

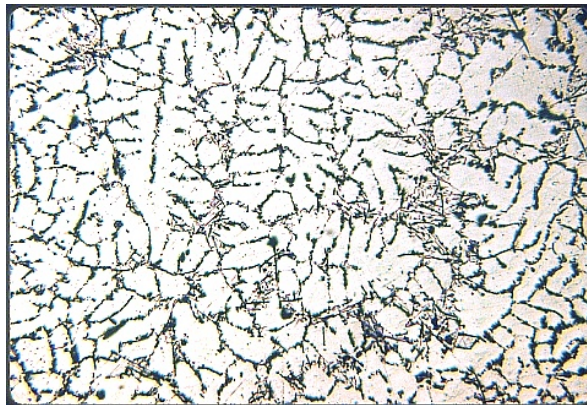


ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ - ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στη μικροδομή των κραμάτων
αλουμινίου**

Διπλωματική Εργασία

Ηλέκτρα – Φωτεινή Σμυρλάκη



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

Αθήνα, Μάρτιος 2019



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

**ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ –
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ**

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στη μικροδομή των κραμάτων
αλουμινίου**

Διπλωματική Εργασία

Ηλέκτρα – Φωτεινή Σμυρλάκη

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

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις ΧΧ/ΧΧ/2019

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής(Υπογραφή)

Δ. Πάνιας, Καθηγητής(Υπογραφή)

**Σπ. Παπαευθυμίου, Επικ.
Καθηγητής**(Υπογραφή)

Περιεχόμενα

Ευχαριστίες	7
Εισαγωγή	8
Σκοπός	9
Περίληψη	11
Abstract	13
Synopsis	15
Μέρος Πρώτο	17
Κεφάλαιο I - Θεωρητικό υπόβαθρο	17
I.1. Το αλουμίνιο και τα κράματά του	17
I.1.1 Το αλουμίνιο (ιδιότητες, χρήσεις, εφαρμογές).....	17
I.1.2 Κράματα διαμόρφωσης, κράματα επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες.....	22
I.1.3 Σειρά κραμάτων δxxx και επίδραση κραματικών προσθηκών στα κράματα δxxx.....	24
I.2. Χύτευση του αλουμινίου	30
I.2.1 Εισαγωγή στη χύτευση του αλουμινίου	30
I.2.2 Ραγδαία στερεοποίηση και παράμετροι (ρυθμός απόψυξης, μακροδιαφορισμός)	35
I.2.3 Φάσεις και μικρογραφικά χαρακτηριστικά του.....	36
I.3. Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στη μικροδομή του αλουμινίου	38
I.3.1 Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στα κατακρημνίσματα.....	38
I.3.2 Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στο κρυσταλλικό πλέγμα (δενδριτική ανάπτυξη)	44
Μέρος Δεύτερο	53

Κεφάλαιο IV: Πειραματικό	53
IV.1. Πειραματική Διαδικασία	53
IV.1.1. Μελετώμενο υλικό	53
IV.1.2. Περιγραφή της πειραματικής διαδικασίας και παράμετροι	55
IV.1.3. Μεταλλογραφική Προετοιμασία.....	65
Μέρος Τρίτο	72
Κεφάλαιο V: Αποτελέσματα	72
V.1 Αποτελέσματα πειραματικής διαδικασίας	72
V.1.1. Αποτελέσματα των δοκιμών	72
V.1.2. Αποτελέσματα από το Οπτικό Μικροσκόπιο	72
V.1.3 Αποτελέσματα της δοκιμής μικροσκληρομέτρησης Vickers	121
Μέρος Τέταρτο	128
Κεφάλαιο VI: Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων	128
Κεφάλαιο VII: Συμπεράσματα	132
Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα	133
VIII. Βιβλιογραφία	134

Ευχαριστίες

Ευχαριστώ θερμά τον καθηγητή μου κ. Dr. – Ing. Σπ. Παπαευθυμίου για την πολύτιμη καθοδήγησή του, την άφογη συνεργασία, την υποστήριξη της εκπόνησης της διπλωματικής μου εργασίας στην εταιρεία «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.».

Ευχαριστώ θερμά τη διοίκηση της εταιρείας «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.» και συγκεκριμένα τους κ.κ. Κ. Δανιηλίδη, Αθ. Μηλιώκα, Γ. Πανταζόπουλο, που επέτρεψαν τη διενέργεια εργαστηριακών δοκιμών στο πλαίσιο της εργασίας μου χρησιμοποιώντας τις εγκαταστάσεις της εταιρείας.

Ευχαριστώ, επίσης, τους κ.κ. Αθ. Βαζδερβανίδη, Α. Ρίκο και Α. Αντωνόπουλο για την τεχνική εκπαίδευση και την βοήθειά τους αντίστοιχα.

Ιδιαίτερα και κυρίως ευχαριστώ τον κ.Ε. Γαβαλά, υποψήφιο διδάκτορα Ε.Μ.Π., και την κα. Μ. Μπουζούνη για την συνεργασία και την καθοδήγηση.

Τέλος ευχαριστώ τα μέλη της τριμελούς εξεταστικής επιτροπής, τον επιβλέποντά μου κ. Σπύρο Παπαευθυμίου , τον κ. Φούρλαρη και τον κ. Πάνια για τον χρόνο που κατέβαλαν για την αξιολόγηση της Διπλωματικής Εργασίας.

Εισαγωγή

Το αλουμίνιο χρησιμοποιείται σήμερα σε πολλά κράματα. Στα κράματα αυτά πάντα συναντάται σίδηρος. Έχει διαπιστωθεί σύμφωνα με έρευνες ότι σε μικρά ποσοστά κατά βάρος σχηματίζει συνήθως με το αλουμίνιο την ενδομεταλλική φάση $Al_{13}Fe_4$. Ένα άλλο χημικό στοιχείο που χρησιμοποιείται σε κράματα με το αλουμίνιο είναι και το πυρίτιο, το οποίο βελτιώνει τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος αλουμινίου. Έρευνες δείχνουν ότι σε πάρα πολύ μικρές ποσότητες πυριτίου, δεν εμφανίζονται 3 φάσεις στο κράμα Al-Fe-Si (αλουμίνιο-σίδηρος-πυρίτιο) αλλά συνεχίζουν να εμφανίζονται 2 φάσεις Al-Fe (αλουμίνιο-σίδηρος). Σε κράματα αλουμινίου μπορούν να προστεθούν και άλλα χημικά στοιχεία όπως χαλκός, μαγγάνιο.

Οι ιδιότητες των κραμάτων του αλουμινίου καθορίζονται από την μικροδομή στο κράμα, η οποία αναπτύσσεται κατά τις θερμικές διεργασίες χύτευσης του κράματος σε καλούπι καθώς και κατά τη διεργασία στερεοποίησης.

Με βάση πειράματα που έχουν γίνει, έχει διαπιστωθεί ότι ο ρυθμός ψύξης αποτελεί συνδετικός κρίκος με την ανάπτυξη των πυρήνων κρυστάλλωσης. Σε διαφορετικούς ρυθμούς απόψυξης μπορούν να εμφανιστούν διαφορετικές ενδομεταλλικές φάσεις σε όλο το φάσμα του χυτεμένου κράματος. Έτσι και για το κράμα αλουμινίου σε χαμηλούς ρυθμούς απόψυξης υπάρχει δυαδικό σύστημα ($Al_{13}Fe_4$) αλλά με αύξηση του ρυθμού ψύξης υπάρχει μια στροφή από την κυρίαρχη ενδομεταλλική φάση ($Al_{13}Fe_4$) προς άλλες φάσεις.

Έχει βρεθεί ότι ρυθμός ψύξης του χυτεμένου κράματος συσχετίζεται με τους δενδρίτες πυρήνες κρυστάλλωσης, οι οποίοι αναπτύσσονται κατά τη διεργασία στερεοποίησης. Σε αυτούς τους δενδρίτες πυρήνες κρυστάλλωσης μπορεί να συσχετιστεί μάλιστα ακόμα και η μικροσκληρότητα του κράματος.

Από τα παραπάνω είναι πολύ μεγάλης σημασίας λοιπόν, η μελέτη της μικροδομής των κραμάτων αλουμινίου σε διαφορετικές διεργασίες

στερεοποίησης χυτεμένου κράματος καθώς η εμπορική σπουδαιότητα του αλουμινίου θεωρείται μεγάλη.

Σκοπός

Οι σκοποί της εργασίας θεωρούνται οι εξής:

i) Θεωρητική περιγραφή της χύτευσης του αλουμινίου και της διαδικασίας στερεοποίησής του (π.χ. παράγοντες που την επηρεάζουν, μηχανισμός στερεοποίησης, ανάπτυξη δενδριτών, διαφορετικές φάσεις που συναντώνται σε κράματα αλουμινίου)

ii) Πειραματική μελέτη του διαγράμματος φάσεων κράματος αλουμινίου σειράς 8xxx (με αναγνώριση των ενδομεταλλικών φάσεων) έπειτα από χύτευση και στερεοποίηση από τους 700°C ως τους 0°C.

Πειραματική μελέτη και της μικροδομής δοκιμίων κράματος αλουμινίου, τα οποία λαμβάνονται έπειτα από διαφορετικές διαδικασίες στερεοποίησης. Αυτή η μελέτη γίνεται σε οπτικό μικροσκόπιο. Απαιτείται πρώτα μεταλλογραφική επεξεργασία του δείγματος. Κατά την μελέτη της μικροδομής δοκιμίων γίνεται μέτρηση των αποστάσεων των δενδριτικών κλάδων καθώς έχει βρεθεί ότι μέσα από τη μέτρηση αυτή μπορεί να προσδιοριστεί ο ρυθμός απόψυξης του κράματος.

Στόχος της διατριβής θεωρείται και ο υπολογισμός του ρυθμού απόψυξης (°C/min) για δοκίμια με μετρήσεις κάθε 2 sec με τη χρήση ειδικού laser το οποίο μετράει την θερμοκρασία της επιφάνειας του χυτού.

Αντικείμενο της εργασίας θεωρείται και ο υπολογισμός του ποσοστού των δεύτερων φάσεων σε κάθε δοκίμιο με την χρήση του **Image Analysis** και μέσω υποπρογράμματος το οποίο διαχωρίζει βάσει χρώματος, όπου και οι β φάσεις εμφανίζονται σκουρότερες από την κύρια μήτρα του αλουμινίου. Υπολογίζονται τα σκουρότερα pixels της φωτογραφίας τα οποία είναι και οι ενδομεταλλικές φάσεις που παρουσιάζονται στο κράμα.

Τέλος, σκοπός της εργασίας θεωρείται και ο υπολογισμός της μικροσκληρότητας σε δοκίμια που ελήφθησαν με διαφορετικές συνθήκες

στερεοποίησης και έπειτα από διαφορετικές χυτεύσεις (με FLUX ή χωρίς FLUX). Για τον υπολογισμό της μικροσκληρότητας χρησιμοποιείται η δοκιμή Vickers, όπου χρησιμοποιώντας ένα διαμαντένιο μέσο διείδυσης γίνεται μια εσοχή στο δοκίμιο, η οποία μετράται και μετατρέπεται σε μια τιμή σκληρότητας (HV)

Περίληψη

Οι καλές φυσικές ιδιότητες του αλουμινίου καθώς και η αντοχή του στην διάβρωση κάνουν το αλουμίνιο χρήσιμο για πολλές εφαρμογές. Στην παρούσα διατριβή μελετάται η επίδραση της διαδικασίας στερεοποίησης στην μικροδομή κραμάτων αλουμινίου. Έχει διαπιστωθεί ότι η διαδικασία στερεοποίησης παίζει ρόλο στην μικροδομή του κράματος, στον σχηματισμό των αναπτυσσόμενων φάσεων στο κράμα καθώς και στις τελικές μηχανικές ιδιότητες που θα έχει αυτό. Για την λήψη των αποτελεσμάτων ως κράμα αλουμινίου επιλέχτηκε κράμα της σειράς 8xxx.

Πραγματοποιήθηκαν συνολικά 2 δοκιμές χύτευσης, στις εγκαταστάσεις του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Και στις 2 δοκιμές θερμάνθηκε το αλουμίνιο σε περίπου 700°C σε φούρνο και στη συνέχεια έγινε απόχυση του τηγμένου αλουμινίου σε καλούπια ενώ η θερμοκρασία μειώθηκε ως τους 0°C. Μελετήθηκαν οι φάσεις του κράματος με βάση το διάγραμμα φάσεων που προέκυψε.

Στην συνέχεια μελετήθηκε η μικροδομή δοκιμίων του συγκεκριμένου κράματος αλουμινίου που ελήφθησαν από 2 διαφορετικές δοκιμές. Από την 1^η δοκιμή ελήφθησαν 4 δοκίμια, τα οποία είτε στερεοποιήθηκαν με διαφορετικούς ρυθμούς (αργά, γρήγορα) είτε ελήφθησαν με άλλη γωνία κοπής ενώ το ένα από αυτά στερεοποιήθηκε και με την twin casting μέθοδο. Δοκίμια ελήφθησαν είτε από την επιφάνεια είτε από το κέντρο του χυτού που στερεοποιήθηκε.

Από τη 2^η δοκιμή ελήφθησαν δοκίμια από διαφορετικών ειδών χυτεύσεις (με FLUX, χωρίς FLUX) με προσθήκη είτε πιο μεγάλων είτε πιο μικρών ποσοτήτων αλουμινίου. Τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν για μετέπειτα επεξεργασία ελήφθησαν μετά από στερεοποίηση του χυτού είτε με διαφορετικό ρυθμό απόψυξης μέσα στο καλούπι (αργά/γρήγορα) είτε σε διαφορετικού υλικού καλούπια (χαλκός/χυτοσίδηρος) είτε σε διαφορετικό μέσο (στον αέρα ή σε διάταξη σε επαφή με νερό χωρίς/με μετέπειτα βύθιση).

Όλα τα δοκίμια προετοιμάστηκαν μεταλλογραφικά και έγινε μελέτη της μικροδομής τους στο οπτικό μικροσκόπιο. Κατά την μελέτη της μικροδομής τους έγινε η μέτρηση της δευτερογενούς απόστασης μεταξύ των κλάδων των δενδριτών (SDAS), ο οποίος διαπιστώθηκε ότι συσχετίζεται με τον ρυθμό απόψυξης. Μέσα από την μελέτη της μικροδομής μπορεί να προσδιοριστεί και το ποσοστό των δευτέρων φάσεων του κράματος.

Στη διατριβή αυτή παρουσιάστηκαν και αποτελέσματα από δοκιμές σκληρομέτρησης που έγιναν σε δοκίμια προερχόμενα είτε από την 1^η δοκιμή, είτε από την 2^η δοκιμή.

Abstract

The good natural properties of aluminum and its corrosion resistance make aluminum useful for many applications. In this thesis we study the effect of the solidification process on the aluminum alloy microstructure. It has been found that the solidification process plays a role in the microstructure of the alloy, in the formation of the developing phases in the alloy, and in the final mechanical properties of the alloy. Alloy of the 8xxx series was selected to obtain the results.

A total of 2 molding tests were carried out at ELKAME. In both tests, the aluminum was heated to about 700 ° C in a furnace, and then molten aluminum was poured into molds while the temperature was reduced to 0 ° C. The phases of the alloy were studied based on the resulting phase diagram.

The microstructure of specimens of the particular aluminum alloy obtained from 2 different tests was then studied. From the first test, four samples were taken, either solidified at different rates (slowly, quickly) or taken with another cutting angle while one of them solidified with the twin casting method. Specimens were obtained either from the surface or from the center of the mold that solidified.

From the 2nd test, samples from different types of castings (FLUX, without FLUX) were obtained by adding either larger or smaller quantities of aluminum. The samples used for later processing were obtained after solidification of the cast either at a different cooling rate in the mold (slowly / quickly) or in different material form (copper / cast iron) or in different medium (in air or in contact with water without / with subsequent immersion).

All specimens were prepared metallographically and their microstructure was studied in the optical microscope. During the study of their microstructure, the secondary distance between the dendritic branches (SDAS) was measured,

which was found to correlate with the cooling rate ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$). Through the microstructure study, the percentage of second phases of the alloy can be determined.

In this dissertation there were also results from tests of hardness testing made on samples from either from the 1st test or the 2nd test.

Synopsis

Its low weight, its excellent physical and mechanical properties and the ability to withstand corrosion make aluminum and its alloys very useful today for a range of applications. Iron (Fe) is almost always detected in these aluminum alloys and another chemical element that can be added to enhance the properties of the alloy is pyritium (Si). In alloys where the pyritium is less than 0.1% in the alloy, the system continues to be bimetallic (Al-Fe).

The intermetallic phases in the microstructure of the aluminum alloy are generally also dependent on the solidification conditions of the casting alloy. It has been found that for the aluminum alloy at low cooling rates there is mainly the $Al_{13}Fe_4$ binary system but with increasing cooling rate the dominant intermetallic phase ($Al_{13}Fe_4$) is shifted to other phases such as (Al_6Fe).

Thus, in order to study the microstructure of the alloy in different solidification conditions, 2 casting tests of the aluminum alloy series 8xxx are conducted, namely the 8079 alloy from EL.VAL, the product of the twin roll casting process with the chemical synthesis (98.93%), iron (0.75%), pyritium (0.23%).

A total of 2 casting tests were carried out, in which the aluminum was heated to about 700 ° C (40min-1hr) in an oven and then molten aluminum was poured into molds. The phase diagram for the cast alloy was studied and the dominant intermetallic phases were found to be: $Al_{13}Fe_4$, $Al_9Fe_2Si_2$, Al_8Fe_2Si .

Upon solidification, one of the most important ways of crystallization nuclei growth in the microstructure of the alloy is dendritic growth, which is observed when the crystallization nuclei being created are fewer. The primary dendritic tree develops secondary and tertiary branches. It has been found that the distance between dendritic branches (SDAS) correlates with the cooling rate.

Thus, in the two tests, samples were taken and various parameters during solidification were investigated that could alter the microstructures of the specimens (eg distance between the dendritic branches) such as: i) The cooling

rate during solidification (slow / fast) , ii) Cutting angle, iii) Casting type (with FLUX, without FLUX) and casting method (twin casting method), iv) Mold material (copper / cast iron), v) Solidification medium (In contact with air / in contact with water without or with sinking). Specimens were obtained either from the surface or from the center of the cast that was solidified.

All specimens were prepared metallographically and their microstructure was studied in the Nikon Epiphot 300 optical microscope using the Image Analysis software. Secondary dendritic distance (SDAS) was measured using the ASTM Linear Intercept Method.

It was found that the average of SDAS is higher for the specimen that slowly solidifies in the air in a particular cutting direction (1st test), for the sample which slowly solidifies in the air in the castiron mold (2nd test) while in the last two castings of the 2nd test (3rd and 4th) solidification is favoured in contact with water or after sinking in water.

Finally, with the Vickers test, microhardness measurements are made on specimens and it is found by interpreting the results that a lower average of SDAS in the microstructure of a specimen leads to greater microhardness.

Μέρος Πρώτο

Κεφάλαιο I - Θεωρητικό υπόβαθρο

I.1. Το αλουμίνιο και τα κράματά του

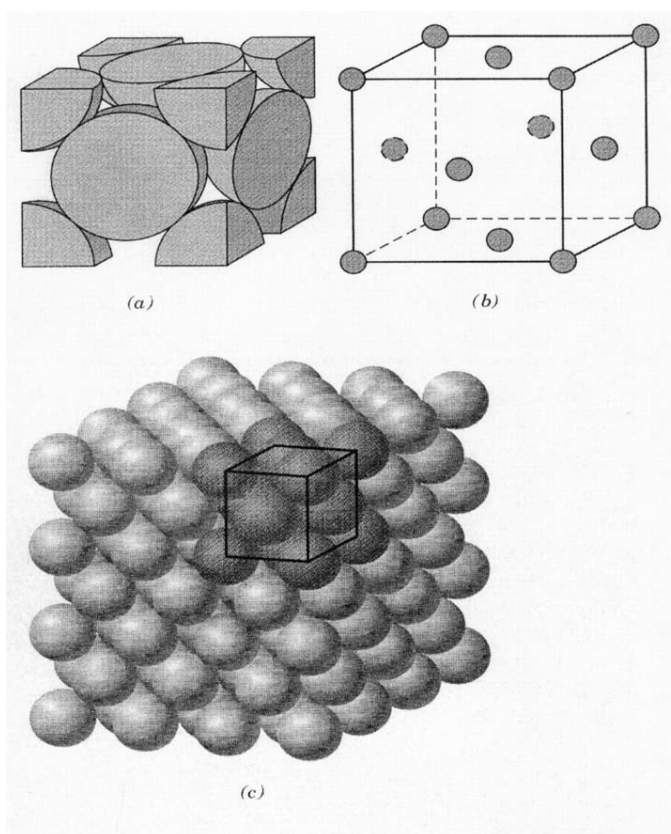
I.1.1 Το αλουμίνιο (ιδιότητες, χρήσεις, εφαρμογές)

Το αλουμίνιο είναι το δεύτερο σε αφθονία μέταλλο στη γη και η χρήση του στις εφαρμογές της μηχανικής ξεκίνησε στα τέλη του 19^{ου} αιώνα, Ένα από τα εντυπωσιακά χαρακτηριστικά του αλουμινίου είναι η πολυχρηστικότητα του. Το φάσμα των φυσικών και των μηχανικών ιδιοτήτων που μπορούν να αναπτυχθούν , από το εκλεπτυσμένο υψηλής καθαρότητας αλουμίνιο μέχρι και τα πιο σύνθετα κράματα, είναι αξιοσημείωτο. Οι ιδιότητες του αλουμινίου που κάνουν αυτό το μέταλλο και τα κράματά του το πιο οικονομικό και ελκυστικό για μία ευρεία ποικιλία χρήσεων είναι η εμφάνισή του, το ελαφρύ βάρος, η δυνατότητα κατασκευής του, οι φυσικές και μηχανικές ιδιότητές του καθώς και η αντοχή του στη διάβρωση. [1]

Οι επιφάνειες αλουμινίου μπορούν να είναι ιδιαίτερα ανακλαστικές. Η ακτινοβολούμενη ενέργεια, το ορατό φως , η ακτινοβολούμενη θερμότητα και τα ηλεκτρομαγνητικά κύματα είναι αποδοτικά ενώ οι ανοδιωμένες επιφάνειες μπορεί να είναι ανακλαστικές ή απορροφητικές. [2]

Κρυσταλλική δομή του Αλουμινίου

Το Αλουμίνιο έχει κυβική εδροκεντρωμένη κρυσταλλική δομή σε όλο το θερμοκρασιακό εύρος μέχρι το σημείο τήξης του. Αυτή η δομή έχει το πιο συμπακνωμένο κρυσταλλικό πλέγμα.



*Εικόνα 1 : Η κρυσταλλική δομή του αλουμινίου – το κυβικό εδροκεντρωμένο κρυσταλλικό σύστημα: (a) αναπαράσταση μοναδιαίας κυψελίδας, (b) μειωμένη σφαίρα μοναδιαίας κυψελίδας, και (c) συγκεντρωτικά όλα τα άτομα.
[3]*

Πίνακας 1.0.1 Οι ιδιότητες του αλουμινίου	
Ατομικό Βάρος	26,98154
Πυκνότητα	2,6989 g/cm ³
Σημείο τήξης	660,4 °C
Σημείο Βρασμού	2494 °C
Σκληρότητα Vickers	167 MPa
Μέτρο Ελαστικότητας	70 GPa

[2]

Εφαρμογές του αλουμινίου

Το χυτό αλουμίνιο καθώς και τα κράματα διαμόρφωσης του αλουμινίου χρησιμοποιούνται ευρέως στην αγορά . Λόγω της χαμηλής του πυκνότητας , της αντιδιαβρωτικής του συμπεριφοράς χρησιμοποιείται στα καλώδια υψηλής αγωγιμότητας και στους πύργους μετάδοσης. [4]

Τα κράματα αλουμινίου δεν εξυπηρετούν μόνο την αεροδιαστημική βιομηχανία, την αυτοκινητοβιομηχανία και την βιομηχανία ανανεώσιμης ενέργειας, χρησιμοποιούνται εκτεταμένα στις διεργασίες τροποποίησης της επιφάνειας σε νανοκλίμακα . Το ενδιαφέρον των επιστημόνων στη χρήση κραμάτων αλουμινίου για άμεση παραγωγή υδρογόνου έχει αυξηθεί ραγδαία. Η σημασία του αλουμινίου δεν έχει υποχωρήσει και εξακολουθεί να είναι ένα υλικό που έχει προσελκύσει την προσοχή των μηχανικών σε όλες τις αναπτυσσόμενες τεχνολογίες. [5]

Τα προϊόντα έλασης του αλουμινίου είναι εκείνα που υποβάλλονται σε πλαστική παραμόρφωση από διαδικασίες ψυχρής και θερμής κατεργασίας (όπως έλαση, εξέλαση και ολκή, είτε χωριστά είτε σε συνδυασμό) έτσι ώστε να μετατρέψουν τη χυτή πλάκα αλουμινίου στην επιθυμητή μορφή προϊόντος. Οι αλλαγές στη μικροδομή που έχουν σχέση με την εργασία και με τις συνοδευτικές θερμικές κατεργασίες, χρησιμοποιούνται για τον έλεγχο ορισμένων ιδιοτήτων και χαρακτηριστικών των κατεργασμένων ή διαμόρφωσης, προϊόντων ή κραμάτων.

Χαρακτηριστικά παραδείγματα προϊόντων έλασης περιλαμβάνουν την πλάκα ή το φύλλο αλουμινίου (το οποίο ακολούθως κατεργάζεται και σχηματίζεται σε προϊόντα όπως τα εξαρτήματα των αεροσκαφών). Η μεγάλη διαφορά ανάμεσα στις φυσικές και τις μηχανικές ιδιότητες των προϊόντων έλασης του αλουμινίου μπορεί να καθοριστεί μέσα από τον έλεγχο της χημείας, της κατεργασίας και της θερμικής κατεργασίας.

Σειρά κραμάτων διαμόρφωσης

Τα κράματα του αλουμινίου συνήθως κατηγοριοποιούνται σε ένα σύστημα ονομασίας κράματος.

Σειρά 1xxx. Αλουμίνιο 99.00% ή υψηλότερης καθαρότητας, το οποίο έχει πολλές εφαρμογές σε πεδία ηλεκτρισμού και χημείας. Αυτή η σειρά του αλουμινίου χαρακτηρίζεται από εξαιρετική αντοχή στη διάβρωση, υψηλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα, μειωμένες μηχανικές ιδιότητες και πολύ καλή κατεργασιμότητα.

Σειρά 2xxx. Ο χαλκός είναι το βασικό κραματικό στοιχείο σε αυτή τη σειρά κραμάτων, συνήθως με το μαγνήσιο ως δεύτερη προσθήκη. Αυτά τα κράματα απαιτούν θερμική κατεργασία για τη δημιουργία στερεού διαλύματος ώστε να αποκτήσουν βέλτιστες ιδιότητες. Τα κράματα της σειράς 2xxx δεν έχουν τόσο καλή αντοχή στη διάβρωση, όπως τα περισσότερα κράματα αλουμινίου, και υπό ορισμένες συνθήκες υπόκεινται σε διακρυσταλλική διάβρωση. Είναι κατάλληλα για εξαρτήματα και κατασκευές που απαιτούν υψηλή αντοχή σε αναλογία βάρους και χρησιμοποιούνται συχνά σε τροχούς φορτηγών και

αεροσκαφών και σε εξαρτήματα που προϋποθέτουν ανθεκτικότητα σε θερμοκρασίες μέχρι 150 °C.

Σειρά 3xxx. Το μαγγάνιο είναι το κύριο κραματικό στοιχείο στη σειρά 3xxx. Αυτά τα κράματα δεν είναι επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες αλλά έχουν περίπου 20% μεγαλύτερη αντοχή από την σειρά κραμάτων 1xxx. Τα κράματα της σειράς αυτής χρησιμοποιούνται σε δοχεία ποτών, μαγειρικά σκεύη, εναλλάκτες θερμότητας κ.α

Σειρά 4xxx. Η κύρια κραματική προσθήκη σε αυτή τη σειρά είναι το πυρίτιο, το οποίο μπορεί να προστεθεί σε επαρκείς ποσότητες(μέχρι 12%) για να προκαλέσουν σημαντική μείωση του εύρους τήξης χωρίς να δημιουργείται ευθραυστότητα. Για αυτό το λόγο τα κράματα αλουμινίου-πυριτίου χρησιμοποιούνται σε σύρματα συγκόλλησης. Τα περισσότερα κράματα αυτής της σειράς δεν είναι επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες, αλλά όταν χρησιμοποιούνται στη συγκόλληση κραμάτων που είναι επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες, τότε θα πάρουν μερικά από τα συστατικά του κράματος και έτσι μπορεί να επιδεχθούν θερμική κατεργασία σε μικρότερο βαθμό.

Σειρά 5xxx. Το κύριο κραματικό στοιχείο στη σειρά 5xxx είναι το μαγνήσιο. Όταν χρησιμοποιείται ως κύριο κραματικό στοιχείο ή με το μαγγάνιο μαζί , τότε το κράμα αποκτά μέτρια ως υψηλή αντοχή με δυνατότητα ενδοτράχυνσης. Τα κράματα αυτής της σειράς έχουν καλά χαρακτηριστικά συγκόλλησης και καλή αντοχή στη διάβρωση σε θαλάσσιες ατμόσφαιρες. Χρησιμοποιούνται σε οικιακές συσκευές, δοχεία, σκάφη καθώς και στις Αυτοκινητοβιομηχανίες.

Σειρά 6xxx. Τα κράματα αυτής της σειράς περιέχουν πυρίτιο και μαγνήσιο σε κατά προσέγγιση αναλογίες που απαιτούνται για το σχηματισμό του Mg_2Si κάνοντας τα έτσι επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες. Έχουν καλή ικανότητα επεξεργασίας, συγκολλησιμότητας, μορφοποίησης και αντοχή στη διάβρωση με μέτρια αντοχή. Χρησιμοποιούνται σε αρχιτεκτονικές εφαρμογές, ποδήλατα, εξοπλισμό στις μεταφορές, κιγκλιδώματα γεφυρών και στις συγκολλημένες κατασκευές.

Σειρά 7xxx. Ο ψευδάργυρος σε ποσότητες από 1% μέχρι 8% είναι η κύρια κραματική προσθήκη σε αυτή τη σειρά κραμάτων και όταν συνδυάζεται με μικρότερο ποσοστό μαγνησίου καταλήγει σε κράμα επιδεκτικό σε θερμικές κατεργασίες υψηλής αντοχής. [2]

1.1.2 Κράματα διαμόρφωσης, κράματα επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες

Πολλά κράματα αντιδρούν στην θερμική κατεργασία με βάση τη διαλυτότητα φάσης. Τέτοιες κατεργασίες είναι η βαφή και η σκλήρυνση με κατακρήμνιση ή γήρανση. Τα χύτα κράματα ή κράματα διαμόρφωσης από αυτές τις κατεργασίες αναφέρονται ως κράματα επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες. Ένας μεγάλος αριθμός από άλλα κράματα διαμόρφωσης αντί να βασίζονται στην εργοσκλήρυνση μέσω μηχανικού υποβιβασμού, γίνονται συνήθως με ένα συνδυασμό από διάφορες διαδικασίες ανόπτησης για ανάπτυξη των ιδιοτήτων τους. Αυτά τα κράματα αναφέρονται ως κράματα μη επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες. Μερικά χυτά κράματα είναι κυρίως μη επιδεκτικά σε θερμικές κατεργασίες και χρησιμοποιούνται μόνο σε συνθήκες μετά τη χύτευση ή συνθήκες θερμικής κατεργασίας, οι οποίες δεν σχετίζονται την επίδραση του διαλύματος ή των κατακρημνισμάτων.

Τα κράματα του αλουμινίου που είναι επιδεκτικά σε θερμική κατεργασία είναι αυτά τα οποία μπορούν να αυξήσουν την αντοχή τους και τη σκληρότητά τους με ελεγχόμενο θερμικό ή ψυκτικό κύκλο.

Η θερμική κατεργασία μπορεί να αυξήσει δραματικά την αντοχή του κράματος αλλά όχι την δυνατότητα διαμόρφωσής του. [1]

Παρόλο που τα περισσότερα μέταλλα γίνονται κράμα με το αλουμίνιο, συγκριτικά λίγα έχουν επαρκή διαλυτότητα ώστε να χρησιμεύσουν ως σημαντική κραματική προσθήκη. Από τα κοινώς χρησιμοποιούμενα στοιχεία, μόνο ο ψευδάργυρος, το μαγνήσιο, ο χαλκός και το πυρίτιο έχουν σημαντική διαλυτότητα (Πίνακας 1.2). Ωστόσο, πολλά άλλα στοιχεία με διαλυτότητες κάτω από 1% προσδίδουν σημαντικές βελτιώσεις στις ιδιότητες του κράματος.

[6]

Πίνακας 1.0.2 Στοιχεία που σχηματίζουν στερεό διάλυμα στο αλουμίνιο

Μέγιστη διαλυτότητα σε στερεή κατάσταση			
Στοιχείο	Θερμοκρασία (°C)	κ.β (%)	α.β(%)
Κάδμιο	649	0.4	0.09
Κοβάλτιο	657	<002	<0.01
Χαλκός	548	5.65	2.40
Χρώμιο	661	0.77	0.40
Γερμάνιο	424	7.2	2.7
Σίδηρος	655	0.05	0.025
Λίθιο	600	4.2	16.3
Μαγνήσιο	450	17.4	18.5
Μαγγάνιο	658	1.82	0.90
Νικέλιο	640	0.04	0.02
Πυρίτιο	577	1.65	1.59
Άργυρος	566	55.6	23.8
Κασσίτερος	228	~0.06	~0.01
Τιτάνιο	665	~1.3	~0.74
Βανάδιο	661	~0.4	~0.21
Ψευδάργυρος	443	82.8	66.4
Ζιρκόνιο	660.5	0.28	0.08

Σημείωση:

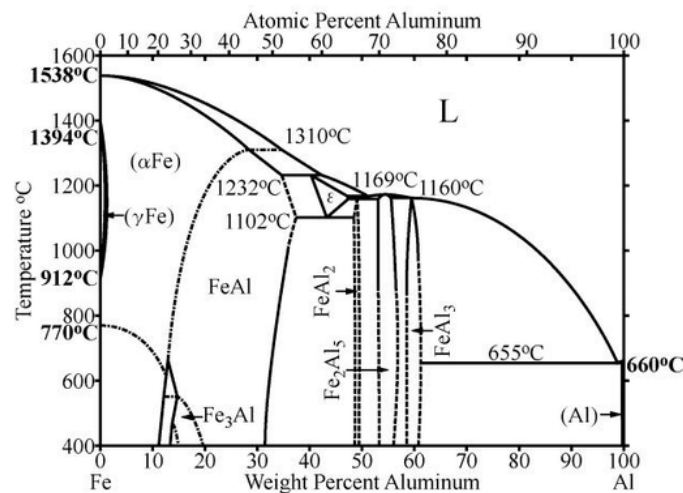
- Μέγιστη διαλυτότητα προκύπτει στις ευτηκτικές θερμοκρασίες για όλα τα στοιχεία εκτός από το χρώμιο, το τιτάνιο, το βανάδιο, τον ψευδάργυρο και το ζιρκόνιο στα οποία προκύπτει στις περιτηκτικές θερμοκρασίες.
- Η διαλυτότητα στους 20°C εκτιμάται να είναι 2 κ.β% για το μαγνήσιο και τον ψευδάργυρο, 0.1-0.2 κ.β% για το γερμάνιο, το λίθιο και τον άργυρο και κάτω από 0.1% για όλα τα υπόλοιπα στοιχεία.

[7] [8]

1.1.3 Σειρά κραμάτων δxxx και επίδραση κραματικών προσθηκών στα κράματα δxxx

Ο σίδηρος υπάρχει πάντα στα εμπορικά κράματα του αλουμινίου. Ως αποτέλεσμα της πολύ χαμηλής διαλυτότητας του σε στερεά κατάσταση στη μήτρα του αλουμινίου (μέγιστο 0,04% κατά βάρος σε δυαδικό Al-Fe) ο σίδηρος απορρίπτεται στις ενδοδενδριτικές περιοχές κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης [9].

Από το διάγραμμα φάσης ισορροπίας Al-Fe (Εικόνα 1) φαίνεται ότι σε κράματα αλουμινίου με λιγότερο από 37% κατά βάρος Fe μπορεί κανείς να αναμένει τον σχηματισμό $Al_{13}Fe_4$ στους ενδοδενδρικούς χώρους. [10] [11] [9]



Εικόνα 2: Al-Fe binary phase diagram [11]

Για την παρουσία Si, η κατάσταση είναι ακόμα πιο περίπλοκη. Το διάγραμμα φάσης ισορροπίας Al-Si φαίνεται στο σχήμα 1-4. Η χαμηλή διαλυτότητα σε στερεά κατάσταση του πυριτίου, η οποία έχει ως αποτέλεσμα την απόρριψη του πυριτίου στους ενδοδενδρικούς χώρους και την πιθανή αλληλεπίδραση του με τον σίδηρο, αυξάνει την πολυπλοκότητα των συνθηκών κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης. Κατά τη διάρκεια της ταχείας στερεοποίησης η χαμηλή διάχυση της Fe σε μήτρα αλουμινίου που προκύπτει από την παρουσία πυριτίου επηρεάζει την περιεκτικότητα σε σίδηρο στις

ενδοδενδριτικές περιοχές και κατά συνέπεια μπορεί να επηρεαστεί η πιθανότητα σχηματισμού ορισμένων φάσεων. [12] [13]

Στα κράματα Al-Fe-Si, ανάλογα με τη σύνθεση και τις συνθήκες χύτευσης, τριμερή διαμεταλλικά όπως α-AlFeSi, β-AlFeSi και δ-AlFeSi ή αμφότερα τριαδικά και δυαδικά ενδομεταλλικά, μπορεί να σχηματιστούν σε όλη τη μικροδομή.

Τα ίχνη Fe και Si είναι σχεδόν πάντα παρόντα στα εμπορικά κράματα αλουμινίου. Αξίζει να σημειωθεί ότι σε αυτά τα κράματα Al-Fe-Si δεν υπάρχει συγκεκριμένο όριο συγκέντρωσης Si ή Fe κάτω από το οποίο τα συστήματα μπορούν να θεωρηθούν δυαδικά. Ωστόσο, δεδομένου ότι 0.1-0.2% κ.β. πυριτίου μπορούν να φιλοξενοούνται στη δομή τόσο της αλκαλικής αλυσίδας όσο και των διαμεταλλικών Al-Fe, ορισμένοι συγγραφείς πιστεύουν ότι δεν πρέπει να αναμένεται σημαντική διαφορά (από την άποψη του τύπου των μετασταθών ενδομεταλλικών) μεταξύ Al-Fe και Al-Fe-Si με περιεκτικότητα σε Si μικρότερη από 0,1% κ.β. Τουλάχιστον, σε χύτευση DC και άλλες συμβατικές διαδικασίες βιομηχανικής χύτευσης (χύτευση με άμμο, απώλεια αφρού κλπ.), Στις οποίες δεν επιτυγχάνονται πολύ υψηλοί ρυθμοί στερεοποίησης, οι διαφορές αυτές δεν αναμένονται. Τα κράματα με λιγότερο από 0,1% κ.β. Si δεν θα πρέπει να θεωρούνται ως τριμερή συστήματα δηλαδή θα μπορούσαν να αντιμετωπίζονται ως δυαδικά συστήματα.

Όπως αναφέρθηκε προηγουμένως, ο σχηματισμός αυτών των μετασταθών φάσεων συνήθως σχετίζεται με τις συνθήκες στερεοποίησης μη ισορροπίας που συμβαίνουν κατά τη διάρκεια βιομηχανικών διεργασιών. Παρατηρήθηκε ότι ανάλογα με τις συνθήκες στερεοποίησης και τη σύνθεση των κραμάτων, η φύση και η αλληλουχία του σχηματισμού αυτών των ενδομεταλλικών θα μπορούσε να είναι τελείως διαφορετική. Παραδόξως, σε μερικές περιπτώσεις, αναφέρθηκε διάφορα συγκεντρώσεις ενδομεταλλικών στα κράματα που είχαν την ίδια σύνθεση και στερεοποιήθηκαν υπό παρόμοιες συνθήκες. [9]

Όλα αυτά τα σταθερά πειραματικά ευρήματα δείχνουν ότι δεν μπορεί κανείς να βασιστεί μόνο στην παραδοσιακή θερμοδυναμική, η οποία ασχολείται με την κατάσταση ισορροπίας, για την εξήγηση αυτών των

ευρημάτων. Στην πραγματικότητα φαίνεται ότι οι κινητικές παράμετροι, όπως η ατομική κινητικότητα και άλλα χαρακτηριστικά της στερεοποίησης χωρίς ισορροπία, δηλαδή η ανταγωνιστική πυκνότητα και η ανταγωνιστική ανάπτυξη, θα πρέπει επίσης να χρησιμοποιηθούν για να δικαιολογήσουν αυτές τις ιδιόρρυθμες παρατηρήσεις [11]

Για να γίνει αυτό, θα πρέπει να εξοικειωθούν στενά με τους διαφορετικούς τύπους δυαδικών και τριμερών ενδομεταλλικών, τα χαρακτηριστικά τους και τις συνθήκες στερεοποίησης κάτω από τις οποίες παρατηρούνται συνήθως αυτές οι φάσεις. [13]

Μεταλλουργία

Οι ιδιότητες των κραμάτων του αλουμινίου εξαρτώνται από τη μεταλλουργική δομή, η οποία με τη σειρά της εξαρτάται από τη σύσταση, τις διεργασίες στερεοποίησης, τις θερμικές διεργασίες και τις διεργασίες παραμόρφωσης και αφού έχει γίνει η στερεοποίηση. [14] [15]

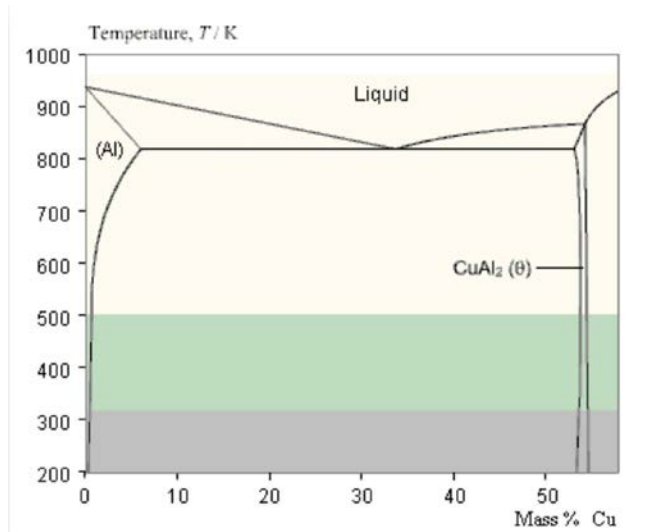
Σύσταση

Πολλά στοιχεία κραμάτωσης προστίθενται στο αλουμίνιο για να ενισχύσουν τις ιδιότητές του. [16] [17]. Τα στοιχεία που προσδίδουν αντοχή είναι ο χαλκός, το μαγνήσιο, το πυρίτιο και ο ψευδάργυρος. όλα αυτά έχουν μέγιστο όριο στερεού διαλύματος πάνω από 15%.

Στη συνέχεια δίνονται τα διμερή διαγράμματα φάσεων. Από όλα τα κύρια κραματικά στοιχεία μόνο ο ψευδάργυρος έχει σημαντική διαλυτότητα σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και μάλιστα λίγες μονάδες. Έτσι κάτω από συνθήκες ισορροπίας οι περισσότερες κραματικές προσθήκες βρίσκονται διεσπαρμένες στη μήτρα του αλουμινίου και το ενισχύουν με διασπορά. Πάντως δεν επιδέχονται όλα τα κράματα θερμική κατεργασία και απαιτείται περαιτέρω ενίσχυση με ψυχρηλασία. Παρουσιάζονται στη συνέχεια οι επιδράσεις των κραματικών προσθηκών στο αλουμίνιο αλλά πρέπει να λαμβάνεται υπόψη ότι σπάνια τα κράματα είναι διμερή και συνήθως μικρές ποσότητες από άλλα στοιχεία προστίθενται για να προσδώσουν ειδικές ιδιότητες.

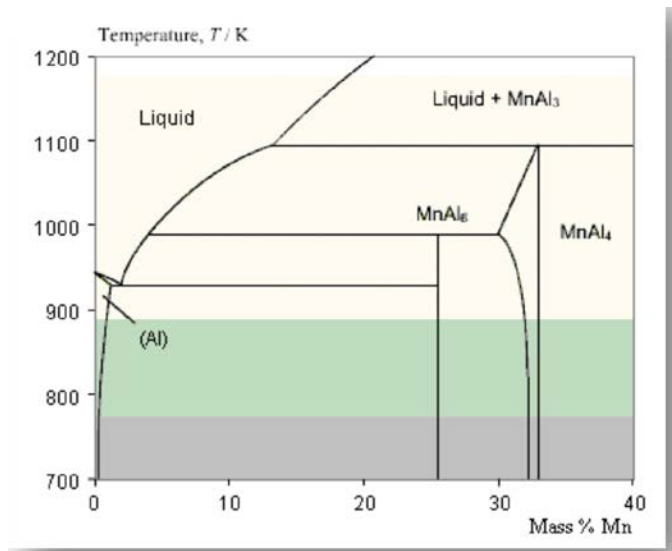
Ο χαλκός είναι ένα από τα πιο σπουδαία στοιχεία για το αλουμίνιο. Έχει

σημαντική διαλυτότητα και ενισχύει σημαντικά το αλουμίνιο με θερμική κατεργασία κατακρήμνισης και γήρανσης. Πολλά κράματα περιέχουν χαλκό είτε σαν κύριο κραματικό στοιχείο, η μεταξύ των κυρίων κραματικών στοιχείων σε περιεκτικότητες από 1 έως 10%. [18]



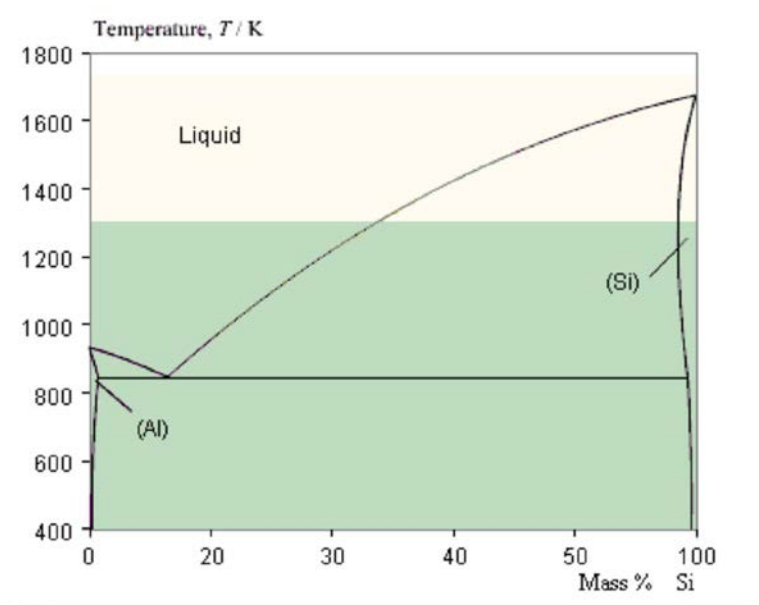
Εικόνα 3 : Διαλυτότητα χαλκού στο αλουμίνιο. [5]

Το μαγγάνιο έχει περιορισμένη διαλυτότητα στο στερεό διάλυμα του αλουμινίου αλλά σε περιεκτικότητες περίπου 1% σχηματίζει μια σειρά από κατεργάσιμα κράματα που δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία. Προστίθεται ευρέως σαν συμπληρωματικό στοιχείο σε κράματα (επιδεκτικά η μη επιδεκτικά θερμικής κατεργασίας) και προσδίδει σημαντική ενίσχυση.



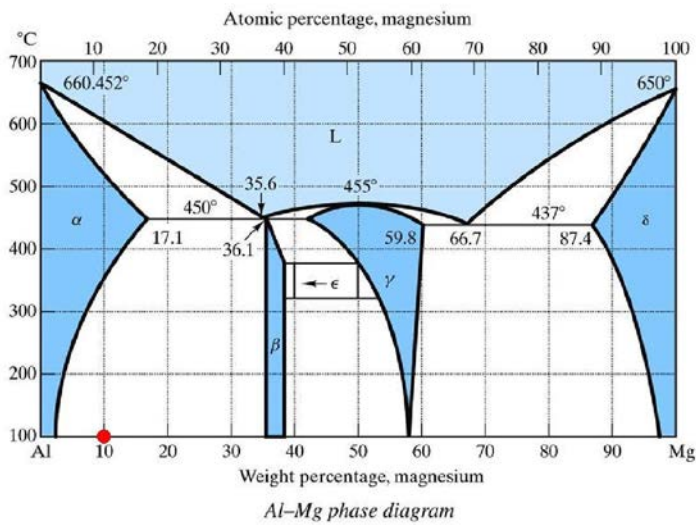
Εικόνα 4 : Διαλυτότητα Μαγγανίου στο αλουμίνιο. [5]

Το πυρίτιο μειώνει το σημείο τήξης και αυξάνει την ρευστότητα του αλουμινίου. Αυξάνει επίσης σε μέτριο βαθμό την αντοχή του.



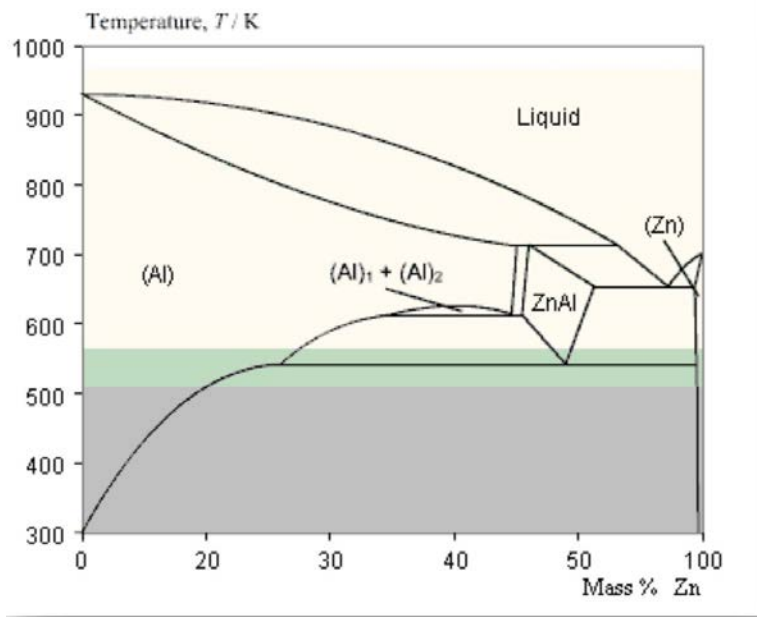
Εικόνα 5: Διαλυτότητα του Πυριτίου στο Αλουμίνιο. [5]

Το μαγνήσιο παρέχει σημαντική ενίσχυση και βελτίωση των χαρακτηριστικών της ψυχρηλασίας. Έχει σχετικά μεγάλη διαλυτότητα στο στερεό αλουμίνιο αλλά τα κράματα Al- Mg που περιέχουν Mg λιγότερο από 7% δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία. Το Mg προστίθεται επίσης σε συνδυασμό με άλλα στοιχεία κυρίως χαλκό και ψευδάργυρο, για ακόμη καλύτερη ενίσχυση της αντοχής.



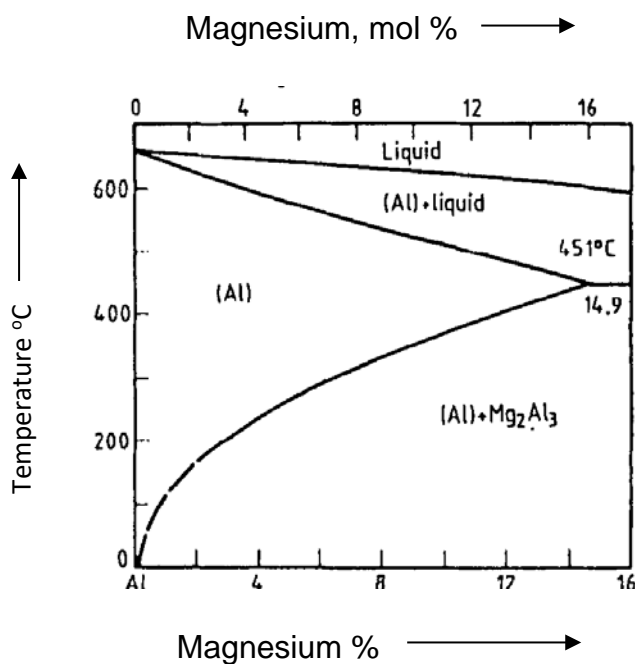
Εικόνα 6: Διαλυτότητα μαγνησίου στο αλουμίνιο. [19]

Ο ψευδάργυρος εισάγεται στα χυτευτικά κράματα και σε συνδυασμό με το μαγνήσιο στα κράματα διαμόρφωσης, παράγει κράματα που έχουν τις μεγαλύτερες αντοχές μεταξύ των κραμάτων του αλουμινίου.



Εικόνα 7 : Διαλυτότητα ψευδάργυρου στο αλουμίνιο.

[18] [19]



Εικόνα 8 : Διάγραμμα φάσης αλουμινίου – μαγνησίου (μέχρι 16 % Mg). [18]

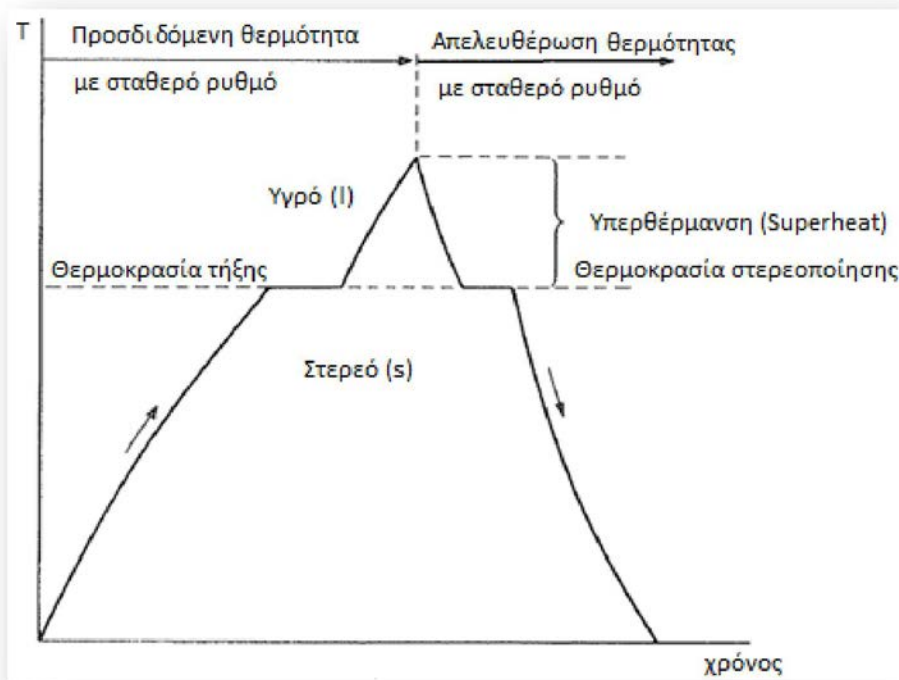
1.2. Χύτευση του αλουμινίου

1.2.1 Εισαγωγή στη χύτευση του αλουμινίου

Στερεοποίηση

Η διαδικασία της χύτευσης συνεπάγεται αλλαγή στην κατάσταση του υλικού από την υγρή φάση στη στερεή, ενώ παράλληλα διατηρείται το σχήμα μετάλλου που έχει δημιουργηθεί κατά την αλλαγή της φάσης. Τα προβλήματα που συνδέονται με αυτή τη διαδικασία είναι κυρίως αυτά που συνδέονται με τις αλλαγές της φυσικής κατάστασης και των ιδιοτήτων του υλικού, καθώς επηρεάζονται από διακυμάνσεις στη θερμοκρασία. Ως εκ τούτου, η λύση σε πολλά προβλήματα χύτευσης μπορεί να επιτευχθεί μόνο με καλή κατανόηση της διαδικασίας της στερεοποίησης και της επίδρασης της θερμοκρασίας στα υλικά.

Κατά την τήξη, η ενέργεια που προστίθεται υπό μορφή θερμότητας σε ένα μέταλλο, μεταβάλλει το σύστημα δυνάμεων που κρατάει τα άτομα κοντά το ένα στο άλλο. Καθώς προστίθεται επιπλέον θερμότητα, οι δεσμοί που ενώνουν τα άτομα, σπάνε, και τα άτομα είναι ελεύθερα να κινούνται όπως και αυτά των υγρών. Κατά τη στερεοποίηση ενός μετάλλου, συμβαίνει η αντίστροφη διαδικασία. Και οι δύο διαδικασίες φαίνονται στο παρακάτω σχήμα.



Εικόνα 9 : Διαδικασία τήξης και πήξης καθαρού μετάλλου [18]

Η θερμότητα που απελευθερώνεται από το τηγμένο μέταλλο διαχέεται αρχικά στο καλούπι και εν συνεχεία στο περιβάλλον. Καθώς η θερμοκρασία μειώνεται, τα άτομα κινούνται όλο και λιγότερο και τελικά καταλαμβάνουν τη θέση τους μαζί με άλλα άτομα στον γειτονικό χώρο, με αποτέλεσμα να σχηματίζεται ένα κρυσταλλικό πλέγμα.

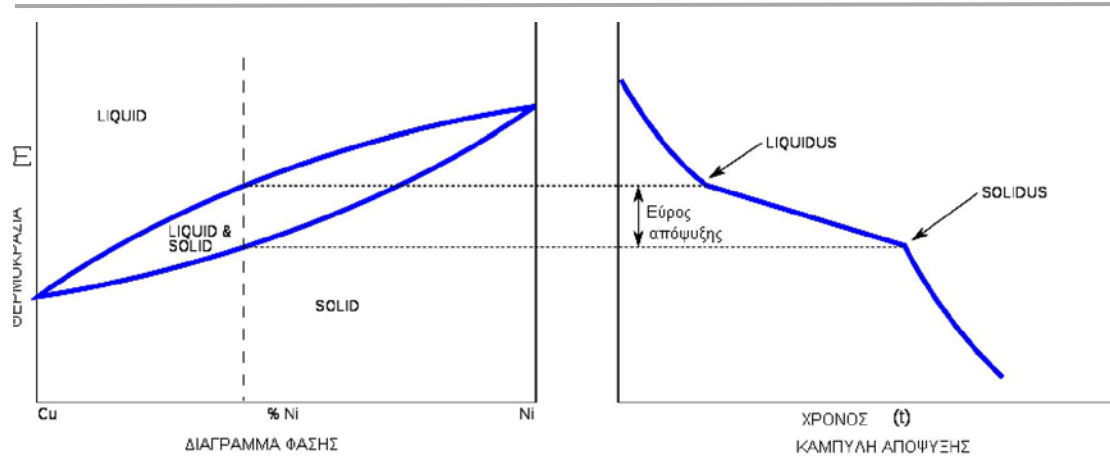
Η έναρξη της στερεοποίησης ή πήξης ενός καθαρού μετάλλου συμβαίνει συχνά με κάποια καθυστέρηση. Το φαινόμενο αυτό λέγεται υπόψηξη ή υπέρτηξη και συμβαίνει όταν στη θερμοκρασία τήξης οι σχηματιζόμενοι πυρήνες βρίσκονται σε μετασταθή κατάσταση.

Μόνο σε θερμοκρασίες πολύ χαμηλότερες της T_m οι πυρήνες αυτοί αποκτούν την απαιτούμενη σταθερότητα για την έναρξη της στερεοποίησης.

Αυτό συμβαίνει διότι εάν η θερμοκρασία είναι υψηλότερη της T_m , οι μικρές ομάδες ατόμων που ενώνονται από καιρού εις καιρό, και σχηματίζουν εμβρυακούς κρυστάλλους, διαλύονται ξανά στη μάζα του τηγμένου υγρού μετάλλου. Μόνο εάν η θερμοκρασία γίνει μικρότερη της T_m ο εμβρυακός κρύσταλλος θα βρίσκεται σε σταθερότερη θερμοδυναμικά κατάσταση και θα σχηματίσει ένα κρυσταλλικό πυρήνα. (πυρηνοποίηση)

Η καμπύλη απόψυξης ενός κράματος διαφέρει αυτής ενός καθαρού μετάλλου στο ότι η στερεοποίηση δε γίνεται σε συγκεκριμένο σημείο αλλά σε ένα «θερμοκρασιακό εύρος απόψυξης». Το παρακάτω σχήμα δείχνει την καμπύλη απόψυξης (δεξιά) ενός διμερούς συστήματος που αναμιγνύεται σε όλες τις φάσεις και σε όλες τις αναλογίες (αριστερά).

[20]



Εικόνα 10: Καμπύλη απόψυξης ενός διμερούς συστήματος που αναμιγνύεται σε όλες τις φάσεις και σε όλες τις αναλογίες. [11]

Ελαττώματα κατά τη χύτευση

Μερικά ελαττώματα είναι κοινά σε κάθε είδος χύτευσης. Αυτά είναι:

1. Ατελής πλήρωση (Misruns) : Εμφανίζεται όταν ένα χυτό έχει στερεοποιηθεί πλήρως, προτού το τηγμένο μέταλλο πληρώσει την κοιλότητα του καλουπιού.

Αιτίες του φαινομένου μπορεί να είναι

- i. Ανεπαρκής ρευστότητα του τηγμένου μετάλλου.
- ii. Χαμηλή θερμοκρασία έγχυσης
- iii. Πολύ χαμηλός ρυθμός έγχυσης
- iv. Πολλή μικρή και λεπτή διατομή στην είσοδο του τηγμένου μετάλλου στην κοιλότητα του καλουπιού.

2. Cold Shuts: Συμβαίνει όταν δύο μέρη του τηγμένου μετάλλου ρέουν μαζί αλλά δεν πραγματοποιείται συνένωση μεταξύ τους, εξαιτίας πρόωρης ψύξης. Οι αιτίες συναφείς με αυτές της προηγούμενης ατέλειας.

3. Ψυχρές σταγόνες (Cold Shots) : Συμβαίνει όταν παρουσιάζεται πιπίλισμα κατά την έγχυση και στερεά σφαιρίδια μετάλλου σχηματίζονται τα οποία εγκλωβίζονται στο χυτό. Για την αποφυγή του απαιτούνται κατάλληλες

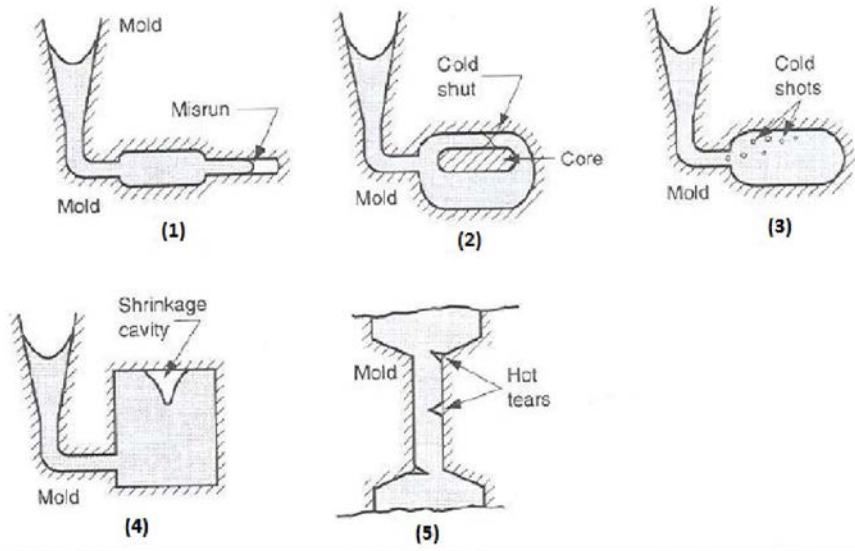
διαδικασίες έγχυσης και ειδικές είσοδοι ώστε να αποφεύγεται το πιτσίλισμα.

4. Διακενώσεις (shrinkage Cavity): Εμφανίζεται όταν συνθλίβεται η επιφάνεια του μετάλλου ή αδειάζει εσωτερικά το χυτό, φαινόμενο που προκαλείται από την υποχώρηση εκ συστολής κατά τη στερεοποίηση και περιορίζει τη ψύξη του διαθέσιμου τηγμένου μετάλλου στην τελευταία περιοχή. Μπορεί να αποφευχθεί με τη χρήση προσεπιγχνευμάτων ή οχετών έγχυσης, οι οποίοι επιτρέπουν την τροφοδοσία με ρευστό μέταλλο της συνεχώς υποχωρούσας λόγω συστολής μάζας του υγρού.

5. Θερμές ρωγματώσεις (hot tearing, hot cracking): Εμφανίζονται εξαιτίας της απότομης συστολής του ρευστού και της ανάπτυξης εσωτερικών τάσεων.

6. Αέρια εγκλείσματα (gas inclusions): Είτε εκλύονται από το τήγμα, είτε προέρχονται από τη χημική αντίδραση σε υψηλή θερμοκρασία μεταξύ των συστατικών του τήγματος και της ατμόσφαιρας ή της υγρασίας της άμμου χύτευσης. Όταν τα αέρια εγκλωβίζονται στη μάζα του χυτού δημιουργούν τα σπήλαια, ενώ όταν εντοπίζονται σε επιφανειακές περιοχές χαρακτηρίζονται ως φουσαλλίδες. Συνήθως παρατηρούνται σε ενδιάμεση ζώνη παράλληλη προς τον κατακόρυφο άξονα του πλινθώματος.

7. Γεωμετρικές παραμορφώσεις κι εξογκώματα λόγω κακής τοποθέτησης του τύπου, γεωμετρικής πολυπλοκότητας του χυτού ή κακής συμπίεσης του αποτυπώματος.



Εικόνα 11: : (1) Ατελής πλήρωση, (2) Cold shuts, (3) Ψυχρές σταγόνες, (4) Διακενώσεις, (5) Θερμές ρωγματώσεις

[21]

1.2.2 Ραγδαία στερεοποίηση και παράμετροι (ρυθμός απόψυξης, μακροδιαφορισμός)

Διαφορισμός

Διαφορισμός καλείται το φαινόμενο της ανομοιογενούς κατανομής του διαλυόμενου στοιχείου από το κέντρο προς τη περιφέρεια του σχηματιζόμενου κόκκου κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης σε ένα ρευστό μεταλλικό κράμα. Ανάλογα με την έκταση στην οποία λαμβάνει χώρα το φαινόμενο ο διαφορισμός διακρίνεται σε μακροδιαφορισμό και μικροδιαφορισμό.

Μακροδιαφορισμός

Είναι η χημική ανομοιογενεια σε όλη την έκταση ενός μεταλλικού πλινθώματος χύτευσης (χελώνας) που δεν είναι δυνατό να εξαλειφθεί με ανόπτηση. Το φαινόμενο οφείλεται στη μη σύγχρονη στερεοποίηση του συνόλου του τήγματος, κατά τη διάρκεια της οποίας το υγρό μέταλλο εμπλουτίζεται συνεχώς σε ακαθαρσίες, ώστε το τμήμα που στερεοποιείται

τελευταίο να είναι πλουσιότερο σε ακαθαρσίες που συχνά αναφέρονται με τον όρο σύνδρομα ή συνοδά στοιχεία. [22]

Έτσι οι ιδιότητες μετάλλων και κραμάτων χύτευσης είναι δυνατόν να διαφέρουν σημαντικά από το κέντρο προς τη περιφέρεια. Όταν η μάζα του μετάλλου που στερεοποιείται είναι αρκετά μεγάλη και η απόψυξη πραγματοποιείται με βραδύ ρυθμό, ο διαφορισμός των ακαθαρσιών παράγεται όχι μόνο σε μικροκλίμακα (κρύσταλλος) αλλά και σε μακροκλίμακα (χυτό). Οι ακαθαρσίες, εκείνες, κυρίως που σχηματίζουν με το μεταλλο βάσης, φάσεις χαμηλού σημείου τήξης έχουν την τάση να μεταναστεύουν προς τις περιοχές όπου η στερεοποίηση πραγματοποιείται τελευταία, προς το κέντρο δηλαδή του χυτού.

Ο μακροδιαφορισμός επηρεάζει κατά σοβαρό τρόπο την ομοιογένεια του στερεοποιηθέντος κράματος. Συνήθως συνοδεύεται και από συσσώρευση αερίων εγκλωβισμένων στο εσωτερικό του μετάλλου, δεδομένου ότι αυτά είναι περισσότερο ευδιάλυτα στην υγρή απ'ότι στη στερεά φάση, γεγονός που ευνοεί το σχηματισμό θυλάκων αερίων οι οποίοι καθιστούν συχνά το σχηματιζόμενο στερεό εύθραυστο.

Το φαινόμενο του μακροδιαφορισμού μπορούμε να το εκμεταλλευτούμε για τον καθαρισμό προϊόντων χύτευσης από σύνδρομα στοιχεία, τα οποία, όπως π.χ το θείο και ο φώσφορος, καθιστούν το χυτό εύθραυστο. Κατά τον καθαρισμό, το χυτό θερμαίνεται βαθμιαία με αποτέλεσμα τη συσσώρευση των ακαθαρσιών σε μια περιοχή μικρής έκτασης η οποία μπορεί να απορριφθεί με μηχανικό τρόπο.

Μακροδιαφορισμός παρατηρείται επίσης, και κατά τη στερεοποίηση μετάλλου ή κράματος, το ειδικό βάρος του οποίου σε στερεά κατάσταση έχει σημαντική διαφορά από αυτό σε υγρή με αποτέλεσμα το διαφορισμό λόγω βαρύτητας. [22] [23]

1.2.3 Φάσεις και μικρογραφικά χαρακτηριστικά του

Μηχανισμοί στερεοποίησης και αποκτώμενες δομές

Αφού σχηματιστούν οι πρώτοι πυρήνες κρυστάλλωσης, η ανάπτυξη τους αρχίζει με τη στερεοποίηση του υλικού. Οι αποκτούμενες δομές κατά τη στερεοποίηση εξαρτώνται από τον τρόπο κατά τον οποίο η ειδική θερμότητα και η λανθάνουσα θερμότητα απομακρύνονται από το σύστημα στερεού/υγρού.

Η ειδική θερμότητα απομακρύνεται είτε με ακτινοβολία προς το περιβάλλον είτε με αγωγή προς τη μήτρα χύτευσης (τύπο, καλούπι), έως ότου το υγρό ψυχθεί στη θερμοκρασία στερεοποίησης του.

Η λανθάνουσα θερμότητα, - η αποθηκευμένη, δηλαδή, ενέργεια που ελευθερώνεται προκειμένου το «εν δομική αταξία» υγρό να μετασχηματισθεί σε στερεό με δομική κρυσταλλική τάξη, απομακρύνεται από τη διεπιφάνεια στερεού – υγρού πριν περατωθεί η στερεοποίηση.

Ο τρόπος με τον οποίο απομακρύνεται η λανθάνουσα θερμότητα τήξης, προσδιορίζει το μηχανισμό της ανάπτυξης και της τελικής δομής. [24]

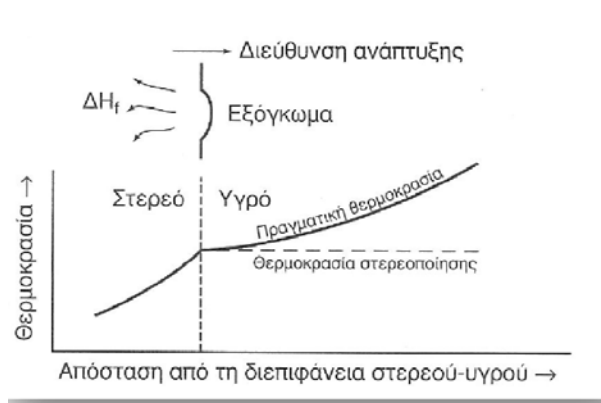
Επίπεδη Ανάπτυξη

Το είδος αυτό της ανάπτυξης εμφανίζεται κατά τη στερεοποίηση καθαρών μετάλλων, όταν το μέταλλο ψύχεται αργά (συνθήκες ισορροπίας). Η θερμοκρασία του τήγματος είναι υψηλότερη της θερμοκρασίας στερεοποίησης, ενώ η θερμοκρασία του στερεού είναι μικρότερη της θερμοκρασίας στερεοποίησης. [25]

Κατά τη βραδεία απόψυξη του υγρού μετάλλου, η στερεοποίηση περνά, κατά προσέγγιση, από διαδοχικά στάδια ισορροπίας. Δεν υπάρχουν εκτεταμένες περιοχές σε κατάσταση υπέρτηξης, ενώ η στερεοποίηση πραγματοποιείται αποκλειστικά και μόνο πάνω στη διεπιφάνεια στερεού – υγρού. Πρόκειται για μια ισοθερμοκρασιακή επιφάνεια, με ταχύτητα μετακίνησης που εξαρτάται μόνο από την ταχύτητα απαγωγής της θερμότητας, διαμέσου των τοιχωμάτων της μήτρας και του ήδη στερεοποιημένου μετάλλου. [22]

Η λανθάνουσα θερμότητα τήξης απομακρύνεται με αγωγή από τη διεπιφάνεια

στερεού – υγρού, διαμέσου του στερεού προς τη γειτονική περιβάλλουσα περιοχή (τύπος χύτευσης), ώστε να συνεχισθεί η στερεοποίηση. Οποιαδήποτε μικρή ανωμαλία ή εξόγκωμα που αρχίζει να αναπτύσσεται στη διεπιφάνεια περιβάλλεται από υγρό μέταλλο, το οποίο έχει θερμοκρασία υψηλότερη εκείνης της στερεοποίησης. Η ανάπτυξη του εξογκώματος τότε σταματά, μέχρις ότου και η υπόλοιπη διεπιφάνεια προσεγγίσει το ίδιο επίπεδο.



Εικόνα 12: Όταν η θερμοκρασία του υγρού μετάλλου είναι υψηλότερη της θερμοκρασίας στερεοποίησης, οποιοδήποτε αναπτυσσόμενο εξόγκωμα ή ανωμαλία στη διεπιφάνεια στερεού – υγρού οδηγεί σε επίπεδη ανάπτυξη. [27]

Η ταχύτητα ανάπτυξης των διαφορετικών κρυστάλλων του στερεού δεν εξαρτάται από την κρυσταλλογραφική διεύθυνση τους ως προς τη βαθμίδα της θερμοκρασίας, ενώ κατά τη διάρκεια της ανάπτυξης, η επιφάνεια του στερεού παρουσιάζει την όψη μωσαϊκού. [26], [27]

1.3. Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στη μικροδομή του αλουμινίου

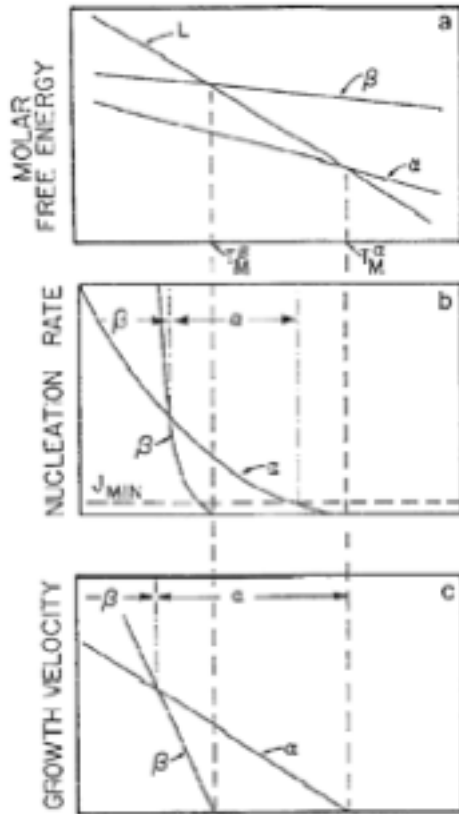
1.3.1 Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στα κατακρημνίσματα

Θεωρίες που εξηγούν τον σχηματισμό των ενδομεταλλικών στα *as cast* κράματα πλούσια σε *Fe* και *Si*

Μέχρι στιγμής έχουν παρατηρηθεί περισσότερες από δύο δωδεκάδες σταθερές και μετασταθείσες δυαδικές και τριμερείς διαμεταλλικές φάσεις έχουν εντοπιστεί μέχρι στιγμής σε υποευθυντικά κράματα αλουμινίου. Παρά όλες τις προσπάθειες στον τομέα αυτό, ο μηχανισμός σχηματισμού αυτών των διαμεταλλικών είναι ακόμα ένα παζλ, δηλαδή δεν υπάρχει πλήρες μοντέλο που να διασαφηνίζει ένα διαδοχικό ή ταυτόχρονο σχηματισμό αυτών των διαμεταλλικών φάσεων υπό διαφορετικές συνθήκες στερεοποίησης.

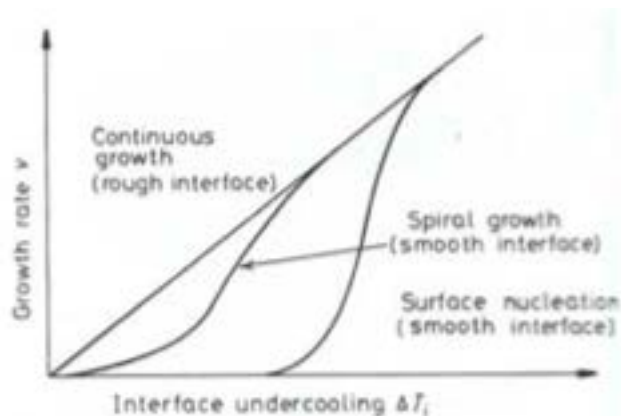
Σε γενικές γραμμές, οι προσεγγίσεις μπορούν να χωριστούν σε διαφορετικούς κλάδους όσον αφορά τα χαρακτηριστικά της στερεοποίησης μη ισορροπίας ως παράγοντες που διέπουν. Φαίνεται ότι μεταξύ όλων των παραμέτρων, ο ρυθμός ψύξης είναι οι κύριοι καθοριστικοί παράγοντες που προσελκύουν την προσοχή των ερευνητών. Αξίζει να σημειωθεί ότι ο ρυθμός ψύξης μπορεί να συνδεθεί με την υπερψύξη και κατά συνέπεια με την πυρήνωση.

Για παράδειγμα, σε μεγάλες ταχύτητες στερεοποίησης, η ανάπτυξη της φάσης ισορροπίας με πολύπλευρη διεπαφή μπορεί να περιοριστεί ως αποτέλεσμα της δυσκολίας στην ατομική πρόσδεση δηλαδή η απαιτούμενη ποσότητα υπόψυξης για αύξηση αυξάνεται αυξάνοντας τον ρυθμό ανάπτυξης . [28]



Εικόνα 13 :Σχηματική αναπαράσταση της πυρήνωσης και της ανάπτυξης μεταξύ α και β [30]

Η επιρροή του ρυθμού ανάπτυξης στην απαιτούμενη υποψύξη της διασύνδεσης απεικονίζεται σχηματικά στο Σχήμα 4. Σε μεγάλες ταχύτητες εμπρόσθιας στερεοποίησης, λαμβάνοντας υπόψη τη μορφολογία από πολύπλευρα, αυξάνοντας την εμπρόσθια ταχύτητα στερεοποίησης.



Εικόνα 14 :Η επιρροή του ρυθμού ανάπτυξης στην απαιτούμενη διεπιφάνεια υπόψυξης για σκληρές και μαλακές επιφάνειες

[29]

Εκτός από αυτά τα επιχειρήματα σχετικά με το ρόλο της ταχύτητας ανάπτυξης στο σχηματισμό φάσης σε κράματα αλουμινίου, αξίζει να αναφερθεί ότι στην πλειονότητα της βιβλιογραφίας που σχετίζεται με προϊόντα χύτευσης DC, ο σχηματισμός διαφόρων ενδομεταλλικών σε όλο το πλάτος των κυματοειδών χυτών DC - ζώνες "ή" Altenrohl "*) αποδίδεται στην μεταβολή του ρυθμού ψύξης κατά μήκος των πλινθωμάτων. [13]

Γενικά, ο ρυθμός πυρήνωσης μπορεί να περιγραφεί από τις ακόλουθες εξισώσεις

$$I = f_0 C_0 \exp \left[\frac{-\Delta G^*}{k_B T} f(\theta) \right]$$

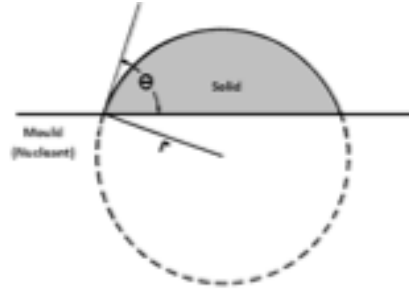
{	k_B = Boltzmann constant
	ΔG^* = Activation energy
	C_0 = Number of atoms per unit volume
	θ = Wetting angle

[29] [30]

F_0 είναι μια σύνθετη λειτουργία που εξαρτάται από τη συχνότητα δόνησης των ατόμων, την ενέργεια ενεργοποίησης για διάχυση στο υγρό και την επιφάνεια των κρίσιμων πυρήνων. Αξίζει να σημειωθεί ότι εξαρτάται έντονα από τη θερμοκρασία και ελαττώνεται με τη μείωση της θερμοκρασίας π.χ. σε υψηλές βαθμίδες υπερψύξης, όταν η θερμοκρασία είναι γύρω από τη θερμοκρασία μετάπτωσης γυαλιού, T_g , αυτή η λειτουργία και ως αποτέλεσμα ο ρυθμός πυρήνωσης, θα είναι πολύ μικρό και μπορεί να παραχθεί άμορφο κράμα.

$F(\theta)$ είναι μια συνάρτηση που περιγράφει τη μείωση της ενέργειας ενεργοποίησης για ετερογενή πυρήνωση στην επιφάνεια ενός πυρήνα:

$$f(\theta) = (2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2 / 4$$



Σε σύγκριση μεταξύ των φάσεων πυρήνωσης, φαίνεται ότι η ενέργεια ενεργοποίησης (Δ), η οποία αποτελείται από όρους διεπαφής (Δ) και όγκου (Δ), έχει μια πιο προφανή επίδραση από τον προ-εκθετικό όρο στην επιλογή της κυρίαρχης φάσης. [31]

$$\begin{array}{l} (1) \quad \Delta G^* = (\Delta G_v + \Delta G_i) \\ (2) \quad \Delta G^* = n\Delta G^{\text{Liquid} \rightarrow \alpha} + \sigma A \end{array} \left\{ \begin{array}{l} n = \text{Number of moles} \\ \Delta G^{\text{Liquid} \rightarrow \alpha} = \text{Chemical driving force for} \\ \text{nucleation} \\ A = \text{Surface area of the nucleus} \\ \sigma = \text{Surface energy} \end{array} \right.$$

[31]

Στα κράματα αλουμινίου, παρά τις προσπάθειες που έγιναν για την πρόβλεψη των ενδομεταλλικών με διαφορετικούς ρυθμούς ψύξης, εξακολουθεί να υπάρχει έλλειψη (ή απουσία) πληροφοριών σχετικά με τις θερμοδυναμικές και κινητικές παραμέτρους που διέπουν τη διαδικασία σχηματισμού πυρήνων μεταστατών διαμεταλλικών. Με άλλα λόγια, οι περισσότεροι συγγραφείς επικεντρώνονται μόνο στις πειραματικές παρατηρήσεις σε διαφορετικές συνθέσεις και συνθήκες στερεοποίησης και συνεπώς, οι θεωρητικές πτυχές, οι οποίες μπορούν να χρησιμοποιηθούν για να εξηγήσουν αυτές τις παρατηρήσεις, είναι εξαιρετικά σπάνιες σε σύγκριση με τα πειραματικά αποτελέσματα.

Από την άποψη αυτή, φαίνεται ότι τα επιχειρήματα που βασίζονται σε πυρήνες περιορίζονται κυρίως στην υποκατάσταση του $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ με το Al_6Fe . Επίσης, αξίζει να αναφερθεί ότι η ανασκόπηση της βιβλιογραφίας δείχνει ότι η σχέση προσανατολισμού μεταξύ της μήτρας FCC και του $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ είναι μια

ανοιχτή συζήτηση μεταξύ των ερευνητών. Για παράδειγμα, σε μερικές περιπτώσεις οι ερευνητές αναφέρουν μια σχέση προσανατολισμού μεταξύ Al και Al₁₃Pβ₄ η οποία μπορεί να διευκολύνει τη διαδικασία σχηματισμού πυρήνων σε χαμηλές υποψίες. Από την άλλη πλευρά, ελλείψει προσμείξεων, έχουν αναφερθεί υψηλά επίπεδα υποψύξεως (~ 10-15 K) για το σχηματισμό Al₁₃Fe₄. Αυτή η ποσότητα υπο-ψύξης σχετίζεται με τη χαμηλή ισχύ της μήτρας αλουμινίου για πυρήνωση του Al₁₃Fe₄ [11]

Ο Allen et.al [1998] συνοψίζει τους αναφερόμενους ρυθμούς ψύξης και τις κλίμακες ταχύτητας ανάπτυξης στις οποίες συμβαίνουν μεταβάσεις φάσεων για κοινά διαμεταλλικά. Αυτές οι τιμές παρουσιάζονται στον Πίνακα 1.3 και στον Πίνακα 1.4.

Μία από τις δυσκολίες που προκύπτουν σύμφωνα με αυτούς τους τύπους ερευνών είναι ότι δεν υπάρχει μοναδικός ρυθμός ψύξης ή ρυθμός ανάπτυξης για αυτούς τους μετασχηματισμούς δηλ. Υπάρχει μια σειρά ρυθμών ψύξης στις οποίες μπορεί να λάβει χώρα μια συγκεκριμένη μετάβαση φάσης. Μια άλλη δυσκολία είναι η ασυνέπεια των παρατηρήσεων, δηλ. Διαφορετικός ρυθμός ψύξης και εμπρόσθια ταχύτητα ανάπτυξης. Ως αποτέλεσμα, δεν έχει προκύψει σαφής εικόνα της κατάστασης [9].

Transition	Alloy	Solidification velocity range of transition
Al ₁₃ Fe ₄ --> Al ₆ Fe	Hypoeutectic Al-Fe, Hypereutectic Al-Fe	~ 0.1-0.2 mm s ⁻¹
Al ₁₃ Fe ₄ --> Al _x Fe	Hypoeutectic Al-Fe,	~ 0.15-0.2 mm s ⁻¹
Al ₁₃ Fe ₄ --> Al _m Fe	Hypoeutectic Al-Fe +0.1 wt% Si + Al-Ti-B	> 1.33 mm s ⁻¹
Al ₁₃ Fe ₄ --> α-AlFeSi	Hypoeutectic Al-Fe +0.2 wt% Si	~ 1-2 mm s ⁻¹

Πίνακας 1.0.3 :Σύνοψη της διαφορετικής αναφερθείσας ταχύτητας στερεοποίησης στη οποία συμβαίνει η μετάβαση φάσης.

Phase	Cooling rate range, K s ⁻¹
Al ₁₃ Fe ₄	0.1-3
Al _x Fe	0.4-5
Al ₅ Fe ₂	1-6
Al ₆ Fe	2-11
Al _m Fe	> 11

Πίνακας 1.0.4 :Σύνοψη του διαφορετικού ρυθμού απόψυξης για το σχηματισμό των ενδομεταλλικών στο υποευτηκτικό Al-Fe κράμα.

[11]

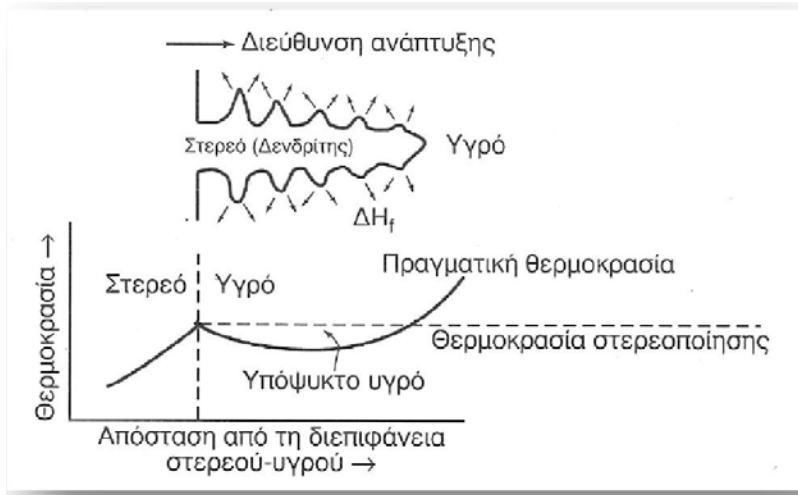
Παρά τις δυσκολίες που αναφέρθηκαν παραπάνω, υπάρχει μια συνολική συμφωνία μεταξύ των ερευνητών ότι τα δυαδικά διαμεταλλικά Al-Fe σχηματίζονται με χαμηλές ταχύτητες ψύξης και χαμηλές συγκεντρώσεις Si [12]Με την αύξηση της ταχύτητας ψύξης ή της εμπρόσθιας ταχύτητας ανάπτυξης, τα κυρίαρχα διαμεταλλικά στην μετάβαση του συστήματος από τα δυαδικά Al₁₃Fe₄ και Al₆Fe / Al_xFe σε Al_mFe και τελικά στα τριμερή διαμεταλλικά AlFeSi [32]

Ωστόσο, πρέπει να γνωρίζουμε ότι αυτή η τάση δεν είναι πάντα αλήθεια. Σε πολλά πειράματα όταν το Si υπάρχει στη σύνθεση του κράματος, η ύπαρξη σωματιδίων α-AlFeSi αναφέρεται σε πολύ χαμηλές ταχύτητες ψύξης. Για παράδειγμα, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης στο κέντρο των ράβδων χυτού φύλλων συνεχούς ρεύματος, με ρυθμούς ψύξης κάτω από 1 K / s, αναφέρονται χαμηλές συγκεντρώσεις α-AlFeSi. [33]

1.3.2 Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στο κρυσταλλικό πλέγμα (δενδριτική ανάπτυξη)

Δενδριτική Ανάπτυξη

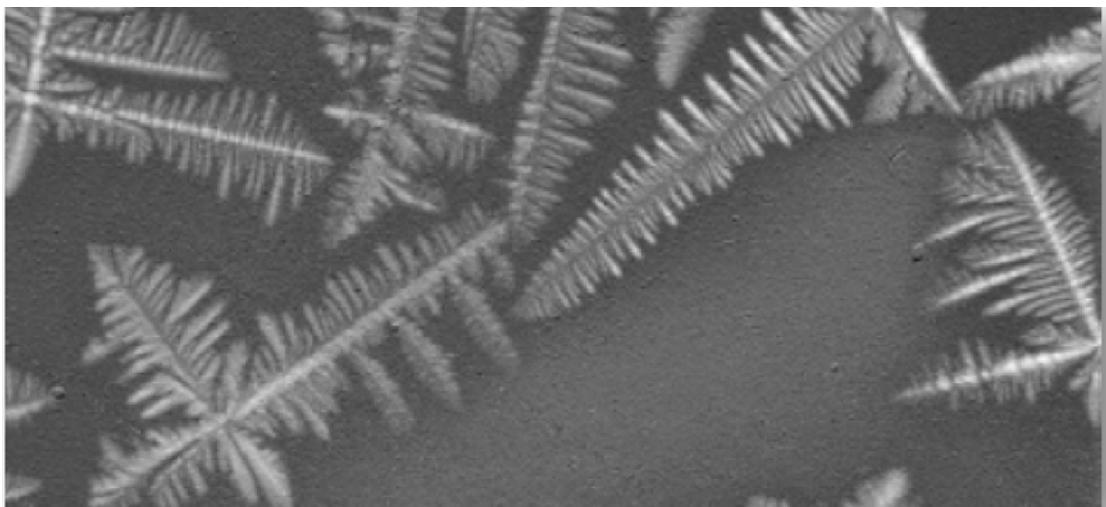
Δενδριτική ανάπτυξη παρατηρείται όταν οι δημιουργούμενοι πυρήνες κρυστάλλωσης είναι ολιγάριθμοι. Τότε, το υγρό μέταλλο υποψύχεται, πριν τη στερεοποίηση.



[5]

Εικόνα 15: Όταν το υγρό μέταλλο υποψύχεται, ένα εξόγκωμα στη διεπιφάνεια στερεού υγρού αναπτύσσεται σύντομα, ως δενδρίτης. Η λανθάνουσα θερμότητα τήξης απομακρύνεται αυξάνοντας τη θερμοκρασία του υποψυχόμενου υγρού μέχρι τη θερμοκρασία στερεοποίησης.

Κάτω από αυτές τις συνθήκες, ευνοείται η ανάπτυξη ενός μικρού εξογκώματος, το οποίο καλείται δενδρίτης. Κατά την ανάπτυξη του δενδρίτη, η λανθάνουσα θερμότητα τήξης απάγεται προς το υποψυχόμενο υγρό, ανυψώνοντας έτσι τη θερμοκρασία του, η οποία τείνει προς την τιμή της θερμοκρασίας στερεοποίησης. Στον αρχικό δενδριτικό κορμό αναπτύσσονται δευτερογενείς και τριτογενείς κλάδοι και με τον τρόπο αυτόν αυξάνεται η ταχύτητα απαγωγής της λανθάνουσας θερμότητας. [34], [20]



Εικόνα 16: Δενδρίτες [15]

Στα καθαρά μέταλλα η δενδριτική ανάπτυξη αποτελεί, συνήθως, ένα μικρό ποσοστό της συνολικής ανάπτυξης. Το ποσοστό αυτό δίνεται από τη σχέση :

$$f = \frac{c \cdot \Delta T}{\Delta H_f}$$

όπου

$c \rightarrow$ η ειδική θερμότητα υγρού,

$\Delta T \rightarrow$ η υπόψυξη

$\Delta H_f \rightarrow$ η λανθάνουσα θερμότητα που αποδίδεται κατά τη στερεοποίηση

$c \times \Delta T \rightarrow$ η θερμότητα την οποία είναι δυνατό να απορροφήσει το υποψυχόμενο υγρό

Γίνεται φανερό ότι όσο η υπόψυξη ΔT αυξάνεται, τόσο περισσότερο εντείνεται η δενδριτική ανάπτυξη. Γενικά στην επίπεδη ανάπτυξη, το καλούπι χύευσης πρέπει να απορροφήσει τη λανθάνουσα θερμότητα, ενώ στη δενδριτική ανάπτυξη η λανθάνουσα θερμότητα τήξης απορροφάται από το υποψυχόμενο υγρό. [35]

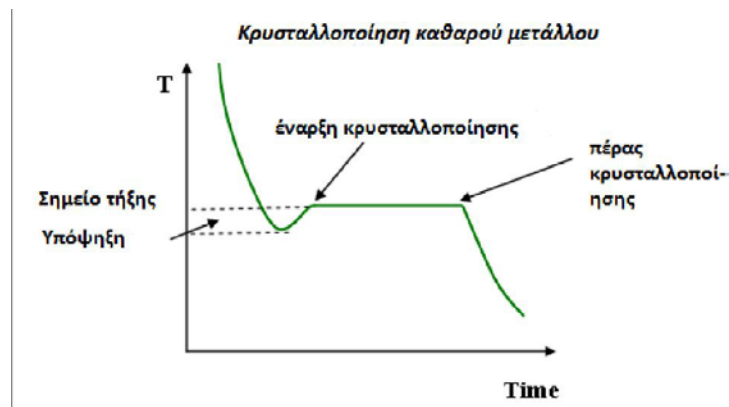
Κυψελλοειδής ή κυτταρική ανάπτυξη

Ένας τρίτος μηχανισμός στερεοποίησης είναι η κυψελοειδής ή κυτταρική ανάπτυξη.

Συναντάται στην περίπτωση κατά την οποία η υγρή ζώνη που βρίσκεται σε κατάσταση υπέρτηξης ή υπόψυξης μπροστά από τη διεπιφάνεια στερεού – υγρού, έχει μικρό πλάτος, ώστε να μην καθίσταται δυνατή η ανάπτυξη δενδριτών. [22]

Πρώτη φάση: Η ανάπτυξη των κρυστάλλων ξεκινά από την επιφάνεια: Η ζώνη στερεοποίησης προχωρά, συναρτήσσει του χρόνου από την εξωτερική επιφάνεια, η οποία βρίσκεται σε επαφή με τα τοιχώματα του τύπου χύτευσης, προς το εσωτερικό του τήγματος απόχυσης. Η απόψυξη πραγματοποιείται με ροή θερμότητας διαμέσου του ήδη στερεοποιημένου τήγματος, προς τα

εσωτερικά τοιχώματα του τύπου, και διαμέσου των τοιχωμάτων του, προς το περιβάλλον. Το μέρος του υλικού που θα φτάσει αρχικά σε θερμοκρασία πήξης θα είναι η εξωτερική επιφάνεια του υγρού μετάλλου, λόγω της απότομης ψύξης με τα, συγκριτικά, ψυχρότερα τοιχώματα του καλουπιού, με αποτέλεσμα να σχηματιστεί ταυτόχρονα ένας μεγάλος αριθμός στοιχειωδών κυττάρων (unit cells), γύρω από την διεπιφάνεια επαφής. Κάθε στοιχειώδες κύτταρο αποτελεί έναν πυρήνα για το σχηματισμό και την ανάπτυξη ενός κρυστάλλου, και καθώς τα υπόλοιπα άτομα ψύχονται, τείνουν να καταλάβουν κατάλληλη θέση στο κρυσταλλικό πλέγμα. [36]



Εικόνα 17: Δημιουργία πυρήνων και έναρξη κρυσταλλοποίησης. [21]

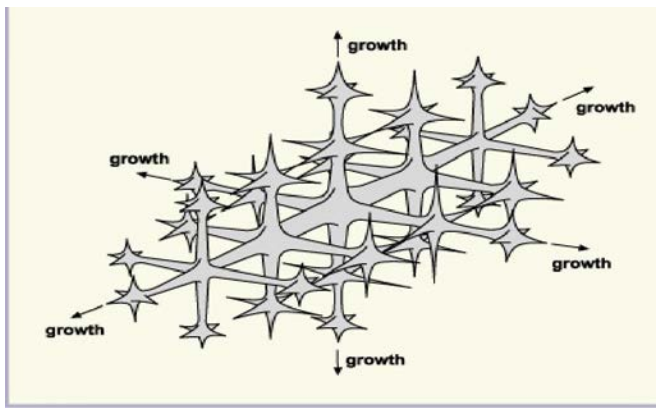
Λόγω της υψηλής υπόψυξης οι σχηματιζόμενοι πηρήνες κρυστάλλωσης είναι πολυπληθείς, με αποτέλεσμα η ανάπτυξη των κόκκων να είναι ανταγωνιστική και, κατά συνέπεια, να περιορίζεται γρήγορα. Οι πρώτοι κρύσταλλοι που σχηματίζονται στο εξωτερικό στρώμα του στερεοποιημένου μετάλλου είναι ισοαξονικοί, μικρού μεγέθους και τυχαίου προσανατολισμού (μικροκρυσταλλική ζώνη). Ο σχηματισμός πυρήνων κρυστάλλωσης επηρεάζεται, κύρια, από τη θερμοκρασία του τήγματος και τις θερμικές ιδιότητες του υλικού του καλουπιού, παράγοντες που, κατ'επέκταση, επηρεάζουν την έκταση της μικροκρυσταλλικής ζώνης.

Δεύτερη φάση (βασαλική ζώνη) : Μετά το σχηματισμό του επιφανειακού

στερεού στρώματος η ανάπτυξη των κόκκων γίνεται πιο ομαλά δεδομένου ότι το πάχος του στερεοποιημένου τμήματος και η μάζα του, είναι ικανά, ώστε να προκαλέσουν μια σημαντική μείωση στο χρόνο απόψυξης μεταξύ του εξωτερικού περιβλήματος και του εσωτερικού μετάλλου. Οι πυρήνες θα συνεχίσουν να σχηματίζονται γύρω από την εξωτερική επιφάνεια του υγρού μετάλλου, καθώς η θερμοκρασία μειώνεται. Παρόλα αυτά ο ρυθμός μείωσης της, συνεχίζει να ελαττώνεται. Η θερμική ροή κινείται πλέον και διαμέσου του ήδη σχηματισμένου στερεού μετάλλου με αποτέλεσμα να βρίσκει μεγαλύτερη αντίσταση. Η επιφάνεια του καλουπιού έχει ήδη θερμανθεί και έχει μικρότερη διαφορά θερμοκρασίας συγκριτικά με το τηγμένο μέταλλο. Το καλούπι μπορεί να έχει ξηρανθεί σε τέτοιο βαθμό που να λειτουργεί ως μόνωση γύρω από το χυτό.

Η επιλεκτική ανάπτυξη των κρυστάλλων σε μια διεύθυνση κάθετη προς τη θερμή ζώνη (hot zone) είναι σημαντικά μεγαλύτερη, από την ανάπτυξη κρυστάλλων σε άλλες διευθύνσεις. Έτσι, οι κρύσταλλοι αναπτύσσονται σε στήλες ως προς το κέντρο των βαρέων τμημάτων του χυτού. Με τη κλίση της θερμοκρασίας να είναι σχετικά μικρή, η ανάπτυξη των κρυστάλλων μπορεί να συμβεί πλευρικά των στηλών αυτών δημιουργώντας δομές που ονομάζονται δενδρίτες. Αυτή η πρώτη δενδροειδούς σχήματος στερεοποίηση εγλωβίζει μικρούς θύλακες τηγμένου μετάλλου οι οποίοι με τη σειρά τους θα ψυχθούν αργότερα.

Αποδεικτικά στοιχεία για την ανάπτυξη κρυστάλλων αυτού του είδους είναι δύσκολο να συναντήσει κανείς στη χύτευση καθαρών μετάλλων, στη χύτευση κραμάτων όμως εμφανίζονται αρκετά συχνά.



Εικόνα 18: Δενδριτική ανάπτυξη κρυστάλλων [13]

Τρίτη φάση: Καθώς το πάχος της επιφάνειας του στερεοποιημένου μετάλλου αυξάνεται ο ρυθμός απόψυξης του εναπομείναντος υγρού μετάλλου μειώνεται ακόμα περισσότερο και η θερμοκρασία του υλικού τείνει να εξισοροποιηθεί. Σχετικά ομοιόμορφη κατανομή της θερμοκρασίας και αργή ψύξη επιτρέπουν πυρήνωση σε τυχαίες διευθύνσεις, καθώς οι διεπιφάνειες στερεού-υγρού πλησιάζουν η μια την άλλη σε λιγότερα σημεία από ότι συμβαίνει με ταχεία ψύξη και οι κόκκοι αναπτύσσονται λιγότερο και σε μεγαλύτερα μεγέθη (ισοαξονική ζώνη). Στην περιοχή αυτή η στερεοποίηση γίνεται με πολύ αργούς ρυθμούς, που οφείλονται σε δύο κύριους λόγους:

- α) τη μεγάλη απόσταση από τα τοιχώματα του καλουπιού και
- β) τη συστολή του ήδη στερεοποιημένου τμήματος, που μπορεί να δημιουργήσει διάκενο μεταξύ του στερεοποιούμενου τμήματος του χυτού και των τοιχωμάτων του τύπου.

[21] [37]

Υποχώρηση εκ συστολής (Shrinkage)

Η διαδικασία της χύτευσης συνοδεύεται από ελάττωση του ειδικού όγκου του υπό στερεοποίηση μετάλλου ή κράματος. Μερικά από τα πιο σημαντικά προβλήματα κατά τη παραγωγή χυτών συνδέονται άμεσα με τη διαδικασία της υποχώρησης εκ συστολής. Το ποσοστό της συστολής που θα πραγματοποιηθεί εξαρτάται από το υλικό που χρησιμοποιούμε και επηρεάζεται από τη διαδικασία της χύτευσης που θα ακολουθήσουμε.

Συντελείται σε τρία στάδια:

1^ο στάδιο: Ενώ το μέταλλο ή το κράμα βρίσκεται σε υγρή κατάσταση

2^ο στάδιο: Κατά τη στερεοποίηση του μετάλλου

3^ο στάδιο: Μετά το πέρας της στερεοποίησης [37]

Κατά τη διαδικασία της τήξης και προτού λάβει χώρα η έγχυση, το μέταλλο θερμαίνεται πάντα σε θερμοκρασία αρκετά μεγαλύτερη από αυτή του σημείου τήξης του. Η θερμότητα που προσδίδεται επιπλέον προκειμένου να συμβεί αυτό ονομάζεται *superheat*. Η πρόσδοση αυτής θερμότητας εξασφαλίζει ότι το υγρό μέταλλο θα είναι αρκετά ρευστό ώστε να μεταφερθεί εύκολα μέσα στο καλούπι μετά την έγχυση και ότι μόλις έρθει σε επαφή με τα ψυχρότερα τοιχώματα του καλουπιού δε θα ψυχθεί απευθείας έτσι ώστε να υπάρχει αρκετός χρόνος για να γεμίσει πλήρως το καλούπι. Απώλεια της *superheat* συντελεί σε συστολή και αυξημένη πυκνότητα του υλικού. Η μείωση αυτή, στον όγκο του υλικού, αντισταθμίζεται με την έγχυση πρόσθετου υλικού στην κοιλότητα του καλουπιού καθώς η *superheat* μειώνεται. Εξαίρεση αποτελεί η πειπτωση κατά την οποία η κοιλότητα του καλουπιού είναι σχεδιασμένη έτσι ώστε μέρος της να ψυθεί απότομα και να μην επιτρέπει περαιτέρω υγρό μέταλλο να εισέλθει προς αναπλήρωση του συσταλμένου υλικού. [38] [39]

Όπως έχει ήδη αναφερθεί, κατά τη χύτευση μέσα σε καλούπι δεν πραγματοποιείται ταυτόχρονη στερεοποίηση του συνόλου του ρευστού μετάλλου, αλλά η στερεοποίηση γίνεται σε διαδοχικά στρώματα από τα τοιχώματα προς το κέντρο του τύπου, σε καθένα από τα οποία παρατηρείται μείωση του ειδικού όγκου του υλικού. Η στρωματική πορεία της στερεοποίησης προκαλεί, τελικά, κοίλωμα κωνικής επιφάνειας στην περιοχή του χυτού η οποία στερεοποιήθηκε τελευταία. Το κοίλωμα αυτό ονομάζεται *διακένωση*.

Κατά την «εκ των άνω» απόχυση του ρευστού στον τύπο, οι *διακενώσεις*

δημιουργούνται κυρίως επιφανειακά. Κατά την «κατ'αντιρροή» χύτευση, η στερεοποίηση ολοκληρώνεται με την πήξη του εσωτερικού του ρευστού, κι έτσι οι διακενώσεις σχηματίζονται γύρω από άξονα του τύπου.

Η θέση της διακένωσης εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό και από τη γεωμετρία του τύπου, αφού η απόψυξη γίνεται διαμέσου των τοιχωμάτων του.

Το μέγεθος των διακενώσεων εξαρτάται από τη διαφορά των ειδικών όγκων υγρού-στερεού μετάλλου, αλλά και την αρχική θερμοκρασία του ρευστού, αφού δημιουργία διακενώσεων παρατηρείται και κατά τη συστολή του ρευστού ως τη θερμοκρασία στερεοποίησης του (1ο στάδιο). [22]

Οι διακενώσεις αποτελούν περιοχές συσσώρευσης μικροακαθαρσιών του μετάλλου. Στην περίπτωση των επιφανειακών διακενώσεων, μια τέτοια συσσώρευση αποτελεί και αιτία για την έναρξη διάβρωσης του αντικειμένου, με την επιλεκτική οξειδωση των ακαθαρσιών από την ατμόσφαιρα. Γι' αυτό όταν είναι αδύνατη η αποφυγή της παρουσίας διακενώσεων επιδιώκεται αυτές να μην είναι επιφανειακές.

Το αντίστοιχο τμήμα του πλινθώματος αποκόπτεται τελικά με μηχανικό τρόπο. Άλλος τρόπος αντιμετώπισης των διακενώσεων είναι η χρήση προσεπιχωνευμάτων και οχετών έγχυσης για χυτά μεγάλων διαστάσεων οι οποίοι επιτρέπουν την τροφοδοσία με ρευστό μέταλλο της συνεχώς υποχωρούσας λόγω συστολής μάζας του υγρού.

Με αυτό τον τρόπο η σχηματιζόμενη διακένωση σχηματίζεται σε τμήματα του χυτού που δεν ανήκουν στην τελική του γεωμετρία και τα οποία αποκόπτονται στη συνέχεια με μηχανική μέθοδο.

Σε ορισμένες περιπτώσεις, στη θέση του ογκώδους τμήματος του χυτού τοποθετούνται ψύχοντα σώματα, τόσο εντός του αποτυπώματος, όσο και επί της εσωτερικής του επιφάνειας. Η παρουσία των σωμάτων αυτών υποβοηθά την ταχύτερη πήξη του ογκώδους τμήματος και έτσι επιταχύνεται η συνολική στερεοποίηση.

Η μη επιφανειακές διακενώσεις εντοπίζονται με μη καταστροφικούς ελέγχους όπως είναι οι ακτίνες Χ, οι ακτίνες γ, οι υπέρηχοι. Κλπ. Σε αντίθεση

με τις διακενώσεις, η ύπαρξη μικροδιακενώσεων στη μάζα του χυτού, δεν αποτελεί σοβαρό ελάττωμα του μετάλλου. Με τον όρο μικροδιακενώσεις χαρακτηρίζονται τα μικρά κενά μεταξύ των στερεοποιημένων κόκκων και στα όρια τους. Η δημιουργία τους αποδίδεται στην ύπαρξη μεγάλου θερμοκρασιακού εύρους, που οδηγεί σε ζώνη πήξης μεγάλου πάχους, η οποία όπως αναφέρθηκε χαρακτηρίζεται από την ανάπτυξη δενδριτικών κρυστάλλων. Μεταξύ αυτών εγκλωβίζεται υγρή φάση η οποία κατά τη στερεοποίηση της συστέλλεται, αφήνοντας πολλά διάκενα, ορατά σε οπτικό μικροσκόπιο. Στο εσωτερικό των μικροδιακενώσεων δεν εγκλωβίζεται αέρας, ο οποίος θα μπορούσε να προκαλέσει την οξειδωση του μετάλλου, ενώ, κατά το στάδιο της μηχανικής κατεργασίας που ακολουθεί (έλαση), συνήθως πραγματοποιείται συνένωση και τελική εξάλειψή τους.

Μετά το πέρας της στερεοποίησης του ρευστού, το πλίνθωμα συστέλλεται σε στερεά κατάσταση. Η συστολή εξαρτάται από το συντελεστή συστολής σε στερεά κατάσταση, η τιμή του οποίου είναι διαφορετική για τα διάφορα μέταλλα και κράματα. Αμέσως μετά το πέρας της πλήρους πήξης, στη μάζα του χυτού επικρατεί ανισοθερμία, - οι εξωτερικές ζώνες στερεοποίησης είναι ψυχρότερες από τις εσωτερικές, - και η συστολή δεν πραγματοποιείται με τρόπο ομοιόμορφο. Έτσι αναπτύσσονται εσωτερικές μηχανικές τάσεις που δεν ξεπερνούν το όριο διαρροής του υλικού και θα μπορούσαν να χαρακτηριστούν ως αποθηκευμένη ελαστική δυναμική ενέργεια.

Οι μηχανικές τάσεις εξαρτώνται από την πολυπλοκότητα της γεωμετρίας του χυτού, εξαιτίας της αυξημένης ανισοθερμίας κατά την απόψυξη. Οι εσωτερικές τάσεις μπορούν να προκαλέσουν παραμόρφωση του χυτού, ρωγμάτωση ή και θραύση του, αμέσως μετά την πλήρη στερεοποίηση του και πριν την τέλεια απόψυξη του όταν το μέταλλο εμφανίζει, ακόμα, μειωμένη μηχανική αντοχή λόγω υψηλών θερμοκρασιών, ενώ οι μηχανικές τάσεις έχουν αρχίσει, ήδη, να αναπτύσσονται. Η ρωγμάτωση και η θραύση ευνοούνται επίσης και από την κακή σχεδίαση του αντικειμένου.

[40]

Μέρος Δεύτερο

Κεφάλαιο IV: Πειραματικό

IV.1. Πειραματική Διαδικασία

IV.1.1. Μελετώμενο υλικό

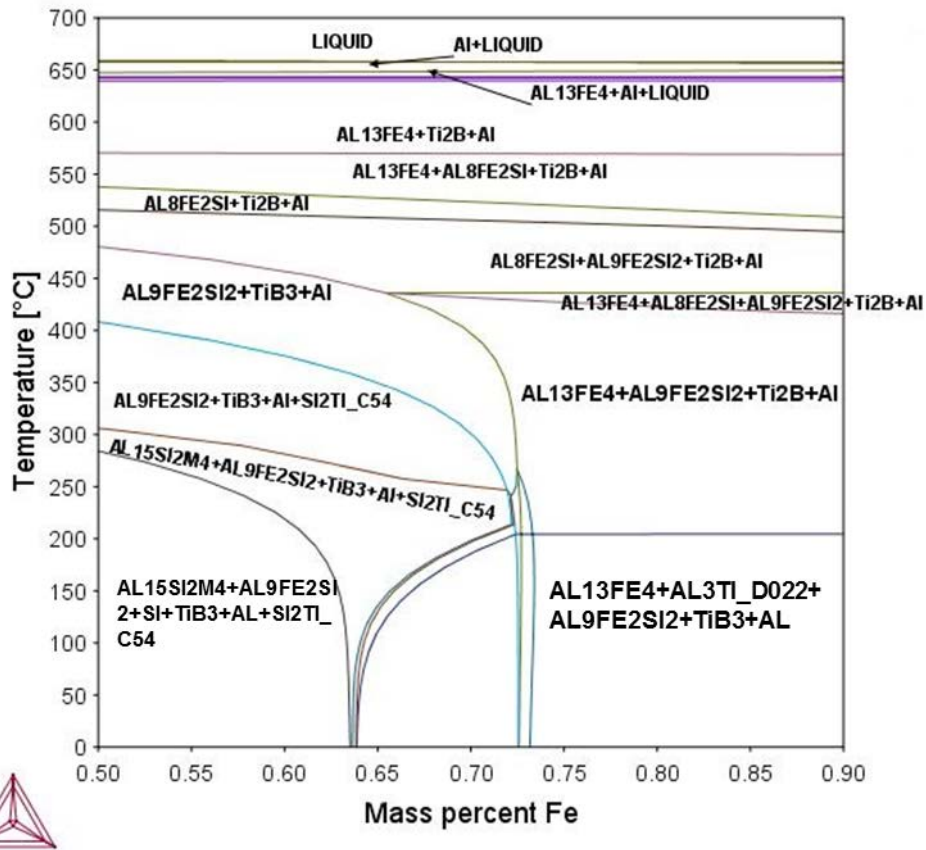
Το υλικό προς μελέτη που χρησιμοποιήθηκε στην εργασία είναι το κράμα αλουμινίου της σειράς 8xxx, πιο συγκεκριμένα το κράμα **8079** από την ΕΛ.Β.ΑΛ, προϊόν της μεθόδου twin roll casting και έχει την εξής χημική σύσταση:

Al 98,93%
Fe 0,75%
Si 0,23%

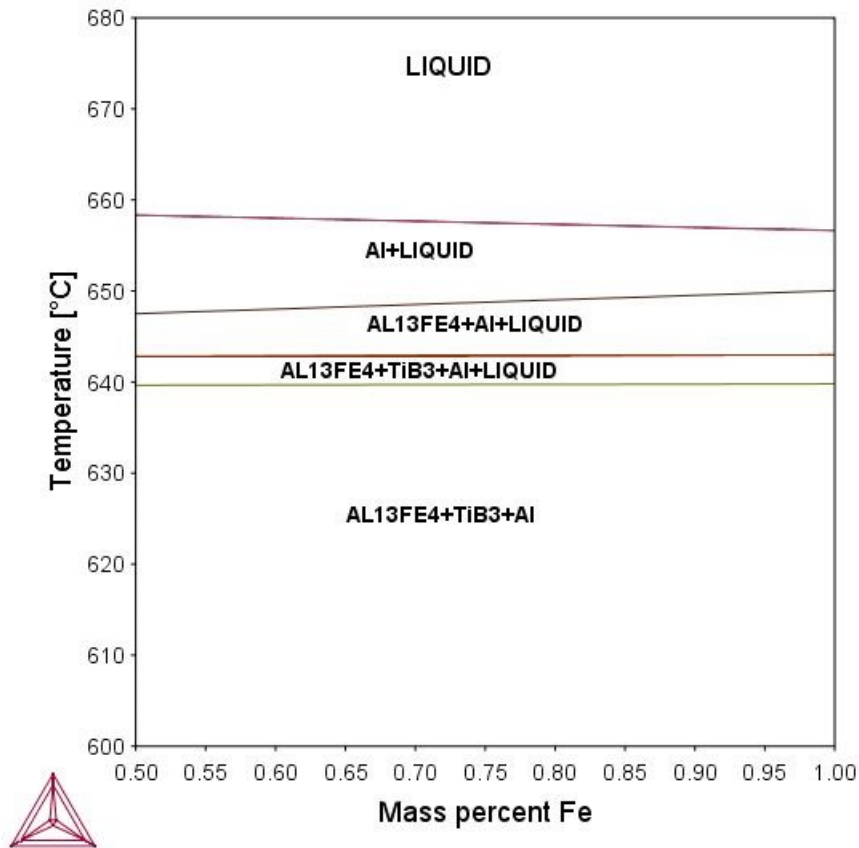
Standard Χημική Ανάλυση [OXI]

Al	98.951950	Sn	0.000290	Ca	0.000000
As		Ti	0.027510	Cd	
B	0.001780	Co		Na	0.000000
C		Pb	0.000770	Sb	
Cr	0.000250	D Fer	0.739540	Be	0.000010
Cu	0.000930	Bi	0.000290	Zn	0.006230
Mn	0.003610	V	0.013440	P	
Mo		Li		Sr	
N		Zr	0.000710	Elem3	
Nb		Ga	0.012440	Elem4	
Ni	0.002700	Hg		Elem5	
P		Mg	0.000000	Elem6	
S				Elem7	
Si	0.235180			Elem8	

Εικόνα 19: Χημική ανάλυση του δείγματος 8079



Εικόνα 20: Διάγραμμα φάσης του 8079 κράματος που χρησιμοποιήθηκε στη χύτευση.



Εικόνα 21: Μεγέθυνση του διαγράμματος φάσης από 660 °C μέχρι 600 °C

IV.1.2. Περιγραφή της πειραματικής διαδικασίας και παράμετροι

Πραγματοποιήθηκαν συνολικά 2 δοκιμές χύτευσης, στις εγκαταστάσεις του ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ.

Και στις 2 δοκιμές θερμάναμε το αλουμίνιο για 40 min – 1 hr σε φούρνο και στη συνέχεια αποχύσαμε το τηγμένο αλουμίνιο σε καλούπια.

1^η ΔΟΚΙΜΗ

Τοποθετούμε το δείγμα στο χωνευτήριο με σκόνη flux στον φούρνο για περίπου 40 min, και το αποχύνουμε σε 2 καλούπια από χυτοσίδηρο και τα αφήνουμε να στερεοποιηθούν στον αέρα. Το καλούπι με το υλικό με το πιο μικρό πάχος που έχει και την μεγαλύτερη απαγωγή θερμότητας είναι και το υλικό από το οποίο πήραμε τις μετρήσεις για τον πιο γρήγορο ρυθμό απόψυξης.

Τα βάρη του αλουμινίου που τήξαμε:

Χωνευτήριο 1 με Flux = 756,915 gr
Χωνευτήριο 2 Flux = 704,815 gr

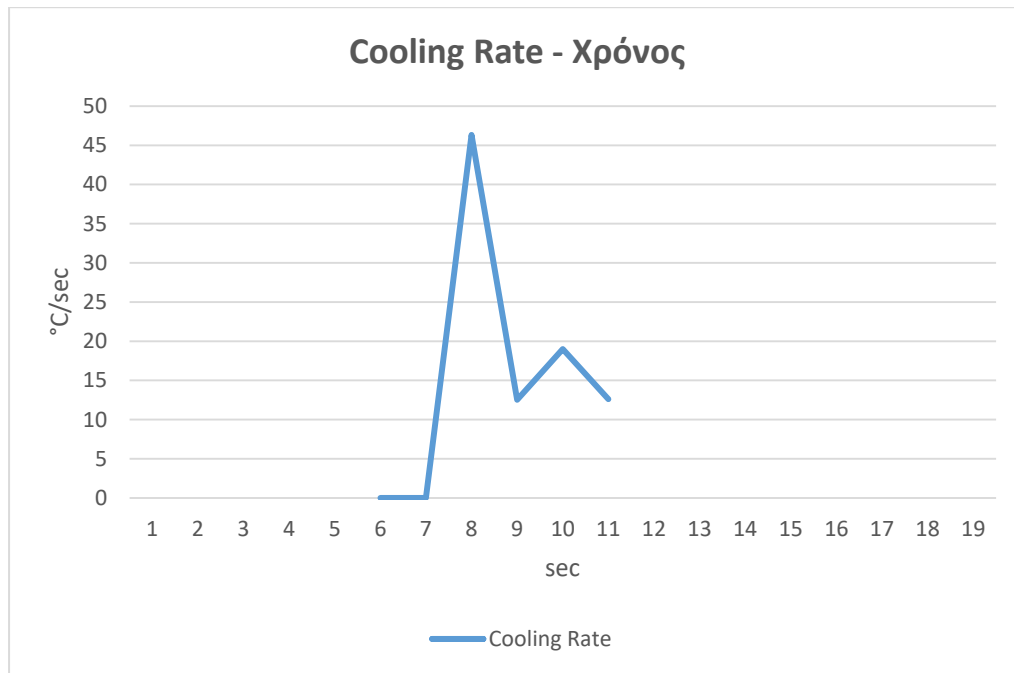
Λαμβάναμε μετρήσεις κάθε 10 sec με τη χρήση θερμοστοιχείου και πήραμε τα εξής αποτελέσματα :

°C/10 sec	Cooling Rate(°C/sec)	Χρόνος(sec)
500	70	0
430	50	10
380	30	20
350	25	30
325	15	40
310	20	50
290	20	60
270	10	70
260	10	80
250	10	90
240	10	100
230	10	110
220	5	120
215	5	130
210	5	140
205	7	150
198	8	160
190	8	170
182		180

Ο μέσος όρος ρυθμού απόψυξης είναι : 17,66 °C/sec

Τυπική απόκλιση του μέσου όρου (STDEV) = 17,29

Σχηματικά έχουμε:



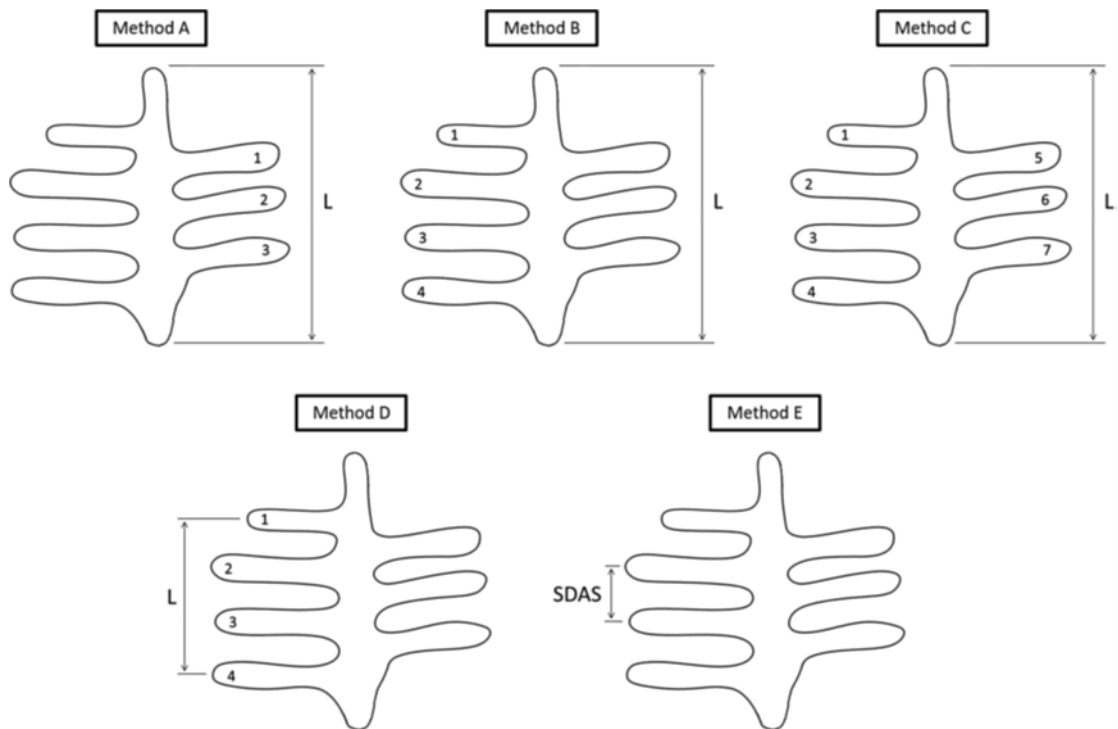
Σχήμα 1: Διάγραμμα που συσχετίζει τον ρυθμό απόψυξης με τον χρόνο απόψυξης . Ο ρυθμός απόψυξης μειώνεται με την πάροδο του χρόνου.

Στη συνέχεια , πήραμε 3 δοκίμια και πραγματοποιήσαμε μεταλλογραφική προετοιμασία σε αυτά με σκοπό την παρατήρησή τους στο οπτικό μικροσκόπιο.

Προετοιμάσαμε 4 δοκίμια.

Δοκίμιο	Διαδικασία
1	Αργή Στερεοποίηση
2	Ραγδαία Στερεοποίηση
3	Twin Roll Casting
6	Αργή Στεροποίηση (Υπό άλλη γωνία κοπής)

Ο ρυθμός απόψυξης υπολογίζεται από την μέτρηση της δευτερογενούς απόστασης μεταξύ των κλάδων των δενδριτών (SDAS).



Υπάρχουν 4 μέθοδοι μέτρησης του sdas, εμείς χρησιμοποιήσαμε την 4η κατά την οποία το μήκος L μετράται ως το μήκος παράλληλα προς την πρωτογενή απόσταση των κλάδων , το οποίο εκτείνεται από το κέντρο του πρώτου στο κέντρο του τελευταίου δευτερογενούς κλάδου. Το sdas το υπολογίσαμε με τον τύπο :

$$SDAS = L/(N-1)$$

Όπου N , ο αριθμός των δενδριτικών κλάδων.

2^η ΔΟΚΙΜΗ

Στη συνέχεια πραγματοποιήσαμε 2^η δοκιμή με 2 χωνευτήρια.

Χωνευτήριο 1 με Flux = 1082,948 gr
Χωνευτήριο 2 χωρίς Flux = 617,8 gr
Flux που χρησιμοποιήθηκε = 313,7 gr

Μετά την δοκιμή

Χωνευτήριο 1 με Flux = 1293,2 gr (μαζί με το θερμοστοιχείο)
Χωνευτήριο 2 χωρίς Flux = 730,7 gr

Η πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε είναι παρόμοια με την 1^η δοκιμή με διαφορετικά καλούπια όμως.

Τα καλούπια που χρησιμοποιήθηκαν είναι τα εξής:

Αριθμός Χύτευσης	Περιγραφή Χύτευσης
1η Χύτευση	με FLUX
Αριθμός Δείγματος	Περιγραφή Δείγματος
K 1 F - κέντρο	δείγμα από το κέντρο του χυτού που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι
K 1 F - επιφάνεια	δείγμα από την επιφάνεια του χυτού που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι
X 1 F	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στη χελώνα (slow solidification)
N 1 F	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification)

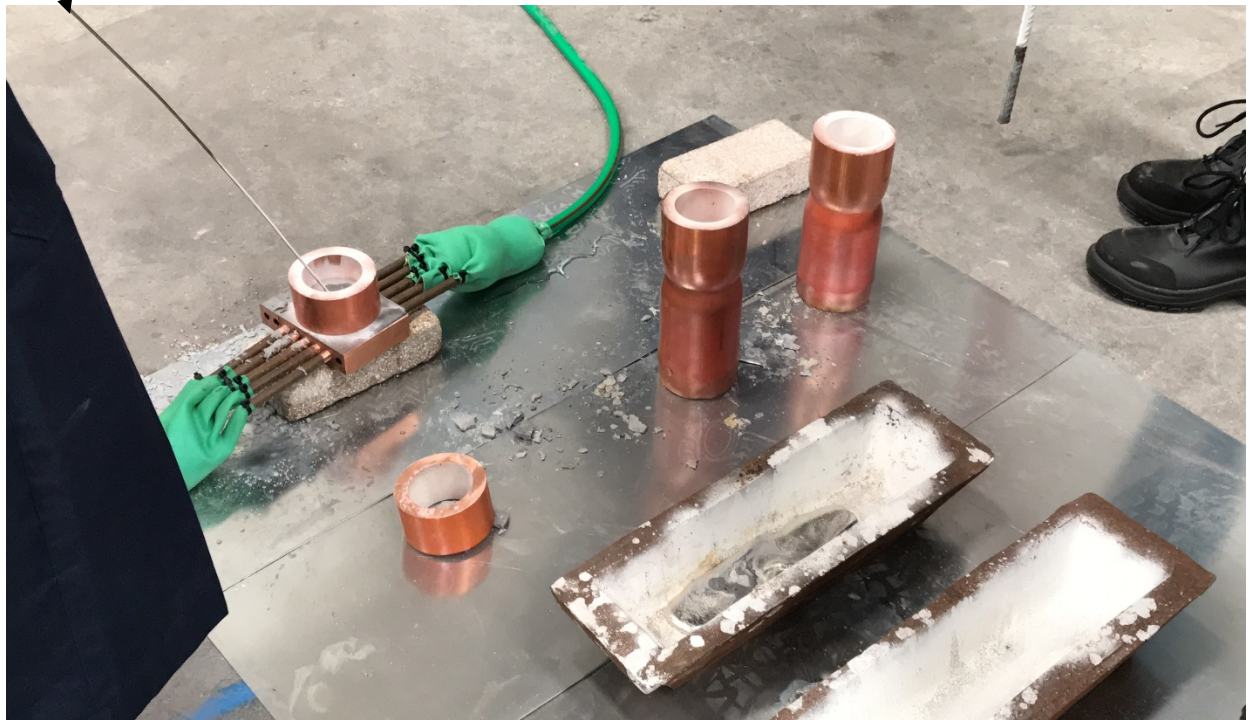
Αριθμός Χύτευσης	Περιγραφή Χύτευσης
2η Χύτευση	χωρίς FLUX
Αριθμός Δείγματος	Περιγραφή Δείγματος
K 2 X	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι
X 2 X	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στη χελώνα(slow solidification)
N 2 X	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification)
S 2 X	δείγμα που έχει πέσει από την χύτευση στο χάλκινο καρότο (rapid solidification)
Αριθμός Χύτευσης	Περιγραφή Χύτευσης
3η Χύτευση	με FLUX, χρησιμοποιήθηκαν πιο μικρές ποσότητες αλουμινίου
Αριθμός Δείγματος	Περιγραφή Δείγματος
K 3 F	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι
N 3 F	δείγμα από τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό
S 3 F	δείγμα από τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό
Αριθμός Χύτευσης	Περιγραφή Χύτευσης
4η Χύτευση	με FLUX, χρησιμοποιήθηκαν πιο μικρές ποσότητες αλουμινίου
Αριθμός Δείγματος	Περιγραφή Δείγματος

K 4 X	δείγμα από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι
N 4 X	δείγμα από τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό
S 4 X	δείγμα από τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό

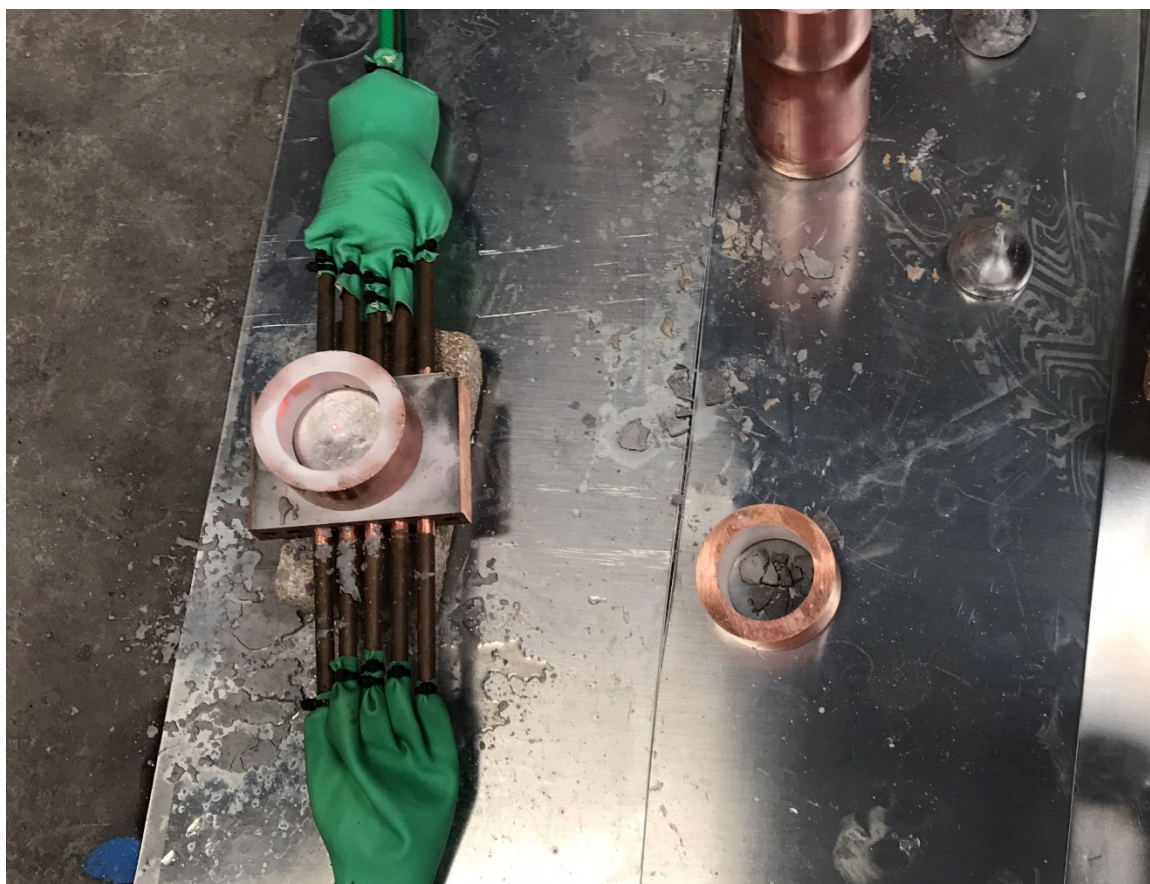


Φωτογραφία 1 από την ημέρα της δοκιμής με τα καλούπια που χρησιμοποιήθηκαν.

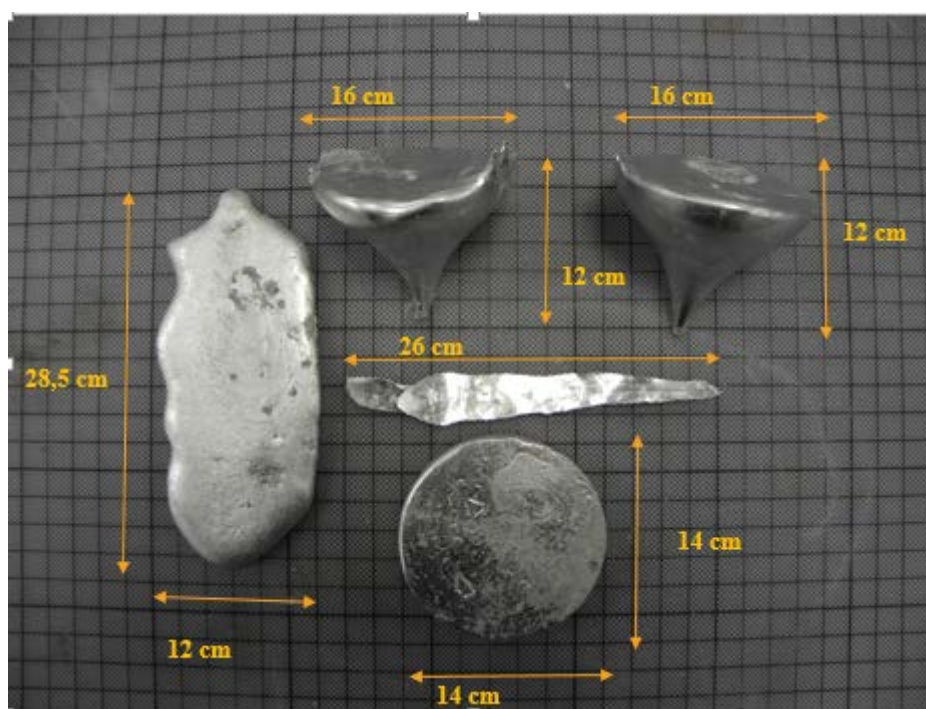
Thermocouple



Φωτογραφία 2 από την ημέρα της δοκιμής



Φωτογραφία 3 από την ημέρα της δοκιμής. Η διάταξη με το νερό.



Φωτογραφία 4 από τα as cast προϊόντα της 1^{ης} χύτευσης από την οποία κόψαμε δοκίμια.



Φωτογραφία 5 από τα *as cast* προϊόντα της 4^{ης} χύτευσης από την οποία κόψαμε δοκίμια.

IV.1.3. Μεταλλογραφική Προετοιμασία

Στη συνέχεια ακολουθήθηκε η παρακάτω μεταλλογραφική προετοιμασία των δειγμάτων με σκοπό την ανάλυσή τους για την εξαγωγή αποτελεσμάτων.

Η μεταλλογραφική προετοιμασία που ακολουθήσαμε αποτελείται από τα εξής στάδια:

Κοπή των δοκιμίων

Πρόκειται για το προφανές, κόψιμο του υλικού σε κατάλληλα τεμάχια ώστε να χρησιμοποιηθούν ως δοκίμια.

Εγκιβωτισμός δοκιμίων

Ο σκοπός της διαδικασίας του εγκιβωτισμού ενός δοκιμίου πριν γίνει η μεταλλογραφία του είναι η προστασία του από θραύση εάν αυτό είναι ψαθυρό ή διαθέτει επικάλυψη και η διατήρηση των άκρων του. Το κομμένο τεμάχιο-δοκίμιο εσωκλείεται σε ρητίνη σε πολυμερές καλούπι σχήματος κυλίνδρου ώστε να έχουμε βελτιωμένη πρόσφυση στο δοκίμιο για το υπόλοιπο της

διαδικασίας. Μαζί με την ρητίνη προσθέτουμε και σκληρυντή για να σκληρύνει το δοκίμιο. Συνολικά προσθέσαμε 12 σταγόνες για τα 50 ml ρητίνης.

Ο εγκιβωτισμός είναι χρονοβόρος καθώς για την σωστή ολοκλήρωση του απαιτείται συνολική πήξη της ρητίνης. Η ρητίνη περιέχει κάποιες επιπλέον σταγόνες διαλυτικού υλικού. Ο εγκιβωτισμός λαμβάνει χώρα προκειμένου να παράγουμε δοκίμια σταθερής διατομής με ομοιόμορφο σχήμα έτσι ώστε είτε να μπορέσει ο χρήστης να κρατάει ακόμα και το πιο μικρό σε μέγεθος δοκίμιο εάν ακολουθεί χειροκίνητη διαδικασία λείανσης και στίλβωσης είτε να είναι σε θέση να το τοποθετήσει σε αυτόματη κεφαλή συγκράτησης δοκιμίων σε προηγμένο σύστημα λείανσης. Υπάρχουν δύο διαφορετικές διαθέσιμες τεχνικές εγκιβωτισμού: ο θερμός εγκιβωτισμός και ο ψυχρός εγκιβωτισμός.

Λείανση

Όπως αναφέραμε παραπάνω ανεξαρτήτως της μεθόδου που θα χρησιμοποιηθεί για το κόψιμο του υλικού, η δομή της επιφάνειας έχει αλλοιωθεί σε κάποιο βαθμό. Το κατεστραμμένο στρώμα απομακρύνεται χρησιμοποιώντας σταδιακά λειαντικούς τροχούς με λεπτότερους λειαντικούς κόκκους. Αυτό συμβαίνει με την γραμμική μείωση των γραμμών λείανσης με την χρήση ειδικών βαθμονομημένων χαρτιών λείανσης (επιφάνειες με κόκκους καρβιδίων ή άλλων πολύ σκληρών υλικών) 500, 1200, 4000 κόκκων / ίντσα. Για τα σιδηρούχα υλικά χρησιμοποιούμε χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου(SiC). Κατά την διάρκεια της λείανσης είναι απαραίτητη η συνεχόμενη παροχή νερού, για τον καθαρισμό του δίσκου καθώς και την ψύξη του δοκιμίου. Εξετάζουμε την επιφάνεια περιοδικά για να καθορίσουμε εάν έχουν εξαλειφθεί οι γρατσουνιές από τον προηγούμενο δίσκο. Η λείανση συνεχίζεται δύο με τρεις φορές από τον χρόνο που απαιτείται για την εξαφάνιση των προηγούμενων γρατσουνιών προκειμένου να εξασφαλιστεί η εξάλειψη της ζώνης παραμόρφωσης. Αν κατά την διάρκεια της λείανσης προκύψει κάποιο

σφάλμα πρέπει να αυξηθεί η ασκούμενη δύναμη και να μην χρησιμοποιηθεί πιο λεπτόκοκκος δίσκος. Το δοκίμιο πρέπει να παραμείνει στον δίσκο που 4 δημιουργήθηκε το ελάττωμα ή να επιστρέψει στον προηγούμενο. Το δοκίμιο πρέπει να περιστρέφεται κατά 45 έως 90° μεταξύ των σταδίων.

Στίλβωση

Κατά την αλλαγή των χαρτιών το δοκίμιο πρέπει να είναι υγρό για να αποφύγουμε τυχόν ολίσθηση. Επίσης πρέπει να ξεπλένεται πριν προχωρήσει στο επόμενο στάδιο, για να μην μολυνθούν τα λειαντικά χαρτιά με κόκκους από τους πιο χονδρόκοκκους λειαντικούς τροχούς. Μετά την τελική λείανση το δοκίμιο καθαρίζεται με βαμβάκι και νερό, περιχύνεται με οινόπνευμα και στεγνώνεται σε ρεύμα θερμού αέρα. Η στίλβωση γίνεται σε δύο πάνινους τροχούς. Επίσης χρησιμοποιήσαμε υγρό στίλβωσης καθώς και αδαμαντόπαστα 3 MICRON και 1 MICRON. Για σιδηρούχα υλικά το γυαλισμα απαιτεί μικρό χρόνο, με σχετικά μεγάλη ασκούμενη δύναμη και μικρή περιστροφική ταχύτητα. Κατά την διάρκεια του γυαλίσματος περιστρέφουμε το δοκίμιο κατά την φορά των δεικτών του ρολογιού.

Κατά την μετάβαση από τον ένα δίσκο στον άλλο το δοκίμιο καθαρίζεται με ένα βρεγμένο βαμβάκι και ξεπλένεται με οινόπνευμα. Επίσης το δοκίμιο πρέπει να περιστρέφεται αντίστροφα από τον δίσκο, γιατί αλλιώς δημιουργείται το φαινόμενο της ουράς του κομήτη. Το δοκίμιο στεγνώνεται στο τέλος της διαδικασίας με ρεύμα θερμού αέρα. Το δοκίμιο είναι πλέον έτοιμο για ηλεκτροχημική προσβολή.

Ηλεκτροχημική Προσβολή

Η χημική προσβολή χρησιμοποιείται στην μεταλλογραφία, για την αποκάλυψη της μικροδομής ενός δοκιμίου και την παρατήρηση του στο οπτικό μικροσκόπιο. Το δοκίμιο, για να είναι κατάλληλο για χημική προσβολή, πρέπει να έχει μια προσεκτικά γυαλισμένη επίπεδη επιφάνεια, από υλικό ελεύθερο από τις αλλαγές που μπορεί να προκλήθηκαν από επιφανειακή παραμόρφωση, από ροή των υλικών ή από γρατσουνιές. Παρ' ότι μερικές

πληροφορίες μπορούν να συλλεχθούν από το γυαλισμένο δοκίμιο, η μικροδομή συνήθως αποκαλύπτεται (γίνεται ορατή)

μόνο μετά από χημική προσβολή. Μόνο χαρακτηριστικά, τα οποία παρουσιάζουν διαφορά στην αντανάκλαστικότητα τους 10% ή περισσότερο, είναι δυνατόν, να είναι ορατά χωρίς χημική προσβολή. Αυτό ισχύει για μικροδομικά χαρακτηριστικά με μεγάλες χρωματικές διαφορές ή μεγάλες διαφορές στην σκληρότητα, οι οποίες προκαλούν τον σχηματισμό ανάγλυφης επιφάνειας. Ρωγμές, πόροι, οπές και μη μεταλλικά εγκλείσματα μπορούν επίσης να παρατηρηθούν χωρίς χημική προσβολή.

Ένα δοκίμιο, το οποίο είναι μόνο γυαλισμένο συχνά, δεν αποκαλύπτει την μικροδομή του, διότι το φως αντανάκλαται προς όλες τις κατευθύνσεις ομοιόμορφα.

Κατά τη διάρκεια του εργαστηρίου πραγματοποιήσαμε ηλεκτροχημική προσβολή χρησιμοποιώντας το αντιδραστήριο Kellers με χημική σύσταση (2,5% HNO₃ + 1,5 % HCl + 1% HF + 95% H₂O) ,το οποίο μας δίνει την δυνατότητα να παρατηρήσουμε καλύτερα τους δενδρίτες στο οπτικό μικροσκόπιο.

Οπτική μικροσκοπία

Η μεταλλογραφική εξέταση των δοκιμίων έγινε σε ανάστροφο μικροσκόπιο Nikon Epihot 300. Το λογισμικό που χρησιμοποιήθηκε για την ανάλυση των φωτογραφιών είναι το Image Analysis.

Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο (SEM)

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο έδωσε λύση στο πρόβλημα της μικρής μεγέθυνσης του οπτικού μικροσκοπίου. Η λειτουργία του στηρίζεται στην αρχή ότι υπό ορισμένες συνθήκες ταχέως κινούμενα ηλεκτρόνια συμπεριφέρονται σαν φως πολύ μικρού μήκους κύματος. Η ηλεκτρονιακή δέσμη έχει μήκος κύματος περίπου 100.000 φορές μικρότερο από το μήκος κύματος του ορατού φωτός. Αυτό σημαίνει ότι η ευκρίνεια μπορεί να αυξηθεί σημαντικά ακόμη και για πολύ μεγάλες μεγεθύνσεις. Αν και η αρχή του ηλεκτρονικού

μικροσκοπίου είναι όμοια με αυτή του οπτικού η εμφάνισή του είναι εντελώς διαφορετική. Είναι πολύ μεγαλύτερο σε

μέγεθος επειδή χρειάζονται τα συγκροτήματα παραγωγής και ελέγχου της ηλεκτρονιακής δέσμης. Το όλο σύστημα πρέπει να βρίσκεται σε υψηλό κενό διότι ο αέρας επηρεάζει την κίνηση των ηλεκτρονίων. Οι φακοί του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου είναι ισχυρά μαγνητικά πεδία που αναπτύσσονται από πηνία και η εικόνα εστιάζεται με μεταβολή της εντάσεως των μαγνητικών πεδίων, ενώ στο οπτικό μικροσκόπιο η εστίαση γίνεται διά μεταβολής της αποστάσεως μεταξύ των φακών. Τα ηλεκτρόνια εκπέμπονται από θερμαινόμενη κάθοδο κάθοδο βολφραμίου επιταχύνονται από την άνοδο και σχηματίζουν δέσμη υψηλής ταχύτητας. Ένα

Σύγχρονο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο μπορεί να δώσει μεγεθύνσεις έως 350.000X.

Σκληρομέτρηση Vickers

Η δοκιμή Vickers είναι συχνά ευκολότερο στη χρήση από άλλες δοκιμές σκληρότητας, δεδομένου οι απαιτούμενες υπολογισμοί είναι ανεξάρτητο από το μέγεθος του συμπιεστή, και ο συμπιεστής μπορεί να χρησιμοποιηθεί για όλα τα υλικά, ανεξάρτητα από τη σκληρότητα. Η βασική αρχή, όπως συμβαίνει με όλα τα κοινά μέτρα της σκληρότητας, είναι να παρατηρήσουμε την ικανότητα του υλικού να αντισταθεί πλαστική παραμόρφωση από μια τυπική πηγή. Η διαδικασία δοκιμής σκληρότητας, καθορίζει μια σειρά από ελαφρά φορτία, χρησιμοποιώντας ένα διαμάντινιο μέσο διείδυσης για να κάνει μια εσοχή η οποία μετράται και μετατρέπεται σε μια τιμή σκληρότητας. Μια τετράγωνη βάση της πυραμίδας σε σχήμα διαμαντιού χρησιμοποιείται για τη δοκιμή της κλίμακας Vickers. Τυπικά φορτία είναι πολύ ελαφρύ, που κυμαίνονται από μερικά γραμμάρια μέχρι ένα

ή παραπάνω κιλά. Αποφασίστηκε ότι το σχήμα του μέσου διείδυσης θα πρέπει να είναι ικανό να παράγει γεωμετρικά παρόμοιες εντυπώσεις,

ανεξάρτητα από το μέγεθος η αποτύπωση θα πρέπει να έχουν καλά καθορισμένα σημεία μέτρησης και ο συμπιεστής θα πρέπει να έχει υψηλή αντοχή σε αυτο-παραμόρφωση. Ένα διαμάντι με τη μορφή ένα τετραγωνικής πυραμίδας ικανοποίησε τους όρους αυτούς. Είχε

διαπιστωθεί ότι το ιδανικό μέγεθος μιάς Brinell διείδυσης είναι το $\frac{3}{8}$ της διαμέτρου της σφαίρας. Καθώς οι δύο εφαπτόμενες στον κύκλο στα άκρα μιας χορδής $3d / 8$ μακρά τέμνονται στους 136° , αποφασίστηκε να χρησιμοποιήσει αυτό ως περιεχόμενη γωνία του συμπιεστή, δίνοντας μια γωνία προς το οριζόντιο επίπεδο 22° σε κάθε πλευρά. Η γωνία αυτή ποικίλει πειραματικά και βρέθηκε ότι η τιμή σκληρότητας που λαμβάνεται από ένα ομοιογενές κομμάτι υλικού παρέμεινε σταθερή, ανεξάρτητα από το φορτίο. Ο αριθμός HV στη συνέχεια προσδιορίζεται από την συνάρτηση F / A , όπου F είναι η δύναμη που εφαρμόζεται στο διαμάντι σε χιλιόγραμμα και το A είναι το εμβαδόν επιφανείας της διείδυσης σε τετραγωνικά

χιλιοστά.

Η ανάλυση των φωτογραφιών αφορούσε τις μετρήσεις:

Των αποστάσεων των δενδριτικών κλάδων με την πρότυπη μέθοδο του **ASTM Linear Intercept Method**. Μετά από την προσβολή με Kellers.

Η μέθοδος *ASTM Linear Intercept Method* λειτουργεί ως εξής:

- Ευθύγραμμο τμήμα χαράσσεται σε φωτογραφία μικροδομής έχοντας αρχή το μέσο ενός δευτερογενούς δενδριτικού κλάδου και τέλος ένα άλλο μέσο δενδριτικού κλάδου.
- Έπειτα διαιρώντας το μήκος του ευθύγραμμου τμήματος με τον αριθμό των δενδριτικών κλάδων και αφαιρώντας τη μονάδα(καθώς ξεκινώντας από το μέσο και τελειώνοντας στο μέσο το ευθύγραμμο τμήμα τέμνει ένα επιπλέον κλάδο, ο οποίος δεν μετρείται) ,έχουμε το μέσο μέγεθος δευτερογενών δενδριτικών κλάδων – SDAS.
- Το ποσοστό των δεύτερων φάσεων σε κάθε δοκίμιο με την χρήση του **Image Analysis** και μέσω υποπρογράμματος το οποίο διαχωρίζει βάσει χρώματος, όπου και οι β φάσεις εμφανίζονται σκουρότερες από την κύρια μήτρα του Αλουμινίου.

Η μέθοδος αυτή λειτουργεί ως εξής:

- Φωτογραφία της μικροδομής επεξεργάζεται από υποπρόγραμμα του Image Analysis μέσω του οποίου μετρώνται τα σκουρότερα pixels της φωτογραφίας τα οποία είναι και οι ενδομεταλλικές φάσεις που παρουσιάζονται στο κράμα.
- Στη συνέχεια μετράται το σύνολο των pixels της φωτογραφίας και με την διαίρεση των 2 προκύπτει το ποσοστό το οποίο η ενδομεταλλική φάση καταλαμβάνει στη μικροδομή.

Μέρος Τρίτο

Κεφάλαιο V: Αποτελέσματα

V.1 Αποτελέσματα πειραματικής διαδικασίας

V.1.1. Αποτελέσματα των δοκιμών

V.1.2. Αποτελέσματα από το Οπτικό Μικροσκόπιο

1^η Δοκιμή

Για το δείγμα 1

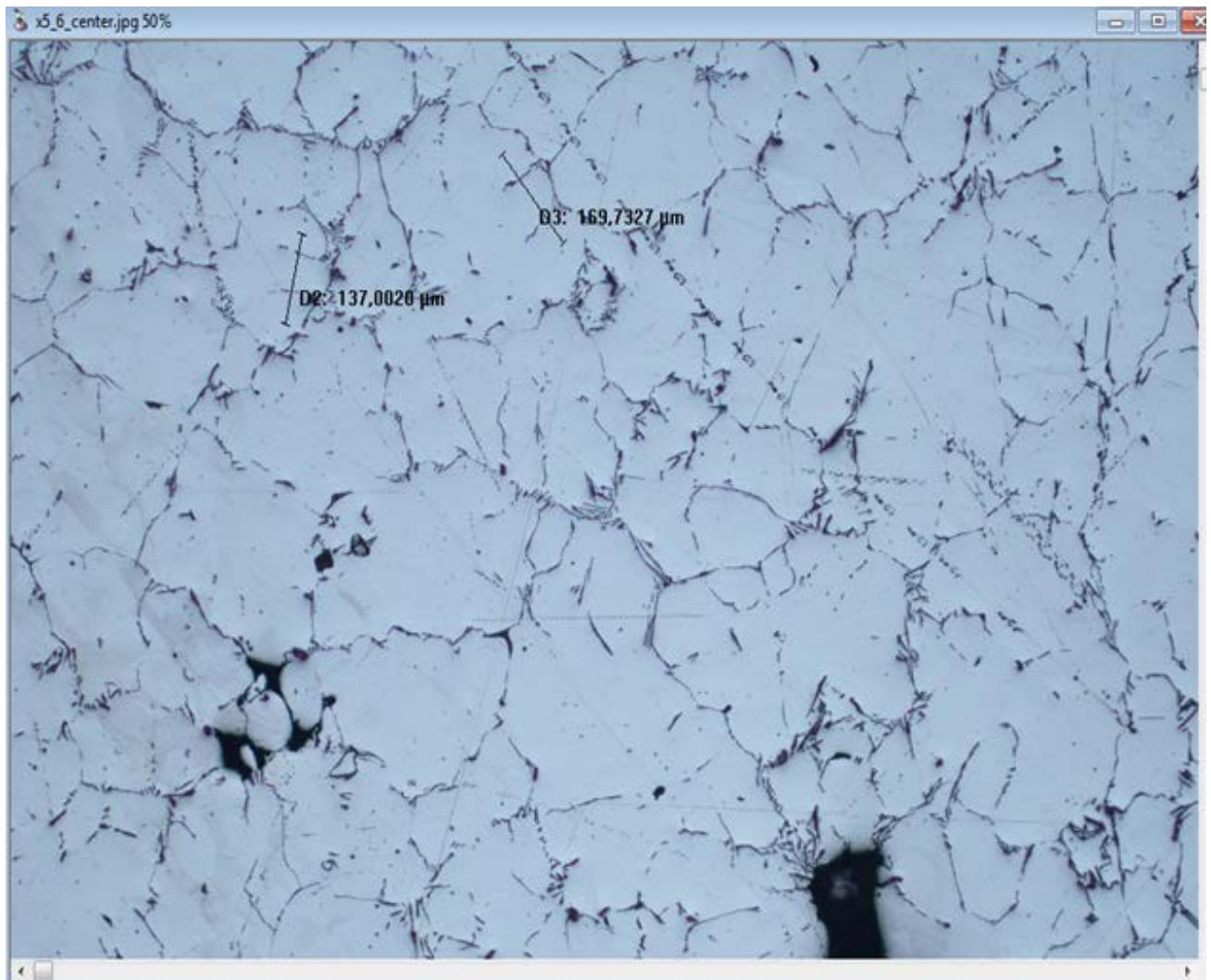
Sample 1_8079_Slow Solidification	Kellers Etching 80 sec	SDAS Measurements x5	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
x5_1_surface	357,3328	5	89,33320
x5_2_surface	183,6422	4	61,21407
x5_3_surface	356,1393	5	89,03483
x5_4_surface	236,7692	4	78,92307
x5_4_surface	272,336	4	90,77867
x5_4_surface	148,7148	4	49,57160
x5_5_center	302,0485	4	100,68283
x5_5_center	265,1366	4	88,37887
x5_6_center	137,002	3	68,50100
x5_6_center	169,7327	3	84,86635

Πίνακας 1.5 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου 1 που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα από την 1^η δοκιμή.

Και ο μέσος όρος του SDAS για την επιφάνεια και το κέντρο του δείγματος αντίστοιχα

MO_surface	76,47590
MO_center	85,60726

Οι φωτογραφίες με τις μετρήσεις από το Image Analysis



Φωτογραφία 6 με μετρήσεις SDAS από το κέντρο του δείγματος, με μεγέθυνση x5

Για το δείγμα 2

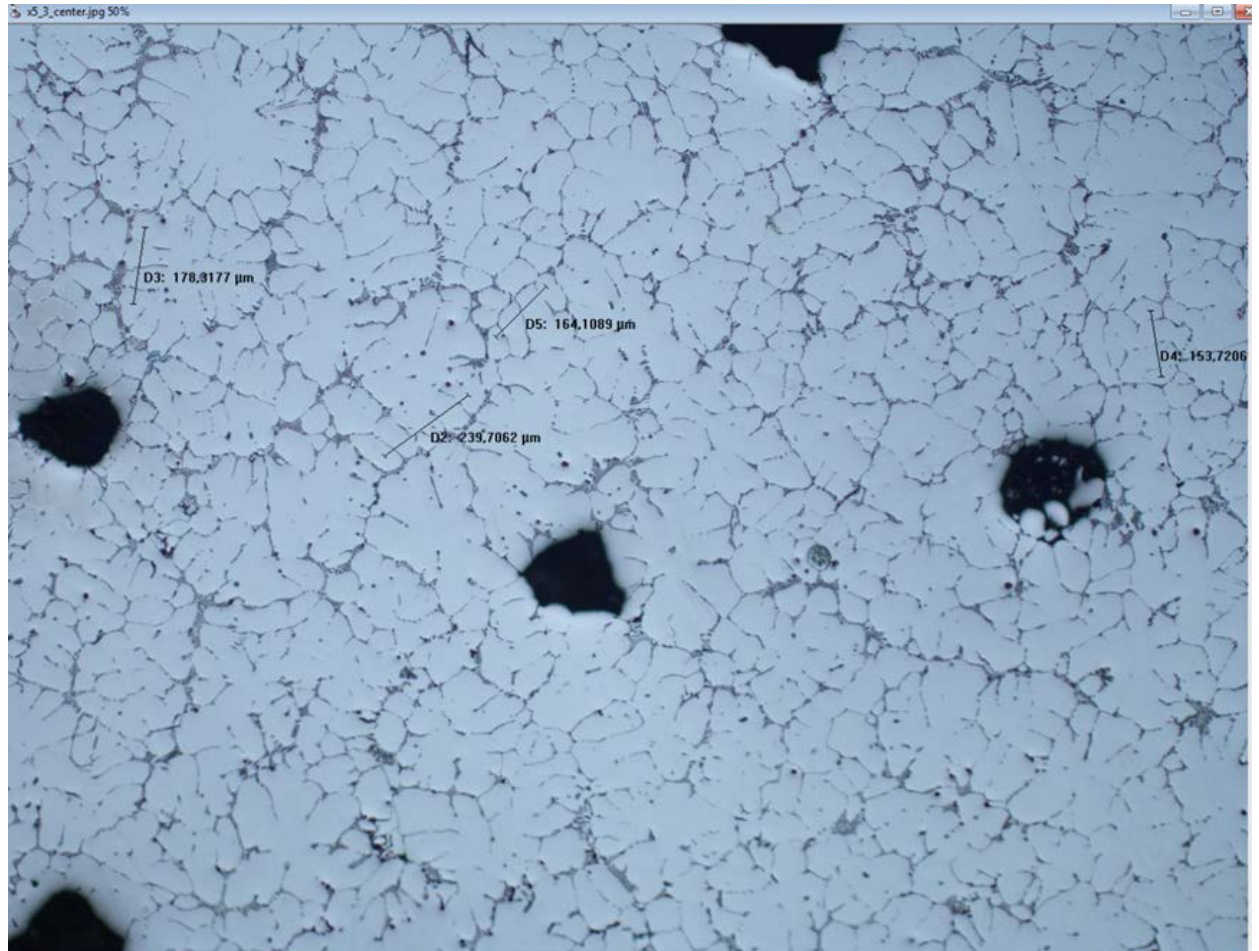
Sample 2_8079_Rapid Solidification	Kellers Etching 40 sec	SDAS Measurements x5	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
x5_1_surface	131,4365	4	43,812167
x5_1_surface	153,0713	4	51,023767
x5_1_surface	226,975	6	45,395000
x5_2_surface	204,0042	4	68,001400
x5_2_surface	221,5574	5	55,389350
x5_2_surface	229,4089	5	57,352225
x5_2_surface	168,4959	4	56,165300
x5_3_center	239,7062	5	59,926550
x5_3_center	178,3177	4	59,439233
x5_3_center	153,7206	4	51,240200
x5_3_center	164,1089	4	54,702967

Πίνακας 1.6 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα *Image Analysis* και σύμφωνα με την *Linear Intercept Method* για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου 2 που στερεοποιήθηκε γρήγορα στον αέρα από την 1^η δοκιμή.

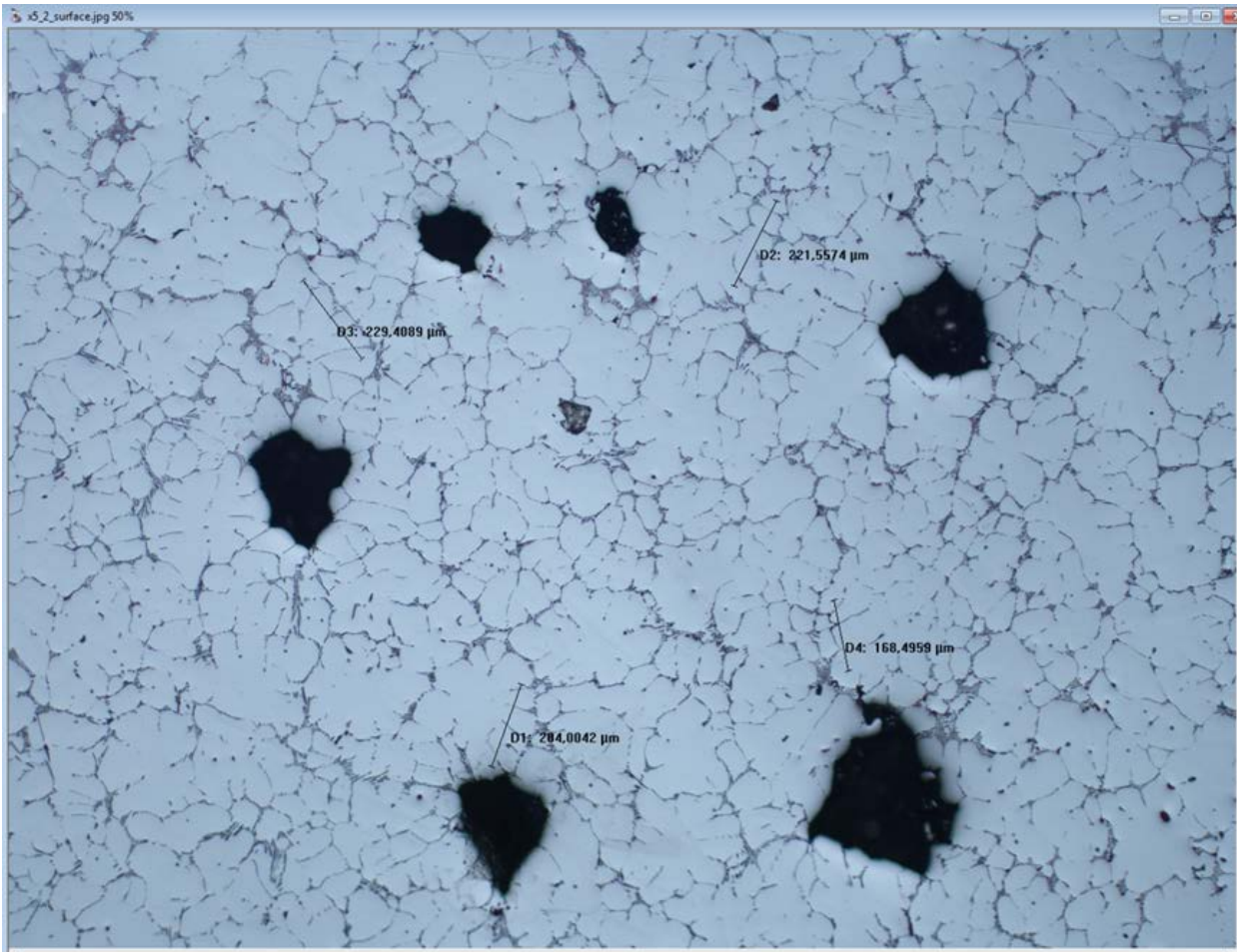
Και ο μέσος όρος του SDAS για την επιφάνει και το κέντρο του δείγματος αντίστοιχα

MO_surface	53,877030
MO_center	56,327238

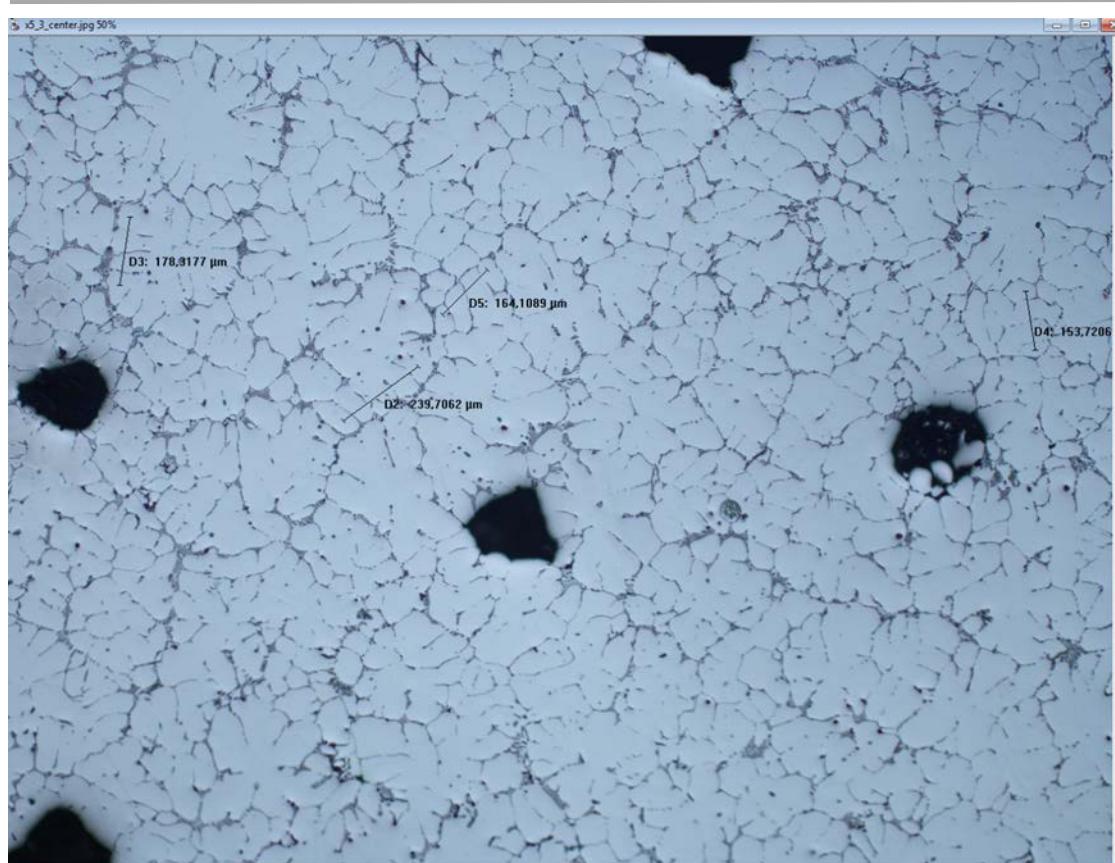
Οι φωτογραφίες με τις μετρήσεις από το Image Analysis



Φωτογραφία 7 με μετρήσεις SDAS από το κέντρο του δείγματος, με μεγέθυνση x5



Φωτογραφία 8 με μετρήσεις SDAS από την επιφάνεια του δείγματος, με μεγέθυνση x5.



Φωτογραφία 9 με μετρήσεις SDAS από την επιφάνεια του δείγματος, με μεγέθυνση x5.

Για το δείγμα 3

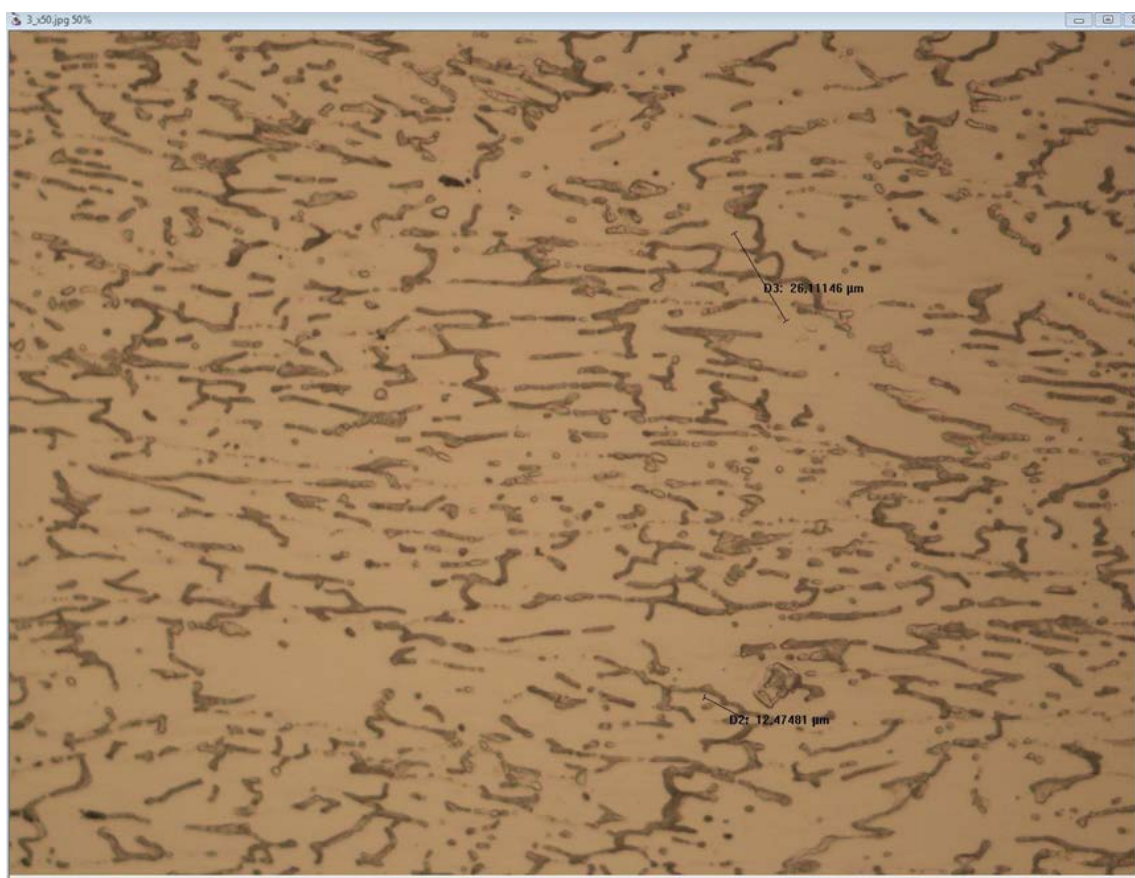
Sample 3_8079_Twin Roll Casting	Kellers Etching 120 sec	SDAS Measurements x20-x50	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
3_x50	12,47481	3	6,2374
3_x50	26,1146	4	8,7049
1_x20	26,30911	4	8,7697
1_x20	24,81577	4	8,2719
2_x50	23,33768	5	5,8344
4_x50	22,37175	4	7,4573
4_x50	21,98062	3	10,9903
4_x50	29,31602	6	5,8632
5_x20	17,97392	4	5,9913
5_x20	20,13444	4	6,7115
6_x20	41,97585	5	10,4940

Πίνακας 1.8 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου από την Twin Roll Casting μέθοδο.

Και ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	7,7569
----	---------------

Οι φωτογραφίες με τις μετρήσεις από το Image Analysis

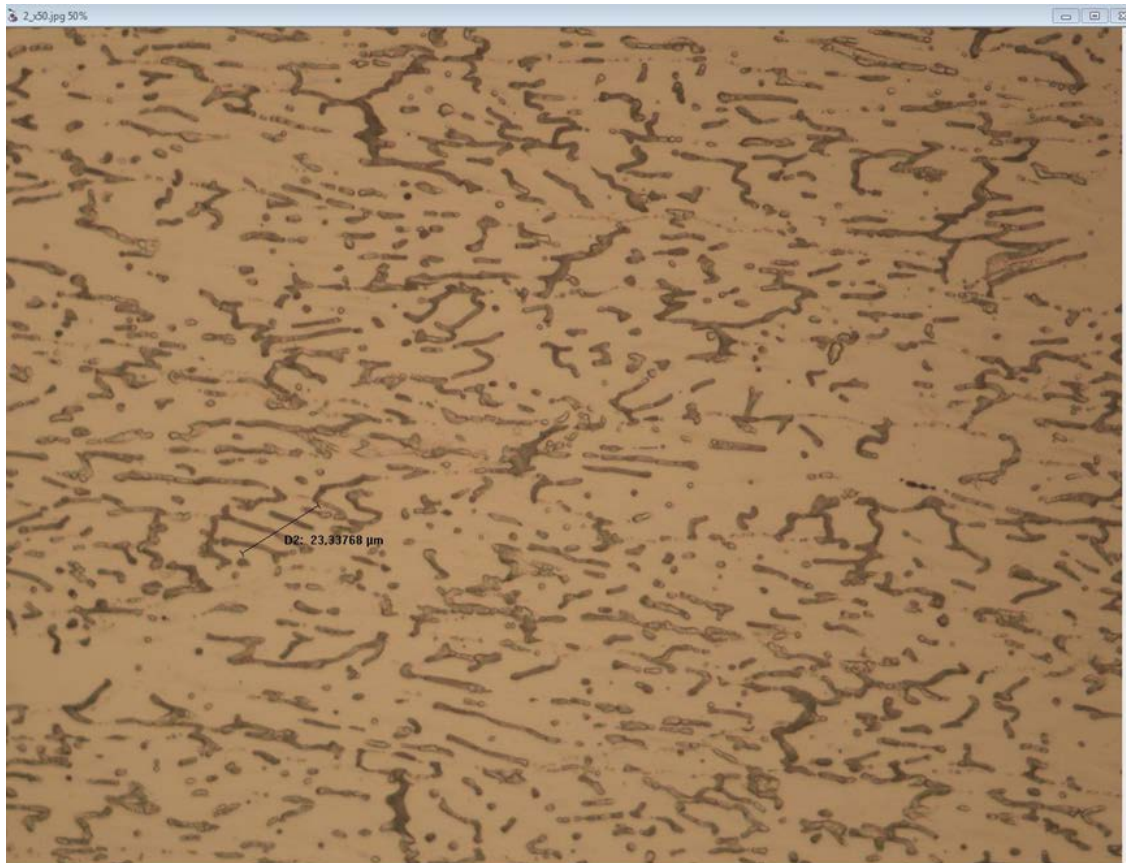


Φωτογραφία 10, με μεγέθυνση x50.

Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στη μικροδομή των κραμάτων αλουμινίου



Φωτογραφία 11 με μεγέθυνση x50.



Φωτογραφία 12 με μεγέθυνση x50.

Στις φωτογραφίες που πήραμε από το οπτικό μικροσκόπιο για το δοκίμιο από τη μέθοδο twin-roll casting δεν ήταν εύκολο να διακρίνουμε με ακρίβεια τις αποστάσεις SDAS.

Για το δείγμα 6

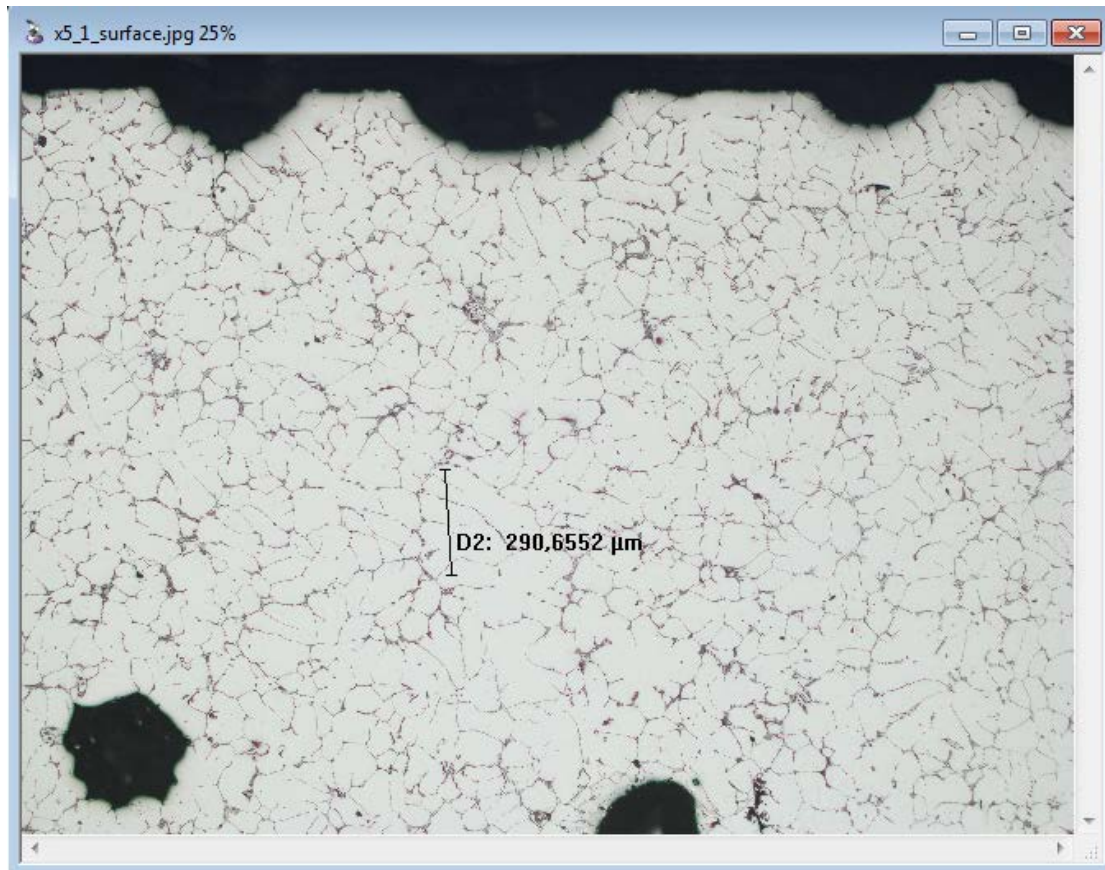
Sample 6_8079_Slow Solidification	Kellers Etching 40 sec	SDAS Measurements x5-x10	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
x5_1_surface	290,6552	6	58,1310
x5_2_surface	171,7018	5	42,9255
x5_2_surface	179,6393	6	35,9279
x5_2_surface	235,7047	6	47,1409
x5_2_surface	139,434	5	34,8585
x10_1_center	289,6883	6	57,9377
x10_2_center	145,0338	4	48,3446
x10_2_center	183,8614	4	61,2871
x10_2_center	167,9128	4	55,9709

Πίνακας 1.8 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου 6 που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα από την 1^η δοκιμή. Το δοκίμιο 6 είναι από το ίδιο χυτό με το δοκίμιο 1 απλά έχει κοπεί υπό άλλη διεύθυνση κοπής.

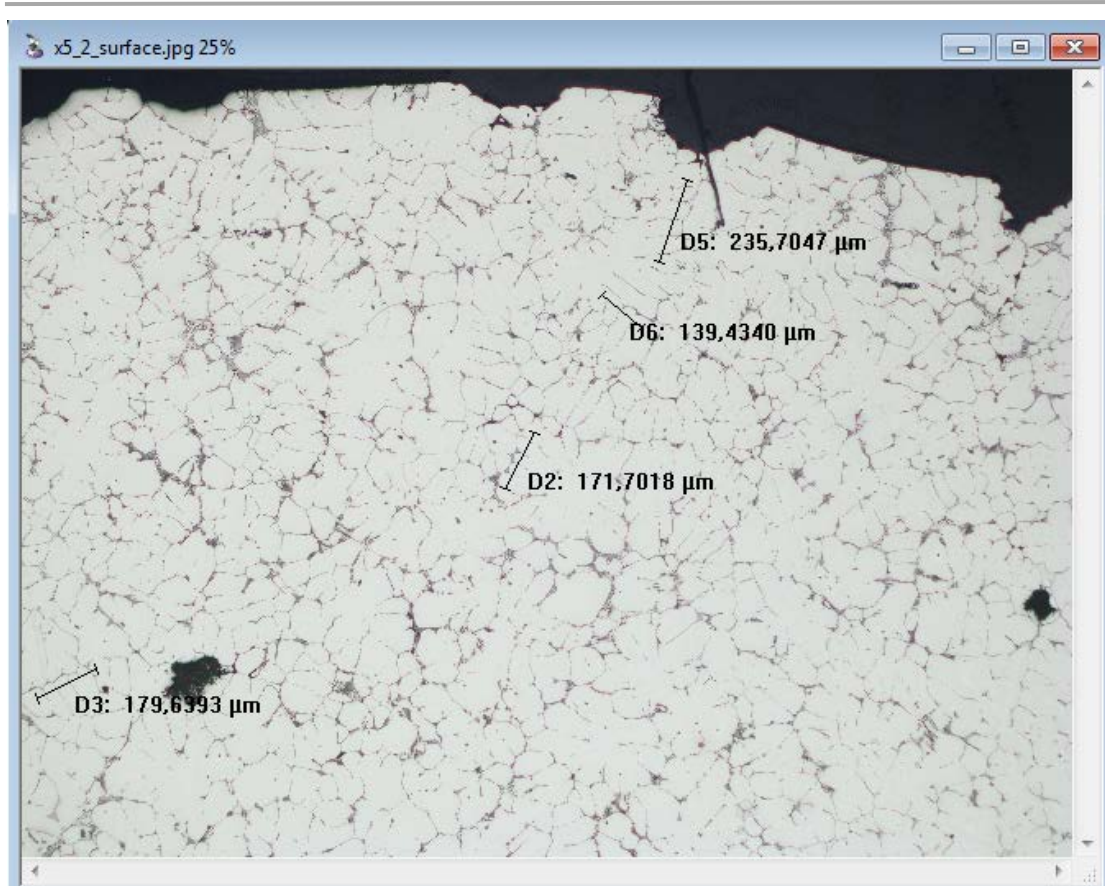
Και ο μέσος όρος του SDAS για την επιφάνεια και το κέντρο του δείγματος αντίστοιχα

MO_surface	43,7968
MO_center	55,8851

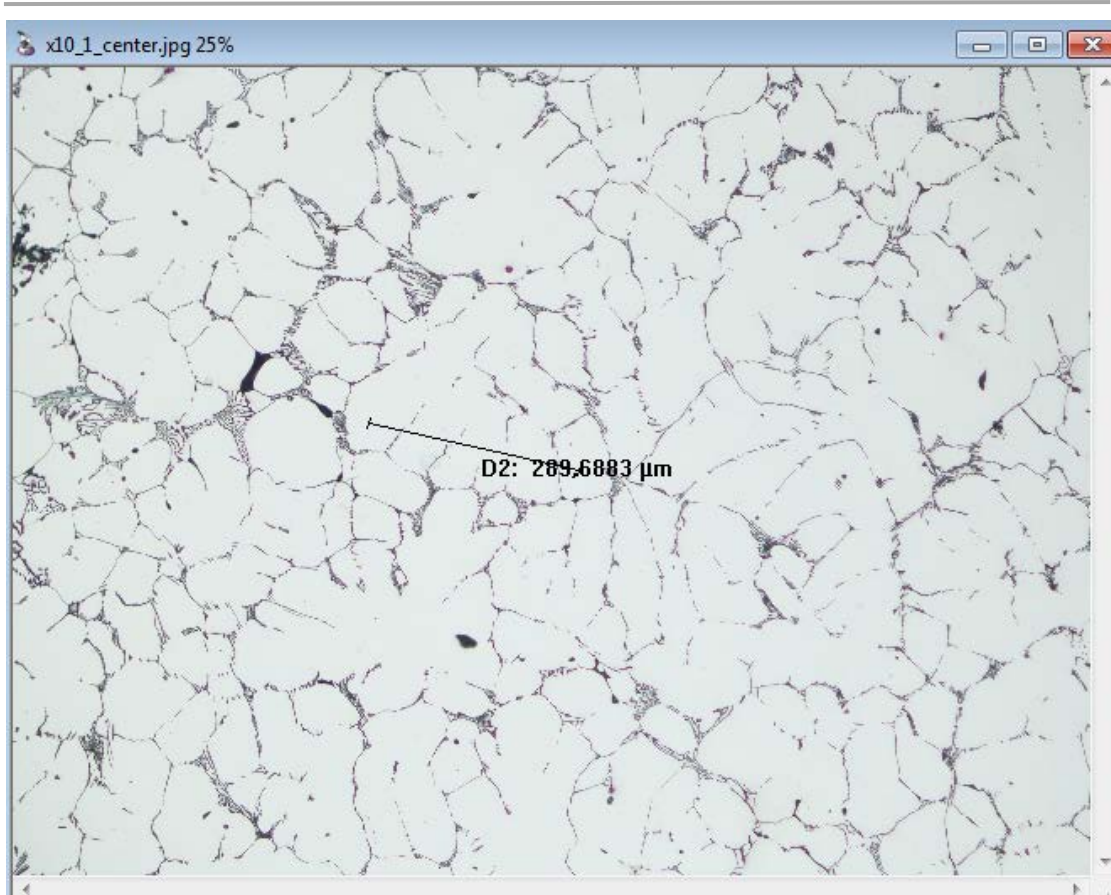
Οι φωτογραφίες με τις μετρήσεις από το Image Analysis



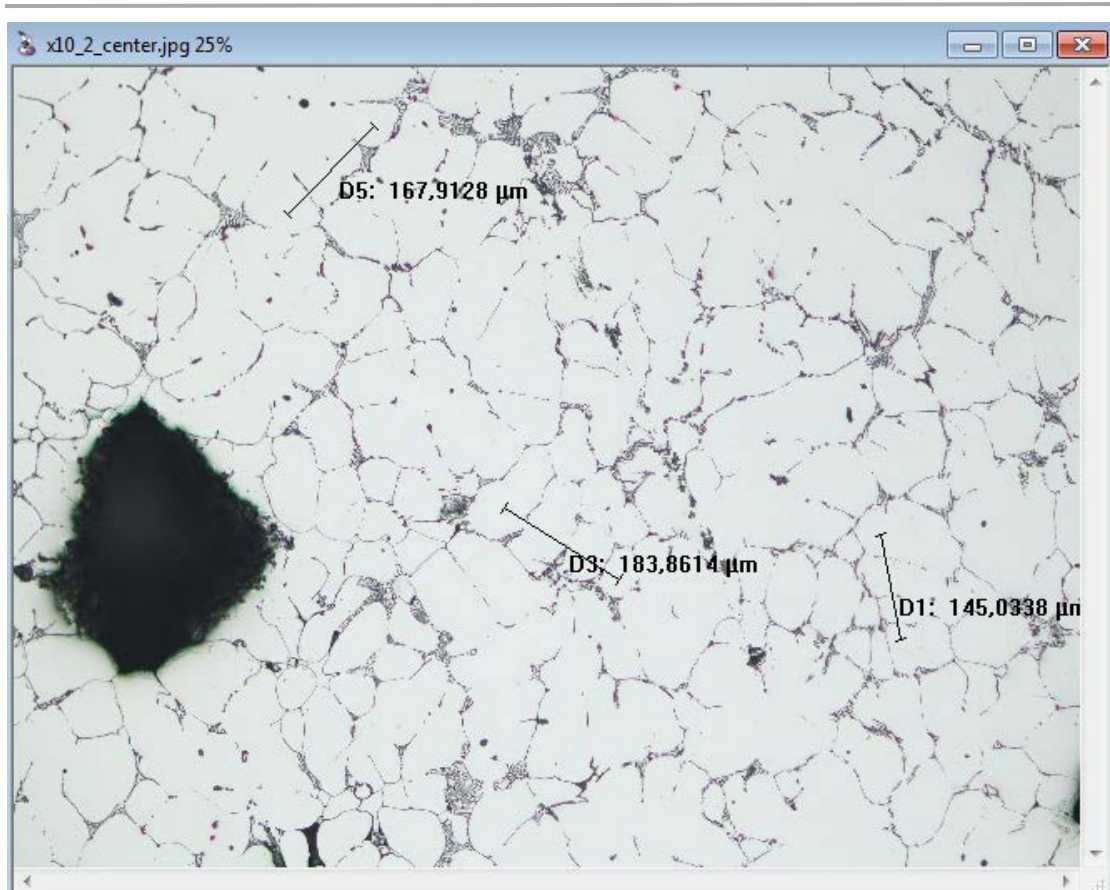
Φωτογραφία 13 με μετρήσεις SDAS από την επιφάνεια του δείγματος, με μεγέθυνση x5.



Φωτογραφία 14 με μετρήσεις SDAS από την επιφάνεια του δείγματος, με μεγέθυνση x5.



Φωτογραφία 15 με μετρήσεις SDAS από το κέντρο του δείγματος, με μεγέθυνση x10.



Φωτογραφία 16 με μετρήσεις SDAS από το κέντρο του δείγματος, με μεγέθυνση x10.

Αποτελέσματα 2^{ης} Δοκιμής

Μετρήσεις του SDAS από τα δοκίμια

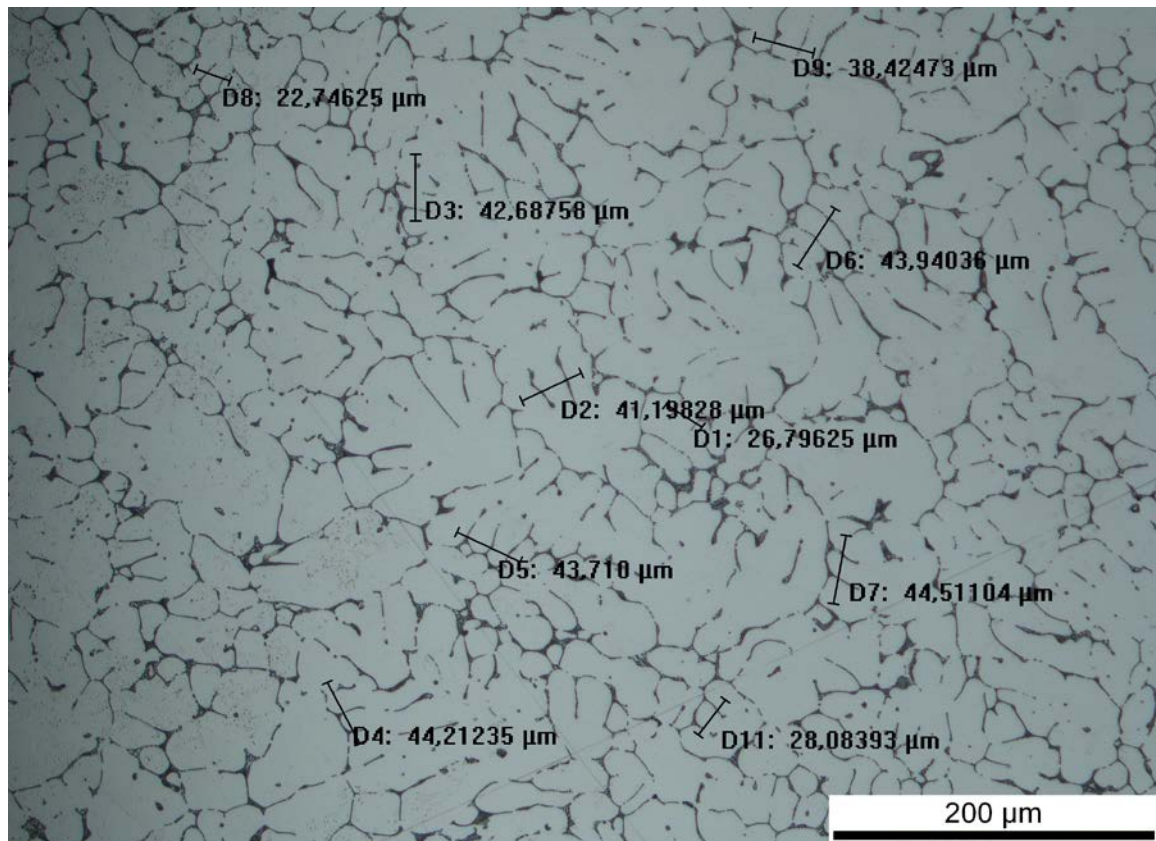
Δοκίμιο K1F επιφάνεια

Sample	Kellers Etching 35	SDAS Measurements x20	
K1F_επιφάνεια_8079	sec		
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	26,79625	3	13,39813
D2	41,19828	3	20,59914
D3	42,68758	4	14,22919
D4	44,21235	4	14,73745
D5	43,71	5	10,92750
D6	43,94036	4	14,64679
D7	44,51104	3	22,25552
D8	22,74625	3	11,37313
D9	38,42473	3	19,21237
D11	28,08393	3	14,04197

Πίνακας 1.9 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου από την επιφάνεια του χυτού που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι.

Και ο μέσος όρος του SDAS

MO_x20_2	15,54212
----------	----------



Φωτογραφία 17 με μετρήσεις SDAS από το κέντρο του δείγματος, με μεγέθυνση x20.

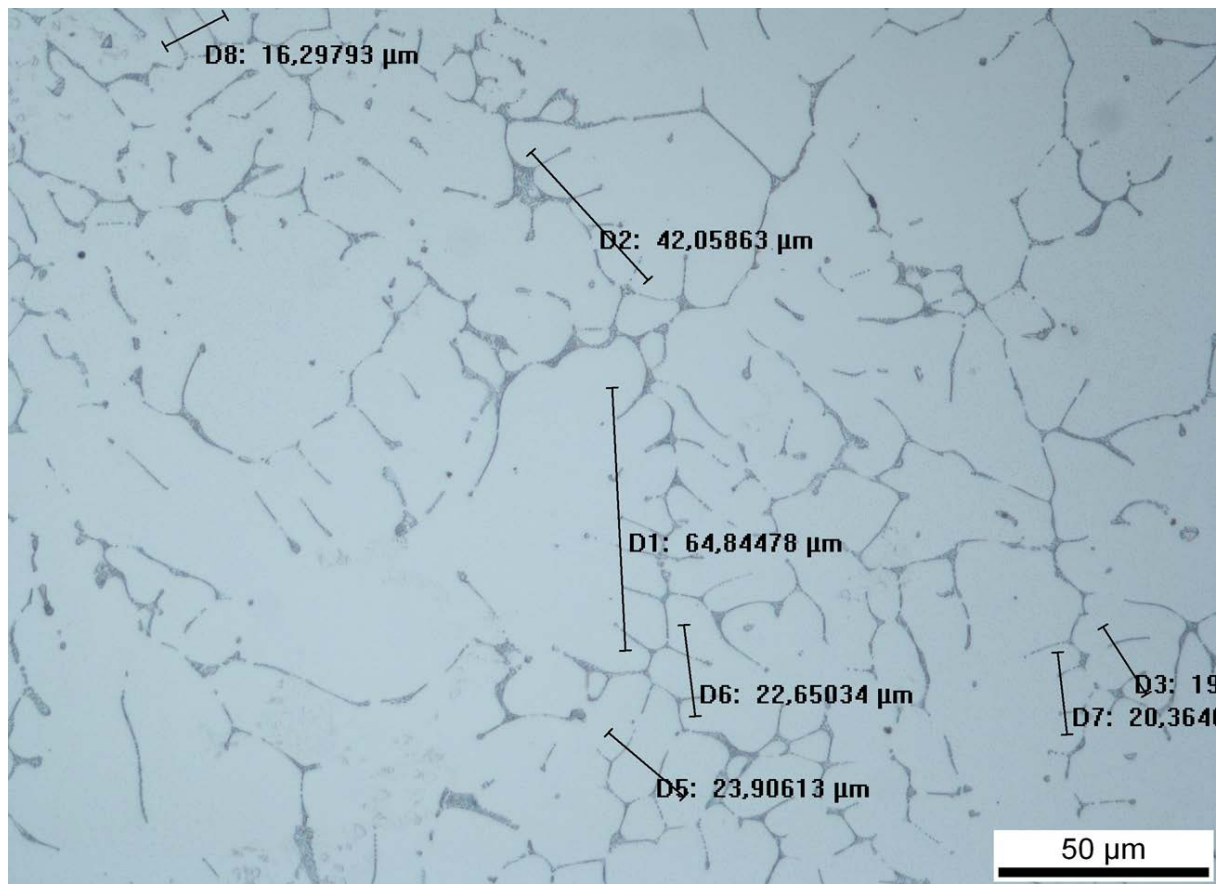
Δοκίμιο K1F κέντρο

Sample K1F_κέντρο_8079	Kellers Etching 35 sec	SDAS Measurements x50	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	64,84478	8	9,26354
D2	42,05863	5	10,51466
D3	19	3	9,50000
D5	23,9013	3	11,95065
D6	22,65034	3	11,32517
D7	20,364	3	10,18200
D8	16,29793	3	8,14897

Πίνακας 1.10 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου από το κέντρο του χυτού που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι.

Και ο μέσος όρος του SDAS

MO_x20_2	10,12643
-----------------	-----------------



Φωτογραφία 18 με μετρήσεις SDAS από το κέντρο του δείγματος, με μεγέθυνση x50.

Δοκίμιο N1F

Sample N1F_8079	Kellers Etching 35 sec	SDAS Measurements x50	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	37,88044	4	12,62681
D2	29,86891	4	9,95630
D3	37,05706	5	9,26427
D4	35,44996	4	11,81665
D5	33,027	4	11,00900
D6	19,09314	3	9,54657
D7	34,40155	3	17,20078
D8	41,4701	4	13,82337
D9	17,09755	3	8,54878
D10	14,53283	3	7,26642
D11	21,38229	3	10,69115
D12	21,9	3	10,95000
D13	37,24221	3	18,62111

Πίνακας 1.11 με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS του δοκιμίου από το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification).

Και ο μέσος όρος του SDAS

MO_x50_1	11,64009
----------	----------

Λαμβάναμε μετρήσεις κάθε 2 sec με τη χρήση ειδικού laser το οποίο μετράει την θερμοκρασία της επιφάνειας του χυτού και πήραμε τα εξής αποτελέσματα:

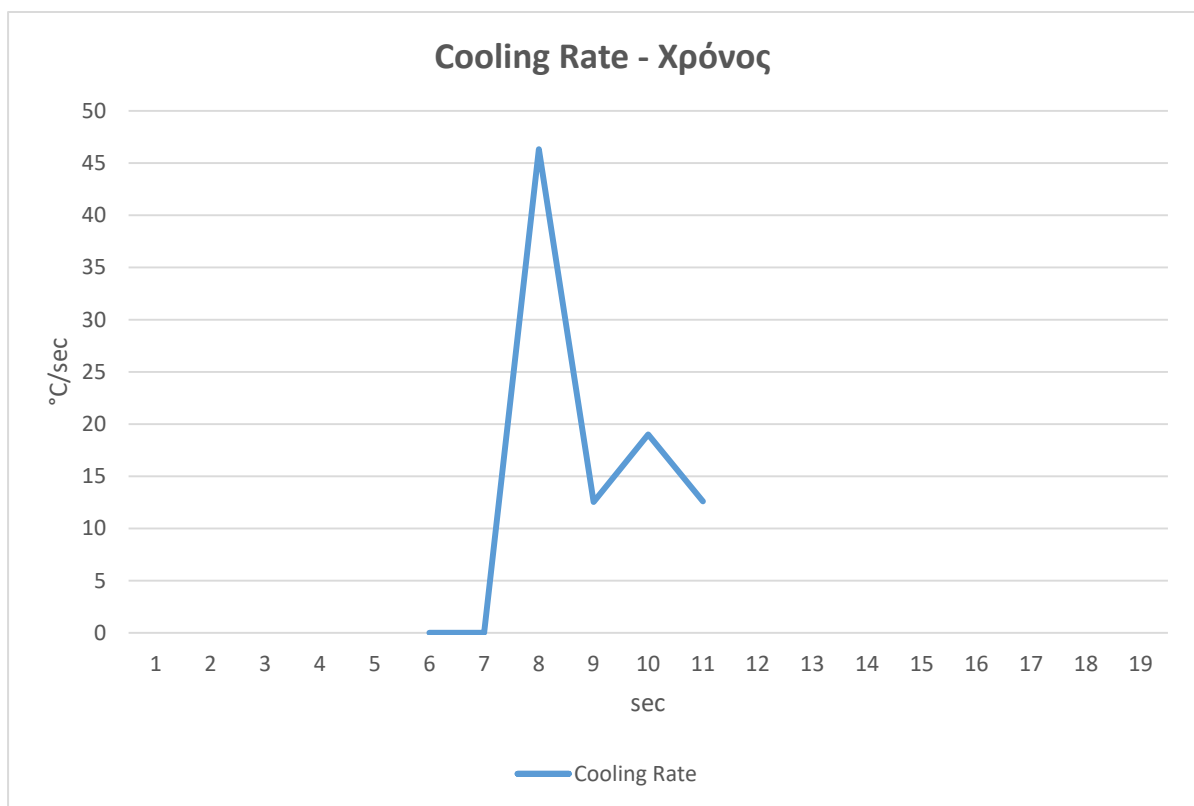
8079_17808172	με FLUX	
1η Χύτευση_Στο νερό_2		
Χρόνος (sec)	Θερμοκρασία (°C)	Cooling rate(°C)
8		
10	650	45
12	605	34
14	571	30
16	541	8
18	533	15
20	518	6
22	512	13
24	499	16
26	483	11
28	472	9
30	463	9
32	454	12
34	442	7
36	435	10
38	425	10
40	415	10
42	405	9
44	396	9

Επίδραση της ραγδαίας στερεοποίησης στη μικροδομή των κραμάτων αλουμινίου

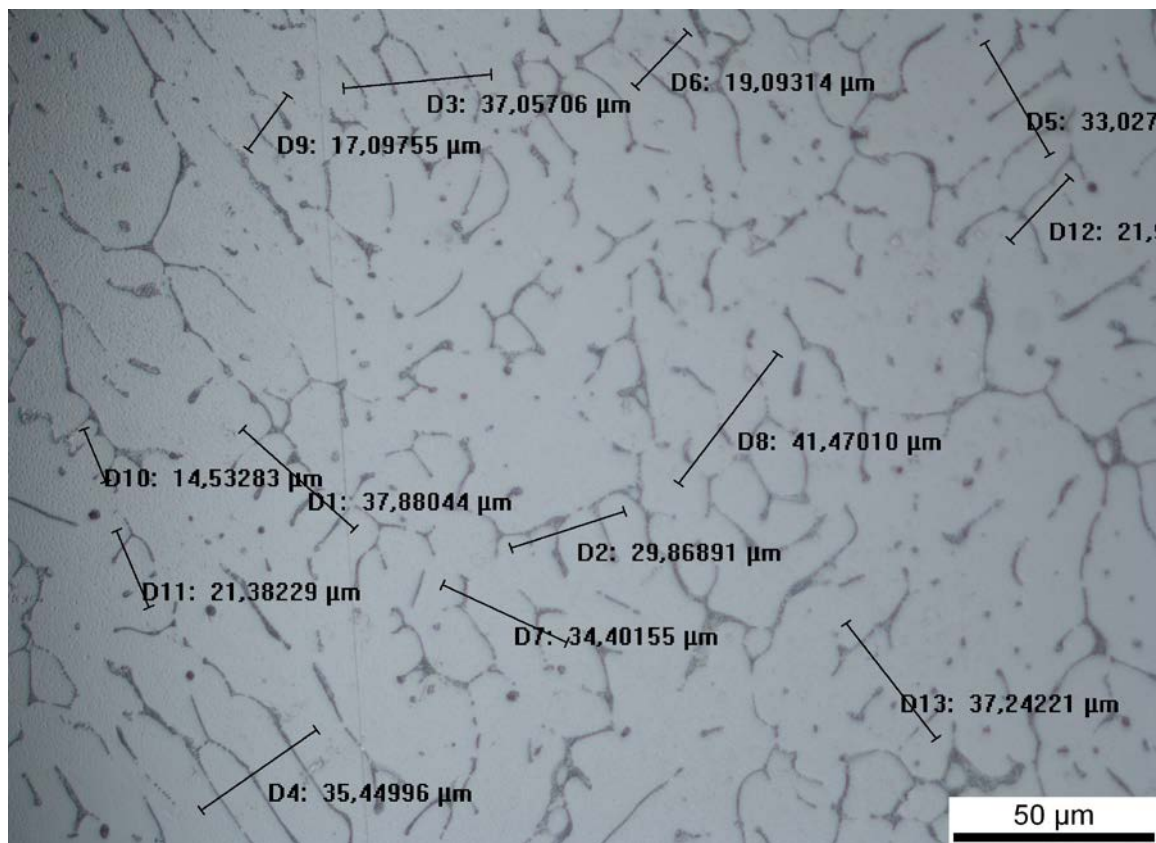
46	387	9
48	378	

Και ο μέσος όρος του ρυθμού απόψυξης

M.O Cooling Rate	14,31
-------------------------	--------------



Σχήμα 3 που απεικονίζει την σχέση του ρυθμού απόψυξης με τον χρόνο.



με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x50.

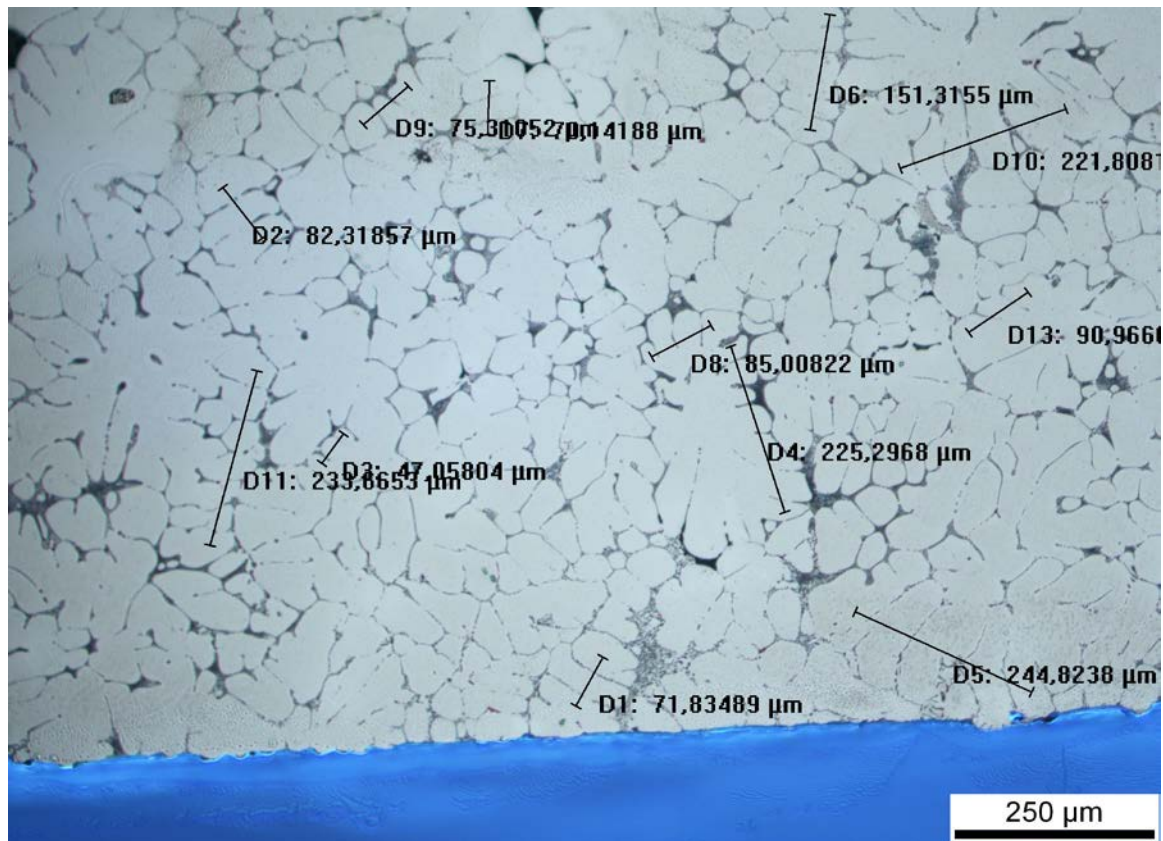
Δοκίμιο X1F επιφάνεια

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στη χελώνα(slow solidification)

Sample X1F_8079	Kellers Etching 35 sec	SDAS Measurements x10	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	71,83489	3	35,91745
D2	82,31857	3	41,15929
D3	47,05804	2	47,05804
D4	225,2968	7	37,54947
D5	244,8238	5	61,20595
D6	151,3155	5	37,82888
D9	75,3	3	37,65000
D10	221,8081	6	44,36162
D11	239,6653	7	39,94422
D13	90,966	3	45,48300

Και ο μέσος όρος του SDAS

MO_GENERAL	42,81579
-------------------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x10.

2^η Χύτευση χωρίς Flux

Δοκίμιο K2X

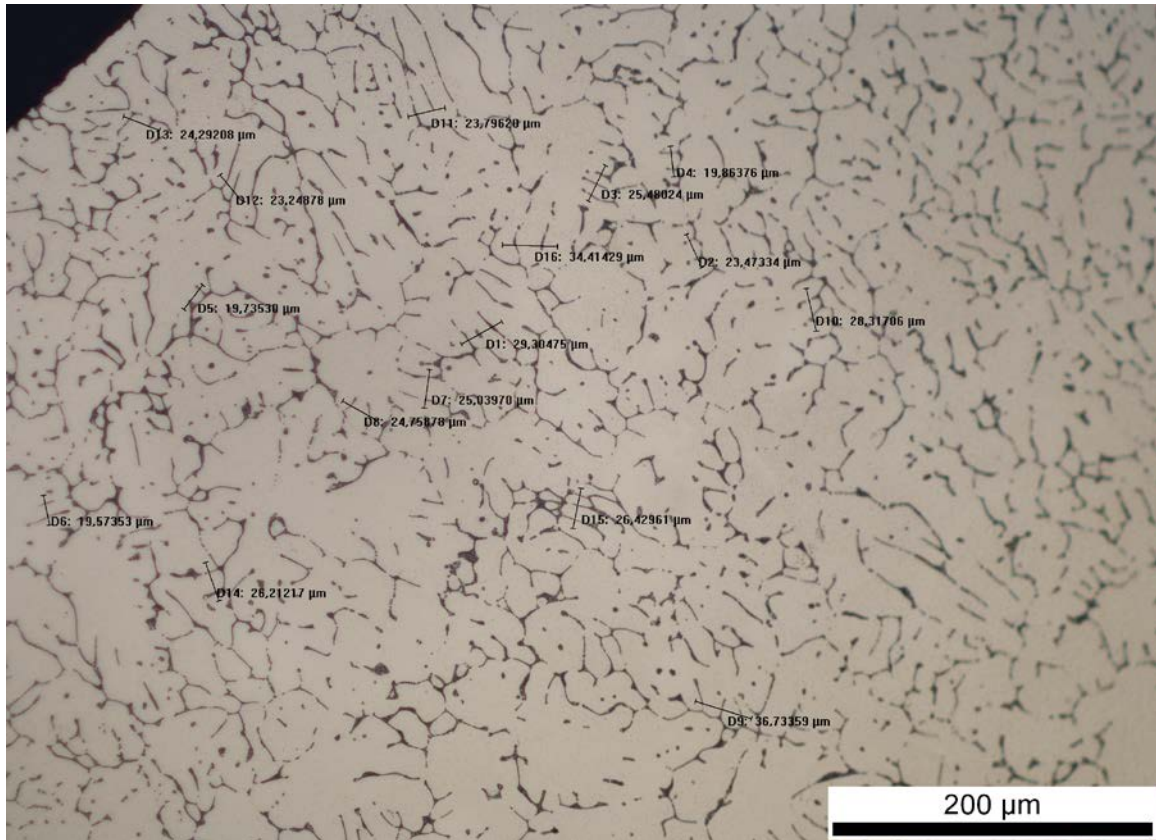
Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι.

Sample K2X_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x20	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	29,30475	4	9,76825
D2	23,47334	3	11,73667
D3	25,48024	4	8,49341
D4	19,86376	3	9,93188
D5	19,7353	3	9,86765
D6	19,57353	3	9,78677
D7	25,0397	3	12,51985
D8	24,75878	3	12,37939
D9	36,73359	4	12,24453
D10	28,31706	3	14,15853
D11	23,7962	3	11,89810
D12	23,24878	3	11,62439
D13	24,29208	3	12,14604
D14	26,21217	3	13,10609
D15	26,42961	4	8,80987

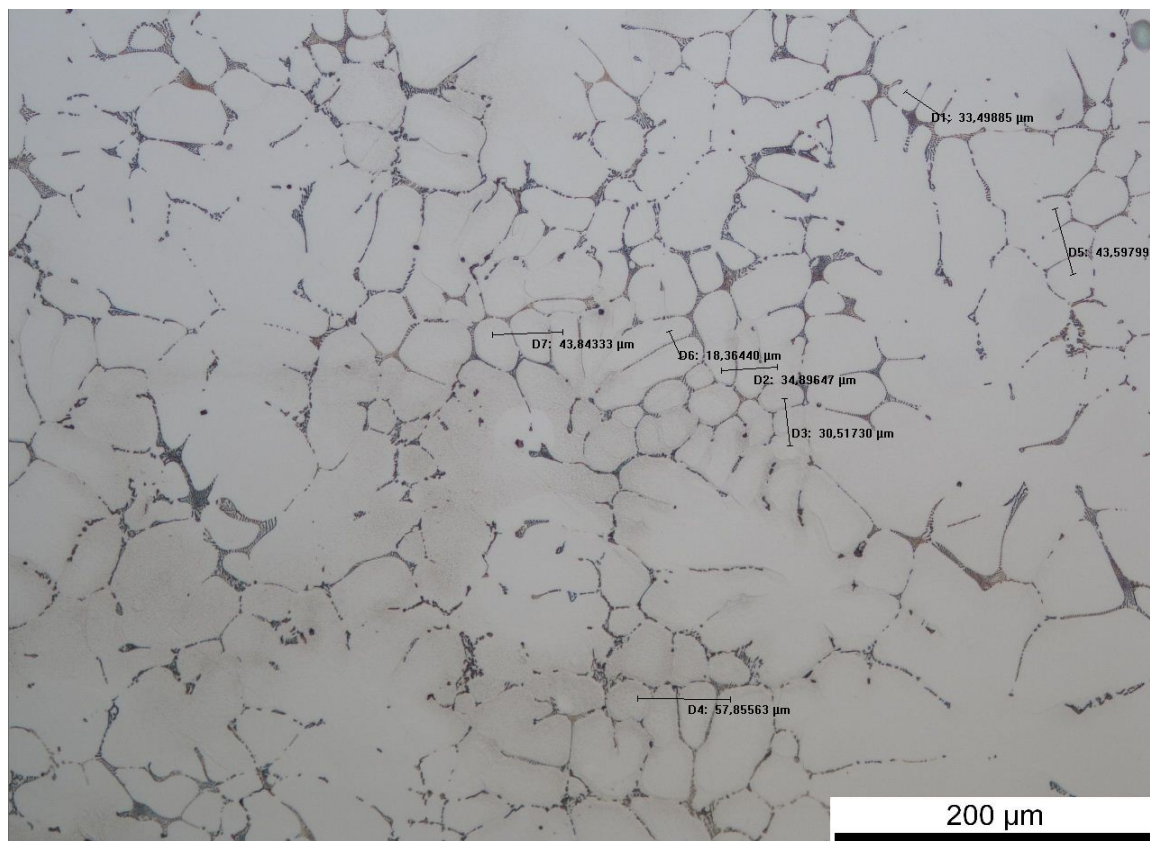
Και ο μέσος όρος του SDAS.

MO_x20_2

11,23143



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x20.



2^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x20.

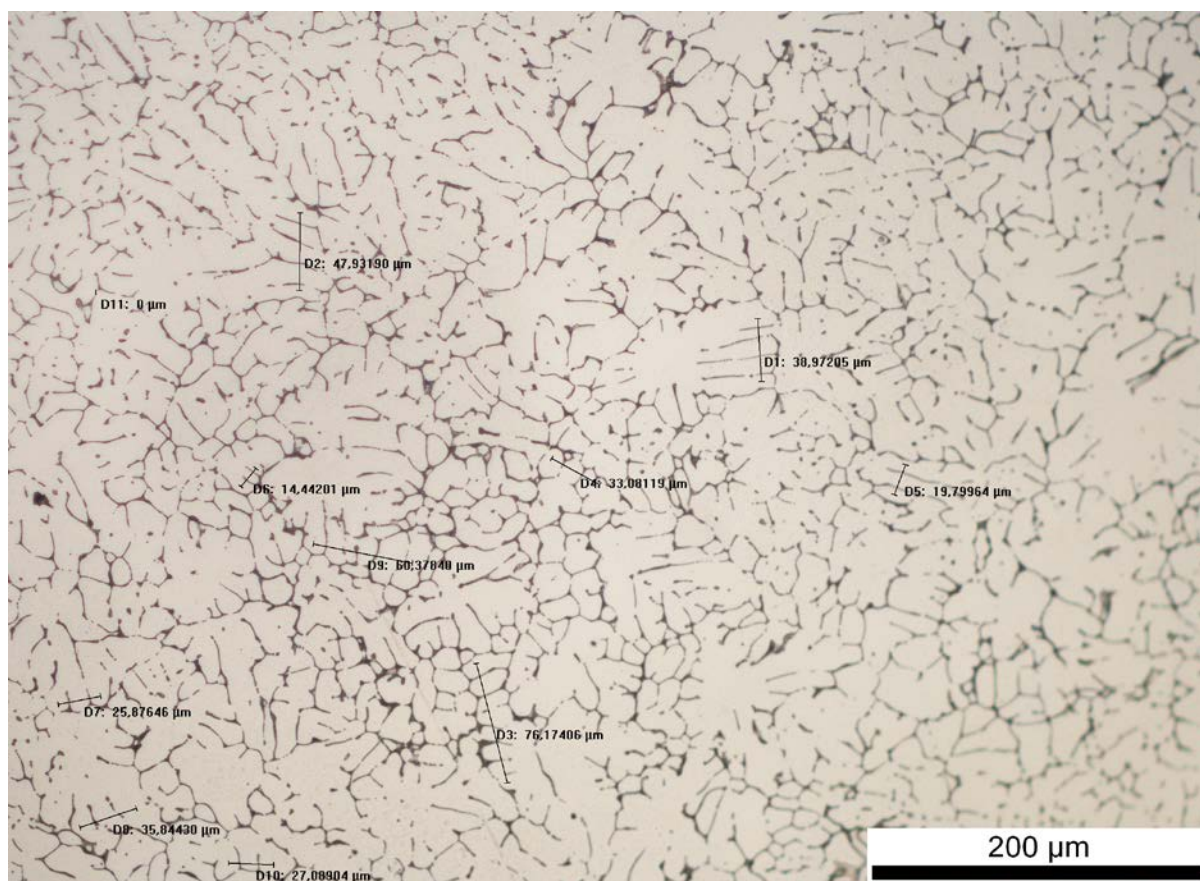
Δοκίμιο N2X

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification)

Sample N2X_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x20	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	67,70381	5	16,92595
D2	49,60095	3	24,80048
D3	57,75152	4	19,25051
D4	45,6766	3	22,83830
D5	45,69748	3	22,84874
D6	59,16292	3	29,58146
D7	39,85537	3	19,92769
D8	39,85537	3	19,92769
D9	36,2851	3	18,14255
D10	46,29196	4	15,43065
D11	40,05034	4	13,35011
D12	31,62176	3	15,81088
D13	31,38458	3	15,69229

Και ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	19,57902
-----------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x20.

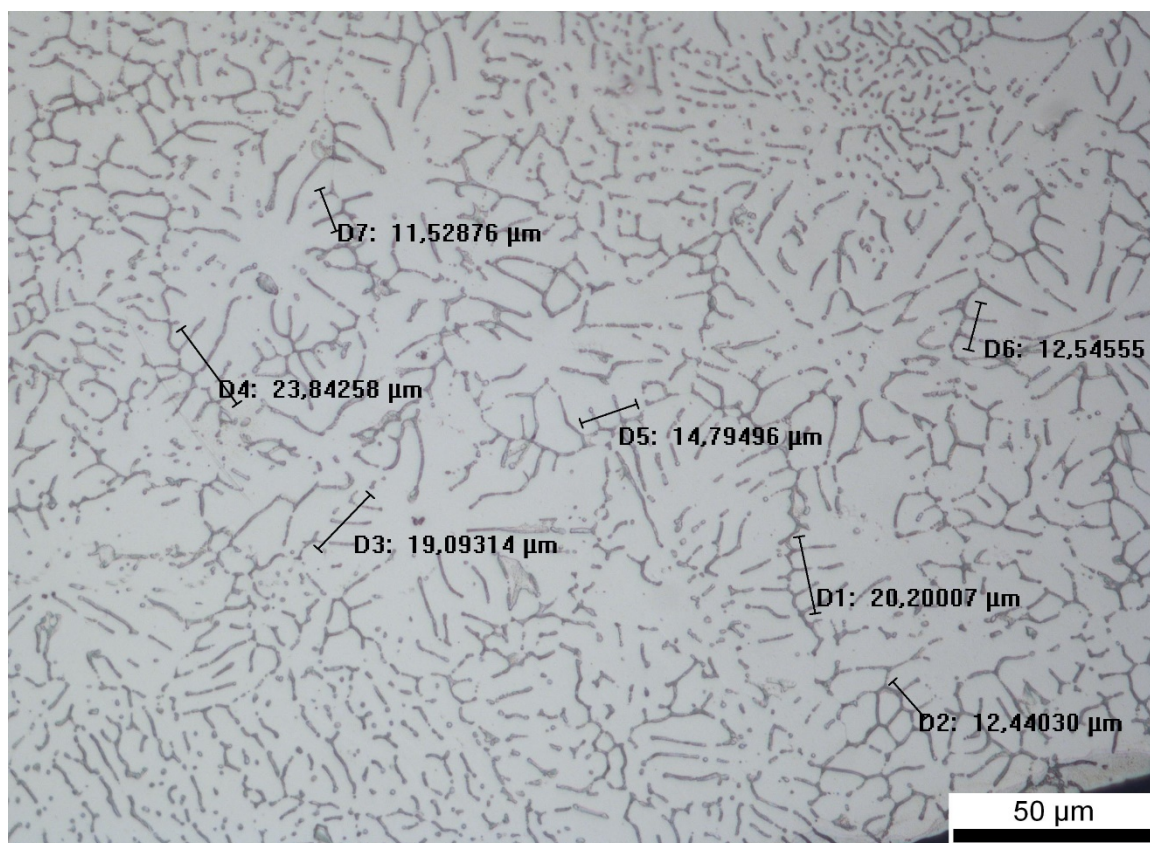
Δοκίμιο S2X

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από υλικό που έχει πέσει από την χύτευση στο χάλκινο καλούπι (rapid solidification)

Sample S2X_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x50	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	20,20007	6	4,04001
D2	12,4403	3	6,22015
D3	19,09314	4	6,36438
D4	23,84258	5	5,96065
D5	14,79496	3	7,39748
D6	12,54555	3	6,27278
D7	11,52876	3	5,76438

Και ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	6,00283
-----------	----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x50.

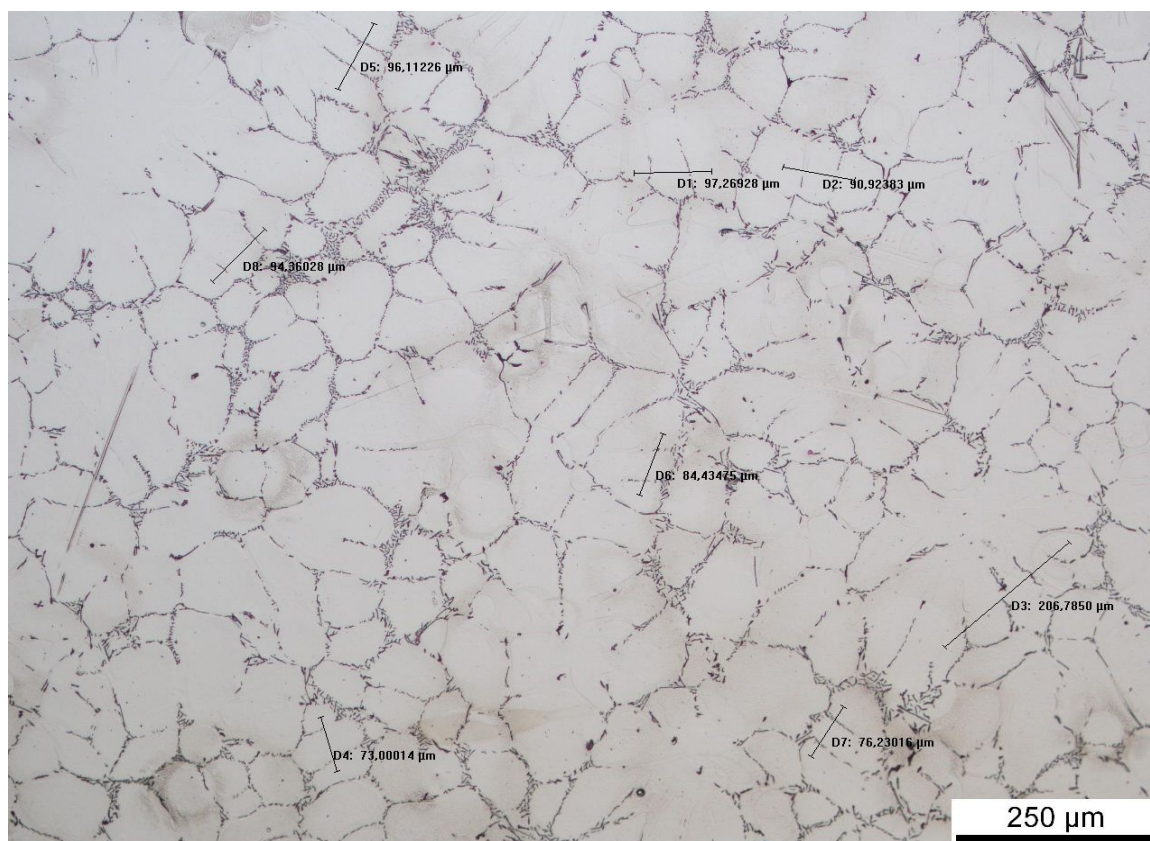
Δοκίμιο X2X

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο καλούπι από χυτοσίδηρο(slow solidification)

Sample X2X_8079	Kellers Etching 40 sec	SDAS Measurements x10	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	97,26928	3	48,63464
D2	90,92383	3	45,46192
D3	206,785	5	51,69625
D4	73,0014	3	36,50070
D5	96,11226	3	48,05613
D6	84,43425	3	42,21713
D7	76,23016	3	38,11508
D8	98,36028	3	49,18014

Ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	44,98275
-----------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x10.

3^η Χύτευση με Flux

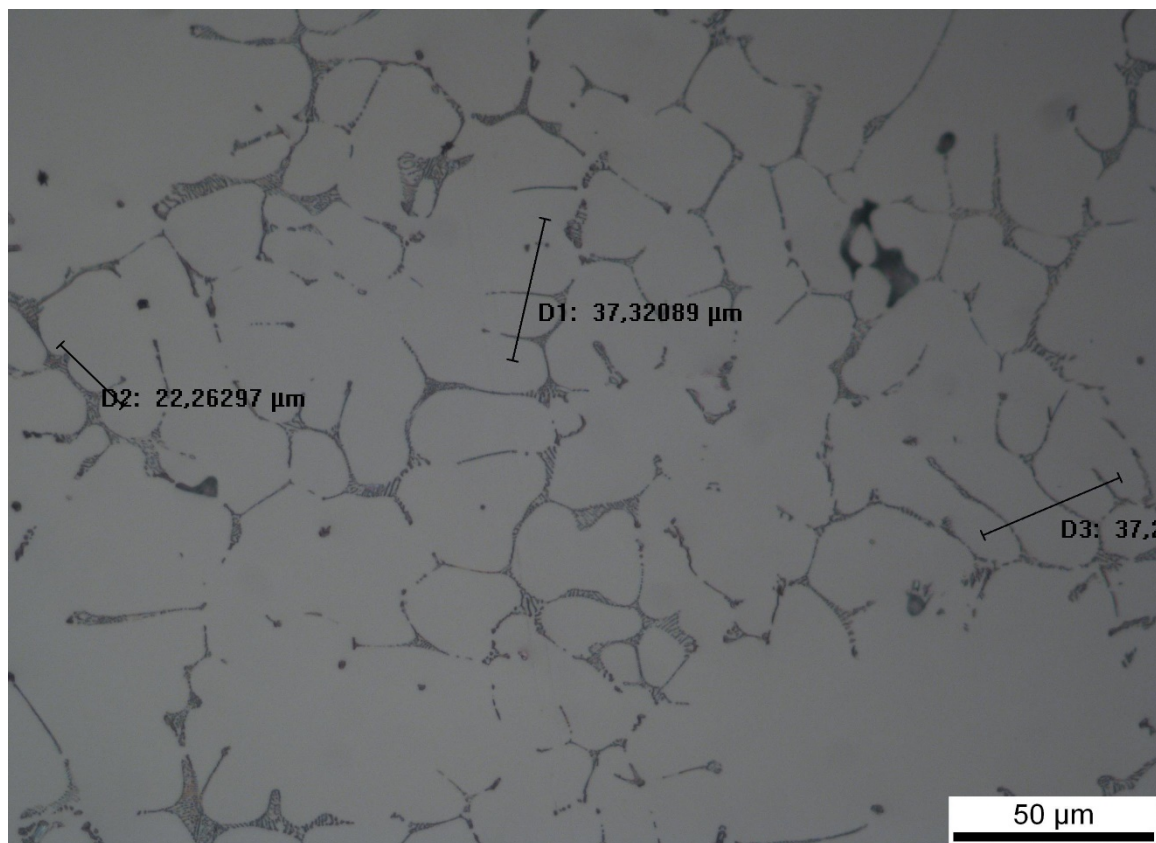
Δοκίμιο K3F

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι

Sample K3F_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x50	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	37,32089	4	12,44030
D2	22,26297	3	11,13149
D3	37,2	4	12,40000

Ο μέσος όρος του SDAS

MO	11,99059
-----------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x50.

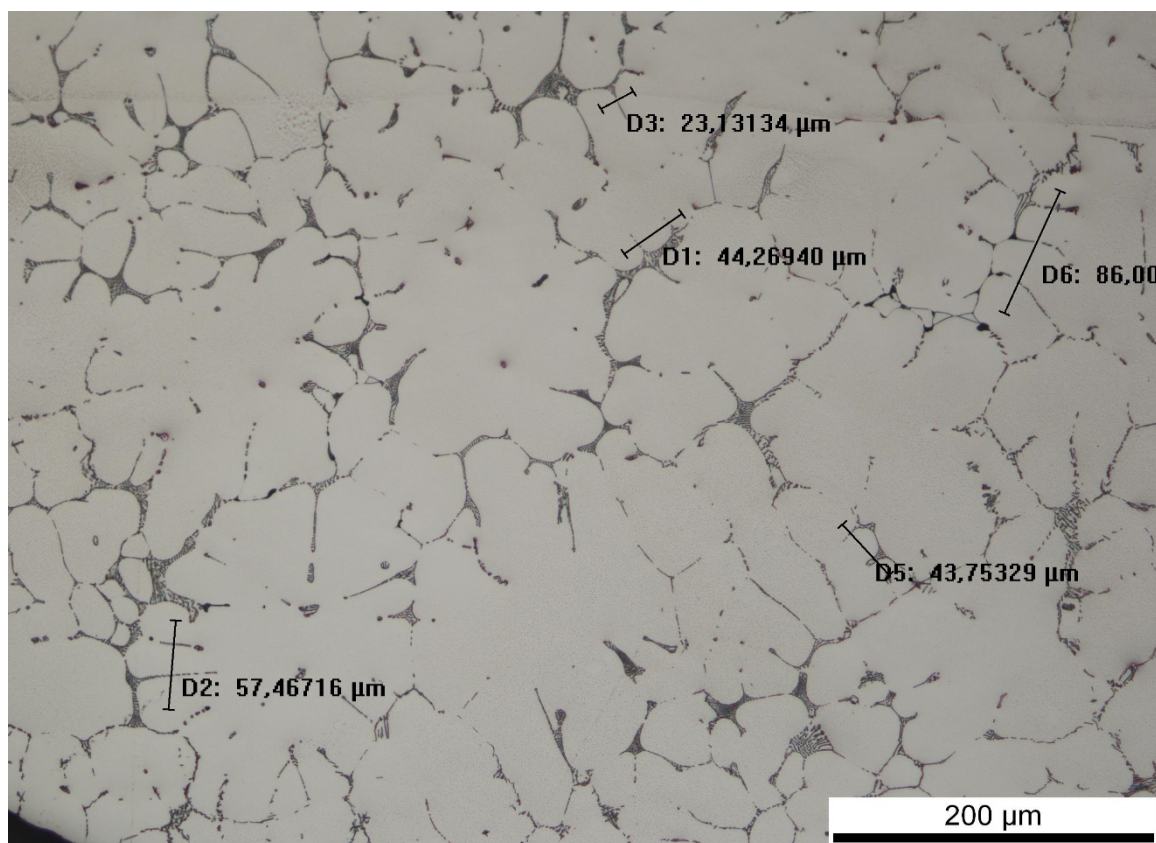
Δοκίμιο S3F

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από τον χαλκοδακτύλιο που στεροποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό

Sample S3F_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x20	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	44,2694	3	22,13470
D2	57,46716	3	28,73358
D3	23,13134	2	23,13134
D5	43,75329	3	21,87665
D6	86	4	28,66667

Ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	24,90859
-----------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x20.

4^η Χύτευση χωρίς Flux

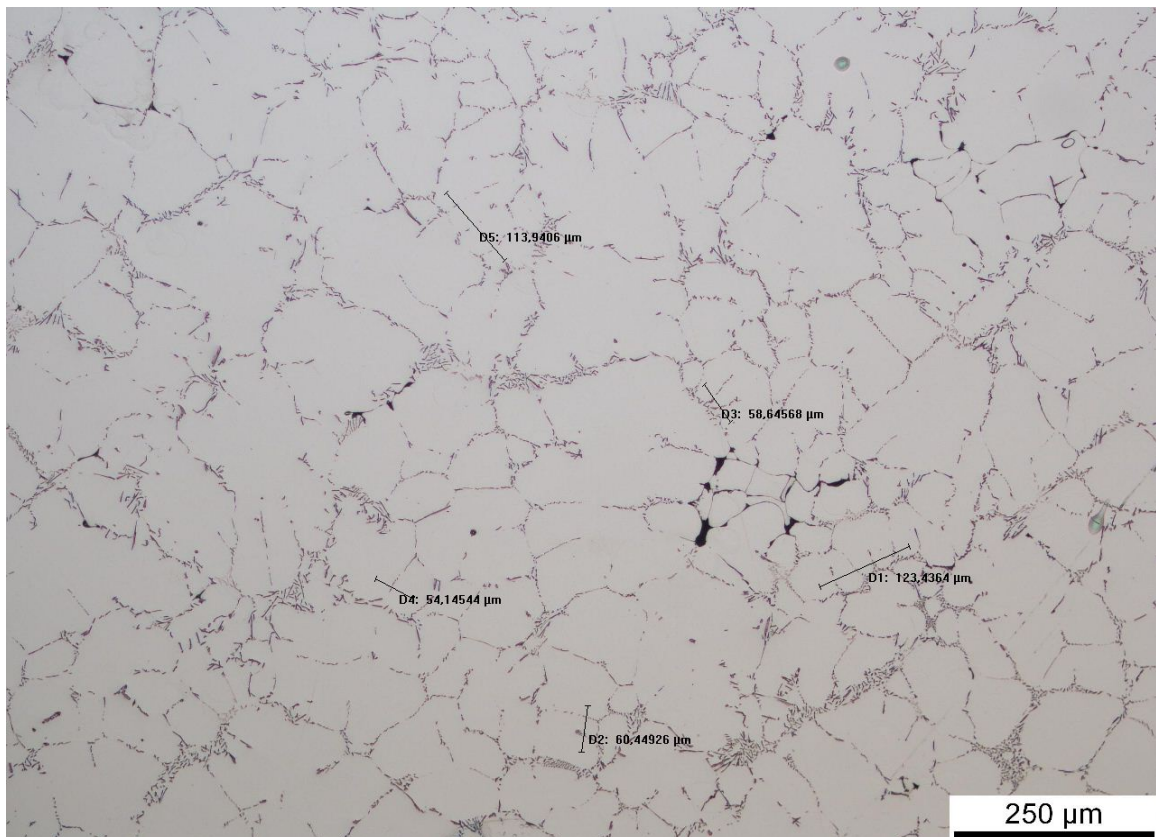
Δοκίμιο N4X

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι.

Sample	Kellers Etching 40 sec	SDAS Measurements x10	
N4X_8079			
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (µm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(µm)
D1	123,4364	5	30,85910
D2	60,44926	3	30,22463
D3	58,64568	3	29,32284
D5	113,9406	4	37,98020

Ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	32,09669
-----------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x10.

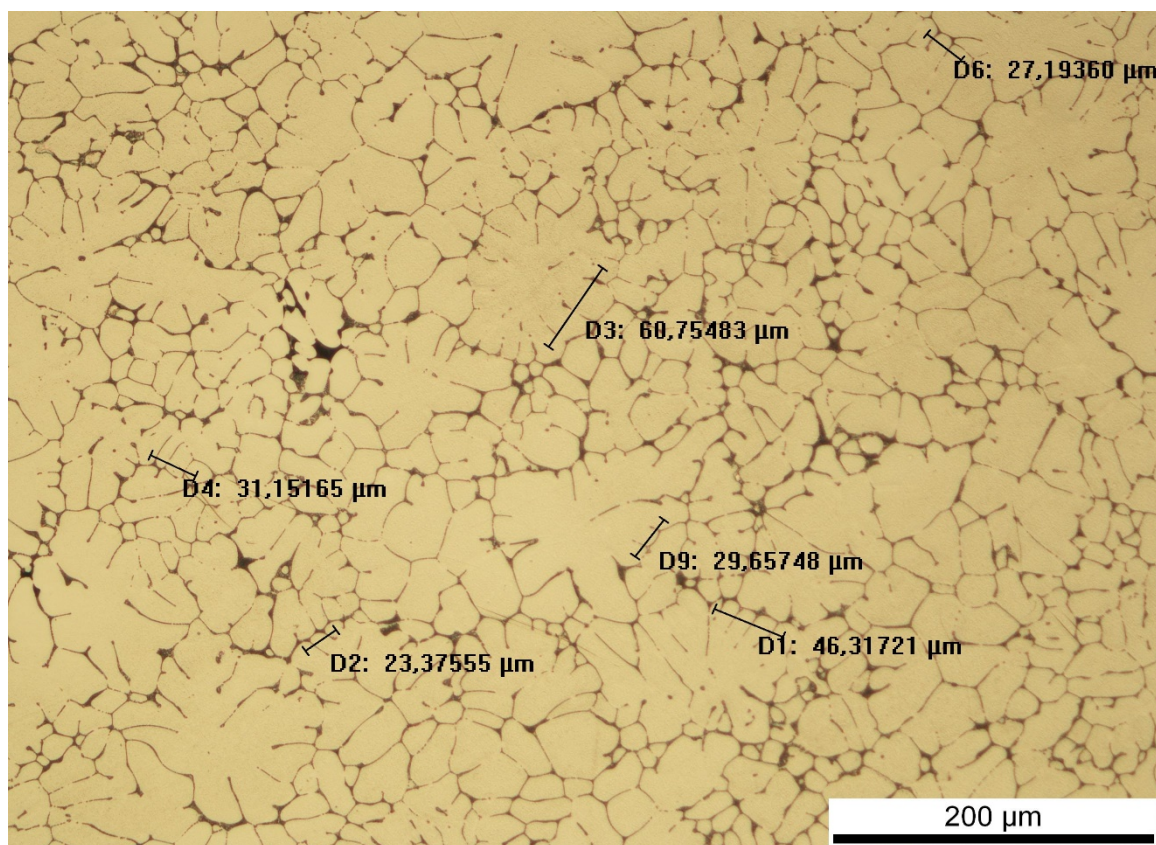
Δοκίμιο S4X

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό

Sample S4X_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x20	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	46,31721	5	11,57930
D2	23,37555	3	11,68778
D3	60,75483	4	20,25161
D4	31,15165	4	10,38388
D6	27,1936	4	9,06453
D9	29,65748	3	14,82874

Ο μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	12,96597
-----------	-----------------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x20.

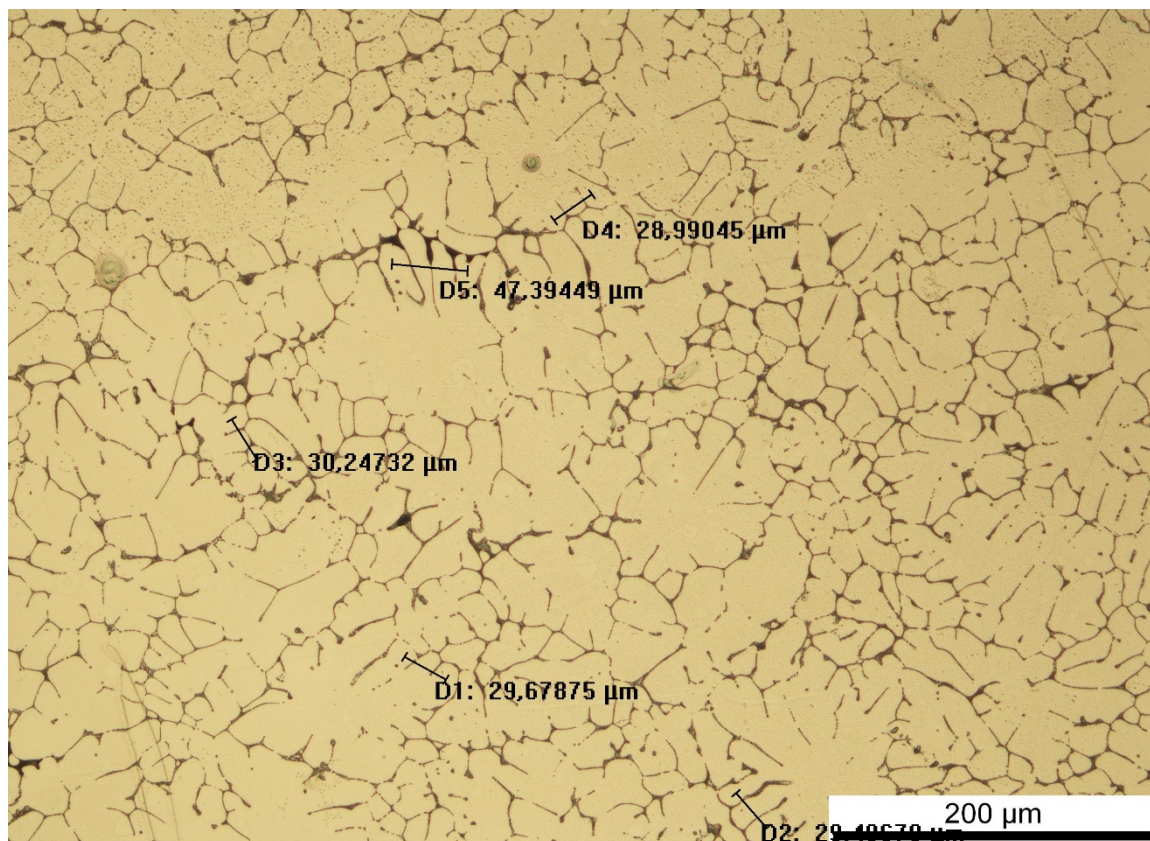
Δοκίμιο K4X

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι

Sample K4X_8079	Kellers Etching 50 sec	SDAS Measurements x20	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	29,67875	4	9,89292
D2	29,49	4	9,83000
D3	30,24732	4	10,08244
D4	28,99045	3	14,49523
D5	47,39449	4	15,79816

Και ο μέσος όρος του SDAS

MO_x20_2	12,01975
----------	----------



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x20.

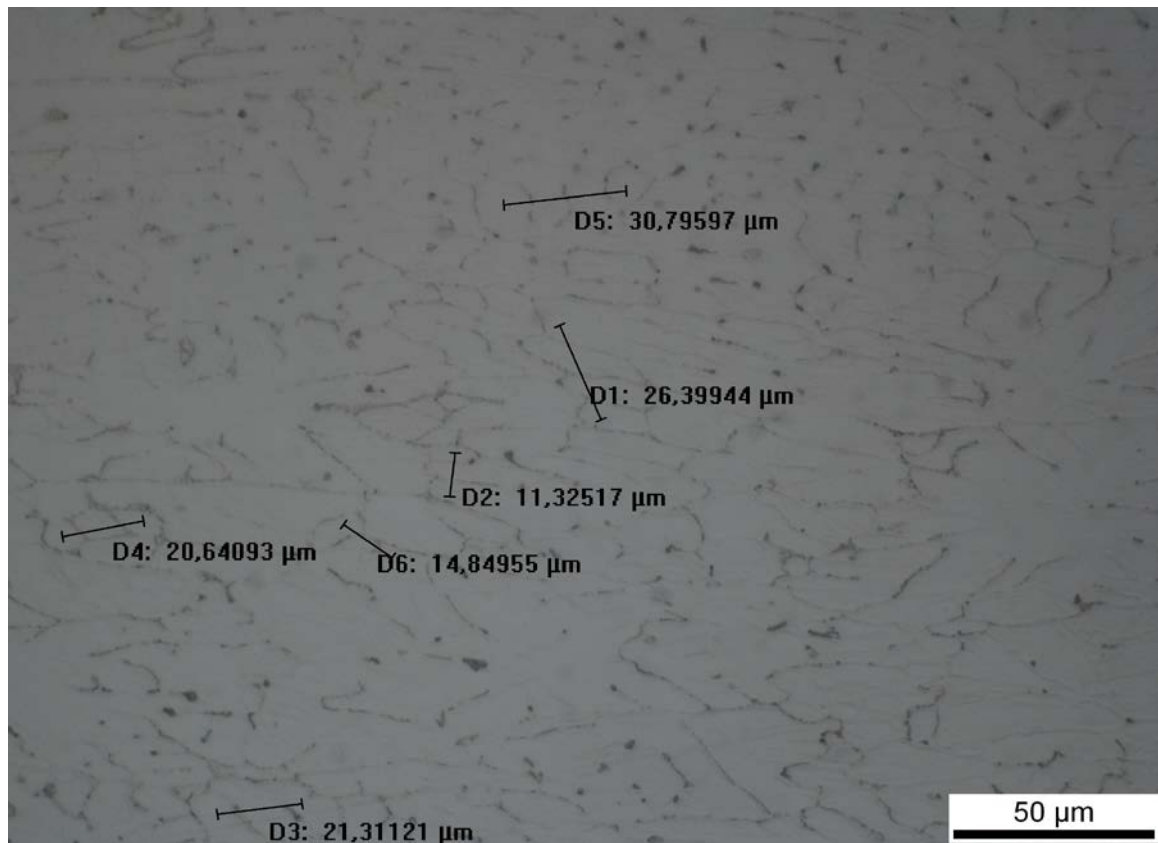
Δοκίμιο Twin Roll Casting

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που έχει παραχθεί με τη μέθοδο twin-roll casting.

Sample	Kellers Etching	SDAS Measurements	
TRC_2_8079	40 sec	x10	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	26,39944	4	8,79981
D2	11,32517	3	5,66259
D3	21,31121	3	10,65561
D4	20,64093	3	10,32047
D5	30,79597	4	10,26532
D6	14,84955	4	4,94985

Μέσος όρος του SDAS

ΜΟ	8,44227
-----------	----------------



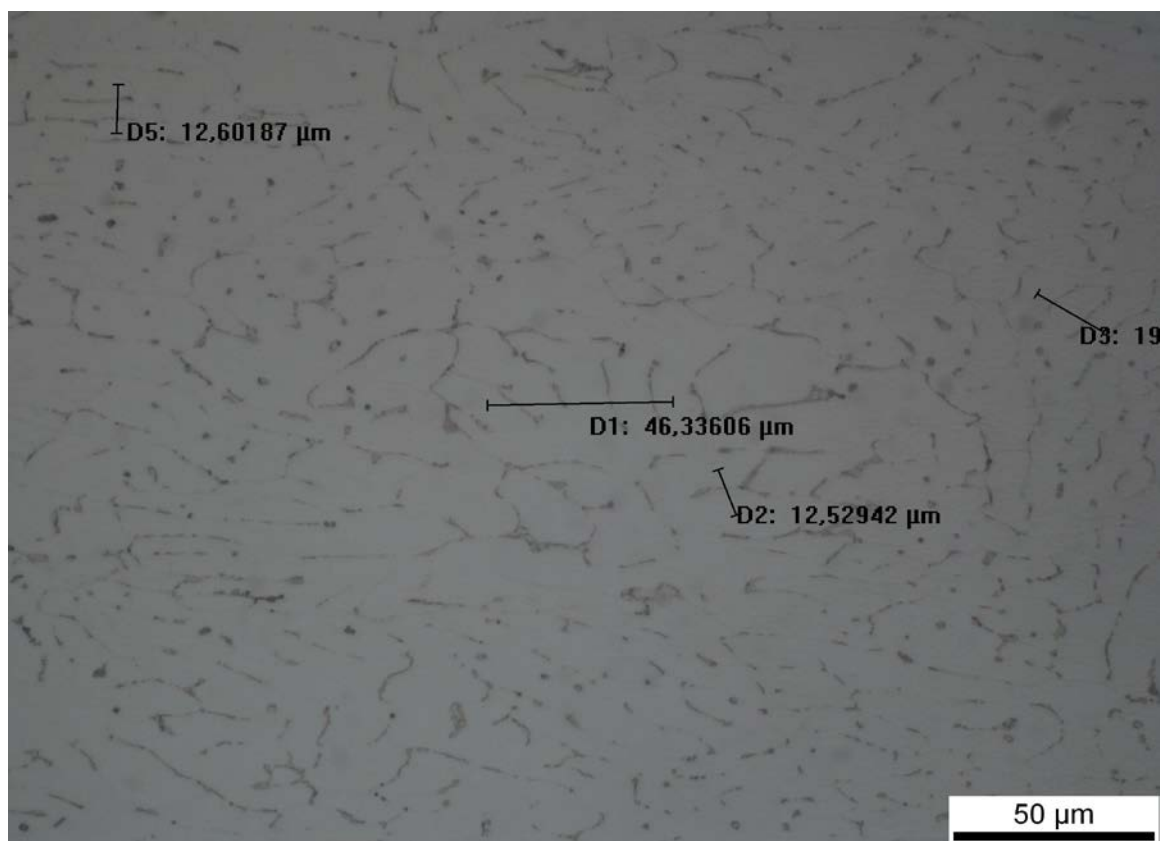
1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x10.

Δοκίμιο Twin Roll Casting

Πίνακας με τις μετρήσεις από το Οπτικό Μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method για τις μετρήσεις του SDAS από το χυτό που έχει παραχθεί με τη μέθοδο twin-roll casting.

Sample	Kellers Etching 40 sec	SDAS Measurements x10	
Μετρήσεις	Αποστάσεις - Μετρήσεις (μm)	Αριθμός Δενδριτικών Κλάδων-Arm	SDAS μετρήσεις(μm)
D1	46,33606	5	11,58402
D2	12,52942	2	12,52942
D3	19	4	6,33333
D5	12,60187	3	6,30094

Ο μέσος όρος του SDAS = 9,18 μm



1^η φωτογραφία με μετρήσεις SDAS του δείγματος, με μεγέθυνση x10.

Συγκεντρωτικός πίνακας με τους μέσους όρους των δευτερευόντων δενδριτικών αποστάσεων για όλα τα δοκίμια και των 4 χυτεύσεων της 2^{ης} Δοκιμής.

	AVERAGE SDAS (μm)	
1st Casting		
K1F_EPIFANEIA	18,31789	
K1F_KENTRO	12,04919	
N1F	11,64009	
X1F	42,81579	
2nd Casting		SLOW
K2X	15,40522	19,93648
S2X	6,00283	
X2X	48,19108	
N2X	19,57902	
3rd Casting		
K3F	15,09720	
S3F	26,87168	
4th Casting		
K4X	15,0555	
S4X	13,3574	
N4X		
TRC_2	8,99597	

V.1.3 Αποτελέσματα της δοκιμής μικροσκληρομέτρησης Vickers

Για τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης πραγματοποιούνται 10 μετρήσεις ώστε να είναι πιο ακριβές το αποτέλεσμα.

Δοκίμιο N2X

Πίνακας με τα αποτελέσματα από τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό.

Sample N2X	
Measurements	Microhardness (HV 0,2)
1	11,91
2	11,6
3	27
4	26,77
5	26,64
6	28,29
7	29,99
8	27,47
9	26,5
10	27,66

Μέσος όρος της σκληρότητας Vickers

AVERAGE	24,383
----------------	---------------

Δοκίμιο Twin Roll Casting

Πίνακας με τα αποτελέσματα από τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε με τη μέθοδο twin roll casting.

Sample twin roll casting 1	
Measurements	Microhardness (HV 0,2)
1	43,35
2	47,89
3	47,68
4	39,99
5	42,24
6	43,63
7	51,33
8	40,08
9	45,28
10	45,28

Μέσος όρος της σκληρότητας Vickers

AVERAGE	44,675
----------------	---------------

Δοκίμιο K4X

Πίνακας με τα αποτελέσματα από τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στο χάλκινο καλούπι.

Sample K4X	
Measurements	Microhardness (HV 0,2)
1	25,97
2	26,1
3	25
4	28,04
5	27,2
6	24,92
7	23,55
8	31,68
9	31,97
10	30,76

Μέσος όρος της σκληρότητας Vickers

AVERAGE	27,519
----------------	---------------

Δοκίμιο K2X

Πίνακας με τα αποτελέσματα από τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στο χάλκινο καλούπι.

Sample K2X	
Measurements	Microhardness (HV 0,2)
1	26,86
2	27,33
3	27,56
4	26,86
5	24,63
6	48,78
7	62,55
8	38,46
9	27,23
10	26,86

Μέσος όρος της σκληρότητας Vickers

AVERAGE	33,712
----------------	---------------

Δοκίμιο S4X

Πίνακας με τα αποτελέσματα από τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης για τον χαλκοδακτύλιο που στεροποιήθηκε στη διάταξη με το νερό(rapid solidification), και μετά τα βυθίσαμε στο νερό.

Sample S4X	
Measurements	Microhardness (HV 0,2)
1	27,71
2	28,19
3	28,54
4	31,22
5	28,14
6	29,3
7	25,25
8	24,92
9	25,04
10	34,16

Μέσος όρος της σκληρότητας Vickers

AVERAGE	28,247
----------------	---------------

Δοκίμιο N4X

Πίνακας με τα αποτελέσματα από τη δοκιμή μικροσκληρομέτρησης για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό.

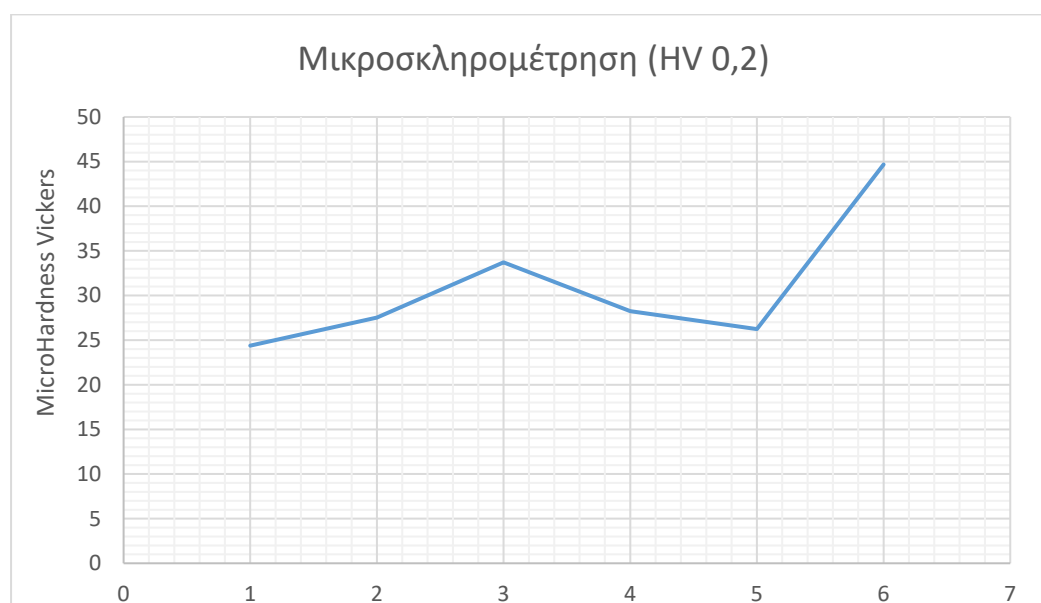
Sample N4X	
Measurements	Microhardness (HV 0,2)
1	21,03
2	27,71
3	24,28
4	26,37
5	27,8
6	30,65
7	19,91
8	27,51
9	27
10	30,1

Μέσος όρος της σκληρότητας Vickers

AVERAGE	26,236
----------------	---------------

Συγκεντρωτικός πίνακας με τα αποτελέσματα της Μικροσκληρομέτρησης

Δοκίμιο	Μικροσκληρομέτρηση (HV 0,2)
Sample N2X	24,383
Sample K4X	27,519
Sample K2X	33,712
Sample S4X	28,247
Sample N4X	26,236
Sample twin roll casting 1	44,675



Μέρος Τέταρτο

Κεφάλαιο VI: Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων

1) Από τη μελέτη του διαγράμματος φάσης του 8079 κράματος αλουμινίου που χρησιμοποιήθηκε στη χύτευση (0.75% περιεκτικότητα σε σίδηρο) παρατηρείται ότι από τη θερμοκρασία των 650°C έως τους 0°C οι κυριότερες ενδομεταλλικές φάσεις που παρατηρούνται είναι: $Al_{13}Fe_4$, $Al_9Fe_2Si_2$ (από 520 °C και κάτω), Al_8Fe_2Si (η τελευταία φάση από 570°C ως 450°C)

2) Όπως φαίνεται από τις μετρήσεις του μέσου μεγέθους δευτερογενών δενδριτικών κλάδων (SDAS) από το οπτικό μικροσκόπιο με το πρόγραμμα Image Analysis και σύμφωνα με την Linear Intercept Method διαπιστώνεται ότι με βάση την 1η δοκιμή:

Για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε *αργά στον αέρα* μέσα στο καλούπι από χυτοσίδηρο ο μέσος όρος του SDAS για την επιφάνεια του δείγματος είναι μεγαλύτερος από τον αντίστοιχο για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε *γρήγορα στον αέρα* (σε καλούπι με μικρότερο πάχος) κατά **23μm**. Το ίδιο ισχύει και για τον μέσο όρο του SDAS για το κέντρο του δείγματος, όπου είναι μεγαλύτερος κατά **29μm** για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα από τον αντίστοιχο του δοκιμίου που στερεοποιήθηκε γρήγορα στον αέρα.

Όσον αφορά το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα μέσα στο καλούπι από χυτοσίδηρο και έχει κοπεί *υπό άλλη διεύθυνση κοπής* ο μέσος όρος του SDAS για την *επιφάνεια* του δείγματος είναι μικρότερος από τον αντίστοιχο από το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα κατά **33μm** και από τον αντίστοιχο για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε γρήγορα στον αέρα κατά **10 μm**.

Το ίδιο ισχύει και για *το κέντρο* του δείγματος, όπου ο μέσος όρος των SDAS είναι μικρότερος για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στον αέρα υπό άλλη διεύθυνση κοπής από τον αντίστοιχο σε σχέση με το κέντρο δοκιμίου που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα με την 1^η τεχνική κατά **30μm**. Μικρότερος είναι και ο μέσος όρος SDAS κατά **1μm** από τον αντίστοιχο σε σχέση με το κέντρο δοκιμίου που στερεοποιήθηκε γρήγορα στον αέρα.

Όσον αφορά το δοκίμιο που δημιουργήθηκε με την twin-casting μέθοδο, ο μέσος όρος των SDAS είναι πάρα πολύ μικρός, ο πιο μικρός από τον μέσο όρο των SDAS με βάση τα άλλα αποτελέσματα και ήταν και δύσκολο να μετρηθεί.

Με άλλα λόγια ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το δοκίμιο που στερεοποιείται αργά στον αέρα υπό μια όμως συγκεκριμένη διεύθυνση κοπής. Αμέσως μετά μεγαλύτερα αποτελέσματα μέσου όρου SDAS εμφανίζονται στην γρήγορη στερεοποίηση του δοκιμίου στον αέρα. Ο μέσος όρος των SDAS συσχετίζεται με τον ρυθμό απόψυξης.

Όσον αφορά τη 2^η δοκιμή κατά την 1^η χύτευση με Flux διαπιστώνεται ότι ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στον αέρα στην χελώνα (αναμένεται ο μεγαλύτερος ρυθμός απόψυξης) και μάλιστα:

i) Κατά **27 μm περίπου** από τον αντίστοιχο από την *επιφάνεια του χυτού* που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι (ακολουθεί 2^{ος}). ii) Κατά **31 μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το δοκίμιο από το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification). Με χρήση ειδικού laser, το οποίο μετρά τη θερμοκρασία της επιφάνειας του χυτού βρέθηκε μάλιστα ότι ο μέσος όρος του ρυθμού απόψυξης είναι **14.31°C/sec**. iii) Κατά **32 μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το δοκίμιο από το *κέντρο του χυτού* που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι

Όσον αφορά την 2^η δοκιμή με 2^η χύτευση χωρίς Flux, ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα στο καλούπι από χυτοσίδηρο (χελώνα) (αναμένεται ο μεγαλύτερος ρυθμός απόψυξης) και μάλιστα:

i) Κατά **26μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το δοκίμιο από το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification) (ακολουθεί 2^{ος}), ii) Κατά **34μm περίπου** από τον αντίστοιχο από το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι iii) Κατά **38μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το υλικό που έχει πέσει από την χύτευση στο χάλκινο καλούπι (rapid solidification).

Παρατηρείται ότι το διαφορετικό υλικό καλουπιού σε συνδυασμό με την μικρή ταχύτητα στερεοποίησης παίζουν ρόλο στον μέσο όρο των SDAS. Στο

καλούπι από χυτοσίδηρο, η στερεοποίηση ευνοεί μεγαλύτερο μέσο όρο SDAS. Στον αέρα ευνοείται επίσης η στερεοποίηση παρά σε επαφή με το νερό.

Όσον αφορά την 3^η χύτευση με Flux (προστέθηκαν πιο μικρές ποσότητες αλουμινίου), ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification), και μετά βυθίστηκε στο νερό είναι μεγαλύτερος κατά **12μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι.

Όσον αφορά τη 4^η χύτευση χωρίς Flux (προστέθηκαν πιο μικρές ποσότητες αλουμινίου), ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το χυτό που στερεοποιήθηκε στην συσκευή σε επαφή με το νερό και μάλιστα:

i) Κατά **20μm περίπου** από τον αντίστοιχο για τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification) και μετά βυθίστηκε στο νερό. ii) Κατά **21μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το χυτό που στερεοποιήθηκε στον αέρα στο χάλκινο καλούπι iii) Κατά **25μm περίπου** από τον αντίστοιχο για το χυτό που δημιουργήθηκε με την twin-casting μέθοδο.

Στην χύτευση χωρίς Flux ευνοείται για μεγαλύτερο SDAS η στερεοποίηση σε επαφή με νερό (όχι όμως βύθισμα) ενώ στην χύτευση με Flux ευνοείται για μεγαλύτερο SDAS η στερεοποίηση σε επαφή με νερό/βύθισμα στο νερό παρά στον αέρα.

Το μεγαλύτερο μέσο όρο SDAS από όλες τις 4 χυτεύσεις τον εμφανίζει το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα στο καλούπι από χυτοσίδηρο (45μm) (2^η χύτευση χωρίς Flux).

3) Διαπιστώθηκε τέλος ότι μετά από αποτελέσματα που προέκυψαν από δοκιμές μικροσκληρομέτρησης που έγιναν διαπιστώθηκε ότι το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε με τη μέθοδο Twin Roll casting εμφανίζει την μεγαλύτερη μικροσκληρότητα (44.7HV περίπου) ενώ μάλιστα βρέθηκε ο μέσος όρος των SDAS είναι πολύ μικρότερος από ότι στις άλλες περιπτώσεις.

- Μεταξύ των δοκιμών που προέρχονται από τη 2^η χύτευση χωρίς Flux το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στο χάλκινο καλούπι έχει μεγαλύτερη μικροσκληρότητα (34.3HV) από το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (24.3HV). Μικρότερος μέσος όρος των SDAS για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στο χάλκινο καλούπι.
- Μεταξύ των δοκιμών δε που προέρχονται από την 4^η χύτευση με Flux ο χαλκοδακτύλιος που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification) και μετά βυθίστηκε στο νερό έχει μεγαλύτερη μικροσκληρότητα (28.2 HV) κατά 0.7 HV από το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στο χάλκινο καλούπι και κατά 2 HV από το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό. Μικρότερος μέσος όρος των SDAS για το χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification) και μετά βυθίστηκε στο νερό.

Με άλλα λόγια μικρότερος μέσος όρος των SDAS στην μικροδομή ενός δοκιμίου οδηγεί σε μεγαλύτερη μικροσκληρότητα. Μεγαλύτερος αριθμός δενδριτικών κλάδων (N) και μεγαλύτερο L μεταξύ 2 δενδριτών οδηγούν συνεπώς σε μεγαλύτερη μικροσκληρότητα.

Κεφάλαιο VII: Συμπεράσματα

- Από τη θερμοκρασία των 650°C έως τους 0°C οι κυριότερες ενδομεταλλικές φάσεις που παρατηρούνται στο κράμα της σειράς 8xxx με 0.75% περιεκτικότητα σε σίδηρο είναι: $Al_{13}Fe_4$, $Al_9Fe_2Si_2$ (από 520 °C και κάτω), Al_8Fe_2Si (η τελευταία φάση από 570°C ως 450°C)
- Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι για την 1^η δοκιμή ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το δοκίμιο που στερεοποιείται αργά στον αέρα υπό μια συγκεκριμένη διεύθυνση κοπής.
- Οσον αφορά τη 2^η δοκιμή, τόσο για την 1^η χύτευση με Flux όσο και για την 2^η χύτευση χωρίς Flux, διαπιστώνεται ότι ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα στο καλούπι από χυτοσίδηρο (χελώνα). Η στερεοποίηση στο υλικό αυτό καλουπιού ευνοεί μεγαλύτερο μέσο όρο SDAS από την στερεοποίηση σε χάλκινο καλούπι. Με χρήση ειδικού laser, το οποίο μετρά τη θερμοκρασία της επιφάνειας του χυτού βρέθηκε ότι ο μέσος όρος του ρυθμού απόψυξης κατά την στερεοποίηση δείγματος σε συσκευή σε επαφή με νερό είναι 14.31°C/min.
- Κατά την 3^η χύτευση με Flux (προστέθηκαν πιο μικρές ποσότητες αλουμινίου), ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για τον χαλκοδακτύλιο που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό (rapid solidification) και μετά βυθίστηκε στο νερό. Τέλος, κατά την 4^η χύτευση χωρίς Flux (προστέθηκαν πιο μικρές ποσότητες αλουμινίου) ο μέσος όρος των SDAS είναι ο μεγαλύτερος για το χυτό που στερεοποιήθηκε στη διάταξη με το νερό.

Με άλλα λόγια διαπιστώνεται ότι στην χύτευση χωρίς Flux ευνοείται για μεγαλύτερο SDAS η στερεοποίηση σε επαφή με νερό (όχι όμως βύθισμα) ενώ στην χύτευση με Flux ευνοείται για μεγαλύτερο SDAS η στερεοποίηση σε επαφή με νερό/βύθισμα στο νερό παρά στον αέρα

- Το μεγαλύτερο δε μέσο όρο SDAS από όλες τις 4 χυτεύσεις τον εμφανίζει το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε αργά στον αέρα στο καλούπι από χυτοσίδηρο (48.2μm) (2^η χύτευση χωρίς Flux).
- Διαπιστώθηκε ότι το δοκίμιο που στερεοποιήθηκε με τη μέθοδο Twin Roll casting εμφανίζει την μεγαλύτερη μικροσκληρότητα (44.7HV περίπου). Από τα αποτελέσματα διαπιστώθηκε επίσης ότι μικρότερος μέσος όρος των SDAS στην μικροδομή ενός δοκιμίου οδηγεί σε μεγαλύτερη μικροσκληρότητα.

Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

Προκειμένου να έχουμε μία πιο ολοκληρωμένη εικόνα για την δενδριτική ανάπτυξη καθώς και την ανάπτυξη κατακρημνισμάτων στα κράματα προτείνεται να πραγματοποιηθούν περισσότερες δοκιμές σε μικρότερης διαμέτρου καλούπια.

Επίσης σκόπιμο θα ήταν να πραγματοποιηθεί μία οικονομική μελέτη ώστε να προσεγγίσει την έρευνα από βιομηχανική άποψη.

VIII. Βιβλιογραφία

- [1] J. R. D. & Associates, Aluminum and Aluminum Alloys, Chagrin Falls, Ohio: ASM International, 1993.
- [2] E. L. Rooy, Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International , The Materials Information Company, 1992, pp. 29-33.
- [3] D. S. M. G. E. Totten, Handbook of Aluminum , Volume 1 Physical Metallurgy and Processes, New York: Marcel Dekker, Inc., 2003.
- [4] E. L. R. J. Kaufman, Aluminum Alloy Castings, ASM International , The Materials Information Society, 2004.
- [5] Z. Ahmad, Aluminium Alloys- New trends in fabrication and applications, InTech, 2012.
- [6] I. Polmear, Light Alloys, Metallurgy of the light metals, London: Arnold, 1995.
- [7] V. H. K. (Ed), Aluminium , Volume 1, Cleveland, Ohio, 1967.
- [8] L. Mondolfo, Aluminium Alloys: Structure and Properties, London: Butterworths, 1976.
- [9] J. H. Todd I, "The effect of cumulative alloying additions on intermetallics phase selection in alloys based on Al-0.5 wt.%Fe", Materials Science Forum, Vols. 217-222, 1996.
- [10] S. V. Griger A., "Equilibrium and non-equilibrium intermetallic phases in Al-Fe and Al-Fe-Si alloys", Journal of Materials Science, Vol.31, 1996.
- [11] O. K. E. P. C. B. Allen C.M., "A calorimetric evaluation of the role of impurities in the nucleation of secondary phases in 1XXX Al alloys", Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol.481, 1998.

- [12] S. F. G. J. Khalifa W., "Iron intermetallics phases in the Al corner of the Al-Fe-Si system, Metallurgical and Materials Transaction A Vol. 34A, 2003.
- [13] D. Panahi, Precipitation of intermetallic phases from rapidly solidifying aluminum alloy, School of Graduate Studies, McMaster University , July 2009.
- [14] F. Habashi, Alloys Preparation , Properties, Applications, Weinheim: Wiley - Vch, 1998.
- [15] W. Betteridge, Cobalt and its Alloys, Ellis Horwood, 1982.
- [16] F. Eich, Dent. 1, J. Prosthet, 1951.
- [17] D. Bancel, Eng. Min J., 1971.
- [18] J. Rooy, Aluminum alloy castings - Properties processes and applications, 1 december 2004.
- [19] T. K. a. R. Bidulsky, Aluminum Alloys Theory and Applications, Rijeka, Croatia: Intech.
- [20] O'Reilly, Solidification and Casting (Material Science and Engineering), B.C, November 2002.
- [21] Warner, Metallurgy Fundamentals: Ferrous and Nonferrous, D.A, 2009.
- [22] Δ. Παντελής, Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών, 1996.
- [23] F. M.C, Solidification Processing, McGraw Hill , New York, 1974.
- [24] G. J. F, Aluminium Melt Treatment and Casting, M Nilmani (TMS), 1993.
- [25] F. P, Continuous Casting of Non-Ferrous Metals and Alloys, H D Merchant , D.E Tyler and E H Chia (TMS), 1989.
- [26] V. H. E, Aluminium, 1999.
- [27] G. D. A, Light metals, B Welsch (TMS), 1998.
- [28] U. M. J. Perepezko J. H., "Undercooling and nucleation during solidification", ISIJ international, Vol. 35, No. 6, 1995.
- [29] E. K. Porter D.A., "Phase transformation in metals and alloys", Second edition, Nelson Thornes Ltd, 2001.

- [30] F. B., "Phase formation in metastable solidification", Materials Science Reports, Vol. 4, No. 1, 1989.
- [31] M. D. Z. H. Purdy R.G., "Driving forces for the onset of precipitation in the course of multicomponent alloys solidification", Proceeding of the 6th international school-conference, "Phase Diagrams In materials Science", MSI GmbH, 2004.
- [32] G. J. Skejperpe P., "Structure and primary Al-Fe-Si particles in direct-chilled-cast aluminum alloys", Ultramicroscopy Vol.22 , 1987.
- [33] P. T., "Phase transformation for primary particles in the surface regions of an AA1200 alloy", Materials Science Forum, Vols. 539-543, 2007.
- [34] B. B. J. A. a. G. L. O. Zajac S, Materials Science Forum, 1996.
- [35] D. M. Herlach, Solidification and Crystallization, EUROMAT publications.
- [36] W. Fisher, Fundamentals of Solidification, 1 June 1998.
- [37] R. Lumley, Fundamentals of aluminium metallurgy Production, processing and applications, Woodhead Publishing in Materials.
- [38] Verhoeven, Fundamentals of Physical Metallurgy, J.D, 7 July 1975.
- [39] K. W. a. D. FISHER, Fundamentals of Solidification 3rd. ed, Trans. Tech Publication Switzerland, 1989.
- [40] Campbell, Castings, Second Edition, 12 June 2003.