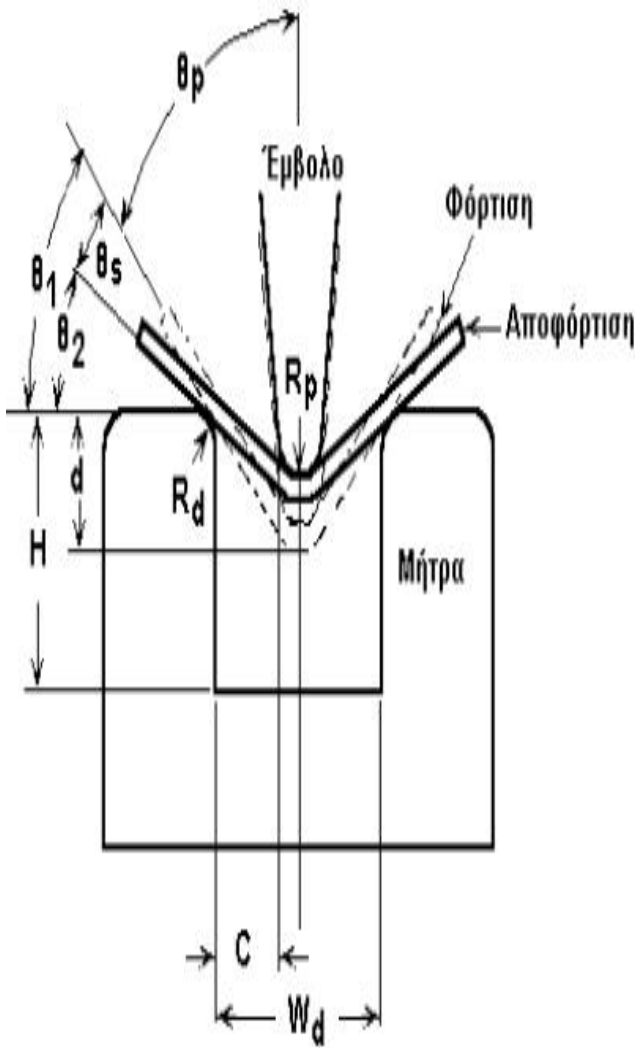


Κεφάλαιο 6° :

**Μελέτη της συμπεριφοράς του κράματος
Zn-10Al-1.5Cu σε κάμψη.**

6.1. Εισαγωγή

Με τον όρο Κάμψη καλούμε την καταπόνηση η οποία προέρχεται από την επίδραση ροπής κάμψης πάνω σε ένα στερεό σώμα. Η ροπή κάμψης μπορεί να προέρχεται από την επενέργεια μιας διατμητικής δύναμης. Η κύρια διαφορά μεταξύ κάμψης και λυγισμού είναι πως η μεν κάμψη προκαλείται από διατμητικά φορτία, ο δε λυγισμός από (έκκεντρα ως προς τη διατομή) ορθά φορτία. Η Κάμψη είναι η ομοιόμορφη μόνιμη παραμόρφωση υλικού υπό τη μορφή ελάσματος ή ταινίας, η οποία επιτυγχάνεται με περιστροφή τμήματος αυτού περί ευθύγραμμο άξονα που βρίσκεται στο ουδέτερο επίπεδο της διατομής του και είναι κάθετος σ' αυτή. (Εικόνα 6.1.). Η κάμψη που εξετάζεται στο συγκεκριμένο κεφάλαιο είναι η κάμψη τριών σημείων.



R_i : Ακτίνα καμπυλότητας εξώτατης ίνας θλιβόμενης πλευράς

R_o : Ακτίνα καμπυλότητας εξώτατης ίνας εφελκόμενης πλευράς

R_m : Ακτίνα καμπυλότητας μεσου επιπέδου

R_n : Ακτίνα καμπυλότητας ουδέτερου επιπέδου

R_p : Ακτίνα καμπυλότητας κεφαλής εμβόλου

R_d : Ακτίνα καμπυλότητας εισόδου μήτρας

C : Χάρη εμβόλου-μήτρας

$2W_d$: Πλάτος έδρασης τεμαχίου

t ή s : Πάχος ελάσματος

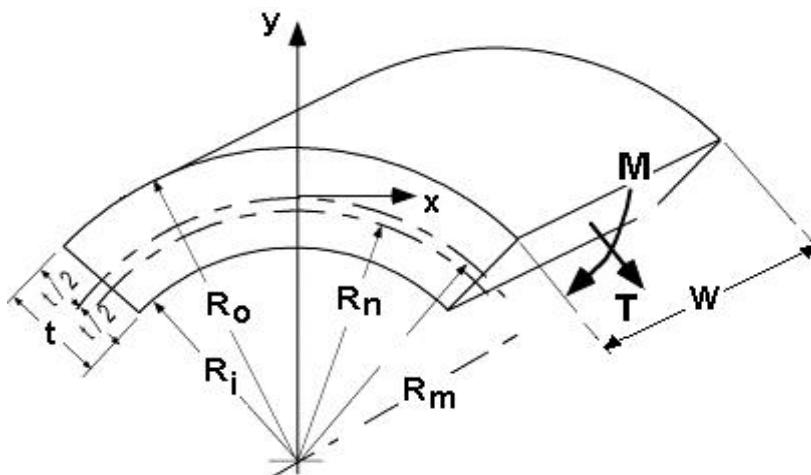
$2\theta_p$: Γωνία κάμψης

$\theta_s = \theta_1 - \theta_2$: Γωνία ελαστικής επαναφοράς (springback)

H : Ύψος μήτρας

M : Καμπτική ροπή

T : Αξονική δύναμη



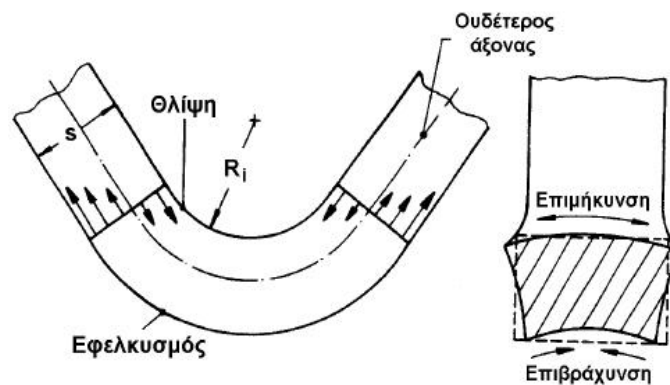
Λεπτομέρεια της ζώνης παραμόρφωσης

Εικόνα 6.1: Σχηματική παράσταση κάμψης τριών σημείων ενός μεταλλικού ελάσματος, χαρακτηριστικά ζώνης παραμόρφωσης και βασική ορολογία.

6.1.1. Μηχανική της κάμψης

Στην παράγραφο αυτή εξετάζεται η κάμψη τριών σημείων και η κάμψη κραματικού (Zn-10Al-1.5Cu) ελάσματος, δηλαδή την πλαστική παραμόρφωση υπό την επενέργεια μόνο καμπτικών ροπών.

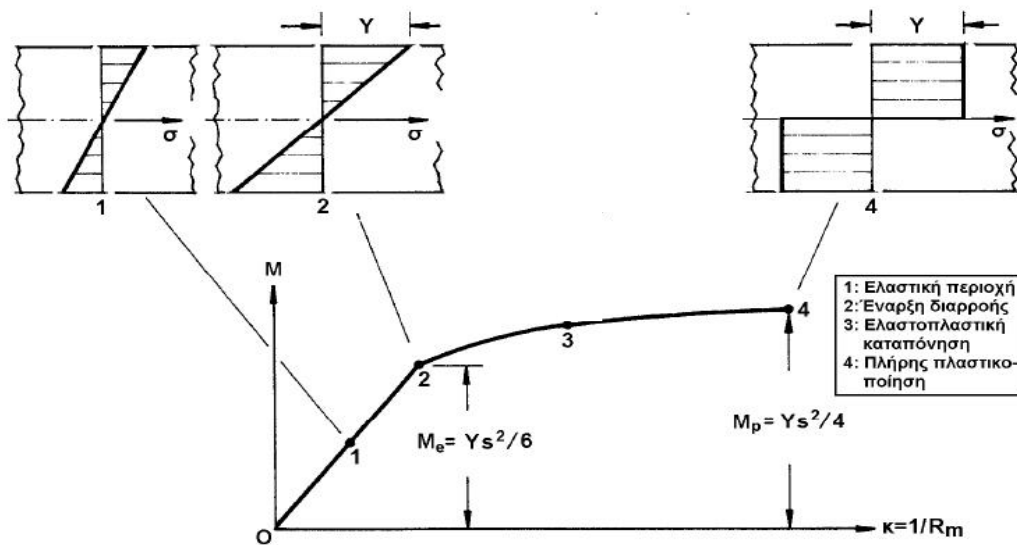
Κατά την κάμψη σχηματίζονται δύο διακριτές περιοχές εκατέρωθεν του ουδέτερου άξονα, μία θλιπτική που μειώνεται προοδευτικά κατά το μήκος της, ενώ αυξάνεται αντίστοιχα κατά το πλάτος της, και μία εφελκυστική με αντίστροφα χαρακτηριστικά.



Εικόνα 6.2: Χαρακτηριστικές περιοχές της ζώνης παραμόρφωσης

Καθώς το επιβαλλόμενο φορτίο αυξάνεται, ταυτόχρονα αυξάνονται και οι τάσεις που εμφανίζονται στα σημεία που θεωρούνται αδύναμα. Οι εξωτερικές πλευρές θεωρείται ότι υπόκεινται σε πλαστική παραμόρφωση καθώς αυξάνεται το επιβαλλόμενο φορτίο. Επιπρόσθετα σε αυτή την περίπτωση η τάση που δημιουργείται αυξάνεται δημιουργώντας παραμόρφωση στο υλικό και συγκεκριμένα επιμήκυνση. Στην εικόνα 6.3 παρουσιάζεται η προοδευτική πλαστικότητα της διατομής ελάσματος κατά την αύξηση της καμπτικής καταπόνησης της. Διακρίνονται οι εξής φάσεις καταπόνησης:

- Καταπόνηση στην ελαστική περιοχή: Κύριο χαρακτηριστικό της φάσης αυτής είναι η γραμμική κατανομή της ορθής τάσης σ_x περί τον ουδέτερο άξονα της διατομής, λαμβάνοντας τιμές μικρότερες από το όριο διαρροής Y του υλικού του ελάσματος. (σ3 (1))
- Έναρξη διαρροής: Σημειώνεται όταν η τάση στις επιφανειακές στοιβάδες γίνει ίση με την τάση διαρροής Y . Η καμπτική ροπή που το προκαλεί ονομάζεται ροπή διαρροής. (σ3 (2))
- Πλήρης πλαστικοποίηση της διατομής: Συμβαίνει όταν όλη η διατομή του ελάσματος εισέλθει στην πλαστική περιοχή. Η καμπτική ροπή που το επιτυγχάνει ονομάζεται ροπή πλήρους πλαστικότητας, M_p και είναι χαρακτηριστικό μέγεθος της πλαστικής κάμψης (υπολογίζεται κατωτέρω). (σ3 (3))



Εικόνα 6. 3: Διαδικασία πλαστικότητας διατομής.

Η μελέτη της κάμψης από θεωρητική άποψη γίνεται κάτω από τις εξής προϋποθέσεις και παραδοχές :

- α) ο διαμήκης άξονας της μεταλλικής δοκού είναι ευθύγραμμος
- β) οι διαστάσεις της διατομής είναι μικρές σε σχέση με το μήκος της μεταλλικής δοκού.
- γ) οι εγκάρσιες διατομές διατηρούν την επιπεδότητα τους και μετά τη φόρτιση
- ε) Ισχύει ο νόμος του Hooke δηλαδή οι αναπτυσσόμενες τάσεις είναι μικρότερες από το όριο αναλογίας του υλικού.
- στ) όλα τα φορτία που ενεργούν κάθετα στον άξονα της δοκού βρίσκονται στο ίδιο επίπεδο, το επίπεδο κάμψης
- ζ) το επίπεδο κάμψης περιέχει τον διαμήκη κεντροβαρικό άξονα της δοκού και τον άξονα συμμετρίας της διατομής ή έναν από τους κυρίους άξονες αδράνειας της διατομής.

Στην διεθνή βιβλιογραφία υπάρχουν μερικές δημοσιεύσεις που αφορούν την μηχανική κάμψη και τη θερμική κατεργασία κραμάτων ψευδαργύρου. Η ερευνητική αυτή δραστηριότητα έχει αναπτυχθεί ραγδαία για την διασφάλιση υψηλής ποιότητας μεταλλικών υλικών ικανών να ανταπεξέλθουν σε έντονες καταπονήσεις λόγω κάμψης. Ορισμένες ερευνητικές μελέτες παρατίθενται ακολούθως και αφορούν ξεχωριστά το φαινόμενο της κάμψης με και χωρίς θερμική κατεργασία.

Ο Nilsson και οι συνεργάτες του [1] ερεύνησαν τρία διαφορετικά κράματα ψευδαργύρου με διαφορετικές μητρικές φάσεις για την εφαρμογή τους σε εργαλεία. Για την εξέταση των παραπάνω κραμάτων χρησιμοποίησαν την μέθοδο U-κάμψης εφαρμόζοντας διαφορετικές πραγματικές συνθήκες μεταβάλλοντας το επιβαλλόμενο φορτίο. Οι ερευνητές αυτοί κατέληξαν λοιπόν στο συμπέρασμα ότι κράματα της μορφής $ACuZn_5$ με μητρική φάση την ε-φάση είναι πιο σκληρά από τα κράματα όπως $Norzak_2$ και $ZA27$. Τα κράματα της μορφής $ACuZn_5$ είναι κατά 9 φορές πιο ανθεκτικά ενώ το $Norzak_2$ είναι 1.8 φορές πιο ανθεκτικό από το $ZA27$.

Ο Seah και οι συνεργάτες του [2] μελέτησαν την επίδραση της τεχνητής γήρανσης στην σκληρότητα χυτών κραμάτων $ZA-27$ που περιείχαν σωματίδια γραφίτη μεγέθους 90-150 μm και κατά βάρος περιεκτικότητας από 0-5%. Η τεχνητή γήρανση του κράματος $ZA-27$ χωρίς και με γραφίτη πραγματοποιήθηκε σε θερμοκρασία των 75°C , 100°C και 125°C διάρκειας 6,12 και 18 ωρών αντίστοιχα. Τα αποτελέσματα αυτής της έρευνας έδειξαν ότι στα κράματα που περιείχαν γραφίτη και υπέστησαν θερμική κατεργασία εμφανίστηκε μονοτονική αύξηση της σκληρότητάς τους με την πάροδο του χρόνου.

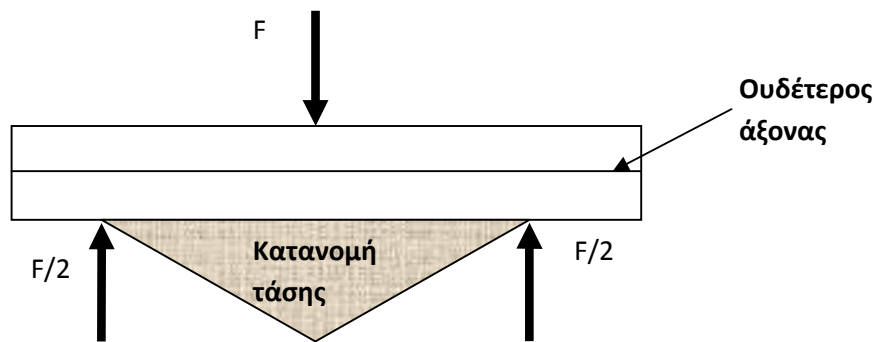
Ο Adel'skaya και ο Chernova [3] διερεύνησαν την επίδραση της φυσικής και της τεχνητής γήρανσης σε κράματα ψευδαργύρου σε σχέση με την μεταβολή της γραμμικής συστολής. Τα δείγματα που υπέστησαν φυσική και τεχνητή γήρανση παρουσίασαν σχεδόν την ίδια γραμμική συστολή. Στην φυσική γήρανση πραγματοποιήθηκε μείωση των διαστάσεων κατά 0.11-0.12% των κραμάτων αυτών μετά από 450 μέρες. Αντίθετα, στην τεχνητή γήρανση για την αντίστοιχη μείωση των διαστάσεων χρειάστηκαν μόνο 6 ώρες και με θερμοκρασία μεταξύ των 80-120°C.

Ο Dorantes-Rosales και οι συνεργάτες του [4] μελέτησαν την κατακρήμνιση της τ' -φάσης (Al_4Cu_3Zn) σε κατάσταση γήρανσης του κράματος Zn-22Al-2Cu. Η μελέτη αυτή πραγματοποιήθηκε κυρίως με την χρήση ακτίνων-X, με Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης και με την μέτρηση της σκληρότητας Vickers. Η αρχική μικρο-δομή του κράματος αποτελείτο από την η -φάση (εικόνα 2.3 σελ.31) και α -φάση(εικόνα 2.3 σελ.31) και κάποιες περιοχές περιείχαν την ϵ -φάση(εικόνα 2.3 σελ.31). Το διάγραμμα των ακτίνων-X εμφάνισε την τ' - φάση η οποία προήλθε από την ακόλουθη αντίδραση

$\alpha + \epsilon \rightarrow \eta + \tau'$ κατά την γήρανση στους 100° , 200° και 250° C . Επιπρόσθετα εμφανίστηκε και η κατακρήμνιση της $\eta \rightarrow \eta + \alpha$ μετά την γήρανση(εικόνα 2.3 σελ.31).

6.2. Πειραματική διαδικασία

Η μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς των δοκιμίων που έχουν υποστεί ομογενοποίηση και τεχνητή γήρανση πραγματοποιήθηκε με την μέθοδο κάμψης τριών σημείων (Εικόνα 6.5). Για τον σκοπό αυτό χρησιμοποιήθηκε συσκευή Instron 4482. Σύμφωνα με την μέθοδο αυτή, το υπό εξέταση δοκίμιο εδράζεται σε δύο σημεία και επιβάλλεται φορτίο στο κέντρο του. Κατά την κάμψη, η τάση και η παραμόρφωση σε ένα σημείο της δοκού εξαρτώνται από τη θέση του. Το πάνω μέρος του δοκιμίου βρίσκεται σε κατάσταση θλίψης, ενώ το κάτω μέρος του δοκιμίου βρίσκεται σε κατάσταση εφελκυσμού. Μεταξύ των δύο αυτών τμημάτων της δοκού βρίσκεται ο ουδέτερος άξονας στον οποίο η συνολική καταπόνηση είναι μηδενική. Η μέγιστη τιμή της καταπόνησης (θλίψη ή εφελκυσμού) λαμβάνει χώρα στις εξωτερικές επιφάνειες του δοκιμίου, στο σημείο δηλαδή που επιβάλλεται το φορτίο (F).



Εικόνα 6.5: Σχηματική απεικόνιση της μεθόδου κάμψης τριών σημείων και της κατανομής τάσης που επιτυγχάνεται με αυτήν.

Η παρούσα ερευνητική διαδικασία ξεκίνησε με την κοπή των δειγμάτων σε διαστάσεις των 60mm x 15 mm x 1mm με την βοήθεια κοπτικού εργαλείου. Στην συνέχεια πραγματοποιήθηκε λείανση με χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου (SiC: 220-2000grit) μέχρι η μέση τραχύτητά τους να κυμαίνεται στα 0.1μm. Η μικροσκληρότητα του κράματος Zn-10Al-1.5Cu βρέθηκε να είναι 96 HVN. Αποτατική ανόπτιση πραγματοποιήθηκε σε κλίβανο αδρανούς αερίου αργού σε θερμοκρασία 200°C και για δύο ώρες. Κατόπιν όλα τα δείγματα που θα χρησιμοποιηθούν για το πείραμα της κάμψης τοποθετήθηκαν σε κλίβανο του ίδιου αδρανούς αερίου για την διαδικασία της ομογενοποίησης η οποία πραγματοποιήθηκε στους 375° και για διάρκεια 21 ωρών. Στην συνέχεια τα δοκίμια επανατοποθετήθηκαν στο κλίβανο για την περαιτέρω διαδικασία τεχνητής γήρανσης. Οι συνθήκες τεχνητής γήρανσης αρχικά έγιναν διατηρώντας σταθερή την θερμοκρασία στους 250° C και μεταβάλλοντας τον χρόνο παραμονής στον κλίβανο σε 1, 3, 5 και 7 ώρες. Ακολούθως διατηρήθηκε σταθερός ο χρόνος παραμονής στο κλίβανο στις 5 ώρες και μεταβλήθηκε η θερμοκρασία σε 150° , 200° , 250° και 300° C.

Αφού ολοκληρώθηκε η διαδικασία ομογενοποίησης και τεχνητής γήρανσης, ένα δείγμα τοποθετήθηκε για την πραγμάτωση του αρχικού πειράματος

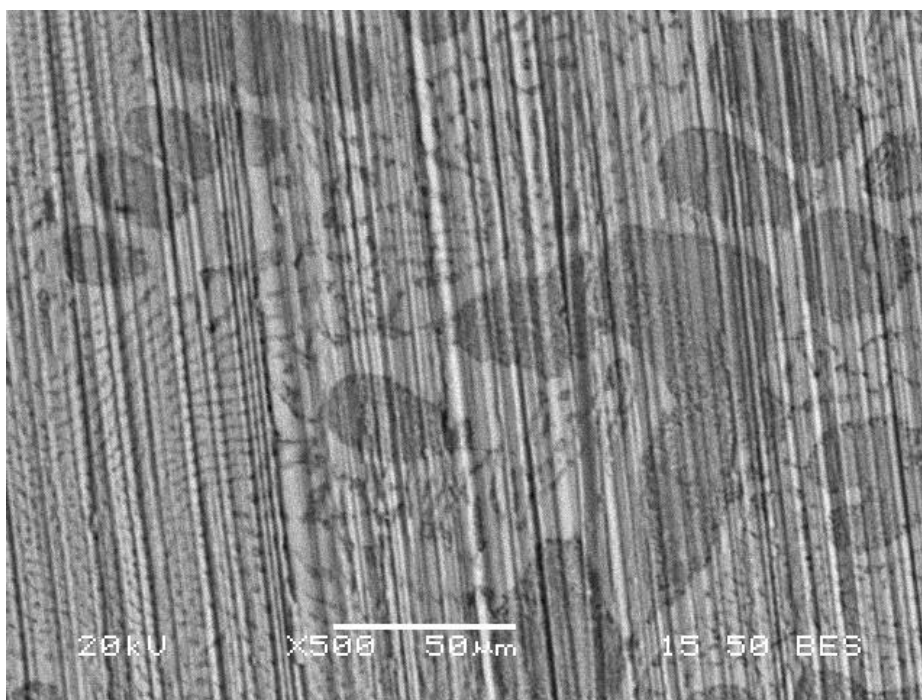
κάμψης χωρίς να έχει υποστεί καμία θερμική κατεργασία, το οποίο και θα λειτουργήσει σαν πρότυπο. Τα τεχνητά γηρασμένα δοκίμια υπέστησαν και αυτά μηχανική κάμψη με τον ίδιο ρυθμό παραμόρφωσης ή ταχύτητας 0.1mm/min. Τα τεχνητώς γηρασμένα δοκίμια μελετήθηκαν με την βοήθεια του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης καθώς και με την χρήση Περιθλασιμετρίας ακτίνων-X. Με την βοήθεια των παραπάνω οργάνων ταυτοποιήθηκαν οι δημιουργούμενες φάσεις μετά την τεχνητή γήρανση καθώς και οι παραμένουσες τάσεις που ανεπτύχθησαν μετά την μηχανική κάμψη. Επιπρόσθετα, προέκυψαν διαγράμματα επιβαλλόμενου φορτίου σε συνάρτηση με την παραμόρφωση, τα οποία και θα εξηγηθούν στην συνέχεια αυτού του κεφαλαίου.

6.3. Αποτελέσματα και συζήτηση

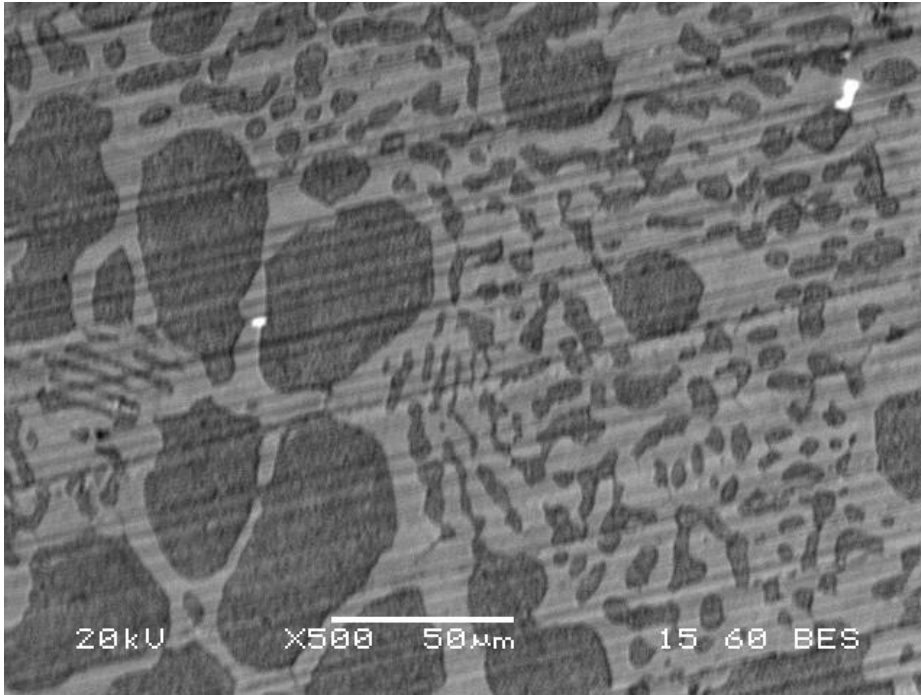
6.3.1 Μεταλλογραφία της τεχνητής γήρανσης

Με την βοήθεια του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης αναλύθηκε η μικροδομή των δοκιμίων στην εφελκυστική περιοχή . Αρχικά στην εικόνα 6.6 βλέπουμε το δοκίμιο που δεν έχει υποστεί τεχνητή γήρανση και αποτελεί το πρότυπό μας. Στην εικόνα 6.7 παρατηρούμε την ευτηκτική δομή και την παρουσία κόκκων με την μορφή σφαιριδίων, το στερεό διάλυμα ψευδαργύρου σε συνδυασμό με το στερεό διάλυμα αλουμίνιου εμφανίζονται καθαρά . Στην εικόνα 6.8 όπου το δοκίμιο έχει υποστεί ομογενοποίηση και τεχνητή γήρανση για 1 ώρα στους 250° C εμφανίζεται να έχει διαφοροποιηθεί η μικροδομή του διότι η ευτηκτική περιοχή που εμφανιζόταν αρχικά έχει δημιουργήσει καινούργιους κόκκους ακαθόριστου σχήματος, προσεγγιστικά το μέγεθος κόκκων είναι 100μm. Στην εικόνα 6.9 το παραπάνω φαινόμενο παρουσιάζεται εντονότερα και πλέον εμφανίζονται μεγαλύτεροι κόκκοι ανά μονάδα όγκου. Μια επιπλέον παρατήρηση είναι ότι η ενδομεταλλική ένωση $CuZn_4$ δεν είναι εμφανής όπως στο μη τεχνητά γηρασμένο δοκίμιο. Με μια ενδελεχή ανάλυση στο εσωτερικό των κόκκων με την χρήση του μικροαναλυτή στοιχείων

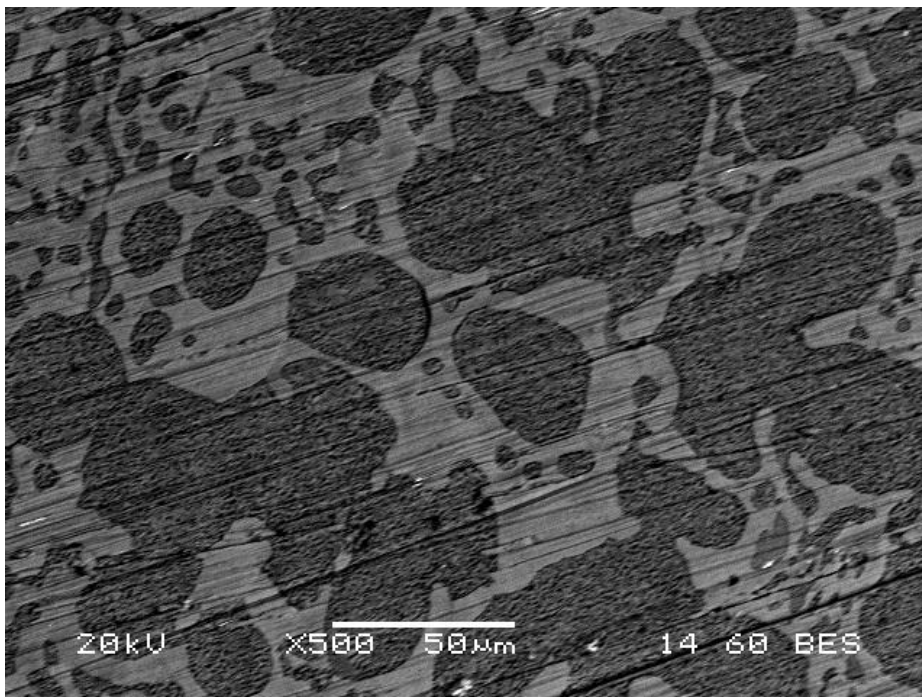
(EDAX) εμφανίζεται η ενδομεταλλική αυτή ένωση, η οποία εμπεριέχεται πλέον στο εσωτερικό των κόκκων. Η παρατήρηση αυτή πιστοποιείται και από τα ακτινοδιαγράμματα της εικόνας 6.11 διότι δεν εμφανίζεται κορυφή που να ταυτοποιείται από την CuZn_4 πιθανότατα λόγω του ότι το κλάσμα όγκου ανά μονάδα όγκου είναι μικρότερο του 3% που απαιτείται για την ανίχνευση οποιασδήποτε φάσης από το XRD. Στην εικόνα 6.10, παρατηρείται ότι τα κατακρημνίσματα του δοκιμίου έχουν διογκωθεί, γεγονός που προσδίδει την μεγαλύτερη σκλήρωση του υλικού. Τα κατακρημνίσματα για την τεχνητή γήρανση των 3 ωρών είναι σε πολύ μικρό μέγεθος και έχουν ανιχνευτεί σε μεγαλύτερες αναλύσεις από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Αντίθετα μετά την παραμονή του δοκιμίου στον κλίβανο για 5 και αντίστοιχα 7 ώρες τα κατακρημνίσματα έχουν αρχίσει και διογκώνονται και γι' αυτό και προκαλείται η υπεργήρανση του δοκιμίου. Η διογκωση αυτή πιθανότατα να οφείλεται στο φαινόμενο Oswald ripening.



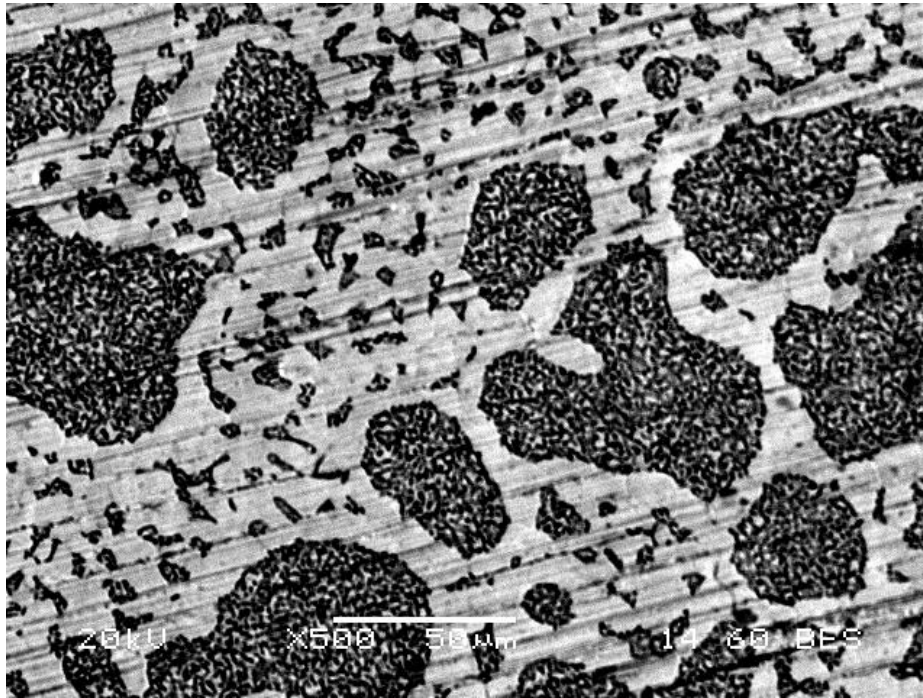
Εικόνα 6.6: Δοκίμιο του κράματος Zn-10Al-1.5Cu που δεν έχει υποστεί τεχνητή γήρανση αλλά έχει υποστεί κάμψη.



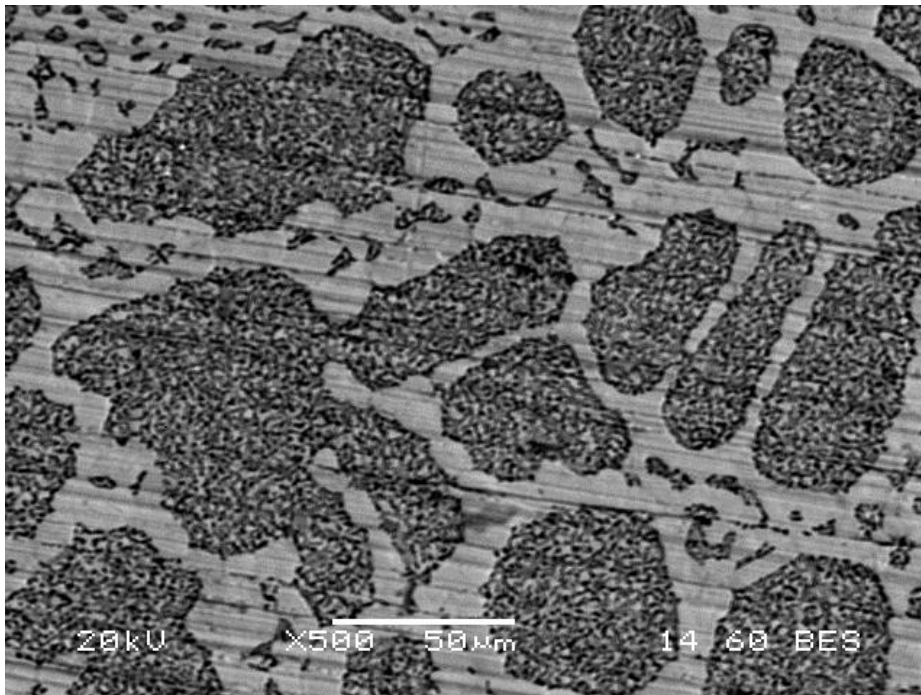
Εικόνα 6.7 : (α) Δοκίμιο του κράματος Zn-10Al-1.5Cu που έχει υποστεί τεχνητή γήρανση 1 ώρα σε $\theta=250^{\circ}\text{C}$.



Εικόνα 6.8: Δοκίμιο του κράματος Zn-10Al-1.5Cu που έχει υποστεί τεχνητή γήρανση 3 ωρών σε $\theta=250^{\circ}\text{C}$.



Εικόνα 6.9: Δοκίμιο του κράματος Zn-10Al-1.5Cu που έχει υλοστεί τεχνητή γήρανση 5 ωρών σε $\theta=250^{\circ}\text{C}$.



Εικόνα 6.10: Δοκίμιο του κράματος Zn-10Al-1.5Cu που έχει υλοστεί τεχνητή γήρανση 7 ωρών σε $\theta=250^{\circ}\text{C}$.

Element	Weight %	Atomic %
Cu K	23.12	1.02
Zn K	76.58	98.24
Totals	100.00	

Element	Weight %	Atomic %
Cu K	30.12	2.02
Zn K	69.58	96.24
Totals	100.00	

Element	Weight %	Atomic %
Cu K	20.00	1.00
Zn K	80.0	99.00
Totals	100.00	

(α) 3 ωρών

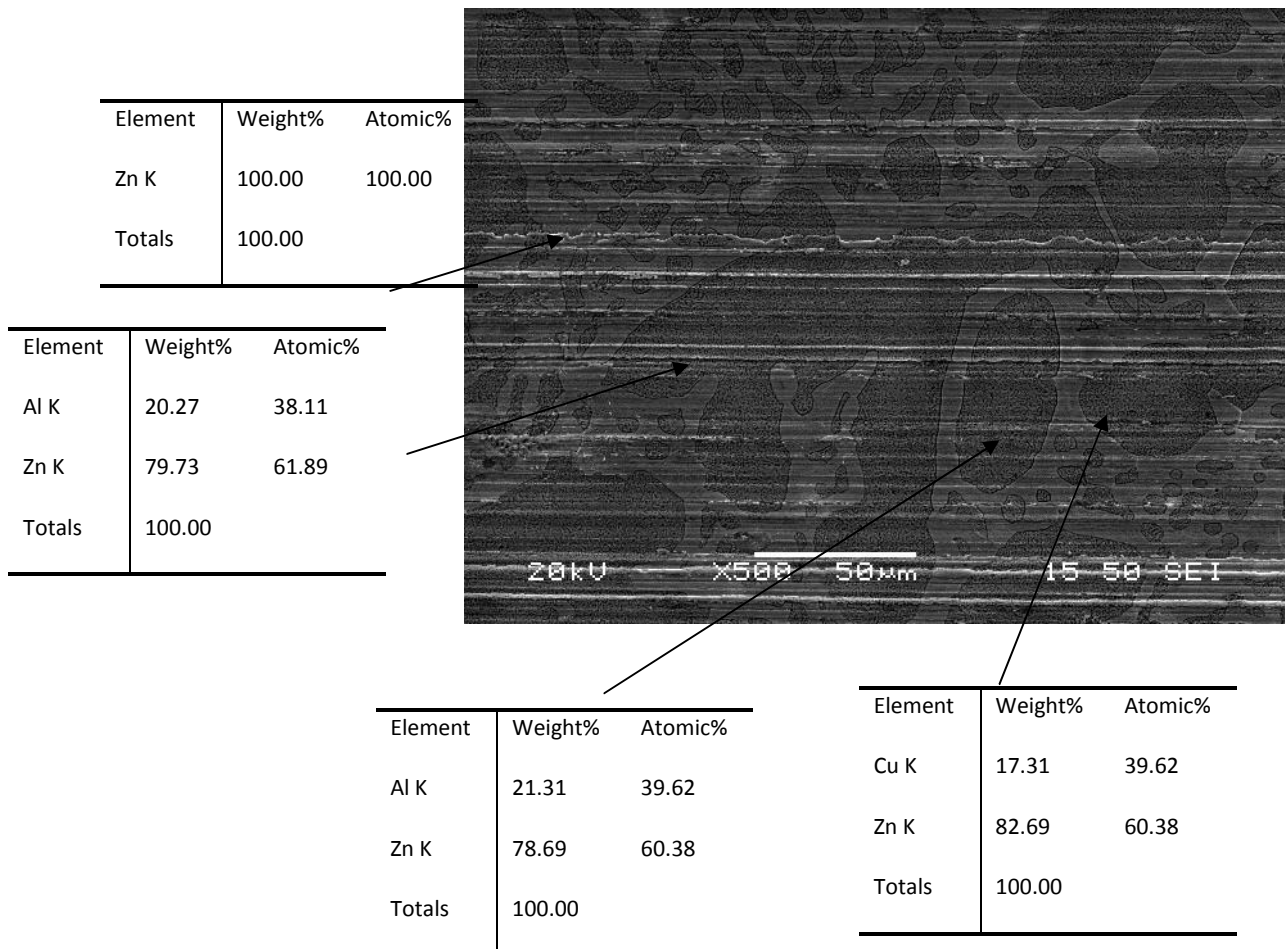
(β) 5 ωρών

(γ) 7 ωρών

Σύμφωνα με τον μικροαναλυτή στοιχείων EDAX πραγματοποιήθηκε ανάλυση στο εσωτερικό των κόκκων η οποία εμφάνισε τα αποτελέσματα των προηγούμενων πινάκων. Ο πρώτος πίνακας σχετίζεται με το δοκίμιο των 3 ωρών τεχνητής γήρανσης και το ποσοστό πιστοποιεί την εμφάνιση της ενδομεταλλικής ένωσης. Στον δεύτερο πίνακα εμφανίζεται το ποσοστό της ενδομεταλλικής ένωσης στο εσωτερικό των κόκκων για τα δοκίμια που έχουν υποστεί τεχνητή γήρανση για 5 ώρες. Τέλος στον τρίτο πίνακα εμφανίζεται το ποσοστό αντίστοιχα του ψευδαργύρου και του χαλκού που πιστοποιεί την εμφάνιση της ενδομεταλλικής ένωσης στο εσωτερικό των κόκκων για τα δοκίμια με τεχνητή γήρανση των 7 ωρών.

Η μεταβολή αυτή στην συμπεριφορά των δοκιμίων που έχουν υποστεί τεχνητή γήρανση πιθανότατα να οφείλεται στην μεγέθυνση των κατακρημνισμάτων για το χρονικό διάστημα των 5 και 7 ωρών και με αυτό τον τρόπο δημιουργείται το φαινόμενο της υπερσκλήρωσης. Η τεκμηρίωση αυτού του φαινομένου πιστοποιείται παρακάτω με την χρήση του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (SEM) και του Μικροαναλυτή στοιχείων (EDAX).

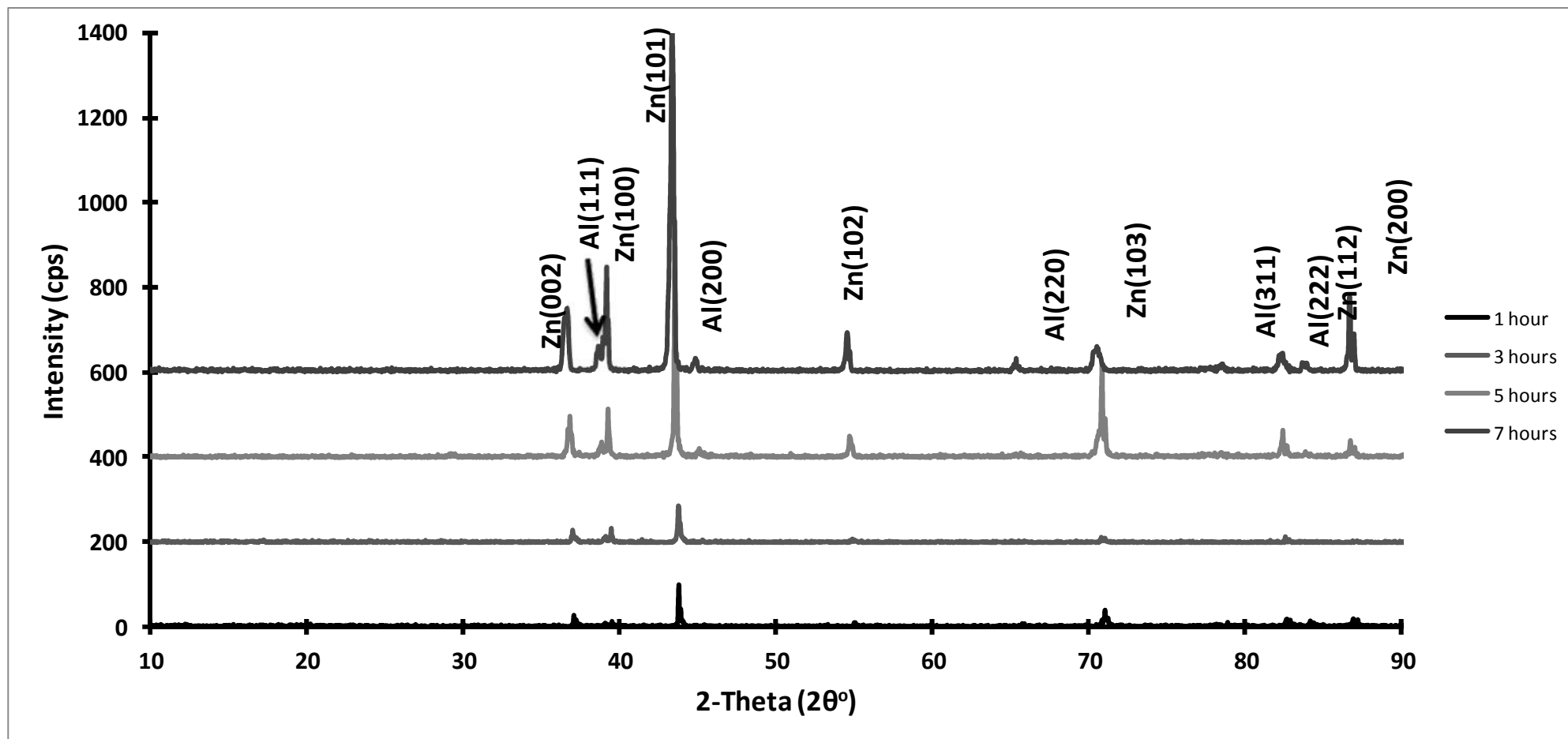
Επιπρόσθετα η συμπεριφορά των δοκιμίων πιθανότατα να οφείλεται στο φαινόμενο της μείωσης των διαταραχών σε συνδυασμό με την παρουσία φαθυρών περιοχών που επιταχύνουν το φαινόμενο της θραύσης.



Εικόνα 6.11: Ενδεικτική Ανάλυση φάσεων με την βοήθεια του μικροαναλυτή στοιχείων για σταθερή θερμοκρασία 250° C και χρόνο παραμονής σε κλίβανο 3 ωρών.

Στην εικόνα 6.11 παρουσιάζεται με τον μικροαναλυτή στοιχείων η κάθε μία φάση. είναι εμφανές ότι κυριαρχεί το στοιχείο του ψευδαργύρου και του αλουμινίου αφού και σύμφωνα με το διάγραμμα φάσεων αποτελούν και τα δύο στερεά διαλύματα.

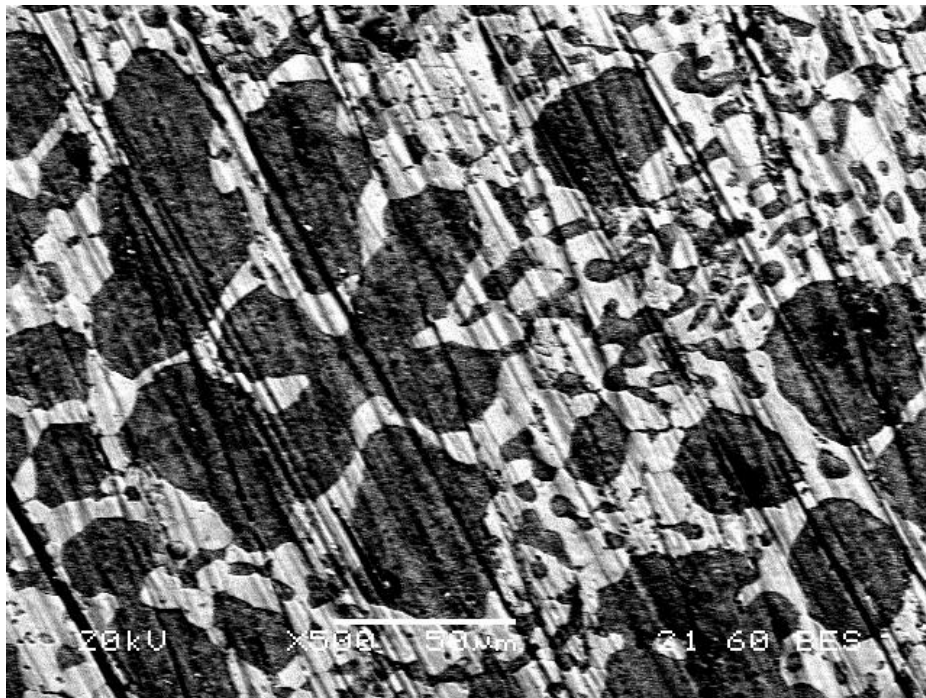
Στο ακτινοδιάγραμμα της εικόνας 6.11 παρουσιάζονται οι φάσεις που δημιουργήθηκαν κατά την τεχνητή γήρανση των δοκιμίων. Το ακτινοδιάγραμμα της 1 ώρας τεχνητής γήρανσης εμφανίζει μονό τις κορυφές του στερεού διαλύματος ψευδαργύρου και 3 ωρών τεχνητής γήρανσης εμφανίζει τις κορυφές του στερεού διαλύματος ψευδαργύρου και εμφανίζεται σε αρχικό στάδιο η ύπαρξη του στερεού διαλύματος αλουμινίου . Μετά την τεχνητή γήρανση των 5 και 7 ωρών έχουμε την εμφάνιση όλων των φάσεων και του ψευδαργύρου αλλά και του αλουμινίου (Εικ.6.8). Παρατηρείται ότι η ενδομεταλλική ένωση (CuZn_4) δεν εμφανίζεται σε κανένα ακτινοδιάγραμμα.



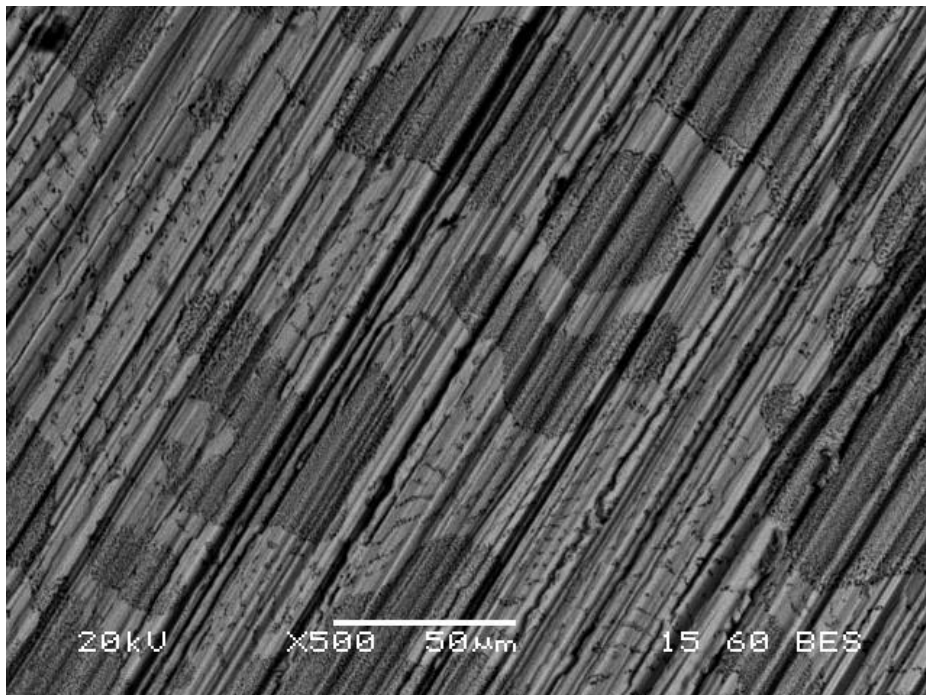
Εικόνα 6.12 : Ακτινοδιάγραμμα δοκιμίων του κράματος Zn-10Al-1.5Cu τεχνητής γήρανσης $\theta=250^\circ$ για χρόνο (α) 1 ώρα (β) 3 ώρες (γ) 5 ώρες (δ) 7 ώρες.

Μετά την ολοκλήρωση των πειραμάτων τεχνητής γήρανσης σταθερής θερμοκρασίας και μεταβαλλόμενου χρόνου πραγματοποιήθησαν πειράματα τα οποία είχαν σταθερό χρόνο τεχνητής γήρανσης και μεταβαλλόμενη θερμοκρασία. Ο χρόνος παραμονής στον κλίβανο ήταν 5 ώρες και οι αντιστοιχες θερμοκρασία τεχνητής γήρανσης ήταν 150, 200 και 350°C.

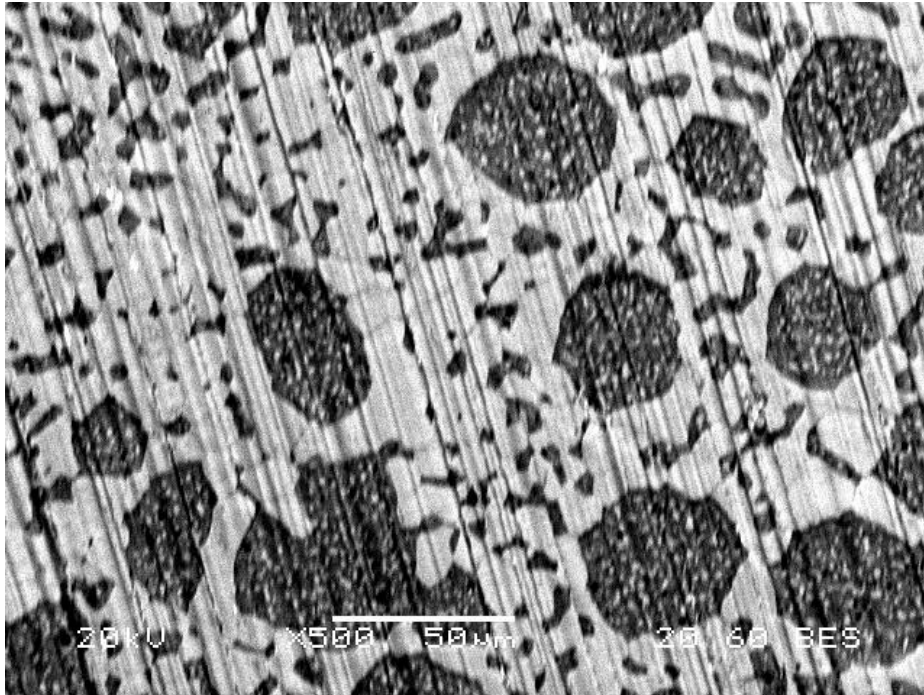
Οι μεταλλογραφίες που παρατήθενται ακολούθως επεξηγούν τις φάσεις που έχουν δημιουργηθεί μετά την περάτωση των πειραμάτων τεχνητής γήρανσης.



Εικόνα 6.13: Μικροδομή του κράματος Zn-10Al-1.5Cu τεχνητής γήρανση 150° C για 5 ώρες.



Εικόνα 6.14: Μικροδομή του κράματος Zn-10Al-1.5Cu τεχνητής γήρανση 200° C για 5 ώρες.

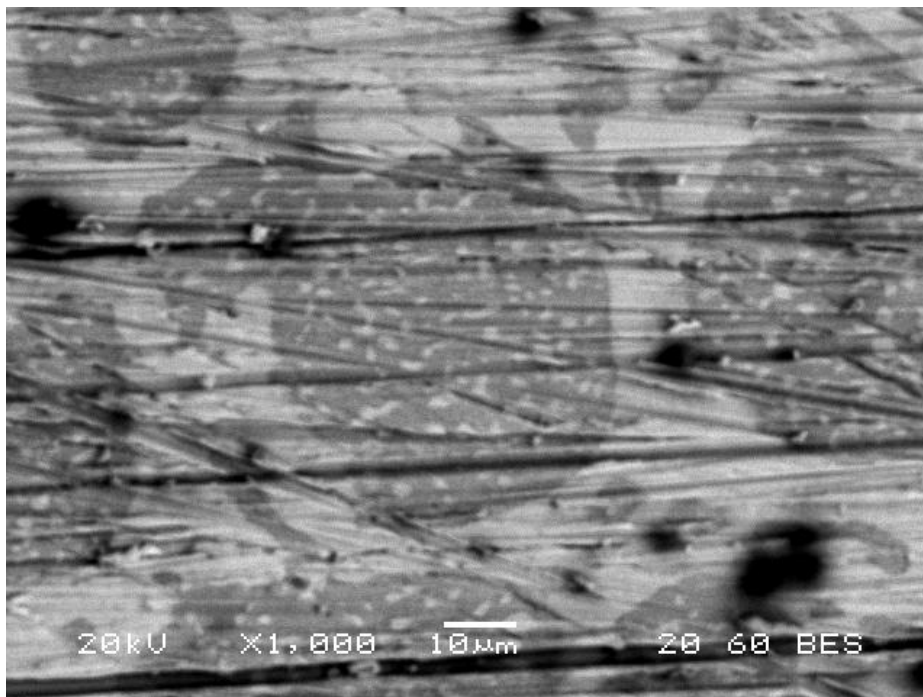
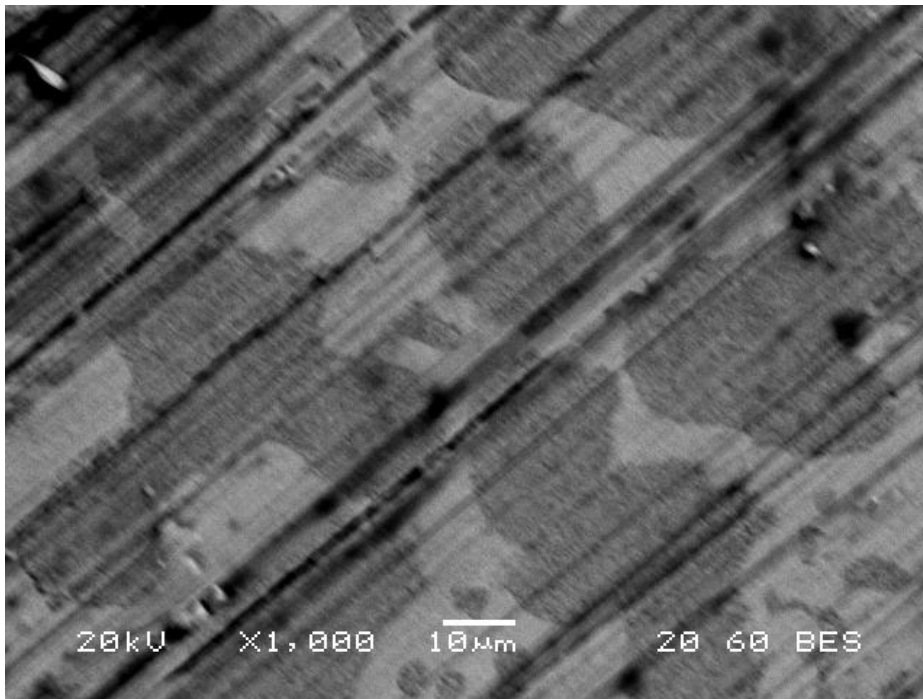


Εικόνα 6.15 : Μικροδομή του κράματος Zn-10Al-1.5Cu τεχνητής γήρανση 300° C για 5 ώρες.

Το κράμα Zn-10Al-1.5Cu μπορεί να χαρακτηριστεί ως υπερευτήκτοειδές κράμα και σταθεροποιείται για τον σχηματισμό της αρχικής δενδριτικής β-φάσης σε μητρική ευτηκτική β-φάση lamellar και της η-φάσης. Η η-φάση είναι πλούσια σε στερεό διάλυμα ψευδάργυρου και η β-φάση έχει κυβική κρυσταλλική δομή και περιέχει 80% ψευδάργυρο. Η β-φάση είναι μετασταθής σε θερμοκρασίες χαμηλότερες των 275° C. Στις εικόνες 6.12-14 εμφανίζεται η μικροδομή των δοκιμίων με την χρήση του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης. Στις τρεις προηγούμενες εικόνες φαίνεται η διαφορά στην μικροδομή των δοκιμίων, η οποία ταυτοποιείται και από το ακτινοδιάγραμμα της εικόνα 6.16. Στην εικόνα 6.12 εμφανίζεται η αρχική μητρική β-φάση με την μορφή σφαιριδίων έχουσα ελαφρώς ανεπτυγμένη την δενδριτική δομή, επίσης εμφανίζεται έντονα η παρουσία της ε-φάσης (ενδομεταλλική ένωση) [7,8]. Στην θερμοκρασία των 150° C πραγματοποιείται μετασχηματισμός της β-φάσης (πλούσια σε ψευδάργυρο) σε α-φάση , ε-φάση και η-φάση [7,8]. Η αντίδραση σχηματισμού των φάσεων η και ε προκύπτει

σύμφωνα με : $\beta' \longrightarrow \alpha_{\tau'} + \epsilon + \eta$. Με την βοήθεια του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης παρατηρήθηκε ότι ο μετασχηματισμός αυτός προήλθε από την κυτταρική αντίδραση που πραγματοποιήθηκε στα όρια των κόκκων. (κεφάλαιο 2^ο)

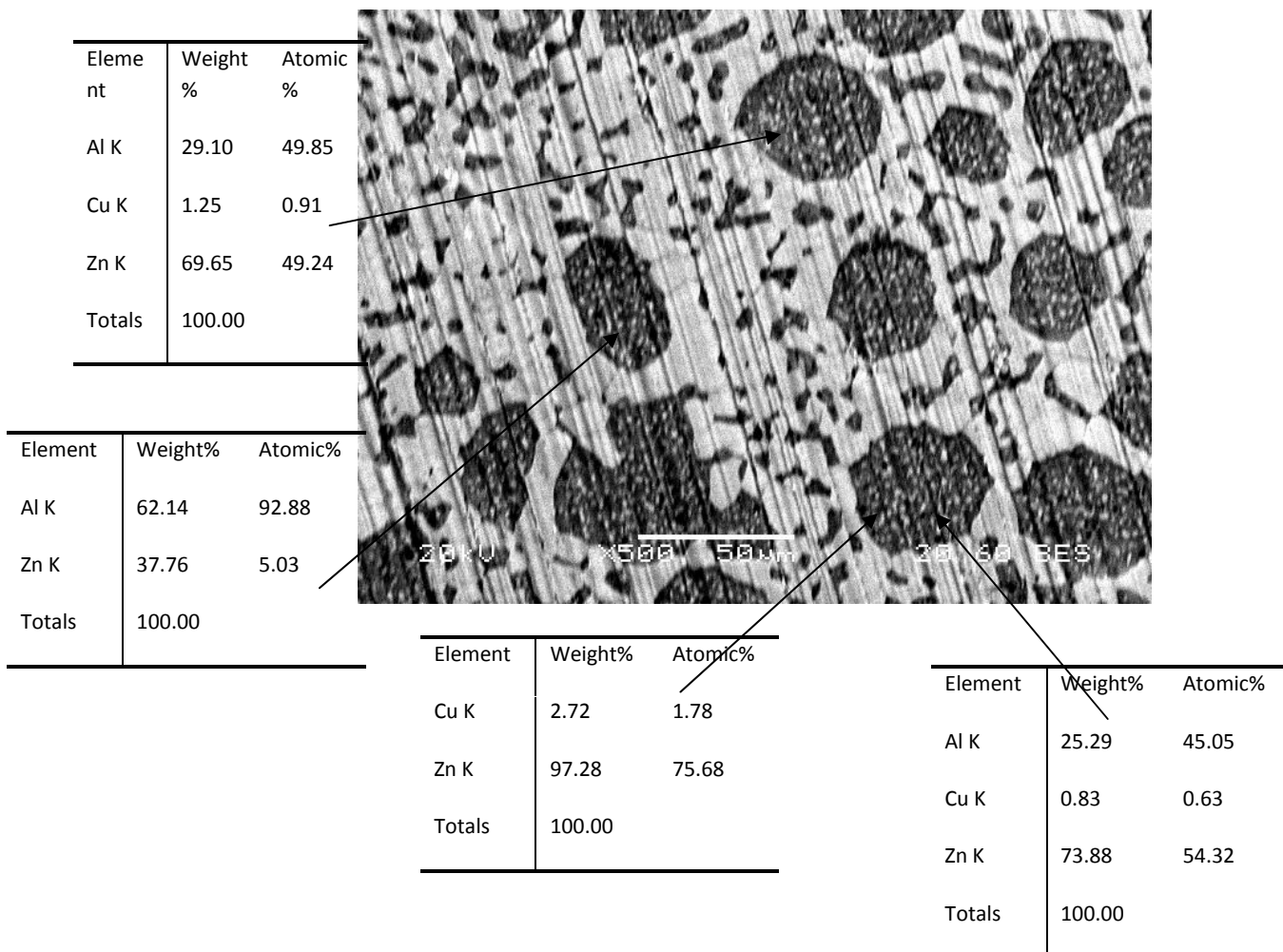
Στην εικόνα 6.14 παρουσιάζεται η μικροδομή του κράματος για τεχνητή γήρανση στους 300^ο C . Στο διμερές διάγραμμα φάσεων Zn-Al υπάρχει η ευκτική θερμοκρασία των 276^ο C όπου διαλυτοποιείται η β-φάση σε α-φάση και η-φάση. Σε περιπτώσεις όπου το κράμα είναι τριμερές και το ένα του στοιχείο είναι ο χαλκός, όπως στην παρούσα περίπτωση, τότε σε θερμοκρασίες άνω των 275^ο C πραγματοποιείται μία επιπλέον μετασταθής φάση η τ' -φάση. Το ποσοστό του χαλκού σε κράματα ψευδαργύρου χαμηλής περιεκτικότητας σε χαλκό έχει περάσει το όριο διαλυτότητάς τους και γι' αυτό προκύπτει διαλυτοποίηση στις φάσεις $\alpha + \beta + \eta$. Στην τελική λοιπόν μορφή η ε-φάση αντικαθίσταται από την τ' -φάση η οποία είναι πλούσια τόσο σε χαλκό όσο και σε ψευδάργυρο. Στην συνέχεια διαλυτοποιείται η ε-φάση και το ποσοστό του ψευδαργύρου αυξάνεται μέχρι να φτάσει το τελικό ποσοστό του. Αυτή η προσθήκη ψευδαργύρου από την ε-φάση μπορεί πολλές φορές να μην γίνεται αντιληπτή λόγω του χαμηλού ποσοστού της ε-φάσης. Πιθανώς, η συνεισφορά της να είναι λίγη στο τελικό ποσοστό του ψευδαργύρου. Η αντίδραση που περιγράφει τα παραπάνω είναι η εξής : $\alpha + \epsilon \longrightarrow \tau' + \eta$. [4,8,10]



Εικόνα 6.16: Κάθετη τομή των δοκιμίων του κράματος Zn-10Al-1.5Cu που έχουν υποστεί γήρανση για 5 ώρες στους (α) 150° C και (β) 300° C.

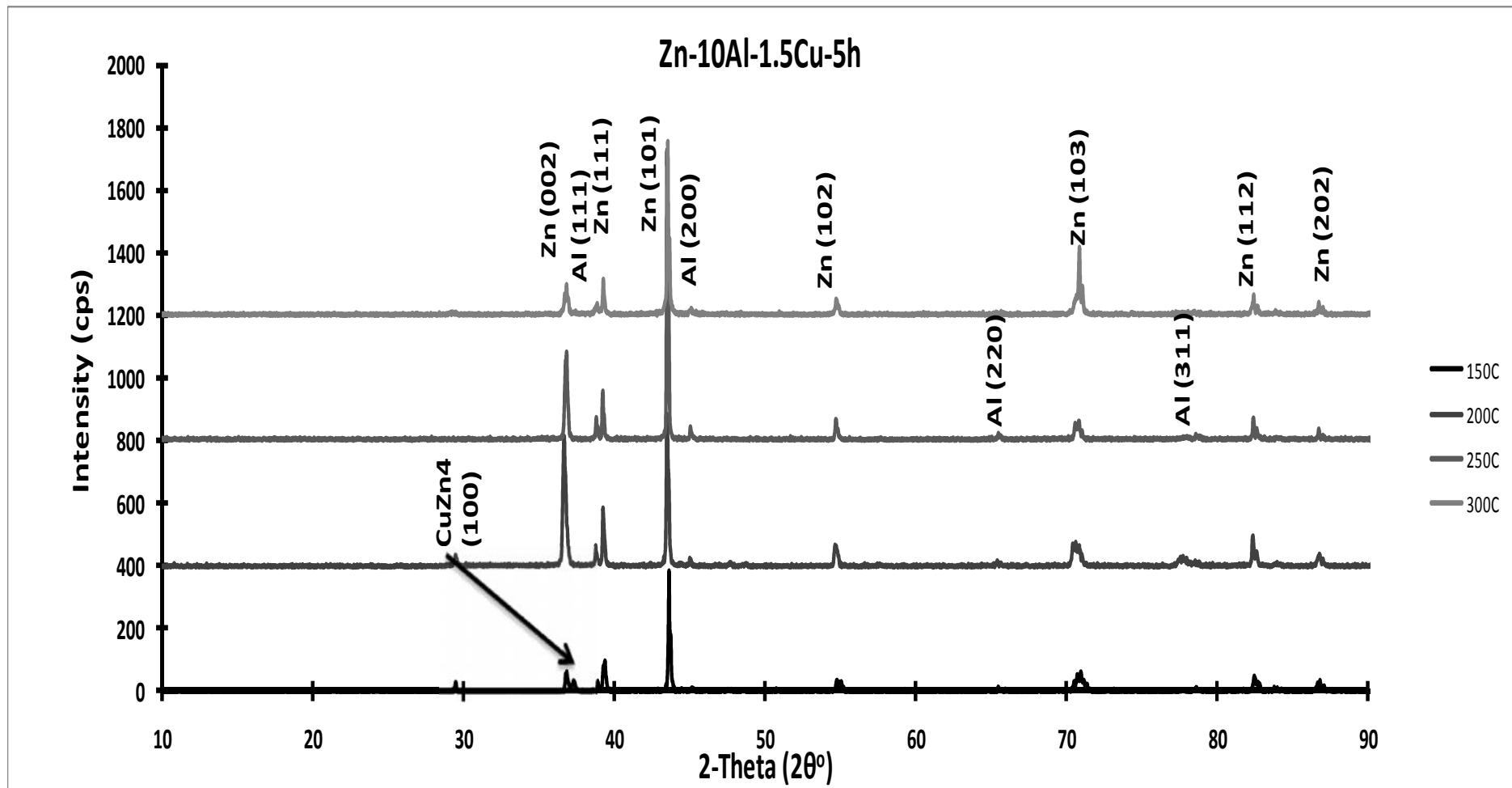
Στις εικόνες 6.15(α) και 6.15(β) απεικονίζεται σε κάθετη τομή τα δοκίμιο στο σημείο κάμψης τους για τις θερμοκρασίες των 150° C και 300° C όπου τα δείγματα δεν υπέστησαν θραύση και η γωνία βέλους κάμψης είναι 35° . Το φαινόμενο της υπερξηρανσης που περιγράφηκε στις προηγούμενες σελίδες πιστοποιείται και ως συμπεριφορά των δοκιμίων στην κάμψη. Η διαφορά στην μικροδομή των δοκιμίων είναι εμφανής αφού στην περίπτωση των 150° C στο εσωτερικό των κόκκων δεν εμφανίζεται η ε-φάση ενώ στην περίπτωση των 300° C εμφανίζεται η διαλυτοποιημένη μορφή της ε-φάσης στην τ'-φάση και στην η-φάση. Η εμφάνιση αυτού του φαινομένου επιβεβαιώνεται και με το διάγραμμα φάσεων του κεφαλαίου 2.

Σύμφωνα με το διάγραμμα φάσεων στην θερμοκρασία των 300° C εμφανίζεται η διαλυτοποιημένη φάση ε, τ' και η. Αντίθετα στους 150°C δεν ανιχνεύεται η ύπαρξη της φάσης ε με την χρήση των ακτινών -X αλλά και του Μικροαναλυτή στοιχείων , πράγμα που πιστοποιείται και από το διάγραμμα φάσεων που εμφανίζεται στο δεύτερο κεφάλαιο.



Εικόνα 6.17: Προσεγγιστική ανάλυση των φάσεων με τον μικροαναλυτή στοιχείων για σταθερό χρόνο παραμονής στην κλίβανο 5 ωρών σε θερμοκρασία 300°C.

Στην εικόνα 6.17 εμφανίζεται η ανάλυση των φάσεων με την χρήση του μικροαναλυτή στοιχείων EDAX. Παρατηρείται ότι εμφανίζονται σχεδόν όλες τις φάσεις του αρχικού κράματος αλλά σε διαφορετική διάταξη. Η ενδομεταλλική ένωση εμφανίζεται στο εσωτερικών των κόκκων κ όχι περιμετρικά όπως στο αρχικό κράμα πριν την διαδικασία της τεχνητής γήρανσης.

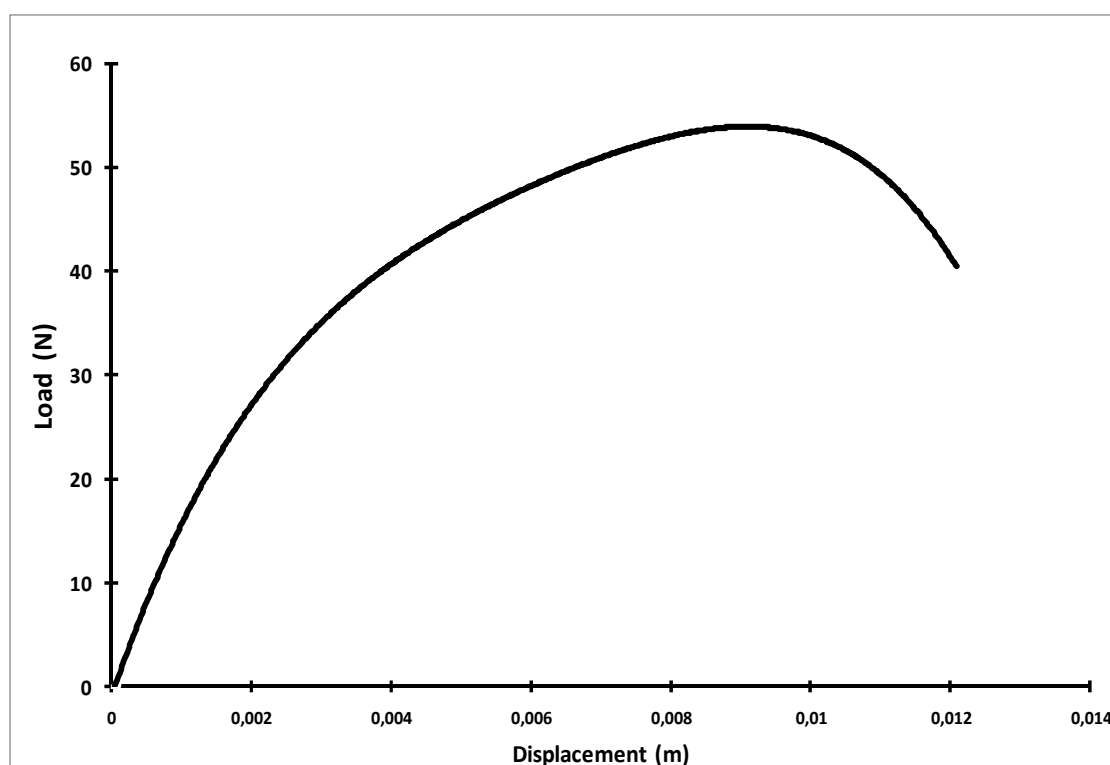


Εικόνα 6.18: Ακτινοδιάγραμμα δοκιμίων του κράματος Zn-10Al-1.5Cu τεχνητής γήρανσης για χρόνο 5 ωρών και θερμοκρασίας (α) 150° (β) 200° (γ) 250° (δ) 300° C.

Τοποθέτησαν τα τεχνητώς γηρασμένα δοκίμια στο μηχάνημα της περίθλασης των ακτινών-Χ και τα ακτινοδιαγράμματα παρατίθενται στην εικόνα 6.16. Σύμφωνα με τα ακτινοδιαγράμματα αυτά στην θερμοκρασία των 150°C εμφανίζεται έντονα η ύπαρξη της ενδομεταλλικής ένωσης CuZn_4 πράγμα που σημαίνει ότι το ποσοστό της ανά μονάδα όγκου είχε περάσει το 3% που ανιχνεύει το μηχάνημα των ακτινών-Χ. Η κατακρήμνιση της ενδομεταλλικής ένωσης CuZn_4 προσδίδει σκλήρωση του δοκιμίου γιατί μπλοκάρει την κίνηση των διαταραχών και συνεπώς μειώνει το όριο ελαστικότητας. Γενικά, η αύξηση της θερμοκρασίας σε ένα υλικό επιφέρει τη μείωση του ορίου διαρροής, ιδιαίτερα σε θερμοκρασίες πάνω από τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης, όπου και εκτελούνται οι κατεργασίες διαμορφώσεως των μετάλλων εν θερμό. Ταυτόχρονα, τις περισσότερες φορές, με την αύξηση της θερμοκρασίας αυξάνεται η ολκιμότητα του μετάλλου, ενώ το όριο ελαστικότητάς του μειώνεται. Στην θερμοκρασία τεχνητής γήρανσης των 300°C σύμφωνα με το ακτινοδιάγραμμα της εικόνας 6.16, η ενδομεταλλική ένωση CuZn_4 δεν ανιχνεύεται. Το φαινόμενο αυτό αποδίδεται πιθανότατα σε δύο λόγους: (α) να υπάρχει η ενδομεταλλική ένωση αλλά να είναι σε μικρότερο ποσοστό του 3% ανά μονάδα όγκου και (β) να έχει διαλυτοποιηθεί λόγω της αύξησης της θερμοκρασίας.

6.3.2. Κάμψη – Θράυση του Κράματος

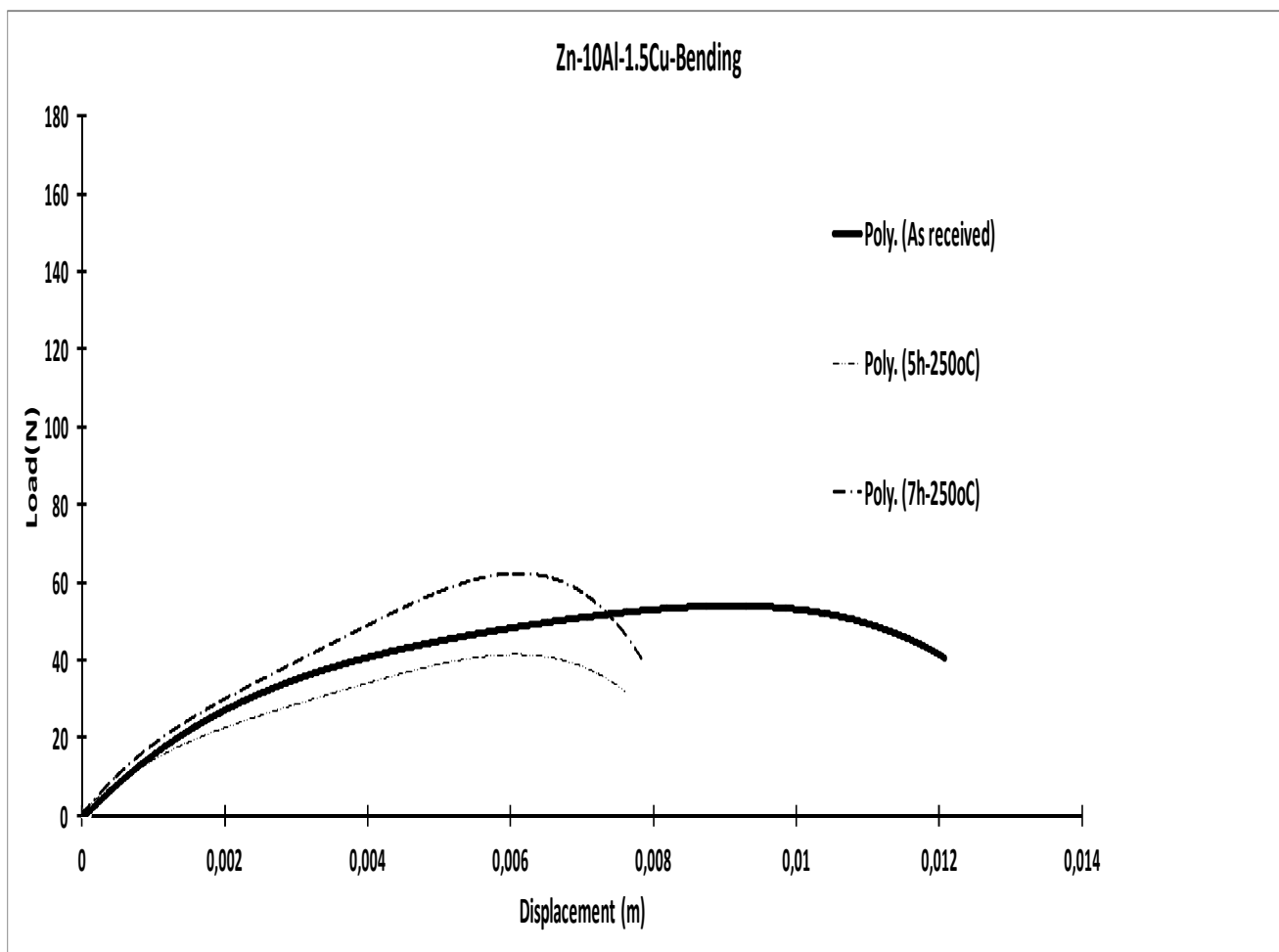
Στην εικόνα 6.19 εμφανίζεται το διάγραμμα επιβαλλόμενου φορτίου σε σχέση με την επιμήκυνση για το δοκίμιο που δεν έχει υποστεί τεχνητή γήρανση, αλλά έχει προέλθει μετά την αποτατική ανόπτιση. Η μέγιστη επιβαλλόμενη δύναμη είναι ακριβώς την στιγμή που θραύεται το δοκίμιο και η τιμή της είναι περίπου 52N.



Εικόνα 6.19: Διάγραμμα επιβαλλόμενου φορτίου σε συνάρτηση με την παραμόρφωση για το κράμα Zn-10Al-1.5Cu χωρίς τεχνητή γήρανση.

Στην εικόνα 6.20 παρουσιάζεται η συμπεριφορά σε κάμψη των δοκιμίων κατόπιν τεχνητής γήρανσης διατηρώντας σταθερή την θερμοκρασία στο εσωτερικό του κλιβάνου στους 250° C και μεταβάλλοντας τον χρόνο

παραμονής τους τον κλίβανο. Όπως εμφανίζεται στο σχήμα το δοκίμιο που έχει υποστεί τεχνητή γήρανση για πέντε ώρες και επτά ώρες στην παραπάνω θερμοκρασία έχει υποστεί θραύση στην μέγιστη δύναμη των 60N και έχοντας παράλληλα την λιγότερη παραμόρφωση στα 0.008m περίπου.



Εικόνα 6.20: Καμπύλες κάμψης του κράματος Zn-10Al-1.5Cu για θερμοκρασία 250° C (α) μη τεχνητά γηρασμένου, (β) 5 ώρες και (γ) 7 ώρες.

Με βάση τις πληροφορίες που λαμβάνονται από τα διαγράμματα φορτίου-μετατόπισης (Εικόνα 6.19) και με την βοήθεια της ακόλουθης σχέσης μπορεί να υπολογιστεί η μηχανική αντοχή στην κάμψη των δοκιμίων του κράματος Zn-10Al-1.5Cu. Στην εικόνα 6.20 εμφανίζεται το διάγραμμα της μηχανικής αντοχής σε κάμψη σε συνάρτηση με τον χρόνο. Με τον όρο μηχανική αντοχή

σε κάμψη εννοούμε την τιμή επιβαλλόμενου φορτίου στην οποία το δοκίμιο θραύεται.

$$S_b = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (6.1)$$

Όπου S_b η μηχανική αντοχή στην κάμψη τριών σημείων (MPa), L η απόσταση μεταξύ των δύο στηριγμάτων όπου εδράζονται τα δοκίμια (mm), b το πλάτος των δοκιμίων (mm), h το συνολικό πάχος των δοκιμίων κάμψης (mm), F το μέγιστο φορτίο κάμψης (N).

Η σχέση 6.1 προκύπτει από τις ακόλουθες σχέσεις :

Η αντοχή στην κάμψη δίνεται από την γενική σχέση

$$S_b = \frac{Mc}{I} \quad (6.2)$$

Όπου M η ροπή, c η απόσταση από τον ουδέτερο άξονα κάμψης και I η ροπή αδράνειας.

Για ένα παραλληλεπίπεδο δοκίμιο ισχύουν οι ακόλουθες σχέσεις :

$$I = \frac{bh^2}{12} \quad (6.3)$$

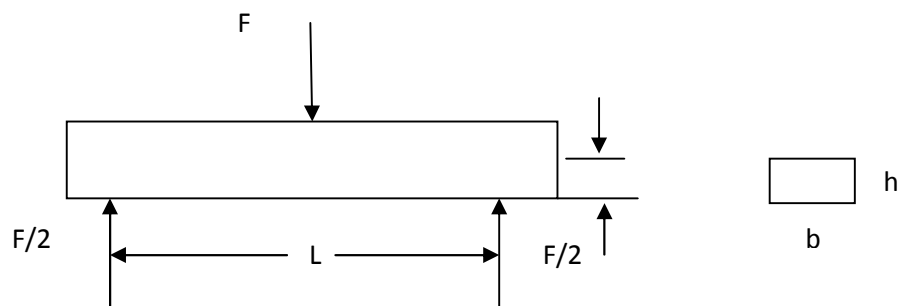
Και
$$c = \frac{h}{2} \quad (6.4)$$

Όπου h το συνολικό πάχος του δοκιμίου κάμψης και b το πλάτος του (Εικ.6.14)

Για τις δοκιμές κάμψης τριών σημείων η ροπή (M) δίδεται από την ακόλουθη σχέση :

$$M = \left(\frac{L}{2}\right)\left(\frac{F}{2}\right) \quad (6.5)$$

Όπου L η απόσταση μεταξύ των δύο στηριγμάτων όπου εδράζονται τα δοκίμια (mm) και F το μέγιστο φορτίο κάμψης (N)

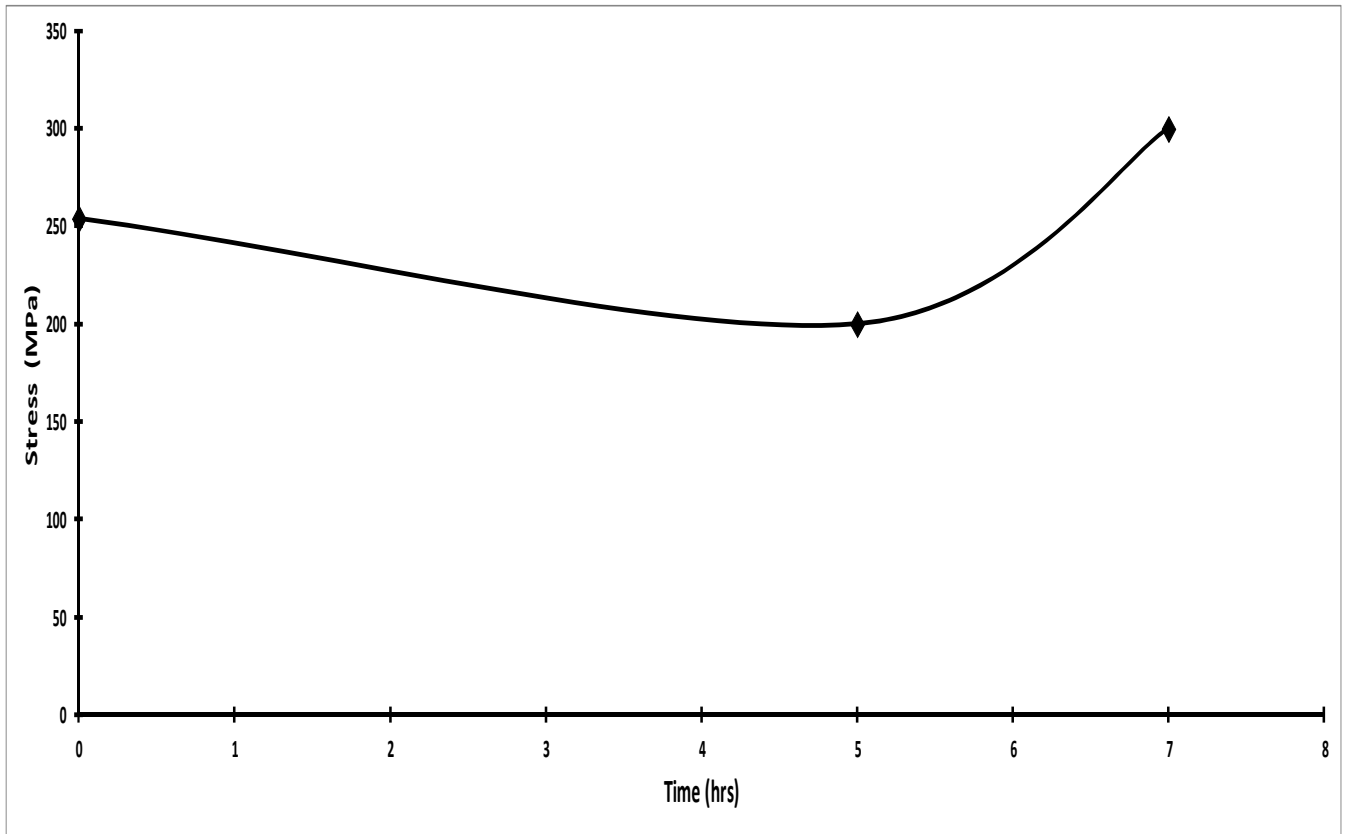


Εικόνα 6.21 : Σχηματική απεικόνιση της μεθόδου κάμψης τριών σημείων.

Συνδυάζοντας τις παραπάνω εξισώσεις (6.2-6.5) προκύπτει η σχέση 6.1.

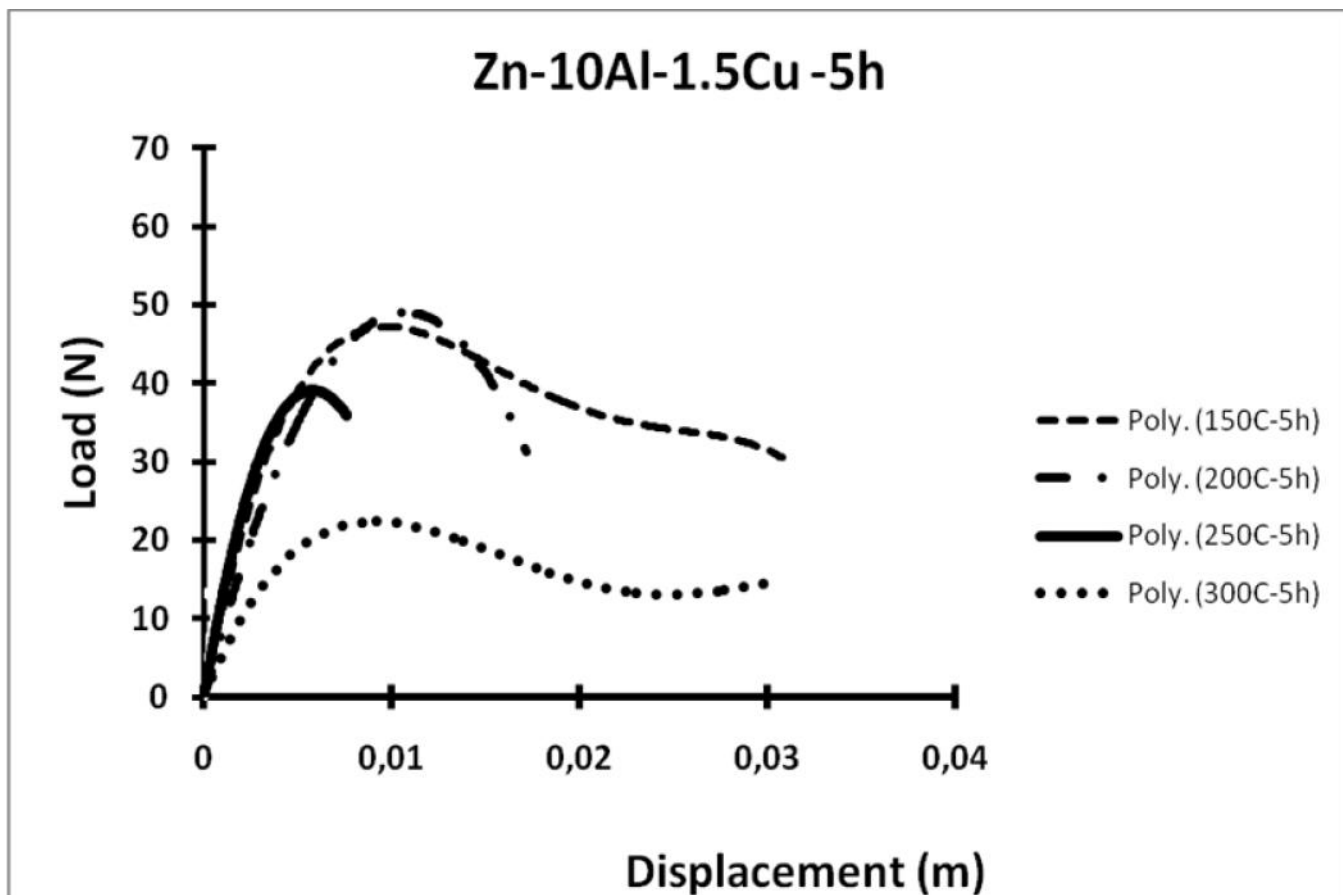
Για τον υπολογισμό της μηχανικής κάμψης του κράματος με και χωρίς τεχνητή γήρανση ισχύουν τα ακόλουθα δεδομένα. Ο ρυθμός φόρτισης των πειραμάτων κάμψης ήταν 0.1mm/min. Η απόσταση μεταξύ των δύο στηριγμάτων όπου εδράζονται τα δοκίμια κατά την κάμψη των τριών σημείων (L) ήταν 60 mm. Το πλάτος κάμψης (b) των δοκιμίων ήταν 15 mm και το συνολικό πάχος των δοκιμίων (h) ήταν 1.5 mm.

Ακολουθώντας την παραπάνω διαδικασία και μεθοδολογία υπολογίστηκε η μηχανική αντοχή στην κάμψη για όλα τα μελετηθέντα δοκίμια



Εικόνα 6.22: Διάγραμμα μηχανική αντοχής σε κάμψη του κράματος Zn-10Al-1.5Cu συναρτήσει του χρόνου παραμονής στον κλίβανο για θερμοκρασία 250°C .

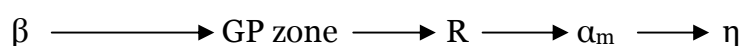
Συνεπώς στην εικόνα 6.22 που εμφανίζεται το διάγραμμα μηχανικής αντοχής σε κάμψη συναρτήσει του χρόνου παρατηρείται ότι η μηχανική αντοχή είναι οριακά αυξανόμενη. Για παραμονή στον κλίβανο πέντε ωρών η μηχανική αντοχή παρουσιάζει μία μικρή μείωση και για το χρονικό διάστημα των επτά ωρών η μηχανική αντοχή αυξάνεται οριακά.



Εικόνα 6.23 : Καμπύλες κάμψης του κράματος Zn-10Al-1.5Cu για χρονικό διάστημα 5 ωρών και θερμοκρασίες (α) 150° C (β) 200° C (γ) 250° C και (δ) 300° C.

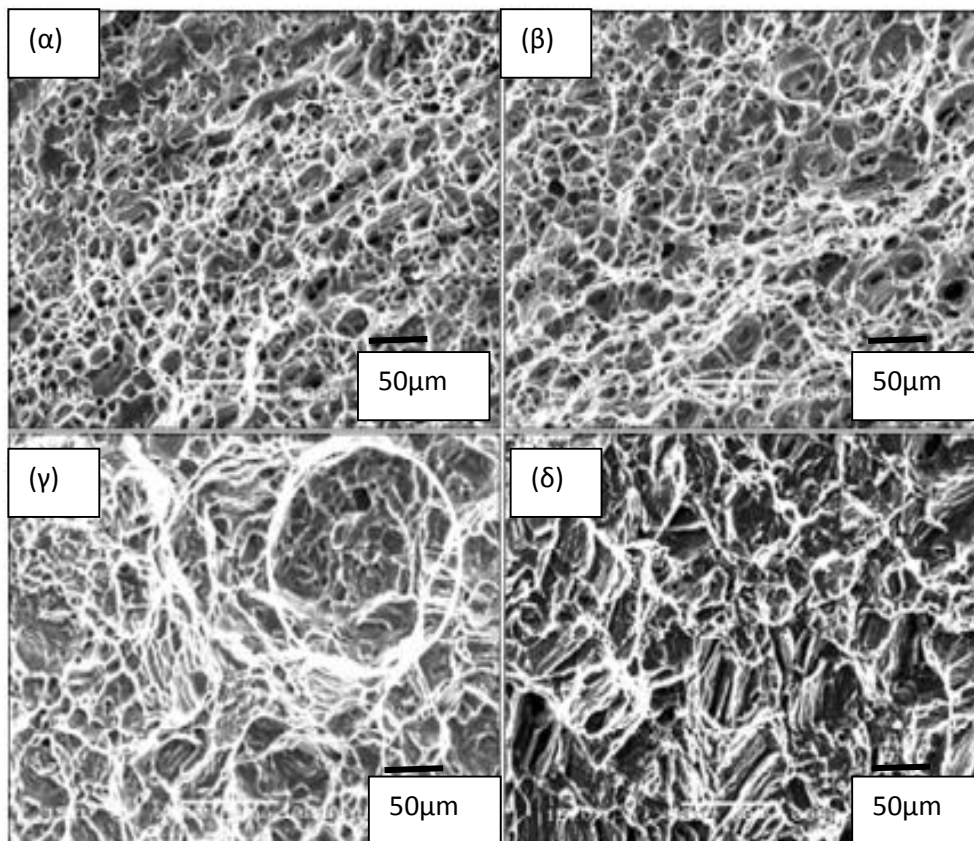
Στην συνέχεια πραγματοποιήθηκαν πειράματα κάμψης για δοκίμια τα οποία είχαν υποστεί την ίδια ομογενοποίηση (375° C για 21 ώρες) και τεχνητή γήρανση για το ίδιο χρονικό διάστημα παραμονής σε κλίβανο (5 ώρες) και για θερμοκρασίες 150° C, 200°C, 250°C και 300° C. Στην εικόνα 6.23 παρατίθεται η συμπεριφορά των δοκιμίων αυτών σε κάμψη. Σύμφωνα με την εικόνα 6.18 τα δοκίμια που υπέστησαν γήρανση για θερμοκρασία 150°C και 300° C ίσου χρόνου παραμονής, δεν υπέστησαν θραύση. Αντίθετα τα δοκίμια που υπέστησαν γήρανση στους 200° C και 250°C έσπασαν. Προφανώς για να υπάρχει αυτή η αλλαγή στην συμπεριφορά αυτών το δοκιμίων σχετίζεται με την αλλαγή στην μικροδομή που αναλύθηκε λεπτομερώς στην προηγούμενη παράγραφο (6.3.1).

Στην θερμοκρασία των 300° C η α και η φάση διαλυτοποιούνται στην μητρική φάση και η β φάση του στερεού διαλύματος γίνεται υπέρκορη. Ο μετασχηματισμός αυτός πιθανότητα να συσχετίζεται με την ευκτική αντίδραση που πραγματοποιείται στους 275°C, β→ α+η. Κατά την διάρκεια την τεχνητής γήρανσης η διαλυτοποίηση του υπέρκορου στερεού διαλύματος της β φάσης είναι μια πολύ περίπλοκη διαδικασία. Μία ή και περισσότερες από τις μετασταθείς φάσεις εμφανίζεται πριν την φάση ισορροπίας κατακρίμνισης. Πιθανότατα η κατακρίμνιση της β φάσης του στερεού διαλύματος να πραγματοποιείται ως εξής:



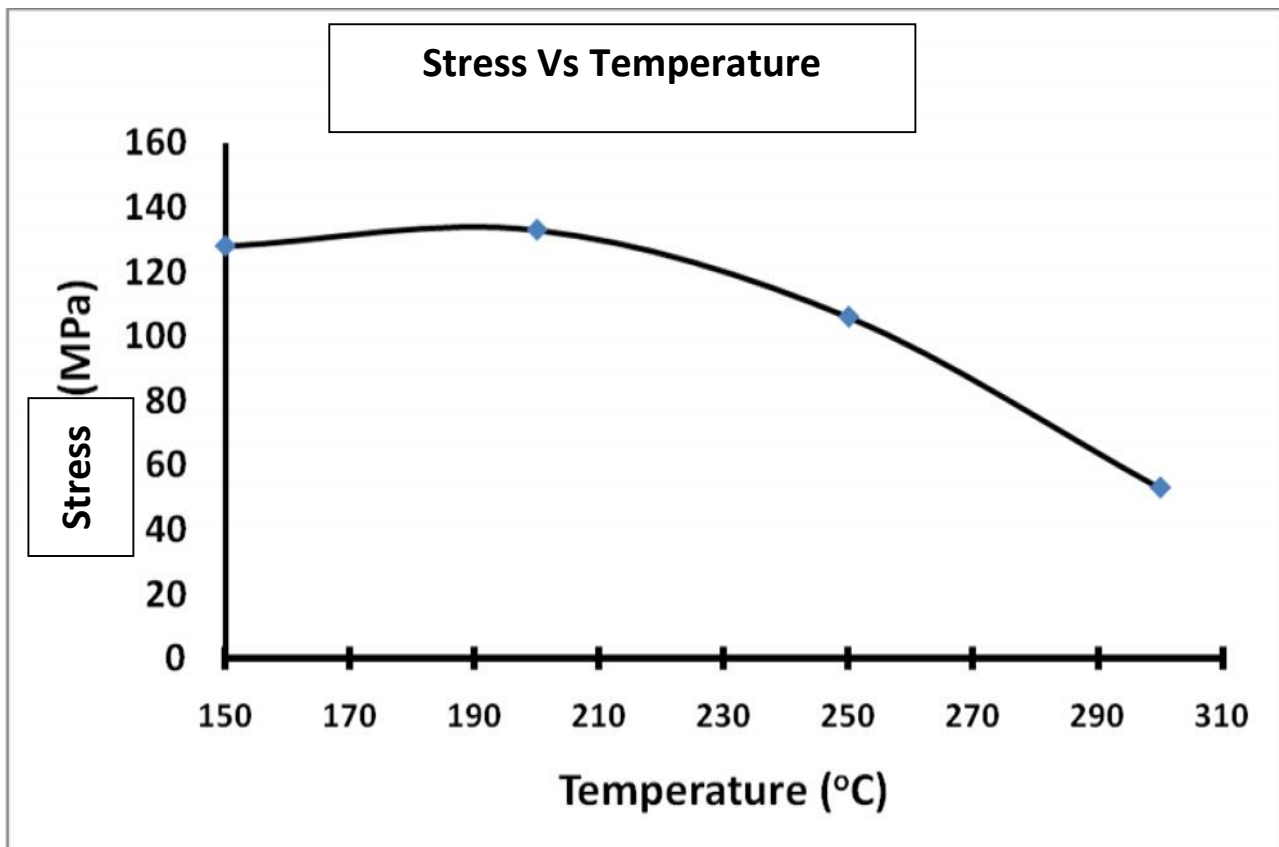
Η κατακρίμνιση της β φάσης του στερεού διαλύματος αποτελείται από συνεχής και μη συνεχής κατακρίμνιση η οποία χωρίζεται σε τρεις κατηγορίες : η κυτταρική αντίδραση, η αυτοκαταλυτική κυτταρική αντίδραση και η κοκκώδης κατακρίμνιση της β φάσης του στερεού διαλύματος. Η β φάση του στερεού διαλύματος διαλυτοποιείται σε lamellar δομή μέσω κυτταρικής αντίδρασης. [14]

Αντίθετα για την θερμοκρασία των 100°C τεχνητής γήρανσης πραγματοποιείται αποσύνθεση και των δύο φάσεων α' και β' οδηγεί σε lamellar δομή. Στην παραπάνω θερμοκρασία πραγματοποιείται διαλυτοποίηση της ητ' και ε φάσης οι οποίες είναι πανομοιότυπες με τις φάσεις του αρχικά χυτευμένου κράματος [15].



Εικόνα 6.24: Οπτική μικροσκοπία των θραυσμένων δοκιμών σε κάθε τομή για (α) 1 ώρα και 250°C (β) 3 ώρες και 250°C (γ) 5 ώρες και 250°C (δ) 7 ώρες και 250°C .

Σύμφωνα με την οπτική μικροσκοπία των θραυσμένων δοκιμίων εμφανίζονται κρατήρες που παραπέμπουν σε όλκιμη θραύση. Το μέγεθος των κρατήρων παρατηρείται ότι μεγαλώνει σε συνάρτηση με τον χρόνο παραμονής της τεχνητής γήρανσης.



Εικόνα 6.25: Διάγραμμα μηχανική αντοχής σε κάμψη του κράματος Zn-10Al-1.5Cu συναρτήσει της θερμοκρασίας για χρόνο παραμονής στον κλίβανο 5 ωρών.

Στην εικόνα 6.23 παρατίθεται το διάγραμμα μηχανικής αντοχής κάμψης σε συνάρτηση με τον χρόνο τεχνητής γήρανσης. Στις θερμοκρασίες των 150° C και 200° C οι τιμές της μηχανικής αντοχής σε κάμψη έχουν ελάχιστη διαφορά. Αντίθετα, όσο αυξάνεται η θερμοκρασία της τεχνητής γήρανσης τόσο μειώνεται η μηχανική αντοχή σε κάμψη. Το φαινόμενο αυτό δικαιολογείται με τη αλλαγή της μικροδομής στα δοκίμια αφού στους 150°C πρώτο-εμφανίζεται η ενδομεταλλική ένωση του υλικού CuZn_4 που προσδίδει σκλήρωση στο κράμα . είναι σημαντικό να αναφερθεί ότι η αύξηση της θερμοκρασία προκαλεί περισσότερες διαταραχές στο υλικό.

Εκτός από την μηχανική αντοχή των δοκιμίων μετά την τεχνητή γήρανση αλλά και την κάμψη μπορεί επιπρόσθετα να υπολογιστούν και οι

παραμένουσες τάσεις που αναπτύσσονται μετά την διαδικασία της γήρανσης συγκριτικά με το αρχικό δοκίμιο. Σε αυτή την μελέτη θα χρησιμοποιηθούν τα διαγράμματα περίθλασης ακτινών-X, σύμφωνα μετά οποία θα υπολογιστούν οι παραμένουσες τάσεις. Για τον υπολογισμό αυτό θα χρησιμοποιηθεί η σχέση Παναγόπουλου [18] που παρατίθεται ακολούθως:

$$\sigma = (E/2\nu) \sin\theta (1/\sin\theta_{th} - 1/\sin\theta_{exp})$$

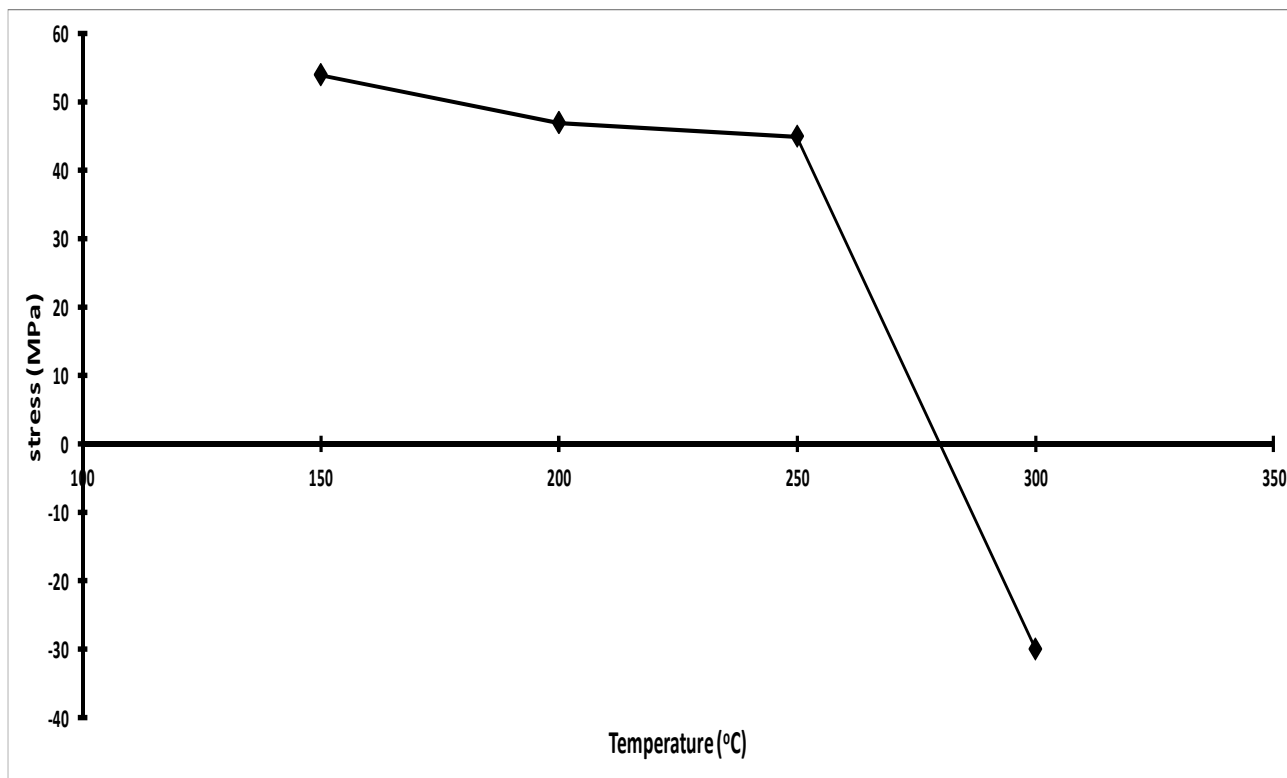
όπου E= το μέτρο ελαστικότητας

ν = λόγος του Poisson

$\sin\theta_{th}$ = η θεωρητική τιμή του κρυσταλλογραφικού επιπέδου

$\sin\theta_{exp}$ = η πειραματική τιμή του ακτινοδιαγράμματος.

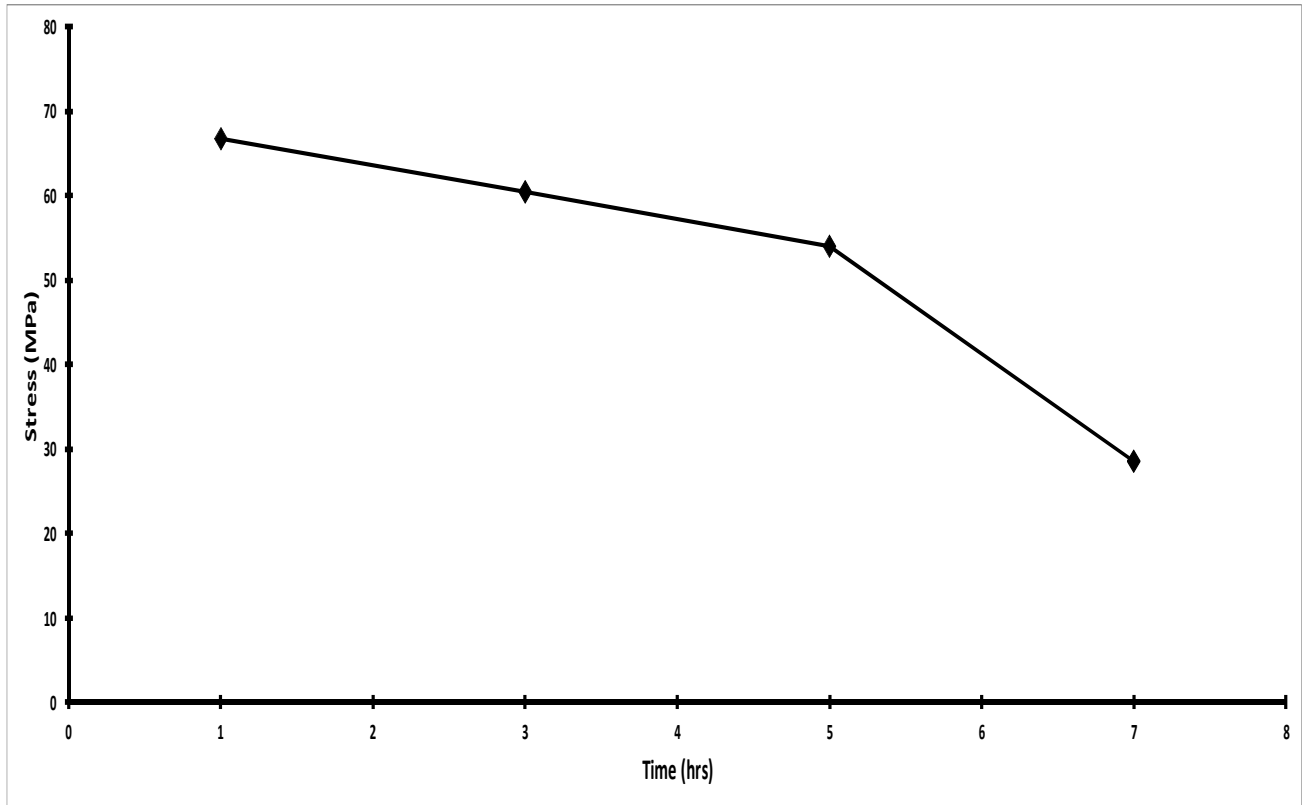
Αρχικά υπολογίστηκαν οι παραμένουσες τάσεις τεχνητής γήρανση για σταθερό χρονικό διάστημα 5 ωρών σε κλίβανο και μεταβαλλόμενων θερμοκρασιών 150°C, 200 °C, 250 °C, 300 °C έχοντας ως πρότυπο αναφοράς την θεωρητική τιμή της γωνίας του ψευδαργύρου (43.4°) και κρυσταλλογραφικού επιπέδου (101).



Εικόνα 6.26: Διάγραμμα Παραμένουσας Τάσης του κράματος Zn-10Al-1.5Cu συναρτήσει Θερμοκρασίας Γήρανσης.

Στο διάγραμμα της εικόνας 6.24 παρατίθεται η μεταβολή της παραμένουσας μηχανικής τάσης λόγω τεχνητής γήρανσης σε συνάρτηση με την μεταβολή της θερμοκρασίας. Σύμφωνα με τους υπολογισμούς παρατηρείται η τάση να μετατρέπεται πιθανότατα από εφελκυστική σε θλιπτική στην θερμοκρασία των 300°C. Οι τάσεις υπολογίστηκαν εφελκυστικές στις θερμοκρασίες 150°C, 200°C και 250°C γιατί η κύρια κορυφή του κρυσταλλογραφικού επιπέδου (101) έχει μετατοπιστεί σε μεγαλύτερες μοίρες (43,6) από την θεωρητική του ψευδαργύρου. Αντίθετα, για την θερμοκρασία των 300°C η τάση ότι είναι θλιπτική διότι η μετατόπιση της κυρίας κορυφής είναι σε μικρότερες μοίρες (43,1) από την θεωρητική του ψευδαργύρου. Οι υπολογισμοί πραγματοποιήθηκαν με την βοήθεια των ακτινοδιαγραμμάτων της εικόνας 6.16 η μεταβολή αυτή πιθανότατα να οφείλεται στις αντιδράσεις που πραγματοποιούνται στο κράμα για την θερμοκρασία των 300° C, οι οποίες έχουν εξηγηθεί προηγούμενα.

Στην συνέχεια θα υπολογιστεί η παραμένουσα τάση έχοντας σταθερή θερμοκρασία γήρανσης και μεταβλητό χρόνο παραμονής στον κλίβανο. Οι παράμετροι για τους υπολογισμούς είναι: θερμοκρασία 250° C και χρόνο 1, 3, 5 και 7 ώρες.



Εικόνα 6.27 : Διάγραμμα Τάσης του κράματος Zn-10Al-1.5Cu συναρτήσει χρόνου γήρανσης

Σύμφωνα με το διάγραμμα της εικόνας 6.25 παρατηρείται ότι η παραμένουσα τάση σε διαφορετικούς χρόνους γήρανσης έχει επίσης την τάση να μειώνεται με την αύξηση του χρόνου γήρανσης. Η παραμένουσα τάση μειώνεται και παραμένει θλιπτική.

6.4 Συμπεράσματα

Στα προηγούμενα μελετήθηκε το φαινόμενο της κάμψης για το κράμα Zn-10Al-1.5Cu σε συνάρτηση με την τεχνητή γήρανση σε διαφορετικούς χρόνους και σταθερή θερμοκρασία αλλά και σε διαφορετικές θερμοκρασίες για σταθερό χρονικό διάστημα παραμονής στον κλίβανο. Τα συμπεράσματα που εξήχθησαν είναι τα παρακάτω:

1. Σε θερμοκρασία 250° C και για χρονικό διάστημα 1 και 3 ωρών είναι αισθητή η βελτίωση της συμπεριφοράς σε κάμψη αφού η μηχανική αντοχή του υλικού αυξάνεται συναρτήσει του χρόνου και η παραμόρφωση μικραίνει σε σχέση με το μη τεχνητά γερασμένο δοκίμιο.
2. Ο παραμένουσες τάσεις λόγω υπεργήρανση υπολογίστηκαν ότι είναι εφελκυστικές για σταθερή θερμοκρασία και μεταβλητό χρόνο. Αντίθετα, για μεταβλητό χρόνο κ σταθερή θερμοκρασία οι παραμένουσες τάσεις είναι αρχικά εφελκυστικές και στη συνέχεια μετατράπηκαν σε θλιπτικές.
3. Για σταθερό χρονικό διάστημα παραμονής σε κλίβανο 5 ωρών και μεταβλητή θερμοκρασία από 150 έως και 300° C παρατηρήθηκε ότι στις θερμοκρασίες των 150° C και 300°C τα δοκίμια δεν έσπασαν και παρουσίασαν ένα είδος υπερελαστικότητας.
4. Το φαινόμενο της υπερλαστικότητας πιθανότατα να οφείλεται στην μετασταθή φάση β πάνω από 275° C καθώς και στην φάση τ' όπου δημιουργείται κατά την τεχνητή γήρανση.
5. Αντίστοιχα στην θερμοκρασία των 150° C γίνεται αντιληπτή η εμφάνιση της ενδομεταλλικής ένωση CuZn₄ όπου προσδίδει σκλήρωση στο υλικό και ταυτοποιείται και στα διαγράμματα ακτίνων-X αλλά και στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης.

Αναφορές

- [1]. A. Nilsson, P. Gabrielson, Jan-Eric Stahl, Mater. Proc. Techn., 125-126 (2002) 806
- [2]. K. H. W. Seah, S.C. Sharma, B.M. Girish, Mater. & Des., 16 (1995) 337
- [3]. F.S. Adek'skaya, P.L. Chernova, Met. Sci. & Heat Treat., 52-54 (1959) 59
- [4]. R. Kavacheva, R. Dbrev, S. Zadgorski, A. Lilova, Mater. Char., 31 (1993) 217
- [5]. H. Dorantes-Rosales, V. M. Lopez-Hirata, Y. Hua Zhu, Mater. Sci. & Eng. A, A271 (1999) 366
- [6]. B. J. Li and C. G. Chao Metal. And Mater. Trans. A, 30A (1997) 1999
- [7]. H.Dorantes-Rosales, V. M. Lopez-Hirata, M.L. Saucedo-Munoz, F. Hernandez-Santiago, R. Esquivel-Gonzalez, Mater. Sci. Techn., 22 (2006) 1219
- [8]. Y. Hua Zhu, S. Murphy, C. Yeung, Mater. Proc. Techn., 94 (1999) 78
- [9]. T. Savaskan, M.S. Turhal, Mater. Char., 51 (2003) 259
- [10]. Y. H. Zhu, K.C. Chan, G.K.H. Pang, T.M.Yeu, W.B. Lee, J. Mater. Sci. Technol., 23 (2007) 347
- [11]. Y.H. Zhu, W.B. Lee, S.To, J. Mater. Sci., 38 (2003) 1945
- [12]. X.L. Xu, Z.W. Yu, S.J. Ji, J.C. Sun, Z.K. Hei, Acta Metal. Sin., 14 (2001) 109
- [13]. P. Budrugaec, E. Segal, J. Ther. Anal. & Calom., 88(2007) 703
- [14]. G. Lin, R. Zhang, Li Wang Yu-xia Lei, Jia-jian He, Trans. Nonferrous Met. Soc. Ch. 23(2013) 86.
- [15]. Yao Hua Zhu, J. Mat. Scie. Lett. , 15 (1996) 1888