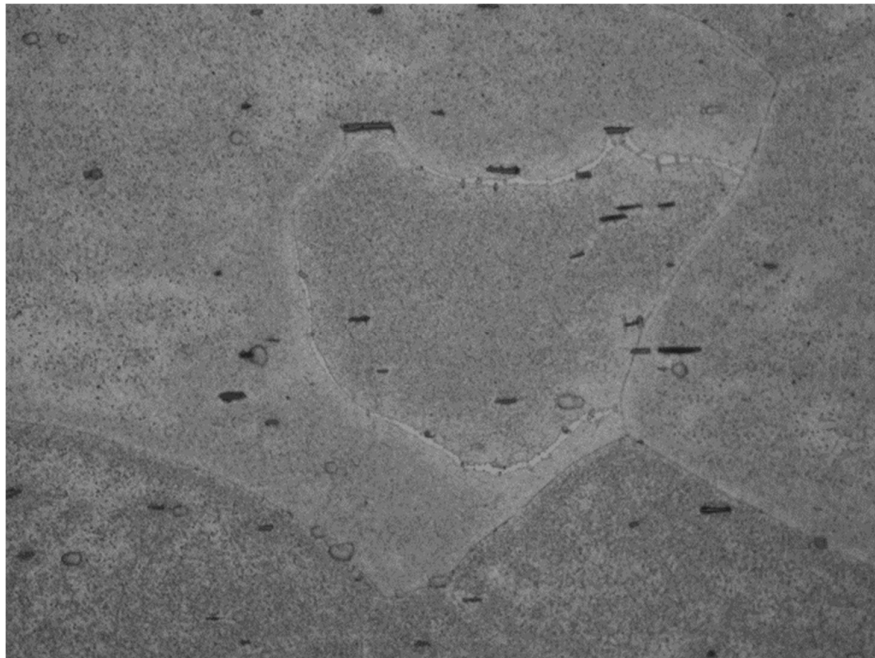




ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

Διπλωματική Εργασία



Αναγνωστοπούλου Χρυσάνθη

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

Αθήνα, Ιούλιος 2022



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

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

Διπλωματική Εργασία

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

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις /07/2022

Σπ. Παπαευθυμίου, Αν. Καθηγητής(Υπογραφή)

Αγγ. Μαρκόπουλος, Αν. Καθηγητής(Υπογραφή)

Π. Τσακίριδης, Επικ. Καθηγητής(Υπογραφή)

Ευχαριστίες

Αρχικά, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά των επιβλέποντα καθηγητή μου Dr. – Ing. Σπύρο Παπαευθυμίου, Αναπληρωτή Καθηγητή Ε.Μ.Π. για την εμπιστοσύνη που μου έδειξε να μελετήσω το θέμα, τη διαρκή καθοδήγηση και ενθάρρυνση σε κάθε βήμα μέχρι την περάτωση της εργασίας. Τον ευχαριστώ ιδιαίτερα και για την ευκαιρία που μου έδωσε λάβω εμπειρία και γνώση από τη βιομηχανία εκπονώντας την εργασία στην εταιρεία ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.

Κατόπιν, ευχαριστώ θερμά τον Δρ. Αθ. Βαζδιρβανίδη προϊστάμενο του εργαστηρίου μεταλλογραφίας και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας για τη διαρκή υποστήριξη του, τη συνεχή παρακολούθηση της ΔΕ, το χρόνο που διέθεσε και τις εποικοδομητικές παρατηρήσεις, καθώς και τον γενικό Διευθυντή κ. Κ. Δανηλίδη για την φιλοξενία μου στους χώρους της εταιρείας και δυνατότητα να χρησιμοποιήσω τον εξοπλισμό της εταιρείας.

Στη συνέχεια, απευθύνω τις ευχαριστίες μου της υποψήφια Δρ. κα. Σ. Παπαδοπούλου και τον κ. Α. Ρίκο για τις γνώσεις που έλαβα σχετικά με τον χειρισμό του εξοπλισμού και για την πολύτιμη καθοδήγηση για την διεξαγωγή του πειραματικού μέρους.

Ακόμη, θα ήθελα να ευχαριστήσω την εταιρεία ΕΤΕΜ και ιδιαίτερα τον κ. Γ. Συμεωνίδη προϊστάμενο του ποιοτικού ελέγχου, για την αποστολή των προφίλ διέλασης αλουμινίου, στα οποία βασίστηκε η εργασία, και για την διεξαγωγή των δοκιμών σύνθλιψης.

Επιπλέον, ευχαριστώ ιδιαίτερα τον υποψήφιο Δρ. κ. Β. Λουκαδάκη για την βοήθεια και τη στήριξη καθ' όλη τη διάρκεια της εργασίας.

Περίληψη

Στην παρούσα εργασία εξετάστηκαν διάφοροι παράμετροι που επηρεάζουν τη κατεργασία της γήρανσης. Πραγματοποιήθηκε διερεύνηση της επίδρασης του ρυθμού απόψυξης από τη θερμοκρασία διέλασης και ομογενοποίησης και συγκρίθηκαν οι ιδιότητες που έχουν τα προφίλ όταν έχουν ακολουθήσει τη γραμμή παραγωγής της βιομηχανίας σε σχέση με τις εργαστηριακές συνθήκες.

Τα δοκίμια της εργασίας στάλθηκαν από την εταιρεία ETEM, έχοντας υποστεί διαφορετική απόψυξη μετά τη διέλαση. Σε κάποια είχε εφαρμοστεί απόψυξη σε νερό και σε κάποια άλλα σε απόψυξη αέρα. Σε ορισμένα και από τις δύο κατηγορίες πραγματοποιήθηκε κατευθείαν τεχνητή γήρανση στους 175⁰C, ενώ σε άλλα πραγματοποιήθηκε ομογενοποίηση στους 560⁰C για μία ώρα, απόψυξη είτε σε νερό είτε σε αέρα, φυσική γήρανση για μία εβδομάδα και τεχνητή γήρανση στους 175⁰C.

Με σκοπό την αξιολόγηση των μηχανικών ιδιοτήτων πραγματοποιήθηκε δοκιμή θλίψης, δοκιμή εφελκυσμού και μέτρηση σκληρότητας με τη μέθοδο Vickers. Οι επιφάνειες θραύσης των δειγμάτων εφελκυσμού παρατηρήθηκαν στερεοσκοπικά, για τη μέτρηση του πάχους τους, αλλά και μικροσκοπικά χρησιμοποιώντας το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM).

Εξετάζοντας τα αποτελέσματα φαίνεται πως οι εργαστηριακές τεχνικές δεν μπορεί να είναι ενδεικτικές των βιομηχανικών δοκιμών καθώς παρουσιάζουν διαφορετική απόκριση κατά τη γήρανση δίνοντας διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες. Η διαφορά έγκειται κυρίως στο χρόνο απόκρισης καθώς τα δείγματα water quenched της βιομηχανικής δοκιμής παρουσιάζουν πιο γρήγορο ρυθμό, ενώ το αντίθετο ισχύσει για τα air cooled.

Η απόψυξη σε αέρα είναι καταστρεπτική σε κάθε περίπτωση οδηγώντας σε υποδεέστερες μηχανικές ιδιότητες εξαιτίας της ύπαρξης των ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα. Οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες των water quenched δοκιμών δεν διαφέρουν σημαντικά, ωστόσο τα water quenched που ακολουθούν τις εργαστηριακές πρακτικές παρουσιάζουν καλύτερη επιδεκτικότητα διαμόρφωσης.

Abstract

In this paper, various parameters affecting the ageing process were examined. An investigation of the effect of the cooling rate after the extrusion and homogenization process was carried out. Also, the properties of the profiles when they have followed the industrial production line were compared with the laboratory conditions.

The specimens in this work were shipped from ETEM, having undergone different cooling method after extrusion. Some had been water quenched and some had been air cooled. In some specimens of both categories, direct artificial ageing at 175⁰C was performed, while in others homogenization at 560⁰C for one-hour, cooling in either water or air, natural ageing for one week and artificial ageing at 175⁰C was carried out.

In order to evaluate the mechanical properties, compression test, tensile test and hardness measurement by Vickers method were carried out. The fracture surfaces of the tensile specimens were observed stereoscopically to measure their thickness and also microscopically using scanning electron microscope (SEM).

Examining the results, it appears that the laboratory techniques cannot be indicative of the industrial tests as they show different response during aging resulting in different mechanical properties. The difference lies mainly in the response time as the water quenched samples of the industrial test show a faster rate, while the opposite is true for the air-cooled ones.

Air quenching is destructive in each case leading to inferior mechanical properties due to the existence of precipitate-free zones. The optimum mechanical properties of the water quenched specimens do not differ significantly, however the water quenched, following the laboratory practices, show better formability.

Περιεχόμενα

1.Εισαγωγή.....	12
2.Θεωρητικό Μέρος	13
2.1.Κράματα αλουμινίου σειράς 6xxx	13
2.2 Παραγωγή προφίλ αλουμινίου με διέλαση.....	13
2.3 Σκλήρυνση με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης.....	15
2.4 Επίδραση της θερμοκρασίας της γήρανσης	17
2.5 Επίδραση της φυσικής γήρανσης στις μηχανικές ιδιότητες.....	18
2.6 Επίδραση ρυθμού απόψυξης μετά την ομογενοποίηση.....	19
2.7 Ο ρόλος των κενών πλεγματικών θέσεων στον σχηματισμό συμπλεγμάτων ατόμων (clusters).....	22
2.8 Δημιουργία ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα (precipitate free zones).....	22
2.9 Μηχανικές δοκιμές.....	22
2.9.1 Δοκιμή εφελκυσμού	22
2.9.2 Δοκιμή σκληρότητας Vickers.....	24
2.9.3 Δοκιμή συμπίεσης	24
2.10 Ηλεκτρονική θραυστογραφία.....	25
2.9 Μελέτη της μικροδομής	28
3. Πειραματικό Μέρος.....	29
3.1 Κοπή δοκιμίων	29
3.2 Θερμικές κατεργασίες	30
3.3 Μεταλλογραφική προετοιμασία	32
3.4 Δοκιμή εφελκυσμού	32
3.5 Στερεοσκοπική παρατήρηση και θραυστογραφία επιφανειών θραύσης δοκιμής εφελκυσμού.....	33
3.6 Δοκιμή Συμπίεσης.....	34
3.7 Σκληρομέτρηση.....	34
4 Αποτελέσματα και σχολιασμός-αξιολόγηση.....	35
4.1 Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού.....	35
4.1.2 Στερεοσκοπική παρατήρηση επιφανειών θραύσης	42
4.1.3 Ηλεκτρονική θραυστογραφία δοκιμίων εφελκυσμού.....	46
4.2 Σκληρότητα	52
4.4 Δοκιμή Συμπίεσης.....	56
4.3 Αποτελέσματα οπτικής μικροσκοπίας.....	72
Συμπεράσματα.....	80
Βιβλιογραφία.....	82

Λίστα Εικόνων

Εικόνα 1. Στάδια παραγωγής προφίλ αλουμινίου (5).	14
Εικόνα 2. Στάδια σκλήρυνσης με κατακρήμνιση απεικονιζόμενα σε διφασικό διάγραμμα (4).	15
Εικόνα 3 Διάγραμμα φάσεων αλουμινίου-μαγνησίου, πυριτίου (9).	16
Εικόνα 4. Απεικόνιση διαφορετικών τύπων διεπιφανειών μεταξύ μήτρας και κατακρημνισμάτων a) στερεό διάλυμα b) μη συνεκτική επιφάνεια c) ημι-συνεκτική επιφάνεια d) μη συνεκτική επιφάνεια (13).	17
Εικόνα 5. Διάγραμμα σκληρότητας συνάρτηση του χρόνου γήρανσης για διαφορετικές θερμοκρασίες (14).	18
Εικόνα 6. Εικόνες από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης για το κράμα AA6060 πριν την ομογενοποίηση (21).	20
Εικόνα 7 Μικροδομή κράματος αλουμινίου 6082 σ θερμοκρασία περιβάλλοντος μετά από απόψυξη με a) 1000°C/h, b) 500°C/h, c) 250°C/h, d) 250°C/h (24).	21
Εικόνα 8 Ρυθμός ψύξης κράματος εξερχόμενου του φούρνου ομογενοποίησης (3).	21
Εικόνα 9 Διάγραμμα τάσης- παραμόρφωσης και ψαθυρά και όγκιμα υλικά (30).	23
Εικόνα 10 Εικόνα από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης ενός όγκιμου υλικού, όπου φαίνονται οι μικροθύλακες (37).	26
Εικόνα 11 Εικόνα από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης ενός μεταλλικού υλικού, όπου φαίνονται η περικρυσταλλική θραύση (40).	27
Εικόνα 12 Εικόνα SEM περικρυσταλλικής θραύσης σε ένα κράμα Al-Zn-Mg που έχει υποστεί τεχνητή γήρανση με (α) ευρεία ZXC και καλά διατεταγμένα κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων που παρουσιάζουν διαμορφωμένους μικροθύλακες, και (β) στενή ZXC και στενά διατεταγμένα κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων που παρουσιάζουν πολύ μικροθύλακες με μικρότερο βάθος (39).	28
Εικόνα 13 (α) Κοπή δοκιμίων θλίψης και εφελκυσμού (β) πρέσα δοκιμίων εφελκυσμού.	29
Εικόνα 14 Δοκίμιο εφελκυσμού.	29
Εικόνα 15 (α) φούρνος ομογενοποίησης (β) φούρνος τεχνητής γήρανσης.	30
Εικόνα 16 Μηχανή εφελκυσμού INSTRON 5567.	33
Εικόνα 17 Εικόνα θραύσης δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανση 24 ώρες.	43
Εικόνα 18 Εικόνα θραύσης δοκιμίου ac-w/o SSHT με γήρανση 48 ωρών.	43
Εικόνα 19 Εικόνα θραύσης δοκιμίου wq-SSHT με γήρανση 48 ωρών.	44
Εικόνα 20 Εικόνα θραύσης δοκιμίου wq-w/o SSHT με γήρανση 48 ωρών.	44
Εικόνα 21 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-as received.	46
Εικόνα 22 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-as received.	47
Εικόνα 23 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανση 4 ωρών.	48
Εικόνα 24 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανση 4 ωρών.	48
Εικόνα 25 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών	49
Εικόνα 26 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών	50
Εικόνα 27 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών	51
Εικόνα 28 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών.	51
Εικόνα 29 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq-as received	56
Εικόνα 30 Συμπιεσμένο δοκίμιο ac-as received	56

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

Εικόνα 31 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών	58
Εικόνα 32 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.	58
Εικόνα 33 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.	59
Εικόνα 34 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.	59
Εικόνα 35 Δοκίμιο wq- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών.	61
Εικόνα 36 Δοκίμιο wq- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.	62
Εικόνα 37 Δοκίμιο wq- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.	62
Εικόνα 38 Δοκίμιο wq- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.	63
Εικόνα 39 Δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών.	65
Εικόνα 40 Δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.	65
Εικόνα 41 Δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.	66
Εικόνα 42 Δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.	66
Εικόνα 43 Δοκίμιο ac- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών.	69
Εικόνα 44 Δοκίμιο ac- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.	69
Εικόνα 45 Δοκίμιο ac- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.	70
Εικόνα 46 ac-SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.	70
Εικόνα 47 Μικροδομή δοκιμίου wq-as received.	72
Εικόνα 48 Μικροδομή δοκιμίου ac-as received.	73
Εικόνα 49 Μικροδομή δοκιμίου wq-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.	74
Εικόνα 50 Μικροδομή δοκιμίου wq-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 48 ωρών.	74
Εικόνα 51 Μικροδομή δοκιμίου wq-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών, όπου παρατηρούνται οι ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα στην εξωτερική επιφάνεια.	75
Εικόνα 52 Μικροδομή δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.	75
Εικόνα 53 Μικροδομή δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών.	76
Εικόνα 54 Μικροδομή δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανσης 48 ωρών..	76
Εικόνα 55 Δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ώρες σε μεγέθυνση x100	77
Εικόνα 56 Δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ώρες σε μεγέθυνση x100	78
Εικόνα 57 Μικροδομή δοκιμίου ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 8 ώρες, όπου φαίνονται οι ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα γύρω από τα όρια των κόκκων.	78
Εικόνα 58 Μικροδομή δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.	79
Εικόνα 59 Μικροδομή δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών.	79

Λίστα Σχημάτων

Σχήμα 1 Διαγράμματα ροής θερμικών κατεργασιών (α) με εφαρμογή ομογενοποίησης (β) χωρίς ομογενοποίηση.	32
Σχήμα 2 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο wq-w/o SSHT.	35
Σχήμα 3 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το wq-w/o SSHT.	36
Σχήμα 4 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο wq-SSHT.	37
Σχήμα 5 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το wq- SSHT.	37
Σχήμα 6 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο ac- w/o SSHT.	39
Σχήμα 7 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το ac- w/o SSHT.	39
Σχήμα 8 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο ac-lab.	41
Σχήμα 9 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το ac- SSHT.	41
Σχήμα 10 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο wq-w/o SSHT	52
Σχήμα 11 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο wq- SSHT.	53
Σχήμα 12 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο ac-w/o SSHT.	54
Σχήμα 13 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο ac- SSHT.	55
Σχήμα 14 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ wq-w/o SSHT.	60
Σχήμα 15 Καμπύλη φορτίου-θράχυνσης wq-w/o SSHT.	60
Σχήμα 16 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ wq- SSHT.	63
Σχήμα 17 Καμπύλη φορτίου-θράχυνσης wq-SSHT	64
Σχήμα 18 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ ac- w/o SSHT.	67
Σχήμα 19 Καμπύλη φορτίου-θράχυνσης ac-w/o SSHT.	67
Σχήμα 20 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ ac- SSHT.	71
Σχήμα 21 Καμπύλη φορτίου-θράχυνσης ac-SSHT.	71

Λίστα Πινάκων

Πίνακας 1 Ονοματολογία δοκιμίων.....	31
Πίνακας 2. Θερμικές κατεργασίες.....	31
Πίνακας 3 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμίων $wq-w/o$ SSHT	36
Πίνακας 4 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμίων $wq-SSHT$	37
Πίνακας 5 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμίων $ac-w/o$ SSHT.....	40
Πίνακας 6 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμίων $ac-SSHT$	41
Πίνακας 7 Πάχος επιφάνειας θραύσης (x) ανάλογα με το χρόνο γήρανσης (t).	44
Πίνακας 8 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας απορρόφησης ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια $wq-w/o$ SSHT.	60
Πίνακας 9 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας απορρόφησης ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια $wq-SSHT$	64
Πίνακας 10 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας απορρόφησης ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια $ac-w/o$ SSHT.....	67
Πίνακας 11 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας απορρόφησης ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια $ac-w/o$ SSHT.....	71

1.Εισαγωγή

Τα κράματα του αλουμινίου έχουν βρεθεί στο κέντρο ενδιαφέροντος της επιστημονικής κοινότητας, καθώς παρουσιάζουν εξαιρετικές ιδιότητες, όπως είναι η υψηλή αναλογία αντοχής-βάρους και καλή αντοχής στη διάβρωση. Με τη χρήση αυτών των κραμάτων μπορούν να κατασκευαστούν ελαφριές και ισχυρές κατασκευές για αυτό και χρησιμοποιούνται ιδιαίτερα σε όλους τύπους των οχημάτων από τα αμάξια και τα πλωτά οχήματα μέχρι και τα αεροσκάφη (1).

Η σκληρότητα των κραμάτων αλουμινίου ποικίλει ανάλογα με το ποσοστό των κραματικών προσθηκών. Βασικός παράγοντας για την αύξηση της σκληρότητας αποτελεί η διαδικασία της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση. Τα κράματα αλουμινίου που επιδέχονται σκλήρυνση με κατακρήμνιση είναι τα κράματα της σειράς 2xxx, της σειράς 7xxx και της σειράς 6xxx, όμως τα πιο διαδεδομένα και της παροχή προφίλ από διέλαση είναι της σειράς 6xxx (2).

Ωστόσο, ένα προφίλ που προορίζεται για χρήση στην αυτοκινητοβιομηχανία εκτός από την απαιτούμενη σκληρότητα πρέπει να έχει και ικανοποιητική ενέργεια απορρόφησης ενέργειας σε περίπτωση κρούσης. Για αυτό απαιτείται η εύρεση των βέλτιστων παραμέτρων της κατεργασίας της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης. Οι παράγοντες που επηρεάζουν την κατεργασία μπορεί να είναι ο ρυθμός απόψυξης από τη διαδικασία ομογενοποίησης, αλλά και γήρανσης, ο χρόνος φυσικής γήρανσης αλλά και η θερμοκρασία και ο χρόνος γήρανσης (3).

Σκοπός της εργασίας είναι η εύρεση των παραμέτρων της γήρανσης που οδηγούν στον βέλτιστο συνδυασμό αντοχής και απορρόφησης ενέργειας. Οι παράμετροι που εξετάζονται είναι ο διαφορετικός ρυθμός ψύξης από τη διέλαση και την ομογενοποίηση και ο χρόνος γήρανσης. Επίσης, πραγματοποιείται σύγκριση των αποτελεσμάτων των δοκιμών που ακολούθησαν τη γραμμής παραγωγής της βιομηχανίας και των δοκιμών που ακολούθησαν τις εργαστηριακές πρακτικές ώστε να διεξαχθεί το συμπέρασμα σχετικά με το αν οι εργαστηριακές συνθήκες είναι αντιπροσωπευτικές.

2.Θεωρητικό Μέρος

2.1.Κράματα αλουμινίου σειράς 6xxx

Τα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx ανήκουν στα κράματα διαμόρφωσης του αλουμινίου, δηλαδή στα κράματα που μπορούν να υποστούν θερμική κατεργασία. Οι κύριες κραματικές προσθήκες που έχουν είναι το μαγνήσιο (Mg) και το πυρίτιο (Si), οι οποίες καθορίζουν και τις ιδιότητες τους. Το μαγνήσιο βελτιώνει την αντοχή και την εμβαπτότητα αλλά μειώνει σημαντικά την ολκιμότητα του υλικού. Το πυρίτιο δημιουργεί κατακρημνίσματα αμέσως μετά τη βαφή, τα οποία δεν είναι συνεκτικά με το πλέγμα. Επίσης η περίσσεια σε Si προκαλεί την αύξηση της αντοχής του υλικού, αλλά επιδρά αρνητικά στην διελασιμότητα, την ολκιμότητα στη δυσθραυτότητα και στην αντοχή στη διάβρωση.

Το βασικό χαρακτηριστικό αυτών των κραμάτων είναι ότι επιδέχονται σκλήρυνση με κατακρημνιση λόγω γήρανσης. Η αύξηση της σκληρότητας οφείλεται στον σχηματισμό της ένωσης πυριτιούχου μαγνησίου (Mg_2Si). Η συγκεκριμένη ένωση είναι μία μεσομεταλλική ένωση, όπου η αύξηση της περιεκτικότητας προκαλεί αύξηση της διελασιμότητας και μείωση της ολκιμότητας. Ο λόγος των μαζών του Mg και του Si ισούται με 1,73 και συνήθως μετέχει όλος ο όγκος της μάζας των στοιχείων αλλά μπορεί κάποιο να βρίσκεται σε περίσσεια (4).

Ακόμα μία κραματική προσθήκη που επηρεάζει τις ιδιότητες του υλικού είναι ο σίδηρος (Fe), διότι χαρακτηρίζεται από μικρή διαλυτότητα (περίπου 0,05%) και μεγαλύτερη περιεκτικότητα από αυτή εμφανίζεται σαν μεσομεταλλική ένωση με το Si ($\alpha-AlFeSi$). Σαν αποτέλεσμα παρατηρείται μείωση της διελασιμότητας και σε σχετικά αυξημένες θερμοκρασίες καλύτερες μηχανικές αντοχές (3).

2.2 Παραγωγή προφίλ αλουμινίου με διέλαση

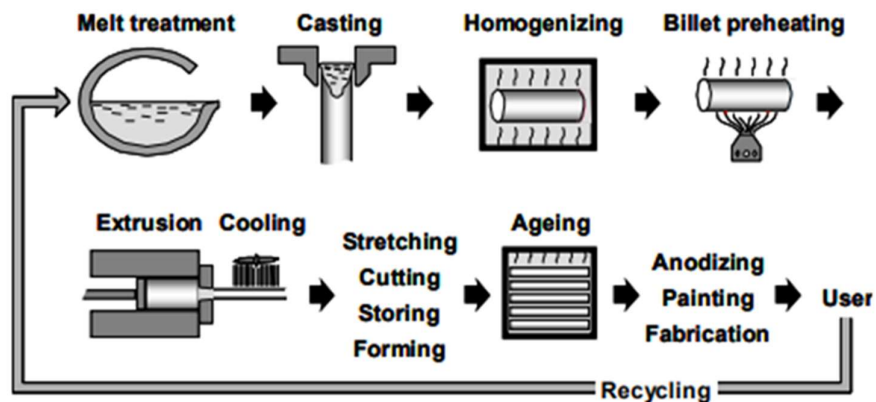
Η διέλαση κραμάτων αλουμινίου επιλέγεται, καθώς είναι μία σχετικά οικονομική μέθοδος παραγωγής εξαρτημάτων περίπλοκου σχήματος με μεγάλο μήκος. Σχετικά με τη δυνατότητα εφαρμογής της διέλασης στον τομέα την αυτοκινητοβιομηχανία σημαντικό παράγοντα αποτελεί η απόδοση του παραγόμενου εξαρτήματος αλλά και η διατήρηση των ιδιοτήτων του κατά τη διάρκεια της διαδικασίας, ώστε να επιτευχθεί το επιθυμητό κόστος παραγωγής. (5).

Πριν τη διέλαση προηγείται η χύτευση του μετάλλου και η ομογενοποίηση του, όπου πραγματοποιούνται στο χυτήριο. Στη συνέχεια, στις εγκαταστάσεις διέλασης γίνεται

η προθέρμανση του υλικού στην επιθυμητή θερμοκρασία διέλασης και ακολουθεί η εξώθηση, η ψύξη και η σκλήρυνση του (5).

Από τη διαδικασία της χύτευσης και της στερεοποίησης το υλικό έχει ανομοιογενή μικροδομή, καθώς παρατηρούνται φαινόμενα μικροδιαφορισμού, διαφορισμού των ορίων των κόκκων και σχηματισμού διαφόρων ευτηκτικών και ενδομεταλλικών ενώσεων χαμηλής τήξης, οι οποίες υποβαθμίζουν τη δυνατότητα εξώθησης του υλικού. Οι πιο σημαντικές ενδομεταλλικές ενώσεις που περιέχουν Fe είναι α -AlFeSi και β -AlFeSi. Η α -AlFeSi έχει σφαιρική μορφολογία και η β -AlFeSi, έχει πλακοειδή, η οποία μπορεί να προκαλέσει επιφανειακές ρωγμές. Με την μετέπειτα κατεργασία της ομογενοποίησης αυτά τα φαινόμενα εξαλείφονται μερικώς, βελτιώνεται η δυνατότητα εξώθησης κατά τη διέλαση και αυξάνεται και η απόκριση κατά τη τεχνητή και τη φυσική γήρανση (6).

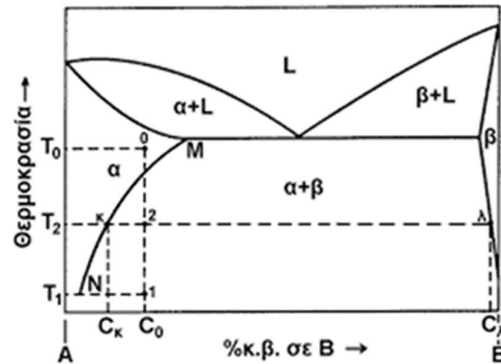
Κατά τη διέλαση το μέταλλο ρέει μέσα από το προφίλ της μήτρας, η οποία δίνει το σχήμα στο προφίλ διέλασης. Μετά την εξώθηση το υλικό ψύχεται σε νερό ή στον αέρα και ακολουθεί η σκλήρυνση του μέσω της γήρανσης (2) (5). Το υλικό από τη χύτευση περιέχει ανομοιογένειες στην μικροδομή. Η θερμοκρασία διέλασης κυμαίνεται μεταξύ 400°C και 500°C προκαλώντας τη διάλυση της φάσης β κράματος (2). Στη συνέχεια ακολουθείται ταχεία απόψυξη του ώστε να αποφευχθούν φαινόμενα καταβύθισης φάσεων που περιέχουν Mg-Si, η οποία θα οδηγούσε σε μειωμένη απόκριση στη γήρανση. Ωστόσο αρκετά γρήγορος ρυθμός ψύξης μπορεί να οδηγήσει στην παραμόρφωση της διατομής της διέλασης (7).



Εικόνα 1. Στάδια παραγωγής προφίλ αλουμινίου (5).

2.3 Σκλήρυνση με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης

Η σκλήρυνση με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης επιτυγχάνεται με τον σχηματισμό μικρών και ομοιόμορφα διασκορπισμένων σωματιδίων μίας άλλης φάσης εντός του μητρικού πλέγματος μέσω κατάλληλων θερμικών κατεργασιών. Τα μικρά σωματίδια ονομάζονται κατακρημνίσματα.



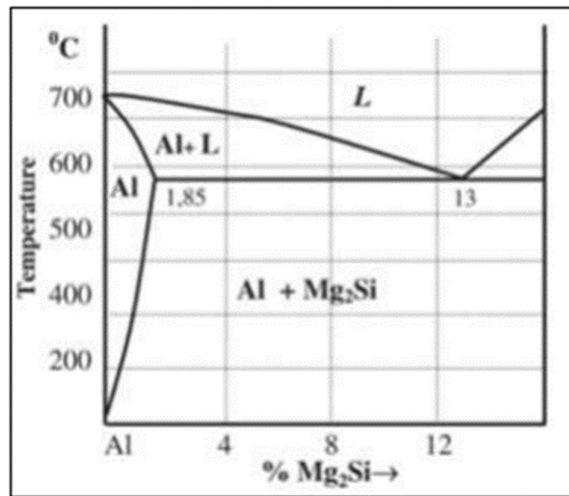
Εικόνα 2. Στάδια σκλήρυνσης με κατακρήμνιση σε διφασικό διάγραμμα (4).

Η γήρανση περιλαμβάνει τρία διακριτά στάδια για την ολοκλήρωση της θερμικής κατεργασίας, όπου είναι το στάδιο της ομογενοποίησης, της βαφής και της επαναφοράς (γήρανσης). Στο στάδιο της ομογενοποίησης γίνεται θέρμανση σε θερμοκρασία T_0 όπου υπάρχει μόνο η ομογενής φάση α σε περιεκτικότητα C_0 . Στο στάδιο της υπερβαφής πραγματοποιείται απότομη ψύξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και υπάρχει η διατήρηση της φάσης α . Σε αυτό το στάδιο το κράμα χαρακτηρίζεται από μικρή αντοχή και είναι υπέρκορο σε β (supersaturated solid solution- SSSS).

Στο στάδιο της γήρανσης μπορεί να γίνει σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (φυσική γήρανση) ή σε ψηλότερη θερμοκρασία (τεχνητή γήρανση). Κατά την τεχνητή γήρανση πραγματοποιείται θέρμανση σε θερμοκρασία T_2 εντός της διφασικής περιοχής $\alpha+\beta$, όπου σχηματίζονται τα κατακρημνίσματα. Εφόσον παραμένει σε αυτήν την θερμοκρασία για κάποια διάστημα αποψύχεται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, όπου πραγματοποιείται η γήρανση, δηλαδή η σκλήρυνση του υλικού. Η φύση, το μέγεθος και τα κλάσματα όγκου των κατακρημνισμάτων καθορίζουν τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού (8) (4).

Η στα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx δεύτερη φάση δημιουργείται μέσω της πυρηνοποίησης και της ανάπτυξης. Αρχικά, σχηματίζεται μία διεπιφάνεια μεταξύ της μήτρας και του πυρήνα που οδηγεί σε ένα φράγμα ενέργειας. Οι παράγοντες που επηρεάζουν την μεταβολή της ελεύθερης ενέργειας είναι η μείωση της ελεύθερης

κατ'όγκο ενέργειας, η αύξηση της ελεύθερης ενέργειας εξαιτίας της διεπιφανειακής ενέργειας και αύξησης της ενέργειας λόγω τοπικών παραμορφώσεων (3) (7)



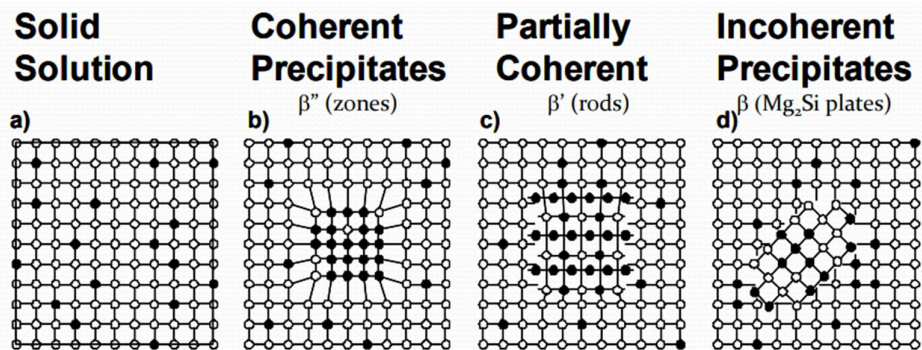
Εικόνα 3 Διάγραμμα φάσεων αλουμινίου-μαγνησίου, πυριτίου (9).

. Κατά τη διάρκεια της σκλήρυνσης παρατηρείται ο σχηματισμός ζωνών Guiner-Preston (ζώνες GP), μερικές από τις οποίες αναπτύσσονται και σχηματίζουν τη φάση μετάπτωσης β'' (GP2-II), ενώ οι υπόλοιπες διαλύονται. Η φάση β'' έχει χημική σύσταση Mg₅Si₆ και έχει βελονοειδή μορφή Στη συνέχεια, εμφανίζονται πυρήνες του κατακρημνίσματος της φάσης μετάπτωσης β' και η φάση β' διαλύεται πλήρως. Ύστερα, αρχίζει η πυρηνοποίηση της φάσης β στα όρια των κόκκων και της διεπιφάνειας της β' με τη μήτρα και στο τέλος υπάρχουν μόνο τα κατακρημνίσματα της φάσης β. Σε κάποιες περιπτώσεις μπορεί να συνυπάρξουν με τη β, και άλλες φάσεις όπως η Q, που είναι αδιευκρίνιστης χημικής σύστασης (10; 4).

Ως προς την χημική σύσταση και τη δομή των φάσεων, η φάση β'' έχει χημική τύπο Mg₅Si₆, η β' έχει χημική τύπο Mg_{1,8}Si, αλλά και οι δύο φάσεις έχουν βελονοειδή μορφή. Η φάση ισορροπίας, δηλαδή η φάση β έχει πλακοειδή μορφή και για να παρατηρηθεί απαιτούνται θερμοκρασίες άνω των 200 °C (2) (11).

Κατά τη γήρανση παρατηρείται αύξηση της σκληρότητας έως ότου φτάσει η τιμή της ένα μέγιστο και ύστερα παρατηρείται μείωση της σκληρότητας και αύξηση της ολκιμότητας. Αυτό οφείλεται στην φύση των κατακρημνισμάτων που δημιουργούνται, διότι οι ζώνες GP και η φάση β'' είναι συνεκτικές με την επιφάνεια, η φάση β' είναι ημι-συνεκτική με την επιφάνεια και φάση β είναι μη συνεκτική με την επιφάνεια της μήτρας. Οι φάσεις μετάπτωσής διατηρούν κρυσταλλική συνέχεια με το πλέγμα

προκαλώντας την παραμόρφωση του. Έτσι, λειτουργούν σαν εμπόδια μετακίνησης των διαταραχών, ακόμα και αν μία διαταραχή προσεγγίζει το κατακρήμνισμα (4) (12).

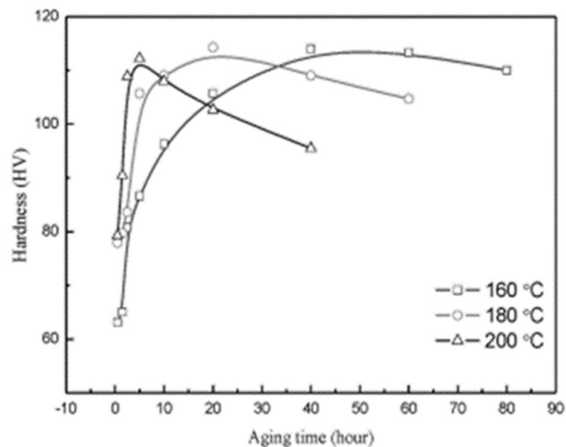


Εικόνα 4. Απεικόνιση διαφορετικών τύπων διεπιφανειών μεταξύ μήτρας και κατακρημνισμάτων a) στερεό διάλυμα b) μη συνεκτική επιφάνεια c) ημι-συνεκτική επιφάνεια d) μη συνεκτική επιφάνεια (13).

2.4 Επίδραση της θερμοκρασίας της γήρανσης

Η σκληρότητα, καθώς και η μέγιστη εφελκυστική αντοχή στα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx εξαρτώνται σε μεγάλο βαθμό τόσο από την θερμοκρασία γήρανσης όσο και από τον χρόνο γήρανσης του υλικού. Για συγκεκριμένο χρόνο γήρανσης η αύξηση της θερμοκρασίας επιταχύνει τα φαινόμενα που ελέγχονται από τη διάχυση και το υλικό φτάνει στις μέγιστες μηχανικές ιδιότητες ταχύτερα. Μετά την επίτευξη της μέγιστης σκληρότητας και μέγιστης εφελκυστικής αντοχής, οι ιδιότητες αυτές αρχίζουν να ελαττώνονται, λόγω της μεγέθυνσης των κόκκων της φάσης β που έχει δημιουργηθεί. Προφανώς, το φαινόμενο της μεγέθυνσης των κόκκων της φάσης β ελέγχεται από μηχανισμούς διάχυσης, οπότε υψηλότερη θερμοκρασία υπερ-γήρανσης (γήρανση μετά το σημείο μέγιστων μηχανικών ιδιοτήτων) οδηγεί και σε ταχύτερη πτώση των προαναφερθέντων ιδιοτήτων. Για παράδειγμα, σύμφωνα με την έρευνα (14) ένα κράμα αλουμινίου 6061 επιτυγχάνει τις βέλτιστες μηχανικές του ιδιότητες σε συνθήκες γήρανσης 160 βαθμών κελσίου για 40 ώρες.

Για κάθε συνδυασμό οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες υπολογίζονται μέσω των διαγραμμάτων εφελκυστικής αντοχής- χρόνου (με σταθερή θερμοκρασία) ή αντοχής- θερμοκρασιών (για συγκεκριμένο χρόνο) και ορίζεται ως η κορυφή της καμπύλης.



Εικόνα 5. Διάγραμμα σκληρότητας συνάρτηση του χρόνου γήρανσης για διαφορετικές θερμοκρασίες (14).

2.5 Επίδραση της φυσικής γήρανσης στις μηχανικές ιδιότητες

Ένα κράμα αλουμινίου σειράς 6xxx μόλις έχει ψυχθεί μετά την ομογενοποίηση αποτελείται από μετασταθείς φάσεις που δέχονται μετασχηματισμούς ακόμα και σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και το φαινόμενο αυτό ονομάζεται φυσική γήρανση. Η φυσική γήρανση πραγματοποιείται με τη δημιουργία συμπλεγμάτων ατόμων. Τις πρώτες μέρες φυσικής γήρανσης η σκληρότητα αυξάνεται με γρήγορο και ύστερα με βραδύτερο ρυθμό (15).

Ωστόσο, όταν ακολουθεί τεχνητή γήρανση έχει παρατηρηθεί πως υπάρχει αρνητική συνέπεια στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού. Αυτή η αρνητική επίδραση της φυσικής γήρανσης οφείλεται συνήθως σε πιο χονδροειδείς κατανομές και στα χαμηλότερα κλάσματα όγκου των κατακρημνισμάτων, γεγονός που αποδίδεται στον προηγούμενο σχηματισμό συμπλεγμάτων ατόμων κατά τη διάρκεια φυσικής γήρανσης. Η παρουσία διαλυμένων συμπλεγμάτων ατόμων μειώνει το ρυθμό πυρηνοποίησης της φάσης β'' και, κατά συνέπεια, παράγει μια αργή απόκριση σκλήρυνσης του υλικού υπό τεχνητή γήρανση (16) (17).

Έχει βρεθεί πως η αρνητική επίδραση της φυσικής γήρανσης οφείλεται στην ύπαρξη πλεοναζόντων κενών θέσεων στο υπέρκορο στερεό διάλυμα μετά την ομογενοποίηση. Η κινητικότητα των συμπλεγμάτων των ατόμων το Mg και του Si υποβοηθείται σε χαμηλές θερμοκρασίες από την ύπαρξη των κενών θέσεων. Τα άτομα αλληλοεπιδρούν με τις κενές θέσεις, μειώνοντας τη συγκέντρωση των ελεύθερων κενών θέσεων. Έτσι όταν τα κράματα υποβάλλονται σε αποθήκευση παρατεταμένης χρονικής περιόδου

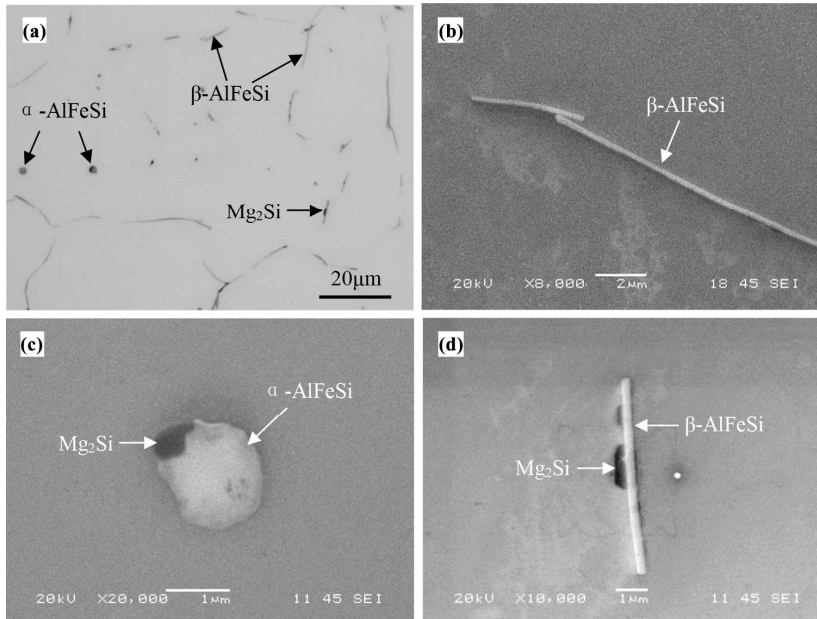
υπάρχει μειωμένη ατομική κινητικότητα κατακρήμνισης, δημιουργούνται χονδροειδή κατακρημνίσματα και υπάρχει χαμηλή απόκριση στην τεχνητή γήρανση (18).

Διάφορες έρευνες έχουν δείξει την αρνητική συνέπεια της φυσικής γήρανσης, όπως η έρευνα των Cui et al. (19), όπου συνέκριναν δοκίμια τα οποία είχαν υποστεί φυσική γήρανση για 10 λεπτά και για 24 ώρες. Τα δοκίμια που είχαν υποστεί φυσική γήρανση για 24 ώρες είχαν μικρότερα όριο διαρροής διότι είχαν μεγαλύτερα κατακρημνίσματα β' και λιγότερα β'. Επίσης, στα ίδια δοκίμια παρατηρήθηκαν περισσότερες ζώνες GP και περισσότερα συμπλέγματα ατόμων από τα δοκίμια με λιγότερο χρόνο φυσικής γήρανσης.

Ωστόσο έχουν εντοπιστεί περιπτώσεις όπου η επίδραση της φυσικής γήρανσης δεν ήταν πάντα αρνητική. Οι El-Azim et al. (20) βρήκαν πως για το κράμα αλουμινίου 6061 η φυσική γήρανση για 100 ώρες είχε σαν αποτέλεσμα την αύξηση του ορίου διαρροής και της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής, ενώ τα μέγιστα εντοπίστηκαν σε χαμηλότερους χρόνους τεχνητής γήρανσης. Επίσης για ακόμα μεγαλύτερους χρόνους γήρανσης εντοπίστηκε πως υπήρχε αύξηση της σκληρότητας παρά τη μείωση των κενών θέσεων εξαιτίας της φυσικής γήρανσης. Μία πιθανή εξήγηση είναι η ύπαρξη του Cu όπου ενώνεται με τα συμπλέγματα ατόμων Si και μειώνει την αρνητική τους επίδραση.

2.6 Επίδραση ρυθμού απόψυξης μετά την ομογενοποίηση

Όπως προαναφέρθηκε στόχος της ομογενοποίησης είναι να βελτιώσει τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού με τον μετασχηματισμό του πλακοειδούς β-AlFeSi σε πιο στρογγυλεμένα διακριτά σωματίδια α-AlFeSi και την διάλυση των Mg₂Si και των ευτηκτικών σωματιδίων. Ωστόσο, ένα δοκίμιο που έχει μόλις ομογενοποιηθεί δεν είναι κατάλληλο για να εισέλθει στην πρέσα διέλασης, αλλά πρέπει πρώτα να πραγματοποιηθεί η κατάλληλη απόψυξη.

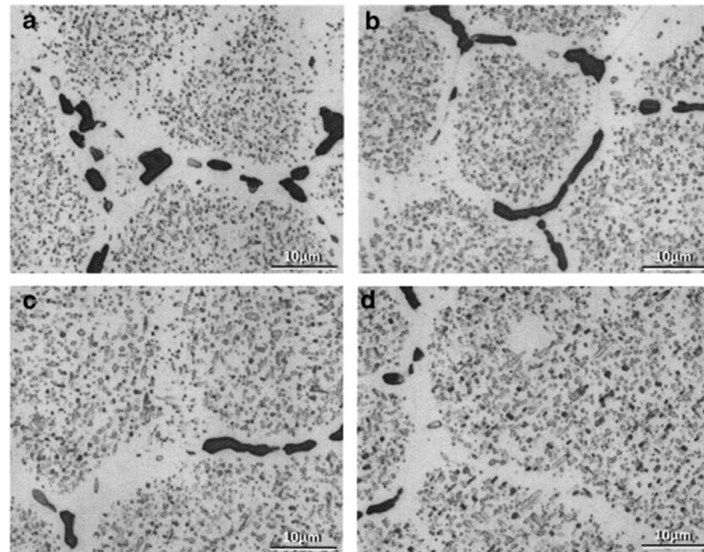


Εικόνα 6. Εικόνες από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης για το κράμα AA6060 πριν την ομογενοποίηση (21).

Η αργή ψύξη τείνει να παράγει χονδροειδή σωματίδια Mg_2Si , ενώ η γρήγορη ψύξη παγιδεύει το Mg και το Si σε διάλυμα. Τα σωματίδια $\beta-Mg_2Si$ δύσκολα διαλυτοποιούνται σε θερμοκρασίες προθέρμανσης, παραμένουν μετά τη διέλαση και δίνουν χαμηλές αντοχές σε εφελκυσμό, θλίψη και κακή ποιότητα επιφάνειας, σε αντίθεση όταν τα σωματίδια Mg και Si βρίσκονται σε διάλυμα αυξάνουν την αντοχή στην παραμόρφωση (22). Επίσης, η απόψυξη σε αέρα οδηγεί σε μεγαλύτερα πάχη των ζωνών χωρίς κατακρήμνισματα, οι οποίες μπορεί και αυτές να επηρεάσουν αρνητικά τις μηχανικές ιδιότητες (23).

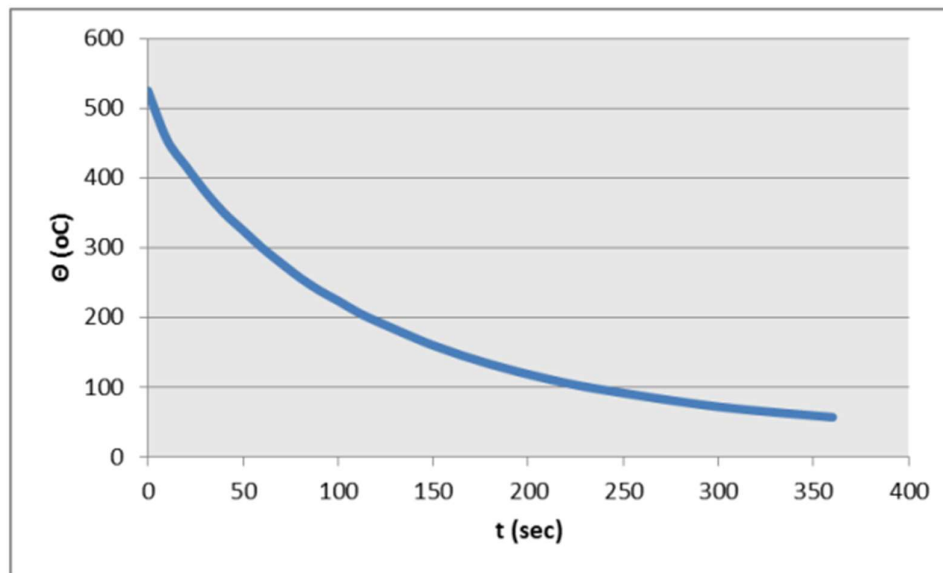
Έχουν διεξαχθεί πολλές έρευνες σχετικά με την επίδραση του ρυθμού απόψυξης. Έρευνες έχουν δείξει ότι υπάρχει βέλτιστος ρυθμός απόψυξης, όπως για παράδειγμα, ο Y. Birel (22) βρήκε πως για το κράμα αλουμινίου 6063 ο βέλτιστος ρυθμός βρέθηκε να είναι $100-200^{\circ}C/h$. Χαμηλότεροι ρυθμοί από $100^{\circ}C/h$ παρήγαγαν χονδροειδή σωματίδια $\beta-Mg_2Si$ που είναι δύσκολο να διαλυθούν κατά την αναθέρμανση και πιο γρήγοροι ρυθμοί από $200^{\circ}C/h$ δεν είναι επιθυμητοί για την αποτελεσματική εξάντληση της μήτρας του στερεού διαλύματος ώστε να υπάρχει χαμηλή αντίσταση παραμόρφωσης κατά τη διέλαση. Σε άλλη έρευνα (24) ο ίδιος ερευνητής απέφυξε πως για το κράμα αλουμινίου 6082 ακόμα και σε πολύ γρήγορους ρυθμούς ψύξης όπως $1000^{\circ}C/h$ δεν γινόταν να αποφευχθεί εντελώς η κατακρήμνιση. Επίσης διαπιστώθηκε πως σε πιο αργούς ρυθμούς απόψυξης αυξανόταν η κατακρήμνιση και μειωνόταν η σκληρότητα ιδίως σε ρυθμούς κάτω από $250^{\circ}C/h$, όπου υπήρχε και η δημιουργία της

φάσης β. Στο συγκεκριμένο κράμα ευνοείται η κατακρήμνιση εξαιτίας της περίσσειας Si.



Εικόνα 7 Μικροδομή κράματος αλουμινίου 6082 σ θερμοκρασία περιβάλλοντος μετά από απόψυξη με α) 1000°C/h, b) 500°C/h, c) 250°C/h, d) 25°C/h (24).

Αξίζει να σημειωθεί πως έχει μετρηθεί ο ρυθμός απόψυξης όταν αποψύχεται στον αέρα ένα κράμα αλουμινίου 6063 ύστερα από τη διαδικασία ομογενοποίησης στους 525 °C και φαίνεται στο παρακάτω διάγραμμα.



Εικόνα 8 Ρυθμός ψύξης κράματος εξερχόμενου του φούρνου ομογενοποίησης (3).

2.7 Ο ρόλος των κενών πλεγματικών θέσεων στον σχηματισμό συμπλεγμάτων ατόμων (clusters)

Ο σχηματισμός συμπλεγμάτων ατόμων υποβοηθείται από ατέλειες της μικροδομής, όπως είναι οι κενές πλεγματικές θέσεις (3). Οι κενές θέσεις αυξάνονται με τη θερμοκρασία, οπότε κατά την ομογενοποίηση αυξάνεται η συγκέντρωση των κατακρημνισμάτων, η οποία διατηρείται υψηλή μετά τη βαφή. Αυτές οι πλεγματικές θέσεις στα πρώτα στάδια της γήρανσης κατακρημνίζονται αργά. Πολλά συμπλέγματα ατόμων σχηματίζουν αταξίες, ενώ άλλα προσκολλούνται σε ήδη υπάρχοντα αλλάζοντας το σχήμα τους. Αυτές οι καινούριες και τροποποιημένες αταξίες αυξάνουν τις περιοχές όπου μπορεί να πραγματοποιηθεί πυρήνωση (25).

2.8 Δημιουργία ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα (precipitate free zones)

Η δημιουργία των κατακρημνισμάτων ενδέχεται να μην πραγματοποιηθεί ομοιόμορφα σε όλη την μικροδομή. Κάποιες φορές παρατηρούνται περιοχές κοντά σε ένα όριο κόκκων, όπου δεν έχουν καθόλου κατακρημνίσματα. Αυτό το φαινόμενο λαμβάνει χώρα διότι τα όρια των κόκκων αποτελούν προτιμητέες θέσεις ετερογενούς πυρήνωσης. Κατά αυτόν τον τρόπο, τα σωματίδια πυρηνοποιούνται πρώτα σε αυτά τα όρια, αφαιρώντας έτσι αρκετή διαλυμένη ουσία από τη γειτονική μήτρα. Συνεπώς, περιοχή που είναι εξαντλημένη σε διαλυμένη ουσία κοντά στο όριο παραμένει ελεύθερη από κατακρημνίσματα δημιουργώντας τη ζώνη χωρίς κατακρημνίσματα. (26)

Διάφοροι παράγοντες μπορούν να προκαλέσουν τη δημιουργία τους, όπως είναι η ομογενοποίηση, η θερμοκρασία και η διάρκεια ομογενοποίησης και ο ρυθμός απόψυξης. (27) Η ύπαρξη των ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα (ZXK) καθιστούν το υλικό επιρρεπές σε περικρυσταλλική θραύση (28). Αυτές οι ζώνες είναι πιο μαλακές από το υπόλοιπο μέταλλο αλλά έχουν μεγαλύτερη σκληρότητα από το καθαρό αλουμίνιο, καθώς διατηρούν κάποια διαλυμένη ουσία στο στερεό διάλυμα. Η πλαστική παραμόρφωση θα εντοπιστεί σε αυτές τις ασθενέστερες ζώνες και η έναρξη και η ανάπτυξη ρωγμών μπορεί να συμβεί πιο εύκολα (23).

2.9 Μηχανικές δοκιμές

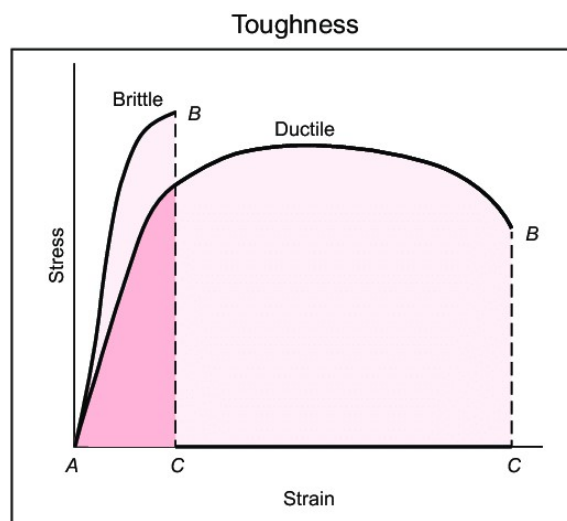
2.9.1 Δοκιμή εφελκυσμού

Η δοκιμή εφελκυσμού είναι μία από τις συνηθισμένες μηχανικές δοκιμές από την οποία λαμβάνουμε σημαντικές μηχανικές ιδιότητες για το υλικό. Κατά τη δοκιμή το υλικό υποβάλλεται σε εφελκυστική καταπόνηση και παράλληλα καταγράφεται η

προκαλούμενη επιμήκυνση (4). Τις περισσότερες φορές ένα δοκίμιο παραμορφώνεται μέχρι τη θραύση του, αυξάνοντας σταδιακά το εφελκυστικό φορτίο που εφαρμόζεται μονοαξονικά κατά μήκος του μεγάλου άξονα του δοκιμίου. (29)

Τα δοκίμια είναι της μορφής «κόκαλο σκύλου», έτσι ώστε να μειωθούν οι πιθανότητες η θραύση να πραγματοποιηθεί στα άκρα του δοκιμίου. Είναι μία καταστρεπτική δοκιμή αφού το δοκίμιο παραμορφώνεται και θραύεται. Το προς εξέταση υλικό τοποθετείται στις αρπαγές της διάταξης και επιμηκώνεται με σταθερό ρυθμό, ενώ συνεχώς μετριέται το εφαρμοζόμενο φορτίο και η επιμήκυνση. Η σχέση δύναμης- επιμήκυνσης εξαρτάται σημαντικά από τις διαστάσεις του δοκιμίου. Η καταγραφή των αποτελεσμάτων της δοκιμής πραγματοποιείται συνήθως αυτόματα σε υπολογιστή (29)

Τα ψαθυρά και τα όλκιμα δοκίμια παρουσιάζουν αρκετά διαφορετική συμπεριφορά κατά τη δοκιμή. Τα ψαθυρά υλικά δεν εμφανίζουν πλαστική περιοχή στο διάγραμμα τάσης παραμόρφωσης, ενώ τα όλκιμα παραμορφώνονται διαρκώς μέχρι της θραύσης τους συνοδευόμενα από αύξηση της σκληρότητας. (4)



Εικόνα 9 Διάγραμμα τάσης- παραμόρφωσης και ψαθυρά και όλκιμα υλικά (30).

Τα κράματα εξαιτίας των προσμίξεων είναι ανθεκτικότερα, αλλά λιγότερο όλκιμα από τα καθαρά μέταλλα. Γενικά, η θερμοκρασία οι προσμίξεις, η κατεργασία του υλικού και το μέγεθος των κόκκων είναι παράγοντες που επηρεάζουν την όλκιμότητα του. (4)

Από τις καμπύλες του εφελκυσμού μπορούμε να λάβουμε πληροφορίες σχετικά με τη συμπεριφορά του μετάλλου κατά την παραμόρφωση, υπολογίζοντας τον συντελεστή εργοσκληρύνησης. (n , strain hardening coefficient). Ο συντελεστής ορίζεται ως την κλίση της ευθείας στην πλήρως πλαστική περιοχή και ελέγχει το ποσοστό της ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης στο υλικό πριν από τον εντοπισμό της μόνιμης παραμόρφωσης. Χαρακτηριστικό του είναι ότι μειώνεται με τη θερμοκρασία και αυξάνεται καθώς αυξάνεται ο ρυθμός παραμόρφωσης (31). Τα υλικά με ψηλές τιμές του συντελεστή εργοσκληρύνηση επιλέγονται και εφαρμογές που μπορεί να δεχτούν πλαστική παραμόρφωση χωρίς να φτάσουν σε εύθραυστη κατάσταση. Στις χαμηλές και σχεδόν μηδενικές τιμές του n , η υψηλή πλαστική παραμόρφωση μπορεί να προκαλέσει μικρορωγμές, οι οποίες δεν επιτρέπονται, ιδίως για τον εξοπλισμό που λειτουργεί υπό υπερβολική πίεση ή εναλλασσόμενα φορτία (32).

Η δυσθραυστότητα ενός υλικού μπορεί να οριστεί ως την ικανότητα απορρόφησης ενέργειας, όταν έχει ξεπεραστεί το όριο διαρροής, δηλαδή στην πλαστική περιοχή. Ένας τρόπος υπολογισμού της είναι με τον υπολογισμό του εμβαδού που σχηματίζεται από την καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης. Η δυσθραυστότητα είναι ένας συνδυασμός αντοχής και ολκιμότητας και προσεγγιστικά μπορεί να υπολογισθεί από τον τύπο:

$$E = \frac{Y_s + T}{2} \times \sigma. \quad (33)$$

2.9.2 Δοκιμή σκληρότητας Vickers

Η δοκιμή σκληρότητας είναι μία δοκιμή χαμηλού κόστους, που δεν προκαλεί μεγάλες παραμορφώσεις στο δοκίμιο και βάσει αυτής μπορούμε, να βγάλουμε συμπεράσματα για άλλες μηχανικές ιδιότητες, όπως για την αντοχή σε εφελκυσμό. Για να πραγματοποιηθεί η μέτρηση είναι απαραίτητο να έχει προηγηθεί η κατάλληλη προετοιμασία της επιφάνειας με λείανση και στίλβωση, ώστε να είναι έγκυρη η μέτρηση.

Κατά τη δοκιμή Vickers γίνεται διείσδυση του δοκιμίου με ένα μικρό διαμάντι πυραμοειδούς γεωμετρίας. Το αποτύπωμα που αφήνει παρατηρείται και μετρείται μέσω ενός μικροσκοπίου. Στη συνέχεια η μέτρηση μετατρέπεται σε αριθμό σκληρότητας. (29)

2.9.3 Δοκιμή συμπίεσης

Η δοκιμή συμπίεσης είναι ακόμα μία αρκετά σημαντική μέτρηση διότι προσδιορίζει την ακεραιότητα και την ασφάλεια των υλικών, είτε αυτά προσδιορίζονται να

απορροφούν ενέργεια κατά τη κρούση, είτε προσδιορίζονται για δομικά υλικά. Τις περισσότερες φορές εφαρμόζεται σε εύθραυστα υλικά, όπου η αντοχή σε θλιπτικές δυνάμεις είναι κρίσιμη.

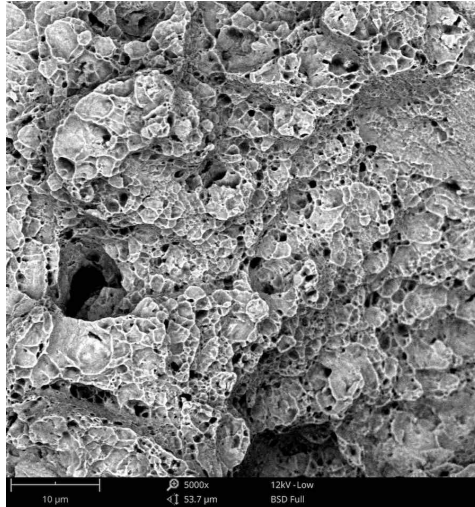
Συνήθως, διεξάγονται με την εφαρμογή θλιπτικής πίεσης σε ένα δοκίμιο με τη χρήση πλακών ή ειδικών εξαρτημάτων σε μια μηχανή γενικών δοκιμών. Κατά τη διάρκεια της δοκιμής, διάφορες ιδιότητες του υλικού υπολογίζονται και απεικονίζονται σε διάγραμμα τάσεων-παραμορφώσεων, το οποίο χρησιμοποιείται για τον προσδιορισμό ιδιοτήτων όπως το όριο ελαστικότητας, το όριο διαρροής και τη μέγιστη αντοχή σε θλίψη (34).

Η δοκιμή συμπίεσης αποτελεί την πιο σημαντική μέθοδο για τον προσδιορισμό της δυνατότητας απορρόφησης ενέργειας ενός υλικού. Στη μέθοδο του εφελκυσμού, η πρόβλεψη της απόδυσης της σύγκρουσης είναι περιορισμένη, καθώς η δύναμη που δέχεται κατά την εφαρμογή το δοκίμιο είναι μονοαξονική. Σε αντίθεση στη μέθοδο της συμπίεσης πραγματοποιείται σύνθλιψη ενός ορθογώνιου προφίλ, η οποία απεικονίζει τρισδιάστατες συνθήκες φόρτιση (35).

2.10 Ηλεκτρονική Θραυστογραφία

Η θραυστογραφία αποτελεί μία μέθοδο ανάλυσης της αστοχίας της επιφάνειας θραύσης των υλικών. Η θραυστογραφία μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) παρέχει μεγαλύτερο βάθος πεδίου του σε σύγκριση με το οπτικό μικροσκόπιο και παρατηρήσεις μπορούν να γίνουν σε ένα πολύ ευρύτερο φάσμα μεγεθύνσεων (36). Η παρατήρηση των επιφανειών θραύσης πραγματοποιείται έτσι ώστε να προσδιοριστεί η βασική αιτία της αστοχίας, διότι οι διαφορετικοί τρόποι αστοχίας παράγουν διαφορετικά χαρακτηριστικά στην επιφάνεια.

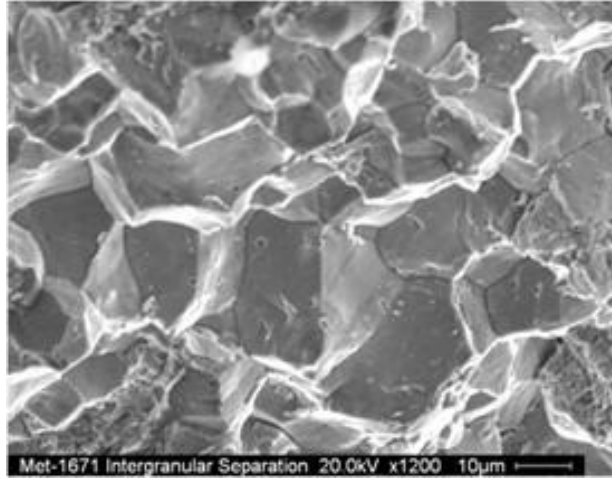
Όταν το υλικό είναι αρκετά όλκιμο κατά την θραυστογραφία κατά την θραυστογραφία παρατηρούνται ισαξονικοί μικροθύλακες (dimples). Οι μικροθύλακες δημιουργούνται διότι ο διαχωρισμός του υλικού στην επιφάνεια της θραύσης δημιουργεί μικροκενά. Αυτά τα κενά μεγαλώνουν κατά την πλαστική ροή του υλικού και τελικά συνενώνονται σε μεγαλύτερα κενά (micronoid coalescence). Στα τελικά στάδια της αστοχίας, αυτά τα κενά διαχωρίζονται στην επιφάνεια της θραύσης και υφίστανται σημαντική στένωση, η οποία οδηγεί σε μια χαρακτηριστική μορφή που αποτελείται από κοιλότητες (37).



Εικόνα 10 Εικόνα από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης ενός όγκιμου υλικού, όπου φαίνονται οι μικροθύλακες (38).

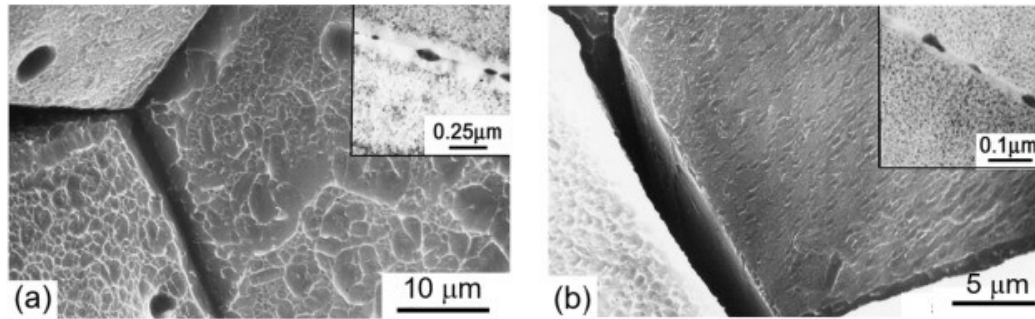
Στη λιγότερη όγκιμη θραύση εμφανίζονται σημαντικές διαφορές και η θραύση μπορεί να χαρακτηριστεί είτε διακρυσταλλική (transgranular), είτε περικρυσταλλική (intergranular). Η διακρυσταλλική θραύση προκαλείται από τον σχισμό (cleavage) των κρυσταλλογραφικών επιπέδων με διάσπαση των ατομικών δεσμών (39).

Κατά την περικρυσταλλική θραύση, το επίπεδο θραύσης πρέπει είτε να διαχωρίζει τους μεμονωμένους μεταλλικούς κόκκους είτε να τους περνάει γύρω από αυτούς. (38) Προκαλείται από την εξασθένηση των συνόρων των κόκκων, η οποία προκαλείται από τον διαφορισμό ανεπιθύμητων στοιχείων, αλλά και από άλλους παράγοντες, όπως η έλαση διότι παράγει επιμήκεις κόκκους, που είναι επιρρεπείς στο συγκεκριμένο τύπο θραύσης, αλλά και η ύπαρξη κατακρημνισμάτων στα όρια των κόκκων (Grain-Boundary Particles) (40)



Εικόνα 11 Εικόνα από ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης ενός μεταλλικού υλικού, όπου φαίνονται η περικρυσταλλική θραύση (41).

Σε μέταλλα που μπορούν να υποστούν σκλήρυνση με κατακρήμνιση, όπως είναι τα κράματα της σειράς αλουμινίου 6xxx, μπορούν να παρατηρηθούν και ισαξονικοί μικροθυλάκες μεταξύ της περικρυσταλλικής θραύσης. Αυτό συμβαίνει διότι είναι προτιμητέα η πυρηνοποίηση, ανάπτυξη και συνένωση μικρο/νανο-κόκκων κατά μήκος των ορίων των κόκκων έναντι της πυρηνοποίησης και ανάπτυξης κενών εντός των κόκκων. Τα κατακρημνίσματα που εντοπίζονται στα όρια των κόκκων δημιουργούν κενά ως αποτέλεσμα τοπικών τάσεων στα όρια των κόκκων που προκαλούν διαχωρισμό των διεπιφανειών κατακρήμνισης-μήτρας (42) Οι τάσεις που προκαλούν πυρηνοποίηση και ανάπτυξη κενών είναι εντοπισμένες στις ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα. Το μέγεθος και το βάθος των μικροθυλάκων στις επιφάνειες περικρυσταλλικής θραύσης μειώνεται με τη μείωση του μεγέθους και της απόστασης των κατακρημνισμάτων των ορίων των κόκκων και όταν υπάρχουν ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα, το βάθος των μικροθυλάκων μειώνεται με τη μείωση του πλάτους αυτών των ζωνών, υπό την προϋπόθεση ότι οι τα υπάρχοντα κατακρημνίσματα δεν είναι πολύ στενά τοποθετημένα μεταξύ τους (40).



Εικόνα 12 Εικόνα SEM περικρυσταλλικής θραύσης σε ένα κράμα Al-Zn-Mg που έχει υποστεί τεχνητή γήρανση με (α) ευρεία ZHK και καλά διατεταγμένα κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων που παρουσιάζουν διαμορφωμένους μικροθύλακες, και (β) στενή ZHK και στενά διατεταγμένα κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων που παρουσιάζουν πολύ μικροθύλακες με μικρότερο βάθος (40).

2.9 Μελέτη της μικροδομής

Η μικροδομή μελετάται με σκοπό να αναγνωριστούν οι φάσεις που έχουν σχηματιστεί, να πραγματοποιηθεί η επεξήγηση του σχηματισμού της και να εξηγηθεί πως επηρεάζουν τις μηχανικές ιδιότητες.

Στην μελέτη αναμένεται να εντοπιστούν οι φάσεις συνοχής, οι φάσεις ημι-συνοχής και οι μη συνεκτικές φάσεις. Ο τρόπος που κατανέμονται, δηλαδή αν είναι ομοιόμορφα κατανεμημένες ή στην επιφάνεια των κόκκων σχετίζεται με το στάδιο γήρανσης στο οποίο βρίσκονται. Με αυτήν την παρατήρηση μπορεί να προσδιοριστεί το στάδιο το οποίο συναντάται η κατακρήμνιση των φάσεων αλλά και οι αλλαγές στο μέγεθος των κόκκων, που επηρεάζουν άμεσα τις μηχανικές ιδιότητες. (3)

3. Πειραματικό Μέρος

3.1 Κοπή δοκιμίων

Τα δοκίμια παραλήφθηκαν έχοντας υποστεί διαφορετική απόψυξη μετά τη διέλαση, καθώς μερικά από αυτά είχαν υποστεί απόψυξη σε νερό (water quenched) και άλλα απόψυξη σε αέρα (air cooled). Αρχικά, κόπηκαν σε πριονοκορδέλα ergonomic 230.190 G με σκοπό να γίνουν οι θερμικές κατεργασίες και οι μηχανικές δοκιμές σε δοκίμια εφελκυσμού μήκος 16cm και δοκίμια θλίψης με μήκος 24 cm. Συγκεκριμένα για τη δοκιμή εφελκυσμού, με σκοπό να παραληφθούν δοκίμια παραλληλεπίπεδης διατομής χρησιμοποιήθηκε υδραυλική πρέσα.



(α)



(β)

Εικόνα 13 (α)Κοπή δοκιμίων θλίψης και εφελκυσμού (β) πρέσα δοκιμίων εφελκυσμού.



Εικόνα 14 Δοκίμιο εφελκυσμού.

3.2 Θερμικές κατεργασίες

Για να εντοπιστούν οι διαφορές των δοκιμών των κατεργασιών που εφαρμόζονται στη βιομηχανία και των εργαστηριακών δοκιμών τα δοκίμια χωρίστηκαν σε αυτά που θα γινόταν η διαδικασία ομογενοποίησης και σε αυτά που θα υποβαλλόντουσαν κατευθείαν σε τεχνητή γήρανση. Κάποια από τα δοκίμια κομμένα δοκίμια εισήχθησαν σε φούρνο στους 560 °C για μία ώρα, με σκοπό τη δημιουργία στερεού διαλύματος. Ακολούθως υπέστησαν βαφή σε δεξαμενή με νερό ή ψύξη σε αέρα. Αφού παρέμειναν σε θερμοκρασία περιβάλλοντος για μία εβδομάδα εισήχθησαν μαζί με τα δοκίμια της βιομηχανικής δοκιμής σε φούρνο για τεχνητή γήρανση στους 175°C για 48 ώρες συνολικά. Η επιλογή των χρόνων τεχνητής γήρανσης πραγματοποιήθηκε με σκοπό το προσδιορισμό των ιδιοτήτων του υλικού σε κατάσταση υπογήρανσης (T5), μέγιστης σκλήρυνσης (T6), και υπεργήρανσης (T7) (9) και η μελέτη έγινε για τις 4 ώρες, τις 8 ώρες, τις 24 ώρες και τις 48 ώρες.



(α)



(β)

Εικόνα 15 (α) φούρνος ομογενοποίησης (β) φούρνος τεχνητής γήρανσης.

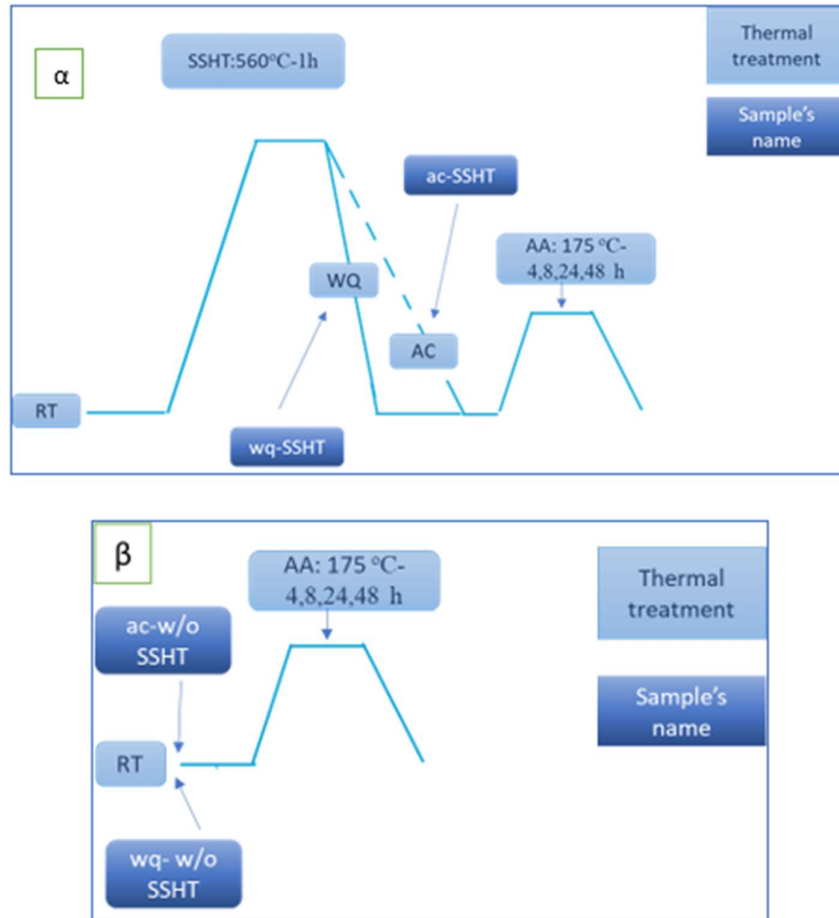
Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

Πίνακας 1 Ονοματολογία δοκιμών.

ΟΝΟΜΑΤΟΛΟΓΙΑ	ΕΞΗΣΗ
wq-as received	Water quenched –as received
ac-as received	Air cooled-as received
wq-w/o SSHT	Water quenched- without solid solution heat treatment
wq-SSHT	Water quenched- after solid solution heat treatment
ac-w/o SSHT	Air cooled- without solid solution heat treatment
wq-SSHT	Air cooled- after solid solution heat treatment

Πίνακας 2. Θερμικές κατεργασίες.

A. Δοκίμια που υπέστησαν βαφή σε νερό μετά τη διέλαση	
Θερμική Επεξεργασία	Ονοματολογία
Θέρμανση στους 175 °C	wq-w/o SSHT
Ομογενοποίηση στους 560 °C, βαφή σε νερό, γήρανση για μία εβδομάδα, θέρμανση στους 175 °C	wq-SSHT
Ομογενοποίηση στους 560 °C, απόψυξη σε αέρα, γήρανση για μία εβδομάδα, θέρμανση στους 175 °C	ac-SSHT
B. Δοκίμιο που υπέστη απόψυξη σε αέρα μετά τη διέλαση	
Θέρμανση στους 175 °C	ac-w/o SHHT



Σχήμα 1 Διαγράμματα ροής θερμικών κατεργασιών (α) με εφαρμογή ομογενοποίησης (β) χωρίς ομογενοποίηση.

3.3 Μεταλλογραφική προετοιμασία

Τα δοκίμια που προσδιορίζονταν για μεταλλογραφία υπέστησαν ψυχρό εγκιβωτισμό, λείανση σε τρία στάδια με χρήση SiC χαρτιών 220, 500 και 1200 grid με χρήση νερού ως ψυκτικό μέσο και στίλβωση. Μετά το πέρας κάθε σταδίου γινόταν καθαρισμός με αλκοόλη, στέγνωμα με ρεύμα ζεστού αέρα και έλεγχος των επιφανειών. Η μικροσκοπική εξέταση πραγματοποιήθηκε με ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο Nikon Eriphot 300. Με σκοπό να φανούν τα όρια των κόκκων πραγματοποιήθηκε προσβολή με διάλυμα HF για 150 sec. Για την εύρεση των ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα έγινε υπερπροσβολή. Τα δοκίμια για την υπερπροσβολή παρέμειναν σε διάλυμα HF για επιπλέον 150 sec.

3.4 Δοκιμή εφελκυσμού

Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν στα δοκίμια αλουμινίου σε ηλεκτρομηχανική μηχανή εφελκυσμού INSTRON 5567 μέγιστης δυναμικότητας

30KN, σε θερμοκρασία περιβάλλοντος σύμφωνα με το διεθνές πρότυπο ISO 6892-1. Το λογισμικό για τις δοκιμές εφελκυσμού ήταν το INSTRON BLUE HILL 2.



Εικόνα 16 Μηχανή εφελκυσμού INSTRON 5567.

Για την καλύτερη αξιολόγηση των αποτελεσμάτων εξετάστηκαν τρία δείγματα από κάθε περίπτωση θερμικής κατεργασίας και χρόνου γήρανσης. Ο σκοπός της δοκιμής εφελκυσμού ήταν να σχεδιαστούν τα διαγράμματα τάσης-παραμόρφωσης να συγκριθούν οι μηχανικές ιδιότητες που διαμόρφωσαν τα υλικά και να γίνει η μελέτη των συνθήκων γήρανσης και η επίδραση τους σε χαρακτηριστικά όπως η δυσθραυστότητα και η ολκιμότητα.

3.5 Στερεοσκοπική παρατήρηση και θραυστογραφία επιφανειών θραύσης δοκιμής εφελκυσμού

Με σκοπό την καλύτερη κατανόηση της αιτίας και τον τρόπο θραύσης των δοκιμίων εφελκυσμού πραγματοποιήθηκε στερεοσκοπική παρατήρηση των επιφανειών θραύσης σε στερεοσκόπιο Nikon SMZ 1500.

Έπειτα, χρησιμοποιήθηκε το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) για συγκεκριμένα δείγματα που θεωρήθηκαν πως μπορεί να είναι αντιπροσωπευτικά ως προς τον τρόπο θραύσης τους. Τα δείγματα που επιλέχθηκαν είναι το wq-as received, ac-w/o SSHT-48h, ac-SSHT-4h, wq-SSHT-48h. Έγινε η υπόθεση πως με αυτήν την

επιλογή δειγμάτων θα φανούν οι θερμικές κατεργασίες που οδηγούν σε όλκιμη και σε περικρυσταλλική θραύση.

3.6 Δοκιμή Συμπίεσης

Για να διεξαχθεί η δοκιμή συμπίεσης τα δοκίμια αφού κόπηκαν στο ΕΛΚΕΜΕ στάλθηκαν στον εργαστήριο ποιοτικού ελέγχου της ΕΤΕΜ.

3.7 Σκληρομέτρηση

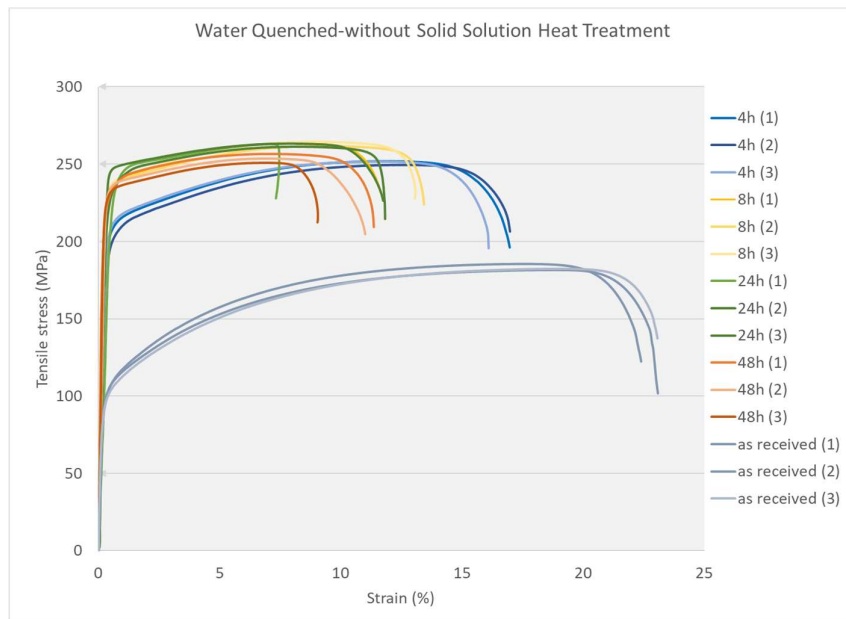
Πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις σκληρότητας με τη μέθοδο Vickers σε σκληρόμετρο Duramin-40MI. Για την εγκυρότητα των αποτελεσμάτων για το κάθε δείγμα έγιναν συνολικά 9 μετρήσεις και έγινε αναπαράσταση των αποτελεσμάτων σε διαγράμματα που απεικονίζουν τον μέσο όρο των τιμών σκληρότητας ανάλογα με τον χρόνο τεχνητής γήρανσης.

4 Αποτελέσματα και σχολιασμός-αξιολόγηση

4.1 Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού

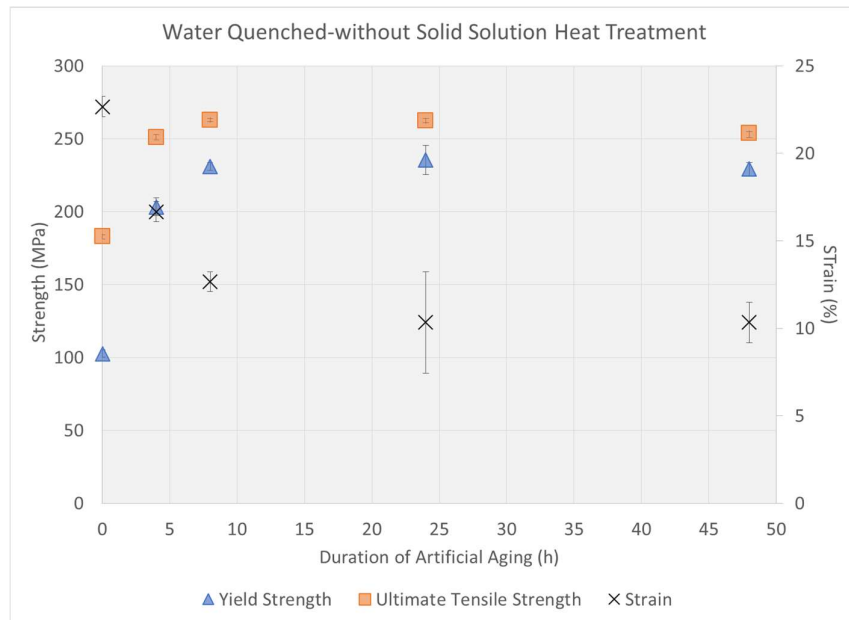
Από τις δοκιμές εφελκυσμού σχεδιάστηκαν τα διαγράμματα τάσης-παραμόρφωσης για το κάθε δοκίμιο, συνοψίζοντας όλες τις ώρες τεχνητής γήρανσης σε ένα διάγραμμα κάθε φορά. Στα διαγράμματα προστέθηκαν και οι καμπύλες που προέκυψαν για τα δοκίμια χωρίς καμία κατεργασία, είτε έχουν αποψυχθεί σε αέρα είτε σε νερό.

Επίσης σχεδιάστηκαν συγκεντρωτικά διαγράμματα που απεικονίζουν τις τιμές του ορίου θραύσης, διαρροής και επιμήκυνσης συναρτήσει του χρόνου γήρανσης για όλα τα δοκίμια.



Σχήμα 2 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο wq-w/o SSHT.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX



Σχήμα 3 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το wq-w/o SSHT.

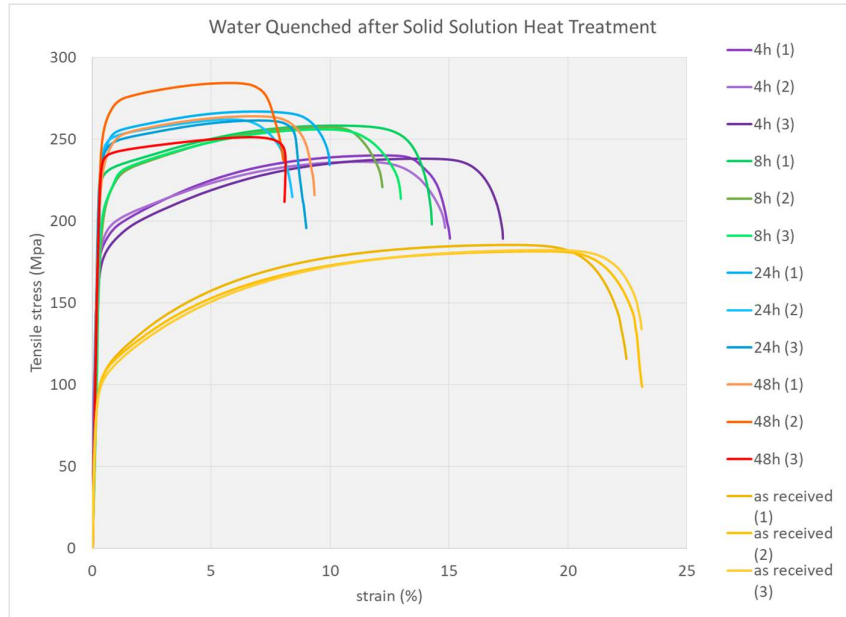
Πίνακας 3 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμών wq-w/o SSHT

wq-w/o SSHT	4h	8h	24h	48h
Όριο διαρροής (MPa)	203,33	231	235,33	229,33
Μέγιστη εφελκυστική αντοχή (MPa)	251	263	262,33	254
Επιμήκυνση θραύσης (%)	16,67	12,67	10,33	10,33
Συντελεστής ενεργοκλήρυσης	1,23	1,14	1,11	1,11
Δείκτης δυσθραυστότητας (MPa/ mm ²)	3786,11	3128,17	251,28	2497,22

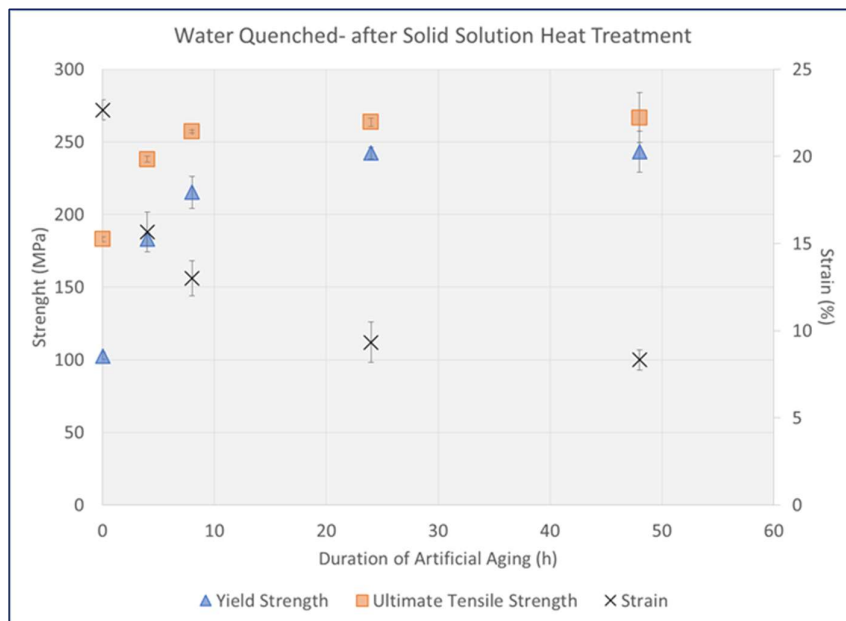
Στο σχήμα 2, απεικονίζονται τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια που έχουν υποστεί βαφή σε νερό μετά την διέλαση και αντιπροσωπεύουν την συμπεριφορά του υλικού κατά βιομηχανική παραγωγή. Φαίνεται πως υπάρχει μεγάλη αύξηση της αντοχής του υλικού, δηλαδή αύξηση του ορίου διαρροής και της μέγιστης εφελκυστικής αντοχής για τις πρώτες τέσσερις ώρες της τεχνητής γήρανσης. Στη συνέχεια ο ρυθμός αύξησης της αντοχής μειώνεται. Η μέγιστη εφελκυστική αντοχή

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

φτάνει σε ένα μέγιστο στις 8ώρες (264 MPa) και ύστερα εμφανίζει μία μικρή μείωση στις 48 ώρες (254 MPa). Το όριο διαρροής αυξάνεται μέχρι να φτάσει το μέγιστο στις 24 ώρες (235 MPa) και μειώνεται μέχρι τις 48 ώρες (230 MPa).



Σχήμα 4 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο wq-SSHT.



Σχήμα 5 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το wq-SSHT.

Πίνακας 4 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμών wq-SSHT

wq-SSHT	4h	8h	24h	48h
---------	----	----	-----	-----

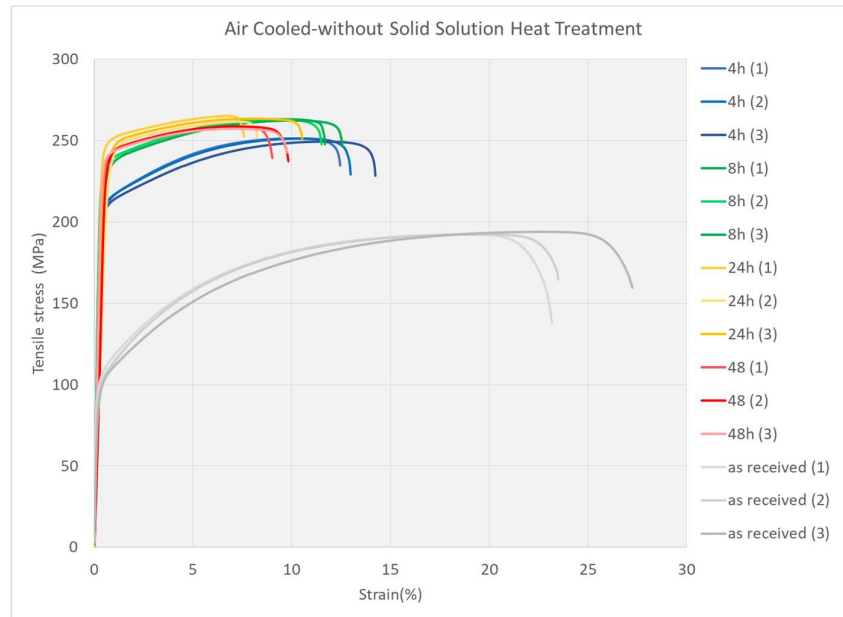
Όριο διαρροής (MPa)	183	215,33	242,33	243,33
Μέγιστη εφελκυστική αντοχή (MPa)	238	257	263,67	266,67
Επιμήκυνση θραύσης (%)	15,67	13	9,33	8,33
Συντελεστής εργοσκήρυνσης	1,3	1,19	1,09	1,10
Δείκτης δυσθραυστότητας (MPa/ mm ²)	3297,83	3070,17	2361,33	2125

Στο διάγραμμα που απεικονίζεται στο σχήμα 4 φαίνεται πως στα δοκίμια που πραγματοποιήθηκε ομογενοποίηση και απόψυξη σε νερό η επίδραση της τεχνητής γήρανσης είναι εμφανής για περισσότερες ώρες. Το όριο διαρροής και η μέγιστη εφελκυστική αντοχή αυξάνουν σημαντικά μέχρι τις 4 ώρες, ωστόσο είναι μικρότερα από τη δοκιμή των δοκιμίων χωρίς ομογενοποίηση ($YS^{wq-SSHT\ 4h}=183\text{ MPa}$, $TS^{wq-SSHT\ 4h}=238\text{MPa}$). Η αύξηση των τιμών αυτών συνεχίζει ακόμα και μέχρι τις 48 ώρες ωστόσο, από τις 24 έως της 48 είναι πολύ μικρή, σχεδόν σταθερή. Αντίθετη πορεία ακολουθεί η παραμόρφωση, όπου ξεκινάει στις 0 ώρες από 22,7% και μειώνεται μέχρι τις 48 ώρες στο 8,3%.

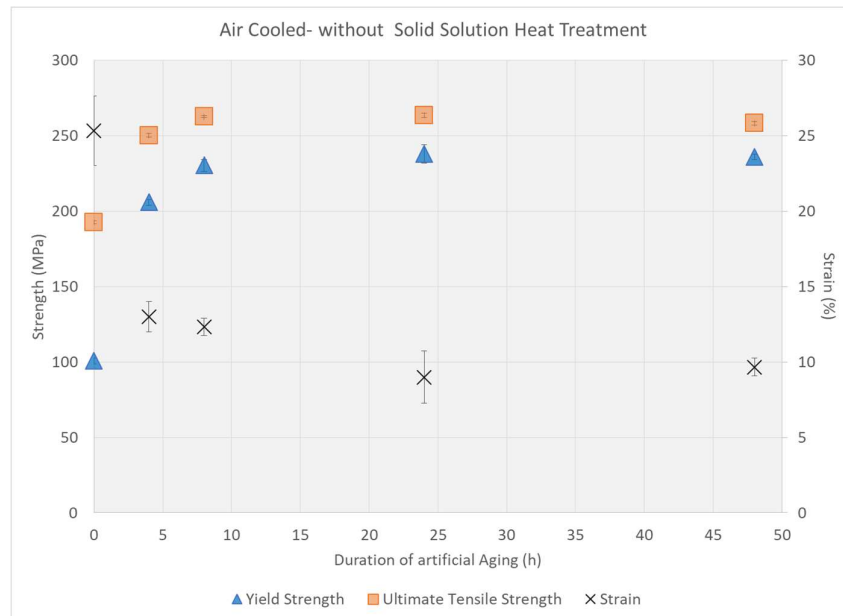
Συγκρίνοντας τα διαγράμματα μπορούμε να λάβουμε πληροφορίες και τις διαφορές στην συμπεριφορά που εμφανίζουν τα δοκίμια που έχει αποψυχθεί σε νερό και ακολουθούν τη γραμμή παραγωγής στη βιομηχανία ή τις εργαστηριακές συνθήκες. Εντοπίζονται διαφορές στο χρόνο γήρανσης που απαιτείται ώστε να επιτευχθούν τα μέγιστα τάσης διαρροής και εφελκυστικής αντοχής και στις τιμές αυτών. Στα δοκίμια χωρίς ομογενοποίηση φαίνεται πως αρχικά στις 4 ώρες υπάρχει μεγαλύτερη αύξηση της τάσης διαρροής και μικρότερη της εφελκυστικής αντοχής σε σχέση με αυτά με ομογενοποίηση ($YS^{wq- w/o\ SSHT\ 4h}=203\text{ MPa}$, $TS^{wq- w/o\ SSHT\ 4h}=215\text{ MPa}$, $YS^{wq- SSHT\ 4h}=183\text{ MPa}$, $TS^{wq- SSHT\ 4h}=238\text{MPa}$). Η μέγιστη τάση διαρροής εντοπίζεται για τα δοκίμια χωρίς ομογενοποίηση στις 24 ώρες ($YS^{wq- w/o\ SSHT-24h}=235\text{MPa}$), ενώ σε αυτά με ομογενοποίηση στις 48 ώρες ($YS^{wq- SSHT-24h}=243\text{MPa}$). Με τον ίδιο τρόπο κινείται και η εφελκυστική αντοχή που εμφανίζει μείωση για τα δοκίμια χωρίς ομογενοποίηση

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

στις 48 ώρες, ενώ στα άλλα αυξάνεται σταδιακά. Ως την παραμορφωσιμότητα ωστόσο τα δοκίμια χωρίς ομογενοποίηση εμφανίζουν ελαφρά πιο ανεβασμένες τιμές και φαίνεται ότι από τις 24 έως της 48 ώρες η παραμόρφωση μένει σταθερή (10,3%).



Σχήμα 6 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο ac- w/o SSHT.



Σχήμα 7 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το ac- w/o SSHT.

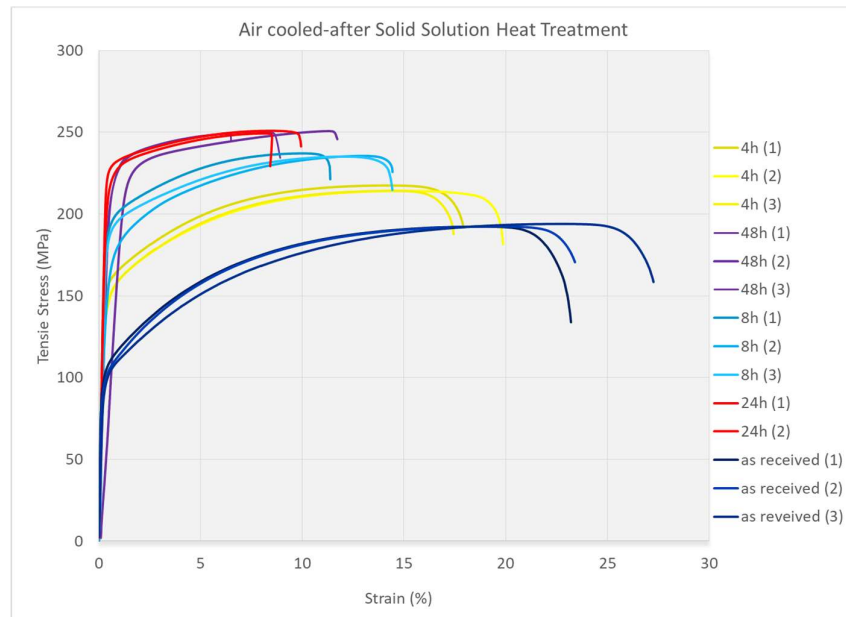
Πίνακας 5 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμών ac-w/o SSHT

ac-w/o SSHT	4h	8h	24h	48h
Όριο διαρροής (MPa)	206	230,33	238	236
Μέγιστη εφελκυστική αντοχή (MPa)	250,33	262,67	263,67	258,33
Επιμήκυνση θραύσης (%)	13	12,33	9	9,67
Συντελεστής εργοσκήρυσης	1,21	1,14	1,11	1,09
Δείκτης δυσθραυστότητας (MPa/mm ²)	2966,17	3040,17	2257,5	2389,28

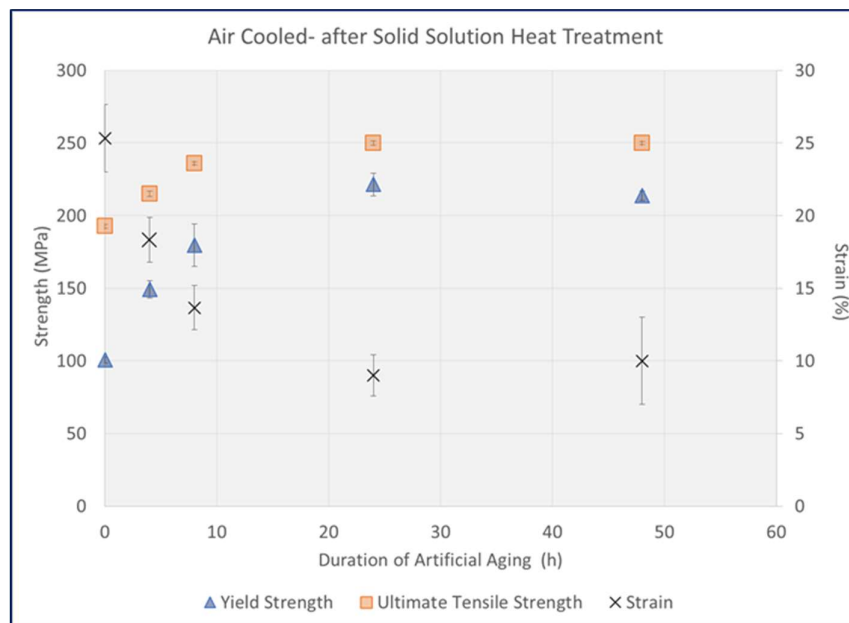
Το επόμενο δοκίμιο είναι το ac-w/o SSHT, δηλαδή για το δοκίμιο αποψύχθηκε σε αέρα μετά τη διέλαση και δεν πραγματοποιήθηκε ομογενοποίηση. Αρχικά, τα δοκίμια χωρίς καθόλου τεχνητή γήρανση παρουσιάζουν πολύ μεγάλη επιμήκυνση της τάξης του 25%. Η επιμήκυνση παρουσιάζει απότομη μείωση μέχρι τις 4 ώρες τεχνητής γήρανσης (13%), ύστερα μειώνεται μέχρι τις 24 ώρες (9%) και παρουσιάζει μία μικρή αύξηση στις 48 ώρες (9,7%). Η εφελκυστική αντοχή και το όριο διαρροής παρουσιάζουν ανοδική πορεία μέχρι τις 24 ώρες ($TS^{ac-w/o SSHT 24h}=263,7$ MPa, $YS^{ac-w/o SSHT 24h}=238$ MPa).

Σε σύγκριση με τα δοκίμια των συνθηκών που κυριαρχούν στη βιομηχανία αλλά έχουν αποψυχθεί σε νερό μετά τη διέλαση φαίνεται πως οι τιμές του ορίου διαρροής και της εφελκυστικής αντοχής είναι παρόμοιες. Αξιοσημείωτη όμως είναι η μεγάλη διαφορά της επιμήκυνσης που εμφανίζουν τα δοκίμια. Από τις πρώτες 4 ώρες τεχνητής γήρανσης η επιμήκυνση σε αυτά που έχουν αποψυχθεί στον αέρα έφτασε το 13% από το αρχικό 25,3% σε αντίθεση με αυτά που έχει αποψυχθεί σε νερό και έφτασε το 18% από το αρχικό 22,7%. Αυτή η μεγάλη διαφορά στην ολκιμότητα του υλικού στο γεγονός ότι κατά την απόψυξη σε αέρα τα Mg και Si δεν έμειναν διαλυμένα στο στερεό διάλυμα αλλά δημιούργησαν κατακρημνίσματα β Mg_2Si , που μειώνουν την ολκιμότητα αλλά και στη δημιουργία μεγαλύτερων ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX



Σχήμα 8 Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο ac-lab.



Σχήμα 9 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα ορίου διαρροής, θραύσης και επιμήκυνσης για το ac-SSHT.

Πίνακας 6 Μηχανικές ιδιότητες δοκιμών ac-SSHT

ac-SSHT	4h	8h	24h	48h
Όριο διαρροής (MPa)	149,33	179,67	221,5	213,67

Μέγιστη εφελκυστική αντοχή (MPa)	192,67	215	236	250
Επιμήκυνση θραύσης (%)	18,33	13,67	9	10
Συντελεστής εργοσκλήρυνσης	1,44	1,31	1,13	1,17
Δείκτης δυσθραυστότητας (MPa/ mm ²)	3339,72	2840,39	2121,75	2318,33

Τελευταίο εξετάστηκαν τα δοκίμια όπου υπέστησαν ομογενοποίηση και απόψυξη σε αέρα. Οι τιμές της αντοχής του αυξήθηκαν μέχρι τις 24 ώρες τόσο ως προς το όριο διαρροής όσο και εφελκυστικής αντοχής. Στις 48 ώρες η εφελκυστική αντοχή δεν παρουσίασε αλλαγή ($TS^{ac-SSHT 24h}=250$ MPa), αλλά το όριο διαρροής μειώθηκε ($YS^{ac-SSHT 24h}=221,5$ MPa, $YS^{AC-SSHT 48h}=213,7$ MPa).

Τα δοκίμια αυτά παρουσιάζουν αρκετό χαμηλότερα όριο διαρροής και εφελκυστική αντοχή σε σχέση με αυτά που δεν υπέστησαν ομογενοποίηση. Αλλά παρουσιάζουν μεγαλύτερες τιμές επιμήκυνσης ιδίως τις πρώτες 4 ώρες τεχνητής γήρανσης που 18%.

Σε σχέση με αυτά που υπέστησαν ομογενοποίηση αλλά στη συνέχεια απόψυξη σε αέρα φαίνεται πως έχουν κατώτερες μηχανικές ιδιότητες. Αυτό μπορεί να συμβαίνει διότι η ισχυροποίηση στερεού διαλύματος που προκύπτει από απόψυξη σε νερό να καλύπτει την σκλήρυνση που προκαλείται από την πρόωμη κατακρήμνιση κατά την αργή ψύξη.

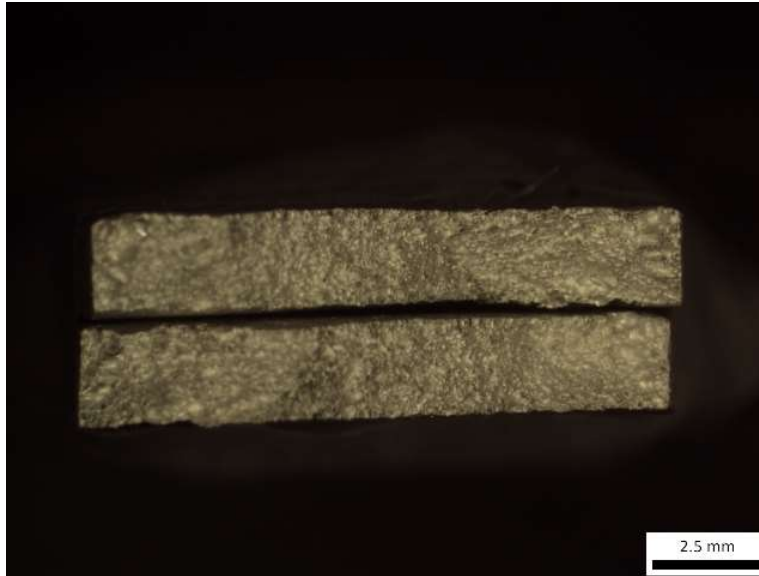
Ως προς της δυσθραυστότητα, όλα τα δείγματα παρουσιάζουν μέγιστο τις πρώτες ώρες γήρανσης στις 4 ή στις 8 ώρες. Αυτό συμβαίνει διότι αποτελεί συνδυασμό αντοχής και ολκιμότητας και στα πρώτα στάδια της γήρανσης τα υλικά παραμορφώνονται σε μεγαλύτερο βαθμό. Στις 4 ώρες γήρανσης ειδικά, έχουν πολύ μικρότερη αντοχή και για αυτό δεν επιλέγονται σε αυτήν την κατάσταση.

4.1.2 Στερεοσκοπική παρατήρηση επιφανειών θραύσης

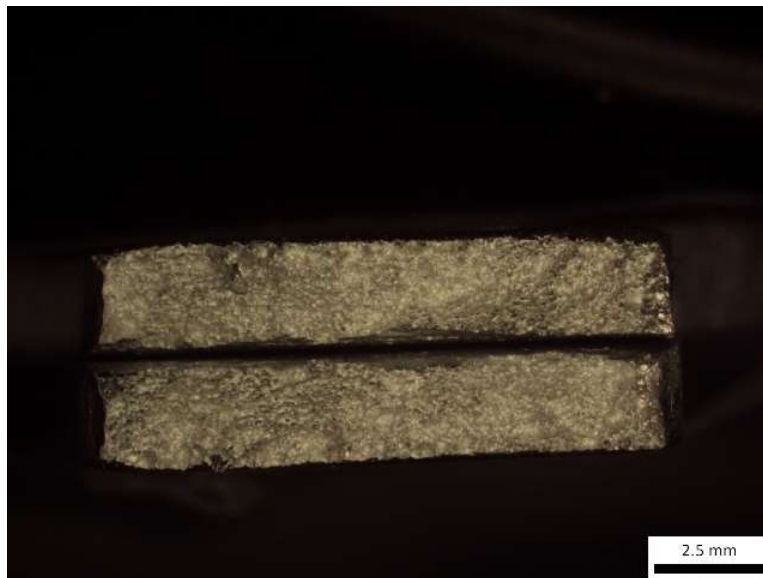
Η στερεοσκοπική παρατήρηση των επιφανειών θραύσης επιτρέπει να μετρηθεί η επιφάνεια θραύσης του υλικού και να ληφθούν πληροφορίες για την ολκιμότητά του. Όσο μεγαλύτερη είναι η επιφάνεια θραύσης, τόσο λιγότερο παραμορφώθηκε το υλικό. Αντιθέτως, όσο μικρότερη είναι η επιφάνεια θραύσης τόσο πιο όλκιμο είναι το υλικό.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

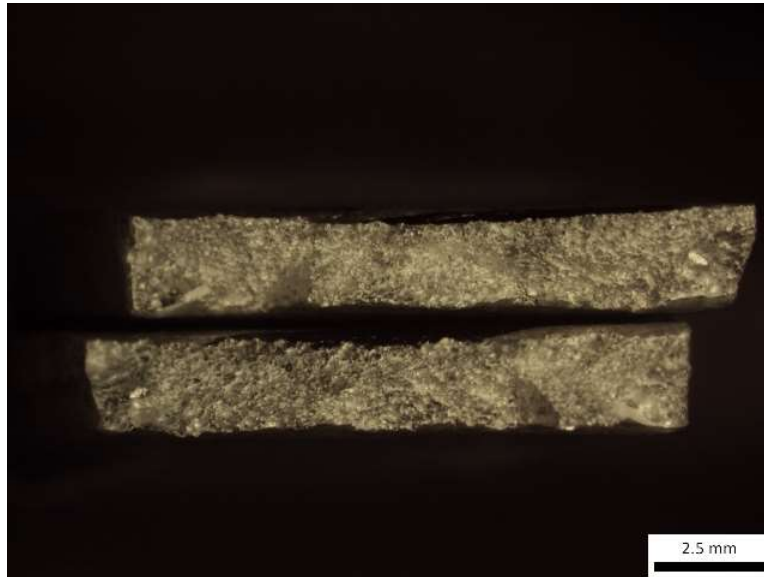
Παρακάτω παρουσιάζονται ενδεικτικά φωτογραφίες επιφανειών θραύσης που λήφθηκαν με το στερεοσκόπιο καθώς και πίνακας που αναγράφεται το πάχος των δοκιμίων για κάθε ώρα τεχνητής γήρανσης.



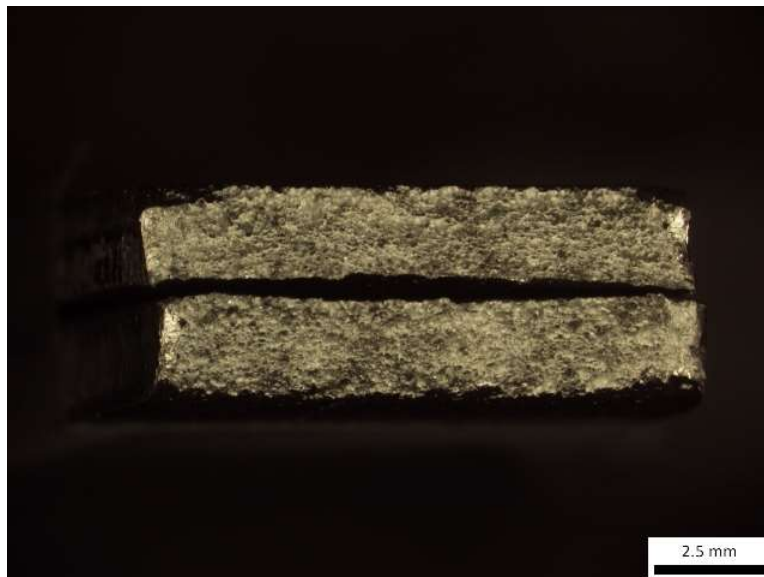
Εικόνα 17 Εικόνα θραύσης δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανση 24 ώρες.



Εικόνα 18 Εικόνα θραύσης δοκιμίου ac-w/o SSHT με γήρανση 48 ωρών.



Εικόνα 19 Εικόνα θραύσης δοκιμίου wq-SSHT με γήρανση 48 ωρών.



Εικόνα 20 Εικόνα θραύσης δοκιμίου wq-w/o SSHT με γήρανση 48 ωρών.

Πίνακας 7 Πάχος επιφάνειας θραύσης (x) ανάλογα με το χρόνο γήρανσης (t).

t/x (h/mm)	ac-w/o SSHT	ac- SSHTT	wq-w/o SSHT	wq- SSHT
T4	1,25	1,25	1,10	1,10
4	1,60	2,10	1,63	1,49
8	1,86	2,23	1,93	1,69
24	2,21	2,20	1,89	1,93
48	2,22	2,16	1,85	1,80

Από αποτελέσματα της στερεοσκοπικής μελέτης φαίνεται πως υπάρχει αρκετή διαφορά στην ολκιμότητα των υλικών. Σε όλα τα δοκίμια, εκτός από αυτά που αποψύχθηκαν στον αέρα και δεν υπέστησαν ομογενοποίηση, το πάχος της επιφάνειας θραύσης μειώθηκε κατά μικρό ποσοστό στις 48 ώρες γήρανσης. Το γεγονός αυτό φανερώνει ότι στις 48 ώρες άρχισε να παρατηρείται η μεταλλουργική κατάσταση της υπερ-γήρανσης, κατά την οποία μεγαλώνουν τα κατακρημνίσματα και δεν λειτουργούν τόσο αποτελεσματικά σαν εμπόδια μετακίνησης των διαταραχών. Επίσης με τη χρήση του οπτικού μικροσκοπίου μπορεί να είναι εμφανής η φάση β. Στα ac-w/o SSHT στις 48 ώρες γήρανσης το πάχος επιφάνειας θραύσης έμεινε σχεδόν σταθερό παρουσιάζοντας μία μικρή άνοδο.

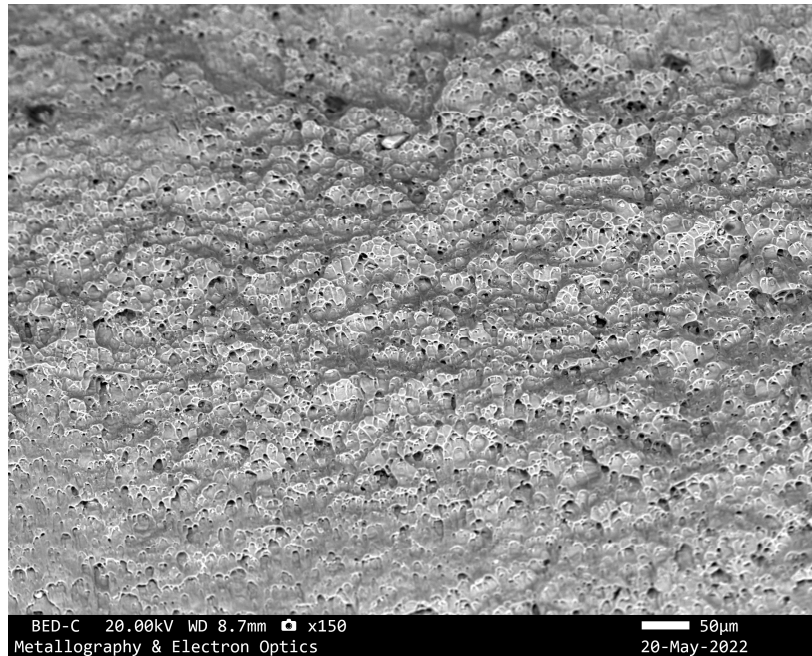
Συγκρίνοντας τα δοκίμια βάσει του τρόπου απόψυξης φαίνεται πως επί το πλείστον τα δοκίμια που έχουν αποψυχθεί σε αέρα παρουσιάζουν πολύ λιγότερη πλαστική παραμόρφωση πριν την θραύση τους, δίνοντας σαν αποτέλεσμα επιφάνειες θραύσης μεγαλύτερου πάχους σε σχέση με αυτά που έχουν αποψυχθεί στο νερό. Τα αποτελέσματα αυτά είναι σύμφωνα με τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού, όπου η απόψυξη σε αέρα οδήγησε λιγότερη επιμήκυνση των δοκιμίων. Ωστόσο και για τις δύο περιπτώσεις που διεξήχθη η βιομηχανική πρακτική μόνο στις 4 ώρες γήρανσης η επιφάνεια θραύσης είναι σχεδόν ισότιμη.

Σχετικά με αυτά που υπέστησαν απόψυξη σε νερό οι τιμές του πάχους της επιφάνειας είναι παραπλήσιες. Σε αυτά που δεν έγινε ομογενοποίηση όμως η μείωση της ολκιμότητας είναι αρκετά μεγάλη από τις πρώτες ώρες γήρανσης και η μεγαλύτερη μείωση εντοπίζεται στις 8 ώρες, ενώ σε αυτά όπου έγινε ομογενοποίηση η αύξηση του πάχους ήταν σταδιακή και το μεγαλύτερο πάχος εντοπίζεται στις 24 ώρες

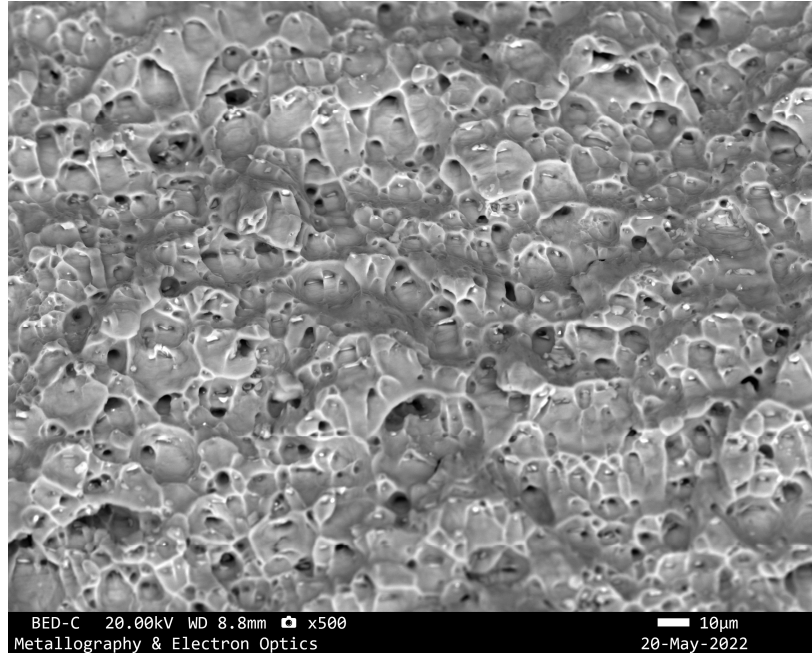
Κοντινές είναι και τιμές του πάχους των επιφανειών των δοκιμίων που υπέστησαν απόψυξη σε αέρα. Σε αυτή τη κατηγορία δοκιμίων αρκετά μεγάλη αύξηση του πάχους εμφανίζουν στις 4 ώρες γήρανσης τα δοκίμια με στα οποία εφαρμόστηκε η ομογενοποίηση, ενώ σε αυτά που δεν εφαρμόστηκε η αύξηση είναι σταδιακή.

4.1.3 Ηλεκτρονική θραυστογραφία δοκιμίων εφελκυσμού

Παρακάτω παρουσιάζονται οι εικόνες από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης για τα δείγματα που επιλέχθηκαν να διερευνηθούν περαιτέρω. Τα συγκεκριμένα δείγματα επιλέχθηκαν ώστε να διερευνηθεί συσχέτιση τρόπου απόψυξης και διάρκειας γήρανσης με τον τρόπο θραύσης. Αρχικά, εξετάστηκε το wq-as received για να αποτελέσει μέτρο σύγκρισης για τα υπόλοιπα δοκίμια. Ύστερα, το ac-w/o SSHT 4h, που βρίσκεται σε κατάσταση υπο-γήρανσης και τα δείγματα wq-SSHT-48h και ac-w/o SSHT-48h που έγινε η υπόθεση ότι βρίσκονται σε αρχικό στάδιο υπεργήρανσης.



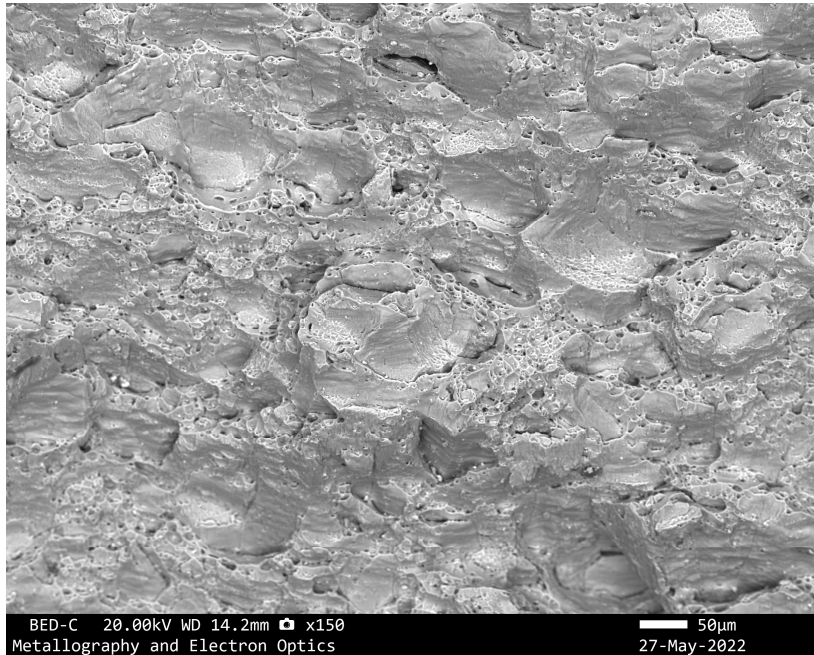
Εικόνα 21 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-as received.



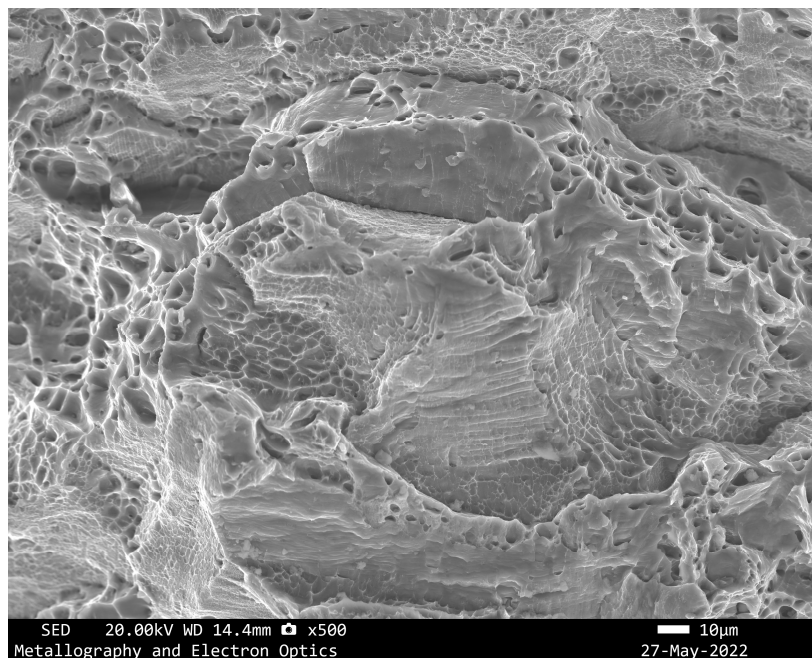
Εικόνα 22 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου *wq-as received*.

Το πρώτο δείγμα που εξετάστηκε αντιπροσωπεύει την μεταλλουργική κατάσταση T4, οπότε είναι το δοκίμιο όπου έχει ακολουθήσει τη παραγωγική διαδικασία της βιομηχανίας αλλά δεν έχει υποστεί τεχνητή γήρανση. Αυτό το δοκίμιο είναι το πιο όλκιμό, καθώς παρουσιάζει τη μεγαλύτερη δημιουργία λαιμού. Από την παρατήρηση των εικόνων της επιφάνειας θραύσης φαίνεται πως για το συγκεκριμένο δείγμα η θραύση ήταν 100% όλκιμη. Σε όλη την επιφάνεια της θραύσης παρατηρούνται μικροθύλακες (dimples). Ο σχηματισμός των ισαξονικών μικροθυλάκων μάλλον οφείλεται στην ύπαρξη μεσομεταλλικών φάσεων και η εξέλιξη της ρωγμάτωσης με τη συνένωση των μικροθυλάκων μεταξύ των γειτονικών φάσεων.

Στο επόμενο δοκίμιο, το οποίο βρίσκεται στη μεταλλουργική κατάσταση T5, καθώς η τεχνητή γήρανση πραγματοποιήθηκε μόνο για 4 ώρες, παρατηρείται αρκετά διαφορετική επιφάνεια θραύσης.



Εικόνα 23 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανση 4 ωρών.

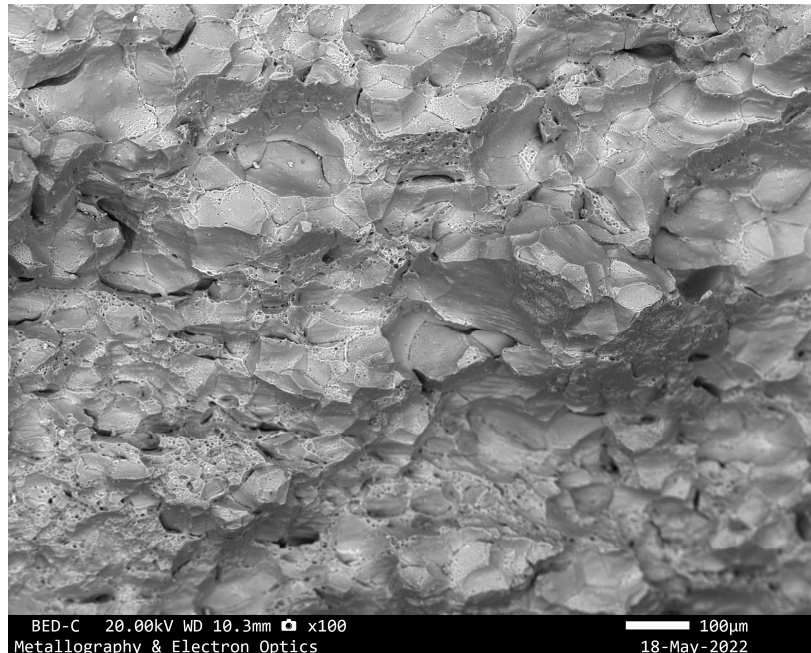


Εικόνα 24 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανση 4 ωρών.

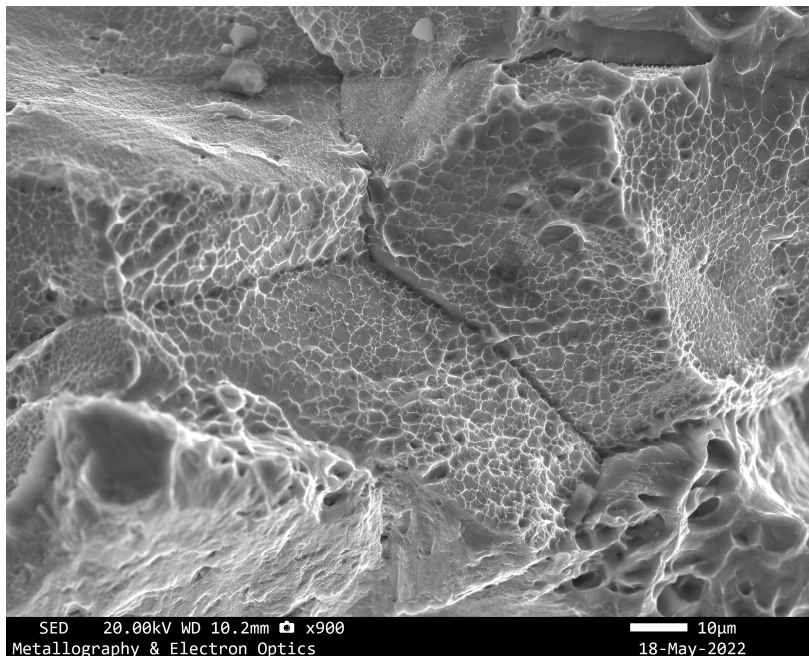
Η επιφάνεια θραύσης χαρακτηρίζεται από μεικτή μορφολογία αποτελούμενη από ισαξονικούς μικροθύλακες και από περιοχές που κυριαρχεί ο μηχανισμός διάτμησης. Μετρήθηκε ότι το ποσοστό των μηχανισμών θραύσης είναι στο 50%, ωστόσο παρατηρήθηκαν και μικρού μεγέθους μικροθύλακες εντός των περικρυσταλλικών

περιοχών, οι οποίοι πυρηνώθηκαν στα σημεία κατακρήμνισης των φάσεων μη συνοχής. Υπάρχει σημαντικός βαθμός περικρυσταλλικής θραύσης από τις πρώτες ώρες τεχνητής γήρανσης και αυτό αποτυπώνεται και στο μέγεθος του λαιμού που δημιουργήθηκε (T5=210mm έναντι του αρχικού 125mm).

Στη συνέχεια φαίνονται οι φωτογραφίες από το SEM για το δείγμα ac-w/o SSHT-48h, δηλαδή το δείγμα όπου είχε αποψυχθεί σε αέρα, δεν έγινε ομογενοποίηση και υπέστη τεχνητή γήρανση για 48 ώρες. Παρακάτω παρουσιάζονται οι φωτογραφίες:



Εικόνα 25 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών

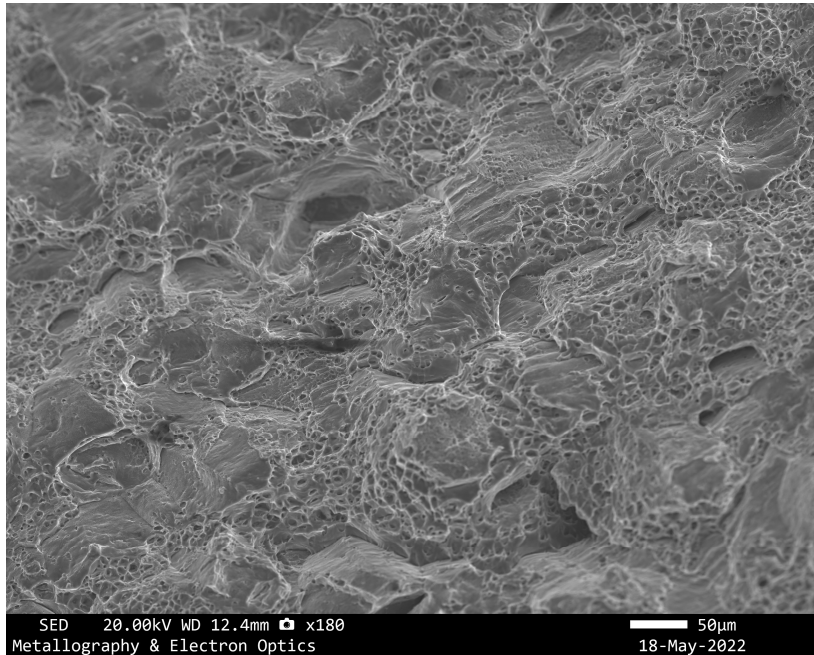


Εικόνα 26 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου α-ω/ο SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών

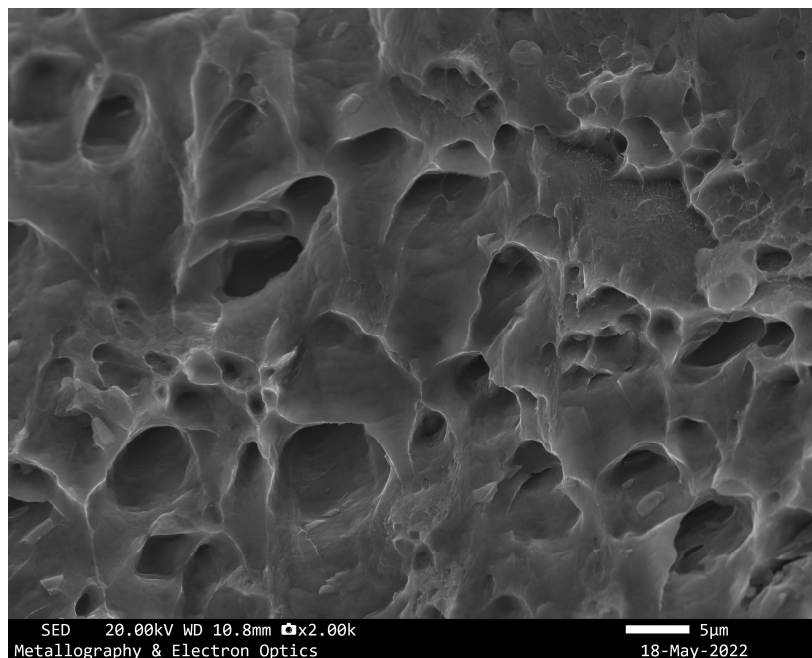
Από τις εικόνες που λήφθηκαν μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (εικ. 25,26) γίνεται φανερό πως η θραύση ήταν κυρίως περικρυσταλλική και μετρήθηκε συγκεκριμένα να αποτελεί το 92% όλης την επιφάνειας θραύσης. Οι μικροθύλακες που υπάρχουν είναι πολύ μικροί σε μέγεθος και βρίσκονται εντός των περικρυσταλλικών περιοχών. Η χαμηλή ολκιμότητα του υλικού εξαιτίας του μεγάλου ποσοστού περικρυσταλλικής θραύσης επιβεβαιώνεται και από το μέγεθος του λαιμού, το οποίο μετρήθηκε μεγαλύτερο από όλα τα άλλα με μέγεθος 2,22mm. Γίνεται φανερό ότι αποτελεί το λιγότερο όλκιμο δείγμα.

Η περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση, άρα και η μείωση της ολκιμότητας στα δείγματα που έχουν αποψυχθεί στον αέρα οφείλεται στην ύπαρξη ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα όπου έχουν χαμηλή αντοχή.

Στη συνέχεια εξετάστηκε το wq-SSHT-48h, δηλαδή το δείγμα που έχει υποστεί ομογενοποίηση, απόψυξη σε νερό και τεχνητή γήρανση για 48 ώρες.



Εικόνα 27 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών



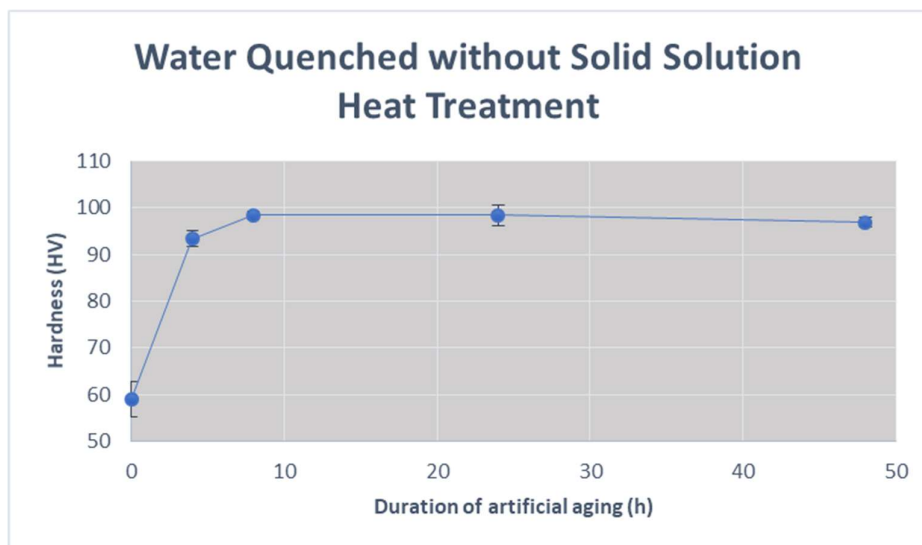
Εικόνα 28 Φωτογραφία από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανση 48 ωρών.

Η μορφολογία που παρατηρείται και σε αυτή την περίπτωση είναι μεικτή που αντιστοιχεί σε ποσοστό περικρυσταλλικής θραύσης ίσο με 22%. Το δοκίμιο βρίσκεται στην αρχή της κατάστασης της υπεργήρανσης εμφανίζοντας μείωση στο μέγεθος του

λαιμού και αύξηση της ολκιμότητας. Οι μικροθύλακες ποικίλουν σε μέγεθος ως αποτέλεσμα ύπαρξης μεσομεταλλικών φάσεων και φάσεων μη συνοχής.

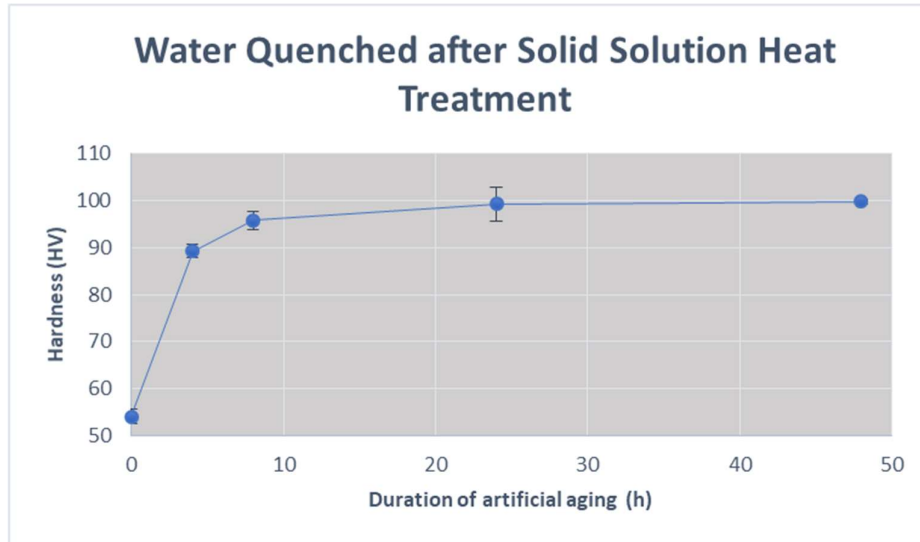
4.2 Σκληρότητα

Παρακάτω παρουσιάζονται τα διαγράμματα σκληρότητας που σχεδιάστηκαν για κάθε θερμική κατεργασία. Για το εύρεση της σκληρότητας για τις 0 ώρες τεχνητής γήρανσης χρησιμοποιήθηκαν για τα δοκίμια της βιομηχανικής παραγωγής (ac-w/o SSHT και wq-w/o SSHT) τα δείγματα όπως παρελήφθησαν (wq, ac-as received) και για σημείο αναφοράς για τα δοκίμια των εργαστηριακών πρακτικών χρησιμοποιήθηκαν δοκίμια που βρίσκονται σε κατάσταση υπερκορεσμένου στερεού διαλύματος, δηλαδή έχουν υποστεί ομογενοποίηση και αντίστοιχη απόψυξη.



Σχήμα 10 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο wq-w/o SSHT

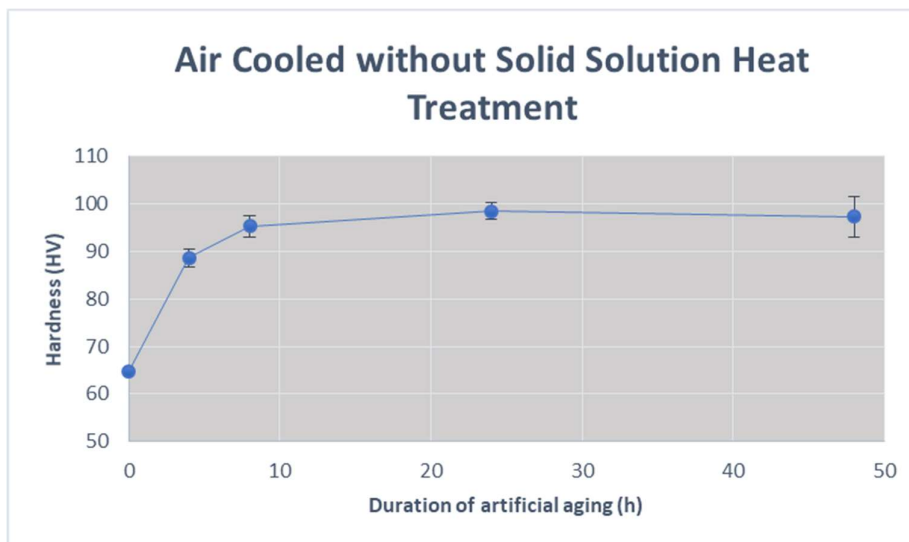
Για το δοκίμιο wq-w/o SSHT η μεγάλη αύξηση της σκληρότητας συμβαίνει τις πρώτες 4 ώρες τεχνητής γήρανσης. Η μέγιστη τιμή της σκληρότητας (98 HV) εντοπίζεται μεταξύ των 8 και των 24 ωρών γήρανσης και η μείωση της εμφανίζεται στις 48 ώρες. Η αύξηση της σκληρότητας συνάδει με την αύξηση της αντοχής τις πρώτες ώρες γήρανσης εξαιτίας την δημιουργίας των φάσεων μη συνοχής.



Σχήμα 11 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο wq-SSHT.

Στα δείγματα wq-SSHT αποδείχθηκε πως η σκλήρυνση συνεχίστηκε μέχρι και τις 48 ώρες γήρανσης, όπου πραγματοποιήθηκε και το πείραμα. Την ίδια ανοδική πορεία ακολουθεί η εφελκυστική αντοχή και το όριο διαρροής των δειγμάτων, όπου τις πρώτες ώρες γήρανσης καταγράφεται μεγάλη αύξηση, ενώ τις υπόλοιπες ώρες η επίδραση στη σκληρότητα και την αντοχή μειώνεται.

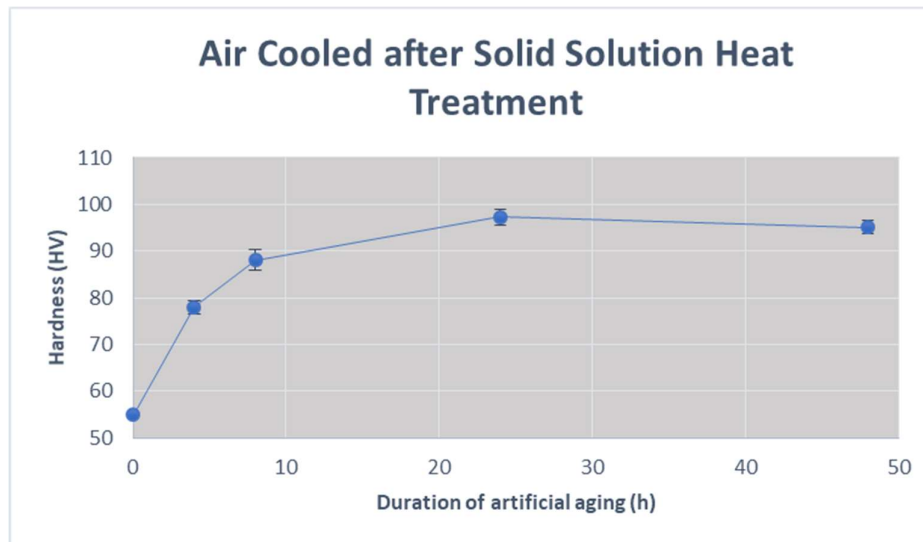
Σε σχέση με τα δείγματα που δεν υπέστησαν ομογενοποίηση τα wq-SSHT φαίνεται να έχουν παρόμοιες τιμές σκληρότητας, αλλά οδηγούν σε λίγο μεγαλύτερη μέγιστη σκληρότητα (100 HV). Επίσης τα μέγιστα στην κάθε περίπτωση εντοπίζονται σε διαφορετικούς χρόνους, όπου στα wq-w/o SSHT είναι στις 24 ώρες ενώ στα wq-SSHT στις 48.



Σχήμα 12 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο ac-w/o SSHT.

Η σκληρότητα των ac-w/o SSHT παρουσιάζει και σε αυτήν την περίπτωση της μεγαλύτερη αύξηση τις 4 πρώτες ώρες. Η αύξηση συνεχίζει μέχρι τις 24 ώρες (98,4 HV) και ύστερα υπάρχει πτώση στις 48 ώρες. Μέχρι τις 8 ώρες γήρανσης υπάρχει και αύξηση της αντοχής του υλικού όμως στις 24 ώρες, όπου εντοπίζεται η μέγιστη σκληρότητα, η εφελκυστική αντοχή παρουσιάζει μείωση, ενώ η μείωση του ορίου διαρροής μειώνεται στις 48 ώρες γήρανσης.

Σε σύγκριση με τα wq-w/o SSHT φαίνεται πως η απόψυξη σε αέρα οδηγεί σε μειωμένη απόκριση κατά τη γήρανση. Τα ac-as received έχουν μεγαλύτερη σκληρότητα από τα wq-as received (64,8 HV και 58,9 HV αντίστοιχα), ωστόσο τα ac-w/o SSHT παρουσιάζουν μικρότερη σκληρότητα τις 4 πρώτες ώρες και εμφανίζουν σχεδόν ίση μέγιστη σκληρότητα.



Σχήμα 13 Διάγραμμα σκληρότητας για το δοκίμιο ac- SSHT.

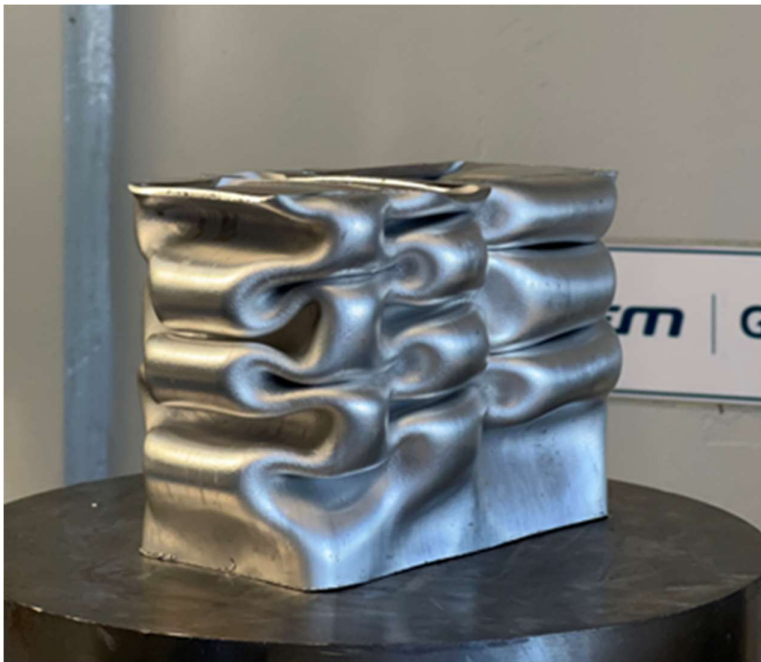
Τα ac-SSHT δοκίμια εμφανίζουν μέγιστη σκληρότητα στις 24 ώρες (97,3 HV), όπου εντοπίζεται και η μεγαλύτερη τιμή εφελκυστικής αντοχής και ορίου διαρροής. Στις 48 ώρες που μειώνεται η σκληρότητα υπάρχει και πτώση του ορίου διαρροής αλλά όχι της εφελκυστικής αντοχής

4.4 Δοκιμή Συμπίεσης

Παρακάτω παρατίθενται ενδεικτικές φωτογραφίες των συμπιεσμένων δοκιμίων καθώς και αντίστοιχα διαγράμματα ενέργειας παραμόρφωσης συναρτήσει του χρόνου γήρανσης.



Εικόνα 29 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq-as received



Εικόνα 30 Συμπιεσμένο δοκίμιο ac-as received

Τα δοκίμια της βιομηχανικής παραγωγής που δεν έχουν υποστεί τεχνητή γήρανσης παρουσιάζουν καλή απόκριση σε συνθλιπτικά φορτία, αφού δεν παρουσιάζουν ρηγματώσεις. Αυτά που έχουν αποψυχθεί στον αέρα (εικόνα 30) έχουν πιο ομοιόμορφα διαμορφωμένες πτυχώσεις από αυτά που έχουν αποψυχθεί σε νερό (εικόνα 29) και απορρόφησαν μεγαλύτερο ποσό ενέργειας ($E_{ac-as\ received}=9,98\text{ KJ}$, $E_{wq-as\ received}=9,18\text{ KJ}$)

Το σχήμα 15 παρατίθεται ενδεικτικά για την παρουσίαση της μεταβολής του φορτίου κατά τη δοκιμή συμπίεσης. Μέχρι την εκδήλωση δημιουργίας της πρώτης πτύχωσης παρατηρείται αύξηση του επιβαλλόμενου φορτίου. Κατά τη διαμόρφωση της πτύχωσης η τιμή του φορτίου παρουσιάζει μείωση και αυξάνεται ξανά μαζί με την ακαμψία του δοκιμίου μέχρι της δημιουργία της επόμενης πτύχωσης, αλλά σε μικρότερο βαθμό από ότι στην αρχική. Η διαδικασία αυτή επαναλαμβάνεται μέχρι το τέλος της δοκιμής, αλλά το μέγιστο φορτίο σε κάθε πτύχωση μειώνεται. (43)

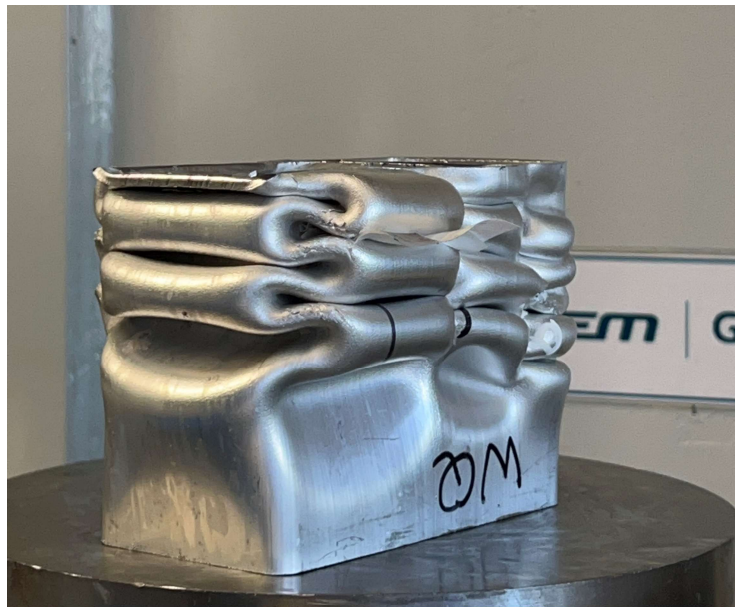
Τα προφίλ wq-w/o SSHT παρουσιάζουν αποδεκτό τρόπο κατάρρευσης στις 4, 8 και 24 ώρες γήρανσης, όπου ρηγματώσεις εμφανίζονται μεμονωμένα στις γωνίες. Ωστόσο στις 48 ώρες εμφανίζεται καταστροφική θραύση με τη δημιουργία ρωγμής από τη βάση του προφίλ που προκάλεσε το άνοιγμα του. Τον μεγαλύτερο αριθμό των πτυχώσεων εμφανίζει το δοκίμιο wq-w/o SSHT-4h, με την παρουσία 6 συνολικά, 3 σε κάθε πλευρά. Με τη συνέχεια της γήρανσης ο αριθμός των πτυχώσεων μειώνεται.

Η μεγαλύτερη τιμή του φορτίου εντοπίστηκε στο δείγμα wq-w/o SSHT-4h, όπου παρουσιάστηκε η μεγαλύτερη τιμή του ορίου διαρροής και εφελκυστικής αντοχής. Φαίνεται πως υπάρχει συσχέτιση μεταξύ του φορτίου και της διάρκειας γήρανσης.

Η ενέργεια που χρειάστηκε για την επίτευξη της δοκιμής (σχήμα 14) μεγιστοποιείται στις 8 ώρες και ύστερα υπάρχει μείωση και παραμένει σχεδόν σταθερή αλλά διατηρεί μεγαλύτερη τιμή από την ενέργειας παραμόρφωσης των 4 ωρών.



Εικόνα 31 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών



Εικόνα 32 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.

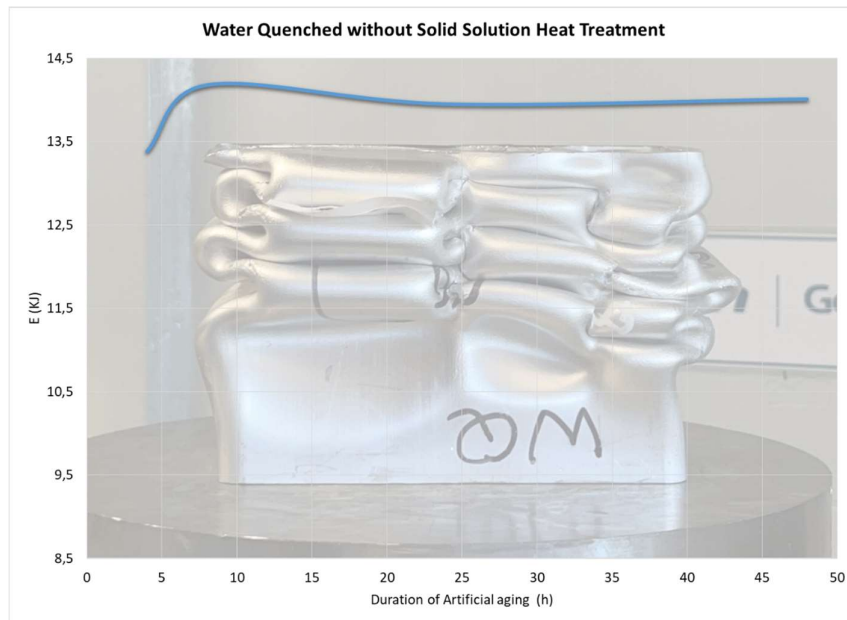


Εικόνα 33 Συμπιεσμένο δοκίμιο w- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.

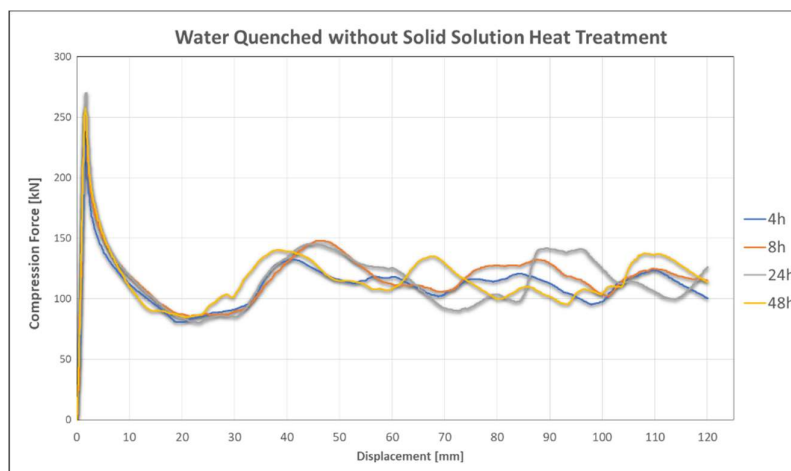


Εικόνα 34 Συμπιεσμένο δοκίμιο w- w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX



Σχήμα 14 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ wq-w/o SSHT.



Σχήμα 15 Καμπύλη φορτίου-βράχυνσης wq-w/o SSHT.

Πίνακας 8 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια wq-w/o SSHT.

Duration of artificial aging (h)	Fmax (kN)	E (kJ)
4	226,181	13,38
8	253,932	14,18
24	269,979	13,95
48	257,585	14,01

Σε αυτή τη δοκιμή τα δείγματα των εργαστηριακών πρακτικών παρουσιάζουν διαφορετική συμπεριφορά από τα δείγματα βιομηχανικής παραγωγής. Τα δοκίμια wq-

SSHT φαίνεται πως έχουν πολύ καλή ανταπόκριση στην συμπίεση σε όλες τις μεταλλουργικές καταστάσεις. Σε κανένα από τα δοκίμια δεν παρατηρήθηκαν ρωγμές και οι πτυχώσεις ήταν ομοιόμορφα διαμορφωμένες. Οι περισσότερες πτυχώσεις δημιουργήθηκαν στα δοκίμια wq-SSHT-4h (εικ.36) και wq-SSHT-48h (εικ.48), ενώ στα δοκίμια των 8 και 24 ωρών γήρανσης υπήρξε μείωση. Η απουσία ρηγματώσεων υποδηλώνει πως σε αυτά τα δείγματα δεν υπάρχουν ή είναι ελάχιστες οι ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα, όπου έχουν σαν στην περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση, άρα και στη μείωση της επιδεκτικότητας του υλικού.

Τη μέγιστη ενέργεια απορρόφησης παρουσιάζει το wq-SSHT-24h και είναι ίδια με του wq-w/o SSHT-8h (14,18 kJ). Σε γενικό πλαίσιο η ενέργεια απορρόφησης αυτών των δύο διαφορετικών κατεργασιών κυμαίνεται στα ίδια επίπεδα όμως και οι μέγιστες τιμές των φορτίων των wq- SSHT είναι χαμηλότερες. Ωστόσο, συνδυάζουν υψηλά επίπεδα απορρόφησης ενέργειας και ομαλής μορφολογίας των συμπιεσμένων δοκιμίων. Από τα 4 δοκίμια wq-SSHT την καλύτερη συμπεριφορά φαίνεται να έχει το wq-SSHT-24h, παρά το γεγονός ότι δεν δέχτηκε το μεγαλύτερο φορτίο, παρουσίασε άριστη συμπεριφορά στην παραμόρφωση και την καλύτερη ενέργεια απορρόφησης.



Εικόνα 35 Συμπιεσμένο δοκίμιο wq- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών.



Εικόνα 36 Συμπιεσμένο δοκίμιο wg-SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.

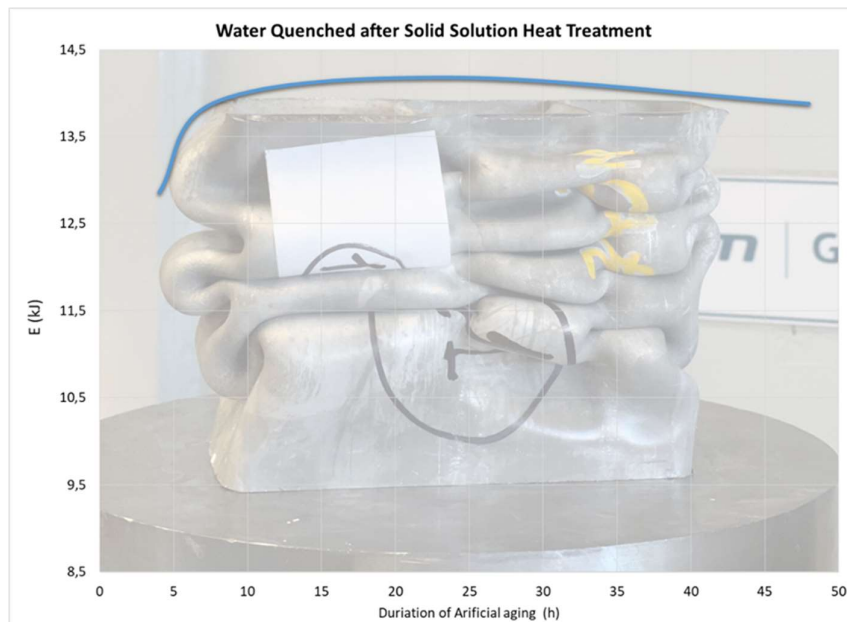


Εικόνα 37 Συμπιεσμένο δοκίμιο wg-SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

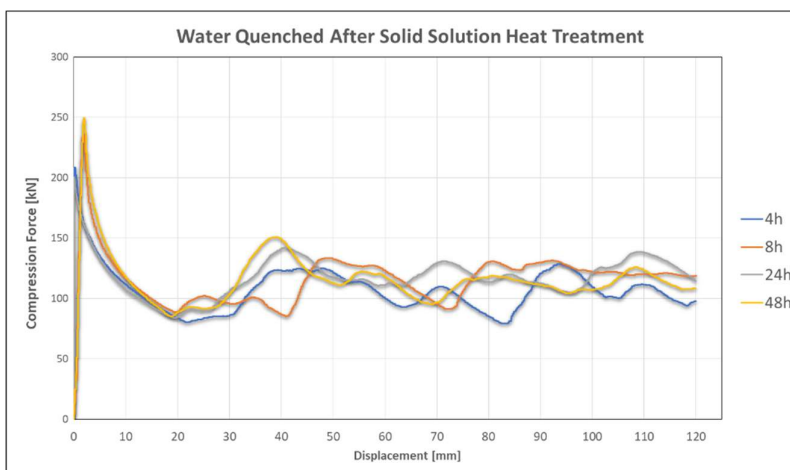


Εικόνα 38 Συμπιεσμένο δοκίμιο wa-SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.



Σχήμα 16 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ wa-SSHT.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX



Σχήμα 17 Καμπύλη φορτίου-βράχυνσης wq-SSHT

Πίνακας 9 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια wq-SSHT.

Duration of artificial aging (h)	Fmax (kN)	E(kJ)
4	208,224	12,86
8	235,278	13,91
24	220,273	14,18
48	249,482	13,88

Σχετικά με τα δοκίμια ac-w/o SSHT μόνο στο δείγμα που έχει υποστεί γήρανση για 4 ώρες βραχύνθηκε με περιορισμένη ρηγμάτωση στις γωνίες. Τα υπόλοιπα δείγματα που αντιστοιχούν στις 6,24 και 48 ώρες γήρανσης είναι ακατάλληλα για συμπίεση καθώς εκδηλώνεται καταστροφική ρηγμάτωση.

Την χειρότερη θραύση έχει το δοκίμιο των 24 ωρών τεχνητής γήρανσης, όπου παρουσίασε τη χαμηλότερη ενέργεια απορρόφησης και δεν δημιούργησε καμία πτύχωση. Παρουσιάζει το μεγαλύτερο φορτίο, εφελκυστική αντοχή και όριο διαρροής. Ωστόσο, όπως φαίνεται στο σχήμα 19 αφού το φορτίο φτάσει το αρχικό μέγιστο μειώνεται σε χαμηλότερες τιμές από τα υπόλοιπα δοκίμια. Δεν παρουσιάζει πλαστική συμπεριφορά και αυτά τα στοιχεία φανερώνουν ένα δοκίμιο με πολύ μικρή ολκιμότητα και με περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση εξαιτίας της ύπαρξης ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα.

Όλα τα δοκίμια ac-w/o SSHT εκτός του ac-w/o SSHT-4h (σχήμα 19) εμφανίζουν διαφορετική καμπύλη φορτίου και βράχυνσης από τη συνηθισμένη. Δεν παρατηρούνται διακριτά όροι μέγιστων και ελαχίστων τιμών και ούτε υπάρχει

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX

σταδιακή μείωση των μεγίστων τιμών. Αυτό παρατηρείται διότι το μεγαλύτερο μέρος των καμπυλών φανερώσει την αντίσταση που την αντίσταση που προέβλεπαν τα θραύσματα των προφίλ προς την κινούμενη πλάκα.



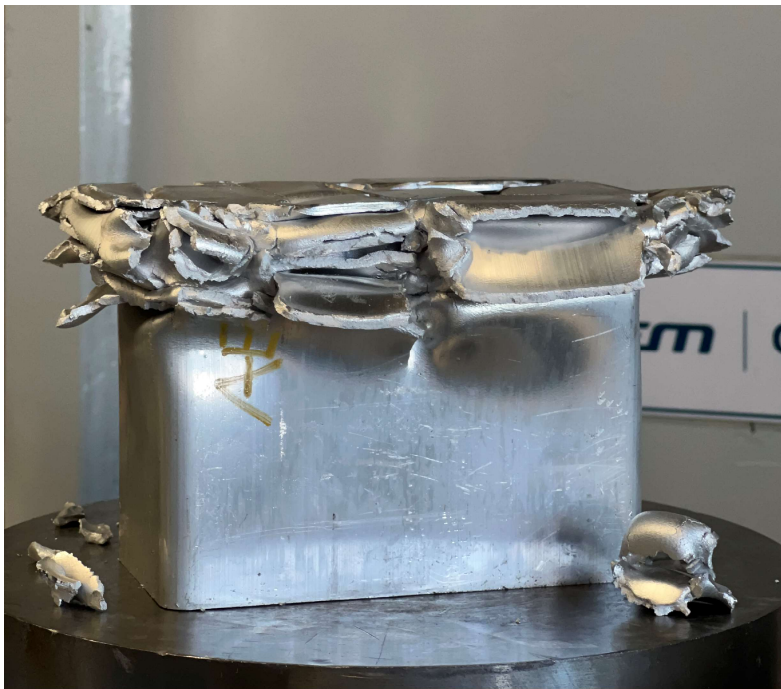
Εικόνα 39 Συμπιεσμένο δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών.



Εικόνα 40 Συμπιεσμένο δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.

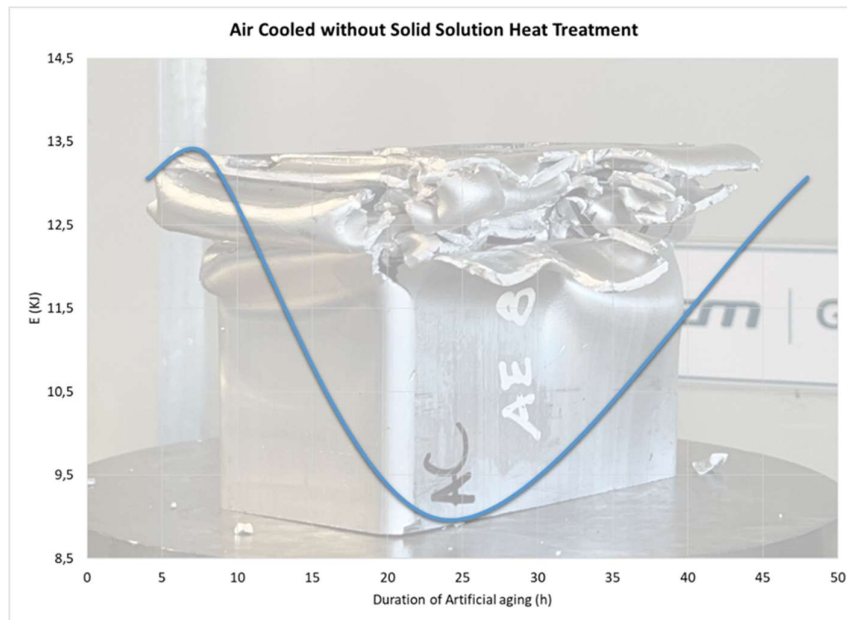


Εικόνα 41 Συμπιεσμένο δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.

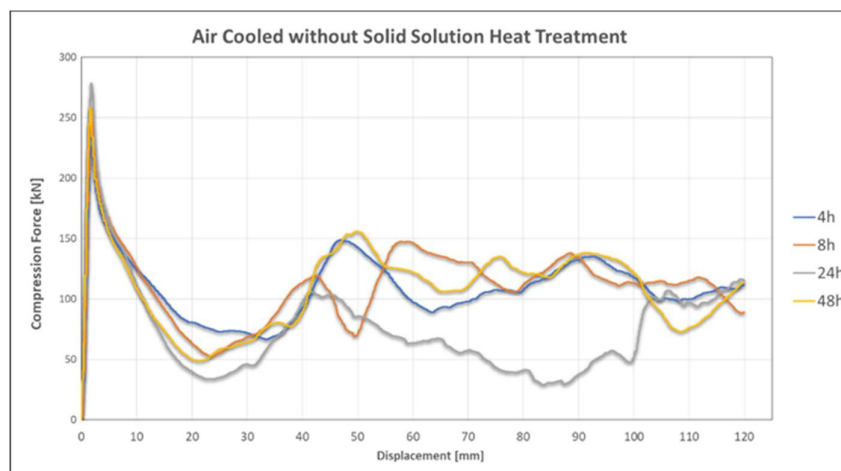


Εικόνα 42 Συμπιεσμένο δοκίμιο ac-w/o SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX



Σχήμα 18 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ ac- w/o SSHT.



Σχήμα 19 Καμπύλη φορτίου-βράχυνσης ac-w/o SSHT.

Πίνακας 10 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας απορρόφησης ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια ac-w/o SSHT.

Duration of artificial aging (h)	Fmax (kN)	E (kJ)
4	226,1	13,06
8	256,635	13,33
24	278,605	8,96
48	258,285	13,07

Από τα δοκίμια ac-SSHT το δείγμα των 4 ωρών γήρανσης (εικ. 43) είναι του μόνο που έδειξε αποδεκτή συμπεριφορά στην συμπίεση χωρίς ένδειξη ρηγματώσης. Το ac-SSHT-8h (εικ. 44) εμφάνισε αποδεκτή ρηγματώση στις γωνίες. Στα υπόλοιπα 2 δοκίμια υπήρξε καταστρεπτικό μοτίβο κατάρρευσης.

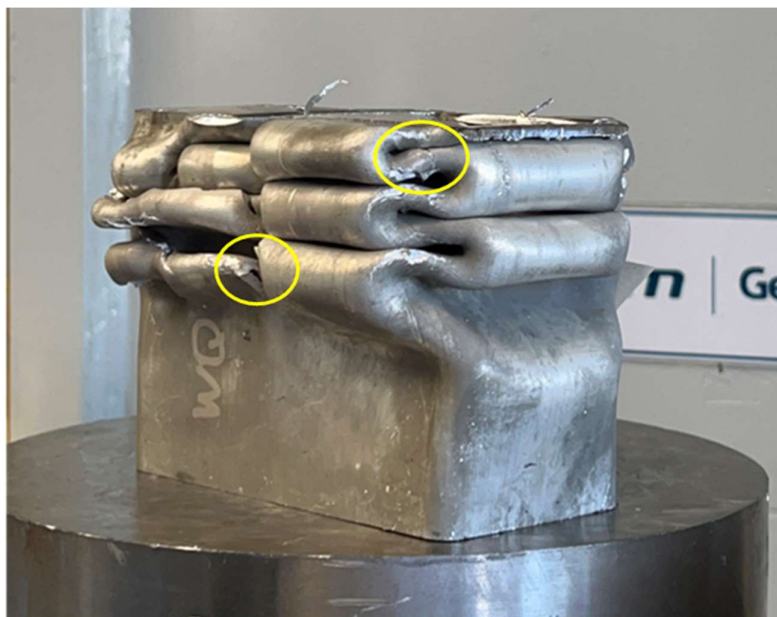
Το δείγμα ac-SSHT-48h εξαιτίας της δύναμης που απαιτήθηκε για την προσπέραση της αρχικής ακαμψίας του υλικού δέχτηκε μεγάλο φορτίο, αλλά στη συνέχεια απέτυχε να απορροφήσει ενέργεια με τη δημιουργία πτυχώσεων. Αυτό παρατηρείται και από το διάγραμμα την ενέργειας παραμόρφωσης όπου φαίνεται η μεγάλη πτώση της ενέργειας με την εξέλιξη της γήρανσης μετά το πέρας των 8 ωρών.

Καθώς η γήρανση εξελίσσεται υπάρχει αισθητή μείωση της ολκιμότητας για τα δοκίμια που έχουν αποψυχθεί στον αέρα, διότι το φαινόμενο της δημιουργίας των ζωνών χωρίς κατακρήμνισμα δρα καταλυτικά. Το δοκίμιο ac-received παρουσιάζει αρκετά όλκιμη συμπεριφορά διότι δεν υπάρχει επίδραση τεχνητής γήρανσης. Υπάρχει μόνο η πρόωμη κατακρήμνιση εξαιτίας της αργής ψύξης και η κατακρήμνιση εξαιτίας της φυσικής γήρανσης.

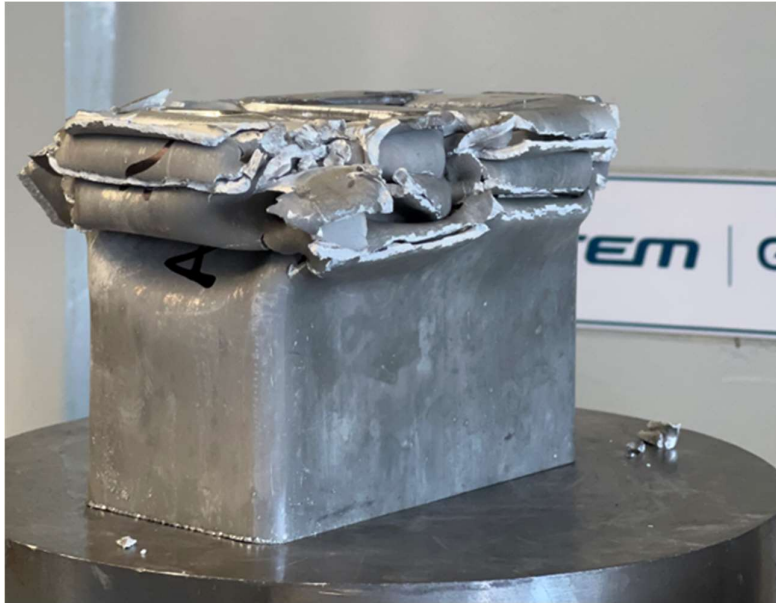
Συγκρίνοντας τα δοκίμια ac-w/o SSHT και ac-SSHT γίνεται φανερό πως το καλύτερο και μόνο αποδεκτό δοκίμιο από την πρώτη κατηγορία είναι το ac-w/o SSHT-4h και από τη δεύτερη το καλύτερο είναι το ac-SSHT-8h. Το δείγμα χωρίς ομογενοποίηση είχε καλύτερα σχηματισμένους λοβούς χωρίς ρωγμές και μεγαλύτερη ενέργεια απορρόφησης ($E_{ac-w/o SSHT-4h}=13,06 \text{ kN}$, $E_{ac-SSHT-8h}=12,1 \text{ kN}$). Φαίνεται πως για τα ac δοκίμια, αυτά που έχουν ακολουθήσει τη βιομηχανική παραγωγή παρουσιάζουν καλύτερα αποτελέσματα.



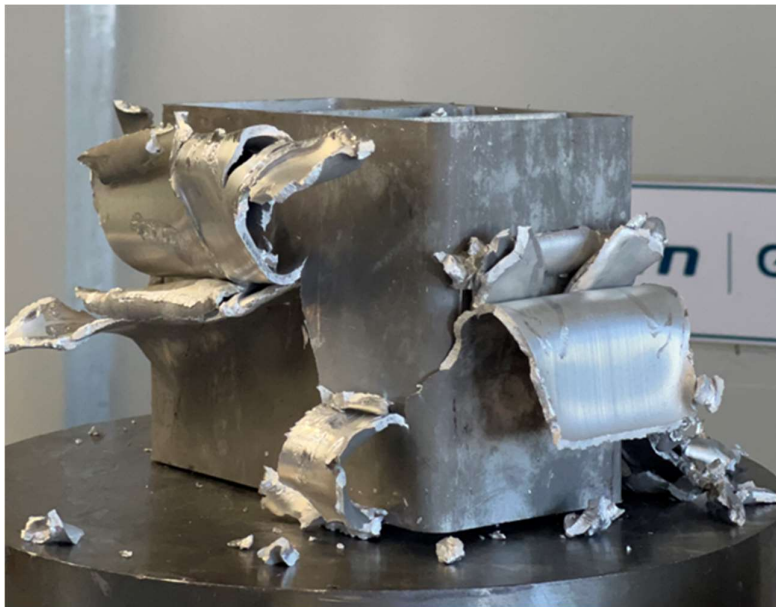
Εικόνα 43 Συμπιεσμένο δοκίμιο α- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 4 ωρών.



Εικόνα 44 Συμπιεσμένο δοκίμιο α- SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 8 ωρών.

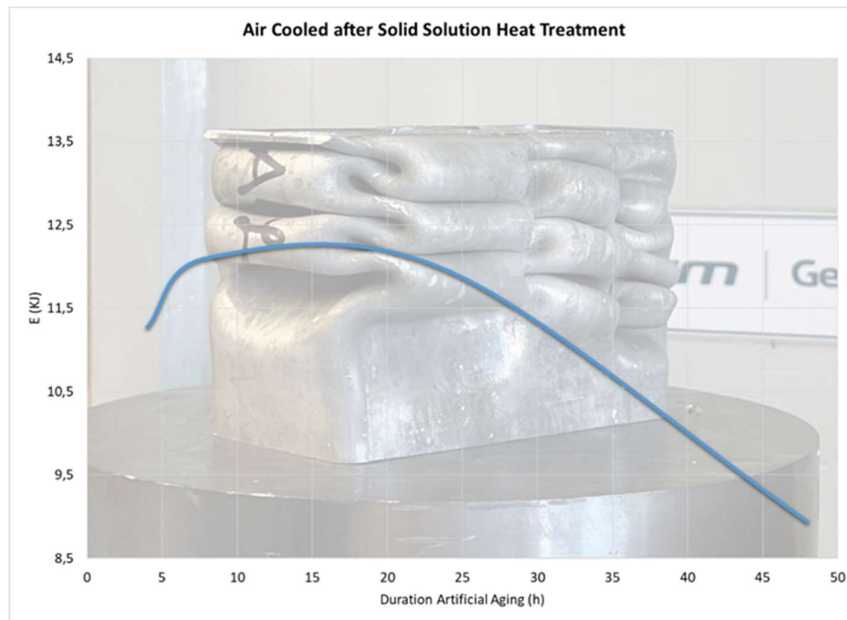


Εικόνα 45 Συμπιεσμένο δοκίμιο αε-SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 24 ωρών.

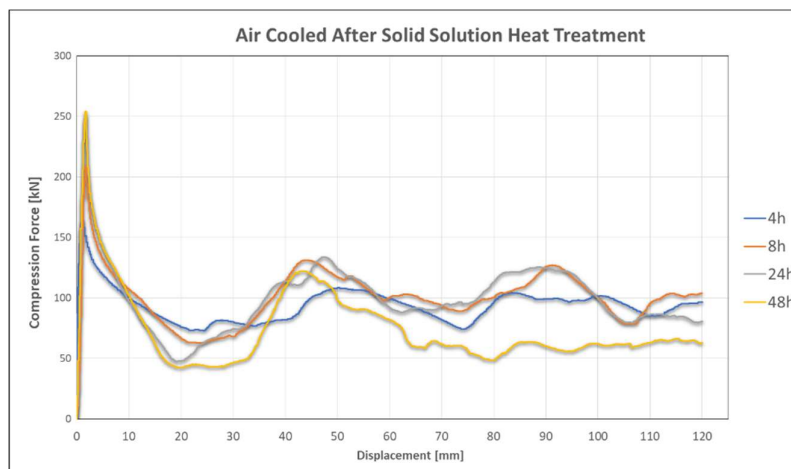


Εικόνα 46 Συμπιεσμένο δοκίμιο αε-SSHT με χρόνο τεχνητής γήρανσης 48 ωρών.

Μελέτη Παραμέτρων Γήρανσης Αλουμινίου 6XXX



Σχήμα 20 Μεταβολή ενέργειας παραμόρφωσης με το χρόνο γήρανσης για τα προφίλ ac-SSHT.



Σχήμα 21 Καμπύλη φορτίου-θράχυνσης ac-SSHT.

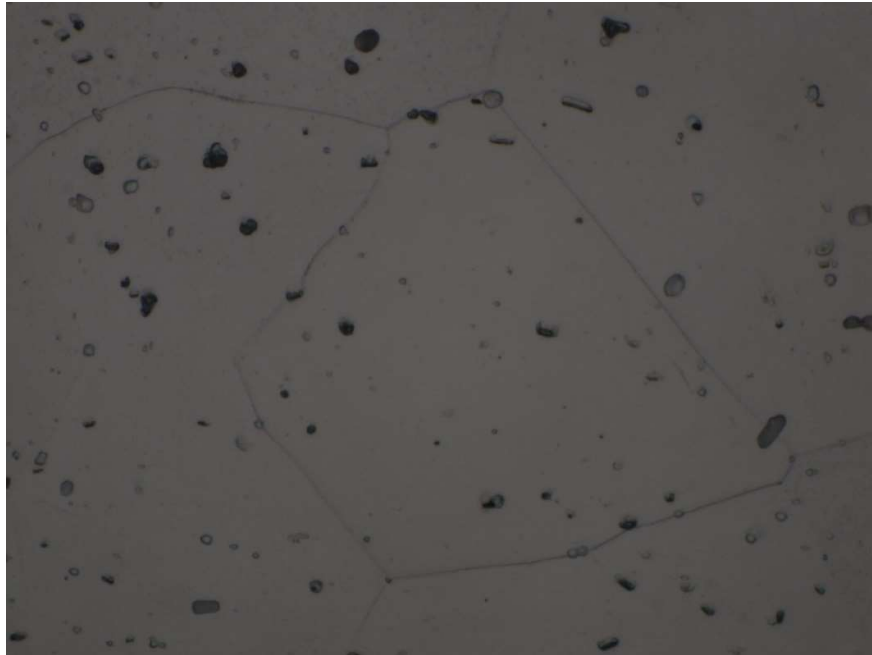
Πίνακας 11 Πίνακας μέγιστου φορτίου και ενέργειας απορρόφησης ανάλογα με το χρόνο γήρανσης για τα δοκίμια ac-w/o SSHT.

Duration of artificial aging (h)	Fmax (kN)	E (kJ)
4	163,646	11,27
8	208,31	12,1
24	250,097	11,95
48	253,935	9,94

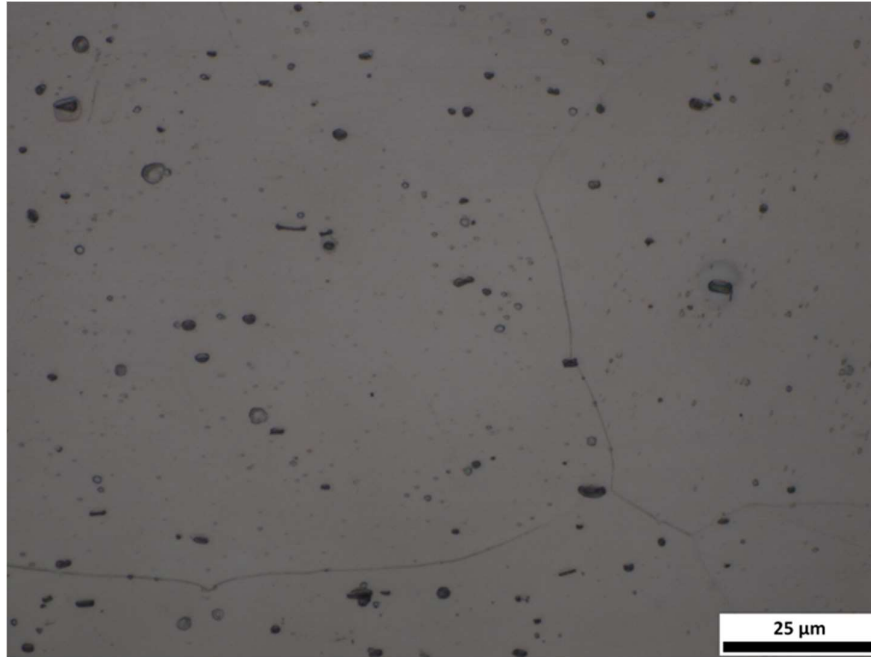
4.3 Αποτελέσματα οπτικής μικροσκοπίας

4.3.1 Αποτελέσματα οπτικής μικροσκοπίας μετά από προσβολή

Στα δείγματα as received φαίνεται να υπάρχουν κυρίως στρογγυλά κατακρημνίσματα που δείχνουν την ύπαρξη ασυνεχούς Mg_2Si αλλά και ενδομεταλλικών φάσεων. Εκτός από διάσπαρτα στη μήτρα στα wq εντοπίζονται και πάνω στα όρια των κόκκων. Αν γινόταν η παρατήρηση αμέσως μετά την ομογενοποίηση πιθανότερο να μην υπήρχαν κατακρημνίσματα μη συνοχής αλλά τα Mg και Si να ήταν διαλυμένα. Παρατηρείται όμως η επίδραση της φυσικής γήρανσης. Παράλληλα της κατεύθυνσης διέλασης εντοπίζονται και οι ενδομεταλλικές ενώσεις $AlFeSi$. Το πλήθος των κατακρημνισμάτων στο ac δοκίμιο φαίνεται να είναι μεγαλύτερος και σε αυτό ευθύνεται η πρόωμη κατακρήμνιση εξαιτίας της χαμηλής ταχύτητας ψύξης.



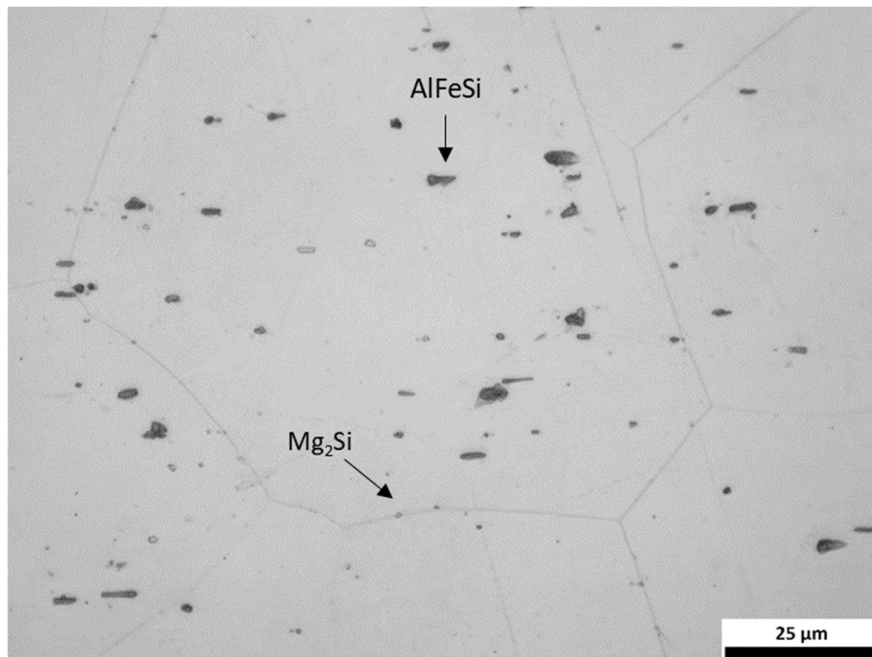
Εικόνα 47 Μικροδομή δοκιμίου wq-as received.



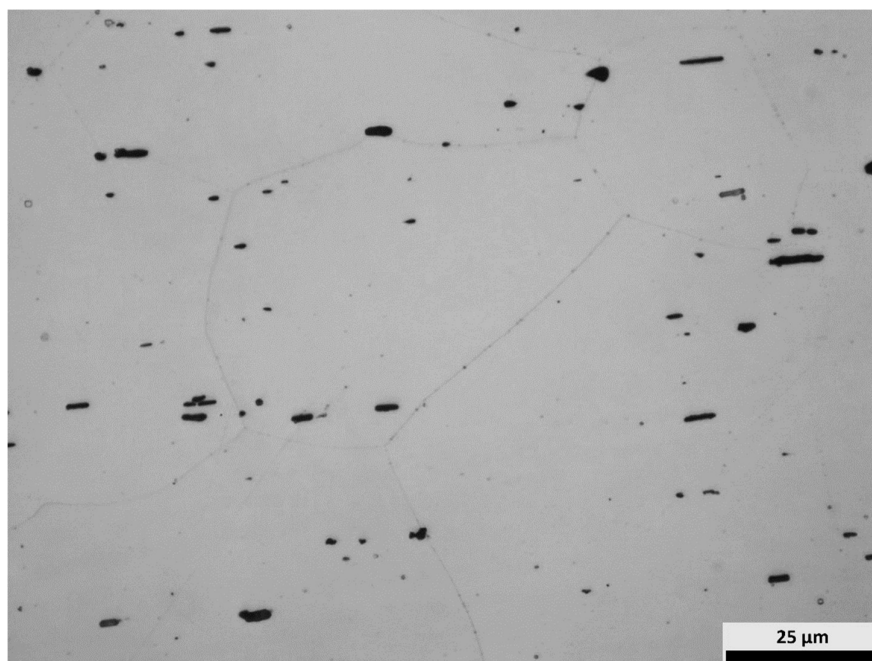
Εικόνα 48 Μικροδομή δοκιμίου *as-as received*.

Στα δείγματα που αποψύχθηκαν στο νερό και δεν υπέστησαν ομογενοποίηση φαίνεται πως η περικρυσταλλική κατακρήμνιση εμφανίζεται από τις 4 ώρες γήρανσης και αυξάνεται καθώς η γήρανση προχωράει μέχρι τις 48 ώρες.

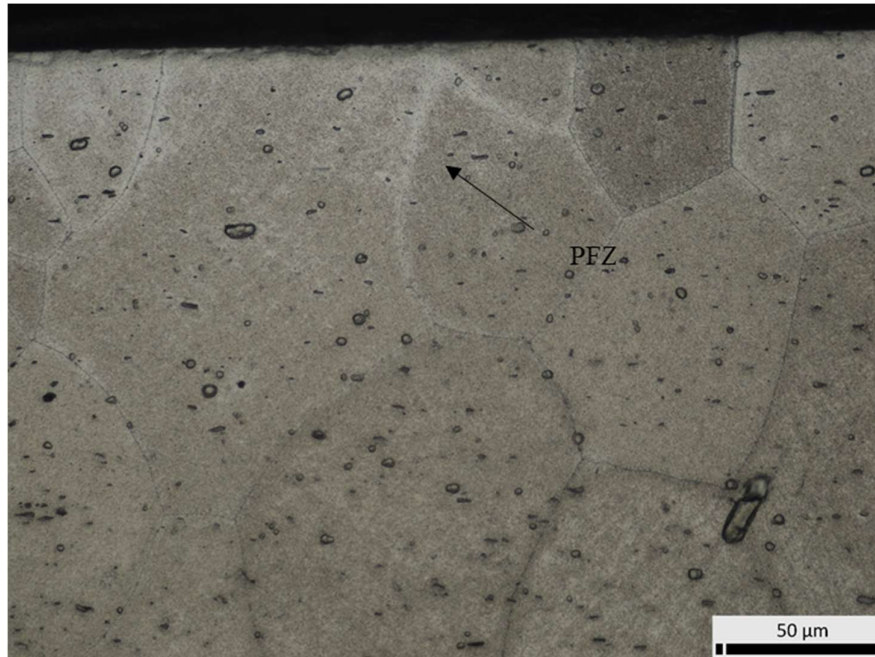
Με την εφαρμογή υπερπροσβολής με διάλυμα HF σε στο δείγμα των 24 ωρών γίνεται εφικτός ο εντοπισμός ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα με το οπτικό μικροσκόπιο (εικ. 53). Οι ζώνες αυτές εντοπίστηκαν στην εξωτερική επιφάνεια του υλικού και αποτελούν σημεία ευαίσθητα της περικρυσταλλική θραύση. Οπότε η εξωτερική επιφάνεια είναι επιρρεπής σε περικρυσταλλική όλκιμη θραύση. Με αυτόν τον τρόπο εξηγείται η δημιουργία ρωγμής στο δοκίμιο συμπίεσης στις γωνίες.



Εικόνα 49 Μικροδομή δοκιμίου wq-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.

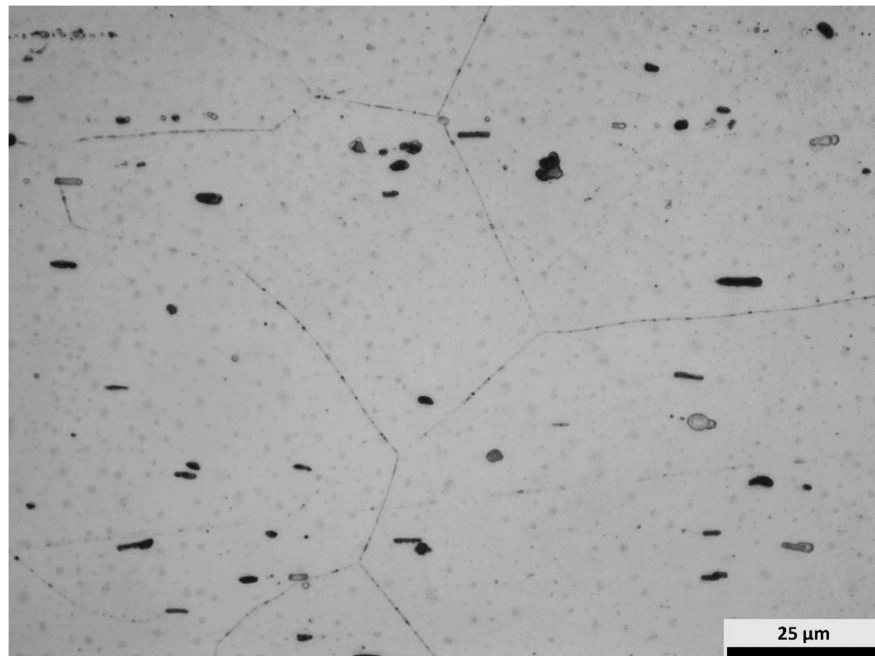


Εικόνα 50 Μικροδομή δοκιμίου wq-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 48 ωρών.

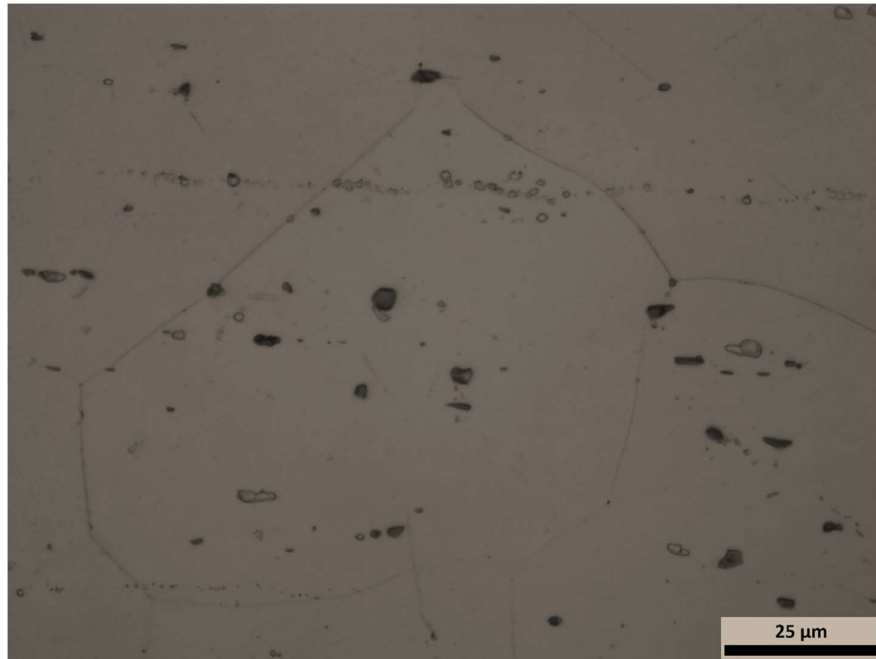


Εικόνα 51 Μικροδομή δοκιμίου wq-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών, όπου παρατηρούνται οι ζώνες χωρίς κατακρήμνισματα στην εξωτερική επιφάνεια.

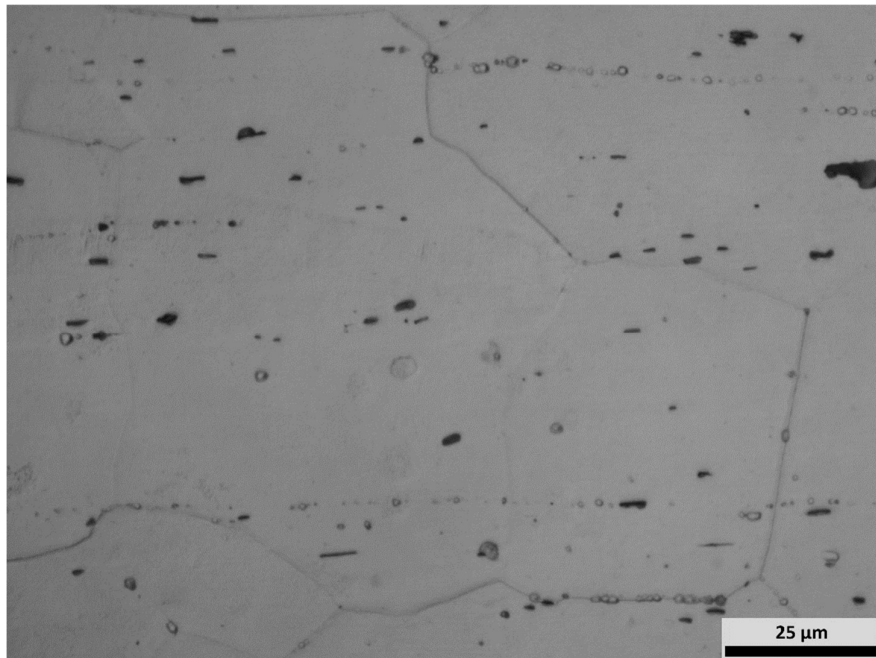
Τα δοκίμια wq-SSHT παρουσιάζουν διαφορετική κατακρήμνιση. Παρατηρούνται κυρίως οι φάσεις $AlFeSi$ και η κατακρήμνιση της φάσης μη συνοχής στα όρια των κόκκων είναι αρκετά έντονη. Η κατακρήμνιση ξεκινάει προτιμητέα στα τριπλά όρια κόκκων καθώς αποτελούν τις περιοχές με τη χαμηλότερη ενέργεια.



Εικόνα 52 Μικροδομή δοκιμίου wq-SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.



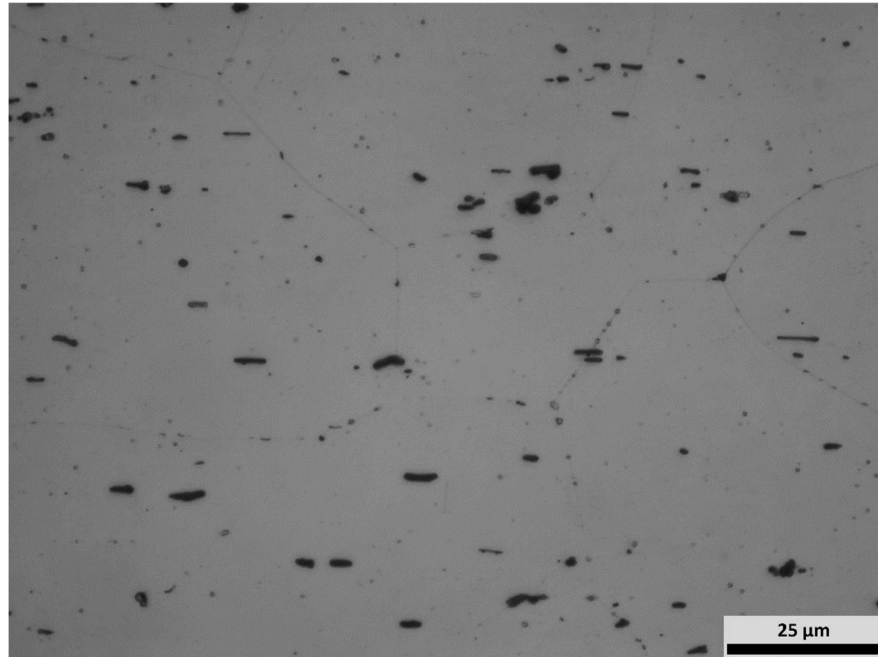
Εικόνα 53 Μικροδομή δοκιμίου ω -SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών.



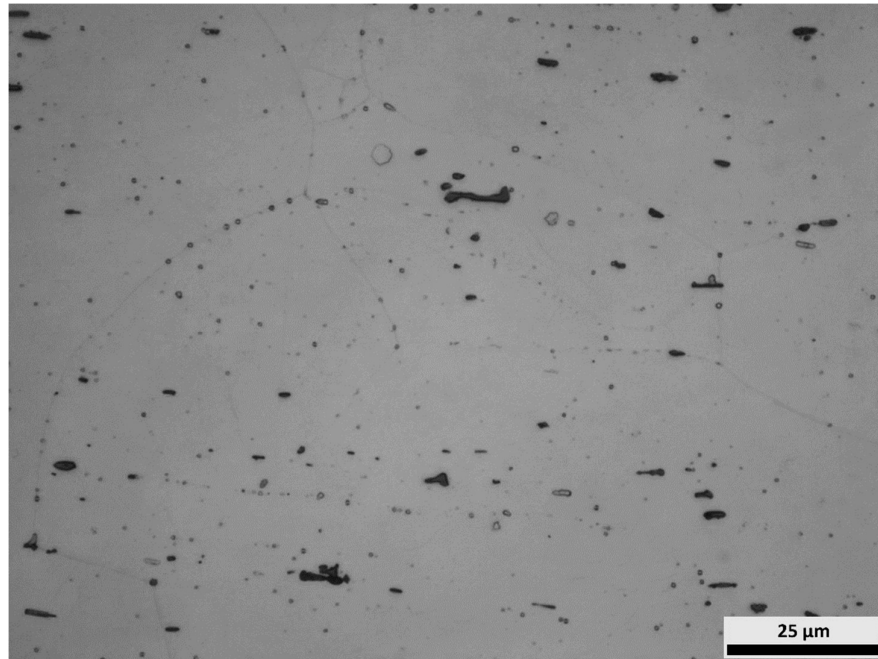
Εικόνα 54 Μικροδομή δοκιμίου ω -SSHT με χρόνο γήρανσης 48 ωρών..

Στα δοκίμια που έχουν αποψυχθεί σε αέρα είτε μετά τη διέλαση, είτε μετά την ομογενοποίηση παρατηρείται αυξημένη κατακρήμνιση περικρυσταλλικά και ενδοκρυσταλλικά. Η ύπαρξη των σωματιδίων β Mg_2Si οδηγεί σε μικρότερη αντοχή στην παραμόρφωση και σε πιο έντονες ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα.

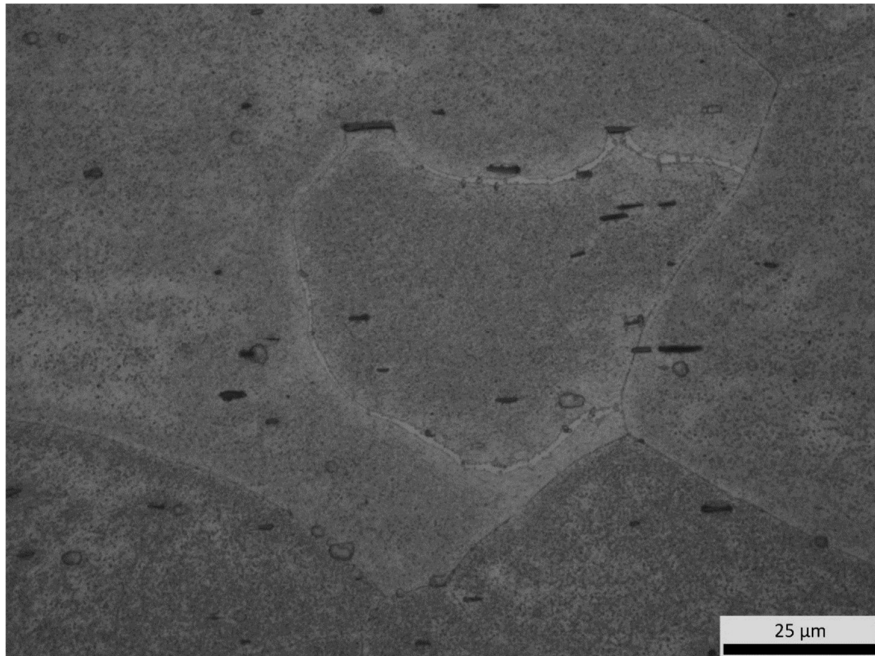
Στα ac δοκίμια εντοπίστηκα οι (ZXC) από τις πρώτες ώρες γήρανσης (εικ.61), που σημαίνει πως είναι ευαίσθητα στη περικρυσταλλική όγκιμη θραύση. Το φαινόμενο αυτό μπορεί να αναιρεθεί μόνο σε κατάσταση υπεργήρανσης όπου υπάρχει εξασθένηση της μήτρας, ωστόσο δεν επιτεύχθηκε πλήρως η μεταλλουργική κατάσταση T7 με αυτήν την πειραματική διαδικασία. Κατά την πειραματική διαδικασία εντοπίστηκε η αρχή της υπεργήρανσης, με μείωση του ορίου διαρροής και εφελκυστική αντοχής και μικρή αύξηση της δυσθραυστότητας.



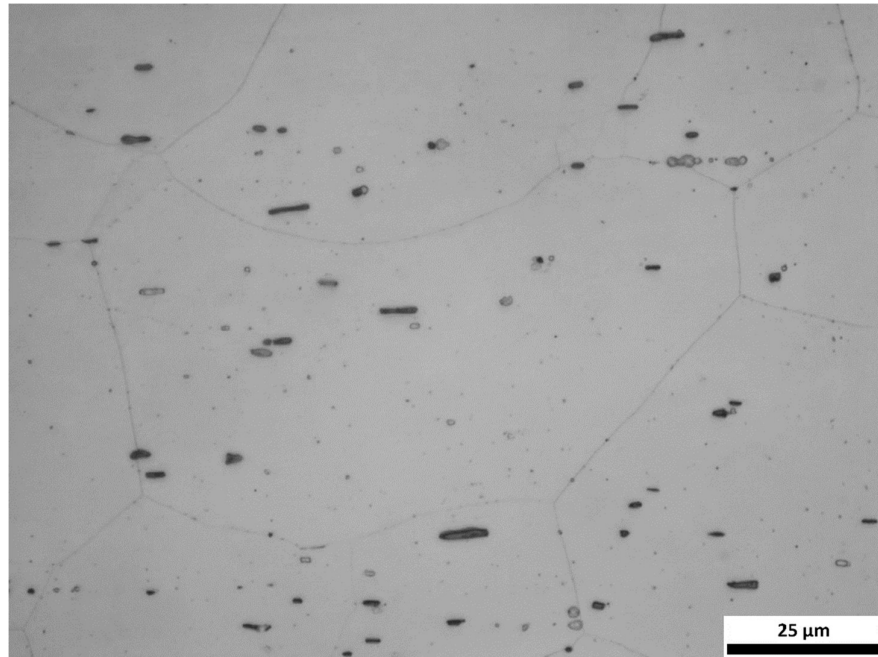
Εικόνα 55 Μικροδομή δοκιμίου ac-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.



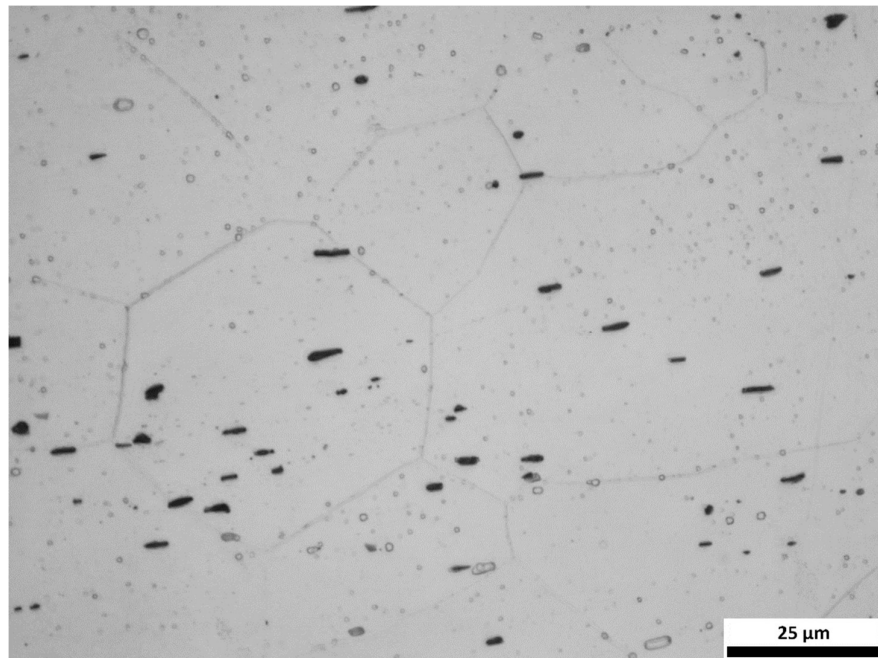
Εικόνα 56 Μικροδομή δοκιμίου αc-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών.



Εικόνα 57 Μικροδομή δοκιμίου αc-w/o SSHT με χρόνο γήρανσης 8 ώρες, όπου φαίνονται οι ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα γύρω από τα όρια των κόκκων.



Εικόνα 58 Μικροδομή δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανσης 4 ωρών.



Εικόνα 59 Μικροδομή δοκιμίου ac-SSHT με χρόνο γήρανσης 24 ωρών.

Συμπεράσματα

Στις τέσσερις πρώτες ώρες γήρανσης εμφανίζεται η μεγαλύτερη διαφορά στη σκληρότητα και την αντοχή του υλικού. Τη μεγαλύτερη αύξηση της εμφανίζουν τα δοκίμια wq παρουσιάζοντας την έντονη επίδραση της γήρανσης. Η μεταλλουργική κατάσταση T6 εντοπίζεται σε όλα τα δοκίμια στις 24 ώρες εκτός των wq-SSHT-4h που εντοπίζεται στις 48 ώρες, όπου εμφάνισε και τη μεγαλύτερη σκληρότητα από όλα τα δοκίμια. Ωστόσο, η σκληρότητα δεν ήταν πολύ μεγαλύτερη από τις μέγιστες σκληρότητες των υπόλοιπων κατεργασιών. Οπότε φαίνεται πως τα βιομηχανικά δοκίμια που έχουν αποψυχθεί σε νερό έχουν πιο γρήγορη απόκριση κατά τη γήρανση σε σχέση με τα εργαστηριακά. Η διαφορά υπάρχει εξαιτίας των διαφορετικών συνθηκών κατά την απόψυξη.

Τα ac δοκίμια υπέστησαν σκλήρυνση με κατακρήμνιση όμως πραγματοποιήθηκε με σημαντική μείωση της ολκιμότητας των δοκιμίων. Η μείωση της ολκιμότητας αποτυπώθηκε και στη δημιουργία λαιμού των δοκιμίων εφελκυσμού, όπου το αυξημένο πάχος δηλώνει μειωμένη δυνατότητα πλαστικής παραμόρφωσης.

Μέσω της θραυστογραφίας γίνεται φανερό ότι υπάρχει άμεση συσχέτιση του τρόπου θραύσης με την μεταλλουργική κατάσταση και του ρυθμού απόψυξης. Στο δοκίμια ac εξαιτίας της αργής ψύξης δημιουργούνται ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων που οδηγούν σε περικρυσταλλική όλκιμη θραύση. Το πάχος των ΖΧΚ εξαρτάται από το χρόνο γήρανσης, οπότε με την εξέλιξη της γήρανσης αυτές οι μαλακές ζώνες γίνονται μεγαλύτερες και προκαλούν περαιτέρω μείωση της ολκιμότητας του υλικού. Η απόψυξη σε νερό οδηγεί στην όλκιμη θραύση με την παρουσία μικροθυλάκων που προκαλούνται από τη πυρινοποίηση και συνένωση κενών που έχουν δημιουργηθεί από μεσομεταλλικές φάσεις και φάσεις μη συνοχής.

Η δοκιμή συμπίεσης φανερώνει τις μεγαλύτερες διαφορές ανάμεσα στις 4 διαφορετικές θερμικές κατεργασίες και σχετίζονται τόσο με τη δημιουργία των πτυχώσεων όσο και με την ενέργεια απορρόφησης. Τη μεγαλύτερη δυνατότητα απορρόφησης ενέργειας σε συνδυασμό με την απουσία ρωγματώσεων παρουσίασε το wq-SSHT-8h. Τα δοκίμια wq-w/o SSHT, δηλαδή τα δοκίμια της βιομηχανικής παραγωγής που έχουν υποστεί βαφή σε νερό έδειξαν παρόμοιες τιμές ενέργειας απορρόφησης με τα δοκίμια των εργαστηριακών πρακτικών, ωστόσο η δημιουργία ρωγματώσεων τις πρώτες ώρες γήρανσης και η μη αποδεκτή ρωγμάτωση στις 48 ώρες

αποδεικνύουν διαφορές στην επιδεκτικότητα διαμόρφωσης των υλικών. Η χαμηλή ολκιμότητα των δοκιμών ac έγινε ακόμα πιο αισθητή σε αυτήν την δοκιμή, καθώς για τις περισσότερες ώρες υπήρξε καταστρεπτική ρωγμάτωση που συνοδεύτηκε με μεγάλη μείωση της ενέργειας απορρόφησης. Από τις δύο κατεργασίες ac καλύτερη ολκιμότητα παρουσίασαν τα δοκίμια ac-SSHT-4h, 8h, ωστόσο τα δοκίμια των εργαστηριακών πρακτικών παρουσίασαν μικρότερη ενέργεια απορρόφησης. Συμπερασματικά, τα δοκίμια των εργαστηριακών πρακτικών παρουσίασαν καλύτερη συμπεριφο

Ως προς την μικροδομή τα δοκίμια wq παρουσιάζουν καλύτερα αποτελέσματα από τα ac. Η γρήγορη ψύξη διατηρεί τα σωματίδια Mg και Si σε διάλυμα, αφήνοντας ελεύθερες θέσεις ετερογενούς πυρήνωσης και μεγάλη δυνατότητα σκλήρυνσης με κατακρήμνιση. Η κατακρήμνιση κατά την αργή ψύξη οδηγεί στη δημιουργία ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα και τα δοκίμια αυτά είναι πιο ευαίσθητα στην περικρυσταλλική θραύση.

Βιβλιογραφία

1. **Davis, J.R.** Aluminum and Aluminum Alloys. *Light Metals and Alloys*. 351-416.
2. **Rafał Hubicki, Maria Richert.** The High-Speed 6xxx Aluminum Alloys in Shape Extrusion Industry. *Advanced Aluminium Composites and Alloys*. s.l. : Leszek A. Dobrzański, 2021.
3. **Αθανάσιος, Βαζδιρβανίδης.** Μελέτη των θερμικών κατεργασιών προϊόντων διέλασης βιομηχανικών κραμάτων αλουμινίου σειράς 6xxx με σκοπό την βελτιστοποίηση της μηχανικής αντοχής και της ικανότητας απορρόφησης ενέργειας (*crashworthiness*). Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 2015.
4. **Γ. Δ. Χρυσουλάκης, Δ. Ι. Παντελής.** Επιστήμη και Τεχνολογία Μεταλλικών υλικών. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2008.
5. *Extrusion of AlMgSi Alloys.* **Reiso, O.** 2004, MATERIALS FORUM, Τόμ. 28.
6. **Panagiota I. Sarafoglou, Alexandros Serafeim, Ioannis A. Fanikos, John S. Aristeidakis, Gregory N. Haidemenopoulos.** Modeling of Microsegregation and Homogenization of 6xxx Al-Alloys Including Precipitation and Strengthening During Homogenization Cooling. *Materials*. 2019.
7. **Strobel, Katharina.** *Quench Sensitivity in 6xxx Series Aluminium Alloys*. Monash : Monash University, 2013.
8. **ChristianVargel.** Chapter A.3 - The Metallurgy of Aluminium. *Corrosion of Aluminium*. 2004, σσ. 23-57.
9. **M. Baruah, A. Borah.** Processing and precipitation strengthening of 6xxx series aluminium alloys: A review. *International Journal of Material Science*. 2020.
10. **Yongfeng Zhao, Xia Ma, Xiaojun Zhao, Houwen Chen, Xiangfa Liu.** Enhanced aging kinetic of Al₃BC/6061 Al composites and its micro-mechanism. *Alloys and Compounds*. 2017, Τόμ. 726.
11. **O. Ryen, B. Holmedal, K. Marthinsen, T. Furu.** *Precipitation, strength and work hardening of age hardened aluminium alloys*. s.l. : IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2015.
12. **R.R. Ambriz, D. Jaramillo.** Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds. *Light Metals Alloys Applications*. s.l. : Waldemar A. Monteiro, 2014.
13. **jr., Robert E. Sanders.** *Thermal Treatments During Processing of Aluminum Extrusion Alloys*. s.l. : Alcoa Technical Center, 2014.
14. www.researchgate.net. **Aytekin Polat, Mustafa Avsar, Fahrettin Ozturk.** 2013.
15. **Phillip Dumitraschkewitz, Stephan S. A. Gerstl, Leigh T. Stephenson, Peter J. Uggowitzer, and Stefan Pogatscher.** Clustering in Age-Hardenable Aluminum Alloys. *Advanced Engineering Materials*. 2018.
16. **A.Cunibertia, A.Tolley, M.V. CastroRiglos, R.Giovachini.** Influence of natural aging on the precipitation hardening of an AlMgSi alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2010, Τόμ. 527, 20.

17. **A. Poznak, V. Thole, P. Sanders.** The Natural Aging Effect on Hardenability in Al-Mg-Si: A Complex Interaction between Composition and Heat Treatment Parameters. *Metals*. 2018.
18. **A.Pozna, R.K.W.Marceau, P.G.Sanders.** Composition dependent thermal stability and evolution of solute clusters in Al-Mg-Si analyzed using atom probe tomography. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, Τόμ. 721.
19. **Z. Cui, H. Jiang, D. Zhang, Y. Song, D. Yan, L. Rong.** Effect of Natural Aging on Precipitation Strengthening Behaviors in Al-Mg-Si Alloy. *metals*. 2022.
20. **M.E. Abd El-Azim, O. E. El-Desoky, M. R. El-Koussy.** Effect of Natural and Pre-aging on Artificial Aging of 6061 Al Alloy. *Arab Journal of Nuclear Science and Applications*. 2016.
21. **Xiaoming Qian, Nick Parson, X.-Grant Chen.** Effect of Homogenization Treatment and Microalloying with Mn on the Microstructure and Hot Workability of AA6060 Aluminum Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019.
22. **Biol, Yücel.** The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, Τόμ. 148, 2.
23. **B. H. Frodal, E. Christiansenb, O. R. Myhra, O. S. Hopperstad.** The role of quench rate on the plastic flow and fracture of three aluminium alloys with different grain structure and texture. *International Journal of Engineering Science*. 2020, Τόμ. 150.
24. **Biol, Y.** Effect of cooling rate on precipitation during homogenization cooling in an excess silicon AlMgSi alloy. *Materials Characterization*. 2012, Τόμ. 73.
25. **M. Madanat, M. Liu, X. Zhang ,Q. Guo, J. Cížek, J. Banhart.** Co-evolution of vacancies and solute clusters during artificial ageing of Al-Mg-Si alloys. *PHYSICAL REVIEW MATERIALS*. 2020.
26. **Bhadeshia, H. K. D. H.** Precipitate Free Zones. [Ηλεκτρονικό] <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/abstracts/pfz.html>.
27. **Ryum, N.** The influence of a precipitate-free zone on the mechanical properties of an Al-Mg-Zn alloy. *Acta Metallurgica*. 1968, Τόμ. 16, 3.
28. **I. G. Ringdalen, I. J. T. Jensen,C. D. Marioara, J. Friis.** The Role of Grain Boundary Precipitates during Intergranular Fracture in 6xxx Series Aluminium Alloys. *Metals*. 2021.
29. **W. D. Callister, JR, D. g. Rethwisch.** *Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών*. σ.λ. : Τζιόλα, 2020.
30. **K. Sudha, R. Sadiku, T. Jayaramudu, M. L. Moropeng.** Mechanisms of Toughening in Nanostructured Polymer Blends. *Design and Applications of Nanostructured Polymer Blends and Nanocomposite Systems*. 2015.
31. **R.K. Gupta, C. Mathew, P. Ramkumar.** Strain Hardening in Aerospace Alloys. *Frontiers in Aerospace Engineering*. 2015, Τόμ. 4.
32. **A. P. Kren, V. A. Rudnitskii.** Determination of the Strain-Hardening Exponent of a Metallic Material by Low-Speed Impact Indentation. *Russian Metallurgy (Metally)* . 2019.
33. **Dieter, G. E.** *Mechanical Metallurgy*. 1988.

34. **Instron**. [www. Instron.com](http://www.instron.com). [Ηλεκτρονικό] Instron. <https://www.instron.com/en/our-company/library/test-types/compression-test>.
35. **P. Henn, M. Liewald, M. Sindel**. Characterising Ductility of 6xxx-Series Aluminium Sheet Alloys at Combined Loading Conditions. *American Institute of Physics*. 2017.
36. **Voort, G. V.** Use of the Scanning Electron Microscope in Failure Analysis. www.vacaero.com. [Ηλεκτρονικό] Vac Aero International Inv., 2015. <https://vacaero.com/information-resources/metallography-with-george-vander-voort/1427-use-of-the-scanning-electron-microscope-in-failure-analysis.html>.
37. **A. Benzerga, J. B. Leblond**. Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence. *Advances in Applied Mechanics*. 2010, Τόμ. 44.
38. **M. Jobbins**. nanoscience. [Ηλεκτρονικό] 2022. <https://www.nanoscience.com/applications/materials-science/fractography/>.
39. **Χαϊδεμένopoulos, Γ. Ν.** *Φυσική Μεταλλουργία* . 2020.
40. **Lynch, S.** A review of underlying reasons for intergranular cracking for a variety of failure modes and materials and examples of case histories. *Engineering Failure Analysis*. 2019, Τόμ. 100.
41. **Services, American Testing**. Fractography. [www, americanetestingservices.com](http://www.americanetestingservices.com). [Ηλεκτρονικό] 2012. <https://americanetestingservices.com/fractography/>.
42. **A. K. Vasudévan, R. D. Doherty**. Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. *Acta Metallurgica*. 1987, Τόμ. 35, 6.
43. **P, Henn, M. Liewald, M. Sindel**. Characterising Ductility of 6xxx-Series Aluminium Sheet Alloys at Combined Loading Conditions. *AIP Conference Proceedings*. 2017, Τόμ. 1896, 1.
44. **GmbH, Hydro Aluminium Rolled Products**. Recent development in aluminium for automotive applications . *Science Press*. 2014.