

ΠΑΝΕΠΙΣΤΗΜΙΟ ΘΕΣΣΑΛΙΑΣ
ΠΟΛΥΤΕΧΝΙΚΗ ΣΧΟΛΗ
ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

Διπλωματική Εργασία

**Συσχέτιση αντοχής και ολκιμότητας κραμάτων
αλουμινίου υψηλής αντοχής της σειράς 6xxx**

Υπό
Μαρία Κοφίδου

Επιβλέπων: Δρ. Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος



ΒΟΛΟΣ 2022

Εγκρίθηκε από τα Μέλη της Τριμελούς Εξεταστικής Επιτροπής:

Πρώτος Εξεταστής
(Επιβλέπων)

Δρ. Γρηγόριος Ν. Χαΐδεμενόπουλος
Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών,
Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας

Δεύτερος Εξεταστής

Δρ. Αλέξιος Κερμανίδης
Αναπληρωτής Καθηγητής, Τμήμα Μηχανολόγων
Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας

Τρίτος Εξεταστής

Δρ. Ελένη Καμούτση
Τεχνική υποστήριξη εργαστηρίου Υλικών, Τμήμα
Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας

Ευχαριστίες

Πρωτίστως θα ήθελα να ευχαριστήσω τον επιβλέποντα της διπλωματικής εργασίας μου, τον Καθηγητή κ. Γρηγόρη Χαϊδεμενόπουλο, για την πολύτιμή βοήθεια του καθώς και τα υπόλοιπα μέλη της εξεταστικής επιτροπής, την Καθηγήτρια κ. Ελένη Καμούτση και τον Καθηγητή κ. Αλέξη Κερμανίδη για την ανάγνωση της εργασίας μου. Επίσης είμαι ευγνώμων στο Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας και τους Καθηγητές του για τις πολύτιμες γνώσεις και αξίες που μου πρόσφεραν.

Ακόμη θέλω να ευχαριστήσω τους φίλους και συναδέλφους μου, Θανάση και Θανάση, Βαγγέλη και Κατερίνα για την υποστήριξη τους και τις όμορφες εμπειρίες που είχαμε κατά την διάρκεια των σπουδών μας . Ένα μεγάλο ευχαριστώ οφείλω στον φίλο μου τον Θανάση για την στήριξη και κατανόηση του.

Τέλος, είμαι ευγνώμων στους γονείς μου, Βασίλη και Ρουζάννα για την αγάπη, υπομονή και υποστήριξη τους όλα αυτά τα χρόνια και στους οποίους αφιερώνω αυτήν την διπλωματική.

Συσχέτιση αντοχής και ολκιμότητας κραμάτων αλουμινίου υψηλής αντοχής της σειράς 6xxx

Μαρία Κοφίδου

Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, Πανεπιστήμιο Θεσσαλίας, 2022

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Τα τελευταία χρόνια υπάρχει μεγάλο ενδιαφέρον για την χρήση των διελάσιμων κραμάτων αλουμινίου της σειράς 6xxx στην αυτοκινητοβιομηχανία. Τα κράματα αυτά έχουν ήδη μεγάλη εφαρμογή σε αρχιτεκτονικές χρήσεις (προφίλ), όπου επικρατούν κυρίως απαιτήσεις αντοχής. Η αυτοκινητοβιομηχανία, από την άλλη μεριά, θέτει και απαιτήσεις ολκιμότητας. Η παρούσα Διπλωματική έχει σαν στόχο τη συσχέτιση της αντοχής (όριο διαρροής, μέγιστη αντοχή εφελκυσμού) με την ολκιμότητα (επιμήκυνση) ως συνάρτηση της θερμικής κατεργασίας γήρανσης σε κράματα αλουμινίου 6xxx και ειδικότερα για τα κράματα υψηλής αντοχής όπως τα 6061 και 6082.

Λέξεις κλειδιά: Κράμα 6061, κράμα 6082, ολκιμότητα, αντοχή, όριο διαρροής, μέγιστη αντοχή εφελκυσμού

Correlation between strength and ductility of high strength 6xxx series aluminium alloys

Maria Kofidou

Department of Mechanical Engineering, University of Thessaly, 2022

ABSTRACT

In recent years there has been great interest in the use of extrudable aluminum alloys of 6xxx series in the automotive industry. These alloys are already widely used in architectural uses (profiles), where strength requirements prevail. The automotive industry, on the other hand, also sets ductility requirements. This Diploma aims to correlate strength (yield stress, maximum tensile strength) with ductility (elongation) as a function of aging heat treatment in the 6xxx aluminum alloys and especially for high strength alloys such as 6061 and 6082.

Keywords: Alloy 6061, Alloy 6082, ductility, strength, yield stress, maximum tensile strength

Πίνακας Περιεχομένου

1	ΕΙΣΑΓΩΓΗ	1
1.1	Γενικά	1
1.2	Το αντικείμενο της εργασίας	1
1.3	Δομή Διπλωματικής Εργασίας	2
2	Βιβλιογραφική ανασκόπηση	3
2.1	Αλουμίνιο & κράματα Αλουμινίου	3
2.1.1	Ιστορία του αλουμινίου	3
2.1.2	Ιδιότητες	4
2.1.3	Χρήσεις του Αλουμινίου	4
2.1.4	Κράματα αλουμινίου	6
2.1.5	Προσδιορισμός Βασικών Κατεργασιών Αλουμινίου	7
2.1.6	Θερμικά κατεργάσιμα κράματα αλουμινίου	9
2.1.7	Ανάπτυξη της Σειράς 6000 και χρήσεις	9
2.1.8	Κράμα αλουμινίου 6061 και 6082	10
2.1.9	Κυριότερες μηχανικές ιδιότητες	10
2.2	Θερμική κατεργασία (γήρανση & υπεργήρανση)	13
2.3	Ρόλος των κραματικών στοιχείων	14
2.4	Πειραματική Διαδικασία	17
2.4.1	Υλικό- Μηχανικές Ιδιότητες	17
2.4.2	Μελέτη της επίδρασης του ορίου διαρροής στην αύξηση της ολκιμότητας	18
2.4.3	Δοκιμές εφελκυσμού και σκληρότητας	24
2.4.4	Μελέτη της επίδρασης της Μικροδομής στην ολκιμότητα και αντοχής	28
2.5	Αποτελέσματα	31
2.5.1	Δοκιμές εφελκυσμού και Δοκιμές Σκληρότητας	31
2.5.2	Ανάλυση Μικροδομής	59
2.5.3	Σύνοψη αποτελεσμάτων εφελκυσμού	70
2.5.4	Σύνοψη αποτελεσμάτων σκληρότητας	71
2.5.5	Σύνοψη αποτελεσμάτων μικροδομής	71
3	Συζήτηση των αποτελεσμάτων – Συμπεράσματα – Προτάσεις	72
3.1	Στόχος	72
3.2	Σύγκριση και παρατηρήσεις	73
3.3	Συμπεράσματα	75
3.4	Προτάσεις	75
4	Βιβλιογραφία	77

ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

2.1 Βιβλιογραφική ανασκόπηση.....	
Πίνακας 2. 1: Χαρακτηριστικά των σειρών αλουμινίου	7
Πίνακας 2. 2: Χημική σύσταση (κ.β. %) κράματος 6061 [7].....	12
Πίνακας 2. 3 :Μηχανικές ιδιότητες του κράματος 6061 [7]	12
Πίνακας 2. 4: Θερμικές ιδιότητες του κράματος 6061[7].....	12
Πίνακας 2. 5: Χημική σύσταση (κ.β. %) κράματος 6082 [7].....	12
Πίνακας 2. 6: Μηχανικές ιδιότητες του κράματος 6082[7]	12
Πίνακας 2. 7: Θερμικές ιδιότητες του κράματος 6082[7].....	12
Πίνακας 2. 8: Πίνακας δεδομένων τυπικών θερμικών κατεργασιών	13
Πίνακας 2. 9: Επισκόπηση των φάσεων της σειράς καθίζησης στο σύστημα Al-Mg-Si [11]..	14
Πίνακας 2. 10: Χημικές συστάσεις κραμάτων που συμμετέχουν στην διπλωματική (κ.β. %)[12]	17
Πίνακας 2. 11: Μηχανικές ιδιότητες κραμάτων με θερμική κατεργασία T6 [7].....	18
Πίνακας 2. 12: Χημική σύσταση των κραμάτων 6005 και 6082 (wt.%).....	20
Πίνακας 2. 13: Χημική σύσταση του κράματος 6061(wt.%).....	20
Πίνακας 2. 14: Χημική σύσταση των κραμάτων H1, M2 και L3(wt.%).....	21
Πίνακας 2. 15: Χημική σύσταση των κραμάτων Ref, A, B, C και D (wt.%).....	23
Πίνακας 2. 16: Χημική σύσταση των κραμάτων AA6061, AA6063 και AA6110(wt.%).....	23
Πίνακας 2. 17: Χημική σύσταση του κράματος 6061 (wt.%).....	24
Πίνακας 2. 18: Μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων 6082 και 6005	32
Πίνακας 2. 19: Παράμετροι από την εξίσωση (10) και σκληρότητα του 6082	33
Πίνακας 2. 20: Παράμετροι από την εξίσωση (10) και σκληρότητα του 6005	33
Πίνακας 2. 21: Τιμές που προέκυψαν από την δοκιμή εφελκυσμού.....	44
Πίνακας 2. 22: Παραμόρφωση θραύσης από όλες τις επαναλαμβανόμενες δοκιμές	46
Πίνακας 2. 23: όριο διαρροής και παράμετροι σκλήρυνσης.....	47
Πίνακας 2. 24: αποτελέσματα του 3DAP για τα κράματα σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες.....	61
Πίνακας 2. 25: Αποτελέσματα από την ανάλυση πρωτογενών σωματιδίων. Το σφάλμα υποδεικνύει την τυπική απόκλιση μεταξύ των τριών εικόνων που αναλύθηκαν για κάθε κράμα.	64
Πίνακας 2. 26: Ποσοτικός χαρακτηρισμός των συστατικών σωματιδίων α-φάσης , $Al_{50}(Fe,Mn,Cr)_{12}Si_7$	66
Πίνακας 2. 27: Ποσοτικός χαρακτηρισμός της α-φάσης συστατικών σωματιδίων $Al_{50}(Fe, Mn, Cr)_{12}Si_7$	67
Πίνακας 2. 28: Πίνακας τιμών αποτελεσμάτων δοκιμής εφελκυσμού	70
Πίνακας 2. 29: Πίνακας τιμών αποτελεσμάτων δοκιμής σκληρότητας	71
Πίνακας 2. 30: Πίνακας τιμών αποτελεσμάτων μικροδομής (SEM, TEM).....	72

ΠΙΝΑΚΑΣ ΣΧΗΜΑΤΩΝ

2. Βιβλιογραφική ανασκόπηση.....	
Σχήμα 2. 1 : Συμβολισμός κραμάτων Al.....	6
Σχήμα 2. 2 : Τυπική καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης μετάλλων [6]	11

Σχήμα 2. 3: Διάγραμμα διαδικασίας γήρανσης.	20
Σχήμα 2. 4: Σχηματικά διαγράμματα που δείχνουν το ιστορικό θερμικής επεξεργασίας για (a) τα δείγματα της πρώτης ομάδα (PA100+NA1w+PB) και (b) τα δείγματα της δεύτερης ομάδας (NA1w+PB). A: διαλυτοποίηση στους 550 °C για 0,5 ώρα, B: προ-γήρανσης στους 100 °C για 2 ώρες, C: φυσική γήρανση για 1 εβδομάδα, D: Ψήσιμο χρώματος (Paint-Bake) στους 170 °C για 0,5 ώρα.	21
Σχήμα 2. 5: Διάγραμμα ροής της πειραματικής διαδικασίας.	22
Σχήμα 2. 6: Ονομαστικές γεωμετρίες των διαφόρων δειγμάτων δοκιμής τάσης. Η κόκκινη γραμμή στο δεξιότερο σχήμα σε κάθε υποεικόνα αντιπροσωπεύει την ακτινική κατεύθυνση της μπιγέτας. Όλες οι διαστάσεις είναι σε mm.	27
Σχήμα 2. 7: Δείγματα δοκιμής εφελκυσμού.	28
Σχήμα 2. 8: (a) Επίδραση των διάφορων τρόπων ψύξεως και του χρόνου γήρανσης στην σκληρότητα του κράματος 6082 και (b) Υποδειγματικό χαρακτηριστικό γήρανσης και για τα δύο κράματα που εξετάστηκαν.	33
Σχήμα 2. 9: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στην κινητική της γήρανσης: (a) κράμα 6005. (b) κράμα 6082.	34
Σχήμα 2. 10: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στην σκληρότητα: (a) κράμα 6005. (b) κράμα 6082.	34
Σχήμα 2. 11: Μικροδομή των εξεταζόμενων κραμάτων μετά την γήρανση (a) 6005 και (b) 6082.	35
Σχήμα 2. 12: Μετρήσεις σκληρότητας για διάφορες συνθήκες γήρανσης.	35
Σχήμα 2. 13: Πραγματικές καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης.	36
Σχήμα 2. 14: Όριο διαρροής προς σκληρότητα για διάφορες συνθήκες γήρανσης.	37
Σχήμα 2. 15: όριο διαρροής και μέγιστη αντοχή εφελκυσμού για διάφορες συνθήκες γήρανσης.	37
Σχήμα 2. 16: επιμήκυνση για διάφορες συνθήκες γήρανσης.	38
Σχήμα 2. 17: εργοσκήρυνση προς τάση για διάφορες συνθήκες γήρανσης.	39
Σχήμα 2. 18: Επίδραση των διαφορετικών θερμικών κατεργασιών στη σκληρότητα των κραμάτων.	39
Σχήμα 2. 19: Επίδραση της προ-γήρανσης (a) ομοιόμορφη και (b) συνολική επιμήκυνση.	40
Σχήμα 2. 20: Επίδραση της θερμικής κατεργασίας στο διάγραμμα οριακής διαμόρφωσης (FLD ₀).	40
Σχήμα 2. 21: συσχέτιση μεταξύ ομοιόμορφης επιμήκυνσης και FLD ₀	41
Σχήμα 2. 22: διαγράμματα Kocks-Mecking για το κράμα M2.	42
Σχήμα 2. 23: επίδραση της προ-γήρανσης στον (a) αρχικό ρυθμό εργοσκήρυνσης και (b) στον ρυθμό δυναμικής αποκατάστασης.	42
Σχήμα 2. 24: καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης των κραμάτων (a) H1, (b) M2 και (c) L3.	43
Σχήμα 2. 25: Συμπεριφορά γήρανσης των διάφορων κραμάτων.	43
Σχήμα 2. 26: Καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης με θερμική κατεργασία T6, υπολογισμένες με την διόρθωση Bridgman. Οι μαύρες καμπύλες παριστάνουν τις μη διορθωμένες καμπύλες για κάθε κράμα και δείχνουν το σημείο έναρξης λαιμού στο σημείο διαχωρισμού τους.	44
Σχήμα 2. 27: Αντιπροσωπευτικές καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για όλες τις γεωμετρίες δειγμάτων των κραμάτων (a) AA6061, (b) AA6063, (c) AA6110 και (d) όλες οι επαναλαμβανόμενες δοκιμές για τα λεία δείγματα. Το x σημειώνει το σημείο θραύσης. ...	45
Σχήμα 2. 28: (a) Τάση διαρροής (συνεχόμενη γραμμή) και ρυθμός σκλήρυνσης θ (διακεκομμένη γραμμή) προς την ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση p έως την αστοχία	

για τα τρία κράματα και (b) ρυθμός σκλήρυνσης θ προς σκληρότητα R έως την ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση του 1, όπου το x δείχνει το σημείο αστοχίας.....	47
Σχήμα 2. 29: Παραμόρφωση θραύσης προς πραγματική τάση στα 0,2% πλαστική παραμόρφωση για τα τρία κράματα της ερευνάς των μαζί με δεδομένα των.....	49
Σχήμα 2. 30: Η ευαισθησία εγκοπής των τριών κραμάτων για κανονικοποιημένη παραμόρφωση θραύσης. Η κανονικοποιημένη παραμόρφωση θραύσης ενός κράματος ορίζεται ως η παραμόρφωση θραύσης του δοκιμίου με εγκοπή (R2.0 ή R0.8) διαιρεμένη με αυτήν του λείου δείγματος. Οι μέσες τιμές για όλες τις επαναλαμβανόμενες δοκιμές χρησιμοποιούνται για να ληφθούν οι τιμές για αυτό το διάγραμμα.....	50
Σχήμα 2. 31: Επίδραση της θερμοκρασίας Διαλυτοποίησης στην αντοχή εφελκυσμού	50
Σχήμα 2. 32: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στο όριο διαρροής	50
Σχήμα 2. 33: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στην ενέργεια κρούσης	51
Σχήμα 2. 34: Επίδραση του χρόνου τεχνητής γήρανσης στην αντοχή εφελκυσμού.....	51
Σχήμα 2. 35 Επίδραση του χρόνου τεχνητής γήρανσης στο όριο διαρροής	52
Σχήμα 2. 36: Επίδραση του χρόνου τεχνητής γήρανσης στην ενέργεια κρούσης.	52
Σχήμα 2. 37: Επιφάνειες Θραύσης (a) κράμα αναφοράς,(b)κράμα A, (c) κράμα B και (d) κράμα C	53
Σχήμα 2. 38: Εικόνες τις επιφάνειες Θραύσης από SEM που δείχνουν περικρυσταλλικής θραύση για το (a) κράμα αναφοράς Ref και (b)κράμα A, και όλκιμη θραύση για το (c) κράμα B και (d) κράμα C	54
Σχήμα 2. 39: (a) Στοιχεία που βρέθηκαν στα σύνορα των κόκκων στο κράμα αναφοράς που υποδηλώνουν τα άσπρα βέλη και (b) χημική ανάλυση των σκούρων στοιχείων στα σύνορα των κόκκων.	54
Σχήμα 2. 40: Μικρογραφίες από το TEM από τα σωματίδια διασπορας στα κράματα με Mn (a) και (b) ηψηλη πυκνότητα διασπεροειδών στα κράματα B και C	55
Σχήμα 2. 41: Κατανομή ιζήματος και μεγέθη που απεικονίζονται σε μεγέθυνση 100kX. Τα μεγέθη του ιζήματος είναι χονδρότερα για το κράμα αναφοράς (a) και B (c), ενώ η εισαγωγή του Cu είχε ως αποτέλεσμα μια λεπτή δομή ιζήματος στα A (b) και C (d). Όλες οι εικόνες λαμβάνονται με τη μήτρα προσανατολισμένη σε $< 100 >$	56
Σχήμα 2. 42: Επιφάνειες Θραύσης (a)–(c) καθολικές εικόνες των λείων δειγμάτων και τοπικές εικόνες από το κεντρικό τμήμα (d)–(f) των λείων δειγμάτων, (g)–(i) των δειγμάτων R2.0 και (j)–(l) των δειγμάτων R0.8	57
Σχήμα 2. 43: Φωτογραφίες SEM σπασμένων επιφανειών μετά από δοκιμή εφελκυσμού. (A) : Ανοπτημένο δείγμα, (B) : δείγμα με γήρανση στους 170° C, (C) : δείγμα με γήρανση στους 200° C και (D) : δείγμα με γήρανση στους 230° C.	59
Σχήμα 2. 44: Μικροδομή των κραμάτων χύτευσης (α) κράμα 6005 και (β) κράμα 6082	60
Σχήμα 2. 45: Μικροδομή των κραμάτων της θερμής διέλασης (a) κράμα 6082 και (b) κράμα 6005.....	60
Σχήμα 2. 46: Μικροδομή του κράματος 6082 μετά από την ομογενοποίηση στους 570°C/6ώρες και την ψύξη σε (a) παγό-νερο, (b) αέρα και (c) σε κλίβανο.	60
Σχήμα 2. 47: Ατομικοί χάρτες ανιχνευόμενων συστάδων για τα κράματα (α) H1, (b) M2 και (c) L3 σε διαφορετικές συνθήκες θερμικής κατεργασίας (NA1w στα αριστερά και PA100+NA1w στα δεξιά). Οι πράσινες και οι μπλε κουκκίδες αντιπροσωπεύουν άτομα Mg και Si, αντίστοιχα. Όλα τα κουτιά έχουν το ίδιο μέγεθος 20×20×100 nm ³ για να διευκολύνουν τις οπτικές συγκρίσεις.	61
Σχήμα 2. 48: Το EBSD για τα δείγματα διέλασης που δείχνει μια δομή ανακρυσταλλωμένων κόκκων για τα Ref (a) και A (b) και μια δομή μικτών κόκκων για το B (c) και C (d). Λόγω της διαφοράς στη δομή των κόκκων χρησιμοποιήθηκαν δύο διαφορετικές μεγεθύνσεις.....	62

Σχήμα 2. 49: Η κατανομή μεγέθους κόκκων των ανακρυσταλλωμένων κραμάτων. Η προσαρμογή της κατανομής έχει εκθετική πτώση: $f = \gamma_0 + a \exp(-bx)$.	63
Σχήμα 2. 50: Ένα παράδειγμα των εικόνων SEM που αναλύθηκαν, λαμβάνονται από το κράμα αναφοράς. Τα πρωτεύοντα σωματίδια ευθυγραμμίζονται κατά μήκος των χορδών στην κατεύθυνση διέλασης.	63
Σχήμα 2. 51: Διαγράμματα κατανομής σωματιδίων. Οι γκριζοί ράβδοι υποδεικνύουν τον αριθμό των σωματιδίων σε κάθε διάστημα μεγέθους, ενώ οι μαύρες κουκκίδες υποδεικνύουν την αντίστοιχη μέση διάμετρο feret. Η προσαρμογή της κατανομής είναι λογαριθμική: $f = a \exp(-0,5(\ln(x/X_0)/b)^2)/2$.	64
Σχήμα 2. 52: Αποτέλεσμα από την ανάλυση EDS. Τα πρωτεύοντα σωματίδια στα Ref και A φαίνεται να ευθυγραμμίζονται κατά μήκος της γραμμής β-AlFeSi, ενώ τα σωματίδια στα δύο κράματα που περιέχουν Mn, B και C, ευθυγραμμίζονται κατά μήκος του α-Al(Fe,Mn) ₃ Si _{1.5} .	65
Σχήμα 2. 53: Δομή κόκκων των κραμάτων (a) AA6061, (c) AA6063 και (e) AA6110, και η κατανομή των συστατικών σωματιδίων στα κράματα (b) AA6061, (d) AA6063 και (f) AA6110.	66
Σχήμα 2. 54: Κατανομές μεγέθους σωματιδίων για τα τρία κράματα ως προς το κλάσμα επιφάνειας των συστατικών σωματιδίων έναντι της ισοδύναμης διαμέτρου.	67
Σχήμα 2. 55: Μικροδομή του AA6061, (a) : Ανοπτημένο δείγμα, (b) : δείγμα με γήρανση στους 170° C, (c) : δείγμα με γήρανση στους 200°C, και (d) : δείγμα με γήρανση στους 230° C	68
Σχήμα 2. 56: Μοτίβα περίθλασης ακτίνων X του AA6061, (A) : Ανοπτημένο δείγμα, (B) : δείγμα με γήρανση στους 170°C, (C) : δείγμα με γήρανση στους 200°C και (D) : δείγμα με γήρανση στους 230°C.	69

1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

1.1 Γενικά

Ο σύγχρονός μηχανικός πρέπει να φροντίζει κατά την σχεδίαση ενός νέου προϊόντος ιδιότητες όπως, το κόστος, τις μηχανικές ιδιότητες, τις φυσικές ιδιότητες και τις ιδιότητες κατεργασίας. Όποτε, κατά την σχεδίαση ενός προϊόντος πρέπει να έχει τις απαραίτητες γνώσεις για τις ιδιότητες και την συμπεριφορά των υλικών ώστε να καταλήγει σε μία λύση που να αποτελεί την οικονομικότερη και ταυτόχρονα να εξασφαλίζει τις προδιαγραφές του προϊόντος. Στα αυτοκίνητα ανέκαθεν, σημαντικό ρόλο έχει το κόστος, η ασφάλεια, η αισθητικές ιδιότητες και η ταχύτερη μετακίνηση. Τα τελευταία χρόνια όμως έχει έρθει στο επίκεντρο και η <<πράσινή>> σχεδίαση. Αυτό φέρνει τον μηχανικό αντιμέτωπο με νέες προκλήσεις κατά τον σχεδιασμό και την επιλογή του κατάλληλου υλικού. Μεγάλο ρόλο παίζει κατά τον σχεδιασμό και η διαθεσιμότητα ενός υλικού αλλά, η ικανότητα ανακύκλωσης του αλλά και η μείωση των εκπομπών. Άρα το υλικό θα πρέπει να επιλέγεται και με βάση αυτών των κριτηρίων της σημερινής εποχής. Για την μείωση των εκπομπών υπάρχουν δύο ευρέως γνωστές λύσεις. Η μείωση του βάρους ενός οχήματος για την μείωση της απαιτούμενης καύσης ή η αλλαγή του καυσίμου, από ορυκτά καύσιμα σε ηλεκτρισμό. Όμως και η μετάβαση αυτή φέρει και πάλι της δικές τις σχεδιαστικές δυσκολίες. Η αντοχή των μπαταριών που χρησιμοποιούνται στα ηλεκτρικά αυτοκίνητα έχει σχετικά πολύ μικρότερη διάρκεια από ότι οι συμβατικοί κινητήρες. Με βάση τον σχεδιασμό της μεγαλύτερης διάρκειας αποφόρτισης και του ασφαλούς αυτοκινήτου έρχεται και πάλι στο επίκεντρο η μείωση του βάρους για την επίτευξη μεγαλύτερου χρόνου μετακίνησης και οι ιδιότητες όπως η αντοχή και η ολκιμότητα ενός υλικού για να την ασφαλή μετακίνηση.

1.2 Το αντικείμενο της εργασίας

Το αυτοκίνητο αποτελείται από πολλά μηχανικά μέρη όπως, το σύστημα μετάδοσης κίνησης, κινητήρα, ψυγείο και μπαταρία, αμορτισέρ, σύστημα πέδησης, καταλύτη, τροχοί, σύστημα εξαγωγής και το πλαίσιο. Αποτελώντας το πιο σημαντικό κομμάτι ενός οχήματος, το πλαίσιο επηρεάζει άμεσα τόσο την ενεργητική συμπεριφορά του αυτοκινήτου εν κινήσει όσο και την παθητική του, δηλαδή την ασφάλεια σε περίπτωση ατυχήματος, καθώς είναι φτιαγμένο με ζώνες ελεγχόμενης παραμόρφωσης που εγγυάται την μέγιστη προστασία των επιβατών σε τυχόν σύγκρουση. Όμως, βασικός στόχος στην μείωση του βάρους αποτελεί η αντικατάσταση των μεταλλικών μερών με ένα ελαφρύτερο μεταλλικό υλικό. Το αλουμίνιο χρησιμοποιείτε για την κατασκευή μερικών μερών όπως τα πάνελ των αυτοκινήτων αλλά η ερώτηση που τίθεται είναι εάν θα μπορούσε να χρησιμοποιηθεί και για την αντικατάσταση των μεταλλικών μερών και ιδιαίτερος του πλαισίου .

Για να είναι εφικτή η αντικατάσταση θα πρέπει το κράμα αλουμίνιου που θα επιλεγεί να έχει μεγάλη αντοχή και μεγάλη ολκιμότητα.

Το πρόβλημα έπεται πως η συσχέτισή της αντοχής και της ολκιμότητας στα θερμικά κατεργάσιμα κράματα αλουμινίου δεν έχει μελετηθεί επαρκώς μέχρι σήμερα.

Περιορισμένος αριθμός εργασιών έχουν δείξει μια σχέση ανάμεσα σε αυτών των ιδιοτήτων του υλικού κατόπιν θερμικής κατεργασίας γήρανσεως. Στην εργασία συγκρίθηκαν τα αποτελέσματα ερευνών που είχαν ως στόχο την αύξησή των ιδιοτήτων αυτών μετά την επιβολή θερμικών κατεργασιών. Από τα πειράματα και τα αποτελέσματα αυτά θα προσπαθήσει αυτή η διπλωματική εργασία να βγάλει συμπεράσματα σχετικά με την συσχέτιση αντοχής και ολκιμότητας για δύο κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx.

1.3 Δομή Διπλωματικής Εργασίας

Η διπλωματική εργασία αποτελείται από 3 Κεφάλαια. Στο **Κεφ.1** ορίζεται το αντικείμενο της εργασίας, η αναγκαιότητα της διερεύνησης του προβλήματος καθώς και τα αποτελέσματα που αναμένονται να εξαχθούν. Στο **Κεφ. 2** γίνεται ανασκόπηση της σχετικής βιβλιογραφίας η οποία περιλαμβάνει πληροφορίες σχετικά με την ιστορία του αλουμινίου, τις χρήσεις και τις ιδιότητες, τα κράματα Αλουμινίου και τα θερμικά κατεργάσιμα κράματα .Επίσης παρατίθενται οι βασικές έννοιες από την Μηχανική των υλικών και περιγράφονται οι βασικές αρχές που αφορούν την βελτιστοποίηση της αντοχής και ολκιμότητας. Έπειτα στην **Εν.2.2** και **2.3** γίνεται αναφορά στην θερμική κατεργασία (γήρανση και υπεργήρανση) και στον ρόλο των κραματικών στοιχείων, αντίστοιχα .Στην **Εν. 2.4** γίνεται η περιγραφή της πειραματικής διαδικασίας. Γίνεται περιγραφή του υλικού που χρησιμοποιήθηκε και αναφέρεται αναλυτικά ο τρόπος διεξαγωγής των πειραμάτων και οι προδιαγραφές με τις οποίες πραγματοποιήθηκαν. Στην **Εν. 2.5** παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της πειραματικής διαδικασίας των ερευνών. Αυτά εμπεριέχουν: α) Θερμικές κατεργασίες και διαγράμματα γήρανσης β) Μικροσκοπικό οπτικό έλεγχο υλικού γ) Δοκιμές εφελκυσμού δ) Δοκιμές σκληρότητας ε) Θραυστογραφία. Τέλος, στο **Κεφ.3** γίνεται συζήτηση των αποτελεσμάτων και διατυπώνονται σκέψεις για μελλοντική έρευνες.

2 Βιβλιογραφική ανασκόπηση

2.1 Αλουμίνιο & κράματα Αλουμινίου

2.1.1 Ιστορία του αλουμινίου

Το Αλουμίνιο (Al) είναι το τρίτο κατά σειρά στοιχείο μετά το Οξυγόνο και το Πυρίτιο που συναντάται στον φλοιό της γης, παρόλο αυτά βρίσκεται σε βιομηχανική κλίμακα παραγωγής για περίπου 100 χρόνια. Πώς εξηγείται όμως το γεγονός της τόσο "πρόσφατης" ανακάλυψης και χρήσης του;

Η απάντηση βρίσκεται στη μεγάλη χημική του συνάφεια με άλλα στοιχεία. Υπάρχει σχεδόν παντού στη φύση, αλλά δεν υπάρχει στη φύση σε απλές χημικές ενώσεις εύκολα διασπασίμες. Έτσι η απομόνωση του μετάλλου αυτού καθυστέρησε και η ανακάλυψή του αλλά και η παραγωγή του, έγινε δυνατή μόνο μετά την ανακάλυψη και ευρεία χρήση του ηλεκτρισμού.

Το 1761 προτάθηκε για πρώτη φορά στην Ιστορία το όνομα αλούμιο (alume) από τον de Morveau. Αργότερα, το 1807, ο Sir Humphrey Davy πρότεινε το όνομα αλούμιο (aluminium) για το μέταλλο, αν και λίγο αργότερα συμφώνησε με το όνομα αλουμίνιο (aluminum), όρος που χρησιμοποιείται και σήμερα ακόμα για το αλουμίνιο στη βόρεια Αμερική. Λίγο αργότερα το όνομα αλουμίνιο (aluminium) καθιερώθηκε για να μη διαφέρει το όνομα του νέου μετάλλου από τα άλλα ονόματα των φυσικών στοιχείων που έχουν κατάληξη σε "-ium". Η διεθνής, λοιπόν, χημική ονομασία του νέου μετάλλου είναι αλουμίνιο μέχρι και τις μέρες μας. Το ίδιο ίσχυσε και στις ΗΠΑ μέχρι το 1925, όταν η Αμερικανική Εταιρία Χημείας αποφάσισε να αλλάξει το όνομα ξανά σε <<aluminium>>, έτσι ακόμα και σήμερα στις ΗΠΑ χρησιμοποιούν αυτή την ονομασία, σε αντίθεση με τον υπόλοιπο κόσμο.

Περίληπτικά, η εξέλιξη της παραγωγής του έχει ως εξής:

- **1808:** Ο Βρετανός Davy ανακαλύπτει την ύπαρξη του μετάλλου.
- **1821:** Ο P. Berthier ανακαλύπτει κοντά στο χωριό Les Baux στη Γαλλία μια σκληρή, κοκκινωπή ουσία που περιέχει 52 % αλουμίνιο και την ονομάζει Βωξίτη.
- **1825:** Ο Δανός Hans Christian Oersted παράγει μια μικρή ποσότητα αλουμινίου, χρησιμοποιώντας διάλυμα ποτάσας.
- **1827:** Ο Γερμανός Friedrich Wohler ανακοινώνει την ανακάλυψή του για την παραγωγή αλουμινίου, μέσω της αντίδρασης ποτάσας με άνυδρο χλωρίδιο του αλουμινίου.
- **1845:** Ο Wohler ανακάλυψε και κατέγραψε την πυκνότητα του **αλουμινίου** και μία από τις βασικές του ιδιότητες, την ελαφρότητα.
- **1854:** Ο Γάλλος Henri Saite-Claire Deville βελτιώνει τη μέθοδο του Wohler και παράγει βιομηχανικά αλουμίνιο, για πρώτη φορά στην ιστορία. Η τιμή του μετάλλου ξεπερνά αυτή του χρυσού και της πλατίνας.
- **1855:** Μία ράβδος αλουμινίου εκτίθεται στη Διεθνή Έκθεση των Παρισίων μαζί με άλλα πολύτιμα μέταλλα.
- **1886:** Δύο νέοι και άγνωστοι επιστήμονες, ο Γάλλος Paul Louis Toussaint Heroult και ο Αμερικάνος Charles Martin Hall, εφευρίσκουν τη μέθοδο παραγωγής αλουμινίου, μέσω της ηλεκτρόλυσης διαλύματος αλουμίνιας. Οι δύο επιστήμονες εργάστηκαν ξεχωριστά, χωρίς να ξέρουν ο ένας την εργασία του άλλου.
- **1888:** Οι πρώτες εταιρίες παραγωγής αλουμινίου γεννήθηκαν στη Γαλλία, την Ελβετία και τις ΗΠΑ.

- **1889:** Ο Αυστριακός Friedrich Bayer, γιος του ιδρυτή της περίφημης εταιρίας χημικών ουσιών, εφευρίσκει τη μέθοδο παραγωγής μεγάλων ποσοτήτων αλουμίνιας από τον βωξίτη.
- **1900:** Η ετήσια παραγωγή αλουμινίου σπάει κάθε ρεκόρ, φτάνοντας τους 8 τόνους σε ετήσια βάση.

[1]

2.1.2 Ιδιότητες

Οι ιδιότητες που κάνουν το αλουμίνιο τόσο σημαντικό για την βιομηχανία είναι η χαμηλή πυκνότητα του (με πυκνότητα στο ένα τρίτο του χάλυβα) που το καθιστά ελαφρύ σε σχέση με άλλα μέταλλα, η υψηλή αντοχή του σε μηχανικές καταπονήσεις (αντοχή εφελκυσμού από 70 έως 700 MPa, ανάλογα με το κράμα και τη διαδικασία κατασκευής) και η εξαιρετική αντοχή του στη διάβρωση, η οποία οφείλεται στο φαινόμενο της παθητικοποίησης. Δηλαδή, σχηματίζεται ένα λεπτό στρώμα οξειδίου το Al_2O_3 στην επιφάνεια που βρίσκεται σε επαφή με τον αέρα, το οποίο παρέχει πολύ καλή προστασία από τη διάβρωση, ακόμη και σε διαβρωτικά περιβάλλοντα.

Το καθαρό αλουμίνιο είναι αρκετά μαλακό και όλκιμο. Με την προσθήκη σιδήρου, χαλκού και άλλων κραματικών στοιχείων βελτιώνονται κατά πολύ οι μηχανικές του ιδιότητες. Έπειτα, έχει καλή ικανότητα μορφοποίησης, ένα χαρακτηριστικό που χρησιμοποιείται πλήρως στην διέλαση και υφίσταται εύκολα κατεργασία με χύτευση και με αφαίρεση υλικού. Είναι επίσης κατάλληλο για κατεργασία τόσο σε θερμό όσο και σε κρύο περιβάλλον. Δηλαδή, διατηρεί την ολκιμότητά του και σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες χωρίς να ψαθυροποιείται γεγονός που το καθιστά χρήσιμο για εφαρμογές σε περιβάλλον με χαμηλές θερμοκρασίες (υπό του μηδενός). Έπειτα, παρουσιάζει πολύ καλή θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα.

Αυτές οι χαρακτηριστικές ιδιότητες του αλουμινίου και των κραμάτων του, καθώς και η υψηλή τεχνολογία επεξεργασίας του, εξηγούν το ευρύ φάσμα εφαρμογών του. Ένας ακόμη ιδιαίτερος λόγος για το ευρύ φάσμα του είναι και η προσπάθεια εξοικονόμησης πλουτοπαραγωγικών πόρων και η προστασία του περιβάλλοντος που αποτελούν τον κύριο στόχο της σύγχρονης κοινωνίας. Πρέπει να επισημανθεί η δυνατότητα ανακύκλωσης του. Πρόκειται για ένα «πράσινο» υλικό το οποίο μπορεί να ανακυκλωθεί απεριόριστα, διατηρώντας τα χαρακτηριστικά του χωρίς καμία ποιοτική υποβάθμιση. Πράγματι, η ενέργεια που απαιτείται για την ανακύκλωσή της είναι μόνο το 5% εκείνης που καταναλώνεται στην αρχή της παραγωγής. Επομένως, δεν αποτελεί έκπληξη το γεγονός ότι στην Ευρώπη το 85% του αλουμινίου που χρησιμοποιείται στις κατασκευές προέρχεται από ανακύκλωση. Σήμερα αποτελεί ένα από τα βασικά δομικά υλικά σε κατασκευαστικές δραστηριότητες. [2]

2.1.3 Χρήσεις του Αλουμινίου

Το μικρό βάρος του αλουμινίου, η αντοχή στην ατμοσφαιρική διάβρωση και τα ποικίλα φινιρίσματα επιφανειών το καθιστούν δημοφιλές υλικό για χρήση σε κτίρια και κατασκευές. Χρησιμοποιείται συχνά για διακοσμητικούς σκοπούς λόγω της ευκολίας στην απόκτηση μιας κατοπτρικής επιφάνειας. Μία χρήση αυτής της κατοπτρικής επιφάνειας χρησιμοποιήθηκε και στην κατασκευή κάτοπτρου τηλεσκοπίου. Τα κράματα αλουμινίου-μαγνησίου βρίσκουν ευρείες εφαρμογές σε γέφυρες αυτοκινητοδρόμων, δεξαμενές αποθήκευσης και δοχεία πίεσης. Όταν απαιτούνται υψηλότερες αντοχές, χρησιμοποιούνται

γενικά κράματα αλουμινίου-μαγνησίου-πυριτίου. Αυτά τα κράματα συνδυάζουν μέτρια αντοχή με υψηλή αντοχή στη διάβρωση και την αντοχή στη διάβρωση, μπορούν να κατασκευαστούν φθηνά σε διάφορα σχήματα και είναι συγκολλησίμα. Αυτά τα μοναδικά χαρακτηριστικά τα καθιστούν την πρώτη επιλογή για αρχιτεκτονικά και δομικά μέλη όπου η αντοχή και η ακαμψία-κρισιμότητα είναι σημαντικές, π.χ. πόλοι φωτισμού, σκάλες και γέφυρες.

Η υψηλή αντοχή στη διάβρωση, η θερμική αγωγιμότητα, η φυσιολογική ασφάλεια και η στεγανότητα στο φως, το οξυγόνο, την υγρασία, τις οσμές ουσίες και τους μικροοργανισμούς καθιστούν το αλουμίνιο ελκυστικό υλικό συσκευασίας για τη βιομηχανία τροφίμων. Μερικά παραδείγματα είναι: δίσκοι φαγητού και φαρμάκων, αλουμινόχαρτο, συσκευασίες τροφίμων, κουτιά αναψυκτικών. Επίσης χρησιμοποιείται για οικιακές εφαρμογές (π.χ. μαγειρικά σκεύη και ηλεκτρικά σίδερα).

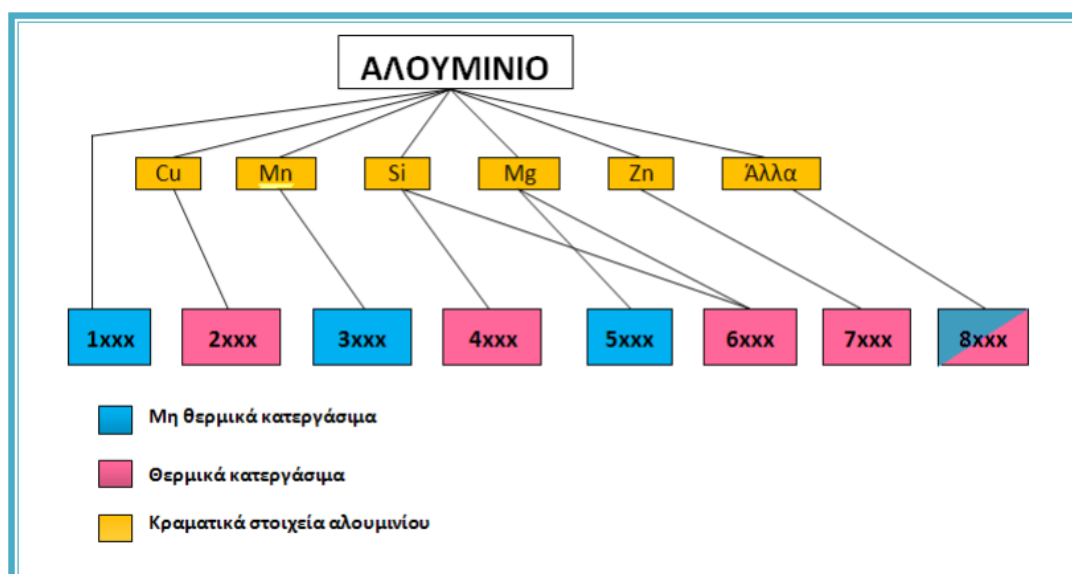
Το μικρό βάρος και ο υψηλός ειδικός συντελεστής αλουμινίου και η ικανότητα απόκτησης υψηλών αντοχών με απλές προσθήκες κραματικών στοιχείων και επακόλουθες θερμικές επεξεργασίες, το καθιστούν ιδιαίτερα ελκυστικό για συστήματα μεταφοράς. Χρησιμοποιείται σε κινητήρες εσωτερικής καύσης για έμβολα, κυλινδροκεφαλές και κάρτες. Τα σύνθετα υλικά μεταλλικής μήτρας αλουμινίου χρησιμοποιούνται επίσης για αυτές τις εφαρμογές λόγω των ιδιοτήτων τους σε υψηλή θερμοκρασία και της εξαιρετικής αντοχής τους στη φθορά. Με την κλιμάκωση του κόστους των καυσίμων, το αλουμίνιο χρησιμοποιείται όλο και περισσότερο για άλλα εξαρτήματα συστημάτων μεταφοράς. Τα κράματα χύτευσης αλουμίνιο-πυρίτιο με προσθήκη χαλκού και/ή μαγνησίου αντικαθιστούν το χυτοσίδηρο στα μπλοκ κινητήρα καθώς και σε άλλα εξαρτήματα, π.χ. πολλαπλές εισαγωγής, φορείς ανύψωσης βαλβίδων και συστήματα ανάρτησης. Οι τροχοί από χυτό αλουμίνιο χρησιμοποιούνται ευρέως από την αυτοκινητοβιομηχανία. Υψηλότερης αντοχής κράματα χρησιμοποιούνται σε συγκολλημένα δομικά μέλη όπως κουφώματα φορτηγών, μοτοσικλετών και θαλάσσιων μεταφορών, βαγόνια σιδηροδρόμου και στα «διαστημικά πλαίσια» των αυτοκινήτων. Χρησιμοποιούνται επίσης, για πάνελ αυτοκινήτων λόγω της. Επίσης, αποτελούν συντριπτική επιλογή για την άτρακτο, το φτερό και τη δομή στήριξης των εμπορικών αεροσκαφών και των στρατιωτικών αεροσκαφών φορτίου και μεταφοράς από το 1930 περίπου. Οι υψηλοί λόγοι αντοχής-πυκνότητας, σε συνδυασμό με την εξαιρετική τους αντοχή σε ζημιές, τα καθιστούν πολύ ελκυστικά για αεροδιαστημικά συστήματα. Έχουν αναπτυχθεί κράματα αλουμινίου που περιέχουν λίθιο που έχουν χαμηλότερες πυκνότητες και υψηλότερο συντελεστή. Κάθε επί τοις εκατό βάρος λιθίου που προστίθεται (μέχρι το πρακτικό όριο των 3 wt.%) μειώνει την πυκνότητα κατά περίπου 3% και αυξάνει το μέτρο ελαστικότητας κατά περίπου 6%. Αυτές οι βελτιωμένες ιδιότητες τα καθιστούν ιδιαίτερα ελκυστικά για αεροδιαστημικές εφαρμογές και επί του παρόντος χρησιμοποιούνται για τις δεξαμενές υγρού οξυγόνου και υγρού υδρογόνου του διαστημικού λεωφορείου, τα διαφράγματα του μαχητικού αεροσκάφους F-16 και για το μεγαλύτερο μέρος της δομής του ελικοπτήρου EH101. Τα εξαιρετικά χαρακτηριστικά ροής των κραμάτων αλουμινίου-πυριτίου τα καθιστούν εξαιρετικούς υποψηφίους για σφυρηλάτηση σε εφαρμογές όπως τα έμβολα αεροσκαφών.

Με εξαίρεση τον χαλκό, το ασήμι και τον χρυσό, το αλουμίνιο είναι το μόνο μέταλλο με ηλεκτρική αγωγιμότητα αρκετά υψηλή για χρήση ως ηλεκτρικός αγωγός. Η αγωγιμότητα του αλουμινίου είναι 65% της αγωγιμότητας του χαλκού, αλλά λόγω διαφορών ειδικού βάρους 1 κιλό σύρματος αλουμινίου θα φτάσει διπλάσια από 1 κιλό χαλκού και αυτό επιτρέπει τη χρήση μεγάλων ανοιγμάτων για γραμμές μεταφοράς, εξοικονομώντας έτσι

κόστος. Το αλουμίνιο έχει επίσης χρησιμοποιηθεί για την κατασκευή καλωδίων. Με μικρές προσθήκες κραματικών στοιχείων (π.χ. σίδηρος, νικέλιο και κοβάλτιο) έχουν αναπτυχθεί για χρήση σε καλωδιώσεις κτιρίων, μαγνητών, συσκευών, αυτοκινήτων και αεροσκαφών. Γραμμές μεταφοράς ηλεκτρικής ενέργειας κατασκευάζονται επίσης συχνά από αλουμίνιο, καθώς έχει μικρότερο βάρος και κόστος από το χαλκό (αν και όχι τόσο καλή ηλεκτρική αγωγιμότητα). [3]

2.1.4 Κράματα αλουμινίου

Το Αλουμίνιο διατίθεται σε μεγάλη ποικιλία κραμάτων. Η επιλογή του κατάλληλου κράματος γίνεται ανάλογα με την χρήση του τελικού προϊόντος και τις ιδιαίτερες απαιτήσεις, καθώς και από την μέθοδο της παραγωγικής επεξεργασίας. Η δυνατότητα που έχει το Αλουμίνιο, να επιτυγχάνει διαφορετικές ιδιότητες προκειμένου να καλύψει τις ειδικές απαιτήσεις κάθε προϊόντος, οφείλεται στο γεγονός της εύκολης κραματοποίησης του. Με την προσθήκη μικρών ποσοτήτων κραματικών στοιχείων (π.χ. Χαλκός, Μαγνήσιο, Πυρίτιο, Μαγγάνιο, Ψευδάργυρος κλπ.), μπορούμε να επιτύχουμε πρώτη ύλη αλουμινίου με τις επιθυμητές και κατάλληλες ιδιότητες για κάθε τύπο προϊόντος. Τα κράματα Αλουμινίου είναι εύκολα διαμορφώσιμα με μεθόδους όπως έλαση, χύτευση και είναι εύκολα κατεργάσιμα. Τα κράματα Al συμβολίζονται με ένα σύστημα τεσσάρων ψηφίων που έχει αναπτυχθεί από την Aluminum Association. Ο συμβολισμός αυτός (Σχήμα 2.1) είναι ο πιο διαδεδομένος στις Η.Π.Α. και έχει επικρατήσει και στην Ευρώπη. [2]



Σχήμα 2. 1 : Συμβολισμός κραμάτων Al

Το πρώτο ψηφίο (Xxxx) υποδεικνύει το κύριο κραματικό στοιχείο, το οποίο έχει προστεθεί στο κράμα αλουμινίου και χρησιμοποιείται για να περιγράψει τη σειρά των κραμάτων αλουμινίου, δηλαδή, σειρά 1xxx, σειρά 2xxx έως και σειρά 8xxx.

Το δεύτερο ψηφίο (xXxx) υποδεικνύει την τροποποίηση του πρωταρχικού κράματος (0 για το πρωταρχικό κράμα, 1 έως 9 οι τροποποιήσεις).

Τα δύο τελευταία ψηφία (xxXX) κυρίως ορίζουν το κράμα του αλουμινίου.

Για παράδειγμα: Το κράμα 6113. Το 6 συμβολίζει την σειρά με κύριο κραματικό στοιχείο το μαγνήσιο (Mg) και το πυρίτιο (Si). Το 1 συμβολίζει την πρώτη τροποποίηση του πρωταρχικού, δηλαδή του κράματος 6013 και τα δυο τελευταία ψηφία αποτελούν την <<ταυτότητα>> του κράματος. Εξαιρέση σε αυτό τον κανόνα αποτελούν τα κράματα της σειράς 1xxx με καθαρότητα 99%, όπου τα δυο τελευταία ψηφία υποδεικνύουν το ελάχιστο ποσοστό αλουμινίου μετά την υποδιαστολή του 99%.

Για παράδειγμα: κράμα 1350 (99.50% κατά ελάχιστον αλουμίνιο).

Κωδικός	Κύριο Κραματικό στοιχείο, Χαρακτηριστικά
1xxx	Καθαρό αλουμίνιο (99%) για χρήση στις ηλεκτρικές και χημικές βιομηχανίες. Μη θερμικώς κατεργάσιμα.
2xxx	Κράματα με κύριο στοιχείο το χαλκό (Cu), αν και άλλα κραματικά στοιχεία (π.χ. Mg) είναι παρόντα σε σημαντικό βαθμό. Χρησιμοποιείται σε μέρη αεροσκαφών. Θερμικώς κατεργάσιμα.
3xxx	Κράματα με κύριο στοιχείο το μαγγάνιο (Mn). Γενικού σκοπού για αρχιτεκτονικές εφαρμογές και διάφορα προϊόντα. Μη θερμικώς κατεργάσιμα.
4xxx	Κράματα με κύριο στοιχείο το πυρίτιο (Si). Χρησιμοποιούνται σε ράβδους και φύλλα συγκόλλησης. Μη θερμικώς κατεργάσιμα.
5xxx	Κράματα με κύριο στοιχείο το μαγνήσιο (Mg). Χρησιμοποιούνται στη ναυπηγική και κοντά σε θαλάσσια περιβάλλοντα. Μη θερμικώς κατεργάσιμα.
6xxx	Κράματα με κύριο στοιχείο το μαγνήσιο (Mg) και το πυρίτιο (Si). Χρησιμοποιούνται για αρχιτεκτονικές εφαρμογές (προφίλ κλπ). Θερμικώς κατεργάσιμα.
7xxx	Κράματα με κύριο στοιχείο τον ψευδάργυρο (Zn), αν και άλλα στοιχεία όπως Cu, Mg, Cr, Zr μπορούν να καθορίζονται. Χρησιμοποιούνται στην αεροδιαστημική και όπου χρειάζεται υψηλή αντοχή. Θερμικώς κατεργάσιμα.
8xxx	Κράματα με Sn, Li, και διάφορες συνθέσεις με άλλα στοιχεία.
9xxx	Κωδικός «κρατημένος» για μελλοντική χρήση.

Πίνακας 2. 1: Χαρακτηριστικά των σειρών αλουμινίου

2.1.5 Προσδιορισμός Βασικών Κατεργασιών Αλουμινίου

Οι κωδικοί που χρησιμοποιούνται για να περιγράψουν την κατεργασία (θερμική ή μηχανική) σύμφωνα με την Aluminum Association είναι ίδιοι για τα κράματα διαμόρφωσης και χύτευσης. Συμβολίζονται με κεφαλαία γράμματα που χωρίζονται από τον κωδικό του κράματος με μία παύλα (-). Υποκατηγορίες κατεργασιών συμβολίζονται με 2 ψηφία μετά το γράμμα. [2]

F: Όπως παρήχθη, (As Fabricated). Χωρίς κατεργασία.

O: Ανοπτημένο (Annealed) και ανακρυσταλλωμένο υλικό με τη χαμηλότερη αντοχή και υψηλότερη ολκιμότητα.

H: Σκληρωμένο με ψυχρή κατεργασία, (μόνο για κράματα διαμόρφωσης). Συνοδεύεται από δύο ή περισσότερα ψηφία

T: Θερμικά κατεργασμένο για τη δημιουργία υλικού με σταθερές ιδιότητες διαφορετικές από την F και O. Συνοδεύεται πάντα από ένα ψηφίο από το 1 έως 10.

W: Θερμικά κατεργασμένο (Διαλυτοποίηση), που αναφέρεται στην ασταθή κατάσταση κραμάτων, των οποίων η αντοχή αυξάνεται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος για μήνες ή και χρόνια μετά την κατεργασία. Φυσική γήρανση που δεν σταθεροποιείται, αλλά εξελίσσεται συνεχώς.

Παρακάτω δίνεται και μια σύντομη περιγραφή των πιο σημαντικών χαρακτηριστικών επεξεργασίας των κραμάτων αλουμινίου:

- Κατεργασιμότητα (Machinability): Η κατεργασιμότητα των περισσότερων κραμάτων αλουμινίου είναι πάρα πολύ καλή. Εξαρτάται από το κράμα και από την κατάσταση του (temper). Ειδικά εργαλεία και τεχνικές χρειάζονται σε αρκετές περιπτώσεις για την κατεργασία.
- Chemical Milling: Πρόκειται για αφαίρεση υλικού με χημική προσβολή από αλκαλικό ή όξινο διάλυμα. Η τεχνική αυτή χρησιμοποιείται για την ομοιόμορφη μείωση του πάχους σύνθετων κατασκευών. Χρησιμοποιείται ευρέως σε σύνθετα αεροπορικά εξαρτήματα για να επιτευχθεί η μέγιστη αναλογία αντοχής-βάρους.
- Διαμορφωσιμότητα: Η διαμορφωσιμότητα είναι από τα πιο σπουδαία χαρακτηριστικά των κραμάτων αλουμινίου. Η επιλογή της κατάστασης (temper) είναι πολύ σημαντική.
- Σφυρηλατότητα: Τα κράματα αλουμινίου μπορούν να σφυρηλατηθούν σε μια πληθώρα σχημάτων. Σε γενικές γραμμές η σφυρηλατότητα τους είναι μικρότερη συγκρινόμενη με αυτή των ανθρακούχων χαλύβων και πολλών άλλων χαλύβων. Σε σύγκριση όμως με τα κράματα νικελίου/κοβαλτίου, είναι πιο εύκολα σφυρηλατήσιμα.
- Συνδεσιμότητα: Τα κράματα αλουμινίου μπορούν να συνδεθούν με ένα μεγάλο εύρος μεθόδων, όπως resistance welding, brazing, soldering, μηχανικές συνδέσεις όπως riveting και bolting.

2.1.5.1 Οι Υποκατηγορίες Θερμικών κατεργασιών

T1 - Με φυσική γήρανση. Το προϊόν ψύχεται από την υψηλή θερμοκρασία της διαμόρφωσης (βαφή) και αφήνεται για φυσική γήρανση σε μια ουσιαστικά σταθερή κατάσταση.

T2 - Ψυχρή κατεργασία και αφήνεται για φυσική γήρανση σε μια ουσιαστικά σταθερή κατάσταση

T3 - Θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή, ψυχρή κατεργασία, φυσική γήρανση σε μία ουσιαστικά σταθερή κατάσταση.

T4 - Θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή, φυσική γήρανση σε ουσιαστικά σταθερή κατάσταση.

T5 - Ψύξη από την υψηλή θερμοκρασία διαμόρφωσης (βαφή) και τεχνητή γήρανση.

T6 - Θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή, τεχνητή γήρανση.

T7 - Θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή, υπεργήρανση ή σταθεροποίηση.

T8 - Θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή, ψυχρή κατεργασία, τεχνητή γήρανση.

T9 - Θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης - Τεχνητή γήρανση - Ψυχρή κατεργασία

T10 - Το προϊόν ψύχεται από την υψηλή θερμοκρασία της διαμόρφωσης (βαφή), ψυχρή κατεργασία, τεχνητή γήρανση

[2],[4]

2.1.6 Θερμικά κατεργάσιμα κράματα αλουμινίου

Στις αρχές του 20^{ου} αιώνα, πιθανώς η πιο σημαντική ανακάλυψη στην ανάπτυξη των κραμάτων αλουμινίου, σημειώθηκε στη Γερμανία, όπου ο Alfred Wilm κλήθηκε το 1903 να βρει ένα κράμα αλουμινίου που είχε τα χαρακτηριστικά του ορείχαλκου, από το Γερμανικό εργοστάσιο πολεμικών πυρομαχικών στο Βερολίνο, για την χρήση του σε αεροσκάφη. Αυτό ξεκίνησε την έρευνα με την ενίσχυση των κραμάτων Al-Cu μέσω θερμικής επεξεργασίας. Για αυτό το λόγο παρεμβάλετε εδώ αυτή η ιστορική αναφορά του πειράματος του.

Ο Wilm ακολουθώντας τη λογική της ανάπτυξης κραμάτων σιδήρου και χάλυβα, υποθέτοντας πως η βαφή από υψηλή θερμοκρασία θα προκαλούσε σκλήρυνση. Ωστόσο, γρήγορα διαπίστωσε ότι τα κράματα Al-Cu παρέμειναν μαλακά και όχι σκληρά μετά την απόσβεση από υψηλή θερμοκρασία και άρχισε να πειραματίζεται με κράματα Al-Cu-Mn. Χρησιμοποιώντας αυτήν τη σύνθεση, η απαραίτητη δύναμη για να ανταγωνιστεί τον ορείχαλκο σχεδόν επιτεύχθηκε, αλλά η σκληρότητα παρέμεινε πολύ χαμηλή. Μαζί με τον τεχνικό του, η πιο διάσημη επανάληψη του Wilm πραγματοποιήθηκε ένα Σάββατο πρωί: 0,5% Mg προστέθηκε στο κράμα τήγματος. Το φύλλο έλασης από το προϊόν χύτευσης, θερμάνθηκε στους 520 ° C και έπειτα έγινε βαφή. Οι μετρήσεις σκληρότητας καταγράφηκαν και ήταν απογοητευτικά χαμηλές. Στη συνέχεια, ο Wilm αναχώρησε για ταξίδι.

Επιστρέφοντας την επόμενη Δευτέρα, οι μετρήσεις σκληρότητας επαναλήφθηκαν στο ίδιο φύλλο και οι τιμές σκληρότητας που μετρήθηκαν ήταν σημαντικά υψηλότερες από αυτές που μετρήθηκαν το προηγούμενο Σάββατο. Η βαθμονόμηση του ελεγκτή σκληρότητας ελέγχθηκε και οι μετρήσεις έδειξαν ότι η σκληρότητα αυξήθηκε τις επόμενες 4 ημέρες πριν σταθεροποιηθεί. Χωρίς να γνωρίζει την αιτία, ο Wilm ανακάλυψε το φαινόμενο της γήρανσης και οδήγησε στην ανάπτυξη των θερμικά κατεργάσιμων κραμάτων αλουμινίου. Έτσι, εμφανίστηκαν τρεις σειρές από χυτά και σφυρήλατα κράματα που βασίζονται στα ακόλουθα συστήματα: Al – Cu – Mg (σειρά 2000) το Al – Mg – Si (σειρά 6000) και Al – Zn – Mg– (Cu) (σειρά 7000). Τα κράματα έχουν αναπτυχθεί με όλο και μεγαλύτερη αντοχή και συνεχίζουν να χρησιμοποιούνται σε αεροσκάφη και αεροδιαστημικές εφαρμογές. [4]

2.1.7 Ανάπτυξη της Σειράς 6000 και χρήσεις

Τα πειράματα στις αρχές του εικοστού αιώνα για την επίτευξη σκλήρυνσης με γήρανσης (age hardening) με δυαδικά κράματα Al-Mg και Al-Si απέτυχαν. Ωστόσο, οι προσπάθειες θερμικής κατεργασίας των τριμερών κραμάτων Al-Mg-Si ήταν επιτυχείς. Η χαμηλή περιεκτικότητα σε κράματα αναπτύσσει μια ομοιογενή μικροδομή της οποίας η σκληρότητα και η αντοχή βασίζεται στον σχηματισμό του ιζήματος Mg_2Si κατά τη γήρανση. Το κράμα Al-Mg-Si πρώτης εποχής, το οποίο εισήχθη στις Ηνωμένες Πολιτείες το 1921. Η σύνθεση ήταν Al-0,5Mg-1Si (σήμερα κράμα 6051). Αν και δεν είναι τόσο ισχυρό όσο το ντουραλουμίνιο, ήταν ισχυρότερο από τα άλλα κράματα και τόσο εύκολο παραμορφώσιμο. Το κράμα 6051 έχει επίσης πολύ μεγαλύτερη αντοχή στη διάβρωση σε σχέση με το ντουραλουμίνιο. Παρά την ευαισθησία στη διακοκκική διάβρωση, το κράμα 6051 βρήκε χρήση ως σφυρηλάτηση, εξώθηση και σωλήνωση. Επομένως, χρησιμοποιήθηκε κυρίως στην κατασκευή επίπλων λόγω του μοναδικού συνδυασμού αντοχής, αντοχής στη διάβρωση και της ικανότητας κατασκευής. Μια βελτιωμένη έκδοση του 6051, 6151, εισήχθη το 1928. Ανέπτυξε υψηλότερη αντοχή απόδοσης μαζί με υψηλότερες τιμές επιμήκυνσης, λόγω

διακυμάνσεων σε σίδηρο και πυρίτιο, και δεδομένου ότι ήταν η πρώτη παραλλαγή, ονομάστηκε 6151. [4]

Σήμερα η σειρά 6xxx αποτελείται από τα κράματα που κατά βάση χρησιμοποιούνται στην διέλαση για την παραγωγή προφίλ. Η σειρά 6xxx μπορεί να χωριστεί σε δύο κατηγορίες:

Στην πρώτη κατηγορία θα βρούμε τα κράματα που έχουν υψηλή περιεκτικότητα σε μαγνήσιο και πυρίτιο και που σε συνδυασμό με το μαγγάνιο, χρώμιο και ψευδάργυρο εξασφαλίζουν υψηλές μηχανικές ιδιότητες. Χαρακτηριστικά κράματα: 6005, 6061, 6082.

Στην δεύτερη κατηγορία τα κράματα περιέχουν μικρότερες ποσότητες μαγνησίου και πυριτίου και προσφέρουν μεγάλες ταχύτητες διέλασης, αλλά και χαμηλότερες μηχανικές ιδιότητες. Παρουσιάζουν καλή διακοσμητική συμπεριφορά και έτσι χρησιμοποιούνται ευρέως στις αρχιτεκτονικές και διακοσμητικές εφαρμογές. Χαρακτηριστικά κράματα: 6060, 6063.

2.1.8 Κράμα αλουμινίου 6061 και 6082

Το κράμα αλουμινίου 6061 εισήχθη το 1954 αναλογία 10:6 Mg/Si προς σχηματισμό Mg_2Si . Περιέχει προσθήκες κράματος 0,25% Cu και 0,04-0,35% Cr. Έχει θέσει το πρότυπο για ένα ελαφρύ, οικονομικό, μεσαίας αντοχής και ανθεκτικό στη διάβρωση κράμα για δομικές εφαρμογές γενικής χρήσης.

Γενικά, είναι από τα πιο ευπροσάρμοστα των θερμικά κατεργάσιμων κραμάτων αλουμινίου και προσφέρει ένα ευρύ φάσμα μηχανικών ιδιοτήτων. Είναι εύκολα κατασκευασμένο, έχει καλή διαμορφωσιμότητα και μπορεί να συγκολληθεί χρησιμοποιώντας όλες τις μεθόδους συγκόλλησης.

Τυπικές Εφαρμογές: Εξαρτήματα φορτηγών και πλοίων, Έπιπλα, Γενικές κατασκευαστικές εφαρμογές και εφαρμογές υψηλής πίεσης, Αγωγοί, Κατασκευές βαρέων τύπου Σιδηροδρομικά βαγόνια, Εξαρτήματα δεξαμενής. [5]

Το κράμα αλουμινίου 6082 εισήχθη το 1972 και γενικά, αποτελεί ένα κράμα μέσης αντοχής με εξαιρετική αντοχή στη διάβρωση. Ωστόσο, στα κράματα της σειράς 6000 έχει την υψηλότερη αντοχή. Το κράμα 6082 είναι γνωστό ως δομικό κράμα. Σε μορφή πλάκας, το κράμα αλουμινίου 6082 είναι το κράμα που χρησιμοποιείται συνήθως για κατεργασία.

Ως σχετικά νέο κράμα, η υψηλότερη αντοχή του κράματος έχει οδηγήσει στην αντικαταστήσει του 6061 σε πολλές εφαρμογές. Η προσθήκη μεγάλης ποσότητας μαγγανίου ελέγχει τη δομή των κόκκων, η οποία με τη σειρά της οδηγεί σε ένα ισχυρότερο κράμα

Τυπικές Εφαρμογές: Εφαρμογές υψηλής πίεσης, Ζεύξεις, Γέφυρες, Γερανοί, Εφαρμογές μεταφοράς, Παράλειψη μεταλλεύματος, Βαρέλια μύρας, Γάλα γάλακτος [5]

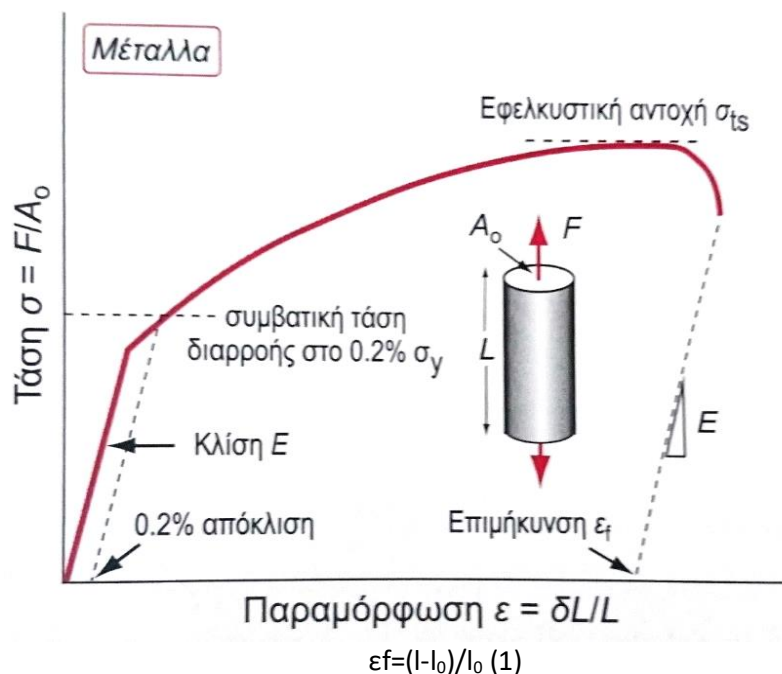
2.1.9 Κυριότερες μηχανικές ιδιότητες

Σε αυτήν την ενότητα παρεμβάλλονται οι κυριότερες μηχανικές ιδιότητες. Είναι εύλογο λοιπόν, να παρεμβάλλεται μια ανασκόπηση στην δοκιμή εφελκυσμού και στις κυριότερες μηχανικές ιδιότητες που μετρούνται μέσω αυτής.

Η δοκιμή εφελκυσμού είναι η ευρύτερα χρησιμοποιούμενη μέθοδος για τον καθορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των υλικών, όπως η αντοχή, η ολκιμότητα, η δυσθραυστότητα, το

μέτρο ελαστικότητας και πολλών άλλων ιδιοτήτων. Για την δοκιμή προετοιμάζεται ένα κατάλληλο δοκίμιο. Τα δοκίμια είναι συνήθως συμπαγή και κυλινδρικά αλλά μπορούν επίσης να είναι επίπεδες λωρίδες ή σωληνωτά. Η προετοιμασία εξαρτάται συνήθως από τις προδιαγραφές. Έπειτα το δοκίμιο υπόκειται σε εφελκυσμό ή θλίψη σε ειδικές μηχανές που ονομάζονται μηχανές εφελκυσμού. Η μηχανή εφελκυσμού καταγράφει συνεχώς την τάση που απαιτείται για την παραμόρφωση του δοκίμιου μέχρι αυτό αστοχήσει, δηλαδή μέχρι αυτό σπάσει. Έτσι παράγεται η καμπύλη τάσεων-παραμορφώσεων του υλικού. Μια τυπική καμπύλη σ-ε φαίνεται στο παρακάτω διάγραμμα. Τέλος οι κυριότερες μηχανικές ιδιότητες που μετρούνται με την δοκιμή εφελκυσμού είναι οι εξής:

- Όριο διαρροής (yield-strength) σ_y : ορίζει την έναρξη της πλαστικής παραμόρφωσης.
- Μέγιστη αντοχή εφελκυσμού (ultimate tensile strength) σ_{uts} : είναι η τάση στο μέγιστο σημείο της καμπύλης σ-ε, δηλαδή εκεί που αρχίζει ο σχηματισμός λαιμού.
- Παραμόρφωση Θραύσης ή ολκιμότητα (ductility) ϵ_f : είναι ένα μέτρο της ποσότητας της σταθερής πλαστικής παραμόρφωσης την οποία μπορεί να αντέξει ένα υλικό. Μετράτε από την επιμήκυνση ϵ_f η οποία ισούται με το τελικό μήκος πλην του αρχικού δια το αρχικό.



Σχήμα 2. 2 : Τυπική καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης μετάλλων [6]

i) Χημική Σύσταση – Μηχανικές Ιδιότητες – Θερμικές ιδιότητες

Η Χημική σύσταση, οι χαρακτηριστικές μηχανικές ιδιότητες καθώς και η θερμικές ιδιότητες του κράματος 6061 δίνονται στους Πίνακες 2.2, 2.3 και 2.4 αντίστοιχα, ενώ η χημική σύσταση, οι χαρακτηριστικές μηχανικές ιδιότητες καθώς και η θερμικές ιδιότητες του κράματος 6082 δίνονται στους Πίνακες 2.5, 2.6 και 2.7.

Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Mn	Υπόλοιπο
----	----	----	----	----	----	----	----	----	----------

95.85- 98.56	0.8- 1.2	0.4- 0.8	0- 0.7	0.15- 0.4	0.04- 0.35	0- 0.25	0- 0.25	0-0.15	0.05-0.15
-----------------	-------------	-------------	-----------	--------------	---------------	------------	------------	--------	-----------

Πίνακας 2. 2: Χημική σύσταση (κ.β. %) κράματος 6061 [7]

Μέτρο ελαστικότητας (E)	68 GPa (9,990 ksi)
Όριο διαρροής (σ_{UTS})	124–290 MPa (18.0–42.1 ksi)
Παραμόρφωση (ϵ)	12–25%
Σταθερά poisson (ν)	0.33

Πίνακας 2. 3 :Μηχανικές ιδιότητες του κράματος 6061 [7]

Θερμοκρασία τήξης (T_m)	585 °C (1,085 °F)
Θερμική αγωγιμότητα (k)	151–202 W/(m·K)
συντελεστή γραμμικής θερμικής διαστολής (α)	$2.32 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$

Πίνακας 2. 4: Θερμικές ιδιότητες του κράματος 6061[7]

Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Mn	Υπόλοιπο
95.2- 98.3	0.6- 1.2	0.7- 1.3	0-0.5	0-0.1	0-0.25	0-0.2	0-0.1	0.4-1.0	0.05-0.15

Πίνακας 2. 5: Χημική σύσταση (κ.β. %) κράματος 6082 [7]

Μέτρο ελαστικότητας (E)	71 GPa (ksi)
Όριο διαρροής (σ_{UTS})	140–330 MPa (ksi)
Παραμόρφωση (ϵ)	6–14%
Σταθερά poisson (ν)	0.33

Πίνακας 2. 6: Μηχανικές ιδιότητες του κράματος 6082[7]

Θερμοκρασία τήξης (T_m)	555 °C (°F)
Θερμική αγωγιμότητα (k)	180 W/(m·K)
συντελεστή γραμμικής θερμικής διαστολής (α)	$2.4 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$

Πίνακας 2. 7: Θερμικές ιδιότητες του κράματος 6082[7]

ii) Θερμική κατεργασία - Διάγραμμα φάσεων

Τα κράματα αυτά, της σειράς 6XXX έχουν ως κύριο μηχανισμό ισχυροποίησης την ισχυροποίηση από καθίζηση, διασπορά φάσεων και ενδομεταλλικών ενώσεων. Η αντοχή αυτών των κραμάτων βελτιώνεται κυρίως από τα ιζήματα κλίμακας νάνο κατά την τεχνητή γήρανση. Η θερμική κατεργασία που εφαρμόζεται για την ισχυροποίηση με καθίζηση αποτελείται από 3 βήματα ([8]):

- Διαλυτοποίηση (solution treatment): Θέρμανση πάνω από την καμπύλη solvus (585°C και 555°C για το 6061 και 6082 αντίστοιχα) για την διαλυτοποίηση των φάσεων και τον σχηματισμό ομογενούς στερεού διαλύματος.
- Βαφή (quench): Απότομη ψύξη στη θερμοκρασία δωματίου.
- Γήρανση (aging): Η ενεργοποίηση της διαχύσεως σε συνδυασμό με τη μεγάλη κινούσα δύναμη προκαλώντας την καθίζηση των φάσεων.

Παρακάτω παρεμβάλλονται η τυπικές θερμικές κατεργασίες των κραμάτων 6061 και 6082, καθώς και οι τυπικές μηχανικές ιδιότητες που αντιστοιχούν σε κάθε κατεργασία αντίστοιχα.

A/A	Κράμα (Σύσταση)	Θερμική κατεργασία	Όριο διαρροής (MPa)	UTS (Mpa)	Επιμήκυνση (%)	Αναφορά
	6061	-O	55	124	25	[9]
		-T4	145	241	22	[9]
		-T6	276	310	12	[9]
	6082	-T4	120	221	26	[7]
		-T6	312	324	74	[7]

Πίνακας 2. 8: Πίνακας δεδομένων τυπικών θερμικών κατεργασιών

Παρατηρούμε πως στο κράμα 6082, η θερμική κατεργασία T6 φέρει το υψηλότερο όριο διαρροής και την υψηλότερη επιμήκυνση. Ενώ στο κράμα 6061 βλέπουμε πως το υψηλότερο όριο διαρροής που αντιστοιχεί στην θερμική κατεργασία T6 δεν φέρει και την μεγαλύτερη επιμήκυνση, αντ' αυτού την φέρει η κατεργασία O.

2.2 Θερμική κατεργασία (γήρανση & υπεργήρανση)

Στην ενότητα 2.1.6 αναφέρθηκε ότι προκειμένου να αυξηθεί η αντοχή, τα θερμικά κατεργάσιμα κράματα αλουμινίου υποβάλλονται σε θερμική κατεργασία και συγκεκριμένα την γήρανση που είναι η θερμική κατεργασία που εφαρμόζεται για την καθίζηση των φάσεων.

Όπως αναφέρεται και στην ενότητα 2.1.9 η γήρανση είναι η θέρμανση σε ενδιάμεσες θερμοκρασίας. Η ενεργοποίηση της διαχύσεως σε συνδυασμό με τη μεγάλη κινούσα δύναμη προκαλεί την καθίζηση των φάσεων. Η γήρανση διακρίνεται σε τεχνητή αν το κράμα θερμαίνεται πάνω από τη θερμοκρασία δωματίου και σε φυσική αν η καθίζηση πραγματοποιείται αυθόρμητα σε θερμοκρασία δωματίου. Κατά την γήρανση δεν σχηματίζεται αμέσως η φάση ισορροπίας β, αλλά προηγείται ο σχηματισμός μεταβατικών φάσεων, οι οποίες από θερμοδυναμική άποψη είναι μετασταθείς. Η σειρά καθίζησης για τα κράματα αλουμινίου Al-Mg-Si με χαμηλή προσθήκη Cu ή χωρίς, έχει ως εξής([8,10]) :

supersaturated solute solution (SSSS) → atomic clusters → Guinier-Preston (GP) (ράβδοι) → β'' (Al₂Mg₅Si₄) → β' (Mg₃Si₅) U1, U2, B' (ράβδοι) → β (Mg₂Si) (πλακίδια)

Παρακάτω δίνεται και ένας πίνακας με δεδομένα για την σειρά καθίζησης. Οι συστάσεις των φάσεων μπορεί να διαφέρουν ελαφρώς με τις συστάσεις που αναφέρονται στην σειρά καθίζησης.

<i>Precipitation Sequences</i>	<i>Composition</i>	<i>Morphology</i>	<i>Crystal structure</i>
SSSS	Unknown	Point Defect	FCC
Atomic Cluster	varying Mg and Si contents	Cluster	Unknown
GP zone	$Mg_xAl_{5-x}Si_6$	Spherical	Primarily monoclinic
β''	Mg_5Si_6	Needles	Body centered monoclinic
β'	$Mg_{1.8}Si$	Rods	Hexagonal
U1	$MgAl_2Si_2$	Needle	trigonal
U2	$MgAlSi$	Rods	orthorhombic
B'	$Mg_{48}Al_6Si_{36}$	laths	hexagonal
β	Mg_2Si	Plates or cubes	FCC

Πίνακας 2. 9: Επισκόπηση των φάσεων της σειράς καθίζησης στο σύστημα Al-Mg-Si [11]

Το υπέρκορο στερεό διάλυμα προκύπτει μετά την βαφή. Στην συνέχεια, κατά τη γήρανση, σχηματίζονται πρώτα οι ζώνες GP. Ο λόγος που σχηματίζονται οι ζώνες αυτές αντί της φάσης ισορροπίας β είναι η μικρή ενέργεια ενεργοποίησης που απαιτείται για την πυρήνωση τους. Μετά την καθίζηση των GP ακολουθεί ο σχηματισμός μεταβατικών φάσεων, δηλαδή των φάσεων β'' και β' . Όπως και η ζώνες GP, οι β'' και β' έχουν μικρότερη ενέργεια ενεργοποίησης για πυρήνωση από τι η φάση β . Οι διαφορετικές ενδιάμεσες φάσεις που σχηματίζονται κατά την καθίζηση παρουσιάζουν διαφορετική ειδική αντίσταση στην παρεμπόδιση της ολισθήσεως των αταξιών. Ως γνωστών, η μεταβατική φάση β'' είναι το κύριο ίζημα ισχυροποίησης που εμποδίζει έντονα την κίνηση γραμμοαταξιών. Όσο αφορά τη σκληρότητα, αυτή αυξάνει με τον χρόνο γήρανσεως καθώς σχηματίζονται σωματίδια της φάσεως β'' . Με την πάροδο του χρόνου γήρανσεως ξεκινά η καθίζηση της φάσεως β' . Οι ζώνες GP και οι φάσεις β' έχουν όρια ημι-συνοχής (semicoherent), με σχήμα βελόνας ή ράβδων. Η διασπορά της φάσης β' αρχίζει να υφίσταται διεύρυνση και κατά την διεύρυνση, το μέγεθος και η ενδιάμεση απόσταση μεταξύ των σωματιδίων αυξάνονται. Οι αταξίες υπερβαίνουν τα εμπόδια ευκολότερα και έτσι η σκληρότητα μειώνεται με τον χρόνο γήρανσεως. Η μείωση της σκληρότητας ονομάζεται υπεργήρανση. Γενικά για την επίτευξη της μέγιστης σκληρότητας (αντοχής) πρέπει να εφαρμοστεί ένας βέλτιστος συνδυασμός θερμοκρασίας και χρόνου γήρανσης.

Η συμπεριφορά της σκληρότητας με τον χρόνο γήρανσης εξηγείτε πολλές φορές όταν εξετάζονται οι μηχανισμοί ισχυροποίησης.

2.3 Ρόλος των κραματικών στοιχείων

Τα κράματα αλουμινίου πολλαπλών συστατικών περιέχουν γενικά πολλές φάσεις και η ισορροπία φάσεων τους είναι σε γενικές γραμμές περίπλοκη. Τα κραματικά στοιχεία επηρεάζουν τον τρόπο καθίζησης και έτσι στο τέλος της γήρανσής προκύπτουν διαφορετικές ενδομεταλλικές ενώσεις, φάσεις που δίνουν στο κράμα διαφορετικές ιδιότητες. Στην συνέχεια, αναφέρονται μερικά από τα κυριότερα ιχνοστοιχεία που βρίσκονται στα κράματα αλουμινίου ([4]) και έπειτα θα συζητηθεί πιο αναλυτικά ο ρόλος τους στα κράματα της σειράς δxxx.

Σίδηρος: Το πιο κοινό ιχνοστοιχείο που προστίθεται στα κράματα αλουμινίου είναι ο σίδηρος. Η διαλυτότητα του σιδήρου στη στερεά κατάσταση είναι πολύ χαμηλή στο αλουμίνιο (~0,05%), επομένως, το μεγαλύτερο μέρος του σιδήρου που υπάρχει στο

αλουμίνιο πάνω από αυτή την ποσότητα εμφανίζεται ως δεύτερη φάση σε συνδυασμό με αλουμίνιο και άλλα στοιχεία. Οι ενδομεταλλικές ενώσεις που περιέχουν αλουμίνιο-πυρίτιο-σίδηρο ενισχύουν και αυξάνουν την αντίσταση στη φθορά στα χυτά προϊόντα και αποτελούν την κύρια συστατική φάση των περισσότερων κατεργασμένων κράματα. Κατά την χύτευση, ο σίδηρος αντιδρά με το αλουμίνιο και το πυρίτιο για να γίνει μία δεύτερη φάση, με δομές που τείνουν να είναι λεπτότερες από τα κράματα με μειωμένη περιεκτικότητα σε σίδηρο. Το $AlFe_3$ είναι καλά τεκμηριωμένο σωματίδιο που σχηματίζεται μέσα μικροδομές από κράμα αλουμινίου που προσθέτουν αντοχή αναστέλλοντας την ανακρυστάλλωση και προσδίδοντας αντοχή σε ερπυσμό.

Μαγγάνιο: Το μαγγάνιο ακολουθεί τον σίδηρο ως το επόμενο πιο κοινό ιχνοστοιχείο που βρίσκεται σε κράματα αλουμινίου. Ως ιχνοστοιχείο, το μαγγάνιο συνδέεται με τον Fe για να σταθεροποιηθεί η φάση $FeAl_6$ σε θερμικά κατεργάσιμα κράματα, σχηματίζοντας $AlMnFe$. Η παρουσία του $AlMn_6$ είναι μια ενδομεταλλική ένωση που παράγει αυξημένη αντοχή εφελκυσμού και αυξάνει τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης. Σίδηρος και πυρίτιο προστίθενται για να σχηματίσουν ενώσεις $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$, τα οποία είναι κρίσιμα για τον έλεγχο του μεγέθους των κόκκων και τις μηχανικές ιδιότητες. Οι ενώσεις μαγγανίου ($AlMn_3$) σχηματίζονται επίσης για να σταθεροποιήσουν το μέγεθος των κόκκων περιορίζοντας την ανακρυστάλλωση και αυξάνοντας την αντοχή. Σε συγκεντρώσεις μεγαλύτερες από 1%, οι ενώσεις μαγγανίου μειώνουν την ολκιμότητα του κράματος.

Χρώμιο: Το χρώμιο έχει αργό ρυθμό διάχυσης και σχηματίζει λεπτές ενώσεις μέσα σφυρήλατα προϊόντα. Οι ενώσεις αναστέλλουν τη δημιουργία πυρήνων και την ανάπτυξη των κόκκων. Το χρώμιο χρησιμοποιείται για τον έλεγχο της δομής των κόκκων αναστέλλοντας την ανάπτυξη των κόκκων σε κράματα αλουμίνιο-μαγνήσιο και για την πρόληψη της ανακρυστάλλωσης σε κράματα αλουμίνιο-μαγνήσιο-πυρίτιο ή αλουμίνιο-μαγνήσιου-ψευδαργύρου κατά τη διάρκεια της θερμής επεξεργασίας ή της θερμικής κατεργασίας. Επίσης, το χρώμιο και το τιτάνιο προστίθενται σε μικρές ποσότητες για να σχηματιστούν ενώσεις που αναστέλλουν τη δημιουργία πυρήνων νέων κόκκων και αναστέλλουν την ανάπτυξη των κόκκων. Μαζί με μαγνήσιο, χρώμιο και τιτάνιο παράγουν ιζήματα που ενισχύουν τις μηχανικές ιδιότητες διατηρώντας τους κόκκους μικρούς και εξισορροπημένους μέσω ανακρυστάλλωσης. Τέτοιες προσθήκες μπορούν να βελτιώσουν τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας για ανοδίωση.

Βανάδιο, Ζιρκόνιο και Τιτάνιο: Αυξάνουν τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης.

Όσο αφορά τα κράματα Al-Mg-Si θα προστεθούν επιπλέον πληροφορίες για την επίδραση που έχουν αυτά τα στοιχεία και τα κύρια κραματικά στοιχεία, δηλαδή το μαγνήσιο (Mg) και το πυρίτιο (Si), όπως και ο χαλκός (Cu) που δεν έχει αναφερθεί μέχρι στιγμής και πολλές φορές προστίθεται.

Αναφέρθηκε στην προηγούμενη ενότητα πως η σειρά καθίζησης για τα κράματα αλουμινίου Al-Mg-Si με χαμηλή προσθήκη Cu ή χωρίς, έχει ως εξής([8,10]) :

supersaturated solute solution (SSSS) → atomic clusters → Guinier-Preston (GP) (ράβδοι) → β'' ($Al_2Mg_5Si_4$) → β' (Mg_9Si_5) (ράβδοι) → β (Mg_2Si) (πλακίδια)

Όταν το Cu υπερβαίνει μια συγκεκριμένη ποσότητα τότε η σειρά καθίζησης έχει ως εξής:

supersaturated solute solution (SSSS) → atomic clusters → Guinier-Preston (GP) zones → β'' ($Al_2Mg_5Si_4$) → Q' → Q

Επομένως ο χαλκός έχει την ιδιότητα να αλλάζει της τελικές φάσεις στα κράματα Al-Mg-Si. Έπειτά η προσθήκη μιας μικρής ποσότητας Cu μπορεί να αυξήσει την πυκνότητα του αριθμού του β'' και ενισχύει την αντοχή του κράματος κατά τη διάρκεια της γήρανσης. Όταν η προστιθέμενη ποσότητα Cu είναι μεγαλύτερη από 0,2% κ.β., οι αναλογίες (Mg + Cu) / Si των αρχικών συστάδων μπορούν να αυξηθούν σταθερά και η σύσταση τους είναι πιο κοντά στη σύσταση των επόμενων ιζημάτων. Επομένως, ο Cu μπορεί να διευκολύνει τον μετασχηματισμό των πρώιμων συστάδων σε πιο σταθερές φάσης κατά την τεχνητή γήρανση.

Από την άλλη, ο σίδηρος είναι ένα αναπόφευκτο στοιχείο ακαθαρσίας στα κράματα Al-Mg-Si (-Cu) και η παρουσία του προκαλεί το σχηματισμό α-AlFeSi κλίμακας μικρού και β-AlFeSi. Το σκληρό εύθραυστο β-AlFeSi είναι η κύρια επιβλαβής φάση η οποία μπορεί εύκολα να γίνει πηγή μικρορωγμών κατά τη μηχανική φόρτωση, με αποτέλεσμα την κακή ολκιμότητα του κράματος. Το περιεχόμενό του σε πλινθώματα βιομηχανικού αλουμινίου κυμαίνεται μεταξύ 0,003% και 0,4% .

Αναφέρθηκε πως κατά την προσθήκη Mn σε κράματα με βάση το Al-Si-Fe, το β-AlFeSi μετατράπηκε σε α-AlFeMnSi . Ο σχηματισμός α- AlFeMnSi καταναλώνει μέρος του Si κατά την ομογενοποίηση. Επομένως, ο έλεγχος της προσθήκης του Mn και ο έλεγχος της αναλογίας Mg-Si στο στερεό διάλυμα μπορεί να βοηθήσει στην αποφυγή του σχηματισμού β-AlFeSi .

2.4 Πειραματική Διαδικασία

2.4.1 Υλικό- Μηχανικές Ιδιότητες

Για την πειραματική διερεύνηση χρησιμοποιήθηκαν από τις έρευνες διάφορα κράματα της σειράς 6xxx. Ανάμεσα σε αυτά και τα κράματα του ενδιαφέροντος αυτής της διπλωματικής εργασίας, τα τυποποιημένα κράματα αλουμινίου 6061 και 6082.

Η σύγκριση των ιδιοτήτων των κραμάτων της σειράς 6xxx πριν και μετά από την πραγματοποίηση των πειραμάτων θα προσφέρουν την καλύτερη κατανόηση της σειράς σαν σύνολο αλλά θα βοηθήσουν και στην κατανόηση του πως διαφοροποιούνται τα κράματα 6061 και 6082 από τα υπόλοιπα. Έπειτα οι μικρές διαφορές στην κραμάτωση βοηθούν στην καλύτερη κατανόηση του ρόλου των κραματικών στοιχείων και θα αποκαλύψουν πως τελικά αυτά επηρεάζουν τις ιδιότητες που μελετιούνται.

Παρακάτω δίνεται ένας πίνακας με μερικά από τα κράματα που συμπεριλαμβάνονται στην έρευνα για καλύτερη εποπτεία των διαφορών τους, τόσο σε χημική σύσταση όσο και σε μηχανικές ιδιότητες. Εδώ παρουσιάζονται για ακόμη μια φορά και οι ιδιότητες των κραμάτων 6061 και 6082 που υπάρχουν στην ενότητα 2.1.9. για σύγκριση.

Κράμα	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Zn	Ti	Mn	Υπόλοιπο
6061	95.85-98.56	0.8-1.2	0.4-0.8	0-0.7	0.15-0.4	0.04-0.35	0-0.25	0-0.25	0-0.15	0.05-0.15
6082	95.2-98.3	0.6-1.2	0.7-1.3	0-0.5	0-0.1	0-0.25	0-0.2	0-0.1	0.4-1.0	0.05-0.15
6005	97.5-98.1	0.40-0.6	0.6-0.9	0.35	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.05-0.15
6016	96.4-97.35	0.25-0.6	1.0-1.5	0.50	0.20	0.10	0.20	0.15	0.20	0.05-0.15
6063	97.5-98.45	0.45-0.9	0.20-0.6	0.35	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.05-0.15
6110	95.05-97.06	0.50-1.1	0.7-1.5	0.8	0.20-0.7	0.04-0.25	0.30	0.15	0.20-0.7	0.05-0.15
6111	95.65-97.5	0.50-1.0	0.6-1.1	0.40	0.50-0.9	0.10	0.15	0.10	0.10-0.45	0.05-0.15

Πίνακας 2. 10: Χημικές συστάσεις κραμάτων που συμμετέχουν στην διπλωματική (κ.β. %)[12]

Κράμα	Μέτρο ελαστικότητας (E)	Όριο διαρροής (σ_{UTS})	Παραμόρφωση (ϵ)	Σταθερά poisson (ν)
6061	69	310	10%	0.33
6082	69	330	9.8%	0.33
6005	68	300	11%	0.33
6016	69	280	11	0.33
6063	68	240	11	0.33

6110(T9)	70	500	2.2	0.33
6111	-	-	-	-

Πίνακας 2. 11: Μηχανικές ιδιότητες κραμάτων με θερμική κατεργασία T6 [7]

2.4.2 Μελέτη της επίδρασης του ορίου διαρροής στην αύξηση της ολκιμότητας

Ως γνωστών στην μελέτη της τεχνολογίας υλικών έρχεται στο επίκεντρο η συσχέτιση μεταξύ κατεργασίας-δομής-ιδιοτήτων, δηλαδή το γνωστό τρίγωνο των κατεργασιών. Μέσα από την μελέτη αυτής της αμφίδρομης σχέσης αυτών των τριών βασικών παραγόντων, ο μηχανικός αποκτά μια ολοκληρωμένη άποψη και γνώσεις για τα υλικά. Σημαντική ρόλο για αυτόν έχουν οι ιδιότητες που θα αποκτήσει το υλικό, επομένως η προσπάθεια κατανόησης των τελικών ιδιοτήτων έπεται στο πως επηρεάζονται αυτές από τους άλλους δυο παράγοντες.

Όπως αναφέρθηκε και στις προηγούμενες ενότητες, τα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx ανήκουν στα θερμικά κατεργάσιμα υλικά και έτσι στην μελέτη της αλληλεπίδρασης της αντοχής και της ολκιμότητας κυρίαρχο ρόλο έχει η κατάλληλη θερμική κατεργασία. Έπειτα, εφόσον η μελέτη επικεντρώνεται σε δύο συγκεκριμένα κράματα της σειράς, σημαντικό ρόλο στην κατανόηση της αλληλεπίδρασης αυτών των δύο ιδιοτήτων, έχει η κραμάτωση και πως αυτή θα δώσει με την σειρά της στην δομή του υλικού την ανάλογη μορφολογία και μικροδομή.

Ένα πρόβλημα που συναντάται στην μελέτη αυτών των δύο ιδιοτήτων είναι πως αυτές οι δυο ιδιότητες όπως και οι περισσότερες ιδιότητες των μετάλλων δεν είναι ανεξάρτητες και οι αλληλοσυσχέτιση τους δεν είναι πλήρως μελετημένη και κατανοητή. Η αύξησή της αντοχής δεν συνεπάγεται πάντοτε με αύξησή της ολκιμότητας και το ίδιο ισχύει και αντίστροφα. Για παράδειγμα, συχνά η προσθήκη κραμάτων όπως το Mg, Si, Cr, Mn, και Cu που σε γενικές γραμμές αυξάνουν την αντοχή, επιφέρουν μείωση στην ολκιμότητα. Κάθε έρευνα προσεγγίζει με διαφορετικό τρόπο το ζητούμενο και για αυτό η ανάλυση και αλληλοσυσχέτιση αυτών των ιδιοτήτων γίνεται περιπλοκή.

Οι μελέτες που συμπεριλαμβάνονται σε αυτήν την ερευνά, προκειμένου να αναλύσουν αυτές τις ιδιότητες, της αντοχής και της ολκιμότητας, στα κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx κυρίως επικεντρώνονται στην μελέτη των εξής μηχανισμών:

- Τη μελέτη της επίδραση των συνθηκών ψύξης μετά την ομογενοποίηση των κραμάτων αλουμινίου [13]
- Τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων του κράματος AA6061 μετά από διάφορα επίπεδα γήρανσης, δηλαδή τη διακύμανση του ορίου διαρροής, τη τελική αντοχή σε εφελκυσμό, τη ολκιμότητα και τον ρυθμό εργοσκλήρυνσης με το χρόνο γήρανσης σε σχέση με τις αλλαγές της μικροδομής που προκαλούνται από τη θερμική κατεργασία. [14]
- Τη μελέτη της επίδραση της προ-γήρανσης πάνω στην διαμορφωσιμότητα των κραμάτων 6xxx για διάφορα επίπεδα αναλογιών Mg/Si που κυμαίνονταν από 2,5 έως 0,4 χρησιμοποιώντας δοκιμές εφελκυσμού, δοκιμές οριακού διαγράμματος σχηματισμού (FLD) και έρευνες τρισδιάστατου ανιχνευτή ατόμου (3DAP). Συγκεκριμένα, τα αποτελέσματα του 3DAP χρησιμοποιήθηκαν για να εξηγήσουν τη συμπεριφορά εργοσκλήρυνσης των δειγμάτων.[15]

- Τη μελέτη της επίδρασης διαφορετικών κραματικών στοιχείων στην μικροδομή και σχετική συμπεριφορά τάσης-παραμόρφωσης των κραμάτων διέλασης Al-Mg-Si, με ιδιαίτερη έμφαση στην σχέση της ολκιμότητας με τα χαρακτηριστικά θραύσης. Προκειμένου να ληφθεί μια ακριβής περιγραφή της σχέσης ολκιμότητας-αντοχής, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού με λέιζερ επιμηκυνσιόμετρο και μελετήθηκαν με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης (TEM) για να συσχετιστεί η μικροδομή και τα χαρακτηριστικά θραύσης με τη συμπεριφορά τάσης-παραμόρφωσης.[16]
- Τη μελέτη της πλαστικής ροής και της όλκιμης θραύσης τριών κραμάτων αλουμινίου της σειράς 6xxx που χρησιμοποιούνται συνήθως για εξαρτήματα σύγκρουσης στην αυτοκινητοβιομηχανία συσχετίζοντας τις ιδιότητες αυτές με τα χαρακτηριστικά της μικροδομής. Πραγματοποιήθηκαν δοκιμές τάσης σε λεία και αξονοσυμμετρικά δείγματα με εγκοπές για να αποκαλυφθεί η συμπεριφορά τάσης-παραμόρφωσης, η ολκιμότητα και οι μηχανισμοί θραύσης των υλικών για διαφορετικές καταστάσεις καταπόνησης. Μέσω της χρήσης οπτικών και ηλεκτρονικών μικροσκοπίων σάρωσης, διερευνήθηκε η αρχική μικροδομή των κραμάτων και οι επιφάνειες θραύσης των δειγμάτων δοκιμής εφελκυσμού. Η κατεργασία των κραμάτων αναλύθηκε και για μεγάλες καταπονήσεις. [17]
- Τη μελέτη της επίδρασης που έχουν διάφοροι τρόποι ισχυροποίησης με καθίζηση από τα στάδια της διαλυτοποίησης, βαφής και τεχνητής γήρανσης στην αντοχή εφελκυσμού, όριο διαρροής, απορροφημένη ενέργεια κρούσης και αλλαγές στην μικροδομή του κράματος AA6061.[18]

2.4.2.1 Επιλογή Θερμικών κατεργασιών για την μεταβολή του ορίου διαρροής η της ολκιμότητας

Στην Ενότητα 2.1.5. Αναφέρεται πως τα θερμικά κατεργάσιμα κράματα συνοδεύονται από το κωδικό γράμμα T το οποίο συνοδεύεται πάντα από ένα ψηφίο από το 1 έως 10 υποδουλώνοντας της υποκατηγορία της θερμικής κατεργασίας. Έπειτά δόθηκαν και οι πιο τυπικές θερμικές κατεργασίες των κραμάτων 6061 και 6082. (Ενότητα 2.1.9.)

Πέρα από τις διάφορες θερμικές κατεργασίες συναντώνται και διάφορες στις γενικές κατεργασίες και στις διαστάσεις των τεμαχίων στις έρευνες που συμμετέχουν σε αυτήν την διπλωματική εργασία. Παρακάτω αναφέρονται τα υλικά που χρησιμοποιήθηκαν, οι συνθήκες παραγωγής και η θερμικές κατεργασίες που επιλέχθηκαν να διεξαχθούν.

Από την έρευνα των Grazyna Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski [13] χρησιμοποιήθηκαν τα εμπορικά κράματα αλουμινίου ,σύμφωνα με το πρότυπο PN-EN 573-3 – 6005 και 6082. Η χημική σύνθεση των κραμάτων φαίνεται στον Πίνακα 2.12. Οι συνθήκες παραγωγής των κραμάτων ήταν οι εξής: πρώτα θερμάνθηκε ένα πλίνθωμα σε θερμοκρασία 500 °C και στη συνέχεια υποβλήθηκε σε διέλαση και σφυρηλάτηση για να ληφθούν προφίλ με διατομή

διαστάσεων 40 mm × 100 mm. Η θερμοκρασία του προφίλ που βγήκε από την πρέσα ήταν περίπου 550 °C, η ψύξη στην πλευρά εξόδου της πρέσας δεν ελέγχθηκε.

Η θερμοκρασία ομογενοποίησης του κράματος 6082 προσδιορίστηκε με βάση τα βιβλιογραφικά δεδομένα και της διέλασης και σφυρηλάτησης. Τα δείγματα προθερμάνθηκαν σε επαγωγικό φούρνο σε θερμοκρασία 570 °C, διατηρήθηκαν για 4 και 6 ώρες και στη συνέχεια ψύχθηκαν χρησιμοποιώντας διαφορετικά μέσα βαφής, συμπεριλαμβανομένης της βαφής σε νερό και λάδι, αέρα ή αργή ψύξη σε φούρνο. Επιπλέον, τα υδρόψυκτα δείγματα υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία T4. Η επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στον μηχανισμό και κινητική της γήρανσης των κραμάτων 6005 και 6082 διερευνήθηκε. Τα κράματα υποβλήθηκαν σε διαλυτοποίηση, με μεγάλη γκάμα θερμοκρασιών, από 510 έως 580 °C και στη συνέχεια υποβλήθηκαν σε φυσική γήρανση σε θερμοκρασία δωματίου έως 120 ώρες. Προκειμένου να γίνει η ανάλυση της επίδρασης του χρόνου στην κινητική της γήρανσης μετρήθηκε η σκληρότητα Brinell.

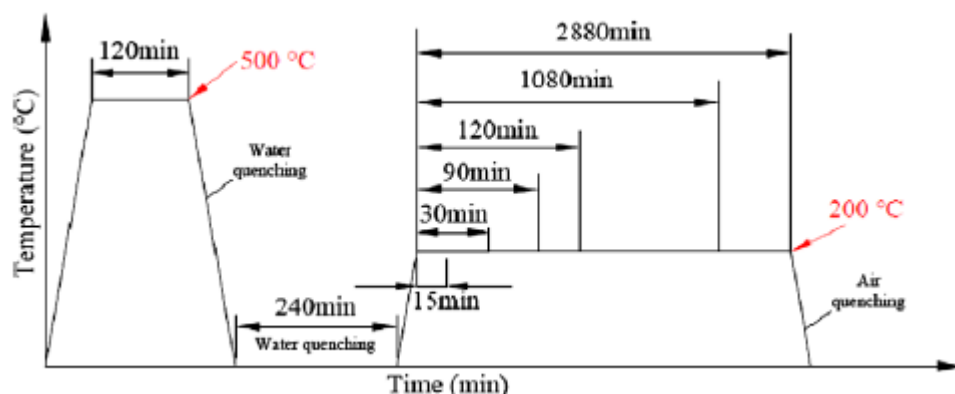
Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Others	Al
6005	0.60	0.21	0.12	0.15	0.54	0.028	0.01	0.15	Bal
6082	1.2	0.33	0.08	0.50	0.78	0.14	0.05	0.15	Bal

Πίνακας 2. 12: Χημική σύσταση των κραμάτων 6005 και 6082 (wt.%)

Από την έρευνα των F. Ozturk et al [14] χρησιμοποιήθηκε εμπορικό κράμα AA6061 στην ονομαστική κατάσταση T6 σε μορφή ράβδων διαμέτρου 25 mm. Η χημική σύσταση προσδιορίστηκε με φασματική ανάλυση και δίνεται στον Πίνακα 2.13. Η διαδικασία γήρανσης φαίνεται στο Σχ. 2.3. Δείγματα στην κατάσταση που λήφθηκαν τα οποία διαλυτοποιήθηκαν χωρίς γήρανση δοκιμάστηκαν επίσης για αναφορά (σημειώνεται ως NoHT).

Mg	Si	Cu	Mn	Fe	Cr	Zn
0.91	0.80	0.321	0.212	0.456	0.021	0.178

Πίνακας 2. 13: Χημική σύσταση του κράματος 6061(wt.%)

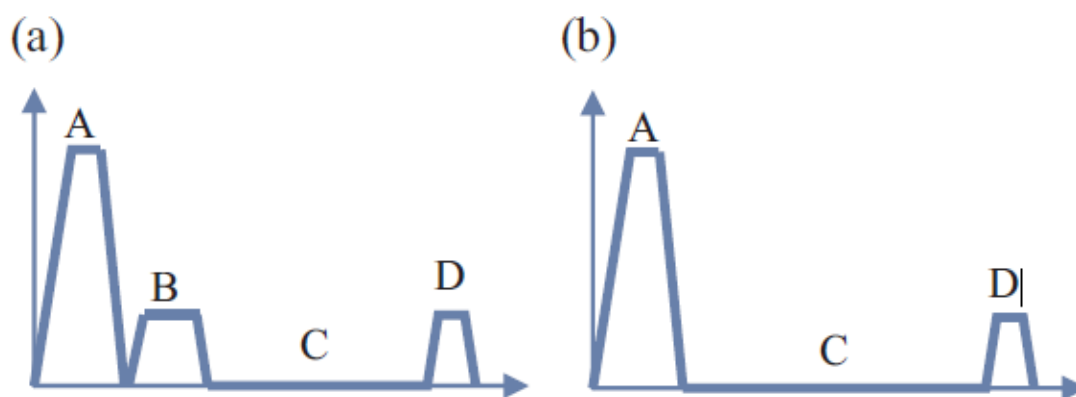


Σχήμα 2. 3: Διάγραμμα διαδικασίας γήρανσης.

Από την έρευνα των H. Zhong et al. [15] μελετήθηκαν τρία κράματα των οποίων οι συστάσεις φαίνονται στον Πίνακα 2.14. Το συνολικό ατομικό ποσοστό Mg και Si στα κράματα είναι σχεδόν το ίδιο. Επίσης η περιεκτικότητα σε Mg και Si των κραμάτων H1, M2 και L3 είναι εντός των συστάσεων Mg και Si των κραμάτων 6061, 6111 και 6016, αντίστοιχα. Πλινθώματα χυτεύθηκαν σε μόνιμα καλούπια, ομογενοποιήθηκαν στους 460 °C για 6 ώρες και στη συνέχεια στους 540°C για 24 ώρες, ακολουθούμενα από θερμή έλαση και στη συνέχεια ψυχρή έλαση για την επίτευξη φύλλου πάχους 1 mm. Τα φύλλα διαλυτοποιήθηκαν στους 550 °C για 0,5 ώρα σε λουτρό άλατος, ακολουθούμενα από βαφή με νερό. Τα βαμμένα δείγματα διαιρέθηκαν σε δύο ομάδες. Τα δείγματα της πρώτης ομάδας υποβλήθηκαν αμέσως σε προ-γήρανση στους 100 °C (δηλαδή αμέσως μετά την βαφή με νερό) για 2 ώρες, ακολουθούμενα από φυσική γήρανση για μία εβδομάδα (PA100+NA1w). Τα δείγματα στη δεύτερη ομάδα υποβλήθηκαν σε φυσική γήρανση για μία εβδομάδα μετά την βαφή χωρίς καμία προ-γήρανση (NA1w). Στο επόμενο βήμα, τα δείγματα στις δύο ομάδες υποβλήθηκαν σε ισοθερμική γήρανση στους 170 °C για 0,5 ώρα για προσομοίωση του κύκλου ψησίματος- χρώματος (Paint-Bake cycle) που χρησιμοποιείται σε εφαρμογές αυτοκινήτων (PB). Το ιστορικό θερμικής κατεργασίας των δειγμάτων απεικονίζεται στο Σχ.2.4.

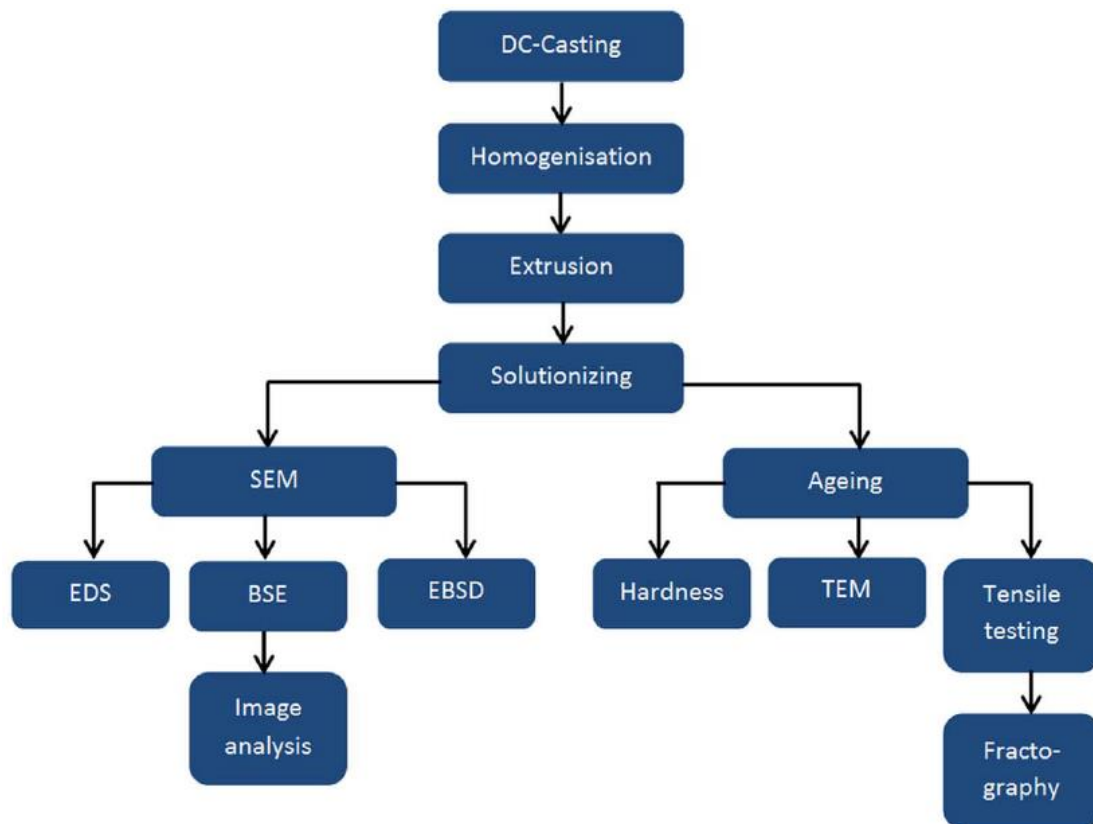
Alloy	Fe	Mn	Ti	Zn	Mg		Si		Mg+Si	Mg/Si	Comment
	wt%	wt%	wt%	wt%	wt%	at%	wt%	at%	at%	at. ratio	
H1	0.07	0.12	0.10	0.12	1.06	1.18	0.50	0.48	1.66	2.46	High Mg/Si
M2	0.06	0.11	0.12	0.11	0.70	0.78	0.80	0.77	1.55	1.01	Medium Mg/Si
L3	0.07	0.12	0.11	0.13	0.41	0.46	1.26	1.21	1.67	0.38	Low Mg/Si

Πίνακας 2. 14: Χημική σύσταση των κραμάτων H1, M2 και L3(wt.%)



Σχήμα 2. 4: Σχηματικά διαγράμματα που δείχνουν το ιστορικό θερμικής επεξεργασίας για (a) τα δείγματα της πρώτης ομάδας (PA100+NA1w+PB) και (b) τα δείγματα της δεύτερης ομάδας (NA1w+PB). A: διαλυτοποίηση στους 550 °C για 0,5 ώρα, B: προ-γήρανσης στους 100 °C για 2 ώρες, C: φυσική γήρανση για 1 εβδομάδα, D: Ψήσιμο χρώματος (Paint-Bake) στους 170 °C για 0,5 ώρα.

Από την έρευνα των M.S. Remøe et al [16] παρουσιάζεται ένα διάγραμμα ροής της πειραματικής διαδικασίας στο Σχ. 2.5. Τέσσερα κράματα, με χημική σύσταση όπως φαίνεται στον Πίνακα 2.15, χυτεύθηκαν απευθείας (DC) στο Hydro Sunddalsøra και ομογενοποιήθηκαν για 2 ώρες και 15 λεπτά. Η θερμική κατεργασία ομογενοποίησης πραγματοποιήθηκε στους 575 °C για όλα τα κράματα εκτός από το Ref, το οποίο ομογενοποιήθηκε στους 560 °C. Ο ρυθμός θέρμανσης ρυθμίστηκε σε 4,6 K/min μέχρι να φτάσει τους 500 °C και στη συνέχεια 1,0 K/min έως ότου επιτευχθεί η τελική θερμοκρασία. Ο ρυθμός ψύξης από την ομογενοποίηση ήταν 9,4 K/min. Προκειμένου να αποφευχθεί η τοπική τήξη, οι μπιγέτες προθερμάνθηκαν στους περίπου 550 °C και στη συνέχεια ψύχθηκαν στους 500 °C πριν από την διέλαση. Στη συνέχεια έγινε διέλαση σε ράβδους διαμέτρου 20 mm σε εργαστηριακή πρέσα 800 t. Τα δείγματα βιάφονταν συνεχώς με νερό καθώς έβγαιναν από τη μήτρα. Το κράμα αναφοράς, που συμβολίζεται Ref, και τα κράματα A και B, περιείχαν παρόμοια ποσότητα Si (~1 wt%) και Mg (0,65–0,8 wt%), που φαίνεται και από την αναλογία Mg:Si. Το κράμα C από την άλλη περιείχε μόνο 0,52 wt% Si, ενώ η περιεκτικότητα σε Mg ήταν υψηλότερη σε σχέση με τα άλλα κράματα, με αποτέλεσμα μια αναλογία Mg:Si που αντιστοιχεί σε μια περίσσεια Mg. Σε σύγκριση με το κράμα αναφοράς, προστέθηκε 0,8 wt% Cu στο κράμα A και η περιεκτικότητα σε Fe αυξήθηκε σε 0,5 wt%. Μόνο στο κράμα B προστέθηκε Mn, σε 0,55 wt%. Προστέθηκε η ίδια ποσότητα Mn στο κράμα C, αλλά αυτό το κράμα περιείχε επίσης 0,4 wt% Cu. Το κράμα D προστέθηκε ως ένα συμπληρωματικό κράμα, για την απομόνωση της επίδρασης του Fe, και έχει την ίδια σύσταση όπως το κράμα A, πλην του Cu. Μόνο τα κράματα Ref, A, B και C διερευνήθηκαν πλήρως. Το κράμα D συμπεριλήφθηκε μόνο στις δοκιμές εφελκυσμού.



Σχήμα 2. 5: Διάγραμμα ροής της πειραματικής διαδικασίας.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Mg:Si
Ref	0.95	0.22	–	0.75	–	0.91
A	1.00	0.50	0.80	0.80	–	0.92
B	1.00	0.20	–	0.66	0.55	0.76
C	0.52	0.21	0.40	1.01	0.55	2.24
D	1.00	0.50	–	0.80	–	0.92

Πίνακας 2. 15: Χημική σύσταση των κραμάτων Ref, A, B, C και D (wt.%)

Από την έρευνα των S. Thomesen et al. [17] χρησιμοποιήθηκαν τρία κράματα αλουμινίου της σειράς 6xxx. Τα υλικά παρασχέθηκαν από την Hydro Aluminium R&D Sunndal ως μπιγέτες διέλασης χυτού DC με διάμετρο 95 mm. Ο Πίνακας 2.16 παρέχει τη χημική σύσταση των τριών κραμάτων. Στην θερμική επεξεργασία ομογενοποίηση, οι μπιγέτες θερμάνθηκαν στους 575 °C με ρυθμό θέρμανσης ίση με 200 °C/ώρα, διατηρήθηκαν σε αυτή τη θερμοκρασία για 2 ώρες και 15 λεπτά και μετά ψύχθηκαν σε θερμοκρασία δωματίου με ρυθμό ψύξης 400 °C/ώρα. Αυτή η διαδικασία αντιστοιχεί στη βιομηχανική πρακτική.

Κατασκευάστηκαν αξονοσυμμετρικά δοκίμια εφελκυσμού από τις ομογενοποιημένες μπιγέτες χρησιμοποιώντας ηλεκτροδιάβρωση. Μετά από τη μηχανική κατεργασία, τα δείγματα υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης και υποβλήθηκαν σε γήρανση T6, που είναι η συνθήκη μέγιστης αντοχής. Η εφαρμοζόμενη διαδικασία για τη θερμική κατεργασία ήταν η εξής:

Τα δείγματα θερμάνθηκαν με ρυθμό θέρμανσης 93 °C/min έως 560 °C σε αλατόλουτρο, υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης για 10 λεπτά μετά την επίτευξη της θερμοκρασίας 555 °C, και στη συνέχεια έγινε βαφή με νερό για να φτάσουν θερμοκρασία δωματίου. Μετά από 24 ώρες αποθήκευσης σε θερμοκρασία δωματίου, τα δείγματα θερμάνθηκαν στους 185 °C με ρυθμό θέρμανσης 200 °C/ώρες σε κλίβανο κυκλοφορίας αέρα και διατηρήθηκαν σε αυτήν την θερμοκρασία για 8 ώρες και έπειτα σβήστηκαν με νερό για να φτάσουν θερμοκρασία δωματίου.

Alloy	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Cr	Al
AA6061	0.903	0.621	0.209	0.204	0.038	0.054	0.106	0.060	Bal.
AA6063	0.470	0.512	0.206	0.001	0.047	0.003	0.006	0.001	Bal.
AA6110	0.828	0.720	0.196	0.203	0.506	0.003	0.026	0.157	Bal.

Πίνακας 2. 16: Χημική σύσταση των κραμάτων AA6061, AA6063 και AA6110(wt.%)

Από την έρευνα των Ali Hussein Ataiwi et. Al. [18] χρησιμοποιήθηκε κράμα αλουμινίου AA6061. Στον Πίνακα 2.17 δίνεται η χημική σύσταση του κράματος. Τα δείγματα υποβλήθηκαν σε ανόπτηση στους 400 °C για δύο ώρες και ψύχθηκαν μέσα στον κλίβανο

για ομογενοποίηση. Στη συνέχεια, τα δείγματα υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης σε διαφορετικές θερμοκρασίες 500,540 και 580 °C μέσα σε ηλεκτρικό φούρνο, παρέμειναν για δύο ώρες σε αυτές τις θερμοκρασίες και σβήστηκαν σε νερό σε θερμοκρασία δωματίου. Τα σβησμένα δείγματα στη συνέχεια υποβλήθηκαν σε τεχνητή γήρανση στους 170, 200 και 230° C για διάφορα χρονικά διαστήματα 2,4,6,8 και 10 ώρες πριν από την ψύξη στον αέρα. Μετά τα δείγματα υποβλήθηκαν σε δοκιμές εφελκυσμού και κρούσης.

Element	Percentage %
Aluminum	Balance
Magnesium	0.91
Silicon	0.70
Iron	0.41
Copper	0.29
Chromium	0.21

Πίνακας 2. 17: Χημική σύσταση του κράματος 6061 (wt.%)

2.4.3 Δοκιμές εφελκυσμού και σκληρότητας

Σε αυτήν την ενότητα παρουσιάζονται οι δοκιμές εφελκυσμού και οι δοκιμές σκληρότητας που πραγματοποιήθηκαν. Η περιγραφή της δοκιμής εφελκυσμού υπάρχει στην ενότητα 2.1.9. όπου αναφέρεται πως πραγματοποιείται η δοκιμή και οι κυριότερες μηχανικές ιδιότητες που μετρούνται μέσω αυτής. Ωστόσο για την δοκιμή σκληρότητας παρεμβάλλεται περιληπτικά η περιγραφή της δοκιμής παρακάτω.

Κατά τη δοκιμή σκληρότητας ή σκληρομέτρηση ένας διεισδυτής από διαμάντι ή από πολύ σκληρό χαλύβδινο σφαιρίδιο, πιέζεται επάνω στην μεταλλική επιφάνεια και έτσι μετριέται η σκληρότητα της. Η σκληρότητα, H , ορίζεται ως ο λόγος του επιβαλλόμενου φορτίου δια της προβαλλόμενης επιφάνειας του διεισδυτή.

Όσο πιο βαθιά διεισδύει τόσο πιο μαλακό το υλικό και παρουσιάζει μικρό όριο ροής. Αυτό φαίνεται από την άμεση (προσεγγιστική) σχέση που έχει η σκληρότητα H με το όριο ροής σ_y .

$$H=3 \sigma_y \quad (2)$$

Τέλος, υπάρχουν διάφορες κλίμακες μέτρησης της σκληρότητας, ανάλογα των παραμέτρων του διεισδυτή (υλικό, σχήμα, εύρος φορτίου κ.τ.λ.). Οι πιο γνωστές είναι η κλίμακα Vickers, Brinell και Rockwell A,B και C. [6]

Οι μελέτες που συμπεριλαμβάνονται σε αυτήν την ερευνά, πραγματοποίησαν δοκιμές εφελκυσμού και δοκιμές σκληρότητας προκειμένου να αναλύσουν την μεταβολή των ιδιοτήτων του υλικού που μελέτησαν στα πειράματά τους. Οι δοκιμές που πραγματοποιήθηκαν ήταν οι εξής:

- Για τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων των εξεταζόμενων κραμάτων, στην έρευνα των Grazyna Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski [13] τα δείγματα παραμορφώθηκαν σε δοκιμή στατικού εφελκυσμού σε ένα σερβοϋδραυλικό γενικό

ελεγκτή Instron TTF-1115 σε σταθερό ρυθμό, σύμφωνα με το πρότυπο PN-EN 10002-1:2004. Η σκληρότητα μετρήθηκε με δοκιμαστή Brinell με φορτίο 49,03 N για 10 s. Οι δοκιμές εφελκυσμού και οι μετρήσεις σκληρότητας έγιναν στα δείγματα όπως χυτεύθηκαν και στα δείγματα θερμής διέλασης. Η σκληρότητα μετρήθηκε επίσης στα δείγματα μετά την ομογενοποίηση που πραγματοποιήθηκε με νερό, λάδι, αέρα και αργή ψύξη κλιβάνου και κατά τη διαδικασία γήρανσης.

- Στην έρευνα των F. Ozturk et al [14] τα δείγματα δοκιμής εφελκυσμού κατασκευάστηκαν ακολουθώντας την Πρότυπο ASTM E8. Η σκληρότητα μετρήθηκε μετά τη γήρανση και πριν από τη μηχανική δοκιμή χρησιμοποιώντας Μηχανές δοκιμών σκληρότητας Mitutoyo HV-112 Vickers με φορτίο 10 kg. Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν από τη Shimadzu Autograph μηχανή 100 kN και η παραμόρφωση μετρήθηκε με επιμηκυνσιόμετρο
- Στην έρευνα των H. Zhong et al. [15] πραγματοποιήθηκε δοκιμή σκληρότητας στα κράματα κάτω από διαφορετικές συνθήκες με τη χρήση σκληρομετρητή Vickers με φορτίο 5 κιλών και χρόνος εσοχής 15 s. Για τον προσδιορισμό των μονοαξονικών ιδιοτήτων εφελκυσμού, χρησιμοποιήθηκε μια μηχανή Instron με κοχλία με επιμηκυνσιόμετρο 10 mm με ονομαστικό ρυθμό καταπόνησης $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ σε ορθογώνια δείγματα μήκους 65 mm με παράλληλη διατομή $20 \times 5 \times 1 \text{ mm}^3$. Πραγματοποιήθηκαν δοκιμές ρυθμό παραμόρφωσης (strain rate jump) με τον ρυθμό παραμόρφωσης να αλλάζει κατά 10 μεταξύ των ονομαστικών ρυθμών παραμόρφωσης $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ και $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Αναφέρθηκαν οι μέσες τιμές των αποτελεσμάτων δοκιμής εφελκυσμού από τρία δείγματα ανά συνθήκη. Οι μέγιστες και οι ελάχιστες τιμές λήφθηκαν για το πάνω και το κάτω άκρο των ράβδων σφάλματος, αντίστοιχα. Τα διαγράμματα οριακής διαμόρφωσης (FLD) προσδιορίστηκαν με δείγματα διαμόρφωσης σε έκτασή πάνω από σφαιρικός διεισδυτής συσκευή ελέγχου λαμαρίνας Erichsen με διάτρηση διαμέτρου 48 mm. Εδώ αναφέρονται μόνο οι τιμές της οριακής διαμόρφωσης στην κατάσταση επίπεδης παραμόρφωσης (FLD₀) των κραμάτων που μελετήθηκαν. Αυτή η ποσότητα είναι ιδιαίτερα σημαντική, καθώς το 85–90% των αστοχιών στις γραμμές σφράγισης αυτοκινήτων έχει αναφερθεί ότι συμβαίνουν σε κατάσταση επίπεδης παραμόρφωσης.
- Στην έρευνα των M.S. Remøe et al [16] οι δοκιμές σκληρότητας πραγματοποιήθηκαν σύμφωνα με το πρότυπο Vickers για τον προσδιορισμό του χρόνου γήρανσης που απαιτείται για την επίτευξη της μέγιστης σκληρότητας σε κάθε κράμα. Φέτες πάχους περίπου 1 cm αποκόπηκαν από τις ράβδους διέλασης σε Struers' Discotom-5 και στη συνέχεια υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης σε λουτρό άλατος στους 530 °C για 10 λεπτά, πριν γίνει βαφή με νερό. Μετά από φυσική γήρανση για 4 ώρες σε θερμοκρασία δωματίου, έγιναν τεχνητή γήρανση σε λουτρό λαδιού στους 170 °C για 5, 20, 60, 150, 360, 900, 2100 και 4500 λεπτά. Μετά την γήρανση, έγινε αμέσως βαφή σε νερό και γυαλίστηκαν με χαρτιά λείανσης Struers μέχρι να γίνουν κόκκοι μέγεθος 15 μm. Πραγματοποιήθηκαν πέντε εσοχές ανά συνθήκη σε Matsuzawa DVK-1S με φορτίο 1kr και η μέση πυραμίδα Vickers. Ο αριθμός Vickers Pyramid (HV) χρησιμοποιήθηκε για τη γραφική παράσταση των καμπυλών σκληρότητας. Η δοκιμή εφελκυσμού έγινε σύμφωνα με το πρότυπο NS-EN ISO 6892-1. Τρία παράλληλα από κάθε κράμα παρασκευάστηκαν ως στρογγυλά πρότυπα δοκίμια εφελκυσμού μήκους εύρους 40 mm, με την διάμετρο του εμβαδού διατομής να είναι 6 mm. Έπειτα υποβλήθηκαν σε γήρανση σύμφωνα με τα ευρήματα από το δοκιμές σκληρότητας, για να επιτευχθεί η μέγιστη σκληρότητα με την θερμική

κατεργασία T6. Ως γνωστών οι δοκιμές εφελκυσμού προσφέρουν μόνο αξιόπιστες πληροφορίες μέχρι το σημείο αυχένα, χρησιμοποιήθηκε επιμηκυσιόμετρο λέιζερ για την αξιολόγηση της ολκιμότητας μέχρι το σημείο της θραύσης. Το επιμηκυσιόμετρο λέιζερ χρησιμοποιήθηκε με Instron 100 kN με ονομαστικό ρυθμό παραμόρφωσης 1,2 mm/min.

Το επιμηκυσιόμετρο λέιζερ μετρά τη μείωση του εμβαδού της διατομής, ή ακριβέστερα την προβλεπόμενη διάμετρο, κατά τη διάρκεια της δοκιμής. Ο λαιμός σε αυτήν την περίπτωση υποτίθεται ότι είναι ελλειπτικός, και επομένως δύο κάθετα λέιζερ μετρήσαν τη μείωση της διαμέτρου (D) σε δύο σημεία, παρέχοντας τη αρχική επιφάνεια διατομής, $A = \frac{\pi}{4} D_0^2$ (3), και η στιγμιαία διατομή,

$A = \frac{\pi}{4} D_1 D_2$ (4). Η μέση τάση σε ένα δεδομένο σημείο μπορεί στη συνέχεια να υπολογιστεί ως $(\sigma_\chi)_{avg} = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right)$ (5).

Κατά τη διάρκεια της δοκιμής εφελκυσμού εισάγεται μια κατάσταση τριαξονικής τάσης μετά την έναρξη λαιμού, με αποτέλεσμα υψηλότερο καταγεγραμμένο στρες στον λαιμό από αυτό που θα ήταν πραγματικά παρόν εάν εξακολουθούσαν να επικρατούν συνθήκες μονοαξονικής τάσης. Μια έκφραση δεδομένου αυτής της νέας κατάστασης τάσης παρέχεται από το Ανάλυση Bridgman και χρησιμοποιείται για την απόκτηση πιο ακριβής αναπαράστασης των πραγματικών συνθηκών τάσης. Η κατά προσέγγιση μονοαξονική τάση έχει υπολογιστεί μέσω της εξής εξίσωση Bridgman:

$$\sigma = \frac{(\sigma_\chi)_{avg}}{\left(1 + \frac{2R}{a}\right) \left[\ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]} \quad (6)$$

όπου σ είναι η διορθωμένη τάση, $(\sigma_\chi)_{avg}$ είναι η μετρούμενη τάση στην αξονική κατεύθυνση, R είναι η καμπυλότητα και a είναι η ακτίνα του λαιμού. Λόγω της σχετικής δυσκολίας με την οποία μπορεί κανείς να μετρήσει την καμπυλότητα του λαιμού, έχει γίνει μια προσέγγιση στην αναλογία a/R. Οι Le Roy et al. πρότεινε την ακόλουθη σχέση

$$\frac{a}{R} = 1.1(\varepsilon_p - \varepsilon_u) \quad (7)$$

όπου ε_p είναι η πλαστική καταπόνηση σε ένα δεδομένο σημείο μετά το λαιμό, και ε_u η πλαστική καταπόνηση στο σημείο έναρξης του λαιμού.

- Στην έρευνα των S. Thomesen et al. [17] οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν χρησιμοποιώντας λεία και αξονοσυμμετρικά δείγματα με εγκοπές. Η ονομαστική γεωμετρία των δειγμάτων δίνετε στο Σχ. 2.6 Στο εξής, τα δείγματα με ακτίνα εγκοπής ίση με 2,0 mm και 0,8 mm θα συμβολίζονται R2,0 και R0,8, αντίστοιχα. Χρησιμοποιήθηκε ηλεκτροδιάβρωση για τα δείγματα από το χυτό και τις ομογενοποιημένες μπιγέτες, ευθυγραμμίζοντας το άξονας εφελκυσμού του δοκιμίου με τον διαμήκη άξονα της μπιγέτας. Τα δείγματα στη συνέχεια υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία T6 μέχρι να σκληρύνουν. Πρέπει να σημειωθεί ότι λόγω προβλημάτων κατά τη μηχανική κατεργασία τα δείγματα με εγκοπές, η πραγματική διάμετρος μεταξύ της εγκοπής και των άκρων με σπείρωμα μετρήθηκαν στα 9,47 mm αντί της ονομαστικής τιμής των 10 mm. Η σειρά δοκιμής περιλάμβανε επίσης δείγματα με ακτίνα εγκοπής 0,2 mm. Ωστόσο, δυσκολίες στη μηχανική κατεργασία της στενής εγκοπής οδήγησε σε έντονες αποκλίσεις στην ακτίνα της εγκοπής, και επομένως αυτές οι δοκιμές δεν αναφέρονται στην έρευνα. Πραγματοποιήθηκαν τρεις επαναλαμβανόμενες δοκιμές για κάθε γεωμετρία δείγματος σε θερμοκρασία δωματίου για τα τρία κράματα υπό displacement-

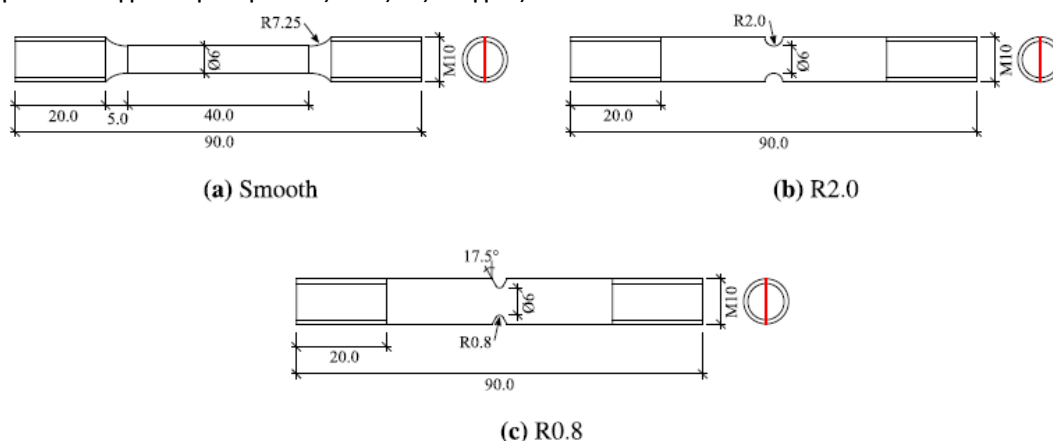
control σε μια γενική μηχανή δοκιμών Zwick Roell Z030 με κυψέλη φορτίου 30 kN. Προκειμένου να υπάρχουν ψευδο-στατικές συνθήκες, η ταχύτητα σταυρού του μηχανήματος δοκιμής ορίστηκε ίσο με 1 mm/min για τα λεία δείγματα και 0,15 mm/min για τα δείγματα με εγκοπές. Συνεχείς μετρήσεις της δύναμης και της διαμέτρου στην ελάχιστη διατομή πραγματοποιούνταν μέχρι την αστοχία. Η δύναμη F μετρήθηκε απευθείας από το δυναμοκυψέλη, ενώ οι μετρήσεις διαμέτρου αποκτήθηκαν χρησιμοποιώντας ένα μετρητή λέιζερ υψηλής ταχύτητας, χωρίς επαφή AEROEL XLS13XY με 1 μm ανάλυση. Ο μετρητής λέιζερ δημιουργεί δύο κάθετες ακτίνες λέιζερ, η καθεμία διαστάσεων 13 mm × 0,1 mm, που είναι στραμμένες προς τους ανιχνευτές στην αντίθετη πλευρά του δείγματος. Για να διασφαλιστεί ότι η ελάχιστη διατομή μετρήθηκε ανά πάσα στιγμή, εγκαταστάθηκε ο μετρητής λέιζερ σε ένα κινητό πλαίσιο ελεύθερος να κινείται κάθετα. Οι μετρημένοι διάμετροι δείγματος κατά μήκος των ακτινικών και περιφερειακών κατευθύνσεων της μπιγιέτας συμβολίζονται με D_1 και D_2 , αντίστοιχα. Καθώς τα δείγματα ήταν αρχικά αξονοσυμμετρικά, η τρέχουσα διατομή θεωρήθηκε ότι είναι ελλειπτική. Έτσι, η αρχική και η τρέχουσα διατομή των δειγμάτων μπορεί να ληφθεί από τη μετρήσεις διαμέτρου ως

$$A = \frac{\pi}{4} D_0^2 \quad \text{και} \quad A = \frac{\pi}{4} D_1 D_2 \quad (3) \quad \text{και} \quad (4)$$

Εδώ, D_0 είναι η αρχική διάμετρος του δείγματος. Σε συνδυασμό με την μετρούμενη δύναμη, η πραγματική τάση και η λογαριθμική παραμόρφωση μπορούν να υπολογισθούν ως

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (8) \quad \text{και} \quad \varepsilon = \ln \left(\frac{A_0}{A} \right) \quad (9)$$

όπου υποτέθηκαν μικρές ελαστικές παραμορφώσεις και πλαστική ασυμπίεστοτητα προκειμένου να ληφθεί η λογαριθμική τάση. Το πλαστικό παραμόρφωση που λαμβάνεται μέσω της σχέσης $\varepsilon_p = \varepsilon - \sigma/E$, όπου E είναι το μέτρο ελαστικότητας του υλικού. Σημειώστε ότι το τάση σ και η παραμόρφωση ε αντιπροσωπεύουν μέσες τιμές στην ελάχιστη διατομή των λείων δειγμάτων μετά από τον διάχυτο λαιμό και για τα δείγματα με εγκοπές όλες τις στιγμές.



Σχήμα 2. 6: Ονομαστικές γεωμετρικές των διαφόρων δειγμάτων δοκιμής τάσης. Η κόκκινη γραμμή στο δεξιότερο σχήμα σε κάθε υποεικόνα αντιπροσωπεύει την ακτινική κατεύθυνση της μπιγιέτας. Όλες οι διαστάσεις είναι σε mm.

- Στην έρευνα των Ali Hussein Ataiwi et al [18], δείγματα δοκιμής εφελκυσμού παρασκευάστηκαν σύμφωνα με το ASTM με αριθμό E92 όπως φαίνεται στο Σχ. 2.7 Αυτά τα δείγματα δοκιμάστηκαν για να βρεθεί η αντοχή εφελκυσμού και η τάση διαρροής σε θερμοκρασία δωματίου χρησιμοποιώντας τον τύπο μηχανής δοκιμής

εφελκυσμού Instorn 1195. Αριθμός των δειγμάτων που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτή τη δοκιμή ήταν 45.

Η δοκιμή πρόσκρουσης έγινε σε δοκιμαστική μηχανή Charpy τύπου FIT-300N. Δείγματα της δοκιμής πρόσκρουσης Charpy πραγματοποιήθηκαν σύμφωνα με ASTM-E2. Οι διαστάσεις του δείγματος είναι $55 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ με 45 Εγκοπή V κατά βάθος 2 mm. Αριθμός δειγμάτων που χρησιμοποιήθηκαν σε αυτή την έρευνα ήταν 45.



Σχήμα 2. 7: Δείγματα δοκιμής εφελκυσμού

2.4.4 Μελέτη της επίδρασης της Μικροδομής στην ολκιμότητα και αντοχής

Όπως έχει αναφερθεί σε προηγούμενες ενότητες τα κράματα της σειράς 6XXX έχουν ως κύριο μηχανισμό ισχυροποίησης την ισχυροποίηση με καθίζηση, διασπορά φάσεων και ενδομεταλλικών ενώσεων, οι οποίες πραγματοποιούνται μέσω των θερμικών κατεργασιών. Η μικροδομή και η σύσταση του υλικού που σχηματίζεται, έχουν πολύ μεγάλη επίδραση στις ιδιότητες και την συμπεριφορά του.

Ορισμένα βασικά στοιχεία της μικροδομής ενός μεταλλικού κράματος που μελετώνται είναι τα σύνορα των κόκκων, το μέγεθος τους, το στερεό διάλυμα και οι οπές, η ενδομεταλλικές ενώσεις και η μορφή τους (πλακίδια, σφαιρικά, ράβδοι), οι ενδομεταλλικές φάσεις και οι ατέλειες. Προκειμένου όμως να φανερωθούν τα στοιχεία της μικροδομής, πρέπει να γίνει κατάλληλη προετοιμασία των δοκιμίων για να είναι παρατηρήσιμα στην μικροκλίμακα. Παρακάτω αναφέρονται περιληπτικά τις βασικές προετοιμασίες και τα μέσα παρατήρησης προτού γίνει η αναφορά στις διαδικασίες και τα μέσα που επιλέχθηκαν στις έρευνες.

Το πρώτο βήμα της διαδικασίας αυτής είναι η κοπή του υλικού σε κατάλληλες διαστάσεις και στην συνέχεια ο εγκιβωτισμός των δοκιμίων που προέκυψαν. Η μικροδομή που έχει αλλάξει στην ζώνη της παραμόρφωσης, ονομάζεται τεχνητή μικροδομή και στα βήματα που ακολουθούν γίνεται η κατάλληλη αφαίρεση της. Για τον εγκιβωτισμό επιλέγουμε ένα υλικό που μπορεί να χυτευθεί, έτσι ώστε να μην υπάρχει αλλαγή στην επιφάνεια του δοκιμίου. Έπειτα ακολουθεί, η λείανση. Στόχος της λείανσης είναι η αφαίρεση της τεχνητής μικροδομής, όπου χρησιμοποιούνται σταδιακά λειαντικοί τροχοί με όλο και πιο λεπτότερους λειαντικούς κόκκους για την απομάκρυνση της. Το επόμενο βήμα είναι η στίλβωση που γίνεται όπως και η λείανση, πάνω σε τροχούς, με μόνη διαφορά αντί για λειαντικά χαρτιά χρησιμοποιούνται πάνινοι τροχοί. Μετά την στίλβωση ακολουθεί η χημική προσβολή που χρησιμοποιείται για την αποκάλυψη της μικροδομής ενός δοκιμίου και την παρατήρηση του στο οπτικό μικροσκόπιο. Με το τέλος της χημικής προσβολής, το δοκίμιο πρέπει να ξεπλένεται σε καθαρό νερό έτσι ώστε να

απομακρυνθούν τα χημικά και να σταματήσει η αντίδραση . Στη συνέχεια γίνεται ο καθαρισμός του δοκιμίου . Αυτό ξεπλένεται με οινόπνευμα και στεγνώνεται σε ρεύμα θερμού αέρα . Το οινόπνευμα επιταχύνει το στέγνωμα και εμποδίζει την δημιουργία λεκέδων από το νερό . Τέλος , γίνεται η αποθήκευση των δοκιμίων ή η άμεση μελέτη τους στα οπτικά μικροσκόπια.

Το οπτικό μεταλλογραφικό μικροσκόπιο αποτελεί πιο σημαντικό εργαλείο για τη μελέτη της μεταλλογραφίας. Ενώ, το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης (TEM) και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) ξεπερνούν δύο από τους σημαντικότερους περιορισμούς του οπτικού μικροσκοπίου-την ανάλυση και το βάθος του πεδίου.

Στην μελέτη με το οπτικό μικροσκόπιο, η επιφάνεια ενός κατάλληλα προετοιμασμένου δοκιμίου εξετάζεται είτε χωρίς προσβολή, είτε μετά από προσβολή ή και στις δύο καταστάσεις. Συγκεκριμένα συστατικά μπορούν να παρατηρηθούν πιο εύκολα αν είναι απλώς γυαλισμένη η επιφάνεια, επειδή δεν σκιαγραφούνται με την χημική προσβολή. Εγκλείσματα, νιτρίδια, ορισμένα καρβίδια και ενδομεταλλικές φάσεις μπορούν να παρατηρηθούν και χωρίς χημική προσβολή. Εκτός από τα εγκλείσματα, οι υπόλοιπες φάσεις μπορούν να εξεταστούν με μεγαλύτερη ευκολία αν κατά την διάρκεια το τελικού σταδίου γυαλίσματος επέλθει κάποιος βαθμός αποκατάστασης της επιφάνειας του δοκιμίου.

Σε γενικές γραμμές, θα δούμε πως η διαδικασίες που επιλέχθηκαν για την παρατήρηση της μικροδομής ακολουθούν τα βήματα που αναλύονται παραπάνω, με μικρές διαφορές στην κοπή, το μέσο εγκιβωτισμού και των ηλεκτρολύτη. Αναλυτικά έγιναν τα εξής βήματα από κάθε έρευνα:

- Στην έρευνα των Grazyna Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski [13] οι μεταλλογραφικές έρευνες των κραμάτων 6005 και 6082 πραγματοποιήθηκαν στα ως χυτευμένα δείγματα, στα δείγματα μετά από την διαδικασία διέλασης και σφυρηλάτησης και στα δείγματα μετά από φυσική γήρανση. Η εξέλιξη της μικροδομής των δειγμάτων που υποβλήθηκαν σε διαφορετικούς τρόπους ψύξης μετά την ομογενοποίηση (νερό, λάδι, αέρας και αργή ψύξη, στον κλίβανο) και μετά τη διαδικασία γήρανσης διερευνήθηκε. Η Μικροδομή των χαρακτηριστικών καταστάσεων των εξεταζόμενων κραμάτων παρατηρήθηκε χρησιμοποιώντας οπτικό μικροσκόπιο – Nikon 300 και Neophot 2 σε γυαλισμένα τμήματα που προσβλήθηκαν σε Διάλυμα Keller (0,5% HF σε 50 ml H₂O) και παρατηρήθηκε και σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης (TEM) – Tesla BS-540.
- Στην έρευνα των H. Zhong et al. [15] πραγματοποιήθηκαν πειράματα τρισδιάστατου ανιχνευτή ατόμου (3DAP) έξω σε έναν ανιχνευτή τοπικού ατόμου ηλεκτροδίου τύπου CAMECA LEAP 4000 HR. Δείγματα σε σχήμα βελόνας με διαστάσεις 0,5 mm x 0,5 mm x 10 mm παράχθηκαν από ηλεκτροδιάβρωση από το φύλλο ψυχρής έλασης με τον άξονα της βελόνας ευθυγραμμισμένο με την κατεύθυνση κύλισης. Παρασκευάστηκαν τα δείγματα βελόνας με τυπική τεχνική ηλεκτρογυαλίσματος δύο σταδίων που χρησιμοποιεί διάλυμα με 33% νιτρικό οξύ –μεθανόλης 67% στο πρώτο στάδιο και διάλυμα με 2% υπερχλωρικό οξύ–βουτοξυαιθανόλης 98% στο δεύτερο στάδιο. Ένα γυαλισμένο δείγμα 3DAP δοκιμάστηκε σε θερμοκρασία 20 K με κλάσμα παλμού 20%, ρυθμό παλμού 200 kHz και απόδοση ανιχνευτή 36%. Η οπτικοποίηση και η ανάλυση δεδομένων πραγματοποιήθηκαν χρησιμοποιώντας το IVAS™ 3.6.12 λογισμικό. Το ολοκληρωμένο εργαλείο εύρεσης και ανάλυσης συστάδων IVAS χρησιμοποιήθηκε για τον προσδιορισμό των παραμέτρων για τη διαδικασία ανίχνευσης συστάδων, όπου ο ελάχιστος αριθμός διαλυμένων ατόμων

(Nmin) ορίστηκε σε 10 και οι άλλες τρεις παράμετροι, συμπεριλαμβανομένης της μέγιστης απόστασης μεταξύ των ατόμων (Dmax), η απόσταση περιβάλλοντος (L) και η απόσταση διάβρωσης (S), ορίστηκαν στα 0,7 nm για μια ουσιαστική ανίχνευση των πλησιέστερων γειτονικών ατόμων. Το κλάσμα όγκου υπολογίστηκε συνδυάζοντας τιμή των ατόμων Mg και Si που ανιχνεύθηκαν διαιρεμένα με το άθροισμα όλων των ατόμων που ανιχνεύθηκαν εντός του αναλυθέντος όγκου.

- Στην έρευνα των M.S. Remøe et al [16] για να επιτευχθεί η βέλτιστη κατανόηση της συμπεριφοράς και της μικροδομής στην κατεύθυνση της διέλασης έγιναν μικροσκοπικές μελέτες σε SEM που πραγματοποιήθηκαν στο επίπεδο RD-ED, που αντιστοιχεί στην ακτινική (RD) και στην κατεύθυνση διέλασης (ED), αντίστοιχα. Για διερεύνηση της κατανομής των πρωτογενών σωματιδίων στο SEM, τα δείγματα υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης σε λουτρό άλατος στους 530°C για 10 λεπτά, έπειτα έγινε βαφή σε νερό και εγκιβωτισμός σε διάλυμα Struers Clarocit. Στη συνέχεια, έγινε λείανση με τον ίδιο τρόπο όπως τα δείγματα για τις δοκιμές σκληρότητας, και γυαλίστηκαν με ύφασμα με σπρέι διαμαντιού μεγέθη κόκκων έως 1 μm. Τα δείγματα για τις άλλες έρευνες και που εξετάστηκαν με άλλους τρόπους λειτουργίας του SEM προετοιμάστηκαν παρόμοια, με τα πρόσθετα βήματα να περιγράφονται παρακάτω. Για τη χημική ανάλυση (EDS) των πρωτογενών σωματιδίων, ένα επιπλέον στάδιο στίλβωσης εφαρμόστηκε στα δείγματα. Έγινε χημική προσβολή με διάλυμα ενεργού οξειδίου (OP-S) για 2 λεπτά, για τον διαχωρισμό των σωματιδίων από τη μήτρα και έτσι να εξασφαλίσει ανώτερες εικόνες με λιγότερο θόρυβο από το περιβάλλον. Οι φάσεις των 8 κυρίαρχων σωματιδίων σε κάθε κράμα αναγνωρίστηκαν συγκρίνοντας τη σχετική ποσότητα των Fe/Mn και Si που βρέθηκαν στις αναλύσεις. Λόγω κάποιας πιθανής αλληλεπίδρασης μεταξύ του όγκου διείσδυσης και της μήτρας, οι κορυφές του αλουμινίου αγνοήθηκαν. Η στίλβωση με OP-S χρησιμοποιήθηκε επίσης για την αποκάλυψη των κόκκων κατά τη διερεύνηση πιθανών σωματιδίων Si στα όρια των κόκκων, αλλά μόνο για 10 δευτερόλεπτα και ακολούθησε στίλβωση με νερό για 4 λεπτά. Για την διερεύνηση μέσω EBSD (πίσω διάθλαση ηλεκτρονίων), δείγματα αλουμινίου απαιτούν ηλεκτρογυάλισμα για να επιτευχθούν ικανοποιητικοί δείκτες αποτελέσματος. Αυτό έγινε σε Struers Lectropol-5, χρησιμοποιώντας ηλεκτρολύτη A2 που διατηρήθηκε στους 248 K (-25 °C). Αυτή η μέθοδος χρησιμοποιήθηκε για να προσδιοριστεί με μεγαλύτερη ακρίβεια το μέγεθος των κόκκων χρησιμοποιώντας το λογισμικό EDAX/TSL OIM. Η γωνία ανοχής κόκκων ορίστηκε σε 5° και το ελάχιστο μέγεθος κόκκου σε 1 μm. Διάφορες έρευνες και τρόποι λειτουργίας στο SEM απαιτούνται διαφορετικές ρυθμίσεις για να επιτευχθούν βέλτιστα αποτελέσματα. Οι ρυθμίσεις που εφαρμόζονται στο τα Zeiss Ultra 55 LE SEM που χρησιμοποιούνται στην παρούσα εργασία, προσδιορίζονται στο Πίνακα 2.25. Οι εικόνες για την ανάλυση σωματιδίων απαιτούσαν περαιτέρω επεξεργασία από ένα λογισμικό επεξεργασίας εικόνας. Χρησιμοποιήθηκε το δωρεάν λογισμικό ImageJ για να βρει τους μέσους όρους των χαρακτηριστικών των σωματιδίων σε τρεις εικόνες για κάθε κράμα. Για να επιτευχθεί μια διαισθητική αναπαράσταση του μεγέθους των σωματιδίων, το εμβαδόν κάθε σωματιδίου μετατράπηκε στην Ισοδύναμη Διάμετρού Κύκλου (ECD). Για την απόκτηση μιας εντύπωσης των σχημάτων των σωματιδίων, οι μέγιστες και ελάχιστες διάμετροι feret υπολογίστηκαν, οι οποίες αναφέρονται στην μεγαλύτερη και στην μικρότερη απόσταση μεταξύ οποιωνδήποτε δύο σημείων σε ένα δεδομένο σωματίδιο, αντίστοιχα. Η αναλογία των δύο διαμέτρων Feret υπολογίστηκε για κάθε σωματίδιο. Για να επιτευχθούν

επαρκώς λεπτά δείγματα για μελετηθεί η καθίζηση στα 200 kV στο Jeol JEM-2010 (TEM), οι φέτες των ράβδων διέλασης κόπηκαν όσο το δυνατόν πιο λεπτές και λειάνθηκαν σε πάχος $\sim 0,1$ mm. Στην συνέχεια μικροί δίσκοι διάμετρου 3 mm αφαιρέθηκαν από τις γυαλισμένες φέτες, και έγινε ηλεκτρογυαλισμα σε Struers Tenupol-5 με ηλεκτρολύτη που αποτελείται από 1/3 HNO₃ και 2/3 μεθανόλη. Ο ηλεκτρολύτης ψύχθηκε σε 248 K (-25 °C) και η τάση ρυθμίστηκε στα 20 V.

- Στην έρευνα των S. Thomesen et al. [17] παρήχθησαν δείγματα από καθένα από τα τρία υλικά της χύτευσης και ομογενοποιημένη κατάσταση μετά την θερμική κατεργασία T6. Έπειτα έγινε εγκιβωτισμός των δειγμάτων σε Eprofix και πραγματοποιήθηκε λείανση και στίλβωση μέχρι το 1 μm με χρήση χαρτιού SiC και πανιά στίλβωσης, αντίστοιχα. Στη συνέχεια τα δείγματα προετοιμάστηκαν για απεικόνιση της δομής των κόκκων μέσω ηλεκτροστίλβωσης A2 (ηλεκτρολύτης Struers) στα 30 V για 3 δευτερόλεπτα και ανοδίωση στα 20 V για 2 λεπτά. Και για τα τρία κράματα, οι εικόνες ελήφθησαν χρησιμοποιώντας πολωμένο φως σε Reichert MeF3 οπτικό μικροσκόπιο με αντικειμενικό φακό 10 \times .

Λήφθηκε το μέγεθος και η κατανομή των σωματιδίων μέσω επεξεργασίας εικόνας με ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (backscattered electron micrographs). Οι εικόνες λήφθηκαν με χρήση Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Hitachi SU6600 (Field Emission Scanning Electron Microscope -FESEM) που λειτουργεί στα 10 kV. Το ανοδιωμένο στρώμα που χρησιμοποιήθηκε στις έρευνες της δομής των κόκκων αφαιρέθηκε γυαλίζοντας το δείγμα μέχρι 1 μm . Τα γυαλισμένα δείγματα υποβλήθηκαν σε περαιτέρω ηλεκτροστίλβωση σε ηλεκτρολύτη A2 στα 30 V για 3 δευτερόλεπτα που θα χρησιμοποιηθεί για την εκτέλεση ποσοτικού προσδιορισμού της χημικής σύστασης των σωματιδίων της α -φάσης που βρίσκονται στα τρία κράματα. Αυτό έγινε χρησιμοποιώντας Φασματοσκόπιο Διασποράς Ενέργειας (Energy Dispersive Spectroscopy -EDS) σε FEI Argeo SEM, που λειτουργεί στα 15 kV. Οι επιφάνειες θραύσης των δειγμάτων που αστόχησαν εξετάστηκαν διαμέσου δευτερεύουσες εικόνες ηλεκτρονίων που ελήφθησαν με χρήση Zeiss Gemini SUPRA 55VP FESEM με λειτουργία στα 20 kV. Όλα τα δείγματα καθαρίστηκαν με υπερηχογράφημα χρησιμοποιώντας ακετόνη πριν εισαχθούν στον θάλαμο κενού του FESEM.

2.5 Αποτελέσματα

2.5.1 Δοκιμές εφελκυσμού και Δοκιμές Σκληρότητας

Σε αυτήν την ενότητα παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού και σκληρότητας των ερευνών. Σημαντικό ρόλο για την έρευνα θα αποτελέσουν οι αλλαγές στο όριο διαρροής, την μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και η συνολική επιμήκυνση, που σε επόμενη ενότητα θα συνοψιστούν για να δημιουργηθεί μια εποπτική εικόνα για το πως επηρεάζεται η αντοχή και η ολκιμότητα των κραμάτων του ενδιαφέροντος αυτής της διπλωματικής.

Από την έρευνα των Grazyna Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski [13], μετρήθηκε η σκληρότητα του κράματος 6082, μετά από την ομογενοποίησης που ακολουθήθηκε από διαφορετικές παραλλαγές ψύξης. Τα αποτελέσματα δείχνουν την σημαντική επίδραση του ρυθμού ψύξης μετά την ομογενοποίηση στη σκληρότητα του κράματος. Η υψηλότερη τιμή σκληρότητας λήφθηκε στο δείγμα που η ψύξη έγινε σε νερό, ωστόσο η χαμηλότερη σκληρότητα παρατηρήθηκε για το δείγμα που ψύχθηκε από την θερμοκρασία ομογενοποίησης στον κλίβανο (Σχ.2.46(c)). Η ώρα της ομογενοποίησης δεν επηρέαζε ιδιαίτερα τη σκληρότητα των ψυχόμενων δειγμάτων (Σχ.2.8 (a)).

Η συσσώρευση ελαττωμάτων πλέγματος στο υλικό κατά τη διάρκεια της θερμής διέλασης και σφυρηλάτησης ασκεί σημαντική επίδραση στο σχηματισμό της δομής. Ως αποτέλεσμα, η εργοσκληρυνση του κράματος λαμβάνει χώρα και, κατά συνέπεια, αυξάνει τις μηχανικές ιδιότητες. Προκειμένου να συγκριθούν οι μηχανικές ιδιότητες του κράματος μετά από την θερμή διέλαση και σφυρηλάτηση με του κράματος σε κατάσταση χύτευσης, πραγματοποιήθηκαν οι δοκιμές στατικού εφελκυσμού. Για να επιβεβαιωθεί στατιστικά η πορεία των καμπυλών τάσης-παραμόρφωσης, έγιναν 10 ξεχωριστές δοκιμές εφελκυσμού. Οι μηχανικές ιδιότητες των δειγμάτων μετά από δοκιμές εφελκυσμού φαίνονται στον Πίνακα 2.18

Mechanical properties	6005 alloy		6082 alloy	
	As-cast alloy	Wrought alloy	As-cast alloy	Wrought alloy
R_m (MPa)	120	155	130	170
$R_{p0.2}$ (MPa)	60	65	60	72
A (%)	17	21	25	25
HB	40	50	50	58

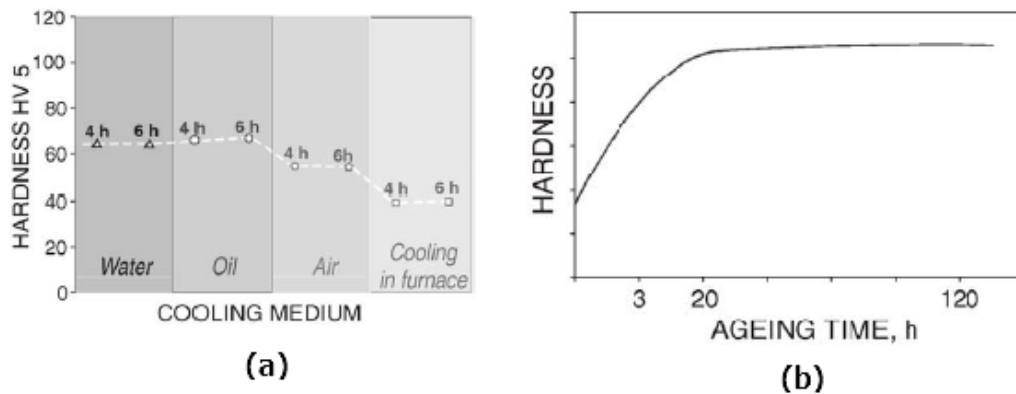
Πίνακας 2. 18: Μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων 6082 και 6005

Οι μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων της σφυρηλάτησης είναι υψηλότερες κατά περίπου 40 MPa σε σύγκριση με αυτά που παράχθηκαν από την χύτευση: η αντίσταση R_m έχει αυξηθεί από την τιμή 130 σε 170 MPa για το κράμα 6082 και από 120 έως 155 MPa για το 6005 κράμα (Πίνακας 2.18).

Κατά τη φυσική γήρανση των εξεταζόμενων κραμάτων 6082 και 6005 παρατηρήθηκε αύξηση της σκληρότητας. Τα χαρακτηριστικά γήρανσης που απεικονίζουν τις αλλαγές της σκληρότητας κατά τη γήρανση του κράματος 6082 είναι παρόμοια με αυτή του κράματος 6005. Το Σχ. 2.8(b) δείχνει την τυπική καμπύλη γήρανσης που παρατηρείται και για τα δύο υλικά μετά από διαφορετικές συνθήκες διαλυτοποίησης. Η Καμπύλη στο Σχ. 2.8(b) δείχνει ότι η σκληρότητα των κραμάτων αυξάνεται γρήγορα στην αρχική φάση της γήρανσης, περίπου οι 3 πρώτες ώρες. Κατά τις επόμενες 20 ώρες περαιτέρω γήρανσης, ασήμαντη αύξηση της σκληρότητας παρατηρήθηκε.

Προκειμένου να γίνει ακριβής ανάλυση της κινητικής της γήρανσης του 6005 και 6082 έχει χρησιμοποιηθεί η ακόλουθη εξίσωση:

$$HB = A + B \ln t \quad (10)$$



Σχήμα 2. 8: (α)Επίδραση των διάφορων τρόπων ψύξεως και του χρόνου γήρανσης στην σκληρότητα του κράματος 6082 και (β)Υποδειγματικό χαρακτηριστικό γήρανσης και για τα δύο κράματα που εξετάστηκαν.

Οι παράμετροι που προέκυψαν από την εξίσωση παρουσιάζονται στους Πίνακες 2.19 και 2.20

Solution heat treatment temperature (°C)	A	B	R	HB
515	55.882	3.499	0.976	72.6
525	57.185	3.857	0.996	75.7
535	59.945	3.470	0.996	76.6
545	65.829	3.648	0.991	83.3
555	65.628	4.229	0.996	85.9
565	66.578	4.792	0.995	89.5

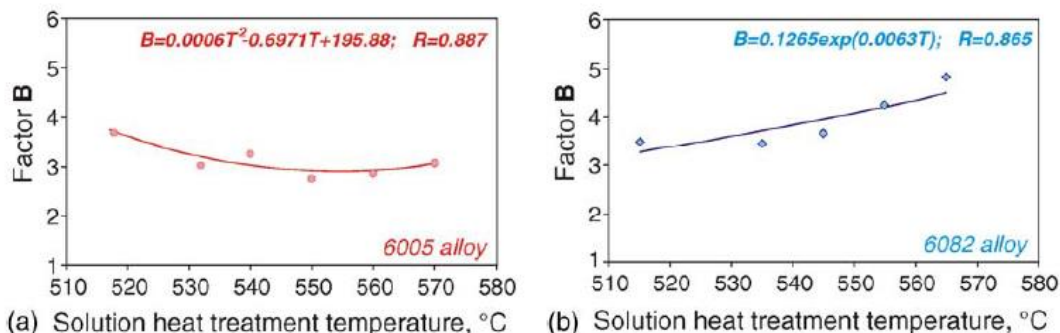
Πίνακας 2. 19: Παράμετροι από την εξίσωση (10) και σκληρότητα του 6082

Solution heat treatment temperature (°C)	A	B	R	HB
520	44.706	3.030	0.982	59.214
530	44.073	2.924	0.970	58.072
540	43.615	2.732	0.989	59.474
550	44.481	2.935	0.983	58.534
560	44.449	2.878	0.984	58.228
570	44.184	3.092	0.991	58.989

Πίνακας 2. 20: Παράμετροι από την εξίσωση (10) και σκληρότητα του 6005

Οι τιμές του συντελεστή παλινδρόμησης B (Πίνακες 2.19 και 2.20) από την Εξ. (10) δίνουν πληροφορίες σχετικά με την κινητική της γήρανσης των κραμάτων που εξετάστηκαν. Οι πίνακες 2.19 και 2.20 καταδεικνύουν ξεκάθαρα ότι όσον αφορά το κράμα 6082 εξαρτάται ο ίδιος ο ρυθμός γήρανσης από την θερμοκρασία της διαλυτοποίησης σε αντίθεση με το κράμα 6005: δηλαδή υψηλότερη θερμοκρασία διαλυτοποίησης, υψηλότερος συντελεστής παλινδρόμησης B. Η σκληρότητα του κράματος 6082 αυξάνει με την αύξηση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης, ωστόσο, η θερμοκρασία διαλυτοποίησης πρακτικά δεν επηρεάζει τη σκληρότητα του κράματος 6005.

Υψηλές τιμές του συντελεστή συσχέτισης R του 6082 είναι απόδειξη για την ισχυρή εξάρτηση της σκληρότητας από τις συνθήκες της διαλυτοποίησης (θερμοκρασία), ωστόσο για το κράμα 6005 αυτή η συσχέτιση είναι ασήμαντη. Η επίδραση των συνθηκών διαλυτοποίησης στον ρυθμό σκλήρυνσης των κραμάτων που εξετάστηκαν με τη μορφή συντελεστή παλινδρόμησης B απεικονίζεται στο Σχ. 2.9-(α), για το κράμα 6005 και στο Σχ. 2.9-(β), για το κράμα 6082.



Σχήμα 2. 9: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στην κινητική της γήρανσης: (α) κράμα 6005. (β) κράμα 6082.

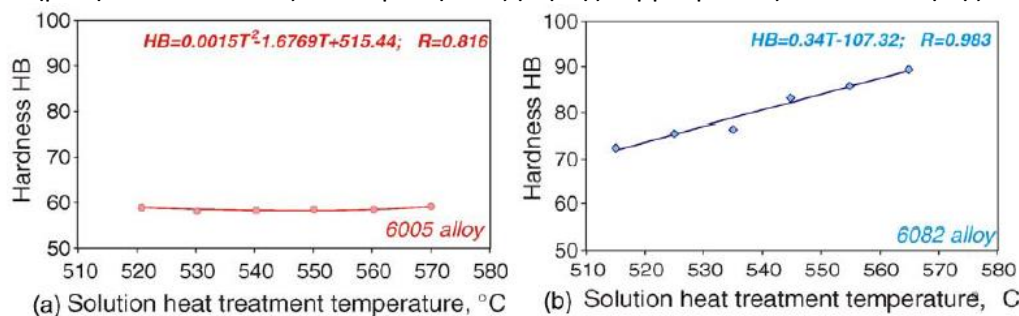
Η τιμή του συντελεστή παλινδρόμησης B του κράματος 6082 αυξάνει με την αύξηση της θερμοκρασίας της θερμικής κατεργασίας σύμφωνα με την ακόλουθη εξίσωση:

$$B = 0.126 \exp(0.0063T) \quad (11), \quad R = 0.865$$

δηλαδή όσο υψηλότερη είναι η θερμοκρασία διαλυτοποίησης τόσο νωρίτερα ξεκίνησε και προχώρησε η διαδικασία σκλήρυνσης. Όπως φαίνεται στο Σχ. 2.9-(α), η κινητική της γήρανσης του κράματος 6005 δεν εξαρτάται από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης. Η σκληρότητα HB των κραμάτων που εξετάστηκαν αλλάζει παρόμοια. Κατά τη φυσική γήρανση του κράματος 6082 για 120 ώρες, η σκληρότητα αυξάνει με την αύξηση της θερμοκρασίας του διαλύματος. Έχει βρεθεί ότι η σκληρότητα συσχετίζεται καλά με τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης. Η σχέση των δύο παραμέτρων δείχνουν γραμμικό χαρακτήρα και αλλάζουν σύμφωνα με την εξίσωση:

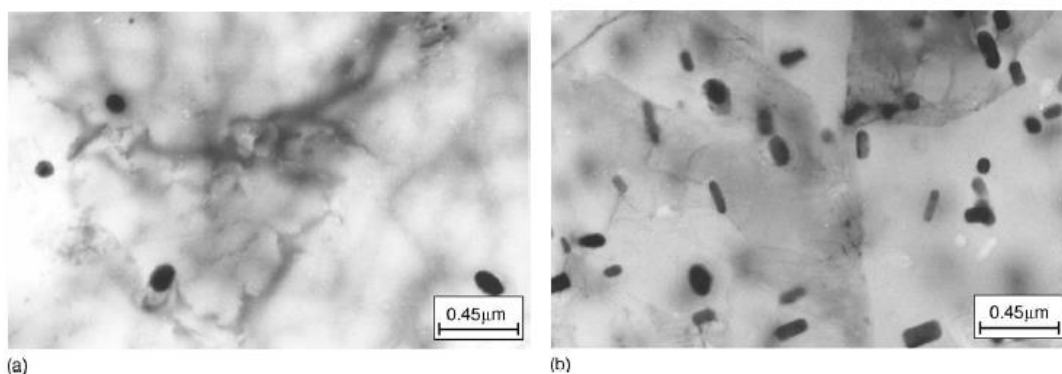
$$HB = 0.34T - 107.32 \quad (12), \quad R = 0.985$$

Υψηλή τιμή του συντελεστή γραμμικής συσχέτισης R (Εξ. (12)) αποτελεί αποδεικτικό στοιχείο για ισχυρή εξάρτηση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης με τη σκληρότητα HB του κράματος 6082. Η σκληρότητα του κράματος 6005 όπως και η κινητική της γήρανσης του (Σχ. 2.9-(α)) δεν εξαρτώνται από τις συνθήκες της θερμικής κατεργασίας (Σχ. 2.10-(α)). Η έλλειψη επιρροής της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης τόσο στην ταχύτητα σκλήρυνσης όσο και στη σκληρότητα του 6005 μπορεί να προκαλείται από την μικρότερη περιεκτικότητα σε Mg, Si και Mn σε σύγκριση με τις περιεκτικότητες που έχει το κράμα 6082. Φαίνεται (Σχ. 2.10-(β)) ότι η σκληρότητα του 6082 αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης.



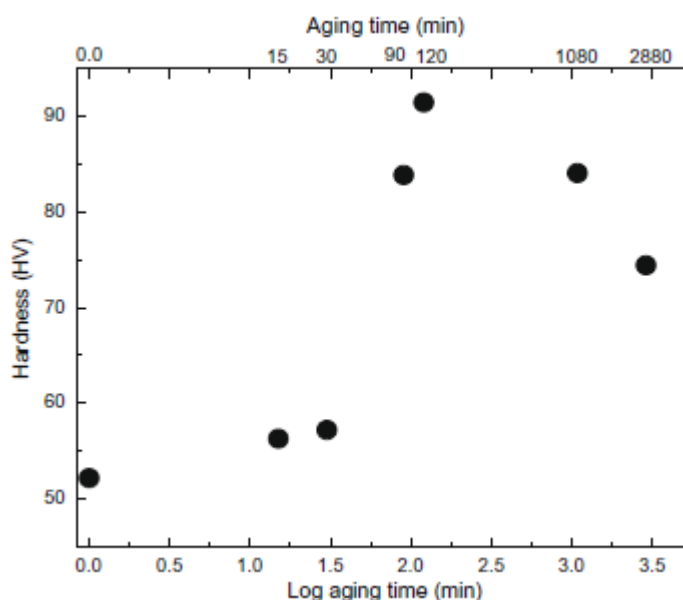
Σχήμα 2. 10: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στην σκληρότητα: (α) κράμα 6005. (β) κράμα 6082.

Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η ποσότητα των Mg και Si στο υπερκορεσμένο διάλυμα, τα οποία είναι απαραίτητα για το σχηματισμό των σωματιδίων σκλήρυνσης της φάσης β -Mg₂Si, καθιζάνουν κατά τη διάρκεια της γήρανσης και αυξάνονται μαζί με την αύξηση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης. Ο Αριθμός των ζωνών GP και των φάσεων ενίσχυσης, οι οποίες είναι υπεύθυνες για τη σκλήρυνση των κραμάτων, αυξάνονται με την αύξηση της περιεκτικότητας σε κραματικά στοιχεία (Σχ. 2.11(a) και (β)). Το συνολικό ποσοστό των κραματικών στοιχείων στο κράμα 6082 ανέρχεται στα 3,23% και είναι περίπου διπλάσιο από το ποσοστό στο κράμα 6005 (1,808%). Ως εκ τούτου, μπορεί να συναχθεί το συμπέρασμα ότι το κλάσμα όγκου των φάσεων ενίσχυσης στο κράμα 6005 είναι χαμηλότερο και με αυτόν τον τρόπο δίνεται μια εξήγηση για την έλλειψη επιδράσεων σκλήρυνσης κατά τη διάρκεια της φυσικής γήρανσης.



Σχήμα 2. 11: Μικροδομή των εξεταζόμενων κραμάτων μετά την γήρανση (a) 6005 και (b) 6082

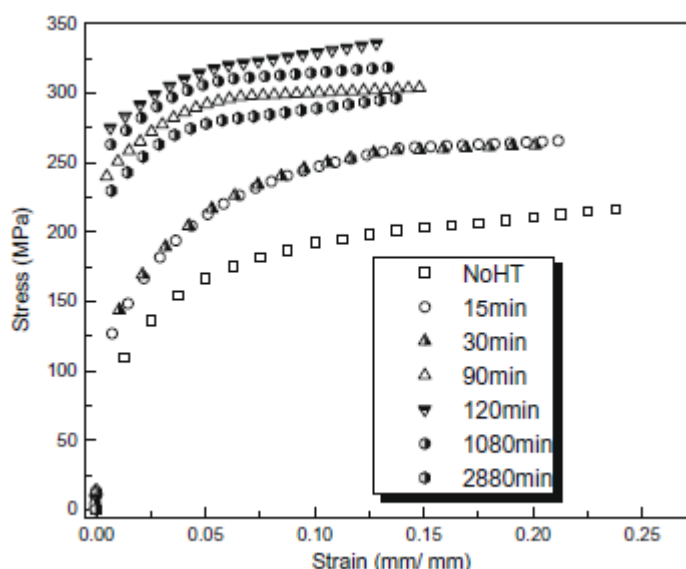
Από την έρευνα των F. Ozturk et al [14] δίνεται στο Σχ. 2.12 η σκληρότητα που προκύπτει μετά την γήρανση σε διάφορες συνθήκες. Κατά μέσο όρο, πραγματοποιήθηκαν 20 μετρήσεις σκληρότητας για κάθε κατάσταση γήρανσης.



Σχήμα 2. 12: Μετρήσεις σκληρότητας για διάφορες συνθήκες γήρανσης.

Η μέγιστη σκληρότητα επιτεύχθηκε μετά από περίπου 200 λεπτά γήρανσης. Πρέπει να σημειωθεί ότι η αύξηση της περιεκτικότητας σε Mg επιβραδύνει τη γήρανση, επομένως ο

προσδιορισμός της κατάλληλης περιεκτικότητας (Πίνακας 2.13) είναι σημαντικός. Παρατηρήθηκε ένα διάστημα επώασης περίπου των 10–15 λεπτών, στο οποίο η σκληρότητα δεν αλλάζει σημαντικά. Η περαιτέρω γήρανση οδηγεί σε αύξηση της σκληρότητας, με την μέγιστη σκληρότητα να επιτυγχάνεται μετά από περίπου 200 λεπτά. Αυτή η παραλλαγή σχετίζεται με την εξέλιξη της μικροδομής. Ο σχηματισμός συν-συστάδων Mg και Si (καθώς και ο σχηματισμός ιζημάτων κλίμακας ηη που δεν έχουν ακόμη διευκρινιστεί) λαμβάνει χώρα αρχικά. Αυτά συμβάλλουν οριακά στην αύξηση της σκληρότητας και του ορίου διαρροής. Το σημείο μέγιστης γήρανσης συνδέεται με έναν πυκνό πληθυσμό β βελονοειδούς ιζημάτων ευθυγραμμισμένα στις κρυσταλλικές διευθύνσεις <100>, που φαίνεται να αποτελούν τα βέλτιστα εμπόδια για τις γραμμοαταξίες. Μέρος αυτών των ιζημάτων παραμένουν στη μικροδομή κατά τη διάρκεια της περεταίρω γήρανσης (υπεργήρανση) καθώς οι άλλες μετασταθείς φάσεις, όπως το Β' και β', σχηματίζονται. Η σχέση που δημιουργήθηκε μεταξύ της σκληρότητας και της μικροδομής χρησιμοποιείται από τους ερευνητές για να προσδιορίσει την κατάσταση της καθίζησης στα δείγματά και σχετίζεται με τις άλλες μηχανικές ιδιότητες, όπως την αντοχή και την ολκιμότητα. Συγκεκριμένα, επιλέξαν τις συνθήκες γήρανσης των δειγμάτων που θα ελεγχθούν ώστε να καλύπτουν όλο το φάσμα των μικροδομών που περιγράφονται παραπάνω και να προσδιορίσουν την αντίστοιχη μικροδομή με βάση τη μετρούμενη σκληρότητα. Οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για όλες τις συνθήκες γήρανσης παρουσιάζονται στο Σχ. 2.13.



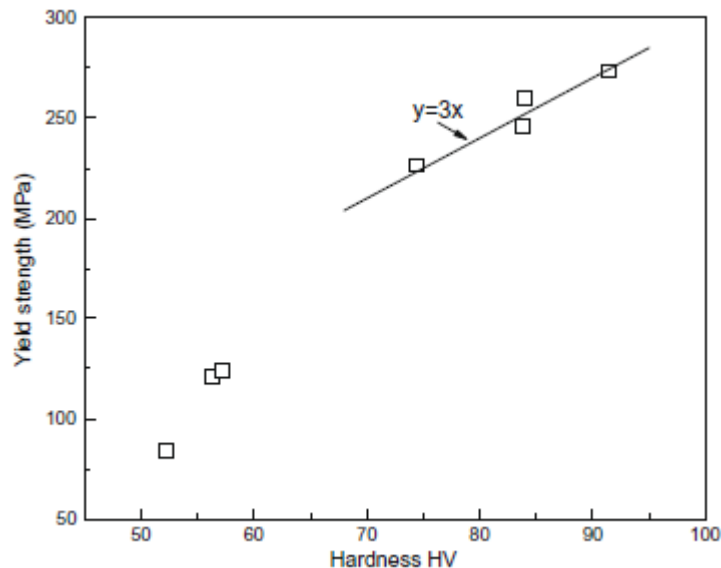
Σχήμα 2. 13: Πραγματικές καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης.

Ο σχηματισμός ομάδων διαλυμένων ουσιών και η επακόλουθη καθίζηση οδηγεί σε υψηλότερη όριο διαρροής και τάση διαρροής. Σε συνθήκες υπεργήρανσης, το όριο διαρροής μειώνεται, όπως αναμενόταν.

Είναι ενδιαφέρον να παρατηρήσουμε ότι η συμπεριφορά εργοσκλήρυνσης των δειγμάτων που η γήρανση έγινε έως 30 λεπτά είναι πανομοιότυπη με αυτή του δείγματος αναφοράς NoHT. Αυτό δείχνει ότι ο σχηματισμός ομάδων διαλυμένων ουσιών έχει κάποια επίδραση στο όριο διαρροής, αλλά δεν τροποποιεί σημαντικά την εξέλιξη της δομής των γραμμοαταξιών (σκληρυνση). Ωστόσο, η συμπεριφορά αλλάζει δραματικά κατά την μέγιστη γήρανση, όταν η μικροδομή κυριαρχείται από μικρά (νανοκλίμακας) ιζήματα β". Το όριο διαρροής και η σκληρότητα αυξάνονται γρήγορα με το χρόνο γήρανσης και το συνολικό σχήμα της καμπύλης τάσης-παραμόρφωσης αλλάζει. Τα δείγματα που είχαν υποστεί περισσότερη γήρανσης, συμπεριλαμβανομένων εκείνων που έχουν υποστεί υπεργήρανση, παρουσιάζουν τον ίδιο μειωμένο ρυθμό εργοσκλήρυνσης που παρατηρείται για τη μικροδομή που κυριαρχείται από β". Αυτό συνδέεται με μια μετατόπιση από precipitate

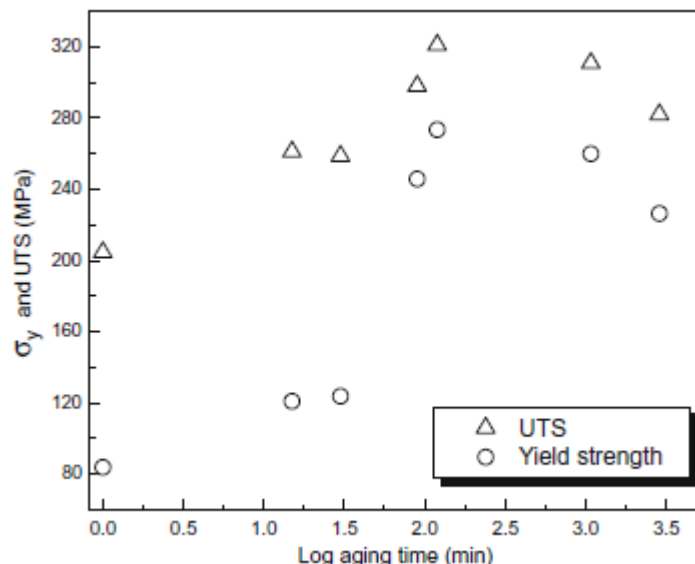
sharing σε βρόχους Orowan, όπως τα σωματίδια ημι-συνοχής κατά τη συνεχόμενη ανόπτηση.

Το Σχ. 2.14 δείχνει το όριο διαρροής προς την σκληρότητα. Τα σημεία δεδομένων οργανώνονται σε δύο ομάδες, χαμηλής σκληρότητας, που αντιστοιχεί σε μικροδομές υπό-γήρανσης, και σε μεγάλη σκληρότητα, που αντιστοιχεί σε δείγματα μέγιστης γήρανσης και υπεργήρανσης. Τα δεδομένα από την δεύτερη ομάδα μπορούν να περιγραφούν με την εξίσωση $HV = \frac{1}{3}\sigma_y$ (13), ενώ εκείνοι από την πρώτη ομάδα βρίσκονται κάτω από αυτή τη γραμμή. Αυτό συσχετίζεται με τις παρατηρούμενες διαφορές μεταξύ της μηχανικής συμπεριφοράς των δειγμάτων με και χωρίς ιζήματα β'.



Σχήμα 2. 14: Όριο διαρροής προς σκληρότητα για διάφορες συνθήκες γήρανσης

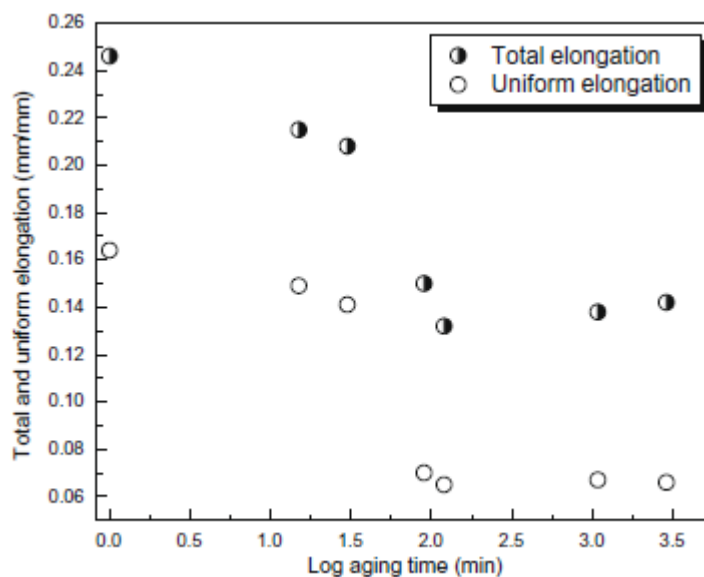
Η διακύμανση του ορίου διαρροής και της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού (UTS) με το χρόνο γήρανσης φαίνεται στο Σχ. 2.15.



Σχήμα 2. 15: όριο διαρροής και μέγιστη αντοχή εφελκυσμού για διάφορες συνθήκες γήρανσης

Το όριο διαρροής ακολουθεί σε μεγάλο βαθμό την εξέλιξη της σκληρότητας (Σχ. 2.14), ωστόσο το UTS παρουσιάζει ασθενέστερη διακύμανση με το χρόνο γήρανσης. Η διαφορά μεταξύ του ορίου διαρροής και της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού μειώνονται με την αύξηση του χρόνου γήρανσης. Αυτό οφείλεται τόσο σε μειωμένο ρυθμό εργοσκλήρυνσης και στη

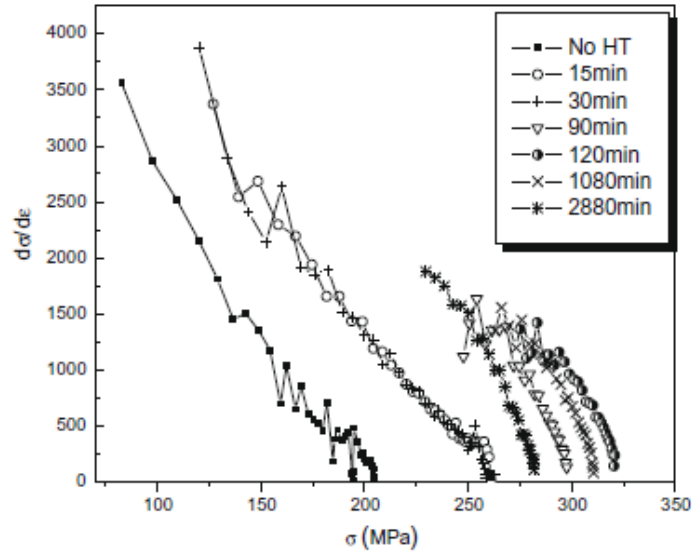
μείωση της παραμόρφωσης έως την αστοχία. Στην κατάσταση μέγιστης γήρανσης, η τελική αντοχή εφελκυσμού είναι 321 MPa, που είναι 73% υψηλότερη από την αντίστοιχη τιμή για το NoHT. Η ολκιμότητα ακολουθεί αντίστροφη σχέση με την αντοχή. Η διαμορφωσιμότητα του υλικού για κάθε κατάσταση γήρανσης αξιολογήθηκε με μέτρηση της ομοιόμορφης και συνολικής επιμήκυνσης, Σχ. 2.16.



Σχήμα 2. 16: επιμήκυνση για διάφορες συνθήκες γήρανσης

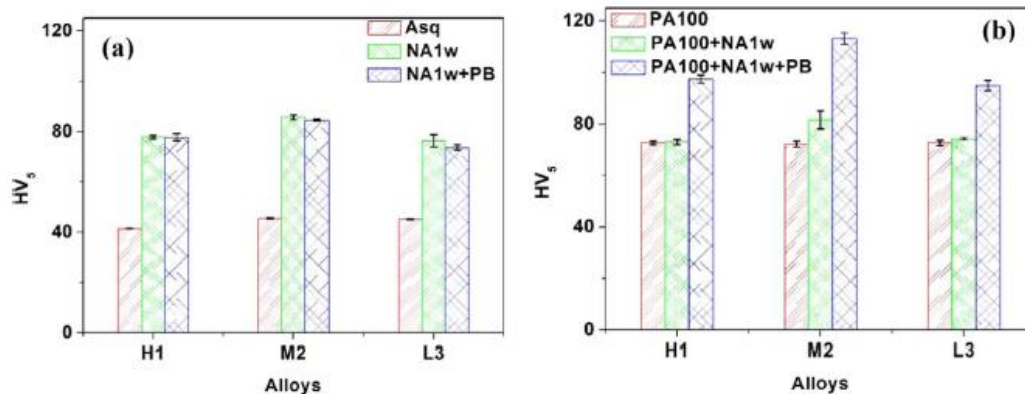
Αυτοί οι παράμετροι είναι σχεδόν σταθεροί για τα υλικά υπεργήρανσης. Η ομοιόμορφη επιμήκυνση είναι αρχικά (NoHT) 16,4%, 6,6% στο μέγιστο χρόνο γήρανσης, και 6,6% σε συνθήκες υπεργήρανσης. Το αντίστοιχο της συνολικής επιμήκυνσης εφελκυσμού, η οποία είναι μια σημαντική παράμετρος από την άποψη της διαμορφωσιμότητας, είναι 24,6% για το υλικό NoHT, 13,2% για το υλικό μέγιστης γήρανσης και 14,2% για τα υλικά υπεργήρανσης.

Το Σχ. 2.17 δείχνει τη εργοσκήρυνση $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ προς την τάση διαρροής και υποδεικνύει, όπως παρατηρήθηκε παραπάνω, ότι τα δείγματα μέγιστης γήρανσης και υπεργήρανσης έχουν σχετικά μειωμένη ικανότητα εργοσκήρυνσης. Αυτό έχει επιπτώσεις για τη διαμορφωσιμότητα αφού η εργοσκήρυνση είναι σημαντικός παράγοντας που προάγει τη σταθερή πλαστική διαρροή.



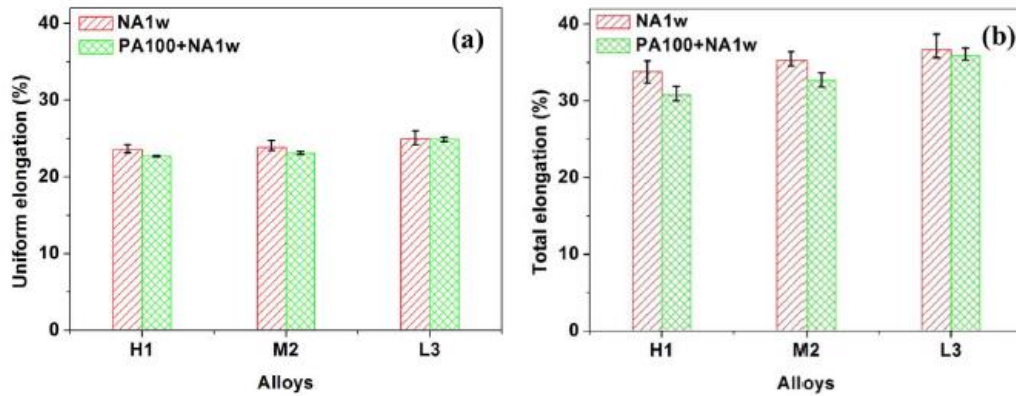
Σχήμα 2. 17: εργοσκληύρυνση προς τάση για διάφορες συνθήκες γήρανσης

Από την έρευνα των H. Zhong et al. [15] δίνεται στο Σχ. 2.18 η σκληρότητα των κραμάτων στις διαφορετικές θερμικές κατεργασίες. Χωρίς προ-γήρανση (Σχ. 2.18-(a)), παρατηρήθηκε μια σημαντική απόκριση φυσικής γήρανσης μετά από την βαφή από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης, που τελικά οδήγησε σε αρνητική απόκριση ψησίματος χρώματος (PBR, ορίζεται ως η διαφορά σκληρότητας πριν και μετά το ψήσιμο του χρώματος). Με την προ-γήρανση, η απόκριση αυτή μπορεί να επιβραδυνθεί αποτελεσματικά. Αντίστοιχα, η απόκριση ψησίματος βαφής φαίνεται να είναι βελτιωμένη (Σχ. 2.18-(b)).



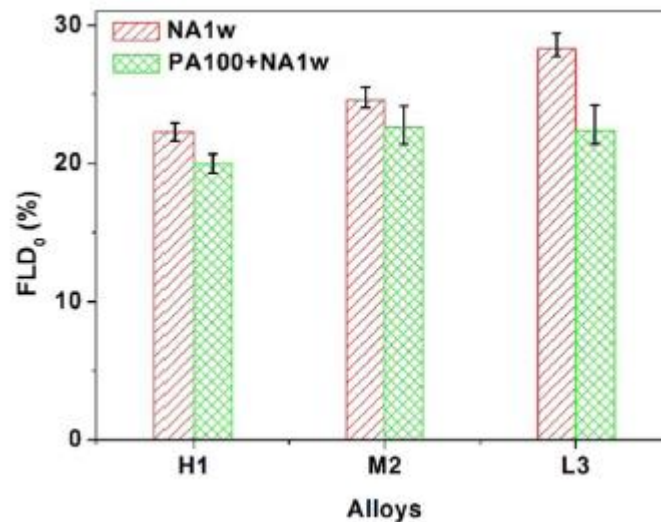
Σχήμα 2. 18: Επίδραση των διαφορετικών θερμικών κατεργασιών στη σκληρότητα των κραμάτων

Η προ-γήρανση τείνει να μειώνει την ολκιμότητα εφελκυσμού, όπως φαίνεται στο Σχ.2.19. Αυτή η μείωση φαίνεται να γίνεται πιο σημαντική με την αύξηση της αναλογίας Mg/Si. Με άλλα λόγια, η ολκιμότητα εφελκυσμού του κράματος H1 με υψηλή περιεκτικότητα σε Mg επηρεάζεται πιο εύκολα από την προ-γήρανση από αυτό του κράματος L3 με υψηλή περιεκτικότητα σε Si.



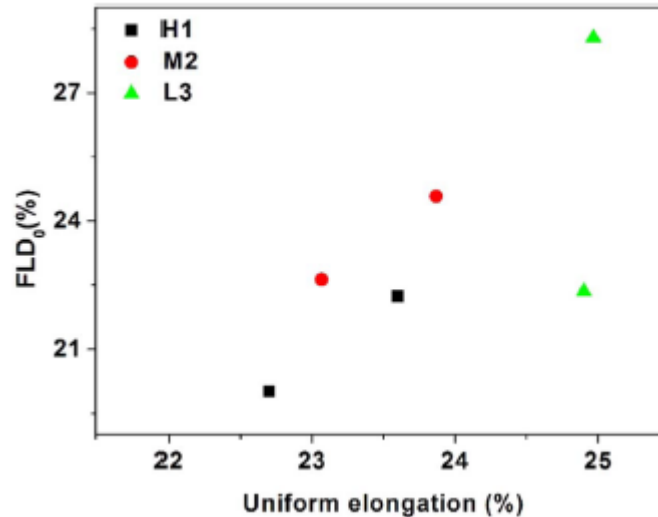
Σχήμα 2. 19: Επίδραση της προ-γήρανσης (α) ομοιόμορφη και (β) συνολική επιμήκυνση

Αν και η προ-γήρανση μπορεί να βελτιώσει σημαντικά το PBR, η διαμορφωσιμότητα φαίνεται ότι μειώνεται με την προ-γήρανση ανεξάρτητα από την αναλογία Mg/Si στα κράματα, όπως φαίνεται στο Σχ. 2.20. Ο βαθμός φθοράς φαίνεται να σχετίζεται με το PBR (βλ. Σχ. 2.18 και 2.20). Συγκεκριμένα, ένα υψηλότερο PBR φαίνεται να αντιστοιχεί σε χαμηλότερη διαμορφωσιμότητα.



Σχήμα 2. 20: Επίδραση της θερμικής κατεργασίας στο διάγραμμα οριακής διαμόρφωσης (FLD₀).

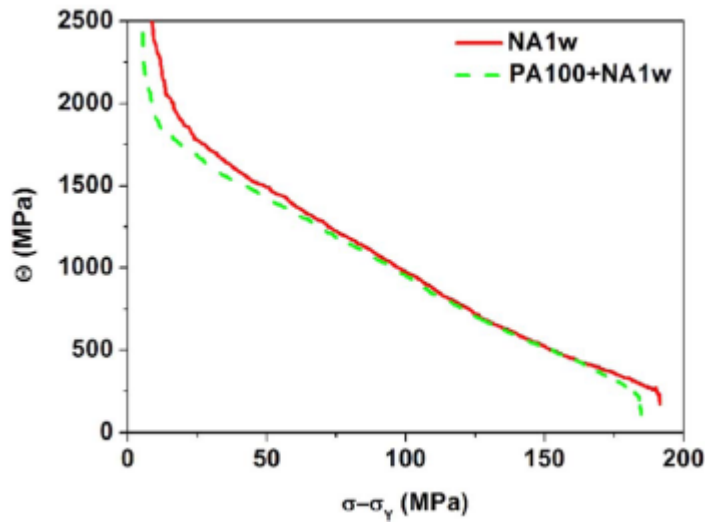
Με βάση το κριτήριο του λαιμού Considère, η ομοιόμορφη καταπόνηση μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την αξιολόγηση της εργοσκήρυνσης. Μια υψηλή ομοιόμορφη καταπόνηση υποδηλώνει υψηλή ικανότητα σκλήρυνσης. Όπως φαίνεται στο Σχ. 2.19α, η προ-γήρανση μειώνει ελαφρώς την ομοιόμορφη επιμήκυνση. Αυτό το αποτέλεσμα υποδηλώνει ότι η προ-γήρανση μειώνει την ικανότητα εργοσκήρυνσης των υλικών που δοκιμάστηκαν. Μια συσχέτιση μεταξύ ομοιόμορφης επιμήκυνσης και FLD₀ φαίνεται στο Σχ. 2.21, το οποίο δείχνει ότι τα δείγματα με υψηλή ομοιόμορφη επιμήκυνση (δηλαδή υψηλή ικανότητα εργοσκήρυνσης) τείνουν να έχουν υψηλή ικανότητα διαμορφωσιμότητα.



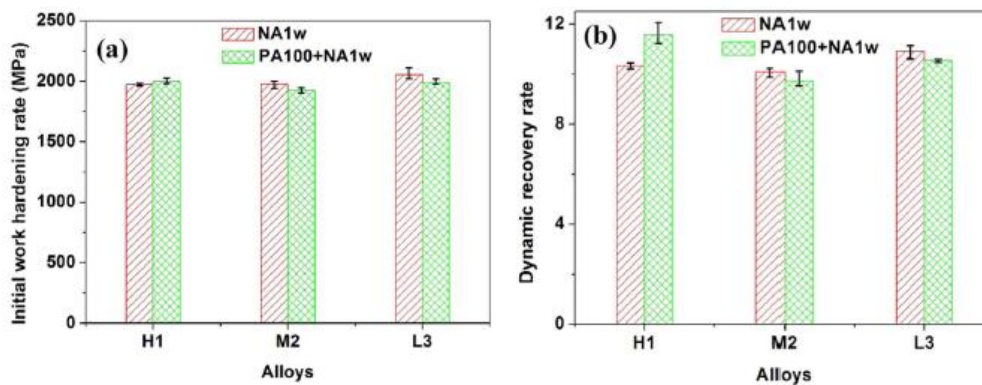
Σχήμα 2. 21: συσχέτιση μεταξύ ομοιόμορφης επιμήκυνσης και FLD₀

Η εξάντληση των διαλυμένων ουσιών από την προ-γήρανση είναι ο κύριος λόγος για τη μείωση της ικανότητας σκλήρυνσης. Οι διαλυμένες ουσίες σε διάλυμα πιστεύεται ότι είναι ο κύριος παράγοντας που επηρεάζει τη συμπεριφορά εργοσκλήρυνσης του υλικού ενισχύοντας τον πολλαπλασιασμό των γραμμοαταξιών και παρεμποδίζοντας τη δυναμική αποκατάσταση. Η εξάντληση των διαλυμένων ουσιών μπορεί να αντανακλάται από τις γραφικές παραστάσεις Kocks-Mecking (θ έναντι $\sigma - \sigma_y$) για τα κράματα, καθώς η τομή (αρχικός ρυθμός εργοσκλήρυνσης) του γραμμικού τμήματος των διαγραμμάτων με τον άξονα τεταγμένων μπορεί να εξαρτάται από τη συγκέντρωση διαλυμένης ουσίας στον κύριο όγκο του υλικού.

Τυπικά διαγράμματα Kocks-Mecking για το κράμα M2 φαίνονται στο [Σχ.2.22](#). Μπορεί να φανεί ότι η προ-γήρανση επηρεάζει τα διαγράμματα Kocks-Mecking. Το [Σχ.2.23](#) δείχνει την επίδραση της προ-γήρανσης στον αρχικό ρυθμό εργοσκλήρυνσης και στον ρυθμό δυναμικής αποκατάστασης (όπως αντανακλάται στην κλίση του γραμμικού τμήματος των γραφημάτων). Μπορεί να φανεί ότι, για τα κράματα M2 και L3, η προ-γήρανση μειώνει ελαφρώς τον αρχικό ρυθμό σκλήρυνσης, αλλά έχει μικρή επίδραση στο ρυθμό δυναμικής αποκατάστασης. Ωστόσο, για το κράμα H1, η προ-γήρανση στους 100 °C για 2 ώρες μπορεί ακόμη και να οδηγήσει σε αύξηση του αρχικού ρυθμού εργοσκλήρυνσης και του δυναμικού ρυθμού αποκατάστασης.



Σχήμα 2. 22: διαγράμματα Kocks-Mecking για το κράμα M2

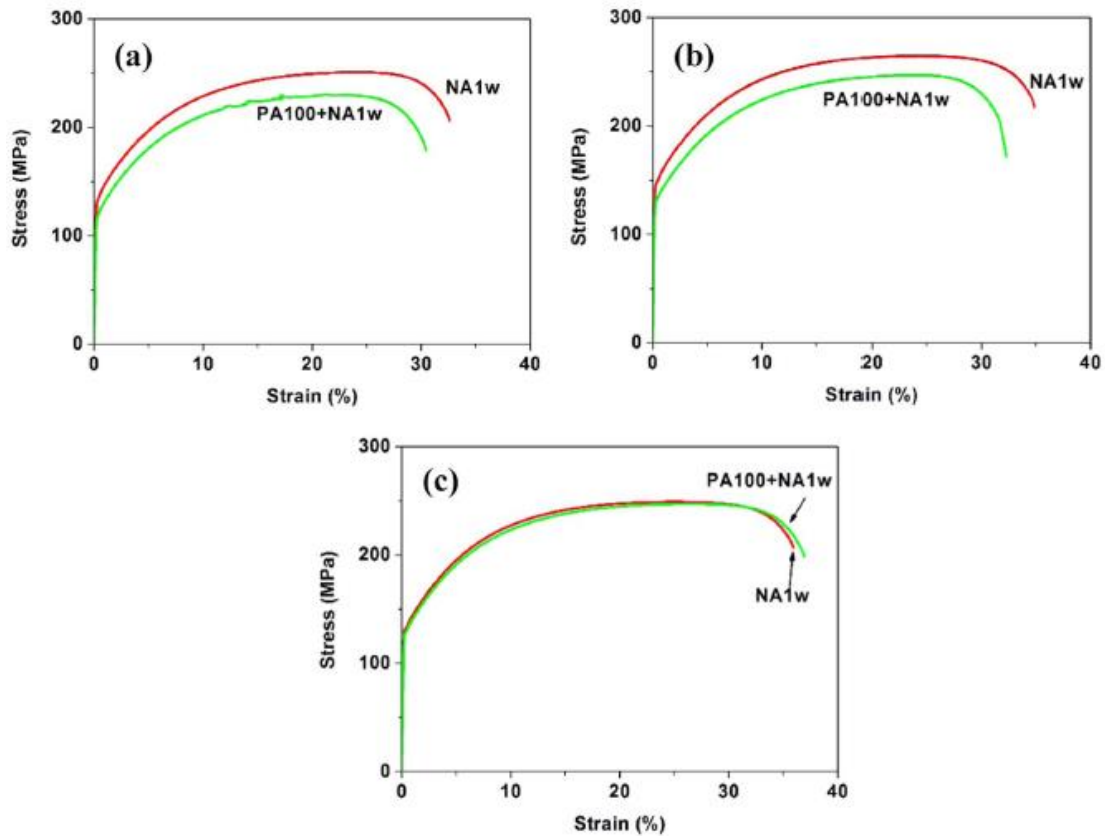


Σχήμα 2. 23: επίδραση της προ-γήρανσης στον (α) αρχικό ρυθμό εργοσκλήρυνσης και (β) στον ρυθμό δυναμικής αποκατάστασης

Ο αρχικός ρυθμός εργοσκλήρυνσης αναφέρθηκε ότι εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από τη συγκέντρωση διαλυμένης ουσίας στον κύριο όγκο του υλικού, μια υψηλή συγκέντρωση οδηγεί σε υψηλό αρχικό ρυθμό εργοσκλήρυνσης. Ως εκ τούτου, μπορεί κανείς να συμπεράνει ότι η εξάντληση των διαλυμένων ουσιών με την προ-γήρανση ευθύνεται για την υποβάθμιση της ικανότητας εργοσκλήρυνσης, εκτός από το κράμα H1 που έχει προηγηθεί στους 100 °C για 2 ώρες. Στην πραγματικότητα, αυτά τα αποτελέσματα είναι συνεπή με την ποσοτική ανάλυση των αποτελεσμάτων 3DAP που παρατίθενται στον Πίνακα 2.24. Για παράδειγμα, προ-γηρασμένα δείγματα κράματος M2 και L3 έδειξαν χαμηλότερες συγκεντρώσεις διαλυμένης ουσίας στη μήτρα από τα δείγματα που είχαν υποστεί φυσική γήρανση, ενώ η αντίθετη τάση παρατηρήθηκε για το κράμα H1.

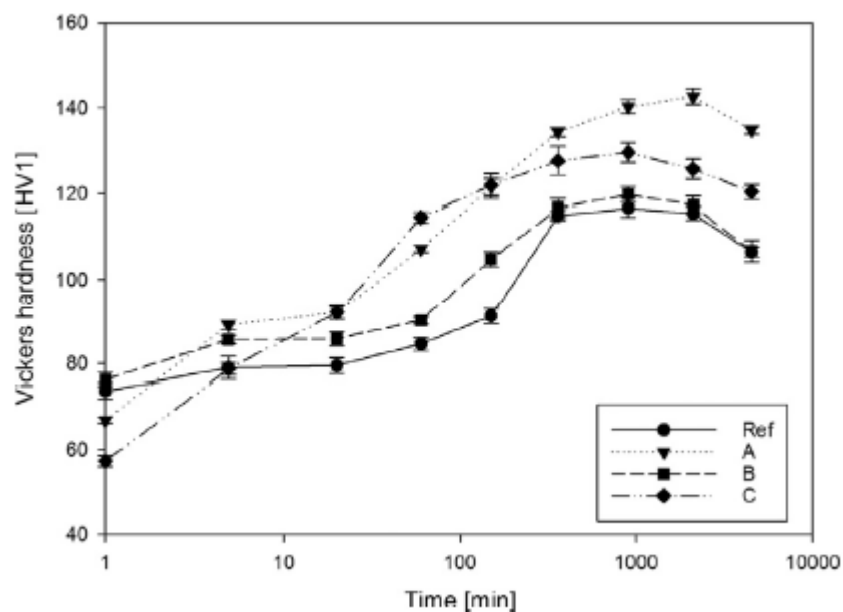
Ο μεγάλος ρυθμός αρχικής σκλήρυνσης στο κράμα H1 προ-γηρασμένο στους 100 °C για 2 ώρες υποδηλώνει υψηλή συγκέντρωση διαλυμένης ουσίας στο υλικό, η οποία επιβεβαιώνεται επίσης από τα αποτελέσματα 3DAP στον Πίνακα 2.24. Η μειωμένη ικανότητα εργοσκλήρυνσης, υπονοείται από το Σχήμα. 2.19(α), μπορεί να προκαλείται από υψηλό δυναμικό ρυθμό αποκατάστασης, ο οποίος εξουδετερώνει την ευεργετική επίδραση του μεγάλου ρυθμού αρχικής σκλήρυνσης.

Οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης των κραμάτων μετά από μία εβδομάδα φυσικής γήρανσης φαίνονται στο Σχ.2.24. Η καταστολή της φυσικής γήρανσης με την προ-γήρανση φαίνεται ξεκάθαρα σε αυτό το σχήμα.



Σχήμα 2. 24: καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης των κραμάτων (a) H1, (b) M2 και (c) L3

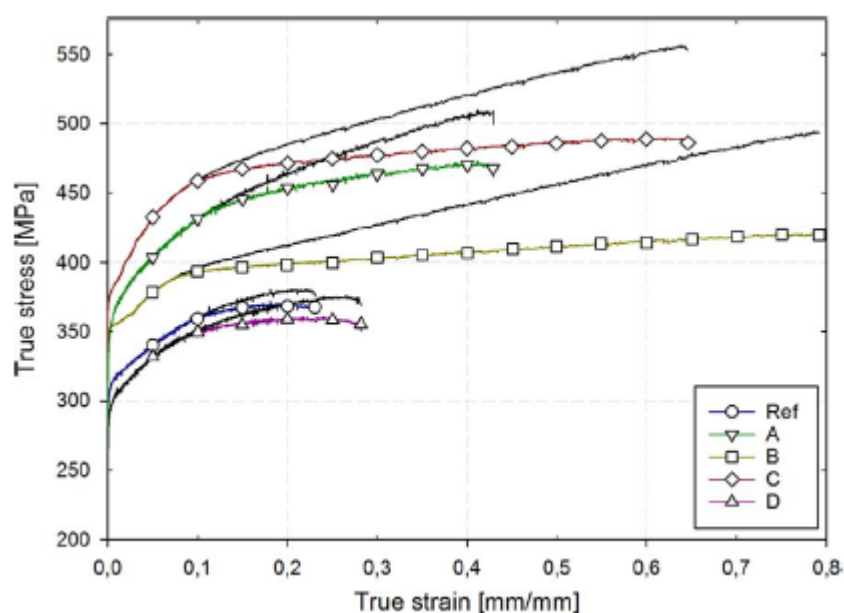
Από την έρευνα των M.S. Remøe et. Al. [16] σύμφωνα με τις καμπύλες γήρανσης στο Σχ. 2.25, το κράμα A και Γ εμφανίζουν τις υψηλότερες μέγιστες τιμές σκληρότητας, με $143 \pm 1,8$ HV1 και $130 \pm 2,3$ HV1, αντίστοιχα. Τα άλλα δύο κράματα κορυφώθηκαν λίγο κάτω από τα 120 HV1. Βασισμένο στα ευρήματα από τις δοκιμές σκληρότητας, τους χρόνους γήρανσεως έως και τη μέγιστη σκληρότητα επιλέχθηκαν να είναι 35 ώρες στους 443 K (170 °C) για το κράμα A και 15 ώρες για τα άλλα τρία κράματα.



Σχήμα 2. 25: Συμπεριφορά γήρανσης των διάφορων κραμάτων

Οι καμπύλες γήρανσης μπορούν να χωριστούν σε δύο στάδια σχετικά με τη συμπεριφορά πριν και μετά από 1 ώρα. Γρήγορη αύξηση σε σκληρότητα για τα κράματα που περιέχουν Cu (A και C) παρατηρήθηκε στο αρχικά στάδια, ενώ δεν παρατηρήθηκε σημαντική αύξηση στα δύο κράματα περίσσειας Si και χωρίς Cu (Ref. και B). Η σχέση αντιστράφηκε μετά από 1 ώρα, όπου η καμπύλη για το κράμα C ισοπεδώνεται, με μόνο περιορισμένη αύξηση της σκληρότητας μέχρι να επιτευχθεί η μέγιστη συνθήκη. Σε αυτό στάδιο, τα κράματα περίσσειας Si εμφανίζουν τον μεγαλύτερο ρυθμό σκλήρυνσης, συμπεριλαμβανομένου του κράματος A που περιέχει περίσσεια Si.

Τα αποτελέσματα από τις δοκιμές εφελκυσμού φαίνονται στον Πίνακα 2.21 και στο Σχ. 2.26.



Σχήμα 2. 26: Καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης με θερμική κατεργασία T6, υπολογισμένες με την διόρθωση Bridgman. Οι μαύρες καμπύλες παριστάνουν τις μη διορθωμένες καμπύλες για κάθε κράμα και δείχνουν το σημείο έναρξης λαιμού στο σημείο διαχωρισμού τους.

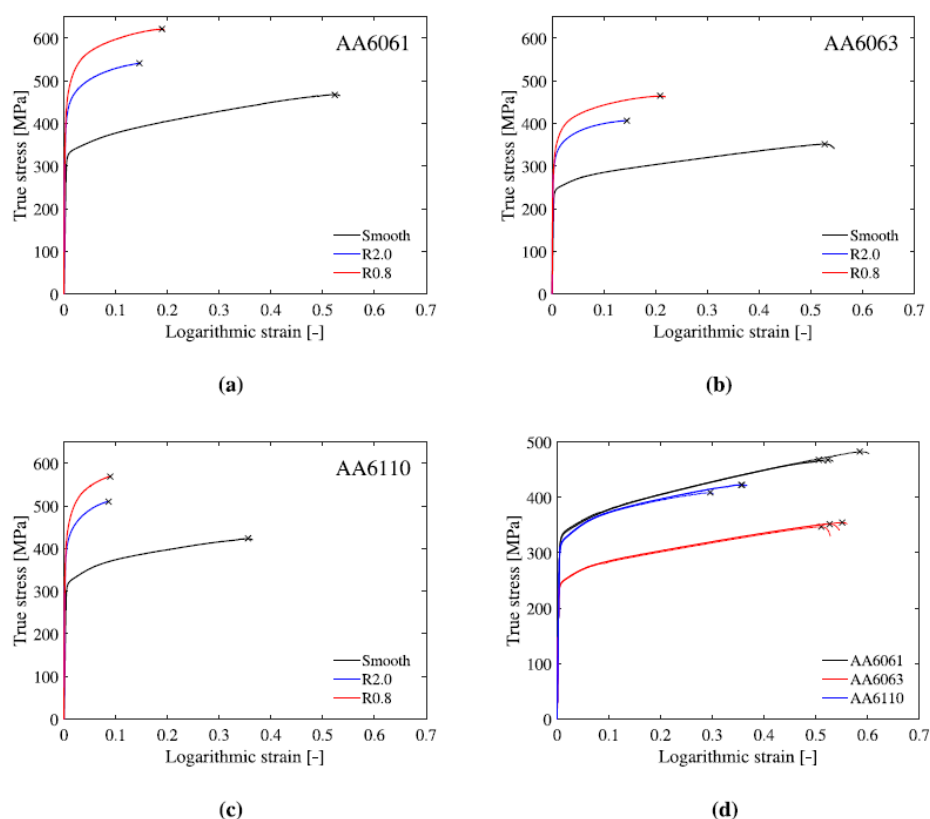
Alloy	Yield strength $\sigma_{0.2}$ [MPa]	Tensile strength σ_{UTS} [MPa]	Tensile strain ϵ_{UTS} [mm/mm]	Fracture strain ϵ_{frac} [mm/mm]
Ref	308 ± 1	358 ± 0	0.095 ± 0.001	0.230 ± 0.008
A	347 ± 0	434 ± 2	0.111 ± 0.002	0.439 ± 0.017
B	353 ± 1	388 ± 2	0.072 ± 0.001	0.774 ± 0.019
C	376 ± 1	454 ± 3	0.091 ± 0.004	0.649 ± 0.002
D	290 ± 1	345 ± 0	0.087 ± 0.001	0.279 ± 0.007

Πίνακας 2. 21: Τιμές που προέκυψαν από την δοκιμή εφελκυσμού

Οι μαύρες γραμμές στο Σχ. 2.26 δείχνουν τις μη διορθωμένες καμπύλες και οι έγχρωμες γραμμές υποδεικνύουν τη διόρθωση Bridgman. Το κράμα αναφοράς Ref περίσσειας Si αστόχησε στη χαμηλότερη τάση, με 23,1% ομοιόμορφη επιμήκυνση, και επίσης παρουσίασε τη χαμηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό με 358 MPa. Συγκριτικά, η προσθήκη Fe και Cu είχε ως αποτέλεσμα σημαντικά υψηλότερη αντοχή εφελκυσμού και ολκιμότητα για το κράμα A, με 434 MPa και 42,9% επιμήκυνση. Η ολκιμότητα επίσης βελτιώθηκε σημαντικά με την προσθήκη Mn, με το κράμα B που έχει τη μεγαλύτερη ομοιόμορφη επιμήκυνση, που αντιστοιχεί σε 79,2%. Το κράμα C έδειξε τον καλύτερο συνδυασμό ιδιοτήτων και επιμήκυνση στα 64,6% πριν από την θραύση ενώ εμφανίζει επίσης τη υψηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό,

με 465 MPa. Το Κράμα D (παρόμοιο με το A, αλλά χωρίς Cu) είχε ελαφρώς χαμηλότερη αντοχή από το κράμα αναφοράς, και μια κάπως μεγαλύτερη ομοιόμορφη επιμήκυνση.

Από την έρευνα των S. Thomesen et al. [17] υπολογίστηκαν οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης ως προς την πραγματική τάση και την λογαριθμική τάση από τις μετρήσεις των διαμέτρων από την αρχική μέχρι και την θραύση. Οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης που προκύπτουν φαίνονται στο Σχ. 2.27. Η επίδραση της γεωμετρίας για κάθε κράμα απεικονίζεται στο Σχ. 2.27(a)–(c), όπου μια αντιπροσωπευτική καμπύλη τάσης-παραμόρφωσης επιλέγεται από τις τρεις επαναλαμβανόμενες δοκιμές. Η συμπεριφορά τάσης-παραμόρφωσης των τριών κραμάτων συγκρίνεται στο Σχ. 2.27(d), όπου παρουσιάζονται οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης από όλες τις επαναλαμβανόμενες δοκιμές στα λεία δείγματα.



Σχήμα 2. 27: Αντιπροσωπευτικές καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης για όλες τις γεωμετρίες δειγμάτων των κραμάτων (a) AA6061, (b)AA6063,(c)AA6110 και (d) όλες οι επαναλαμβανόμενες δοκιμές για τα λεία δείγματα. Το x σημειώνει το σημείο θραύσης.

Η διασπορά στο επίπεδο της τάσης μεταξύ των επαναληπτικών δοκιμών ήταν αμελητέα. Σε όλα τα υπό-σχήματα του Σχ. 2.27, οι μαύροι σταυροί (x) σημειώνουν το σημείο θραύσης στα πειράματα. Η παραμόρφωση θραύσης (ολκιμότητα), που ορίζεται ως η λογαριθμική παραμόρφωση στη μέγιστη πραγματική παραμόρφωση, ήταν που ελήφθησαν στις τρεις επαναλαμβανόμενες δοκιμές για όλους τους συνδυασμούς κράματος και γεωμετρία του δείγματος, και παρουσιάζεται στον Πίνακα 2.22. Σε αντίθεση με την τάση διαρροής, η διασπορά στην παραμόρφωση θραύσης μεταξύ των επαναλαμβανόμενων δοκιμών είναι σημαντική, κάτι που φαίνεται ξεκάθαρα και για τις δοκιμές στα λεία δείγματα στο Σχ.2.27(d).

Alloy	Smooth	R2.0	R0.8
AA6061	0.5050	0.1343	0.1644
	0.5236	0.1505	0.1894
	0.5854	0.1462	0.1997
AA6063	0.5105	0.1483	0.2095
	0.5505	0.1442	0.2108
	0.5268	0.1349	0.2039
AA6110	0.2961	0.0883	0.0912
	0.3554	0.0861	0.0889
	0.3571	0.0744	0.0915

Πίνακας 2. 22: Παραμόρφωση θραύσης από όλες τις επαναλαμβανόμενες δοκιμές

Το φαινόμενο ενίσχυσης της εγκοπής απεικονίζεται για όλα τα κράματα Σχ. 2.27(a)–(c). Συνήθως αναμένεται ότι μια αύξηση στην τριαξονικότητα της τάσης, όπως προκύπτει από μια πιο έντονη εγκοπή, θα οδηγήσει σε αύξηση του επίπεδου τάσης και μείωση της ολκιμότητας. Η σχέση μεταξύ των δειγμάτων R2.0 και R0.8 αποκλίνουν σαφώς από το υποτιθέμενο πρότυπο αφού τα δείγματα R2.0 έχουν μικρότερη παραμόρφωση θραύσης από τα δείγματα R0.8. Αν και τα αποτελέσματα δεν είναι τα αναμενόμενα, παρόμοιες παρατηρήσεις έχουν γίνει προηγουμένως. Αυτή η παρατήρηση διερευνήθηκε επίσης χρησιμοποιώντας προσομοιώσεις πεπερασμένων στοιχείων στο Thomesen .

Από τις προσομοιώσεις, ήταν σαφές ότι η θραύση ξεκίνησε στο κέντρο της ελάχιστης διατομής του δείγματος R2.0, ενώ για το δείγμα R0.8 ξεκίνησε κοντά στη ρίζα της εγκοπής. Οι καμπύλες τριαξονικής τάσης έναντι ισοδύναμων πλαστικών τάσεων των δύο δειγμάτων παρέκκλιναν σημαντικά και οι αντίστοιχες διαφορές στους τρόπους αστοχίας θεωρήθηκαν ότι ήταν ο κύριος λόγος για το απροσδόκητο μοτίβο στην παραμόρφωση θραύσης που βρέθηκε στις δοκιμές τάσης των δοκιμών με εγκοπή.

Καθώς τα πεδία τάσης και παραμόρφωσης είναι ανομοιογενή σε όλα τα στελέχη των δοκιμών με εγκοπές και μετά από τον διάχυτο λαιμό στα λεία δείγματα, δεν είναι δυνατό να ληφθούν πληροφορίες σχετικά με τη εργοσκήρυνση των υλικών μέχρι τη θραύση απευθείας από τις δοκιμές εφελκυσμού. Αυτές οι πληροφορίες δίνονται σε όρους ισοδύναμων καμπυλών τάσης-παραμόρφωσης, οι οποίες συνήθως λαμβάνονται χρησιμοποιώντας προσομοιώσεις πεπερασμένων στοιχείων μέσω αντίστροφης μοντελοποίησης. Ωστόσο, διορθώνοντας τις πειραματικές καμπύλες πραγματικής τάσης προς λογαριθμικής παραμόρφωσης χρησιμοποιώντας την προσέγγιση που προτείνεται από τον Bridgman, μπορεί να επιτευχθεί μια καλή εκτίμηση των ισοδύναμων καμπυλών τάσης-παραμόρφωσης. Η προσέγγιση που εφαρμόστηκε σε αυτή τη μελέτη περιγράφεται παρακάτω.

The flow stress is given by

$$\sigma_f = \sigma_0 + R(p), \quad R(p) = \sum_{i=1}^3 R_i(p) \quad (14)$$

όπου

$$R_i(p) = Q_i(1 - \exp(-C_i p)) \quad (15)$$

Σε αυτές τις εξισώσεις, p είναι η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση, σ_0 είναι το αρχικό όριο διαρροής και τα Q_i και C_i είναι σταθερές σκλήρυνσης. Η ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση p ορίστηκε ίση με την πλαστική παραμόρφωση ep που υπολογίστηκε με βάση τις μετρούμενες διαμέτρους. Η μεταβλητή σκλήρυνσης R έχει τρεις όρους που υποτίθεται ότι αντιπροσωπεύουν την ελαστική-πλαστική μετάβαση ($R1$), το στάδιο III της σκλήρυνσης ($R2$) και το στάδιο IV της σκλήρυνσης ($R3$). Χρησιμοποιώντας τις Εξ. (14) και (15), ο ρυθμός σκλήρυνσης θ του υλικού μπορεί να υπολογιστεί ως:

$$\theta(p) = \frac{d\sigma_f}{dp} = \sum_{i=1}^3 C_i Q_i \exp(-C_i p) \quad (16)$$

Το όριο διαρροής σ_0 και οι παράμετροι σκλήρυνσης Q_i και C_i προσδιορίστηκαν με βάση μια προσαρμογή της καμπύλης τάσης στις πειραματικές διορθωμένες καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης Bridgman με τη μέθοδο των ελαχίστων τετραγώνων. Η διορθωμένη από τον Bridgman τάση ροής μετά από διάχυτο λαιμό στα λεία δείγματα εκτιμήθηκε από

$$\sigma_f = \frac{\sigma}{(1 + (2Rc/a))[\ln(1 + (a/2Rc))]} \quad (17)$$

όπου Rc είναι η ακτίνα καμπυλότητας του λαιμού και a είναι το δείγμα της ακτίνα στο λαιμό. Η εξίσωση Bridgman συνδυάστηκε με μια εμπειρική έκφραση για την αναλογία a/Rc που προτείνεται από τους LeRoy et al.

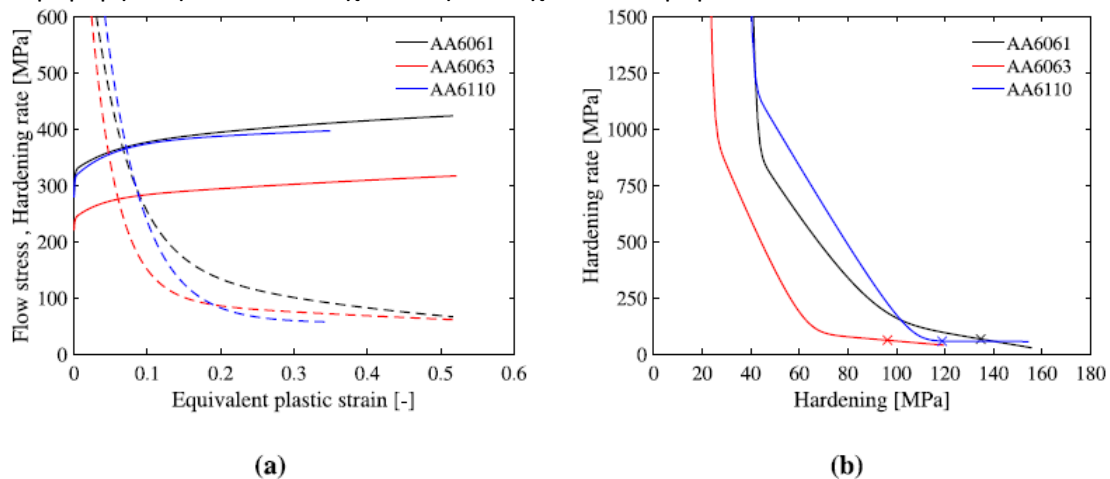
$$\frac{a}{Rc} = 1.1(p - p_u), \quad p > p_u \quad (18)$$

όπου p_u είναι η ισοδύναμη πλαστική καταπόνηση στο λαιμό. Σύνολα παραμέτρων με βάση τη διόρθωση Bridgman–LeRoy συγκεντρώνονται στον Πίνακα 2.23. Αυτοί οι παράμετροι χρησιμοποιήθηκαν σε προσομοιώσεις πεπερασμένων στοιχείων των δοκιμών εφελκυσμού στα λεία δείγματα στο Thomesen και βρέθηκε άριστη συμφωνία. Κατά συνέπεια, το σύνολο των παραμέτρων στον Πίνακα 2.23 κρίθηκαν ακριβής και υιοθετούνται στην ανάλυση της εργοσκλήρυνσης των τα κράματα αυτής της μελέτης.

Alloy	σ_0 [MPa]	C_1 [-]	Q_1 [MPa]	C_2 [-]	Q_2 [MPa]	C_3 [-]	Q_3 [MPa]
AA6061	288.2	891.3	37.4	19.9	40.5	1.85	92.4
AA6063	220.1	1075.3	20.5	28.0	35.1	0.93	105.4
AA6110	277.7	1311.7	35.9	19.1	63.6	0.01	6888.4

Πίνακας 2. 23: όριο διαρροής και παράμετροι σκλήρυνσης

Η τάση διαρροής σ_f και ο ρυθμός σκλήρυνσης θ απεικονίζονται σε ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση p στο Σχ. 2.28(a). Οι καμπύλες σχεδιάστηκαν στη ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση που αντιστοιχούν στην αστοχία των πειραμάτων.



Σχήμα 2. 28: (α) Τάση διαρροής (συνεχόμενη γραμμή) και ρυθμός σκλήρυνσης θ (διακεκομμένη γραμμή) προς την ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση p έως την αστοχία για τα τρία κράματα και (β) ρυθμός σκλήρυνσης θ προς σκληρότητα R έως την ισοδύναμη πλαστική παραμόρφωση του 1, όπου το x δείχνει το σημείο αστοχίας.

Οι καμπύλες τάσης διαρροής των κραμάτων AA6061 και AA6110 είναι παρόμοιες, αλλά ο ρυθμός σκλήρυνσης διαφέρει σημαντικά. Ο ρυθμός σκλήρυνσης του κράματος AA6110 είναι υψηλότερος αρχικά, αλλά μειώνεται πιο γρήγορα και για μεγάλο βαθμό παραμόρφωσης το

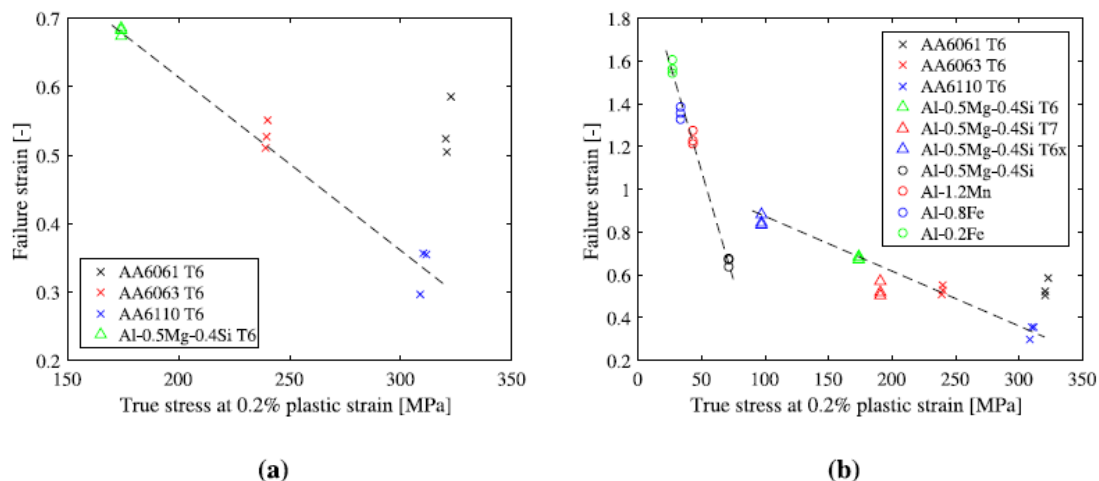
κράμα AA6061 έχει τον υψηλότερο ρυθμό σκλήρυνσης. Το AA6063 έχει σημαντικά χαμηλότερο επίπεδο τάσης διαρροής και ο ρυθμός σκλήρυνσης είναι σταθερά χαμηλότερος από ό,τι για το κράμα AA6061 μέχρι και την αστοχία.

Το Σχ. 2.28(b) παρουσιάζει διαγράμματα Kocks–Mecking για τα τρία κράματα στα οποία ο ρυθμός σκλήρυνσης θ σχεδιάζεται προς της σκλήρυνσης R , που αντιπροσωπεύει την ισχυροποίηση μέσω γραμμοαταξιών (dislocation strengthening) του υλικού. Οι καμπύλες σχεδιάζονται σε μια ισοδύναμη πλαστική τάση του 1, όπου το \times σηματοδοτεί το σημείο αστοχίας στα πειράματα. Ο υψηλός ρυθμός σκλήρυνσης του κράματος AA6110 στο στάδιο III (δηλαδή, μετά την ελαστική-πλαστική μετάβαση) με τον γρήγορο κορεσμό του στη σκλήρυνση του σταδίου IV και τον σχετικά χαμηλό ρυθμό σκλήρυνσης του κράματος AA6063 απεικονίζονται πιο καθαρά σε αυτό το διάγραμμα. Το κράμα AA6061 παρουσιάζει τη μεγαλύτερη σκλήρυνση από τα τρία κράματα στην περίπτωση της αστοχίας και τον υψηλότερο ρυθμό σκλήρυνσης για μεγάλες παραμορφώσεις (στάδιο IV).

Όπως φαίνεται, το όριο διαρροής των κραμάτων AA6061 και AA6110 είναι παρόμοιο και σημαντικά υψηλότερη από το όριο διαρροής του AA6063. Για να εξηγηθούν οι διαφορές στην αντοχή, οι υπολογισμοί με το μοντέλο ναοδομής NaMo πραγματοποιήθηκαν με βάση τις χημικές συστάσεις των κραμάτων και τη θερμική κατεργασία. Αυτοί οι υπολογισμοί δείχνουν ότι ο λόγος για το χαμηλότερο όριο διαρροής του κράματος AA6063 είναι εν μέρει η χαμηλότερη περιεκτικότητα σε διαλυμένη ουσία και εν μέρει ένα χαμηλότερο κλάσμα όγκου ιζημάτων σκλήρυνσης. Σύμφωνα με τους υπολογισμούς του NaMo, το κράμα AA6063 έχει τη χαμηλότερη περιεκτικότητα σε διαλυμένη ουσία από τα τρία κράματα σε Mg και Si σε στερεό διάλυμα. Για τα κράματα AA6110 και AA6061, οι υπολογιζόμενες συγκεντρώσεις στερεού διαλύματος των Mg και το Si μετά την ομογενοποίηση είναι παρόμοιες, με ελαφρώς υψηλότερο Si και χαμηλότερες συγκεντρώσεις Mg για το προηγούμενο κράμα. Υπάρχει, ωστόσο, σημαντική διαφορά στη συγκέντρωση στερεού διαλύματος Mn μεταξύ των δύο κραμάτων, καθώς το AA6110 περιέχει σημαντική ποσότητα Mn, ενώ το επίπεδο Mn είναι χαμηλό για το AA6061. Παρόλο που ένα μέρος του Mn θα συνδεθεί σε συστατικά σωματιδίων και διασπορών που σχηματίζονται κατά τη χύτευση και την ομογενοποίηση, μερικά θα παραμείνουν σε στερεό διάλυμα μετά την τελική θερμική κατεργασία γήρανσης. Καθώς η περιεκτικότητα σε διαλυμένη ουσία καθορίζει τον ρυθμό δυναμικής αποκατάστασης, αυτό θα πρέπει να σημαίνει ότι ο ρυθμός σκλήρυνσης του σταδίου III είναι υψηλότερος για το AA6110, ενδιάμεσος για το AA6061 και χαμηλότερος για το AA6063, κάτι που συμφωνεί με τα πειραματικά ευρήματα.

Κατά την αξιολόγηση της εργοσκλήρυνσης στο στάδιο IV, δηλ. για μεγάλα πλαστικά στελέχη μετά από διάχυτο λαιμό, θα πρέπει να ληφθεί υπόψη ότι υπάρχει μια συνεισφορά από την εξέλιξη της υφής που δεν μπορεί να διαχωριστεί από τη συμβολή που έχει η ισχυροποίηση μέσω των γραμμοαταξιών χωρίς να πραγματοποιηθούν προσομοιώσεις κρυσταλλικής πλαστικότητας. Η συμβολή από την εξέλιξη της υφής μπορεί να είναι σημαντική και θα πρέπει να λαμβάνεται υπόψη.

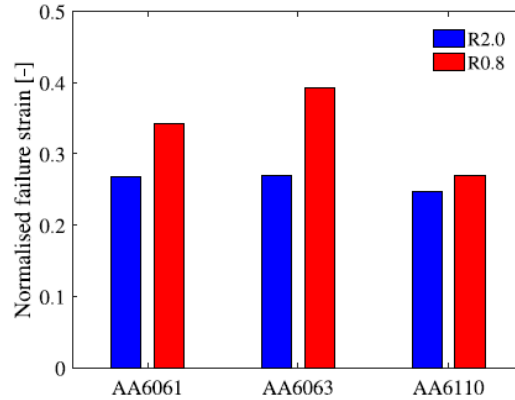
Μια γραμμική σχέση μεταξύ του ορίου διαρροής και της παραμόρφωσης θραύσης των διαφορετικών κραμάτων αλουμινίου με σταθερή ή παρόμοια μικροδομή παρατηρείται συχνά, όπου η ολκιμότητα μειώνεται με την αύξηση του ορίου διαρροής. Στο Σχ. 2.27(d), οι τρεις επαναλαμβανόμενες δοκιμές των λείων δειγμάτων συγκρίνονται για τα τρία κράματα. Το κράμα AA6061 αποκλίνει σαφώς από αυτό το μοτίβο, αλλά με θετικό τρόπο. Αυτό το κράμα έχει ελαφρώς υψηλότερο επίπεδο αντοχής από το κράμα AA6110 και σημαντικά υψηλότερη αντοχή από το κράμα AA6063. Παρόλα αυτά, τα κράματα AA6061 και AA6063 έχουν παρόμοια ολκιμότητα, κάτι που είναι αξιοσημείωτο, ειδικά όταν εξετάζουμε το μεγαλύτερο μέγεθος κόκκων του κράματος AA6061 (βλ. Πίνακα 2.24). Αυτό το εύρημα απεικονίζεται καλύτερα στο Σχ. 2.29 όπου η παραμόρφωση αστοχίας από τις δοκιμές εφελκυσμού στα λεία δοκίμια απεικονίζεται σε γραφική παράσταση προς το όριο διαρροής, που ορίζεται ως η πραγματική τάση σε πλαστική παραμόρφωση 0,2%.



Σχήμα 2. 29: Παραμόρφωση θραύσης προς πραγματική τάση στα 0,2% πλαστική παραμόρφωση για τα τρία κράματα της ερευνάς των μαζί με δεδομένα των...

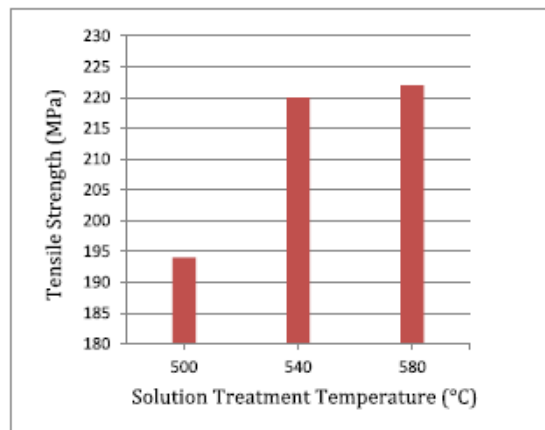
Στο [Σχ.2.29\(a\)](#), τα τρία κράματα αυτής της μελέτης παρουσιάζονται μαζί με το χυτό και ομογενοποιημένο κράμα Al-0,5Mg-0,4Si σε θερμική κατεργασία T6 από τους Westermann et al. Είναι προφανές ότι η τάση αστοχίας μειώνεται γραμμικά με το όριο διαρροής για τα κράματα AA6110, AA6063 και Al-0,5Mg-0,4Si. Σημειώστε ότι η διακεκομμένη γραμμή στο σχήμα δεν ταιριάζει στα πειραματικά δεδομένα αλλά αντιπροσωπεύει την παρατηρούμενη τάση. Αντίθετα, η παραμόρφωση θραύσης του κράματος AA6061 βρίσκεται σημαντικά πάνω από τη γραμμή τάσης για τα άλλα κράματα. Οι παραμορφώσεις αστοχίας αυτών των τεσσάρων υλικών φαίνονται επίσης στο [Σχ.2.29\(b\)](#) μαζί με εκείνα του κράματος Al-0,5Mg-0,4Si σε θερμική κατεργασία T6 (υπο-γήρανση) και T7 (υπεργήρανση) από τους Westermann et al. , και τα χυτά και ομογενοποιημένα κράματα Al-0.2Fe, Al-0.8Fe, Al-1.2Mn και Al-0.5Mg-0.4Si από τους Westermann et al. που αποθηκεύτηκαν σε θερμοκρασία δωματίου μετά την ομογενοποίηση. Δύο διακεκομμένες γραμμές σχεδιάζονται εδώ για να απεικονίσουν τις τάσεις που παρατηρούνται για τα δύο σύνολα των δεδομένων, όπου η πιο δεξιά γραμμή τάσης είναι η ίδια όπως στο [Σχ. 2.29\(a\)](#). Η κύρια τάση και για τα δύο σύνολα δεδομένων είναι ότι η παραμόρφωση θραύσης μειώνεται γραμμικά με την αύξηση του ορίου διαρροής, αλλά η κλίση των δύο γραμμών τάσης διαφέρει σημαντικά λόγω της διαφορετικής μικροδομής των κραμάτων. Οι παραμορφώσεις θραύσης του Al-0,5Mg-0,4Si στις θερμικές κατεργασίες T6x και T7 ταιριάζουν καλά στη γραμμή τάσης που σχεδιάστηκε για το Κράματα AA6110, AA6063 και Al-0,5Mg-0,4Si σε T6, ενώ το κράμα AA6061 σε T6 εξακολουθεί να ξεχωρίζει με τον συνδυασμό υψηλού ορίου διαρροής και υψηλής ολκιμότητας εφελκυσμού.

Η επίδραση της γεωμετρίας της εγκοπής στην παραμόρφωση θραύσης, ή η ευαισθησία εγκοπής, απεικονίζεται στο [Σχ.2.30](#), όπου η κανονικοποιημένη παραμόρφωση θραύσης ενός κράματος ορίζεται ως η παραμόρφωση θραύσης ενός δείγματος με εγκοπή (R2.0 ή R0.8) διαιρούμενο με την παραμόρφωση θραύσης του λείου δείγματος. Εδώ, οι τιμές για το διάγραμμα λαμβάνονται χρησιμοποιώντας τις μέσες τιμές των επαναλήψεων όλων των δοκιμών. Φαίνεται ότι η ευαισθησία της εγκοπής είναι κάπως παρόμοια για το δείγμα R2.0 των κραμάτων. Για το δείγμα R0.8, ωστόσο, η ευαισθησία στις εγκοπές είναι σημαντικά ισχυρότερη για το κράμα AA6110 υψηλής αντοχής από ό,τι για το κράμα AA6063 ενδιάμεσης αντοχής, κάτι που είναι αναμενόμενο. Αντίθετα, το δείγμα R0.8 του κράματος AA6061 εμφανίζει μόνο ελαφρώς μεγαλύτερη ευαισθησία σε εγκοπές από το κράμα AA6063 παρά τη μεγάλη διαφορά στο όριο διαρροής. Με άλλα λόγια, η απώλεια ολκιμότητας λόγω της υψηλότερης τριαξονικής τάσης που προκαλείται από την εγκοπή του δείγματος R0.8 είναι πιο σημαντική για το κράμα AA6110 παρά για το κράμα AA6061, παρόλο που αυτά τα δύο κράματα έχουν παρόμοιο όριο διαρροής.

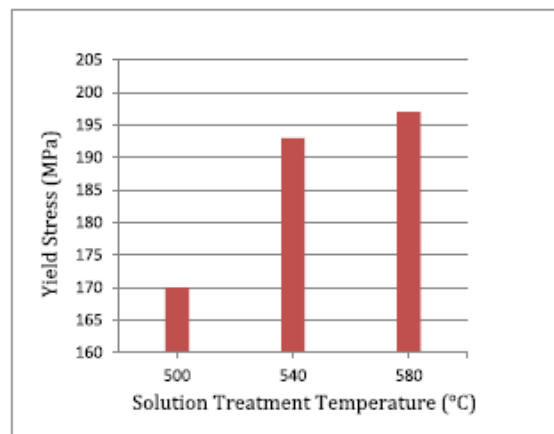


Σχήμα 2. 30: Η ευαισθησία εγκοπής των τριών κράματων για κανονικοποιημένη παραμόρφωση θραύσης. Η κανονικοποιημένη παραμόρφωση θραύσης ενός κράματος ορίζεται ως η παραμόρφωση θραύσης του δοκιμίου με εγκοπή (R2.0 ή R0.8) διαιρεμένη με αυτήν του λείου δείγματος. Οι μέσες τιμές για όλες τις επαναλαμβανόμενες δοκιμές χρησιμοποιούνται για να ληφθούν οι τιμές για αυτό το διάγραμμα.

Από την έρευνα των Ali Hussein Ataiwi et al [18] Οι αλλαγές στην αντοχή εφελκυσμού και στο όριο διαρροής με την αλλαγή της θερμοκρασίας της διαλυτοποίησης φαίνονται στα [Σχ.2.31](#) και [2.32](#). Η αύξηση της θερμοκρασίας της θερμικής κατεργασίας διαλυτοποίησης από 500°C σε 580°C οδήγησε σε αύξηση της αντοχής σε εφελκυσμό και του ορίου διαρροής.

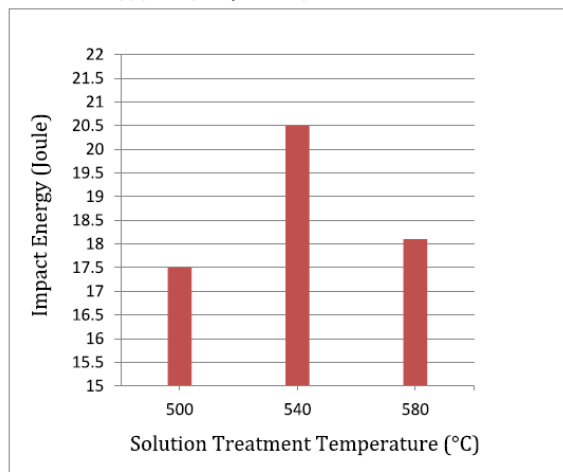


Σχήμα 2. 31: Επίδραση της θερμοκρασίας Διαλυτοποίησης στην αντοχή εφελκυσμού



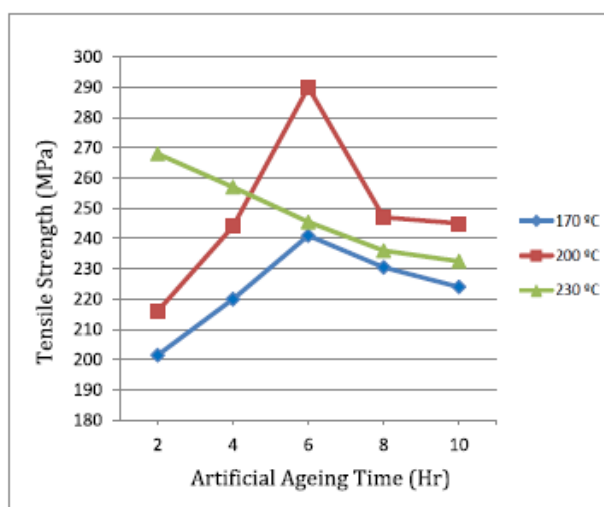
Σχήμα 2. 32: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στο όριο διαρροής

Το Σχ. 2.33 δείχνει την απορροφούμενη ενέργεια κρούσης με την αλλαγή στο θερμοκρασία της διαλυτοποίησης. Η απορροφούμενη ενέργεια αυξήθηκε από 17,2 Joule σε 20,5 Joule όταν η θερμοκρασία του διαλύματος αυξήθηκε από 500°C σε 540°C, στη συνέχεια μειώθηκε σε 18,1 Joule όταν η θερμοκρασία του διαλύματος έφτασε στους 580°C. Παραπάνω φαίνεται πως η καλύτερη θερμοκρασία διαλυτοποίησης ήταν 540°C λόγω των καλύτερων τιμών στις ιδιότητες εφελκυσμού και αντοχή στην κρούση.

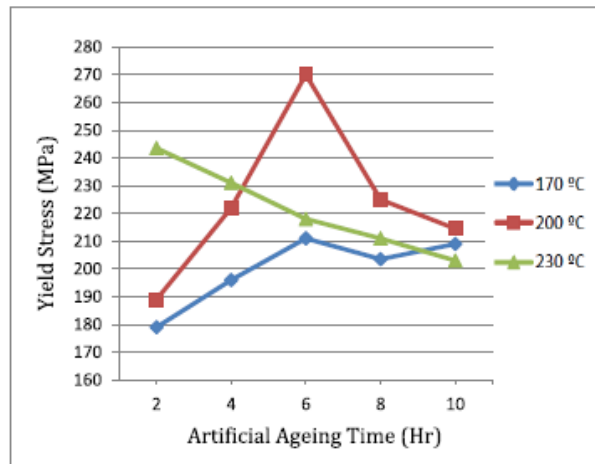


Σχήμα 2. 33: Επίδραση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης στην ενέργεια κρούσης

Τα Σχ. 2.34 και 2.35 δείχνουν τη διακύμανση της αντοχής εφελκυσμού και του ορίου διαρροής με τη διακύμανση του χρόνου της τεχνητής γήρανσης ενώ η θερμοκρασία της διαλυτοποίησης ήταν 540°C. Όταν ο χρόνος της τεχνητή γήρανσης αυξήθηκε από 2 ώρες σε 6 ώρες, η αντοχή εφελκυσμού και το όριο διαρροής αυξήθηκαν στα δείγματα με τεχνητή γήρανση στα 170°C και 200°C ενώ η αντοχή εφελκυσμού μειώθηκε όταν ο χρόνος της τεχνητής γήρανσης αυξήθηκε από 6 ώρες σε 10 ώρες, το όριο διαρροής είχε την ίδια συμπεριφορά εκτός από την περίπτωση που ο χρόνος γήρανσης αυξήθηκε από 8 ώρες σε 10 ώρες για τη θερμοκρασία των 170°C. Σε αυτή τη χρονική περίοδο, η αύξηση του ορίου διαρροής ήταν μικρή. Για τα δείγματα με τεχνητή γήρανση στους 230°C, οι ιδιότητες εφελκυσμού μειώθηκαν όταν ο χρόνος της τεχνητής γήρανσης αυξήθηκε από 2 ώρες σε 10 ώρες. Παρατηρείται ότι ο χρόνος των 6 ωρών για τη θερμοκρασία γήρανσης των 200°C που εισήχθη η μέγιστη αντοχή εφελκυσμού των 290 MPa και το υψηλότερο όριο διαρροής 270 MPa λόγω της τελειοποίησης της ενδομεταλλικής ένωση πυριτικού μαγνησίου Mg₂Si, και την ομοιόμορφη διάδοσή του στο σύστημα καθίζησης σύμφωνα με αποτελέσματα XRD και SEM.

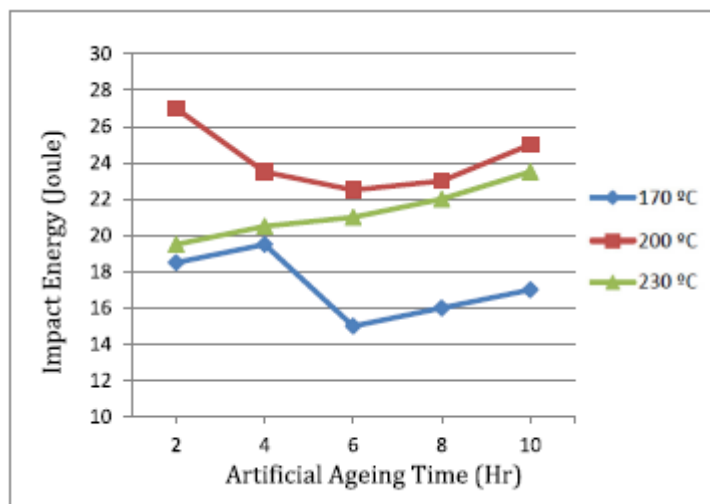


Σχήμα 2. 34: Επίδραση του χρόνου τεχνητής γήρανσης στην αντοχή εφελκυσμού



Σχήμα 2. 35 Επίδραση του χρόνου τεχνητής γήρανσης στο όριο διαρροής

Το Σχ. 2.36 δείχνει τη μεταβολή της ενέργειας κρούσης με τον χρόνο της τεχνητής γήρανσης σε διαφορετικές θερμοκρασίες . Σημειώνεται ότι η μέγιστη τιμή της ενέργειας κρούσης των δειγμάτων είναι 19,5 Joule όταν η θερμοκρασία γήρανσης είναι 170°C στις 4 ώρες, τότε μειώνεται σε 15 Joule στις 6 ώρες, μετά ότι η απορροφούμενη ενέργεια σταδιακά αυξήθηκε με την αύξηση του χρόνου τεχνητής γήρανσης από 8 σε 10 ώρες. Για τη θερμοκρασία τεχνητής γήρανσης στους 200°C , η απορροφούμενη ενέργεια μειώνεται ελαφρώς με την αύξηση του χρόνου γήρανσης από 2 σε 6 ώρες αφότου αυξάνεται με την αύξηση του χρόνου γήρανσης από 8 σε 10 ώρες. Για τη θερμοκρασία τεχνητής γήρανσης στους 230°C , η απορροφούμενη ενέργεια αυξήθηκε με την αύξηση του χρόνου τεχνητής γήρανσης και έφτασε στη μέγιστη τιμή των 23,5 Joules για 10 ώρες λόγω της καθίζησης του πυριτικού μαγνησίου Mg₂Si . Από το Σχ. 2.34, 2.35 και 2.36, μπορεί να γίνει κατανοητό ότι τα δείγματα με τις υψηλότερες τιμές ιδιοτήτων εφελκυσμού έχουν τις χαμηλότερες τιμές αντοχής σε κρούση.



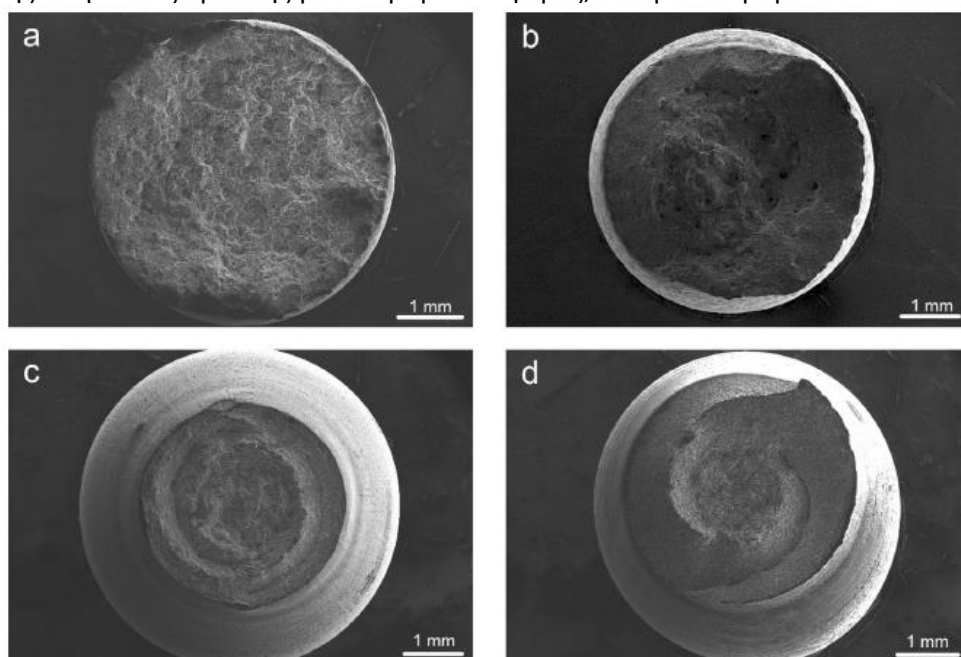
Σχήμα 2. 36: Επίδραση του χρόνου τεχνητής γήρανσης στην ενέργεια κρούσης.

2.5.1.1 Αποτελέσματα επιφανειών θραύσης

Στην παρόν ενότητα θα συζητηθεί η θραύση, δηλαδή ο διαχωρισμός του υλικού. Η θραύση χωρίζεται σε δύο κατηγορίες. Όταν αποτελεί συνέχεια της πλαστικής παραμορφώσεως του μετάλλου χαρακτηρίζεται ως όλκιμη θραύση και όταν συμβαίνει χωρίς να προηγείται πλαστική παραμόρφωση χαρακτηρίζεται ως ψαθυρή θραύση. Μικροσκοπικά οι δύο τύποι θραύσης διαφέρουν σημαντικά. Ο πιο συνηθισμένος μηχανισμός της ψαθυρής θραύσης είναι ο σχισμός (cleavage) ή το σχίσσιμο κατά μήκος συγκεκριμένων κρυσταλλογραφικών επιπέδων. Σε πολυκρυσταλλικό υλικό η ρωγμή αλλάζει κατεύθυνση από κόκκο σε κόκκο προκαλώντας διακρυσταλλική θραύση. Όταν όμως ακολουθεί τα σύνορα των κόκκων προκαλεί περικρυσταλλική θραύση. Ο μηχανισμός της όλκιμης θραύσης περιλαμβάνει σημαντική πλαστική παραμόρφωση. Με την πλαστική παραμόρφωση τα σωματίδια που περιλαμβάνει το υλικό, θραύονται ή αποκολλώνται από την μήτρα σχηματίζοντας μικροοπές (voids). Στην συνέχεια με την πρόοδο της πλαστικής παραμορφώσεως οι μικροοπές μεγαλώνουν και τελικά συνενώνονται σχηματίζοντας ρωγμή. Η μικροσκοπική εμφάνιση της όλκιμης θραύσης χαρακτηρίζεται έπειτα από μικρές κοιλοότητες (dimples) μέσα στις οποίες συνήθως παραμένουν τα σωματίδια από τα οποία προήλθαν οι μικροοπές. [8]

Τρεις από τις έρευνες που μελετώνται ασχολήθηκαν και με την μελέτη των επιφανειών θραύσης. Η έρευνα των M.S. Remøe et. Al. [16], των S. Thomesen et al. [17] και των Ali Hussein Ataiwi, Jamal Jalal Dawood και Marwan Abbas Madhloom [18].

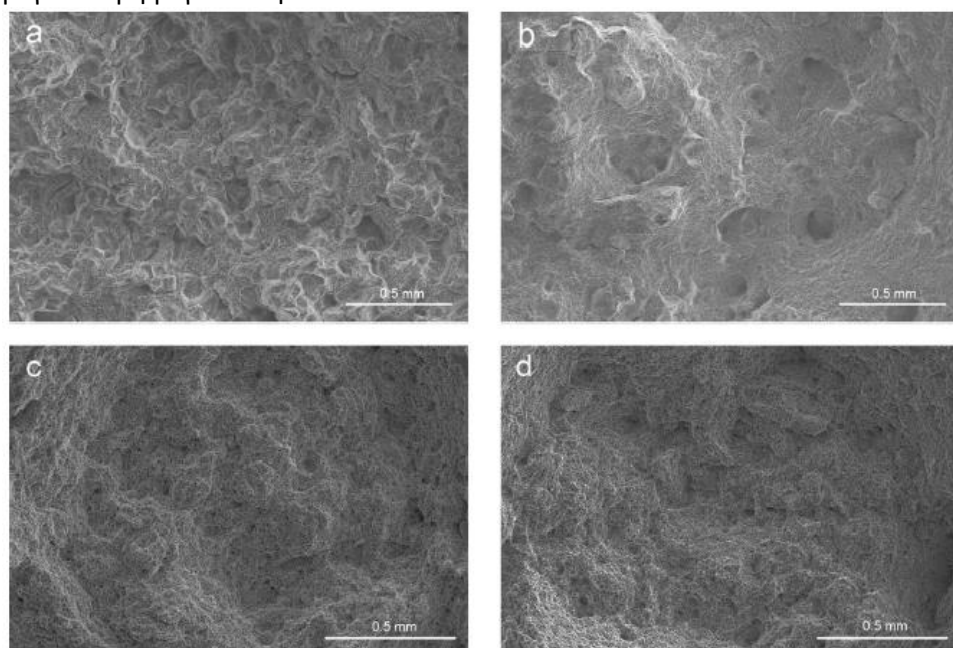
Από την έρευνα των M.S. Remøe et. Al. [16] Οι Εικόνες SEM των επιφανειών θραύσης των δειγμάτων εφελκυσμού στο Σχ.2.37 αποκαλύπτουν μόνο μια ελαφρά μείωση της διατομής της επιφάνειας θραύσης για το κράμα αναφοράς, ενώ για το κράμα A είναι πιο έντονη.



Σχήμα 2. 37: Επιφάνειες Θραύσης (a) κράμα αναφοράς, (b) κράμα A, (c) κράμα B και (d) κράμα C

Τα δύο ινώδη κράματα παρουσίασαν ακόμη μεγαλύτερη μείωση της διατομής εμβαδόν, που αντιστοιχεί στην ανώτερη όλκιμότητά τους. Αυτά τα δυο κράματα παρουσιάζουν επίσης ένα σπειροειδές σχήμα στην επιφάνεια θραύσης. Όλες οι επιφάνειες θραύσης έχουν κυκλική διατομή, υποδεικνύοντας ότι η υπόθεση της ελλειπτικής διατομής κατά την δοκιμή

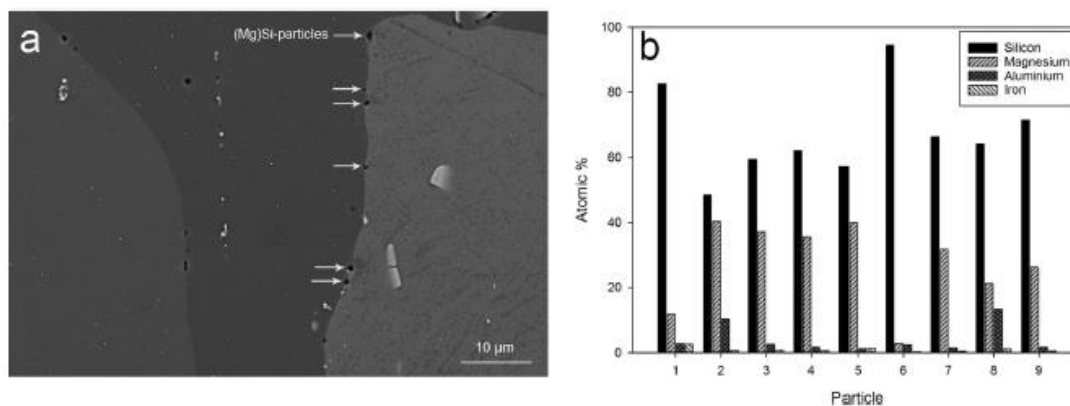
εφελκυσμού ισχύει για αυτά τα δείγματα. Το Σχ.2.38 δείχνει τις επιφάνειες θραύσης σε μεγαλύτερη μεγέθυνση.



Σχήμα 2. 38: Εικόνες τις επιφάνειές θραύσης από SEM που δείχνουν περικρυσταλλικής θραύση για το (a) κράμα αναφοράς Ref και (b)κράμα A, και όλκιμη θραύση για το (c) κράμα B και (d) κράμα C

Και τα δυο ανακρυσταλλωμένα κράματα δίνουν σαφείς ενδείξεις περικρυσταλλικής θραύσης, αν και υπάρχει μια αξιοσημείωτη διαφορά στο κλάσμα κοιλοτήτων (dimple) μεταξύ των κραμάτων Ref και A. Το πιο όλκιμο κράμα A που περιέχει Cu έχει λιγότερες όψεις, ενώ αυτές είναι πιο εμφανή στο κράμα Ref. Δεν υπήρχαν όψεις που βρέθηκαν στις επιφάνειες θραύσης των κραμάτων B και C. Αυξάνοντας την περαιτέρω μεγέθυνση, παρατηρήθηκαν εύκολα επιμήκη πρωτογενή σωματίδια μέσα στις κοιλοότητες των κραμάτων.

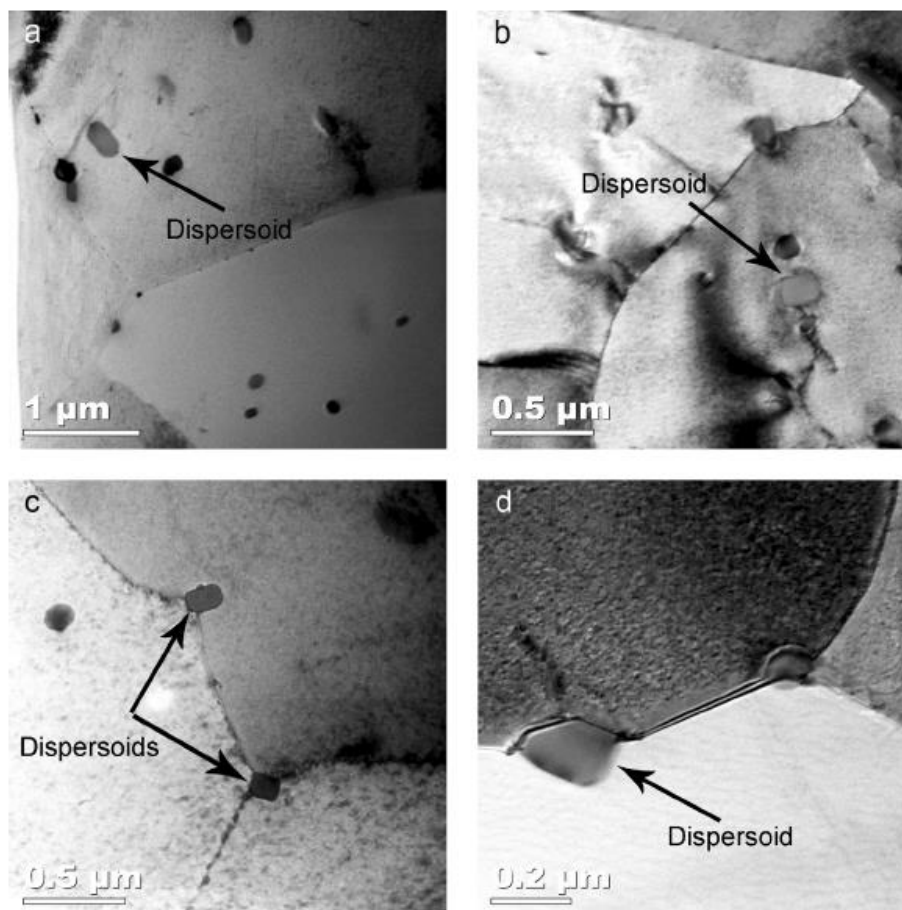
Τα όρια των κόκκων εξετάστηκαν σε SEM και αρκετά σκοτεινά σωματίδια βρέθηκαν στο κράμα αναφοράς Ref (υποδεικνύεται με βέλη μέσα Σχ.2.39(a)). Αυτά αναλύθηκαν από το EDS και τα αποτελέσματα φαίνονται στο Σχ.2.39(b).



Σχήμα 2. 39: (a) Στοιχεία που βρέθηκαν στα σύνορα των κόκκων στο κράμα αναφοράς που υποδηλώνουν τα άσπρα βέλη και (b) χημική ανάλυση των σκούρων στοιχείων στα σύνορα των κόκκων.

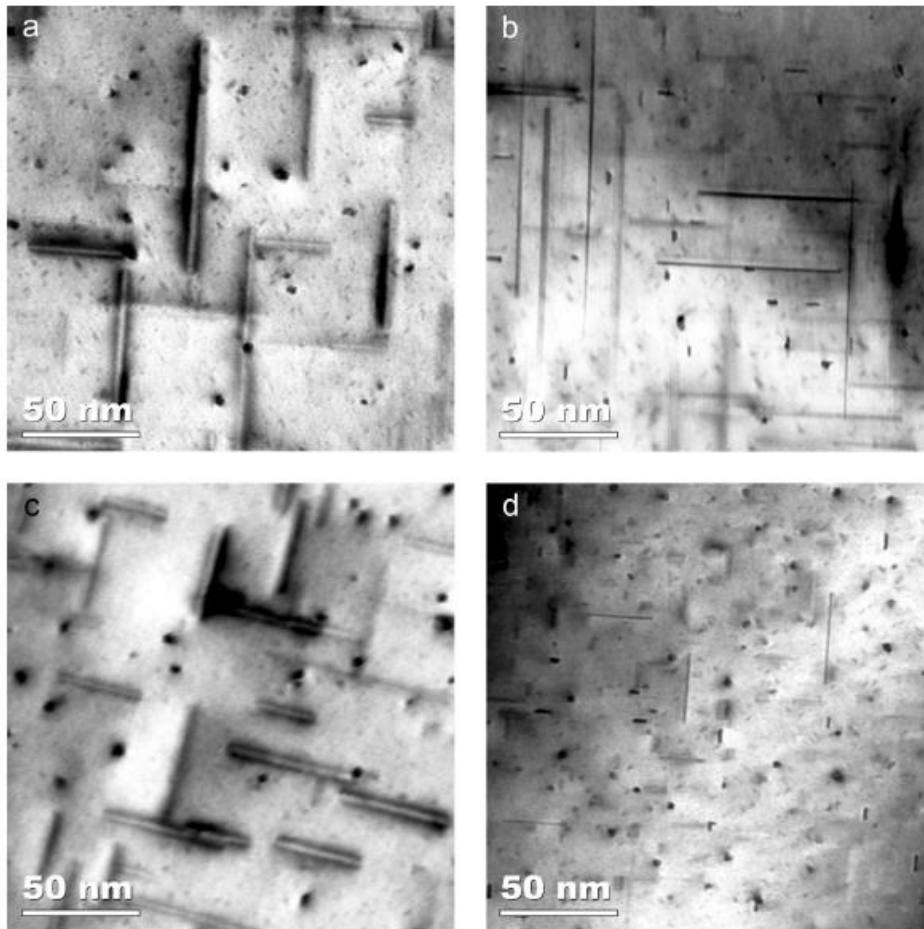
Τα σωματίδια είτε περιείχαν Mg και Si, είτε βρέθηκαν να αποτελούνταν μόνο από Si, και ήταν ως επί το πλείστον στην περιοχή μεγεθών 0,5–1 μm. Παρόμοια σωματίδια βρέθηκαν στα σύνορα των κόκκων στο κράμα A, αλλά πολύ λιγότερα. Στα κράματα που περιέχουν Mn (B και C), η ανάλυση EDS στο SEM αποκάλυψε σωματίδια που περιέχουν Mn και Si, αλλά αυτά ήταν επίσης λιγότερα σε αριθμό και μικρότερα. Αν και οι συγκεκριμένες φάσεις δεν

μπορούν να προσδιοριστούν μόνο από το EDS, αυτά είναι πιθανά σωματίδια διασποράς τύπου α -AlMn(Fe)Si, το οποίο συναντάται συνήθως σε κράματα Al-Mg-Si που περιέχουν επαρκή ποσότητα Mn . Μια μεγάλη ποσότητα από τέτοια σωματίδια διασποράς βρέθηκαν επίσης από το TEM, και τα δύο βυθισμένα στην μήτρα και στα σύνορα των κόκκων. Το Σχ. 2.40 δείχνει μια υψηλή πυκνότητα των σωματιδίων διασποράς και την τοποθέτησή τους στα σύνορα των κόκκων.



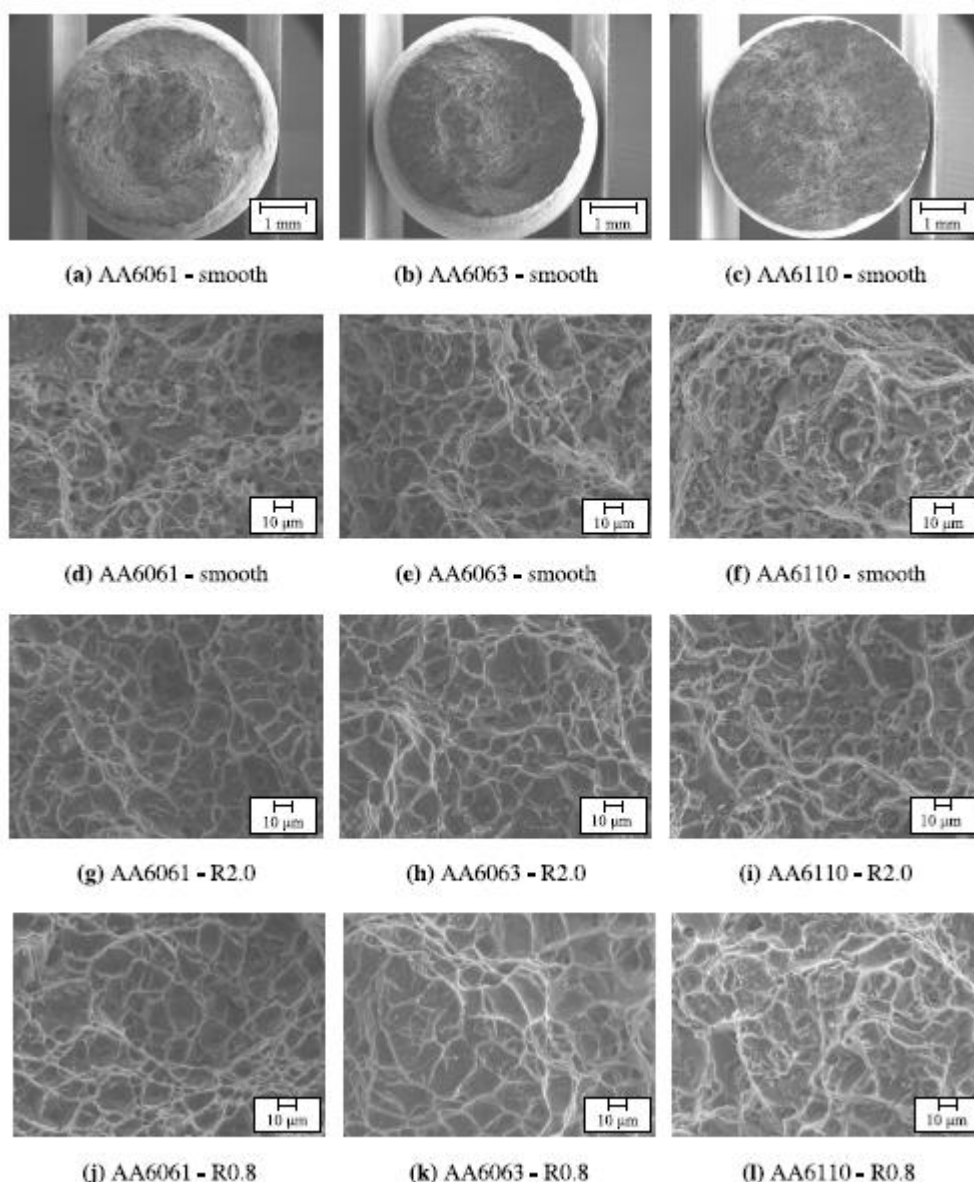
Σχήμα 2. 40: Μικρογραφίες από το TEM από τα σωματίδια διασπορας στα κράματα με Mn (a) και (b) ηψηλη πυκνότητα διασπεροειδών στα κράματα B και C

Παρουσιάζονται εικόνες των δομών του ιζήματος της θερμικής κατεργασίας T6 στο Σχ.2.41. Τα μεγέθη του ιζήματος είναι μικρότερα και πυκνότερα για το κράμα A, σε σύγκριση με το κράμα αναφοράς. Επιπλέον, η προσθήκη Cu έχει οδηγήσει σε ιζήματα με ορθογώνια διατομή, τα οποία δεν βρέθηκαν στο κράμα αναφοράς. Τα μεγέθη και η πυκνότητα των ιζημάτων που βρέθηκαν στο κράμα B ήταν παρόμοια με αυτά που βρέθηκαν στο κράμα αναφοράς. Ωστόσο, η παρουσία Cu στο κράμα C οδήγησε σε παρόμοια ιζήματα όπως βρέθηκαν στο κράμα A, αν και τα ιζήματα στο κράμα C ήταν σημαντικά μικρότερα και πιο πυκνά από αυτά που βρίσκονται στο κράμα A και φαινομενικά διαφορετικών τύπων.



Σχήμα 2. 41: Κατανομή ιζήματος και μεγέθη που απεικονίζονται σε μεγέθυνση 100kX. Τα μεγέθη του ιζήματος είναι χονδρότερα για το κράμα αναφοράς (a) και B (c), ενώ η εισαγωγή του Cu είχε ως αποτέλεσμα μια λεπτή δομή ιζήματος στα A (b) και C (d). Όλες οι εικόνες λαμβάνονται με τη μήτρα προσανατολισμένη σε $\langle 100 \rangle$.

Από την έρευνα των *S. Thomesen et al.* [17] οι επιφάνειες θραύσης των ελεγχόμενων δειγμάτων απεικονίστηκαν για τη διερεύνηση των μηχανισμών θραύσης των διαφορετικών κραμάτων και των γεωμετριών του δείγματος. Το Σχ. 2.42(a)–(c) δείχνει μακροσκοπικές εικόνες των σπασμένων επιφανειών των λείων δειγμάτων για τα τρία κράματα. Δεν παρατηρείται σημαντική διαφορά στην εμφάνιση των επιφανειών θραύσης μεταξύ των κραμάτων και μία τυπική θραύση cup-and-cone βρέθηκε ο κύριος τρόπος θραύσης. Αυτό δείχνει ότι η θραύση ξεκινά στο κέντρο των λείων δειγμάτων και αναπτύσσεται προς τα έξω. Εικόνες των επιφανειών θραύσης των δειγμάτων με εγκοπές ελήφθησαν επίσης, αλλά δεν εμφανίζονται καθώς οι κύριες παρατηρήσεις που βρέθηκαν για τα λεία δείγματα ισχύουν και για αυτές τις εγκοπές. Μπορεί να φανεί από τις εικόνες των λείων δειγμάτων ότι η περιοχή διατομής της θραύσης είναι μεγαλύτερη για το κράμα AA6110 από τα άλλα δύο. Από το Σχ. 2.42(d) φάνηκε ότι το κράμα AA6110 είχε σημαντικά χαμηλότερη παραμόρφωση θραύσης από τα κράματα AA6061 και AA6063, κάτι που έχει καλή αντιστοιχία με τις μακροσκοπικές εικόνες.



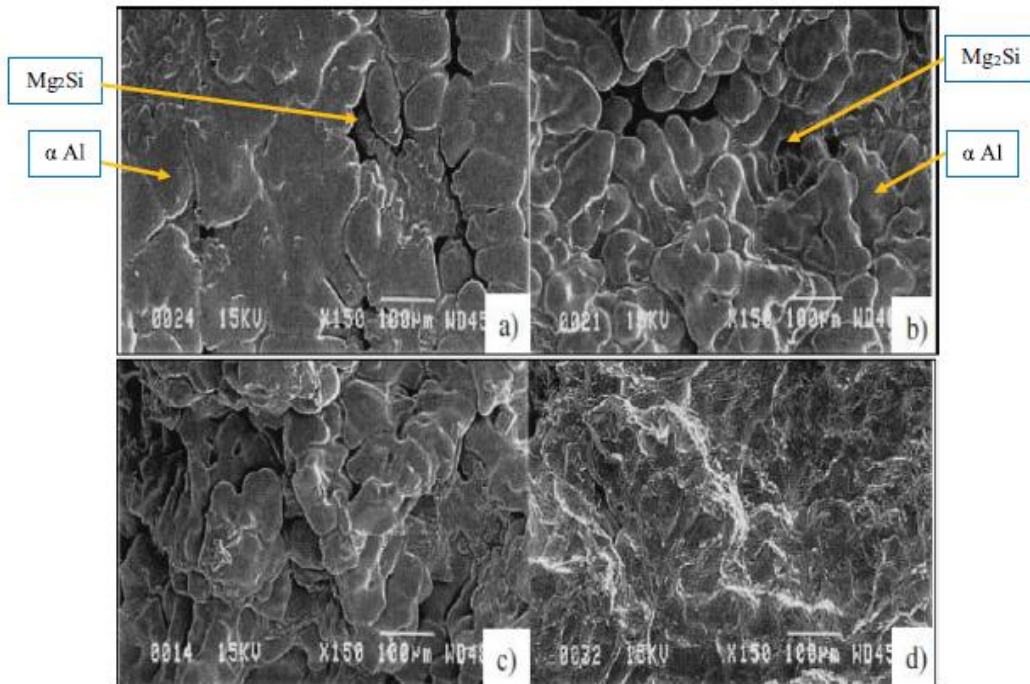
Σχήμα 2. 42: Επιφάνειες Θραύσης (α)–(c) καθολικές εικόνες των λείων δειγμάτων και τοπικές εικόνες από το κεντρικό τμήμα (d)–(f) των λείων δειγμάτων, (g)–(i) των δειγμάτων R2.0 και (j)–(l) των δειγμάτων R0.8

Ελήφθησαν εικόνες του κεντρικού τμήματος των σπασμένων δειγμάτων με μεγαλύτερη μεγέθυνση. Αυτές οι εικόνες φαίνονται στην Σχ. 2.42(d)–(f) για τα λεία δείγματα, στην Σχ.2.42(g)–(i) για τα δείγματα R2.0 και στην Σχ.2.42(j)–(l) για τα δείγματα R0.8. Σε όλες τις εικόνες φαίνεται μια κλασική επιφάνεια κοιλοτήτων, η οποία αποτελεί ένδειξη όλκιμης θραύσης. Όπως παρατηρείται συνήθως, η επιφάνεια θραύσης αποτελείται από δύο κατηγορίες κοιλοτήτων, κυρίως μικρότερη πυκνότητα μεγάλων κοιλοτήτων, σε συνδυασμό με μικρές επιφάνειες που καλύπτονται με μεγάλη πυκνότητα μικρών κοιλοτήτων. Συγκρίνοντας τις επιφάνειες θραύσης των λείων και δειγμάτων με εγκοπές, παρατηρείται ότι οι κοιλοότητες φαίνονται πιο ρηχές στην περίπτωση των δειγμάτων με εγκοπή. Αυτό προκαλείται από την υψηλότερη τριαξονική τάση των δειγμάτων με εγκοπή και δείχνει λιγότερη όλκιμη συμπεριφορά, η οποία παρατηρείται επίσης από τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης στο Σχ.2.27. Επιπλέον, οι κοιλοότητες των δοκιμών με εγκοπή φαίνεται να

έχουν μεγαλύτερη διάμετρο σε σύγκριση με τα λεία δοκίμια, η οποία και πάλι συνδέεται με την υψηλότερη τριαξονική τάση.

Τα συστατικά σωματίδια φαίνονται στο κάτω μέρος των κοιλοτήτων σε όλα τρία κράματα. Ορισμένες κοιλοότητες δεν περιέχουν σωματίδια, αλλά αυτό δεν αποκλείει να ήταν παρόντες καθώς μπορεί να έπεσαν έξω ή να εξακολουθούν να υπάρχουν στην αντίθετη επιφάνεια θραύσης. Τα σωματίδια θεωρούνται ότι είναι θέσεις πυρήνων για κενά λόγω ρωγμής σωματιδίων και/ή απώλεια συνοχής μεταξύ των σωματιδίων και της μήτρας. Η μεγάλη ποσότητα σωματιδίων που παρατηρήθηκε δείχνει ότι η έναρξη, η ανάπτυξη και η συνένωση είναι οι κύριοι φυσικοί μηχανισμοί θραύσης σε αυτά τα κράματα. Ειδικά στο κράμα AA6110 μπορεί να παρατηρηθεί μεγάλη ποσότητα συστατικών σωματιδίων και κάτι που φαίνεται να είναι μικρά σωματίδια διασποράς. Από τον χαρακτηρισμό σωματιδίων στο Σχ.2.54, βρέθηκε ένα σημαντικό υψηλότερο κλάσμα σωματιδίων για αυτό το κράμα σε σύγκριση με τα κράματα AA6061 και AA6063. Όπως αναφέρθηκε ήδη, το κράμα AA6110 έχει τη χαμηλότερη παραμόρφωση θραύσης και την υψηλότερη πυκνότητα σωματιδίων από τα τρία κράματα. Με βάση τη θραυστογραφία, οι μηχανισμοί θραύσης διαπιστώνονται ότι είναι παρόμοιοι στα τρία κράματα και αποτελούνται από πυρήνωση, ανάπτυξη και συνένωση μικροσπών γύρω από τα πλούσια σε σίδηρο σωματίδια. Τα κράματα AA6063 και AA6110 παρουσιάζουν παραμόρφωση θραύσης που είναι συμβατά με αυτά που βρέθηκαν για ένα κράμα Al-0,5Mg-0,4Si τεχνητής γήρανσης από τους Westermann et al. , με την έννοια ότι η ολκιμότητα εφελκυσμού μειώνεται γραμμικά με την αύξηση του ορίου διαρροής για αυτά τα υλικά. Ο φυσικός μηχανισμός πίσω από αυτή την τάση θεωρείται ότι είναι ένας αυξημένος ρυθμός πυρήνωσης κενών λόγω του υψηλότερου επιπέδου τάσης και επομένως μια μείωση της ολκιμότητας. Αντίθετα, το κράμα AA6061 έχει περίπου την ίδια παραμόρφωση θραύσης με το κράμα AA6063, ενώ το όριο διαρροής είναι περίπου 33% υψηλότερο. Το κράμα AA6110 έχει παρόμοιο όριο διαρροής με το κράμα AA6061, αλλά περίπου 38% χαμηλότερη παραμόρφωση θραύσης. Επιπλέον, η ευαισθησία στην εγκοπή (ή η απώλεια ολκιμότητας λόγω εγκοπής) είναι παρόμοια για τα κράματα AA6061 και AA6063, αλλά πιο έντονη για το κράμα AA6110. Ο κύριος λόγος για αυτές τις διαφορές στην ολκιμότητα πιστεύεται ότι προκαλείται από διαφορές στο κλάσμα όγκου και την κατανομή μεγέθους των συστατικών σωματιδίων. Με βάση τις μετρήσεις επιφάνειας, το κλάσμα των συστατικών σωματιδίων είναι σημαντικά χαμηλότερο στα κράματα AA6061 και AA6063 από ό,τι στο κράμα AA6110 και, επιπλέον, το μέσο μέγεθος των συστατικών σωματιδίων είναι σημαντικά μικρότερο στο κράμα AA6061 από ό,τι στα άλλα δύο. Είναι επίσης ενδιαφέρον να σημειωθεί ότι η υψηλή ολκιμότητα του κράματος AA6061 επιτυγχάνεται με μέγεθος κόκκου που είναι περίπου διπλάσιο από ό,τι στα άλλα δύο κράματα. Ένα μεγάλο μέγεθος κόκκου αναμένεται να είναι αρνητικό για την ολκιμότητα , αλλά για το κράμα AA6061 η επίδραση των μεγάλων κόκκων φαίνεται να αντισταθμίζεται αρκετά από τα μικρού μεγέθους συστατικά σωματίδια.

Από την έρευνα των Ali Hussein Ataiwi, Jamal Jalal Dawood και Marwan Abbas Madhloom [18], οι φωτογραφίες SEM των σπασμένων επιφανειών μετά από δοκιμή εφελκυσμού φαίνονται στο Σχ. 2.43. Όλες οι επιφάνειες θραύσης έχουν δομή ρήξης εκτός από το Σχ. 2.43(d). Η σπασμένη επιφάνεια τείνει να ισοπεδωθεί με την αύξηση της θερμοκρασίας γήρανσης. Το Σχ. 2.43(d) δείχνει μια όλκιμη θραύση. Οι έντονες μαύρες περιοχές στο Σχ.2.43(a, b, c και d) αντιπροσωπεύουν πυριτικό μαγνήσιο, Mg₂Si. Αυτή η ένωση φαίνεται πιο καθαρά στο Σχ. 2.43(α).



Σχήμα 2. 43: Φωτογραφίες SEM σπασμένων επιφανειών μετά από δοκιμή εφελκυσμού. (A) : Ανοπτημένο δείγμα, (B) : δείγμα με γήρανση στους 170° C, (C) : δείγμα με γήρανση στους 200° C και (D) : δείγμα με γήρανση στους 230° C.

2.5.2 Ανάλυση Μικροδομής

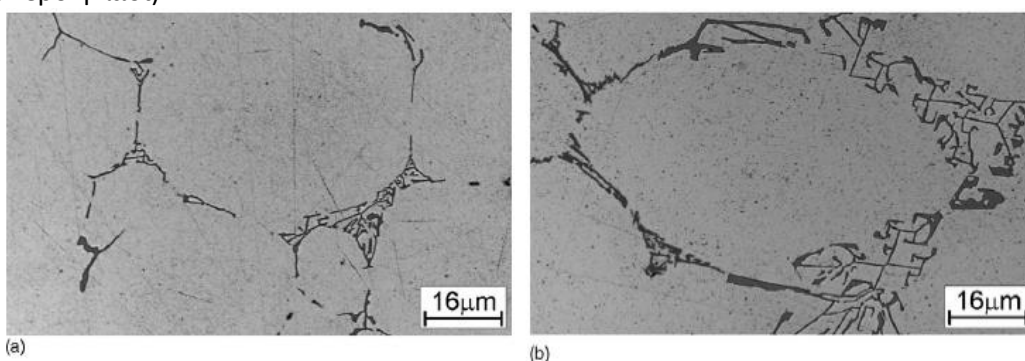
Σε αυτήν την ενότητα παρουσιάζονται τα αποτελέσματα της ανάλυσης της μικροδομής των ερευνών. Στην Ενότητα 2.3 αναφέρεται ο ρόλος των κραματικών στοιχείων και σημαντικό ρόλο για την έρευνα θα αποτελέσουν οι αλλαγές της μικροδομής, οι φάσεις και οι ενδομεταλλικές ενώσεις που δημιουργήθηκαν καθώς και ο χαρακτηρισμός των διαφόρων ομάδων που δημιουργήθηκαν. Η συσχέτιση ανάμεσα στα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού και σκληρότητας με τις αλλαγές της μικροδομής θα δώσουν τα τελικά συμπεράσματα για το πως επηρεάζεται η αντοχή και η ολκιμότητα των κραμάτων του ενδιαφέροντος αυτής της διπλωματικής. Τέσσερις από τις συμμετέχουσες έρευνες επικεντρώθηκαν και στην ανάλυση της μικροδομής και στην μελέτη της επίδρασης που έχουν τα κραματικά στοιχεία.

Από την έρευνα των Grazyna Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski [13] η μικροδομή των κραμάτων που μελετήθηκαν σε κατάσταση χύτευσης δίνεται στα Σχ. 2.44(a) και (b). Στους μεσοδενδριτικούς χώρους του στερεού διαλύματος Al μπορεί κανείς να δει τα ιζήματα των ενδομεταλλικών φάσεων. Τα σωματίδια των ενδομεταλλικών φάσεων σχηματίστηκαν κατά τη χύτευση του κράματος. Η τυπική ως χυτή δομή των εξεταζόμενων κραμάτων αποτελούνταν από ένα μείγμα φάσης α- AlFeSi και β-AlFeMnSi κατανεμημένες στα όρια των κόκκων, συνδεδεμένες μερικές φορές με χονδρό Mg₂Si

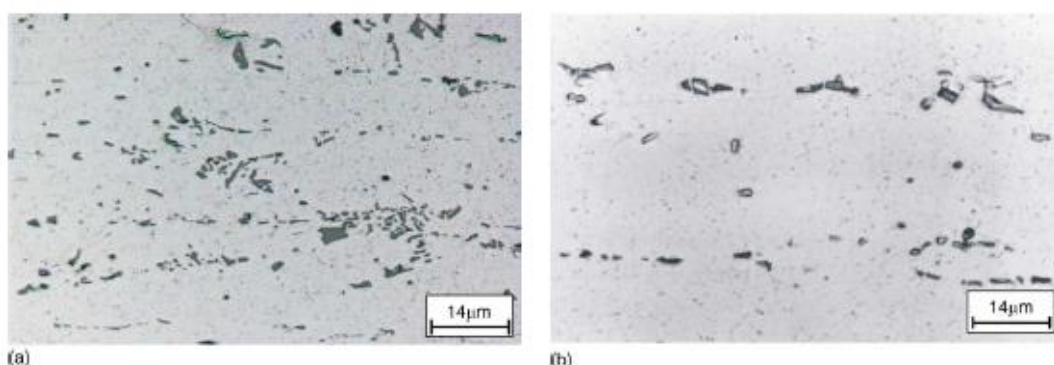
Η μικροδομή του κράματος μετά την διαδικασία θερμής διέλασης και σφυρηλάτησης δίνεται στα Σχ. 2.45(a) και (b). Κατά τη διάρκεια της θερμής κατεργασίας των πλινθώματων, σωματίδια φάσεων διατάσσονται σε θέσεις παράλληλα με την κατεύθυνση της πλαστικής παραμόρφωσης (κατά μήκος της κατεύθυνσης της πλαστικής ροής του επεξεργασμένου

υλικού), που επιτρέπει το σχηματισμό της δομής με διαστρωμάτωση (band structure). Ως αποτέλεσμα, η μείωση μεγέθους μεγαλύτερων σωματιδίων μπορεί να λάβει χώρα.

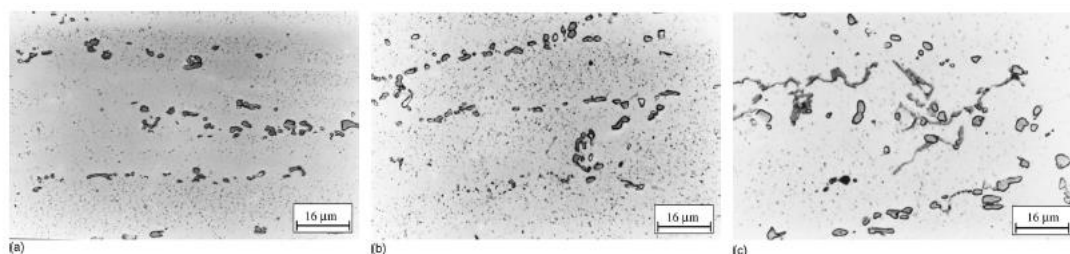
Μικροδομές του κράματος 6082 μετά από διαφορετικούς τρόπους ψύξης μετά την ομογενοποίηση φαίνονται στο Σχ. 2.46(a)-(c). Είναι πιθανό ότι κατά την ομογενοποίηση του κράματος σε θερμοκρασία 570 °C, η φάση μετασχηματισμού β-AlFeSi σε περισσότερα μπορεί να εμφανιστεί σφαιροειδής φάση α-Al(FeMn)Si. Υποτίθεται ότι τα πολύ λεπτά διάσπαρτα ιζήματα που φαίνονται στο Σχ. 2.46(a)-(c) είναι σωματίδια της φάσης β-Mg₂Si. Η καθίζηση των διαλυμένων σωματιδίων της φάσης β-Mg₂Si έγινε κατά την αργή ψύξη μετά την ομογενοποίηση. Η διαδικασία της φυσικής γήρανσης στο κράμα 6082 ξεκίνησε σχεδόν ακαριαία μετά από θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης. Εξαιτίας αυτού δεν είναι δυνατό να παρατηρηθεί η πραγματική κατάσταση της μικροδομής αμέσως μετά τη γρήγορη ψύξη (σε νερό ή λάδι).



Σχήμα 2. 44: Μικροδομή των κραμάτων χύτευσης (α) κράμα 6005 και (β) κράμα 6082



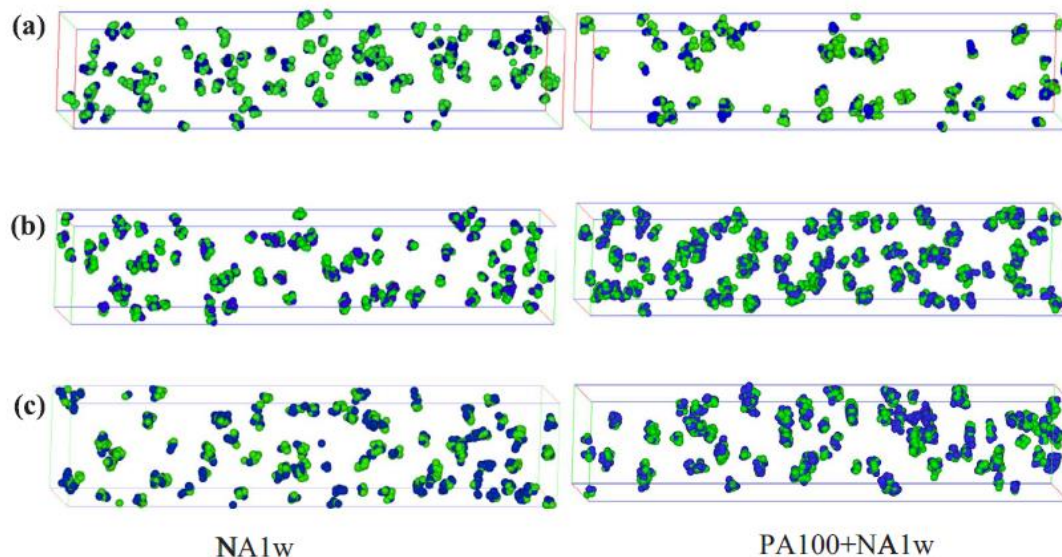
Σχήμα 2. 45: Μικροδομή των κραμάτων της θερμής διέλασης (α) κράμα 6082 και (β) κράμα 6005



Σχήμα 2. 46: Μικροδομή του κράματος 6082 μετά από την ομογενοποίηση στους 570°C/6ώρες και την ψύξη σε (α) παγό-νερο, (β) αέρα και (c) σε κλίβανο.

Από την έρευνα των H. Zhong et al. [15] τα μεγέθη των κόκκων των κραμάτων (από H1 έως M2 και L3) κατά την διαλυτοποίηση μετρήθηκε στα 34, 36 και 38 μm, αντίστοιχα. Μετά την διαλυτοποίηση, υπήρχαν ακόμη μερικά αδιάλυτα Al(Fe, Mn)Si σωματίδια σε όλα τα κράματα

και μερικά αδιάλυτα σωματίδια Mg_2Si στο κράμα H1 υψηλής περιεκτικότητας σε Mg. Επιπλέον, τα πειράματα 3DAP πραγματοποιήθηκαν για τη διάκριση μεταξύ διαλυμένες ουσίες στο διάλυμα και διαλυμένες ουσίες σε ομάδες κατά μήκος των κραμάτων που μελετήθηκαν. Το Σχ. 2.47. δείχνει μια τρισδιάστατη αναπαράσταση των ομάδων διαλυμένων ουσιών στο τρία κράματα για τις συνθήκες NA1w και PA100+NA1w.



Σχήμα 2. 47: Ατομικοί χάρτες ανιχνευόμενων συστάδων για τα κράματα (α) H1, (b) M2 και (c) L3 σε διαφορετικές συνθήκες θερμικής κατεργασίας (NA1w στα αριστερά και PA100+NA1w στα δεξιά). Οι πράσινες και οι μπλε κουκκίδες αντιπροσωπεύουν άτομα Mg και Si, αντίστοιχα. Όλα τα κουτιά έχουν το ίδιο μέγεθος $20 \times 20 \times 100 \text{ nm}^3$ για να διευκολύνουν τις οπτικές συγκρίσεις.

Είναι προφανές ότι στο κράμα H1, σημαντική μείωση του κλάσματος όγκου των συστάδων εμφανίζεται όταν εφαρμόζεται προτού η προ-γήρανση, ενώ το αντίθετο παρατηρείται στο κράμα M2. Στην πραγματικότητα, στο κράμα M2 με Mg/Si κοντά στο 1, το φαινόμενο της ομαδοποίησης είναι πιο αξιοσημείωτο, ειδικά όταν εφαρμόζεται προτού η προ-γήρανσης. Για το κράμα L3, μείωση του όγκου κλάσμα των ομάδων είναι εμφανές στην κατάσταση προ-γήρανσης, αλλά η μείωση δεν είναι τόσο έντονη όσο στο κράμα H1. Ποσοτική ανάλυση των δεδομένων του 3DAP συνοψίζονται στον Πίνακα 2.24, ο οποίος δείχνει ότι η περισσότερη διαλυμένη ουσία παραμένει στη μήτρα σε όλα τα διαφορετικά κράματα και σε όλες τις διαφορετικές θερμικές κατεργασίες.

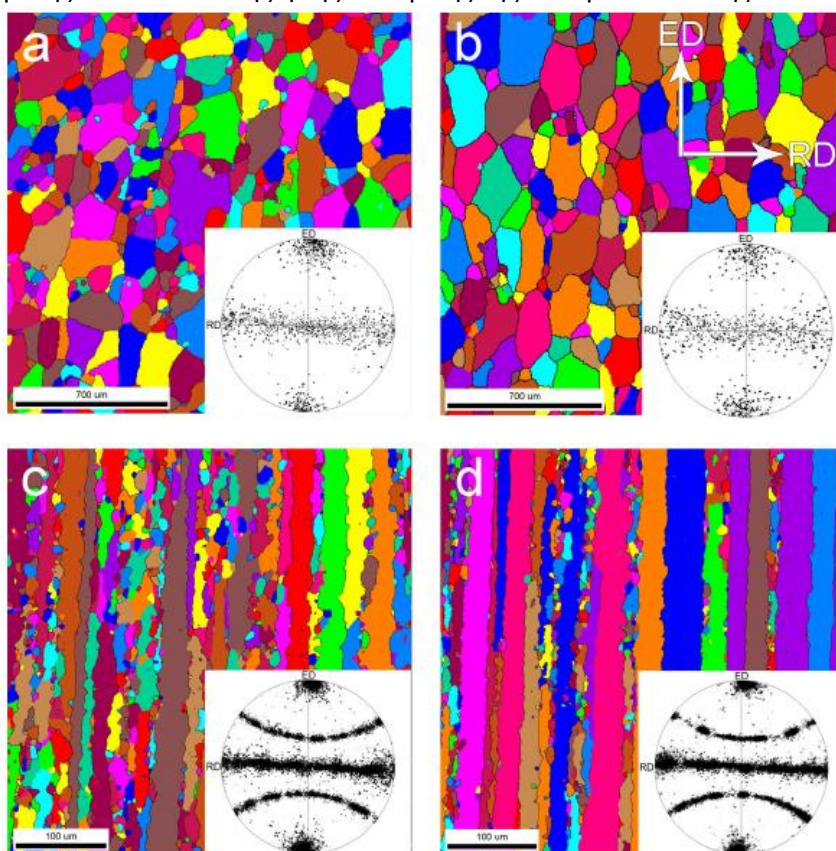
Alloy		Percentage of solutes remaining in the matrix (%)		Volume fraction of clusters (%)
		Si	Mg	
H1	NA1w	94.0	93.6	0.142
	PA100+ NA1w	97.2	98.1	0.095
M2	NA1w	91.2	88.8	0.204
	PA100+ NA1w	84.7	79.5	0.370
L3	NA1w	94.4	87.5	0.150
	PA100+ NA1w	90.6	78.7	0.258

Πίνακας 2. 24: αποτελέσματα του 3DAP για τα κράματα σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες

Όμως, υπάρχουν μερικές διαφορές μεταξύ των κραμάτων. Έτσι, στο κράμα H1, το κλάσμα Si και Mg που παραμένουν στο διάλυμα αυξάνεται με την εφαρμογή της προ-γήρανση των 2

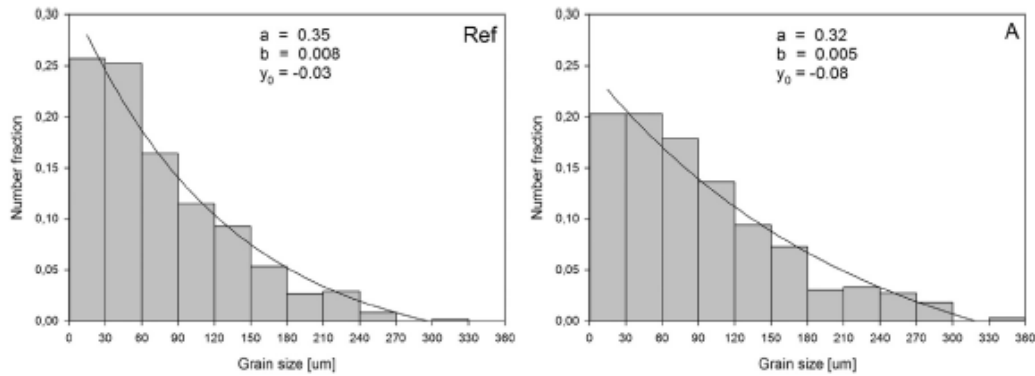
ωρών στους 100 °C. Αντίθετα, στο κράμα M2 και L3, η προ-γήρανση μείωσε τη συγκέντρωση των διαλυμένων ουσιών που διατηρούνται στη μήτρα.

Από την έρευνα των M.S. Remøe et al. [16] οι χάρτες EBSD στο Σχ. 2.48 αποκαλύπτουν μια πλήρως ανακρυστάλλωση της μικροδομής για τα κράματα Ref και A μετά από την διέλαση και θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης. Οι χάρτες των κραμάτων που περιέχουν Mn εμφανίζουν ανάμεικτη δομή κόκκων (σημειώστε ότι εμφανίζονται μόνο τα σύνορα μικρής γωνίας (misorientation angle > 15°)). Όμως, επικρατεί κυρίως η δομή που δεν εμφανίζει ανακρυστάλλωση (ινώδες) των κόκκων, όπως φαίνεται στα σχήματα του πόλου (001), που αποκαλύπτουν μια απότομη υφή παραμόρφωσης για αυτά τα κράματα. Οι μικρότεροι κόκκοι κατά μήκος των συνόρων των αρχικών κόκκων πιθανώς να είναι αποτέλεσμα ορισμένης παρατεταμένης αποκατάστασης ή της δυναμικής της ανακρυστάλλωσης.



Σχήμα 2. 48: Το EBSD για τα δείγματα διέλασης που δείχνει μια δομή ανακρυσταλλωμένων κόκκων για τα Ref (a) και A (b) και μια δομή μικτών κόκκων για το B (c) και C (d). Λόγω της διαφοράς στη δομή των κόκκων χρησιμοποιήθηκαν δύο διαφορετικές μεγεθύνσεις

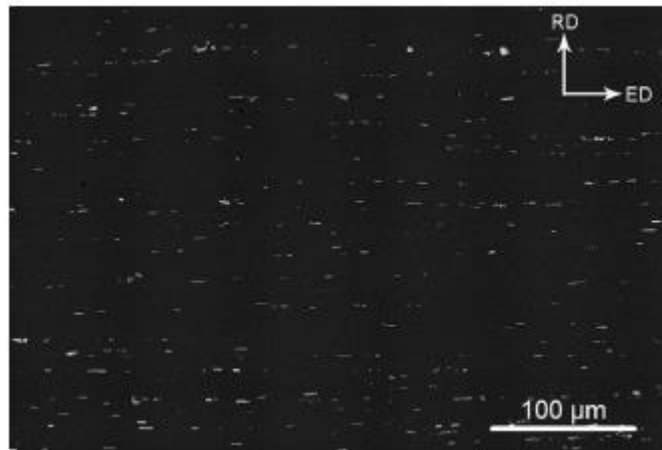
Οι κατανομές των μεγεθών των κόκκων των ανακρυσταλλωμένων κραμάτων παρουσιάζονται στο Σχ.2.49., και αποκαλύπτουν ότι η κατανομή μετατοπίζεται ελαφρώς προς τα μικρότερα μεγέθη κόκκων για το κράμα Ref, σε σύγκριση με το A.



Σχήμα 2. 49: Η κατανομή μεγέθους κόκκων των ανακρυσταλλωμένων κραμάτων. Η προσαρμογή της κατανομής έχει εκθετική πτώση: $f = y_0 + a \exp(-bx)$.

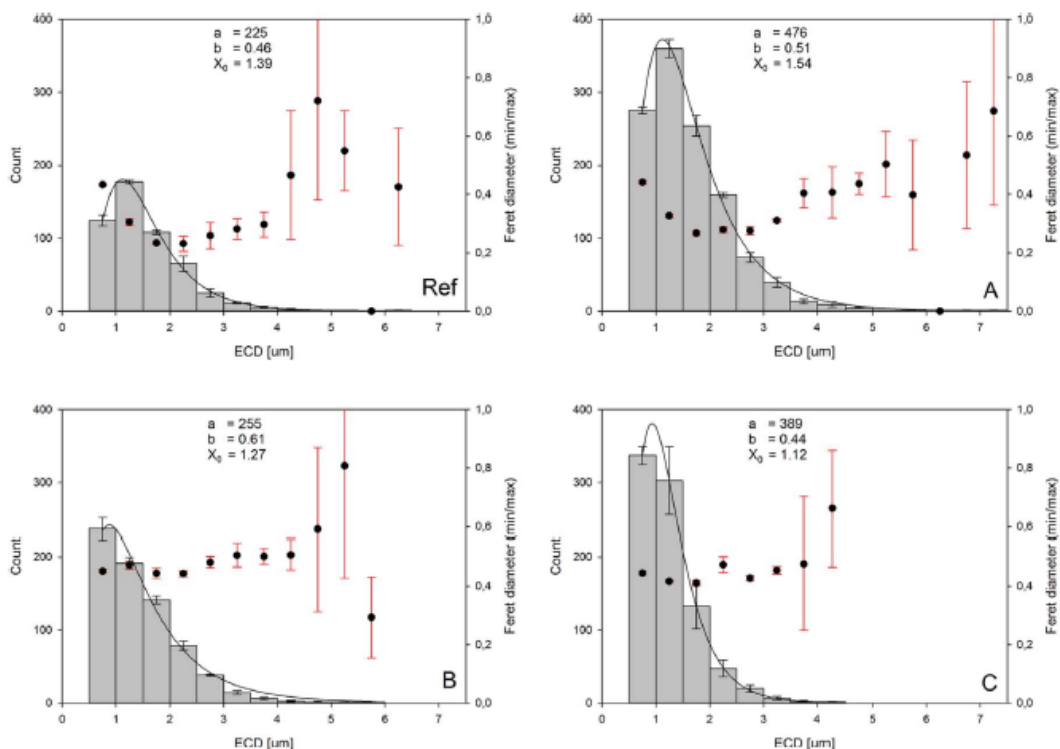
Αυτό αντανακλάται επίσης από την παράμετρο προσαρμογής b της προσαρμογής της φθίνουσας κατανομής ($f = y_0 + a \exp(-bx)$), που είναι υψηλότερο για το Ref και δείχνει πιο ευκρινές κλίση. Τα μέσα μεγέθη κόκκων τους υπολογίστηκαν σε $75,6 \pm 57,6$ και $92,0 \pm 67,8$ μm , αντίστοιχα, με τη μεγάλη τυπική απόκλιση να δείχνει μια ανομοιογενής μικροδομή. Τα σχήματα πόλων (001) δείχνουν πολύ ασθενή υφή για αυτά τα δύο κράματα. Οι κατανομές μεγέθους κόκκων για τα κράματα B και C δεν περιλαμβάνονται, μιας και σε αυτές τις περιπτώσεις όπου τα όρια των κόκκων είναι υψηλής γωνίας, δεν θα ήταν αντιπροσωπευτικά για τον δομή αυτών των κραμάτων, καθώς η δομή αποτελείται κυρίως από υποκόκκους με χαμηλότερους λανθασμένους προσανατολισμούς που δεν εμφανίζονται στο Σχ. 2.49(c) και (d).

Οπτική επιθεώρηση των εικόνων SEM από την ανάλυση της κατανομής των σωματιδίων αποκαλύπτει ότι όλα τα κράματα περιέχουν επιμήκη πρωτογενή σωματίδια. Το Σχ.2.50 δείχνει ένα παράδειγμα των εικόνων SEM, που λαμβάνονται από την αναφορά κράμα.



Σχήμα 2. 50: Ένα παράδειγμα των εικόνων SEM που αναλύθηκαν, λαμβάνονται από το κράμα αναφοράς. Τα πρωτεύοντα σωματίδια ευθυγραμμίζονται κατά μήκος των χορδών στην κατεύθυνση διέλασης.

Τα σωματίδια είναι ανομοιογενώς διασκορπισμένα, με τα σωματίδια ευθυγραμμισμένα κατά μήκος των χορδών στην κατεύθυνση διέλασης. Οι αναλύσεις λήφθηκαν ως μέσος όρος από τρεις διαφορετικές εικόνες του κάθε κράματος, το καθένα έκτασης $1,48 \text{ mm}^2$. Το Σχ. 2.51 δείχνει ότι η κατανομή μεγέθους των σωματιδίων στα B και C είναι προς μικρότερα σωματίδια σε σύγκριση με εκείνα για κράματα Ref και A.



Σχήμα 2. 51: Διαγράμματα κατανομής σωματιδίων. Οι γκριζοί ράβδοι υποδεικνύουν τον αριθμό των σωματιδίων σε κάθε διάστημα μεγέθους, ενώ οι μαύρες κουκκίδες υποδεικνύουν την αντίστοιχη μέση διάμετρο feret. Η προσαρμογή της κατανομής είναι λογαριθμική: $f = a \exp(-0,5(\ln(x/X_0)/b)^2)/2$

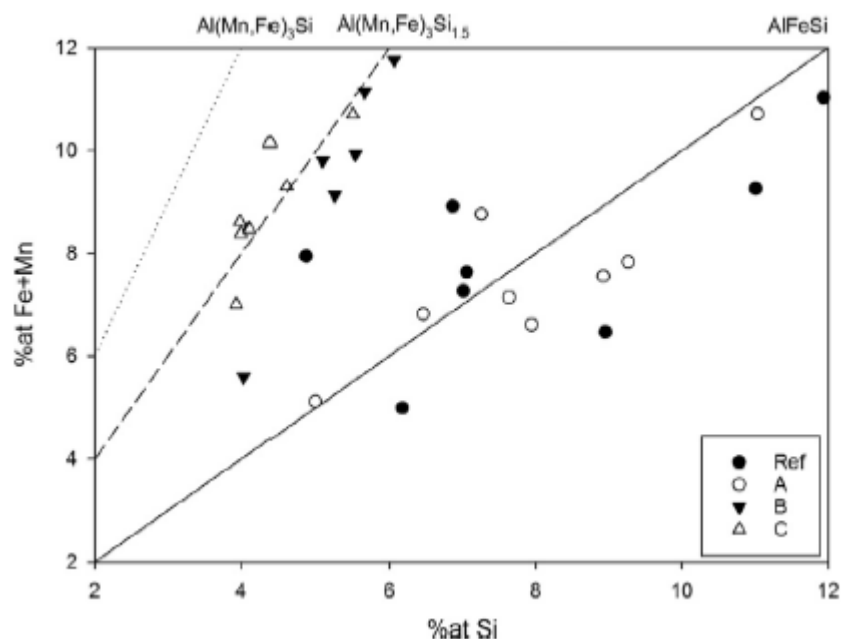
Αυτό υποδεικνύεται από την παράμετρο X_0 από την λογαριθμική προσαρμογή κατανομής ($f = a \exp(-0,5(\ln(x/X_0)/b)^2)/2$), που αντιπροσωπεύει τα μέσα μεγέθη σωματιδίων. Η παράμετρος b αντιπροσωπεύει την διασπορά της κατανομής, και είναι παρόμοια για όλα τα κράματα, αλλά ελαφρώς μεγαλύτερη για το κράμα B. Πρωτογενές σωματίδια μεγαλύτερα από 6 μm παρατηρούνται σε όλα τα κράματα εκτός από το κράμα C, όπου τα μεγαλύτερα σωματίδια έχουν ECD 4,5 μm. Η αναλογία της διαμέτρου feret είναι μεγαλύτερη για τα κράματα B και C, ειδικά για σωματίδια μικρότερα από 4 μm, υποδεικνύοντας στρογγυλότερα σωματίδια. Οι μεγάλες γραμμές σφάλματος για τα μεγάλα σωματίδια είναι συνέπεια λίγων σωματιδίων που βρίσκονται σε αυτό το εύρος μεγέθους.

Ο Πίνακας 2.25 δείχνει ότι υπήρχαν περισσότερα από το διπλάσιο σε πρωτεύοντα σωματίδια στο κράμα A, σε σύγκριση με το κράμα αναφοράς. Βρέθηκε επίσης πως τα σωματίδια στο κράμα A είναι ελαφρώς μεγαλύτερα κατά μέσο όρο, και κατά συνέπεια καλύπτουν σημαντικά μεγαλύτερη έκταση. Συγκριτικά, τα κράματα που περιέχουν Mn περιείχαν μικρότερα σωματίδια, σε μεγαλύτερο αριθμό από το κράμα αναφοράς. Μεγαλύτερος αριθμός και μικρότερα σωματίδια, βρέθηκε στο κράμα C σε σύγκριση με το κράμα B. Σημειώστε ότι ο μέσος όρος ECD είναι διαφορετικό από το X_0 για την προσαρμογή της κατανομής. Αυτό οφείλεται στην προσαρμογή της κατανομής που βασίζονται στις μεμονωμένες μετρήσεις, ενώ οι τιμές του ECD στον Πίνακα 2.24 είναι ο μέσος όρος κάθε σωματιδίου που μετράτε σε κάθε κράμα.

	Ref	A	B	C
Count	519 ± 19	1192 ± 25	712 ± 31	849 ± 94
ECD [μm]	1.65 ± 0.06	1.76 ± 0.03	1.59 ± 0.02	1.31 ± 0.06
%Area	0.80 ± 0.08	2.09 ± 0.06	1.02 ± 0.05	0.84 ± 0.16
min/max Feret	0.31 ± 0.01	0.33 ± 0.00	0.46 ± 0.01	0.43 ± 0.00

Πίνακας 2. 25: Αποτελέσματα από την ανάλυση πρωτογενών σωματιδίων. Το σφάλμα υποδεικνύει την τυπική απόκλιση μεταξύ των τριών εικόνων που αναλύθηκαν για κάθε κράμα.

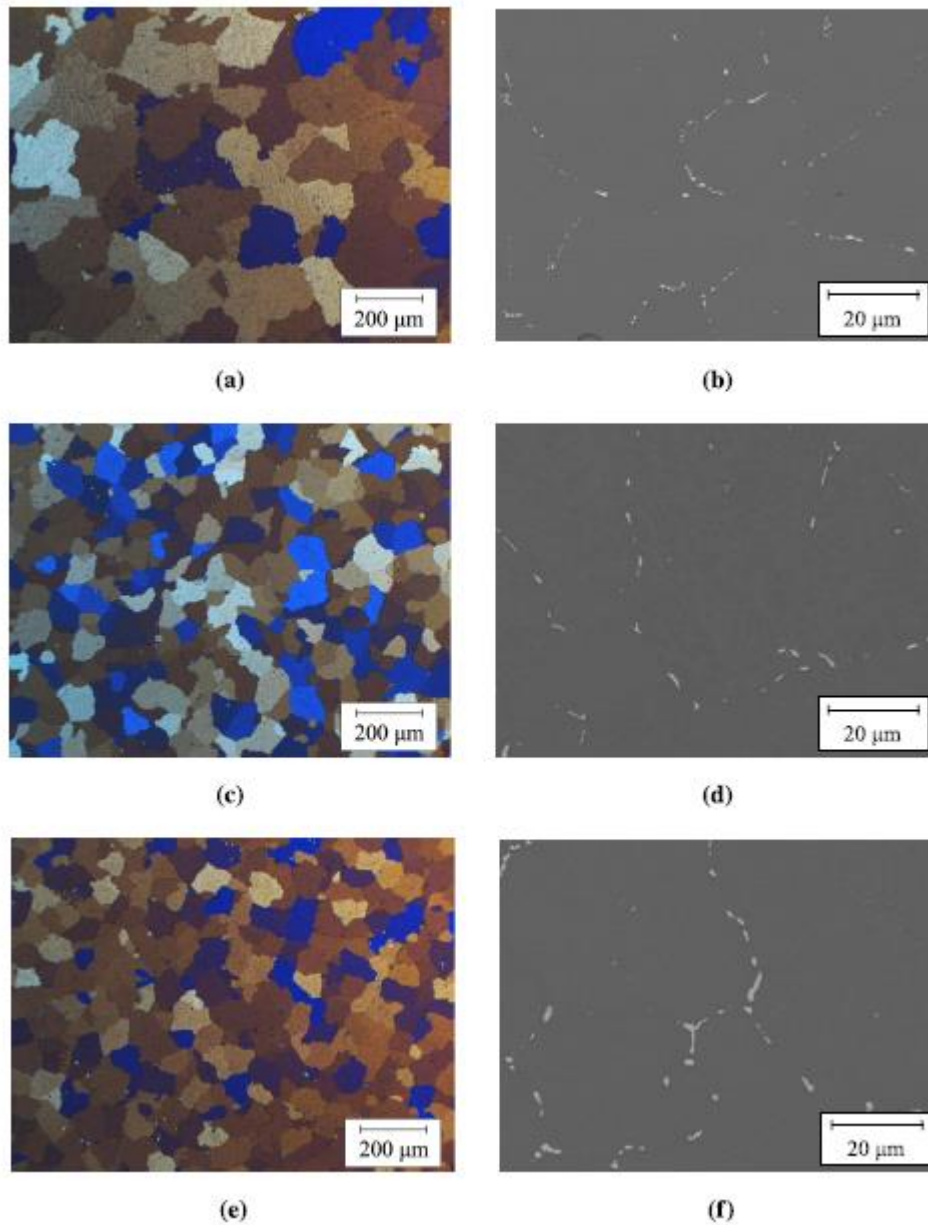
Η χημική σύσταση των σωματιδίων διερευνήθηκε από το EDS, και τα αποτελέσματα φαίνονται στο Σχ.2.52, όπου οι γραμμικές καμπύλες αναπαριστούν τις συστάσεις των αναμενόμενων πρωτογενών σωματιδιακών φάσεων.



Σχήμα 2. 52: Αποτέλεσμα από την ανάλυση EDS. Τα πρωτεύοντα σωματίδια στα Ref και A φαίνεται να ευθυγραμμίζονται κατά μήκος της γραμμής β-AlFeSi, ενώ τα σωματίδια στα δύο κράματα που περιέχουν Mn, B και C, ευθυγραμμίζονται κατά μήκος του α-Al(Fe,Mn)₃Si_{1.5}.

Εξαιτίας της αλληλεπίδραση με τη μήτρα αλουμινίου, οι συστάσεις των φάσεων έχουν προεκταθεί και παρόλο που οι φάσεις δεν μπορούν να προσδιοριστούν μόνο από την EDS, μια τέτοια διαδικασία δίνει μια δίκαιη ένδειξη. Η γραφική παράσταση υποδηλώνει ότι τα περισσότερα από τα πρωτογενή σωματίδια που αναλύθηκαν στα κράματα Ref και A ανήκουν στη φάση β-AlFeSi και οι προσομοιώσεις από το μοντέλο μικροδομής στερεοποίησης και ομογενοποίησης Alstruc βρέθηκαν να συμφωνούν με αυτό το αποτέλεσμα. Τα σωματίδια στα κράματα B και C περιείχαν όλα μια σημαντική ποσότητα τόσο Mn όσο και Fe, και ήταν ευθυγραμμισμένα κατά μήκος της γραμμής Al₁₃(Fe,Mn)₃Si_{1.5}. Αυτά τα αποτελέσματα είναι επίσης συνεπή με τις προσομοιώσεις του Alstruc, που πρότεινε ότι όλα τα σωματίδια στα κράματα B και C είναι πιθανόν του τύπου α.

Από την έρευνα των S. Thomesen et al. [17] το Σχ. 2.53(a), (c) και (e) δείχνει οπτικές μικρογραφίες από την δομή των κόκκων. Μια τυπική χυτή και ομογενοποιημένη δομή κόκκων, όπου οι κόκκοι είναι ισοαξονικά, βρέθηκε και για τα τρία κράματα. Για τον προσδιορισμό του μεγέθους των κόκκων από τα κράματα εφαρμόστηκε η μέθοδος της γραμμικής τομής. Για τα κράματα AA6063 και AA6110, μέγεθος των κόκκων μετρήθηκε σε τρεις γραμμές των 100 κόκκων η καθεμία. Οι κόκκοι του κράματος AA6061 ήταν τόσο μεγάλοι που δεν ήταν δυνατό να μετρηθούν 100 κόκκους σε όλο το μήκος του δείγματος. Αντίθετα, μετρήθηκαν συνολικά 263 κόκκοι σε τέσσερις γραμμές. Ο Πίνακας 2.26 παρέχει το μετρούμενο μέσο μέγεθος κόκκου για τα τρία κράματα.



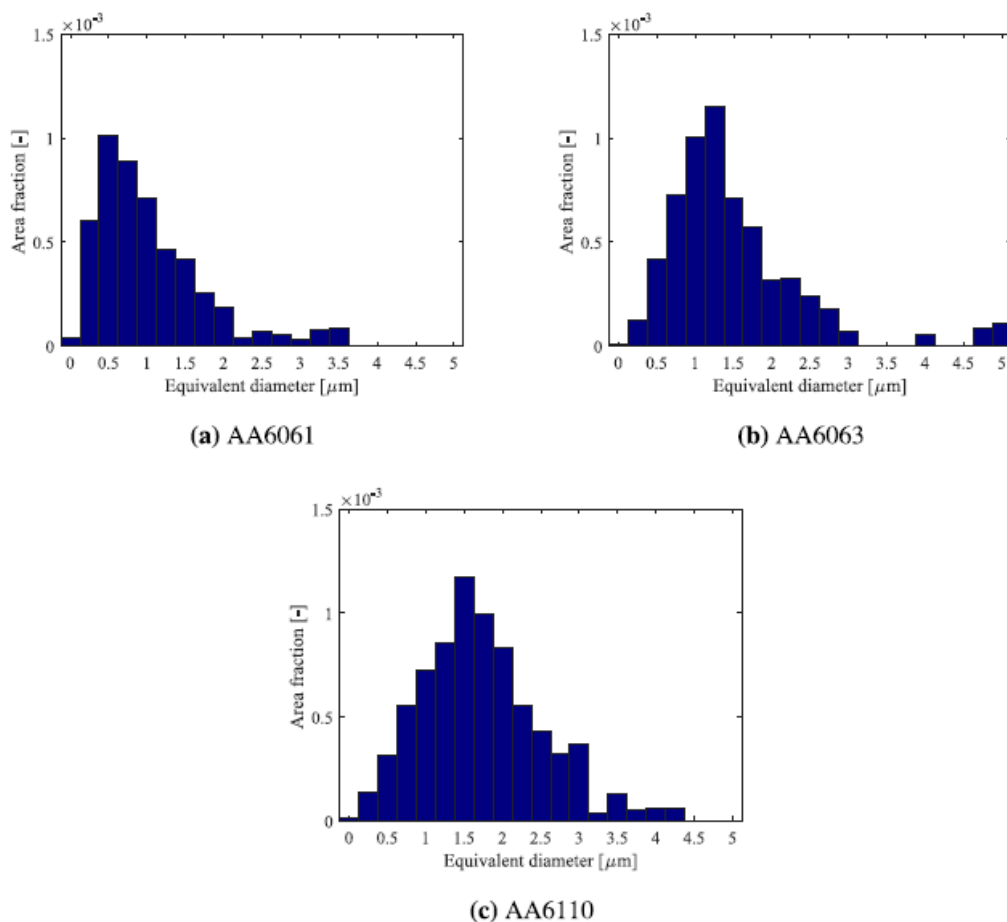
Σχήμα 2. 53: Δομή κόκκων των κραμάτων (a) AA6061, (c) AA6063 και (e) AA6110, και η κατανομή των συστατικών σωματιδίων στα κράματα (b) AA6061, (d) AA6063 και (f) AA6110.

Alloy	Average grain size [μm]	Area fraction of constituent particles [-]
AA6061	124	0.0050
AA6063	63	0.0061
AA6110	67	0.0076

Πίνακας 2. 26: Ποσοτικός χαρακτηρισμός των συστατικών σωματιδίων α -φάσης, $\text{Al}_{50}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_{12}\text{Si}_7$.

Για τον προσδιορισμό της κατανομής του μεγέθους των σωματιδίων, λήφθηκαν 30 εικόνες πάνω από την επιφάνεια κάθε δείγματος. Όπως φαίνεται από το Σχ. 2.53(β), (d) και (f), τα συστατικά σωματίδια βρίσκονται κυρίως στα σύνορα των κόκκων. Το Σχ. 2.54 παρουσιάζει τις κατανομές του μεγέθους των σωματιδίων για τα τρία κράματα σε όρους κλάσματος εμβαδού των συστατικών σωματιδίων έναντι ισοδύναμης διαμέτρου σωματιδίων $D_p = \sqrt{4A_p/\pi}$, όπου A_p είναι η περιοχή του σωματιδίου στο επίπεδο εικόνας. Οι εικόνες που

ελήφθησαν αναλύθηκαν χρησιμοποιώντας μακροεντολή στο πρόγραμμα ImageJ, και τα κλάσματα εμβαδού των συστατικά σωματίδια δίνονται στον Πίνακα 2.26. Σε αυτές τις έρευνες, το διαφορά συστατικών σωματιδίων που σχηματίζονται κατά την επεξεργασία δεν διακρίθηκαν. Ωστόσο, θεωρείται ότι το μεγαλύτερο μέρος των συστατικών σωματιδίων στα ομογενοποιημένα υλικά είναι α -φάσης σωματίδια με σύσταση $Al_{50}(Fe,Mn,Cr)_{12}Si_7$. Χρησιμοποιώντας αναλύσεις EDS, ελήφθη η χημική σύσταση 15 ή περισσότερων σωματιδίων για το καθένα κράμα και τα μέσα ατομικά ποσοστά (at%) που βρέθηκαν για τα στοιχεία Si, Fe, Mn και Cr δίνονται στον Πίνακα 2.27. Σύμφωνα με τη σύσταση των σωματιδίων της φάσης α , το μέσο ατομικό ποσοστό του Si θα πρέπει να είναι $7/12 = 58,3 \%$, αλλά βρέθηκε χαμηλότερο και για τα τρία κράματα, που πιθανώς προέκυψε από θόρυβο από το περιβάλλον υλικό ή ανακρίβειες στις μετρήσεις.



Σχήμα 2. 54: Κατανομές μεγέθους σωματιδίων για τα τρία κράματα ως προς το κλάσμα επιφάνειας των συστατικών σωματιδίων έναντι της ισοδύναμης διαμέτρου.

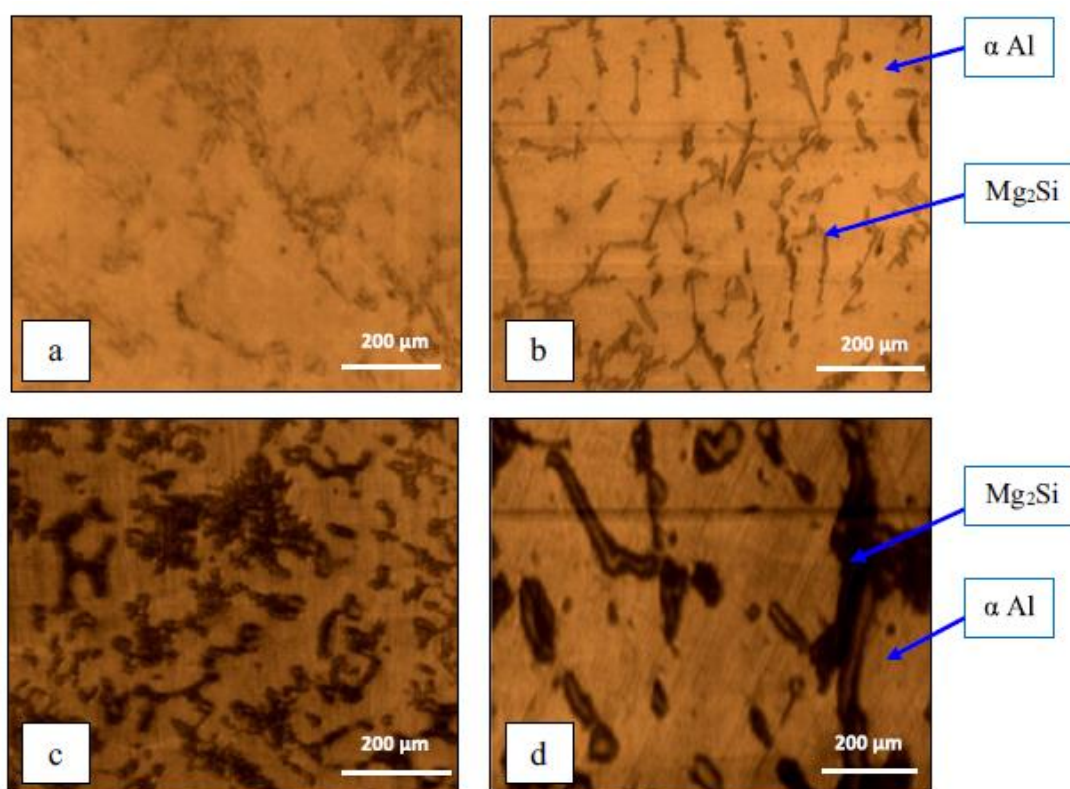
Alloy	Si/(Fe+Mn+Cr) [at%]	Fe/(Fe+Mn+Cr) [at%]	Mn/(Fe+Mn+Cr) [at%]	Cr/(Fe+Mn+Cr) [at%]
AA6061	50.6	92.1	5.9	2.1
AA6063	49.6	91.3	8.6	0.1
AA6110	56.1	49.8	43.4	6.8

Πίνακας 2. 27: Ποσοτικός χαρακτηρισμός της α -φάσης συστατικών σωματιδίων $Al_{50}(Fe, Mn, Cr)_{12}Si_7$.

Με επιθεώρηση των λεπτομερειών μέτρησης και του μεγέθους των σωματιδίων στο διαγράμματα κατανομής που φαίνονται στο Σχ. 2.54, βρέθηκε ότι το κράμα AA6061 έχει τον μεγαλύτερο αριθμό συστατικών σωματιδίων, αλλά και το μεγαλύτερο κλάσμα μικρών σωματιδίων. Το κράμα AA6063 περιέχει ελαφρώς μεγαλύτερα σωματίδια από το κράμα

AA6061, αλλά είναι σημαντικά λιγότερα σε αριθμό. Το AA6110 έχει το υψηλότερο κλάσμα επιφάνειας από τα τρία κράματα, βλ. Πίνακας 2.26. Επιπλέον, αυτό το κράμα περιέχει την υψηλότερη συγκέντρωση μεγάλων σωματιδίων μεταξύ των τριών κραμάτων, το οποίο είναι επίσης εμφανές από τις μικρογραφίες στο Σχ.2.53(b), (d) και (f).

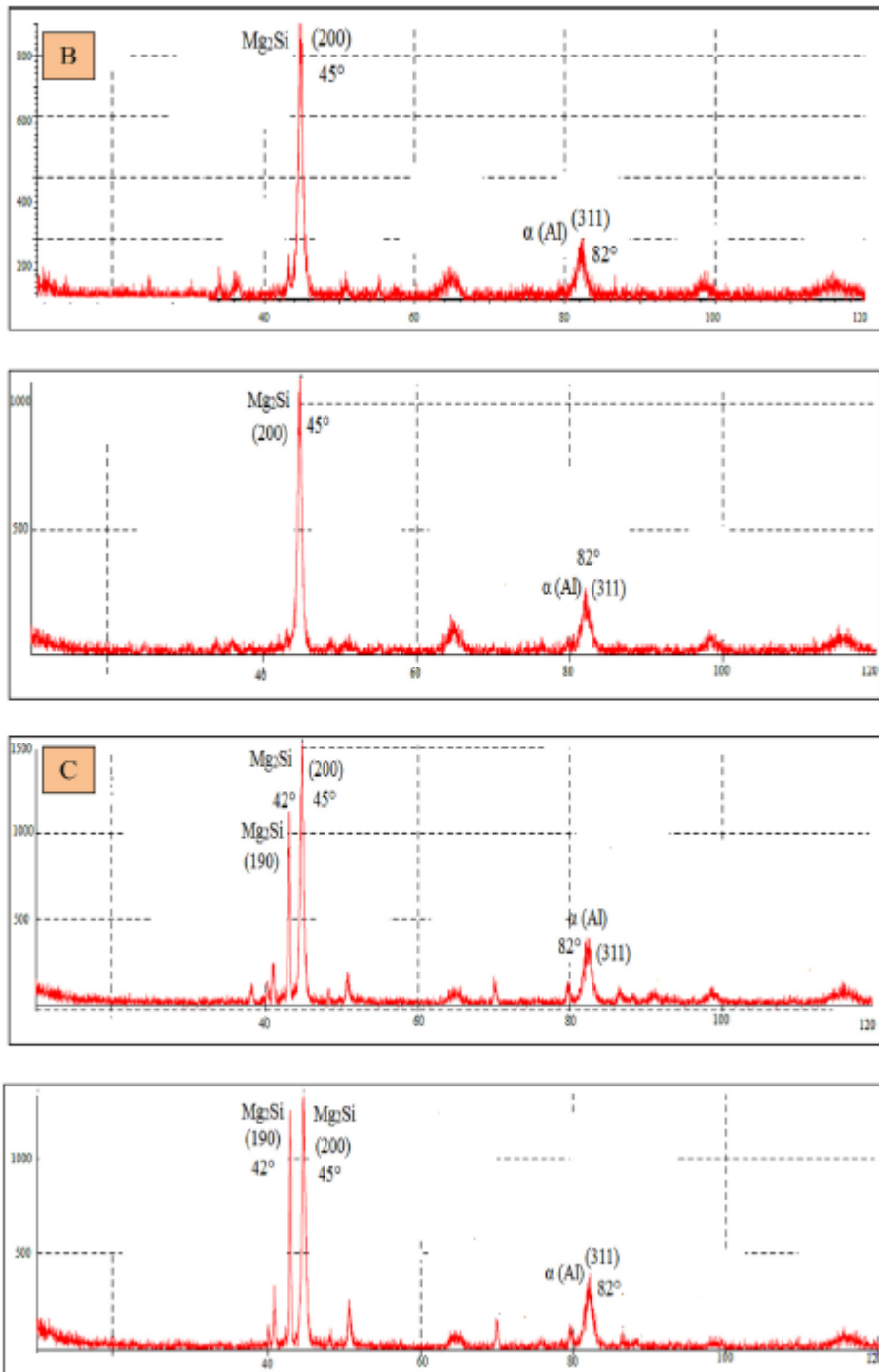
Από την ερευνά των Ali Hussein Ataiwi, Jamal Jalal Dawood και Marwan Abbas Madhloom [18] το Σχ.2.55 δείχνει τη μικροδομή των δειγμάτων AA6061 μετά από κατεργασία ανόπτησης και γήρανσης στους 170, 200 και 230°C αντίστοιχα. Στο Σχ. 2.55(a), η μικροδομή του ανόπτησης δείγματος παρουσίασε μικρο-διαχωρισμό του πυριτικού μαγνησίου (Mg_2Si) στη μήτρα του κράματος ενώ το δείγμα που έγινε γήρανση στους 170°C έδειξε λεπτούς κόκκους της φάσης (Mg_2Si) που είναι ομοιόμορφα κατανεμημένα στη μήτρα αλουμινίου όπως φαίνεται στο Σχ. 2.55(b). Η μικροδομή του δείγματος με γήρανσης στους 200°C εμφάνισε τα λεπτά διεσπαρμένα ιζήματα του (Mg_2Si) σε μήτρα αλουμινίου όπως φαίνεται στο Σχ. 2.55(c). Στο Σχήμα 2.55(d), η μικροδομή του δείγματος με γήρανση στους 230°C έδειξε χονδροειδείς κόκκους φάσης (Mg_2Si) που είναι ανομοιόμορφα κατανεμημένοι στη μήτρα αλουμινίου λόγω της διαδικασίας υπεργήρανσης.



Σχήμα 2. 55: Μικροδομή του AA6061, (a) : Ανοπτημένο δείγμα, (b) : δείγμα με γήρανση στους 170° C, (c) : δείγμα με γήρανση στους 200°C, και (d) : δείγμα με γήρανση στους 230° C .

Το Σχ. 2.56 αντιπροσωπεύει τα μοτίβα περίθλασης ακτίνων X του AA6061 για διαφορετικές καταστάσεις όπως επεξεργασία ανόπτησης, κατεργασία γήρανσης στους 170, 200 και 230° C αντίστοιχα. Οι κορυφές στο Σχ. 2.56(A) αντιστοιχούν σε 200 και 311 επίπεδα ανάκλασης (Mg_2Si) και $\alpha(Al)$ αντίστοιχα. Τα αποτελέσματα αποκάλυψαν ότι η φάση ενίσχυσης είναι (Mg_2Si). Νέες φάσεις δεν φάνηκαν μέσα από τις διαφορετικές συνθήκες. Οι θέσεις των κορυφών περίθλασης στον άξονα x δεν άλλαξαν μετά τη θερμική κατεργασία, ενώ η ένταση των κορυφών στον γωνιακό άξονα άλλαξε. Η κορυφή περίθλασης 200 έχει μια σαφή αύξηση στην τιμή της έντασης ανάλογα με την αλλαγή της θερμικής κατεργασίας. Η τιμή περίθλασης 200 έφτασε στη μέγιστη τιμή στα Σχ.2.56(C και D). Ενώ, η σταθερότητα στις εντάσεις της

κορυφής περίθλασης 311 συνοδεύεται από διακύμανση των συνθηκών θερμικής κατεργασίας. Στη γήρανση στους 200°C, ξεκινά ένας τεράστιος αριθμός διαταραχών, λόγω της τάσης που προκύπτει από τη συστολή του όγκου. Η ανάκτηση φάσης και η ανακρυστάλλωση συνέβησαν μέσω της κατεργασίας τεχνητής γήρανσης, η οποία μπορεί να προτρέψει τους κόκκους να στραφούν στον προσανατολισμό του 200.



Σχήμα 2. 56: Μοτίβα περίθλασης ακτίνων X του AA6061, (A) : Ανοπτημένο δείγμα, (B) : δείγμα με γήρανση στους 170°C, (C) : δείγμα με γήρανση στους 200°C και (D) : δείγμα με γήρανση στους 230°C

2.5.3 Σύνοψη αποτελεσμάτων εφελκυσμού

Παρακάτω δίνεται ένας πίνακας που συνοψίζει τα αποτελέσματα των ερευνών, όσον αφορά τις τιμές των δοκιμών εφελκυσμού.

Κράμα (Σύσταση)	Προϊόν Μηχανικής κατεργασίας	Θερμική κατεργασία	Όριο διαρροής (MPa)	UTS (Mpa)	Επιμήκυνση (%)	Πηγή
6005	χύτευση	T4	60	120	17	[13]
6005	διέλασης	T4	65	155	21	[13]
6082	χύτευσης	T4	60	130	25	[13]
6082	διέλασης	T4	72	170	25	[13]
6061	-	T6	270	321	13.2	[14]
6061	-	T7	230*	280*	14.2	[14]
6061	-	as-recieved	85*	205*	24.6	[14]
6061	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	125*	250*	34*	[15]
6061	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	115*	230*	31*	[15]
6111	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	145*	263*	35*	[15]
6111	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	133*	245*	33*	[15]
6016	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	125*	250*	37*	[15]
6016	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	125*	250*	36*	[15]
Ref	διέλασης	T6	308	358	23	[16]
A	διέλασης	T6	347	434	43.9	[16]
B (~6082)	διέλασης	T6	353	388	77.4	[16]
C (~6061)	διέλασης	T6	376	454	64.9	[16]
D	διέλασης	T6	290	345	27.9	[16]
6061	Διέλασης (λείο δοκίμιο)	T6	288.2	460*	M.O:53.8	[17]
6063	Διέλασης (λείο δοκίμιο)	T6	220.1	340*	M.O:52.9	[17]
6110	Διέλασης (λείο δοκίμιο)	T6	277.7	420*	M.O:33.6	[17]
6061	ανόπτηση	T6	270	290	-	[18]

Πίνακας 2. 28: Πίνακας τιμών αποτελεσμάτων δοκιμής εφελκυσμού

*οι τιμές ελήφθησαν από διαγράμματα.

2.5.4 Σύνοψη αποτελεσμάτων σκληρότητας

Κράμα (Σύσταση)	Προϊόν Μηχανικής κατεργασίας	Θερμική κατεργασία	Σκληρότητα Vickers, Brinell	Πηγή
6005	χύτευση	T4	40 Brinell	[13]
6005	διέλασης	T4	50 Brinell	[13]
6082	χύτευσης	T4	50 Brinell	[13]
6082	διέλασης	T4	58 Brinell	[13]
6061	-	T6	90 Vickers	[14]
6061	-	T7	76,6 Vickers	[14]
6061	-	as-recieved	68 Vickers	[14]
6061	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	78* Vickers	[15]
6061	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	75* Vickers	[15]
6111	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	83* Vickers	[15]
6111	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	80* Vickers	[15]
6016	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	76* Vickers	[15]
6016	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	77* Vickers	[15]
Ref	διέλασης	T6	>120 Vickers	[16]
A	διέλασης	T6	143 ± 1.8 Vickers	[16]
B (6082)	διέλασης	T6	>120 Vickers	[16]
C (6061)	διέλασης	T6	130 ± 2.3 Vickers	[16]

Πίνακας 2. 29: Πίνακας τιμών αποτελεσμάτων δοκιμής σκληρότητας

*οι τιμές ελήφθησαν από διαγράμματα.

2.5.5 Σύνοψη αποτελεσμάτων μικροδομής

Κράμα (Σύσταση)	Προϊόν Μηχανικής κατεργασίας	Θερμική κατεργασία	Στοιχεία, ενδομεταλλικές ενώσεις, φάσης	Πηγή
6005	χύτευση	T4	α- AlFeSi και β-AlFeMnSi	[13]
6005	διέλασης	T4	σφαιροειδής φάση α-Al(FeMn)Si και β-Mg ₂ Si	[13]
6082	χύτευσης	T4	α- AlFeSi και β-AlFeMnSi	[13]
6082	διέλασης	T4	σφαιροειδής φάση α-Al(FeMn)Si και β-Mg ₂ Si	[13]
6061	-	T6	β'' ιζήματα	[14]
6061	-	T7	β'' ιζήματα	[14]
6061	-	as-recieved	β'' ιζήματα	[14]
6061	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	αδιάλυτα σωματίδια Al(Fe, Mn)Si	[15]
6061	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	αδιάλυτα σωματίδια Al(Fe, Mn)Si	[15]

6111	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	αδιάλυτα σωματίδια Al(Fe, Mn)Si	[15]
6111	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	αδιάλυτα σωματίδια Al(Fe, Mn)Si	[15]
6016	Θερμή και ψυχρή έλαση	T4	αδιάλυτα σωματίδια Al(Fe, Mn)Si	[15]
6016	Θερμή και ψυχρή έλαση	Preaging+NA	αδιάλυτα σωματίδια Al(Fe, Mn)Si	[15]
Ref	διέλασης	T6	σωματίδια διασποράς τύπου α-AlMn(Fe)Si, φάση β-AlFeSi και	[16]
A	διέλασης	T6	σωματίδια διασποράς τύπου α-AlMn(Fe)Si, φάση β-AlFeSi	[16]
B (6082)	διέλασης	T6	σωματίδια διασποράς τύπου α-AlMn(Fe)Si	[16]
C (6061)	διέλασης	T6	σωματίδια διασποράς τύπου α-AlMn(Fe)Si	[16]
D	διέλασης	T6	-	[16]
6061	διέλασης	T6	α-φάσης σωματίδια με σύσταση $Al_{50}(Fe, Mn, Cr)_{12}Si_7$	[17]
6063	διέλασης	T6	α-φάσης σωματίδια με σύσταση $Al_{50}(Fe, Mn, Cr)_{12}Si_7$	[17]
6110	διέλασης	T6	α-φάσης σωματίδια με σύσταση $Al_{50}(Fe, Mn, Cr)_{12}Si_7$	[17]
6061	ανόπτηση	T6	Mg ₂ Si	[18]

Πίνακας 2. 30: Πίνακας τιμών αποτελεσμάτων μικροδομής (SEM, TEM)

*οι τιμές ελήφθησαν από διαγράμματα.

3 Συζήτηση των αποτελεσμάτων – Συμπεράσματα – Προτάσεις

3.1 Στόχος

Η παρούσα Διπλωματική έχει σαν στόχο τη συσχέτιση της αντοχής (όριο διαρροής, μέγιστη αντοχή εφελκυσμού) με την ολκιμότητα (επιμήκυνση) ως συνάρτηση της θερμικής κατεργασίας γήρανσης σε κράματα αλουμινίου 6xxx και ειδικότερα για τα κράματα υψηλής αντοχής όπως τα 6061 και 6082.

3.2 Σύγκριση και παρατηρήσεις

Τα ευρήματα των ερευνών επιβεβαιώνουν κυρίως την σχέση αναμεσα της αντοχής και της ολκιμότητας με αυτήν να παρουσιάζεται ως εξής: Όταν αυξάνεται η αντοχή, η ολκιμότητα μειώνεται, κάτι που γνωρίζουμε από την σχετική βιβλιογραφία. Η ολκιμότητα επίσης συνδέεται συχνά με την ικανότητα του μετάλλου να δέχεται μεγάλη πλαστική παραμόρφωση. Ως γνωστών με την πλαστική παραμόρφωση το υλικό ισχυροποιείται μέσω της εργοσκληρυνσης. Όμως η περαιτέρω πλαστική παραμόρφωση προκαλεί μείωση στο ρυθμό εργοσκληρυνσης που οδηγεί στην δημιουργία λαιμού και έπειτα στην θραύση. Οι παράγοντες που παίζουν σημαντικό ρόλο στο να διαμορφώσουν την ικανότητα του υλικού να δέχεται μεγάλη πλαστική παραμόρφωση είναι πολλές. Όπως για παράδειγμα, το κρυσταλλικό πλέγμα, πυκνότητα αταξιών, κραματικά στοιχεία, τα ιζήματα που προκύπτουν μέσω της γήρανσης, το μέγεθος των κόκκων κτλ. Σημαντικές παρατηρήσεις που προέκυψαν από τα αποτελέσματα των πειραμάτων όσον αφορά τα κραματικά στοιχεία, τα ιζήματα, τα σωματίδια και το μέγεθος και η δομή των κόκκων έχουν ως εξής:

- Σχετικά με τα κραματικά στοιχεία Mg και Si :Το κράμα αναφοράς Ref ([16]) έδειξε κακή ολκιμότητα λόγω της παρουσίας σωματιδίων (Mg,Si) στα όρια των κόκκων, μερικά από τα οποία καταβυθίστηκαν πριν από τη γήρανση. Η περίσσεια Si προστίθεται συχνά για να αυξηθεί ο ρυθμός καθίζησης. Τα αποτελέσματα για το κράμα C ([16]), ωστόσο, υποδηλώνουν ότι αυξάνοντας την αναλογία Mg:Si, η ολκιμότητα θα βελτιωθεί για την ίδια (ή χαμηλότερη) συνολική περιεκτικότητα σε Mg+Si, ενώ η κινητική και η αντοχή της καθίζησης μπορεί να διατηρηθούν προσθέτοντας Cu . Η παρουσία ιζημάτων β" (Mg_5Si_6) οδηγεί σε σημαντικές αλλαγές στη μηχανική συμπεριφορά του υλικού: το όριο διαρροής αυξάνεται σημαντικά, η σκληρότητα ποικίλλει γραμμικά με το όριο διαρροής και η ικανότητα σκλήρυνσης σε παραμόρφωση μειώνεται. ([17])
- Έπειτα φαίνεται πως η θερμοκρασία διαλυτοποίησης επηρεάζει την μικροδομή. Τα κράματα που διαλυτοποιήθηκαν σε υψηλότερες θερμοκρασίες όπως το κράμα 6061 ([18]) στους 540°C, το B και C ([16]) στους 530°C είχαν καλύτερες μηχανικές ιδιότητες όσον αφορά την αντοχή. Συγκρίνοντας το με το κράμα 6061 ([14]) που η θερμοκρασία διαλυτοποίησης του ήταν 500°C χαμηλότερες τιμές για αυτό το κράμα. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι η ποσότητα των Mg και Si στο υπερκορεσμένο διάλυμα, τα οποία είναι απαραίτητα για το σχηματισμό των σωματιδίων σκλήρυνσης της φάσης β-Mg₂Si, καθιζάνουν κατά τη διάρκεια της γήρανσης και αυξάνονται μαζί με την αύξηση της θερμοκρασίας διαλυτοποίησης.
- Σχετικά με το κραματικό στοιχείο Mn Το Mn είχε την πιο θετική επίδραση στην ολκιμότητα. Εκτός από την καθίζηση σωματιδίων διασποράς που εμποδίζει την ανακρυστάλλωση, η εισαγωγή Mn μείωσε επίσης το μέσο μέγεθος των πρωτογενών σωματιδίων, με μετασχηματισμό του β-AlFeSi σε σωματίδια α-φάσης. Αυτό το φαινόμενο είναι πιθανό να έχει βελτιώσει την ολκιμότητα, με αποτέλεσμα λιγότερα εύθραυστα σωματίδια στη δομή. ([16])
- Σχετικά με το κραματικό στοιχείο Cu φαίνεται ([16]) ότι το Cu επηρεάζει την ολκιμότητα με θετικό τρόπο, όπου η πιθανή παρουσία σημαντικής ποσότητας Cu σε στερεό διάλυμα εξηγεί τη βελτίωση της τάσης εφελκυσμού για αυτά τα κράματα. Επίσης παρατηρείτε λόγο της ποσότητας Cu μια γρήγορη αύξηση της σκληρότητας .

- Σχετικά με το κραματικό στοιχείο Fe βρέθηκε πως στα κράματα 6005 και 6082 ([13]) ο Fe με ποσοστά 0.21wt.% και 0.33wt.% αντίστοιχά, και τα πρωτεύοντα σωματίδια δεν επιφέρουν αρνητική επίδραση στην ολκιμότητα, αλλά ελαφρώς θετική. Συγκρίνοντας τα κράματα 6061 ([14]), 6061 ([17]) και C ([16]), το 6061 ([14]) και το κράμα C με Fe στα 0.21wt.% είχαν καλύτερες τιμές ολκιμότητας από ότι το 6061 με 0.45 wt.%. Φαίνεται λοιπόν πως στα κράματα της σειράς 6xxx και πιο συγκεκριμένα στο κράμα 6061, σε μικρές ποσότητες ο σίδηρος δεν έχει αρνητική επίδραση.
- Σχετικά με το μέγεθος και την δομή των κόκκων, μία από τις πιο σημαντικές παρατηρήσεις αυτής της έρευνας είναι πως φαίνεται να καλυτερεύουν σημαντικά οι μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων της σειράς όταν έχουμε μεικτή διασπορά σωματιδίων. Συγκρίνοντας κράματα που είχαν μια πιο φθίνουσα κατανομή σωματιδίων σε σχέση με το μέγεθος των σωματιδίων, όπως το κράμα 6082 ([13]), το κράμα 6061 ([17]) και τα κράματα B και C ([16]) έδειξαν τις καλύτερες μηχανικές ιδιότητες σε σχέση με τα υπόλοιπα κράματα που εξεταστήκαν παράλληλα στις αντίστοιχες έρευνες. Πιο συγκεκριμένα τα κράματα 6061 ([17]), B και C ([16]) είχαν παρόμοια μικροδομή που κυριαρχείται από με σωματίδια μεγέθους 0,5 μm με κλάσμα εμβαδού κοντά στο 1.

Έπειτα έχουμε και σημαντικές παρατηρήσεις που προέκυψαν από τα αποτελέσματα των πειραμάτων όσον αφορά την προετοιμασία, τις μεθόδους ψύξης και την θερμική κατεργασία. Οι παρατηρήσεις μας έχουν ως εξής:

- Την καλύτερη ολκιμότητα την είχε το κράμα B ([14]) το οποίο είχε υποστεί διέλαση και έπειτα την θερμική κατεργασία T6. Αντιθέτως την καλύτερη αντοχή (όριο διαρροής και μέγιστη αντοχή εφελκυσμού) την είχε το κράμα C της ίδιας ερευνάς, που είχε υποστεί την ίδια διαδικασία. Αξιοσημείωτο είναι το γεγονός πως και τα δύο κράματα παρουσιάζουν μια δομή μικτών κόκκων με σύνορα μικρής γωνίας (misorientation angle > 15°)
- Η απότομη ψύξη (σε νερό) φαίνεται να δίνει δημιουργεί πιο ομοιόμορφη μικροδομή. ([13])
- Το κράμα AA6110 έχει τον υψηλότερο ρυθμό εργοσκήρυνσης στο στάδιο III, ακολουθούμενο από το κράμα AA6061 και AA6063, αντίστοιχα. Ωστόσο, ο ρυθμός σκλήρυνσης του κράματος AA6110 κορεστεί γρήγορα στο στάδιο IV, όπου το κράμα AA6061 παρουσιάζει τη μεγαλύτερη σκλήρυνση και τον υψηλότερο ρυθμό σκλήρυνσης μεταξύ των κραμάτων. ([15])
- Η προ-γήρανση έδειξε να έχει αρνητική επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αποτελούν τα κράματα H1,M2 και Λ3 ([13]). Τα κράματα αυτά και τα κράματα 6005 και 6082 ([13]) που είχαν υποστεί θερμική κατεργασία T4 είχαν από τις πιο χαμηλές τιμές όσον αφορά και την αντοχή και την ολκιμότητα.
- Συγκρίνοντας τα κράματα 6061 που εξετάστηκαν, το 6061 της ερευνάς [14] είχε την μικρότερη τιμή ολκιμότητας στα 13.2 % ενώ το κράμα 6061 της ερευνάς [17] είχε την υψηλότερη τιμή με μέσο όρο μετρήσεων 53.8 %. Στη θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, το 6061-[14] θερμάνθηκαν στους 500 °C και διατηρήθηκε σε αυτήν την θερμοκρασία για 2 ώρες, ενώ το 6061-[17] θερμάνθηκαν στους 560 °C και διατηρήθηκαν σε αυτή τη θερμοκρασία για 10 λεπτά και στη συνέχεια σβήστηκαν και τα δύο με νερό σε θερμοκρασία δωματίου. Μετά από αποθήκευση

για 4 ώρες για το 6061-[14] και 24 ωρών για το 6061-[17] σε θερμοκρασία δωματίου, τα δείγματα θερμάνθηκαν στους 200 και 185°C αντίστοιχα, διατηρήθηκαν σε αυτή τη θερμοκρασία για 3 ώρες και 20 λεπτά και 8 ώρες αντίστοιχα, και στη συνέχεια βάφτηκαν σε αέρα το 6061-[14] και σε νερό το 6061-[17] σε θερμοκρασία δωματίου. Συγκρίνοντας αυτές τις διαδικασίες με τις διαδικασίες που έγιναν σε άλλα κράματα (π.χ. το κράμα C), φαίνεται πως η διαλυτοποίηση σε θερμοκρασίες άνω των 530°C για μικρό χρονικό διάστημα (10 λεπτών) και η γήρανση σε μικρές θερμοκρασίες, περίπου 170 έως 185°C για αρκετές ώρες (8 με 15 ώρες) δίνουν καλύτερα αποτελέσματα όσον αφορά την ολκιμότητα και ίσως όσον αφορά την αντοχή.

3.3 Συμπεράσματα

Τα τελικά συμπεράσματα που προκύπτουν από τις πιο πάνω παρατηρήσεις είναι τα εξής:

- Η αύξησή της αντοχής επιφέρει μείωση της ολκιμότητας. Ο ρυθμός εργοσκήρυνσης φαίνεται να συνδέει αυτές τις δυο ιδιότητες. Ο γρήγορος ρυθμός εργοσκήρυνσης προκαλεί εν μέρη παραπάνω μείωση της ολκιμότητας από ότι προκαλεί ο αργός ρυθμός. Ο ρυθμός της εργοσκήρυνσης φαίνεται να συνδέεται επίσης με τα χαρακτηριστικά της μικροδομής.
- Η λεπτή και ομοιόμορφη διασπορά σωματιδίων επηρεάζει θετικά τις μηχανικές ιδιότητες της αντοχής και της ολκιμότητας.
- Η προ γήρανση επηρεάζει αρνητικά τις μηχανικές ιδιότητες.
- Η πιο κατάλληλη θερμοκρασία διαλυτοποίησης φαίνεται να είναι γύρω στα 530 με 540°C.
- Συγκεκριμένα για το κράμα 6061 η πιο κατάλληλη θερμοκρασία διαλυτοποίησης φαίνεται να είναι άνω των 530 °C για μερικά λεπτά, και ο χρόνος και η θερμοκρασία γήρανσης φαίνεται να είναι άνω των 8 ωρών σε θερμοκρασίες 170 έως 185°C για βέλτιστες τιμές τις ολκιμότητας και τις αντοχής.
- Μεγάλες ποσότητες κραματικών στοιχείων επηρεάζουν θετικά την κινητική της γήρανσης και τον ρυθμό εργοσκήρυνσης.
- Φαίνεται να καλυτερεύουν σημαντικά οι μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων της σειράς όταν έχουμε μεικτή διασπορά σωματιδίων με την κατανομή να κυριαρχείται από σωματίδια μικρού μεγέθους και να φθίνει όσο αυξάνεται το μέγεθος των σωματιδίων.

3.4 Προτάσεις

Μια από τις προτάσεις μας θα ήταν περαιτέρω ανάλυση τον σωματιδίων και της διασποράς τους. Φαίνεται πως για την επίτευξη καλύτερων μηχανικών ιδιοτήτων πρέπει να αποσαφηνιστούν η επιδράσεις που έχει η κραμάτωση και η καθίζηση αυτών των κραματικών στοιχείων.

Έπειτα ο ρυθμός εργοσκήρυσης θα έπρεπε να συσχετιστεί με την αντοχή και την ολκιμότητα.

Όσο αφορά τα κράματα 6061 και 6082 θα πρέπει να γίνουν περισσότερες μελέτες των ιδιοτήτων τους μετά από την επιβολή διαφόρων θερμικών κατεργασιών και ιδιαιτέρως για το κράμα 6082 για το οποίο δεν μπόρεσε αυτή η διπλωματική να βρει αρκετά στοιχεία και πειράματα.

Θα πρέπει έπειτα να γίνουν παραπάνω μελέτες για την επιρροή που ασκούν τα σύνορα μικρής γωνίας στις μηχανικές ιδιότητες και θα πρέπει να γίνουν παραπάνω μελέτες για να επιβεβαιωθεί το αποτέλεσμα πως όταν η μικροδομή κυριαρχείται από σωματίδια μικρών μεγεθών αυτό καλυτερεύει τις μηχανικές ιδιότητες.

Τέλος, προτείνεται να γίνουν παραπάνω μελέτες όσον αφορά τις παραμέτρους διαλυτοποίησης και γήρανσης για το κράμα 6061 για να επιβεβαιωθεί το συμπέρασμα στο οποίο κατέληξε αυτή η ερευνά σχετικά με αυτά.

4 Βιβλιογραφία

- [1] <https://seka.org.gr/istoria-tou-alouminiou/>
- [2] ΑΝΔΡΕΑ ΤΖΑΜΤΖΗ, (2007), *Επίδραση της τοπικής μεταβολής του ορίου διαρροής λόγω υπεργήρανσης στην διάδοση ρωγμής σε κόπωση κράματος Αλουμινίου 2024-T3*,
- [3] E.A.Starke Jr. ,(2001), *Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition)*, Pages 114-116
- [4] Jude Mary Runge, (2018), *The Metallurgy of Anodizing Aluminum* pp 1-63, εκδόσεις Springer
- [5] <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2813>
- [6] Michael Ashby, Hugh Shercliff, David Cebon,(2010), *Υλικά: Μηχανική, επιστήμη, επεξεργασία και σχεδιασμός*, εκδόσεις κλειδάριθμος
- [7] <https://www.makeitfrom.com/>
- [8] Γρ.Ν. Χαϊδεμενόπουλος, (2007), *Φυσική Μεταλλουργία*, εκδόσεις Τζιόλα
- [9] Davis, J. R. (Ed.). (1993). *ASM specialty handbook: Aluminum and aluminum alloys* (pp. 3–18). Metals Park, OH: ASM International.
- [10] Q. Lu et al. ,(2020), *Simultaneously enhanced strength and ductility of 6xxx Al alloys via manipulating meso-scale and nano-scale structures guided with phase equilibrium*, Journal of Materials Science & Technology 41 ,139–148
- [11] Monoj Baruah and Anil Borah ,(2019), *Processing and precipitation strengthening of 6xxx series aluminium alloys: A review*, International Journal of Materials Science
- [12] The Aluminum Association, (2018), *International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys*
- [13] Grazyna Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, (2005), *Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys*, Journal of Materials Processing Technology 162–163,367–372
- [14] F. Ozturk et al., (2010), *Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy*, Materials and Design 31, 972–975
- [15] H. Zhong et al., (2017), *Influence of pre-ageing on the stretch formability of Al-Mg-Si automotivesheet alloys*, Materials Science & Engineering A 697, 79–85
- [16] M.S. Remøe et al., (2017), *The effect of alloying elements on the ductility of Al-Mg-Si alloys*, Materials Science & Engineering A 693, 60–72
- [17] S. Thomesen et al., (2020), *Influence of stress state on plastic flow and ductile fracture of three 6000-series aluminium alloys*, Materials Science & Engineering A 783, 139295

[18] Ali Hussein Ataiwi, Jamal Jalal Dawood, Marwan Abbas Madhloom, (2021), *Effect of precipitation hardening treatments on tensile properties, impact toughness, and microstructural changes of aluminum alloy AA6061*, Materials Today: Proceedings xxx, xxx