



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ
ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ.):
"ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ"

ΔΙΕΡΕΥΝΗΣΗ ΤΗΣ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΣΤΗ ΒΕΛΤΙΩΣΗ ΤΗΣ ΙΚΑΝΟΤΗΤΑΣ ΑΠΟΡΡΟΦΗΣΗΣ ΕΝΕΡΓΕΙΑΣ ΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΠΤΩΣΗ ΚΡΟΥΣΤΙΚΗΣ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗΣ (CRASHWORTHINESS)

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΒΑΣΙΛΙΚΗΣ Θ. ΠΑΝΤΕΛΕΑΚΟΥ
Διπλωματούχου Χημικού Μηχανικού Ε.Μ.Π.

ΕΠΙΒΛΕΨΗ:
Δ. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ
Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ, Φεβρουάριος 2012



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ
ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ.):
"ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ"

ΔΙΕΡΕΥΝΗΣΗ ΤΗΣ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΣΤΗ ΒΕΛΤΙΩΣΗ ΤΗΣ ΙΚΑΝΟΤΗΤΑΣ ΑΠΟΡΡΟΦΗΣΗΣ ΕΝΕΡΓΕΙΑΣ ΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΠΤΩΣΗ ΚΡΟΥΣΤΙΚΗΣ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗΣ (CRASHWORTHINESS)

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΒΑΣΙΛΙΚΗΣ Θ. ΠΑΝΤΕΛΕΑΚΟΥ
Διπλωματούχου Χημικού Μηχανικού Ε.Μ.Π.

ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ:

Δ. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Χρ. ΠΑΝΑΓΟΠΟΥΛΟΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Δ. ΠΑΝΤΕΛΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ, Φεβρουάριος 2012

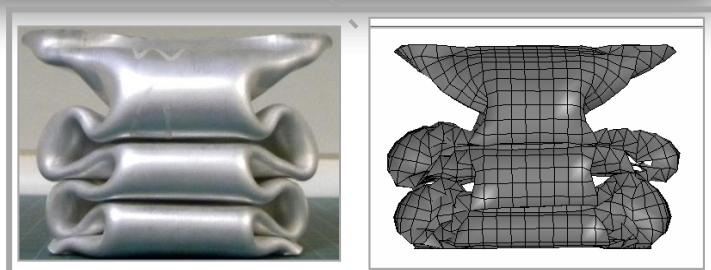
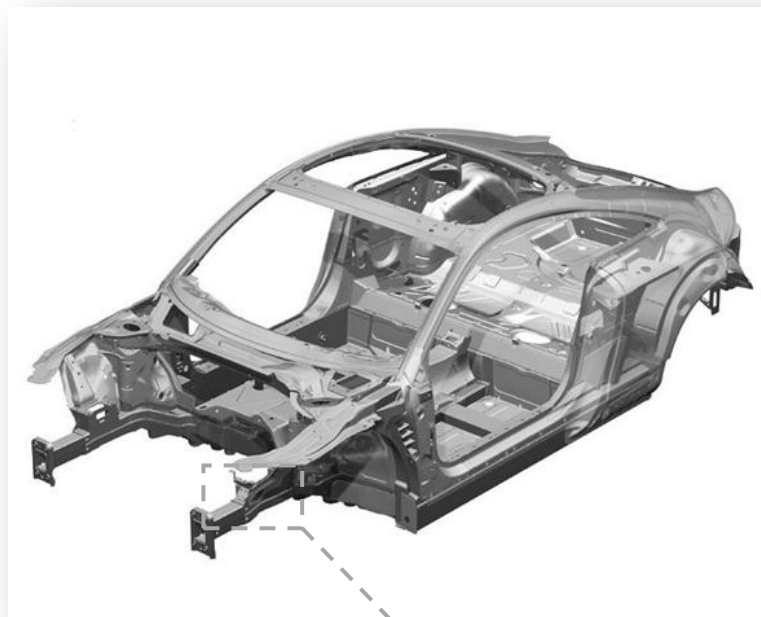


ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ
ΔΠΜΣ: ΕΠΙΣΤΗΜΗΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

**ΔΙΕΡΕΥΝΗΣΗ ΤΗΣ ΕΠΙΔΡΑΣΗΣ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΣΤΗ ΒΕΛΤΙΩΣΗ ΤΗΣ
ΙΚΑΝΟΤΗΤΑΣ ΑΠΟΡΡΟΦΗΣΗΣ ΕΝΕΡΓΕΙΑΣ ΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ ΣΤΗΝ ΠΕΡΙΠΤΩΣΗ
ΚΡΟΥΣΤΙΚΗΣ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗΣ (CRASHWORTHINESS)**

ΠΑΝΤΕΛΕΑΚΟΥ ΒΑΣΙΛΙΚΗ



ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ: ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ ΔΗΜΗΤΡΙΟΣ, ΚΑΘΗΓΗΤΗΣ
ΑΘΗΝΑ, ΦΕΒΡΟΥΑΡΙΟΣ 2012

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Ευχαριστώ θερμά τον Καθηγητή μου κύριο Δημήτρη Μανωλάκο για την έμπρακτη επιστημονική και έμπυχη στήριξη και καθοδήγησή του. Η εμπιστοσύνη του αποτελεί ιδιαίτερη τιμή για εμένα δεδομένης της πρόκλησης να εκπονήσω τη μεταπτυχιακή μου εργασία σε μια διεπιστημονική περιοχή, η οποία δεν μου ήταν οικεία εκ του επιστημονικού μου υπόβαθρου.

Ευχαριστώ τον κ. Π. Κωστάζο για την πολύτιμη βοήθειά του τόσο κατά τη διενέργεια των εργαστηριακών δοκιμών όσο και για το θεωρητικό υπόβαθρο στην κατασκευή του μοντέλου προσομοίωσης.

Ευχαριστώ θερμά τη διοίκηση της εταιρείας «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.», συγκεκριμένα τον κ. Καθ. Δ.Κ. Παπαμαντέλλο, τον κ. Αθ.Μηλιώκα και τον κ. S. Ping, που μου επέτρεψαν τη διενέργεια εργαστηριακών και βιομηχανικών δοκιμών στα πλαίσια της εργασίας μου. Επιπλέον, η συνεργασία μου με τους κ.κ. Θ. Βαζδιδριβανίδη και Δρ. Γ. Πανταζόπουλο ήταν ουσιαστική. Τους ευχαριστώ θερμά για το χρόνο, που μου διέθεσαν, και για τις γνώσεις που μου μετέδωσαν. Τον κ. Α. Ρίκο ευχαριστώ για την τεχνική υποστήριξη.

Ιδιαίτερα θέλω να σταθώ στην καθοριστική συμβολή του Δρ. Σπ. Παπαευθυμίου στην έναρξη της επαγγελματικής μου συνεργασίας με την «ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε.», αλλά και για την πολύτιμη συνεργασία μας στα πλαίσια της μεταπτυχιακής μου εργασίας. Τον ευχαριστώ ακόμα για την υπομονή, που επιδεικνύει, για τις καίριες επιστημονικές παρατηρήσεις και παρεμβάσεις του σε όλα τα επίπεδα.

Ευχαριστώ εγκάρδια τον κ. Κ. Γούλα, που παρακολούθησε από την αρχή της αυτή την προσπάθεια και με στήριξε ουσιαστικά σε καθημερινή βάση, αλλά και τον κ. Ε. Γαβαλά για την κατανόηση του.

Τέλος, δεν θέλω να παραλείψω να ευχαριστήσω τους φίλους μου για τη στήριξή τους. Ειδικότερα για την επίλυση αποριών μου μηχανολογικής φύσης ευχαριστώ τον φίλο μηχανολόγο μηχανικό κ. Κ. Καντζάβελο.

Περιεχόμενα

ΠΡΟΛΟΓΟΣ	6
ΠΕΡΙΛΗΨΗ	7
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ	9
1.1 Σκοπός της εργασίας	9
1.2 Χρήσεις του Αλουμινίου	9
1.3 Κράματα του Αλουμινίου	10
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2. ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΤΟΥ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ	12
2.1 Κρυσταλλικό σύστημα του αλουμινίου	12
2.2 Ιδιότητες κραμάτων σειράς δxxx (Al-Mg-Si)	13
2.3 Μηχανικές Ιδιότητες κραμάτων σειράς δxxx	15
2.3.1 Αντοχή σε εφελκυσμό	15
2.3.2 Διαμορφωσιμότητα	18
2.3.3 Δυσθραυστότητα	19
2.4 Ισχυροποίηση κραμάτων με τεχνητή γήρανση	20
2.4.1 Γενικές αρχές θερμικής κατεργασία γήρανσης	20
2.4.2 Τεχνητή γήρανση κραμάτων σειράς δxxx	23
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3. ΠΑΡΑΓΩΓΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΔΙΕΛΑΣΗΣ.....	24
3.1 Χύτευση και στερεοποίηση του αλουμινίου	24
3.2 Ομογενοποίηση	25
3.3 Αναθέρμανση	26
3.4 Διέλαση	26
3.5 Βαφή μετά τη διέλαση	31
3.6 Γήρανση	31
ΚΕΦΑΛΑΙΟ IV. ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ	33
4.1 Θερμική κατεργασία προϊόντων διέλασης	33
4.2 Η δοκιμή εφελκυσμού	33
4.3 Προσομοίωση δοκιμής συμπίεσης με χρήση FEMB	39
4.4 Οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία	46
ΚΕΦΑΛΑΙΟ V. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ	51
5.1 Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού	51
5.2 Αποτελέσματα δοκιμής συμπίεσης και σύγκρισή τους με αυτά της μαθηματικής προσομοίωσης (FEMB)	56
5.3 Μελέτη μικροδομής	95
ΚΕΦΑΛΑΙΟ VI ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΓΙΑ ΤΑ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	116
ΚΕΦΑΛΑΙΟ VII ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	124
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ.....	125

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα διπλωματική εργασία έγινε στα πλαίσια της συνεργασίας του εργαστηρίου κατεργασιών της σχολής μηχανολόγων μηχανικών ΕΜΠ με το Ελληνικό Κέντρο Έρευνας Μετάλλων με σκοπό τη διερεύνηση της επίδρασης διαφορετικών θερμικών διεργασιών στην ικανότητα απορρόφησης ενέργειας του κράματος. Το γεγονός ότι οι πειραματικές δοκιμές έγιναν σε κράμα που παράγεται ήδη στη βιομηχανία και χρησιμοποιείται από την αυτοκινητοβιομηχανία, αύξησε το ενδιαφέρον για τη μελέτη αυτή. Επιπλέον, η παρακολούθηση της βιομηχανικής παραγωγικής διαδικασίας των προφίλ ήταν μια ενδιαφέρουσα εμπειρία η οποία συνέβαλε στη βαθύτερη κατανόηση του προβλήματος. Τέλος θα ήθελα να τονίσω την πρόκληση που είχε για μένα η προσπάθεια σύνδεσης ενός μηχανολογικού προβλήματος με τη μεταλλουργία του υπό μελέτη κράματος.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Στόχος της παρούσας μεταπτυχιακής εργασίας είναι μελέτη της συμπεριφοράς προφίλ αλουμινίου 6063 σε αξονική φόρτιση για διαφορετικές θερμικές κατεργασίες, ώστε να εξαχθεί ένα συμπέρασμα για την ικανότητα απορρόφησης ενέργειας. Οι μεταβλητές που μελετήθηκαν ως προς τη θερμική κατεργασία γήρανσης αφορούν στη θερμοκρασία των δυο σταδίων, το χρόνο, και το ρυθμό ψύξης. Ακολούθησαν δοκιμές συμπίεσης και εφελκυσμού για το καθορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων καθώς και ανάπτυξη κώδικα πεπερασμένων στοιχείων (FEM LS-DYNA) συμπληρωματικά για τη μελέτη της συμπεριφοράς του υλικού και την πρόβλεψη για την απορρόφηση ενέργειας. Επιπλέον για την εμβάθυνση στην επίδραση των παραμέτρων της γήρανσης στις μηχανικές ιδιότητες του κράματος ακολούθησε μεταλλογραφική μελέτη σε οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο. Συμπερασματικά, συγκρίνοντας τις δυο θερμικές κατεργασίες με κριτήριο τον τρόπο ψύξης, βλέπουμε ενδεικτικά πως με τη βαφή στο νερό, η απορρόφηση ενέργειας πλαστικής παραμόρφωσης βελτιώνεται κατά 18%. Το δοκίμιο που παρουσιάζει το μεγαλύτερο μέσο φορτίο για την περίπτωση της πρώτης θερμικής κατεργασίας ($T_1=100$, $t_1=4h$) είναι αυτό με $t_2=16h$ ($P=30.5kN$, $W=5124J$) και βαφή σε νερό. Στην περίπτωση της δεύτερης θερμικής κατεργασίας, η βέλτιστη απορρόφηση ενέργειας προκύπτει για ($T_1=100$, $t_1=12h$) $t_2=12h$ και βαφή στο νερό ($P=30.6 kN$, $W=5140.8 J$). Οι μηχανικές ιδιότητες (YS , $A\%$) είναι παραπλήσιες με το προφίλ για $t_2=16h$ της πρώτης θερμικής κατεργασίας, όπως και η μακροσκοπική εικόνα της κατάρρευσης τους. Παρατηρήθηκε μια αύξηση της επιμήκυνσης της τάξης του 7% στην περίπτωση της δεύτερης κατεργασίας. Δεν υπάρχει ένδειξη πτωτικής τάσης των μηχανικών ιδιοτήτων, οπότε η αύξηση του χρόνου του δευτέρου σταδίου γήρανσης για περισσότερες από 12h ώρες πιθανά να επέφερε και κάποια επιπλέον αύξηση του crashworthiness.

Με βάση τις επιτευχθείσες βέλτιστες τιμές επιλέγεται η πρώτη θερμική κατεργασία, δεδομένου ότι η αύξηση του χρόνου παραμονής στο πρώτο στάδιο της γήρανσης δεν επέφερε αντίστοιχη αύξηση στην ικανότητα απορρόφησης ενέργειας, ώστε να αιτιολογεί την δαπάνη επιπλέον κατανάλωσης ενέργειας.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ ΣΤΗΝ ΑΓΓΛΙΚΗ

The main objective of the present thesis is the investigation of the behavior of extruded Al alloy (6063) under axial quasi static loading after various artificial aging treatment conditions. Variables examined included cooling rate after solid solution treatment as well as both pre-aging and aging, time and temperature. Metallography (optical and electronic microscopy) and tensile testing were employed for developing deeper knowledge on the effect of the aging process parameters. FEM analysis with the computer code LS-DYNA was supplementary applied for deformation mode investigation and crashworthiness prediction. Results showed that data from actual compression tests and numerical modeling were in considerable agreement with each other.

Comparing the two different thermal treatments, with criterion the cooling rate, water quenching appears to improve the crashworthiness 18%. The sample that has the maximum average load in the case of the first thermal treatment ($T_1=100$, $t_1=4h$) is for $t_2=16h$ ($P=30.5kN$, $W=5124J$) and water quenched. Regarding the second treatment ($T_1=100$, $t_1=12h$) the maximum crashworthiness was obtained for $t_2=12h$ and water quenched, too ($P=30.6kN$, $W=5140.8J$).

Mechanical properties (YS , $A\%$) are similar regarding the two above mentioned extrusions as well as their condition after the compression testing. It was observed an increase in the elongation (7%) in the case of the second treatment. There was no trend indicating the of the mechanical properties, so increasing the time of the second stage of the treatment for more than 12h probably increase the energy absorption.

Taking into account the achieved results, is concluded that the first treatment is to be chosen. The increase of the time during the first step of the treatment does not bring the expected increase in crashworthiness for the higher energy consumption.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

1.1 Σκοπός της εργασίας

Σκοπός της παρούσας εργασίας είναι η μελέτη και ερμηνεία των μηχανισμών που επηρεάζουν την ικανότητα απορρόφησης ενέργειας σε καθεστώς δυναμικής καταπόνησης (crash tolerant/relevant behavior), των προφίλ αλουμινίου της σειράς 6xxx με κύριο πεδίο εφαρμογής την αυτοκινητοβιομηχανία. Για μια σωστή και πλήρη έρευνα στον τομέα αυτό απαραίτητα εργαλεία είναι η γνώση και η εφαρμογή των αρχών της μηχανικής στατικών και δυναμικών καταπονήσεων, καθώς και της φυσικής μεταλλουργίας του αλουμινίου. Τα κράματα που μελετούνται αφορούν στη σειρά 6xxx που είναι κράματα σκλήρυνσης με κατακρήμνιση.

1.2 Χρήσεις του Αλουμινίου

Παρά το γεγονός ότι κυρίαρχο υλικό στην κατασκευή των αυτοκινήτων είναι ο χάλυβας, το αλουμίνιο χρησιμοποιείται όλο και περισσότερο στην αυτοκινητοβιομηχανία και είναι το υλικό που κατέχει τη δεύτερη θέση στην παραγωγή πλαισίων αυτοκινήτων. Η χρήση του αλουμινίου οφείλεται σε ορισμένες ιδιότητές του, μια από τις οποίες είναι το χαμηλό βάρος του. Με αυτό τον τρόπο κατασκευάζονται ελαφρύτερα οχήματα και κατά συνέπεια μειώνεται η εκπομπή των ρύπων ως και 55%. Σχεδόν το 90% του αλουμινίου που χρησιμοποιείται στην αυτοκινητοβιομηχανία είναι ανακυκλώσιμο και μπορεί να ανακυκλωθεί αρκετές φορές. Η ενέργεια που χρειάζεται για την ανακύκλωση αντιστοιχεί στο 5% της ενέργειας που απαιτείται για τη δημιουργία από την πρώτη ύλη. Στην αυτοκινητοβιομηχανία χρησιμοποιούνται ειδικά κράματα που έχουν την ικανότητα να απορροφούν την ενέργεια της κρούσης (crash relevant alloys) [1]. Το 20 με 25% των κατεργασμένων προϊόντων αλουμινίου που πωλούνται κάθε χρόνο, είναι προϊόντα διέλασης. Από αυτά περίπου το 95% είναι κράματα σειράς 6xxx, δηλαδή τα κράματα αλουμινίου-μαγνησίου-πυριτίου, τα οποία δίνουν προϊόντα με μια ευρεία ποικιλία χρήσιμων ιδιοτήτων [2].

Στον τομέα των μεταφορών, το αλουμίνιο βρίσκει συνεχώς αυξανόμενη εφαρμογή στην κατασκευή τρένων, αεροπλάνων, αυτοκινήτων, επιβατηγών πλοίων και διαστημικών οχημάτων λόγω του ότι συνδυάζει χαμηλό βάρος και στιβαρότητα κατασκευής. Ειδικότερα, στην αυτοκινητοβιομηχανία, η ελάττωση του βάρους συνεπάγεται μειωμένη κατανάλωση καυσίμου καθ' όλη τη διάρκεια ζωής του αυτοκινήτου. Έτσι λοιπόν, με την χρήση του αλουμινίου αντί ενός βαρύτερου μετάλλου (π.χ. χάλυβας), μειώνεται η εκπομπή καυσαερίων και η συνολική κατανάλωση καυσίμου. Εκτεταμένη χρήση

αλουμινίου γίνεται και στον τομέα των δομικών κατασκευών. Η προσθήκη ενός εξωτερικού μανδύα από αλουμίνιο σε νέα ή υπάρχοντα κτίρια βελτιώνει την ενεργειακή απόδοση του κτιρίου. Επιστημονικές μελέτες (που έγιναν με πρωτοβουλία της ΕΛΒΑΛ Α.Ε.) έχουν δείξει εξοικονόμηση ενέργειας που πλησιάζει το 50% το χειμώνα (ενέργεια θέρμανσης) και το 25% το καλοκαίρι (ενέργεια ψύξης). Ταυτόχρονα το αλουμίνιο αποτελεί ιδανικό υλικό για συστήματα σκιασμού κτιρίων και στήριξης φωτοβολταϊκών στοιχείων. Επίσης, το αλουμίνιο αποτελεί το πλέον κατάλληλο υλικό για εξωτερικά κουφώματα διότι παρουσιάζει καλή συμπεριφορά στις εκάστοτε κλιματολογικές συνθήκες. Τα συστήματα κουφωμάτων αλουμινίου ικανοποιούν τις απαιτήσεις για τον σχεδιασμό, την λειτουργικότητα, την ηχομόνωση και θερμομόνωση και την αντοχή στον χρόνο. Στην συσκευασία ποτών και αναψυκτικών, σημαντικό ρόλο παίζει το χαμηλό βάρος των κουτιών του αλουμινίου σε σχέση με άλλες εναλλακτικές συσκευασίες. Το γεγονός αυτό περιορίζει σημαντικά την ενέργεια που δαπανάται τόσο για την μεταφορά όσο και για την διακίνηση των διαφόρων προϊόντων. Τέλος, χρησιμοποιείται και στην ηλεκτρική βιομηχανία για την παραγωγή καλωδίων, κεραιών και εξαρτημάτων για τις τηλεοράσεις, τους καταψύκτες και τα συστήματα κλιματισμού [8, 9].

1.3 Κράματα του Αλουμινίου

Τα διάφορα κράματα αλουμινίου διακρίνονται σε χυτά και κατεργασμένα και τυποποιούνται σύμφωνα με την Α.Α. (Aluminium Association). Η τυποποίηση των κραμάτων γίνεται σύμφωνα με την κύρια πρόσμειξη τόσο στα χυτά, όσο και στα κατεργασμένα κράματα. Οι διάφορες σειρές των κατεργασμένων κραμάτων αλουμινίου φαίνονται στον παρακάτω Πίνακα.

Το σύστημα σχεδιασμού και ονοματολογίας των κραμάτων διαμόρφωσης αλουμινίου περιλαμβάνει τέσσερα ψηφία όπου: το πρώτο ψηφίο δείχνει τα κύρια κραματικά στοιχεία, το δεύτερο ψηφίο δηλώνει % ακαθαρσίες, και τα 2 τελευταία συμβολίζουν είτε συγκεκριμένο κράμα της σειράς, είτε ποσοστό Αλουμινίου πάνω από 99%, όταν το πρώτο ψηφίο είναι 1.

Πίνακας 1 Κατηγοριοποίηση διαμορφωμένων κραμάτων Al.

Σειρά	Κύρια Πρόσμιξη	Εφαρμογή
1xxx	Al>99%	Κατασκευή εναλλακτών θερμότητας
2xxx	Cu	Εξαρτήματα αεροναυπηγικής
3xxx	Mn	Παρόμοιες με 1xxx, καλύτερες αντοχές
4xxx	Si	Σύρμα συγκολλήσεων, σκελετοί σκαφών
5xxx	Mg	Σωλήνες, Λέβητες, εφαρμογές θαλάσσης
6xxx	Mg-Si	Σασί αυτοκινήτων, κουφώματα
7xxx	Zn	Εξαρτήματα αεροναυπηγικής

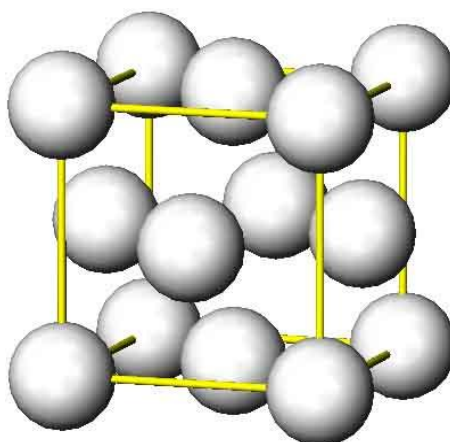
Για τις σειρές 2xxx ως 7xxx το κύριο κραματικό στοιχείο είναι αυτό που βρίσκεται σε μεγαλύτερο ποσοστό στο κράμα και καθορίζει την κατηγορία στην οποία κατατάσσεται το κράμα. Εξαιρέση αποτελούν τα κράματα της σειράς 6xxx στα οποία η κατηγορία ορίζεται από την αναλογία μαγνησίου και πυριτίου τα οποία δημιουργούν τη μεσομεταλλική ένωση Mg_2Si . Στη σειρά 1xxx το τρίτο και το τέταρτο ψηφίο στην ονοματολογία υποδεικνύουν το μικρότερο ποσοστό του αλουμινίου π.χ κράμα 1040 έχει ελάχιστο ποσοστό αλουμινίου 99,40%. Για τις σειρές 2xxx έως 8xxx, το δεύτερο ψηφίο δείχνει τροποποιήσεις των κραμάτων Τα δύο τελευταία ψηφία δεν έχουν ιδιαίτερη σημασία αλλά βοηθούν μόνο για την ταυτοποίηση διαφορετικών κραμάτων της ίδιας κατηγορίας [3].

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2. ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΤΟΥ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ

2.1 Κρυσταλλικό σύστημα του αλουμινίου

Το αλουμίνιο (Al) ανήκει στην ομάδα IIIA (13) του περιοδικού συστήματος και έχει ατομικό αριθμό 13. Είναι το πιο άφθονο μέταλλο στο φλοιό της Γης και συνολικά το τρίτο (3ο) πιο άφθονο χημικό στοιχείο στον πλανήτη μας, μετά το οξυγόνο και το πυρίτιο και βρίσκεται σε πάνω από 270 διαφορετικά ορυκτά. Η κύρια πηγή για τη βιομηχανική παραγωγή του μετάλλου αυτού είναι ο βωξίτης.

Κρυσταλλώνεται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα. Η ατομική του ακτίνα είναι 2.856 Å, η σταθερά πλέγματος 4.05Å ($1 \text{ \AA} = 10^{-8}\text{cm}$) και η πυκνότητά του είναι ίση με 2.7 g/cm^3 . Το σημείο τήξης του είναι περίπου 659.7°C και το σημείο ζέσεως 2519°C . Στην εδροκεντρωμένη κυβική δομή οι πυκνές διευθύνσεις σε άτομα είναι οι διαγώνιες του κύβου, δηλαδή οι διευθύνσεις $\langle 110 \rangle$.



Εικόνα 1: Κυβικό εδροκεντρωμένο πλέγμα

Το αλουμίνιο είναι ένα ελαφρύ, πολύ όλκιμο μέταλλο. Μαζί με το μαγνήσιο και το τιτάνιο, ανήκει στην κατηγορία των ελαφρών μετάλλων με πυκνότητα $2,7 \text{ g/cm}^3$ έναντι 7,8 για τον σίδηρο και 8,9 για τον χαλκό. Το μέτρο ελαστικότητάς του είναι περίπου το ένα τρίτο του χάλυβα ($\sim 70\text{GPa}$), πράγμα που σημαίνει ότι το αλουμίνιο παραμορφώνεται ελαστικά τρεις φορές περισσότερο από το χάλυβα, κάτω από αντίστοιχη φόρτιση. Αυτή η ιδιότητα βελτιώνεται σημαντικά με την κραμάτωση.

Οι ιδιότητες που κάνουν το αλουμίνιο τόσο σημαντικό για την βιομηχανία είναι το χαμηλό ειδικό του βάρος, η υψηλή αντοχή του σε μηχανικές καταπονήσεις και η εξαιρετική αντοχή του στη διάβρωση. Η υψηλή του αντιδιαβρωτική ικανότητα οφείλεται στην μεγάλη του χημική συγγένεια με το οξυγόνο, οπότε αν αφεθεί στον ατμοσφαιρικό αέρα οξειδώνεται ταχέως σχηματίζοντας ένα λεπτό, επιφανειακό και συνεχές στρώμα Al_2O_3 , το οποίο είναι αδιαπέραστο από το οξυγόνο και προσφέρει στο μέταλλο αντιοξειδωτική προστασία (φαινόμενο της παθητικοποίησης). Το καθαρό αλουμίνιο είναι αρκετά μαλακό και όλκιμο και παρουσιάζει καλή κατεργασιμότητα. Με την προσθήκη σιδήρου, χαλκού και άλλων κραματικών στοιχείων βελτιώνονται κατά πολύ οι μηχανικές του ιδιότητες. Χαρακτηρίζεται επίσης από πολύ καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα, έχοντας το 62% της αγωγιμότητας του χαλκού, με μικρότερο ειδικό βάρος και χαμηλότερο κόστος παραγωγής απ' αυτόν. Επιπλέον, λόγω της μεγάλης μηχανικής αντοχής που επιδεικνύει ως προς το βάρος του, καθίσταται βασικό δομικό στοιχείο σε κατασκευές, όπως στην αυτοκινητοβιομηχανία και κυρίως την αεροναυπηγική.

Οι κυριότερες προσθήκες στο αλουμίνιο είναι ο χαλκός, το μαγγάνιο, το πυρίτιο, το μαγνήσιο και ο ψευδάργυρος ενώ και άλλα στοιχεία προστίθενται σε πολύ μικρές ποσότητες για πολύ ειδικούς σκοπούς (π.χ. εκλέπτυνση κόκκου, μετασχηματισμούς) [4]. Το πυρίτιο μειώνει το σημείο τήξης και αυξάνει τη ρευστότητα του αλουμινίου. Αυξάνει επίσης σε μέτριο βαθμό την αντοχή του και την αντοχή του σε διάβρωση. Το μαγνήσιο παρέχει σημαντική ενίσχυση και βελτίωση των χαρακτηριστικών της ψυχρηλασίας. Επίσης βελτιώνει τη μηχανική αντοχή και την αντοχή σε διάβρωση. Σε ποσοστό μεγαλύτερο του 6% προκαλεί σκλήρυνση με κατακρήμνιση. Το μαγνήσιο προστίθεται επίσης σε συνδυασμό με άλλα στοιχεία κυρίως χαλκό και ψευδάργυρο, για ακόμη καλύτερη ενίσχυση της αντοχής [2, 15, 16, 17].

2.2 Ιδιότητες κραμάτων σειράς 6xxx (Al-Mg-Si)

Οι ιδιότητες των κραμάτων της σειράς 6xxx συνοψίζονται παρακάτω:

- Υφίστανται θερμική κατεργασία γήρανσης
- Έχουν μεγάλη αντοχή στη διάβρωση και εξαιρετική όλκιμότητα
- Εύρος αντοχής σε εφελκυσμό 125 – 400 MPa
- Συγκολλούνται εύκολα
- Ικανότητα για διέλαση (η ιδιότητα αυτή τα κάνει την πρώτη εκλογή για αρχιτεκτονικές και κατασκευαστικές λύσεις όπου επίσης απαιτείται ιδιαίτερα μεγάλη αντοχή)

Ο πολύ καλός συνδυασμός υψηλής αντοχής, δυνατότητας διαμόρφωσης, αντοχής στη διάβρωση και συγκολλησιμότητας, έχει ως αποτέλεσμα μια μεγάλη ποικιλία εφαρμογών αυτών των κραμάτων: στα μέσα μεταφοράς, στις θαλάσσιες κατασκευές, στα θερμαντικά μέσα, σε υποδομές κτηρίων και κατασκευών, στα αυτοκίνητα, σε εξαρτήματα που χρησιμοποιούνται σε αεροπορικές και αεροδιαστημικές βιομηχανίες. Επίσης ορισμένες εφαρμογές περιλαμβάνουν σωλήνες, καλώδια, ράβδους, μπάρες, κοίλες διατομές κλπ [2, 4]. Ειδικότερες εφαρμογές είναι οι ακόλουθες:

- ✓ Κατασκευές οροφής για κλειστούς στίβους και γυμναστήρια είναι συνήθως σωλήνες 6063 ή 6061 καλυμένες με φύλλα κράματος σειράς 5xxx
- ✓ Κατασκευή στο Long beach CA, με διάμετρο 330 μέτρα και ύψος 130
- ✓ Ειδική διατομή για προστατευτικές μπάρες με κράμα 6063 τοποθετούνται σε ελάχιστο χρόνο
- ✓ Νέα τραίνα Mag – Lev που αναπτύσσονται στην Ευρώπη και Ιαπωνία χρησιμοποιούν τα κράματα 6061 και 6063 για τα σώματα των βαγονιών
- ✓ Διατομές κραμάτων σειράς 6xxx κατασκευάζουν τον εσωτερικό σκελετό μοτοσυκλετών και αυτοκινήτων
- ✓ Συγκολλητές διατομές 6063 συνδυαζόμενες με σωλήνες 5083 αποτελούν το μπροστινό και το πίσω σύστημα ανάρτησης των μοντέλων της BMW σειράς 5 [2].

Τα θερμικά κατεργάσιμα κράματα Al-Mg-Si χαρακτηρίζονται από σημαντική αύξηση της σκληρότητας με το χρόνο. Η αύξηση της αντοχής προκαλείται από την παραμόρφωση μεταξύ της μήτρας και των μικρών μετασταθών κατακρημνισμάτων τα οποία βρίσκονται σε ημισυνοχή με τη μήτρα (Al) που δημιουργούνται από το στερεό διάλυμα. Τα τελευταία χρόνια έχουν αναπτυχθεί κράματα υψηλής ποιότητας με ενδιαφέρουσες ιδιότητες για τους κατασκευαστές. Παράγοντες όπως η χαμηλή τιμή, η χαμηλή πυκνότητα, η άριστη συγκολλησιμότητα, η υψηλή επιδεκτικότητα σε διέλαση, οι καλές αντιδιαβρωτικές ιδιότητες αποτέλεσαν την αιτία για την ολοένα και αυξανόμενη παραγωγή και χρήση αυτών των κραμάτων. Ο συνδυασμός Mg (0.6-1.2%) και Si (0.4-1.3%) στο Al αποτελεί τη βάση των κατεργάσιμων και με κατακρήμνιση σκληρυνόμενων κραμάτων Al της σειράς 6xxx. Μερικές φορές περιέχουν και μικρότερες ποσότητες χαλκού, χρωμίου και μαγγανίου. Το Mn όπως και το Cr προστίθεται στα κράματα αυτά για αύξηση της αντοχής αλλά και τον έλεγχο των κόκκων. Ο Cu επίσης αυξάνει την αντοχή των κραμάτων αλλά σε ποσοστά πάνω από 0.5% ελαττώνει την αντοχή σε διάβρωση. Πρέπει να σημειωθεί ότι η επιδεκτικότητα σε γήρανση και οι τελικές ιδιότητες του κράματος εξαρτώνται από το λόγο Mg/Si στο υπέρκορο στερεό διάλυμα. Η περίσσεια του Si μπορεί να μεταβάλει σημαντικά την κινητική της κατακρήμνισης και τη σύσταση της φάσης [8, 10, 15].

Η γήρανση τους γίνεται συνήθως σε θερμοκρασίες 140–185°C. Η αντοχή των κραμάτων Al–Mg–Si κυμαίνεται από ενδιάμεσες έως υψηλές τιμές, και έχουν καλή αντοχή στη διάβρωση. Στα κράματα αυτής της σειράς τα άτομα του μαγνησίου και του πυριτίου ενώνονται και σχηματίζουν τη μεσομεταλλική ένωση Mg₂Si, η οποία κατακρημνίζεται κατά τη γήρανση, με αποτέλεσμα τη σκλήρυνση του υλικού. Για το λόγο αυτό τα κράματα Al–Mg–Si συνήθως έχουν αναλογία ατόμων Mg:Si περίπου ίση με 2:1 [4].

2.3 Μηχανικές Ιδιότητες κραμάτων σειράς 6xxx

2.3.1 Αντοχή σε εφελκυσμό

Τα κράματα σειράς 6xxx χωρίζονται ως εξής:

1. Χαμηλής ως μέτριας αντοχής – **6060, 6063, 6106**
2. Μέτριας αντοχής (υψηλά επίπεδα Mg₂Si) – 6061 και 6261
3. μέτριας αντοχής (υψηλά επίπεδα Si) – 6065A, 6351, και 6082
4. ειδικά κράματα – 6262 για κατεργασιμότητα, 6463A και 6101.

Τα κράματα της πρώτης κατηγορίας έχουν υψηλή διελασιμότητα και θεωρούνται κράματα γενικής χρήσης. Έχουν καλή ποιότητα επιφανείας, αντοχή στη διάβρωση και υφίστανται υψηλής ποιότητας ανοδίσωση. Τα κράματα 6060 μπορούν να σχεδιαστούν για να έχουν την ίδια αντοχή με τα 6063 αλλά με μεγαλύτερη διελασιμότητα λόγω της περίσσειας σε Si που καλύπτει την χαμηλή περιεκτικότητα σε Mg₂Si ή με ακόμη μεγαλύτερη διελασιμότητα αλλά χαμηλότερη αντοχή. Τα προφίλ κράματος 6063 συνδυάζουν άριστη αντίσταση στη διάβρωση και χαρακτηριστικά επιφάνειας με υψηλότερες μηχανικές ιδιότητες. Ελέγχοντας το ποσοστό της μεσομεταλλικής φάσης που προκαλεί την ισχυροποίηση (0.70% Mg₂Si) μπορεί να δημιουργηθεί προφίλ υψηλής διελασιμότητας για υψηλές ταχύτητες διέλασης, όπου οι μηχανικές ιδιότητες σε κατάσταση -T5 είναι επαρκείς, ή υψηλής αντοχής κράμα (1% Mg₂Si κ.β.) στο οποίο επιτυγχάνεται εύκολα όριο διαρροής 200MPa με αντίτιμο χαμηλότερη ταχύτητα διέλασης. Τα γενικής χρήσης κράματα (0.80% Mg₂Si) φτάνουν εύκολα σε μεταλλουργική κατάσταση -T6 (peak age) με πολύ μικρή μείωση της διελασιμότητας. Τα κράματα σειράς 6106 έχουν ιδιότητες μεταξύ των 6063 και των μετρίας αντοχής κραμάτων.

Τα πιο σημαντικά εμπορικά κράματα της σειράς 6xxx και η σύσταση του καθενός παρουσιάζονται στον παρακάτω Πίνακα:

Πίνακας 2: Τυπική σύσταση κραμάτων σειράς 6xxx

Κράμα	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6106	0.3-0.6	0.35	0.25	0.05-0.2	0.4-0.8	0.2	0.1	-
6060	0.3-0.6	0.1-0.3	0.1	0.1	0.35-0.6	0.05	0.15	0.10
6061	0.4-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	0.15
6063	0.2-0.6	0.35	0.1	0.1	0.45-0.9	0.1	0.1	0.1

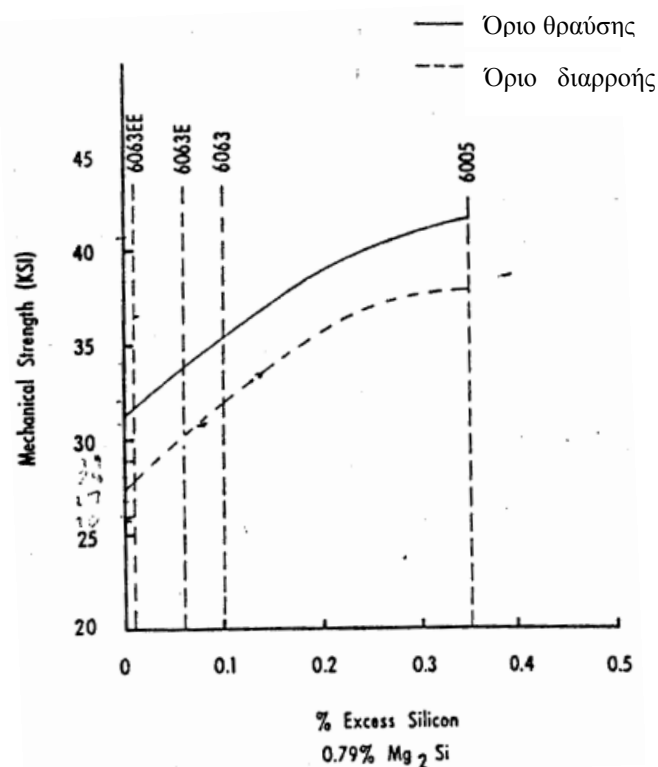
Οποιαδήποτε περίσσεια σε πυρίτιο συμβάλλει σημαντικά στην σκλήρυνση του υλικού, όπως περιγράφεται από τον παρακάτω Πίνακα:

Πίνακας 3: Μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων AlMgSi

Alloy	%Mg ₂ Si	Excess Silicon	Tensile Strength—KSi	Yield Strength—KSi	Elongation %-2 in.
6063EE	0.79	0.01%	31.3	27.3	13.0
6063E	0.79	0.08	34.2	31.0	12.0
6063	0.79	0.13	36.4	33.2	12.0
6061	1.50	0.0	43.7	40.5	11.0
6005	0.79	0.35	41.6	37.6	11.0

Οι υψηλές μηχανικές ιδιότητες του κράματος 6061 οφείλονται στην ποσότητα του Mg₂Si, αφού το κράμα δεν έχει περίσσεια σε πυρίτιο. Αύξηση της ποσότητας του Mg₂Si και περίσσεια του μαγνησίου ή του πυριτίου έχει σαν αποτέλεσμα αύξηση της αντοχής, αλλά δυσκολότερη διέλαση. Η περίσσεια σε μαγνήσιο μειώνει περισσότερο την ικανότητα της διέλασης απ' ότι η περίσσεια σε πυρίτιο και συμβάλλει λιγότερο στη βελτίωση της αντοχής.

Το παρακάτω διάγραμμα δείχνει το αποτέλεσμα της περισσειας του πυριτίου στο όριο θραύσης και το όριο διαρροής [5].



Εικόνα 2: Αποτέλεσμα της περίσσειας του πυριτίου στις μηχανικές ιδιότητες

Τα κράματα αυτά μερικές φορές περιέχουν και μικρότερες ποσότητες χαλκού, χρωμίου και μαγγανίου. Το Mn όπως και το Cr προστίθεται στα κράματα αυτά για αύξηση της αντοχής αλλά και τον έλεγχο των κόκκων. Ο Cu επίσης αυξάνει την αντοχή των κραμάτων αλλά σε ποσοστά πάνω από 0.5% ελαττώνει την αντοχή σε διάβρωση [6].

Για τη βελτιστοποίηση της παραγωγικής διαδικασίας προϊόντων διέλασης απαραίτητη είναι η γνώση της θερμικής κατεργασίας γήρανσης που έπεται της διέλασης (F temper). Στη βιβλιογραφία αναφέρεται, ότι η επίδραση της τεχνητής γήρανσης, στις μηχανικές ιδιότητες κραμάτων αλουμινίου, με θέρμανση σε θερμοκρασία από 95 έως 205°C είναι επιταχυνόμενη. Χαρακτηριστικό γνώρισμα της επίδρασης της γήρανσης σε υψηλή θερμοκρασία στην αντοχή είναι, ότι η αύξηση του ορίου διαρροής είναι πιο σημαντική από την αύξηση της αντοχής σε εφελκυσμό. Παράλληλα επέρχεται μείωση της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητας. Ως αποτέλεσμα ένα κράμα σε μεταλλουργική κατάσταση T6 έχει υψηλότερη αντοχή και χαμηλότερη ολκιμότητα από ότι το ίδιο κράμα σε κατάσταση T4. Με υπεργήρανση προκαλείται ελάττωση της αντοχής και του ορίου διαρροής, και η ολκιμότητα σε δεν αυξάνεται σε αντίστοιχο βαθμό με την ελάττωση της αντοχής. Έτσι ο συνδυασμός των ιδιοτήτων που προκύπτουν με υπεργήρανση είναι κατώτερες από αυτές που εμφανίζονται σε T6 κράμα ή με ακόμη λιγότερη γήρανση.

Πίνακας 4:Συνομεύσεις μεταλλουργικών κατεργασιών

Συμβολισμός	Μεταλλουργική κατεργασία
F	πρόϊόν διαμορφωμένο εν ψυχρώ/θερμώ
O	ανοπτημένη κατάσταση
W	μετά από θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης
T1	ψύξη από υψηλή θερμοκρασία διαμόρφωσης και φυσική γήρανση σε πιο σταθερή κατάσταση
T2	ψύξη από υψηλή θερμοκρασία διαμόρφωσης, παραμόρφωση εν ψυχρώ και φυσική γήρανση σε πιο σταθερή κατάσταση
T3	διαλυτοποίηση, παραμόρφωση εν ψυχρώ και φυσική γήρανση σε πιο σταθερή κατάσταση
T4	διαλυτοποίηση και φυσική γήρανση σε πιο σταθερή κατάσταση
T5	ψύξη από υψηλή θερμοκρασία διαμόρφωσης και τεχνητή γήρανση
T6	διαλυτοποίηση και τεχνητή γήρανση
T7	διαλυτοποίηση και σταθεροποίηση (υπεργήρανση)
T8	διαλυτοποίηση, παραμόρφωση εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση
T9	διαλυτοποίηση, τεχνητή γήρανση και παραμόρφωση εν ψυχρώ
T10	ψύξη από υψηλή θερμοκρασία διαμόρφωσης, παραμόρφωση εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση

Συγκεκριμένα κράματα που δεν επηρεάζονται ιδιαίτερα από το ρυθμό ψύξης στη βαφή μετά τη διέλαση μπορούν να υποστούν ψύξη στον αέρα ή βαφή με νερό. Και στις δύο περιπτώσεις τα κράματα αποκρίνονται άμεσα σε θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης. Η πρακτική αυτή βρίσκει εφαρμογή στην κατασκευή προφίλ κράματος 6061 και 6063.

2.3.2 Διαμορφωσιμότητα

Η διαμορφωσιμότητα των κραμάτων αλουμινίου, ορίζεται γενικά ως η μέγιστη επιτρεπτή παραμόρφωση σε μια συγκεκριμένη διαδικασία και εξαρτάται από το όριο διαρροής, το ρυθμό εργοσκλήρυνσης (strain rate sensitivity) και την ολκιμότητα. Αυτά με τη σειρά τους βρίσκονται σε άμεση εξάρτηση με τη χημική σύσταση και τη μεταλλουργική κατάσταση (Temper) του κράματος. Η επιλογή της μεταλλουργικής κατάστασης του προφίλ πρέπει να γίνεται με βάση την απαιτούμενη τελική αντοχή και δυσθραυστότητα, με το μικρότερο δυνατό κόστος παραγωγής. Στην τελική μεταλλουργική κατάσταση του προφίλ συνεισφέρουν i) η θερμική κατεργασία, η οποία ενεργοποιείται κατά τη διέλαση και

έχει ως αποτέλεσμα τη διαλυτοποίηση των φάσεων που προκαλούν ισχυροποίηση του κράματος, ii) ο βαθμός ανακρυστάλλωσης της μήτρας, iii) η ταχύτητα ψύξης από τη θερμοκρασία διέλασης και iv) η τελική γήρανση.

Η διαμόρφωση των προφίλ είναι ευκολότερη αμέσως μετά τη διέλαση (F temper) ή μετά τη βαφή (W temper) έχοντας ως κριτήριο την επίτευξη του καλύτερου συμβιβασμού μεταξύ κόστους και διαμορφωσιμότητας. Έχοντας ως αφετηρία την κατάσταση βαφής (W temper), η διαμορφωσιμότητα μειώνεται όσο ο βαθμός της φυσικής ή τεχνητής γήρανσης αυξάνεται. Στην ανοπτημένη κατάσταση (O) το προφίλ είναι πιο διαμορφώσιμο αλλά χρησιμοποιείται σπάνια εξαιτίας του υψηλού απαιτούμενου κόστους και της μειωμένης μηχανικής αντοχής. Τα πιο σκληρά προφίλ (T6) εμφανίζουν χαμηλότερη διαμορφωσιμότητα, ενώ σε κατάσταση (W) και (T4) η διαμορφωσιμότητα είναι ενδιάμεση των καταστάσεων (O) και (T6) [2].

2.3.3 Δυσθραυστότητα

Η δυσθραυστότητα είναι η ικανότητα του κράματος να απορροφά ενέργεια και να παραμορφώνεται πλαστικά πριν τη θραύση. Εναλλακτικά, ως αντίθετη της ψαθυρότητας, αποτελεί μέτρο της ευαισθησίας στη συγκέντρωση τάσεων. Η ψαθυρότητα επηρεάζεται σημαντικά από την παρουσία μεγάλων κατακρημνισμάτων στα όρια κόκκων, όπως συμβαίνει π.χ. με φάσεις Si. Το Mn και το Cr βελτιώνουν τη δυσθραυστότητα. Σε κράματα Al-Mg-Si με παρόμοιο μέγεθος κόκκου και όριο διαρροής, η δυσθραυστότητα αυξάνεται με την περιεκτικότητα σε κατακρημνίσματα. Ως κανόνας, κράματα που εμφανίζουν χαμηλότερες μηχανικές ιδιότητες μπορούν να υποστούν πιο έντονη διαμόρφωση από υλικό με υψηλές μηχανικές ιδιότητες. Επομένως μεταλλουργικές καταστάσεις T1 και T4 θεωρούνται καταλληλότερες για διαμόρφωση από τις αντίστοιχες T5 και T6. Το κράμα 6063 διαμορφώνεται πιο εύκολα από το 6061. Για δεδομένη αντοχή η διαμορφωσιμότητα αυξάνει όσο η διαφορά ορίου διαρροής και αντοχής σε εφελκυσμό αυξάνεται. Χονδρόκοκκη μικροδομή στην εξωτερική επιφάνεια βλάπτει τη διαμορφωσιμότητα.

2.4 Ισχυροποίηση κραμάτων με τεχνητή γήρανση

2.4.1 Γενικές αρχές θερμικής κατεργασία γήρανσης

Η κατακρήμνιση (precipitation) μιας δεύτερης φάσης από ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα αποτελεί μια από τις πιο σημαντικές μεθόδους ισχυροποίησης κραμάτων. Τα κατακρημνίσματα της δεύτερης φάσης υπό τη μορφή λεπτής διασποράς σωματιδίων παρεμποδίζουν την ολίσθηση των αταξιών και αυξάνουν την αντοχή του κράματος. Η κατακρήμνιση είναι ένας διαχυτικός μετασχηματισμός φάσεων και πραγματοποιείται με τις διαδικασίες πυρήνωσης και ανάπτυξης. Η θερμική κατεργασία που εφαρμόζεται και προκαλεί τη σκλήρυνση συνίσταται σε:

1) Θέρμανση πάνω από τη καμπύλη solvus για τη διάλυση της φάσης και το σχηματισμό ομογενούς στερεού διαλύματος, (διαλυτοποίηση- solid solution treatment)

2) Απότομη ψύξη στη θερμοκρασία δωματίου, οπότε λόγω της απουσίας διάχυσης το στερεό διάλυμα καθίσταται υπέρκορο (super-saturated).

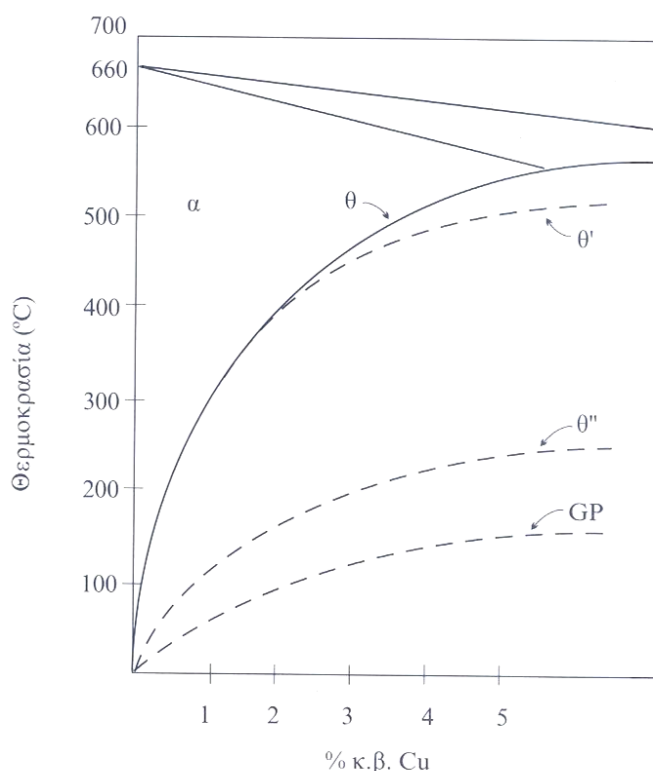
3) Θέρμανση σε ενδιάμεση θερμοκρασία. Με τον τρόπο αυτό αναπτύσσεται μια μεγάλη κινούσα δύναμη ΔG για την καθίζηση της φάσεως. Η κατεργασία της απότομης ψύξης λέγεται βαφή (quenching). Η ενεργοποίηση της διάχυσης σε συνδυασμό με τη μεγάλη κινούσα δύναμη προκαλεί την καθίζηση της φάσης. Η κατεργασία αυτή ονομάζεται τεχνητή γήρανση (artificial ageing). Εφόσον η καθίζηση πραγματοποιείται αυθόρμητα σε θερμοκρασία δωματίου η γήρανση καλείται φυσική (natural ageing). Πολλές φορές η ισχυροποίηση με κατακρήμνιση ονομάζεται και ισχυροποίηση ή σκλήρυνση με γήρανση (age hardening).

Η ισχυροποίηση λαμβάνει χώρα ως εξής: Το υπέρκορο στερεό διάλυμα (α') προκύπτει μετά από βαφή από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης. Στη συνέχεια κατά την τεχνητή γήρανση σχηματίζονται πρώτα οι ζώνες GP, οι οποίες διατηρούν πλήρη συνοχή με τη μήτρα α_1 (οι ζώνες GP ανακαλύφθηκαν και πήραν το όνομα τους από τους Guinier και Preston το 1938). Ο λόγος που σχηματίζονται οι ζώνες GP αντί της φάσεως ισορροπίας θ είναι η μικρή ενέργεια ενεργοποίησης που απαιτείται για την πυρήνωση τους. Αυτό οφείλεται στην πολύ μικρή τιμή της διεπιφανειακής ενέργειας μεταξύ GP και α_1 , αφού η διεπιφάνεια παρουσιάζει πλήρη συνοχή. Οι ζώνες GP σχηματίζονται με τη μορφή δίσκων ελαχιστοποιώντας την ενέργεια παραμορφώσεως. Έτσι παρά το γεγονός ότι η κινούσα δύναμη για το σχηματισμό της φάσης θ είναι μεγαλύτερη από εκείνη που διατίθεται για το σχηματισμό των ζωνών GP η μικρότερη ενέργεια ενεργοποίησης των τελευταίων οδηγεί στον σχηματισμό τους. Την καθίζηση των ζωνών GP ακολουθεί ο σχηματισμός των μεταβατικών φάσεων θ'' και θ' (transition phases). Όπως και οι ζώνες GP, οι θ'' και θ'

έχουν μικρότερη ενέργεια ενεργοποίησης για πυρήνωση από τη φάση ισορροπίας θ. Διαθέτοντας μια κρυσταλλική δομή μεταξύ της μητρικής φάσης α και της φάσης θ, επιτυγχάνουν έναν υψηλό βαθμό συνοχής με τη μήτρα ελαχιστοποιώντας τη διεπιφανειακή ενέργεια. Αντίθετα, η φάση θ έχει μια πολύ σύνθετη κρυσταλλική δομή, σχηματίζει διεπιφάνεια μη συνοχής με τη μήτρα και η διεπιφανειακή της ενέργεια είναι μεγάλη.

Από τις δύο μεταβατικές φάσεις η θ' έχει πλήρη συνοχή, ενώ η θ' περιβάλλεται από διεπιφάνειες ημισυνοχής. Έτσι η συνοχή τους από πλήρης που είναι στην αρχή της καθίζησης (ζώνες GP και θ'') μειώνεται σε ημισυνοχή (θ') και καταλήγει σε μη συνοχή (θ). Αυτή η απώλεια συνοχής οφείλεται στην ενέργεια παραμορφώσεως που συνοδεύει τον μετασχηματισμό σωματιδίων συνοχής, η οποία αυξάνεται με το μέγεθος των σωματιδίων. Το σύστημα προτιμά να μη διατηρήσει τη συνοχή μεταξύ σωματιδίων και μήτρας για να ελαχιστοποιήσει τη συνολική ελεύθερη ενέργεια. Ολόκληρη η σειρά καθιζήσεως παρατηρείται μόνο όταν το κράμα υποστεί γήρανση σε μια θερμοκρασία κάτω από την καμπύλη solvus των ζωνών GP. Αν π.χ. η γήρανση πραγματοποιηθεί πάνω από τη solvus των ζωνών GP και κάτω από την solvus της θ'' τότε η καθίζηση ξεκινά με απ' ευθείας σχηματισμό της φάσης θ'' (Σχήμα 3). Η μέγιστη σκληρότητα (peak hardness) είναι αποτέλεσμα συνδυασμού των φάσεων θ'' και θ'. Με την πάροδο του χρόνου γηράνσεως ξεκινά και η καθίζηση της φάσεως θ'. Η θ' εμφανίζεται σε ημισυνοχή με τη μήτρα ενώ η διασπορά ταυτόχρονα υφίσταται διεύρυνση (coarsening). Το μέγεθος και η ενδιάμεση απόσταση μεταξύ των σωματιδίων της θ' αυξάνεται. Οι αταξίες υπερβαίνουν τα εμπόδια ευκολότερα και έτσι η σκληρότητα μειώνεται με το χρόνο γήρανσης. Η μείωση της σκληρότητας ονομάζεται υπεργήρανση (overageing). Για την επίτευξη της μέγιστης σκληρότητας πρέπει να εφαρμοστεί ένα βέλτιστος συνδυασμός θερμοκρασίας και χρόνου γηράνσεως.

Οι διάφορες φάσεις που σχηματίζονται παρουσιάζουν διαφορετική ειδική αντίσταση στην παρεμπόδιση της ολίσθησης των αταξιών. Οι ζώνες GP και τα σωματίδια της φάσης θ'' διατηρούν πλήρη συνοχή με το κρυσταλλικό πλέγμα της μήτρας. Έτσι μια αταξία που ολισθαίνει σε ένα κρυσταλλικό επίπεδο της μήτρας μπορεί να διεισδύει και να συνεχίσει την ολίσθηση της μέσα στο σωματίδιο. Τα σωματίδια αυτά είναι διαπερατά (penetratable) ή διατμόμενα (shearable). Αντίθετα τα σωματίδια των φάσεων θ' και θ δεν παρουσιάζουν πλήρη συνοχή με τη μήτρα με αποτέλεσμα οι αταξίες να μη μπορούν να διεισδύουν σε αυτά. Τα σωματίδια αυτά ονομάζονται μη διαπερατά (impenetratable) ή μη διατμόμενα (non shearable).



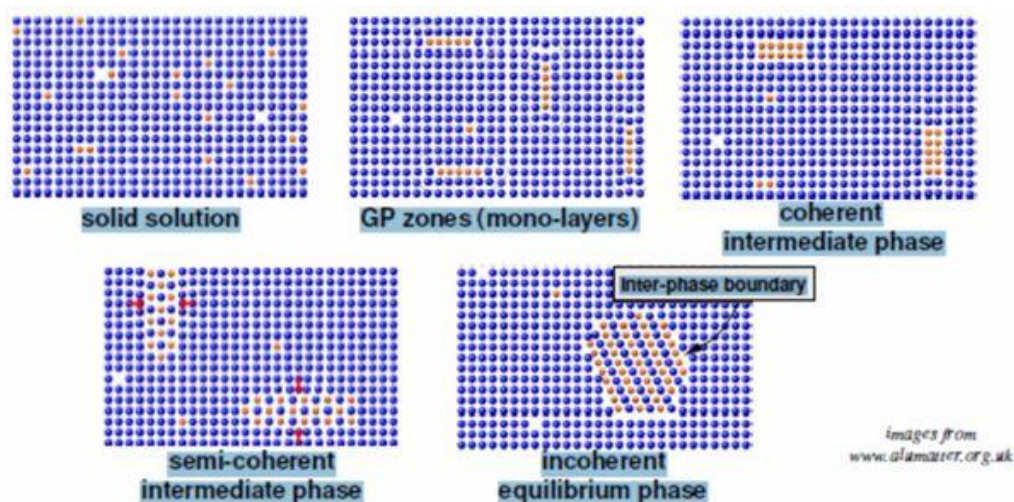
Εικόνα 3: Τμήμα διαγράμματος φάσεων Al-Cu με τις καμπύλες solvus των ζωνών GP και των φάσεων θ'' , θ' και θ . Κατά τη διάρκεια της γηράνσεως δε σχηματίζεται αμέσως η φάση ισορροπίας θ , αλλά προηγείται ο σχηματισμός μεταβατικών ή μετασταθών φάσεων. Η σειρά καθίζησης είναι: α' (υπέρκροτο) $\rightarrow \alpha_1 + GP \rightarrow \alpha_2 + \theta'' \rightarrow \alpha_3 + \theta' \rightarrow \alpha_4 + \theta$.

Πολλές φορές εφαρμόζεται η θερμική κατεργασία της κλιμακωτής γηράνσεως (two stage ageing), κατά την οποία το κράμα υφίσταται πρώτα γήρανση σε χαμηλή θερμοκρασία για την καθίζηση των ζωνών GP και στη συνέχεια υφίσταται γήρανση σε υψηλότερη θερμοκρασία για την καθίζηση της φάσης θ'' ή της θ' , χρησιμοποιώντας τις ζώνες GP ως θέσεις ετερογενούς πυρήνωσης. Με τον τρόπο αυτό επιτυγχάνεται η λεπτότερη διασπορά σωματιδίων, αλλά και η μέγιστη σκληρότητα σε συνολικά μικρότερους χρόνους γηράνσεως. Η πυρήνωση των ζωνών GP καθώς και των μεταβατικών φάσεων θ'' , θ' και της φάσης ισορροπίας θ είναι ετερογενής. Οι θέσεις πυρήνωσης των ζωνών GP είναι ομάδες οπών (vacancy clusters), οι οποίες σχηματίζονται κατά τη διαλυτοποίηση και διατηρούνται μετά τη βαφή στη θερμοκρασία δωματίου. Στη συνέχεια οι ζώνες GP ενεργούν ως θέσεις πυρήνωσης για τη θ'' και γενικά η προηγούμενη φάση στη σειρά καθίζησης αποτελεί τη βασική θέση ετερογενούς πυρήνωσης για την επόμενη.

2.4.2 Τεχνητή γήρανση κραμάτων σειράς 6xxx

Η διαλυτότητα της φάσης Mg_2Si στο αλουμίνιο είναι 1.85% στους 550°C. Όσο αυξάνεται η περιεκτικότητα σε Si η διαλυτότητα μειώνεται ελαφρώς και με αυξανόμενη περιεκτικότητα σε Mg μειώνεται ταχύτατα. Με περιεκτικότητα 5% σε Mg η διαλυτότητα του Mg_2Si είναι μηδενική. Η διαλυτότητα του Mg_2Si στο αλουμίνιο στους 30°C είναι περίπου 0.5%.

Το σύστημα Al-Mg-Si είναι ασυνήθιστο λόγω δημιουργίας του ψευδο-διμερούς συστήματος Al- Mg_2Si . Η ισχυροποίηση των κραμάτων αυτής της σειράς σε θερμοκρασία δωματίου πραγματοποιείται μετά από αρκετά μεγάλο χρονικό διάστημα. Με τεχνητή γήρανση αρχικά δημιουργούνται λεπτές ζώνες από βελόνες διαμέτρου 6nm και μήκους 20-100nm. Επιπλέον γήρανση προκαλεί μεγέθυνση στις τρεις διαστάσεις σε σωματίδια με μορφή δίσκων (Σχήμα 4). Η αλληλουχία μπορεί να περιγραφεί ως εξής [7]:



Εικόνα 4: Καθίζηση φάσης Mg_2Si μετά από θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3. ΠΑΡΑΓΩΓΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΔΙΕΛΑΣΗΣ

3.1 Χύτευση και στερεοποίηση του αλουμινίου

Το αλουμίνιο κρυσταλλώνεται μόνο στο κυβικό σύστημα και τα άτομα του είναι διατεταγμένα στις κορυφές και στα μέσα των πλευρών. Αυτός ο τύπος δομής είναι ο γνωστός κυβικός εδροκεντρωμένος.

Όταν αλουμίνιο υψηλής καθαρότητας ψύχεται αργά από την υγρή κατάσταση, περίπου στους 660°C λαμβάνει χώρα απελευθέρωση θερμότητας, δημιουργώντας ένα σημείο διακοπής στην καμπύλη ψύξης. Πρόκειται για το σημείο στερεοποίησης του μετάλλου που δημιουργείται λόγω της λανθάνουσας θερμότητας τήξης. Η απελευθέρωση θερμότητας συνεχίζεται μέχρι να στερεοποιηθεί όλη η μάζα του μετάλλου. Με περαιτέρω ψύξη του ως τη θερμοκρασία δωματίου δεν παρατηρείται άλλο παρόμοιο σημείο στην καμπύλη ψύξης. Αυτή η συμπεριφορά διαφοροποιεί το αλουμίνιο από αρκετά άλλα μέταλλα.

Όταν ένα μέταλλο περνά από την υγρή στη στερεή φάση οι κρυσταλλίτες που δημιουργούνται παρεμποδίζουν ο ένας τον άλλο δημιουργώντας ακανόνιστα πολύεδρα. Τα όρια κόκκων εμφανίζονται με χημική προσβολή. Επίσης μετά από συγκεκριμένη προσβολή μπορεί να εμφανιστούν κυβικά ίχνη (pits). Για την εμφάνιση της δενδριτικής δομής του χυτού αλουμινίου τα αντιδραστήρια που χρησιμοποιούνται συχνότερα είναι διάλυμα υδροξειδίου του νατρίου και υδροφθορίου. Ικανοποιητικά αποτελέσματα υπάρχουν όταν μετά από την εμβάπτιση η επιφάνεια καθαρίζεται με πλύση με νερό. Σύνομη προσβολή ευνοεί την αποκάλυψη λεπτών μη μεταλλικών φιλμ οξειδίων που απωθούνται από τους αναπτυσσόμενους κρυστάλλους και συναντώνται στα όρια των κόκκων. Μακρύτεροι χρόνοι προσβολής είναι κατάλληλοι για την αποκάλυψη του προσανατολισμού των κρυστάλλων.

Κατά την προσβολή για αποκάλυψη της μάκρο-δομής οι κρύσταλλοι προσβάλλονται σε μεγαλύτερο βάθος. Τα μεταλλικά στρώματα διαβρώνονται παράλληλα στα κρυσταλλογραφικά επίπεδα με αποτέλεσμα δημιουργία επιφανειών που ανακλούν το φως σε διαφορετικές γωνίες ως προς το οριζόντιο επίπεδο με αποτέλεσμα κάποιοι να ανακλούν το φως περισσότερο και άλλοι λιγότερο. Μάκρο-προσβολή χρησιμοποιείται για τον έλεγχο του μεγέθους κόκκου σε ελασμένα προϊόντα [2].

Κατά τη χύτευση, πρέπει να γίνεται χρήση συλλιπασμάτων, με σκοπό να απομακρυνθούν αέρια (υδρογόνο) ή μη μεταλλικές ουσίες, όπως οξείδια του αλουμινίου ή του μαγνησίου. Συχνά χρησιμοποιούνται φίλτρα είτε μόνα τους είτε σε συνδυασμό με συλλιπάσματα έτσι ώστε να διασφαλιστεί ο σωστός καθαρισμός του μετάλλου.

Αφού γίνει η χύτευση, είναι επιθυμητό η ψύξη να γίνεται γρήγορα έτσι ώστε να υπάρχει ομοιομορφία μικροδομής κατά μήκος της διαμέτρου της μπιγιέτας καθώς και να υπάρχουν ομοιόμορφα κατανεμημένες μεσομεταλλικές ενώσεις.

Αυτοί οι παράγοντες είναι σημαντικοί γιατί επηρεάζουν τη δυνατότητα διέλασης του υλικού και καθορίζουν το χρόνο και τη θερμοκρασία ομογενοποίησης η οποία ακολούθως επηρεάζει τις μηχανικές ιδιότητες [5].

Οι συνθήκες που επικρατούν κατά τη διάρκεια της χύτευσης έχουν ως αποτέλεσμα τη δημιουργία μακρο και μικροδιαφορισμού που μπορεί να βλάψουν την ποιότητα της επιφάνειας των προϊόντων διέλασης και να οδηγήσουν σε μείωση της ταχύτητας διέλασης. Αυτά μπορεί να αποφευχθούν με τον έλεγχο των συνθηκών της χύτευσης [6].

3.2 Ομογενοποίηση

Μετά τη χύτευση και τη στερεοποίηση το επόμενο στάδιο, το οποίο καθορίζει την ικανότητα διέλασης και τις μηχανικές ιδιότητες των προϊόντων διέλασης, είναι αυτό της ομογενοποίησης της μπιγιέτας. Με τη διαδικασία της ομογενοποίησης η μπιγιέτα θερμαίνεται σε κατάλληλη θερμοκρασία για αρκετό χρόνο έτσι ώστε να επιτευχθεί πλήρης ή σχεδόν πλήρης διαλυτοποίηση των ευδιάλυτων συστατικών και ομοιόμορφη διασπορά τους κατά την επιφάνεια της διατομής. Στην πράξη η θερμοκρασία ομογενοποίησης κυμαίνεται από 530 ως 590°C για 6 ως 8 ώρες [6].

Οι ομογενοποιημένες μπιγιέτες μπορούν να διελαθούν γρηγορότερα σε σχέση με τις μπιγιέτες που προέρχονται κατευθείαν από τη χύτευση. Επίσης με την ομογενοποίηση επέρχεται καλύτερη επιφάνεια του προφίλ και βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων σε σχέση με τις μπιγιέτες που προέρχονται απευθείας από χύτευση. Μια πλήρως ομογενοποιημένη μπιγιέτα έχει μεγαλύτερη ευκολία στο να υποστεί διέλαση. Μια εκτίμηση της ποιότητας της ομογενοποίησης μπορεί να γίνει σύμφωνα με το μέγεθος και την κατανομή των σωματιδίων Mg_2Si και των μεσομεταλλικών ενώσεων α-φάσης $AlFeSi$. Κατά τη διάρκεια της ομογενοποίησης τα σωματίδια της φάσης Mg_2Si μέσα στη μήτρα του αλουμινίου ανακατανέμονται και διαλυτοποιούνται. Αυτή η διαδικασία ολοκληρώνεται συνήθως περίπου σε δύο ώρες.

Αφού γίνει η ομογενοποίηση ακολουθεί απόψυξη της μπιγιέτας. Ο ρυθμός ψύξης έχει μεγάλη σημασία. Με βαφή στο νερό, η μπιγιέτα που προκύπτει μπορεί να υποστεί διέλαση γρηγορότερα και σε μικρότερη θερμοκρασία απ' ότι αν είχε ψυχθεί πλιό αργά [7]. Ο γρήγορος ρυθμός ψύξης θα διατηρήσει το μαγνήσιο και το πυρίτιο σε κατάσταση στερεού διαλύματος. Δε θα είναι ανεπιθύμητο να υπάρχουν λίγα και μικρά κατακρημνίσματα Mg_2Si ,

δεδομένου ότι θα επαναδιαλυτοποιηθούν κατά τη διάρκεια της αναθέρμανσης πριν τη διέλαση [10].

Η ομογενοποίηση προκαλεί αλλαγές στη δομή που είναι σημαντικές για τη διαμορφωσιμότητα και τη μετέπειτα θερμική κατεργασία. Σε θερμοκρασία ομογενοποίησης η φάση Mg_2Si είναι διαλυτή στη μήτρα αλουμινίου και τα $Mg-Si$ διαχέονται για εξισορρόπηση των συγκεντρώσεων τους. Παρ' όλα αυτά το στερεό διάλυμα είναι σταθερό μόνο σε υψηλές θερμοκρασίες. Ο ρυθμός ψύξης από τη θερμοκρασία ομογενοποίησης στη θερμοκρασία δωματίου έχει σημαντική επίδραση στη μικροδομή. Το Mg_2Si τείνει να επανακατακρημνιστεί για να προσεγγίσει τις συνθήκες ισορροπίας. Με βραδύτερη ψύξη τα κατακρημνίσματα έχουν χρόνο να μεγαλώσουν. Η φάση Mg_2Si εν διαλύσει αυξάνει την αντίσταση στη διέλαση (flow stress) με αποτέλεσμα μετά την κατακρήμνιση να σημειώνεται πτώση της μέγιστης πίεσης στη διέλαση.

3.3 Αναθέρμανση

Με τη διαδικασία της αναθέρμανσης οι μπιγιέτες θερμαίνονται στη θερμοκρασία διέλασης. Ο ρυθμός θέρμανσης εξαρτάται από τη μέθοδο θέρμανσης που χρησιμοποιείται [8]. Οι μπιγιέτες που δεν ψύχονται με βαφή στο νερό αλλά ψύχονται με αργότερο ρυθμό μετά την ομογενοποίηση, πρέπει να αναθερμανθούν σε υψηλή θερμοκρασία για αρκετό χρονικό διάστημα έτσι ώστε να επαναδιαλυθούν οι φάσεις που προκαλούν σκλήρυνση. Όταν η θερμοκρασία της μπιγιέτας είναι υψηλή, πρέπει η ταχύτητα της διέλασης να είναι μειωμένη έτσι ώστε να επιτευχθεί ικανοποιητική επιφάνεια διέλασης. Οι μπιγιέτες του κράματος 6063 που έχουν ψυχθεί γρήγορα μπορούν να διελαθούν με υψηλές ταχύτητες διέλασης σε θερμοκρασίες από $430^{\circ}C$ και να αποκτήσουν εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες. Οι μπιγιέτες που έχουν ψυχθεί με αργό ρυθμό πρέπει να αναθερμανθούν στους $510^{\circ}C$ για να αποκτήσουν επαρκείς ιδιότητες [8].

3.4 Διέλαση

Η διέλαση είναι η δεύτερη σημαντικότερη διεργασία μετά την έλαση στην παραγωγή ημιτελών προϊόντων και συνίσταται στην εξώθηση μιας μπιγιέτας προθερμασμένης στους $450-550^{\circ}C$, με υψηλή πίεση μέσα από μια μήτρα προς δημιουργία προφίλ σταθερής διατομής. Για το αλουμίνιο η διέλαση είναι σημαντική γιατί συνδυάζει υψηλή παραγωγικότητα με παραγωγή μιας πληθώρας εξαιρετικά περίπλοκων διατομών που δύσκολα θα μπορούσαν να παραχθούν με άλλη μέθοδο. Η κατάλληλη επιλογή κράματος και συνθηκών διέλασης οδηγεί στον βέλτιστο συνδυασμό ιδιοτήτων (όριο θραύσης, η

δυσθραυστότητα, διαμορφωσιμότητα, αντοχή στη διάβρωση, κατεργασιμότητα για την κατάλληλη εφαρμογή.

Η μεγάλη πλειονότητα των πρεσών διέλασης λειτουργούν με βάση την αρχή της ευθείας διέλασης. Εντός του θαλάμου η μπιγιέτα απορροφά ένα μέρος από την προσφερθείσα ενέργεια, η οποία μετατρέπεται σε θερμότητα στη ζώνη διάτμησης. Η απαιτούμενη δύναμη για την προώθηση του αλουμινίου μέσω της μήτρας είναι ανάλογη του λόγου διέλασης που ορίζεται ως ο λόγος της διατομής της μπιγιέτας προς την επιφάνεια του ανοίγματος της μήτρας.

Η τριβή κατά μήκος του τοιχώματος του θαλάμου είναι ο λόγος της ύπαρξης διαφορικής ροής, κατά την οποία το μέσον της μπιγιέτας ρέει πιο γρήγορα σε σχέση με το κέλυφος (περιφέρεια). Αυτού του είδους η ροή πρέπει να λαμβάνεται υπόψη σε υψηλών απαιτήσεων προφίλ με μικρές διαστασιακές ανοχές. Αρκετά ελαττώματα προκαλούνται λόγω αυτού του είδους ροής. Προς το τέλος της διαδικασίας της διέλασης μέταλλο από το κέλυφος της μπιγιέτας, τα τοιχώματα του θαλάμου καθώς και ακαθαρσίες ρέουν προς το μέσο της μπιγιέτας και δημιουργείται το “back end defect”. Το σφάλμα αυτό εμφανίζεται εύκολα με χημική προσβολή και δημιουργεί ανομοιογενή μικροδομή και ζώνες με σοβαρές μηχανικές αδυναμίες.

Στο ξεκίνημα του επόμενου κύκλου διέλασης το παλιό μέταλλο αναμειγνύεται στη μήτρα με μέταλλο από την καινούρια μπιγιέτα με αποτέλεσμα δημιουργία διεπιφανείας χωρίς επαρκή συγκόλληση. Η μεταβατική αυτή ζώνη πρέπει να απομακρύνεται. Άλλο ένα πρόβλημα που δημιουργείται είναι λόγω της θερμότητας λόγω τριβής στη μπιγιέτα. Όσο η θερμοκρασία αυξάνεται συνεχώς κατά τη διέλαση δημιουργούνται αλλαγές στη δομή κατά μήκος του προφίλ και υπάρχει κίνδυνος να αυξηθεί η τραχύτητα του προφίλ στο τέλος της διέλασης.

Η μεγάλη πλειονότητα των προφίλ διέλασης είναι της σειράς 6xxx (Al-Mg-Si). Τα κράματα σειράς 6063 περιέχουν μέχρι 1% Mg_2Si και προσθήκες Mn και Cr. Η διαλυτότητα των τελευταίων στοιχείων είναι πολύ μικρή και ως συνέπεια σχηματίζουν μικρά, σταθερά κατακρημνίσματα που προκαλούν ελάττωση της ταχύτητας διέλασης.

Για να είναι οικονομικά σύμφωνη η παραγωγική διαδικασία πρέπει να ικανοποιεί μεταλλουργικές και παραγωγικές παραμέτρους. Η ποιότητα και η παραγωγικότητα βασίζονται σε μεγάλο μέρος στη μικροδομή του χυτού. Αυτή πρέπει να είναι λεπτόκοκκη και ομοιόμορφη κατά το δυνατόν. Έτσι οι αποστάσεις για διάχυση είναι μικρές και οι μεσομεταλλικές φάσεις $AlFeSi$ είναι λεπτομερείς. Ωστόσο οι συνθήκες στερεοποίησης δημιουργούν διαφορές στο μέγεθος κόκκου, υπέρκορο στερεό διάλυμα και «φλέβες» ευτηκτικού μετάλλου (residual melt). Η θερμική κατεργασία των μπιγιετών λίγο κάτω από

τη solidus απομακρύνει σε μεγάλο βαθμό αυτές τις ανεπιθύμητες δομές και βελτιώνει την ολκιμότητα.

Μια πολύ σημαντική εργασία για τον μηχανικό παραγωγής είναι το ταίριασμα των παραμέτρων παραγωγής. Οι βασικές παράμετροι που αφορούν στη φάση Mg_2Si είναι η ομογενοποίηση της μπιγιέτας, συμπεριλαμβανομένου του ρυθμού ψύξης, η προθέρμανση στη θερμοκρασία διέλασης, ταχύτητα διέλασης και θερμοκρασία εξόδου από τη μήτρα και συνθήκες ψύξης του προφίλ. Η επιλογή της βέλτιστης θερμοκρασίας εξόδου από τη μήτρα ελέγχεται από δύο αμοιβαία αντικρουόμενα κριτήρια.

Πρώτον, η θερμοκρασία εξόδου από τη μήτρα θα πρέπει να είναι όσο το δυνατόν χαμηλότερη για να διατηρείται ομαλή και λαμπερή επιφάνεια του προφίλ. Χαμηλές θερμοκρασίες εξόδου επιτρέπουν επίσης υψηλές ταχύτητες διέλασης γεγονός που οδηγεί σε μείωση του συνολικού κόστους. Η θερμοκρασία εξόδου πρέπει να είναι άνω των $500^{\circ}C$ ώστε η φάση Mg_2Si να βρίσκεται εν διαλύσει. Χωρίς αυτή την παράμετρο το προφίλ δε θα φτάσει αργότερα στη μέγιστη αντοχή. Το κράμα 6063 δεν έχει μεγάλη ευαισθησία στη βαφή και επιδέχεται σχετικά χαμηλές ταχύτητες ψύξης.

Λεπτότοιχα προφίλ μπορούν να βαφτούν σε αέρα με μικρή κατακρήμνιση χονδρομερών φάσεων και επομένως με μικρή απώλεια σε αντοχή. Έτσι η διαλυτοποίηση και η ψύξη μπορούν να εφαρμοστούν κατά τη διέλαση. Η ψύξη μπορεί να γίνει με πεπιεσμένο αέρα ή σπρέι νερού και πρέπει να συνεχίζεται χαμηλότερα από τους $200^{\circ}C$. Τελικά το προφίλ αποκτά τη μέγιστη αντοχή με σκλήρυνση με καθίζηση σε φούρνο σε θερμοκρασία μεταξύ 160 και $180^{\circ}C$.

Εκτός του εύκολα διελάσιμου κράματος 6063 τα πιο ισχυρά κράματα 6061, 6082 και 6351 που χρησιμοποιούνται ευρέως σε αυτοκίνητα, τρένα και άλλες κατασκευές, για να διατηρούν καλή δυσθραυστότητα όσο και υψηλή αντοχή δεν χρειάζονται μόνο την κραμάτωση με τη φάση Mg_2Si αλλά και μια κατάλληλη διαμορφωμένη εν θερμώ μικροδομή. Σε κράματα $AlMgSi$ η δομή αυτή επιτυγχάνεται με κραμάτωση με παρεμποδιστές ανακρυστάλλωσης όπως το Mn και το Cr.

Τα προφίλ κράματος 6061 με αυτούς τους παρεμποδιστές ανακρυστάλλωσης δε σχηματίζουν ανακρυσταλλωμένες μικροδομές όπως το 6063. Αντιθέτως οι κρυσταλλίτες του χυτού επιμηκύνονται διαμορφώνοντας μια ινώδη δομή θερμής διαμόρφωσης με ισχυρή υφή. Η κρυσταλλογραφική αυτή υφή αποτελείται από ομοιόμορφα προσανατολισμένους επιμήκεις κόκκους. Το όριο θραύσης που προκύπτει στην επιμήκη διεύθυνση είναι σημαντικά.

Η κραμάτωση για απόκτηση υφής από διέλαση έχει και ορισμένα μειονεκτήματα. Η πίεση στη διέλαση και η ευαισθησία στη βαφή αυξάνονται. Αυτά συμβαίνουν λόγω των φάσεων που περιέχουν χρώμιο ή/και μαγγάνιο που διαχωρίζονται από το στερεό διάλυμα

με σχηματισμό δευτερογενών κατακρημνισμάτων κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας της μπιγιέτας. Πέραν της παρεμπόδισης ανακρυστάλλωσης οι φάσεις αυτές περιορίζουν τη διελασιμότητα, όσον αφορά στην ασκούμενη πίεση, ταχύτητα διέλασης και ποιότητα επιφάνειας του προφίλ. Ως αποτέλεσμα τα προφίλ συχνά παρουσιάζουν μικτή μικροδομή αναπτύσσοντας μια εξωτερικά ανακρυσταλλωμένη στοιβάδα, ιδιαίτερα με χαμηλή θερμοκρασία αναθέρμανσης της μπιγιέτας και υψηλή ταχύτητα διέλασης. Λόγω της αυξημένης ευαισθησίας στο ρυθμό ψύξης γίνεται σημαντική η ταχύτερη βαφή από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης, ώστε να μην υπάρχει χρόνος για πυρηνοποίηση των σωματιδίων Mg_2Si επιλεκτικά πάνω στις φάσεις Mn και Cr.

Στην πράξη συχνά επιδιώκεται μια λίγο βραδύτερη βαφή προς αποφυγήν θερμικών τάσεων που προκαλούν μη αναστρέψιμες στρεβλώσεις σε προφίλ πολύπλοκων διατομών. Για το λόγο αυτό προφίλ κράματος AlMgSi υφίστανται συνεχή βαφή με σπρέι νερού/αέρα. Για χονδρότοιχα προφίλ μπορεί να γίνει συνεχής βαφή με χρήση δεξαμενής νερού. Η θέρμανση του νερού στους 30-50°C με χρήση προσθήκης γλυκόλης περιορίζει τις στρεβλώσεις [3].

Ανάλογα με τη διαδικασία εκτέλεσης της διέλασης, διακρίνονται τα ακόλουθα είδη:

1. Άμεση διέλαση (Direct extrusion)

- Είναι η κλασσική περίπτωση διέλασης.
- Η ροή του υλικού έχει την κατεύθυνση της κίνησης του εμβόλου.
- Το TE «γλιστρά» στα τοιχώματα του μεταλλικού θαλάμου κατά τη διάρκεια της κατεργασίας, αναπτύσσοντας ισχυρές δυνάμεις τριβής.

2. Έμμεση διέλαση (Indirect extrusion)

- Στο μέτωπο του εμβόλου έχει ενσωματωθεί η μήτρα.
- Με την κίνηση του εμβόλου η μήτρα κινείται ως προς το TE, ενώ το τελευταίο παραμένει ακίνητο μέσα στο θάλαμο. Το τελικό προϊόν εξέρχεται από κεντρική οπή στον άξονα του εμβόλου.
- Η ροή του υλικού έχει αντίθετη κατεύθυνση από αυτή της κίνησης του εμβόλου.
- Οι τριβές στη διεπιφάνεια TE/θαλάμου είναι αμελητέες.

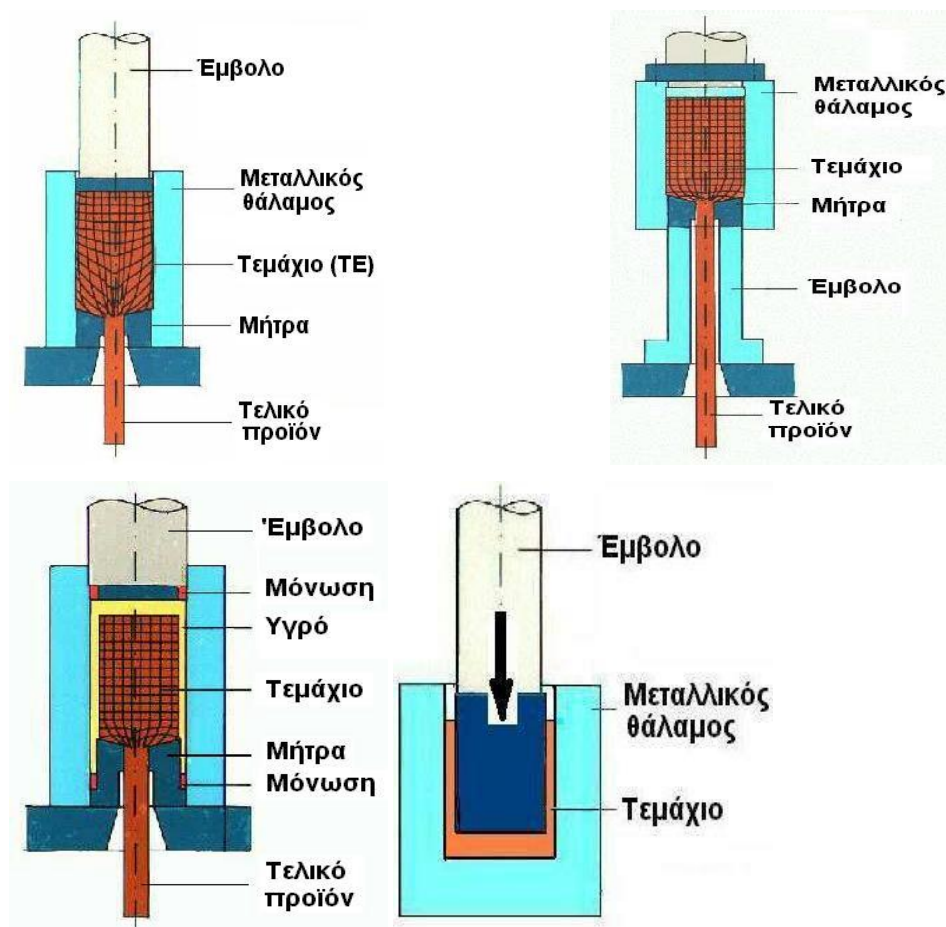
3. Υδροστατική διέλαση (Hydrostatic extrusion)

Ο μεταλλικός θάλαμος πληρούται με υγρό, το οποίο συμπιέζεται από το έμβολο. Η αναπτυσσόμενη υδραυλική πίεση μεταφέρεται ομοιόμορφα στη μπιγιέτα, η οποία και διελάσσεται.

- Δεν υπάρχει καθόλου τριβή του TE με τα τοιχώματα του θαλάμου.
- Προσοχή πρέπει να δίνεται στη στεγανότητα της εγκατάστασης.

4. Κρουστική διέλαση (Impact extrusion)

- Πρόκειται για μια μορφή έμμεσης διέλαση και εκτελείται με μεγάλη ταχύτητα εμβόλου.
- Ο θάλαμος έχει αντικατασταθεί από αβαθή κοιλότητα και το υλικό αναγκάζεται να περιρρέει το περίγραμμα του εμβόλου.
- Εφαρμόζεται σε σχετικά μαλακά υλικά (Pb, Zn, Al, Cu) για την παραγωγή μικρού μήκους κυαθίων.

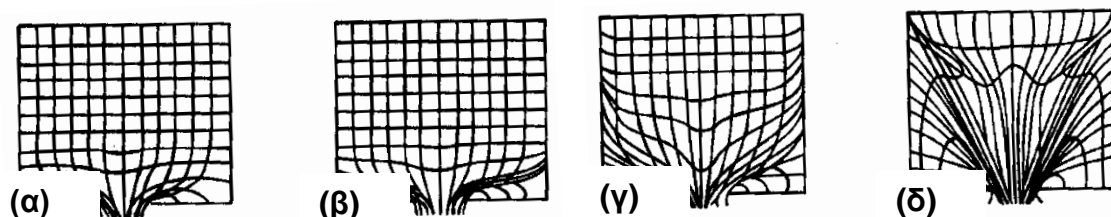


Εικόνα 5: Σχηματική απεικόνιση διεργασιών διέλασης

Αναφορικά με τη θερμή διέλαση οι παράγοντες που επηρεάζουν το φορτίο διέλασης είναι:

- ο τύπος διέλασης (άμεση ή έμμεση)
- ο λόγος διέλασης R_e
- η θερμοκρασία διέλασης
- η ταχύτητα παραμόρφωσης
- οι συνθήκες τριβής στις τριβόμενες επιφάνειες.

Η ροή του μετάλλου ποικίλει ανάλογα με το υλικό, την τριβή στη διεπιφάνεια θαλάμου - υλικού και το σχήμα της διατομής (εικόνα 3) [5].



Εικόνα 6: Οι τέσσερις τύποι ροής του μετάλλου στη διέλαση: (α) τύπος S, (β) τύπος A, (γ) τύπος B, (δ) τύπος C

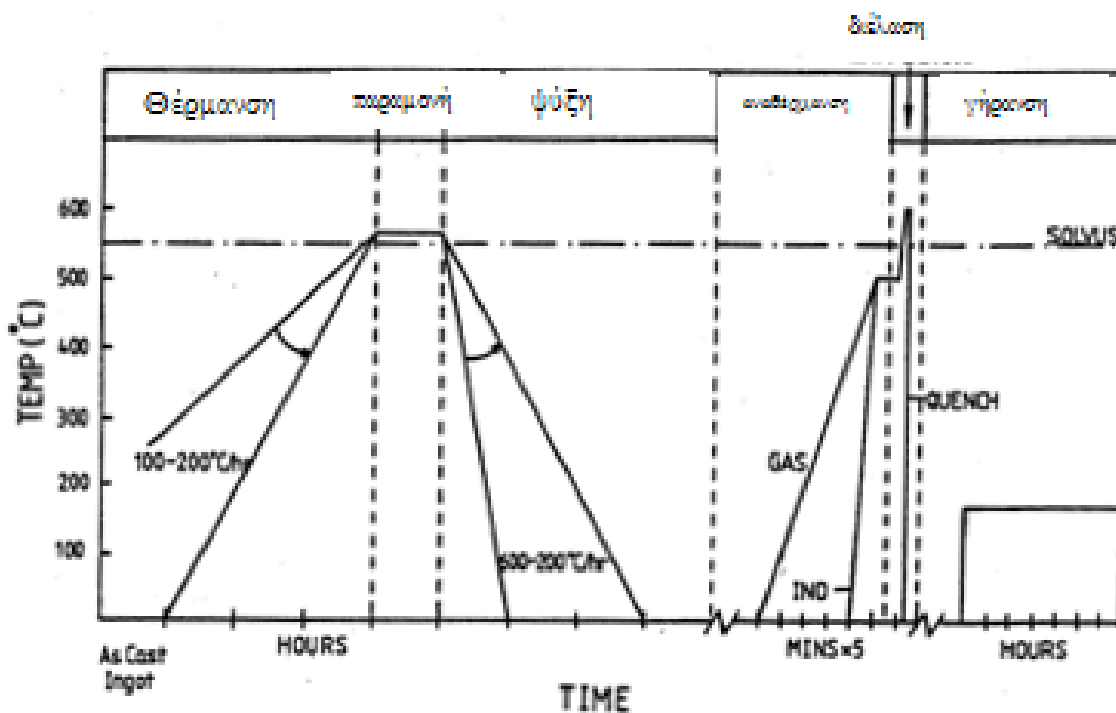
Ο τύπος S χαρακτηρίζεται από τη μέγιστη ομοιομορφία ροής. Ο τύπος A πραγματοποιείται σε ομοιογενή υλικά, όταν ουσιαστικά δεν υπάρχει τριβή ανάμεσα στο θάλαμο και τη μπιγιέττα. Ο τύπος B πραγματοποιείται σε ομοιογενή υλικά αν υπάρχει τριβή μεταξύ τοιχώματος θαλάμου και μπιγιέττας. Ο τύπος C πραγματοποιείται στη θερμή διέλαση των υλικών όταν οι τάσεις που αναπτύσσονται περιφερειακά, όπου η μπιγιέττα είναι πιο ψυχρή, είναι σημαντικά υψηλότερες απ' ό,τι στο κέντρο [5, 6].

3.5 Βαφή μετά τη διέλαση

Για να διατηρηθεί η φάση Mg_2Si και η περίσσεια του πυριτίου στη μήτρα του αλουμινίου, το προϊόντα της διέλασης πρέπει να ψυχθούν γρήγορα καθώς βγαίνουν από τη μήτρα. Η αδυναμία να χρησιμοποιηθούν ανεμιστήρες ή άλλος εξοπλισμός για την απόψυξη στην έξοδο της μηχανής διέλασης είναι ένας συχνά μη αναγνωρίσιμος λόγος ύπαρξης ανεπαρκών μηχανικών ιδιοτήτων. Η ικανότητα διαμόρφωσης των κραμάτων $AlMgSi$ μπορεί να βελτιωθεί αυξάνοντας τους ρυθμούς απόψυξης [7].

3.6 Γήρανση

Γήρανση ή αλλιώς σκλήρυνση με κατακρήμνιση πραγματοποιείται σε ενδιάμεση θερμοκρασία (σημαντικά χαμηλότερη από τη γραμμή solvus), μετά την ομογενοποίηση και τη βαφή του δοκιμίου. Με αυτή τη διαδικασία παράγονται λεπτομερή δισπαρμένα κατακρημνίσματα, τα οποία εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών κατά την πλαστική παραμόρφωση και κατά συνέπεια το κράμα σκληραίνει. Η γήρανση του κράματος σε θερμοκρασία δωματίου καλείται φυσική γήρανση ενώ η γήρανση που πραγματοποιείται σε υψηλότερες θερμοκρασίες (όπως συμβαίνει με τα περισσότερα κράματα) καλείται τεχνητή γήρανση. Η τεχνητή γήρανση πραγματοποιείται εντός της θερμοκρασιακής περιοχής που αντιστοιχεί σε 15–25% της θερμοκρασιακής διαφοράς μεταξύ θερμοκρασίας δωματίου και θερμοκρασίας ομογενοποίησης.



Εικόνα 7: Τυπικό διάγραμμα θερμικών κατεργασιών στην παραγωγή προφίλ αλουμινίου

ΚΕΦΑΛΑΙΟ IV. ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ

4.1 Θερμική κατεργασία προϊόντων διέλασης

Τα προφίλ αλουμινίου υπέστησαν θερμική κατεργασία με σκοπό την ισχυροποίηση του κράματος με καθίζηση, σύμφωνα με όσα αναφέρθηκαν στο θεωρητικό μέρος.

Συγκεκριμένα, η κατεργασία διαλυτοποίησης της φάσης Mg_2Si και ο σχηματισμός ομογενούς στερεού διαλύματος στο μελετώμενο κράμα αλουμινίου περιλαμβάνει:

- Θέρμανση των προφίλ από τη θερμοκρασία δωματίου στους $520^{\circ}C$ σε μια ώρα και παραμονή στους $520^{\circ}C$ για 25 λεπτά.
- Απότομη ψύξη (βαφή) στη θερμοκρασία δωματίου σε δοχείο με νερό (water quenching) ή αργή ψύξη στον αέρα (slow air cooling).
- Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης σε δύο στάδια (step ageing) ως εξής: Θέρμανση των προφίλ από τη θερμοκρασία δωματίου στους $T_1=100^{\circ}C$ σε μια ώρα και παραμονή για $t_1=4h$ και $12 h$ (α' στάδιο γήρανσης). Κατόπιν αύξηση της θερμοκρασίας από την T_1 στην $T_2=170^{\circ}C$ σε μια ώρα και παραμονή για διαφορετικούς χρόνους $t_2=0h, 4h, 8h, 12h, 16h, 24h$ και $40h$ (β' στάδιο γήρανσης).

4.2 Η δοκιμή εφελκυσμού

Σκοπός της εργαστηριακής δοκιμής του εφελκυσμού είναι ο καθορισμός της συμπεριφοράς των υλικών όταν καταπονούνται σε εφελκυστικά φορτία και ο προσδιορισμός διαφόρων μηχανικών τους ιδιοτήτων όπως είναι η τάση διαρροής, η τάση θραύσης, το μέτρο ελαστικότητας, η δυσκαμψία. Επιπλέον σε μια τυπική δοκιμασία εφελκυσμού κατασκευάζουμε το διάγραμμα συμβατικών τάσεων-παραμορφώσεων του εξεταζόμενου υλικού.

Νόμος του Hooke :

Πειραματιζόμενος με πρισματικές ράβδους ποικίλων υλικών, υποβαλλόμενες σε αξονικό εφελκυσμό ο Hooke, παρατήρησε ότι, η επιμήκυνση Δl είναι ανάλογη προς τη δύναμη P και προς το αρχικό μήκος l και αντιστρόφως ανάλογη του εμβαδού της διατομής A , δηλαδή :

$$\Delta l = \frac{Pl}{EA}$$

Όπου $\Delta l = l' - l = (\Gamma\Gamma')$, είναι η μετατόπιση της ράβδου που στον εφελκυσμό καλείται επιμήκυνση ή μήκυνση , ενώ στη θλίψη επιβράχυνση ή βράχυνση , (l' είναι το τελικό της μήκος) .

A , το σταθερό εμβαδόν της κάθετης διατομής στον άξονά της E , ο συντελεστής αναλογίας που είναι η ελαστική σταθερά , η οποία εξαρτάται από το είδος του υλικού. Η σταθερά αυτή ονομάζεται μέτρο ελαστικότητας ή μέτρο του Young (σε $\text{Pa} = 1\text{N}/\text{m}^2$, $\text{at} = 1\text{kp}/\text{cm}^2$, κλπ.) .

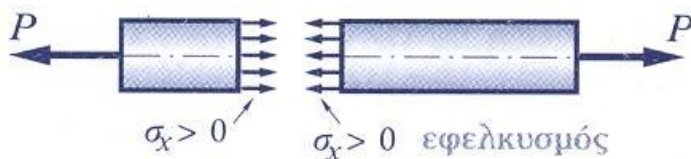
Ο νόμος του Hooke ισχύει, εφόσον πληρούνται οι εξής παραδοχές :

α) Ο άξονας της ράβδου είναι ευθύγραμμος .

β) Η δύναμη δρα στη διεύθυνση του άξονα της ράβδου (αξονικά) και το σημείο εφαρμογής της είναι το κέντρο βάρους της διατομής . Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα, οι τάσεις να κατανέμονται ομοιόμορφα σε αυτή .

γ) Οι διατομές που ήταν αρχικά επίπεδες και κάθετες στον άξονα της ράβδου , παραμένουν έτσι και μετά την παραμόρφωση .

Ο νόμος αυτός ισχύει μόνο εντός της γραμμικά ελαστικής περιοχής του διαγράμματος $\sigma - \varepsilon$, δηλαδή μέχρι το όριο αναλογίας σ_{zA} του υλικού .



Εικόνα 8: Σχηματική αναπαράσταση συσχέτισης τάσεων-παραμορφώσεων

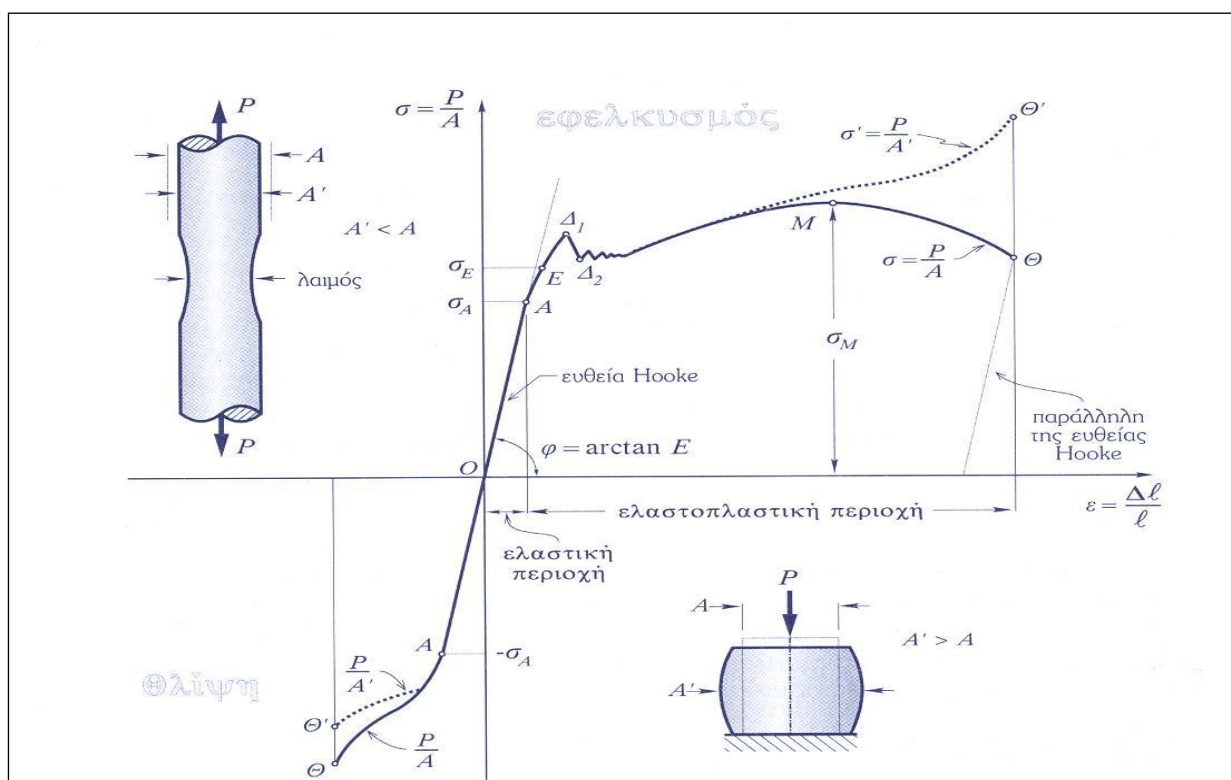
Επειδή $\sigma_x = P/A$ και $\varepsilon_x = \frac{\Delta l}{l}$ ο νόμος του Hooke γράφεται και : $\sigma_x = E\varepsilon_x$

Η παραπάνω σχέση εκφρασμένη με λόγια , διατυπώνεται συνοπτικά με τη φράση: «Η τάση είναι ανάλογη προς την παραμόρφωση» .

Το μέτρο ελαστικότητας E είναι ο συντελεστής αναλογίας μεταξύ της τάσης και της παραμόρφωσης . Από την παραπάνω σχέση προκύπτει ότι : $E_x = \frac{\sigma_x}{\varepsilon_x}$.

Δηλαδή το E αντιπροσωπεύει την τάση εκείνη που θα προκαλούσε παραμόρφωση $\epsilon_x=1$ (άρα $\Delta l=l$), δηλαδή θα διπλασίαζε το αρχικό μήκος μιας ράβδου. Έτσι στο νόμο του Hooke, το E εκφράζει την ποιοτική αντίσταση του υλικού (που εξαρτάται από το είδος του), ενώ το εμβαδόν της διατομής A την ποσοτική. Το τελικό μήκος l' που θα προκύψει μετά την επιβολή της P στη διεύθυνση του άξονα x , είναι: $l' = l(1 + \epsilon_x)$.

Η γραφική παράσταση σχέσης $\sigma_x=E*\epsilon_x$ σε άξονες ϵ και σ είναι η ευθεία OA . Το μέτρο της ελαστικότητας E , είναι η κλίση της ευθείας OA , δηλαδή είναι $E=\tan\varphi$. Ακριβώς ανάλογο είναι και το διάγραμμα δυνάμεων-μετατοπίσεων, αλλά με κλίση $\varphi' \neq \varphi$. Η ράβδος συμπεριφέρεται σαν ελατήριο με σταθερά $k=EA/l$ και $P=k\Delta l$.



Εικόνα 9: Τυπικό διάγραμμα εφελκυσμού

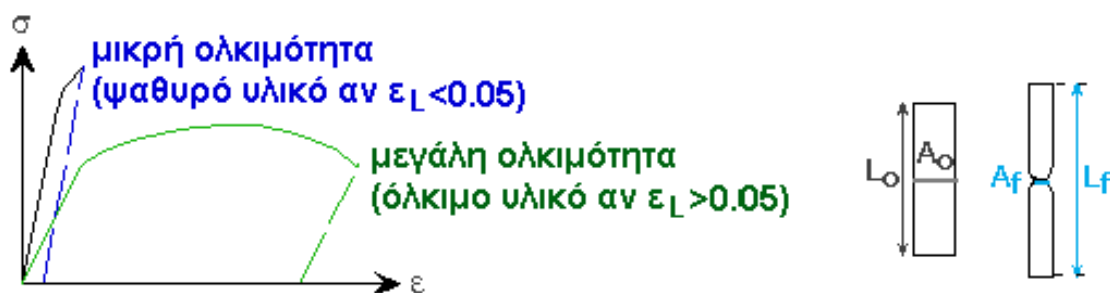
Διαγράμματα σ-ε :

Τα διαγράμματα σε εφελκυσμό ή θλίψη, προκύπτουν πειραματικά . Σύμφωνα με το παραπάνω διάγραμμα σ-ε η τάση σ_A που αντιστοιχεί στο σημείο A ονομάζεται όριο αναλογίας. Το σημείο A είναι το όριο μέχρι το οποίο ισχύει η γραμμική ελαστικότητα. Για τιμές μεγαλύτερες από το όριο αναλογίας του υλικού, η σχέση σ-ε παύει να είναι γραμμική και η παραμόρφωση βαθμιαία γίνεται μεγαλύτερη από την αναμενόμενη από το νόμο του Hooke. Το υλικό βρίσκεται στην περιοχή μη γραμμικής ελαστικότητας. Η δε περιοχή (AE) χαρακτηρίζεται σαν περιοχή μη γραμμικής συμπεριφοράς. Εάν αφαιρέσουμε το εξωτερικό φορτίο, το δοκίμιο θα επανακτήσει το αρχικό του μήκος. Εάν η τάση που επιβάλλεται στο υλικό ξεπεράσει κάποια τιμή σ_E τότε το δοκίμιο θα έχει ελαφρώς μεγαλύτερο μήκος από το αρχικό μετά την αφαίρεσή της. Η τάση σ_E που αντιστοιχεί στο σημείο E ονομάζεται όριο ελαστικότητας αφού μετά το σημείο αυτό δημιουργούνται μόνιμες παραμορφώσεις που ονομάζονται πλαστικές. Μετά το σημείο E η κύρτωση της καμπύλης προς τον άξονα των παραμορφώσεων συνεχίζεται με αυξανόμενο ρυθμό που σημαίνει ότι οι τιμές του ζεύγους (σ,ε) αποκλίνουν όλο και περισσότερο από το νόμο του Hooke. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η συνολική παραμόρφωση έχει ένα συνεχώς αυξανόμενο πλαστικό μέρος. Συνέχιση της επιβολής του εξωτερικού φορτίου με σταθερά αυξανόμενο ρυθμό οδηγεί στο σημείο Δ_1 αμέσως μετά το οποίο παρατηρείται μια απότομη πτώση του φορτίου που επιβάλλει η μηχανή φόρτισης. Η πτώση αυτή σταματά στο σημείο Δ_2 μετά το οποίο η τάση αρχίζει να αυξάνει πάλι. Τα σημεία Δ_1 και Δ_2 αντιστοιχούν στα άνω και κάτω όριο διαρροής και ορίζουν την περιοχή όπου αρχίζουν οι μεγάλες πλαστικές παραμορφώσεις στο υλικό . Μετά την περιοχή διαρροής η παραμόρφωση αυξάνει πολύ πιο γρήγορα από την τάση και η καμπύλη σ-ε τείνει να γίνει σχεδόν οριζόντια. Αυτό παρατηρείται μέχρι το σημείο M του διαγράμματος, μετά το οποίο η τάση αρχίζει να ελαττώνεται. Το σημείο αυτό αντιστοιχεί στη μέγιστη τάση σ_M η οποία λέγεται και αντοχή του υλικού. Δηλαδή στο μέγιστο φορτίο που μπορεί να αντέξει το δοκίμιο. Στην περιοχή (Δ_2M) το υλικό επανακτά μέρος της ελαστικής του συμπεριφοράς. Τέλος η περιοχή μετά το σημείο M όπου η συμβατική τάση ελαττώνεται και η συμβατική παραμόρφωση αυξάνει τερματίζεται στο σημείο Θ με αποτέλεσμα η θραύση του υλικού. Στην περιοχή αυτή παρατηρείται εμφανής σμίκρυνση της διατομής του δοκιμίου σε μια περιοχή του δηλαδή δημιουργία λαιμού. Από το σημείο M και μετά οι παραμορφώσεις είναι σχεδόν αποκλειστικά πλαστικές και επομένως εκεί το υλικό βρίσκεται σε κατάσταση έντονης πλαστικής ροής. Τότε ο λόγος Poisson γίνεται $\nu=0.5$ και επομένως οι εγκάρσιες παραμορφώσεις (οι κάθετες στον άξονα επιβολής του φορτίου) γίνονται σημαντικές με αποτέλεσμα να υπερέχουν αισθητά από τις αντίστοιχες εγκάρσιες παραμορφώσεις των άλλων διατομών. Η δημιουργία λαιμού και η πλήρης επικράτηση πλαστικών παραμορφώσεων οδηγεί το δοκίμιο σε αδυναμία να φέρει φορτία τόσο μεγάλα όσο το

μέγιστο και η βαθμιαία επέκταση του λαιμού συνεπάγεται αντίστοιχη ελάττωση της αντίστασης του υλικού στα επιβαλλόμενα από τη μηχανή φορτία, δηλαδή σε πτώση φορτίου. Επίσης η εμφάνιση λαιμού προφανώς οδηγεί σε μερική άρση των ελαστικών παραμορφώσεων στις υπόλοιπες διατομές και επομένως στο μηδενισμό δημιουργίας δευτέρου λαιμού σε άλλη διατομή. Η τάση σ_{Θ} που αντιστοιχεί στο Θ είναι η τάση θραύσης σε εφελκυσμό του υλικού και το σημείο Θ το όριο θραύσης του υλικού σε εφελκυσμό. Η περιοχή από το κάτω όριο διαρροής μέχρι την τάση θραύσης ονομάζεται περιοχή κράτυνσης του υλικού.

- Συμβατικό όριο διαρροής : Βρίσκεται στον άξονα των παραμορφώσεων για $\varepsilon=0.2\%$. Τα σημεία A και Θ της θλίψης ορίζονται με τον ίδιο τρόπο .

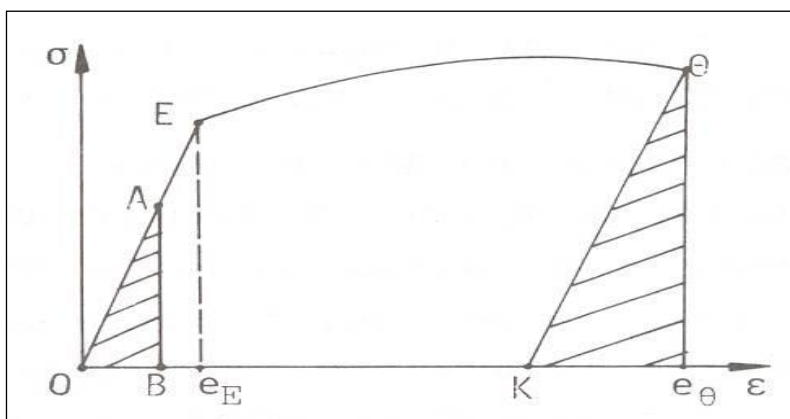
- Η ολκιμότητα, δηλαδή η παραμόρφωση θραύσης ορίζεται ως:
$$\varepsilon_L = \frac{L_f - L_o}{L_o}$$



Εικόνα 10: Σύγκριση όλκιμου και ψαθυρού υλικού

- Η πυκνότητα της ενέργειας παραμορφώσεων που υπάρχει στο υλικό όταν αυτό βρίσκεται στο όριο της ελαστικής του περιοχής καλείται ελαστική ανάπλαση του υλικού και παρίσταται από το εμβαδόν του τριγώνου ($OE e_E$) . Η ενέργεια αυτή επιστρέφει στο περιβάλλον κατά την αποφόρτιση του δοκιμίου.
- Εάν το σώμα καταπονηθεί πέραν του ορίου ελαστικότητας, η ενέργεια που αποδίδει στο περιβάλλον όταν αποφορτιστεί , ονομάζεται υπερελαστική ανάπλαση. Κατά την στιγμή της θραύσεως η υπερελαστική ανάπλαση αντιστοιχεί στο εμβαδόν του τριγώνου ($K\Theta e_{\Theta}$) , του οποίου η πλευρά $K\Theta$ είναι παράλληλη προς τον ελαστικό κλάδο , OE , του διαγράμματος σ - ε .
- Εάν το ζεύγος (σ, ε) αντιστοιχεί στο σημείο θραύσεως , Θ , του υλικού τότε η συνολική πυκνότητα της ενέργειας παραμορφώσεων καλείται στερρότητα του υλικού και είναι

το μέτρο της απαιτούμενης από το υλικό ενέργειας για τη θραύση του , εμβαδόν (εμβαδόν (ΟΕΘ e_{θ})).



Εικόνα 11: Το εμβαδόν ΟΕΘ e_{θ} είναι το μέτρο της απαιτούμενης από το υλικό ενέργειας για τη θραύση του

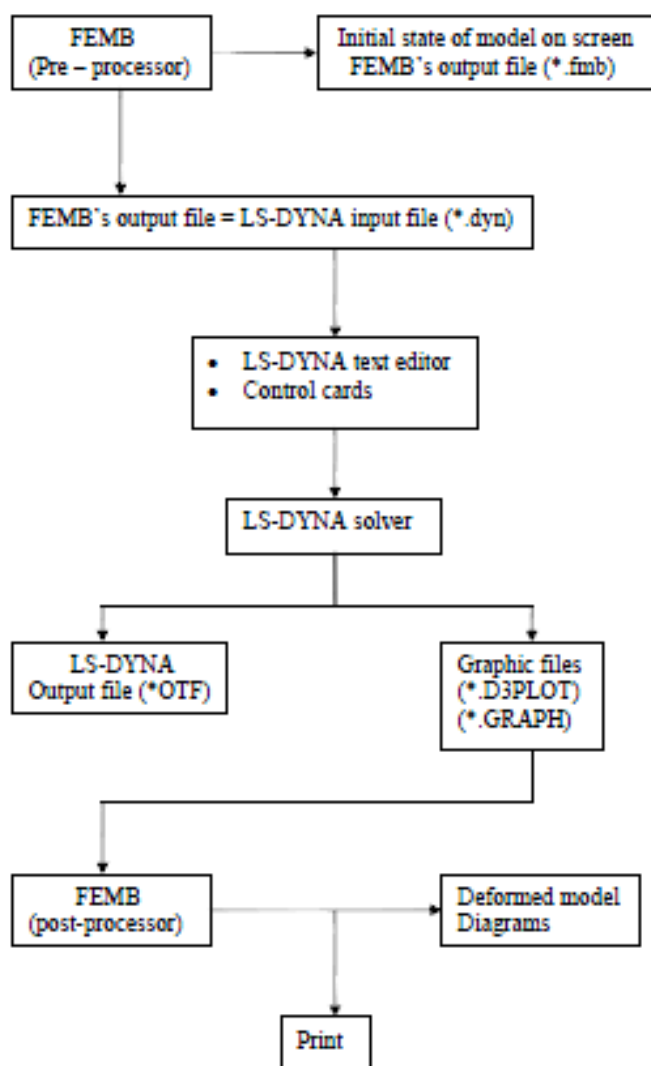
4.3 Προσομοίωση δοκιμής συμπίεσης με χρήση FEM

Η προσομοίωση είναι μία μέθοδος προσέγγισης ενός φυσικού φαινομένου ή μίας διεργασίας, κάνοντας χρήση μαθηματικών μοντέλων. Η βιομηχανία και ειδικότερα ο τομέας των κατεργασιών είναι ένας από τους χώρους που η προσομοίωση έχει ευρύτατη εφαρμογή. Σήμερα αποτελεί αναπόσπαστο κομμάτι της σχεδίασης και βελτίωσης ενός προϊόντος.

Κατά το παρελθόν, το στάδιο της σχεδίασης περιλάμβανε τη διαδικασία της κατασκευής πρωτοτύπων που στη συνέχεια δοκιμάζονταν. Αυτή η διαδικασία (trial & error) επαναλαμβανόταν έως ότου κατέληγαν σε ένα τελικό μοντέλο, και έπειτα ακολουθούσε η μαζική του παραγωγή. Με τη χρήση των σύγχρονων ηλεκτρονικών υπολογιστικών συστημάτων και των προγραμμάτων προσομοίωσης, η σχεδίαση και η δοκιμή δεν απαιτούν την κατασκευή πολυάριθμων και υψηλού κόστους μήτρων και πρωτοτύπων, καθώς και τη χρήση ακριβών εργαλειομηχανών. Αυτό μειώνει σε μεγάλο βαθμό τόσο το συνολικό χρόνο όσο και το τελικό κόστος παραγωγής ενός προϊόντος, αυξάνοντας την ανταγωνιστικότητα και προωθώντας το εμπόριο.

Η μέθοδος των πεπερασμένων στοιχείων FEM (Finite Element Method) είναι σχετικά πρόσφατη και ιδιαίτερα δημοφιλής στη βιομηχανία. Χρησιμοποιείται για την επίλυση προβλημάτων στη μηχανική, τη ρευστομηχανική, τη μετάδοση θερμότητας κ.α. Στηρίζεται στη δημιουργία πλέγματος στους όγκους του μοντέλου, αποτελούμενου από στοιχεία (elements) με κόμβους. Κάνοντας χρήση νόμων της μηχανικής όπως ισορροπία δυνάμεων, ροπών, διατήρησης μάζας, ορμής, ενέργειας, και λαμβάνοντας υπόψη τις οριακές συνθήκες του συστήματος, επιλύει υπερστατικά συστήματα με αγνώστους τις μετατοπίσεις των κόμβων. Με γνωστές τις μετατοπίσεις υπολογίζονται στη συνέχεια όλα τα υπόλοιπα μεγέθη. Σήμερα στο εμπόριο υπάρχουν πολλά προγράμματα που κάνουν χρήση της μεθόδου FEM. Ο κώδικας LS DYNA είναι της εταιρείας LIVINGMORE SOFTWARE TECHNOLOGY CORPORATION και είναι ένας κώδικας πεπερασμένων στοιχείων για επίλυση μη γραμμικών συστημάτων σε αναλύσεις τρισδιάστατων μοντέλων. Στα πρώτα χρόνια εξέλιξής του οι επιλογές στη δημιουργία μοντέλων ήταν περιορισμένες. Δεν ήταν δυνατή η χρήση πεπερασμένων στοιχείων με πολλούς κόμβους, ούτε ο ορισμός διεπιφανειών. Επίσης, απαιτούνταν χρόνος από τα υπολογιστικά συστήματα για να ολοκληρώσουν την ανάλυση και να καταλήξουν στη λύση. Στις μέρες μας ο κώδικας βρίσκεται στην έκδοση 9.71, προσφέροντας μεγάλη ποικιλία επιλογών στα υλικά, τη διακριτοποίηση, τις ιδιότητες, τη συμπεριφορά, την παρουσίαση των αποτελεσμάτων. Το γραφικό περιβάλλον, κάνοντας χρήση ισχυρών γραφικών καρτών, διευκολύνει το χρήστη αρχικά στη δημιουργία των τρισδιάστατων μοντέλων, και στη συνέχεια στην εξέταση των αποτελεσμάτων μέσω

γραφικής απεικόνισης αυτών. Οι ταχύτεροι νέοι υπολογιστές που είναι εξοπλισμένοι με πολλούς επεξεργαστές, σε συνεργασία με το σύγχρονο κώδικα του LS DYNA, οδηγούν σε γρήγορα και αξιόπιστα αποτελέσματα. Για την προσομοίωση των πειραματικών δοκιμών χρησιμοποιήθηκε το πρόγραμμα LS DYNA3D, το οποίο διαθέτει το εργαστήριο του τομέα τεχνολογίας των κατεργασιών, στο Κτίριο Μ. Πρόκειται για ένα λογισμικό που χρησιμοποιεί EXPLICIT κώδικα και ειδικεύεται στην ανάλυση μη γραμμικών δυναμικών τρισδιάστατων προβλημάτων (προβλήματα πλαστικής παραμόρφωσης).



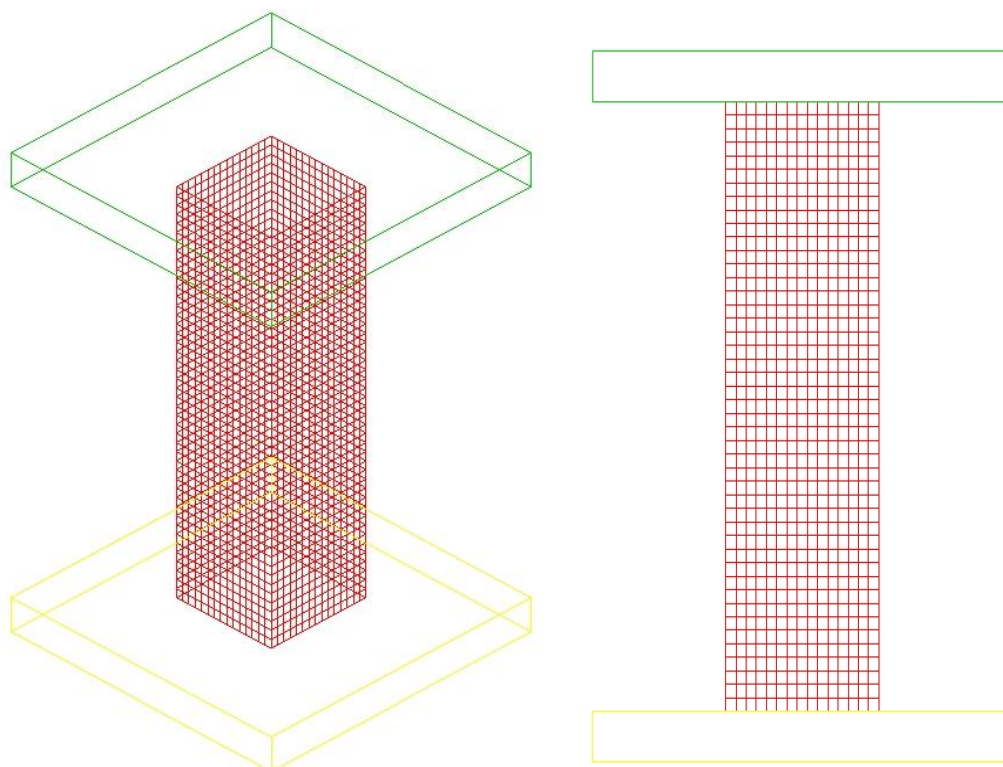
Εικόνα 12: Διαγραμμα ροής λειτουργίας του κώδικα

ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΤΟΥ ΜΟΝΤΕΛΟΥ

Στην παράγραφο αυτή γίνεται αναφορά στη γεωμετρία του μοντέλου, καθώς και σε παραμέτρους που χρησιμοποιήθηκαν για την προσομοίωση. Πληροφορίες για τις παραμέτρους αυτές αντλήσαμε από μεγάλο αριθμό δημοσιεύσεων με ανάλογο θέμα. Παράλληλα με τις επιλογές που κάναμε για το δικό μας μοντέλο, αναφέρονται και άλλες επιλογές που συναντήθηκαν.

Δύο είναι τα βασικά μέρη του προγράμματος, τα οποία συντελούν στη μοντελοποίηση. Αρχικά χρησιμοποιούμε τον pre-processor του προγράμματος ο οποίος προέρχεται από την εταιρεία ETA, του οποίου η τρέχουσα έκδοση είναι η 28, και με το οποίο κατασκευάζουμε το μοντέλο μας. Για να είναι πλήρες το μοντέλο μας θα πρέπει να ακολουθηθεί η παρακάτω διαδικασία:

1. Ορίζουμε πλήρως την γεωμετρία του, δίνοντας τις ακριβείς διαστάσεις,
2. Δηλώνουμε το υλικό, ή τα υλικά από τα οποία αποτελείται, καθώς και τις φυσικές και μηχανικές τους ιδιότητες,
3. Διακριτοποιούμε με πεπερασμένα στοιχεία και δηλώνουμε τις ιδιότητες των πεπερασμένων στοιχείων,
4. Ορίζουμε τις διεπιφάνειες μεταξύ των σωμάτων που πρόκειται να έρθουν σε επαφή κατά την εξέλιξη της προσομοίωσης, ώστε να αποφευχθούν φαινόμενα εισχώρησης ενός τμήματος του μοντέλου εντός του άλλου,
5. Προσδιορίζουμε τα εξωτερικά του φορτία καθώς και τις αρχικές συνθήκες (αρχική ταχύτητα, αρχική επιτάχυνση κ.τ.λ.).



Εικόνα 13: Απεικόνιση πλέγματος και διεπιφανειών επαφής στο LS-DYNA 3D

Επιλέξαμε τα δοκίμιά μας να έχουν ονομαστικές (εξωτερικές) διαστάσεις 72x72 και πάχος τοιχώματος 1.9mm, ώστε πλέον χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος επίλυσης με πεπερασμένα στοιχεία: S/R Hughes-Liu, και πάρθηκαν αποτελέσματα. Τα πεπερασμένα στοιχεία που επιλέξαμε για το πλέγμα στα μοντέλα των δοκιμών είναι Shell Element (γι' αυτόν ακριβώς το λόγο τα δοκίμια σχεδιάστηκαν με βάση τις παραπάνω διαστάσεις).

Ακόμα, στο LS-Dyna, δίνουμε τα ζεύγη τιμών από τις δοκιμές εφελκυσμού, κατά απόλυτη τιμή και ορίζουμε σταθερή ταχύτητα πρόωσης του εμβόλου: $v = -1\text{mm/msec}$, με φορά προς τα κάτω στα αρνητικά του Z axis. Η επιλογή αυτή μας δίνει τη δυνατότητα να περιγράψουμε με ακρίβεια τη συμπεριφορά τους δίνοντας δεδομένα της καμπύλη τάσης – παραμόρφωσης που προκύπτουν από τη δοκιμή του εφελκυσμού, και συγκεκριμένα από το κομμάτι της πλαστικής τους συμπεριφοράς. Τα σημεία αυτά, που δίνονται σε μορφή ζεύγους τιμών, περιγράφουν την συμπεριφορά του μετάλλου μεταξύ του ορίου διαρροής και του ορίου θραύσης του. Το πρώτο ζεύγος αντιστοιχεί στην τάση για μηδενική πλαστική παραμόρφωση, και το τελευταίο στην τάση που αντιστοιχεί στο όριο θραύσης.

Για την προσομοίωση του εκάστοτε μοντέλου ορίσαμε τις εξής τρεις διεπιφάνειες μεταξύ των τριών σωμάτων που επρόκειτο να έρθουν σε άμεση επαφή:

1. Διεπιφάνεια επαφής μεταξύ της κάτω επιφάνειας της άνω πλάκας και του κελύφους.
2. Διεπιφάνεια επαφής μεταξύ της άνω επιφάνειας της κάτω πλάκας και του κελύφους.
3. Διεπιφάνεια επαφής μεταξύ των διαφόρων τμημάτων του κελύφους με το ίδιο το κέλυφος (self contact)

Τα δεδομένα σώζονται από τον pre-processor σε μορφή ψηφιακού αρχείου τύπου *.fmb στο οποίο βασικά περιέχεται όλο το μοντέλο το οποίο θα επιλυθεί με πεπερασμένα στοιχεία από το LSDYNA, και ανά πάσα στιγμή μπορούμε να επέμβουμε και να το τροποποιήσουμε εκ νέου στη γεωμετρία και στα υπολογιστικά στοιχεία για τον κώδικα του προγράμματος. Επίσης εκτός από το αρχείο *.fmb μπορεί να τα εξάγει και σαν αρχείο κειμένου τύπου *.dyn. Το αρχείο αυτό μπορεί να ανοιχτεί από οποιονδήποτε editor (πχ Notepad), και ως εκ τούτου να τροποποιηθεί από τον χρήστη, και περιέχει σε μορφή ASCII όλα όσα στοιχεία και μόνο αυτά χρειάζεται ο κώδικας του LSDYNA για να προσομοιώσει την αξονική κατάρρευση του κάθε δοκιμίου. Αυτή η δυνατότητα είναι ιδιαίτερα χρήσιμη γιατί γλιτώνει τον χρήστη από επίπονη διαδικασία όταν οι αλλαγές που επιθυμεί να πραγματοποιήσει είναι σχετικά απλές και μπορούν να πραγματοποιηθούν μέσα από τον editor, δίχως να χρειαστεί να ξαναεργαστεί στο περιβάλλον του pre-processor μέσα από το αντίστοιχο αρχείο *.fmb.

Το αρχείο *.dyn είναι αυτό που στην συνέχεια επεξεργάζεται το πρόγραμμα για την επίλυση του προβλήματος. Για τον σκοπό αυτό χρησιμοποιείται ο SOLVER του LS DYNA που αποτελεί και τον κυρίως κώδικα του προγράμματος. Όταν η επίλυση ολοκληρωθεί, το πρόγραμμα παρουσιάζει τα απαραίτητα αρχεία στα οποία έχουν καταγραφεί τα αποτελέσματα της επεξεργασίας. Τα αρχεία αυτά είναι τύπου *.d3plot και *.graph και χρησιμοποιούνται από τον post-processor και graph-processor (εταιρείας ETA) αντίστοιχα, για να γίνει η παρουσίαση των αποτελεσμάτων στον χρήστη με μορφή γραφημάτων για τις δυνάμεις και τάσεις κατά την κατάρρευση των δοκιμίων, αλλά και τα ίδια τα animation, για την ακριβή προσομοίωση της θεωρητικής κατάρρευσης των μοντέλων μας.

Με τα αποτελέσματα που εξάγονται φτιάχνεται το διάγραμμα φορτίου P-μετατόπισης s, στον graph-processor, και υπολογίζεται η συνολική απορροφούμενη ενέργεια W, η οποία προκύπτει από το διάγραμμα με ολοκλήρωση:

$$W = \int P ds$$

Ενώ το μέσο μεταελαστικό φορτίο P , προκύπτει από τη σχέση: $P = W / s$

Επίσης, μπορούμε να υπολογίσουμε και την ομοιομορφία φορτίου (Load Uniformity), που είναι ο λόγος της μέγιστης τιμής του φορτίου κατά την ελαστική παραμόρφωση του δοκιμίου πριν αρχίσει η κατάρρευση του υλικού, προς το μέσο φορτίο που σημειώνεται κατά τα στάδια κατάρρευσης του υλικού:

$$LU = P_{max} / P$$

όπου P_{max} , η μέγιστη τιμή του φορτίου (αρχικό μέγιστο peak του φορτίου) που επιτυγχάνεται κατά την ελαστική παραμόρφωση του δοκιμίου πριν αρχίσει η κατάρρευση του υλικού.

ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΤΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

Έναν από τους σημαντικότερους παράγοντες στα αποτελέσματα των προσομοιώσεων αποτελεί η συμπεριφορά των υλικών σε αυτές, όπως αυτή περιγράφεται μέσα στο μοντέλο. Το πλέγμα μοντελοποιήθηκε με τη χρήση πλέγματος 4 κόμβων (4 node element) (Belytschko-Tsai) το οποίο παρουσιάζει καλύτερα την παραμόρφωση του mesh.

Ο τύπος του υλικού με το οποίο μοντελοποιήσαμε το κράμα αλουμινίου ήταν, MAT PIECEWISE LINEAR PLASTICITY (MAT 24). Για την προσομοίωση των φαινομένων που συμβαίνουν στις διεπιφάνειες άνω βάσης-προφίλ (δυναμικές συνθήκες) και κάτω βάσης-προφίλ (στατικές συνθήκες) επιλέχθηκε ο τύπος διεπιφάνειας (nodes to surface). Αυτός ο τύπος διεπιφάνειας επιτρέπει το διαχωρισμό των εννοιών για τις επιφάνειες ως slave nodes του πλέγματος και master επιφάνειες επαφής προφίλ –κινούμενης- άνω βάσης.

Η ακίνητη πλάκα καθώς και το κινούμενο έμβολο (σε σχήμα πλάκας) μοντελοποιήθηκαν με απαραμόρφωτο υλικό MAT 2 RIGID, και γι' αυτό δεν διακριτοποιήθηκαν, αλλά θεωρήθηκαν ότι αποτελούνται από ένα και μόνο οχτακομβικό στοιχείο solid element (επιλογή 12lines στο LS DYNA).

Ο συντελεστής δυναμικής τριβής δόθηκε ως $FD = 0.15$, ενώ ο συντελεστής στατικής τριβής δόθηκε ως $FS = 0.2$.

Ακολουθούν οι μηχανικές ιδιότητες για το αλουμίνιο, οι οποίες εισήχθησαν ως δεδομένα για την προσομοίωση της δοκιμής συμπίεσης.

Αλουμίνιο

πυκνότητα : $0,00268 \text{ gr/mm}^3$

μέτρο ελαστικότητας E : 70000 MPa

λόγος Poisson : 0,30

Στη συνέχεια ορίζονται οι οριακές συνθήκες όπως η σταθερή ταχύτητα κίνησης της άνω πλάκας, και άλλες παράμετροι όπως ο χρόνος (168msec) διάρκειας της συμπίεσης, ο αριθμός των στιγμιοτύπων που θα ληφθούν. [16]

4.4 Οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία

Λείανση

Η λείανση πραγματοποιείται με σκοπό την εξάλειψη των γεωμετρικών ανωμαλιών της επιφάνειας των δοκιμίων. Μπορεί να πραγματοποιηθεί είτε με μηχανικές είτε με ηλεκτροχημικές μεθόδους. Στη μηχανική λείανση που πραγματοποιείται στο εργαστήριο χρησιμοποιούνται χαρτιά με σκληρούς κόκκους καρβιδίου του πυριτίου (SiC). Η αποξεστική δράση αυτών των κόκκων έχει ως αποτέλεσμα να εξαλείφονται οι ανωμαλίες που έχουν μέγεθος μεγαλύτερο από το μέσο μέγεθος των κόκκων [8].

Τα λειαντικά χαρτιά τοποθετούνται σε έναν περιστρεφόμενο δίσκο. Στα αρχικά στάδια της λείανσης χρησιμοποιούμε λειαντικά χαρτιά με μεγάλο μέγεθος κόκκων καρβιδίου του πυριτίου και σε τελικό στάδιο με μικρό μέγεθος κόκκων.

Στίλβωση

Με τη στίλβωση η επιφάνεια του δοκιμίου γίνεται ακόμα πιο επίπεδη. Η στίλβωση γίνεται με τη χρήση ειδικών απαλών υφασμάτων τα οποία διαβρέχονται με αιώρημα διαμαντιού στο πρώτο στάδιο και κατόπιν με οξειδίου του πυριτίου σε δεύτερο στάδιο. Τα αιωρήματα παίζουν διπλό ρόλο καθώς βοηθούν αφενός στη δημιουργία πιο λείας επιφάνειας, αφετέρου στην ψύξη του δοκιμίου, καθώς η στίλβωση διενεργείται απουσία νερού. Με το πέρας της διαδικασίας η επιφάνεια του δοκιμίου ομοιάζει με αυτή του κατόπτρου.

Χημική προσβολή

Τα όρια των κόκκων μπορούν εύκολα να παρατηρηθούν στο οπτικό μικροσκόπιο μετά από καλή λείανση, στίλβωση και προσβολή του δοκιμίου με κατάλληλο αντιδραστήριο. Η προσβολή μπορεί να είναι χημική ή ηλεκτρολυτική. Η χημική προσβολή γίνεται με εμβάπτιση της επιφάνειας του δοκιμίου σε κατάλληλο χημικό αντιδραστήριο για ορισμένο χρόνο, αναλόγως του είδους του υλικού. Στην ηλεκτρολυτική προσβολή το δοκίμιο βυθίζεται στο αντιδραστήριο και με τη βοήθεια ηλεκτρικού ρεύματος πραγματοποιείται η προσβολή.

Η αυξημένη ενέργεια των ορίων των κόκκων έχει ως αποτέλεσμα να συμμετέχουν πολύ ευκολότερα σε αντιδράσεις. Τα όρια «τρώγονται» και ανακλούν το φως λιγότερο σε σχέση με τους κόκκους και κατά συνέπεια φαίνονται στο οπτικό μικροσκόπιο σα σκοτεινές γραμμές. Η εξέταση του στιλβωμένου αλουμινίου στο μεταλλογραφικό μικροσκόπιο αποκαλύπτει την παρουσία ενδομεταλλικών ενώσεων, εγκλεισμάτων και άλλων λεπτομερειών όπως πόροι ή ρωγμές. Η χημική προσβολή αποκαλύπτει τα κατακρημνίσματα πιο λεπτομερώς και συχνά αποκαλύπτει κάποια που δεν ήταν εμφανή μόνο με τη στίλβωση. Το διάλυμα που χρησιμοποιείται συχνότερα για την παρατήρηση της μικροδομής κραμάτων Al είναι αραιό

διάλυμα HF (0.5% w/w). Επιπλέον, οι μέθοδοι Barker's, Cole και Brooks' χρησιμοποιούνται για την αποκάλυψη των ορίων των κόκκων. Στην περίπτωση των κραμάτων Al σειράς 6xxx έγινε χρήση της μεθόδου Barker's (HBrF₄) [8,18].

Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM)

Το Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM) χρησιμοποιείται για την παρατήρηση επιφανειών και σε συνδυασμό με κατάλληλα συστήματα μικροανάλυσης για την στοιχειακή ανάλυση συγκεκριμένων περιοχών της υπό παρατήρηση εικόνας.

Η λειτουργία του SEM στηρίζεται στην αλληλεπίδραση του προς εξέταση δείγματος και της προσπίπτουσας δέσμης ηλεκτρονίων σε αυτό.

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης αποτελείται κυρίως από το σύστημα παραγωγής δέσμης ηλεκτρονίων, το σύστημα κατεύθυνσης της δέσμης, το θάλαμο που τοποθετείται το δείγμα, την αντλία κενού και το σύστημα ανιχνευτών και παρουσίασης.

Τα ηλεκτρόνια παράγονται από ένα σύρμα βολφραμίου (κάθοδος) και επιταχύνονται προς την άνοδο, στην οποία εφαρμόζεται ένα δυναμικό 1-30KV. Η άνοδος δημιουργεί ισχυρές ελκτικές δυνάμεις στα ηλεκτρόνια, με αποτέλεσμα να τα επιταχύνει και να τα κατευθύνει. Η παραγόμενη δέσμη ηλεκτρονίων έχει τυπικά ενέργεια από μερικές εκατοντάδες eV μέχρι περίπου 50KeV και εστιάζεται από ένα σύστημα φακών εστίασης, οι οποίοι είναι συνδεδεμένοι με κατάλληλα διαφράγματα. Αμέσως μετά, αυτή η εστιασμένη δέσμη περνά μέσα από ζεύγη πηνίων σάρωσης, τα οποία την εκτρέπουν οριζόντια και κάθετα έτσι ώστε να σαρώνουν μια τετραγωνική περιοχή της επιφάνειας του δείγματος. Τα πηνία αυτά είναι τοποθετημένα σε δύο ζεύγη γύρω από τη δέσμη, με το ένα ζεύγος να ελέγχει την κίνηση της δέσμης στην κατεύθυνση X και το άλλο την κίνησή της στην κατεύθυνση Y. Ένα χρονικά μεταβαλλόμενο ρεύμα καθορίζει το μαγνητικό πεδίο και άρα την εκτροπή της δέσμης ώστε αυτή να στέλνεται στο σωστό σημείο. Τα ίδια τα πηνία ελέγχονται με την γεννήτρια σάρωσης, η οποία με τη σειρά της συνδέεται με τον έλεγχο μεγέθυνσης και την οθόνη (σχήμα 12).

Η δέσμη των ηλεκτρονίων προσπίπτει στο δείγμα και το είδος της εκπεμπόμενης ακτινοβολίας από την επιφάνεια του δείγματος εξαρτάται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των ατόμων του υλικού, και μπορεί να είναι (σχήμα 13):

- ✓ Δευτερογενή ηλεκτρόνια
- ✓ Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια
- ✓ Ηλεκτρόνια Auger
- ✓ Ακτίνες-X

Τα σήματα των δευτερογενών και των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, κυρίως, ενισχύονται και δημιουργούν ένα οπτικό σήμα. Έτσι είναι δυνατή η μεγεθυμένη απεικόνιση σε μια οθόνη, της επιφάνειας του δείγματος που σαρώνει η δέσμη των ηλεκτρονίων.

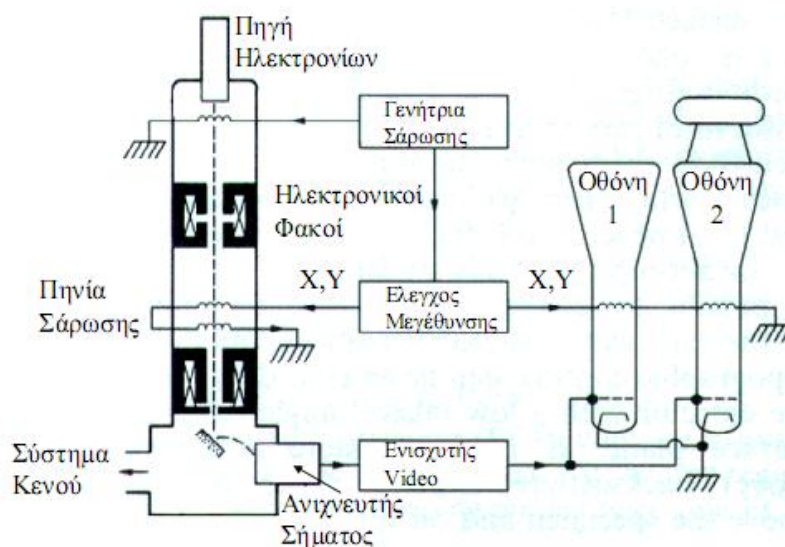
Τα *δευτερογενή ηλεκτρόνια* προκύπτουν από την ανελαστική σύγκρουση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα που βρίσκονται στα επιφανειακά στρώματα του δοκιμίου (συγκεκριμένα σε βάθος 10nm). Έχουν ενέργεια 50eV και δίνουν πληροφορίες κυρίως για την τοπογραφία της επιφάνειας του δοκιμίου. Η ένταση του σήματος εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και τις επιφανειακές ανωμαλίες του δείγματος.

Τα *οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια* έχουν ενέργεια από 5 έως 50KeV. Προκύπτουν από την ελαστική σύγκρουση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα των επιφανειακών στρωμάτων του δοκιμίου, που βρίσκονται σε βάθος 100nm. Η ένταση του παραγόμενου σήματος εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και από τον ατομικό αριθμό των στοιχείων. Δίνουν μια εικόνα κατανομής των στοιχείων (οι φωτεινές περιοχές αντιστοιχούν σε βαριά στοιχεία ενώ οι πιο σκουρόχρωμες σε ελαφριά).

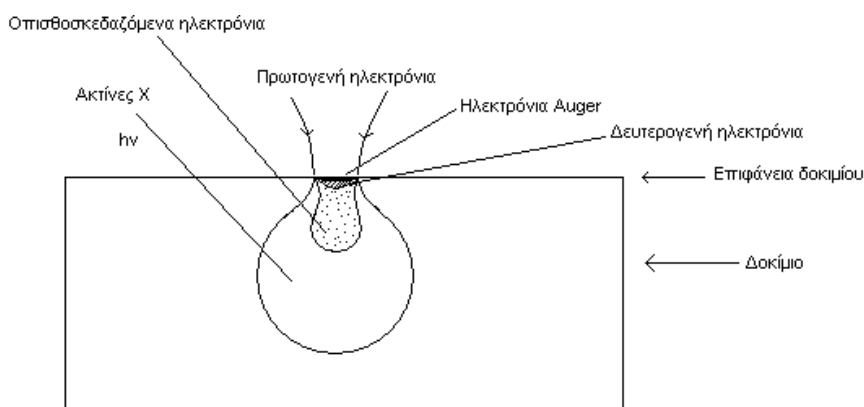
Τα *ηλεκτρόνια Auger* προέρχονται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των υποστοιβάδων των επιφανειακών ατόμων (σε βάθος 1nm). Το φάσμα που προκύπτει είναι κατάλληλο για στοιχειακές χημικές αναλύσεις της επιφάνειας του υλικού.

Οι χαρακτηριστικές *ακτίνες X*, παράγονται από τις ανελαστικές συγκρούσεις των προσπιπτόντων ηλεκτρονίων με τα ηλεκτρόνια των ατόμων του δείγματος. Όταν φεύγει ένα ηλεκτρόνιο από εσωτερική στοιβάδα, τότε ένα ηλεκτρόνιο από υψηλότερη ενεργειακή στοιβάδα καλύπτει το κενό πέφτοντας στην χαμηλότερη στοιβάδα και εκπέμποντας την διαφορά ενεργείας σαν ακτίνες X. Η ενέργεια αυτών των ακτινών είναι χαρακτηριστική της μετάπτωσης και κατά συνέπεια του ατόμου.

Το βάθος πεδίου του SEM και η διακριτική του ικανότητα είναι πολύ μεγαλύτερα σε σχέση με το οπτικό μικροσκόπιο. Το SEM, μπορεί να φτάσει σε μεγεθύνσεις της τάξης x10000-30000. Επίσης τα δοκίμια δε χρειάζεται να έχουν τόσο καλή επιπεδότητα όσο στο οπτικό μικροσκόπιο, έτσι μετά από κοπή, λείανση και χημική προσβολή είναι δυνατόν να παρατηρηθούν στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Η χημική προσβολή είναι απαραίτητη έτσι ώστε να είναι πιο έντονη η τοπογραφία της επιφάνειας και η ένταση του σήματος που προέρχεται από τα δευτερογενή ηλεκτρόνια να είναι αυξημένη.



Εικόνα 14: Σχηματικό διάγραμμα ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης



Εικόνα 15: Αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων-ύλης

Κατά τη χρήση του SEM, η στήλη πρέπει να βρίσκεται υπό κενό για να μπορεί να παραχθεί και να διατηρηθεί σταθερή η δέσμη των ηλεκτρονίων.

Με το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης υπάρχει και η δυνατότητα χημικής στοιχειακής ανάλυσης (EDS). Η ανάλυση EDS είναι μια διαδικασία που πραγματοποιείται για να προσδιοριστεί η χημική σύνθεση μιας μεγάλης ή μιας μικρής περιοχής του δείγματος. Κατά την παρατήρηση ενός δοκιμίου στο SEM η δέσμη των ηλεκτρονίων που προσπίπτει πάνω

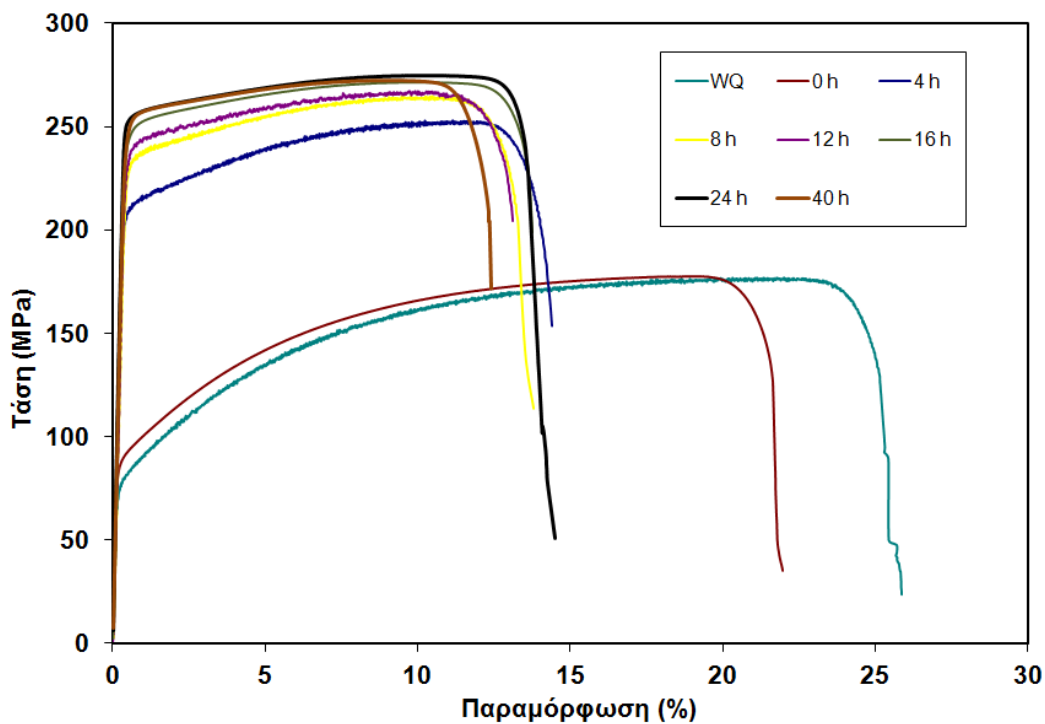
στο δείγμα έχει σαν αποτέλεσμα και την παραγωγή ακτίνων Χ, όπως προαναφέρθηκε. Οι ακτίνες Χ παράγονται από το επιφανειακό στρώμα του δοκιμίου και συγκεκριμένα μέχρι βάθος 1μm. Η ανάλυση αυτής της εκπεμπόμενης ακτινοβολίας οδηγεί σε στοιχειακή χημική ανάλυση της επιφάνειας.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ V. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ

5.1 Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού

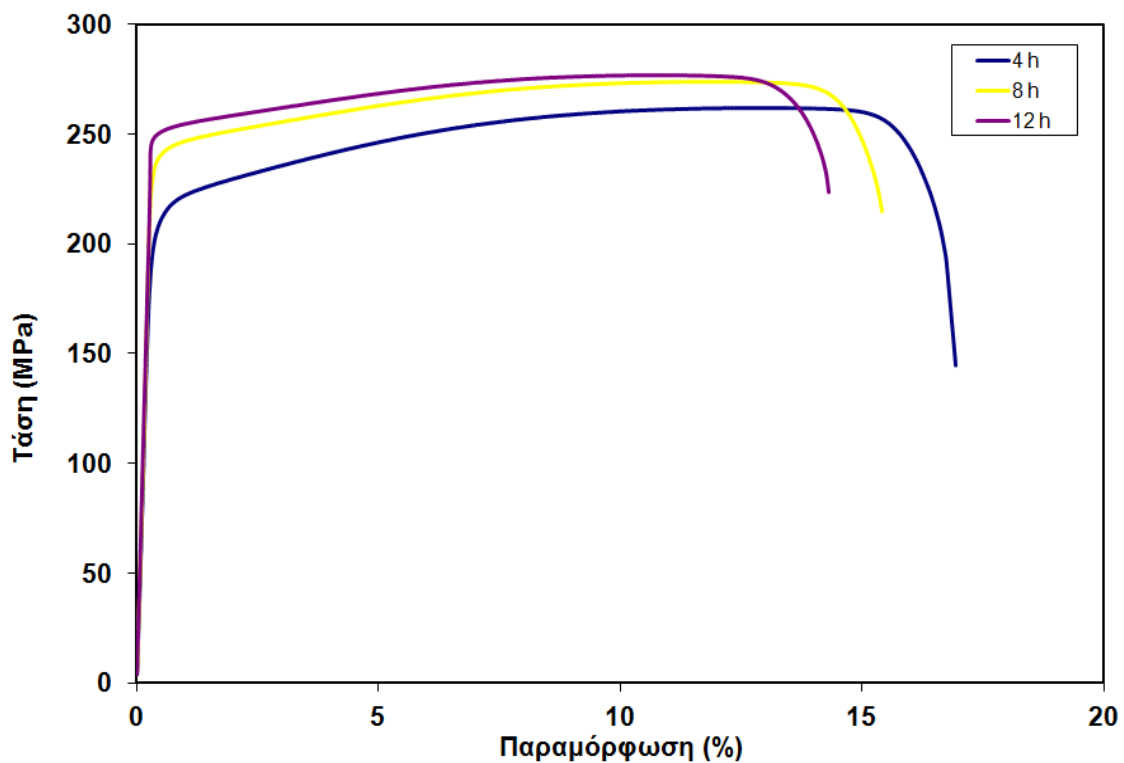
5.1.1. Αποτελέσματα δοκιμών σε δείγματα που έχουν υποστεί βαφή σε νερό

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^{\circ}\text{C}$ και $t_1=4\text{h}$



Εικόνα 16: Διάγραμμα σ - ϵ για $T_1=100^{\circ}\text{C}$ και $t_1=4\text{h}$ / βαφή στο νερό

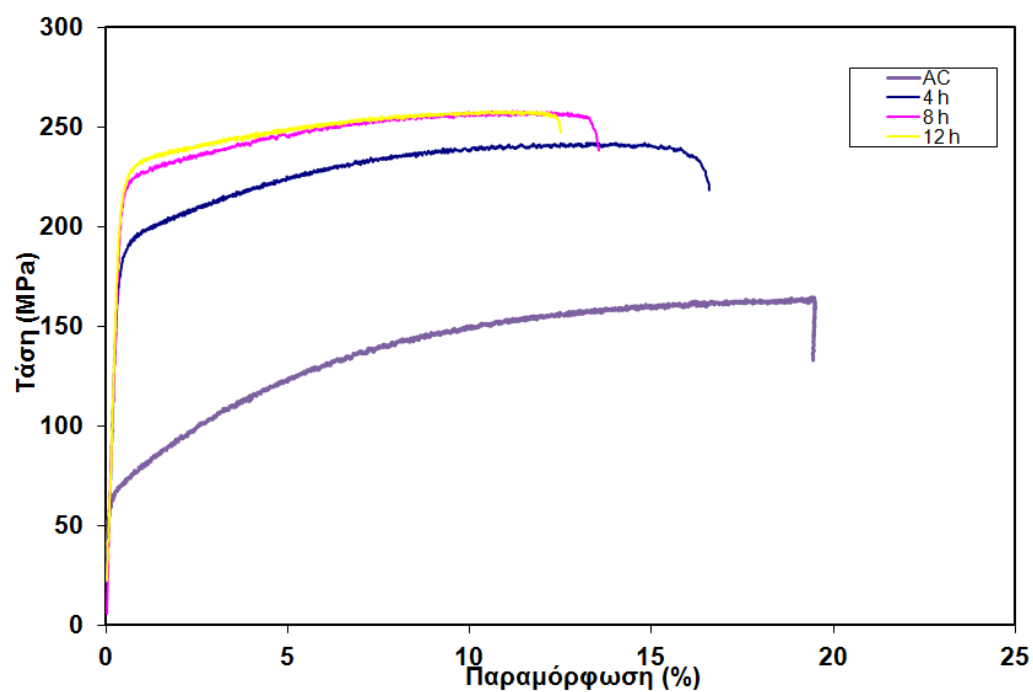
Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης $T_1=100^\circ\text{C}$ και $t_1=12$ ώρες



Εικόνα 17: Διάγραμμα σ - ϵ για $T_1=100^\circ\text{C}$ και $t_1=12\text{h}$ / βαφή στο νερό

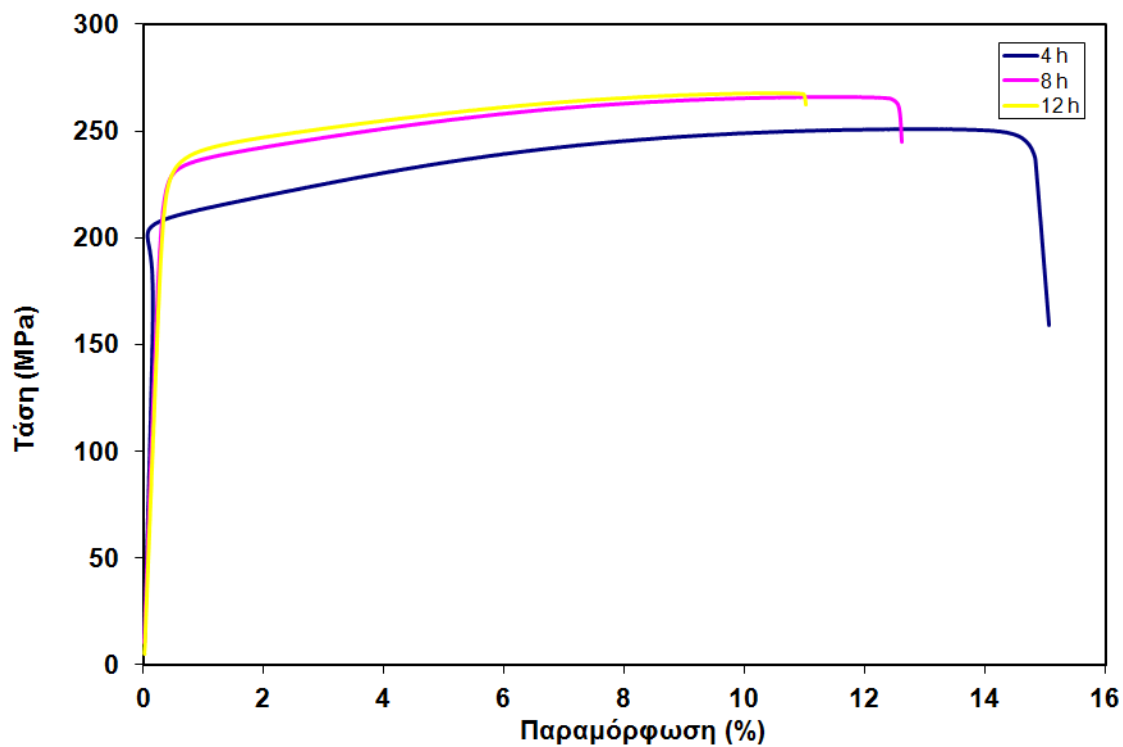
5.1.2. Αποτελέσματα δοκιμών με δειγμάτων με ψύξη στον αέρα

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$ και $t_1=4\text{h}$



Εικόνα 18: Διάγραμμα σ - ϵ για $T_1=100^\circ\text{C}$ και $t_1=4\text{h}$ / ψύξη στον αέρα

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης $T_1=100^{\circ}\text{C}$ και $t_1=12$ ώρες



Εικόνα 19: Διάγραμμα σ - ϵ για $T_1=100^{\circ}\text{C}$ και $t_1=12\text{h}$ / ψύξη στον αέρα

Πίνακας 5: Συνολικά αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού

Θερμική Κατεργασία			Μηχανικές ιδιότητες							
			Βαφή στο νερό (WQ)				Ψύξη στον αέρα (AC)			
			R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _m /R _p	A (%)	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _m /R _p	A (%)
χωρίς γήρανση			72	168,9	2,34	23	68	162,1	2,38	19
1ο στάδιο γήρανσης (T ₁ =100°C, t ₁ =4h)	2ο στάδιο γήρανσης (T ₂ =170°C, t ₂)	0h	90	177,8	1,98	23	-	-	-	-
		4h	209,3	253,2	1,21	14	186,9	242,1	1,30	17
		8h	232,3	264,8	1,14	13	220,4	258	1,17	14
		12h	238,3	267,2	1,12	12	224,1	258,2	1,15	12
		16h	249	271,8	1,09	13	-	-	-	-
		24h	251,8	274,4	1,09	10,2	-	-	-	-
		40h	252,8	271,7	1,07	12	-	-	-	-
1ο στάδιο γήρανσης (T ₁ =100°C, t ₁ =12h)	2ο στάδιο γήρανσης (T ₂ =170°C, t ₂)	4h	210,7	260,4	1,24	13	197,9	250,8	1,27	15
		8h	240,7	274	1,14	14	230,5	267,4	1,16	13
		12h	247,5	276,9	1,12	14	233,5	267,7	1,15	11

- Η τεχνητή γήρανση προκαλεί αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων (τριπλασιασμός του R_p και έως 1,54 φορές αύξηση του R_m) και μείωση της ολκιμότητας (υποδιπλασιασμός)
- Παρατηρείται ότι η βαφή στο νερό εμφανίζει βελτίωση στη μηχανική αντοχή σε σχέση με την ψύξη στον αέρα, διατηρώντας σταθερή την επιμήκυνση (A%)
- Δεν παρατηρείται αξιοσημείωτη αύξηση της αντοχής με την αύξηση του χρόνου παραμονής t₂ μετά τις 4h για την περίπτωση της βαφής στο νερό.
- Η βαφή στο νερό έχει καλύτερη απόκριση στην σκλήρυνση σε σύγκριση με την ψύξη στον αέρα για την ίδια θερμική κατεργασία
- Μετά τις 40 h για δεύτερο στάδιο της κατεργασίας δεν παρατηρείται over-aging.
- Συγκρίνοντας τις δυο διαφορετικές κατεργασίες ως προς τις μηχανικές ιδιότητες κρίνεται ως καταλληλότερη η θερμική κατεργασία T₁=100°C, t₁=12h και T₂=170°C, t₂=16h και η T₁=100°C, t₁=4h και T₂=170°C, t₂=12h με βαφή στο νερό.

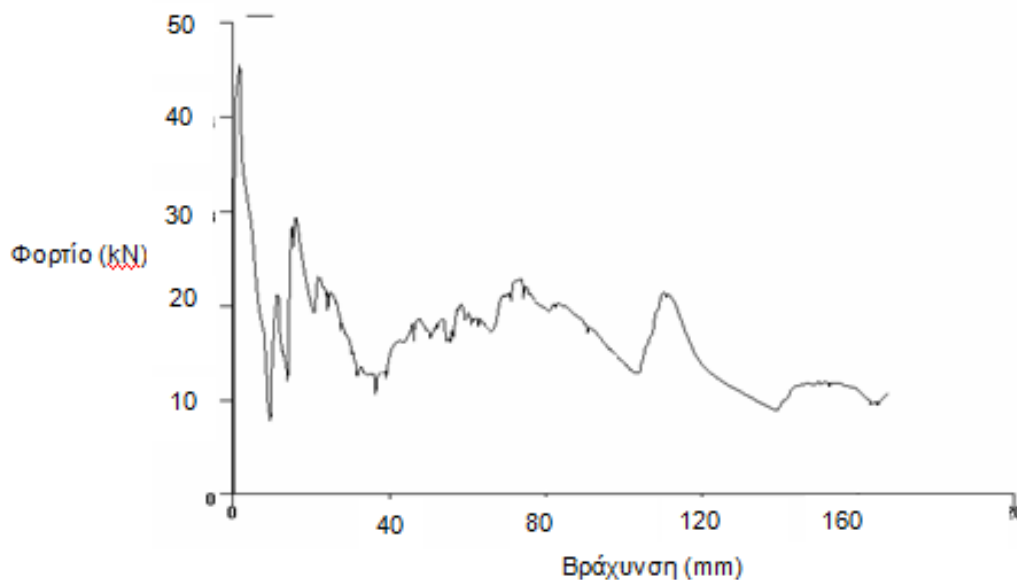
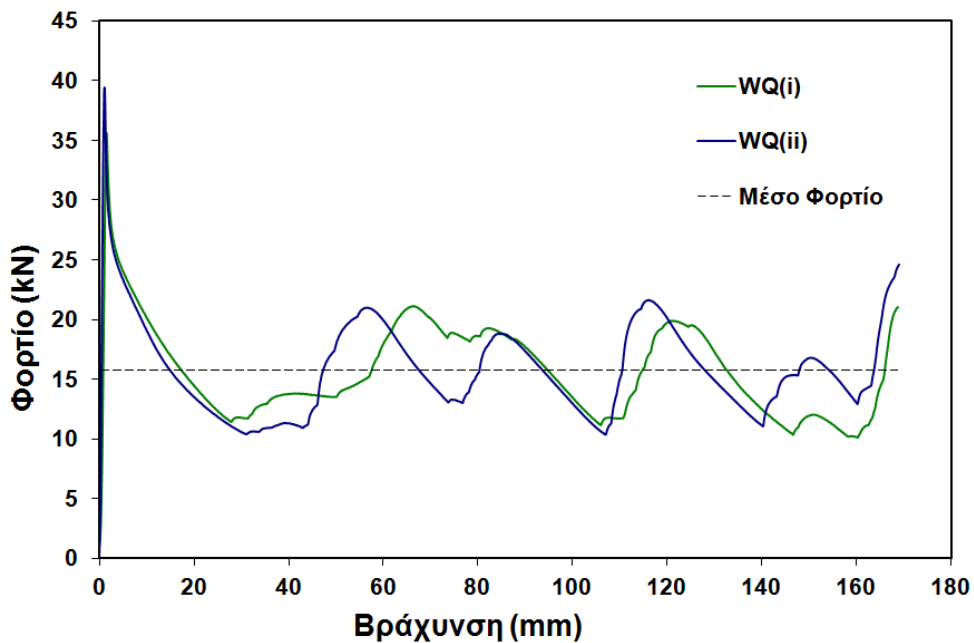
5.2 Αποτελέσματα δοκιμής συμπίεσης και σύγκρισή τους με αυτά της μαθηματικής προσομοίωσης (FEM)

Οι δοκιμές συμπίεσης πραγματοποιήθηκαν με χρήση σερβουδραυλικής μηχανής Instron 8802 250kN με ταχύτητα παραμόρφωσης 100 mm/min, με οριακή συνθήκη την παραμόρφωση (βράχυνση) του αρχικού δοκιμίου κατά 70%, δηλαδή μεταβολή του μήκους από 240 σε ~72mm.

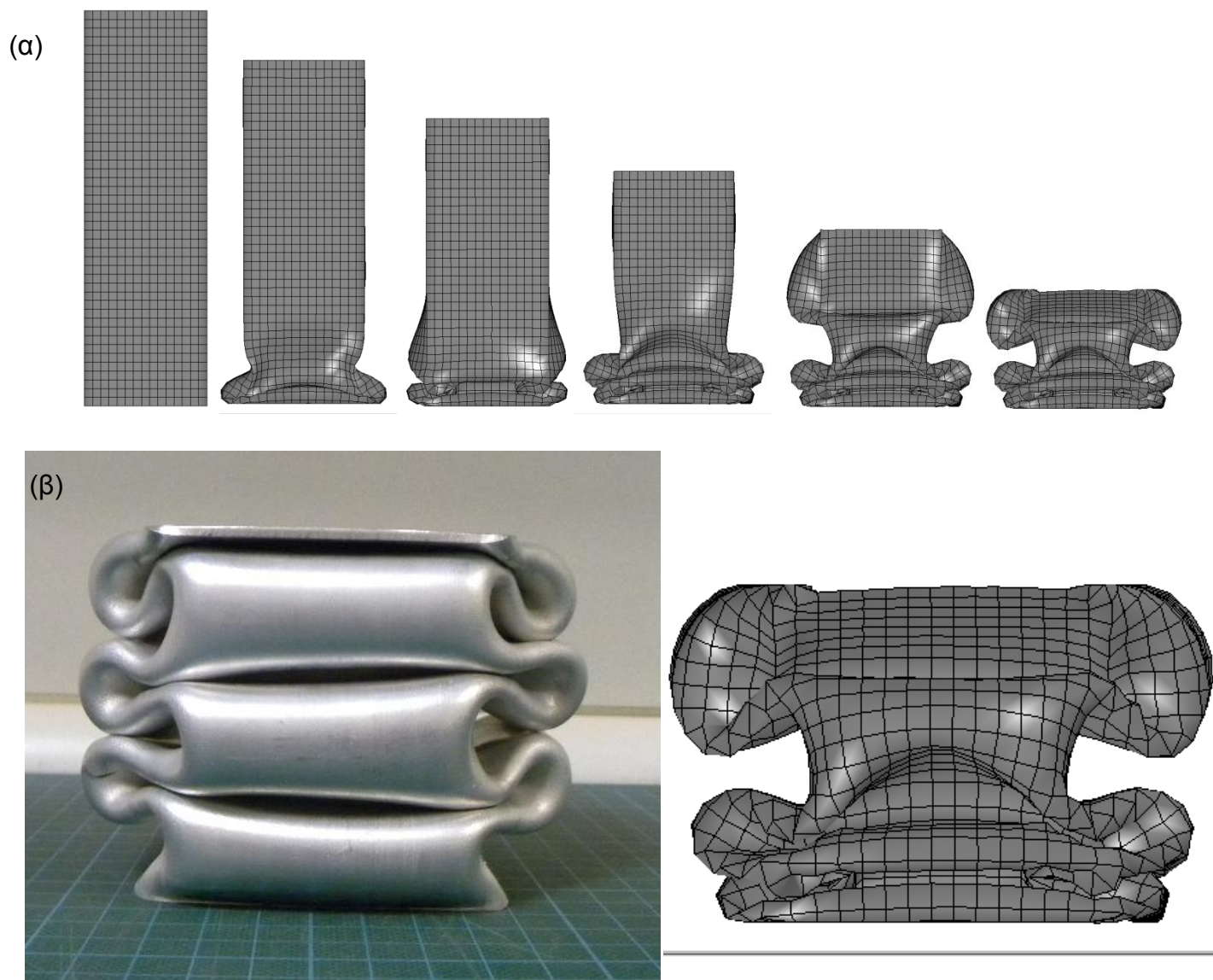
Η δοκιμή συμπίεσης πραγματοποιήθηκε σε ένα ή δύο δοκίμια κατά περίπτωση. Τα διαγράμματα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης, που προκύπτουν από την πειραματική δοκιμή και την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία παρατίθενται στη συνέχεια. Επιπλέον, παρουσιάζονται για όλα τα δείγματα τα διαδοχικά στάδια κατάρρευσης, όπως προκύπτουν από την επεξεργασία με τη χρήση του προγράμματος LS-Dyna, καθώς και συγκριτικές εικόνες μεταξύ εργαστηριακής δοκιμής και προσομοίωσης από την τελική κατάσταση του προφίλ.

5.2.1. Αποτελέσματα δοκιμών σε δείγματα που έχουν υποστεί βαφή σε νερό

Δείγματα χωρίς τεχνητή νήραση



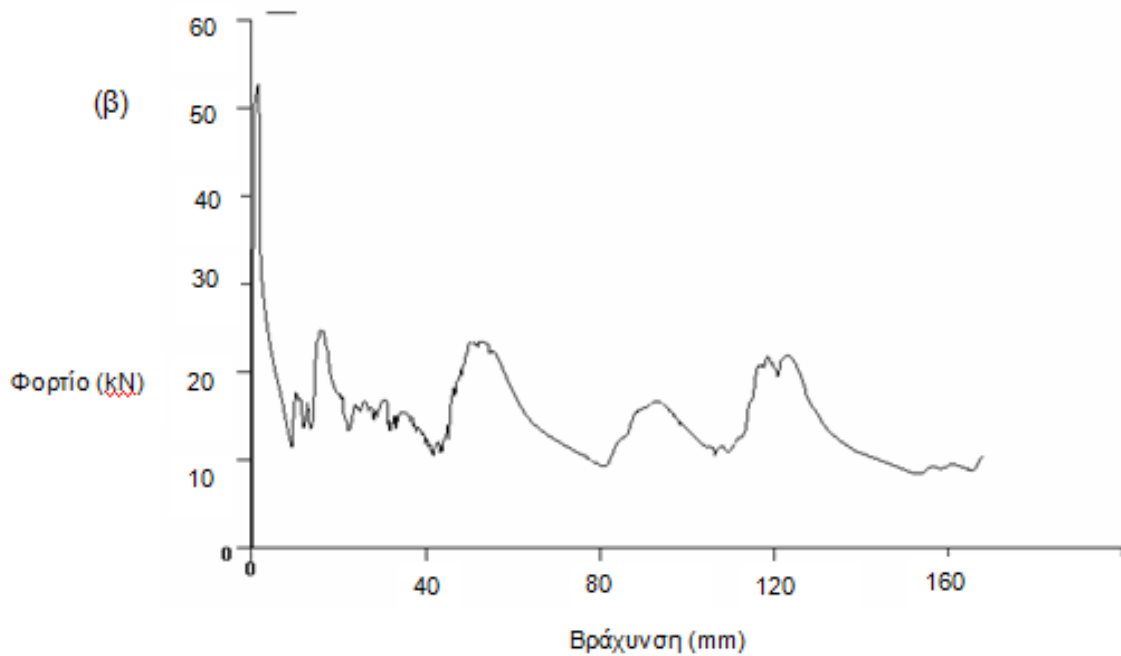
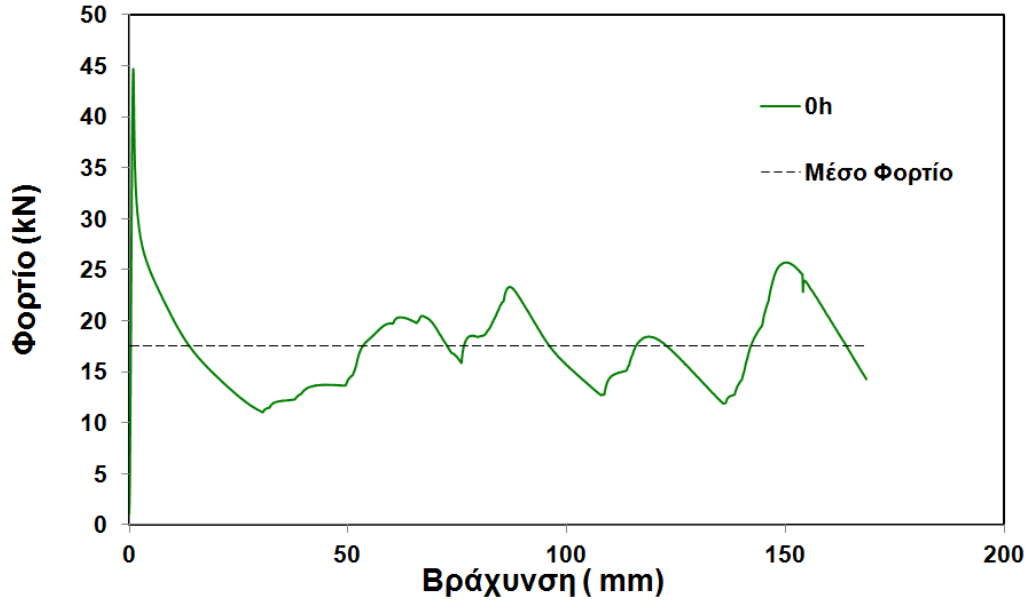
Εικόνα 20: Διάγραμμα θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία.



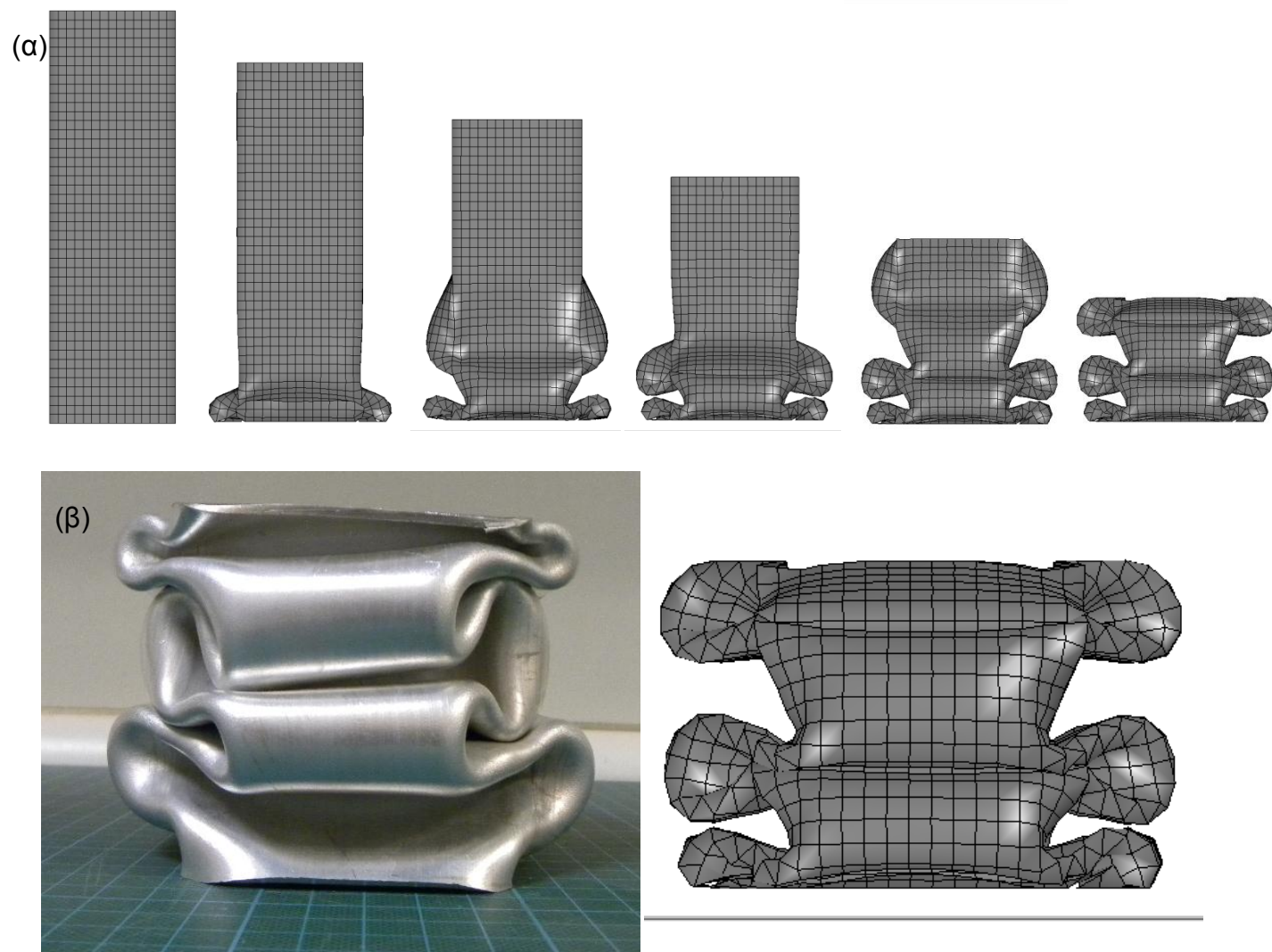
Εικόνα 21: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=0\text{h}$

(α)



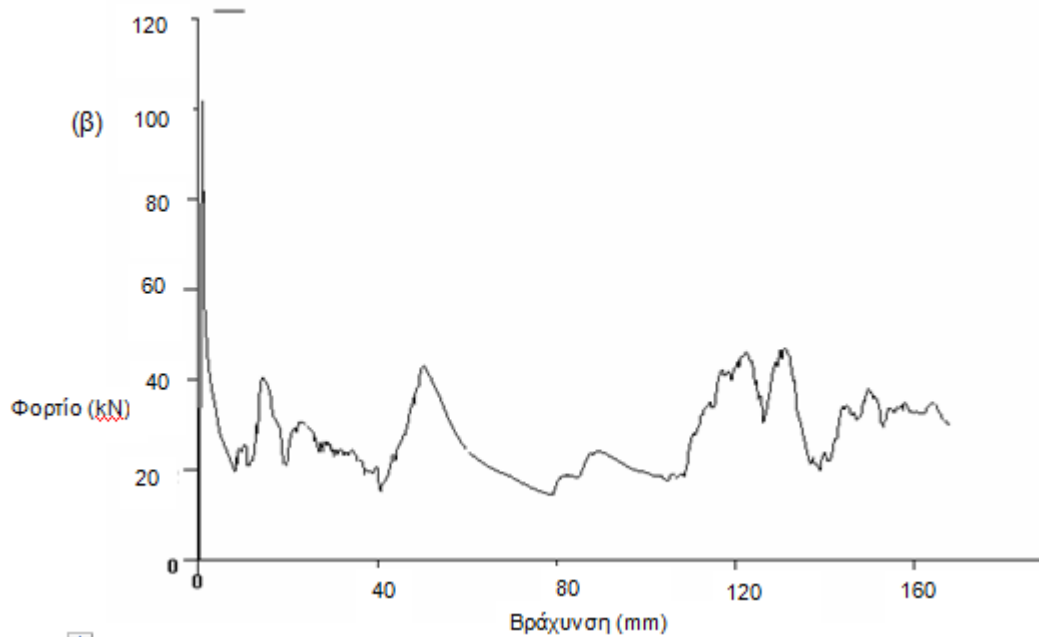
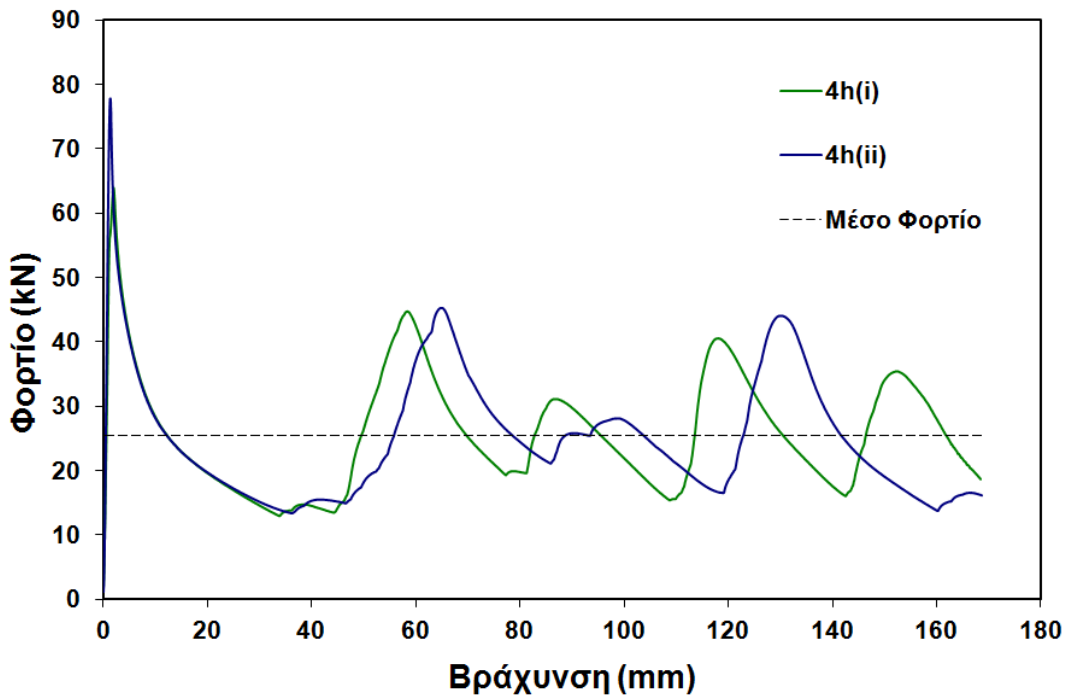
Εικόνα 22: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία.



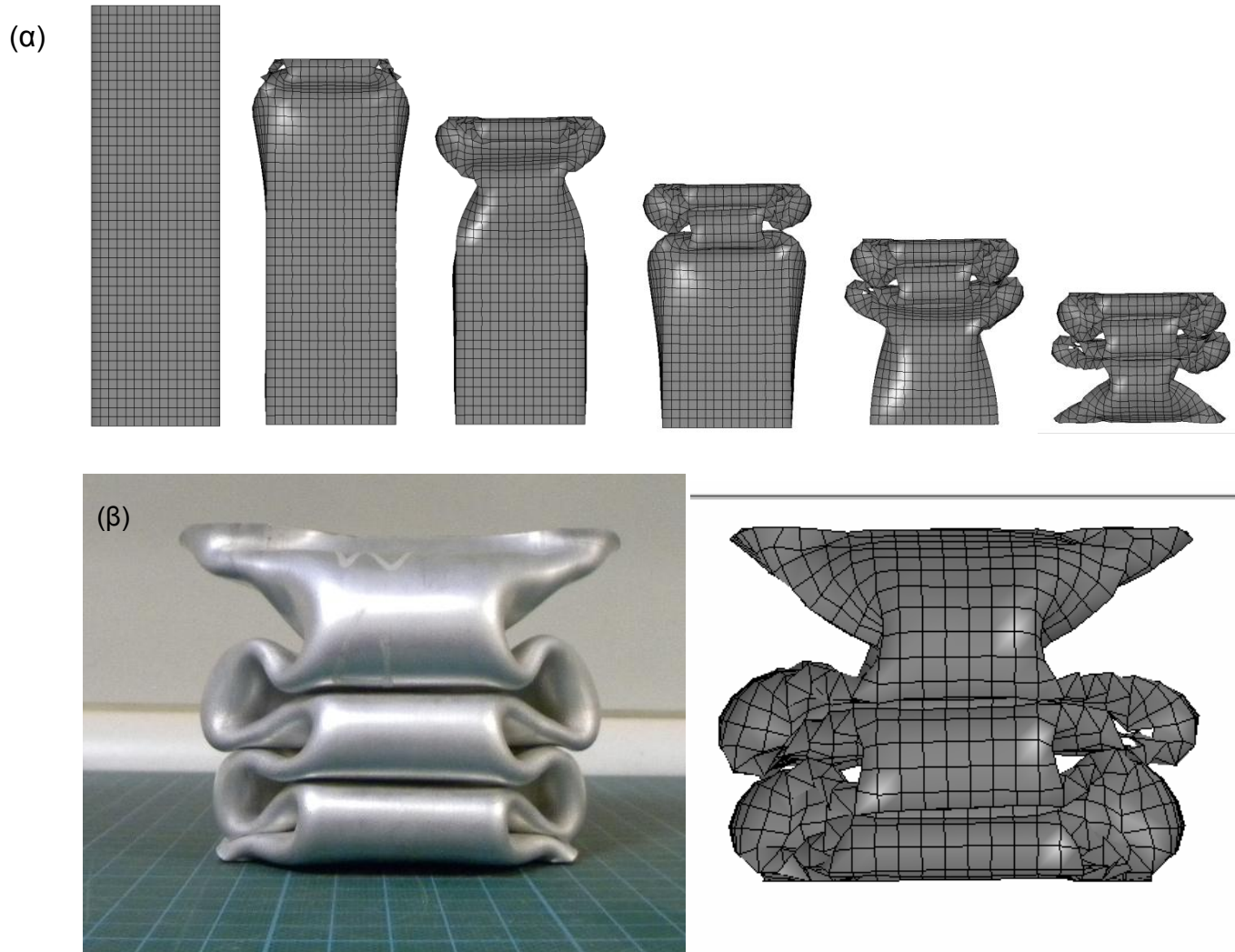
Εικόνα 23: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=4\text{h}$

(α)



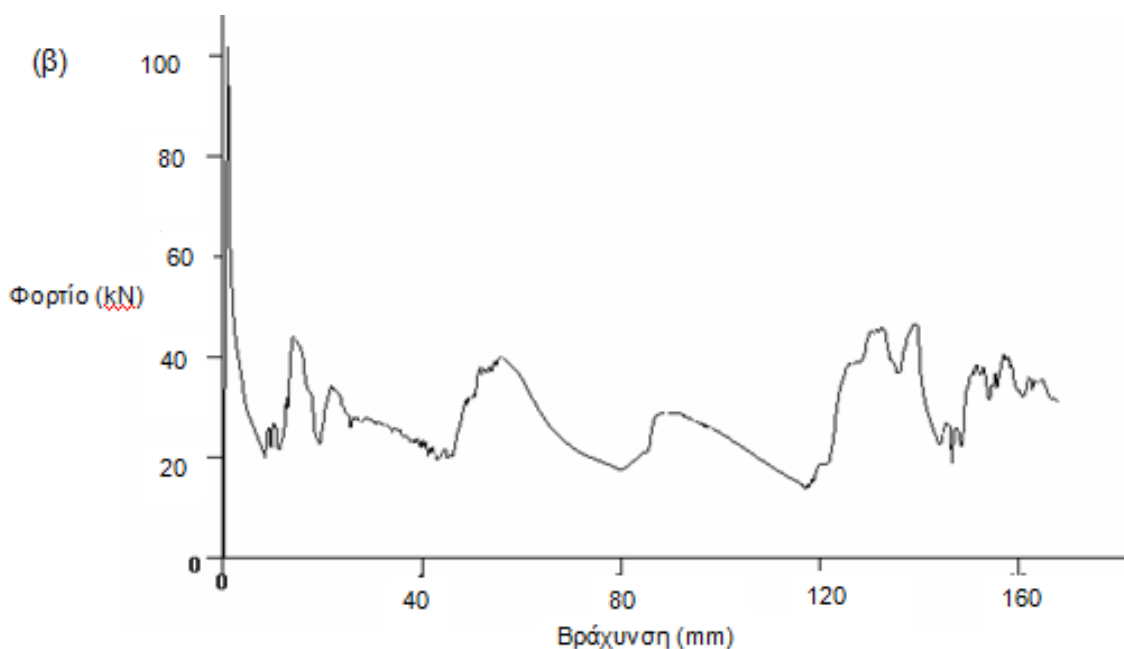
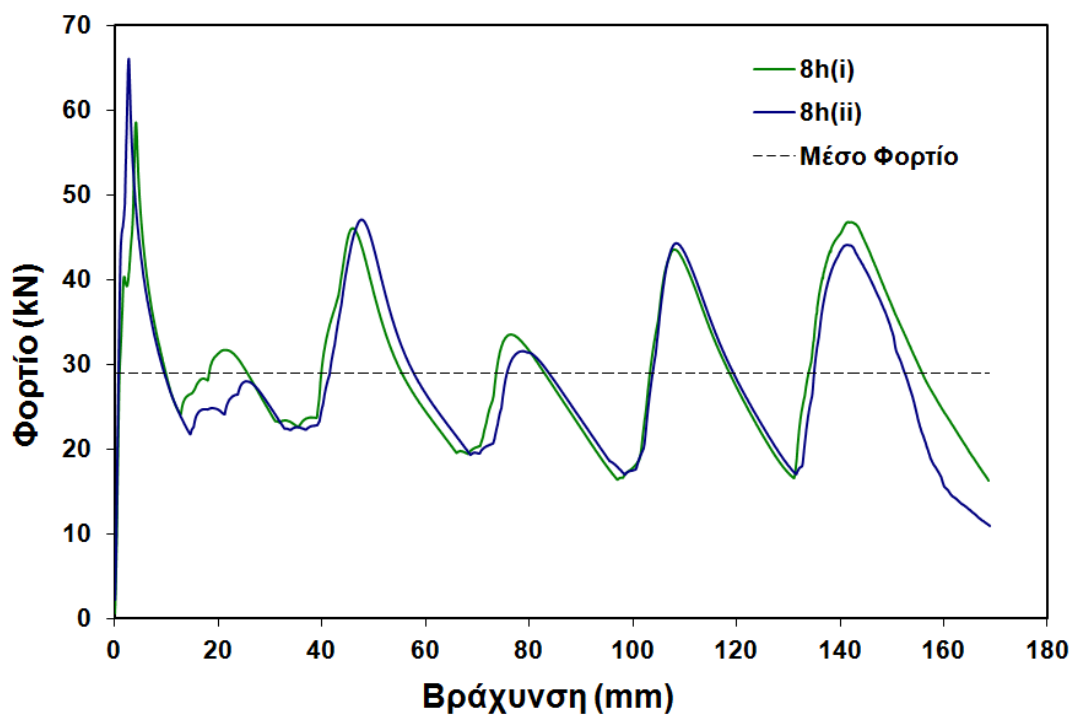
Εικόνα 24: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία.



Εικόνα 25: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

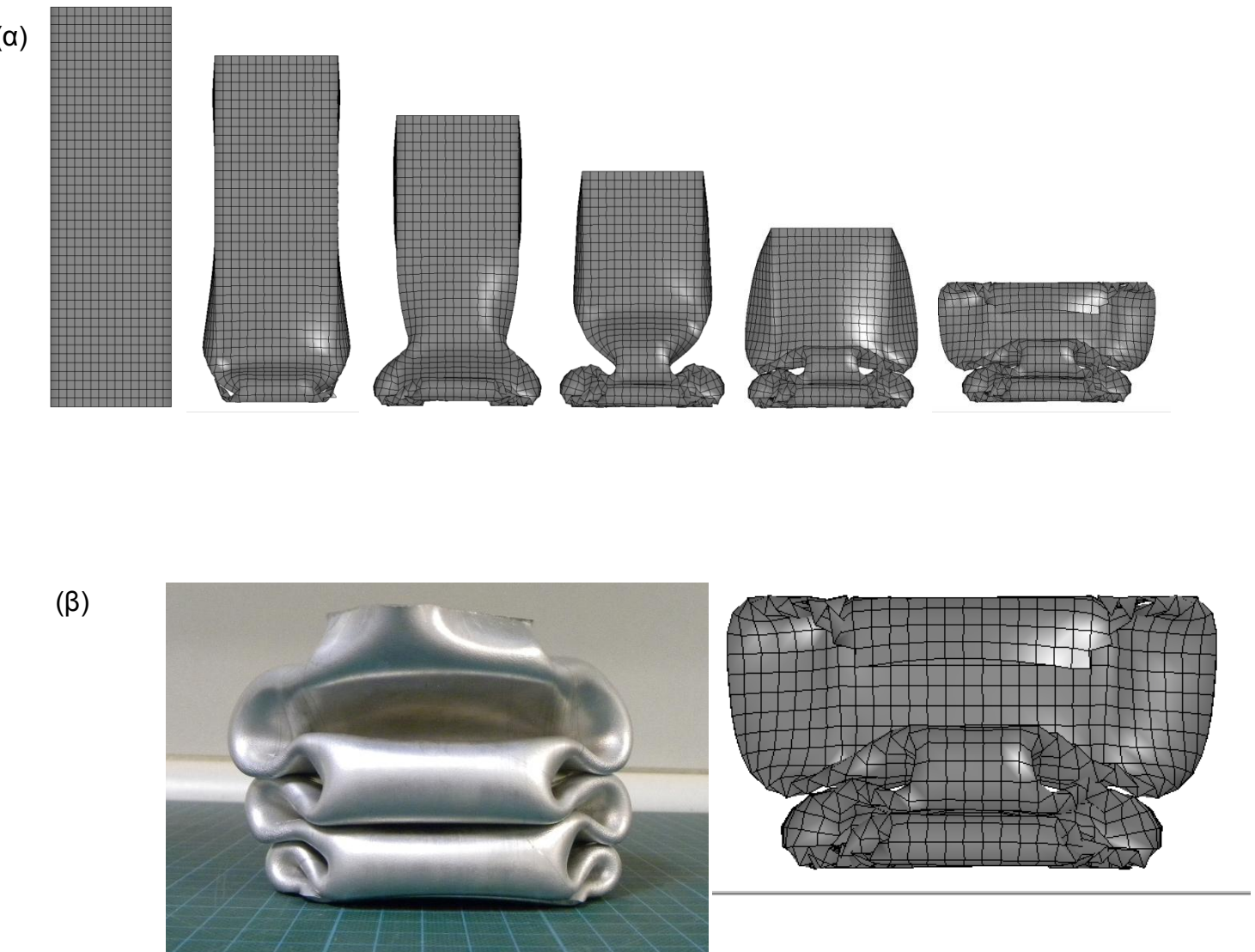
Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$

(α)



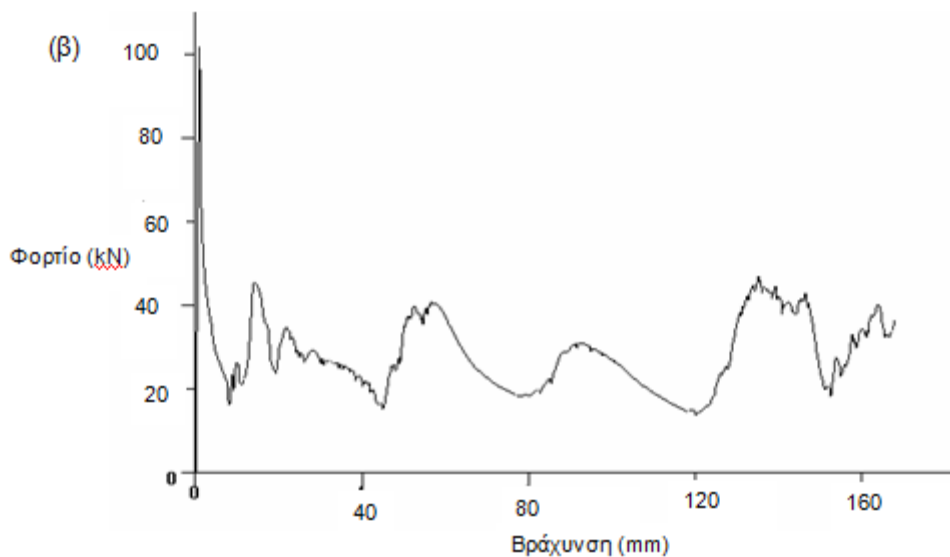
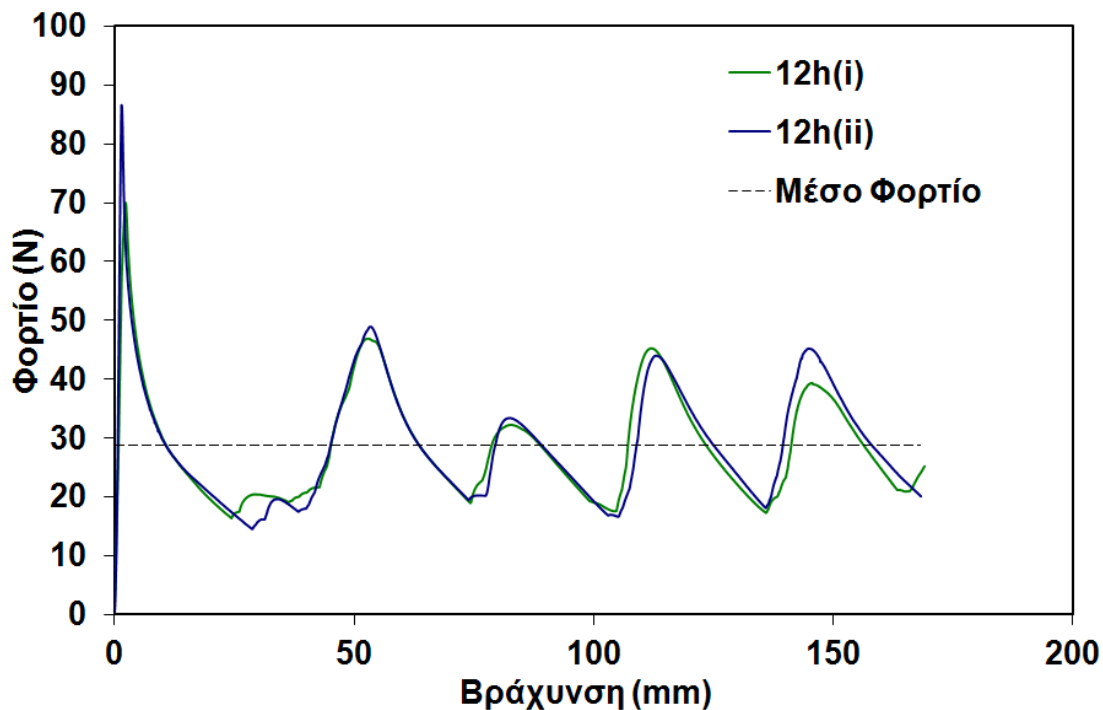
Εικόνα 26: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία

και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



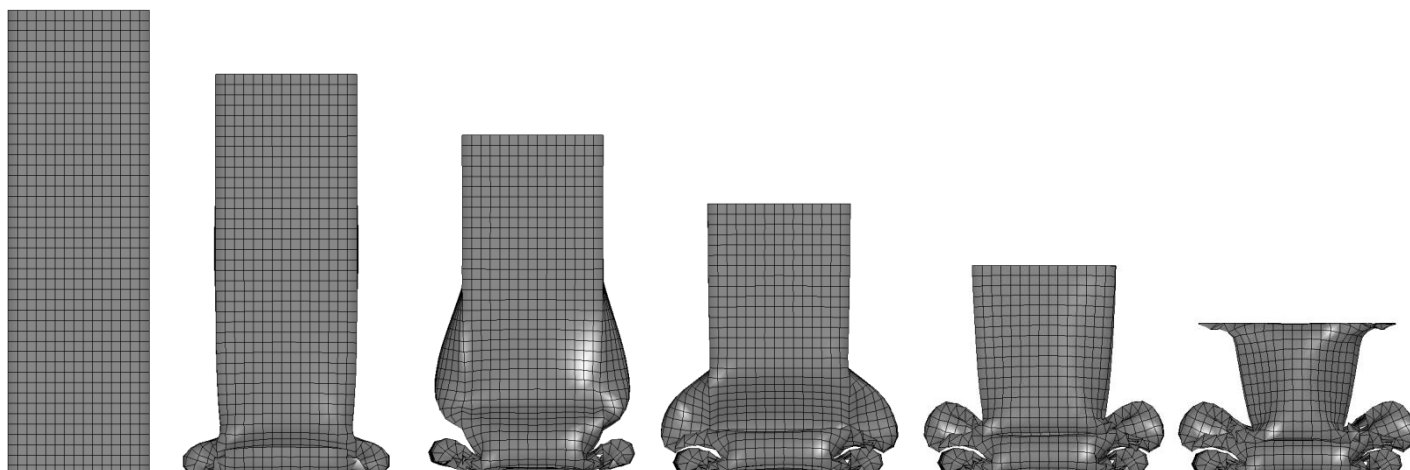
Εικόνα 27: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$

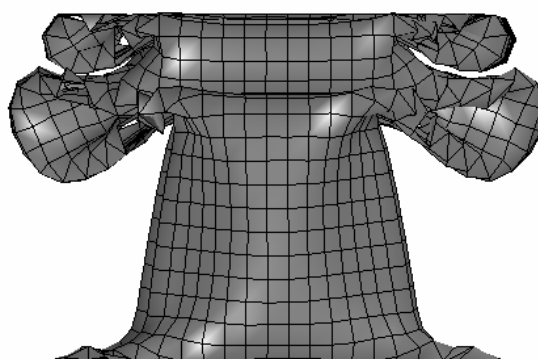


Εικόνα 28: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία

(α)

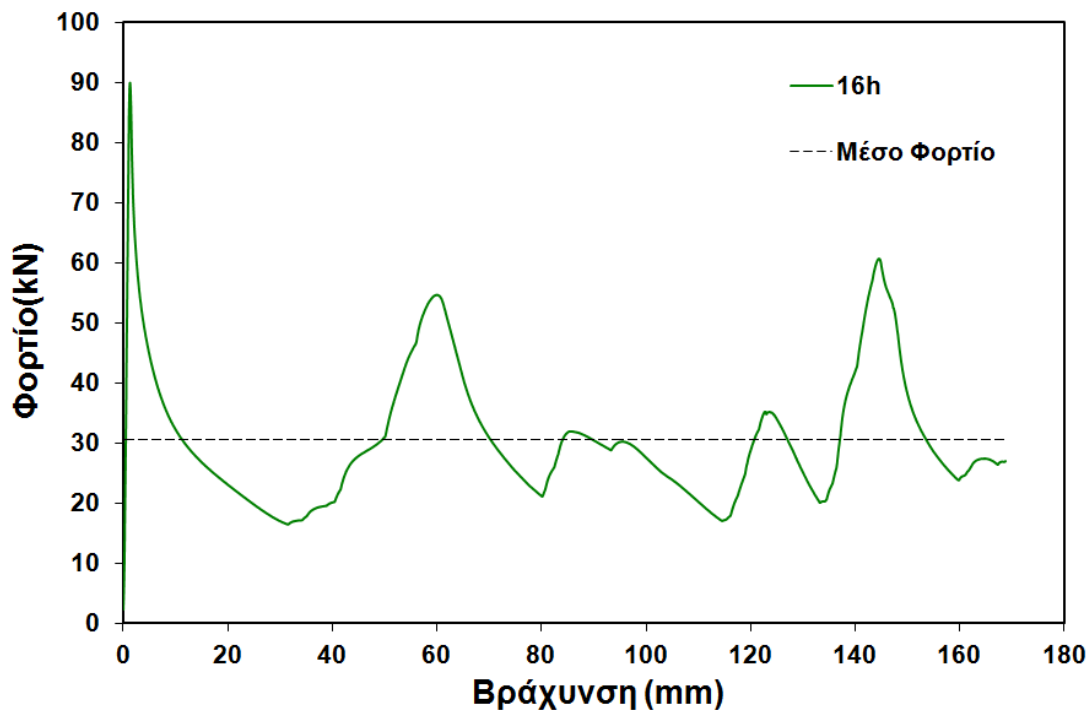


(β)



Εικόνα 29: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=16\text{h}$



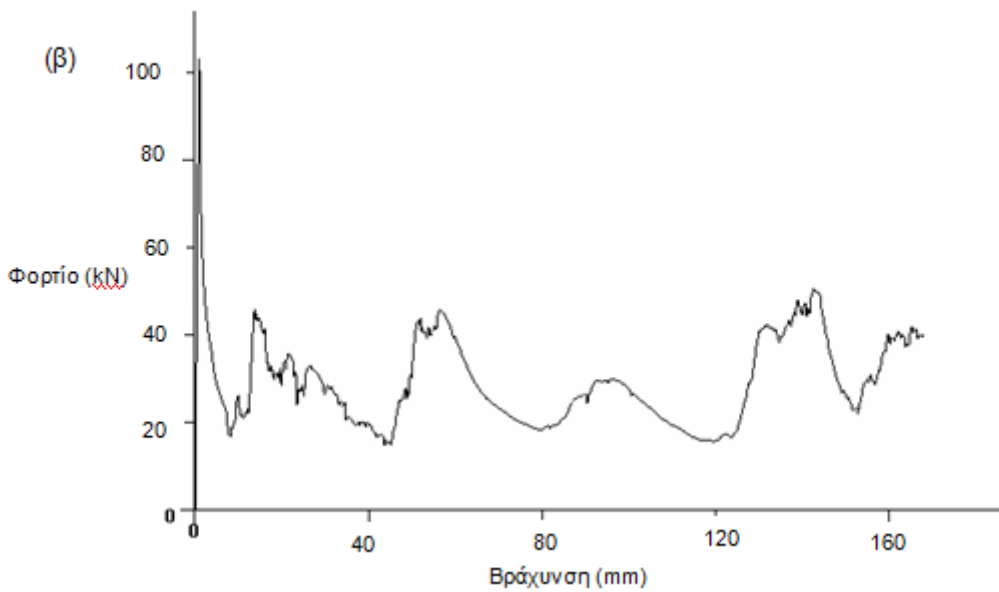
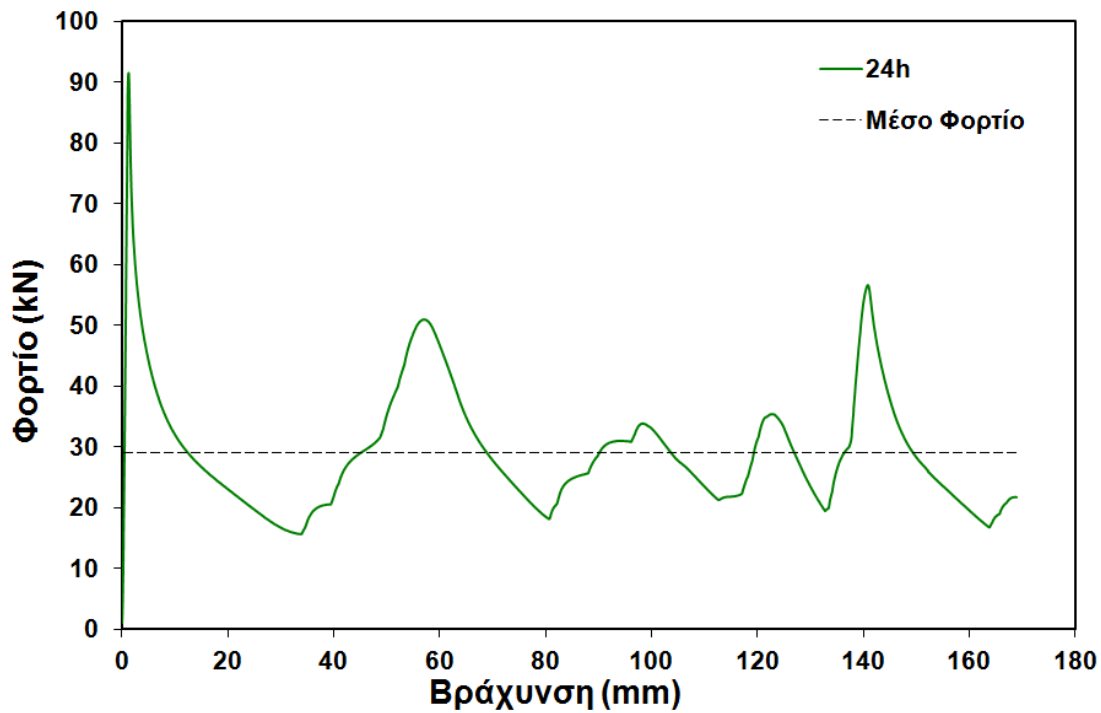
Εικόνα 30: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης για το προφίλ που έχει υποστεί βαφή σε νερό και διάρκεια δευτέρου σταδίου γήρανσης 16h.



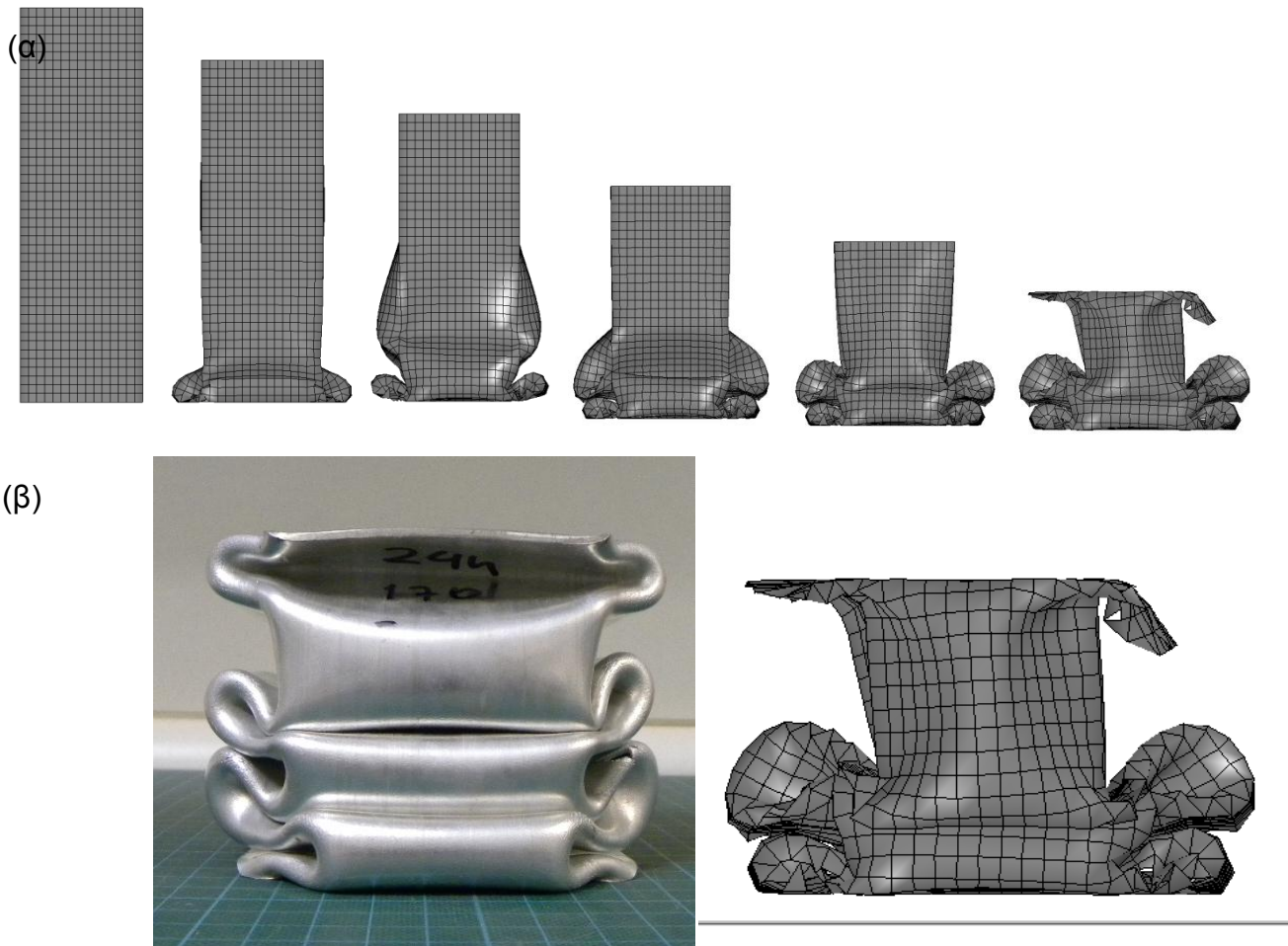
Εικόνα 31: μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=24\text{h}$

(α)



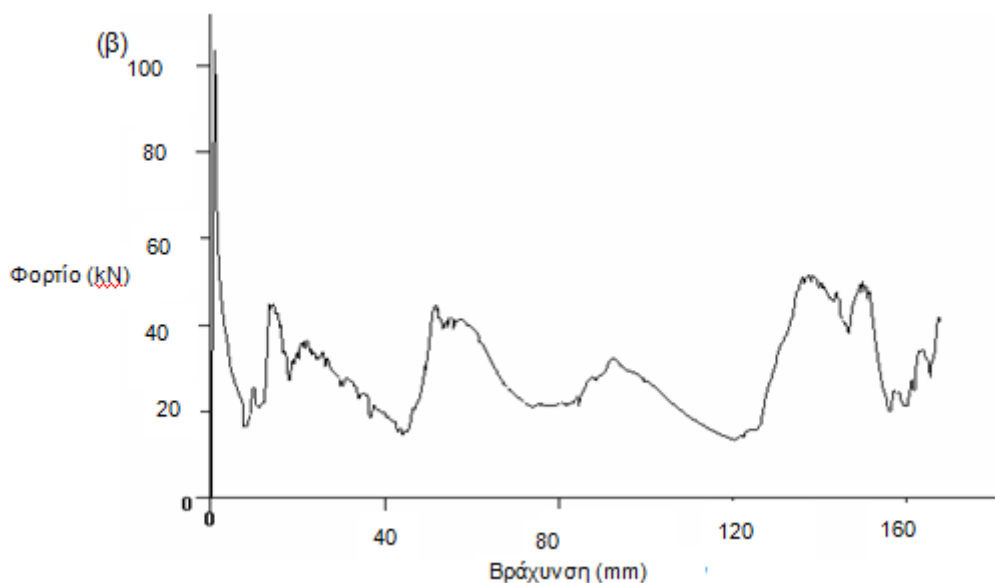
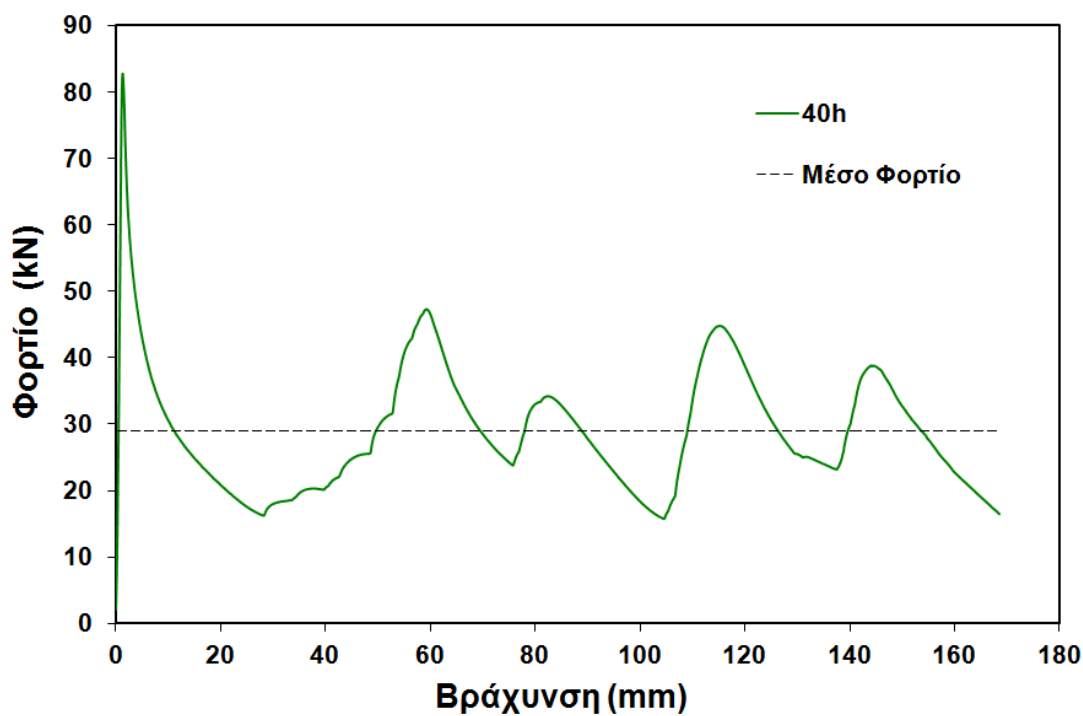
Εικόνα 32: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



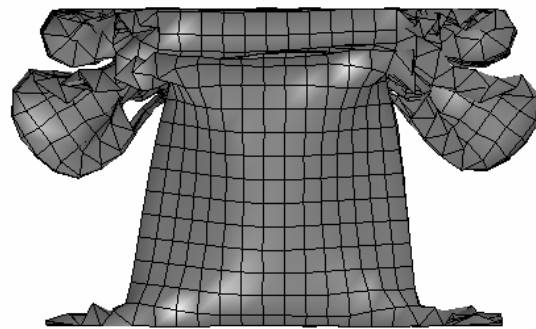
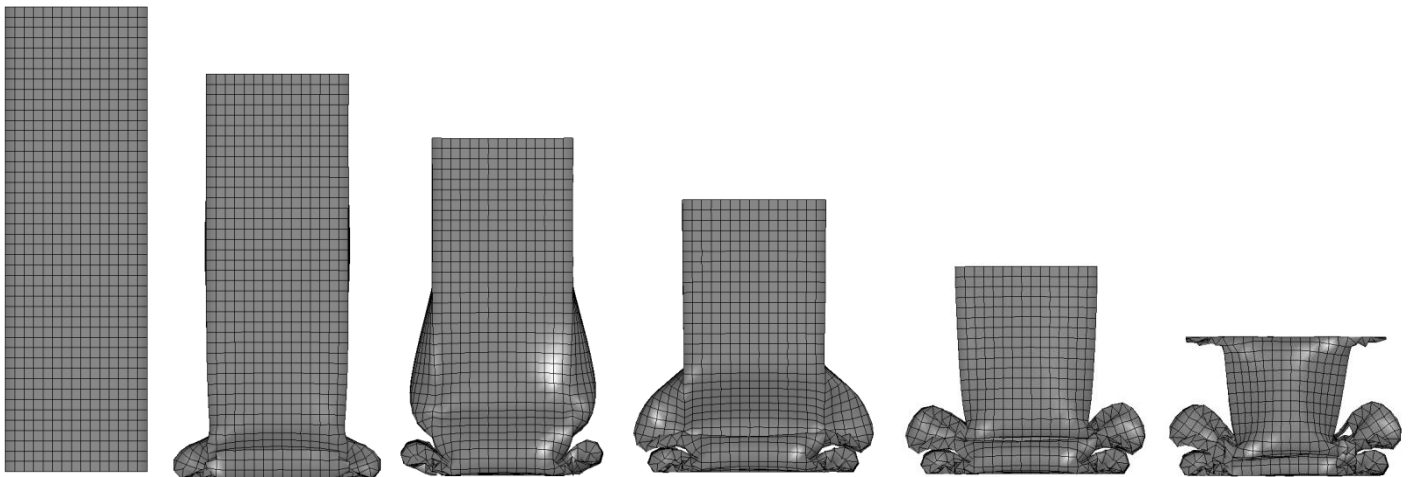
Εικόνα 33: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=40\text{h}$

(α)



Εικόνα 34: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία

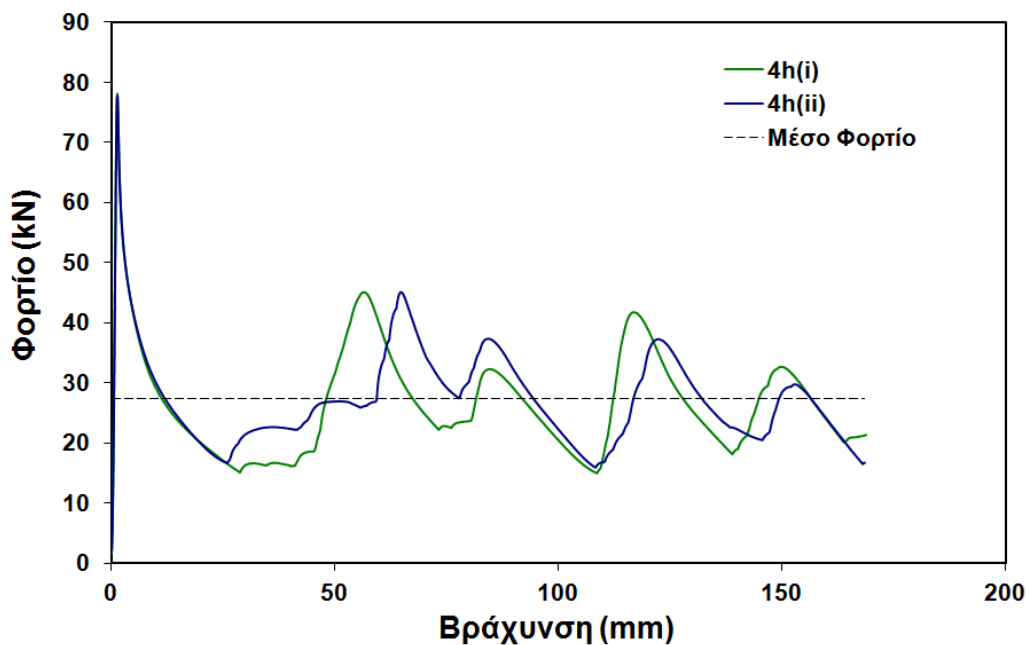


(β)

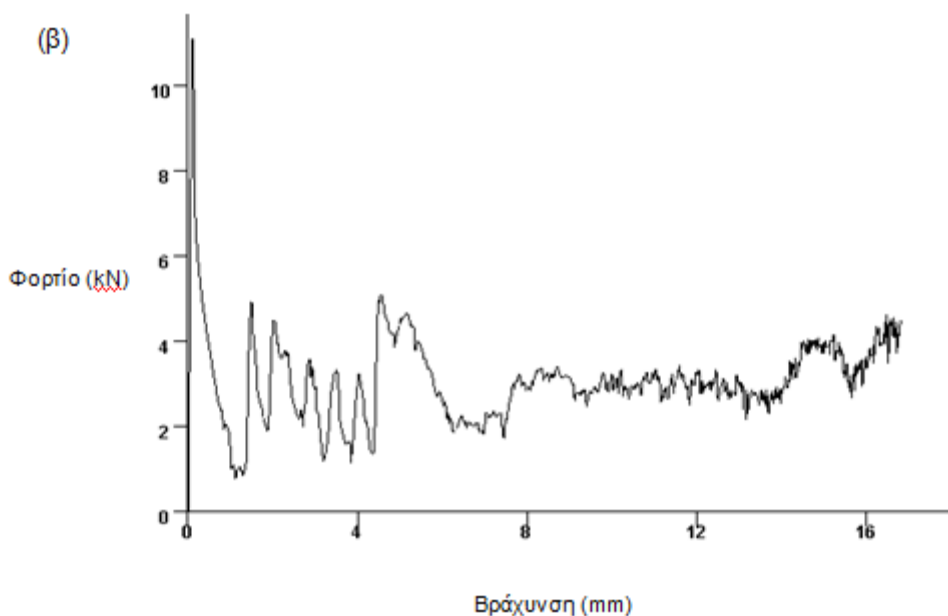
Εικόνα 35: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^{\circ}\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^{\circ}\text{C}$, $t_2=4\text{h}$

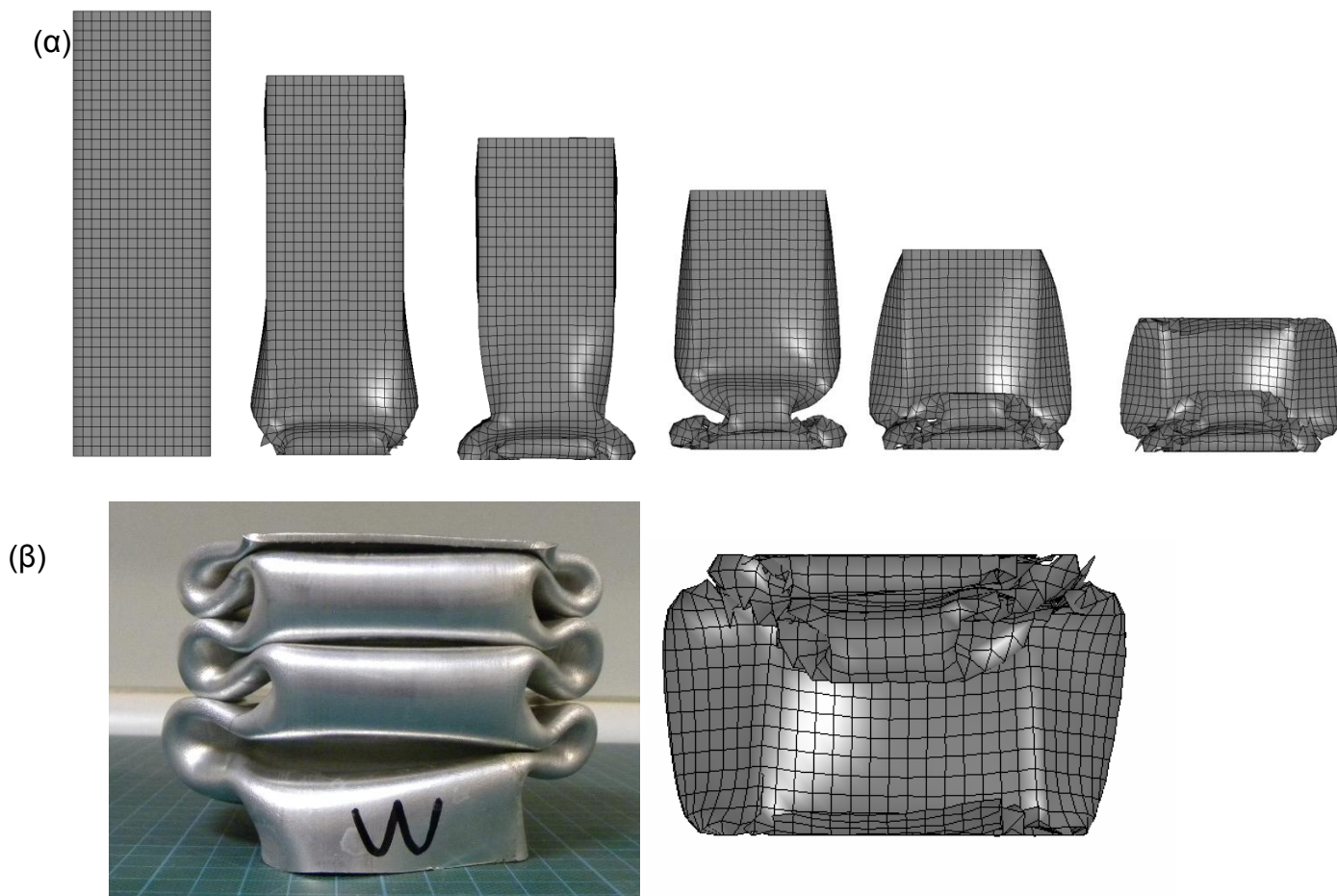
(α)



(β)

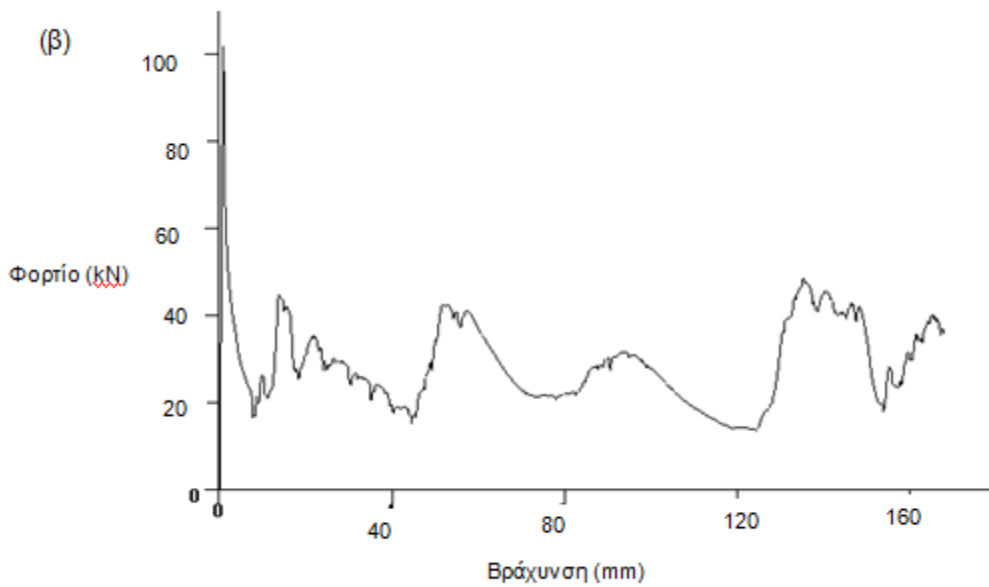
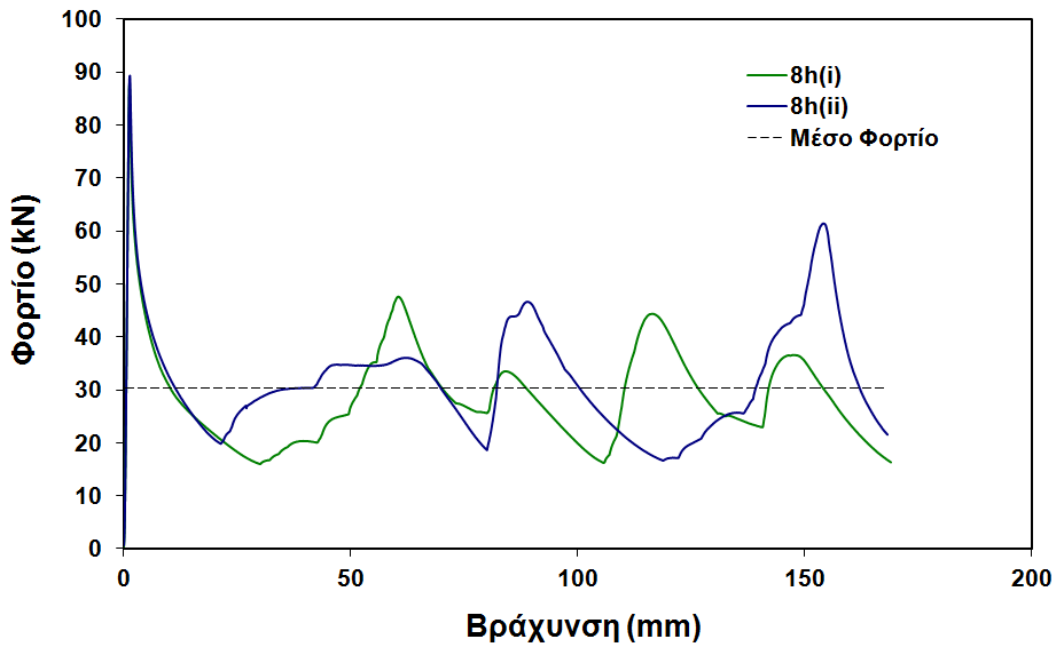


Εικόνα 36: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία

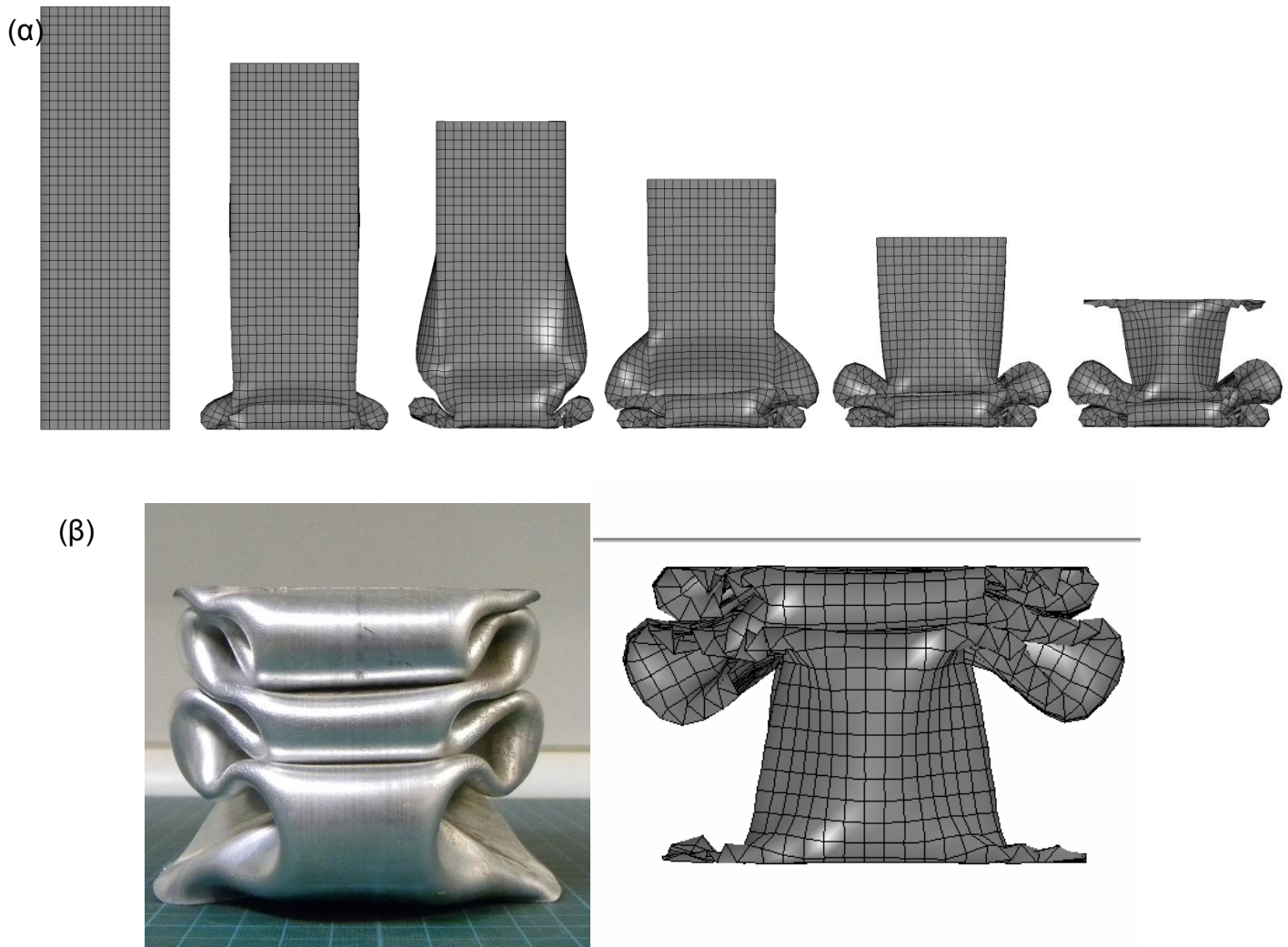


Εικόνα 37: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$

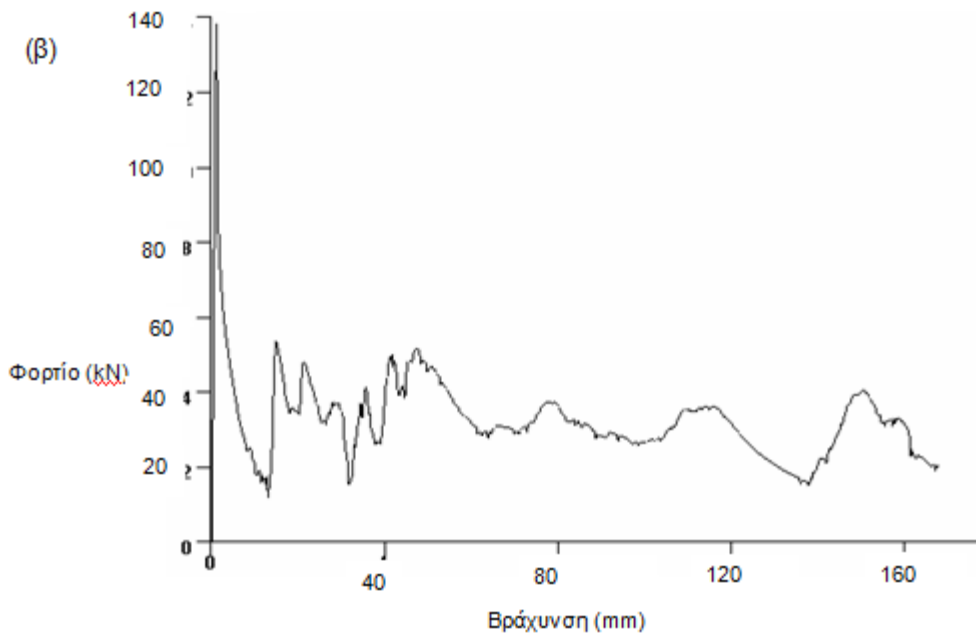
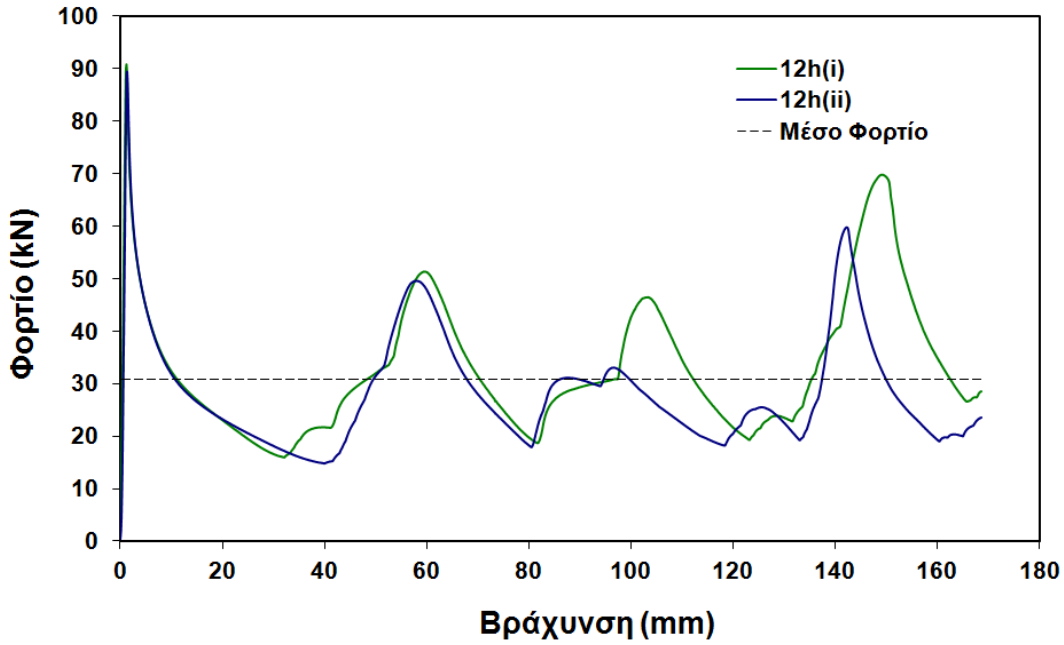


Εικόνα 38: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



Εικόνα 39: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$



Εικόνα 40: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία

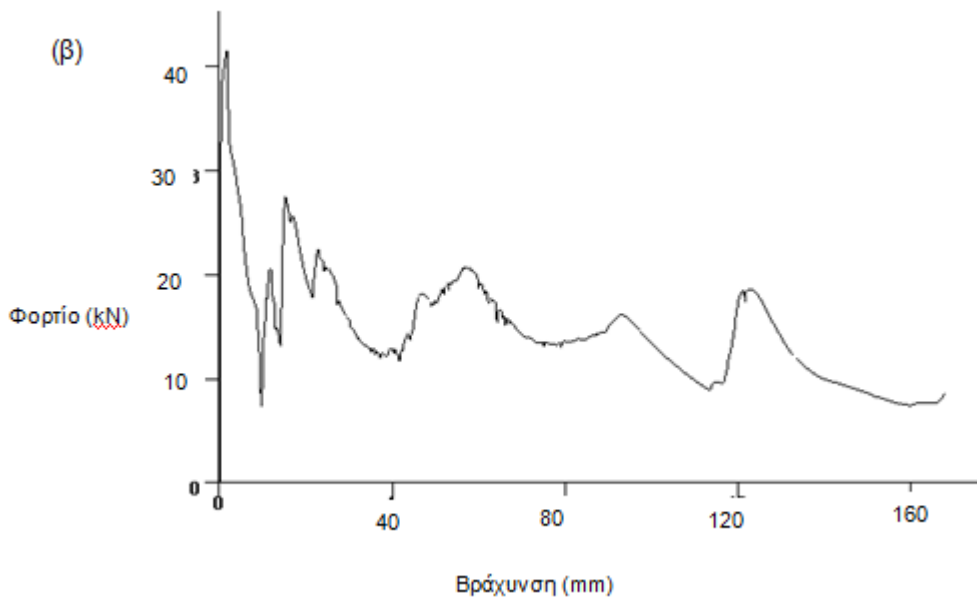
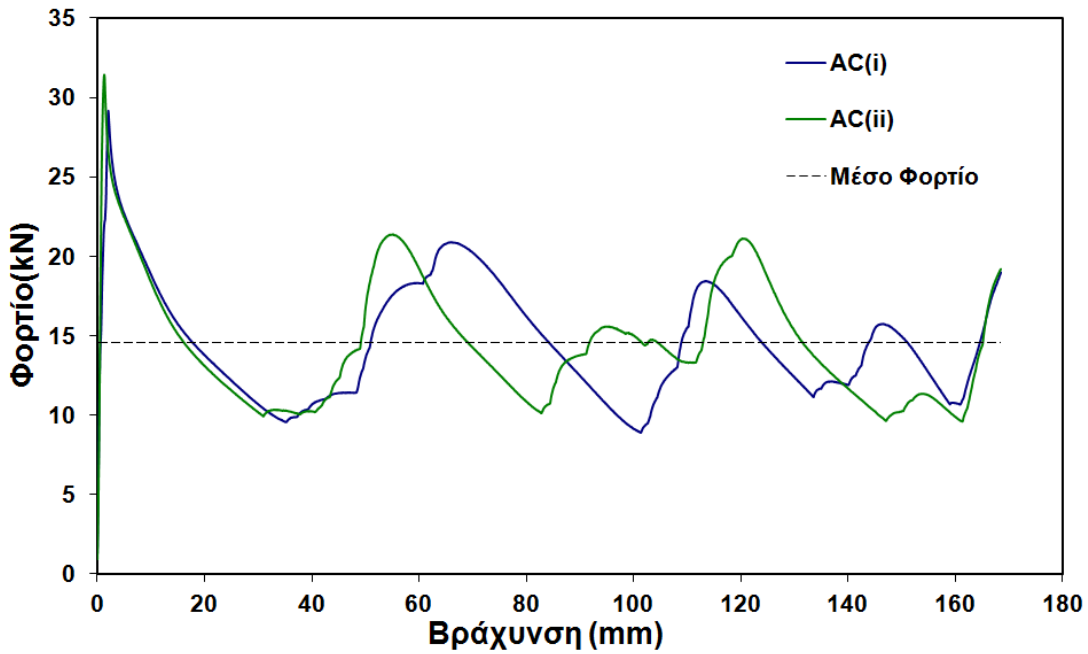


Εικόνα 41: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

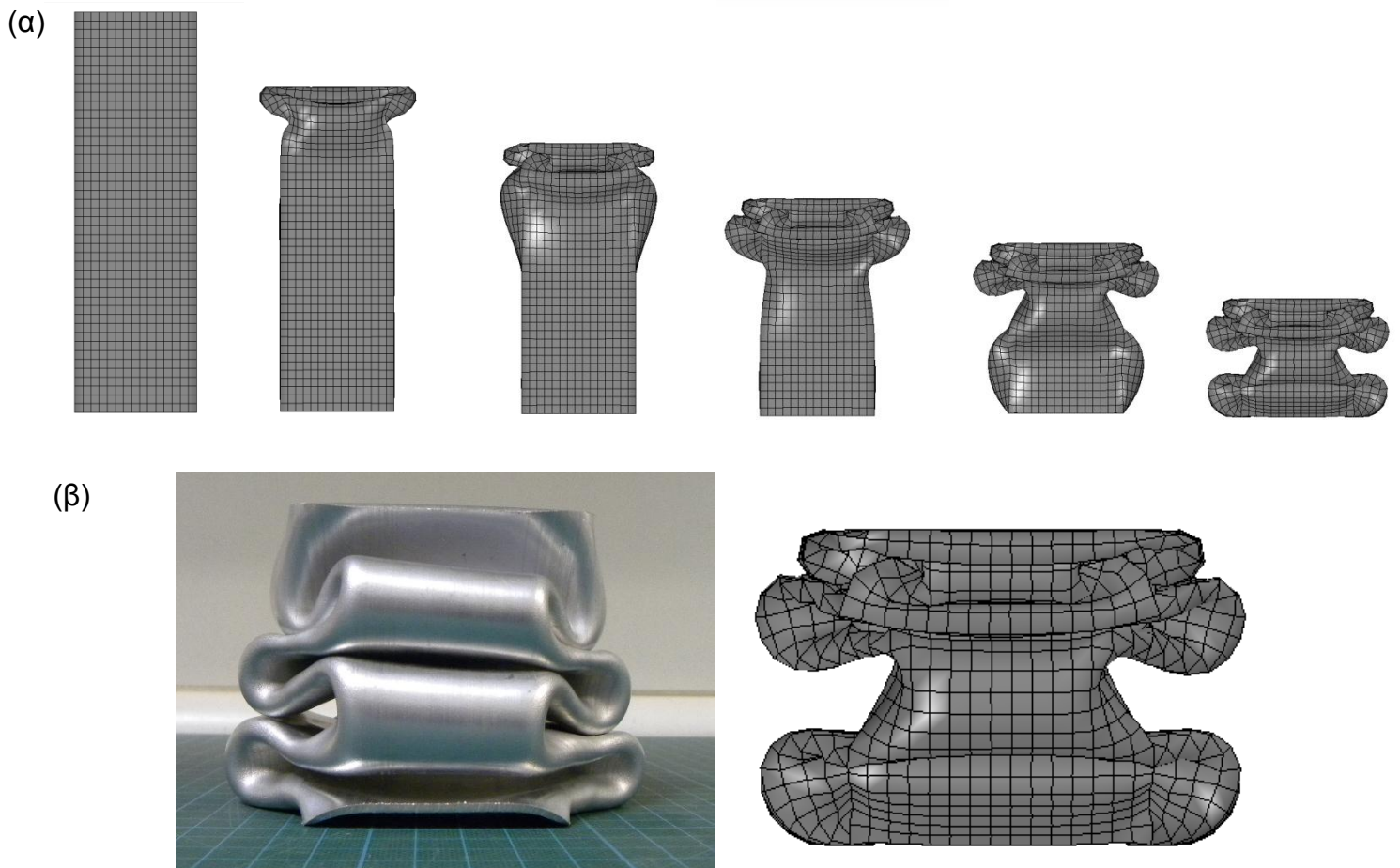
5.2.2 Αποτελέσματα δοκιμών με δειγμάτων με ψύξη στον αέρα

Δείγματα με ψύξη στον αέρα

.(α)



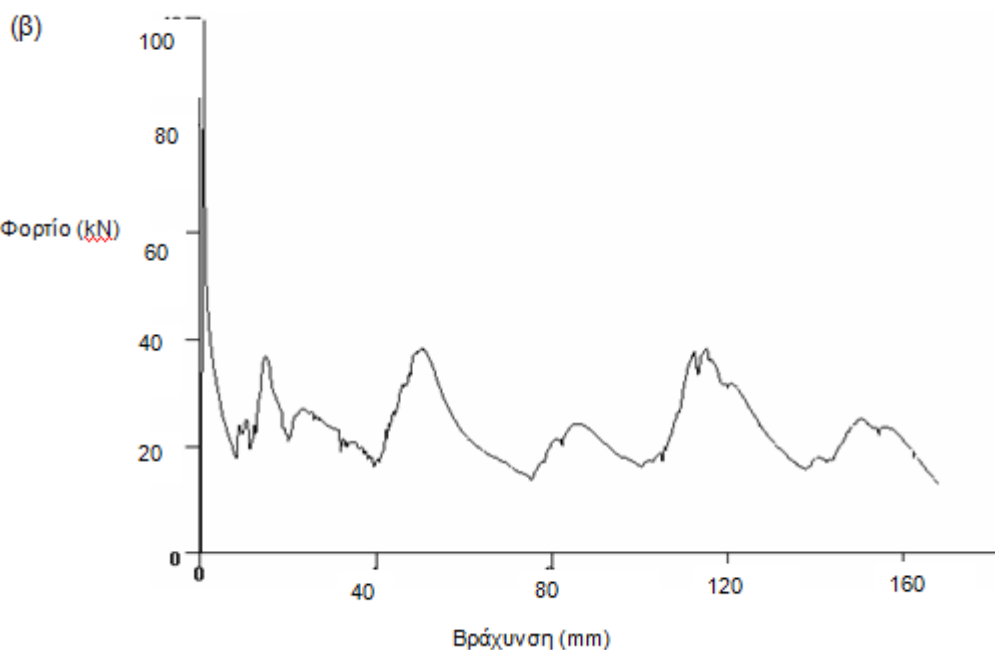
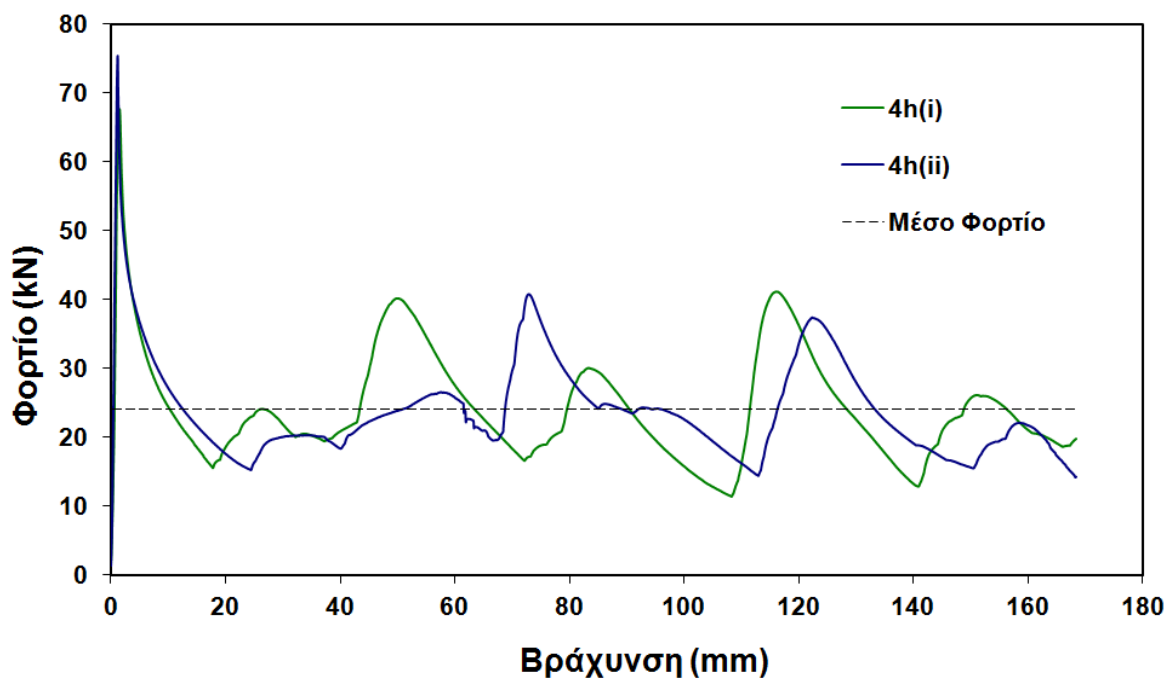
Εικόνα 42: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



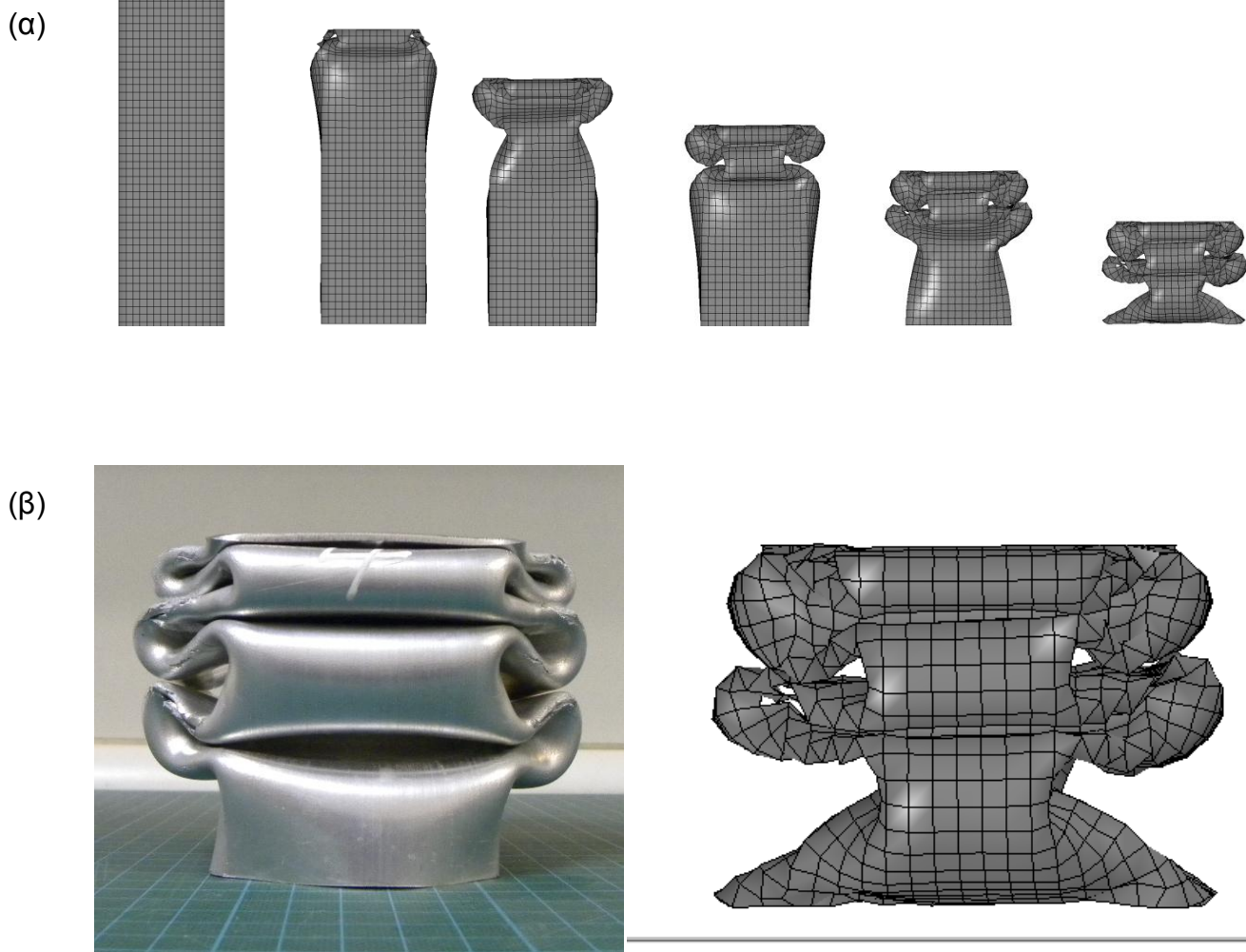
Εικόνα 43: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^{\circ}\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^{\circ}\text{C}$, $t_2=4\text{h}$

(α)



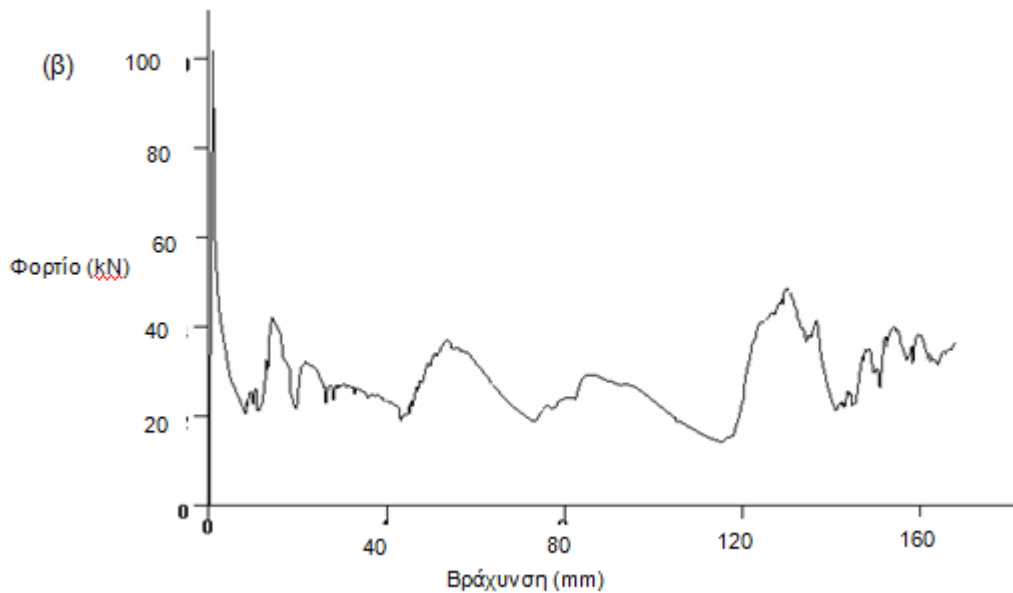
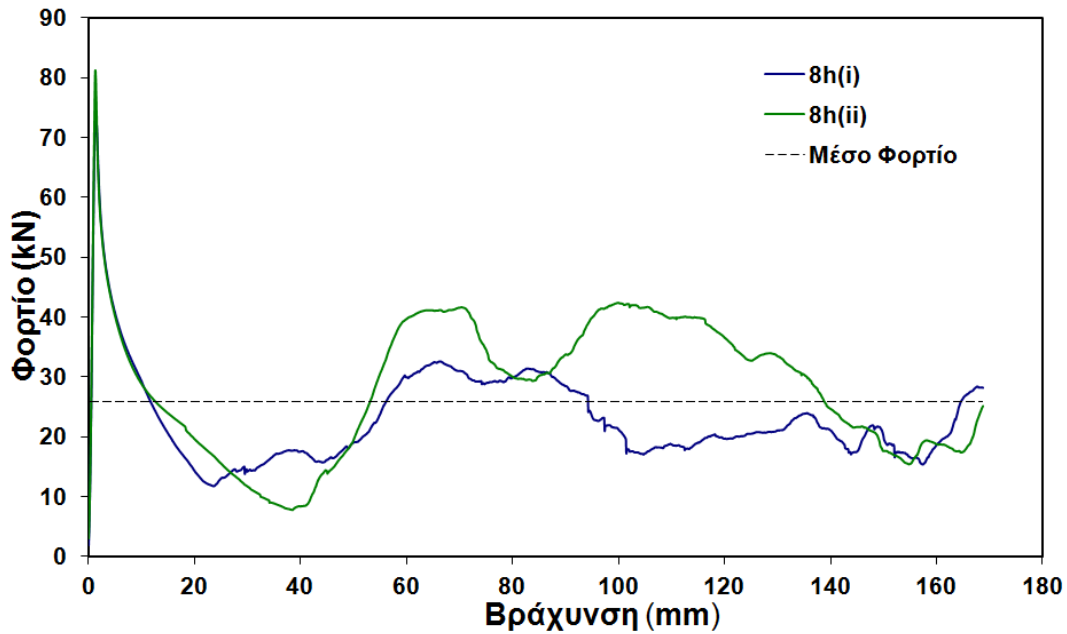
Εικόνα 44: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης για το προφίλ που έχει υποστεί ψύξη στον αέρα και διάρκεια δευτέρου σταδίου γήρανσης 4h



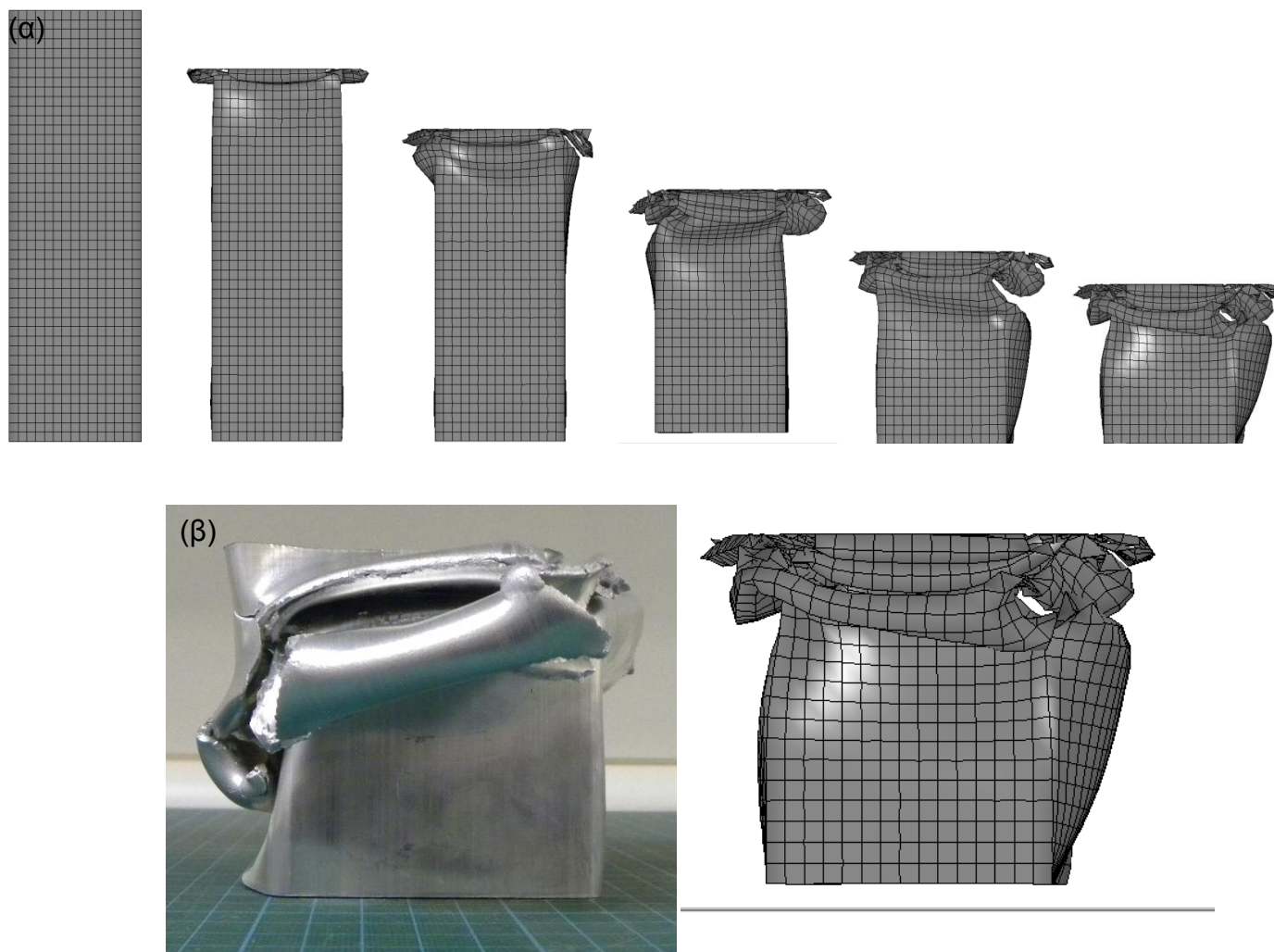
Εικόνα 45: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$

(α)



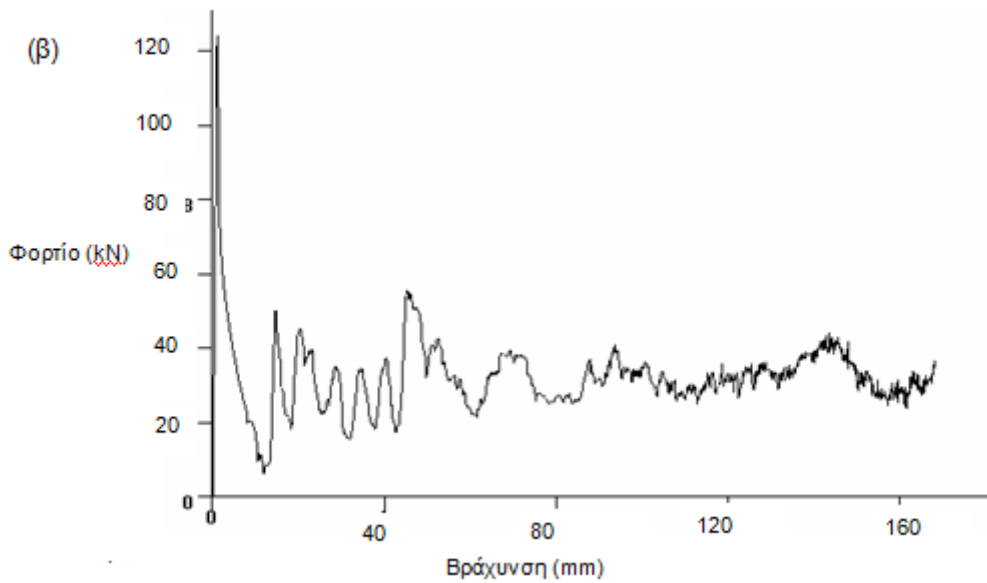
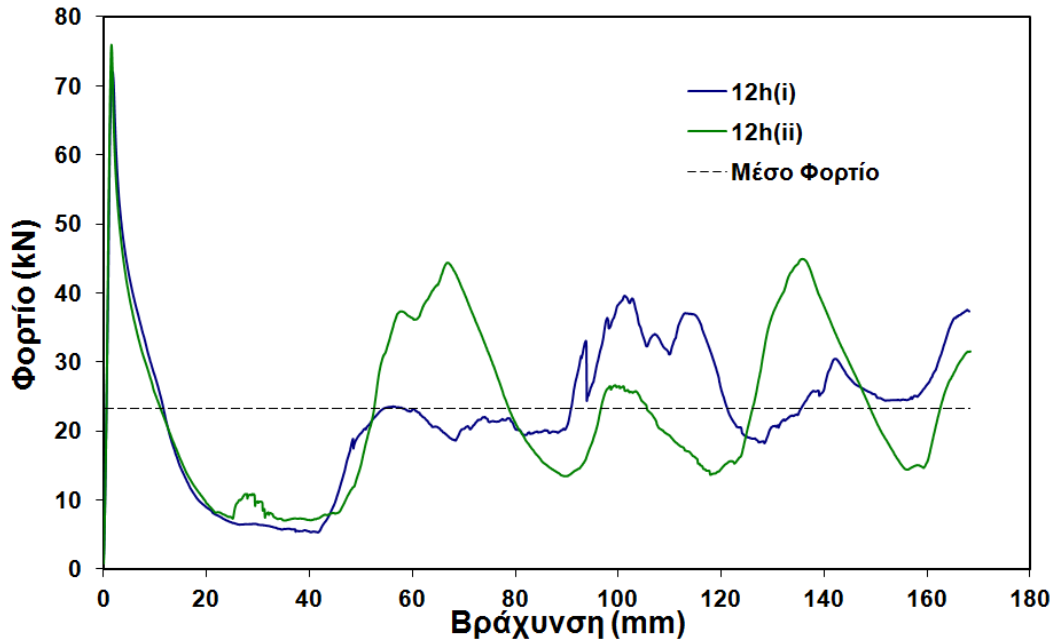
Εικόνα 46: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



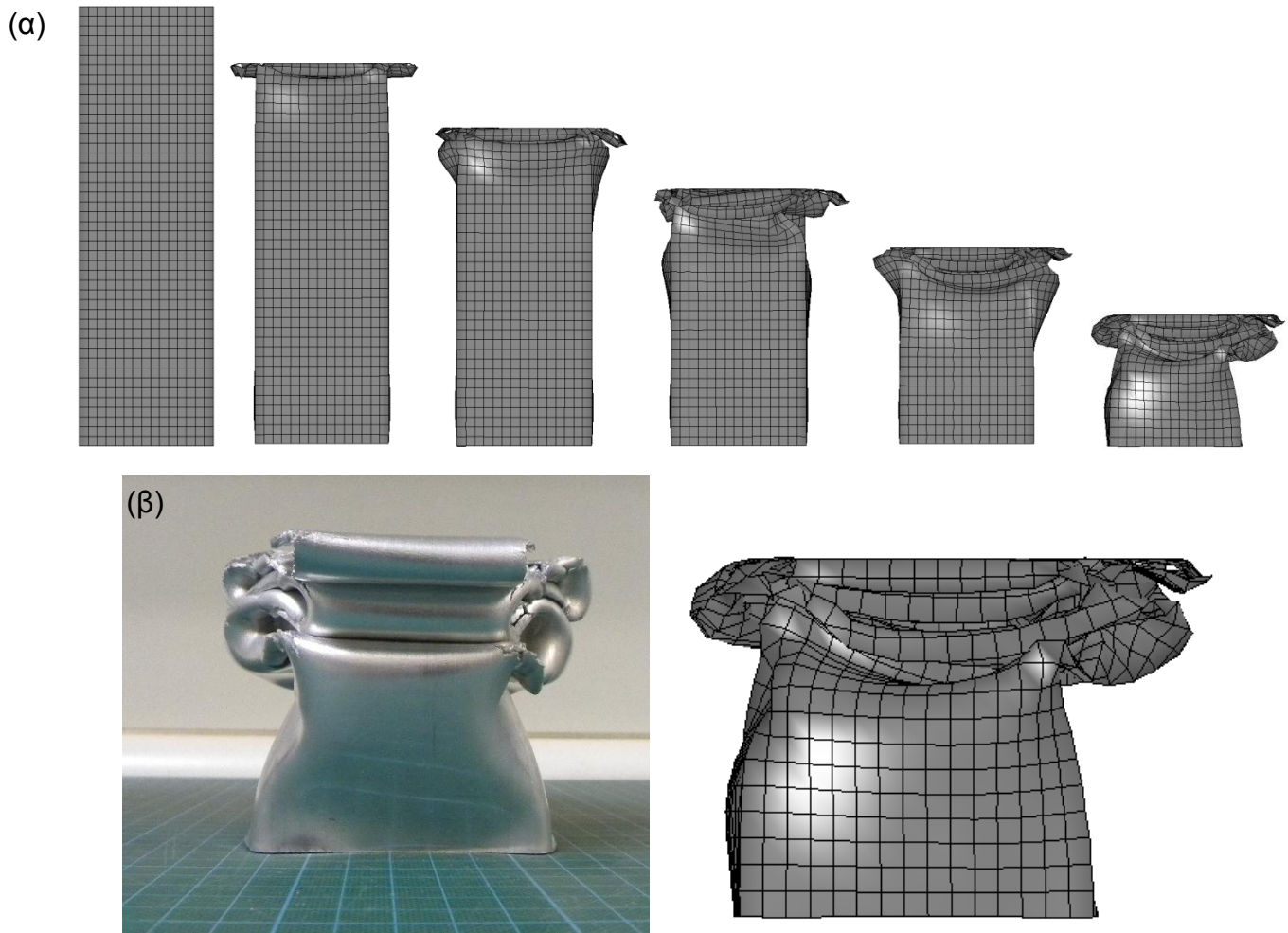
Εικόνα 47: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$

(α)

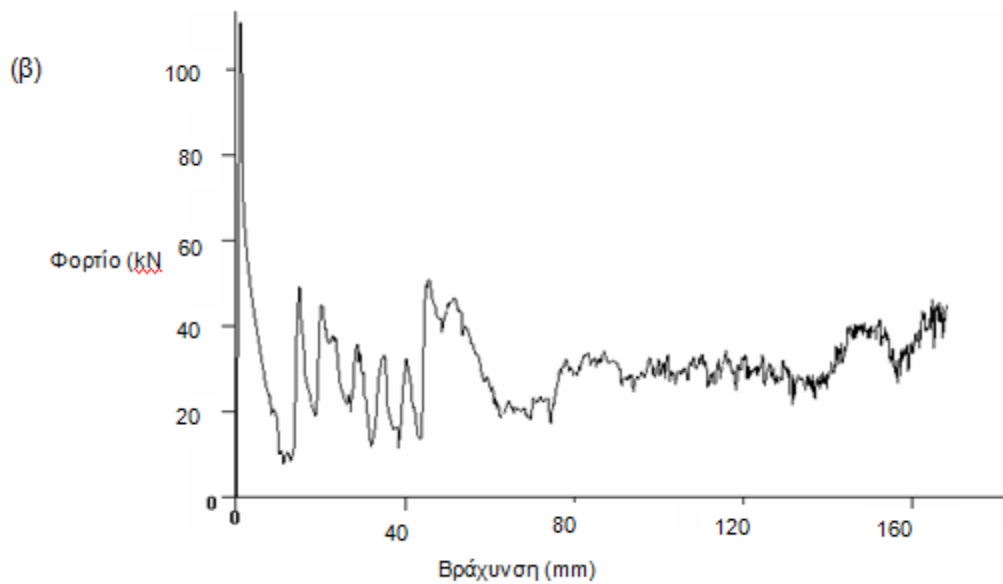
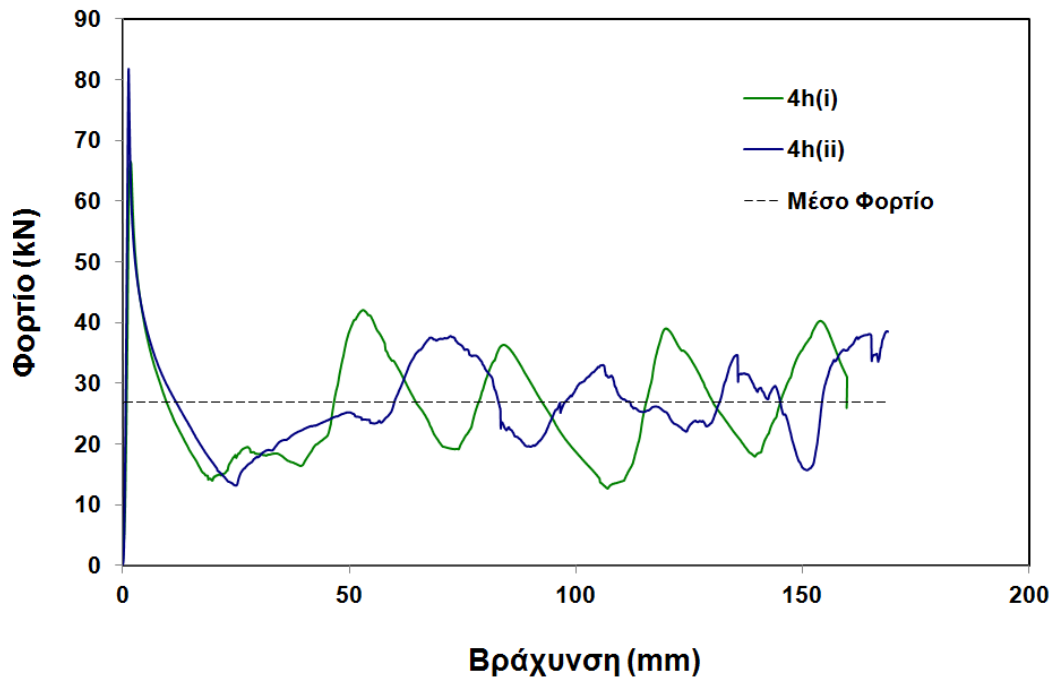


Εικόνα 48: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία

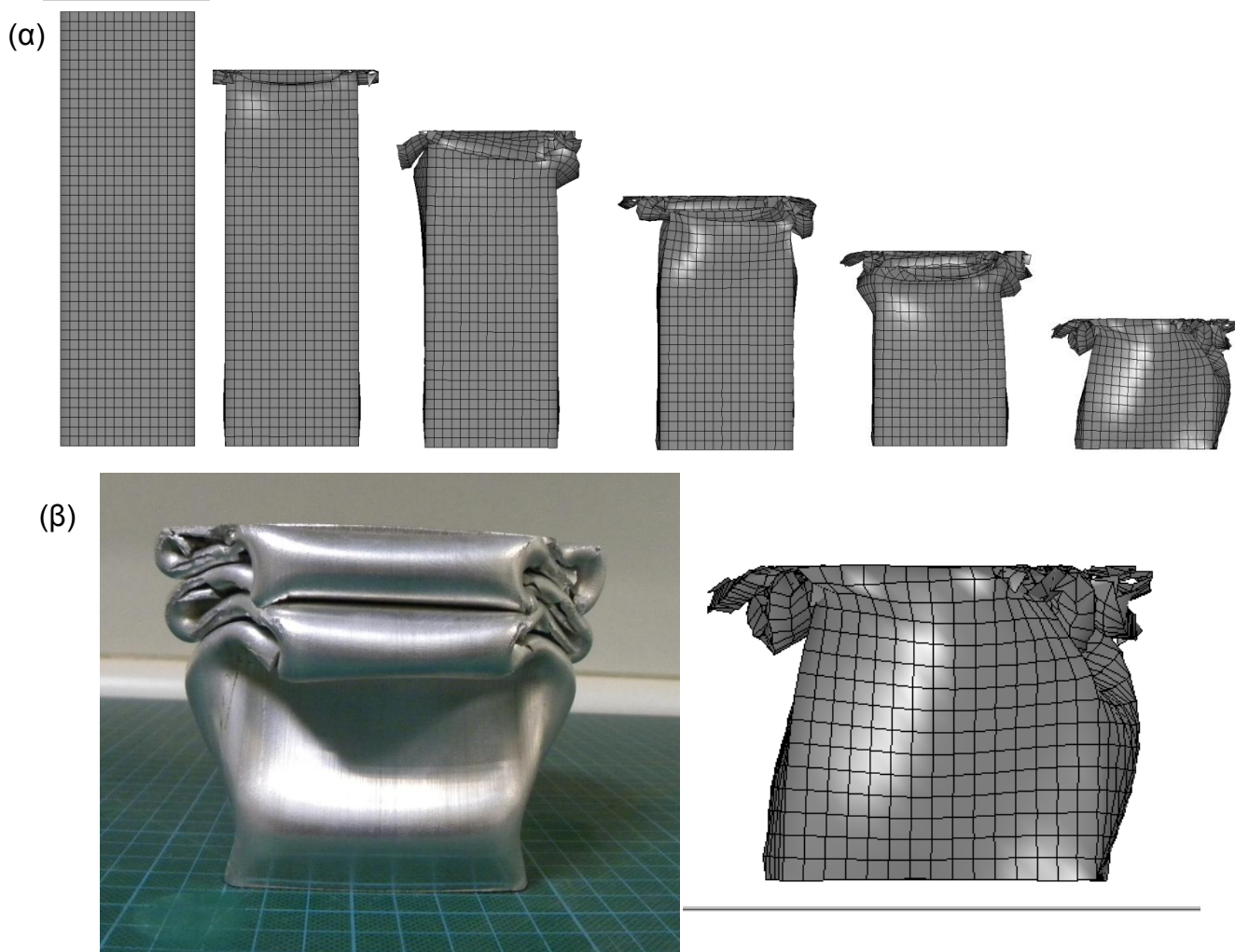


Εικόνα 49: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=4\text{h}$



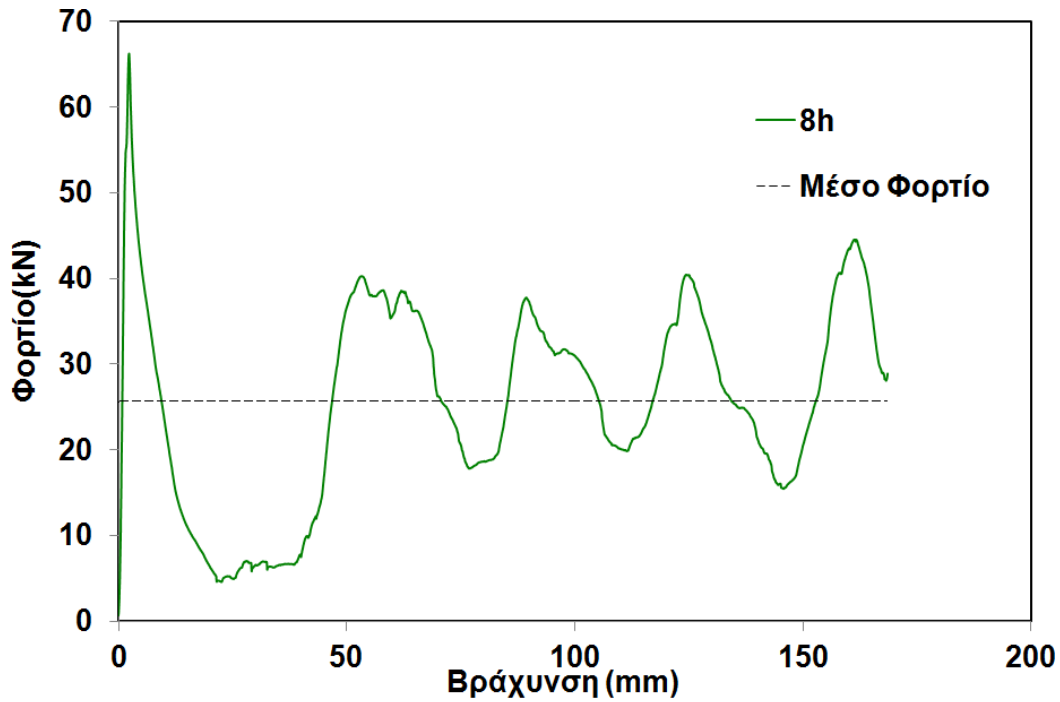
Εικόνα 50: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία κ από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



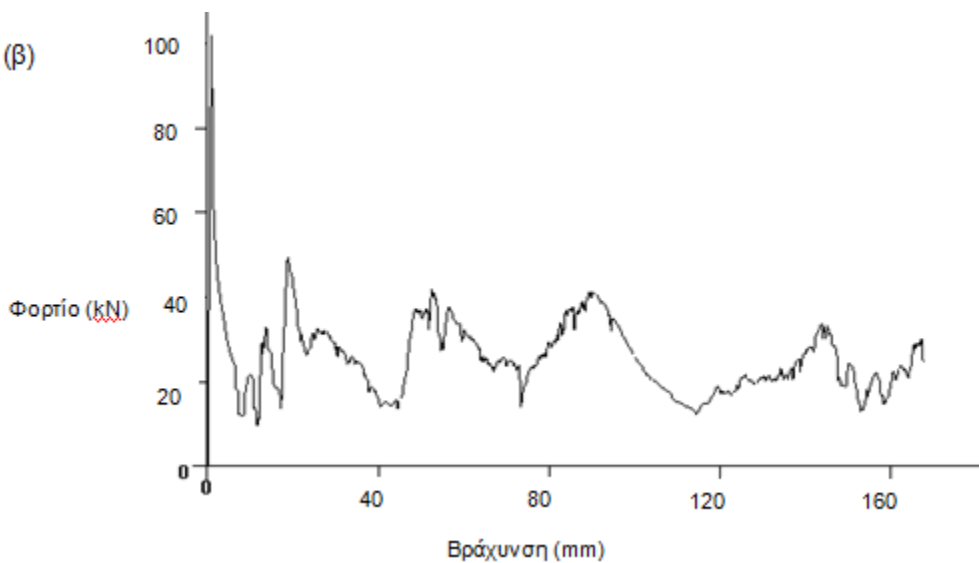
Εικόνα 51: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$

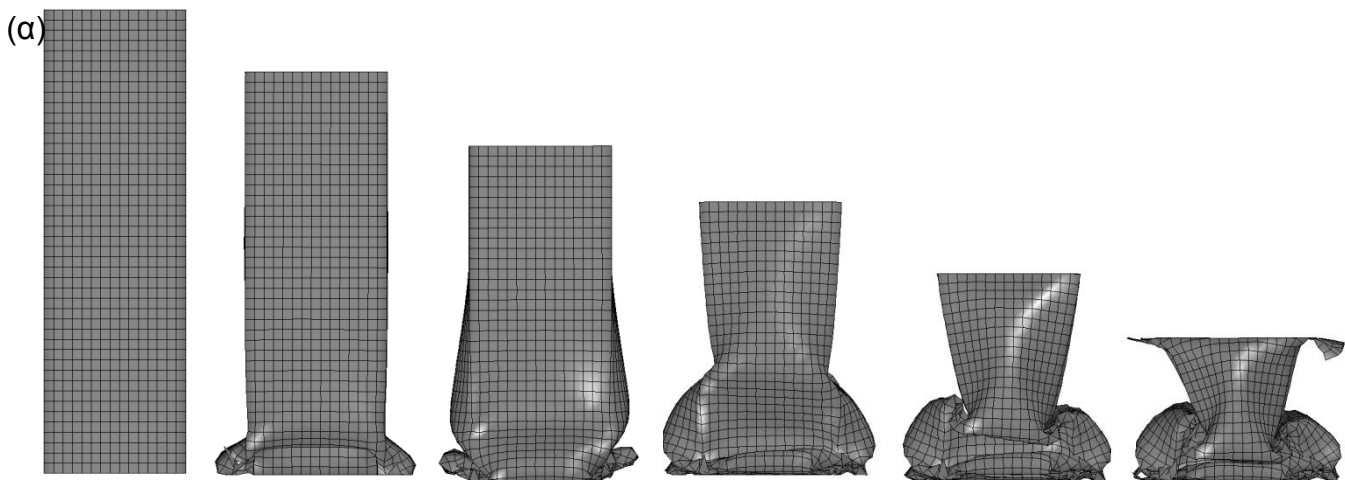
(α)



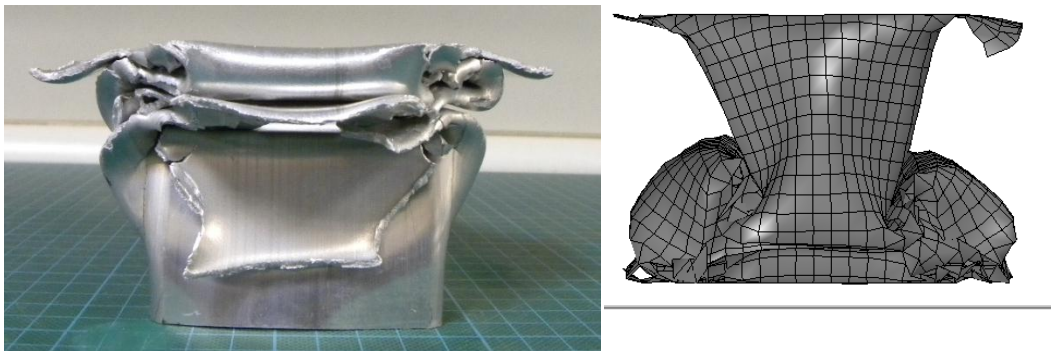
(β)



Εικόνα 52: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης (α) από πειραματική διαδικασία και (β) από ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία



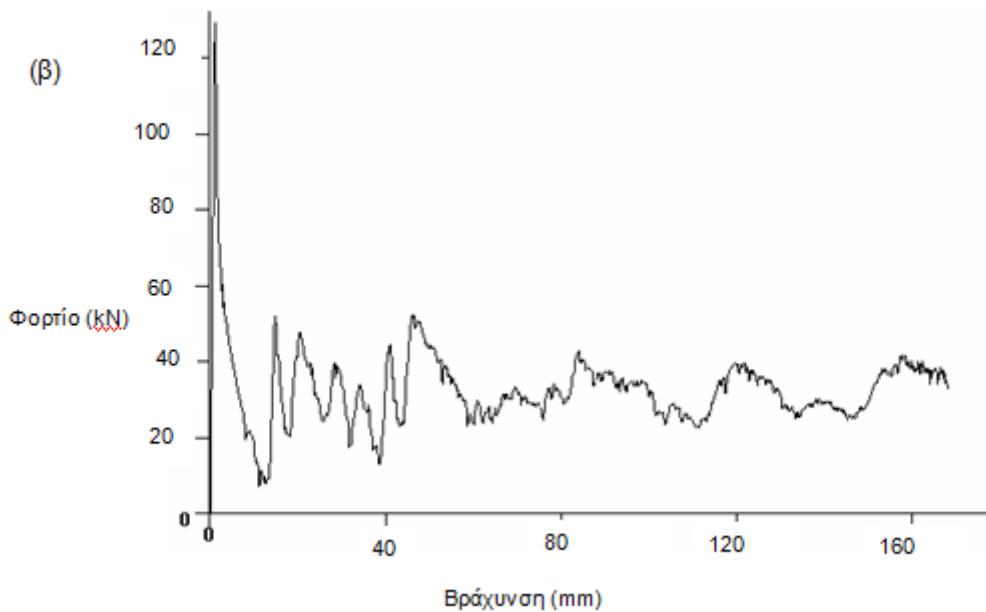
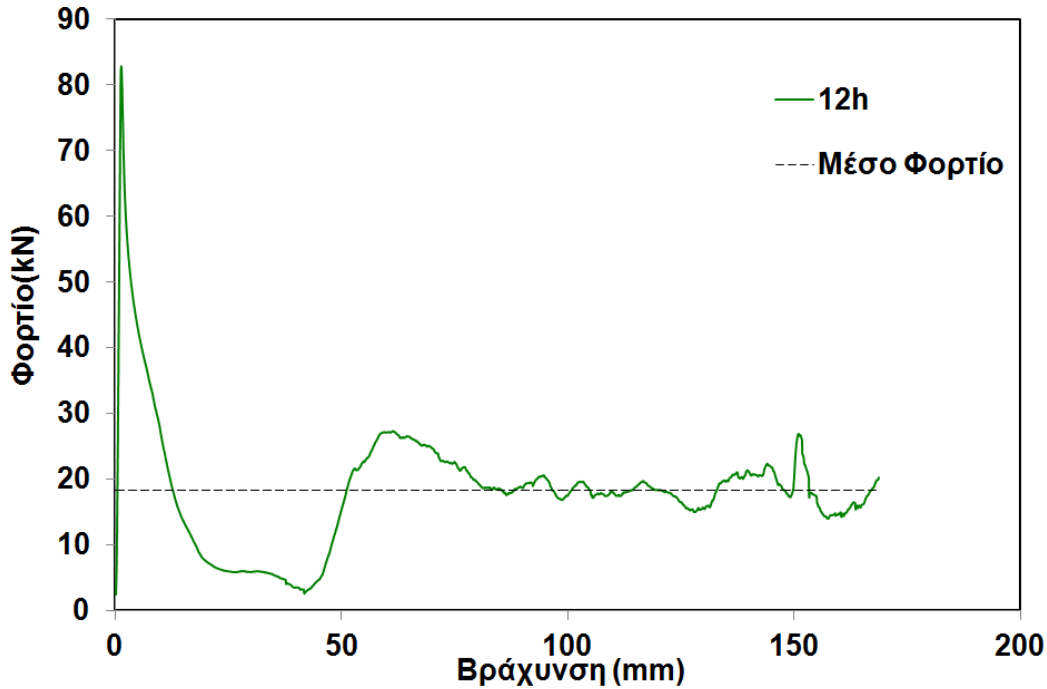
(β)



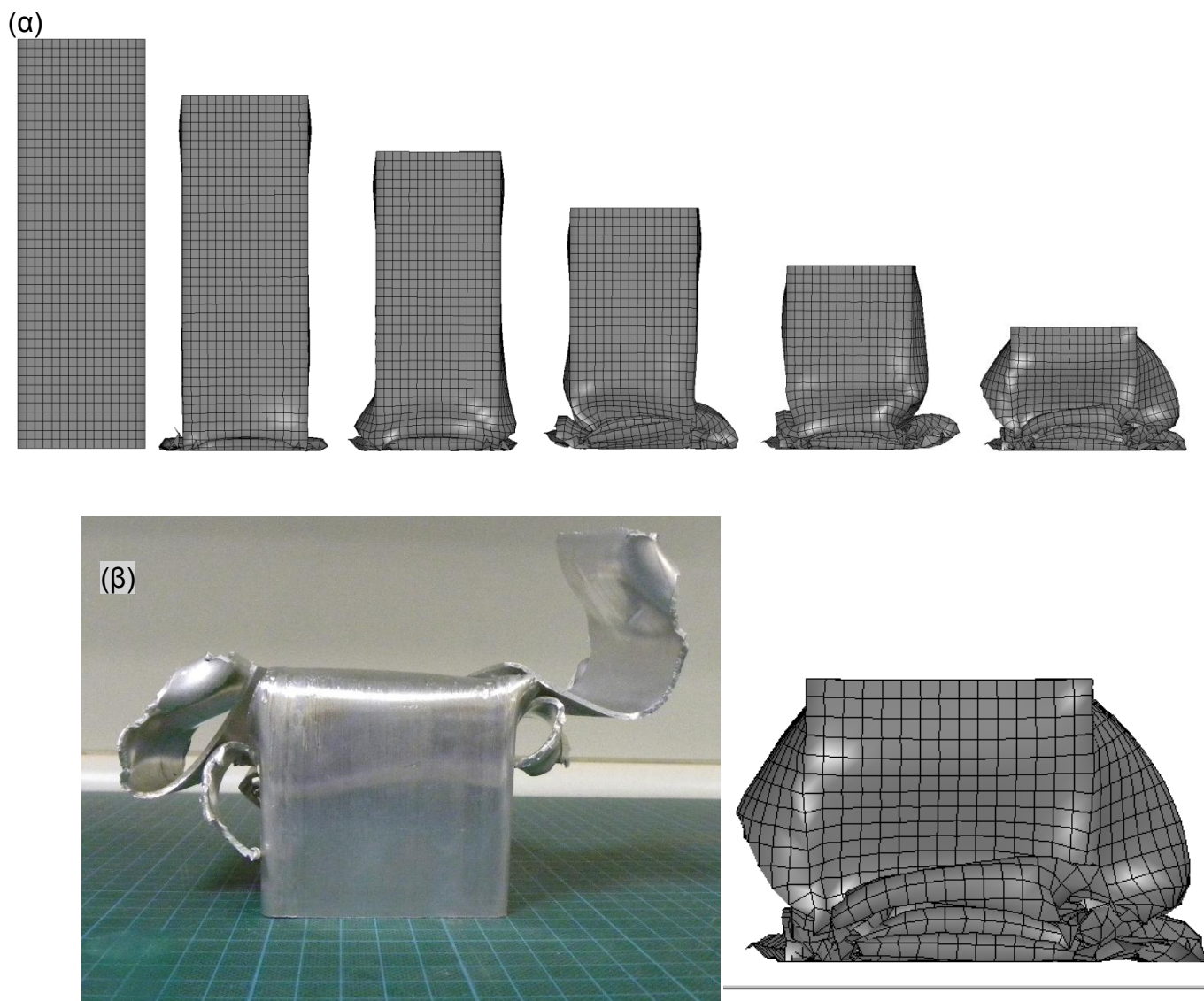
Εικόνα 53: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^{\circ}\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^{\circ}\text{C}$, $t_2=12\text{h}$

(α)



Εικόνα 54: Διάγραμμα θλιπτικής τάσης-βράχυνσης για το προφίλ που έχει υποστεί ψύξη στον αέρα και διάρκεια δευτέρου σταδίου γήρανσης 12h



Εικόνα 55: (α) Στιγμιότυπα από την κατάρρευση του δοκιμίου όπως προκύπτουν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία και (β) μορφολογία δοκιμίου μετά το πέρας της πειραματικής δοκιμής.

Πίνακας 6: Συγκριτικά αποτελέσματα δοκιμής συμπίεσης και προσομοίωσης

Θερμική κατεργασία		Μέσο φορτίο P (kN)				Ενέργεια W (Joule)				Μέγιστο φορτίο P (kN)				Ομοιομορφία φορτίου P _{max} /P				
		WQ		AC		WQ		AC		WQ		AC		WQ		AC		
		Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	Exp.	FEMB	
χωρίς γήρανση		15,80	16,00	14,50	15,60	2654,4	2688	2436	2621	35,50	45,60	31,5	41,60	2,25	2,85	2,17	2,67	
1ο στάδιο γήρανσης (T1=100°C, t1=4h)	2ο στάδιο γήρανσης (T2=170°C, t2)	0h	17,50	14,97	-	-	2940	2515	-	-	44,70	52,90	-	-	2,55	3,53	-	-
		4h	25,40	28,10	24,00	39,60	4267,2	4721	4032	6653	63,90	102,0	75,4	99,80	2,52	3,63	3,14	2,52
		8h	28,30	28,96	25,70	32,20	4754,4	4865	4318	5410	58,60	102,0	81,2	122,00	2,07	3,52	3,16	3,79
		12h	28,30	28,60	23,20	32,24	4754,4	4805	3898	5416	70,00	102,0	76,0	124,12	2,47	3,57	3,28	3,85
		16h	30,50	32,80	-	-	5124	5510	-	-	90,00	137	-	-	2,95	4,17	-	-
		24h	29,00	29,30	-	-	4872	4922	-	-	91,50	103,0	-	-	3,16	3,52	-	-
	40h	28,90	29,49	-	-	4855,2	4954	-	-	81,20	103,7	-	-	2,81	3,52	-	-	
1ο στάδιο γήρανσης (T1=100°C, t1=12h)	2ο στάδιο γήρανσης (T2=170°C, t2)	4h	26,90	27,29	26,80	31,00	4519,2	4585	4502	5208	78,10	102,1	66,5	111,00	2,9	3,74	2,48	3,58
		8h	30,20	28,96	25,60	28,90	5073,6	4865	4301	4855	89,50	102,1	66,3	102,00	2,96	3,53	2,59	3,53
		12h	30,60	32,60	18,24	32,70	5140,8	5477	3064	5494	89,40	138,4	82,8	129,00	2,92	4,24	4,54	3,94

5.3 Μελέτη μικροδομής

Στις παρακάτω εικόνες παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της μελέτης της μικροδομής των δοκιμίων και πιο συγκεκριμένα (α) του μεγέθους και της μορφολογίας των κόκκων και (β) του μεγέθους και της κατανομής των μεσομεταλλικών ενώσεων Mg_2Si οι οποίες δημιουργούνται κατά τη θερμική κατεργασία.

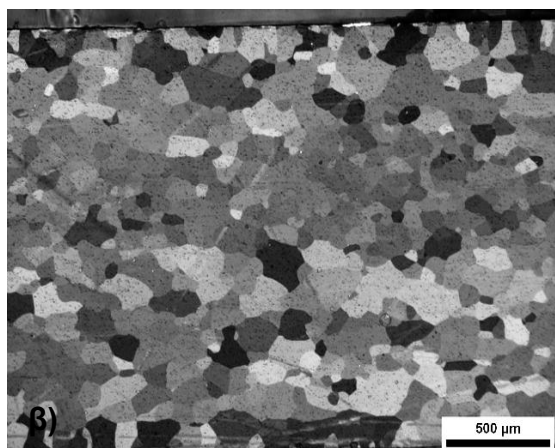
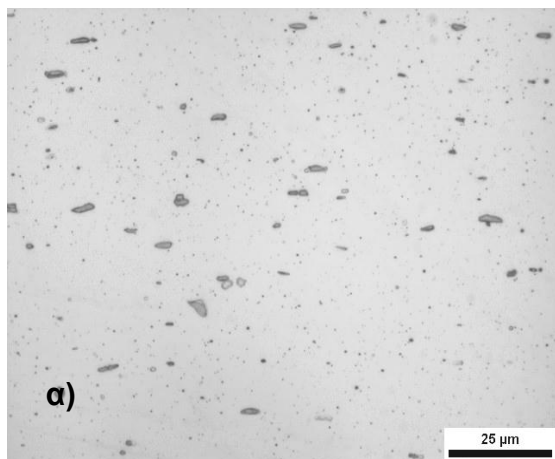
Οι μεσομεταλλικές ενώσεις που είναι πλούσιες σε Fe (α -AlFeMnSi) έχουν μεγαλύτερο μέγεθος από τις φάσεις που προκαλούν τη σκλήρυνση του κράματος και δε διαδραματίζουν σημαντικό ρόλο στη θερμομηχανική διεργασία.

Οι ηλεκτρονικές μικρογραφίες από το SEM έχουν προκύψει μετά από μελέτη με τον ανιχνευτή BSE για δημιουργία εντονότερης αντίθεσης στην κλίμακα του γκρίζου τόνου μεταξύ ενώσεων με διαφορετική χημική σύσταση, αλλά και με τον SE που τονίζει τις τοπογραφικές διαφορές. Και με τους δύο ανιχνευτές τα αποτελέσματα ήταν ικανοποιητικά και παρουσιάζονται παρακάτω. Όλα τα δείγματα έχουν κοπεί και μελετηθεί παράλληλα στη διέλαση. Λόγω της κατακρήμνισης μικρότερων σωματιδίων στα όρια των κόκκων είναι πιο εμφανή με διάλυμα HF κατά τη γήρανση. Αύξηση του μεγέθους και του αριθμού κατά τη γήρανση.

Με την αύξηση του χρόνου του πρώτου σταδίου έχουμε καλύτερη και πιο ομοιογενή διασπορά τους (μικρότερα σωματίδια) τα οποία οδηγούν μόνο σε σκλήρυνση χωρίς να μειώνεται η ικανότητα απορρόφησης ενέργειας και η μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων.

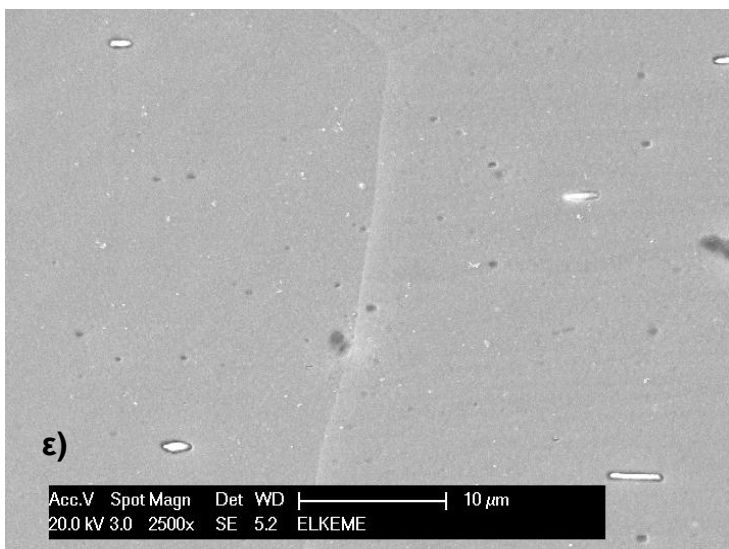
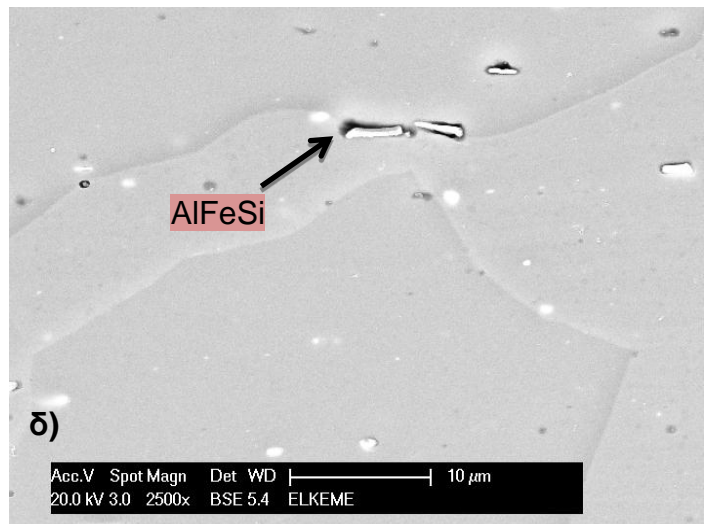
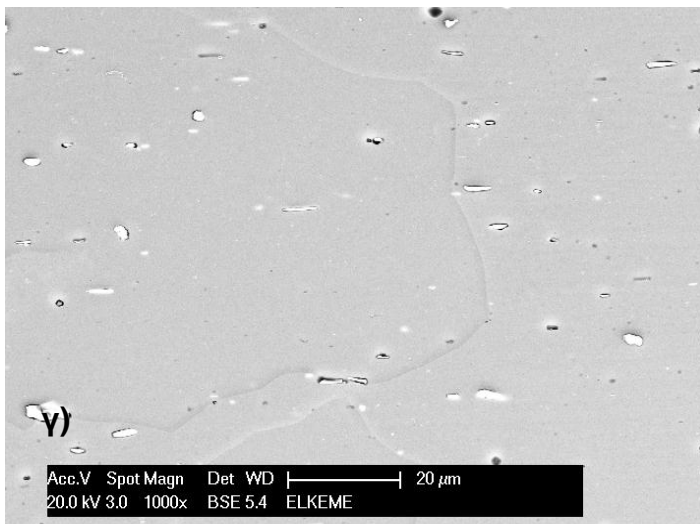
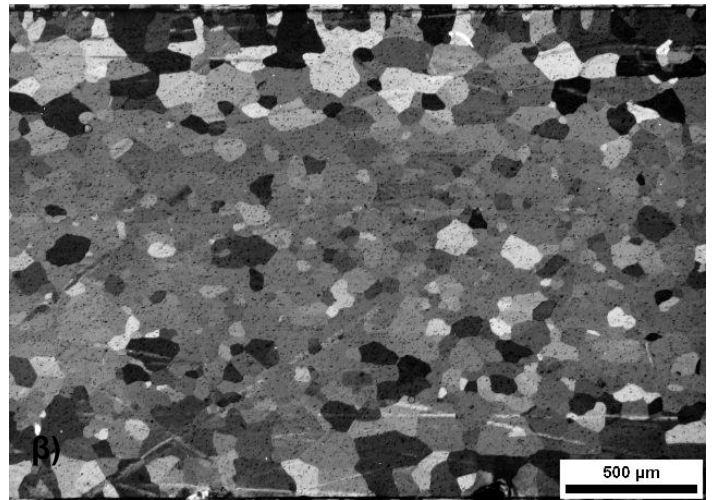
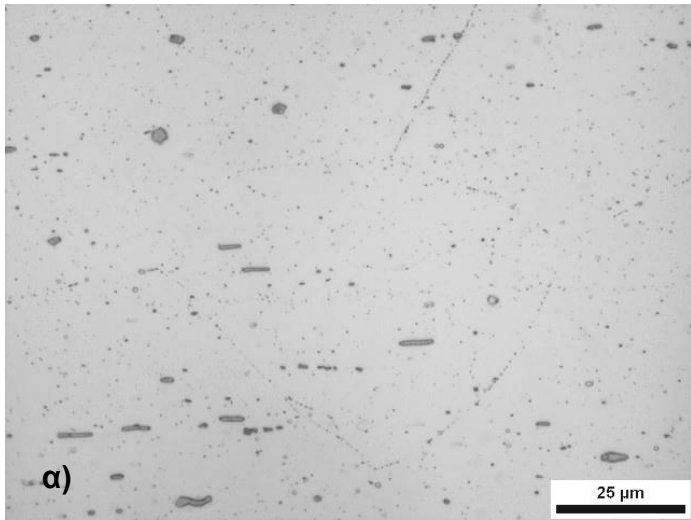
5.3.1 Μικροδομή δειγμάτων που έχουν υποστεί βαφή σε νερό

Δείγματα χωρίς τεχνητή γήρανση



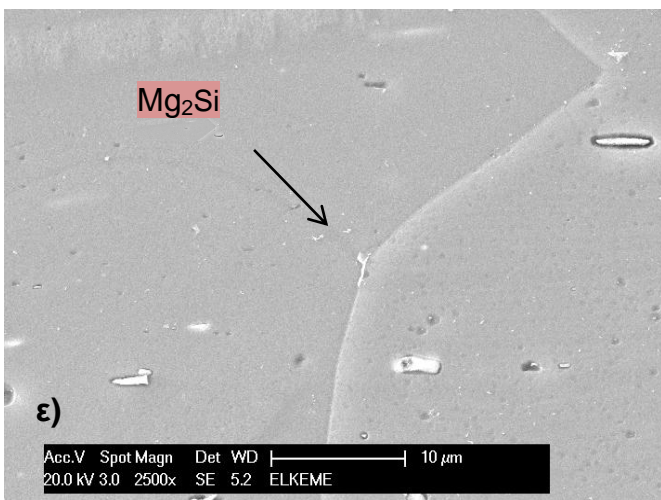
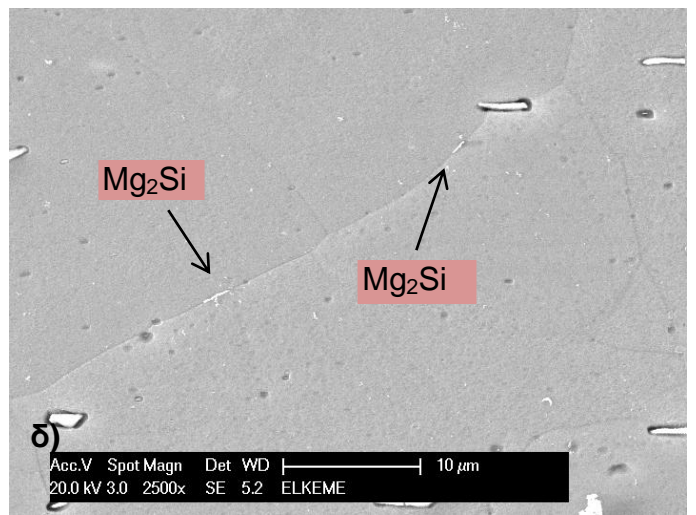
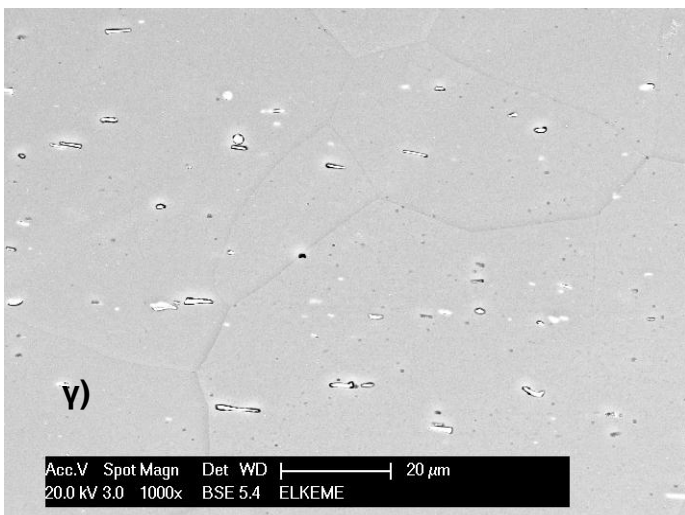
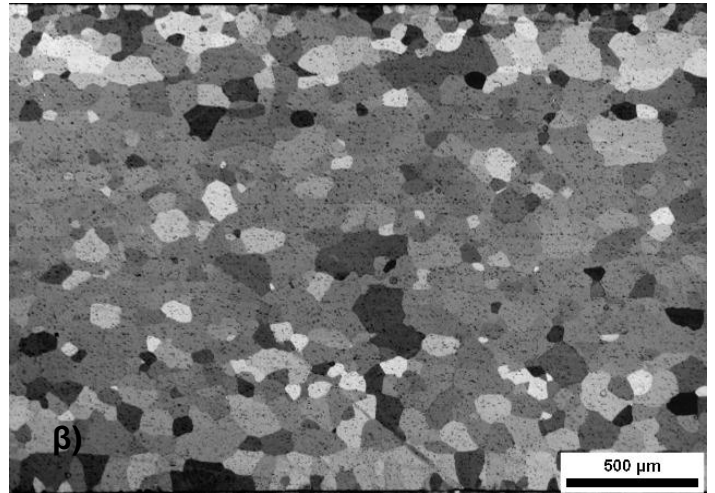
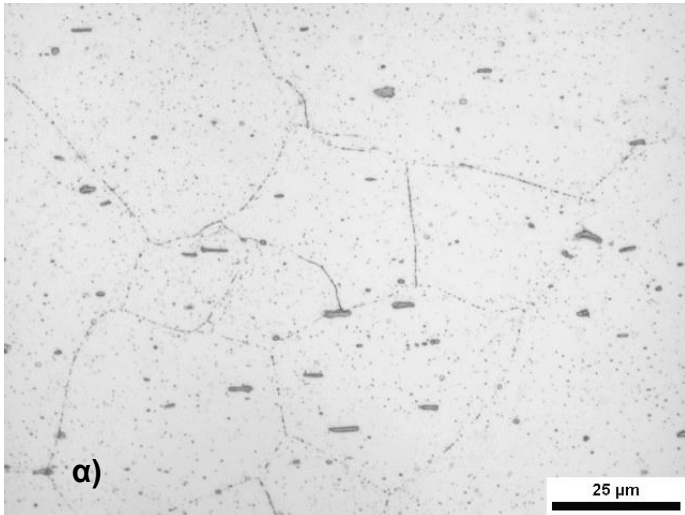
Εικόνα 56: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό, χωρίς γήρανση. (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. Δεν παρατηρείται κατακρήμνιση της φάσης Mg_2Si . Το μέσο μέγεθος των ισοαξονικών κόκκων είναι 85μm.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=0\text{h}$



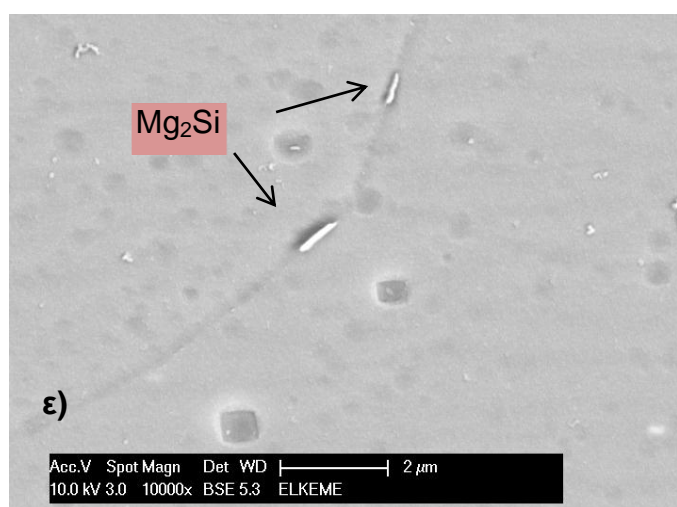
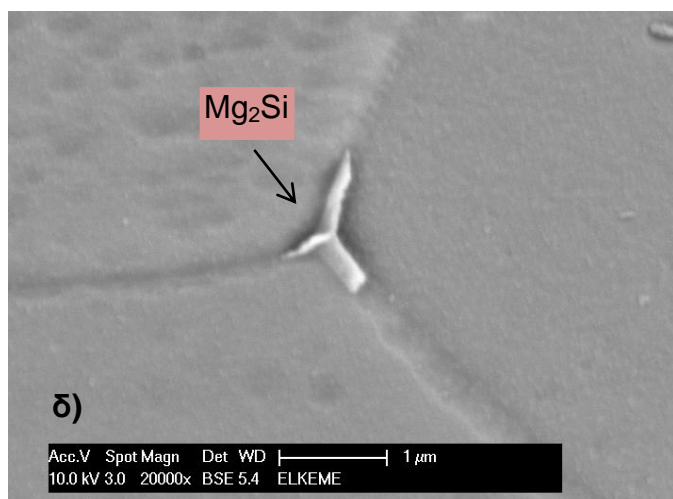
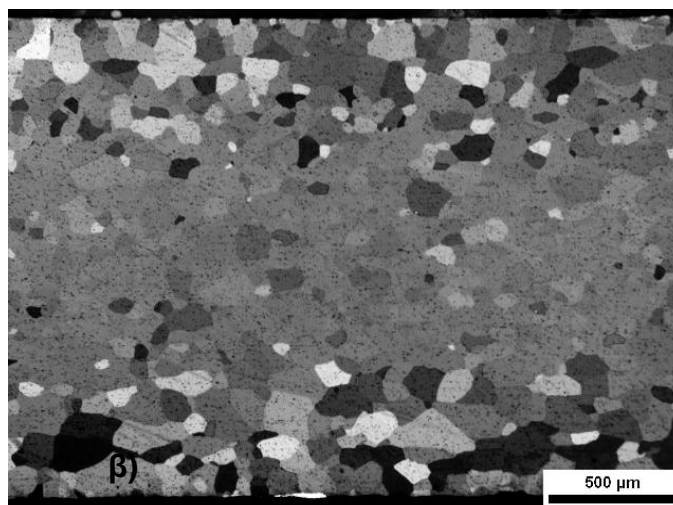
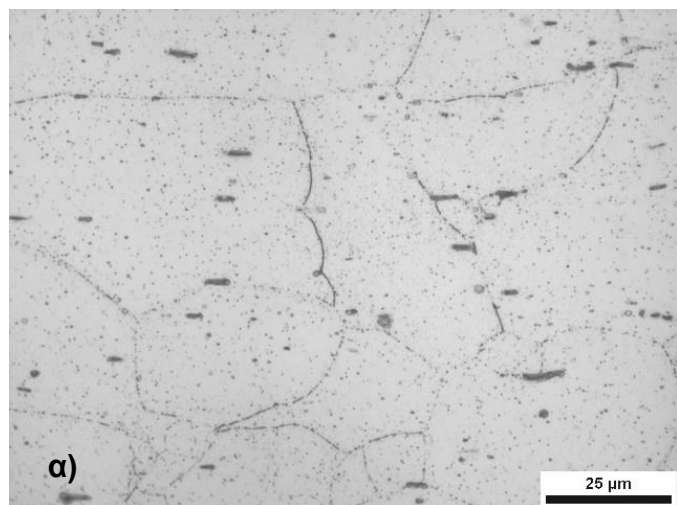
Εικόνα 57: Μικροδομή δείγματος μετά από τεχνητή γήρανση χωρίς δεύτερο στάδιο και βαφή σε νερό, (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% , (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ,δ,ε) εικόνες από SEM. Στα δείγματα δε φαίνεται να υπάρχει κατακρήμνιση της φάσης Mg_2Si . Τα μεγάλα κατακρημνίσματα σε σχήμα ράβδου είναι η μεσομεταλλική ένωση $\alpha\text{-AlFeSi}$. Τα όρια των κόκκων (εικ.55α) δεν είναι ορατά.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=4\text{h}$



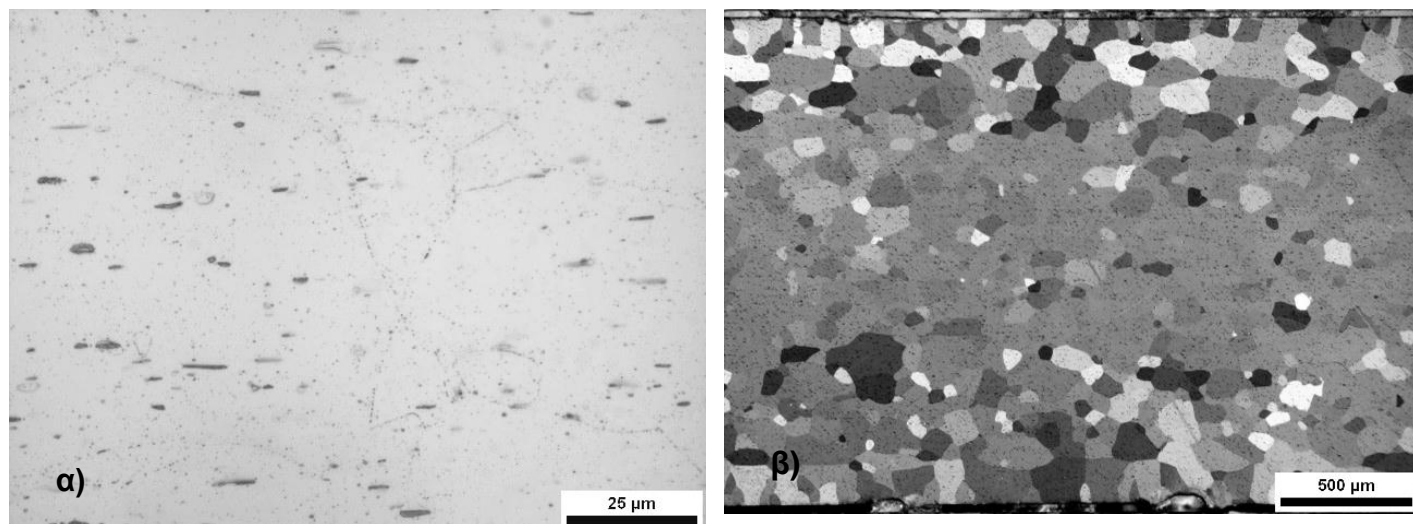
Εικόνα 58: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers και γ,δ,ε) εικόνες από SEM. Η φάση Mg_2Si αρχίζει να εμφανίζεται στα όρια των κόκκων λόγω της μεγαλύτερης κινούσας δύναμης (ΔG). Τα σωματίδια είναι μικρά σε μέγεθος.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$



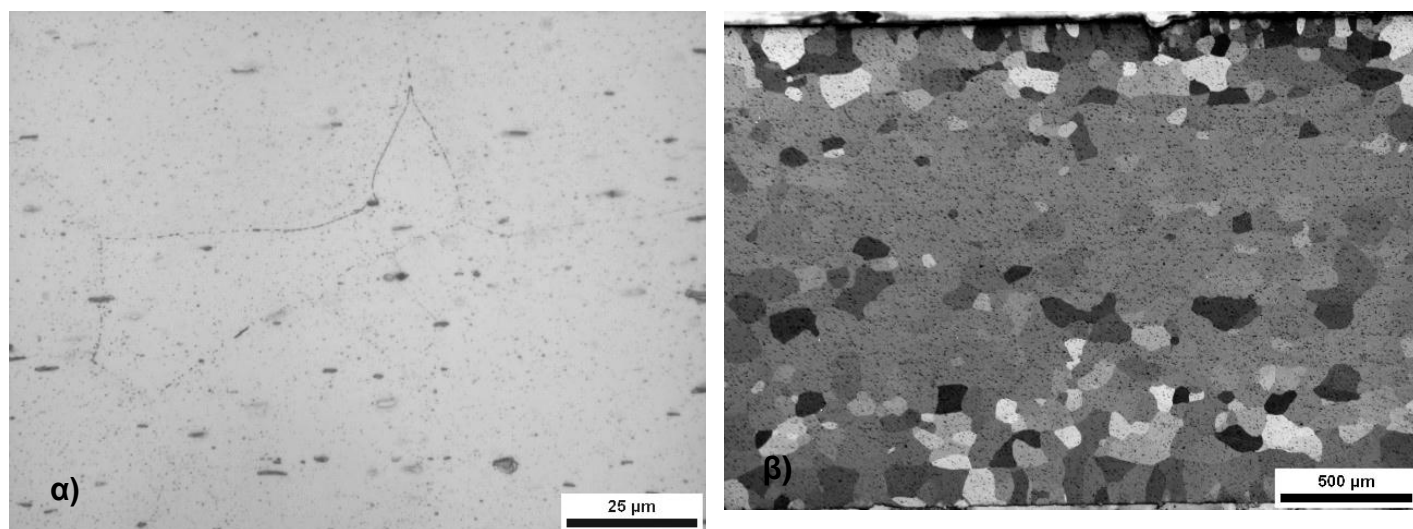
Εικόνα 59: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ ,δ , ε) εικόνες από SEM. Τα όρια των κόκκων είναι ορατά (εικ.57α) Παρατηρείται το φαινόμενο της διεύρυνσης της φάσης Mg_2Si , τα σωματίδια είναι μεγαλύτερα (<1μm).

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$



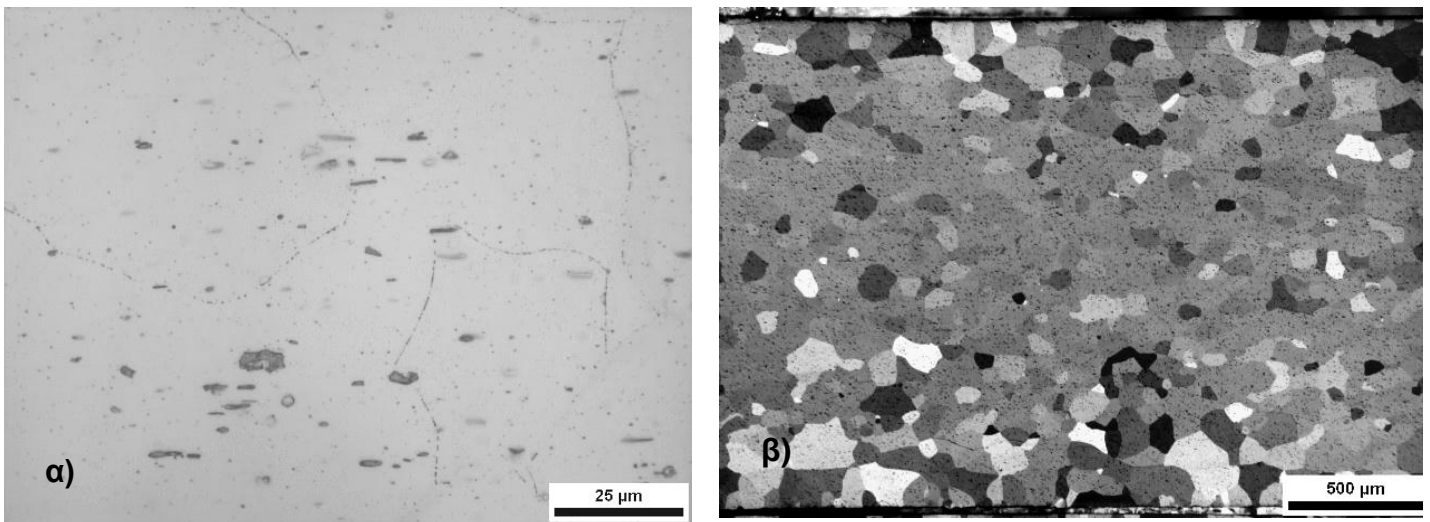
Εικόνα 60: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=16\text{h}$



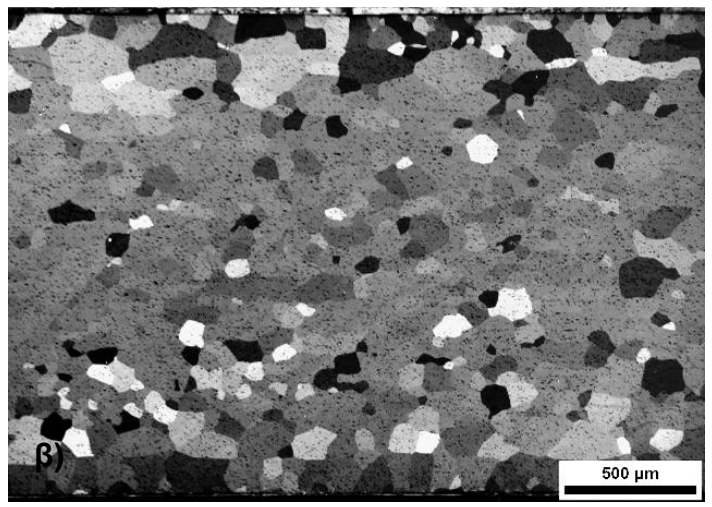
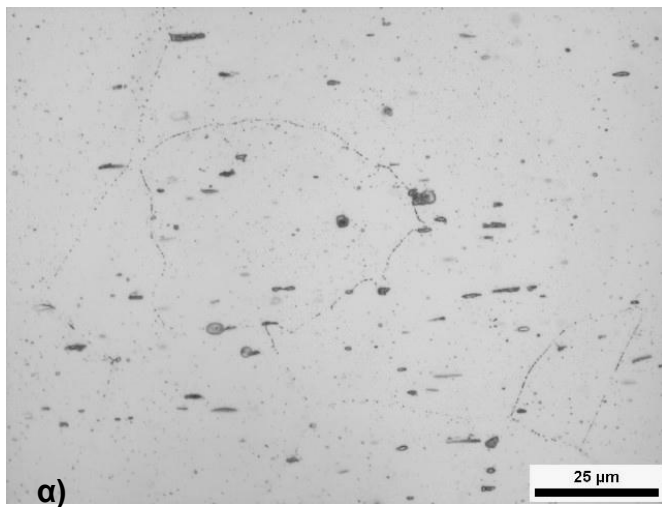
Εικόνα 61: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. Παρατηρείται ότι μετά από $t_2=16\text{h}$ η μορφολογία των κόκκων είναι αμετάβλητη.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=24\text{h}$



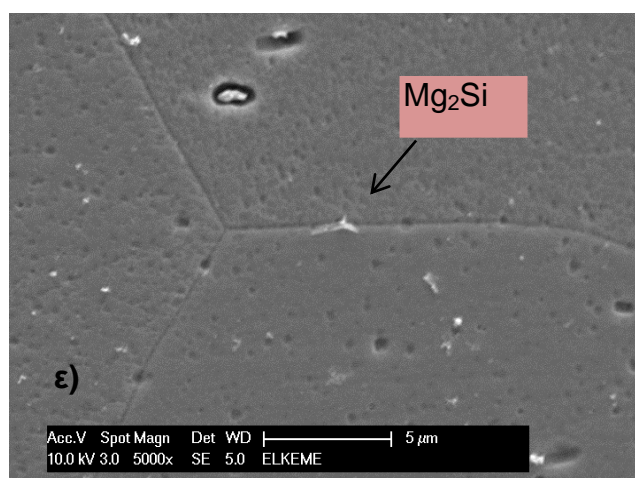
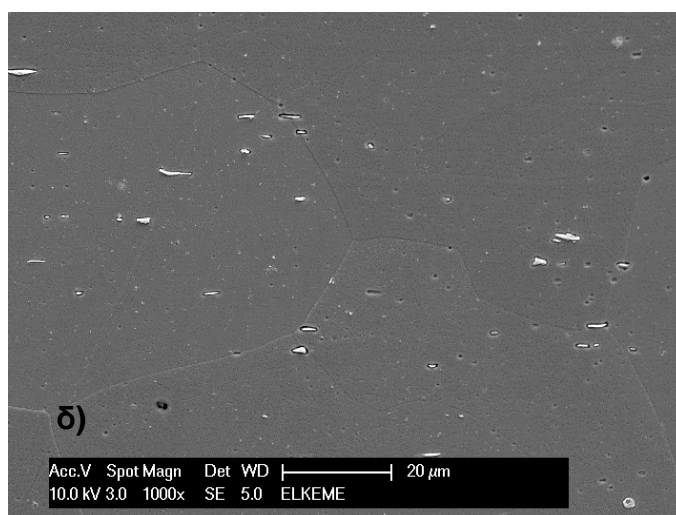
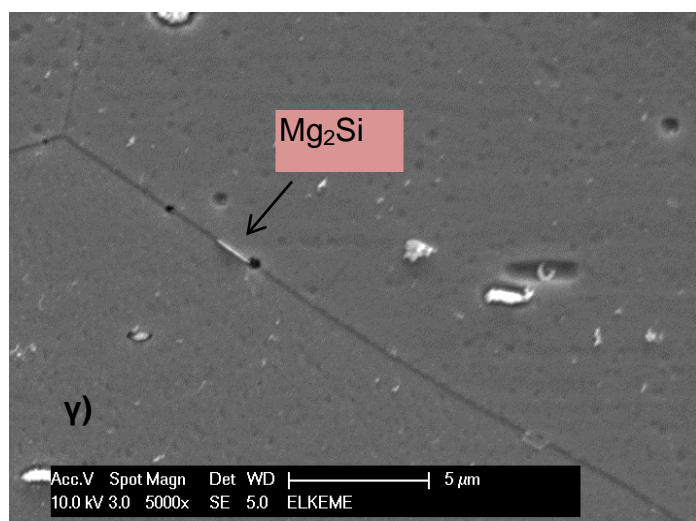
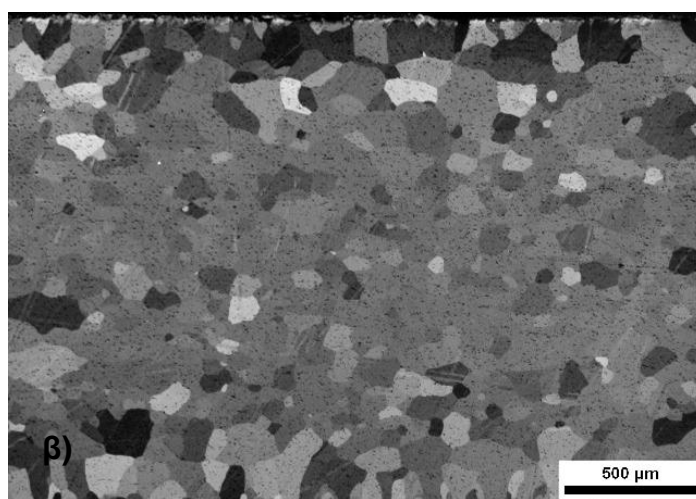
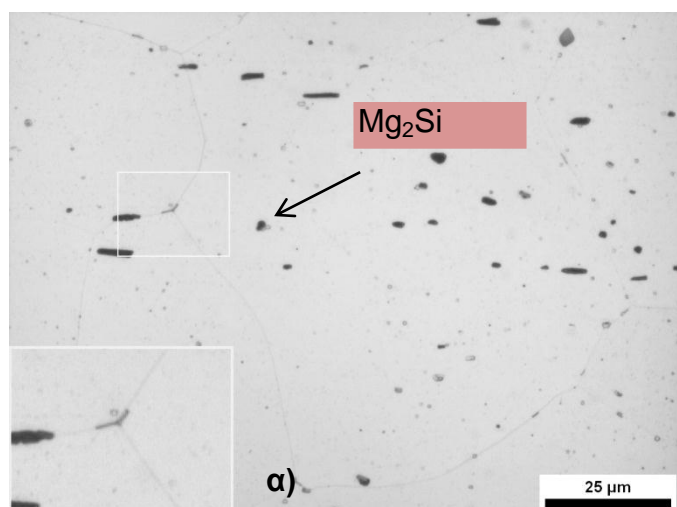
Εικόνα 62: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=40\text{h}$



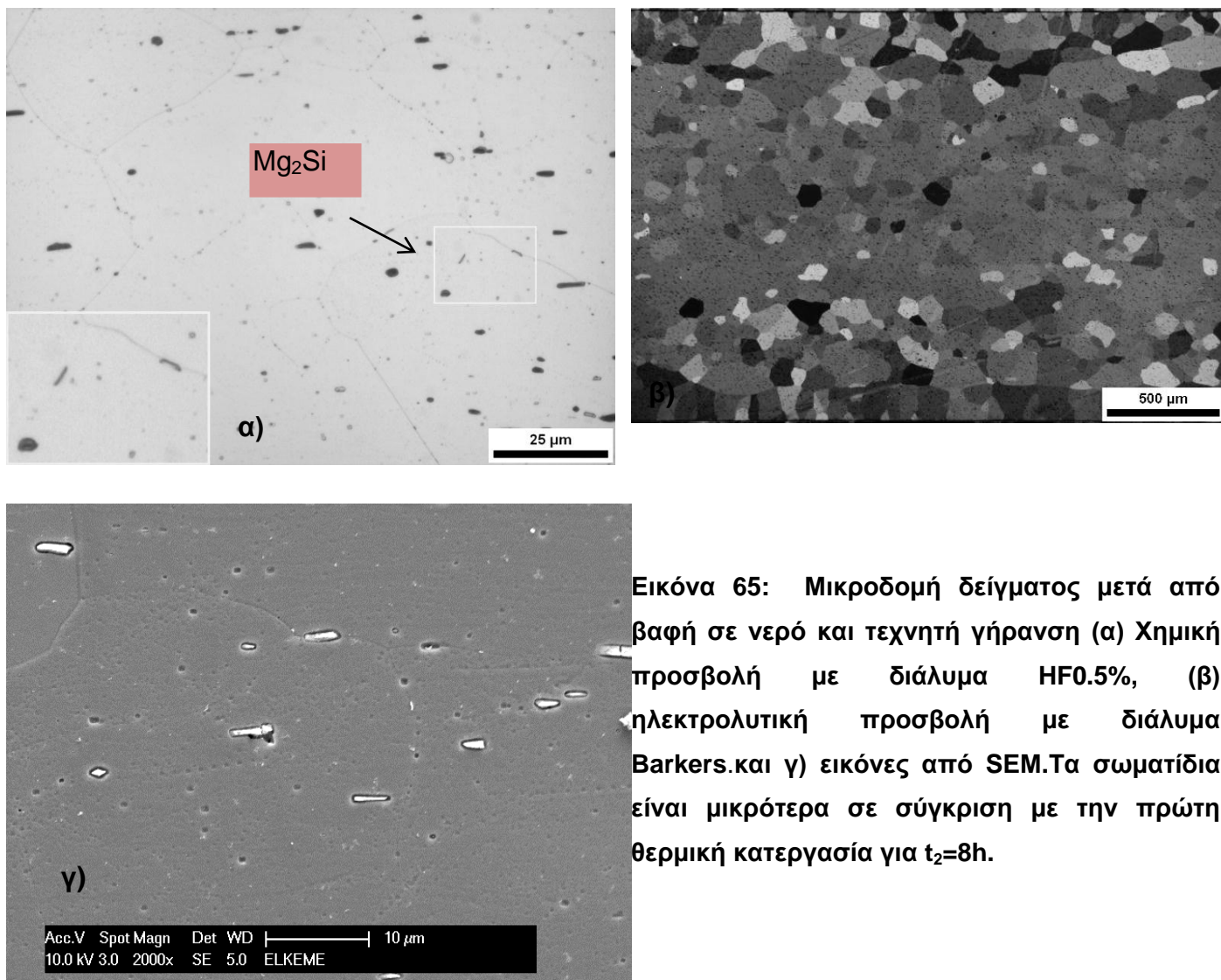
Εικόνα 63: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5% και (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=4\text{h}$



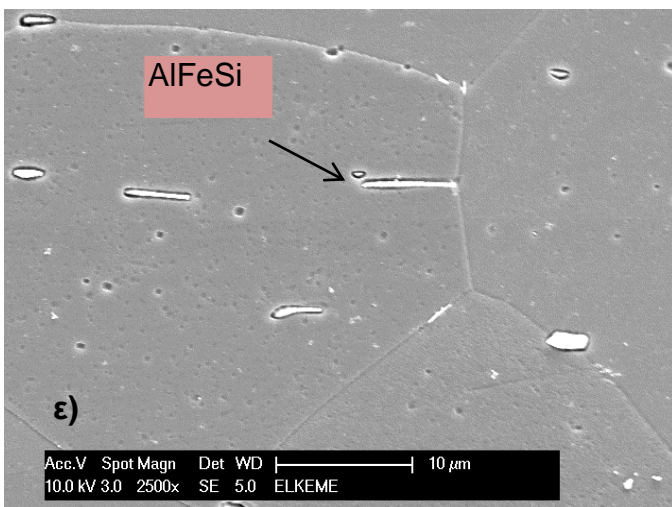
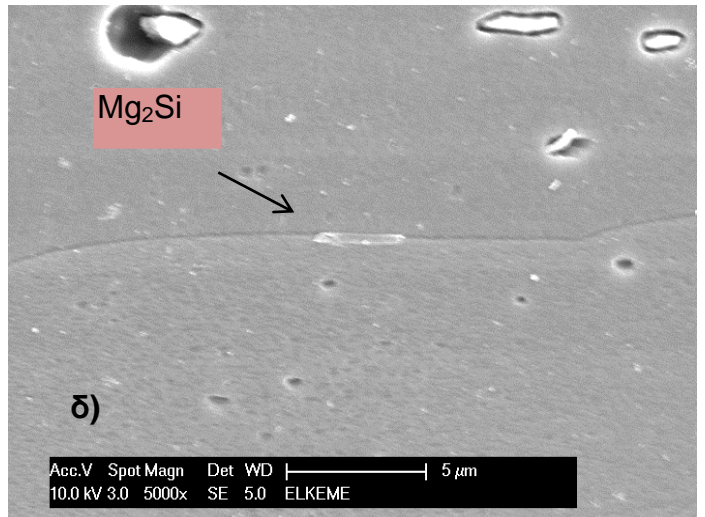
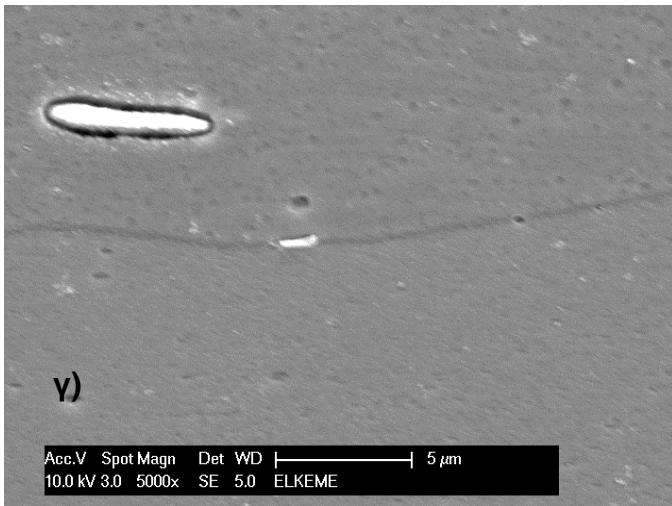
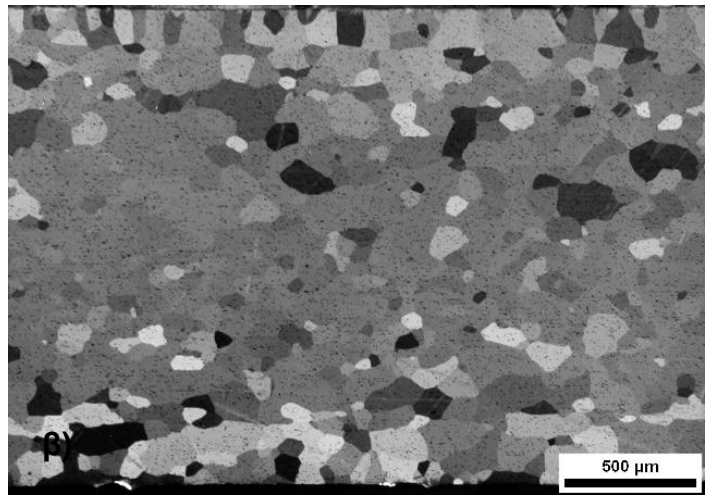
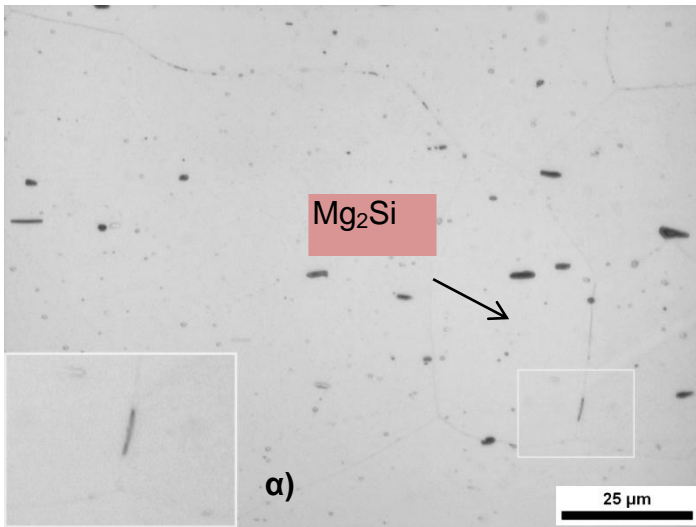
Εικόνα 64: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ), δ) και ε) εικόνες από SEM. Ορατά σωματίδια Mg_2Si στα όρια των κόκκων.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$



Εικόνα 65: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ) εικόνες από SEM. Τα σωματίδια είναι μικρότερα σε σύγκριση με την πρώτη θερμική κατεργασία για $t_2=8\text{h}$.

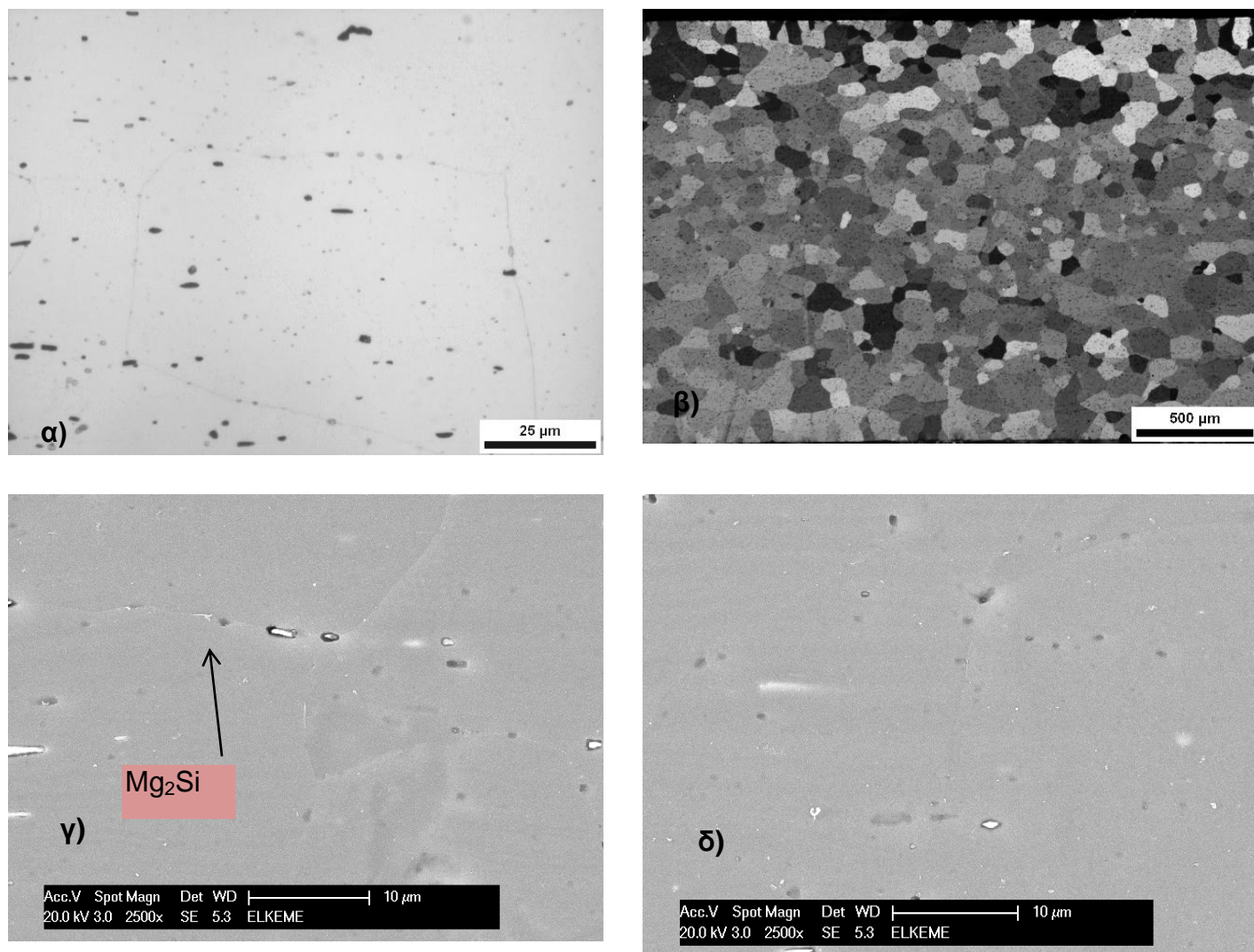
Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$



Εικόνα 66: Μικροδομή δείγματος μετά από βαφή σε νερό και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Bakers. και γ, δ, ε) εικόνες από SEM.

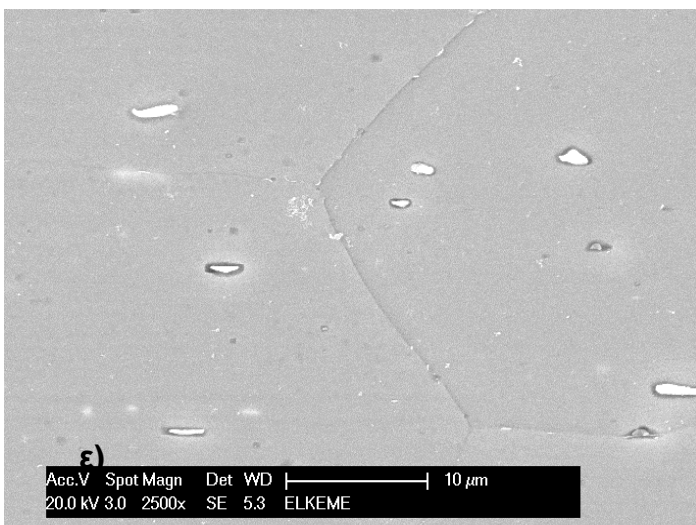
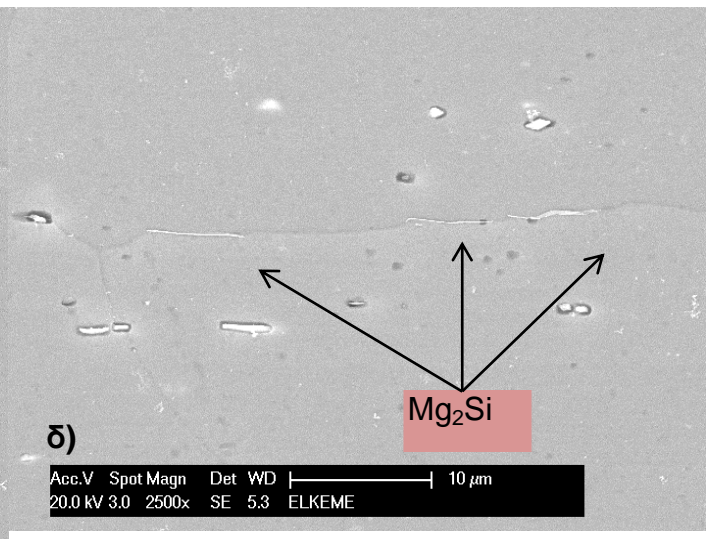
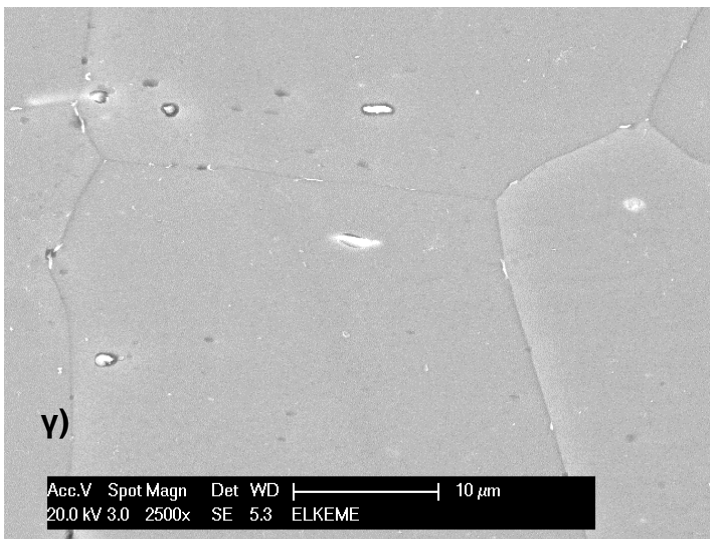
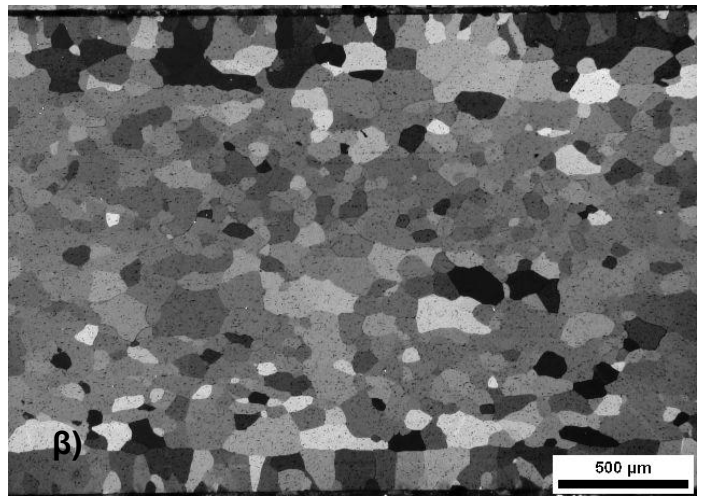
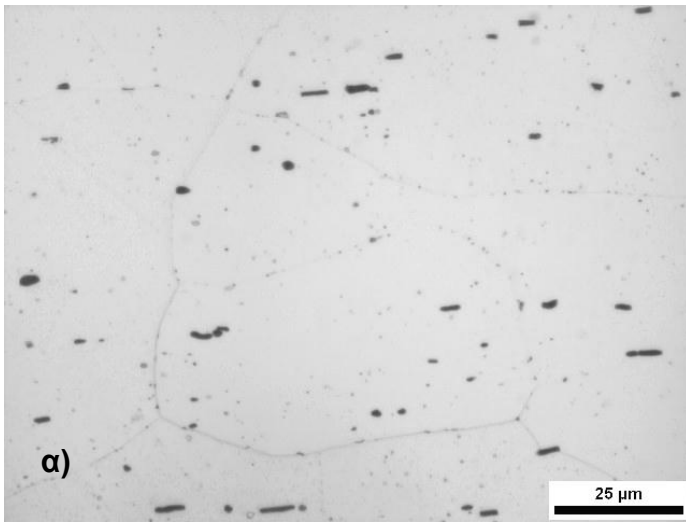
5.3.2 Αποτελέσματα δοκιμών με ψύξη στον αέρα

Δείγματα με ψύξη στον αέρα



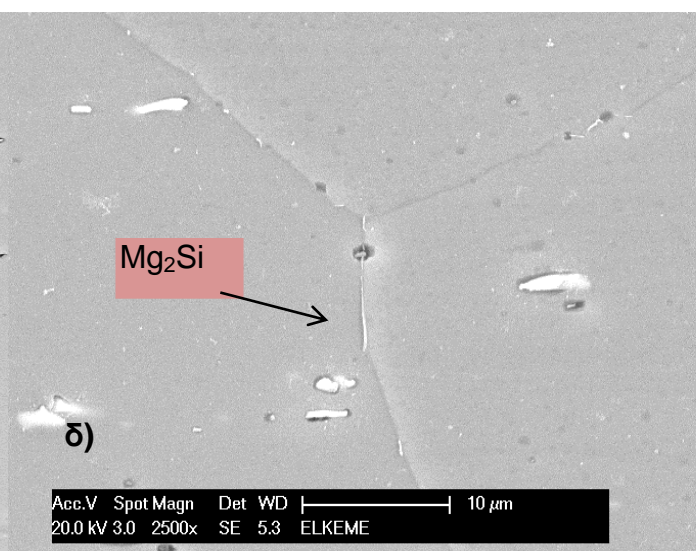
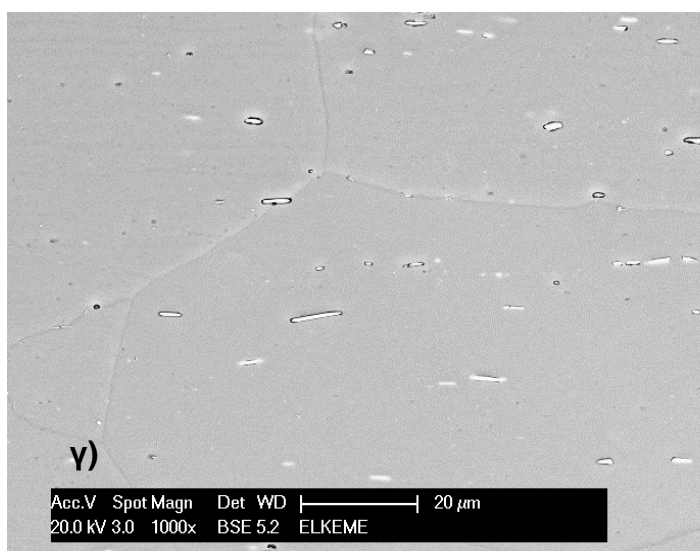
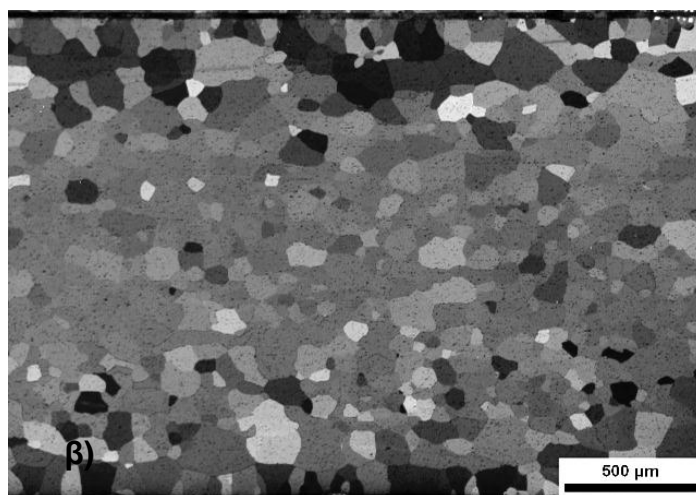
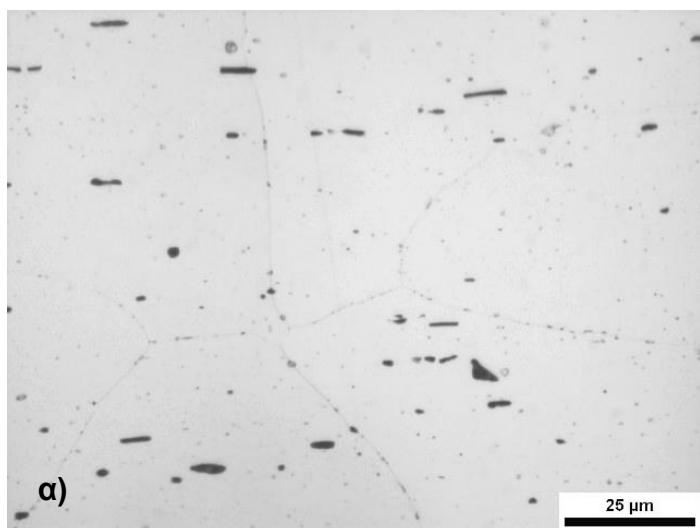
Εικόνα 67: Μικροδομή δείγματος μετά από ψύξη στον αέρα χωρίς τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers και γ, δ, ε) εικόνες από SEM. Τα κατακρημνίσματα είναι πολύ μικρά και ορατά κυρίως στα όρια των κόκκων.

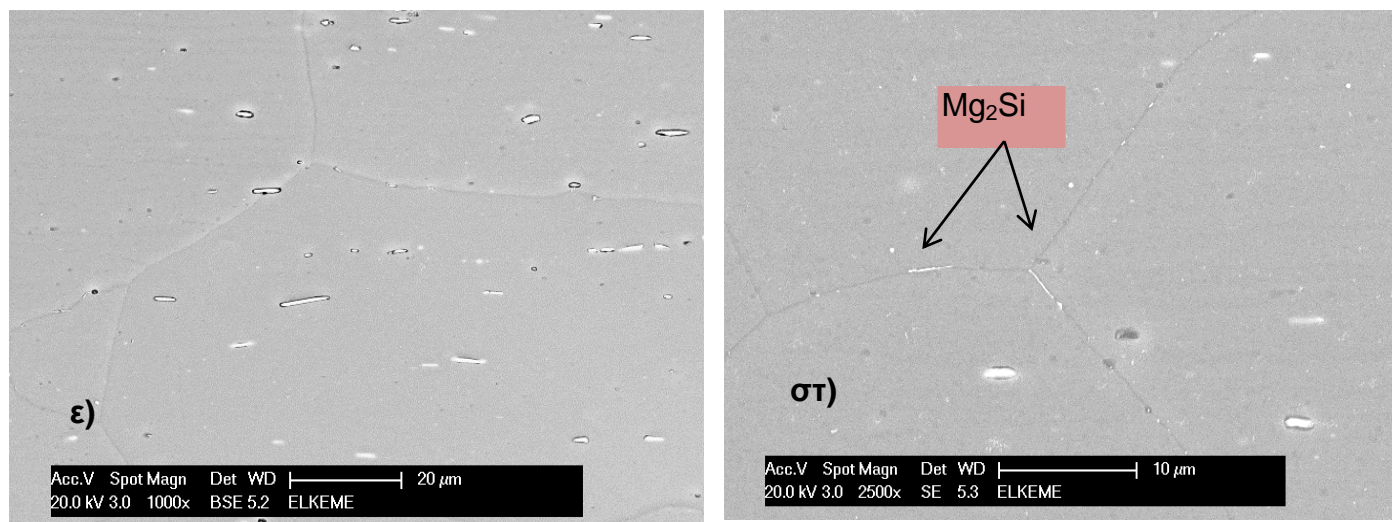
Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=4\text{h}$



Εικόνα 68: Μικροδομή δείγματος μετά από φύξη στον αέρα και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Bakers. και γ, δ, ε) εικόνες από SEM. Με τη γήρανση τα κατακρημνίσματα πυκνώνουν και μεγεθύνονται σε σχέση με την ίδια κατεργασία και βαφή στο νερό. Παρατηρούνται οι φάσεις σε όλο σχεδόν το μήκος του κόκκου.

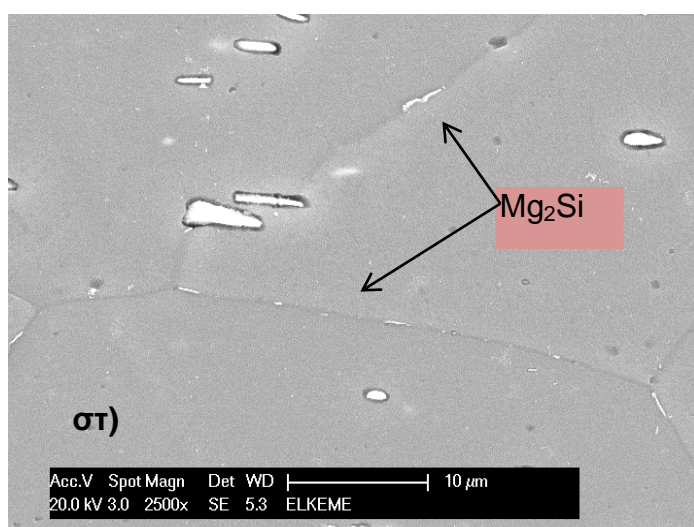
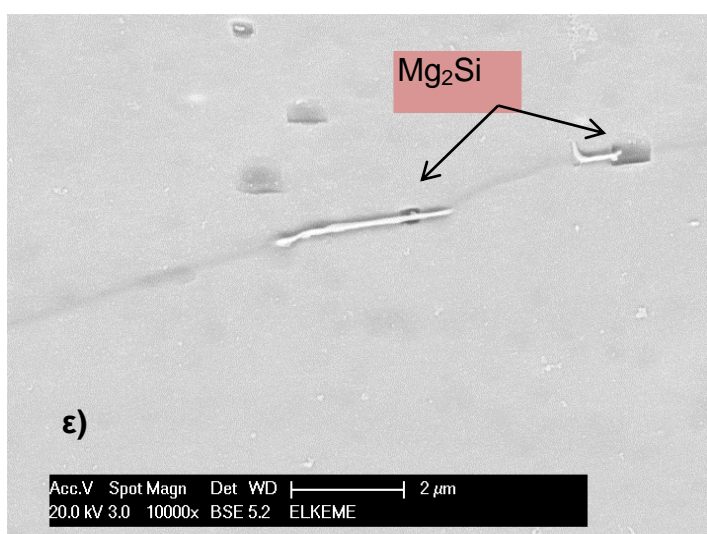
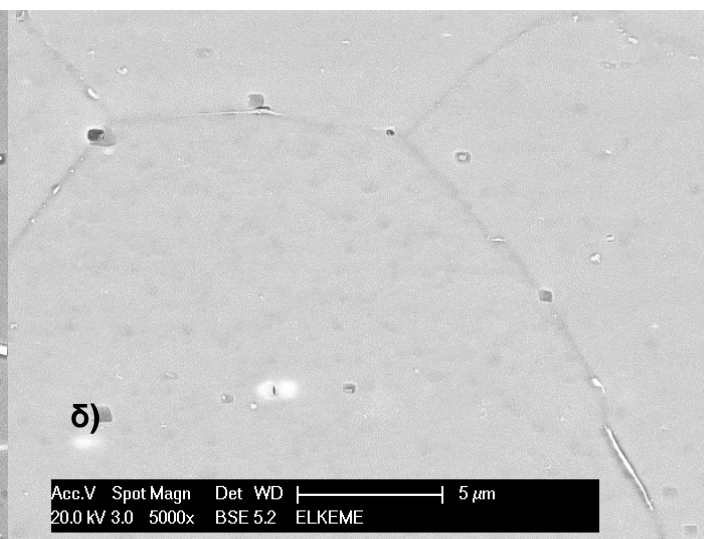
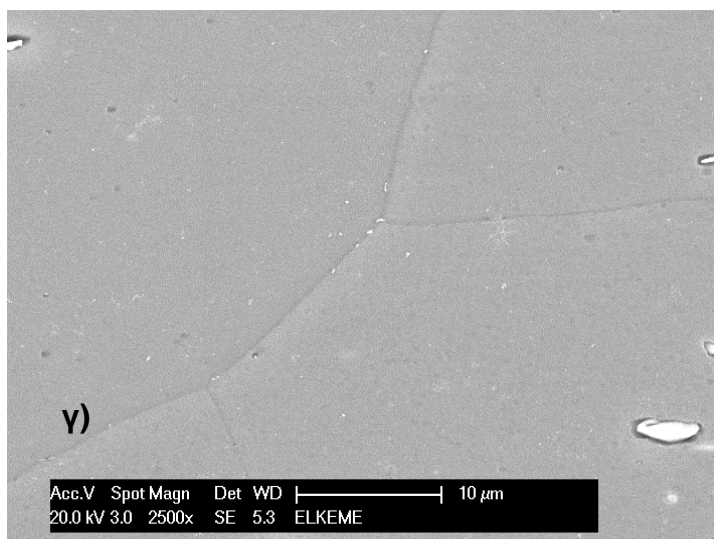
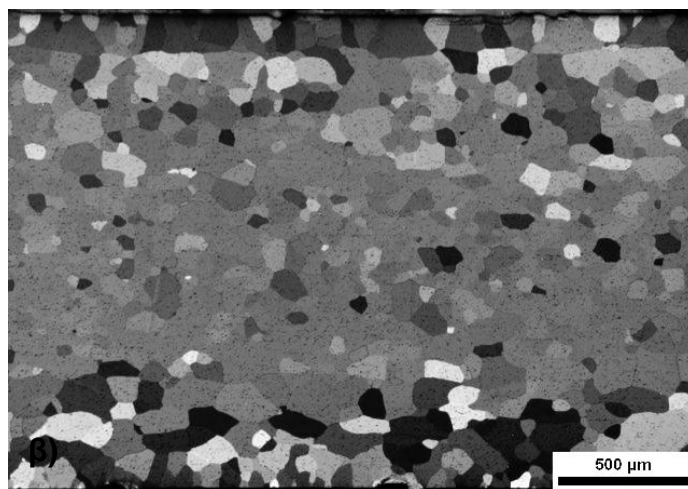
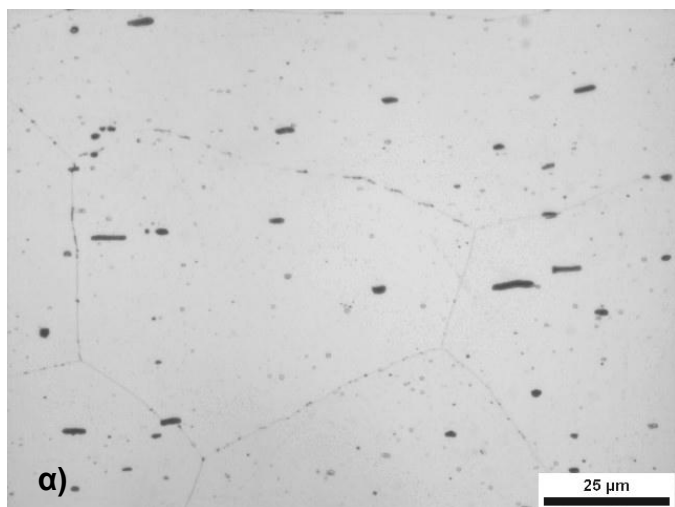
Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$

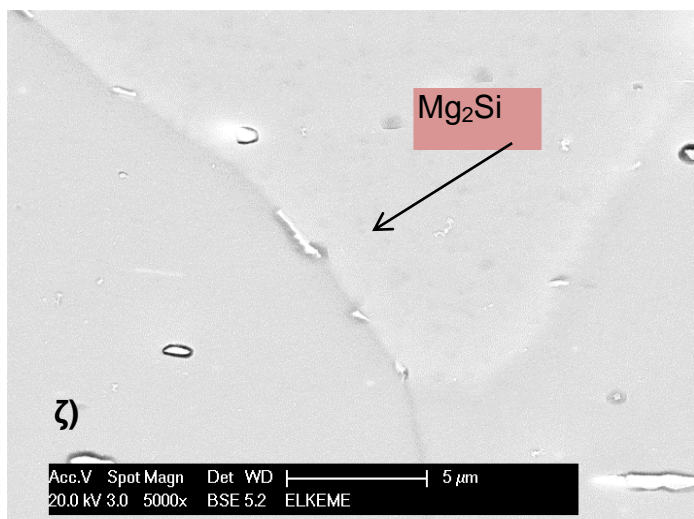




Εικόνα 69: Μικροδομή δείγματος μετά από ψύξη στον αέρα και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ, δ, ε) εικόνες από SEM. Τα κατακρημνίσματα είναι μεγαλύτερα σε σχέση με την ίδια κατεργασία και βαφή στο νερό (βλ. εικ57).

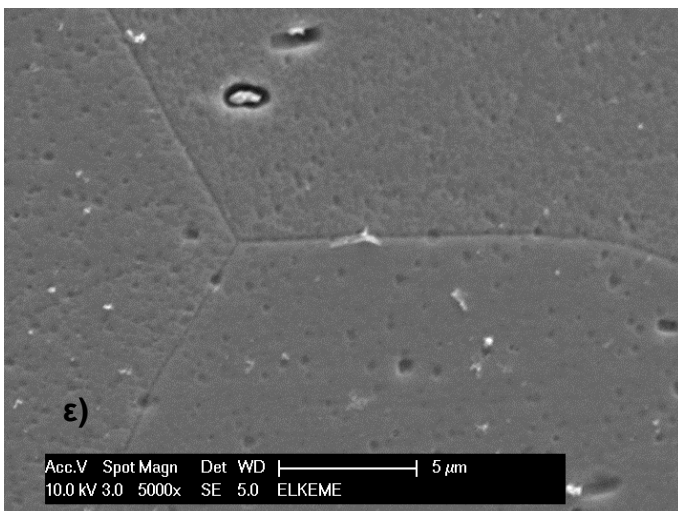
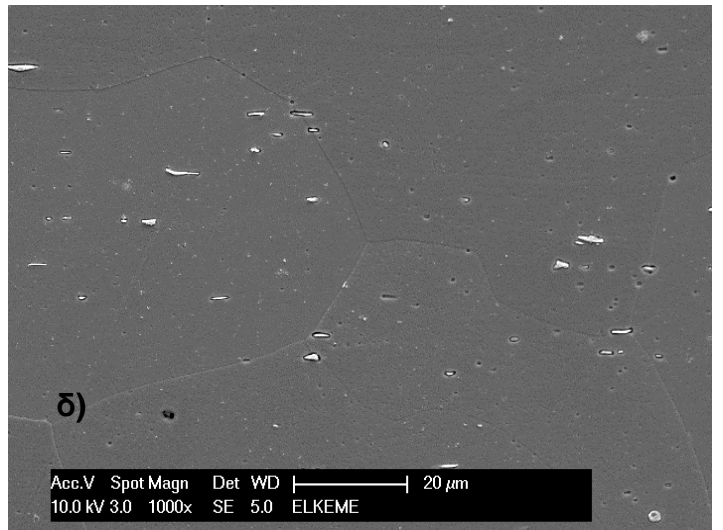
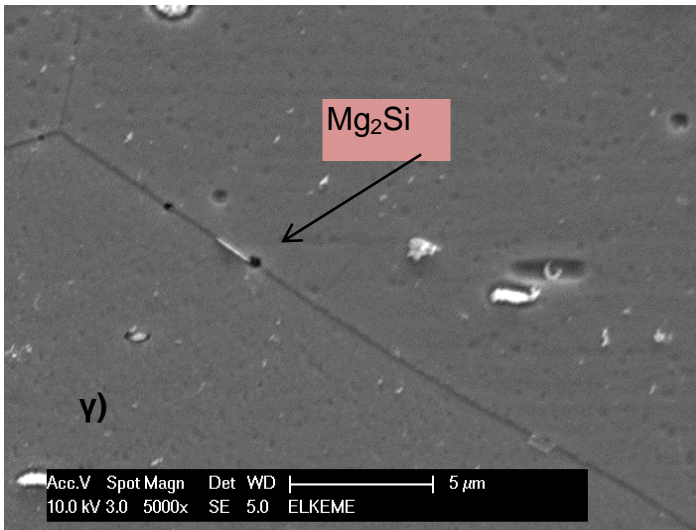
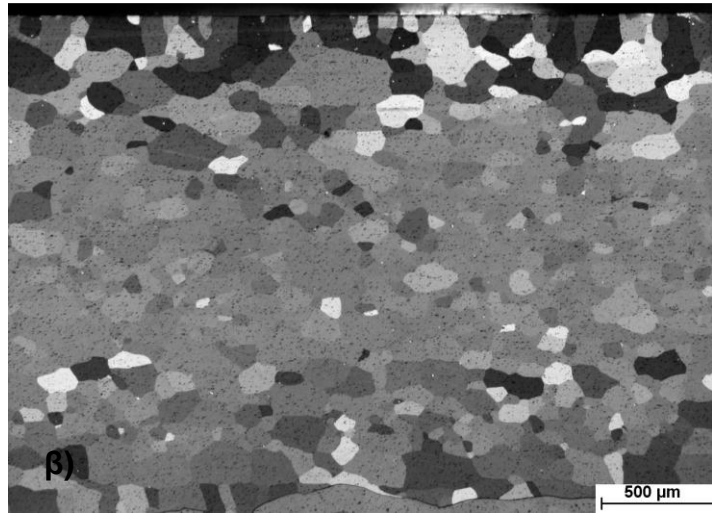
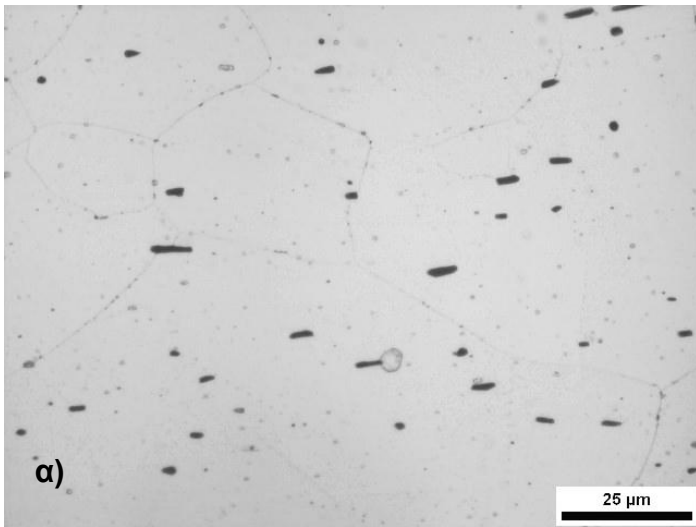
Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=4\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$





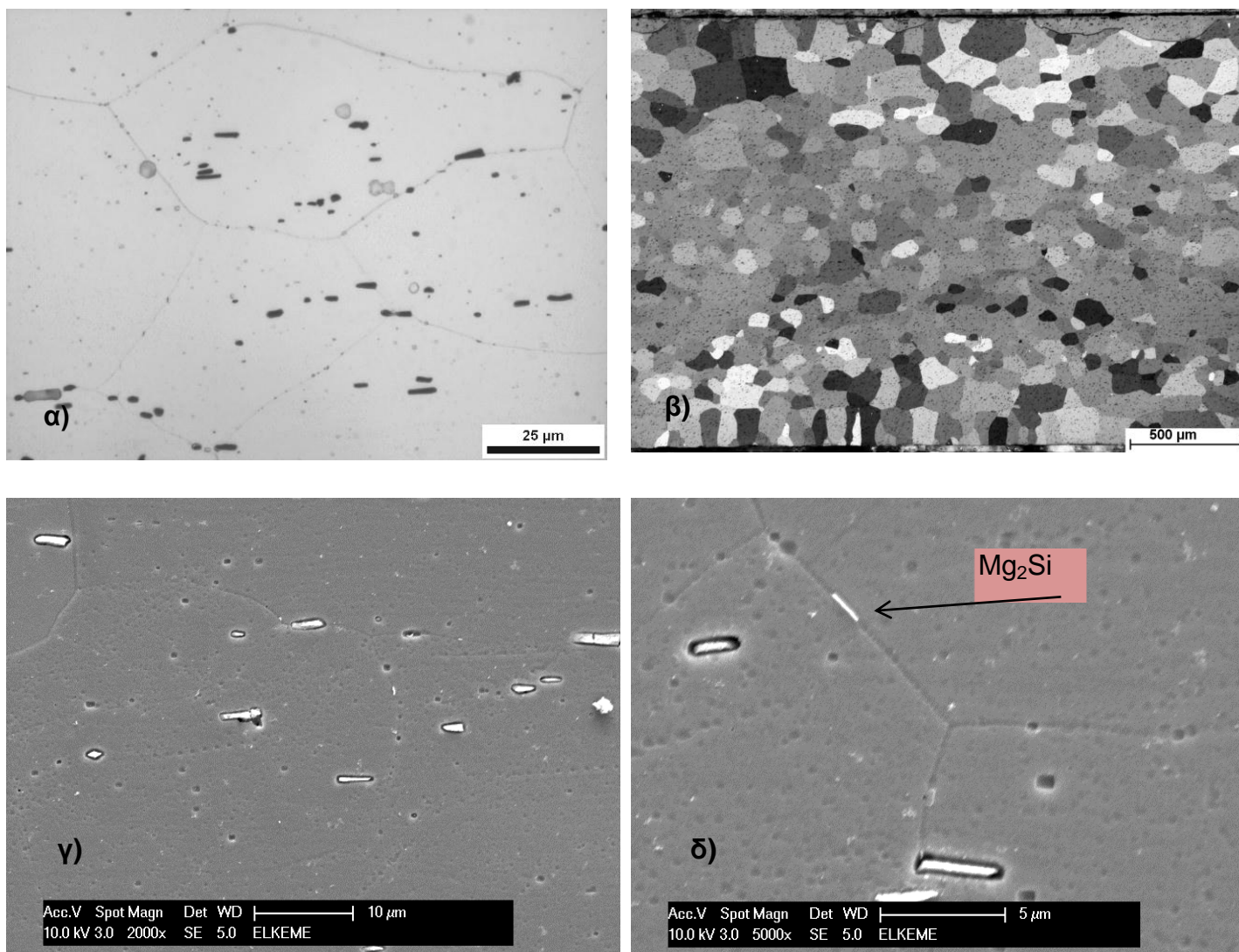
Εικόνα 70: Μικροδομή δείγματος μετά από ψύξη στον αέρα και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ, δ, ε) εικόνες από SEM. Το μήκος των κατακρημνισμάτων επηρεάζει τις μηχανικές ιδιότητες και την ικανότητα απορρόφησης ενέργειας.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρασης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=4\text{h}$



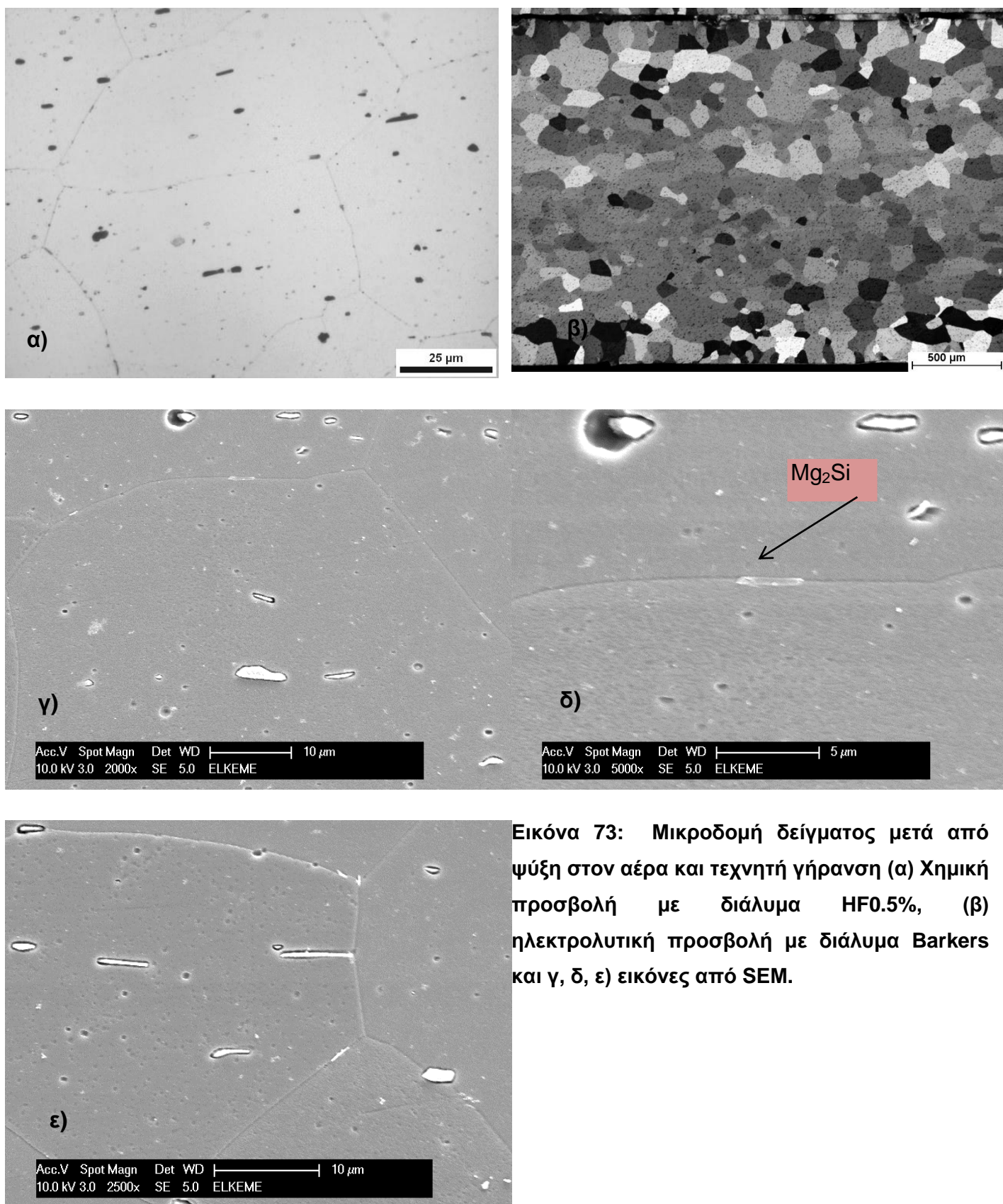
Εικόνα 71: Μικροδομή δείγματος μετά από ψύξη στον αέρα και τεχνητή γήραση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers και γ, δ, ε) εικόνες από SEM. Οι φάσεις Mg₂Si είναι διασκορπισμένες όχι μόνο στα όρια των κόκκων.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρανσης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=8\text{h}$



Εικόνα 72: Μικροδομή δείγματος μετά από ψύξη στον αέρα και τεχνητή γήρανση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers. και γ, δ, ε) εικόνες από SEM.

Θερμική κατεργασία τεχνητής γήρασης με $T_1=100^\circ\text{C}$, $t_1=12\text{h}$ και $T_2=170^\circ\text{C}$, $t_2=12\text{h}$



Εικόνα 73: Μικροδομή δείγματος μετά από ψύξη στον αέρα και τεχνητή γήραση (α) Χημική προσβολή με διάλυμα HF0.5%, (β) ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barkers και γ, δ, ε) εικόνες από SEM.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ VI ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΓΙΑ ΤΑ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

Ενδεικτικό της ικανότητας απορρόφησης ενέργειας του μελετώμενου κράματος αλουμινίου είναι το μέσο φορτίο, το οποίο απεικονίζει την ενέργεια, που δαπανήθηκε για την αξονική κατάρρευση ενός συμπιεζόμενου δοκιμίου. Μελετήθηκαν συγκριτικά δυο διαφορετικές κατηγορίες θερμικών κατεργασιών για δυο διαφορετικούς ρυθμούς ψύξης (αργή ψύξη στον αέρα και ταχεία σε νερό). Οι τιμές, που υπολογίστηκαν παρατίθενται στον πίνακα 6, σελ 94.

Μελετήθηκαν τα αποτελέσματα για κάθε θερμική κατεργασία ξεχωριστά για κάθε ρυθμό ψύξης. Στη συνέχεια συγκρίθηκαν τα βέλτιστα αποτελέσματα απορρόφησης ενέργειας (μέσο φορτίο και ενέργεια) των δυο διαφορετικών κατεργασιών με στόχο να εξαχθούν συμπεράσματα ως προς την καλύτερη θερμική κατεργασία.

Το δοκίμιο, που εμφανίζει το μέγιστο μέσο φορτίο εμφανίζει και τη μεγαλύτερη ικανότητα απορρόφησης ενέργειας πλαστικής παραμόρφωσης κατά την αξονική του κατάρρευση.

Οι θερμικές κατεργασίες επιλέγηκαν με βάση τις συνηθισμένες συνθήκες γήρανσης των συγκεκριμένων κραμάτων, όπως τηρούνται στην αυτοκινητοβιομηχανία και αναφέρονται στη σχετική διεθνή βιβλιογραφία.

Η πρώτη θερμική κατεργασία αποτελεί τη βάση και ως εκ τούτου επιλέγησαν περισσότερες εκδοχές χρόνου θέρμανσης στο δεύτερο στάδιο γήρανσης.

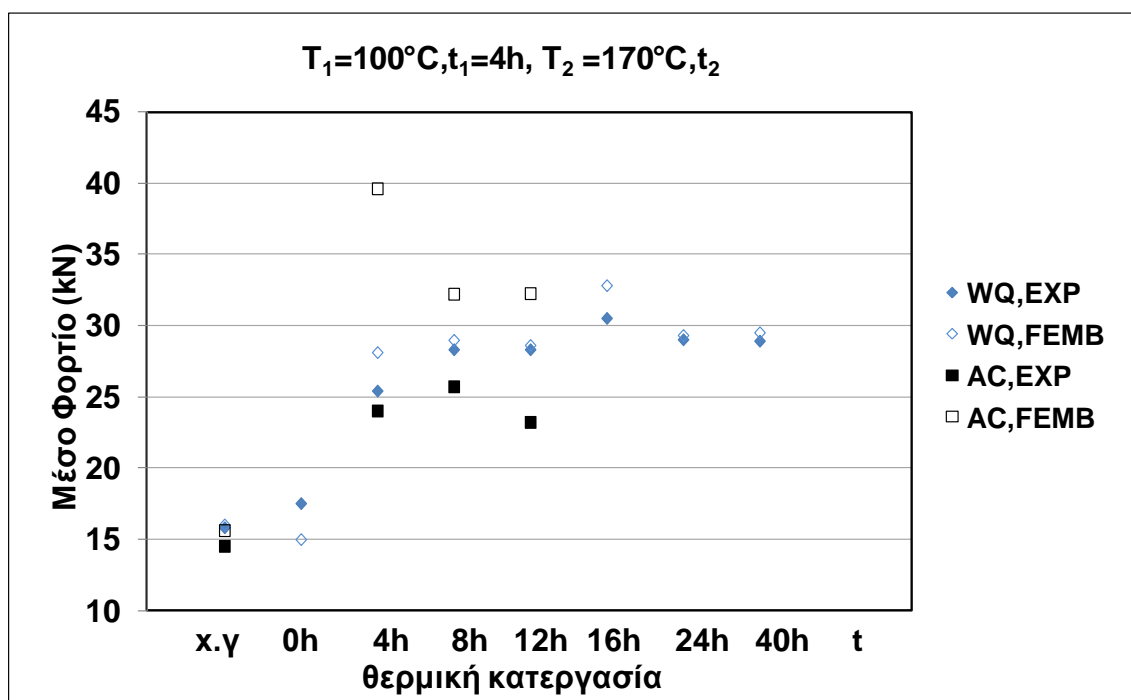
Επιπλέον, ο σχεδιασμός της δεύτερης θερμικής κατεργασίας έγινε με γνώμονα την επίτευξη βέλτιστων μηχανικών ιδιοτήτων (YS, A%) χωρίς απομείωση της ικανότητας απορρόφησης ενέργειας.

Όριο διαρροής (YS) και επιμήκυνση (A%) λειτουργούν ανταγωνιστικά ως προς την ικανότητα απορρόφησης ενέργειας του κράματος αλουμινίου. Αυτό προκύπτει με την αύξηση του χρόνου του πρώτου σταδίου γήρανσης. Η βέλτιστη λύση προκύπτει ως «χρυσή τομή» των δύο ιδιοτήτων.

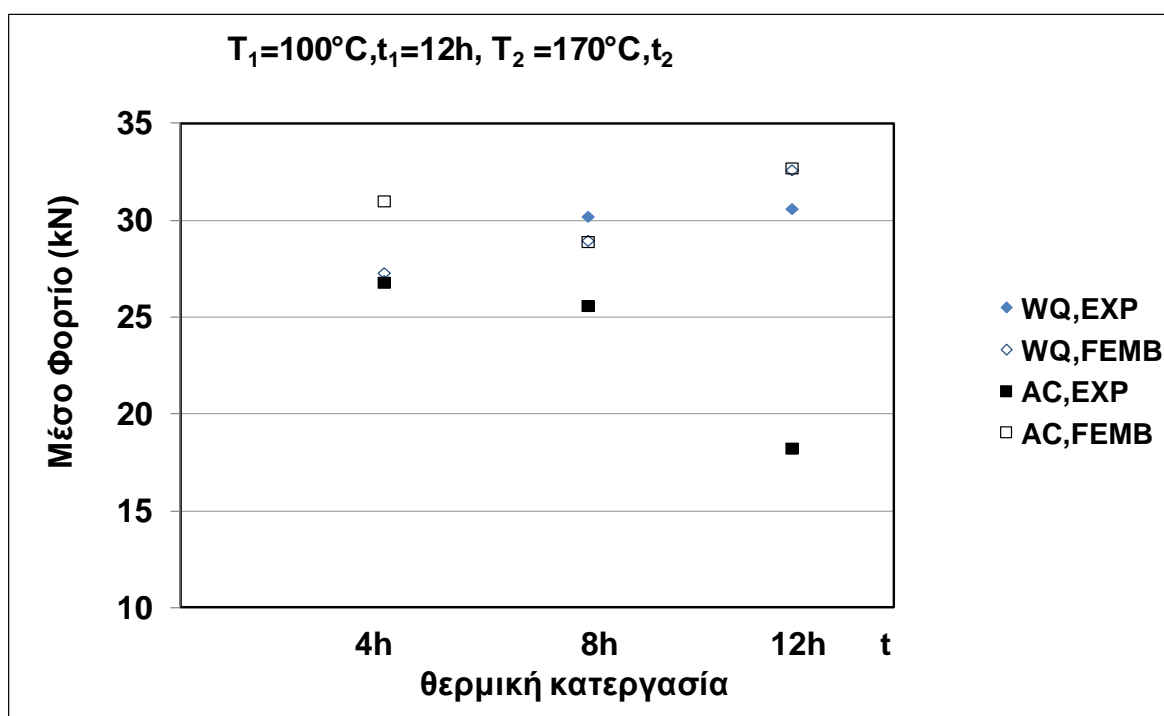
Η αύξηση του χρόνου του πρώτου σταδίου της θερμικής κατεργασίας αυξάνει το πλήθος των GP zones, οι οποίες λειτουργούν ως θέσεις ετερογενούς πυρήνωσης για τις φάσεις θ' και θ''. Επιπλέον, επιτυγχάνεται ομοιογενέστερη διασπορά λεπτοδιαμερισμένων σωματιδίων. Αυτό οδηγεί σε αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων, μιας και τα κατακρημνίσματα, λειτουργούν λόγω μικρού μεγέθους στην κατεύθυνση της βελτίωσης

των μηχανικών ιδιοτήτων μέσω γήρανσης. Ας σημειωθεί ότι στην περίπτωση, που το μέγεθος των σωματιδίων ξεπερνά ένα κρίσιμο μέγεθος (nm), αυτά λειτουργούν ως σημεία έναρξης ρωγμών (δεν είναι διακριτά στο SEM). Τα κατακρημνίσματα Mg_2Si των συγκεκριμένων προφίλ έχουν μέγεθος 1-2 μm , πράγμα που συντελεί στην εμφάνιση ρωγμών και - στην περίπτωση ψύξης στον αέρα- στην ψαθυρή κατάρρευσή τους. Παρατίθενται συγκριτικά διαγράμματα των πειραματικών τιμών των α) μέσου φορτίου, β) ενέργειας απορρόφησης και γ) μέγιστου φορτίου ως συνάρτηση των θερμικών κατεργασιών με τις θεωρητικά υπολογισμένες με FEM. Το δοκίμιο που εμφανίζει το μεγαλύτερο μέγιστο φορτίο, είναι αυτό που έχει την μεγαλύτερη αντοχή μέχρι να ξεκινήσει η κατάρρευσή του.

Από την **Εικόνα 74** ως και την **Εικόνα 76**, μπορούν να εξαχθούν συμπεράσματα αφενός για την επίδραση της κάθε διεργασίας στην ικανότητα απορρόφησης ενέργειας (crashworthiness), αφ' ετέρου για την ικανοποιητική ή μη σύγκλιση των πειραματικών αποτελεσμάτων με αυτά του μοντέλου προσομοίωσης.

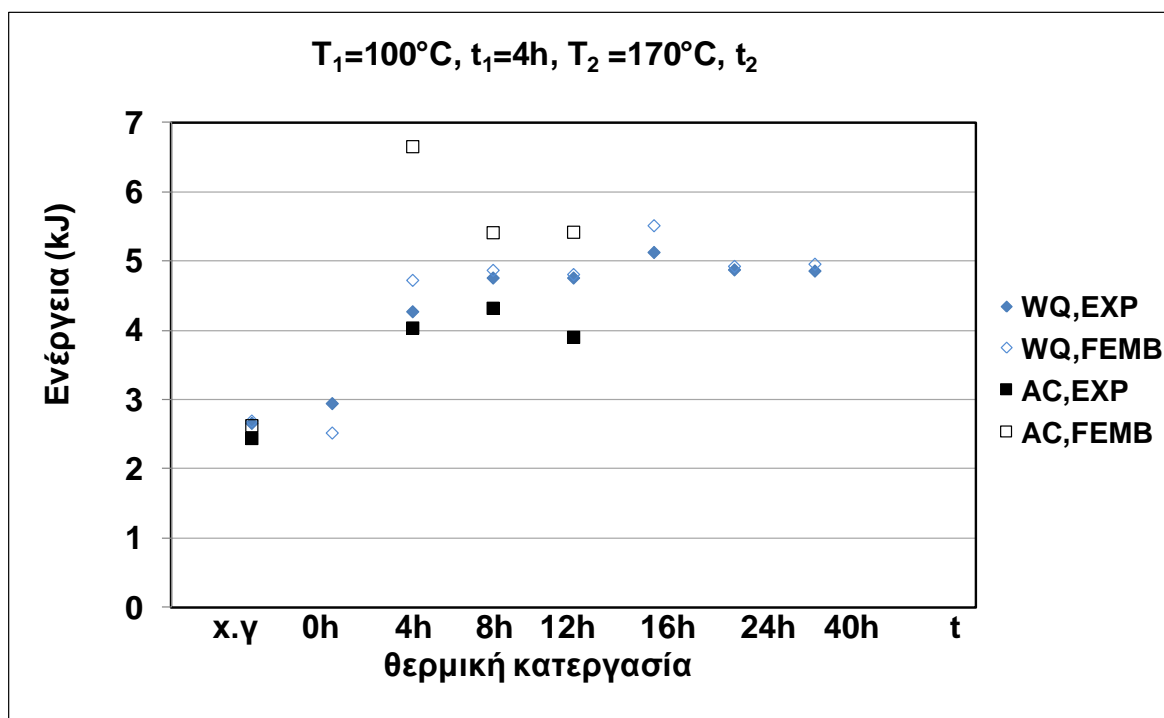


(α)

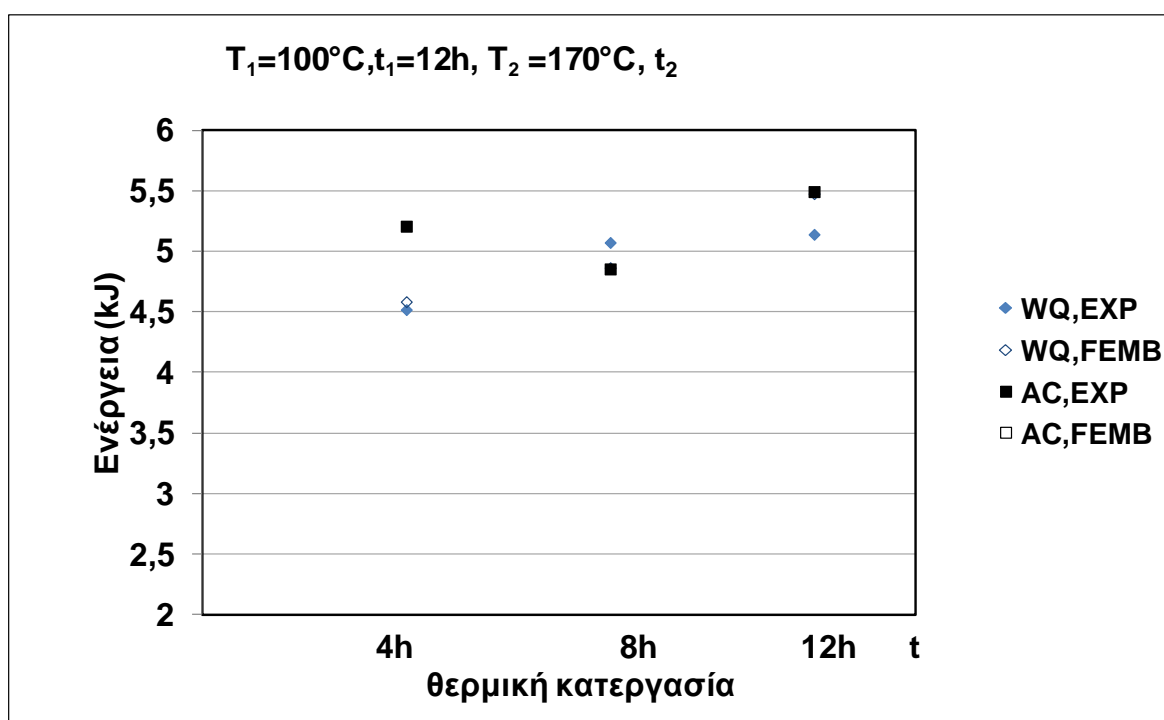


(β)

Εικόνα 74: Συγκριτικό διάγραμμα των πειραματικών τιμών των μέσου φορτίου ως συνάρτηση α) της πρώτης θερμικής κατεργασίας και β) της δεύτερης θερμικής κατεργασίας με τις θεωρητικά υπολογισμένες με FEMB.

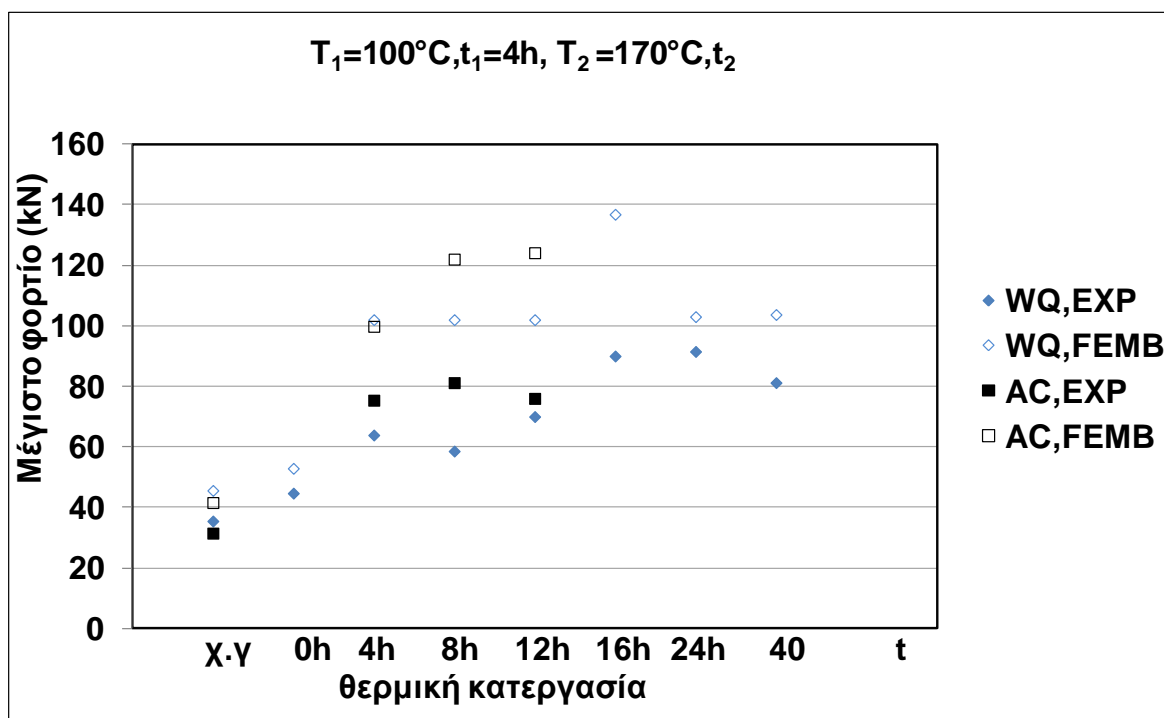


(α)

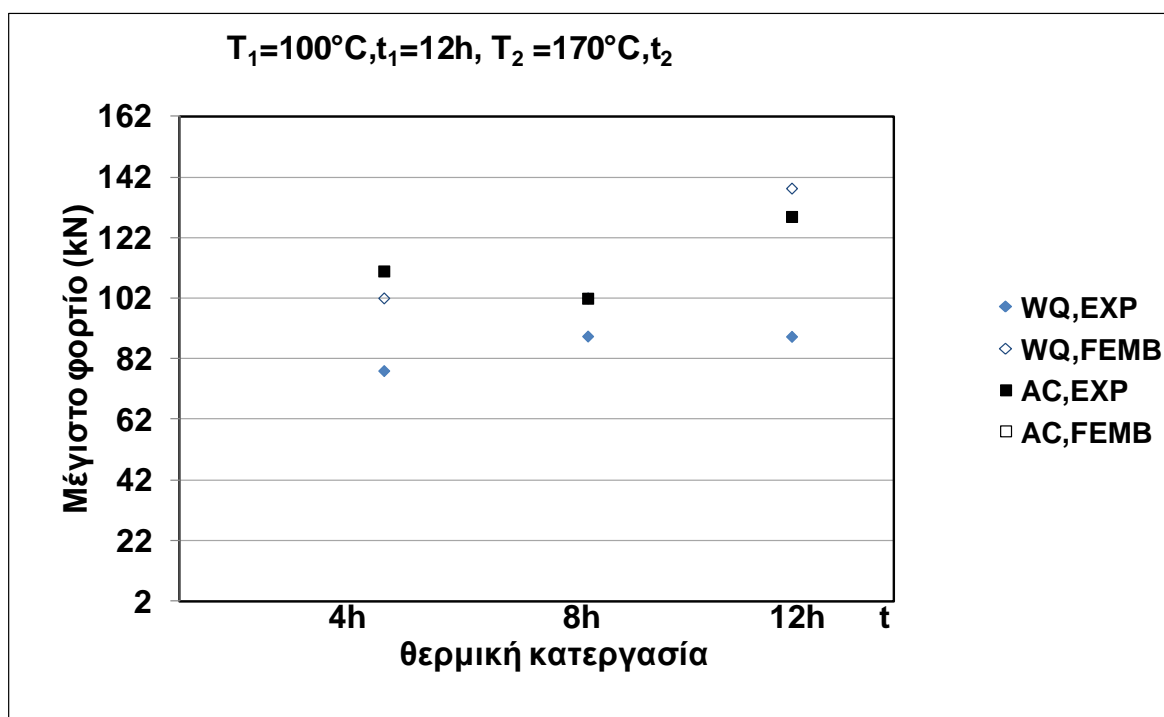


(β)

Εικόνα 75: Συγκριτικό διάγραμμα των πειραματικών τιμών της ενέργειας ως συνάρτηση α) της πρώτης θερμικής κατεργασίας και β) της δεύτερης θερμικής κατεργασίας με τις θεωρητικά υπολογισμένες με FEM.



(α)



(β)

Εικόνα 76: Συγκριτικό διάγραμμα των πειραματικών τιμών των μέγιστου φορτίου ως συνάρτηση α) της πρώτης θερμικής κατεργασίας και β) της δεύτερης θερμικής κατεργασίας με τις θεωρητικά υπολογισμένες με FEMB.

Παρατηρείται αξιοσημείωτη σύγκλιση των αποτελεσμάτων του μοντέλου με τα πειραματικά αποτελέσματα στην περίπτωση της βαφής σε νερό, σε αντίθεση με αυτά της ψύξης σε αέρα όπου παρατηρείται απόκλιση.

Σε γενικές γραμμές διαπιστώθηκε συμφωνία μεταξύ των αποτελεσμάτων της προσομοίωσης και εκείνων της πειραματικής διαδικασίας. Οι αποκλίσεις, που παρατηρήθηκαν μπορούν να αποδοθούν στους εξής παράγοντες:

- Αναφορικά με τα δοκίμια, που καταπονήθηκαν στην πρέσα κάποιο σφάλμα κατά την κοπή τους, πιθανώς να επηρέασε την τιμή του λαμβανόμενου φορτίου. Χαρακτηριστικό παράδειγμα, είναι το «πάτημα» του δοκιμίου στην πρέσα. Επιπλέον, η διαφορά στην ακρίβεια των διαστάσεων του δοκιμίου επηρεάζει την σύγκλιση των εξαγόμενων πειραματικών τιμών με αυτές του FEMB.
- Πιθανό σφάλμα κατά την κατασκευή των δοκιμίων (είτε στη γεωμετρία είτε κατά την θερμική τους κατεργασία) μπορεί να επιφέρει απόκλιση στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, το οποίο χρησιμοποιήθηκε στο πείραμα σε σχέση με τις ιδανικές τιμές που εισήχθησαν στο μοντέλο. (π.χ μέτρο ελαστικότητας κλπ)
- Η απόκλιση των πειραματικών τιμών με αυτές του μοντέλου προκύπτει ενδεχομένως από το γεγονός ότι δε λαμβάνεται υπόψη η ύπαρξη ατελειών και η ανομοιογένεια του υλικού.
- Στο μοντέλο εισήχθησαν ζεύγη τιμών τάσης-βράχυνσης από την δοκιμή εφελκυσμού. Τα δέκα ζεύγη αυτά, ανήκουν στην περιοχή μεταξύ του ορίου διαρροής και του ορίου αντοχής του υλικού. Πρέπει λοιπόν να ληφθεί υπόψη το σφάλμα, που προκύπτει από την επιλογή των ζευγών αυτών, αλλά και αυτό του μηχανολογικού εξοπλισμού.
- Θα πρέπει να σημειωθεί ότι η ακρίβεια και η προσέγγιση της δοκιμής εξαρτάται από διάφορους παράγοντες, όπως η πυκνότητα του πλέγματος, η οποία όσο μεγαλύτερη είναι τόσο «βαρύτερο» και πιο χρονοβόρο γίνεται το πρόγραμμα, οπότε αποκλίνουμε από τη λογική της χρήσης του, μια γρήγορη και όσο το δυνατό πιο αντιπροσωπευτική προσομοίωση της δοκιμής.

Αναφορικά με την πρώτη θερμική κατεργασία προκύπτουν τα παρακάτω συμπεράσματα:

- Το δοκίμιο που παρουσιάζει το μεγαλύτερο μέσο φορτίο για την περίπτωση της πρώτης θερμικής κατεργασίας ($T_1=100$, $t_1=4h$) είναι αυτό με $t_2=16h$ ($P=30.5kN$, $W=5124J$) και βαφή σε νερό, χωρίς όμως αξιοσημείωτη διαφορά σε σχέση με αυτό

που υπέστη την ίδια θερμική διεργασία με $t_2=12h$ ($P=28.6, W=4754J$) (διαφορά της τάξης του 6%). Λαμβάνοντας υπ' όψιν και τα αποτελέσματα του εφελκυσμού (πίνακας 5), το προφίλ των 16h έχει καλύτερο όριο διαρροής (αύξηση 10 MPa) χωρίς αλλαγή στην επιμήκυνση θραύσης σε σχέση με αυτό των 12h. Για τους παραπάνω λόγους, στη περίπτωση της παραγωγής του εν λόγω κράματος η θερμική κατεργασία με $t_2=16h$ με βαφή στο νερό είναι προτιμητέα. Το παραπάνω επιβεβαιώνεται και από την μακροσκοπική εικόνα των προφίλ μετά τη δοκιμή της συμπίεσης. Παρουσιάζουν ομοιόμορφη παραμόρφωση χωρίς ρωγμές.

- Εξετάζοντας και πάλι την περίπτωση με ψύξη στον αέρα, παρατηρούμε ότι την καλύτερη συμπεριφορά απορρόφησης ενέργειας παρουσιάζει το δοκίμιο με $t_2=8h$ ($P=25.7kN, W= 4318J$), με ελάχιστες διαφορές σε σύγκριση με τις 4h και τις 12h (της τάξης του 2%).
- Οι τιμές, που προκύπτουν από το FEMB στην περίπτωση της ψύξης στον αέρα παρουσιάζουν μια απόκλιση της τάξης του 30% κατά μέσο όρο, η οποία παρ' όλα αυτά είναι μια αποδεκτή απόκλιση. Ένας λόγος για την απόκλιση αυτή θα μπορούσε να είναι η μη ομοιόμορφη κατάρρευση του προφίλ. Το μοντέλο σχεδιάστηκε για την περιγραφή πλαστικής παραμόρφωσης όλκιμης συμπεριφοράς, και για το λόγο αυτό υπάρχει άριστη προσέγγιση στην περίπτωση της βαφής στο νερό.

Αναφορικά με την δεύτερη θερμική κατεργασία προκύπτουν τα παρακάτω συμπεράσματα:

- Η βέλτιστη απορρόφηση ενέργειας προκύπτει για $t_2= 12h$ και βαφή στο νερό ($P= 30.6 kN$). Οι μηχανικές ιδιότητες είναι παραπλήσιες με το προφίλ για $t_2=16h$ της πρώτης θερμικής κατεργασίας. Αντίθετα, η ίδια θερμική κατεργασία με ψύξη στον αέρα δίνει και πάλι χειρότερα αποτελέσματα, της τάξης του - 40% στην τιμή του μέσου φορτίου ($P= 18.24 kN$).

Τέλος, αναφορικά με τις θερμικές κατεργασίες και τους ρυθμούς ψύξης, εξάγονται τα ακόλουθα γενικά συμπεράσματα:

- Παρατηρούμε ότι και στις δυο θερμικές κατεργασίες, στην περίπτωση της ψύξης στον αέρα, αυξάνοντας το χρόνο του δευτέρου σταδίου μειώνεται σημαντικά το μέσο φορτίο και η απορροφούμενη ενέργεια. Το γεγονός αυτό επιβεβαιώνεται και από τις φωτογραφίες από το οπτικό και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο. Παρατηρήθηκε ότι το μέγεθος των κατακρημνισμάτων είναι μεγαλύτερο σε σχέση με τις περιπτώσεις

βαφής στο νερό. Τα κατακρημνίσματα Mg_2Si , δε βρίσκονται σε συνοχή με το πλέγμα του αλουμινίου και λειτουργούν ως σημείο έναρξης ρηγματώσεων για το υλικό λόγω του μεγάλου μεγέθους τους. Η ψύξη στον αέρα είναι προφανώς μια αργή διαδικασία σε σχέση με τη βαφή στο νερό, επομένως υπάρχει ο χρόνος για την πυρήνωση και ανάπτυξη των κατακρημνισμάτων. Αυτό επιβεβαιώνεται και από τον τρόπο κατάρρευσης των προφίλ που έχουν υποστεί ψύξη στον αέρα, με αποτέλεσμα την αναμενόμενη μικρότερη ικανότητα απορρόφησης ενέργειας.

- Εξετάζοντας την εμφάνιση ρωγμών παρατηρήθηκε μόνο η ύπαρξη μικρο-ρωγμών στην περίπτωση βαφής στο νερό σε αντίθεση με τα προφίλ, που είχαν υποστεί ψύξη στον αέρα όπου η ρωγμές ήταν σοβαρές και εκτεταμένες και για διάρκεια δευτέρου σταδίου γήρανσης $t_2=4h$ η κατάρρευση ήταν ολοκληρωτική.
- Τα δείγματα που έχουν υποστεί βαφή σε νερό εμφανίζουν υψηλότερο όριο διαρροής και όριο θραύσης για παραπλήσιες τιμές επιμήκυνσης θραύσης.
- Από τη μελέτη στο οπτικό και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο προκύπτει κατακρήμνιση και διεύρυνση των σωματιδίων που βρίσκονται σε μη συνοχή με το μητρικό πλέγμα, κυρίως στα όρια των κόκκων. Το φαινόμενο αυτό είναι εντονότερο στην περίπτωση ψύξης στον αέρα και είναι πιο περιορισμένο στην περίπτωση της βαφής στο νερό.
- Οι κόκκοι του αλουμινίου είναι ισοαξονικοί με μέσο μέγεθος μερικών μm όπως δημιουργήθηκαν κατά την έξοδο από τη μήτρα διάλασης με ανακρυστάλλωση. Η τεχνητή γήρανση πραγματοποιήθηκε σε θερμοκρασίες που δεν επιφέρουν αλλαγή στο μέγεθος κόκκου.
- Από τις μεταλλογραφίες με χημική προσβολή HF παρατηρήθηκε το εξής φαινόμενο. Κατά την πρόοδο της θερμικής κατεργασίας (αύξηση του δευτέρου σταδίου γήρανσης) τα όρια των κόκκων φαίνονται εντονότερα λόγω της κατακρήμνισης των σωματιδίων σε αυτά.
- Η επιτυχία της διαδικασίας γήρανσης εξαρτάται από το κατά πόσο επιτυγχάνεται η διασπορά και το μέγεθος των σωματιδίων σε ημισυνοχή της φάσης θ' και θ'' , τα οποία παρεμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών αυξάνοντας έτσι την ικανότητα απορρόφησης ενέργειας.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ VII ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Συμπερασματικά, συγκρίνοντας τις δυο θερμικές κατεργασίες με κριτήριο τον τρόπο ψύξης, βλέπουμε ενδεικτικά πως με τη βαφή στο νερό, η απορρόφηση ενέργειας πλαστικής παραμόρφωσης βελτιώνεται κατά 18%.

Το δοκίμιο που παρουσιάζει το μεγαλύτερο μέσο φορτίο για την περίπτωση της πρώτης θερμικής κατεργασίας ($T_1=100$, $t_1=4h$) είναι αυτό με $t_2=16h$ ($P=30.5kN$, $W=5124J$) και βαφή σε νερό.

Στην περίπτωση της δεύτερης θερμικής κατεργασίας, η βέλτιστη απορρόφηση ενέργειας προκύπτει για ($T_1=100$, $t_1=12h$) $t_2= 12h$ και βαφή στο νερό ($P= 30.6 kN$, $W=5140.8 J$).

Οι μηχανικές ιδιότητες (YS , $A\%$) είναι παραπλήσιες με το προφίλ για $t_2=16h$ της πρώτης θερμικής κατεργασίας, όπως και η μακροσκοπική εικόνα της κατάρρευσης τους. Παρατηρήθηκε μια αύξηση της επιμήκυνσης της τάξης του 7% στην περίπτωση της δεύτερης κατεργασίας. Δεν υπάρχει ένδειξη πτωτικής τάσης των μηχανικών ιδιοτήτων, οπότε η αύξηση του χρόνου του δεύτερου σταδίου γήρανσης για περισσότερες από 12h ώρες πιθανά να επέφερε και κάποια επιπλέον αύξηση του crashworthiness.

Με βάση τις επιτευχθείσες βέλτιστες τιμές επιλέγεται η πρώτη θερμική κατεργασία, δεδομένου ότι η αύξηση του χρόνου παραμονής στο πρώτο στάδιο της γήρανσης δεν επέφερε αντίστοιχη αύξηση στην ικανότητα απορρόφησης ενέργειας, ώστε να αιτιολογεί την δαπάνη επιπλέον κατανάλωσης ενέργειας.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ

- [1] Fracture resistance of aluminum alloys, J. Gilbert Kaufman, ASM, Chapter 3, pg 11.
- [2] Metallography of aluminum and its alloys, V. Fuss, R. J. Anderson, Sherwood, pg 280.
- [3] J.R. Davis, Davis & Associates, ASM Speciality Handbook – Aluminum and aluminum alloys
- [4] Dietrich G. Altenpohl, Aluminum: technology, applications, and environment - A profile of a Modern Metal, Sixth edition: chapter 11.2.2
- [5] Transformations in Metals, Materials Science and Engineering Series, Paul G. Shewmon, McGraw-Hill, pg 311-316.
- [6] How the properties and microstructure of 6063 alloy extrusions depend upon fabricating practice, International extrusion technology seminar, E. C. Beatty, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.
- [7] Alloy development of 6xxx series and current Kaiser Extrusion practices, D. A. Behling, Kaiser Aluminum and Chemical Corp.
- [8] Γ. Χρυσουλάκης, (. Ι. Παντελής, «Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών» (εκδόσεις Παπασωτηρίου, Αθήνα, 2008)
- [9] Καθηγητής Χρ. Ν. Παναγόπουλος, Υποψ. Διδάκτωρ Ε. Γεωργίου, «Βιομηχανικά κράματα», Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Σχολή Μηχανικών Μεταλλειών – Μεταλλουργών, Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας.
- [10] N.G. Parson, H.L. Yiu, The effect of heat treatment on the microstructure and properties of 6000 series alloy extrusion ingots, Alcan international limited banbury laboratories, Oxon, England

- [11] <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=214&pageid=2144417085>
- [12] Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, John E. Hatch, ASM, 1984, Chapter 5, pg 177-193.
- [15] <http://users.uoi.gr/mgeorgat/alloys.pdf>
- [16] Ls-Dyna keyword users manual Volume I, Volume II, User's Manual Technology Corporation, Version 970, April 2003
- [17] <http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=214&pageid=2144417085>
- [18] Laurens Katgerman and D.Eskin, hardening annealing and aging, Netherlands Institute for Metal Research, Delft, The Netherlands
- [19] Metallography; principles and practice, George F. Vander Voort