



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΩΝ 6060 & 6063

υπό
ΣΩΤΗΡΙΑΣ - ΙΩΑΝΝΑΣ ΚΑΨΗ
ΑΛΙΚΗΣ ΤΑΚΗ

Διπλωματική Εργασία

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

Βόλος, 2025



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

**ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗΣ
ΚΡΑΜΑΤΩΝ 6060 & 6063**

υπό
ΣΩΤΗΡΙΑΣ - ΙΩΑΝΝΑΣ ΚΑΨΗ
ΑΛΙΚΗΣ ΤΑΚΗ

Διπλωματική Εργασία

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

Βόλος, 2025

© 2025 Σωτηρία-Ιωάννα Καψή, Αλίκη Τάκη

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 (Επιβλέπων)	Δρ. Χαϊδεμενόπουλος Ν. Γρηγόρης Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας
---------------------------------	--

Δεύτερος Εξεταστής	Δρ. Καμούτση Ελένη Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας
--------------------	---

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

Ευχαριστίες

Θα θέλαμε να εκφράσουμε τις ειλικρινείς ευχαριστίες μας στον επιβλέποντα της διπλωματικής εργασίας μας, Καθηγητή κ. Γρηγόρη Ν. Χαϊδεμενόπουλο, για την πολύτιμη βοήθεια και καθοδήγησή του κατά τη διάρκεια της υλοποίησης της εργασίας μας. Τον ευχαριστούμε θερμά για την εμπιστοσύνη που μας έδειξε με την ανάθεση ενός τόσο ενδιαφέροντος και απαιτητικού θέματος.

Θα ήταν παράλειψη να μην ευχαριστήσουμε την κα. Καμούτση Ελένη για την άμεση συνεργασία μας καθ' όλη τη διάρκεια της παρουσίας μας στο Εργαστήριο Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας. Η καθοδήγησή της και οι συμβουλές της συνέβαλαν ουσιαστικά στην ολοκλήρωση της εργασίας μας.

Επίσης, είμαστε ευγνώμονες στον Καθηγητή κ. Κερμανίδη Αλέξη για την παρουσία του ως τρίτο μέλος της εξεταστικής επιτροπής της διπλωματικής εργασίας μας, για την προσεκτική ανάγνωση της εργασίας μας και για τις πολύτιμες υποδείξεις του.

Τέλος, ευχαριστούμε ιδιαίτερα τις οικογένειες και τους φίλους μας για την ολόψυχη αγάπη και αδιάκοπη υποστήριξή τους όλα αυτά τα χρόνια.

ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΩΝ 6060 & 6063

ΣΩΤΗΡΙΑ – ΙΩΑΝΝΑ ΚΑΨΗ, ΑΛΙΚΗ ΤΑΚΗ

Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, 2025

Επιβλέπων Καθηγητής: Δρ. Χαϊδεμενόπουλος Ν. Γρηγόρης

Καθηγητής Φυσικής Μεταλλουργίας

Περίληψη

Τα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx (Al-Mg-Si) χρησιμοποιούνται ευρέως για εφαρμογές διέλασης. Μετά τη χύτευση και τη στερεοποίηση, οι μπιγιέτες περιέχουν ορισμένες ανομοιομορφίες, όπως μικροδιαφορισμό και σχηματισμό αιχμηρών ενδομεταλλικών ενώσεων του σιδήρου, οι οποίες υποβαθμίζουν τη διελασιμότητά τους. Γι' αυτό, απαιτείται η εφαρμογή ενός κύκλου ομογενοποίησης. Ο ρυθμιστικός παράγοντας για την επιλογή των παραμέτρων της ομογενοποίησης είναι ο μετασχηματισμός της ένωσης β-AlFeSi με αιχμηρές ακμές στην ένωση α-AlFeSi με στρογγυλεμένα άκρα. Επιπλέον, η διάλυση και η επανακαθίζηση της φάσης Mg₂Si κατά την ψύξη μετά την ομογενοποίηση αποτελεί τον κυριότερο μηχανισμό ισχυροποίησης των κραμάτων αυτών.

Στην παρούσα διπλωματική εργασία μελετήθηκαν έως το στάδιο της ομογενοποίησης δοκίμια κραμάτων 6060 και 6063. Τα κράματα αυτά προήλθαν από ανακυκλωμένο σκραπ σε διαφορετικές θερμοκρασίες ομογενοποίησης. Πραγματοποιήθηκε μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός της μικροδομής τους με ποιοτικά και ποσοτικά μέσα, με στόχο την εύρεση των ιδανικών συνθηκών ομογενοποίησης και, άρα, τη βελτίωση της διελασιμότητας. Για τον σκοπό αυτό, διεξήχθη ένα πείραμα, κατά το οποίο εφαρμόστηκε η ομογενοποίηση στο εργαστήριο υλικών του πανεπιστημίου Θεσσαλίας, ώστε να γίνει μια άμεση σύγκριση των δοκιμίων και να εξαχθούν συμπεράσματα.

Λέξεις-κλειδιά: Ανακύκλωση αλουμινίου, κράματα αλουμινίου 6060 & 6063, διελασιμότητα, ομογενοποίηση, μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός

METALLOGRAPHIC CHARACTERIZATION OF HOMOGENIZED 6060 & 6063 ALUMINUM ALLOYS

SOTIRIA - IOANNA KAPSI, ALIKI TAKI

Department of Mechanical Engineering, University of Thessaly, 2025

Supervisor: Dr Gregory N. Haidemenopoulos

Professor, Head of Laboratory of Materials (LoM)

Abstract

The 6xxx series aluminum alloys (Al-Mg-Si) are widely used for extrusion applications. After casting and solidification, the billets contain certain inhomogeneities, such as microsegregation and the formation of sharp Fe-rich intermetallic compounds, which degrade their extrudability. Therefore, the application of a homogenization cycle is required. The controlling factor for selecting the homogenization parameters is the transformation of the sharp-edged β -AlFeSi phase into the rounded-edged α -AlFeSi phase. Additionally, the dissolution and reprecipitation of the Mg_2Si phase during cooling after homogenization constitute the primary strengthening mechanism of these alloys.

In the present thesis, alloy samples of 6060 and 6063 were studied up to the stage of homogenization. These alloys were derived from recycled scrap and subjected to different homogenization temperatures. A metallographic characterization of their microstructure was carried out using qualitative and quantitative methods, aiming to determine the optimal homogenization conditions and thus improve extrudability. For this purpose, an experiment was conducted in the laboratory of materials at the University of Thessaly, where homogenization was applied to allow a direct comparison of the samples and draw conclusions.

Key words: Aluminum recycling, 6060 & 6063 aluminum alloys, extrudability, homogenization, metallographic characterization

Πίνακας Περιεχομένων

Κεφάλαιο 1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ	1
1.1 Κράματα αλουμινίου.....	1
1.2 Ανακύκλωση αλουμινίου.....	2
1.3 Παραγωγική διαδικασία.....	5
1.4 Στόχος διπλωματικής και σύνοψη κεφαλαίων.....	7
Κεφάλαιο 2. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ.....	8
2.1 Στερεοποίηση μετά τη χύτευση.....	8
2.2 Ομογενοποίηση.....	11
2.2.1 Ο μετασχηματισμός β-AlFeSi σε α-AlFeSi.....	12
2.2.2 Η διάλυση και η επανακαθίζηση του Mg ₂ Si.....	15
2.3 Επίδραση κραματικών στοιχείων	17
Κεφάλαιο 3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ.....	19
3.1 Υλικά και μεθοδολογία.....	19
3.2 Περιγραφή Πειράματος.....	21
Κεφάλαιο 4. ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	22
4.1 Μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός μικροδομής δοκιμίων.....	22
4.1.1 Πρώτη παρτίδα δοκιμίων	22
4.1.2 Δεύτερη παρτίδα δοκιμίων.....	26
4.2 Πείραμα στο εργαστήριο υλικών	31
4.3 Ποσοτικός χαρακτηρισμός ομογενοποίησης.....	34
Κεφάλαιο 5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ & ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ	40
Βιβλιογραφία	43

Κατάλογος Πινάκων

Πίνακας 1.1: Κατανάλωση ενέργειας (σε EJ/έτος) και εκπομπές CO ₂ (σε τόνους/έτος) για την παραγωγή αλουμινίου [7].	3
Πίνακας 2.1: Συντελεστές διάχυσης των κυριότερων κραματικών στοιχείων της σειράς 6xxx [2].	15
Πίνακας 3.1: Χημική σύσταση των κραμάτων 6060 και 6063 για τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν.....	19
Πίνακας 3.2: Κωδικοποίηση αρχικών δοκιμών.	20
Πίνακας 3.3: Κωδικοποίηση δοκιμών που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο.....	21
Πίνακας 4.1: Αποτελέσματα μετρήσεων περιμέτρου, εμβαδού και συντελεστή κυκλικότητας για 10 από τα σωματίδια των επιλεγμένων φωτογραφιών.	36
Πίνακας 4.2: Αποτελέσματα μετρήσεων περιμέτρου, εμβαδού και συντελεστής κυκλικότητας για 10 από τα σωματίδια των επιλεγμένων φωτογραφιών.	38
Πίνακας 4.3: Αριθμός φωτογραφιών που αναλύθηκαν και σωματιδίων που μετρήθηκαν για τα δοκίμια 01L και 31LT.	39
Πίνακας 5.1: Σύνοψη ποιοτικών αποτελεσμάτων των ομογενοποιημένων δοκιμών των δύο παρτίδων.	40

Κατάλογος Εικόνων

Εικόνα 1.1: Κλάδοι εφαρμογής των διελασμένων προϊόντων αλουμινίου [4].	1
Εικόνα 1.2: Πρόταση αυτοματοποιημένης μεθόδου διαλογής σκραπ αλουμινίου [9].	4
Εικόνα 1.3: Προβλεπόμενη εξέλιξη της παραγωγής πρωτογενούς και ανακυκλωμένου αλουμινίου [7].	5
Εικόνα 1.4: Παραγωγική διαδικασία κραμάτων αλουμινίου της σειράς 6xxx [4].	6
Εικόνα 2.1: Σχηματισμός δενδριτών κατά τη στερεοποίηση κράματος αλουμινίου [17].	8
Εικόνα 2.2: Φωτογραφία από SEM σωματιδίων με μορφολογία τύπου «Chinese-script» (α) του κράματος 6063 (SEM), (β) του κράματος 6060 [7].	9
Εικόνα 2.3: Φωτογραφία σωματιδίων με μορφολογία πλακιδίων με αιχμηρά άκρα (α) του κράματος 6063 (SEM), (β) του κράματος 6060 [7].	10
Εικόνα 2.4: Τρόποι πυρήνωσης και ανάπτυξης της φάσης α-AlFeSi πάνω στη β-AlFeSi [25].	13
Εικόνα 2.5: Μεταβολή της μορφολογίας της φάσης α-AlFeSi (α) στρογγυλοποίηση των άκρων, (β) τοπική μείωση του πάχους των σωματιδίων, (γ) διαχωρισμός σωματιδίων, (δ) σχηματισμός «περιδέرائου» [14].	14
Εικόνα 3.1: Σχηματική απεικόνιση των διαστάσεων και της θέσης των δοκιμών στις μπιγιέτες.	19
Εικόνα 4.1: Μικροδομή των δοκιμών του κράματος 6060 της 1 ^{ης} παρτίδας (α) 0AC (x500), (β) 0AC (x1000), (γ) 01L (x500), (δ) 01L (x1000), (ε) 01M (x500), (στ) 01M (x1000), (ζ) 01H (x500), (η) 01H (x1000).	24
Εικόνα 4.2: Μικροδομή των δοκιμών του κράματος 6063 της 1 ^{ης} παρτίδας (α) 3AC (x500), (β) 3AC (x1000), (γ) 31L (x500), (δ) 31L (x1000), (ε) 31M (x500), (στ) 31M (x1000), (ζ) 31H (x500), (η) 31H (x1000).	26
Εικόνα 4.3: Σκληρομετρήσεις σε Vickers για όλα τα δοκίμια της πρώτης παρτίδας.	26
Εικόνα 4.4: Μικροδομή των δοκιμών του κράματος 6060 της 2 ^{ης} παρτίδας (α) 0AC.2 (x500), (β) 0AC.2 (x1000), (γ) 02L (x500), (δ) 02L (x1000), (ε) 02M (x500), (στ) 02M (x1000), (ζ) 02H (x500), (η) 02H (x1000).	28
Εικόνα 4.5: Μικροδομή των δοκιμών του κράματος 6063 της 2ης παρτίδας (α) 3AC.2 (x500), (β) 3AC.2 (x1000), (γ) 32L (x500), (δ) 32L (x1000), (ε) 32M (x500), (στ) 32M (x1000), (ζ) 32H (x500), (η) 32H (x1000).	30
Εικόνα 4.6: Σκληρομετρήσεις σε Vickers για όλα τα δοκίμια της δεύτερης παρτίδας.	30

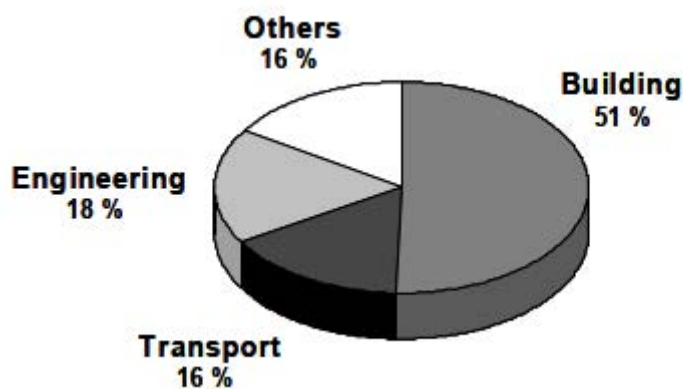
Εικόνα 4.7: Μικροδομή των δοκιμών που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο (α) 0ACT (x500), (β) 0ACT (x1000), (γ) 3ACT (x500), (δ) 3ACT (x1000), (ε) 0ACT.2 (x500), (στ) 0ACT.2 (x1000), (ζ) 3ACT.2 (x500), (η) 3ACT.2 (x1000), (θ) 01LT (x500), (ι) 01LT (x1000), (ια) 31LT (x500), (ιβ) 31LT (x1000).	33
Εικόνα 4.8: Σκληρομετρήσεις σε Vickers για όλα τα δοκίμια που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο.	33
Εικόνα 4.9: Επεξεργασμένες φωτογραφίες από το δοκίμιο 01L που χρησιμοποιήθηκαν για τη μέτρηση των σωματιδίων.	34
Εικόνα 4.10: Περιγράμματα των σωματιδίων του δοκιμίου 01LT για μέτρηση του circularity με το Image J.	35
Εικόνα 4.11: Επεξεργασμένες φωτογραφίες από το δοκίμιο 31LT που χρησιμοποιήθηκαν για τη μέτρηση των σωματιδίων.	37
Εικόνα 4.12: Περιγράμματα των σωματιδίων του δοκιμίου 31LT για μέτρηση του circularity με το Image J.	38

Κεφάλαιο 1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Σε αυτό το κεφάλαιο παρουσιάζονται γενικές πληροφορίες σχετικά με το αλουμίνιο, τα κράματα και τις ιδιότητές του. Στη συνέχεια, γίνεται αναφορά στην ανακύκλωση του αλουμινίου, καθώς και στα πλεονεκτήματα και τις προκλήσεις που προκύπτουν κατά τη διαδικασία αυτή. Τέλος, περιγράφονται τα στάδια παραγωγής, από τη χύτευση μέχρι την ισχυροποίηση των κραμάτων.

1.1 Κράματα αλουμινίου

Το αλουμίνιο είναι ένα από τα πιο διαδεδομένα μη σιδηρούχα μέταλλα, χάρη τόσο στην ευρεία του διαθεσιμότητα όσο και στις φυσικές και μηχανικές του ιδιότητες. Για παράδειγμα, η χαμηλή του πυκνότητα ($2,70 \text{ g/cm}^3$) σε συνδυασμό με την αντίσταση στην οξείδωση, το καθιστούν ένα από τα επικρατέστερα υλικά στην αυτοκινητοβιομηχανία, τις δομικές εφαρμογές και την τεχνολογία (εικόνα 1.1) [1].



Εικόνα 1.1: Κλάδοι εφαρμογής των διελασμένων προϊόντων αλουμινίου [4].

Το αλουμίνιο χρησιμοποιείται σπάνια στην καθαρή του μορφή, καθώς με την προσθήκη κραματικών στοιχείων σε χαμηλό ποσοστό -μικρότερο από 10% κατά βάρος αθροιστικά- επιτυγχάνεται σημαντική αύξηση της αντοχής, της αντίστασης σε διάβρωση και της κατεργασιμότητάς του. Τα κύρια κραματικά στοιχεία που προστίθενται είναι ο χαλκός (Cu), το μαγγάνιο (Mn), το πυρίτιο (Si), το μαγνήσιο (Mg) και ο ψευδάργυρος (Zn) [1].

Τα κράματα αλουμινίου χωρίζονται σε δύο βασικές κατηγορίες: τα ελατά (*wrought*) και τα χυτά (*cast*). Τα πρώτα παίρνουν την τελική τους μορφή μέσω μιας κατεργασίας διαμόρφωσης, όπως για παράδειγμα της διέλασης. Αντίθετα, τα χυτά ορίζονται ως τα κράματα των οποίων το σχήμα τελειοποιείται με τη διαδικασία της χύτευσης. Περαιτέρω κατηγοριοποίηση γίνεται σύμφωνα με το αν ένα κράμα αλουμινίου είναι θερμοσκληρυνόμενο (*heat-treatable*) ή όχι, δηλαδή κατά πόσο επιδέχεται θερμική κατεργασία για αύξηση της αντοχής του, γεγονός που εξαρτάται από τα κραματικά του στοιχεία [1].

Στην παρούσα διπλωματική εργασία μελετήθηκαν κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx (Al-Mg-Si), η οποία περιέχει κυρίως μαγνήσιο (0,3-1,2% κατά βάρος) και πυρίτιο (0,4-1,3% κατά βάρος), σε αναλογία τέτοια ώστε να σχηματίζεται η φάση Mg_2Si [1,2]. Η κατηγορία αυτή αναφέρεται σε ελατά, θερμοσκληρυνόμενα κράματα, καθώς το υλικό ισχυροποιείται μέσω της καθίζησης της ένωσης Mg_2Si [3]. Η σειρά 6xxx βρίσκει εφαρμογή κυρίως στην παραγωγή προφίλ, για την κατασκευή κουφωμάτων αλουμινίου, λόγω του βέλτιστου συνδυασμού αντοχής και ολκιμότητας [4].

1.2 Ανακύκλωση αλουμινίου

Όπως είναι γνωστό, η ανακύκλωση κατέχει καθοριστικό ρόλο στην παράταση του χρόνου ζωής των μη ανανεώσιμων πόρων, εξασφαλίζοντας τη βιωσιμότητα του πλανήτη. Μερικά ακόμη από τα πλεονεκτήματά της είναι η εξοικονόμηση υλικών μέσων και ο περιορισμός του απαιτούμενου χώρου απορριμμάτων [5]. Ειδικότερα, το αλουμίνιο ξεχωρίζει ως ένα από τα πιο ευρέως ανακυκλώσιμα υλικά λόγω της ευελιξίας του, της αντίστασής του σε διάβρωση και της μειωμένης ενεργειακής απαίτησης για την επαναχρησιμοποίησή του.

Το αλουμίνιο διακρίνεται σε πρωτόχυτο και δευτερόχυτο αναλόγως τον τρόπο παραγωγής του. Ως πρωτόχυτο ορίζεται το αλουμίνιο που παράγεται από ορυκτό, ενώ δευτερόχυτο είναι εκείνο που προέρχεται από ανακυκλωμένο σκραπ. Η διαδικασία παραγωγής του πρώτου περιλαμβάνει την εξόρυξη των πρώτων υλών (κυρίως του βωξίτη), την επεξεργασία και διύλιση του βωξίτη για την παραγωγή αλουμίνας (Al_2O_3) και την τήξη της αλουμίνας για τη δημιουργία αλουμινίου μέσω της διαδικασίας της ηλεκτρόλυσης [1,5,6]. Είναι σημαντικό να επισημανθεί ότι κατά την παραγωγή του δευτερόχυτου

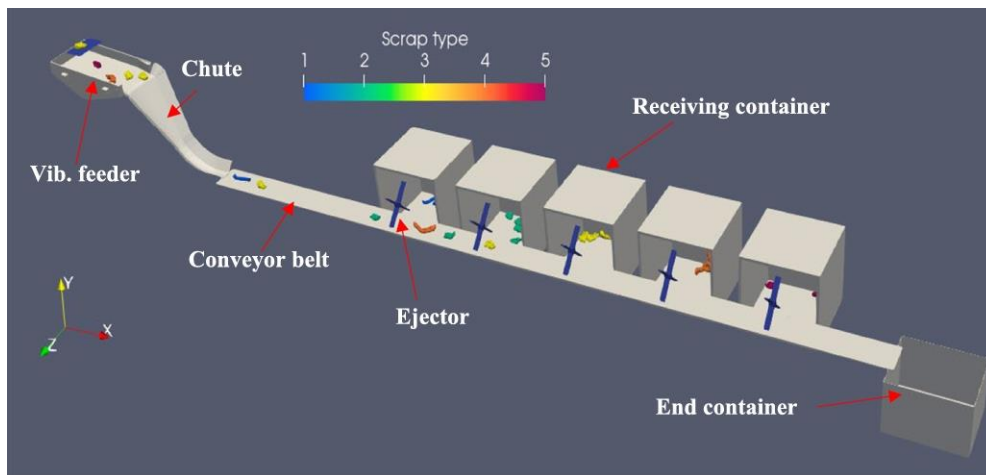
αλουμινίου καταναλώνεται μόλις το 5% της ενέργειας που είναι απαραίτητη για τη δημιουργία του πρωτόχυτου αλουμινίου, καθώς δεν απαιτείται η διεξαγωγή της ηλεκτρόλυσης (πίνακας 1.1), ενώ εκπέμπονται και σημαντικά χαμηλότερα ποσοστά διοξειδίου του άνθρακα (CO₂) [6,7].

Πίνακας 1.1: Κατανάλωση ενέργειας (σε EJ/έτος) και εκπομπές CO₂ (σε τόνους/έτος) για την παραγωγή αλουμινίου [7].

Process	Energy Consumption (EJ/year)	Emissions (t CO ₂ /t)
Bauxite extraction + Alumina production	1.1	1.02
Electrolysis	5	5.5
Scrap preparation + re-melting	0.04	0.6
Scrap refining	0.15	0.6
Ingot casting	0.05	0.2
Hot + cold rolling	0.23	0.2
Extrusion	0.09	0.3
Wire drawing	0.09	0.3
Shape casting	0.17	0.5

Το σκραπ αλουμινίου χωρίζεται σε δύο κατηγορίες αναλόγως την ποιότητά του. Η πρώτη περιλαμβάνει το “νέο σκραπ” (*new scrap*), δηλαδή το εναπομένον υλικό κατά την παραγωγή τελικών προϊόντων αλουμινίου, με γνωστή σύσταση και υψηλή ποιότητα (τουλάχιστον 98% ποσοστό αλουμινίου [8]). Αντίθετα, το “παλιό σκραπ” (*old scrap*) αναφέρεται σε υλικά που προέρχονται από προϊόντα, τα οποία έχουν απορριφθεί από τους καταναλωτές και έχουν ολοκληρώσει τον κύκλο ζωής τους. Αυτό συνεπάγεται ανάγκη επιπρόσθετης επεξεργασίας, λόγω της αυξημένης επιμόλυνσής τους [5].

Η διαδικασία επεξεργασίας του σκραπ περιλαμβάνει τα εξής στάδια: τον θρυμματισμό (*comminution*) για την ομοιόμορφη κατανομή του μεγέθους των κομματιών σκραπ, την ταξινόμηση (*classification*) και διαλογή (*sorting*) για την απομάκρυνση ανεπιθύμητων στοιχείων και τον διαχωρισμό των μεταλλικών από τα μη-μεταλλικά συστατικά και, τέλος, την αφυδάτωση (*dehydration*) για τη βελτίωση της ποιότητας του υλικού [5]. Στην εικόνα 1.2 παρουσιάζεται μία πρωτοποριακή αυτοματοποιημένη μέθοδος διαλογής του σκραπ αλουμινίου, που μελετήθηκε από τους Yongli Wu et al. (2024) [9]. Η διάταξη περιλαμβάνει την τοποθέτηση του σκραπ σε κομμάτια πάνω στον ιμάντα μεταφοράς, την ανάλυσή του με χρήση αισθητήρων και τεχνητής νοημοσύνης (AI) και τον διαχωρισμό του μέσω εκτοξευτήρων.



Εικόνα 1.2: Πρόταση αυτοματοποιημένης μεθόδου διαλογής σκραπ αλουμινίου [9].

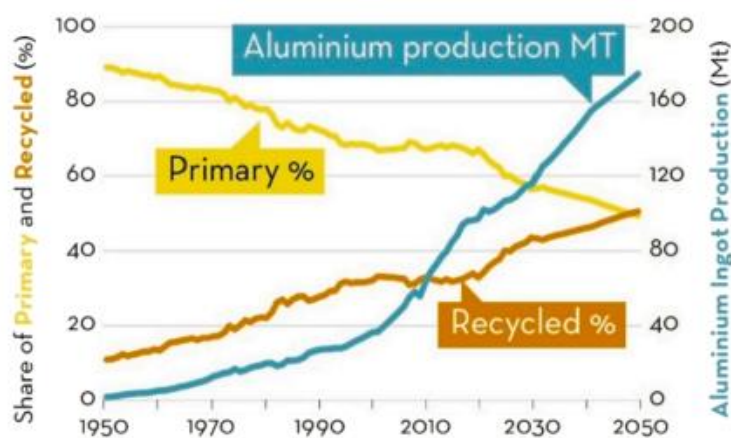
Ένα από τα πλεονεκτήματα του αλουμινίου είναι η δυνατότητα της συνεχούς ανακύκλωσής του χωρίς ιδιαίτερη υποβάθμιση. Ωστόσο, κατά τη διαδικασία αυτή εισέρχονται και συσσωρεύονται στο υλικό διάφορα ανεπιθύμητα ξένα στοιχεία, λόγω της χαμηλής διαλυτότητάς τους στο αλουμίνιο, τα οποία είναι δύσκολο και δαπανηρό να απομακρυνθούν [6]. Ως αποτέλεσμα, η ανομοιόμορφη κατανομή των εγκλεισμάτων, που δημιουργούνται μετά την χύτευση, επηρεάζει την ολκιμότητα και την αντοχή του ανακυκλωμένου αλουμινίου [10].

Τα πιο επιβλαβή στοιχεία, που συναντώνται στα σκραπ, είναι ο σίδηρος (Fe), ο χαλκός (Cu), το μαγγάνιο (Mn) και ο ψευδάργυρος (Zn) [7]. Ειδικότερα, εξαιτίας της επαφής του σκραπ με εξοπλισμό και εξαρτήματα υψηλής περιεκτικότητας σε σίδηρο (όπως κοχλίες και περικόχλια) εισάγεται αυξημένη ποσότητα σιδήρου στο υλικό, που οδηγεί στον σχηματισμό ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων (*Fe-rich intermetallic compounds*) [6]. Ακόμη, οι φάσεις που περιέχουν στοιχεία όπως ο σίδηρος, ο χαλκός, ο άνθρακας (C) και το νικέλιο (Ni) επιδρούν σημαντικά στην αντίσταση των κραμάτων σε διάβρωση, καθώς σχηματίζουν τοπικά γαλβανικά στοιχεία [7]. Τέλος, στοιχεία όπως το χρώμιο (Cr), το μαγνήσιο (Mg), ο μόλυβδος (Pb) και το κοβάλτιο (Co) απαντώνται, συνήθως, σε επιστρώσεις βαφής των προϊόντων και η εισχώρησή τους αποτελεί, επίσης, μέσο υποβάθμισης του ανακυκλωμένου κράματος [5].

Τα προϊόντα αλουμινίου που έχουν ολοκληρώσει τον κύκλο ζωής τους μπορούν να αξιοποιηθούν με τρεις βασικούς τρόπους: τη διάλυση του σκραπ με πρωτόχυτο αλουμίνιο, την εφαρμογή ανακύκλωσης κλειστού βρόγχου (*closed-loop*) -όπως ήδη συμβαίνει στη βιομηχανία των συσκευασιών των αναψυκτικών- και την επαναχρησιμοποίηση του σκραπ σε εφαρμογές με χαμηλότερες απαιτήσεις και περιορισμούς [7]. Στην πρώτη περίπτωση, που

είναι και η πιο διαδεδομένη, η προσθήκη του καθαρού αλουμινίου, σε συνδυασμό κατά περίπτωση με άλλα κραματικά στοιχεία, στο υλικό οδηγεί στην αραίωση των προσμίξεων σε αποδεκτά επίπεδα [8]. Συμπερασματικά, η ποιότητα του ανακυκλωμένου κράματος είναι ανάλογη της ποιότητας του σκραπ, γεγονός που επιβάλλει ενδελεχή έλεγχο στο στάδιο της διαλογής. Γι' αυτό, όσο πιο προσεκτικά διαχωρίζονται τα ξένα στοιχεία τόσο οικονομικότερη και αποδοτικότερη γίνεται η διαδικασία της ανακύκλωσης και αυξάνεται η ποσότητα του σκραπ που μπορεί να χρησιμοποιηθεί [6,7].

Μέχρι στιγμής, η ποσότητα του παραγόμενου αλουμινίου που είναι ακόμη σε χρήση ανέρχεται σε ποσοστό 70%, ενώ περίπου το ένα τρίτο των κραμάτων του προέρχεται από ανακυκλωμένο σκραπ (εικόνα 1.3) [11]. Επίσης, ένα ποσοστό μόλις 20% των κραμάτων της σειράς 6xxx ανακυκλώνεται για παραγωγή προϊόντων της ίδιας σειράς. Βέβαια, αυτό αναμένεται να βελτιωθεί στο μέλλον, καθώς η συγκεκριμένη κατηγορία αλουμινίου δεν είναι τόσο επιρρεπής σε προσμίξεις ξένων στοιχείων και ενδέχεται να αποτελέσει το μεγαλύτερο μέρος του ανακυκλωμένου σκραπ [7].

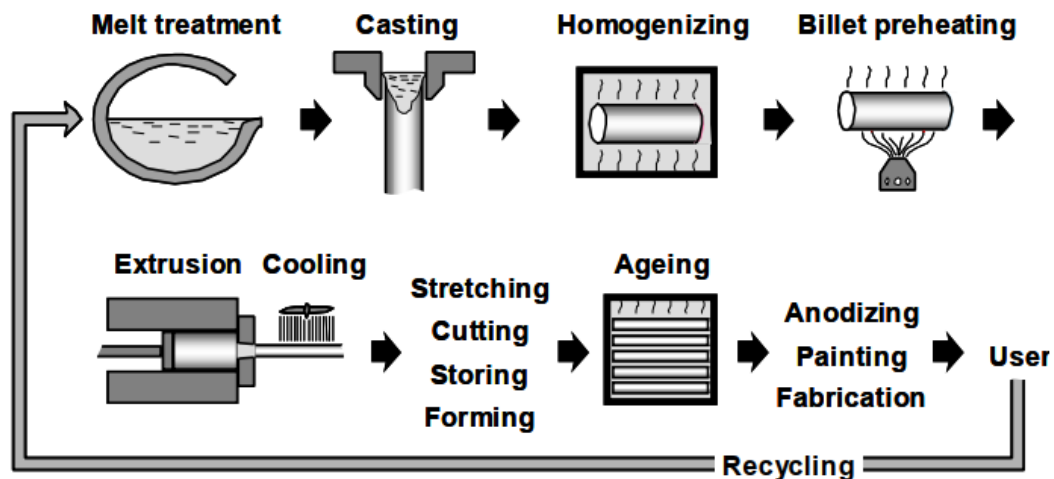


Εικόνα 1.3: Προβλεπόμενη εξέλιξη της παραγωγής πρωτογενούς και ανακυκλωμένου αλουμινίου [7].

1.3 Παραγωγική διαδικασία

Η σειρά κραμάτων 6xxx διαμορφώνεται ως επί το πλείστον μέσω διέλασης και αντιπροσωπεύει πάνω από το 90% του συνολικού όγκου διελασμένων προϊόντων [4]. Στην εικόνα 1.4 παρουσιάζεται η παραγωγική διαδικασία που ακολουθείται για την παραγωγή των προϊόντων αυτών, από την αρχική χύτευση μέχρι και τα τελικά στάδια της γήρανσης μετά τη διέλαση. Πιο συγκεκριμένα, η διαδικασία ξεκινάει με την επεξεργασία του τήγματος και

την κραμάτωσή του, τη χύτευση του ρευστού υλικού και την άμεση ψύξη του (*direct-chill casting*) ακολουθούμενη από έναν κύκλο ομογενοποίησης (*homogenization*). Στη συνέχεια, πραγματοποιείται προθέρμανση για την προετοιμασία της διεργασίας της διέλασης (*extrusion*) και η ολοκλήρωσή της με ταυτόχρονη ψύξη. Η δημιουργία των τελικών προϊόντων ολοκληρώνεται με μία θερμική κατεργασία διπλής γήρανσης (*two-stage aging*) [12,13].



Εικόνα 1.4: Παραγωγική διαδικασία κραμάτων αλουμινίου της σειράς 6xxx [4].

Κατά τη χύτευση το υγρό μέταλλο εισάγεται σε καλούπι (*mould*), όπου και αφήνεται να στερεοποιηθεί μέχρι την απόκτηση της μικροδομής «as-cast». Το προϊόν που προκύπτει σε επιμήκη κυλινδρική μορφή και πρόκειται να υποβληθεί σε περαιτέρω επεξεργασία μέσω διέλασης, προκειμένου να διαμορφωθεί το τελικό του σχήμα, ονομάζεται μπιγιέτα (*billet*) [3].

Η μικροδομή ενός κράματος αλουμινίου Al-Mg-Si αμέσως μετά τη χύτευση δεν είναι κατάλληλη για διέλαση, καθώς χαρακτηρίζεται από διάφορες ανομοιογένειες, όπως μικροδιαφορισμό, δημιουργία σιδηρούχων ενδομεταλλικών ενώσεων και σχηματισμό ευτηκτικών μιγμάτων. Ειδικότερα, η παρουσία των αιχμηρών ενδομεταλλικών ενώσεων στα όρια των κόκκων μπορεί να οδηγήσει σε υποβάθμιση της διελασιμότητας και των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού με συνεπαγόμενη μείωση της ταχύτητας και του ρυθμού παραγωγής [14]. Για τον λόγο αυτό, κρίνεται απαραίτητη η εφαρμογή μιας θερμικής κατεργασίας, της ομογενοποίησης (*homogenization*). Αυτή αποτελείται από τρία στάδια: θέρμανση, διατήρηση στην θερμοκρασία παραμονής (*soaking temperature*) για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα (570°C - 580°C) και, τέλος, ψύξη σε θερμοκρασία δωματίου [15]. Έτσι, βελτιώνεται

η ποιότητα της επιφάνειας, οι μηχανικές ιδιότητες και, άρα, η διελασιμότητα του τελικού προϊόντος [16].

Το ομογενοποιημένο υλικό προθερμαίνεται στην επιθυμητή θερμοκρασία (440°C - 490°C) και, μετέπειτα, παραμορφώνεται μέσω της διέλασης. Μετά την ψύξη των προφίλ, ακολουθεί τεχνητή γήρανση σε δύο στάδια για την επανακαθίζηση της φάσης Mg_2Si , με σκοπό την ισχυροποίηση του τελικού κράματος [12].

1.4 Στόχος διπλωματικής και σύνοψη κεφαλαίων

Στην παρούσα διπλωματική εργασία μελετήθηκαν έως το στάδιο της ομογενοποίησης δύο κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx, το 6060 και το 6063, τα οποία προήλθαν από ανακυκλωμένο σκραπ. Ο σκοπός ήταν η βελτίωση της διελασιμότητας αυτών των υλικών, μέσω της εύρεσης των βέλτιστων συνθηκών ομογενοποίησης. Ως διελασιμότητα ορίζεται ο μέγιστος δυνατός ρυθμός παραγωγής προϊόντων με διατήρηση των μηχανικών ιδιοτήτων, της ποιότητας της επιφάνειας και των γεωμετρικών ανοχών του υλικού [2].

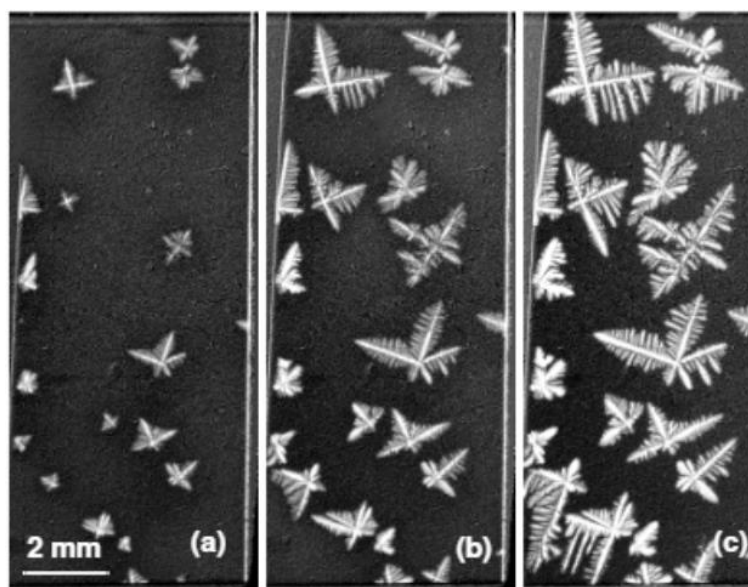
Στο κεφάλαιο 2 γίνεται βιβλιογραφική ανασκόπηση και αναλύονται οι μεταβολές στη μικροδομή των κραμάτων κατά τη διαδικασία της στερεοποίησης και της ομογενοποίησης. Στο κεφάλαιο 3 περιγράφεται η μεθοδολογία που ακολουθήθηκε στο πλαίσιο του πειράματος, ενώ τα αποτελέσματα που εξήχθησαν παρουσιάζονται στο κεφάλαιο 4. Η εργασία ολοκληρώνεται με το κεφάλαιο 5, όπου αναφέρονται τα συμπεράσματα.

Κεφάλαιο 2. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

Σε αυτό το κεφάλαιο γίνεται μία βιβλιογραφική ανασκόπηση της θεωρίας της μικροδομής των κραμάτων δxxx και των αλλαγών που αυτή υπόκειται κατά την προετοιμασία της μπιγιέτας για διέλαση. Συγκεκριμένα, στην ενότητα 2.1 γίνεται λόγος για το στάδιο της στερεοποίησης, ενώ στη 2.2 παρουσιάζεται η θεωρία της ομογενοποίησης. Τέλος, η ενότητα 2.3 αναφέρεται στην επίδραση των κραματικών στοιχείων για τα φαινόμενα αυτά.

2.1 Στερεοποίηση μετά τη χύτευση

Κατά τη στερεοποίηση η στερεά φάση αναπτύσσεται μέσω της μετακίνησης της διεπιφάνειας στερεού-υγρού. Η μετατόπιση αυτή συμβαίνει με σχηματισμό προεξοχών που εξελίσσονται σε διακλαδώσεις (εικόνα 2.1) -γνωστές ως δενδρίτες (*dendrites*)- με αποτέλεσμα τη διάσπαση της επιπεδότητας της διεπιφάνειας. Η στερεοποίηση των κραμάτων πραγματοποιείται μεταξύ των θερμοκρασιών liquidus και solidus, η διαφορά των οποίων ονομάζεται θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης [3].

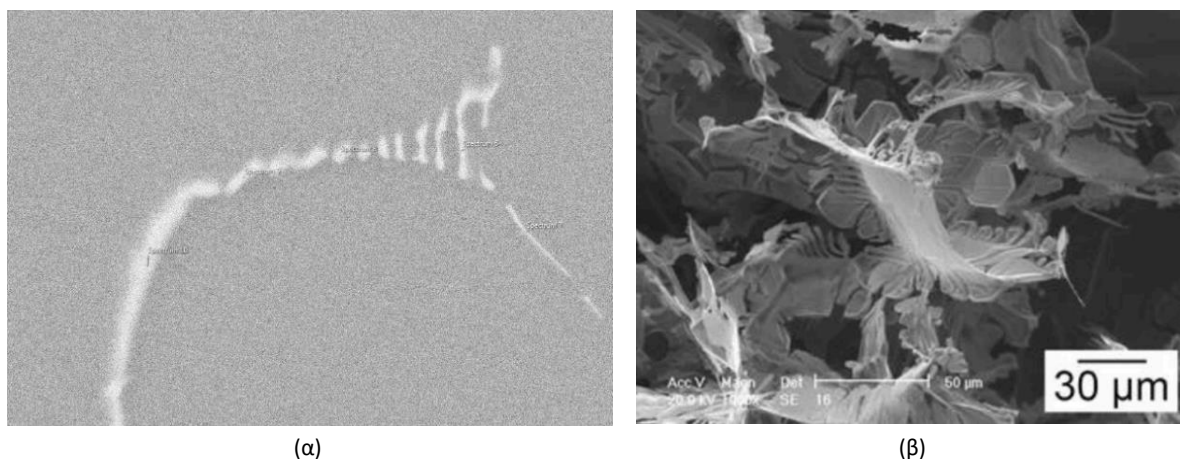


Εικόνα 2.1: Σχηματισμός δενδριτών κατά τη στερεοποίηση κράματος αλουμινίου [17].

Η στερεοποίηση αφορά διαχυτικό μετασχηματισμό φάσεων με πυρήνωση και ανάπτυξη και με ρυθμό τόσο υψηλό, ώστε η διάχυση να μην προλαβαίνει να εξασφαλίσει την ομοιογένεια του στερεού. Για τον λόγο αυτό, παρατηρείται μεταβολή της σύστασης είτε

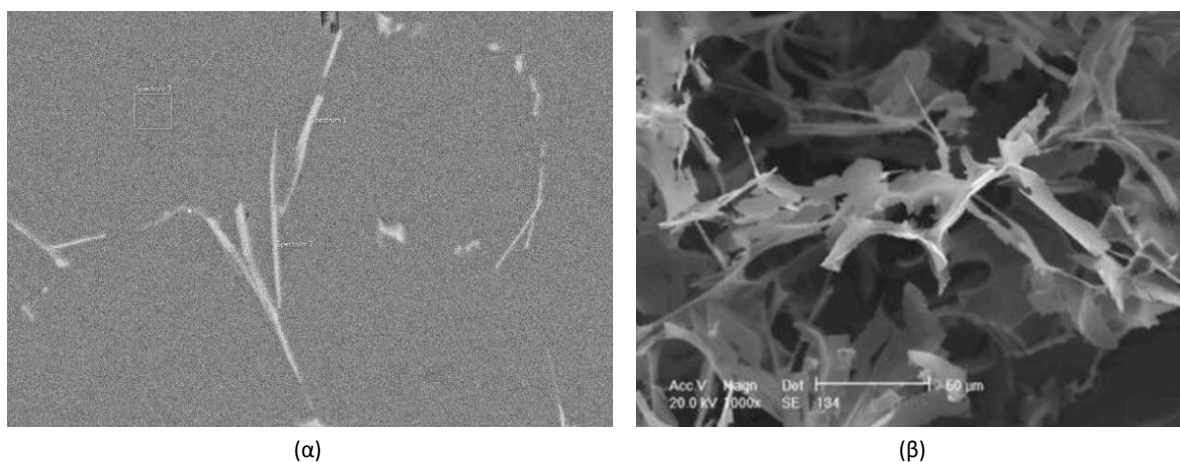
από το κέντρο έως τα άκρα των δενδριτών είτε από το κέντρο έως το όριο των κόκκων. Αυτή μπορεί να οφείλεται και στη χαμηλή διαλυτότητα των κραματικών στοιχείων στο στερεό αλουμίνιο και ορίζεται ως το φαινόμενο του μικροδιαφορισμού (*microsegregation*) [3,18,19]. Μερικές ακόμη ανομοιογένειες που παρατηρούνται στη μικροδομή as-cast είναι ο σχηματισμός ευτηκτικών μιγμάτων χαμηλού σημείου τήξεως και ενδομεταλλικών ενώσεων. Οι ενώσεις αυτές συσσωρεύονται κοντά στα όρια των δενδριτών, εκεί δηλαδή όπου το υγρό στερεοποιείται τελευταίο, διαταράσσοντας την ομοιομορφία της μικροδομής, γεγονός που, σε συνδυασμό με το φαινόμενο του μικροδιαφορισμού, οδηγεί στην υποβάθμιση της διελασιμότητας των μπιγιετών [13,12]. Η μορφολογία των παραπάνω ενώσεων εξαρτάται τόσο από τη χημική σύσταση και την απόσταση μεταξύ των δενδριτικών κλάδων (*dendrite arm spacing-DAS*) όσο και από το μέγεθος των κόκκων και τον τοπικό χρόνο στερεοποίησης [18].

Οι πιο σημαντικές ενδομεταλλικές ενώσεις που σχηματίζονται κατά τη φάση της στερεοποίησης θεωρούνται αυτές του σιδήρου και είναι γνωστές ως α -AlFeSi και β -AlFeSi. Πιο συγκεκριμένα, η φάση α -AlFeSi, συνήθως, έχει κυβική δομή και εμφανίζεται με τη χαρακτηριστική λαμελοειδή (*lamellar*) μορφή “Chinese-script” εξαιτίας της ομοιότητάς της με την κινέζικη γραφή (εικόνα 2.2) [2,13,14]. Αναλόγως το στάδιο της στερεοποίησης, η φάση αυτή μπορεί να πάρει και τη μορφή χονδροειδών ή μικρών σφαιριδίων [20].



Εικόνα 2.2: Φωτογραφία από SEM σωματιδίων με μορφολογία τύπου «Chinese-script» (α) του κράματος 6063 (SEM), (β) του κράματος 6060 [7].

Η φάση β -AlFeSi έχει μονοκλινές κρυσταλλικό πλέγμα και μορφή πλακιδίων (*plate-like morphology*) με αιχμηρά άκρα (εικόνα 2.3), τα οποία αποτελούν σημεία συγκέντρωσης τάσεων [12]. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την έναρξη μικρο-ρηγματώσεων στα σημεία αυτά και την αναπόφευκτη εξάπλωσή τους κατά την εφαρμογή φορτίων στο υλικό [11]. Στην περίπτωση που η κατεύθυνση της φόρτισης είναι κάθετη (μεγαλύτερη των 45°) με αυτή των ενώσεων β -AlFeSi δημιουργούνται κενά (πορώδες), εξαιτίας της αποκόλλησης των σωματιδίων από τη μήτρα και, άρα, της υψηλής διεπιφανειακής ενέργειας [19]. Όταν η σχετική τους κατεύθυνση είναι παράλληλη (μικρότερη των 45°), η φάση β -AlFeSi σπάει σε μικρότερα θραύσματα [7]. Επίσης, έχοντας καλύψει υψηλά ποσοστά της επιφάνειας των δενδριτών, τα σωματίδια β -φάσης εμποδίζουν την ολίσθηση των γραμμοαταξιών δυσχεραίνοντας την παραμόρφωση του υλικού [2]. Όλα τα παραπάνω οδηγούν στο συμπέρασμα ότι η μορφολογία της φάσης β -AlFeSi μειώνει την ολκιμότητα και τη διελασιμότητα της μπιγιέτας as-cast και δημιουργεί επιφανειακές ατέλειες στο τελικό προϊόν.



Εικόνα 2.3: Φωτογραφία σωματιδίων με μορφολογία πλακιδίων με αιχμηρά άκρα (α) του κράματος 6063 (SEM), (β) του κράματος 6060 [7].

Εκτός από τις φάσεις α -AlFeSi και β -AlFeSi, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης σχηματίζονται, επίσης, τα σωματίδια Mg_2Si , το πυρίτιο Si - διαμάντι και τα ευτηκτικά μίγματα [21,22]. Το πυρίτιο συγκεντρώνεται στη διεπιφάνεια στερεού-υγρού, λόγω της έντονης τάσης διαφορισμού, με αποτέλεσμα την αύξηση της συγκέντρωσής του στα όρια των κόκκων και στα άκρα των δενδριτών. Η περαιτέρω προσθήκη πυριτίου συντελεί και σε αντίστοιχη αύξηση στις περιοχές αυτές του ποσοστού του μαγνησίου. Τα υψηλά ποσοστά των χημικών στοιχείων

αυτών σε συνδυασμό με την χαμηλή τους διαλυτότητα στο αλουμίνιο ευνοούν τον σχηματισμό της ένωσης Mg_2Si [20]. Επομένως, μετά τη δημιουργία της φάσης Mg_2Si αναμένεται η συγκέντρωση του μαγνησίου στα όρια των κόκκων να είναι αισθητά μειωμένη [13,18]. Η φάση Mg_2Si εμφανίζεται με πολλαπλές μορφές, με επικρατέστερες την λαμελοειδή ή “Chinese-script” και τη μορφολογία μικρών σφαιριδίων [20]. Τέλος, έχει παρατηρηθεί ότι τα μεγάλα σωματίδια Mg_2Si σπάνε υπό την εφαρμογή χαμηλότερων τάσεων συγκριτικά με τις υπόλοιπες ενδομεταλλικές ενώσεις [7].

Η στερεοποίηση των κραμάτων $6xxx$ ξεκινάει στη θερμοκρασία liquidus (περίπου στους $650^\circ C$) με την πυρήνωση και ανάπτυξη δενδριτών αλουμινίου $\alpha-Al$ δημιουργώντας το κυβικό εδροκεντρομένο κρυσταλλικό πλέγμα FCC. Όταν το ποσοστό στερεοποίησης υπερβεί το 80%, ξεκινάει ο σχηματισμός της ένωσης $\alpha-AlFeSi$, ενώ μετά το 93% ολοκλήρωσης της διαδικασίας, η φάση $\beta-AlFeSi$ αναπτύσσεται εις βάρος της $\alpha-AlFeSi$ [13]. Σε επόμενα στάδια αρχίζει η διαμόρφωση των φάσεων π ($Al_{18}Fe_2Mg_7Si_{10}$), Mg_2Si και πυριτίου Si-διαμάντι παράλληλα με τις ενδομεταλλικές ενώσεις $\alpha-AlFeSi$ και $\beta-AlFeSi$ [12,18,23]. Τέλος, τα ευτηκτικά μίγματα που σχηματίζονται στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης περιλαμβάνουν τη φάση π , την Mg_2Si , την ένωση $\beta-AlFeSi$ ή/και πυρίτιο Si-διαμάντι [12].

Ο ρυθμός ψύξης μετά τη χύτευση επηρεάζει σημαντικά τόσο τη μορφολογία και το μέγεθος των ενδομεταλλικών ενώσεων όσο και την απόσταση μεταξύ των δενδριτικών κλάδων. Σε υψηλές ταχύτητες εντοπίζονται μικρά σωματίδια $\alpha-AlFeSi$ σε ευρεία διασπορά και λεπτά σωματίδια φάσης $\beta-AlFeSi$, ανεξάρτητα από το ποσοστό σιδήρου του κράματος. Αντίθετα, το μέγεθος των ενδομεταλλικών ενώσεων διευρύνεται σε χαμηλότερους ρυθμούς ψύξης, ενώ, παράλληλα, αυξάνεται και το κλάσμα όγκου τους [7,23,24]. Όσον αφορά την απόσταση μεταξύ των δενδριτικών κλάδων, η αύξηση της ταχύτητας στερεοποίησης οδηγεί στην εκλέπτυνση της δενδριτικής δομής, με άμεση συνέπεια τη βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων του κράματος [3,23].

2.2 Ομογενοποίηση

Όπως έχει ήδη αναφερθεί στην υποενότητα 1.3, η μπιγιέτα με μικροδρομή as-cast δεν είναι έτοιμη για διέλαση και γι’ αυτό το λόγο υποβάλλεται σε έναν κύκλο ομογενοποίησης. Οι παράμετροι που συνιστούν τις συνθήκες ομογενοποίησης είναι η θερμοκρασία ομογενοποίησης, ο χρόνος παραμονής στον φούρνο και ο ρυθμός ψύξης του υλικού, ενώ

παράγοντες όπως η μικροδομή as-cast και η χημική σύσταση επηρεάζουν καθοριστικά τις παραμέτρους αυτές [24]. Ιδιαίτερη προσοχή θα πρέπει να δίνεται στην επιλογή της θερμοκρασίας ομογενοποίησης, καθώς με την υπέρβαση της solidus του κράματος προκαλείται ανεπιθύμητη τοπική τήξη στο εσωτερικό του.

Κατά την ομογενοποίηση συμβαίνουν τα εξής: (i) η απομάκρυνση του μικροδιαφορισμού, (ii) η διάλυση της ένωσης Mg_2Si από τα σύνορα των κόκκων και η επανακαθίζησή της με ομοιόμορφη κατανομή στο εσωτερικό αυτών, (iii) η διάλυση των ευτηκτικών μιγμάτων χαμηλού σημείου τήξεως και, τέλος, (iv) ο μετασχηματισμός της φάσης $\beta-AlFeSi$ σε $\alpha-AlFeSi$ [13,15,18]. Δεδομένου ότι η διάλυση τόσο των ευτηκτικών μιγμάτων όσο και του Mg_2Si γίνονται σχετικά γρήγορα, ο μετασχηματισμός $\beta-AlFeSi$ σε $\alpha-AlFeSi$ αποτελεί το ρυθμιστικό βήμα της διεργασίας και καθορίζει τον ελάχιστο απαιτούμενο χρόνο ομογενοποίησης [2,14,24]. Τέλος, με την ολοκλήρωση της ομογενοποίησης παρατηρείται και η εξάλειψη της μορφολογίας των δενδριτών [12].

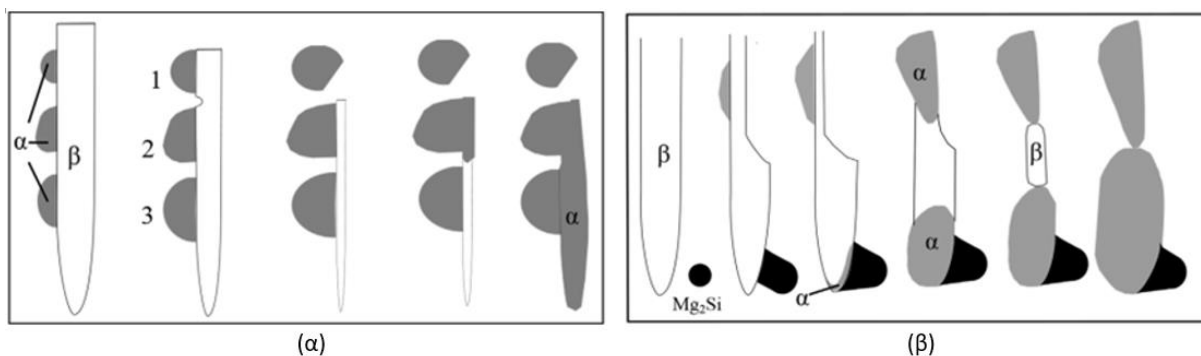
Όλοι οι μετασχηματισμοί φάσεων που πραγματοποιούνται κατά την ομογενοποίηση είναι διαχυτικοί και ο ρυθμός τους εξαρτάται από την διάχυση των επιμέρους κραματικών στοιχείων. Η διάχυση είναι συνοριακή (*boundary diffusion*), καθώς λαμβάνει χώρα από τα σύνορα προς το εσωτερικό των κόκκων, με αποτέλεσμα την εξάλειψη του μικροδιαφορισμού [25]. Επομένως, όσο μικρότερο είναι το μέγεθος των κόκκων, δηλαδή λεπτόκοκκη η μικροδομή, τόσο γρηγορότερη είναι η διάχυση των κραματικών στοιχείων και, άρα, ο μετασχηματισμός των φάσεων [13,18]. Σημαντικό, επίσης, να αναφερθεί είναι το γεγονός ότι η σχέση διάχυσης - θερμοκρασίας είναι εκθετική και γι' αυτό, ακόμη και μια μικρή αύξηση της θερμοκρασίας οδηγεί στην επιτάχυνση της συνολικής διαδικασίας [12,24]. Έντονη, τέλος, είναι και η επίδραση Gibbs-Thomson, δηλαδή η εξάρτηση της ελεύθερης ενέργειας από την ακτίνα καμπυλότητας. Άρα, πραγματοποιείται διάχυση συστατικού από σωματίδια μικρότερης ακτίνας καμπυλότητας προς σωματίδια μεγαλύτερης, με αποτέλεσμα τα μικρότερα σωματίδια να συρρικνώνονται και τα μεγάλα να αναπτύσσονται περισσότερο [3,25].

2.2.1 Ο μετασχηματισμός $\beta-AlFeSi$ σε $\alpha-AlFeSi$

Μετά το πέρας της στερεοποίησης και κατά την έναρξη της ομογενοποίησης, το μικρό ποσοστό $\alpha-AlFeSi$ διαλύεται μέσα στη μήτρα του αλουμινίου και επανασχηματίζεται με την

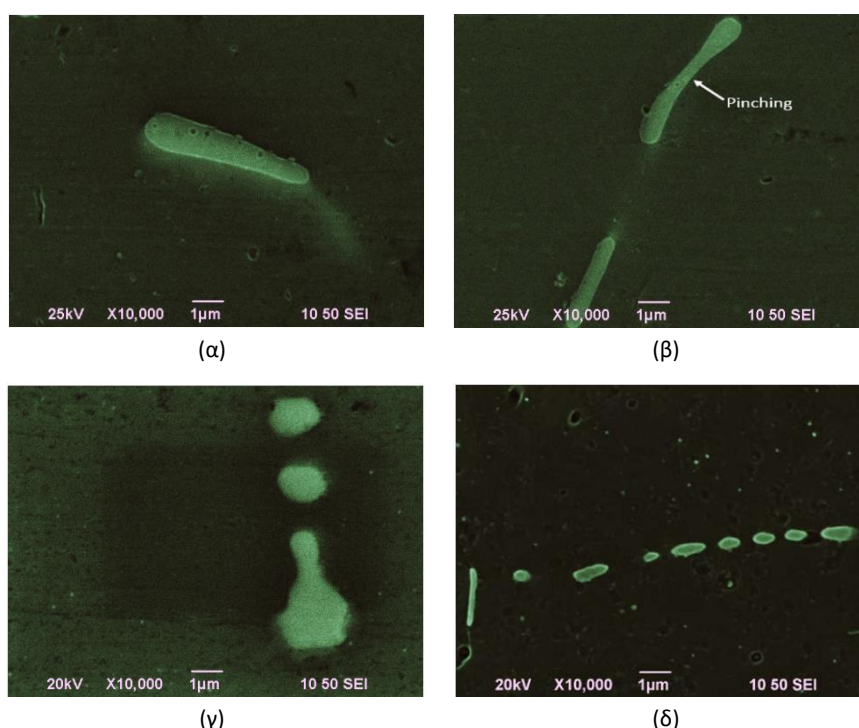
αύξηση της θερμοκρασίας με τον μηχανισμό της πυρήνωσης και ανάπτυξης [12,13]. Ο μετασχηματισμός β -AlFeSi σε α -AlFeSi συμβαίνει διότι η διεπιφανειακή ενέργεια β -AlFeSi/Al είναι μεγαλύτερη από αυτή της α -AlFeSi με τη μήτρα του αλουμινίου, γεγονός που καθιστά την β -φάση ασταθή [19]. Επίσης, ο μετασχηματισμός αυτός καθοδηγείται από τη διαφορά μεταξύ των χημικών δυναμικών του σιδήρου στη διεπιφάνεια μεταξύ α και β φάσης. Έτσι, η α -φάση πυρηνώνεται πάνω στη β -φάση και αναπτύσσεται εις βάρος αυτής, αφού η θερμοκρασία ξεπεράσει την solvus της α -AlFeSi. Ο λόγος για τον οποίο η πυρήνωση της α -φάσης λαμβάνει χώρα πάνω στη β -φάση είναι επειδή η ενέργεια ενεργοποίησης για πυρήνωση στις θέσεις αυτές είναι χαμηλότερη σε σχέση με αυτή για πυρήνωση στο πλέγμα του αλουμινίου [24].

Η ανάπτυξη αυτή μπορεί να γίνει, κυρίως, με δύο τρόπους, όπως παρατηρήθηκε από τους N. Bayat et al. (2019) [25] και φαίνεται στην εικόνα 2.4. Ο πρώτος τρόπος ακολουθεί παραβολική καμπύλη, καθώς ο ρυθμός είναι εξαιρετικά γρήγορος στην αρχή, με την α -AlFeSi να καταναλώνει την υπολειπόμενη β -AlFeSi (εικόνα 2.4α). Στη συνέχεια, η ταχύτητα της ανάπτυξης μειώνεται και, εν τέλει, σταθεροποιείται με την εξέλιξη του μετασχηματισμού, μέχρι να μην υπάρχει πλέον καθόλου β -φάση. Ο δεύτερος τρόπος ακολουθεί γραμμική εξίσωση με το χρόνο. Σύμφωνα με αυτόν, κατά τη θέρμανση του υλικού, σωματίδια Mg_2Si που βρίσκονται κοντά στη β -φάση αναπτύσσονται και έρχονται σε επαφή με αυτή (εικόνα 2.4β). Τότε, μια νέα φάση α -AlFeSi πυρηνώνεται στη διεπιφάνεια β -AlFeSi με Mg_2Si και αναπτύσσεται με το πέρας της ομογενοποίησης εις βάρος της φάσης β . Συνεπώς, η πρώιμη καθίζηση της φάσης Mg_2Si παίζει καθοριστικό ρόλο στην πυρήνωση και ανάπτυξη της α -AlFeSi.



Εικόνα 2.4: Τρόποι πυρήνωσης και ανάπτυξης της φάσης α -AlFeSi πάνω στη β -AlFeSi [25].

Αναλόγως το ρυθμό ανάπτυξης, η φάση α -AlFeSi σχηματίζεται είτε με ισοαξονική μορφή στις τρεις διαστάσεις είτε ως μακρόστενα σωματίδια. Σε κάθε περίπτωση, η μορφολογία της φάσης α μεταβάλλεται σε τρία στάδια κατά τη διαδικασία της ομογενοποίησης. Αρχικά, πραγματοποιείται η στρογγυλοποίηση των άκρων των σωματιδίων (*rounding of edges*), που επιτυγχάνεται με δύο ώρες ομογενοποίησης (εικόνα 2.5α). Συγκεκριμένα, στις δύο ώρες κανένα σωματίδιο δεν εμφανίζει αιχμηρές άκρες στη μικροδομή, γι' αυτό υποθέτουμε ότι η φάση β -AlFeSi έχει μετασχηματιστεί πλήρως σε φάση α -AlFeSi. Στη συνέχεια, παρατηρείται τοπική μείωση του πάχους των σωματιδίων (*particle pinching*), που πραγματοποιείται στις τέσσερις ώρες ομογενοποίησης (εικόνα 2.5β). Στο στάδιο αυτό, η στρογγυλοποίηση των ακμών είναι εντονότερη και, σε συνδυασμό με τη μείωση του πάχους στο ενδιάμεσο, προκαλείται μια τάση για διαχωρισμό (εικόνα 2.5γ). Τέλος, γίνεται ο σχηματισμός «περιδέλαιου» (*necklace formation*) μετά από έξι ώρες ομογενοποίησης. Τα σωματίδια αποκτούν ένα τελικό σφαιρικό σχήμα και διατάσσονται σε αλυσιδωτή μορφή, σαν περιδέрайο (εικόνα 2.5δ). Η μείωση της επιφανειακής ενέργειας της φάσης του α -AlFeSi αποτελεί την κινούσα δύναμη για σφαιροποίηση [14].



Εικόνα 2.5: Μεταβολή της μορφολογίας της φάσης α -AlFeSi (α) στρογγυλοποίηση των άκρων, (β) τοπική μείωση πάχους των σωματιδίων, (γ) διαχωρισμός σωματιδίων, (δ) σχηματισμός «περιδέλαιου» [14].

Με την άνοδο της θερμοκρασίας και την εξέλιξη της ομογενοποίησης αυξάνεται σταδιακά το ποσοστό της α -AlFeSi. Εξαιτίας της διαφοράς συγκέντρωσης στη διεπιφάνεια, χημικά στοιχεία -όπως ο σίδηρος, το μαγνήσιο, το μαγγάνιο και το πυρίτιο- διαχέονται από την β -AlFeSi και άλλες φάσεις (για παράδειγμα Mg_2Si , π-φάση) στη μήτρα του αλουμινίου και, στη συνέχεια, απορροφώνται από την α -φάση. Ως εκ τούτου, ο μετασχηματισμός επιταχύνεται όσο πιο λεπτή μορφολογία παρουσιάζουν τα σωματίδια της β -φάσης [24]. Τέλος, έχει παρατηρηθεί ότι ο σχηματισμός της α -AlFeSi σε ποσοστό 95% οδηγεί σε αξιοσημείωτη βελτίωση της διελασιμότητας του τελικού προϊόντος [2].

2.2.2 Η διάλυση και η επανακαθίζηση του Mg_2Si

Κατά την ομογενοποίηση παρατηρείται αυξημένο ποσοστό συγκέντρωσης τόσο του μαγνησίου όσο και του πυριτίου στη μήτρα του αλουμινίου, καθώς πραγματοποιείται η διάλυση των φάσεων που περιέχουν Mg και Si. Εξ αυτών η σημαντικότερη φάση είναι η Mg_2Si , η πλήρης διάλυση της οποίας είναι αναγκαία για την αποφυγή ανακρυστάλλωσης (*recrystallization*) και ανάπτυξης των κόκκων (*grain growth*) [15]. Επίσης, η διάλυση φάσεων που περιέχουν Mg ή Si είναι πιο γρήγορη σε σύγκριση με τον μετασχηματισμό των ενδομεταλλικών ενώσεων του σιδήρου, καθώς οι συντελεστές διάχυσης των Mn και Fe είναι χαμηλότεροι από αυτούς του μαγνησίου και του πυριτίου, όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα [2].

Πίνακας 2.1: Συντελεστές διάχυσης των κυριότερων κραματικών στοιχείων της σειράς 6xxx [2].

	Temperature range	D_0 (m^2s^{-1})	Q^d (kJ/mol)	D (m^2s^{-1}) 540°C	D (m^2s^{-1}) 580°C
Mg	394 °C - 655 °C	$1.24 \cdot 10^{-4}$	130	$5.14 \cdot 10^{-13}$	$1.27 \cdot 10^{-12}$
	500 °C - 580 °C	$1.06 \cdot 10^{-4}$	133	$3.00 \cdot 10^{-13}$	$7.53 \cdot 10^{-13}$
Si	345 °C - 631 °C	$0.35 \cdot 10^{-4}$	124	$3.83 \cdot 10^{-13}$	$8.97 \cdot 10^{-13}$
	480 °C - 620 °C	$2.02 \cdot 10^{-4}$	136	$3.66 \cdot 10^{-13}$	$9.40 \cdot 10^{-13}$
Mn	500 °C - 650 °C	$1.275 \cdot 10^{-1}$	229	$2.43 \cdot 10^{-16}$	$1.18 \cdot 10^{-15}$
Fe	520 °C - 649 °C	$5.3 \cdot 10^{-3}$	183	$8.73 \cdot 10^{-15}$	$3.07 \cdot 10^{-14}$
	550 °C - 633 °C	$1.35 \cdot 10^{-2}$	193	-	$2.13 \cdot 10^{-14}$
	519 °C - 658 °C	91	259	$2.13 \cdot 10^{-15}$	$1.28 \cdot 10^{-14}$

Συχνά, κατά την ομογενοποίηση κραμάτων αλουμινίου της σειράς 6xxx που περιέχουν μαγγάνιο (*Mn*) σχηματίζονται τα σωματίδια διασποράς (*dispersoids*). Αυτά πυρηνώνονται πάνω στα διαλυόμενα σωματίδια Mg_2Si και εξαιτίας της θερμικής τους ευστάθειας δεν διαλύονται παρά μόνο κατά την τήξη του ίδιου του μετάλλου. Αξίζει να σημειωθεί ότι τα σωματίδια διασποράς αποτελούν θέσεις πυρήνωσης της φάσης Mg_2Si κατά την ψύξη της μπιγιέτας μετά την ομογενοποίηση [15]. Εκτός από τα σωματίδια διασποράς, τα Mg_2Si μπορούν, επίσης, να πυρηνωθούν στα όρια των κόκκων ή και στη διεπιφάνεια $\alpha-AlFeSi/Al$ [12].

Κατά την ψύξη, λόγω της ύπαρξης ενός υπέρκορου στερεού διαλύματος η σειρά καθίζησης της φάσης Mg_2Si έχει την παρακάτω ακολουθία: ζώνες GP σε μορφή ράβδων $\rightarrow$ μεταβατική φάση β'' σε πλήρη συνοχή με τη μήτρα $\rightarrow$ μεταβατική φάση β' σε μορφή ράβδων $\rightarrow$ β (Mg_2Si) σε μορφή πλακιδίων [3,16]. Η καθίζηση που μόλις περιγράφηκε πραγματοποιείται κάτω από τους $300^\circ C$ στο εσωτερικό των κόκκων (*intragranular re-precipitation*), γεγονός που βοηθά στην επαναδιάλυση της φάσης Mg_2Si κατά την προθέρμανση πριν τη διέλαση και στην προετοιμασία του υλικού για την κατεργασία της γήρανσης που ακολουθεί [18]. Το ποσοστό του Mg_2Si που σχηματίζεται, κατά την ομογενοποίηση, μπορεί να είναι αρκετά υψηλότερο σε σχέση με αυτό που υπάρχει αρχικά (μετά τη χύτευση). Αυτό οφείλεται στην επιπλέον ποσότητα πυριτίου που προκύπτει από τη διάλυση της φάσης Si-διαμάντι και τον μετασχηματισμό $\beta-AlFeSi$ σε $\alpha-AlFeSi$, δεδομένου ότι η φάση $\alpha-AlFeSi$ περιέχει λιγότερο Si σε σχέση με τη β -φάση [13].

Ο ρυθμός ψύξης επηρεάζει σημαντικά το μέγεθος των σωματιδίων Mg_2Si που σχηματίζονται και συνεπακόλουθα τη συμπεριφορά του μετάλλου στη διέλαση. Συγκεκριμένα, σε γρήγορες ταχύτητες ψύξης, όπως βαφή σε νερό, σχηματίζεται υπέρκορο στερεό διάλυμα με ελάχιστη ποσότητα ιζημάτων Mg_2Si , γεγονός που δυσχεραίνει την κατεργασιμότητα. Αντίθετα, οι αργοί ρυθμοί ψύξης, όπως η ψύξη στον φούρνο, τείνουν να σχηματίζουν μεγάλα σωματίδια φάσης Mg_2Si , με αποτέλεσμα να απαιτούνται υψηλότεροι χρόνοι και θερμοκρασίες για την επαναδιάλυσή της κατά την προθέρμανση του κράματος πριν τη διέλαση. Τέτοια σωματίδια οδηγούν σε τοπική τήξη και απόσχιση της επιφάνειας κατά τη διέλαση, με αποτέλεσμα την υποβάθμιση της ποιότητας της επιφάνειας και των μηχανικών ιδιοτήτων του κράματος [16,26]. Συμπερασματικά, απαιτείται ένας ενδιάμεσος ρυθμός ψύξης, ώστε η καθίζηση των σωματιδίων να είναι ιδανική σε ποσοστό και μορφή.

2.3 Επίδραση κραματικών στοιχείων

Η χημική σύσταση των κραμάτων της σειράς 6xxx παίζει καθοριστικό ρόλο στον ρυθμό μετασχηματισμού β-AlFeSi σε α-AlFeSi, καθώς και στη διατήρηση της ενεργειακής ευστάθειας των ενδομεταλλικών ενώσεων. Γι' αυτό, κατά τη διαδικασία διαλογής του σκραπ είναι κρίσιμο να προκύπτουν κράματα με κατάλληλη σύσταση, ώστε τα σωματίδια β-φάσης, που σχηματίζονται κατά τη χύτευση, να μετασχηματίζονται γρήγορα στην α-φάση, εξασφαλίζοντας μικρότερο χρόνο ομογενοποίησης.

Ένα από τα σημαντικότερα κραματικά στοιχεία είναι το πυρίτιο (Si), καθώς επηρεάζει έντονα την ταχύτητα του μετασχηματισμού. Έχει παρατηρηθεί ότι όσο μικρότερο είναι το ποσοστό του (<0,45% κατά βάρος), τόσο πιο γρήγορα πραγματοποιείται ο μετασχηματισμός και η σφαιροποίηση της α-φάσης [7,25]. Αντίθετα, ποσότητα πυριτίου μεγαλύτερη του 0,80% κατά βάρος οδηγεί σε σταθεροποίηση της φάσης β και σε επιβράδυνση ή ακόμα και παρεμπόδιση του μετασχηματισμού της [2,25].

Με την αύξηση της περιεκτικότητας σε μαγνήσιο (Mg), σχηματίζεται μεγαλύτερο ποσοστό της φάσης Mg₂Si [20]. Ωστόσο, επειδή το μαγνήσιο δεν επηρεάζει πρακτικά τις συγκεντρώσεις στη διεπιφάνεια των σωματιδίων, έχει ελάχιστη επίδραση στον ρυθμό μετασχηματισμού [27]. Τα υψηλά ποσοστά (Mg+Si) λειτουργούν ανασταλτικά ως προς τη διελασιμότητα του κράματος και, γι' αυτό τον λόγο, θα πρέπει να διατηρούνται σε χαμηλά επίπεδα [28]. Ακόμη, η παρουσία του Si μειώνει τη διαλυτότητα του Mg στο αλουμίνιο, ενώ το Mg μειώνει αντίστοιχα τη διαλυτότητα του Si, προάγοντας έτσι τον σχηματισμό της φάσης Mg₂Si [20].

Ένα εξίσου σημαντικό χημικό στοιχείο που συναντάται στα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx είναι το μαγγάνιο (Mn). Έχει παρατηρηθεί ότι όταν ο λόγος Mn/Fe είναι 2:1, συνήθως σε ποσοστό μαγγανίου 0,02% - 0,03% κατά βάρος, τότε πραγματοποιείται πλήρης μετασχηματισμός β-AlFeSi σε α-AlFeSi [10,29]. Το Mn αντικαθιστά σταδιακά τα άτομα Fe στη β-φάση -η οποία, σε αντίθεση με την α-φάση, δεν περιέχει μαγγάνιο- προκαλώντας την αλλαγή της δομής σε κυβική. Ακόμη, η παρουσία του μαγγανίου συμβάλλει στον σχηματισμό σωματιδίων διασποράς που βελτιώνουν τη διελασιμότητα και την ποιότητα της επιφάνειας των προφίλ, ενώ ταυτόχρονα επιτρέπει την αύξηση των συγκεντρώσεων Mg και Si [21,28]. Ωστόσο, υπερβολικές προσθήκες Mn μπορεί να προκαλέσουν ανεπιθύμητα φαινόμενα, όπως αυξημένο πορώδες και μείωση της κατεργασιμότητας [7,19].

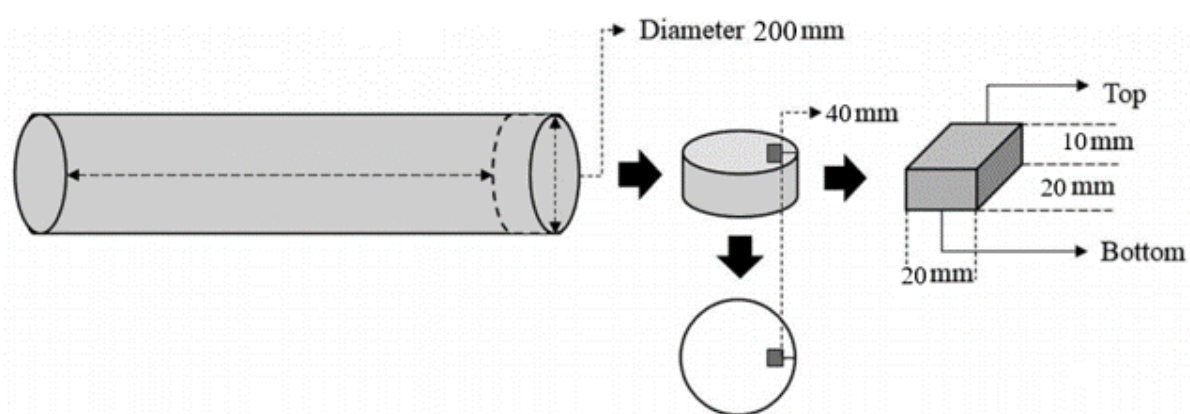
Τέλος, ο σίδηρος (Fe) αποτελεί το κυριότερο «ξένο» στοιχείο που εισχωρεί στα κράματα αλουμινίου δxxx μέσω της ανακύκλωσης και, ιδιαίτερα σε περιεκτικότητες άνω του 0,2% κατά βάρος, υποβαθμίζει την διελασιμότητα και τις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων μέσω των ενώσεων που σχηματίζει. Η ισχυρή του τάση για διαφορισμό και η χαμηλή του διαλυτότητα (0,015% κατά βάρος) οδηγούν στην συγκέντρωσή του στο εναπομένον ρευστό και στον σχηματισμό ενδομεταλλικών ενώσεων στα όρια των κόκκων [20]. Με την αύξηση του Fe, η μορφολογία τους μετατρέπεται σταδιακά σε δομές τύπου «Chinese-script» με περισσότερους και μεγαλύτερους κλάδους [11]. Επομένως, χαμηλές συγκεντρώσεις Fe προτιμώνται για τη μείωση του όγκου των σωματιδίων β-φάσης και την ταχύτερη μετατροπή τους σε σωματίδια α-φάσης, βελτιώνοντας την ολκιμότητα και τη συνολική ποιότητα του κράματος [27].

Κεφάλαιο 3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

Στο κεφάλαιο αυτό παρουσιάζονται τα υλικά τα οποία χρησιμοποιήθηκαν για τη διεξαγωγή των πειραμάτων και αναλύονται όλες οι διαδικασίες που πραγματοποιήθηκαν στο εργαστήριο Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας.

3.1 Υλικά και μεθοδολογία

Στην παρούσα διπλωματική εργασία, μελετήθηκαν δύο κράματα αλουμινίου βιομηχανικού ενδιαφέροντος της σειράς 6xxx: τα 6060 και 6063. Δύο παρτίδες των συγκεκριμένων κραμάτων από ανακυκλωμένο (δευτερόχυτο) αλουμίνιο εξετάστηκαν στο εργαστήριο. Η κάθε παρτίδα περιελάμβανε δίσκους, διαμέτρου 200mm και πάχους 12mm, κομμένους εγκάρσια στη διατομή των μπιγιετών. Τα εξεταζόμενα δοκίμια, διαστάσεων 20mm x 20mm και πάχους 10mm, προέκυψαν από το μέσο της ακτίνας των δίσκων αυτών, με σκοπό την αποφυγή ανομοιογενειών, που συνήθως εμφανίζονται στα άκρα. Στην εικόνα 3.1 παρουσιάζεται η διαστασιολόγηση και η διαδικασία κοπής των δοκιμίων. Επιπλέον, στον πίνακα 3.1 φαίνεται η χημική σύσταση των κραμάτων.



Εικόνα 3.1: Σχηματική απεικόνιση των διαστάσεων και της θέσης των δοκιμίων στις μπιγιέτες.

Πίνακας 3.1: Χημική σύσταση των κραμάτων 6060 και 6063 για τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν.

Κράμα	Mg	Si	Fe	Mn	Al
6060	0,45	0,43	0,25	0,03	98,72
6063	0,51	0,53	0,25	0,04	98,56

Οι δύο παρτίδες διαφοροποιούνταν ως προς τους φούρνους στους οποίους πραγματοποιήθηκε η ομογενοποίηση των μπιγιετών. Συγκεκριμένα, η πρώτη παρτίδα περιελάμβανε, για κάθε κράμα, ένα δοκίμιο as-cast και τρία δοκίμια ομογενοποιημένα στον πρώτο φούρνο. Παρομοίως, στην δεύτερη ομάδα ανήκαν δοκίμια 6060 και 6063, τόσο σε μορφή as-cast όσο και σε ομογενοποιημένη από τον δεύτερο φούρνο. Και στους δύο φούρνους αναπτύσσονταν τρεις θερμοκρασιακές ζώνες -μια χαμηλότερη, μια ενδιάμεση και μια υψηλότερη- εξαιτίας της μεγάλης τους χωρητικότητας. Συνεπώς, τα έξι θερμικά κατεργασμένα δοκίμια κάθε παρτίδας αντιστοιχούσαν σε μπιγιέτες που ήταν τοποθετημένες στις τρεις διαφορετικές θερμοκρασιακές θέσεις.

Για την ταυτοποίηση των δειγμάτων χρησιμοποιήθηκε ένα τριψήφιο σύστημα αρίθμησης. Με βάση αυτό, το πρώτο ψηφίο υποδήλωνε το κράμα (0: για το 6060, 3: για το 6063), το δεύτερο τον φούρνο (1: για τον πρώτο φούρνο, 2: για τον δεύτερο φούρνο) και το τρίτο ψηφίο αντιστοιχούσε στην θερμοκρασιακή ζώνη (H: για την υψηλότερη θερμοκρασία (*High*), M: για την ενδιάμεση θερμοκρασία (*Medium*), L: για την χαμηλότερη θερμοκρασία (*Low*)). Για παράδειγμα, το δοκίμιο 01H αφορά το δείγμα από τη μπιγιέτα του κράματος 6060 που ομογενοποιήθηκε στον πρώτο φούρνο και στη θέση υψηλότερης θερμοκρασίας. Για τα μη ομογενοποιημένα δοκίμια, η ονοματολογία που χρησιμοποιήθηκε ήταν: 0AC για το κράμα 6060 (*As-Cast*) και 3AC για το 6063. Στον πίνακα 3.2 συνοψίζεται η κωδικοποίηση όλων των δοκιμών που χρησιμοποιήθηκαν στο πείραμα.

Πίνακας 3.2: Κωδικοποίηση αρχικών δοκιμών.

	Παρτίδα 1		Παρτίδα 2	
Κράμα	6060	6063	6060	6063
As-cast	0AC	3AC	0AC.2	3AC.2
Χαμηλή Θερμοκρασία	01L	31L	02L	32L
Ενδιάμεση Θερμοκρασία	01M	31M	02M	32M
Υψηλή Θερμοκρασία	01H	31H	02H	32H

Αφού τα δοκίμια κόπηκαν στις απαιτούμενες διαστάσεις, λειάνθηκαν σε περιστρεφόμενους δίσκους με χαρτιά καρβιδίων του πυριτίου (SiC) κοκκομετρίας 500, 800, 1000 και 2400. Ακολούθησε στίλβωση με 9μm μονοκρυσταλλικό υγρό διαμάντι, 3μm πολυκρυσταλλικό διαμάντι DP-stick και, τέλος, 1μm μονοκρυσταλλικό υγρό διαμάντι.

Προκειμένου να φανερωθεί η μικροδομή και οι ενδομεταλλικές ενώσεις, πραγματοποιήθηκε ηλεκτροχημική προσβολή (*electro-polishing*) με αντιδραστήριο Struers A2 και ρεύμα τάσης 20 V με ταχύτητα ροής 4-5 m/s για 35 δευτερόλεπτα. Για τον μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό χρησιμοποιήθηκε το οπτικό μικροσκόπιο Leitz Aristomet και λήφθηκαν φωτογραφίες της μικροδομής στις μεγεθύνσεις x500 και x1000 (υπό κλίμακα 0.8). Τέλος, πραγματοποιήθηκε χημική ανάλυση εκτός του εργαστηρίου υλικών του πανεπιστημίου Θεσσαλίας.

3.2 Περιγραφή Πειράματος

Με στόχο την εύρεση των ιδανικών συνθηκών ομογενοποίησης, πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο εκ νέου θερμική κατεργασία σε φούρνο THERMAWATT με πλήρη μόνωση. Τα δοκίμια που επιλέχθηκαν για τη διεξαγωγή του πειράματος ήταν τα 0AC και 3AC των δύο παρτίδων, καθώς και τα 01L και 31L, τα οποία κόπηκαν από τους δίσκους αντιδιαμετρικά των αρχικών δοκιμών. Η ονοματολογία των νέων δειγμάτων φαίνεται στον πίνακα 3.3. Αφού τα δοκίμια τοποθετήθηκαν στο κέντρο του φούρνου, η θερμοκρασία ορίστηκε στους 584°C, με ρυθμό 3°C/λεπτό. Ο συνολικός χρόνος ομογενοποίησης καθορίστηκε στις 10 ώρες, που υποδεικνύει ότι ο χρόνος παραμονής στους 584°C (*soaking time*) ήταν περίπου 6,5 ώρες. Για την προετοιμασία των δοκιμών, με σκοπό τη μελέτη της μικροδομής, ακολουθήθηκε όμοια διαδικασία με αυτή που περιγράφεται στην υποενότητα 2.1 (λείανση - στίλβωση - ηλεκτροχημική προσβολή - οπτική μικροσκοπία).

Πίνακας 3.3: Κωδικοποίηση δοκιμών που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο.

Παρτίδα 1		Παρτίδα 2	
6060	6063	6060	6063
0ACT	3ACT	0AC.2T	3AC.2T
01LT	31LT		

Τέλος, μετά τον ποιοτικό χαρακτηρισμό όλων των δοκιμών επιλέχθηκαν δύο από αυτά για ποσοτική σύγκριση και αξιολόγηση. Το πρώτο δείγμα παρουσίαζε υψηλότερο βαθμό ομογενοποίησης και ήταν το 31LT, ενώ το δεύτερο εμφάνιζε χαμηλότερη ποιότητα ομογενοποίησης και ήταν το 01L. Την επεξεργασία των φωτογραφιών με το Photoshop ακολούθησε η διεξαγωγή μετρήσεων με χρήση λογισμικού ανάλυσης εικόνας (Image J).

Κεφάλαιο 4. ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΚΑΙ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

Στο κεφάλαιο αυτό παρουσιάζονται τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τον μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό των δοκιμίων της παρτίδας 1 και 2 καθώς επίσης και του πειράματος που διεξήχθη στο εργαστήριο των υλικών. Ακόμη, παρατίθενται και σχολιάζονται οι μετρήσεις που έγιναν στα επιλεγμένα δοκίμια.

4.1 Μεταλλογραφικός χαρακτηρισμός μικροδομής δοκιμίων

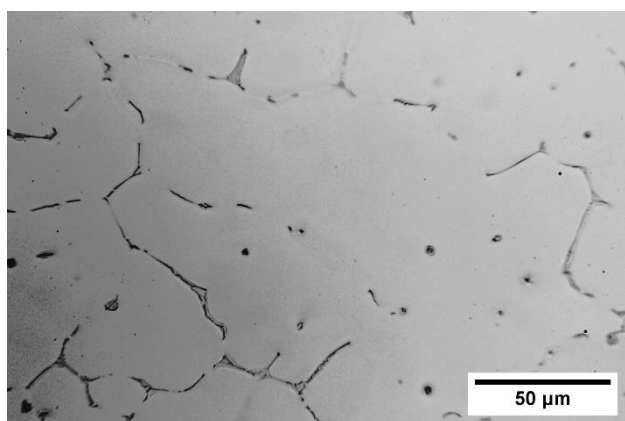
4.1.1 Πρώτη παρτίδα δοκιμίων

Μετά τη χημική ανάλυση, για όλα τα δοκίμια κράματος 6060 της πρώτης παρτίδας προέκυψε όμοιο ποσοστό επιφάνειας των φάσεων Al-Fe-(Mn)-Si, ενώ το ποσοστό επιφάνειας της φάσης Mg_2Si παρουσίασε σταδιακή αύξηση από το 0AC έως το 01H, όπως αναμενόταν λόγω της επίδρασης Gibbs-Thomson.

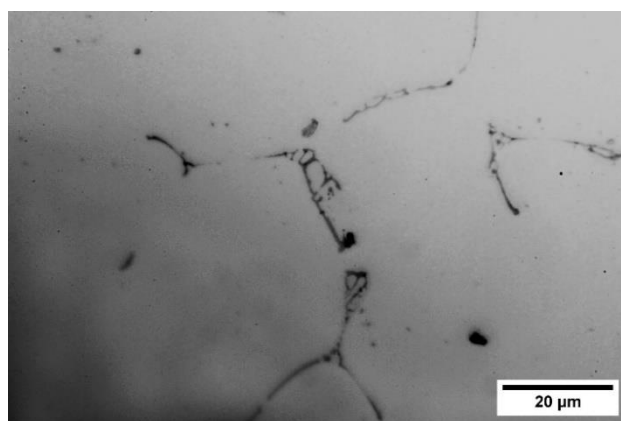
Για την ταυτοποίηση τόσο της α -AlFeSi όσο και της β -AlFeSi, σε κάθε στάδιο της ομογενοποίησης, μετρήθηκε ο λόγος (Fe+Mn)/Si. Είναι γνωστό από τη βιβλιογραφία ότι λόγοι (Fe+Mn)/Si κοντά στη μονάδα ισοδυναμούν με σωματίδια β -φάσης βελονοειδούς μορφής, ενώ υψηλότερες τιμές υποδεικνύουν την παρουσία α -φάσης ή μορφολογίας «Chinese-script» [25]. Επιβεβαιώνοντας τα παραπάνω, ο μέσος όρος των μετρήσεων (Fe+Mn)/Si για τα ομογενοποιημένα δοκίμια (από το 01L έως το 01H) υπολογίστηκε μεγαλύτερος της μονάδας (1,7 – 1,9), γεγονός που υποδεικνύει την απουσία β -φάσης.

Στις εικόνες 4.1(α)-(η) παρατηρείται η μικροδομή των δοκιμίων από το 0AC έως το 01H του κράματος 6060 όπως λήφθηκαν από το μικροσκόπιο Aristomet σε μεγεθύνσεις x500 και x1000. Συγκεκριμένα, στο 0AC (εικόνα 4.1α) φαίνεται έντονα το φαινόμενο του μικροδιαφορισμού, καθώς υπάρχει συγκέντρωση των φάσεων στα σύνορα των κόκκων. Σε μεγαλύτερη μεγέθυνση του ίδιου δοκιμίου (εικόνα 4.1β) διακρίνεται σε μεγάλο βαθμό η μορφολογία «Chinese-script», γεγονός που επαληθεύεται από τον υψηλό λόγο (Fe+Mn)/Si (μέσος όρος περίπου 2). Όσον αφορά τα ομογενοποιημένα δοκίμια 01L και 01M, έχει ολοκληρωθεί ο μετασχηματισμός β -AlFeSi σε α -AlFeSi και έχει ξεκινήσει η σταδιακή στρογγυλοποίηση των άκρων των φάσεων και σε κάποιες περιοχές η τοπική μείωση του

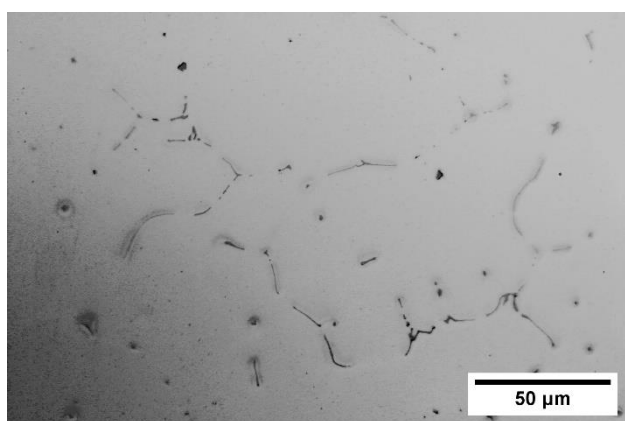
πάχους των σωματιδίων. Ωστόσο, παρατηρείται ακόμη η παρουσία μεγάλων σωματιδίων με την εξέλιξη της μορφολογίας της α -φάσης να μην έχει ολοκληρώσει τον σχηματισμό «περιδέλαιου» (εικόνες 4.1γ-στ). Τέλος, στο δοκίμιο 01H (εικόνες 4.1ζ-η) η ομογενοποίηση βρίσκεται σε ακόμη πιο προχωρημένο στάδιο, καθώς εκτός από το «pinching» παρατηρείται η σφαιροποίηση των σωματιδίων και ο μερικός σχηματισμός «necklace».



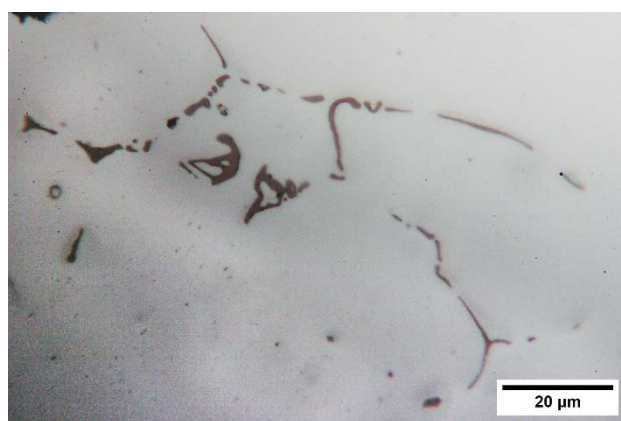
(α)



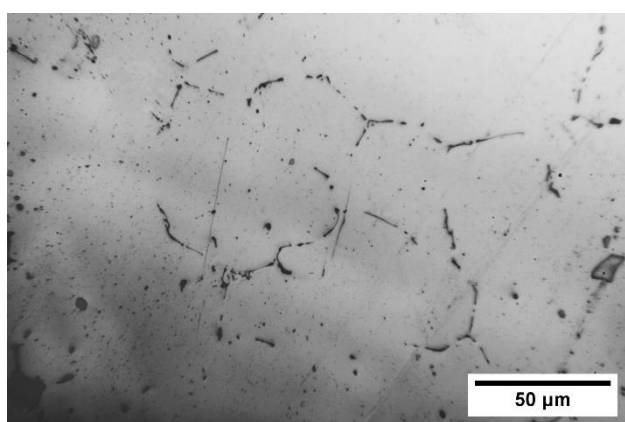
(β)



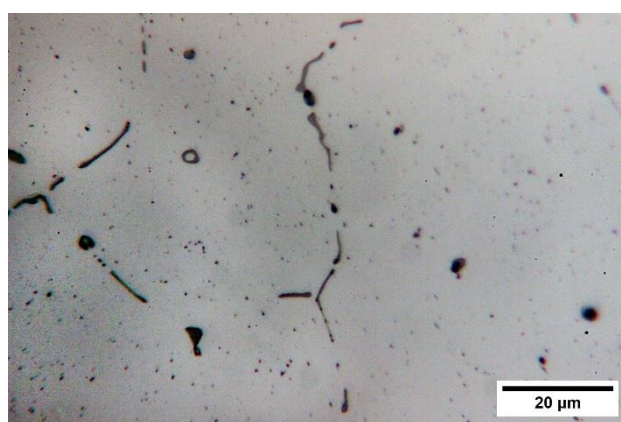
(γ)



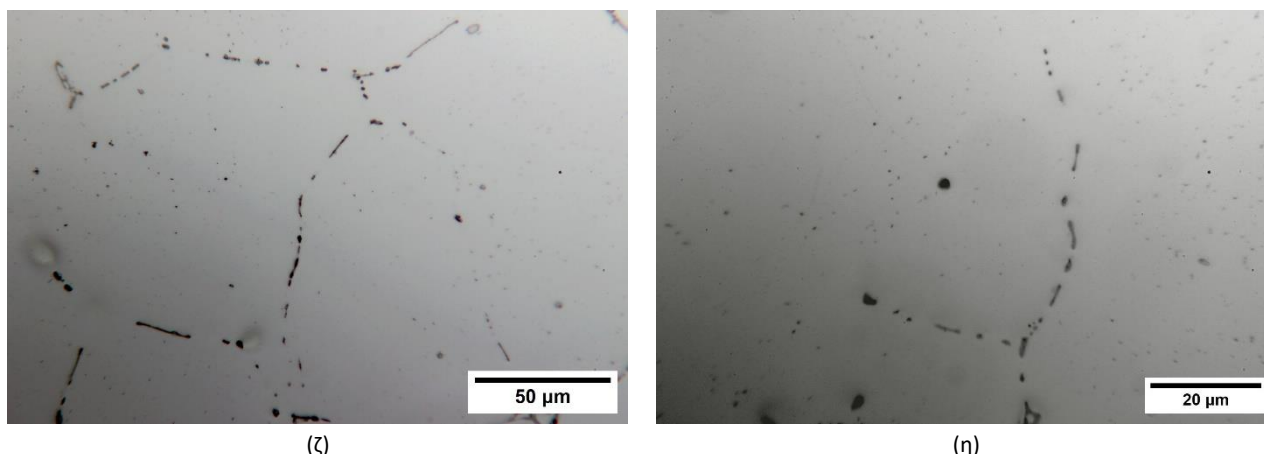
(δ)



(ε)



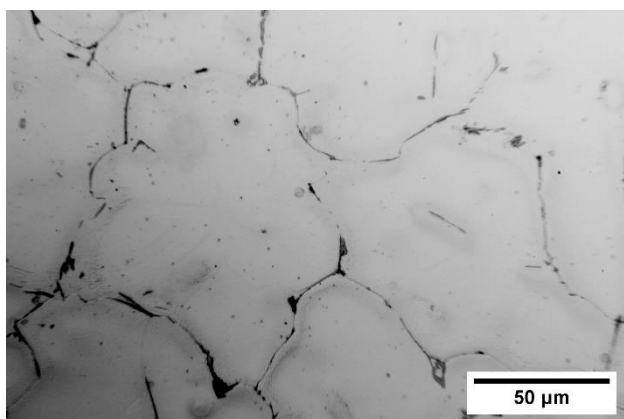
(στ)



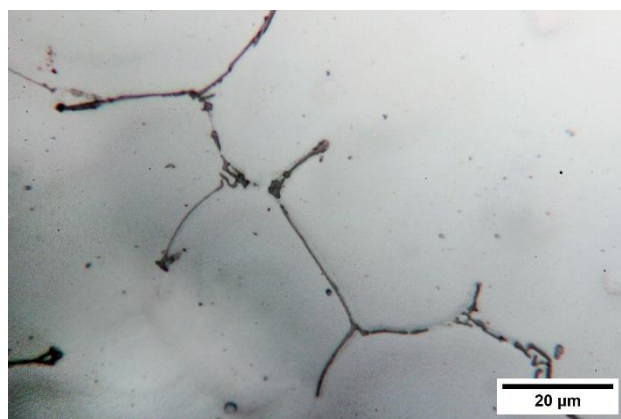
Εικόνα 4.1: Μικροδομή των δοκιμίων του κράματος 6060 της 1^{ης} παρτίδας (α) 0AC (x500), (β) 0AC (x1000), (γ) 01L (x500), (δ) 01L (x1000), (ε) 01M (x500), (στ) 01M (x1000), (ζ) 01H (x500), (η) 01H (x1000).

Όσον αφορά τα δοκίμια του κράματος 6063 της πρώτης παρτίδας, η χημική ανάλυση έδειξε ότι το ποσοστό της επιφάνειας των σωματιδίων Al-Fe-(Mn)-Si παρουσιάζει μείωση από το 3AC έως το 31H. Επίσης, στην μικροδομή as-cast εμφανίζονται δύο είδη μορφολογίας σωματιδίων: «Chinese-script», που αντιστοιχεί σε λόγο $(Fe+Mn)/Si$ κοντά στο 1,8, και βελονοειδούς μορφής, που αντιστοιχεί σε μέσο λόγο ίσο με 1. Όπως και στην πρώτη παρτίδα δοκιμίων, το 31H παρουσιάζει τον υψηλότερο λόγο $(Fe+Mn)/Si$, περίπου 1,8, καθώς επίσης και το μεγαλύτερο ποσοστό επιφάνειας Mg_2Si .

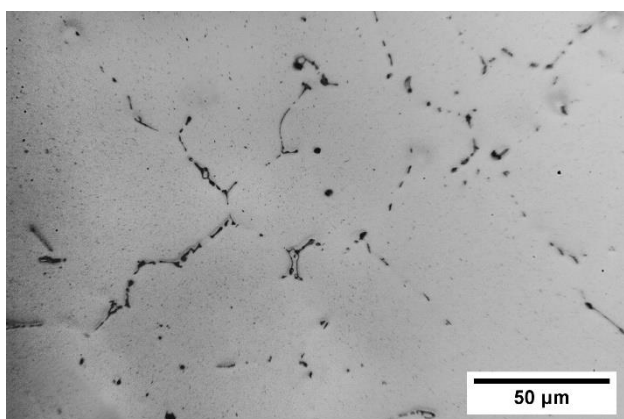
Στις εικόνες 4.2(α)-(η) παρατηρείται η μικροδομή των δοκιμίων από το 3AC έως το 31H του κράματος 6063 όπως λήφθηκαν από το μικροσκόπιο Aristomet σε μεγεθύνσεις x500 και x1000. Προχωρώντας από το δοκίμιο χαμηλότερης θερμοκρασίας 31L προς το δοκίμιο υψηλότερης θερμοκρασίας 31H εντοπίζεται ελαττωμένη αριθμητική πυκνότητα των σωματιδίων. Στις εικόνες 4.2(α)-(β) εμφανίζονται τα σωματίδια βελονοειδούς μορφής (*needle-like*) β-φάσης. Ομοίως με το κράμα 6060, το δοκίμιο 31L (εικόνα 4.2γ-δ) περιέχει μεγάλα τμήματα σωματιδίων στα σύνορα των κόκκων με στρογγυλεμένες ακμές και μειωμένο πάχος σε σχέση με τα δοκίμια as-cast. Αντίθετα, ο σχηματισμός του «περιδεραίου» έχει αρχίσει να σχηματίζεται ήδη από το δοκίμιο 31M (εικόνες 4.2ε-στ), με εντονότερη την παρουσία του στο 31H (εικόνες 4.2ζ-η). Τέλος, στο 31H παρατηρείται ευρεία διασπορά σωματιδίων στο εσωτερικό των κόκκων, γεγονός που, ενδεχομένως, οφείλεται στην επανακαθίζηση της φάσης Mg_2Si κατά την ψύξη μετά την ομογενοποίηση (εικόνα 4.2ζ).



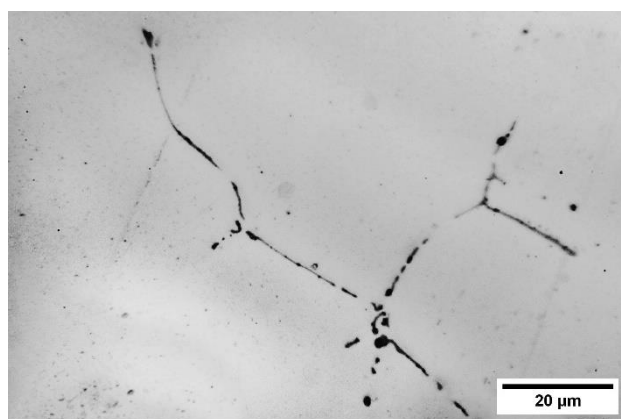
(α)



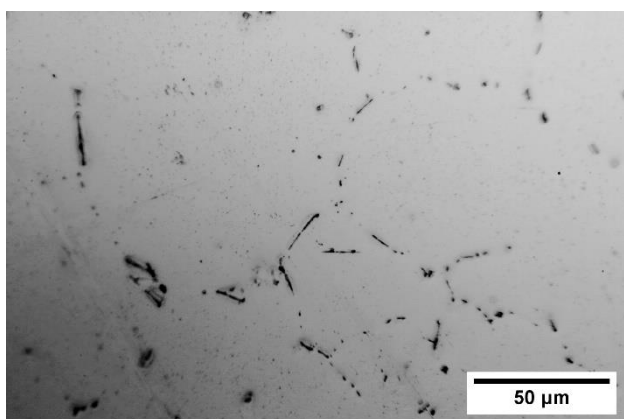
(β)



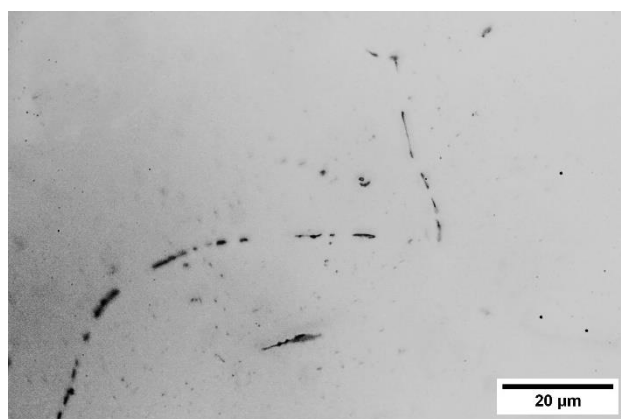
(γ)



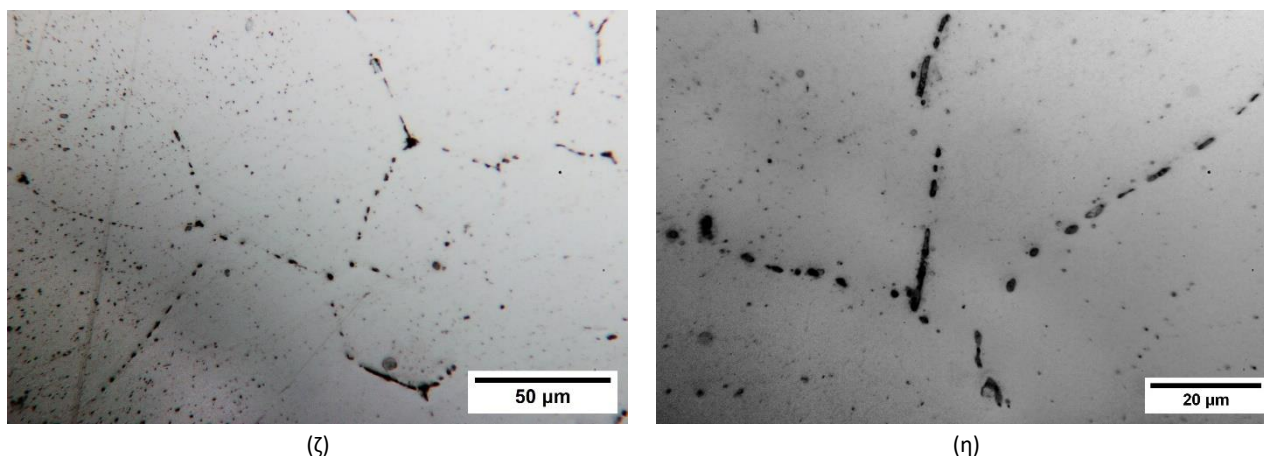
(δ)



(ε)

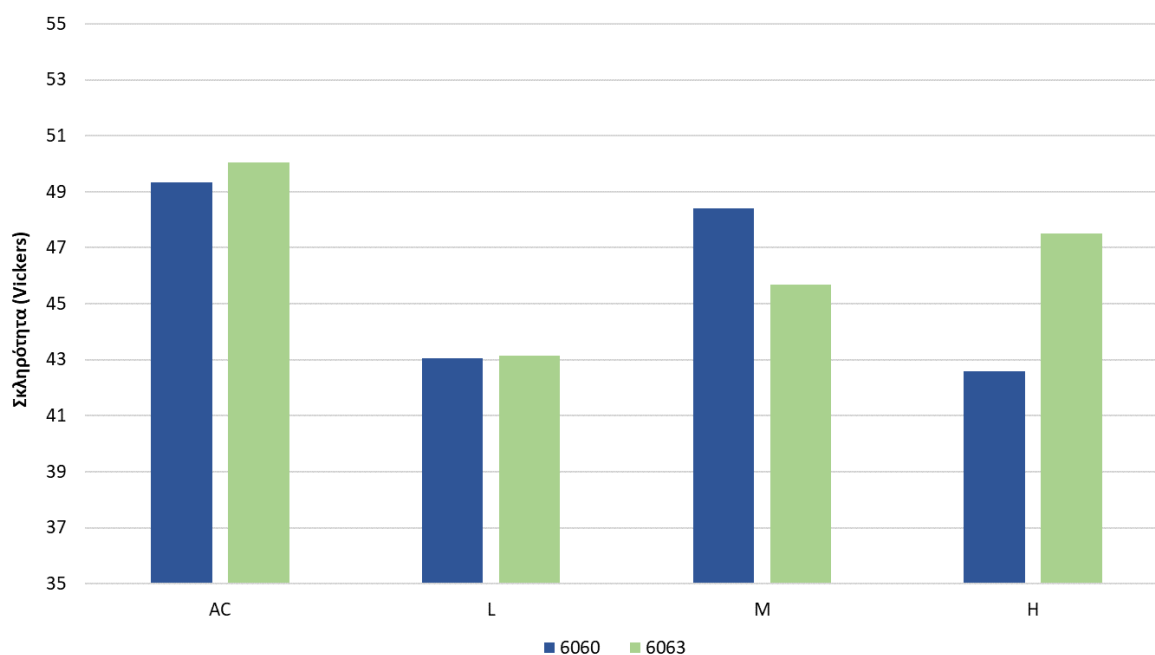


(στ)



Εικόνα 4.2: Μικροδομή των δοκιμίων του κράματος 6063 της 1^{ης} παρτίδας (α) 3AC (x500), (β) 3AC (x1000), (γ) 31L (x500), (δ) 31L (x1000), (ε) 31M (x500), (στ) 31M (x1000), (ζ) 31H (x500), (η) 31H (x1000).

Τα αποτελέσματα που προέκυψαν μετά τις σκληρομετρήσεις σε μονάδα μέτρησης Vickers και που διεξήχθησαν στο εργαστήριο φαίνονται στο παρακάτω διάγραμμα συγκριτικά για τα δύο κράματα.



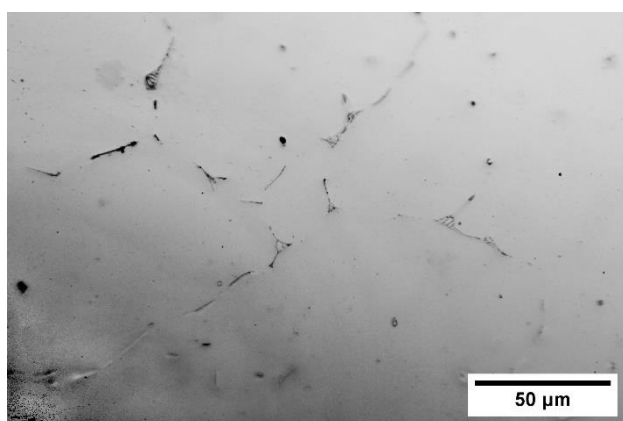
Εικόνα 4.3: Σκληρομετρήσεις σε Vickers για όλα τα δοκίμια της πρώτης παρτίδας.

4.1.2 Δεύτερη παρτίδα δοκιμίων

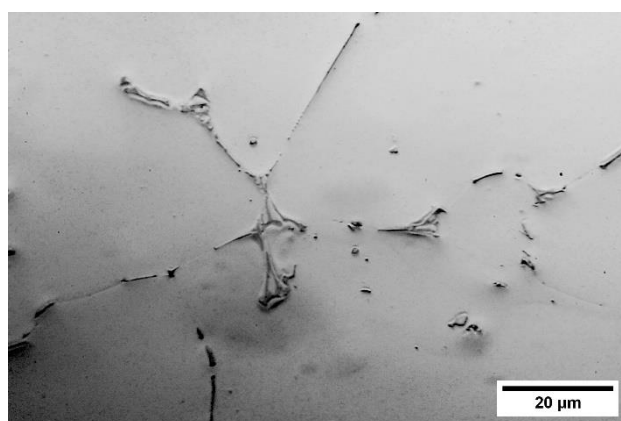
Μετά τη χημική ανάλυση των δοκιμίων της δεύτερης παρτίδας, για όλα τα δοκίμια 6060 προέκυψε ίδιο ποσοστό επιφάνειας των φάσεων Al-Fe-(Mn)-Si και ίσο με ένα. Το

ποσοστό επιφάνειας της φάσης Mg_2Si αυξήθηκε ελάχιστα από το 0AC έως το 02M, ενώ παρουσίασε απότομη άνοδο στο 02H.

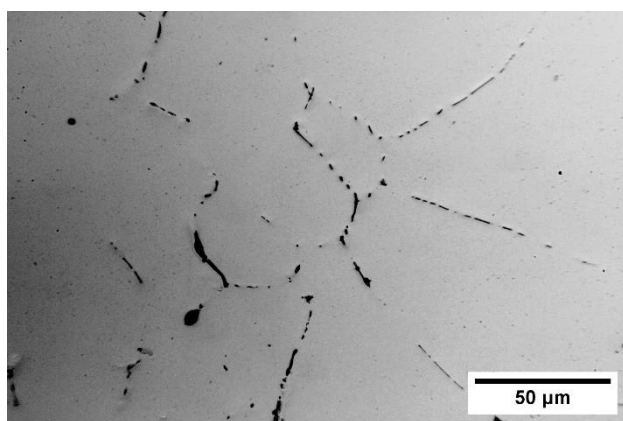
Στις εικόνες 4.4(α)-(η) παρατηρείται η μικροδομή των δοκιμίων από το 0AC.2 έως το 02H του κράματος 6060 όπως λήφθηκαν από το μικροσκόπιο Aristomet σε μεγεθύνσεις x500 και x1000. Πιο συγκεκριμένα, στο 0AC.2 (εικόνα 4.4α-β) φαίνεται τόσο το φαινόμενο του μικροδιαφορισμού όσο και η μορφολογία «Chinese-script» των σωματιδίων στη μεγαλύτερη μεγέθυνση. Όσον αφορά τα ομογενοποιημένα δοκίμια 02L, 02M και 02H (εικόνες 4.4γ-η), όχι μόνο έχει ολοκληρωθεί ο μετασχηματισμός $\beta-AlFeSi$ σε $\alpha-AlFeSi$ και τα πρώτα στάδια της στρογγυλοποίησης της α -φάσης, αλλά γίνεται ευδιάκριτη και η δημιουργία του «περιδέλαιου».



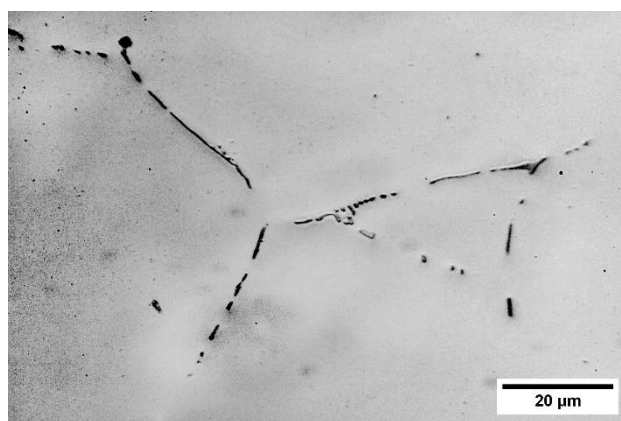
(α)



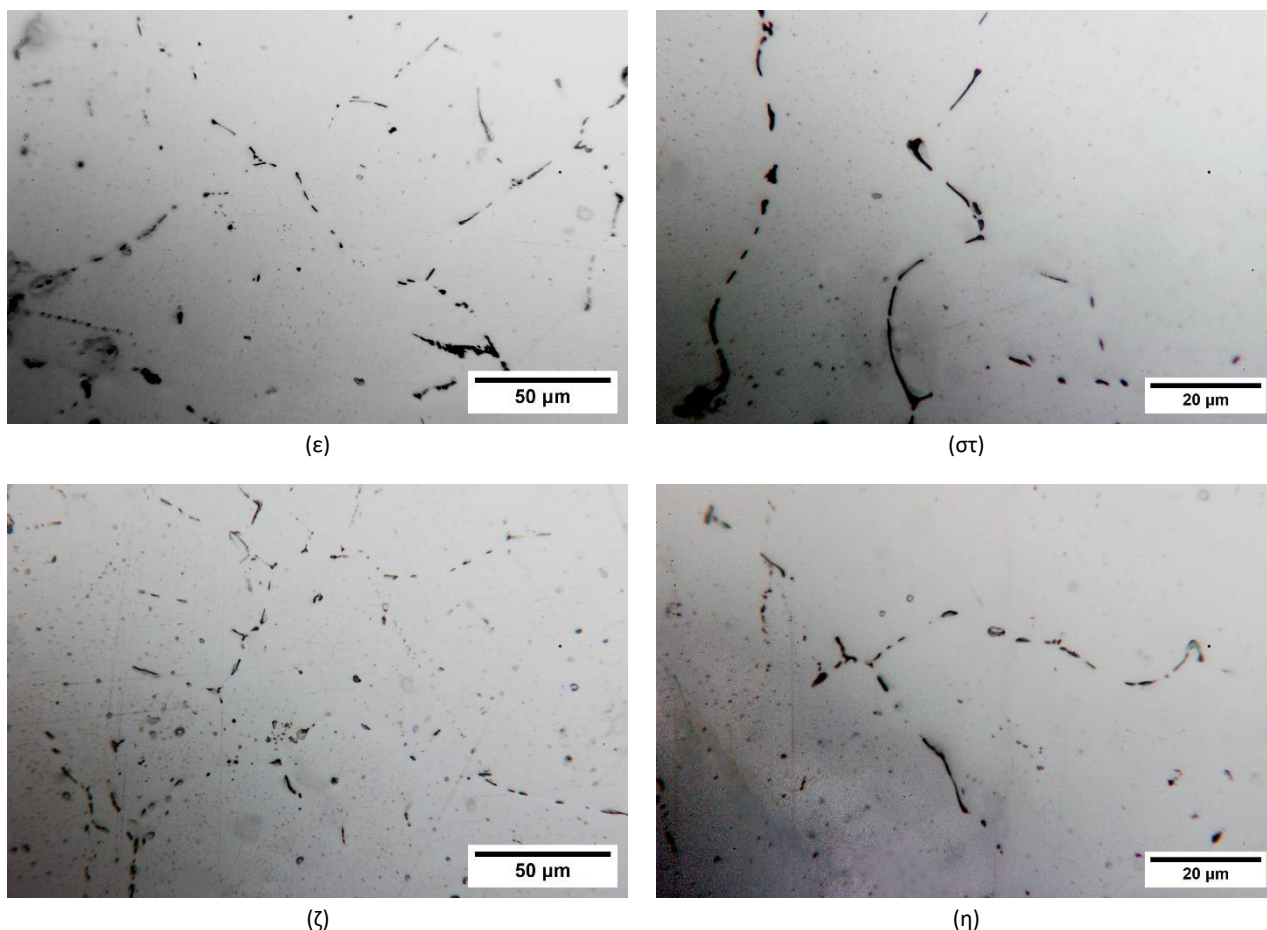
(β)



(γ)



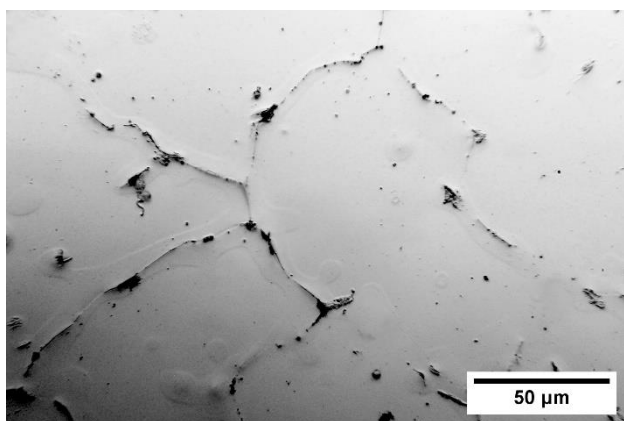
(δ)



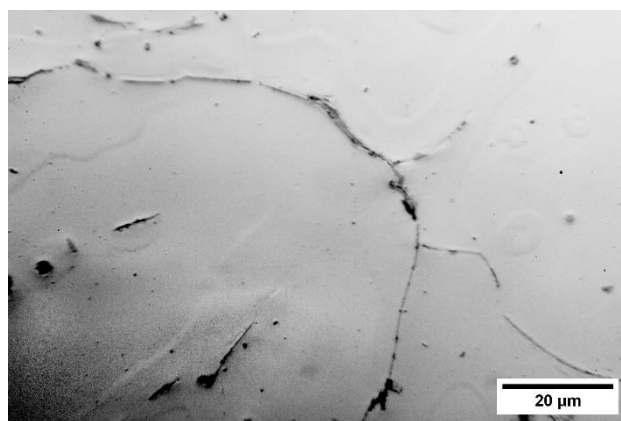
Εικόνα 4.4: Μικροδομή των δοκιμίων του κράματος 6060 της 2^{ης} παρτίδας (α) 0AC.2 (x500), (β) 0AC.2 (x1000), (γ) 02L (x500), (δ) 02L (x1000), (ε) 02M (x500), (στ) 02M (x1000), (ζ) 02H (x500), (η) 02H (x1000).

Για τα δοκίμια του κράματος 6063 της δεύτερης παρτίδας, η χημική ανάλυση έδειξε βηματική μείωση του ποσοστού της επιφάνειας των σωματιδίων Al-Fe-(Mn)-Si από το 3AC.2 έως το 32H. Ακόμη, υπολογίστηκε ότι το ποσοστό επιφάνειας του Mg_2Si παρέμεινε σχετικά σταθερό για όλα τα δείγματα, εξαιρουμένης μιας ελάχιστης αύξησης στο 32L. Τέλος, ο μέσος όρος του λόγου (Fe+Mn)/Si παρουσίασε την μεγαλύτερη απόκλιση μεταξύ του 3AC.2 και του 32H, η οποία κυμάνθηκε από το 1,2 έως το 1,9.

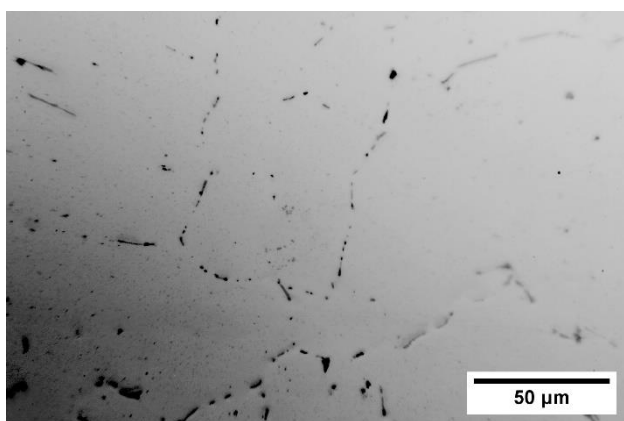
Στις εικόνες 4.5(α)-(η) παρατηρείται η μικροδομή των δοκιμίων από το 3AC.2 έως το 32H όπως λήφθηκαν από το μικροσκόπιο Aristomet σε μεγεθύνσεις x500 και x1000. Στις εικόνες 4.5(α)-(β) εμφανίζονται τα επιμήκη σωματίδια β-φάσης. Αντίθετα, στα ομογενοποιημένα δοκίμια παρατηρούνται ελάχιστα έως καθόλου σωματίδια μεγάλου μήκους, ενώ η μορφολογία «necklace» είναι πλέον η κυρίαρχη (εικόνες 4.5γ-η). Συγκεκριμένα, συμπεραίνεται ότι στο 32H έχει ολοκληρωθεί η ομογενοποίηση.



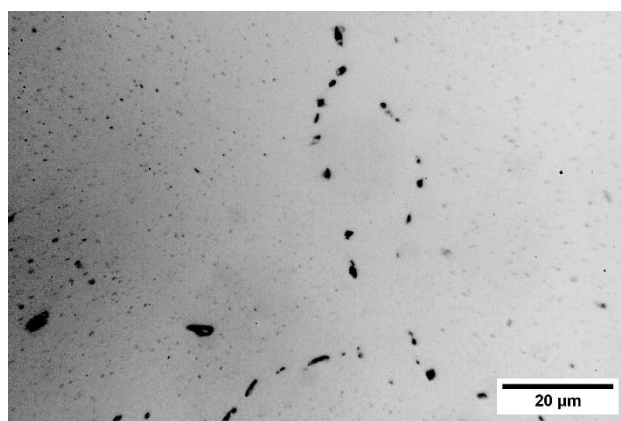
(α)



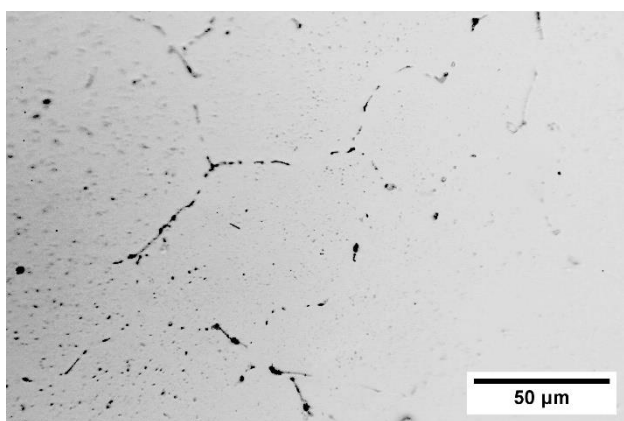
(β)



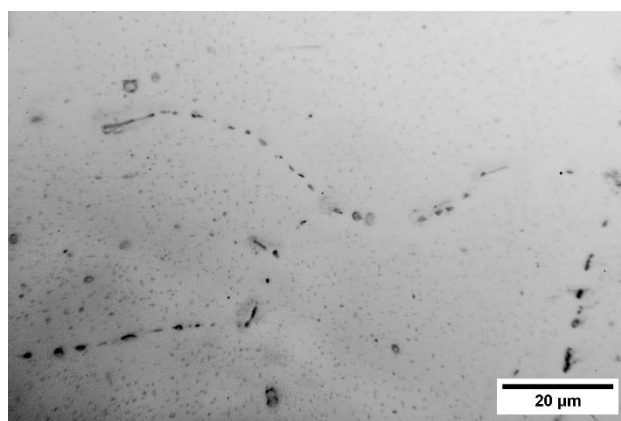
(γ)



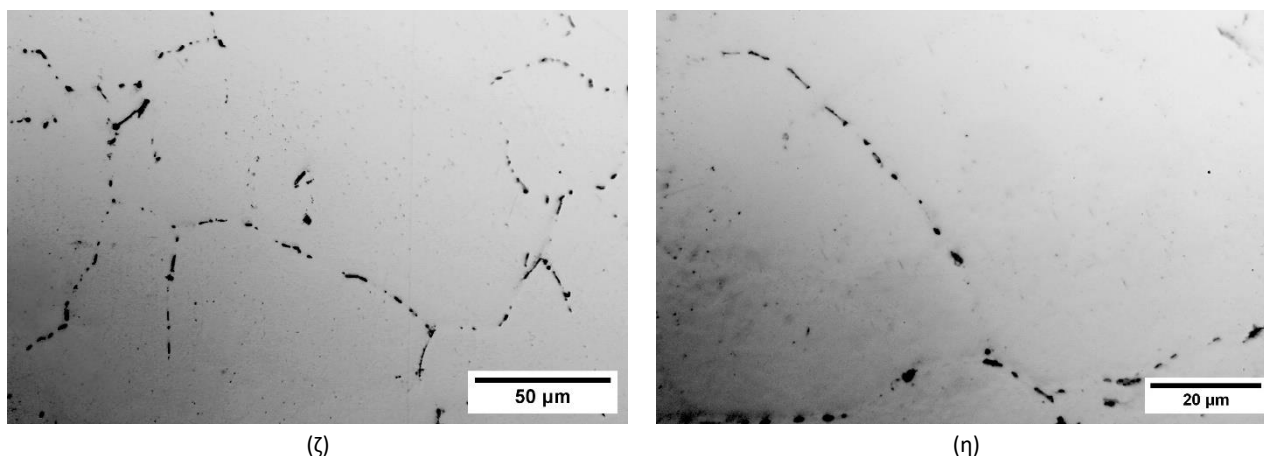
(δ)



(ε)

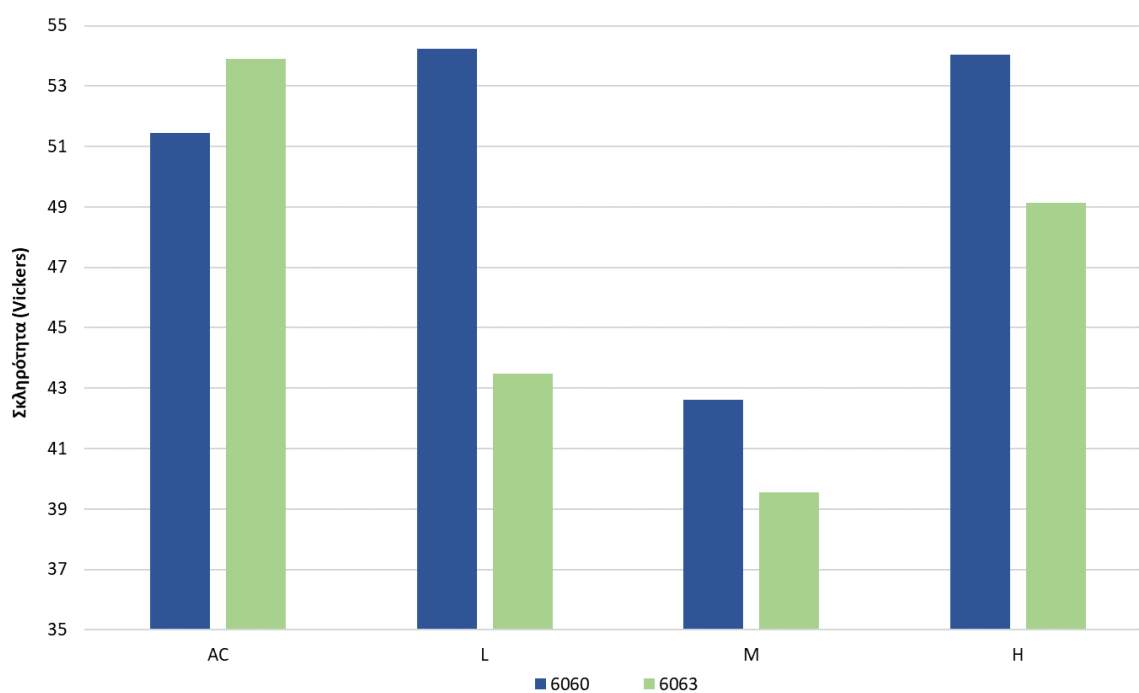


(σ)



Εικόνα 4.5: Μικροδομή των δοκιμίων του κράματος 6063 της 2ης παρτίδας (α) 3AC.2 (x500), (β) 3AC.2 (x1000), (γ) 32L (x500), (δ) 32L (x1000), (ε) 32M (x500), (στ) 32M (x1000), (ζ) 32H (x500), (η) 32H (x1000).

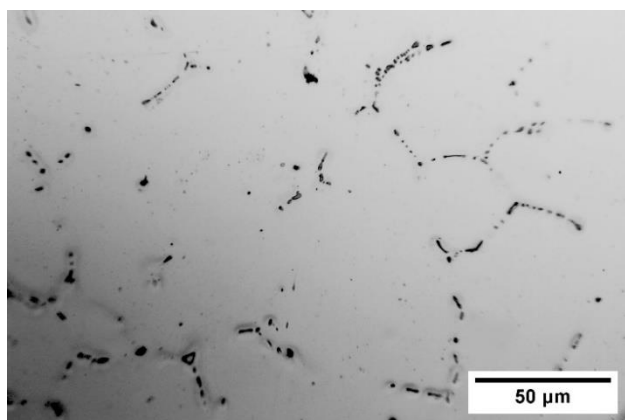
Το αντίστοιχο διάγραμμα σκληρομετρήσεων για την δεύτερη παρτίδα φαίνεται παρακάτω.



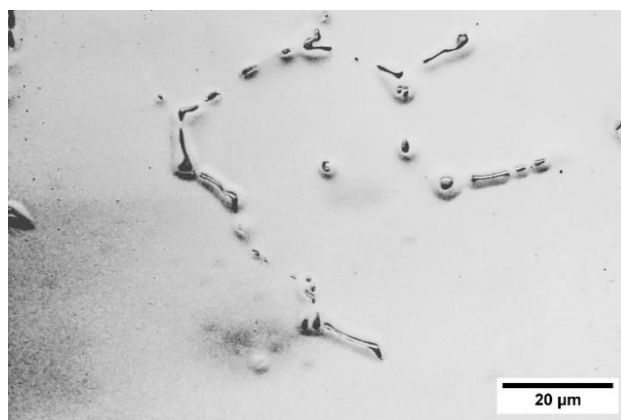
Εικόνα 4.6: Σκληρομετρήσεις σε Vickers για όλα τα δοκίμια της δεύτερης παρτίδας.

4.2 Πείραμα στο εργαστήριο υλικών

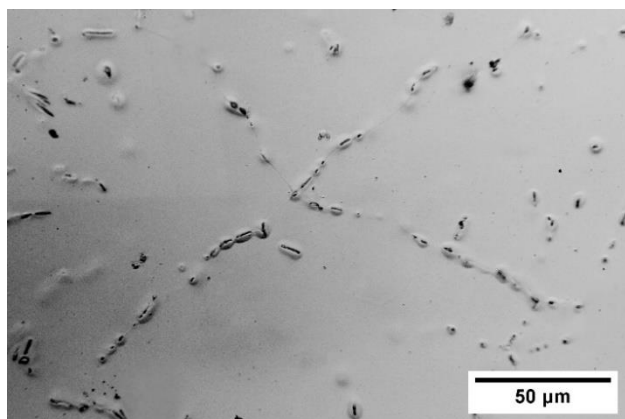
Στις εικόνες 4.7(α)-(ιβ) φαίνεται η μικροδομή των επιλεγμένων δειγμάτων που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο των υλικών, όπως προέκυψαν από το μικροσκόπιο Aristomet σε μεγεθύνσεις $\times 500$ και $\times 1000$. Σε όλα τα δοκίμια έχει ολοκληρωθεί ο μετασχηματισμός $\beta\text{-AlFeSi}$ σε $\alpha\text{-AlFeSi}$ και παρατηρείται εξάλειψη του μικροδιαφορισμού και ομοιόμορφη διασπορά των σωματιδίων. Η σφαιροποίηση των σωματιδίων της α -φάσης έχει φτάσει σε προχωρημένο επίπεδο και ο σχηματισμός «necklace» έχει σχεδόν τελειοποιηθεί. Τέλος, συμπεραίνεται ότι το στάδιο της ομογενοποίησης των δοκιμών αυτών προσεγγίζει το ολοκληρωμένο στάδιο ομογενοποίησης του αρχικού δείγματος 32H, με το 31LT να παρουσιάζει ενδεχομένως και καλύτερα αποτελέσματα.



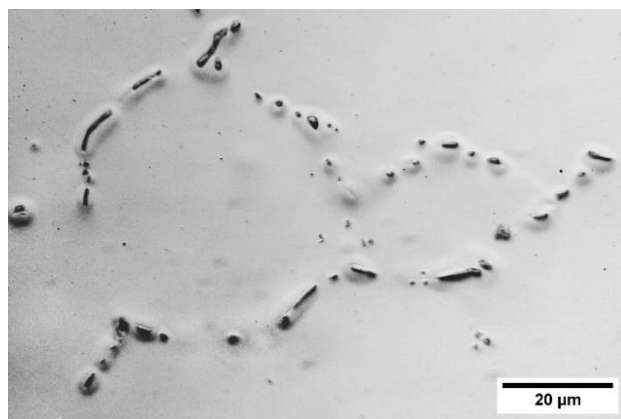
(α)



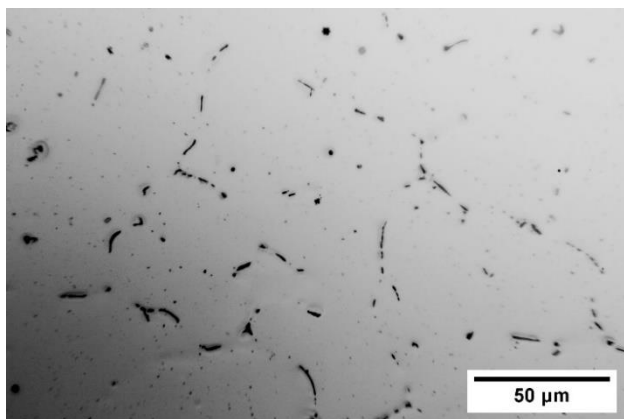
(β)



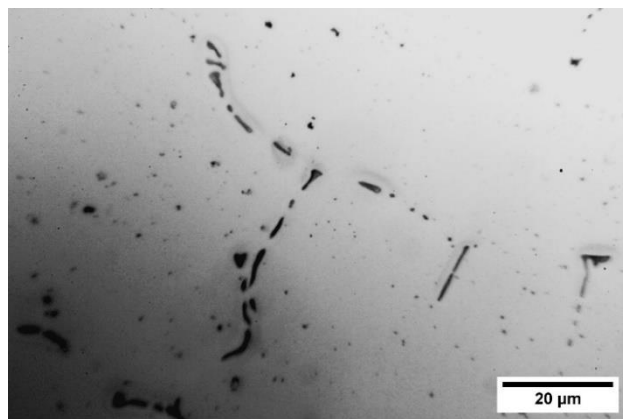
(γ)



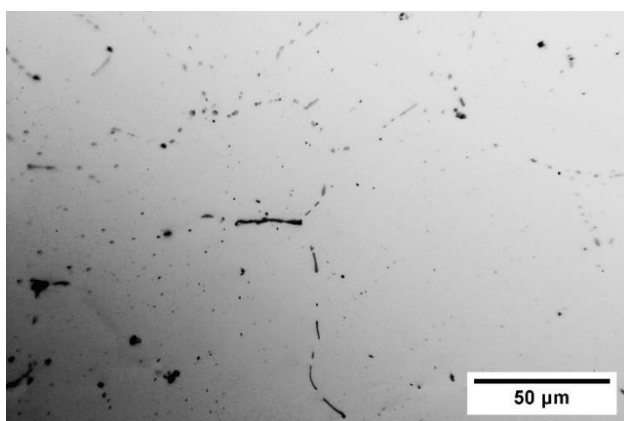
(δ)



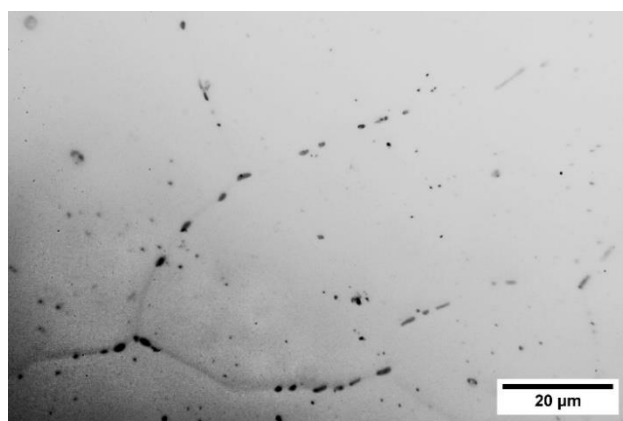
(ε)



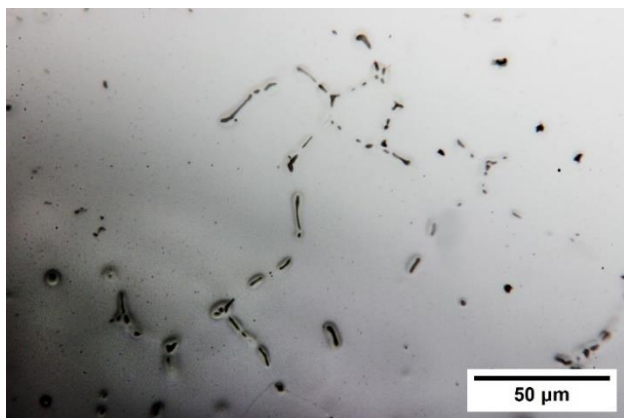
(στ)



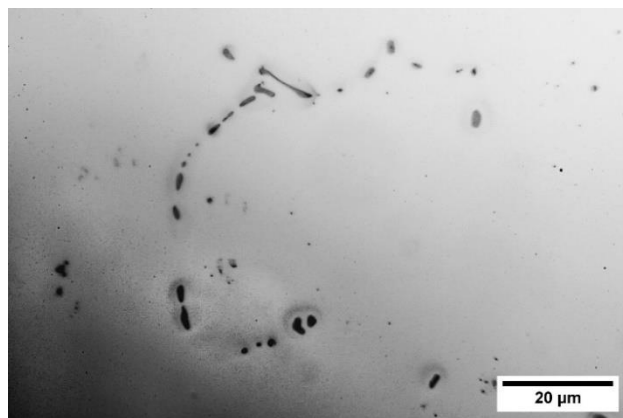
(ζ)



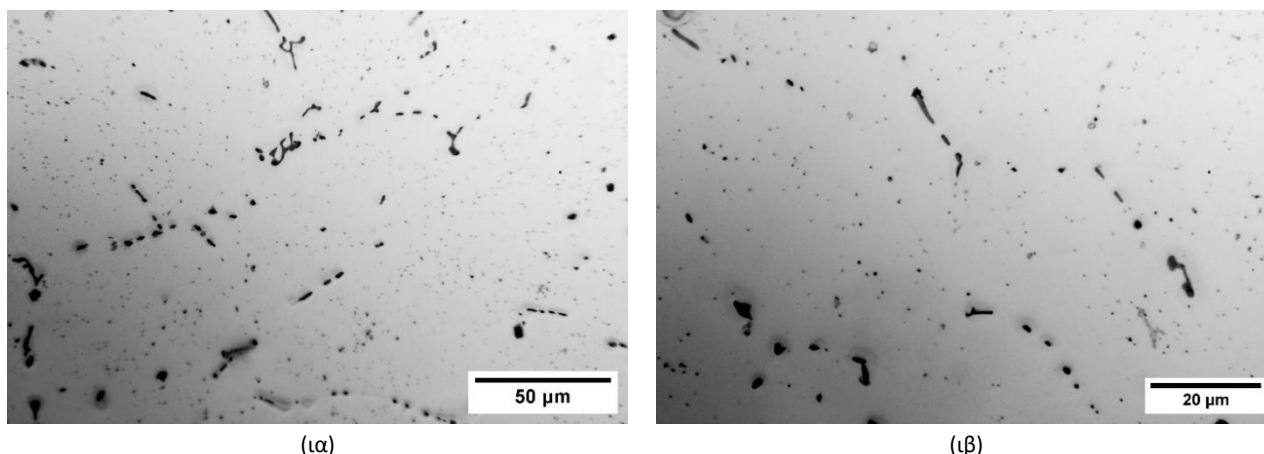
(η)



(θ)

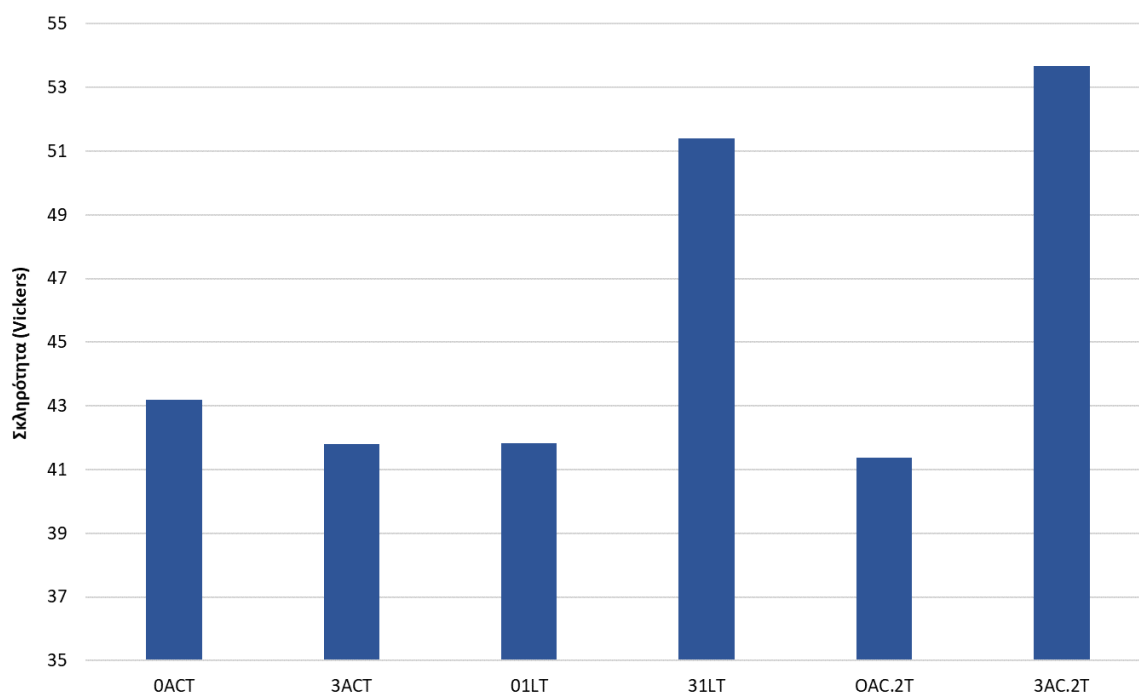


(ι)



Εικόνα 4.7: Μικροδομή των δοκιμίων που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο (α) OACT (x500), (β) OACT (x1000), (γ) 3ACT (x500), (δ) 3ACT (x1000), (ε) OACT.2 (x500), (στ) OACT.2 (x1000), (ζ) 3ACT.2 (x500), (η) 3ACT.2 (x1000), (θ) O1LT (x500), (ι) O1LT (x1000), (ια) 31LT (x500), (ιβ) 31LT (x1000).

Όπως και προηγουμένως, ακολούθησαν μετρήσεις σκληρότητας για τα επιλεγμένα δοκίμια και συγκεντρώθηκαν στο παρακάτω διάγραμμα με τα ίδια όρια στον κατακόρυφο άξονα, ώστε να επιτυγχάνεται άμεσα η σύγκριση.

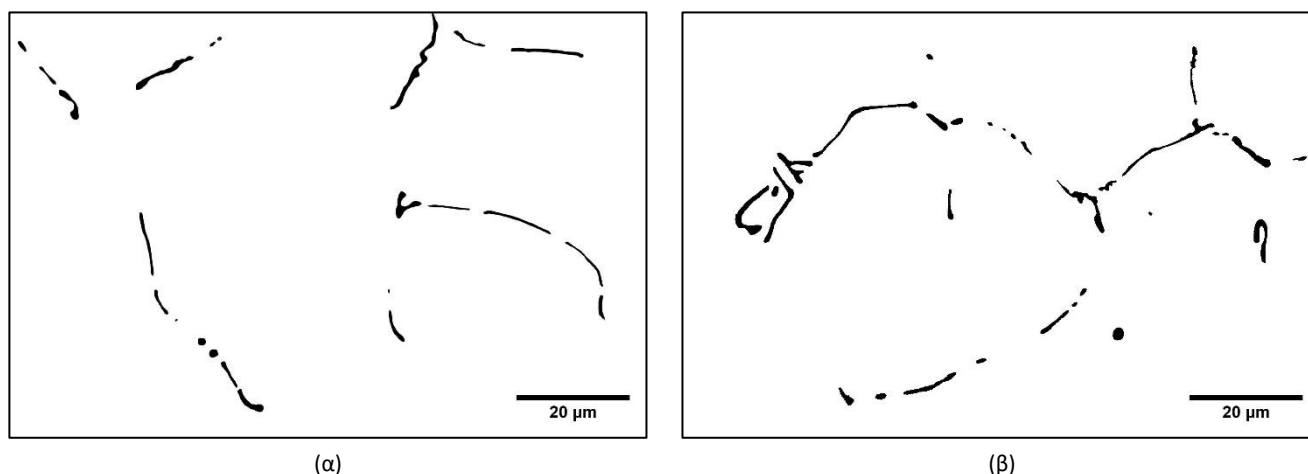


Εικόνα 4.8: Σκληρομετρήσεις σε Vickers για όλα τα δοκίμια που ομογενοποιήθηκαν στο εργαστήριο.

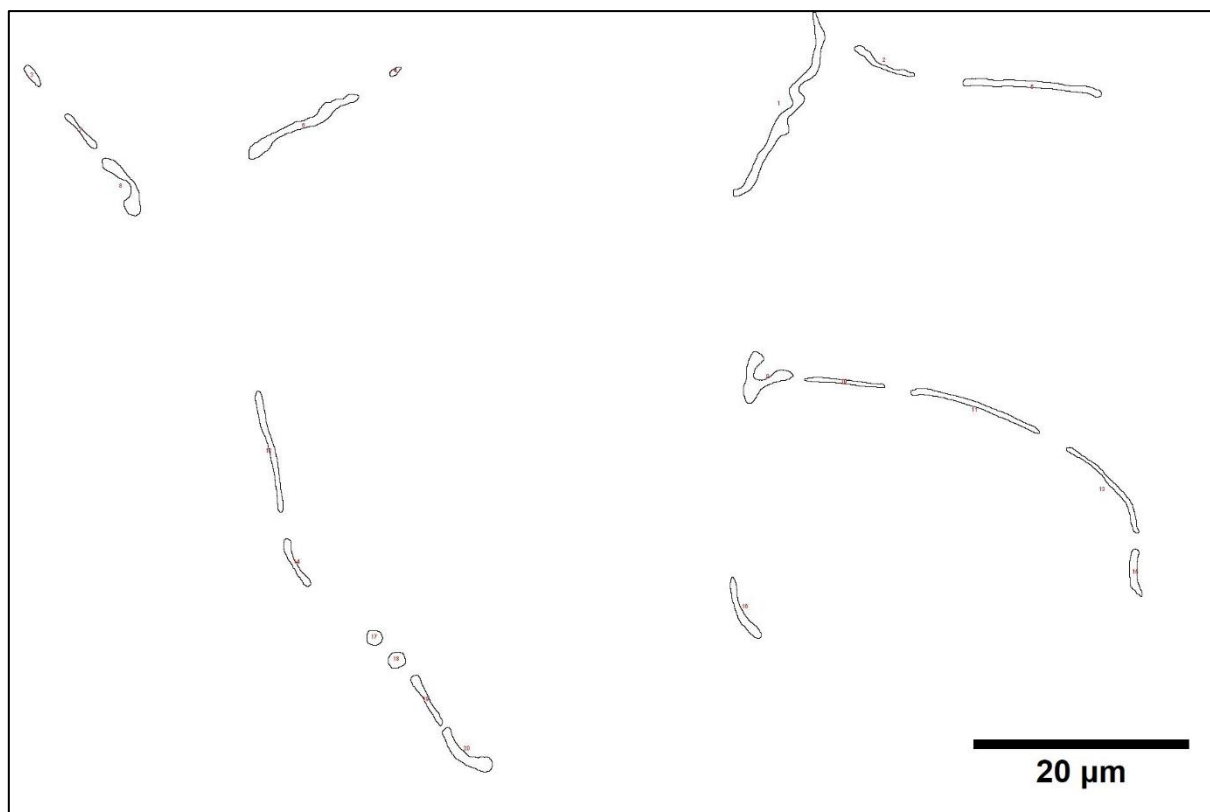
4.3 Ποσοτικός χαρακτηρισμός ομογενοποίησης

Για τα δύο δοκίμια που επιλέχθηκαν για ποσοτικό χαρακτηρισμό της ομογενοποίησής τους χρησιμοποιήθηκε ο συντελεστής κυκλικότητας (*circularity index*), ο οποίος υπολογίζεται από την σχέση $C = 4\pi A/p^2$, με A το εμβαδόν της επιφάνειας των σωματιδίων και p την περίμετρό τους. Η επιλογή αυτού του δείκτη οφείλεται στο γεγονός πως ο ίδιος αποδείχθηκε μεταξύ άλλων ότι δίνει τα πιο αξιόπιστα αποτελέσματα, καθώς παρουσιάζει πιο σταθερή διακύμανση με τον χρόνο ομογενοποίησης [14].

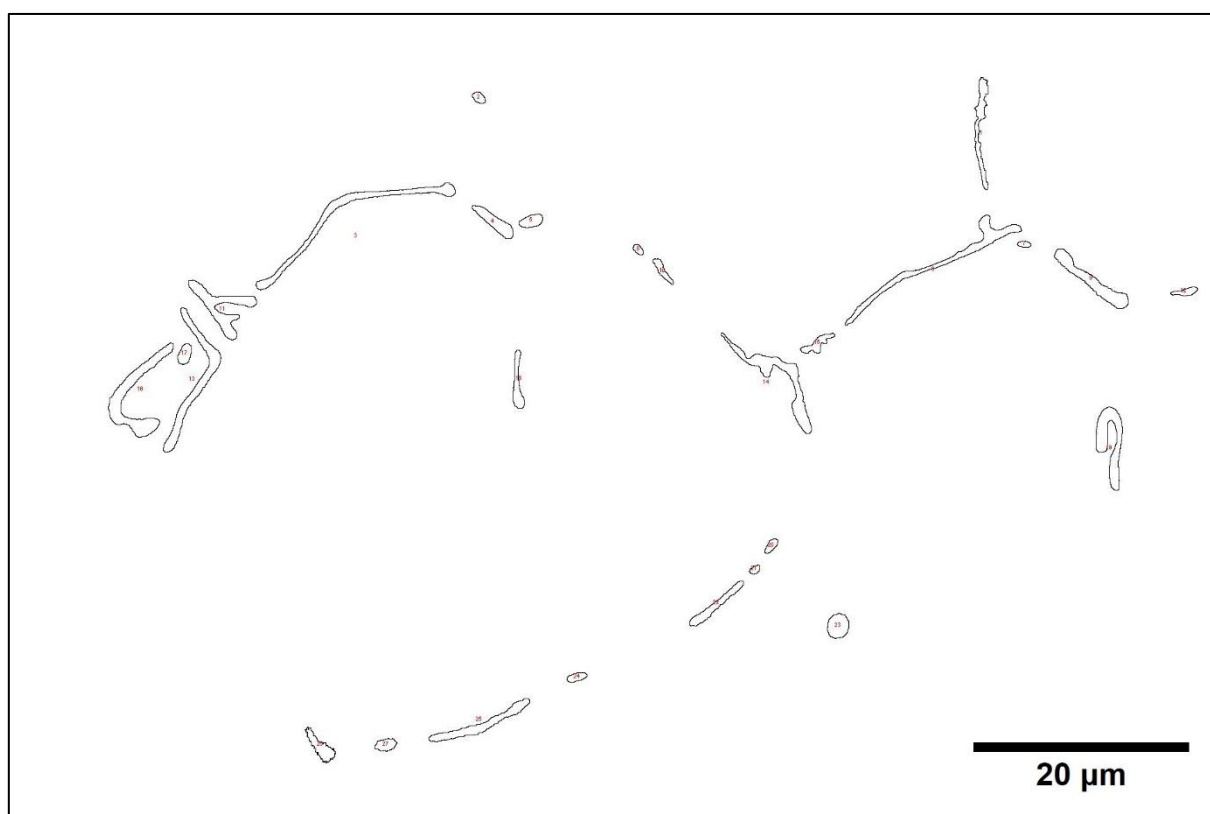
Για κάθε δείγμα λήφθηκαν και αναλύθηκαν 14 φωτογραφίες επεξεργασμένες με τέτοιο τρόπο ώστε να είναι ευδιάκριτα μόνο τα σωματίδια προς μέτρηση. Συγκεκριμένα στην εικόνα 4.9 παρουσιάζονται ενδεικτικά δύο από τις φωτογραφίες αυτές για το 01L, το δοκίμιο με τη χαμηλότερη ποιότητα ομογενοποίησης. Στη συνέχεια απεικονίζονται τα αριθμημένα περιγράμματα των σωματιδίων που αντιστοιχούν στα σχήματα 4.9α και 4.9β, όπως προέκυψαν από το πρόγραμμα Image J (εικόνες 4.10α-β).



Εικόνα 4.9: Επεξεργασμένες φωτογραφίες από το δοκίμιο 01L που χρησιμοποιήθηκαν για τη μέτρηση των σωματιδίων.



(α)



(β)

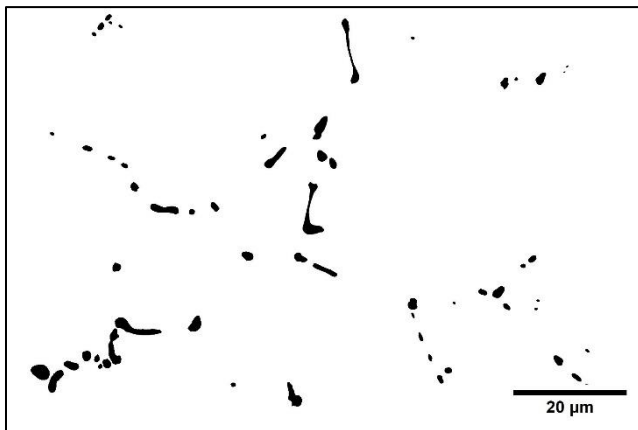
Εικόνα 4.10: Περιγράμματα των σωματιδίων του δοκιμίου 01LT για μέτρηση του circularity με το Image J.

Στον πίνακα 4.1 παρατίθενται τα υπολογιστικά αποτελέσματα αναφορικά με την περίμετρο, το εμβαδόν και το συντελεστή κυκλικότητας ορισμένων από τα σωματίδια των παραπάνω φωτογραφιών.

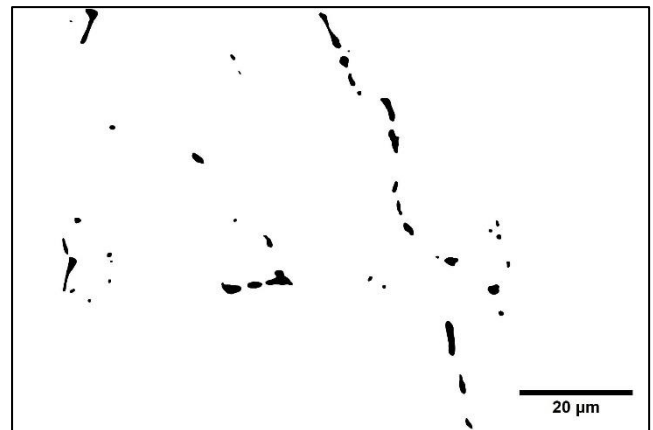
Πίνακας 4.1: Αποτελέσματα μετρήσεων περιμέτρου, εμβαδού και συντελεστή κυκλικότητας για 10 από τα σωματίδια των επιλεγμένων φωτογραφιών.

A/A	Περίμετρος	Εμβαδόν	Συντελεστής κυκλικότητας
1	25,096	5,215	0,104
2	3,716	0,925	0,842
3	48,75	12,741	0,067
4	10,79	4,255	0,459
5	5,957	2,041	0,723
6	9,411	2,034	0,289
7	15,758	5,928	0,3
8	19,03	7,777	0,27
9	16,042	2,732	0,133
10	27,99	6,183	0,099

Πανομοιότυπη διαδικασία ακολουθήθηκε για το δοκίμιο 31LT, το οποίο παρουσίασε την υψηλότερη ποιότητα ομογενοποίησης κατά το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό. Στις εικόνες 4.11(α)-(β) φαίνονται με μαύρο χρώμα τα σωματίδια της μικροδομής του 31LT και στις εικόνες 4.12α και 4.12β, αντίστοιχα, εμφανίζονται τα περιγράμματά τους.

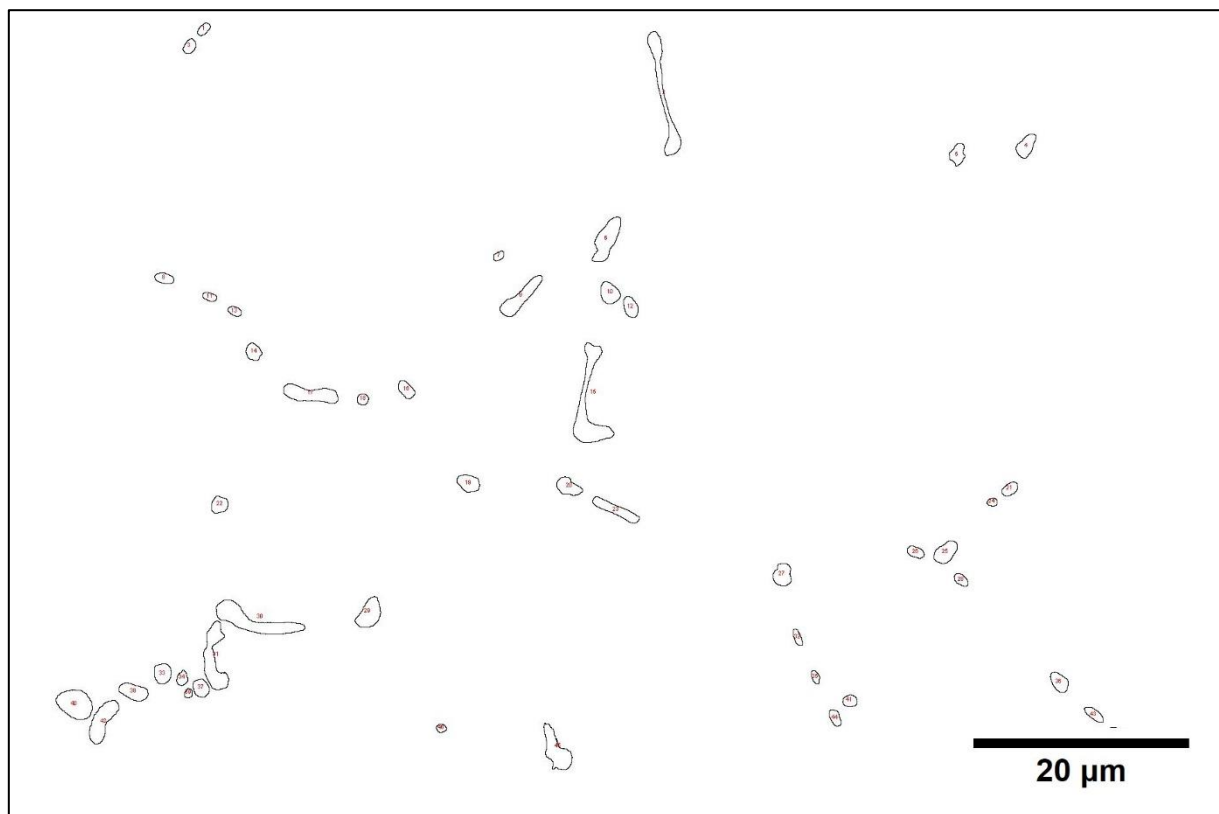


(α)

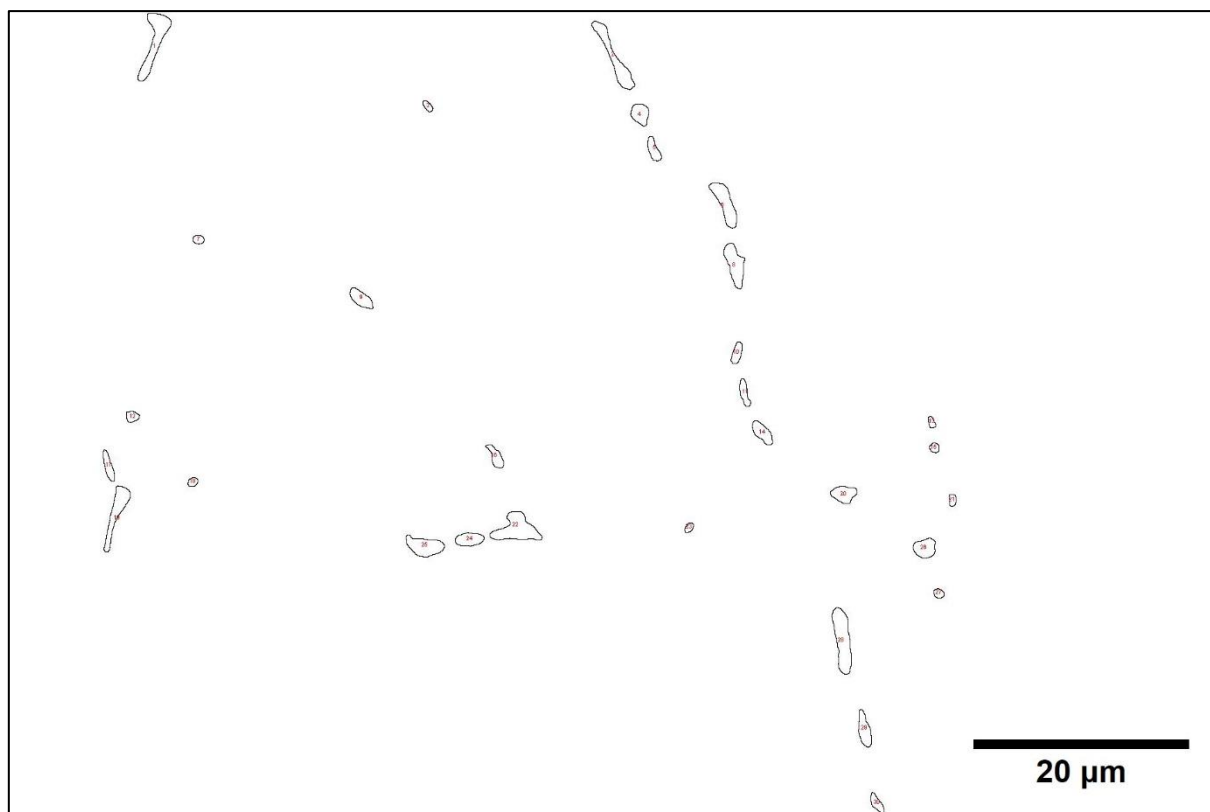


(β)

Εικόνα 4.11: Επεξεργασμένες φωτογραφίες από το δοκίμιο 31LT που χρησιμοποιήθηκαν για τη μέτρηση των σωματιδίων.



(α)



(β)

Εικόνα 4.12: Περιγράμματα των σωματιδίων του δοκιμίου 31LT για μέτρηση του circularity με το Image J.

Ομοίως ο πίνακας 4.2 συνοψίζει τα αποτελέσματα των μετρήσεων της περιμέτρου, του εμβαδού και του συντελεστή κυκλικότητας για 10 από τα σωματίδια των επιλεγμένων φωτογραφιών.

Πίνακας 4.2: Αποτελέσματα μετρήσεων περιμέτρου, εμβαδού και συντελεστής κυκλικότητας για 10 από τα σωματίδια των επιλεγμένων φωτογραφιών.

A/A	Περίμετρος	Εμβαδόν	Συντελεστής κυκλικότητας
1	3,78	0,928	0,817
2	27,146	8,146	0,139
3	4,206	1,194	0,848
4	6,59	2,654	0,768
5	5,896	2,059	0,744
6	16,92	6,806	0,299
7	6,937	6,034	0,264

8	3,141	0,609	0,776
9	6,224	2,586	0,839
10	6,076	1,754	0,597

Τέλος, στον πίνακα που ακολουθεί παρουσιάζεται αθροιστικά ο αριθμός των σωματιδίων που αναλύθηκαν για τα δοκίμια 01L και 31LT και υπολογίζεται ο μέσος όρος του συντελεστή κυκλικότητας των σωματιδίων αυτών. Συνεπώς, ο μέσος όρος του circularity του οπτικά «καλύτερου» δοκιμίου είναι αρκετά μεγαλύτερος σε σχέση με αυτόν του 01L, γεγονός που επιβεβαιώνει τις αρχικές μεταλλογραφικές παρατηρήσεις.

Πίνακας 4.3: Αριθμός φωτογραφιών που αναλύθηκαν και σωματιδίων που μετρήθηκαν για τα δοκίμια 01L και 31LT.

Δοκίμιο	Αριθμός φωτογραφιών	Αριθμός σωματιδίων	Μέσος όρος συντελεστή κυκλικότητας
01L	14	358	0,3945
31LT	14	428	0,670

Κεφάλαιο 5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ & ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ

Στην παρούσα διπλωματική εργασία μελετήθηκαν δεκαέξι δοκίμια των κραμάτων 6060 και 6063, τα οποία προήλθαν από ανακυκλωμένο σκραπ αλουμινίου. Συγκεκριμένα, τέσσερα από τα δοκίμια αυτά είχαν μικροδομή as-cast, ενώ τα υπόλοιπα ήταν ομογενοποιημένα. Στη συνέχεια, πραγματοποιήθηκε εκ νέου θερμική κατεργασία στο εργαστήριο υλικών σε ορισμένα από τα ανωτέρω δοκίμια, με στόχο τη σύγκριση και εύρεση των βέλτιστων συνθηκών ομογενοποίησης. Για το σκοπό αυτό εξάχθηκαν ποιοτικά και ποσοτικά αποτελέσματα μετά από παρατήρηση της μικροδομής σε οπτικό μικροσκόπιο.

Για τον χαρακτηρισμό της ποιότητας της θερμικής κατεργασίας των δοκιμίων επιλέχθηκαν τέσσερα διακριτά στάδια ομογενοποίησης, αυτό της ημιτελούς, της μερικής, της προχωρημένης και, τέλος, της ολοκληρωμένης. Κατά το πρώτο στάδιο, θεωρείται ότι ο μετασχηματισμός β -AlFeSi σε α -AlFeSi δεν έχει περατωθεί, ενώ στο δεύτερο στάδιο παρατηρούνται επιμήκη σωματίδια στα όρια των κόκκων με στρογγυλεμένα, όμως, άκρα και τοπική μείωση του πάχους τους. Στο τρίτο στάδιο, εμφανίζονται μικρά τμήματα φάσης α -AlFeSi στα όρια των κόκκων, σφαιρικά σωματίδια και μερικός σχηματισμός «περιδέραιου». Στο τελευταίο στάδιο προκύπτει πλήρης σχηματισμός «περιδέραιου» της α -AlFeSi. Με βάση τα παραπάνω, τα ποιοτικά αποτελέσματα για την αξιολόγηση της ομογενοποίησης των αρχικών δοκιμίων συγκεντρώθηκαν στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 5.1: Σύνοψη ποιοτικών αποτελεσμάτων των ομογενοποιημένων δοκιμίων των δύο παρτίδων.

Δοκίμιο	Στάδιο 1 Ημιτελής	Στάδιο 2 Μερική	Στάδιο 3 Προχωρημένη	Στάδιο 4 Ολοκληρωμένη
01L		X		
01M		X		
01H			X	
31L		X		
31M			X	
31H			X	
02L			X	

02M			X	
02H			X	
32L			X+	
32M			X+	
32H				X

Όπως γίνεται φανερό από τον πίνακα 5.1, κανένα δοκίμιο δεν βρισκόταν στη φάση της ημιτελούς ομογενοποίησης, αφού δεν εντοπίστηκε β-φάση και αιχμηρά σωματίδια. Ακόμη τα δοκίμια της δεύτερης παρτίδας είχαν συνολικά καλύτερη ποιότητα ομογενοποίησης συγκριτικά με αυτά της πρώτης παρτίδας. Αυτό ενδεχομένως οφείλεται σε καλύτερο εξοπλισμό θερμικής κατεργασίας, δεδομένου ότι οι δύο παρτίδες ομογενοποιήθηκαν σε διαφορετικούς φούρνους. Επιπλέον, το κράμα 6063 παρουσίασε καλύτερη τελική μικροδομή σε αντίθεση με το 6060. Μία εξήγηση θα μπορούσε να έγκειται στο γεγονός ότι ο λόγος Fe/Mn του πρώτου είναι μικρότερος, άρα υπάρχει περισσότερο ποσοστό μαγγανίου, που ευνοεί τον μετασχηματισμό (ενότητα 2.3).

Μετά την ομογενοποίηση με τις συνθήκες που επιλέχθηκαν στο εργαστήριο τα αποτελέσματα ήταν, κατά βάση, βελτιωμένα. Μάλιστα, δύο εκ των επιλεγμένων δοκιμών, το 01LT και το 31LT, είχαν υποβληθεί, ήδη, σε έναν κύκλο ομογενοποίησης πριν από αυτό το πείραμα και, όπως προαναφέρθηκε στο κεφάλαιο 4, η μικροδομή του 31LT χαρακτηρίστηκε ως η βέλτιστη (δείκτης circularity 0,670). Επομένως, τα δοκίμια μερικής ομογενοποίησης παρουσιάζουν ιδανικά αποτελέσματα μετά την υποβολή τους σε ένα δεύτερο κύκλο αυτής της κατεργασίας.

Ανακεφαλαιώνοντας, η συνεχώς αυξανόμενη ανάγκη για υψηλότερους ρυθμούς παραγωγής διέλασης σε συνδυασμό με τη απαίτηση υλικών με βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες και ποιότητα επιφάνειας έχουν οδηγήσει τα τελευταία χρόνια στην ανάγκη αναβάθμισης των διαδικασιών και τεχνολογιών και τη χρήση εξαιρετικά ποιοτικών προϊόντων. Αν κανείς λάβει υπόψιν και τον παράγοντα της ανακύκλωσης ως μέσο υποβάθμισης της ποιότητας των υλικών, καταλήγει εύκολα στο συμπέρασμα πως τόσο τα βήματα πριν τη διέλαση όσο και αυτά που την ακολουθούν κατέχουν καθοριστικό ρόλο στην τελική ποιότητα και θα πρέπει να επιλέγονται και να εφαρμόζονται κατά περίπτωση με ιδιαίτερη προσοχή.

Γενικά, η διαδικασία της ομογενοποίησης, παρόλο που εφαρμόζεται ευρέως τα τελευταία χρόνια, συνεχίζει να εξελίσσεται, καθώς καθημερινά εισέρχονται νέες παράμετροι που επηρεάζουν συνολικά την παραγωγική διαδικασία, όπως η ανακύκλωση και οι απαιτήσεις που αυτή επιφέρει. Καθότι, λοιπόν, τα αποτελέσματα της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι μόνο πειραματικά ενθαρρύνεται να συνεχιστεί η έρευνα και με υπολογιστικά μέσα, όπως για παράδειγμα το πρόγραμμα THERMOCALC, ενώ οφείλουν να μελετηθούν και τα επόμενα στάδια της παραγωγικής διαδικασίας.

Βιβλιογραφία

- [1] Kissell, J. R., Pantelakis, S. G., & Haidemenopoulos, G. N. (2004). Aluminum and aluminum alloys. In J. K. Wessel (Ed.), *Handbook of Advanced Materials: Aluminum and Aluminum Alloys* (Chapter 9, pp. 321-333). John Wiley & Sons
- [2] Kuijpers, N.C.W. (2004). Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys. PhD Thesis, Delft University of Technology
- [3] Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος, *Φυσική Μεταλλουργία*, 2^η έκδοση, Εκδόσεις Τζιόλα, 2020
- [4] Reiso, O. (2004) Extrusion of AlMgSi Alloys. *Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys*, edited by J.F. Nie, A.J. Morton, and B.C. Muddle, Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 32–46
- [5] Capuzzi, S., & Timelli, G. (2018) Preparation and Melting of Scrap in Aluminum Recycling: A Review. *Metals*, 8(4), 249
- [6] John A.S. Green, *Aluminum Recycling And Processing For Energy Conservation And Sustainability*, ASM International, Materials Park, 2007
- [7] Dierk Raabe, Dirk Ponge, Peter J. Uggowitzer, Moritz Roscher, Mario Paolantonio, Chuanlai Liu, Helmut Antrekowitsch, Ernst Kozeschnik, David Seidmann, Baptiste Gault, Frédéric De Geuser, Alexis Deschamps, Christopher Hutchinson, Chunhui Liu, Zhiming Li, Philip Prangnell, Joseph Robson, Pratheek Shanthraj, Samad Vakili, Chad Sinclair, Laure Bourgeois, Stefan Pogatscher. (2022) Making sustainable aluminum by recycling scrap: The science of “dirty” alloys. *Progress in Materials Science*, 128, 100947
- [8] Kevorkjian, V. (2010) The recycling of standard quality wrought aluminum alloys from low-grade contaminated scrap. *JOM*, 62(8), 37-42
- [9] Wu, Y., Oudshoorn, T., & Rem, P. (2024) Modelling and optimization of an innovative facility for automated sorting of aluminium scraps. *Waste Management*, 189, 103–113
- [10] Ivana Švecová, Eva Tillová, Lenka Kuchariková, Vidžaja Knap. (2021) Possibilities of predicting undesirable iron intermetallic phases in secondary Al-alloys. *Transportation Research Procedia*, 55, 797-804
- [11] Yuehua Cai, Dongfu Song, Yuliang Zhao, Dongyang Yang, Datong Zhang, Weiwen Zhang. (2024) Effects of Fe content on the 3D morphology of Fe-rich phases and mechanical properties of cast Al-Mg-Si alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 990, 174501
- [12] Aristeidakis, J. S., Haidemenopoulos, G. N., Bjørge, R., Marioara, C. D., Kamoutsi, H., Giarmas, E., & Rafailidis, N. (2024) Microstructural Evolution in a 6060 Extrudable Al-Alloy: Integrated Modeling and Experimental Validation. *Materials*, 17(3), 545
- [13] Sarafoglou, P. I., Serafeim, A., Fanikos, I. A., Aristeidakis, J. S., & Haidemenopoulos, G. N. (2019) Modeling of Microsegregation and Homogenization of 6xxx Al-Alloys Including Precipitation and Strengthening During Homogenization Cooling. *Materials*, 12(9), 1421

- [14] Sarafoglou, P. I., Aristeidakis, J. S., Tzini, M. -I. T., & Haidemenopoulos, G. N. (2016) Metallographic Index-Based Quantification of the Homogenization State in Extrudable Aluminum Alloys. *Metals*, 6(5), 121
- [15] Johannes A. Österreicher, Dragan Živanović, Wolfram Walenta, Stefan Maimone, Manuel Hofbauer, Sindre Hovden, Zuzana Tükör, Aurel Arnoldt, Angelika Cerny, Johannes Kronsteiner, Miloš Antić, Gregor A. Zickler, Florian Ehmeier, Milomir Mikulović, Georg Kunschert. (2024) In situ conductometry for studying the homogenization of Al-Mg-Si alloys and predicting extrudate grain structure through machine learning. *Materials & Design*, 243, 113070
- [16] Yucel BIROL. (2013) Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(7), 1875-1881
- [17] Sigworth, G.K. (2014) Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings. *Inter Metalcast* 8, 7–20
- [18] G.N. Haidemenopoulos, H. Kamoutsi, A.D. Zervaki. (2012) Simulation of the transformation of iron intermetallics during homogenization of 6xxx series extrudable aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(11), 2255-2260
- [19] Quan Li, Junsheng Wang, Xinxu Liu, Chengpeng Xue, Shuo Wang, Xinghai Yang, Guangyuan Tian, Hui Su, Xuelong Wu, Yisheng Miao. (2024) Accelerating the dissolution and transformation of detrimental Fe-rich intermetallics in recycled Al-Mg-Si alloy by homogenization and hot deformation. *Materials Characterization*, 213, 114024
- [20] LIU, Y.L., KANG, S.B. (1997) The solidification process of Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 32, 1443–1447
- [21] Sarafoglou, Panagiota & Haidemenopoulos, Gregory. (2014) Phase Fraction Mapping in the as-cast microstructure of extrudable 6xxx aluminum alloys. *International Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift fuer Metallkunde)*, 105(12), 1202-1209
- [22] LIU, C.L. & Azizi, Hamid & PARSON, N.C. & Poole, Warren & Du, Qiang. (2017) Microstructure evolution during homogenization of Al-Mg-Si-Mn-Fe alloys: Modelling and experimental results. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(4), 747-753
- [23] Tanihata, H., Sugawara, T., Matsuda, K. et al. (1999) Effect of casting and homogenizing treatment conditions on the formation of Al–Fe–Si intermetallic compounds in 6063 Al–Mg–Si alloys. *Journal of Materials Science*, 34, 1205–1210
- [24] Kuijpers, Niels C. W & Vermolen, F. & Vuik, C. & Zwaag, S.. (2003) A model of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys. *Materials Transactions*, 44, 1448-1456
- [25] N. Bayat, T. Carlberg, M. Cieslar. (2019) In-situ study of phase transformations during homogenization of 6060 and 6063 Al alloys. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 130, 165-171
- [26] Yücel Birol. (2004) The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets. *Journal of Materials Processing Technology*, 148(2), 250-258

- [27] N.C.W. Kuijpers, F.J. Vermolen, C. Vuik, P.T.G. Koenis, K.E. Nilsen, S. van der Zwaag. (2005) The dependence of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation kinetics in Al–Mg–Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering: A*, 394(1–2), 9-19
- [28] Jostein Røyset, Ulf Tundal, Cristina Espezel, Oddvin Reiso. (2019) Al-Mg-Si billets with high extrudability – state of the art and beyond. *Materials Today: Proceedings*, 10(2), 185-192
- [29] Lazaro-Nebreda, Jaime & Patel, Jayesh & Chang, Isaac & Stone, Ian & Fan, Zhongyun. (2019) Solidification processing of scrap Al-alloys containing high levels of Fe. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 529, 012059