



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ  
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ  
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

**ΕΝΘΕΤΑ ΧΥΤΕΥΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ AL 7075-T6: ΜΕΛΕΤΗ  
ΥΠΟΒΑΘΜΙΣΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ  
ΛΟΓΩ ΕΚΘΕΣΗΣ ΣΕ ΥΨΗΛΗ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ**

**ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ**

**ΗΛΙΑΣ ΒΑΖΟΥΡΑΣ**

A.M.:01677

Υπεβλήθη για την εκπλήρωση μέρους των απαιτήσεων για  
την απόκτηση του Διπλώματος Μηχανολόγου Μηχανικού

Βόλος, 2021



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ  
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ  
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ  
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΥΛΙΚΩΝ

**ΕΝΘΕΤΑ ΧΥΤΕΥΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ AL 7075-T6: ΜΕΛΕΤΗ ΥΠΟΒΑΘΜΙΣΗΣ  
ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΛΟΓΩ ΕΚΘΕΣΗΣ ΣΕ  
ΥΨΗΛΗ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ**

υπό  
**ΗΛΙΑ ΒΑΖΟΥΡΑ**

**Διπλωματική Εργασία**

Υπεβλήθη για την εκπλήρωση μέρους των απαιτήσεων για  
την απόκτηση του Διπλώματος Μηχανολόγου Μηχανικού

Βόλος, 2021

© 2021 Ηλίας Βαζούρας

Η έγκριση της διπλωματικής εργασίας από το Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών της Πολυτεχνικής Σχολής του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας δεν υποδηλώνει αποδοχή των απόψεων του συγγραφέα (Ν. 5343/32 αρ. 202 παρ. 2).

## Εγκρίθηκε από τα Μέλη της Τριμελούς Εξεταστικής Επιτροπής:

Πρώτος Εξεταστής      Δρ. Άννα Ζερβάκη  
(Επιβλέπων)              Ε.Δι.Π., Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας

Δεύτερος Εξεταστής      Δρ. Γρηγόρης Χαιδεμενόπουλος  
Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο  
Θεσσαλίας

Τρίτος Εξεταστής      Δρ. Αλέξης Κερμανίδης  
Αναπληρωτής Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών,  
Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας

## Ευχαριστίες

Θα ήθελα να εκφράσω τις ειλικρινείς ευχαριστίες μου στην επιβλέπουσα της διπλωματικής εργασίας μου, Δρ. Άννα Ζερβάκη, για την πολύτιμη βοήθεια, καθοδήγησή και τη στήριξη της κατά τη διάρκεια της υλοποίησης αυτής.

Είμαι ευγνώμων στα υπόλοιπα μέλη της εξεταστικής επιτροπής της διπλωματικής εργασίας μου, Καθηγητές κκ. Γρηγόρη Χαϊδεμενόπουλο και Αλέξη Κερμανίδη για την προσεκτική ανάγνωση της εργασίας μου και για την αξιολόγηση αυτής.

Θα ήθελα επιπλέον να ευχαριστήσω τον Dr. Lehnhus Dirk από το Fraunhofer Institute for Manufacturing Technology and Advanced Materials IFAM για την πρόταση του θέματος, για τα πειράματα της χύτευσης, τις μετρήσεις της θερμοκρασίας καθώς και τα πειράματα εφελκυσμού που διεξήγαγε. Ομοίως θα ήθελα να ευχαριστήσω τον Δρ. Νίκο Μπούκο από το Εθνικό Κέντρο Έρευνας Φυσικών Επιστημών (Ε.Κ.Ε.Φ.Ε.) «Δημόκριτος» για την πραγματοποίηση παρατηρήσεων με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης.

Επίσης θα ήθελα να ευχαριστήσω τα μέλη του εργαστηρίου των υλικών Δρ. Ελένη Καμούτση, Δρ. Μαριάννα Τζίνη και τον Υπ. Δρ. Ιωάννη Αριστεϊδάκη για τη βοήθεια και τις συμβουλές που μου παρείχαν κατά τη διάρκεια των πειραματικών και υπολογιστικών διαδικασιών. Ευχαριστώ τους φίλους και τα μέλη της ομάδας Centaurus Racing Team για την ηθική υποστήριξή τους καθώς και για τις αξέχαστες εμπειρίες αυτές που ζήσαμε κατά τη διάρκεια των φοιτητικών μου χρόνων.

Τέλος, είμαι ευγνώμων στους γονείς μου, Κωνσταντίνο Βαζούρα και Ελένη Κραβαρίτη καθώς και στον αδερφό μου Βασίλη Βαζούρα για την αγάπη, υποστήριξη και εμπιστοσύνη τους όλα αυτά τα χρόνια. Θέλω να αφιερώσω αυτή την εργασία στην οικογένεια μου.

# ΕΝΘΕΤΑ ΧΥΤΕΥΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΟΣ AL 7075-T6: ΜΕΛΕΤΗ ΥΠΟΒΑΘΜΙΣΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΛΟΓΩ ΕΚΘΕΣΗΣ ΣΕ ΥΨΗΛΗ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ

ΗΛΙΑΣ ΒΑΖΟΥΡΑΣ

Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, 2021

Επιβλέπουσα: Δρ. Άννα Ζερβάκη

## Περίληψη

Η σύνθετη χύτευση επιτρέπει την ένωση δυο εξαρτημάτων από διαφορετικά υλικά κατά τη διάρκεια της χύτευσης του ενός από αυτά. Το κύριο όφελος αυτής της προσέγγισης είναι η εξάλειψη δευτερευουσών διαδικασιών για την ένωση των εξαρτημάτων. Η παρούσα εργασία εστιάζει στη μελέτη της υποβάθμισης, λόγω της έκθεσης σε υψηλή θερμοκρασία κατά τη χύτευση, των ιδιοτήτων του θερμοσκληρυνόμενου κράματος αλουμινίου AA 7075. Το υλικό αυτό σε αρχική κατάσταση T6 ενώνεται με το χυτό κράμα AlSi10MgMn με χύτευση υψηλής πίεσης και στη συνέχεια ακολουθεί ψύξη είτε σε νερό ή σε αέρα.

Οι θερμοκρασιακοί κύκλοι για τις διάφορες θέσεις των ενθέτων υπολογίστηκαν με κατάλληλο πρόγραμμα προσομοιώσεων χύτευσης. Παράλληλα πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού, μικροσκληρομετρήσεις και μελέτη μικροδομής στα δοκίμια AA 7075 τόσο στην αρχική κατάσταση T6 καθώς και στα δοκίμια που ψύχθηκαν στον αέρα και στο νερό. Η μελέτη της μικροδομής πραγματοποιήθηκε σε οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο καθώς και με ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM). Προσδιορίστηκαν τα χαρακτηριστικά της μικροδομής, όπως το κλάσμα όγκου ( $f$ ) και το μέγεθος ( $r$ ) των φάσεων ισχυροποίησης. Οι μεταβολές που παρατηρήθηκαν στη μικροδομή του κράματος 7075 μελετήθηκαν με προσομοιώσεις υπολογιστικής κινητικής με το πρόγραμμα DICTRA.

Η μειωμένη αντοχή που παρατηρήθηκε στα δοκίμια του κράματος 7075 συνδέεται άμεσα με τις αλλαγές στη μικροδομή δηλαδή τη διαλυτοποίηση και διεύρυνση των φάσεων ισχυροποίησης ( $MgZn_2$ ,  $Mg_3Zn_3Al_2$ ). Τα αποτελέσματα των υπολογισμών από το DICTRA ευρίσκονται σε καλή συμφωνία με τα αντίστοιχα αποτελέσματα της μικροσκοπίας.

**Λέξεις-κλειδιά:** Σύνθετη χύτευση, Χύτευση υψηλής πίεσης, Χύτευση μετάλλου, Αλουμίνιο,  
Μηχανικές ιδιότητες, Θερμική κατεργασία

# ALUMINUM-ALUMINUM COMPOUND CASTING: EFFECT OF TEMPERATURE EXPOSURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICS OF 7075-T6 INSERTS IN HIGH PRESSURE DIE CASTING

ILIAS VAZOURAS

Department of Mechanical Engineering, University of Thessaly, 2021

Supervisor: Dr Anna Zervaki

## Abstract

Compound casting allows joining two components made from different materials during casting of one of these components. The main benefit of this approach is the elimination of secondary joining operations. The present study investigates joining an AA 7075 wrought aluminum alloy to high pressure die cast (HPDC) AlSi10MgMn. The focus is not on formation of a joint between casting and insert, but on the effect of heat introduction during casting on properties of the precipitation hardened (T6) Al alloy.

Following casting experiments, samples were either allowed to cool in air, or water quenched and warm aged. Temperature cycles for various insert positions were determined via accompanying casting simulations. Tensile tests were performed on AA 7075 samples in T6 state, after casting with cooling in air and water quenching, respectively. Microstructural investigations using LM, SEM and TEM provided evidence of microstructural change and were matched with thermodynamic simulations.

The observed loss of strength in AA7075 samples is directly related with the microstructural changes, i.e. dissolution and coarsening of strengthening precipitates ( $MgZn_2$ ,  $Mg_3Zn_3Al_2$ ). TEM studies were conducted to quantify how microstructural features like volume fraction ( $f$ ) and size ( $r$ ) of precipitates evolve during the casting process. In addition, theoretical simulations on microstructural evolution were carried out by DICTRA software, incorporating specific microstructural characteristics and temperature cycles from casting simulation and showing good agreement with TEM data.



The study demonstrates a simulation-based methodology to evaluate casting influences on insert properties in Al-Al compound casting which can be further exploited towards prediction of final mechanical properties of the wrought Al alloy.

**Key words:** Compound Casting, High Pressure Die Casting, Metal Casting, Aluminum, Mechanical Properties, Heat Treatment

## Πίνακας Περιεχομένων

<b>Κεφάλαιο 1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ .....</b>	<b>1</b>
1.1 Περιγραφή προβλήματος, στόχοι και μεθοδολογία .....	1
1.2 Οργάνωση διπλωματικής εργασίας.....	2
<b>Κεφάλαιο 2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ .....</b>	<b>4</b>
2.1 Εισαγωγή – Βιβλιογραφική ανασκόπηση .....	4
2.2 Πειραματική διαδικασία .....	6
<b>Κεφάλαιο 3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΜΕΛΕΤΗΣ.....</b>	<b>11</b>
3.1 Ανάλυση Μικροδομής .....	11
3.2 Μετρήσεις Μικροσκληρότητας.....	13
3.3 Δοκιμές Εφελκυσμού .....	16
3.4 Συμπεράσματα .....	19
<b>Κεφάλαιο 4. ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΜΕ ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗ ΚΙΝΗΤΙΚΗ .....</b>	<b>20</b>
4.1 Εισαγωγή – Βιβλιογραφική ανασκόπηση .....	20
4.2 Υπολογιστική Κινητική Κραμάτων – Μεθοδολογία DICTRA .....	23
4.3 Προσομοιώσεις Εξέλιξης Μικροδομής Κατά Τη Χύτευση.....	25
4.3.1 Πειραματική διαδικασία – Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Διερχόμενης Δέσμης .....	25
4.3.2 Πειραματικά αποτελέσματα και συμπέρασμα .....	27
4.4 Προσομοίωση διαλυτοποίησης σε σταθερή θερμοκρασία – Έλεγχος μεθοδολογίας DICTRA .....	29
4.5 Προσομοίωση διαλυτοποίησης κατά τη χύτευση στο κράμα AA7075-T6 .....	30
4.5.1 Ο θερμικός κύκλος .....	30
4.5.2 Γεωμετρικό μοντέλο – Παραδοχές .....	33
4.5.3 Αποτελέσματα προσομοιώσεων διαλυτοποίησης .....	35
4.6 Προσομοίωση διεύρυνσης της φάσης ισχυροποίησης .....	38
4.6.1 Ο θερμικός κύκλος.....	38
4.6.2 Γεωμετρικό μοντέλο – Παραδοχές .....	39
4.6.3 Αποτελέσματα προσομοιώσεων διεύρυνσης .....	41
<b>Κεφάλαιο 5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ .....</b>	<b>49</b>
<b>Κεφάλαιο 6. ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ.....</b>	<b>50</b>
<b>ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ.....</b>	<b>51</b>

## Κατάλογος Πινάκων

Πίνακας 2.1: Χημική σύσταση AA 7075 (%κβ) .....	7
Πίνακας 2.2: Επεξήγηση καταστάσεων των δοκιμίων .....	10
Πίνακας 3.1: Μετρήσεις σκληρότητας στα μεταλλογραφικά δοκίμια .....	14
Πίνακας 3.2: Αποτελέσματα από δοκιμές εφελκυσμού .....	18
Πίνακας 4.1: Κατηγορίες κατακρημνισμάτων στο αλουμίνιο .....	27

## Κατάλογος Σχημάτων

Σχήμα 2.1: Σχηματική απεικόνιση τμημάτων μιας διάταξης χύτευσης υψηλής πίεσης [41] ...	5
Σχήμα 2.2: Γράφημα θερμοκρασίας με το χρόνο στη θερμική κατεργασία T6 [13].....	6
Σχήμα 2.3: Ένθετο πριν τη διεξαγωγή πειράματος .....	7
Σχήμα 2.4: Χύτευση υψηλής πίεσης ψυχρού θαλάμου Bühler SC/N 66 [14] .....	8
Σχήμα 2.5: Πειραματική διάταξη μετά την εξαγωγή από τη μήτρα .....	9
Σχήμα 2.6: Ένθετο μετά τη διεξαγωγή του πειράματος .....	9
Σχήμα 2.7: Σχηματική απεικόνιση της διάταξης κατά τη χύτευση .....	9
Σχήμα 3.1: Μικροδομή AA 7075 T6. Δεξιά μικροδομή υλικού πριν το πείραμα (Μεγέθυνση x200). Αριστερά μικροδομή από βιβλιογραφία [16].....	11
Σχήμα 3.2: Η μικροδομή του T6 στα 3 επίπεδα παρατήρησης (RD: διεύθυνση έλασης, TD: εγκάρσια στη διεύθυνση έλασης, ND: κάθετα στη διεύθυνση έλασης) .....	12
Σχήμα 3.3: Μικροδομή δοκιμίου στην κατάσταση F (Μεγέθυνση x200).....	12
Σχήμα 3.4: Μικροδομή δοκιμίου στην κατάσταση HT (Μεγέθυνση x200) .....	13
Σχήμα 3.5: Γράφημα του μέσου όρου σκληρότητας των δειγμάτων.....	14
Σχήμα 3.6: Σκληρότητα σε σχέση με την απόσταση από το άκρο σε επαφή με το χυτό .....	15
Σχήμα 3.7: Σχηματική απεικόνιση της απόστασης στο προφίλ σκληρότητας .....	15
Σχήμα 3.8: Διαστάσεις και θέση των δοκιμών εφελκυσμού .....	16
Σχήμα 3.9: Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια κατάστασης T6.....	17
Σχήμα 3.10: Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια κατάστασης F.....	17
Σχήμα 3.11: Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια κατάστασης HT .....	17
Σχήμα 4.1: Συνολική καμπύλη ισχυροποίησης (συνοχής και Orowan) [35] .....	21
Σχήμα 4.2: Διάγραμμα φάσεων Al-Zn-Mg με 2.51% κβ Mg .....	22
Σχήμα 4.3: Διάγραμμα ροής μεθοδολογίας DICTRA [40] .....	25
Σχήμα 4.4: Δοκίμια της κατάστασης T6 στη διαδικασία προετοιμασίας για TEM.....	26
Σχήμα 4.5: Απεικόνιση των κατακρημνισμάτων ανά είδος [33] .....	27
Σχήμα 4.6: Μικροδομή φωτεινού και σκοτεινού πεδίου από το κράμα 7075-T6 πριν το πείραμα (Μεγέθυνση x150.000).....	28
Σχήμα 4.7: Μικροδομή φωτεινού πεδίου για το δοκίμιο στην κατάσταση F. Αριστερά (Μεγέθυνση x17.000), Δεξιά (Μεγέθυνση x36.000) .....	28
Σχήμα 4.8: Μικροδομή φωτεινού πεδίου για το δοκίμιο στην κατάσταση HT. Αριστερά (Μεγέθυνση x5.100), Δεξιά (Μεγέθυνση x8.200) .....	29

Σχήμα 4.9: Κλάσμα όγκου ( $f$ ) και μέσο μέγεθος ( $r$ ) σε σχέση με τη θερμοκρασία σε ισόθερμες προσομοιώσεις .....	30
Σχήμα 4.10: Διάταξη της προσομοίωσης ολόκληρου του πειράματος στο MAGMA 5.4 .....	31
Σχήμα 4.11: Λεπτομέρεια της διάταξης στο MAGMA 5.4. Οι μπλε κουκίδες παριστάνουν θερμοστοιχεία στο ένθετο, υπάρχουν 3 στο πάχος του .....	31
Σχήμα 4.12: Θερμοκρασιακοί κύκλοι σε διάφορα σημεία του δοκιμίου .....	32
Σχήμα 4.13: Απλοποιημένο θερμοκρασιακό προφίλ .....	32
Σχήμα 4.14: Γεωμετρικό μοντέλο ανάπτυξης της φάσης ισχυροποίησης ή στη μήτρα της φάσης FCC .....	33
Σχήμα 4.15: Μεταβολή του κλάσματος όγκου της φάσης ή με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου $T_{max}=607K$ . (Μερική διαλυτοποίηση) ..	36
Σχήμα 4.16: Μεταβολή του κλάσματος όγκου της φάσης ή με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου $T_{max}=657K$ . (Πλήρης διαλυτοποίηση) ..	36
Σχήμα 4.17: Μεταβολή του μεγέθους της φάσης ή με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου $T_{max}=607K$ . (Μερική διαλυτοποίηση) .....	37
Σχήμα 4.18: Μεταβολή του μεγέθους της φάσης ή με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου $T_{max}=657K$ . (Πλήρης διαλυτοποίηση) .....	37
Σχήμα 4.19: Προσομοίωση με αρχικό μέγεθος κόκκου 4nm και διαφορετικούς ρυθμούς ψύξης.....	38
Σχήμα 4.20: Απλοποιημένα θερμοκρασιακά προφίλ για τις προσομοιώσεις της διεύρυνσης .....	39
Σχήμα 4.21: Διάγραμμα ελεύθερης ενέργειας-σύστασης των φάσεων $\alpha$ και $\beta$ , για διάφορες τιμές ακτίνας καμπυλότητας της φάσης $\beta$ [35] .....	39
Σχήμα 4.22: Γεωμετρικό μοντέλο διεύρυνσης (coarsening).....	40
Σχήμα 4.23: Μεταβολή ακτίνας της φάσης ή σε σχέση με το χρόνο και την αρχική ακτίνα ( $r_0=4nm$ ) .....	41
Σχήμα 4.24: Μεταβολή ακτίνας της φάσης ή σε σχέση με το χρόνο και την αρχική ακτίνα ( $r_0=2nm$ ) .....	42
Σχήμα 4.25: Μεταβολή ακτίνας της φάσης ή σε σχέση με το χρόνο και την αρχική ακτίνα ( $r_0=8nm$ ) .....	42
Σχήμα 4.26: Μεταβολή της ακτίνας της φάσης ή σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος .....	43

Σχήμα 4.27: Μεταβολή $r^3$ της φάσης $\eta'$ σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=2\text{nm}$ ) .....	44
Σχήμα 4.28: Μεταβολή $r^3$ της φάσης $\eta'$ σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=4\text{nm}$ ) .....	44
Σχήμα 4.29: Μεταβολή $r^3$ της φάσης $\eta'$ σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=8\text{nm}$ ) .....	45
Σχήμα 4.30: Μεταβολή $r^3$ της φάσης $\eta'$ σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=2\text{nm}$ , αργή ψύξη).....	45
Σχήμα 4.31: Μεταβολή $r^3$ της φάσης $\eta'$ σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=4\text{nm}$ , αργή ψύξη).....	46
Σχήμα 4.32: Μεταβολή $r^3$ της φάσης $\eta'$ σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=8\text{nm}$ , αργή ψύξη).....	46
Σχήμα 4.33: Μεταβολή της τελικής ακτίνας της φάσης $\eta'$ σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος για το θερμικό κύκλο των 25s .....	47
Σχήμα 4.34: Μεταβολή της τελικής ακτίνας της φάσης $\eta'$ σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος για το θερμικό κύκλο των 1000s .....	47

## Κεφάλαιο 1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

---

### 1.1 Περιγραφή προβλήματος, στόχοι και μεθοδολογία

Το αλουμίνιο είναι ένα σημαντικό τεχνολογικό υλικό και χρησιμοποιείται σε πολλές βιομηχανικές εφαρμογές (π.χ. αυτοκινητοβιομηχανία, αεροναυπηγική) λόγω των εξαιρετικών μηχανικών ιδιοτήτων της αντοχής σε διάβρωση που μπορεί να αποκτήσει μέσω της κραμάτωσης σε συνδυασμό με τη χαμηλή του πυκνότητα. Τα κράματα αλουμινίου είναι διαθέσιμα ως χυτά ή ελατά προϊόντα καθώς επίσης κατόπιν διαμόρφωσης ως προϊόντα εξέλασης ή σφυρηλασίας ώστε να σχηματισθούν διάφορα εξαρτήματα. Για να είναι χρήσιμα αυτά τα εξαρτήματα πρέπει να μπορούν να ενωθούν ώστε να παραχθούν μεγαλύτερες κατασκευές. Η ένωση εξαρτημάτων στην κατασκευαστική διαδικασία είναι μια χρονοβόρα και περίπλοκη διαδικασία έτσι οι μηχανικοί προσπαθούν να αναπτύξουν εναλλακτικές παραγωγικότερες μεθόδους. Εκτός από την ένωση με ηλώσεις ή κοχλίες είναι πολλές φορές χρήσιμο να ενωθούν με συγκόλληση. Για παράδειγμα με τήξη ή με συγκόλληση δια τριβής και ανάδευσης ή αλλιώς ταυτόχρονα με μια άλλη διαδικασία όπως για παράδειγμα τη χύτευση ενός εξαρτήματος. Η τελευταία μπορεί να μειώσει σημαντικά το χρόνο ολοκλήρωσης της κατασκευής και να βοηθήσει στην ένωση πιο περίπλοκων εξαρτημάτων. Όλες αυτές διαδικασίες απαιτούν την εισαγωγή θερμότητας στο εξάρτημα και έτσι σε ένα θερμοσκληρυνόμενο υλικό υπάρχει επιρροή στη μικροδομή και στις ιδιότητες του.

Στην παρούσα διπλωματική μελετάται η περίπτωση της σύνθετης χύτευσης κράματος αλουμινίου σε επαφή με ελατό κράμα αλουμινίου. Συγκεκριμένα μελετάται η ένωση του ελατού κράματος AA 7075 με το χυτό AlSi10MgMn με χύτευση υψηλής πίεσης. Τα πειράματα της χύτευσης πραγματοποιήθηκαν στο Fraunhofer Institute for Manufacturing Technology and Advanced Materials IFAM, χρησιμοποιώντας εξοπλισμό Bühler SC/N 66. Μετά τα πειράματα δημιουργήθηκαν διαφορετικές συνθήκες ψύχοντας σε νερό και είτε κάνοντας θερμική κατεργασία είτε όχι. Υπολογίστηκαν οι θερμοκρασιακοί κύκλοι με προσομοίωση της χύτευσης χρησιμοποιώντας το λογισμικό MAGMA 5.4. Επίσης έγιναν δοκιμές εφελκυσμού σε δοκίμια από το AA 7075 στην αρχική (T6) κατάσταση καθώς και μετά τα πειράματα της

χύτευσης και στις δύο καταστάσεις (θερμική κατεργασία ναι ή όχι αντίστοιχα). Η μικροδομή μελετήθηκε με οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο, και ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης (TEM). Σε όλα τα μεταλλογραφικά δοκίμια πραγματοποιήθηκαν μικροσκληρομετρήσεις.

Τα πειράματα της χύτευσης, ο υπολογισμός των θερμοκρασιακών κύκλων και τα πειράματα εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν στο Fraunhofer Institute for Manufacturing Technology and Advanced Materials IFAM. Η ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης πραγματοποιήθηκε στο Εθνικό Κέντρο Έρευνας Φυσικών Επιστημών (Ε.Κ.Ε.Φ.Ε.) «Δημόκριτος». Στο Εργαστήριο Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας στα πλαίσια της παρούσας εργασίας πραγματοποιήθηκε η μεταλλογραφία, οι μικροσκληρομετρήσεις, η προετοιμασία των δοκιμών για το TEM καθώς και οι προσομοιώσεις στο πρόγραμμα DICTRA.

Η σκλήρυνση του κράματος AA 7075 με θερμική κατεργασία το κάνει ευαίσθητο σε μεγάλες θερμοκρασιακές αλλαγές κατά τη διάρκεια της χρήσης του. Αυτό συμβαίνει γιατί η σκλήρυνση συμβαίνει με κατακρήμνιση των φάσεων ισχυροποίησης που δημιουργούνται κατά τη θερμική κατεργασία της γήρανσης. Εάν ο θερμοκρασιακός κύκλος στον οποίο εκτίθεται το υλικό υπερβαίνει τη θερμοκρασία γήρανσης του αυτό έχει ως συνέπεια τη διαλυτοποίηση ή και τη διεύρυνση των φάσεων αυτών με συνέπεια τη μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων του.

Στην παρούσα διπλωματική εργασία αφενός μελετήθηκε η μικροδομή με τις μεθόδους μικροσκοπίας που αναφέρθηκαν παραπάνω και παράλληλα πραγματοποιήθηκαν υπολογισμοί υπολογιστικής κινητικής με το πρόγραμμα DICTRA προκειμένου να προσδιοριστούν οι μεταβολές που εξελίσσονται στη μικροδομή κατά τη διάρκεια του θερμικού κύκλου και αφορούν τόσο το μέγεθος ( $r$ ) όσο και το κλάσμα όγκου ( $f$ ) των φάσεων ισχυροποίησης. Τα αποτελέσματα των υπολογισμών αξιολογήθηκαν με βάση τη μελέτη του TEM.

## 1.2 Οργάνωση διπλωματικής εργασίας

Η διπλωματική διαρθρώνεται σε 6 κεφάλαια. Η πειραματική διαδικασία αφορά την εκτέλεση των πειραμάτων χύτευσης και τις διαφορετικές τελικές συνθήκες που δημιουργήθηκαν στα διάφορα ένθετα. Η περιγραφή των μέσων με τα οποία έγιναν τα πειράματα καθώς και εικόνες από τη διαδικασία περιγράφονται στο 2<sup>ο</sup> κεφάλαιο. Επίσης στο



ίδιο κεφάλαιο παρουσιάζεται βιβλιογραφική ανασκόπηση με εκτενή αναφορά στο μηχανισμό ισχυροποίησης του ελατού και θερμικά κατεργάσιμου κράματος AA 7075.

Στο 3<sup>ο</sup> κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της πειραματικής αξιολόγησης των δειγμάτων που λήφθηκαν από τα ένθετα των πειραμάτων.

Το 4<sup>ο</sup> κεφάλαιο ασχολείται με τις προσομοιώσεις υπολογιστικής κινητικής, παρουσιάζονται τα μοντέλα που αναπτύχθηκαν για την προσομοίωση της διαδικασίας της χύτευσης καθώς και οι βάσεις δεδομένων που χρησιμοποιήθηκαν ώστε να προσομοιωθεί η διαλυτοποίηση και η διεύρυνση των φάσεων ισχυροποίησης των ενθέτων. Επίσης γίνεται μια σύγκριση με τα πειραματικά αποτελέσματα για επιβεβαίωση των παραμέτρων στα μοντέλα προσομοίωσης.

Στο 5<sup>ο</sup> κεφάλαιο παρουσιάζονται τα συμπεράσματα που προέκυψαν στα πλαίσια της παρούσας εργασίας.

Τέλος στο 6<sup>ο</sup> κεφάλαιο παρουσιάζονται προτάσεις για μελλοντική έρευνα.

## Κεφάλαιο 2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

---

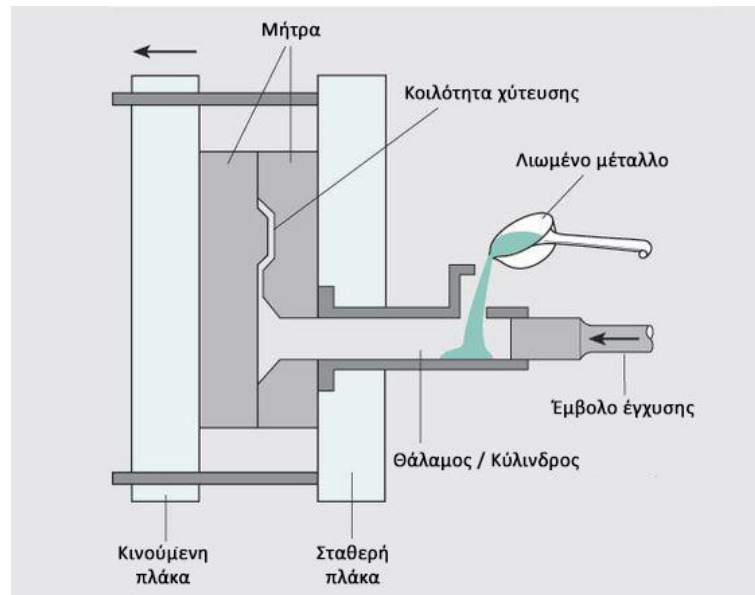
Το αντικείμενο του παρόντος κεφαλαίου είναι η περιγραφή των πειραματικών διαδικασιών που διεξήχθησαν με σκοπό:

- Τον προσδιορισμό της επίδρασης της θερμοκρασίας της χύτευσης στη μικροδομή (π.χ. μέγεθος κόκκου) και στις μηχανικές ιδιότητες (π.χ. μικροσκληρότητα, ιδιότητες εφελκυσμού [Κεφ.3])
- Την ανάπτυξη μοντέλων υπολογιστικής κινητικής και η σύγκρισή τους με τα πειραματικά αποτελέσματα (Κεφ.4) για προβλέψεις της μικροδομής σε πειράματα με διαφορετικές παραμέτρους.

### 2.1 Εισαγωγή – Βιβλιογραφική ανασκόπηση

Στη συνέχεια παρουσιάζεται η βιβλιογραφική ανασκόπηση στη χύτευση υψηλής πίεσης και στο κράμα AA 7075 από το οποίο αποτελούνται τα ένθετα τα οποία μελετώνται.

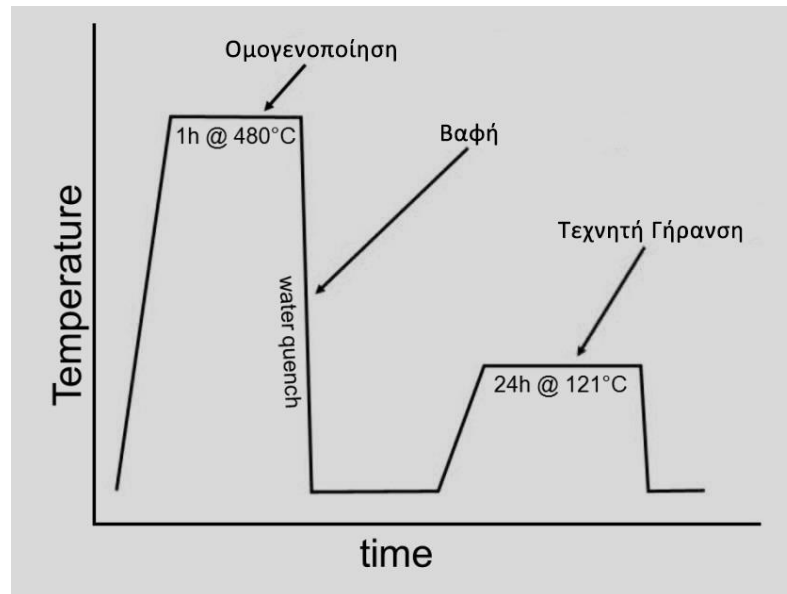
Η μέθοδος της χύτευσης υψηλής πίεσης είναι μια διαδικασία που χρησιμοποιείται συχνά για τη δημιουργία εξαρτημάτων λόγω της υψηλής ταχύτητας και παραγωγικότητας που προσφέρει καθώς και λόγω της καλής ποιότητας η οποία μειώνει την ανάγκη για επιπλέον επεξεργασία μετά τη χύτευση. Σε αυτή τη μέθοδο χρησιμοποιείται μεταλλική μήτρα με κοιλότητα η οποία έχει την αρνητική γεωμετρία του εξαρτήματος. Η μήτρα αυτή αποτελείται από δύο μέρη και βρίσκεται πάνω σε μηχανή που την τροφοδοτεί με τηγμένο μέταλλο με υψηλή πίεση και ταχύτητα. Ο χρόνος που χρειάζεται να πιεστεί το μέταλλο στη μήτρα είναι πολύ μικρός (10-100 ms) [1]. Αφού γίνει η έγχυση του μετάλλου η πίεση διατηρείται για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα, και στη συνέχεια τα δύο μέρη της μήτρας ανοίγουν και ειδικοί πείροι εξάγουν το εξάρτημα από τη μήτρα. Ο χρόνος για ολόκληρη τη διαδικασία είναι συνήθως πολύ μικρός, για παράδειγμα υπάρχουν μηχανές που κάνουν τη διαδικασία σε περίπου 90 sec [2], γεγονός που καθιστά την παραγωγικότητα της μεθόδου πολύ υψηλή. Παρακάτω παρουσιάζονται σχηματικά τα μέρη από τα οποία αποτελείται μια τέτοια διάταξη.



Σχήμα 2.1: Σχηματική απεικόνιση τμημάτων μιας διάταξης χύτευσης υψηλής πίεσης [41]

Το αλουμίνιο είναι ένα υλικό με εκτεταμένη χρήση και βιομηχανική εφαρμογή. Το AA 7075 ανήκει στη σειρά 7xxx έχει κύρια κραματικά στοιχεία τα: ψευδάργυρο (Zn), μαγνήσιο (Mg) και χαλκό (Cu). Η σειρά 7xxx χρησιμοποιείται κυρίως στην αεροναυπηγική λόγω της χαμηλής πυκνότητας και της υψηλής αντοχής. Οι κύριες φάσεις ισχυροποίησης είναι:  $\eta(MgZn_2)$ ,  $T(Al_2CuMg)$  και  $S(Al_2CuMg)$  οι οποίες υπάρχουν σε διάφορα κράματα της σειράς 7XXX του αλουμινίου. Η κύρια φάση ισχυροποίησης στο AA 7075 είναι η  $MgZn_2$  η οποία σύμφωνα με τη θερμική κατεργασία που θα γίνει μπορεί να υπάρχει σε μικρά ιζήματα ως μια μετασταθής ( $\eta'$ ) ενώ η φάση  $\eta$  είναι το σταθερό ίζημα σε κατάσταση ισορροπίας του  $MgZn_2$ , το οποίο βρίσκεται συνήθως στα όρια των κόκκων. Η φάση  $T(Al_2CuMg)$  σχηματίζεται όταν υπάρχει μικρός λόγος  $Zn:Mg$  ενώ η εξαγωνική  $\eta'$  σχηματίζεται όταν ο λόγος  $Zn:Mg$  είναι μεγαλύτερος, κατά την τεχνητή γήρανση σε υψηλότερες θερμοκρασίες. Η δημιουργία των φάσεων ισχυροποίησης μπορεί να ακολουθήσει δυο δρόμους σύμφωνα με το λόγο  $Zn:Mg$ . Αρχικά μετά την ομογενοποίηση υπάρχει ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα και μέσω ενός μετασχηματισμού δημιουργούνται οι Guinier-Preston ζώνες οι οποίες σε υψηλό λόγο  $Zn:Mg$  γίνονται μετασταθής  $\eta'$  φάση και μέρος αυτής γίνεται η φάση ισορροπίας  $\eta(MgZn_2)$  ενώ σε χαμηλό λόγο  $Zn:Mg$  δημιουργούνται φάσεις ξεκινώντας από τη μετασταθή  $T'$  μέρος της οποίας γίνεται η φάση ισορροπίας  $T(Al_2CuMg)$ . Η αλληλουχία για την κατακρήμνιση του AA 7075 ακολουθεί πάντα την πρώτη με τον υψηλό λόγο  $Zn:Mg$ . Επίσης η διαδικασία της τεχνητής γήρανσης δεν αλλάζει σημαντικά το μέγεθος του κόκκου καθώς η θερμοκρασία στην

οποία γίνεται είναι σχετικά χαμηλή. Παρακάτω διακρίνεται η καμπύλη θερμοκρασίας-χρόνου για τη θερμική κατεργασία T6 του κράματος AA 7075.



Σχήμα 2.2: Γράφημα θερμοκρασίας με το χρόνο στη θερμική κατεργασία T6 [13]

## 2.2 Πειραματική διαδικασία

Τα πειράματα που εκτελέστηκαν στα πλαίσια της παρούσας διπλωματικής εργασίας ήταν στα πλαίσια της συνεργασίας του Εργαστηρίου Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας με το Fraunhofer Institute for Manufacturing Technology and Advanced Materials IFAM και του Εθνικού Κέντρου Έρευνας Φυσικών Επιστημών (Ε.Κ.Ε.Φ.Ε.) «Δημόκριτος». Αυτά αφορούν τη μελέτη της επιρροής στο ελατό AA 7075 από τη θερμοκρασία της χύτευσης κατά τη δημιουργία της ένωσης μεταξύ του χυτού και των ενθέτων. Η διαδικασία αυτή είναι το πρώτο βήμα για να αξιολογηθεί η χρησιμότητα και η ανάγκη για αυτής της μορφής ένωσης δυο εξαρτημάτων.

Το υλικό που ήταν το αντικείμενο μελέτης του πειράματος είναι το ελατό και θερμικώς κατεργάσιμο κράμα που ανήκει στη σειρά 7XXX και συγκεκριμένα το 7075 - T6. Η χημική ανάλυση του κράματος της εργασίας φαίνεται στον πίνακα 2.1 όπου και παρουσιάζεται και η σύσταση του κράματος με βάση το ASM Handbook.

Κύρια κραματικά στοιχεία της σειράς αυτής είναι το Zn και το Mg και δευτερεύον ο Cu ο οποίος προστίθεται στο κράμα και βοηθάει στην περαιτέρω αύξηση της αντοχής και στη διατήρηση κάποιων κατακρημνισμάτων κατά τη θερμική κατεργασία αυτού. [7]

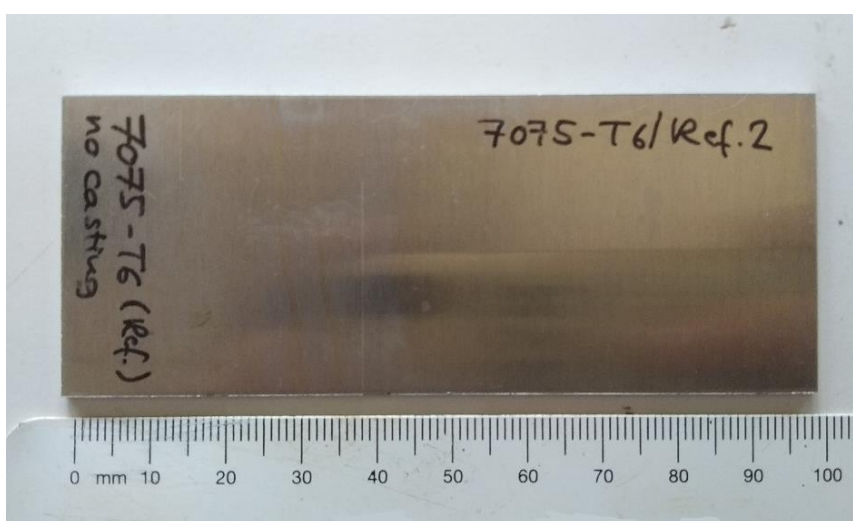
Πίνακας 2.1: Χημική σύσταση AA 7075 (%κβ)

<u>Al</u>	<u>Zn</u>	<u>Mg</u>	<u>Cu</u>	<u>Cr</u>	<u>Fe</u>	<u>Si</u>	<u>Zr</u>	<u>Ti</u>	<u>Mn</u>
Bal.	5.99	2.51	1.68	0.185	0.091	0.050	0.046	0.045	0.021

<u>Al</u>	<u>Zn</u>	<u>Mg</u>	<u>Cu</u>	<u>Cr</u>	<u>Fe</u>	<u>Si</u>	<u>Ti</u>	<u>Mn</u>	<u>Max other (each)</u>	<u>Max others (total)</u>
<u>Bal.</u>	<u>5.1-6.1</u>	<u>2.1-2.9</u>	<u>1.20-2.0</u>	<u>0.18-0.28</u>	<u>0.50 max</u>	<u>0.40 max</u>	<u>0.20 max</u>	<u>0.30 max</u>	<u>0.05</u>	<u>0.15</u>

Το κράμα για τα ένθετα που χρησιμοποιήθηκε ήταν σε κατάσταση T6 δηλαδή είχε υποστεί τεχνητή γήρανση πριν τα πειράματα και ήταν στην κατάσταση μέγιστης εφελκυστικής αντοχής του. Το χυτό κράμα που χρησιμοποιήθηκε είναι το AlSi10MgMn με θερμοκρασία τήξης περίπου 720 °C

Τα ένθετα που χρησιμοποιήθηκαν στο πείραμα είναι σε μορφή πλακιδίων και οι διαστάσεις τους ήταν 100x40x1.5mm. (Σχ. 2.3)



Σχήμα 2.3: Ένθετο πριν τη διεξαγωγή πειράματος

Για τη διεξαγωγή των πειραμάτων χρησιμοποιήθηκε εξοπλισμός χύτευσης υψηλής πίεσης ψυχρού θαλάμου, το SC/N 66 της εταιρίας Bühler GmbH. Τα χαρακτηριστικά του οποίου είναι τα εξής:

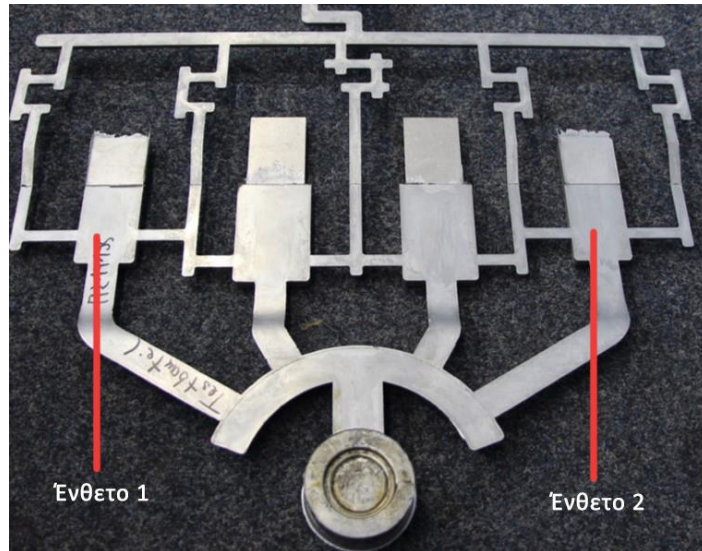
- Δύναμη κλειδώματος: 6 615 kN
- Βάρος υλικού που μπορεί να χυτευθεί: μέχρι 8kg (αλουμίνιο)
- Έλεγχος σε πραγματικό χρόνο
- Υποστήριξη και για επιπλέον υποπίεση
- Κάμινος τήξης: Al/Zn (350 kg)



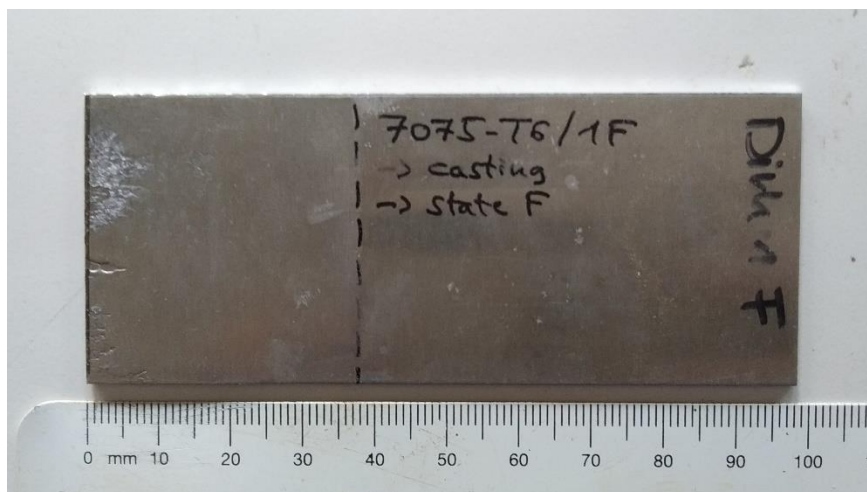
Σχήμα 2.4: Χύτευση υψηλής πίεσης ψυχρού θαλάμου Bühler SC/N 66 [14]

Τα ελάσματα τοποθετήθηκαν στη μήτρα της χύτευσης πριν ξεκινήσει η διαδικασία και δημιουργήθηκαν 2 δοκίμια σε κάθε χύτευση. Μετά το πέρας της χύτευσης αυτά αφαιρούνταν από το χυτό για να συνεχίσουν οι επόμενες διεργασίες στο κάθε ένα. Έγιναν πειράματα σε δύο καταστάσεις. Στην πρώτη (κατάσταση F), έγινε ψύξη σε νερό 20°C μετά τη χύτευση. Στη δεύτερη (κατάσταση HT), έγινε ψύξη σε νερό 20°C μετά τη χύτευση και ακολούθησε θερμική κατεργασία (8h στους 170°C), ύστερα από αποθήκευση 18 ημερών σε θερμοκρασία δωματίου. Παρακάτω διακρίνεται η διάταξη αμέσως μετά την εξαγωγή από τη μήτρα της χύτευσης καθώς και ένα σχήμα που επεξηγεί τη θέση των ενθέτων κατά την πειραματική διαδικασία.

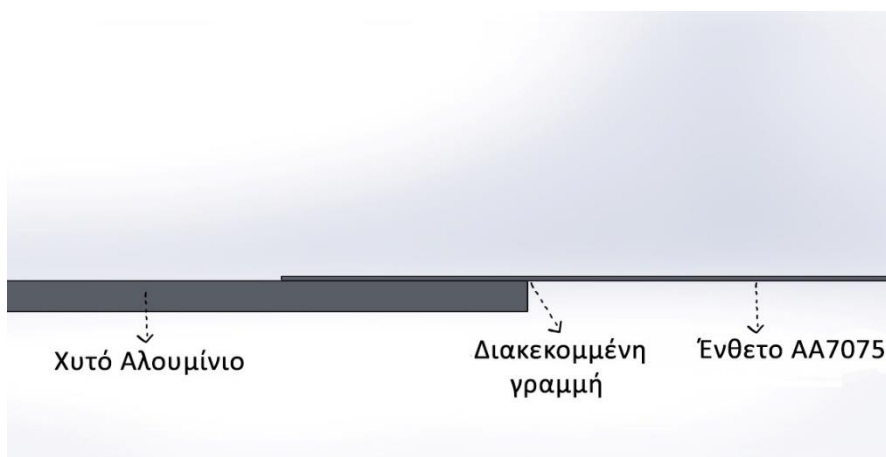




Σχήμα 2.5: Πειραματική διάταξη μετά την εξαγωγή από τη μήτρα



Σχήμα 2.6: Ένθετο μετά τη διεξαγωγή του πειράματος



Σχήμα 2.7: Σχηματική απεικόνιση της διάταξης κατά τη χύτευση

Πίνακας 2.2: Επεξήγηση καταστάσεων των δοκιμίων

Κατάσταση	Διεργασίες
T6	Αρχική κατάσταση
F	Ψύξη σε νερό 20°C μετά τη χύτευση
HT	Ψύξη σε νερό 20°C μετά τη χύτευση και θερμική κατεργασία 8h στους 170°C

Από τα ένθετα αυτά κόπηκαν μεταλλογραφικά δοκίμια για εξέταση στο οπτικό μικροσκόπιο καθώς και δείγματα τα οποία ετοιμάστηκαν για εξέταση σε οπτικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης. Τα δοκίμια για το οπτικό μικροσκόπιο εγκιβωτίστηκαν και στη συνέχεια λειάνθηκαν και σιλιβώθηκαν. Για την αποκάλυψη της μικροδομής έγινε χημική προσβολή με το αντιδραστήριο Keller's (2 mL HF, 3 mL HCl, 5mL HNO<sub>3</sub>, 190 mL H<sub>2</sub>O) η σύσταση του οποίου είναι σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E407. Επίσης στα δείγματα έγιναν μετρήσεις μικροσκληρότητας σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E384 με επιβολή βάρους 300gf και δημιουργήθηκαν προφίλ σκληρότητας για διάφορες κατευθύνσεις του υλικού.

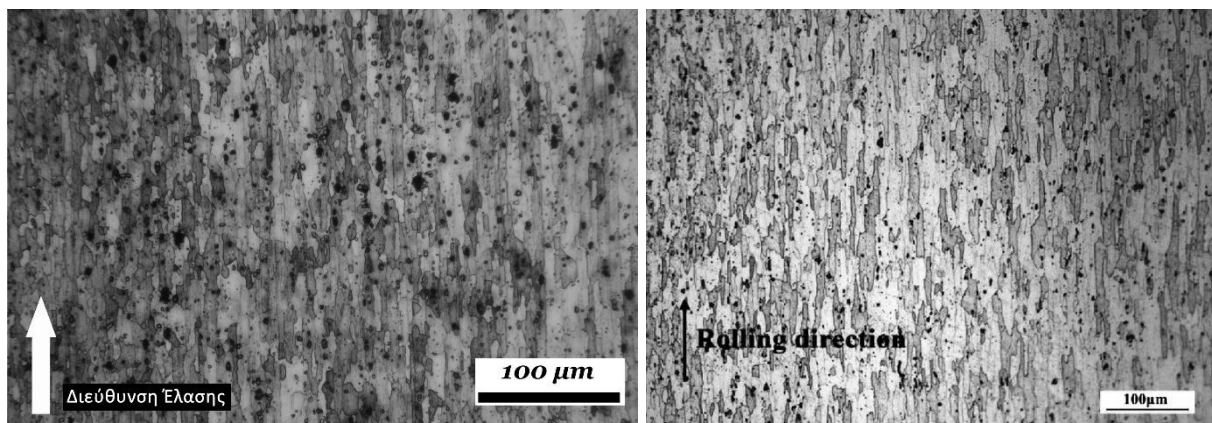


## Κεφάλαιο 3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΜΕΛΕΤΗΣ

Στο κεφάλαιο αυτό περιέχονται τα αποτελέσματα από τα πειράματα για τον προσδιορισμό των χαρακτηριστικών του υλικού των ενθέτων και τα συμπεράσματα που προέκυψαν από αυτά.

### 3.1 Ανάλυση Μικροδομής

Παρατηρώντας τη μικροδομή του υλικού πριν το πείραμα τα όρια των κόκκων διακρίνονται από τα κατακρημνίσματα ισχυροποίησης καθώς η χημική προσβολή τα κάνει διακριτά. Δηλαδή είναι μια μικροδομή που έχει το AA 7075 στην T6 κατάσταση μετά την τεχνητή γήρανση. Επίσης διακρίνουμε μια κατευθυντικότητα στο σχήμα των κόκκων η οποία οφείλεται στο γεγονός ότι το ένθετο είναι σε μορφή ελάσματος η οποία προκύπτει από έλαση.



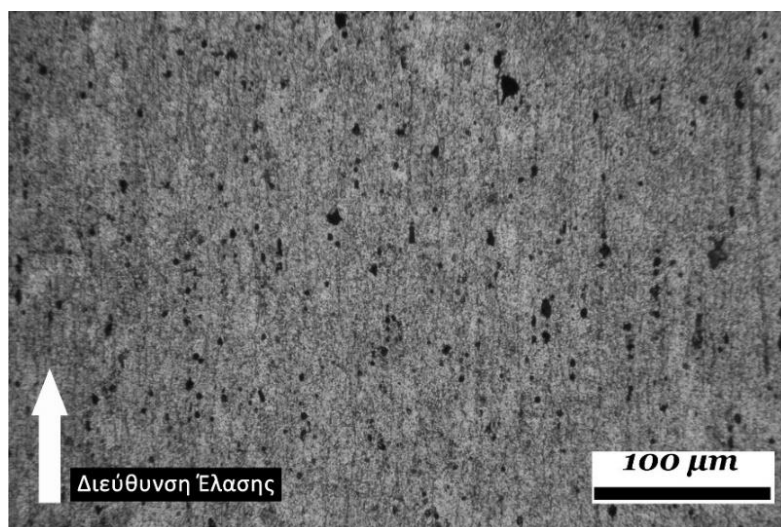
Σχήμα 3.1: Μικροδομή AA 7075 T6. Δεξιά μικροδομή υλικού πριν το πείραμα (Μεγέθυνση x200). Αριστερά μικροδομή από βιβλιογραφία [16]

Παρακάτω διακρίνεται η μικροδομή του T6 υλικού στα 3 επίπεδα στην οποία είναι διακριτή η διαφορά στη μικροδομή η οποία προκαλείται από την έλαση κατά τη διάρκεια της παραγωγικής τους διαδικασίας.



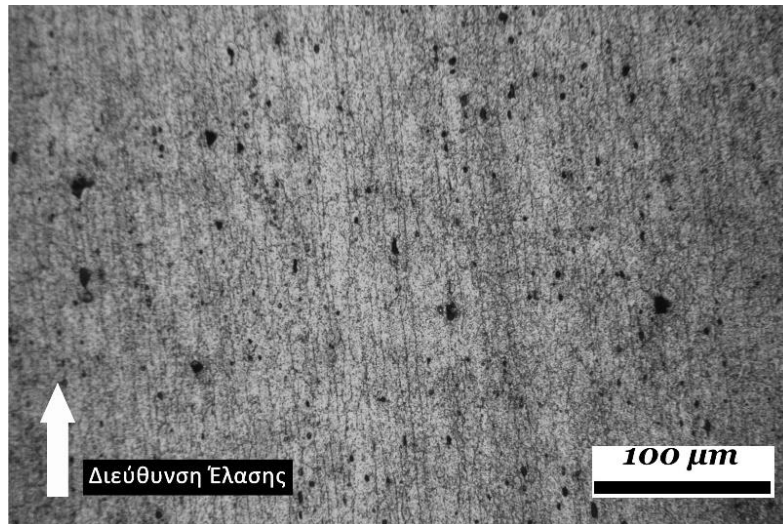
Σχήμα 3.2: Η μικροδομή του T6 στα 3 επίπεδα παρατήρησης (RD: διεύθυνση έλασης, TD: εγκάρσια στη διεύθυνση έλασης, ND: κάθετα στη διεύθυνση έλασης)

Η παρατήρηση της μικροδομής του δοκιμίου της κατάστασης F. δίδεται παρακάτω στο Σχ. 3.3. Παρατηρούνται τα κατακρημνίσματα ισχυροποίησης διάσπαρτα σε όλο το χώρο του δοκιμίου και όχι στα όρια των κόκκων. Αυτό θα μειώσει τη σκληρότητα και την αντοχή του υλικού καθώς οι φάσεις ισχυροποίησης δεν είναι σε θέσεις για να εμποδίσουν την ολίσθηση γραμμοαταξιών. Στην παρακάτω εικόνα διακρίνεται η μικροδομή και η διασπορά των φάσεων ισχυροποίησης.



Σχήμα 3.3: Μικροδομή δοκιμίου στην κατάσταση F (Μεγέθυνση x200)

Η μικροδομή των δοκιμίων σε κατάσταση HT δίδεται στο Σχ. 3.4. Το δοκίμιο αυτό έχει πάλι διάσπαρτες τις φάσεις ισχυροποίησης αλλά λόγω της θερμικής κατεργασίας μετά έχει μια μικρή κατανομή αυτών στα όρια των κόκκων. Η συμπεριφορά αυτή δικαιολογείται καθώς η θερμική κατεργασία είναι σε μικρότερο χρόνο και υψηλότερη θερμοκρασία από την απαιτούμενη για την κατάσταση T6 επομένως έχει μειωμένη αντοχή. Επίσης δεν έχει προηγηθεί πλήρους ομογενοποίησης.



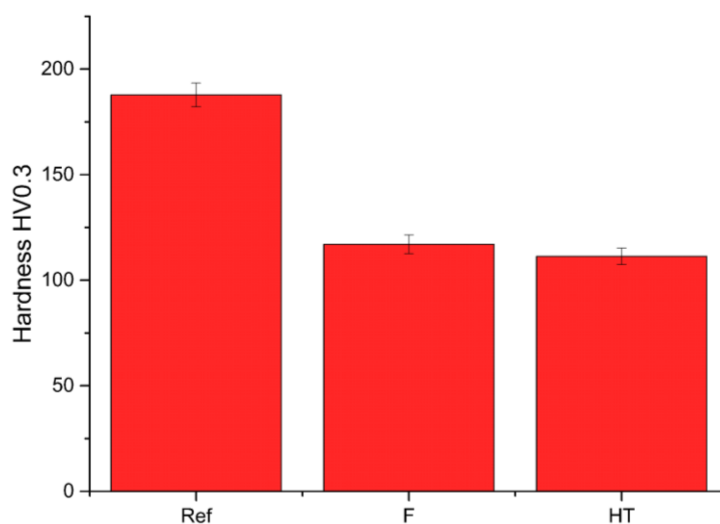
Σχήμα 3.4: Μικροδομή δοκιμίου στην κατάσταση HT (Μεγέθυνση x200)

### 3.2 Μετρήσεις Μικροσκληρότητας

Μετά την οπτική παρατήρηση διεξήχθησαν μικροσκληρομετρήσεις ώστε να ληφθεί μια πρώτη εικόνα για τις μηχανικές ιδιότητες των ενθέτων. Η προετοιμασία που ακολουθήθηκε για τη σκληρομέτρηση ήταν: κοπή δοκιμίων, εγκιβωτισμός σε ρητίνη δυο συστατικών, λείανση και στίλβωση. Η προετοιμασία εξασφαλίζει την επαναληψιμότητα και τη σιγουριά των μετρήσεων. Στον πίνακα που ακολουθεί φαίνονται οι διακριτές μετρήσεις και ένας μέσος όρος του υλικού πριν το πείραμα (T6) καθώς και στις δυο καταστάσεις F και HT.

Πίνακας 3.1: Μετρήσεις σκληρότητας στα μεταλλογραφικά δοκίμια

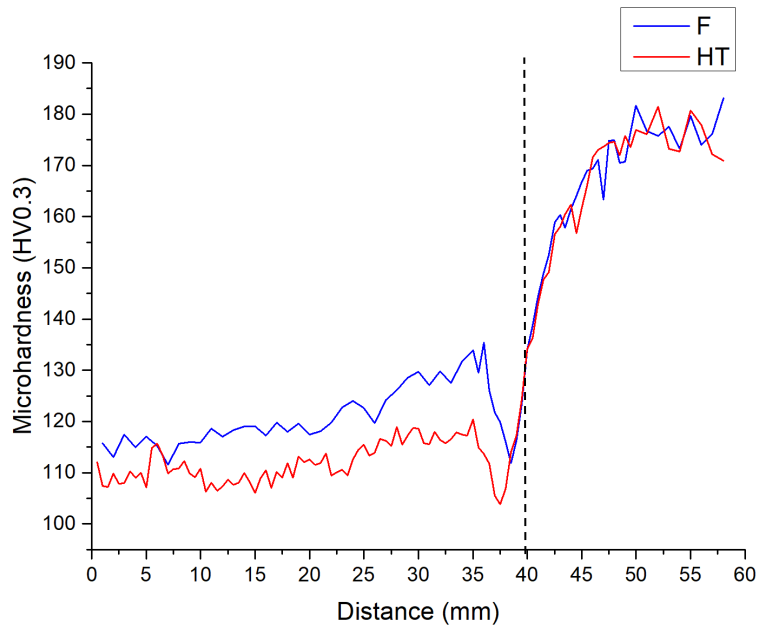
	T6 (Ref)	F	HT
1	188.9	113.8	110.1
2	176.2	123.2	116.3
3	195.2	121.1	111.9
4	189.5	115.2	109.3
5	184.7	121	117
6	191.3	119.6	110.9
7	189.1	110.8	105
8	183.6	116.2	113
9	191.3	111.7	107.7
<u>AVG</u>	<u>188</u>	<u>117</u>	<u>111</u>
Standard Deviation	6	5	4



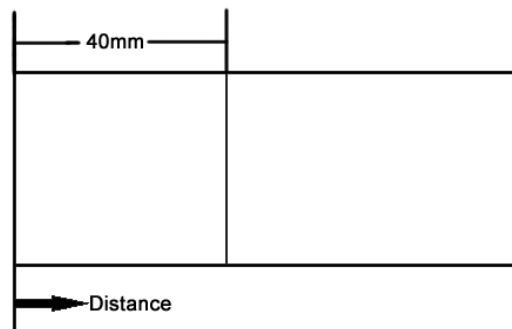
Σχήμα 3.5: Γράφημα του μέσου όρου σκληρότητας των δειγμάτων

Έτσι επιβεβαιώθηκε η αρχική υπόθεση από την παρατήρηση της μικροδομής ότι λόγω της διασποράς των σωματιδίων υπάρχει μείωση της σκληρότητας του υλικού. Οι μετρήσεις αυτές έγιναν στο κεντρικό μέρος του ενθέτου που βρισκόταν σε επαφή με το χυτό. Στην πορεία έγινε σκληρομέτρηση στο μήκος των ενθέτων για να δημιουργηθεί ένα προφίλ σκληρότητας το οποίο προχωράει και εκτός του σημείου επαφής. Αυτό δίνει πληροφορίες για το πόσο μεγάλη είναι η επιρροή αυτή εκτός του σημείου επαφής. Παρακάτω φαίνεται το

γράφημα από τις μετρήσεις της σκληρότητας καθώς και ένα σχήμα που εξηγεί τη μέτρηση της απόστασης η οποία είναι στον άξονα X του γραφήματος.



Σχήμα 3.6: Σκληρότητα σε σχέση με την απόσταση από το άκρο σε επαφή με το χυτό



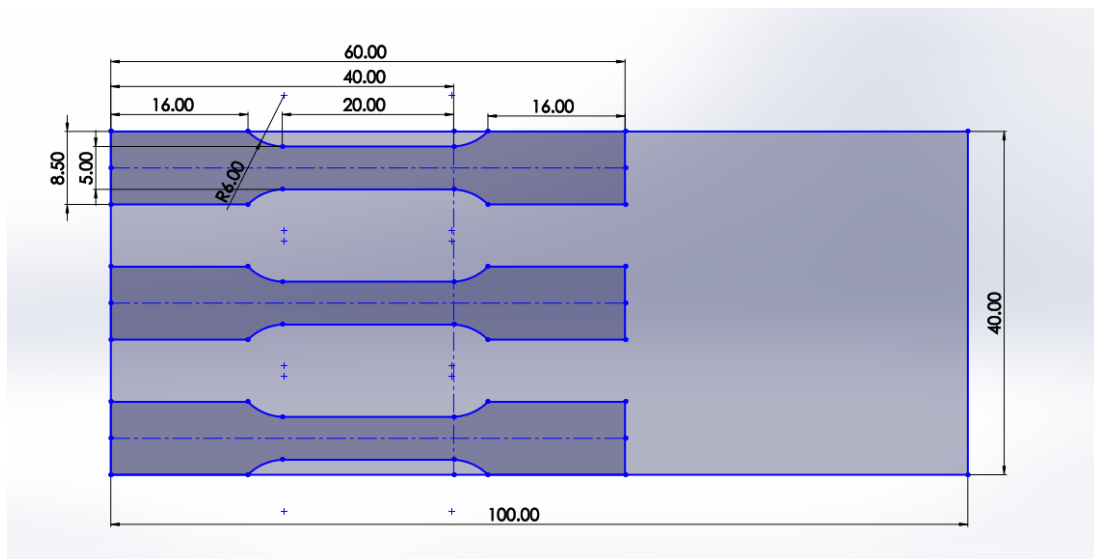
Σχήμα 3.7: Σχηματική απεικόνιση της απόστασης στο προφίλ σκληρότητας

Από τις σκληρομετρήσεις καθώς και από τα προφίλ σκληρότητας παρατηρείται ότι οι σκληρότητες των δύο περιπτώσεων (F και HT) είναι χαμηλότερες από την αρχική (κατάσταση T6) και οι τιμές είναι παρόμοιες, με τη σκληρότητα του HT ελάχιστα χαμηλότερη. Στο προφίλ διακρίνεται μία μεγαλύτερη αυξητική τάση του F σε σχέση με το HT όσο πλησιάζει στο μέρος που ήταν ελεύθερο και όχι σε επαφή με το χυτό. Αυτό πιθανώς οφείλεται στη θερμική κατεργασία που υπέστη το HT μετά την αφαίρεση από το χυτό και την ψύξη του η οποία έκανε μια μικρή καθίζηση κατακρημνισμάτων άρα εντοπίστηκε μια μεγαλύτερη ομοιομορφία στο μέρος που δέχθηκε τη θερμοκρασία της χύτευσης.



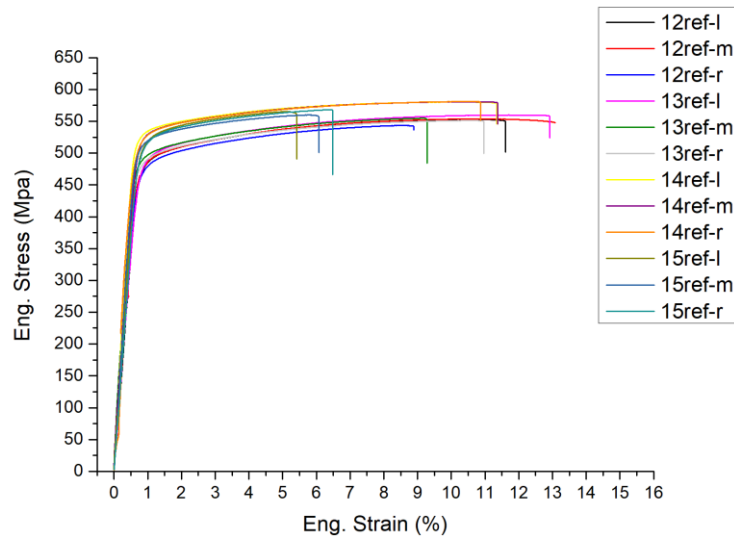
### 3.3 Δοκιμές Εφελκυσμού

Στα ένθετα όλων των καταστάσεων διεξήχθησαν δοκιμές εφελκυσμού από το Fraunhofer Institute for Manufacturing Technology and Advanced Materials IFAM, για περαιτέρω αναγνώριση των μηχανικών τους ιδιοτήτων. Από κάθε ένθετο δημιουργήθηκαν 3 δοκίμια εφελκυσμού ώστε να εντοπιστεί οποιαδήποτε διαφορά μπορεί να υπήρχε κατά το πλάτος του κάθε ένθετου. Το σχήμα και οι διαστάσεις είναι σύμφωνα με το πρότυπο ASTM E8M και σχεδιάστηκαν έτσι ώστε όλο το μήκος της μειωμένης διατομής να βρίσκεται στο τμήμα που βρισκόταν σε επαφή με το χυτό. Επιπλέον η κοπή πραγματοποιήθηκε με τη διαδικασία της υδροκοπής ώστε να αποφευχθεί θερμική καταπόνηση των δοκιμίων.

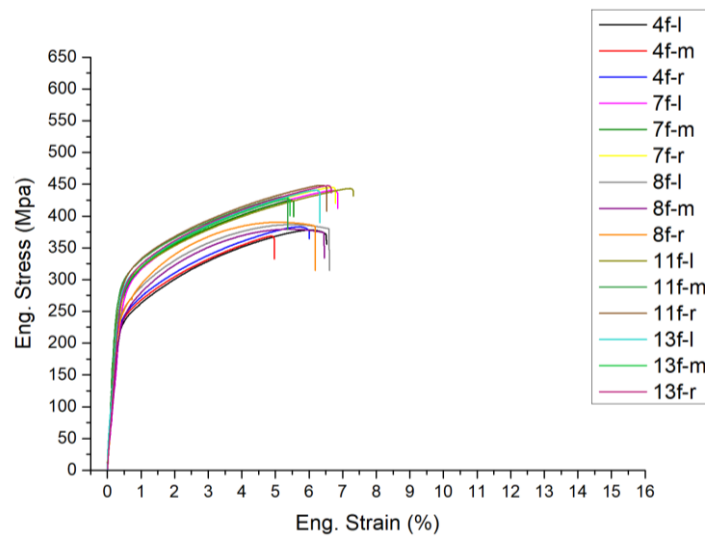


Σχήμα 3.8: Διαστάσεις και θέση των δοκιμών εφελκυσμού

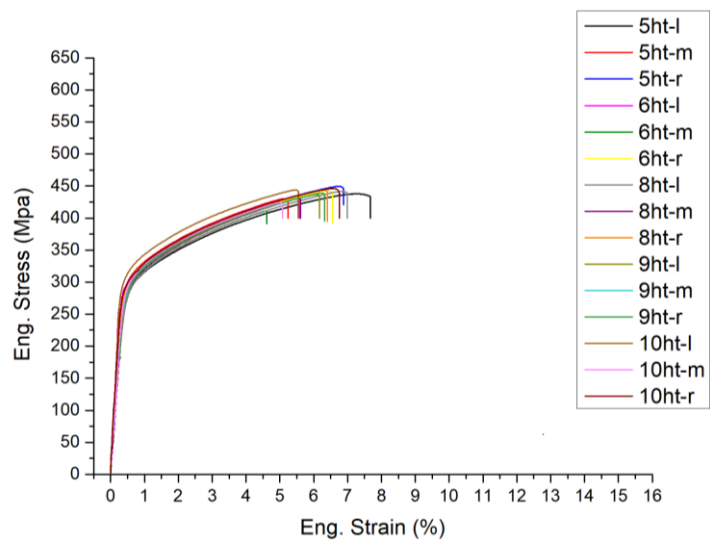
Συνολικά έγιναν δοκιμές εφελκυσμού σε 5 διαφορετικά ένθετα από τις καταστάσεις F και HT και 4 διαφορετικά από την T6. Επομένως διεξήχθησαν 15 δοκιμές σε κάθε κατάσταση και 12 στο T6. Παρακάτω διακρίνονται οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης από τις δοκιμές αυτές για κάθε κατάσταση.



**Σχήμα 3.9:** Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια κατάστασης T6



**Σχήμα 3.10:** Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια κατάστασης F



**Σχήμα 3.11:** Καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια κατάστασης HT

Πίνακας 3.2: Αποτελέσματα από δοκιμές εφελκυσμού

	Κατάσταση T6		Κατάσταση F		Κατάσταση HT	
	$\sigma_{UTS}$	Elongation	$\sigma_{UTS}$	Elongation	$\sigma_{UTS}$	Elongation
1	553.13	11.60	378.07	6.51	437.90	7.67
2	553.59	13.08	368.44	4.96	430.04	5.23
3	543.41	8.88	383.19	6.01	449.54	6.87
4	559.75	12.91	440.13	6.84	433.63	5.57
5	554.72	9.28	424.59	5.54	411.12	4.61
6	551.17	10.96	445.20	6.77	442.45	6.55
7	580.09	11.34	386.56	6.59	441.59	6.98
8	580.39	11.37	379.38	6.45	430.25	5.61
9	580.94	10.87	390.35	6.18	444.07	6.39
10	565.00	5.41	443.35	7.31	436.69	6.17
11	559.88	6.07	430.82	5.36	424.34	5.08
12	568.13	6.48	448.28	6.51	438.74	6.32
13			440.51	6.32	443.76	5.54
14			427.47	5.43	424.21	5.07
15			447.78	6.65	446.02	6.75
<i>AVG</i>	<u>562.52</u>	<u>9.86</u>	<u>415.61</u>	<u>6.23</u>	<u>435.62</u>	<u>6.03</u>
<i>St. Dev</i>	<u>12.05</u>	<u>2.52</u>	<u>29.33</u>	<u>0.63</u>	<u>9.86</u>	<u>0.83</u>

Το υλικό στην κατάσταση T6 ακολουθεί τη βιβλιογραφία και έχει  $\sigma_{UTS}$  ίση με 560 MPa και επιμήκυνση κατά τη θραύση 5-13%. Οι άλλες δύο καταστάσεις F και HT έχουν χαμηλότερη  $\sigma_{UTS}$  όπως ήταν αναμενόμενο και από τις μετρήσεις μικροσκληρότητας και μικρότερη επιμήκυνση κατά τη θραύση. Επίσης η διασπορά των μετρήσεων της κατάστασης HT είναι πιο μικρή καθώς με τη θερμική κατεργασία έγινε απαλοιφή των οποιονδήποτε διαφορών που μπορεί να υπήρχαν κατά την πειραματική διαδικασία.



### 3.4 Συμπεράσματα

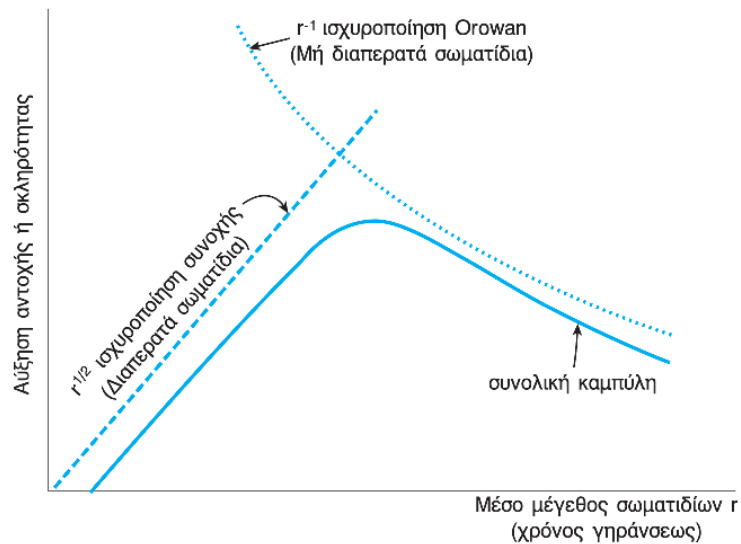
Από το πείραμα στο οποίο δοκιμάστηκαν διαφορετικές καταστάσεις για τα ένθετα μετά τη χύτευση προέκυψαν χρήσιμα συμπεράσματα κατά την εξέταση αυτών με διάφορες μεθόδους τα οποία μπορούν να αξιοποιηθούν σε σύνθετη χύτευση του κράματος AA 7075 στην κατάσταση T6:

- Έγιναν πειράματα χύτευσης και δημιουργήθηκε περιβάλλον το οποίο κατέληξε σε δύο καταστάσεις μετά τη χύτευση, απλά αφαίρεση και ψύξη σε νερό ή επιπλέον θερμική κατεργασία μετά την ψύξη.
- Η χύτευση φτάνει τα ένθετα σε θερμοκρασίες οι οποίες επηρεάζουν τη μικροδομή του κράματος AA 7075 και στις δυο καταστάσεις.
- Τα ένθετα μετά τη χύτευση καταλήγουν με υποβαθμισμένες μηχανικές ιδιότητες όσον αφορά τη σκληρότητα και την αντοχή σε εφελκυσμό.
- Η θερμική κατεργασία που πραγματοποιήθηκε στα ένθετα με την κατάσταση HT έκανε πιο ομοιόμορφα όλα τα δείγματα και μείωσε τη διασπορά στις μετρήσεις
- Η μη πραγματοποίηση ομογενοποίησης πριν την τεχνητή γήρανση στην κατάσταση HT δεν πραγματοποίησε πλήρη διαλυτοποίηση των κατακρημνισμάτων ισχυροποίησης και έτσι κατά την τεχνητή γήρανση δεν είχαμε αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων όπως θα γινόταν αν η θερμική κατεργασία είχε όλα τα βήματα[18].

### 4.1 Εισαγωγή – Βιβλιογραφική ανασκόπηση

Όπως αναφέρθηκε και στην εισαγωγή το κράμα AA 7075 το οποίο ανήκει στη σειρά 7XXX ανήκει στα θερμικά κατεργάσιμα κράματα τα οποία αυξάνουν σε μεγάλο βαθμό την αντοχή τους μέσω της τεχνητής γήρανσης. Κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας αυτής, αρχικά αναπτύσσονται σωματίδια από φάσεις λόγω των κραματικών στοιχείων τα οποία είναι σε τυχαίες θέσεις στη μήτρα του υλικού και με την θέρμανση του υλικού σε μια θερμοκρασία αρκετά πιο κάτω από τη θερμοκρασία τήξης αυτά μετακινούνται σε θέσεις στις οποίες αντιστέκονται στη μετακίνηση γραμμοαταξιών αυξάνοντας έτσι την αντοχή του υλικού. Στο AA 7075 η φάση ισχυροποίησης είναι η  $MgZn_2$  η οποία ονομάζεται  $\eta$  καθώς και η μετασταθής φάση που ονομάζεται  $\eta'$ . Η φάση που είναι υπεύθυνη για τη μέγιστη αντοχή του AA 7075 στην T6 κατάσταση είναι η  $\eta'$  που στις καταστάσεις υπεργήρανσης δεν υπάρχει για αυτό το λόγο εντοπίζεται χαμηλότερη αντοχή εκεί [19,20]. Αφού πραγματοποιηθεί η κατεργασία η φάση ισχυροποίησης έχει ένα συγκεκριμένο κλάσμα όγκου ( $f$ ) και ένα μέσο μέγεθος ακτίνας ( $r$ ). Τα μεγέθη αυτά αποτελούν βασικές παραμέτρους της μικροδομής οι οποίες έχουν μεγάλη επιρροή στις μηχανικές ιδιότητες όπως το όριο διαρροής και η σκληρότητα. Οι βασικότεροι μηχανισμοί ισχυροποίησης με κατακρήμνιση σωματιδίων στα αλουμίνια είναι η ισχυροποίηση συνοχής (coherency strengthening) κατά την οποία τα σωματίδια συνοχής βρίσκονται σε διάτμηση από την αλληλεπίδραση με τις αταξίες και η ισχυροποίηση Orowan κατά την οποία τα σωματίδια δρουν σαν εμπόδια στην κίνηση των αταξιών. Ο πρώτος είναι κυρίαρχος συνήθως όταν τα σωματίδια έχουν συνοχή με τη μήτρα και είναι μικρά ενώ ο δεύτερος όταν τα σωματίδια έχουν ξεπεράσει ένα συγκεκριμένο κρίσιμο μέγεθος και δεν έχουν συνοχή με τη μήτρα. Και οι δύο μηχανισμοί έχουν άμεση επιρροή από το μέσο μέγεθος και το κλάσμα όγκου της φάσης ισχυροποίησης [21].

- $\text{Strength} = k_1 f^{1/2} r^{1/2}$  για την ισχυροποίηση συνοχής
- $\text{Strength} = k_2 f^{1/2} r^{-1}$  για την ισχυροποίηση orowan



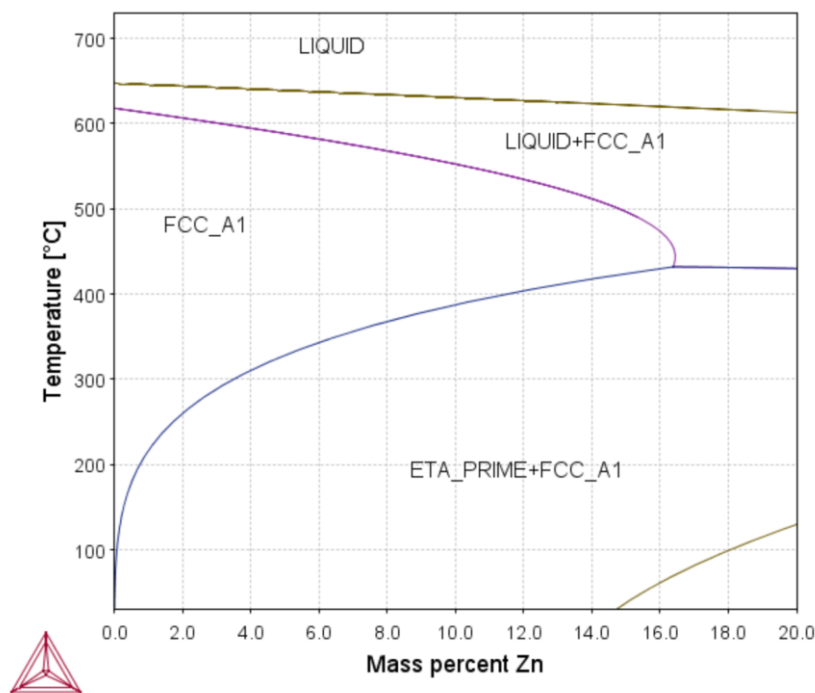
Σχήμα 4.1: Συνολική καμπύλη ισχυροποίησης (συνοχής και Orowan) [35]

Κατά τη χύτευση τα έθεται υποβλήθηκαν σε ένα θερμικό κύκλο ο οποίος περιλάμβανε θέρμανση και ψύξη αυτών σε υψηλές θερμοκρασίες κάτω όμως από τη θερμοκρασία τήξης οι οποίες έχουν έντονους ρυθμούς. Αυτό επιφέρει μεταβολές στο κλάσμα όγκου ( $f$ ) και στο μέσο μέγεθος ( $r$ ) της φάσης ισχυροποίησης και για αυτό το λόγο εντοπίστηκε μεταβολή της σκληρότητας και της αντοχής σε εφελκυσμό των ενθέτων. Κατά τη διάρκεια αυτού του θερμικού κύκλου 3 διεργασίες είναι αυτές που μεταβάλλουν το κλάσμα όγκου ( $f$ ) και το μέσο μέγεθος ( $r$ ) της φάσης.

- i. Διαλυτοποίηση (dissolution). Είναι η διάλυση της φάσης και μείωση του  $f$  από τις θέσεις που βρίσκεται στο υλικό της μήτρας. Επηρεάζει σε μεγάλο βαθμό τη σκληρότητα (μείωση).
- ii. Διεύρυνση (coarsening). Είναι η αύξηση του μεγέθους των σωματιδίων που αποτελούν τη φάση ισχυροποίησης υπό σταθερό κλάσμα όγκου ( $f$ ). Είναι γνωστό και ως υπεργήρανση (overaging). Έχει και αυτό επιρροή στη σκληρότητα (μείωση).
- iii. Επανακαθίζηση (Reprecipitation). Είναι ο σχηματισμός ξανά ενός μέρους η ολόκληρης της φάσης ισχυροποίησης κατά τη διάρκεια του θερμικού κύκλου (κατά την ψύξη). Έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση του  $f$  άρα αυξάνει τη σκληρότητα.

Λόγω της ταχύτητας του θερμικού κύκλου (μερικά δευτερόλεπτα) και τον έντονων ρυθμών θέρμανσης και ψύξης οι 3 παραπάνω διεργασίες δεν είναι διακριτές αλλά

λειτουργούν σε ένα μέρος ταυτόχρονα. Η διεύρυνση συμβαίνει συνήθως σε χαμηλότερες θερμοκρασίες κάτω από το όριο στερεάς διαλυτότητας που βλέπουμε στο διάγραμμα φάσεων ενώ η διαλυτοποίηση συμβαίνει στις υψηλότερες θερμοκρασίες ίσως και πάνω από τη solvus μιας και λόγω της ταχύτητας του θερμικού κύκλου δεν επικρατούν συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας. Δεν υπάρχει κάποιο διακριτό όριο το οποίο διαχωρίζει τις δύο διεργασίες άρα η διεύρυνση μπορεί να γίνεται ταυτόχρονα με τη διαλυτοποίηση σε ένα εύρος θερμοκρασίας. Από τα δεδομένα δε διακρίνονται μεγάλες διαφορές στη θερμοκρασία στην επιφάνεια εκτός από το άκρο στο οποίο δεν αγγίζει το χυτό άρα θεωρούμε μια ομοιόμορφη κατάσταση στο ένθετο.



Σχήμα 4.2: Διάγραμμα φάσεων Al-Zn-Mg με 2.51% κβ Mg

Στόχος της μελέτης που παρουσιάζεται παρακάτω είναι η προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής στα ένθετα, δηλαδή η μεταβολή του κλάσματος όγκου  $f$  και της μέσης ακτίνας του σωματιδίου  $r$  της φάσης ισχυροποίησης κατά τη διάρκεια της χύτευσης. Αυτό είναι ένα βήμα που θα βοηθήσει τη συσχέτιση του θερμικού κύκλου με τη μεταβολή στη σκληρότητα και την αντοχή σε εφελκυσμό των ενθέτων που χρησιμοποιούνται στο πείραμα.

Αρκετοί ερευνητές έχουν ασχοληθεί τα τελευταία χρόνια με την κινητική των κραμάτων και τον εντοπισμό των φάσεων σε κράματα της σειράς 7XXX [19-20, 22-30]. Οι

εργασίες που αναφέρονται στη βιβλιογραφία έχουν στόχο κυρίως την εύρεση νέων θερμικών κατεργασιών ή τη συμβολή κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες του κράματος.

Οι θερμικοί κύκλοι όπως αναφέρθηκε και θα παρουσιαστούν παρακάτω έχουν έντονους ρυθμούς ( $\approx 10^2$  °C/s). Οι διεργασίες οι οποίες αναφέρθηκαν παραπάνω είναι διαχυτικές. Δηλαδή η κινητική τους έχει βάση τη διάχυση των κραματικών στοιχείων που αποτελούν το υλικό. Οι συντελεστές της διάχυσης αυτής έχουν ισχυρή εξάρτηση από τη σύσταση και τη θερμοκρασία του υλικού κάθε στιγμή. Επίσης όπως αναφέρθηκε παραπάνω κατά τις διεργασίες αυτές (διαλυτοποίηση, διεύρυνση, επανακαθίζηση) πραγματοποιείται μεταβολή των χαρακτηριστικών των φάσεων όπως το μέγεθος και το ποσοστό. Έτσι το πρόβλημα μεταφράζεται σε ένα πρόβλημα διάχυσης με κινητά σύνορα, διάφορες εξαρτώμενες μεταβλητές και μη ισόθερμες συνθήκες. Για αυτό το λόγο επιλέχθηκε η μεθοδολογία της υπολογιστικής κινητικής κραμάτων ώστε να επιλυθεί το πρόβλημα αυτό.

## 4.2 Υπολογιστική Κινητική Κραμάτων – Μεθοδολογία DICTRA

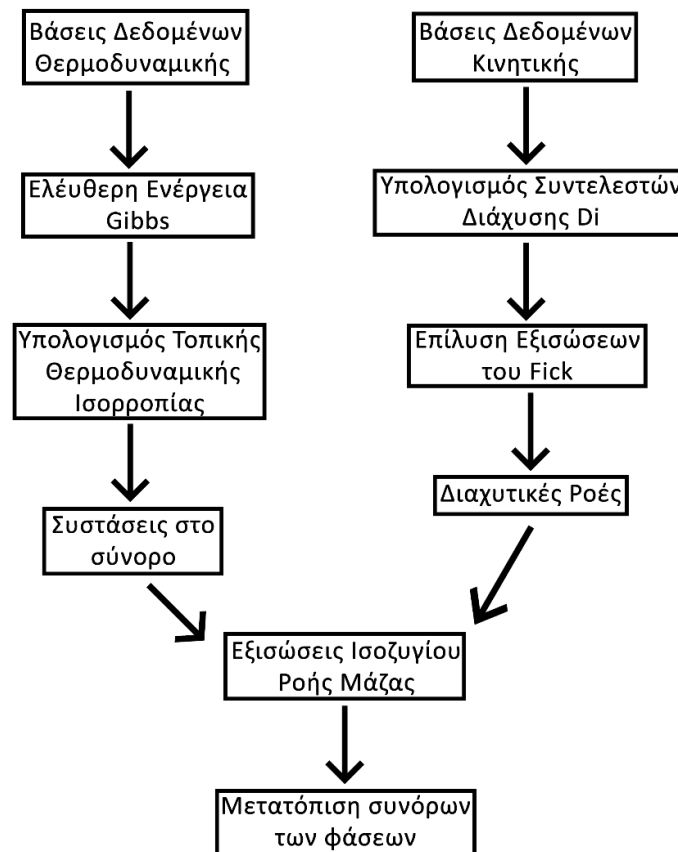
Μέσα στα χρόνια έχουν γίνει πολλές προσπάθειες για την πρόβλεψη σχηματισμού μικροδομών εκτός θερμοδυναμικής ισορροπίας. Επίσης πολλές προσπάθειες γίνονται για το συνδυασμό της θερμοδυναμικής με την κινητική ώστε να γίνουν οι προβλέψεις αυτές. Επίσης μεγάλη προσπάθεια γίνεται για τον υπολογισμό της μετασταθούς ισορροπίας αλλά και στη σύζευξη θερμοδυναμικών και κινητικών μοντέλων. Η σύζευξη αυτή είναι πολύ σημαντική καθώς οι τοπικές θερμοδυναμικές καταστάσεις (π.χ. συστάσεις φάσεων στα σύνορα τους) υπολογίζονται σε κάθε βήμα αντί να εισαχθούν σαν σταθερές από μια προηγούμενη εκτίμηση στο μοντέλο κινητικής. Η πιο διαδεδομένη και αξιόπιστη μεθοδολογία της σύζευξης αυτής είναι η μεθοδολογία DICTRA (Diffusion Controlled TRANSformations) [31]. Παλαιότερα αυτή η μοντελοποίηση γινόταν κυρίως με αναλυτικά ή εμπειρικά μοντέλα και συνήθως είχε πολλές απλοποιήσεις και παραδοχές ώστε να μπορεί να υπολογιστεί. Η εξέλιξη των υπολογιστικών συστημάτων καθώς και η ανάπτυξη των αριθμητικών μεθόδων, δημιούργησε και την ανάγκη να επιλυθούν πιο περίπλοκα προβλήματα. Η μέθοδος DICTRA βασίζεται στην αριθμητική επίλυση εξισώσεων διάχυσης με πολλά συστατικά θεωρώντας τοπική θερμοδυναμική ισορροπία στα σύνορα των φάσεων. Αυτή η θερμοδυναμική ισορροπία υπολογίζεται με τη μέθοδο CALPHAD (CALculation of PHASE Diagrams) και το πρόγραμμα το οποίο χρησιμοποιείται είναι το Thermo-calc με την

ενότητα DICTRA [32]. Η μεθοδολογία CALPHAD βασίζεται στην ιδέα ότι θα υπολογίσει τις εξισώσεις θερμοδυναμικής (ελεύθερη ενέργεια Gibbs, ελεύθερη ενέργεια Helmholtz, εσωτερική ενέργεια, ενθαλπία) ενός συστήματος από όλα τα διαθέσιμα πειραματικά δεδομένα. Τα δεδομένα αυτά βρίσκονται σε βάσεις δεδομένων οι οποίες αναπτύσσονται από πειραματικές διαδικασίες και ενημερώνονται συνεχώς. Οι εξισώσεις θερμοδυναμικής ισορροπίας εκφράζονται σε πολυώνυμα της θερμοκρασίας και της χημικής σύστασης των φάσεων. Οι τιμές των συντελεστών αυτών των πολυωνύμων υπολογίζονται χρησιμοποιώντας αριθμητικές μεθόδους. Τα δεδομένα των διαγραμμάτων φάσεως προέρχονται κυρίως από διμερή κράματα, λιγότερα από τριμερή και πιο σπάνια από τετραμερή. Η βάση της μεθόδου είναι ότι τα διαγράμματα φάσεως περιγράφουν τις θερμοδυναμικές ιδιότητες ενός συστήματος και έτσι αν οι ιδιότητες είναι γνωστές μπορούν να υπολογιστούν διαγράμματα για συστήματα με πολλαπλά στοιχεία.

Η μεθοδολογία DICTRA για τον υπολογισμό του μετασχηματισμού μιας φάσης (π.χ. διαλυτοποίηση της  $\eta'$  στη μήτρα αλουμινίου) περιλαμβάνει 4 βήματα.

- i. Επίλυση των εξισώσεων της διάχυσης
- ii. Υπολογισμός της τοπικής θερμοδυναμικής ισορροπίας (από τις βάσεις δεδομένων του ThermoCalc)
- iii. Επίλυση των εξισώσεων του ισοζυγίου ροής μάζας
- iv. Μετατόπιση των συνόρων των φάσεων

Παρακάτω παρουσιάζεται ένα διάγραμμα ροής που περιγράφει τη μεθοδολογία DICTRA. Η μεθοδολογία ξεκινά με τον υπολογισμό των συντελεστών διάχυσης  $D_i$  για τα κραματικά στοιχεία οι οποίοι επηρεάζονται και από τη θερμοκρασία και από τη σύσταση. Έπειτα επιλύονται οι εξισώσεις διάχυσης του Fick ( $J = -D \cdot dC/dx$ ) για να υπολογιστούν οι διαχυτικές ροές των κραματικών στοιχείων. Σε αυτό το σημείο γίνεται η σύζευξη των εξισώσεων κινητικής με θερμοδυναμικής και παίρνει από το πρόγραμμα Thermo-calc τα δεδομένα τοπικής θερμοδυναμικής ισορροπίας. Έτσι υπολογίζονται οι συστάσεις στο σύνορο των φάσεων και επιλύοντας τις εξισώσεις ισοζυγίου ροής μάζας προκύπτει η μετατόπιση των συνόρων των φάσεων.



Σχήμα 4.3: Διάγραμμα ροής μεθοδολογίας DICTRA [40]

### 4.3 Προσομοιώσεις Εξέλιξης Μικροδομής Κατά Τη Χύτευση

#### 4.3.1 Πειραματική διαδικασία – Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Διερχόμενης Δέσμης

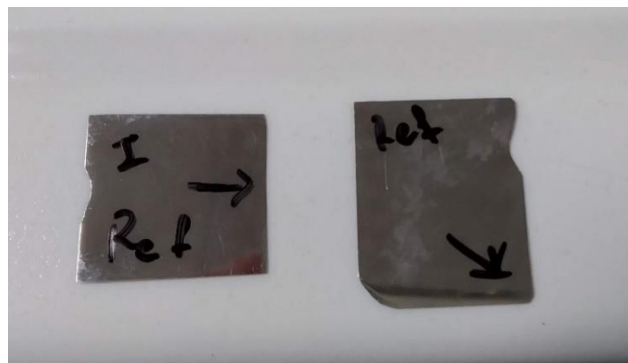
Όπως αναφέρθηκε παραπάνω τα δοκίμια έχουν υποστεί ένα πολύ όμοιο θερμοκρασιακό κύκλο στα διάφορα σημεία τους κατά τη χύτευση. Έτσι λαμβάνονται υπόψιν η μέγιστη θερμοκρασία και ο χρόνος ο οποίος παρέμειναν σε αυτή, οι ρυθμοί ψύξης και θέρμανσης κατά τη διάρκεια του θερμοκρασιακού κύκλου και η αρχική μικροδομή του υλικού των δοκιμίων ώστε να ξεκινήσουν οι διεργασίες διαλυτοποίησης διεύρυνσης και επανακαθίζησης οι οποίες μεταβάλλουν το κλάσμα όγκου  $f$  και το μέσο μέγεθος  $r$  της φάσης ισχυροποίησης.

Στο πρόβλημα μας επικρατούν ισχυρά μη-ισόθερμες συνθήκες, για αυτό το λόγο πριν την εφαρμογή της μεθοδολογίας DICTRA σε αυτές για την προσομοίωση της μικροδομής θεωρήθηκε σκόπιμο να γίνει ένας έλεγχος της αξιοπιστίας και του προγραμματισμού της μεθόδου σε ισόθερμες συνθήκες όπου είναι ευκολότερο να γίνει μια σύγκριση με τη θεωρία.

Επίσης πειραματικά δεδομένα λήφθηκαν για να γίνουν γνωστά τα αρχικά δεδομένα για την προσομοίωση καθώς και τη σύγκριση των προσομοιώσεων με τα πραγματικά δοκίμια.

Ο τρόπος που λήφθηκαν τα πειραματικά δεδομένα για τον έλεγχο των υπολογισμών της υπολογιστικής κινητικής για το κράμα AA7075 σε όλες τις καταστάσεις είναι η μέτρηση του μέσου μεγέθους  $r$  με Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Διερχόμενης Δέσμης (TEM) όπως είχε αναφερθεί παραπάνω. Ο λόγος για τη χρήση αυτής της μεθόδου είναι ότι το μέγεθος των σωματιδίων ισχυροποίησης είναι τόσο μικρό (τάξη μεγέθους: 2-20 nm) που με τις κλασσικές τεχνικές οπτικής μικροσκοπίας είναι αδύνατο να μετρηθούν τα μεγέθη αυτά. Για τη χρήση TEM στη μέτρηση των δεδομένων αυτών τα δοκίμια έπρεπε να περάσουν από μια συγκεκριμένη σειρά προετοιμασίας η οποία πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Υλικών είναι η εξής.

- Κοπή από κάθε ένθετο δυο τουλάχιστον δοκιμίων με διαστάσεις περίπου 10x10 mm από διαφορετικό σημείο με ταυτόχρονη ψύξη των δοκιμίων για να μην αυξηθεί η θερμοκρασία τους
- Λείανση με χρήση διάφορων χαρτιών καρβιδίου του πυριτίου (SiC) ξεκινώντας από 500 grit μέχρι και 2400 grit και ψύξη με νερό μέχρι να φτάσουν σε πάχος 0.1 mm
- Στίλβωση των δοκιμίων με πάστα διαμαντιού σε περιστρεφόμενο πανί με δύο μεγέθη πάστας. Αρχικά 3 $\mu$ m και μετά 1 $\mu$ m.
- Από τα δοκίμια αυτά αφαιρέθηκαν δίσκοι των 3mm
- Έγινε ηλεκτροστίλβωση των δοκιμίων με διπλό ψεκασμό αντιδραστηρίου (Twin-Jet Electropolishing) το οποίο είχε σύσταση 30% νιτρικό οξύ διαλυμένο σε μεθανόλη στους -25°C υπό τάση 15V

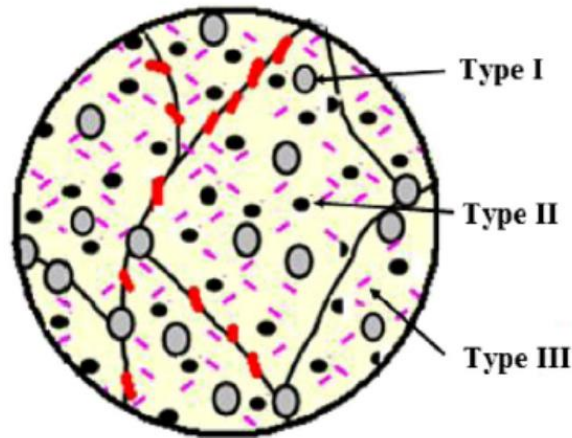


Σχήμα 4.4: Δοκίμια της κατάστασης T6 στη διαδικασία προετοιμασίας για TEM



### 4.3.2 Πειραματικά αποτελέσματα και συμπέρασμα

Σύμφωνα με τη θεωρία τα κατακρημνίσματα που βρίσκουμε στο αλουμίνιο σύμφωνα με το είδος το μέγεθος και τη σύσταση τα βλέπουμε παρακάτω



Σχήμα 4.5: Απεικόνιση των κατακρημνισμάτων ανά είδος [33]

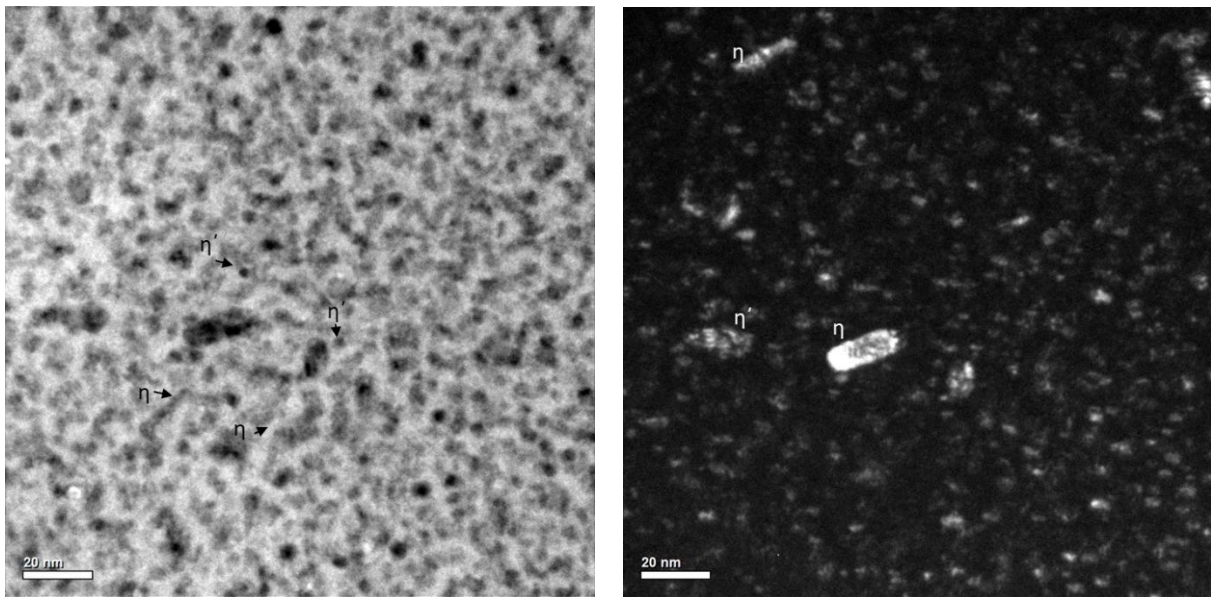
Πίνακας 4.1: Κατηγορίες κατακρημνισμάτων στο αλουμίνιο

Είδη κατακρημνισμάτων	Μέγεθος (μm)	Χημική σύσταση
I (μεγάλα/ αδιάλυτα)	>1	$Al_7Cu_2Fe$ , $Mg_2Si$
II (ενδιάμεσα)	0.05-0.5	$Al_3Zr$ , $Al_7Cr$ , $Al_3Ti$ , $Al_{18}Mg_3Cr_2$
III (ισχυροποίησης)	<0.05	$\eta'$ (σφαιρικά), $\eta$ (κυλινδρικά)
Στα όρια των κόκκων		GP, $\eta'$ (σφαιρικά), $\eta$ (κυλινδρικά)

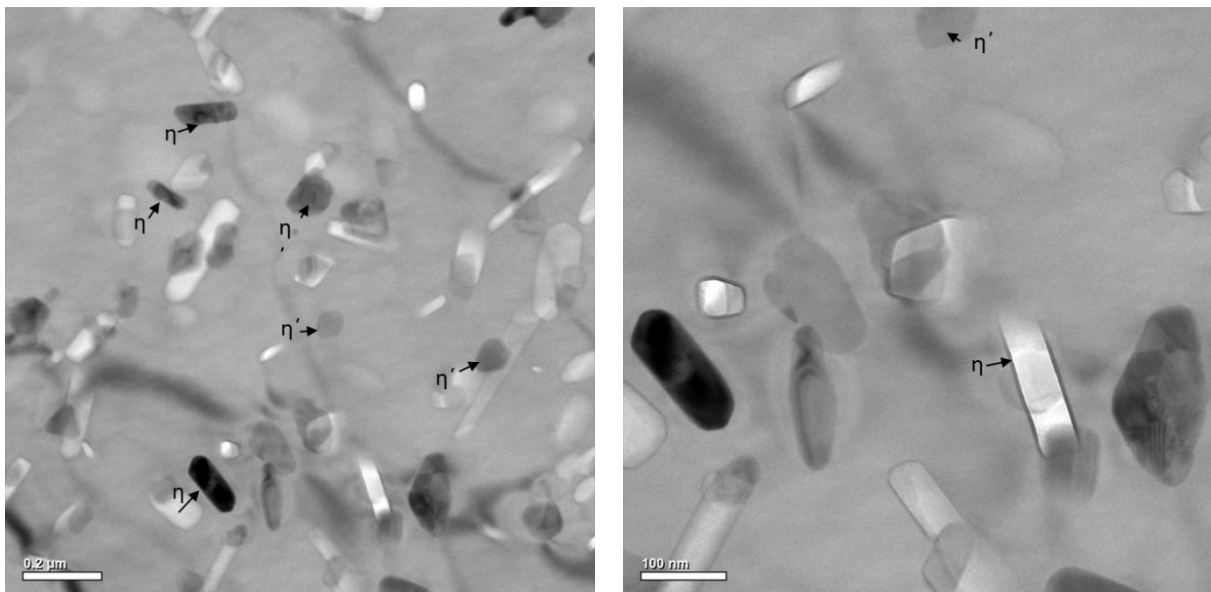
Στο Σχήμα 4.6 διακρίνεται ένα ζεύγος φωτεινού και σκοτεινού πεδίου του υλικού στην κατάσταση T6 στις οποίες έχουν σημειωθεί οι φάσεις ισχυροποίησης (Είδος III) οι οποίες διακρίνονται.

Στο Σχήμα 4.7 φαίνεται η μικροδομή φωτεινού πεδίου για την κατάσταση F σε μεγεθύνσεις μικρότερες από την κατάσταση T6 και έτσι διακρίνεται αρχικά τη μεγέθυνση των κατακρημνισμάτων ισχυροποίησης λόγω της διαδικασίας της χύτευσης.

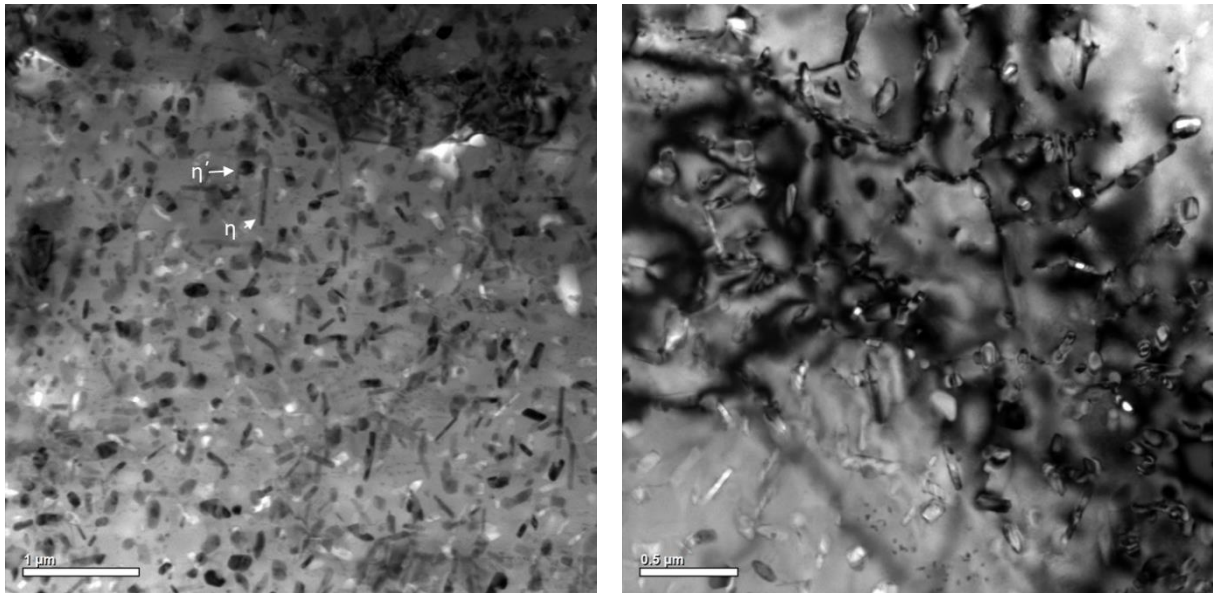
Επίσης στο Σχήμα 4.8 φαίνεται η μικροδομή φωτεινού πεδίου για την κατάσταση HT που διακρίνεται αντίστοιχα μια μεγέθυνση των κατακρημνισμάτων ισχυροποίησης σε σχέση με την κατάσταση T6. Πάνω στις εικόνες έχουν σημειωθεί οι φάσεις ισχυροποίησης (Είδος III) που διακρίνονται.



Σχήμα 4.6: Μικροδομή φωτεινού και σκοτεινού πεδίου από το κράμα 7075-T6 πριν το πείραμα (Μεγέθυνση x150.000)



Σχήμα 4.7: Μικροδομή φωτεινού πεδίου για το δοκίμιο στην κατάσταση F. Αριστερά (Μεγέθυνση x17.000), Δεξιά (Μεγέθυνση x36.000)



Σχήμα 4.8: Μικροδομή φωτεινού πεδίου για το δοκίμιο στην κατάσταση HT. Αριστερά (Μεγέθυνση x5.100), Δεξιά (Μεγέθυνση x8.200)

Επίσης εκτός από την παρατήρηση της μικροδομής κατά την παρατήρηση στο TEM έγιναν και πολλές μετρήσεις για τα μεγέθη των φάσεων και τα παρακάτω μεγέθη είναι ο μέσος όρος των μετρήσεων αυτών. Τα μεγέθη αυτά μετά χρησιμοποιήθηκαν για αρχικές τιμές και για σύγκριση της μεθόδου DICTRA με την πραγματικότητα. Το αρχικό κλάσμα όγκου των φάσεων εξήχθη μετά από υπολογισμούς στο ThermoCalc.

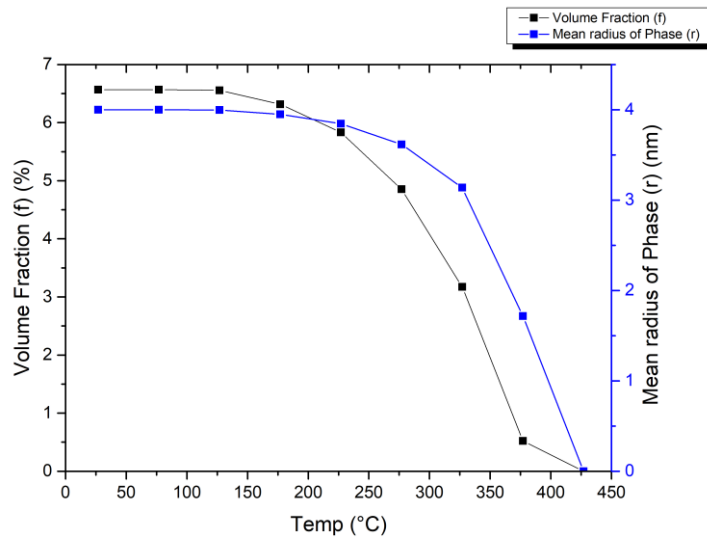
Μέσο μέγεθος φάσης	7075-T6	Κατάσταση F	Κατάσταση HT
$\eta'$ (nm) (Σφαιρική)	4.3	100	145
$\eta$ (nm) (Κυλινδρική)	19.6	277.5	270

#### 4.4 Προσομοίωση διαλυτοποίησης σε σταθερή θερμοκρασία – Έλεγχος μεθοδολογίας DICTRA

Για να επιβεβαιωθεί και να ελεγχθεί η μεθοδολογία αλλά και τα δεδομένα έγιναν κάποιες αρχικές ισόθερμες προσομοιώσεις σε ένα μεγάλο εύρος θερμοκρασιών (από  $\approx 30$ - $\approx 450$  °C) και για χρόνο 25s ο οποίος ήταν αρκετός ώστε να συγκλίνει σε μια συγκεκριμένη συμπεριφορά. Το γεωμετρικό μοντέλο που χρησιμοποιήθηκε περιγράφεται στο κεφάλαιο της διαλυτοποίησης.

Παρακάτω φαίνεται ένα γράφημα με το κλάσμα όγκου  $f$  και το μέσο μέγεθος  $r$  της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$  σύμφωνα με τη θερμοκρασία σε ισόθερμες συνθήκες το οποίο

επιβεβαιώνει το διάγραμμα φάσεων που υπάρχει στις παραπάνω σελίδες. Επομένως γίνεται μια αρχική επιβεβαίωση της μεθόδου. Στο γράφημα φαίνεται η μείωση του  $f$  και του  $r$  λόγω της διαλυτοποίησης σε σταθερή θερμοκρασία και όταν φτάνουμε στους 430°C γίνεται πλήρης διαλυτοποίηση της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$ .



Σχήμα 4.9: Κλάσμα όγκου ( $f$ ) και μέσο μέγεθος ( $r$ ) σε σχέση με τη θερμοκρασία σε ισόθερμες προσομοιώσεις

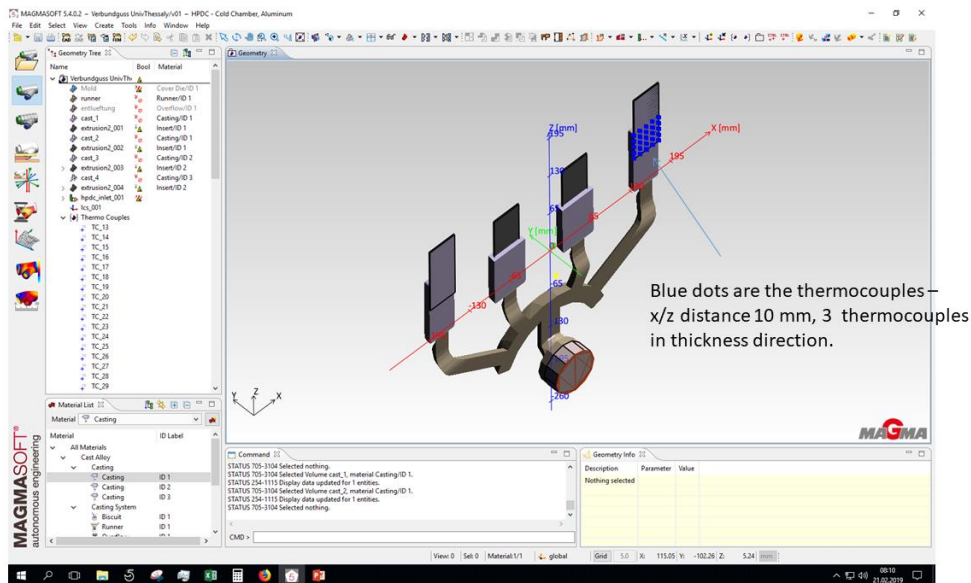
## 4.5 Προσομοίωση διαλυτοποίησης κατά τη χύτευση στο κράμα AA7075-T6

Όπως αναφέρθηκε στο κεφάλαιο 3 με τα πειραματικά αποτελέσματα κατά τη χύτευση στα ένθετα του κράματος AA7075-T6 παρατηρείται μια σημαντική μείωση της σκληρότητας και στην αντοχή στον εφελκυσμό η οποία οφείλεται κατά ένα ποσοστό στη διαλυτοποίηση της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$ -MgZn<sub>2</sub>. Ο στόχος των υπολογισμών αυτών είναι η προσομοίωση της εξέλιξης της μικροδομής δηλαδή η αλλαγή του κλάσματος όγκου  $f$  και του μέσου μεγέθους  $r$  της φάσης  $\eta'$  κατά τη χύτευση. Παρακάτω παρουσιάζεται επίσης ο θερμικός κύκλος που χρησιμοποιήθηκε κατά τις προσομοιώσεις καθώς και οι παραδοχές που έγιναν για να καταλήξουμε στα αποτελέσματα της προσομοίωσης.

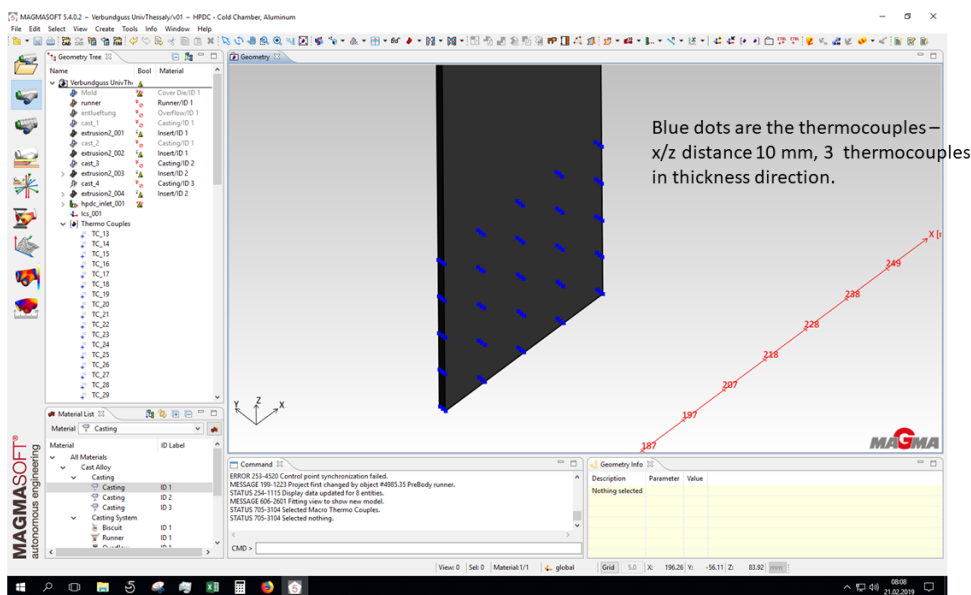
### 4.5.1 Ο θερμικός Κύκλος

Όπως αναφέρθηκε στην εισαγωγή υπολογίστηκαν οι θερμοκρασιακοί κύκλοι για τα ένθετα χρησιμοποιώντας το λογισμικό MAGMA 5.4. Παρακάτω φαίνεται η διάταξη στο

πρόγραμμα MAGMA 5.4 το οποίο μετά από προσομοίωση της χύτευσης παρήγαγε τους θερμοκρασιακούς κύκλους στους οποίους υποβλήθηκαν τα ένθετα.



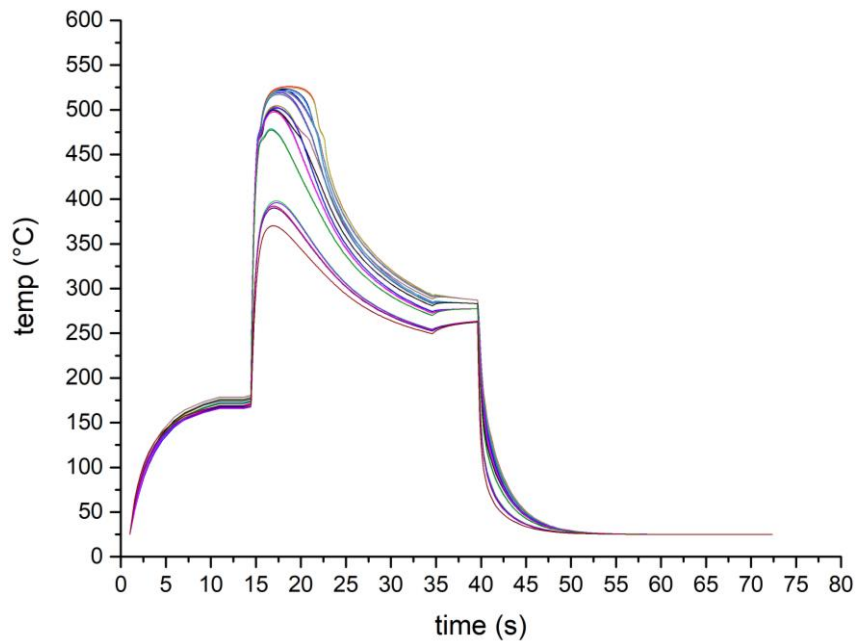
Σχήμα 4.10: Διάταξη της προσομοίωσης ολόκληρου του πειράματος στο MAGMA 5.4



Σχήμα 4.11: Λεπτομέρεια της διάταξης στο MAGMA 5.4. Οι μπλε κουκίδες παριστάνουν θερμοστοιχεία στο ένθετο, υπάρχουν 3 στο πάχος του

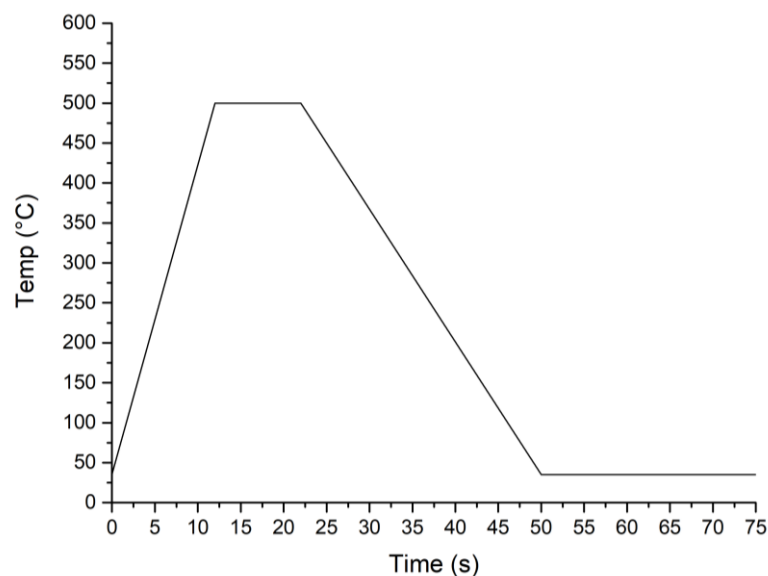
Παρακάτω παρουσιάζονται σε ένα διάγραμμα διάφοροι θερμοκρασιακοί κύκλοι οι οποίοι παράχθηκαν από την προσομοίωση στο MAGMA 5.4 τους οποίους θα αναλύσουμε σε κατάλληλους για να μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε προσομοίωση στο DICTRA.





Σχήμα 4.12: Θερμοκρασιακοί κύκλοι σε διάφορα σημεία του δοκιμίου

Αρχικά παρατηρούμε ότι οι μέγιστες θερμοκρασίες που φτάνει το δοκίμιο είναι από  $\approx 375$  °C έως 550 °C. Επίσης παρατηρούμε την γρήγορη ψύξη του δοκιμίου μετά την αφαίρεση του από τη μήτρα μετά το χρόνο των 40s. Για να χρησιμοποιηθεί στην προσομοίωση ο θερμοκρασιακός κύκλος απλοποιήθηκε σε 3 τμήματα. Πρώτα γραμμική θέρμανση από τους 35 °C έως την  $T_{max}$ , μετά παραμονή σε σταθερή θερμοκρασία για 5-10s και τέλος γραμμική ψύξη από την  $T_{max}$  έως τους 35 °C. Παρακάτω βλέπουμε την απλοποιημένη μορφή του θερμοκρασιακού προφίλ.



Σχήμα 4.13: Απλοποιημένο θερμοκρασιακό προφίλ

#### 4.5.2 Γεωμετρικό μοντέλο – Παραδοχές

Το κράμα 7075-T6 παρατηρήθηκε με TEM από την οποία μετρήθηκε το αρχικό μέγεθος της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$ . Το μέγεθος της φάσης FCC η οποία αποτελεί τη συμπληρωματική κατά την προσομοίωση υπολογίστηκε στο ThermoCalc σύμφωνα με το κλάσμα όγκου που υπολογίστηκε. Οι εξισώσεις για τον υπολογισμό είναι οι εξής:

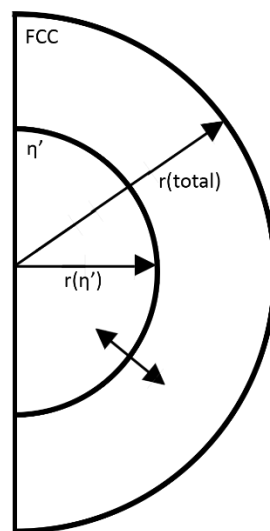
$$r(\text{total}) = \frac{r(\eta')}{f^{\frac{1}{3}}} \quad (4.1)$$

$$r(\text{FCC}) = r(\text{total}) - r(\eta') \quad (4.2)$$

Όπου:

- $r(\text{total})$ : το συνολικό μέγεθος του «κόκκου»
- $r(\eta')$ : το μέγεθος της φάσης  $\eta'$
- $r(\text{FCC})$ : το μέγεθος της φάσης FCC
- $f$ : το κλάσμα όγκου της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$

Το γεωμετρικό μοντέλο που χρησιμοποιήθηκε είναι το εξής. Αρχικά εφόσον τα σωματίδια είναι σφαιρικά χρησιμοποιήθηκαν σφαιρικές συντεταγμένες και εφόσον υπάρχει συμμετρία προσομοιώθηκε το μισό μοντέλο. Έτσι βρίσκεται αρχικά στα αριστερά που είναι η αρχή των αξόνων η φάση  $\eta'$  με ένα αρχικό μέγεθος 4 nm και στα δεξιά της συνεχίζει η FCC μέχρι το συνολικό μέγεθος του κόκκου που υπολογίστηκε. Με αυτόν τον τρόπο δημιουργήθηκε ένα σύνορο ανάμεσα στις δυο φάσεις το οποίο μπορεί να κινηθεί όπως μεγαλώνει ή μικραίνει το μέγεθος της φάσης ισχυροποίησης.



Σχήμα 4.14: Γεωμετρικό μοντέλο ανάπτυξης της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$  στη μήτρα της φάσης FCC

Για τη λύση του προβλήματος αυτού έγιναν οι εξής παραδοχές:

- Το μοντέλο είναι μονοδιάστατο και η διαλυτοποίηση/ανάπτυξη της φάσης ισχυροποίησης η' (MgZn<sub>2</sub>) πραγματοποιείται μόνο κατά την ακτινική διεύθυνση. Επίσης όπως αναφέρθηκε παραπάνω εξετάστηκε η μισή περιοχή λόγω συμμετρίας όπως φαίνεται και στο σχήμα παραπάνω.
- Το πεδίο διάχυσης είναι η φάση FCC. Επειδή η φάση η' είναι στοιχειομετρική ενδομεταλλική ένωση θεωρείται ότι δεν έχει διαφορά συγκέντρωσης στο εσωτερικό της και επομένως δε γίνεται εκεί διάχυση.
- Σε κάποια δεδομένη στιγμή η φάση FCC έχει μέγεθος r(FCC) και η φάση η' έχει μέγεθος r(η') ενώ το διαφορικό σύνορο μετατοπίζεται με ταχύτητα u. Η αρχική διάσταση της περιοχής επιλέχθηκε από τις παρατηρήσεις στο TEM και είναι κατά μέσο όρο r<sub>0</sub>=4nm.
- Επειδή η διάχυση του Zn είναι πιο αργή από τη διάχυση του Mg στο Al-Zn-Mg σύστημα θεωρούμε ότι η διάχυση της φάσης η' ελέγχεται από τη διάχυση του Zn. [34]

Το πρόβλημα περιγράφεται από τις εξής εξισώσεις:

Η διάχυση του Zn στο εσωτερικό της φάσης α(FCC) σε σφαιρική γεωμετρία περιγράφεται από το 2<sup>ο</sup> νόμο του Fick:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^2 D_{Zn}^{\alpha} \frac{\partial C^{\alpha}}{\partial r} \right) \quad (4.3)$$

όπου: C<sup>α</sup> είναι η συγκέντρωση του Zn στη φάση α και

D<sub>Zn</sub><sup>α</sup> είναι ο συντελεστής διάχυσης του Zn στη φάση α.

Η εξίσωση παραπάνω ισχύει για τη φάση α: 0<r<r<sub>a</sub>

Για το ισοζύγιο ροής μάζας στη διεπιφάνεια α/β ισχύει η σχέση:

$$u_{\alpha/\eta} \left( \frac{C_{\alpha}^{\eta}}{\eta} - \frac{C_{\alpha}^{\alpha}}{\eta} \right) = D_{Zn}^{\alpha} \left( \frac{\partial C^{\alpha}}{\partial r} \right)_{\alpha/\eta} - D_{Zn}^{\beta} \left( \frac{\partial C^{\eta}}{\partial r} \right)_{\alpha/\eta} \quad (4.4)$$

όπου: u<sub>α/η</sub> είναι η ταχύτητα της διεπιφάνειας α/η και

C<sub>α/η</sub><sup>α</sup> και C<sub>α/η</sub><sup>η</sup> είναι οι συγκεντρώσεις Zn στη φάση α και η' αντίστοιχα στη διεπιφάνεια α/η. Αυτές οι συγκεντρώσεις υπολογίζονται από το πρόγραμμα Thermo-Calc θεωρώντας τοπική θερμοδυναμική ισορροπία.

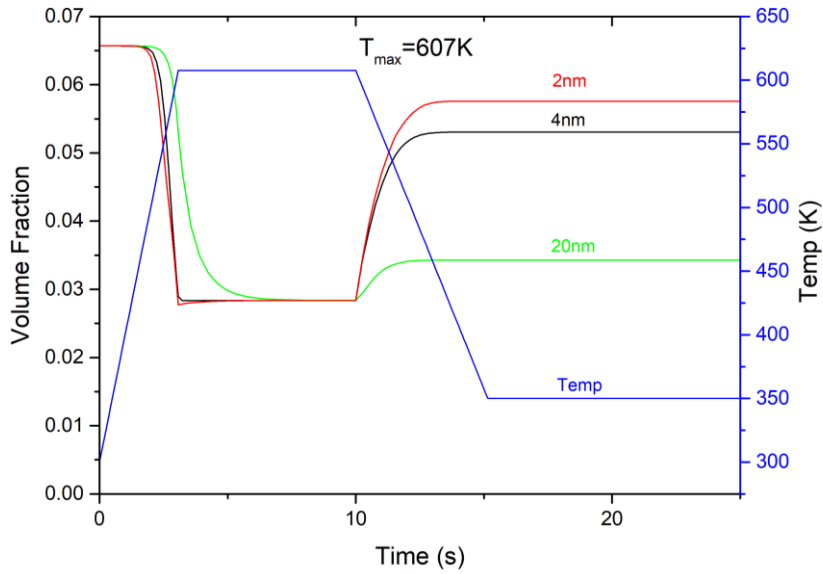


Ο δεύτερος όρος στην εξίσωση στο δεξιό μέρος που αφορά τη διάχυση Zn στη φάση η σύμφωνα με τις παραδοχές παραπάνω είναι μηδενικός. Το σύστημα θεωρείται κλειστό. Η αρχική συγκέντρωση των κραματικών στοιχείων Zn και Mg στη φάση α θεωρήθηκε η σύσταση του κράματος.

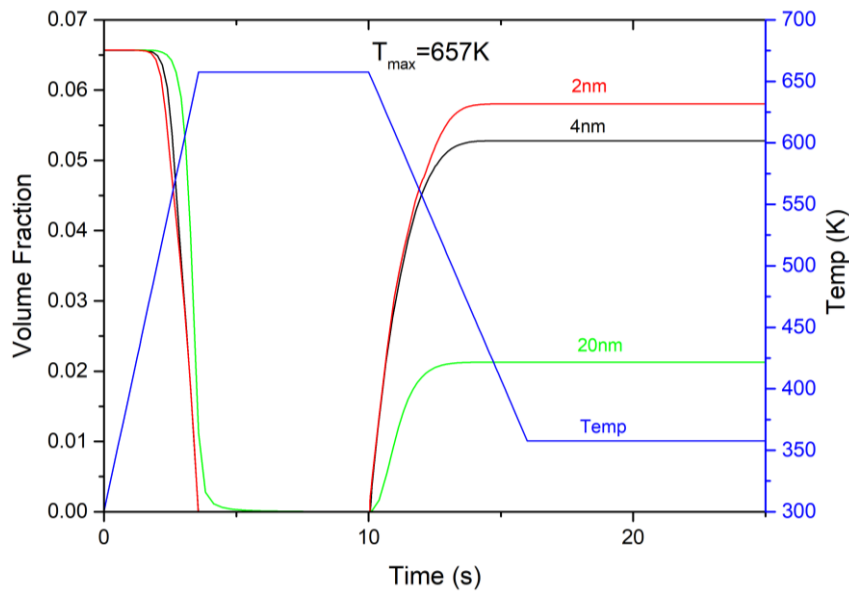
Το μονοδιάστατο πρόβλημα διαλυτοποίησης που περιεγράφηκε παραπάνω επιλύθηκε με τη μεθοδολογία DICTRA για το κράμα 7075 και για το θερμοκρασιακό κύκλο που φαίνεται στο Σχήμα 4.13. Το κλάσμα όγκου της φάσης η,  $f_{\eta}$  είναι 6.57%. Για να δοκιμαστεί η εξάρτηση της διαδικασίας από το αρχικό μέγεθος έγιναν δοκιμές και με πολύ μεγαλύτερο (20nm) και μικρότερο (2nm) μέγεθος φάσεων κατά τις οποίες παρατηρήσαμε διαφορές στην ταχύτητα της διαδικασίας και στο τελικό κλάσμα όγκου αλλά η συμπεριφορά παρατηρήθηκε να μην αλλάζει. Το μέγεθος της α φάσης για το μεγαλύτερο και μικρότερο μέγεθος της φάσης η υπολογίστηκε από τις ίδιες εξισώσεις που υπολογίστηκε το μέγεθος για το βασικό πρόβλημα.

#### 4.5.3 Αποτελέσματα προσομοιώσεων διαλυτοποίησης

Παρακάτω παρουσιάζονται τα αποτελέσματα για το κλάσμα όγκου της φάσης η καθώς και για το μέγεθος αυτής κατά την εφαρμογή του θερμοκρασιακού προφίλ. Αρχικά παρουσιάζεται η περίπτωση όπου  $T_{max}=607K$  (Σχ. 3.15) και ύστερα η περίπτωση όπου  $T_{max}=657K$  (Σχ. 3.16). Και στις δυο περιπτώσεις διακρίνεται η συμπεριφορά για αρχικό μέγεθος φάσης 2nm, 4nm και 20nm. Σε όλες τις περιπτώσεις ο θερμικός κύκλος ξεκινά με διαλυτοποίηση κατά τη θέρμανση, στη συνέχεια στο σταθερό κομμάτι θερμοκρασίας το κλάσμα όγκου είναι σταθερό για τα μικρότερα αρχικά μεγέθη, ενώ γίνεται διαλυτοποίηση με μικρότερο ρυθμό για το μεγαλύτερο αρχικό μέγεθος και κατά την ψύξη γίνεται επανακαθίζηση μέχρις ότου το κλάσμα όγκου σταθεροποιείται. Κατά το θερμικό κύκλο όπου  $T_{max}=607K$  πραγματοποιείται μερική διαλυτοποίηση για όλα τα αρχικά μεγέθη ενώ κατά το θερμικό κύκλο όπου  $T_{max}=657K$  πραγματοποιείται πλήρης διαλυτοποίηση ( $f_{\eta}=0$ ) σε όλες τις περιπτώσεις. Παρατηρείται σε όλες τις περιπτώσεις ότι το ποσοστό επανακαθίζησης όταν χρησιμοποιήθηκε μεγαλύτερο μέγεθος κόκκου είναι μικρότερο και αντίστροφα το ποσοστό επανακαθίζησης όταν χρησιμοποιήθηκε μικρότερο μέγεθος κόκκου είναι μεγαλύτερο.

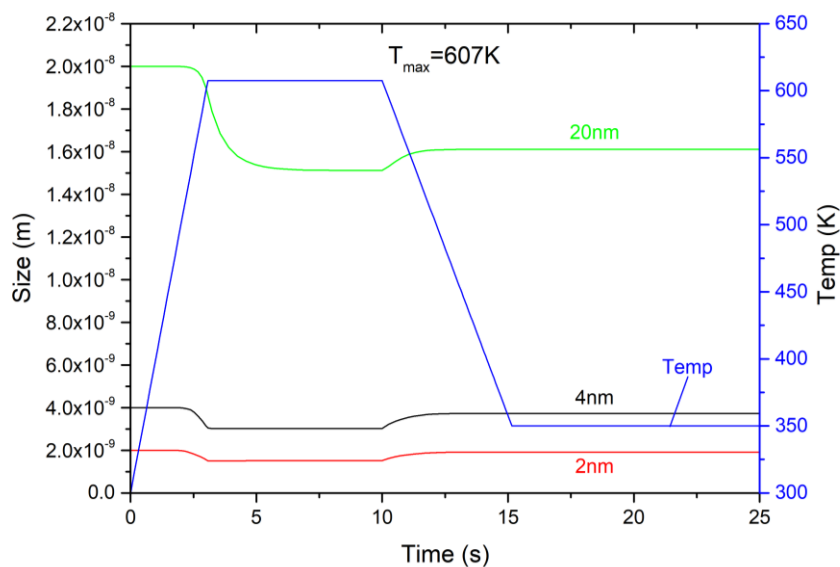


Σχήμα 4.15: Μεταβολή του κλάσματος όγκου της φάσης η' με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου  $T_{max}=607K$ . (Μερική διαλυτοποίηση)

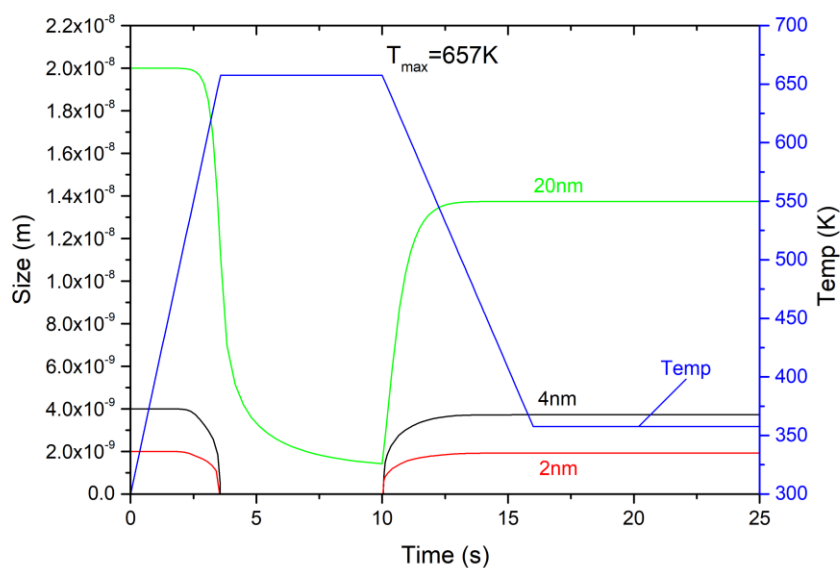


Σχήμα 4.16: Μεταβολή του κλάσματος όγκου της φάσης η' με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου  $T_{max}=657K$ . (Πλήρης διαλυτοποίηση)

Παρακάτω διακρίνονται τα διαγράμματα του μεγέθους της φάσης και της θερμοκρασίας σε σχέση με το χρόνο. Στην περίπτωση όπου  $T_{max}=607K$ , το μέγεθος της φάσης μικραίνει ανάλογα με τη μείωση του κλάσματος όγκου και στην επανακαθίζηση δημιουργείται ξανά η φάση με μικρότερο τελικό μέγεθος κόκκου από το αρχικό. Όσο μικρότερο το αρχικό μέγεθος τόσο πιο έντονη είναι η επανακαθίζηση.

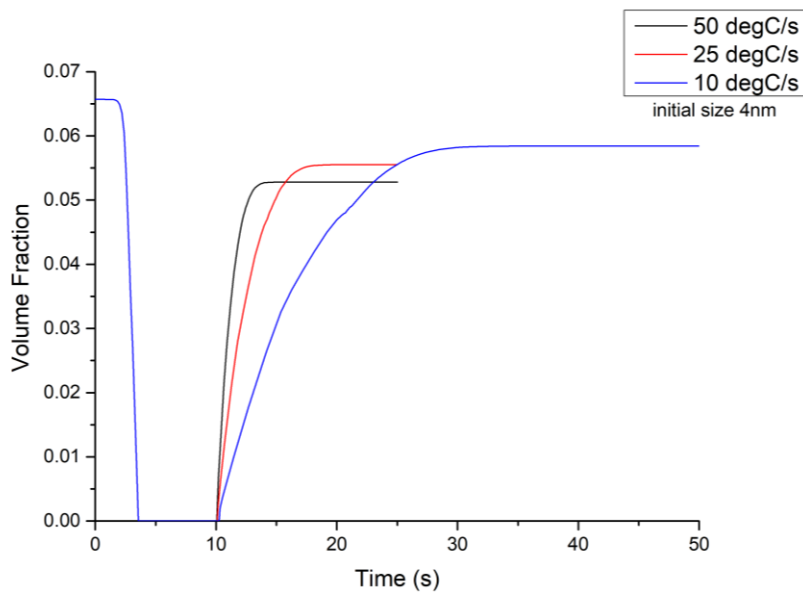


Σχήμα 4.17: Μεταβολή του μεγέθους της φάσης  $\eta'$  με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου  $T_{\max}=607\text{K}$ . (Μερική διαλυτοποίηση)



Σχήμα 4.18: Μεταβολή του μεγέθους της φάσης  $\eta'$  με το χρόνο κατά το θερμοκρασιακό προφίλ που διακρίνεται όπου  $T_{\max}=657\text{K}$ . (Πλήρης διαλυτοποίηση)

Επιπλέον έγιναν προσομοιώσεις και με διαφορετικούς ρυθμούς ψύξης ώστε να μελετηθεί η επιρροή του ρυθμού ψύξης στην επανακαθίζηση. Παρακάτω παρατηρείται ότι όσο πιο αργός ο ρυθμός ψύξης η επανακαθίζηση γίνεται με πιο αργό ρυθμό και φτάνει σε μεγαλύτερο κλάσμα όγκου μέχρι να σταθεροποιηθεί.



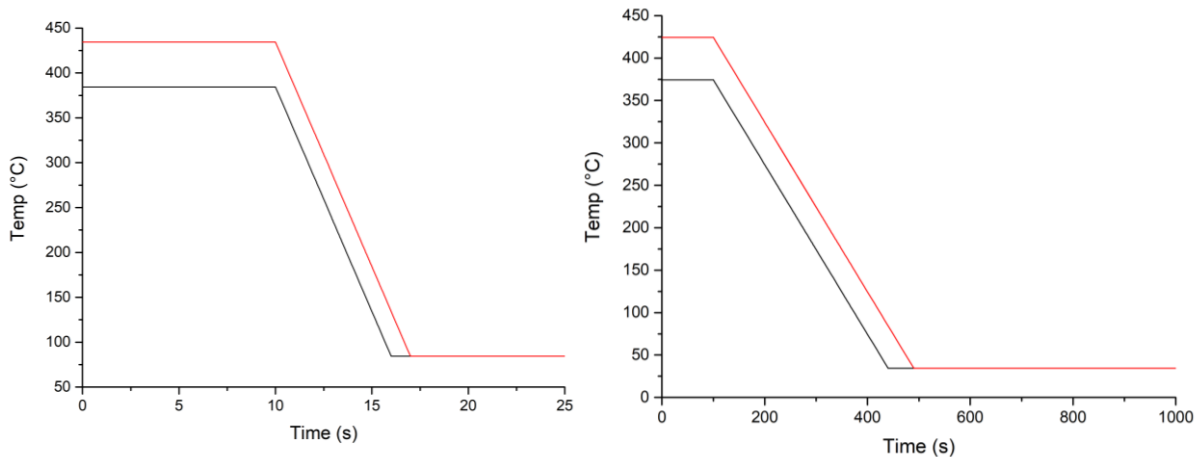
Σχήμα 4.19: Προσομοίωση με αρχικό μέγεθος κόκκου 4nm και διαφορετικούς ρυθμούς ψύξης

## 4.6 Προσομοίωση διεύρυνσης της φάσης ισχυροποίησης

Στην εισαγωγή του κεφαλαίου αναφέρθηκε ότι οι λόγοι για τη μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων του κράματος 7075-T6 είναι η διαλυτοποίηση καθώς και η διεύρυνση της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$ -MgZn<sub>2</sub>. Επίσης αναφέρθηκε ότι μπορεί αυτά τα δύο φαινόμενα να συμβαίνουν ταυτόχρονα αλλά μελετώνται σε διακριτές περιπτώσεις για τα θερμοκρασιακά εύρη που σημειώνονται στο διάγραμμα φάσεων στην αρχή του κεφαλαίου. Στο παρόν κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης της διεύρυνσης.

### 4.6.1 Ο θερμικός κύκλος

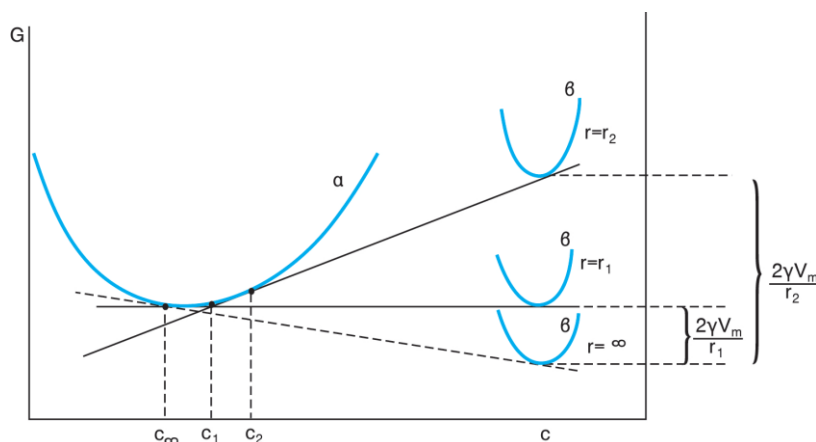
Για τους υπολογισμούς της διαλυτοποίησης ο θερμικός κύκλος που χρησιμοποιήθηκε υπολογίστηκε με μια απλοποίηση του θερμοκρασιακού κύκλου που υπολογίστηκε από το MAGMA 5.4. Όμοια για τη διεύρυνση της φάσης ισχυροποίησης  $\eta'$ -MgZn<sub>2</sub> χρησιμοποιήθηκε ο απλοποιημένος θερμικός κύκλος με μια διαφορά. Χρησιμοποιήθηκε το τμήμα από τη στιγμή που έχει φτάσει στη μέγιστη θερμοκρασία μέχρι την πλήρη ψύξη εφόσον είναι μια διαδικασία πιο αργή η οποία δεν επηρεαζόταν από την ταχύτερη θέρμανση του δοκιμίου. Πιο συγκεκριμένα σχεδιάστηκαν δυο θερμικοί κύκλοι. Ένας που η ταχύτητα ψύξης είναι ίδια με τη διαλυτοποίηση και ένας με αργή ψύξη του δοκιμίου για να μελετηθεί και η επιρροή της ταχύτητας της ψύξης.



Σχήμα 4.20: Απλοποιημένα θερμοκρασιακά προφίλ για τις προσομοιώσεις της διεύρυνσης

#### 4.6.2 Γεωμετρικό μοντέλο – Παραδοχές

Η κινούσα δύναμη της διεύρυνσης είναι η μείωση της διεπιφανειακής ελεύθερης ενέργειας. Στο σχήμα παρακάτω φαίνονται οι καμπύλες ελεύθερης ενέργειας-σύστασης για δυο φάσεις α και β όταν η β έχει τη μορφή σφαιρικών σωματιδίων με ακτίνα  $r_1$  και  $r_2$  όπου  $r_2 < r_1$ . Διακρίνουμε ότι  $G^\beta(r_2) > G^\beta(r_1) > G^\beta(\infty)$ , δηλαδή η ελεύθερη ενέργεια της φάσης β εξαρτάται από την ακτίνα καμπυλότητας των σωματιδίων λόγω της επίδρασης Gibbs-Thomson.

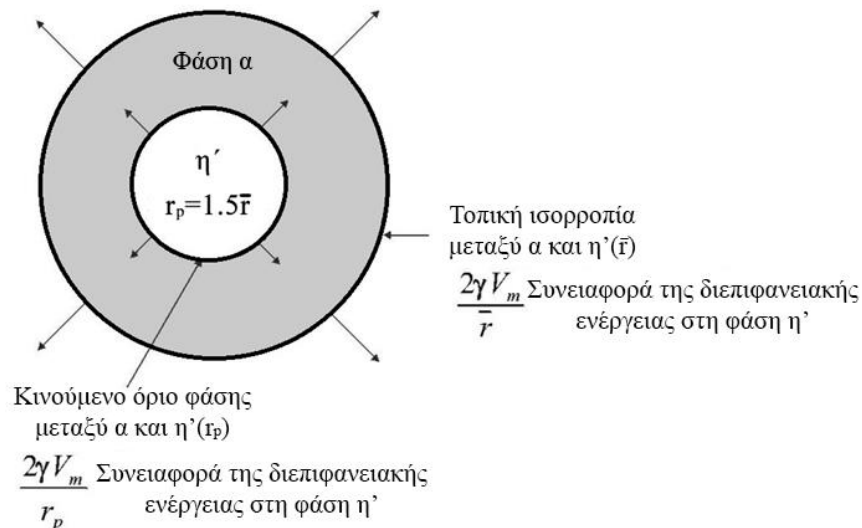


Σχήμα 4.21: Διάγραμμα ελεύθερης ενέργειας-σύστασης των φάσεων α και β, για διάφορες τιμές ακτίνας καμπυλότητας της φάσης β [35]

Η αύξηση της ελεύθερης ενέργειας της φάσης β λόγω του ότι περικλείεται από μια επιφάνεια με καμπυλότητα  $r$  είναι:  $\Delta G = \frac{2\gamma V_m}{r}$  (4.5)

Όπου  $\gamma$  είναι η επιφανειακή ενέργεια και  $V_m$  ο μοριακός όγκος της φάσης β.

Λόγω της επίδρασης Gibbs-Thomson δημιουργείται μια διαφορά συγκέντρωσης στη φάση α μεταξύ των σωματιδίων με διαφορετική ακτίνα  $r_1$  και  $r_2$  και έτσι θα υπάρξει διάχυση του συστατικού β από το μικρό σωματίδιο στο μεγάλο δια μέσου της φάσεως α. Με το μηχανισμό αυτό τα μικρά σωματίδια μικραίνουν και εξαφανίζονται ενώ τα μεγάλα αναπτύσσονται και γίνονται μεγαλύτερα. Με αυτόν τον τρόπο λειτουργεί η διεύρυνση της φάσης β και η μέση ακτίνα αυξάνει. Την περιγραφή αυτή των ακτινών των σωματιδίων και την κινητική της διεύρυνσης περιγράφει η θεωρία LSW των Lifshitz, Slyozov και Wagner. Το μοντέλο αυτό είναι ενσωματωμένο στο DICTRA και επιτρέπει τη μελέτη της διεύρυνσης. Βασίζεται στην παραδοχή ότι η διεύρυνση μπορεί να περιγραφεί κάνοντας υπολογισμούς για ένα σφαιρικό σωματίδιο το οποίο έχει το μέγιστο μέγεθος διασποράς πριν τη χύτευση και βρίσκεται στο κέντρο ενός κελιού. Το μέγιστο μέγεθος σωματιδίου σύμφωνα με τη θεωρία LSW είναι 1.5 φορά το μέσο μέγεθος. Το DICTRA λαμβάνει υπόψιν τη θερμοδυναμική συμπεριφορά και τη διάχυση πολλών συστατικών.



Σχήμα 4.22: Γεωμετρικό μοντέλο διεύρυνσης (coarsening)

Στο μοντέλο η συνεισφορά από τη διεπιφανειακή ενέργεια προστίθεται ελεύθερη ενέργεια Gibbs του σωματιδίου όπως φαίνεται στο σχήμα παραπάνω  $\Delta G_m = \frac{2\gamma V_m}{r}$  (4.6)

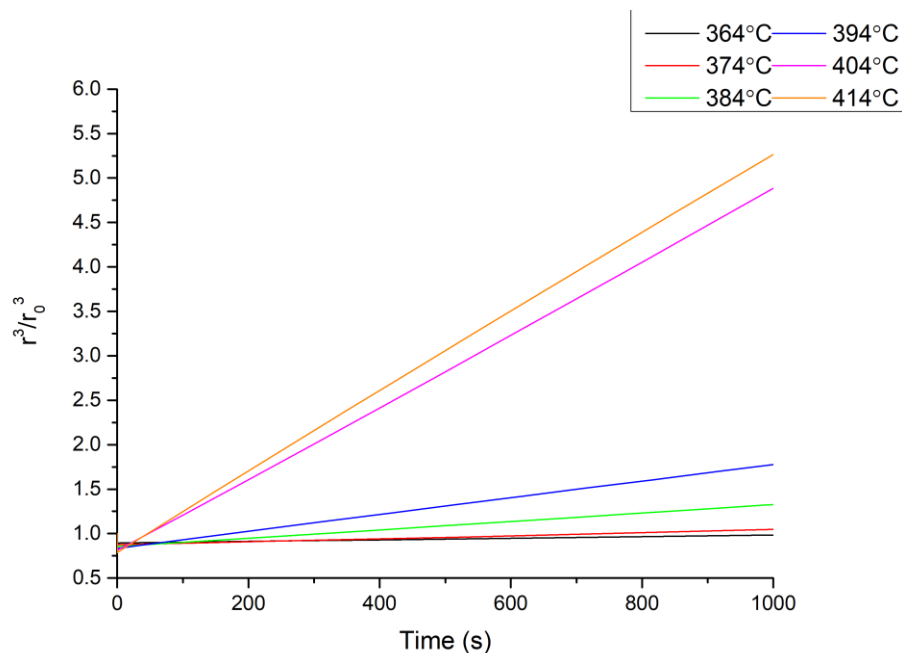
Όπου  $\gamma$  διεπιφανειακή ενέργεια και  $V_m$  μοριακός όγκος στοιχείου αντικατάστασης

Στο διεπιφανειακό όριο γίνεται η παραδοχή ότι επικρατεί θερμοδυναμική ισορροπία. Η συνεισφορά της διεπιφανειακής ενέργειας προστίθεται επίσης στην ενέργεια Gibbs του σωματιδίου με το μέσο μέγεθος στο σύνορο. Η συνεισφορά της διεπιφανειακής ενέργειας είναι μικρότερη στο εσωτερικό σωματίδιο επομένως θα υπάρξει διάχυση προς αυτό και το μέγεθος του θα αναπτυχθεί. Για να διατηρηθεί σταθερή η αρχική σύσταση το μέγεθος του κελιού θα αυξηθεί ανάλογα.

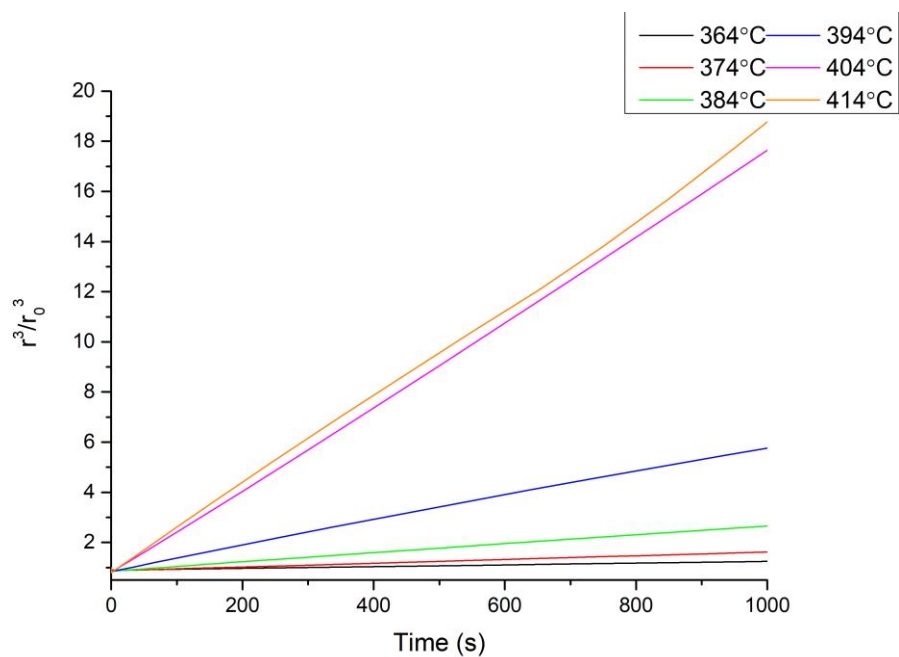
### 4.6.3 Αποτελέσματα προσομοιώσεων διεύρυνσης

#### 4.6.3.1 Ισόθερμες προσομοιώσεις

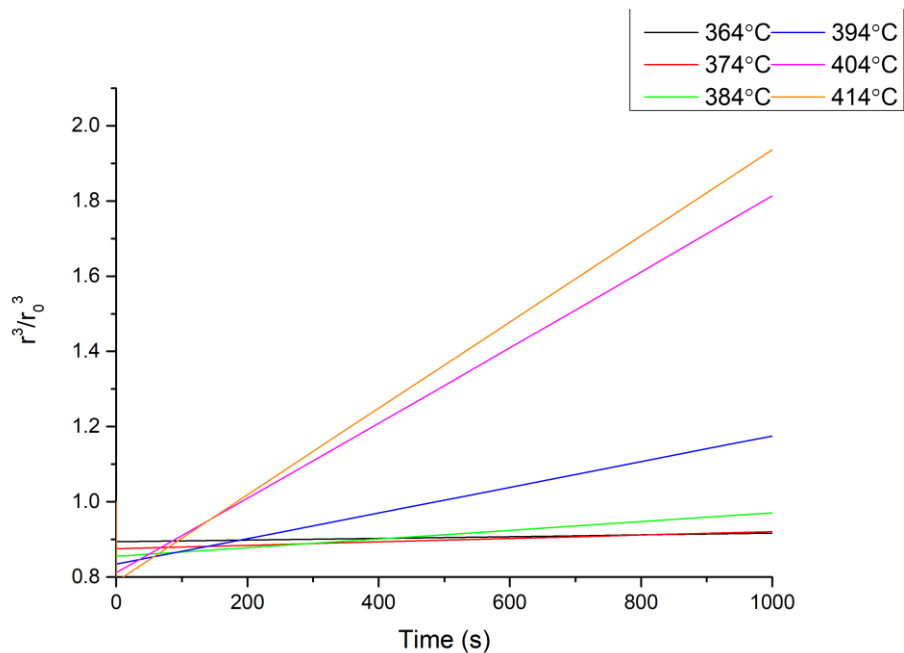
Αρχικά πραγματοποιήθηκαν κάποιες προσομοιώσεις σε σταθερή θερμοκρασία ώστε να επιβεβαιωθεί η μέθοδος και να βγουν κάποια αρχικά συμπεράσματα. Στα Σχήμα 3.23, 3.24 και 3.25 διακρίνουμε τη μεταβολή της ακτίνας ( $r^3/r_0^3$ ) για προσομοιώσεις σε διάφορες θερμοκρασίες και για 3 αρχικά μεγέθη. Παρατηρούμε ότι η διεύρυνση ακολουθεί την κινητική LSW δηλαδή  $r^3 = kt$ .



Σχήμα 4.23: Μεταβολή ακτίνας της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και την αρχική ακτίνα ( $r_0=4\text{nm}$ )



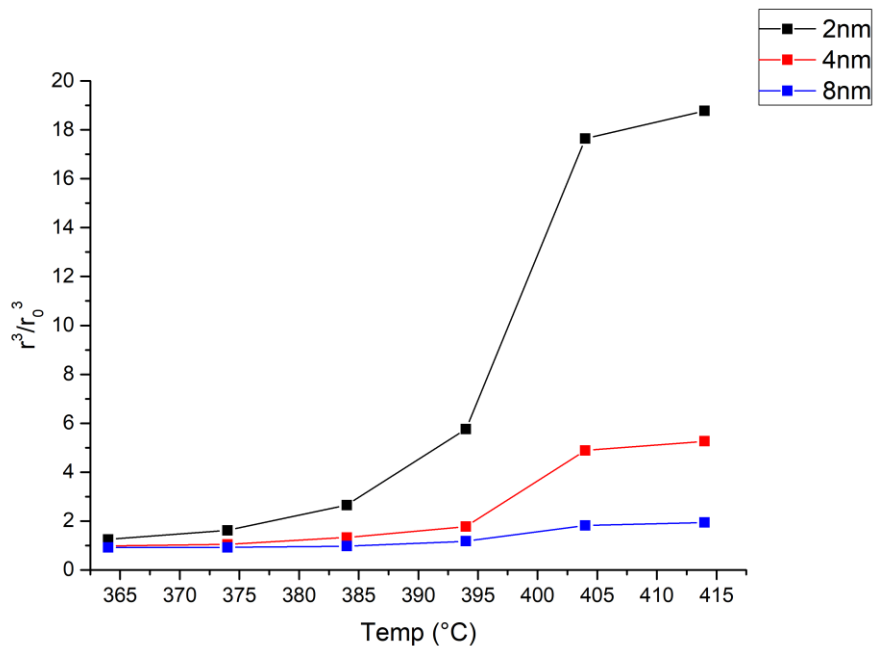
Σχήμα 4.24: Μεταβολή ακτίνας της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και την αρχική ακτίνα ( $r_0=2\text{nm}$ )



Σχήμα 4.25: Μεταβολή ακτίνας της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και την αρχική ακτίνα ( $r_0=8\text{nm}$ )



Επίσης παρακάτω στο Σχήμα 4.26 παρουσιάζεται η μεταβολή της ακτίνας  $r$  της φάσης  $\eta'$  σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος και για τα 3 αρχικά μεγέθη.



Σχήμα 4.26: Μεταβολή της ακτίνας της φάσης  $\eta'$  σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος

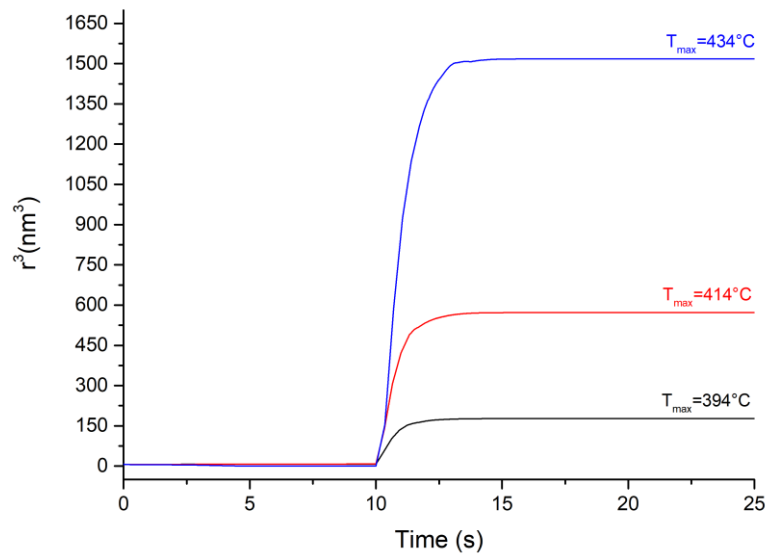
Από τις ισόθερμες προσομοιώσεις και τη μελέτη αυτών προκύπτουν τα εξής συμπεράσματα

- Η ταχύτητα της διεύρυνσης αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας (ανάλογα)
- Η ταχύτητα της διεύρυνσης αυξάνεται με τη μείωση του αρχικού μεγέθους (αντιστρόφως ανάλογα)
- Η κινητική LSW δηλαδή  $r^3 = kt$  επαληθεύεται με τις προσομοιώσεις

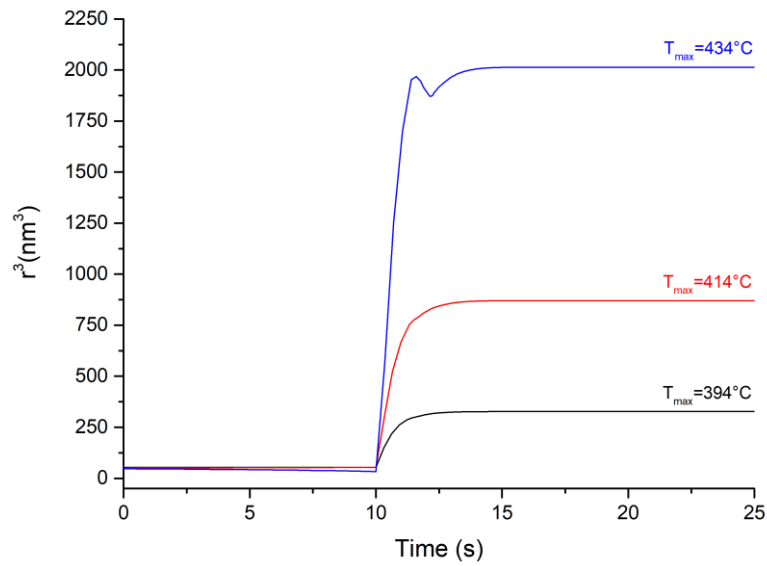
#### 4.6.3.2 Προσομοιώσεις με θερμικό κύκλο

Τα αποτελέσματα από τις προσομοιώσεις με τους θερμικούς κύκλους που παρουσιάστηκαν παραπάνω φαίνονται στα σχήματα που ακολουθούν. Οι προσομοιώσεις πραγματοποιήθηκαν για 3 αρχικά μεγέθη της φάσης  $\eta'$  2, 4 και 8 nm αντίστοιχα.

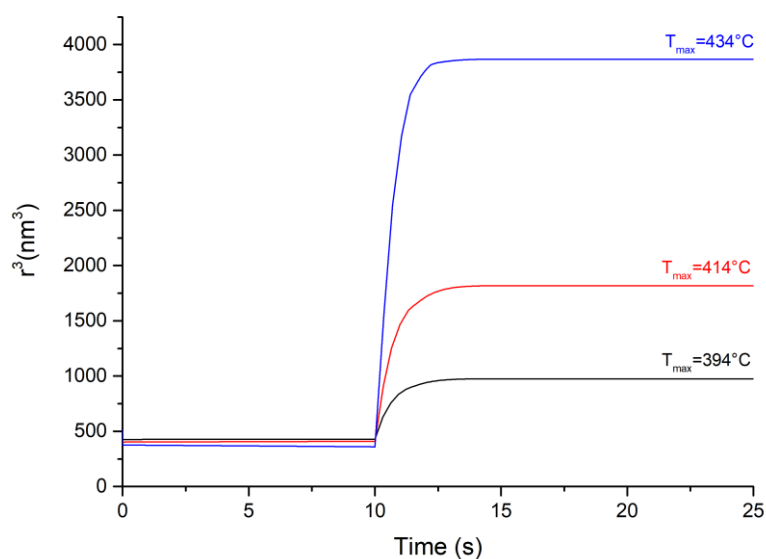
Αρχικά παρουσιάζεται ο θερμικός κύκλος ο οποίος είναι όμοιος με τη διαλυτοποίηση.



Σχήμα 4.27: Μεταβολή  $r^3$  της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=2$ nm)

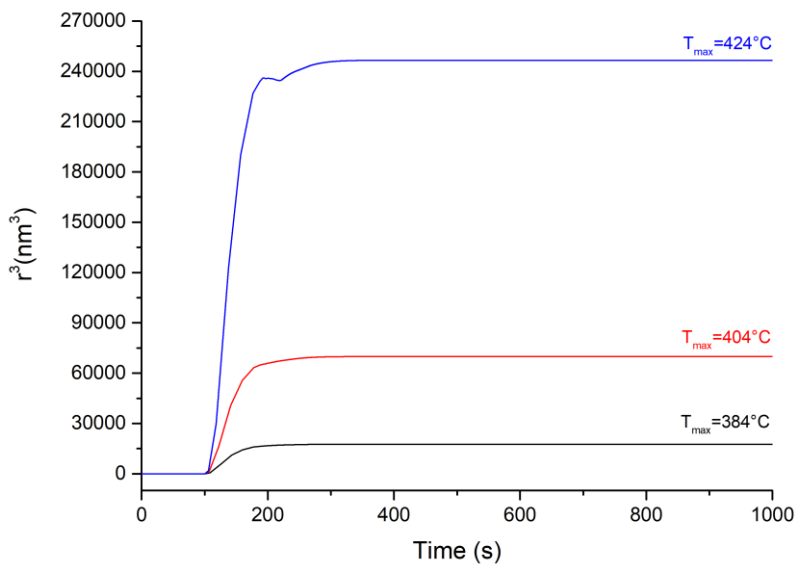


Σχήμα 4.28: Μεταβολή  $r^3$  της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=4$ nm)

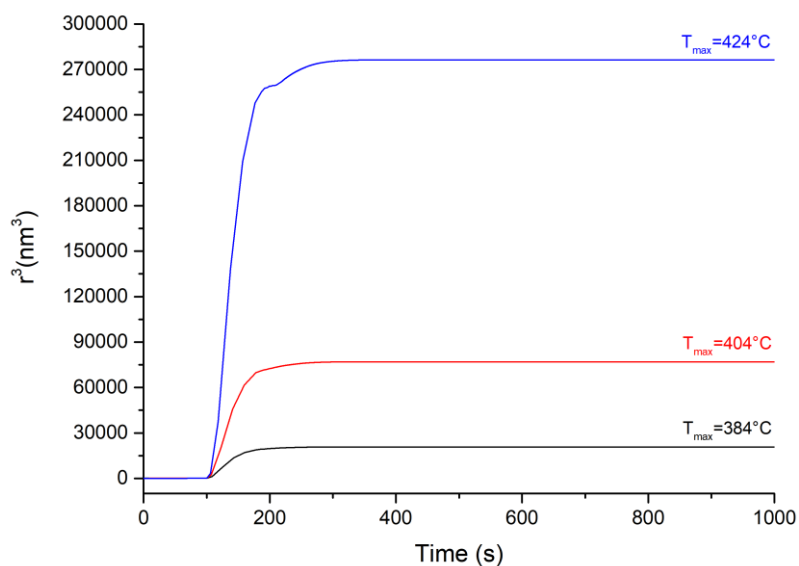


Σχήμα 4.29: Μεταβολή  $r^3$  της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=8\text{nm}$ )

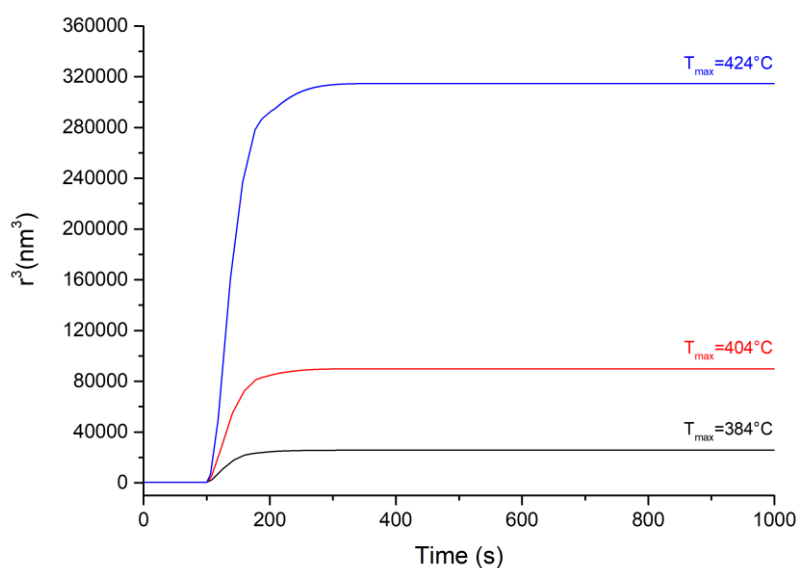
Στα επόμενα σχήματα φαίνονται τα αποτελέσματα της προσομοίωσης με την μικρή ταχύτητα ψύξης



Σχήμα 4.30: Μεταβολή  $r^3$  της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=2\text{nm}$ , αργή ψύξη)



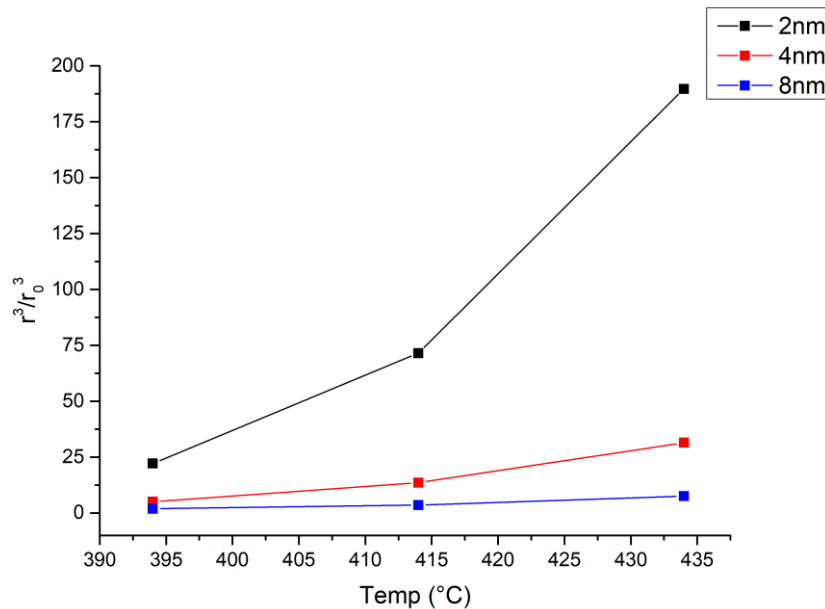
Σχήμα 4.31: Μεταβολή  $r^3$  της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=4\text{nm}$ , αργή ψύξη)



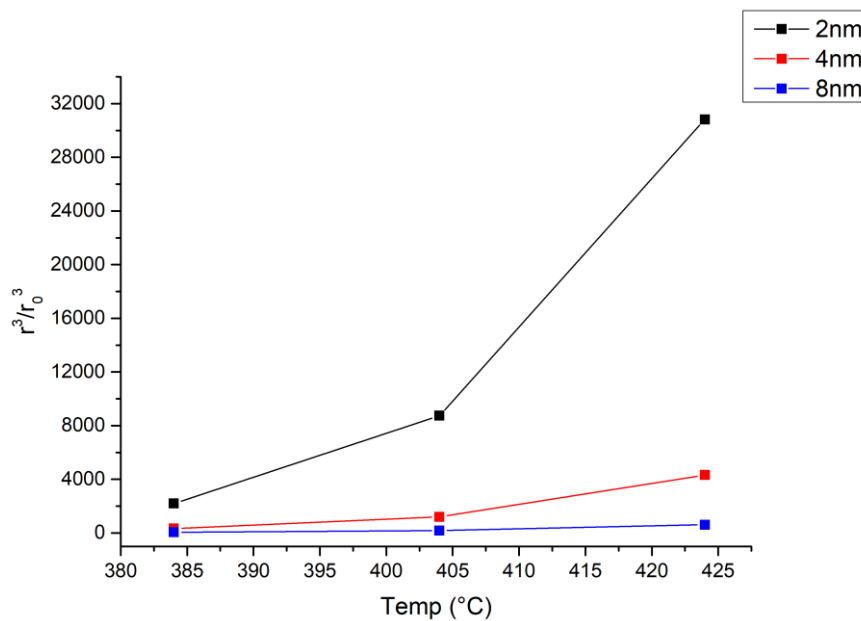
Σχήμα 4.32: Μεταβολή  $r^3$  της φάσης η' σε σχέση με το χρόνο και τη μέγιστη θερμοκρασία ( $r_0=8\text{nm}$ , αργή ψύξη)

Παρατηρούμε ότι η γενική συμπεριφορά της διεύρυνσης είναι η ίδια. Υπάρχουν διαφορές οι οποίες βασίζονται στις διαφορετικές παραμέτρους που εισήχθησαν. Αρχικά φαίνεται πως η διεύρυνση επηρεάζεται από τη μέγιστη θερμοκρασία, επίσης έχει μεγάλη

επιρροή από το αρχικό μέγεθος όπου η λεπτότερη διασπορά διευρύνεται ταχύτερα. Επίσης εισάγοντας δυο θερμικούς κύκλους παρατηρήθηκε ότι και η ταχύτητα ψύξης έχει μεγάλη επιρροή στην τελική διεύρυνση.



Σχήμα 4.33: Μεταβολή της τελικής ακτίνας της φάσης η' σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος για το θερμικό κύκλο των 25s



Σχήμα 4.34: Μεταβολή της τελικής ακτίνας της φάσης η' σε σχέση με τη θερμοκρασία και το αρχικό μέγεθος για το θερμικό κύκλο των 1000s

Η επιρροή του θερμικού κύκλου φαίνεται στα Σχήματα 3.33 και 3.34 όπου διακρίνεται πόσο πιο έντονο είναι το φαινόμενο της διεύρυνσης για το θερμικό κύκλο με τη μεγάλη διάρκεια και αργή ψύξη.

## Κεφάλαιο 5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

---

Το βασικότερο συμπέρασμα της εργασίας αυτής είναι ότι με τη μεθοδολογία της υπολογιστικής θερμοδυναμικής και κινητικής είναι δυνατόν να προσομοιωθεί με καλή ακρίβεια η αλλαγή στη μικροδομή του 7075 αλουμινίου στην προκειμένη περίπτωση μετά από την επιβολή ενός μη ισόθερμου θερμοκρασιακού προφίλ. Αυτό στην πράξη σημαίνει ότι για δεδομένο θερμοκρασιακό προφίλ και αρχική κατάσταση μπορεί να γίνει μια ικανοποιητική πρόβλεψη για το πως θα έχει διαμορφωθεί η μικροδομή μετά την επιβολή αυτού. Το αποτέλεσμα αυτό έχει ιδιαίτερη σημασία καθώς αν σε μελλοντική έρευνα συνδεθεί η μικροδομή με τις μηχανικές ιδιότητες μπορεί να γίνεται έλεγχος και σχεδιασμός συγκολλήσεων κατά τη διάρκεια της χύτευσης, μια διαδικασία που μικραίνει ουσιαστικά το χρόνο και το κόστος κατασκευής για διάφορα εξαρτήματα.

Επίσης είναι σημαντικό το γεγονός ότι η προσομοίωση των μετασχηματισμών της καθίζησης της διαλυτοποίησης και της διεύρυνσης πραγματοποιήθηκαν για:

- Πολύ μικρό μέγεθος φάσης (2nm)
- Διάφορα θερμοκρασιακά προφίλ ακόμη και πάνω από το όριο πλήρους διαλυτοποίησης της φάσης
- Υψηλούς ρυθμούς θέρμανσης και ψύξης

Παράλληλα δημιουργήθηκε βάση δεδομένων στην οποία μόνο με μικρές αλλαγές μπορούν να γίνουν προσομοιώσεις για διάφορα θερμοκρασιακά προφίλ και μεγέθη φάσης σε μικρό χρόνο

## Κεφάλαιο 6. ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ

---

Από την πειραματική μελέτη της επιρροής της θερμοκρασίας της χύτευσης σε ένθετα από 7075-T6 αλουμίνιο προκύπτουν επιπλέον ερωτήματα τα οποία μπορούν να αποτελέσουν αντικείμενο περαιτέρω έρευνας. Τα κυριότερα από αυτά είναι:

- Εφαρμογή της μεθοδολογίας σε κράματα της σειράς 2xxx δεδομένου ότι και αυτά είναι θερμικά κατεργάσιμα κράματα που χρησιμοποιούνται στην αεροπορία
- Εφαρμογή της μεθοδολογίας σε κράματα με διαφορετική αρχική κατάσταση. Για παράδειγμα σε κατάσταση O δηλαδή χωρίς να έχει προηγηθεί τεχνητή γήρανση ή σε υπέργηρα κράματα.
- Σύνδεση της σκληρότητας με το κλάσμα όγκου και το μέγεθος της φάσης ισχυροποίησης.
- Εισαγωγή όλων των κραματικών στοιχείων στην προσομοίωση ώστε να συνυπολογιστεί η συνεισφορά τους
- Επανάληψη των πειραμάτων εισάγοντας τεχνητή γήρανση μετά τη χύτευση



## ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

---

- [1] (2015), The High Pressure Die Casting Process, [ανακτήθηκε στις 10/5/2021, [www.totalmateria.com](http://www.totalmateria.com)]
- [2] Kridli G.T., Friedman P.A., Boileau J.M., (2010), Manufacturing processes for light alloys, *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, 235-274
- [3] Suleyman Kilic, Ilyas Kacar, Mevlut Sahin, Fahrettin Ozturk, Oguz Erdem, (2019), Effects of Aging Temperature, Time, and Pre-Strain on Mechanical Properties of AA7075, *Materials Research*, 22 (5)
- [4] Kopeliovich Dmitri, (2012), Wrought aluminum-zinc-magnesium alloys (7xxx), [ανακτήθηκε στις 5/6/2021, <http://www.substech.com>]
- [5] Koch G.H., Kolijn D.T., (1979), The heat treatment of the commercial aluminum alloy 7075, *Journal of Heat Treating*, 1, 3-14
- [6] Hatch John E., (1984), Constitution of Alloys, *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*, 25-57
- [7] Deschamps A., Bréchet Y., Livet F., (1999), Influence of copper addition on precipitation kinetics and hardening in Al–Zn–Mg alloy, *Materials Science and Technology*, 15, 993-1000
- [8] Wu Linda, Ferguson W. George, (2011) Modelling of Precipitation Hardening in Casting Aluminium Alloys, *Aluminium Alloys, Theory and Applications*
- [9] Leo P., Cerri E., (2012), Pure 7000 Alloys: Microstructure, Heat Treatments and Hot Working, *Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications*
- [10] Deschamps A., Bigot A., Livet F., Auger P., Bréchet Y., Blavette D., (2009), A comparative study of precipitate composition and volume fraction in an Al–Zn–Mg alloy using tomographic atom probe and small-angle X-ray scattering, *Philosophical Magazine A*, 81, 2391-2414
- [11] Garcia-Garcia Adrian Luis, Dominguez-Lopez Ivan, Lopez-Jimenez Luis, Barceinas-Sanchez J.D. Oscar, (2014), Comparative quantification and statistical analysis of  $\eta'$  and  $\eta$  precipitates in aluminum alloy AA7075-T651 by TEM and AFM, *Materials Characterization*, 87, 116-124
- [12] Styles M.J., Bastow T.J., Gibson M.A., Hutchinson C.R., (2014), Substitution of Cu and/or Al in  $\eta$  phase ( $MgZn_2$ ) and the implications for precipitation in Al–Zn–Mg–(Cu) alloys, *Intermetallics*, 49, 40-51
- [13] Dr Whiting Mark J., (2018), AA7075, [ανακτήθηκε στις 11/6/2021, [metalsandalloysblog.wordpress.com](http://metalsandalloysblog.wordpress.com)]
- [14] Fang X.F., (2017), "Evaluation of coating systems for steel aluminum hybrid casting", *Journal of Materials Science and Engineering A*, 7(3-4), 51-67
- [15] Adeyemi Dayo Isadore, Bolaji Aremo, Mosobalaje Oyebamiji Adeoye, Oluyemi John Olawale, Moshood Dehinde Shittu, (2013), Effect of Heat Treatment on Some Mechanical Properties of 7075 Aluminium Alloy, *Materials Research*, 16(1), 190-194
- [16] Jue Lu, Yanli Song, Lin Hua, Kailun Zheng, Dingguo Dai, (2018), Thermal deformation behavior and processing maps of 7075 aluminum alloy sheet based on isothermal uniaxial tensile tests, *Journal of Alloys and Compounds*, 767, 856-869
- [17] Fei-fan WANG, Wen MENG, Hong-wei ZHANG, Zhi-qiang HAN, (2018), Effects of under-aging treatment on microstructure and mechanical properties of squeeze-cast Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 28, 1920–1927

- [18] Wenchao Yang, Shouxun Ji, Mingpu Wang, Zhou Li, (2014), Precipitation behaviour of Al–Zn–Mg–Cu alloy and diffraction analysis from  $\eta'$  precipitates in four variants, *Journal of Alloys and Compounds*, 610, 623-629
- [19] Yan Zou, Xiaodong Wu, Songbai Tang, Qianqian Zhu, Hui Song, Lingfei Cao, (2020), Co-precipitation of T' and  $\eta'$  phase in Al-Zn-Mg-Cu alloys, *Materials Characterization*, 169, 110610
- [20] L.K. Berg, J. Gjønnnes, V. Hansen, X.Z. Li, M. Knutson-Wedel, G. Waterloo, D. Schryvers, L.R. Wallenberg, (2001), GP-zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in artificial aging, *Acta Materialia*, 49(17), 3443-3451
- [21] Qing Wang, Zhen Li, Shujie Pang, Xiaona Li, Chuang Dong, Peter K. Liaw, (2018), Coherent Precipitation and Strengthening in Compositionally Complex Alloys: A Review, *Entropy*, 20, 878
- [22] Kanno, M., Araki, I., & Cui, Q. (1994). Precipitation behaviour of 7000 alloys during retrogression and reaging treatment. *Materials Science and Technology*, 10(7), 599–603
- [23] Jacumasso, S. C., Martins, J. de P., & Carvalho, A. L. M. de. (2016). Analysis of precipitate density of an aluminium alloy by TEM and AFM. *REM - International Engineering Journal*, 69(4), 451–457
- [24] Zhang, Y., Weyland, M., Milkereit, B., Reich, M., & Rometsch, P. A. (2016). Precipitation of a new platelet phase during the quenching of an Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Scientific Reports*, 6(1)
- [25] Matsuda, K., Yasumoto, T., Bendo, A., Tsuchiya, T., Lee, S., Nishimura, K., ... Ikeno, S. (2019). Effect of Copper Addition on Precipitation Behavior near Grain Boundary in Al–Zn–Mg Alloy. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 60(8), 1688–1696
- [26] Pan, Y., Zhang, D., Liu, H., Zhuang, L., & Zhang, J. (2020). Precipitation hardening and intergranular corrosion behavior of novel Al–Mg–Zn(-Cu) alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 157199
- [27] Fang, X., Du, Y., Song, M., Li, K., & Jiang, C. (2012). Effects of Cu content on the precipitation process of Al–Zn–Mg alloys. *Journal of Materials Science*, 47(23)
- [28] Starink, M. J., Milkereit, B., Zhang, Y., & Rometsch, P. A. (2015). Predicting the quench sensitivity of Al–Zn–Mg–Cu alloys: A model for linear cooling and strengthening. *Materials & Design*, 88, 958–971
- [29] Marioara, C. D., Lefebvre, W., Andersen, S. J., & Friis, J. (2013). Atomic structure of hardening precipitates in an Al–Mg–Zn–Cu alloy determined by HAADF-STEM and first-principles calculations: relation to  $\eta$ -MgZn<sub>2</sub>. *Journal of Materials Science*, 48(10), 3638–3651
- [30] Martin Vlach, Jakub Čížek, Veronika Kodetová, Tomáš Kekule, František Lukáč, Miroslav Cieslar, Hana Kudrnová, Lucia Bajtošová, Michal Leibner, Petr Harcuba, Jaroslav Málek, Volkmar Neubert, (2019), Annealing Effects in Cast Commercial Aluminium Al–Mg–Zn–Cu(–Sc–Zr) Alloys, *Metals and Materials International*
- [31] Borgenstam, A., Höglund, L., Ågren, J., & Engström, A. (2000). DICTRA, a tool for simulation of diffusional transformations in alloys. *Journal of Phase Equilibria*, 21(3), 269–280
- [32] Andersson, J.-O., Helander, T., Höglund, L., Shi, P., & Sundman, B. (2002). Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. *Calphad*, 26(2), 273–312
- [33] Lin, Y. C., Jiang, Y.-Q., Chen, X.-M., Wen, D.-X., & Zhou, H.-M. (2013). Effect of creep-aging on precipitates of 7075 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 588, 347–356.

- [34] Guang-wei Zhao, Chong Ding, Xin-sheng Gu, Xi-Cong Ye, Cai-hua Huang, and Ming-chun Gu (2017). Solidification path calculations of Al-Zn-Mg alloys in Al-rich corner. *China Foundry*, 14, 443–448
- [35] Γ. Ν. Χαϊδεμενόπουλος, *Φυσική Μεταλλουργία-Θεμελιώδεις αρχές*, 2000, Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Θεσσαλίας, Βόλος.
- [36] Deschamps, A., Livet, F., & Bréchet, Y. (1998). Influence of predeformation on ageing in an Al–Zn–Mg alloy—I. Microstructure evolution and mechanical properties. *Acta Materialia*, 47(1), 281–292.
- [37] Guyot, P., & Cottignies, L. (1996). Precipitation kinetics, mechanical strength and electrical conductivity of Al Zn Mg Cu alloys. *Acta Materialia*, 44(10), 4161–4167.
- [38] Mahathaninwong, N., Wisutmethangoon, S., Chuchee, T., Janudom, S., & Canyook, R. (2017). Precipitate coarsening parameters for gas induced semi-solid cast 7075-T6 Al alloy determined by SAXS measurements. *Bulletin of Materials Science*, 40(7), 1513–1518.
- [39] Βασιλάκου Ν. Βαρβάρα, 2000, ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΔΙΑΧΥΤΙΚΩΝ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΩΝ ΣΕ ΧΑΛΥΒΕΣ ΜΕ ΤΗ ΧΡΗΣΗ ΥΠΟΛΟΓΙΣΤΙΚΗΣ ΚΙΝΗΤΙΚΗΣ, Διπλωματική Εργασία, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας
- [40] ANNA Δ. ΖΕΡΒΑΚΗ, 2004, ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ ΜΕ LASER: ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΜΕΛΕΤΗ ΚΑΙ ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΜΟΡΦΩΣΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΗΣ ΘΕΖ, Διδακτορική Διατριβή, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών Βιομηχανίας, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας
- [41] (2017), *High pressure die casting*, [ανακτήθηκε στις 10/6/2021, [www.open.edu](http://www.open.edu)]