

ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ

ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ

ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

Διπλωματική Εργασία

**Επίδραση της υπεργήρανσης στον ρυθμό εξέλιξης ρωγμής
κόπωσης κράματος αλουμινίου 2024-T3**

υπό

ΕΥΡΙΠΙΔΗ ΤΣΕΡΓΑ

Υπεβλήθη για την εκπλήρωση μέρους των
απαιτήσεων για την απόκτηση του
Διπλώματος Μηχανολόγου Μηχανικού
2014



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΒΙΒΛΙΟΘΗΚΗ & ΚΕΝΤΡΟ ΠΛΗΡΟΦΟΡΗΣΗΣ
ΕΙΔΙΚΗ ΣΥΛΛΟΓΗ «ΓΚΡΙΖΑ ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ»

Αριθ. Εισ.: 12471/1
Ημερ. Εισ.: 27-03-2014
Δωρεά: Συγγραφέα
Ταξιθετικός Κωδικός: ΠΤ - ΜΜ
2014
ΤΣΕ

© 2014 Ευριπίδης Τσέργας

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

Εγκρίθηκε από τα Μέλη της Τριμελούς Εξεταστικής Επιτροπής:

Πρώτος Εξεταστής
(Επιβλέπων)

Δρ. Αλέξης Κερμανίδης
Επίκουρος Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών,
Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας

Δεύτερος Εξεταστής

Δρ. Νικόλαος Αράβας
Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο
Θεσσαλίας

Τρίτος Εξεταστής

Δρ. Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος
Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο
Θεσσαλίας

Ευχαριστίες

Νοιώθω την ανάγκη να ευχαριστήσω θερμά τον κ. Αλέξη Κερμανίδη, Επίκουρο Καθηγητή του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας και επιβλέποντα της Διπλωματικής Εργασίας μου, για την πολύτιμη υποστήριξη και καθοδήγηση που μου προσέφερε καθ' όλη τη διάρκεια της εκπονήσεώς της.

Επίσης, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους εξεταστές μου, Καθηγητή κ. Γρηγόρη Χαϊδεμενόπουλο και Καθηγητή κ. Νικόλαο Αράβα για την βοήθεια που μου προσέφεραν τόσο στα πλαίσια της παρούσης εργασίας όσο και σε όλη τη διάρκεια των σπουδών μου στο τμήμα.

Δεν θα μπορούσα στο σημείο αυτό να παραλείψω να ευχαριστήσω ιδιαίτερα τον κ. Ανδρέα Τζαμτζή και την κ. Άννα Ζερβάκη για την αδιάλειπτη και άκοπη υποστήριξη τους, χωρίς την οποία θα ήταν αδύνατος η έγκαιρη πραγματοποίηση της Διπλωματικής Εργασίας μου.

Θερμά ευχαριστήρια επιβάλλεται να αποδοθούν στους γονείς μου, για την συμπαράστασή τους όλα αυτά τα χρόνια, γι' αυτό και θα τους αφιερώσω αυτή την εργασία.

Ευριπίδης Τσέργας

Επίδραση της υπεργήρανσης στον ρυθμό εξέλιξης ρωγμής κόπωσης κράματος αλουμινίου 2024-T3

ΤΣΕΡΓΑΣ ΕΥΡΙΠΙΔΗΣ

Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, 2013-2014

Περίληψη

Στην παρούσα εργασία έγινε μελέτη της συμπεριφοράς εξέλιξης ρωγμής σε κόπωση αεροναυπηγικού κράματος αλουμινίου Al 2024-T3, μετά από υπεργήρανση. Στα πλαίσια της πειραματικής διερεύνησης χρησιμοποιήθηκαν ειδικές συσκευές θερμικών κατεργασιών για την επίτευξη ομοιόμορφης και τοπικά μεταβαλλόμενης υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων.

Τα αποτελέσματα έδειξαν ότι με κατάλληλη επιλογή θερμικής κατεργασίας για την ομοιόμορφη μεταβολή του ορίου διαρροής, μπορεί να επηρεαστεί σημαντικά η διάρκεια ζωής του υλικού σε κόπωση. Επίσης, δοκίμια με τοπικά μεταβαλλόμενο όριο διαρροής, τα οποία προσομοιώνουν περιοχές κατασκευών με τοπικά μεταβαλλόμενες μηχανικές ιδιότητες (π.χ. περιοχές συγκολλήσεων), παρουσιάζουν διαφορετική συμπεριφορά σε κόπωση, σε σχέση με το αρχικό υλικό.

Από σύγκριση αποτελεσμάτων που έγινε με αντίστοιχες δοκιμές σε κράμα αλουμινίου Alclad 2024-T3, το οποίο φέρει επικάλυψη καθαρού αλουμινίου, παρατηρήθηκε διαφορετική συμπεριφορά στην εξέλιξη ρωγμής λόγω κόπωσης, σε σχέση με το υλικό που εξετάστηκε στην παρούσα εργασία.

Τα αποτελέσματα όλων των δοκιμών εμφανίζονται υπό την μορφή πινάκων αλλά και διαγραμμάτων, για την καλύτερη παρουσίασή τους και κατά συνέπεια την ασφαλέστερη εξαγωγή συμπερασμάτων.

Περιεχόμενα

1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ	4
1.1 Γενικά.....	4
1.2 Σκοπός της Διπλωματικής Εργασίας	4
1.3 Δομή της Διπλωματικής Εργασίας	6
2. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ	7
2.1 Κράματα Αλουμινίου.....	7
2.1.1 Ιδιότητες Κραμάτων Αλουμινίου	7
2.1.2 Ονοματολογία Κραμάτων Αλουμινίου.....	7
2.2 Κράμα Αλουμινίου 2024-T3	9
2.2.1 Ιδιότητες.....	9
2.2.2 Χημική Σύσταση Κράματος Αλουμινίου 2024.....	10
2.2.3 Διάγραμμα Ισορροπίας Φάσεων του Διμερούς Συστήματος Al-Cu.....	11
2.3 Θερμική Κατεργασία Γήρανσης και Υπεργήρανσης Κράματος Al 2024	11
2.4 Κόπωση.....	18
2.4.1 Γενικά.....	18
2.4.2 Κόπωση με Προϋπάρχουσες Ρωγμές – Ανοχή στη Βλάβη.....	18
2.4.3 Μηχανισμοί Αναπτύξεως της Ρωγμής κατά την Κόπωση	20
3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΜΕΛΕΤΗ ΡΥΘΜΟΥ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΥΠΕΡΓΗΡΑΣΜΕΝΟ ΚΡΑΜΑ AL 2024.....	23
3.1 Δοκιμές Θερμικής Κατεργασίας Ομοιόμορφης Μεταβολής Ορίου Διαρροής	23
3.2 Μικροσκοπήσεις.....	24
3.3 Μεταλλογραφικός Έλεγχος	25
3.4 Δοκιμές Εφελκυσμού	25
3.5 Δοκιμές Θερμικής Κατεργασίας Γραμμικής Μεταβολής Ορίου Διαρροής	27
3.6 Δοκιμές Εξέλιξης Ρωγμής σε Κόπωση	30
4. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ.....	34
4.1 Διαγράμματα Υπεργήρανσης	34
4.2 Μεταλλογραφικός Έλεγχος	35
4.3 Δοκιμές Εφελκυσμού	36
4.3.1 Συσχέτιση Σκληρότητας – Ορίου Διαρροής	38
4.4 Αποτελέσματα Σκληρότητας (ΘΚ2)	38
4.5 Δοκιμές Εξέλιξης Ρωγμής σε Κόπωση	41
4.5.1 Δοκίμια με Θερμική Κατεργασία ΘΚ1.....	41

4.5.2 Δοκίμια με Θερμική Κατεργασία ΘΚ2	44
4.6 Σύγκριση αποτελεσμάτων δοκιμών εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης Alclad 2024-T3 με 2024-T3 bare	48
5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ	50
6. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	52

1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

1.1 Γενικά

Η διάδοση των ρωγμών αποτελεί ένα από τα σημαντικότερα κατασκευαστικά προβλήματα αστοχίας που αντιμετωπίζουν οι αεροναυπηγικές κατασκευές, είτε όταν οι ρωγμές αυτές αποτελούν κατασκευαστικό ελάττωμα, είτε όταν εμφανίζονται ως αποτέλεσμα των συνθηκών λειτουργίας ή της μη ικανοποιητικής ανθεκτικότητας της κατασκευής. Για το λόγο αυτό, οι παράγοντες που επιδρούν στην έναρξη και διάδοση των ρωγμών αποτελούν αντικείμενο μελέτης της διεθνούς επιστημονικής κοινότητας.

Η έννοια κόπωση είναι συνδεδεμένη με τη μηχανική συμπεριφορά των υλικών υπό την επίδραση κυκλικά μεταβαλλόμενων τάσεων ή παραμορφώσεων. Η συμπεριφορά των υλικών στις συνθήκες αυτές είναι διαφορετική από τη συμπεριφορά τους κάτω από στατικές φορτίσεις. Έτσι ένα δομικό στοιχείο μπορεί να αστοχήσει σε τιμές φόρτισης μικρότερες από αυτές που θα απαιτούνταν σε συνθήκες στατικής φόρτισης. Η αιτία αστοχίας λόγω κόπωσης είναι οι ρωγμές που δημιουργούνται και εξελίσσονται με τελικό αποτέλεσμα τη θραύση. Ο ρυθμός εξέλιξης μίας ρωγμής σε κόπωση συνδέεται με πολλούς παράγοντες όπως η μικροδομή, οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού, τα εφαρμοζόμενα φορτία και η γεωμετρία του δομικού στοιχείου. Σε περιοχές της δομής με τοπικά μεταβαλλόμενες μηχανικές ιδιότητες (π.χ. περιοχές συγκόλλησης, περιοχές με διάβρωση) τα χαρακτηριστικά εξέλιξης της ρωγμής επηρεάζονται με αποτέλεσμα να απαιτείται διαφορετικός σχεδιασμός. Ο σχεδιασμός με ανοχή στη βλάβη προϋποθέτει σε βάθος γνώση της επίδρασης των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού στην εξέλιξη ρωγμής λόγω κόπωσης.

Από τη δεκαετία του 1980 και μετά, η φιλοσοφία σχεδιασμού των δομικών μερών του αεροσκάφους περιλαμβάνει την “ανοχή στη βλάβη”, η οποία μέχρι σήμερα εφαρμόζεται στα μεταλλικά δομικά μέρη του αεροσκάφους. Σύμφωνα με τη φιλοσοφία αυτή, η ύπαρξη της βλάβης (δηλ. ρωγμής ή ρωγμών) είναι ανεκτή υπό την προϋπόθεση ότι η εξέλιξη της ελέγχεται και ανάμεσα σε δύο διαδοχικούς ελέγχους δεν μπορεί να οδηγήσει σε αστοχία του δομικού μέρους.

Με βάση τον σχεδιασμό με ανοχή στη βλάβη είναι σημαντικό να υπάρχει γνώση της επίδρασης των μηχανικών ιδιοτήτων στη συμπεριφορά εξέλιξης ενός ρήγματος α) για την κατάλληλη επιλογή υλικού που να έχει ανοχή στη βλάβη και β) για την εκτίμηση της συμπεριφοράς ενός στοιχείου που περιλαμβάνει στη δομή του τοπικά μεταβαλλόμενες μηχανικές ιδιότητες (π.χ. περιοχή συγκόλλησης).

1.2 Σκοπός της Διπλωματικής Εργασίας

Περιορισμένος αριθμός εργασιών έχουν δείξει μια υποβάθμιση των ιδιοτήτων του υλικού κατόπιν θερμικής κατεργασίας λόγω θερμικής γηράνσεως. Στην εργασία [1] μελετήθηκε η επίδραση της θερμικής κατεργασίας στους 130°C για 100 και 1000 ώρες, ελάσματος αλουμινίου 2024-T3 στην κόπωση με αρχική ρωγμή παράλληλα και κάθετα στη διεύθυνση έλασης καθώς και στις διευθύνσεις 60° από αυτές.

Παρατηρήθηκε ότι η επίδραση της διεύθυνσης της ρωγμής δείχνει να εξαφανίζεται μετά από εκτεταμένη έκθεση σε αυτή την θερμοκρασία. Στην εργασία [2] εξετάστηκε η επίδραση θερμικών κατεργασιών στα διάφορα χαρακτηριστικά της μικροδομής και η επίδρασή τους στη βλάβη λόγω κόπωσης κράματος αλουμινίου 2024. Παρατηρήθηκε ότι με γήρανση του αρχικού κράματος μπορεί να επιτευχθεί μέχρι και 30% αύξηση της διάρκειας ζωής σε κόπωση.

Στην παρούσα εργασία μελετάται το θερμικά κατεργάσιμο κράμα αλουμινίου Al 2024-T3. Ο λόγος για την επιλογή του υλικού αυτού είναι η ευρεία χρήση του σε αεροναυπηγικές εφαρμογές και πιο συγκεκριμένα στο περίβλημα της ατράκτου και των πτερύγων του αεροσκάφους. Τα μέρη αυτά αποτελούνται από λεπτά ελάσματα τα οποία συνενώνονται στις διαμήκεις και εγκάρσιες νευρώσεις των δομικών μερών με ηλωτές συνδέσεις, ενώ τα τελευταία χρόνια χρησιμοποιείται σε ολοένα αυξανόμενο ρυθμό η τεχνολογία συγκολλήσεων η οποία μέσω της χρήσης ολοκληρωτών κατασκευών οδηγεί στη μείωση του βάρους, με ταυτόχρονη μείωση στους ρύπους των αεροσκαφών. Οι περιοχές των συγκολλήσεων είναι κρίσιμα σημεία της δομής καθώς είναι περιοχές τοπικά μεταβαλλόμενης μικροδομής σε συνδυασμό με παραμένουσες τάσεις συγκόλλησης. Έτσι, ένα ρήγμα δημιουργείται και εξελίσσεται μέσα σε ένα νέο υλικό της περιοχής συγκόλλησης με διαφορετική μικροδομή και τοπικά μεταβαλλόμενες μηχανικές ιδιότητες. Στις περιοχές συγκόλλησης υπάρχουν ζώνες της δομής όπου το υλικό έχει υποβληθεί σε υψηλές θερμοκρασίες, λόγω κατεργασίας συγκόλλησης, με αποτέλεσμα να έχει υποστεί τεχνητή υπεργήρανση και να μειωθεί η σκληρότητά του. Οι μεταβολές της σκληρότητας δεν είναι πάντα ομοιόμορφες αλλά μπορεί να είναι τοπικά μεταβαλλόμενες με την απόσταση.

Σκοπός της εργασίας είναι η μελέτη της επίδρασης της τοπικής μεταβολής του ορίου διαρροής του αεροναυπηγικού κράματος αλουμινίου 2024-T3 λόγω υπεργήρανσης στην εξέλιξη προϋπάρχουσας ρωγμής σε κόπωση. Η μεταβολή του ορίου διαρροής ήταν σε άλλες περιπτώσεις σταθερή και σε άλλες γραμμική (προφίλ) μπροστά από την αιχμή της ρωγμής. Έγινε επίσης, σύγκριση των αποτελεσμάτων του πειραματικού προγράμματος με αποτελέσματα αντίστοιχων δοκιμών σε έλασμα Alclad 2024-T3. Από την εργασία αυτή αναμένεται να:

- Εξαχθούν πειραματικά δεδομένα σχετικά με την μεταβολή του ορίου διαρροής λόγω υπεργήρανσης.
- Προσδιοριστούν οι συντελεστές εργοσκήρυνσης του υλικού μετά από θερμική κατεργασία.
- Διερευνηθούν οι μεταβολές στη μικροδομή του υλικού σε συνθήκες υπεργήρανσης.
- Εξαχθούν συμπεράσματα σχετικά με τη συμπεριφορά του υλικού στην εξέλιξη ρωγμής λόγω κόπωσης, μετά από θερμική κατεργασία σε συνθήκες υπεργήρανσης, τόσο από ελάσματα με σταθερή όσο και από ελάσματα με τοπική μεταβολή του ορίου διαρροής μπροστά από το άκρο της ρωγμής.

1.3 Δομή της Διπλωματικής Εργασίας

Η εργασία χωρίζεται σε 5 Κεφάλαια. Στο **2^ο Κεφάλαιο** γίνεται αναφορά στις πληροφορίες εκείνες που αντλήθηκαν από τη βιβλιογραφία και θα χρησιμοποιηθούν για την πραγματοποίηση του πειραματικού προγράμματος και για την επεξεργασία και παρουσίαση των αποτελεσμάτων. Η έκθεση των πληροφοριών γίνεται με βάση τη θεματική ενότητα στην οποία αναφέρονται. Στο **3^ο Κεφάλαιο** γίνεται εκτενής παρουσίαση του πειραματικού προγράμματος. Δίνονται οι απαραίτητες πληροφορίες σχετικά με τις προδιαγραφές σύμφωνα με τις οποίες θα πραγματοποιηθούν οι δοκιμές καθώς και τις συσκευές που θα χρησιμοποιηθούν. Επίσης, αναφέρονται και οι μεθοδολογίες σύμφωνα με τις οποίες θα γίνει η επεξεργασία των αποτελεσμάτων για την εξαγωγή των απαραίτητων συμπερασμάτων. Στο **4^ο Κεφάλαιο** παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας υπό τη μορφή διαγραμμάτων και πινάκων και γίνεται σχολιασμός αυτών. Τέλος, στο **5^ο Κεφάλαιο** εξάγονται συμπεράσματα, βασισμένα στα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας και προτείνονται τομείς που θα μπορούσαν να διερευνηθούν επιπλέον.

2. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

2.1 Κράματα Αλουμινίου

2.1.1 Ιδιότητες Κραμάτων Αλουμινίου

Τα κράματα του αλουμινίου διακρίνονται σε κράματα διαμόρφωσης και σε κράματα χύτευσης. Τα κράματα των δυο αυτών υποκατηγοριών υποδιαιρούνται σε κράματα που μπορούν να υποστούν θερμική κατεργασία και σε κράματα των οποίων η θερμική κατεργασία είναι αδύνατη. Οι ιδιότητες των πρώτων εξαρτώνται από την ακολουθούμενη θερμική κατεργασία, ενώ οι ιδιότητες των δευτέρων εξαρτώνται από το ποσοστό ενδοτράχυνσης που έχουν υποστεί. Θερμικά κατεργάσιμα είναι τα κράματα του αλουμινίου τα οποία ανήκουν στις σειρές 2XXX, 4XXX, 6XXX και 7XXX, ενώ τα κράματα τα οποία δεν μπορούν να υποστούν θερμική κατεργασία είναι αυτά τα οποία ανήκουν στις σειρές 1XXX, 3XXX και 5XXX. Τα κράματα της σειράς 8XXX μπορούν να υποστούν θερμική κατεργασία ή όχι, ανάλογα με την χημική τους σύσταση.

Όπως το καθαρό αλουμίνιο, έτσι και τα κράματά του, έχουν χαμηλή πυκνότητα, καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα και υψηλή αντοχή σε διάβρωση. Οι κύριες προσθήκες των κραμάτων αλουμινίου είναι ο χαλκός, ο σίδηρος, το μαγγάνιο, το μαγνήσιο, το πυρίτιο και ο ψευδάργυρος. Η επίδραση των προσθηκών στις ιδιότητες του αλουμινίου φαίνονται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 2.1 Κύριες προσθήκες κραμάτων αλουμινίου και η επίδρασή τους [3].

Προσθήκη	Επίδραση στις Ιδιότητες του Αλουμινίου
Χαλκός	Σε ποσοστό έως 12% προκαλεί βελτίωση της μηχανικής αντοχής και της κατεργασιμότητας. Η σκλήρυνση επιτυγχάνεται με κατακρήμνιση.
Σίδηρος	Σε μικρά ποσοστά βελτιώνει την αντοχή και τη σκληρότητα και, ταυτόχρονα, μειώνει τις πιθανότητες θερμής ρωγμάτωσης κατά τη χύτευση.
Μαγγάνιο	Βελτιώνει την ολκιμότητα και, σε συνδυασμό με τον σίδηρο, τη χυτευσιμότητα.
Μαγνήσιο	Βελτιώνει τη μηχανική αντοχή και την αντοχή σε διάβρωση. Σε ποσοστό μεγαλύτερο του 6% προκαλεί σκλήρυνση με κατακρήμνιση.
Πυρίτιο	Βελτιώνει, κατά πολύ, τη χυτευσιμότητα και την αντοχή σε διάβρωση.
Ψευδάργυρος	Μειώνει τη χυτευσιμότητα αλλά, σε συνδυασμό με άλλα στοιχεία προσθήκης, βελτιώνει τη μηχανική αντοχή.

2.1.2 Ονοματολογία Κραμάτων Αλουμινίου

Οι κωδικές ονομασίες των κραμάτων αλουμινίου, σύμφωνα με την Aluminum Association (A.A.), αποτελούνται από δύο μέρη, τα οποία χωρίζονται με παύλα. Το πρώτο μέρος αποτελείται από τέσσερις αριθμούς, των οποίων η σημασία εξαρτάται από το εάν πρόκειται για κράμα διαμόρφωσης ή για κράμα χύτευσης. Στα κράματα διαμόρφωσης (βλ. Πίνακα 2.2), ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει το κύριο στοιχείο προσθήκης. Ο δεύτερος αριθμός χρησιμοποιείται για να δηλώσει τροποποιήσεις των

ορίων περιεκτικότητας των ακαθαρσιών. Τέλος, οι δύο τελευταίοι αριθμοί, στην περίπτωση της σειράς 1XXX, δίνουν τα δεκαδικά ποσοστά, για περιεκτικότητες αλουμινίου υψηλότερες του 99,00%, ενώ στην περίπτωση κραμάτων αλουμινίου άλλων σειρών, οι δύο τελευταίοι αριθμοί χρησιμοποιούνται αποκλειστικά για τον προσδιορισμό της ειδικής κατηγορίας του κράματος της οικείας σειράς.

Πίνακας 2.2 Κωδικοποίηση, κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων διαμόρφωσης του αλουμινίου, ανάλογα με τα κύρια στοιχεία προσθήκης [3].

Κωδικός	Κύρια Προσθήκη
1XXX	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99 %
2XXX	Χαλκός
3XXX	Μαγγάνιο
4XXX	Πυρίτιο
5XXX	Μαγνήσιο
6XXX	Μαγνήσιο και Πυρίτιο
7XXX	Ψευδάργυρος
8XXX	Άλλα στοιχεία
9XXX	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά

Στα κράματα χύτευσης (βλ. Πίνακα), ο πρώτος αριθμός υποδηλώνει επίσης το κύριο στοιχείο προσθήκης. Ο δεύτερος και τρίτος αριθμός δείχνουν την ειδική κατηγορία του κράματος της οικείας ομάδας. Ο τέταρτος αριθμός, ο οποίος χωρίζεται με τελεία από τους τρεις πρώτους, αφορά τη μορφολογία του προϊόντος της χύτευσης: με μηδέν (0) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για χυτό, το οποίο έχει αποκτήσει την τελική του μορφολογία με κατ' ευθείαν χύτευση, ενώ με ένα (1) υποδηλώνεται ότι πρόκειται για πλίνθωμα. Μετατροπή της αρχικής χημικής σύστασης υποδηλώνεται με ένα γράμμα μπροστά από τον κωδικό.

Πίνακας 2.3 Κωδικοποίηση, κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων χύτευσης του αλουμινίου, ανάλογα με τα κύρια στοιχεία προσθήκης [3].

Κωδικός	Κύρια Προσθήκη
1XX.X	Αλουμίνιο ελάχιστης καθαρότητας 99,00 %
2XX.X	Χαλκός
3XX.X	Πυρίτιο και Χαλκός ή Μαγνήσιο
4XX.X	Πυρίτιο
5XX.X	Μαγνήσιο
6XX.X	Μη χρησιμοποιούμενη σειρά
7XX.X	Ψευδάργυρος
8XX.X	Κασσίτερος
9XX.X	Άλλα στοιχεία

Το δεύτερο μέρος της κωδικής ονομασίας, τόσο για τα κράματα διαμόρφωσης όσο και για τα κράματα χύτευσης, αναφέρεται στην κατεργασία, μηχανική ή θερμική, την οποία έχουν υποστεί (βλ. Πίνακα). Για παράδειγμα, το 1060-H14 είναι αλουμίνιο καθαρότητας 99,60%, το οποίο έχει υποστεί μόνον ενδοτράχυνση, η οποία έχει οδηγήσει σε αύξηση της σκληρότητας του κατά 50%.

Πίνακας 2.4 Κωδικοποίηση, κατά το σύστημα A.A., των κραμάτων αλουμινίου, ανάλογα με τις κατεργασίες που έχουν υποστεί [3].

Κωδικός	Κατεργασία
F	Προϊόν όπως παρήχθη, χωρίς μηχανική ή θερμική κατεργασία.
O	Ανόπτηση
H	Ενδοτράχυνση, μόνο για τα κράματα διαμόρφωσης
	H1X Μόνον ενδοτράχυνση (το X αναφέρεται στο βαθμό ενδοτράχυνσης)
	H11: Κράμα ελάχιστης σκληρότητας
	H12: Κράμα σκληρυμένο κατά 25 %
	H14: Κράμα σκληρυμένο κατά 50 %
	H16: Κράμα σκληρυμένο κατά 75 %
	H18: Κράμα σκληρυμένο κατά 100 %
	H19: Υπέρσκληρο κράμα
	H2X Ενδοτράχυνση ακολουθούμενη από ανόπτηση αποκατάστασης. Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό σκλήρυνσης πριν από τη σταθεροποίηση.
	H3X Ενδοτράχυνση ακολουθούμενη από θερμική κατεργασία σταθεροποίησης σε χαμηλή θερμοκρασία, προκειμένου να αποφευχθεί σκλήρυνση λόγω γήρανσης. Το X κυμαίνεται από 1 έως 8, υποδηλώνοντας το βαθμό σκλήρυνσης πριν από τη σταθεροποίηση.
T	Θερμική κατεργασία σκλήρυνσης με γήρανση
	T1 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και φυσική γήρανση.
	T2 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, μηχανική κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση.
	T3 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, κατεργασία εν ψυχρώ και φυσική γήρανση.
	T4 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση.
	T5 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος.
	T6 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση, σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος.
	T7 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, θερμική κατεργασία σταθεροποίησης.
	T8 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, θερμική κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση.
	T9 Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης, βαφή, τεχνητή γήρανση και κατεργασία εν ψυχρώ.
T10 Βαφή από τη θερμοκρασία θερμής μορφοποίησης, κατεργασία εν ψυχρώ και τεχνητή γήρανση.	
W	Θερμική κατεργασία ομογενοποίησης. Χρησιμοποιείται μόνο για τα κράματα που υφίστανται σκλήρυνση με γήρανση.

2.2 Κράμα Αλουμινίου 2024-T3

2.2.1 Ιδιότητες

Το 2024 είναι ένα κράμα αλουμινίου το οποίο βρίσκει πολλές εφαρμογές λόγω των πολύ καλών ιδιοτήτων του. Προσφέρεται συνήθως υπό την μορφή ελασμάτων ή

πλακών, είτε με επικάλυψη καθαρού αλουμινίου (Alclad) ή χωρίς αυτή (Bare). Χρησιμοποιείται ευρέως στην αεροναυπηγική βιομηχανία καθώς έχει χαμηλό βάρος (πυκνότητα: $2,77 \text{ g/cm}^3 @20^\circ\text{C}$)[4] και παρουσιάζει υψηλή αντοχή στην κόπωση και μεγάλη ανοχή στη βλάβη. Σύμφωνα με την φιλοσοφία της ανοχής στη βλάβη, η οποία εφαρμόζεται μέχρι σήμερα μόνο στα δομικά στοιχεία ενός αεροσκάφους, η ύπαρξη βλάβης (δηλ. ρωγμής ή ρωγμών) είναι ανεκτή υπό την προϋπόθεση ότι η εξέλιξη της ρωγμής ελέγχεται και ότι έχει εξασφαλιστεί ότι η αύξηση της βλάβης μεταξύ δύο διαδοχικών ελέγχων δεν μπορεί να οδηγήσει σε αστοχία του δομικού μέρους. Άλλες σημαντικές εφαρμογές του κράματος αυτού είναι στην κατασκευή οδοντωτών τροχών, ατράκτων, εξαρτημάτων ηλεκτρονικών υπολογιστών καθώς και πυραυλικών συστημάτων. Το 2024 ανήκει στη σειρά θερμικά κατεργάσιμων κραμάτων αλουμινίου 2XXX και συνεπώς είναι δυνατόν να του προσδοθούν οι απαιτούμενες ιδιότητες ανάλογα με τη θερμική κατεργασία που θα υποστεί. Στον **Πίνακα 2.5** παρουσιάζονται ορισμένες από τις σημαντικότερες μηχανικές, θερμικές και ηλεκτρικές ιδιότητες του 2024-T3, του κράματος 2024 δηλαδή, το οποίο έχει υποστεί κατεργασία τύπου T3 όπως αυτή παρουσιάστηκε σε προηγούμενη παράγραφο.

Πίνακας 2.5 Μηχανικές ιδιότητες κράματος αλουμινίου 2024-T3 [4].

Κράμα Αλουμινίου 2024-T3		
Ιδιότητα	Μονάδα μέτρησης	Τιμή
Όριο θραύσης R_m	MPa	485
Όριο διαρροής $R_{0.2}$	MPa	345
Παραμόρφωση θραύσης ϵ_f	%	18
Σκληρότητα	HB	120
Μέτρο ελαστικότητας E	GPa	73
Θερμοκρασία Liquidus	$^\circ\text{C}$	638
Θερμοκρασία Solidus	$^\circ\text{C}$	502
Συντ. θερμικής αγωγιμότητας	$\text{W/m} \cdot \text{K}$	120
Ηλεκτρική αγωγιμότητα @20 $^\circ\text{C}$	%IACS	30
Ηλεκτρική αντίσταση @20 $^\circ\text{C}$	$\text{n}\Omega \cdot \text{m}$	57

2.2.2 Χημική Σύσταση Κράματος Αλουμινίου 2024

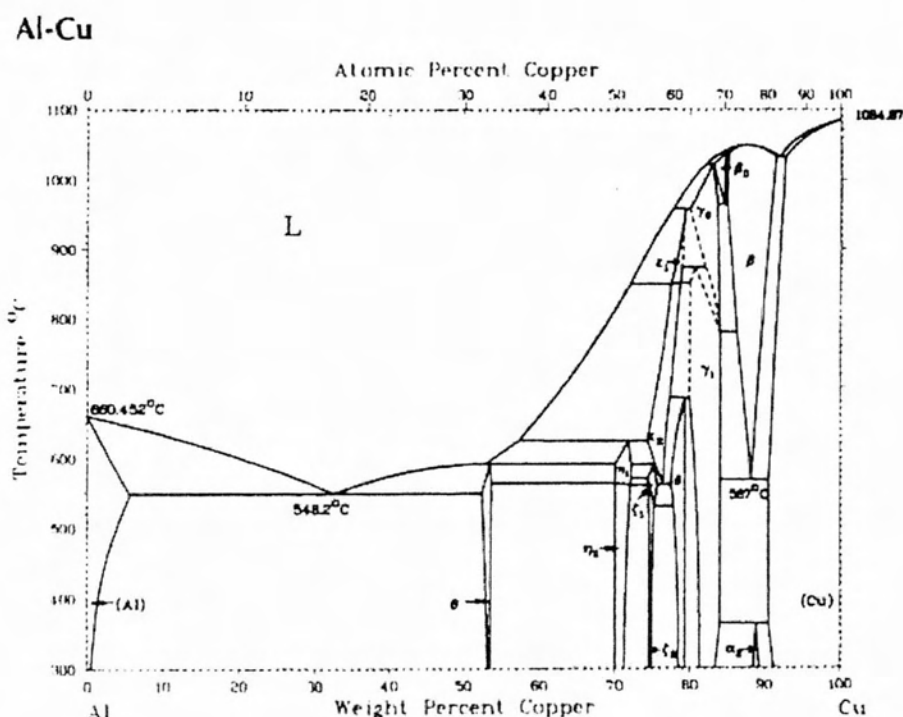
Το βασικό κραματικό στοιχείο του Al 2024 είναι ο χαλκός. Σε συνδυασμό με τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία το υλικό αποκτά τις επιθυμητές ιδιότητες. Η χημική σύσταση του κράματος αλουμινίου 2024 φαίνεται στον **Πίνακα 2.6**.

Πίνακας 2.6 Χημική σύσταση κράματος αλουμινίου 2024 [4].

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	Other (Each)	Other (Total)
90.7-94.7	3.80-4.90	1.20-1.80	0.30-0.90	max. 0.50	max. 0.50	max. 0.10	max. 0.25	max. 0.15	max. 0.050	max. 0.15

2.2.3 Διάγραμμα Ισορροπίας Φάσεων του Διμερούς Συστήματος Al-Cu

Το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του διμερούς συστήματος Al-Cu δίνεται στην **Εικόνα 2.1**. Το διμερές σύστημα Al-Cu είναι η βάση της κραματικής σειράς 2XXX η οποία είναι μία από τις δύο κύριες κραματικές σειρές των αεροναυπηγικών κραμάτων αλουμινίου. Η σκλήρυνση της δομής των κραμάτων αλουμινίου – χαλκού, δηλαδή της σειράς 2XXX, εξασφαλίζεται μέσω της κατακρήμνισης της φάσης θ' (Al₂Cu) σε περιοχές με χαμηλό ποσοστό Mg, ή σε περιοχές με υψηλότερο ποσοστό Mg μέσω κατακρήμνισης και της φάσης s' (CuMgAl₂).



Εικόνα 2.1 Διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του διμερούς συστήματος Al-Cu [3].

2.3 Θερμική Κατεργασία Γήρανσης και Υπεργήρανσης Κράματος Al 2024

Το Al 2024 ανήκει στην θερμικά κατεργάσιμη σειρά κραμάτων αλουμινίου 2XXX. Αυτό σημαίνει ότι με την κατάλληλη θερμική κατεργασία μπορεί να λάβει επιθυμητές τιμές σε ορισμένες ιδιότητές του. Στη συνέχεια θα εξεταστούν οι θερμικές κατεργασίες της γήρανσης και της υπεργήρανσης στο κράμα Al-4Cu (Al 2024) καθώς και οι επιπτώσεις που έχουν αυτές στο υλικό, μέσω του μηχανισμού ισχυροποίησης με καθίζηση της ενδομεταλλικής ενώσεως Al₂Cu.

Η καθίζηση μιας δεύτερης φάσεως ή μιας ενδομεταλλικής ενώσεως από ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα αποτελεί μια από τις πιο σημαντικές μεθόδους για την ισχυροποίηση των κραμάτων. Το ίζημα της δεύτερης φάσεως, με τη μορφή λεπτής

διασποράς σωματιδίων, εμποδίζει την ολίσθηση των αταξιών και αυξάνει την αντοχή του κράματος. Η καθίζηση είναι ένας διαχυτικός μετασχηματισμός φάσεων και πραγματοποιείται με πυρήνωση και ανάπτυξη. Στην **Εικόνα 2.1** φαίνεται το σχετικό τμήμα του διαγράμματος φάσεων Al-Cu. Η θερμική κατεργασία για την καθίζηση της φάσεως Al₂Cu (θ) αποτελείται από τρία βήματα:

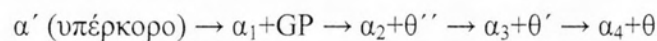
A) Θέρμανση πάνω από την καμπύλη solvus (540°C) για τη διάλυση της φάσεως θ και τον σχηματισμό ομογενούς στερεού διαλύματος Al-Cu (φάση α). η κατεργασία αυτή ονομάζεται διαλυτοποίηση (solution treatment).

B) Απότομη ψύξη στη θερμοκρασία δωματίου. Λόγω της απουσίας διαχύσεως, το στερεό διάλυμα της φάσεως α παραμένει ως έχει με τη διαφορά ότι καθίσταται υπέρκορο (supersaturated) στη θερμοκρασία δωματίου. Έτσι αναπτύσσεται μια μεγάλη κινούσα δύναμη ΔG για την καθίζηση της φάσεως θ. η απότομη ψύξη ονομάζεται βαφή (quench).

Γ) Θέρμανση σε ενδιάμεσες θερμοκρασίες (100-200°C). Η ενεργοποίηση της διαχύσεως σε συνδυασμό με τη μεγάλη κινούσα δύναμη προκαλεί την καθίζηση της φάσεως θ. η κατεργασία αυτή ονομάζεται γήρανση (aging).

Η γήρανση διακρίνεται σε τεχνητή γήρανση (artificial aging) αν το κράμα θερμαίνεται πάνω από τη θερμοκρασία δωματίου και σε φυσική γήρανση (natural aging) αν η καθίζηση πραγματοποιείται αυθόρμητα σε θερμοκρασία δωματίου. Σύμφωνα λοιπόν με τα πιο πάνω η θερμική κατεργασία για την καθίζηση της φάσεως θ αποτελείται από τη διαλυτοποίηση, τη βαφή και τη γήρανση. Πολλές φορές η ισχυροποίηση με καθίζηση ονομάζεται και σκλήρυνση με γήρανση (age hardening).

Κατά τη γήρανση δεν σχηματίζεται αμέσως η φάση ισορροπίας θ, αλλά προηγείται ο σχηματισμός μεταβατικών φάσεων οι οποίες, από θερμοδυναμική άποψη είναι μετασταθείς. Η σειρά καθιζήσεως είναι:

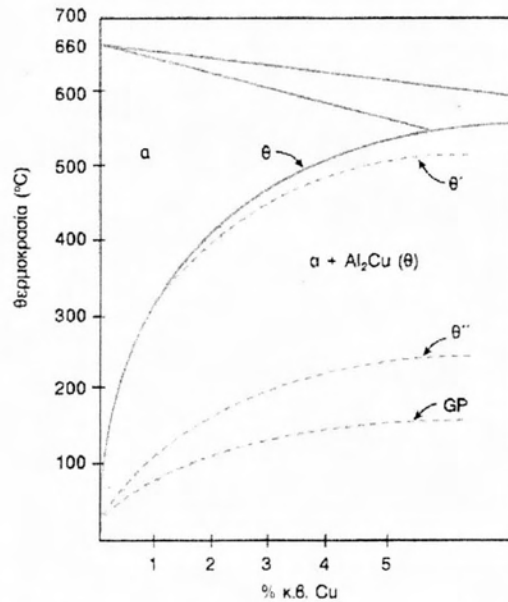


Το υπέρκορο διάλυμα α' προκύπτει μετά την απότομη ψύξη από τη θερμοκρασία που πραγματοποιείται η διαλυτοποίηση. Στη συνέχεια, κατά τη γήρανση, σχηματίζονται πρώτα οι ζώνες GP. Πρόκειται για ζώνες πλούσιες σε χαλκό που διατηρούν πλήρη συνοχή με τη μήτρα (α₁). Οι ζώνες GP ανακαλύφθηκαν και πήραν το όνομά τους το 1938 από τους Guinier και Preston. Ο λόγος που σχηματίζονται οι ζώνες GP αντί της φάσεως ισορροπίας θ είναι η μικρή ενέργεια ενεργοποίησης, που απαιτείται για την πυρήνωσή τους. Αυτό οφείλεται στην πολύ μικρή τιμή της διεπιφανειακής ενέργειας μεταξύ GP και α₁ αφού η διεπιφάνεια παρουσιάζει πλήρη συνοχή. Παράλληλα οι ζώνες GP σχηματίζονται με τη μορφή δίσκων ελαχιστοποιώντας έτσι την ενέργεια παραμορφώσεως. Έτσι παρά το γεγονός ότι η κινούσα δύναμη για το σχηματισμό της φάσεως θ είναι μεγαλύτερη από εκείνη που διατίθεται για τον σχηματισμό των ζωνών GP, η μικρότερη ενέργεια ενεργοποίησης των τελευταίων οδηγεί τελικά στον σχηματισμό τους. Την καθίζηση των ζωνών GP ακολουθεί ο σχηματισμός μεταβατικών φάσεων (transition phases), των θ'' και θ'.

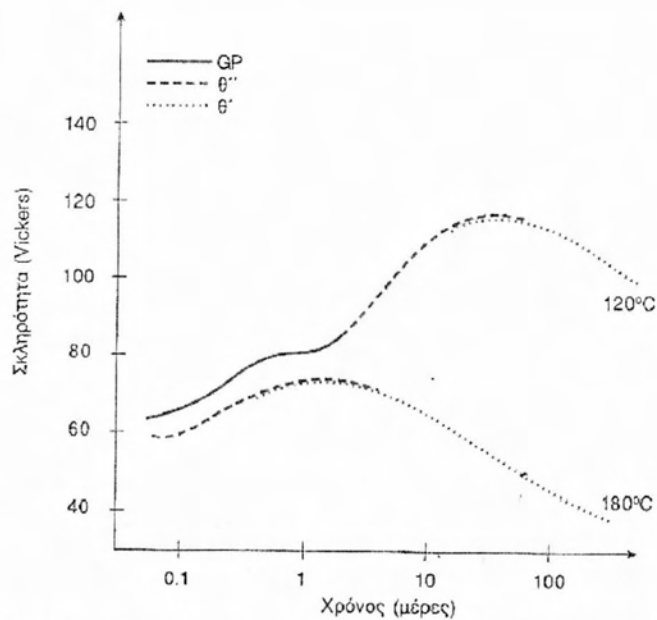
όπως και οι ζώνες GP, οι θ'' και θ' έχουν μικρότερη ενέργεια ενεργοποίησης για πυρήνωση από τη φάση ισορροπίας θ. Διαθέτοντας μια κρυσταλλική δομή μεταξύ της μητρικής φάσεως α και της φάσεως θ επιτυγχάνουν έναν σχετικά υψηλό βαθμό συνοχής με τη μήτρα, ελαχιστοποιώντας έτσι τη διεπιφανειακή ενέργεια. Αντίθετα η φάση θ έχει μια πολύ σύνθετη κρυσταλλική δομή και σχηματίζει διεπιφάνεια μη-συνοχής με τη μήτρα. Έτσι η διεπιφανειακή ενέργεια της θ είναι μεγάλη. Από τις δύο μεταβατικές φάσεις, η θ'' έχει πλήρη συνοχή ενώ η θ' περιβάλλεται από διεπιφάνειες ημισυνοχής. Έτσι, κατά τη σειρά της καθίζσεως, καθώς τα σωματίδια αναπτύσσονται, η συνοχή μειώνεται. Από πλήρης που είναι στην αρχή της καθίζσεως (ζώνες GP και θ'') μειώνεται σε ημισυνοχή (θ') και καταλήγει σε μη-συνοχή (θ). αυτή η απώλεια συνοχής κατά την καθίζση οφείλεται στην ενέργεια παραμορφώσεως που συνοδεύει τον σχηματισμό σωματιδίων, η οποία αυξάνεται με το μέγεθος των σωματιδίων. Έτσι το σύστημα προτιμά να μη διατηρήσει τη συνοχή μεταξύ σωματιδίων και μήτρας για να ελαχιστοποιήσει τη συνολική ελεύθερη ενέργεια.

Οι διαφορετικές ενδιάμεσες φάσεις που σχηματίζονται κατά την καθίζση παρουσιάζουν διαφορετική ειδική αντίσταση στην παρεμπόδιση της ολισθήσεως των αταξίων. Έτσι η αντοχή ή η σκληρότητα του κράματος εξαρτάται από τη θερμοκρασία και το χρόνο γηράνσεως. Η **Εικόνα 2.3** δείχνει τη μεταβολή της σκληρότητας του κράματος Al-4Cu με το χρόνο γηράνσεως για δύο θερμοκρασίες γηράνσεως 120 και 180°C. Κατά τη γήρανση στους 120°C (κάτω από τη θερμοκρασία solvus των ζωνών GP) σχηματίζονται πρώτα ζώνες GP. Λόγω της πλήρους συνοχής με τη μήτρα αναπτύσσονται παραμορφώσεις συνοχής. Η αλληλεπίδραση των αταξίων με τα τασικά πεδία των ζωνών GP οδηγεί σε ισχυροποίηση. Η σκληρότητα αυξάνεται με το χρόνο γηράνσεως καθώς σχηματίζονται σωματίδια της φάσεως θ'' σε πλήρη συνοχή με τη μήτρα. Με την πάροδο του χρόνου γηράνσεως ξεκινά και η καθίζση της φάσεως θ'. Η μέγιστη σκληρότητα είναι αποτέλεσμα συνδυασμού των φάσεων θ'' και θ'. Η θ' σχηματίζεται σε ημισυνοχή με τη μήτρα ενώ η διασπορά ταυτόχρονα αρχίζει να υφίσταται διεύρυνση (coarsening). Κατά τη διεύρυνση, το μέγεθος και η ενδιάμεση απόσταση μεταξύ των σωματιδίων της φάσεως θ' αυξάνεται. Οι αταξίες υπερβαίνουν τα εμπόδια ευκολότερα και έτσι η σκληρότητα μειώνεται με το χρόνο γηράνσεως. Η μείωση της σκληρότητας ονομάζεται υπεργήρανση (overaging). Κατά τη γήρανση στους 180°C δεν σχηματίζονται ζώνες GP αφού η γήρανση πραγματοποιείται πάνω από την solvus των ζωνών GP. Αντίθετα σχηματίζονται σωματίδια της φάσεως θ'' ενώ ακολουθεί η καθίζση σωματιδίων της φάσεως θ'. όμως στους 180°C, ο υπερκορεσμός και επομένως η κινούσα δύναμη για την καθίζση της φάσεως θ'' είναι μικρότερη απ' ότι στους 120°C. Έτσι σχηματίζεται μικρότερο κλάσμα όγκου της φάσεως θ'' και η μέγιστη σκληρότητα είναι μικρότερη σε σχέση με αυτήν που επιτυγχάνεται με γήρανση στους 120°C. Λόγω της ταχύτερης διαχύσεως στους 180°C η μέγιστη σκληρότητα επιτυγχάνεται νωρίτερα απ' ότι στους 120°C. Για την επίτευξη της μέγιστης σκληρότητας (αντοχής) πρέπει να εφαρμοστεί ένας βέλτιστος συνδυασμός θερμοκρασίας και χρόνου γηράνσεως. Πολλές φορές εφαρμόζεται η θερμική κατεργασία της διπλής γηράνσεως (two-stage aging) κατά την οποία το κράμα υφίσταται πρώτα γήρανση σε χαμηλή θερμοκρασία για την καθίζση

των ζωνών GP και στη συνέχεια υφίσταται γήρανση σε υψηλότερη θερμοκρασία για την καθίζηση της φάσεως θ'' ή της φάσεως θ' χρησιμοποιώντας τις ζώνες GP ως θέσεις ετερογενούς πυρηνώσεως. Με τον τρόπο αυτό επιτυγχάνεται λεπτότερη διασπορά σωματιδίων και η μέγιστη σκληρότητα επιτυγχάνεται σε συνολικά μικρότερους χρόνους γήρανσεως.



Εικόνα 2.2 Τμήμα του διαγράμματος φάσεων του συστήματος Al-Cu με τις καμπύλες solvus των ζωνών GP και των φάσεων θ'' , θ' και θ [5].



Εικόνα 2.3 Μεταβολή της σκληρότητας του κράματος Al-4%Cu με το χρόνο γήρανσεως για δύο θερμοκρασίες γήρανσεως, 120 και 180°C [5].

Όσον αφορά τη μηχανική συμπεριφορά του κράματος Al-4%Cu, η συμπεριφορά της σκληρότητας με το χρόνο γήρανσεως, είναι δυνατόν να εξηγηθεί εάν εξεταστούν οι μηχανισμοί ισχυροποίησης, δηλαδή η αλληλεπίδραση των αταξιών με τις διάφορες φάσεις που σχηματίζονται κατά τη γήρανση. Οι ζώνες GP και τα σωματίδια της φάσεως θ' διατηρούν πλήρη συνοχή με το κρυσταλλικό πλέγμα της μήτρας. Έτσι μια αταξία που ολισθαίνει σε ένα κρυσταλλικό επίπεδο της μήτρας μπορεί να διεισδύσει και να συνεχίσει την ολίσθησή της μέσα στο σωματίδιο. Τα σωματίδια αυτά ονομάζονται διαπερατά από τις αταξίες. Αντίθετα τα σωματίδια των φάσεων θ' και θ δεν παρουσιάζουν πλήρη συνοχή με τη μήτρα με αποτέλεσμα οι αταξίες να μην μπορούν να διεισδύσουν σε αυτά. Τα σωματίδια αυτά ονομάζονται μη-διαπερατά από τις αταξίες. Είναι φυσικό ο μηχανισμός ισχυροποίησης να εξαρτάται από το είδος των σωματιδίων. Λόγω των παραμορφώσεων συνοχής, τα διαπερατά σωματίδια αναπτύσσουν γύρω τους τασικά πεδία τα οποία αλληλεπιδρούν με τα αντίστοιχα τασικά πεδία των αταξιών και έτσι παρεμποδίζουν την ολίσθησή τους. Η ισχυροποίηση που προκύπτει έχει ονομαστεί ισχυροποίηση συνοχής (coherency hardening). Η αύξηση της αντοχής που προκύπτει είναι

$$\Delta\tau = k_1 f^{1/2} r^{1/2} \quad (2.1)$$

όπου k_1 μια σταθερά, f το κλάσμα όγκου και r το μέσο μέγεθος των σωματιδίων. Η ισχυροποίηση συνοχής είναι μια αλληλεπίδραση μεγάλης εμβέλειας και επομένως η θερμοκρασιακή εξάρτηση του ορίου διαρροής προέρχεται κυρίως από την πλεγματική αντίσταση.

Στις ειδικές περιπτώσεις που η δομή των διαπερατών σωματιδίων είναι τακτική (ordered) τότε ενεργοποιείται και μία αλληλεπίδραση μικρής εμβέλειας. Καθώς η αταξία διεισδύει στο σωματίδιο δημιουργεί ένα αντιφασικό σύνορο APB (Anti Phase Boundary) στο επίπεδο ολισθήσεως. Η ενέργεια του συνόρου γ_{APB} είναι υψηλή με αποτέλεσμα η ισχυροποίηση που προκύπτει να είναι σημαντική. Η αύξηση της αντοχής στην περίπτωση αυτή είναι

$$\Delta\tau = k_2 \gamma_{APB}^{3/2} f^{1/3} r^{1/2} \quad (2.2)$$

όπου f το κλάσμα όγκου και r το μέσο μέγεθος των σωματιδίων. Η αλληλεπίδραση αυτή έχει μικρή εμβέλεια και επομένως η θερμοκρασιακή εξάρτηση του ορίου διαρροής είναι ισχυρότερη.

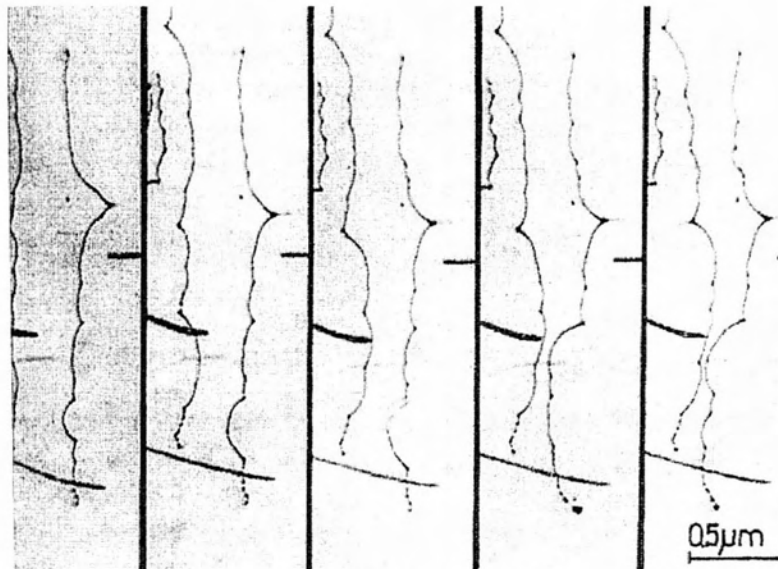
Στην περίπτωση που τα σωματίδια είναι μη-διαπερατά από τις αταξίες, η αταξία καμπυλώνεται ανάμεσα από τα σωματίδια. Ένα παράδειγμα φαίνεται στην **Εικόνα 2.4** με τις αταξίες να καμπυλώνονται ανάμεσα από τα σωματίδια της φάσεως θ' σε κράμα Al-Cu. Έτσι ένα ζεύγος σωματιδίων λειτουργεί σαν μια πηγή Frank – Reed. Η μέγιστη τάση για να περάσει η αταξία ανάμεσα από τα σωματίδια είναι

$$\tau_{max} = \frac{\mu b}{L} \quad (2.3)$$

όπου L η μέση απόσταση μεταξύ των σωματιδίων. Καθώς η αταξία περνά από μια σειρά σωματιδίων καμπυλώνεται αρκετά με αποτέλεσμα στα σημεία A και B τα τμήματα της αταξίας να αλληλοεξουδετερώνονται γιατί έχουν αντίθετο πρόσημο. Έτσι σχηματίζονται βρόχοι αταξιών γύρω από τα σωματίδια, όπως φαίνεται και στην **Εικόνα 2.5**. Αυτός ο μηχανισμός για την υπέρβαση των σωματιδίων έχει ονομαστεί μηχανισμός Orowan. Ο σχηματισμός των βρόχων μειώνει την ελεύθερη απόσταση μεταξύ των σωματιδίων και έτσι η απαιτούμενη τάση αυξάνεται, γεγονός που οδηγεί σε εργοσκλήρυνση. Η ισχυροποίηση που προκύπτει ονομάζεται ισχυροποίηση Orowan και είναι

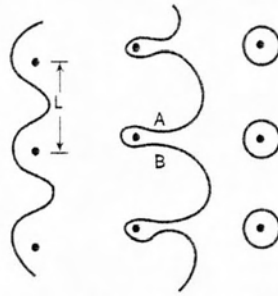
$$\Delta\tau = k_3 f^{1/2} r^{-1} \quad (2.4)$$

όπου k_3 μια σταθερά, f το κλάσμα όγκου και r το μέσο μέγεθος των σωματιδίων. Και εδώ η θερμοκρασιακή εξάρτηση του ορίου διαρροής οφείλεται κυρίως στην πλεγματική αντίσταση.

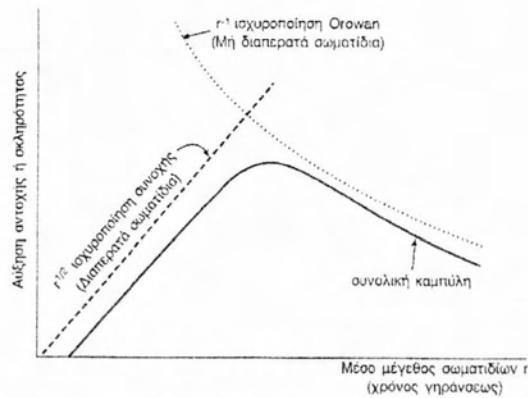


Εικόνα 2.4 Αλληλεπίδραση αταξιών με σωματίδια της φάσεως θ' σε κράμα Al-Cu [5].

Συνοψίζοντας την εξάρτηση της ισχυροποίησης από το μέγεθος των σωματιδίων βλέπουμε ότι για τα διαπερατά σωματίδια η αύξηση της αντοχής είναι ανάλογη του $r^{1/2}$ ενώ για τα μη-διαπερατά η αύξηση της αντοχής είναι ανάλογη του r^{-1} . Οι σχέσεις αυτές φαίνονται στην **Εικόνα 2.6**. Ας σημειωθεί ότι η ανάπτυξη και η διεύρυνση κατά την καθίζηση αυξάνουν το μέγεθος των σωματιδίων κατά τη γήρανση. Η **Εικόνα 2.6** δείχνει την ισχυροποίηση που προκύπτει τόσο από τις ζώνες GP και τα σωματίδια θ'' (διαπερατά) όσο και από τα σωματίδια θ' και θ (μη-διαπερατά). Η συνολική καμπύλη είναι όμοια με τις καμπύλες σκληρότητας της **Εικόνας 2.3** και εμφανίζει μέγιστο στο σημείο αλλαγής μηχανισμού ισχυροποίησης.

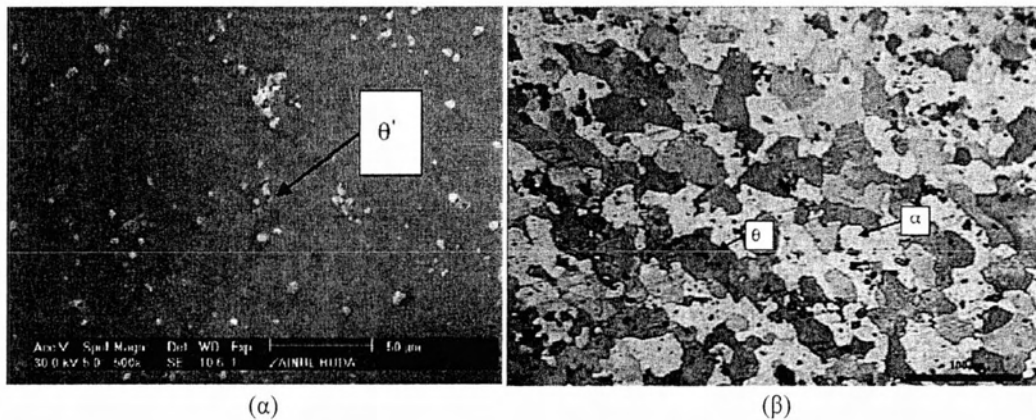


Εικόνα 2.5 Υπέρβαση μη-διαπερατών σωματιδίων από μια αταξία με το μηχανισμό Orowan [5].



Εικόνα 2.6 Ισχυροποίηση από διαπερατά και μη-διαπερατά σωματίδια σε συνάρτηση με το μέγεθος των σωματιδίων (χρόνος γήρανσης) [5].

Στην **Εικόνα 2.7** παρατηρείται η μικροδομή κράματος αλουμινίου 2024-T3 με α) ηλεκτρονικό και β) οπτικό μικροσκόπιο. Στις εικόνες αυτές φαίνονται χαρακτηριστικά και ορισμένα από τα σωματίδια ισχυροποίησης. Η φάση α είναι το στερεό διάλυμα χαλκού μαζί με άλλα κραματικά στοιχεία μέσα στο πλέγμα FCC του αλουμινίου. Η φάση θ αναφέρεται στην κατακρήμνιση των ενώσεων Al_2Cu και η διαφορά της με την μετασταθή φάση θ' οπτικά, είναι ότι η δεύτερη έχει βελονοειδή μορφή, ενώ η πρώτη εμφανίζεται σε λεπτή διασπορά μέσα στη μικροδομή.



Εικόνα 2.7 Μικροδομή κράματος 2024-T3 με χρήση α) Ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης β) Οπτικού μικροσκοπίου [6].

2.4 Κόπωση

2.4.1 Γενικά

Ένα μεταλλικό κατασκευαστικό στοιχείο, που υποβάλλεται σε στατική ή μονοτονική φόρτιση, μπορεί να είναι ασφαλές όσον αφορά τη θραύση όταν η φόρτιση (τάση) δεν υπερβεί μια κρίσιμη τιμή, που εξαρτάται από τη δυσθραυστότητα του υλικού. Όταν όμως το ίδιο κατασκευαστικό στοιχείο υποβληθεί σε κυκλική φόρτιση, τότε μπορεί να αστοχήσει σε τιμές του φορτίου πολύ χαμηλότερες από αυτές που απαιτούνται για θραύση από στατικά φορτία. Στην περίπτωση αυτή η αστοχία οφείλεται σε κόπωση (fatigue) του μετάλλου. Η κόπωση έχει δύο βασικά χαρακτηριστικά. Το πρώτο αφορά την φόρτιση, η οποία είναι κυκλική, δηλαδή το υλικό υποβάλλεται σε τάσεις ή παραμορφώσεις που μεταβάλλονται μεταξύ μιας μέγιστης και μιας ελάχιστης τιμής. Το δεύτερο χαρακτηριστικό είναι η “βλάβη”, που προκαλείται στο υλικό. Η βλάβη είναι ένας γενικός όρος που μπορεί να αντιστοιχεί σε τοπική πλαστική παραμόρφωση, σχηματισμό μικρορωγμών, καθώς και σχηματισμό και διάδοση μιας κύριας ρωγμής. Η κόπωση προκαλεί την τοπική, προοδευτική συσσώρευση βλάβης στο υλικό, η οποία χαρακτηρίζεται συνήθως από την αύξηση του μήκους της ρωγμής. Η τελική, γρήγορη θραύση επέρχεται όταν η ρωγμή αποκτήσει ένα κρίσιμο μήκος, έτσι ώστε να ικανοποιείται η κρίσιμη συνθήκη θραύσεως. Έτσι, ενώ κατά τη στατική φόρτιση η ικανοποίηση της συνθήκης γίνεται με αύξηση της τάσεως, στην κόπωση η συνθήκη ικανοποιείται με την αύξηση του μήκους της ρωγμής. Ενώ στη στατική φόρτιση η αστοχία από θραύση είναι ακαριαία, στην κόπωση η αστοχία απαιτεί χρόνο, έως ότου η ρωγμή αποκτήσει το κρίσιμο μέγεθος. Έτσι στην κόπωση υπάρχει διάρκεια ζωής (fatigue life) του υλικού η οποία μετράται σε κύκλους φορτίσεως και συμβολίζεται με N_f .

Στην κόπωση διακρίνουμε δύο φάσεις της διάρκειας ζωής. Η πρώτη φάση αποτελείται από τους κύκλους N_i , που απαιτούνται για τη δημιουργία ή σχηματισμό της ρωγμής. Η δεύτερη φάση αποτελείται από τους κύκλους N_p , που απαιτούνται για την ανάπτυξη ή διάδοση της ρωγμής στο κρίσιμο μέγεθος. Η διάρκεια ζωής επομένως υπολογίζεται ως εξής:

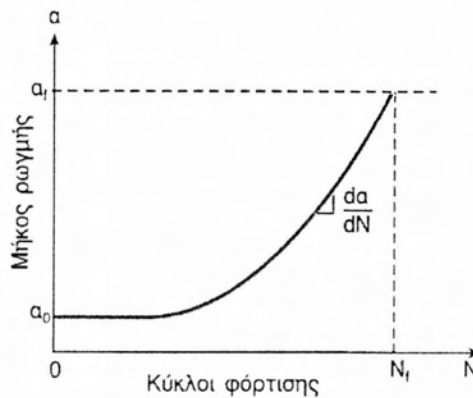
$$N_f = N_i + N_p \quad (2.5)$$

2.4.2 Κόπωση με Προϋπάρχουσες Ρωγμές - Ανοχή στη Βλάβη

Η μεθοδολογία για την κόπωση “με ανοχή στη βλάβη” δέχεται ότι οι μηχανολογικές κατασκευές περιέχουν προϋπάρχουσες ρωγμές που δημιουργήθηκαν κατά την κατασκευή (π.χ. από τις συγκολλήσεις). Στην περίπτωση αυτή η διάρκεια ζωής αποτελείται από τους κύκλους φορτίσεως που απαιτούνται για την ανάπτυξη μιας κύριας ρωγμής στο κρίσιμο μέγεθος, δηλαδή $N_f = N_p$. Η αρχική ρωγμή a_0 , όπως φαίνεται και στην **Εικόνα 2.8**, είτε προσδιορίζεται με μετρήσεις ή θεωρείται ως η μεγαλύτερη ρωγμή που δεν μπορεί να ανιχνευθεί από τις μεθόδους που

χρησιμοποιούνται. Το κρίσιμο τελικό μέγεθος της ρωγμής a_f εξαρτάται από τη δυσθραυστότητα του υλικού, μέσω της κρίσιμης συνθήκης θραύσεως. Η ταχύτητα ανάπτυξεως της ρωγμής εκφράζεται με την αύξηση του μήκους της ρωγμής ανά κύκλο φορτίσεως, da/dN . Ο προσδιορισμός της ταχύτητας ανάπτυξεως της ρωγμής σε συνάρτηση με τα χαρακτηριστικά της κυκλικής φορτίσεως επιτρέπει την εκτίμηση της διάρκειας ζωής N_f . Για τον σκοπό αυτόν είναι δυνατόν να χρησιμοποιηθεί η γραμμική θεωρία της μηχανικής των θραύσεων (LEFM). Για να ισχύει η γραμμική θεωρία θα πρέπει να επικρατούν συνθήκες περιορισμένης πλαστικότητας, δηλαδή η πλαστική ζώνη μπροστά από την αιχμή της ρωγμής θα πρέπει να είναι πολύ μικρή σε σχέση με τις διαστάσεις της ρωγμής και του δοκιμίου. Η κυκλική φόρτιση στην περίπτωση αυτή εκφράζεται από το εύρος ΔK του συντελεστή έντασης των τάσεων

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (2.6)$$



Εικόνα 2.8 Ανάπτυξη ρωγμής κατά την κόπωση: a_0 αρχικό μήκος, a_f τελικό μήκος [5].

Χρησιμοποιώντας $K = Q\sigma\sqrt{\pi a}$, η παραπάνω σχέση γίνεται:

$$K_{max} = Q\sigma_{max}\sqrt{\pi a} \quad (2.7)$$

$$K_{min} = Q\sigma_{min}\sqrt{\pi a} \quad (2.8)$$

$$\Delta K = Q\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.9)$$

όπου $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$, K_{max} και K_{min} ο μέγιστος και ο ελάχιστος συντελεστής εντάσεως των τάσεων κατά τη διάρκεια του κύκλου και σ_{max} , σ_{min} η μέγιστη και η ελάχιστη τάση του κύκλου αντίστοιχα. Στα περισσότερα μεταλλικά κράματα η σχέση μεταξύ του da/dN και του ΔK εκφράζεται με μια σιγμοειδή καμπύλη σε διάγραμμα $\log(da/dN)$, $\log \Delta K$, όπως φαίνεται στην Εικόνα 2.9. Στο διάγραμμα αυτό διακρίνονται τρεις περιοχές Α, Β και Γ.

- Περιοχή Α: Για χαμηλές τιμές του ΔK , μικρότερες από ένα κατώφλι ΔK_0 , η ανάπτυξη της ρωγμής είναι εξαιρετικά αργή, μικρότερη από μια πλεγματική

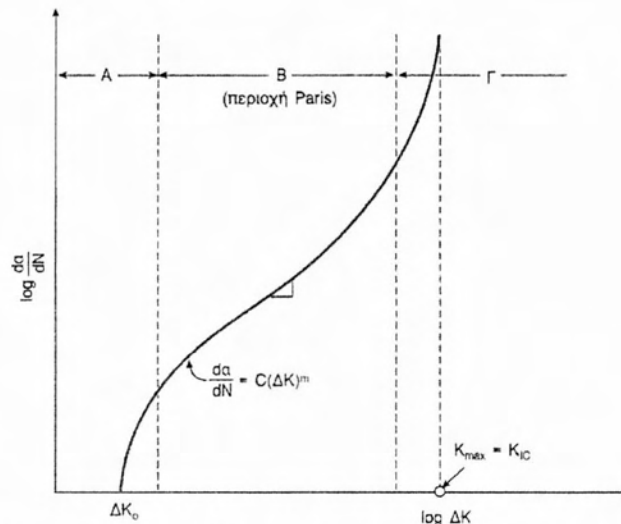
σταθερά ανά κύκλο, ώστε να θεωρείται ότι ουσιαστικά η ρωγμή δεν αναπτύσσεται.

- Περιοχή Β: Στην περιοχή αυτή, που είναι γνωστή ως η περιοχή Paris, η ρωγμή αναπτύσσεται σταθερά κάτω από την επενέργεια του ΔK . Η ταχύτητα της ρωγμής συσχετίζεται με το ΔK μέσω μιας εμπειρικής σχέσεως

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.10)$$

Η οποία ονομάζεται νόμος του Paris. Τα C και m είναι σταθερές του υλικού και εξαρτώνται από την μικροδομή, τη θερμοκρασία, το περιβάλλον λειτουργίας και τον λόγο των τάσεων R .

- Περιοχή Γ: Στην περιοχή αυτή το εύρος του συντελεστή εντάσεως των τάσεων είναι πολύ μεγάλο και η ρωγμή αναπτύσσεται ταχύτατα μέχρι την τελική γρήγορη θραύση.

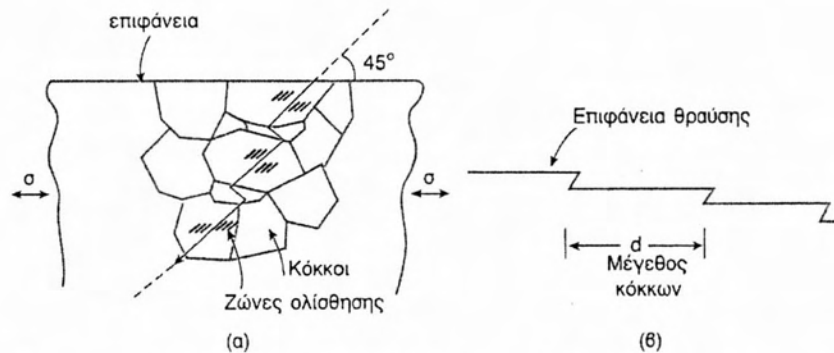


Εικόνα 2.9 Ταχύτητα ανάπτυξεως της ρωγμής da/dN σε συνάρτηση με το εύρος του συντελεστή εντάσεως των τάσεων ΔK [5].

2.4.3 Μηχανισμοί Αναπτύξεως της Ρωγμής κατά την Κόπωση

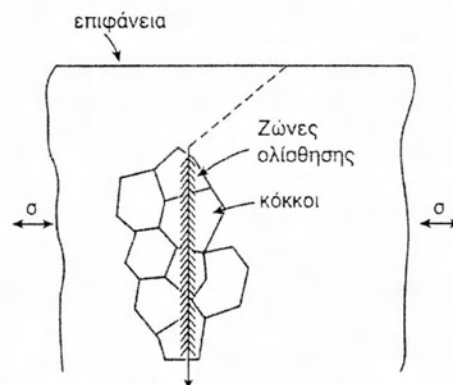
Η μικροσκοπική ανάπτυξη της ρωγμής κατά την κόπωση επηρεάζεται από την πλαστικότητα του υλικού, την μικροδομή του και τα χαρακτηριστικά της κυκλικής φορτίσεως. Όπως και ο σχηματισμός της ρωγμής έτσι και η ανάπτυξή της περιλαμβάνει εντοπισμένη πλαστική παραμόρφωση στην αιχμή της ρωγμής. Γενικά διακρίνονται δύο φάσεις κατά την ανάπτυξη της ρωγμής στην κόπωση, η φάση I και η φάση II. Η φάση I αφορά κυρίως την περιοχή A του διαγράμματος της Εικόνας 2.9. Όταν το υλικό υποβάλλεται σε μικρά ΔK , τόσο το μήκος της ρωγμής όσο και το μέγεθός της πλαστικής ζώνης συγκρίνονται με το μέγεθος των κόκκων. Η ρωγμή αναπτύσσεται με διάτμηση κατά μήκος του κυρίαρχου ενεργού συστήματος ολισθήσεως. Η ενεργοποίηση ενός μόνο συστήματος ολισθήσεως οδηγεί τις

περισσότερες φορές σε μια διαδρομή ρωγμής τύπου zig-zag διότι η ρωγμή αλλάζει κατεύθυνση από κόκκο σε κόκκο.



Εικόνα 2.10 α) Ανάπτυξη της ρωγμής με απλή διάτμηση β) Επιφάνεια θραύσεως κατά τη φάση αναπτύξεως I [5].

Η επιφάνεια θραύσεως της ρωγμής κατά την φάση I παρουσιάζει οδοντώσεις με μήκος κύματος που αντιστοιχεί στο μέσο μέγεθος κόκκων του μετάλλου. Επειδή το ενεργό σύστημα ολισθήσεως έχει την κατεύθυνση της μέγιστης διατμητικής τάσεως, η ανάπτυξη της ρωγμής κατά την φάση I γίνεται σε γωνία περίπου 45° ως προς την εφαρμοζόμενη κυκλική τάση. Ανάπτυξη ρωγμών σύμφωνα με την φάση I συμβαίνει ακόμα και σε μεγαλύτερες ρωγμές αρκεί το ΔK να είναι αρκετά χαμηλό ώστε το μέγεθος της πλαστικής ζώνης να είναι μικρότερο από το μέσο μέγεθος των κόκκων. Η ρωγμή εισέρχεται στη φάση II της αναπτύξεως στην περιοχή B του διαγράμματος της **Εικόνας 2.9**, σε υψηλότερες τιμές του ΔK , όταν η πλαστική ζώνη μεγαλώσει σε μέγεθος ώστε να καλύψει αρκετούς κόκκους. Στην περίπτωση αυτή ενεργοποιούνται δύο συστήματα ολισθήσεως και η ρωγμή αναπτύσσεται κατά μήκος της τομής των ζωνών εντοπισμένης πλαστικής παραμορφώσεως χωρίς να αλλάζει κατεύθυνση από κόκκο σε κόκκο, όπως φαίνεται και στην **Εικόνα 2.11**. Η ανάπτυξη της ρωγμής πραγματοποιείται κάθετα προς την κατεύθυνση της εφαρμοζόμενης κυκλικής τάσεως. Η επιφάνεια θραύσεως της ρωγμής κατά την φάση II παρουσιάζει χαρακτηριστικές αυλακώσεις.



Εικόνα 2.11 Ανάπτυξη ρωγμής κατά μήκος της τομής των ζωνών ολισθήσεως κατά τη φάση αναπτύξεως II [5].

Θεωρείται το κράμα αλουμινίου 2024 σε δύο καταστάσεις με το ίδιο όριο διαρροής. Η πρώτη κατάσταση αντιστοιχεί σε υπογήρανση, όπου τα ιζήματα θ' έχουν πλήρη συνοχή με τη μήτρα και είναι διαπερατά από τις αταξίες. Στην περίπτωση αυτή η ολίσθηση των αταξιών μπορεί να συνεχιστεί από τη μήτρα μέσα στα σωματίδια αυτά. Με τον τρόπο αυτό απαιτείται η ενεργοποίηση ενός μόνο συστήματος ολισθήσεως ανά κόκκο και η ρωγμή αναπτύσσεται σύμφωνα με τον μηχανισμό της φάσεως I. Η ταχύτητα αναπτύξεως da/dN εξαρτάται από το μέγεθος του κόκκου και είναι μικρότερη στα χονδρόκοκκα υλικά. Στη δεύτερη περίπτωση το κράμα βρίσκεται σε υπεργήρανση, όπου τώρα τα ιζήματα της φάσεως θ' ή της φάσεως ισορροπίας θ δεν βρίσκονται σε συνοχή με τη μήτρα και επομένως δεν διατμώνται από τις αταξίες. Οι αταξίες υπερβαίνουν τα σωματίδια με τον μηχανισμό Orowan. Η επιφάνεια θραύσεως στην περίπτωση αυτή, είναι επίπεδη και διακρυσταλλική ενώ η ταχύτητα αναπτύξεως της ρωγμής είναι μεγαλύτερη χωρίς να επηρεάζεται από το μέγεθος των κόκκων. Εδώ φαίνεται και μια αντίφαση που αφορά την επίδραση της μικροδομής στην κόπωση. Για χαμηλές τιμές του ΔK , κοντά στο ΔK_0 , μια αύξηση του μεγέθους κόκκων οδηγεί σε χαμηλότερες τιμές του da/dN και υψηλότερο κατώφλι ΔK_0 . Αντίθετα το όριο διαρκούς αντοχής ενός δοκιμίου χωρίς προϋπάρχουσες ρωγμές αυξάνεται με τη μείωση του μεγέθους των κόκκων, λόγω της αντίστοιχης ανόδου του ορίου διαρροής. Η αντίφαση αυτή διαλύεται όταν θεωρηθεί ότι η πρώτη περίπτωση αναφέρεται σε "ανάπτυξη" ρωγμής, ενώ η δεύτερη περίπτωση σε "σχηματισμό" ρωγμής. Όταν λοιπόν δεν υπάρχουν ρωγμές, η χρήση λεπτόκοκκων υλικών οδηγεί σε μεγαλύτερα όρια διαρκούς αντοχής. Σε κατασκευές με ανοχή στη βλάβη, οι οποίες φορτίζονται με χαμηλά ΔK για μεγάλο χρονικό διάστημα, η χρήση χονδρόκοκκων υλικών οδηγεί σε μεγαλύτερη διάρκεια ζωής.

Αντίθετα με την περιοχή A, στην περιοχή B (περιοχή Paris) δεν υπάρχει σημαντική επίδραση της μικροδομής. Ο λόγος είναι ότι η ανάπτυξη της ρωγμής πραγματοποιείται με το μηχανισμό της φάσεως II, όπου η πλαστική ζώνη έχει μέγεθος αρκετών κόκκων. Η ρωγμή διασχίζει πολλούς κόκκους χωρίς να αλλάζει κατεύθυνση, παραμένοντας ουσιαστικά ανεπηρέαστη από τη μικροδομή. Στην περιοχή Γ, όπου η ρωγμή αναπτύσσεται ταχύτατα κάτω από πολύ υψηλά ΔK μέχρι την τελική θραύση, η μικροδομή έχει πάλι σημαντική επίδραση καθώς το K_{max} πλησιάζει το K_{IC} , την δυσθραυστότητα του υλικού. Η θραύση στην περιοχή αυτή έχει κοινά χαρακτηριστικά με την στατική θραύση και ουσιαστικά η μικροδομή ασκεί την ίδια επίδραση στην περιοχή Γ με αυτή που ασκεί στην δυσθραυστότητα του κράματος.

3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΜΕΛΕΤΗ ΡΥΘΜΟΥ ΕΞΕΛΙΞΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΥΠΕΡΓΗΡΑΣΜΕΝΟ ΚΡΑΜΑ AL 2024

Για τις ανάγκες του πειραματικού προγράμματος χρησιμοποιήθηκε το αεροναυπηγικό κράμα αλουμινίου Al 2024-T3. Το υλικό χρησιμοποιήθηκε υπό τη μορφή ελάσματος πάχους 3,2mm.

3.1 Δοκιμές Θερμικής Κατεργασίας Ομοιόμορφης Μεταβολής Ορίου Διαρροής

Στην αρχή εξετάστηκε η μεταβολή της σκληρότητας και κατ' επέκτασιν του ορίου διαρροής του υλικού, σε συνθήκες υπεργήρανσης, για διάφορες θερμοκρασίες και χρόνους έκθεσής του σε αυτές. Οι θερμικές κατεργασίες αυτές αφορούν την ομοιόμορφη κατεργασία των δοκιμίων και αναφέρονται στην παρούσα εργασία και ως ΘΚ1.

Η θερμική κατεργασία ΘΚ1 αφορά, σύμφωνα με τα όσα αναφέρθηκαν στο **Κεφάλαιο 2**, την επιλογή κατάλληλης θερμικής κατεργασίας που δημιουργεί συνθήκες υπεργήρανσης στο υλικό και μπορεί να οδηγήσει σε μείωση της αντοχής του υλικού. Η θερμική κατεργασία εξαρτάται από την τιμή της θερμοκρασίας και το χρόνο έκθεσης του υλικού σε αυτήν. Για τη μελέτη των συνθηκών υπεργήρανσης του κράματος αλουμινίου 2024-T3 και την ομοιόμορφη υποβάθμιση του ορίου διαρροής του σε σχέση με το αρχικό έλασμα T3, εξετάστηκε η συμπεριφορά του υλικού όταν αυτό εκτεθεί σε θερμοκρασίες κάτω από την καμπύλη solvus (540°C) και τη θερμοκρασία ανόπτησης (413°C), για συγκεκριμένο χρόνο. Οι θερμικές κατεργασίες ΘΚ1 πραγματοποιήθηκαν με τη βοήθεια ειδικών φούρνων.

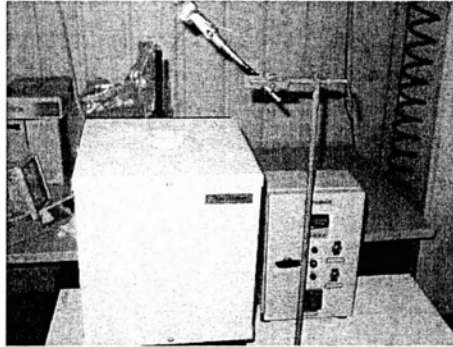
Για την κατασκευή των διαγραμμάτων υπεργήρανσης χρησιμοποιήθηκαν δοκίμια διαστάσεων 10x10mm, από το αρχικό έλασμα T3. Τα δοκίμια αυτά υπεβλήθησαν σε θερμική κατεργασία υπεργήρανσης ΘΚ1 για διάφορες θερμοκρασίες και χρόνους έκθεσής τους σε αυτές. Συγκεκριμένα, δοκίμια εκτέθηκαν σε θερμοκρασίες από 150 έως και 400°C και για χρόνους από 2 έως 48 ώρες.

Κατόπιν, κατασκευάστηκαν δοκίμια εφελκυσμού σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E 8M-01[8]. Τα δοκίμια αυτά είτε προέκυψαν από το έλασμα T3 (reference) ή υπεβλήθησαν σε ομοιόμορφη θερμική κατεργασία ΘΚ1, για θερμοκρασίες από 150 έως και 350°C για 15 ώρες.

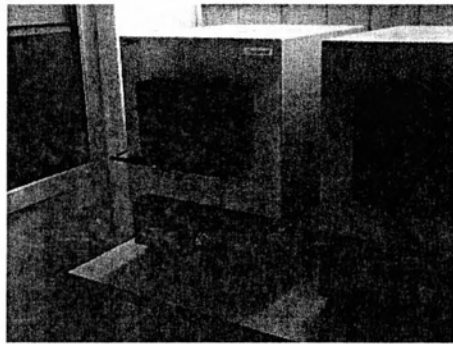
Οι παραπάνω θερμικές κατεργασίες πραγματοποιήθηκαν με τη βοήθεια ειδικού κάθετου φούρνου, τύπου Thermawatt TGT 50 ισχύος 0.7kW, του Εργαστηρίου Υλικών του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας, ο οποίος φαίνεται στην **Εικόνα 3.1**.

Τέλος, από ελάσματα που είχαν υποστεί θερμική κατεργασία τύπου ΘΚ1 για θερμοκρασίες 250 και 300°C για 15 ώρες, κατασκευάστηκαν δοκίμια κόπωσης τύπου C(T) σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E 647-00 [9]. Για την θερμική κατεργασία τους χρησιμοποιήθηκε ειδικός φούρνος θερμικών κατεργασιών, τύπου Thermawatt

TGM 3262 και ισχύος 3 kW, του Εργαστηρίου Υλικών του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας, ο οποίος φαίνεται στην **Εικόνα 3.2**.



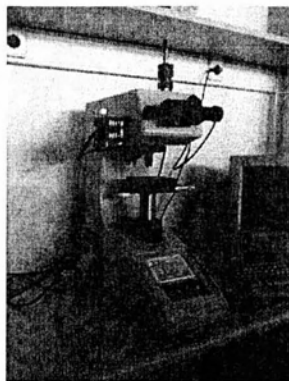
Εικόνα 3.1 Κάθετος φούρνος Thermawatt TGT 50 ισχύος 0,7 kW.



Εικόνα 3.2 Κλίβανος Thermawatt TGM 3262 ισχύος 3 Kw [10].

3.2 Μικροσκληρομετρήσεις

Μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν σε δοκίμια αρχικού ελάσματος T3 και μετά από θερμική κατεργασία, με τη μέθοδο Vickers, με τη βοήθεια μικροσκληρομέτρου τύπου WOLPERT Micro-Vickers tester 401-MVD, του Εργαστηρίου Υλικών του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας, το οποίο φαίνεται στην **Εικόνα 3.3**. Τα διαγράμματα υπεργήρανσης που δημιουργήθηκαν παρουσιάζονται στο επόμενο κεφάλαιο της παρούσης εργασίας.

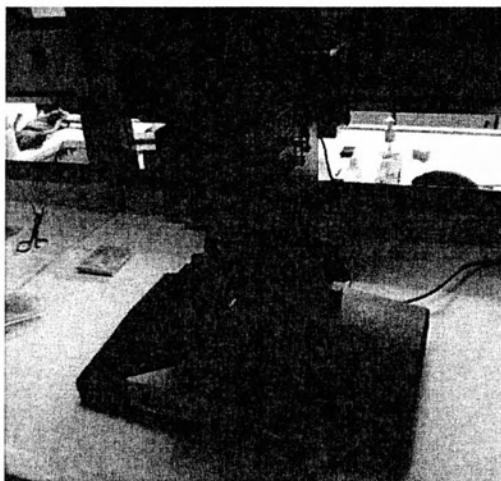


Εικόνα 3.3 Μικροσκληρόμετρο WOLPERT Micro-Vickers tester 401-MVD.

3.3 Μεταλλογραφικός Έλεγχος

Προκειμένου να διαπιστωθούν τυχόν μεταβολές στη μικροδομή του υλικού λόγω της θερμικής κατεργασίας πραγματοποιήθηκε μεταλλογραφικός έλεγχος τόσο σε δοκίμια από έλασμα T3 όσο και σε δοκίμια τα οποία είχαν εκτεθεί στους 300°C για 15 ώρες.

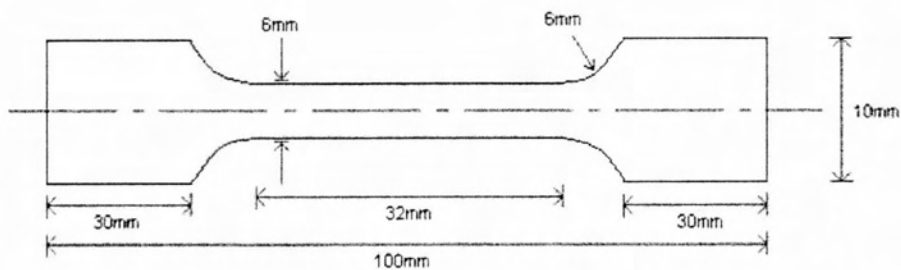
Για την προετοιμασία των δοκιμίων ακολουθήθηκε η παρακάτω διαδικασία. Τα δοκίμια αρχικά εγκιβωτίστηκαν και στη συνέχεια λειάνθηκαν σε τροχούς Knuth-Roter-3 της Struers, με λειαντικά χαρτιά 500, 800, 1000 και 2400. Κατόπιν, αυτά στιλβώθηκαν με το μηχάνημα Dap-V της Struers με διαμαντόπαστα 3μm, 1μm καθώς και με αλουμίνα. Τέλος, η χημική προσβολή των δοκιμίων έγινε με το αντιδραστήριο Keller's (2mL HF (48%), 3mL HCl, 5mL HNO₃, 190mL H₂O) για 5-10sec. Ο οπτικός μικροσκοπικός έλεγχος έγινε με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου τύπου Leitz Wild GMBH, του Εργαστηρίου Υλικών του Τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας.



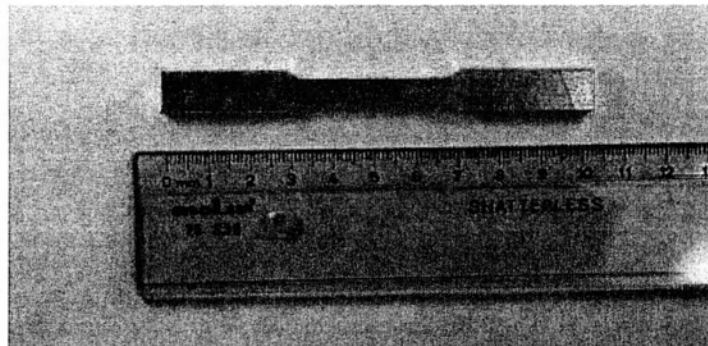
Εικόνα 3.4 Οπτικό μικροσκόπιο Leitz Wild GMBH.

3.4 Δοκιμές Εφελκυσμού

Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E 8M – 01 [8] σε δοκίμια T3 (αρχικό έλασμα) και σε δοκίμια τα οποία υπέστησαν θερμική κατεργασία ΘΚ1 στους 250 και 300°C για 15 ώρες. Οι δοκιμές έγιναν στη φορά έλασης, ενώ στο αρχικό έλασμα σε κατάσταση T3 πραγματοποιήθηκαν και δοκιμές κάθετα στη διεύθυνση έλασης. Η διεξαγωγή των δοκιμών εφελκυσμού πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο Μηχανικής και Αντοχής των Υλικών του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας με τη μηχανή εφελκυσμού και κόπωσης Instron 8801. Στην **Εικόνα 3.5** παρουσιάζονται οι διαστάσεις των δοκιμίων σύμφωνα με την προδιαγραφή. Οι δοκιμές έγιναν με ελεγχόμενη και σταθερή μετατόπιση του εμβόλου της μηχανής με ταχύτητα 0,5 mm/min.



Εικόνα 3.5 Διαστάσεις δοκιμών εφελκυσμού σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E 8M – 01.

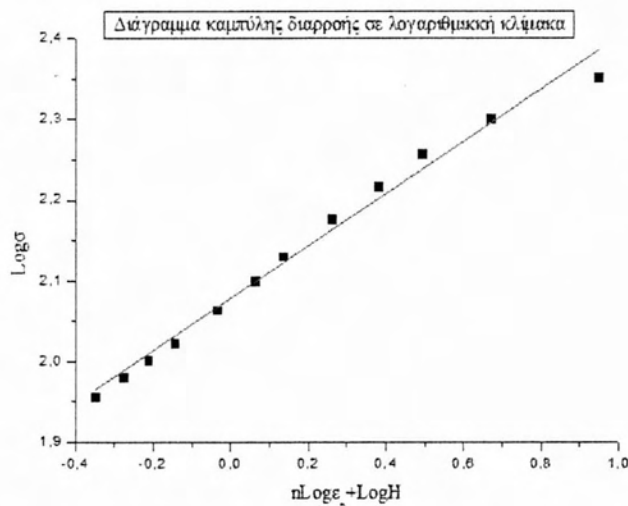


Εικόνα 3.6 Δοκίμιο εφελκυσμού.

Από τα αποτελέσματα των δοκιμών κατασκευάστηκαν οι καμπύλες τάσης – παραμόρφωσης και έγινε αποτίμηση του ορίου διαρροής ($R_{0.2}$), της μέγιστης αντοχής σε εφελκυσμό (R_m), της παραμόρφωσης θραύσης ($\%A_{25}$) καθώς και της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης (W), για κάθε δοκίμιο. Τέλος, από τις καμπύλες υπολογίστηκαν οι εκθέτες εργοσκλήρυνσης n και οι συντελεστές H , σύμφωνα με τη σχέση της καμπύλης διαρροής:

$$\sigma = H \varepsilon_p^n \quad (3.1)$$

Για την αποτίμηση του εκθέτη εργοσκλήρυνσης n και του συντελεστή αντοχής H , επιλέχθηκαν τα πειραματικά δεδομένα από τις καμπύλες σ - ε ανάμεσα από το όριο διαρροής ($R_{0.2}$) και το όριο αντοχής του υλικού σε εφελκυσμό (R_m), δηλαδή στην πλαστική περιοχή. Για τα σημεία αυτά, προσδιορίστηκε η πλαστική παραμόρφωση (ε_p), σύμφωνα με τη σχέση $\varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}$, όπου $E = 73\text{GPa}$ (Μέτρο ελαστικότητας του υλικού). Στη συνέχεια, λογαριθμίζοντας και τα δύο μέρη της εξίσωσης $\sigma = H \varepsilon_p^n$, αυτή παίρνει τη μορφή: $\log \sigma = n \log \varepsilon_p + \log H$, η οποία είναι ευθεία αν σχεδιαστεί σε ένα διάγραμμα \log - \log , όπως φαίνεται στην **Εικόνα 3.7**. Έτσι η κλίση αυτής της ευθείας είναι ο εκθέτης εργοσκλήρυνσης n και ο συντελεστής H ισούται με $H = 10^b$, όπου b το σημείο τομής της εξίσωσης με τον άξονα των σ .



Εικόνα 3.7 Παράδειγμα διαγράμματος της καμπύλης διαρροής σε λογαριθμική κλίμακα.

Τέλος, σύμφωνα με τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού που πραγματοποιήθηκαν, εξήχθη μία εμπειρική σχέση συσχέτισης του ορίου διαρροής με τη σκληρότητα του υλικού.

3.5 Δοκιμές Θερμικής Κατεργασίας Γραμμικής Μεταβολής Ορίου Διαρροής

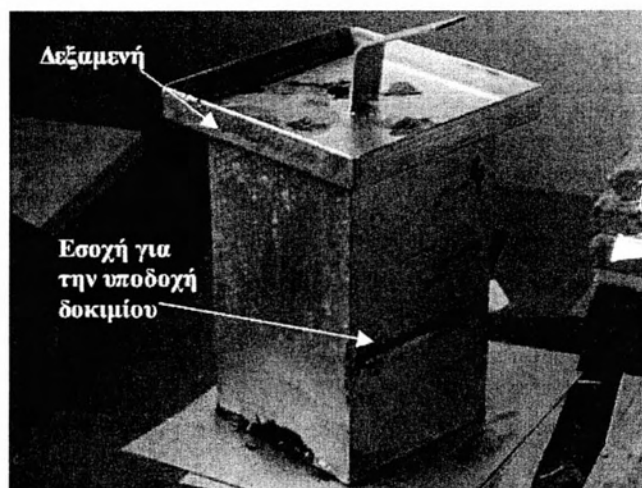
Για την επίτευξη προφίλ μεταβολής (βαθμίδας) του ορίου διαρροής με υπεργήρανση του υλικού, η πειραματική διαδικασία ήταν πιο σύνθετη. Συγκεκριμένα, μια τέτοιου είδους θερμική κατεργασία προϋποθέτει την έκθεση του υλικού σε θερμοκρασιακό περιβάλλον με βαθμιαία μεταβαλλόμενη θερμοκρασία, πράγμα που δεν μπορεί να επιτευχθεί με τους κλασσικούς κλιβάνους κατεργασιών. Η θερμική κατεργασία γραμμικής μεταβολής του ορίου διαρροής θα αναφέρεται στο εξής και ως ΘΚ2.

Για το σκοπό αυτό χρησιμοποιήθηκε ειδική ιδιοκατασκευή η οποία κατασκευάστηκε στα πλαίσια της [10] στο εργαστήριο Μηχανικής και Αντοχής των Υλικών του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας. Η φιλοσοφία λειτουργίας της ιδιοκατασκευής είναι η εξής:

Στα άκρα ελάσματος από το αρχικό υλικό επιβάλλεται διαφορά θερμοκρασίας. Οι τιμές των θερμοκρασιών παραμένουν σταθερές καθ' όλη τη διάρκεια της κατεργασίας. Σύμφωνα με τον βασικό νόμο μεταφοράς θερμότητας (Νόμος Fourier), η μεταβολή της θερμοκρασίας κατά μήκος του ελάσματος είναι γραμμική. Συνεπώς, και η μεταβολή του ορίου διαρροής θα παρουσιάζει γραμμικότητα κατά μήκος του ελάσματος, μετά το πέρας της θερμικής κατεργασίας.

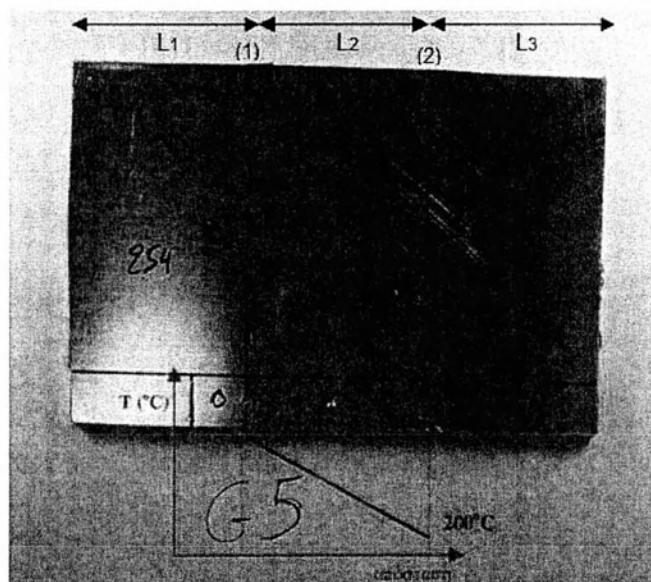
Η ιδιοκατασκευή αποτελείται από 2 δεξαμενές διαστάσεων 150x150x250 mm (μήκος x πλάτος x ύψος) οι οποίες στη μια τους πλευρά φέρουν μια εσοχή ώστε να μπορεί τμήμα του πλακιδίου να εφαρμόσει εκεί, όπως φαίνεται και στην Εικόνα 3.8. Η εσοχή έχει βάθος 50 mm και είναι πλήρως στεγανοποιημένη στο εσωτερικό της

δεξαμενής. Στις δεξαμενές τοποθετείται ειδικό βιομηχανικό λάδι ανθεκτικό σε υψηλές θερμοκρασίες (υψηλή θερμοκρασία αυτανάφλεξης).



Εικόνα 3.8 Δεξαμενή λαδιού πειραματικής διάταξης για θερμική κατεργασία ΘΚ2 [10].

Τμήματα του ελάσματος με διαστάσεις 150 x 100 mm χρησιμοποιήθηκαν για τις θερμικές κατεργασίες ΘΚ2 όπως φαίνεται και στην **Εικόνα 3.9**. Τα δύο άκρα των ελασμάτων με μήκος 50mm τοποθετούνται στις εσοχές των δύο δεξαμενών που είναι γεμάτες με λάδι υψηλών θερμοκρασιών. Το λάδι θερμαίνεται με αντιστάσεις που είναι εμβαπτισμένες μέσα στο λάδι των δεξαμενών.



Εικόνα 3.9 Δοκίμιο θερμικής κατεργασίας ΘΚ2 [10].

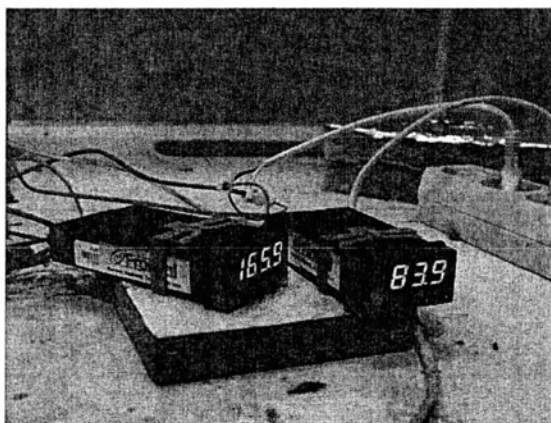
Λόγω της ομοιόμορφης θέρμανσης του λαδιού από τις αντιστάσεις, το μήκος υλικού των 50mm (τμήματα L_1 και L_3) που βρίσκεται στο εσωτερικό των δεξαμενών είναι αρκετό ώστε να αναπτυχθούν σταθερές θερμοκρασιακές συνθήκες στα όρια (1) και (2) όπου το έλασμα προεξέχει από το τοίχωμα της κάθε δεξαμενής. Το τμήμα του υλικού το οποίο παραμένει εκτός των δύο δεξαμενών μονώνεται εξωτερικά με

πετροβάμβακα, ώστε να μην υπάρχουν απώλειες θερμότητας προς το περιβάλλον. Επίσης, με πετροβάμβακα καλύπτονται και οι υπόλοιπες επιφάνειες των δεξαμενών ώστε να μην υπάρχουν μεγάλες απώλειες της θερμότητας του λαδιού και να μπορεί να υπάρχει ομοιόμορφη θερμοκρασία σε όλο τον όγκο του λαδιού.



Εικόνα 3.10 Μόνωση δοκιμίου και τοποθέτηση θερμοστοιχείου για τον έλεγχο της θερμοκρασίας κατά την πειραματική διαδικασία [10].

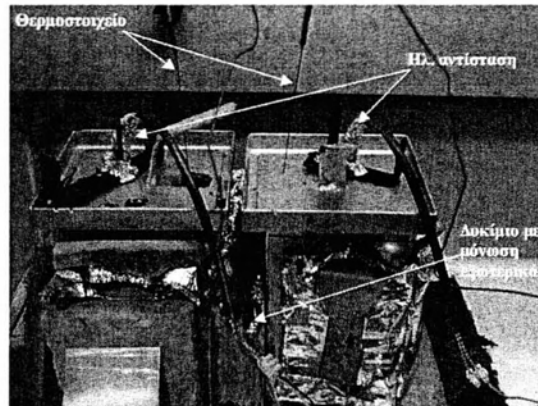
Για τη θέρμανση του λαδιού χρησιμοποιούνται δύο πλήρως στεγανοποιημένες αντιστάσεις 0,5 kW οι οποίες είναι εμβαπτισμένες στο λάδι των δεξαμενών. Η θερμοκρασία του λαδιού ρυθμίζεται μέσω ειδικών controllers τύπου Jumo iTron32 και ελέγχεται με θερμοστοιχεία τοποθετημένα μέσα στη δεξαμενή καθώς και σε συγκεκριμένο σημείο μέσα στο έλασμα. Για την επιλογή των θερμοκρασιών που χρησιμοποιήθηκαν ως οριακές συνθήκες, χρησιμοποιήθηκαν τα διαγράμματα υπεργήρανσης που κατασκευάστηκαν και παρουσιάζονται στο Κεφάλαιο 4. Σύμφωνα με αυτά, οι θερμοκρασίες του λαδιού των δύο δεξαμενών ήταν 300 και 200°C. Στο δοκίμιο τοποθετείται ένα θερμοστοιχείο ακριβώς στην έξοδο της δεξαμενής με την υψηλότερη θερμοκρασία, ώστε κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας να παρακολουθείται ανά πάσα στιγμή η θερμοκρασία του δοκιμίου.



Εικόνα 3.11 Controllers θερμοκρασίας [10]

Το μήκος ελάσματος στο οποίο δημιουργήθηκε η μεταβολή, ανάμεσα στις δύο δεξαμενές, ήταν 40mm. Μετά την ολοκλήρωση της πειραματικής διαδικασίας, τα

τμήματα αυτά των ελασμάτων χρησιμοποιήθηκαν για μικροσκληρομέτρηση με σκοπό την εξαγωγή των προφίλ σκληρότητας και για τη δημιουργία δοκιμών κόπωσης.

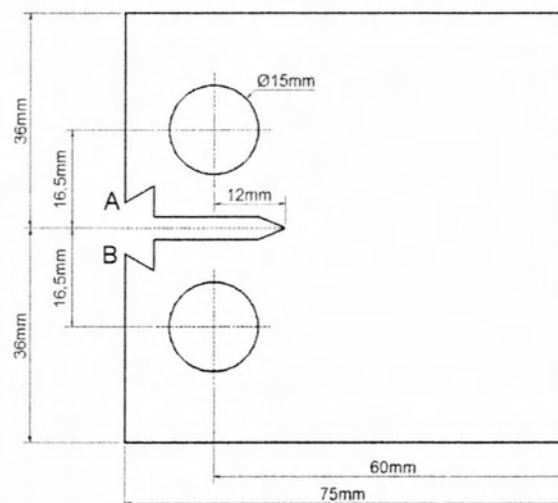


Εικόνα 3.12 Πειραματική διαδικασία σε εξέλιξη [10].

3.6 Δοκιμές Εξέλιξης Ρωγμής σε Κόπωση

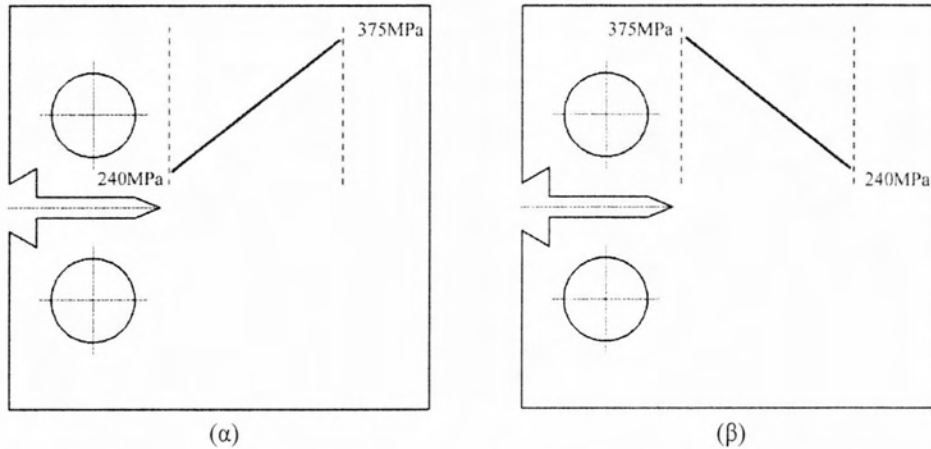
Οι δοκιμές εξέλιξης ρωγμής σε κόπωση πραγματοποιήθηκαν στη μηχανή κόπωσης Instron 8801 100 kN του εργαστηρίου Μηχανικής και Αντοχής των Υλικών του τμήματος Μηχανολόγων Μηχανικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας, σύμφωνα την προδιαγραφή ASTM E647 – 00 [9]. Δοκιμές κόπωσης έγιναν σε δοκίμια τύπου C(T), έλασμα T3 καθώς και από ελάσματα που υπεβλήθησαν σε θερμικές κατεργασίες ΘΚ1 και ΘΚ2.

Τα πειράματα έγιναν σε θερμοκρασία δωματίου με σταθερό λόγο τάσεων $R = 0,1$, μέγιστη τάση $\sigma_{\max} = 10\text{MPa}$ και συχνότητα 5 Hz. Στην **Εικόνα 3.13** φαίνονται οι διαστάσεις του δοκιμίου που χρησιμοποιήθηκε για τις δοκιμές.



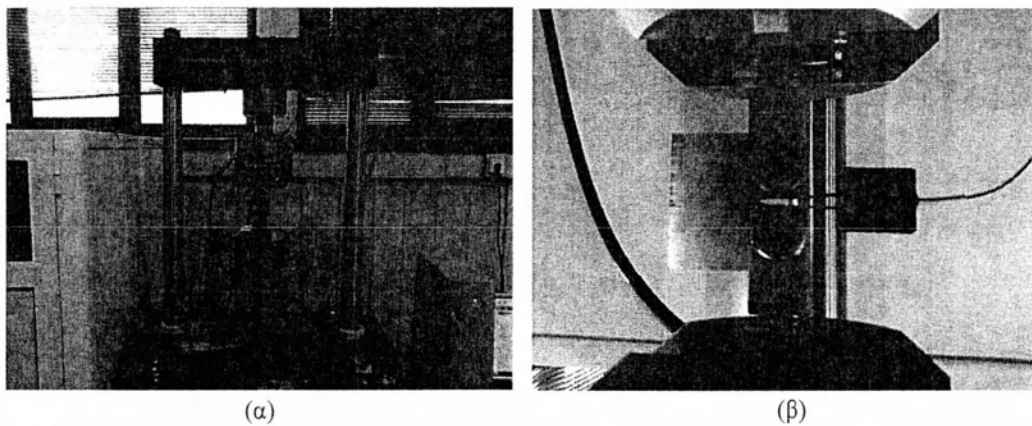
Εικόνα 3.13 Διαστάσεις δοκιμίων κόπωσης (οι διαστάσεις δίνονται σε mm).

Κατά τη διάρκεια του πειράματος, η αύξηση του μήκους ρωγμής μετρήθηκε με χρήση ειδικού επιμηκυνσιομέτρου για το άνοιγμα των επιφανειών της ρωγμής (COD gauge). Στη συνέχεια οι μετρήσεις του ανοίγματος των επιφανειών της ρωγμής μεταφράστηκαν με τη χρήση της μεθόδου ενδοτικότητας (compliance method ASTM E 647-00) σε μήκος ρωγμής. Η τεχνική που χρησιμοποιήθηκε αναλύεται στην επόμενη παράγραφο. Πριν τη διεξαγωγή του πειράματος, σύμφωνα με την προδιαγραφή, δημιουργήθηκε με δυναμική καταπόνηση αρχική ρωγμή (pre-crack) στην αρχική εγκοπή.



Εικόνα 3.14 Δοκίμιο κόπωσης με α) θετική β) αρνητική γραμμική μεταβολή του ορίου διαρροής σε σχέση με το μήκος.

Μετά την ολοκλήρωση των πειραμάτων κατασκευάστηκαν τα διαγράμματα μήκους ρωγμής – κύκλων φόρτισης ($a-N$) και ταχύτητας διάδοσης – εύρος συντελεστή εντάσεως των τάσεων ($da/dN - DK$) και έγινε σχολιασμός και σύγκριση των αποτελεσμάτων. Με βάση τα πειραματικά αποτελέσματα έγινε υπολογισμός των πειραματικών σταθερών του Paris C και n, για την περιοχή εξέλιξης ρωγμής II (stage II).



Εικόνα 3.15 Πείραμα εξέλιξης ρωγμής σε κόπωση κράματος αλουμινίου 2024.

Για τον υπολογισμό της αύξησης του μήκους της ρωγμής στις δοκιμές κόπωσης χρησιμοποιήθηκε, η μέθοδος της ενδοτικότητας (compliance method) σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E 647-00. Κατά τη δοκιμή κόπωσης, στα άκρα της εγκοπής (σημεία 1 και 2 της Εικόνας 3.4) είχε τοποθετηθεί επιμηκυνσιόμετρο τύπου COD, το οποίο καταγράφει το άνοιγμα των επιφανειών της ρωγμής. Η (crack opening displacement) καταγραφή γινόταν ανά 100 κύκλους φόρτισης. Στη συνέχεια, με τη βοήθεια του λογισμικού Matlab και χρήση της μεθόδου ενδοτικότητας, έγινε μετατροπή τιμής COD ρωγμής σε μήκος ρωγμής.

Η σχέση μεταξύ του μήκους ρωγμής a και του πλάτους του δοκιμίου W , όπως περιγράφεται στην προδιαγραφή ASTM E 647-00, δίνεται από τη σχέση:

$$\alpha/W = C_0 + C_1(U_x) + C_2(U_x)^2 + C_3(U_x)^3 + C_4(U_x)^4 + C_5(U_x)^5 \quad (3.2)$$

Όπου:

$$U_x = f\left(\frac{BEV_x}{P}\right) \quad (3.3)$$

και

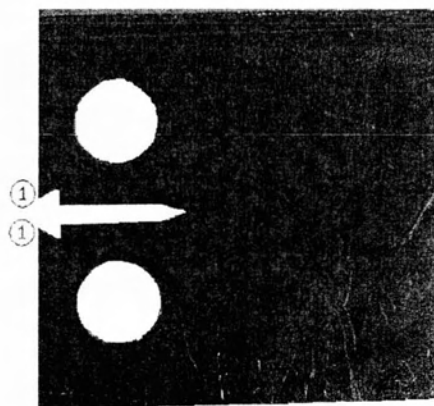
$$U_x = \frac{1}{\left(\frac{BEV_x}{P}\right)^{\frac{1}{2}} + 1} \quad (3.4)$$

όπου B είναι το πάχος του δοκιμίου, E το μέτρο ελαστικότητας, P το μέγιστο φορτίο κατά τη δοκιμή κόπωσης και V_x η μετατόπιση που καταγράφεται από το COD.

Τα C_0, C_1, \dots, C_5 είναι σταθερές οι οποίες εξαρτώνται από το σημείο που είναι τοποθετημένο το επιμηκυνσιόμετρο τύπου COD. Για την περίπτωση μέτρησης του COD στο άκρο της εγκοπής, όπως φαίνεται και στην **Εικόνα 3.16**, οι τιμές [9] είναι:

C_0	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
1,0010	-4,6695	18,460	-236,82	1214,9	-2143,6

Το εύρος ισχύος της παραπάνω σχέσης είναι για $0,2 \leq a/W \leq 0,975$.



Εικόνα 3.16 Δοκίμιο τύπου C(T) [10].

Στη συνέχεια, από διαγράμματα του μήκους της ρωγμής με τους κύκλους φόρτισης, δημιουργήθηκαν τα διαγράμματα της ταχύτητας εξέλιξης ρωγμής – εύρους συντελεστή έντασης των τάσεων ($da/dN - \Delta K$). Οι υπολογισμοί του εύρους συντελεστή έντασης των τάσεων έγιναν σύμφωνα με τη σχέση:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (3.5)$$

όπου ΔP η διαφορά της μέγιστης και της ελάχιστης φόρτισης κατά την κόπωση, $\alpha = \alpha_m/W$ για $\alpha_m/W \geq 0,2$ και α_m η μέση τιμή του μήκους της ρωγμής a ανάμεσα σε δύο διαδοχικές μετρήσεις και da η διαφορά 2 διαδοχικών μετρήσεων.

Το εύρος τιμών ΔK που χρησιμοποιήθηκε στα διαγράμματα προσδιορίστηκε με βάση τον συντελεστή εντάσεως των τάσεων K_{max} που αντιστοιχεί στο μήκος ρωγμής και την τάση σ_{max} του πειράματος, προκειμένου να ικανοποιούνται οι συνθήκες γραμμικής θεωρίας (LEFM) για να υπάρχει ισχύς του συντελεστή K . Οι υπολογισμοί έγιναν σύμφωνα με την εξίσωση:

$$K_{max} = \frac{P_{max}}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (3.6)$$

όπου P_{max} η μέγιστη φόρτιση κατά τη δοκιμή κόπωσης και $\alpha = \alpha_m/W$

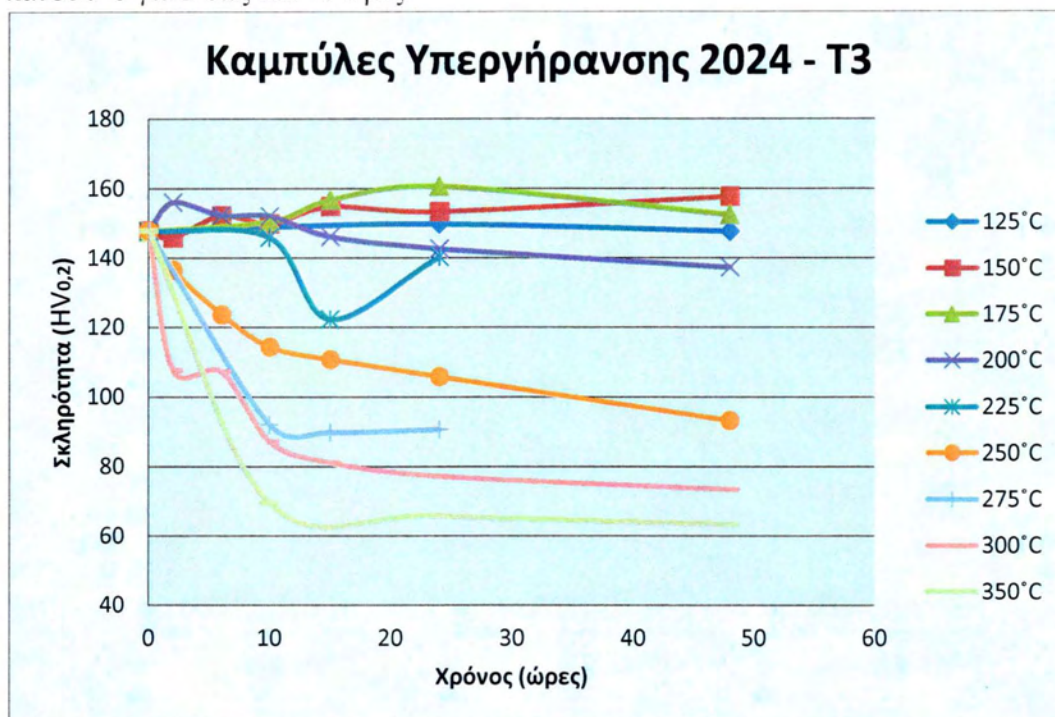
Για να υπάρχουν συνθήκες γραμμικής θεωρίας θα πρέπει να ισχύει:

$$(W - \alpha) \geq (4/\pi)(K_{max}/\sigma_{YS})^2 \quad (3.7)$$

4. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

4.1 Διαγράμματα Υπεργήρανσης

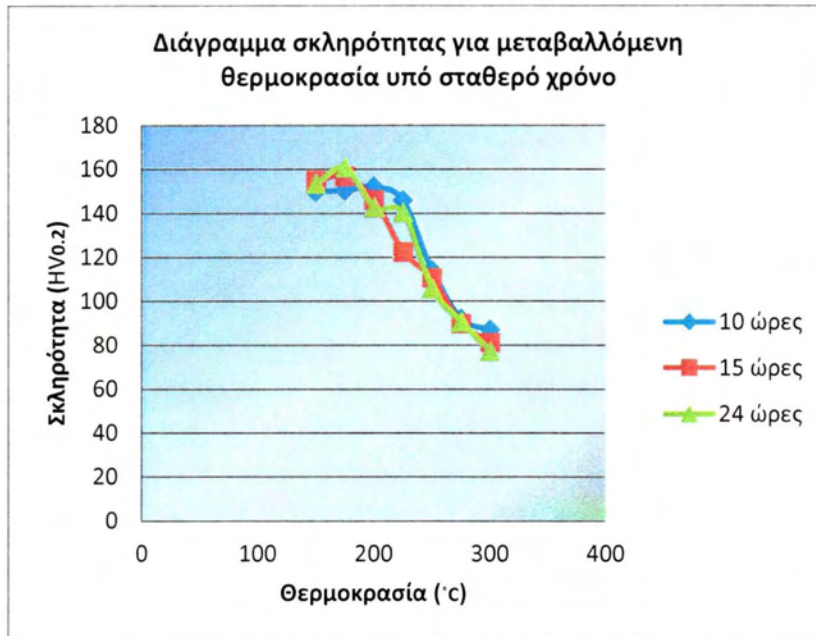
Στο παρακάτω διάγραμμα παρουσιάζονται οι καμπύλες υπεργήρανσης δοκιμίων, τα οποία υπέστησαν θερμικές κατεργασίες τύπου ΘΚ1, σε θερμοκρασίες από 125 έως και 350°C για 2 έως και 48 ώρες.



Διάγραμμα 4.1 Καμπύλες υπεργήρανσης κράματος αλουμινίου 2024-T3.

Σύμφωνα με το διάγραμμα, παρατηρείται ότι για θερμικές κατεργασίες σε θερμοκρασίες έως και 200°C, δεν παρουσιάζεται σημαντική μεταβολή της σκληρότητας. Για θερμοκρασίες από 225 έως και 350°C παρατηρείται μείωση της σκληρότητας η οποία φτάνει έως και 57%, σε σχέση με την αρχική κατάσταση T3. Τέλος, για μια δεδομένη θερμοκρασία, μετά από 12-15 ώρες διαπιστώνεται σταθεροποίηση των τιμών.

Στο **Διάγραμμα 4.2** παρουσιάζεται η μεταβολή της σκληρότητας με τη θερμοκρασία, για σταθερούς χρόνους 10, 15 και 24 ωρών.

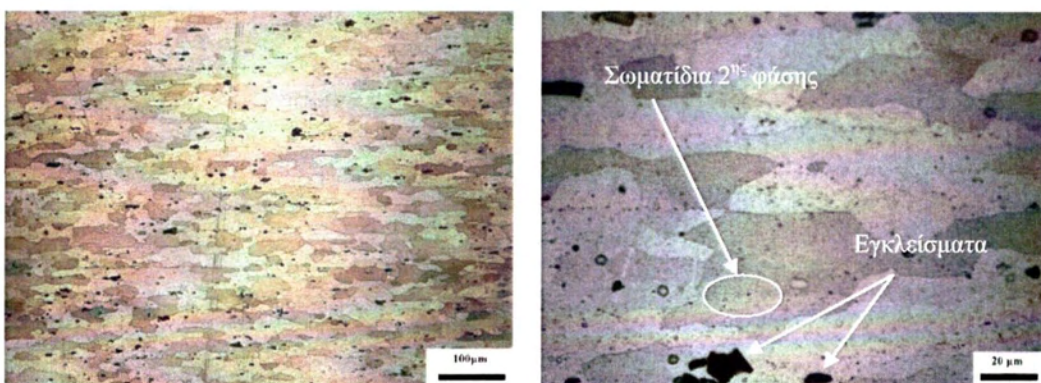


Διάγραμμα 4.2 Καμπύλες μεταβολής της σκληρότητας με τη θερμοκρασία για σταθερούς χρόνους θερμικής κατεργασίας 10, 15 και 24 ωρών.

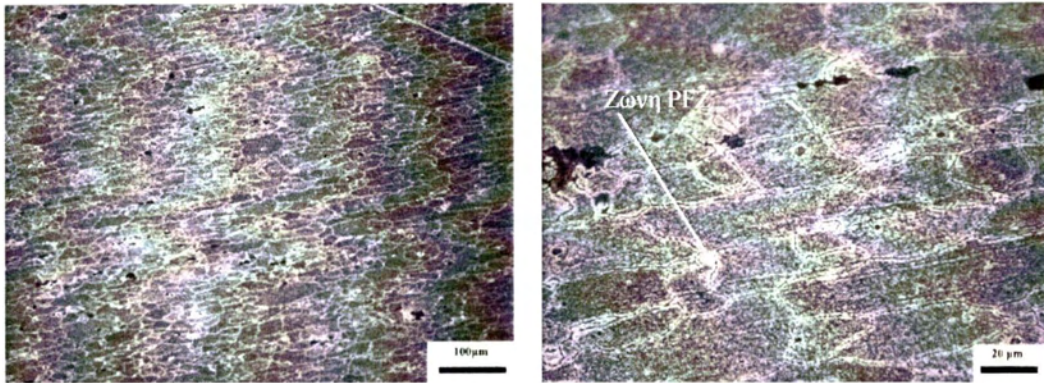
Όπως φαίνεται στο διάγραμμα, για θερμοκρασίες πάνω από 200°C η σκληρότητα του υλικού μειώνεται, καθώς ο χρόνος της θερμικής κατεργασίας αυξάνεται. Η μείωση αυτή αφορά σταδιακή πτώση της σκληρότητας από τα 147,6HV του αρχικού ελάσματος, μέχρι και τα 77HV, η οποία αντιστοιχεί στο 52% της αρχικής.

4.2 Μεταλλογραφικός Έλεγχος

Στις Εικόνες 4.1 και 4.2 παρουσιάζονται οι φωτογραφίες, από το οπτικό μικροσκόπιο, δοκιμίων τόσο από το αρχικό έλασμα κράματος αλουμινίου 2024-T3 όσο και από υλικό με κατεργασία ΘΚ1 στους 300°C για 15 ώρες.



Εικόνα 4.1 Μικροδομή αρχικού ελάσματος κράματος αλουμινίου 2024-T3.



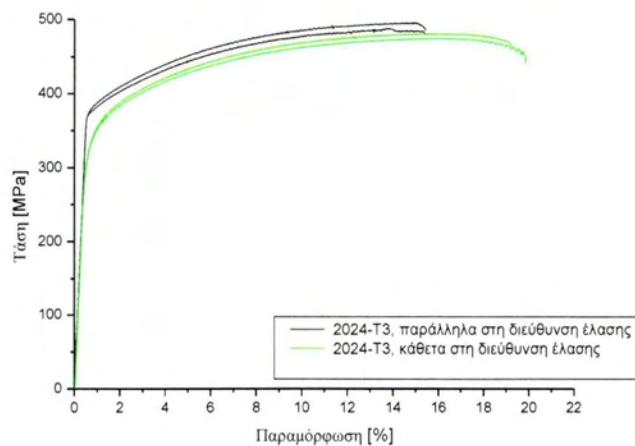
Εικόνα 4.2 Μικροδομή ελάσματος κράματος Al 2024-T3 μετά από έκθεση στους 300°C για 15 ώρες.

Στην **Εικόνα 4.1** φαίνεται η μικροδομή του αρχικού ελάσματος. Οι κόκκοι του υλικού παρουσιάζονται επιμηκνυμένοι κατά τη φορά έλασης. Τα σωματίδια με σκούρο (μαύρο) χρώμα είναι σωματίδια CuMgAl_2 , $\text{Cu}_2\text{MnAl}_{20}$ και Cu_2FeAl_7 , σύμφωνα με τη βιβλιογραφία [1]. Η διασπορά των φάσεων ισχυροποίησης θ' και S' είναι σε μικρότερη κλίμακα.

Μετά τη θερμική κατεργασία ΘΚ1 στους 300°C για 15 ώρες (**Εικόνα 4.2**), δεν διακρίνονται φαινόμενα ανακρυστάλλωσης. Οι φάσεις ισχυροποίησης έχουν διαλυτοποιηθεί από τα όρια των κόκκων και έχουν καθιζάνει στο εσωτερικό τους. Παρατηρείται η χαρακτηριστική ζώνη PFZ (Precipitate Free Zone) στα όρια των κόκκων. Ακόμη, στο εσωτερικό των κόκκων υπάρχει διεύρυνση των φάσεων ισχυροποίησης. Τα σωματίδια CuMgAl_2 , $\text{Cu}_2\text{MnAl}_{20}$ και Cu_2FeAl_7 δείχνουν να μην έχουν μεταβληθεί.

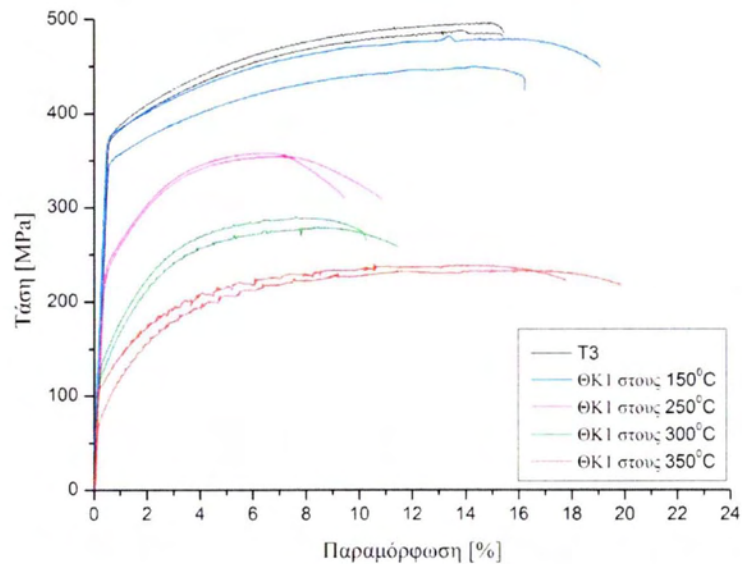
4.3 Δοκιμές Εφελκυσμού

Στο **Διάγραμμα 4.3** φαίνονται οι καμπύλες εφελκυσμού για δοκίμια που κατασκευάστηκαν από το αρχικό έλασμα κατά τη φορά έλασης και κάθετα σε αυτήν.



Διάγραμμα 4.3 Καμπύλες εφελκυσμού κράματος 2024-T3 παράλληλα και κάθετα στη διεύθυνση έλασης.

Στο **Διάγραμμα 4.4** παρουσιάζονται οι καμπύλες εφελκυσμού για δοκίμια που υπέστησαν θερμική κατεργασία ΘΚ1, σε διάφορες θερμοκρασίες.



Διάγραμμα 4.4 Καμπύλες εφελκυσμού για δοκίμια θερμικά κατεργασμένα σε θερμοκρασίες 15 ώρες και για δοκίμια από το αρχικό έλασμα.

Στον **Πίνακα 4.1** παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού και αφορούν τις τιμές του ορίου διαρροής $R_{0.2}$, του ορίου θραύσης R_m και της παραμόρφωσης θραύσης A_{25} . Στον ίδιο πίνακα δίνεται η σκληρότητα των δοκιμίων, η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης, ο εκθέτης εργοσκλήρυνσης και οι σταθερές H , όπως αυτές υπολογίστηκαν σύμφωνα με τη μέθοδο η οποία παρουσιάστηκε σε προηγούμενο Κεφάλαιο.

Από τα αποτελέσματα προκύπτει ότι το αρχικό έλασμα δεν παρουσιάζει σημαντική μείωση του ορίου διαρροής και του ορίου θραύσεως παράλληλα και κάθετα στη διεύθυνση έλασης. Αντιθέτως, κάθετα στη διεύθυνση έλασης εμφανίζεται αύξηση της παραμόρφωσης θραύσεως της τάξεως του 28% και 21% της ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης.

Καθώς η θερμοκρασία της θερμικής κατεργασίας αυξάνεται, το όριο διαρροής μειώνεται μέχρι και 74%, το όριο θραύσης μειώνεται μέχρι και 52% και η παραμόρφωση θραύσεως αυξάνεται μέχρι και 25%, σε σχέση με τα δοκίμια από το αρχικό έλασμα. Επίσης, μέχρι και τους 300°C η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης παρουσιάζει μείωση έως και 61% σε σχέση με το υλικό T3, ενώ στους 350°C παρουσιάζεται εκ νέου αύξηση 47% σε σχέση με το υλικό στους 300°C.

Από τα διαγράμματα γίνεται φανερό ότι η αύξηση της θερμοκρασίας οδηγεί σε αύξηση της εργοσκλήρυνσης του υλικού. Ο εκθέτης εργοσκλήρυνσης αυξάνει σε ποσοστό 280% σε θερμοκρασία 300°C σε σχέση με το υλικό T3.

Πίνακας 4.1 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού.

	Όριο διαρροής R _{0.2} [MPa]	Παραμόρφωση θραύσης A ₂₅ [%]	Όριο θραύσης R _m [MPa]	Σκληρότητα [Hv _{0.2}]	Ειδική ενέργεια παραμόρφωσης W [J/mm ³]	Εκθέτης εργοσκλήρυνσης n	Σταθερά H [MPa]
Δοκίμια αρχικού ελάσματος Al 2024-T3							
EBRe_1	378	14,8	495	149,8	6.996	0,10408	380,96
EBRe_2	375	14,7	487	149,8	6.859	0,09574	380,38
Δοκίμια αρχικού ελάσματος Al 2024-T3 (κάθετα στη φορά έλασης)							
EBRe_1trans	322	18,6	480	149,8	8.517	0,12596	351,75
EBRe_2trans	318	19,3	474	149,8	8.696	0,12653	347,36
Δοκίμια εκτεθειμένα στους 150°C για 48 ώρες (ΘΚ1)							
EF150_1	377	18,3	478	154	8.537	0,09172	379,02
EF150_2	351	15,6	449	159,8	6.702	0,096	351,72
Δοκίμια εκτεθειμένα στους 250°C για 15 ώρες (ΘΚ1)							
EBF250_1	234	10,4	353	103,2	3.471	0,18962	261,89
EBF250_2	241	9	357	104,8	3.012	0,18388	266,63
Δοκίμια εκτεθειμένα στους 300°C για 15 ώρες (ΘΚ1)							
EBF300_1	142	9,9	289	75,6	2.601	0,28228	180,97
EBF300_2	129	11,2	278	79,6	2.817	0,29146	169,23
Δοκίμια εκτεθειμένα στους 350°C για 48 ώρες (ΘΚ1)							
EF350_1	116	17,5	238	65,2	3.826	0,24216	143,99
EF350_2	82	19,5	232	62,7	4.141	0,32457	119,75

4.3.1 Συσχέτιση Σκληρότητας - Ορίου Διαρροής

Για τη συσχέτιση του ορίου διαρροής με τη σκληρότητα εξήχθη η εμπειρική σχέση η οποία παρουσιάζεται στον **Πίνακα 4.2**. Σύμφωνα με τη βιβλιογραφία το όριο διαρροής συνδέεται με τη σκληρότητα με τη σχέση $\sigma_y = 3Hv$ [7]. Ο αριθμός που ακολουθεί είναι ένας διορθωτικός συντελεστής που προέκυψε από την γραμμική προσέγγιση των αποτελεσμάτων.

Πίνακας 4.2 Συσχέτιση ορίου διαρροής- σκληρότητας.

	Σκληρότητα [Hv _{0.2}]	Όριο διαρροής R _{0.2} [MPa]	Σχέση ορίου διαρροής- σκληρότητας
T3	149,8	376,5	$\sigma_y = 3Hv - 95$
ΘΚ1 στους 150°C (15 ώρες)	156,9	364	
ΘΚ1 στους 250°C (15 ώρες)	104	237,5	
ΘΚ1 στους 300°C (15 ώρες)	77,6	135,5	
ΘΚ1 στους 350°C (15 ώρες)	63,7	99	

4.4 Αποτελέσματα Σκληρότητας (ΘΚ2)

Μετά το πέρας των θερμικών κατεργασιών ΘΚ2 παρήχθησαν τα αντίστοιχα διαγράμματα μεταβολής της σκληρότητας και κατ' επέκτασιν του ορίου διαρροής σε σχέση με την απόσταση στο μήκος L₂ του ελάσματος, το οποίο παρουσιάζεται στην **Εικόνα 3.9**.

Στους **Πίνακες 4.3** και **4.4** παρουσιάζονται τα διαγράμματα μεταβολής της σκληρότητας σε σχέση με την απόσταση και γίνεται αντιστοίχιση σε τιμές του ορίου διαρροής, με χρήση της εμπειρικής σχέσης που αναλύθηκε νωρίτερα.

Πίνακας 4.3 Διαγράμματα μεταβολής με θετική κλίση, του ορίου διαρροής σε σχέση με τη μεταβολή της σκληρότητας μπροστά από την αιχμή της ρωγμής δοκιμίων C(T).

Δοκίμια με μεταβαλλόμενο όριο διαρροής κατά μήκος		
Δοκίμιο	Διάγραμμα (Απόστασης - Σκληρότητας)	Μεταβολή ορίου διαρροής σ_y
G1		286 έως 347MPa $d\sigma_y = 61\text{MPa}$
G2		299 έως 372MPa $d\sigma_y = 73\text{MPa}$
G6		282 έως 361MPa $d\sigma_y = 79\text{MPa}$

Πίνακας 4.4 Διαγράμματα μεταβολής με αρνητική κλίση, του ορίου διαρροής σε σχέση με τη μεταβολή της σκληρότητας μπροστά από την αιχμή της ρωγμής δοκιμίων C(T).

Δοκίμια με μεταβαλλόμενο όριο διαρροής κατά μήκος		
Δοκίμιο	Διάγραμμα (Απόστασης - Σκληρότητας)	Μεταβολή ορίου διαρροής σ_s
G3	<p> ■ Προφίλ σκληρότητας HV_{0.05} — Γραμμική προσέγγιση του προφίλ σκληρότητας Εξίσωση $y = -0,5x + 145,2$ </p>	281 έως 341MPa $d\sigma_y = 60\text{MPa}$
G4	<p> ■ Προφίλ σκληρότητας HV_{0.05} — Γραμμική προσέγγιση του προφίλ σκληρότητας Εξίσωση $y = -0,6x + 125,5$ </p>	287 έως 363MPa $d\sigma_y = 76\text{MPa}$
G5	<p> ■ Προφίλ σκληρότητας HV_{0.05} — Γραμμική προσέγγιση του προφίλ σκληρότητας Εξίσωση $y = -0,64x + 148,7$ </p>	274 έως 352MPa $d\sigma_y = 78\text{MPa}$

4.5 Δοκιμές Εξέλιξης Ρωγμής σε Κόπωση

4.5.1 Δοκίμια με Θερμική Κατεργασία ΘΚ1

Προκειμένου να διαπιστωθεί η επίδραση της θερμικής κατεργασίας ΘΚ1 στην εξέλιξη ρωγμής σε κόπωση, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές κόπωσης σε δοκίμια τύπου C(T), τα οποία είχαν υποβληθεί σε αντίστοιχη θερμική κατεργασία. Στον **Πίνακα 4.5** παρουσιάζονται συγκεντρωτικά, τα αποτελέσματα διάρκειας ζωής σε κόπωση όλων των δοκιμών, που αφορά τους κύκλους για εξέλιξη ρωγμής μέχρι την θραύση των δοκιμίων.

Στο **Διάγραμμα 4.6** παρουσιάζονται τα διαγράμματα του μέσου όρου διάρκειας ζωής μαζί με τη διασπορά, τα οποία δείχνουν αύξηση της διάρκειας ζωής στα δοκίμια μετά από κατεργασία ΘΚ1, η οποία είναι ανάλογη του χρόνου κατεργασίας.

Σύμφωνα με το **Διάγραμμα 4.6**, τα δοκίμια με ΘΚ1 στους 250°C παρουσιάζουν μια διακύμανση στις τιμές της διάρκειας ζωής τους, η οποία εμπεριέχει το εύρος τιμών των δοκιμίων T3, έχοντας παράλληλα αυξητική τάση. Τα δοκίμια με ΘΚ1 στους 300°C φαίνεται να έχουν σαφή αύξηση της διάρκειας ζωής τους σε κόπωση έναντι των δύο προηγούμενων.

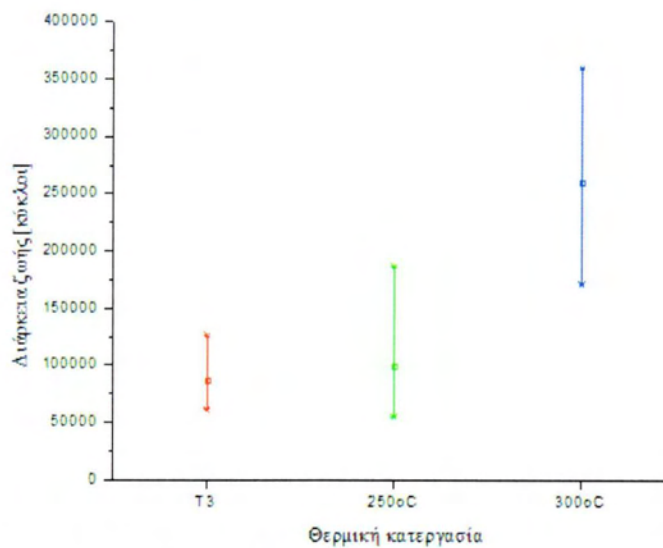
Στα **Διαγράμματα 4.7 - 4.8** παρουσιάζονται οι καμπύλες εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με τους κύκλους καταπόνησης, καθώς και οι καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος του συντελεστή έντασης τάσεων ($da/dN - \Delta K$) των δοκιμίων, σε κατάσταση T3 και ΘΚ1. Για καλύτερη σαφήνεια των αποτελεσμάτων, από το σύνολο των δοκιμών που πραγματοποιήθηκαν για κάθε υλικό παρουσιάζονται μόνο δύο δοκίμια τα οποία έχουν διάρκεια ζωής κοντά στην τιμή του μέσου όρου.

Σύμφωνα με το διάγραμμα παρατηρείται αύξηση της διάρκειας ζωής σε κόπωση των δοκιμίων καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία της θερμικής κατεργασίας, σε σχέση με τα δοκίμια T3. Συγκεκριμένα, όσο μειώνεται το όριο διαρροής του υλικού τόσο αυξάνεται η αντοχή του σε κόπωση, η οποία αντιστοιχεί σε 15% στα δοκίμια ΘΚ1 στους 250°C και 202% στα δοκίμια ΘΚ1 στους 300°C, σε σχέση με τα δοκίμια T3.

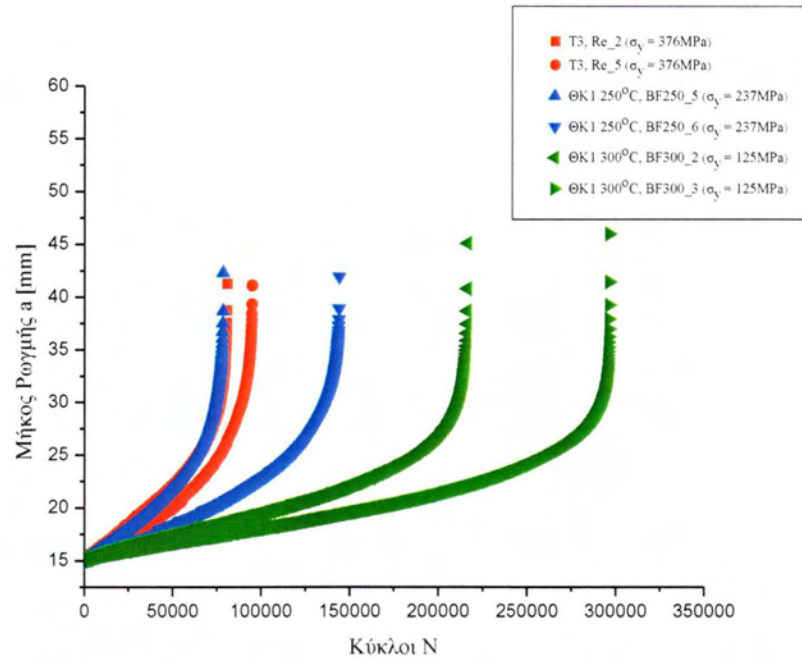
Από τις καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος συντελεστή έντασης τάσεων (**Διάγραμμα 4.8**), διαπιστώνεται ότι τα δοκίμια τα οποία υπέστησαν θερμική κατεργασία ΘΚ1 παρουσιάζουν χαμηλότερο ρυθμό εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με τα δοκίμια T3 για όλο το εύρος του συντελεστή έντασης τάσεων που ελέγχθηκε, με τα δοκίμια με ΘΚ1 στους 300°C να παρουσιάζουν την υψηλότερη αντίσταση σε εξέλιξη ρωγμής. Στον **Πίνακα 4.6** παρουσιάζονται οι τιμές των παραμέτρων C και n της εξίσωσης Paris για τα δοκίμια σε κατάσταση T3 και ΘΚ1.

Πίνακας 4.5 Διάρκεια ζωής σε κόπωση, δοκιμών τύπου C(T).

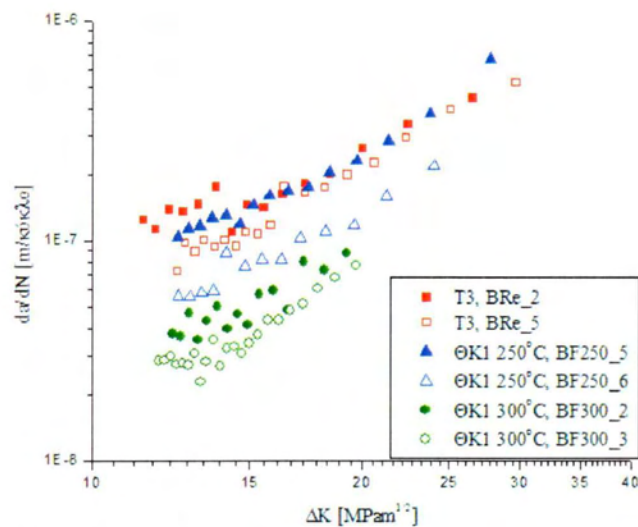
Θερμική κατεργασία		Δοκίμιο	Διάρκεια ζωής [κύκλοι]	Μέσος όρος διάρκειας ζωής [κύκλοι]	Τυπική απόκλιση
T3		BRe_1	61.000	86.420	25.356
		BRe_2	80.500		
		BRe_3	125.800		
		BRe_4	70.000		
		BRe_5	94.800		
ΘΚ1	250°C για 15 ώρες	BF250_1	54.500	99.433	53.320
		BF250_2	185.800		
		BF250_3	57.000		
		BF250_4	76.900		
		BF250_5	78.400		
		BF250_6	144.000		
	300°C για 15 ώρες	BF300_1	359.200	260.775	83.600
		BF300_2	216.400		
		BF300_3	296.400		
		BF300_4	171.100		



Διάγραμμα 4.6 Διάγραμμα διασποράς της διάρκειας ζωής σε κόπωση δοκιμών T3 και ΘΚ1.



Διάγραμμα 4.7 Καμπύλες εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με τους κύκλους καταπόνησης ($a-N$) για δοκίμια T3 και ΘΚ1.



Διάγραμμα 4.8 Καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος συντελεστή έντασης τάσεων ($da/dN - \Delta K$) πριν και μετά από θερμική κατεργασία ΘΚ1.

Πίνακας 4.6 Αποτελέσματα δοκιμών εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης δοκιμών T3 και ΘΚ1.

Θερμική κατεργασία	Δοκίμιο	Αρχικό μήκος ρωγμής a_0 [mm]	Τελικό μήκος ρωγμής a_f [mm]	Σταθερά Paris C	Σταθερά Paris n	Διάρκεια ζωής [κύκλοι]
T3	BRe_2	15,0355	41,1948	$3,52 \times 10^{-10}$	2,19	80.500
	BRe_5	15,0050	41,0274	$2,00 \times 10^{-10}$	2,34	94.800
ΘΚ1 στους 250°C	BF250_5	15,0253	42,2435	$2,30 \times 10^{-10}$	2,35	78.400
	BF250_6	15,0558	41,8768	$4,88 \times 10^{-10}$	1,88	144.000
ΘΚ1 στους 300°C	BF300_2	15,0050	45,0654	$5,24 \times 10^{-11}$	2,51	216.400
	BF300_3	15,0253	45,9173	$1,58 \times 10^{-11}$	2,85	296.400

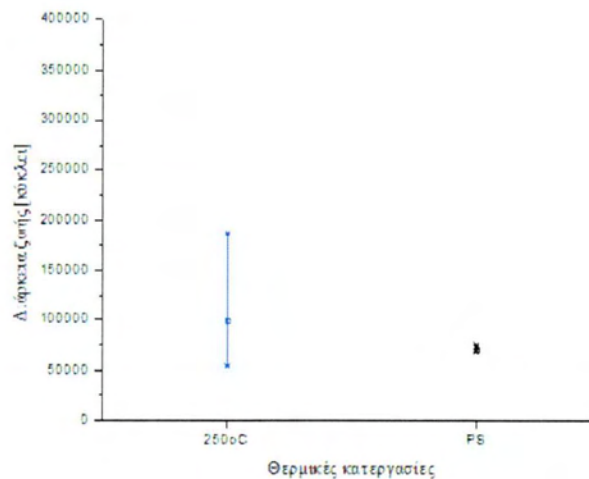
4.5.2 Δοκίμια με Θερμική Κατεργασία ΘΚ2

Στα **Διαγράμματα 4.9 - 4.11** παρουσιάζονται τα αποτελέσματα όλων των δοκιμίων ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 με θετική κλίση, που χρησιμοποιήθηκαν κατά την πειραματική διαδικασία. Η σύγκριση αυτή έγινε, διότι το όριο διαρροής των δοκιμίων αυτών παρουσιάζει ανάλογες τιμές μπροστά από την αιχμή της αρχικής ρωγμής (pre-crack).

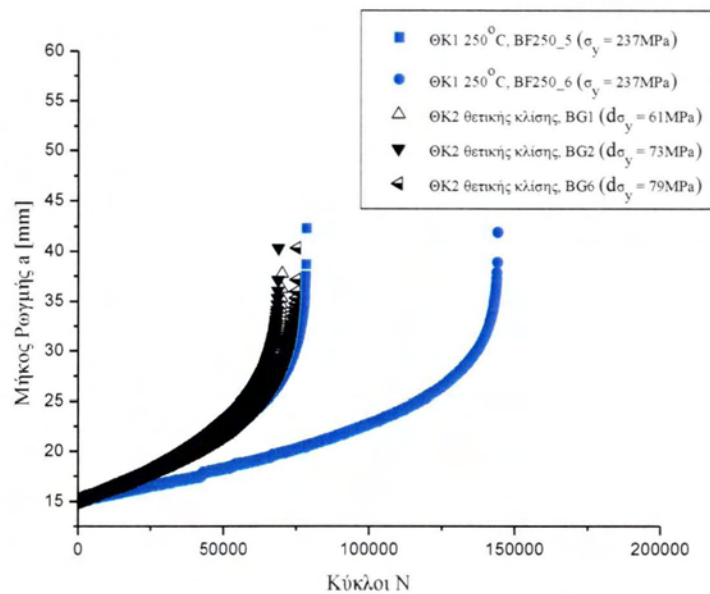
Από τα διαγράμματα της διάρκειας ζωής με την τυπική απόκλιση (**Διάγραμμα 4.9**) και τις καμπύλες εξέλιξης ρωγμής (**Διάγραμμα 4.10**) παρατηρείται ότι τα δοκίμια ΘΚ2 θετικής κλίσεως παρουσιάζουν μικρότερη διάρκεια ζωής, σε σχέση με τα δοκίμια ΘΚ1 στους 250°C. Συγκρίνοντας τις τιμές του μέσου όρου, η μείωση αυτή αντιστοιχεί σε 28%.

Πίνακας 4.7 Διάρκεια ζωής σε κόπωση, δοκιμίων τύπου C(T).

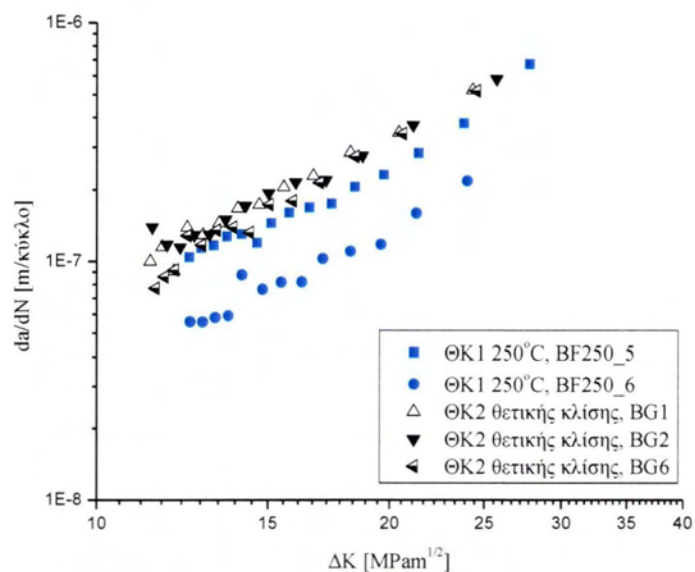
Θερμική κατεργασία		Δοκίμιο	Διάρκεια ζωής [κύκλοι]	Μέσος όρος διάρκειας ζωής [κύκλοι]	Τυπική απόκλιση
ΘΚ2	ΘΚ2 θετικής κλίσεως	BG1	70.100	71.400	3.345
		BG2	68.900		
		BG6	75.200		
	ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως	BG3	111.900	75.466	31.639
		BG4	59.600		
		BG5	54.900		



Διάγραμμα 4.9 Διάγραμμα διασποράς της διάρκειας ζωής σε κόπωση δοκιμίων ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 θετικής κλίσεως (PS).



Διάγραμμα 4.10 Καμπύλες εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με τους κύκλους καταπόνησης για δοκίμια ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 θετικής κλίσεως (Διαγράμματα a-N).



Διάγραμμα 4.11 Καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος συντελεστή έντασης τάσεων (da/dN - ΔK) δοκιμών ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 θετικής κλίσεως.

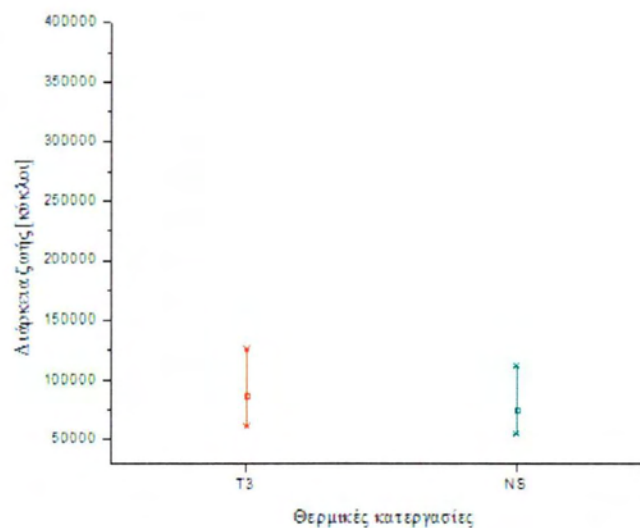
Από τις καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος συντελεστή έντασης τάσεων (da/dN - ΔK) οι οποίες παρουσιάζονται στο **Διάγραμμα 4.11**, για δοκίμια ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 θετικής κλίσεως, δείχνουν ότι τα δοκίμια τα οποία υπέστησαν θερμική κατεργασία ΘΚ1 παρουσιάζουν χαμηλότερο ρυθμό εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με τα δοκίμια ΘΚ2 θετικής κλίσεως, για όλο το εύρος του συντελεστή εντάσεως των τάσεων που εξετάστηκε.

Στον **Πίνακα 4.8** παρουσιάζονται οι τιμές των παραμέτρων C και n της εξίσωσης Paris για τα δοκίμια σε κατάσταση ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 θετικής κλίσεως.

Πίνακας 4.8 Αποτελέσματα δοκιμών εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης δοκιμίων ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 θετικής κλίσεως.

Θερμική κατεργασία	Δοκίμιο	Αρχικό μήκος ρωγμής a_0 [mm]	Τελικό μήκος ρωγμής a_f [mm]	Σταθερά Paris C	Σταθερά Paris n	Διάρκεια ζωής [κύκλοι]
ΘΚ1 στους 250°C	BF250_5	15,0253	42,2435	$2,30 \times 10^{-10}$	2,35	78.400
	BF250_6	15,0558	41,8768	$4,88 \times 10^{-10}$	1,88	144.000
ΘΚ2 θετικής κλίσεως	BG1	15,0152	37,7667	$5,67 \times 10^{-10}$	2,14	70.100
	BG2	15,0152	40,3214	$7,21 \times 10^{-10}$	2,05	68.900
	BG6	15,3069	40,3247	$2,13 \times 10^{-10}$	2,44	75.200

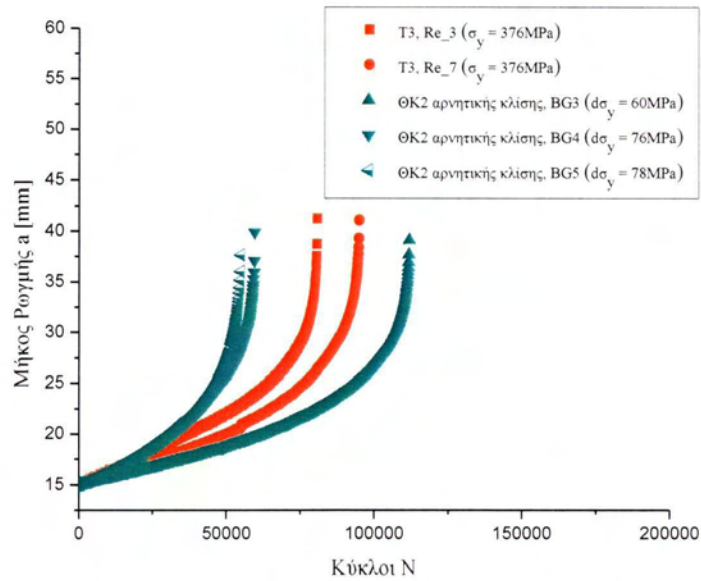
Στο **Διάγραμμα 4.12** φαίνονται τα διαγράμματα διασποράς της διάρκειας ζωής όλων των δοκιμίων T3 και ΘΚ2 με αρνητική κλίση, που χρησιμοποιήθηκαν κατά την πειραματική διαδικασία. Η σύγκριση αυτή έγινε, διότι το όριο διαρροής των δοκιμίων αυτών παρουσιάζει ανάλογες τιμές μπροστά από την αιχμή της αρχικής ρωγμής (pre-crack).



Διάγραμμα 4.12 Διάγραμμα διασποράς της διάρκειας ζωής σε κόπωση δοκιμίων ΘΚ1 στους 250°C και ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως (NS).

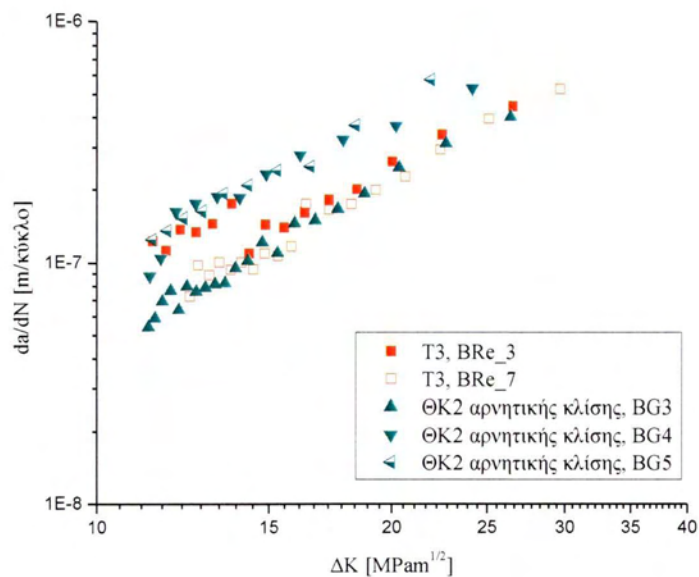
Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρείται ότι τα δοκίμια ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως παρουσιάζουν διασπορά στις τιμές της διάρκειας ζωής τους σε κόπωση, αντίστοιχη με αυτών των δοκιμίων T3, με μέσο όρο ο οποίος δεν απέχει σημαντικά.

Τα αποτελέσματα της διάρκειας ζωής σε κόπωση αποτυπώνονται και στο **Διάγραμμα 4.13** όπου παρουσιάζονται οι αντίστοιχες καμπύλες εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με τους κύκλους καταπόνησης.



Διάγραμμα 4.13 Καμπύλες εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με στους κύκλους καταπόνησης για δοκίμια T3 και ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως (Διαγράμματα a-N).

Σύμφωνα με το παραπάνω διάγραμμα, δεν διαφαίνεται σαφής διαφοροποίηση τη διάρκειας ζωής σε κόπωση των δοκιμίων ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως, σε σχέση με αυτήν των δοκιμίων T3.



Διάγραμμα 4.14 Καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος συντελεστή έντασης τάσεων ($da/dN - \Delta K$) δοκιμίων T3 και ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως.

Από τις καμπύλες ρυθμού εξέλιξης ρωγμής με το εύρος συντελεστή έντασης τάσεων ($da/dN - \Delta K$) οι οποίες παρουσιάζονται στο **Διάγραμμα 4.14**, για δοκίμια T3

και ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως, διαπιστώνεται ότι ο ρυθμός εξέλιξης ρωγμής των δοκιμίων T3 διατηρείται κοντά στις χαμηλότερες τιμές αυτού των ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως για όλο το εύρος του συντελεστή εντάσεως των τάσεων.

Στον **Πίνακα 4.8** παρουσιάζονται οι τιμές των παραμέτρων C και n της εξίσωσης Paris για τα δοκίμια σε κατάσταση T3 και ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως.

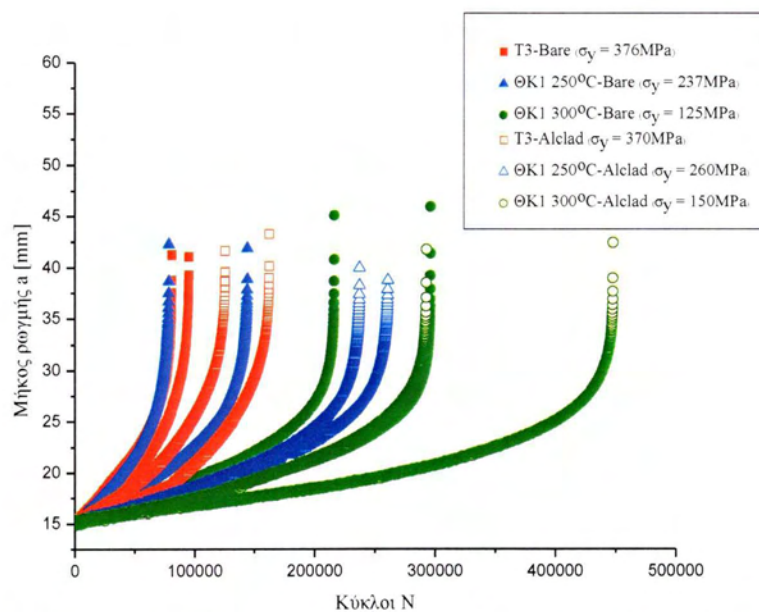
Πίνακας 4.9 Αποτελέσματα δοκιμών εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης δοκιμίων T3 και ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως.

Θερμική κατεργασία	Δοκίμιο	Αρχικό μήκος ρωγμής a_0 [mm]	Τελικό μήκος ρωγμής a_f [mm]	Σταθερά Paris C	Σταθερά Paris n	Διάρκεια ζωής [κύκλοι]
T3	BRe 2	15,0355	41,1948	$3,52 \times 10^{-10}$	2,19	80.500
	BRe 5	15,0050	41,0274	$2,00 \times 10^{-10}$	2,34	94.800
ΘΚ2 αρνητικής κλίσεως	BG3	15,0456	39,1203	$2,68 \times 10^{-10}$	2,25	111.900
	BG4	15,0456	39,1203	$1,85 \times 10^{-9}$	1,78	59.600
	BG5	15,0456	39,1203	$3,24 \times 10^{-10}$	2,41	54.900

4.6 Σύγκριση αποτελεσμάτων δοκιμών εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης Alclad 2024-T3 με 2024-T3 bare

Τα αποτελέσματα των δοκιμών εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης του κράματος αλουμινίου 2024-T3 (Bare) συγκρίθηκαν με αντίστοιχα αποτελέσματα δοκιμών που έγιναν σε έλασμα κράματος αλουμινίου Alclad 2024-T3[10]. Η σύγκριση αυτή αφορά δοκίμια από τα αρχικά ελάσματα και δοκίμια τα οποία είχαν υποστεί θερμική κατεργασία ΘΚ1 στους 250 και 300°C για 15 ώρες.

Στο **Διάγραμμα 4.15** παρουσιάζονται οι καμπύλες εξέλιξης ρωγμής λόγω κόπωσης σε σχέση με τους κύκλους φόρτισης για τα δύο υλικά.



Διάγραμμα 4.15 Σύγκριση καμπυλών εξέλιξης ρωγμής σε σχέση με στους κύκλους καταπόνησης για δοκίμια T3 και ΘΚ1, ελασμάτων Alclad 2024-T3 και 2024-T3 Bare (Διαγράμματα a-N).

Σύμφωνα με το παραπάνω διάγραμμα τα δοκίμια Alclad 2024-T3 παρουσιάζουν μεγαλύτερη αντοχή στην εξέλιξη ρωγμής λόγω κόπωσης σε σχέση με τα αντίστοιχα 2024-T3 (Bare), για όλα τα είδη θερμικών κατεργασιών, παρόλο που το όριο διαρροής δεν διαφοροποιείται σημαντικά για τα δοκίμια αντίστοιχης θερμικής κατεργασίας. Η διαφορά αυτή αυξάνεται καθώς μεγαλώνει η θερμοκρασία της θερμικής κατεργασίας.

Στον **Πίνακα 4.10** παρουσιάζεται ο μέσος όρος της διάρκειας ζωής σε κόπωση, των αντίστοιχων δοκιμών Alclad 2024-T3 και 2024-T3 (Bare), καθώς και η ποσοστιαία διαφορά τους.

Πίνακας 4.10 Διάρκεια ζωής σε κόπωση δοκιμών T3 και ΘΚ1, ελασμάτων Alclad 2024-T3 και 2024-T3 Bare.

Θερμική κατεργασία	Μέσος όρος διάρκειας ζωής Bare 2024-T3 [κύκλοι]	Μέσος όρος διάρκειας ζωής Alclad 2024-T3 [κύκλοι]	Διαφορά διάρκειας ζωής [%]
T3	86.420	143.400	66
ΘΚ1 στους 250°C	99.433	248.750	150
ΘΚ1 στους 300°C	260.775	370.250	42

5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΜΕΛΛΟΝΤΙΚΗ ΕΡΕΥΝΑ

Τα συμπεράσματα που εξήχθησαν με βάση τα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας, καθώς και προτάσεις για περαιτέρω έρευνα παρουσιάζονται παρακάτω, σύμφωνα με τη θεματική ενότητα στην οποία ανήκουν.

1) Διαγράμματα Υπεργήρανσης

Τα διαγράμματα υπεργήρανσης έδειξαν ότι για θερμικές κατεργασίες ΘΚ1 έως και 200°C δεν παρουσιάζεται σημαντική μεταβολή της σκληρότητας και κατ' επέκτασιν του ορίου διαρροής του υλικού, για οποιονδήποτε χρόνο έκθεσης. Αντιθέτως, για θερμοκρασίες μεταξύ 225°C και 350°C παρουσιάζεται σημαντική μείωση της σκληρότητας, η οποία είναι ανάλογη της θερμοκρασίας. Για δεδομένη θερμοκρασία, παρουσιάζεται σταθεροποίηση των τιμών της σκληρότητας για χρόνους κατεργασίας πάνω από 15 ώρες.

2) Δοκιμές Εφελκυσμού

Από τις δοκιμές εφελκυσμού παρατηρήθηκε αυξημένη τιμή παραμόρφωσης θραύσεως και ειδικής ενέργειας παραμόρφωσης για δοκίμια που κατασκευάστηκαν κάθετα στη φορά έλασης, ενώ το όριο διαρροής δεν δείχνει να διαφοροποιείται σημαντικά σε σχέση με την τιμή των δοκιμίων που κατασκευάστηκαν κατά τη φορά έλασης.

Το όριο διαρροής και το όριο θραύσεως δοκιμίων με ΘΚ1 μειώνεται καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία της κατεργασίας. Η παραμόρφωση θραύσης (ολκιμότητα) παρουσιάζει αύξηση στις θερμοκρασίες 150°C και στους 350°C, σε σχέση με δοκίμια T3, ενώ στους 250°C και 300°C μειώνεται σχετικά με το υλικό T3.

Με την αύξηση της θερμοκρασίας κατεργασίας αυξάνεται ο συντελεστής εργοσκήρυνσης του υλικού.

3) Δοκιμές Εξέλιξης Ρωγμής σε Κόπωση

Τα αποτελέσματα των δοκιμών εξέλιξης ρωγμής σε κόπωση έδειξαν ότι:

Σε δοκίμια που υπεβλήθησαν σε κατεργασία ΘΚ1 παρατηρήθηκε ότι ο ρυθμός εξέλιξης ρωγμής μειώνεται σε σχέση με το υλικό T3 και η μείωση είναι ανάλογη της θερμοκρασίας κατεργασίας.

Δοκίμια με ΘΚ2 (θετική κλίση) παρουσιάζουν μικρότερη διάρκεια ζωής σε κόπωση και υψηλότερο ρυθμό εξέλιξης ρωγμής, συγκρινόμενα με δοκίμια του μετάλλου αναφοράς.

Δοκίμια με ΘΚ2 (αρνητική κλίση) δεν έδειξαν σημαντική διαφοροποίηση της διάρκειας ζωής σε κόπωση καθώς και του ρυθμού εξέλιξης της ρωγμής, σε σχέση με τα δοκίμια T3.

Δοκίμια σε κατάσταση T3 και ΘΚ1 από υλικό 2024-T3 Bare έδειξαν μεγαλύτερο ρυθμό εξέλιξης ρωγμής σε κόπωση, σε σύγκριση με αντίστοιχα δοκίμια από υλικό Alclad 2024-T3.

Προτάσεις για Μελλοντική Έρευνα

Η πειραματική διαδικασία έδειξε ότι οι θερμικές κατεργασίες, στις οποίες υπεβλήθη το υλικό, επηρεάζουν την συμπεριφορά του στην εξέλιξη ρωγμής σε κόπωση. Ακόμη, διαπιστώθηκε ότι η επικάλυψη καθαρού αλουμινίου (Clad) διαφοροποιεί επίσης τη συμπεριφορά του υλικού. Οι μηχανισμοί που οδηγούν στην επίδραση αυτών των συνθηκών στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, θα μπορούσαν να αποτελέσουν αντικείμενο για περαιτέρω διερεύνηση.

6. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] F. Sarioglu, F. Orhaner, Effect of prolonged heating at 130°C on fatigue crack propagation of 2024 Al alloy in three orientations, *Materials science & engineering A248* 115-119, 1998
- [2] A. May, M.A. Belouchrani, S. Taharboucht, A. Boudras, Influence of heat treatment on the fatigue behavior of two aluminium alloys 2024 and 2024 plated, *Procedia Engineering* 2 1795-1804, 2010
- [3] ASM – Introduction to Aluminum Alloys and Tempers
- [4] ASM Metals Handbook Volume 02 – Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials
- [5] Φυσική Μεταλλουργία, Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος, Εκδόσεις Τζιόλα, 2007
- [6] Zainul Huda, Nur Iskandar Taib, Tuan Zaharinie, Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy, *Materials Chemistry and Physics* 113 (2009) 515-517
- [7] Εισαγωγή στην Τεχνολογία Υλικών, Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος, Αντώνης Ι. Κατσαμάς, Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Θεσσαλίας, Βόλος 2003
- [8] ASTM E 8M-01⁶², Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric], ASTM International 2001
- [9] ASTM E 647-00, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM International 2000
- [10] Τζαμτζής Ανδρέας, Επίδραση της Τοπικής Μεταβολής του Ορίου Διαρροής λόγω Υπεργήρανσης στη Διάδοση Ρωγμής σε Κόπωση Κράματος Αλουμινίου 2024-T3, Μεταδιπλωματική Εργασία, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, Βόλος 2011
- [11] Αθανασάτος Ιωάννης, Μελέτη της Διάδοσης Ρωγμών σε Ενισχυμένα και Υβριδικά Ελάσματα Κραμάτων Αλουμινίου μέσω Δοκιμών σε Συμπαγή Δοκίμια Εφελκυσμού Μικρής Κλίμακας (CT), Διπλωματική Εργασία, Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Αθήνα 2009
- [12] Κωσταντίνος Μαλλιάρης, Προσομοίωση Μεταβολής Μικροσκληρότητας στη ΘΕΖ Συγκόλλησης με Ισόθερμες Θερμικές Κατεργασίες, Μεταδιπλωματική Εργασία, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, Βόλος 2008

[13] Σπ. Παντελάκης, Αεροναυπηγικά Υλικά, Πανεπιστήμιο Πατρών, Πάτρα 2004

[14] <http://www.matweb.com>



ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΒΙΒΛΙΟΘΗΚΗ



004000119097