 10.1016/1359-6454(95)00289-8.
- [143] S. Tangen, K. Sjølstad, T. Furu, and E. Nes, “Effect of concurrent precipitation on recrystallization and evolution of the P-texture component in a commercial Al-Mn alloy,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 41, no. 11, pp. 2970–2983, 2010, doi: 10.1007/s11661-010-0265-8.
- [144] S. Chakraborty, C. Patil, Y. Wang, and S. Niezgodá, “Investigating the origin of cube texture during static recrystallization of fcc metals : A full field crystal plasticity-phase field study,” 2020.
- [145] O. Daaland and E. Nes, “Recrystallization texture development in commercial Al-Mn-Mg alloys,” *Acta Mater.*, vol. 44, no. 4, pp. 1413–1435, 1996, doi: 10.1016/1359-6454(95)00290-1.
- [146] E. S. Puchi-Cabrera, C. J. Villalobos-Gutiérrez, A. Carrillo, and F. Di Simone, “Non-isothermal annealing of a cold rolled commercial twin roll cast 3003 aluminum alloy,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 12, no. 3, pp. 261–271, 2003, doi: 10.1361/105994903770343105.
- [147] B. Hutchinson, “Critical assessment 16: Anisotropy in metals,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 31, no. 12, pp. 1393–1401, 2015, doi: 10.1179/1743284715Y.0000000118.
- [148] D. Anderson and B. Ræisina, “Micro and Macro Analysis of Anisotropy of an AA3104 Aluminum Alloy,” *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 418, no. 1, 2018, doi: 10.1088/1757-899X/418/1/012088.
- [149] J. Coër, H. Laurent, M. C. Oliveira, P.-Y. Manach, and L. F. Menezes, “Detailed experimental and numerical analysis of a cylindrical cup deep drawing,” *Submitt. to Int. J. Mater. Form.*, pp. 1–42.

- [150] T. M. Yu, C. R. Brooks, and S. Goodrich, “The effect of cold working and annealing practice on earing in 3104 Al alloy sheet,” *Mater. Charact.*, vol. 30, no. 4, pp. 251–259, 1993, doi: 10.1016/1044-5803(93)90072-4.
- [151] K. Koyama, S. Urayoshi, T. Tanaka, R. Shoji, Y. Tsuzuki, and H. Matsuda, “Development of low-earring can body stock using the 4-stand hot finishing mill at the Fukui Works,” *Furukawa Rev.*, no. 18, pp. 97–101, 1999.
- [152] Y. Shi, H. Jin, and P. D. Wu, “Analysis of cup earing for AA3104-H19 aluminum alloy sheet,” *Eur. J. Mech. A/Solids*, vol. 69, no. November 2017, pp. 1–11, 2018, doi: 10.1016/j.euromechsol.2017.11.013.
- [153] S. Tsuchida, “Anisotropy of Lankford value and textures in the cold rolled 3004 aluminum alloy sheet,” 2009.
- [154] O. Engler and J. Aegerter, “Texture and anisotropy in the Al-Mg alloy AA 5005 - Part II: Correlation of texture and anisotropic properties,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 618, no. 2014, pp. 663–671, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.08.040.
- [155] S. Keeler, M. Kimchi, and P. J. Mooney, *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines*, 6th ed., no. September. WorldAutoSteel, 2016.
- [156] O. Engler and S. Kalz, “Simulation of earing profiles from texture data by means of a visco-plastic self-consistent polycrystal plasticity approach,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 373, no. 1–2, pp. 350–362, 2004, doi: 10.1016/j.msea.2004.02.003.
- [157] O. Engler, K. Karhausen, and Jurgen Hirsch, “Simulation of Microstructure and Texture Evolution in Aluminum Sheet,” pp. 1–12.
- [158] S. L. Palmer and Z. Li, “The Single-Step Preheating of AA31 04 Can-Body Stock Ingots,” *JOM*, pp. 4–7.
- [159] R. Kumar, A. Gupta, T. R. Dandekar, and R. K. Khatirkar, “Microstructure and texture development in AA3003 aluminium alloy,” *Mater. Today Commun.*, vol. 24, no. January, p. 100965, 2020, doi: 10.1016/j.mtcomm.2020.100965.
- [160] L. Neumann *et al.*, “Simulation of casting, homogenization, and hot rolling: Consecutive process and microstructure modelling for aluminium sheet production,” *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 12, no. 1, 2004, doi: 10.1088/0965-0393/12/1/S02.
- [161] A. V. Andrianov, E. G. Kandalova, E. V. Aryshensky, and A. F. Grechnikova, “Influence of 3104 Alloy microstructure on sheet performance in ironing aluminum beverage cans,” *Key Eng. Mater.*, vol. 684, pp. 398–405, 2016, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.684.398.
- [162] K. Huang, Y. J. Li, and K. Marthinsen, “Microstructural evolution during isothermal annealing of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy with different microchemistry states,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 794–796, no. June 2015, pp. 1163–1168, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.794-796.1163.
- [163] C. Yu, J. Chang, and S. Ding, “Effects of Mn Content on Recrystallization Behavior and Texture Evolution of 3xxx Al Alloy,” no. 28, pp. 63–70, 2015.
- [164] A. R. Eivani, H. Ahmed, J. Zhou, and J. Duszczyk, “Correlation between electrical resistivity, particle dissolution, precipitation of dispersoids, and recrystallization behavior of AA7020 aluminum alloy,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 40, no. 10, pp. 2435–2446, 2009, doi: 10.1007/s11661-009-9917-y.

- [165] K. Huang, Y. J. Li, and K. Marthinsen, “Effect of heterogeneously distributed pre-existing dispersoids on the recrystallization behavior of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy,” *Mater. Charact.*, vol. 102, pp. 92–97, 2015, doi: 10.1016/j.matchar.2015.02.015.
- [166] W. Liu, M. Ma, and F. Yang, “Effect of the heat treatment on the cube recrystallization texture of Al-Mn-Mg aluminum alloy,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 44, no. 6, pp. 2857–2868, 2013, doi: 10.1007/s11661-012-1601-y.
- [167] E. V. Aryshenskii, L. V. Zhuravel’, V. Y. Aryshenskii, and E. D. Beglov, “Effect of softening on the mechanical properties and formability of ribbon from alloy 3104,” *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 56, no. 1–2, pp. 14–17, 2014, doi: 10.1007/s11041-014-9694-0.
- [168] A. Evgenii, B. Erkin, J. Hirsch, A. Vladimir, and K. Segrey, “Development of the new fast approach for calculation of texture evolution during hot deformation of aluminum alloys,” *Procedia Manuf.*, vol. 37, pp. 492–499, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.12.079.
- [169] O. Engler, “Simulation of Rolling and Recrystallization Textures in Aluminium Alloy Sheets,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 550, pp. 23–34, 2007, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.550.23.
- [170] J. Hirsch, E. Aryshesnkij, and S. Konovalov, “Slip System Selection and Taylor Factor Evolution in FCC Metals,” *SSRN Electron. J.*, 2020, doi: 10.2139/ssrn.3618715.
- [171] O. Engler, “Simulation of Rolling and Recrystallization Textures in Aluminium Alloy Sheets,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 550, no. December, pp. 23–34, 2007, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.550.23.
- [172] Β. Λουκαδάκης, Δ.Ε.: *Προσομοίωση Μικροδομής και Κρυσταλλογραφικού Ιστού κατά την Θερμή Έλαση του AA5182*. Αθήνα: Σ.Μ.Μ.Μ., Ε.Μ.Π., 2020.
- [173] E. Materials, W. Andreoni, and S. Yip, *Handbook of Materials Modeling*. .
- [174] G. Somnath and D. Dimiduk, *Computational Methods for Microstructure-Property Relationships*. .
- [175] P. Paufler, “Worked Examples in the Geometry of Crystals,” *Zeitschrift für Krist.*, vol. 195, no. 1–2, pp. 155–155, 1991, doi: 10.1524/zkri.1991.195.1-2.155.
- [176] O. C. B. Revil-baudard, *Plasticity – Damage Couplings : From Single Crystal to Polycrystalline Materials*. .
- [177] K. Zhang, *Multi-level Modelling of Plastic Anisotropy of Aluminium Alloys Using Crystal Plasticity Models and Advanced Yield Functions*, no. June. 2014.
- [178] J. J. Sidor, “Deformation texture simulation in Al alloys : continuum mechanics and crystal plasticity aspects Deformation texture simulation in Al alloys : continuum mechanics and crystal plasticity aspects,” 2018.
- [179] O. Engler, M. Huh, and C. N. Tomé, “Crystal-Plasticity Analysis of Ridging in Ferritic Stainless,” vol. 36, no. November, pp. 3127–3139, 2005.
- [180] S. R. Sensitivity, J. Galán-lópez, B. Shakerifard, and J. Ochoa-avendaño, “Advanced Crystal Plasticity Modeling of Multi-Phase Steels,” 2021.
- [181] O. Engler, L. Löchte, and K. F. Karhausen, “Modelling of Recrystallisation Kinetics and Texture during the Thermo-Mechanical Processing of Aluminium Sheets,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 495–497, pp. 555–566, 2005, doi:

10.4028/www.scientific.net/msf.495-497.555.

- [182] D. Helm, A. Butz, D. Raabe, and P. Gumbsch, “Microstructure-based description of the deformation of metals: Theory and application,” *Jom*, vol. 63, no. 4, pp. 26–33, 2011, doi: 10.1007/s11837-011-0056-8.
- [183] P. Van Houtte, “Mathematical Formulation of an Extended Taylor-Bishop-Hill Model Featuring Relaxed Constraints , the Renouard-Wintenberger Theory and a Strain Rate Sensitivity Model,” vol. 8&9, no. C, pp. 313–350, 1988.
- [184] J. Rossiter, “Crystal Plasticity Based Modelling of Surface Roughness and Localized Deformation During Bending in Aluminum Polycrystals by,” 2015.
- [185] B. S. Anglin, B. T. Gockel, and A. D. Rollett, “Developing constitutive model parameters via a multi-scale approach,” *Integr. Mater. Manuf. Innov.*, vol. 5, no. 1, pp. 212–231, 2016, doi: 10.1186/s40192-016-0053-4.
- [186] K. Decroos, J. Sidor, and M. Seefeldt, “A new analytical approach for the velocity field in rolling processes and its application in through-thickness texture prediction,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 2, pp. 948–961, 2014, doi: 10.1007/s11661-013-2021-3.
- [187] C. Tome, G. R. Canova, U. F. Kocks, N. Christodoulou, and J. J. Jonas, “The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in F.C.C. polycrystals,” *Acta Metall.*, vol. 32, no. 10, pp. 1637–1653, 1984, doi: 10.1016/0001-6160(84)90222-0.
- [188] R. Pokharel *et al.*, “Polycrystal plasticity: Comparison between grain - Scale observations of deformation and simulations,” *Annu. Rev. Condens. Matter Phys.*, vol. 5, no. 1, pp. 317–346, 2014, doi: 10.1146/annurev-conmatphys-031113-133846.
- [189] M. Jafari, M. Jamshidian, S. Ziaei-Rad, D. Raabe, and F. Roters, “Constitutive modeling of strain induced grain boundary migration via coupling crystal plasticity and phase-field methods,” *Int. J. Plast.*, vol. 99, pp. 19–42, 2017, doi: 10.1016/j.ijplas.2017.08.004.
- [190] A. Molinari, S. Ahzi, and R. Kouddane, “On the self-consistent modeling of elastic-plastic behavior of polycrystals,” *Mech. Mater.*, vol. 26, no. 1, pp. 43–62, 1997, doi: 10.1016/S0167-6636(97)00017-3.
- [191] P. Van Houtte, S. Li, M. Seefeldt, and L. Delannay, *Deformation texture prediction : from the Taylor model to the advanced Lamel model*, vol. 21. 2005.
- [192] O. Engler, M. Crumbach, and S. Li, “Alloy-dependent rolling texture simulation of aluminium alloys with a grain-interaction model,” *Acta Mater.*, vol. 53, no. 8, pp. 2241–2257, 2005, doi: 10.1016/j.actamat.2005.01.032.
- [193] M. Crumbach, M. Goerdeler, and G. Gottstein, “Modelling of recrystallisation textures in aluminium alloys : I . Model set-up and integration,” vol. 54, pp. 3275–3289, 2006, doi: 10.1016/j.actamat.2006.03.017.
- [194] S. Mu and F. Tang, “A cluster-type grain interaction deformation texture model accounting for twinning-induced texture and strain-hardening evolution : Application to magnesium alloys,” vol. 68, pp. 310–324, 2014, doi: 10.1016/j.actamat.2013.12.007.
- [195] D. Ma, “Crystal plasticity in metal forming simulation : Current status and future directions Crystal plasticity in metal forming simulation : Current status and future directions,” no. August, 2015, doi: 10.13140/RG.2.1.2324.4642.

- [196] R. A. Lebensohn, “DEVELOPMENT OF POLYCRYSTALS : APPLICATION TO,” vol. 41, no. 9, pp. 2611–2624, 2000.
- [197] E. Kroener, “Zur plastischen verformung,” *Acta Metall.*, vol. 9, pp. 155–161, 1961.
- [198] R. J. Asaro, “Crystal Plasticity,” vol. 50, no. December 1983, pp. 921–934, 2013.
- [199] J. W. Hutchinson and P. R. S. L. A, “Elastic-Plastic Behaviour of Polycrystalline Metals and Composites,” pp. 247–272, 1970, doi: 10.1098/rspa.1970.0177.
- [200] A. Molinari and L. S. Tóth, “Tuning a self consistent viscoplastic model by finite element results-I. Modeling,” *Acta Metall. Mater.*, vol. 42, no. 7, pp. 2453–2458, 1994, doi: 10.1016/0956-7151(94)90324-7.
- [201] J. Segurado, R. A. Lebensohn, and J. Llorca, *Computational Homogenization of Polycrystals*, 1st ed., vol. 51. Elsevier Inc., 2018.
- [202] W. Liu, B. K. Chen, and Y. Pang, “Numerical investigation of evolution of earing, anisotropic yield and plastic potentials in cold rolled FCC aluminium alloy based on the crystallographic texture measurements,” *Eur. J. Mech. A/Solids*, vol. 75, no. November 2019, pp. 41–55, 2019, doi: 10.1016/j.euromechsol.2018.12.005.
- [203] D. K. Kim, J. M. Kim, W. W. Park, H. W. Lee, Y. T. Im, and Y. S. Lee, “Three-dimensional crystal plasticity finite element analysis of microstructure and texture evolution during channel die compression of if steel,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 100, no. PA, pp. 52–60, 2015, doi: 10.1016/j.commatsci.2014.09.032.
- [204] M. Kasemer, G. Falkinger, and F. Roters, “A numerical study of the influence of crystal plasticity modeling parameters on the plastic anisotropy of rolled aluminum sheet,” *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 28, no. 8, 2020, doi: 10.1088/1361-651X/abb8e2.
- [205] A. Eghtesad, M. Zecevic, R. A. Lebensohn, R. J. McCabe, and M. Knezevic, “Spectral database constitutive representation within a spectral micromechanical solver for computationally efficient polycrystal plasticity modelling,” *Comput. Mech.*, vol. 61, no. 1–2, pp. 89–104, 2018, doi: 10.1007/s00466-017-1413-4.
- [206] F. Qayyum, A. A. Chaudhry, S. Guk, M. Schmidtchen, R. Kawalla, and U. Prah, “Effect of 3d representative volume element (Rve) thickness on stress and strain partitioning in crystal plasticity simulations of multi-phase materials,” *Crystals*, vol. 10, no. 10, pp. 1–18, 2020, doi: 10.3390/cryst10100944.
- [207] A. Rollett *et al.*, “Micromechanical Analysis of Stress-Strain Inhomogeneities with Fourier transforms (MASSIF),” *Cms*, 2019.
- [208] M. A. Groeber and M. A. Jackson, “Open Access DREAM . 3D: A Digital Representation Environment for the Analysis of Microstructure in 3D,” pp. 1–17, 2014.
- [209] C. Methods, A. Mech, R. Quey, P. R. Dawson, and F. Barbe, “Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method : Generation , meshing and remeshing,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 200, no. 17–20, pp. 1729–1745, 2011, doi: 10.1016/j.cma.2011.01.002.
- [210] S. Ghosh and M. A. Groeber, “Developing Virtual Microstructures and Statistically Equivalent Representative Volume Elements for Polycrystalline Materials,” *Handb. Mater. Model.*, pp. 1631–1656, 2020, doi: 10.1007/978-3-319-44677-6_13.
- [211] L. S. Toth *et al.*, “Modeling the Effect of Primary and Secondary Twinning on Texture Evolution during Severe Plastic Deformation of a Twinning-Induced Plasticity Steel,”

doi: 10.3390/ma11050863.

- [212] R. A. Lebensohn *et al.*, “Second-Order Homogenization Approaches,” 2012.
- [213] S. K. Sahoo, S. S. Dhinwal, V. Q. Vu, and L. S. Toth, “A new macroscopic strain hardening function based on microscale crystal plasticity and its application in polycrystal modeling,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 823, no. June, p. 141634, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141634.
- [214] R. A. Lebensohn, M. Zecevic, M. Knezevic, and R. J. McCabe, “Average intragranular misorientation trends in polycrystalline materials predicted by a viscoplastic self-consistent approach,” *Acta Mater.*, vol. 104, pp. 228–236, 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2015.10.035.
- [215] F. Li and R. A. Lebensohn, “VPFFT : Crystal Viscoplasticity Proxy App Deep Dive.”
- [216] L. Hu, A. D. Rollett, M. Iadicola, T. Foecke, and S. Banovic, “Constitutive relations for AA 5754 based on crystal plasticity,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 43, no. 3, pp. 854–869, 2012, doi: 10.1007/s11661-011-0927-1.
- [217] J. Hidalgo, “Use of the Correlation between Grain Size and Crystallographic Orientation in Crystal Plasticity,” 2020.
- [218] O. Engler, C. N. Tome, and I. Introduction, “A Study of Through-Thickness Texture Gradients in Rolled,” vol. 31, no. SEPTEMBER, 2000.
- [219] V. M. Miller, M. P. Echlin, I. J. Beyerlein, and T. M. Pollock, “Polycrystal Plasticity Simulation of Microtextured Titanium,” *Proc. 13th World Conf. Titan.*, pp. 209–214, 2016, doi: 10.1002/9781119296126.ch31.
- [220] O. Engler, “A new approach to more realistic rolling texture simulation,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 4, no. 4, pp. 181–186, 2002, doi: 10.1002/1527-2648(200204)4:4<181::AID-ADEM181>3.0.CO;2-3.
- [221] Σ. Α. Παπαευθυμίου and Τσιώλης Φώτης, “Σημειώσεις Μεταλλοτεχνίας: Κρυσταλλογραφία, Πλαστική παραμόρφωση, Κρυσταλλογραφικός ιστός και προσομοίωση.” Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών, Τομέας Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών, Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας, 2020, p. 111.
- [222] W. C. Liu, C. S. Man, and D. Raabe, “Effect of strain hardening on texture development in cold rolled Al-Mg alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 4–5, pp. 1249–1254, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2009.09.059.
- [223] R. Lebensohn and C. Tome, *VPSC Manual for Code Version 7d*, vol. 7d. Los Alamos National Laboratory, LANL, 2015.
- [224] B. Beausir and L. S. Tóth, “A New Flow Function to Model Texture Evolution in Symmetric and Asymmetric Rolling,” *Microstruct. Texture Steels*, pp. 415–420, 2009, doi: 10.1007/978-1-84882-454-6_25.
- [225] J. Segurado and J. Llorca, “Simulation of the deformation of polycrystalline nanostructured Ti by computational homogenization,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 76, pp. 3–11, 2013, doi: 10.1016/j.commatsci.2013.03.008.
- [226] EDAX, “OIM manual, EDAX TSL v.7.” EDAX, pp. 1–209.
- [227] B. Beausir and J.-J. Fundenberger, “Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction,

- ATEX - software.” de Lorraine, Metz, 2017, [Online]. Available: www.atex-software.eu,.
- [228] N. Saunders and A. P. Miodownik, *CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide*, vol. 1. Pergamon materials series, 1998.
- [229] Α. Κοντοπούλου, “Δ.Ε.: Μελέτη Κράματος Αλουμινίου 5182, Εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού από την χύτευση έως την έλαση κράματος αλουμινίου,” Ε.Μ.Π., 2019.
- [230] O. Engler and H. Aretz, “A virtual materials testing approach to calibrate anisotropic yield functions for the simulation of earing during deep drawing of aluminium alloy sheet,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 818, no. May, p. 141389, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141389.
- [231] O. Engler and K. Knarbak, “Temper rolling to control texture and earing in aluminium alloy AA 5050A,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 288, no. August 2020, p. 116910, 2021, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116910.

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑΤΑ

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ 1 : ΜΑΘΗΜΑΤΙΚΟ ΥΠΟΒΑΘΡΟ ΤΟΥ ΚΩΔΙΚΑ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ VPSC

1.1 ΚΙΝΗΜΑΤΙΚΗ

Σκοπός αυτής της παραμέτρου είναι να γίνει μία σύντομη, αλλά περιεκτική, αναφορά των εξισώσεων που διέπουν την κινηματική του συνεχούς παραμορφώσιμου σώματος (small strain kinematics), και οι οποίες εφαρμόζονται στην υπολογιστική προσομοίωση της κρυσταλλικής πλαστικότητας των μεταλλικών υλικών [201], [223]. Για την περίπτωση των κόκκων μίας μικροδομής ισχύουν εξ ορισμού τα κάτωθι:

- IV. \mathbf{X} : οι αρχικές συντεταγμένες ενός υλικού σημείου εντός μη-παραμορφωμένου κόκκου
- V. $\mathbf{x}(\mathbf{X})$: οι τελικές συντεταγμένες του υλικού σημείου εντός του παραμορφωμένου κόκκου
- VI. $\mathbf{u} = \mathbf{x} - \mathbf{X}$: η μετατόπιση του υλικού σημείου λόγω της πλαστικής παραμόρφωσης

Δεδομένου ότι η πλαστική παραμόρφωση των κόκκων της μικροδομής περιγράφεται -στην μηχανική του συνεχούς σώματος (Continuum Mechanics)- μέσω της χρήσης του τανυστή της βάρθρωσης της μετατόπισης (L^c) και του τανυστή βάρθρωσης της παραμόρφωσης (F^c), βάσει των παραπάνω ορισμών αυτοί οι τανυστές ορίζονται ως:

$$L_{ij}^c = \frac{\partial \dot{u}_i^c}{\partial x_j} \quad (1.1)$$

$$F_{ij}^c = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (1.2)$$

, ενώ ισχύει η ιδιότητα πως:

$$x_i = F_{ij}X_j \quad (1.3)$$

Παράλληλα, βάσει των παραπάνω ορισμών αποδεικνύεται πως οι δύο ταυσιές συνδέονται μεταξύ τους μέσω της σχέσης:

$$\dot{F}^c = L^c F^c \quad (1.4)$$

Επιπλέον, η πλαστική παραμόρφωση των μεταλλικών υλικών πραγματοποιείται μέσω της άσκησης διατμητικών τάσεων επί των συστημάτων ολίσθησης του εκάστοτε συστήματος κρυστάλλωσης -εν προκειμένω του FCC- και καθώς μέσω της διάτμησης δεν μεταβάλλεται ο κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός του κόκκου χρήσιμη είναι η εισαγωγή της « πολικής διάσπασης» (polar decomposition) του ταυσιτή της βάρθρωσης της παραμόρφωσης. Μέσω αυτού του μαθηματικού μετασχηματισμού ο F^c διασπάται σε δύο διαδοχικά συστατικά, το πλαστικό συστατικό F_0^c , το οποίο παραμορφώνει τον κόκκο χωρίς να αλλάζει τον προσανατολισμό του, και το συστατικό περιστροφής του πλέγματος R^c , το οποίο περιστρέφει το κρυσταλλικό πλέγμα του κόκκου στην τελική του θέση, σύμφωνα με την σχέση:

$$F^c = R^c \cdot F_0^c \quad (1.5)$$

Για το πλαστικό κομμάτι του ταυσιτή της βάρθρωσης της παραμόρφωσης F_0^c , ισχύει μία παρόμοια σχέση με την 1.4 :

$$\dot{F}_0^c = L_0^c F_0^c, \text{ όπου:} \quad (1.6)$$

$$L_{0ij}^c = \frac{\partial \dot{u}_i^c}{\partial X_j} \quad (1.7)$$

, όπου L_{0ij}^c είναι ο ταυσιτής βάρθρωσης της ταχύτητας, ο οποίος έχει ως σύστημα αναφοράς εκείνο των αξόνων του κρυσταλλικού πλέγματος του κόκκου της μικροδομής που παραμορφώνεται, και ο οποίος προκύπτει από την γραμμική υπέρθεση των ρυθμών διάτμησης επί του συνόλου των ενεργών συστημάτων ολίσθησης και διδυμισμού, μέσω της σχέσης:

$$L_{0ij}^c = \sum_s \dot{\gamma}^s b_i^s n_j^s \quad (1.8)$$

, όπου \mathbf{n} και \mathbf{b} είναι τα διανύσματα που εκφράζουν τα συστήματα ολίσθησης. Το εξωτερικό γινόμενο των \mathbf{n} και \mathbf{b} ($b^s \otimes n^s$) συνιστά, λοιπόν, τον παράγοντα του Schmid, στην ταυσιτική του μορφή, ο οποίος μπορεί να διασπαστεί στο συμμετρικό και αντισυμμετρικό του κομμάτι:

$$m_{ij}^s = \frac{1}{2} (b_i^s n_j^s + b_j^s n_i^s) \quad (1.9a)$$

$$q_{ij}^s = \frac{1}{2}(b_i^s n_j^s - b_j^s n_i^s) \quad (1.9\beta)$$

Βάσει της παραπάνω διάσπασης του παράγοντα του Schmid, ο τανυστής βάρθρωσης της ταχύτητας δύναται και αυτός να διασπαστεί σε δύο μέρη. Κατά συνέπεια, ο L_{oij}^c διασπάται στον τανυστή του ρυθμού της πλαστικής παραμόρφωσης (plastic strain rate) D_{oij}^c και στον τανυστή του ρυθμού της πλαστικής περιστροφής (rotation rate -spin) W_{oij}^c :

$$L_{oij}^c = D_{oij}^c + W_{oij}^c = \sum_s \dot{\gamma}^s m_{ij}^s + \sum_s \dot{\gamma}^s q_{ij}^s \quad (1.10)$$

Αντικαθιστώντας την σχέση 1.5 στην 1.3 και χρησιμοποιώντας την 1.6 προκύπτει για τον τανυστή βάρθρωσης της μετατόπισης L^c :

$$L^c = \dot{F}_0^c F^{c-1} = (\dot{R}^c F_0^c + R^c \dot{F}_0^c) (F_0^{c-1} R^{cT}) = \dot{R}^c R^{cT} + R^c L_0^c R^c \quad (1.11)$$

, ο οποίος μέσω της 1.10 μπορεί να διασπαστεί σε δύο τανυστές, έναν ρυθμού πλαστικής παραμόρφωσης και έναν ρυθμού περιστροφής, δηλαδή:

$$L_{ij}^c = D_{ij}^c + W_{ij}^c, \text{ όπου} \quad (1.12)$$

$$(1.13\alpha)$$

$$D^c = R^c D_0^c R^{cT} = D_0^{c,R}$$

$$(1.13\beta)$$

$$W^c = R^c W_0^c R^{cT} + \dot{R}^c R^{cT} = W_0^{c,R} + \dot{R}^c R^{cT}$$

1.2 ΕΝΗΜΕΡΩΣΗ ΤΗΣ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΤΟΥ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΠΡΟΣΑΝΑΤΟΛΙΣΜΟΥ ΚΑΙ ΤΗΣ ΜΟΡΦΟΛΟΓΙΑΣ ΤΟΥ ΕΚΑΣΤΟΤΕ ΚΟΚΚΟΥ

Ο τανυστής του ρυθμού παραμόρφωσης της 1.13 α D^c αποτελεί έναν μετασχηματισμό από τους αρχικούς στου τελικούς κρυσταλλογραφικούς άξονες του κρυσταλλικού πλέγματος του κόκκου που παραμορφώνεται [201], [223]. Ο ρυθμός περιστροφής W^c της 1.13 β , ωστόσο, επιτρέπει τον υπολογισμό του ρυθμού αλλαγής του προσανατολισμού του κρυσταλλικού πλέγματος του κόκκου που παραμορφώνεται, καθώς από τον κώδικα του VPSC για κάθε κόκκο παρέχεται μία τιμή που αντιστοιχεί την βάρθρωση της ταχύτητας $L^c (= D^c + W^c)$ που του αντιστοιχεί. Κατά συνέπεια, σε κάθε βήμα της προσομοίωσης υπολογίζεται ο ρυθμός αλλαγής του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού (orientation matrix) σύμφωνα με την σχέση:

$$\dot{R}^c = (W^c - W_0^{c,R}) R^c \quad (1.14)$$

,η οποία με την σειρά της χρησιμοποιείται για να ενημερώνει τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό του κόκκου σε κάθε βήμα (increment, Δt) της προσομοίωσης, αποτυπώνοντας έτσι την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού του ιστού. Επιπρόσθετα, η βάρθρωση της ταχύτητας σε κάθε βήμα της προσομοίωσης, μέσω της σχέσης 1.4, μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την ενημέρωση του τανυστή της βάρθρωσης της παραμόρφωσης του κόκκου μετά από κάθε χρονικό βήμα Δt , σύμφωνα με την σχέση:

$$F^{c(\nu\acute{\epsilon}\omicron\varsigma)} = (F^{c(\mu\alpha\lambda\acute{\iota}\omicron\varsigma)} + \dot{F}^c \Delta t = (I + L^c \Delta t) F^{c(\mu\alpha\lambda\acute{\iota}\omicron\varsigma)} \quad (1.15)$$

Ο ανανεωμένος ταυυστής βάρθρωσης της παραμάρφωσης, παραπάνω, μπορεί με την σειρά του να χρησιμοποιηθεί για την ενημέρωση της μορφολογίας του κόκκου κατά την πρόοδο της παραμάρφωσης. Έτσι, μία σφαιρική περιοχή σημείων X στην μη-παραμάρφωμένη κατάσταση του προς προσομοίωση κόκκου, η οποία πληροί την σχέση:

$$x \cdot X^T = 1 \quad (1.16)$$

Στην παραμάρφωμένη κατάσταση, η ίδια περιοχή, μετά από χρόνο Δt θα υπολογίζεται μέσω της σχέσης 1.4 σύμφωνα με την σχέση:

$$(F \cdot F^T)^{-1}_{jk} x_j x_k = 1 \quad (1.17)$$

,η οποία αποτελεί την συνάρτηση περιγραφής του ελλειψοειδούς κόκκου που παραμάρφώνεται. Τα ιδιοδιανύσματα και οι ιδιοτιμές του γινομένου $(F \cdot F^T)$ περιγράφουν την διεύθυνση και το μήκος των αξόνων των ελλειψοειδών εγκλεισμάτων που αναπαριστούν τους κόκκους.

Συμπερασματικά, μετά από ένα χρονικό βήμα της προσομοίωσης (time increment) υπάρχουν δύο ξεχωριστές περιστροφές που πραγματοποιούνται σε επίπεδο κόκκων. Η πρώτη αφορά την περιστροφή του κρυσταλλικού πλέγματος του κόκκου (lattice rotation) και η δεύτερη αφορά την περιστροφή του συνεχούς σώματος (rigid body rotation), ενώ το ελλειψοειδές εγκλεισμα που προσομοιώνει την μορφολογία του κόκκου, αυτό χαρακτηρίζεται από τις ιδιοτιμές και τα ιδιοδιανύσματα του γινομένου $(F \cdot F^T)$.

1.3 ΤΟ ΙΞΩΔΟ-ΠΛΑΣΤΙΚΟ ΑΥΤΟ-ΣΥΝΕΠΕΣ ΜΟΝΤΕΛΟ

Αναφορικά με την προσέγγιση ομογενοποίησης του κώδικα VPSC, αυτή βασίζεται στο ενός σημείου ιξωδο-πλαστικό αυτό-συνεπές μοντέλο των Molinari et al. (1987) και στις τροποποιήσεις που έκαναν σε αυτό οι Lebensohn και Tome για να συμπεριλάβουν την ανισοτροπία που χαρακτηρίζει τα μεταλλικά υλικά. Στην συνέχεια, θα παρουσιαστεί συντόμως το μαθηματικό υπόβαθρο πάνω στο οποίο έχει δομηθεί ο κώδικας πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC. Πιο λεπτομερείς αναφορές σχετικά με το μαθηματικό υπόβαθρο του κώδικα εντοπίζονται στις πρωταρχικές δημοσιεύσεις των δημιουργών του [201], [223].

1.3.1 ΤΟΠΙΚΗ ΒΑΣΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΚΑΙ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗ ΤΗΣ ΜΟΝΑΔΙΑΙΑΣ ΑΠΟΚΡΙΣΗΣ ΤΩΝ ΚΟΚΚΩΝ ΕΝΟΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΟΥ ΥΛΙΚΟΥ

Στην περίπτωση ενός πολυκρυσταλλικού συσσωματώματος, το οποίο αντιπροσωπεύει την πολυκρυσταλλική μικροδομή του AA3014, η στοιχειώδης/βασική (constitutive) ιξωδο-πλαστική συμπεριφορά στο επίπεδο του αντιπροσωπευτικού κόκκου περιγράφεται από την παρακάτω μη-γραμμική εξίσωση ρυθμού [201], [223]:

$$\varepsilon_{ij}(\bar{x}) = \sum_s m_{ij}^s \gamma^s(\bar{x}) = \gamma_0 \sum_s m_{ij}^s \left(\frac{m_{kl}^s \sigma_{kl}(\bar{x})}{\tau_0^s} \right)^n \quad (1.18)$$

, όπου τ_0^s και m_{ij}^s συνιστούν αφενός το όριο της κρίσιμης αναλυόμενης διατμητικής τάσης για την εκκίνηση της ολίσθησης και αφετέρου τον συμμετρικό τανυστή του παράγοντα του Schmid που σχετίζονται με την ολίσθηση (ή την μηχανική διδυμία σε υλικά που παραμορφώνονται και με αυτόν τον μηχανισμό) στο σύστημα ολίσθησης (s), $\varepsilon_{ij}(\bar{x})$ και $\sigma_{kl}(\bar{x})$ είναι ο αποκλίνων τανυστής του ρυθμού παραμόρφωσης και ο τανυστής των τάσεων, ενώ $\gamma^s(\bar{x})$ είναι ο ρυθμός διάτμησης επί του συστήματος ολίσθησης (s), ο οποίος υπολογίζεται από την παρακάτω σχέση:

$$\gamma^s(\bar{x}) = \gamma_0 \left(\frac{m_{kl}^s \sigma_{kl}(\bar{x})}{\tau_0^s} \right)^n \quad (1.19)$$

, όπου γ_0 είναι ένας παράγοντας κανονικοποίησης και n είναι ο εκθέτης που εκφράζει την ευαισθησία της διατμητικής τάσης στο ρυθμό διάτμησης. Η γραμμικοποίηση (linearization) της εξίσωσης 1.18 εντός του χώρου ενός στατιστικά αντιπροσωπευτικού κόκκου (r) δίνει την παρακάτω σχέση:

$$\varepsilon_{ij}(\bar{x}) = M_{ijkl}^{(r)} \sigma_{kl}(\bar{x}) + \varepsilon_{ij}^{o(r)} \quad (1.20)$$

, όπου οι παράγοντες $M_{ijkl}^{(r)}$ και $\varepsilon_{ij}^{o(r)}$ συνιστούν την ιξωδο-πλαστική συμβατότητα και την προέκταση του αποκλίνοντος ρυθμού παραμόρφωσης στο επίπεδο του κόκκου. Η ίδια σχέση ισχύει και τον μέσο ρυθμό παραμόρφωσης αλλά και για το τασικό πεδίο εντός του κόκκου (r):

$$\varepsilon_{ij}^{(r)} = M_{ijkl}^{(r)} \sigma_{kl}^{(r)} + \varepsilon_{ij}^{o(r)} \quad (1.21)$$

Ωστόσο, συναρτήσει της τεχνικής γραμμικοποίησης της ομογενοποιημένης απόκρισης του κόκκου, οι παράγοντες $M_{ijkl}^{(r)}$ και $\varepsilon_{ij}^{o(r)}$ μπορεί να υπολογιστούν με διαφορετικούς τρόπους, όπως θα αναλυθεί στην παράγραφο της γραμμικοποίησης. Η ομογενοποίηση της γραμμικής απόκρισης του ετερογενούς κόκκου (r) καθίσταται δυνατή μέσω της χρήσης μίας γραμμικής σχέσης ανάλογης της 1.20 που αναφέρεται στο πολυκρυσταλλικό επίπεδο του ομογενούς ισοδύναμου μέσου (HEM). Η απαιτούμενη σχέση έχει την παρακάτω μορφή:

$$E_{ij} = M_{ijkl} \Sigma_{kl} + E_{ij}^o \quad (1.22)$$

, όπου E_{ij} και Σ_{kl} είναι τα συνολικά μακροσκοπικά μεγέθη, ενώ M_{ijkl} και E_{ij}^o είναι οι μακροσκοπικοί παράγοντες ιξωδο-πλαστικής συμβατότητας και προέκτασης του αποκλίνοντος ρυθμού παραμόρφωσης αντίστοιχα. Οι παράγοντες M_{ijkl} και E_{ij}^o είναι γνωστοί a priori και απαιτείται η αυτό-συνεπής ρύθμισή τους σε κάθε βήμα της προσομοίωσης. Ο κώδικας VPSC επικαλούμενος την μέθοδο του ισοδύναμου εγκλείσματος, αναπροσαρμόζει την τοπική στοιχειώδη συμπεριφορά στο επίπεδο του κόκκου, η οποία μπορεί ξαναγραφεί λαμβάνοντας υπόψιν τις παραμέτρους του μακροσκοπικού ομογενούς μέτρου M_{ijkl} , ούτως ώστε η ετερογένεια να «κρυφτεί» εντός ενός εικονικού ίδιο-ρυθμού παραμόρφωσης της παρακάτω μορφής:

$$\varepsilon_{ij}(\bar{x}) = M_{ijkl} \sigma_{kl}(\bar{x}) + E_{ij}^o + \varepsilon_{ij}^*(\bar{x}) \quad (1.23)$$

, όπου $\bar{\varepsilon}_{ij}^*(\bar{x})$ είναι το πεδίο του ίδιο-ρυθμού παραμόρφωσης, το οποίο προκύπτει από την αντικατάσταση της προκύπτουσας ετερογένειας μέσω της χρήσης ενός ισοδύναμου εγκλείσματος. Αναδιατάσσοντας και αφαιρώντας την εξίσωση 1.22 από την εξίσωση 1.23 προκύπτει:

$$\bar{\sigma}_{ij}(\bar{x}) = \bar{L}_{ijkl}(\bar{\varepsilon}_{kl}(\bar{x}) - \bar{\varepsilon}_{kl}^*(\bar{x})) \quad (1.24)$$

Το σύμβολο «~» δηλώνει τις τοπικές αποκλίσεις του αντίστοιχου τανυστή από τις μακροσκοπικές τιμές (που επιβάλλονται κατά την προσομοίωση) των αντίστοιχων τανυστών, ενώ παράλληλα ισχύει $\bar{L}_{ijkl} = \bar{M}_{ijkl}^{-1}$. Συνδυάζοντας την εξίσωση 1.24 με την συνθήκη ισορροπίας προκύπτει:

$$\sigma_{ij,j}^c(\bar{x}) = \bar{\sigma}_{ij,j}^c(\bar{x}) = \bar{\sigma}_{ij,j}(\bar{x}) + \bar{\sigma}_i^m(\bar{x}) \quad (1.25)$$

, όπου $\bar{\sigma}_{ij,j}(\bar{x})$ και $\bar{\sigma}_i^m(\bar{x})$ είναι οι τανυστές Cauchy και μέσου όρου τάσεων αντίστοιχα. Κάνοντας χρήση της εξίσωσης $\bar{\varepsilon}_{ij}(\bar{x}) = \frac{1}{2}(\bar{u}_{ij}(\bar{x}) + \bar{u}_{j,i}(\bar{x}))$ που συνδέει τον ρυθμό παραμόρφωσης με την βάρθρωση της ταχύτητας, προσθέτοντας της παράλληλα στην συνθήκη μη-συμπίεστότητας προκύπτει:

$$\bar{L}_{ijkl}\bar{u}_{k,j}(\bar{x}) + \bar{\sigma}_i^m(\bar{x}) + f_i(\bar{x}) = 0 \quad (1.26a)$$

$$\bar{u}_{k,k}(\bar{x}) = 0 \quad (1.26b)$$

, όπου $f_i(\bar{x})$ είναι η εικονική δύναμη που σχετίζεται με την ετερογένεια των τάσεων και της παραμόρφωσης γύρω από τον στατιστικά ισοδύναμο κόκκο που βρίσκεται εντός του HEM, και η οποία υπολογίζεται από την σχέση:

$$f_i(\bar{x}) = -\bar{L}_{ijk}\bar{\varepsilon}_{kl,j}^*(\bar{x}) = \sigma_{ij,j}^*(\bar{x}) \quad (1.27)$$

, όπου το τασικό πεδίο $\sigma_{ij}^*(\bar{x}) = -\bar{L}_{ijkl}\bar{\varepsilon}_{kl}^*(\bar{x})$, όπως αυτό ορίζεται στην εξίσωση 1.27, αποκαλείται ίδιο-τασικό πεδίο.

1.3.2 Η ΜΕΘΟΔΟΣ ΤΩΝ ΣΥΝΑΡΤΗΣΕΩΝ GREEN ΚΑΙ Η ΛΥΣΗ ΜΕΣΩ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΩΝ ΦΟΥΡΙΕ

Το σύστημα εξισώσεων 1.26 αποτελείται από 4 διαφορικές εξισώσεις 4 διαφορετικών αγνώστων, τρεις είναι τα συστατικά του διανύσματος της αποκλίνουσας ταχύτητας $\bar{u}_{k,k}(\bar{x})$ και ένας είναι η μέση τασική απόκλιση $\bar{\sigma}_i^m(\bar{x})$. Ένα σύστημα N γραμμικών διαφορικών εξισώσεων με N αγνώστους και έναν όρο ανομοιογένειας ($f_i(\bar{x})$) μπορεί να επιλυθεί μέσω της μεθόδου των συναρτήσεων Green, αξιοποιώντας και την μέθοδο των μετασχηματισμών Φουριέ. Τα βήματα της επίλυσης του συστήματος 1.26 παρουσιάζονται λεπτομερώς από τους Lebensohn και Tome στην αντίστοιχη εργασία τους [223].

Από την επίλυση του παραπάνω συστήματος εξισώσεων, αφού ληφθούν υπόψιν οι τανυστές Eshelby για τον εκάστοτε στατιστικά αντιπροσωπευτικό κόκκο (SR), προκύπτουν οι παρακάτω

σχέσεις για τους αποκλίνοντες τανυστές του ρυθμού παραμόρφωσης και του ρυθμού περιστροφής του εκάστοτε κόκκου στο ελλειψοειδές επίπεδο που τους αντιπροσωπεύει:

$$\tilde{\varepsilon}_{ij}^{(r)} = S_{ijkl} \varepsilon_{kl}^{*(r)} \quad (1.28)$$

$$(1.29)$$

$$\tilde{\omega}_{ij}^{(r)} = \Pi_{ijkl} \varepsilon_{kl}^{*(r)} = \Pi_{ijkl} S_{klmn}^{-1} \tilde{\varepsilon}_{mn}^{(r)}$$

, όπου S_{ijkl} και Π_{ijkl} είναι ο συμμετρικός και ο αντισυμμετρικός τανυστής Eshelby αντίστοιχα, οι οποίοι περιγράφουν την αλληλεπίδραση του στατιστικά αντιπροσωπευτικού κόκκου με το ομογενές ισοδύναμο μέσο στο οποίο είναι τοποθετημένο ο εκάστοτε SR κόκκος [201], [223].

1.3.3 ΕΞΙΣΩΣΕΙΣ ΑΛΛΗΛΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΚΑΙ ΤΟΠΙΚΟΠΟΙΗΣΗΣ ΤΗΣ ΜΟΝΑΔΙΑΙΑΣ ΑΠΟΚΡΙΣΗΣ ΤΩΝ ΚΟΚΚΩΝ ΕΝΟΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΟΥ ΥΛΙΚΟΥ

Μαθηματικές εκφράσεις παρόμοιες της εξίσωσης 1.24, στην οποία συσχετίζονται τα αποκλίνοντα με συνολικά μέρη των τανυστών, ισχύουν και για τους τανυστές που εκφράζουν τις μέσες τιμές της τάσης, του ρυθμού παραμόρφωσης και του ίδιο-ρυθμού παραμόρφωσης του εκάστοτε κόκκου σε τοπικό επίπεδο:

$$\tilde{\sigma}_{ij}^{(r)} = \bar{L}_{ijkl} \left(\tilde{\varepsilon}_{kl}^{(r)} - \varepsilon_{kl}^{*(r)} \right) \quad (1.30)$$

Αντικαθιστώντας τον τανυστή του ίδιο-ρυθμού της παραμόρφωσης της εξίσωσης 1.28 στην παραπάνω σχέση περιγραφής της απόκλισης της τοπικής μικρομηχανικής συμπεριφοράς του κόκκου από την συνολική συμπεριφορά κόκκου-ισοδύναμου μέσου κατά την πλαστική παραμόρφωση, προκύπτει η παρακάτω εξίσωση αλληλεπίδρασης ανάμεσα στον στατιστικά ισοδύναμο κόκκο και το ομοιογενές ισοδύναμο μέσο στο οποίο βρίσκεται αυτός τοποθετημένος:

$$\tilde{\varepsilon}_{ij}^{(r)} = -\tilde{M}_{ijkl} \tilde{\sigma}_{kl}^{(r)} \quad (1.31)$$

, όπου ο τανυστής αλληλεπίδρασης κόκκου-ομογενούς μέσου (\tilde{M}_{ijkl}) περιγράφεται μέσω της εξίσωσης:

$$\tilde{M}_{ijkl} = (I - S)_{ijmn}^{-1} S_{mnpq} \bar{M}_{pqkl} \quad (1.32)$$

Εν συνεχεία, αντικαθιστώντας στην εξίσωση αλληλεπίδρασης κόκκου-ομογενούς μέσου 1.31 τις βασικές σχέσεις που περιγράφουν την τοπική και την συνολική αποκλίνουσα συμπεριφορά του στατιστικά αντιπροσωπευτικού κόκκου, οι οποίες περιγράφονται από τις εξισώσεις 1.20 και 1.21 αντίστοιχα, προκύπτει η ακόλουθη εξίσωση που περιγράφει την τοπική προσαρμογή/συμπεριφορά του κόκκου:

$$\sigma_{ij}^{(r)} = B_{ijkl}^{(r)} \Sigma_{kl} + b_{ij}^{(r)} \quad (1.33)$$

, όπου οι τανυστές $B_{ijkl}^{(r)}$ και $b_{ij}^{(r)}$ περιγραφής της τοπικής προσαρμογής του κόκκου με το ομογενές μέσο δίνονται από τις σχέσεις:

$$B_{ijkl}^{(r)} = (M^{(r)} + \tilde{M})_{ijmn}^{-1} (M + \tilde{M})_{mnkl} \quad (1.34)$$

$$b_{ij}^{(r)} = (M^{(r)} + \tilde{M})_{ijkl}^{-1} (\varepsilon^o - \varepsilon^{o(r)})_{kl} \quad (1.35)$$

1.3.4 ΑΥΤΟ-ΣΥΝΕΠΕΙΣ ΕΞΙΣΩΣΕΙΣ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗΣ

Η μαθηματική μοντελοποίηση του προβλήματος της κρυσταλλικής πλαστικότητας βάσει του κώδικα VPSC που έχει παρουσιαστεί μέχρι στιγμής, αφορούσε την επίλυση της πλαστικής συμπεριφοράς ενός ιξωδο-πλαστικού μη-συμπιεστού εγκλείσματος, το οποίο ήταν τοποθετημένο σε ένα ιξωδο-πλαστικό, συνεχές, μη-συμπιεστό, ισοδύναμο, ομογενές μέσο, όταν στο συνολικό σύστημα εφαρμόζονταν μία εξωτερική φόρτιση ικανή να το παραμορφώσει πλαστικά. Βάσει της μοναδιαίας επίλυσης που παρουσιάστηκε στις προηγούμενες παραγράφους (1-site VPSC), στην συνέχεια θα περιγραφεί η μαθηματική μοντελοποίηση, η οποία επιτρέπει την επέκταση της μοναδιαίας λύσης ενός στατιστικά αντιπροσωπευτικού κόκκου για πολλούς αντίστοιχους κόκκους, ώστε να προσομοιωθεί η απόκριση πολυκρυσταλλικών μεταλλικών υλικών, όπως το AA3104 [201], [223]. Κατά συνέπεια, προκύπτει ένα μοντέλο όπου οι (SR) κόκκοι βρίσκονται τοποθετημένοι εντός ενός ισοδύναμου μέσου, το οποίο ωστόσο χαρακτηρίζεται από την μέση απόκριση της πολυκρυσταλλικής μικροδομής στην πλαστική παραμόρφωση. Οι ιδιότητες του αντιπροσωπευτικού -του πολυκρυσταλλικού υλικού- ομογενούς μέσου δεν είναι γνωστές a priori, αλλά υπολογίζονται/ενημερώνονται μέσω μίας επαναλαμβανόμενης (iterative) αυτό-συνεπούς αριθμητικής διαδικασίας [201], [223]. Έτσι, αντικαθιστώντας την εξίσωση περιγραφής της τοπικής προσαρμογής του τασικού πεδίου 1.33 στην βασική εξίσωση περιγραφής της τοπικής συμπεριφοράς του εκάστοτε κόκκου 1.21 προκύπτει:

$$\varepsilon_{ij}^{(r)} = M_{ijkl}^{(r)} \sigma_{kl}^{(r)} + \varepsilon_{ij}^{o(r)} = M_{ijkl}^{(r)} B_{klmn}^{(r)} \Sigma_{mn} + M_{ijkl}^{(r)} b_{kl}^{(r)} + \varepsilon_{ij}^{o(r)} \quad (1.36)$$

Επίσης, στην παραπάνω εξίσωση θα πρέπει να επιβληθεί ο περιορισμός πως ο μέσος όρος του ρυθμού παραμόρφωσης επί του πολυκρυσταλλικού συσσωματώματος θα πρέπει να συμπίπτει με τον μακροσκοπικά επιβαλλόμενο (μέσω του τανυστή της βάρθρωσης της ταχύτητας) ρυθμό παραμόρφωσης (αλλά και τις λοιπές μακροσκοπικά επιβαλλόμενες τανυστηκές ποσότητες που αφορούν την μηχανική απόκριση κατά την προσομοίωση), δηλαδή [201], [223]:

$$E_{ij} = \left\langle \varepsilon_{ij}^{(r)} \right\rangle \quad (1.37)$$

,όπου τα άγκιστρα « $\langle \rangle$ » δηλώνουν την μέση απόκριση των (SR) κόκκων, οι οποίοι είναι σταθμισμένοι κατάλληλα (στον μέσο όρο) συναρτήσε με κλάσμα όγκου που τους χαρακτηρίζει [201], [223]. Κατά αυτόν τον τρόπο, αντικαθιστώντας την εξίσωση 1.36 στην μακροσκοπική βασική εξίσωση του μοντέλου 1.22 προκύπτει η σχέση κάτωθι:

$$\bar{M}_{ijmn} \Sigma_{mn} + E_{ij}^o = \left\langle M_{ijkl}^{(r)} B_{klmn}^{(r)} \right\rangle \Sigma_{mn} + \left\langle M_{ijkl}^{(r)} b_{kl}^{(r)} + \varepsilon_{ij}^{o(r)} \right\rangle \quad (1.38)$$

Ο συσχετισμός των γραμμικών και των ανεξάρτητων όρων της παραπάνω σχέσης οδηγεί στις ακόλουθες αυτό-συνεπείς εκφράσεις:

$$\bar{M}_{ijkl} = \left\langle M^{(r)} : B^{(r)} \right\rangle \quad (1.39\alpha)$$

$$E_{ij}^o = \left\langle M^{(r)} : b^{(r)} + \varepsilon^{o(r)} \right\rangle \quad (1.39\beta)$$

Οι παραπάνω αυτό-συνεπείς εκφράσεις προκύπτουν από την επιβολή της συνθήκης πως η μέση τιμή των τοπικών ρυθμών παραμόρφωσης του κάθε (SR) κόκκου θα πρέπει να συμπίπτει με τον μακροσκοπικά επιβαλλόμενο ρυθμό παραμόρφωσης (1.37). Έτσι, εάν οι ελλειψοειδείς στατιστικά αντιπροσωπευτικοί κόκκοι χαρακτηρίζονται από την ίδια μορφολογία και τον ίδιο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό είναι προφανές πως προκύπτουν οι ίδιες εξισώσεις που περιγράφουν την συμπεριφορά τους λόγω της υπόθεσης της εξίσωσης 1.37. Ωστόσο, εάν οι (SR) κόκκοι διαφέρουν είτε στην μορφολογία είτε στον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, τότε ο κάθε κόκκος χαρακτηρίζεται από διαφορετικούς τανυστές Eshelby, γεγονός που οδηγεί στην αδυναμία υπολογισμού των τανυστών που περιγράφουν την αλληλεπίδραση κόκκων-ομογενούς μέσου βάσει των παραπάνω εκφράσεων που βασίζονται στις μέσες τιμές. Στην περίπτωση αυτή, στην οποία εμπίπτουν οι περισσότερες προσπάθειες προσομοίωσης με τον κώδικα VPSC, χρησιμοποιούνται οι παρακάτω γενικές εξισώσεις περιγραφής της αυτό-συνεπούς προσέγγισης [201], [223] για την ενημέρωση των ιδιοτήτων του ομογενούς μέσου που σχετίζονται με τις συνθήκες αλληλεπίδρασης κόκκων και ομογενούς μέσου:

$$\bar{M}_{ijkl} = \left\langle M^{(r)} : B^{(r)} \right\rangle : \left\langle B^{(r)} \right\rangle^{-1} \quad (1.40\alpha)$$

$$E_{ij}^o = \left\langle M^{(r)} : b^{(r)} + \varepsilon^{o(r)} \right\rangle - \left\langle M^{(r)} : B^{(r)} \right\rangle : \left\langle B^{(r)} \right\rangle^{-1} : \left\langle b^{(r)} \right\rangle \quad (1.40\beta)$$

Όπως γίνεται αντιληπτό, οι εξισώσεις 1.39 αποτελούν απλώς ειδικές, απλούστερες περιπτώσεις των εξισώσεων 1.40, γεγονός που στην περίπτωση των πολυκρυσταλλικών προσομοιώσεων οδηγούν σε ταχύτερη σύγκλιση του προγράμματος.

1.4 ΑΛΓΟΡΙΘΜΟΣ ΤΟΥ ΚΩΔΙΚΑ VPSC

Η λειτουργία του μαθηματικού μοντέλου, που παρουσιάστηκε παραπάνω, πάνω στο οποίο στηρίζεται ο κώδικας VPSC, δεν είναι τόσο προφανής μόνο με την παράθεση των βασικών μαθηματικών εξισώσεων που διέπουν το φαινόμενο της κρυσταλλικής πλαστικότητας. Στόχος της παρούσας παραγράφου είναι να παρουσιαστούν τα απαιτούμενα βήματα για την πρόβλεψη – από τον κώδικα- της τοπικής και της συνολικής ιξωδο-πλαστικής απόκρισης της προσομοιωμένης πολυκρυσταλλικής μικροδομής για ένα μακροσκοπικά επιβαλλόμενο τανυστή βάρθρωσης της ταχύτητας -ο οποίος περιγράφει την εκάστοτε μεταλλοτεχνική κατεργασία (π.χ. η έλαση περιγράφεται συχνά μέσω ενός τανυστή βάρθρωσης της ταχύτητας που περιγράφει τον μηχανισμό της επίπεδης συμπίεσης)- $U_{ij} = E_{ij} + W_{ij}$, ο οποίος διασπάται στο συμμετρικό κομμάτι του ρυθμού παραμόρφωσης E_{ij} και το αντισυμμετρικό κομμάτι του ρυθμού περιστροφής W_{ij} [201], [223].

Προκειμένου να εκκινηθεί η προσομοίωση της πλαστική παραμόρφωσης, η οποία συντίθεται από τον επαναλαμβανόμενο υπολογισμό μικρών χρονικών βημάτων (iterations), θα πρέπει να υπάρχουν κάποιες αρχικές τιμές για τις τοπικές αποκλίνουσες τάσεις και τους τοπικούς παράγοντες αλληλεπίδρασης. Η συνθήκη αυτή εκπληρώνεται με μία αρχική προσέγγιση τύπου Taylor ($\varepsilon_{ij}^{(r)} = E_{ij}$) για το σύνολο των (SR) κόκκων, για τον καθένα από τους οποίους επιλύεται η βασική μη-γραμμική εξίσωση 1.18 κάνοντας χρήση της ανάλογης προσέγγισης γραμμικοποίησης (linearization scheme) της απόκρισης των κόκκων για να υπολογιστούν οι αρχικές τιμές των $\sigma_{ij}^{(r)}$, $M_{ijkl}^{(r)}$ και $\varepsilon_{ij}^{o(r)}$, αντίστοιχα, για κάθε (SR) κόκκο (r), σύμφωνα με την σχέση 1.21. Στην συνέχεια, οι αρχικές εκτιμήσεις για τα μακροσκοπικά μέτρα αλληλεπίδρασης \bar{M}_{ijkl} και E_{ij}^o υπολογίζονται μέσω της εξίσωσης 1.22 και σε συνδυασμό με τον γνωστό μακροσκοπικά επιβαλλόμενο ρυθμό παραμόρφωσης E_{ij} υπολογίζονται οι αρχικές εκτιμήσεις αναφορικά με την μακροσκοπικά επιβαλλόμενη τάση (αντιστροφή της εξίσωσης 1.22) και τους τανυστές Eshelby S_{ijmn} , Π_{ijmn} . Κατά συνέπεια, λόγω των αρχικών εκτιμήσεων των παραπάνω παραμέτρων, υπολογίζονται, τόσο ο τανυστής της συνολικής αλληλεπίδρασης \bar{M}_{ijkl} του εκάστοτε (SR) κόκκου με το ομογενές ισοδύναμο μέσο (Εξ. 1.32), όσο και οι τανυστές της τοπικής αλληλεπίδρασης των εκάστοτε μοναδιαίων κόκκων $B_{ijkl}^{(r)}$ και $b_{ij}^{(r)}$ (Εξ. 1.34-35) [201], [223].

Μέσω του υπολογισμού των παραπάνω τανυστών, προκύπτουν νέες εκτιμήσεις σχετικά με τους τανυστές \bar{M}_{ijkl} και E_{ij}^o μέσω της επαναλαμβανόμενης αριθμητικής επίλυσης, είτε των αυτό-συνεπών εξισώσεων 1.39, όταν η μικροδομή περιγράφεται μέσω μίας μέσης μορφολογίας των κόκκων, είτε των αυτό-συνεπών εξισώσεων 1.40, όταν η μορφολογία των κόκκων που προσομοιώνονται είναι μεταβλητή.

Αφού επιτευχθεί σύγκλιση (convergence) αναφορικά με τον υπολογισμό του μακροσκοπικού ιξωδο-πλαστικού μέτρου (συνεπώς και της μακροσκοπικής εφαρμοζόμενης τάσης Σ_{ij} και του τανυστή αλληλεπίδρασης \bar{M}_{ijkl}), μπορεί να υπολογιστεί στο επόμενο βήμα υπολογισμού (next iteration) μία νέα τιμή αναφορικά με την τάση που εξασκείται στον εκάστοτε κόκκο [201], [223]. Η νέα τιμή προκύπτει αφού συνδυαστούν οι εξισώσεις αλληλεπίδρασης (1.31) και στοιχειώδους συμπεριφοράς κατά την πλαστική παραμόρφωση (1.18) κατάλληλα, όπως παρουσιάζεται παρακάτω:

$$\gamma_o \sum_s m_{ij}^s \left(\frac{m_{pq}^s \sigma_{pq}^{(r)}}{\tau^s} \right)^n - E_{ij} = -\bar{M}_{ijkl} \left(\sigma_{kl}^{(r)} - \Sigma_{kl} \right) \quad (1.41)$$

Η εξίσωση 1.41 αναπαριστά ένα 5x5 μη-γραμμικό σύστημα αλγεβρικών εξισώσεων, όπου οι άγνωστοι είναι τα 5 συστατικά (ανεξάρτητα) του τανυστή των αποκλινουσών τάσεων $\sigma_{kl}^{(r)}$ του εκάστοτε (SR) κόκκου. Εάν οι επανυπολογισμένες τιμές των τοπικών τάσεων διαφέρουν από τις τιμές που εισάγονται από το προηγούμενο βήμα για οποιονδήποτε (SR) κόκκο, ο οποίος συνθέτει την προς προσομοίωση πολυκρυσταλλική μικροδομή, τότε ένα νέο βήμα της προσομοίωσης ξεκινά. Αυτή η διαδικασία επαναλαμβάνεται έως ότου επιτευχθεί η επιθυμητή σύγκλιση.

Όταν η επαναλαμβανόμενη διαδικασία υπολογισμού φθάσει στην επιθυμητή σύγκλιση, τότε υπολογίζονται οι ρυθμοί διάτμησης επί των συστημάτων ολίσθησης (ή μηχανικής διδυμίας)

για το σύνολο των ενεργών συστημάτων (s) του εκάστοτε (SR) κόκκου (r) μέσω της παρακάτω εξίσωσης:

$$\gamma^{s(r)} = \gamma_0 \left(\frac{m_{pq}^s \sigma_{pq}^{(r)}}{\tau_0^s} \right)^n \quad (1.42)$$

Όσο αναφορά, τόσο τους ρυθμούς περιστροφής των αντιπροσωπευτικών κόκκων (rigid body rotation), όσο και τους ρυθμούς περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος (lattice rotation spin) που σχετίζεται με τον εκάστοτε μοναδιαίο κόκκο, αυτοί υπολογίζονται μέσω των κάτωθι εξισώσεων, ώστε να μπορέσει να υπολογιστεί η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού:

$$\omega_{ij}^{inc(r)} = W_{ij} + \tilde{\omega}_{ij}^{(r)} \quad (1.43a)$$

$$\omega_{ij}^{lat(r)} = W_{ij} + \tilde{\omega}_{ij}^{(r)} - W_{0ij}^{(r)} \quad (1.43b)$$

,όπου η τιμή του τανυστή της περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος $\tilde{\omega}_{ij}^{(r)}$ του κόκκου (r) υπολογίζεται μέσω της εξίσωσης 1.29, γεγονός που δίνει στην εξίσωση 1.43b την παρακάτω μορφή:

$$W_{0ij}^{(r)} = \sum_s q_{ij}^s \gamma^{s(r)} \quad (1.44)$$

,όπου ο όρος q_{ij}^s είναι το αντισυμμετρικό κομμάτι του τανυστή του παράγοντα του Schmid m_{ij}^s και υπολογίζεται για το σύστημα ολίσθησης (s) από την παρακάτω εξίσωση:

$$q_{ij}^s = \frac{1}{2} (n_i^s b_j^s - n_j^s b_i^s) \quad (1.45)$$

Η παραπάνω προσέγγιση αριθμητικής επίλυσης δύναται να χρησιμοποιηθεί [201], [223]:

- I. Για τον υπολογισμό της ανισοτροπικής απόκρισης ενός μεταλλικού υλικού εξετάζοντας το, είτε σε διαφορετικές διευθύνσεις (π.χ. εφελκυσμοί ανά γωνία α° επί της μικροδομής ενός ελασμένου φύλλου), είτε παραμορφώνοντας το με διαφορετικούς τρόπους (π.χ. εφαρμόζοντας διαφορετικούς ρυθμούς μακροσκοπικής παραμόρφωσης E_{ij} για να υπολογιστεί το αντίστοιχο τασικό πεδίο Σ_{ij})
- II. Για την προσομοίωση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την πλαστική παραμόρφωση, εφαρμόζοντας σταδιακά αυξανόμενα βήματα πλαστικής παραμόρφωσης έως ότου το προς προσομοίωση υλικό φθάσει στην προκαθορισμένη τιμή μακροσκοπικής πλαστικής παραμόρφωσης. Τέτοιου είδους προσομοιώσεις, όπως αυτές που παρουσιάζονται στην παρούσα εργασία, απαιτούν την ενημέρωση της μορφολογίας και του κρυσταλλογραφικού ιστού του εκάστοτε (SR) κόκκου λόγω της προόδου της πλαστικής παραμόρφωσης, γεγονός που απαιτεί επίσης την ενημέρωση της κρίσιμης διατμητικής τάσης των συστημάτων ολίσθησης σε κάθε βήμα καθώς αυτή αυξάνεται λόγω του φαινομένου της εργοσκλήρυνσης.

1.5 ΕΞΙΣΩΣΕΙΣ ΓΡΑΜΜΙΚΟΠΟΙΗΣΗΣ ΤΗΣ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΜΕΝΗΣ ΑΠΟΚΡΙΣΗΣ ΤΟΥ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΟΥ ΥΛΙΚΟΥ

Όπως αναφέρθηκε στην προηγούμενη παράγραφο, υπάρχουν διαφορετικές δυνατές προσεγγίσεις γραμμικοποίησης της μικρομηχανικής απόκρισης στο επίπεδο των (SR) κόκκων, οι οποίες εισάγονται στην εξίσωση 1.21. Προφανώς, η επιλογή του τρόπου γραμμικοποίησης της μικρομηχανικής απόκρισης του εκάστοτε (SR) κόκκου επηρεάζει άμεσα και σημαντικά την ομογενοποιημένη απόκριση του πολυκρυσταλλικού συσσωματώματος που προσομοιώνεται από τον κώδικα VPSC [201], [223].

Οι προσεγγίσεις γραμμικοποίησης της απόκρισης της αλληλεπίδρασης των (SR) κόκκων με το ομογενές μέσο (HEM) που υπάρχουν στον κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC είναι οι ακόλουθες:

I. Διατέμνουσα (Secant) [212]

$$M_{ijkl}^{(r),sec} = \dot{\gamma}_o \sum_s \frac{m_{ij}^s m_{kl}^s}{\tau_o^s} \left(\frac{m_{pq}^s \sigma_{pq}^{(r)}}{\tau_o^s} \right)^{n-1} \quad (1.46a)$$

$$\varepsilon_{ij}^{o(r),sec} = 0 \quad (1.46\beta)$$

II. Αφινική (Affine) [212]

$$M_{ijkl}^{(r),aff} = n \dot{\gamma}_o \sum_s \frac{m_{ij}^s m_{kl}^s}{\tau_o^s} \left(\frac{m_{pq}^s \sigma_{pq}^{(r)}}{\tau_o^s} \right)^{n-1} \quad (1.47a)$$

$$\varepsilon_{ij}^{o(r),aff} = \left(M_{ijkl}^{(r),sec} - M_{ijkl}^{(r),aff} \right) \sigma_{kl}^{(r)} = (1 - n) \varepsilon^{(r)} \quad (1.47\beta)$$

III. Εφαπτομενική (Tangent) [212]

$$M_{ijkl}^{(r),tg} = n \dot{\gamma}_o \sum_s \frac{m_{ij}^s m_{kl}^s}{\tau_o^s} \left(\frac{m_{pq}^s \sigma_{pq}^{(r)}}{\tau_o^s} \right)^{n-1} \quad (1.48a)$$

$$\varepsilon_{ij}^{o(r),tg} = 0 \quad (1.48\beta)$$

IV. Ενδιάμεση ($1 < n_{eff} < n$) [212]

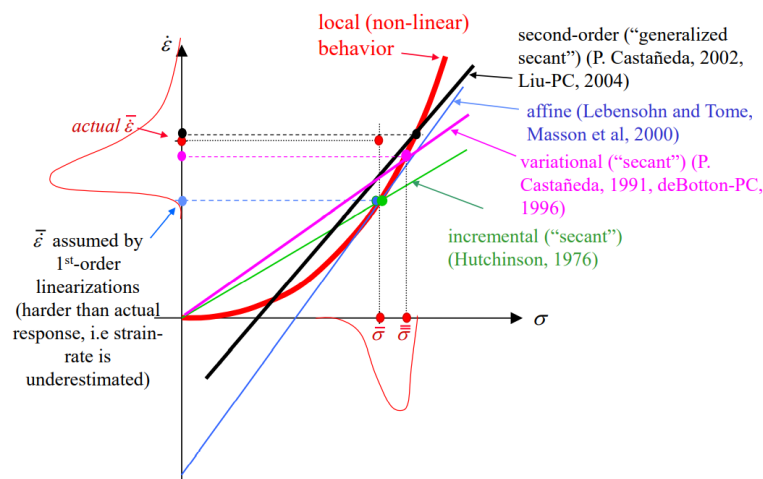
$$M_{ijkl}^{(r),neff} = n^{eff} \dot{\gamma}_o \sum_s \frac{m_{ij}^s m_{kl}^s}{\tau_o^s} \left(\frac{m_{pq}^s \sigma_{pq}^{(r)}}{\tau_o^s} \right)^{n-1} \quad (1.49a)$$

$$\varepsilon_{ij}^{o(r),neff} = 0 \quad (1.49\beta)$$

Από τις παραπάνω προσεγγίσεις γραμμικοποίησης, μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα πως όσο μικρότερη είναι η συμβατότητα της απόκρισης ανάμεσα στον (SR) κόκκο και το ομογενές μέσο (HEM) τόσο μικρότερες είναι οι τοπικές αποκλίσεις του ρυθμού παραμόρφωσης του εκάστοτε κόκκου συγκριτικά με τον μέσο ρυθμό παραμόρφωσης του συνόλου των στατιστικά αντιπροσωπευτικών (SR) κόκκων. Κατά συνέπεια, για την εφαπτομενική προσέγγιση, η

παράμετρος καθορισμού της δυσκαμψίας του HEM $n \rightarrow \infty$, τότε η προσέγγιση γραμμικοποίησης οδηγεί σε μία κατάσταση ομοιόμορφης φόρτισης του κάθε κόκκου, σύμφωνα με τα όσα ισχύουν στο μοντέλο του Sachs. Αντιθέτως, η διατέμνουσα προσέγγιση οδηγεί σε μία κατάσταση σχεδόν ομοιόμορφου ρυθμού παραμόρφωσης του κάθε κόκκου, κοντά με τα προβλέπονται από το μοντέλο του Taylor, καθώς το HEM αυτής της προσέγγισης χαρακτηρίζεται ως πολύ δύσκαμπτο (Stiff). Η αφινική και η ενδιάμεση προσέγγιση οδηγούν σε καταστάσεις ενδιάμεσες των δύο προαναφερθέντων, με την ενδιάμεση προσέγγιση να μπορεί να ρυθμιστεί καταλλήλως μεταβάλλοντας την τιμή της παραμέτρου n , η οποία ρυθμίζει την δυσκαμψία του ομογενούς ισοδύναμου μέσου (HEM). Κατά συνέπεια, ο τανυστής αλληλεπίδρασης, στην περίπτωση της ενδιάμεσης προσέγγισης γραμμικοποίησης της απόκρισης του εκάστοτε κόκκου στις οριακές συνθήκες που του επιβάλλονται, υπολογίζεται από την παρακάτω σχέση συναρτήσει των τανυστών αλληλεπίδρασης των άλλων τριών προσεγγίσεων (Σχ. Α):

$$\bar{M} = n^{\text{eff}}(I - S)^{-1} : S : \bar{M}^{\text{sec}} = (n^{\text{eff}}/n)(I - S)^{-1} : S : \bar{M}^{tg} \quad (1.50)$$



Σχήμα Α: Διαφορές των τεχνικών ομογενοποίησης [212].

1.6 ΣΤΟΙΧΕΙΩΔΕΙΣ ΕΞΙΣΩΣΕΙΣ ΕΡΓΟΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ

Η οριακή διατμητική τάση τ_0^s , η οποία παρουσιάζεται στην στοιχειώδη εξίσωση 1.18, περιγράφει -κατά μέσο όρο- την αντίσταση που προβάλλει η μικροδομή του μεταλλικού υλικού έναντι της εκκίνησης της πλαστικής παραμόρφωσης στα διάφορα συστήματα ολίσθησης, με την τιμή της να αυξάνει κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης, εφόσον ληφθεί υπόψιν το φαινόμενο της εργοσκλήρυνσης. Η υπολογιστική προσέγγιση του φαινομένου της εργοσκλήρυνσης πραγματοποιείται με διάφορα μοντέλα εντός του κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC. Τέτοιες συναρτήσεις εργοσκλήρυνσης που δύναται να χρησιμοποιηθούν στον κώδικα VPSC (είτε του LANL είτε του Metz) είναι:

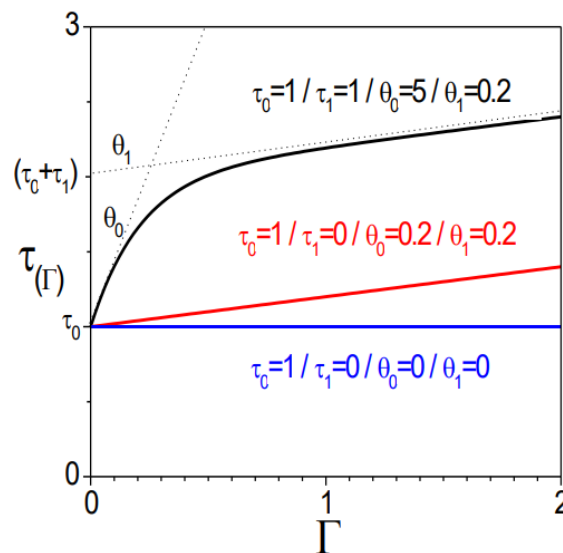
- I. Ο τροποποιημένος νόμος εργοσκλήρυνσης του Voce [201], [223]
- II. Ο νόμος εργοσκλήρυνσης των Bronkhorst και Kalidindi [213]
- III. Το μοντέλο εργοσκλήρυνσης MTS [223]
- IV. Άλλοι νόμοι βασισμένοι στην πρόοδο της πυκνότητας των διαταραχών [223]

1.6.1 Ο ΤΡΟΠΟΠΟΙΗΜΕΝΟΣ ΝΟΜΟΣ ΕΡΓΟΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΤΟΥ VOCE

Ο νόμος του Voce χαρακτηρίζεται από την πρόοδο της οριακής τιμής διάτμησης για την εκκίνηση της ολίσθησης κατά την πλαστική παραμόρφωση, δηλαδή εκφράζει την αύξηση της τιμής -κατά μέσο όρο- της κρίσιμης αναλυόμενης διατμητικής τάσης, η οποία αυξάνεται λόγω της συσσώρευσης διατμητικής παραμόρφωσης (σ.σ. πυκνότητας διαταραχών) επί των ενεργών συστημάτων ολίσθησης του εκάστοτε (SR) κόκκου κατά την πρόοδο της πλαστικής παραμόρφωσης. Ο νόμος του Voce εκφράζεται από την παρακάτω εξίσωση [201], [223]:

$$\hat{\tau}^s = \tau_0^s + (\tau_1^s + \theta_1^s) \left(1 - \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s} \right| \right) \right) \quad (1.52)$$

,όπου $\Gamma (= \sum_s \Delta\gamma^s)$ είναι το άθροισμα της συσσωρευμένης διατμητικής παραμόρφωσης επί του συνόλου των συστημάτων ολίσθησης (s) ενός (SR) κόκκου που παραμορφώνεται πλαστικά, ενώ οι παράμετροι τ_0 , θ_0 , θ_1 , $(\tau_0+\tau_1)$ εκφράζουν την αρχική τιμή της CRSS, τον αρχικό ρυθμό εργοσκλήρυνσης, τον ασυμπτωτικό ρυθμό εργοσκλήρυνσης και την προέκταση της CRSS βάσει των προηγούμενων παραμέτρων για μεγαλύτερες πλαστικές παραμορφώσεις (Σχ. Β) [223].



Σχήμα Β: Ο υπολογισμός των μικρομηχανικών παραμέτρων που εκφράζουν την εργοσκλήρυνση ενός υλικού, οι οποίες προκύπτουν μέσω της εφαρμογής του νόμου του Voce σε πειραματικά υπολογισμένες μακροσκοπικές καμπύλες εφελκυσμού [201], [223].

Επιπλέον, στο νόμο του Voce δύναται να συμπεριληφθεί, τόσο η εργοσκλήρυνση ενός συστήματος ολίσθησης λόγω της συσσώρευσης διαταραχών όσο αυτό είναι ενεργό (self-hardening), όσο και η λανθάνουσα εργοσκλήρυνση του λόγω της ενεργοποίησης των άλλων συστημάτων ολίσθησης (latent-hardening), μέσω της εισαγωγής της παραμέτρου $\mathbf{h}^{ss'}$. Η παράμετρος $\mathbf{h}^{ss'}$ λαμβάνει υπόψιν την επίδραση που έχει η εργοσκλήρυνση του συστήματος ολίσθησης s' στην εργοσκλήρυνση του συστήματος ολίσθησης s . Σε αυτήν την περίπτωση η πρόοδος της τιμής της παραμέτρου $\hat{\tau}^s$ δίδεται από την παρακάτω εξίσωση [223]:

$$\Delta\tau^s = \frac{d\hat{\tau}^s}{d\Gamma} \sum_{s'} \mathbf{h}^{ss'} \Delta\gamma^{s'}, \quad \text{όπου} \quad (1.53)$$

$$\frac{d\dot{\tau}^s}{d\Gamma} = \left[\theta_1 + \left(\frac{\theta_0}{\tau_1} | \tau_1 - \theta_1 \right) \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \right) + \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \theta_1 \Gamma \exp \left(-\Gamma \left| \frac{\theta_0}{\tau_1} \right| \right) \right] \quad (1.54)$$

Στην περίπτωση των FCC μεταλλικών υλικών, όπως το AA3104, η τυπική τιμή της παραμέτρου \mathbf{h}^{ss} είναι $\sim 1,4$ [223]. Συνεπώς, η χρήση του νόμου εργοσκλήρυνσης του Voce επιτρέπει την περιγραφή, τόσο του αρχικού ρυθμού εργοσκλήρυνσης κατά την εκκίνηση της πλαστικής παραμόρφωσης, όσο και της ασυμπτωτικής πτώσης του ρυθμού αυτού, όταν αυτό από ένα σημείο και έπειτα χαρακτηρίζεται από μία σταθερή τιμή -κυρίως στις μεγάλες πλαστικές παραμορφώσεις. Κατ' ανάλογο τρόπο αντιμετωπίζουν το φαινόμενο της εργοσκλήρυνσης και οι υπόλοιποι νόμοι εργοσκλήρυνσης, οι οποίοι συχνά διαφέρουν στο τρόπο αντιμετώπισης της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης λόγω των αλληλεπιδράσεων των διαταραχών που δημιουργούνται μέσω της ολίσθησης τους σε διαφορετικά συστήματα ολίσθησης, όπως συμβαίνει με τον νόμο των Bronkhorst και Kalidindi και τις βελτιώσεις του από τους Toth et al. [213].

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ 2 : ΠΑΡΑΔΕΙΓΜΑΤΑ ΑΡΧΕΙΩΝ ΔΕΔΟΜΕΝΩΝ ΕΙΣΟΔΟΥ ΤΟΥ ΚΩΔΙΚΑ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ VPSC

Σε αυτό το παράρτημα θα παρουσιαστεί μία περίπτωση των δεδομένων (αρχείων) εισόδου που απαιτούνται από το πρόγραμμα, για να πραγματοποιηθεί η προσομοίωση πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας με τον κώδικα VPSC7d [223]. Στην συνέχεια, λοιπόν, θα παρουσιαστούν τα 4 βασικά αρχεία εισόδου, στα οποία βασίστηκε η προσομοίωση του εν ψυχρώ υποβιβασμού (54%) του φύλλου θερμής έλασης A. Τα αρχεία αυτά αφορούν [223]:

- I.** Τον διακριτοποιημένο κρυσταλλογραφικό ιστό του φύλλου σε 10000 προσανατολισμούς.
- II.** Τις συνθήκες που περιγράφουν την μικρομηχανική του συμπεριφορά οι οποίες βασίστηκαν στις δοκιμές εφελκυσμού.
- III.** Τις οριακές συνθήκες της παραμόρφωσης που υπέστη το φύλλο.
- IV.** Τα μορφολογικά χαρακτηριστικά της στατιστικά αντιπροσωπευτικής μικροδομής και τις παραμέτρους της προσομοίωσης.

Η επεξήγηση των μεταβλητών των αρχείων που περιγράφουν τα δεδομένα εισόδου της προσομοίωσης εξηγούνται αναλυτικά στο εγχειρίδιο του κώδικα VPSC [223].

2.1 ΑΡΧΕΙΟ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ

**** CRYST TEXTURE (FIRST FEW LINES) ****

dummy

dummy

Experimental texture discretized by ATEX (20/08/2021)

B 10000³

236.01 47.46 81.55 14.33

229.08 51.57 68.98 36.97

241.57 79.70 43.02 30.36

345.31 52.00 15.56 16.14

122.46 79.36 55.93 59.17

.....

107.37 86.42 28.53 20.32

236.01 47.46 81.55 14.33

**** END OF CRYST TEXTURE DATA FILE ****

³ αριθμός μοναδικών προσανατολισμών. Με μπλε παρουσιάζονται τα δεδομένα που εισήχθησαν στα αρχεία για την πραγματοποίηση της προσομοίωσης.

2.2 ΑΡΧΕΙΟ ΜΙΚΡΟΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΔΕΔΟΜΕΝΩΝ

**** CRYSTAL DATA FILE ****

*Material: Aluminum

cubic csysym

1.0 1.0 1.0 90. 90. 90. unit cell axes and angles

Elastic stiffness (single crystal [GPa]; scaled=0.85xINTERPOLATED)

108.2 61.3 61.3 000.0 000.0 000.0

61.3 108.2 61.3 000.0 000.0 000.0

61.3 61.3 108.2 000.0 000.0 000.0

000.0 000.0 000.0 28.5 000.0 000.0

000.0 000.0 000.0 000.0 28.5 000.0

000.0 000.0 000.0 000.0 000.0 28.5

*Thermal expansion coefficients (single crystal in crystal axis):

10.0e-6 10.0e-6 10.0e-6 0.0e0 0.0e0 0.0e0

*Info about slip & twinning modes in this file:

2 nmodesx (total # of modes listed in file)

1 nmodes (# of modes to be used in the calculation)

1 mode(i) (label of the modes to be used)

{111}<110> SLIP

1 12 1 0 modex,nsmx,iopsysx,itwtypex

1 1 1 0 1 -1 slip (n & b)

1 1 1 1 0 -1

1 1 1 1 -1 0

-1 1 1 0 1 -1

-1 1 1 1 0 1

-1 1 1 1 1 0

-1 -1 1 0 1 1

-1 -1 1 1 0 1

-1 -1 1 1 -1 0

1 -1 1 0 1 1

Χαρακτηρισμός και προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού
ιστού κατά την θερμομηχανική επεξεργασία του AA3104

```

1 -1 1    1 0 -1
1 -1 1    1 1 0
{111}<112> TWIN
2 12 0 2          modex,nsmx,isensex,itwtypex
0.707            twshx
1 1 1    -2 1 1
1 1 1    1 -2 1
1 1 1    1 1 -2
-1 1 1    2 1 1
-1 1 1    -1 -2 1
-1 1 1    -1 1 -2
-1 -1 1    2 -1 1
-1 -1 1    -1 2 1
-1 -1 1    -1 -1 -2
1 -1 1    -2 -1 1
1 -1 1    1 2 1
1 -1 1    1 -1 -2
*Constitutive law
0   Voce=0, MTS=1
1   iratesens (0:rate insensitive, 1:rate sensitive)
31  grsize --> grain size only matters if HPfactor is non-zero
{111}<110> SLIP -----
20          nrsx
84.31 93.21 3677.04 249.33 0. tau0x,tau1x,thet0,thet1, hpfac
1.4 1.0          hlatex(1,im),im=1,nmodes
{111}<112> TWIN -----
20          nrsx
1.0 0.0 0. 0. 0. tau0x,tau1x,thet0,thet1, hpfac
1.0 1.0          hlatex(1,im),im=1,nmodes
0 0.05 0.50      isectw, thres1,thres2
**** END OF CRYSTAL DATA FILE ****

```

2.3 ΑΡΧΕΙΟ ΟΡΙΑΚΩΝ ΣΥΝΘΗΚΩΝ ΤΑΣΕΩΝ-ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΕΩΝ ΤΗΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑΣ – ΜΟΝΟΤΟΝΙΚΗ ΕΠΙΒΟΛΗ

****LOAD CONDITIONS FOR THIS RUN****

50 3 0.0156 298. nsteps ictrl eqincr temp

* boundary conditions

1	1	1	iudot		flag for vel.grad.
1	1	1			(0:unknown-1:known)
1	1	1			
0.78	0.	0.	udot		vel.grad
0.	0.00	0.			
0.	0.	-0.78			
0	0	0	iscau		flag for Cauchy
	0	0			
		0			
0.	0.	0.	scauchy		Cauchy stress
	0.	0.			

2.4 ΑΡΧΕΙΟ ΕΛΕΓΧΟΥ ΤΗΣ ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗΣ ΠΟΛΥΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ

```
**** INPUT FILE VPSC.IN FOR THIS RUN ****

1          number of elements (nelem)
1          number of phases (nph)
1.0 0.0    relative vol. fract. of phases (wph(i))
*INFORMATION ABOUT PHASE #1
0 0 25     grain shape contrl, fragmentn, crit aspect ratio
2.0 1.0 1.0   initial ellipsoid ratios (dummy if ishape=4)1
0.0 0.0 0.0   init Eul ang ellips axes (dummy if ishape=3,4)
* name and path of texture file (filetext)
exA3_Tandem\A3.tex
* name and path of single crystal file (filecrys)
exA3_Tandem\fcc.sx2
* name and path of grain shape file (dummy if ishape=0) (fileaxes)
dummy
*PRECISION SETTINGS FOR CONVERGENCE PROCEDURES (default values)
0.001 0.001 0.001 0.001  errs,errd,errm,errso
100 100 25   itmax:  max # of iter, external, internal and SO loops
0 2 10 2    irsvar & jrsini,jrsfin,jrstep (dummy if irsvar=0)
1          ibcinv (0: don't use <Bc>** -1, 1: use <Bc>** -1 in SC eq)
*INPUT/OUTPUT SETTINGS FOR THE RUN (default is zero)
0          irecover:read grain states from POSTMORT.IN (1) or not (0)?
50         isave:  write grain states in POSTMORT.OUT at step 'isave'?
1          icubcomp:calculate fcc rolling components?
0          nwrite (frequency of texture downloads)
*MODELING CONDITIONS FOR THE RUN
3          interaction (0:FC,1:affine,2:secant,3:neff=10,4:tangent,5:SO)
1 1 1      iupdate: update orient, grain shape, hardening
0          nneigh (0 for no neighbors, 1 for pairs, etc.)
```

0 iflu (0: don't calc, 1: calc fluctuations)

*NUMBER OF PROCESSES (Lij const; Lij variable; PCYS ;LANKFORD; rigid rotatn)

3

*IVGVAR AND PATH\NAME OF FILE OR STRESS SUBSPACE OR ANGULAR INCREMENT

0 ivgvar=0 will run a monotonic strain path

[exA3_Tandem\rolling_BCs](#)

2 ivgvar=2 will calculate PCYS at the end

1 2 --> section of stress space

3 ivgvar=3 will calculate Lankford coefficients at the end

15. --> angular increment for tensile probing

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ 3 : ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΣ ΣΥΣΤΑΤΙΚΩΝ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΜΕ ΕΠΙΒΟΛΗ ΟΡΘΟΤΡΟΠΙΚΗΣ ΣΥΜΜΕΤΡΙΑΣ

3.1 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ ΕΝ ΨΥΧΡΩ Α

Δείγμα Α						Δείγμα Β						Δείγμα C								
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)			
Copper (Cu)	{112}<111>	1,3	Cube	{001}<100>	8,2	Copper (Cu)	{112}<111>	4,3	Cube	{001}<100>	4,1	Copper (Cu)	{112}<111>	2,8	Cube	{001}<100>	2,7			
S1	{124}<211>	8,2	P	{011}<122>	2,5	S1	{124}<211>	10,1	P	{011}<122>	0,5	S1	{124}<211>	17,6	P	{011}<122>	0,2			
S2	{123}<412>	6,3	Q	{013}<231>	4,9	S2	{123}<412>	11,9	Q	{013}<231>	3,2	S2	{123}<412>	9,8	Q	{013}<231>	1			
S3/S	{123}<634>	6	Goss	{011}<100>	8,9	S3/S	{123}<634>	10,8	Goss	{011}<100>	7,6	S3/S	{123}<634>	17,1	Goss	{011}<100>	2,1			
			R	{124}<211>	-				R	{124}<211>	-				R	{124}<211>	-			
Brass (Bs)	{110}<112>	6,8	Rotated Cube	{001}<110>	0,5	Brass (Bs)	{110}<112>	14,3	Rotated Cube	{001}<110>	0,2	Brass (Bs)	{110}<112>	25,4	Rotated Cube	{001}<110>	0,1			
Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	2,4	Rotated Goss	{011}<011>	0,7	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	6,8	Rotated Goss	{011}<011>	0,2	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	4	Rotated Goss	{011}<011>	0,2			
			Cube-ND	{001}<310>	4				Cube-ND	{001}<310>	1,5				Cube-ND	{001}<310>	0,5			
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		31	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης			29,7	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		58,2	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης			17,3	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		76,7	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης			6,8
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rhoon, %)			39,3				Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rhoon, %)			24,5				Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rhoon, %)			16,5			

Δείγμα C RX						Δείγμα D						Δείγμα D RV								
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)			
Copper (Cu)	{112}<111>	2,9	Cube	{001}<100>	2,1	Copper (Cu)	{112}<111>	3,6	Cube	{001}<100>	0,4	Copper (Cu)	{112}<111>	1,6	Cube	{001}<100>	2,7			
S1	{124}<211>	-	P	{011}<122>	4,9	S1	{124}<211>	25,6	P	{011}<122>	0,7	S1	{124}<211>	10	P	{011}<122>	1,8			
S2	{123}<412>	7,4	Q	{013}<231>	7,6	S2	{123}<412>	9,1	Q	{013}<231>	4,8	S2	{123}<412>	10,4	Q	{013}<231>	3,7			
S3/S	{123}<634>	-	Goss	{011}<100>	4,6	S3/S	{123}<634>	15,7	Goss	{011}<100>	2,2	S3/S	{123}<634>	7,7	Goss	{011}<100>	7,4			
			R	{124}<211>	11,7				R	{124}<211>	-				R	{124}<211>	-			
Brass (Bs)	{110}<112>	3,2	Rotated Cube	{001}<110>	0,7	Brass (Bs)	{110}<112>	17,3	Rotated Cube	{001}<110>	0	Brass (Bs)	{110}<112>	13,2	Rotated Cube	{001}<110>	0			
Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	5,5	Rotated Goss	{011}<011>	0,9	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	10,7	Rotated Goss	{011}<011>	0,3	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	2,4	Rotated Goss	{011}<011>	0,1			
			Cube-ND	{001}<310>	6,2				Cube-ND	{001}<310>	0,3				Cube-ND	{001}<310>	1,5			
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		19	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης			38,7	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		82	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης			8,7	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		45,3	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης			17,2
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rhoon, %)			42,3				Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rhoon, %)			9,3				Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (rhoon, %)			37,5			

3.2 ΣΧΕΔΙΟ ΕΛΑΣΗΣ EN ΨΥΧΡΩ ΑΑ

Δείγμα AA						Δείγμα BB						Δείγμα CC					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	0,5	Cube	{001}<100>	4,3	Copper (Cu)	{112}<111>	1,9	Cube	{001}<100>	3,1	Copper (Cu)	{112}<111>	2,1	Cube	{001}<100>	1,6
S1	{124}<211>	14,7	P	{011}<122>	0,3	S1	{124}<211>	12,2	P	{011}<122>	0,6	S1	{124}<211>	15,9	P	{011}<122>	0,5
S2	{123}<412>	4,9	Q	{013}<231>	1	S2	{123}<412>	5,9	Q	{013}<231>	1,9	S2	{123}<412>	7,4	Q	{013}<231>	1,1
S3/S	{123}<634>	18,7	Goss	{011}<100>	0,9	S3/S	{123}<634>	20,5	Goss	{011}<100>	1,3	S3/S	{123}<634>	22,5	Goss	{011}<100>	0,7
			R	{124}<211>	-				R	{124}<211>	-				R	{124}<211>	-
Brass (Bs)	{110}<112>	44,8	Rotated Cube	{001}<110>	0,1	Brass (Bs)	{110}<112>	30,2	Rotated Cube	{001}<110>	0,3	Brass (Bs)	{110}<112>	34,9	Rotated Cube	{001}<110>	0,2
Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	1,5	Rotated Goss	{011}<011>	0,1	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	2,6	Rotated Goss	{011}<011>	0,3	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	2,6	Rotated Goss	{011}<011>	0,1
			Cube-ND	{001}<310>	0,3				Cube-ND	{001}<310>	0,9				Cube-ND	{001}<310>	0,5
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		85,1	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		7	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		73,3	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		8,4	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		85,4	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		4,7
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			7,9			Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			18,3			Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			9,9		

Δείγμα DD						Δείγμα DD_RX						Δείγμα EE					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	3,7	Cube	{001}<100>	0,7	Copper (Cu)	{112}<111>	4,5	Cube	{001}<100>	5,2	Copper (Cu)	{112}<111>	1,7	Cube	{001}<100>	4
S1	{124}<211>	16,7	P	{011}<122>	0,3	S1	{124}<211>	-	P	{011}<122>	4,3	S1	{124}<211>	19	P	{011}<122>	1
S2	{123}<412>	5,9	Q	{013}<231>	1,3	S2	{123}<412>	8,6	Q	{013}<231>	5,7	S2	{123}<412>	14,5	Q	{013}<231>	2
S3/S	{123}<634>	24,9	Goss	{011}<100>	1,8	S3/S	{123}<634>	6,5	Goss	{011}<100>	4	S3/S	{123}<634>	17,7	Goss	{011}<100>	2,9
			R	{124}<211>	-				R	{124}<211>	14,8				R	{124}<211>	-
Brass (Bs)	{110}<112>	29,8	Rotated Cube	{001}<110>	0,1	Brass (Bs)	{110}<112>	4,5	Rotated Cube	{001}<110>	0,2	Brass (Bs)	{110}<112>	13,9	Rotated Cube	{001}<110>	0,1
Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	4,6	Rotated Goss	{011}<011>	0,2	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	4,3	Rotated Goss	{011}<011>	0,2	Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	3,3	Rotated Goss	{011}<011>	0,2
			Cube-ND	{001}<310>	0,3				Cube-ND	{001}<310>	6,1				Cube-ND	{001}<310>	0
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		85,6	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		4,7	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		28,4	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		40,5	Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		70,1	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		10,2
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			9,7			Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			31,1			Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			19,7		

Δείγμα EE_RV					
Συστατικό Έλασης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)	Συστατικό Ανακρυστάλλωσης	Δείκτες Miller	Ποσοστό Mi (%)
Copper (Cu)	{112}<111>	3,3	Cube	{001}<100>	3,9
S1	{124}<211>	24,7	P	{011}<122>	1,8
S2	{123}<412>	7,1	Q	{013}<231>	4
S3/S	{123}<634>	8	Goss	{011}<100>	5,5
			R	{124}<211>	-
Brass (Bs)	{110}<112>	5,4	Rotated Cube	{001}<110>	0
Taylor- Dillamore (D)	{4411} <112>	8,8	Rotated Goss	{011}<011>	0,4
			Cube-ND	{001}<310>	0,3
Συνολικός ιστός παραμόρφωσης		57,3	Συνολικός ιστός ανακρυστάλλωσης		15,9
Τυχαίος κρυσταλλογραφικός ιστός (phon, %)			26,8		

ΕΥΡΕΤΗΡΙΟ ΣΧΗΜΑΤΩΝ

Σχήμα 1: Σύγκριτικό διάγραμμα ειδικής αντοχής-ολκιμότητας για τα διάφορα μεταλλικά υλικά που βρίσκουν εφαρμογή στην αυτοκινητοβιομηχανία, την ναυπηγική και την αεροναυπηγική [9].....	3
Σχήμα 2: Επίδραση των κραματικών προσθηκών Mg, Mn, Cu, Si, Zn στην τάση διαρροής του αλουμινίου λόγω του σχηματισμού στερεού διαλύματος [15].	6
Σχήμα 3: Κύριες κραματικές προσθήκες των κραμάτων αλουμινίου [11].....	7
Σχήμα 4: Διμερές διάγραμμα φάσεων αλουμινίου μαγγανίου [11].....	12
Σχήμα 5: Το μερίδιο της εκάστοτε αγοράς επί του συνόλου των πωλήσεων επιπέδων προϊόντων αλουμινίου στην Ε.Ε. για το 2020 [26].	15
Σχήμα 6: Τα στάδια διαμόρφωσης του σώματος δοχείων αναψυκτικών μέσω της μεταλλοτεχνικής κατεργασίας της βαθιάς κοίλανσης [3], [27].....	16
Σχήμα 7: Θερμομηχανικός κύκλος παραγωγής του κράματος AA3104 σε μεταλλουργική κατάσταση (Temper): α) H19, β) H16.	17
Σχήμα 8: Χυτή μικροδομή κράματος AA3104 α) σε κατάσταση As polished, β) προσβεβλημένη με HF 0.5M.....	19
Σχήμα 9: Επίδραση των κραματικών προσθηκών του σιδήρου (0,06%κ.β.) και του χαλκού (0,02%κ.β.) σε ένα υπερκορεσμό διμερές κράμα Al-1Mn στους 550°C[36].....	21
Σχήμα 10: Έλασμα με: α) έναν δεδομένο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, β) τυχαίο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, γ) δύο διακριτούς κρυσταλλογραφικούς προσανατολισμούς και τυχαίο κρυσταλλογραφικό ιστό [46].	24
Σχήμα 11: Ανισοτροπία της επιδεκτικότητας μαγνητισμού για διάφορες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις του σιδήρου [34].....	25
Σχήμα 12: Κυάθια που έχουν κοιλανθεί από ένα φύλλο AA3104 (H18), το οποίο χαρακτηρίζεται από έντονο κρυσταλλογραφικό ιστό παραμόρφωσης (έλασης). Χαρακτηριστική είναι η εμφάνιση του φαινομένου του «earing», όπου εμφανίζονται «αυτιά» στις 45°, 135°, 225°, 315° σε σχέση με την διεύθυνση της έλασης.	26
Σχήμα 13: Αναπαράσταση των {100} πόλων ενός κυβικού μονοκρυστάλλου κάνοντας χρήση της στερεογραφικής προβολής. α) Ο μονοκρύσταλλος εντός της μοναδιαίας σφαίρας αναφοράς, β) Προβολή των πόλων {100} επί του ισημερινού επιπέδου, γ) διάγραμμα πολικών συντεταγμένων {100} του μονοκρυστάλλου και οι γωνίες α και β που χαρακτηρίζουν τον πόλο (100) [44].	28
Σχήμα 14: Η διαφορά ανάμεσα στα συστήματα συντεταγμένων του δείγματος και των κόκκων που εντοπίζονται στην μικροδομή του[54].	29
Σχήμα 15: Σχεδιασμός στερεογραφικής προβολής ενός κρυστάλλου [54].	30

Σχήμα 16: Η θέση του πόλου P και των ισοδύναμων συμμετρικών θέσεων του, όπως αυτές αποτυπώνονται επί μίας στερεογραφικής προβολής [54].	31
Σχήμα 17: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων {111} AA3104: α) θερμά ελασμένου (αυτοαναοπτημένο), β) ψυχρά ελασμένου [34].	32
Σχήμα 18: α) ανάστροφη στερεογραφική προβολή μοναδιαίας κυψελίδας του κυβικού συστήματος κρυστάλλωσης, β) Κρυσταλλογραφικοί προσανατολισμοί υπερτεθειμένοι επί τυπικού στερεογραφικού τριγώνου που χρησιμοποιείται για τα κυβικά μέταλλα [54][44].	33
Σχήμα 19: Σχηματική απεικόνιση του τρόπου περιστροφής των συστημάτων αναφοράς για τον υπολογισμό των γωνιών του χώρου του Euler ϕ_1, Φ, ϕ_2 με την σειρά περιστροφών 1,2,3 να αναπαριστά το μέγεθος της εκάστοτε γωνίας [34].	35
Σχήμα 20: Σύνοψη και γραφική αναπαράσταση των περιστροφών που απαιτούνται αναφορικά με τον υπολογισμό των γωνιών του χώρου του Euler κατά την μεθοδολογία του Bunge[53].	36
Σχήμα 21: Αναπαράσταση κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών στον τρισδιάστατο χώρο του Euler ως σημεία που χαρακτηρίζονται το καθένα μέσω των συντεταγμένων τους ϕ_1, Φ, ϕ_2 κατά την μεθοδολογία του Bunge [34],[54].	38
Σχήμα 22: Τομείς ODF χαλκού έπειτα από ψυχρή έλαση της τάξης του 90% ($\epsilon \sim 2.5$) [56].	39
Σχήμα 23: Χαρακτηριστικά συστατικά και ίνες του κρυσταλλογραφικού ιστού που απαντώνται στα ενδροκεντρωμένα κυβικά μέταλλα που έχουν κατεργαστεί θερμομηχανικώς μέσω έλασης, όπως αυτά αποτυπώνονται: α) στον τρισδιάστατο χώρο του Euler, β) στους διδιάστατους τομείς $\phi_2=45^\circ, 65^\circ$ και 90° ή 0° , του χώρου του Euler [52].	40
Σχήμα 24: Ισοδύναμες κρυσταλλογραφικές θέσεις στον χώρο του Euler ($0^\circ \leq \phi_1, \Phi, \phi_2 \leq 90^\circ$) των κύριων συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού (Gaussian width=12.5°) για ελασμένα FCC μεταλλικά υλικά [56].	40
Σχήμα 25: α) Σχηματική απεικόνιση μίας διάταξης SEM-EBSD, β) Σχηματική αναπαράσταση της δημιουργίας των ζωνών Kikuchi που συνθέτουν τα μοτίβα (EBSP's) που παράγονται κατά το φαινόμενο της περίθλασης κατά την αλληλεπίδραση του δοκιμίου με την ηλεκτρονιακή δέσμη [46].	44
Σχήμα 26: Διαφορές ανάμεσα στον μικρο-ιστό και στον μάκρο-ιστό [44].	45
Σχήμα 27: Σχηματική αναπαράσταση μονοφασικής μικροδομής, όπου οι κόκκοι που παρουσιάζουν έντονο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό (*) είναι χωρικά κατανεμημένοι εντός αυτής με διαφορετικό τρόπο: α) εντοπίζονται σε χώρο όπου γειτνιάζουν, β) διεσπαρμένοι εντός της μικροδομής, γ) διεσπαρμένοι εντός της μικροδομής αλλά έχοντας μεγαλύτερο μέγεθος κόκκου, δ) εντοπίζονται στην επιφάνεια του δείγματος [34].	46
Σχήμα 28: Το τετράεδρο που αναπαριστά τις βασικές σχέσεις, οι οποίες αποτελούν τα βασικά αντικείμενα έρευνα της Φυσικής μεταλλουργίας.	47
Σχήμα 29: Σχηματική αναπαράσταση της περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος (Ω) ως συνέπεια του μηχανισμού της ολίσθησης κατά την πλαστική παραμόρφωση ενός κυβικού μονοκρυστάλλου. Α) αρχική κατάσταση, β) μετατόπιση του άξονα εφελκυσμού κατά την διάτμηση του κρυσταλλικού πλέγματος, γ) περιστροφή του κρυσταλλικού πλέγματος λόγω των επιβαλλόμενων οριακών συνθηκών της εφελκυστικής φόρτισης που δεν επιτρέπουν την μετατόπιση του άξονα εφελκυσμού [52].	52
Σχήμα 30: Σχηματική αναπαράστασή των μικρογραφικών χαρακτηριστικών της παραμορφωμένης μικροδομής: α) για μικρού εύρους πλαστική παραμόρφωση, β) για μέτριου-έως μεγάλου εύρους πλαστική παραμόρφωση. Μικρογραφίες TEM παραμορφωμένου νικελίου όπου παρουσιάζονται: γ) τα χαρακτηριστικά που απεικονίζονται στην σχηματική απεικόνιση α), δ) τα χαρακτηριστικά που απεικονίζονται στην σχηματική απεικόνιση β) [1], [116].	54

Σχήμα 31: Πρόοδος της συνολικής πυκνότητας των διαταραχών (X-Ray line Broadening) καθώς και των γεωμετρικά απαραίτητων διαταραχών (EBSD) κατά την εκτεταμένη πλαστική παραμόρφωση (Severe Plastic Deformation, SPD) εμπορικά καθαρού χαλκού [118].	55
Σχήμα 32: α) Εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού εξαιτίας των τοπικών περιστροφών του κρυσταλλικού πλέγματος ενός κόκκου μετά από διαφορετικά ποσοστά εν ψυχρώ παραμόρφωσης μέσω επίπεδης συμπίεσης (εντός του EBSD για προσομοίωση των συνθηκών έλασης) που οδηγεί στην διάσπαση του αρχικού κόκκου. β) Προφίλ (Point-to-origin) κατανομής γωνιών αποπροσανατολισμού κατά μήκος των βελών της εικόνας α), τα οποία είναι κάθετα ως προς το όριο που δημιουργήθηκε λόγω της παραμόρφωσης (fragment/diffuse boundary) [117].	56
Σχήμα 33: Σχηματική αναπαράσταση της ιεραρχικής κατάταξης των μικρογραφικών χαρακτηριστικών που παρατηρούνται σε παραμορφωμένες μικροδομές μετάλλων, τα οποία παραμορφώνονται μέσω του μηχανισμού της ολίστησης διαταραχών: α) Διαταραχές, β) Υποκόκκοι και γεωμετρικώς απαραίτητα όρια, γ) Ζώνες μετάβασης ή παραμόρφωσης, δ) Ζώνες διάτμησης [1].	57
Σχήμα 34: α) Η ζώνη παραμόρφωσης γύρω από ένα σωματίδιο που βρίσκεται στην μικροδομή ενός FCC μεταλλικού υλικού που έχει κατεργαστεί μέσω ψυχράς έλασης. β) Το εύρος των περιστροφών του κρυσταλλικού πλέγματος (Ω) των κόκκων γύρω από ένα σωματίδιο πυριτίου που βρίσκεται στην μικροδομή ενός ελασμένου ($\epsilon=0,5$) φύλλου αλουμινίου [1].	58
Σχήμα 35: Διαγράμματα $\{111\}$ πολικών συντεταγμένων έπειτα από εν ψυχρώ έλαση: α) Εμπορικής καθαρότητας χαλκού, β) Ορείχαλκου (63:37) [34].	59
Σχήμα 36: Διαγράμματα $\{111\}$ πολικών συντεταγμένων έπειτα από εν ψυχρώ έλαση: α) καθαρού Ni, β) Ni-10 % Co, γ) Ni-20 % Co, δ) Ni-30 % Co, ε) Ni-40 % Co, στ) Ni-60 % Co. Εμφανής μετάβαση ανάμεσα στις δύο κατηγορίες ιστού παραμόρφωσης με αυξανόμενες προσθήκες κοβαλτίου που επηρεάζουν την γ_{SFE} των κραμάτων Ni-xCo [44].	59
Σχήμα 37: Ιστός παραμόρφωσης (ODF) έπειτα από εν ψυχρώ έλαση: α) Εμπορικής καθαρότητας χαλκού, β) Ορείχαλκου (63:37) [34].	60
Σχήμα 38: Εντάσεις κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (xMRD, multiple times random) της ODF $f(g)$ κατά μήκος κύριων ινών που παρατηρούνται κατά την εν ψυχρώ έλαση εμπορικής καθαρότητας χαλκού: α) α-ίνα, β) β-ίνα, γ) τ-ίνα [34].	62
Σχήμα 39: : Εντάσεις κρυσταλλογραφικών προσανατολισμών (xMRD, multiple times random) της ODF $f(g)$ κατά μήκος κύριων ινών που παρατηρούνται κατά την εν ψυχρώ έλαση ορείχαλκου (70:30): α) α-ίνα, β) β-ίνα, γ) τ-ίνα [34].	63
Σχήμα 40: Σχηματική αναπαράσταση της εξέλιξης της μικροδομής και των βασικών ιδιοτήτων ενός παραμορφωμένου εν ψυχρώ υλικού κατά την πρόοδο των θερμομηχανικών φαινομένων της αποκατάστασης, της ανακρυστάλλωσης (στατικής) και της ανάπτυξης των κόκκων [14].	64
Σχήμα 41: Σχηματική απεικόνιση της εξέλιξης της μικροδομής σε επίπεδο διαταραχών κατά τα διάφορα στάδια της αποκατάστασης [14].	65
Σχήμα 42: Η κινούσα πίεση που ασκείται σε ένα HAGB για την εκκίνηση της ανακρυστάλλωσης [1].	67
Σχήμα 43: Τυπική μορφή (σιγμοειδής) της κινητικής του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης σε ισοθερμοκρασιακές συνθήκες [1].	67
Σχήμα 44: Ακανόνιστη ανάπτυξη κόκκων μετά την ανακρυστάλλωση κατά την ανόπτηση του AA3004 της 600°C [1].	72
Σχήμα 45: Διαγράμματα πολικών συντεταγμένων $\{111\}$ ιστού ανακρυστάλλωσης ελασμένων εδροκεντρωμένων μετάλλων: α) Αλουμίνιο, β) Χαλκός, γ) Ορείχαλκος (63:37) [34].	74

Σχήμα 46: Ιστός ανακρυστάλλωσης (ODF) μετά από την ανόπτηση εν ψυχρώ ελασμένου κράματος αλουμινίου AA1200 [34].	75
Σχήμα 47: : Ιστός ανακρυστάλλωσης (ODF) μετά από ανόπτηση διαφόρων, εν ψυχρώ ελασμένων, κραμάτων: α) Cu-4%Mn, β) Cu-8%Mn, γ) Cu-16%Mn, δ)AA1145 ε)Al-3Mg στ)AA8111 [6][44].	76
Σχήμα 48: Ιστός ανακρυστάλλωσης (ODF) μετά από την ανόπτηση εν ψυχρώ ελασμένου ορείχαλκου (63:37) [34].	77
Σχήμα 49: Δειγματοληψία δοκιμίων εφελκυσμού συναρτήσεως της διεύθυνσης της έλασης [155].	79
Σχήμα 50: α) Τρόπος μέτρησης του ύψους των λοβών και των κοιλάδων που σχηματίζονται σε ένα κυάθιο, το οποίο χαρακτηρίζεται από συνδυασμό κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης και ανακρυστάλλωσης παρουσιάζοντας «Earing» 6 λοβών. β) Κατανομή των τάσεων (θλιπτικών και εφελκυστικών) κατά την διαμόρφωση ενός κυαθίου μέσω της δοκιμής βαθιάς κοίλανσης [155],[156].	81
Σχήμα 51: Σχηματική απεικόνιση των βασικών μηχανολογικών τμημάτων της άμεσης χύτευσης και της επίδρασης των ζωνών ψύξης στην εξέλιξη της πορείας της στερεοποίησης εντός του πλινθώματος [35].	82
Σχήμα 52: α) Χάρτης IPF D.C. χυτού κράματος AA3003. β) Τομείς $\varphi_2=0,45,60$ της ODF του ιστού χύτευσης του AA3003, όπου παρατηρείται ($\varphi_2=0$) η ασθενής ύπαρξη του συστατικού Cube [159].	83
Σχήμα 53: Αποτελέσματα, θερμοδυναμικά (CALPHAD) τροφοδοτούμενων, προσομοιώσεων της προόδου της μικρο-χημείας και των κατακρημνίσεων κατά την ομογενοποίηση του AA3014 μέσω του προγράμματος ClaNG: α) Πρόοδος της συγκέντρωσης των κραματικών στοιχείων κατά την ομογενοποίηση του AA3104, β) Εξέλιξη του κλάσματος όγκου και του μεγέθους των σωματιδίων που εντοπίζονται στην μικροδομή του AA3014 κατά την ομογενοποίηση του [157].	84
Σχήμα 54: Επίδραση της ομογενοποίησης και της πυκνότητας των διασκορπισμένων σωματιδίων (Μικρογραφίες TEM) στην πρόοδο του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης κατά το πέρας της θερμής έλασης ($T_{\text{πράτωσης}}=300\text{ }^{\circ}\text{C}$) του AA3014.[.]	85
Σχήμα 55: Σχηματική απεικόνιση της γεωμετρίας της έλασης και της ανομοιογενούς κατανομής του μηχανισμού παραμόρφωσης του ελάσματος κατά την διεύθυνση του πάχους του [83].	86
Σχήμα 56: Σχηματική αναπαράσταση των γραμμών θερμής έλασης που χρησιμοποιούνται για την παραγωγή του AA3014.	87
Σχήμα 57: Μικρογραφίες οπτικής μικροσκοπίας πολωμένου φωτός, διαγράμματα πολικών συντεταγμένων $\{111\}$, τομείς ODF $\varphi_2=0^{\circ}$ για διαφορετικές θερμοκρασίες περάτωσης της θερμής έλασης του κράματος AA3104: α) $T_{\text{HR}}=260\text{ }^{\circ}\text{C}$, β) $T_{\text{HR}}=280\text{ }^{\circ}\text{C}$, γ) $T_{\text{HR}}=315\text{ }^{\circ}\text{C}$ [157]	88
Σχήμα 58: Οι παραγωγικές οδοί για την παραγωγή του AA3014 σε διαφορετικές μεταλλουργικές καταστάσεις κατά το στάδιο της ψυχράς έλασης: α) H19, Β) H16, γ) H26..	90
Σχήμα 59: Πρόοδος του «Earing» κατά την εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά τον 92% (6 λοβοί) ψυχρό υποβιβασμό του AA3104 της εικόνας 57 (γ). Το «Earing» είναι συμμετρικό ως προς τις 0-90°. Μέχρι περίπου 75% υποβιβασμό σχηματίζονται 8 λοβοί στα κυάθια της βαθιάς κοίλανσης [150].	91
Σχήμα 60: Σχηματική αναπαράσταση την πορείας περιστροφής του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού Cube κατά την πλαστική παραμόρφωση μέσω του μηχανισμού της επίπεδης συμπέσης (έλαση) κατά τα μοντέλα κρυσταλλικής πλαστικότητας FC και RC Taylor [84].	92

Σχήμα 61: Η εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ψυχρά έλαση, για διαφορετικές θερμοκρασίες περάτωσης της θερμής έλασης, του κράματος AA3104: α) $T_{HR}= 260\text{ }^{\circ}\text{C}$, β) $T_{HR}= 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, γ) $T_{HR}= 315\text{ }^{\circ}\text{C}$ [27].	92
Σχήμα 62: Εξέλιξη του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την παραγωγική οδό H16 (α-δ) του κράματος AA3105 καθώς η συνακόλουθη πρόοδος της ανισοτροπίας (ε) που συνοδεύει την εξέλιξη του ιστού [20].	93
Σχήμα 63: α) Οι διάφορες κλίμακες προσομοίωσης των ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών, β) Η ενσωμάτωση δεδομένων από τεχνικές χαρακτηρισμού και προσομοιώσεις διαφορετικής κλίμακας μήκους για την πραγματοποίηση προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας πλήρους πεδίου με τον κώδικα κρυσταλλικής πλαστικότητας DAMASK στο πλαίσιο του ICME [8], [112].	96
Σχήμα 64: Σχηματική αναπαράσταση των βασικότερων μοντέλων κρυσταλλικής πλαστικότητας: α) Μοντέλο Sachs, β) Μοντέλο Taylor, γ) Μοντέλο Relaxed Constraints Taylor, δ) Μοντέλο GIA, ε) Μοντέλο LAMEL, στ) Μοντέλο VPSC, ζ) Μοντέλο CPFEM, η) Μοντέλο CPFEM [195].	99
Σχήμα 65: α) Σχηματική αναπαράσταση των παραμέτρων του νόμου του Schmid, β) Οι διάφορες τιμές που μπορεί να λάβει η τάση διαρροής ενός μονοκρυστάλλου (σ_0) λόγω του διαφορετικού αρχικού του προσανατολισμού, συναρτήσει του οποίου ο παράγοντας (μ) μεταβάλλεται [221].	104
Σχήμα 66: α) Μετατόπιση του άξονα εφελκυσμού προς την διεύθυνση της ολίσθησης κατά τον εφελκυσμό ενός μονοκρυστάλλου, β) Απεικόνιση της μετατόπισης του άξονα εφελκυσμού συναρτήσει του προσανατολισμού του μονοκρυστάλλου, γ) Αποτέλεσμα της περιστροφής του κρυσταλλικού πλέγματος κατά τον εφελκυσμό ενός μονοκρυστάλλου ψευδαργύρου [53], [55].	105
Σχήμα 67: Πολική διάσπαση του ταυστή της παραμόρφωσης, ώστε να περιγραφεί ως ένας συνδυασμός περιστροφής και παραμόρφωσης.	106
Σχήμα 68: Διαφορές στις αλληλεπιδράσεις των κόκκων με το περιβάλλον τους κατά τις προσομοιώσεις κρυσταλλικής πλαστικότητας με: α) τον κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC, β) με την μέθοδο πλήρους πεδίου CP-FEM [110].	109
Σχήμα 69: Σχηματική αναπαράσταση του κύκλου παραγωγής του AA3104 μέχρι την εν θερμώ του κατεργασία. Στο σχήμα παρατηρούνται οι δύο διαφορετικές τεχνολογίες θερμής έλασης πλατεών επίπεδων προϊόντων αλουμινίου, οι οποίες αποτελούν την ειδοποιό διαφορά ανάμεσα στα δύο σχέδια εν ψυχρώ έλασης που μελετώνται στην παρούσα εργασία.	111
Σχήμα 70: α) Σχηματική απεικόνιση της παραγωγικής διαδικασίας των σχεδίων έλασης A και AA από όπου παρελήφθησαν τα δείγματα της παραγωγικής διαδικασίας, β) Σχηματική απεικόνιση της δειγματοληψίας που ακολουθήθηκε για την κοπή των δειγμάτων που χρησιμοποιήθηκαν στο πειραματικό μέρος της παρούσας εργασίας.	113
Σχήμα 71: Η πρόοδος της ηλεκτρικής αντίστασης που χαρακτηρίζει ένα κράμα AA3004 συναρτήσει του ποσοστού του μαγγανίου που βρίσκεται εν διαλύσει στο στερεό διάλυμα [36].	123
Σχήμα 72: α) Σημεία λήψης πειραματικών δεδομένων για την προσομοίωση των ψυχρών υποβιβασμών κατά την παραγωγική διαδικασία του AA3014 H26, β) Διασύνδεση αρχείων με τον κώδικα πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας VPSC για την προσομοίωση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού κατά την ψυχρά έλαση του AA3104.	127
Σχήμα 73: Μικρογραφίες οπτικής μικροσκοπίας κανονικού (LOM) και πολωμένου (PLOM) φωτός. α) Δείγμα A, Δείγμα B, γ) Δείγμα C, δ) Δείγμα C_RX, ε) Δείγμα D, στ) Δείγμα D_RV.	133

Σχήμα 74: Μεταβολή των βασικών χαρακτηριστικών που περιγράφουν τις ευμεγέθεις ενδομεταλλικές ενώσεις των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A.....	134
Σχήμα 75: : Μικρογραφίες οπτικής μικροσκοπίας κανονικού (LOM) και πολωμένου (PLOM) φωτός. α) Δείγμα AA, Δείγμα BB, γ) Δείγμα CC, δ) Δείγμα DD, ε) Δείγμα DD_RX, στ) Δείγμα EE, ζ) Δείγμα EE_RV.....	140
Σχήμα 76: Μεταβολή των βασικών χαρακτηριστικών που περιγράφουν τις ευμεγέθεις ενδομεταλλικές ενώσεις των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA.	141
Σχήμα 77: Γενικές σαρώσεις EDS από το φύλλο της θερμής έλασης του σχεδίου εν ψυχρώ έλασης: α) A, β)AA.....	142
Σχήμα 78: Υπολογιστικό διάγραμμα φάσεων (ThermoCalc) του μελετώμενου κράματος AA3104.....	143
Σχήμα 79: Μικρογραφία ηλεκτρονικής μικροσκοπίας μέσω του ανιχνευτή οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BSE) του δείγματος: α) A, β)D.....	144
Σχήμα 80: Στοιχειακοί χάρτες δειγμάτων σχεδίου έλασης A: α) Δείγμα A, φύλλο θερμής έλασης, β) Δείγμα D, τελικός ψυχρός υποβιβασμός.	145
Σχήμα 81: Στοιχειακές αναλύσεις ευμεγέθων ενδομεταλλικών ενώσεων του σχεδίου έλασης A : α, β) Του δείγματος A , γ, δ) Του δείγματος D.	146
Σχήμα 82: Μικρογραφία ηλεκτρονικής μικροσκοπίας μέσω του ανιχνευτή οπισκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BSE) του δείγματος: α) AA, β) EE.....	147
Σχήμα 83: Στοιχειακοί χάρτες δειγμάτων σχεδίου έλασης AA: α) Δείγμα AA, φύλλο θερμής έλασης, β) Δείγμα EE, τελικός ψυχρός υποβιβασμός.....	148
Σχήμα 84: : Στοιχειακές αναλύσεις ευμεγέθων ενδομεταλλικών ενώσεων του σχεδίου έλασης AA : α, β) Του δείγματος AA , γ) Του δείγματος EE.....	149
Σχήμα 85: α) Διαγραμματική απεικόνιση της προόδου της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3014 κατά τα στάδια του σχεδίου έλασης A. β) Διαγραμματική απεικόνιση της εξέλιξης της (ηλεκτρικής) αντίστασης και της αγωγιμότητας.....	151
Σχήμα 86: Διαγραμματική απεικόνιση της προόδου της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3014 κατά τα στάδια του σχεδίου έλασης AA. β) Διαγραμματική απεικόνιση της εξέλιξης της (ηλεκτρικής) αντίστασης και της αγωγιμότητας.	153
Σχήμα 87: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain) στις 0°, 45°, 90° από την διεύθυνση της έλασης των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A: α) A, β)B, γ)C, δ) C_RX, ε) D, στ) D_RV.....	156
Σχήμα 88: Διαγράμματα εξέλιξης των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3014 και στις τρεις διευθύνσεις (0°, 45°, 90°) κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης A: α) Διάγραμμα εξέλιξης τάσης διαρροής , β) Διάγραμμα εξέλιξης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής, γ) Διάγραμμα εξέλιξης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης ,δ) Διάγραμμα εξέλιξης πλαστικής παραμόρφωσης θραύσης.....	157
Σχήμα 89: α) Διάγραμμα εξέλιξης παραμέτρων του Lankford και στις τρεις εξεταζόμενες διευθύνσεις και β) σύγκριση τους με την πρόοδο της τάσης διαρροής. γ) Εξέλιξη κάθετης και επίπεδης ανισοτροπίας για το σύνολο των σταδίων παραγωγής του σχεδίου έλασης A του AA3104.....	158
Σχήμα 90: Διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης (engineering stress-strain) στις 0°, 45°, 90° από την διεύθυνση της έλασης των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA: α) AA, β)BB, γ)CC, δ) DD ε) DD_RX, στ) EE, ζ) EE_RV *Στα παρόντα διαγράμματα δεν συμπεριλαμβάνονται οι δοκιμές του τρίτου δοκιμίου της εκάστοτε διεύθυνσης-τα συνολικά αποτελέσματα παρουσιάζονται στο σχήμα 91.....	160
Σχήμα 91: Διαγράμματα εξέλιξης των μηχανικών ιδιοτήτων του AA3014 και στις τρεις διευθύνσεις (0°, 45°, 90°) κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης AA: α) Διάγραμμα εξέλιξης	

τάσης διαρροής , β) Διάγραμμα εξέλιξης μέγιστης εφελκυστικής αντοχής, γ) Διάγραμμα εξέλιξης ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης ,δ) Διάγραμμα εξέλιξης πλαστικής παραμόρφωσης θραύσης.....	161
Σχήμα 92: α) Διάγραμμα εξέλιξης παραμέτρων του Lankford και στις τρεις εξεταζόμενες διευθύνσεις και β) σύγκριση τους με την πρόοδο της τάσης διαρροής. γ) Εξέλιξη κάθετης και επίπεδης ανισοτροπίας για το σύνολο των σταδίων παραγωγής του σχεδίου έλασης AA του AA3104.....	162
Σχήμα 93: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος A: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας.....	166
Σχήμα 94: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος A: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.....	167
Σχήμα 95: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος B: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας.....	168
Σχήμα 96: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος B: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.....	169
Σχήμα 97: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος C: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας.....	170
Σχήμα 98: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος C: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.....	171
Σχήμα 99: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος C_RX: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας.....	172
Σχήμα 100: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος C_RX: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.....	173
Σχήμα 101: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος D: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας.....	174
Σχήμα 102: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος D: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.....	175
Σχήμα 103: Διαγράμματα αποτύπωσης κρυσταλλογραφικού ιστού του δείγματος D_RV: α) Τομείς διαγράμματος ODF, β) Πίνακας ποσοστών (M_i) κρυσταλλογραφικών συστατικών, γ) Διάγραμμα IPF [001]=RD, δ) Διάγραμμα PF {111}, ε) Διάγραμμα β-ίνιας.....	176
Σχήμα 104: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος D_RV: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης	

Σχήμα 118: Χάρτες απεικόνισης κρυσταλλογραφικών δεδομένων του δείγματος EE_RV: α) Χάρτης IPF, β) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών έλασης, γ) Χάρτης απεικόνισης κρυσταλλογραφικών συστατικών ανακρυστάλλωσης, δ) Χάρτης Kernel Average Misorientation (KAM), ε) Χάρτης IQ και αποπροσανατολισμού ορίων κόκκων.	196
Σχήμα 119: Βαθμονόμηση συνάρτησης Voce μέσω της χρήσης των πειραματικά υπολογισμένων καμπυλών του Δείγματος A:α) στις 0°, β) στις 45°, γ) στις 90°.	202
Σχήμα 120: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του πρώτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης A.	204
Σχήμα 121: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του δεύτερου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης A.	207
Σχήμα 122: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του τρίτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης A.	210
Σχήμα 123: Εξέλιξη του δείκτη J_{diff} για τις διάφορες προσεγγίσεις ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκαν κατά την προσομοίωση πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας των ψυχρών υποβιβασμών του σχεδίου έλασης A μέσω του κώδικα VPSC7d.	211
Σχήμα 124: Συγκριτικές τιμές των παραμέτρων της κάθετης (α) και επίπεδης (β) ανισοτροπίας του συνόλου των μελετώμενων προσεγγίσεων ομογενοποίησης του κώδικα VPSC7d σε σχέση με τις πειραματικές μετρήσεις του κεφαλαίου 7, αναφορικά με το σχέδιο έλασης A.	212
Σχήμα 125: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του πρώτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης AA.	215
Σχήμα 126: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του δεύτερου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης AA.	218
Σχήμα 127: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του τρίτου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης AA.	221
Σχήμα 128: Αποτελέσματα προσομοίωσης πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας του τέταρτου και τελευταίου πάσου της ψυχρής έλασης του AA3104 σε σχέση με το σχέδιο έλασης AA.	224
Σχήμα 129: Εξέλιξη του δείκτη J_{diff} για τις διάφορες προσεγγίσεις ομογενοποίησης που χρησιμοποιήθηκαν κατά την προσομοίωση πολυκρυσταλλικής πλαστικότητας των ψυχρών υποβιβασμών του σχεδίου έλασης AA μέσω του κώδικα VPSC7d.	225
Σχήμα 130: Συγκριτικές τιμές των παραμέτρων της κάθετης (α) και επίπεδης (β) ανισοτροπίας του συνόλου των μελετώμενων προσεγγίσεων ομογενοποίησης του κώδικα VPSC7d σε σχέση με τις πειραματικές μετρήσεις του κεφαλαίου 7, αναφορικά με το σχέδιο έλασης AA.	226

ΕΥΡΕΤΗΡΙΟ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1: Μέγιστη διαλυτότητα διαφόρων κραματικών προσθηκών στα διμερή συστήματα τους με το αλουμίνιο [9].....	5
Πίνακας 2: Ονοματολογία των σειρών και κύριες κραματικές προσθήκες των κραμάτων διαμόρφωσης αλουμινίου [13].....	8
Πίνακας 3: Ονοματολογία των σειρών και κύριες κραματικές προσθήκες των χυτών κραμάτων αλουμινίου [13].	8
Πίνακας 4: Οι μεταλλουργικές καταστάσεις (Tempers) στις οποίες παράγονται τα επίπεδα προϊόντα κραμάτων αλουμινίου [12].	10
Πίνακας 5: Τυπικές χημικές συστάσεις των κραμάτων αλουμινίου της σειράς 3xxx [11]–[13].	14
Πίνακας 6: Σύγκριση των χαρακτηριστικών διαφορετικών ειδών ακτινοβολίας που χρησιμοποιούνται για τον χαρακτηρισμό του κρυσταλλογραφικού ιστού στις διάφορες τεχνικές περίθλασης [46].....	43
Πίνακας 7: Ενεργά συστήματα ολίσθησης και μηχανικού διδυμισμού των FCC μεταλλικών υλικών σε θερμοκρασία περιβάλλοντος [1].	51
Πίνακας 8: Κύρια συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού παραμόρφωσης FCC ελασμένων μετάλλων. *Το συστατικό Goss συναντάται στον ιστό παραμόρφωσης (α-ίνα), ωστόσο βιβλιογραφικά κατατάσσεται στα συστατικά ανακρυστάλλωσης [34][44][33].	61
Πίνακας 9: Χαρακτηριστικές ίνες προσανατολισμού που απαντώνται στον ιστό παραμόρφωσης των FCC μεταλλικών υλικών. Η β-ίνα δεν έχει κάποιο άξονα καθώς τα συστατικά του ιστού που διατρέχει δεν είναι συγγραμικά. Η τεθλασμένη γραμμή που ενώνει τα συστατικά που διατρέχει βιβλιογραφικά συναντάται ως Skeleton Line [34][44][33].	61
Πίνακας 10: Κύρια συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού ανακρυστάλλωσης κατά την ανόπτηση FCC εν ψυχρώ ελασμένων μετάλλων [34][44][33].....	77
Πίνακας 11: Η επίδραση της προσέγγισης αλληλεπίδρασης κόκκου-HEM στην ακαμψία του ισοδύναμου ομογενούς μέσου.	110
Πίνακας 12: Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης A. Το φύλλο της θερμής έλασης προέρχεται από θερμό έλαστρο τεχνολογίας Tandem.	112
Πίνακας 13: : Σχέδιο εν ψυχρώ έλασης AA. Το φύλλο της θερμής έλασης προέρχεται από θερμό έλαστρο τεχνολογίας Reversing & Coiling.....	112
Πίνακας 14: Παράμετροι λείανσης του συνόλου των δειγμάτων της παρούσας εργασίας. .	116
Πίνακας 15: Παράμετροι στίλβωσης των περισσότερων δειγμάτων (εκτός εκείνων που έχουν πάχος >0,9mm και προορίζονταν για χαρακτηρισμό μέσο του EBSD που ηλεκτροστιλβώθηκαν-βλ.κείμενο) της παρούσας εργασίας.	117

Πίνακας 16: Βασικές παράμετροι λειτουργίας κατά τις σαρώσεις του EBSD για το σύνολο των δειγμάτων.....	121
Πίνακας 17: Παράμετροι ρύθμισης των φίλτρων καθαρισμού που εφαρμόστηκαν στα δεδομένα (raw) των σαρώσεων του EBSD μετά την περιστροφή τους.....	121
Πίνακας 18: Τυπική χημική σύσταση AA3104 και η επίδραση των κραματικών στοιχείων στις τιμές της ηλεκτρικής αντίστασης [36].....	122
Πίνακας 19: Γεωμετρικά χαρακτηριστικά εργαλείων μηχανής βαθιάς κοίλανσης κατά την διαμόρφωση ελασμάτων AA3104 διαφορετικού πάχους.....	125
Πίνακας 20: Στατιστικά στοιχεία περιγραφής χονδρομερών ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στις μικροδομές των δειγμάτων του σχεδίου έλασης A.....	134
Πίνακας 21: Στατιστικά στοιχεία περιγραφής χονδρομερών ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίζονται στις μικροδομές των δειγμάτων του σχεδίου έλασης AA.....	141
Πίνακας 22: Χημική σύσταση εισαγωγής στο ThermoCalc για τον υπολογισμό του διαγράμματος φάσεων του μελετώμενου κράματος AA3014.....	143
Πίνακας 23: Εξέλιξη των τιμών της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3104 κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης A.....	151
Πίνακας 24: Εξέλιξη των τιμών της σκληρότητας και της αγωγιμότητας του AA3104 κατά την πρόοδο του σχεδίου έλασης AA.....	152
Πίνακας 25: Ποσοτικοποίηση της εμφάνισης του φαινομένου του «Earing» στα δείγματα του σχεδίου έλασης A και συσχέτιση τους με τις παραμέτρους του Lankford που υπολογίστηκαν κατά την δοκιμή του εφελκυσμού.....	163
Πίνακας 26: Ποσοτικοποίηση της εμφάνισης του φαινομένου του «Earing» στα δείγματα του σχεδίου έλασης AA και συσχέτιση τους με τις παραμέτρους του Lankford που υπολογίστηκαν κατά την δοκιμή του εφελκυσμού.....	164
Πίνακας 27: Μέγιστες γωνιακές αποκλίσεις από το ιδανικό σημείο του εκάστοτε συστατικού στον χώρο του Euler, οι οποίες επιλέχθηκαν για τον υπολογισμό του % ποσοστού του εκάστοτε συστατικού στον συνολικό κρυσταλλογραφικό ιστό.....	165
Πίνακας 28: Περιληπτική ποσοτική ανάλυση των βασικών στοιχείων της εκάστοτε σάρωσης που διενεργήθηκε στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104.....	165
Πίνακας 29: Συσχέτιση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού με την εμφάνιση του φαινομένου του «Earing» κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A: α) Πίνακας, β) Διαγραμματική απεικόνιση.....	180
Πίνακας 30: Περιληπτική ποσοτική ανάλυση των βασικών στοιχείων της εκάστοτε σάρωσης που διενεργήθηκε στο πλαίσιο του χαρακτηρισμού της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού του AA3104.....	182
Πίνακας 31: Συσχέτιση της εξέλιξης του κρυσταλλογραφικού ιστού με την εμφάνιση του φαινομένου του «Earing» κατά την πρόοδο της θερμομηχανικής επεξεργασίας του AA3104 κατά το σχέδιο έλασης A: α) Πίνακας, β) Διαγραμματική απεικόνιση.....	199
Πίνακας 32: Παράμετροι εργοσκήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 1 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	202
Πίνακας 33: Παράμετροι εργοσκήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 2 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	205
Πίνακας 34: Παράμετροι εργοσκήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 3 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκήρυνσης (h_{ss}) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	208

Πίνακας 35: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 1 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης ($h_{ss'}$) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	213
Πίνακας 36: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 2 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης ($h_{ss'}$) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	216
Πίνακας 37: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 3 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης ($h_{ss'}$) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	219
Πίνακας 38: Παράμετροι εργοσκλήρυνσης της συνάρτησης Voce ($\tau_0, \tau_1, \theta_0, \theta_1$) για το 4 ^ο πάσο καθώς και οι τιμές των παραμέτρων της λανθάνουσας εργοσκλήρυνσης ($h_{ss'}$) και του ρυθμού παραμόρφωσης της έλασης.....	222