



Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο

Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών

Τομέας Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών

## Προσομοίωση Μικροδομής και Κρυσταλλογραφικού Ιστού κατά την Θερμή Έλαση του AA5182

Διπλωματική Εργασία

Λουκαδάκης Ε. Βασίλης

Επιβλέπων Μέλος ΔΕΠ: Σπύρος Α. Παπαευθυμίου Dr. - Ing

Αθήνα, Οκτώβριος 2020









Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο

Σχολή Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών

Τομέας Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών

## Προσομοίωση Μικροδομής και Κρυσταλλογραφικού Ιστού κατά την Θερμή Έλαση του AA5182

Διπλωματική Εργασία

Λουκαδάκης Ε. Βασίλης

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 12/10/2020

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

Δ. Πάνιας, Καθηγητής .....(Υπογραφή)

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

Επιβλέπων Μέλος ΔΕΠ: Σπύρος Α. Παπαευθυμίου Dr. - Ing

Αθήνα, Οκτώβριος 2020



Copyright © Λουκαδάκης Βασίλης

Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος . All rights reserved

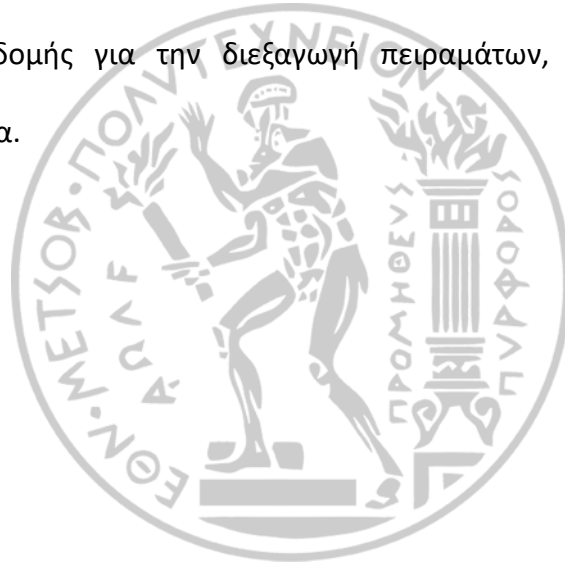




## Ευχαριστίες

Θα ήθελα να ευχαριστήσω τον υπεύθυνο καθηγητή μου κ. Σπ. Παπαευθυμίου, ο οποίος συνέβαλε σε κάθε στάδιο της εκπαιδευτικής διαδικασίας, καθώς και τους υποψήφιους διδάκτορες κ. Ε. Γαβαλά και την κα. Μ. Μπουζούνη για τον χρόνο που αφιέρωσαν για την επίλυση αποριών και την γενική τους καθοδήγηση, όπου αυτή ήταν απαραίτητη.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω την διοίκηση της ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α.Ε. για τη διάθεση υλικοτεχνικής υποδομής για την διεξαγωγή πειραμάτων, καθώς και για την ολιγόμηνη φιλοξενία.





## Πρόλογος

Στα πλαίσια του Προγράμματος Σπουδών της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου προβλέπεται κατά τη διάρκεια του 10<sup>ου</sup> εξαμήνου του κύκλου σπουδών η συγγραφή μια εξαμηνιαίας Διπλωματικής Εργασίας.

Στο πλαίσιο της παρούσας εργασίας μελετήθηκε και προσεγγίστηκε μαθηματικά το αντικείμενο της κατεργασίας διαμόρφωσης μεταλλικών υλικών/κραμάτων και ειδικότερα της θερμής έλασης προς παραγωγή φύλλων αλουμινίου. Σκοπό της εργασίας αποτέλεσε η διασύνδεση των θερμομηχανικών συνθηκών, που επικρατούν κατά τη διαμόρφωση του αλουμινίου, με τον τελικό κρυσταλλογραφικό ιστό του. Το ζήτημα προσεγγίστηκε μέσω θερμοδυναμικών εξισώσεων, όπως είναι π.χ. η Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), λαμβάνοντας υπ' όψιν όλες τις παραμέτρους που επηρεάζουν τις διαταραχές, οι οποίες δημιουργούνται κατά τη διαμόρφωση. Έτσι, είναι καθίσταται δυνατή η διασύνδεση του τελικού ιστού του προϊόντος με τις θερμομηχανικές συνθήκες που επικρατούν κατά την μορφοποίηση του με σκοπό τη βελτιστοποίηση τους. Και τα δύο σκέλη είναι εξίσου σημαντικά και έχουν αρκετά πλεονεκτήματα για τη βιομηχανική τους εφαρμογή, ιδιαίτερα αν συνδυαστούν με τις υπάρχουσες μελέτες για την ψυχρή έλαση. Για την ανάλυση υιοθετήθηκε η μέθοδος των αναλυτικών εξισώσεων για το κράμα αλουμινίου 5182. Επομένως, η εργασία αποτελεί μια προσπάθεια για την αύξηση της ακρίβειας στην επίτευξη των τελικών ιδιοτήτων του υλικού κατά τη μορφοποίηση, μέσω της μεταβολής ορισμένων παραμέτρων της έλασης και της συσχέτισής τους με τις ιδιότητες.





## Περίληψη

Το ζήτημα της (θερμής) έλασης είναι ιδιαίτερα σημαντικό, καθώς το μεγαλύτερο ποσοστό της παραγωγής και διαμόρφωσης μεταλλικών αντικειμένων περιλαμβάνει έλαση (θερμή και ψυχρή). Η μοντελοποίηση, ως μαθηματική προσέγγιση ενός προβλήματος επιτρέπει στον μηχανικό παραγωγής να κάνει μια καλή εκτίμηση της επίδρασης των μεταβολών του σχεδίου έλασης στις τελικές ιδιότητες του υλικού με τρόπο μη καταστρεπτικό και, κυρίως, πριν εφαρμοσθούν οι όποιες τροποποιήσεις, περιορίζοντας, έτσι, σε σημαντικό βαθμό τα περιθώρια σφάλματος.

Στην συγκεκριμένη εργασία, η μελέτη πραγματοποιήθηκε μέσω αναλυτικών μοντέλων θερμοδυναμικής προσομοίωσης, π.χ. μέσω των εξισώσεων Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), με σκοπό την ανάλυση των παραμέτρων έλασης και της επίδρασής τους στο υλικό. Συγκριμένα, εξετάσθηκε το μέτρο ελαστικότητας, η εξέλιξη του μεγέθους των κόκκων του υλικού, η πυκνότητα διαταραχών και η εξέλιξη των κρυσταλλογραφικών παραμέτρων. Ιδιαίτερη σημασία έχει το τελευταίο κομμάτι, καθώς ο προσανατολισμός των κόκκων έχει καθοριστική σημασία όσον αφορά στην επίτευξη ή μη της ισοτροπίας των μηχανικών ιδιοτήτων και, συνεπώς, στον περιορισμό ή στην επιδείνωση του φαινομένου «earring» κατά την βαθιά κοίλανση, που αποτελεί το τελικό στάδιο της διαμόρφωσης του υλικού όπως π.χ. στην περίπτωση της διαμόρφωσης κουτιού αναψυκτικού. Η επίδραση των παραμέτρων ελέγχθηκε ως εξής: Στην περίπτωση της μελέτης της θερμοκρασίας πραγματοποιήθηκε για το ίδιο σχέδιο έλασης μείωση της θερμοκρασίας εισόδου του υλικού κατά 50 °C ενώ, στην περίπτωση της επίδρασης της παραμόρφωσης, για σταθερή θερμοκρασία διπλασιάστηκε το μέγεθος του υποβιβασμού. Η μελέτη μιας μεικτής περίπτωσης, με ταυτόχρονη μεταβολή τόσο της θερμοκρασίας όσο και της παραμόρφωσης, δεν κρίθηκε σκόπιμη, καθώς θα ήταν δύσκολο να κριθεί ο βαθμός επίδρασης κάθε αλλαγής στο σύνολο. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα της μελέτης, η επίδραση της θερμοκρασίας είναι εξίσου σημαντική με τον βαθμό παραμόρφωσης,

στον οποίο υπόκειται το υλικό σε κάθε υποβιβασμό για όλες τις παραμέτρους του υλικού που ελέγχθηκαν.





## Summary

Hot rolling is a subject of unique importance since the vast majority of the production and forming of metals include hot and cold rolling. Modelling, as a mathematical approach of a problem enables the production engineer to make a good approximation of the effect that the tuning of parameters will have on the final properties of the material in a non – destructive way and most importantly before they are implemented and thus, greatly reducing the error margin.

In this work, the analysis was completed with the usage of analytical models of thermodynamic simulation, e.g. through the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) equation set, with the aim of correlating the rolling parameters with their effect on the material. Specifically, the properties that were analyzed are; the Youngs Module, the grain size, the dislocation density and finally the crystallographic texture. The texture is of the utmost importance since it dictates the isotropy of the material and the level of the earing phenomenon during deep drawing, which is the final stage of the material processing in the production of soda cans. The effect of the parameters was checked by a) reducing the temperature of the material by 50 °C and b) for a constant temperature the strain was doubled. The study of a mixed scenario, where both the temperature and the strain were modified was found to be of no importance since it would be extremely difficult to separate the effect of each parameter.

The research concluded that the effect of the temperature is as important as the strain of the material for all of the parameters that were tested.



# Πίνακας Περιεχομένων

1	Εισαγωγή.....	1
2	Θεωρητικό Μέρος.....	6
2.1	Κατεργασίες .....	6
2.1.1	Μηχανικές Κατεργασίες .....	6
2.1.2	Θερμικές Κατεργασίες .....	15
2.1.3	Συσχέτιση μηχανικών κατεργασιών με τον τελικό ιστό .....	29
2.2	Αλουμίνιο.....	31
2.2.1	Γενικά Στοιχεία.....	31
2.2.2	Κράματα.....	31
2.2.3	Φάσεις και Μικρογραφικά Συστατικά.....	39
2.2.4	Συστατικά Κρυσταλλογραφικού Ιστού Κραμάτων Αλουμινίου .....	41
2.2.5	Κρυσταλλογραφικός Ιστός στο AA5182 κατά την θερμή έλαση.....	48
2.3	Μεταλλουργικά Στοιχεία .....	49
2.3.1	Διαταραχές.....	49
2.3.2	Κόκκοι και Υπό-κόκκοι (Sub-Grains) .....	50
2.4	Μηχανικές Ιδιότητες.....	54
3	Αποτελέσματα και Σχολιασμός .....	55
3.1	Υπολογισμός Στοιχειών Έλασης και Μηχανικών Χαρακτηριστικών.....	55
3.2	Υπολογισμός Μεγέθους Κόκκου.....	57
3.3	Υπολογισμός Πυκνότητας Διαταραχών .....	57
3.4	Υπολογισμός Ανακρυστάλλωσης.....	60
3.4.1	Υπολογισμός Συμμετοχής Κρυσταλλογραφικών Συστατικών .....	60
3.4.2	Υπολογισμός συμμετοχής ανακρυσταλλωμένου υλικού .....	61

3.4.3	Υπολογισμός Ρυθμού Ανακρυστάλλωσης.....	62
3.4.4	Υπολογισμός Μεγέθους Ανακρυσταλλωμένων Κόκκων .....	66
3.5	Επαλήθευση της Μεθόδου.....	67
4	Συζήτηση Αποτελεσμάτων.....	69
5	Συμπεράσματα.....	72
6	Προτάσεις για Περαιτέρω Έρευνα.....	74
7	Παράρτημα .....	75
7.1	Πίνακες.....	75
7.1.1	Σταθερές που χρησιμοποιήθηκαν .....	75
7.1.2	Ανάλυση Συμβολισμού κατά την ολοκλήρωση του ρυθμού ανάπτυξης	79
7.1.3	Υπολογισμός ${}_3F_3$ .....	79
7.1.4	Υπολογισμοί Χαρακτηριστικών Έλασης.....	80
7.1.5	Υπολογισμοί Χαρακτηριστικών Μεγεθών Ανακρυστάλλωσης .....	82
7.2	Ευρετήριο Εξισώσεων.....	84
7.3	Ευρετήριο Πινάκων.....	87
7.4	Ευρετήριο Εικόνων .....	87
7.5	Ευρετήριο Διαγραμμάτων .....	88
8	Βιβλιογραφία .....	92

# 1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

---

Όπως είναι γνωστό, οι μηχανικές ιδιότητες και ως επέκταση οι εφαρμογές, κάθε μεταλλικού υλικού, εξαρτώνται σε σημαντικό βαθμό από την μικροδομή που το χαρακτηρίζει. Χαρακτηριστικό και γνώριμο παράδειγμα αποτελούν οι χάλυβες, οι οποίοι εμφανίζουν πολυμορφία.

Τα κράματα χύτευσης βρίσκουν πολύ ειδικές και (συνήθως) χαμηλών απαιτήσεων εφαρμογές, λόγω των φτωχών μηχανικών τους ιδιοτήτων. Κατά αυτόν τον τρόπο δημιουργείται η ανάγκη μορφοποίησης των υλικών. Όταν τα υλικά υποστούν μια κατεργασία πραγματοποιείται μεταβολή της μικροδομής, του κρυσταλλογραφικού ιστού και ανάλογα με τις θερμοκρασίες που αναπτύσσει το υλικό και της χημικής του ομοιογένειας. Οι παραπάνω παράγοντες θεωρούνται μέγιστης σημασίας για την παραγωγή φύλλων αλουμινίου καθώς, σε αυτούς οφείλεται η ύπαρξη ή μη, ανισοτροπίας στο υλικό (1).

Κατά την ανόπτηση ενός υλικού, πριν την εκκίνηση της ανακρυστάλλωσης πραγματοποιείται το στάδιο της επαναφοράς (2). Ειδικότερα, στα κράματα αλουμινίου ένα σημαντικό ποσοστό της αποθηκευμένης ενέργειας ελευθερώνεται κατά την επαναφορά του υλικού και, συνεπώς, το στάδιο αυτό δεν μπορεί να παραληφθεί από τους υπολογισμούς που εμπλέκονται στο μοντέλο (2). Η ένταση των φαινομένων αυτών εξαρτάται από παράγοντες όπως το θερμοκρασιακό προφίλ, που αναπτύσσεται εντός του υλικού, τον ρυθμό ανάπτυξης των υπαρχόντων κόκκων, καθώς και τον ρυθμό φύτρωσης νέων (2).

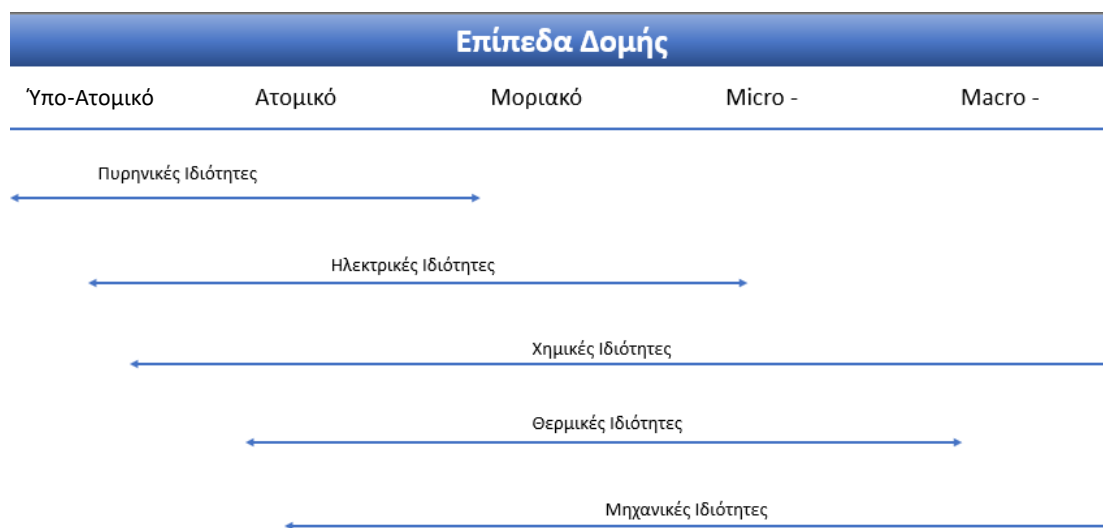
Επιπροσθέτως, η διεξαγωγή ποιοτικού ελέγχου είναι μια δαπανηρή και χρονοβόρα διαδικασία, η οποία αποδίδει αποτελέσματα για έναν πολύ περιορισμένο αριθμό δειγμάτων (3).

Από όσα προαναφέρθηκαν γίνεται εμφανής η ανάγκη για την πρόβλεψη και τον έλεγχο της επίδρασης των διεργασιών στο υλικό μέσω θερμοδυναμικών και μαθηματικών μοντέλων.

Για την ορθή κατασκευή του θερμομηχανικού μοντέλου, είναι απαραίτητο να έχει πραγματοποιηθεί σωστή περιγραφή της σχέσης τάσεως – παραμορφώσεως του υλικού κατά την διάρκεια της έλασης. Λανθασμένος υπολογισμός οδηγεί αναπόφευκτα σε συσσώρευση αριθμητικών σφαλμάτων και άτοπων παραδοχών

καθώς, από την ιδιότητα αυτή καθορίζεται το σύνολο των παραμέτρων της διεργασίας της έλασης (3).

Σημειώνεται, επίσης, ότι καθώς το αντικείμενο της παρούσας μελέτης είναι οι μηχανικές κυρίως ιδιότητες, η προσέγγιση του προβλήματος γίνεται στο εύρος ατομικής και μακροσκοπικής κλίμακας, όπως υποδεικνύει και το ακόλουθο σχήμα:



Εικόνα 1: Συσχέτιση ιδιοτήτων με δομικά επίπεδα (29)

Λόγω των θερμοκρασιών που επικρατούν κατά την έλαση, το πλέγμα και η μικροδομή υπόκεινται σε διάφορες μεταβολές. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την αλλοίωση των χαρακτηριστικών του υλικού. Συνεπώς, η έκφραση αυτών, συναρτήσει της θερμοκρασίας είναι υψίστης σημασίας.

Τέλος, πρέπει να αναφερθεί ότι το αλουμίνιο παρουσιάζει μια ιδιαιτερότητα σε σχέση με τον χάλυβα στην προσπάθεια προσομοίωσης θερμής έλασης, κυρίως λόγω της ανάπτυξης σύνθετου κρυσταλλογραφικού ιστού (1). Με αυτό εννοείται η πυρήνωση των κόκκων σε συγκεκριμένου τύπου σημεία με δεδομένο προσανατολισμό, καθώς και η ανάπτυξη των φύτρων σε προκαθορισμένες διευθύνσεις (4).

Η εργασία χωρίζεται σε δύο κύρια τμήματα, στο θεωρητικό και στο πειραματικό μέρος. Στο πρώτο γίνεται ανάλυση των κατεργασιών, στις οποίες υπόκειται το υλικό προκειμένου να γίνουν αντιληπτά τα στάδια παραγωγής και η πιθανή επίδρασή τους στο υλικό. Στη συνέχεια δίνονται στοιχεία για το κράμα, στο οποίο πραγματοποιείται η ανάλυση για την καλύτερη κατανόηση της συμπεριφοράς του στις παραπάνω συνθήκες. Στο πειραματικό μέρος περιγράφεται η εφαρμογή όσων περιγράφονται

στην προηγούμενη ενότητα, καθώς και τα αποτελέσματα, τα οποία προέκυψαν. Τέλος ακολουθούν ορισμένα σχόλια και συμπεράσματα τα οποία προκύπτουν από την μελέτη.

Η παρούσα εργασία αποτελεί μια προσέγγιση του ζητήματος της θερμής έλασης με χρήση θερμοδυναμικών, αλλά και εμπειρικών εξισώσεων, οι οποίες εφαρμόστηκαν για ένα πλήρες σχέδιο έλασης. Πέρα από τη μελέτη της εξέλιξης ορισμένων χαρακτηριστικών και ιδιοτήτων του υλικού, όπως το μέγεθος των κόκκων αυτού, το μέτρο ελαστικότητας και τη συμβολή των διαφόρων κρυσταλλογραφικών συστατικών στην επιδεκτικότητα διαμόρφωσης, πραγματοποιήθηκαν και ορισμένες μελέτες περίπτωσης, κατά τις οποίες μεταβλήθηκε η θερμοκρασία μορφοποίησης ή ο βαθμός παραμόρφωσης ανά υποβιβασμό και πραγματοποιήθηκε σύγκριση με αποτελέσματα από το πραγματικό σχέδιο έλασης, το οποίο χρησιμοποιείται στη Βιομηχανία.

Η έλαση φύλλων αλουμινίου εν θερμώ είναι μια σύνθετη θερμομηχανική διεργασία. Συγκεκριμένα, το υπό μελέτη κράμα, AA 5182 (%Mg 4.0 – 5.0, %Mn 0.2 – 0.5, %Fe <0.35, %Zn <0.25), ανήκει στην ομάδα των κραμάτων, τα οποία δεν είναι επιδεκτικά σε σκλήρωση μέσω θερμικών κατεργασιών. Συνεπώς, καθοριστικό ρόλο για τις τελικές ιδιότητες του ελάσματος διαδραματίζει το μέγεθος των κόκκων και η πυκνότητα των διαταραχών. Συνεπώς, η πρόβλεψη αυτών των παραγόντων είναι υψίστης σημασίας. Η ιδιαιτερότητα του αλουμινίου και η δυσκολία που παρουσιάζει έναντι του χάλυβα είναι ότι η μικροδομή του εμφανίζει έντονους κρυσταλλογραφικούς ιστούς, οι οποίοι επηρεάζονται έντονα από τις παραμέτρους της έλασης αλλά και την «μηχανική προϊστορία» του υλικού (5; 6). Οι κύριοι ιστοί που παρατηρούνται στα εδροκεντρωμένα (FCC) κράματα και, συνεπώς και σε αυτά του αλουμινίου, είναι γνωστοί ως: Cu, S, B, G και Cube (7; 8; 9). Ειδικότερα, στην περίπτωση της θερμής έλασης ο ιστός ενδιαφέροντος είναι ο Cube, ο οποίος λόγω της υψηλής θερμοκρασίας που επικρατεί κατά την διεργασία σταθεροποιείται θερμοδυναμικώς.

Όπως παρατήρησαν οι P. van Houtte και E. Aernoudt (10), η αρχή της δεκαετίας του 1960 αποτέλεσε σημαντική περίοδο για την κατανόηση των κατεργασιών των μετάλλων, καθώς το αντικείμενο μελέτης μετακινείται από την μελέτη μονοκρυστάλλων προς τα πολυκρυσταλλικά υλικά. Το αντικείμενο της πρόβλεψης του κρυσταλλογραφικού ιστού σε κράματα αλουμινίου είναι ένα θέμα που απασχολεί την επιστημονική κοινότητα από τα τέλη του προηγούμενου αιώνα με πάνω από 40.000 άρθρα να αναφέρονται στο αντικείμενο μέχρι σήμερα. Ωστόσο, ένα σημαντικό μέρος αυτών αφορά άλλες κατεργασίες μορφοποίησης, όπως είναι η βαθιά κοίλανση και η διέλαση. Τα άρθρα, που αναφέρονται στο θέμα της έλασης,

μπορούν χωριστούν περαιτέρω σε αυτά που αναφέρονται σε θερμή και σε αυτά που αναφέρονται σε ψυχρή έλαση με το βάρος να τείνει προς την δεύτερη κατηγορία. Οι κύριες προσεγγίσεις στο ζήτημα της ανακρυστάλλωσης αφορούν μεθόδους αναλυτικής προσομοίωσης. Στις θερμομηχανικές διεργασίες (TMP) κύριο ρόλο διαδραματίζει η ανόπτηση (11) και η δυναμική ανακρυστάλλωση, αν και εξαρτάται σημαντικά από την γωνία ορίων κόκκων (12). Η μελέτη της ξεκίνησε το 1965, όπου και παρατηρήθηκε πρώτη φορά, ενώ χρειάστηκε σημαντικός χρόνος προκειμένου να διαφοροποιηθεί πλήρως από την στατική (13). Τα πρώτα ολοκληρωμένα μοντέλα εμφανίστηκαν στις αρχές του αιώνα, όπως αυτό του G.G Cram et al (14), το οποίο βασίζεται στην πυρήνωση. Κύρια μοντέλα μαθηματικής προσέγγισης της ανακρυστάλλωσης σήμερα, είναι το «Johnson-Mehl- Avrami-Kolmogorov» - JMAK (15; 16), καθώς και αυτό του Avrami (2), τα οποία υστερούν στην μελέτη διασπαρμένων κατακρημνισμάτων σε σχέση με άλλα μοντέλα όπως αυτό του Monte Carlo (9). Τα πιο σύγχρονα μοντέλα εφαρμόζουν μεθόδους πεπερασμένων στοιχείων. Αυτό επιτρέπει την ανάλυση πιο σύνθετων προβλημάτων, όπως η μελέτη του T.K. Akorogan et al (17). Κατά την ανακρυστάλλωση παρατηρούνται τρία κύρια σημεία ευνοϊκής φύτρωσης/ πυρήνωσης νέων κόκκων λόγω της ενέργειας που διαθέτουν. Οι θέσεις αυτές είναι γύρω από κατακρημνίσματα (PSN), γύρω από τον Cube ιστό (NC), καθώς και σε κόκκους τυχαίου προσανατολισμού (NGB) (18). Κάθε ένα από τα παραπάνω σημεία έχει διαφορετική βαρύτητα ανάλογα με τις συνθήκες θερμοκρασίας – παραμόρφωσης. που επικρατούν κατά τη μορφοποίηση. Επίσης, κατά την ανακρυστάλλωση, λόγω των απαιτούμενων θερμοκρασιών, παρατηρούνται και φαινόμενα ομογενοποίησης, τα οποία έχουν περιγράψει ικανοποιητικά από το μοντέλο Alstruc (19). Ωστόσο, η πλειοψηφία των σχετικών έργων αφορά είτε στα εν γένει κράματα αλουμινίου είτε σε σειρές, πλην της 5XXX, όπως στο άρθρο των O. Daaland και E. Nes (15), το οποίο αναφέρεται σε ανακρυστάλλωση κραμάτων της σειράς 3XXX. Αντίστοιχα, στο αντικείμενο του ιστού το επικρατές μοντέλο είναι το GIA (20), το οποίο έχει βρεθεί ότι δίνει ικανοποιητικά αποτελέσματα για τα κράματα αλουμινίου. Παρ' όλα αυτά, υπάρχει σταθερή απόκλιση στα κράματα των σειρών που περιέχουν μαγγάνιο, πχ. σειρά 3XXX, ή μαγνήσιο όπως η σειρά 5XXX, όπου και εμπίπτει το 5182 (20), και συνεπώς προτιμάται ένα μοντέλο βασισμένο στην JMAK (21) για αναλυτική προσέγγιση ή αλλιώς η τεχνική του Crystal Plasticity (22). Τέλος, ένας σημαντικός παράγοντας που επηρεάζει την ανακρυστάλλωση, το τελικό μέγεθος κόκκου και εν γένει τη συμπεριφορά και τα χαρακτηριστικά, είναι ο ρυθμός παραμόρφωσης, στον οποίο υπόκειται το υλικό (23; 24). Άλλοι παράγοντες, που επηρεάζουν το τελικό αποτέλεσμα είναι η τραχύτητα της επιφάνειας των κυλίνδρων (25), καθώς και η μεταφορά θερμότητας (26), παράγοντες οι οποίοι όμως δεν μελετώνται εκτενώς στην παρούσα εργασία.



Η παρούσα εργασία επικεντρώνεται στην πρόβλεψη και στον έλεγχο του τελικού κρυσταλλογραφικού ιστού, της πυκνότητας διαταραχών, της ανόπτησης, της ανακρυστάλλωσης και του μεγέθους κόκκου του υλικού μέσω ενός εμπειρικού αναλυτικού μαθηματικού μοντέλου και στην επαλήθευση των αποτελεσμάτων μέσω μεταλλογραφικής παρατήρησης – μικροσκοπίας δοκιμίων του ίδιου κράματος. Ο λόγος που επιλέχθηκε η αναλυτική μέθοδος έναντι των πιο μοντέρνων, που αναφέρθηκαν παραπάνω, είναι ότι είναι απλούστερη στην εφαρμογή και δεν απαιτεί ειδικό λογισμικό και υψηλή εξειδίκευση. Η διαδικασία αναλύεται ανά δευτερόλεπτο προκειμένου να ελαχιστοποιηθεί η απόκλιση και το αποτέλεσμα να είναι κατά το δυνατόν πιο αντιπροσωπευτικό της πραγματικότητας. Η σημασία του ελέγχου του κρυσταλλογραφικού αποτελέσματος της μικροδομής με το πέρας της θερμής έλασης έγκειται στο ότι, σε συνδυασμό με το έργο που έχει πραγματοποιηθεί για την ψυχρή έλαση, απλοποιείται σημαντικά η όλη διαδικασία της παραγωγής φύλλων αλουμινίου και επιτυγχάνεται καλύτερος έλεγχος των τελικών ιδιοτήτων του υλικού. Καθώς η μεταλλογραφική παρατήρηση δεν είναι εφικτή σε τακτά χρονικά διαστήματα κατά τη διάρκεια της έλασης ή με χρήση μη – καταστροφικής μεθόδου, η ακρίβεια και η απόκλιση του μοντέλου μπορεί να κριθεί από το βαθμό αντιστοιχίας στο τελευταίο στάδιο της προσομοίωσης με τα αποτελέσματα από τη μεταλλογραφική μελέτη των δειγμάτων.

## 2 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

---

### 2.1 ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ ΔΙΑΜΟΡΦΩΣΗΣ

#### 2.1.1 Μηχανικές Κατεργασίες

Οι μηχανικές κατεργασίες διαμόρφωσης χωρίζονται σε δύο μεγάλες κατηγορίες: τις θερμές και τις ψυχρές. Αν η θερμοκρασία, στην οποία διαμορφώνεται το υλικό ικανοποιεί την σχέση:

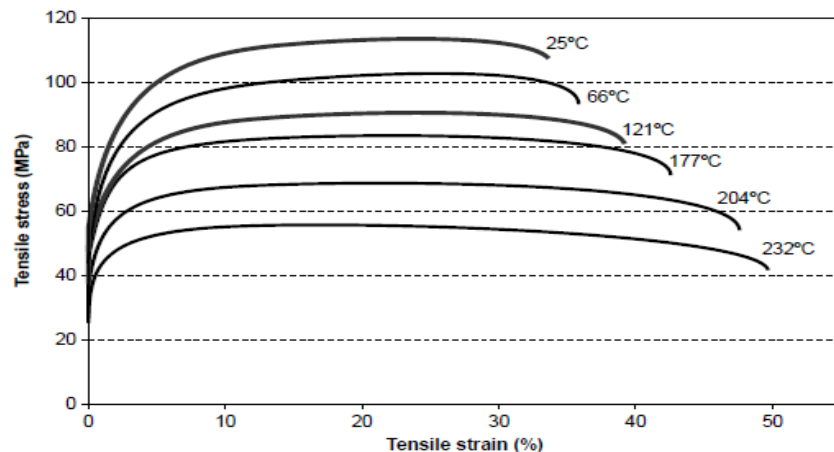
$T_{\text{διαμόρφωσης}} > \min\{T_{\text{ανακρυστάλλωσης}}, 0.5 \cdot T_m\}$ , τότε η διαμόρφωση θεωρείται ότι πραγματοποιείται εν θερμώ (27). Κατά τη μορφοποίηση πραγματοποιείται πλήθος μεταβολών και αλληλεπίδραση μεταξύ την ενδοτράχυνσης, καθώς και των CDRX<sup>1</sup>, GDRX (28), τα οποία και αναλύθηκαν παραπάνω. Οι μεταβολές αυτές δύναται να χαρακτηριστούν από την μέτρηση πυκνότητας και τον χαρακτηρισμό των κόκκων και των υπό – κόκκων (28). Στην περίπτωση του αλουμινίου η ελάχιστη θερμοκρασία στην οποία επιτυγχάνεται ανακρυστάλλωση είναι οι 150°C (29).

Κατά την ψυχρή μηχανική επεξεργασία των υλικών, αυτά παρουσιάζουν σκλήρωση λόγω ενδοτράχυνσης (27). Στην ειδική περίπτωση της ψυχρηλασίας, η ολκιμότητα, η ηλεκτρική αγωγιμότητα, καθώς και η αντοχή στην διάβρωση εν γένει ταπεινώνονται (27). Αυτό είναι αναμενόμενο, καθώς μειώνεται το μέσο μέγεθος κόκκου, πληθαίνουν οι διαταραχές και οι διεπιφάνειες μεταξύ των κόκκων. Ωστόσο, τα προϊόντα που προκύπτουν έχουν εξαιρετη γεωμετρία και χαμηλό ειδικό κόστος (27).

---

<sup>1</sup> Continuous Dynamic Recrystallization

Έχει βρεθεί ότι το όριο παραμόρφωσης είναι συνάρτηση δύο παραγόντων, της θερμοκρασίας και της ταχύτητας παραμόρφωσης.



Συγκεκριμένα, είναι

ανάλογο του πρώτου και

Διάγραμμα 1: Επίδραση της θερμοκρασία στην επιμήκυνση θραύσης, ολκιμότητα, και την μέγιστη εφελκυστική αντοχή σε κράμα αλουμινίου (29)

αντιστρόφως

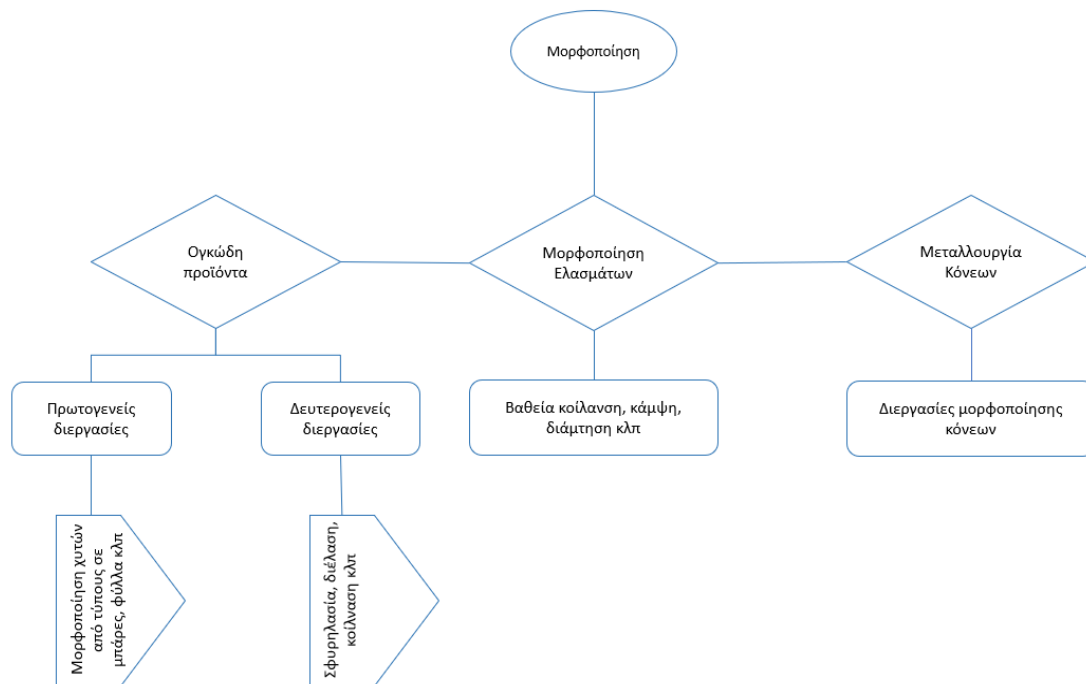
ανάλογο του δεύτερου (24). Ο βαθμός, στον οποίο οι παράγοντες αυτοί επηρεάζουν την εκάστοτε διεργασία μορφοποίησης, δεν είναι αμελητέος. Αυτό είναι εύκολο να αποδειχθεί αν αναλογιστεί κανείς την μεταβολή που προκαλεί η θερμοκρασία στις μηχανικές ιδιότητες, όπως φαίνεται και στο σχετικό διάγραμμα.

Η εν θερμώ μορφοποίηση επηρεάζει και άλλους παράγοντες του υλικού. Η θερμοκρασία εμποδίζει την ενδοτράχυνση λόγω της ανόπτησης και της ανακρυστάλλωσης επιτρέποντας τον σχεδιασμό κατεργασιών με μεγάλες παραμορφώσεις. Αυτό οδηγεί τυχόν ψαθυρά κατακρημνίσματα σε θραύση και διασπορά σύγχρονα με την εκλέπτυνση του μεγέθους των κόκκων. Άλλες ατέλειες, όπως πορώδες, δύναται να αναιρεθούν σε περαιτέρω κατεργασίες, όπως κατά την αυτογενή συγκόλληση. Ιδιαίτερη σημασία έχουν οι θερμοκρασίες εκκίνησης και τερματισμού της μορφοποίησης, καθώς ελέγχουν τις μεταλλουργικές αντιδράσεις, το κόστος και τον βαθμό της ενδοτράχυνσης, στην οποία υπόκειται το υλικό (30).

Σημειώνεται, επίσης, ότι το μεγαλύτερο μειονέκτημα αυτών των κατεργασιών είναι η αδυναμία ελέγχου των επιφανειών, λόγω των διαστολών και συστολών, στις οποίες υπόκειται το υλικό (30).

Τέλος, αναφέρεται ότι όπως προκύπτει από την βιβλιογραφία μέχρι τα μέσα της προηγούμενης δεκαετίας δεν έχει προταθεί θεώρηση που να εξηγεί πλήρως και να προβλέπει όλους τους μηχανισμούς που συνυπάρχουν κατά την ενδοτράχυνση (31).

Οι κατεργασίες μπορούν να ομαδοποιηθούν σε οικογένειες μορφοποιήσεων. Μια προσπάθεια τέτοιας ομαδοποίησης παρουσιάζεται και στο σχήμα που ακολουθεί. Σύμφωνα με την κατηγοριοποίηση αυτή, η έλαση εντάσσεται στις πρωτογενείς κατεργασίες καθώς επεξεργάζεται τα προϊόντα της χύτευσης.



Εικόνα 2: Κατηγοριοποίηση μεθόδων κατεργασίας μεταλλικών υλικών (73)

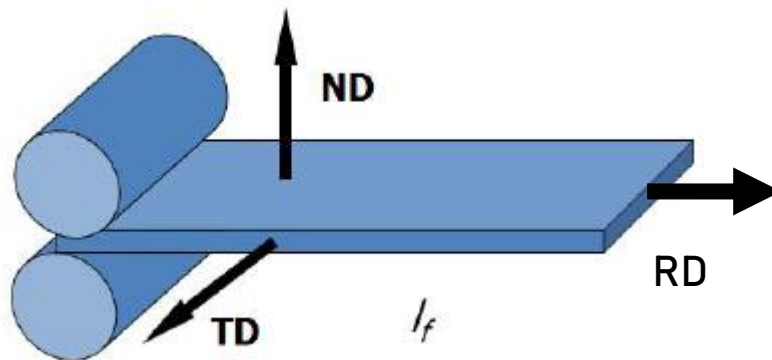
### 2.1.1.1 Έλαση

Από το πλήθος των μηχανικών κατεργασιών που φαίνεται στο παραπάνω διάγραμμα η παρούσα εργασία επικεντρώνεται στην έλαση και ειδικότερα προς την παραγωγή ενδιάμεσου ελάσματος, το οποίο οδηγείται για περαιτέρω διαμόρφωση εν ψυχρώ.

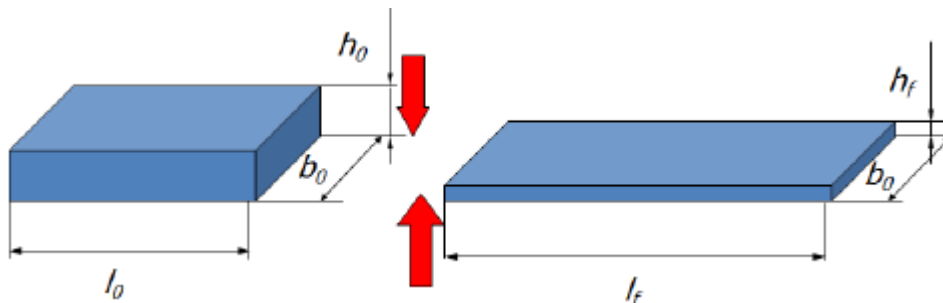
Κατά την έλαση το υλικό παραμορφώνεται συγχρόνως σε δύο διευθύνσεις (28):

1. Την διεύθυνση της έλασης – rolling direction - RD
2. Την διεύθυνση κάθετα στο επίπεδο του ελάσματος ή normal direction - ND
3. Ενώ εμφανίζεται και η τρίτη διεύθυνση, κάθετη στο επίπεδο των προηγούμενων δύο η transverse direction - TD, η οποία θεωρείται σταθερή

Όπως φαίνεται και στο παρακάτω σχήμα.

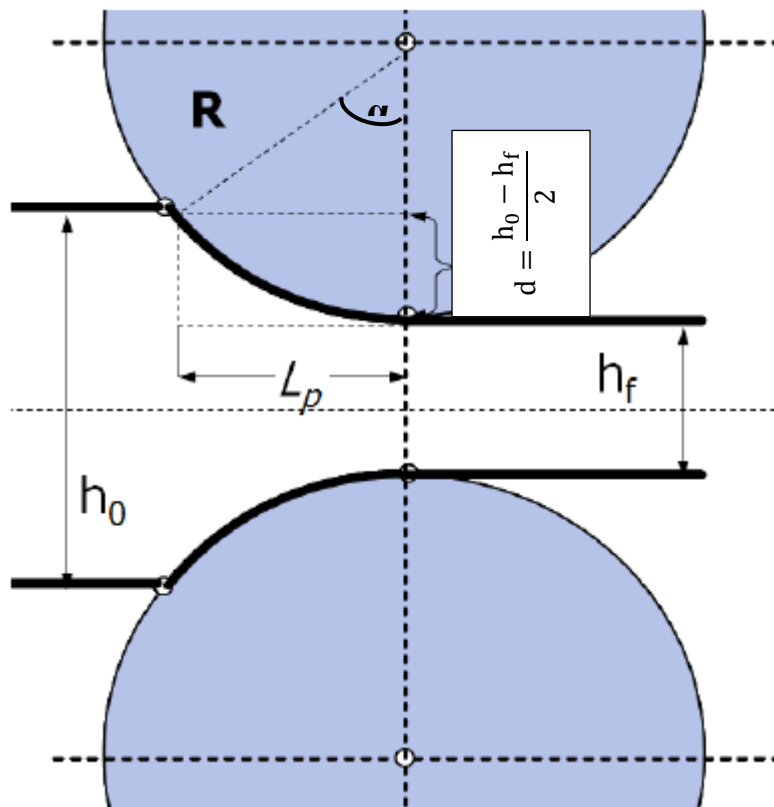


Εικόνα 4: Σχηματική αναπαράσταση διευθύνσεων ενδιαφέροντος κατά την έλαση (32)



Εικόνα 3: Αναπαράσταση μεταβολής των διαστάσεων σύμφωνα με την θεώρηση του σταθερού πλάτους (32)

Καθώς επιθυμητή είναι μόνο η επιμήκυνση κατά την διεύθυνση RD, λαμβάνονται μέτρα προκειμένου η παραμόρφωση κατά την TD να είναι μηδενική. Αυτό οδηγεί στην απλοποίηση του προβλήματος από τον τρισδιάστατο χώρο, σε δυσδιάστατο



Εικόνα 5: Απεικόνιση βασικών γεωμετρικών χαρακτηριστικών στο δυσδιάστατο πρόβλημα της έλασης (32)

επίπεδο.

Με χρήση σχέσεων βασικής γεωμετρίας προκύπτουν οι σχέσεις μεταξύ των μεγεθών:

$$L_p = \sqrt{[R^2 - [R - d]^2]}$$

Εξίσωση 1: (32)

Η πίεση που ασκείται κατά την ελάττωση του πάχους και προκαλεί τις παραπάνω παραμορφώσεις υπολογίζεται ως:

$$P = F \cdot P_m \cdot B \cdot l_c$$

Εξίσωση 2: Συνολική πίεση που ασκείται στο υλικό κατά την έλαση (33)

Ενώ το  $l_c$  δίνεται από την σχέση:

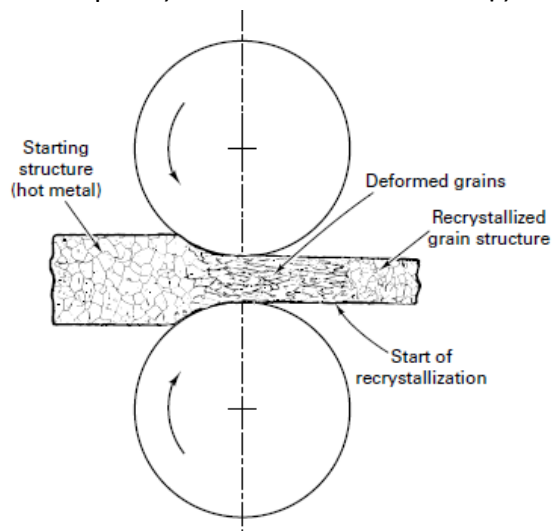
$$l_c = \sqrt{R' \cdot \Delta h}$$

Εξίσωση 3: Υπολογισμός μήκους επαφής (33)

Στην παραπάνω εξίσωση ακολουθείται ο εξής συμβολισμός:  $F$  είναι η οριζόντια προβολή της επιφάνειας επαφής ελάστρων και ελάσματος σε  $\text{mm}^2$ ,  $P_m$  η μέση μονάδα πίεσης σε MPa,  $B$  το μέσο φάρδος του ελάσματος και  $l_c$  το μέσο μήκος επαφής εκφρασμένα σε mm,  $R'$  flatten roll radius σε mm και  $\Delta h$  η ελάττωση του μεγέθους ανά βήμα (33).

#### 2.1.1.1.1 Έλαση εν θερμώ

Όπως αναφέρθηκε και παραπάνω, οι μηχανικές κατεργασίες μορφοποίησης των υλικών επιδρούν στην μικροδομή και στον κρυσταλλογραφικό ιστό αυτών. Στην θερμή έλαση η ανάπτυξη αυτή επηρεάζεται από την θερμοκρασία μορφοποίησης, τον ρυθμό παραμόρφωσης, το ποσοστό του υλικού που υπόκειται σε επαναφορά και την ανακρυστάλλωση που έχει υποστεί το υλικό μεταξύ των σταδίων ελάττωσής του πάχους του (3). Συγκεκριμένα στο αλουμίνιο, η θερμοκρασία μορφοποίησης είναι μεταξύ 350°C και 500°C (34). Οι κόκκοι και τυχόν κατακρημνίσματα, υπόκεινται σε εκλέπτυνση του μεγέθους τους και τα δεύτερα διασπείρονται πιο ομοιόμορφα εντός της μήτρας του υλικού (3), ενώ οι μεταβολές της μικροδομής επηρεάζουν το όριο διαρροής, καθώς και την ενέργεια που



Εικόνα 6: Βασικά φαινόμενα κατά την θερμή έλαση (29)

απορροφάται από το υλικό (35). Τέλος, αναφέρεται ότι η πλαστική παραμόρφωση λόγω έλασης, σε συνδυασμό με φθίνουσες θερμοκρασίες μπορεί να προκαλέσει εκ νέου κατακρήμνιση στην περίπτωση που το υλικό είναι υπερκορεσμένο (3).

Εδώ αναφέρεται ότι τα πλέον σύγχρονα μηχανήματα έλασης πραγματοποιούν την διεργασία με ρυθμούς παραμόρφωσης τόσο υψηλούς, ώστε η ανακρυστάλλωση μεταξύ των διαδοχικών περασμάτων να μπορεί να θεωρηθεί αμελητέα, ενώ η αυτό-ανόπτηση του υλικού θεωρείται βέβαιη για θερμοκρασίες άνω των 300°C (3). Αυτό μπορεί να θεωρηθεί ότι εφαρμόζεται στους πρώτους υποβιβασμούς και ότι όσο προχωράει η διαδικασία και οι χρόνοι αυξάνονται λόγω της αύξησης του μήκους της πλάκας, το φαινόμενο της ανακρυστάλλωσης αρχίζει να αποκτά αυξανόμενη σημασία.

Η επιλογή της μεθόδου της εν θερμώ παραμόρφωσης συνοδεύεται, όπως είναι φυσικό, από ένα πλήθος συμβιβασμών μεταξύ των πλεονεκτημάτων και μειονεκτημάτων της μεθόδου.

Οι τάσεις που αναπτύσσονται στα κράματα για θερμές διεργασίες, αλλά σε χαμηλές θερμοκρασίες, προβλέπονται από την γενικευμένη εξίσωση Voce (3) καθώς και παραλλαγές αυτής όπως:

$$\bar{\sigma} = \sigma_{\gamma} + (C_1 + C_2 \cdot T) \cdot \sqrt{1 - e^{-C_3 \cdot \bar{\epsilon}}} \cdot \dot{\bar{\epsilon}}^{C_4} \cdot e^{C_5 \cdot T}$$

*Εξίσωση 4: Σχέση Lin – Voce (24)*

Όπου  $C_1$  και  $C_2$  είναι σταθερές σχετιζόμενες με την ενδοτράχυνση, το  $C_3$  με την απώλεια σκληρότητας λόγω παραμόρφωσης ενώ, τα  $C_{4,5}$  αποδίδουν την ευαισθησία/σφάλμα της διεργασίας.

Όσον αφορά στην μοντελοποίηση σε υλικό που υπόκειται σε διαδοχικούς υποβιβασμούς του πάχους με τις θερμο-μηχανικές καταπονήσεις που συνοδεύουν κάθε πέρασμα έχουν προταθεί δύο προσεγγίσεις (16).



Στην πρώτη, θεωρείται ότι οι προ-υπάρχουσες παραμορφώσεις εξαλείφονται κατά την ανακρυστάλλωση όπου αυτή πραγματοποιείται, ενώ στο μη ανακρυσταλλωμένο υλικό παραμένουν ανεπηρέαστες (16). Αυτό συνεπάγεται ότι η θεώρηση μιας «μέσης» μικροδομής που θα εξαρτάται από τον βαθμό ανακρυστάλλωσης και μιας δραστηκής παραμόρφωσης, η οποία υπολογίζεται από την σχέση:

$$\varepsilon_{\text{eff}}^i = \varepsilon_i - \lambda \cdot (1 - X_{i-1}) \cdot \varepsilon_{i-1}$$

*Εξίσωση 5: Υπολογισμός δραστηκής παραμόρφωσης υλικού (16) (36)*

Στην παραπάνω εξίσωση το  $\lambda$  αποτελεί σταθερά ενώ, το  $X_{i-1}$  το κλάσμα όγκου του ανακρυσταλλωμένου υλικού μεταξύ των καταστάσεων  $\varepsilon_{i-1}$  και  $\varepsilon_i$ .

Η δεύτερη προσέγγιση προτάθηκε από τους Sellars, Whiteman et al, και ταξινομεί το σύνολο του υλικού, ανάλογα με τον βαθμό ανακρυστάλλωσης, και ως επέκταση της θερμομηχανικής του ιστορίας, κάθε περιοχής και μελέτα κάθε μια από τις παραπάνω ομάδες χωριστά μέχρι το τέλος της διεργασίας (16). Το πλήρως ανακρυσταλλωμένο υλικό,  $X_{i-1}$ , θα υποστεί διαφορετική καταπόνηση με παραμόρφωση  $\varepsilon_i$  ενώ, η μη κρυσταλλωμένη περιοχή,  $1 - X_{i-1}$ , θα έχει παραμόρφωση της τάξης του  $\varepsilon_i + \varepsilon_{i-1}$  (16).

Οι εξισώσεις αυτές έχουν προταθεί για χάλυβα, όπως η Εξίσωση 8 και Εξίσωση 16, και ως εκ τούτου και σε πλήρη συμφωνία με όσα έχουν αναφερθεί παραπάνω η εφαρμογή τους στην έλαση κραμάτων αλουμινίου είναι περιορισμένη. Ωστόσο, κρίθηκε απαραίτητη η παράθεση τους καθώς, αποτελούν την βάση κάθε μοντέλου αυτού του τύπου.

Στην εργασία αυτή η παραμόρφωση ανά βήμα έχει υπολογιστεί από την σχέση:

$$\varepsilon = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot (e_{xx}^2 + e_{yy}^2 + e_{zz}^2) + \frac{3}{4} \cdot (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}$$

*Εξίσωση 6: Υπολογισμός παραμόρφωσης ανά υποβιβασμό*

Αυτή αποτελεί παραλλαγή της εξίσωσης Von Mises και για την έλαση, αν θεωρηθεί ότι ο άξονας zz ταυτίζεται με την διεύθυνση TD, η ορθή παραμόρφωση κατά αυτόν είναι ίση με μηδέν, όπως και οι διαγώνιες παραμορφώσεις. Η διεύθυνση x ταυτίζεται με την RD.

Με εφαρμογή βασικής φυσικής και του λόγου Poisson (Poisson's ratio) προκύπτει η επιμήκυνση της πλάκας.

Ο ρυθμός παραμόρφωσης (strain rate) δίνεται από την σχέση:

$$\dot{\epsilon} = 0.1209 \cdot \frac{U}{\alpha} \cdot \ln\left(\frac{h_0}{h_f}\right)$$

*Εξίσωση 7: Υπολογισμός strain rate (32)*

Ο όρος του ρυθμού παραμόρφωσης εισήχθη από τους Mecking και Kocks (37) στην μελέτη τους περί πυκνότητα διαταραχών. Για λόγους ευκολίας μπορεί να θεωρηθεί και η παράμετρος Z (Zener – Hollomon) η οποία συνδυάζει τον ρυθμό παραμόρφωσης και την θερμοκρασία σύμφωνα με την σχέση:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot e^{-\frac{Q_{def}}{R \cdot T}}$$

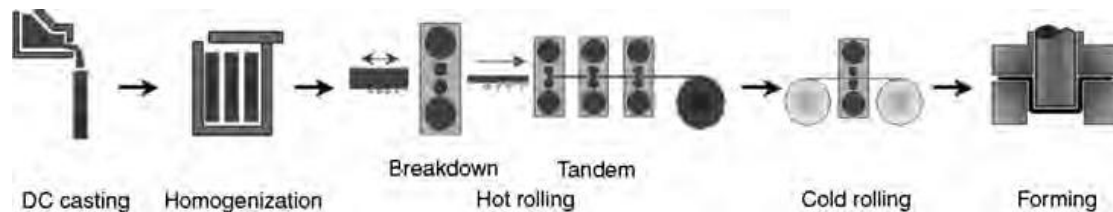
*Εξίσωση 8: Παράμετρος Zener – Hollomon (16)*

όπου με  $Q_{def}$  συμβολίζεται η ενέργεια ενεργοποίησης για την παραμόρφωση. Εδώ αξίζει να αναφερθεί ότι τυπικές τιμές της παραμέτρου για το κράμα αλουμινίου 3003 είναι  $10^{12} \text{ s}^{-1}$  ενώ για την σειρά 1XXX είναι περίπου  $10^{11} \text{ s}^{-1}$ .

## 2.1.2 Θερμικές Κατεργασίες

### 2.1.2.1 Ομογενοποίηση

Το στάδιο της ομογενοποίησης παρεμβάλλεται μεταξύ της χύτευσης και του πρώτου σταδίου της έλασης, όπως παρουσιάζεται και στο παρακάτω διάγραμμα ροής και



Εικόνα 7 Τυπικό διάγραμμα ροής διεργασιών για την παραγωγή κουτιών αναψυκτικών από αλουμίνιο (25)

πραγματοποιείται σε θερμοκρασία 600°C (3).

Η ομογενοποίηση πραγματοποιείται με στόχο:

1. την ακύρωση τυχόν διαφορισμού που έχει προκύψει από την χύτευση (19)
2. τη σφαιροποίηση των γωνιωδών, σκληρών, κατακρημνισμάτων προς αποφυγή συγκέντρωσης τάσεων και βελτιστοποίησης της ολκιμότητας του υλικού (19)
3. τη δημιουργία διασποράς σωματιδίων για έλεγχο του μεγέθους του κόκκου κατά της μηχανουργικές διεργασίες (19)
4. τη σωστή διασπορά των κραματικών στοιχείων εντός της μήτρας (19)

Όλα τα παραπάνω επιδρούν σημαντικά τόσο στο στάδιο της ανακρυστάλλωσης (3), όσο και στις μετέπειτα διεργασίες. Οι θερμοκρασίες σε αυτό το στάδιο κυμαίνονται, ανάλογα το κράμα και την επιθυμητή τελική μικροδομή από 480°C μέχρι 540°C (38).

### 2.1.2.2 Ανόπτηση

Έχει παρατηρηθεί ότι η μικροδομή, ο διαφορισμός αλλά και τα κατακρημνίσματα που εντοπίζονται στην πλάκα (slab), επηρεάζουν τους μηχανισμούς και την κινητική της

ανακρυστάλλωσης και συνεπώς και τις τελικές ιδιότητες του διαμορφωμένου προϊόντος (3).

### 2.1.2.3 Επαναφορά

Ως επαναφορά ορίζεται η θερμική κατεργασία, μέσω της οποίας επιτυγχάνεται η μείωση της αποθηκευμένης ενέργειας των κόκκων μέσω ακύρωσης ή ανακατάταξης των διαταραχών και άλλων ατελειών. Η μοντελοποίηση του σταδίου της επαναφοράς έχει βασιστεί στη δομή των κόκκων και των υπό-κόκκων, καθώς και στην πυκνότητα των διαταραχών εντός των δευτέρων αντιμετωπίζοντάς τα ως χωριστές και μη αλληλοεπηρεαζόμενες μεταβλητές, ενώ λόγω της δυναμικής του συστήματος, που οφείλεται κυρίως στην ανάπτυξη στην οποία υπόκεινται οι κόκκοι, υπεισέρχεται και ο παράγοντας του χρόνου (2). Η πλήρης μαθηματική έκφραση, που αποδίδει την ισοδύναμη τάση που ασκείται στο υλικό, είναι:

$$\sigma(T, t) = \sigma_i + (1 - X(T, t)) \cdot \left( \alpha_1 \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho(T, t)} + \alpha_2 \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \frac{1}{\delta(T, t)} \right)$$

*Εξίσωση 9: Εξίσωση ορίου διαρροής συναρτήσει του χρόνου και της θερμοκρασίας (2)*

Για την ειδική περίπτωση, όπου παρατηρείται κανονικοποιημένη σκλήρωση λόγω παραμένουσας παραμόρφωσης:

$$R = \frac{\sigma(T, t) - \sigma_i}{\sigma_0 - \sigma_i} = f \cdot \sqrt{\frac{\rho_i(T, t)}{\rho_{i0}}} + (1 - f) \cdot \frac{\delta_0}{\delta(T, t)}$$

*Εξίσωση 10: (2)*

Στις παραπάνω εξισώσεις ακολουθείται ο συμβολισμός:  $f = \frac{\alpha_1 \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho_0}}{\sigma_0 - \sigma_i}$ ,  $\sigma_0$  είναι η μηχανική τάση για χρόνο  $t = 0$ ,  $\rho_{i0}$  η πυκνότητα διαταραχών εντός των υπό-κόκκων,  $G$  το μέτρο διάτμησης,  $b$  το διάνυσμα του Burger,  $M$  ο παράγοντας Taylor,  $\sigma_i$  η τάση που αναπτύσσεται λόγω τριβής, ενώ τα  $\alpha_1$  και  $\alpha_2$  είναι σταθερές.

Ωστόσο, η κύρια συνεισφορά της επαναφοράς είναι η μείωση των διαταραχών εντός του υλικού. Η δράση της αυτή, μπορεί να ποσοτικοποιηθεί μέσα από την εξίσωση:

$$\rho_t = -2 \cdot \nu_D \cdot b \cdot A_\rho \cdot B_\rho \cdot \rho_I^{3/2} \cdot e^{-\frac{U_{RY}}{R \cdot T}} \cdot \sinh\left(\frac{A_\rho \cdot \mu \cdot b^4 \cdot \sqrt{\rho_I}}{k' \cdot T}\right)$$

Εξίσωση 11: Συνεισφορά επαναφοράς στην μείωση των διαταραχών (3)

όπου  $\nu_D$  είναι η συχνότητα Ντεμπάι (Debye Frequency),

Την παραπάνω εξίσωση την συνοδεύουν δύο εξισώσεις ακόμα για τον ορισμό μερικών εκ των μεταβλητών της:

$$A_\rho = \omega_\rho \cdot C_{55}^{-2/3}$$

Εξίσωση 12: Εξίσωση ορισμού  $A_\rho$  (3)

Και η:

$$\nu_D = \sqrt[3]{\left(\frac{3 \cdot N}{4 \cdot \pi \cdot V}\right)} \cdot u_s$$

Εξίσωση 13: Υπολογισμός συχνότητας Debye

Η ταχύτητα του ήχου δίνεται από το παρακάτω σύνολο σχέσεων για τρισδιάστατο στερεό:

$$u_{si} = \begin{cases} u_{sp} = \sqrt{\frac{E \cdot (1 - \nu)}{\rho \cdot (1 + \nu) \cdot (1 - 2\nu)}}, \text{ για τα διαμήκη κύματα} \\ u_{ss} = \sqrt{\frac{G}{\rho}}, \text{ για τα εγκάρσια κύματα} \end{cases}$$

Εξίσωση 14: Υπολογισμός ταχύτητας ήχου σε 3D στερεό σώμα (39)

Ή από την σχέση  $u_s = \sqrt{E/\rho}$ , για μονοδιάστατα υλικά (39).

Στην εργασία ακολουθήθηκε η προσέγγιση του τρισδιάστατου στερεού για διαμήκη κύματα.

#### 2.1.2.4 Ανακρυστάλλωση

Η ανακρυστάλλωση για να πραγματοποιηθεί απαιτεί μια ελάχιστη πυκνότητα διαταραχών, η οποία ωστόσο μειώνεται ως αποτέλεσμα της διαδικασίας (35). Στο αλουμίνιο, οι κύριοι τύποι ανακρυστάλλωσης που απαντώνται είναι δύο: Η συνεχής δυναμική ανακρυστάλλωση ή CDRX κατά την οποία πραγματοποιείται ο μετασχηματισμός των ύπο – κόκκων σε κόκκους (12) και κατά δεύτερον, η γεωμετρική δυναμική ανακρυστάλλωση ή GDRX<sup>2</sup> στην οποία αποδίδεται η ανάπτυξη των υπαρχόντων κόκκων (12). Ειδικότερα κατά την πρώτη πραγματοποιείται συσσώρευση των διαταραχών στα όρια υπό κόκκων (low angle boundaries) αυξάνοντας την διαφορά στον προσανατολισμό δημιουργώντας κόκκους (12). Σημειώνεται ότι η δυναμική ανακρυστάλλωση ελέγχεται μέσω της κρίσιμης παραμόρφωσης  $\epsilon_c$  προκειμένου να μοντελοποιηθεί το όριο διαρροής και η συμπεριφορά αυτού (35), καθώς επίσης και από τα σημειακά σφάλματα κενών που δημιουργούνται κατά την παραμόρφωση (37). Ωστόσο, δεν παρατηρείται στα κράματα της σειράς 5XXX μεταξύ των υποβιβασμών (40).

Άξιο αναφοράς είναι ότι ενώ κατά την ανακρυστάλλωση αυξάνει το «misorientation» μεταξύ των κόκκων, δεν παρατηρείται αντίστοιχου μεγέθους μεταβολή της τάσης καθώς, η σκλήρωση επηρεάζεται, κυρίως, από τις διαταραχές που βρίσκονται εντός των κόκκων (12).

Ο ρυθμός ανάπτυξης των κόκκων που έχουν κρυσταλλωθεί, έπειτα από  $i$  περάσματα από την μηχανή έλασης, εξαρτάται από την  $M_i$  καθώς και από το  $G_i$  (1).

---

<sup>2</sup> Geometric Dynamic Recrystallization

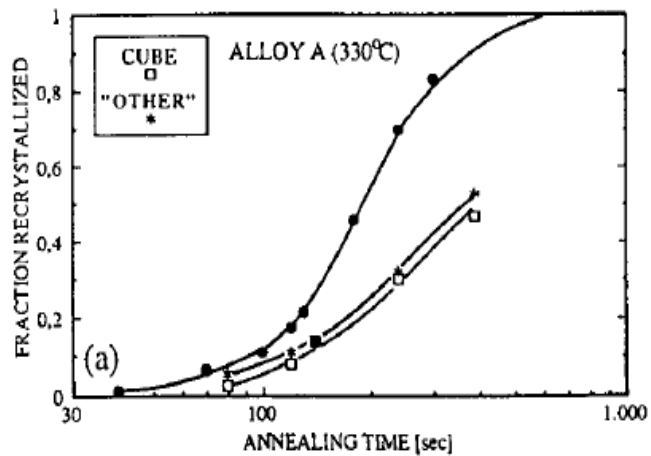
Η ωθούσα δύναμη του μετασχηματισμού της ανακρυστάλλωσης ορίζεται ως:

$$G = M \cdot (P_D - P_Z)$$

Εξίσωση 15: Ωθούσα δύναμη προς περάτωση του μετασχηματισμού (1)

$P_Z$  είναι η αντίσταση στην πυρήνωση ανακρυσταλλωμένων κόκκων λόγω λεπτών κατακρημνισμάτων τα οποία δρουν ως αγκύρια στα όρια των κόκκων ενώ, τα μεγέθη  $P_D$  (αποθηκευμένη ενέργεια) και  $M$  (κινητικότητα της ανακρυστάλλωσης) περιγράφονται αναλυτικότερα στην ενότητα των μεταλλουργικών χαρακτηριστικών.

Έχει παρατηρηθεί, τέλος, ότι οι κόκκοι κατά την ανακρυστάλλωση αναπτύσσονται ταχύτερα σε γωνία  $40^\circ$  από την διεύθυνση της έλασης και επί της οικογένειας διευθύνσεων  $\langle 111 \rangle$ , δηλαδή του Cube κρυσταλλογραφικού



συστατικού (4; 41), ενώ ο βαθμός ανακρυστάλλωσης εξαρτάται σημαντικά από τον ιστό που επικρατούσε μέχρι την εκκίνηση της ανακρυστάλλωσης, όπως φαίνεται και στο σχετικό διάγραμμα (6).

Άλλοι σημαντικοί παράμετροι είναι: ο απαιτούμενος χρόνος ώστε η ανακρυστάλλωση να φτάσει στο 50% της μέγιστης  $t_{0.5}$ , το μέγεθος του αρχικού καθώς και του ανακρυσταλλωμένου κόκκου  $D_0$  και  $D_{rex}$  αντίστοιχα. Τα μεγέθη αυτά μπορούν να συνδυαστούν με την παραμόρφωση  $\epsilon$ , δίνοντας τις παρακάτω σχέσεις:

$$t_{0.5} = A \cdot e^{-a} \cdot D_0^h \cdot Z^{-c} \cdot e^{\frac{Q_{rex}}{R \cdot T}}$$

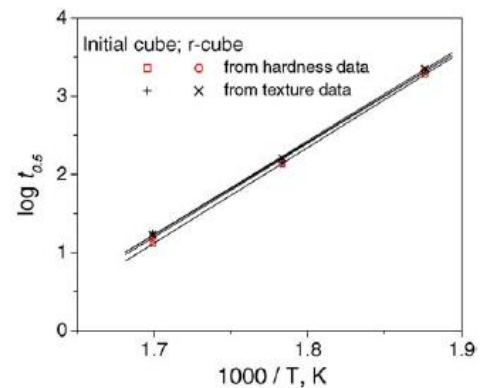
Εξίσωση 16: Σχέση υπολογισμού απαιτούμενου χρόνου για το 50% της ανακρυστάλλωσης (16)

Εδώ μπορεί να σημειωθεί ότι έχει προταθεί και μια απλοποιημένη μορφή για την Εξίσωση 16:

$$t_{0.5} = \alpha \cdot Z^b \cdot e^{\frac{Q_{rex}}{R \cdot T}} = \tau_0 \cdot e^{\frac{Q_{rex}}{R \cdot T}}$$

Εξίσωση 17: Απλοποιημένη εκδοχή ή σχέσης υπολογισμού χρόνου για προχώρηση ανακρυστάλλωσης στο 50% (3) (41)

Στο διπλανό διάγραμμα παρουσιάζεται η συμπεριφορά του ως προς την θερμοκρασία. Παρατηρείται ότι οι τιμές που παίρνει κυμαίνονται από 0 έως 0.544, σε ένα εύρος από 526K (252 °C) έως 588K (314 °C).



Διάγραμμα 3: Εξάρτηση του απαιτούμενου χρόνου για την επίτευξη 50% ανακρυσταλλωμένου υλικού, ανάλογα τον αρχικό ιστό στο AA5182 (41)

Το δεδομένο κράμα έχει παρατηρηθεί ότι δεν υπόκειται σε σημαντική ανακρυστάλλωση μεταξύ των διαδοχικών υποβιβασμών, καθώς και ότι παρουσιάζει διαφορική ανακρυστάλλωση, με τον πυρήνα του φύλλο

να είναι πιο αδρανής (34). Αυτό αποδίδεται στο ότι το μαγνήσιο μειώνει τον ρυθμό της δυναμικής ανακρυστάλλωσης και αυξάνει τον ρυθμό της ενδοτράχυνσης (34). Η παραπάνω πληροφορία σε συνδυασμό με το ότι τα φύλλα του AA5182 έπειτα από την θερμή έλαση είναι πλήρως ανακρυσταλλωμένα (20) οδηγεί στην λογική υπόθεση ότι με το τέλος της έλασης η θερμοκρασία που έχει διατηρήσει το υλικό είναι αρκετή, ώστε να οδηγήσει σε φαινόμενα πλήρους ανακρυστάλλωσης.

#### 2.1.2.4.1 Κινητική της ανακρυστάλλωσης

Καθώς η ανακρυστάλλωση είναι ένα ζήτημα ύψιστης σημασίας, έχουν γίνει αρκετές προσπάθειες για την μοντελοποίηση της κινητικής του φαινομένου με την βασικότερη να είναι αυτή από τους Johnson, Mehl, Avrami και Kolmogorov γνωστή και ως προσέγγιση JMAK:



$$X(t) = 1 - e^{-kt^n}$$

Εξίσωση 18: Σχέση JMAK (15)

Η γενική μορφή της εξίσωσης Avrami είναι:

$$X = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau_r}\right)^n}$$

Εξίσωση 19: Γενική μορφή εξίσωσης Avrami για την ανακρυστάλλωση (2)

Με το  $n$  να είναι ο εκθέτης Avrami και το  $\tau_r$  να δίνεται από την σχέση:

$$\tau_r = \tau_r^0 \cdot e^{\frac{U_r}{k \cdot T}}$$

Εξίσωση 20: Χρόνος ανακρυστάλλωσης (2)

όπου το  $U_r$  είναι η ενέργεια ενεργοποίησης της ανακρυστάλλωσης και το  $\tau_r^0$  ο προ-εκθετικός όρος του χρόνου της ανακρυστάλλωσης.

Μέσω της παραπάνω σχέσης καθίσταται δυνατός ο υπολογισμός του κλάσματος όγκου του υλικού που έχει ανακρυσταλλωθεί,  $X$ , σε σχέση με τον χρόνο,  $t$ , ή και ο χρόνος που απαιτείται για δεδομένο βαθμό ανακρυστάλλωσης. Το  $n$  είναι γνωστό ως JMAK exponent και υπολογίζεται ως η κλίση της ευθείας στο διάγραμμα  $\ln\left(\ln\frac{1}{1-X}\right)$  με το  $\ln(t)$  από πειραματικά δεδομένα (42) ενώ, το  $k$  για σφαιρική τρισδιάστατη ανάπτυξη κόκκων και με σταθερό ρυθμό ανάπτυξης  $I$ , δίνεται από την εξίσωση:

$$k = I \cdot \frac{\pi}{3} \cdot \gamma^3$$

Εξίσωση 21: Απλοποιημένη μορφή του όρου « $k$ » της εξίσωσης Avrami για σφαιρική ανάπτυξη (42)

Στη βιβλιογραφία δίνονται ορισμένες τιμές για το AA5182 ανάλογα την θερμοκρασία και τον αρχικό ιστό του υλικού. Οι τιμές αυτές παρουσιάζονται στον ακόλουθο πίνακα.

Πίνακας 1: Βιβλιογραφικές τιμές των παραμέτρων της εξίσωσης Avrami (41)

Αρχικός Ιστός	Θερμοκρασία (°C)	HV <sub>RV</sub>	HV <sub>RX</sub>	k	n
CubeCube	260	97	71	2.3 10 <sup>-6</sup>	1.7
	288	101	71	6.3 10 <sup>-5</sup>	1.9
	316	102	71	3.3 10 <sup>-3</sup>	2.1
r-CubeCube	260	98	71	3.2 10 <sup>-8</sup>	2.2
	288	100	71	2.5 10 <sup>-5</sup>	2.1
	316	105	71	1.6 10 <sup>-3</sup>	2.2

Οι δύο παραπάνω μεταβλητές, HV<sub>RV</sub> και HV<sub>RX</sub>, είναι αντίστοιχα η σκληρότητα έπειτα από την ανόπτηση και πριν από την ανακρυστάλλωση και η σκληρότητα έπειτα από την ανακρυστάλλωση. Αυτές απαντώνται σε μια άλλη σχέση η οποία αποδίδει την προχώρηση της ανακρυστάλλωσης ως προς τον χρόνο (41):

$$X(t) = \frac{HV_{RV} - HV(t)}{HV_{RV} - HV_{RX}}$$

Εξίσωση 22: Υπολογισμός ποσοστού ανακρυστάλλωσης με τον χρόνο μέσω μεταβολής της σκληρότητας του υλικού (41)

Πέραν των παραπάνω, μια ακόμα σχέση που χρήζει αναφοράς είναι αυτή του Avrami για την στατική ανακρυστάλλωση:

$$X = 1 - e^{-C \cdot \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^k}$$

Εξίσωση 23: Η σχέση του Avrami για τον υπολογισμό του κλάσματος όγκου του ανακρυσταλλωμένου υλικού (16)

αν και η εφαρμογή του απαιτεί την πρότερη γνώση αρκετών παραμέτρων για κάθε υλικό και αγνοεί αρκετές παραμέτρους, οι οποίες απαιτούνται σε πραγματικά δεδομένα. Το C είναι σταθερά.

Για το αλουμίνιο έχουν αναπτυχθεί διάφορα μοντέλα σύμφωνα, τα οποία μοιράζονται ως κοινό χαρακτηριστικό, ότι βασίζονται στην εξίσωση JMAK και ότι υποθέτουν τυχαία κατανομή των σημείων εκκίνησης της πυρήνωσης (16). Στο άρθρο (16) έχει γίνει σύγκριση των αποτελεσμάτων δύο μοντέλων και βρέθηκε ότι το πρώτο εκ των δύο απέδωσε πιο αξιόπιστα αποτελέσματα και συγχρόνως είναι απλούστερο στην εφαρμογή. Για τους λόγους αυτούς είναι το μόνο που περιγράφεται εκ των δύο, καθώς και αυτό που υιοθετήθηκε στην ανάλυση.

Ωστόσο, η πληρέστερη εκδοχή και, συνεπώς αυτή που θα ακολουθηθεί στην εργασία, είναι:

$$X_i(t) = 1 - e^{-X_{\text{ext}}^i(t)}$$

*Εξίσωση 24: Βασική εξίσωση κινητικής της ανακρυστάλλωσης (16)*

όπου ο αντίστοιχος όγκος του υλικού για την περίπτωση της πυρήνωσης σε σημείο κορεσμού ορίζεται γενικά από την

$$X_{\text{ext}}^i(t) = C \cdot \left( \frac{t}{t_{0.5}} \right)^n$$

*Εξίσωση 25: Γενική έκφραση εκθέτη σχέσης προχώρησης ανακρυστάλλωσης με τον χρόνο (16)*

το οποίο συμφωνεί και με τα πειραματικά δεδομένα από την μελέτη (3).

Συνδυάζοντας τις παραπάνω εξισώσεις προκύπτει για την δεδομένη περίπτωση:

$$X(t) = 1 - e^{-\frac{4}{3} \pi \cdot N_{\text{total}} \cdot (G \cdot t)^3}$$

*Εξίσωση 26: Εξέλιξη της ανακρυστάλλωσης (43) (16)*

Με το  $G_i$  να αντιπροσωπεύει τον ρυθμό ανάπτυξης των κόκκων και το  $N_{TOT}^i$  τον συνολικό αριθμό φύτρων και συνεπώς των υπό ανάπτυξη κόκκων, έπειτα από  $i$  υποβιβασμούς. Συγκεκριμένα, η εξίσωση από την οποία προκύπτει το  $N_{TOT}^i$  είναι:

$$N_{TOT}^n = N_{PSN}^n + X_{n-1} \cdot (N_C^n + N_{GB}^n) + \sum_{i=0}^{n-2} \left( X_i \cdot \left[ \prod_{j=i+1}^{n-1} (1 - X_j) \right] \cdot [N_C^{i+1, \dots, n} + N_{GB}^{i+1, \dots, n}] \right)$$

*Εξίσωση 27: Σύνολο θέσεων πυρήνωσης κατά την ανακρυστάλλωση (16)*

Όπου οι όροι  $N_{PSN}$ ,  $N_C$ ,  $N_{GB}$  είναι ο αριθμός των σημείων κρυστάλλωσης ανά ομάδα και αναλύεται στην επόμενη ενότητα.

Ο ρυθμός της ανακρυστάλλωσης, προκύπτει από το «AlSoft» μοντέλο, σύμφωνα με την εξίσωση:

$$\dot{X} = (1 - X) \cdot N \cdot 4 \cdot \pi \cdot \left( \int G \right)^2 \cdot G$$

*Εξίσωση 28: Υπολογισμός κινητικής της ανακρυστάλλωσης*

Εδώ οφείλεται να σημειωθεί ότι κάθε υποβιβασμός κατά την θερμή έλαση αποτελεί ξεχωριστό ερέθισμά και το υλικό ανακρυσταλλώνεται «εκ νέου». Το μέγεθος των κόκκων στην ανακρυσταλλωμένη περιοχή εξαρτάται άμεσα από το ποσοστό συμμετοχής αυτής στο υλικό και ορίζεται από την σχέση:

$$D_{\text{rex}} = B \cdot D_0^d \cdot \varepsilon^{-f}$$

*Εξίσωση 29: Υπολογισμός μεγέθους ανακρυσταλλωμένου κόκκου (16)*

Αν το κλάσμα του ανακρυσταλλωμένου υλικού είναι γνωστό, δύναται να υπολογισθεί το μέγεθος κόκκου στις περιοχές αυτές από την παρακάτω σχέση σε σχέση με την Εξίσωση 29:

$$D_i = \left( \frac{X_i}{N_{TOT}^i} \right)^{\frac{1}{3}}$$

Εξίσωση 30: Υπολογισμός μεγέθους ανακρυσταλλωμένου κόκκου (16)

#### 2.1.2.4.1.1 Μελέτη σημείων εκκίνησης – φύτρωσης κατά την ανακρυστάλλωση

Η μελέτη, βασίστηκε σε πειραματική ανάλυση και συγκεκριμένα στα κράματα αλουμινίου 3004 και 1050, για  $Z < 0.5$ , με σκοπό την αξιολόγηση του είδους και της θέσης, των σημείων εκκίνησης της πυρήνωσης κατά την ανακρυστάλλωση κόκκων διαφορετικού προσανατολισμού, καθώς και της συμμετοχής των σημείων αυτών. Τα αποτελέσματα που παρουσιάστηκαν ήταν συμβατά με τα πειραματικά δεδομένα και απέδειξαν την σημασία που έχει η S τύπου παραμόρφωση. Οι βασικές παραδοχές που έγιναν κατά τον σχεδιασμό του μοντέλου είναι οι εξής:

1. Όλες οι παραμορφώσεις πραγματοποιούνται με σταθερό ρυθμό και το υλικό βρίσκεται σε ισορροπία.
2. Η τελική μικροδομή και ο ιστός είναι αποκλειστικό αποτέλεσμα της ανταγωνιστικής ανάπτυξης των κόκκων διαφορετικής προέλευσης/κατηγορίας. Τα σημεία πυρήνωσης είναι διασπαρμένα με τυχαίο τρόπο.
3. Ο ιστός ανακρυστάλλωσης είναι αποτέλεσμα της προσανατολισμένης πυρήνωσης.

Γενικά, έχουν αναγνωριστεί τριών ειδών σημεία εκκίνησης της φύτρωσης (4; 1):

- ◆ σε ζώνες γύρω από σωματίδια,
- ◆ σε ζώνες γύρω από Cube και
- ◆ σε όρια κόκκων τυχαίου προσανατολισμού

Τα μαθηματικά μοντέλα της θερμοδυναμικής τους ανάλυσης ακολουθούν τις προαναφερθείσες παραδοχές (1). Στην παρούσα εργασία, η κατηγοριοποίηση του ιστού ακολουθεί τον ίδιο διαχωρισμό.

#### 2.1.2.4.1.2 Ζώνες παραμόρφωσης γύρω από σωματίδια – Particle Stimulated Nucleation (PSN)

Είναι ευρέως αποδεκτό πως οι παραπάνω ζώνες διαδραματίζουν καθοριστικό ρόλο στα κράματα που περιέχουν μη παραμορφώσιμα σωματίδια. Το κρίσιμο μέγεθος για την πραγματοποίηση της πυρήνωσης δίνεται από την σχέση:

$$\eta^* = \frac{4 \cdot \gamma_{GB}}{P_D - P_Z}$$

*Εξίσωση 31: Εξίσωση Gibbs – Thomson για πυρήνωση κατά την ανακρυστάλλωση (1)*

Όπου  $\eta^*$  το μέγεθος,  $\gamma_{GB}$  η ειδική ενέργεια στα όρια των κόκκων μεταξύ της μήτρας και του αναπτυσσόμενου φύτρου<sup>3</sup>, ενώ, αντίστοιχα η πυκνότητα των σημείων έναρξης της ανακρυστάλλωσης από την σχέση:

$$N_{PSN} = C_{PSN} \cdot \frac{H}{L} \cdot e^{-(L \cdot \eta^*)}$$

*Εξίσωση 32: Πυκνότητα σημείων εκκίνησης ανακρυστάλλωσης (1)*

Το  $C_{PSN}$  είναι σταθερά που προσδιορίζει τον αριθμό των νέων κόκκων που προκύπτουν από κάθε σωματίδιο/ αρχικό κόκκο μεγαλύτερο από  $\eta^*$ ,  $H$  και  $L$  παράμετροι της κατανομής και ο λόγος τους απαντάται και ως  $N_0$ . Εδώ αξίζει να αναφερθεί ότι λόγω της αποκατάστασης που ακολουθεί η συμμετοχή του PSN μηχανισμού δεν είναι όσο σημαντική όσο για αντίστοιχες ψυχρές διεργασίες.

Η εκκίνηση ανακρυστάλλωσης σε κατακρημνίσματα θεωρείται μη προτιμητέα και προκύπτει από χαμηλές θερμοκρασίες κατά την έλαση (44).

---

<sup>3</sup> Τάξη μεγέθους 0.3J/m<sup>3</sup> (24)

### 2.1.2.4.1.3 Cube Sites

Η εμφάνιση του κρυσταλλογραφικού Cube, έχει συνδεθεί με τις θέσεις, στις οποίες το συστατικό υπήρχε πριν από την ανόπτηση αλλά και διατηρήθηκε σε μετασταθή κατάσταση κατά την διάρκεια αυτής. Τέλος, σημαντικό ρόλο έχει η παρουσία του Cube-S καθώς πρόκειται για κόκκους με μεγάλες γωνίες στην κρυσταλλογραφία με τους κόκκους γειννίας ("high angle boundary"). Η πυκνότητα τους δίνεται από την σχέση:

$$N_c = \bar{\delta}_c \cdot A(\epsilon) \cdot R_s \cdot (1 - R_c) \cdot S_c^*$$

*Εξίσωση 33: Πυκνότητα σημείων εκκίνησης πυρήνωσης Cube συστατικού (1)*

$\bar{\delta}_c$  το μέσο μέγεθος κόκκου,  $A(\epsilon)$  η επιφάνεια ανά μονάδα όγκο κόκκου του Cube συστατικού μέσου μεγέθους  $\bar{D}$  που έχουν υποστεί παραμόρφωση  $\epsilon$ ,  $R_s$  θεωρείται το κλάσμα ζωνών Cube συστατικού που περικλείονται από τον S ιστό και είναι συνάρτηση των  $\epsilon$ , Z ενώ, ως  $S_c^*$  νοείται η πυκνότητα των sub grains εντός της περιοχής της Cube φάσης με διάμετρο μεγαλύτερη από  $\delta^*$ , η οποία παρουσιάζει την ίδια εξάρτηση από όλες τις παραμέτρους που αναφέρθηκαν παραπάνω για το  $\eta^*$ .

Εδώ αξίζει να αναφερθεί και η σχέση ορισμού της  $S_c^*$ :

$$S_c^* = \frac{1}{\bar{\delta}_c^3} \cdot e^{-5\alpha_c} \cdot \left( 1 + 5 \cdot \alpha_c + \sum_{n=2}^4 \left( \frac{1}{n!} \cdot (5 \cdot \alpha_c)^n \right) \right)$$

*Εξίσωση 34: Πυκνότητα sub-grain εντός του Cube συστατικού (1)*

Ενώ όμοια σχέση και το  $S_{GB}^*$  με

$$\alpha_c = \frac{\eta^*}{\delta}$$

*Εξίσωση 35: (1)*

επίσης, ορίζονται οι σχέσεις:

$$A(\varepsilon) = 2 \cdot (e^\varepsilon + e^{-\varepsilon} + 1) \cdot \frac{R_C}{D}$$

Εξίσωση 36: Υπολογισμός επιφάνειας ανά μονάδα όγκο κόκκου του Cube συστατικού (1)

$$R_C = 2.5 \cdot R_C^0 \cdot (1 + 0.25 \cdot \varepsilon)^{-1.8} (0.1 \cdot \ln(Z) - 1.4)^{-1.8}$$

Εξίσωση 37: Υπολογισμός κλάσματος Cube που δημιουργείται σε κάθε υποβιβασμό (1)

$$R_S = \begin{cases} 0.04 + 0.17 \cdot \varepsilon, & \varepsilon < 2 \\ 0.38, & \varepsilon \geq 2 \end{cases}$$

Εξίσωση 38: Υπολογισμός κλάσματος ζωνών Cube συστατικού που περικλείονται από τον S ιστό (1)

Ο ιστός αυτός ευνοείται από τις υψηλές ταχύτητες κατά την έλαση, καθώς και μικρότερους χρόνους αναμονής κατά τους διαδοχικούς υποβιβασμούς (45).

#### 2.1.2.4.1.4 Κόκκοι τυχαίου προσανατολισμού

Το μεγαλύτερο μέρος των κόκκων εντός του τελικού υλικού τείνουν να έχουν τυχαίο προσανατολισμό. Η καλύτερη, μέχρι στιγμής, υπόθεση είναι ότι οι κόκκοι αυτοί εκκινούν την πυρήνωση τους στα αρχικά όρια των κόκκων αλλά και των υπό-κόκκων. Αντίστοιχα η πυκνότητα των σημείων εκκίνησης της πυρήνωσης ακολουθεί την σχέση:

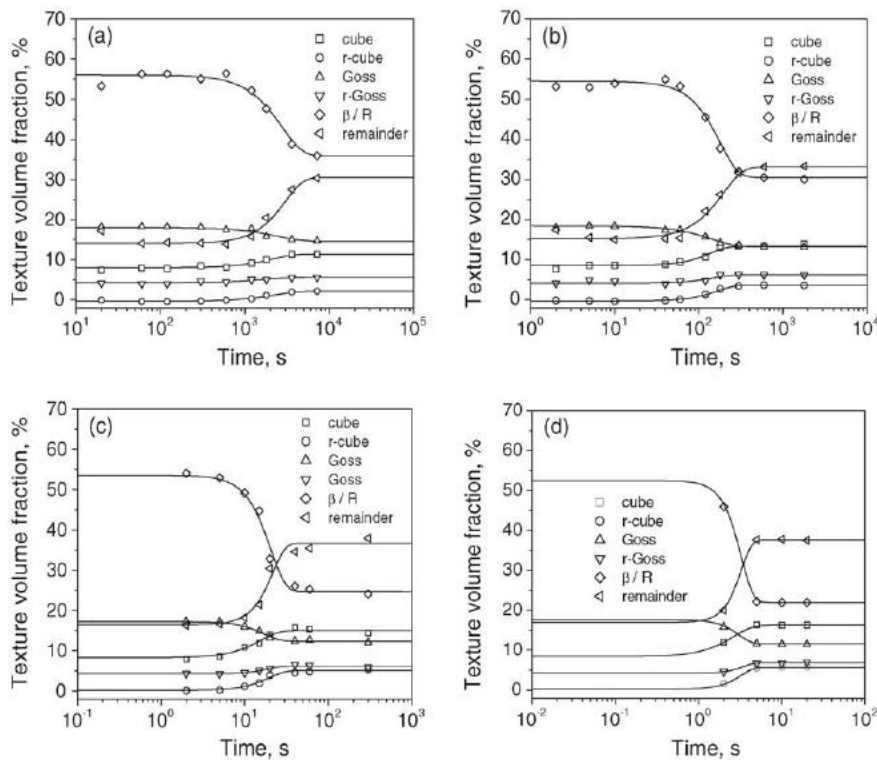
$$N_{GB} = C_{GB} \cdot \left(\frac{\delta}{D}\right) \cdot (1 - R_C) \cdot S_{GB}^* \cdot (e^\varepsilon + e^{-\varepsilon} - 1)$$

Εξίσωση 39: Πυκνότητα σημείων εκκίνησης πυρήνωσης κόκκων τυχαίου προσανατολισμού κατά την ανακρυστάλλωση (16)



### 2.1.2.5 Επίδραση των θερμικών κατεργασιών στον τελικό ιστό

Όπως προκύπτει από την ανάλυση που έχει προηγηθεί, ο ιστός που προκύπτει στο προϊόν επηρεάζεται από πληθώρα παραγόντων. Σημαντική είναι η συμβολή της θερμοκρασίας, η οποία επιδρά στη κατ' όγκο αναλογία των συστατικών.



Διάγραμμα 4: Ποσοστιαία κατανομή κατ' όγκο των κρυσταλλογραφικών συστατικών σε συνάρτηση του χρόνου για το κράμα AA5182 με αρχικό ιστό τύπου Cube στους: a) 260 °C b) 288 °C c) 315 °C d) 343 °C (41)

### 2.1.3 Συσχέτιση μηχανικών κατεργασιών με τον τελικό ιστό

Η ποσοτικοποίηση της εξέλιξης του ιστού, προκύπτει από μια ομάδα εξισώσεων. Αρχικά ορίζοντας την σχέση μεταξύ κλάσματος όγκου του «i» συστατικού και πραγματικής παραμόρφωσης (true strain):

$$f_i = 1 - e^{-k_i \left( \frac{\epsilon - \epsilon_0}{-\epsilon_0} \right)^{n_i}}$$

Εξίσωση 40: Σχέση κλάσματος όγκου κρυσταλλογραφικού συστατικού – αληθούς παραμόρφωσης (40)

Στη συνέχεια διακρίνονται δύο περιπτώσεις ανάλογα με το αν η συμμετοχή του δεδομένου συστατικού βαίνει μειούμενη ή αύξουσα:

Λουκαδάκης Βασίλης

$$f_{i,μειούμενο} = \frac{M_{i_0} - M_i}{M_{i_0} - M_f}$$

Εξίσωση 41: Κλάσμα όγκου μειούμενου συστατικού (40)

$$f_{i,αυξανόμενο} = \frac{M_i - M_f}{M_{i_0} - M_f}$$

Εξίσωση 42: Κλάσμα όγκου μειούμενου συστατικού (40)

Όπου  $M_{i_0}$  και  $M_f$  είναι το κλάσμα όγκου του συστατικού πριν και μετά την έλαση ενώ το  $M_i$  αναφέρεται στα ενδιάμεσα στάδια. Το  $\varepsilon$  είναι η πραγματική παραμόρφωση, ενώ τα  $k_i$  και  $n_i$  αποτελούν σταθερές που προκύπτουν κατά την διαδικασία προσέγγισης των πειραματικών δεδομένων από το αντίστοιχο λογαριθμικό διάγραμμα (40).

Αντίστοιχα, ο ρυθμός με τον οποίον εξελίσσεται η συμμετοχή των συστατικών, δίνεται από τις σχέσεις:

$$\frac{dM_{i,μειούμενον}}{d\varepsilon} = \frac{M_f - M_{i_0}}{\varepsilon_0} \cdot e^{-k_i \cdot \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{-\varepsilon_0}\right)^n} \cdot n \cdot k_i \cdot \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{-\varepsilon_0}\right)^{n-1}$$

Εξίσωση 43: Ρυθμός μείωσης συμμετοχής συστατικού (40)

$$\frac{dM_{i,αυξανόμενον}}{d\varepsilon} = -\frac{M_f - M_{i_0}}{\varepsilon_0} \cdot e^{-k_i \cdot \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{-\varepsilon_0}\right)^n} \cdot n \cdot k_i \cdot \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{-\varepsilon_0}\right)^{n-1}$$

Εξίσωση 44: Ρυθμός αύξησης συμμετοχής συστατικού (40)

## 2.2 ΑΛΟΥΜΙΝΙΟ

### 2.2.1 Γενικά Στοιχεία

Το αργίλιο (Al), κοινώς αλουμίνιο, είναι το 13 στοιχείο του περιοδικού πίνακα και εντάσσεται στην κατηγορία των ελαφρών μετάλλων. Ο ικανός συνδυασμός μηχανικών και χημικών ιδιοτήτων που το χαρακτηρίζουν το καθιστά ένα από τα πιο διαδεδομένα υλικά από άποψη τεχνολογικών εφαρμογών. Έχει μικρό ειδικό βάρος, μόλις  $2.7\text{g/cm}^3$ , υψηλές μηχανικές αντοχές, καλή επιδεκτικότητα κατεργασίας και συγκόλλησης, καθώς και καλή αντοχή στην προοδευτικού τύπου οξείδωση και διάβρωση. Αξίζει να αναφερθεί ότι η αντιδιαβρωτική του ικανότητα οφείλεται σε ένα επιφανειακό στρώμα οξειδίου του αργιλίου, την αλούμινα ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), το οποίο είναι ιδιαίτερα λεπτό και αδιαπέραστο (46; 47).

Το αργίλιο διέπεται από καλή ηλεκτρική αγωγιμότητα, καθώς ενώ έχει μόνο το 75% αυτής του χαλκού (46), όταν προσμετρήθει το ειδικό του βάρος, ο συντελεστής του είναι σχεδόν διπλάσιος έναντι αυτού του χαλκού, ενώ είναι μη-φερρομαγνητικό υλικό (47). Αντίστοιχα, η θερμική του αγωγιμότητα είναι περί το 55% αυτής του χαλκού (47).

Όπως τα περισσότερα στερεά υλικά (48) έτσι και το αλουμίνιο είναι κρυσταλλικό. Συγκεκριμένα κρυσταλλώνεται στο εδρο-κεντρωμένο κυβικό (Face Centered Cubic), όπως και τα κράματα αυτού.

### 2.2.2 Κράματα Al

Συνολικά τα κράματα αλουμινίου αριθμούν πάνω από 500 (47). Τα κράματα του αλουμινίου δύναται να χωριστούν σε δύο μεγάλες κατηγορίες. Τα κράματα διαμόρφωσης και τα κράματα χύτευσης. Ο πίνακας, που ακολουθεί δίνει τον συμβολισμό των κραμάτων των δύο κατηγοριών, καθώς και τα βασικά κραματικά στοιχεία κάθε σειράς.

Στους κωδικούς των σειρών παρατηρείται μια διαφοροποίηση ανάμεσα στις δύο κατηγορίες. Τα κράματα διαμόρφωσης έχουν έναν βασικό κωδικό τεσσάρων θέσεων όπου (46):

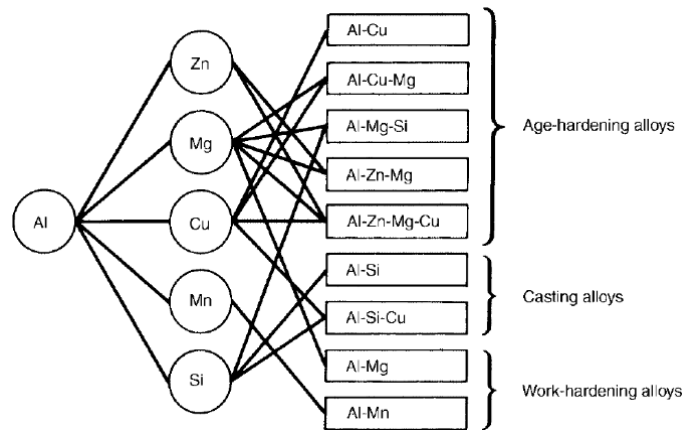
1. Ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει τα κραματικά στοιχεία που εμπεριέχονται.
2. Ο δεύτερος τις τροποποιήσεις στα όρια περιεκτικότητας των ακαθαρσιών.
3. Ο τρίτος και ο τέταρτος προσδιορίζουν τον ειδικό τύπο του κράματος με εξαίρεση στα κράματα της σειράς 1XXX όπου δηλώνουν τα δύο δεκαδικά ψηφία στην περιεκτικότητα σε αργίλιο.

Αντίστοιχα, στα κράματα αλουμινίου που προκύπτουν από χύτευση, ο κωδικός αποτελείται πάλι από τέσσερα νούμερα με το τελευταίο να χωρίζεται με τελεία (46):

1. Ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο κραματικό στοιχείο,
2. ο δεύτερος και ο τρίτος την ειδική κατηγορία του υλικού, ενώ
3. ο τέταρτος είναι διαδίκου τύπου (0 ή 1) και δείχνει την μορφή του χυτού (τελικό χυτό ή πλίνθωμα αντίστοιχα).

Οι ποιότητες των κραμάτων διαμόρφωσης χωρίζονται περαιτέρω σε αυτές που είναι δεκτικές σε σκλήρωση μέσω θερμικής κατεργασίας (2XXX, 6XXX, 7XXX, 8XXX) καθώς είναι κατά κύριο λόγο μονοφασικές (46; 47).

Τα κραματικά στοιχεία μπορούν να παρουσιαστούν συνοπτικά στο διπλανό διάγραμμα, κατηγοριοποιημένα με βάση την κατεργασία που υπόκειται το κράμα.



Πρόσθετα από τις 18 σειρές,

Πίνακας 2, δύναται η χρήση πρόσθετων διακριτικών για

Διάγραμμα 5: Κραματικά Στοιχεία Αλουμινίου ανά Κατηγορία κράματος (47)

την περιγραφή των κατεργασιών στις οποίες υπόκειται το υλικό. Συγκεκριμένα μπορούν να χρησιμοποιηθούν (49):

1. **F**: υποδεικνύει ότι το υλικό δεν έχει υποστεί κάποια μετέπειτα, θερμική ή μηχανική, κατεργασία.
2. **O**: το υλικό έχει υποστεί ανόπτηση
3. **H**: το υλικό έχει υποστεί πλαστική παραμόρφωση και ενδεχομένως κάποια θερμική. Οι διαφοροποιήσεις στις κατεργασίες υποδηλώνονται με έναν κωδικό XY, όπου  $1 < X < 4$  και  $Y \in \{2,4,6,8,9\}$
4. **T**: θερμικώς επεξεργασμένο. Όπως και το H ακολουθείται από δύο ακόμα αριθμούς. Ο πρώτος παίρνει τιμές από ένα έως δέκα, περιγράφοντας θερμικές διεργασίες καθώς και ενδεχόμενη γήρανση αλλά και μηχανική κατεργασία ενώ, ο δεύτερος, με τιμές 51 ή 52, αναφέρεται στο αν η αποστατική διαδικασία πραγματοποιείται υπό συνθήκες εφελκυσμού ή θλίψης αντίστοιχα.



### Κράματα Διαμόρφωσης

- **1XXX** (Al)
  - Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99.00%
- **2XXX**
  - Χαλκός (Cu) και Μαγνήσιο (Mg)
- **3XXX**
  - Μαγνήσιο (Mn)
- **4XXX**
  - Πυρίτιο (Si)
- **5XXX**
  - Μαγνήσιο (Mg)
- **6XXX**
  - Μαγνήσιο στην (Mg) και πυρίτιο (Si)
- **7XXX**
  - Ψευδάργυρος (Zn)
- **8XXX**
  - Κασσίτερος (Sn), λίθιο (Li), Σίδηρος (Fe)
- **9XXX**
  - Μη χρησιμοποιούμενη σειρά



### Κράματα Χύτευσης

- **1XX.X**
  - Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99.00%
- **2XX.X**
  - Χαλκός (Cu)
- **3XX.X**
  - Πυρίτιο (Si) και χαλκός (Cu) ή μαγνήσιο (Mg)
- **4XX.X**
  - Πυρίτιο (Si)
- **5XX.X**
  - Μαγνήσιο (Mg)
- **6XX.X**
  - Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
- **7XX.X**
  - Ψευδάργυρος (Zn)
- **8XX.X**
  - Κασσίτερος (Sn)
- **9XX.X**
  - Άλλα στοιχεία

Πίνακας 2: Σειρές Κραμάτων Αλουμινίου και τα Κραματικά τους Στοιχεία (46; 47)

### 2.2.2.1.1 AA5182

Το κράμα στο οποίο επικεντρώνεται η παρούσα εργασία μπορεί να απαντηθεί στην βιβλιογραφία, σύμφωνα με το ενοποιημένο σύστημα αρίθμησης (unified numbering system) ως UNS A95182 (50) ή ως EN AW-5182 σύμφωνα με τα Ευρωπαϊκά πρότυπα (51). Το εύρος της συμμετοχής των διαφόρων κραματικών στοιχείων παρουσιάζεται στον διπλανό πίνακα.

Πίνακας 3: Εύρος Σύστασης AA5182 (51)

Στοιχείο	Σύσταση (%)	
	Από	Έως
<i>Al</i>	93.2	04.0
<i>Mg</i>	04.0	05.0
<i>Mn</i>	00.2	00.5
<i>Fe</i>	00.0	0.35
<i>Zn</i>	00.0	0.25
<i>Si</i>	00.0	00.2
<i>Cu</i>	00.0	0.15
<i>Cr</i>	00.0	00.1
<i>Ti</i>	00.0	0.15
<i>Άλλα</i>	00.0	0.15

Παρακάτω παρατίθενται ορισμένες από τις βασικές του ιδιότητες: πυκνότητα 2.65 g/cm<sup>3</sup> (50), λόγος Poisson 0.33 (52), μέτρο ελαστικότητας 70 – 80 GPa (52), παραμόρφωση θραύσης 1.1% (51) έως 21% (50). Αναφέρεται ότι η μεγάλη απόκλιση που παρουσιάζεται στην παραμόρφωση θραύσης αποδίδεται στην διαφορετική θερμομηχανική κατεργασία στην οποία έχει υποβληθεί το υλικό.

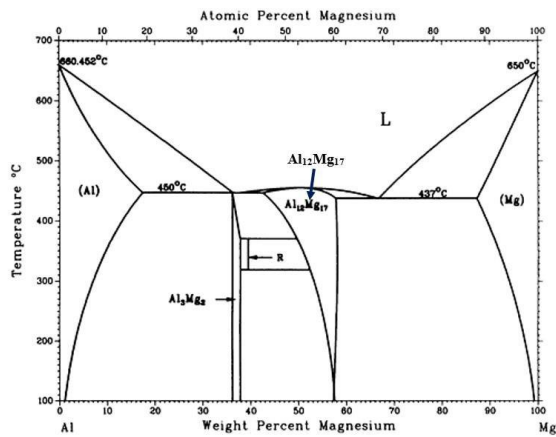
Η σειρά 5XXX και συνεπώς το 5182 δεν ανήκουν στα υλικά, τα οποία είναι επιδεκτικά σε σκλήρωση με κατακρήμνιση. Αντιθέτως, η σκλήρωση επιτυγχάνεται μέσω στερεού διαλύματος με το μαγνήσιο.

Τέλος το υλικό χαρακτηρίζεται από καλή συγκολλησιμότητα και υψηλή αντοχή στην διάβρωση.

### 2.2.2.1.2 Κραματικά Στοιχεία και ο Ρόλος τους

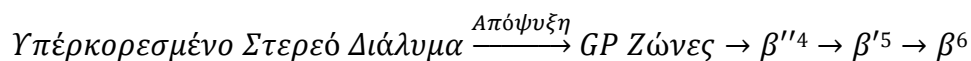
#### 2.2.2.1.2.1 Μαγνήσιο (Mg)

Αποτελεί ηθελημένη προσθήκη, καθώς αυξάνει την αντοχή δίχως να επηρεάζει αρνητικά την σκληρότητα (53), καθώς δημιουργεί στερεό διάλυμα αντικατάστασης (54) με μέγιστη διαλυτότητα 17.4% (53). Επιπροσθέτως χαρακτηρίζεται από καλή αντοχή σε διάβρωση και



Διάγραμμα 6: Διφασικό διάγραμμα Al – Mg (72)

συγκολλησιμότητα (53). Από το Διάγραμμα 6 φαίνεται ότι η μέγιστη διαλυτότητα του μαγνησίου στο αλουμίνιο είναι πάνω από 15% ενώ σε θερμοκρασία δωματίου η τιμή αυτή διαμορφώνεται περί το 3%. Συνεπώς καθώς οι τυπικές περιεκτικότητες για το δεδομένο κράμα κυμαίνονται από 4% – 5% αναμένεται να υπάρχει συμμετοχή κατακρημνισμάτων της εδροκεντρωμένης, Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> φάσης, γνωστής και ως β φάσης. Αναφέρεται ωστόσο, ότι η κατακρήμνιση της, απαιτεί εκτεταμένα χρονικά διαστήματα παραμονής σε εύρος 50 – 280°C και παρατηρείται στα όρια των κόκκων και έχουν αρνητική επίδραση στην αντοχή σε διάβρωση του υλικού (55). Η αντίδραση κατακρήμνισης τους είναι η εξής:



Αντίδραση 1: Μεταλλουργική αντίδραση σχηματισμού κατακρημνισμάτων της β φάσης (56; 55)

Τέλος, όπως φαίνεται και από το διφασικό διάγραμμα, επιδρά σημαντικά στην θερμοκρασία τήξης.

<sup>4</sup> β'': Al<sub>3</sub>Mg, L1<sub>2</sub>, α= 0.408 nm

<sup>5</sup> β': Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>, HCP α= 1.002nm c = 1.636nm

<sup>6</sup> β: Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>, FCC α=2.824nm



#### 2.2.2.1.2.2 Χρώμιο (Cr)

Το χρώμιο χρησιμοποιείται κυρίως για έλεγχο του μεγέθους των κόκκων και την παρεμπόδιση της ανακρυστάλλωσης κατά τις εν θερμώ διεργασίες μορφοποίησης. Σε προσθήκες άνω του 0.35% σχηματίζει χονδρόκοκκες ενδομεταλλικές φάσεις με άλλα κραματικά στοιχεία, όπως π.χ AlCrSi και AlFeMnCrSi (53). Επιπροσθέτως, βελτιώνει την αντοχή σε διαβρωτικές συνθήκες με σύγχρονη άσκηση φορτίου, καθώς επίσης αυξάνει και την ολκιμότητα του και αντοχή του υλικού, λόγω σχηματισμού του ενδομεταλλικού Al<sub>5</sub>FeSi (54).

#### 2.2.2.1.2.3 Χαλκός (Cu)

Οι προσθήκες χαλκού σε ποσοστά 2% – 6.5% κ.β. αποτελούν μηχανισμό σκλήρωσης, όταν εφαρμόζεται κατάλληλη θερμική κατεργασία (53; 54) στα επιδεικτικά κράματα. Ωστόσο, το συγκεκριμένο κράμα, 5182, δεν ανήκει στα δεκτικά θερμικών κατεργασιών, το οποίο συνάδει με την χαμηλή συμμετοχή του χαλκού. Η προσθήκη του λοιπόν αποσκοπεί στον σχηματισμό S' – Al<sub>2</sub>CuMg μειώνοντας το ελεύθερο Mg το οποίο θα σχηματίσει β φάση, καθώς επίσης και στον περιορισμό του φαινομένου της διάχυσης.

#### 2.2.2.1.2.4 Σίδηρος (Fe)

Η διαλυτότητα του σιδήρου στο αλουμίνιο σε κανονικές συνθήκες είναι μόλις 0.04% (53). Ο σίδηρος μειώνει την ολκιμότητα του κράματος και δεσμεύει αργίλιο για τον σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων τύπου Al – Fe. Εν γένει αποτελεί ακαθαρσία (54).

#### 2.2.2.1.2.5 Πυρίτιο (Si)

Το πυρίτιο είναι ευνοϊκό ως προς τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος αλλά και την ευχυτότητα του υλικού (54).

#### 2.2.2.1.2.6 Ψευδάργυρος (Zn)

Αποτελεί ακαθαρσία καθώς έχει αρνητική συνεισφορά όσων αφορά την αντοχή σε διαβρωτικά περιβάλλοντα υπό άσκηση φορτίου (54).

#### 2.2.2.1.3 Εφαρμογές

##### 2.2.2.1.3.1 Αυτοκινητοβιομηχανία

Στην αυτοκινητοβιομηχανία το αλουμίνιο έχει εκτεταμένη χρήση. Στις αρχές του 21<sup>ου</sup> αιώνα σχεδιάστηκαν αρκετά μοντέλα (Aston Martin Vanquish, BMW Z8, Audi A8, Jaguar XZ) που ο σκελετός τους ήταν εξ' ολοκλήρου από κράματα αλουμινίου. Ωστόσο, η τάση πλέον είναι ο σχεδιασμός με διαφορετικά υλικά, έτσι ώστε σε κάθε μέρος του αμαξώματος να γίνει χρήση του υλικού που αποδίδει καλύτερα και παρουσιάζει τις βέλτιστες ιδιότητες (57).

Τα κυριότερα κράματα αλουμινίου που απαντώνται σε αυτοκίνητα είναι (57):

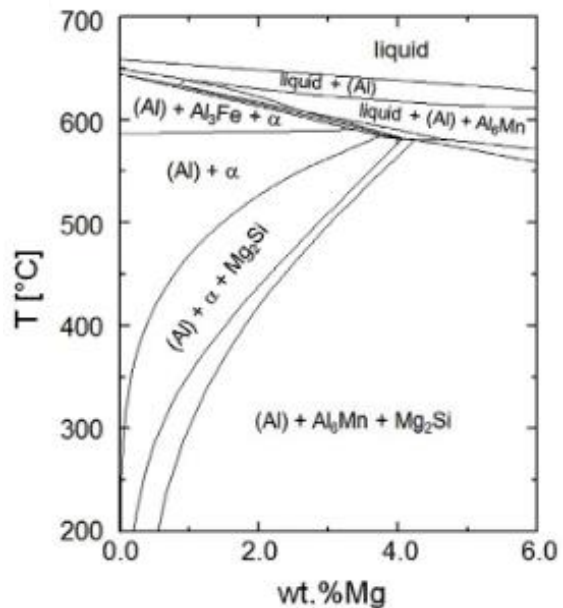
1. Σειρά 5XXX – πλαίσιο (σασί)
2. Σειρά 6XXX – πόρτες, εξωτερικά φύλλα, μέρη που προεξέχουν
3. Σειρά 7XXX – μέρη που προεξέχουν

##### 2.2.2.1.3.2 Κουτιά Αναψυκτικών

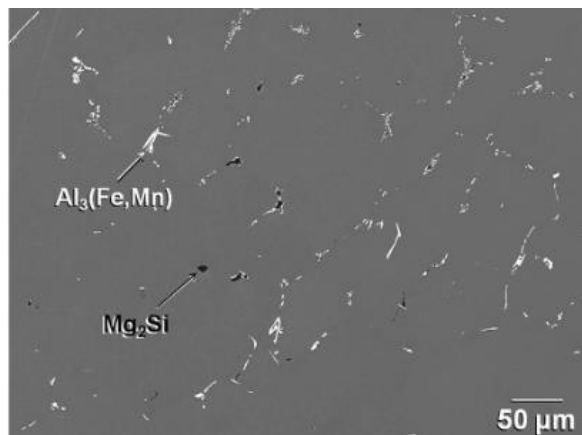
Κράματα AlMnMg κυρίως AA3104 με Mg και Mn να αγγίζουν συνδυαστικά το 1%κ.β., για το σώμα, στο οποίο προστίθεται και μέχρι 0.2% χαλκός ενώ, στο πάνω μέρος το AA5182 βρίσκει εκτενούς εφαρμογής (3).

### 2.2.3 Φάσεις και Μικρογραφικά Συστατικά

Τα κράματα της σειράς 5XXX δεν είναι μονοφασικά. Όπως αναφέρθηκε και παραπάνω υπάρχει η β φάση, η οποία σχηματίζεται από την κατακρήμνιση Mg μέσω του σχετικού μετασχηματισμού εντός της μήτρας του αλουμινίου. Το φαινόμενο αυτό είναι πιο έντονο στο προεπεξεργασίας χυτό όπου λόγω του αργού ρυθμού απόψυξης και των υψηλών θερμοκρασιών, ευνοούνται φαινόμενα μακρο- διαφορισμού τα οποία οδηγούν σε ευμεγέθη κατακρημνίσματα, της τάξης των μερικών δεκάδων μικρομέτρων, τόσο της β φάσης όσο και «μεικτών» φάσεων Al – Mn – Fe – Si (3). Μια πρώτη προσέγγιση για την σύσταση των ενδομεταλλικών αυτών φάσεων αποδίδει το Διάγραμμα 7 παρά το γεγονός ότι λόγω της δυναμική κατάστασης που επικρατεί κατά την έλαση οι φάσεις ενδέχεται να διαφέρουν από τις αναμενόμενες



Διάγραμμα 7: Τομή του διαγράμματος φάσεων του συστήματος Al – Mg – Mn – Fe – Si για 0.3% Mn, 0.25% Fe, 0.14% Si μέσω του λογισμικού CALPHAD (74)



Εικόνα 8: Μικροδομή χυτού (αμορφοποίητου/ as cast) AA5182 (74)

ενώ, είναι βέβαιο ότι τα κατακρημνίσματα που δεν θα επαναδιαλυτοποιηθούν θα υποστούν κατάτμηση και διασπορά εντός της. επίσης, τα όρια των κόκκων είναι διακοσμημένα με φιλμ κατακρημνισμάτων πλούσια σε μαγνήσιο, πάχους περί των 10nm, το οποίο εξηγείται από τις παραμορφώσεις που σχηματίζουν σημειακές

κρυσταλλικές ατέλειες τύπου κενού, ιδίως για εκτεταμένες παραμονές σε θερμοκρασίες πλησίον της ανακρυστάλλωσης (56).

Κατά την μορφοποίηση των κραμάτων, οι κόκκοι του υλικού αποκτούν έναν προτιμητέο προσανατολισμό (*texture*), ο οποίος εξαρτάται τόσο από τον πρότερο προσανατολισμό τους, καθώς και από τα ενεργά συστήματα ολίσθησης. Η προσανατολισμένη κατανομή των κόκκων ονομάζεται κρυσταλλογραφικός ιστός. Η πλέον διαδεδομένη τεχνική προσδιορισμού του ιστού είναι η εφαρμογή περιθλασιμετρίας ακτινών X με σύγχρονη χρήση γωνιομέτρου ιστού (58).

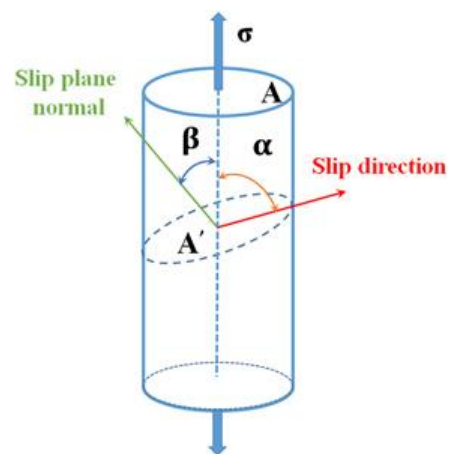
Κατά την έλαση των κραμάτων αλουμινίου σχηματίζεται η αναμενόμενη εδροκεντρωμένη κυβική δομή (FCC), η οποία, ωστόσο, παρουσιάζει ανά σημεία ορισμένες αποκλίσεις όσον αφορά στην ομοιόμορφη διάταξη των κόκκων (7). Οι διαφοροποιήσεις αυτές έχουν αποδοθεί στον κρυσταλλογραφικό ιστό του υλικού πριν την μορφοποίηση, καθώς και στις θερμομηχανικές συνθήκες που επικρατούν κατά την διάρκεια αυτής (7) και η ύπαρξη του κρυσταλλογραφικού ιστού επηρεάζει σε σημαντικό βαθμό τις ανισοτροπικές ιδιότητες του υλικού (7). Η μεταβολή αυτή μπορεί να προσδώσει επιθυμητές ιδιότητες στο υλικό είτε να το καταστήσει άχρηστο.

Θεωρείται προφανές ότι κάθε παραμόρφωση των μεταλλικών υλικών ακολουθεί τον νόμο του Schmid για την ολίσθηση των επιπέδων. Η διατμητική τάση που ασκείται στο σύστημα της Εικόνα 9 θα είναι:

$$\tau = \sigma \cdot \cos \beta \cdot \cos \alpha$$

Εξίσωση 45: Νόμος του Schmid για διάτμηση κρυστάλλων (59)

Με την διάτμηση να πραγματοποιείται για την  $\tau_{\max}$  για τις διάφορες τιμές των  $\beta$ ,  $\alpha$ .



Εικόνα 9: Γενική εφαρμογή του νόμου του Schmid σε μονοκρύσταλλο (71)

#### 2.2.4 Συστατικά Κρυσταλλογραφικού Ιστού Κραμάτων Αλουμινίου

Ο όρος «κρυσταλλογραφικός ιστός», στα αγγλικά «texture», ορίζεται ως ο προτιμητέος προσανατολισμός των κόκκων (48). Ο κρυσταλλογραφικός ιστός δέχεται έναν μεγάλο διαχωρισμό σε μακρο- και μικρο-. Ο μακρο- κρυσταλλογραφικός, ή απλά κρυσταλλογραφικός ιστός, αναλύεται με συμβατικές μεθόδους, κυρίως XRD, ενώ ο μικρο-κρυσταλλογραφικός ιστός σχετίζεται με την μικροδομή του προς μελέτη υλικού και η ανάλυση του περιλαμβάνει πιο λεπτομερείς τεχνικές με ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (scanning electron microscopy - S.E.M.) και ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (transmission electron microscopy - T.E.M.) (60).

Η ανάγκη μελέτης του ιστού, προκύπτει από την ανικανότητα των συμβατικών μεθόδων χαρακτηρισμού της μικροδομής να περιγράψουν τον προσανατολισμό των κόκκων εντός του υλικού (48). Συνεπώς αποτελεί συμπληρωματική ανάλυση και δεν υποκαθιστά τις κλασσικές μεθόδους μεταλλογραφίας.

Οι κρυσταλλογραφικοί ιστοί, μπορούν να ταξινομηθούν σε τέσσερις μεγάλες κατηγορίες ανάλογα με το στάδιο στο οποίο παράγονται ως εξής (48):

1. Ιστός Στερεοποίησης (ΙΣ)
2. Ιστός Παραμόρφωσης (ΙΠ)
3. Ιστός Ανακρυστάλλωσης (ΙΑ)
4. Ιστός Μετασχηματισμού (ΙΜ)

Παρά το γεγονός ότι η παρούσα εργασία επικεντρώνεται σε θέματα μορφοποιήσεων, παραμορφώσεων, η μελέτη όλων των ιστών κρίνεται αναγκαία καθώς ο ΙΣ επηρεάζει τις μεταβολές στον ιστό που παρατηρούνται κατά την έλαση (40) ενώ, λόγω των υψηλών θερμοκρασιών και της προσδιδόμενης ενέργειας παρατηρούνται φαινόμενα ανακρυστάλλωσης και μετασχηματισμών.

Τα κυριότερα συστατικά του κρυσταλλογραφικού ιστού που προκύπτουν κατά την έλαση αλουμινίου, καθώς και οι δείκτες miller αυτών και οι γωνίες του Euler. Τα

επίπεδα υποδεικνύουν τα παράλληλα στο οριζόντιο επίπεδο, δηλαδή αυτό της έλασης, ενώ οι διευθύνσεις αναφέρονται σε αυτές που είναι παράλληλες της έλασης (48). Εδώ πρέπει να σημειωθεί ότι προκειμένου ένα υλικό να θεωρηθεί ότι έχει έντονη παρουσία ιστού, θα πρέπει το 30% με 40% των συνολικών του κόκκων να παρουσιάζουν τον δεδομένο προσανατολισμό (48).

Πίνακας 4: Κυριότερα συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού στα κράματα έλασης αλουμινίου (7)

Συστατικό	Δείκτες Miller		Γωνίες Euler		
	Επιπέδων	Διευθύνσεων	$\varphi_1$	$\Phi$	$\varphi_2$
<b>C (Coper)</b>	{112}	<111>	90°	35°	45°
<b>S</b>	{123}	<523> / <634> <sup>7</sup>	55°	37°	63°
<b>B (Brass)</b>	{011}	<211>	35°	45°	0°
<b>G (Goss)</b>	{011}	<011>	0°	45°	0°
<b>Cube</b>	{001}	<100>			

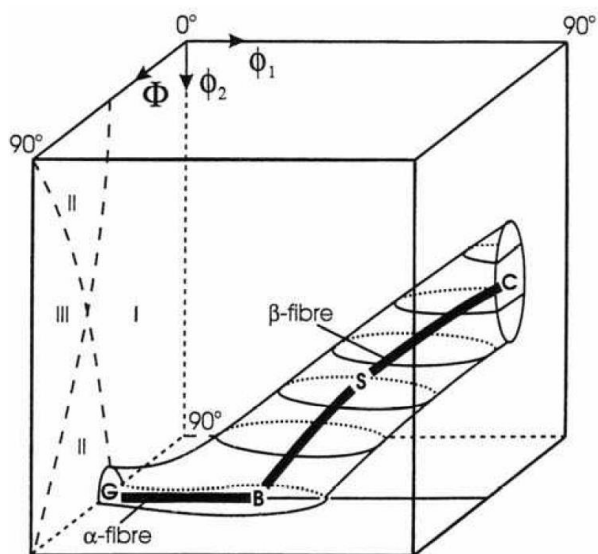
Ο παραπάνω πίνακας μπορεί να παρουσιαστεί γραφικά, όπως φαίνεται στην Εικόνα 10. Στο διάγραμμα αυτό παρουσιάζονται επιπλέον τα α-, β-, γ- και θ- fiber μεταξύ των παραπάνω συστατικών. Τα α-, γ- και θ- fiber είναι κάθετα στο επίπεδο έλασης, το β- fiber παρουσιάζει ένα τόξο περιστροφής 35° γύρω από τον άξονα <110> και 60° από την κανονική διεύθυνση προς την διεύθυνση έλασης και συμμετέχει σημαντικά στα υλικά που μορφοποιούνται εν ψυχρώ π.χ. ψυχρή έλαση (7; 9). Αυτό συνεπάγεται ότι σε αντίθεση με τα λοιπά κρυσταλλογραφικά χαρακτηριστικά η β-ίνα δεν περιορίζεται σε συγκεκριμένο τμήμα των ODF διαγραμμάτων (48). Προσανατολισμοί παραπλήσιοι του β – fiber απαντώνται στην βιβλιογραφία και ως R (41).

<sup>7</sup>Η δεύτερη διεύθυνση απαντάται στις πηγές: (48; 5)

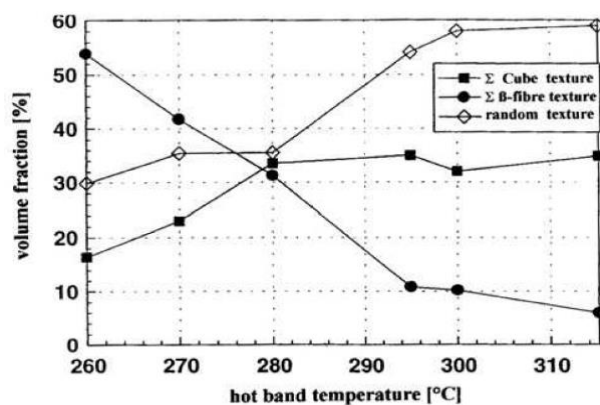
Σε καθαρό αλουμίνιο βρέθηκε από τον Hirsch (61) μια σχέση μεταξύ του αρχικού ιστού του υλικού μετά την έλαση και του τελικού ιστού που προκύπτει από την θερμική κατεργασία της ανακρυστάλλωσης. Συγκριμένα, έκανε τις παρακάτω δύο παρατηρήσεις:

1. Αν το υλικό χαρακτηρίζεται από μείγμα με Cube, r – Cube και r – Goss ιστό, η ανακρυστάλλωση επιστρέφει Cube και
2. Αν το υλικό χαρακτηρίζεται από Goss τότε μετά την θερμική παρατηρείται ο R ιστός

Αυτή η διαφοροποίηση δεν επηρεάζει την κινητική των μεταλλουργικών αντιδράσεων και ανάπτυξης κόκκων κατά την ανακρυστάλλωση (41).



Εικόνα 10: Σχηματική αναπαράσταση των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού κραμάτων αλουμινίου κατά την έλαση (3)

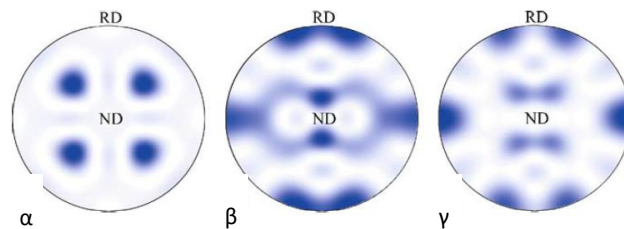


Εικόνα 11: Επίδραση της θερμοκρασίας εξόδου του υλικού κατά την θερμή έλαση στην % συμμετοχή των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού για κράμα αλουμινίου AlMg1Mn1 (3)

Η επίδραση της θερμοκρασίας σε ορισμένα βασικά συστατικά παρουσιάζεται στην Εικόνα 11 για το κράμα AlMg1Mn1.



Η απεικόνιση των κρυσταλλογραφικών συστατικών επιτυγχάνεται με εργαλεία στερεογραφικής προβολής, όπως είναι τα κυρίως ποιοτικά πολικά διαγράμματα (pole figures) και τα ανάστροφα πολικά διαγράμματα (inverse pole figures) και τα ποσοτικοποιημένα διαγράμματα τύπου ODF<sup>8</sup> (Συνάρτησης κατανομής προσανατολισμού – Orientation Distribution Function) (62). Στο νικέλιο, το οποίο επίσης κρυσταλλώνεται στο FCC, έχει αποδειχθεί ότι η τυπική στερεογραφική προβολή (001) ανταποκρίνεται σε πολικό διάγραμμα {111} (48). Και καθώς το σύστημα κρυστάλλωσης δεν μεταβάλλεται μπορεί να θεωρηθεί ότι το ίδιο ισχύει και για το αλουμίνιο.



Εικόνα 12: α) Ιστός Cube β) Ιστός C γ) Ιστός Brass (62)

#### 2.2.4.1.1 Β Προσανατολισμός

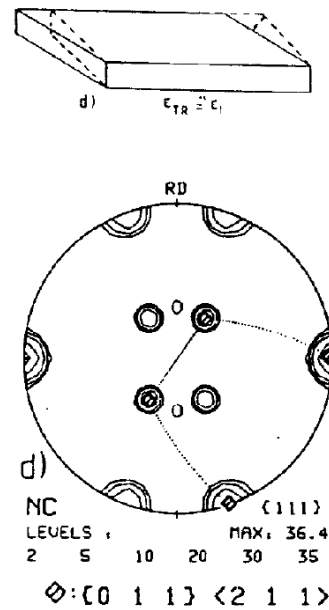
Στο FCC η ολίσθηση πραγματοποιείται λόγω περιστροφής με ολίσθηση των συστημάτων ολίσθησης στον συνδετικό άξονα εφελκυσμού  $\langle 112 \rangle$ . Ο σχηματισμός του Β κρυσταλλογραφικού συστατικού,  $\{011\}\langle 112 \rangle$  μπορεί συνεπώς να αιτιολογηθεί με την βοήθεια του νόμου του Schmid καθώς βρίσκεται επί της προτιμητέας διεύθυνσης ολίσθησης (7). Αν πραγματοποιηθεί προσομοίωση της έλασης σε δείγμα  $10^3$  κόκκων, χωρίς περιορισμούς, προκύπτει το {111} πολικό διάγραμμα της Εικόνα 13.

---

<sup>8</sup> Στη συγκεκριμένη εργασία θα υιοθετηθεί η προσέγγιση του Bunge καθώς είναι η πιο διαδεδομένη από τις τρεις

2.2.4.1.2 C και S Προσανατολισμοί

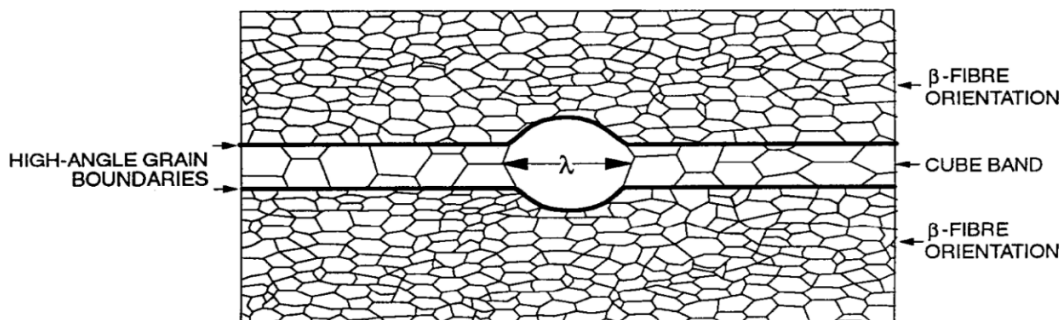
Αν περιοριστούν, σε μικρό βαθμό, οι οριακές συνθήκες περιορίζοντας την διάτμηση που γίνεται να προκληθεί στο υλικό, παρατηρείται η ανάπτυξη κατά την C και την S διεύθυνση (7). Εδώ πρέπει να αναφερθεί ότι οι κόκκοι που ακολουθούν τον S προσανατολισμό είναι σε μια μετασταθή κατάσταση κατά την οποία ακολουθούν προσωρινά το  $\beta$ -fibre έως ότου επιτύχουν την θερμοδυναμικά σταθερό προσανατολισμό C (7).



Εικόνα 13: (111) Πολικό Διάγραμμα Έλασης Αλουμινίου (χωρίς περιορισμούς) (3)

2.2.4.1.3 Cube

Η ανάπτυξη των Cube συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού, πραγματοποιείται στην οικογένεια κρυσταλλογραφικών επιπέδων και στην οικογένεια κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων του G (Goss) συστατικού, δηλαδή,  $\{001\} \langle 100 \rangle$  (4). Ο Cube ιστός εμφανίζονται και σε χυτά κράματα αλλά κατά κύριο λόγο παρατηρείται σε κράματα θερμής έλασης. Άξιο αναφοράς είναι ότι δεν σχηματίζεται και αναπτύσσονται περαιτέρω κατά την ανακρυστάλλωση που πραγματοποιείται στην θερμή έλαση, αλλά αντιθέτως η υψηλή θερμοκρασία ευνοεί την σταθερότητα του συγκεκριμένου προϊόντος σε μεγάλους υποβιβασμούς (7; 5). Κατά την παραμόρφωση οι κόκκοι του Cube συγκεντρώνονται σε ζώνες (hot Cube bands), πλάτους μερικών  $\mu\text{m}$  και μήκους



Εικόνα 14: Σχηματική αναπαράσταση ανάπτυξης ζωνών Cube συστατικού (11)

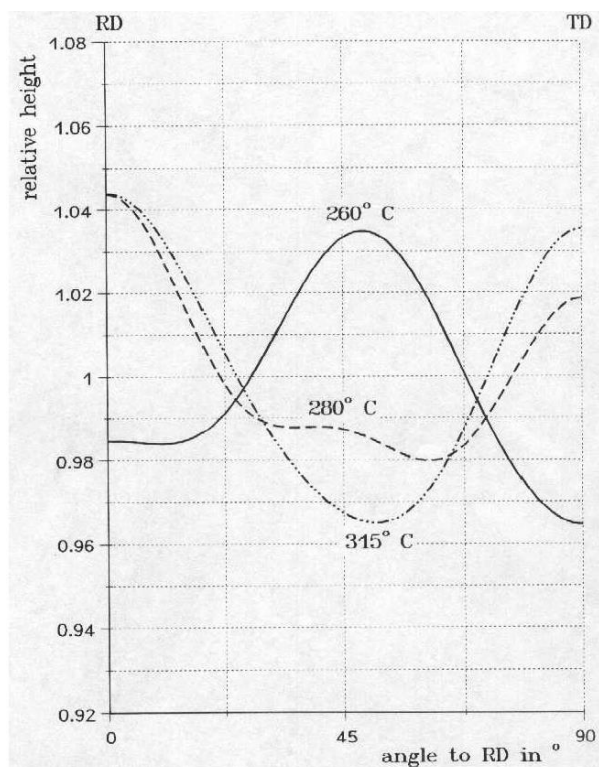
μερικών εκατοντάδων  $\mu\text{m}$ , ενώ περιβάλλεται κυρίως από  $\beta$  - ίνα (63). Αυτή η δομή παρουσιάζεται στην Εικόνα 14.

Οι κόκκοι που έχουν υποστεί επιμήκυνση κατά τις διεργασίες μορφοποίησης είναι ικανοί να αναπτυχθούν στην παραμορφωμένη μήτρα κατά την τελική ανακρυστάλλωση στις προτιμητέες τους διευθύνσεις.

Το αποτέλεσμα που έχουν τα *hot Cube bands* είναι διττό (7):

1. Μειώνουν την ανισοτροπία που παρουσιάζει το υλικό
2. Μειώνουν τον σχηματισμό του  $\beta$ -fibre

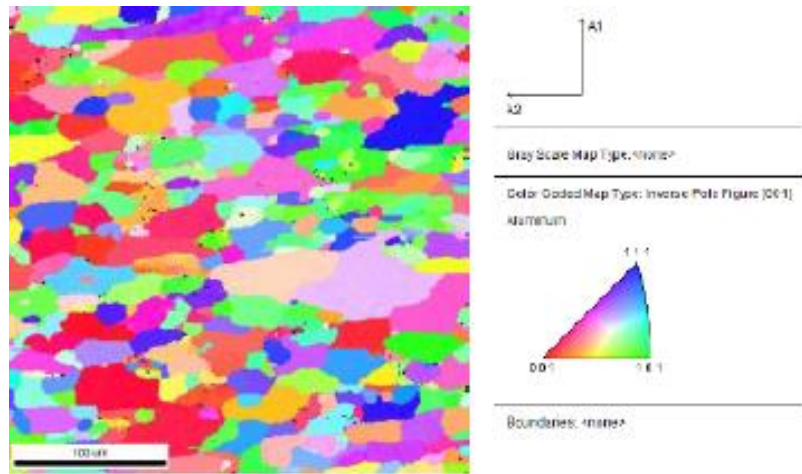
Το δεύτερο γίνεται ευκόλως αντιληπτό από το διάγραμμα στην Εικόνα 15, το οποίο μπορεί να διαβαστεί σε συνδυασμό με το διάγραμμα της Εικόνα 11 καθώς αναφέρονται στο ίδιο υλικό. Στους  $280^\circ\text{C}$  επιτυγχάνεται η μέγιστη επί τις εκατό συμμετοχή του Cube συστατικού, η οποία, όπως είναι εμφανές, μειώνει τις αποκλίσεις που παρατηρούνται για διαφορετικές γωνίες από την διεύθυνση έλασης.



Εικόνα 15: Συμπεριφορά αλουμίνιου σε τετραπλή συμμετρία (3)

## 2.2.5 Κρυσταλλογραφικός Ιστός στο AA5182 κατά την θερμή έλαση

Ο χάρτης στην  
Εικόνα 16  
παρουσιάζει τον  
προσανατολισμό  
των κόκκων φύλλου  
αλουμινίου του υπό  
μελέτη κράματος  
έπειτα από την  
διεργασία της  
θερμής έλασης. Ο  
προσανατολισμός



Εικόνα 16: Χάρτης IPF για AA5182 έπειτα από θερμή έλαση με πάχος αποπεράτωσης ίσο με 2.8mm (76)

ενδιαφέροντος, ή αλλιώς το Cube κρυσταλλογραφικό συστατικό απεικονίζεται με κόκκινο χρώμα, όπως δείχνει και το υπόμνημα διευθύνσεων δίπλα. Ο τυχαίος προσανατολισμός, είναι ο κυρίαρχος και ανέρχεται σε ποσοστό περί το 70% (64).

## 2.3 ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ

### 2.3.1 Διαταραχές

Το δίκτυο των διαταραχών δύναται να επεκταθεί μέσω της μεταξύ τους αλληλεπίδρασης (2) και εν γένει απαντάται στα όρια των κόκκων (35). Από την προσφερόμενη ενέργεια στο υλικό, μόνο το 10% οδηγεί στην δημιουργία νέων διαταραχών (65). Ειδικότερα, στα εμπορικά κράματα αλουμινίου ως παράγοντας ρύθμισης, της επέκτασης του δικτύου των διαταραχών, θεωρείται η θερμικώς ενεργοποιούμενη ολίσθηση τους (2).

Στα κράματα, η μετακίνηση των σφαλμάτων συσσώρευσης εμποδίζεται από τα διαλυμένα άτομα, επηρεάζοντας έτσι την πυκνότητα τους (2).

Η πυκνότητα των διαταραχών που προϋπάρχουν της ανόπτησης, σε συνδυασμό με τον βαθμό έλασης, δημιουργεί ξεχωριστές περιπτώσεις όσον αφορά την επίδραση των ατόμων στην πυκνότητα των διαταραχών.

Η ταχύτητα μετακίνησης των διαταραχών δίνεται από την εξίσωση:

$$u = v_D \cdot l_g \cdot B_\alpha \cdot e^{-\frac{U_\alpha}{k \cdot T}} \cdot 2 \sinh \left( \frac{F \cdot l_\alpha \cdot b}{k \cdot T} \right)$$

*Εξίσωση 46: Ταχύτητα μετακίνησης διαταραχών (2)*

$v_D$  συντελεστής συχνότητας,  $U_\alpha$  η ενέργεια ενεργοποίησης της διαταραχής,  $l_\alpha$  το ενεργοποιημένο μήκος της διαταραχής στον θερμικό κύκλο,  $l_g$  το μήκος που διένυσε μεταξύ των θερμικών καταπονήσεων,  $k$  είναι η σταθερά του Boltzmann και τέλος  $T$  ορίζεται ως η θερμοκρασία ανόπτησης. Για κράματα που η μετακίνηση των σφαλμάτων συσσώρευσης επηρεάζεται από τα διαλυμένα άτομα, όπως ειπώθηκε στην παράγραφο για τις διαταραχές, μπορεί να υπολογισθεί και ο ρυθμός μεταβολής της πυκνότητας τους σύμφωνα με:

$$\dot{\rho} = \frac{d\rho_i}{dt} = -2 \cdot v_D \cdot l_g \cdot B_\alpha \cdot C_i \cdot \rho_i^{\frac{3}{2}} \cdot e^{-\frac{U_s}{k \cdot T}} \cdot 2 \sinh \cdot \frac{G \cdot l_j \cdot b^3 \cdot \sqrt{\rho_i}}{k \cdot T}$$

Εξίσωση 47: Ρυθμός μεταβολής της πυκνότητας των διαταραχών (2)

Για εν θερμώ κατεργασίες με σταθερό ρυθμό παραμόρφωσης μπορεί να πραγματοποιηθεί συσχέτιση μεταξύ της πυκνότητας διαταραχών ( $\rho$ ) και του μεγέθους υπο-κόκκων ( $\delta$ ) σύμφωνα με την σχέση:

$$\sqrt{\rho} = C_p \cdot \frac{1}{\delta}$$

Εξίσωση 48: Συσχέτιση μεταξύ πυκνότητας διαταραχών εντός των υπό-κόκκων και του μέσου μεγέθους αυτών (1)

Με το  $C_p$  σταθερά, χαρακτηριστική για κάθε κράμα.

Τέλος, πρέπει να αναφερθεί ότι πως ο Gleiter παρατήρησε ότι τα όρια υπό-κόκκων με δημιουργούν πρόσθετες διαταραχές κατά την μετακίνηση των ορίων λόγω ανακρυστάλλωσης το οποίο δεν επιβεβαιώθηκε και για κόκκους με διαφορά γωνίας μεγαλύτερη από  $3^\circ$  (2).

### 2.3.2 Κόκκοι και Υπό-κόκκοι (Sub-Grains)

Η κινητικότητα των ορίων των κόκκων ορίζεται από την σχέση:

$$M = \frac{M_0}{RT} \cdot e^{-\frac{U_{GB}}{RT}}$$

Εξίσωση 49: Κινητικότητα ορίων κόκκων (1)

όπου  $M_0$  σταθερά,  $U_{GB}$  η ενέργεια ενεργοποίησης των ορίων,  $R$  η παγκόσμια σταθερά των αερίων και  $T$  η θερμοκρασία. Αναφέρεται εδώ ότι η κινητικότητα είναι ανεξάρτητη του προσανατολισμού των κόκκων.

Και η μέση αποθηκευμένη ενέργεια αυτών:

$$P_D = a \cdot \frac{\gamma_{SB}}{\delta} + \rho \cdot \Gamma$$

*Εξίσωση 50: Μέση αποθηκευμένη ενέργεια (1)*

$a$  γεωμετρική σταθερά (με αναμενόμενη τιμή ίση με 3),  $\gamma_{SB}$  η μέση ενέργεια των ορίων των υπο-κόκκων,  $\delta$  το μέσο μέγεθος υπό-κόκκου έπειτα από την παραμόρφωση,  $\rho$  η πυκνότητα των διαταραχών εντός των υπό-κόκκων και  $\Gamma$  η τάση της γραμμής διαταραχής, η οποία προσεγγίζεται ως  $0.5Gb^2$  (1).

Ο Young et al (2) παρατήρησαν ότι η ανάπτυξη των υπο-κόκκων κατά την διαδικασία της ανόπτησης σχετίζεται άμεσα με την πρότερη παραμόρφωση, στην οποία είχε υποβληθεί το υλικό. Πιο συγκεκριμένα βρήκαν ότι για παραμορφώσεις κάτω από 15% προκύπτει  $0.3^\circ$  διαφορά στον προσανατολισμό των κόκκων, ενώ για παραμορφώσεις της τάξης του 25% η διαφορά αγγίζει τις  $0.7^\circ$  (2), ωστόσο για να μετρηθούν γωνίες μικρότερες από  $1^\circ$  απαιτείται χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης (TEM) (12). Ενδιαφέρον παρουσιάζει ότι αν ληφθούν αρκετές μετρήσεις στις διαφορές προσανατολισμού, οι καμπύλες που προκύπτουν είναι αρκετά ομαλές (12), σε βαθμό όπου προσεγγίζουν την κατανομή κατά Gauss.

Προκειμένου ένας sub grain κόκκος να αναπτυχθεί και συνεπώς να θεωρηθεί θερμοδυναμικά σταθερός πρέπει να είναι τουλάχιστον ίσος με ένα κρίσιμο μέγεθος. Το μέγεθος αυτό δίνεται από την εξίσωση:

$$\lambda_c = \frac{4 \cdot \gamma_{GB} \cdot \delta_\mu}{\alpha \cdot \gamma_{sb}}$$

*Εξίσωση 51: Κρίσιμη διάμετρος για ανάπτυξη υπό-κόκκου (1)*

Το  $\gamma_{GB}$  συμβολίζει την ενέργεια στα όρια των κόκκων, το  $\delta_{\mu}$  το μέσο μέγεθος του υπό-κόκκου, το  $\alpha$  είναι γεωμετρική σταθερά και ορίζεται από την σχέση  $\delta^*/\delta_c$ , ενώ, το  $\gamma_{SB}$  είναι η ενέργεια στα όρια των υπο-κόκκων. Εναλλακτικά μπορεί να γίνει χρήση της Εξίσωση 31.

Η ανάπτυξη των υπό-κόκκων, έχει αποδοθεί σε δύο μη συμβατούς μηχανισμούς: σύμφωνα με την πρώτη θεώρηση οι κόκκοι συγχωνεύονται ενώ, η δεύτερη υποστηρίζει ότι μετακινούνται τα όρια τους (2). Συγκεκριμένα η πρώτη βρίσκει εφαρμογή κυρίως σε ελαφρώς παραμορφωμένα μέταλλα καθώς τα όρια έχουν μικρή διαφορά στην γωνία τους. Αντίθετα σε υλικά τα οποία έχουν υποστεί έντονη παραμόρφωση, δεν φαίνεται να πραγματοποιείται κάποιου είδους συνένωση των κόκκων, αλλά ακολουθείται μηχανισμός όμοιος με αυτόν που έχει παρατηρηθεί στα πολυκρυσταλλικά υλικά (2). Η ενέργεια των ορίων των υπό-κόκκων μπορεί να υπολογισθεί μέσω της εξίσωσης Read – Shockley:

$$\gamma_{SB} = \alpha_4 \cdot G \cdot b \cdot \phi \cdot \ln \left( \frac{e \cdot \phi_c}{\phi} \right)$$

*Εξίσωση 52: Σχέση Read – Shockley για τον υπολογισμό ενέργειας των ορίων των υπο-κόκκων (2)*

Όπου  $\alpha_4 = \frac{1}{4} \cdot \pi \cdot (1 - \nu) \approx 0.1$  για όριο μικρής γωνίας,  $\phi$  η γωνία μεταξύ των κόκκων, τυπική τιμή αποτελούν οι 3°,  $\nu$  ο λόγος του Poisson και  $\phi_c$  η γωνία στην οποία το όριο αποκτά την μέγιστη ενέργεια του, συνήθως 15° (2).

Για υλικά που έχουν υποστεί σοβαρή παραμόρφωση και σύμφωνα με τον μηχανισμό που αναφέρθηκε παραπάνω, ο ρυθμός μεγέθυνσης των υπό-κόκκων λόγω μετακίνησης των ορίων αυτών δίνεται από την σχέση:

$$\frac{d\delta}{dt} = v_D \cdot B_{\delta} \cdot b \cdot e^{-\frac{U_{\alpha}}{k \cdot T}} \cdot 2 \cdot \sinh \cdot \frac{P \cdot V_{\alpha}}{k \cdot T}$$

*Εξίσωση 53: Ρυθμός ανάπτυξης υπόκοκκων (2)*

Με  $V_{\alpha}$  τον όγκο ενεργοποίησης, όπου για κράματα ισούται με:



$$V_{\alpha} = \frac{\omega_b \cdot b^3}{c}$$

Εξίσωση 54: Όγκος ενεργοποίησης (2)

Όπου  $\omega_b$  γεωμετρική σταθερά.

Επίσης, στην περίπτωση των κραμάτων μπορεί να θεωρηθεί  $U_{\alpha} = U_s$ .

Αρκετοί ερευνητές έχουν συσχετίσει την παράμετρο  $Z$  με το μέγεθος υπό-κόκκων  $\delta$  σύμφωνα με τις συναρτήσεις:

$$\frac{1}{\delta_i} = A \cdot \ln(Z) - B$$

Εξίσωση 55: Συσχέτιση παραμέτρου Zener – Hollomon με το μέσο μέγεθος υπό-κόκκου, για μικρές τιμές αυτής (16)

$$\frac{1}{\delta} = \frac{R \cdot T}{A^*} \cdot \ln\left(\frac{Z \cdot \delta^2}{B^*}\right)$$

Εξίσωση 56: Συσχέτιση παραμέτρου Zener – Hollomon με το μέσο μέγεθος υπό-κόκκου, για μεγάλες τιμές αυτής (16)

Επιπλέον, για τους λόγους που αναφέρθηκαν παραπάνω, η παραμόρφωση στην οποία υπόκειται το υλικό σε κάθε πέρασμα δεν ανταποκρίνεται 1:1 σε αυτή που έχει το υλικό..

## 2.4 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ

Η κυριότερη, κατά κοινή ομολογία, ιδιότητα των υλικών είναι το μέτρο ελαστικότητας. Καθώς η προς μελέτη κατεργασία γίνεται σε θερμοκρασίες σημαντικά ανώτερες της κανονικής, αξίζει να μελετηθεί και η εξάρτηση του από την θερμοκρασία. Για το δεδομένο κράμα, AA5182, το μέτρο ελαστικότητας δίνεται από την εξίσωση:

$$E = 77630 - 12.98 \cdot T - 0.03084 \cdot T^2$$

*Εξίσωση 57: Μαθηματική απεικόνιση εξάρτησης του μέτρου ελαστικότητας του κράματος AA-5182 από την θερμοκρασία (66)*

Σημασία έχει επίσης το όριο διαρροής του υλικού ( $\sigma$ ). Αυτό μπορεί να υπολογιστεί για κράματα αλουμινίου συναρτήσει της πυκνότητας των διαταραχών,  $\rho$ , ως:

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \cdot \mu \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$$

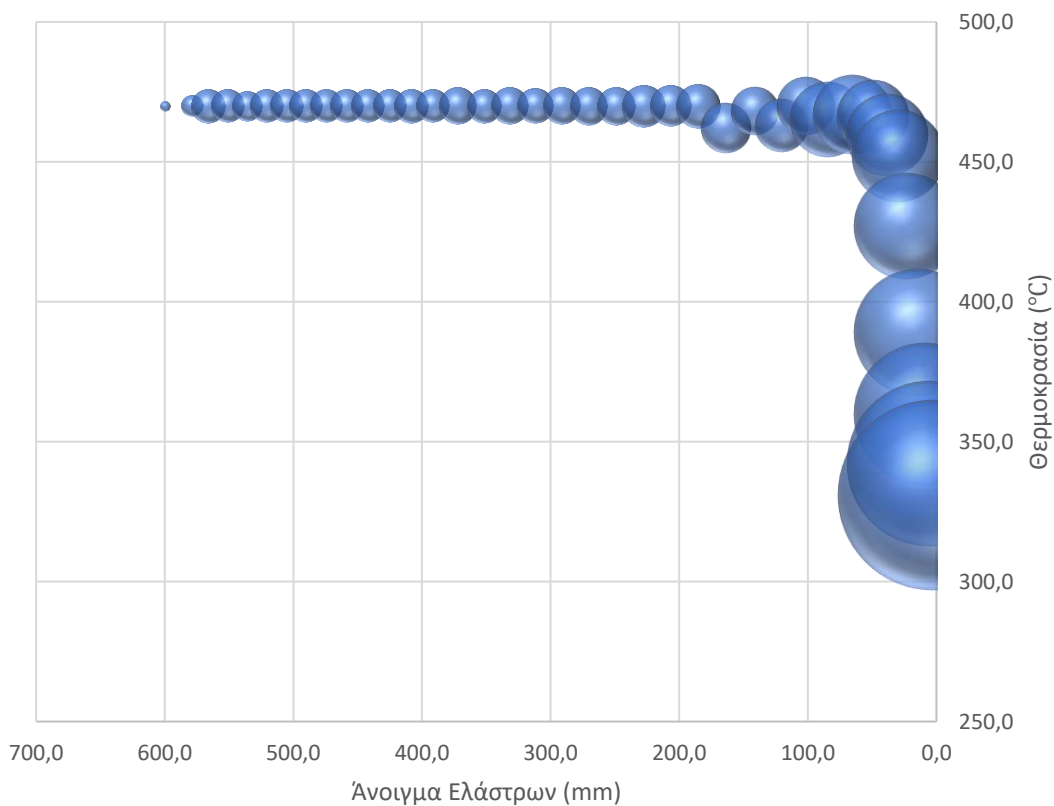
*Εξίσωση: Εξίσωση υπολογισμού του μακροσκοπικού ορίου διαρροής για κράματα αλουμινίου (67)*

Με το  $\sigma_0$  να είναι το όριο όπως μεταβάλλεται με την θερμοκρασία, το  $\alpha$  να αντιπροσωπεύει σταθερά και το  $\mu$  την εξάρτηση του μέτρου διάτμησης από την θερμοκρασία.

### 3 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ

#### 3.1 ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΣ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΈΛΑΣΗΣ ΚΑΙ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΤΙΚΩΝ

Η ανάλυση αυτή βασίζεται σε σχέδιο έλασης και την εξέλιξη των χαρακτηριστικών αυτού ως προς τον χρόνο. Τέτοια χαρακτηριστικά είναι ο αριθμός υποβιβασμού, η θερμοκρασία και το άνοιγμα των ελαστρων. Η εξέλιξη τους μπορεί να γίνει αντιληπτή από το ακόλουθο διάγραμμα.



Διάγραμμα 8: Εξέλιξη έλασης. Στον άξονα των x παρουσιάζεται το άνοιγμα των ελαστρων, στον γ η θερμοκρασία του υλικού ενώ, το μέγεθος της σφαίρας αντιπροσωπεύει τον χρόνο στον οποίο ολοκληρώνεται ο υποβιβασμός

Με την εφαρμογή βασικής γεωμετρίας στο αντίστοιχο διάγραμμα (Εικόνα 5) προκύπτει ότι η γωνία αρπαγής,  $\alpha$ , είναι:

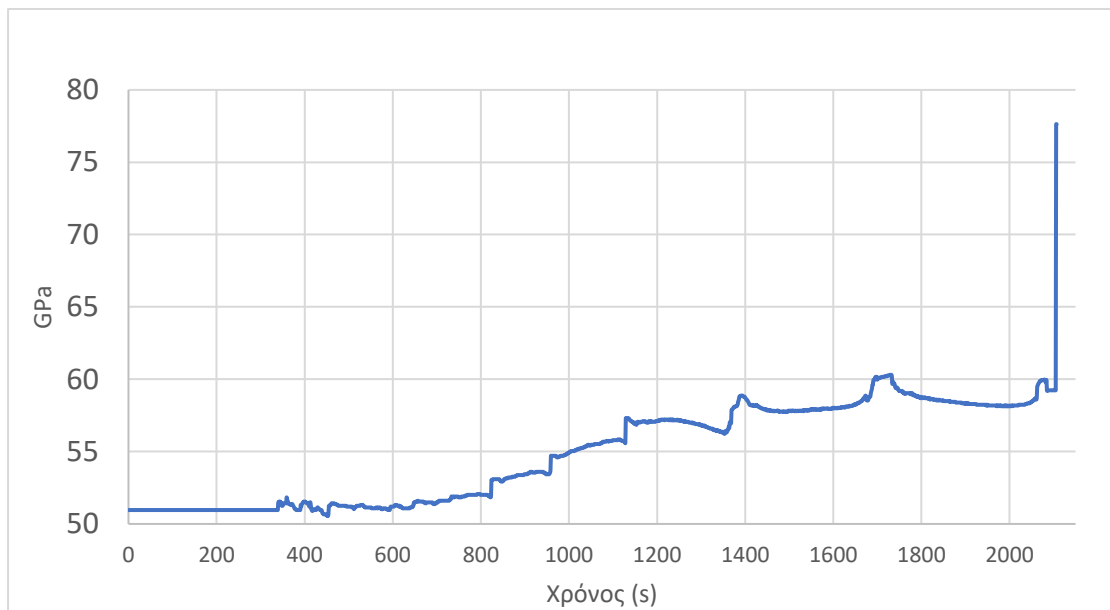
$$\alpha = \cos^{-1} \left( \cos \left( \frac{R-d}{R} \right) \right)$$

Εξίσωση 58: Υπολογισμός γωνίας αρπαγής

το οποίο γίνεται για κάθε έναν από τους 38 υποβιβασμούς.

Για τον χρόνο επαφής του υλικού με τα έλαστρα θα γίνει χρήση της ταχύτητας περιστροφής τους (RPM) και της γωνίας αρπαγής εκφρασμένα σε rad/s και rad αντίστοιχα. Όλοι οι υπολογισμοί αυτοί παρουσιάζονται ανά υποβιβασμό στην ενότητα 7.1.4.

Επίσης, μέσω της εξίσωσης από την σχετική ενότητα είναι δυνατή η απεικόνιση της εξέλιξης του μέτρου ελαστικότητας με τον χρόνο και συνεπώς με την θερμοκρασία.



Διάγραμμα 9: Μεταβολή της τιμής του μέτρου ελαστικότητας με την θερμοκρασία

Παρατηρούνται αρχικά χαμηλές τιμές και, όσο η θερμοκρασία μειώνεται και το υλικό ψύχεται, υπάρχει μια αύξηση έως αυτό φτάσει στην τιμή που έχει σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος, το οποίο είναι σε συμφωνία με τις προβλέψεις.

### 3.2 ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΣ ΜΕΓΕΘΟΥΣ ΚΟΚΚΟΥ

Με εφαρμογή της εξίσωσης που δίνει το μέγεθος υπό κόκκου μέσω της παραμέτρου Zenner – Hollomon προκύπτει το παρακάτω διάγραμμα. Οι σταθερές που απαιτούνται είναι στο παράρτημα. Επιπροσθέτως, πραγματοποιήθηκε σύγκριση της εξέλιξης του μεγέθους κόκκου σε δύο περιπτώσεις. Η κόκκινη γραμμή δείχνει την εξέλιξη σε πραγματικό σχέδιο έλασης, ενώ η μπλε σε ένα όπου το υλικό εισάγεται στο διάταξη με θερμοκρασία μικρότερη κατά 50 °C.

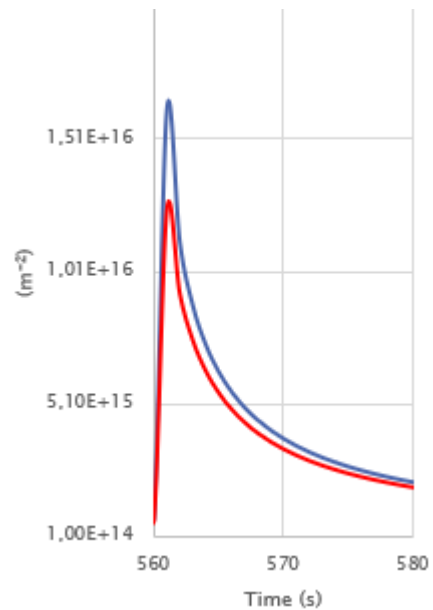


Διάγραμμα 10: Εξέλιξη μεγέθους υπό-κόκκων κατά την έλαση

### 3.3 ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΣ ΠΥΚΝΟΤΗΤΑΣ ΔΙΑΤΑΡΑΧΩΝ

Με την εφαρμογή των εξισώσεων που αναλύθηκαν παραπάνω, σε συνδυασμό με την αντικατάσταση των σταθερών από το παράρτημα μπορεί να υπολογιστεί η πυκνότητα διαταραχών στο κέντρο της πλάκας. Ωστόσο, προκειμένου να σχεδιαστεί το διάγραμμα  $\rho(t)$  απαιτείται το πλήρες σχέδιο έλασης, το οποίο είναι αναλυτικό σε επίπεδο δευτερολέπτου, 2048 καταχωρήσεις, και δεν παρουσιάζεται αναλυτικά όπως και οι υπολογισμοί ανά δευτερόλεπτο.

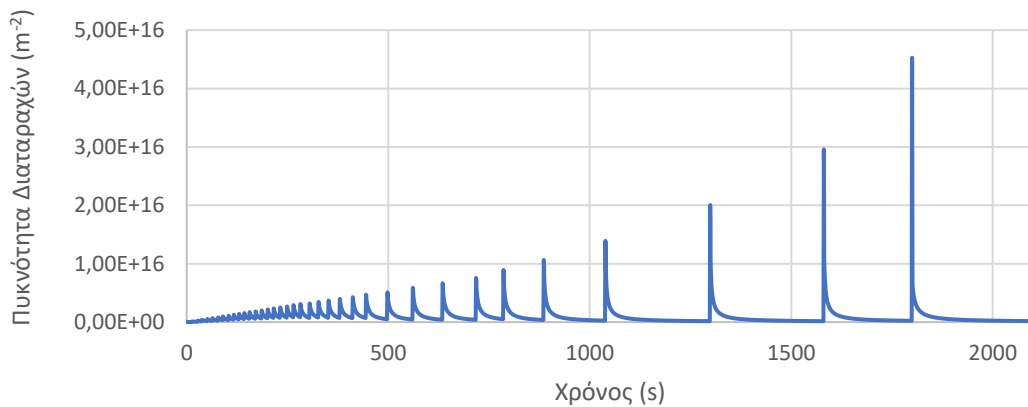
Καθώς η διεργασία πραγματοποιείται εν θερμώ υπάρχουν φαινόμενα αναίρεσης διαταραχών, όπως αυτά αναλύθηκαν παραπάνω. Αποτέλεσμα αυτού είναι, μεταξύ των υποβιβασμών να μειώνεται δραστικά η πυκνότητα των διαταραχών και στη συνέχεια να παρατηρείται απότομη αύξηση αυτών, μόλις το υλικό παραμορφωθεί. Αυτή η συμπεριφορά είναι που παρατηρείται και στο διπλανό διάγραμμα. Όλοι οι υπολογισμοί πραγματοποιήθηκαν θεωρώντας ένα σημείο στο κέντρο της πλάκας για λόγους σύγκρισης.



Διάγραμμα 11: Συμπεριφορά πυκνότητας διαταραχών κατά τον υποβιβασμό. Οι δύο γραμμές αντιπροσωπεύουν διαφορετικές θερμοκρασίες μορφοποίησης με την μπλε να είναι χαμηλότερη κατά 50 °C

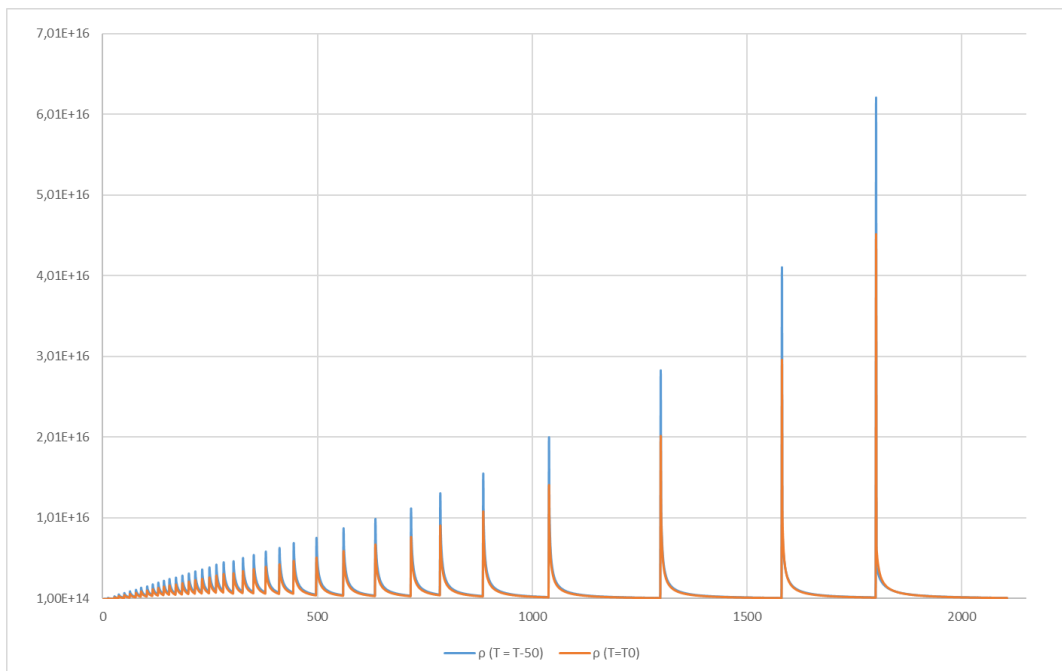
επίσης, πραγματοποιήθηκε ανάλυση και όσον αφορά στην ευαισθησία του συστήματος σε μεταβολές θερμοκρασίας. Όπως φαίνεται η

«ψυχρότερη» μορφοποίηση παρουσιάζει μεγαλύτερη αντίσταση σε φαινόμενα ανακρυστάλλωσης. Από το διάγραμμα αυτό γίνεται πρόδηλη και η ανάγκη χρήσης του εκτεταμένου σχεδίου, καθώς σε διαφορετική περίπτωση θα ήταν ορατές μόνο οι κορυφές από κάθε υποβιβασμό και όχι η διαδικασία ελάττωσης αυτών. Αν εφαρμόσουμε την ίδια μεθοδολογία για το σύνολο της έλασης προκύπτει η ολοκληρωμένη μορφή του διαγράμματος.



Διάγραμμα 12: Εξέλιξη διαταραχών με τον χρόνο κατά την έλαση

Εφαρμόζοντας το ίδιο σχέδιο έλασης, διαφοροποιώντας την θερμοκρασία εκκίνησης κατά 50°C, μπορεί να γίνει αντιληπτή η σημασία του δεδομένου παράγοντα. Συγκεκριμένα οδηγεί σε σημαντικότερο βαθμό ακύρωσης διαταραχών έπειτα από τον υποβιβασμό καθώς και μικρότερη άθροιση αυτών κατά την μορφοποίηση.

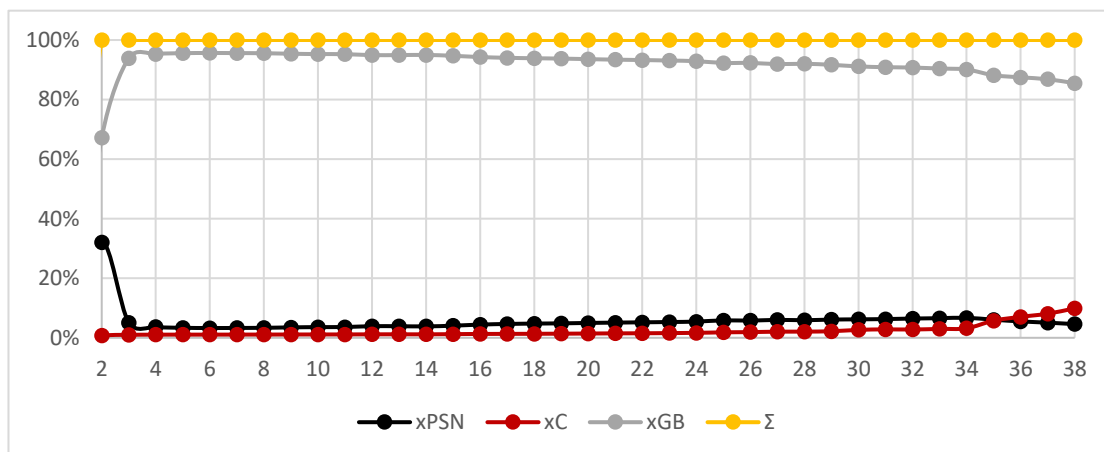


Διάγραμμα 13: Επίδραση της θερμοκρασίας έλασης στην πυκνότητα διαταραχών ως συνάρτηση του χρόνου. Η κόκκινη καμπύλη αναπαριστά την υψηλότερη θερμοκρασία

### 3.4 ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟΣ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΣΗΣ

#### 3.4.1 Υπολογισμός Συμμετοχής Κρυσταλλογραφικών Συστατικών

Πριν τον υπολογισμό του ανακρυσταλλωμένου κλάσματος, απαιτείται για κάθε υποβιβασμό ο υπολογισμός των μεγεθών από την Εξίσωση 34 μέχρι την Εξίσωση 38. Για τον πρώτο υποβιβασμό οι τιμές επιστρέφουν σφάλμα, καθώς έχει θεωρηθεί μηδενική παραμόρφωση. Τα αποτελέσματα των πράξεων παρουσιάζονται συνοπτικά στην παράγραφο 7.1.5. Με αντικατάσταση τους στις εξισώσεις υπολογισμού των σημείων πυρήνωσης και την αποτύπωση των αποτελεσμάτων αυτών μέσω γραφήματος προκύπτει το παρακάτω γράφημα, το οποίο επαληθεύεται καθώς τα επιμέρους σημεία εκκίνησης της πυρήνωσης αθροίζουν σταθερά στο 100%, όπως

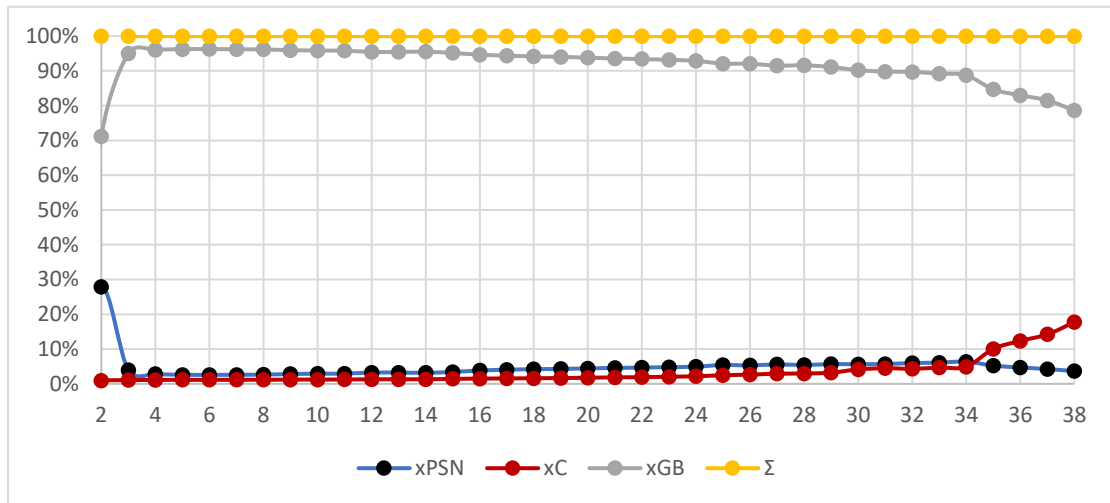


Διάγραμμα 14: Συμμετοχή κρυσταλλογραφικών συστατικών με την εξέλιξη της έλασης

δείχνει η καμπύλη «Σ».

Αν θεωρηθεί ότι για τις ίδιες θερμοκρασίες διπλασιαστεί ο υποβιβασμός του πάχους η συμμετοχή των συστατικών αναδιαμορφώνεται σε αυτήν που παρουσιάζεται παρακάτω. Δηλαδή παρατηρείται αύξηση της συμμετοχής του Cube εις βάρος των κόκκων τυχαίου προσανατολισμού. Καθώς, σύμφωνα με την βιβλιογραφία η κυριότερη πηγή Cube είναι η θερμή έλαση, αυξάνοντας την ένταση αυτής, ήταν αναμενόμενη η αύξηση της συμμετοχής του αντίστοιχου συστατικού.

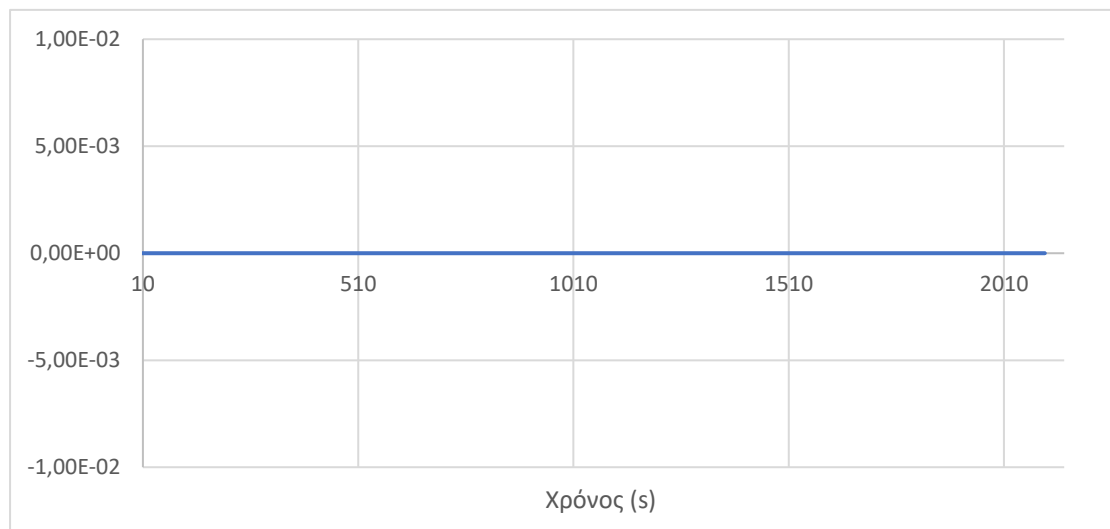




Διάγραμμα 15: Επίδραση αύξησης των παραμορφώσεων στο υλικό

### 3.4.2 Υπολογισμός συμμετοχής ανακρυσταλλωμένου υλικού

Επίσης υπολογίσθηκε και η συμμετοχή του ανακρυσταλλωμένου υλικού. Η πρώτη μέθοδος απαιτεί τα ολική σημεία πυρήνωσης ( $N_{total}$ ) σύμφωνα με την Εξίσωση 28 ενώ η δεύτερη περιλαμβάνει την προσέγγιση του εκθέτη της γενικευμένης JMAK. Για το σύνολο της διεργασίας το  $k$  υπολογίσθηκε ότι της τάξης μεγέθους του 0.4 ενώ το  $n$  του 5. Η διαφορά των δύο μεθόδων καθ' όλη την διεργασία βρέθηκε να είναι μηδενική, όπως επιβεβαιώνει το ακόλουθο γράφημα.



Διάγραμμα 16: Διαφορά στον υπολογισμό συμμετοχής ανακρυσταλλωμένου μέρους

### 3.4.3 Υπολογισμός Ρυθμού Ανακρυστάλλωσης

Για τον υπολογισμό του ανακρυσταλλωμένου υλικού μέσω της εξίσωσης Avrami απαιτείται η ολοκλήρωση της Εξίσωση 15<sup>9</sup>:

$$\int G = \ln(c_4) \cdot c_{10} \cdot \int \frac{1}{T} \cdot e^{\frac{c_9}{T}} dT - c_{10} \cdot \int \frac{1}{T} \cdot e^{\frac{c_9}{T}} \cdot \ln(T) dT$$

Εξίσωση 59: Ολοκλήρωμα του ρυθμού ανάπτυξης (I)

το οποίο μπορεί να γραφθεί και ως:

$$\int G = \ln(c_4) \cdot c_{10} \cdot \left( -E_i\left(\frac{c_9}{T}\right) - \left[ \frac{1}{2} \cdot \ln(T) \cdot \left( 2 \cdot \ln\left(-\frac{c_9}{T}\right) + 2 \cdot \Gamma\left(0, -\frac{c_9}{T}\right) + \ln(T) + 2 \cdot \gamma \right) - \frac{c_9 \cdot {}_3F_3\left(1,1,1; 2,2,2; \frac{c_9}{T}\right)}{T} + c \right] \right)$$

Εξίσωση 60: Ολοκλήρωμα του ρυθμού ανάπτυξης (II)

Το εκθετικό ολοκλήρωμα (exponential integral)  $E_i$  ακολουθεί τη σχέση (68):

$$-E_i\left(\frac{c_9}{T}\right) = \Gamma\left(0, \frac{c_9}{T}\right) - \frac{1}{2} \left[ \ln\left(-\frac{c_9}{T}\right) - \ln\left(-\frac{1}{\frac{c_9}{T}}\right) \right] + \ln\left(\frac{c_9}{T}\right)$$

Εξίσωση 61: Εκθετικό Ολοκλήρωμα

οπότε η Εξίσωση 60 μπορεί να γραφθεί και ως

<sup>9</sup> Για λόγους όγκου των παραμέτρων υιοθετήθηκε ένας συμβολισμός ο οποίος παρουσιάζεται αναλυτικά στην ενότητα 7.1

$$\int G = \ln(c_4) \cdot c_{10} \cdot \left( \Gamma\left(0, \frac{c_9}{T}\right) - \frac{1}{2} \left[ \ln\left(-\frac{c_9}{T}\right) - \ln\left(-\frac{1}{\frac{c_9}{T}}\right) \right] + \ln\left(\frac{c_9}{T}\right) \right) - \left[ \frac{1}{2} \cdot \ln(T) \cdot \left( 2 \cdot \ln\left(-\frac{c_9}{T}\right) + 2 \cdot \Gamma\left(0, -\frac{c_9}{T}\right) + \ln(T) + 2 \cdot \gamma \right) - \frac{c_9 \cdot {}_3F_3\left(1,1,1; 2,2,2; \frac{c_9}{T}\right)}{T} + c \right]$$

Εξίσωση 62: Ολοκλήρωμα του ρυθμού ανάπτυξης (III)

Και  $\gamma$ , η σταθερά Euler – Mascheroni (69):

$$\gamma = \left( \sum_{k=1}^n \frac{1}{k} - \ln(n) \right) \cong 0.577$$

Εξίσωση 63: Σταθερά Euler – Mascheroni

$${}_pF_q = \sum_{j=0}^{\infty} \left[ \frac{(\prod_{i=1}^p \alpha_i)}{(\prod_{i=1}^q b_i)} \cdot \frac{z^j}{j!} \right]$$

Εξίσωση 64: (70)

Η ελλιπής συνάρτηση  $\Gamma(\alpha, x)$  (*incomplete gamma function*) δεύτερου είδους, υπολογίστηκε ως:

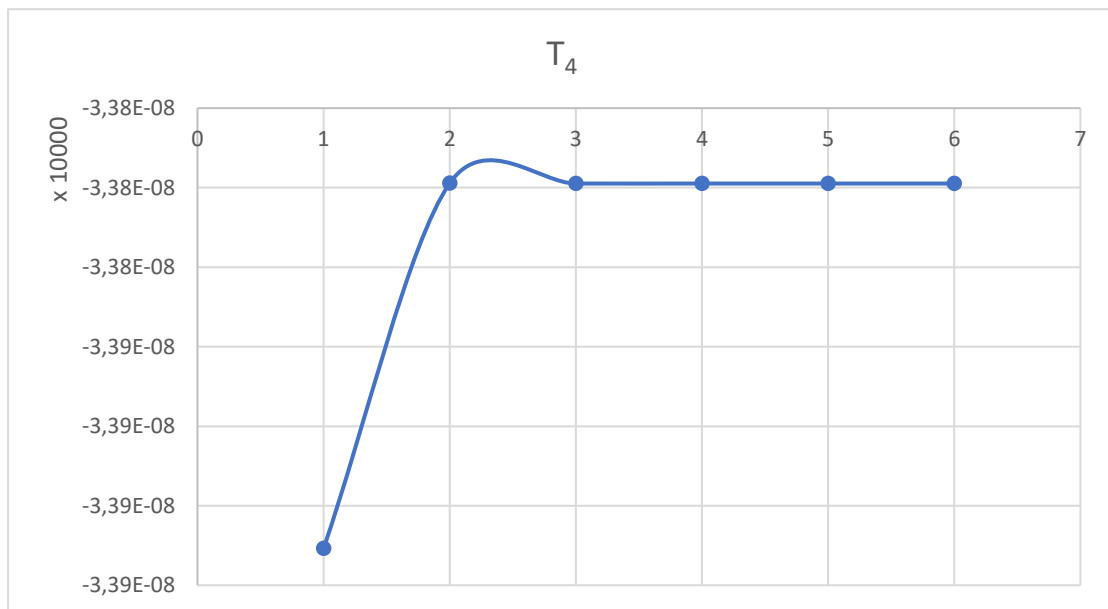
$$\Gamma(\alpha, x) = \int_x^{\infty} t^{\alpha-1} \cdot e^{-t} dt$$

Εξίσωση 65: Υπολογισμός Ελειπούς συνάρτησης  $\Gamma$  (71)

Σημειώνεται ότι η παραπάνω συνάρτηση ορίζεται για  $x > 0$ . Ωστόσο για  $T = 600^\circ\text{C}$ , το οποίο αποτελεί την χαμηλότερη θερμοκρασία που χρησιμοποιήθηκε, το κλάσμα  $x = \frac{c_9}{T}$ , αποδίδει τιμές περίπου ίσες με -0.002 το οποίο κατά προσέγγιση μπορεί να θεωρηθεί ίσο με το 0. Ως προέκταση των παραπάνω, όσο η θερμοκρασία αυξάνει,

τόσο τείνει να μειώνεται ο λόγος  $x$  και συνεπώς μπορεί να θεωρηθεί σταθερά ίση με 0.

Λόγω του πλήθους των δεδομένων, ο υπολογισμός πραγματοποιήθηκε ανά 40 περίπου βαθμούς. Στην περίπτωση της γενικευμένης υπεργεωμετρικής συνάρτησης (*Generalized Hypergeometric Function*)  ${}_3F_3$ , πραγματοποιήθηκε ημιαυτόματος υπολογισμός για τέσσερις θερμοκρασίες και για  $j = 4$ . Τα αποτελέσματα του υπολογισμού της  ${}_3F_3$  παρουσιάζονται στο παράρτημα στο τέλος της εργασίας (7.1.2). Ο λόγος που δεν επιλέχθηκε μεγαλύτερη ακρίβεια είναι ότι το αποτέλεσμα τείνει να σταθεροποιείται σε ικανοποιητικό βαθμό. Αυτό απεικονίζεται στο παρακάτω διάγραμμα για την  $T_4 = 600\text{K}$ .



Διάγραμμα 17: Συμπεριφορά της υπερ-γεωμετρικής συνάρτησης  ${}_3F_3$  για  $j$  από 1 έως 6

Μια δεύτερη προσέγγιση υπολογισμού του ολοκληρώματος είναι μέσω του μαθηματικού ορισμού του. Καθώς η καμπύλη του  $G$  αποτελείται από ένα μεγάλο εύρος τιμών με βήμα  $x = 1\text{sec}$ , προκύπτει:

$$dy \cdot dx = dy \cdot 1 = y_i - y_0 = y = G_i$$

Εξίσωση 66

Επομένως, το άθροισμα του γινομένου του πλήθους των δεδομένων μπορεί να απλοποιηθεί σε:

$$\int_i^n G = \sum_{i=1}^n G_i$$

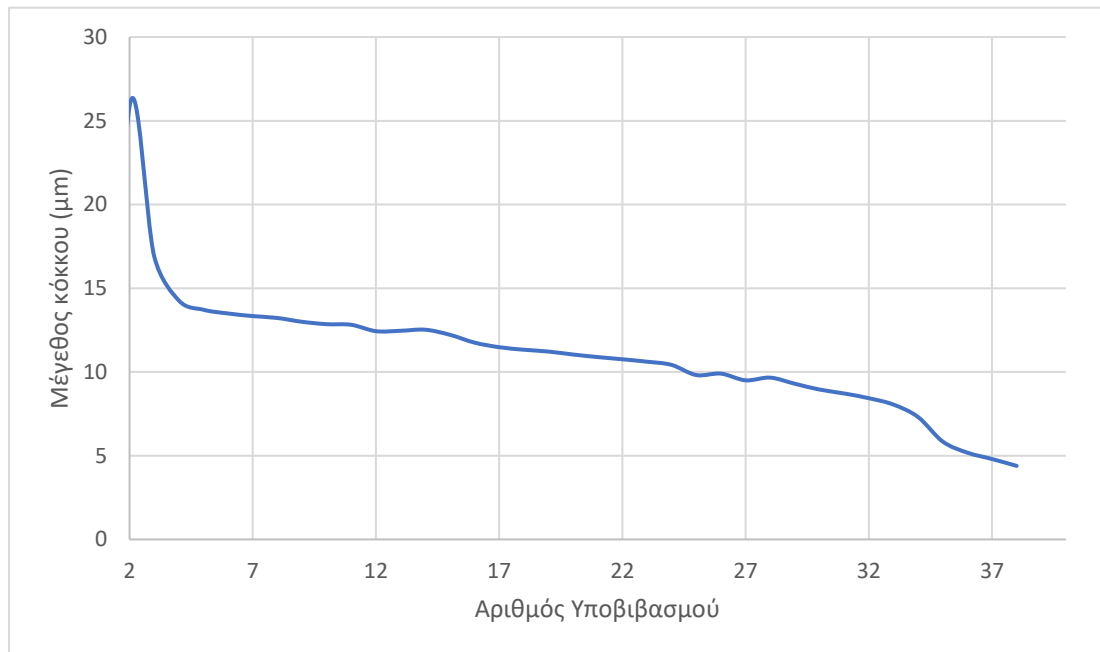
*Εξίσωση 67*

Είναι σημαντικό να αναφερθεί ότι λόγω των παραδοχών η δεύτερη προσέγγισή απαιτεί το εκτεταμένο σχέδιο έλασης για την βέλτιστη εφαρμογή της.

Ενδιαφέρον παρουσιάζει το γεγονός ότι όταν υπολογισθεί το  $\bar{X}$  βρίσκεται ίσο με μηδέν για κάθε στιγμή κατά την διάρκεια της έλασης. Αυτό αποδίδεται κυρίως στις υψηλές θερμοκρασίες που επικρατούν κατά την μορφοποίηση όπου η ανακρυστάλλωση πραγματοποιείται σχεδόν ακαριαία.

### 3.4.4 Υπολογισμός Μεγέθους Ανακρυσταλλωμένων Κόκκων

Με εφαρμογή της Εξίσωσης 30 προκύπτει το ακόλουθο γράφημα. Η ελάττωση στο



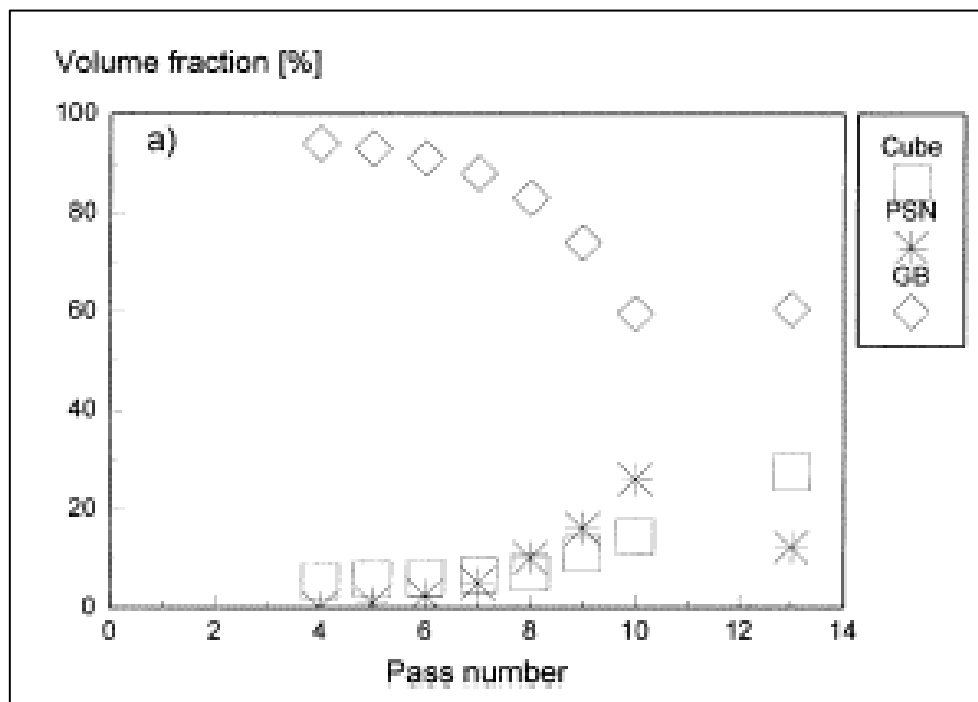
Διάγραμμα 18: Εξέλιξη μεγέθους ανακρυσταλλωμένου κόκκου κατά την έλαση

μέγεθος είναι αναμενόμενη καθώς παρατηρείται ταυτόχρονη πτώση της θερμοκρασίας.

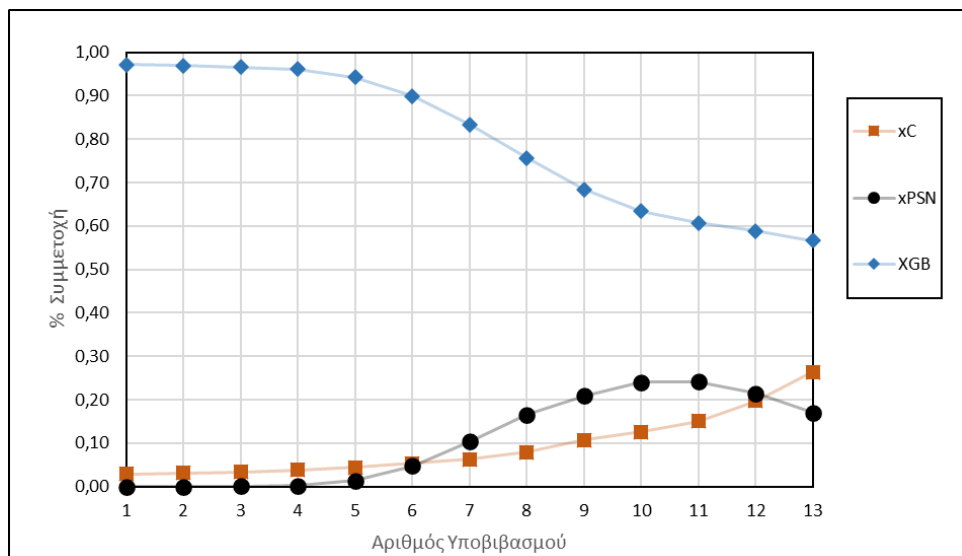
### 3.5 ΕΠΑΛΗΘΕΥΣΗ ΤΗΣ ΜΕΘΟΔΟΥ

Για την επαλήθευση της ορθής χρήσης του μοντέλου, έγινε χρήση δεδομένων σχεδίου έλασης από την βιβλιογραφία (1), όπου δίνεται και το αποτέλεσμα της μελέτης τους. Εδώ πρέπει να σημειωθεί ότι λόγω ανεπαρκών πληροφοριών, δεν πραγματοποιήθηκε επαλήθευση της πυκνότητας διαταραχών και του μέσου μεγέθους υπό-κόκκων αλλά μόνο της συμμετοχής των διαφόρων συστατικών.

Παρά το γεγονός ότι παρουσιάζεται μια περιορισμένη απόκλιση κατά σημεία η γενική μορφολογία και η σύγκλιση είναι ικανοποιητική. Η απόκλιση αυτή αποδίδεται στην έλλειψη ορισμένων σταθερών, για τις οποίες είτε ήταν γνωστή μόνο η τάξη μεγέθους είτε η διαθέσιμη τιμή ανταποκρινόταν σε διαφορετικό κράμα. Παρακάτω παρουσιάζεται το διάγραμμα από την βιβλιογραφία καθώς και αυτό το οποίο υπολογίστηκε.



Διάγραμμα 20 (α): Συμμετοχή κρυσταλλογραφικών συστατικών (24)



Διάγραμμα 20 (β): Υπολογισμός συμμετοχής κρυσταλλογραφικών συστατικών για τα δεδομένα του σχεδίου έλασης από (24)



## 4 ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΓΙΑ ΤΑ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

---

Όπως είναι φυσικό, όσο αυξάνεται ο βαθμός παραμόρφωσης του υλικού, αυτό επιμηκύνεται και, συνεπώς για τον ίδιο όγκο απαιτούνται μεγαλύτεροι χρόνοι έλασης, ενώ η θερμοκρασία βαίνει μειούμενη λόγω απαγωγής θερμότητας με το περιβάλλον. Η μείωση της θερμότητας του υλικού έχει αισθητή επίδραση σε όλα τα υπό μελέτη μεγέθη.

Το μέτρο ελαστικότητας είναι αναμενόμενο σε υψηλές θερμοκρασίες να παρουσιάζει χαμηλότερες τιμές, καθώς προσδίδεται ενέργεια στο σύστημα συνεισφέροντας στην απαιτούμενη για την πλαστική παραμόρφωση ενέργεια. Αυτό ελαττώνει τα απαιτούμενα φορτία για την ολοκλήρωση της έλασης, αλλά αυξάνει τον κίνδυνο αυτογενούς συγκόλλησης με τα ράουλα διαμόρφωσης του ελάστρου.

Το μέγεθος των κόκκων έπειτα από κάθε υποβιβασμό είναι επίσης σημαντικά μικρότερο στην περίπτωση όπου πραγματοποιηθεί πτώση της θερμοκρασίας. Η διαφορά είναι περίπου το 20% και μπορεί να αποδοθεί στα φαινόμενα ανακρυστάλλωσης που πραγματοποιούνται, καθώς σε θερμοκρασίες σημαντικά υψηλότερες του  $0.5T_m$  ολοκληρώνονται σχεδόν ακαριαία. Αυτό υποστηρίζεται και από το Διάγραμμα 18 όπου είναι εμφανές ότι όσο η θερμοκρασία ελαττώνεται, τόσο το μέσο μέγεθος κόκκου γίνεται σημαντικά, περίπου 50 φορές, μικρότερο.

Η πυκνότητα διαταραχών εμφανίζει μια χαρακτηριστική καμπύλη όσο εξελίσσεται η έλαση. Συγκεκριμένα, παρατηρείται μια απότομη και έντονη αύξηση των διαταραχών την στιγμή  $t_0$  όπου ο κόκκος εισέρχεται στην περιοχή ανάμεσα από τα έλαστρα, η οποία συνοδεύεται από ραγδαία μείωση τους ακριβώς την επόμενη στιγμή, έστω  $t_0 + 1$ , λόγω των φαινομένων αναίρεσης που παρατηρούνται σε υψηλές θερμοκρασίες (ανόπτηση και ανακρυστάλλωση). Η σύνδεση με την θερμοκρασία επαληθεύεται μέσω της σύγκρισης που πραγματοποιήθηκε στο Διάγραμμα 11, όπου φαίνεται ότι αν το υλικό ήταν κατά  $50\text{ }^\circ\text{C}$  ψυχρότερο οι μηχανισμοί ακύρωσης είναι αισθητά πιο αργοί και οδηγούν σε υψηλότερο αριθμό παραμενουσών διαταραχών σε κάθε

υποβιβασμό. Αν πραγματοποιηθεί ανάλυση για ολόκληρο το σχέδιο έλασης παρατηρείται μια οδοντωτή καμπύλη, η οποία αποτελείται από τμήματα όπως αυτό που περιγράφηκε παραπάνω. Από την σύγκριση αυτή πέραν της μεταβολής της «στιγμιαίας» αλλαγής της συμπεριφοράς λόγω θερμοκρασιακής διαφοράς, παρατηρείται ότι οι διαφοροποιήσεις στον τελικό αριθμό διαταραχών κάθε υποβιβασμού αθροίζονται σε μια ιδιαίτερα σημαντική απόκλιση, που ισοδυναμεί περίπου με 40% επιπλέον διαταραχές στο πλέγμα.

Όσον αφορά στα σημεία πυρήνωσης, είναι εμφανές ότι στο σύνολο της διεργασίας επικρατούν τα όρια κόκκων (GB), τα οποία αντιστοιχούν σε κόκκους τυχαίου προσανατολισμού. Ωστόσο, όσο προχωράει η παραμόρφωση και ελαττώνεται το μέσο μέγεθος των κόκκων, η συμμετοχή τους κατά την δημιουργία κόκκων λόγω ανακρυστάλλωσης μειώνεται, προς ανάπτυξη του Cube συστατικού, το οποίο γίνεται εντονότερο με την αύξηση του υποβιβασμού. Η συμπεριφορά αυτή είναι αναμενόμενη και σε συμφωνία με όσα αναφέρονται στην βιβλιογραφία. Σε σύγκριση με αντίστοιχο σχέδιο έλασης στο ίδιο υλικό, βρέθηκε ότι η γενική συμπεριφορά είναι η ίδια, δηλαδή επικρατεί ο τυχαίος προσανατολισμός επί των άλλων και το Cube να έχει περιορισμένη συμμετοχή στον κρυσταλλογραφικό ιστό του τελικού προϊόντος.

Κατά την επαλήθευση της μεθόδου παρουσιάζεται μια μικρή απόκλιση μεταξύ των καμπυλών (Διάγραμμα 20 (a): Συμμετοχή κρυσταλλογραφικών συστατικών Διάγραμμα 20). Η απόκλιση αυτή οφείλεται στο ότι ένα μέρος των σταθερών που απαιτήθηκαν κατά την μελέτη δεν ήταν γνωστές και πραγματοποιήθηκε χρήση προσεγγιστικών τιμών, καθώς ο πειραματικός υπολογισμός τους αποτελεί μια εξαιρετικά δύσκολη διαδικασία. Ωστόσο, η γενική μορφολογία τους, ουσιωδώς ταυτίζεται και ως εκ τούτου θεωρείται ότι το μοντέλο έχει εφαρμοσθεί σωστά. Η δυνατότητα να πραγματοποιείται μια πρώτη εκτίμηση της επίδρασης των συνθηκών κατά την έλαση, έστω και με ένα περιθώριο σφάλματος, με μη καταστροφική μέθοδο είναι ένα πολύ ισχυρό εργαλείο προκειμένου να μειωθεί δραστικά ο χρόνος και το κόστος που εμπεριέχεται στην αλλαγή του σχεδίου έλασης ή του προς μορφοποίηση υλικού.



## 5 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

---

Το μέσο μέγεθος κόκκου ξεκινάει από τα 0.75 μm και καταλήγει στα 0.3 μm στην περίπτωση του αρχικού σχεδίου έλασης, ενώ για χαμηλότερες τιμές της θερμοκρασίας οι παραπάνω τιμές δέχονται περεταίρω ταπείνωση στα 0.6 μm και 0.25 μm αντίστοιχα. Το γεγονός ότι δεν αρχίζουν από την ίδια τιμή στο διάγραμμα οφείλεται ότι παρουσιάζεται η εξέλιξη αμέσως μετά από τον πρώτο υποβιβασμό και όχι από το αρχικό υλικό.

Στην περίπτωση της πυκνότητας διαταραχών η μείωση της θερμοκρασίας έχει το αντίθετο αποτέλεσμα, δηλαδή την αύξηση αυτών, καθώς επιδρά αρνητικά στα φαινόμενα ανακρυστάλλωσης. Η διαφορά του κανονικού με το τροποποιημένο πάσο γίνεται αντιληπτή με απλή παράθεση των αριθμητικών τιμών από το Διάγραμμα 12 με το πέρας της έλασης, όπου είναι κατά προσέγγιση  $4.5 \cdot 10^{16} \text{ m}^{-1}$  και  $6 \cdot 10^{16} \text{ m}^{-1}$  αντίστοιχα.

Εξίσου σημαντική είναι η επίδραση του βήματος υποβιβασμού, καθώς όπως φαίνεται από την σύγκριση των διαγραμμάτων στις σελίδες 60 και 61 η συμμετοχή του Cube στον ιστό είναι ευθέως ανάλογη του υποβιβασμού, καθώς για διπλασιασμό της παραμόρφωσης ανά βήμα παρουσιάζεται και αύξηση της συμμετοχής του Cube από 10% στο 20% ως προς το σύνολο του κρυσταλλογραφικού ιστού.

Οι δύο μέθοδοι που συγκρίθηκαν για την ανακρυστάλλωση βρέθηκαν να είναι απολύτως ισοδύναμοι με την μέθοδο υπολογισμού των παραμέτρων «n» και «k» του εκθέτη να είναι πιο απλή στην εφαρμογή της.

Αναφορικά με την εξέλιξη του μεγέθους το ανακρυσταλλωμένου κόκκου, αυτό παρουσιάζει μια πτωτική πορεία από τα 25 μm στα 5 μm παρότι υπάρχει μεγαλύτερος χρόνος για να πραγματοποιηθεί η ανακρυστάλλωση, όπως είχε αναλυθεί παραπάνω, και συνεπώς ο κύριος παράγοντας στον οποίο αποδίδεται αυτό

είναι η πτώση της θερμοκρασίας και σε δεύτερο βαθμό η συνολική μείωση του πάχους της πλάκας.

Αναφερόμενοι στο σχέδιο έλασης της βιβλιογραφίας (24) η απόκλιση φτάνει περίπου το 5% και ενώ αποτελεί γενικά σημαντική διαφορά, ειδικά όταν σε ορισμένα συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού η συμμετοχή τους μπορεί να είναι αρκετά μικρότερη από το σφάλμα αυτό, αποτελεί μια αρκετά καλή προσέγγιση για τον περιορισμό των πιθανών συνδυασμών συνθηκών κατά το στάδιο της σχεδίασης. Αυτό ενισχύεται από το γεγονός ότι στην συγκεκριμένη μελέτη ορισμένες από τις σταθερές χρησιμοποιήθηκαν είτε προσεγγιστικά από άλλες βιβλιογραφικές αναφορές (16; 43; 36; 50; 1; 3; 2) είτε μέσω της μεθόδου «ταιριάσματος» (fitting), το οποίο υποστηρίζει τη μείωση της απόκλισης.

Το μοντέλο, το οποίο αναλύθηκε στα πλαίσια της παρούσας εργασίας βρίσκεται σε καλή αντιστοιχία με τα πειραματικά δεδομένα άλλων μελετών του ίδιου υλικού σε επίπεδο κρυσταλλογραφικού ιστού, αλλά εμφανίζει καλή αντιστοιχία και με άλλα υλικά από διαφορετικά σχέδια έλασης, όπως περιγράφηκε στην παράγραφο 3.5. Το μοντέλο ανταποκρίνεται σε μεταβολές των συνθηκών μορφοποίησης, στη θερμοκρασία και στο βήμα υποβιβασμού, τόσο σε επίπεδο πυκνότητας διαταραχών όσο και στην εξέλιξη των κρυσταλλογραφικών συστατικών, κάτι που καθιστά βιώσιμη και ουσιαστική την εφαρμογή του σε βιομηχανική κλίμακα και δυνατή τη σύνδεση του με άλλα αναλυτικά μοντέλα για την ψυχρή έλαση.

## 6 ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΈΡΕΥΝΑ

---

Έχοντας φτάσει το μοντέλο σε έναν ικανοποιητικό βαθμό προτείνονται τα παρακάτω για περαιτέρω εμβάθυνση:

1. την βελτιστοποίηση του μοντέλου, ώστε να ταυτίζεται πλήρως με τις αναμενόμενες μικροδομές,
2. την πειραματική επαλήθευση αυτού και των επιμέρους παραμέτρων που απαιτούνται,
3. την σύνδεση του με μοντέλα ψυχρής έλασης, προκειμένου να γίνει σχεδιασμός όλης της παραγωγικής διαδικασίας από το χυτό μέχρι το τελικό έλασμα,
4. την χρήση ειδικού λογισμικού για αύξηση της διακριτικής ικανότητας και ανάλυση της αλληλεπίδρασης των διαφόρων κόκκων και συστατικών

## 7 ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ

### 7.1 ΠΙΝΑΚΕΣ

#### 7.1.1 Σταθερές που χρησιμοποιήθηκαν

Όνομα	Σύμβολο	Τιμή	Μονάδες	Όνομα
Σταθερά	A	1,65E+05	m-1	Σταθερά
Σταθερά	B	3,87E+06	m-1	Σταθερά
Ενέργεια Ενεργοποίησης Παρ.	$Q_{def}$	174200	N m ·K- 1·mol-1	Ενέργεια Ενεργοποίησης Παρ.
Παγκόσμια Σταθερά Αερίων	R	8,314	N m ·K- 1·mol-1	Παγκόσμια Σταθερά Αερίων
	$C_p$	5	-	
Διάμετρος Ραούλων	D	0,95	m	Διάμετρος Ραούλων
Γεωμετρική Σταθερά	$\alpha$	2,3	-	Γεωμετρική Σταθερά
Μέση Γωνία Υπό- κόκκων	$\theta$	5	°	Μέση Γωνία Υπό- κόκκων
Όριο μετάβασης σε κόκκους	$\theta_c$	15	°	Όριο μετάβασης σε κόκκους
Λόγος Poisson	$\nu$	0,33	-	Λόγος Poisson
Διάνυσμα Burger	b	2,86E-10	m	Διάνυσμα Burger

<b>Μέτρο Διάτμησης</b>	G	26000000000	N/m <sup>2</sup>	Μέτρο Διάτμησης
	Cl2	4		
<b>Κλάσμα όγκου σωματιδίων συνεχούς κατακρήμνισης</b>	f <sub>p</sub>	0,02		Κλάσμα όγκου σωματιδίων συνεχούς κατακρήμνισης
<b>Μέγεθος σωματιδίων συνεχούς κατακρήμνισης</b>	R <sub>p</sub>	0,0001	m	Μέγεθος σωματιδίων συνεχούς κατακρήμνισης
<b>Ενέργεια Οριών Κόκκων</b>	γ <sub>GB</sub>	0,6	J·m <sup>2</sup>	Ενέργεια Οριών Κόκκων
<b>Prefactor for density of PSN sites</b>	C <sub>PSN</sub>	0,5	-	Prefactor for density of PSN sites
<b>Παράμετρος Κατανομής</b>	H	1,3E+22	m <sup>-4</sup>	Παράμετρος Κατανομής
<b>Παράμετρος Κατανομής</b>	L	1300000	m <sup>-1</sup>	Παράμετρος Κατανομής
<b>Σταθερά Μοντελοποίησης</b>	C <sub>c</sub>	0,85	-	Σταθερά Μοντελοποίησης
<b>Αρχικό Κλάσμα όγκου Cube συστατικού</b>	R <sub>c0</sub>	0,010		Αρχικό Κλάσμα όγκου Cube συστατικού
<b>Μέσο μέγεθος κόκκων πριν την μορφοποίηση</b>	D	0,000160	m	Μέσο μέγεθος κόκκων πριν την μορφοποίηση
<b>Μέσο μέγεθος Cube ύπο-κόκκων</b>	δ <sub>c</sub>	0,000002	m	Μέσο μέγεθος Cube ύπο-κόκκων



<b>Prefactor for density of GB sites</b>	$C_{GB}$	0,101	-	Prefactor for density of GB sites
<b>Σταθερά / Mobility coefficient</b>	$M_0$	0,0005		Σταθερά / Mobility coefficient
<b>Ενέργεια Ενεργοποίησης Ορίων Κόκκων</b>	$U_{GB}$	0,0006		Ενέργεια Ενεργοποίησης Ορίων Κόκκων
<b>Συντελεστής τριβής</b>	$m$	0,3	-	Συντελεστής τριβής
<b>Θερμική Αγωγιμότητα</b>	$k$	123	W/(m·K)	Θερμική Αγωγιμότητα
<b>Πυκνότητα</b>	$\rho$	2660	kg / m <sup>3</sup>	Πυκνότητα
<b>ειδική θερμότητα</b>	$C$	904	J / (kg·K)	ειδική θερμότητα
<b>Συντελεστής τροποποίησης</b>	$\lambda$	0,2	-	Συντελεστής τροποποίησης
<b>Static Zener Darg</b>	$P_z$	75000	J/m <sup>3</sup>	Static Zener Darg
<b>Σταθερά Boltzman</b>	$k$	1,38E-23	(m <sup>2</sup> ·kg) / (s <sup>2</sup> ·K)	Σταθερά Boltzman
<b>Σταθερές ανακρυστάλλωσης</b>	$\omega$	1		Σταθερές ανακρυστάλλωσης
<b>Σταθερά υλικού (fitted)</b>	$B_\rho$	5E+11		Σταθερά υλικού (fitted)
<b>Activation Energy (Mn)</b>	$U_{RV}$	200000	N m/mol	Activation Energy (Mn)

<b>Συνολική συγκέντρωση διαλελυμένων στοιχείων</b>	$C_{ss}$	0,05		Συνολική συγκέντρωση διαλελυμένων στοιχείων
<b>Σταθερά υλικού (fitted)</b>	$A_p$	0,01		Σταθερά υλικού (fitted)
	$\mu$	50		?
<b>Σταθερά υλικού</b>	$b$	0,00000001		Σταθερά υλικού
	$a_4$	0,12		
<b>Ενέργεια ορίων υπό-κόκκων</b>	$\gamma_{sb}$	9,24		Ενέργεια ορίων υπό-κόκκων
<b>Αρχικό μέγεθος κόκκου</b>	$\delta_0$	0,0002	$m$	Αρχικό μέγεθος κόκκου

### 7.1.2 Ανάλυση Συμβολισμού κατά την ολοκλήρωση του ρυθμού ανάπτυξης

$c_i$	Τιμή	$c_i$	Τιμή
1	$P_z$	8	$\frac{M_0}{c_{ss} \cdot k}$
2	$\frac{G \cdot b \cdot a \cdot \theta}{4 \cdot \pi \cdot (1 - \nu)}$	9	$\frac{U_{RX}}{k}$
3	$\frac{1}{2} \cdot (C_1^2 \cdot b)$	10	$c_8 \cdot c_5$
4	$\frac{Q_{def}}{R \cdot T}$	11	$c_8 \cdot c_7$
5	$A \cdot c_2$	12	$c_8 \cdot c_1$
6	$B \cdot c_2$	13	$c_{11} - c_{12}$
7	$-c_6 + c_3$		

### 7.1.3 Υπολογισμός ${}_3F_3$

	j=1	j=2	j=3	j=4	j=5	j=6
<b>T1 = 740K</b>	-2,75E-04	-2,74E-04	-2,74E-04	-2,74E-04	-2,74E-04	-2,74E-04
<b>T2 = 700K</b>	-2,90E-04	-2,90E-04	-2,90E-04	-2,90E-04	-2,90E-04	-2,90E-04
<b>T3 = 650K</b>	-3,13E-04	-3,12E-04	-3,12E-04	-3,12E-04	-3,12E-04	-3,12E-04
<b>T4 = 600K</b>	-3,39E-04	-3,38E-04	-3,38E-04	-3,38E-04	-3,38E-04	-3,38E-04

### 7.1.4 Υπολογισμοί Χαρακτηριστικών Έλασης

#	Δt πάσου (s)	Gauge (mm)	(°C)	Ελάττωση ανά βήμα d (mm)	Lp (mm)	R-d (mm)	cos(α)	α°	α (rad)	RPM	ω (rad/s)	Χρόνος Επαφής (s)
1	1	600,0	470,0	0	0	475	1,000	0,00	0,0000	34,9	3,7	0,0000
2	5	578,8	470,0	21	140	454	0,955	0,30	0,0052	34,9	3,7	0,0014
3	13	566,2	470,0	13	109	462	0,973	0,23	0,0040	26,3	2,8	0,0015
4	12	551,1	470,0	15	119	460	0,968	0,25	0,0044	26,7	2,8	0,0016
5	10	535,7	470,0	15	120	460	0,968	0,26	0,0045	26,3	2,8	0,0016
6	12	520,9	470,0	15	118	460	0,969	0,25	0,0044	26,7	2,8	0,0016
7	12	505,5	470,0	15	120	460	0,968	0,26	0,0045	26,3	2,8	0,0016
8	12	490,5	470,0	15	118	460	0,968	0,25	0,0044	26,7	2,8	0,0016
9	12	474,6	470,0	16	122	459	0,967	0,26	0,0045	27,3	2,9	0,0016
10	12	458,4	470,0	16	123	459	0,966	0,26	0,0046	27,6	2,9	0,0016
11	12	442,3	470,0	16	123	459	0,966	0,26	0,0046	27,1	2,8	0,0016
12	12	425,3	470,0	17	126	458	0,964	0,27	0,0047	29,8	3,1	0,0015
13	13	408,3	470,0	17	126	458	0,964	0,27	0,0047	28,3	3,0	0,0016
14	12	391,9	470,0	16	124	459	0,965	0,26	0,0046	26,9	2,8	0,0016
15	15	372,4	470,0	20	135	456	0,959	0,29	0,0050	26,9	2,8	0,0018
16	13	352,1	470,0	20	137	455	0,957	0,29	0,0051	31,3	3,3	0,0016
17	15	332,0	470,0	20	137	455	0,958	0,29	0,0051	34,1	3,6	0,0014
18	14	311,9	470,0	20	137	455	0,958	0,29	0,0051	34,8	3,6	0,0014
19	15	291,5	470,0	20	138	455	0,957	0,29	0,0051	34,4	3,6	0,0014
20	16	270,5	470,0	21	140	454	0,956	0,30	0,0052	34,8	3,6	0,0014
21	16	248,7	470,0	22	142	453	0,954	0,30	0,0053	34,4	3,6	0,0015
22	20	227,7	470,0	21	140	454	0,956	0,30	0,0052	34,8	3,6	0,0014

ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΘΕΡΜΗ ΞΕΛΑΣΗ ΤΟΥ ΑΑ5182

23	19	206,5	470,0	21	140	454	0,955	0,30	0,0052	34,4	3,6	0,0015
24	22	185,2	470,0	21	141	454	0,955	0,30	0,0052	34,9	3,7	0,0014
25	28	163,1	462,0	22	143	453	0,953	0,31	0,0053	34,4	3,6	0,0015
26	26	141,1	468,0	22	143	453	0,954	0,31	0,0053	34,9	3,7	0,0015
27	32	120,1	463,0	21	140	454	0,956	0,30	0,0052	34,4	3,6	0,0014
28	38	101,3	470,0	19	132	456	0,960	0,28	0,0049	34,9	3,7	0,0013
29	65	84,4	465,0	17	126	458	0,964	0,27	0,0047	34,3	3,6	0,0013
30	71	65,2	467,0	19	134	456	0,960	0,29	0,0050	34,9	3,7	0,0014
31	60	49,3	466,0	16	122	459	0,967	0,26	0,0045	34,5	3,6	0,0013
32	77	38,3	459,5	11	102	464	0,977	0,22	0,0038	34,9	3,7	0,0010
33	97	29,4	452,0	9	92	466	0,981	0,19	0,0034	34,5	3,6	0,0009
34	127	23,1	427,0	6	77	469	0,987	0,16	0,0028	34,9	3,7	0,0008
35	184	14,4	389,0	9	90	466	0,982	0,19	0,0033	45,0	4,7	0,0007
36	229	8,7	360,0	6	73	469	0,988	0,16	0,0027	59,3	6,2	0,0004
37	310	5,1	342,0	4	58	471	0,992	0,12	0,0022	69,4	7,3	0,0003
38	409	2,7	331,0	2	48	473	0,995	0,10	0,0018	114,8	12,0	0,0001

**2068**

7.1.5 Υπολογισμοί Χαρακτηριστικών Μεγεθών Ανακρυστάλλωσης

#	$P_D$	$P_Z$	$\eta^*$	$\alpha_c$	$\alpha_{GB}$	$R_c$	$R_S$	$A(\epsilon)$	$S^*_c$	$S^*_{GB}$
2	1,9E+07	75000	2,5E-06	1,7E+00	1,7E+00	4,4E-02	0,046007	1,3E+03	2,3E+16	2,3E+16
3	1,7E+07	75000	2,9E-06	9,0E-01	9,0E-01	4,1E-02	0,043715	1,2E+03	1,1E+17	1,1E+17
4	1,7E+07	75000	2,8E-06	5,8E-01	5,8E-01	4,1E-02	0,044519	1,2E+03	1,9E+17	1,9E+17
5	1,7E+07	75000	2,8E-06	4,3E-01	4,3E-01	4,1E-02	0,04475	1,2E+03	2,1E+17	2,1E+17
6	1,8E+07	75000	2,8E-06	3,4E-01	3,4E-01	4,2E-02	0,044697	1,2E+03	2,3E+17	2,3E+17
7	1,8E+07	75000	2,7E-06	2,8E-01	2,8E-01	4,2E-02	0,045026	1,3E+03	2,4E+17	2,4E+17
8	1,8E+07	75000	2,7E-06	2,4E-01	2,4E-01	4,2E-02	0,045045	1,3E+03	2,4E+17	2,4E+17
9	1,8E+07	75000	2,6E-06	2,1E-01	2,1E-01	4,3E-02	0,045511	1,3E+03	2,6E+17	2,6E+17
10	1,8E+07	75000	2,6E-06	1,8E-01	1,8E-01	4,3E-02	0,045803	1,3E+03	2,7E+17	2,7E+17
11	1,9E+07	75000	2,6E-06	1,6E-01	1,6E-01	4,3E-02	0,045971	1,3E+03	2,8E+17	2,8E+17
12	1,9E+07	75000	2,5E-06	1,4E-01	1,4E-01	4,4E-02	0,046534	1,3E+03	3,1E+17	3,1E+17
13	1,9E+07	75000	2,5E-06	1,3E-01	1,3E-01	4,4E-02	0,046795	1,3E+03	3,1E+17	3,1E+17
14	1,9E+07	75000	2,5E-06	1,2E-01	1,2E-01	4,4E-02	0,046828	1,3E+03	3,0E+17	3,0E+17
15	2,0E+07	75000	2,4E-06	1,1E-01	1,1E-01	4,5E-02	0,048459	1,3E+03	3,3E+17	3,3E+17
16	2,1E+07	75000	2,3E-06	1,0E-01	1,0E-01	4,6E-02	0,049267	1,4E+03	3,9E+17	3,9E+17
17	2,1E+07	75000	2,2E-06	9,1E-02	9,1E-02	4,7E-02	0,049705	1,4E+03	4,3E+17	4,3E+17
18	2,2E+07	75000	2,2E-06	8,5E-02	8,5E-02	4,8E-02	0,050292	1,4E+03	4,5E+17	4,5E+17
19	2,2E+07	75000	2,2E-06	8,0E-02	8,0E-02	4,8E-02	0,051119	1,4E+03	4,7E+17	4,7E+17
20	2,3E+07	75000	2,1E-06	7,5E-02	7,5E-02	4,9E-02	0,052247	1,5E+03	5,0E+17	5,0E+17
21	2,3E+07	75000	2,1E-06	7,1E-02	7,1E-02	5,0E-02	0,053701	1,5E+03	5,2E+17	5,2E+17
22	2,3E+07	75000	2,1E-06	6,7E-02	6,7E-02	5,0E-02	0,054355	1,5E+03	5,5E+17	5,5E+17
23	2,4E+07	75000	2,0E-06	6,3E-02	6,3E-02	5,1E-02	0,055828	1,5E+03	5,8E+17	5,8E+17
24	2,4E+07	75000	2,0E-06	5,9E-02	5,9E-02	5,2E-02	0,057535	1,6E+03	6,2E+17	6,2E+17

ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΥ ΙΣΤΟΥ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΘΕΡΜΗ ΎΛΑΣΗ ΤΟΥ ΑΑ5182

25	2,6E+07	75000	1,8E-06	5,3E-02	5,3E-02	5,5E-02	0,060286	1,7E+03	7,9E+17	7,9E+17
26	2,6E+07	75000	1,8E-06	5,2E-02	5,2E-02	5,5E-02	0,062931	1,7E+03	7,5E+17	7,5E+17
27	2,8E+07	75000	1,7E-06	4,8E-02	4,8E-02	5,7E-02	0,065301	1,7E+03	8,9E+17	8,9E+17
28	2,7E+07	75000	1,8E-06	4,8E-02	4,8E-02	5,6E-02	0,066611	1,7E+03	8,2E+17	8,2E+17
29	2,8E+07	75000	1,7E-06	4,4E-02	4,4E-02	5,9E-02	0,068361	1,8E+03	9,6E+17	9,6E+17
30	2,9E+07	75000	1,6E-06	4,2E-02	4,2E-02	6,2E-02	0,078673	1,9E+03	1,1E+18	1,1E+18
31	3,0E+07	75000	1,6E-06	3,9E-02	3,9E-02	6,4E-02	0,081457	2,0E+03	1,2E+18	1,2E+18
32	3,2E+07	75000	1,5E-06	3,6E-02	3,6E-02	6,6E-02	0,077931	2,0E+03	1,4E+18	1,4E+18
33	3,4E+07	75000	1,4E-06	3,3E-02	3,3E-02	6,9E-02	0,079504	2,1E+03	1,7E+18	1,7E+18
34	4,0E+07	75000	1,2E-06	2,8E-02	2,8E-02	7,7E-02	0,076429	2,4E+03	2,6E+18	2,6E+18
35	5,2E+07	75000	9,3E-07	2,1E-02	2,1E-02	1,0E-01	0,104026	3,3E+03	5,6E+18	5,6E+18
36	6,2E+07	75000	7,8E-07	1,8E-02	1,8E-02	1,2E-01	0,107292	3,9E+03	9,4E+18	9,4E+18
37	6,9E+07	75000	7,0E-07	1,6E-02	1,6E-02	1,4E-01	0,110345	4,5E+03	1,3E+19	1,3E+19
38	7,6E+07	75000	6,3E-07	1,4E-02	1,4E-02	1,6E-01	0,120000	5,2E+03	1,7E+19	1,7E+19

Ευρετήριο Εξισώσεων	
Εξίσωση 1: (32).....	10
Εξίσωση 2: Συνολική πίεση που ασκείται στο υλικό κατά την έλαση (33) .....	11
Εξίσωση 3: Υπολογισμός μήκους επαφής (33).....	11
Εξίσωση 4: Σχέση Lin – Voce (24) .....	12
Εξίσωση 5: Υπολογισμός δραστικής παραμόρφωσης υλικού (16) (36).....	13
Εξίσωση 6: Υπολογισμός παραμόρφωσης ανά υποβιβασμό.....	13
Εξίσωση 7: Υπολογισμός strain rate (32).....	14
Εξίσωση 8: Παράμετρος Zener – Hollomon (16) .....	14
Εξίσωση 9: Εξίσωση ορίου διαρροής συναρτήσει του χρόνου και της θερμοκρασίας (2) .....	16
Εξίσωση 10: (2) .....	16
Εξίσωση 11: Συνεισφορά επαναφοράς στην μείωση των διαταραχών (3) .....	17
Εξίσωση 12: Εξίσωση ορισμού $A_p$ (3).....	17
Εξίσωση 13: Υπολογισμός συχνότητας Debye .....	17
Εξίσωση 14: Υπολογισμός ταχύτητας ήχου σε 3D στερεό σώμα (39).....	17
Εξίσωση 15: Ωθούσα δύναμη προς περάτωση του μετασχηματισμού (1).....	19
Εξίσωση 16: Σχέση υπολογισμού απαιτούμενου χρόνου για το 50% της ανακρυστάλλωσης (16) .....	19
Εξίσωση 17: Απλοποιημένη εκδοχή ή σχέσης υπολογισμού χρόνου για προχώρηση ανακρυστάλλωσης στο 50% (3) (41).....	20
Εξίσωση 18: Σχέση JMAK (15).....	21
Εξίσωση 19: Γενική μορφή εξίσωσης Avrami για την ανακρυστάλλωση (2) .....	21
Εξίσωση 20: Χρόνος ανακρυστάλλωσης (2) .....	21



Εξίσωση 21: Απλοποιημένη μορφή του όρου «κ» της εξίσωσης Avrami για σφαιρική ανάπτυξη (42) .....	21
Εξίσωση 22: Υπολογισμός ποσοστού ανακρυστάλλωσης με τον χρόνο μέσω μεταβολής της σκληρότητας του υλικού (41) .....	22
Εξίσωση 23: Η σχέση του Avrami για τον υπολογισμό του κλάσματος όγκου του ανακρυσταλλωμένου υλικού (16) .....	22
Εξίσωση 24: Βασική εξίσωση κινητικής της ανακρυστάλλωσης (16).....	23
Εξίσωση 25:Γενική έκφραση εκθέτη σχέσης προχώρησης ανακρυστάλλωσης με τον χρόνο (16) .....	23
Εξίσωση 26: Εξέλιξη της ανακρυστάλλωσης (43) (16) .....	23
Εξίσωση 27: Σύνολο θέσεων πυρήνωσης κατά την ανακρυστάλλωση (16) .....	24
Εξίσωση 28: Υπολογισμός κινητικής της ανακρυστάλλωσης.....	24
Εξίσωση 29: Υπολογισμός μεγέθους ανακρυσταλλωμένου κόκκου (16) .....	24
Εξίσωση 30: Υπολογισμός μεγέθους ανακρυσταλλωμένου κόκκου (16) .....	25
Εξίσωση 31: Εξίσωση Gibbs – Thomson για πυρήνωση κατά την ανακρυστάλλωση (1) .....	26
Εξίσωση 32: Πυκνότητα σημείων εκκίνησης ανακρυστάλλωσης (1).....	26
Εξίσωση 33: Πυκνότητα σημείων εκκίνησης πυρήνωσης Cube συστατικού (1) .....	27
Εξίσωση 34: Πυκνότητα sub-grain εντός του Cube συστατικού (1).....	27
Εξίσωση 35: (1) .....	27
Εξίσωση 36: Υπολογισμός επιφάνειας ανά μονάδα όγκο κόκκου του Cube συστατικού (1) .....	28
Εξίσωση 37: Υπολογισμός κλάσματος Cube που δημιουργείται σε κάθε υποβιβασμό (1) .....	28

Εξίσωση 38: Υπολογισμός κλάσματος ζωνών Cube συστατικού που περικλείονται από τον S ιστό (1) .....	28
Εξίσωση 39: Πυκνότητα σημείων εκκίνησης πυρήνωσης κόκκων τυχαίου προσανατολισμού κατά την ανακρυστάλλωση (16) .....	28
Εξίσωση 40: Σχέση κλάσματος όγκου κρυσταλλογραφικού συστατικού – αληθούς παραμόρφωσης (40).....	29
Εξίσωση 41:Κλάσμα όγκου μειούμενου συστατικού (40) .....	30
Εξίσωση 42: Κλάσμα όγκου μειούμενου συστατικού (40) .....	30
Εξίσωση 43: Ρυθμός μείωσης συμμετοχής συστατικού (40) .....	30
Εξίσωση 44: Ρυθμός αύξησης συμμετοχής συστατικού (40).....	30
Εξίσωση 45: Νόμος του Schmid για διάτμηση κρυστάλλων (59).....	40
Εξίσωση 46: Ταχύτητα μετακίνησης διαταραχών (2).....	49
Εξίσωση 47: Ρυθμός μεταβολής της πυκνότητας των διαταραχών (2) .....	50
Εξίσωση 48: Συσχέτιση μεταξύ πυκνότητας διαταραχών εντός των υπό-κόκκων και του μέσου μεγέθους αυτών (1) .....	50
Εξίσωση 49: Κινητικότητα ορίων κόκκων (1).....	50
Εξίσωση 50: Μέση αποθηκευμένη ενέργεια (1) .....	51
Εξίσωση 51: Κρίσιμη διάμετρος για ανάπτυξη υπό-κόκκου (1).....	51
Εξίσωση 52: Σχέση Read – Shockley για τον υπολογισμό ενέργειας των ορίων των υπό-κόκκων (2) .....	52
Εξίσωση 53: Ρυθμός ανάπτυξης υπόκοκκων (2) .....	52
Εξίσωση 54:Όγκος ενεργοποίησης (2).....	53
Εξίσωση 55: Συσχέτιση παραμέτρου Zener – Hollomon με το μέσο μέγεθος υπό-κόκκου, για μικρές τιμές αυτής (16).....	53

Εξίσωση 56: Συσχέτιση παραμέτρου Zener – Hollomon με το μέσο μέγεθος υπό-κόκκου, για μεγάλες τιμές αυτής (16) .....	53
Εξίσωση 57: Μαθηματική απεικόνιση εξάρτησης του μέτρου ελαστικότητας του κράματος AA-5182 από την θερμοκρασία (66).....	54
Εξίσωση 58: Υπολογισμός γωνίας αρπαγής .....	56
Εξίσωση 59: Ολοκλήρωμα του ρυθμού ανάπτυξης (I) .....	62
Εξίσωση 60: Ολοκλήρωμα του ρυθμού ανάπτυξης (II) .....	62
Εξίσωση 61: Εκθετικό Ολοκλήρωμα .....	62
Εξίσωση 62: Ολοκλήρωμα του ρυθμού ανάπτυξης (III) .....	63
Εξίσωση 63: Σταθερά Euler – Mascheroni.....	63
Εξίσωση 64: (70) .....	63
Εξίσωση 65: Υπολογισμός Ελειπούς συνάρτησης $\Gamma$ (71) .....	63
Εξίσωση 66.....	64
Εξίσωση 67.....	65

## 7.2 ΕΥΡΕΤΗΡΙΟ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1: Βιβλιογραφικές τιμές των παραμέτρων της εξίσωσης Avrami (41) .....	22
Πίνακας 2: Σειρές Κραμάτων Αλουμινίου και τα Κραματικά τους Στοιχεία (46; 47)..	34
Πίνακας 3: Εύρος Σύστασης AA5182 (51).....	35
Πίνακας 4: Κυριότερα συστατικά κρυσταλλογραφικού ιστού στα κράματα έλασης αλουμινίου (7) .....	43

## 7.3 ΕΥΡΕΤΗΡΙΟ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1: Συσχέτιση ιδιοτήτων με δομικά επίπεδα (29).....	2
Εικόνα 2: Κατηγοριοποίηση μεθόδων κατεργασίας μεταλλικών υλικών (73) .....	8

Εικόνα 3: Αναπαράσταση μεταβολής των διαστάσεων σύμφωνα με την θεώρηση του σταθερού πλάτους (32) .....	9
Εικόνα 4: Σχηματική αναπαράσταση διευθύνσεων ενδιαφέροντος κατά την έλαση (32) .....	9
Εικόνα 5: Απεικόνιση βασικών γεωμετρικών χαρακτηριστικών στο δυσδιάστατο πρόβλημα της έλασης (32) .....	10
Εικόνα 6: Βασικά φαινόμενα κατά την θερμή έλαση (29) .....	11
Εικόνα 7 Τυπικό διάγραμμα ροής διεργασιών για την παραγωγή κουτιών αναψυκτικών από αλουμίνιο (25) .....	15
Εικόνα 8: Μικροδομή χυτού (αμορφοποίητου/ as cast) AA5182 (74).....	39
Εικόνα 9: Γενική εφαρμογή του νόμου του Schmid σε μονοκρύσταλλο (71).....	40
Εικόνα 10: Σχηματική αναπαράσταση των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού κραμάτων αλουμινίου κατά την έλαση (3) .....	44
Εικόνα 11: Επίδραση της θερμοκρασίας εξόδου του υλικού κατά την θερμή έλαση στην % συμμετοχή των συστατικών του κρυσταλλογραφικού ιστού για κράμα αλουμινίου AlMg1Mn1 (3) .....	44
Εικόνα 12: α) Ιστός Cube β) Ιστός C γ) Ιστός Brass (62).....	45
Εικόνα 13: (111) Πολικό Διάγραμμα Έλασης Αλουμινίου (χωρίς περιορισμούς) (3) .	46
Εικόνα 14: Σχηματική αναπαράσταση ανάπτυξης ζωνών Cube συστατικού (11) .....	46
Εικόνα 15: Συμπεριφορά αλουμινίου σε τετραπλή συμμετρία (3) .....	47
Εικόνα 16: Χάρτης IPF για AA5182 έπειτα από θερμή έλαση με πάχος αποπεράτωσης ίσο με 2.8mm (76).....	48
<b>Ευρετήριο Διαγραμμάτων</b> Διάγραμμα 1: Επίδραση της θερμοκρασία στην επιμήκυνση θραύσης, ολκιμότητα, και την μέγιστη εφελκυστική αντοχή σε κράμα αλουμινίου (29) .....	7

Διάγραμμα 2: Επίδραση του αρχικού ιστού στην ανακρυστάλλωση για κράμα Al με %wt προσθήκες 0.9Mn, 1.15Mg, 0.2Si, 0.3Fe (2).....	19
Διάγραμμα 3: Εξάρτηση του απαιτούμενου χρόνου για την επίτευξη 50% ανακρυσταλλωμένου υλικού, ανάλογα τον αρχικό ιστό στο AA5182 (41) .....	20
Διάγραμμα 4: Ποσοστιαία κατανομή τακ' όγκο των κρυσταλλογραφικών συστατικών σε συνάρτηση του χρόνου για το κράμα AA5182 με αρχικό ιστό τύπου Cube στους: a) 260°C b)288°C c) 315 °C d) 343°C (41) .....	29
Διάγραμμα 5: Κραματικά Στοιχεία Αλουμινίου ανά Κατηγορία κράματος (47).....	33
Διάγραμμα 6: Διφασικό διάγραμμα Al – Mg (72) .....	36
Διάγραμμα 7: Τομή του διαγράμματος φάσεων του συστήματος Al – Mg – Mn – Fe – Si για 0.3% Mn, 0.25% Fe, 0.14% Si μέσω του λογισμικού CALPHAD (74).....	39
Διάγραμμα 8: Εξέλιξη έλασης. Στον άξονα των x παρουσιάζεται το άνοιγμα των ελάστρων, στον γ η θερμοκρασία του υλικού ενώ, το μέγεθος της σφαίρας αντιπροσωπεύει τον χρόνο στον οποίο ολοκληρώνεται ο υποβιβασμός .....	55
Διάγραμμα 9: Μεταβολή της τιμής του μέτρου ελαστικότητας με την θερμοκρασία .....	56
Διάγραμμα 10: Εξέλιξη μεγέθους υπό-κόκκων κατά την έλαση.....	57
Διάγραμμα 11: Συμπεριφορά πυκνότητας διαταραχών κατά τον υποβιβασμό. Οι δύο γραμμές αντιπροσωπεύουν διαφορετικές θερμοκρασίες μορφοποίησης με την μπλε να είναι χαμηλότερη κατά 50°C .....	58
Διάγραμμα 12: Εξέλιξη διαταραχών με τον χρόνο κατά την έλαση .....	59
Διάγραμμα 13: Επίδραση της θερμοκρασίας έλασης στην πυκνότητα διαταραχών ως συνάρτηση του χρόνου. Η κόκκινη καμπύλη αναπαριστά την υψηλότερη θερμοκρασία.....	59
Διάγραμμα 14: Συμμετοχή κρυσταλλογραφικών συστατικών με την εξέλιξη της έλασης.....	60

Διάγραμμα 15: Επίδραση αύξησης των παραμορφώσεων στο υλικό.....	61
Διάγραμμα 16: Διαφορά στον υπολογισμό συμμετοχής ανακρυσταλλωμένου μέρους .....	61
Διάγραμμα 17: Συμπεριφορά της υπερ-γεωμετρικής συνάρτησης ${}_3F_3$ για $j$ από 1 έως 6 .....	64
Διάγραμμα 18: Εξέλιξη μεγέθους ανακρυσταλλωμένου κόκκου κατά την έλαση .....	66
Διάγραμμα 20 (a): Συμμετοχή κρυσταλλογραφικών συστατικών (24).....	68
Διάγραμμα 20 (b): Υπολογισμός συμμετοχής κρυσταλλογραφικών συστατικών για τα δεδομένα του σχεδίου έλασης από (24).....	68

This page was left intentionally blank

## 8 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

---

1. **H E Vatne, T Furu, R Orsund, E NES.** Modeling Recrystallization After Hot Deformation of Aluminum. *Pergamon*. February, 1996, Τόμ. 44, 11.
2. **J A Saeter, B Forbord, H E Vatne, E Nes.** Modelling Recovery and Recrystallization, Applied to Back-Annealing of Aluminium Sheet Alloys. *Aluminun Alloys*. Τόμ. 1.
3. **O Engler, K Karhausen, J Hirsch.** Simulation of Microstructure and Texture Evolution in Aluminum Sheet. [συγγρ. βιβλίου] S L Semiatin D U Furrer. *Fundamentals of Modeling for Metals Processing*. s.l. : ASM International, 2009, Τόμ. 22A, σσ. 510-521.
4. **O Engler, H E Vatne.** Modeling the Recrystallization Textures of Aluminum Alloys After Hot Deformation. *JOM*. June, 1998, Τόμ. 50, 6.
5. **H E Vatne, R Shahani, E Nes.** Deformation of Cube-oriented grains and formation of recrystallized cube grains on a hot deformed commercial AlMgMn Aluminium alloy. *Acta Metallurgica* . February, 1996, Τόμ. 44, 11.
6. **O Daaland, P E Dronen, H E Vatne, S E Naess, E Nes.** On the growth rate of cube, rotated cube and rotated goss grains in commercial aluminium alloys . *Materials Science Forum*. 1993, Τόμ. 113 - 115, 115.
7. **J Hirsch, Hydro Deutschland GmbH, R&D / Bonn.** Texture Evolution During Rolling of Aluminium Alloys. *Light Metals TMS*. 2008.
8. **Mishra, A.** Friction Stir Welding of Dissimilar Metal: A Review. *International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology*. January, 2018, Τόμ. 13, 32.
9. **J J Sidor, R H Petrov, L A I Kestens.** Modeling the crystallographic texture changes in aluminum alloys during recrystallization. *Acta Materialia*. June, 2011, Τόμ. 59.



10. **P. van Houtte, E. Aernoudt.** Large Strain work hardening and textures. *Progress in Materials Science*. 1981, Τόμ. 25, σσ. 71 - 72.
11. **G Falkinger, P Simon.** Static recovery of an AlMg4.5Mn aluminium alloy during multi-pass hot-rolling. *Procedia Engineering*. 2017, Τόμ. 207, σσ. 31-36.
12. **S Gourdet, F Montheillet.** An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium. *Materials Science and Engineering*. October, 1999, Τόμ. A, 238.
13. **McQueen, H.J.** Development of dynamic recrystallization theory. *Materials Science and Engineering*. 2004, Τόμ. A, 387–389, σσ. 203–208.
14. **D. G. Cram, H.S. Zurob. Y.J.M. Brechet. C.R. Hutchinson.** Modelling discontinuous dynamic recrystallization using a physically based model for nucleation. *Acta Materialia*. 11 August 2009, Τόμ. 57, σσ. 5218–5228.
15. **O Daaland, E Nes.** Recrystallization Texture Development in Commercial Al-Mn-Mg Alloys. *Pergamon*. July, 1995, Τόμ. 44, 4.
16. **H E Vatne, K Marthinsen, R Orsund, E Nes.** Modeling Recrystallization Kinetics, Grain Sizes and Texture During Multipass Hot Rolling. *Metallurgical and Materials Transactions* . December, 1996, Τόμ. 27A.
17. **T K Akopyan, Y V Gamin, S P Galkin, AS Prosviryakov, A S Aleshchenko, M A Noshin, A N Koshmin, A V Fomin.** Radial-shear rolling of high-strength aluminum alloys: Finite element simulation and analysis of microstructure and mechanical properties. *Materials Science & Engineering*. 2020, Τόμ. A, 786.
18. **H E Vatne, T Furu, R Orsund, E Nes.** Modelling Recrystallization after hot deformation of Aluminium. *Acta Metallurgica*. February , 1996, Τόμ. 44, 11.

19. **Dons, A L.** The Alstruc homogenization model for industrial aluminum alloys. *Journal of Light Metals*. May, 2001, Τόμ. 1, 2.
20. **O Engler, M Crubach, S Li.** Alloy-dependent rolling texture simulation of aluminium alloys with a grain-interaction model. *Acta Materialia*. January , 2005, Τόμ. 53.
21. **Q Zenga, X Wenb, T Zhaia.** Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling. *Materials Science and Engineering: A*. March 2008, Τόμ. 476, 1 - 2, σσ. 290-300.
22. **C. Pinna, Y. Lan, M. F. Kiu, P.Efthymiadis, M. Lopez-Pedrosa, D. Farrugia.** Assessment of crystal plasticity finite element simulations of the hot deformation of metals from local strain and orientation measurements. *International Journal of Plasticity*. 2015, Τόμ. 73, σσ. 24-38.
23. **J Lin, Y Liu.** A set of unified constitutive equations for modelling microstructure evolution in hot deformation. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003, 143 - 144, σσ. 281–285.
24. **C. Zhang, X. Chu, D. Guines, L. Leotoing, J. Ding, G. Zhao.** Dedicated linear – Voce model and its application in investigating temperature and strain rate effects on sheet formability of aluminum alloys. *Materials and Design*. May, 2015, Τόμ. 67.
25. **O. A. Gali, M. Shafiei, J. A. Hunter, A. R. Riahi.** The influence of work roll roughness on the surface/near-surface microstructure evolution of hot rolled aluminum–magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016, Τόμ. 237, σσ. 331–341.
26. **X. Zhao, L. Chen, K. He, N. Wu, J. Zenga.** Effect of Contact Heat Transfer on Hot Rolling of Aluminum Alloy. *Procedia Manufacturing*. 2019, Τόμ. 37, σσ. 91-96.

27. **Γ Δ Χρυσουλάκης, Δ Ι Παντελής.** Μηχανικές Κατεργασίες Διαμόρφωσης των Μετάλλων. *Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών*. 2η Έκδοση. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2008, σσ. 195-205.
28. **P L Orsetti Rossi, C M Sellars.** Quantative Metallography of Recrystallization. *Acta Materials*. April, 1996, Τόμ. 45, 1.
29. **J T Black, R A Kohser.** *Degarmo's Materials and Processes in Manufacturing*. USA : John Wiley & Sons, Inc, 2012. ISBN-13 978-0-470-92467-9.
30. **Singh, R.** *Introduction to Basic Manufacturing Processes and Workshop Technology*. New Delhi : New Age International Publishers, 2006. ISBN 978-81-224-2316-7.
31. **K M Davoudi, J J Vlassak.** *Dislocation Evolution During Plastic Deformation: Equations vs. Discrete Dislocation Simulations*. School of Engineering and Applied Sciences, Cornell University . Cambridge : Harvard University , 2014.
32. **Παπαευθυμίου, Σ.** *Σημειώσεις Μαθήματος Μεταλλοτεχνείας*. Αθήνα : s.n., 2014.
33. **C Huang, H Deng, J Chen, X Hu, S Yang.** Research on rolling force model in hot-rolling process of aluminum alloys. *Procedia Engineering*. 2011, Τόμ. 16, 745 -754.
34. **Samarasekera, I. V.** Hot Rolling. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. 2001.
35. **J Lin, Y Liu.** A set of unified constitutive equations for modelling microstructure evolution in hot deformation. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003.
36. **Z Hui, P Da-Shu, Y Li-bin, M Li-ping.** Flow stress equation for multipass hot-rolling of aluminum alloys. *Journal of Central South University*. March, 2001, Τόμ. 8, 1.

37. **B Radhakrishnan, G Sarma, C J H Davies.** Modelling of Microstructural Evolution During Processing of Aluminum Alloys. [συγγρ. βιβλίου] D S MacKenzie G E Totten. *Handook of Aluminum, Volume 2, Alloy Production and Materials Manufacturing.* Basel, NY, USA : Marcel Dekker Inc., 2003.
38. **Dinwiddie, K.** AZO Materials. *Heat Treating Aluminum* . [Ηλεκτρονικό] AZO Materials, 23 2016. [Παραπομπή: 17 9 2019.] <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=12703>.
39. **al, L E Kinsler et.** *Fundamentals of acoustics 4th Ed.* New York : John Wiley and Sons, 2000.
40. **Q Zeng, X Wen, T Zhai.** Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling. *Materials Science and Engineering A.* 2008, 476, σσ. 290–300.
41. **W C Liu, J G Morris.** Effect of initial texture on the recrystallization texture of cold rolled AA 5182 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering.* April , 2005, Τόμ. A, 402.
42. **I Sinha, R K Mandal.** Avrami exponent under transient and heterogeneous nucleation transformation conditions. *Journal of Non-Crystalline Solids.* February , 2011, Τόμ. 357, 3.
43. **H E Vatne, M A Wells.** MODELLING OF THE RECRYSTALLIZATION BEHAVIOUR OF AA5XXX ALUMINUM ALLOYS AFTER HOT DEFORMATION. *Canadian Metallurgical Quarterly.* Jule , 2019, Τόμ. 42, 1.
44. **J.Hirsch.** 23 - Aluminium sheet fabrication and processing. [συγγρ. βιβλίου] Roger Lumley. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy.* s.l. : Woodhead Publishing Limited, 2011, σσ. 719-746.

45. **J Hirsch, K Karhausen.** *Microstructure and Texture Evolution during Tandem Hot Rolling.* Köln/Bonn : Hydro Aluminium Deutschland GmbH, N/A.
46. **Γ Δ Χρυσουλάκης, Δ Ι Παντελής.** Κράματα Αλουμινίου. *Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών.* 2η Έκδοση. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2008, σσ. 561-574.
47. **Aluminum and Aluminum Alloys.** [συγγρ. βιβλίου] JR Davis. *Alloying: Understanding the Basics.* s.l. : ASM International, 2001, σσ. 351-416.
48. **S Suwas, R K Ray.** *Crystallographic Texture of Materials .* London : Springer, 2014. ISBN 978-1-4471-6313-8.
49. **AlcoTec. Knowledge Centre.** *Understanding The Alloys Of Aluminum.* [Ηλεκτρονικό] AlcoTec, 2015. [Παραπομπή: 09 17 2019.] <http://www.alcotec.com/us/en/education/knowledge/techknowledge/understanding-the-alloys-of-aluminum.cfm>.
50. **AZOM Materials.** Aluminum 5182 Alloy (UNS A95182). [Ηλεκτρονικό] 03 05 2013. [Παραπομπή: 16 11 2019.] <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8652>.
51. **MakeItFrom.com.** AA 5000 Series (Aluminum-Magnesium Wrought Alloy). *5182 (AlMg4.5Mn0.4, A95182) Aluminum.* [Ηλεκτρονικό] 08 11 2019. [Παραπομπή: 16 11 2019.] <https://www.makeitfrom.com/material-properties/5182-AlMg4.5Mn0.4-A95182-Aluminum>.
52. **eFunda.** Aluminium Alloys. AA 5182. [Ηλεκτρονικό] 2019. [Παραπομπή: 16 11 2019.] [https://www.efunda.com/materials/alloys/aluminum/show\\_aluminum.cfm?ID=AA\\_5182&show\\_prop=all&Page\\_Title=AA%205182](https://www.efunda.com/materials/alloys/aluminum/show_aluminum.cfm?ID=AA_5182&show_prop=all&Page_Title=AA%205182).
53. **Total Materia.** Aluminum Alloys – Effects of Alloying Elements. [Ηλεκτρονικό] Metals AG., 09 2002. [Παραπομπή: 16 11 2019.] <http://www.totalmateria.com/Article55.htm>.

54. Kopeliovich, D. SubsTech. *Effects of alloying elements on properties of aluminum alloys*. [Ηλεκτρονικό] 30 07 2012. [Παραπομπή: 16 11 2019.] [https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=effects\\_of\\_alloying\\_elements\\_on\\_properties\\_of\\_aluminum\\_alloys](https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=effects_of_alloying_elements_on_properties_of_aluminum_alloys).
55. D'Antuono, D S. *beta Phase Growth and Precipitation in the 5xxx Series Aluminum Alloy System (Ph.D. Thesis)*. Philadelphia (U.S.A.) : Drexel University, 2017. ISBN: 9780355116342.
56. G Yi, K C Littrell, J D Poplawsky, D A Cullen, E Sundberg, M L Free. Characterization of the effects of different tempers and aging temperatures on the precipitation behavior of Al-Mg (5.25 at.%) -Mn alloys. *Materials and Design*. January , 2017, Τόμ. 118.
57. Hirsch, J. Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. *Materials Transactions*. 2011, Τόμ. 52, 5, σσ. 818-824.
58. Introduction. [συγγρ. βιβλίου] V Randle O Engler. *Introduction to Texture Analysis*. s.l. : CRC Press, 2010.
59. Παπαδημητρίου, Γ Δ. Πλαστική Παραμόρφωση των Μετάλλων και Κίνηση των Διαταραχών . *Γενική Μεταλλογνωσία Ι*. Αθήνα : Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Ε.Μ.Π., 1989.
60. Preface. [συγγρ. βιβλίου] V Randle O Engler. *Introduction to Texture Analysis*. s.l. : CRC Press, 2010.
61. J Hirsch, W Mao, K Lucke. [συγγρ. βιβλίου] T Sheppard. *Aluminium technology '86 : proceedings of the international conference*. s.l. : The Institute of Metals, 1986, σσ. 303 - 309.

62. A J Schwartz, M Kumar, B L Adams, D P Field. *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Second Edition*. s.l. : Springer, 2009. ISBN 978-0-387-88135-5 / DOI 10.1007/978-0-387-88136-2.
63. H E Vatne, O Daaland, E Nes. On the formation of cube texture in aluminium. *Materials Science Forum*. 1994.
64. Κοντοπούλου, Α. *Διπλωματική Εργασία: Εξέλιξη της μικροδομής και του κρυσταλλογραφικού ιστού από την χύτευση έως την έλαση κράματος αλουμινίου*. Αθήνα : s.n., 2019.
65. D G Cram, H S Zurob, Y J M Brechet, C R Hutchinson. Modelling discontinuous dynamic recrystallization using a physically based model for nucleation. *Acta Materialia*. 2009, Τόμ. 57, σσ. 5218–5228.
66. *Hot and Warm Deformation of AA5182 Sheet Materials: Ductility and Microstructure Evolution*. E M Taleff, K Takata, K Ichitani. Yokohoma : The Japan Institute of Light Metals, 2010.
67. G Falkinger, P Simon. Static recovery of an AlMg4.5Mn aluminium alloy during multipass hot-rolling. *Procedia Engineering*. 2017, Τόμ. 207, 31 - 36.
68. Wolfram Research. Exponential Integral. *mathworld*. [Ηλεκτρονικό] Wolfram Research, N/A. [Παραπομπή: 26 02 2020.] <http://mathworld.wolfram.com/ExponentialIntegral.html>.
69. Wolfram Alpha. Euler-Mascheroni Constant. *mathworld*. [Ηλεκτρονικό] Wolfram, N/A. [Παραπομπή: 22 02 2020.] <http://mathworld.wolfram.com/Euler-MascheroniConstant.html>.
70. Pearson, John. *M.Sc. Thesis "Computation of Hypergeometric Functions"*. s.l. : University of Oxford, 2009.

71. keisan Online Calculator. Incomplete gamma function Calculator. [Ηλεκτρονικό]  
CASIO COMPUTER CO., LTD., 2020.

72. Lavakumar, A. Chapter 5: Mechanical Properties of Metals. *Concepts in Physical Metallurgy*. s.l. : Morgan & Claypool Publishers, 2017, σσ. 5-1 - 5-22.

73. Mishra, A. Friction Stir Welding of Dissimilar Metal: A Review. *International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology*. January , 2018, Τόμ. 13, 32.

74. Chandramouli, R. Fundamental Concepts of Metal Forming Technology. *Mechanical Engineering - Forming*. s.l. : SASTRA University.

75. O Engler, K Kuhnke, J Hasenclever. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents. *Journal of Alloys and Compounds*. September, 2017, Τόμ. 728.

76. Engler, O. A Simulation of Recrystallization Textures of Al-Alloys With Consideration of the Probabilities of Nucleation and Growth. *Textures and Microstructures*. 1999, Τόμ. 32, σσ. 197-219.