ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΠΑΤΡΩΝ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΚΑΙ ΑΕΡΟΝΑΥΤΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ & ΑΝΤΟΧΗΣ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

**ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΠΡΟΗΓΜΕΝΩΝ
ΑΕΡΟΠΤΟΡΙΚΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ**

Διδακτορική Διατριβή

Απόστολος Ν. Χάμος

Διπλ. Μηχανολόγος και Αεροναυπηγός Μηχανικός

Πάτρα, 2008

Στην οικογένειά μου

**ΠΡΑΚΤΙΚΟ ΣΥΝΕΔΡΙΑΣΗΣ ΕΠΤΑΜΕΛΟΥΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗΣ ΕΠΙΤΡΟΠΗΣ ΓΙΑ ΤΗΝ
ΚΡΙΣΗ ΤΗΣ ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ
του κ. ΧΑΜΟΥ ΑΠΟΣΤΟΛΟΥ**

Η επταμελής εξεταστική επιτροπή του υποψήφιου διδάκτορα κ. Χάμου Απόστολου που ορίστηκε σύμφωνα με τις σχετικές διατάξεις του νόμου στην υπ' αριθμό 3/11-11-2008 Γενική Συνέλευση Ειδικής Σύνθεσης του Τμήματος Μηχανολόγων & Αεροναυπηγών Μηχανικών του Πανεπιστημίου Πατρών και απαρτίζεται από τα μέλη ΔΕΠ:

1. Καθηγητή Σπυρίδωνα Παντελάκη (Επιβλέπων, Τμήμα Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών Πανεπιστημίου Πατρών)
2. Καθηγητή Θεόδωρο Κερμανίδη (Μέλος τριμελούς συμβουλευτικής επιτροπής, Τμήμα Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών Πανεπιστημίου Πατρών)
3. Καθηγητή Γρηγόριο Χαϊδεμενόπουλο (Μέλος τριμελούς συμβουλευτικής επιτροπής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών Βιομηχανίας Πανεπιστημίου Θεσσαλίας)
4. Αναπληρωτή Καθηγητή Κωνσταντίνο Χαριτίδη (Σχολή Χημικών Μηχανικών Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου)
5. Επίκουρο Καθηγητή Χαράλαμπο Αποστολόπουλο (Τμήμα Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών Πανεπιστημίου Πατρών)
6. Αναπληρωτή Καθηγητή Αργύριο Δέντορα (Τμήμα Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών Πανεπιστημίου Πατρών)
7. Αναπληρώτρια Καθηγήτρια Σοφία Παντελιού (Τμήμα Μηχανολόγων και Αεροναυπηγών Μηχανικών Πανεπιστημίου Πατρών)

συνήλθε σήμερα 4^η Δεκεμβρίου 2008 και ώρα 15:00 σε συνεδρίαση, κατά την οποία ο υποψήφιος ανέπτυξε δημόσια τη διδακτορική του διατριβή με θέμα:

**“ ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΠΡΟΗΓΜΕΝΩΝ ΑΕΡΟΠΟΡΙΚΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ
ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ”**

Στη συνέχεια, η εξεταστική επιτροπή αφού εξέτασε τον υποψήφιο συνήλθε σε κλειστή συνεδρίαση για να κρίνει το πρωτότυπο της διατριβής και τη συμβολή της στην επιστήμη. Η συνεδρίαση ολοκληρώθηκε με ονομαστική ψηφοφορία όπου τα μέλη της Εξεταστικής Επιτροπής έκριναν ότι:

Η διατριβή είναι πρωτότυπη, υψηλής στάθμης και αποτελεί ουσιαστική συμβολή στον τομέα της επιστήμης και της μηχανικής συμπεριφοράς των υλικών. Η κύρια συμβολή της διατριβής εντοπίζεται στην κατανόηση του συνολικού μηχανισμού κόπωσης των κραμάτων μαγνησίου με έμφαση στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας κόπωσης. Διαπιστώνεται ότι η περιορισμένη διάρκεια αυτού του σταδίου αποτελεί την αιτία της κακής συμπεριφοράς κόπωσης του υλικού και οφείλεται σε χαρακτηριστικά της ατομικής δομής του υλικού. Σημαντική συμβολή αποτελεί επίσης η ποσοτικοποίηση της επίδρασης της προηγούμενης βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των δύο υπό εξέταση κραμάτων. Τα πρωτότυπα στοιχεία της διατριβής συνοψίζονται στα εξής:

- Αναδεικνύεται ότι το κύριο μειονέκτημα των κραμάτων μαγνησίου όσον αφορά στην αξιοποίησή τους σε αεροπορικές δομές είναι η συμπεριφορά κόπωσης και δευτερευόντως η συμπεριφορά διάβρωσης.

- Από τις καμπύλες κόπωσης των δύο υλικών (καμπύλες S-N) αναδεικνύεται η ισχυρή εξάρτηση της διάρκειας ζωής σε κόπωση από μικρές μεταβολές της τάσης. Παράλληλα παρουσιάζονται ισχυρές ενδείξεις ότι το κράμα AZ31 αδυνατεί να συσσωρεύσει βλάβη κόπωσης υπό τη μορφή κυκλικής μικροπλαστικότητας στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας. Αυτό αποδίδεται στα χαρακτηριστικά της μικροδομής του μαγνησίου (πυκνή εξαγωνική κρυσταλλική δομή) και συνεπώς στην αδυναμία ενεργοποίησης των απαιτούμενων 5 μηχανισμών παραμόρφωσης, με αποτέλεσμα την πρόωρη εκκίνηση των ρωγμών κόπωσης.
- Προτείνεται μια γενικευμένη θεώρηση της φιλοσοφίας σχεδιασμού με ανοχή στη βλάβη σύμφωνα με την οποία η βλάβη κόπωσης ορίζεται με διαφορετικό τρόπο ανάλογα με την κλίμακα των διαστάσεων του όγκου υλικού που εξετάζεται και το στάδιο της διαδικασίας κόπωσης.
- Ποσοτικοποιείται η βλάβη διάβρωσης με το χρόνο έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον και αποδεικνύεται ότι η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων λόγω προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης οφείλεται στην προοδευτική ανάπτυξη των τρημμάτων διάβρωσης τα οποία δρουν ως εσπερές στην περίπτωση της ψευδοστατικής φόρτισης και ως προϋπάρχουσες ρωγμές στην περίπτωση της κυκλικής φόρτισης.

Τα αποτελέσματα της διατριβής κρίνονται σημαντικά για την αξιολόγηση της μηχανικής συμπεριφοράς των προηγμένων κραμάτων μαγνησίου καθώς και της επίδρασης της προηγηθείσας διάβρωσης σε αυτή, και αναμένεται να διευκολύνουν σημαντικά στην αξιοποίηση αυτών των υλικών σε αεροπορικές εφαρμογές.

Ο υποψήφιος, με την συμμετοχή του στο εκπαιδευτικό έργο και στα ερευνητικά προγράμματα στο πλαίσιο των δραστηριοτήτων του στο Εργαστήριο Τεχνολογίας και Αντοχής Υλικών έχει αποκτήσει σημαντική διδακτική εμπειρία καθώς και εμπειρία στην διεξαγωγή αυτοδύναμου ερευνητικού έργου. Ο υποψήφιος με τη δημόσια ανάπτυξη της διδακτορικής του διατριβής και την προφορική εξέταση έδειξε επιστημονική ωριμότητα Διδάκτορα Πανεπιστημίου. Κατόπιν αυτών, τα μέλη της Εξεταστικής Επιτροπής ομόφωνα εγκρίνουν τη διδακτορική διατριβή αυτή και τη βαθμολογούν με "Άριστα".

Η εξεταστική επιτροπή:

Καθηγητής Σπυρίδων Παντελάκης (Επιβλέπων)

Καθηγητής Θεόδωρος Κερμανίδης

Καθηγητής Γρηγόριος Χαϊδεμενόπουλος

Αναπληρωτής Καθηγητής Κων/ος Χαριτίδης

Επίκουρος Καθηγητής Χαράλαμπος Αποστολόπουλος

Αναπληρωτής Καθηγητής Αργύριος Δέντορας

Αναπληρώτρια Καθηγήτρια Σοφία Παντελιού

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Με την ολοκλήρωση της παρούσας διδακτορικής διατριβής, νοιώθω την ανάγκη να ευχαριστήσω κάποιους ανθρώπους οι οποίοι συνετέλεσαν με τον δικό τους τρόπο σε όλη αυτή την πορεία. Αρχικά θέλω να πώ ένα μεγάλο ευχαριστώ στον Καθηγητή Σπύρο Παντελάκη, επιβλέποντα αυτής της εργασίας, πρώτον για την ευκαιρία που μου έδωσε να δουλέψω κοντά του, την καθοδήγησή του και την εμπιστοσύνη του προς το πρόσωπό μου. Με την προσωπική σχέση που αναπτύχθηκε όλα αυτά τα χρόνια, με έμαθε να "σκέφτομαι", και αυτό είναι ίσως το σημαντικότερο όλων. Ιδιαίτερες ευχαριστίες θα ήθελα να εκφράσω στον Καθηγητή Γρηγόρη Χαιδεμενόπουλο, μέλος της τριμελούς συμβουλευτικής επιτροπής, για την εξαιρετική συνεργασία που είχαμε αυτά τα χρόνια και για την βοήθειά του οποιαδήποτε στιγμή την είχα ανάγκη. Επιπλέον, θα ήθελα να καταθέσω τις ευχαριστίες μου στον Καθηγητή Θεόδωρο Κερμανίδη, μέλος της τριμελούς συμβουλευτικής επιτροπής, για τις πάντα χρήσιμες συμβουλές του και την καλοπροαίρετη κριτική του.

Θα ήθελα επίσης να ευχαριστήσω τα μέλη της επταμελούς εξεταστικής επιτροπής Αναπληρωτή Καθηγητή Κωνσταντίνο Χαριτίδη, Αναπληρώτρια Καθηγήτρια Σοφία Παντελιού, Αναπληρωτή Καθηγητή Αργύρη Δέντορα και Επίκουρο Καθηγητή Χαράλαμπο Αποστολόπουλο για τα πολύ θετικά σχόλια που εξέφρασαν κατά την δημόσια παρουσίαση της διατριβής.

Θα ήταν μεγάλη παράλειψη αν δεν ευχαριστούσα την Δρ. Ελένη Καμούτση για τη συνεργασία που είχαμε όλα αυτά τα χρόνια και τον Καθηγητή Χρήστο Ροδόπουλο για τη βοήθειά του στην εφαρμογή της τεχνικής των αντιγράφων,

όπως επίσης και την Αμαλία Σκαρμούτσου για τη σημαντική συμβολή της στις δοκιμές των νανο-δισκιδίων.

Δεν θα μπορούσα να μην ευχαριστήσω τους συνεργάτες μου στο εργαστήριο όλο αυτά τα χρόνια, ανθρώπους με τους οποίους συναναστρέφομαι καθημερινά Δρ. Χρήστο Κατσιρόπουλο, Αρχοντούλα Κουτσολιάκου, Δρ. Μιχάλη Παπαδόπουλο, Γεράσιμο Μωραΐτη, Δρ. Αλέξη Κερμανίδη, Δρ. Παρασκευά Πετρογιάννη, Victor Bulungu Watiti, Ελένη Σωτηροπούλου, Γιάννη Διαμαντάκο, Δημήτρη Σταματέλο, Milan Sunaric, Βαγγέλη Πτωχό, Γιώργο Μυλωνά, Στέφανο Μπέλεση, Δρ. Βασίλη Καππάτο, Αγγελική Καυγά, Δρ. Σωτήρη Δέμη, κ. Ελένη Μοναχογιουού, όπως επίσης και τους Δημήτρη Ντρενογιάννη και Στέφανο Κρβέλη που μπορεί να τους κούρασα κάποιες φορές με τις απαιτήσεις μου.

Ακόμα, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους φοιτητές με τους οποίους συνεργάστηκα και επέβλεψα τις Σπουδαστικές και Διπλωματικές εργασίες Δημήτρη Παπαδόπουλο, Χαράλαμπο Κυριάκου, Παρασκευή Ρέζου, Σταμάτη Γαλερό, Γιάννη Κούρο, Κλέλια Πέτρου και Χάρη Κωτσαντή.

Φυσικά, θέλω να ευχαριστήσω την Εύα μου που όλα αυτά τα χρόνια, έστω και από μακριά τις περισσότερες φορές, ήταν πάντα δίπλα μου και μου συμπαραστεκόταν όπως εκείνη μπορούσε.

Κλείνοντας, θα ήμουν τουλάχιστον αγνώμων αν δεν έλεγα το μεγαλύτερο ευχαριστώ στους γονείς μου για τον τρόπο που με μεγάλωσαν, για τη στήριξή τους και για την εμπιστοσύνη που μου δείχνουν πάντα, ακόμα και όταν ούτε εγώ ο ίδιος πιστεύω στον εαυτό μου.

Πάτρα

Απόστολος Χάμος

Δεκέμβριος 2008

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΠΕΡΙΛΗΨΗ	5
ABSTRACT	9
ΑΝΤΙΚΕΙΜΕΝΟ ΤΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	13
1.1 ΤΟ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΚΟ ΠΡΟΒΛΗΜΑ	13
1.2 ΔΟΜΗ ΤΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ	16
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ	19
2.1 ΓΕΝΙΚΑ	19
2.2 ΕΙΣΑΓΩΓΗ ΣΤΗ ΔΙΔΥΜΙΑΚΗ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ	20
2.3 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ	23
2.4 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΣΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΕΛΑΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ	26
2.5 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΒΡΩΣΗΣ ΣΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ	30
ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ	35
3.1 ΥΛΙΚΑ - ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ	35
3.1.1 Υλικά	35
3.1.2 Χαρακτηρισμός της μικροδομής	36
3.2 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ	37
3.2.1 Δοκιμές εφελκυσμού	37
3.2.2 Δοκιμές κόπωσης	38
3.2.3 Δοκιμές διάδοσης ρωγμής σε κόπωση	41
3.3 ΕΠΙΤΑΧΥΝΘΕΙΣΑ ΔΙΑΒΡΩΣΗ	43
3.3.1 Επιταχυνθείσα διάβρωση αλατονέφωσης (salt spray corrosion) ...	44
3.3.2 Αποτίμηση της βλάβης διάβρωσης	45
3.3.3 Υποβάθμιση της μηχανικής συμπεριφοράς λόγω διάβρωσης	46
3.4 ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΚΑΙ ΑΝΑΛΥΣΗ ΤΩΝ ΕΠΙΦΑΝΕΙΩΝ ΘΡΑΥΣΗΣ	48
ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ	51
4.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ	51

4.2 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ.....	55
4.2.1 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού.....	55
4.2.2 Μηχανισμοί παραμόρφωσης κάτω από εφελκυστικά φορτία.....	56
4.2.3 Ανάλυση επιφανειών θραύσης δοκιμών εφελκυσμού.....	59
4.3 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΚΟΠΩΣΗΣ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ.....	62
4.3.1 Αποτελέσματα δοκιμών κόπωσης - Καμπύλες S-N.....	62
4.3.2 Ανάλυση επιφανειών θραύσης δοκιμών κόπωσης.....	64
4.3.3 Μελέτη του μηχανισμού κόπωσης του κράματος AZ31.....	67
Δοκιμές νανο-δισειδύσεων στο μη-καταπονημένο υλικό (N=0 κύκλοι)....	68
Δοκιμές νανο-δισειδύσεων στο υλικό για φόρτιση σε $\sigma_{\max}=160$ MPa.....	69
Δοκιμές νανο-δισειδύσεων στο υλικό για φόρτιση σε $\sigma_{\max}=155$ MPa.....	77
4.4 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΔΙΑΔΟΣΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΚΟΠΩΣΗ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ.....	81
4.5 ΓΕΝΙΚΕΥΜΕΝΗ ΠΡΟΣΕΓΓΙΣΗ ΤΗΣ ΦΙΛΟΣΟΦΙΑΣ ΤΗΣ «ΑΝΟΧΗΣ ΣΕ ΒΛΑΒΗ»	84
ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ	87
5.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΤΗΣ ΒΛΑΒΗΣ ΔΙΑΒΡΩΣΗΣ	87
5.2 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΥΛΙΚΩΝ	93
5.2.1 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού προ-διαβρωμένων δοκιμών..	93
5.2.2 Ανάλυση επιφανειών θραύσης προ-διαβρωμένων δοκιμών εφελκυσμού.....	99
5.3 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΚΟΠΩΣΗΣ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΥΛΙΚΩΝ	102
5.3.1 Αποτελέσματα δοκιμών κόπωσης προ-διαβρωμένων δοκιμών.....	102
5.3.2 Ανάλυση επιφανειών θραύσης προ-διαβρωμένων δοκιμών κόπωσης	107
5.4 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΔΙΑΔΟΣΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΚΟΠΩΣΗ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΥΛΙΚΩΝ.....	109
ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ - ΠΑΡΑΤΗΡΗΣΕΙΣ	113
ΘΕΜΑΤΑ ΠΡΟΣ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΔΙΕΡΕΥΝΗΣΗ.....	117
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	119
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ.....	127
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΣΧΗΜΑΤΩΝ.....	129

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Διαχρονικά, ένας από τους βασικότερους στόχους της αεροπορικής βιομηχανίας είναι η μείωση του βάρους των αεροχημάτων προκειμένου να επιτευχθεί αύξηση του οφέλιμου φορτίου και παράλληλα μείωση των περιβαλλοντικών επιπτώσεων μέσω της μείωσης εκπομπής ρύπων. Στο πλαίσιο αυτό, η αξιοποίηση ελαφρύτερων μεταλλικών υλικών, όπως είναι για παράδειγμα τα κράματα μαγνησίου, μπορεί να αποτελέσει σημαντική τεχνολογική καινοτομία. Παρ' αυτά, μέχρι σήμερα η χρήση των κραμάτων μαγνησίου, και ειδικότερα των ελατών προϊόντων, είναι εξαιρετικά περιορισμένη κυρίως λόγω της υψηλής διαβρωτικότητάς τους και δευτερευόντως λόγω της υποδεέστερης συμπεριφοράς ανοχής σε βλάβη σε σύγκριση με τα ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου και τιτανίου.

Στην παρούσα εργασία πραγματοποιείται μια συστηματική μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς δύο προηγμένων ελατών κραμάτων μαγνησίου της οικογένειας AZ, συγκεκριμένα του AZ31 και του AZ61, λαμβάνοντας υπόψη τους μηχανισμούς παραμόρφωσης, συσσώρευσης βλάβης και αστοχίας που λαμβάνουν χώρα στη μικροδομή των υλικών. Ιδιαίτερη βαρύτητα δίνεται στη συμπεριφορά κόπωσης του κράματος AZ31. Επιπλέον, μελετάται η επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των υλικών. Για την αξιολόγηση της μηχανικής επίδοσης των εν λόγω κραμάτων

πραγματοποιήθηκε εκτενής πειραματική μελέτη η οποία περιελάμβανε το χαρακτηρισμό της μικροδομής των υλικών, μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού, κόπωσης και διάδοσης ρωγμής κόπωσης τόσο σε αδιάβρωτα όσο και σε προ-διαβρωμένα δοκίμια και ακολούθησε μεταλλογραφική ανάλυση και μελέτη των επιφανειών θραύσης των αντίστοιχων δοκιμών των πειραματικών δοκιμών.

Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού έδειξαν ανισοτροπία των υλικών στις διευθύνσεις έλασης και κάθετα σε αυτήν. Από τη μεταλλογραφική ανάλυση που επακολούθησε προέκυψε ότι η παρατηρούμενη ανισοτροπία έχει αφετηρία τη γωνιακή διασπορά των πόλων των επιπέδων βάσης του κρυσταλλικού πλέγματος του υλικού. Επιπλέον, από το μεταλλογραφικό έλεγχο παρατηρήθηκε εμφανής διακύμανση της πυκνότητας των διδυμιών κατά μήκος των δοκιμών εφελκυσμού και διαπιστώθηκε ο καθοριστικός ρόλος των διδυμιών στην πλαστική διαρροή στη διεύθυνση της έλασης. Ως προς τη συμπεριφορά κόπωσης, παρατηρήθηκε ότι οι καμπύλες S-N παρουσιάζουν μια πολύ ήπια μετάβαση από την περιοχή της ολιγοκυκλικής στην πολυκυκλική κόπωση, δηλαδή ότι η διάρκεια ζωής σε κόπωση εξαρτάται ισχυρά από μικρές μεταβολές της τάσης. Οι ρωγμές κόπωσης στο κράμα AZ31 εκκινούν πρόωρα σε σημεία ασυμβατότητας πλαστικής παραμόρφωσης (π.χ. όρια των κόκκων) λόγω της αδυναμίας ενεργοποίησης των απαραίτητων 5 συστημάτων ολίσθησης που απαιτεί το κριτήριο του von Mises. Ως εκ τούτου το υλικό οδηγείται σε ψαθυρούς μηχανισμούς εκκίνησης και διάδοσης των ρωγμών κόπωσης. Για την καλύτερη κατανόηση του μηχανισμού κόπωσης του κράματος AZ31 πραγματοποιήθηκαν δοκιμές νανο-διδεισδύσεων σε διαφορετικά ποσοστά της διάρκειας ζωής προκειμένου να γίνει αντιληπτός ο μηχανισμός συσσώρευσης βλάβης στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας. Τα αποτελέσματα των εν λόγω δοκιμών έδειξαν ότι η επιφανειακή σκληρότητα του υλικού δεν παρουσιάζει ουσιαστική μεταβολή με

τους κύκλους καταπόνησης μέχρι την εμφάνιση της ρωγμής. Τα στοιχεία αυτά αποτελούν μια ισχυρή ένδειξη ότι το υλικό αδυνατεί να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας, με αποτέλεσμα την πρόωρη εκκίνηση των ρωγμών κόπωσης.

Οι μηχανικές δοκιμές σε προ-διαβρωμένο υλικό έδειξαν, όπως ήταν αναμενόμενο, μια σημαντική υποβάθμιση της συνολικής μηχανικής συμπεριφοράς των υλικών. Η υποβάθμιση αυτή αποδίδεται στην προοδευτική ανάπτυξη των τριμμάτων διάβρωσης κάτω από εφελκυστικά φορτία. Τα τρίμματα διάβρωσης δρουν ως εγκοπές, αυξάνοντας τοπικά την τάση και παράλληλα μειώνοντας τη φέρουσα διατομή των δοκιμίων, με αποτέλεσμα το υλικό να αστοχεί χωρίς να προλάβει να δεχθεί σημαντικές πλαστικές παραμορφώσεις. Στην περίπτωση της κυκλικής φόρτισης η παρουσία των εγκοπών διάβρωσης έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία συγκέντρωσης τάσεων στα άκρα τους, διευκολύνοντας έτσι την εκκίνηση και διάδοση των ρωγμών κόπωσης.

Συμπερασματικά, η παρούσα εργασία παρέχει σαφείς ενδείξεις ότι το κύριο μειονέκτημα των κραμάτων μαγνησίου για χρήση σε αεροπορικές δομές είναι η συμπεριφορά κόπωσης, η οποία αποδίδεται στην κρυσταλλική δομή του μαγνησίου, και δευτερεύον μειονέκτημα είναι η υψηλή διαβρωτικότητα αυτών των υλικών η οποία οδηγεί σε σημαντική υποβάθμιση της μηχανικής συμπεριφοράς.

ABSTRACT

Permanent objective of the aeronautical industry is the weight reduction of airframe, systems and interior components in order to increase operational capacity and reduce environmental impact via reduction of fuel consumption. In this frame, the utilization of low weight materials, like magnesium alloys, could represent a break through solution. Yet, the aeronautical application of magnesium alloys remains very limited due to the high corrosion susceptibility and the poor damage tolerance behaviour as compared to other structural alloys like aluminum and titanium.

In the present work, a systematic investigation of the mechanical behaviour of two advanced rolled AZ magnesium alloys, namely AZ31 and AZ61, was conducted by taking into account the deformation mechanisms, damage accumulation mechanisms and failure mechanisms taking place in the microstructure of the materials. The present work mainly focuses on the fatigue behaviour of AZ31 alloy. Furthermore, the effect of prior corrosion damage on the mechanical behaviour has also been assessed. To accomplish the above objective a thorough experimental investigation was performed including microstructural characterization, tensile tests, constant amplitude fatigue tests and constant amplitude fatigue crack

growth tests on both parent and pre-corroded specimens. The experimental results were supported by extensive metallographic and fractographic investigation.

The tensile tests performed revealed anisotropy of the yield strength of the materials between rolling and transverse direction. The metallographic analysis has shown that the observed anisotropy is attributed to the near basal texture of the alloys and the angular spread of basal poles towards the rolling direction. Furthermore, the metallographic investigation indicates a clear variation in twinning density across the specimen length and the decisive role of twins in plastic deformation has been pointed out. Concerning the fatigue behaviour, it was observed that the S-N curves exhibit a very smooth transition from low to high cycle fatigue regime, indicating very high stress sensitivity on the fatigue life of the materials. Fatigue cracks in AZ31 alloy initiate in an early stage between strain incompatibility points (e.g. grain boundaries) due to difficulties in satisfying the von Mises criterion. As a result, the initiation and propagation mechanisms of the fatigue cracks are characterized as cleavage. In order to understand the fatigue mechanism of magnesium alloy AZ31 in the early stages of fatigue damage accumulation process, nano-indentation measurements at different percentages of the fatigue life of the AZ31 alloy have been performed and hardness alteration was obtained. The obtained results have shown that nano-hardness remains unchangeable with fatigue cycles until crack initiation. This has been interpreted as a lack of the material's ability to accumulate damage in terms of cyclic plasticity at the early stages resulting in very early crack initiation. This is a major disadvantage for application where fatigue life is of primary importance.

The mechanical tests on pre-corroded specimens have shown a significant degradation of the overall mechanical behaviour of the materials. Tensile properties degradation due to prior corrosion damage is attributed to the progressive notch effect of the developed pits, which increase locally the applied stress and in parallel reduce the ability of the material to accumulate large amounts of plastic deformation. In the case of cyclic loading the presence of corrosion pits results in the development of stress concentration, facilitating essentially the initiation and propagation of fatigue cracks.

Concluding, the present work provides evidence that the major disadvantage of magnesium alloys for use in aeronautical structures is their fatigue behaviour, which is attributed to the hexagonal structure of magnesium, and secondarily the high corrosion susceptibility of magnesium which leads to significant degradation of the mechanical performance of the alloys.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1^ο

ΑΝΤΙΚΕΙΜΕΝΟ ΤΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

1.1 ΤΟ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΚΟ ΠΡΟΒΛΗΜΑ

Η ανάγκη για περαιτέρω αύξηση του οφέλιμου φορτίου με παράλληλη μείωση των περιβαλλοντικών επιπτώσεων μέσω της εκπομπής ρύπων, έχει οδηγήσει την αεροπορική βιομηχανία σε συντονισμένες προσπάθειες μείωσης του βάρους των αεροσκαφών. Στο πλαίσιο αυτό έχουν προταθεί και ερευνώνται, ή ήδη βρίσκονται σε εφαρμογή, διάφορες εναλλακτικές λύσεις. Τέτοιες εναλλακτικές λύσεις είναι: η χρήση νέων αρχών σχεδιασμού όπως είναι η φιλοσοφία σχεδιασμού με ανοχή στη βλάβη, η χρήση των 'ολοκληρωτικών' δομών (integral structures) σε αντικατάσταση των υπαρχουσών 'διαφορικών' δομών (differential structures), η χρήση ενισχυμένων με ίνες σύνθετων υλικών πολυμερικής μήτρας τα οποία παρουσιάζουν εξαιρετικές ειδικές ιδιότητες, η χρήση πολυστρωματικών μεταλλικών υλικών (π.χ. GLARE), κλπ.

Ως μια εναλλακτική λύση θεωρείται η αξιοποίηση ελαφρύτερων δομικών μεταλλικών υλικών, τα οποία θα μπορούσαν να αντικαταστήσουν τα ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου στις αεροπορικές δομές. Η αξιοποίηση της οικογένειας των κραμάτων μαγνησίου, και ιδιαίτερα των

ελατών κραμάτων στα δομικά μέρη του αεροσκάφους, θα αποτελούσε σημαντική τεχνολογική καινοτομία λόγω του συνδυασμού του χαμηλού ειδικού βάρους (μόλις το 65% του ειδικού βάρους του αλουμινίου), του μέτριου κόστους, καθώς βεβαίως και των λοιπών τεχνολογικών χαρακτηριστικών των μετάλλων (π.χ. καλή κατεργασιμότητα, δυνατότητα συγκόλλησης κλπ) [1]. Τα τελευταία χρόνια, το αυξημένο ενδιαφέρον για τη χρήση ελατών προϊόντων μαγνησίου στην αυτοκινητοβιομηχανία και την αεροπορική βιομηχανία αποδεικνύεται από το σημαντικό αριθμό ερευνητικών προγραμμάτων που πραγματοποιήθηκαν ή βρίσκονται ακόμα σε εξέλιξη τόσο στην ευρωπαϊκή όσο και την παγκόσμια ερευνητική κοινότητα, π.χ. [2]-[4]. Παρ' αυτά, η χρήση των κραμάτων μαγνησίου σε κύριες αεροπορικές δομές περιορίζεται μόνο σε στρατιωτικά αεροσκάφη και ελικόπτερα [5],[6] ενώ διάφορες δευτερεύουσες εφαρμογές στα πολιτικά αεροσκάφη αφορούν σε περιβλήματα κιβωτίων ταχυτήτων, τροχούς, καθίσματα κ.α. [7] (Σχήμα 1).

(α)

(β)

Σχήμα 1: (α) Ελικόπτερο τύπου S55 με έλασμα κράματος μαγνησίου ZW3 στην επιδερμίδα (1950) και (β) Πειραματικό αεροσκάφος F80C της US Air Force (πλήρης κατασκευή από κράματα μαγνησίου) [6]

Μέχρι σήμερα, η περιορισμένη χρήση των κραμάτων μαγνησίου σε αεροπορικές εφαρμογές οφείλεται κυρίως σε δύο παράγοντες: (α) στην περιορισμένη αντίσταση έναντι της διάβρωσης, λόγω του γεγονότος ότι το μαγνήσιο κατέχει το δραστικό ανοδικό άκρο της γαλβανικής σειράς των μετάλλων, και (β) στην συμπεριφορά ανοχής σε βλάβη (damage tolerance) που υστερεί σε σύγκριση με τα ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου και τιτανίου.

Σκοπός της παρούσας διδακτορικής διατριβής είναι η συμβολή στην αξιοποίηση των ελατών κραμάτων μαγνησίου σε δομικές εφαρμογές στην αεροπορική βιομηχανία μέσω:

- ❖ Της ανεύρεσης των αιτιών που οδηγούν στην κακή συμπεριφορά κόπωσης και ανοχής σε βλάβη των κραμάτων μαγνησίου.
- ❖ Της μελέτης της επίδρασης της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων μαγνησίου. Το θέμα αυτό δεν έχει αντιμετωπιστεί μέχρι σήμερα από την επιστημονική κοινότητα.

Για την επίτευξη των παραπάνω στόχων πραγματοποιήθηκε συστηματική μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς δύο προηγμένων ελατών κραμάτων μαγνησίου της οικογένειας AZ, συγκεκριμένα του AZ31 και του AZ61, λαμβάνοντας υπόψη τους μηχανισμούς παραμόρφωσης, συσσώρευσης βλάβης και αστοχίας που λαμβάνουν χώρα στη μικροδομή των υλικών. Η μελέτη περιελάμβανε το χαρακτηρισμό της μικροδομής των υλικών, μηχανικές δοκιμές σε αδιάβρωτα και προ-διαβρωμένα δοκίμια, καθώς και μεταλλογραφική ανάλυση και μελέτη των επιφανειών θραύσης επιλεγμένων δοκιμών των δύο υλικών. Ιδιαίτερη βαρύτητα δίνεται:

I) Στην κατανόηση του μηχανισμού κόπωσης του κράματος AZ31 μέσω της διερεύνησης των μηχανισμών συσσώρευσης βλάβης που λαμβάνουν χώρα στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας.

II) Στην ποσοτικοποίηση της επίδρασης της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των δύο υπό εξέταση κραμάτων.

1.2 ΔΟΜΗ ΤΗΣ ΔΙΑΤΡΙΒΗΣ

Η παρούσα διατριβή αποτελείται από 7 κεφάλαια. Στο 1^ο κεφάλαιο γίνεται περιληπτική αναφορά στο τεχνολογικό πρόβλημα που πραγματεύεται η διατριβή και παρουσιάζεται ο σκοπός της. Στο 2^ο κεφάλαιο γίνεται εκτενής ανασκόπηση της σχετικής βιβλιογραφίας. Αυτή περιλαμβάνει τους μηχανισμούς παραμόρφωσης των κραμάτων μαγνησίου, καθώς επίσης και την επίδραση της αναπτυσσόμενης υφής έλασης (rolling texture) στην ενεργοποίηση αυτών των μηχανισμών. Επιπλέον, παρουσιάζονται οι πειραματικές εργασίες που έχουν πραγματοποιηθεί στο αντικείμενο της μηχανικής συμπεριφοράς των AZ κραμάτων, καθώς και στη συμπεριφορά διάβρωσης αυτών. Στο 3^ο—κεφάλαιο παρουσιάζονται τα υλικά που χρησιμοποιήθηκαν στη συγκεκριμένη έρευνα και περιγράφεται εκτενώς η πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε. Η έρευνα περιλαμβάνει το χαρακτηρισμό της μικροδομής των υλικών, μηχανικές δοκιμές τόσο σε αδιάβρωτα όσο και σε προ-διαβρωμένα υλικά, καθώς και μεταλλογραφική και στερεοσκοπική μελέτη και χαρακτηρισμό των επιφανειών θραύσης των δοκιμίων. Αξιοποιήθηκαν οι τεχνικές των νανο-διεισδύσεων και των αντιγράφων της επιφάνειας για τον προσδιορισμό της βαθμιαίας συσσώρευσης βλάβης κατά τη διάρκεια της κόπωσης του κράματος AZ31. Τόσο η μεταλλογραφική μελέτη, όσο και ο χαρακτηρισμός των επιφανειών θραύσης πραγματοποιήθηκαν με σκοπό την υποστήριξη των αποτελεσμάτων των μηχανικών δοκιμών.

Στο 4^ο κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα του χαρακτηρισμού της μικροδομής των υλικών και των πειραματικών σειρών που πραγματοποιήθηκαν στα μη διαβρωμένα υλικά, με ανάλυση και σχολιασμό. Δίνεται ιδιαίτερη βαρύτητα στην κατανόηση του μηχανισμού κόπωσης του κράματος AZ31, ενώ στο τέλος προτείνεται και μια γενικευμένη προσέγγιση της φιλοσοφίας σχεδιασμού με ανοχή στη βλάβη. Στο 5^ο κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα που προέκυψαν για τα προ-διαβρωμένα υλικά. Αρχικά ποσοτικοποιείται η βλάβη διάβρωσης για διαφορετικούς χρόνους έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον και στη συνέχεια αποτιμάται και εξηγείται η επίδραση αυτής στη μηχανική συμπεριφορά των δύο κραμάτων. Στο 6^ο κεφάλαιο συνοψίζονται τα αποτελέσματα της παρούσας διατριβής και παρουσιάζονται τα συμπεράσματα που προκύπτουν. Στο 7^ο κεφάλαιο παρουσιάζονται επιγραμματικά τα θέματα προς διερεύνηση που προέκυψαν μετά την ολοκλήρωση της παρούσας διατριβής. Τέλος, δίνονται οι βιβλιογραφικές αναφορές καθώς και κατάλογος πινάκων και σχημάτων.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2^ο

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

2.1 ΓΕΝΙΚΑ

Συγκρινόμενα με τα χυτά προϊόντα, τα ελατά κράματα μαγνησίου παρουσιάζουν καλύτερες μηχανικές ιδιότητες τόσο σε ψευδοστατικά φορτία [8] όσο και σε φορτία κόπωσης [9]. Η χαμηλή διαμορφωσιμότητα σε θερμοκρασίες δωματίου [10], το υψηλό κόστος παραγωγής σε υψηλές θερμοκρασίες, η περιορισμένη αντίσταση στη διάβρωση [1],[11] και η περιορισμένη εμπειρία και κατανόηση της ασυνήθιστης συμπεριφοράς κόπωσης [9],[12] αποτελούν την αιτία για τη μέχρι σήμερα περιορισμένη χρήση των ελατών κραμάτων μαγνησίου, όπως για παράδειγμα τα κράματα AZ31 και AZ61, στην αυτοκινητοβιομηχανία και την αεροπορική βιομηχανία.

Στο παρόν κεφάλαιο γίνεται μια εκτενής αναφορά στους μηχανισμούς παραμόρφωσης των κραμάτων μαγνησίου, καθώς επίσης και στην επίδραση της αναπτυσσόμενης υφής (texture), λόγω της διεργασίας της έλασης, στην ενεργοποίηση αυτών των μηχανισμών. Επιπλέον, παρουσιάζεται η σημερινή γνώση της μηχανικής συμπεριφοράς των ελατών κραμάτων AZ31 και AZ61 με γνώμονα τα μικροδομικά χαρακτηριστικά, καθώς και η επίδραση της διαβρωτικής προσβολής στη μηχανική συμπεριφορά των υλικών.

2.2 ΕΙΣΑΓΩΓΗ ΣΤΗ ΔΙΔΥΜΙΑΚΗ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ

Όταν τα στερεά μέταλλα παραμορφώνονται πλαστικά κάτω από εφαρμοζόμενες τάσεις και σε θερμοκρασίες στις οποίες τα άτομα θεωρούνται ακίνητα, ανταγωνίζονται μεταξύ τους δύο κύριοι μηχανισμοί παραμόρφωσης, η ολίσθηση (slip) και η διδυμιακή παραμόρφωση (twinning) [13],[14]. Η παραμόρφωση λόγω ολίσθησης είναι ανομοιογενής και οφείλεται στην επίπεδη διάτμηση. Στην ολίσθηση, η πλαστική παραμόρφωση πραγματοποιείται με ολίσθηση των καταναγκασμών στο επίπεδο ολίσθησης. Ένας καταναγκασμός ενεργοποιείται όταν η διατμητική τάση που εξασκείται λαβει μια κρίσιμη τιμή και αντιστρέφει την κίνησή του όταν η τάση εφαρμόζεται σε αντίθετη διεύθυνση. Η κρίσιμη διατμητική τάση (critical resolved shear stress - CRSS) είναι ανεξάρτητη της διεύθυνσης της κίνησης του καταναγκασμού.

Σε αντίθεση με την ολίσθηση, η διδυμιακή παραμόρφωση πραγματοποιείται με συνεργατική μετατόπιση ατόμων, όπου κάθε άτομο μετακινείται κατά ένα κλάσμα της ενδοατομικής απόστασης. Το αποτέλεσμα είναι μια ομοιογενής διάτμηση (homogeneous shear) του κρυστάλλου. Η κρυσταλλική δομή των διδυμιών που δημιουργούνται είναι πανομοιότυπη με αυτή της αρχικής μήτρας, αλλά με διαφορετικό προσανατολισμό [15]. Η συνολική συνεισφορά των διδυμιών στη συνολική παραμόρφωση είναι μικρή και περιορισμένη [14]. Μια κατάσταση διδυμιακής παραμόρφωσης ενεργοποιείται είτε κάτω από εφελκυσμό είτε κάτω από θλίψη (όχι και τα δύο), εξαρτώμενη από την ατομική δομή. Αυτή η κατάσταση είναι γνωστή ως πόλωση (polarization).

Η εμφάνιση ολίσθησης είναι πιο συνηθισμένη από τη διδυμιακή παραμόρφωση σε μέταλλα με υψηλά συμμετρική κρυσταλλική δομή, όπως τα μέταλλα με κυβικό κρυσταλλικό πλέγμα, στα οποία είναι διαθέσιμα πολλά,

συμμετρικώς ισοδύναμα, συστήματα ολίσθησης με χαμηλή κρίσιμη ανηγμένη διατμητική τάση. Η εμφάνιση διδυμιακής παραμόρφωσης σε κυβικά χωροκεντρωμένα μέταλλα (body center cubic - bcc) ευνοείται από την αδυναμία ενεργοποίησης της ολίσθησης, όπως συμβαίνει στην παραμόρφωση σε χαμηλές θερμοκρασίες ή σε υψηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης [16]. Στην περίπτωση των κυβικά εδροκεντρωμένων μετάλλων (face center cubic - fcc) η εμφάνιση διδυμιακής παραμόρφωσης υποβοηθάται από τη χαμηλή ενέργεια επιστοίβασης (stacking fault energy).

Η διδυμιακή παραμόρφωση ωστόσο είναι ιδιαίτερα σημαντική για μέταλλα με χαμηλή συμμετρία της κρυσταλλικής δομής, όπως είναι τα μέταλλα με πυκνή εξαγωνική δομή (hexagonal close packed - hcp). Σημειώνεται ότι για την επίτευξη ομοιογενούς πλαστικής παραμόρφωσης απαιτείται η ενεργοποίηση πέντε ανεξάρτητων συστημάτων ολίσθησης [17],[18]. Σε θερμοκρασίες δωματίου αυτά τα συστήματα δεν ενεργοποιούνται εύκολα. Ως εκ τούτου, η ολκιμότητα και η διαμορφωσιμότητα των μετάλλων με πυκνή εξαγωνική κρυσταλλική δομή επηρεάζεται σημαντικά από το πλήθος των εν λειτουργία καταστάσεων διδυμιακής παραμόρφωσης [19].

Οι διδυμίες σχηματίζονται με ομοιογενή απλή διάτμηση του πλέγματος της μήτρας [20],[21]. Ένας σφαιρικός μονοκρύσταλλος παραμορφώνεται σε ελλειψοειδές λόγω διάτμησης όπως απεικονίζεται σχηματικά στο Σχήμα 2. Στο σχήμα η σφαίρα υποβάλλεται σε διάτμηση κατά μήκος της διεύθυνσης n_1 με γωνία διάτμησης γ . Στη σφαίρα δε στρεβλώνουν και παραμένουν κυκλικά μετά τη διδυμιακή παραμόρφωση μόνο δύο επίπεδα. Το επίπεδο διδυμίας K_1 και το επίπεδο K_2 . Το επίπεδο διάτμησης είναι εκείνο που περιέχει τη διεύθυνση της διδυμίας n_1 και τον κάθετο άξονα γ στο επίπεδο της διδυμίας. Η τομή του επιπέδου διάτμησης με το επίπεδο K_2 ορίζει τη διεύθυνση n_2 . Το επίπεδο K_2 σχηματίζει γωνία θ με το K_1 πριν και μετά τη διδυμιακή

παραμόρφωση. Εάν θεωρήσουμε ότι η σφαίρα έχει μοναδιαία ακτίνα, τότε μπορούμε να υπολογίσουμε τη διάτμηση από τη σχέση: $\gamma = 2 \cot(\theta)$ [21]. Κατ' αυτόν τον τρόπο, εάν προσδιοριστούν τα επίπεδα K_1 και K_2 που δεν παραμορφώνονται κατά τη διδυμιακή παραμόρφωση, τότε είναι δυνατός ο υπολογισμός της διατμητικής παραμόρφωσης από τη μεταξύ τους γωνία.

Σχήμα 2: Κρυσταλλογραφικά στοιχεία διδυμιακής παραμόρφωσης

Στα μέταλλα με πυκνή εξαγωνική δομή εμφανίζονται συνήθως τέσσερις καταστάσεις διδυμιακής παραμόρφωσης, $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$, $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$, $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$ και $\{11\bar{2}1\}\langle \bar{1}126\rangle$ [19]. Η πιο σημαντική από αυτές είναι η $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$. Τα χαρακτηριστικά στοιχεία αυτής της διδυμιακής παραμόρφωσης απεικονίζονται στο Σχήμα 3, όπου το $\{10\bar{1}2\}$ αντιστοιχεί στο επίπεδο διδυμίας K_1 , το $\langle 10\bar{1}\bar{2}\rangle$ αντιστοιχεί στη διεύθυνση n_1 , και το $\{1\bar{2}10\}$ αντιστοιχεί στο επίπεδο διάτμησης S . Η διάτμηση των διδυμιών αυτού του τύπου αλλάζει πρόσημο στην τιμή $c/a = \sqrt{3}$ (όπου τα c και a αντιστοιχούν στις παραμέτρους του πλέγματος) στην οποία το επίπεδο

διάτμησης γίνεται τετράγωνο έτσι ώστε να ισχύει $\gamma = 0$. Στην περίπτωση αυτή δεν είναι δυνατός ο σχηματισμός κανενός τύπου διδυμίας [22]. Η «θλιπτική» διδυμία ενεργοποιείται αν $c/a > \sqrt{3}$, ενώ αντίθετα η «εφελκυστική» διδυμία ενεργοποιείται αν $c/a < \sqrt{3}$, όπως ισχύει στην περίπτωση του μαγνησίου.

Σχήμα 3: Κρυσταλλογραφικά στοιχεία διδυμίας τύπου $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$

2.3 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ

Η χαμηλή διαμορφωσιμότητα των κραμάτων μαγνησίου σε θερμοκρασίες δωματίου οφείλεται στον περιορισμένο διαθέσιμο αριθμό συστημάτων ολίσθησης που αυτά κατέχουν [23],[24]. Τα πιθανά συστήματα ολίσθησης των κραμάτων μαγνησίου σε θερμοκρασίες δωματίου συνοψίζονται στον Πίνακα 1 και απεικονίζονται στο Σχήμα 4. Το κυρίαρχο σύστημα ολίσθησης π.χ. για το κράμα AZ31 είναι η ολίσθηση στη διεύθυνση $\{1\bar{1}20\}$ (ή διεύθυνση $\langle a \rangle$) στο επίπεδο βάσης (0001) [25]. Οι αναφερόμενες τιμές της κρίσιμης ανηγμένης διατμητικής τάσης της βασικής ολίσθησης στο καθαρό

μαγνήσιο είναι περίπου 0.5 MPa [26]. Στο μαγνήσιο έχουν επίσης παρατηρηθεί άλλα συστήματα ολίσθησης, όπως η μη-βασική ολίσθηση του $\langle a \rangle$ στα πρισματικά επίπεδα $\{10\bar{1}0\}$, η ολίσθηση του $\langle a \rangle$ στα πυραμιδικά επίπεδα $\{10\bar{1}1\}$ και η ολίσθηση του $\langle c+a \rangle$ στα πυραμιδικά επίπεδα $\{11\bar{2}2\}$, παρόλο που οι τιμές της κρίσιμης διατμητικής τάσης είναι τουλάχιστον δύο τάξεις μεγέθους υψηλότερες σε σχέση με εκείνη για τη βασική ολίσθηση [23],[26],[27].

Πίνακας 1: Πιθανά συστήματα ολίσθησης των κραμάτων μαγνησίου σε θερμοκρασίες δωματίου [23]

Διάνυσμα Burgers	Επίπεδο ολίσθησης	Διεύθυνση ολίσθησης	# συστημάτων ολίσθησης	
			Συνολικά	Ανεξάρτητα
$\langle a \rangle$	Βασικό $\{0001\}$	$\langle 11\text{-}20 \rangle$	3	2
$\langle a \rangle$	Πρισματικό $\{10\text{-}10\}$	$\langle 11\text{-}20 \rangle$	3	2
$\langle a \rangle$	Πυραμιδικό $\{10\text{-}11\}$	$\langle 11\text{-}20 \rangle$	6	4
$\langle c+a \rangle$	Πυραμιδικό $\{11\text{-}22\}$	$\langle \text{-}1\text{-}123 \rangle$	6	5

Όπως αναφέρθηκε και προηγούμενα, προκειμένου να επιτευχθεί ομοιογενής πλαστική παραμόρφωση στα πολυκρυσταλλικά υλικά, είναι απαραίτητα πέντε ανεξάρτητα συστήματα ολίσθησης [17],[18]. Ο συνδυασμός βασικής και πρισματικής ολίσθησης παρέχει μόνο τέσσερα ανεξάρτητα συστήματα ολίσθησης, αριθμός ίδιος με αυτόν που παρέχει από μόνη της η πυραμιδική $\langle a \rangle$ ολίσθηση. Ωστόσο, η πυραμιδική $\langle c+a \rangle$ ολίσθηση είναι δύσκολο να ενεργοποιηθεί σε χαμηλές θερμοκρασίες εξαιτίας της υψηλής

τιμής της κρίσιμης διατμητικής τάσης που κατέχει [24],[28]. Η ενεργοποίηση της διδυμιακής παραμόρφωσης μπορεί να παρέχει το απαιτούμενο πέμπτο ανεξάρτητο σύστημα για ομοιογενή πλαστική παραμόρφωση.

Σχήμα 4: Σχηματική απεικόνιση των πιθανών συστημάτων ολίσθησης για τα κράματα μαγνησίου σε θερμοκρασία περιβάλλοντος

Τα ελάσματα των κραμάτων μαγνησίου AZ31 και AZ61 συνήθως παρουσιάζουν πολύ ισχυρή βασική ή σχεδόν βασική υφή η οποία δημιουργείται κατά τη διαδικασία της έλασης [24],[25],[29], με αποτέλεσμα ο c-άξονας του κρυσταλλικού πλέγματος να είναι κάθετος στη διεύθυνση της έλασης. Ενδεχόμενη ανόπτηση δεν την εξαλείφει ή την αποδυναμώνει αλλά, σε ορισμένες περιπτώσεις, την ισχυροποιεί [30]. Μια κατάσταση καταπόνησης η οποία προκαλεί εφελκυσμό κατά το πάχος του ελάσματος θα ενεργοποιήσει τη διδυμιακή παραμόρφωση σε χαμηλή τάση, ενώ μια κατάσταση καταπόνησης η οποία προκαλεί θλίψη κατά το πάχος του ελάσματος δεν ενεργοποιεί διδυμιακή παραμόρφωση [24],[29],[31],[32]. Αντίθετα, η εφαρμογή θλιπτικής τάσης στο επίπεδο του ελάσματος ενεργοποιεί τη διδυμιακή παραμόρφωση ενώ η εφαρμογή εφελκυστικής τάσης ναι μεν την ενεργοποιεί αλλά όχι σε μεγάλο βαθμό. Φυσικά, τοπικές ανομοιογένειες από τις αντιδράσεις μεταξύ

γειτονικών κόκκων μπορούν να ενεργοποιήσουν περιορισμένη διδυμιακή παραμόρφωση, ειδικά λόγω του περιορισμένου αριθμού ανεξάρτητων συστημάτων ολίσθησης, όπως επίσης και λόγω του προσανατολισμού ορισμένων κόκκων που δεν ανήκουν στην κυρίαρχη βασική υφή.

2.4 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΣΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΕΛΑΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ

Όπως προαναφέρθηκε, η πλαστική παραμόρφωση των υλικών με πυκνή εξαγωνική δομή σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος συμβαίνει με την ταυτόχρονη δράση της κρυσταλλογραφικής ολίσθησης και της διδυμιακής παραμόρφωσης. Οι μηχανικές ιδιότητες επηρεάζονται ισχυρά από την αλληλεπίδραση αυτών των δύο κύριων μηχανισμών, καθώς επίσης και από την αναπτυσσόμενη υφή κατά τη διάρκεια της διεργασίας παραγωγής. Αρκετοί ερευνητές πραγματοποίησαν εκτεταμένες μελέτες πάνω σε αυτό το τεχνολογικό θέμα για το ευρέως χρησιμοποιούμενο ελατό κράμα μαγνησίου AZ31 [27],[30],[32],[33]. Τα αποτελέσματα που προκύπτουν συγκλίνουν στο συμπέρασμα ότι η ισχυρή ανισοτροπία που παρατηρείται σε χαμηλές θερμοκρασίες οφείλεται στην αρχική υφή του υλικού και την υψηλότερη από το αναμενόμενο ολίσθηση των καταναγκασμών στα μη βασικά επίπεδα. Στο διάγραμμα του Σχήματος 5 παρουσιάζεται η τυπική συμπεριφορά ελάσματος μαγνησίου AZ31 σε εφελκυσμό και θλίψη, τόσο για φόρτιση στη διεύθυνση της έλασης (longitudinal - L) όσο και για φόρτιση κάθετα στη διεύθυνση της έλασης (long transverse - LT). Όπως γίνεται φανερό, ενώ στις καμπύλες εφελκυσμού παρατηρείται η κλασσική απόκριση με τα κοίλα της καμπύλης προς τα κάτω (μειούμενος ρυθμός εργοσκήρυσης), οι καμπύλες θλίψης παρουσιάζουν μια ασυνήθιστη συμπεριφορά με τα κοίλα προς τα πάνω. Η

ασυνήθιστη αυτή απόκριση αποδόθηκε στην ενεργοποίηση της διδυμιακής παραμόρφωσης λόγω της θλιπτικής φόρτισης ως προς το επίπεδο του ελάσματος [27],[34].

Σχήμα 5: Απόκριση του κράματος AZ31 κάτω από ψευδοστατικά φορτία εφελκυσμού και θλίψης στη διεύθυνση (L) και κάθετα στη διεύθυνση (LT) του ελάσματος [27]

Τόσο οι τεχνολογίες παραγωγής, όσο και οι μηχανικές ιδιότητες εφελκυσμού των ελατών κραμάτων μαγνησίου AZ31 και AZ61 έχουν μελετηθεί εκτενώς από τη διεθνή επιστημονική κοινότητα, π.χ. [26],[35]-[38]. Στην εργασία [35] μελετήθηκε η επίδραση των συνθηκών εξώθησης (extrusion) στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος μαγνησίου AZ31B. Αποδείχθηκε ότι καθώς ο λόγος εξώθησης αυξάνει, η παραμόρφωση θραύσης του κράματος αυξάνει εξαιτίας της μείωσης του μεγέθους των κόκκων (grain refinement). Στην εργασία [36] υιοθετήθηκε η διεργασία θερμής έλασης (hot rolling) για τη μείωση του μεγέθους των κόκκων του κράματος AZ31, με σκοπό την αύξηση της ολκιμότητας του εν λόγω υλικού. Στην εργασία [37] μελετήθηκε ο μηχανισμός πλαστικής παραμόρφωσης κάτω από εφελκυστικές τάσεις και η δυνατότητα

βελτιστοποίησης της διαμορφωσιμότητας του κράματος AZ31 σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος, με τροποποίηση της μικροδομής του κράματος. Αποδείχθηκε ότι η μικροδομή η οποία είχε υποστεί τεχνητή γήρανση (artificial aging) μπορούσε να συσσωρεύσει μεγαλύτερες παραμορφώσεις στην περιοχή του λαιμού στο όριο αντοχής, συγκρινόμενη με τις άλλες μικροδομές. Η απουσία διδυμιών στη μικροδομή γήρανσης είχε ως αποτέλεσμα υψηλότερο όριο διαρροής, γεγονός που θα μπορούσε να θεωρηθεί χρήσιμη συνθήκη για την καθυστέρηση της δημιουργίας λαιμού και ταυτόχρονα αύξηση της ολκιμότητας.

Σε αντίθεση με την εκτενή επιστημονική βιβλιογραφία για τους μηχανισμούς παραμόρφωσης και την επίδραση αυτών στη μικροδομή και τις ιδιότητες εφελκυσμού των ελατών κραμάτων μαγνησίου, οι μελέτες για τη συμπεριφορά κόπωσης είναι αρκετά περιορισμένες. Στην εργασία [12] έγινε μια προσπάθεια να συγκεντρωθούν όλα τα δεδομένα για τη συμπεριφορά κόπωσης των κραμάτων μαγνησίου που είχαν δημοσιευθεί από το 1923 έως το 1990. Η εργασία αυτή οδήγησε στο συμπέρασμα ότι τα διαθέσιμα στοιχεία ναι μεν είναι αρκετά, ωστόσο αφορούν σε αρκετά παλιές μελέτες. Πιο πρόσφατες έρευνες που αφορούν τα κράματα AZ31 και AZ61, π.χ. [39]-[42] αποκάλυψαν κάποια από τα χαρακτηριστικά κόπωσης των δύο υλικών. Σε όλες αυτές τις μελέτες, αναδείχθηκε η χαρακτηριστική ήπια μετάβαση των καμπυλών S-N από την περιοχή της ολιγοκυκλικής στην περιοχή της πολυκυκλικής κόπωσης. Για την περίπτωση του κράματος AZ31 [39],[40] αποδείχθηκε ότι οι ρωγμές κόπωσης ξεκινούσαν σε πολύ αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσώρευσης βλάβης κόπωσης, ανεξάρτητα από το επίπεδο φόρτισης. Όπως έχει αναφερθεί, αυτές οι ρωγμές κόπωσης ξεκινούν συνήθως από τις διεπιφάνειες της μήτρας μαγνησίου με τις υπάρχουσες ενδομεταλλικές φάσεις. Το γεγονός αυτό έχει ως αποτέλεσμα η διάρκεια

ζωής σε κόπωση του υλικού να είναι σχεδόν ίση με τη διάρκεια της φάσης που αντιστοιχεί στη διάδοση της ρωγμής. Επίσης, από τις παραπάνω μελέτες γίνεται σαφές ότι τα συγκεκριμένα υλικά παρουσιάζουν σημαντικά μικρότερη αντίσταση στη διάδοση ρωγμής κόπωσης όταν συγκρίνονται τόσο με τα ευρέως χρησιμοποιούμενα κράματα αλουμινίου, όσο και με κλασσικά κράματα τιτανίου που έχουν την ίδια κρυσταλλική δομή με το μαγνήσιο (πυκνή εξαγωνική). Στην εργασία [41] μελετήθηκε η επίδραση του ποσοστού του μαγγανίου (Mn) στο κράμα AZ61. Η αντοχή κόπωσης του κράματος με μεγαλύτερο ποσοστό μαγγανίου (0.4%) ήταν χαμηλότερη σε σχέση με το κράμα χαμηλότερης περιεκτικότητας (0.164%). Οι ενδομεταλλικές φάσεις Al-Mn που παρατηρήθηκαν στο κράμα υψηλότερης περιεκτικότητας δρουν ως σημεία συγκέντρωσης τάσεων, διευκολύνοντας κατά αυτό τον τρόπο την εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης. Στο Σχήμα 6 παρουσιάζεται η συμπεριφορά κόπωσης των ελατών κραμάτων μαγνησίου υπό την μορφή καμπυλών S-N σε σύγκριση με τα ελατά κράματα αλουμινίου [9]. Χαρακτηριστική είναι η διαφορά στη μετάβαση από την περιοχή της ολιγοκυκλικής στην περιοχή της πολυκυκλικής κόπωσης.

Σχήμα 6: Σύγκριση της συμπεριφοράς κόπωσης των ελατών κραμάτων αλουμινίου και μαγνησίου [9]

Στο σημείο αυτό θα πρέπει να τονιστεί ότι ο μηχανισμός κόπωσης των κραμάτων μαγνησίου δεν έχει γίνει ακόμα πλήρως κατανοητός. Ιδιαίτερης επιστημονικής και τεχνολογικής σημασίας για τη βελτίωση της συμπεριφοράς των κραμάτων μαγνησίου κάτω από φορτία κόπωσης είναι η πλήρης κατανόηση του ρόλου των μηχανισμών παραμόρφωσης στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσώρευσης βλάβης κόπωσης, μέχρι την εμφάνιση των μικρορωγμών.

2.5 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΒΡΩΣΗΣ ΣΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ

Κρίσιμη παράμετρος για τη χρήση των κραμάτων μαγνησίου σε δομικές εφαρμογές είναι επίσης η συμπεριφορά διάβρωσης, δεδομένου ότι το μαγνήσιο κατέχει το δραστικό ανοδικό άκρο της γαλβανικής σειράς των μετάλλων, με τιμή ηλεκτροστατικού δυναμικού ίση με $-2.37V$. Η αντίσταση στη διάβρωση των κραμάτων μαγνησίου είναι ιδιαίτερα μειωμένη όταν περιέχουν σημαντικά ποσοστά συγκεκριμένων κραματικών στοιχείων (βαρέων μετάλλων), όπως για παράδειγμα σίδηρο, χαλκό και νικέλιο, ή όταν βρίσκονται εκτεθειμένα σε περιβάλλον με σημαντικές ποσότητες ιόντων χλωρίου [43].

Στις περισσότερες περιπτώσεις, η διάβρωση των κραμάτων μαγνησίου ξεκινά από τοπική προσβολή, ωστόσο αυτή η μορφή διάβρωσης αρκετές φορές είναι ρηχή και εκτεταμένη. Η μορφολογία της διάβρωσης των κραμάτων μαγνησίου εξαρτάται από τη χημική σύσταση του κράματος και από τις συνθήκες του περιβάλλοντος λειτουργίας. Για παράδειγμα, η ατμοσφαιρική διάβρωση είναι συνήθως ομοιόμορφη ενώ αντίθετα για την περίπτωση συνθηκών εμβάπτισης σε διαλύματα η διάβρωση είναι συνήθως ισχυρά τοπική [11].

Η μειωμένη αντίσταση στη διάβρωση των περισσότερων κραμάτων μαγνησίου οφείλεται κυρίως σε δύο παραμέτρους [44]. Πρώτον, στην ύπαρξη εσωτερικής γαλβανικής διάβρωσης (Σχ. 7α) η οποία οφείλεται στην ύπαρξη ενδομεταλλικών φάσεων ή ακαθαρσιών (impurities) στη μικροδομή των κραμάτων και δεύτερον, στο ημι-παθητικό φιλμ υδροξειδίου του μαγνησίου ($Mg(OH)_2$) που σχηματίζεται στην επιφάνεια του υλικού (Σχ. 7β). Αυτό το φιλμ υδροξειδίου είναι λιγότερο ευσταθές από τα παθητικά φιλμ που σχηματίζονται σε άλλα μέταλλα όπως το αλουμίνιο με αποτέλεσμα να παρέχει μόνο περιορισμένη αντίσταση στη ανάπτυξη τρηματικής διάβρωσης (pitting corrosion) στα κράματα μαγνησίου.

Σχήμα 7: (α) Εσωτερική γαλβανική διάβρωση, (β) Ημι-παθητικό φιλμ υδροξειδίου του μαγνησίου [11]

Τα πρώτα κράματα μαγνησίου υφίσταντο πολύ γρήγορη επίθεση σε συνθήκες υψηλής υγρασίας κυρίως λόγω της παρουσίας των βαρέων μετάλλων δηλ. του σιδήρου, του νικελίου και του χαλκού. Αυτά τα βαρέα στοιχεία ή οι φάσεις που δημιουργούν στο κράμα δρουν σαν στιγμιαίες κάθοδοι παρουσία διαβρωτικού μέσου. Κατ' αυτό τον τρόπο δημιουργούν μικρο-κελιά με την ανοδική μήτρα μαγνησίου. Τα κράματα υψηλής καθαρότητας (high-purity) έχουν αναπτυχθεί σχετικά πρόσφατα. Σε αυτά τα κράματα η περιεκτικότητα των βαρέων μετάλλων είναι ελεγχόμενη και συγκρατείται σε επίπεδα κάτω από μια κρίσιμη συγκέντρωση. Ως

αποτέλεσμα, αυτά τα κράματα παρουσιάζουν καλύτερη αντίσταση σε διαλύματα αλάτων συγκριτικά με τα κοινά κράματα.

Οι μελέτες σχετικά με τη συμπεριφορά διάβρωσης των κραμάτων μαγνησίου έχουν εστιάσει μέχρι σήμερα κυρίως στο πιο διαδεδομένο χυτό κράμα μαγνησίου, το AZ91. Η επίδραση τόσο της συγκέντρωσης των βαρέων μετάλλων όσο και του διαφορετικού περιβάλλοντος έχει μελετηθεί εντατικά από αρκετούς ερευνητές, π.χ. [45]-[47]. Στην εργασία [45], κάνοντας χρήση των δοκιμών εμβάπτισης, ηλεκτροχημικών μετρήσεων και μικρο-αναλυτικών μεθόδων, αποδείχτηκε ότι η εκκίνηση της βλάβης διάβρωσης περιορίζεται σε σημεία της μικροδομής του κράματος AZ91 που σχετίζονται με τη ενδομεταλλική β-φάση ($Mg_{17}Al_{12}$). Η διάβρωση διαδίδεται από αυτά τα σημεία υπό τη μορφή τριχοειδούς διάβρωσης (filiform corrosion) για μια μικρή χρονική περίοδο και στη συνέχεια υπό τη μορφή τρημμάτων (pitting corrosion). Στις εργασίες [46]-[47] μελετήθηκε η επίδραση της μικροδομής στη συμπεριφορά διάβρωσης του κράματος AZ91 σε διάλυμα άλατος περιεκτικότητας 3.5% και 1N αντίστοιχα. Τα αποτελέσματα που προέκυψαν ανέδειξαν ότι το μέγεθος και η κατανομή της β-φάσης στη μικροδομή έχουν σημαντική επίδραση στη συμπεριφορά του υλικού. Πιο αναλυτικά, αποδείχτηκε ότι η εκκίνηση της βλάβης διάβρωσης συμβαίνει σε περιοχές στις οποίες η συγκέντρωση του αλουμινίου είναι μικρότερη από 8%, ενώ ταυτόχρονα η διάχυση του υδρογόνου λαμβάνει χώρα επιλεκτικά στη β-φάση. Επιπλέον, προέκυψε ότι η επιδερμίδα (skin) του κράματος παρουσιάζει σημαντικά καλύτερη αντίσταση στη διάβρωση σε σχέση με το εσωτερικό λόγω του υψηλότερου ποσοστού και της πιο ομοιόμορφης κατανομής της β-φάσης.

Από την άλλη πλευρά, οι μελέτες που αφορούν στην επίδραση της διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων μαγνησίου, και ιδιαίτερα των ελατών κραμάτων AZ31 και AZ61 που αποτελούν τα υλικά μελέτης της

παρούσας διατριβής, είναι μέχρι σήμερα πολύ περιορισμένες και κυρίως αφορούν στη μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς των υλικών παρουσία διαβρωτικού περιβάλλοντος (εργοδιάβρωση - stress corrosion cracking, corrosion fatigue), π.χ. [48]-[50]. Πιο συγκεκριμένα, στην εργασία [48] μελετούνται η συμπεριφορά εργοδιάβρωσης και η συμπεριφορά εφελκυσμού μετά από έκθεση σε υδατικό διάλυμα NaCl ενός ελάσματος μαγνησίου AZ31. Για την αποτίμηση της συμπεριφοράς του υλικού πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού πολύ αργού ρυθμού παραμόρφωσης (slow strain rate tensile tests). Τα αποτελέσματα δείχνουν ότι το κράμα είναι επιδεκτικό στην εργοδιάβρωση σε διάφορα διαλύματα, όπως καθαρό νερό και υδατικά διαλύματα διαφορετικής περιεκτικότητας σε άλας. Ο χρόνος θραύσης και η παραμόρφωση θραύσης μειώνονται δραματικά σε σύγκριση με την αντίστοιχη συμπεριφορά στο ατμοσφαιρικό περιβάλλον. Επιπλέον, παρατηρήθηκε ψαθυροποίηση του κράματος μετά από έκθεση σε διάλυμα περιεκτικότητας 0.01M NaCl, η έκταση της οποίας μεγάλωνε με το χρόνο έκθεσης. Το υδρογόνο το οποίο παράγεται κατά την καθοδική αντίδραση διεισδύει στο εσωτερικό του υλικού με αποτέλεσμα να το ψαθυροποιεί. Στις εργασίες [49],[50] εκτιμήθηκε η συμπεριφορά κόπωσης του κράματος AZ31 παρουσία υδατικού διαλύματος NaCl. Στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας κόπωσης παρατηρήθηκε εκκίνηση τρημάτων διάβρωσης λόγω της επιλεκτικής διάλυσης της β-φάσης, τα οποία μεγάλωναν λόγω της κυκλικής φόρτισης. Όταν το βάθος αυτών των τρημάτων έφτανε μια κρίσιμη τιμή, υπήρχε εκκίνηση ρωγμών κόπωσης στο άκρο αυτών των τρημάτων. Ως αποτέλεσμα, η διάρκεια ζωής σε κόπωση μειώθηκε δραστικά σε σχέση με τη συμπεριφορά του υλικού σε κανονικές συνθήκες.

Αξίζει να σημειωθεί ότι οι παραπάνω μελέτες αφορούν στη μελέτη της επίδρασης των μηχανικών φορτίων σε υλικό το οποίο βρίσκεται σε

διαβρωτικό περιβάλλον. Ωστόσο, τα κατασκευαστικά στοιχεία που λειτουργούν σε συνθήκες διάβρωσης για μεγάλα χρονικά διαστήματα συσσωρεύουν τη βλάβη διάβρωσης βαθμιαία, είτε κάτω από την επίδραση μηχανικής φόρτισης είτε χωρίς την επίδραση μηχανικής φόρτισης. Η μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς αυτών των κατασκευαστικών στοιχείων μετά από έκθεση σε διαβρωτικό περιβάλλον μπορεί να αποτελέσει μια πιο κατάλληλη προσέγγιση, καθώς κατά τη διάρκεια λειτουργίας τους έχουν ήδη συσσωρεύσει ένα ποσοστό βλάβης διάβρωσης.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3^ο

ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

Στο παρόν κεφάλαιο παρουσιάζονται τα υλικά που χρησιμοποιήθηκαν στη συγκεκριμένη έρευνα και περιγράφεται αναλυτικά η πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε. Η έρευνα περιλαμβάνει το χαρακτηρισμό της μικροδομής των υλικών, μηχανικές δοκιμές τόσο σε αδιάβρωτο όσο και σε προ-διαβρωμένο υλικό, καθώς και μεταλλογραφική και στερεοσκοπική μελέτη και χαρακτηρισμό των επιφανειών θραύσης των δοκιμίων. Αξιοποιήθηκαν οι τεχνικές των νανο-δεισδύσεων και των αντιγράφων της επιφάνειας για τον προσδιορισμό της βαθμιαίας συσώρευσης βλάβης κατά τη διάρκεια της κόπωσης του κράματος AZ31. Τόσο η μεταλλογραφική μελέτη, όσο και ο χαρακτηρισμός των επιφανειών θραύσης πραγματοποιήθηκαν με σκοπό την υποστήριξη των αποτελεσμάτων των μηχανικών δοκιμών.

3.1 ΥΛΙΚΑ - ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ

3.1.1 Υλικά

Στην παρούσα εργασία χρησιμοποιήθηκαν δύο κράματα μαγνησίου της οικογένειας AZ, το AZ31 και το AZ61. Τα κράματα παρήχθησαν με τη διαδικασία της θερμής έλασης (hot rolling) στη μορφή λεπτών ελασμάτων

ονομαστικού πάχους 2 mm. Η χημική τους σύσταση παρουσιάζεται στον Πίνακα 2. Τα υλικά χαρακτηρίζονται υψηλής καθαρότητας (high purity - hp) καθώς η συγκέντρωση των βαρέων κραματικών στοιχείων (Fe, Cu και Ni) κρατήθηκε κάτω από ένα ορισμένο ποσοστό περιεκτικότητας στο κράμα. Μετά τη διαδικασία της έλασης τα υλικά υποβλήθηκαν σε ανόπτηση (annealing - O temper). Για το AZ31 οι συνθήκες ανόπτησης ήταν 30 λεπτά στους 300 °C ενώ για το AZ61 οι αντίστοιχες συνθήκες ήταν 60 λεπτά στους 250 °C.

Πίνακας 2: Χημική σύσταση των κραμάτων μαγνησίου

Κράμα	Al	Zn	Mn	Fe	Ni	Cu	Si	Mg
AZ31	3.06	0.80	0.25	0.003	<0.001	0.001	-	Υπολ
AZ61	6	0.72	0.33	0.003	<0.001	<0.01	<0.01	Υπολ

3.1.2 Χαρακτηρισμός της μικροδομής

Για το χαρακτηρισμό της μικροδομής των δύο κραμάτων εκτελέστηκαν μεταλλογραφίες στα τρία κάθετα μεταξύ τους επίπεδα LT, LS και ST όπως απεικονίζεται στο σκαρίφημα του Σχήματος 8.

Σχήμα 8: Σχηματική απεικόνιση των επιπέδων του ελάσματος

Για την παρατήρηση χρησιμοποιήθηκε οπτικό μικροσκόπιο τύπου Leitz Aristomet. Το μέγεθος των κόκκων μετρήθηκε χρησιμοποιώντας τη μέθοδο linear intercept, όπως αυτή περιγράφεται στις προδιαγραφές ASTM E112 [51] και ASTM E1382 [52]. Οι σκληρομετρήσεις εκτελέστηκαν σε μικροσκληρόμετρο WOLPERT 402MVD. Τέλος, η υφή του υλικού (texture)

προσδιορίστηκε με μετρήσεις διάθλασης ακτίνων-Χ (X-Ray Diffraction). Η χημική προσβολή των δοκιμίων (etching) έγινε με χρήση διαλύματος ASM acetic picral I, το οποίο περιέχει 5 ml οξικό οξύ, 5 gr πικρικό οξύ, 10 ml H₂O και 100 ml αιθανόλη.

Ο χαρακτηρισμός της μικροδομής των δύο υλικών πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Υλικών του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας.

3.2 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ

3.2.1 Δοκιμές εφελκυσμού

Τα δοκίμια εφελκυσμού κατασκευάστηκαν σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E8M [53] από ελάσματα πάχους 2mm. Δοκίμια εφελκυσμού κόπηκαν στην κατά μήκος (L) και στην εγκάρσια (LT) διεύθυνση της έλασης. Η γεωμετρία των δοκιμίων που χρησιμοποιήθηκαν στην παρούσα εργασία παριστάνεται στο Σχήμα 9.

Σχήμα 9: Γεωμετρία δοκιμίου εφελκυσμού σύμφωνα με την προδιαγραφή E8M

Για τη διεξαγωγή των δοκιμών εφελκυσμού χρησιμοποιήθηκε σερβουδραυλική μηχανή γενικών δοκιμών τύπου MTS, με ικανότητα εφαρμογής φορτίου 250 kN. Σε όλες τις δοκιμές ο ρυθμός μετατόπισης διατηρήθηκε σταθερός και ίσος με $2 \frac{mm}{min}$. Η καταγραφή της επιμήκυνσης των υπό εξέταση δοκιμίων έγινε με τη χρήση επιμηκυνσιομέτρου

(extensometer). Κατά τη διάρκεια των πειραμάτων όλα τα δεδομένα μεταφέρονταν αυτόματα και αποθηκεύονταν σε αντίστοιχο ηλεκτρονικό υπολογιστή για την περαιτέρω επεξεργασία τους.

Από τις μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού που πραγματοποιήθηκαν αποτιμήθηκαν οι εξής μηχανικές ιδιότητες:

Συμβατικό όριο διαρροής ($R_{p0.2\%}$): Η τάση εκείνη η οποία αντιστοιχεί σε παραμένουσα παραμόρφωση 0.2%.

Όριο θραύσης (R_m): Η μέγιστη τιμή της τάσης που καταγράφεται από το διάγραμμα ονομαστικών τάσεων - ονομαστικών παραμορφώσεων.

Ειδική ενέργεια παραμόρφωσης (W): Η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης εκφράζει την ανά μονάδα όγκου ενέργεια που αποταμιεύει ένα υλικό μέχρι την αστοχία του και υπολογίζεται ως το εμβαδό κάτω από την καμπύλη τάσης - παραμόρφωσης.

Παραμόρφωση θραύσης (A_f): Η τιμή της παραμένουσας παραμόρφωσης του υλικού κατά την αστοχία του. Το μήκος αναφοράς του επιμηκυνσιομέτρου που χρησιμοποιήθηκε είναι 50mm.

3.2.2 Δοκιμές κόπωσης

Τα δοκίμια κόπωσης κατασκευάστηκαν σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E466 [54]. Τα δοκίμια κόπωσης κόπηκαν στην κατά μήκος διεύθυνση (L) της έλασης. Η γεωμετρία των δοκιμίων που χρησιμοποιήθηκαν παριστάνεται στο Σχήμα 10.

Σχήμα 10: Γεωμετρία δοκιμίου κόπωσης σύμφωνα με την προδιαγραφή E466

Για τη διεξαγωγή των δοκιμών χρησιμοποιήθηκαν δύο σερβουδραυλικές μηχανές γενικών δοκιμών τύπου MTS, με ικανότητα εφαρμογής φορτίου 100 και 250 kN, αντίστοιχα. Σε όλες τις δοκιμές χρησιμοποιήθηκε ημιτονοειδής φόρτιση σταθερού εύρους τάσης με λόγο τάσεων, R ($R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$), ίσο με 0.1. Η συχνότητα φόρτισης που εφαρμόστηκε ήταν 25 Hz. Πρίν τη μηχανική δοκιμή τα δοκίμια υπέστησαν μηχανική λείανση με χαρτιά SiC μέχρι 1200 grit. Ακολούθησε στίλβωση των δοκιμίων με αιώρημα αδαμαντόπαστας κοκκομετρίας μέχρι 1 μm, με σκοπό η τελική επιφάνεια να είναι σε μορφή καθρέπτη (mirror-like) για την απαλοιφή της επίδρασης της τραχύτητας στη συμπεριφορά των υλικών.

Καθώς οι μεταβολές που συμβαίνουν σε ένα υλικό λόγω εναλλασσόμενης φόρτισης κατά το αρχικό στάδιο της κόπωσης συνδέονται με φαινόμενα κυκλικής μικροπλαστικότητας, η οποία με τη σειρά της επιφέρει σκλήρυνση (hardening) ή χαλάρωση (softening) των επιφανειακών στρωμάτων του υλικού, για τη μελέτη του μηχανισμού συσσώρευσης βλάβης κόπωσης του κράματος AZ31 έγινε χρήση της μεθόδου των νανο-διεισδύσεων (nano-indentations) για τον προσδιορισμό της μεταβολής της επιφανειακής σκληρότητας με τους κύκλους καταπόνησης. Σε δοκίμια κόπωσης του κράματος πραγματοποιήθηκαν δοκιμές κόπωσης σταθερού εύρους τάσης για δύο διαφορετικά επίπεδα φόρτισης. Στην πρώτη περίπτωση η μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση αντιστοιχούσε στα 160 MPa. Η δοκιμή αυτή διακοπτόταν ανά προκαθορισμένους κύκλους καταπόνησης προκειμένου να πραγματοποιηθούν μετρήσεις νανο-σκληρότητας. Στη δεύτερη περίπτωση η μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση αντιστοιχούσε στο όριο διαρκούς αντοχής σε κόπωση του υλικού, το οποίο ήταν 155 MPa. Στον Πίνακα 3 συνοψίζονται οι προαναφερθείσες δοκιμές.

Πίνακας 3: Δοκιμές νανο-διδεισδύσεων στο κράμα AZ31

A/A	Μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση, $\sigma_{\max}$, [MPa]	Επιλεγμένος αριθμός κύκλων καταπόνησης για διακοπή της δοκιμής, N_{δ} , [-]
1	160	0 5000 10000
2	155	0 5000000 (μη-αστοχία)

Οι δοκιμές νανο-διδεισδύσεων πραγματοποιήθηκαν με τη χρήση μηχανής τύπου Hysitron TriboLab® Nanomechanical Test Instrument. Ο εξοπλισμός αυτός επιτρέπει την επιβολή φορτίων με εύρος από 1 έως 10000μN και την καταγραφή του βάθους διεισδυσης σαν συνάρτηση του επιβαλλόμενου φορτίου με υψηλή ανάλυση φορτίου (1nN) και υψηλή ανάλυση διεισδυσης (0.04nm). Για τα επιλεγμένα επίπεδα φόρτισης και τους κύκλους καταπόνησης που αναφέρονται στον Πίνακα 3 οι δοκιμές νανο-διδεισδύσεων πραγματοποιήθηκαν σε διάφορα σημεία της γραμμής της μειωμένης διατομής του δοκιμίου κόπωσης, όπως χαρακτηριστικά παριστάνεται στο Σχήμα 11.

Σχήμα 11: Σημεία μέτρησης κατά μήκος της μειωμένης διατομής του δοκιμίου κόπωσης

Για τις δοκιμές νανο-διδεισδύσεων έγινε χρήση φόρτισης δύο βημάτων, με το πρώτο στάδιο να αποτελεί τη φόρτιση μέχρι τη μέγιστη τιμή και στη συνέχεια ακολουθεί η αποφόρτιση (0-2500-0μN). Για την επιλογή της μέγιστης τιμής του φορτίου των νανο-διδεισδύσεων πραγματοποιήθηκαν

αρχικά δοκιμές σε διάφορα μέγιστα φορτία, π.χ. 80μN, 200μN, 2500μN, 5000μN και 8000μN. Η καμπύλη φόρτισης αποφόρτισης στην περίπτωση των 2500μN ήταν η πρώτη στην οποία εμφανίστηκαν ασυνέχειες (pop-ins) γεγονός που μπορεί να συνδεθεί με ομοιογενή δημιουργία και ολίσθηση καταναγκασμών. Κατά το πρώτο στάδιο της φόρτισης ο διεισδυτής (indenter) εισχωρεί κατά το πάχος του δοκιμίου βαθμιαία ενώ ταυτόχρονα καταγράφεται το βάθος διείσδυσης (indentation depth). Όταν το φορτίο απομακρύνεται απομένει ένα βάθος διείσδυσης λόγω πλαστικής παραμόρφωσης του υλικού. Από το απομένον βάθος διείσδυσης προσδιορίζεται η νανο-σκληρότητα του υλικού μέσω της μεθόδου Oliver - Pharr και εκτιμάται η μεταβολή της λόγω της εναλλασσόμενης φόρτισης.

Οι δοκιμές των νανο-διεισδύσεων πραγματοποιήθηκαν σε συνεργασία με τη Σχολή Χημικών Μηχανικών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Επιπλέον η εκκίνηση και η εξέλιξη της μικρορωγμής κόπωσης παρακολουθήθηκε με τη βοήθεια της τεχνικής των αντιγράφων (replication technique). Η αντίστοιχη δοκιμή διακοπτόταν περιοδικά και λεπτά φιλμ κυτταρίνης (cellulose acetate film) πάχους 75 μm επικολλούνταν στην επιφάνεια του δοκιμίου με τη βοήθεια ακετόνης. Όταν το φιλμ στέγνωσε, αποκολλούνταν από την επιφάνεια του δοκιμίου έχοντας αποτυπώσει τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας του δοκιμίου. Στη συνέχεια, τα δείγματα που συλλέχθηκαν παρατηρήθηκαν με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου τύπου Leica DM LM για τη μέτρηση της εξελισσόμενης ρωγμής κόπωσης.

3.2.3 Δοκιμές διάδοσης ρωγμής σε κόπωση

Τα δοκίμια διάδοσης ρωγμής σε κόπωση κατασκευάστηκαν σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM E647 [55]. Τα δοκίμια κόπηκαν στην κατά μήκος

διεύθυνση (L) της έλασης και μόνο για το κράμα AZ31. Η γεωμετρία των δοκιμίων που χρησιμοποιήθηκαν παριστάνεται στο Σχήμα 12.

Σχήμα 12: Γεωμετρία δοκιμίου διάδοσης ρωγμής σε κόπωση σύμφωνα με την προδιαγραφή E647

Για τη διεξαγωγή των δοκιμών χρησιμοποιήθηκε σερβουδραυλική μηχανή γενικών δοκιμών τύπου MTS, με ικανότητα εφαρμογής φορτίου 250 KN. Σε όλες τις δοκιμές εξασκήθηκε ημιτονοειδής φόρτιση σταθερού εύρους τάσης με λόγο τάσεων, R ($R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$), ίσο με 0.1. Η συχνότητα φόρτισης που εφαρμόστηκε ήταν 25 Hz. Πριν την έναρξη των δοκιμών ακολουθήθηκε διαδικασία προ-ρηγμάτωσης (pre-cracking) της αρχικής εγκοπής προκειμένου να δημιουργηθεί φυσική ρωγμή στο άκρο της εγκοπής. Η εκκίνηση και η εξέλιξη της προ-ρηγμάτωσης παρακολουθήθηκε με τη βοήθεια στερεοσκοπίου τύπου MORITEX. Κατά τη διάρκεια των δοκιμών, το μήκος της εξελισσόμενης ρωγμής καταγραφόταν με τη μέθοδο της πτώσης του δυναμικού (DC Potential Drop method).

3.3 ΕΠΙΤΑΧΥΝΘΕΙΣΑ ΔΙΑΒΡΩΣΗ

Όπως επισημάνθηκε στο προηγούμενο κεφάλαιο, παρά το γεγονός ότι η ευαισθησία των κραμάτων μαγνησίου σε συνθήκες διάβρωσης είναι ευρέως γνωστή, η επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων μαγνησίου δεν έχει τύχει μέχρι σήμερα ιδιαίτερης προσοχής. Ωστόσο, για κατασκευές που λειτουργούν για μεγάλο μέρος της ζωής τους σε διαβρωτικό περιβάλλον είναι λογικό να θεωρηθεί ότι το υπό εξέταση δομικό στοιχείο συσσωρεύει βλάβη διάβρωσης κατά τη διάρκεια της λειτουργίας του. Η συσσώρευση αυτή γίνεται είτε με την ταυτόχρονη εξάσκηση μηχανικού φορτίου, είτε χωρίς το στοιχείο να καταπονείται μηχανικά. Επομένως, η μηχανική συμπεριφορά του προ-διαβρωμένου υλικού αποτελεί πιο ρεαλιστική βάση για την εκτίμηση της μηχανικής συμπεριφοράς και της απομένουσας αντοχής του στοιχείου μετά από μακροχρόνια λειτουργία, δηλαδή όταν αυτό έχει ήδη συσσωρεύσει βλάβη διάβρωσης, σε σχέση με τα δεδομένα εργοδιάβρωσης ή κόπωσης/διάβρωσης που χρησιμοποιούνται έως σήμερα στις μελέτες.

Στο σημείο αυτό θα πρέπει να τονιστεί ότι σε πρακτικές εφαρμογές τα κράματα μαγνησίου δεν χρησιμοποιούνται εκτεθειμένα στο περιβάλλον λειτουργίας τους αλλά προστατεύονται έναντι της διάβρωσης με τη χρήση κατάλληλων επικαλύψεων [56]. Ωστόσο, καθώς δεν μπορεί να αποκλειστεί η πιθανότητα βλάβης των στρωμάτων επικάλυψης, θα πρέπει επίσης να εκτιμηθεί η αντίσταση στη διάβρωση του μη προστατευμένου υλικού.

Στην παρούσα εργασία για την προ-διάβρωση των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε η επιταχυνθείσα διάβρωση αλατονέφωσης. Σύμφωνα με μελέτη που πραγματοποιήθηκε για διάφορα κράματα μαγνησίου [57] αποδείχθηκε ότι 27 χρόνια έκθεσης σε ατμοσφαιρικό περιβάλλον

αντιστοιχούν χονδρικά σε 10 μέρες έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης. Ωστόσο αυτή η αντιστοιχία βασίστηκε μόνο σε μετρήσεις του ρυθμού διάβρωσης των διαφόρων κραμάτων μαγνησίου και δεν συσχετίζεται με την υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων λόγω προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης.

3.3.1 Επιταχυνθείσα διάβρωση αλατονέφωσης (*salt spray corrosion*)

Οι εργαστηριακές δοκιμές επιταχυνθείσας διάβρωσης αλατονέφωσης πραγματοποιήθηκαν σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM B117 [58]. Σύμφωνα με την προδιαγραφή αυτή τα υπό εξέταση δοκίμια τοποθετούνται σε ένα θάλαμο του οποίου η θερμοκρασία διατηρείται σταθερή στους $35 \pm 1.1 - 1.7$ °C. Στον θάλαμο αυτό δημιουργείται τεχνητά, μέσω θέρμανσης και ψεκασμού, ένα νέφος από διάλυμα χλωριούχου νατρίου (NaCl) με περιεκτικότητα 5 ± 1 % κατά μάζα σε αποσταγμένο νερό. Η παραγωγή του νέφους γίνεται με βαλβίδες ψεκασμού σε υψηλή θερμοκρασία και πίεση (10-25 psi). Το pH του παραγόμενου νέφους μετά την υγροποίηση του και σε θερμοκρασία 25 °C πρέπει να έχει τιμές από 6.5-7.2.

Πριν την έκθεση των δοκιμών στο θάλαμο αλατονέφωσης, η επιφάνεια τους υποβλήθηκε σε χημικό καθαρισμό για την απαλοιφή τυχόν λιπαντικών που παρέμειναν λόγω της διαδικασίας έλασης. Για το σκοπό αυτό χρησιμοποιήθηκαν δύο διαδοχικά διαλύματα καθαρισμού. Η πρώτη κατεργασία αφορούσε εμβάπτιση των δοκιμών σε διάλυμα 10% νιτρικού οξέως (HNO_3) και 90% αιθανόλης για ένα λεπτό. Αμέσως μετά, τα δοκίμια εμβαπτίζονται για άλλο ένα λεπτό σε διάλυμα 10% καυστικού νατρίου (NaOH) και 90% αποσταγμένου νερού. Στη συνέχεια τα δοκίμια στεγνώνονταν και τοποθετούνταν στο θάλαμο αλατονέφωσης.

Τα δοκίμια, αφού παρέμεναν στο θάλαμο για τον απαιτούμενο χρόνο, απομακρύνονταν από αυτόν, ξεπλένονταν από τα υπολείμματα αλατιού με τρεχούμενο νερό και στεγνώνονταν άμεσα. Για τον καθαρισμό των δοκιμίων από τα προσκολλημένα προϊόντα της διάβρωσης ακολουθήθηκε η διαδικασία που περιγράφεται στην προδιαγραφή ASTM G1 [59]. Σύμφωνα με την προδιαγραφή αυτή, τα δοκίμια εμβαπτίζονται για ένα λεπτό σε διάλυμα που περιέχει 200gr τριοξείδιο του χρωμίου (CrO_3), 10gr νιτρικό άργυρο (AgNO_3), 20gr νιτρικό βάριο ($\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$) και το υπόλοιπο αποσταγμένο νερό έτσι ώστε να δημιουργηθεί ένα λίτρο. Αμέσως μετά ξεπλένονται με ακετόνη και στεγνώνονται.

3.3.2 Αποτίμηση της βλάβης διάβρωσης

Για την αποτίμηση της προκληθείσας βλάβης λόγω έκθεσης σε διαβρωτικό περιβάλλον αλατονέφωσης, δοκίμια μεταλλογραφίας, διαστάσεων 100x50mm, εκτέθηκαν στο περιβάλλον αυτό για 7 διαφορετικούς χρόνους (0.5, 3, 6, 12, 24, 48, 72 ώρες) για το κράμα AZ31 και για 3 διαφορετικούς χρόνους (0.5, 6, 24 ώρες) για το κράμα AZ61. Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκε στα δοκίμια μακροσκοπικός έλεγχος με στερεοσκόπιο τύπου MORITEX και έλεγχος με οπτικό μικροσκόπιο τύπου Leica DM LM προκειμένου να προσδιοριστούν τα παρακάτω:

A) Το βάθος της διαβρωτικής προσβολής (pit depth):

Πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις σε συνολικά 30 τρήματα (pits) στην επιφάνεια των δοκιμίων και προσδιορίστηκε το μέγιστο και το μέσο βάθος των τρημάτων όσο σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM G46 [70].

B) Η πυκνότητα των αναπτυσσόμενων τρημάτων (pitting density):

Η επιφάνεια των δοκιμίων χωρίστηκε σε τετράγωνα διαστάσεων 10x10mm και

μετρήθηκε ο αριθμός των εμφανιζόμενων τρημάτων σε κάθε τετράγωνο. Με αυτό τον τρόπο προσδιορίστηκε η μέση πυκνότητα των τρημάτων.

3.3.3 Υποβάθμιση της μηχανικής συμπεριφοράς λόγω διάβρωσης

Για τη μελέτη της υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων των κραμάτων μαγνησίου πραγματοποιήθηκαν μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού, κόπωσης και διάδοσης ρωγμής σε κόπωση σε δοκίμια τα οποία είχαν προδιαβρωθεί με την επιταχυνθείσα εργαστηριακή διάβρωση αλατονέφωσης. Στα επόμενα υποκεφάλαια παρουσιάζονται οι πειραματικές σειρές που πραγματοποιήθηκαν στα δύο υπό εξέταση υλικά για κάθε κατηγορία πειραματικής δοκιμής.

Ι) ΔΟΚΙΜΕΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Για την πειραματική διερεύνηση της μεταβολής των μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού των δύο υπό εξέταση κραμάτων μαγνησίου λόγω υπάρχουσα βλάβης διάβρωσης πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού σε δοκίμια τα οποία είχαν αρχικά υποβληθεί σε διαφορετικούς χρόνους έκθεσης. Ο συνολικός αριθμός μηχανικών δοκιμών και τα επίπεδα διάβρωσης που επελέγησαν παρουσιάζονται στον Πίνακα 4.

Πίνακας 4: Μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού σε μη διαβρωμένα και προ-διαβρωμένα δοκίμια των κραμάτων μαγνησίου AZ31 και AZ61

Διεύθυνση κοπής	Χρόνος παραμονής στο θάλαμο αλατονέφωσης [ώρες]	Κράμα	Αριθμός δοκιμών
L	0 (μη διαβρωμένο)	AZ31/AZ61	4/4
L	0.5	AZ31/AZ61	4/4
L	3	AZ31/AZ61	4/0
L	6	AZ31/AZ61	4/4
L	12	AZ31/AZ61	4/0
L	24	AZ31/AZ61	4/4
L	48	AZ31/AZ61	4/0
L	72	AZ31/AZ61	4/0

Όπως παρατηρείται στον Πίνακα 4 οι χρόνοι έκθεσης που επελέγησαν για την περίπτωση του κράματος AZ61 είναι λιγότεροι σε σχέση με εκείνους του κράματος AZ31. Η παρούσα εργασία εστιάζει κυρίως στο κράμα AZ31 και οι δοκιμές που πραγματοποιήθηκαν στο κράμα AZ61 έχουν σα σκοπό να αναδειχθεί η επίδραση του μεγαλύτερου ποσοστού αλουμινίου στη συμπεριφορά των AZ κραμάτων μαγνησίου.

II) ΔΟΚΙΜΕΣ ΚΟΠΩΣΗΣ

Για τη μελέτη της επίδρασης της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στη συμπεριφορά κόπωσης των υπό εξέταση κραμάτων μαγνησίου ακολουθήθηκε η παρακάτω διαδικασία. Σειρές δοκιμών των δύο υλικών εκτέθηκαν στο περιβάλλον αλατονέφωσης για 6 ώρες. Η επιλογή του συγκεκριμένου χρόνου έγινε αφού πρώτα προσδιορίστηκε πειραματικά το ποσοστό υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού των δύο υλικών σε συνάρτηση με το χρόνο έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον αλατονέφωσης. Στη συνέχεια, τα προδιαβρωμένα δοκίμια υποβλήθηκαν σε κόπωση σταθερού εύρους τάσης και η συμπεριφορά τους συγκρίθηκε με την αντίστοιχη των μη διαβρωμένων υλικών.

III) ΔΟΚΙΜΕΣ ΔΙΑΔΟΣΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΚΟΠΩΣΗ

Η επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στο ρυθμό διάδοσης ρωγμής σε κόπωση μελετήθηκε μόνο για την περίπτωση του κράματος AZ31. Δοκίμια τα οποία είχαν εκτεθεί στο θάλαμο αλατονέφωσης για 6 ώρες, υποβλήθηκαν σε κόπωση σταθερού εύρους τάσης. Τα επίπεδα φόρτισης που χρησιμοποιήθηκαν ήταν τα ίδια με εκείνα που χρησιμοποιήθηκαν για το αδιάβρωτο υλικό. Ο Πίνακας 5 συνοψίζει τις δοκιμές διάδοσης ρωγμής σε κόπωση που πραγματοποιήθηκαν στα πλαίσια της παρούσας εργασίας.

Πίνακας 5: Μηχανικές δοκιμές διάδοσης ρωγμής σε κόπωση σε μη διαβρωμένα και προ-διαβρωμένα δοκίμια του κράματος μαγνησίου AZ31

Υλικό	Χρόνος παραμονής στο θάλαμο αλατονέφωσης [ώρες]	Μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση, σ_{max} , [MPa]	Αριθμός δοκιμών
AZ31	0 (μη διαβρωμένο)	55/40	2/2
	6	55/40	2/2

3.4 ΜΕΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΚΑΙ ΑΝΑΛΥΣΗ ΤΩΝ ΕΠΙΦΑΝΕΙΩΝ ΘΡΑΥΣΗΣ

Για την υποστήριξη των αποτελεσμάτων των μηχανικών δοκιμών και την κατανόηση των μηχανισμών που λαμβάνουν χώρα στη μικροδομή των υλικών όταν αυτά δέχονται εξωτερικά φορτία, πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Υλικών του Τμήματος Μηχανικών Βιομηχανίας του Πανεπιστημίου Θεσσαλίας εκτενής μεταλλογραφικός έλεγχος και μελέτη των επιφανειών θραύσης των δοκιμών εφελκυσμού και κόπωσης των υπό εξέταση κραμάτων μαγνησίου. Η μελέτη εστιάζει κυρίως στο χαρακτηρισμό των μη διαβρωμένων δειγμάτων και περιλαμβάνει τα ακόλουθα:

Μεταλλογραφικός έλεγχος:

Πραγματοποιήθηκαν μεταλλογραφικές αναλύσεις κατά μήκος των δοκιμών εφελκυσμού προκειμένου να αναδειχθούν τα χαρακτηριστικά των μηχανισμών παραμόρφωσης που λαμβάνουν χώρα κατά τη ψευδοστατική φόρτιση των δοκιμών. Η προετοιμασία των δοκιμών περιελάμβανε λείανση με χαρτιά SiC μέχρι 1200 grit και στη συνέχεια στίλβωση με αιώρημα αδαμαντόπαστας κοκκομετρίας 1μm. Η χημική προσβολή των δοκιμών έγινε με αντιδραστήριο που συνίστατο από 5 ml οξικό οξύ, 5 gr πικρικό οξύ, 10 ml H₂O και 100 ml αιθανόλη (ASM acetic picral I). Η παρατήρηση και φωτογράφιση έγινε με οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο τύπου Leitz Aristomet.

Χαρακτηρισμός των επιφανειών θραύσης:

Ο έλεγχος πραγματοποιήθηκε με τη χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (Scanning Electron Microscope - SEM) τύπου JEOL JSM 5310. Αξιολογήθηκαν οι επιφάνειες θραύσης τόσο των δοκιμών εφελκυσμού όσο και των δοκιμών κόπωσης.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4^ο

ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ

Στο παρόν κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις πειραματικές δοκιμές και το μεταλλογραφικό έλεγχο στα αδιάβρωτα δοκίμια των δύο υλικών. Το κεφάλαιο χωρίζεται σε τέσσερα επιμέρους υποκεφάλαια. Το πρώτο αφορά στο χαρακτηρισμό της μικροδομής των δύο υλικών σε δοκίμια τα οποία δεν είχαν υποβληθεί σε μηχανική φόρτιση. Το δεύτερο αφορά στη μηχανική συμπεριφορά εφελκυσμού, στο τρίτο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της συμπεριφοράς κόπωσης, δίνοντας ιδιαίτερη βαρύτητα στο μηχανισμό κόπωσης του κράματος AZ31, ενώ στο τέταρτο εμπεριέχονται τα αποτελέσματα των δοκιμών διάδοσης ρωγμής σε κόπωση.

4.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

Η μικροδομή των κραμάτων μαγνησίου AZ31 και AZ61 για τα τρία επίπεδα σε σχέση με τη διεύθυνση της έλασης, όπως αυτά ορίστηκαν στο Σχήμα 8 του Κεφαλαίου 3, απεικονίζεται στο Σχήμα 13. Και για τα δύο υλικά η δομή είναι ισοαξονική με μέσο μέγεθος κόκκων 14.5μm ενώ παρατηρείται

ότι η ανόπτηση έχει προκαλέσει ανακρυστάλλωση, εξαλείφοντας με αυτό τον τρόπο τυχόν διδυμίες προερχόμενες από τη θερμή έλαση. Μερικές διδυμίες και ζώνες ολίσθησης (slip bands) που εμφανίζονται, οφείλονται στη μεταλλογραφική προετοιμασία.

Σχήμα 13: Μικροδομή των κραμάτων (α) AZ31 και (β) AZ61 στα επίπεδα LT, LS και ST

Θα πρέπει να σημειωθεί ότι η μικροδομή του κράματος AZ61 είναι λιγότερο ομοιογενής συγκρινόμενη με εκείνη του κράματος AZ31. Επιπλέον, ενώ στην περίπτωση του AZ31 δεν παρατηρούνται κατακρημνύσεις στα όρια των κόκκων, στη μικροδομή του κράματος AZ61 παρατηρούνται σωματίδια διασποράς στα όρια των κόκκων, τα οποία πιθανότατα αντιστοιχούν στη β-φάση ($Mg_{17}Al_{12}$). Στον Πίνακα 6 συνοψίζονται οι μετρηθείσες τιμές της μικροσκληρότητας και του μέσου μεγέθους των κόκκων των δύο υλικών στα τρία επίπεδα. Η υψηλότερη μικροσκληρότητα του κράματος AZ61 οφείλεται στο μεγαλύτερο ποσοστό αλουμινίου.

Πίνακας 6: Μικροσκληρότητα και μέσο μέγεθος κόκκων των AZ κραμάτων

Κράμα	Μικροσκληρότητα (HV)			Μέσο μέγεθος κόκκων (μm)		
	LT	LS	ST	LT	LS	ST
AZ31	48.2	57.8	55.3	13	12	18
AZ61	63.3	67	60.3	16	13.3	12.5

Η υφή των δύο υλικών προσδιορίστηκε με μετρήσεις διάθλασης ακτίνων Χ (XRD - X-ray diffraction) και οι πολικές απεικονίσεις παρουσιάζονται στο Σχήμα 14. Πρόκειται για σχεδόν βασική υφή όπου το επίπεδο βάσης (0001) βρέθηκε σχεδόν παράλληλο στο επίπεδο έλασης, ενώ ο c-άξονας σχεδόν κάθετος στο επίπεδο της έλασης. Οι μετρηθείσες κορυφές του επιπέδου (0001) αντιστοιχούν στο 70% των συνολικών μετρήσεων των υπολοίπων κρυσταλλογραφικών επιπέδων για το κράμα AZ31 και 80% για το κράμα AZ61. Η πολική απεικόνιση για το επίπεδο βάσης (0001) παρουσιάζει μια γωνιακή διασπορά προς τη διεύθυνση της έλασης των δύο υλικών. Αυτή η διασπορά είναι περισσότερο εμφανής στην περίπτωση του κράματος AZ31.

(a)

(β)

Σχήμα 14: Πολική απεικόνιση του επιπέδου βάσης (0001) για το κράμα (α) AZ31 και (β) AZ61

Όπως χαρακτηριστικά αναφέρθηκε και στο Κεφάλαιο 2, η υφή στα μέταλλα με πυκνή εξαγωνική δομή καθορίζεται από το λόγο c/a της στοιχειώδους κυψελίδας, καθώς και από τους μηχανισμούς παραμόρφωσης (ολίσθηση και διδυμιακή παραμόρφωση). Οι βασικές ή σχεδόν βασικές υφές είναι συνήθεις σε μέταλλα με λόγο $c/a < \sqrt{3}$, όπως τα κράματα μαγνησίου. Αυτό οφείλεται στην ενεργοποίηση διδυμιακής παραμόρφωσης {10-12}, η οποία επαναπροσανατολίζει τον c -άξονα κάθετο στο επίπεδο έλασης (παράλληλο στον άξονα θλίψης κατά την έλαση) [24]. Η ανακρυστάλλωση κατά τη διάρκεια της ανόπτησης οδηγεί σε ισχυροποίηση της βασικής υφής [60].

Παρατηρήσεις:

➤ Και τα δύο ελατά κράματα μαγνησίου παρουσιάζουν ισοαξονική δομή με μέσο μέγεθος κόκκων ίσο με 14.5μm. Η ανόπτηση οδήγησε σε

ανακρυστάλλωση εξαλοίφοντας κατά αυτό τον τρόπο τυχόν διδυμίες που δημιουργήθηκαν κατά τη θερμή έλαση.

- Λόγω της θερμής έλασης τα δύο κράματα αναπτύσσουν σχεδόν βασική υφή όπου το επίπεδο βάσης (0001) είναι σχεδόν παράλληλο με το επίπεδο της έλασης, ενώ ο c-άξονας είναι σχεδόν κάθετος στο επίπεδο της έλασης.
- Το επίπεδο βάσης (0001) παρουσιάζει μια γωνιακή διασπορά προς τη διεύθυνση της έλασης των δύο υλικών. Αυτή η διασπορά είναι περισσότερο εμφανής στην περίπτωση του κράματος AZ31.

4.2 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

4.2.1 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού

Αντιπροσωπευτικές καμπύλες ονομαστικής τάσης - ονομαστικής παραμόρφωσης για τα δύο ελατά κράματα μαγνησίου, που προέκυψαν για τις δύο διευθύνσεις κοπής, παρουσιάζονται στο διάγραμμα του Σχήματος 15. Στον Πίνακα 7 συνοψίζονται οι τιμές των ιδιοτήτων που προσδιορίστηκαν από το μέσο όρο 4 δοκιμών.

Όπως γίνεται φανερό από το παρακάτω Σχήμα, η συμπεριφορά εφελκυσμού των δύο κραμάτων είναι σχεδόν πανομοιότυπη στις δύο διευθύνσεις, με την εξαίρεση ότι και για τα δύο κράματα το όριο διαρροής είναι ελαφρώς υψηλότερο στη διεύθυνση LT. Η διαφορά στο όριο διαρροής μεταξύ των δύο διευθύνσεων κοπής είναι περισσότερο εμφανής για την περίπτωση του κράματος AZ31. Επιπλέον, από το παραπάνω διάγραμμα γίνεται φανερό το φαινόμενο της εργοσκλήρυνσης στην απόκριση των δύο υλικών. Οι υψηλότερες τιμές αντοχής που προκύπτουν για το κράμα AZ61 πιθανόν οφείλονται στην υψηλότερη περιεκτικότητα αλουμινίου στο κράμα.

Σχήμα 15: Αντιπροσωπευτικές καμπύλες ονομαστικής τάσης - ονομαστικής παραμόρφωσης για τα δύο κράματα μαγνησίου (και στις δύο διεύθυνσης κοπής)

Πίνακας 7: Μηχανικές ιδιότητες εφελκυσμού των AZ κραμάτων

Διεύθυνση κοπής		$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_f [%]	W [MJ/m ³]
AZ31	L	165	263	19.45	48.00
	LT	193	264	20.00	50.80
AZ61	L	198	313	20.20	60.20
	LT	205	310	19.64	57.90

4.2.2 Μηχανισμοί παραμόρφωσης κάτω από εφελκυστικά φορτία

Το υψηλότερο όριο διαρροής που παρατηρείται στη διεύθυνση LT, ιδιαίτερα για το κράμα AZ31, αποδίδεται στη γωνιακή διασπορά των πόλων των επιπέδων βάσης ως προς τη διεύθυνση της έλασης (L διεύθυνση) [61]. Αυτή η γωνιακή διασπορά οδηγεί σε διαρροή στη διεύθυνση L με

ενεργοποίηση βασικής ολίσθησης. Αντίθετα, η διαρροή στη διεύθυνση LT απαιτεί την ενεργοποίηση πρισματικής ολίσθησης, η οποία με τη σειρά της απαιτεί μεγαλύτερη διατμητική τάση (CRSS). Όπως έχει ήδη αναφερθεί, ο c-άξονας κλίνει προς τη διεύθυνση της έλασης. Η φόρτιση κατά τη διεύθυνση της έλασης παράγει μια εφελκυστική συνιστώσα κατά το c-άξονα, η οποία ενεργοποιεί τη διδυμιακή παραμόρφωση. Η διδυμιακή παραμόρφωση στη διεύθυνση LT χρειάζεται υψηλότερη τάση. Στις εικόνες του Σχήματος 16 παρουσιάζεται η μικροδομή δοκιμίου εφελκυσμού στη διεύθυνση της έλασης (L διεύθυνση) του κράματος AZ31 στην περιοχή της ομοιόμορφης παραμόρφωσης (Σχήμα 16α) και στην περιοχή του λαιμού (Σχήμα 16β).

(α)

(β)

Σχήμα 16: Μικροδομή δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ31 (L διεύθυνση) σε τομή (α) στην περιοχή της ομοιόμορφης παραμόρφωσης και (β) στην περιοχή κοντά στο λαιμό

Όπως γίνεται φανερό, υπάρχει μια εμφανής διακύμανση στην πυκνότητα των διδυμιών κατά μήκος του δοκιμίου. Οι διδυμίες παρουσιάζουν μεγαλύτερη πυκνότητα κοντά στο λαιμό σε σχέση με την περιοχή της ομοιόμορφης παραμόρφωσης του δοκιμίου εφελκυσμού. Αυτό το φαινόμενο αποδίδεται στην υψηλότερη πλαστική παραμόρφωση στην περιοχή του λαιμού. Είναι επίσης εμφανές ότι σχηματίζονται δύο κύρια επίπεδα διδυμίας, τα οποία

αντιστοιχούν στα δύο συζυγή επίπεδα των κραμάτων μαγνησίου, όπως αναφέρθηκε σχετικά και στο Κεφάλαιο 2.

Παρόμοια χαρακτηριστικά παρατηρήθηκαν επίσης και στην περίπτωση του δοκιμίου εφελκυσμού κάθετα στη διεύθυνση της έλασης (LT διεύθυνση - Σχήμα 17). Ωστόσο η πυκνότητα των διδυμιών είναι χαμηλότερη συγκριτικά με το δοκίμιο της L διεύθυνσης, γεγονός που υποδεικνύει μια αυξημένη αντίσταση της LT διεύθυνσης στην ανάπτυξη διδυμιακής παραμόρφωσης.

Σχήμα 17: Μικροδομή δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ31 (LT διεύθυνση) σε τομή (α) στην περιοχή της ομοιόμορφης παραμόρφωσης και (β) στην περιοχή κοντά στο λαιμό

Παρόμοια συμπεριφορά παρατηρήθηκε επίσης και στην περίπτωση του κράματος AZ61. Ωστόσο η διακύμανση στην πυκνότητα των διδυμιών μεταξύ της L και της LT διεύθυνσης ήταν μικρότερη συγκριτικά με το κράμα AZ31, γεγονός που επιβεβαιώνεται και από τη μικρότερη διαφορά μεταξύ των ορίων διαρροής στις δύο διευθύνσεις.

Στο σημείο αυτό θα πρέπει να τονιστεί ότι παρά το γεγονός ότι η διδυμιακή παραμόρφωση βοηθάει το υλικό να ικανοποιήσει το κριτήριο Von Mises, είναι ένας πολικός μηχανισμός ο οποίος επιτρέπει την απλή διάτμηση μόνο σε μια διεύθυνση, σε αντίθεση με την εμπρόσθια και προς τα πίσω κίνηση των καταναγκασμών ολίσθησης. Η συνολική συνεισφορά της

διδυμιακής παραμόρφωσης στην ολική πλαστική παραμόρφωση του υλικού είναι ανάλογη του κλάσματος όγκου των διδυμιών. Σημειώνεται ότι η παραμόρφωση διάτμησης των διδυμιών (twinning shear) στο μαγνήσιο είναι της τάξης του 0.129 και η μέγιστη παραμόρφωση εφελκυσμού που "προσφέρεται" από αυτή τη διάτμηση δεν μπορεί να ξεπερνάει το 6.5%. Επομένως, η κυριότερη συνεισφορά της διδυμιακής διάτμησης είναι ο επαναπροσανατολισμός του κρυσταλλικού πλέγματος ώστε να διευκολυνθεί η παραμόρφωση λόγω ολίσθησης (κίνηση καταναγκασμών). Άλλες επίσης σημαντικές επιδράσεις της διδυμιακής παραμόρφωσης είναι η υποδιαίρεση των κόκκων, δηλαδή η δραστική μείωση του μεγέθους των κόκκων δεδομένου ότι τα όρια των διδυμιών δρουν ως εμπόδιο στην κίνηση των καταναγκασμών, καθώς και η εμφάνιση συγκέντρωσης τάσεων στα όρια των κόκκων όπου τερματίζουν οι διδυμίες.

4.2.3 Ανάλυση επιφανειών θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού

Οι επιφάνειες θραύσης των δοκιμίων εφελκυσμού των δύο κραμάτων μελετήθηκαν με τη βοήθεια ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (scanning electron microscope - SEM) προκειμένου να αξιολογηθούν τα χαρακτηριστικά τους. Στις εικόνες των Σχημάτων 18 και 19 παρουσιάζονται οι επιφάνειες θραύσης των δοκιμίων τόσο στη διεύθυνση της έλασης (L διεύθυνση) όσο και κάθετα σε αυτή (LT διεύθυνση) για τα κράματα AZ31 και AZ61 αντίστοιχα.

Σχήμα 18: Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ31 (α) στη διεύθυνση της έλασης και (β) κάθετα στη διεύθυνση της έλασης

Σχήμα 19: Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ61 (α) στη διεύθυνση της έλασης και (β) κάθετα στη διεύθυνση της έλασης

Οι επιφάνειες θραύσης των δοκιμίων των δύο υλικών στη διεύθυνση της έλασης (Σχήμα 18α και 19α) χαρακτηρίζονται από ισοαξονικές έδρες. Δεν παρατηρούνται καθόλου μικρές κοιλότητες (dimples), ένδειξη ότι ο κυρίαρχος μηχανισμός είναι η περικρυσταλλική θραύση (intergranular fracture). Οι ισοαξονικές έδρες αντιστοιχούν με το μέγεθος του κόκκου στο επίπεδο LS, όπως αυτό ορίστηκε στο προηγούμενο κεφάλαιο. Στα δοκίμια που εφελκύστηκαν στη διεύθυνση κάθετα στην έλαση (Σχήμα 18β και 19β) παρατηρείται ο ίδιος μηχανισμός περικρυσταλλικής θραύσης. Σε αυτά τα δοκίμια οι ισοαξονικές έδρες αντιστοιχούν στο μέγεθος των κόκκων στο επίπεδο ST.

Η περικρυσταλλική θραύση μπορεί να αποδοθεί στους εξής παράγοντες: (α) συγκέντρωση τάσεων στα όρια των κόκκων λόγω τερματισμού των διδυμιών και (β) ασυμβατότητα πλαστικής παραμόρφωσης μεταξύ γειτονικών κόκκων, λόγω δυσκολίας ικανοποίησης του κριτηρίου von Mises (ενεργοποίηση 5 ανεξάρτητων συστημάτων ολίσθησης).

Παρατηρήσεις:

- Η συμπεριφορά εφελκυσμού των δύο κραμάτων AZ31 και AZ61 είναι σχεδόν πανομοιότυπη στις δύο διευθύνσεις, L και LT, με την εξαίρεση ότι και για τα δύο κράματα το όριο διαρροής είναι ελαφρώς υψηλότερο στη διεύθυνση LT
- Οι υψηλότερες τιμές αντοχής που προκύπτουν για το κράμα AZ61 πιθανόν οφείλονται στην υψηλότερη περιεκτικότητα αλουμινίου στο κράμα.
- Στα δοκίμια εφελκυσμού παρατηρήθηκε διδυμιακή παραμόρφωση. Υπάρχει εμφανής διακύμανση της πυκνότητας των διδυμιών κατά μήκος του δοκιμίου. Η πυκνότητα είναι μεγαλύτερη στην περιοχή του λαιμού σε σχέση με την περιοχή ομοιόμορφης παραμόρφωσης. Η πυκνότητα των διδυμιών είναι πιο έντονη στην περίπτωση των δοκιμίων της διεύθυνσης της έλασης λόγω της γωνιακής διασποράς των πόλων των επιπέδων βάσης.
- Ο κυρίαρχος μηχανισμός θραύσης κάτω από ψευδοστατικά εφελκυστικά φορτία είναι η περικρυσταλλική θραύση. Οι επιφάνειες θραύσης χαρακτηρίζονται από ισο-αξονικές έδρες των οποίων το μέγεθος είναι ίσο με το μέσο μέγεθος των κόκκων. Η περικρυσταλλική θραύση αποδίδεται στη συγκέντρωση τάσεων στα όρια των κόκκων λόγω του τερματισμού των διδυμιών και στην ασυμβατότητα πλαστικής παραμόρφωσης μεταξύ γειτονικών κόκκων λόγω αδυναμίας ικανοποίησης του κριτηρίου von Mises.

4.3 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΚΟΠΩΣΗΣ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

4.3.1 Αποτελέσματα δοκιμών κόπωσης - Καμπύλες S-N

Τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις δοκιμές κόπωσης σταθερού εύρους τάσης που πραγματοποιήθηκαν για τα δύο υλικά σε δοκίμια κομμένα στη διεύθυνση της έλασης (L) χρησιμοποιήθηκαν για την κατασκευή των καμπυλών S-N των δύο κραμάτων. Τα πειραματικά δεδομένα σχεδιάστηκαν σε διάγραμμα στο οποίο ο άξονας των τετμημένων αντιπροσωπεύει τον αριθμό των κύκλων αστοχίας (λογαριθμική κλίμακα) ενώ ο αντίστοιχος των τεταγμένων αντιπροσωπεύει τη μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση κατά τη διάρκεια της δοκιμής (γραμμική κλίμακα). Στη συνέχεια τα πειραματικά δεδομένα προσεγγίστηκαν με μια μη-γραμμική συνάρτηση (συνάρτηση Weibull) και οι καμπύλες S-N παρουσιάζονται στο διάγραμμα του Σχήματος 20.

Σχήμα 20: Καμπύλες S-N των AZ κραμάτων για λόγο τάσεων $R=0.1$

Η συνάρτηση Weibull ορίζεται από την εξίσωση:

$$\sigma_{\max} = P_1 + \frac{P_2 - P_1}{\exp\left(\frac{\log N_f}{P_3}\right)^{P_4}} \quad (4.1)$$

όπου οι παράμετροι P_1 και P_2 αντιστοιχούν στο όριο διαρκούς αντοχής σε κόπωση (fatigue endurance limit) και την αντοχή θραύσης σε εφελκυσμό αντίστοιχα, και οι παράμετροι P_3 και P_4 αποτελούν συντελεστές της προσεγγιστικής συνάρτησης κατανομής. Στον Πίνακα 8 συνοψίζονται οι παράμετροι που προέκυψαν για τα δύο υλικά.

Πίνακας 8: Συντελεστές της προσεγγιστικής συνάρτησης κατανομής Weibull

Κράμα	P_1	P_2	P_3	P_4
AZ31	155	263	2.9	2.48
AZ61	161	313	3.61	2.74

Όπως προκύπτει από το Σχήμα 20 οι καμπύλες S-N των δύο κραμάτων παρουσιάζουν μια ήπια μετάβαση από την περιοχή της ολιγοκυκλικής σε εκείνη της πολυκυκλικής κόπωσης, γεγονός που αποτελεί τυπική συμπεριφορά για τα κράματα μαγνησίου. Ο χαρακτήρας της μετάβασης είναι πιο έντονος στην περίπτωση του AZ31. Η παρατηρούμενη ισχυρή εξάρτηση από την τάση έχει ως αποτέλεσμα μικρές μεταβολές στην εφαρμοζόμενη τάση να οδηγούν σε μεγάλες μεταβολές στη διάρκεια ζωής των υλικών. Το γεγονός αυτό αποτελεί σημαντικό μειονέκτημα για εφαρμογές στις οποίες η διάρκεια ζωής σε κόπωση είναι πρωταρχικής σημασίας. Αξιοσημείωτη είναι επίσης και η σημαντική διασπορά των πειραματικών αποτελεσμάτων που παρατηρήθηκε στην περίπτωση του κράματος AZ61, ειδικότερα στις χαμηλότερες τάσεις. Πιθανή αιτία για την παρατηρούμενη διασπορά είναι η ανομοιογένεια που παρατηρήθηκε στην μικροδομή του συγκεκριμένου υλικού (Σχήμα 13β).

Συμβατικό όριο κόπωσης για τα δύο υλικά (fatigue limit) θεωρήθηκαν οι 10^7 κύκλοι καταπόνησης. Οι τιμές της μέγιστης τάσης κόπωσης για το συμβατικό όριο κόπωσης για λόγο τάσεων $R=0.1$ είναι 155 MPa και 160 MPa για τα κράματα AZ31 και AZ61 αντίστοιχα. Οι τιμές αυτές του ορίου κόπωσης είναι πολύ κοντά στην τιμή του ορίου διαρροής, ιδιαίτερα στην περίπτωση του AZ31. Η υψηλότερη τιμή που παρατηρείται για το AZ61 φαίνεται λογική δεδομένου ότι το όριο διαρροής του συγκεκριμένου κράματος είναι υψηλότερο από το αντίστοιχο του AZ31.

4.3.2 Ανάλυση επιφανειών θραύσης δοκιμίων κόπωσης

Για την αξιολόγηση των χαρακτηριστικών θραύσης των δύο κραμάτων κάτω από φορτία κόπωσης, οι επιφάνειες θραύσης των δοκιμίων κόπωσης μελετήθηκαν με τη βοήθεια ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης. Οι εικόνες του Σχήματος 21 αντιστοιχούν σε δοκίμιο του κράματος AZ31 το οποίο αστόχησε μετά από 28828 κύκλους κάτω από μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση 160 MPa.

Σχήμα 21: Χαρακτηριστικά θραύσης δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ31

Η περιοχή εκκίνησης της ρωγμής κόπωσης είναι στην επιφάνεια του δοκιμίου. Όπως παρατηρείται στο Σχήμα 21α εμφανίζεται μια τοξοειδής περιοχή εκκίνησης της ρωγμής με χαρακτηριστικά διακρυσταλλικής θραύσης (flat transgranular fracture mode). Το μέγεθος αυτής της περιοχής είναι της τάξης των 100μm. Παρατηρώντας την περιοχή αυτή σε μεγέθυνση (Σχ. 21β) εμφανίζονται κάποια ίχνη σε ζεύγη τα οποία μπορεί να είναι διδυμίες μέσα στους κόκκους. Θα πρέπει να σημειωθεί ότι ο ρόλος των διδυμιών στην εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης δεν είναι ακόμα ξεκάθαρος και πρέπει να αποσαφηνιστεί. Η περιοχή διάδοσης της ρωγμής (Σχ. 21γ) παρουσιάζει χαρακτηριστικά νιφάδων (flake-like). Τα όρια αυτών των νιφάδων είναι ξεκάθαρα τα όρια των κόκκων. Έτσι η επιφάνεια θραύσης χαρακτηρίζεται ως περικρυσταλλική (intergranular fracture mode). Η επιφάνεια των νιφάδων έχει ψαθυρά χαρακτηριστικά. Επιπλέον, στην περιοχή αυτή εμφανίζονται δευτερεύουσες ρωγμές ή διακλαδώσεις (crack branching) (Σχ. 21δ).

Σχήμα 22: Χαρακτηριστικά θραύσης δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ61

Παρόμοια χαρακτηριστικά θραύσης παρατηρήθηκαν και για την περίπτωση του κράματος AZ61. Οι εικόνες του Σχήματος 22 αντιστοιχούν στο δοκίμιο που αστόχησε μετά από 140550 κύκλους σε μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση 165 MPa. Παρατηρείται μια επίπεδη διακρυσταλλική περιοχή εκκίνησης της ρωγμής κόπωσης (Σχ. 22α) στην οποία τα ίχνη των ορίων των διδυμιών είναι πιο εμφανή σε σχέση με το κράμα AZ31. Η περιοχή διάδοσης (Σχ. 22β,γ) εμφανίζει και πάλι χαρακτηριστικά νιφάδων, ενώ η περιοχή γρήγορης θραύσης (Σχ. 22δ) χαρακτηρίζεται ως περικρυσταλλική, όπως και στην περίπτωση του κράματος AZ31.

Η περικρυσταλλική διάδοση της ρωγμής κατά την κόπωση μπορεί να ερμηνευτεί ως εξής. Τα ελάσματα AZ31 και AZ61 δεν έχουν εντελώς βασική υφή, που σημαίνει ότι η βασική ολίσθηση είναι ο κυρίαρχος μηχανισμός κατά το αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης κόπωσης. Η τάση δεν είναι αρκετά υψηλή (κάτω από το όριο διαρροής) ώστε να ενεργοποιηθεί η διδυμιακή παραμόρφωση η οποία θα εξασφάλιζε συμβατότητα κατά την πλαστική παραμόρφωση. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα τα υλικά να οδηγούνται σε ψαθυρούς μηχανισμούς έναρξης και διάδοσης της ρωγμής ανάμεσα σε μη συμβατά σημεία, όπως τα όρια των κόκκων, και ως εκ τούτου να παρουσιάζουν περικρυσταλλική διάδοση[61].

Μια γενική παρατήρηση που προκύπτει από τα παραπάνω είναι ότι στα χαρακτηριστικά θραύσης των δοκιμίων κόπωσης δύσκολα παρατηρούνται σημάδια πλαστικότητας. Αυτό, όπως τονίστηκε, αποδίδεται στην εξαγωνική δομή του μαγνησίου και την αδυναμία ικανοποίησης του κριτηρίου von Mises. Η διδυμιακή παραμόρφωση σε τάσεις κάτω του ορίου διαρροής είναι δύσκολο να εμφανιστεί και μπορεί να εντοπιστεί μόνο τοπικά σε ευνοικά προσανατολισμένους κόκκους ή σε σημεία με υψηλή συγκέντρωση τάσεων.

4.3.3 Μελέτη του μηχανισμού κόπωσης του κράματος AZ31

Η παρατηρούμενη υψηλή ευαισθησία σε μικρές μεταβολές της τάσης, ιδιαίτερα στην περίπτωση του κράματος AZ31, οδηγεί στην ανάγκη για περαιτέρω μελέτη της συμπεριφοράς κόπωσης των κραμάτων μαγνησίου. Η διάρκεια ζωής σε κόπωση ενός μεταλλικού υλικού μπορεί να χωριστεί σε διαφορετικές φάσεις, σε κάθε μια από τις οποίες ο κυρίαρχος μηχανισμός συσσώρευσης βλάβης είναι διαφορετικός. Αυτές οι φάσεις είναι η κυκλική μικροπλαστικότητα (cyclic plasticity), η εκκίνηση της ρωγμής (crack nucleation), η διάδοση της μικρής ρωγμής (micro-crack growth) και τέλος η διάδοση της μακρορωγμής (macro-crack growth) μέχρι την τελική αστοχία του υλικού. Παρ' όλες τις σημαντικές προόδους που έχουν γίνει στην κατανόηση των μηχανισμών της αστοχίας κόπωσης, η ακριβής πρόβλεψη αυτής είναι δύσκολη δεδομένου ότι οι διαφορετικοί φυσικοί μηχανισμοί που λαμβάνουν χώρα κατά τη βαθμιαία διαδικασία συσσώρευσης βλάβης είναι σύνθετοι και αλληλεπιδρούν μεταξύ τους, αναπτύσσονται με την αύξηση των κύκλων καταπόνησης από την ατομική μέχρι τη μακρο-κλίμακα και εμπεριέχουν ένα μεγάλο αριθμό παραμέτρων του υλικού, της γεωμετρίας και των συνθηκών φόρτισης [62]. Η αλληλεπίδραση αυτών των μηχανισμών δεν μπορεί να ποσοτικοποιηθεί εύκολα.

Όπως είναι γνωστό, η κυκλική μικροπλαστικότητα σε επιφανειακά στρώματα του υλικού στην ατομική, τη νανο- και τη μεσο-κλίμακα είναι ο κυρίαρχος μηχανισμός βλάβης στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης κόπωσης. Στα πολυκρυσταλλικά υλικά αυτή η διαδικασία συσσώρευσης βλάβης είναι περίπλοκη και εξαρτάται από ένα μεγάλο αριθμό παραμέτρων όπως ο τύπος της στοιχειώδους κυψελίδας, η ενέργεια των σφαλμάτων επιστοιβάσματος, η θερμική κατεργασία, το μέγεθος

των κόκκων, η γεωμετρία των κατακρημνύσεων κ.α.. Σε αρκετές μελέτες που πραγματοποιήθηκαν για την περίπτωση διαφόρων κραμάτων αλουμινίου, π.χ. [63]-[65] το αποτέλεσμα αυτής της διαδικασίας είναι τα υλικά να παρουσιάζουν μια αύξηση (hardening) ή μείωση (softening) της επιφανειακής σκληρότητας με τους κύκλους καταπόνησης.

Στην παρούσα εργασία αρχικά μελετάται η ικανότητα του κράματος μαγνησίου AZ31 να συσσωρεύσει βλάβη κόπωσης υπό τη μορφή κυκλικής μικροπλαστικότητας στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας. Για το σκοπό αυτό, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές νανοδιδεισδύσεων σε διαφορετικά ποσοστά της διάρκειας ζωής του υλικού σε κόπωση προκειμένου να προσδιοριστεί η μεταβολή της επιφανειακής σκληρότητας.

Δοκιμές νανο-διδεισδύσεων στο μη-καταπονημένο υλικό (N=0 κύκλοι)

Στο Σχήμα 23α παρουσιάζεται ένα πλήρες σετ καμπυλών φόρτισης - αποφόρτισης για τα διαφορετικά σημεία μέτρησης κατά μήκος της μειωμένης διατομής του δοκιμίου. Αντίστοιχα, στο Σχήμα 23β παρουσιάζονται οι μετρηθείσες τιμές της νανο-σκληρότητας για τα αντίστοιχα σημεία.

Σχήμα 23: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το μη-καταπονημένο υλικό

Όπως χαρακτηριστικά προκύπτει από τις καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης, το υλικό παρουσιάζει ελαστο-πλαστική συμπεριφορά. Η μέση τιμή της σκληρότητας για τα διαφορετικά σημεία μέτρησης στη μειωμένη διατομή του δοκιμίου προσδιορίστηκε στα 1.38 GPa με σχετικά χαμηλή τυπική απόκλιση (0.1481). Επιπλέον γίνεται φανερό ότι δεν υπάρχει σημαντική διαφορά στις υπολογισθείσες τιμές της σκληρότητας μεταξύ των διαφορετικών σημείων μέτρησης.

Σχήμα 24: (α) Ανάλυση της νανο-διείσδυσης στο σημείο μέτρησης 2, (β) εικόνα της νανο-διείσδυσης από μικροσκόπιο SPM

Στο διάγραμμα του Σχήματος 24 παρουσιάζεται η ανάλυση της νανο-διείσδυσης στο σημείο 2 της μειωμένης διατομής του δοκιμίου. Όπως προκύπτει και από την αντίστοιχη εικόνα του μικροσκοπίου (SPM - Scanning Probe Microscope), μετά τη διείσδυση παρατηρήθηκε αποκόλληση τμήματος του υλικού. Κατά πάσα πιθανότητα αυτή η συμπεριφορά οφείλεται στην αποσύνδεση του διεισδυτή κατά τη διάρκεια της αποφόρτισης.

Δοκιμές νανο-διεισδύσεων στο υλικό για φόρτιση σε $\sigma_{\max}=160$ MPa

A) Φόρτιση για $N=5000$ κύκλους

Στο δοκίμιο το οποίο είχε υποστεί 5000 κύκλους καταπόνησης πραγματοποιήθηκαν δοκιμές νανο-διεισδύσεων στα αντίστοιχα σημεία της μειωμένης διατομής. Στο Σχήμα 25 παρουσιάζονται αντίστοιχα οι καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης για τα διάφορα σημεία μέτρησης και οι υπολογισθείσες τιμές νανο-σκληρότητας για τα ίδια σημεία.

Σχήμα 25: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το υλικό μετά από 5000 κύκλους σε $\sigma_{\max}=160$ MPa

Στις καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης παρατηρείται η ίδια χαρακτηριστική ελαστο-πλαστική συμπεριφορά όπως και στην περίπτωση του μη καταπονημένου δοκιμίου (Σχήμα 25α). Η μέση τιμή της σκληρότητας για τα διαφορετικά σημεία μέτρησης στη μειωμένη διατομή του δοκιμίου προσδιορίστηκε στα 1.40 GPa (Σχήμα 25β) και πάλι με σχετικά χαμηλή τυπική απόκλιση (0.1481).

Όπως γίνεται φανερό, δεν υπάρχει καμία ουσιαστική αύξηση της επιφανειακής σκληρότητας του υλικού μετά από 5000 κύκλους καταπόνησης. Υπενθυμίζεται ότι αυτός ο αριθμός των κύκλων αντιστοιχεί περίπου στο 17% της διάρκειας ζωής του υλικού για το συγκεκριμένο επίπεδο φόρτισης, όπως προέκυψε από την καμπύλη S-N που παρουσιάστηκε σε προηγούμενο

κεφάλαιο. Τα παραπάνω ενισχύουν τον ισχυρισμό ότι το υλικό αδυνατεί να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας κόπωσης.

Για να διαπιστωθεί αν πράγματι παρατηρείται στο υλικό γρήγορη εκκίνηση ρωγμής, για το ίδιο επίπεδο φόρτισης πραγματοποιήθηκε συλλογή αντιγράφων (replicas) σε διαφορετικά ποσοστά της διάρκειας ζωής από την επιφάνεια του δοκιμίου κόπωσης. Στο Σχήμα 26 παρουσιάζονται ενδεικτικά ορισμένες αποτυπώσεις της ρωγμής κόπωσης και ο αριθμός των κύκλων στους οποίους αντιστοιχούν οι ρωγμές που φαίνονται στο Σχήμα.

Σχήμα 26: Αποτυπώσεις της εξέλιξης της ρωγμής κόπωσης

Όπως γίνεται φανερό από το Σχήμα 26, η εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης πραγματοποιείται ήδη στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας κόπωσης, αφού η ρωγμή που μετρήθηκε μετά από 5000 κύκλους φόρτισης, ή αλλιώς στο 17% της διάρκειας ζωής κόπωσης, έχει ήδη μήκος $61\mu\text{m}$ [66]. Σύμφωνα με τη θεωρία του Miller [67] ως εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης (crack

initiation) μπορεί να θεωρηθεί εκείνη η φάση της διάρκειας ζωής στην οποία η εμφανιζόμενη ατέλεια έχει μέγεθος a μεταξύ $d/2 < a < d$, όπου d είναι το μέσο μέγεθος των κόκκων του υλικού. Υπενθυμίζεται ότι το μέσο μέγεθος των κόκκων του κράματος AZ31 είναι 15μm. Εφαρμόζοντας μια από τις γνωστές θεωρείες για διάδοση ρωγμής μικρού μεγέθους (short crack growth), π.χ. [68], για το υλικό και τις συνθήκες φόρτισης της παρούσας εργασίας, προκύπτει ότι ένα μεγάλο μέρος των 5000 κύκλων καταπόνησης καταναλώνεται ώστε η ρωγμή να διαδοθεί από ένα μέγεθος της τάξης των 7.5μm που αντιστοιχεί σε μισό μέγεθος κόκκου και άρα μπορεί να θεωρηθεί ως εκκίνηση ρωγμής, σε ένα μέγεθος 60μm που ήταν το μήκος της ρωγμής που μετρήθηκε στους 5000 κύκλους. Τα παραπάνω οδηγούν στο συμπέρασμα ότι η εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης πραγματοποιείται σε πολύ αρχικό στάδιο της διαδικασίας κόπωσης του υλικού και ενισχύουν περαιτέρω τον ισχυρισμό ότι το υλικό δυσκολεύεται να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας στο αρχικό στάδιο, με αποτέλεσμα την πρόωρη εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης.

Η γρήγορη εκκίνηση και εξέλιξη ρωγμών κόπωσης περιορίζει την απορρόφηση ενέργειας στο υλικό λόγω κυκλικής μικροπλαστικότητας (cyclic plasticity). Οι εν λόγω παρατηρήσεις είναι σε συμφωνία με τα αποτελέσματα των εργασιών [39],[40] που πραγματοποιήθηκαν στο ελατό κράμα AZ31. Στο Σχήμα 27 παρουσιάζεται η εξέλιξη της ρωγμής κόπωσης με τους κύκλους καταπόνησης μέχρι την αστοχία, η οποία παρουσιάζει εκθετική μορφή.

Σχήμα 27: Εξέλιξη της ρωγμής κόπωσης του κράματος AZ31

Β) Φόρτιση για $N=10000$ κύκλους

Στο ίδιο δοκίμιο, αφού πρώτα υποβλήθηκε σε επιπλέον 5000 κύκλους, πραγματοποιήθηκε η ίδια σειρά δοκιμών νανο-δισεισδύσεων προκειμένου να προσδιοριστεί η μεταβολή της επιφανειακής σκληρότητας. Στο Σχήμα 28 παρουσιάζονται οι καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης για τα διάφορα σημεία μέτρησης και οι αντίστοιχες υπολογισθείσες τιμές της νανο-σκληρότητας.

Σχήμα 28: (α) Καμπύλες φόρτισης -

αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το υλικό μετά από 10000 κύκλους σε $\sigma_{\max}=160$ MPa

Όπως και στις προηγούμενες δύο περιπτώσεις το υλικό παρουσιάζει την ίδια ελαστο-πλαστική συμπεριφορά (Σχήμα 28α). Ωστόσο, όπως προκύπτει από τις δοκιμές των νανο-διδεισδύσεων υπάρχει μια σημαντική αύξηση της επιφανειακής σκληρότητας του υλικού κατά μήκος της μειωμένης διατομής, μετά από 10000 κύκλους καταπόνησης. Χαρακτηριστικά, αυτή η αύξηση δεν είναι ομοιόμορφα κατανεμημένη κατά μήκος της μειωμένης διατομής. Παρατηρείται μια διακύμανση στη μετρηθείσα σκληρότητα, η οποία καταλαμβάνει τη χαμηλότερη τιμή στο ένα άκρο της μειωμένης διατομής (~2 GPa) και αυξάνει καθώς προχωράμε προς το άλλο άκρο έτσι ώστε να καταλάβει τη μέγιστη τιμή (~4.95 GPa) λίγο πριν την απέναντι ακμή του δοκιμίου. Εξάγοντας μια μέση τιμή της επιφανειακής σκληρότητας για τα διάφορα σημεία μέτρησης αυτή αγγίζει τα 3.5 GPa. Συγκριτικά με τις μετρήσεις που πραγματοποιήθηκαν στα δύο προηγούμενα δείγματα (N=0 & N=5000 κύκλοι) η αύξηση της σκληρότητας αντιστοιχεί σε ένα ποσοστό της τάξης του 60%.

Η παρατηρούμενη αύξηση της επιφανειακής σκληρότητας στο δείγμα μετά από 10000 κύκλους δεν θα πρέπει να παρερμηνευτεί ως στάδιο κυκλικής πλαστικότητας στη διαδικασία κόπωσης του υλικού. Το στάδιο της κυκλικής πλαστικότητας, και ως εκ τούτου της κυκλικής σκλήρυνσης (hardening) ή κυκλικής εξασθένισης (softening), στα μεταλλικά υλικά ξεκινά από τους πρώτους κύκλους καταπόνησης. Από τις μετρήσεις που πραγματοποιήθηκαν στο υλικό μετά από 5000 κύκλους καταπόνησης δεν παρατηρήθηκε αξιόλογη μεταβολή της σκληρότητας. Από την άλλη πλευρά υπενθυμίζεται ότι σε ανάλογο δείγμα του υλικού μετά από 10000 κύκλους καταπόνησης ανιχνεύθηκε ρωγμή μεγέθους ~150μm. Κάνοντας τη θεώρηση ότι η συγκεκριμένη επιφανειακή ρωγμή έχει ημι-ελλειπτικό σχήμα, υπολογίζεται ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσεων βάσει της σχέσης:

$$K_t = 1 + 2.1 \left(\frac{\alpha}{2\beta} \right) \quad (6.1)$$

Από την παραπάνω σχέση προκύπτει ότι για το δεδομένο μήκος επιφανειακής ρωγμής ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσεων είναι ίσος με 1.08. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα ενώ το υλικό εξωτερικά φορτίζεται με τάση κάτω του ορίου διαρροής (160 MPa), τοπικά η μέγιστη εφελκυστική τάση είναι μεγαλύτερη (~173 MPa > R_p=163 MPa). Συνακόλουθα, ενεργοποιούνται επιπλέον μηχανισμοί παραμόρφωσης, πέραν της βασικής ολίσθησης, όπως η διδυμιακή παραμόρφωση, γεγονός που επιβεβαιώνεται και από τις παρατηρήσεις στις επιφάνειες θραύσης των δοκιμίων (ίχνη διδυμιών - Σχήμα 21). Κατ' επέκταση, η ενεργοποίηση των επιπλέον μηχανισμών παραμόρφωσης οδηγεί σε αύξηση της σκληρότητας καθώς πλέον η ασκούμενη εφελκυστική τάση είναι μεγαλύτερη του ορίου διαρροής του υλικού. Είναι επομένως κατανοητό ότι η επιφανειακή σκληρότητα θα είναι μεγαλύτερη σε περιοχές κοντά στα άκρα της αναπτυσσόμενης ρωγμής (πλαστικές ζώνες) και θα μικραίνει με την απομάκρυνση από τη ρωγμή, όπως χαρακτηριστικά παριστάνεται στο Σχήμα 29.

Σχήμα 29: Κατανομή της επιφανειακής σκληρότητας κατά μήκος της μειωμένης διατομής

Από το Σχήμα 29 γίνεται αντιληπτό ότι η ρωγμή κόπωσης θα πρέπει να βρίσκεται κοντά στη μια πλευρική ακμή του δοκιμίου κόπωσης. Με τη διακοπή της δοκιμής στους 10000 κύκλους πραγματοποιήθηκε συλλογή αντιγράφου από την επιφάνεια του δοκιμίου προκειμένου να ανιχνευθεί η πιθανή ρωγμή. Το αποτέλεσμα του ελέγχου παρουσιάζεται στο Σχήμα 30.

Σχήμα 30: Αναπτυσσόμενη ρωγμή κοντά στην ακμή του δοκιμίου

Όπως είναι φανερό οι μετρήσεις νανο-διεισδύσεων επιβεβαιώνονται από το αντίγραφο του Σχήματος 30. Η ρωγμή, μεγέθους περίπου 200μm, εμφανίζεται στην επιφάνεια του δοκιμίου, κοντά στη μια πλευρική ακμή του δοκιμίου. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα η σκληρότητα να είναι μεγαλύτερη σε αυτή την περιοχή (μεγάλο τασικό πεδίο - πλαστική ζώνη στα άκρα της ρωγμής) και να μειώνεται καθώς απομακρυνόμαστε προς το άλλο πλευρικό άκρο του δοκιμίου. Επιπλέον, είναι φανερό ότι η ρωγμή αναπτύσσεται εξ' αρχής κάθετα στη διεύθυνση επιβολής της φόρτισης και όχι υπό γωνία 45° (κάτω από μέγιστες διατμητικές τάσεις), χαρακτηριστικό ψαθυρής συμπεριφοράς του υλικού.

Δοκιμές νανο-διεισδύσεων στο υλικό για φόρτιση σε $\sigma_{\max}=155$ MPa

Για την επιβεβαίωση της αδυναμίας του υλικού να συσσωρεύσει μετρήσιμη βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές νανο-διεισδύσεων σε δοκίμιο το οποίο δεν αστόχησε μετά από 5E6 κύκλους σε μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση 155 MPa. Στα διαγράμματα του Σχήματος 31 παρουσιάζονται οι καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης για τα διάφορα σημεία της μειωμένης διατομής και αντίστοιχες τιμές της σκληρότητας.

Σχήμα 31: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το υλικό μετά από 5000000 κύκλους σε $\sigma_{\max}=155$ MPa

Όπως παρατηρείται, το υλικό μετά απο 5E6 κύκλους καταπόνησης σε μέγιστη τάση 155 MPa παρουσιάζει μέση τιμή επιφανειακής σκληρότητας κατά μήκος της μειωμένης διατομής της τάξεως των 1.57 GPa. Η απόκλιση των τιμών μεταξύ των διαφόρων σημείων μέτρησης είναι ελαφρώς υψηλότερη συγκριτικά με τις μετρήσεις στο μη καταπονημένο υλικό. Επιπλέον, είναι φανερό ότι δεν υπάρχει σημαντική αύξηση της σκληρότητας μετά από τους συγκεκριμένους κύκλους. Υπενθυμίζεται ότι η τάση καταπόνησης αντιστοιχεί

στο όριο κόπωσης του υλικού, όπως προέκυψε από την αντίστοιχη καμπύλη S-N.

Αξίζει να σημειωθεί ότι σε ορισμένα σημεία μετρήσεων, οι δοκιμές νανο-διδείδσεων σταματούσαν χωρίς να φτάσουν το μέγιστο φορτίο (2500 μN) ενώ στη συνέχεια δεν πραγματοποιούνταν η διαδικασία της αποφόρτισης. Στο Σχήμα 32 παρουσιάζεται η τρισδιάστατη ανάλυση (SPM) της νανο-διδείδωσης για μια τέτοια μέτρηση. Παρατηρείται ότι το υλικό κατέρρεε με την επιβολή του φορτίου πριν ολοκληρωθεί η διαδικασία φόρτισης - αποφόρτισης, γεγονός που συνδέεται με ψαθυρή συμπεριφορά του υλικού.

Σχήμα 32: Τρισδιάστατη ανάλυση μη ολοκληρωμένης νανο-διδείδωσης (σημείο 4)

Συμπεραίνεται λοιπόν ότι στο δεδομένο επίπεδο φόρτισης κόπωσης η ενεργοποίηση μηχανισμών παραμόρφωσης πέραν της βασικής ολίσθησης είναι εξαιρετικά δύσκολη. Το παραπάνω συμπέρασμα ενισχύεται από το μεταλλογραφικό έλεγχο που πραγματοποιήθηκε στην επιφάνεια του συγκεκριμένου δοκιμίου, όπως φαίνεται στο Σχήμα 33, στο οποίο δεν

παρατηρούνται σημάδια διδυμιακής παραμόρφωσης μετά από 5E6 κύκλους καταπόνησης.

Σχήμα 33: Μεταλλογραφικός έλεγχος στην επιφάνεια δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ31 μετά από 5E6 κύκλους καταπόνησης (μη αστοχία) σε μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση $\sigma_{\max}=155$ MPa

Ως εκ τούτου, δεν παρατηρείται σημαντική κυκλική πλαστικότητα με τη βαθμιαία αύξηση των κύκλων καταπόνησης ενώ παράλληλα, λόγω της χαμηλής τάσης, η ενέργεια που προσδίδεται στο υλικό μέσω της φόρτισης δεν οδηγεί σε δημιουργία νέων επιφανειών (ρωγμές κόπωσης). Συνεπώς η συγκεκριμένη τάση φόρτισης είναι το όριο διαρκούς αντοχής σε κόπωση (fatigue endurance limit).

Παρατηρήσεις:

➤ Οι καμπύλες S-N των δύο κραμάτων παρουσιάζουν μια ήπια μετάβαση από την περιοχή της ολιγοκυκλικής σε εκείνη της πολυκυκλικής κόπωσης. Η εμφανής υψηλή ευαισθησία σε μικρές μεταβολές της τάσης αποτελεί

σημαντικό μειονέκτημα για εφαρμογές στις οποίες η διάρκεια ζωής σε κόπωση είναι πρωταρχικής σημασίας.

➤ Οι τιμές του συμβατικού ορίου κόπωσης προσδιορίστηκαν σε 155 MPa και 160 MPa για το AZ31 και AZ61 κράμα αντίστοιχα. Οι τιμές αυτές του ορίου κόπωσης είναι πολύ κοντά στην τιμή του ορίου διαρροής, ιδιαίτερα στην περίπτωση του AZ31.

➤ Στα δοκίμια κόπωσης παρατηρήθηκε μια διακρυσταλλική περιοχή εκκίνησης και μια περικρυσταλλική περιοχή διάδοσης της ρωγμής. Η περικρυσταλλική διάδοση της ρωγμής κόπωσης αποδίδεται στην ασυμβατότητα πλαστικής παραμόρφωσης γειτονικών κόκκων λόγω αδυναμίας ικανοποίησης του κριτηρίου von Mises. Οι διδυμίες που δείχνουν να εμφανίζονται στην περιοχή εκκίνησης της ρωγμής οφείλονται είτε σε κόκκους που δεν ανήκουν στη βασική υφή είτε σε σημεία με υψηλή συγκέντρωση τάσης.

➤ Οι δοκιμές νανο-διείσδυσης στο δοκίμιο του κράματος AZ31 μετά από 5000 κύκλους καταπόνησης σε μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση 160 MPa έδειξαν ότι δεν υπάρχει ουσιαστική αύξηση της επιφανειακής σκληρότητας (εργοσκλήρυνση) λόγω κυκλικής φόρτισης.

➤ Η αδυναμία ενεργοποίησης επιπλέον μηχανισμών παραμόρφωσης (διδυμιακής παραμόρφωσης) πέραν της βασικής ολίσθησης στο συγκεκριμένο επίπεδο φόρτισης φαίνεται να οδηγεί σε αδυναμία του υλικού να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας με αποτέλεσμα την πρόωρη εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης.

➤ Η αυξημένη επιφανειακή σκληρότητα μετά από 10000 κύκλους καταπόνησης δεν αποδίδεται στο στάδιο της κυκλικής πλαστικότητας αλλά στην ύπαρξη ρωγμής κόπωσης η οποία τοπικά αυξάνει το τασικό πεδίο (μεγαλύτερο του ορίου διαρροής) και ως εκ τούτου οδηγεί στην ενεργοποίηση της διδυμιακής παραμόρφωσης.

➤ Το υλικό παρουσιάζει ένα σαφές όριο διαρκούς αντοχής σε κόπωση στα 155 MPa καθώς στο επίπεδο αυτό δεν υπάρχει γενικευμένη ενεργοποίηση επιπλέον μηχανισμών παραμόρφωσης (διδυμιακή παραμόρφωση) ενώ η ενέργεια που προσδίδεται δεν οδηγεί στη δημιουργία νέων επιφανειών (ρωγμές).

4.4 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΔΙΑΔΟΣΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΚΟΤΩΣΗ ΤΩΝ ΑΔΙΑΒΡΩΤΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

Η μελέτη της συμπεριφοράς διάδοσης ρωγμής σε κόπωση πραγματοποιήθηκε μόνο για την περίπτωση του κράματος AZ31. Για τις δοκιμές επελέγησαν δύο επίπεδα φόρτισης, 40 και 55 MPa, τα οποία αντιστοιχούν στο 25% και 35% του ορίου διαρροής του υλικού αντίστοιχα. Ο λόγος τάσεων, R , ήταν 0.1. Τα διαγράμματα του Σχήματος 18 παρουσιάζουν την εξέλιξη της ρωγμής με τους κύκλους καταπόνησης και τη μεταβολή του ρυθμού διάδοσης της ρωγμής με το εύρος του συντελεστή έντασης τάσεων. Για λόγους σύγκρισης, στο δεύτερο διάγραμμα παρατίθεται και η συμπεριφορά του αεροπορικού κράματος αλουμινίου 2024-T351 [69] για μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση που αντιστοιχεί στο 35% του ορίου διαρροής του συγκεκριμένου υλικού και $R=0.1$. Επομένως το πείραμα αυτό μπορεί να συγκριθεί με το πείραμα που διεξήχθη για το κράμα AZ31 με μέγιστη τάση 55MPa και $R=0.1$.

(α)

(β)

Σχήμα 34: (α) εξέλιξη ρωγμής με κύκλους καταπόνησης, (β) ρυθμός διάδοσης ρωγμής σε συνάρτηση του εύρους συντελεστή έντασης τάσεων

Όπως προκύπτει από τα παραπάνω διαγράμματα, η διάρκεια ζωής σε κόπωση των προ-ρηγματωμένων δοκιμίων του κράματος AZ31 παρουσιάζει αισθητή μείωση όταν η μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση αυξάνεται κατά 15 MPa,

που υπενθυμίζεται ότι αντιστοιχεί σε 10% του ορίου διαρροής. Πιο συγκεκριμένα, ενώ για το δοκίμιο που φορτίζεται με 40 MPa μέγιστη τάση η διάρκεια ζωής είναι 163000 κύκλοι, για την περίπτωση φόρτισης με 55 MPa η διάρκεια ζωής μειώνεται στους 72000 κύκλους, το οποίο αντιστοιχεί σε μείωση κατά 56%. Επιπλέον, το κρίσιμο μήκος ρωγμής (ασταθής διάδοση ρωγμής) μετρήθηκε σε 82mm και 63mm για φόρτιση με μέγιστη τάση 40 MPa και 55 MPa αντίστοιχα.

Οι παραπάνω δοκιμές καλύπτουν μια ζώνη του εύρους συντελεστή έντασης τάσεων, ΔK , μεταξύ 4 και 27 $MPa\sqrt{m}$. Ο συντελεστής n της γνωστής εξίσωσης του Paris: $\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^n$ που αντιστοιχεί στην κλίση του γραμμικού τμήματος των παραπάνω καμπυλών προσδιορίστηκε σε 2.7 και 3.5 για τα επίπεδα φόρτισης 40 MPa και 55 MPa αντίστοιχα. Όπως προκύπτει από τη σύγκριση με τη συμπεριφορά του αεροπορικού κράματος αλουμινίου 2024, για το οποίο ο συντελεστής n της εξίσωσης του Paris είναι ίσος με 2.4, κάτω από την ίδια τιμή του εύρους του συντελεστή έντασης τάσεων, ο ρυθμός διάδοσης της ρωγμής για το κράμα μαγνησίου είναι σημαντικά υψηλότερος, γεγονός που αναδεικνύει την υποδεέστερη ανοχή σε βλάβη του εν λόγω υλικού σε σχέση με το αντίστοιχο κράμα αλουμινίου.

Παρατηρήσεις:

- Η ταχύτητα διάδοσης ρωγμής σε κόπωση των προ-ρηγματωμένων δοκιμίων του κράματος AZ31 παρουσιάζει σημαντική ευαισθησία σε μικρές μεταβολές της τάσης.
- Κάτω από την ίδια τιμή του εύρους του συντελεστή έντασης τάσεων, ο ρυθμός διάδοσης της ρωγμής για το κράμα μαγνησίου είναι σημαντικά υψηλότερος σε σύγκριση με το αεροπορικό κράμα αλουμινίου 2024. Αυτό

οφείλεται στη δυσκολία ενεργοποίησης των μηχανισμών παραμόρφωσης στο κράμα μαγνησίου, προκειμένου να ικανοποιηθεί το κριτήριο von Mises, με αποτέλεσμα το υλικό να συμπεριφέρεται ψαθυρά.

4.5 ΓΕΝΙΚΕΥΜΕΝΗ ΠΡΟΣΕΓΓΙΣΗ ΤΗΣ ΦΙΛΟΣΟΦΙΑΣ ΤΗΣ «ΑΝΟΧΗΣ ΣΕ ΒΛΑΒΗ»

Σύμφωνα με την κλασσική θεώρηση της έννοιας, η φιλοσοφία σχεδιασμού με ανοχή σε βλάβη εμπεριέχει την ύπαρξη μακρο-ρωγμής η οποία εμφανίστηκε στο κατασκευαστικό στοιχείο κατά τη διάρκεια λειτουργίας του. Κατ' αυτόν τον τρόπο, ένα υλικό θεωρείται ότι έχει καλή συμπεριφορά ανοχής σε βλάβη όταν οι ρυθμοί διάδοσης της υπάρχουσας ρωγμής είναι χαμηλοί.

Η βλάβη κόπωσης ορίζεται με διαφορετικό τρόπο ανάλογα με την κλίμακα και το στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης που βρίσκεται το υπό μελέτη υλικό ή κατασκευαστικό στοιχείο. Στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης κόπωσης, η βλάβη κόπωσης συσσωρεύεται στην ατομική μέχρι τη νανο-κλίμακα και κυρίαρχος μηχανισμός βλάβης σε ένα υλικό είναι η κυκλική πλαστικότητα (cyclic plasticity). Κάνοντας την παραδοχή ότι η φιλοσοφία της ανοχής σε βλάβη μπορεί να εφαρμοστεί σε όλες τις κλίμακες και όλα τα στάδια της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης, υπό την προϋπόθεση ότι η έννοια της βλάβης ορίζεται διαφορετικά σε κάθε στάδιο, στο Σχήμα 35 περιγράφεται μια γενικευμένη προσέγγιση της έννοιας της ανοχής σε βλάβη στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης κόπωσης σε ένα υλικό.

Σχήμα 35: Η έννοια της ανοχής σε βλάβη στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης κόπωσης

Σύμφωνα με το παραπάνω σχήμα, ένα υλικό το οποίο έχει τη δυνατότητα να μετατρέπει την ενέργεια που του προσδίδεται μέσω της φόρτισης σε κυκλική μικροπλαστικότητα θεωρείται ότι έχει καλή ανοχή σε βλάβη καθώς καθυστερεί με τον τρόπο αυτό την εκκίνηση της ρωγμής (είσοδος στο επόμενο στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης). Αντίθετα, όταν το υλικό δεν έχει τη δυνατότητα να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας, οδηγείται σε πρόωρη εκκίνηση ρωγμής κόπωσης και, ως εκ τούτου, χαρακτηρίζεται από την κακή συμπεριφορά ανοχής σε βλάβη σε αυτή την κλίμακα.

Όπως λοιπόν προέκυψε από τα αποτελέσματα των δοκιμών των νανο-δισεισδύσεων στο κράμα μαγνησίου AZ31, το υλικό παρουσιάζει αδυναμία να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης. Αυτό αποδίδεται στην αδυναμία του υλικού να ενεργοποιήσει τους απαραίτητους 5 μηχανισμούς παραμόρφωσης οι οποίοι θα εξασφάλιζαν συμβατότητα μεταξύ γειτονικών κόκκων και κατ'επέκταση θα μετέτρεπαν την ενέργεια που προσδίδεται μέσω της φόρτισης σε κυκλική πλαστικότητα. Συνακόλουθα, το υλικό χαρακτηρίζεται

από την κακή συμπεριφορά ανοχής σε βλάβη στη δεδομένη κλίμακα και το δεδομένο στάδιο συσσώρευσης βλάβης, με αποτέλεσμα την πρόωρη εκκίνηση της ρωγμής κόπωσης. Το γεγονός αυτό αποτελεί σημαντικό μειονέκτημα για εφαρμογές στις οποίες η διάρκεια ζωής σε κόπωση είναι πρωταρχικής σημασίας.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5^ο

ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ

Στο παρόν κεφάλαιο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις πειραματικές δοκιμές και το μεταλλογραφικό έλεγχο στα προ-διαβρωμένα δοκίμια των δύο υλικών. Το κεφάλαιο χωρίζεται σε τέσσερα επιμέρους υποκεφάλαια. Το πρώτο αφορά το χαρακτηρισμό της βλάβης διάβρωσης των δύο υλικών σε δοκίμια τα οποία είχαν υποβληθεί σε διαφορετικούς χρόνους έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον χωρίς να ακολουθήσει μηχανική φόρτιση. Το δεύτερο αφορά την επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά εφελκυσμού, στο τρίτο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της συμπεριφοράς κόπωσης των προ-διαβρωμένων υλικών, ενώ στο τέταρτο παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των δοκιμών διάδοσης ρωγμής σε κόπωση.

5.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΤΗΣ ΒΛΑΒΗΣ ΔΙΑΒΡΩΣΗΣ

Η βλάβη διάβρωσης λόγω έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης αποτιμήθηκε για την περίπτωση των δύο κραμάτων μαγνησίου AZ31 και

AZ61. Για τα πειράματα διάβρωσης των δοκιμίων πριν την υποβολή τους σε εφελκυσμό επελέγησαν 7 διαφορετικοί χρόνοι έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον αλατονέφωσης για το κράμα AZ31 και 3 διαφορετικοί χρόνοι έκθεσης για το κράμα AZ61. Για τους ίδιους χρόνους έκθεσης τοποθετήθηκαν στον θάλαμο αλατονέφωσης και δοκίμια μεταλλογραφίας των δύο υλικών. Σημειώνεται ότι καθώς για το μεταλλογραφικό χαρακτηρισμό της διάβρωσης απαιτείται ο χημικός καθαρισμός των δοκιμίων με διάλυμα τριοξειδίου του χρωμίου, η διαδικασία αυτή δεν ακολουθήθηκε για το κράμα AZ61 για λόγους ασφάλειας και προστασίας του περιβάλλοντος. Κατ' αυτόν τον τρόπο, ο χαρακτηρισμός της βλάβης διάβρωσης για το κράμα AZ61 περιορίστηκε μόνο στη μέτρηση του βάθους και της πυκνότητας των τρημμάτων και δεν συμπεριελάμβανε εγκάριες τομές των δοκιμίων μεταλλογραφίας.

Στο Σχήμα 36 παρουσιάζονται μακροσκοπικές όψεις των επιφανειών των δοκιμίων μεταλλογραφίας του κράματος AZ31 για τους διάφορους χρόνους έκθεσης. Όπως προκύπτει από την παρατήρηση αυτών των όψεων, το κράμα, μετά την έκθεσή του στο περιβάλλον αλατονέφωσης παρουσιάζει εκτεταμένη τρημματική διάβρωση. Ήδη μετά από μόλις 0.5 ώρες έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον παρατηρήθηκαν τα πρώτα τρήματα. Με αυξανόμενο χρόνο έκθεσης ο αριθμός και το βάθος των τρημάτων αυξάνει. Μετά από 72 ώρες έκθεσης η επιφάνεια των δοκιμίων μεταλλογραφίας έχει υποστεί βαριάς μορφής προσβολή ενώ επιπλέον τα τρήματα έχουν εισχωρήσει σε όλο το πάχος του υλικού.

Σχήμα 36: Μακροσκοπική άποψη της επιφάνειας των δοκιμίων AZ31 μετά από έκθεση σε περιβάλλον αλατονέφωσης για (α) 0.5, (β) 3, (γ) 12, (δ) 24, (ε) 48 και (στ) 72 ώρες

Ο τύπος των τρημάτων του κράματος AZ31 κατηγοριοποιήθηκε σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM G46 [70] και τα αποτελέσματα που προέκυψαν συνοψίζονται στον Πίνακα 9.

Πίνακας 9: Χαρακτηρισμός των τρημάτων διάβρωσης για το κράμα AZ31

A/A	Χρόνος παραμονής στο θάλαμο αλατονέφωσης [ώρες]	Χαρακτηρισμός των τρημάτων
1	0 (μη-διαβρωμένο)	-
2	0.5	πλατειά και ρηχά
3	03	πλατειά και ρηχά
4	06	κυρίως πλατειά και ρηχά - μερικά στενά και βαθιά
5	12	κυρίως στενά και βαθιά
6	24	κυρίως στενά και βαθιά - μερικά υποσκαμμένα (undercutting)
7	48	κυρίως στενά και βαθιά - μερικά υποσκαμμένα (undercutting)
8	72	στενά και βαθιά και αρκετά ευρή

Στο Σχήμα 37 παρουσιάζονται τυπικές εγκάρσιες τομές των δοκιμίων μεταλλογραφίας του κράματος AZ31 για την περίπτωση έκθεσης στο περιβάλλον αλατονέφωσης για 3 και 24 ώρες αντίστοιχα. Όπως γίνεται αντιληπτό στους μικρούς χρόνους έκθεσης ο κυρίαρχος μηχανισμός είναι η ανάπτυξη πλατειών και ρηχών τρημμάτων (Σχήμα 37α,β). Καθώς ο χρόνος έκθεσης αυξάνει παρατηρούνται ακόμα πλατειά και ρηχά τρήματα, ωστόσο επικρατέστερη είναι η ανάπτυξη στενών και βαθιών τρημμάτων (Σχήμα 37γ,δ).

Σχήμα 37: Εγκάρσιες τομές των δοκιμίων AZ31 μετά από έκθεση σε περιβάλλον αλατονέφωσης για (α),(β) 3 ώρες και (γ),(δ) 24 ώρες

Η εξάρτηση της πυκνότητας και του βάθους των αναπτυσσόμενων τρημάτων με το χρόνο έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον παριστάνεται σχηματικά στα διαγράμματα του Σχήματος 38 για τα κράματα AZ31 και AZ61. Παρατηρείται ότι η πυκνότητα των τρημάτων αυξάνει γραμμικά με το χρόνο έκθεσης. Αντίθετα, το βάθος των τρημάτων αυξάνει εκθετικά με το χρόνο έκθεσης. Γίνεται επίσης φανερό ότι η βλάβη διάβρωσης είναι εντονότερη στην περίπτωση του κράματος AZ61 για τους ίδιους χρόνους έκθεσης, προφανώς λόγω της ύπαρξης της καθοδικής β-φάσης στη μικροδομή του συγκεκριμένου υλικού. Αξίζει επίσης να σημειωθεί ότι για την περίπτωση έκθεσης για 72 ώρες, στο δοκίμιο εντοπίστηκαν διαμπερή τρήματα (ονομαστικό πάχος δοκιμίου $t = 2\text{mm}$).

Σχήμα 38: Εξέλιξη της πυκνότητας και του βάθους των τρημάτων με το χρόνο έκθεσης για το κράμα (α),(β) AZ31 και (γ)(δ) AZ61

Οι τιμές της πυκνότητας και του βάθους των τρημάτων για τους διάφορους χρόνους έκθεσης στο περιβάλλον αλατονέφωσης συνοψίζονται στον Πίνακα 10 για τα δύο κράματα. Στον ίδιο Πίνακα συμπεριλαμβάνονται και οι τιμές του παράγοντα τρηματικής διάβρωσης (pitting factor). Ο παράγοντας αυτός ορίζεται σύμφωνα με την προδιαγραφή ASTM G46 ως το πηλίκο της μέγιστης τιμής του βάθους των τρημάτων προς τη μέση τιμή του βάθους των τρημάτων, για κάθε χρόνο έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον.

Πίνακας 10: Εκτίμηση της τρημματικής διάβρωσης των κραμάτων AZ31 και AZ61

Χρόνος παραμονής στο θάλαμο αλατονέφωσης [ώρες]	Βάθος προσβολής [μm]			Παράγοντας τρημματικής διάβρωσης	Πυκνότητα τρημμάτων [δείγ./100 mm ²]		
	(Μέση τιμή)	(Τυπική απόκλιση)	(Μέγιστη τιμή)	[-]	(Μέση τιμή)	(Τυπική απόκλιση)	
AZ31	0.5	22.5	5.01	30	1.33	71.50	5.68
	03	65.1	15.24	90	1.38	76.62	2.43
	06	244.3	35.86	325	1.33	82.13	3.34
	12	309.1	38.72	375	1.21	84.25	10.85
	24	603.2	70.19	720	1.19	108.31	2.17
	48	766.2	52.19	850	1.11	154.12	9.17
	72	883.1	34.27	1000	1.13	210.72	18.75
AZ61	0.5	60.2	10.31	85	1.41	83.68	4.26
	06	550.1	43.62	680	1.23	97.52	5.81
	24	810.4	35.47	905	1.11	187.26	5.28

Παρατηρήσεις:

- Η αξιολόγηση της βλάβης διάβρωσης του κράματος AZ31 πραγματοποιήθηκε για 7 διαφορετικά επίπεδα διάβρωσης ενώ για το κράμα AZ61 για 3 διαφορετικά επίπεδα διάβρωσης.
- Παρατηρείται ότι η πυκνότητα των τρημμάτων διάβρωσης αυξάνει γραμμικά με το χρόνο έκθεσης ενώ το βάθος τους αυξάνει εκθετικά με το χρόνο έκθεσης.
- Αξίζει να σημειωθεί ότι για την περίπτωση έκθεσης για 72 ώρες εντοπίστηκαν διαμπερή τρήματα.
- Η βλάβη διάβρωσης είναι εντονότερη για το κράμα AZ61, για τους ίδιους χρόνους έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον της αλατονέφωσης, λόγω της ύπαρξης της καθοδικής β-φάσης στη μικροδομή του υλικού.

5.2 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

5.2.1 Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού προ-διαβρωμένων δοκιμών

Η επίδραση της υπάρχουσας βλάβης διάβρωσης στη συμπεριφορά εφελκυσμού μελετήθηκε και για τα δύο κράματα, AZ31 και AZ61. Οι χρόνοι έκθεσης στο περιβάλλον αλατονέφωσης αντιστοιχούν σε εκείνους για τους οποίους πραγματοποιήθηκε χαρακτηρισμός της βλάβης διάβρωσης.

Η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού σε συνάρτηση με τη βλάβη διάβρωσης παρουσιάζεται στα Σχήματα 39 και 40 για τα κράματα AZ31 και AZ61 αντίστοιχα. Τα Σχήματα 39α και 40α αντιστοιχούν στις ιδιότητες αντοχής ενώ τα Σχήματα 39β και 40β αντιστοιχούν στις ιδιότητες ολκιμότητας των δύο υλικών.

Σχήμα 39: Υποβάθμιση μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού σε συνάρτηση με το χρόνο έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης για το κράμα AZ31 (α) ιδιότητες αντοχής και (β) ιδιότητες ολκιμότητας

(β)

Σχήμα 40: Υποβάθμιση μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού σε συνάρτηση με το χρόνο έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης για το κράμα AZ31 (α) ιδιότητες αντοχής και (β) ιδιότητες ολκιμότητας

Όπως φαίνεται στο Σχήμα 39 [71], για το AZ31 παρατηρείται μια συνεχής, σχεδόν γραμμική μείωση του ορίου θραύσης με αυξανόμενο επίπεδο διάβρωσης. Μετά από 72 ώρες έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης η τιμή του ορίου θραύσης πέφτει στα 170 MPa, το οποίο αντιστοιχεί σε ποσοστιαία πτώση της τάξης του 38%. Ανάλογη ποιοτικά πτώση παρατηρείται και για το συμβατικό όριο διαρροής, αλλά σε μικρότερο βαθμό. Για το ίδιο επίπεδο διάβρωσης η αντίστοιχη ποσοστιαία πτώση του συμβατικού ορίου διαρροής είναι περίπου 22%. Από την άλλη πλευρά, η μείωση των ιδιοτήτων ολκιμότητας είναι σημαντική ακόμα και μετά από μικρούς χρόνους έκθεσης, και ακολουθεί μια εκθετική μορφή. Είναι χαρακτηριστικό ότι μετά από μόλις 6 ώρες έκθεσης, τόσο η παραμόρφωση θραύσης όσο και η ειδική ενέργεια παραμόρφωσης παρουσιάζουν ποσοστιαία πτώση της τάξεως του 37%, καταλήγοντας σε εξαιρετικά χαμηλές τιμές για τους μεγάλους χρόνους

έκθεσης. Είναι χαρακτηριστικό ότι μετά από 72 ώρες έκθεσης στο περιβάλλον αλατονέφωσης η πτώση φτάνει το 90% της αρχικής τιμής.

Η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού του κράματος AZ61 (Σχήμα 40) παρουσιάζει τα ίδια ποιοτικά χαρακτηριστικά με το AZ31, ωστόσο η επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης δείχνει να είναι πιο σημαντική, ιδιαίτερα για τις ιδιότητες ολκιμότητας. Για βλάβη διάβρωσης που αντιστοιχεί σε χρόνο έκθεσης 6 ωρών η ποσοστιαία πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας είναι της τάξης του 60% ενώ για 24 ώρες έκθεσης η πτώση των παραπάνω ιδιοτήτων είναι της τάξης του 85-90%. Συγκριτικά αναφέρεται ότι για το κράμα AZ31 στους ίδιους χρόνους έκθεσης σε αλατονέφωση η πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας είναι 37% και 65% αντίστοιχα. Όπως αναφέρθηκε και προηγουμένως, το μεγαλύτερο ποσοστό αλουμινίου στο κράμα AZ61 σε σύγκριση με το AZ31 έχει σαν αποτέλεσμα τη δημιουργία β-φάσης ($Mg_{17}Al_{12}$) στα όρια των κόκκων. Η φάση αυτή φαίνεται πως επιδρά αρνητικά στη συμπεριφορά διάβρωσης του υλικού. Η β-φάση είναι πιο καθοδική σε σύγκριση με τη μήτρα μαγνησίου με αποτέλεσμα η τελευταία να διαλυέται βαθμιαία με αυξανόμενο χρόνο έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον, δημιουργώντας έτσι μεγαλύτερη βλάβη διάβρωσης στο κράμα AZ61 σε σύγκριση με αυτή που δημιουργείται στο AZ31 για τους ίδιους χρόνους έκθεσης σε αλατονέφωση. Στα διαγράμματα του Σχήματος 41 παρουσιάζονται οι απομένουσες μηχανικές ιδιότητες των δύο υλικών σε συνάρτηση με το χρόνο έκθεσης στο διαβρωτικό περιβάλλον αλατονέφωσης ως ποσοστά των αντίστοιχων ιδιοτήτων των μη διαβρωμένων υλικών.

Σχήμα 41: Απομένουσες μηχανικές ιδιότητες εφελκυσμού για το κράμα (α) AZ31 και (β) AZ61

Αξίζει να σημειωθεί στο σημείο αυτό ότι ανάλογη δραματική πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας μετά από έκθεση σε διαβρωτικό περιβάλλον έχει παρατηρηθεί επίσης για μια σειρά δομικών κραμάτων αλουμινίου, όπως για παράδειγμα τα κράματα 2024, 6013, 8090, 2091 κ.α.. Εκτεταμένες έρευνες [72],[73] απέδωσαν αυτή τη συμπεριφορά στη συνέργεια των εγκοπών διάβρωσης και της ψαθυροποίησης υδρογόνου η οποία προκαλείται κατά τη διάβρωση. Προκειμένου λοιπόν να ανευρεθούν οι αιτίες για την παραπάνω συμπεριφορά των κραμάτων μαγνησίου ακολουθήθηκε η εξής μεθοδολογία. Δοκίμια εφελκυσμού του κράματος AZ31 εκτέθηκαν στο θάλαμο αλατονέφωσης για 6 ώρες. Υπενθυμίζεται ότι για το συγκεκριμένο επίπεδο διάβρωσης η ποσοστιαία πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας ήταν περίπου 37%. Μετά τη δοκιμή της διάβρωσης τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε μηχανουργική αφαίρεση επιφανειακού στρώματος ίσου με το μέγιστο βάθος των δημιουργούμενων τρημμάτων (~325μm) από την πάνω και κάτω επιφάνεια. Στη συνέχεια τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε δοκιμή εφελκυσμού.

Σχήμα 42: Ανάκτηση μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού του κράματος AZ31 μετά από αφαίρεση της βλάβης διάβρωσης

Στο Σχήμα 42 παρατίθενται τα αποτελέσματα αυτής της σειράς δοκιμών σε σύγκριση με το μη-διαβρωμένο υλικό και το προ-διαβρωμένο για 6 ώρες υλικό. Όπως γίνεται αντιληπτό, η αφαίρεση στρώματος που αντιστοιχεί με το μέγιστο βάθος των τρημάτων διάβρωσης επιφέρει σχεδόν πλήρη αποκατάσταση των ιδιοτήτων ολκιμότητας [74]. Το αποτέλεσμα αυτό αποτελεί ένδειξη ότι η δραματική πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας οφείλεται κυρίως στην προοδευτική ανάπτυξη των τρημάτων διάβρωσης που δρουν ως εγκοπές (progressive notch effect). Προκειμένου να επιβεβαιωθεί αυτή η ένδειξη, η μελέτη θα πρέπει να ενισχυθεί με μετρήσεις ενδεχόμενης απορρόφησης υδρογόνου από το υλικό μετά την έκθεσή του στο διαβρωτικό περιβάλλον.

5.2.2 Ανάλυση επιφανειών θραύσης προ-διαβρωμένων δοκιμών εφελκυσμού

Η αξιολόγηση των επιφανειών θραύσης των προ-διαβρωμένων δοκιμών εφελκυσμού του κράματος AZ31 πραγματοποιήθηκε με τη βοήθεια ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης για επιλεγμένα επίπεδα διάβρωσης. Οι εικόνες του Σχήματος 43 αντιστοιχούν στις επιφάνειες θραύσης δοκιμών τα οποία είχαν παραμείνει στο θάλαμο αλατονέφωσης για 6, 24, 48 και 72 ώρες πριν τη δοκιμή εφελκυσμού.

(α)

(β)

(γ)

(δ)

(ε)

(στ)

(ζ)

(η)

Σχήμα 43: Χαρακτηριστικά θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού κράματος AZ31 μετά από (α), (β) 6 ώρες, (γ), (δ) 24 ώρες, (ε), (στ) 48 ώρες και (ζ), (η) 72 ώρες έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης

Όπως ήταν αναμενόμενο και γίνεται φανερό από τις εικόνες που αντιστοιχούν στη γενική άποψη της επιφάνειας θραύσης των προ-διαβρωμένων δοκιμίων (Σχ. 43α, γ, ε,ζ) η βλάβη διάβρωσης υπό τη μορφή τρημμάτων γίνεται ολοένα και εντονότερη με αυξανόμενο χρόνο έκθεσης στο περιβάλλον της διάβρωσης αλατονέφωσης. Είναι χαρακτηριστικό ότι μετά από 72 ώρες έκθεσης στο περιβάλλον αλατονέφωσης (Σχ. 43ζ) η βλάβη έχει επεκταθεί σχεδόν σε όλο το πάχος του δοκιμίου δημιουργώντας κατά αυτόν τον τρόπο έναν μεγάλο κρατήρα. Η παρατήρηση αυτή είναι σε συμφωνία με τις μετρήσεις του βάθους των τρημάτων που παρουσιάστηκαν στο προηγούμενο κεφάλαιο (διαμπερείς οπές μετά από 72 ώρες έκθεσης).

Παρατηρώντας μεγενθυμένες περιοχές των παραπάνω γενικών απόψεων των επιφανειών θραύσης (Σχ. 43β, δ, στ, ζ) γίνεται αντιληπτό ότι η θραύση είναι ημι-ψαθυρή (quasi-cleavage). Εμφανίζονται κυρίως εδρίδια (facets) με πολύ μικρή παρουσία μικρών κοιλοτήτων (dimples). Επιπλέον, σε κανένα από τα παραπάνω δοκίμια δεν εμφανίζονται σημάδια ψαθυροποίησης. Οι παρατηρήσεις αυτές, σε συνδυασμό με τα αποτελέσματα των μηχανικών δοκιμών, επιβεβαιώνουν ότι η δραματική πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας με αυξανόμενο επίπεδο διάβρωσης οφείλεται στην προοδευτική ανάπτυξη των τρημάτων διάβρωσης τα οποία δρουν ως εγκοπές. Οι εγκοπές διάβρωσης μειώνουν δραστικά τη φέρουσα διατομή των δοκιμίων με αποτέλεσμα αυτά να αστοχούν χωρίς να μπορούν να παραμορφωθούν σημαντικά.

Παρατηρήσεις:

➤ Η υποβάθμιση των ιδιοτήτων εφελκυσμού των δύο κραμάτων λόγω προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης συμβαίνει βαθμιαία. Παρατηρείται μια μέτρια, γραμμικής μορφής, μείωση των ιδιοτήτων αντοχής και μια δραματική

πτώση (εκθετική μορφή) των ιδιοτήτων ολκιμότητας ακόμα και μετά από μικρούς χρόνους έκθεσης. Η υποβάθμιση είναι εντονότερη για το κράμα AZ61.

➤ Η αφαίρεση στρώματος από την επιφάνεια των διαβρωμένων δοκιμίων του κράματος AZ31, πάχους ίσου με το μέγιστο βάθος των τρημάτων διάβρωσης επιφέρει σχεδόν πλήρη αποκατάσταση των ιδιοτήτων ολκιμότητας. Το αποτέλεσμα αυτό ενισχύει την άποψη ότι η δραματική πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας οφείλεται στην προοδευτική ανάπτυξη των τρημάτων διάβρωσης που δρουν ως εγκοπές.

➤ Οι επιφάνειες θραύσης των προ-διαβρωμένων δοκιμίων εφελκυσμού παρουσιάζουν χαρακτηριστικά ημι-ψαθυρής θραύσης με παρουσία κυρίως εδρών και πολύ λίγες μικρές κοιλότητες. Δεν εμφανίζονται σημάδια ψαθυροποίησης του υλικού λόγω διάβρωσης. Η δραματική πτώση των ιδιοτήτων ολκιμότητας με αυξανόμενο επίπεδο διάβρωσης δείχνει να οφείλεται στην προοδευτική ανάπτυξη των τρημάτων διάβρωσης τα οποία δρουν ως εγκοπές.

5.3 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΚΟΠΩΣΗΣ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

5.3.1 Αποτελέσματα δοκιμών κόπωσης προ-διαβρωμένων δοκιμίων

Καμπύλες S-N

Στο διάγραμμα του Σχήματος 44 παρουσιάζονται οι καμπύλες S-N των προ-διαβρωμένων για 6 ώρες δοκιμίων των δύο υλικών σε σύγκριση με τις καμπύλες των μη διαβρωμένων υλικών.

Σχήμα 44: Καμπύλες S-N των προ-διαβρωμένων για 6 ώρες δοκιμίων των AZ κραμάτων

Όπως ήταν αναμενόμενο, η προηγηθείσα βλάβη διάβρωσης οδηγεί σε σημαντική μείωση της διάρκειας ζωής σε κόπωση των δύο υλικών. Είναι χαρακτηριστικό ότι η επίδραση των τρημμάτων διάβρωσης στη διάρκεια ζωής αυξάνει με μείωση του εύρους καταπόνησης. Κατ' επέκταση, η μορφή των καμπυλών των προ-διαβρωμένων υλικών δεν παρουσιάζει την ήπια μετάβαση που παρατηρήθηκε στην περίπτωση των μη διαβρωμένων υλικών αλλά εμφανίζει μια απότομη κλίση, η οποία είναι ελαφρώς πιο μεγάλη στην περίπτωση του κράματος AZ61.

Η τιμή του συμβατικού ορίου κόπωσης για το AZ31 μειώνεται από τα 155 MPa στα 80 MPa, το οποίο αντιστοιχεί σε μείωση της τάξης του 50%, ενώ για την περίπτωση του AZ61 από 160 MPa στα 70 MPa, που αντιστοιχεί σε μείωση της τάξης του 56%. Όπως παρατηρήθηκε και στην περίπτωση της συμπεριφοράς εφελκυσμού, η επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης είναι πιο έντονη στην περίπτωση του κράματος AZ61, λόγω του μεγαλύτερου

ποσοστού αλουμινίου που οδηγεί στη δημιουργία της καθοδικής, σε σχέση με τη μήτρα μαγνησίου, ενδομεταλλικής β-φάσης. Στον Πίνακα 10 συνοψίζονται οι παράμετροι της συνάρτησης Weibull για τα δύο υλικά.

Πίνακας 11: Συντελεστές της προσεγγιστικής συνάρτησης κατανομής Weibull

Κράμα	Επίπεδο διάβρωσης [ώρες]	P ₁	P ₂	P ₃	P ₄
AZ31	0 (μη διαβρωμένο)	155	263	2.9	2.48
	6	80	255	4.14	4.95
AZ61	0 (μη διαβρωμένο)	161	313	3.61	2.74
	6	70	294	4.2	4.95

Συγκέντρωση τάσεων λόγω εγχοπών διάβρωσης

Τα αναπτυσσόμενα τρήματα διάβρωσης δρουν ως εγχοπές, με αποτέλεσμα τη συγκέντρωση τάσεων στα άκρα τους. Κατ'αυτόν τον τρόπο το υλικό φορτίζεται με τάσεις σημαντικά υψηλότερες από τις εφαρμοζόμενες. Στην παρούσα εργασία γίνεται η θεώρηση ότι η τρηματική προσβολή προκαλεί τοπική συγκέντρωση τάσεων και προσεγγίζεται με τη χρήση του μοντέλου του Vallcellano et al. [75]. Σύμφωνα με την εργασία αυτή, η ονομαστική τάση σε ένα δοκίμιο, το οποίο υποβάλλεται σε εναλλασσόμενη φόρτιση δίνεται από τη σχέση:

$$\sigma_i^{nom} = \frac{1}{Z_i} \sigma^{app} = K_f \sigma^{app} \quad (4.2)$$

όπου σ^{nom} είναι η κατανομή των ονομαστικών τάσεων στην περιοχή της κεφαλής της εγχοπής σαν συνάρτηση της απόστασης από την εγχοπή, σ^{app} είναι η μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση και $K_f=1/Z_i$ είναι ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσεων λόγω κυκλικής φόρτισης (fatigue stress concentration factor) που δίνεται από τη σχέση:

$$Z_i = \frac{\sqrt{i}}{a + \beta} \left[\frac{\bar{\beta}}{\lambda_i} + \frac{\bar{a}}{\sqrt{1 + \lambda_i^2}} \right]^{1/2} \quad (4.3)$$

$$\lambda_i = \frac{1}{\alpha^2 - \beta^2} \cdot \left[\alpha \cdot \sqrt{\left(\alpha + \frac{iD^2}{2}\right)^2 - \alpha^2 + \beta^2} - \beta \cdot \left(\alpha + \frac{iD}{2}\right) \right] \quad \text{με } i = 1, 3, 5, \dots$$

Οι παράμετροι $\bar{\alpha} = 2\alpha/D$ και $\bar{\beta} = 2\beta/D$ αναπαριστούν σε αδιάστατη μορφή το μήκος α και το μισό πλάτος β της εγκοπής διάβρωσης. Η παράμετρος i αντιπροσωπεύει τον αριθμό των μισών κόκκων που αποτελούν τη βλάβη ενώ η παράμετρος D είναι το μέσο μέγεθος των κόκκων του υλικού. Για τον υπολογισμό του Z_i , θεωρήθηκε τμήμα με ημι-ελλειπτικό σχήμα.

Προκειμένου να υπολογιστεί ο συντελεστής συγκέντρωσης τάσεων K_f για την περίπτωση του κράματος AZ31 μετά από 6 ώρες έκθεσης στο περιβάλλον αλατονέφωσης, πραγματοποιήθηκε ανάλυση τμήματος της επιφάνειας του διαβρωμένου υλικού με τη χρήση κατάλληλου λογισμικού ανάλυσης εικόνας (image analysis software). Η ανάλυση αυτή φαίνεται στις εικόνες του Σχήματος 45 και αφορά σε τρία διαφορετικά τμήματα που εντοπίστηκαν στην επιφάνεια του εν λόγω δοκιμίου. Πραγματοποιήθηκε ανάλυση της μορφολογίας των τρημάτων προκειμένου να υπολογιστούν οι παράμετροι $\bar{\alpha} = 2\alpha/D$ και $\bar{\beta} = 2\beta/D$.

Σχήμα 45: Μορφολογία τρημάτων κράματος AZ31 μετά από 6 ώρες έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης

Όπως προέκυψε από την παραπάνω ανάλυση, ο μέσος όρος των συντελεστών συγκέντρωσης τάσεων K_f για τα τρήματα που μελετήθηκαν είναι περίπου ίσος με την τιμή 1.88. Επανερχόμενοι στις καμπύλες $S-N$ του κράματος AZ31 βλέπουμε ότι το συμβατικό όριο κόπωσης μετά από 6 ώρες έκθεσης ήταν 80 MPa ενώ εκείνο του μη διαβρωμένου υλικού ήταν 155 MPa. Κάνοντας χρήση της Σχέσης 4.2 προκύπτει:

$$\sigma_{αδιαβ} = K_f \sigma_{διαβ} \Rightarrow \sigma_{αδιαβ} = 1.88 \cdot 80 \Rightarrow \sigma_{αδιαβ} = 150.4 \text{ MPa}$$

Παρατηρούμε ότι κάνοντας χρήση του συντελεστή συγκέντρωσης τάσεων που υπολογίστηκε από το μοντέλο του Valleslano, η τιμή του συμβατικού ορίου κόπωσης που προκύπτει είναι πολύ κοντά στην τιμή που προέκυψε από τις πειραματικές δοκιμές, γεγονός που ενισχύει την άποψη ότι η μείωση του συμβατικού ορίου κόπωσης οφείλεται στη δράση των τρημάτων διάβρωσης.

5.3.2 Ανάλυση επιφανειών θραύσης προ-διαβρωμένων δοκιμίων κόπωσης

Τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας θραύσης προ-διαβρωμένου δοκιμίου κόπωσης του κράματος AZ31 παρουσιάζονται στις εικόνες του Σχήματος 46. Οι εικόνες αυτές αντιστοιχούν σε διαφορετικά στάδια της ζωής κόπωσης δοκιμίου που αστόχησε μετά από 26000 κύκλους σε μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση 120 MPa.

Σχήμα 46: Χαρακτηριστικά θραύσης προ-διαβρωμένου δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ31

Η καμπύλη γραμμή στο Σχ. 46α σηματοδοτεί την περιοχή κόπωσης του δοκιμίου (περιοχή εκκίνησης και διάδοσης της ρωγμής). Η περιοχή εκκίνησης της ρωγμής είναι πολύ δύσκολό να καθοριστεί με ακρίβεια εξαιτίας της πολύ έντονης διαβρωτικής προσβολής. Τα κόκκινα βέλη που φαίνονται στην ίδια εικόνα σημειώνουν τα σημεία στα οποία παρατηρήθηκε βλάβη διάβρωσης (παρουσία τρημάτων διάβρωσης). Οι άσπρες γραμμές που φαίνονται στην επιφάνεια θραύσης (Σχ. 46β) οδηγούν στην περιοχή εκκίνησης της ρωγμής. Παρατηρώντας μια μεγένθυση της περιοχής εκκίνησης (Σχ. 46γ) φαίνεται να εμφανίζονται κάποια ίχνη διδυμίων. Κάθως η μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση είναι κάτω από το όριο διαρροής του υλικού, η εμφάνιση τέτοιων χαρακτηριστικών μπορεί να αποδοθεί στην ύπαρξη περιοχών με συγκέντρωση τάσεων, π.χ. περιοχές στο άκρο των τριμμάτων διάβρωσης ή περιοχές κοντά στην πορεία της ρωγμής. Όπως επισημάνθηκε και στο προηγούμενο κεφάλαιο, τοπικά σε αυτές τις περιοχές το τασικό πεδίο είναι μεγαλύτερο του ορίου διαρροής με αποτέλεσμα η επιφάνεια θραύσης να παρουσιάζει κάποια σημάδια πλαστικότητας (διδυμίες) λόγω της ικανότητας ενεργοποίησης επιπλέον μηχανισμών παραμόρφωσης. Επιπλέον, στην περιοχή διάδοσης της ρωγμής (Σχ. 46δ) παρατηρούνται χαρακτηριστικά περικρυσταλλικής θραύσης, όπως και στην περίπτωση του μη διαβρωμένου υλικού, ενώ η περιοχή ασταθούς διάδοσης της ρωγμής (Σχ. 46ε) χαρακτηρίζεται ως ημι-ψαθυρή.

Παρατηρήσεις:

- Η προηγηθείσα βλάβη διάβρωσης οδηγεί σε σημαντική μείωση της διάρκειας ζωής σε κόπωση των δύο υλικών.

- Η επίδραση των τρημάτων διάβρωσης στη διάρκεια ζωής αυξάνει με μείωση του εύρους καταπόνησης.
- Κάνοντας χρήση του μοντέλου του Valiellano αποδείχτηκε ότι τα τρήματα δρουν ως εγκοπές δημιουργώντας συγκέντρωση τάσεων με αποτέλεσμα το υλικό να φορτίζεται σε τάσεις υψηλότερες από τις εφαρμοζόμενες.
- Το συμβατικό όριο κόπωσης μειώνεται κατά 50% και 56% για τα κράματα AZ31 και AZ61 αντίστοιχα.
- Οι επιφάνειες θραύσης των προ-διαβρωμένων δοκιμίων κόπωσης παρουσιάζουν παρόμοια χαρακτηριστικά με εκείνα του μη διαβρωμένου υλικού. Εμφανίζονται και πάλι διδυμίες στην περιοχή εκκίνησης της ρωγμής λόγω συγκέντρωσης τάσεων από τις εγκοπές διάβρωσης.
- Η διάδοση της ρωγμής γίνεται περικρυσταλλικά ενώ η περιοχή ασταθούς διάδοσης χαρακτηρίζεται ως ημι-ψαθυρή.

5.4 ΜΗΧΑΝΙΚΗ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΔΙΑΔΟΣΗΣ ΡΩΓΜΗΣ ΣΕ ΚΟΠΩΣΗ ΤΩΝ ΠΡΟ-ΔΙΑΒΡΩΜΕΝΩΝ ΥΛΙΚΩΝ

Οι χαρακτηριστικές καμπύλες εξέλιξης της ρωγμής με τους κύκλους καταπόνησης καθώς και η μεταβολή του ρυθμού διάδοσης της ρωγμής σε συνάρτηση του εύρους του συντελεστή έντασης τάσεων για τα προ-διαβρωμένα δοκίμια του κράματος AZ31 παρουσιάζονται στα διαγράμματα του Σχήματος 47. Για λόγους σύγκρισης στα ίδια διαγράμματα παρατίθενται και οι αντίστοιχες καμπύλες για τα μη διαβρωμένα δοκίμια στα ίδια επίπεδα φόρτισης.

(α)

(β)

Σχήμα 47: (α) εξέλιξη ρωγμής με κύκλους καταπόνησης, (β) ρυθμός διάδοσης ρωγμής σε συνάρτηση του εύρους συντελεστή έντασης τάσεων

Όπως παρατηρείται από τις καμπύλες του ρυθμού διάδοσης της ρωγμής (Σχήμα 47β) η επίδραση της προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης δεν

δείχνει να είναι σημαντική. Ωστόσο, αυτή τη συμπεριφορά στο ρυθμό διάδοσης δεν θα πρέπει να την αντιληφθεί κάποιος λανθασμένα. Συγκρίνοντας τις καμπύλες εξέλιξης της ρωγμής κόπωσης των μη διαβρωμένων και των προ-διαβρωμένων δοκιμίων και για τα δύο επίπεδα φόρτισης (Σχήμα 47α) προκύπτει ότι η συμπεριφορά στο πρώτο στάδιο διάδοσης είναι πρακτικά πανομοιότυπη. Εν τούτοις, καθώς το μήκος της ρωγμής αυξάνει, και ως εκ τούτου αυξάνει και το εύρος του συντελεστή έντασης τάσεων, η αντίσταση των προ-διαβρωμένων δοκιμίων μειώνεται σημαντικά συγκριτικά με τα μη διαβρωμένα δοκίμια. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την πιο γρήγορη είσοδο στο στάδιο της επιταχυνόμενης διάδοσης ρωγμής και τη σημαντικά μειωμένη διάρκεια ζωής σε κόπωση των διαβρωμένων δοκιμίων.

Στον Πίνακα 11 συνοψίζονται οι διάρκειες ζωής σε κόπωση των μη διαβρωμένων και των προ-διαβρωμένων δοκιμίων του υλικού για τα δύο επίπεδα φόρτισης, καθώς και η ποσοστιαία πτώση της διάρκειας ζωής.

Πίνακας 12: Διάρκεια ζωής σε κόπωση προ-ρηγματωμένων δοκιμίων κράματος AZ31

Υλικό	Μέγιστη/Ελάχιστη εφαρμοζόμενη τάση, σ_{max} , [MPa]	Διάρκεια ζωής, N, [-] Μη διαβρωμένο/Προ-διαβρωμένο	Ποσοστιαία πτώση της διάρκειας ζωής, [%]
AZ31	55/5.5	71500/46365	35
	40/4	163172/124000	24

Παρατηρήσεις:

- Η επίδραση της βλάβης διάβρωσης στη συμπεριφορά διάδοσης ρωγμής σε κόπωση είναι επίσης σημαντική.

➤ Καθώς το μήκος της ρωγμής αυξάνει η αντίσταση των προ-διαβρωμένων δοκιμίων μειώνεται σημαντικά συγκριτικά με τα μη διαβρωμένα δοκίμια. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την πιο γρήγορη είσοδο στο στάδιο της επιταχυνόμενης διάδοσης ρωγμής και τη σημαντική μείωση στη διάρκεια ζωής σε κόπωση των διαβρωμένων δοκιμίων.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6^ο

ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ - ΠΑΡΑΤΗΡΗΣΕΙΣ

Η παρούσα εργασία παρέχει μια ολοκληρωμένη εκτίμηση της μηχανικής συμπεριφοράς δύο προηγμένων ελατών κραμάτων μαγνησίου, συγκεκριμένα των AZ31 και AZ61, λαμβάνοντας υπόψη τους μηχανισμούς παραμόρφωσης, συσσώρευσης βλάβης και αστοχίας που λαμβάνουν χώρα στη μικροδομή των υλικών. Οι κύριοι άξονες της διδακτορικής διατριβής είναι:

I) Η κατανόηση του μηχανισμού κόπωσης του κράματος AZ31 μέσω της διερεύνησης των μηχανισμών συσσώρευσης βλάβης που λαμβάνουν χώρα στο αρχικό στάδιο της συνολικής διαδικασίας.

II) Η ποσοτικοποίηση της επίδρασης της προηγθείσας βλάβης διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των δύο υπό εξέταση κραμάτων.

Τα επιμέρους συμπεράσματα που προέκυψαν συνοψίζονται στα παρακάτω:

- Η σχεδόν βασική υφή που αναπτύσσεται στα δύο υλικά λόγω της διαδικασίας της έλασης επηρεάζει σημαντικά την απόκριση των υλικών στα μηχανικά φορτία στις δύο διευθύνσεις. Αυτό απεικονίζεται στη διαφορά του ορίου διαρροής μεταξύ των δύο διευθύνσεων.
- Παρατηρήθηκε εμφανής διακύμανση της πυκνότητας των διδυμιών κατά μήκος των δοκιμών εφελκυσμού. Η πυκνότητα είναι μεγαλύτερη στην

περιοχή του λαιμού σε σχέση με την περιοχή ομοιόμορφης παραμόρφωσης. Η πυκνότητα των διδυμιών είναι πιο έντονη στα δοκίμια που κόπηκαν στη διεύθυνση της έλασης λόγω της γωνιακής διασποράς των πόλων των επιπέδων βάσης.

➤ Οι καμπύλες S-N των δύο υλικών παρουσιάζουν μια πολύ ήπια μετάβαση από την περιοχή της ολιγοκυκλικής στην περιοχή της πολυκυκλικής κόπωσης, γεγονός που αναδεικνύει ισχυρή εξάρτηση της διάρκειας ζωής από μικρές μεταβολές της τάσης.

➤ Παρουσιάζονται ισχυρές ενδείξεις ότι το κράμα AZ31 αδυνατεί να συσσωρεύσει βλάβη κόπωσης υπό τη μορφή κυκλικής μικροπλαστικότητας με αποτέλεσμα την πρόωρη εκκίνηση των ρωγμών κόπωσης. Κατ' αυτόν τον τρόπο το υλικό οδηγείται σε ψαθυρούς μηχανισμούς εκκίνησης και διάδοσης των ρωγμών κόπωσης μέχρι την τελική αστοχία.

➤ Προτείνεται μια γενικευμένη προσέγγιση της φιλοσοφίας σχεδιασμού με ανοχή στη βλάβη σύμφωνα με την οποία η βλάβη κόπωσης ορίζεται με διαφορετικό τρόπο ανάλογα με την κλίμακα και το στάδιο της συνολικής διαδικασίας. Σύμφωνα με την προσέγγιση αυτή το κράμα AZ31 χαρακτηρίζεται από την κακή ανοχή στη βλάβη στην ατομική, νανο- και μεσο-κλίμακα λόγω της αδυναμίας συσσώρευσης βλάβης υπό τη μορφή κυκλικής μικροπλαστικότητας.

➤ Η υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού λόγω προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης αποδίδεται στην προοδευτική ανάπτυξη των τρημμάτων διάβρωσης τα οποία δρουν ως εγκοπές, μειώνοντας δραστικά την ολκιμότητα των δύο υλικών με αυξανόμενο επίπεδο διάβρωσης.

➤ Στην περίπτωση της κυκλικής φόρτισης, τα τρήματα δρουν ως προυπάρχουσες ρωγμές καταπιέζοντας έτσι τη φάση δημιουργίας των μικρορωγμών, η οποία αποτελεί σημαντικό ποσοστό της διάρκειας ζωής των

υλικών σε κόπωση. Παρατηρήθηκε επίσης ότι η παρουσία των τρημάτων διάβρωσης δημιουργεί συγκέντρωση τάσεων με αποτέλεσμα το υλικό να φορτίζεται τοπικά με τάσεις μεγαλύτερες του ορίου διαρροής οι οποίες ενεργοποιούν μηχανισμούς διδυμιακής παραμόρφωσης μπροστά από το άκρο της εγκοπής.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 7^ο

ΘΕΜΑΤΑ ΠΡΟΣ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΔΙΕΡΕΥΝΗΣΗ

Με την ολοκλήρωση της παρούσας διατριβής προέκυψαν ερωτήματα, η επίλυση των οποίων ενδεχομένως θα συμβάλει στην καλύτερη κατανόηση και τη βελτίωση της μηχανικής συμπεριφοράς των ελατών κραμάτων μαγνησίου. Ειδικότερα, προτείνεται για μελλοντική έρευνα:

- Η ανεύρεση κατάλληλης κατεργασίας των επιφανειακών στρωμάτων των ελασμάτων, με σκοπό την μετατροπή της μικροδομής των επιφανειακών στρωμάτων, ώστε το υλικό να μπορεί να συσσωρεύσει βλάβη υπό τη μορφή κυκλικής πλαστικότητας και ως εκ τούτου να καθυστερεί η έναρξη των ρωγμών κόπωσης.
- Η ανάπτυξη μοντέλου πρόβλεψης της διάρκειας ζωής σε κόπωση με χρήση παραμέτρων βλάβης διαφορετικών κλιμάκων για κάθε στάδιο της συνολικής διαδικασίας κόπωσης και η εφαρμογή του σε κράματα μαγνησίου.
- Η μελέτη της επίδρασης της φυσικής διάβρωσης στη μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων μαγνησίου και η συσχέτισή της με τα αποτελέσματα των επιταχυνόμενων εργαστηριακών δοκιμών.

- Η ανάπτυξη μοντέλου πρόβλεψης της υποβάθμισης της μηχανικής συμπεριφοράς των κραμάτων μαγνησίου λόγω προηγηθείσας βλάβης διάβρωσης με χρήση των παραμέτρων βλάβης διάβρωσης του υλικού (π.χ. βάθος προσβολής, πυκνότητα προσβολής).

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] M. Avedesian and H. Baker, editors. Magnesium and Magnesium alloys. *ASM Specialty Handbook*, ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 1999.
- [2] Anon. AEROnautical application of wrought MAGnesium (AEROMAG). EC/FP6 Growth / Aeronautics, 2005-2008
- [3] Anon. Integrated Design and product development for eco-Efficient production of low-weight Aeroplane equipment (IDEA). EC/FP6-IP/Aeronautics, 2005-2008.
- [4] Anon. Innovative Magnesiumverbundstrukturen im Karosseriebau (Innovative car body structures made by Magnesium - Failure behaviour of Magnesium Structures - MaTech). German National Funded Project, 1999-2002.
- [5] L. Duffy. Magnesium Alloys - An Introduction. *Materials World*, 4: pp 127, 1996.
- [6] E. Hombergsmeier. Magnesium alloys for ultralight aeronautic applications. *1st International Conference and Exhibition - "Magnesium - broad horizons"*, Moscow, Russia, 2005.
- [7] Magnesium in Aerospace. www.magnesium-elektron.com
- [8] C.J. Bettles and M.A. Gibson. Current wrought magnesium alloys: strengths and weaknesses. *Journal of Materials*, 57: pp 46, 2005.
- [9] C. Potzies and K.U. Kainer. Fatigue of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials Reviews*, 6: pp 281, 2004.

- [10] R. Gradinger and P. Stolfig. Magnesium wrought alloys for automotive applications. *In 2003 TMS Annual Meeting: Magnesium Technology*, San Diego, California, USA: TMS, pp 231, 2003.
- [11] G.L. Song and A. Atrens. Corrosion Mechanisms of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials Reviews*, 1: pp 11, 1999.
- [12] V.V. Ogarevic and R.I. Stephens. Fatigue of Magnesium alloys. *Annual Review of Materials Science*, 20: pp 141, 1990.
- [13] Χαϊδεμενόπουλος Γ.Ν. Φυσική Μεταλλουργία. Εκδόσεις Τζιόλα, Θεσσαλονίκη, 2007.
- [14] J.W. Christian and S. Mahajan. Deformation twinning. *Progress in Materials Science*, 39: pp 1, 1995.
- [15] A.H. Cottrell and B.A. Bilby. Mechanisms for the growth of deformation twins in crystals. *Philosophical Magazine*, 42: pp 573, 1951.
- [16] R.H. Richman. The diversity of twinning in body-centered cubic structures. *In Deformation Twinning*, R.E. Reed-Hill et al., editors. Gordon and Breach Science Publisher, 1964.
- [17] R. Von Mises. Mechanik der plastischen formänderung von kristallen. *Z. Angew. Math. Mech.*, 8: pp 161, 1928.
- [18] G.I. Taylor. Plastic strain in metals. *Journal of the Institute of Metals*, 62: pp 307, 1938.
- [19] M.H. Yoo. Slip, twinning and fracture in hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Transactions*, 12A: pp 409, 1981.
- [20] S. Mahajan and D.F. Williams. Deformation twinning in metals and alloys. *International Metallurgical Reviews*, 18: pp 43, 1973.
- [21] R.W. Cahn. Twinned crystals. *Advances in Physics*, 3: pp 363, 1954.
- [22] N.S. Stoloff and M. Gensamer. Deformation and fracture of polycrystalline cadmium. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 227: pp 70, 1963.

- [23] P.G. Partridge. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Reviews*, 12: pp 169, 1967.
- [24] S.R. Agnew, M.H. Yoo and C.N. Tome. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y. *Acta Materialia*, 49: pp 4277, 2001.
- [25] C.S. Roberts. Magnesium and Its alloys. *New York and London: John Wiley*, 1960.
- [26] S. Kleiner and P.J. Uggowitzer. Mechanical anisotropy of extruded Mg-6% Al-1%Zn alloy. *Materials Science and Engineering A*, 379: pp 258, 2004.
- [27] X.Y. Lou, M. Li, R.K. Boger, S.R. Agnew and R.H. Wagoner. Hardening evolution of AZ31B Mg sheet. *International Journal of Plasticity*, 23: pp 44, 2007.
- [28] M.H. Yoo, J.R. Morris and K.M. Ho. Non-basal deformation modes of HCP metals and alloys: role of dislocation source and mobility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33: pp 813, 2002.
- [29] A. Styczynski, C. Hartig and J. Bohlen. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 50: pp 943, 2004.
- [30] S.R. Agnew and O. Duygulu. Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B. *International Journal of Plasticity*, 21: pp 1161, 2005.
- [31] S.R. Agnew and O. Duygulu. A mechanistic understanding of the formability of magnesium: examining the role of temperature on the deformation mechanisms. *Materials Science Forum*, 419: pp 177, 2003.
- [32] A. Staroselsky and L. Anand. A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning: application to magnesium alloys AZ31B. *International Journal of Plasticity*, 19: pp 1843, 2003.
- [33] J. Koike, T. Kobayashi, T. Mukai, H. Watanabe, M. Suzuki, K. Maruyama and K. Higashi. The activity of non-basal slip systems and

dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys. *Acta Materialia*, 51: pp 2055, 2003.

[34] M.R. Barnett. Twinning and the ductility of magnesium alloys Part I: "Tension" twins. *Materials Science and Engineering A*, 464: pp 1, 2007.

[35] T. Murai, S. Matsuoka, S. Miyamoto and Y. Oki. Effects of extrusion conditions on microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy extrusions. *Journal of Materials Processing Technology*, 141: pp 207, 2003.

[36] T.C. Chang, J.Y. Wang, C.M. O and S. Lee. Grain refining of magnesium alloy AZ31 by rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 140: pp 588, 2003.

[37] M. Marya, L.G. Hector, R. Verma and W. Tong. Microstructural effects of AZ31 magnesium alloy on its tensile deformation and failure behaviors. *Materials Science and Engineering A*, 418: pp 341, 2006.

[38] W.J. Kim, S.I. Hong, Y.S. Kim, S.H. Min, H.T. Jeong and J.D. Lee. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, 51: pp 3293, 2003.

[39] K. Tokaji, M. Kamakura, Y. Ishiizumi and N. Hasegawa. Fatigue behavior and fracture mechanism of a rolled AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*, 26: pp 1217, 2004.

[40] S. Ishihara, Z. Nan and T. Goshima. Effect of microstructure on the fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 468-470: pp 214, 2007.

[41] Z.B. Sajuri, Y. Miyashita, Y. Hosokai and Y. Mutoh. Effects of Mn content and texture on fatigue properties of as-cast and extruded AZ61 magnesium alloys. *International Journal of Mechanical Sciences*, 48: pp 198, 2006.

[42] T.S. Shih, W.S. Liu and Y.J. Chen. Fatigue of as-extruded AZ61A magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 325: pp 152, 2002.

- [43] G.L. Makar, J. Kruger and A. Joshi. In *Advances in Magnesium Alloys and Composites* (Eds: H.G. Paris and W.H. Hunt). International Magnesium Association and the Non-Ferrous Metals Committee, TMS, Phoenix, Arizona, pp 105, 1998.
- [44] G.L. Makar and J. Kruger. Corrosion studies of rapidly solidified magnesium alloys. *Journal of Electrochemical Society*, 137: pp 414, 1990.
- [45] G. Song, A. Atrens and M. Dargusch. Influence of microstructure on the corrosion of die cast AZ91D. *Corrosion Science*, 41: pp 249, 1999.
- [46] O. Lunder, J. Lein, S. Hesjevik, T. Aune and K. Nisancioglu. Corrosion morphologies on magnesium alloy AZ91. *Werkstoffe und Korrosion*, 45: pp 331, 1994.
- [47] R. Ambat, N.N. Aung and W. Zhou. Evaluation of microstructural effects on corrosion behaviour of AZ91D magnesium alloy. *Corrosion Science*, 42: pp 1433, 2000.
- [48] C. Blawert, W. Dietzel and A. Atrens. A study on stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 399: pp 308, 2005.
- [49] Z.Y. Nan, S. Ishihara and T. Goshima. Corrosion fatigue behaviour of extruded magnesium alloy AZ31 in sodium chloride solution. *International Journal of Fatigue*, in press, 2007.
- [50] Y. Unigovski, A. Eliezer, E. Abramov, Y. Snir and E.M. Gutman. Corrosion fatigue of extruded magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 360: pp 132, 2003.
- [51] ASTM E112. Standard test methods for determining average grain size.
- [52] ASTM E1382. Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis.
- [53] ASTM E8M. Standard test methods for tension testing of metallic materials.

- [54] ASTM E466. Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials.
- [55] ASTM E647. Standard tests method for measurement of fatigue crack growth rates.
- [56] J.E. Gray and B. Luan. Protective coatings on magnesium and its alloys - a critical review. *Journal of Alloys and Compounds*, 336: pp 88, 2002.
- [57] D. Tawil. The principles of magnesium corrosion protection. *Magnesium Elektron*, 2004.
- [58] ASTM B117. Standard practice for operating salt spray (fog) testing apparatus.
- [59] ASTM G1. Standard practice for preparing, cleaning and evaluating corrosion test specimens.
- [60] M.T. Perez-Prado and O.A. Ruano. Texture evolution during annealing of magnesium AZ31 alloy. *Scripta Materialia*, 46: pp 149, 2002.
- [61] A.N. Chamos, Sp.G. Pantelakis, G.N. Haidemenopoulos and E. Kamoutsi. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 31: pp 812, 2008.
- [62] S. Suresh. Fatigue of Materials. *Cambridge University Press*, ISBN 0521578477, 1998.
- [63] Sp.G. Pantelakis, P.V. Petroyiannis, K.D. Bouzakis and I. Mirisidis. Surface hardness increase of 2024 aluminum alloy subjected to cyclic loading. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 48: pp 68, 2007.
- [64] Y. El-Madhoum, A. Mohamed and M.N. Bassim. Cyclic stress-strain response and dislocation structures in polycrystalline aluminum. *Materials Science and Engineering A*, 359: pp 220, 2003.
- [65] L.M. Brown. Dislocation plasticity in persistent slip bands. *Materials Science and Engineering A*, 285: pp 35, 2000.

- [66] A.N. Chamos, Sp.G. Pantelakis and V. Spiliadis. Investigation of the fatigue behaviour of the structural magnesium alloy AZ31. *Accepted for publication in Theoretical and Applied Fracture Mechanics*,
- [67] K.J. Miller. The behaviour of short fatigue cracks and their initiation Part I - A review of two recent books. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 10: pp 75, 1987.
- [68] C.A. Rodopoulos and G. Chliveros. Fatigue damage in polycrystals - Part 2: Intrinsic scatter of fatigue life. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 49: pp 77, 2008.
- [69] Al. Th. Kermanidis. Effect of corrosion on the structural integrity of aluminum alloy light weight structures. *Doctoral Thesis*, University of Patras, Greece, 2003.
- [70] ASTM G46. Standard guide for examination and evaluation of pitting corrosion.
- [71] Sp.G. Pantelakis, N.D. Alexopoulos and A.N. Chamos. Effect of salt spray corrosion on the tensile behaviour of wrought magnesium alloy AZ31. *In Proceedings of the 7th International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications*, Dresden, Germany, 2006.
- [72] Sp.G. Pantelakis, P.G. Daglaras and Ch.Alk. Apostolopoulos. Tensile and energy density properties of 2024, 6013, 8090 and 2091 aircraft aluminum alloy after corrosion exposure. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 33: pp 117, 2000.
- [73] P.V. Petroyiannis, Al. Kermanidis, P. Papanikos and Sp. Pantelakis. Corrosion induced hydrogen embrittlement of 2024 and 6013 aluminum alloys. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 41: pp 173, 2004.
- [74] Α. Χάμος και Χ. Αποστολόπουλος. Μελέτη του μηχανισμού υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού ελατού κράματος μαγνησίου AZ31 μετά από έκθεση σε διαβρωτικό περιβάλλον. *Πρακτικά του 3^{ου} Πανελληνίου Συνεδρίου Μεταλλικών Υλικών*, Πάτρα, Ελλάδα, 2007.

- [75] C. Valellano, A. Navarro and J. Dominguez. Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part I: Theory. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 23: pp 113, 2000.
- [76] J. Schijve. Fatigue of Structures and Materials. *Kluwer Academic Publishers*, ISBN 0792370147, 2001.
- [77] J.P. Gallagher, F.J. Giessler, A.P. Berens and R.M. Engle. USAF Damage Tolerant Design Handbook. *Wright-Patterson AFB, Ohio, Air Force Wright Aeronautical Labs*, 1984.
- [78] D.A. Gallagher, J.P. Berens, A.P. Huber and P.D. Smith. Damage Tolerant Design Handbook - Volume 2. *Dayton University Research Institute, Ohio*, 1994.
- [79] A.C. Ruffin. Fatigue and Fracture - Volume 19. *ASM Handbook*, ASM International, 1996.

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1: Πιθανά συστήματα ολίσθησης των κραμάτων μαγνησίου σε θερμοκρασίες δωματίου [23].....	24
Πίνακας 2: Χημική σύσταση των κραμάτων μαγνησίου.....	36
Πίνακας 3: Δοκιμές νανο-δεισδύσεων στο κράμα AZ31.....	40
Πίνακας 4: Μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού σε μη διαβρωμένα και προ- διαβρωμένα δοκίμια των κραμάτων μαγνησίου AZ31 και AZ61	46
Πίνακας 5: Μηχανικές δοκιμές διάδοσης ρωγμής σε κόπωση σε μη διαβρωμένα και προ-διαβρωμένα δοκίμια του κράματος μαγνησίου AZ31	48
Πίνακας 6: Μικροσκληρότητα και μέσο μέγεθος κόκκων των AZ κραμάτων.....	53
Πίνακας 7: Μηχανικές ιδιότητες εφελκυσμού των AZ κραμάτων.....	56
Πίνακας 8: Συντελεστές της προσεγγιστικής συνάρτησης κατανομής Weibull	63
Πίνακας 9: Χαρακτηρισμός των τρημάτων διάβρωσης για το κράμα AZ31..	89
Πίνακας 10: Εκτίμηση της τρηματικής διάβρωσης των κραμάτων AZ31 και AZ61.....	92
Πίνακας 11: Συντελεστές της προσεγγιστικής συνάρτησης κατανομής Weibull	104
Πίνακας 12: Διάρκεια ζωής σε κόπωση προ-ρηγματωμένων δοκιμίων κράματος AZ31.....	111

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΣΧΗΜΑΤΩΝ

Σχήμα 1: (α) Ελικόπτερο τύπου S55 με έλασμα κράματος μαγνησίου ZW3 στην επιδερμίδα (1950) και (β) Πειραματικό αεροσκάφος F80C της US Air Force (πλήρης κατασκευή από κράματα μαγνησίου) [6].....	14
Σχήμα 2: Κρυσταλλογραφικά στοιχεία διδυμιακής παραμόρφωσης.....	22
Σχήμα 3: Κρυσταλλογραφικά στοιχεία διδυμίας τύπου $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\rangle$	23
Σχήμα 4: Σχηματική απεικόνιση των πιθανών συστημάτων ολίσθησης για τα κράματα μαγνησίου σε θερμοκρασία περιβάλλοντος	25
Σχήμα 5: Απόκριση του κράματος AZ31 κάτω από ψευδοστατικά φορτία εφελκυσμού και θλίψης στη διεύθυνση (L) και κάθετα στη διεύθυνση (LT) του ελάσματος [27].....	27
Σχήμα 6: Σύγκριση της συμπεριφοράς κόπωσης των ελατών κραμάτων αλουμινίου και μαγνησίου [9].....	29
Σχήμα 7: (α) Εσωτερική γαλβανική διάβρωση, (β) Ημι-παθητικό φιλμ υδροξειδίου του μαγνησίου [11].....	31
Σχήμα 8: Σχηματική απεικόνιση των επιπέδων του ελάσματος	36
Σχήμα 9: Γεωμετρία δοκιμίου εφελκυσμού σύμφωνα με την προδιαγραφή E8M	37
Σχήμα 10: Γεωμετρία δοκιμίου κόπωσης σύμφωνα με την προδιαγραφή E466	38
Σχήμα 11: Σημεία μέτρησης κατά μήκος της μειωμένης διατομής του δοκιμίου κόπωσης	40
Σχήμα 12: Γεωμετρία δοκιμίου διάδοσης ρωγμής σε κόπωση σύμφωνα με την προδιαγραφή E647.....	42
Σχήμα 13: Μικροδομή των κραμάτων (α) AZ31 και (β) AZ61 στα επίπεδα LT, LS και ST	52
Σχήμα 14: Πολική απεικόνιση του επιπέδου βάσης (0001) για το κράμα (α) AZ31 και (β) AZ61	54
Σχήμα 15: Αντιπροσωπευτικές καμπύλες ονομαστικής τάσης - ονομαστικής παραμόρφωσης για τα δύο κράματα μαγνησίου (και στις δύο διευθύνσεις κοπής).....	56

Σχήμα 16: Μικροδομή δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ31 (L διεύθυνση) σε τομή (α) στην περιοχή της ομοιόμορφης παραμόρφωσης και (β) στην περιοχή κοντά στο λαιμό	57
Σχήμα 17: Μικροδομή δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ31 (LT διεύθυνση) σε τομή (α) στην περιοχή της ομοιόμορφης παραμόρφωσης και (β) στην περιοχή κοντά στο λαιμό	58
Σχήμα 18: Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ31 (α) στη διεύθυνση της έλασης και (β) κάθετα στη διεύθυνση της έλασης	60
Σχήμα 19: Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού του κράματος AZ61 (α) στη διεύθυνση της έλασης και (β) κάθετα στη διεύθυνση της έλασης	60
Σχήμα 20: Καμπύλες S-N των AZ κραμάτων για λόγο τάσεων $R=0.1$	62
Σχήμα 21: Χαρακτηριστικά θραύσης δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ31	64
Σχήμα 22: Χαρακτηριστικά θραύσης δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ61	65
Σχήμα 23: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το μη-καταπονημένο υλικό	68
Σχήμα 24: (α) Ανάλυση της νανο-διδείσδυσης στο σημείο μέτρησης 2, (β) εικόνα της νανο-διδείσδυσης από μικροσκόπιο SPM	69
Σχήμα 25: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το υλικό μετά από 5000 κύκλους σε $\sigma_{\max}=160$ MPa	70
Σχήμα 26: Αποτυπώσεις της εξέλιξης της ρωγμής κόπωσης	71
Σχήμα 27: Εξέλιξη της ρωγμής κόπωσης του κράματος AZ31	73
Σχήμα 28: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το υλικό μετά από 10000 κύκλους σε $\sigma_{\max}=160$ MPa	73
Σχήμα 29: Κατανομή της επιφανειακής σκληρότητας κατά μήκος της μειωμένης διατομής	75
Σχήμα 30: Αναπτυσσόμενη ρωγμή κοντά στην ακμή του δοκιμίου	76
Σχήμα 31: (α) Καμπύλες φόρτισης - αποφόρτισης και (β) νανο-σκληρότητα κατά μήκος της μειωμένης διατομής για το υλικό μετά από 5000000 κύκλους σε $\sigma_{\max}=155$ MPa	77
Σχήμα 32: Τρισδιάστατη ανάλυση μη ολοκληρωμένης νανο-διδείσδυσης (σημείο 4)	78
Σχήμα 33: Μεταλλογραφικός έλεγχος στην επιφάνεια δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ31 μετά από 5E6 κύκλους καταπόνησης (μη αστοχία) σε μέγιστη εφαρμοζόμενη τάση $\sigma_{\max}=155$ MPa	79
Σχήμα 34: (α) εξέλιξη ρωγμής με κύκλους καταπόνησης, (β) ρυθμός διάδοσης ρωγμής σε συνάρτηση του εύρους συντελεστή έντασης τάσεων	82
Σχήμα 35: Η έννοια της ανοχής σε βλάβη στο αρχικό στάδιο της διαδικασίας συσσώρευσης βλάβης κόπωσης	85

Σχήμα 36: Μακροσκοπική άποψη της επιφάνειας των δοκιμίων AZ31 μετά από έκθεση σε περιβάλλον αλατονέφωσης για (α) 0.5, (β) 3, (γ) 12, (δ) 24, (ε) 48 και (στ) 72 ώρες	89
Σχήμα 37: Εγκάρσιες τομές των δοκιμίων AZ31 μετά από έκθεση σε περιβάλλον αλατονέφωσης για (α),(β) 3 ώρες και (γ),(δ) 24 ώρες	90
Σχήμα 38: Εξέλιξη της πυκνότητας και του βάθους των τρημάτων με το χρόνο έκθεσης για το κράμα (α),(β) AZ31 και (γ)(δ) AZ61	91
Σχήμα 39: Υποβάθμιση μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού σε συνάρτηση με το χρόνο έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης για το κράμα AZ31 (α) ιδιότητες αντοχής και (β) ιδιότητες ολκιμότητας	94
Σχήμα 40: Υποβάθμιση μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού σε συνάρτηση με το χρόνο έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης για το κράμα AZ31 (α) ιδιότητες αντοχής και (β) ιδιότητες ολκιμότητας	95
Σχήμα 41: Απομένουσες μηχανικές ιδιότητες εφελκυσμού για το κράμα (α) AZ31 και (β) AZ61	97
Σχήμα 42: Ανάκτηση μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού του κράματος AZ31 μετά από αφαίρεση της βλάβης διάβρωσης	98
Σχήμα 43: Χαρακτηριστικά θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού κράματος AZ31 μετά από (α), (β) 6 ώρες, (γ), (δ) 24 ώρες, (ε), (στ) 48 ώρες και (ζ), (η) 72 ώρες έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης	100
Σχήμα 44: Καμπύλες S-N των προ-διαβρωμένων για 6 ώρες δοκιμίων των AZ κραμάτων	103
Σχήμα 45: Μορφολογία τρημάτων κράματος AZ31 μετά από 6 ώρες έκθεσης σε περιβάλλον αλατονέφωσης	106
Σχήμα 46: Χαρακτηριστικά θραύσης προ-διαβρωμένου δοκιμίου κόπωσης κράματος AZ31	107
Σχήμα 47: (α) εξέλιξη ρωγμής με κύκλους καταπόνησης, (β) ρυθμός διάδοσης ρωγμής σε συνάρτηση του εύρους συντελεστή έντασης τάσεων	110