

ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

ΜΕΛΕΤΗ ΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΔΙΕΛΑΣΗΣ ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ ΣΕΙΡΑΣ 6XXX, ΜΕ ΣΚΟΠΟ ΤΗ ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΤΗΣ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ ΚΑΙ ΤΗΣ ΙΚΑΝΟΤΗΤΑΣ ΑΠΟΡΡΟΦΗΣΗΣ ΕΝΕΡΓΕΙΑΣ (CRASHWORTHINESS)

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

ΑΘΑΝΑΣΙΟΥ ΒΑΖΔΙΡΒΑΝΙΔΗ

ΔΙΠΛ. ΜΗΧ. ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ-ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΟΥ Ε.Μ.Π.

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ: Δ. Ε. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ

ΚΑΘΗΓΗΤΗΣ Ε.Μ.Π.

AOHNA 2016



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

ΜΕΛΕΤΗ ΤΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΔΙΕΛΑΣΗΣ ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑΛΟΥΜΙΝΙΟΥ ΣΕΙΡΑΣ 6XXX, ΜΕ ΣΚΟΠΟ ΤΗ ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΤΗΣ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ ΚΑΙ ΤΗΣ ΙΚΑΝΟΤΗΤΑΣ ΑΠΟΡΡΟΦΗΣΗΣ ΕΝΕΡΓΕΙΑΣ (CRASHWORTHINESS)

ΔΙΔΑΚΤΟΡΙΚΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ

ΑΘΑΝΑΣΙΟΥ ΒΑΖΔΙΡΒΑΝΙΔΗ

ΔΙΠΛ. ΜΗΧ. ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ-ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΟΥ Ε.Μ.Π.

ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΣΥΜΒΟΥΛΕΥ	ТІКН ЕПІТРОПН:
1. Δ. Ε. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ	Кαθ. Е.М.П.
(Επιβλέπων)	
2. Δ. Ι. ΠΑΝΤΕΛΗΣ	Кαθ. Ε.Μ.Π.
3. Γ. Χ. ΒΟΣΝΙΑΚΟΣ	Кαθ. Е.М.П.

ΕΠΤΑΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ:
1. Δ. Ε. ΜΑΝΩΛΑΚΟΣ Καθ. Ε.Μ.Π.
(Επιβλέπων)
2. Δ. Ι. ΠΑΝΤΕΛΗΣ Καθ. Ε.Μ.Π.
3. Γ. Χ. ΒΟΣΝΙΑΚΟΣ Καθ. Ε.Μ.Π.
4. Ι. ΧΡΥΣΟΥΛΑΚΗΣ Ομ. Καθ. Ε.Μ.Π.
5. Γ. ΦΟΥΡΛΑΡΗΣ Καθ. Ε.Μ.Π.
6. Ε. ΧΡΙΣΤΟΦΟΡΟΥ Καθ. Ε.Μ.Π.
7. Χ. ΠΑΝΑΓΟΠΟΥΛΟΣ ε. σ. Καθ. Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ, Οκτώβριος 2016

Η έγκριση της διδακτορικής διατριβής από την Ανώτατη Σχολή Μηχανολόγων Μηχανικών του Ε.Μ.Π. δεν υποδηλώνει αποδοχή των γνωμών του συγγραφέα (Ν 5343/1932, Άρθρο 202).

Πρόλογος

Η παρούσα διδακτορική διατριβή είναι το αποτέλεσμα της συνεργασίας μιας ομάδας ατόμων προερχόμενων κυρίως από το χώρο της βιομηχανίας, αλλά και από το Ε.Μ.Π., δίχως τη βοήθεια των οποίων δε θα ήταν εφικτή η περάτωση της.

Αρχικά θα ήθελα να ευχαριστήσω τον καθηγητή Ε.Μ.Π. Δ. Ε. Μανωλάκο, επιβλέποντα της διδακτορικής διατριβής, τόσο για την ευκαιρία που μου έδωσε να ασχοληθώ και να αναπτύξω το θέμα της διατριβής, όσο και για την υποστήριξη καθώς και για την εμπιστοσύνη που έδειξε στο πρόσωπο μου.

Επίσης απευθύνω ευχαριστίες στη Διοίκηση της εταιρείας ΕΛΚΕΜΕ Α.Ε. για τη δυνατότητα χρησιμοποίησης των εργαστηριακών εγκαταστάσεων και την αμέριστη συμπαράσταση στην εργασία του θεματικού πεδίου της διατριβής.

Για την διάθεση των προς μελέτη δειγμάτων επιθυμώ να ευχαριστήσω τη Διοίκηση της εταιρείας ΕΤΕΜ Α.Ε. και ιδιαιτέρως τη συνάδελφο Χημικό Μηχανικό Ι. Κουμαριώτη. Για την πραγματοποίηση των μεταλλογραφικών μελετών και των μηχανικών δοκιμών που αποτέλεσαν το μεγαλύτερο μέρος των εργαστηριακών δοκιμών, ευχαριστώ ιδιαίτερα τους συναδέλφους μου στο ΕΛ.Κ.Ε.ΜΕ. Α. Ρίκο και Α. Τουλφατζή. Μέρος των δοκιμών έλαβε χώρα στα εργαστήρια του Τομέα Τεχνολογίας των Κατεργασιών της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών υπό την επίβλεψη του Ε.ΔΙ.Π. Π. Κωστάζου με την καθοδήγηση του οποίου κατέστη δυνατή η υλοποίηση της μοντελοποίησης. Πολύτιμες υπήρξαν οι συμβουλές του πρώην Γενικού Διευθυντή του ΕΛΚΕΜΕ S. Ping, ο οποίος είχε και την αρχική ιδέα του θέματος της διατριβής.

Τέλος επιθυμώ να κάνω ιδιαίτερη αναφορά στον συνάδελφο, τεχνικό διευθυντή του ΕΛΚΕΜΕ Δρ. Μηχ. Γ. Πανταζόπουλο για τον χρόνο που διέθεσε, τις εποικοδομητικές παρατηρήσεις του και την καθοδήγηση καθ' όλη τη διάρκεια της εκπόνησης της διατριβής.

Σας ευχαριστώ όλους ειλικρινά!

Πίνακας περιεχομένων

ΠΡΟΛΟΓΟ	Σ	111
ΠΙΝΑΚΑΣ	ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ	V
ΠΕΡΙΛΗΨ	н	vii
EXTENDE	D ABSTRACT	іх
ΛΙΣΤΑ ΣΧΙ	ΙΜΑΤΩΝ	XIII
καταλογ	ΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ	xxi
1 ΕΙΣΔ		1
1 1		
1.1		⊥
1.2	ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΣΤΙΣ ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΚΑΙ ΦΥΣΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΑL	
1.3	ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΣΤΕΡΕΟΥ ΔΙΑΛΥΜΑΤΟΣ ΚΑΙ ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΗΣ ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΨΥΞΗΣ ΑΠΟ ΤΗ ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ ΔΙΕΛΑΣΗΣ .	
1.4	ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ	.13
1.5	ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΗΣ ΦΥΣΙΚΗΣ ΓΗΡΑΝΣΗΣ ΣΤΗΝ ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ	. 15
1.6	Ο ΡΟΛΟΣ ΤΩΝ ΚΕΝΩΝ ΠΛΕΓΜΑΤΙΚΩΝ ΘΕΣΕΩΝ ΣΤΗΝ ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΔΙΑΧΥΣΗΣ	. 19
1.7	Σχηματισμός ζώνων GP, καθιζήση φασέων σύνοχης και ημισύνοχης	22
1.8	Δημιουργία ζώνων χώρις κατακρημνισματά (ZXK) (precipitate free zones-PFZs) στα ορία των	
ΚΟΚΚΩΝ	ΚΑΙ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΕΥΑΙΣΘΗΤΟΠΟΙΗΣΗ	. 24
1.9	ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ ΘΛΙΨΗΣ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΔΙΕΛΑΣΗΣ	27
2 ΣΧΕΛ	ΜΑΣΜΟΣ ΤΗΣ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ	. 32
2.1	Κραματά και διατόμες των διατιθεμένων προϊόντων διέλασμς	32
2.2	Σκοπιμοτητά μελετής της μικροδομής	33
2.3	ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ ΦΑΣΕΩΝ ΠΡΟΓΗΡΑΝΣΗΣ ΚΑΙ ΚΥΡΙΩΣ ΣΤΑΔΙΟΥ ΤΕΧΝΗΤΗΣ ΓΗΡΑΝΣΗΣ	34
2.4	Δοκιμές εφελκύςμου	39
2.5	Δοκιμές ημιστατικής θλιψής	41
2.6	ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗ ΤΩΝ ΔΟΚΙΜΩΝ ΘΛΙΨΗΣ ΜΕ ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ	41
3 ANA	ΛΥΣΗ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΜΕ ΟΠΤΙΚΗ, ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ	1
ΔΙΕΡΧΟΜ	ΕΝΗΣ ΔΕΣΜΗΣ	. 42
3.1	Σκοπος της μελετής της μικρολομής	42
3.2	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΟΠΤΙΚΗΣ ΚΑΙ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗΣ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑΣ	
32	1 Μορφολονία κόκκων ΑΙ	44
3.2.2	2 Αποτελέσματα για το κοάμα 1 διατομής «Α».	. 48
3.2	3 Αποτελέσματα για τα κράματα 2 και 3 διατομής «Β»	56
3.24	9 Αποτελέσματα για τα κράματα 2 και 9 στατομής «Β» 1 Αποτελέσματα για το κοάμα 4 διατομής «Β»	59
33	Αποτελεσματά για το κραμα γ στατομής «Δ»	61
3.4	Σχολιάστας απότελεσματών από τη μελετή της μικρολομής	66
J.4		.00
4 A=IC		. 08
4.1	ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΤΗΣ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ	. 68
4.2	Αποτελεσματά δοκιμών προφίλ κραματός 1, διατομής «Α» Δειγματά από το στάδιο της	
ΠΡΟΓΗΙ	ΡΑΝΣΗΣ	68
4.3	Αποτελεσματά δοκιμών προφίλ κραματός 2, διατόμης «Β»	86

	4.4	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΔΟΚΙΜΩΝ ΠΡΟΦΙΛ ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3, ΔΙΑΤΟΜΗΣ «Β»	92
	4.5	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΔΟΚΙΜΩΝ ΠΡΟΦΙΛ ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4, ΔΙΑΤΟΜΗΣ «Β»	96
	4.6	ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΘΡΑΥΣΤΟΓΡΑΦΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ	101
	4.7	Σχολιάσμος αποτελεσματών του Κεφαλαίου 4	114
5	AEIC	ΛΟΓΗΣΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΜΕΣΩ ΔΟΚΙΜΩΝ ΘΛΙΨΗΣ	121
	5.1	Σκοπος των δοκιμών θλιψής και πειραματική διαδικάσια	121
	5.2	A διολογήση αποτελεσματών δοκίμων θλιψής για τα προφίλ διατομής «A» κραματός 1	126
	5.3	A διολογήση αποτελεσματών δοκίμων θλιψής για τα προφίλ «B» κραματός 2, 3 και 4	145
	5.4	ΘΡΑΥΣΤΟΓΡΑΦΙΚΗ ΜΕΛΕΤΗ ΔΕΙΓΜΑΤΩΝ	151
	5.5	Σχολιάσμος των αποτελεσματών του Κεφαλαίου 5	154
6	ПРО	ΣΟΜΟΙΩΣΗ ΔΟΚΙΜΩΝ ΘΛΙΨΗΣ ΜΕ ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ	157
	6.1	Σκοπος της αριθμητικής προσομοιώσης και πειραματική διαδικάσια	157
	6.2	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΠΡΟΣΟΜΟΙΩΣΗΣ ΔΟΚΙΜΗΣ ΘΛΙΨΗΣ ΜΕ ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ	158
	6.3	Σχολιάσμος των αποτελεσματών του Κεφαλαίου 6	180
7	ΣΥΜ	ΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	181
8	ΠΑΡ	артнма	189
B	ΒΛΙΟΓΡ	ΑΦΙΑ	204
Σ	птомо	Ο ΒΙΟΓΡΑΦΙΚΟ ΣΗΜΕΙΩΜΑ ΑΘΑΝΑΣΙΟΥ ΒΑΖΔΙΡΒΑΝΙΔΗ	213

Περίληψη

Οι θερμικές κατεργασίες διαλυτοποίησης και τεχνητής γήρανσης μετά τη διέλαση σε προϊόντα διέλασης κράματος AI της σειράς 6xxx διαμορφώνουν τις τελικές μηχανικές ιδιότητες και ο κατάλληλος σχεδιασμός τους είναι απαραίτητος για την επίτευξη του επιθυμητού συνδυασμού υψηλής αντοχής και απορρόφησης ενέργειας σε περίπτωση κρούσης.

Κατά την διαλυτοποίηση η προσφερόμενη θερμότητα μπορεί να προκαλέσει ανεπιθύμητη μεγέθυνση κόκκου και ελάττωση των μηχανικών ιδιοτήτων. Ο ρυθμός ψύξης από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος έχει άμεση επίδραση στην δυσθραυστότητα των προφίλ. Χαμηλή ταχύτητα ψύξης σχετίζεται με περιορισμό της ολκιμότητας, λόγω σχηματισμού περικρυσταλλικών ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα, οι οποίες αποτελούν περιοχές χαμηλότερης αντοχής και ολκιμότητας από το εσωτερικό των κόκκων Al.

Η επιδιωκόμενη αύξηση της αντοχής επέρχεται μέσω κατακρήμνισης του μέγιστου δυνατού πλήθους κατακρημνισμάτων β'' και β' και από διαμόρφωση μη ανακρυσταλλωμένης μικροδομής ή μικρού μέσου μεγέθους κόκκου κατά τη διέλαση. Κράματα με περίσσεια Si σε σχέση με τη στοιχειομετρική αναλογία Mg:Si - 2:1 εμφανίζουν κατακρήμνιση κρυστάλλων Si σε περικρυσταλλικές θέσεις με αποτέλεσμα την ελάττωση της ολκιμότητας. Ταυτόχρονα όμως παρατηρείται και επιτάχυνση της κινητικής της τεχνητής γήρανσης λόγω του μικρότερου απαιτούμενου αριθμού αλμάτων των κραματικών στοιχείων για σχηματισμό φάσεων συνοχής. Από τα πειραματικά δεδομένα προέκυψε πως στα κράματα περιεκτικότητας 0,6% και 0,8% κ.β. σε Mg₂Si με περίσσεια Si η τεχνητή γήρανση στους 170°C για 40 ώρες επιφέρει υψηλότερες τιμές αντοχής, ενώ στα με 0,8% Mg₂Si και 1,0% με Mn και περίσσεια Si οι προτεινόμενες συνθήκες είναι 200°C για χρόνο παραμονής 4 ωρών.

Η αποφυγή του σταδίου φυσικής γήρανσης 24 ωρών μεταξύ διαλυτοποίησης και τεχνητής γήρανσης είχε αρνητική ή αμελητέα επίδραση στην ολκιμότητα (ελάττωση διατομής) αλλά θετική όσον αφορά στην αντοχή των προφίλ μέσης κραμάτωσης. Οι δοκιμές κατέδειξαν επίσης πως με τεχνητή γήρανση σε δύο στάδια, δηλαδή με την ενσωμάτωση ενός 1^{ου} σταδίου γήρανσης σε θερμοκρασία χαμηλότερη της κύριας που έπεται, επιτυγχάνεται θετική απόκριση του υλικού στην κινητική της σκλήρυνσης. Από την πραγματοποίηση δοκιμών θλίψης διαπιστώθηκε καλύτερη συμπεριφορά των προφίλ μετά από θερμική κατεργασία στους 200°C συγκριτικά με τους 170°C, καθώς ευνοείται η γενικευμένη, αντί για την περικρυσταλλική κατακρήμνιση. Στα προφίλ με μη ανακρυσταλλωμένη μικροδομή (όπως π.χ. στο κράμα 6082) η ύπαρξη ευμεγέθων κρυστάλλων κοντά στην επιφάνεια οδήγησε, κατά την συμπίεση τους, στην ανάπτυξη ζωνών ολίσθησης και πρώιμων ρωγματώσεων.

Η προσομοίωση των δοκιμών θλίψης με λογισμικό πεπερασμένων στοιχείων αναπαρήγε με πολύ καλή προσέγγιση την μορφολογία των συμπιεσμένων δοκιμίων και τις τιμές μέσου φορτίου θλίψης, αποδεικνύοντας πως μπορεί να αποτελέσει ουσιαστικό εργαλείο για τον σχεδιασμό τόσο της κατάλληλης γεωμετρίας όσο και των θερμικών κατεργασιών των εκάστοτε προφίλ για τη βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων.

Extended abstract

The present Thesis deals with the homogenization and artificial aging thermal treatments of 6xxx series alloy extruded profiles aiming at the optimization of the mechanical properties as this can be expressed by a combination of the highest strength and energy absorption. This is required by the automotive industry in order to ensure minimization of the energy transfer inside the passengers' cabin in the case of a crash.

In the frame of the examination, extrusions with four different concentrations of Mg and Si and with two different cross-sections, square and complex with three boxes of different wall thickness, were tested (alloy 1: 0.6% Mg₂Si excess Si, alloy 2: 0.8% Mg₂Si, alloy 3: 0.8% Mg₂Si excess Si, alloy 4: 1.0% Mg₂Si, excess Si, Mn containing). More specifically the effects of (i) cooling rate after solid solution treatment, (ii) natural aging and (iii) artificial aging temperature were investigated. The analytical techniques that were implemented included optical and scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, tensile testing, compression testing and finite element analysis.

The higher the amount of alloying elements the higher the rate of the kinetics of the aging process and the strength in T6 condition. With excess Si, Si crystals are precipitated deteriorating ductility especially when this occurs in precipitate free zones (PFZs). However the Si content is in general enabling the formation of hardening constituents due to the smaller distance the Si atoms have to travel in order to reach the Mg ones. Indicative measurements with TEM revealed 25% increase in the number density of coherent particles by a respective increase in the Mg₂Si percentage from 0.6 to 1%.

In alloys with 0.6 and 0.8% Mg₂Si and excess Si 40 hours aging at 170° C enabled higher yield and tensile strength values than with aging at 200° C. In the balanced alloy with 0.8% Mg₂Si aging at 200° C produces superior strength, but it is expected that prolonged aging at 170° C (more than 40 hours) would be more effective. For 6082 alloy with 1.08% Mg₂Si slight differences in strength were observed between these two heat treatments.

Regarding the preaging conditions the effects of (i) two step aging and (ii) 24 hours natural aging after solution treatment were investigated. 12 hours preaging at 100° C

resulted in acceleration of aging kinetics leading to massive non-coherent particles precipitation and increase in strength by 8-13MPa without any compromise on the ductility.

Results showed that water quenching (wq) after heat treatment at 550°C for 50 min prevented the non-desirable precipitation of non-coherent phases, retaining a higher amount of alloying elements in solid solution which became available for precipitation in a controlled and efficient way during subsequent artificial aging. On the contrary, air cooling (ac) led to non-desirable, intergranular, mainly, precipitation and formation of precipitate free zones (PFZs), which rendered low ductility, due to the difference in hardness between these narrow zones and the inner part of the grains. Consequently, ac samples exhibited lower strength, slower response to artificial aging, and also grain boundary sensitization which resulted to intergranular cracking in tensile tests. PFZ formation was also detected in wq samples but only in overaged condition (T7). Not naturally aged samples exhibited higher strength values than from the naturally aged (by 8MPa for the alloy with 0.6%Mg₂Si and by 22MPa for 1,0% Mg₂Si). However not naturally aged samples had lower values of toughness in the post-uniform elongation area.

For the evaluation of toughness indices T_{FR} , T_{UTS} kal T_{PI} were calculated from σ - ϵ curves referring to toughness at **FR**acture or total amount of toughness, toughness at **UTS** or toughness corresponding to the area of uniform elongation and toughness in **Pl**astic region (post uniform).

For alloy 1 (0.6%Mg₂Si) $T_{FR} \kappa \alpha T_{UTS}$ values had values 32 $\kappa \alpha i 25J/cm^3$ in T4 $\kappa \alpha i T6$ metallurgical condition while T_{PI} had lower value in T4 than in T6 condition (6 and 10J/cm³ respectively). These values of toughness were higher than those anticipated by aging at 200°C and 220°C. Prolonged preaging step at 100°C led to an increase of $T_{FR} \kappa \alpha i T_{UTS}$ values and slight decrease of T_{PI} . In ac samples low toughness was expressed by a progressive tendency for converging of $T_{FR} \kappa \alpha i T_{UTS}$ with aging progress which indicated that the total amount of toughness resulted from deformation in the elastic and proportionality regions. Similar results were acquired for alloy 2. Alloys 3 and 4 differed in that in WQ condition T_{FR} received lower values than in aged condition and a considerable raise and stabilization of toughness value was realized with the completion of preaging stage.

 T_{PI} proved to be a very reliable index for the characterization of samples as more or less ductile even when two samples had comparable T_{FR} values and it could be well related with the observed reduction in area from the tensile tests. It also received high values in T7 condition even if T_{FR} was decreased and the respective tensile specimens were also very ductile.

Comparing samples with and without natural aging it was found that for alloy 1, in underaged condition naturally aged samples had higher $T_{FR} \kappa \alpha t T_{UTS}$ values but lower T_{Pl} due to the higher aging degree while in peak age condition T_{FR} and T_{UTS} were comparable but T_{Pl} was higher for naturally aged specimens. For alloy 4 naturally aged specimens had also higher values, while for alloys 2 the opposite was observed. For alloy 3 similar fracture values were found.

The results of compression tests proved that extrusions with high strain rate sensitivity indices (m) are expected to present acceptable buckling behavior, high local peak values of compression load and also high mean load values (energy absorption). Shear zones formation and stress concentration during deformation on the secondarily recrystallized grains near the surfaces in 6082 alloy was detrimental to the observed bucking behavior. Aging at 220°C for 6106 alloy improved significantly the buckling behavior, due to massive precipitation and the subsequent neutralization of the effect of the PFZs, while at 200°C buckling mode was also crack free in all examined alloys, because of the equivalent (or less localized) rate of precipitation on grain boundary interfaces and grain interior regions. Useful conclusions were also drawn regarding the maximization of mean load with prolonged preaging step and the destructive buckling mode of ac extrusions due to PFZs formation.

In the assessment of crash tolerance properties of extrusions both tensile and compression tests are indispensable. In case that the microstructure includes sensitized areas such as stress concentration sites (corners, weld areas with oxides, non-uniform grain structure.) compression testing constitutes a more effective method for the suitability of the selected material. On the contrary, the calculation of strain during necking from stress-strain curves is a useful and easy way of understanding whether a sample has a tendency to display a more or less ductile behavior. The conclusions from the calculation of fracture toughness from these two tests were also different. The most typical example was the wq specimen in T4 condition, which in the tensile test overcame the other specimens, while in compression

test the respective specimen showed the half energy absorption compared with specimens in T6 condition.

Finite element modeling of compression test was efficient in reproducing the morphology of the compressed specimens, regardless of the buckling behavior. A good agreement was observed for fracture toughness values and load-displacement curves morphologies obtained from actual tests and the model regarding square cross-section specimens, while inconsistency eventuated for those with the complex cross-section. After constructing the model a series of tests was feasible, including examination of the effect of fracture strain, strain rate and wall thickness of the extrusions. A fracture strain increase resulted in mean load increase, no change in maximum load and limitation of discontinuities formation. Strain rate affected particularly the maximum load and less the mean load, induced shortening of the neighboring peak load distances in the curves and change of the curves mode from regular to irregular. Increasing the wall thickness caused a considerable increase of both mean and maximum load, while the buckling mode was also affected.

Λίστα Σχημάτων

Σχήμα 1 Σχεδιαγραμμα διαδικάσιας παραγωγής προϊοντών διέλασης AL (2)1
Σχήμα 2 Η διαφορά μεγεθούς μεταξύ ατομικής διαμέτρου αλουμινιού και κραματικού στοιχείου δημιουργεί
εσωτερικές τάσεις που αλληλεπιδρούν με αταξίες προκαλώντας ισχυροποίηση. Πρακτικά στο αλουμινίο όλα
τα στερεά διαλύματα είναι με άτομα αντικατάστασης (6), (7)
Σχήμα 3 Διαγραμμά φάσεων Al-Mg2Si, με οριοθετημένη την περιοχή που αντιστοιχεί στο κραμά 6063 (4)5
Σχήμα 4 Διαγραμμα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητα Si 0,35% (20)
Σχήμα 5 διαγραμμα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητα Si 0,5% (20)
Σχήμα 6 Διαγραμμα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητα Si 0,95% (20)
Σχήμα 7 Επίδραση του ρύθμου ψύξης από τη θερμοκράσια στέρεου διαλύματος στην αντοχή προφιλ κράματος
6106 2Е МЕТАЛЛОУРГІКН КАТАΣТАΣН Т6 (41)12
Σχήμα 8 Δημιούργια φαινομένου ενδοτραχύνσης μέσω σχηματισμού δακτυλίων διαταράχων, λογώ της μικρής
ΑΠΟΣΤΑΣΗΣ ΜΕΤΑΞΥ ΤΩΝ ΣΩΜΑΤΙΔΙΩΝ (6)15
Σχήμα 9 Σκληργήση λογώ φυσικής γηρανσής κραμάτων 1 και 2 μετά από βάφη (WQ) και άργη ψυξή (ac) από τη
ΘΕΡΜΟΚΡΑΣΙΑ ΔΙΑΛΥΤΟΠΟΙΗΣΗΣ16
Σχήμα 10 Σχηματική απεικονισή της αρνητικής επιδράσης της φυσικής γήρανσης στην κατακρημνίση της φάσης
в'' (51)
Σχήμα 11 Αριστέρα: κένες πλεγματικές θέσεις σε κρυσταλλικό πλεγμα. Πλησιόν της θερμοκρασίας τήξης μια στις
1000 αντιστοιχεί σε κένη θέση. Δεξία: Οι εσωτερικές τάσεις που προξενούν τα ατόμα παρεμβολής
χαλαρώνουν λογώ της υπαρέης παραπλησιών κένων πλεγματικών θέσεων (6)
Σχήμα 12 Η κίνουσα δύναμη για καθιζήση είναι χαμηλοτέρη σε υψηλές Θερμοκράσιες, αλλά η ταχύτητα διάχυσης
ΥΨΗΛΗ. ΑΥΤΟ ΟΔΗΓΕΙ ΣΕ ΠΕΡΙΟΡΙΣΜΕΝΟ ΑΡΙΘΜΟ ΘΕΣΕΩΝ ΠΥΡΗΝΩΣΗΣ ΠΟΥ ΑΝΑΠΤΥΣΣΟΝΤΑΙ ΤΑΧΕΩΣ (6)21
Σχήμα 13 Οι ζώνες GP έχουν ίδια δομή αλλά διαφορετική πλεγματική παραμέτρο από τη μητρά αλουμινιού
και προκαλούν παραμορφωσεις σύνοχης (6)21
Σχημα 14 Μικροδομη δειγματός 8η170ΓΑC (μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται
εκτεταμένος σχηματισμός PFZs (λεύκες ζώνες στα ορία κοκκών)
Σχήμα 15 Ενεργεία θραύσης ψο και ας δοκιμιών σύναρτησεί χρονού γηρανσής (74). Τα βελή προσδιορίζουν δύο
ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΤΙΚΕΣ ΠΕΡΙΟΧΕΣ ΓΙΑ ΤΟ ΑC ΔΕΙΓΜΑ, ΜΠΛΕ-ΕΛΑΤΤΩΣΗ ΤΗΣ ΔΥΣΘΡΑΥΣΤΟΤΗΤΑΣ ΛΟΓΩ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ
κατακρημνισης, πορτοκαλι-διευρύνση φάσεων και ελάττωση της επιφανειακής τους ενεργείας
Σχημα 16 Πολυπλοκη διατομή «Β», αποτελούμενη από τρια ορθογωνία τμήματα διαφορετικού πάχους
τοιχωματός
Σχήμα 17 Καμπύλες στέρεης διαλυτοτήτας σημαντικών κραματικών στοιχείων του αλουμινιού. Για την διατριβή
варутнта ехеі н кампулн тоу Mg2Si35
Σχήμα 18 Διαγραμμά ροής θερμικών κατεργασιών με φυσική γήρανση μετά τη διαλυτοποιήση
Σχήμα 19 Διαγραμμά ροής θερμικών κατεργασιών χώρις φυσική γήρανση μετά τη διαλυτοποιήση
Σχήμα 20 Ρυθμός ψύξης ας δειγματών, εξερχομένων του φουρνού διαλυτοποίησης
Σχήμα 21 Η απορροφήση ενέργειας ένος ολκίμου και ένος ψαθύρου υλικού, (εμβάδον καμπύλης τάσης-
παραμορφωσης) (98)
Σχημα 22 Ιδοαξονική, πληρώς ανακρύσταλλωμενη μικρόδομη προφίλ «Α» κραματός 1 μετά από
διαλυτοποιήση, βαφή σε νέρο και φυσική γήρανση (δειγμά WQ, μεταλλουργική κατάσταση T4). Τομή
παραλληλα στη διελαση, ηλεκτρολυτική προσβολή με διαλύμα Barker's και παρατήρηση με πολωμένο
ΦΩΣ
Σχημα 23 Μικροδομή προφίλ «Β» κραμάτος 2 παραλλήλα στη διέλαση. Τοιχώμα πάχους 3,5 μm και
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΗ ΚΑΤΑΣΤΑΣΗ Τ4 (ΔΕΙΓΜΑ WQ)

Σχήμα 24 Μικρόδομη προφίλ «Β» κραμάτος 3 παραλλήλα στη διέλαση. Τοιχώμα πάχους 3,5 μm και
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΗ ΚΑΤΑΣΤΑΣΗ Τ4. Ο ΜΙΚΡΟΤΕΡΟΣ ΒΑΘΜΟΣ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ ΣΤΟ ΜΕΣΟ ΤΟΥ ΤΟΙΧΩΜΑΤΟΣ ΟΔΗΓΗΣΕ
σε μεγαλό μεγεθός κοκκογ
Σχήμα 25 Μικρόδομη προφίλ «Β» κραμάτος 4 παραλλήλα στη διέλαση. Τοιχώμα πάχους 3,5 μm και
ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΗ ΚΑΤΑΣΤΑΣΗ Τ4
Σχήμα 26 Μικρόδομη δειγματός WQ μετά από χημική προσβόλη με 0,5%HF. Παρατηρούνται μόνο φάσεις
ALFEMNSI
Σχήμα 27 Ηλεκτρονική μικρογραφία του ίδιου δειγματός. Στα όρια κοκκών δεν σημειώνεται καθιζήση φάσεων
Mg2Si. Οι φασεις AlFeMnSi εμφανιζονται λεγκές. Η προσβολή δημιουργεί μικρο-κρατήρες γύρω από τις
ΦΑΣΕΙΣ ΜΕ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑ ΟΡΙΣΜΕΝΕΣ ΝΑ ΑΠΟΜΑΚΡΥΝΘΟΥΝ ΑΦΗΝΟΝΤΑΣ ΤΑ ΑΠΟΤΥΠΩΜΑΤΑ ΤΟΥΣ (ΜΑΥΡΑ
Στιγματα)
Σχήμα 28 Μικρόδομη δειγματός 8h170AWQ μετά από χημική προσβόλη με 0,5%HF. Η κατακρημνισή
Mg2Si στα ορία κοκκών είναι εμφανής50
Σχήμα 29 Ηλεκτρονική μικρογραφία του ίδιου δειγματός. Τα τρίπλα ορία κοκκών αποτελούν προτιμήτεα θέση
καθιζήσης φασέων
Σχήμα 30 Μικρόδομη δειγματός 40H170AWQ μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται εντονή,
εκλεκτική καθιζήση φάσεων μη σύνοχης στα ορία κοκκών (grain boundary decoration)
Σχημα 31 Μικροδομη δειγματός 12η170BWQ μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Η κατακρημνισή
Mg2Si στα ορία κοκκών είναι εμφανής51
Σχήμα 32 Κραμά 1, δείγμα 8h200AWQ, μαζική κατακρημνίση φάσεων μη σύνοχης τόσο στα όρια όσο και στο
εδωτερικό των κοκκών
Σχήμα 33 Κραμά 1, δείγμα 12h200AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχής τόσο στα όρια όσο και στο
εδωτερικό των κοκκών
Σχήμα 34 Μικρόδομη δειγμάτων (a) 30μιν220AWQ και (b) 60μιν220AWQ μετά από χημική προσβολή με
0,5%HF53
Σχήμα 35 Μικρόδομη δειγματός AC μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται γενικευμενή
κατακρημνιση φασέων μη σύνοχης54
Σχήμα 36 Μικρόδομη δειγματός 4h170AAC μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται
ΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ PFZs56
Σχήμα 37 Μικρόδομη δειγματός 4h170BAC μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Εκτεταμένος
σχηματισμός PFZs
Σχήμα 38 Κραμά 3, δειγμα 12H170AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 39 Κραμά 2, δειγμα 4h200AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 40 Κραμα 2, δειγμα 12H200AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 41 Κραμά 3, δειγμα 4H220AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 42 Κραμά 3, δειγμα 12h220AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 43 Κραμα 4, δειγμα 4h170AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 44 Κραμα 4, δειγμα 4h220AWQ, μαζική κατακρημνισή φάσεων μη σύνοχης
Σχήμα 45 (a) Κραμά 1, δειγμα 4μ170AWQ. Είκονα φωτείνου πεδιού από τη μητρά Al. (b) Είκονα σκοτείνου
ΠΕΔΙΟΥ, ΔΙΑΚΡΙΝΟΝΤΑΙ ΤΑ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΜΑΤΑ Β΄΄62
Σχήμα 46 (a) Κραμά 1, δειγμα 12μ170BWQ. Είκονα σκοτείνου πεδιού των κατακρημνισματών β΄΄. (b) Είκονα
ΣΚΟΤΕΙΝΟΥ ΠΕΔΙΟΥ ΤΩΝ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΜΑΤΩΝ Β΄΄, ΔΙΑΦΟΡΕΤΙΚΗ ΠΕΡΙΟΧΗ
Σχήμα 47 (a) Κραμά 4, δειγμα 24μ170AWQ Είκονα σκοτείνου πεδιού από διαφορετικό σημείο. (b) Είκονα
σκοτείνου πεδιού , μεγαλύτερη μεγεθύνση63
Σχήμα 48 (α) Είκονα φωτείνου πεδίου που δείχνει φάσεις πλούσιες σε Fe (S1, S2, S4) και κρυστάλλο Si (S3). (b)
Εικονά φωτείνου πεδιού, κρυστάλλοι Si (A, B)64

Σχήμα 49 (a) Κραμά 4, δειγμα 12H200AWQ Άλλη περιοχή από τη μητρά AL, στη μέση διακρινεταί σωματιδ	IO B
φάσης. (β) Είκονα σκοτείνου πεδίου της μητράς Αl.	64
Σχήμα 50 (α) Είκονα σκοτείνου πεδίου της μήτρας Al, διακρινεταί σωματίδιο φάσης AlFeSi. (β) Είκονα	
σκοτείνου πεδιού της μητράς Al από αλλη περιοχή	65
Σχήμα 51 (a), (b) Δημιουργία ζώνης χώρις κατακρημνισματά (PFZ) σε όριο κοκκού	65
Σχήμα 52 Κραμα 1: Καμπύλες Σ-ε δειγματών WQ. ΑC και 0H170AWQ. Απεικονίζεται μια χαρακτηριστική	
ΚΑΜΠΥΛΗ ΓΙΑ ΚΑΘΕ ΘΕΡΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ	70
Σχήμα 53 Κραμα 1: Καμπίχλες Σ-ε λειγματών με γήρανση στους 1700C (WO).	
Σχήμα 54 Κραμα 1: Αποτελέστατα λοκίμου εφελκύσμου για εμβάντα τους (
N=10	72
Σχήμα 55 Λιαγραμία τασής-παραμορφοσής λοκιμίου πάχους 3 Ο5μμ κραμάτος 1050 (YS=48 MPa TS=	79
MPA FI :43%)	, <u>,</u> 72
Σχήμα 56 Επιφανείες οραύσης του και ας αεισμάτου με ίδιες σύνομκες σήρανσης Στα πλαισία από στον κολ	
ΤΟΝ ΔΕΙΓΜΑΤΟΝ ΔΝΔΦΕΡΕΤΑΙ ΤΟ ΠΔΑΤΟΣ ΤΗΣ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΣ ΘΡΑΥΣΗΣ Η ΜΕΙΟΣΗ ΤΗΣ ΔΙΑΤΟΜΗΣ ΕΙΝΑΙ ΜΕΓΔΑΥΤΕ	рн
Στη ψο	75
2λημήα 57 κραμάα 1. Καινήτητες 2-2 δει ματών μιε τη ρανχίης το διασκύμετους (AC).	
ZATIMA SO KPAMA 1. ATOTEAESMATA AOKIMIZIN E Φ EAKYSMOY FIA FILPANZII ZTOTZ 1700C (AC), N=0	
	-0-V -7-
14 (BA, ETIIZHZ ZXHMA 1/2 KAI ZXHMA 1/3)	
2χήμα 60 κραμα 1: Αποτελεσματά δοκιμών εφελκύσμου Για Γηρανσή στους 1700C, περιπτώση Β, παραμον	.H TO
12H ΣΤΟΥΣ 1000C (WQ) ΚΑΙ (AC), N=3 (ΒΛ. ΕΠΙΣΗΣ ΣΧΗΜΑ 175)	/8
Σχήμα 61 Κραμα 1: Αποτελεσματά δοκιμών εφελκύσμου για γμανσή στους 170οC, περίπτωση C, Οη στους	
100οC κατά την προγηρανσή (WQ) δειγματά, N=3 (βλ. επίσης Σχήμα 176)	79
Σχήμα 62 Κραμά 1: Αποτελέσματα δοκίμων εφελκύσμου για γμρανσή στους 170οC, δειγματών χώρις φυσική	4
γηρανση, n=10	80
Σχήμα 63 Μεταβολή της δύσθαυστοτήτας σύναρτησεί του χρόνου γμρανσής στους 1700C. Υπολογισμός για	\ THN
ελαστική περιοχή και την περιοχή ομοιομορφής πλαστικής παραμορφώσης (μπλε γραμμή), την περιο	ОХН
ΠΛΑΣΤΙΚΗΣ ΑΣΤΑΘΕΙΑΣ (ΠΟΡΤΟΚΑΛΙ ΓΡΑΜΜΗ) ΚΑΙ ΣΥΝΟΛΙΚΗ ΤΙΜΗ (ΠΡΑΣΙΝΗ ΓΡΑΜΜΗ)	81
Σχήμα 64 Μεταβολή της δύσθαυστοτητάς σύναρτησεί του χρόνου γμρανσής στους 2000C (WQ).	82
Σχήμα 65 Μεταβολή της δύσθαυστοτήτας σύναρτησεί του χρόνου γμρανσής στους 220oC (WQ).	83
Σχήμα 66. Μεταβολή της δύσθαυστοτητάς σύναρτησεί του χρόνου γήρανσης στους 1700C για διαφορετικές	
συνθηκές προγηρανσής — αλλαγή διαρκείας σταδιού στους 100oC (wq)	84
Σχήμα 67 Μεταβολή της δύσθαυστοτήτας σύναρτησεί του χρόνου γήρανσης στους 1700C (ac).	85
Σχήμα 68 Μεταβολή της δύσθαυστοτήτας σύναρτησεί του χρόνου γήρανσης στους 1700C για διαφορετικές	
ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΠΡΟΓΗΡΑΝΣΗΣ — ΔΕΙΓΜΑΤΑ ΧΩΡΙΣ ΦΥΣΙΚΗ ΓΗΡΑΝΣΗ (WQ)	85
Σχήμα 69 Κραμα 2: Αποτελέσματα δοκίμων εφελκύσμου για γμρανσή (a) στους 1700C (N=6) (WQ) και (ac) κ	KAI
(b) STOYS 2000C (N=4) KAI STOYS 2200C (N=6) (WQ)	87
Σχήμα 70 Κραμα 2: Αποτελεσματά δοκιμών εφελκύσμου για γμρανσή (α) στους 1700C χώρις φυσική γμρανσή	н
(N=4) (WQ)	89
ΣΧΗΜΑ 71 ΜΕΤΑΒΟΛΗ ΤΗΣ ΔΥΣΘΡΑΥΣΤΟΤΗΤΑΣ ΣΥΝΑΡΤΗΣΕΙ ΤΟΥ ΧΡΟΝΟΥ ΓΗΡΑΝΣΗΣ ΣΤΟΥΣ 1700C (WQ)	90
Σχήμα 72 Μεταβολή της δυσθαυστοτήτας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 1700C (ac)	90
Σχήμα 73 Μεταβολή της δύχθραυστοτήτας σύναρτησεί του χρονού γήρανσης για γιαστάζου τους (10,100 μα)	91
Σχήμα 74 Μεταβολή της δύχθραυς τοτήτας σύναρτησεί του χρονού (μα)	
Σχήμα 75 Μεταβολή της δύχθραυστοτήτας σύναρτησεί του χρονού πρανσής στους 1700C (WQ). Δειγματά χ	ΩΡΙΣ
ΦΥΣΙΚΗ ΓΗΡΑΝΣΗ	92
Σχήμα 76 Κραμα 3. Αποτελές ματά λοκιμονι εφελκύς μου για γμρανία στους 170ος (μαο)	93

Σχήμα 77 Κραμά 3: Αποτελέσματα δοκίμων εφελκύσμου για γμρανσή στους 1700C δίχως φυσική γμρανσή (N=4-
5) (wq)
Σχήμα 78 Κραμά 3: Αποτελεσματά δοκιμών εφελκύσμου για γήρανση στους 200oC (n=6-7) και στους 220oC
(N=4) (WQ)
Σχήμα 79 Μεταβολή της δύσθαυστοτήτας σύναρτησεί του χρόνου γήρανσης (α) στους 1700C, (β) στους 2000C
και (γ) στούς 220oC (wq)
Σχήμα 80 Μεταβολή της δύσθαυστοτήτας σύναρτησεί του χρόνου γήρανσης στους 1700C (WQ), δειγματά χωρίς
ΦΥΣΙΚΗ ΓΗΡΑΝΣΗ
Σχήμα 81 Κραμά 4: Αποτελέςματα δοκίμων εφελκύςμου για γήραντη στούς 200 (N=6-7) και στούς 2200C (N=4)
(wo)
Σχήμα 82 Κραμα 4: Αποτελέξωματα δοκιμών εφελκύξωση για γμρανσή στους 170οC (Δ) με και (Β) δίχος φυζική
ΓΗΡΑΝΣΗ (N=4-5) (WQ)
Σχήμα 83 Μεταβολή της δύσθαυστοτητάς σύναρτησεί του χρόνου γήρανσης (α) στους 170οC. (β) στους 200οC
και (Γ) στους 220οC (wo)
Σχήμα 84 Μεταβολή της αυσθαυστοτητάς συναρτήσει του χρόνου γιαρανότι στους 1700C (wo) αριγματά χορις
Σύμων 82 (ν) Ηνεκτρωνική μικρωθανιστογραφία επιφανείας ωραγισής αρκιμιούς εφεακύς μου τος ΜΟ
k pamatos 1 me edimekvnish odavshs $2/9$ (TA) (p) Meraavtedh mereovnish danedonei renikevmeno
Σ E FE ΦΑΣΕΙΣ ALFEININSI. (B) ΦΑΣΜΑ ΕΝΕΡΓΕΙΑΚΗΣ ΔΙΑΣΠΟΡΑΣ ΑΚΤΙΝΩΝ Χ ΤΩΝ ΦΑΣΕΩΝ ALFEININSI
ΜΕΙ ΕΘΥΝΣΗ ΤΗΣ ΕΠΙΦΑΝΕΙΑΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΕΙΧΝΕΙ ΜΕΙ ΑΛΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΟΛΚΙΜΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΠΕΡΙΟΧΕΣ ΜΕ ΜΙΚΡΗ
ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ ΣΕ ΠΕΡΙΟΧΕΣ ΠΟΥ ΑΝΤΙΣΤΟΙΧΟΥΝ ΣΕ ΟΡΙΑ ΚΟΚΚΩΝ104
Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40η170AWQ, κραματός 1 (T6).
Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40h170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης οραύσης (mixed mode)
Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40h170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης οραύσης (mixed mode)105 Σχήμα 89 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 28h220AWQ, κραματός 1 (T7). Όλκιμη
Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40h170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης οραύσης (mixed mode)
Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40h170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης οραύσης (mixed mode)
Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40h170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης οραύσης (mixed mode)
 Σχήμα 88 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40H170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης οραύσης (mixed mode). 105 Σχήμα 89 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 28H220AWQ, κραματός 1 (T7). Όλκιμη οραύση με μικρούς και μεγαλύτερους ουλακές. 106 Σχήμα 90 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη οραύση με ουλακές που ενώρισης διατμήσης Σχήμα 91 (a), (b) Επιφανεία οραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 4H170AAC, κραματός 1. Σημαντικό
 Σχήμα 88 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40H170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης θραύσης (Mixed mode). 105 Σχήμα 89 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 28H220AWQ, κραματός 1 (T7). Όλκιμη θραύση με μικρούς και μεγαλύτερους θυλακές. 106 Σχήμα 90 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη θραύση με θυλικός που εναλικός το εναλύτερους διατμήσης αραλύσης δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη θραύση με θυλακές που ενώρισης διατμήσης δακιμιού εφελκύσμου δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη θραύση με θυλακές που ενώρισης διατμήσης αραλύσης δειγματός 4H170AAC, κραματός 1. Σημαντικό ποσοστο ψαθύρης, περικρύσταλλικής θραύσης και μικρότερο από μικροθυλακές (Ολκιμή).
 Σχήμα 88 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40H170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης θραύσης (Mixed Mode). 105 Σχήμα 89 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 28H220AWQ, κραματός 1 (T7). Όλκιμη θραύση με μικρούς και μεγαλύτερους θυλακές. 106 Σχήμα 90 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη θραύση με θυλακές που ενώρισης διατιμήσης δακιμιού εφελκύσμου δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη θραύση με θυλακές που ενώρισης διατιμήσης έφελκυσμου δειγματός 4H170AAC, κραματός 1. Σημαντικό ποσόστο ψαθύρης, περικρύσταλλικής θραύσης και μικρότερο από μικροθυλακές (Oλκimh). Σχήμα 92 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 12H170AAC, κραματός 1 (T6). Επικρατεί
 Σχήμα 88 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 40H170AWQ, κραματός 1 (T6). Σημαντικό ποσόστο περικρύσταλλικής, ψαθύρης θραύσης (Mixed mode). 105 Σχήμα 89 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 28H220AWQ, κραματός 1 (T7). Όλκιμη θραύση με μικρούς και μεγαλύτερους θυλακές. 106 Σχήμα 90 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός AC, κραματός 1 (T4). Όλκιμη θραύση με θυλακές που ενώρισης διατωμές διατωμές Σχήμα 91 (A), (B) Επιφανεία θραύσης διατωμές δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 4H170AAC, κραματός 1. Σημαντικό ποσόστο ψαθύρης, περικρύσταλλικής θραύσης και μικρούσης διατωμές (Ολκιμή). Σχήμα 92 (A), (B) Επιφανεία θραύσης δοκιμιού εφελκύσμου δειγματός 12H170AAC, κραματός 1 (T6). Επικρατεί η ψαθύρης, περικρύσταλλική θραύσης
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (MIXED MODE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1109
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (ΜΙΧΕΟ ΜΟΟΕ). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΑC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4C, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 109 ΣΧΗΜΑ 94 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1.
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (MIXED MODE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΑC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4C, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 109 ΣΧΗΜΑ 94 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 109 ΣΧΗΜΑ 94 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΧΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2.
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (ΜΙΧΕΟ ΜΟΟΕ). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΤΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1109 ΣΧΗΜΑ 94 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (ΜΙΧΕΟ ΜΟΟΕ). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1109 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (MIXED MODE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΑC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΥΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 100 ΣΧΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 110 ΣΥΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 110 ΣΗΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΜΟΑ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΥΗΜΑ 98 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΜΟΑ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (MIXED MODE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΥΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΧΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 110 ΣΧΗΜΑ 96 (A)-(Δ) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 110 ΣΥΗΜΑ 96 (A)-(Δ) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ Α0H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 110 ΣΗΜΑ 96 (A)-(Δ) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ Α0H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 96 (A)-(Δ) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ Α0H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ Α0H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (MIXED MODE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΤΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ ΣΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΧΗΜΑ 94 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 110 ΣΥΜΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΥΜΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΛΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΥΜΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΛΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΛΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4 (T6). 112 <l< td=""></l<>
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (MIXED MODE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΑC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗ. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΧΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 110 ΣΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 1110 ΣΗΜΑ 96 (A)-(Δ) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΜΟΑ ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4 (T4). 1111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 1111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170ΑWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4 (T6). <li< td=""></li<>
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (ΜΙΧΕΔ ΜΟΔΕ). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ AC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΕΠΙΚΡΑΤΕΙ Η ΨΑΘΥΡΗ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΧΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 110 ΣΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΑΛΗ170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4. 112 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣ
 ΣΧΗΜΑ 88 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 40H170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T6). ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ, ΨΑΘΥΡΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (ΜΙΧΕΟ ΜΟDE). 105 ΣΧΗΜΑ 89 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 28H220AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T7). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΥΣ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΥΣ ΘΥΛΑΚΕΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 90 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΑC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1 (T4). ΌΛΚΙΜΗ ΘΡΑΥΣΗ ΜΕ ΘΥΛΑΚΕΣ ΠΟΥ ΕΝΩΝΟΝΤΑΙ ΑΠΟ ΖΩΝΕΣ ΔΙΑΤΜΗΣΗΣ. 106 ΣΧΗΜΑ 91 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 4H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. ΣΗΜΑΝΤΙΚΟ ΠΟΣΟΣΤΟ ΨΑΘΥΡΗΣ, ΠΕΡΙΚΡΥΣΤΑΛΛΙΚΗ ΘΡΑΥΣΗΣ ΚΑΙ ΜΙΚΡΟΤΕΡΟ ΑΠΟ ΜΙΚΡΟΘΥΛΑΚΕΣ (ΟΛΚΙΜΗ). 107 ΣΧΗΜΑ 92 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ 12H170AAC, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 108 ΣΧΗΜΑ 93 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1. 109 ΣΧΗΜΑ 94 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ24Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 2. 109 ΣΗΜΑ 95 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 110 ΣΗΜΑ 96 (A)-(Δ) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 97 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 3. 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4 (T6). 111 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝΕΙΑ ΘΡΑΥΣΗΣ ΔΟΚΙΜΙΟΥ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ ΔΕΙΓΜΑΤΟΣ ΝΝΑ40Η170AWQ, ΚΡΑΜΑΤΟΣ 4 (T6). 112 ΣΗΜΑ 99 (A), (B) ΕΠΙΦΑΝ

Σχήμα 105 Επιφανείες οραύσης δοκιμίων εφελκύσμου με και χώρις φ.Γ. κραματός 4	117
Σχημα 106 Διαδοχικά στιγμιότησα από την καταρρεύση ένος προφίλ και αντιστοιχία με τις θέσεις επί της	
ΚΑΜΠΥΛΗΣ ΘΛΙΠΤΙΚΟΥ ΦΟΡΤΙΟΥ-ΒΡΑΧΥΝΣΗΣ	123
Σχημα 107 διαδοχικά στιγμιότησα από την καταρρεύση ένος προφίλ και αντιστοιχία με τις θέσεις επί της	
ΚΑΜΠΥΛΗΣ ΘΛΙΠΤΙΚΟΥ ΦΟΡΤΙΟΥ-ΒΡΑΧΥΝΣΗΣ	124
Σχήμα 108 (α) Διαδοχικά στιγμιότημα από την καταρρεύση ενός προφιλ πολύπλοκης διατόμης και αντίστο	AIXIA
ΜΕ ΤΙΣ ΘΕΣΕΙΣ ΕΠΙ ΤΗΣ ΚΑΜΠΥΛΗΣ ΘΛΙΠΤΙΚΟΥ ΦΟΡΤΙΟΥ-ΒΡΑΧΥΝΣΗΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΕΚΚΙΝΗΣΗ ΚΑΙ (Β) ΚΑΤΑ ΤΟ ΚΥΡΙΟ	
ΣΤΑΔΙΟ ΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ ΑΛΛΕΠΑΛΛΗΛΩΝ ΛΟΒΩΝ	125
Σχήμα 109 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων στα δειγματά (a) WQ και (b) 0h170AWQ μετά από δοκιμή	
ΘΛΙΨΗΣ	127
Σχήμα 110 Περιορισμένη γωνιακή ρωγματώση κατά τη σύμπιεση του δειγματός 4H170AWQ	127
Σχήμα 111 Καμπύλες ολιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών WQ, Ομ170AWQ (αριστέρα) και 4μ170AW	VQ
(ΔΕΞΙΑ)	127
Σχήμα 112 Περιορισμένη γωνιακή ρωγματώση κατά τη σύμπιεση των δειγματών 8h170AWQ και 12h170A	WQ.
	128
Σχήμα 113 Καμπύλες ολιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 8h170AWQ και 12h170AWQ	128
ΣχΗΜΑ 114 Η ΓΩΝΙΑΚΗ ΡΩΓΜΑΤΩΣΗ ΚΑΤΑ ΤΗ ΣΥΜΠΙΕΣΗ ΤΩΝ ΔΕΙΓΜΑΤΩΝ 16Η170AWQ, 24Η170AWQ ΚΑΙ	
40H170AWQ ΓΙΝΕΤΑΙ ΠΙΟ ΕΚΤΕΝΗΣ ΜΕ ΤΗΝ ΠΡΟΟΔΟ ΤΗΣ ΓΗΡΑΝΣΗΣ, ΑΛΛΑ ΔΕΝ ΥΠΕΡΒΑΙΝΕΙ ΤΑ ΑΠΟΔΕΚΤΑ ΕΓ	1ΙΠΕΔΑ.
	129
Σχήμα 115 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 16h170AWQ, 24h170AWQ και 40h170A	WQ.
	129
Σχήμα 116 Σύγκεντρωτικά αποτελέσματα μέσου φορτίου θλιψής των προφίλ κραματός 1	130
Σχήμα 117 Συγκεντρωτικά αποτελέςματα μεγιστού φορτίου θλιψής των προφίλ κραματός 1	131
Σχήμα 118 Σύμπιεση δοκιμιού NNAOH170AWQ χώρις εκδηλώση ασυνέχειων και περιορισμένη γωνιακή	
ρογματώση κατά τη σύμμιεση των δειγματών ΝΝΑ16η170AWQ, NNA24η170AWQ και	
NNA40H170AWQ	132
Σχημα 119 Καμπύλες ολιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών ΝΝΑΟη170AWQ, NNA16η170AWQ,	
NNA24H170AWQ KAI NNA40H170AWQ	133
Σχήμα 120 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων στο δειγμα ΑC.	134
Σχήμα 121 Εκτεταμένη γωνιακή ρωγματώση στα δειγματά 4μ170ΑΑC	134
Σχήμα 122 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών ΑC και 4η170AAC	135
Σχήμα 123 Καταστροφική σύμπιεση δειγματών 8η170ΑΑC και 12η170ΑC.	135
Σχήμα 124 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 8h170AAC και 12h170AAC	135
Σχήμα 125 Περιορισμένη γωνιακή ρωγματώση κατά τη σύμπιεση των δειγματών 4H170BWQ, 8H170BWQ	KAI
12H170BWQ	137
Σχήμα 126 Καμπύλες όλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 4H170BWQ και 8H170BWQ.	137
Σχήμα 127 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 12μ170BWQ.	138
Σχήμα 128 Καταστροφική σύμπιεση δειγματών 4μ170BAC, 8μ170BAC και 12μ170BAC	138
Σχήμα 129 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 4μ170BAC, 8μ170BAC και 12μ170BAC	138
Σχήμα 130 Σύγκεντρωτικά αποτελέσματα μέσου φορτίου θλιψής των προφίλ κραματός 1 με διαφορετικές	
σύνθηκες προγήρανσης (4b).	139
Σχήμα 131 Σύγκεντρωτικά αποτελέσματα μεγίστου φορτίου θλιψής των προφίλ κραματός 1 με διαφορετικ	<eς< td=""></eς<>
σύνθηκες προγήρανσης (4b)	139
Σχημα 132 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων στα δειγματά 1h200AWQ, 4h200AWQ, 8h200AWQ,	
12H200AWQ KAI 12H200AWQ	140

Σχημα 133 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 1H200AWQ, 4H200AWQ, 8H200WQ	
12H200AWQ KAI 12H200AWQ	.141
Σχήμα 134 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων κατά τη σύμπιεση των δειγματών 4h220AWQ, 8h220AWQ,	
12H220AWQ KAI 28H220AWQ	.143
Σχήμα 135 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών 4h220AWQ, 8h220AWQ, 12h220AWQ κ	AI
28H220AWQ	.143
Σχημα 136 Συγκεντρωτικά αποτελεσματά μέσου φορτίου θλιψής των προφίλ κραματός 1 με θερμική	
κατεργασια γηρανσής στους 200οC και 220οC (wq).	.144
Σχήμα 137 Συγκεντρωτικά αποτελεσματά μεγιστού φορτίου θλιψής των προφίλ κραματός 1 με θερμική	
κατεργασια γηρανσής στους 200oC και 220oC (wq).	.144
Σχήμα 138 Σύμπεριφορά δειγμάτων κραμάτως 2 σε θλιψή.	.146
Σχήμα 139 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών κραματός 2	. 147
Σχήμα 140 Πολύ καλή δημιούργια πτυχώσεων στα δειγματά κραματός 3 με θερμοκράσια γήρανσης 2000C.	. 148
Σχήμα 141 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών κραματός 3	. 148
Σχήμα 142 Σύμπεριφορά στη θλιψή δειγμάτων κραμάτος 4 μετά από γήρανση στους 1700C και στους 2000	C.
	. 150
Σχήμα 143 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης δειγματών κραματός 4	. 150
Σχημα 144 (α) Επιφανεία θραύσης δειγματός 4η170ΑΑC κραματός 1. (β) Μεγαλύτερη μεγεθύνση της	
ΠΡΟΗΓΟΥΜΕΝΗΣ ΕΙΚΟΝΑΣ ΔΕΙΧΝΕΙ ΤΟΝ ΔΙΑΧΩΡΙΣΜΟ ΤΩΝ ΚΟΚΚΩΝ ΜΕΤΑΞΥ ΤΟΥΣ	. 152
Σχήμα 145 (α) Η θραύση είναι ολκίμη, περικρύσταλλική. Διακρινεταί σχηματισμός μικροθυλακών στα ορία	
κοκκών. (β) Καθέτη τομή στην επιφανεία θραύσης φανερώνει περικρύσταλλική θραυσή με καμψή και λ	АРХН
ΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΥ ΔΕΥΤΕΡΟΓΕΝΟΥΣ ΡΩΓΜΑΤΩΣΗΣ.	. 153
Σχήμα 146 (a) Ηλεκτρονική θραυστογραφία του συμπιέσμενου δειγματός 4h170AWQ κραματός 4. (b)	
Μεγαλύτερη μεγεθύνση φανερώνει σχηματισμό και σύνενωση βηχών μικροθυλακών στην επιφανεία	
ΘΡΑΥΣΗΣ ΠΟΥ ΑΝΤΙΣΤΟΙΧΕΙ ΣΤΗ ΜΗ ΑΝΑΚΡΥΣΤΑΛΛΩΜΕΝΗ ΠΕΡΙΟΧΗ	. 153
Σχήμα 147 Οπτικές μικρογραφιές. (a) Καθέτη τομή στην επιφανεία θραύσης του δειγματός 4H170AWQ	
κραματός 4. (b) Σχηματισμός ζώνων ολισθήσης στους επιφανειακούς, ευμεγεθείς κοκκούς Al	.154
Σχήμα 148 Κραμά 1, συγκριτικές αποψείς των παραμορφωμένων ως προφίλ όπως προεκύψαν από την	
αναλύση με πεπεράσμενα στοιχεία (αριστέρα) και από τη δοκιμή θλιψής (δεξία)	. 159
Σχήμα 149 Συγκρίση των καμπύλων θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΗ ΔΟΚΙΜΗ (TEST) ΣΤΑ ΔΕΙΓΜΑΤΑ WQ, ΟΗ170AWQ, 4Η170AWQ, 8Η170AWQ, 12Η170AWQ,	
24H170AWQ και 40H170AWQ κραματός 1	. 160
Σχήμα 150 Συγκριτικές αποψείς των παραμορφωμένων ως προφίλ όπως προεκύψαν από την ανάλυση με	
πεπερασμένα στοιχεία (αριστέρα) και από τη δοκιμή θλιψής (δεξία)-δοκιμή 4β	.161
Σχήμα 151 Συγκρίση των καμπύλων ολιπτικού φορτίου-βραχύνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΗ ΔΟΚΙΜΗ (TEST) ΣΤΑ ΔΕΙΓΜΑΤΑ 4Η170BWQ, 8Η170BWQ ΚΑΙ 12Η170BWQ ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1	. 162
Σχήμα 152 Συγκριτικές αποψείς των παραμορφωμένων προφιλ όπως προεκύψαν από την ανάλυση με	
πεπερασμένα στοιχεία (αριστέρα) και από τη δοκιμή θλιψής (δεξία)-δοκιμή στους 2000C	.163
Σχήμα 153 Συγκρίση των καμπύλων ολιπτικού φορτίου-βραχύνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΗ ΔΟΚΙΜΗ (TEST) ΣΤΑ ΔΕΙΓΜΑΤΑ 4Η200AWQ, 8Η200AWQ ΚΑΙ 12Η200AWQ ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1	.163
Σχήμα 154 Συγκριτικές αποψείς των παραμορφωμένων ας προφιλ όπως προεκύψαν από την ανάλυση με	
πεπεραΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ (ΑΡΙΣΤΕΡΑ) ΚΑΙ ΑΠΟ ΤΗ ΔΟΚΙΜΗ ΘΛΙΨΗΣ (ΔΕΞΙΑ)	.166
Σχήμα 155 Συγκρίση των καμπύλων ολιπτικού φορτίου-βραχύνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΗ ΔΟΚΙΜΗ (TEST) ΣΤΑ ΔΕΙΓΜΑΤΑ ΑC, 4Η170ΑΑC ΚΑΙ 12Η170ΑΑC ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1	. 167
Σχήμα 156 Συγκριτικές αποψείς των παραμορφωμένων ας προφίλ όπως προεκύψαν από την ανάλυση με	
ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΑΡΙΣΤΕΡΑ ΚΑΙ ΑΠΟ ΤΗ ΔΟΚΙΜΗ ΘΛΙΨΗΣ ΔΕΞΙΑ-ΔΟΚΙΜΗ 4Β	.168

Σχήμα 157 Σύγκριση των καμπύλων θλιπτικού φορτιού-βραχύνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΗ ΛΟΚΙΜΗ (TEST) ΣΤΑ ΛΕΙΓΜΑΤΑ 4Η170ΒΑC. 8Η170ΒΑC ΚΑΙ 12Η170ΒΑC ΚΡΑΜΑΤΟΣ 1	
Σχήμα 158 Σύγκριτικές αποψείς του παραμορφομένου προφία όπος προεκύψαν από την αναλύζη με	
ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ. ΜΕ ΛΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (%/100) ΓΙΑ ΤΟ ΛΕΙΓΜΑ 4Η170Α	NO
κραματός 1	
Σχήμα 159 (a). (b) Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βραχύνσης όπος προεκύψαν από την αναλύση με	
ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ. ΜΕ ΛΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΓΙΑ ΤΟ ΛΕΙΓΜΑ 4Η170ΑWO.	
Σχήμα 160 Σύγκριτικές αποψείς του παραμορφομένου προφία όπος προεκύψαν από την ανάλυξη με	
ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΜΕ ΛΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (%/100) ΓΙΑ ΤΟ ΛΕΙΓΜΑ 8Η170Α	NO
κραματός 1	171
Σχήμα 161 Καμπύλες ολιπτικού φορτιου-βραχύνσης οπος προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΜΕ ΛΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΓΙΑ ΤΟ ΛΕΙΓΜΑ 8Η170AWO	172
Σχήμα 162 Σύγκριτικές απόψεις του παραμορφομένου προφία όπος προεκύψαν από την ανάαχει με	
ΠΕΠΕΡΔΣΜΕΝΔ ΣΤΟΙΧΕΙΔ. ΜΕ ΔΙΔΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ (%/100) ΓΙΔ ΤΟ ΔΕΙΓΜΔ 12H170/	awo
	173
Σχήμα 163 Καμπύλες θαιπτικού φορτιου-βραχύνσης οπος προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΥΕΙΔ ΜΕ ΔΙΔΦΟΩΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΓΙΔ ΤΟ ΔΕΙΓΜΑ 12 Η ΤΟΛΑΨΟ	173
Στοιλεία, της διαφοι επικές την παραλιορφορικου προφία όπος προεκνιμάνι από την αναάχει με	
	175
Σύμμα 165 Καλαγχές οδιατικού φορτιου-βραγχνιζής όπος προεκνιμάνι από τηνι ανιάλυση με πεπερασχμειά	
ΣΛΠΜΑ 105 ΚΑΙΜΠΤΛΕΣ ΟΛΙΠΤΙΚΟΓΦΟΡΠΟΓ-ΒΡΑΛΤΙΧΖΗΣ ΟΠΩΣ ΠΡΟΕΚΤΦΑΙΝ ΑΠΟ ΤΗΝ ΑΝΑΛΤΣΗ ΜΕ ΠΕΠΕΡΑΖΙΜΕΝΑ STOIVEIA ΜΕ ΑΙΑΦΟΔΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΤΑΥΥΤΗΤΑΣ ΣΥΜΠΙΕΣΗΣ ΓΙΑ ΤΟ ΛΕΙΓΜΑ 12Η170ΔW/O	175
Στοιλεία, με διαφογετικές του παραμοφοριατικάς του προφία όπος προεκγιμαν από την αναάχει με	
ΠΕΠΕΡΑΣΜΕΝΑ ΣΤΟΙΥΕΙΑ ΜΕ ΑΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΠΑΥΟΥΣ ΤΟΙΧΟΜΑΤΟΣ (MM) ΓΙΑ ΤΟ ΑΕΙΓΜΑ 12H170ΔWO	177
Σχημα 167 Καμαγχές θαιατικού φορτιου-βραχώνεις όπος αφοεκύματος (ΜΙΝ) της το βείται το την ανάχνει με αριθράχμενα	,
ΣΤΟΙΥΕΙΑ ΜΕ ΑΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΠΑΥΟΥΣ ΤΟΙΥΟΜΑΤΟΣ ΓΙΑ ΤΟ ΛΕΙΓΜΑ 12μ170ΔWO	178
Στοιλεία, της διαφοι επικές αποιμείς του παραμορφομένου προφία όπος προεκνιμάν από την ανάαν	2H ME
	170
Σχήμα 169 Καματχάες θαιατικού φορτιου-βραχύνισης αξιενάστου WO 4H170ΔWO και 8H170ΔWO κράμας	175 TOS 2
	179
Σχήμα 170 Μπιγιέτες Δι μετά από ομογενοποιήση	189
Σχήμα 171 Πρέσσα κοπής αρκιμιών εφεακύσμου	189
Σχήμα 172 Κραμα 1. Εναεικτικές καμαγάξες το εία εμβανίζη στους 20000 εία 1. 4 και 8 ορές (ΜΟ)	193
Σχήμα 172 κραμα 1. Ενδεικτικές καμπύλες τ-ε για γμαλισή στους 22000 για 4, 8 12 και 28 ορες (μα)	193
Σχήμα 17.5 κι αιδιά 1. Ενδεικτικές καμπύλες 5-ε για γμαλισή στους 17000 περιπτοσή προγηρανισής Β. παραί	момн
12H 5TOYS 1000C (wo)	194
Σχήμα 175 Κραμα 1: Ενλεικτικές καμπύλες 5-ε για γμρανισή στους 17000 περιπτοσή προγηρανισής Β. παραί	момн
	194
Σχήμα 176 Κραμα 1. Ενιδεικτικές καμπύλες 5-ε εία εμβανισμ στους 17000 περιπτοσή προεμβανισής Ο χορίς	
	195
Σύμμα 177 Κραμα 1. Ενιαξικτικές καμπύλες 5-ε για γμρανισμ στους 17000 περιπτοσμ προγμαρανισμό νορίς φυ	/5161
	195
Σχήμα 178 Κραμά 2΄ Ενλεικτικές καμπύλες σ-ε για γμρανισή στους 17000 περιπτοσή προγμαανισής ύορις φυ	
Σχήμα 179 Κραμα 3: Ενλεικτικές καμπύλες σ-ε για γμρανσή στους 170οC (WO)	

Σχήμα 180 Κραμά 3: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170οC, περιπτώση προγηρανσής χώρις φυσική
γηρανσή (wq)
Σχήμα 181 Κραμά 1, δειγμά δοκιμής θλιψής 4η170BAC
Σχήμα 182 Κραμα 2, δειγμα WQ
Σχήμα 183 Κραμα 3, δειγμα WQ
Σχήμα 184 Κραμά 4, δειγμα WQ
Σχήμα 185 Κραμα 4, δειγμα δοκιμής θλιψής 12h200AWQ
Σχήμα 186 (a) Κραμά 1, δείγμα WQ, είκονα περιθλάσης της μητράς του Al με προσανατολισμό δεσμής
παραλληλα στη διευθύνση [001]. Ασαφής σχηματισμός ζώνων GP. Δειγμά κραμάτος 1 σε μεταλλουργική
κατάσταση Τ4. (β) Είκονα φωτείνου πεδιού χαμήλης μεγεθύνσης
Σχήμα 187 (α) Μεγαλύτερη μεγεθύνση της προηγούμενης είκονας. (β) Αταξίες έντος της μητράς αλουμινιού.
Σχήμα 188 (a) Καθιζήση φασέων μη σύνοχης έντος της μήτρας Al. (b) Δημιούργια πεδιού παραμορφώσης από
ΖΩΝΕΣ GP
Σχήμα 189 (a) Κραμά 1, δειγμα 4μ170AWQ, είκονα περιθλάσης της μητράς του Al με προσανατολισμο
ΔεΣΜΗΣ ΠΑΡΑΛΛΗΛΑ ΣΤΗ ΔΙΕΥΘΥΝΣΗ [001]. ΟΙ ΑΧΝΑ ΕΜΦΑΝΙΖΟΜΕΝΟΙ ΣΤΑΥΡΟΙ ΜΕ ΜΙΚΡΗ ΑΝΤΙΘΕΣΗ
αντιστοιχούν σε κατακρημνισμένα σωματίδια β΄΄. (β) Είκονα φωτείνου πεδιού από τη μητρά Αl σε
металлоургікн катазтазн Т5
Σχήμα 190 (a) Κραμά 1, δειγμα 12μ170BWQ, εικονά περιθλάσης της μητράς του Al me προσανατολισμο
ΔΕΣΜΗΣ ΠΑΡΑΛΛΗΛΑ ΣΤΗ ΔΙΕΥΘΥΝΣΗ [001]. ΟΙ ΞΕΚΑΘΑΡΟΙ ΚΑΙ ΜΕΓΑΛΥΤΕΡΟΙ ΣΤΑΥΡΟΙ ΑΝΤΙΣΤΟΙΧΟΥΝ ΣΕ
κατακρημνισμένα σωματίδια β΄΄. (β) Είκονα φωτείνου πεδίου της μητράς Αι σε μεταλλουργική κατάσταση
T6202
Σχημα 191 (a) Κραμα 4, δειγμα 24η170AWQ, εικονά περιθλάσης της μητράς του Al me προσανατολισμο
ΔΕΣΜΗΣ ΠΑΡΑΛΛΗΛΑ ΣΤΗ ΔΙΕΥΘΥΝΣΗ [001]. Ο Ι ΣΤΑΥΡΟΙ ΑΝΤΙΣΤΟΙΧΟΥΝ ΣΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΜΕΝΑ ΣΩΜΑΤΙΔΙΑ Β΄΄ ΚΑΙ
Β΄. (Β) ΕΙΚΟΝΑ ΦΩΤΕΙΝΟΥ ΠΕΔΙΟΥ ΤΗΣ ΜΗΤΡΑΣ ΑL
Σχήμα 192 (a) Μεγαλύτερη μεγεθύνση της προηγούμενης είκονας. (b) Κράμα 4, δειγμα 24η170AWQ, είκονα
Σκοτείνου πεδιού
Σχήμα 193 Κραμά 4, δειγμά 12h200AWQ, είκονα περιθλάσης της μητράς του Al με προσανατολισμό δέσμης
παραλλήλα στη διεύθυνση [001]. Οι σταυροί αντιστοίχουν σε κατακρημνισμένα σωματιδία β΄ και β. (β)
Μεγαλά κατακρημνισματά έντος της μητράς Al

Κατάλογος Πινάκων

ΠΙΝΑΚΑΣ 1 ΚΑΤΗΓΟΡΙΟΠΟΙΗΣΗ ΒΑΣΙΚΩΝ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΤΟΥ AL	3
ΠΙΝΑΚΑΣ 2 ΧΗΜΙΚΗ ΣΥΣΤΑΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΩΝ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΔΙΕΛΑΣΗΣ ΠΟΥ ΜΕΛΕΤΩΝΤΑΙ ΣΤΗ ΔΙΑΤΡΙΒΗ ΚΑΙ ΥΠΟΛΟΓΙΣΜΟ	Σ
ΠΕΡΙΕΚΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΤΗΣ ΦΑΣΗΣ ΠΥΡΙΤΙΟΥΧΟΥ ΜΑΓΝΗΣΙΟΥ (MG2SI) ΣΥΜΦΩΝΑ ΠΡΟΣ ΤΟ ΑΚΟΛΟΥΘΟ ΤΥΠΟΛΟΓΙΟ Π	OY
βασιζεται στη στοιχειομετρική αναλογία ατομών Mg και Si, και στη δεσμεύση Si από τα Fe και Mn για	
σχηματισμο μεσομεταλλικών ενώσεων AlFeMnSi (19):	7
ΠΙΝΑΚΑΣ 3 ΕΛΑΤΤΩΣΗ ΤΗΣ ΗΛΕΚΤΡΙΚΗΣ ΑΓΩΓΙΜΟΤΗΤΑΣ ΑΠΟ ΤΗΝ ΠΡΟΣΘΗΚΗ CR, V, MN ΚΑΙ ΤΙ (19).	10
Πινακάς 4 Βιβλιογραφία απ' όπου αντληθήκαν πληροφορίες σχετικά με τις σύνθηκες των επιλεγμένων	
ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΔΙΑΛΥΤΟΠΟΙΗΣΗΣ ΚΑΙ ΓΗΡΑΝΣΗΣ	39
Πινακάς 5 Ενδεικτικά αποτελέσματα μέλετης επιλεγμένων δειγμάτων με TEM, μεγεθός και πυκνότητα	
ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΜΑΤΩΝ	62
ΠΙΝΑΚΑΣ 6 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΕΓΙΣΤΟΥ ΚΑΙ ΜΕΣΟΥ ΦΟΡΤΙΟΥ ΓΙΑ ΤΟ ΚΡΑΜΑ 2	. 147
ΠΙΝΑΚΑΣ 7 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΕΓΙΣΤΟΥ ΚΑΙ ΜΕΣΟΥ ΦΟΡΤΙΟΥ ΓΙΑ ΤΟ ΚΡΑΜΑ 3.	. 149
ΠΙΝΑΚΑΣ 8 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΕΓΙΣΤΟΥ ΚΑΙ ΜΕΣΟΥ ΦΟΡΤΙΟΥ ΓΙΑ ΤΟ ΚΡΑΜΑ 4.	.151
Πινακάς 9 Κραμά 1, τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλιψής όπως προεκύψαν από τη μοντελοποιήση (Fe	EM)
ΚΑΙ ΤΙΣ ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ	.161
Πινακάς 10 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από τη μοντελοποίηση και τις	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ	. 162
Πινακάς 11 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από τη μοντελοποίηση και τις	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ (WQ)	.164
Πινακάς 12 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από τη μοντελοποίηση και τις	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ	.167
Πινακάς 13 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από τη μοντελοποίηση και τις	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ (ΑC)	.168
Πινακάς 14 Τίμες μέσου και μεγίστου φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΧΕΙΑ, ΜΕ ΔΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΓΙΑ ΓΙΑ ΤΟ ΔΕΙΓΜΑ 4H170AWQ	.171
Πινακάς 15 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου όλιψης όπως προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΧΕΙΑ, ΜΕ ΔΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΓΙΑ ΤΟ ΔΕΙΓΜΑ 8H170AWQ.	.172
Πινακάς 16 Τίμες μέσου και μεγίστου φορτίου όλιψης όπως προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΧΕΙΑ, ΜΕ ΔΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΕΠΙΜΗΚΥΝΣΗΣ ΘΡΑΥΣΗΣ ΓΙΑ ΤΟ ΔΕΙΓΜΑ 12H170AWQ.	.173
Πινακάς 17 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΧΕΙΑ, ΜΕ ΔΙΑΦΟΡΕΤΙΚΕΣ ΤΙΜΕΣ ΤΑΧΥΤΗΤΑΣ ΣΥΜΠΙΕΣΗΣ ΓΙΑ ΤΟ ΔΕΙΓΜΑ 12H170AWQ.	.176
Πινακάς 18 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα	
ΣΤΟΙΧΕΙΑ, ΜΕ ΔΙΑΦΟΡΕΤΙΚΑ ΠΑΧΗ ΤΟΙΧΩΜΑΤΟΣ ΓΙΑ ΤΟ ΔΕΙΓΜΑ 12H170AWQ	.178
Πινακάς 19 Τίμες μέσου και μεγιστού φορτίου θλίψης όπως προεκύψαν από τη μοντελοποίηση και τις	
ΠΡΑΓΜΑΤΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ (WQ)	.180
ΠΙΝΑΚΑΣ 20 ΚΡΑΜΑ 1, ΤΙΜΕΣ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ WQ ΔΕΙΓΜΑΤΩΝ ΣΕ ΔΙΑΦΟΡΕΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΕΣ ΚΑΤΑΣΤΑΣΕΙΣ	.190
Πινακάς 21 Κραμα 1, τίμες μηχανικών ιδιότητων ας δειγμάτων σε διαφορές μεταλλουργικές κατάστασεις	. 191
ΠΙΝΑΚΑΣ 22 ΚΡΑΜΑ 2, ΤΙΜΕΣ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ ΔΙΑΦΟΡΕΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΕΣ ΚΑΤΑΣΤΑΣΕΙΣ	. 191
ΠΙΝΑΚΑΣ 23 ΚΡΑΜΑ 3, ΤΙΜΕΣ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ ΔΙΑΦΟΡΕΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΚΕΣ ΚΑΤΑΣΤΑΣΕΙΣ	. 192
Πινακάς 24 Κραμα 4, τίμες μηχανικών ιδιότητων σε διαφορές μεταλλουργικές κατάστασεις	. 192

1 Εισαγωγή

1.1 Περιγραφή της εργασίας

Η ευρεία χρήση προϊόντων διέλασης κράματος σειράς 6xxx με υψηλή αντοχή και ικανότητα απορρόφησης ενέργειας στην αυτοκινητοβιομηχανία έχει στηριχθεί σε μεγάλο όγκο έρευνας, που αφορά στην επιλογή του είδους και της συγκέντρωσης των κραματικών στοιχείων και στη βελτιστοποίηση όλων των φάσεων της παραγωγικής διαδικασίας, από τη χύτευση της αρχικής μπιγιέτας μέχρι την τελική διαμόρφωση του σχήματος των προφίλ (1).



Σχήμα 1 Σχεδιάγραμμα διαδικασίας παραγωγής προϊόντων διέλασης AI (2).

Η περιβαλλοντική νομοθεσία και το κόστος μεταφοράς αποτελούν ισχυρά κίνητρα για τη μείωση του βάρους των οχημάτων. Ο περιορισμός των εκπομπών CO₂ και άλλων αερίων επιβάλλουν ακόμη μεγαλύτερη ελάττωση του βάρους που μπορεί να επιτευχθεί μόνο με χρησιμοποίηση βελτιωμένων υλικών όπως τα κράματα αλουμινίου αυξημένης αντοχής, διαμορφωσιμότητας, αντίστασης στη διάβρωση και απορρόφησης ενέργειας σε σύγκρουση. Στην παρούσα εργασία το αντικείμενο έρευνας αποτελούν οι θερμικές κατεργασίες και οι επακόλουθες μηχανικές ιδιότητες των προφίλ, δηλαδή συνοπτικά το στάδιο που έπεται αυτού της διέλασης. Όπως αναφέρεται και στον τίτλο της εργασίας, ο τελικός σκοπός είναι η βελτιστοποίηση των θερμικών κατεργασιών αποσκοπώντας στην επίτευξη του συνδυασμού της μέγιστης αντοχής και της μεγαλύτερης απορρόφησης ενέργειας σε περίπτωση κρούσης. Ένα προφίλ που θα έχει μόνο υψηλή αντοχή, αλλά μικρή ενέργεια αυτοκινήτου λόγω ψαθυρότητας που συνεπάγεται μεταφορά μεγάλου ποσού ενέργειας στην καμπίνα επιβατών σε περίπτωση σύγκρουσης. Αντιστοίχως χαμηλή αντοχή και μεγάλη ενέργεια θραύσης ισοδυναμεί με πρώιμη κατάρρευση του προφίλ που κρίνεται για τον ίδιο λόγο μη επιτρεπτή (3).

Η δυνατότητα χρησιμοποίησης στα πειράματα τεσσάρων διαφορετικών κραμάτων παρείχε την ευχέρεια παρατήρησης και μελέτης της επίδρασης των βασικών κραματικών στοιχείων (Mg, Si) με μικρές διαφοροποιήσεις στα ποσοστά τους, επιτρέποντας την επαλήθευση ή μη συμπερασμάτων άλλων συγγραφέων και παράλληλα την εξαγωγή νέων, χρήσιμων πορισμάτων σχετικώς με τις ιδιότητες των κραμάτων από τις θερμικές κατεργασίες διαλυτοποίησης και γήρανσης. Το βασικό σημείο έρευνας της διατριβής είναι το πώς διαμορφώνεται η μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες ως αποτέλεσμα της:

α. Επίδρασης της ταχύτητα ψύξης μετά τη θερμική κατεργασία στερεού διαλύματος

β. Επίδρασης της φυσικής γήρανσης 24h αμέσως μετά τη θερμική κατεργασία στερεού διαλύματος

γ. Επίδρασης συγκεκριμένων συνθηκών τεχνητής γήρανσης

Τα αποτελέσματα της μελέτης μπορούν να αξιοποιηθούν για την εξέλιξη της σχετικής τεχνολογίας στο χώρο της ελληνικής παραγωγής προφίλ για την αυτοκινητοβιομηχανία και να αποτελέσουν το υπόβαθρο για περαιτέρω ενδελεχή έρευνα σε ακαδημαϊκό και βιομηχανικό επίπεδο.

Ως εργαλεία για τη μελέτη χρησιμοποιήθηκαν οι μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού και θλίψης, η μεταλλογραφία και η ηλεκτρονική μικροσκοπία καθώς και η ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης. Επιπρόσθετα, πραγματοποιήθηκε προσομοίωση με πεπερασμένα στοιχεία της δοκιμής θλίψης με στόχο τη μελέτη διαφόρων γεωμετρικών παραμέτρων και πειραματικών συνθηκών, που σχετίζονται με την τελική μορφολογία που λαμβάνουν τα δοκίμια με τη συμπίεση.

Στις ακόλουθες παραγράφους παρουσιάζεται βιβλιογραφική ανασκόπηση σχετική με τα θέματα που μελετώνται στα επόμενα Κεφάλαια.

1.2 Επίδραση των κραματικών στοιχείων στις μηχανικές και φυσικές ιδιότητες των κραμάτων Al

Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στις ιδιότητες του ΑΙ εξαρτάται από τη στερεή διαλυτότητα και την ταχύτητα διάχυσης τους στη μήτρα του ΑΙ. Με βάση αυτούς τους παράγοντες κατηγοριοποιούνται ως εξής (4), (5):

Πίνακας 1	Κατηγ	οριοποίη	ση βασ	ικών	и кра	αματικώ	ν στοιχείω	ν του Α	I.		
	,	~ /		~	•	,	-		•	,	

Εξαιρετικά χαμηλή	Μέτρια διαλυτότητα και	Καλή διαλυτότητα και υψηλή			
διαλυτότητα	χαμηλή ταχύτητα διάχυσης	ταχύτητα διάχυσης			
Fe, B	Cr, Mn, Zr, Ti	Cu, Mg, Si			

Αύξηση της περιεκτικότητας των βασικών κραματικών στοιχείων (Mg, Si, Cu) προκαλεί αύξηση της αντοχής και μείωση της διελασιμότητας¹ (Σχήμα 2). Τα μεταβατικά στοιχεία (Mn, Cr, Zr) προστίθενται για βελτίωση της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητας, αλλά έχουν δυσμενείς επιπτώσεις στη διελασιμότητα και την εμβαπτότητα.



Σχήμα 2 Η διαφορά μεγέθους μεταξύ ατομικής διαμέτρου αλουμινίου και κραματικού στοιχείου δημιουργεί εσωτερικές τάσεις που αλληλεπιδρούν με αταξίες προκαλώντας ισχυροποίηση. Πρακτικά στο αλουμίνιο όλα τα στερεά διαλύματα είναι με άτομα αντικατάστασης (6), (7).

Αναλυτικά η επίδραση των στοιχείων είναι η εξής:

¹ Διελασιμότητα ονομάζεται η ευκολία με την οποία μια μπιγιέτα υφίσταται διέλαση, έχοντας ως κριτήρια τη δύναμη που ασκεί η πρέσα, την απουσία στρεβλώσεων στην έξοδο της μήτρας και την ταχύτητα διέλασης.

Mg: Προσθήκη Mg προκαλεί μείωση της ολκιμότητας, της δυσθραυστότητας και της διελασιμότητας, αλλά βελτιώνει την εμβαπτότητα και την αντοχή. Το Mg ενώνεται με το διαθέσιμο Si προς σχηματισμό της φάσης πυριτιούχου μαγνησίου (Mg₂Si), ιοντικού δεσμού (8). Περίσσεια Mg, σε σχέση με την ιδανική κ.β. για τη φάση αναλογία 1:1,73 (Mg:Si) προκαλεί μείωση της διαλυτότητας της φάσης Mg₂Si, ενώ για περιεκτικότητα Si>1,2% η περίσσεια Mg επιφέρει ελάττωση της αντοχής (9).

Si: Μετά από βαφή από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος τα άτομα Si σχηματίζουν ταχύτατα κατακρημνίσματα χάνοντας σχεδόν αμέσως τη συνοχή τους με το μητρικό πλέγμα. Τα κατακρημνίσματα που δημιουργούνται έχουν τη μορφή πρισμάτων, ράβδων ή πλακιδίων (10). Περίσσεια Si προκαλεί ισχυροποίηση κράματος, αλλά δρα αρνητικά στη διελασιμότητα, την ολκιμότητα, τη συμπεριφορά σε θλίψη και τη δυσθραυστότητα λόγω της επιλεκτικής καθίζησης κρυστάλλων Si στα όρια κόκκων και της τοπικής συγκέντρωσης τάσεων (11), (12), (13). Επιπλέον, επιταχύνει τη γήρανση επιφέροντας ταχύτερα τη μέγιστη τιμή σκληρότητας. Οι Ceresara και Marioara βρήκαν πως περίσσεια Si σε κράμα Al-0,8%Mg₂Si επιταχύνει σημαντικά τη διαδικασία της γήρανσης, καθώς ελαττώνεται ο απαιτούμενος μέσος αριθμός αλμάτων για το σχηματισμό ζωνών GP (14), (15). Στις ευρωπαϊκές βιομηχανίες προκειμένου να επιτευχθεί αύξηση της αντοχής στα κράματα της σειράς 6xxx προτιμάται η περίσσεια Si, σε αντίθεση με τις ΗΠΑ, όπου προτιμάται η στοιχειομετρική αναλογία με προσθήκες Cu και Cr (9).

Mg₂Si: Η φάση πυριτιούχου μαγνησίου - Mg₂Si είναι μεσομεταλλική ένωση ιοντικού δεσμού. Ανήκει στις φάσεις που περιγράφονται από τον γενικό τύπο AxBy, όπου τα x, y αντιστοιχούν στα σθένη των συμμετεχόντων στοιχείων A και B (16), (17). Αύξηση της περιεκτικότητας του Mg₂Si προκαλεί αύξηση της αντοχής και ελάττωση της διελασιμότητας. Ενδεικτικά, με αύξηση της περιεκτικότητας από 0,5% σε 0,95% και 1,35%, η ταχύτητα διέλασης μειώνεται κατά 40 και 70% αντίστοιχα (18). Ισορροπία του λόγου Mg:Si προσδίδει στο κράμα υψηλότερη αντίσταση στη διάβρωση με βελονισμούς σε σχέση με κράματα μη ισορροπίας. Για τη διατήρηση της φάσης Mg₂Si (αλλά και της περίσσειας Si) σε στερεό διάλυμα, πρέπει τα προφίλ εξερχόμενα της μήτρας διέλασης να υφίστανται ψύξη με ελάχιστο ρυθμό 150°C/λεπτό (19).





Το ποσοστό της κραμάτωσης σε Mg₂Si καθορίζεται από την προσδοκώμενη αντοχή και τη διελασιμότητα. Η σκιασμένη περιοχή στο Σχήμα 3 καθορίζει την κρίσιμη περιοχή περιεκτικότητας σε Mg₂Si για την κατασκευή προφίλ κράματος 6063. Οι κατακόρυφες γραμμές αποτελούν τα όρια της περιεκτικότητας του κράματος σε Mg₂Si και αντιστοιχούν στη ελάχιστη και μέγιστη περιεκτικότητα σε μαγνήσιο.

Στα Σχήματα 3-5 παρουσιάζονται τα διαγράμματα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητες Si 0,35%, 0,5% και 0,95% που αντιστοιχούν στα κράματα που μελετώνται στη διατριβή (20)(Πίνακας 2). Αυξανομένης της περιεκτικότητας σε Si, παρατηρείται μείωση της διαλυτότητας του Mg και αντίστοιχα μεγέθυνση της διφασικής περιοχής Al(FCC)+Mg₂Si. H θερμοκρασία διαλυτοποίησης των δειγμάτων που μελετώνται επιλέχθηκε ίση προς 550°C (στη θερμοκρασία αυτή αντιστοιχεί μονοφασική περιοχή Al(FCC).

Η στερεή διαλυτότητα του Mg₂Si στο κράμα 6063 είναι 1,42% στους 550°C και 1% σε θερμοκρασία 500°C. Όταν το μαγνήσιο ή το πυρίτιο βρίσκονται σε περίσσεια η διαλυτότητα του Mg₂Si μειώνεται ανάλογα με το ποσοστό περίσσειας.



Σχήμα 4 Διάγραμμα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητα Si 0,35% (20).



Σχήμα 5 Διάγραμμα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητα Si 0,5% (20).



Σχήμα 6 Διάγραμμα φάσεων Al-Mg για περιεκτικότητα Si 0,95% (20).

Πίνακας 2 Χημική σύσταση κραμάτων των προϊόντων διέλασης που μελετώνται στη διατριβή και υπολογισμός περιεκτικότητας της φάσης πυριτιούχου μαγνησίου (Mg₂Si) σύμφωνα προς το ακόλουθο τυπολόγιο που βασίζεται στη στοιχειομετρική αναλογία ατόμων Mg και Si, και στη δέσμευση Si από τα Fe και Mn για σχηματισμό μεσομεταλλικών ενώσεων AlFeMnSi (19):

Si_{διαθέσιμο για σχηματισμό Mg2Si}= %Si - ¼ (Fe+Mn)

Siαπαιτούμενο για σχηματισμό Mg2Si= 0,58 x Mg.

Εφόσον το διαθέσιμο Si είναι περισσότερο από το απαιτούμενο, το Si βρίσκεται σε περίσσεια, ενώ σε αντίθετη περίπτωση σε περίσσεια βρίσκεται το Mg

Кр	άμα	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Ті	Zn	Si _{διαθέσιμο}	Si _{απαιτούμενο}	Si _{περίσσεια}	%Mg₂Si
1	6106	0,5	0,39	0,16	0,1	0,11	0,01	0,01	0,44	0,23	0,21	0,62
2	6063	0,35	0,5	0,22	0,11	0,11	0,012	0,012	0,27	0,29	-0,02	0,79
3	6005	0,51	0,51	0,22	0,1	0,15	0,02	0,02	0,43	0,29	0,14	0,80
4	6082	0,95	0,65	0,18	0,48	0,0008	0,017	0,1	0,79	0,38	0,41	1,03

Cu: Μικρή προσθήκη Cu αυξάνει το όριο διαρροής, βελτιώνει την εμβαπτότητα και αυξάνει την ολκιμότητα και τη δυσθραυστότητα δρώντας αποτρεπτικά στην εκλεκτική καθίζηση στα όρια κόκκων (21), (22). Ο Saito στην έρευνα του (23) μελέτησε τις μηχανικές ιδιότητες κράματος με 0,5% Mg, 0,42% Si, χωρίς Cu και με 0,1% Cu. Μετά από τεχνητή γήρανση στους 185°C για 12 ώρες, στο κράμα με προσθήκη Cu παρατηρήθηκε μεγαλύτερος αριθμός κατακρημνισμάτων β΄΄ και αυξημένη σκληρότητα κατά 10HV. Αντίστοιχα είναι και τα αποτελέσματα του Ogawa (24). Η προσθήκη Cu έχει αρνητική επίδραση στην αντίσταση στη διάβρωση των κραμάτων της σειράς 6xxx (25).

Fe: Ο Fe έχει αρνητική επίδραση στη διελασιμότητα και αμελητέα στην εμβαπτότητα (26). Δρα ως παρεμποδιστής ανακρυστάλλωσης δημιουργώντας μεσομεταλλικές ενώσεις με το Si (α-AlFeSi). Αύξηση της περιεκτικότητας από 0,1 σε 0,3% είναι ισοδύναμη με ελάττωση της διαθέσιμης συγκέντρωσης Si κατά 0,05%. Αντίστοιχη συμπεριφορά έχουν το Mn και το Cr που κατά τη στερεοποίηση σχηματίζουν τις μεσομεταλλικές ενώσεις α-Al(FeMnCr)Si (27). Ο Fe έχει υψηλό ποσοστό στα κράματα 6063 για δημιουργία «ματ» επιφάνειας σε ανοδιωμένα προφίλ (19). Παρά την μικρή αύξηση που επιφέρει στην αντοχή η περιεκτικότητα του πρέπει να παραμένει μικρότερη του 0,3% γιατί σε άλλη περίπτωση το μεγάλο πλήθος των μεσομεταλλικών ενώσεων επιφέρει ταχεία δημιουργία και επέκταση

Mn, Cr: η προσθήκη Mn στα κράματα Al προσδίδει καλή διαμορφωσιμότητα, υψηλή αντοχή, βελτιωμένη αντοχή στην κόπωση και μεγαλύτερη ολκιμότητα. Παράλληλα αυξάνεται η ευαισθησία στη βαφή με αποτέλεσμα αργή ψύξη να επιφέρει πυρήνωση κατακρημνισμάτων Mg₂Si σε αδιάλυτα σωματίδια Mn. Περιεκτικότητα σε Mn 0,5% κ.β. καθιστά το κράμα πολύ ευαίσθητο στη βαφή. Το Mn βρίσκεται σε στερεό διάλυμα στους πρωτογενείς δενδρίτες Al και ευνοεί το σχηματισμό της φάσης α-Al(Fe,Mn)Si σε βάρος της βελονοειδούς β-AlFeSi (29). Υψηλή περιεκτικότητα σε Mn και Cr επιφέρει τη δημιουργία μη ανακρυσταλλωμένης μικροδομής και περιορισμό της ποσότητας του Mg₂Si που κατακρημνίζεται στα όρια κόκκων (16). Το Cr λαμβάνει μέρος στο σχηματισμό μεσομεταλλικών ενώσεων AlCrSi και AlFeMnCrSi ευνοώντας την απώλεια ποσότητας Si (19). Ενδεικτικά, περιεκτικότητα 0,11% κ.β. οδηγεί σε ανακρυσταλλωμένη μικροδομή με μικρό μέγεθος κόκκου και 0,3% κ.β. σε μη ανακρυσταλλωμένη μικροδομή. Για τη μεγιστοποίηση των αποτελεσμάτων της παρεμπόδισης της ανακρυστάλλωσης συνιστάται η αποφυγή

συσσωμάτωσης των στοιχείων αυτών κατά την διαλυτοποίηση, διαδικασία που ευνοείται από υψηλή θερμοκρασία και παρατεταμένο χρόνο παραμονής. Το Cr βελτιώνει την αντίσταση στη διάβρωση, ωστόσο περιορίζει τη διαλυτότητα του Mn και την διελασιμότητα. Για τον λόγο αυτό προτείνεται η περιεκτικότητα του να μην υπερβαίνει το 0,1% (30).

Ti: Το Ti προστίθεται με τη μορφή προκραμάτων Al-Ti-B ή Al-Ti-C με σκοπό την εκλέπτυνση κόκκου της μπιγιέτας. Όταν προστίθεται Al-Ti-B τα σωματίδια (Ti,B) και (Ti,Al) από τα οποία συνίσταται λειτουργούν ως φύτρα για πυρήνωση δενδριτών Al κατά τη στερεοποίηση. Τα προκράματα Al-Ti-C λειτουργούν με τον ίδιο τρόπο με τη διαφορά ότι η εκλέπτυνση οφείλεται σε σωματίδια (Ti,C) αντί για (Ti,B). Η απαιτούμενη περιεκτικότητα των κραμάτων της σειράς 6xxx σε Ti είναι 0.005-0.03%, ωστόσο στην πατέντα του Furu (30) περιγράφεται ότι με περίσσεια Ti (0.05-0.2%) βελτιώνεται η ολκιμότητα των παραγόμενων προφίλ και η δράση του είναι προσθετική στη δράση των Mn και Cr. Η μέγιστη ποσότητα του Ti εξαρτάται από την ποσότητα που μπορεί να διατηρηθεί σε στερεό διάλυμα και από την ελάττωση της διελασιμότητας.

V: Το V επιτρέπει τη δημιουργία λεπτόκοκκων, ανακρυσταλλωμένων μικροδομών μέσω σχηματισμού σωματιδίων AIV μεγέθους νανομέτρων μέσα στους δενδρίτες AI προσφέροντας ικανοποιητικό συνδυασμό αντοχής, δυσθραυστότητας και διελασιμότητας και αντοχής στη διάβρωση. Ο Zhu (31) αναφορικά με την επίδραση του V, σημειώνει πως το V βρισκόμενο εν διαλύσει σε περιεκτικότητα 0,04% έχει μικρή επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες και αρνητική επίδραση στην αντίσταση στη διάβρωση. Το ποσοστό κραμάτωσης διατηρείται σε ~0,1wt% λόγω ελάττωσης της διελασιμότητας. Το V αναστέλλει το σχηματισμό της φάσης β΄΄ (συνοχής) προς όφελος της φάσης β΄ (ημισυνοχής) εμφανίζοντας δράση επιτάχυνσης των φαινομένων που εκδηλώνονται με τη γήρανση. Σε πατέντα της Swiss Aluminium (32) καταγράφεται η θετική επίδραση του V μετά από κατεργασία θερμής διαμόρφωσης στη δημιουργία λεπτόκοκκης μικροδομής, η οποία έχει σημαντικά οφέλη στην αντοχή, την κατεργασία εν ψυχρώ και τη διελασιμότητα.

Το V δρα συνεργιστικά με τα Cr, Mn, Τi και Zr προς δημιουργία ομοιόμορφων, ως προς τη μικροδομή, προφίλ, με βελτιωμένη ικανότητα απορρόφησης ενέργειας. Ωστόσο, τα στοιχεία αυτά έχουν αρνητική επίδραση στην αγωγιμότητα (Πίνακας 3). Σε μελέτη της Lech-Grega (33) παρουσιάζεται ότι προσθήκη 0,2%V δρα αρνητικά στην αντοχή μετά από τεχνητή γήρανση, αλλά θετικά στην ολκιμότητα.

		ανά 0,001% προσθήκη
Cr	0-0,010	0,091
V	0-0,010	0,081
Mn	0-0,050	0,067
Ti	0-0,010	0,065

Πίνακας 3 Ελάττωση της ηλεκτρικής αγωγιμότητας από την προσθήκη Cr, V, Mn και Ti (19).

Στοιχείο Περιεκτικότητα Ελάττωση της %IACS αγωγιμότητας

Sn: O Sn επιδρά θετικά στις μηχανικές ιδιότητες περιορίζοντας τις δυσμενείς επιπτώσεις της φυσικής γήρανσης. Σε σχετική μελέτη του Pogatscher (34) αναφέρεται πως προσθήκη 500ppm Sn σε προφίλ κράματος 6061 είχε θετική επίδραση στη σκληρότητα. Αυτό οφείλεται στο ότι τα άτομα του Sn έχουν μεγάλη τάση σύνδεσης με κενές πλεγματικές θέσεις (vacancies) και αποτρέπουν τον εγκλωβισμό των κενών θέσεων από συμπλέγματα ατόμων Mg και Si. Αντίστοιχες μελέτες της Werinos (35), (36) παρουσιάζουν τη θετική επίδραση προσθήκης 0,04wt% Sn σε κράμα 6061 για διάφορες θερμοκρασίες γήρανσης.

Sr: Το Sr σε περιεκτικότητα 0,15% επιταχύνει το μετασχηματισμό της β→α-AlFeSi. Έχει δράση εκλέπτυνσης κόκκου και βελτιώνει την ολκιμότητα χωρίς να επιδρά αρνητικά στην ηλεκτρική αγωγιμότητα.

Ni: Προσθήκη έως 0,05% έχει ελαφρώς θετική επίδραση στις μηχανικές ιδιότητες, αλλά αρνητική στην αντίσταση στη διάβρωση.

Cd, In, Pb: Μικρή προσθήκη Cd, In και Pb περιορίζει τις αρνητικές επιπτώσεις της φυσικής γήρανσης για χαμηλές θερμοκρασίες τεχνητής γήρανσης. Ωστόσο ο Pb και ο Sn δεσμεύουν μέρος του Mg προς σχηματισμό αδιάλυτων ψαθυρών φάσεων του τύπου Mg₂X (10).

Ag, Ge: Τα δύο αυτά στοιχεία, λόγω της υψηλής ενέργειας δεσμού με κενές πλεγματικές θέσεις, δρουν αποτρεπτικά στην περικρυσταλλική κατακρήμνιση και το σχηματισμό περικρυσταλλικών ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα (37), (38). Επίσης, προσθήκη 0,11% Ag σε κράμα με 1% Mg₂Si και περίσσεια Mg προκαλεί αύξηση της σκληρότητας κατά 17HV και βελτίωση της απόκρισης στη γήρανση (24).

1.3 Σκλήρυνση στερεού διαλύματος και επίδραση της ταχύτητας ψύξης από τη θερμοκρασία διέλασης

Για τα προφίλ κράματος σειράς 6xxx, όπως το 6106 και το 6082 που μελετώνται στην διατριβή, ο χρόνος που μεσολαβεί μεταξύ εξόδου από τη μήτρα της πρέσας διέλασης και βαφής με νερό είτε ψύξης με ρεύμα αέρα, έχει σημαντική επίδραση στην τελική μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες (39). Στα κράματα που περιέχουν Cr και Mn και είναι ευαίσθητα στη βαφή (ιδιαίτερα με Cr) σχηματίζονται δευτερογενή σωματίδια που προκαλούν αταξίες, επάνω στις οποίες πραγματοποιείται προτιμητέα κατακρήμνιση φάσεων κατά τη γήρανση. Αντιθέτως σε κράματα που περιέχουν Zr δημιουργούνται κατά κανόνα φάσεις συνοχής και δεν είναι ευαίσθητα σε βαφή (δε γίνεται εύκολα πυρήνωση σε διεπιφάνειες συνοχής) (10), (40).

Για την εύρεση της κρίσιμης ταχύτητας ψύξης των προφίλ από τη θερμοκρασία διέλασης αλλά και του θερμοκρασιακού εύρους, στο οποίο η παραμονή τους αποβαίνει αρνητική για τις μηχανικές ιδιότητες, έχουν πραγματοποιηθεί αρκετές μελέτες. Σε μια απ' αυτές ο Ε.C. Beatty (41) περιγράφει την ακόλουθη εργαστηριακή δοκιμή: προϊόντα διέλασης κράματος 6063 θερμανθήκαν στους 515°C, διατηρήθηκαν στη θερμοκρασία αυτή για 30 λεπτά για πλήρη διαλυτοποίηση της φάσης Mg₂Si και ακολούθως ψύχθηκαν απότομα σε διάφορες θερμοκρασίες μεταξύ 230°C και 400°C, σε λουτρά αλάτων. Τα δείγματα παρέμειναν στα λουτρά για 1 ως 32 λεπτά και ακολούθησε βαφή σε νερό. Το αποτέλεσμα ήταν ταχεία κατακρήμνιση της φάσης μη συνοχής β-Mg₂Si, όταν τα δείγματα ψύχθηκαν στη θερμοκρασιακή περιοχή μεταξύ 340°C και 260°C και μετά υπέστησαν γήρανση στους 170°C. Στο Σχήμα 7 παρουσιάζεται ο συσχετισμός ρυθμού ψύξης από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος με το όριο διαρροής του υλικού μετά το πέρας της τεχνητής γήρανσης. Διαπιστώνεται ότι το όριο διαρροής αυξάνεται συνεχώς με αυξανόμενο ρυθμό ψύξης φτάνοντας περίπου το 95% της μέγιστης τιμής (230 MPa) με ρυθμό ψύξης 120°C/λεπτό.





Η βαφή συντελεί στη δημιουργία υπέρκορου στερεού διαλύματος σε θερμοκρασία δωματίου, που είναι πιο σκληρό, αλλά και πιο όλκιμο από υλικό που υφίσταται αργή ψύξη. Η σκλήρυνση προκαλείται από την παρεμπόδιση της κίνησης των διαταραχών από τα άτομα αντικατάστασης. Η αλληλεπίδραση ατόμων αντικατάστασης-διαταραχών βασίζεται στη διαφορά μεγέθους των ατόμων Mg και Si από τα άτομα του Al και των τοπικών παραμορφώσεων του πλέγματος. Αργή ψύξη προκαλεί ανεπιθύμητη πρόωρη κατακρήμνιση και περιορισμό της διαθέσιμης ποσότητας κραματικών στοιχείων για σκλήρυνση κατά τη γήρανση (42), (43).

Σύμφωνα με τον Ρ. Castany (26) με τη βαφή ευνοείται η κατακρήμνιση σφαιροειδών συμπλεγμάτων Mg₂Si και μικρού ποσοστού ραβδοειδών σωματιδίων Si στα όρια κόκκων, ενώ η αργή ψύξη αντιστρέφει τις αναλογίες αυτές. Στη δεύτερη περίπτωση τα όρια κόκκων καλύπτονται από κατακρημνίσματα, τα οποία σε συνθήκες φόρτισης αποτελούν σημεία εκκίνησης μικρορωγμών. Στην ίδια εργασία αναφέρεται πως μετά από βαφή συναντάται μεγαλύτερη πυκνότητα αταξιών στο εσωτερικό των κόκκων απ' ότι σε δείγμα που υφίσταται αργή ψύξη.

Τα πλεονεκτήματα της βαφής περιγράφονται σε πατέντα της NORSK HYDRO (30) στην οποία τα βαμμένα σε νερό δοκίμια λαμβάνουν σε δεκαβάθμια κλίμακα βαθμό 8,5-9,5 και τα αργά ψυχόμενα 5-6, αναφορικά με τη συμπεριφορά τους σε συμπίεση.

1.4 Σκλήρυνση με κατακρήμνιση

Η σκλήρυνση με κατακρήμνιση κατά τη διάρκεια της τεχνητής γήρανσης υπερκαλύπτει τη μείωση της σκληρότητας που προκαλείται από την απώλεια του υπέρκορου στερεού διαλύματος. Η εμφάνιση των κατακρημνισμάτων εντός του ομογενούς στερεού διαλύματος συνεπάγεται την εκδήλωση σημαντικών παραμορφώσεων στη μήτρα και την ανάπτυξη ελαστικής ενέργειας στις περιοχές γύρω από τα κατακρημνίσματα. Η ενέργεια αυτή διαδραματίζει σημαντικό ρόλο στο είδος του κατακρημνίσματος που θα προκύψει. Η μεταβολή στην ελεύθερη ενέργεια λόγω της κατακρήμνισης ενός σωματιδίου αποτελεί το άθροισμα τριών επιμέρους μεταβολών, (α) μείωση της ελεύθερης ενέργειας ανά μονάδα όγκου, (β) αύξηση της ελεύθερης ενέργειας λόγω της διεπιφανειακής ενέργειας κατακρημνίσματος-μητρικής φάσης και (γ) αύξηση της ενέργειας λόγω τοπικών ελαστικών παραμορφώσεων. Οι δύο πρώτοι παράγοντες είναι παρόμοιοι με αυτούς που καθορίζουν τη μεταβολή της ελεύθερης ενέργειας κατά την πυρήνωση ενός στερεού σε τήγμα, καθώς αφορούν σε διαδικασία πυρήνωσης και ανάπτυξης. Ο τρίτος παράγοντας είναι αυτός που καθορίζει τη μορφή, συνοχής ή μη συνοχής, του κατακρημνίσματος (44).

Τα σωματίδια συνοχής είναι περιοχές εντός της δομής του μετάλλου, όπου τα άτομα της διαλυμένης ουσίας έχουν την απαιτούμενη συγκέντρωση για τη δημιουργία της δεύτερης φάσης χωρίς να παρατηρείται δημιουργία διεπιφάνειας μεταξύ της νέας φάσης και της μήτρας. Η δημιουργία φάσεων συνοχής συνεπάγεται υψηλή τιμή ελαστικής ενέργειας και μηδενική τιμή της διεπιφανειακής ενέργειας. Αντίθετα, τα σωματίδια μη συνοχής είναι διακριτά σωματίδια, διαχωρίζονται με σαφή διεπιφάνεια από το περιβάλλον τους και διαμορφώνουν χαμηλή τιμή ελαστικής ενέργειας. Στην πράξη, η διατήρηση της συνοχής ευνοείται σε πρώιμα στάδια ανάπτυξης των κατακρημνισμάτων και η απώλεια συνοχής στα τελικά. Η αιτία είναι ότι ο λόγος επιφάνειας προς όγκο είναι μεγάλος για μικρά σωματίδια και το σύστημα λειτουργεί με σκοπό τον περιορισμό της επιφανειακής ενέργειας. Όσο το σωματίδιο αναπτύσσεται η ενέργεια παραμόρφωσης αυξάνεται μέχρι το σημείο που η συνοχή χάνεται, η ελαστική ενέργεια ελαττώνεται και δημιουργείται διεπιφάνεια που επιφέρει μεγαλύτερη κατά απόλυτη τιμή πτώση της ελαστικής ενέργειας.

Τα κατακρημνίσματα που σχηματίζονται προβάλουν αποτελεσματική αντίσταση στην κίνηση των διαταραχών, γιατί είναι σκληρά σωματίδια με διαφορετική δομή από αυτή του μητρικού πλέγματος και οι αταξίες δε μπορούν να τα τμήσουν (μη διατμόμενα-non shearable). Συνακόλουθα, η κίνηση των διαταραχών επιτυγχάνεται μόνο με αύξηση της διατμητικής τάσης². Όσο λεπτομερέστερη και πυκνότερη είναι η διασπορά των σωματιδίων τόσο αποτελεσματικότερη είναι η σκλήρυνση που προκαλείται. Οι ζώνες Guinier-Preston (GP) και τα σωματίδια συνοχής δεν επιτρέπουν την κάμψη των αταξιών λόγω των μικρών ακτίνων καμπυλότητας τους και για να μπορέσουν οι διαταραχές να κινηθούν, πρέπει να τμήσουν τα σωματίδια. Με την πρόοδο της γήρανσης και την αύξηση του μεγέθους των φάσεων, η μετακίνηση των αταξιών γίνεται δυσχερέστερη και το όριο διαρροής σε καθεστώς υπογήρανσης αυξάνει (το όριο διαρροής ενός υλικού συσχετίζεται με την αντίσταση που προβάλλεται στην κίνηση των αταξιών). Όταν τα σωματίδια αποκτήσουν ένα κρίσιμο μέγεθος, οι αταξίες δε μπορούν πλέον να τα τμήσουν και τα παρακάμπτουν με το μηχανισμό των πηγών Frank-Read (Σχήμα 8). Οι διαταραχές αφήνουν στο πέρασμα τους έναν δακτύλιο πρισματικής διαταραχής γύρω από κάθε σωματίδιο και η απόσταση μεταξύ των σωματιδίων μειώνεται. Το αποτέλεσμα είναι σκλήρυνση μέσω ενδοτράχυνσης. Σε αυτό το καθεστώς, το όριο διαρροής ελαττώνεται με υπεργήρανση λόγω της αυξανόμενης απόστασης μεταξύ των σωματιδίων. Το όριο διαρροής εμφανίζει μια χαρακτηριστική μέγιστη τιμή, όταν ο μηχανισμός αλληλεπίδρασης σωματιδίων-αταξιών μεταβάλλεται από διάτμηση σε παράκαμψη (μετάβαση από γήρανση σε υπεργήρανση) (43), (45).



² Η μέγιστη τάση ισούται με $\tau_{max} = \frac{\mu b}{l}$, όπου Ι η απόσταση των σωματιδίων.

Σχήμα 8 Δημιουργία φαινομένου ενδοτράχυνσης μέσω σχηματισμού δακτυλίων διαταραχών, λόγω της μικρής απόστασης μεταξύ των σωματιδίων (6).

1.5 Επίδραση της φυσικής γήρανσης στην μηχανικές ιδιότητες

Από τη στιγμή που ένα προφίλ βρεθεί σε συνθήκες περιβάλλοντος μετά από διαδικασία διαλυτοποίησης, ξεκινά η φάση της φυσικής γήρανσης. Υπό το καθεστώς αυτό η σκληρότητα του υλικού αυξάνεται αρχικά με γρήγορο και κατόπιν με όλο και βραδύτερο ρυθμό. Καθώς το μέσο μέγεθος κόκκου παραμένει σταθερό γίνεται φανερό πως η μεταβολή οφείλεται αποκλειστικά στην σταδιακή καταστροφή του στερεού διαλύματος και στη δημιουργία φάσεων συνοχής (Σχήμα 9). Παρακάτω αναφέρονται συνοπτικά σημαντικές εργασίες σχετικές με την επίδραση της φυσικής γήρανσης στις μηχανικές ιδιότητες και τη μικροδομή των κραμάτων Al.

Στη μελέτη του Ν. C. Parson (46) συμπεραίνεται πως σε κράματα με περιεκτικότητα 0,8% Mg₂Si, περιορισμένη φυσική γήρανση έχει θετική επίδραση, ενώ σε κράματα με περιεκτικότητα μεγαλύτερη του 0,9% η φυσική γήρανση είναι πάντα αρνητική για την αντοχή. Παρόμοια αποτελέσματα καταγράφονται στην αναφορά (9), όπου επιπλέον τονίζεται ότι, όταν ένα φυσικά γηρασμένο προφίλ κράματος με Mg₂Si>0,9% υποβληθεί σε τεχνητή γήρανση, τα όρια διαρροής και θραύσης αυξάνονται με βραδύτερο ρυθμό και ότι η μείωση της αντοχής μπορεί μερικώς να αποφευχθεί υποβάλλοντας το υλικό σε σύντομη τεχνητή γήρανση αμέσως μετά τη βαφή, σε θερμοκρασία χαμηλότερη από αυτή της τελικής γηράνσεως (διαδικασία γνωστή ως διπλή γήρανση ή γήρανση δύο σταδίων).


Σχήμα 9 Σκλήρυνση λόγω φυσικής γήρανσης κραμάτων 1 και 2 μετά από βαφή (wq) και αργή ψύξη (ac) από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης.

Αναφορά σε θετική επίπτωση της φ.γ. για την αντοχή κραμάτων χαμηλής περιεκτικότητας σε Mg και Si γίνεται σε μελέτη του S. Pogatscher (47). Στα συμπεράσματα της εν λόγω εργασίας σημειώνεται ότι η φ.γ. και η μειωμένη κινητικότητα των κενών θέσεων μπορεί να αποτελέσει αποτρεπτικό παράγοντα της περικρυσταλλικής κατακρήμνισης και της δημιουργίας ΖΧΚ σε τεχνητές γηράνσεις υψηλών θερμοκρασιών (210°C). Στο ίδιο συμπέρασμα καταλήγει και η M. Werinos σε άλλη αναφορά (36).

Ο Esmaeili (48) σημειώνει πως η σκληρότητα φυσικά γηρασμένων προφίλ κράματος με 0,6% Mg₂Si, μπορεί να αυξηθεί με δύο ώρες προγήρανση στους 150°C και με αργό ρυθμό ανόδου ως την τελική θερμοκρασία γήρανσης. Σε κράματα με 0,9% Mg₂Si η φ.γ. δεν έχει σημαντική επιρροή, ενώ σε υψηλότερες συγκεντρώσεις ως 1,2%, επιδρά αρνητικά στην κινητική πυρήνωσης και ανάπτυξης της φάσης συνοχής β΄΄.

Αναφορικά με τα αίτια της ελάττωσης των μηχανικών ιδιοτήτων εξαιτίας της φυσικής γήρανσης σε θερμοκρασία -20 ως 50°C, ο D. W. Pashley (49) αναφέρει ότι όσο μεγαλύτερης διάρκειας είναι η περίοδος της φυσικής γήρανσης τόσο μεγαλύτερος είναι ο αριθμός των συμπλεγμάτων που διαλυτοποιούνται κατά την τεχνητή γήρανση προκαλώντας ελάττωση των μηχανικών ιδιοτήτων. Επίσης, υποστηρίζει πως τα αποτελέσματα της φυσικής γήρανσης είναι πιο δυσμενή αν εφαρμοστούν χαμηλότερες θερμοκρασίες τεχνητής γήρανσης. Το τελευταίο συμπέρασμα στηρίζεται στη θεωρία ότι υψηλή θερμοκρασία ισοδυναμεί με δημιουργία πολλών πυρήνων για σχηματισμό κατακρημνισμάτων αλλά και ότι σε υψηλότερη θερμοκρασία γήρανσης προκαλείται γρήγορη αναδιαλυτοποίηση των ασταθών συμπλεγμάτων, ώστε το κράμα να εμπλουτίζεται σε κραματικά στοιχεία που προσφέρουν περαιτέρω ισχυροποίηση κατά τις κρίσιμες δύο πρώτες ώρες γήρανσης.

Κατά τον Α. Serizawa (50) η φ.γ. οδηγεί σε χαμηλής πυκνότητας καθίζηση φάσεων συνοχής β΄΄ στην τ.γ. λόγω σχηματισμού δυσδιάλυτων, ή δυσκόλως μετατρεπόμενων σε φάσεις β΄΄, συμπλεγμάτων ατόμων (clusters) Mg και Si (Σχήμα 10). Και στην εργασία αυτή γίνεται αναφορά στην αρνητική επίδραση της φ.γ., αν επιλεχθεί χαμηλή θερμοκρασία τ.γ. (π.χ. μικρότερη των 160°C).



Σχήμα 10 Σχηματική απεικόνιση της αρνητικής επίδρασης της φυσικής γήρανσης στην κατακρήμνιση της φάσης β΄΄ (51).

Σε έρευνες των Zelger, Lingfei και Takaki (9), (52), (53), (54) σημειώνεται πως στα περισσότερα κράματα της σειράς 6xxx, για να εμφανιστεί η αρνητική επίδραση της φυσικής γήρανσης στις μηχανικές ιδιότητες, απαιτείται τουλάχιστον 1,5 ώρα παραμονή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος μετά τη βαφή. Το αποτέλεσμα είναι ότι για την επίτευξη μεταλλουργικής κατάστασης μέγιστης σκλήρυνσης (T6) απαιτείται μεγαλύτερη διάρκεια τεχνητής γήρανσης.

Σε άλλες έρευνες που πραγματοποίησαν οι Dorward και Zhong (55), (56) βρέθηκαν παρόμοια αποτελέσματα. Σε κράματα με 0,6-0,9% συγκέντρωση Mg₂Si η φ.γ. είχε θετική επίδραση στην αντοχή. Βρέθηκε πως για το μετασχηματισμό των ζωνών GP στις φάσεις β΄΄ και β΄ απαιτείται κατά το στάδιο της προγήρανσης, το μέγεθος τους να υπερβεί μια τιμή κρίσιμου μεγέθους. Σε αντίθετη περίπτωση, διαλυτοποιούνται μέχρις ότου επέλθει ισορροπία με τη μήτρα (αναφορικά με τη συγκέντρωση της διαλυμένης ουσίας) ή μεγεθύνονται σε βαθμό που δεν επιφέρουν την επιθυμητή σκλήρυνση. Σε κράματα συγκέντρωσης 0,6% σε Mg₂Si η επίδραση της προγήρανσης είναι πάντα θετική για τις τελικές μηχανικές ιδιότητες, ενώ για περιεκτικότητα άνω του 1% η προγήρανση είναι αρνητική (5).

Σε άλλη πηγή αναφέρεται πως η ταχεία βαφή και η μεγάλη περίσσεια κενών πλεγματικών θέσεων μπορεί να καταλήξουν σε σχηματισμό βρόχων αταξιών με μεγάλη πυκνότητα. Οι βρόχοι αυτοί αποτελούν θέσεις πυρήνωσης ενδιάμεσων κατακρημνισμάτων με αποτέλεσμα χαμηλή πυκνότητα φάσεων συνοχής και μικρότερη αντοχή στα γηρασμένα κράματα (37).

Σχετικά με την αντιμετώπιση των επιπτώσεων από τη φ.γ. ο S. Pogatscher (34) περιγράφει πως η κραμάτωση με Sn, ενός στοιχείου με υψηλή ενέργεια δεσμού (binding energy) με τις υπάρχουσες κενές πλεγματικές θέσεις αποτρέπει το σχηματισμό συμπλεγμάτων Mg-Si κατά τη φ.γ. Έτσι, αν οι ενώσεις μεταξύ ατόμων Sn και κενών πλεγματικών θέσεων είναι θερμικά ασταθείς στις συνήθεις θερμοκρασίες τ.γ., επιτυγχάνεται βελτιωμένη κατακρήμνιση της φάσης β΄΄. Αντίθετα, τα συμπλέγματα Mg-Si που δημιουργούνται κατά τη φυσική γήρανση με τη σχετικά αργή κινητική διάλυσης τους λειτουργούν ως παγίδες κενών πλεγματικών θέσεων επιβραδύνοντας την κατακρήμνιση φάσεων συνοχής κατά τη διάρκεια της τ.γ.. Παρόμοια συμπεριφορά εμφανίζουν και άλλα στοιχεία όπως το In και το Cd (γίνεται αναφορά για επιβράδυνση του σχηματισμού ζωνών GP για 200 ημέρες στους 30°C, όταν έχει προηγηθεί αργή βαφή (37)).

Νεότερες μελέτες προτείνουν τη διάκριση των συμπλεγμάτων ατόμων σε 2 κατηγορίες, τύπου (Ι) που σχηματίζονται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και τύπου (ΙΙ) που σχηματίζονται σε θερμοκρασία ενδιάμεση μεταξύ περιβάλλοντος και επιλεγμένης θερμοκρασίας τεχνητής γήρανσης. Τα πρώτα δρουν αρνητικά και τα δεύτερα θετικά στη δημιουργία και διεύρυνση των φάσεων συνοχής β΄΄ (57). Αναφέρεται μάλιστα ότι τα συμπλέγματα που προκαλούν την αρνητική επίδραση της φυσικής γήρανσης αποτελούνται κυρίως από άτομα Si (51).

Σύμφωνα με τον Aruga (58) οι ζώνες GP που σχηματίζονται στους 70°C, σε κράματα ισορροπίας ή περίσσειας Si, μπορούν να εξελιχθούν σε φάσεις β΄΄ και έχουν μεγαλύτερες διαστάσεις από τα συμπλέγματα ατόμων Si ή Mg-Si που σχηματίζονται με τη φυσική γήρανση. Στα πρώτα λεπτά της φυσικής γήρανσης σχηματίζονται τα συμπλέγματα που είναι πλούσια σε Si και κατόπιν σε διάστημα μιας εβδομάδας σχηματίζονται τα Mg-Si λόγω της αργής διάχυσης του Mg. Τα πρώτα κατά την τεχνητή γήρανση δε μπορούν να αναπτυχθούν, ενώ τα δεύτερα διαλυτοποιούνται προκαλώντας αναστροφή στην καμπύλη της σκληρότητας στις αρχές της γήρανσης. Ο προτιμητέος σχηματισμός συμπλεγμάτων ατόμων Si μετά την ομογενοποίηση οφείλεται στην χαμηλή τιμή της ενέργειας αλληλεπίδρασης μεταξύ πλεγματικών κενών και ατόμων Si.

1.6 Ο ρόλος των κενών πλεγματικών θέσεων στην ταχύτητα διάχυσης

Ο σχηματισμός συμπλεγμάτων ατόμων από τα εν διαλύσει κραματικά στοιχεία, τόσο σε θερμοκρασία περιβάλλοντος όσο και σε υψηλότερη, υποβοηθείται από διάφορες ατέλειες της δομής και κυρίως από την παρουσία πλεγματικών κενών, αταξίες και τα όρια κόκκων ή άλλες διεπιφάνειες. Σε σχετική αναφορά του Masuda αναφέρεται ότι ακόμα και μικρότερη από 3% παραμόρφωση πριν την προγήρανση επιφέρει ταχύτερη απόκριση στη γήρανση στα κράματα σειράς 6xxx και επιτάχυνση της κατακρήμνισης της φάσης β'' (59). Ένα μέρος της ενέργειας των ατελειών αυτών χρησιμοποιείται για την υπέρβαση του ενεργειακού φράγματος για πυρήνωση (περίπτωση ετερογενούς πυρήνωσης (60)). Η εξίσωση που περιγράφει την διαδικασία αυτή είναι η:

$\Delta G_{(\epsilon \tau \epsilon \rho o \gamma \epsilon v o \acute{u} \varsigma \phi \acute{u} \tau \rho \omega \sigma \eta \varsigma)} = -A' \Delta G v + B' \gamma + C' \epsilon - \Delta G_{D},$

όπου ΔGv η μεταβολή της ενέργειας κατ' όγκο, γ η ενέργεια της διεπιφάνειας, ε η ενέργεια παραμόρφωσης, ΔG_D η ενέργεια του απαλειφόμενου σφάλματος και Α΄, Β΄, C΄ παράμετροι του σχήματος και της σύστασης της νέας φάσης (61).



Σχήμα 11 Αριστερά: κενές πλεγματικές θέσεις σε κρυσταλλικό πλέγμα. Πλησίον της θερμοκρασίας τήξης μια στις 1000 αντιστοιχεί σε κενή θέση. Δεξιά: Οι εσωτερικές τάσεις που προξενούν τα άτομα παρεμβολής χαλαρώνουν λόγω της ύπαρξης παραπλήσιων κενών πλεγματικών θέσεων (6).

Η ταχύτητα της εξέλιξης της πυρήνωσης είναι άμεσα συνυφασμένη με την συγκέντρωση των πλεγματικών κενών (vacancies). Στα μέταλλα, η συγκέντρωση ισορροπίας των πλεγματικών κενών είναι εκθετική συνάρτηση της θερμοκρασίας³ και σπάνια υπερβαίνει την τιμή 1/10⁵ άτομα (Σχήμα 11). Με απότομη όμως ψύξη από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος εξαλείφεται ο απαιτούμενος χρόνος για επίτευξη της συγκέντρωσης ισορροπίας και δημιουργείται μεγάλος αριθμός πλεγματικών κενών. Αποτέλεσμα των «παγωμένων» πλεγματικών κενών που προκύπτουν είναι η αύξηση της ταχύτητας διάχυσης των ατόμων και η επιτάχυνση των διαδικασιών πυρήνωσης και διεύρυνσης σε συνθήκες γήρανσης. Η κινούσα δύναμη για πυρήνωση είναι τόσο υψηλότερη όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία γήρανσης σε αντίθεση με ότι ισχύει για την ταχύτητα διάχυσης (Σχήμα 12). Λόγω της ύπαρξης των κενών σε χαμηλές θερμοκρασίες η ταχύτητα σχηματισμού των ζωνών GP είναι 10⁷ φορές μεγαλύτερη της αναμενόμενης από τη προβλεπόμενη ταχύτητα διάχυσης των αταξιών προισμένες μόνο παραμορφώσεις, ενώ η αντίσταση τους στην κίνηση των αταξιών προκύπτει από τη χημική ενέργεια των δεσμών Mg-Si (62) (Σχήμα 13).

³ Ο αριθμός των πλεγματικών κενών η είναι συνάρτηση της θερμοκρασίας σύμφωνα με τη σχέση η=N*exp(-Q/KT), όπου Ν είναι ο αριθμός των πλεγματικών θέσεων, Κ η σταθερά του Boltzmann (13,81x10⁻²⁴ J/K), Τ η απόλυτη θερμοκρασία και Q η ενέργεια σχηματισμού ενός πλεγματικού κενού, περίπου ίση με 1eV.



Σχήμα 12 Η κινούσα δύναμη για καθίζηση είναι χαμηλότερη σε υψηλές θερμοκρασίες, αλλά η ταχύτητα διάχυσης υψηλή. Αυτό οδηγεί σε περιορισμένο αριθμό θέσεων πυρήνωσης που αναπτύσσονται ταχέως (6).





Αν ένα κράμα ψυχθεί απότομα από διαφορετικές θερμοκρασίες στερεού διαλύματος και κατόπιν υποστεί γήρανση στην ίδια θερμοκρασία, η αρχική ταχύτητα δημιουργίας ζωνών GP είναι υψηλότερη στα δείγματα που προέρχονται από υψηλότερη θερμοκρασία γεγονός που επίσης αποδεικνύει πως η συγκέντρωση των κενών, η οποία είναι εκθετική συνάρτηση της θερμοκρασίας, επιδρά σημαντικά στη θερμική κατεργασία της γήρανσης. Ακόμη, αν η ψύξη διακοπεί σε κάποια ενδιάμεση θερμοκρασία και δημιουργηθούν νέες συνθήκες ισορροπίας, η ταχύτητα πάλι ελαττώνεται. Παρόμοια αποτελέσματα παρατηρούνται με μείωση του ρυθμού ψύξης από τη θερμοκρασία διαλύματος. Λόγω του φαινομένου αυτού, σε προφίλ με τμήματα μικρού και μεγάλου πάχους συχνά συναντάται ανομοιογένεια στις μηχανικές ιδιότητες.

Η διάχυση των ατόμων σε κράματα αντικατάστασης πραγματοποιείται μέσω διάχυσης των κενών θέσεων στο πλέγμα. Το γεγονός πως σε ένα κράμα η ενέργεια ενεργοποίησης για διάχυση των ατόμων του μετάλλου που αποτελεί τον διαλύτη είναι μεγαλύτερη της ενέργειας που απαιτείται για τη μετακίνηση των ξένων ατόμων αποδεικνύει ότι οι κενές θέσεις συγκεντρώνονται προτιμητέα γύρω από τις θέσεις των ατόμων αντικατάστασης αποτελώντας ένα είδος «παγίδας» τους (63).

Η συνεισφορά των κενών πλεγματικών θέσεων δεν είναι η ίδια σε όλα τα κράματα τόσο στην τεχνητή όσο και στη φυσική γήρανση. Αναφορικά με τεχνητή γήρανση αναφέρεται το εξής παράδειγμα-σε κράματα Al-4%Cu μετά από θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης και βαφής, γήρανση στους 200°C επιφέρει ταχεία συσσώρευση και απώλεια των κενών θέσεων σε όρια κόκκων λόγω της μεγαλύτερης κινητικότητας που έχουν στη συγκεκριμένη θερμοκρασία συγκριτικά με τα άτομα του Cu με αποτέλεσμα σημαντική επιβράδυνση της διαδικασίας γήρανσης. Σχετικά με τη φυσική γήρανση αναφέρεται η διαφορά μεταξύ των κραμάτων Al-Cu-Mg και Al-4%Cu. Το πρώτο εμφανίζει σημαντικά μεγαλύτερη αύξηση της σκληρότητας με φυσική γήρανση, συγκριτικά με το δεύτερο κράμα, καθώς τα άτομα Mg αποτελούν «παγίδες» κενών πλεγματικών θέσεων (εμποδίζουν τη μετακίνηση τους) διευκολύνοντας έτσι τη μετακίνηση των ατόμων Cu προς σχηματισμό των ζωνών GP (60).

Ο χρόνος που απαιτείται για την επίτευξη της συγκέντρωσης ισορροπίας των κενών πλεγματικών θέσεων είναι μεγάλος για χαμηλές θερμοκρασίες και σύντομος σε υψηλές, αλλά σε κάθε περίπτωση μέσω διάχυσης μεταναστεύουν σε γειτονικές περιοχές ορίων κόκκων και άλλων διεπιφανειών (64). Η κίνηση τους συντελείται μέσω διαδοχικών αλμάτων ατόμων στις θέσεις αυτές με ρυθμό που είναι εκθετική συνάρτηση της θερμοκρασίας και ανάλογος με ένα συντελεστή Α που εξαρτάται από τον αριθμό των ατόμων που γειτνιάζουν με τη κενή θέση και τη συχνότητα δόνησης των ατόμων. Όσο εντονότερη είναι η δόνηση, τόσο μεγαλύτερη είναι πιθανότητα να πραγματοποιηθεί το άλμα (65).

1.7 Σχηματισμός ζωνών GP, καθίζηση φάσεων συνοχής και ημισυνοχής

Σε πολλές μελέτες έχουν διαπιστωθεί δύο είδη συμπλεγμάτων που σχηματίζονται πριν τη φάση β΄΄. Τα τύπου (Ι) αποτελούνται κυρίως από Si, ενώ τα τύπου (ΙΙ) από Si και Mg. Για την αποφυγή της επίδρασης της φυσικής γήρανσης απαιτείται ο σχηματισμός των τύπου (ΙΙ) πριν το σχηματισμό των τύπου (Ι). Ο Kim (66) διαπίστωσε πως στα πρώτα στάδια της φυσικής γήρανσης δημιουργούνται συμπλέγματα ατόμων πλούσια σε Si και μετά αυτά εμπλουτίζονται με τα πιο δυσκίνητα άτομα Mg. Το πλήθος των συμπλεγμάτων αυξάνεται με το ποσοστό κραμάτωσης σε Mg και Si και για λόγους Mg/Si=1. Σε εργασία του V. Fallah (67) καταγράφονται παρόμοια συμπεράσματα και επιπλέον σημειώνεται η άμεση συσχέτιση των θέσεων πυρήνωσης των συμπλεγμάτων και των ζωνών GP με προϋπάρχουσες αταξίες. Σε κάθε περίπτωση η διαδικασία της κατακρήμνισης σχετίζεται και ελέγχεται από φαινόμενα διάχυσης (63).

Κατά τον Rometsch (68) διάκριση μεταξύ των φάσεων συνοχής και ημισυνοχής μπορεί να γίνει με βάση τον αριθμό των ατόμων από τα οποία αποτελούνται ως εξής: (α) συμπλέγματα ατόμων (<167 άτομα), (β) ζώνες συνοχής (167-500 άτομα) και (γ) κατακρημνίσματα (>500 άτομα). Οι Guinier και Lambot σε παλιότερη έρευνα, ανέφεραν πως οι ζώνες GP συνίστανται από μια σειρά ατόμων Si, οριοθετημένης μεταξύ δύο σειρών ατόμων Mg με πλάτος 10-20Å, μήκος ~100Å και μέση πυκνότητα 2-5x10¹⁵/cm³. Με γήρανση παρατηρήθηκε αύξηση των διαστάσεων τους και ταυτόχρονη ελάττωση της πυκνότητας σε 10¹³/cm³.

β'' αποτελούνται Οι φάσεις από ομάδες βελονοειδών σωματιδίων, προσανατολισμένων στις 3 ισοδύναμες διευθύνσεις <100> της μήτρας ΑΙ, με μέσο μήκος 20-40nm και διάμετρο 4nm. Όσο λεπτομερέστερες είναι και όσο μεγαλύτερη η πυκνότητα τους, τόσο μεγαλύτερη είναι και η σκλήρυνση που προκαλούν (46). Με την πρόοδο της γήρανσης εντός της μήτρας, συνυπάρχουν οι φάσεις β΄΄ και β΄ και το μέγεθος των κατακρημνισμάτων διαμορφώνεται πλέον σε μέσο μήκος 130nm και διάμετρο μεγαλύτερη των 4nm. Με παρατεταμένη γήρανση η φάση β΄, που είναι επίσης προσανατολισμένη στη διεύθυνση <100>, διευρύνεται σε μήκος 130-420nm και διάμετρο 20nm. Η υψηλότερη τιμή σκληρότητας των κραμάτων συμπίπτει με την εμφάνιση της μεγαλύτερης αθροιστικά πυκνότητας, των κατακρημνισμάτων β΄΄ και β΄ (69), (70).

Σύμφωνα με τον Υ. Yan (71) οι φάσεις β΄΄ έχουν μέσες διαστάσεις 4x4x50nm, ανήκουν στο μονοκλινές σύστημα με παραμέτρους πλέγματος of a=1.516 nm, b=0.405 nm, c=0.674 nm και γωνία μεταξύ b και c=105.3°. Η προτεινόμενη αναλογία ατόμων στις φάσεις συνοχής είναι Mg₅Si₄Al₂. Οι φάσεις β΄ με χημικό τύπο Mg₉Si₅ έχουν εξαγωνική δομή με παραμέτρους πλέγματος a=0.715 nm και c=1.215 nm. Το μέγεθος τους είναι μερικές εκατοντάδες nm μήκος και 10nm διάμετρος. Σε πατέντα των Tundal και Oddvin (72) περιγράφεται η βέλτιστη αναλογία Mg/Si στην οποία όλη η διαθέσιμη ποσότητα των κραματικών στοιχείων μπορεί να μετατραπεί σε φάσεις Mg₅Si₆. Η πραγματοποίηση τεχνητής γήρανσης σε δύο στάδια αποβαίνει θετική λόγω σχηματισμού μεγαλύτερης πυκνότητας κατακρημνίσματα Mg-Si. Η διαδικασία της θερμικής κατεργασίας δε μπορεί να πραγματοποιηθεί στην χαμηλή θερμοκρασία της προγήρανσης λόγω της απαιτούμενης διάρκειας και της μικρής δυναμικότητας του φούρνου. Συνέχιση της γήρανσης σε υψηλότερη θερμοκρασία ευνοεί την ανάπτυξη των ήδη σχηματισμένων σωματιδίων. Στην περίπτωση αυτή απαιτείται ο ρυθμός αύξησης της θερμοκρασίας να είναι μικρός ώστε να αποφευχθεί διαλυτοποίηση των μικρότερων φάσεων.

Τα πλεονεκτήματα της ισορροπημένης αναλογίας Mg/Si, ιδιαίτερα για τη συμπεριφορά σε κρούση αναφέρονται και σε πατέντα της Aleris. Κράμα με περίσσεια Mg ή Si γίνεται ευαίσθητο στη βαφή και διατηρεί δύσκολα τα κραματικά στοιχεία σε διάλυση (28).

1.8 Δημιουργία ζωνών χωρίς κατακρημνίσματα (ZXK) (precipitate free zones-PFZs) στα όρια των κόκκων και περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση

Η θερμική κατεργασία γήρανσης, ιδίως σε υψηλές θερμοκρασίες (π.χ. άνω των 220°C) επιφέρει γρήγορη συσσώρευση και απώλεια μεγάλου αριθμού κενών πλεγματικών θέσεων πάνω στα όρια κόκκων, τα οποία είναι θερμοδυναμικά πιο ασταθείς περιοχές από το εσωτερικό των κρυστάλλων, από τις παρακείμενες περιοχές, στις οποίες καθίσταται πλέον βραδύτερος ο σχηματισμός φάσεων συνοχής. Αυτό συμβαίνει καθώς η ταχύτητα διάχυσης των κενών θέσεων είναι μεγαλύτερη αυτής των ατόμων αντικατάστασης. Το αποτέλεσμα είναι η εμφάνιση «απογυμνωμένων» από κατακρημνίσματα ζωνών (PFZs), το πλάτος των οποίων είναι ανάλογο της θερμοκρασίας γήρανσης (Σχήμα 14) (73).

Η εξίσωση που περιγράφει τη διάχυση τόσο εντός των κόκκων όσο και στις περικρυσταλλικές θέσεις έχει την ίδια μορφή:

$\mathsf{D} = \mathsf{A} * e^{-Q/RT} ,$

όπου οι συντελεστές Α και Q είναι ανεξάρτητοι της θερμοκρασίας, R ή σταθερά των αερίων και T η απόλυτη θερμοκρασία. Ο συντελεστής Q αποτελεί μέτρο της απαιτούμενης ενέργειας ενεργοποίησης για τη μεταπήδηση των ατόμων και λαμβάνει χαμηλότερες τιμές



για τα όρια κόκκων, με τη διαφορά να μην είναι η ίδια για όλα τα μέταλλα και τα άτομα αντικατάστασης (63).

Σχήμα 14 Μικροδομή δείγματος 8h170Γ^{AC} (μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται εκτεταμένος σχηματισμός PFZs (λευκές ζώνες στα όρια κόκκων).

Η δημιουργία των ζωνών μπορεί ακόμη να προκληθεί επίσης από αργή ψύξη από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος (slow/air cooling). Ο M. De Haas (74) διαπίστωσε το σχηματισμό PFZs με εύρος 35nm και 280nm, σε δοκίμια κράματος 6061 και πάχους 1,3mm που υπέστησαν βαφή και αργή ψύξη αντίστοιχα, μετά από γήρανση 23 ωρών σε θερμοκρασία 160°C. Η διαφορά στη μικροδομή είχε επίδραση στην τιμή της παραμόρφωσης θραύσης που ήταν κατά 4,5% μικρότερη στο δοκίμιο με αργή ψύξη, το οποίο παράλληλα εκδήλωσε και μεγαλύτερο ποσοστό περικρυσταλλικής θραύσης. Ο συγγραφέας αναφέρει σχετικά πως η διάδοση της ρωγμάτωσης πραγματοποιήθηκε με σχετική μετατόπιση των ορίων κόκκων ως αποτέλεσμα της προτιμητέας παραμόρφωσης των σχετικά «μαλακών» PFZs. Σύμφωνα με τον F. Afonskii (75), η παραμόρφωση που υφίστανται οι PFZs εξαρτάται από τον προσανατολισμό των κόκκων σε σχέση με τη διεύθυνση κύριας τάσης καθώς και τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των κόκκων Σύμφωνα με μια άλλη ερμηνεία περί της δημιουργίας των PFZs καθώς κατά τη γήρανση η συγκέντρωση των εν διαλύσει κραματικών στοιχείων είναι η ίδια παντού τόσο στα όρια κόκκων όσο και στο εσωτερικό τους, ο μη σχηματισμός συμπλεγμάτων οφείλεται στο ότι στις γειτνιάζουσες περιοχές των ορίων (ή άλλων διεπιφανειών) δεν ξεπερνιέται μια κρίσιμη τιμή υπερκορεσμού της συγκέντρωσης των κενών θέσεων. Έτσι, το πλάτος των PFZs καθορίζεται από το προφίλ της συγκέντρωσης των κενών. Για χαμηλές θερμοκρασίες στις οποίες η κινούσα δύναμη για πυρήνωση είναι υψηλή, η κρίσιμη τιμή είναι χαμηλή και το πλάτος των ζωνών μικρό. Υψηλή ταχύτητα ψύξης από στερεό διάλυμα επιφέρει επίσης στενές PFZs λόγω περιορισμού του πλάτους του προφίλ συγκέντρωσης των κενών γύρω από τα όρια κόκκων. Παρόμοιες ζώνες σχηματίζονται και γύρω από εγκλείσματα ή αταξίες (64).

Η μικρομηχανική κατάσταση που ευθύνεται για την εκδήλωση περικρυσταλλικής θραύσης χαρακτηρίζεται από σημαντική διαφορά στη τιμή της σκληρότητας μεταξύ του εσωτερικού του κόκκου που περιέχει κατακρημνίσματα (περιοχή α) και ενός δικτύου μαλακού υλικού χωρίς κατακρημνίσματα που καταλαμβάνει τα όρια των κόκκων (περιοχή β). Κατά τη διάρκεια της γήρανσης οι μηχανικές ιδιότητες των περιοχών α και β σταδιακά διαφοροποιούνται με σκλήρυνση της α και γρήγορη αποδυνάμωση της β. Με εφαρμογή εξωτερικής μηχανικής τάσης οι παραμορφώσεις των περιοχών α και β, ε_α και ε_β αντίστοιχα, λαμβάνουν διαφορετικές τιμές και η ολική παραμόρφωση εξαρτάται από τον σχετικό λόγο των όγκων τους, f_{α} και f_{β} . Εφόσον στην περιοχή β σημειωθεί εκκίνηση ρωγμάτωσης πριν τη διαρροή της α, τότε η ολική παραμόρφωση εξαρτάται αποκλειστικά από το γινόμενο $f_{\beta}^* \epsilon_{\beta}$. Όπως γίνεται αντιληπτό, η επίδραση μιας ζώνης χωρίς κατακρημνίσματα είναι τόσο πιο δυσμενής (i) όσο πιο μεγάλο είναι το πάχος της, (ii) όσο μικρότερη είναι η αντοχή της, (iii) όσο μικρότερη είναι η επιμήκυνση θραύσης της, (iv) όσο μεγαλύτερο είναι το μέγεθος κόκκου και (ν) μεγαλύτερος ο λόγος YS_{α}/TS_{β} (76). Διακρυσταλλική, πιο όλκιμη θραύση με συνένωση μικροθυλάκων σημειώνεται όταν (α) μεταξύ εσωτερικού των κόκκων και των ορίων τους δεν υπάρχει διαφορά στη σκληρότητα, οπότε και η παραμόρφωση που υφίστανται είναι παρόμοια, όπως παρατηρείται σε κατάσταση υπεργήρανσης, ή (β) όταν το υλικό έχει μικρό μέγεθος κόκκου, οπότε σημειώνεται αναχαίτιση της διάδοσης της ρωγμής (crack arrestment) (73).

Σχετικά με την εκδήλωση περικρυσταλλικής θραύσης, ο Camero (69) αναφέρει πως ευνοείται από την ύπαρξη περίσσειας Si λόγω επιλεκτικής καθίζησης κρυστάλλων Si στα

όρια κόκκων. Θραυστογραφικές παρατηρήσεις και μελέτες με ΤΕΜ πάνω σε όρια κόκκων, φανέρωσαν το σχηματισμό πολύ μικρών θυλάκων επαληθεύοντας τον ισχυρισμό αυτό, ενώ η τάση για περικρυσταλλική θραύση βρέθηκε μεγαλύτερη στην κατάσταση μέγιστης σκλήρυνσης (77).

Σε άλλη εργασία, ο G. Masing (78) παρατήρησε προτιμητέα καθίζηση φάσεων σε όρια κόκκων συσχετίζοντας το φαινόμενο αυτό με την κατακρήμνιση που παρατηρείται στις αταξίες που δημιουργούνται μετά από πλαστική παραμόρφωση. Η καθίζηση προκάλεσε με τη σειρά της γύρω της τασικά πεδία και παραμορφώσεις του πλέγματος ευνοώντας την επιτάχυνση της αυτοκαταλυόμενης διαδικασίας.

1.9 Πειραματικές δοκιμές θλίψης προϊόντων διέλασης

Η ικανότητα απορρόφησης ενέργειας ενός προφίλ που υφίσταται θλίψη εξαρτάται από διάφορες παραμέτρους όπως η μικροδομή, η μεταλλουργική του κατάσταση, ο ρυθμός παραμόρφωσης και τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά του.

Για τον ρόλο της μικροδομής των προφίλ στην απορρόφηση ενέργειας κατά τη συμπίεση μπορεί να αναφερθεί ως παράδειγμα η διαδικασία εκκίνησης και επέκτασης της ρωγμάτωσης. Σε περιοχές τοπικής συγκέντρωσης τάσεων επάνω στις ελεύθερες επιφάνειες των δοκιμίων κατά το σχηματισμό των λοβών επέρχεται δημιουργία ρωγματώσεων για εκτόνωση των τάσεων σε χονδρόκοκκα υλικά ενώ αντιθέτως σε λεπτοκρυσταλλικά παρατηρείται ο σχηματισμός των λοβών είναι ελεύθερος ασυνεχειών. Εφόσον σημειωθεί εκκίνηση ρωγμάτωσης, η διάδοση της υποβοηθείται από την ύπαρξη κατακρημνισμάτων, PFZs στα όρια κόκκων (26), ενώ σημαντική είναι και η επίδραση του πλήθους και του μεγέθους των μεσομεταλλικών ενώσεων που αποτελούν σημεία συγκέντρωσης τάσεων. Σύμφωνα με τα προηγούμενα τα πλήρως ανακρυσταλλωμένα υλικά εμφανίζουν χαμηλότερη δυσθραυστότητα από μερικώς ή μη ανακρυσταλλωμένα και για τον λόγο αυτό σε κράματα, όπως τα 6061 και 6082 και 6351, που χρησιμοποιούνται ευρέως στην αυτοκινητοβιομηχανία, γίνεται προσθήκη Mn και Cr ως παρεμποδιστών ανακρυστάλλωσης (60). Η προσθήκη πρέπει να αποσκοπεί στην δημιουργία πλήρως ανακρυσταλλωμένου υλικού χωρίς εμφάνιση επιφανειακών χονδρόκοκκων ζωνών των οποίων ο σχηματισμός ευνοείται συνήθως από τις συνθήκες διέλασης (μικροδομή τύπου "sandwich").

Στις αναφορές (79), (80) και (81) γίνεται λόγος για την επίδραση της απότομης και της αργής ψύξης από τη φάση διαλυτοποίησης, στην απορρόφηση ενέργειας κατά τη στατική

φόρτιση-θλίψη προφίλ κράματος 6106 και 6063. Τα αποτελέσματα που παρουσιάζονται δείχνουν αποδεκτή συμπίεση στην περίπτωση των βαμμένων δοκιμίων δηλαδή απουσία ή εκδήλωση μικρών ρωγματώσεων που δεν επιφέρουν πτώση του φορτίου θλίψης και της ενέργειας. Αντίθετα στα δείγματα που υπέστησαν αργή ψύξη εκδηλώθηκε καταστροφική συμπίεση λόγω περικρυσταλλικής θραύσης (ψαθυροποίηση λόγω περικρυσταλλικής ευαισθητοποίησης από δημιουργία PFZs). Στις ίδιες αναφορές επισημαίνεται ο ρόλος της μεταλλουργικής κατάστασης στην συμπεριφορά των προφίλ κατά τη συμπίεση. Στα βαμμένα δοκίμια η τ.γ. επιφέρει αύξηση του μέγιστου και του μέσου φορτίου μέχρι το σημείο που αρχίζουν να εμφανίζονται, έστω και σε μικρό βαθμό, φαινόμενα ψαθυρότητας. Σε κατάσταση υπεργήρανσης η συμπεριφορά είναι συνάρτηση περισσότερων παραγόντων, όπως του βαθμού μεγέθυνσης των φάσεων, της διαφοράς της σκληρότητας εντός και στα όρια των κόκκων κλπ.

Σε μελέτη του M. De Haas (74) παρουσιάζεται η εξάρτηση της δυσθραυστότητας από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος και από την ταχύτητα ψύξης σε ανακρυσταλλωμένα δοκίμια πάχους 1,3mm (Σχήμα 15). Με την τεχνητή γήρανση η τιμή της δυσθραυστότητας σε βαμμένο δείγμα (wq) και σε δείγμα με αργή ψύξη (ac) αρχικά σημείωσε αύξηση λόγω της αύξησης του ορίου διαρροής. Κατόπιν, στο wq ελαττωνόταν συνεχώς, ενώ στο ac αρχικά ελαττώθηκε, μετά σημείωσε αύξηση και ελαττώθηκε ξανά κατά την υπεργήρανση. Η τάση αυτή του ac δείγματος εξηγείται ως εξής: σε προχωρημένο στάδιο γήρανσης τα κατακρημνίσματα στα όρια διευρύνονται και καλύπτουν συνεχώς μεγαλύτερο μέρος της επιφάνειας των ορίων προκαλώντας μείωση της δυσθραυστότητας και αύξηση του ποσοστού της περικρυσταλλικής εις βάρος της όλκιμης θραύσης. Όταν η διαθέσιμη ποσότητα σε κραματικά στοιχεία εξαντληθεί λόγω γενικευμένης κατακρήμνισης, οι φάσεις τείνουν να διευρυνθούν σε μέγεθος ελαχιστοποιώντας τη επιφανειακή τους ενέργεια, προκαλώντας τοπικά αύξηση της παραμόρφωσης θραύσης αλλά και της συνολικής δυσθραυστότητας του δείγματος. Με την υπεργήρανση η δυσθραυστότητα μειώνεται λόγω της σημαντικής διεύρυνσης των φάσεων μη συνοχής και της ελάττωσης της αντοχής.



Σχήμα 15 Ενέργεια θραύσης wq και ac δοκιμίων συναρτήσει χρόνου γήρανσης (74). Τα βέλη προσδιορίζουν δύο χαρακτηριστικές περιοχές για το ac δείγμα, μπλε-ελάττωση της δυσθραυστότητας λόγω περικρυσταλλικής κατακρήμνισης, πορτοκαλί-διεύρυνση φάσεων και ελάττωση της επιφανειακής τους ενέργειας.

Σημειώνεται πως παρά το γεγονός ότι το ποσοστό κατακρήμνισης στα όρια κόκκων σε μεταλλουργική κατάσταση Τ6 ήταν μεγαλύτερο στο wq δοκίμιο λόγω του πολύ μεγαλύτερου εύρους των PFZs στο ac δοκίμιο, η συγκέντρωση τάσης στο ac δοκίμιο ήταν μεγαλύτερη και η δυσθραυστότητα αντίστοιχα μικρότερη.

Σε παρόμοια συμπεράσματα κατέληξε και ο Totten (10) που βρήκε πως αύξηση του βαθμού γήρανσης μέχρι την κατάσταση μέγιστης σκλήρυνσης προκαλεί αρχικά αύξηση και μετά μείωση της δυσθραυστότητας. Η υπεργήρανση ενδέχεται να προκαλέσει αύξηση, μείωση ή καμία επίδραση στη δυσθραυστότητα. Αύξηση επέρχεται, όταν η θραύση γίνεται στη μήτρα του υλικού και μείωση όταν κυριαρχεί η κατακρήμνιση φάσεων στα όρια κόκκων. Αρνητικά επηρέασε τη δυσθραυστότητα η καθίζηση κρυστάλλων Si στα όρια κόκκων.

Ο Qiao (82) πραγματοποίησε δοκιμές θλίψης σε προφίλ κράματος 6063, μεταλλουργικής κατάστασης T6, ορθογωνικής διατομής με πάχος τοιχώματος 1 και 2mm και ταχύτητες συμπίεσης που αντιστοιχούσαν σε στατική και ημι-στατική δοκιμή. Τα αποτελέσματα έδειξαν πως αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης και του πάχους τοιχώματος των προφίλ προκαλεί αύξηση του μέγιστου φορτίου και της απορριφθείσης

ενέργειας. Η μορφολογία των συμπιεσμένων δοκιμίων επηρεάστηκε από το ρυθμό φόρτισης αλλά ήταν ανεξάρτητη του πάχους τοιχώματος.

Από την ερευνητική ομάδα του Kim Dong-Kuk (83) πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις απορρόφησης ενέργειας σε προφίλ διατομής 30x30 με 3 διαφορετικές ταχύτητες παραμόρφωσης (10^{-1} , 1 και 10 s^{-1}). Σύμφωνα με τα ευρήματα με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-1} οι πλαστικές πτυχώσεις αναπτύσσονταν αρχικά στη μια μεριά του δοκιμίου και μετά στην άλλη, με ασύμμετρο μοτίβο πτύχωσης. Η πρώτη πτύχωση προκαλούσε συγκέντρωση τάσης στην άλλη μεριά και σχηματισμό της δεύτερης πτύχωσης υπό μικρότερο φορτίο. Ο επαρκής χρόνος που μεσολαβούσε μέχρι τη δημιουργία της επόμενης πτύχωσης επέτρεπε την αύξηση της συνολικής ακαμψίας του δοκιμίου με αποτέλεσμα την ομοιομορφία του μεγέθους των κορυφών στην καμπύλη φορτίου βράχυνσης και της μεταξύ τους απόστασης. Αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης σε 1 και 10 s⁻¹ δεν προκάλεσε μεταβολή στο σχήμα και τον αριθμό των πτυχώσεων. Ωστόσο, η απόσταση μεταξύ πρώτης και δεύτερης πτύχωσης ελαττώθηκε, ενώ το μέγεθος και η απόσταση μεταξύ των κορυφών έγιναν ακανόνιστα χωρίς όμως να παρατηρηθεί μεταβολή στη συνολική απορρόφηση ενέργειας. Το πάχος του δοκιμίου επηρέασε σημαντικά τον τρόπο κατάρρευσης. Με πάχος τοιχώματος 1,5mm και 2,0mm δημιουργήθηκαν έξι κορυφές αλλά με πάχος 3,0mm μόνο τρεις. Το σχήμα των τριών πτυχώσεων ήταν συμμετρικό και το μέγεθος των τριών κορυφών της καμπύλης παρόμοιο (αυξανομένου του πάχους τοιχώματος ευνοείται η συμμετρική μορφολογία στην κατάρρευση). Αυτό συνέβη, διότι οι πτυχώσεις με συμμετρική ανάπτυξη εκδηλώθηκαν ομοιόμορφα σε όλη τη διατομή και η αντίσταση του δοκιμίου ήταν ομοιόμορφα κατανεμημένη σε όλες τις πλευρές. Η ίδια ομάδα ερευνητών σε άλλη εργασία (84) επισημαίνει πως πρώιμη εκδήλωση ρωγμάτωσης εμφανίζεται σε προφίλ στα οποία η καμπυλότητα των γωνιών των δοκιμίων είναι μικρή.

Εξαιρετικό ενδιαφέρον παρουσιάζουν και οι μελέτες των Langseth και Hopperstad (85), (86), (87), (88), (89) πάνω σε λεπτότοιχα προφίλ κράματος 6060, τετραγωνικής διατομής, σε μεταλλουργική κατάσταση T4, υπογήρανσης και μέγιστης σκλήρυνσης. Η ερευνητική ομάδα διαπίστωσε ένα μεγάλο αριθμό δυσδιάκριτων μικροκαμπυλώσεων στην επιφάνεια δοκιμίων 80x80 σε συνθήκες θλίψης, προ του σχηματισμού της αρχικής πτύχωσης. Σε μια κρίσιμη τιμή φορτίου μια εξ αυτών εξελισσόταν σε πτύχωση, σε σημείο που διέφερε από δοκιμή σε δοκιμή. Ο αριθμός των πτυχώσεων που δημιουργήθηκαν κατά την παραμόρφωση ήταν συνάρτηση της αντοχής του υλικού. Σε συνθήκες στατικής φόρτισης 10⁻⁴ s⁻¹ σε μεταλλουργική κατάσταση T4 εκδηλώθηκαν 6 πτυχώσεις και σε κατάσταση T6 7 πτυχώσεις, αποδεικνύοντας πως η διαδρομή που απαιτείται για το σχηματισμό μιας πτύχωσης εξαρτάται από τη μεταλλουργική κατάσταση του υλικού. Επίσης, παρατηρήθηκε πως σε μεταλλουργική κατάσταση T6 οι πτυχώσεις δημιουργήθηκαν διαδοχικά, ενώ σε T4 εμφανίζονταν δύο χωριστές πτυχώσεις και κατόπιν μια τρίτη μεταξύ των δύο πρώτων. Επισημαίνεται ακόμη και πως σε κατάσταση βαφής και φυσικής γήρανσης (T4) το μέγιστο φορτίο επιτυγχάνεται με μεγάλη μείωση της ακαμψίας η οποία εκδηλώνεται με ελάττωση της κλίσης της καμπύλης βράχυνσης-παραμόρφωσης. Παρ' όλα αυτά, ο μεγαλύτερος βαθμός εργοσκλήρυνσης επιτρέπει αυξημένη αξονική παραμόρφωση προ της επίτευξης του μεγίστου φορτίου σε σχέση με την κατάσταση T6.

2 Σχεδιασμός της πειραματικής διαδικασίας

2.1 Κράματα και διατομές των διατιθέμενων προϊόντων διέλασης

Στην πρώτη φάση του πειραματικού σχεδιασμού συμπεριλήφθηκαν προφίλ κράματος 6106 και 6063 που στην διατριβή αναφέρονται ως κράματα 1 και 2 αντίστοιχα. Τα προφίλ κράματος 1 είναι τετραγωνικής διατομής με πλευρά 75mm και πάχος τοιχώματος 1,9mm (προφίλ διατομής «A») και πολύπλοκης διατομής με τρία διαφορετικά πάχη τοιχώματος (1,5, 2,5 και 3,5mm, προφίλ διατομής «B») για το κράμα 2 (Σχήμα 16). Έτσι υπήρξε ευχέρεια συγκριτικής μελέτης αναφορικά με την περιεκτικότητα σε πυριτιούχο μαγνήσιο, αλλά και παρατήρησης της επίδρασης του διαφορετικού πάχους τοιχώματος στο ίδιο προφίλ. Κατά τη διάρκεια της εξέλιξης των πειραμάτων κατέστη δυνατή η παραλαβή προφίλ διατομής «B κράματος 6005 και 6082 (κράματα 3 και 4) ευνοώντας την περαιτέρω λήψη δεδομένων σχετικά με την επίδραση της κραμάτωσης σε Mg, Si και Mn. Ο αριθμός των διατιθέμενων προφίλ καθόρισε το πλήθος των μηχανικών δοκιμών με το μεγαλύτερο όγκο να διεξάγεται για το κράμα 1.



Σχήμα 16 Πολύπλοκή διατομή «Β», αποτελούμενη από τρία ορθογώνια τμήματα διαφορετικού πάχους τοιχώματος.

2.2 Σκοπιμότητα μελέτης της μικροδομής

Η μεταλλογραφική μελέτη των προϊόντων διέλασης ΑΙ αποσκοπεί στην παρατήρηση των μετασχηματισμών φάσεων που πραγματοποιούνται με τις θερμικές κατεργασίες διαλυτοποίησης (SHT), φυσικής (φ.γ.) και τεχνητής γήρανσης (τ.γ.) και στο συσχετισμό τους με τις μηχανικές ιδιότητες, όπως υπολογίστηκαν και παρουσιάζονται στα επόμενα κεφάλαια που περιγράφουν τις δοκιμές εφελκυσμού και θλίψης.

Τα κύρια σημεία της έρευνας αποτελούν (α) η διαδικασία της πυρήνωσης και ανάπτυξης, των φάσεων συνοχής (GP+β''), ημισυνοχής (β') και μη συνοχής (β-Mg₂Si), το μέγεθος και η κατανομή των οποίων σχετίζονται άμεσα με φαινόμενα σκλήρυνσης, υπεργήρανσης και περικρυσταλλικής ευαισθητοποίησης και (β) ο σχηματισμός PFZs που είναι καθοριστικός για την απορρόφηση ενέργειας πριν τη θραύση τόσο σε εφελκυσμό όσο και σε θλίψη.

Σχετικά με τις φάσεις επιδιώκεται ο προσδιορισμός των συνθηκών που ευνοούν περικρυσταλλική κατακρήμνιση είτε ισορροπημένη κατακρήμνιση μεταξύ ορίων κόκκων και μήτρας Al που επίσης επιδρούν στο χαρακτηρισμό ενός προφίλ ως περισσότερο ή λιγότερο όλκιμου όπως παρατηρείται σε περιπτώσεις μαζικής κατακρήμνισης φάσεων (παραθέτονται παραδείγματα στο Κεφάλαιο 3). Το χρονικό σημείο της τ.γ. που αρχίζει να γίνεται αντιληπτή η κατακρήμνιση με ηλεκτρονική και οπτική μικροσκοπία αντιστοιχεί στη δημιουργία φάσεων ημισυνοχής και μη συνοχής, ενώ με την ηλεκτρονική μικροσκοπία διερχομένου φωτός καθίσταται εφικτή και η παρατήρηση των φάσεων συνοχής.

Παράλληλα για τον πλήρη χαρακτηρισμό της μικροδομής απαραίτητη είναι η μελέτη της μορφολογίας και του μέσου μεγέθους κόκκων των προφίλ που σχετίζεται άμεσα με τις μηχανικές ιδιότητες μέσω της σχέση Hall-Petch):

$\sigma = \sigma_0 + k d^{-1/2}$,

όπου σ το όριο διαρροής, σ₀ μια σταθερά με διαστάσεις τάσης, k παράμετρος εξαρτώμενη από το υλικό και d το μέγεθος κόκκου (90). Τα όρια κόκκων αποτελούν ουσιαστικά εμπόδια στην κίνηση των διαταραχών, αφού στα πολυκρυσταλλικά υλικά δεν προκύπτει συνέχεια στα επίπεδα ολίσθησης μεταξύ γειτονικών κόκκων. Η συγκέντρωση όμως των διαταραχών δημιουργεί τοπική ανάπτυξη τάσεων και μέσω αυτών παραγωγή νέων διαταραχών και ενεργοποίηση του μηχανισμού ολίσθησης στους διπλανούς κόκκους σε βαθμό που εξαρτάται από το μέσο μέγεθος κόκκου του υλικού⁴. Ο υπολογισμός της τιμής του μέσου μεγέθους κόκκου έγινε σύμφωνα προς το πρότυπο ASTM E112 με τη μέθοδο των τριών ομόκεντρων κύκλων (Abrams method) (91). Όπως προκύπτει και από τα γενικά συμπεράσματα η μορφολογία των κόκκων επιδρά και στην εικόνα της διασποράς των κατακρημνισμάτων αποδεικνύοντας πως η μελέτη της μικροδομής των προφίλ που προορίζονται για απορρόφηση ενέργειας είναι πολυσήμαντη.

2.3 Θερμικές κατεργασίες φάσεων προγήρανσης και κυρίως σταδίου τεχνητής γήρανσης

Η επιλογή των θερμικών κατεργασιών έγινε ώστε να συμπληρωθεί ένα φάσμα θερμοκρασιών και χρόνων που καλύπτουν τις ανάγκες της έρευνας αναφορικά με τη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες, αλλά και να υπάρχει κοινό σύνολο και με τις πρακτικές που έχουν εφαρμογή στη βιομηχανία.

Στα Σχήματα 18 και 19 γίνεται περιγραφή των θερμικών κατεργασιών που πραγματοποιήθηκαν τα οποία περιλαμβάνουν δύο φάσεις, της *προγήρανσης* και της *κυρίως γήρανσης*. Αρχικά, τα κομμένα δοκίμια εφελκυσμού εισήχθησαν σε φούρνο ανόπτησης με κυκλοφορία αέρα, όπου παρέμειναν στους 550°C για τουλάχιστον 50 λεπτά με στόχο τη δημιουργία στερεού διαλύματος (ΣΤΑΔΙΟ 1). Στη θερμοκρασία αυτή τα προφίλ βρίσκονται εντός της μονοφασικής περιοχής, όπως διακρίνεται και από τις καμπύλες στερεής διαλυτότητας του Σχήματος 17 (92). Σημειώνεται ότι τα προφίλ που μελετώνται στη διατριβή προέρχονται ήδη από διαδικασία που περιλάμβανε βαφή στην πρέσσα (ψύξη με

⁴ Ο McClintock (86) περιγράφοντας τη μικρομηχανική κατάσταση του φαινομένου αυτού αναφέρει ότι παρουσία τασικού πεδίου, αρχικά δημιουργούνται ασυνέχειες ατομικών διαστάσεων μέσω αλληλεπίδρασης δύο τουλάχιστον αταξιών πάνω στα όρια κόκκων. Κατόπιν, με γρήγορο ρυθμό «απορροφούνται» όλες οι γειτονικές αταξίες διευρύνοντας την προϋπάρχουσα ασυνέχεια σε διαστάσεις μικροσκοπικές δημιουργώντας εκκίνηση ρωγμάτωσης. Αν το συγκεκριμένο όριο κόκκου είναι για οποιονδήποτε λόγο ψαθυροποιημένο (π.χ. παρουσία PFZ), τότε η ανάπτυξη τάσεων καταλήγει σε δημιουργία περικρυσταλλικής ρωγμής και η τελική συνένωση τους σε θραύση με πολύ μικρή συνολική παραμόρφωση. σπρέι νερού μετά από τη διέλαση) και επομένως η διαλυτοποίηση αποσκοπούσε στην εξάλειψη της περιορισμένης κατακρήμνισης που είχε πραγματοποιηθεί με φυσική γήρανση. Οι συνθήκες της διαλυτοποίησης στηρίχθηκαν και σε ευρεία μελέτη της βιβλιογραφίας (π.χ. βλ. Πίνακας 4, αντιστοιχία με την πατέντα της Hoogovens Bonn (93) για προφίλ που έχουν υποστεί αργή ψύξη ή βαφή σε νερό).

Μετά την διαλυτοποίηση τα προφίλ υπέστησαν βαφή με εμβάπτιση σε δεξαμενή με vερό (water quenching-*wq*) ή εναλλακτικά ψύξη στον αέρα (air cooling-ac), ώστε να μελετηθεί η επίδραση του ρυθμού ψύξης στην αποτελεσματικότητα της τεχνητής γήρανσης (ΣΤΑΔΙΟ 2), σύμφωνα και με τα όσα αναφέρθηκαν στο Κεφάλαιο της Εισαγωγής περί ελάττωσης των διαθέσιμων κενών θέσεων του πλέγματος και ανεπιθύμητης κατακρήμνισης σε πολύ υψηλή θερμοκρασία. Ο ρυθμός ψύξης των ac δοκιμίων μετρήθηκε με θερμοστοιχεία και παρουσιάζεται στο Σχήμα 20.

Αφού παρέμειναν σε θερμοκρασία περιβάλλοντος για 24h (φυσική γήρανση, natural aging – ΣΤΑΔΙΟ 3), εισήχθησαν στον φούρνο για τεχνητή γήρανση σε δύο στάδια (step aging). Προηγήθηκε θερμική κατεργασία σε χαμηλή θερμοκρασία 100°C (η επιλογή της οποίας έγινε επίσης μετά από ανάγνωση βιβλιογραφικών δεδομένων αλλά και βιομηχανική πρακτική για βελτίωση της αντοχής) για χρονική διάρκεια 0, 4 ή 12h - ΣΤΑΔΙΟ 4. Τα δείγματα που έμειναν για 4h 100°C έχουν στην περιγραφή τους το γράμμα A π.χ. 4h170**A**^{WQ}



Σχήμα 17 Καμπύλες στερεής διαλυτότητας σημαντικών κραματικών στοιχείων του αλουμινίου. Για την διατριβή βαρύτητα έχει η καμπύλη του Mg₂Si.

⁵ Κωδικοποίηση δειγμάτων: Διάρκεια,Θερμοκρασία γήρανσης,Συνθήκες προγήρανσης^{Τρόπος ψύξης}, π.χ. 4h170A^{WQ} = 4 ώρες γήρανση στους 170° C σε δείγμα που υπέστη βαφή μετά τη διαλυτοποίηση, με προγήρανση 4h στους 100°C.

Στη δεύτερη φάση της τεχνητής γήρανσης οι θερμοκρασίες γήρανσης που επιλέχθηκαν, μετά από μελέτη στοιχείων που αντλήθηκαν τόσο από την βιομηχανική εμπειρία όσο και την βιβλιογραφία, ήταν 170°C, 200°C και 220°C (ΣΤΑΔΙΟ 5). Η θερμοκρασία των 160 επιλέχθηκε ως η μικρότερη δυνατή για δημιουργία συνθηκών μέγιστης σκλήρυνσης εντός της επιλεγμένης διάρκειας της θερμικής κατεργασίας. Ο μεγαλύτερος όγκος των δοκιμών έγινε με γήρανση στους 170°C που ήταν η συνήθης πρακτική για τα κράματα της σειράς 6106 στα οποία υπήρχε μεγάλος διαθέσιμος όγκος προφίλ. Στη θερμοκρασία αυτή η βιβλιογραφία αναφέρει την ανάγκη παραμονής δειγμάτων στο φούρνο για περισσότερο από 15 ώρες για την επίτευξη μέγιστης αντοχής. Για τη μελέτη του φαινομένου της επιταχυνόμενης γήρανσης πραγματοποιήθηκε γήρανση στους 200°C, ενώ για τη μελέτη των φαινομένων υπεργήρανσης πραγματοποιήθηκε γήρανση στους 220°C. Η επιλογή των τιμών αυτών απέβλεπε στη δυνατότητα μελέτης των προφίλ και των τεσσάρων κραμάτων σε κατάσταση υπογήρανσης, μέγιστης σκλήρυνσης και υπεργήρανσης. Μετά την ολοκλήρωση του εκάστοτε θερμικού κύκλου ακολούθησε αργή ψύξη.

Εκτός των δοκιμών που περιγράφονται ανωτέρω έγινε και μελέτη δοκιμίων (i) χωρίς φυσική γήρανση (βλ. Σχήμα 19). Τα σχετικά δοκίμια φέρουν τα γράμματα NNA=No Natural Aging π.χ. NNA40h170A. Λόγω του γεγονότος πως η βαφή σε νερό προσφέρει σαφή πλεονεκτήματα έναντι της ψύξης στον αέρα, ως διαδικασία για τη βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων και λόγω του περιορισμένου αριθμού των διατιθέμενων προφίλ, στα προφίλ κράματος 3 και 4 δεν διενεργήθηκαν δοκιμές για συνθήκες αργής ψύξης (acδείγματα).

Στο κείμενο και στην περιγραφή των μεταλλουργικών καταστάσεων χρησιμοποιούνται οι συμβολισμοί:

Τ4: για θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή και φυσική γήρανση,

Τ6: για θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση σε θερμοκρασία υψηλότερη αυτής του περιβάλλοντος και

Τ7: για θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης, βαφή και τεχνητή γήρανση σε θερμοκρασία ή χρόνο που επιφέρει σταθεροποίηση του υλικού και υπέρβαση του σημείου της μέγιστης σκληρότητας (60), (92).





Σχήμα 18 Διάγραμμα ροής θερμικών κατεργασιών με φυσική γήρανση μετά τη διαλυτοποίηση.





Σχήμα 19 Διάγραμμα ροής θερμικών κατεργασιών <u>χωρίς</u> φυσική γήρανση μετά τη διαλυτοποίηση.



Σχήμα 20 Ρυθμός ψύξης ac δειγμάτων, εξερχομένων του φούρνου διαλυτοποίησης.

Θερμική κατεργασία	Βιβλιογραφία	Θερμοκρασία γήρανσης	Βιβλιογραφία
Διαλυτοποίηση	(68) (53) (56) (12) (9)	160	(39), (52), (74)
στους 550°C	(14), (93), (94)	170	(11), (15), (50), (95) (36)
Προγήρανση στους 100°C	(50) (55) (51) (58) (57) (72)	180	(48), (67)
Τεχνητή γήρανση σε 2 στάδια	(72)	200	(24), (82), (86), (96) (36)
		220	(72) (97)

Πίνακας 4 Βιβλιογραφία απ' όπου αντλήθηκαν πληροφορίες σχετικά με τις συνθήκες των επιλεγμένων θερμικών κατεργασιών διαλυτοποίησης και γήρανσης.

2.4 Δοκιμές εφελκυσμού

Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν στο εργαστήριο μηχανικών ιδιοτήτων και μηχανουργικών κατεργασιών του ΕΛΚΕΜΕ με στόχο (i) τη μελέτη της επίδρασης των συνθηκών γήρανσης (θερμοκρασία και χρονική διάρκεια) και του ποσοστού της κραμάτωσης στη διαμόρφωση των μηχανικών ιδιοτήτων και της μεταλλουργικής κατάστασης των προφίλ και (ii) τον υπολογισμό της ενέργειας αστοχίας από το εμβαδό της περιοχής που οριοθετούν οι καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης (60). Σημειώνεται πως η πολύ μεγάλη πλειοψηφία των ερευνών πάνω στην τ.γ. των κραμάτων της σειράς 6xxx χρησιμοποιεί μόνο την τεχνική της σκληρομέτρησης για την παρατήρηση του φαινομένου της σκλήρυνσης. Έτσι παραμένουν ερωτηματικά σχετικά με την μεταβολή της ολκιμότητας που είναι εξίσου σημαντική για την απαίτηση απορρόφησης ενέργειας, τα οποία μπορούν να απαντηθούν με τις δοκιμές εφελκυσμού και τον υπολογισμό της ενέργειας αστοχίας.

Οι τιμές της αντοχής και της παραμόρφωσης των προφίλ καθορίζονται από τις προδιαγραφές των αυτοκινητοβιομηχανιών και αποτελούν συνήθως το πρώτο χαρακτηριστικό που μελετάται από τον ποιοτικό έλεγχο των κατασκευαστών. Εφόσον οι μηχανικές ιδιότητες είναι εντός ορίων εξετάζονται στη συνέχεια η συμπεριφορά στη θλίψη (ημιστατική δοκιμή συμπίεσης ή κρούσης με πτώση ενός βαριδίου από μεγάλο ύψος στο προφίλ), η αντίσταση στη διάβρωση κλπ.

Μέσω των δοκιμών εφελκυσμού μπορούν να εξαχθούν συμπεράσματα για τη δυσθραυστότητα ενός υλικού που ορίζεται ως η ικανότητα του να ανθίσταται σε τάσεις μεγαλύτερες του ορίου διαρροής δίχως να επέρχεται θραύση (60), (98). Ένας τρόπος καθορισμού της δυσθραυστότητας είναι μέσω του υπολογισμού του εμβαδού της καμπύλης σ-ε που αποτελεί δείκτη του ποσού του έργου (ή της ενέργειας) ανά μονάδα όγκου που μπορεί να υποστεί το υλικό χωρίς να αστοχήσει (μαθηματικός προσδιορισμός της δυσθραυστότητας, (90)). Όπως γίνεται αντιληπτό η μετρούμενη τιμή συνδυάζει μαζί την αντοχή και την ολκιμότητα του μετάλλου. Εκτός από την ολοκλήρωση της καμπύλης, για όλκιμα υλικά το εμβαδόν μπορεί να υπολογιστεί κατά προσέγγιση με τον τύπο:

$$U_{\rm T} \approx \frac{YS + TS}{2} * {\rm El} (98).$$

Το Σχήμα 21 δείχνει τη διαφορά στο ποσό της ενέργειας που απορροφάται από ένα δοκίμιο που εμφανίζει όλκιμη συμπεριφορά και ένα με ψαθυρή. Αν και το δεύτερο έχει μεγαλύτερο όριο διαρροής και θραύσης η δυσθραυστότητα του πρώτου είναι πολύ μεγαλύτερη λόγω της μεγάλης επιμήκυνσης θραύσης.



Σχήμα 21 Η απορρόφηση ενέργειας ενός όλκιμου και ενός ψαθυρού υλικού, (εμβαδόν καμπύλης τάσης-παραμόρφωσης) (99).

Η πραγματοποίηση δοκιμών μπορεί να γίνει σε χαμηλής δυναμικότητας μηχανή εφελκυσμού και η κύρια δυσκολία έγκειται στην σωστή κατασκευή των δοκιμίων (π.χ. αποφυγή παραμορφώσεων κατά την κοπή σε περίπτωση που χρησιμοποιείται πρέσα). Εφόσον τα αποτελέσματα αποδεικνύουν ότι ο υπολογισμός της ενέργειας θραύσης από την καμπύλη σ-ε παράγει δεδομένα που υπερκαλύπτουν την ανάγκη διεξαγωγής πιο δύσκολων στην πραγματοποίηση δοκιμών (όπως ημιστατικής θλίψης που απαιτεί μεγαλύτερης δυναμικότητας μηχανή ή κρούσης με ελεύθερη πτώση βάρους πάνω σε προφίλ, δοκιμή που προϋποθέτει δύσκολη προετοιμασία δοκιμίου) τότε διευκολύνεται σημαντικά η διαδικασία της μελέτης της ικανότητας απορρόφησης ενέργειας των προφίλ ΑΙ από τα περισσότερα

Τα αποτελέσματα των μηχανικών δοκιμών χρησίμευσαν επιπλέον ως δεδομένα εισόδου στην κατασκευή του μοντέλου της προσομοίωσης της δοκιμής θλίψης με πεπερασμένα στοιχεία (βλ. Κεφάλαιο 6).

2.5 Δοκιμές ημιστατικής θλίψης

Η μορφολογία των συμπιεσμένων προφίλ σε δοκιμές ημιστατικής θλίψης είναι ακόμη ένα χαρακτηριστικό που αξιολογείται από τον κατασκευαστή. Η δημιουργία ρωγματώσεων, η μορφή των πτυχώσεων και οι τιμές του μέσου και μέγιστου φορτίου είναι τα στοιχεία που εξετάζονται. Την υλοποίηση των δοκιμών αναλαμβάνουν εργαστήρια που συνεργάζονται με τη βιομηχανία καθώς ο απαιτούμενος εξοπλισμός δεν είναι συχνά διαθέσιμος. Στο πλαίσιο των εργαστηριακών δοκιμών της διατριβής πραγματοποιήθηκαν δοκιμές θλίψης σε προφίλ διατομής «Α» και «Β» και ακολούθησε συσχετισμός με τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού για εξαγωγή συμπερασμάτων αναφορικά με τα πλεονεκτήματα και μειονεκτήματα της κάθε μεθόδου υπολογισμού στον υπολογισμό της ενέργειας θραύσης.

2.6 Προσομοίωση των δοκιμών θλίψης με πεπερασμένα στοιχεία

Λόγω της δυσκολίας που συνεπάγεται η υλοποίηση δοκιμών θλίψης εξετάστηκε η δυνατότητα προσομοίωσης της δοκιμής με πεπερασμένα στοιχεία. Ένα από τα σημαντικά πλεονεκτήματα που προκύπτουν από την επιτυχή ολοκλήρωση της προσομοίωσης είναι η δυνατότητα σχεδιασμού των θερμικών κατεργασιών με βάση την πρόγνωση της συμπεριφοράς των προφίλ κατά την κατάρρευση, γεγονός που ισοδυναμεί με μεγάλη εξοικονόμηση χρημάτων και χρόνου που συνεπάγονται ανεπιτυχείς θερμικές κατεργασίες, δοκιμές και ανακύκλωση του υλικού.

3 Ανάλυση της μικροδομής με οπτική, ηλεκτρονική μικροσκοπία και μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης

3.1 Σκοπός της μελέτης της μικροδομής

Η προετοιμασία των δοκιμίων για μεταλλογραφία πραγματοποιήθηκε με ψυχρό εγκιβωτισμό υπό κενό, λείανση σε 3 στάδια με χρήση SiC χαρτιών 220, 500 και 1200 grit με χρήση νερού ως ψυκτικό μέσο και στίλβωση σε δύο στάδια με αιώρημα διαμαντιού 3μm και colloidal silica 0,02μm. Μετά το πέρας κάθε επιμέρους σταδίου γινόταν καθαρισμός με αλκοόλη, στέγνωμα με ρεύμα ζεστού αέρα και έλεγχος των επιφανειών.

Η μικροσκοπική εξέταση πραγματοποιήθηκε με ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο Nikon Epiphot 300 και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) Philips XL40 SFEG, εξοπλισμένο με ανιχνευτή μικροανάλυσης EDAX⁶. Η συνήθης τάση λειτουργίας του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου ήταν 10kV με μέγιστη 20kV. Στα εγκιβωτισμένα δοκίμια που μελετήθηκαν με το SEM, προηγήθηκε επικάλυψη της επιφάνειας με φιλμ Au. Η παρατήρηση των εγκιβωτισμένων δοκιμίων έγινε παράλληλα στη διεύθυνση της διέλασης. Η χημική προσβολή για μελέτη της καθίζησης των φάσεων Mg₂Si περιελάμβανε εμβάπτιση σε διάλυμα HF0,5% για 30sec. Οι μεσομεταλλικές ενώσεις αποκαλύπτονται και με απλή στίλβωση, αλλά με χημική προσβολή τα όρια τους διαγράφονται σαφέστερα (91). Με παράταση της χρονικής διάρκειας της προσβολής (90sec) φανερώνονται τα όρια κόκκων και οι περικρυσταλλικές ζώνες χωρίς κατακρημνίσματα (PFZs), αλλά η ποιότητα της επιφάνειας χειροτερεύει λόγω έντονης κρυσταλλογραφικής προσβολής⁷ και απομάκρυνσης σωματιδίων από τη μήτρα με ταυτόχρονη δημιουργία μικροκρατήρων (etch pits). Η μελέτη των κόκκων πραγματοποιήθηκε μετά από ηλεκτρολυτική προσβολή (διαδικασία προσβολής με εναπόθεση ενός φιλμ οξειδίου στη μεταλλική επιφάνεια) για 120s με διάλυμα Barker's (δμ. 1,8% HBF₄) και παρατήρηση με πολωμένο φως σε χαμηλές σχετικά μεγεθύνσεις, ως 100χ, για την βελτιστοποίηση της χρωματικής αντίθεσης μεταξύ γειτονικών κόκκων.

⁶ Μέθοδος ανάλυσης των εκπεμπόμενων φασμάτων ενεργειακής διασποράς ακτίνων Χ που προκύπτουν από τη διείσδυση των επιταχυνθέντων ηλεκτρονίων, βάσει της ενέργειας ακτινοβολίας.

⁷ Τα επίπεδα με μικρούς δείκτες διαβρώνονται ευκολότερα. Στο Al με υπερπροσβολή παρατηρείται εμφάνιση τριγωνικών σημαδιών (etch pits) που αντιστοιχούν στα πυκνά επίπεδα {111} του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος.

Η εξέταση σε μεγάλες μεγεθύνσεις με τη χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου επέτρεψε την αναγνώριση υπομικροσκοπικού μεγέθους κόκκων (π.χ. των ανακρυσταλλωμένων κόκκων στο κράμα 6082 που περιείχε παρεμποδιστές ανακρυστάλλωσης) και του προσδιορισμού των προτιμητέων περιοχών κατακρήμνισης των φάσεων ημισυνοχής. Ακόμη, με τη συνδυασμένη χρήση ανιχνευτή οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BSE) και φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς ακτίνων-Χ πραγματοποιήθηκε σημειακή χημική ανάλυση και αναγνώριση των φάσεων.

Οι φάσεις συνοχής που προσδίδουν τη μέγιστη σκληρότητα στα κράματα της σειράς 6xxx, κατακρημνίσματα κρυστάλλων Si, μεσομεταλλικές ενώσεις AlFeSi και η δημιουργία PFZs εξετάστηκαν επιπλέον με χρήση ηλεκτρονικής μικροσκοπίας διερχόμενης δέσμης (TEM). Έτσι κατέστη επίσης δυνατός ο προσεγγιστικός υπολογισμός του μεγέθους και του πλήθους των κατακρημνισμάτων ανάλογα με τη μεταλλουργική κατάσταση και την ποσότητα κραματικών στοιχείων (μελετήθηκαν δοκίμια από τα κράματα 1 και 4 με τη μικρότερη και μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Mg₂Si). Η προετοιμασία των δειγμάτων διενεργήθηκε ως εξής:

- α. Χειροκίνητη λείανση δοκιμίων από τα τοιχώματα των προφίλ μέχρι πάχους 300μm
- β. Στίλβωση μέχρι πάχους 100μm
- γ. Δημιουργία δίσκων διαμέτρου 3mm με μηχανική πρέσα
- δ. Ηλεκτρολυτική λείανση μέχρι σημείου διάτρησης με συσκευή STRUERS TENOPOL 3,
 με χρήση 15% περχλωρικού οξέος σε μεθανόλη, σε -40° C και με τάση 11V
- ε. Μελέτη με μικροσκόπιο FEI CM20 TEM με λειτουργία στα 200kV, με εγκατεστημένο αναλυτή EDAX EDS και φίλτρο εικόνας GATAN GIF200 (η προετοιμασία από το στάδιο «β» και μετά πραγματοποιήθηκε στο ΕΚΕΦΕ «ΔΗΜΟΚΡΙΤΟΣ»).

Στα αποτελέσματα της μικροσκοπίας και συγκεκριμένα της κατακρήμνισης των φάσεων που παρατίθενται στις επόμενες παραγράφους φανερώνεται πως σε δείγματα από τροποποίηση του σταδίου της προγήρανσης στους 100°C οι μικροδομές που προκύπτουν είναι παρόμοιες με της βασικής θερμικής κατεργασίας στους 170°C. Αντίθετα με την εφαρμογή θερμικών κατεργασιών στους 170, στους 200 και στους 220°C οι διαφορές που προκύπτουν είναι σημαντικές για την ερμηνεία των μηχανικών ιδιοτήτων και γίνονται εύκολα ορατές τόσο με οπτική όσο και με ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης.

3.2 Αποτελέσματα οπτικής και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας

3.2.1 Μορφολογία κόκκων Al

Η μορφολογία των κόκκων στα προφίλ κραμάτων Al που δεν περιέχουν παρεμποδιστές ανακρυστάλλωσης είναι ισοαξονική σε όλο το πάχος λόγω δυναμικής ανακρυστάλλωσης στην έξοδο της μήτρας της πρέσας διέλασης (κράματα 1-3, (100)). Στο Σχήμα 22 εμφανίζεται η πλήρως ανακρυσταλλωμένη μικροδομή του κράματος 1 με 0,62% Mg₂Si, παράλληλα στη φορά διέλασης. Η μικροδομή είναι ομοιόμορφη σε όλο το πάχος του τοιχώματος και το μέσο μέγεθος κόκκου είναι 65μm. Στο Σχήμα 23 παρουσιάζεται η μικροδομή του προφίλ κράματος 2 με 0,79% Mg₂Si που είναι επίσης ομοιόμορφη ισοαξονική με μέσο μέγεθος κόκκου 73μm.

Όταν η γεωμετρία του προφίλ είναι πολύπλοκη, όπως συμβαίνει για τα προφίλ διατομής «B», υπάρχει περίπτωση ο διαφορετικός βαθμός παραμόρφωσης και η διαφορετική ταχύτητα απόψυξης μεταξύ επιφάνειας και μέσου του τοιχώματος να οδηγήσει σε ανομοιογενές μέγεθος κόκκου. Στα προφίλ κράματος 3 με 0,80% Mg₂Si, Σχήμα 24, η μικροδομή στα τοιχώματα 1,5 και 2,5mm είναι πλήρως ανακρυσταλλωμένη με μέσο μέγεθος κόκκου 90μm, αλλά στο χονδρό τοίχωμα των 3,5mm οι συνθήκες διέλασης ευνόησαν τη δημιουργία μιας κεντρικής ζώνης πάχους ~1,5mm, αποτελούμενης από ευμεγέθεις κόκκους 300μm.

Στα προφίλ κράματος 4 με παρεμποδιστές ανακρυστάλλωσης εμφανίζεται μη ανακρυσταλλωμένη μικροδομή ή ανακρυσταλλωμένη μόνο επιφανειακά. Το κέντρο αποτελείται από παραμορφωμένους κόκκους ή υπομικροσκοπικούς κόκκους που μόλις έχουν διέλθει από το στάδιο της αποκατάστασης στην ανακρυστάλλωση (περίπτωση κράματος 4, μικροδομή τύπου "sandwich"). Στην περίπτωση αυτή απαιτείται ιδιαίτερη προσοχή γιατί η θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης ενδέχεται να προκαλέσει σε τυχαίες θέσεις του προφίλ ανεπιθύμητη μεγέθυνση των κόκκων (δευτερογενής ανακρυστάλλωση).



Σχήμα 22 Ισοαξονική, πλήρως ανακρυσταλλωμένη μικροδομή προφίλ «Α» κράματος 1 μετά από διαλυτοποίηση, βαφή σε νερό και φυσική γήρανση (δείγμα WQ, μεταλλουργική κατάσταση T4). Τομή παράλληλα στη διέλαση, ηλεκτρολυτική προσβολή με διάλυμα Barker's και παρατήρηση με πολωμένο φως.



Σχήμα 23 Μικροδομή προφίλ «Β» κράματος 2 παράλληλα στη διέλαση. Τοίχωμα πάχους 3,5 mm και μεταλλουργική κατάσταση T4 (δείγμα WQ).



Σχήμα 24 Μικροδομή προφίλ «Β» κράματος 3 παράλληλα στη διέλαση. Τοίχωμα πάχους 3,5 mm και μεταλλουργική κατάσταση Τ4. Ο μικρότερος βαθμός παραμόρφωσης στο μέσο του τοιχώματος οδήγησε σε μεγάλο μέγεθος κόκκου.



Σχήμα 25 Μικροδομή προφίλ «Β» κράματος 4 παράλληλα στη διέλαση. Τοίχωμα πάχους 3,5 mm και μεταλλουργική κατάσταση Τ4.

Επισημαίνεται η πολλαπλή σημασία της ύπαρξης μη ανακρυσταλλωμένης μικροδομής για την βελτίωση της αντοχής και της δυσθραυστότητας, τον περιορισμό της τάσης για περικρυσταλλική κατακρήμνιση -ως όρια κόκκων μικρής γωνίας- και του μηχανισμού θραύσης-αστοχίας στον εφελκυσμό, ευνοώντας την εμφάνιση διακρυσταλλικής όλκιμης θραύσης έναντι όλκιμης περικρυσταλλικής (όσο μεγαλύτερο είναι το μέσο μέγεθος κόκκου τόσο μεγαλύτερη είναι η τάση για περικρυσταλλική θραύση λόγω της επίδρασης της παρουσίας κατακρημνισμάτων). Τα κατακρημνίσματα έχουν την τάση να είναι μικρότερα σε όρια κόκκων μικρής γωνίας λόγω του μικρότερου διαθέσιμου χώρου και της ελαττωμένης ταχύτητας διάχυσης που προκαλεί μικρή ταχύτητα ανάπτυξης και διεύρυνσης φάσεων. Οι PFZs που αντιστοιχούν στα σύνορα αυτά είναι επίσης μικρότερες. Τα όρια κόκκων μικρής γωνίας αποτελούν όμως μικρότερα εμπόδια στη μετάδοση ζωνών ολίσθησης λόγω της μικρής απόκλισης στη διεύθυνση των κρυσταλλικών πλεγμάτων, γεγονός που ισοδυναμεί με περιορισμό υψηλής συγκέντρωσης τάσεων λόγω αύξησης του πλήθους των αταξιών (101).

3.2.2 Αποτελέσματα για το κράμα 1 διατομής «Α»

Επίδραση της τεχνητής γήρανσης στη μικροδομή των wq δειγμάτων: Η διαλυτοποίηση της φάσης Mg₂Si στους 550°C συντελεί στη δημιουργία υπέρκορης μήτρας α-φάσης αλουμινίου. Με τη βαφή η διέλευση από το κρίσιμο θερμοκρασιακό πεδίο 450-250°C είναι ταχύτατη. Στις χαμηλότερες τιμές (πλησίον των 250°C) ιδιαίτερα σημαντική για την κατακρήμνιση είναι η κινούσα δύναμη, ενώ στις υψηλότερες κυριαρχεί η υψηλή ταχύτητα διάχυσης. Η κινητική της κατακρήμνισης καθορίζεται από τυπικό διάγραμμα καμπύλης C και εφόσον υπάρξει τομή της μύτης της καμπύλης με την καμπύλη ψύξης, δημιουργούνται συνθήκες για ετερογενή πυρήνωση και διαμόρφωση χαμηλών μηχανικών ιδιοτήτων και αντοχής στη διάβρωση. Οι διάσπαρτες φάσεις AlFeMnSi που έχουν αποκτήσει προσανατολισμό παράλληλα στη διεύθυνση της διέλασης (Σχήμα 26, δείγμα WQ σε κατάσταση Τ4) διαδραματίζουν σπουδαίο ρόλο στη διαμόρφωση της ολκιμότητας των δειγμάτων (συνεργιστική δράση με την κατακρήμνιση και την ύπαρξη PFZs), γεγονός που αποτυπώνεται στη μορφολογία των επιφανειών θραύσης των δοκιμίων εφελκυσμού. Στο Σχήμα 27 διακρίνονται τα όρια κόκκων υψηλής γωνίας του δείγματος WQ, που δεν εμφανίζουν κατακρημνίσματα (η απότομη ψύξη αποτρέπει την περικρυσταλλική κατακρήμνιση κρυστάλλων Si και Mg₂Si). Μετά και από τη συμπλήρωση του σταδίου της προγήρανσης (δείγμα 0h170A^{wo}) η εικόνα της μικροδομής είναι παρόμοια χωρίς κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.



Σχήμα 26 Μικροδομή δείγματος WQ μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρούνται μόνο φάσεις AlFeMnSi.



Σχήμα 27 Ηλεκτρονική μικρογραφία του ίδιου δείγματος. Στα όρια κόκκων δεν σημειώνεται καθίζηση φάσεων Mg₂Si. Οι φάσεις AlFeMnSi εμφανίζονται λευκές. Η προσβολή δημιουργεί μικρο-κρατήρες γύρω από τις φάσεις με αποτέλεσμα ορισμένες να απομακρυνθούν αφήνοντας τα αποτυπώματα τους (μαύρα στίγματα).

Η περικρυσταλλική κατακρήμνιση γίνεται εμφανής μετά από 8 ώρες γήρανση στους 170°C (Σχήμα 28) και εκδηλώνεται κατά προτεραιότητα σε τριπλά όρια κόκκων που αποτελούν τις περιοχές με τη χαμηλότερη ενέργεια για πυρήνωση (Σχήμα 29). Με επιμήκυνση της γήρανσης ως 40 ώρες η κατακρήμνιση γίνεται ιδιαίτερα έντονη επιτρέποντας τη σαφή διαγραφή των ορίων κόκκων (grain boundary decoration, Σχήμα 30).



Σχήμα 28 Μικροδομή δείγματος 8h170A^{wQ} μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Η κατακρήμνιση Mg₂Si στα όρια κόκκων είναι εμφανής.



Σχήμα 29 Ηλεκτρονική μικρογραφία του ίδιου δείγματος. Τα τριπλά όρια κόκκων αποτελούν προτιμητέα θέση καθίζησης φάσεων.



Σχήμα 30 Μικροδομή δείγματος 40h170A^{wq} μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται έντονη, εκλεκτική καθίζηση φάσεων μη συνοχής στα όρια κόκκων (grain boundary decoration).

Παρατηρείται, δηλαδή, πως η διεύρυνση των κατακρημνισμάτων, ακόμα και σε προχωρημένα στάδια γήρανσης, λαμβάνει χώρα επιλεκτικά στα όρια κόκκων υψηλής γωνίας και σε μικρότερο βαθμό στις μεσομεταλλικές φάσεις λόγω ετερογενούς πυρήνωσης, ενώ στο εσωτερικό των κόκκων η διαδικασία καθυστερεί παρά την δεδομένη ύπαρξη ατόμων διαλυμένης ουσίας. Στους 160°C και στους 180°C τα αποτελέσματα είναι παρόμοια και οι όποιες διαφορές δυσδιάκριτες για γηράνσεις μικρότερες των 8 ωρών.



Σχήμα 31 Μικροδομή δείγματος 12h170B^{wQ} μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Η κατακρήμνιση Mg₂Si στα όρια κόκκων είναι εμφανής.
Η τροποποίηση του σταδίου της προγήρανσης 4β με επιμήκυνση της παραμονής στους 100°C από 4 σε 12 ώρες προκαλεί ακόμα πιο εκτεταμένη κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής στα όρια κόκκων, όπως παρατηρείται στο δείγμα 12h170B^{wQ} γεγονός που φανερώνει την ιδιαίτερη σημασία της αυξημένης διάρκειας του σταδίου προγήρανσης για την κινητική της κατακρήμνισης (Σχήμα 31).

Αρκετά διαφορετική είναι η μικροδομή με τεχνητή γήρανση στους 200°C. Από τις πρώτες 4 ώρες θερμικής κατεργασίας σημειώνεται μαζική κατακρήμνιση φάσεων ήμι- και μη συνοχής τόσο σε ενδοκρυσταλλικές όσο και σε περικρυσταλλικές περιοχές (βλ. σχετικές ηλεκτρονικές μικρογραφίες στα Σχήματα 32 και 33). Η ισορροπημένη αυτή κατάσταση διαδραματίζει πολύ θετικό ρόλο για τις μηχανικές ιδιότητες και την ολκιμότητα του υλικού και επιπλέον φαίνεται πως αποτρέπεται ο σχηματισμός PFZs.

Με γήρανση στους 220°C επέρχεται ακόμη πιο έντονη, γενικευμένη κατακρήμνιση μέσα στα πρώτα 30min, ενώ μετά από 1 ώρα γήρανση εκδηλώνεται εκτεταμένος σχηματισμός PFZs (Σχήμα 34) πλάτους ευδιάκριτου ακόμα και με το οπτικό μικροσκόπιο (της τάξης των 2-4μm). Η μικροδομή που σχηματίζεται μετά από αρκετές ώρες παραμονής στη θερμοκρασία αυτή αντιστοιχεί στη μικροδομή ισορροπίας που θα είχε το υλικό, αν μετά από τη θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης του επιτρεπόταν να υποστεί πολύ αργή ψύξη, δηλαδή αν πχ το δείγμα παρέμενε εντός του φούρνου μέχρι να φτάσει στη θερμοκρασία δωματίου (furnace cooling) (70).



Σχήμα 32 Κράμα 1, δείγμα 8h200A^{wq}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής τόσο στα όρια όσο και στο εσωτερικό των κόκκων.



Σχήμα 33 Κράμα 1, δείγμα 12h200A^{wo}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής τόσο στα όρια όσο και στο εσωτερικό των κόκκων.





Σχήμα 34 Μικροδομή δειγμάτων (α) 30min220Α^{wQ} και (β) 60min220Α^{wQ} μετά από χημική προσβολή με 0,5%ΗF.

Επίδραση της τεχνητής γήρανσης στη μικροδομή των ας δειγμάτων: Η αργή ψύξη προκαλεί διαφοροποιήσεις στην κινητική κατακρήμνισης και την προκύπτουσα μικροδομή των ac δειγμάτων συγκριτικά με των wq. Το δείγμα AC όπως παρουσιάζεται και στην καμπύλη του Σχήματος 20 παραμένει σε θερμοκρασίες μεταξύ 530 και 250°C για περίπου 75 sec διάστημα το οποίο αποδεικνύεται αρκετό για να προκαλέσει αρνητικές επιδράσεις στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού. Αυτές αποτυπώνονται και στη μικροδομή όπως παρουσιάζεται και στο Σχήμα 35 για το δείγμα ΑC, το οποίο χαρακτηρίζεται από έντονη κατακρήμνιση τόσο περί- όσο και ενδοκρυσταλλικά (συγκριτικά με το δείγμα WQ μεταλλουργικής κατάστασης Τ4). Στη βιβλιογραφία αναφέρεται πως η περικρυσταλλική κατακρήμνιση αποτελεί σύνηθες φαινόμενο για τα κράματα της κατηγορίας αυτής (92). Γενικά μάλιστα, η περικρυσταλλική κατακρήμνιση μπορεί να αποτελέσει ένδειξη της ταχύτητας ψύξης ενός δείγματος από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος. Αν ο ρυθμός ψύξης γίνει ακόμα μικρότερος, τα κατακρημνίσματα τείνουν να γίνουν ακόμα περισσότερα σε πλήθος, αλλά και να διευρυνθούν (coalescence). Στην περίπτωση αυτή η χρωματική αντίθεση των κόκκων με διαφορετικό προσανατολισμό, κατά την παρατήρηση με πολωμένο φως ελαττώνεται. Επίσης, τα δείγματα αυτά επιδεικνύουν προδιάθεση για περικρυσταλλική διάβρωση. Αυτό βέβαια δεν οφείλεται μόνο στα κατακρημνίσματα, αλλά και στην ύπαρξη PFZs στα όρια κόκκων που λειτουργούν ως ανοδικές περιοχές σε σχέση με το εσωτερικό των κόκκων.



Σχήμα 35 Μικροδομή δείγματος ΑC μετά από χημική προσβολή με 0,5%ΗF. Παρατηρείται γενικευμένη κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.

Δεδομένου πως στα περισσότερα κράματα σκλήρυνσης με κατακρήμνιση οι φάσεις μη συνοχής σχηματίζονται με ετερογενή πυρήνωση στα όρια κόκκων, εκτιμάται πως ο λόγος του όγκου τους f_i θα προκαλεί ελάττωση του μέρους της παραμόρφωσης θραύσης που εκδηλώνεται σε περικρυσταλλικές περιοχές ε_{fi} σύμφωνα με τον τύπο:

$$\mathsf{e}_{\mathsf{fi}} = \left(\sqrt{\frac{\pi}{6fi}} - \sqrt{\frac{2}{3}} + \varepsilon n\right)^{\frac{1}{c}} - 1,$$

όπου C~1,5 είναι παράγοντας που υπεισέρχεται λόγω του ταχύτερου σχηματισμού ασυνεχειών σε σχέση με τη μήτρα πριν την πραγματοποίηση συνθηκών αστάθειας και ε_n η κρίσιμη τιμή της παραμόρφωσης για τη δημιουργία ασυνέχειας στη διεπιφάνεια ενός σωματιδίου μη συνοχής. Η παραμόρφωση θραύσης αντιστοιχεί στην απαιτούμενη παραμόρφωση για επέκταση των ασυνεχειών μέχρι μήκους ίσου προς την απόσταση μεταξύ των σωματιδίων. Όταν συμβεί αυτό, η θραύση θα είναι περικρυσταλλική. Η συνολική παραμόρφωση θραύσης εf εξαρτάται από το μέσο μέγεθος κόκκου D και το πλάτος της PFZ d σύμφωνα με τη σχέση:

$$\varepsilon_{f} = \varepsilon_{ft} + \varepsilon_{fi} \frac{d}{D}$$

όπου ε_{ft} είναι ο λόγος της παραμόρφωσης που πραγματοποιείται στο εσωτερικό των κόκκων. Η κρίσιμη παράμετρος που καθορίζει την εf είναι είτε η ε_{ft} είτε η ε_{fi} που εξαρτάται από τη διαφορά του ορίου διαρροής μεταξύ PFZ και εσωτερικού των κόκκων. Αν η παραμόρφωση συνολικά περιορίζεται στα μαλακά όρια κόκκων, τότε ο παράγοντας ε_{ft} μπορεί να αγνοηθεί (101).

Μετά από 4 ώρες γήρανσης στους 170°C εκδηλώνεται σχηματισμός PFZs και γενικευμένη κατακρήμνιση όπως παρατηρείται και από τις οπτικές μικρογραφίες των Σχημάτων 36 και 37. Με περαιτέρω γήρανση επέρχεται διεύρυνση των φάσεων και του πλάτους των PFZs καθιστώντας το υλικό συνεχώς ψαθυρότερο.



Σχήμα 36 Μικροδομή δείγματος 4h170A^{AC} μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Παρατηρείται σχηματισμός PFZs.



Σχήμα 37 Μικροδομή δείγματος 4h170B^{AC} μετά από χημική προσβολή με 0,5%HF. Εκτεταμένος σχηματισμός PFZs.

3.2.3 Αποτελέσματα για τα κράματα 2 και 3 διατομής «Β»

Τα προφίλ κράματος 2 και 3 λόγω της παρόμοιας κραμάτωσης (Mg₂Si 0,79 και 0,80% αντίστοιχα) μελετώνται μαζί αναφορικά με τα φαινόμενα κατακρήμνισης. Τεχνητή γήρανση wq προφίλ στους 170°C προκαλεί μεγαλύτερο ποσοστό ενδοκρυσταλλικής κατακρήμνισης από το κράμα 1 αλλά και περικρυσταλλική κατακρήμνιση όσο και σχηματισμό στενών PFZs (**Σχήμα 38**). Με γήρανση στους 200°C η κατακρήμνιση είναι πιο γενικευμένη και ο

σχηματισμός PFZs αντιληπτός μετά από 4 ώρες γήρανση (Σχήμα 39), ενώ στις 12 ώρες παρατηρείται διεύρυνση των φάσεων τόσο περί- όσο και ενδοκρυσταλλικά και οι PFZs διαγράφονται με μεγαλύτερη σαφήνεια (Σχήμα 40).



Σχήμα 38 Κράμα 3, δείγμα 12h170A^{wq}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.



Σχήμα 39 Κράμα 2, δείγμα 4h200A^{wQ}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.



Σχήμα 40 Κράμα 2, δείγμα 12h200A^{wq}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.

Σε κατάσταση υπεργήρανσης Τ7 μετά από κατεργασία στους 220°C παρατηρούνται φάσεις μη συνοχής βελονοειδούς μορφολογίας στο εσωτερικό των κόκκων και περικρυσταλλική κατακρήμνιση αλλά και σχηματισμός PFZs εύρους 300μm μετά από 4 ώρες γήρανσης (Σχήματα 41 και 42).



Σχήμα 41 Κράμα 3, δείγμα 4h220A^{wQ}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.



Σχήμα 42 Κράμα 3, δείγμα 12h220A^{wq}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.

3.2.4 Αποτελέσματα για το κράμα 4 διατομής «Β»

Η γήρανση μετά από διαλυτοποίηση και βαφή στα δείγματα με ακόμα μεγαλύτερη κραμάτωση έχει παρόμοια επίδραση με τα κράματα 2 και 3 με τη διαφορά πως η κατακρήμνιση είναι ακόμα πιο έντονη λόγο της μεγαλύτερης διαθέσιμης ποσότητας σε κραματικά στοιχεία και λόγω του γεγονότος πως τα άτομα αντικατάστασης δεσμεύουν μετά τη διαλυτοποίηση και τη βαφή ακόμα μεγαλύτερο αριθμό κενών πλεγματικών θέσεων σε θερμοκρασία δωματίου που επιτρέπει την ταχύτερη διάχυση των ατόμων άρα και επιτάχυνση της κινητικής της γήρανσης.

Η μορφολογία και το μέσο μέγεθος των κόκκων επηρεάζει σημαντικά τη διαδικασία της κατακρήμνισης. Όπως διαπιστώνεται και από την ηλεκτρονική μικρογραφία του Σχήματος 43 από προφίλ σε μεταλλουργική κατάσταση Τ6, η λεπτοκρυσταλλική μικροδομή έχει αποτέλεσμα τη μη εντοπισμένη κατακρήμνιση φάσεων μετά από γήρανση σε θερμοκρασία 170°C, όπως συνέβαινε π.χ. στο κράμα 1, έτσι ώστε να δίνεται η εικόνα της μαζικής κατακρήμνισης, αντίστοιχης με την εικόνα που έχει το προφίλ κράματος 1 αφότου υποστεί γήρανση σε υψηλότερες θερμοκρασίες (200, 220°C). Οι ίδιες συνθήκες κατακρήμνισης παρατηρούνται και στην επιφανειακή ανακρυσταλλωμένη ζώνη με τους ευμεγέθεις κόκκους, καθώς η ύπαρξη πολύ μεγάλου μεγέθους κόκκων αποτελεί επίσης ανασταλτικό



Σχήμα 43 Κράμα 4, δείγμα 4h170A^{wQ}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.

Με εφαρμογή πιο έντονων συνθηκών γήρανσης και θερμοκρασίες 200°C ή 220°C, από τις 4 πρώτες ώρες τα κατακρημνίσματα διευρύνονται και χάνουν τη συνοχή με τη μήτρα επιφέροντας συνθήκες υπεργήρανσης (βλ. βελονοειδή κατακρημνίσματα στην ηλεκτρονική μικρογραφία του Σχήματος 44 και σχετική αναφορά (102)).



Σχήμα 44 Κράμα 4, δείγμα 4h220A^{wQ}, μαζική κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής.

Για κάθε θερμοκρασία που εφαρμόστηκε στα προφίλ κράματος 4 το αποτέλεσμα της κατακρήμνισης είναι τέτοιο που δεν ευνοεί την περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση και την εκδήλωση ψαθυρότητας. Αντίθετα ελάττωση της ολκιμότητας θα μπορούσε να προέλθει μόνο από τη μορφολογία των κόκκων και συγκεκριμένα τα επιφανειακά ανακρυσταλλωμένα στρώματα ή από τυχόν προβλήματα από δευτερογενή ανακρυστάλλωση και του εσωτερικού μετά από θερμική κατεργασία στερεού διαλύματος.

3.3 Αποτελέσματα της μελέτης με ΤΕΜ

Με τη μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης μελετήθηκε προσεγγιστικά το μέγεθος και η πυκνότητα των κατακρημνισμάτων καθώς και η δημιουργία PFZs σε μεταλλουργικές καταστάσεις T4, T6 και T7 (βλ. περιληπτικά αποτελέσματα στον Πίνακα 5). Από τα 5 δοκίμια που εξετάστηκαν τα 3 άνηκαν στο κράμα 1- δείγμα WQ (Παράρτημα-Σχήματα 186, 188), 4h170A^{wQ} (Σχήμα 45, Παράρτημα-Σχήμα 189) και 12h170B^{WQ} (Σχήμα 46, Παράρτημα-Σχήμα 190) - και τα 2 στο κράμα 4 - 24h170A^{WQ} (Σχήματα 47, 48, Παράρτημα-Σχήματα 191, 192) και 12h200A^{WQ} (Σχήματα 49-51-Σχήμα 51, Παράρτημα-Σχήμα 193).

Τα αποτελέσματα της έρευνας είναι ενδεικτικά λόγω του γεγονότος πως μελετήθηκε μόνο ένα δοκίμιο από κάθε ένα από τα 5 προφίλ και λόγω της περιορισμένης επιφάνειας παρατήρησης. Από τη μελέτη του κράματος 1 επισημαίνεται η ανάπτυξη των κατακρημνισμάτων β΄΄ κατά μήκος της διεύθυνσης <100> της μήτρας του AI τα οποία αποτελούν τον βασικό παράγοντα σκλήρυνσης του κράματος σε μεταλλουργική κατάσταση T6, το πλήθος και μέγεθος των οποίων αυξάνεται με την πρόοδο της γήρανσης. Σε μεταλλουργική κατάσταση T4 παρατηρούνται μόνο συμπλέγματα ατόμων ή ζώνες GP.

Συγκρίνοντας τα κράματα 1 και 4 στη κατάσταση μέγιστης σκλήρυνσης διαπιστώνεται πως το κράμα 1 εμφανίζει μικρότερα και λιγότερα κατακρημνίσματα από το κράμα 4. Η μελέτη του υπεργηρασμένου δείγματος του κράματος 4 έδειξε ότι η διεύρυνση του μεγέθους των κατακρημνισμάτων σε σχέση με την κατάσταση T6, συνοδεύτηκε από ελάττωση του πλήθους τους (βρέθηκαν λιγότερα κατακρημνίσματα β΄΄ και β΄), ενώ στο T7 παρατηρήθηκαν επίσης και PFZs. Τέλος, και στα 2 δοκίμια του κράματος 4 εντοπίστηκαν συμπλέγματα ατόμων Si, τόσο στη μήτρα όσο και σε όρια κόκκων. Πίνακας 5 Ενδεικτικά αποτελέσματα μελέτης επιλεγμένων δειγμάτων με ΤΕΜ, μέγεθος και πυκνότητα κατακρημνισμάτων .

		Μεταλλουργική	Μήκος	Πλάτος	Πυκνότητα
	Δείγμα	κατάσταση	κατακρημνισμάτων	κατακρημνισμάτων	κατακρημνισμάτων
			(nm)	(nm)	(x10 ⁴ /µm ³)
1	Κράμα 1 - WQ	T4	Παρατηρήθηκαν μόνο ζώνες GP		
2	Κράμα 1 - 4h170A ^{wQ}	Т6	15-20	3-3,5	3,2
3	Κράμα 1 - 12h170B ^{wq}	Т6	25-30	3,5-4	4,2
4	Κράμα 4 - 24h170A ^{wq}	Т6	30-45	4-4,5	5,2
5	Κράμα 4 - 12h200A ^{wq}	Τ7	40-60	4,5-5,5	2,6



Σχήμα 45 (α) Κράμα 1, δείγμα 4h170A^{wQ}. Εικόνα φωτεινού πεδίου από τη μήτρα Al. (β) Εικόνα σκοτεινού πεδίου, διακρίνονται τα κατακρημνίσματα β΄΄.



Σχήμα 46 (α) Κράμα 1, δείγμα 12h170B^{wQ}. Εικόνα σκοτεινού πεδίου των κατακρημνισμάτων β΄΄. (β) Εικόνα σκοτεινού πεδίου των κατακρημνισμάτων β΄΄, διαφορετική περιοχή.



Σχήμα 47 (α) Κράμα 4, δείγμα 24h170A^{wQ} Εικόνα σκοτεινού πεδίου από διαφορετικό σημείο. (β) Εικόνα σκοτεινού πεδίου , μεγαλύτερη μεγέθυνση.



Σχήμα 48 (α) Εικόνα φωτεινού πεδίου που δείχνει φάσεις πλούσιες σε Fe (S1, S2, S4) και κρύσταλλο Si (S3). (β) Εικόνα φωτεινού πεδίου, κρύσταλλοι Si (A, B).



Σχήμα 49 (α) Κράμα 4, δείγμα 12h200A^{wo} Άλλη περιοχή από τη μήτρα Al, στη μέση διακρίνεται σωματίδιο β φάσης. (β) Εικόνα σκοτεινού πεδίου της μήτρας ΑΙ.



Σχήμα 50 (α) Εικόνα σκοτεινού πεδίου της μήτρας Al, διακρίνεται σωματίδιο φάσης AlFeSi. (β) Εικόνα σκοτεινού πεδίου της μήτρας Al από άλλη περιοχή.



Σχήμα 51 (α), (β) Δημιουργία ζώνης χωρίς κατακρημνίσματα (PFZ) σε όριο κόκκου.

3.4 Σχολιασμός αποτελεσμάτων από τη μελέτη της μικροδομής

Τα αποτελέσματα της μεταλλογραφικής μελέτης φανέρωσαν σημαντικά πλεονεκτήματα για εφαρμογή πρακτικής απότομης ψύξης (wq) από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος. Σε μεταλλουργική κατάσταση Τ4 απετράπη η κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής και διατηρήθηκε εν διαλύσει μεγαλύτερη ποσότητα κραματικών στοιχείων, η οποία παράμεινε διαθέσιμη για ισχυροποίηση μέσω γήρανσης. Αντιθέτως, η αργή ψύξη που αντιστοιχεί σε μέσο ρυθμό ελάττωσης της θερμοκρασίας 3,7°C/s για τα πρώτα 70s σχετίζεται με πρώιμη, μη επιθυμητή περικρυσταλλική κυρίως κατακρήμνιση, ευαισθητοποίηση και σχηματισμό PFZs που γίνονται ιδιαίτερα αισθητές με την εξέλιξη της τεχνητής γήρανσης. Ως εκ τούτου, τα ac δείγματα αναμένεται να επιδεικνύουν, εκτός της μεγαλύτερης επιδεκτικότητας σε περικρυσταλλική διάβρωση (60), χαμηλή ολκιμότητα λόγω της προκύπτουσας διαφοράς στη σκληρότητα μεταξύ του γηρασμένου εσωτερικού των κόκκων και της μαλακότερης περικρυσταλλικής ζώνης. Στη φάση της υπεργήρανσης (Τ7) η εξίσωση της σκληρότητας που επέρχεται από την εξασθένηση της μήτρας αναιρεί το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης. Στα wq δείγματα, αντίστοιχα φαινόμενα σχηματισμού PFZs εκδηλώνονται σε κατάσταση T7 (π.χ. με γήρανση στους 220°C), αλλά η συγκεκριμένη θερμική κατεργασία δεν έχει πρακτικό ενδιαφέρον για την κατασκευή προφίλ μεγάλης δυσθραυστότητας λόγω της χαμηλής τιμής της αντοχής. Από τα παραπάνω συνάγεται ότι για την επίτευξη των πλεονεκτημάτων της απότομης ψύξης στη βιομηχανία πρέπει (i) κατά την προθέρμανση της μπιγιέτας να επιδιώκεται η διαλυτοποίηση του συνόλου των κραματικών στοιχείων και (ii) στην έξοδο της μήτρας να εφαρμόζεται η ταχύτερη δυνατή ψύξη των προφίλ, αρκεί να αποφεύγονται ανεπιθύμητες παραμορφώσεις/στρεβλώσεις λόγω ανάπτυξης εσωτερικών τάσεων.

Όσο μεγαλύτερη είναι η κραμάτωση τόσο ταχύτερη είναι η κινητική της διάχυσης στην τεχνητή γήρανση λόγω της «παγίδευσης» κενών πλεγματικών θέσεων γύρω από τις θέσεις που καταλαμβάνουν τα άτομα αντικατάστασης (η τάση που έχουν τα άτομα να δημιουργούν δεσμούς με τις κενές θέσεις βέβαια διαφέρει). Η αλληλουχία της κατακρήμνισης φάσεων συνοχής-ημισυνοχής-μη συνοχής εκδηλώνεται, για την εφαρμογή παρόμοιων συνθηκών γήρανσης, γρηγορότερα στο πιο ισχυρά κραματωμένα υλικό και έτσι π.χ. το κράμα 4 με 1,03%Mg₂Si αναμένεται να φτάσει, ταχύτερα σε κατάσταση μέγιστης σκλήρυνσης και κατόπιν υπεργήρανσης.

Η μορφολογία των κόκκων Al σε προφίλ χωρίς παρεμποδιστές ανακρυστάλλωσης είναι ισοαξονική, ενώ η προσθήκη 0,48%Mn στο κράμα 4 ευνόησε τη δημιουργία μικροδομής που αποτελείται από ευμεγέθεις κόκκους στην επιφάνεια και λεπτομερείς, ανακρυσταλλωμένους κρυστάλλους στο κέντρο. Για την πλήρη αποφυγή ανακρυστάλλωσης θα μπορούσε η προσθήκη Mn να συνδυαστεί με προσθήκη Cr. Η παρεμπόδιση της ανακρυστάλλωσης εκτός της ισχυροποίησης μέσω του μικρού μεγέθους κόκκου αποτελεί ανασταλτικό παράγοντα για περικρυσταλλική κατακρήμνιση και ψαθυροποίηση του υλικού. Για να είναι αποτελεσματικότερη η δράση αυτή όμως θα πρέπει και τα επιφανειακά χονδρόκοκκα στρώματα να αποφεύγονται τελείως είτε το εύρος τους να είναι το μικρότερο δυνατό.

Όσον αφορά στα φαινόμενα που συμβαίνουν σε ατομική κλίμακα, η μελέτη στοχευμένων δειγμάτων με ΤΕΜ επιβεβαίωσε πως η μέγιστη σκλήρυνση συμπίπτει με την εμφάνιση της μέγιστης πυκνότητας φάσεων συνοχής και ημισυνοχής. Η φάση της υπεργήρανσης σχετίζεται με διεύρυνση και ελάττωση του πλήθους των κατακρημνισμάτων. Σε κράματα στα οποία το Si βρίσκεται σε περίσσεια συναντώνται κρύσταλλοι Si τόσο σε περικρυσταλλικές όσο και ενδοκρυσταλλικές θέσεις.

4 Αξιολόγηση μηχανικών ιδιοτήτων με δοκιμές εφελκυσμού

4.1 Περιγραφή της πειραματικής διαδικασίας

Περί της σκοπιμότητας της διενέργειας των δοκιμών εφελκυσμού έγινε λόγος στο Κεφάλαιο 2. Στις δοκιμές εφελκυσμού χρησιμοποιήθηκαν τουλάχιστον τρία δοκίμια ανά θερμική κατεργασία και είδος κράματος. Τα δοκίμια είχαν μήκος 160mm, πάχος ίσο προς το πάχος του τοιχώματος και ελήφθησαν από τα μητρικά προφίλ με κοπή σε υδραυλική πρέσα (7) (βλ. Παράρτημα, Σχήμα 171). Από τα προφίλ διατομής «Β» ελήφθησαν δοκίμια και από τα τρία διαφορετικού πάχους τοιχώματα και υπολογίσθηκε ο μέσος όρος των τιμών της αντοχής και της παραμόρφωσης σύμφωνα και προς τις οδηγίες του γερμανικού προτύπου της VW/AUDI, TL116 (103). Οι δοκιμές πραγματοποιήθηκαν σε σερβουδραυλική μηχανή INTSTRON 8802 μέγιστης δυναμικότητας 250kN και σε ηλεκτρομηχανική μηχανή INSTRON 5567 μέγιστης δυναμικότητας 30kN. Η κατασκευή των δοκιμίων καθώς επίσης και η διεξαγωγή των δοκιμών εφελκυσμού των παραπάνω δοκιμίων υλοποιήθηκαν σύμφωνα με τις οδηγίες του προτύπου BS EN ISO 6892-1.

Παρακάτω παρατίθενται:

- α. Ενδεικτικά διαγράμματα τάσης-παραμόρφωσης wq και ac δειγμάτων από το κράμα
 1, τα οποία κρίθηκαν αναγκαία για την ερμηνεία των διαφορών που συναντήθηκαν
 στην ολκιμότητα και στη δυσθραυστότητα των αντιστοίχων δειγμάτων. Για λόγους
 ευχερέστερης απεικόνισης και μελέτης των διαγραμμάτων έχει επιλεγεί η
 απεικόνιση ορισμένων μόνο χαρακτηριστικών καμπύλων ανά θερμική κατεργασία.
- β. Συγκεντρωτικά διαγράμματα που απεικονίζουν τις μέσες τιμές και την τυπική απόκλιση του ορίου διαρροής, μέγιστης αντοχής και επιμήκυνσης θραύσης συναρτήσει του χρόνου γήρανσης.

4.2 Αποτελέσματα δοκιμών προφίλ κράματος 1, διατομής «Α» Δείγματα από το στάδιο της προγήρανσης

Οι καμπύλες σ-ε των δοκιμίων που προέκυψαν από το στάδιο της προγήρανσης - WQ, ΑC και 0h170A^{wQ} παρουσιάζονται στο Σχήμα 52. Τα δύο πρώτα αποτελούν τις αρχικές καταστάσεις των δοκιμίων ή αλλιώς τα πρώτα σημεία στις καμπύλες γήρανσης για τα οποία υπολογίστηκαν οι τιμές των τριών ιδιοτήτων YS, TS και El. Το δείγμα 0h170A^{wQ} είναι δείγμα βαμμένο σε νερό μετά την διαλυτοποίηση που έχει επιπρόσθετα υποστεί φ.γ. 24 ωρών και συνολικά 6 ώρες προγήρανση, όπως περιγράφεται στην πειραματική διαδικασία. Από τα τρία προαναφερθέντα δείγματα το δείγμα ΑC έχει τις χαμηλότερες τιμές ορίου διαρροής, αντοχής και επιμήκυνση θραύσης (YS_{AC}=69MPa, TS_{AC}=165MPa, El_{AC}=23%) και τον υψηλότερο συντελεστή εργοσκλήρυνσης (n_{AC}=0,31, n_{WO}=0,29, n_{0h170AWO}=0,27). Οι υψηλότερες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων του δείγματος WQ (YSwo=77MPa, TSwo=174MPa, Elwo=26%) σε σχέση με το ΑC οφείλονται στον συνδυασμό δύο παραγόντων: (α) της σκλήρυνσης στερεού διαλύματος που ναι μεν υφίσταται και στο ΑC αλλά είναι μεγαλύτερη στο WQ και η οποία υπερκαλύπτει την πιθανή ισχυροποίηση του ΑC από πρώιμη κατακρήμνιση λόγω της βραδύτερης ψύξης και της αναμενόμενης μη επιθυμητής κατακρήμνισης κατά τη μετάβαση από την κρίσιμη περιοχή και (β) την κινητική της φυσικής γήρανσης που λόγω του πολύ μεγαλύτερου αριθμού των «παγωμένων» πλεγματικών θέσεων είναι υψηλότερη στο WQ δείγμα. Με την ολοκλήρωση του σταδίου της προγήρανσης (δείγμα 0h170A^{wq}) παρατηρείται περιορισμένη αύξηση τόσο του ορίου διαρροής όσο και του ορίου θραύσης αλλά και μικρή ελάττωση της πλαστικής παραμόρφωσης και του συντελεστή εργοσκλήρυνσης (YS_{0h170AWQ}=85MPa, TS_{0h170AWQ}=182MPa, El_{0h170AWQ}=25%).

Από τις καμπύλες σ-ε υπολογίζεται και η τιμή της μη ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (El_{n.un.}) που προκύπτει εύκολα με αφαίρεση της τιμής της επιμήκυνσης παραμόρφωσης που αντιστοιχεί στο μέγιστο φορτίο από τη συνολική επιμήκυνση. Αποτελεί μια ιδιαίτερα χρήσιμη παράμετρο μηχανικών ιδιοτήτων που χαρακτηρίζει την ικανότητα των υλικών να αντιστέκονται στη θραύση μετά την επίτευξη του μέγιστου φορτίου και πρέπει να μελετάται στα δείγματα με εφαρμογή την απορρόφηση ενέργειας. Για τα δείγματα WQ, AC και 0h170A^{WQ} η El_{n.un} λαμβάνει τιμές 5 και 5 και 3% αντίστοιχα.





Τεχνητή γήρανση στους 170°C (ως 40 ώρες)

Στο Σχήμα 53 παρουσιάζονται καμπύλες σ-ε του που αντιστοιχούν σε χρόνο παραμονής 4, 6, 8, 10, 12, 16, 24 και 40 ώρες στους 170°C (δείγματα 4h170A^{wq} ως 40h170A^{wq}, παρουσιάζεται μια χαρακτηριστική καμπύλη για κάθε θερμική κατεργασία). Όπως γίνεται φανερό η αντοχή αυξάνεται ραγδαία (αντίθετα η επιμήκυνση θραύσης μειώνεται) στο διάστημα του κυρίως σταδίου της τ.γ. μεταξύ 0 και 4 ωρών, από τις 4 ως τις 12 ώρες μεταβάλλεται με μικρότερο ρυθμό ενώ από τις 16 και ως τις 40 ώρες δεν παρατηρείται σημαντική μεταβολή στις μηχανικές ιδιότητες. Έτσι η (μέση τιμή) μέγιστη αντοχή (TS) του δείγματος 4h170A^{wq} ήταν 250MPa, μεγαλύτερη κατά 68MPa από του δείγματος 0h170A^{wq}, στο δείγμα 12h170A^{wq} ήταν 268MPa όπως και στο δείγμα 40h170A^{wq} 267MPa. Η μεγαλύτερη τιμή της αντοχής βρέθηκε στο δείγμα 24h170A^{wq} -272MPa. Παρόμοια συμπεριφορά είχαν και οι τιμές των ορίων διαρροής (YS): 0h170A^{wq} -85MPa, 4h170A^{wq} -206MPa, 16h170A^{wq} -240MPa και 40h170A^{wq}-246MPa που ήταν και η μεγαλύτερη τιμή.

Η επιμήκυνση θραύσης (ΕΙ) με την πρόοδο της τ.γ. ελαττώθηκε από 24,5% στο δείγμα Oh170A^{wQ} σε 14,3% στο δείγμα 4h170A^{wQ}, με ελάχιστη τιμή 12,2% στο δείγμα 40h170A^{wQ}. Παρατηρείται πως το ποσοστό της ανομοιόμορφης παραμόρφωσης κατά την τ.γ. δεν μεταβάλλεται ανάλογα με το ποσοστό της ολικής παραμόρφωσης. Έτσι στο δείγμα

0h170A^{WQ} η E_{n.un.} ήταν 3%, στο δείγμα 4h170A^{WQ} 3,1%, στο δείγμα 16h170A^{WQ} 3,6% ενώ στο δείγμα 40h170A^{WQ} 3,3%. Όλα τα αποτελέσματα παρουσιάζονται στο Σχήμα 54.

Ένα ακόμη αποτέλεσμα της θερμικής κατεργασίας ήταν η ελάττωση του λόγου TS/YS και της τιμής του συντελεστή ενδοτράχυνσης (n_{4h170Awq} =0,11, n_{12h170Awq}=0,08) που φανερώνουν αύξηση της ευκολίας μετακίνησης των αταξιών (104) λόγω της μαζικής δημιουργίας ζωνών GP και καθίζησης φάσεων συνοχής και ημισυνοχής που «απογυμνώνουν» τη μήτρα από τα εν διαλύσει κραματικά στοιχεία. Στην κατάσταση της μέγιστης σκλήρυνσης η μορφολογία της καμπύλης ταιριάζει με την αντίστοιχη του καθαρού Al (βλ. καμπύλη σ-ε στο Σχήμα 55 από κράμα 1050) (105).



Σχήμα 53 Κράμα 1: Καμπύλες σ-ε δειγμάτων με γήρανση στους 170°C (wq).



Σχήμα 54 Κράμα 1: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 170°C (wq), πλήθος δοκιμών n=10.





Τεχνητή γήρανση ας δοκιμίων

Η διαφοροποίηση μεταξύ wq και ac δοκιμίων αφορούσε στο ρυθμό ψύξης μετά από την θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης που στα ac ήταν μικρότερος καθώς η ψύξη έγινε στον αέρα. Η παραμονή τους σε θερμοκρασία μεγαλύτερη των 300°C για ένα περίπου λεπτό αποδείχθηκε καθοριστική για την διαμόρφωση της ολκιμότητας όπως αυτή εκφράζεται μέσω της ελάττωσης της διατομής που μπορεί να μετρηθεί με λογισμικό επεξεργασίας εικόνας σε στερεοσκοπικές μικρογραφίες της επιφάνειας θραύσης. Στο Σχήμα 56 φαίνονται οι επιφάνειες θραύσης wq και ac δειγμάτων με 24 και 40 ώρες γήρανση. Διακρίνεται πως η ελάττωση της διατομής στα ac είναι 0,4-0,5mm ενώ αντιθέτως στα wq είναι 0,7-0,9mm (αρχικό πάχος δοκιμίων 1,9mm). Χαρακτηριστικές καμπύλες σ-ε ac δοκιμίων δίνονται στο Σχήμα 57 και συγκεντρωτικά οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων στο Σχήμα 58.



Σχήμα 56 Επιφάνειες θραύσης wq και ac δειγμάτων με ίδιες συνθήκες γήρανσης. Στα πλαίσια δίπλα στον κωδικό των δειγμάτων αναφέρεται το πλάτος της επιφάνειας θραύσης. Η μείωση της διατομής είναι μεγαλύτερη στα wq.

Όπως γίνεται αντιληπτό οι αριθμητικές τιμές των μεγεθών YS, TS και El δεν εμφανίζουν μεγάλες διαφορές σε σχέση με τα wq δοκίμια. Ωστόσο ουσιαστική διαφοροποίηση επισημαίνεται στην τιμή της ανομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης όπως εκφράζεται από την έκταση που εμφανίζουν οι καμπύλες σ-ε μετά το μέγιστο φορτίο. Για τ.γ. μέχρι 12 ώρες η τιμή της επιμήκυνσης θραύσης στα ac δείγματα λαμβάνει τιμές παραπλήσιες των wq (π.χ. για 4 ώρες: El_{4h170A}^{WQ} =14,3% και El_{4h170A}^{AC} =15,7% και για 12 ώρες: $El_{12h170A}^{WQ}$ =13,7% και $El_{12h170A}^{AC}$ =13,0%), αλλά η ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση έχει πολύ μεγάλη διαφορά με μεγαλύτερες τιμές για τα wq δοκίμια (για 4 ώρες τ.γ.: $El_{n.un.4h170A}^{AC}$ =2,1%). Για μεγαλύτερη διάρκεια γήρανσης τόσο η συνολική όσο και η μη ομοιόμορφη παραμόρφωση έχουν πολύ χαμηλές τιμές στα ac δείγματα (για 24 ώρες: $El_{n.un.24h170A}^{AC}$ =0,5% και για 40 ώρες: $El_{n.un.40h170A}^{WQ}$ =3,3% και $El_{n.un.40h170A}^{AC}$ =0,6%). Η μέγιστη

τιμή του ορίου διαρροής επιτυγχάνεται μετά από 40 ώρες παραμονής στους 170°C (243MPa) και η μέγιστη αντοχή μετά από 24 ώρες (265MPa) έχοντας πολύ μικρή διαφορά σε σχέση με τα wq.



Σχήμα 57 Κράμα 1: Καμπύλες σ-ε δειγμάτων με γήρανση στους 170°C (ac).



Σχήμα 58 Κράμα 1: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 170°C (ac), n=6.

Ο συντελεστής εργοσκλήρυνσης στα ac δείγματα είναι κατά τι μεγαλύτερος των wq για διάρκεια τ.γ. 12 ώρες και μετά οι τιμές εξισώνονται: n_{4h170A}^{AC} =0,13, $n_{12h170A}^{AC}$ =0,09, $n_{24h170A}^{AC}$ =0,06, $n_{40h170A}^{AC}$ =0,06 έναντι n_{4h170A}^{WQ} =0,11 και $n_{12h170A}^{WQ}$ =0,08, $n_{24h170A}^{WQ}$ =0,06 και $n_{40h170A}^{WQ}$ =0,06. Οι τιμές αυτές φανερώνουν τη δυνατότητα των ac δοκιμίων να εκδηλώνουν υψηλότερο ποσοστό ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης ως το μέγιστο φορτίο από τα wq, για γηράνσεις μέχρι 12 ωρών και πανομοιότυπη για γηράνσεις από 16 ως 40 ώρες.

Το κύριο αίτιο της ελαττωμένης ολκιμότητας των ac δειγμάτων είναι η δημιουργία PFZ από τις πρώτες ώρες κιόλας ώρες του κυρίως σταδίου γήρανσης. Λόγω της διάχυσης των κενών πλεγματικών θέσεων προς τις διεπιφάνειες των ορίων κόκκων κατά την ψύξη στον αέρα οι περιοχές εκατέρωθεν των ορίων εμφανίζουν συγκέντρωση κενών θέσεων που προσεγγίζει την συγκέντρωση ισορροπίας (που αντιστοιχεί στην συγκέντρωση μετά το τέλος της γήρανσης) ενώ σε μεγαλύτερη απόσταση η συγκέντρωση αντιστοιχεί σε κατάσταση μη ισορροπίας με αποτέλεσμα τη σημαντική διαφοροποίηση της σκληρότητας των περιοχών αυτών κατά τη γήρανση (64). Ένας δεύτερος σημαντικός παράγοντας είναι η περικρυσταλλική κατακρήμνιση ευμεγέθων φάσεων Mg₂Si ή κρυστάλλων Si που επίσης απογυμνώνουν τις γειτνιάζουσες περιοχές από κραματικά στοιχεία και αποτελούν περιοχές υψηλής συγκέντρωσης τάσεων εντός μιας αποδυναμωμένης περιοχής (PFZ).

Στο εσωτερικό των κόκκων η κατάσταση της γήρανσης είναι παρόμοια ή ελαφρώς πιο υπογηρασμένη από των wq όπως προκύπτει αφενός από τις τιμές του ορίου διαρροής που χαρακτηρίζουν την ευκολία μετακίνησης των αταξιών, αφετέρου από τις τιμές του συντελεστή εργοσκλήρυνσης που στα wq είναι χαμηλότερες καθώς είναι περιορισμένη η δυνατότητα για εργοσκλήρυνση λόγω της μεγαλύτερης πυκνότητας των φάσεων συνοχής και ημισυνοχής (μικρότερη ποσότητα κραματικών στοιχείων σε στερεό διάλυμα).

Γήρανση υψηλών θερμοκρασιών στους 200°C και στους 220°C

Με αύξηση της θερμοκρασίας τ.γ. κατά 30°C η κινητική της γήρανσης επιταχύνεται σημαντικά. Η τ.γ. βαμμένων δοκιμίων στους 200°C συνιστά θερμική κατεργασία υψηλής θερμοκρασίας, με την οποία σε 4 ώρες έχουν ήδη εκδηλωθεί συνθήκες μέγιστης σκληρότητας. Χαρακτηριστικό είναι πως με 1 ώρα γήρανση στους 200°C η αντοχή του υλικού είναι YS_{1h200A}^{WQ}=201MPa και TS_{1h200A}^{WQ}=240MPa. Οι μεγαλύτερες τιμές αντοχής που επιτυγχάνονται είναι YS_{4h200A}^{WQ}=221MPa και TS_{4h200A}^{WQ}=249MPa που υστερούν όμως σημαντικά των τιμών της αντοχής που προκύπτουν από τη θερμική κατεργασία στους 170°C. Με 8 ώρες παραμονή στους 200°C το όριο διαρροής παραμένει σταθερό αλλά το μέγιστο φορτίο ελαττώνεται στα 244MPa. Η επιμήκυνση θραύσης και η ανομοιόμορφη παραμόρφωση έλαβαν τις εξής τιμές: 1 ώρα τ.γ.- El_{1h200A}^{WQ}=11,2%, El_{n.un.1h200A}^{WQ}=2,4%, 4 ώρες- El_{4h200A}^{WQ}=11,4%, El_{n.un.4h200A}^{WQ}=3,1% και 8 ώρες- El_{8h200A}^{WQ}=10,3%, El_{n.un.8h200A}^{WQ}=3,0%. Παρατηρείται ότι η επιμήκυνση θραύσης είναι μόλις 1,5% μικρότερη από τις τιμές που αντιστοιχούν για γήρανση στους 170°C, αλλά η ανομοιόμορφη παραμόρφωση λαμβάνει παρόμοιες τιμές (>3%).

Ο συντελεστής εργοσκλήρυνσης των δειγμάτων για 1 ώρα γήρανση είναι 0,1 και για 4 και 8 ώρες 0,06. Η τιμή αυτή (0,06) είναι ίση με της γήρανσης για 24 και 40 ώρες στους 170°C γεγονός που αποδεικνύει ότι ανεξαρτήτως της μέγιστης τιμής της αντοχής και της θερμοκρασίας γήρανσης ο συντελεστής εργοσκλήρυνσης είναι κοινός και απεικονίζει τη μεταλλουργική κατάσταση του δοκιμίου.

Για την μελέτη των φαινομένων που σχετίζονται με την υπεργήρανση πραγματοποιήθηκε θερμική κατεργασία wq δοκιμίων στους 220°C. Μελετήθηκαν δοκίμια με χρόνο παραμονής 4, 8, 12 και 28 ώρες (Σχήμα 173). Τα δοκίμια των 4 ωρών βρίσκονταν ήδη σε φάση υπεργήρανσης, με τιμές YS_{4h220A}^{WQ} =188MPa και TS_{4h220A}^{WQ} =218MPa ενώ με την εξέλιξη της γήρανσης οι τιμές ελαττώθηκαν: 12 ώρες- $YS_{12h220A}^{WQ}$ =166MPa και $TS_{12h220A}^{WQ}$ =199, 28 ώρες- $YS_{28h220A}^{WQ}$ =159MPa και $TS_{28h220A}^{WQ}$ =193MPa. Η τιμή της επιμήκυνσης θραύσης ήταν ακόμη μικρότερη από της γήρανσης στους 200°C (10% για 4 ώρες, 11% για 12 ώρες και 12% για 28 ώρες γήρανση) αλλά η ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση είχε αντιστοίχως μεγάλες τιμές με αυξητική τάση κατά την πρόοδο της γήρανσης: El_{n.un.4h220A}^{WQ}=2,6%. El_{n.un.12h220A}^{WQ}=4,2%. El_{n.un2.8h200A}^{WQ}=4,5%.



Σχήμα 59 Κράμα 1: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 200°C και στους 220°C (wq), n=6-14 (βλ. επίσης Σχήμα 172 και Σχήμα 173).

Αποτελέσματα τεχνητής γήρανσης μετά από τροποποίηση του σταδίου προγήρανσης

Α) Περιπτώσεις προγήρανσης Β και C

Η τροποποίηση του σταδίου προγήρανσης με επιμήκυνση ή απαλοιφή της φάσης που περιελάμβανε παραμονή στους 100°C πραγματοποιήθηκε για να γίνει πιο κατανοητή η επίδραση της προγήρανσης στη διαμόρφωση των τιμών των μηχανικών ιδιοτήτων και στη δυσθραυστότητα.

Ξεκινώντας με τα βαμμένα δοκίμια και τριπλασιασμό του χρόνου παραμονής στους 100°C από 4 σε 12 ώρες (περίπτωση Β) επισημάνθηκε αύξηση της κινητικής της γήρανσης με αποτέλεσμα μετά από 12 ώρες τ.γ. να σημειώνονται οι τιμές YS_{12h170B}^{WQ}=248MPa και TS_{12h170B}^{WQ}=277MPa με επιμήκυνση θραύσης 14,0% και ομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση 10,8% (Σχήμα 60). Σε σχέση με τις συνθήκες προγήρανσης «A» η παραμόρφωση έχει παρόμοια τιμή, το όριο διαρροής είναι αυξημένο κατά 8MPa και το όριο θραύσης κατά 9MPa (οι μέσες τιμές). Διατηρώντας τις ίδιες συνθήκες προγήρανσης αλλά με ψύξη στον αέρα μετά την SSHT παρατηρούνται αντίστοιχα δεδομένα (σύγκριση με

ac δείγματα αλλά με 4 ώρες προγήρανση). Έτσι για 12 ώρες γήρανση στους 170°C το όριο διαρροής και η μέγιστη αντοχή είναι YS_{12h170B}^{AC}=234MPa και TS_{12h170B}^{AC}=267MPa ενώ η παραμόρφωση θραύσης 11% και ομοίως το ποσοστό της ανομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (μόλις 0,4%).

Χωρίς τη μεσολάβηση ισοθερμοκρασιακής γήρανσης στους 100°C (συνθήκες προγήρανσης «C») μετά από τέσσερις ώρες τ.γ. η αντοχή των δοκιμίων είναι πολύ χαμηλότερη (YS_{4h170c}^{WQ}=184MPa και TS_{4h170c}^{WQ}=221MPa) ενώ η επιμήκυνση θραύσης και η ομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση λαμβάνουν ίδιες τιμές με τις συνθήκες προγήρανσης «A» και «B» (14,3 και 11,2%). Με 12 ώρες τ.γ. η αντοχή λαμβάνει χαμηλές τιμές (YS_{12h170c}^{WQ}=217MPa και TS_{12h170c}^{WQ}=242MPa) ενώ και η επιμήκυνση θραύσης και η ομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση έχουν μικρότερες τιμές από τις συνθήκες «B» (12,7 και 9,1%) αλλά η ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση έχουν μικρότερες τίναι ελάχιστα μεγαλύτερη (3,6%) (Σχήμα 61).



Σχήμα 60 Κράμα 1: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 170°C, περίπτωση Β, παραμονή 12h στους 100°C (wq) και (ac), n=3 (βλ. επίσης Σχήμα 175).



Σχήμα 61 Κράμα 1: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 170°C, περίπτωση C, 0h στους 100°C κατά την προγήρανση (wq) δείγματα, n=3 (βλ. επίσης Σχήμα 176).

Β) Απαλοιφή σταδίου φυσικής γήρανσης

Η επόμενη τροποποίηση του σταδίου προγήρανσης που μελετήθηκε περιελάμβανε απαλοιφή του σταδίου της φυσικής γήρανσης (φ.γ.) 24 ωρών (στάδιο 3 του Πίνακα 3), δηλαδή πραγματοποιήθηκε εφαρμογή τ.γ. αμέσως μετά τη βαφή. Μετά από 16 ώρες γήρανση οι τιμές ορίων διαρροής και μέγιστης αντοχής ήταν YS_{NNA16h170A}^{WQ}=245MPa και TS_{NNA16h170A}^{WQ}=271MPa με επιμήκυνση θραύσης 11,8% και ομοιόμορφη παραμόρφωση 9,5% (2,3% η ανομοιόμορφη) και μετά από 40 ώρες γήρανση οι τιμές ήταν YS_{NNA40h170A}^{WQ}=246MPa και TS_{NNA40h170A}^{WQ}=274MPa με επιμήκυνση θραύσης 12,6% και ομοιόμορφη παραμόρφωση 9,6% (3,0% η ανομοιόμορφη) (NNA=no natural aging) (Σχήμα 62). Παρατηρείται πως οι μηχανικές ιδιότητες για περισσότερο από 16 ώρες και μέχρι 40 ώρες τ.γ. εμφανίζουν αμελητέα μεταβολή και η ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση El_{n.un}. λαμβάνει χαμηλότερες τιμές από τα δοκίμια με φ.γ. (π.χ. El_{n.un}=3,6% and El_{n.un}=2,3%). Για μικρότερους χρόνους γήρανσης (4-16 ώρες) τα δείγματα που έχουν υποστεί φ.γ. έχουν ελαφρώς υψηλότερη αντοχή, αλλά συνάμα εμφανίζουν τάση για εν γένει μεγαλύτερη επιμήκυνση θραύσης (οι μέσες τιμές) και ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση. Συγκρίνοντας τα δείγματα WQ και _{NNA}WQ (με και δίχως φ.γ.) αναδεικνύεται η σημαντική σκλήρυνση που υφίσταται το κράμα με παραμονή 24 ωρών σε θερμοκρασία δωματίου (YS_{NNAWQ}=45MPa vs. YS_{WQ}=75MPa και TS_{NNAWQ}=123MPa vs. TS_{WQ}=170MPa). Τα αποτελέσματα φανερώνουν ότι η σκλήρυνση από τη φ.γ. μέσω της κατακρήμνισης μικρών συμπλεγμάτων είναι μεγαλύτερη από την σκλήρυνση που επιφέρει το στάδιο της προγήρανσης στο δείγμα χωρίς φυσική γήρανση (YS_{NNAOh170A}^{WQ}=73MPa και TS_{NNAOh170A}^{WQ}=156MPa).



Σχήμα 62 Κράμα 1: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 170°C, δειγμάτων χωρίς φυσική γήρανση, n=10.

Υπολογισμός δυσθραυστότητας από τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης

Στα Σχήματα 63 ως 68 παρουσιάζονται οι τιμές της δυσθραυστότητας για wq και ac δείγματα για τις συνθήκες προγήρανσης που εξετάστηκαν νωρίτερα και για όλες τις θερμοκρασίες τ.γ., όπως υπολογίστηκαν από τις δοκιμές εφελκυσμού με υπολογισμό του εμβαδού των καμπυλών σ-ε. Οι τιμές της δυσθραυστότητας (α) στη θραύση T_{FR} (πράσινη γραμμή) και (β) στο μέγιστο φορτίο T_{UTS} (μπλε γραμμή) είναι οι μέσες τιμές των τιμών όλων των καμπύλων για κάθε θερμική κατεργασία, ενώ για την δυσθραυστότητα στην περιοχή πλαστικής αστάθειας T_{PI} ο υπολογισμός έγινε με απλή αφαίρεση των τιμών της δυσθραυστότητας στο μέγιστο φορτίο από την αντίστοιχη στη θραύση. Οι τιμές της δυσθραυστότητας δίνονται σε J/cm³ και αποτελούν ποσοτικοποίηση της ενέργειας που απορροφάται ανά μονάδα όγκου του υλικού μέχρι τη θραύση ή την επίτευξη του μέγιστου φορτίου. Ο όγκος του υλικού για τον οποίον γίνεται η παραδοχή πως απορροφά την ενέργεια υπολογίζεται από το γινόμενο του μέσου πάχους στο ευθύ τμήμα των δοκιμίων εφελκυσμού επί το πλάτος των δοκιμίων (κατασκευαστική παράμετρος που εξαρτάται από το σχεδιασμό του καλουπιού απότμησης στην υδραυλική πρέσα) επί το μήκος 50mm που σύμφωνα με το πρότυπο της δοκιμής θεωρείται ως το τμήμα που υφίσταται την παραμόρφωση.

Από τις μετρήσεις που έγιναν προκύπτει ότι οι τιμές της δυσθραυστότητας στη θραύση, στο μέγιστο φορτίο και στην περιοχή πλαστικής αστάθειας εμφανίζουν σημαντική σταθερότητα μετά από 24 ώρες φ.γ. και μέχρι 40 ώρες τ.γ. Έτσι το δείγμα WQ είχε T_{FR}=32,1 J/cm³, T_{UTS}=26 J/cm³ και T_{PI}=6,1 J/cm³ και το δείγμα 40h170A^{WQ} είχε T_{FR}=31,3 J/cm³, T_{UTS}=22,9 J/cm³ και T_{PI}=8,4 J/cm³.



Σχήμα 63 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C. Υπολογισμός για την ελαστική περιοχή και την περιοχή ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης (μπλε γραμμή), την περιοχή πλαστικής αστάθειας (πορτοκαλί γραμμή) και συνολική τιμή (πράσινη γραμμή).

β. Για γήρανση στους 200°C η δυσθραυστότητα στη θραύση έχει χαμηλότερη τιμή T_{FR}<27 J/cm³ (σύγκριση με τ.γ. στους 170°C),στο μέγιστο φορτίο είναι επίσης αρκετά χαμηλότερη με τιμές T_{UTS}=16,9-19,4 J/cm³ αλλά οι τιμές στην περιοχή πλαστικής αστάθειας είναι σταθερά υψηλές (T_{PI} =8,8 J/cm³) και αντίστοιχες της τ.γ. στους 170°C.



Σχήμα 64 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 200°C (wq).

γ. Για ακόμη υψηλότερη θερμοκρασία τ.γ. (220°C) οι τιμές που λαμβάνουν οι παράμετροι T_{FR} και T_{UTS} είναι ακόμα μικρότερες, T_{FR} <21,7 J/cm³ και T_{UTS} =12,4-14,9 J/cm³ αλλά η T_{PI} διατηρείται σε τιμές μεταξύ 5,4 και 8,6 J/cm³ παρόμοιες με αυτές που συναντώνται με γήρανση στους 170°C και στους 200°C.





- δ. Για διαφορετικές συνθήκες προγήρανσης και τ.γ. στους 170°C παρατηρείται πως: με επιμήκυνση του σταδίου παραμονής στους 100°C (περίπτωση B) τόσο η T_{FR} όσο και η T_{UTS} αυξάνονται κατά ~1 και 3 J/cm³ αντίστοιχα, ενώ η T_{PI} έχει παρόμοιες τιμές (από 4,7 ως 9,3 J/cm³). Με απαλοιφή του σταδίου παραμονής στους 100°C (περίπτωση C) η T_{FR} έχει μικρότερη τιμή (29 J/cm³), ομοίως ισχύει για την T_{UTS} (20 J/cm³), αλλά η T_{PI}λαμβάνει σταθερά υψηλές τιμές (από 7,7 ως 9,2 J/cm³).
- ε. Με παράλειψη του σταδίου της φ.γ. οι τιμές της δυσθραυστότητας στα δείγματα _{NNA}WQ και _{NNA}Oh170A^{WQ} διαφοροποιούνται αρκετά συγκριτικά με τα φυσικά γηρασμένα δείγματα. Το δείγμα _{NNA}Oh170A^{WQ} είχε T_{FR}=26,2 J/cm³, T_{UTS}=21,6 J/cm³ και T_{PI}=4,6 J/cm³. Οιτιμές για τις δύο πρώτες παραμέτρους είναι μικρότερες κατά περίπου 7J/cm³ από το δοκίμιο Oh170A^{WQ} αλλά η τρίτη παράμετρος δεν διαφοροποιείται σημαντικά. Για 16-40 ώρες τ.γ. η δυσθραυστότητα διαμορφώνεται ως εξής: T_{FR}=30,4-34,6 J/cm³, T_{UTS}=23,3-26,4 J/cm³ και η T_{PI}=6-8,2 J/cm³. Συγκριτικά με τα φυσικά γηρασμένα δοκίμια η σημαντικότερη διαφορά είναι η κατά 0,6-3,2 J/cm³ μικρότερη τιμή της T_{PI} στα δείγματα χωρίς φ.γ.

στ. Χαρακτηριστικό κοινό των ac δειγμάτων είναι η χαμηλή τιμή της T_{PI}=1,3-6 J/cm³ καθώς όπως διακρίνεται και στις καμπύλες σ-ε η θραύση επέρχεται απότομα μετά την επίτευξη του μέγιστου φορτίου. Οι T_{FR} και T_{UTS} για 4 ως 12 ώρες τ.γ. είχαν τιμές πλησίον των wq δειγμάτων αλλά για 24-40 ώρες τ.γ. παρατηρήθηκε μεγάλη ελάττωση της T_{FR} (κατά 8-10 J/cm³).





Σχήμα 66 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C για διαφορετικές συνθήκες προγήρανσης – αλλαγή διάρκειας σταδίου στους 100°C (wq).



Σχήμα 67 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C (ac).



Σχήμα 68 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C για διαφορετικές συνθήκες προγήρανσης – δείγματα <u>χωρίς</u> φυσική γήρανση (wq).

4.3 Αποτελέσματα δοκιμών προφίλ κράματος 2, διατομής «Β»

Στα προφίλ κράματος 2, της πολύπλοκης διατομής «B», πραγματοποιήθηκε τεχνητή γήρανση στους 170°C, 200°C και 220°C σε wq δοκίμια και επιπλέον σε ac δοκίμια στους 170°C. Δοκίμια ελήφθησαν και από τα τρία διαφορετικά τοιχώματα του προφίλ, ώστε να ληφθεί υπόψη τυχόν διαφοροποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων τους.

Τεχνητή γήρανση στους 170°C, 200°C και 220°C

Από τα αποτελέσματα των μηχανικών ιδιοτήτων για το κράμα 2 δεν προέκυψε σαφής αντιστοιχία της αντοχής συναρτήσει του πάχους τοιχώματος των 1,5, 2,5 και 3,5 mm, τόσο για τα wq όσο και για τα ac δείγματα (Σχήμα 69). Με τεχνητή γήρανση μέγιστης διάρκειας 40 ωρών στους 170°C μέγιστη σκλήρυνση επιτεύχθηκε μετά από 24 ώρες (όμοια προς το ότι παρατηρήθηκε και στο κράμα 1) με όριο διαρροής 238MPa και μέγιστη αντοχή 263MPa με επιμήκυνση θραύσης 12,3% και 3,5% El_{n.un.}. Η θερμική κατεργασία στους 200°C με 4 ώρες παραμονή επέτρεψε εκδήλωση φαινομένων μέγιστης σκλήρυνσης με όριο διαρροής 262MPa και μέγιστη αντοχή 286MPa με επιμήκυνση θραύσης 12,5% και 3,7% El_{n.un}. Με τ.γ. στους 220°C παρατηρήθηκε υπεργήρανση με μόλις 4 ώρες χρόνο παραμονής με τιμές για το όριο διαρροής 213MPa, μέγιστη αντοχή 240MPa, επιμήκυνση θραύσης 9,5% και 3,4% El_{n.un}. Με 28 ώρες τ.γ. στην ίδια θερμοκρασία οι παράμετροι της αντοχής διαμορφώνονται ως εξής, όριο διαρροής 136MPa, μέγιστη αντοχή 195MPa, επιμήκυνση θραύσης 10,7% και 3,7% El_{n.un}.

Τα ac δοκίμια χαρακτηρίζονται από βραδύτερη απόκριση στη γήρανση με τιμές μέγιστης αντοχής που στις 16 ώρες γήρανση είναι χαμηλότερες σε σχέση με τα wq κατά 11 MPa και στις 40ώρες κατά 6MPa. Οι αντίστοιχες τιμές για το όριο διαρροής είναι στις 16 ώρες 18MPa και στις 40 ώρες 8MPa. Ομοίως προς τα ευρήματα του κράματος 1, ο σχηματισμός «λαιμού» είναι περιορισμένος στα ac δείγματα δείχνοντας τάση ελαχιστοποίησης με την πρόοδο της γήρανσης.

Κεφάλαιο 4 Αξιολόγηση μηχανικών ιδιοτήτων με δοκιμές εφελκυσμού





Από τα αποτελέσματα των μηχανικών ιδιοτήτων καθίσταται σαφές πως η αύξηση της αντοχής από την κατάσταση στερεού διαλύματος μέχρι το σημείο γήρανσης 4 ωρών στους 170°C είναι μεγαλύτερη στο κράμα 1 από το κράμα 2, αν και το 2 διαθέτει μεγαλύτερη ποσότητα Mg₂Si κατά 0,17%. Πιθανή αιτία του φαινομένου αυτού είναι η ύπαρξη
περίσσειας Si στο κράμα 1, που όπως προαναφέρθηκε ευνοεί τον άμεσο σχηματισμό συμπλεγμάτων ατόμων Si και ζωνών GP αμέσως μετά τη βαφή, εξαιτίας του μικρότερου απαιτούμενου αριθμού αλμάτων των εν διαλύσει ατόμων. Από την άλλη μεριά, όταν συγκριθούν οι καταστάσεις μέγιστης σκλήρυνσης των κραμάτων 1 και 2, το κράμα 2 υπερτερεί λόγω της διαθέσιμης ποσότητας πυριτιούχου μαγνησίου. Σε συνθήκες υπεργήρανσης (στους 220°C) ο ρυθμός απώλειας της σκληρότητας στο κράμα 1 είναι μικρότερος, καθώς ο μεγαλύτερος αριθμός κατακρημνισμάτων στο κράμα 2 επιφέρει άμεση μεγέθυνση των φάσεων μη συνοχής και απώλεια της σκληρότητας.

Επίδραση της φυσικής γήρανσης

Η παράλειψη του σταδίου της φ.γ. διάρκειας 24 ωρών επιφέρει σημαντική αύξηση της αντοχής. Τα αποτελέσματα των μηχανικών δοκιμών φανερώνουν πως μετά από 16 ώρες παραμονή σε θερμοκρασία 170°C η μέγιστη αντοχή είναι κατά 13MPa υψηλότερη και το όριο διαρροής 11MPa υψηλότερο από τις αντίστοιχες τιμές των δειγμάτων στα οποία προηγήθηκε φ.γ. (YS_{NNA16h170A}^{WQ}=241MPa, TS_{NNA16h170A}^{WQ}=275MPa), ενώ η επιμήκυνση θραύσης είναι 14,8% και η μη ομοιόμορφη παραμόρφωση 4,6%.

Συγκρίνοντας τα δεδομένα για τα κράματα 1 και 2 αναφορικά με την επίδραση της φ.γ., παρατηρείται πως στο κράμα μεγαλύτερης συγκέντρωσης πυριτιούχου μαγνησίου (κράμα 2) η απαλοιφή του σταδίου της φ.γ. διαδραματίζει σπουδαίο ρόλο επιφέροντας μεγαλύτερη σκλήρυνση.

Υπολογισμός ενέργειας αστοχίας από τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης

Στα Σχήματα 70-78 καταγράφονται χαρακτηριστικές μετρήσεις της δυσθραυστότητας για wq και ac δείγματα του κράματος 2 σε διάφορες μεταλλουργικές καταστάσεις. Από τη μελέτη τους προκύπτει ότι

α. Οι τιμές της δυσθραυστότητας στη θραύση, στο μέγιστο φορτίο και στην περιοχή αστάθειας για γήρανση στους 170°C και βαφή σε νερό είναι υψηλές και με αξιοσημείωτη σταθερότητα διαμορφωμένες ως εξής: T_{FR} =29,1-34,6 J/cm³, T_{UTS} =21,0-24,4 J/cm³ και T_{PI} =8,1-10,2 J/cm³. Με αργή ψύξη και με την ίδια θερμοκρασία τ.γ. οι τιμές γίνονται T_{FR} =25,6-32,1 J/cm³, T_{UTS} =21,4-25,6 J/cm³ και T_{PI} =4,2-6,5 J/cm³. Παρατηρείται πως η συνολική δυσθραυστότητα είναι μεγαλύτερη στα wq δείγματα, στο μέγιστο φορτίο μεγαλύτερη είναι

στα ac και ως εκ τούτου η τιμή για την δυσθραυστότητα που αντιστοιχεί στην ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση είναι σημαντικά μικρότερη στα ac.

β. Για τ.γ. στους 170°C χωρίς μεσολάβηση φ.γ. οι τιμές της δυσθραυστότητας είναι οι υψηλότερες που συναντώνται με οι εξής: T_{FR} =33,1-38,1 J/cm³, T_{UTS} =24,4-26,3 J/cm³ και T_{PI} =8,7-11,8 J/cm³.

γ. Για τ.γ. στους 200°C οι τιμές της δυσθραυστότητας είναι υψηλές όσον αφορά στην περιοχή αστάθειας T_{PI} =8,5-10,2 J/cm³ αλλά οι T_{FR} και T_{UTS} είναι υψηλές μόνο για 4 ώρες (34,2 και 24,1 J/cm³ αντίστοιχα) ενώ για 8 και ιδιαίτερα για 12 ώρες χρόνο παραμονής ελαττώνονται συνεχώς μέχρι τις τιμές T_{FR} =25 και T_{UTS} =16,5 J/cm³.

δ. Για τ.γ. στους 220°C ως 28 ώρες οι τιμές της δυσθραυστότητας είναι οι εξής: T_{FR} =17,6-21,3 J/cm³, T_{UTS} =11,6-13,7 J/cm³ και T_{PI} =5,7-8,0 J/cm³. Οι τιμές στη θραύση και στο μέγιστο φορτίο είναι οι μικρότερες που συναντώνται και οφείλονται στην χαμηλή τιμή της αντοχής, ενώ για την πλαστική αστάθεια βρίσκονται μεταξύ των τιμών των wq και ac δοκιμίων για γήρανση στους 170°C.



Σχήμα 70 Κράμα 2: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση (α) στους 170°C χωρίς φυσική γήρανση (n=4) (wq)



Σχήμα 71 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C (wq).



Σχήμα 72 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C (ac).



Σχήμα 73 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης για γήρανση στους 200°C (wq).



Σχήμα 74 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 220°C (wq).





4.4 Αποτελέσματα δοκιμών προφίλ κράματος 3, διατομής «Β» Τεχνητή γήρανση στους 170°C, 200°C και 220°C

Σε προφίλ διατομής «B» του κράματος 3, πραγματοποιήθηκαν θερμικές κατεργασίες τεχνητής γήρανσης, αποκλειστικά σε wq δείγματα, στους 170°, 200° και 220°C. Η μέγιστη αντοχή επιτεύχθηκε, με θερμική κατεργασία στους 170°C για 40h (YS_{40h170A}^{WQ}=248MPa, TS_{40h170A}^{WQ}=276MPa, με El=12,5%, Σχήμα 76). Με γήρανση 4 ωρών στους 200°C το κράμα δεν πετυχαίνει αντίστοιχη τιμή μέγιστης αντοχής (YS_{4h200A}^{WQ}=243MPa, TS_{4h200A}^{WQ}=264MPa, και El=12,3%), ενώ με 4 ώρες παραμονής στους 220°C το υλικό εισέρχεται στο στάδιο της υπεργήρανσης (YS_{4h220A}^{WQ}=208MPa, TS_{4h220A}^{WQ}=230MPa, και El=12,5%, Σχήμα 78).

Επίδραση της φυσικής γήρανσης

Στο Σχήμα 77 εμφανίζονται οι μηχανικές ιδιότητες του κράματος 3 απουσία φ.γ. Διαπιστώνεται πως η τιμή της μέγιστης αντοχής που προκύπτει με 40 ώρες τ.γ. είναι κατά πολύ μεγαλύτερη (YS_{NNA40h170A}^{WQ}=264MPa, TS_{NNA40h170A}^{WQ}=291MPa, με El=11,5%) των δειγμάτων που είχαν υποστεί φ.γ. Η χαμηλότερη τιμή της επιμήκυνσης θραύσης είναι αποτέλεσμα της ταχύτερης κινητικής της διάχυσης και δημιουργίας φάσεων που εμφανίζονται σε περικρυσταλλικές θέσεις.

Υπολογισμός ενέργειας αστοχίας από τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης



Όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 23 στο Παράρτημα και στο Σχήμα 79, η δυσθραυστότητα λαμβάνει τις μέγιστες τιμές της για τ.γ. 16 ωρών στους 170°C.





Σχήμα 77 Κράμα 3: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 170°C δίχως φυσική γήρανση (n=4-5) (wq).



Σχήμα 78 Κράμα 3: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού για γήρανση στους 200°C (n=6-7) και στους 220°C (n=4) (wq).





Σχήμα 79 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης (α) στους 170°C, (β) στους 200°C και (γ) στους 220°C (wq).



Σχήμα 80 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C (wq), δείγματα χωρίς φυσική γήρανση.

4.5 Αποτελέσματα δοκιμών προφίλ κράματος 4, διατομής «Β» Τεχνητή γήρανση στους 170°C, 200°C και 220°C και επίδραση της φυσικής γήρανσης

Οι τιμές των ορίων διαρροής και θραύσης του κράματος 4 ήταν οι υψηλότερες από τα 4 κράματα με μέγιστες τιμές για 4 ώρες τ.γ. στους 200°C όσον αφορά στα δείγματα στα οποία προηγήθηκε φ.γ.: YS_{4h200A}^{WQ}=287MPa και TS_{4h200A}^{WQ}=300MPa με El_{4h200A}^{WQ}=8,6%, ενώ για τ.γ. στους 170°C επιτεύχθηκαν οι εξής μέγιστες τιμές: YS_{24h170A}^{WQ}=270MPa και TS_{24h170A}^{WQ}=300MPa με El_{24h170A}^{WQ}=6,8% (Σχήματα 81, 82). Η αυξημένη αντοχή οφείλεται στην υψηλή συγκέντρωση πυριτιούχου μαγνησίου, στην περίσσεια Si (0,41%) και στο περιεχόμενο Mn (0,48%) τα οποία προστίθενται στο κράμα για εκλέπτυνση κόκκου και ισχυροποίηση μέσω της προκύπτουσας μικροκρυσταλλικής μικροδομής, ενώ ταυτόχρονα ευεργετική είναι και η επίδραση στην επιμήκυνση θραύσης (106), (107). Αναφορικά με το μέσο μέγεθος κόκκου, σημαντική είναι η επίδραση του σταδίου της ομογενοποίησης της αρχικά χυτής μπιγιέτας. Όπως είναι γνωστό, κατά τη διάρκεια της ψύξης της μπιγιέτας από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης πραγματοποιείται κατακρήμινιση φάσεων πυριτιούχου μαγνησίου στο εσωτερικό των κρυστάλλων του Al σε κατευθύνσεις παράλληλα στις διευθύνσεις [100] της μήτρας του αλουμινίου. Οι θέσεις πυρήνωσης συμπίπτουν -ως επί το

πλείστον- με θέσεις, όπου προϋπήρχαν κατακρημνίσματα πλούσια σε Mn, τα οποία δημιουργήθηκαν κατά την άνοδο της θερμοκρασίας και των οποίων ο ρόλος είναι ο έλεγχος του μεγέθους κόκκου που διαμορφώνεται στη διέλαση. Το πλήθος τους εξαρτάται άμεσα από τη θερμοκρασία ομογενοποίησης, καθώς ιδιαίτερα υψηλή θερμοκρασία ευνοεί μικρότερη συγκέντρωση σωματιδίων. Η υψηλή συγκέντρωση αυξάνει τη δυνατότητα για εκλέπτυνση κόκκου, αλλά επιδρά αρνητικά στην ευαισθησία του κράματος στη βαφή, με αποτέλεσμα κατά τη διέλαση να απαιτείται υψηλός ρυθμός ψύξης για την αποφυγή πρώιμης, μη επιθυμητής κατακρήμνισης φάσεων πυριτιούχου μαγνησίου. Κατακρήμνιση παρατηρείται όμως και στις διεπιφανειακές περιοχές των ορίων των κρυστάλλων που αποτελούν εν γένει θέσεις υψηλής ενέργειας για πυρήνωση και ανάπτυξη φάσεων, αλλά και σχηματισμός PFZs (108), (109).





Με γήρανση στους 220°C οι τιμές της αντοχής και της ολκιμότητας είναι εφάμιλλες των υπόλοιπων κραμάτων, καθώς ο βαθμός υπεργήρανσης του συγκεκριμένου κράματος είναι ακόμα μεγαλύτερος εξαιτίας του υψηλότερου βαθμού κραμάτωσης.

Αναφορικά με τα δείγματα χωρίς φ.γ. η αντοχή ανήλθε σε ακόμη υψηλότερες τιμές με $YS_{NNA40h170A}^{WQ}$ =300MPa και TS_{NNA40h170A}^{WQ}=316MPa με El_{NNA40h170A}^{WQ}=4,5%.





Υπολογισμός ενέργειας αστοχίας από τις καμπύλες τάσης-παραμόρφωσης

Όπως παρουσιάζεται στον Πίνακα 24 η ενέργεια αστοχίας, δεν διαφέρει σημαντικά από των κραμάτων 2 και 3 που έχουν διαφορετική (πλήρως ανακρυσταλλωμένη) μικροδομή και περιέχουν χαμηλότερα ποσοστά Mg, Si, αλλά και Mn. Αυτό συμβαίνει, γιατί η μεγαλύτερη αντοχή του κράματος 4 συνοδεύεται από χαμηλότερη τιμή παραμόρφωσης θραύσης. Με την ολοκλήρωση του σταδίου της προγήρανσης εμφανίζεται η υψηλότερη τιμή ενέργειας αστοχίας (43J/cm³) λόγω της μεγάλης ολκιμότητας (επιμήκυνση θραύσης 25%), ενώ σε κατάσταση Τ6 εμφανίζεται η χαμηλότερη ενέργεια (<20J/cm³).







Σχήμα 83 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης (α) στους 170°C, (β) στους 200°C και (γ) στους 220°C (wq).



Σχήμα 84 Μεταβολή της δυσθραυστότητας συναρτήσει του χρόνου γήρανσης στους 170°C (wq), δείγματα χωρίς φυσική γήρανση.

4.6 Ηλεκτρονική μικροθραυστογραφία δοκιμίων εφελκυσμού

Η ηλεκτρονική μικροθραυστογραφία σε δείγματα εφελκυσμού αποτελεί ιδιαίτερα χρήσιμη τεχνική που αποσκοπεί στην αναγνώριση των μοτίβων της θραύσης και στη διερεύνηση των αιτιών ενδεχόμενης πρώιμης αστοχίας. Στα πλαίσια της αξιολόγησης των μηχανικών ιδιοτήτων που περιγράφηκαν στις προηγούμενες παραγράφους, πραγματοποιήθηκε μελέτη των επιφανειών θραύσης των δοκιμίων εφελκυσμού με ηλεκτρονική μικροσκοπία σε δείγματα και από τα 4 κράματα, σε διάφορες μεταλλουργικές καταστάσεις.

Η επιφάνεια θραύσης του δείγματος WQ (T4) κράματος 1, που ήταν και το δείγμα με την υψηλότερη ολκιμότητα από αυτά που εξετάστηκαν με ηλεκτρονική μικροσκοπία, παρουσίασε μικτή μορφολογία, αποτελούμενη (α) από περιοχές με ισοαξονικούς μικροθύλακες (dimples) και (β) από περιοχές που κυριαρχούσε ο μηχανισμός της διάτμησης (shear), ως αποτέλεσμα της ανάπτυξης ζωνών ολίσθησης (slip bands) κατά την παραμόρφωση του δοκιμίου (Σχήμα 85). Βασικό χαρακτηριστικό στις περιοχές αυτές ήταν ο σχηματισμός ρηχών, παραβολικού σχήματος μικροθυλάκων που συνενώνονταν από επίπεδες περιοχές αποτελώντας χαρακτηριστική περίπτωση αστοχίας σε διάτμηση, με διακρυσταλλική, όλκιμη θραύση.



Σχήμα 85 (α) Ηλεκτρονική μικροθραυστογραφία επιφάνειας θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος WQ κράματος 1 με επιμήκυνση θραύσης 24% (T4). (β) Μεγαλύτερη μεγέθυνση φανερώνει γενικευμένο σχηματισμό ισοαξονικών και παραβολικού σχήματος μικροθυλάκων. Ο σχηματισμός των ισοαξονικών, μέσου μεγέθους 5μm, μικροθυλάκων οφείλεται σε μεγάλο βαθμό στην παρουσία αντιστοίχου μεγέθους μεσομεταλλικών φάσεων AlFeMnSi που εντοπίζονται εντός των θυλάκων (στο Σχήμα 86 δίνεται χαρακτηριστική ηλεκτρονική μικρογραφία και φάσμα ενεργειακής διασποράς ακτίνων Χ). Η εξέλιξη της ρωγμάτωσης (crack propagation) πραγματοποιείται με συνένωση γειτονικών μικροθυλάκων (microvoid coalescence). Η δημιουργία «λαιμού» στο δοκίμιο WQ είναι σημαντική, με αποτέλεσμα την σημαντική μείωση της διατομής (πλάτος επιφάνειας θραύσης (580μm). Με 4 ώρες τ.γ. στους 170°C (Σχήμα 87) η θραύση του δείγματος χαρακτηρίζεται επίσης ως όλκιμη με ύπαρξη ισοαξονικών μικροθυλάκων, αλλά επισημαίνεται πλέον η εμφάνιση περιοχών με μικρότερο μέγεθος μικροθυλάκων και μεγαλύτερο ποσοστό περικρυσταλλικής, όλκιμης θραύσης σε θέσεις που ταυτίζονται με όρια κόκκων.

Ως αποτέλεσμα της εκδήλωσης ενός μικρού ποσοστού περικρυσταλλικής θραύσης λόγω της διαφαινόμενης διαφοροποίησης του ορίου διαρροής μεταξύ εσωτερικού και ορίων κόκκου, η ολκιμότητα παρουσιάζει σημαντική ελάττωση και το πλάτος της επιφάνειας θραύσης διαμορφώνεται σε 780μm. Στην υπογηρασμένη κατάσταση τα κατακρημνίσματα διατηρώντας συνοχή με τη μήτρα μπορούν να τμηθούν από τις αταξίες επιτρέποντας το σχηματισμό ζωνών ολίσθησης και τη συνεισφορά του μηχανισμού της διάτμησης στην τελική αστοχία σε αντίθεση με την κατάσταση μέγιστης σκλήρυνσης όπου υπάρχει η επίδραση του μηχανισμού Orowan και η αντίσταση στη διάτμηση αυξάνεται.





Σχήμα 86 (α) Η δημιουργία των μικροθυλάκων πραγματοποιήθηκε κατά προτεραιότητα γύρω από τις πλούσιες σε Fe φάσεις AlFeMnSi. (β) Φάσμα ενεργειακής διασποράς ακτίνων X των φάσεων AlFeMnSi.



Σχήμα 87 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 4h170A^{wq}, κράματος 1. Μεγαλύτερη μεγέθυνση της επιφάνειας θραύσης δείχνει μεγάλο ποσοστό όλκιμης θραύσης και περιοχές με μικρή παραμόρφωση σε περιοχές που αντιστοιχούν σε όρια κόκκων.

Στο Σχήμα 88 παρουσιάζεται η μορφολογία της επιφάνειας θραύσης του δοκιμίου εφελκυσμού 40h170A^{wq} κράματος 1 (T6), πλάτους 840μm. Παρατηρείται μικτή εικόνα που αντιστοιχεί όμως σε χαμηλό ποσοστό περικρυσταλλικής και υψηλό όλκιμης θραύσης ως αποτέλεσμα της κατακρήμνισης και πιθανόν της αρχής σχηματισμού PFZs στα όρια κόκκων

(δημιουργία PFZs σε κατάσταση T6 δεν εξακριβώθηκε με ηλεκτρονική μικροσκοπία, αλλά δεν μπορεί να αποκλειστεί και σύμφωνα με τη βιβλιογραφία εκτιμάται να είναι της τάξης μερικών δεκάδων nm) και η ελάττωση της ολκιμότητας συνεχίζεται.



Σχήμα 88 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 40h170A^{wq}, κράματος 1 (T6). Σημαντικό ποσοστό περικρυσταλλικής, ψαθυρής θραύσης (mixed mode).

Σε μεταλλουργική κατάσταση T7 (δείγμα 28h220A^{wQ}, Σχήμα 89) η ολκιμότητα αυξάνεται και το πλάτος της επιφάνειας θραύσης διαμορφώνεται σε 580μm. Περιοχές με περικρυσταλλική θραύση δεν συναντώνται, ενώ αντίθετα επικρατεί γενικευμένος σχηματισμός μικρότερου και μεγαλύτερου μεγέθους μικροθυλάκων ως αποτέλεσμα της ύπαρξης μεσομεταλλικών φάσεων και κατακρημνισμάτων μη συνοχής (β-φάση). Η ύπαρξη των περιοχών με υπομικροσκοπικούς θύλακες λόγω των φάσεων αυτών, διαφοροποιεί τη συγκεκριμένη επιφάνεια θραύσης από την αντίστοιχη της κατάστασης T4, με την οποία έχουν ίδιο πλάτος.

Η επιφάνεια θραύσης των ac δειγμάτων διαφέρει σημαντικά, στις περισσότερες περιπτώσεις, από των wq. Στο δείγμα AC (Σχήμα 90) η επιφάνεια θραύσης είναι παρόμοια με του δείγματος WQ όσον αφορά στην εμφάνιση ισοαξονικών μικροθυλάκων, αλλά διακρίνονται επιπλέον οι περικρυσταλλικές περιοχές που καλύπτονται από μικρότερου μεγέθους θύλακες, οι οποίοι δημιουργήθηκαν στα σημεία κατακρήμνισης των φάσεων μη συνοχής. Η πρώιμη κατακρήμνιση στο μη γηρασμένο δοκίμιο δικαιολογεί επομένως τη μερική ελάττωση της ολκιμότητας συγκρινόμενης με του δοκιμίου WQ (πλάτος επιφάνειας θραύσης 640μm στο AC και 580μm στο WQ).



Σχήμα 89 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 28h220A^{wq}, κράματος 1 (T7). Όλκιμη θραύση με μικρούς και μεγαλύτερους θύλακες.



Σχήμα 90 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος ΑC, κράματος 1 (Τ4). Όλκιμη θραύση με θύλακες που ενώνονται από ζώνες διάτμησης.

Οι περιοχές με τους μικροθύλακες στα όρια κόκκων δρουν συνεργικά στη διαδικασία της συνένωσης μικροοπών μεταξύ των περιοχών που καταλαμβάνονται από τις φάσεις AlFeSi διευκολύνοντας με αυτό τον τρόπο την εξέλιξη της ρωγμής και την πραγματοποίηση της τελικής θραύσης.

Σε υπογηρασμένη κατάσταση (δείγμα 4h170A^{AC}, Σχήμα 91) εκδηλώνεται μικτή μορφολογία θραύσης, με υψηλό ποσοστό περικρυσταλλικής θραύσης (αστοχία χαμηλής ενέργειας) και μικρότερο ποσοστό όλκιμης θραύσης με μικροθύλακες (πλάτος 990μm).



Σχήμα 91 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 4h170A^{AC}, κράματος 1. Σημαντικό ποσοστό ψαθυρής, περικρυσταλλικής θραύσης και μικρότερο από μικροθύλακες (όλκιμη).

Με επιπλέον τ.γ. (δείγμα 12h170A^{AC}, Σχήμα 92) η θραύση είναι σχεδόν πλήρως περικρυσταλλική (διαχωρισμός ορίων κόκκων με συνένωση μικροθυλάκων (110)) και ο σχηματισμός «λαιμού» είναι περιορισμένος (πλάτος επιφάνειας θραύσης 1560μm).

Η περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση των ac δοκιμίων, κυρίως σε μεταλλουργική κατάσταση T6, οφείλεται στο σχηματισμό PFZs χαμηλής αντοχής και ολκιμότητας. Αντίθετα, για την ύπαρξη περιοχών περικρυσταλλικής θραύσης στα wq δείγματα ευθύνεται ο μηχανισμός της προτιμητέας κατακρήμνισης στα όρια κόκκων (ετερογενής πυρήνωση σε θέσεις υψηλής ενέργειας) χωρίς όμως να παραβλέπεται η δράση «στενών» (σε σχέση με τα ac δείγματα) PFZs σε γηρασμένη και υπεργηρασμένη κατάσταση.

Οι παρόμοιες τιμές παραμόρφωσης θραύσης των wq και ac δοκιμίων εφελκυσμού σε καταστάσεις υπογήρανσης και T6 προκύπτουν από το γεγονός ότι τα wq έχουν μικρότερο συντελεστή εργοσκλήρυνσης και μικρότερη τιμή ομοιόμορφης παραμόρφωσης μετά από τις ίδιες συνθήκες γήρανσης, αλλά εμφανίζουν μεγαλύτερη παραμόρφωση σε συνθήκες αστάθειας. Η παραμόρφωση θραύσης ενός δοκιμίου εφελκυσμού δίνεται από τον τύπο (98),

$$L_f - L_o = a + e_u * L_o,$$

όπου α είναι η επιμήκυνση λόγω «λαιμού» και e_u*L_o η ομοιόμορφη παραμόρφωση που εξαρτάται από τη μεταλλουργική κατάσταση του υλικού (συντελεστής n). Η εμφάνιση και η έκταση του «λαιμού» σχετίζεται αντίστοιχα με τον συντελεστή m (strain rate sensitivity),

$$\sigma = C \left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)^m \big|_{\varepsilon, \tau.}$$

Υλικά με υψηλό συντελεστή m εμφανίζουν εκτεταμένη μη ομοιόμορφη παραμόρφωση, όπως παρατηρείται και στα wq δοκίμια.



Σχήμα 92 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 12h170A^{AC}, κράματος 1 (T6). Επικρατεί η ψαθυρή, περικρυσταλλική θραύση.

Η επιφάνεια θραύσης των δοκιμίων χωρίς φ.γ. είναι παρόμοια με των ac δειγμάτων υπό την έννοια πως σε μεγάλο ποσοστό εμφανίζεται περικρυσταλλικό μοτίβο. Ως εκ τούτου η παραμόρφωση και η ενέργεια θραύσης είναι χαμηλότερες των δειγμάτων με φ.γ. και χαρακτηριστικός είναι ο περιορισμένος σχηματισμός "λαιμού". Στο Σχήμα 93 διακρίνεται η επιφάνεια θραύσης του δείγματος _{NNA}24h170A^{WQ} με πολύ μικρή ελάττωση διατομής (από 1,9 σε 1,65mm) και σαφή διαχωρισμό κόκκων ως κύριο μηχανισμό της αστοχίας-τελικής ρήξης του υλικού στη δοκιμή. Στα Σχήματα 94 και 95 από τα δείγματα 40h170A^{WQ} και _{NNA}40h170A^{WQ} εμφανίζεται εκ νέου η επίδραση της φ.γ. στη διαμόρφωση της ολκιμότητας σε προφίλ κράματος 2. Στο δείγμα με φ.γ. παρατηρούνται ισοαξονικοί μικροθύλακες και μικρός αριθμός ευμεγέθων θυλάκων που προέκυψαν από συνένωση μικροτέρων.



Σχήμα 93 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος _{NNA}24h170A^{WQ}, κράματος 1.

Με αποφυγή φ.γ. οι μικροθύλακες που δημιουργούνται δεν αναπτύσσονταιπαραμορφώνονται στον ίδιο βαθμό, παραμένουν ρηχοί και επομένως για την τελική θραύση δεν απαιτείται απορρόφηση υψηλής ενέργειας ενώ επιπροσθέτως συναντώνται περιοχές με κυρίαρχο τον μηχανισμό περικρυσταλλικής αστοχίας και τη διάτμηση. Ως αποτέλεσμα το δείγμα χωρίς φ.γ. παρουσιάζεται λιγότερο όλκιμο με πλάτος επιφάνειας θραύσης 1,62mm (αρχικό ~2,5) σε αντιδιαστολή με το πλάτος της επιφάνειας θραύσης του 40h170A^{wQ} που είναι 0,61mm (αρχικό 1,5mm).



Σχήμα 94 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 40h170A^{wq}, κράματος 2.



Σχήμα 95 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος _{NNA}40h170A^{WQ}, κράματος 2.

Στο προφίλ κράματος 3 η τ.γ. συνετέλεσε στην εμφάνιση επιφάνειας θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού επίσης με μικτό μοτίβο αποτελούμενης από περίπου ίσο ποσοστό (i) ψαθυρής περικρυσταλλικής και (ii) όλκιμης, με ρηχούς μικροθύλακες. Η μορφολογία αυτή, όπως αποτυπώνεται στο δοκίμιο 40h170A^{WQ} αντιστοιχεί σε El=12,5% και El_{un}=8,6% (Σχήμα 96). Το μέγεθος των κόκκων αποτυπώνεται στην θραυσμένη επιφάνεια καθώς οι ασυνέχειες που δημιουργούνται από το «σχίσιμο» τους έχουν ανάλογο μήκος.



Σχήμα 96 (α)-(δ) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 40h170A^{wq}, κράματος 3.

Με τις ίδιες ώρες γήρανσης αλλά χωρίς φ.γ. η επιφάνεια θραύσης είναι χαρακτηριστική λιγότερο όλκιμου υλικού και χαρακτηρίζεται σε πολύ υψηλότερο ποσοστό από περικρυσταλλική θραύση και αντίστοιχη ελάττωση του ποσοστού των ρηχών μικροθυλάκων (Σχήμα 97-δείγμα _{NNA}40h170A^{WQ} με El=11,5% και El_{un}=9,2%). Παρατηρείται ότι η λιγότερο όλκιμη κατάσταση του υλικού αντιστοιχεί σε μόλις 1% ελάττωση της παραμόρφωσης θραύσης ενώ όσον αφορά στη δυσθραυστότητα η μείωση ήταν επίσης μικρή (0,7 J/cm³).



Σχήμα 97 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος _{NNA}40h170A^{WQ}, κράματος 3.



Σχήμα 98 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος WQ, κράματος 4 (T4).

Συμπληρωματικά, εξετάστηκαν οι επιφάνειες θραύσης δοκιμίων του κράματος 4 σε μεταλλουργικές καταστάσεις T4, T6 και T7, για να μελετηθεί η επίδραση της ύπαρξης ευμεγέθων, αλλά και των μη ανακρυσταλλωμένων κόκκων στον μηχανισμό αστοχίας. Το δείγμα WQ (T4) εμφανίζει μικτό μοτίβο (Σχήμα 98), αποτελούμενο από περιοχές όπου κυριαρχούν οι ισοαξονικοί μικροθύλακες στο κέντρο (μη ανακρυσταλλωμένη περιοχή) και τις περιοχές κοντά στις επιφάνειες, όπου επικρατεί ο μηχανισμός της διάτμησης.



Σχήμα 99 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 40h170A^{wq}, κράματος 4 (T6).



Σχήμα 100 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος _{NNA}40h170A^{WQ}, κράματος 4.

Σε κατάσταση Τ6 (δείγμα 40h170A^{wQ}, Σχήμα 99), το δοκίμιο έχει μικρότερη μείωση διατομής και εμφανίζει επίσης μικτό μοτίβο στην επιφάνεια θραύσης αποτελούμενο από ισοαξονικούς μικροθύλακες, οι οποίοι καταλαμβάνουν το μεγαλύτερο ποσοστό, αλλά και περικρυσταλλικής θραύσης, η οποία ευθύνεται για την ουσιαστική ελάττωση της ολκιμότητας. Σημειώνεται ότι λόγω της διαλυτοποίησης στα δείγματα του κράματος 4 σε αρκετά σημεία του προφίλ πραγματοποιήθηκε δευτερογενής ανακρυστάλλωση με αποτέλεσμα την δημιουργία ευμεγέθων κόκκων και στο κέντρο, οι οποίοι εμφανίζουν περικρυσταλλική θραύση στον εφελκυσμό. Όπου δεν επικρατεί δευτερογενής ανακρυστάλλωση η κατακρήμνιση φάσεων συνοχής και ημισυνοχής στα όρια των (μη ανακρυσταλλωμένων) κόκκων είναι λιγότερο επιβαρυντική, απ' ότι ισχύει για τα δείγματα με ανακρυσταλλωμένη ισοαξονική μικροδομή, καθώς τα σύνορα είναι μικρής γωνίας (μικρής ενέργειας) και τα αντίστοιχα κατακρημνίσματα έχουν ως αποτέλεσμα μικρότερο μέγεθος.

Η μελέτη της επιφάνειας θραύσης του δείγματος _{NNA}40h170A^{wQ} κράματος 4 έδειξε περαιτέρω ελάττωση της ολκιμότητας που οφείλεται σε διαχωρισμό των κόκκων σε πιο εκτεταμένο βαθμό από το δείγμα με φ.γ. ενισχύοντας την υπόθεση ότι η αποφυγή φ.γ. σχετίζεται με περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση (Σχήμα 100).



Σχήμα 101 (α), (β) Επιφάνεια θραύσης δοκιμίου εφελκυσμού δείγματος 28h220A^{wq}, κράματος 4 (T7).

Στη φάση της υπεργήρανσης (Τ7) η επιφάνεια θραύσης χαρακτηρίζεται συνολικά ως όλκιμη με μικροθύλακες (δείγμα 28h220A^{wQ}, Σχήμα 101). Στην κατάσταση αυτή η

εξασθένηση (softening) του κράματος έχει τόσο σημαντική επίδραση, ώστε αναιρείται η διαφορά του ορίου διαρροής μεταξύ περικρυσταλλικών περιοχών και εσωτερικού των μεγάλων κόκκων.

4.7 Σχολιασμός αποτελεσμάτων του Κεφαλαίου 4

Από τις δοκιμές εφελκυσμού εξάγονται χρήσιμα συμπεράσματα για την μεταβολή των μηχανικών ιδιοτήτων κατά τη διάρκεια της γήρανσης. Όπως προκύπτει από τα αποτελέσματα και των τεσσάρων κραμάτων στις 4 πρώτες ώρες του κυρίως σταδίου της τ.γ. ο βαθμός αύξησης της σκληρότητας και ελάττωσης της ολκιμότητας είναι σημαντικός, με διαφορετικά ποσοστά αύξησης για τη μέγιστη αντοχή και το όριο διαρροής (π.χ. για το κράμα 1 στα δείγματα με φ.γ. η μέγιστη αντοχή με 4 ώρες γήρανση στους 170°C είναι στο 93% της υψηλότερης τιμής και το όριο διαρροής στο 84%).

Συγκρίνοντας τη μέγιστη τιμή της αντοχής για τα δείγματα με και χωρίς φ.γ παρατηρείται ότι και στις τέσσερις περιπτώσεις η αντοχή λαμβάνει υψηλότερες τιμές χωρίς φ.γ. με διαφορά που αυξάνει με την κραμάτωση. Έτσι, στο κράμα 1 χωρίς φ.γ. επιτυγχάνεται μεγαλύτερη αντοχή (TS) κατά 8 MPa, στο κράμα 2 κατά 17 MPa, στο κράμα 3 κατά 15 MPa και στο κράμα 4 κατά 22 MPa. Για το όριο διαρροής οι διαφορές που βρέθηκαν ήταν στο κράμα 1 2 MPa, στο κράμα 2 9 MPa, στο κράμα 3 17 MPa και στο κράμα 4 32MPa. Διαφοροποίηση συναντάται και στην ολκιμότητα με την ολική επιμήκυνση μετά από τ.γ. 40 ωρών στους 170°C να λαμβάνει μικρότερες τιμές στα δείγματα χωρίς φ.γ. με διαφορές στο κράμα 1 0,4%, στο κράμα 2 0,6%, στο κράμα 3 1,0% και στο κράμα 4 και 4,9% και με την ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση να λαμβάνει επίσης μικρότερες τιμές στα δείγματα χωρίς φ.γ. με τις εξής διαφορές: στο κράμα 1 0,3%, στο κράμα 2 0,3%, στο κράμα 3 0,6% και στο κράμα 4 2,2%. Οι διαφορές αυτές αντικατοπτρίζονται και με μέτρηση της ελάττωσης της διατομής με τα δείγματα χωρίς φ.γ. να εμφανίζουν πιο μικρό βαθμό ελάττωσης ή μικρότερη δυνατότητα σχηματισμού λαιμού (Σχήματα 102-105).

Τα αποτελέσματα αποδεικνύουν πως η συνολική κινητική κατακρήμνισης των δειγμάτων χωρίς φ.γ., συνυπολογιζόμενων τόσο του εσωτερικού όσο και των ορίων κόκκων, είναι ταχύτερη από των δειγμάτων με φ.γ. Η φαινόμενη ελάττωση της ολκιμότητας οφείλεται πιθανώς στον σχηματισμό μεγαλύτερου μεγέθους φάσεων β΄ (ημισυνοχής) από ότι θα συνέβαινε, αν μεσολαβούσε η φυσική γήρανση 24 ωρών, η οποία ίσως ευνοεί μεγαλύτερο βαθμό σχηματισμού των φάσεων συνοχής β΄΄. Η γρήγορη μετάβαση στο 2° στάδιο γήρανσης, του σχηματισμού φάσεων ημισυνοχής, έχει ως αίτια την κατανομή και το μέγεθος των πλεγματικών κενών, όπως διαμορφώθηκαν αμέσως μετά τη βαφή. Τα φαινόμενα αυτά επιτείνονται στο κράμα 4 που είναι πιο ισχυρά κραματωμένο και η μετάβαση από το αρχικό στάδιο της ύπαρξης φάσεων β΄ στο στάδιο της εμφάνισης σωματιδίων φάσης συνοχής β είναι ταχύτερη σε σχέση με τα υπόλοιπα κράματα.



	Δείγμα	Πάχος διατομής (mm)		Δείγμα	Πάχος διατομής (mm)
1	0h170A ^{WQ}	0,41	5	_{NNA} 0h170A ^{WQ}	0,52
2	16h170A ^{wQ}	0,79	6	_{NNA} 16h170A ^{WQ}	0,98
3	24h170A ^{WQ}	0,92	7	_{NNA} 24h170A ^{WQ}	1,11
4	40h170A ^{WQ}	0,85	8	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	1,09

Σχήμα 102 Επιφάνειες θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού με και χωρίς φ.γ. κράματος 1.

Για την επίτευξη μέγιστης αντοχής στα κράματα 1 και 3 η τ.γ. στους 170°C πλεονεκτεί έναντι της τ.γ. στους 200°C επιφέροντας υψηλότερες τιμές μέγιστης αντοχής κατά 20MPa και 13MPa αντίστοιχα χωρίς να υπολείπεται η ολκιμότητα. Στο κράμα 2 η μέγιστη αντοχή είναι κατά 20MPa μεγαλύτερη για τ.γ. στους 200°C ενώ για το κράμα 4 δεν βρέθηκε διαφορά. Για τα κράματα 2 και 4 υπολογίσθηκε όμως μεγάλη διαφορά για την τιμή του ορίου διαρροής που ήταν κατά 33MPa και 16MPa μεγαλύτερη για τ.γ. στους 200°C χωρίς όμως και σε αυτή την περίπτωση να διαμορφώνεται κάποια αντίστοιχη τάση για την ολκιμότητα.



	Δείγμα	Πάχος διατομής			Δείγμα	Πάχος διατομής
		(mm)				(mm)
1	16h170A ^{wQ}	0,96	ľ	4	_{NNA} 16h170A ^{WQ}	1,24
2	24h170A ^{wQ}	1,21		5	_{NNA} 24h170A ^{WQ}	1,46
3	40h170A ^{wQ}	1,33		6	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	1,55

Σχήμα 103 Επιφάνειες θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού με και χωρίς φ.γ. κράματος 2.



Σχήμα 104 Επιφάνειες θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού με και χωρίς φ.γ. κράματος 3.

	Δείγμα	Πάχος διατομής (mm)		Δείγμα	Πάχος διατομής (mm)
1	16h170A ^{wQ}	1,61	4	¹ _{NNA} 16h170A ^{WQ}	2,59
2	24h170A ^{wQ}	1,31	Ę	_{NNA} 24h170A ^{WQ}	2,64
3	40h170A ^{wQ}	2,09	6	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	2,82



Σχήμα 105 Επιφάνειες θραύσης δοκιμίων εφελκυσμού με και χωρίς φ.γ. κράματος 4.

	Δείγμα	Πάχος διατομής		Δείγμα	Πάχος διατομής
		(mm)			(mm)
1	16h170A ^{wQ}	2,33	4	_{NNA} 16h170A ^{WQ}	2,25
2	24h170A ^{wQ}	2,55	5	_{NNA} 24h170A ^{WQ}	2,78
3	40h170A ^{wQ}	2,07	6	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	2,41

Η αύξηση της κραμάτωσης επιφέρει, όπως αναμένεται, αύξηση της αντοχής (TS) σε κατάσταση T6 (μεγαλύτερη αντοχή είχε το κράμα 4-316MPa με 1,03% Mg₂Si, ενώ τα κράματα 1-3 είχαν 267MPa, 286MPa και 277MPa). Ωστόσο σημαντική είναι και η επίδραση του μέσου μεγέθους κόκκου όπως χαρακτηριστικά συμπεραίνεται από το γεγονός πως ενώ το κράμα 3 έχει ισχυρότερη κραμάτωση από το 2, σε μεταλλουργική κατάσταση T6 έχει μικρότερη αντοχή λόγω του μεγαλύτερου μεγέθους κόκκου κοντά στο κέντρο του τοιχώματος του προφίλ (90 έναντι 73μm) και λόγω της παρουσίας υπερμεγεθών κόκκων στην επιφάνεια του τοιχώματος 3,5mm.

Η εφαρμογή του σταδίου προγήρανσης στους 100°C αποδείχτηκε θετική για την κινητική της γήρανσης, τόσο για τα wq όσο και για τα ac δείγματα. Από τη μελέτη των δοκιμίων του κράματος 1 διαπιστώθηκε ότι από τις τρεις διαφορετικές πρακτικές ((i) αποφυγή του συγκεκριμένου σταδίου-(ii) προγήρανση 4 ωρών στους 100°C και (iii) προγήρανση 12 ωρών στους 100°C, η μέγιστη αντοχή επιτεύχθηκε για την περίπτωση (iii) (αύξηση της αντοχής κατά 6-8MPa με ταυτόχρονη αύξηση της παραμόρφωσης θραύσης και ελάττωση της ανομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης κατά 0,5% σε μεταλλουργική κατάσταση T6). Η βελτιωμένη αντοχή είναι ενδεικτική της πιο γενικευμένης κατακρήμνισης φάσεων μη συνοχής. Οι θετικές συνέπειες της προγήρανσης καθιστούν αναγκαία την επέκταση της έρευνας για την επίδραση από τη μεγαλύτερη διάρκεια προγήρανσης, αλλά και για την εφαρμογή διαφορετικής θερμοκρασίας προγήρανσης (στη βιβλιογραφία αναφέρονται αρκετές δοκιμές για θερμοκρασίες μεταξύ δωματίου και 120°C).

Η αργή ψύξη (ac) από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος σχετίζεται με χαμηλότερες τιμές αντοχής μετά από παρόμοιες συνθήκες τ.γ. (για τ.γ. 40 ωρών στους 170°C: κράμα 1, wq 271MPa – ac 263 MPa, κράμα 2, wq 263MPa– ac 254 MPa) φαινόμενο που οφείλεται σε δύο κυρίως παράγοντες. Ο πρώτος είναι η πρώιμη, μη επιθυμητή κατακρήμνιση φάσεων μη συνοχής κατά τη ψύξη, καθώς, όπως διαπιστώθηκε, το προφίλ παραμένει σε υψηλή θερμοκρασία (>200°C) για χρονικό διάστημα περίπου 2 λεπτών. Το γεγονός αυτό αποδεικνύεται από την εμφάνιση κατακρημνισμάτων ορατών με το οπτικό μικροσκόπιο ήδη στο δείγμα χωρίς τ.γ. – ΑC κράματος 1, σε αντίθεση με το δείγμα WQ στο οποίο δεν γίνονται αντίστοιχες παρατηρήσεις. Η κατακρήμνιση ισοδυναμεί με μερική «απογύμνωση» της μήτρας από κραματικά στοιχεία και επομένως με αύξηση της απόστασης που πρέπει να διανύσουν τα κραματικά στοιχεία μέσω διάχυσης για να επιτευχθεί σχηματισμός αντίστοιχων συμπλεγμάτων (clusters) με την τ.γ. Ο δεύτερος παράγοντας είναι ο δραστικός περιορισμός της συγκέντρωσης του αριθμού των κενών πλεγματικών θέσεων που πλέον προσεγγίζει τη συγκέντρωση ισορροπίας. Η επίδραση του παράγοντα αυτού γίνεται ιδιαιτέρως αισθητή στις ζώνες εκατέρωθεν των ορίων κόκκων, αλλά ενεργεί και στο εσωτερικό τους με ανάλογα αρνητικά αποτελέσματα. Η απώλεια των κενών θέσεων ισοδυναμεί επιπλέον με καθυστέρηση της διαδικασίας της γήρανσης, εξαιτίας της αύξησης των απαιτούμενων «αλμάτων» που πρέπει να πραγματοποιηθούν από τα κραματικά στοιχεία για την «κατασκευή» των φάσεων συνοχής.

Η επιμήκυνση θραύσης των ac δειγμάτων λαμβάνει επίσης χαμηλότερες τιμές από τα wq (για τ.γ. 40 ωρών στους 170°C: κράμα 1, wq 12,2% – ac 9,3%, κράμα 2, wq 12%– ac 10,6%), και η επιφάνεια θραύσης των δοκιμίων εφελκυσμού είναι ενδεικτική εκδήλωσης περιορισμένης ολκιμότητας και πλαστικής παραμόρφωσης λόγω διαχωρισμού κόκκων (περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση). Αιτία είναι η δημιουργία των PFZs, ήδη από τη φάση της υπογήρανσης και η μετέπειτα διεύρυνση τους, καθ' όλη τη διάρκεια της τ.γ. Χαρακτηριστικές του φαινομένου αυτού είναι και οι χαμηλές τιμές παραμόρφωσης των ac δοκιμίων στην περιοχή μη ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης σε σχέση με τα wq (για τ.γ. 40 ωρών στους 170°C: κράμα 1, wq 3,3% – ac 0,6%, κράμα 2, wq 3,6% – ac 2,7%). Αντίθετα, οι τιμές της ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης τους είναι παρόμοιες με των wq, λόγω της ελαφρά βραδύτερης κινητικής της κατακρήμνισης στα ac δοκίμια.

Στα wq δείγματα αποτρέπεται ο σχηματισμός PFZs στις φάσεις της υπογήρανσης και μέγιστης σκλήρυνσης, γεγονός που επιφέρει σημαντικό πλεονέκτημα έναντι των λιγότερο όλκιμων ac δειγμάτων. Για να δημιουργηθούν PFZs στα wq, απαιτείται γήρανση σε θερμοκρασίες πολύ μεγαλύτερες των προτεινόμενων για την κατασκευή προφίλ με υψηλή δυσθραυστότητα, επομένως μοναδικός περιοριστικός παράγοντας για ελάττωση της ολκιμότητας με τη πρόοδο της γήρανσης είναι η εκδήλωση περικρυσταλλικής κατακρήμνισης. Στη διαδικασία αυτή συμβάλλουν έχοντας αντικρουόμενη δράση δύο φαινόμενα: αφενός η ύπαρξη μεγαλύτερης διαθέσιμης ποσότητας κραματικών στοιχείων στα wq δείγματα, αφετέρου η αμελητέα απώλεια πλεγματικών κενών με την απότομη ψύξη μετά την διαλυτοποίηση. Στα δείγματα αυτά η όποια απώλεια της ολκιμότητας οφείλεται σε όλκιμη περικρυσταλλική θραύση μέσω συνένωσης μικροοπών, όμως αποφεύγεται σε κάθε περίπτωση η καταστροφική περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση των ac δειγμάτων, που ως κύριο αίτιο έχει τη δημιουργία PFZs και τη διεύρυνση των φάσεων που έχουν κατακρημνιστεί στα όρια κόκκων.

Η δυσθραυστότητα, εκφρασμένη ως η συνολική ενέργεια που απορροφάται κατά την δοκιμή εφελκυσμού T_{FR} αλλά και τα δύο μέρη της T_{UTS} και T_{PI}, αποτελεί ιδιαίτερης σημασίας δείκτη για τον χαρακτηρισμό της απορρόφησης ενέργειας των αντίστοιχων προφίλ σε περίπτωση κρούσης. Αναφορικά με το κράμα 1, για τ.γ. στους 170°C δεν επισημάνθηκαν σημαντικές διαφορές στις τιμές των παραμέτρων αυτών ανεξαρτήτων των συνθηκών προγήρανσης κατά τη μετάβαση από τη μεταλλουργική κατάσταση T4 στη μέγιστη σκληρότητα, ενώ με την υπεργήρανση (γηράνσεις αρκετών ωρών στους 200°C και 220°C) οι παράμετροι T_{FR} και T_{UTS} επέδειξαν πτωτική τάση και η T_{PI} ανοδική. Στην περίπτωση των ac δειγμάτων χαρακτηριστική είναι η σύγκλιση των τιμών των παραμέτρων T_{FR} και T_{UTS} και οι χαμηλές τιμές που λαμβάνει η T_{PI}. Αντίστοιχες παρατηρήσεις ισχύουν για το κράμα 2, ενώ για τα κράματα 3 και 4 σε κατάσταση WQ η T_{FR} λαμβάνει χαμηλότερες τιμές από τη Από τα παραπάνω προκύπτει πως η δυσθραυστότητα και η ειδικότερα η παράμετρος Τ_{Pl} που σχετίζεται με την ικανότητα της ελάττωσης της διατομής του υλικού (συνθήκες πλαστικής αστάθειας) αποτελεί ικανό δείκτη διάκρισης περισσότερο ή λιγότερο όλκιμων δειγμάτων, ακόμα και σε περιπτώσεις που η τιμή της ολικής δυσθραυστότητας λαμβάνει παραπλήσιες τιμές. Έτσι, αν και τα δοκίμια 4h170A^{AC} και 4h170A^{WQ} έχουν παρόμοιες τιμές T_{FR} (33,6 και 32,6 J/cm³ αντίστοιχα), η ικανότητα μείωσης της διατομής του wq το καθιστά πιο όλκιμο βελτιώνοντας την τιμή της T_{Pl} (4,4 έναντι 7,1 J/cm³). Ακόμη ένα χαρακτηριστικό παράδειγμα της σημασίας της παραμέτρου T_{Pl} για τον χαρακτηρισμό της ολκιμότητας αποτελεί το ότι σε υπεργηρασμένη κατάσταση λαμβάνει υψηλές τιμές παρά την ελάττωση της ολικής δυσθραυστότητας (και τα αντίστοιχα δοκίμια εφελκυσμού μπορούν να χαρακτηριστούν ως υψηλής ολκιμότητας).

Όσον αφορά στα δείγματα χωρίς φ.γ. και οι 3 παράμετροι της δυσθραυστότητας εμφάνισαν ελαφρά ανοδική τάση με την τ.γ. για το κράμα 1, ενώ για τα κράματα 2-4 σημειώθηκε αρχικά αύξηση από την κατάσταση T4 (WQ) στην γηρασμένη κατάσταση και κατόπιν μικρή ελάττωση (μετά από 16 ώρες τ.γ. για τα κράματα 2 και 3 και με την ολοκλήρωση της προγήρανσης για το κράμα 4). Συγκρίνοντας μεταξύ τους τα δείγματα με και χωρίς φ.γ. σε κατάσταση γήρανσης σημειώνεται μια τάση για υψηλότερη τιμή της T_{PI} για τα δείγματα κράματος 1 και 3 υπέρ των δειγμάτων με φ.γ, ενώ για τα κράματα 2 και 4 οι τιμές είναι παραπλήσιες (κυρίως λόγω των διαφορών που επισημαίνονται στην αντοχή).

5 Αξιολόγηση μηχανικών ιδιοτήτων μέσω δοκιμών θλίψης

5.1 Σκοπός των δοκιμών θλίψης και πειραματική διαδικασία

Τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν στη δοκιμή θλίψης είχαν αρχικό ύψος 240mm και κατά τη δοκιμή υπέστησαν βράχυνση κατά 70%, το οποίο αντιστοιχεί σε μήκος διαδρομής της άνω συμπαγούς πλάκας θλίψης κατά 168mm. Οι συνθήκες αυτές βρίσκονται σε συμφωνία με πρότυπα που ορίζονται από την Γερμανική αυτοκινητοβιομηχανία (VW-AUDI, Mercedes), τα οποία επιβάλλουν τη συγκεκριμένη δοκιμή για προφίλ AI της σειράς 6xxx ως μέρος του ποιοτικού ελέγχου για διάφορα τμήματα του αμαξώματος και προβλέπουν παραμόρφωση κατά 50-70% με ημιστατική φόρτιση (103), (111).

Η προετοιμασία των δοκιμίων (κοπή, απομάκρυνση γρεζιών) πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο Μεταλλογραφίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας του ΕΛΚΕΜΕ. Οι δοκιμές θλίψης (98) των προφίλ διατομής «Α» πραγματοποιήθηκαν στο εργαστήριο Μηχανικών δοκιμών του ΕΛΚΕΜΕ με ταχύτητα της πάνω πλάκας 100mm/min (82) σύμφωνα προς τα γερμανικά πρότυπα που αναφέρθηκαν νωρίτερα, ενώ των προφίλ με την διατομή «Β» στο εργαστήριο Κατεργασίας Υλικών της Σχολής Μηχανολόγων Μηχανικών του ΕΜΠ με ταχύτητα της πάνω πλάκας 16-20mm/min.

Στις επόμενες παραγράφους παρατίθενται χαρακτηριστικές εικόνες από τα συμπιεσμένα δοκίμια καθώς και τα αντίστοιχα διαγράμματα φορτίου βράχυνσης απ' όπου υπολογίστηκαν οι τιμές του μέγιστου και του μέσου φορτίου ως δείκτες της απορρόφησης ενέργειας. Η συσχέτιση των καμπύλων και της μορφολογίας των δοκιμίων κατά τη συμπίεση για τα δοκίμια διατομής «Α» παρουσιάζεται στα Σχήματα 106 και 107. Όπως γενικά παρατηρείται σε αυτού του είδους τις δοκιμές, αρχικά σημειώνεται αύξηση του φορτίου μέχρι τη στιγμή που σε κάποια τυχαία θέση του προφίλ εκδηλώνεται εκκίνηση δημιουργίας πτυχώσεως (ή λοβού-buckling). Καθ' όλη τη διάρκεια σχηματισμού της πτύχωσης και μέχρι αυτή να λάβει την τελική της μορφή το φορτίο προοδευτικά ελαττώνεται. Μόλις η πτύχωση λάβει την τελική της διάσταση, η αντίσταση που προβάλει το δοκίμιο και μαζί με αυτήν το φορτίο θλίψης αρχίζουν να αυξάνονται ξανά με μικρότερο ρυθμό όμως απ' ότι συμβαίνει κατά την αρχική φόρτιση, κάτι που επισημαίνεται από τη διαφορά στην κλίση της καμπύλης. Η διαδικασία επαναλαμβάνεται με τον ίδιο τρόπο με αποτέλεσμα τον σχηματισμό νέων πτυχώσεων, αλλά το μέγιστο φορτίο σε κάθε πτύχωση

λαμβάνει πλέον χαμηλότερη τιμή από την αρχική (αυτή που επιτεύχθηκε με την πρώτη πτύχωση) και περίπου ίδια για κάθε μια σχηματιζόμενη πτύχωση. Οι πτυχώσεις δημιουργούνται εναλλάξ στις πλευρές του προφίλ και διαδοχικά η μια μετά την άλλη χωρίς να μεσολαβεί απόσταση (απαραμόρφωτο υλικό) μεταξύ τους, όπως παρατήρησε σε ορισμένα από τα πειράματα του ο Nakanishi (112). Στη μεγάλη πλειοψηφία των περιπτώσεων οι αναδιπλώσεις σχηματίζονταν αρχικά πλησίον της άνω, κινούμενης, πλάκας ενώ σε μικρότερο βαθμό σε τυχαίες θέσεις κοντά στο κέντρο και σε ακόμα λιγότερες περιπτώσεις κοντά στην κάτω πλάκα.

Ομοίως, για τα δοκίμια διατομής «Β» μεταξύ των σταδίων κατάρρευσης και των σημείων της καμπύλης φορτίου βράχυνσης ισχύει αντίστοιχη συσχέτιση (Σχήμα 108). Στην περίπτωση αυτή όμως, λόγω του διαφορετικού πάχους τοιχώματος των τριών νοητών ορθογώνιων τμημάτων από τα οποία αποτελείται, η δημιουργία πτυχώσεων δεν εκδηλώθηκε ταυτόχρονα στην ίδια διατομή (κάθετα στην επιμήκη διεύθυνση), αλλά κάτι τέτοιο ίσχυσε μόνο για τις απέναντι πλευρές των ορθογωνίων τμημάτων με το ίδιο πάχος τοιχώματος. Ως εκ τούτου, μετά το χρονικό σημείο κατά το οποίο το φορτίο έλαβε την αρχική και μέγιστη τιμή του η καμπύλη φορτίου-βράχυνσης εμφάνισε περισσότερες τιμές τοπικού μεγίστου και μικρότερες διακυμάνσεις μεταξύ τοπικών μεγίστων και ελαχίστων τιμών, δίνοντας την εικόνα πιο ομαλής καμπύλης σε σχέση με την αντίστοιχη των δοκιμίων της διατομής «Α». Στην χαρακτηριστική πολυπλοκότητα της γεωμετρίας των προφίλ διατομής «Β» οφείλεται και η μορφολογία κατάρρευσης τους που περιλάμβανε το σχηματισμό σημαντικού αριθμού ρωγματώσεων τόσο στις γωνίες, όσο και στα σημεία ένωσης των τοιχωμάτων με διαφορετικό πάχος.



Σχήμα 106 Διαδοχικά στιγμιότυπα από την κατάρρευση ενός προφίλ και αντιστοιχία με τις θέσεις επί της καμπύλης θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης.




Σχήμα 107 Διαδοχικά στιγμιότυπα από την κατάρρευση ενός προφίλ και αντιστοιχία με τις θέσεις επί της καμπύλης θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης.



Σχήμα 108 (α) Διαδοχικά στιγμιότυπα από την κατάρρευση ενός προφίλ πολύπλοκης διατομής και αντιστοιχία με τις θέσεις επί της καμπύλης θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης κατά την εκκίνηση και (β) κατά το κύριο στάδιο σχηματισμού αλλεπάλληλων λοβών.

5.2 Αξιολόγηση αποτελεσμάτων δοκιμών θλίψης για τα προφίλ διατομής «Α» κράματος 1

Στα δοκίμια WQ και 0h170A^{wQ} (Σχήμα 109) κατά τη συμπίεση δεν εκδηλώθηκαν ρωγματώσεις. Τα δείγματα 4h170A^{wQ}, 8h170A^{wQ} και 12h170A^{wQ} παρουσίασαν αποδεκτό τρόπο κατάρρευσης, αλλά με μεμονωμένες ρωγματώσεις στις γωνίες (Σχήματα 110-112). Λιγότερο όλκιμη συμπεριφορά επέδειξαν τα δοκίμια 16h170A^{wQ}, 24h170A^{wQ} και κυρίως το 40h170A^{wQ} (Σχήμα 114). Ο μεγαλύτερος αριθμός πτυχώσεων, 6 συνολικά ή από 3 σε κάθε πλευρά, παρατηρήθηκε στο δοκίμιο WQ του οποίου η καμπύλη φορτίου-βράχυνσης χαρακτηρίζεται από τις μικρότερες διακυμάνσεις μεταξύ τοπικών μεγίστων και ελαχίστων τιμών, μετά την αρχική τιμή μέγιστου φορτίου (Σχήμα 111). Οι καμπύλες των υπόλοιπων wq δειγμάτων χαρακτηρίζονται από πιο διακριτά «όρη» και «κοιλάδες», με 4 ή 5 κορυφές ανά καμπύλη και αντίστοιχο συνολικό αριθμό πτυχώσεων (Σχήματα 113-115). Η μεταλλουργική κατάσταση του υλικού είχε επίδραση στον αριθμό των πτυχώσεων που δημιουργήθηκαν. Όσο πιο προχωρημένη ήταν η φάση της γήρανσης των προφίλ τόσο μικρότερος ήταν ο αριθμός των πτυχώσεων και συνακόλουθα τόσο μεγαλύτερη ήταν η διακύμανση στις τιμές του φορτίου.

Η μεγαλύτερη τιμή του μέγιστου φορτίου θλίψης εκδηλώθηκε στο δείγμα 24h170A^{wQ} (88kN, Σχήμα 117), κατά αναλογία με την δοκιμή εφελκυσμού του αντίστοιχου δοκιμίου που είχε την υψηλότερη τιμή ορίου διαρροής. Στο δείγμα που είχε υποστεί 40 ώρες γήρανση λόγω περικρυσταλλικής, όλκιμης θραύσης, η οποία μελετήθηκε στο προηγούμενο Κεφάλαιο εκδηλώθηκε πρόκληση γωνιακών ρωγματώσεων κατά το πρώτο στάδιο αύξησης του φορτίου και σημειώθηκε απότομη διακοπή στην αύξηση του φορτίου.



Σχήμα 109 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων στα δείγματα (α) WQ και (β) 0h170A^{wQ} μετά από δοκιμή θλίψης.



Σχήμα 110 Περιορισμένη γωνιακή ρωγμάτωση κατά τη συμπίεση του δείγματος 4h170A^{wq}.



Σχήμα 111 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων WQ, 0h170A^{wQ} (αριστερά) και 4h170A^{wQ} (δεξιά).



Σχήμα 112 Περιορισμένη γωνιακή ρωγμάτωση κατά τη συμπίεση των δειγμάτων 8h170A^{wQ} και 12h170A^{wQ}.



Σχήμα 113 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων 8h170A^{wQ} και 12h170A^{wQ}.



Σχήμα 114 Η γωνιακή ρωγμάτωση κατά τη συμπίεση των δειγμάτων 16h170A^{wQ}, 24h170A^{WQ} και 40h170A^{WQ} γίνεται πιο εκτενής με την πρόοδο της γήρανσης, αλλά δεν υπερβαίνει τα αποδεκτά επίπεδα.



Σχήμα 115 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων 16h170A^{wq}, 24h170A^{wq} και 40h170A^{wq}.

Η τιμή του μέσου φορτίου, που αποτελεί τον πιο καθοριστικό δείκτη της συμπεριφοράς των προφίλ, μεγιστοποιείται και παραμένει σταθερή μετά από 8 ώρες γήρανση στους 170°C (29κΝ), απ' όπου εύκολα συμπεραίνεται πως το δείγμα 8h170A^{wQ} προσφέρει τον επιθυμητό συνδυασμό υψηλής απορρόφησης ενέργειας και αποδεκτού μοτίβου συμπίεσης στον πιο σύντομο χρόνο γήρανσης (Σχήμα 116).



Σχήμα 116 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μέσου φορτίου θλίψης των προφίλ κράματος 1.



Σχήμα 117 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μέγιστου φορτίου θλίψης των προφίλ κράματος 1.

Το συγκριτικό μειονέκτημα του δείγματος αυτού σε σχέση με τα πιο γηρασμένα δείγματα που είναι η ελαφρώς μικρότερη τιμή μέγιστου φορτίου, εξισορροπείται από τη μεγαλύτερη ολκιμότητά του όπως αυτή εκφράζεται από τον ομαλό σχηματισμό των πτυχώσεων. Το γεγονός αυτό οδηγεί σε επίτευξη μεγαλύτερων τιμών τοπικού μέγιστου φορτίου και ως εκ τούτου σε μεγαλύτερη δυνατότητα απορρόφησης ενέργειας. Η μη εκτεταμένη, αλλά έχουσα σημασία για τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, γωνιακή ρωγμάτωση των δειγμάτων 16h170A^{wQ}, 24h170A^{WQ} και 40h170A^{WQ} βρίσκει εξήγηση στην μικροδομή τους και συγκεκριμένα στη περικρυσταλλική κατακρήμνιση.

Στα δοκίμια χωρίς φ.γ. (Σχήμα 118) παρατηρήθηκε πως στο δείγμα _{NNA}Oh170A^{WQ} η συμπίεση πραγματοποιήθηκε χωρίς δημιουργία ρωγματώσεων, ενώ στα δείγματα _{NNA}16h170A^{WQ}, _{NNA}24h170A^{WQ} και _{NNA}40h170A^{WQ} αναπτύχθηκαν γωνιακές ρωγματώσεις μήκους 0,5-2cm σε κάθε σχεδόν πτύχωση με μεγαλύτερη τάση για τα δοκίμια με μεγαλύτερης διάρκειας τ.γ. Οι τιμές των μέσων και μέγιστων φορτίων ήταν παρόμοιες με των δειγμάτων που είχαν υποστεί φ.γ. φανερώνοντας πως η ελαφρά μεγαλύτερη τάση για γωνιακή ρωγμάτωση δε συνετέλεσε ουσιαστικά στην μείωση της δυνατότητας για απορρόφηση ενέργειας (Σχήμα 119). Συγκρίνοντας δείγματα με και χωρίς φ.γ. αλλά με την ίδια διάρκεια τ.γ. παρατηρείται ότι το μέγεθος των ρωγματώσεων ήταν οριακά μεγαλύτερο στα δείγματα χωρίς φ.γ. Η συμπεριφορά αυτή συνοδεύεται από μια εξίσου μικρή διαφορά στο ύψος των σχηματισμένων λοβών υπέρ των δοκιμίων με φ.γ. (_{NNA}Oh170A^{WQ}-22,9mm, _{NNA}16h170A^{WQ}-19,1mm, _{NNA}24h170A^{WQ}-18,0mm και _{NNA}40h170A^{WQ}-18,1mm, ενώ στα δείγματα με φ.γ. 0h170A^{wq}-22,6mm, 16h170A^{wq}-18,9mm, 24h170A^{wq}-18,6mm και _{NNA}40h170A^{WQ}-19,0mm). Σημαντική διαφορά στο ύψος των λοβών παρατηρείται συγκρίνοντας συμπιεσμένα δοκίμια σε υπογηρασμένη και γηρασμένη κατάσταση όπου σημειώνεται διαφορά στο ύψος 5mm (μεγαλύτερο στα υπογηρασμένα). Παρόμοια συμπεριφορά σε συμπιεσμένα δοκίμια μεταλλουργικής κατάστασης T4 και T6 έχει καταγραφεί και στις αναφορές (85), (86).



Σχήμα 118 Συμπίεση δοκιμίου _{NNA}0h170A^{WQ} χωρίς εκδήλωση ασυνεχειών και περιορισμένη γωνιακή ρωγμάτωση κατά τη συμπίεση των δειγμάτων _{NNA}16h170A^{WQ}, _{NNA}24h170A^{WQ} και _{NNA}40h170A^{WQ}.



Σχήμα 119 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων _{NNA}0h170A^{WQ}, _{NNA}16h170A^{WQ}, _{NNA}24h170A^{WQ} και _{NNA}40h170A^{WQ}.

Από τα ac δοκίμια το AC που δεν είχε υποστεί τ.γ. (Σχήματα 120 και 122) ήταν το μόνο που επέδειξε αποδεκτή συμπεριφορά στη συμπίεση χωρίς πρόκληση ρωγμάτωσης (μέσο φορτίο 15kN, μέγιστο φορτίο 32kN). Το δοκίμιο 4h170A^{AC} (Σχήμα 121) και πολύ περισσότερο τα 8h170A^{AC} και 12h170A^{AC} (Σχήματα 123 και 124) εμφάνισαν καταστροφική, ψαθυρή θραύση και η τιμή του μέσου φορτίου από τα αντίστοιχα διαγράμματα (~24kN, Σχήμα 116) δεν έχει ουσιαστική αξία, καθώς στο μεγαλύτερο μέρος της οφείλεται στην αντίσταση που προέβαλαν τα θραύσματα των προφίλ προς την κινούμενη πλάκα κατά τη διαδικασία βράχυνσης. Η μορφολογία των καμπύλων στα δοκίμια με ψαθυρή συμπεριφορά εμφανίζει, όπως και στα wq μια αρχική μέγιστη τιμή, αλλά κατόπιν και κατά τη διάρκεια σχηματισμού των αναδιπλώσεων δεν δημιουργούνται στα αντίστοιχα διαγράμματα ευδιάκριτα «όρη» και «κοιλάδες» και οι καμπύλες λαμβάνουν ακανόνιστη μορφή, λόγω του σχηματισμού και της διάδοσης των αλλεπάλληλων ρωγματώσεων. Όπως γίνεται αντιληπτό, το φαινόμενο της εμφάνισης PFZs στα ac δείγματα με την εξέλιξη της γήρανσης επιδρά καταλυτικά στη δυσθραυστότητα των δοκιμίων με αποτέλεσμα το μοτίβο κατάρρευσης να

θεωρείται μη αποδεκτό. Αντίθετα, το δείγμα AC, του οποίου η μήτρα δεν έχει ακόμα ισχυροποιηθεί επαρκώς ώστε να υπάρχει μεγάλη διαφορά στο όριο διαρροής μεταξύ του εσωτερικού και των ορίων κόκκων, εμφανίζει καλή συμπεριφορά. Στο δείγμα αυτό υπενθυμίζεται πως υπάρχει η επίδραση μόνο από την πρώιμη κατακρήμνιση κατά την αργή ψύξη από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος και της φ.γ. μιας ημέρας. Σύμφωνα με το αποτέλεσμα αυτό, εφόσον η τεχνητή γήρανση ξεκινήσει, αναμένεται πως μόνο σε συνθήκες προχωρημένης υπεργήρανσης θα μπορούσε ένα ac δοκίμιο να εμφανίσει εικόνα αποδεκτών αναδιπλώσεων χωρίς ρωγματώσεις, αλλά με περιορισμένη δυνατότητα απορρόφησης ενέργειας λόγω της χαμηλής αντοχής.



Σχήμα 120 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων στο δείγμα ΑC.





Σχήμα 121 Εκτεταμένη γωνιακή ρωγμάτωση στα δείγματα 4h170A^{AC}.



Σχήμα 122 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων AC και 4h170A^{AC}.



Σχήμα 123 Καταστροφική συμπίεση δειγμάτων 8h170A^{AC} και 12h170^{AC}.



Σχήμα 124 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων 8h170A^{AC} και 12h170A^{AC}.

Τα δείγματα 4h170B^{wQ}, 8h170B^{wQ} και 12h170B^{WQ} παρουσίασαν, όπως τα υπόλοιπα wq δοκίμια, αποδεκτή συμπίεση με μεμονωμένες ρωγμές στις γωνίες και με τάση μείωσης της δυσθραυστότητας και της αντίστασης στη ρωγμάτωση κατά την εξέλιξη της τεχνητής γήρανσης (Σχήμα 125). Το δείγμα 12h170B^{WQ} εμφάνισε τη μεγαλύτερη τιμή μέσου φορτίου από τα δείγματα που μελετήθηκαν με τιμή 32kN (Σχήμα 130) καθώς και υψηλές τιμές τοπικών μεγίστων στην καμπύλη φορτίου βράχυνσης (70kN, Σχήμα 129). Όπως παρατηρήθηκε σε όλες τις περιπτώσεις εφόσον δεν υπήρξε εμφάνιση γωνιακών ρωγματώσεων, οι τιμές των τοπικών μεγίστων τιμών φορτίου αυξήθηκαν με την εξέλιξη της γήρανσης. Η τιμή του μέγιστου φορτίου ήταν παρόμοια στα δείγματα 8h170B^{WQ} και 12h170B^{WQ} (90kN) (Σχήμα 131) και κατά 2kN μικρότερη από την συνολικά μεγαλύτερη τιμή που είχε το δοκίμιο 24h170A^{WQ}.

Τα δείγματα με αργή ψύξη, 4h170B^{AC}, 8h170B^{AC} και 12h170B^{AC} εκδήλωσαν έντονα ρωγματωμένο ως καταστροφικό μοτίβο κατάρρευσης (Σχήματα 128 και 129) το οποίο είχε επίδραση στην τιμή του μέσου φορτίου (28, 26 και 18 kN) αλλά και του μέγιστου φορτίου (67, 66 και 83 kN). Χαρακτηριστικό στοιχείο των καμπύλων φορτίου-βράχυνσης, ιδίως των δειγμάτων με 8 και 12 ώρες γήρανση, είναι πως μετά την επίτευξη του αρχικού μέγιστου φορτίου η πρώτη ελάχιστη τιμή είναι μικρότερη των 5kN, ενδεικτική της χαμηλής ικανότητας απορρόφησης ενέργειας κατά τον σχηματισμό αναδιπλώσεων. Τα αντίστοιχα δοκίμια εφελκυσμού των δειγμάτων 4h170B^{AC} και 12h170B^{AC} είχαν 6,6 και 1,3J/cm³ τιμές απορρόφησης ενέργειας στην περιοχή αστάθειας, ενώ τα 4h170B^{WQ} και 12h170B^{WQ} είχαν 7,4 και 8,4J/cm³ αντίστοιχα. Συγκρίνοντας τις τιμές της ανομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης παραμόρφωσης των αντίστοιχων δοκιμίων εφελκυσμού παρατηρείται πως στα ac δοκίμια ήταν 2% και ~0% για τα δείγματα 4h170B^{AC} και 12h170B^{AC} και 12h170B^{AC}, ενώ στα 4h170B^{WQ} και 12h170B^{WQ} ήταν 3%.



Σχήμα 125 Περιορισμένη γωνιακή ρωγμάτωση κατά τη συμπίεση των δειγμάτων 4h170B^{wq}, 8h170B^{wq} και 12h170B^{wq}.



Σχήμα 126 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων 4h170B^{wQ} και 8h170B^{wQ}.







Σχήμα 128 Καταστροφική συμπίεση δειγμάτων 4h170B^{AC}, 8h170B^{AC} και 12h170B^{AC}.



Σχήμα 129 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων 4h170B^{AC}, 8h170B^{AC} και 12h170B^{AC}.



Σχήμα 130 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μέσου φορτίου θλίψης των προφίλ κράματος 1 με διαφορετικές συνθήκες προγήρανσης (4β).





Τα δείγματα που υπέστησαν γήρανση στους 200°C για 4 ως 28 ώρες (Σχήμα 132) εκδήλωσαν άριστη συμπεριφορά στη θλίψη χωρίς να παρατηρηθεί πρόκληση ρωγματώσεων. Το γεγονός αυτό αποδεικνύει ότι με τις συγκεκριμένες συνθήκες γήρανσης δεν πραγματοποιείται περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση και επομένως στα συγκεκριμένα δοκίμια απουσιάζουν PFZs ή έχουν τόσο μικρό εύρος που δεν καθίσταται εφικτή η οποιαδήποτε μείωση της δυσθραυστότητας. Οι τιμές του μέσου φορτίου ήταν παρόμοιες με των δειγμάτων που γηράνθηκαν στους 170°C (28-29kN), ενώ η μεγαλύτερη τιμή του μεγίστου φορτίου ήταν 84kN για το δείγμα 12h200A^{WQ} (Σχήματα 136 και 137). Αν και οι εν λόγω τιμές του φορτίου δεν ήταν οι υψηλότερες που συναντήθηκαν στα wq δοκίμια, συνεκτιμώντας το γεγονός ότι στα τρία αυτά δοκίμια δεν εμφανίσθηκε ρωγμάτωση, μπορεί να εξαχθεί το συμπέρασμα ότι συνδύαζαν υψηλά επίπεδα απορρόφησης ενέργειας και αποδεκτής μορφολογίας των θλιμμένων δοκιμίων. Η παραμόρφωση των αντίστοιχων δοκιμίων εφελκυσμού στην περιοχή αστάθειας ήταν 4%, τιμή που συμβαδίζει με την άριστη εικόνα κατάρρευσης των δοκιμίων θλίψης.



Σχήμα 132 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων στα δείγματα 1h200A^{wQ}, 4h200A^{WQ}, 8h200A^{WQ}, 12h200A^{WQ} και 12h200A^{WQ}.





Τα δείγματα με 4h, 8h και 12h γήρανσης στους 220°C (Σχήμα 134) που βρίσκονταν σε κατάσταση υπεργήρανσης, κατά τη συμπίεση επίσης δεν εκδήλωσαν ρωγμάτωση. Ο τιμές του μέσου φορτίου τους ήταν πολύ χαμηλές (μέγιστη 23kN, Σχήμα 136), αλλά του μέγιστου φορτίου αποδείχθηκαν εφάμιλλες των δειγμάτων που υπέστησαν γήρανση στους 170°C (ως 71kN, Σχήμα 137). Με 28h γήρανση στους 220°C η τιμή του μέσου

φορτίου διατηρήθηκε σταθερή, αλλά του μέγιστου υποχώρησε στα 55kN, καθώς η κατάσταση του υλικού προσεγγίζει τη μη γηρασμένη κατάσταση. Στις καμπύλες φορτίου βράχυνσης των δοκιμίων αυτών παρατηρήθηκαν χαμηλές τιμές τοπικών μεγίστων τιμών που είναι χαρακτηριστικές της ελαττωμένης αντίστασης του υλικού στην εφαρμογή θλιπτικού φορτίου και της ευκολίας με την οποία καταρρέει και διαμορφώνονται οι πτυχώσεις, ως αποτέλεσμα της εξασθένησης της μήτρας του υλικού. Σε αντιδιαστολή με τα δείγματα που γηράνθηκαν στους 200°C, η μη εκδήλωση ρωγματώσεων οφείλεται ακριβώς σε αυτή την εξασθένηση, καθώς, όπως αναφέρθηκε στο 2° Κεφάλαιο, σε συνθήκες υπεργήρανσης μπορεί να δημιουργηθεί εκτεταμένο δίκτυο PFZs σε wq δοκίμια. Στη χαρακτηριστική περίπτωση του δείγματος 12h220A^{wo}, που είχε 11% συνολική παραμόρφωση και 4% στην περιοχή αστάθειας, αποτυπώνεται η ουσιαστική σημασία και η συσχέτιση μεταξύ του βαθμού παραμόρφωσης στην περιοχή αστάθειας και της συμπεριφοράς των προφίλ κατά τη συμπίεση. Παρατηρείται, δηλαδή, πως όταν ένα δοκίμιο (προφίλ) εμφανίζει άριστη δημιουργία πτυχώσεων σε συνθήκες φόρτισης (συμπίεση), το αντίστοιχο δοκίμιο εφελκυσμού μπορεί να εμφανίζει ακόμα και πολύ μικρή συνολική τιμή απορρόφησης ενέργειας, αλλά σίγουρα έχει υψηλή απορρόφηση ενέργειας στην περιοχή αστάθειας και υψηλή ικανότητα πλαστικής παραμόρφωσης. Με βάση τα αποτελέσματα που προαναφέρθηκαν η κρίσιμη τιμή που διαχωρίζει τα περισσότερο από τα λιγότερο όλκιμα υλικά για τα προφίλ διατομής «Α» είναι μεγαλύτερη από 3% στην περιοχή αστάθειας.





8h220A^{WQ}, 12h220A^{WQ} και 28h220A^{WQ}.

Σχήμα 134 Άριστος σχηματισμός πτυχώσεων κατά τη συμπίεση των δειγμάτων 4h220A^{wq},





Σχήμα 136 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μέσου φορτίου θλίψης των προφίλ κράματος 1 με θερμική κατεργασία γήρανσης στους 200°C και 220°C (wq).



Σχήμα 137 Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μέγιστου φορτίου θλίψης των προφίλ κράματος 1 με θερμική κατεργασία γήρανσης στους 200°C και 220°C (wq).

5.3 Αξιολόγηση αποτελεσμάτων δοκιμών θλίψης για τα προφίλ «Β» κράματος 2, 3 και 4

Σε προφίλ διατομής «Β» του κράματος 2 διενεργήθηκαν τέσσερις δοκιμές σε δείγματα WQ, 4h170A^{wQ}, 4h170A^{AC} και 8h170A^{WQ} (Σχήματα 138 και 139). Το δείγμα WQ βραχύνθηκε με περιορισμένη ρωγμάτωση στις γωνίες και στις περιοχές ένωσης των τοιχωμάτων διαφορετικού πάχους. Αποδεκτό μοτίβο και παρόμοια εικόνα ως προς τις ρωγματώσεις εμφάνισε και το δείγμα 4h170A^{wq}. Με επιμήκυνση της διάρκειας της τ.γ. ως 8 ώρες το δοκίμιο (8h170A^{wQ}) απέκτησε ψαθυρή συμπεριφορά και με συμπίεση εκδήλωσε καταστροφική ρωγμάτωση με σχίσιμο στις γωνίες. Το δείγμα 4h170A^{AC} επέδειξε μη αποδεκτή συμπεριφορά με πολλές γωνιακές ρωγματώσεις, αποτελώντας μια ενδιάμεση κατάσταση μεταξύ των δειγμάτων 4h170A^{wq} και 8h170A^{wq}. Στον Πίνακα 6 διακρίνεται πως σε μεταλλουργική κατάσταση T4 (δείγμα WQ) το μέσο και το μέγιστο φορτίο λαμβάνουν υψηλότερες τιμές (183 και 305kN) από τις τιμές του δείγματος 4h170A^{wQ} (151 και 234kN) και ακόμα υψηλότερες από του δείγματος 4h170A^{AC} (128 και 180kN), που βρίσκονταν σε υπογηρασμένη κατάσταση. Πιθανή αιτία αυτού του γεγονότος αποτελεί η περιορισμένη ρωγμάτωση που υπέστη το δοκίμιο WQ η οποία επέτρεψε την αύξηση του φορτίου ως τον υψηλότερο βαθμό σύμφωνα και με την αντοχή του υλικού. Σε αντιδιαστολή στα άλλα τρία δοκίμια η αύξηση του φορτίου, τόσο στην αρχική μέγιστη τιμή όσο και στις επόμενες τοπικές μέγιστες τιμές, διακόπηκε απότομα λόγω της εκκίνησης και προέκτασης ρωγματώσεων. Η τιμή του μέσου φορτίου για το δείγμα 8h170^{wQ} μπορεί να αγνοηθεί λόγω της καταστροφικής κατάρρευσης και δεν μπορεί να αποτελέσει βάση για υπολογισμό απορρόφησης ενέργειας. Η τιμή του μέγιστου φορτίου στο δοκίμιο αυτό ανήλθε στα 396kN, καθώς καθυστέρησε η δημιουργία της κρίσιμης πρώτης ασυνέχειας, ωστόσο από το σημείο αυτό και μετά η φέρουσα ικανότητα φορτίου θεωρείται ασήμαντη. Αναφορικά με τις τιμές της παραμόρφωσης στην περιοχή «αστάθειας» των αντίστοιχων δοκιμίων εφελκυσμού, το δείγμα WQ είχε 4-9%, το δείγμα 4h170A^{wQ} 3-7% και τα δείγματα 4h170A^{AC}, 8h170A^{WQ} 3-5%.



Σχήμα 138 Συμπεριφορά δειγμάτων κράματος 2 σε θλίψη.



Σχήμα 139 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων κράματος 2.

Δείγμα	Μέσο	Μέγιστο
	φορτίο	φορτίο
	(kN)	(kN)
WQ	183	305
4h170A ^{wQ}	151	234
8h170A ^{wQ}	206	396
4h170A ^{AC}	128	180

Πίνακας 6 Αποτελέσματα μέγιστου και μέσου φορτίου για το κράμα 2

Δοκιμή θλίψης σε προφίλ «Β» κράματος 3 διενεργήθηκε σε 2 δείγματα γηρασμένα στους 200°C για 4 και 12 ώρες (Σχήματα 140 και 141). Και τα δύο είχαν άριστη εικόνα συμπιεσμένου δοκιμίου και συγκρίσιμες μεταξύ τους τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου, 170 και 310kN αντίστοιχα, βλ. Πίνακα 7. Όπως προκύπτει, η ύπαρξη ζώνης με χονδρόκοκκη μικροδομή στο κέντρο του τοιχώματος του προφίλ δεν είχε επιβαρυντική επίπτωση στη συμπεριφορά στη θλίψη και τον πιο σημαντικό ρόλο διαδραμάτισε η παρουσία λεπτοκρυσταλλικής και όλκιμης δομής κοντά στις επιφάνειες που αποτελούν τις περιοχές, όπου πραγματοποιείται η υψηλότερη συγκέντρωση φορτίου κατά την παραμόρφωσηθλίψη. Ομοίως προς τις παρατηρήσεις για τα δοκίμια του κράματος 1, προκύπτει πως για θερμοκρασία γήρανσης 200°C η μαζική κατακρήμνιση που λαμβάνει χώρα στη μήτρα AI έχει θετική επίδραση στη δυσθραυστότητα.



Σχήμα 140 Πολύ καλή δημιουργία πτυχώσεων στα δείγματα κράματος 3 με θερμοκρασία γήρανσης 200°C.



Σχήμα 141 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων κράματος 3.

Δείγμα	Μέσο	Μέγιστο
	φορτίο	φορτίο
	(kN)	(kN)
4h200 ^{wQ}	173	305
12h200 ^{wQ}	171	309

Πίνακας 7 Αποτελέσματα μέγιστου και μέσου φορτίου για το κράμα 3.

Οι δοκιμές θλίψης των δοκιμίων κράματος 4 (4h170A^{wq}, 4h200A^{wq}, 12h200A^{wq}, Σχήματα 142 και 143, Πίνακας 8) έδειξαν (i) αναφορικά με τα δείγματα που γηράνθηκαν στους 200°C σχηματισμό ρωγμάτωσης στις περιοχές ενώσεως των τοιχωμάτων καθώς και πρόκληση γωνιακών ρωγματώσεων, αλλά συνολικά αποδεκτή συμπεριφορά συμπίεσης, (ii) ενώ σε αντίθεση με το δείγμα που υπέστη γήρανση στους 170°C, το οποίο επέδειξε καταστροφική συμπίεση. Υπενθυμίζεται πως οι παραμορφώσεις θραύσεων των αντίστοιχων δοκιμίων εφελκυσμού ήταν αντίστροφες και μάλιστα το δείγμα 4h170A^{wo} που επέδειξε καταστροφικό τρόπο κατάρρευσης είχε κατά 6% μεγαλύτερη παραμόρφωση θραύσης από το δοκίμιο 12h200A^{wq} που είχε όμως άριστη συμπεριφορά στη θλίψη. Ωστόσο, τα δοκίμια με γήρανση στους 200°C εμφάνισαν μεγαλύτερη πλαστική παραμόρφωση στην περιοχή αστάθειας, χαρακτηριστικό που, όπως αναφέρθηκε νωρίτερα, έχει στενότερη σχέση με την εκδήλωση καλύτερης συμπεριφοράς στη συμπίεση για τα προφίλ. Η εκδήλωση πιο εκτεταμένου βαθμού ρωγμάτωσης στα δοκίμια αυτά σε σχέση με του κράματος 3 οφείλεται στην ύπαρξη των επιφανειακών ζωνών με υπερμεγέθεις κόκκους που προσδίδουν πολύ χαμηλή δυνατότητα αντίστασης στη δημιουργία ασυνεχειών κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης. Η αναχαίτιση της διάδοσης των ρωγμών πραγματοποιείται στην κεντρική μη ανακρυσταλλωμένη ζώνη όχι μόνο λόγω του ότι είναι λεπτοκρυσταλλική, αλλά και λόγω της απουσίας ευαισθητοποιημένων περικρυσταλλικών ζωνών.



Σχήμα 142 Συμπεριφορά στη θλίψη δειγμάτων κράματος 4 μετά από γήρανση στους 170°C και στους 200°C.



Σχήμα 143 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων κράματος 4.

Δείγμα	Μέσο φορτίο	Μέγιστο φορτίο
	(kN)	(kN)
4h170A ^{wQ}	206	385
4h200A ^{wQ}	178	320
12h200A ^{wQ}	143	257

Πίνακας 8 Αποτελέσματα μέγιστου και μέσου φορτίου για το κράμα 4.

5.4 Θραυστογραφική μελέτη δειγμάτων

Μια γενική κατηγοριοποίηση των προφίλ μπορεί να γίνει εκτιμώντας τη μακροσκοπική κατάσταση τους μετά την ολοκλήρωση της συμπίεσης. Τα wq δοκίμια εκδήλωσαν περιορισμένη ρωγμάτωση στις γωνίες μετά από 8 ώρες γήρανση. Τα ac με χαρακτηριστικά παραδείγματα τα δείγματα 4h170A^{AC} και 8h170A^{AC} κράματος 1, στη δοκιμή θλίψης εμφάνισαν καταστροφική κατάρρευση. Η ψαθυρή (λιγότερο όλκιμη) συμπεριφορά τους και εν γένει στα ac δοκίμια οφείλεται σε περικρυσταλλική ευαισθητοποίηση εξαιτίας (α) της επιλεκτικής καθίζησης Mg₂Si και κρυστάλλων καθαρού Si στα όρια των κόκκων και (β) στη δημιουργία PFZs.

Στις ηλεκτρονικές μικρογραφίες του Σχήματος 144 από το δείγμα 4h170A^{AC} κράματος 1 παρατηρείται σαφής διαχωρισμός κόκκων, με εκδήλωση μικροθυλάκων πάνω στα όρια κόκκων ως αποτέλεσμα της τοπικής δημιουργίας PFZs και της εξασθένησης των περιοχών αυτών. Κάθετη τομή στην επιφάνεια θραύσης (Σχήμα 145) φανερώνει πως η θραύση είναι πράγματι στο μεγαλύτερο ποσοστό της περικρυσταλλική, ενώ λόγω της δημιουργίας πτυχώσεων κατά τη θλίψη, οι επιφάνειες των κόκκων χαρακτηρίζονται από μερική παραμόρφωση. Η ανάπτυξη των εφελκυστικών τάσεων προκάλεσε επιπλέον την εκκίνηση δευτερογενών ρωγματώσεων με διεύθυνση κάθετη στην επιφάνεια θραύσης, κατά κύριο λόγο κατά μήκος των ορίων κόκκων.

Στα wq δείγματα του κράματος 4 που εκδήλωσαν καταστροφική συμπίεση ο μηχανισμός αστοχίας διαφοροποιείται, καθώς δεν χαρακτηρίζονται από ύπαρξη PFZs. Το κύριο γνώρισμα τους ήταν η ανομοιομορφία στη μικροδομή με ευμεγέθεις κόκκους στην επιφάνεια και μη ανακρυσταλλωμένους στο μέσο του τοιχώματος. Κατά τη διάρκεια της συμπίεσης λόγω της παραμόρφωσης των επιφανειακών κόκκων αναπτύχθηκαν ζώνες ολίσθησης που αποτέλεσαν πολλαπλά, ταυτόχρονα σημεία εκκίνησης ρωγμών, λόγω

τοπικής υπέρβασης της αντοχής του υλικού. Αυτές, παρά την ύπαρξη μη ανακρυσταλλωμένης μικροδομής στο κέντρο, διαδόθηκαν στο εσωτερικό και τα δείγματα επέδειξαν ψαθυρή συμπεριφορά, αφού δεν υπήρξε δυνατότητα ανάσχεσης της διάδοσης των ρωγμών (Σχήματα 146 και 147).

Ένα από τα σπουδαιότερα χαρακτηριστικά των ορίων κόκκων μεγάλης γωνίας είναι η παρεμπόδιση που προβάλλουν στις αταξίες στο να τις διασχίσουν. Στα πολυκρυσταλλικά υλικά η ολίσθηση ξεκινά στους κόκκους που έχουν κατάλληλα (ευνοϊκά) προσανατολισμένα συστήματα ολίσθησης. Η εντοπισμένη ολίσθηση στα όρια κόκκων επιφέρει συγκέντρωση τάσεων που οδηγεί στην δραστηριοποίηση και άλλων συστημάτων ολίσθησης εντός του ίδιου κόκκου (113). Το μεγάλο μέσο μέγεθος κόκκου στην επιφάνεια επιδρά αρνητικά όχι μόνο λόγω του ότι επιτρέπει τη συγκέντρωση τάσεων, αλλά και μέσω του μηχανισμού περικρυσταλλικής ευαισθητοποίησης, αφού η κραμάτωση είναι υψηλή και τα σύνορα κόκκων υψηλής γωνίας και μεγάλης ενέργειας (ευνοϊκά) για ετερογενή πυρήνωση.



Σχήμα 144 (α) Επιφάνεια θραύσης δείγματος 4h170A^{AC} κράματος 1. (β) Μεγαλύτερη μεγέθυνση της προηγούμενης εικόνας δείχνει τον διαχωρισμό των κόκκων μεταξύ τους.



Σχήμα 145 (α) Ίδιο δείγμα, η θραύση είναι όλκιμη, περικρυσταλλική. Διακρίνεται σχηματισμός μικροθυλάκων στα όρια κόκκων. (β) Κάθετη τομή στην επιφάνεια θραύσης φανερώνει περικρυσταλλική θραύση με κάμψη και αρχή σχηματισμού δευτερογενούς ρωγμάτωσης.



Σχήμα 146 (α) Ηλεκτρονική θραυστογραφία του συμπιεσμένου δείγματος 4h170A^{wq} κράματος 4. (β) Μεγαλύτερη μεγέθυνση φανερώνει σχηματισμό και συνένωση ρηχών μικροθυλάκων στην επιφάνεια θραύσης που αντιστοιχεί στη μη ανακρυσταλλωμένη περιοχή.



Σχήμα 147 Οπτικές μικρογραφίες. (α) Κάθετη τομή στην επιφάνεια θραύσης του δείγματος 4h170A^{wq} κράματος 4. (β) Σχηματισμός ζωνών ολίσθησης στους επιφανειακούς, ευμεγέθεις κόκκους Al.

5.5 Σχολιασμός των αποτελεσμάτων του Κεφαλαίου 5

Ο σχηματισμός PFZs στα ac δείγματα αποδεικνύεται καταλυτικός για την εμφάνιση καταστροφικής συμπίεσης από τα πρώτα στάδια γήρανσης μέσω εκδήλωσης περικρυσταλλικής, χαμηλής ενέργειας θραύσης. Το γεγονός ότι αυτός είναι ο κύριος μηχανισμός επαληθεύεται από τον αποδεκτό τρόπο κατάρρευσης των δειγμάτων σε κατάσταση T4 στα οποία οι PFZs δεν έχουν αναπτυχθεί-διευρυνθεί. Η επιτυχής ή μη δημιουργία πτυχώσεων μπορεί να προβλεφθεί, αν μελετηθούν οι καμπύλες εφελκυσμού των αντίστοιχων δοκιμίων μέσω του υπολογισμού της παραμόρφωσης ή της ενέργειας που απορροφάται στην πλαστική περιοχή αστάθειας. Υλικά με υψηλή τιμή του δείκτη m (strain rate sensitivity), αναμένεται να έχουν αποδεκτή συμπεριφορά στη θλίψη, υψηλές τιμές τοπικών μεγίστων φορτίου στη καμπύλη φορτίου βράχυνσης και υψηλή τιμή μέσου φορτίου, ανεξάρτητα από τη συνολική τιμή παραμόρφωσης. Σε αντίθετη περίπτωση, σε τυχαία χρονικά σημεία της συμπίεσης προκαλείται εκκίνηση ρωγματώσεων, απότομη διακοπή της αύξησης του φορτίου και τελικά μικρότερες τιμές μέσου φορτίου και απορρόφησης ενέργειας.

Εξίσου σημαντικός είναι ο ρόλος της μικροδομής. Για να προκύψουν όλκιμα προφίλ, απαιτείται παρουσία λεπτοκρυσταλλικής μικροδομής κοντά στην επιφάνεια τους, ούτως ώστε να ελαχιστοποιηθεί στον υψηλότερο δυνατό βαθμό η συγκέντρωση τάσεων στα όρια κόκκων. Η ύπαρξη μικροκρυσταλλικής δομής στο τοίχωμα δεν αρκεί για την διαμόρφωση ενός δύσθραυστου υλικού, αν η επιφανειακή ζώνη είναι χονδροκρυσταλλική.

Σχετικά με τις συνθήκες προγήρανσης, η επιμήκυνση του σταδίου των 100°C και ο προχωρημένος βαθμός γήρανσης που επιφέρει, επιτείνει τα φαινόμενα ψαθυροποίησης. Ωστόσο, οι υψηλότερες τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου στο κράμα 1 επιτεύχθηκαν από το δείγμα 12h170B^{wQ}, σε πλήρη αναλογία με τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού, όπου το συγκεκριμένο δείγμα είχε τη μεγαλύτερη αντοχή.

Αύξηση της θερμοκρασίας γήρανσης (170°C \rightarrow 200°C \rightarrow 220°C) στα wq δείγματα είχε ως αποτέλεσμα καλύτερη δημιουργία πτυχώσεων. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα της μεταλλογραφίας, με γήρανση στους 220°C πραγματοποιείται μαζική κατακρήμνιση και ταχεία απώλεια της σκληρότητας της μήτρας. Το γεγονός αυτό εξισορροπεί τις αρνητικές επιπτώσεις της δημιουργίας PFZs με αποτέλεσμα την αναστολή της εμφάνισης περικρυσταλλικής θραύσης στα προφίλ. Σε αντιστοιχία, η καλύτερη συμπεριφορά των προφίλ που υπέστησαν γήρανση στους 200°C οφείλεται στο ότι ο βαθμός περικρυσταλλικής κατακρήμνισης σε σχέση με τη διακρυσταλλική είναι μικρότερος από ότι παρατηρείται με γήρανση στους 170°C.

Στα προφίλ κράματος 2 (ισχυρότερης κραμάτωσης) με τεχνητή γήρανση στους 170°C εκδηλώθηκε καταστροφική συμπίεση τόσο σε wq όσο και σε ac δοκίμια, εξαιτίας αφενός περικρυσταλλικής κατακρήμνισης και αφετέρου εξαιτίας της διαφοράς της σκληρότητας μεταξύ μήτρας και των ορίων κόκκων. Η αργή ψύξη ωστόσο συνετέλεσε στην εμφάνιση του φαινομένου μετά από μόλις 4 ώρες θερμική κατεργασία, ενώ με βαφή αντίστοιχα αποτελέσματα παρατηρούνται μετά από 8 ώρες. Αντίθετα στα προφίλ του κράματος 3, παρά την ανομοιομορφία στο μέγεθος κόκκου, η γήρανση στους 200°C δεν προκάλεσε εμφάνιση ρωγματώσεων.

Τα πλεονεκτήματα της γήρανσης σε υψηλή θερμοκρασία γίνονται εμφανή και στα προφίλ κράματος 4, όπου η γήρανση στους 170°C επέφερε σημαντική ψαθυροποίηση, ενώ στους 200°C η παραμόρφωση συνοδεύτηκε από αποδεκτό σχηματισμό αναδιπλώσεων.

Από τα παραπάνω διαπιστώνεται ότι στα λιγότερο κραματωμένα προφίλ, ο μικρότερος αριθμός κατακρημνισμάτων στα όρια κόκκων με τεχνητή γήρανση στους 170°C δεν επιφέρει καταστροφική ψαθυροποίηση. Η αύξηση της περιεκτικότητας των Mg και Si επιφέρει ταχύτερη περικρυσταλλική κατακρήμνιση και ευαισθητοποίηση με αποτέλεσμα η επιλογή παρόμοιων θερμοκρασιών γήρανσης να σχετίζεται με εμφάνιση καταστροφικών

μοτίβων κατάρρευσης. Στα κράματα αυτά προτείνεται η επιλογή μεγαλύτερων θερμοκρασιών γήρανσης (200°C) που ευνοεί την πιο γενικευμένη, αλλά και συγχρόνως ταχύτερη κατακρήμνιση.

Τα αποτελέσματα των δοκιμών θλίψης κατέδειξαν πως ο εφελκυσμός δοκιμίων και η συμπίεση προφίλ ορισμένου μήκους είναι δοκιμές που η μια δεν υποκαθιστά την άλλη. Ο κύριος λόγος είναι ότι στις περιπτώσεις που η μικροδομή του υλικού (μητρικά προφίλ) περιλαμβάνει ανομοιομορφία ή μεγάλο μέσο μέγεθος κόκκου, ευαισθητοποιημένες περιοχές (περιοχές ύποπτες για παρουσία ατελειών της μικροδομής, εγκλείσματα οξειδίων σε περιοχές ραφής, σημεία που λόγω γεωμετρίας της διατομής του προφίλ αποτελούν θέσεις συγκέντρωσης τάσεων κλπ), τότε η δοκιμή θλίψης παρέχει πιο σαφείς ενδείξεις για την καταλληλότητα ή μη, του επιλεγμένου υλικού για εφαρμογές απορρόφησης ενέργειας.

Στη δοκιμή εφελκυσμού η τελική αστοχία πραγματοποιείται μετά από συνένωση μικροθυλάκων στο εσωτερικό και στα όρια των κόκκων, αλλά και από μηχανισμούς διάτμησης, καθώς επενεργούν (α) η συγκέντρωση τάσεων στις φάσεις μη συνοχής και (β) η διαφορά της σκληρότητας μεταξύ μήτρας και ορίων κόκκων. Ωστόσο, από τη μορφολογία των καμπύλων σ-ε και συγκεκριμένα από τον βαθμό παραμόρφωσης στην ασταθή περιοχή παρέχονται πολύ σαφείς πληροφορίες για το αν τα προφίλ έχουν προδιάθεση για εκδήλωση όλκιμης ή ψαθυρής συμπεριφοράς σε συμπίεση εξαιτίας της δυσμενούς επίδρασης των PFZs π.χ. στα ας δοκίμια.

Ένα ακόμη σημείο όπου οι δύο μέθοδοι διαφέρουν σημαντικά είναι ως προς τις ιδιότητες του κράματος σε κατάσταση φυσικής γήρανσης ή υπογήρανσης. Στην περίπτωση του υπολογισμού της δυσθραυστότητας από τις καμπύλες σ-ε για όλα τα κράματα, η ενέργεια που απορροφάται σε κατάσταση T4 λαμβάνει τιμές παραπλήσιες των τιμών σε γηρασμένη κατάσταση. Για το κράμα 1 το δείγμα WQ στη δοκιμή θλίψης έδωσε πολύ μικρότερες τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου συγκρινόμενο με τις καταστάσεις T6 και T7. Αυτό οφείλεται στο γεγονός πως, ενώ η αντίσταση των προφίλ στην επιβολή φορτίου είναι διαφορετική (μεγαλύτερη στα γηρασμένα), η βράχυνση είναι κοινή σε όλα τα δοκίμια, από το σχεδιασμό του πειράματος, με αποτέλεσμα το πλεονέκτημα της υψηλής ολκιμότητας να χάνεται για το συγκεκριμένο δοκίμιο, αν ληφθούν υπόψη μόνο τα αριθμητικά αποτελέσματα της δοκιμής θλίψης.

6 Προσομοίωση δοκιμών θλίψης με πεπερασμένα στοιχεία

5.1 Σκοπός της αριθμητικής προσομοίωσης και πειραματική διαδικασία

Με τη χρήση του λογισμικού LS-DYNA πραγματοποιήθηκε προσομοίωση των δοκιμών θλίψης των προφίλ κράματος 1 και 2. Για την κατασκευή των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκαν τετρακομβικά πεπερασμένα στοιχεία (Belytschko-Tsai, 4 node element mesh) λόγω των πλεονεκτημάτων που εμφανίζονται στην παρουσίαση των παραμορφώσεων κατά την κατάρρευση των δοκιμίων. Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού και πιο συγκεκριμένα, 8 αντιπροσωπευτικά σημεία της πλαστικής περιοχής της καμπύλης τάσηςπαραμόρφωσης, χρησιμοποιήθηκαν ως δεδομένα εισόδου για την περιγραφή των ιδιοτήτων των προφίλ. Στο πεδίο Material για τα προφίλ έγινε χρήση της επιλογής «MAT_PIECEWISE_LINEAR_PLASTICITY (MAT 24)», με τη θεώρηση ότι το υλικό είναι ισότροπο ελαστικό-πλαστικό, ενώ ελήφθησαν οι τιμές mass density 2,7*10-3gr/mm³, Young's modulus $7*10^4$ MPa και poisson's ratio 0,34. Η τιμή της παραμόρφωσης θραύσης επιλέχτηκε μετά από διαδοχικές δοκιμές ίση προς 70% στα wq και 50% στα ac δοκίμια, καθώς για μικρότερες τιμές, κοντά σε αυτές που προέκυψαν από τις δοκιμές εφελκυσμού και τους υψηλούς ρυθμούς παραμόρφωσης που επιλέχθηκαν στο μοντέλο, τα προφίλ παρουσιάζονται με πολύ μικρότερη ολκιμότητα απ' ότι ισχύει στην πραγματική κατάσταση. Το πάχος τοιχώματος θεωρήθηκε ίσο προς 1,9mm για το κράμα 1 και για το κράμα 2 τρία διαφορετικά πάχη τοιχώματος, 1,5, 2,5 και 3,5mm. Η ακίνητη πλάκα καθώς και το κινούμενο έμβολο (σε σχήμα πλάκας) μοντελοποιήθηκαν ως απαραμόρφωτο υλικό «RIGID (MAT 2)» και γι' αυτό δεν διακριτοποιήθηκαν, αλλά θεωρήθηκαν ότι αποτελούνται από ένα και μόνο οχτακομβικό στοιχείο «solid element». Οι αντίστοιχες τιμές που ελήφθησαν ήταν mass density 7,83*10⁻³gr/mm³, Young's modulus 2,07*10⁵ MPa και poisson's ratio 0,28. Για την προσομοίωση των συνθηκών τριβής επιλέχθηκε ο τύπος «nodes-to-surface». Ο συντελεστής τριβής ολίσθησης F_D ελήφθη ίσος με 0,2 και ο συντελεστής στατικής τριβής F_S ίσος προς 0,3. Στο πεδίο «Contact» ορίστηκε ως «slave» το δοκίμιο και «master» οι πλάκες. Επίσης ελήφθη υπόψη η αυτεπαφή των τοιχωμάτων των δοκιμίων μέσω του τύπου επαφής «single-surface». Στην τελευταία περίπτωση στη θέση slave ορίστηκε η επιλογή «surface-tosurface». Η επιλογή «single_surface» λαμβάνει υπόψη το πάχος του τοιχώματος και αποκλείει την περίπτωση διείσδυσης των στοιχείων κατά την κατάρρευση,

συνυπολογίζοντας όμως την περίπτωση σχετικής κίνησης με τους συντελεστές τριβής που αναφέρθηκαν. Επίσης ορίστηκαν η σταθερή ταχύτητα κίνησης της άνω πλάκας (0,1mm/msec) με ένα βαθμό ελευθερίας (Z translation), η διάρκεια της συμπίεσης (1680msec) και η συχνότητα λήψης των ληφθέντων στιγμιότυπων (16,8msec) και υπολογισμού του φορτίου (1,68msec) (114), (115), (116).

Στις επόμενες σελίδες παρουσιάζονται συγκριτικές εικόνες από τα προφίλ, μετά την κανονική δοκιμή θλίψης, αλλά και μετά τη χρήση του μοντέλου και εν συνεχεία οι αντίστοιχες καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης, για χαρακτηριστικές περιπτώσεις προφίλ των κραμάτων 1 και 2.

Εν συνεχεία μελετάται η επίδραση της (α) διαφορετικής τιμής παραμόρφωσης θραύσης, (β) ρυθμού παραμόρφωσης και (γ) του πάχους των προφίλ στη μορφολογία των συμπιεσμένων δοκιμίων και των αντίστοιχων καμπύλων.

6.2 Αποτελέσματα προσομοίωσης δοκιμής θλίψης με πεπερασμένα στοιχεία

Η μορφολογία των προφίλ μετά την ολοκλήρωση της κατάρρευσης, όσον αφορά τόσο στον αριθμό των πτυχώσεων που δημιουργήθηκαν όσο και στη δημιουργία ασυνεχειών, εμφάνισε σχεδόν πλήρη αντιστοιχία στην περίπτωση των wq δειγμάτων (Σχήματα 148, 150 και 152). Οι καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης εμφάνισαν επίσης σημαντική ταύτιση, με εμφάνιση αρχικά μιας μέγιστης τιμής φορτίου και κατόπιν μικρότερων τοπικών μεγίστων τιμών που αντιστοιχούσαν στο χρονικό σημείο της ολοκλήρωσης του σχηματισμού των πτυχώσεων (Σχήματα 149, 151 και 153). Στην περίπτωση της μοντελοποίησης, μεταξύ της πρώτης και της δεύτερης κορυφής παρουσιάστηκε διακύμανση της τιμής του φορτίου αλλά ως γενική τάση οι τιμές συμπίπτουν με τις τιμές της κανονικής δοκιμής. Στον κατά πολύ αυξημένο ρυθμό παραμόρφωσης που εφαρμόστηκε στο μοντέλο οφείλεται η μεγαλύτερη τιμή του μέγιστου φορτίου (πρώτη κορυφή) στην προσομοίωση, καθώς επίσης και η μικρότερη απόσταση, κατά τον άξονα των αποστάσεων-x, μεταξύ των διαδοχικών κορυφών.



Σχήμα 148 Κράμα 1, συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων wq προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία (αριστερά) και από τη δοκιμή θλίψης (δεξιά).


Σχήμα 149 Σύγκριση των καμπύλων θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την πραγματική δοκιμή (Test) στα δείγματα WQ, 0h170A^{wQ}, 4h170A^{wQ}, 8h170A^{wQ}, 12h170A^{WQ}, 24h170A^{WQ} και 40h170A^{WQ} κράματος 1.

Πίνακας 9 Κράμα 1, τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από τη μοντελοποίηση (FEM) και τις πραγματικές δοκιμές.

Δείγμα	Μέσο φ (kN	ορτίο Ι)	Μέγιστο φορτία (kN)		
	Δοκιμή	FEM	Δοκιμή	FEM	
WQ	16	15	36	43	
0h170A ^{wQ}	18	15	45	51	
4h170A ^{wQ}	25	25	64	84	
8h170A ^{wQ}	28	26	59	93	
12h170A ^{wQ}	28	28	70	96	
24h170A ^{wQ}	29	29	92	98	
40h170A ^{wQ}	29	27	81	98	



Σχήμα 150 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων wq προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία (αριστερά) και από τη δοκιμή θλίψης (δεξιά)δοκιμή 4β.



Σχήμα 151 Σύγκριση των καμπύλων θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την πραγματική δοκιμή (Test) στα δείγματα 4h170B^{WQ}, 8h170B^{WQ} και 12h170B^{WQ} κράματος 1.

Πίνακας 10 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από τη μοντελοποίηση και τις πραγματικές δοκιμές.

Δείγμα	Μέσο φ	ορτίο	Μέγιστο φορτίο			
	(kN	1)	(k	XN)		
	Δοκιμή	FEM	Δοκιμή	FEM		
4h170B ^{wQ}	27	26	78	86		
8h170B ^{wQ}	30	29	90	95		
12h170B ^{wQ}	31	33	89	98		



Σχήμα 152 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία (αριστερά) και από τη δοκιμή θλίψης (δεξιά)δοκιμή στους 200°C.



Σχήμα 153 Σύγκριση των καμπύλων θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την πραγματική δοκιμή (Test) στα δείγματα 4h200A^{wQ}, 8h200A^{wQ} και 12h200A^{wQ} κράματος 1.

Δείγμα	Μέσο φ (kN	ορτίο Ι)	Μεγιστο φορτιά (kN)		
	Δοκιμή	FEM	Δοκιμή	FEM	
4h200A ^{wQ}	28	23	66	94	
8h200A ^{wQ}	28	24	82	96	
12h200A ^{wQ}	26	24	84	96	

Πίνακας 11 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από τη μοντελοποίηση και τις πραγματικές δοκιμές (WQ).

- - -

Οι τιμές των μέσων τιμών των φορτίων (Πίνακες 9-11), όπως προέκυψαν από την ολοκλήρωση των καμπύλων φορτίου-βράχυνσης, εμφάνισαν διαφορά μικρότερη του 15% από τις πραγματικές δοκιμές, ενώ σε αρκετές περιπτώσεις ήταν ταυτόσημες. Ανεξάρτητα της μεταλλουργικής κατάστασης του δοκιμίου με τη χρήση του λογισμικού μπορεί να γίνει πρόβλεψη του μέσου φορτίου, άρα και της δυσθραυστότητας των προφίλ, παρά την τροποποίηση του ρυθμού παραμόρφωσης. Αν το στοιχείο αυτό συνδυαστεί με την επιτυχή αποτύπωση της μορφής των αναδιπλώσεων, τότε η εφαρμογή του μοντέλου καθίσταται ακόμα πιο ουσιαστική. Η μέγιστη διαφορά στην τιμή του μέσου φορτίου ήταν μόλις 5kN και παρατηρήθηκε στο δείγμα 4h200A^{wq}. Σε όλες τις περιπτώσεις πλην του δείγματος 12h170B^{wo}που υπήρξε διαφορά στην τιμή του μέσου φορτίου, την μεγαλύτερη τιμή την είχε το αποτέλεσμα της πραγματικής δοκιμής. Αυτό φανερώνει την επίδραση του βραδύτερου ρυθμού παραμόρφωσης που επέτρεψε τον πιο ομαλό και ευνοϊκό σχηματισμό αναδιπλώσεων, αλλά και την εκδήλωση αντίστασης του υλικού στην επιβαλλόμενη παραμόρφωση, στοιχεία που ενισχύουν τη δυσθραυστότητα των προφίλ. Αυτό εκδηλώνεται με την εμφάνιση υψηλότερων τιμών τοπικών μεγίστων του φορτίου που υπερκάλυπταν την διαφορά στην τιμή της αρχικής κορυφής.

Οι τιμές του μεγίστου φορτίου εμφάνισαν μεγαλύτερες διαφορές με υψηλότερες πάντα τιμές που προέκυψαν από την μοντελοποίηση, ενώ οι διαφορές αυτές κυμαίνονταν μεταξύ 6 και 37% για τα δείγματα με 4 ώρες προγήρανση στους 100°C (Πίνακας 9) και γήρανση στους 170°C, μικρότερες του 10% για τα δείγματα με 12 ώρες προγήρανση (Πίνακας 10) και ως 30% στα δείγματα με γήρανση στους 200°C (Πίνακας 11). Σε κάθε περίπτωση όμως υπήρχε η αναμενόμενη τάση αύξησης της τιμής του με την πρόοδο της γήρανσης.

Όσον αφορά στα ac δείγματα, τα αποτελέσματα της προσομοίωσης της μορφολογίας των προφίλ μετά την κατάρρευση ήταν επίσης ικανοποιητικά (Σχήματα 154 και 156), καθώς το λογισμικό κατόρθωσε να αναπαραγάγει τόσο τις αναδιπλώσεις όσο και τις ρωγματώσεις των δοκιμίων. Οι καμπύλες φορτίου-βράχυνσης στα δοκίμια που υπέστησαν καταστροφική κατάρρευση ήταν ακανόνιστες χωρίς διακριτές μέγιστες τιμές, όπως ακριβώς συνέβη και στις πραγματικές δοκιμές (Σχήματα 155 και 157). Οι τιμές των μέσων φορτίων στην πραγματική δοκιμή και στη μοντελοποίηση εμφάνισαν πλήρη ταύτιση, εκτός από την περίπτωση του δείγματος 12h170B^{AC} που στη δοκιμή εμφάνισε ψαθυρή θραύση και η μέση τιμή που προέκυψε ήταν κατά 15kN μικρότερη από αυτή που υπολογίστηκε με το LS-DYNA. Αντίθετα προς τα wq δείγματα, στα ac μεγαλύτερες τιμές μέσων τιμών φορτίων εμφανίστηκαν στη μοντελοποίηση (Πίνακες 12 και 13). Όπως προέκυψε, η εκδήλωση μεγάλων ρωγματώσεων στα προφίλ προκάλεσε στις καμπύλες φορτίου-βράχυνσης του μοντέλου υψηλές τιμές θλιπτικού φορτίου και γενικά ακανόνιστη διακύμανση των τιμών του κατά την εξέλιξη της τ.γ. Ενδεικτική είναι η περίπτωση του δοκιμίου 12h170A^{AC}, στο οποίο ή μέση τιμή του φορτίου ήταν 91kN και μεγαλύτερη από του δείγματος 8h170A^{AC}που είχε 88kN στη μοντελοποίηση, ενώ οι πραγματικές τιμές ήταν 76 και 81kN αντίστοιχα. Στην πράξη δηλαδή, η ελάττωση της ολκιμότητας με την εξέλιξη της γήρανσης προκάλεσε μείωση της δυσθραυστότητας, κάτι που με αριθμητική προσομοίωση αποτυπώνεται στη μορφολογία των καμπύλων, αλλά όχι στη μεταβολή του μέσου φορτίου. Οι τιμές του μέγιστου φορτίου εμφάνισαν την ίδια τάση με τα wq, με τις μεγαλύτερες τιμές να συναντώνται στην περίπτωση της προσομοίωσης.



Σχήμα 154 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων ac προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία (αριστερά) και από τη δοκιμή θλίψης (δεξιά).



Σχήμα 155 Σύγκριση των καμπύλων θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την πραγματική δοκιμή (Test) στα δείγματα AC, 4h170A^{AC} και 12h170A^{AC} κράματος 1.

Πίνακας 12 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από τη μοντελοποίηση και τις πραγματικές δοκιμές.

Δείγμα	Μέσο φ (kN	ορτίο Ι)	Μέγιστο φορτίο (kN)		
	Δοκιμή	FEM	Δοκιμή	FEM	
AC	15	16	32	40	
4h170A ^{AC}	24	23	75	79	
8h170A ^{AC}	26	27	81	88	
12h170A ^{AC}	23	26	76	91	



Σχήμα 156 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων ac προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία αριστερά και από τη δοκιμή θλίψης δεξιά-δοκιμή 4β.



Σχήμα 157 Σύγκριση των καμπύλων θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης από τη μοντελοποίηση (FEM) και την πραγματική δοκιμή (Test) στα δείγματα 4h170B^{AC}, 8h170B^{AC} και 12h170B^{AC} κράματος 1.

Πίνακας 13 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από τη μοντελοποίηση και τις πραγματικές δοκιμές (AC).

Δείγμα	Μέσο φο	ρτίο	Μέγιστο φορτίο			
	(KN)		()	(N)		
	Δοκιμή	FEM	Δοκιμή	FEM		
4h170B ^{AC}	27	31	67	81		
8h170B ^{AC}	26	29	66	93		
12h170B ^{AC}	18	33	83	94		

Εν συνεχεία πραγματοποιήθηκε δοκιμή με πεπερασμένα στοιχεία με επιβολή διαφορετικών τιμών επιμήκυνσης θραύσης σε ένα δοκίμιο. Για το λόγο αυτόν εξετάστηκε η συμπεριφορά δείγματος προφίλ με αρχικό ύψος 300mm και βράχυνση κατά 70%, με διατομή «Α» και μηχανικές ιδιότητες που αντιστοιχούσαν σε αυτές του δοκιμίου 4h170A^{wq} κράματος 1 (Σχήμα 158). Συγκεκριμένα, χρησιμοποιήθηκαν τιμές παραμόρφωσης θραύσης 0,4, 0,5, 0,7 και 0,8 (40-80%), καθώς για χαμηλές τιμές παραμόρφωσης το λογισμικό αναπαράγει ιδιαίτερα ψαθυρές συμπεριφορές και παρατηρήθηκε η μορφολογία της καμπύλης φορτίου-βράχυνσης και οι τιμές του μέγιστου και του μέσου φορτίου. Από τη μελέτη των αποτελεσμάτων βρέθηκε, ότι διπλασιασμός της τιμής της επιμήκυνσης (από 40 σε 80%) επιδρά στη τιμή μέσου φορτίου αυξάνοντας τη κατά 22%, από 28 σε 34kN, ενώ δεν είχε καμία επίπτωση στο μέγιστο φορτίο (σταθερή τιμή 116kN, βλ. Πίνακας 14). Το πλήθος και το εύρος των ασυνεχειών στα συμπιεσμένα δοκίμια, όπως αναμενόταν, ελαττώθηκε σημαντικά με την αύξηση της τιμής παραμόρφωσης θραύσης και στα δείγματα με τις τρεις μεγαλύτερες τιμές παραμόρφωσης σχηματίστηκαν τρεις αναδιπλώσεις, αντί για δύο στο δείγμα με παραμόρφωση θραύσης 40%. Παράλληλα, η μορφολογία της καμπύλης φορτίουβράχυνσης γινόταν ομαλότερη με λιγότερες και πιο διακριτές κορυφές (Σχήμα 159). Παρόμοια συμπεράσματα προκύπτουν από την εφαρμογή του λογισμικού μετά από χρήση ως δεδομένα εισόδου, των μηχανικών ιδιοτήτων των προφίλ 8h170A^{wQ} (Σχήματα 160, 161, και Πίνακας 15) και 12h170A^{wQ} (Σχήματα 162, 163, Πίνακας 16) του ίδιου κράματος. Από τη συνολική εξέταση των τριών αυτών δοκιμών παρατηρείται πως η δημιουργία αναδιπλώσεων ξεκινά, όπως και στην πραγματικότητα, από τυχαία σημεία, δηλαδή στα δείγματα 4h170A^{wq} και 12h170A^{wq} από την περιοχή της επαφής του δοκιμίου με την ακλόνητη κάτω πλάκα, ενώ στο δοκίμιο 8h170A^{wQ} στην επαφή με την κινούμενη άνω πλάκα.



Επίδραση της τιμής επιμήκυνσης θραύσης στο μοντέλο προσομοίωσης



Σχήμα 158 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης (%/100) για το δείγμα 4h170A^{wQ} κράματος 1.



Σχήμα 159 (α), (β) Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης για το δείγμα 4h170A^{wQ}.

Πίνακας 14 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης για για το δείγμα 4h170A^{wQ}.



Σχήμα 160 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης (%/100) για το δείγμα 8h170A^{WQ} κράματος 1.



Σχήμα 161 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης για το δείγμα 8h170A^{wq}.

Πίνακας 15 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης για το δείγμα 8h170A^{wq}.

Επιμήκυνση	Μέσο	Μέγιστο			
Θραύσης	φορτίο	φορτίο			
(%/100)	(kN)	(kN)			
0,4	31	128			
0,5	34	128			
0,7	34	128			





Σχήμα 162 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης (%/100) για το δείγμα 12h170A^{wQ} κράματος 1.



Σχήμα 163 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης για το δείγμα 12h170A^{wQ}.

Πίνακας 16 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές επιμήκυνσης θραύσης για το δείγμα 12h170A^{wq}.

Επιμήκυνση	Μέσο	Μέγιστο			
Θραύσης	φορτίο	φορτίο			
(%/100)	(kN)	(kN)			
0,5	32	132			
0,7	35	132			
0,8	34	132			

Η επόμενη δοκιμή αφορούσε στη μελέτη της επίδρασης του ρυθμού παραμόρφωσης εκφρασμένης με την τιμή της ταχύτητας της άνω πλάκας κατά τη συμπίεση του προφίλ 12h170A^{wo} κράματος 1, με αρχικό ύψος 300mm, όπως στην προηγούμενη δοκιμή (Σχήματα 164 και 165, Πίνακας 17). Με επιλογή ταχυτήτων μεταξύ 0,1 και 10mm/msec (συνθήκες δυναμικής καταπόνησης, βλ. βιβλιογραφία (98)) βρέθηκε ότι δεκαπλασιασμός της ταχύτητας από 0,1 σε 1 είχε αμελητέα επίδραση στην τιμή του μέσου φορτίου, αλλά ενήργησε αυξητικά στην τιμή του μέγιστου φορτίου (κατά 20%). Πιο σημαντική ήταν η επίδραση από τον δεκαπλασιασμό της ταχύτητας παραμόρφωσης από 1 σε 10 mm/msec. Σε αυτό το εύρος τιμών τα αποτελέσματα έδειξαν αύξηση στην τιμή του μέσου φορτίου κατά 25% (από 60 σε 76kN) και σχεδόν διπλασιασμό στην τιμή του μέγιστου φορτίου (από 186 στα 343kN). Τα αποτελέσματα αυτά έρχονται σε συμφωνία με τα ευρήματα της έρευνας του Langseth (117) και του Kim Dong-Kuk (83), οι οποίοι επισημαίνουν ότι η κύρια συνεισφορά της αύξησης του ρυθμού παραμόρφωσης είναι η αύξηση του αρχικού, μέγιστου φορτίου. Επιπλέον, η αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης επέφερε ελάττωση της απόστασης μεταξύ των κορυφών και μεταβολή της μορφολογίας της καμπύλης από ομαλή σε ακανόνιστη.

Επίδραση του ρυθμού παραμόρφωσης στη μορφολογία του συμπιεσμένου δοκιμίου και στην καμπύλη φορτίου-βράχυνσης



Σχήμα 164 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές ταχύτητας συμπίεσης (mm/msec) για το δείγμα 12h170A^{WQ}.



Σχήμα 165 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές ταχύτητας συμπίεσης για το δείγμα 12h170A^{wq}. Πίνακας 17 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές ταχύτητας συμπίεσης για το δείγμα 12h170A^{wq}.

Ταχύτητα συμπίεσης	Μέσο φορτίο	Μέγιστο φορτίο				
(mm/msec)	(kN)	(kN)				
0,1	63	154				
1	60	186				
10	76	343				

Ενδιαφέρον παρουσιάζουν και τα ευρήματα της μελέτης της επίδρασης του πάχους τοιχώματος στη δυσθραυστότητα. Μελετήθηκε το ίδιο προφίλ που εξετάστηκε στην προηγούμενη δοκιμή και πραγματοποιήθηκε σύγκριση της συμπεριφοράς του διατηρώντας σταθερό τον ρυθμό παραμόρφωσης, αλλά επιβάλλοντας στο πάχος τοιχώματος τις τιμές 0,5, 0,95, 1,9 (η πραγματική τιμή των προφίλ) και 3,8mm (Σχήματα 166, 167, Πίνακας 18). Ομοίως προς τη μελέτη του Qiao (82), διαπιστώθηκε πως ο διπλασιασμός του πάχους από 0,5 σε 0,95mm και από 0,95 σε 1,9mm είχε ως αποτέλεσμα τον τριπλασιασμό του μέσου φορτίου (άρα και της ενέργειας παραμόρφωσης) και υπερτριπλασιασμό του μέγιστου φορτίου. Επιπλέον, ο διπλασιασμός από 1,9 σε 3,8mm συνοδεύτηκε από υπερτετραπλασιασμό του μέσου φορτίου και 3,5 φορές αύξηση του μέγιστου φορτίου. Σχετικά με τις διαφορές που υπήρξαν στη μορφολογία των προφίλ μετά την κατάρρευση, το δείγμα πάχους 0,5mm εμφάνισε ακανόνιστη μορφολογία με θραύση και φαινόμενα λυγισμού, το δείγμα των 0,95mm εμφάνισε δύο καλά σχηματισμένες πτυχώσεις και μια τρίτη ακανόνιστη, το δείγμα των 1,9mm εμφάνισε τρεις καλές σχηματισμένες πτυχώσεις, ενώ το δείγμα των 3,8mm είχε συμμετρικό μοτίβο συμπίεσης και πολύ καλά διαμορφωμένες πτυχώσεις. Το μέγεθος των κορυφών στην καμπύλη φορτίου- βράχυνσης του τελευταίου δείγματος είναι παρόμοιο, εξαιτίας της εμφάνισης συμμετρικής μορφολογίας (βλ. επίσης βιβλιογραφία (83)). Στο Σχήμα 166 παρατηρείται ότι η δημιουργία των αναδιπλώσεων στην τελευταία δοκιμή ξεκίνησε από την μεριά της κινούμενης πλάκας στην περίπτωση του τοιχώματος των 3,8mm και στις υπόλοιπες από την μεριά της ακίνητης, φανερώνοντας εκ νέου το τυχαίο της θέσης δημιουργίας τους.

Επίδραση του πάχους τοιχώματος στη μορφολογία του συμπιεσμένου δοκιμίου και στην καμπύλη φορτίου-βράχυνσης



Σχήμα 166 Συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές πάχους τοιχώματος (mm) για το δείγμα 12h170A^{wq}.



Σχήμα 167 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικές τιμές πάχους τοιχώματος για το δείγμα 12h170A^{wq}.

Πίνακας 18 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία, με διαφορετικά πάχη τοιχώματος για το δείγμα 12h170A^{wq}.

Πάχος τοιχώματος (mm)	Μέσο φορτίο (kN)	Μέγιστο φορτίο (kN)
0,5	6	16
0,95	20	50
1,9	60	186
3,8	257	664

Τα αποτελέσματα της μοντελοποίησης για το κράμα 2 διατομής «B» και wq δοκίμια ήταν επιτυχή, όσον αφορά στην αποτύπωση της μορφολογίας των παραμορφωμένων δοκιμίων και την εκδήλωση ή μη ρωγματώσεων (Σχήμα 168). Αντίθετα, τα υπολογιστικά δεδομένα παρουσίασαν μεγάλη απόκλιση, με το μοντέλο να δίνει πολύ χαμηλότερες τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου από τις πραγματικές (Πίνακας 19).





Σχήμα 168 Κράμα 2, συγκριτικές απόψεις των παραμορφωμένων προφίλ όπως προέκυψαν από την ανάλυση με πεπερασμένα στοιχεία αριστερά και από τη δοκιμή θλίψης δεξιά.





Σχήμα 169 Καμπύλες θλιπτικού φορτίου-βράχυνσης δειγμάτων WQ, 4h170A^{wQ} και 8h170A^{wQ} κράματος 2.

Δείγμα	Μέσο φ	ορτίο	Μέγιστο φορτίο			
	(kN	1)	(k	(N)		
	Δοκιμή FEM		Δοκιμή	FEM		
WQ	183	43	305	100		
4h170A ^{wQ}	151	97	234	223		
8h170A ^{wQ}	206	123	396	285		

Πίνακας 19 Τιμές μέσου και μέγιστου φορτίου θλίψης όπως προέκυψαν από τη μοντελοποίηση και τις πραγματικές δοκιμές (WQ).

6.3 Σχολιασμός των αποτελεσμάτων του Κεφαλαίου 6

Με τη βοήθεια των πεπερασμένων στοιχείων κατέστη εφικτό να αναπαραχθούν οι μορφολογίες των δοκιμίων μετά τη δοκιμή θλίψης, τόσο όσων εμφάνισαν τέλειο σχηματισμό αναδιπλώσεων όσο και αυτών που ρηγματώθηκαν, και να υπολογιστούν με πολύ μεγάλη ακρίβεια οι τιμές του μέσου θλιπτικού φορτίου. Οι τιμές του μέγιστου φορτίου είχαν αποκλίσεις εντός αποδεκτών ορίων, ενώ συνολικά η ταύτιση των πραγματικών καμπύλων με του μοντέλου ήταν σημαντική. Τα θετικά αποτελέσματα ισχύουν τόσο για wq όσο και για ac δοκίμια στην περίπτωση του κράματος 1 με την σχετικά απλή, τετραγωνική διατομή. Στην περίπτωση του πολύπλοκης διατομής προφίλ κράματος 2, κατέστη δυνατή η αναπαραγωγή της μορφολογίας των δοκιμίων, αλλά υπήρξε αναντιστοιχία στην μορφολογία των καμπύλων φορτίου-βράχυνσης.

Για τη λειτουργία του μοντέλου ήταν απαραίτητο (i) η ταχύτητα παραμόρφωσης να αντιστοιχεί σε συνθήκες δυναμικής καταπόνησης (μια ως δύο τάξεις μεγέθους μεγαλύτερη ταχύτητα άνω πλάκας από τις κανονικές δοκιμές) και (β) η τιμή της παραμόρφωσης θραύσης να είναι 3-7 φορές μεγαλύτερη από την πραγματική (50 ή 70%). Σε περίπτωση που στο μοντέλο ληφθούν υπόψη τιμές της παραμόρφωσης θραύσης κοντά στις πραγματικές το υλικό παρουσιάζεται λιγότερο όλκιμο. Οι δυνατότητες της χρήσης του μοντέλου είναι απεριόριστες, καθώς μπορούν να τροποποιηθούν μια σειρά παραμέτρων, όπως πάχος δοκιμίου, ρυθμός παραμόρφωσης, μηχανικές ιδιότητες, συνοριακές συνθήκες κλπ και να εξαχθούν σχετικά συμπεράσματα.

7 Συμπεράσματα

Η κατασκευή προφίλ σειράς 6xxx για την αυτοκινητοβιομηχανία προϋποθέτει την κατάλληλη επιλογή της συγκέντρωσης των κραματικών στοιχείων και τον προσεκτικό σχεδιασμό και έλεγχο όλων των σταδίων που μεσολαβούν από τη χύτευση μέχρι και το στάδιο της τεχνητής γήρανσης. Στην παρούσα διδακτορική διατριβή πραγματοποιήθηκε μελέτη της μικροδομής με οπτική, ηλεκτρονική και μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης συνεπικουρούμενων από μηχανικές δοκιμές εφελκυσμού και θλίψης προφίλ με σκοπό τη βελτιστοποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων αναφορικά με την αντοχή, τη δυσθραυστότητα και την απορρόφηση ενέργειας από τις εφαρμοσμένες θερμικές κατεργασίες. Από τις δοκιμές προέκυψαν χρήσιμα συμπεράσματα καθώς μελετήθηκαν 4 διαφορετικά κράματα, 2 διαφορετικές διατομές προφίλ και μελετήθηκε η μεταβολή των μηχανικών ιδιοτήτων συναρτήσει της φυσικής και τεχνητής γήρανσης με ποτελούν τη συνήθη μεθοδολογία, γεγονός που αποτελούν τη συνήθη μεθοδολογία, γεγονός που αποτελεί σημαντικό πλεονέκτημα καθώς επιτρέπει την παρατήρηση και τον υπολογισμό της ολκιμότητας και επομένως της δυσθραυστότητας.

Σχετικά με την επίδραση της κραμάτωσης προέκυψε ότι όσο μεγαλύτερη ήταν τόσο ευνοούταν η επιτάχυνση των διεργασιών που σχετίζονται με τη γήρανση, είτε πρόκειται για την φυσική είτε για την τεχνητή και επομένως επέτρεπε την επίτευξη υψηλότερων τιμών αντοχής. Η επιλογή κράματος με περίσσεια Si αναφορικά με τη στοιχειομετρική αναλογία όπως προκύπτει από τη συνολική περιεκτικότητα πλην της ποσότητας που δεσμεύεται από τον Fe και το Al για σχηματισμό της μεσομεταλλικής AlFeSi και την ποσότητα που ενώνεται με το Mg προς σχηματισμό Mg₂Si, επιτρέπει τον σχηματισμό κρυστάλλων Si τόσο σε περικρυσταλλικές θέσεις όσο και εντός των κόκκων. Με αυτό τον τρόπο όμως σημειώνεται ελάττωση της ολκιμότητας και σε μεγαλύτερο βαθμό όταν οι κρύσταλλοι εντοπίζονται σε PFZs. Ωστόσο ή ύπαρξη περίσσειας Si υποδηλώνει επιτάχυνση της κινητικής της τεχνητής γήρανσης λόγω του μικρότερου αριθμού αλμάτων που απαιτούνται για τον σχηματισμό φάσεων συνοχής στον οποίο τα άτομα Si λαμβάνουν μέρος και μάλιστα η επίδραση τους είναι μεγαλύτερη από την επίδραση που έχει η περίσσεια Mg.

Βελτίωση της αντοχής στα κράματα σειράς 6xxx μπορεί να προκύψει, τόσο από μεγαλύτερο πλήθος κατακρημνισμάτων β'' (συνοχής) και β' (ημισυνοχής) όσο και από

ελάττωση του μέσου μεγέθους κόκκου. Ενδεικτικές μετρήσεις με μικροσκοπία διερχόμενης δέσμης, φανέρωσαν πως αύξηση του ποσοστού του Mg₂Si κατά 0,4% (από 0,6 σε 1%) αντιστοιχεί σε 25% αύξηση του πλήθους (της πυκνότητας) των κατακρημνισμάτων σε μεταλλουργική κατάσταση T6. Το ποσοστό κραμάτωσης επιδρά –με διαφορετικό βαθμό συνεισφοράς για κάθε στοιχείο- στην «παγίδευση» κενών πλεγματικών θέσεων γύρω από τα άτομα αντικατάστασης κατά την ψύξη από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης επιδρώντας θετικά στην ταχύτητα διάχυσης των ατόμων κατά την τεχνητή γήρανση. Εφόσον το υλικό υποστεί μεγέθυνση κόκκου λόγω δευτερογενούς ανακρυστάλλωσης κατά τη διέλαση ή την διαλυτοποίηση, τα πλεονεκτήματα για τις μηχανικές ιδιότητες από την αύξηση της κραμάτωσης περιορίζονται στις τιμές της αντοχής καθώς η ολκιμότητα και η δυσθραυστότητα ελαχιστοποιούνται. Αυτό γίνεται αντιληπτό από τις δοκιμές εφελκυσμού μέσω υπολογισμού της επιμήκυνσης αλλά και απλής παρατήρησης της επιφάνειας θραύσης που εμφανίζει χαρακτηριστικά χαμηλής ολκιμότητας.

Αναφορικά με τα συμπεράσματα από την εφαρμογή διαφορετικών θερμοκρασιών τεχνητής γήρανσης βρέθηκε ότι σε προφίλ στα οποία είχε μεσολαβήσει φυσική γήρανση 24 ωρών και ειδικότερα στα κράματα 1 και 3 με 0,6 και 0,8%Mg₂Si στα οποία υπήρχε περίσσεια Si, η τεχνητή γήρανση στους 170°C για 40 ώρες επέτρεψε υψηλότερες τιμές ορίου διαρροής και μέγιστης αντοχής από ότι η θερμική κατεργασία στους 200°C για 4-12 ώρες, αλλά στο κράμα 2 με 0,8%Mg₂Si χωρίς περίσσεια Si η θερμική κατεργασία στους 200°C και με χρόνο παραμονής 4 ώρες πλεονεκτεί φανερώνοντας πως για την επίδραση των θετικών αποτελεσμάτων της γήρανσης σε χαμηλότερη θερμοκρασία απαιτείται μεγαλύτερη διάρκεια γήρανσης. Για το κράμα 4 με κραμάτωση 1,0% στα αποτελέσματα εμφανίστηκε μεγάλη διασπορά, κυρίως λόγω της δευτερογενούς ανακρυστάλλωσης σε τυχαίες θέσεις των τοιχωμάτων των προφίλ αλλά ως γενικό συμπέρασμα μεταξύ 170 και 200°C δεν υπήρξε σημαντική διαφοροποίηση στις μηχανικές ιδιότητες.

Σχετικά με την επίδραση των συνθηκών προγήρανσης πραγματοποιήθηκε μελέτη (α) της εφαρμογής τεχνητής γήρανσης σε δύο στάδια το πρώτο εκ των οποίων σε θερμοκρασία 100°C και με διαφορετικούς χρόνους παραμονής καθώς και (β) της επίδρασης της φυσικής γήρανσης 24 ωρών μεταξύ διαλυτοποίησης στους 550°C και τεχνητής γήρανσης. Όπως παρουσιάστηκε, και για χρόνο παραμονής ως 12 ώρες στους 100°C, η απόκριση του υλικού στην τεχνητή γήρανση ήταν θετική, όσον αφορά στην κινητική της σκλήρυνσης, λόγω του μαζικότερου σχηματισμού φάσεων συνοχής, κάτι που ισχύει τόσο για τα wq όσο και για τα ac δείγματα επιφέροντας αύξηση της αντοχής κατά 8-13 MPa και χωρίς μεταβολή στην επιμήκυνση θραύσης.

Ο ρυθμός ψύξης από τη θερμοκρασία στερεού διαλύματος (σύγκριση wq-ac δοκιμίων) επέδρασε σε μικρό βαθμό στην προκύπτουσα αντοχή και σε μεγαλύτερο βαθμό στην δυσθραυστότητα (η τελευταία όπως υπολογίζεται από την καμπύλη σ-ε). Η χαμηλότερη ταχύτητα ψύξης συνδυάστηκε με χαμηλές τιμές παραμόρφωσης στην περιοχή των καμπύλων σ-ε μετά από το σημείο του μέγιστου φορτίου (UTS). Ο περιορισμός της ολκιμότητας στα ac δείγματα οφείλεται στο σχηματισμό εκτεταμένων PFZs που αποτελούν περιοχές με μικρότερη αντοχή και ολκιμότητα από το εσωτερικό των κόκκων. Έτσι, αν και σε μεταλλουργική κατάσταση Τ6 η περικρυσταλλική κατακρήμνιση είναι εντονότερη σε δείγματα που έχουν υποστεί απότομη ψύξη, η ελάττωση της ολκιμότητας λόγω των PFZs στα δείγματα με αργή ψύξη συμβάλει καθοριστικά στη διαμόρφωση χαμηλότερου βαθμού ολκιμότητας από τα βαμμένα δοκίμια. Η αποφυγή του σχηματισμού PFZs καθίσταται αδιαπραγμάτευτη στην κατασκευή προϊόντων διέλασης για την αυτοκινητοβιομηχανία. Γι αυτό το λόγο, πέραν της εφαρμογής ταχείας ψύξης μετά την διαλυτοποίηση, πρέπει να αποφεύγεται η γήρανση των προφίλ σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες (π.χ. 220°C), ασχέτως του ρυθμού ψύξης που έχει προηγηθεί. Σε αυτές τις θερμοκρασίες η μείωση της αντοχής (άρα και της δυσθραυστότητας) είναι πολύ γρήγορη και δεν αντισταθμίζεται από την βελτίωση της ολκιμότητας της υπεργηρασμένης μήτρας. Η πρώιμη περικρυσταλλική κατακρήμνιση στα ac δείγματα αποτελεί παράγοντα απογύμνωσης της μήτρας από κραματικά στοιχεία που θα μπορούσαν να διατεθούν για σχηματισμό φάσεων συνοχής και ημισυνοχής κατά την τεχνητή γήρανση δικαιολογώντας τις ελαφρώς χαμηλότερες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων σε σχέση με τα wq. Ως αποτέλεσμα, οι επιφάνειες θραύσης των αντίστοιχων δοκιμίων εφελκυσμού χαρακτηρίζονται από υψηλό ποσοστό περικρυσταλλικού διαχωρισμού κόκκων (που στα διαγράμματα σ-ε αποτυπώνεται ως χαμηλό ποσοστό μη ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης) και με ιδιαίτερα χαμηλή τιμή ελάττωσης της διατομής (επίσης μικρότερη των wq δοκιμίων). Η ελάττωση της διατομής αποτελεί ιδιότητα που μπορεί να αποτελέσει ένδειξη της πιθανότητας εκδήλωσης ρωγματώσεων ή μη αποδεκτού σχηματισμού λοβών σε συμπιεσμένα προφίλ που έχουν υποστεί αντίστοιχες συνθήκες προγήρανσης και τεχνητής γήρανσης.

Αναφορικά με την επίδραση της φυσικής γήρανσης τα ευρήματα φανέρωσαν πως χωρίς φυσική γήρανση η μέγιστη τιμή της αντοχής των δειγμάτων και για τα 4 κράματα είναι μεγαλύτερη (κατά 8MPa για το κράμα με 0,6%Mg₂Si και κατά 22MPa για 1,0%Mg₂Si) γεγονός που εξηγείται από τον άμεσο σχηματισμό φάσεων β΄ και β΄΄ που προσφέρουν σκλήρυνση και με διαφορά που μεγαλώνει ανάλογα με το βαθμό κραμάτωσης. Αντίστοιχα όμως τα δοκίμια χωρίς φυσική γήρανση λόγω του μεγαλύτερου βαθμού σκλήρυνσης έχουν μικρότερη τιμή ανομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης El_{n.un}. που επίσης βρέθηκε πως είναι συνάρτηση του ποσοστού κραμάτωσης (0,3% για κράμα με 0,6%Mg₂Si και 2,2% για το κράμα με 1,0%Mg₂Si).

Για τον χαρακτηρισμό της δυσθραυστότητας χρησιμοποιήθηκαν οι δείκτες T_{FR}, T_{UTS} και T_{Pl} (Toughness at **FR**acture ή ολική τιμή δυσθραυστότητας, toughness at **UTS** ή το μέρος της συνολικής δυσθραυστότητας που αντιστοιχεί στην ελαστική και στην περιοχή ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης και toughness in **Pl**astic region ή το μέρος της δυσθραυστότητας που αντιστοιχεί στην ανομοιόμορφη πλαστική παραμόρφωση). Οι διαφορές που επισημαίνονται στην αντοχή των τεσσάρων κραμάτων λόγω του διαφορετικού ποσοστού κραμάτωσης δεν εμφανίζονται και στη δυσθραυστότητα καθώς για τον υπολογισμό της εξίσου καθοριστικός είναι ο ρόλος της παραμόρφωσης-επιμήκυνσης στις αντίστοιχες περιοχές των καμπύλων σ-ε (για το κράμα 1 υπολογίστηκαν υψηλότερες τιμές δυσθραυστότητας από το κράμα 4 αν και υπολειπόταν στην αντοχή).

Για το κράμα 1 και τεχνητή γήρανση στους 170°C οι T_{FR} και T_{UTS} έχουν σχετικά σταθερή τιμή για μεταλλουργική κατάσταση T4 και T6 (~32 και 25J/cm³ ως μέσες τιμές αντίστοιχα) ενώ η T_{Pl} έχει μικρότερη τιμή σε μεταλλουργική κατάσταση T4 από T6 (6 και 10J/cm³) αλλά οι τιμές αυτές είναι μεγαλύτερες από αυτές που επιτυγχάνονται με τεχνητή γήρανση στους 200°C ή στους 220°C. Αναφορικά με την επίδραση των συνθηκών προγήρανσης στη δυσθραυστότητα προέκυψε ότι όσο μεγαλύτερη ήταν η διάρκεια του χρόνου παραμονής στους 100°C τόσο μεγαλύτερη τιμή είχαν οι παράμετροι T_{FR} και T_{UTS} και πολύ μικρή ήταν η αρνητική επίδραση στην T_{Pl}. Στα ac δείγματα η χαμηλή δυσθραυστότητα με την πρόοδο της γήρανσης εκφράζεται μέσω της παρατηρούμενης τάσης για σύγκλιση των τιμών των παραμέτρων T_{FR} και T_{UTS} (που καταδεικνύει ότι το σύνολο της τιμής της δυσθραυστότητας προέρχεται από την ελαστική και την περιοχή ομοιόμορφης πλαστικής παραμόρφωσης) και

κράμα 2. Στα κράματα 3 και 4 παρατηρήθηκε μια διαφοροποίηση σχετικά με το γεγονός πως σε κατάσταση WQ η T_{FR} λαμβάνει χαμηλότερες τιμές από τη γηρασμένη κατάσταση (π.χ. για το κράμα 3 22 έναντι 37J/cm³), ενώ σημαντική αύξηση και σταθεροποίηση της δυσθραυστότητας συντελείται με την ολοκλήρωση του σταδίου της προγήρανσης (δείγματα 0h170A^{wQ}).

Από τους υπολογισμούς της δυσθραυστότητας μέσω ολοκλήρωσης των καμπύλων σ-ε καταδεικνύεται η αξιοπιστία της παραμέτρου T_{Pl} ως δείκτη ικανού για τον χαρακτηρισμό δειγμάτων ως περισσότερο ή λιγότερο όλκιμα, ακόμα και σε περιπτώσεις που η τιμή της ολικής δυσθραυστότητας λαμβάνει παραπλήσιες τιμές. Έτσι, αν και π.χ. τα δοκίμια 4h170A^{AC} και 4h170A^{WQ} κράματος 1 έχουν παρόμοιες τιμές όσον αφορά στην τιμή της T_{FR} (33,6 και 32,6 J/cm³ αντίστοιχα), η ικανότητα μείωσης της διατομής του wq αντικατοπτρίζεται ουσιαστικά στην διαφορά της τιμής της παραμέτρου T_{Pl} (4,4 έναντι 7,1 J/cm³). Ακόμη ένα χαρακτηριστικό παράδειγμα της σημασίας της παραμέτρου T_{Pl} προκύπτει από το ότι σε υπεργηρασμένη κατάσταση λαμβάνει υψηλές τιμές παρά την ελάττωση της ολικής δυσθραυστότητας ενώ και τα αντίστοιχα δοκίμια εφελκυσμού χαρακτηρίζονται από υψηλή ολκιμότητα.

Συγκρίνοντας μεταξύ τους δείγματα με και χωρίς φυσική γήρανση για το κράμα 1 βρέθηκε ότι σε κατάσταση υπογήρανσης τα δείγματα με φυσική γήρανση έχουν υψηλότερες τιμές για τους δείκτες T_{FR} και T_{UTS} αλλά μικρότερη T_{PI} λόγω του σχετικά πιο προχωρημένου βαθμού γήρανσης, ενώ σε κατάσταση μέγιστης σκλήρυνσης οι T_{FR} και T_{UTS} έχουν παρόμοιες τιμές (μέχρι τις 16 ώρες τεχνητή γήρανση μεγαλύτερες τιμές εμφανίζουν τα δείγματα με φυσική γήρανση και για 24 ως 40 ώρες τα δείγματα χωρίς φυσική γήρανση) αλλά η T_{PI} ήταν μεγαλύτερη στα δείγματα με φυσική γήρανση. Για το κράμα 2 από τις 16 ως τις 40 ώρες γήρανσης στους 170°C επισημαίνονται μεγαλύτερες τιμές για τους 3 δείκτες της δυσθραυστότητας υπέρ των δειγμάτων χωρίς φυσική γήρανση, ενώ για το κράμα 3 σε κατάσταση T4 μεγαλύτερη δυσθραυστότητα έχει το δείγματα με φυσική γήρανση ενώ σε κατάσταση T6 οι τιμές είναι παρόμοιες. Για το κράμα 4 τα δείγματα με φυσική γήρανση είχαν περίπου διπλάσια τιμή δυσθραυστότητας γεγονός που οφείλεται στις τιμές της επιμήκυνσης.

Για τον σχηματισμό πιο ολοκληρωμένης εικόνας σχετικά με την συμπεριφορά των προϊόντων διέλασης σε συνθήκες φόρτισης, δεν αρκεί η διεξαγωγή δοκιμών εφελκυσμού και κρίνεται αναγκαία η διεξαγωγή δοκιμών θλίψης. Το σημαντικό πλεονέκτημα της εν λόγω δοκιμής είναι ότι προσεγγίζει τις πραγματικές συνθήκες φόρτισης των προϊόντων διέλασης και επιπροσθέτως καθιστά εφικτή την αποτύπωση της επίδρασης ατελειών της μικροδομής, όπως (i) των σημείων ένωσης που πιθανώς περιέχουν οξείδια, (ii) ευαίσθητων λόγω της γεωμετρίας των προφίλ περιοχών και (iii) ανομοιομορφίας στη μορφολογία του κόκκου (μέσο μέγεθος ή/και παραμόρφωση). Τα οξείδια και γενικά οι ακαθαρσίες συνιστούν εγγενείς αδυναμίες της μικροδομής και περιοχές υψηλής συγκέντρωσης τάσεων, όπως ακριβώς μπορούν να λειτουργούν και συγκεκριμένα μέρη των προφίλ λόγω του σχεδιασμού τους. Στη περίπτωση των προφίλ διατομής «Β» τέτοια σημεία αποδείχθηκε πως ήταν οι περιοχές ένωσης των διαφορετικού πάχους τοιχωμάτων. Σχετικά με την επίδραση της μικροδομής, χαρακτηριστικό παράδειγμα αποτελούν τα προφίλ του κράματος 3 που επέδειξαν ομοιόμορφη μικροδομή στα τοιχώματα πάχους 1,5 και 2,5 mm, αλλά ανομοιόμορφη στο τοίχωμα πάχους 3,5mm. Αν λοιπόν η μελέτη για τη δυσθραυστότητα τους επικεντρωνόταν αποκλειστικά σε δοκιμές εφελκυσμού με λήψη δοκιμίων από τα τοιχώματα πάχους 1,5 και 2,5mm τα συμπεράσματα θα ήταν πιο ενθαρρυντικά απ' ότι θα ίσχυε στην πραγματικότητα.

Από τα αποτελέσματα των δοκιμών θλίψης και επιχειρώντας τη σύγκριση με τα αντίστοιχα αποτελέσματα της δοκιμής εφελκυσμού προέκυψαν αντιφατικά συμπεράσματα σχετικά με τη δυσθραυστότητα των προφίλ σε κατάσταση φυσικής γήρανσης (T4). Βάσει των δοκιμών εφελκυσμού η δυσθραυστότητα σε κατάσταση T4 (WQ) π.χ. για το κράμα 1 ήταν συγκρίσιμη των γηρασμένων δοκιμίων μεταλλουργικής κατάστασης T6), ενώ στις δοκιμές θλίψης το WQ απορρόφησε τη μισή ποσότητα ενέργειας σε σχέση με τα γηρασμένα δοκίμια. Ακόμη, οι μετρήσεις από τις δοκιμές θλίψης απέδειξαν την καλύτερη συμπεριφορά των προφίλ μετά από θερμική κατεργασία στους 200°C συγκριτικά με τους 170°C. Η περικρυσταλλική θραύση χαμηλής ολκιμότητας που παρατηρήθηκε στα προφίλ κράματος «Α» με γήρανση στους 170°C αποδεικνύει πως οι συγκεκριμένες συνθήκες ευνοούν την περικρυσταλλική κατακρήμνιση-ευαισθητοποίηση. Αντιθέτως, σε μεγαλύτερη θερμοκρασία γήρανσης (200 ή 220°C) ευνοείται η γενικευμένη-μαζική κατακρήμνιση και έτσι οι ενδοκρυσταλλικές και οι περικρυσταλλικές περιοχές εμφανίζουν μικρότερη διαφοροποίηση ως προς τις μηχανικές ιδιότητες (αντοχή και ολκιμότητα).

Τα προφίλ που έχουν ευμεγέθεις κόκκους λόγω δευτερογενούς ανακρυστάλλωσης (περίπτωση κράματος 4) κατά τη συμπίεση έχουν υψηλή τάση για εκκίνηση πρώιμων επιφανειακών ρωγματώσεων. Η αστοχία αρχικά εκδηλώνεται με την δημιουργία ζωνών ολίσθησης εντός των κόκκων και κατόπιν με τη δημιουργία και προώθηση των ρωγματώσεων στην περιοχή του τοιχώματος με τη λεπτόκοκκη μικροδομή. Σημαντικά αποτελέσματα των δοκιμών θλίψης αποτελούν η μεγιστοποίηση του μέσου φορτίου στα γηρασμένα wq δοκίμια με μεγαλύτερη διάρκεια προγήρανσης στους 100°C (12h) καθώς και η καταστροφική συμπίεση του συνόλου σχεδόν των ac προφίλ λόγω περικρυσταλλικής ευαισθητοποίησης. Το πλεονέκτημα των καλοσχηματισμένων πτυχώσεων με γήρανση στους 220°C αντισταθμίζεται από τις μικρές τιμές μέσου φορτίου λόγω της υπεργηρασμένης κατάστασης της μήτρας.

Η προσομοίωση των δοκιμών θλίψης με λογισμικό πεπερασμένων στοιχείων αποτελεί χρήσιμο εργαλείο στα χέρια του μηχανικού, καθώς μπορεί να καταδείξει με πολύ καλή προσέγγιση την μορφολογία των συμπιεσμένων δοκιμίων, να δώσει με μεγάλη ακρίβεια τις τιμές του αναμενόμενου μέσου φορτίου και να βοηθήσει στο σχεδιασμό της κατάλληλης γεωμετρίας των εκάστοτε προφίλ, για να επιτευχθούν οι επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες. Σε πρώτο στάδιο χρησιμοποιώντας διαφορετικές τιμές αντοχής και παραμόρφωσης θραύσης, που θα αντιστοιχούν σε δοκίμια με διαφορετικό ρυθμό ψύξης από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης και διάφορες συνθήκες τεχνητής γήρανσης μπορεί να βρεθεί η κατάλληλη θερμική κατεργασία που θα επιτρέψει τον βέλτιστο συνδυασμό αντοχής-δυσθραυστότητας. Όλα αυτά μπορούν να επαναληφθούν για διαφορετικές τιμές πάχους τοιχώματος ή αλλαγές στη γεωμετρία της διατομής.

Τα πειραματικά στοιχεία που παρουσιάστηκαν αποτελούν έναν οδηγό για τις δοκιμές που πρέπει να ακολουθήσουν για την εξέλιξη και περαιτέρω βελτίωση των ιδιοτήτων των προφίλ με εφαρμογή στην αυτοκινητοβιομηχανία. Καθοριστική θεωρείται η συνδυαστική πραγματοποίηση δοκιμών εφελκυσμού και θλίψης, όπως επίσης και βελτίωση των μοντέλων πεπερασμένων στοιχείων, που όντας πιο ισχυρά μπορούν να προσεγγίσουν τις πραγματικές συνθήκες δοκιμών με μεγαλύτερη ταχύτητα και αποτελεσματικότητα. Στα πλαίσια των προτάσεων για μελλοντική έρευνα προτείνεται η διεξαγωγή δοκιμαστικών θερμικών κατεργασιών με ενσωμάτωση ενός σταδίου τεχνητής γήρανσης πριν τη φυσική τεχνητής γήρανσης σε τρία, αντί για δύο στάδια. Απαραίτητη προϋπόθεση είναι η μελέτη κατάλληλα επιλεγμένων δειγμάτων με ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης και διερχόμενης δέσμης, έτσι ώστε να είναι πάντα εφικτός ο συσχετισμός των μετασχηματισμών φάσεων με τις μηχανικές ιδιότητες. Τέλος, για πιο ολοκληρωμένη εικόνα της δυσθραυστότητας προτείνεται η πραγματοποίηση δοκιμής κρούσης με ελεύθερη πτώση κάποιου μεταλλικού δοκιμίου από μεγάλο ύψος και φόρτιση παράλληλα στη διεύθυνση του μεγάλου άξονα των προφίλ.

Αυτές οι σκέψεις ολοκληρώνουν τη παρούσα μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων προφίλ σειράς 6xxx για την αυτοκινητοβιομηχανία, με την ελπίδα ότι η βιομηχανική εμπειρία και η εργαστηριακή προσπάθεια των μηχανικών διαφόρων ειδικοτήτων θα αποτελέσουν την κινητήρια δύναμη για τη βελτίωση και την ανάδειξη των προϊόντων της ελληνικής βιομηχανίας απέναντι στον ισχυρό παγκόσμιο ανταγωνισμό.

8 Παράρτημα



Σχήμα 170 Μπιγιέτες Al μετά από ομογενοποίηση.



Σχήμα 171 Πρέσσα κοπής δοκιμίων εφελκυσμού.

	МQ	0h170A ^{wq}	16h170A ^{wa}	40h170A ^{wa}	_{NNA} Oh170A ^{WQ}	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	12h170B ^{wq}	12h170C ^{wq}	4h200A ^{wq}	28h200A ^{wq}	4h220A ^{wa}	28h220A ^{wa}
VS (MPa)	77	85	240	245,8	72,5	246	248	217	221	186	188	159
13 (IVIFA)	±4,0	±7,5	±9,8	±6,4	±3,8	±9,7	±2,5	±5,4	±10	±6	±6	±1
	174,4	182,4	270,3	266,6	160,3	274,2	276,6	242	249	248	18	193
i S (ivira)	±5,9	±10,4	±6,0	±4,6	±3,6	±1,6	±1,5	±3,6	±3	±2,5	±2	±1
FL (%)	25,5	24,5	13,4	12,2	22,5	12,6	14,0	12,7	11,4	9,8	10,0	12,0
Li. (70)	±1,9	±2,2	±1,7	±0,6	±1,2	±1,3	±1,0	±0,6	±1,3	±0,8	±0,1	±1,6
Fracture Toughness - total	32,1	32,7	34,2	31,3	26,2	32,8	36,7	28,9	26,7	19,7	20,3	21,3
(J/cm³)	±3,6	±3,2	±4,1	±1,8	±1,4	±3,2	±2,5	±1,5	±3,0	±1,8	±0,4	±4,9
Fracture Toughness - post uniform (J/cm ³)	6,1	4,0	9,2	8,4	4,6	7,8	8,4	8,1	7,3	7,1	8,4	8,1
n	0,296	0,276	0,085	0,057	0,291	0,077	0,077		0,072	0,074		
к	357	340	361	330	320	251	358		334	330		

	AC	4h170A ^{AC}	40h170A ^{AC}	4h170B ^{AC}	12h170B ^{AC}
YS (MPa)	69±2	188±4	243±3	199±9	234±1
TS (MPa)	164±3	241±1	263±1	251±1	267±1
El. (%)	23,7±1,5	15,7±1,5	9,3±0,6	15,7±1,2	11,0±1
Fr. Tough total	28,9±3,7	33,6±3,1	23,6±1,6	35,3±2,5	27,6±1,0
(J/cm³)					
Fr. Tough post uniform	2,8	4,4	1,7	5,6	1,1
(J/cm³)					
n	0,309	0,133	0,116		
К	338	355	358		

Πίνακας 21 Κράμα 1, τιμές μηχανικών ιδιοτήτων ac δειγμάτων σε διάφορες μεταλλουργικές καταστάσεις.

Πίνακας 22 Κράμα 2, τιμές μηχανικών ιδιοτήτων σε διάφορες μεταλλουργικές καταστάσεις.

	WQ	4h170A ^{wq}	40h170A ^{wq}	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	4h200A ^{wq}	4h220A ^{wq}	4h170A ^{AC}	40h170A ^{AC}
YS (MPa)	71±1	161±6	236±8	247	262	213	142	228
				±4	±7	±8	±11	±2
TS (MDa)	164±1	222±3	261±8	278	286	240	212	255
15 (IVIFA)				±3	±3	±10	±4	±3
EL (%)	26,2±3,5	18,2±2,6	12,0±1,9	12,5	12,5	9,5	18,2	11,4
EI. (70)				±0,5	±0,7	±1,9	±2,0	±0,5
Fr. Tough.	31,0±2,2	34,6±4,3	29,1±4,8	33,1	34,2	21,3	32,1	11,4
- total				±1,7	±1,3	±2,2	±2,5	±0,5
(J/cm³)								
Fr. Tough. –	9,0	10,2	8,1	8,7	10,1	7,6	6,5	
post uniform								
(J/cm³)								
n		0,16	0,085	0,072				0,08
к		340	340	357				340

	WQ	0h170A ^{wq}	40h170A ^{wq}	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	4h200A ^{wQ}	4h220A ^{wQ}
YS (MPa)	61	80	248	264	243	208
	±2	±5	±8	±9	±7	±6
TS (MPa)	150	186	276	291	264	230
	±2	±2	±5	±5	±4	±2
El. (%)	21,0	24,3	12,5	11,5	12,3	12,5
	±4,1	±2,3	±1,0	±0,7	±0,8	±1,7
Fr. Tough total (J/cm ³)	22,2	32,2	31,9	31,9	31,2	27,4
	±4,4	±2,9	±2,5	±2,5	±2,1	±4,2
Fr. Tough. – post uniform	4,2	7,4	6,4	6,4	10,5	10,8
(J/cm³)						
n		0,31	0,059	0,067	0,17	
К		385	352	372	335	

Πίνακας 23 Κράμα 3, τιμές μηχανικών ιδιοτήτων σε διάφορες μεταλλουργικές καταστάσεις.

Πίνακας 24 Κράμα 4, τιμές μηχανικών ιδιοτήτων σε διάφορες μεταλλουργικές καταστάσεις.

	wq	0h170A ^{wq}	40h170A ^{wq}	_{NNA} 40h170A ^{WQ}	4h200A ^{wQ}	4h220A ^{wQ}
YS (MPa)	68	114	269	301	289	218
	±2	±8	±21	±10	±8	±3
TS (MPa)	170	230	294	316	300	244
	±3	±6	±9	±8	±9	±3
El. (%)	20,0	24,8	9,4	4,5	8,6	10
	±1,4	±2,3	±3,6	±1,8	±2,8	±1,4
Fr. Tough total (J/cm ³)	23,8	42,7	26,0	13,9	25,4	23,1
	±1,2	±5,4	±9,3	±5,5	±2,1	±3,3
Fr. Tough. – post uniform	2,5	4,7	11,3	5,7	9,4	9,8
(J/cm ³)						
n		0,255	0,028	0,025	0,17	
К		422	355	356	335	



Σχήμα 172 Κράμα 1: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 200°C για 1, 4 και 8 ώρες, (wq).



Σχήμα 173 Κράμα 1: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 220°C για 4, 8, 12 και 28 ώρες (wq).



Σχήμα 174 Κράμα 1: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C, περίπτωση προγήρανσης Β, παραμονή 12h στους 100°C (wq).



Σχήμα 175 Κράμα 1: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C, περίπτωση προγήρανσης Β, παραμονή 12h στους 100°C (ac).



Σχήμα 176 Κράμα 1: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C, περίπτωση προγήρανσης C, χωρίς παραμονή στους 100°C (wq).



Σχήμα 177 Κράμα 1: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C, περίπτωση προγήρανσης χωρίς φυσική γήρανση (wq).


Σχήμα 178 Κράμα 2: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C, περίπτωση προγήρανσης χωρίς φυσική γήρανση (wq).



Σχήμα 179 Κράμα 3: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C (wq).



Σχήμα 180 Κράμα 3: Ενδεικτικές καμπύλες σ-ε για γήρανση στους 170°C, περίπτωση προγήρανσης χωρίς φυσική γήρανση (wq).



Μακροσκοπικές εικόνες δειγμάτων μετά από προσβολή με δμ Tucker's

Σχήμα 181 Κράμα 1, δείγμα δοκιμής θλίψης 4h170B^{AC}.



Σχήμα 182 Κράμα 2, δείγμα WQ.



Σχήμα 183 Κράμα 3, δείγμα WQ.



Σχήμα 184 Κράμα 4, δείγμα WQ.



Σχήμα 185 Κράμα 4, δείγμα δοκιμής θλίψης 12h200A^{wq}.





Σχήμα 186 (α) Κράμα 1, δείγμα WQ, εικόνα περίθλασης της μήτρας του Al με προσανατολισμό δέσμης παράλληλα στη διεύθυνση [001]. Ασαφής σχηματισμός ζωνών GP. Δείγμα κράματος 1 σε μεταλλουργική κατάσταση T4. (β) Εικόνα φωτεινού πεδίου χαμηλής μεγέθυνσης.





Σχήμα 187 (α) Μεγαλύτερη μεγέθυνση της προηγούμενης εικόνας. (β) Αταξίες εντός της μήτρας αλουμινίου.

200



Σχήμα 188 (α) Καθίζηση φάσεων μη συνοχής εντός της μήτρας ΑΙ. (β) Δημιουργία πεδίου παραμόρφωσης από ζώνες GP.



Σχήμα 189 (α) Κράμα 1, δείγμα 4h170A^{wQ}, εικόνα περίθλασης της μήτρας του Al με προσανατολισμό δέσμης παράλληλα στη διεύθυνση [001]. Οι αχνά εμφανιζόμενοι σταυροί με μικρή αντίθεση αντιστοιχούν σε κατακρημνισμένα σωματίδια β΄΄. (β) Εικόνα φωτεινού πεδίου από τη μήτρα Al σε μεταλλουργική κατάσταση T5.



Σχήμα 190 (α) Κράμα 1, δείγμα 12h170B^{wQ}, εικόνα περίθλασης της μήτρας του Al με προσανατολισμό δέσμης παράλληλα στη διεύθυνση [001]. Οι ξεκάθαροι και μεγαλύτεροι σταυροί αντιστοιχούν σε κατακρημνισμένα σωματίδια β΄΄. (β) Εικόνα φωτεινού πεδίου της μήτρας Al σε μεταλλουργική κατάσταση T6.



Σχήμα 191 (α) Κράμα 4, δείγμα 24h170A^{wo}, εικόνα περίθλασης της μήτρας του Al με προσανατολισμό δέσμης παράλληλα στη διεύθυνση [001]. Οι σταυροί αντιστοιχούν σε κατακρημνισμένα σωματίδια β΄΄ και β΄. (β) Εικόνα φωτεινού πεδίου της μήτρας Al.



Σχήμα 192 (α) Μεγαλύτερη μεγέθυνση της προηγούμενης εικόνας. (β) Κράμα 4, δείγμα 24h170A^{wq}, εικόνα σκοτεινού πεδίου.



Σχήμα 193 Κράμα 4, δείγμα 12h200A^{wo}, εικόνα περίθλασης της μήτρας του Al με προσανατολισμό δέσμης παράλληλα στη διεύθυνση [001]. Οι σταυροί αντιστοιχούν σε κατακρημνισμένα σωματίδια β΄ και β. (β) Μεγάλα κατακρημνίσματα εντός της μήτρας Al.

Βιβλιογραφία

1. Cantor, Brian and O'Reilly, Keyna. Solidification and Casting. Bristol : IOP Publishing, 2003.

2. **Rostad, Kjetil Steen.** *Mechanical properties and corrosion behaviour of extruded and welded AA6082.* Trondheim : NTNU-Trondheim Norwegian University of Science and Technology, 2014.

3. Aluminum automotive extrusion manual. s.l. : The Aluminum Association, 1998.

4. **Beatty, E.C.** *How the properties and microstructure of 6063 alloy extrusions depend upon fabricating practice.* New Orleans : International extrusion technology seminar, Kaiser aluminum and chemical corp., 1969.

5. **Behling, D.A.** *Alloy development of 6xxx series and current Kaiser extrusion practices.* s.l. : Kaiser aluminum and chemical corp., 1995.

6. Ricks, R. A. and Evans, P. V. Rolling. [Course] s.l. : TSC.

7. Qiao, J.S., Chen, J.H. and Che, H.Y. Crashworthiness assessment of square aluminum extrusions considering the damage evolution. *Thin-Walled Structures*. 2006, Vol. 44.

8. [Online] [Cited: 12 11, 2013.] http://iate.europa.eu/SearchByQuery.do.

9. *Aluminium Handbook 1 Fundamentals and Materials.* s.l. : Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH.

10. Totten, George E. and MacKenzie, D. Scott. *Handbook of aluminum, Volume 1, Physical metallurgy and processes.* New York : CRC Press, 2003.

11. *Effect of alloy elements on microstructures and mechanical properties in Al-Mg-Si alloys.* **Kato, Yoshikazu, et al., et al.** Pittsburgh : 13th International Conference on Aluminium Alloys (ICAA13),TMS, 2012.

12. **Murayama, M., et al., et al.** The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in Al-Mg-Si alloy with excess Si. *Metallurgical and Meterials Transactions A.* 2001, Vol. 32A.

13. *TRIMAL 52-A new aluminum alloy for high performance spaceframe construction.* **Rosefort, Marcel, et al., et al.** s.l. : Volume 1: Materials, Processing and Properties, TMS (The Minerals, Metals & Material Society), 2010.

14. **Ceresara, S., et al., et al.** Effect of Si excess on the ageing behaviour of Al-Mg2Si 0.8% alloy. *Materials Science and Engineering.* 1969, Vol. 5.

15. **D.Marioara, C., et al., et al.** The influence of alloy composition on precipitates of the Al-Mg-Si system. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2005, Vol. 36A. 16. **Maitland, A. and Ried, A.** *Quench sensitivity considerations in developing an air-cooled AIMgSi alloy for construction purposes.*

17. Μπαντέκα, Ε. Στοιχεία Φυσικής Μεταλλουργίας. Αθήνα : Συμμετρία, 1991.

18. Zhu, Hanliang, Couper, Malcolm J. and Dahle, Arne K. Effect of process vaariables on Mg-Si particles and extrudability of 6xxx series aluminum extrusions. *JOM*. 2011, Vol. 63.

19. **Traenkner, F. O.** *Factors affecting the physical characteristics of aluminum magnesium silicon alloy extrusions.* s.l. : National Aluminum.

20. Ζερβάκη, Άννα. Βόλος : s.n., 2013.

21. **Σκουλικίδης, Θ. Ν.** Διάβρωση και συντήρηση των δομικών υλικών. Ηράκλειο : Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Κρήτης, 2000.

22. Fontana, Mars G. Corrosion Engineering. s.l. : McGraw-Hill International Editions, 1987.

23. **Saito, Takeshi.** Effect of low Cu addition and thermomechanical history on precipitation in Al-Mg-Si alloys. *Materials Science Forum.* 2014, Vols. 794-796, pp 1014-1019.

24. **Ogawa, Yurie, et al., et al.** TEM observation of precipitates in excess Mg-type Al-Mg-Si alloys aged at 473K after deformation. *Materials Science Forum*. 2014, Vols. 794-796, pp 988-991.

25. **Matsuda, Kenji, et al., et al.** Cu segregation around metastable phase in Al-Mg-Si alloy with Cu. *Materials Transactions.* 2007, Vol. 48, 5.

26. **Castany, P., et al., et al.** Influence of quench rate and microstructure on bendability of AA6016 aluminium alloys. *Materials Science and Engineering*. 2013.

27. Jeniski, Richard A., Thanaboonsombut, Buncha and Sanders, T. H. The effect of iron and manganese on the recrystallization behavior of hot-rolled and solution-heat-treated aluminum alloy 6013. *Metallurgical and Material Transactions A.* 1996, Vol. 27A.

28. Marzoli, Luisa Maria, Van de Langkruis, Joergen and Boezewinkel, Johan. *High strength crash resistant aluminium alloy. EP 2 072 628 A1* 06 24, 2009.

29. Liu, C. L., et al., et al. The effect of Mn on microstructure evolution during homogenization of Al-Mg-Si-Mn alloys. *Material Science Forum*. 2014, Vols. 794-796, pp 1199-1204, Trans Tech Publications.

30. Furu, Trond, et al., et al. Aluminium alloy with improved crush properties. WO 2007/094686 A1 Norway, August 23, 2007.

31. **Zhu, Suming, et al., et al.** *Influences of nickel and vanadium impurities on microstructure of aluminum alloys.*

32. Schwellinger, Pius, et al., et al. Aluminum alloy. 4525326 June 25, 1985.

33. *The effect of vanadium on structure and material properties of heat treated 6xxx series aluminium alloys.* **Lech-Grega, Marzena, et al., et al.** Orlando : TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2015.

34. **Pogatscher, Stefan, et al., et al.** The role of vacancies in the aging of Al-Mg-Si alloys. *Materials Science Forum.* 2014, Vols. 794-796, pp 1008-1013.

35. *Influence of temperature on natural aging kinetics of AA6061 modified with Sn.* **Werinos, Marion, et al., et al.** Orlando : TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2015.

Werinos, M., et al., et al. Ultrafast artificial aging of Al-Mg-Si alloys. *Scripta Materialia*.
2015.

37. Τριανταφυλλίδης, Γεώργιος Κ. Μεταλλογνωσία. Θεσσαλονίκη : Εκδόσεις Τζιόλα, 2014.

38. Liu, Meng, et al., et al. Ageing characteristics of Al-Mg-(Ge,Si)-Cu alloys. *Material Science Forum*. 2014, Vols. 794-796, pp 971-976.

39. *Effect of quenching wait time on microstructure and mechanical properties of asextruded AA6063 alloy.* **Wu, Yuna, Liao, Hengcheng and Yang, Jian.** Pittsburgh : 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), TMS, 2012.

40. *Development of high-strength aluminum extrusion alloy for automobile bumper.* **Cho, Hoon, et al., et al.** Yokohama : 12th International Conference on Aluminium Alloys, The Japan Institute of Light Metals, 2010.

41. **Beatty, E.C.** *How the properties and microstructure of 6063 alloy extrusions depend upon fabricating practice.* New Orleans, Louisiana : The Aluminum Association, The Aluminum Extruders' Council, 1969.

42. Rollason, E. C. Metallurgy for engineers. s.l. : Edward Arnold, 1973.

43. Παπαδημητρίου, Γ. Δ. Γενική μεταλλογνωσία Ι. Αθήνα : Ε.Μ.Π., 1989.

44. Brick, Robert M., Gordon, Robert B. and Phillips, Arthur. *Structure and properties of alloys.* New York : s.n., 1965.

45. Luetjering, G. and Gysler, A. Aluminum alloys, their physical and mechanical properties, *Volume III.* Charlottesville : EMAS, 1986.

46. **Parson, N. C. and Yiu, H. L.** *The effect of heat treatment on the microstructure and properties of 6000 series alloy extrusion ingots.* s.l. : Light Metals, The Minerals, Metals and Materials Society, 1989.

47. **Pogatscher, S., et al., et al.** Mechanisms controlling the artificial aging of Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia.* 2011, Vols. 59, 3352-3363.

48. **Esmaeili, S., et al., et al.** On the precipitation-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2003, Vol. 34A.

49. **Pashley, D. W., Rhodes, J. W. and Sendorek, A.** Delayed ageing in aluminiummagnesium-silicon alloys:effect on structure and mechanical properties. *Journal of the Institute of Metals.* 1966, Vol. 94.

50. Serizawa, A., Hirosawa, S. and Sato, T. Three-dimensional atom probe characterization of nanoclusters responsible for multistep aging behavior of an Al-Mg-Si alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2008, Vol. 39A.

51. **Takaki, Yasuo, et al., et al.** Effects of pre-aging and natural aging on bake hardenability behavior in Al-Mg-Si alloys. *Material Science Forum*. 2014, Vols. 794-796, pp 1026-1031, Trans Tech Publications.

52. *Optimized heat treatment sequence for AA 6061.* **Zelger, Christian, et al., et al.** s.l. : Volume 1: Materials, Processinag and Properties, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2010.

53. *Effect of natural ageing on the artificial ageing response of an Al-Mg-Si-Cu alloy.* **Cao, Lingfei, et al., et al.** Yokohama : Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, The Japan Institute of Light Metals, 2010.

54. *Effects of pre-aging condition on multi-step aging behavior in Al-Mg-Si alloys.* **Takaki, Yasuo, et al., et al.** Pittsburgh : 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), pp 1107-1112, 2012.

55. **Dorward, R. C.** Preaging effects in Al-Mg-Si alloys containing 0.6 to 0.9 pct Mg2SI. *Metallurgical Transactions.* 1973, Vol. 4.

56. *Tensile properties and work hardening behaviour of alloy 6016 in naturally aged and preaged conditions.* **Zhong, Hao, et al., et al.** Yokohama : Proccedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys , The Japan Institute of Light Metals, 2010.

57. **Koshino, Yuki, et al., et al.** Effects of Cu or Li and multi-step aging conditions on the bake hardenability of an Al-Mg-Si alloy. *Materials Science Forum Vols.* 2014, Vols. 794-796, pp 1152-1156, Trans Tech Publications.

58. **Aruga, Yasuhiro, et al., et al.** Effects of isothermal aging on clustering and paint-bake hardening behavior in an Al-Mg-Si alloy. *Materials Science Forum* . 2014, Vols. 794-796, pp 897-902.

59. *Effect of plastic deformation on age hardening response of Al-Mg-Si alloy.* **Masuda, Tetsuya, Takaki, Yasuo and Sakurai, Takeo.** Yokohama : The Japan Institute of Light Metals, pp1130-1133 , 2010.

60. **Altenpohl, Dietrich G.** *Aluminum: technology, applications and environment.* Washington D.C. : The Aluminum Association, Inc., 1999.

61. **Φούρλαρης, Γ.** *Μετασχηματισμοί φάσεων*. Αθήνα : Ε.Μ.Π., 2005.

62. **Thomas, G.** The ageing characteristics of aluminium alloys - Electron transmission studies of Al-Mg-Si alloys. *Journal of the Institute of Metals.* 1962, Vol. 90.

63. Seitz, Frederick. The physics of metals. New York : McGraw-Hill Book Company, 1943.

64. **Porter, D.A. and Easterling, K.E.** *Phase Transformations in Metals and Alloys.* London : Chapman & Hall.

65. **Reed-Hill, Robert E.** *Physical metallurgy principles.* Boston : PWS Publishing Company, 1994.

66. **Kim, SeongNyeong, Kobayashi, Equo and Sato, Tatsuo.** Formation behavior of nanoclusters in Al-Mg-Si alloys with different Mg and Si composition . *Materials Science Forum.* 2014, Vols. 794-796, pp 957-962.

67. **Fallah, Valid, et al., et al.** Early-stage precipitation phenomena and compositiondependent hardening in Al-Mg-Si-(Cu) alloys. *Materials Science Forum*. 2014, Vols. 794-796, pp 933-938.

68. *Strengthening of 6xxx sheet alloys during natural ageing and early-stage artificial ageing.* **Rometsch, Paul A., Cao, Lingfei and Muddle, Barry C.** Yokohama : Proccedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, The Japan Institute of Light Metals, 2010.

69. **Camero, S., Puchi, E. S. and Gonzalez, G.** Effect of 0.1% vanadium on precipitation behavior and mechanical properties of Al-6063 commercial alloy. *J Mater Sci.* 2006, Vols. 41, Springer.

70. **Guy, Albert G.** *Elements of physical metallurgy.* Cambridge : Addison-Wesley Press, Inc., 1951.

71. **Yan, Yong.** *Investigation of the negative and positive effects of natural aging on artificial aging response in Al-Mg-Si alloys.* Berlin : s.n., 2014.

72. **Tundal, Ulf and Oddvin, Reiso.** *Aluminium alloy containing magnesium and silicon. Us 6602364 B1* U.S.A., August 5, 2003.

73. Welpman, K., Luetjering, G. and Bunk, W. Influence of TMT on fracture properties of aluminum alloys. *Fracture*. 1977, Vol. 2.

74. **Haas, M. De and De Hosson, J. Th. M.** On the effects of thermomechanical processing on failure mode in precipitation-hardened aluminium alloys. *Journal of the Material Science*. 2002, Vols. 37, pp 5065-5073.

75. *Intercrystalline fracture of precipitation-hardening aluminum alloys.* Afonskii, F. and Korchagin, A. I. s.l. : Krasnoyarsk Polytechnical Institute, 1967, Vol. 6.

76. Hornbogen, Erhard and Kreye, Heinrich. The mechanism of pseudo-intercrystalline brittleness of precipitation-hardened alloys and tempered steels. *Journal of Materials Science*. 1982, Vol. 17.

77. **Avyle, James Albert Van den.** *Correlation of fractography, microstructure and toughness behavior of high strength alloys.* s.l. : M.I.T., 1975.

78. Masing, Georg. Lehrbuch der allgemeinen Metallkunde. Goettingen : Springer-Verlag , 1950.

79. *Influence of homogenizing and ageing practices on microstructure and dynamic compression of crash relevant Al-alloy extrusions.* **Koumarioti, Ioanna, et al., et al.** Yokohama : The Japan Institute of Light Metals, pp 1124-1129, 2010.

80. *Examination of buckling behavior of thin-walled Al-Mg-Si extrusions*. **Vazdirvanidis, Athanasios, et al., et al.** Pittsburgh : 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), pp 909-914, 2012.

81. *Effect of Natural Aging of 6xxx Series Extrusions on the Energy Absorbance Capacity.* **Vazdirvanidis, Athanasios, et al., et al.** s.l. : Trans Tech Publications, Materials Science Forum, Vols. 877, pp 316-321.

82. **Qiao, J. S., Chen, J. H. and Che, H. Y.** Crashworthiness assessment of square aluminum extrusions considering the damage evolution. *Thin-Walled Structures.* 2006, Vol. 44.

83. Kim, Dong-Kuk, Lee, Sunghak and Rhee, Meungho. Dynamic crashing and impact energy absorption of extruded aluminum square tubes. *Materials& Design*. 1998, Vol. 19.

84. Impact energy absorption of 6061 aluminum extruded tubes with different cross-sectional shapes. Kim, Dong-Kuk and Lee, Sunghak. Pohang : Materials & Design, Elsevier, 1999, Vol. 20.

85. Langseth, M. and Hopperstad, O. S. Static and dynamic axial crushing of square thinwalled aluminium extrusions. *Int. J. Impact Engineering.* 1996, Vol. 18.

86. Langseth, M., Hopperrstad, O. S. and Hansen, A. G. Crash behaviour of thin-walled aluminium members. *Thin-Walled Structures*. 1998, Vol. 32.

87. Langseth, M. and Hopperstad, O. S. Local buckling of square thin-walled aluminium extrusions. *Thin-Walled Structures*. 1997, Vol. 27.

88. *Dynamic crashing and impact energy absorption of extruded aluminum square tubes.* **Kim, Dong-Kuk, Lee, Sunghak and Rhee, Meungho.** Pohang : Materials and Design, 1998, Vol. 19.

89. Langseth, M. Local buckling of square thin-walled aluminium extrusions. *Thin-walled structures*. 1997, Vol. 27.

90. **Χρυσουλάκης, Γιάννης Δ. and Παντελής, Δημήτρης Ι.** Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών. Αθήνα : Εκδόσεις Παπασωτηρίου, 2003.

91. Voort, George F. Vander. *Metallography, principles and practice.* New York : McGraw-Hill, 1984.

92. Fink, W. L., et al., et al. *Physical metallurgy of aluminum alloys*. Ohio : ASM, 1949.

93. Borst, Gerhard. Aluminium alloy and method of its manufacture. EP 0 936 278 A1 Germany, 08 18, 1999.

94. *Influence of alloy production history on natural aging of AA6061 modified with Sn.* **Werinos, Marion, et al., et al.** s.l. : Proceedings of EMC 2015, 2015.

95. **Matsumoto, Katsuya, et al., et al.** Quantification of volume fraction of precipitates in an aged Al-1.0mass% Mg2Si alloy. *Materials Transactions* . 2000, Vols. 41, pp. 1275-1281.

96. **Yang, Wenchao, et al., et al.** Electron microscopy studies of the age-hardening behaviors in 6005A alloy and microstructural characterizations of precipitates. *Journal of Alloys and Compounds.* 2012, Vols. 514, pp 220-233.

97. Werinos, M., et al., et al. Ultrafast artificial aging of Al-Mg-Si alloys. *Scripta Materialia*. 2015.

98. Dieter, George E. Mechanical metallurgy. London : McGraw-Hill Book Company, 1988.

99. **Kopeliovich, Dr. Dmitri.** Fracture Toughness. [Online] [Cited: April 14, 2014.] http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=fracture_toughness.

100. *The effect of extrusion temperature on recrystallized grain structures of extruded Al-Mg-Si alloys.* **Ihara, Kentaro and Shikama, Takahiro.** Yokohama : s.n., 2010.

101. **Haas, Marc-Jan de.** *Grain boundary phenomena and failure of aluminium alloys.* Groningen : University Press, Groningen, 2002.

102. **Birol, Y.** Effect of cooling rate on precipitation during homogenization cooling in an excess silicon AlMgSi alloy. *Materials Characterization*. Vols. 73, pp 37-42.

103. Mechanische Eigenschaften. TL116-C-20. s.l. : AUDI.

104. Hosford, William F. and Caddell, Robert M. *Metal forming: Mechanics and metallurgy.* Englewood Cliffs, U.S.A. : Prentice-Hall, Inc, 1983. 0-13-577214-1.

105. **Shewmon, Paul G.** *Transformations in metals, Materials science and engineering series.* s.l. : McGraw-Hill.

106. **Parson, N.C. and Yiu, H.L.** The effect of heat treatment on the microstructure and properties of 6000 series alloy extrusion ingots. *Light Metals* . Vol. 89.

107. Rometsch, P.A., et al., et al. The effect of homogenizing on the quench sensitivity of 6082. *Materials Science Forum*. 2002, Vols. 396-402, pp 655-60.

108. **Royset, J., Tundal, U. and Reiso, O.** Comparison of properties of extruded 6xxx alloys in T5 temper versus T6 temper. *Materials Science Forum.* 2004, Vol. 28.

109. Mrowka-Nowotnik, G., Sieniawski, J. and M. Wierzbinska. Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2007, Vols. 28, pp69-76, 2.

110. Janssen, Michael, Zuidema, Jan and Wanhill, Russell. *Fracture Mechanics*. Oxfordshire : Spon Press, 2004.

111. DBL 4919, Supply specification - extruded AlMgSi sections for body components. s.l. : Mercedes Benz, 2006.

112. Nakanishi, Hidetaka, Asano, Mineo and Yoshida, Hideo. Effect of aging precipitates on the bendability of an Al-Mg-Si alloy. *Materials Science Forum.* 2014, Vols. 794-796, pp 572-577.

113. Argon, Ali S., et al., et al. *Mechanical behavior of materials*. Reading : Adiison-Wesley Publishing Company, 1966.

114. *Ls-Dyna keyword user's manual Vol. I, Version 970.* s.l. : User's Manual Technology Corporation, 2003.

115. **Mamalis, A.G., et al., et al.** Finite element simulation of the axial collapse of metallic thin-walled tubes with octagonal cross-section. *Thinn-Walled Structures.* 2003, Vols. 41, pp 891-900.

116. Βελτιστοποίηση της ικανότητας απορρόφησης ενέργειας προιόντων διέλασης κράματος Al 6063. Παντελεάκου, B., et al., et al. Βόλος : Ελληνική Μεταλλουργική Εταιρεία, 2013.

117. Langseth, M., Hopperstad, O. S. and Berstad, T. Crashworthiness of aluminium extrusions:validation of numerical simulation, effect of mass ratio and impact velocity. *International Journal of Impact Engineering*. 1999, Vols. 22, pp 829-854.

118. Sweet, Elizabeth D., Caraher, Sally K. and Danilova, Natalia V. Effects of extrusion parameters on coarse grain surface layer in 6xxx series extrusions.

119. **Χαιδεμενόπουλος, Γρηγόρης Ν.** *Φυσική Μεταλλουργία*. Θεσσαλονίκη : Εκδόσεις Τζιόλα, 2007.

120. *Aluminium Handbook 2 Forming, Casting, Surface Treatment Recycling and Ecology.* Duesseldorf : Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH, 2003.

121. **Stein, K. and Μακρής, Π.** *Ανάλυση Μηχανολογικών Καταστροφών*. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 1993.

122. McClintock, Frank A. and Argon, Ali S. *Mechanical behavior of materials*. Reading : Addison-Wesley Publishing Company, 1966.

123. **Rometsch, P.A., et al., et al.** The Effect of Homogenizing on the Quench Sensitivity of 6082 . *Materials Science Forum.* 2002, Vols. 396-402, pp 655-60.

Σύντομο βιογραφικό σημείωμα Αθανασίου Βαζδιρβανίδη

Ο Αθανάσιος Βαζδιρβανίδης είναι Μηχ. Μεταλλείων-Μεταλλουργός ΕΜΠ, με μεταπτυχιακές σπουδές στην Επιστήμη και Τεχνολογία Υδατικών Πόρων. Εργάζεται στον ιδιωτικό τομέα, στην εταιρεία ΕΛΚΕΜΕ του ομίλου ΒΙΟΧΑΛΚΟ. Ασχολείται επαγγελματικά και ερευνητικά με θέματα που σχετίζονται με την οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία, τη φυσική μεταλλουργία, τη μεταλλοτεχνία και την ανάλυση αστοχίας. Στο πλαίσιο της Διδακτορικής Διατριβής δημοσιεύτηκαν τρεις εργασίες:

- Influence of homogenizing and ageing practices on microstructure and dynamic compression of crash relevant Al-alloy extrusions. I. Koumarioti, S. Ping, A. Vazdirvanidis, G. Pantazopoulos, S. Zormalia, Yokohama : The Japan Institute of Light Metals, pp 1124-1129, 2010.

- Examination of buckling behavior of thin-walled Al-Mg-Si extrusions. A. Vazdirvanidis, I. Koumarioti, G. Pantazopoulos, A. Rikos, A. Toulfatzis, P. Kostazos, D. Manolakos, Pittsburgh : 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), pp 909-914, 2012.

-Effect of Natural Aging of 6xxx Series Extrusions on the Energy Absorbance Capacity. Athanasios Vazdirvanidis, George Pantazopoulos, Anagnostis Toulfatzis, Andreas Rikos and Dimitrios Manolakos. s.l. : Trans Tech Publications, Materials Science Forum, Vols. 877, pp 316-321, 2017.