

ΑΝΩΤΑΤΟ ΕΚΠΑΙΔΕΥΤΙΚΟ ΙΔΡΥΜΑ ΠΕΙΡΑΙΑ

ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΚΟΥ ΤΟΜΕΑ

ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

ΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

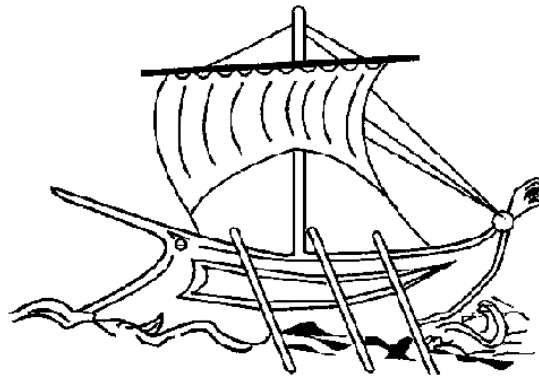
«Μηχανική αντοχή προφορτισμένων δοκιμίων ορειχάλκου»

Κασμάς Σταμάτιος

A.M.: 38860

Λομβαρδιάς Ανδρέας

A.M.: 38829



ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΚΟ ΕΚΠΑΙΔΕΥΤΙΚΟ
ΙΔΡΥΜΑ ΠΕΙΡΑΙΑ

Επιβλέπων καθηγητής : Δρ.Ι.Κ.Γιαννακόπουλος

Αθήνα, Ιανουάριος 2016

Περιεχόμενα

ΠΡΟΛΟΓΟΣ.....	4
ΣΚΟΠΟΣ	4
ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ	4
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1	5
1.1 Ορειχάλκος.....	5
1.2 ΜΟΛΥΒΔΟΥΧΟΣ ΟΡΕΙΧΑΛΚΟΣ	8
1.3 Τάξη-αταξία.....	11
1.4 Η έννοια της διαταραχής	12
1.5 ΚΑΝΟΝΕΣ HUME-ROTHERY	14
1.5.1 Επίδραση παράγοντα μεγέθους	15
1.5.2 ΗΛΕΚΤΡΟΧΗΜΙΚΗ ΕΠΙΔΡΑΣΗ.....	16
1.5.3 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΣΧΕΤΙΚΟΥ ΣΘΕΝΟΥΣ	17
2. ΔΟΚΙΜΗ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ	17
2.1. ΓΕΝΙΚΕΣ ΑΡΧΕΣ – ΔΟΚΙΜΙΑ – ΣΥΣΚΕΥΕΣ – ΕΡΓΑΛΕΙΑ ΜΕΤΡΗΣΗΣ.....	17
2.2. ΑΛΛΗΛΟΥΧΙΑ ΓΕΓΟΝΟΤΩΝ ΚΑΤΑ ΤΗ ΔΟΚΙΜΗ.....	22
2.3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΤΗΣ ΔΟΚΙΜΗΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ.....	22
3. ΜΕΘΟΔΟΙ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΤΩΝ ΜΕΤΑΛΛΩΝ.....	28
3.1. ΓΕΝΙΚΑ	28
3.2. ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕ ΕΝΔΟΤΡΑΧΥΝΣΗ (ΕΡΓΟΣΚΛΗΡΥΝΣΗ)	30
3.3. ΙΣΧΥΡΟΠΟΙΗΣΗ ΜΕ ΔΗΜΙΟΥΡΓΙΑ ΣΤΕΡΕΟΥ ΔΙΑΛΥΜΑΤΟΣ (ΚΡΑΜΑΤΩΣΗ)	37
3.4. ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ ΛΟΓΩ ΓΗΡΑΝΣΗΣ	39
3.5. ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΑΠΟ ΤΑ ΟΡΙΑ ΤΩΝ ΚΟΚΚΩΝ.....	43
4. ΠΡΟΗΓΟΥΜΕΝΕΣ ΣΥΝΑΦΕΙΣ ΜΕΛΕΤΕΣ.....	46
4.1. Η επίδραση της ακτινοβολίας στην επιφάνεια, στις δομικές και μηχανικές ιδιότητες του ορειχάλκου	46
Effect Of Irradiation On The Surface , Structural And Mechanical Properties Of Brass.....	46
4.2. Κατεργασμένα διφασικά κράματα α-β ορειχάλκου με υψηλή αντοχή, χωρίς μόλυβδο Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi.....	48
High-strength, lead-free machinable α-β duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys	48
4.3. Θραύση Από Εφελκυσμό Ελεύθερης Κατεργασίας Ορειχάλκου Σε Συνάρτηση Με Την Υδροστατική Πίεση.....	49
Tensile Fracture Of Free Machining Brass As A Function Of Hydrostatic Pressure.....	49
4.4. Η επίδραση θερμικής επεξεργασίας ECAP σε ορειχάλκο Cu-40%Zn.....	50

Effect of post-heated-treatment in ECAP processed Cu-40%Zn brass.....	50
4.5. Η εξάρτηση των μηχανικών ιδιοτήτων του α/β ορειχάλκου από τα χαρακτηριστικά της μικροδομής επηρεασμένα από θερμή διέλαση	51
Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion	51
4.6. Η κανομή παραμενουσών τάσων ελάσματος ορειχάλκου κατεργασμένο με ψυχρή έλαση.....	52
Residual stress distribution in cold rolled brass sheet	52
5.ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	53
5.1ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ.....	54
5.2.Παρατηρήσεις	55
6.Συμπεράσματα	73
7.ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	74

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα πτυχιακή εργασία συνιστά το αποτέλεσμα της τετραετούς φοίτησής μας στο Τεχνολογικό Εκπαιδευτικό Ίδρυμα Πειραιά και αποτελεί το τελευταίο στάδιο των σπουδών μας για την απόκτηση του προπτυχιακού τίτλου σπουδών στο τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών.

Το θέμα που παρουσιάζεται στην προκειμένη εργασία είναι η συμπεριφορά των μηχανικών ιδιοτήτων προφορτισμένων δοκιμίων μολυβδούχου ορειχάλκου (με χημική σύσταση : Cu- 60.7% κ.β., Zn- 38.2% κ.β. και Pb- 1.1% κ.β.) μέσω καταπόνησης σε μονοαξονικό εφελκυσμό.

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Θα θέλαμε να ευχαριστήσουμε θερμά τον υπεύθυνο καθηγητή μας, Κωνσταντίνο Γιαννακόπουλο, ο οποίος αρχικά δέχτηκε να συνεργαστούμε στο πλαίσιο της εκπόνησης της πτυχιακής μας εργασίας και στη συνέχεια μας βοήθησε στην εύρεση των απαραίτητων πληροφοριών και μας παρείχε τις κατάλληλες κατευθύνσεις ώστε αυτή η εργασία να αποτελέσει το σημείο συγκέντρωσης σημαντικών πληροφοριών. Επίσης θα θέλαμε να ευχαριστήσουμε θερμά για τον χρόνο που διέθεσε κατά τη διάρκεια της συγγραφής της εργασίας μας. Ευχαριστούμε ακόμα το Ανώτατο Τεχνολογικό Εκπαιδευτικό Ίδρυμα Πειραιά για την διάθεση της αίθουσας διαδικτύου, απ' όπου μας παρείχε την δυνατότητα πρόσβασης σε ειδικές επιστημονικές σελίδες, όπως επίσης και για την σύγχρονη αίθουσα του αναγνωστηρίου και την βιβλιοθήκη, που μας επέτρεψαν να δουλέψουμε πιο συγκεντρωμένα και να οργανώσουμε τη μελέτη μας. Τέλος ένα μεγάλο ευχαριστώ στις οικογένειες μας για την στήριξή τους καθόλη τη διάρκεια της σπουδαστικής μας φοίτησης.

ΣΚΟΠΟΣ

Το θέμα της παρούσας μελέτης είναι η διεξαγωγή πειραμάτων για τη δημιουργία ενδοτράχυνσης σε δοκίμια μολυβδούχου ορειχάλκου μέσω διαδικασίας προφόρτισης. Οι προφορτίσεις πραγματοποιήθηκαν με τη βοήθεια μηχανής εφελκυσμού. Βασικός στόχος της εργασίας είναι η διερεύνηση και η σύγκριση των διαγραμμάτων τάσεων- παραμορφώσεων, μεταξύ των προφορτισμένων και μη, δοκιμίων μολυβδούχου ορειχάλκου προκειμένου να προσδιοριστεί η συμπεριφορά των μηχανικών τους ιδιοτήτων. Τέλος, με βάση τα διαγράμματα που προέκυψαν συζητήθηκαν οι μηχανισμοί ενδοτράχυνσης.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1

1.1 Ορείχαλκος

Ένας καλός τρόπος σκλήρυνσης ενός μετάλλου είναι η κραματοποίησή του. Αυτό επιτυγχάνεται με την διάλυση 'ακαθαρσιών' (διαλυμένη ουσία) στο μέταλλο (διαλύτης), όπως θα συνέβαινε και σ ένα υγρό διάλυμα (ζάχαρη σε νερό). Ένα χαρακτηριστικό παράδειγμα είναι η πρόσθεση Ψευδαργύρου (Zn) στον Χαλκό (Cu) για την δημιουργία του κράματος που ονομάζεται ορείχαλκος. Τα άτομα του ψευδαργύρου αντικαθιστούν τα άτομα του χαλκού και δημιουργούν στερεό διάλυμα αντικατάστασης. Σε συνθήκες περιβάλλοντος και κατ' αυτό τον τρόπο ο ψευδάργυρος θα διαλυθεί μέχρι και κατά 30% κ.β. στο χαλκό. Τα άτομα του ψευδαργύρου είναι μεγαλύτερα από τα άτομα του χαλκού. Οπότε, προκειμένου να προσαρτηθούν στη δομή του χαλκού δημιουργούνται τάσεις. Οι τάσεις αυτές σκληραίνουν το υλικό καθιστώντας δυσκολότερη την κίνηση των μετατοπίσεων. **[MICHAEL F. ASHBY & DAVID R H JONES, ENGINEERING MATERIALS 1., ELSEVIER SCIENCE (1980), σελ. 105].**

Ο βιομηχανικός ορείχαλκος (περίπου 20-25% σε ψευδάργυρο) έχει χαρακτηριστικό κίτρινο χρώμα, είναι πολύ συμπαγής, λεπτόκοκκος και μπορεί να υποστεί επεξεργασία εν θερμώ και εν ψυχρώ. Οι «ειδικοί» ορείχαλκοι είναι κράματα χαλκού και ψευδαργύρου με προσθήκη και άλλων μετάλλων (σιδήρου, πυριτίου, κασσιτέρου, αργιλίου κλπ.), τα οποία προσδίδουν στον ορείχαλκο ειδικά χαρακτηριστικά, βελτιώνουν τις μηχανικές ιδιότητες του κράματος και την αντοχή του σε διάβρωση. Από ορείχαλκο κατασκευάζονται τμήματα μηχανών, εξαρτήματα μηχανικής και ηλεκτρικής χρήσης, βίδες, κοχλίες, διακοσμητικά αντικείμενα, μουσικά όργανα κ.ά. **[ΕΓΚΥΚΛΟΠΑΙΔΙΑ ΔΟΜΗ]**

Οι α-β-ορείχαλκοι είναι κυρίως κράματα εν θερμώ διαμορφωμένα. Συχνά εκτός από τον ψευδάργυρο, που βρίσκεται σε αναλογία τουλάχιστον στο 37% του κράματος, προστίθενται και άλλα στοιχεία όπως αλουμίνιο, μαγγάνιο και σίδηρος με σκοπό την αύξηση της αντοχής σε εφελκυσμό. Έτσι παράγονται ορείχαλκοι υψηλής εφελκυστικής αντοχής (hightensilebrasses), οι οποίοι μπορούν να κατεργαστούν εν θερμώ ή με χύτευση. Το πιο σημαντικό πρόβλημα στους α-β-ορείχαλκους είναι η αποψευδαργυροποίηση. **[file:///C:/Users/%CE%A3%CE%A4%CE%91%CE%9C%CE%91%CE%A4%CE%97%CE%A3/Downloads/voikonomou_brass.pdf]**

Ο μαγγανιούχος ορείχαλκος είναι και αυτός υψηλής αντοχής με βασική σύνθεση 60% Cu - 40% Zn, με την αναλογία αυτή να εξαρτάται από τις προσθήκες σε μικρές ποσότητες άλλων κραματικών στοιχείων βελτιώνοντας έτσι τις μηχανικές του ιδιότητες, χωρίς όμως απαραίτητα να βελτιώνουν και την αντοχή του σε διάβρωση. Τέτοια στοιχεία είναι το μαγγάνιο, το νικέλιο, ο κασσίτερος, ο σίδηρος και το αλουμίνιο. Αν και οι ορείχαλκοι υψηλής αντοχής παρουσιάζουν το πρόβλημα της αποψευδαργυροποίησης μπορούν να χρησιμοποιηθούν ως κατασκευαστικό υλικό ελίκων, γιατί οι υψηλές ταχύτητες ροής που

παρουσιάζονται γύρω από την έλικα δεν βοηθούν στην επέκταση του φαινομένου.
[file:///C:/Users/%CE%A3%CE%A4%CE%91%CE%9C%CE%91%CE%A4%CE%97%CE%A3/Downloads/voikonomou_brass.pdf]

Τα περισσότερα μηχανολογικά υλικά αποτελούνται από 2 ή και περισσότερα στοιχεία. Συχνά, διαλύεται το ένα στο άλλο, όμως λόγω του ότι τα υλικά είναι στερεά καλούνται στερεά διαλύματα-όπως για παράδειγμα ο ορείχαλκος (διάλυμα ψευδαργύρου στο χαλκό), οι κολλήσεις (διάλυμα κασσιτέρου στο μόλυβδο) και ο ανοξείδωτος χάλυβας (διάλυμα νικελίου και χρωμίου στο σίδηρο).

Με την κατασκευή των στερεών διαλυμάτων αλλάζει ένα μεγάλο ποσοστό των μηχανικών ιδιοτήτων των υλικών. Εκτός από το μέτρο ελαστικότητας και την πυκνότητα. Σαν γενικός κανόνας ισχύει ότι η πυκνότητα ρ του στερεού διαλύματος ορίζεται μεταξύ της πυκνότητας ρ_A και ρ_B των υλικών που το αποτελούν. Αυτό προκύπτει από ένα κανόνα μειγμάτων (ένα μέσο όρο, σταθμισμένο με κλάσμα όγκου) γνωστό και ως νόμο του Vegard:

$$\rho = f\rho_A + (1-f)\rho_B$$

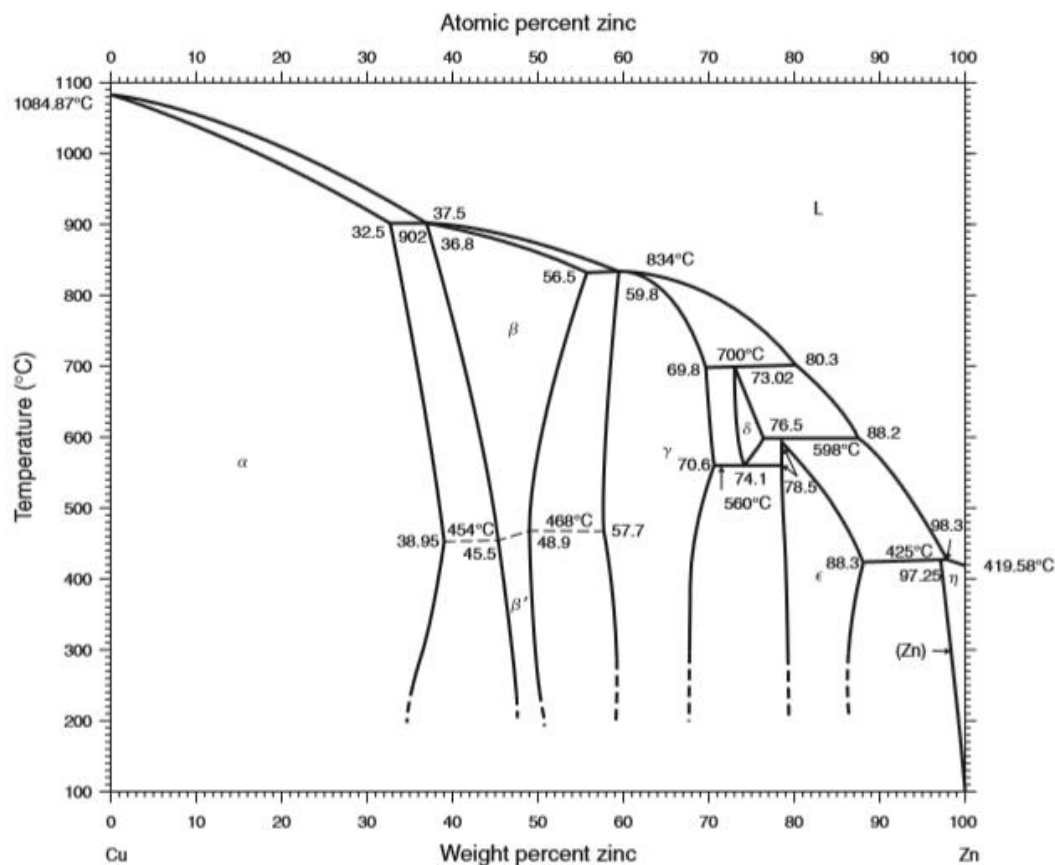
Όπου f το κλάσμα από A άτομα. Το μέτρο ελαστικότητας είναι πιο περίπλοκο. Τα υλικά που αποτελούνται από μόνο ένα στοιχείο έχουν ένα είδος δεσμού, έστω $A-A$. Μία μείξη A και B ατόμων έχουν τρεις: $A-A$, $B-B$, $A-B$. Σε κάθε τύπο δεσμού του παρακάτω πίνακα το φάσμα των τιμών δυσκαμψίας δεν είναι μεγάλο, οπότε οι αναμειξεις των δεσμών είναι και πάλι ένας μέσος όρος των τιμών που αντιστοιχούν στα καθαρά υλικά.

Οπότε, με την κραματοποίηση δεν είναι δυνατόν να αλλάξει το μέτρο ελαστικότητας και η πυκνότητα, τουλάχιστον σε μεγάλο βαθμό. [MICHAEL ASHBY & HUGH SHERCLIFF & DAVID CEBON, Materials Engineering Science Processing and Design, ELSEVIER (2007), σελ. 69]

Bond type	Examples	Bond stiffness, S (N/m)	Young's modulus, E (GPa)
Covalent	Carbon-carbon bond	50-180	200-1000
Metallic	All metals	15-75	60-300
Ionic	Sodium chloride	8-24	32-96
Hydrogen bond	Polyethylene	3-6	2-12
Van der Waals	Waxes	0.5-1	1-4

Τα δομικά χαρακτηριστικά και η μηχανική συμπεριφορά του βιομηχανικού κράματος που είναι γνωστό ως ορείχαλκος μπορούν να αναγνωριστούν από το παρακάτω διάγραμμα. Ο χαλκός μπορεί να διαλύσει μέχρι και 40% κ.β. τον ψευδάργυρο και η ψύξη του κράματος αυτού θα δώσει ένα μόνιμο στερεό διάλυμα α -ορείχαλκου (κυβικό εδροκεντρομένο), το οποίο έχει εκτεταμένη χρήση. Αντίθετα, το αντίστοιχο μόνιμο στερεό διάλυμα (η) είναι ιδιαίτερα περιορισμένο στη χρήση του. Ένα ιδιαίτερο χαρακτηριστικό του διαγράμματος είναι η παρουσία των ενδιάμεσων φάσεων ($\beta, \gamma, \delta, \epsilon$). Η κάθε μία από τις φάσεις αυτές

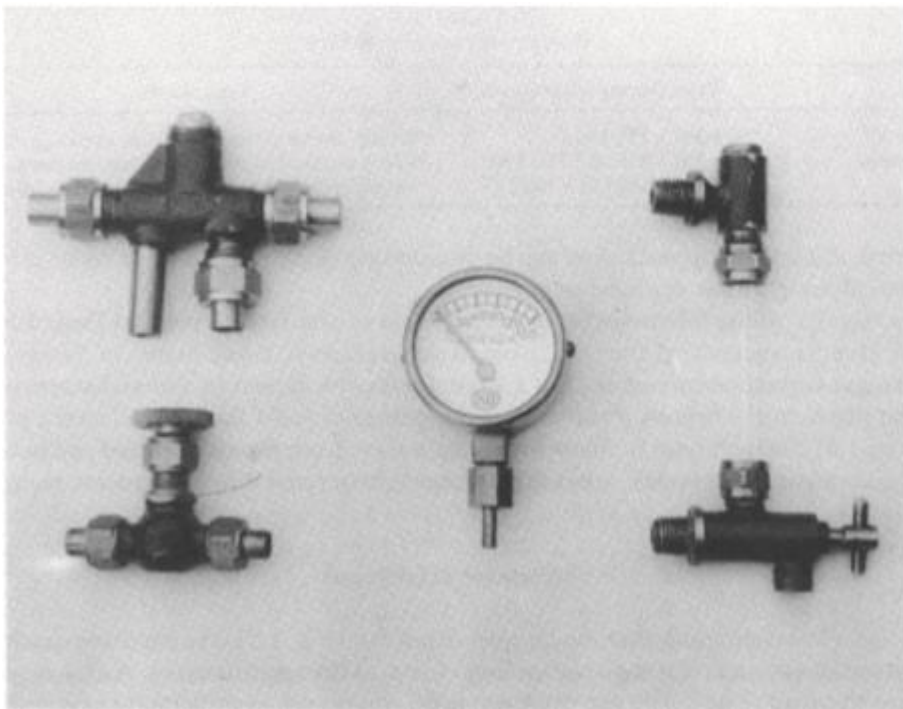
σχηματίζεται κατά την απόψυξη .[R. E. SMALLMAN AND A. H. W. NGAN, PHYSICAL METALLURGY AND ADVANCED MATERIALS 7ED, ELSEVIER (2007), σελ. 64]



Ο χαλκός είναι το τρίτο πιο ευρέως χρησιμοποιούμενο μέταλλο στον κόσμο (μετά το σίδηρο και το αλουμίνιο). Οι επωφελείς χημικές, μηχανικές και φυσικές ιδιότητές του καθιστούν το μέταλλο αυτό χρήσιμο για την κατασκευή συσκευών τηλεπικοινωνιών, δομικών υλικών, βιομηχανικών μηχανημάτων και εξοπλισμού, για τις μεταφορές και άλλα καταναλωτικά προϊόντα. [COPPER TECHNOLOGY AND COMPETITIVENESS, WASHINGTON, DC: U.S. GOVERNMENT PRINTING OFFICE (1988), CHAPTER 1, Σελ 5].

Ο χαλκός είναι καλός αγωγός της θερμότητας και του ηλεκτρισμού. Επιπρόσθετα, είναι αρκετά ανθεκτικός σε μηχανική και χημική διάβρωση και μη μαγνητικός. Λόγω των παραπάνω ιδιοτήτων, η χρήση του χαλκού και των κραμάτων του είναι ζωτικής σημασίας σε κάθε βιομηχανικό τομέα. Επιπλέον, η βιομηχανία χαλκού συμβάλλει δισεκατομμύρια δολάρια στο ακαθάριστο εθνικό και περιφερειακό προϊόν. [Copper Technology and Competitiveness, Washington, DC: U.S. GOVERNMENT PRINTING OFFICE (1988), CHAPTER 1 σελ. 10].

Ο ορείχαλκος έχει καλύτερες μηχανικές ιδιότητες από το χαλκό , και έχει καλύτερη αντοχή σε χημική φθορά (οξειδωση). (Παρ' όλα αυτά παρουσιάζει ένα βαθμό οξειδωσης μετά από αρκετή παραμονή σε νερό, για το λόγο αυτό σε περιπτώσεις χρήσης του εν λόγω μετάλλου σε υγρό περιβάλλον πρέπει να πραγματοποιούνται συνεχείς έλεγχοι . Μία συνήθης χρήση του ορείχαλκου είναι για την κατασκευή εξαρτημάτων λεβήτων ή για βαλβίδες ατμού. Εναλλακτικά η διάβρωση μπορεί να αποφευχθεί με τη χρήση πιο ακριβού μπρούτζου, παρ' όλο που είναι δυσκολότερα κατεργάσιμος. [MICHAEL F. ASHBY, DAVID R. H. JONES ,ENGINEERING MATERIALS 2, ELSEVIER (1998),σελ. 8]



Miniature boiler fittings made from brass: a water-level gauge, a steam valve, a pressure gauge, and a feed-water injector. Brass is so easy to machine that it is good for intricate parts like these. [Engineering Materials 2, Michael F. Ashby, David R. H. Jones,σελ. 18]

Οι δύο κοινοί εμπορικοί ορείχαλκοι είναι εξής:

- 70% Cu με 30% Zn κ.β. και
- 60% Cu με 40% Zn κ.β.

1.2 ΜΟΛΥΒΔΟΥΧΟΣ ΟΡΕΙΧΑΛΚΟΣ

Το πιο συχνά προστιθέμενο στοιχείο στους ορείχαλκους για την τροποποίηση των ιδιοτήτων τους είναι ο μόλυβδος ο οποίος σε ποσοστό μεγαλύτερο του 3% προστίθεται σε διφασικούς α+β ορείχαλκους για να βελτιώσει την κατεργασιμότητά τους (machinability). Το συχνότερα χρησιμοποιούμενο διφασικό κράμα είναι το κράμα του MUNTZ, το οποίο περιέχει 40%Zn, είναι σκληρό και μη όλκιμο, λόγω της ύπαρξης της φάσης β'. Το κράμα αυτό μορφοποιείται εύκολα σε υψηλές θερμοκρασίες, ενώ η κατεργασιμότητά του

βελτιώνεται με την προσθήκη Pb, σε ποσοστό 0,4-3%. Ο μόλυβδος δεν σχηματίζει στερεό διάλυμα με το χαλκό, αλλά βρίσκεται διασκορπισμένος, σε σφαιρική μορφή, στη μάζα του ορείχαλκου, γεγονός που διευκολύνει τον τεμαχισμό των αποβλήτων της κοπής, μειώνοντας έτσι τη φθορά τόσο του κοπτικού εργαλείου όσο και του αντικειμένου. Ενώ όλοι οι ορείχαλκοι είναι εύκολο να επεξεργαστούν με μηχανή, η προσθήκη μικρών ποσοτήτων μολύβδου στον ορείχαλκο βελτιώνει περαιτέρω αυτή την ιδιότητα. Με την προσθήκη έως και 3% μόλυβδο προκύπτουν οι ελεύθερης κατεργασιμότητας ορείχαλκοι. Υψηλότερες ταχύτητες κατεργασίας και χαμηλότερα ποσοστά φθοράς των εργαλείων σημαίνει ότι το συνολικό κόστος παραγωγής ελαχιστοποιείται.

[file:///C:/Users/%CE%A3%CE%A4%CE%91%CE%9C%CE%91%CE%A4%CE%97%CE%A3/Downloads/voikonou brass.pdf]

3Η προσθήκη μολύβδου (Pb) στον ορείχαλκο σε ποσοστά έως 3% βελτιώνει την κατεργασιμότητα του μετάλλου στην κοπή. Πιο συγκεκριμένα, επειδή ο μόλυβδος διασπείρεται υπό μορφή σφαιρικών σωματιδίων μέσα στη δομή του υλικού, βοηθά στη μείωση της τριβής και φθοράς του εργαλείου κοπής και στον κατατεμαχισμό των αποβλήτων της κοπής (δημιουργεί δηλ. ασυνεχές γρέζι).

[http://www.m3.tuc.gr/ANAGNWSHTHRIO/YLIKA/SHMEIWSEIS/7%20MH%20SIDHROUXA%20KRAMATAw.pdf]

Οι μολυβδούχοι ορείχαλκοι χρησιμοποιούνται για την υψηλή κατεργασιμότητά τους και την ανθεκτικότητά τους στη χημική διάβρωση. Η κατεργασιμότητα του ορειχάλκου αυξάνεται με την προσθήκη μολύβδου, διότι ο μόλυβδος δρα ως στερεό λιπαντικό μέσο και σπάει τα γρέζια. Οι μολυβδούχοι ορείχαλκοι χρησιμοποιούνται για την κατασκευή κοχλιομηχανών με βασικό υλικό το χαλκό. Τα κράματα έχουν εξαιρετική κατεργασιμότητα και υψηλή αντοχή σε μηχανικές φορτίσεις και διάβρωση. Ο μόλυβδος μπορεί να προστεθεί σε οποιονδήποτε ορείχαλκο προκειμένου να αυξήσει την κατεργασιμότητα του. Υπάρχουν ορείχαλκοι με μικρή, μεσαία και υψηλή περιεκτικότητα σε μόλυβδο. Η περιεκτικότητα αυτή φτάνει έως 35%. Οι μολυβδούχοι ορείχαλκοι χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές της αρχιτεκτονικής, σε μέρη κοχλιομηχανών, για την κατασκευή εργαλείων όπως κατσαβίδια, βαλβίδες, διάφορα εξαρτήματα, έδρανα κ.ά..

[http://www.copper.org/resources/properties/microstructure/lead_brasses.html]

Η μικροδομή του μολυβδούχου ορειχάλκου είναι όμοια με του μη μολυβδούχου. Η μικροδομή των μολυβδούχων ορειχάλκων περιέχει διακριτά σωματίδια μολύβδου πρωτίστως στα όρια των κόκκων ή σε ενδοδεντρίτικες περιοχές. Ο μόλυβδος είναι αδιάλυτος στο στερεό χαλκό και παρατηρείται στα χυτά και σφυρήλατα υλικά σαν διακριτά σωματίδια όπου είναι σκοτεινά σημεία μέσα στη δομή. Η μικροδομή των χυτών μολυβδούχων ορειχάλκων εξαρτάται από την περιεκτικότητα του ψευδαργύρου. Τα κράματα με μικρή περιεκτικότητα σε ψευδάργυρο είναι μονοφασικά στερεά διαλύματα που αποτελούνται από α δεντρίτες, με διεσπαρμένα σωματίδια μολύβδου σε όλη την έκταση των ενδοδεντρίτικων περιοχών. Οι ορείχαλκοι με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε ψευδάργυρο αποτελούνται από διφασική δομή α-β. Τα κράματα με ακόμα μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε ψευδάργυρο αποτελούνται μόνο από μονοφασική δομή β. Ο μόλυβδος παρουσιάζεται σαν διακριτά, σκοτεινά σωματίδια μέσα στη μικροδομή. Η μικροδομή του

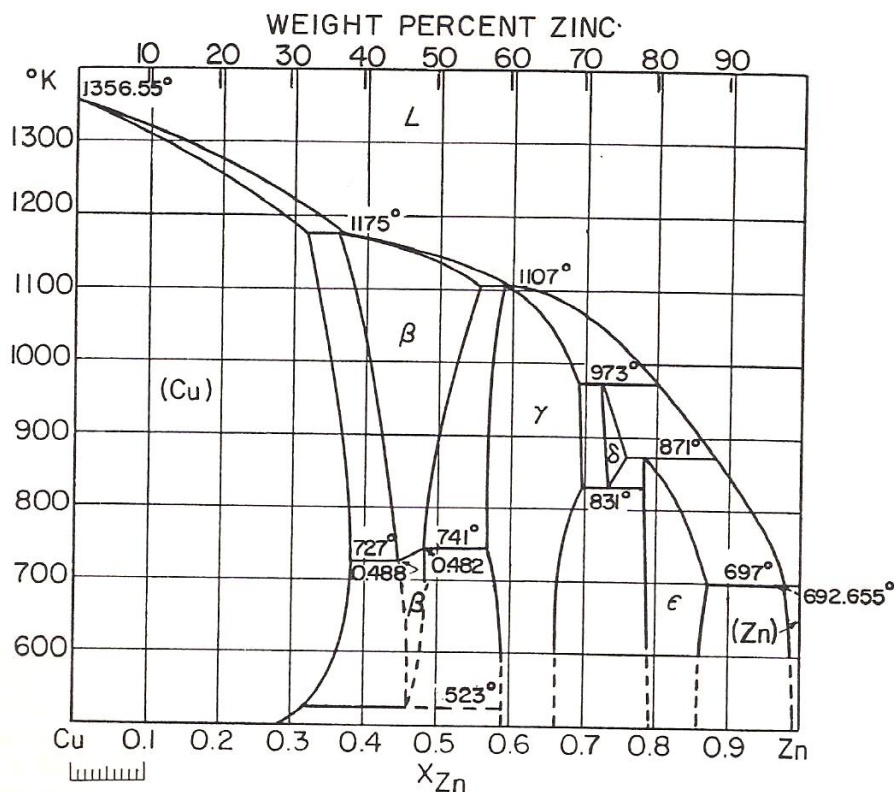
σφυρήλατου μολυβδούχου ορειχάλκου με μικρή περιεκτικότητα σε ψευδάργυρο αποτελείται από κόκκους διδυμίας α φάσης με σωματίδια μολύβδου. Τα κράματα με υψηλότερη περιεκτικότητα σε ψευδάργυρο αποτελούνται από α-β φάσεις και σωματίδια μολύβδου. Η παρουσία μολύβδου σε ορείχαλκο έχει λιπαντική δράση και προσφέρει χαμηλή τριβή και χαμηλή φθορά, ιδιότητες που χρησιμοποιούνται στις πλάκες, στους τροχούς και στα γρανάζια που χρησιμοποιούνται σε όργανα και ρολόγια. [http://www.copper.org/resources/properties/microstructure/lead_brasses.html]

Ο μολύβδος προστίθεται στον ορείχαλκο για να βελτιώσει την κατεργασιμότητά του. Εν τούτοις, ο μολύβδος αποτελεί ιδιαίτερο κίνδυνο για το περιβάλλον και την ανθρώπινη υγεία. Ως εκ τούτου, για την κατασκευή ενός υλικού πρέπει να λαμβάνεται υπ' όψη η ασφάλεια σύμφωνα με τους κανονισμούς απαγόρευσης χρήσης επικίνδυνων υλικών (RoHS) και οι οδηγίες για ηλεκτρικά και ηλεκτρονικά απόβλητα (WEEE). Για την βελτίωση των κραμάτων του ορειχάλκου έχει διερευνηθεί η χρήση εναλλακτικών στοιχείων αντί του μολύβδου όπως το Βισμούθιο (Bi), το πυρίτιο (Si), και ο γραφίτης (C). Επιπλέον, ο ορείχαλκος που αποτελείται από διφασική δομή α-β παρουσιάζει αντοχή και επιμήκυνση παραπλήσιες με αυτές του μαλακού χάλυβα. Η φάση α είναι στερεό διάλυμα που αποτελείται από κυβικά εδροκεντρομένα. Η β φάση είναι διαμεταλλικοί δεσμοί Cu-Zn σε κυβικό χωροκεντρομένο. Η παραμόρφωση της β φάσης σε θερμοκρασία δωματίου είναι περιορισμένη σε σχέση με αυτήν της α φάσης. Ωστόσο, έχει σημαντικά καλύτερη κατεργασιμότητα σε υψηλές θερμοκρασίες. Ο α-β ορείχαλκος έχει επίσης μελετηθεί για βελτίωση των μηχανικών του ιδιοτήτων. Για παράδειγμα, ο εμπορικός ορείχαλκος με υψηλή αντοχή χρησιμοποιείται για την κατασκευή προπελών στα πλοία καθώς και για την κατασκευή γεφυρών λόγω των υψηλών μηχανικών του ιδιοτήτων και της υψηλής αντοχής του σε διάβρωση. Το αλουμίνιο (Al), το μαγγάνιο (Mn), ο κασσίτερος (Sn) και ο σίδηρος (Fe) χρησιμοποιούνται σαν κραματοποιητικά στοιχεία του υλικού αυτού καθώς και για την αύξηση της περιοχής όπου καταλαμβάνει η σκληρή φάση β. [**Haruhiko Atsumi, Hisashi Imai, Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh, Yoshiharu Kousaka, Akimichi Kojima, Fabrication Properties Of High Strength Extruded Brass Using Elemental Mixture Of Cu-40% Zn Alloy Powder And Mg Particle, Materials Chemistry And Physics, Elsevier (2012), Σελ.1**]

Ωστόσο, όσο μεγαλύτερες είναι οι ποσότητες των στοιχείων που προστίθενται στο κράμα, τόσο ψαθυροποιούνται και μεγεθύνονται οι διαμεταλλικοί δεσμοί κατά τη διασπαστική χύτευση. Ως εκ τούτου, τα χαρακτηριστικά, όπως η κατεργασιμότητα, των διαμεταλλικών δεσμών μειώνονται δραστικά. Για το λόγο αυτό, τα κραματοποιητικά στοιχεία πρέπει να προστίθενται σε μικρές ποσότητες για να επιτευχθεί η ενίσχυση του ορειχάλκου, διότι έτσι μειώνεται η περιεκτικότητα των μεγεθυμένων διαμεταλλικών δεσμών ή διαμοιράζονται λεπτότεροι σε όλη τη μήτρα. [**Haruhiko Atsumi, Hisashi Imai, Shufeng Li, Katsuyoshi Kondoh, Yoshiharu Kousaka, Akimichi Kojima, Fabrication Properties Of High Strength Extruded Brass Using Elemental Mixture Of Cu-40% Zn Alloy Powder And Mg Particle, Materials Chemistry And Physics, Elsevier (2012), Σελ.1**]

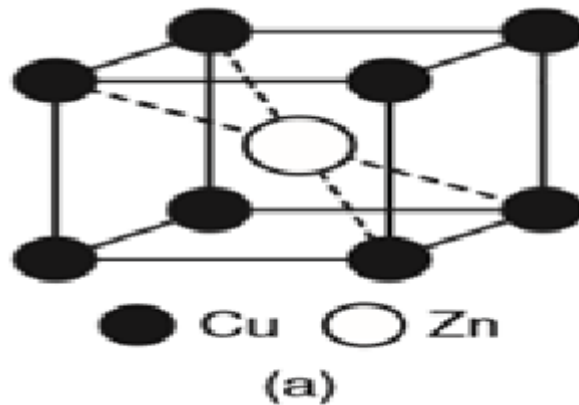
1.3 Τάξη-αταξία

Ακόμα ένα αξιοσημείωτο χαρακτηριστικό είναι το φαινόμενο του μετασχηματισμού γνωστό ως τάξη-αταξία (order-disorder), το οποίο λαμβάνει χώρα στα κράματα με περιεκτικότητα σε ψευδάργυρο 50% και πάνω από ένα εύρος θερμοκρασιών από 450-470°C. Για θερμοκρασίες ανώτερες του δεδομένου εύρους, η φάση β (κυβικό χωροκεντρομένο) παρουσιάζεται ως στερεό διάλυμα αταξίας (**disordered**). Σε χαμηλότερες θερμοκρασίες, τα άτομα του ψευδαργύρου διαχέονται κανονικά στο κυβικό χωροκεντρομένο πλέγμα. Αυτή η κανονικά διατεταγμένη φάση (**ordered**) αναγράφεται ως β'. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 85]



Στη δομή CuZn :

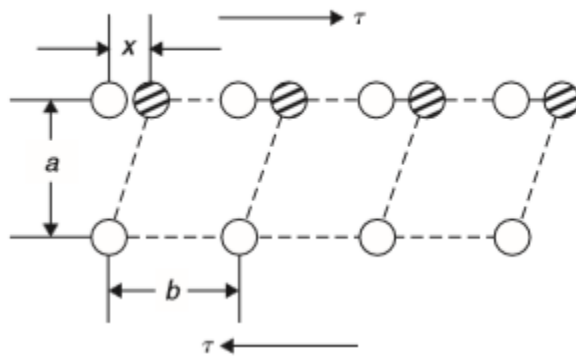
Ενώ το πλέγμα αταξίας είναι κυβικό χωροκεντρομένο με ίσες πιθανότητες να υπάρχουν άτομα χαλκού ή ψευδαργύρου σε κάθε σημείο του πλέγματος, το πλέγμα τάξης αποτελείται από άτομα χαλκού και ψευδαργύρου διαχωρισμένα στις γωνίες του κύβου (0,0,0) και στα κέντρα ($\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2}$) αντίστοιχα. Ως εκ τούτου, το υπερπλέγμα στη β φάση έχει τη δομή CsCl, όπως παρουσιάζεται στην παρακάτω εικόνα. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 86]



Άλλα παραδείγματα ίδιου τύπου, όπου μπορούν να χαρακτηριστούν ως αποτελούμενα από αλληλοδιδεισδύοντα κυβικά πλέγματα είναι τα εξής: Ag(Mg,Zn ή Cd), AuNi, NiAl και FeCo.
[R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 86]

1.4Η έννοια της διαταραχής

Όλα τα κρυσταλλικά υλικά συνήθως περιλαμβάνουν ατομικές ασυνέχειες, που διατρέχουν μέσα από κάθε κρύσταλλο ή κόκκο. Αυτές οι γραμμικές ασυνέχειες ονομάζονται γραμμοαταξίες και συνήθως υπάρχουν περίπου 10^{10} έως 10^{12} m γραμμοαταξιών σε κάθε κυβικό μέτρο υλικού. Οι γραμμοαταξίες καθιστούν ικανό το κάθε υλικό να παραμορφώνεται χωρίς να καταστρέφει τη βασική κρυσταλλική δομή του όταν αυτό υποβάλλεται σε τάσεις κάτω από τις οποίες το υλικό θα έσπαγε αν αυτές (γραμμοαταξίες) δεν υπήρχαν. Ο κρύσταλλος αλλάζει το σχήμα του κατά την παραμόρφωση λόγω της ολίσθησης μεταξύ των ατομικών επιπέδων. Η θεωρητική διατμητική αντοχή ενός κρυστάλλου υπολογίστηκε αρχικά από τον Frenkel για το απλό ορθογώνιο πλέγμα όπως φαίνεται στην παρακάτω εικόνα με απόσταση a ανάμεσα στα επίπεδα. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 107]



Η διατμητική τάση που απαιτείται για να μετακινηθεί ένα ατομικό επίπεδο πάνω από ένα άλλο θα είναι περιοδική. Δεδομένου ότι οι μετακινήσεις $x < b/2$, όπου b είναι η απόσταση των ατόμων κατά τη διατμητική κατεύθυνση, το πλέγμα ανθίσταται στην ασκούμενη τάση, αλλά για $x > b/2$ οι δυνάμεις του πλέγματος βοηθούν την ασκούμενη τάση. Η πιο απλή συνάρτηση γι' αυτές τις ιδιότητες είναι ημιτονοειδής με τύπο:

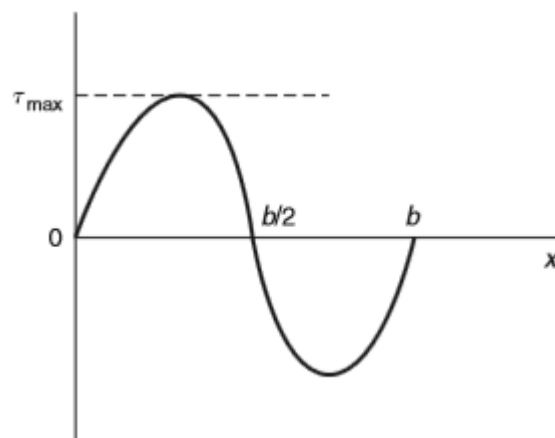
$$\tau = \tau_m \sin(2\pi x/b) \approx \tau_m 2\pi x/b$$

όπου τ_m είναι η μέγιστη διατμητική αντοχή για μετακίνηση $= b/4$. Για μικρές μετακινήσεις η ελαστική διατμητική παραμόρφωση x/a είναι ίση με τ/μ από το νόμο του Hooke, όπου μ το μέτρο διάτμησης, έτσι ώστε

$$\tau_m = (\mu/2\pi)b/a$$

με $b \approx a$, η θεωρητική αντοχή του τέλειου κρυστάλλου είναι της τάξης του $\mu/10$.

[R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 107]



Από τον υπολογισμό αυτόν συμπεραίνουμε ότι η παραμόρφωση των κρυστάλλων πραγματοποιείται πολύ δύσκολα. Όμως, μία εντυπωσιακή πειραματική ιδιότητα των ενιαίων κρυστάλλων είναι η ευκαμψία τους, η οποία μας δείχνει ότι η κρίσιμη διατμητική τάση που χρειάζεται για να πραγματοποιηθεί ολίσθηση είναι πολύ μικρή (περίπου 10^{-5} μ). Αυτή η αντίθεση μεταξύ της θεωρητικής και πειραματικής αντοχής των κρυστάλλων υπολογίζεται αν υποθέσουμε ότι τα ατομικά επίπεδα δεν ολισθαίνουν το ένα πάνω από το άλλο σαν στερεά σώματα αλλά η ολίσθηση ξεκινάει από ένα συγκεκριμένο σημείο μέσα στη δομή και έπειτα απλώνεται σταδιακά στο υπόλοιπο επίπεδο, κάτι σαν τη διαταραχή που προκαλεί ένα βότσαλο που πέφτει σε μία λίμνη.

Ως εκ τούτου το επίπεδο ολίσθησης χωρίζεται σε δύο περιοχές. Μία όπου έχει πραγματοποιηθεί η ολίσθηση και μία όπου παραμένει ως έχει. Μεταξύ των δύο αυτών περιοχών υπάρχει γραμμοαταξία. Το όριο αυτό ονομάζεται μήκος της διαταραχής, ή γραμμοαταξία. Τρεις απλές ιδιότητες της διαταραχής είναι άμεσα εμφανείς: (1) είναι μία γραμμική ασυνέχεια, (2) σχηματίζει ένα κλειστό βρόχο στο εσωτερικό του κρυστάλλου ή αναδύεται στην επιφάνειά του και (3) η διαφορά στο μέγεθος της ολίσθησης κατά μήκος της διαταραχής είναι συνεχής. Η τελευταία ιδιότητα είναι και η πιο σημαντική, αφού η διαταραχή χαρακτηρίζεται από το μέγεθος και τη κατεύθυνση της ολίσθησης με την οποία σχετίζεται. Αυτό καλείται διάνυσμα Burgers, b , το οποίο για μία δεδομένη διαταραχή είναι το ίδιο σε όλο το μήκος της. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 107]

1.5 ΚΑΝΟΝΕΣ HUME-ROTHERY

Οι κανόνες Hume-Rothery (διατυπώθηκαν κυρίως από τον W. Hume-Rothery και τους συναδέλφους του) είναι γενικοί κανόνες, που έχουν διατυπωθεί για τα συστήματα που βασίζονται σε απλά μέταλλα και διέπουν τη διαμόρφωση των κραμάτων. Οι κανόνες αυτοί μπορούν να αποτελέσουν τη βάση για την πρόβλεψη της συμπεριφοράς των κραμάτων για άλλα πιο περίπλοκα συστήματα. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 74]

Εν συντομία, οι κανόνες για πρωτογενή στερεά διαλυτότητα είναι οι εξής:

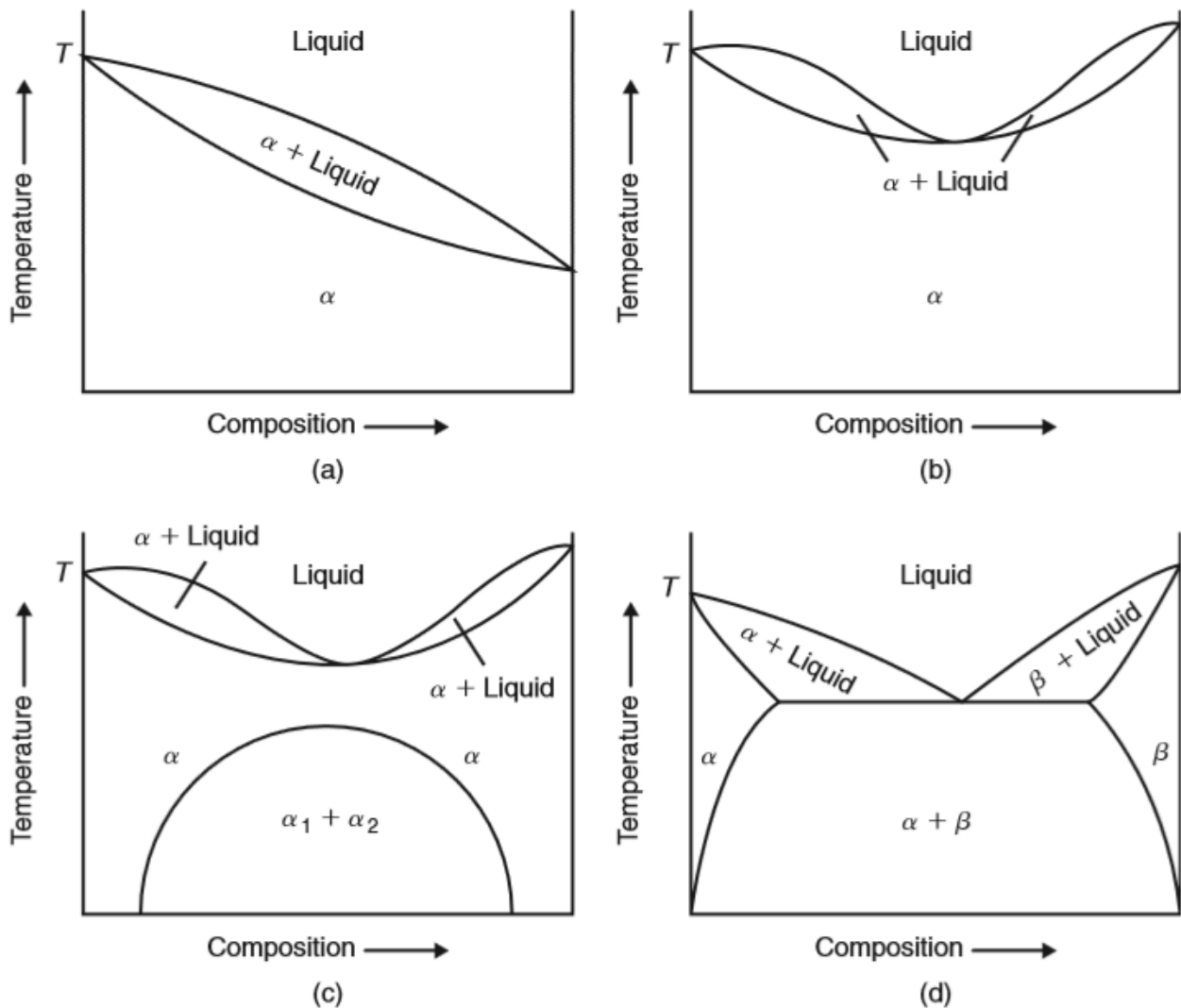
Παράγοντας ατομικού μεγέθους. Αν η ατομική διάμετρος των ατόμων της διαλυμένης ουσίας διαφέρει περισσότερο από 15 % από την ατομική διάμετρο των ατόμων του διαλύτη, η έκταση του πρωτογενούς στερεού διαλύματος είναι μικρή. Σε τέτοιες περιπτώσεις ο παράγοντας του ατομικού μεγέθους θεωρείται δυσμενής για την κατασκευή εκτεταμένου στερεού διαλύματος.

1. Ηλεκτροχημική επίδραση. Όσο πιο ηλεκτροθετικό είναι το ένα συστατικό και όσο πιο ηλεκτραρνητικό είναι το άλλο, τόσο μεγαλύτερη είναι η τάση για τα δύο αυτά στοιχεία να σχηματίσουν δεσμούς απ' ότι εκτεταμένα στερεά διαλύματα.

2. Επίδραση σχετικού σθένους. Είναι πιο πιθανό ένα μέταλλο υψηλότερου σθένους να διαλυθεί πλήρως σε ένα μέταλλο χαμηλότερου σθένους απ' ότi να συμβεί το αντίθετο. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 74]

1.5.1 Επίδραση παράγοντα μεγέθους

Δύο μέταλλα μπορούν να σχηματίσουν μία συνεχή σειρά από στερεά διαλύματα μόνο αν έχουν την ίδια κρυσταλλική δομή (π.χ. χαλκός και νικέλιο). Παρόλα αυτά, ακόμα κι αν η κρυσταλλική δομή των δύο στοιχείων είναι η ίδια, η έκταση της πλήρους διάλυσης είναι περιορισμένη αν το ατομικό μέγεθος των δύο μετάλλων (η ατομική ακτίνα) είναι δυσμενές. Αυτό φαίνεται στην παρακάτω εικόνα, για κράματα όπου ισχύουν οι κανόνες 2 και 3, δηλαδή οι ηλεκτροχημικές ιδιότητες των δύο στοιχείων είναι παρόμοιες και η διαλυμένη ουσία είναι διαλυμένη σε μέταλλο με μικρότερο σθένος. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 76]



Όπου, (a)→Cu-Ni, Au-Pt. (b)→Ni-Pt. (c)→Au-Ni. (d)→Cu-Ag

1.5.2 ΗΛΕΚΤΡΟΧΗΜΙΚΗ ΕΠΙΔΡΑΣΗ

Η επίδραση αυτή συμβαίνει όταν έχουμε ηλεκτροθετικό διαλύτη και διαλυμένες ουσίες αύξουσας ηλεκτραρνητικότητας. Η ηλεκτραρνητικότητα των στοιχείων στο περιοδικό πίνακα αυξάνεται από τα δεξιά προς τα αριστερά σε κάθε περίοδο και από κάτω προς τα πάνω σε κάθε ομάδα. Ως εκ τούτου, εάν κατασκευαστεί κράμα από μαγνήσιο και στοιχεία της ομάδας IV, σχηματίζονται δεσμοί $\text{Mg}_2(\text{Si}, \text{Sn} \text{ ή } \text{Pb})$, οι οποίοι είναι όλο και πιο σταθεροί κατά την σειρά: μόλυβδος, κασσίτερος, πυρίτιο. Αυτό φαίνεται από τα σημεία τήξης τους, τα οποία είναι 550, 778 και 1085°C, αντίστοιχα. [R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, **Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 77**]

Σύμφωνα με το κανόνα 2 η έκταση του πρωτογενούς στερεού διαλύματος είναι μικρή ($\approx 7,75$ % κατά άτομο, 3,35 % κατά άτομο και αμελητέα, αντίστοιχα, στην ευτηκτική θερμοκρασία) και επίσης μειώνεται κατά τη σειρά: μόλυβδος, κασσίτερος, πυρίτιο. Παρόμοιες επιδράσεις παρατηρούνται επίσης με στοιχεία της ομάδας V, όπου περιέχει βισμούθιο, αντιμόνιο και αρσενικό κατά το σχηματισμό δεσμών $\text{Mg}_3(\text{Bi}, \text{Sb} \text{ ή } \text{As})_2$. [R. E.

Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 78]

1.5.3 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΣΧΕΤΙΚΟΥ ΣΘΕΝΟΥΣ

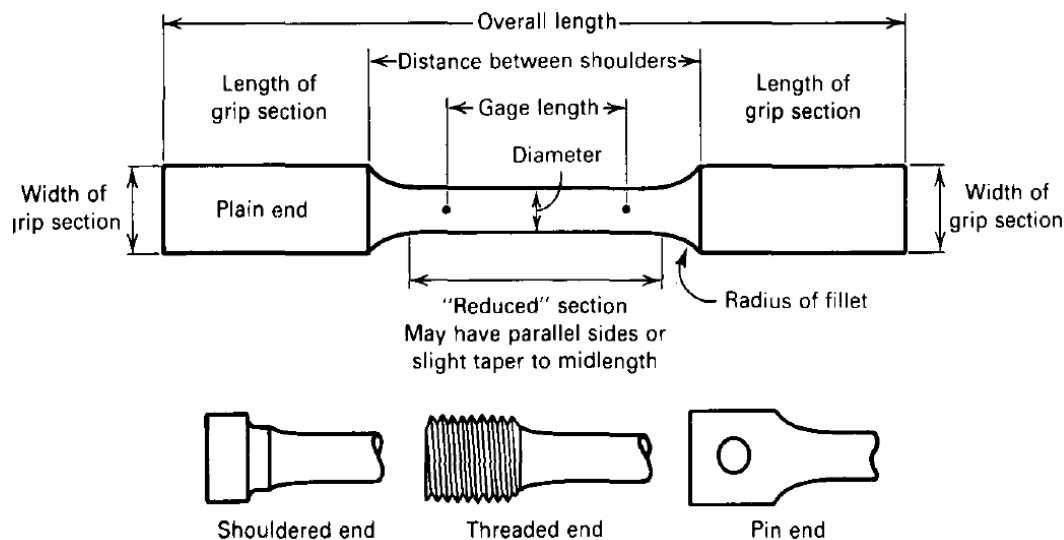
Αυτός είναι ένας γενικός κανόνας για κράματα μονοσθενών μετάλλων καθώς και για το χαλκό, το ασήμι και το χρυσό με μέταλλα μεγαλύτερου σθένους. Ως εκ τούτου, ο ψευδάργυρος, για παράδειγμα, διαλύεται μέχρι 40%, περίπου, στο χαλκό ενώ η διάλυση του χαλκού στο ψευδάργυρο είναι πιο περιορισμένη. Για στοιχεία μεγαλύτερου σθένους που χρησιμοποιούνται ως διαλύτες, η εφαρμογή του κανόνα αυτού δεν είναι τόσο γενική. [**R. E. Smallman and A. H. W. Ngan, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007) σελ. 78]**

2.ΔΟΚΙΜΗ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

2.1.ΓΕΝΙΚΕΣ ΑΡΧΕΣ – ΔΟΚΙΜΙΑ – ΣΥΣΚΕΥΕΣ – ΕΡΓΑΛΕΙΑ ΜΕΤΡΗΣΗΣ

Η δοκιμή εφελκυσμού περιλαμβάνει γενικά την πάκτωση ενός δοκιμίου κατάλληλου σχήματος στις αρπάγες της μηχανής εφελκυσμού και τη φόρτισή του με σταδιακά αυξανόμενο μονοαξονικό φορτίο μέχρι την τελική του θραύση (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 2).

Όπως όλες οι δοκιμές, έτσι και η δοκιμή εφελκυσμού μεταλλικών υλικών γίνεται τυποποιημένα, βάσει προτύπων. Στην Ελλάδα αυτή τη στιγμή ισχύει το πρότυπο ENISO 6892-1 “Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature” το οποίο κυκλοφορεί από τον ΕΛΟΤ.



Σχ. 2.1 Δοκίμιο για δοκιμή εφελκυσμού και τεχνικές αγκύρωσης των άκρων

(πηγή: Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 2)

Το σχήμα των δοκιμίων που προορίζονται για εφελκυσμό είναι κυλινδρικό ή πλακοειδές η γεωμετρία τους φαίνεται στο Σχ. 1.1 Σε κάθε δοκίμιο διακρίνονται τα εξής τμήματα (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 3-4, 9):

Οι κεφαλές στήριξης, που αποτελούν τα διευρυμένα τμήματα μέσω των οποίων το δοκίμιο πακτώνεται στις αρπάγες της μηχανής. Για την αγκύρωση του δοκιμίου στις οι κεφαλές στήριξης μπορούν να εφαρμοστούν οι εξής τεχνικές:

Σε περίπτωση κυλινδρικών δοκιμίων, η διαμόρφωση σπειρώματος στην κεφαλή του δοκιμίου και στην αρπάγη της συσκευής.

Σε περιπτώσεις επίπεδων δοκιμίων, η εφαρμογή σφήνας ή οπής στην κεφαλή του δοκιμίου.

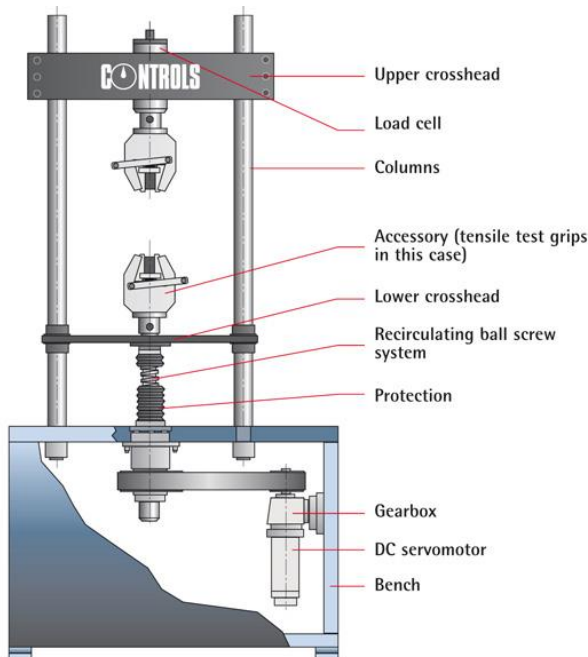
Η συγκράτηση του δοκιμίου με πνευματικά μέσα (με εφαρμογή πεπιεσμένου αέρα).

Ένα επίμηκες τμήμα συγκεκριμένου μήκους, στο οποίο θα παρατηρηθεί η παραμόρφωση και η τελική μορφή του δοκιμίου μετά τη θραύση. Στο τμήμα αυτό βρίσκεται σημειωμένο ένα τμήμα l_0 , το οποίο θα αποτελεί το αρχικό μήκος βάσει του οποίου θα προσδιοριστεί η μετατόπιση (μήκος μέτρησης). Πέραν αυτού, το επίμηκες τμήμα συνεχίζεται για μήκος μικρότερο ή ίσο του πλάτους ή της διαμέτρου d του δοκιμίου.

Τα μεταβατικά τμήματα από τις κεφαλές στο επίμηκες τμήμα, τα οποία είναι διαμορφωμένα με συγκεκριμένη ακτίνα καμπυλότητας ώστε η κατανομή του φορτίου από την πάκτωση στο επίμηκες τμήμα να γίνεται ομαλά, χωρίς εκκεντρότητες ή συγκεντρώσεις τάσης σε ανεπιθύμητα σημεία.

Οι μηχανές της δοκιμής εφελκυσμού είναι με τέτοιο τρόπο κατασκευασμένες ώστε να εξυπηρετούν τις ιδιαίτερες συνθήκες κάτω από τις οποίες πρέπει να πραγματοποιείται η συγκεκριμένη δοκιμή. Πρέπει να μπορούν να εφαρμόζουν εφελκυστικό φορτίο

ελεγχόμενου μεγέθους, να έχουν δυνατότητα μεταβολής της ταχύτητας εφαρμογής σε μεγάλο εύρος, καθώς και να λαμβάνουν μετρήσεις ακριβείας για την παραμόρφωση του δοκιμίου καθ' όλη τη διάρκεια της δοκιμής (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 5).



**Σχ. 2.2 Ηλεκτρομηχανική
συσκευή εφελκυσμού**
(πηγή: <http://www.controls-group.com/>)

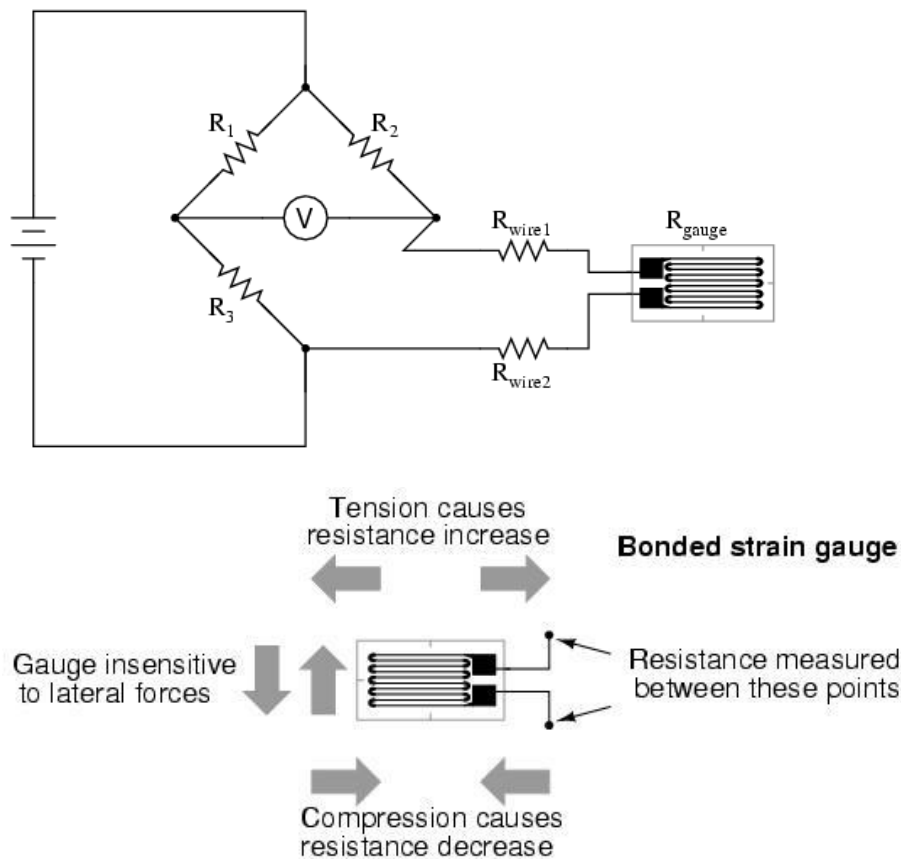
Σήμερα χρησιμοποιούνται δύο είδη συσκευών εφελκυσμού: οι ηλεκτρομηχανικές συσκευές και οι σερβοϋδραυλικές συσκευές. Οι ηλεκτρομηχανικές διατάξεις εφαρμόζουν το φορτίο με την κίνηση της μίας μόνο πλάκας, στην οποία η μία κεφαλή του δοκιμίου πακτωμένη μέσω περιστρεφόμενων κοχλιών. Η άλλη άκρη του δοκιμίου είναι πακτωμένη σε σταθερή πλάκα. Εκεί προσδένεται και η μετρητική διάταξη της συσκευής. Οι σερβοϋδραυλικές διατάξεις χρησιμοποιούν τη υδραυλική πίεση για τη μεταφορά του φορτίου στο δοκίμιο, σε συνδυασμό με έναν ενεργοποιητή για την παραγωγή του δεδομένου φορτίου. Οι διατάξεις αυτές έχουν μεγαλύτερες δυνατότητες για παραγωγή φορτίων αλλά και ταχυτήτων εφαρμογής τους, σε σχέση με τις ηλεκτρομηχανικές (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 6).



Σχ. 2.3 Σερβοϋδραυλική συσκευή εφελκυσμού

(πηγή: <http://www.omni-instrument.com/>)

Στις συσκευές εφελκυσμού η μέτρηση του εφαρμοζόμενου φορτίου γίνεται μέσω αισθητήρων που λειτουργούν με βάση την αρχή της μετατροπής μιας μηχανικής παραμόρφωσης σε ηλεκτρικό σήμα (straingages). Ο αισθητήρας συνδέεται με ένα κύκλωμα γέφυρας για να μετρά τα εφαρμοζόμενα φορτία μέσω των απειροστών μεταβολών της τιμής της ηλεκτρικής αντίστασης. Το κύκλωμα αισθητήρα-γέφυρας ενεργοποιείται από έναν ενισχυτή, οπότε κάθε εφαρμοζόμενο φορτίο καθιστά το κύκλωμα εκτός ισορροπίας. Το παραγόμενο ηλεκτρικό σήμα επιστρέφει στον ενισχυτή, ο οποίος το ενισχύει και το μετατρέπει σε σήμα εξόδου, ανάλογο με το εφαρμοζόμενο φορτίο. Από εκεί και έπειτα, το σήμα εξόδου μπορεί να λαμβάνεται σε καταγραφικό, σε ψηφιακή ένδειξη ή να αποθηκεύεται ως δεδομένο σε ηλεκτρονικό υπολογιστή (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 7).



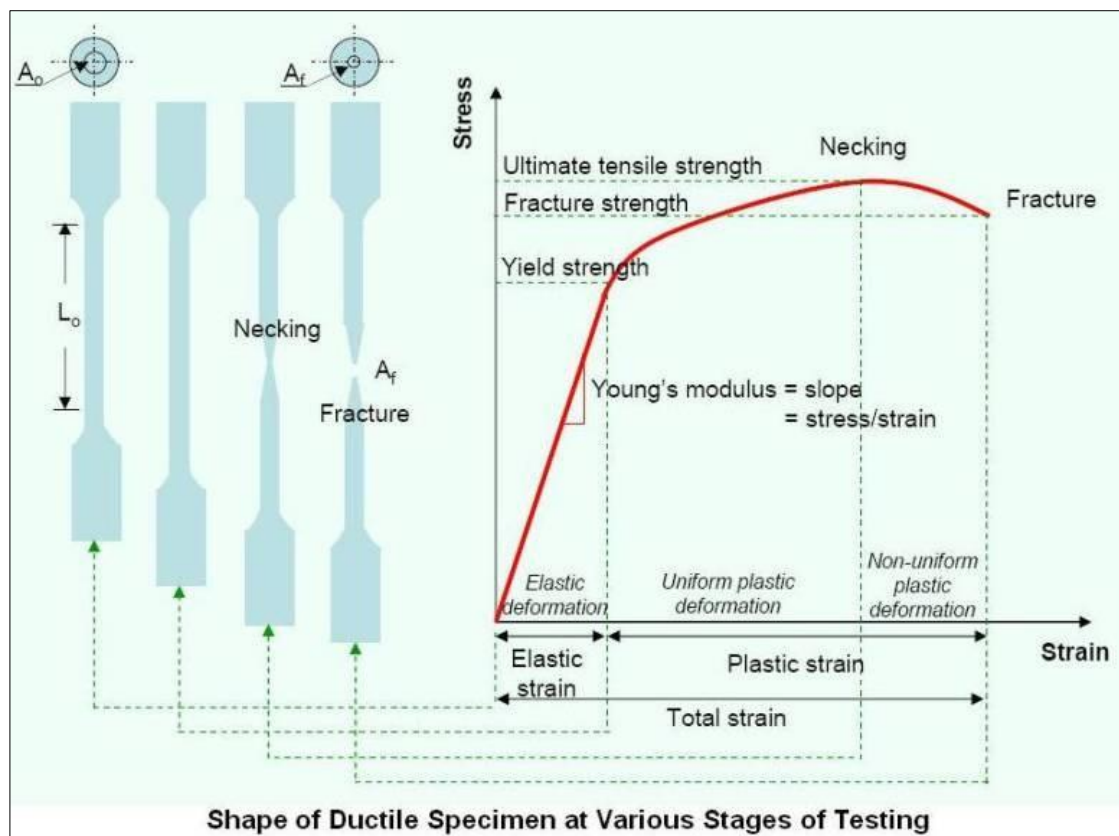
Σχ. 2.4 Κύκλωμα αισθητήρων strain gages

(πηγή: <http://sub.allaboutcircuits.com/>, <http://hades.mech.northwestern.edu/>)

Για τη μέτρηση της παραμόρφωσης των μεταλλικών δοκιμίων προσαρμόζονται επιμηκυνσιόμετρα πάνω στο δοκίμιο εφελκυσμού. Σήμερα διατίθενται στο εμπόριο πολλοί διαφορετικοί τύποι επιμηκυνσιομέτρων ανάλογα με την εφαρμογή για την οποία χρησιμοποιούνται, όπως επιμηκυνσιόμετρα με διαφορετικά μήκη μέτρησης (πχ 25ή 50mm), με δυνατότητα αξονικής ή διαμετρικής τοποθέτηση για προσαρμογή σε επίπεδα ή κυλινδρικά δοκίμια αντίστοιχα, με δυνατότητα εγκάρσιας μέτρησης για τη μέτρηση της μείωσης της διατομής, καθώς και επιμηκυνσιόμετρα μέσου όρου, κατάλληλα για υλικά υψηλού μέτρου ελαστικότητας, τα οποία περιέχουν δύο στοιχεία μέτρησης στις δύο πλευρές του δοκιμίου και υπολογίζουν το μέσο όρο της τιμής της παραμόρφωσης. Σε περιπτώσεις ιδιαίτερα παραμορφώσιμων υλικών, οι παραμορφώσεις τους μπορούν να μετρηθούν χρησιμοποιώντας διατάξεις μέτρησης παραμόρφωσης εξαρτώμενες από το χρόνο (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 8).

2.2.ΑΛΛΗΛΟΥΧΙΑ ΓΕΓΟΝΟΤΩΝ ΚΑΤΑ ΤΗ ΔΟΚΙΜΗ

Κατά τη δοκιμή σε εφελκυσμό ενός μεταλλικού υλικού παρατηρούνται με τη σειρά τα εξής (Μαντζινός, 2010, σελ. 55-56) (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 13), (Smallman&Ngan, 2007, σελ. 290):



Σχ. 2.5 Η αλληλουχία των γεγονότων κατά τη δοκιμή σε εφελκυσμό, σε συνδυασμό με την καμπύλη σ-ε (πηγή: <http://practicalmaintenance.net/>)

1. Το δοκίμιο αρχικά παραμορφώνεται ελαστικά.
2. Με την είσοδο του δοκίμιου στην πλαστική περιοχή, αυτό αρχίζει να παραμορφώνεται πλέον πλαστικά. Προκειμένου να προχωρήσει η πλαστική παραμόρφωση, απαιτείται αύξηση της τιμής της εφαρμοζόμενης τάσης.
3. Το υλικό εργοσκληρώνεται. Καθώς το δοκίμιο επιμηκύνεται, πρέπει παράλληλα ο όγκος του υλικού να παραμείνει σταθερός, επομένως η διατομή του δοκίμιου μειώνεται.
4. Κάποια στιγμή, αυτή η μείωση στη διατομή γίνεται μεγαλύτερη, λόγω της αύξησης του φορτίου από την εργοσκλήρυνση. Αυτό θα παρατηρηθεί σε κάποιο σημείο του σώματος του δοκίμιου ασθενέστερο από τα υπόλοιπα, στο οποίο θα συγκεντρωθεί η πλαστική παραμόρφωση και θα σχηματιστεί λαϊμός. Στο σημείο λίγο πριν την εμφάνιση του λαϊμού αντιστοιχεί και η τιμή της αντοχής σε εφελκυσμό.

2.3.ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΤΗΣ ΔΟΚΙΜΗΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Το βασικό αποτέλεσμα της δοκιμής εφελκυσμού είναι η παραγωγή της καμπύλης μηχανικών τάσεων-παραμορφώσεων του υλικού, από τα ζεύγη των μετρήσεων επιβαλλόμενου φορτίου-παραγόμενης επιμήκυνσης. Η τάση προκύπτει από τη σχέση:

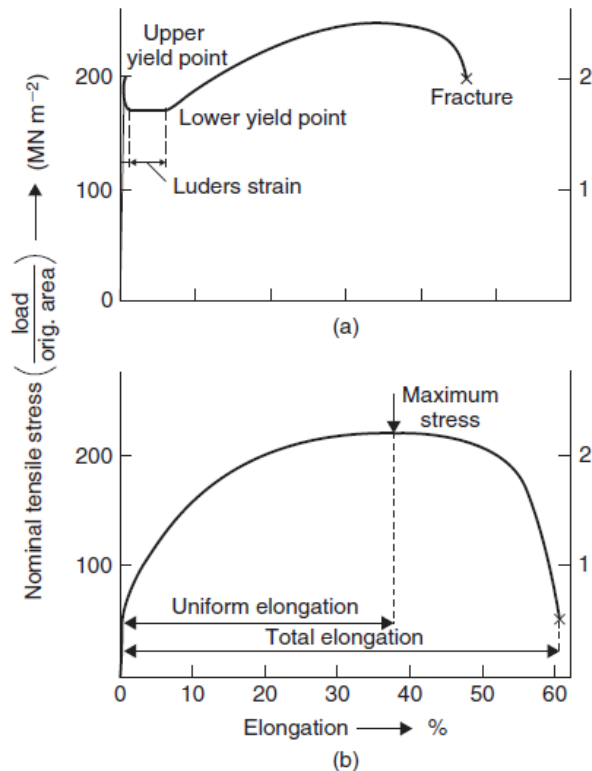
$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (1.1)$$

όπου P το επιβαλλόμενο φορτίο και A_0 η διατομή του δοκιμίου, ενώ η παραμόρφωση προκύπτει από τη σχέση:

$$\varepsilon = \frac{\delta}{L_0} \quad (1.2)$$

όπου L_0 το αρχικό μήκος του δοκιμίου και δ η επιμήκυνση, δηλαδή η διαφορά του τελικού μήκους του δοκιμίου με το αρχικό ($\delta = L - L_0$).

Η παραγόμενη καμπύλη σ - ε έχει το ίδιο σχήμα με αυτό της καμπύλης P- δ , το οποίο σχήμα ως γνωστόν εξαρτάται από το είδος του υλικού, την κατεργασία που ενδεχομένως αυτό έχει υποστεί στο παρελθόν, αλλά και από παράγοντες που σχετίζονται με την ίδια τη δοκιμή εφελκυσμού όπως η ταχύτητα επιβολής του φορτίου και η θερμοκρασία. Σε κάθε περίπτωση πάντως, για όλκιμα υλικά η καμπύλη σ - ε παρουσιάζει δύο περιοχές, την ελαστική περιοχή, που συνήθως είναι γραμμικής μορφής και η τάση συνδέεται με σχέση αναλογίας με την παραμόρφωση, και την πλαστική περιοχή, όπου το υλικό έχει πλέον αναπτύξει πλαστικές παραμορφώσεις. Η τάση κατά την οποία γίνεται η μετάβαση από την ελαστική στην πλαστική περιοχή αποτελεί το σημείο διαρροής του υλικού, του οποίου η τιμή αποτελεί βασικό χαρακτηριστικό του κάθε όλκιμου υλικού, το οποίο συχνά καθορίζει την καταλληλότητα του υλικού για μία χρήση. Η καμπύλη τερματίζει στο όριο θραύσης του υλικού, το οποίο αποτελεί και την τιμή της εφελκυστικής του αντοχής (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 10-11), (Μέντρεα&Πανταζοπούλου, 2010, σελ. 2-3).

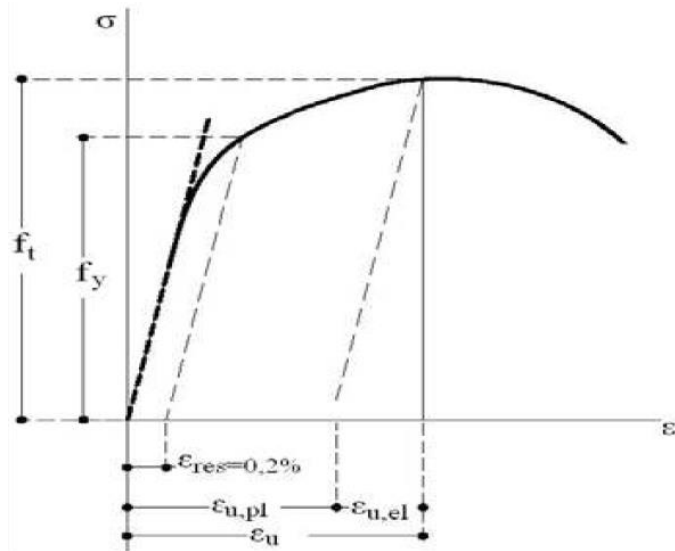


Σχ. 2.6 Καμπύλες σ-ε (α) σίδηρος (β) χαλκός(Smallman&Ngan, 2007, σελ. 290)

Από τη δοκιμή σε εφελκυσμό εκτιμώνται επίσης μία σειρά από χαρακτηριστικές ιδιότητες του μεταλλικού υλικού (Μαντζινός, 2010, σελ. 56):

Όριο διαρροής(Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 21-23), (Μέντρεα&Πανταζοπούλου, 2010, σελ. 5-6)

Καθώς τα περισσότερα υλικά μεταβαίνουν σταδιακά από την ελαστική στην πλαστική περιοχή, η ακριβής θέση του ορίου διαρροής πάνω στην καμπύλη σ-ε είναι πολύ δύσκολο να προσδιοριστεί. Κατ' αρχήν λοιπόν, γίνεται αποδεκτό ότι το όριο διαρροής είναι η τάση που απαιτείται για να παραχθεί η πρώτη ποσότητα πλαστικής παραμόρφωσης. Έπειτα, εντοπίζεται το συμβατικό όριο διαρροής 0.2%, δηλαδή η τάση στην οποία συμβαίνει παραμόρφωση του δοκιμίου κατά 0.2%. Ο προσδιορισμός της θέσης του γίνεται χρησιμοποιώντας την κλίση της ελαστικής περιοχής, όπως φαίνεται στο Σχ.1.6. Για υλικά που δεν παρουσιάζουν γραμμικό τμήμα στην καμπύλη σ-ε, το όριο διαρροής ορίζεται ως η τάση σε κάποια συνολική παραμόρφωση. Επιπλέον, υπάρχουν υλικά που εμφανίζουν άνω και κάτω όριο διαρροής: σε κάποια τιμή παραμόρφωσης παρουσιάζεται μια απότομη πτώση φορτίου (άνω όριο διαρροής), το φορτίο αυτό αυξομειώνεται για λίγο γύρω από κάποια μέση τιμή, σταθερή και χαμηλότερη του άνω ορίου διαρροής, μέχρι να φτάσει στο κάτω σημείο διαρροής, απ' όπου η παραμόρφωση συνεχίζει να αυξάνεται.



Σχ. 2.7 Προσδιορισμός συμβατικού ορίου διαρροής

(Μέντρεα&Πανταζοπούλου, 2010 σελ. 6)

Πλαστικότητα(Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 26)

Η πλαστικότητα είναι η ικανότητα ενός όγκιμου υλικού να παραμορφώνεται πλαστικά πριν τη θραύση του. Αποτελεί ιδιαίτερα χρήσιμη ιδιότητα, γιατί δίνει μια εκτίμηση της παραμόρφωσης που μπορεί να υποστεί ένα μέταλλο κατά τις διεργασίες έλασης και διέλασης χωρίς να σπάσει. Ο προσδιορισμός της γίνεται μετρώντας τη συνολική επιμήκυνση ή τη μείωση της διατομής κατά τη θραύση, και δίνει αποτελέσματα με αναγωγή σε %.

Μέτρο ελαστικότητας Young(Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 28)

Το μέτρο ελαστικότητας Young αποτελεί το λόγο της μονοαξονικής παραμόρφωσης προς τη μονοαξονική τάση στην ελαστική περιοχή, επομένως προσδιορίζεται ουσιαστικά ως η κλίση της καμπύλης σ-ε στο αρχικό γραμμικό τμήμα και έχει μονάδες τάσης.

Δυσθραυστότητα(Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 30-33)

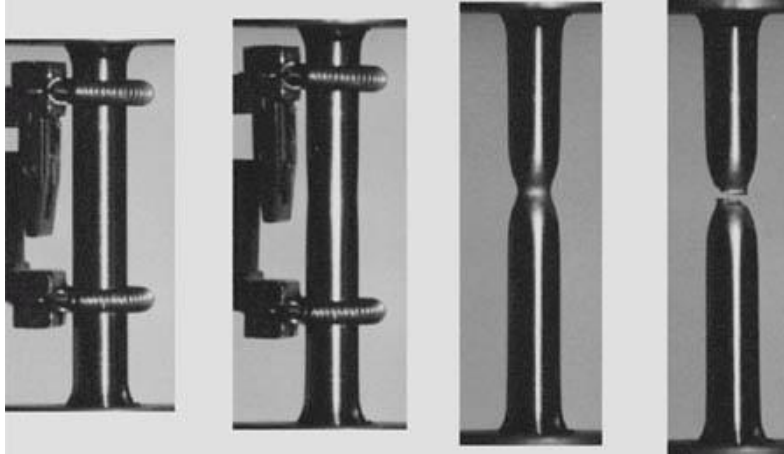
Η δυσθραυστότητα είναι η ικανότητα του υλικού να απορροφά ενέργεια χωρίς να θραύεται και ως έννοια εμπεριέχει την αντοχή και την ολκιμότητα, για αυτό και η εκτίμησή της είναι ιδιαίτερως χρήσιμη. Έχει σημασία το αν η απορρόφηση της ενέργειας γίνεται στην ελαστική ή στην πλαστική περιοχή. Για τη δυσθραυστότητα στην ελαστική περιοχή, αυτό που μετράται στην καμπύλη σ-ε είναι η ενέργεια παραμόρφωσης ανά μονάδα όγκου U_o :

$$U_o = \frac{\sigma_{ys} \epsilon_x}{2} \quad (1.3)$$

Το μέτρο δυσθραυστότητας υπολογίζεται ως:

$$U_R = \frac{\sigma_{ys} \epsilon_0}{2} = \frac{\sigma_{ys} \left(\frac{\sigma_{ys}}{E}\right)}{2} = \frac{\sigma_{ys}^2}{2E} \quad (1.4)$$

Η δυσθραυστότητα στην πλαστική περιοχή εκτιμάται δύσκολα, οπότε γενικά αντιπροσωπεύεται από το εμβαδόν της επιφάνειας κάτω από την καμπύλη σ-ε, το οποίο συμβολίζεται με U_T .



Σχ. 2.8 Δημιουργία λαιμού σε δοκίμιο(πηγή:<http://www.ara.com/>)

Θα πρέπει πάντως να σημειωθεί ότι η καμπύλη σ-ε που προκύπτει από τη δοκιμή του εφελκυσμού όπως παρουσιάστηκε παραπάνω δεν είναι η πραγματική καμπύλη σ-ε του υλικού, κι αυτό γιατί η τάση στην καμπύλη εκείνη προκύπτει από την αρχική διατομή του δοκιμίου, η οποία όμως μεταβάλλεται καθ' όλη τη διάρκεια της δοκιμής. Πιο συγκεκριμένα, όταν δημιουργείται ο λαιμός, το φορτίο που απαιτείται για να συνεχισθεί η παραμόρφωση είναι μικρό. Η μικρή αυτή τιμή φορτίου, διαιρούμενη με μια μεγάλη τιμή εμβαδού διατομής, όπως είναι η αρχική διατομή, οδηγεί σε μείωση της τάσης – για αυτό και στην καμπύλη σ-ε της δοκιμής παρατηρείται πτώση μετά την υψηλότερη τιμή του φορτίου. Την πραγματικότητα όμως, η διατομή είναι πολύ μικρότερη, άρα και η τάση πολύ μεγαλύτερη, όπως άλλωστε αναμένεται να είναι λόγω της εργοσκλήρυνσης, η οποία τάση μάλιστα συνεχίζει να αυξάνεται όσο η διατομή απομειώνεται. Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα η πραγματική καμπύλη σ-ε του υλικού να συνεχίζει αυξανόμενη μέχρι τη θραύση (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 35-38).

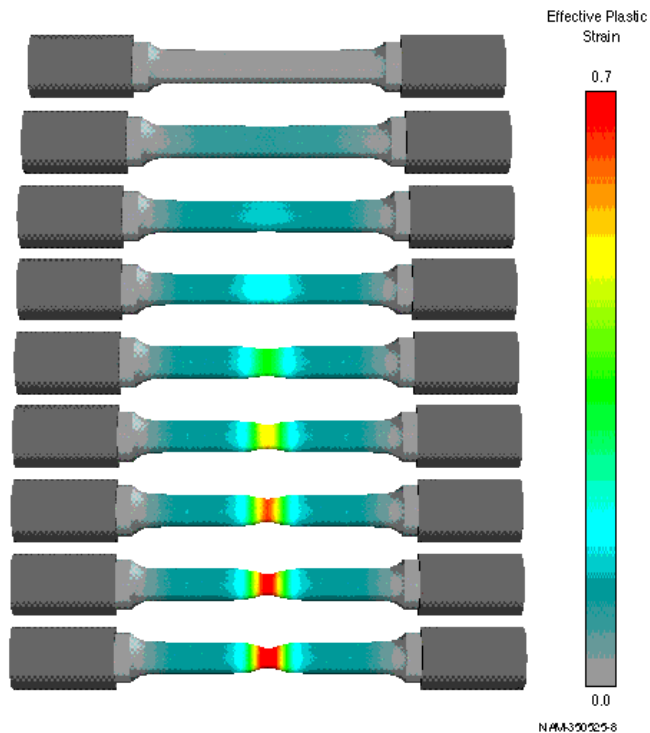


Figure WF-3. Simulation of the steel round bar tensile test including the necking behavior.

Σχ. 2.9 Η πραγματική πλαστική παραμόρφωση κατά τη δημιουργία λαιμού σε δοκίμιο(πηγή:<http://www.ara.com/>)

Για να μπορέσει από τη δοκιμή του εφελκυσμού να προκύψει η πραγματική καμπύλη σ - ϵ του υλικού, θα πρέπει ταυτόχρονα με την παραγόμενη παραμόρφωση να μετράται και η διατομή του δοκίμιου. Τα πραγματικά μεγέθη θα προκύπτουν από αυτά της αρχικής καμπύλης μέσω των σχέσεων(Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 37):

$$\sigma_t = \sigma(\epsilon + 1) \quad (1.5)$$

Και:

$$\epsilon_t = \ln(\epsilon + 1) \quad (1.6)$$

Παράλληλα, από την πραγματική καμπύλη σ - ϵ θα μπορούν πλέον να προσδιοριστούν η πραγματική αντοχή σε εφελκυσμό, η πραγματική παραμόρφωση στη θραύση ($\epsilon_f = \ln(A_0/A_f)$), η πραγματική μέγιστη παραμόρφωση την οποία μπορεί να υποστεί το υλικό πριν τη θραύση, η πραγματική ομοιόμορφη παραμόρφωση (η παραμόρφωση μέχρι την εμφάνιση του μέγιστου φορτίου). Το μόνο που δεν θα μπορεί να υπολογιστεί με ακρίβεια είναι η πραγματική τάση στη θραύση, καθώς η διατομή του δοκίμιου στη θραύση είναι δύσκολο να προσδιοριστεί (Τριανταφυλλίδης, 2008, σελ. 38).

3.ΜΕΘΟΔΟΙ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΤΩΝ ΜΕΤΑΛΛΩΝ

3.1.ΓΕΝΙΚΑ

Ως σκλήρυνση ενός μεταλλικού υλικού ορίζεται η ισχυροποίησή του έναντι πλαστικής παραμόρφωσης. Με τη σκλήρυνση παρουσιάζεται αύξηση της σκληρότητας του υλικού, αύξηση του ορίου διαρροής του και αύξηση της αντοχής του (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 1).

Η ικανότητα ενός μετάλλου να παραμορφώνεται πλαστικά οφείλεται στη δυνατότητα των γραμμοαταξιών να ολισθαίνουν πάνω σε συγκεκριμένα κρυσταλλικά επίπεδα (επίπεδα ολίσθησης), υπό την επίδραση εξωτερικής διατμητικής τάσης μικρότερης από τη θεωρητική

αντοχή σε διάτμηση. Γίνεται λοιπόν αντιληπτό πως η αντίσταση του υλικού έναντι πλαστικής παραμόρφωσης μπορεί να αυξηθεί με την παρεμπόδιση αυτής ακριβώς της ολίσθησης (Κατσαμάς, 2004, σελ. 120) (Μαντζίνος, 2010, σελ. 77). Εμπόδια στην ολίσθηση των γραμμοαταξιών μπορεί να παρουσιαστούν από διάφορα στοιχεία της μικροδομής του υλικού, όπως (Κατσαμάς, 2004, σελ. 120):

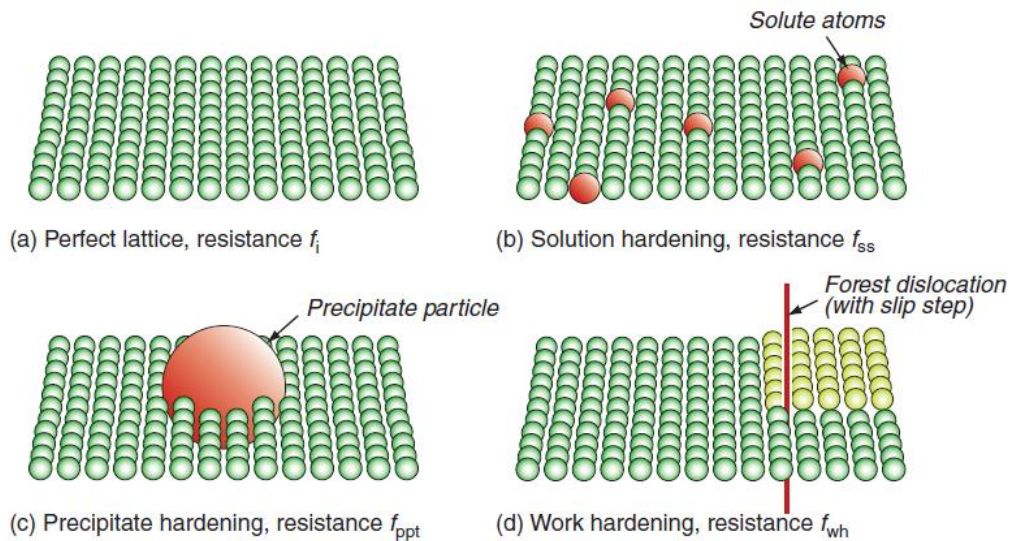
- Από ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα,
- Από άλλες γραμμοαταξίες,
- Από ξένα άτομα παρεμβολής ή αντικατάστασης σε στερεό διάλυμα,
- Από σωματίδια ή ιζήματα άλλων φάσεων,
- Από τα σύνορα των κόκκων,

Καθένας από τους παραπάνω τρόπους παρεμπόδισης της ολίσθησης των γραμμοαταξιών εκφράζει ένα συγκεκριμένο είδος αντίστασης στην πλαστική παραμόρφωση και επομένως συνιστά έναν διαφορετικό μηχανισμό ισχυροποίησης. Βάσει των παραπάνω λοιπόν, οι βασικές μέθοδοι ισχυροποίησης των μετάλλων είναι οι εξής (Μαντζίνος, 2010, σελ. 77):

- Η ισχυροποίηση με ενδοτράχυνση (εργοσκλήρυνση)
- Η ισχυροποίηση με δημιουργία στερεού διαλύματος ή με κραμάτωση
- Η ισχυροποίηση με καθίζηση και διασπορά δευτερευουσών φάσεων (κατακρήμνιση λόγω γήρατος)
- Η ισχυροποίηση από τα σύνορα των κόκκων, μέσω ελάττωσης του μεγέθους των κόκκων

Αξίζει να σημειωθεί ότι σε ένα κραματικό σύστημα δεν απαντάται απαραίτητα ένας μόνο μηχανισμός ισχυροποίησης, αλλά συχνά λειτουργούν περισσότεροι ταυτόχρονα. Μάλιστα, κατά το σχεδιασμό κραμάτων επιδιώκεται συχνά η ταυτόχρονη χρήση διαφόρων μηχανισμών ισχυροποίησης προκειμένου να επιτευχθεί ακόμη μεγαλύτερη αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού (Κατσαμάς, 2004, σελ. 121) (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 1).

Στην παρούσα ενότητα παρουσιάζονται οι παραπάνω μέθοδοι, με έμφαση στην εργοσκλήρυνση.



Σχ. 3.1 Οι τέσσερις βασικοί μηχανισμοί ισχυροποίησης

(α) από τα σύνορα των κόκκων (β) με δημιουργία στερεού διαλύματος

(γ) με κατακρήμνιση λόγω γήρατος (δ) με ενδοτράχυνση

(πηγή: Ashby, Shercliff, Cebon 2007, σελ. 128)

3.2 ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕ ΕΝΔΟΤΡΑΧΥΝΣΗ (ΕΡΓΟΣΚΛΗΡΥΝΣΗ)

Η ενδοτράχυνση είναι το φαινόμενο εκείνο κατά το οποίο ένα μέταλλο που υφίσταται εν ψυχρώ κατεργασία (άρα υπόκειται σε ψυχρή πλαστική καταπόνηση) εμφανίζει αυξανόμενη αντίσταση σε περαιτέρω πλαστική παραμόρφωση (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 3).

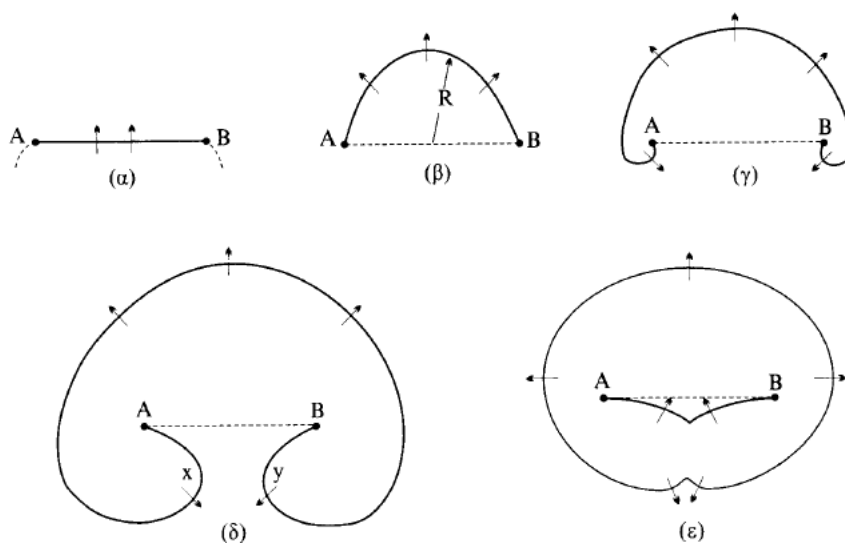
Η σκλήρυνση με ενδοτράχυνση οφείλεται στη μεταβολή της πυκνότητας και της κατανομής των κινητών γραμμοαταξιών κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης. Η πυκνότητα των γραμμοαταξιών κατά την πλαστική παραμόρφωση αυξάνεται μέσω της ενεργοποίησης των μηχανισμών πολλαπλασιασμού των γραμμοαταξιών (πηγές γραμμοαταξιών). Η μέση απόσταση διαχωρισμού ανάμεσα στις γραμμοαταξίες μειώνεται, οι γραμμοαταξίες αλληλεπιδρούν μεταξύ τους και όλα αυτά οδηγούν τελικά σε μείωση της πυκνότητας των κινητών γραμμοαταξιών, δηλαδή αυτών που συνεισφέρουν στην συνολική πλαστική παραμόρφωση του μετάλλου. Υπό αυτές τις συνθήκες, για να συνεχιστεί η πλαστική παραμόρφωση απαιτείται μεγαλύτερη τάση και έτσι προκύπτει η εργοσκλήρυνση (Κατσαμάς, 2004, σελ. 121-122) (Μαντζίνος, 2010, σελ. 78).

Ο πιο γνωστός μηχανισμός πολλαπλασιασμού γραμμοαταξιών είναι η πηγή Frank – Reed (Κατσαμάς, 2004, σελ. 122-123). Η πηγή αυτή λειτουργεί ως εξής: ένα τμήμα γραμμοαταξίας AB μήκους L, το οποίο για κάποιο λόγο έχει ακινητοποιηθεί πάνω σε δύο σταθερά σημεία A και B (π.χ. σκληρά σωματίδια ή άλλες γραμμοαταξίες), καμπυλώνεται με την εφαρμογή μιας διατμητικής τάσης τ . Όσο η γραμμοαταξία καμπυλώνεται περισσότερο (και άρα η ακτίνα καμπυλότητας R μειώνεται), η τάση που απαιτείται για να καμπυλωθεί περαιτέρω αυξάνεται. Η τάση που απαιτείται για να αποκτήσει η γραμμοαταξία ημικυκλικό σχήμα με $R = L/2$, είναι η μέγιστη τάση:

$$\tau = \frac{G \cdot b}{L} \quad (1.1)$$

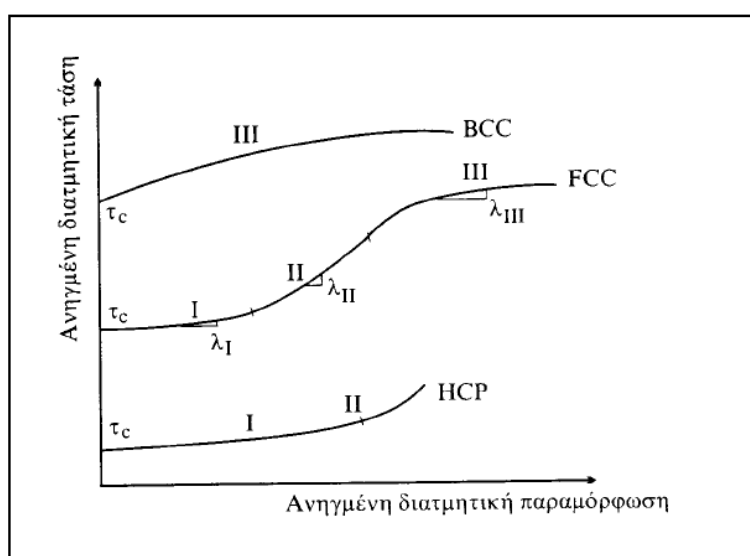
όπου G το μέτρο διάτμησης του υλικού και b το διάνυσμα Burgers της γραμμοαταξίας. Όσο συνεχίζει να εφαρμόζεται η διατμητική τάση, η γραμμοαταξία καμπυλώνεται με μεγαλύτερη ακτίνα R και κάποια στιγμή σχηματίζει βρόγχο, καθώς τα τμήματα x και y, τα οποία κινούνται σε αντίθετες διευθύνσεις έχοντας το ίδιο διάνυσμα Burgers, αλληλοεξουδετερώνονται όταν συναντηθούν. Το αποτέλεσμα είναι ο σχηματισμός ενός βρόγχου γραμμοαταξίας, ο οποίος συνεχίζει να διευρύνεται με την εφαρμογή της διατμητικής τάσης, ενώ απομένει ένα νέο τμήμα γραμμοαταξίας AB, το οποίο επαναλαμβάνει τη διαδικασία από την αρχή. Με αυτό τον τρόπο, η πηγή Frank - Reed εκπέμπει ουσιαστικά βρόγχους γραμμοαταξιών όταν ενεργοποιηθεί με διατμητική τάση $\tau = (G \cdot b)/L$.

Η πυκνότητα και η κατανομή των γραμμοαταξιών εξαρτώνται από πολλούς παράγοντες, όπως το είδος της κρυσταλλικής δομής, η θερμοκρασία και η ταχύτητα παραμόρφωσης (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 4). Η επίδραση των παραγόντων αυτών γίνεται περισσότερο κατανοητή μέσω της περιγραφής της εξέλιξης της ενδοτράχυνσης κατά την πλαστική παραμόρφωση.



Σχ. 3.2 Πηγή γραμμοαταξιών Frank – Reed (πηγή: Κατσαμάς, 2004, σελ. 123)

Η τυπική μορφή των καμπυλών τάσης - παραμόρφωσης σε υλικά με μονοκρυστάλλους δομής FCC(κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα), HCP(μέγιστης πυκνότητας εξαγωνικό σύστημα) και BCC(κυβικό χωροκεντρωμένο σύστημα) φαίνεται στο Σχ. 1.3(Κατσαμάς, 2004, σελ. 124). Οι καμπύλες αυτές δίνουν την ανηγμένη διατμητική τάση επάνω στο ενεργό επίπεδο ολίσθησης συναρτήσει της διατμητικής παραμόρφωσης που η τάση αυτή παράγει. Η κλίση λ της καμπύλης σε κάθε σημείο δίνει το ρυθμό εργοσκήρυνσης για το δεδομένο ζεύγος τάσης-παραμόρφωσης. Όπως φαίνεται, η καμπύλη σ - τ εμφανίζει διαφορετική μορφή - με μία, περισσότερες ή και καθόλου αλλαγές στην κλίση-ανάλογα με το είδος της κρυσταλλικής δομής. Σε κάθε καμπύλη διακρίνονται διαφορετικά τμήματα, τα οποία χαρακτηρίζονται ως διαφορετικά στάδια παραμόρφωσης.



Σχ. 3.3 Στάδια εργοσκήρυνσης για τα τρία διαφορετικά είδη μονοκρυστάλλων (πηγή: Κατσαμάς, 2004, σελ. 124)

Πιο αναλυτικά(Κατσαμάς, 2004, σελ. 123-127):

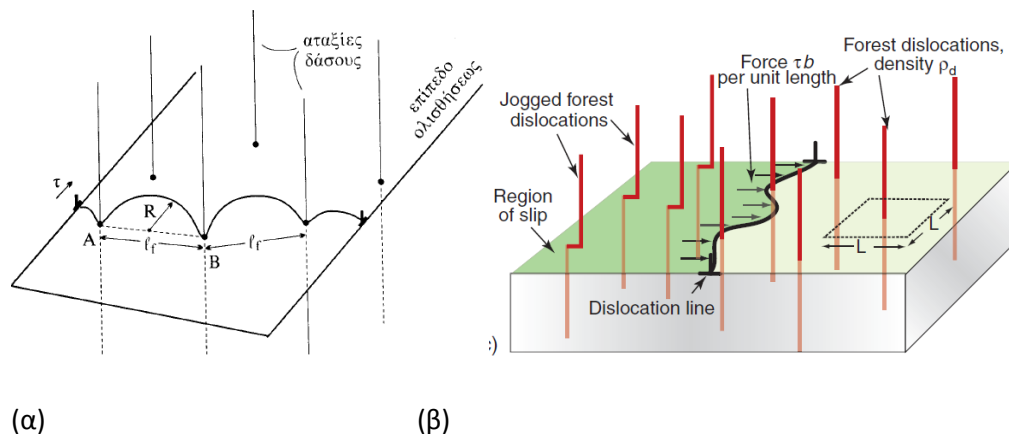
Στα μονοκρυστάλλα υλικά FCC εμφανίζονται τρία διακριτά στάδια παραμόρφωσης. Στο στάδιο I (στάδιο εύκολης ολίσθησης), ενεργοποιείται ένα μόνο από τα δώδεκα ισοδύναμα συστήματα ολίσθησης που υπάρχουν στη δομή FCC, και είναι εκείνο που βρίσκεται πιο ευνοϊκά προσανατολισμένο προς την εξωτερικά επιβαλλόμενη τάση, έτσι ώστε σε αυτό να αναπτύσσεται η μέγιστη ανηγμένη διατμητική τάση. Η παρατηρούμενη πλαστική παραμόρφωση σε αυτό το στάδιο παράγεται από την ολίσθηση γραμμοαταξιών στο συγκεκριμένο σύστημα ολίσθησης. Παράλληλα, στην παραμόρφωση αυτή συνεισφέρουν και γραμμοαταξίες που κινούνται στο ίδιο σύστημα ολίσθησης και οι οποίες έχουν παραχθεί από ενεργοποιημένες πηγές γραμμοαταξιών.

Καθώς η ολίσθηση των γραμμοαταξιών στο στάδιο I γίνεται σχεδόν ανεμπόδιστα, ο ρυθμός της εργοσκήρυνσης είναι περιορισμένος. Το πόσο θα διαρκέσει το στάδιο I εξαρτάται από τον προσανατολισμό του κρυστάλλου σε σχέση με την εξωτερικά επιβαλλόμενη τάση, καθώς και από την ίδια την κρυσταλλική δομή. Έτσι, στους κρυστάλλους FCC η παραμόρφωση του σταδίου I περιορίζεται συνήθως σε τιμές μέχρι 0,01 (10%), διότι σύντομα ενεργοποιούνται και άλλα ισοδύναμα συστήματα ολίσθησης που αυξάνουν το ρυθμό της εργοσκήρυνσης. Αντίθετα, σε μονοκρυστάλλους με δομή HCP (και ειδικότερα στα μέταλλα Zn και Mg) η έκταση του σταδίου I μπορεί να είναι πολύ μεγάλη (έως και 100%

παραμόρφωση), λόγω της παρουσίας ουσιαστικά ενός μόνο ενεργού συστήματος ολίσθησης. Από την άλλη, τα μέταλλα με δομή BCC χαρακτηρίζονται από την απουσία του σταδίου I, αφού διαθέτουν πολλαπλά συστήματα ολίσθησης.

Η μετάβαση από το στάδιο I στο στάδιο II πραγματοποιείται ουσιαστικά όταν ενεργοποιούνται και άλλα ισοδύναμα ή δευτερεύοντα συστήματα ολίσθησης, στα οποία η ανηγμένη διατμητική τάση ξεπερνάει το όριο διαρροής μονοκρυστάλλου σε διάτμηση (τ_0) και έτσι ξεκινάει και σε αυτά η ολίσθηση γραμμοαταξιών. Στους κρυστάλλους FCC αρχίζει να λαμβάνει χώρα πολλαπλή ολίσθηση σε ισοδύναμα και τεμνόμενα μεταξύ τους επίπεδα ολίσθησης, με αποτέλεσμα την αλληλεπίδραση των γραμμοαταξιών και συνεπακόλουθα τον σχηματισμό εμποδίων στην ολίσθηση. Για την υπέρβαση των εμποδίων αυτών απαιτείται αύξηση της εξωτερικά επιβαλλόμενης τάσης, επομένως ο ρυθμός εργοσκήρυνσης του σταδίου II παραμένει σταθερός. Για το λόγο αυτό, το στάδιο II ονομάζεται «στάδιο γραμμικής εργοσκήρυνσης».

Ένα από τα μοντέλα που έχουν προταθεί για την περιγραφή της τάσης διαρροής στο στάδιο II είναι το μοντέλο των γραμμοαταξιών δάσους. Σύμφωνα με το μοντέλο αυτό, μία γραμμοαταξία που ολισθαίνει επάνω σε ένα συγκεκριμένο επίπεδο ολίσθησης, πρέπει να διασχίσει ένα δάσος γραμμοαταξιών, το οποίο σχηματίζεται από άλλες γραμμοαταξίες που διαπερνούν το επίπεδο ολίσθησης και οι οποίες απέχουν μεταξύ τους μέση απόσταση l_f , (Σχ. 1.4).



Σχ. 3.4 Το μοντέλο των γραμμοαταξιών δάσους (α. πηγή: Κατσαμάς, 2004, σελ. 126, β. πηγή: Ashby, Shercliff, Cebon 2007, σελ. 129)

Η πυκνότητα των γραμμοαταξιών δάσους θα είναι:

$$\rho_f = \frac{1}{\sqrt{l_f}} \quad (1.2)$$

Επιπλέον, η διατμητική τάση που θα απαιτείται για να περάσει η κινητή γραμμοαταξία από τα σημεία εμπλοκής A και B επί του επιπέδου ολίσθησης, θα είναι ίδια με αυτή που απαιτείται για να καμπυλώσει την γραμμοαταξία σε ακτίνα R, όπως ακριβώς συμβαίνει και στην πηγή Frank – Reed. Συνδυάζοντας τις παραπάνω σχέσεις προκύπτει ότι:

$$\tau = G \cdot b \cdot \sqrt{\rho_f} \quad (1.3)$$

Η παραπάνω σχέση, λαμβάνοντας υπ' όψιν την πλεγματική αντίσταση του κρυστάλλου (τάση Peierls – Nabarro)¹ και συσχετίζοντας την πυκνότητα των γραμμοαταξιών δάσους (ρ_f) με την πυκνότητα όλων των γραμμοαταξιών (ρ) μέσω ενός συντελεστή α (όπου $\alpha \approx 0,5$), θα γίνει:

$$\tau = \tau_{PN} + \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (1.4)$$

Επομένως, γίνεται φανερό ότι η αύξηση της τάσης διαρροής στο στάδιο II επηρεάζεται άμεσα από την αύξηση της πυκνότητας των γραμμοαταξιών, και αυτό οφείλεται στο ότι σε αυτό το στάδιο σχηματίζονται ομάδες μπλεγμένων γραμμοαταξιών, οι οποίες δεν μπορούν να συνεχίσουν να ολισθαίνουν.

Υπό αυτές τις συνθήκες, ο μόνος τρόπος για να συνεχιστεί η πλαστική παραμόρφωση είναι η αλλαγή επιπέδου ολίσθησης από ορισμένες γραμμοαταξίες. Το γεγονός αυτό σηματοδοτεί και τη μετάβαση στο στάδιο III, το οποίο ονομάζεται «στάδιο δυναμικής αποκατάστασης». Δύο είναι οι δυνατοί μηχανισμοί αλλαγής επιπέδου ολίσθησης: η αναρρίχηση και η σταυρολίσθηση. Για να πραγματοποιηθεί αναρρίχηση, πρέπει να γίνει διάχυση σημειακών ατελειών (οπών), η οποία όμως ενεργοποιείται σε υψηλές θερμοκρασίες. Αντιθέτως, η σταυρολίσθηση μπορεί να πραγματοποιηθεί και σε χαμηλότερες θερμοκρασίες. Επομένως, η συνέχεια της πλαστικής παραμόρφωσης στο στάδιο III καθίσταται δυνατή με τη σταυρολίσθηση γραμμοαταξιών έλικα. Με τη σταυρολίσθηση παρατηρείται παράλληλα και μείωση της πυκνότητας γραμμοαταξιών, καθώς οι γραμμοαταξίες έλικα με αντίθετο πρόσημο έλκονται και αλληλοαναιρούνται. Έτσι, ο ρυθμός εργοσκήρυνσης στο στάδιο III της δυναμικής αποκατάστασης μειώνεται σε σχέση με αυτόν του σταδίου II. Όπως φαίνεται και από το Σχ. 1.3, τα μέταλλα με δομή BCC παρουσιάζουν κυρίως το στάδιο III, ενώ στα μέταλλα με δομή HCP το στάδιο III δεν εμφανίζεται καθόλου.

Για υλικά με πολυκρυσταλλική δομή, η πλαστική παραμόρφωση είναι αρκετά πιο περίπλοκη. Παρόλο που και σε αυτά τα υλικά, η εργοσκήρυνση προκύπτει από την αντίσταση στην περαιτέρω πλαστική παραμόρφωση οφειλόμενη σε αλληλεπιδράσεις μεταξύ των γραμμοαταξιών, στους πολυκρυστάλλους, λόγω της απαίτησης για συμβατότητα της παραμόρφωσης των γειτονικών κόκκων, η πολλαπλή ολίσθηση συμβαίνει πιο εύκολα, με αποτέλεσμα να εμφανίζεται σημαντική εργοσκήρυνση ήδη από την αρχή της πλαστικής παραμόρφωσης. Έτσι, τα πολυκρυσταλλικά μέταλλα δεν εμφανίζουν σε γενικές γραμμές εργοσκήρυνση των σταδίων I και II (Κατσαμάς, 2004, σελ. 127-128). Οι

¹ Πλεγματική αντίσταση ή τάση Peierls – Nabarro είναι η αντίσταση που προβάλλει το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα στην ολίσθηση μίας γραμμοαταξίας. Η ολίσθηση μίας γραμμοαταξίας ακμής ή έλικα συμβαίνει σταδιακά, σε βήματα, επομένως για να προχωρήσει η γραμμοαταξία χρειάζεται σε κάθε βήμα να σπάσουν ορισμένοι χημικοί δεσμοί και να γίνει κάθε φορά μία μικρή αναδιάταξη των ατόμων, που βρίσκονται σε άμεση γειτνίαση με την γραμμοαταξία. Αυτές οι διαδικασίες έχουν σαν αποτέλεσμα να εμφανίζεται πλεγματική αντίσταση απέναντι στην ολίσθηση των γραμμοαταξιών. Οι Peierls και Nabarro είναι οι πρώτοι που διατύπωσαν την σχέση που δίνει τη διατμητική τάση που απαιτείται για να προκαλέσει την ολίσθηση μίας γραμμοαταξίας επάνω σε ένα επίπεδο ολίσθησης και προς μία συγκεκριμένη διεύθυνση ολίσθησης (Κατσαμάς, 2004, σελ. 113).

βασικές διαφορές μεταξύ της πλαστικής διαρροής πολυκρυστάλλων και μονοκρυστάλλων συνοψίζονται στα εξής(Κατσαμάς, 2004, σελ. 127):

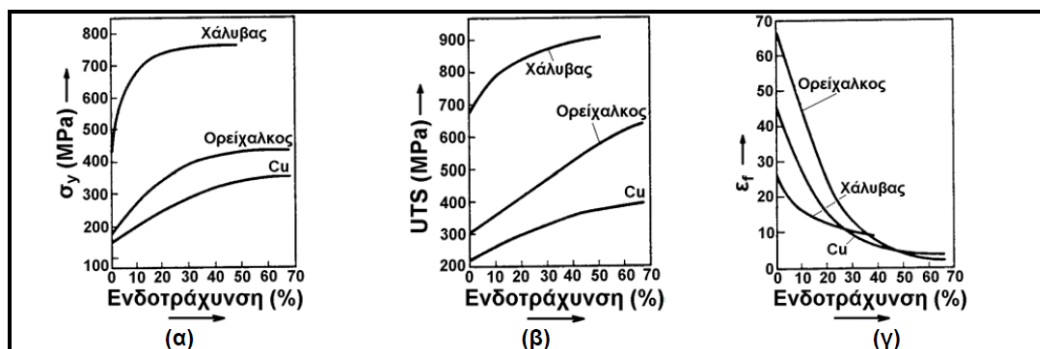
Οι μονοκρύσταλλοι παρουσιάζουν ανισοτροπία τόσο στην ελαστική όσο και στην πλαστική περιοχή. Αντίθετα, οι πολυκρύσταλλοι μακροσκοπικά μπορούν να θεωρηθούν ως ισότροπα υλικά.

Οι μονοκρύσταλλοι μπορούν να υποστούν σημαντική πλαστική παραμόρφωση με την ενεργοποίηση ενός μόνο συστήματος ολίσθησης και να παραμείνουν αρκετά στο στάδιο I. Αντίθετα, για τους πολυκρύσταλλους, και μόνο το γεγονός ότι οι κόκκοι του έχουν διαφορετικούς προσανατολισμούς, οδηγεί άμεσα σε πολλαπλή ολίσθηση. Έτσι, το στάδιο I δεν εμφανίζεται κατά την παραμόρφωση πολυκρυστάλλων.

Στα πολυκρυσταλλικά υλικά, η παραμόρφωση των κόκκων δεν είναι ελεύθερη όπως συμβαίνει στους μονοκρύσταλλους, καθώς οι κόκκοι πρέπει να παραμένουν σε επαφή μεταξύ τους και επομένως να προσαρμόζουν την παραμόρφωσή τους σε αυτή των γειτονικών κόκκων. Οπότε, η παραμόρφωση ενός κόκκου πρέπει να είναι συμβατή με την παραμόρφωση των γειτονικών κόκκων.

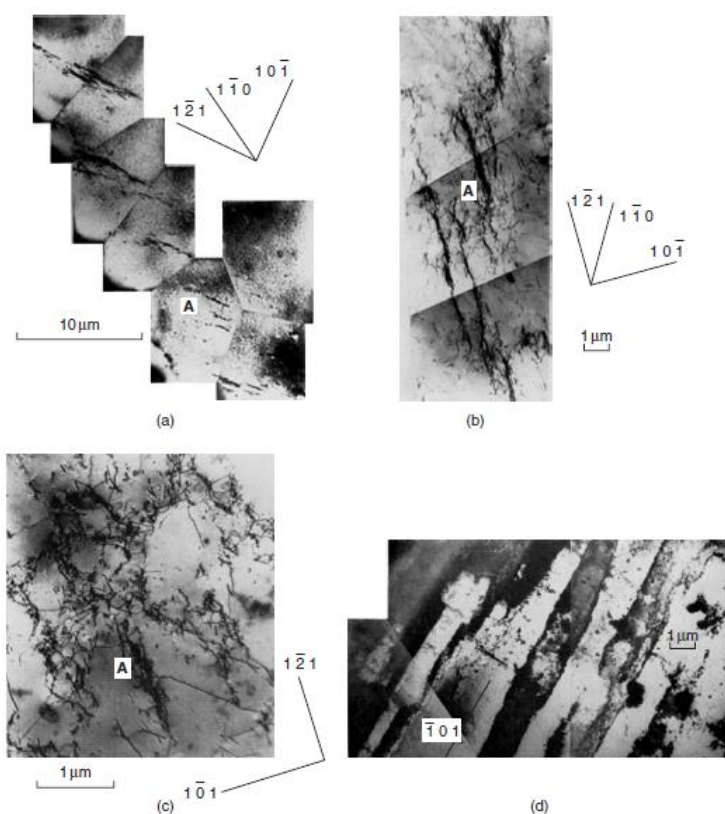
Καθώς οι κόκκοι των πολυκρυστάλλων έχουν πολλαπλά όρια, η ολίσθηση των γραμμοαταξιών και κατά συνέπεια η μετάδοση της πλαστικής παραμόρφωσης από κόκκο σε κόκκο δυσχεραίνεται (με τρόπο που εξηγείται παρακάτω, στην ισχυροποίηση από τα σύνορα των κόκκων). Αυτό οδηγεί σεσημαντική εξάρτηση του ορίου διαρροής από το μέγεθος των κόκκων.

Η εργοσκήρυνση είναι ένας από τους βασικότερους μηχανισμούς ισχυροποίησης, καθώς υπάρχουν πολλά μέταλλα, όπως ο χαλκός, για τα οποία δεν είναι δυνατή η ισχυροποίηση με άλλους μηχανισμούς. Σε τέτοιου είδους μέταλλα, ο μόνος τρόπος για να αυξηθεί η αντοχή τους είναι η πλαστική παραμόρφωση κατά τις κατεργασίες διαμόρφωσης εν ψυχρώ, όπως η έλαση, η διέλαση, η βαθεία κοίλανση κτλ.(Κατσαμάς, 2004, σελ. 122). Με τη σκλήρυνση με ενδοτράχυνση επιτυγχάνεται αύξηση της σκληρότητας, αύξηση του ορίου διαρροής, αύξηση της αντοχής, μείωση της ολκιμότητας, μείωση της δυσθραυστότητας. Επειδή όμως η μείωση της ολκιμότητας σε συνδυασμό με τη αύξηση της σκληρότητας μπορεί να προκαλέσουν πρόωρη θραύση του υλικού, συνήθως μετά τις κατεργασίες ψυχρής διαμόρφωσης ακολουθεί θερμική κατεργασία ανόπτησης, ώστε να «εξασθενήσει» η αντοχή και η σκληρότητα, αφαιρώντας ουσιαστικά την εργοσκήρυνση που έχει υποστεί το υλικό, με κέρδος μια σχετική αύξηση στην ολκιμότητα (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 4).



Σχ. 3.5 Η επίδραση του ποσοστού ενδοτράχυνσης (α) στο όριο διαρροής (β) στην αντοχή (γ) στην ολκιμότητα, για το χάλυβα, τον ορείχαλκο και το χαλκό.

(πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 4)

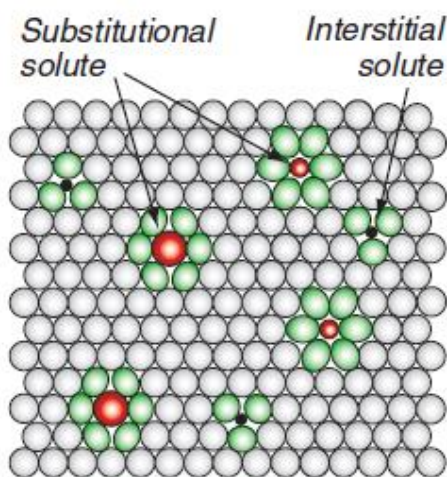


Σχ. 3.6 Γραμμοαταξίες σε μονοκρύσταλλους χαλκού (α) Στάδιο I (β) τέλος Σταδίου και μετάβαση στο Στάδιο II (γ) τέλος Σταδίου II (δ) Στάδιο III

(πηγή: Smallman & Ngan, 2007, σελ. 337)

3.3.ΙΣΧΥΡΟΠΟΙΗΣΗ ΜΕ ΔΗΜΙΟΥΡΓΙΑ ΣΤΕΡΕΟΥ ΔΙΑΛΥΜΑΤΟΣ (ΚΡΑΜΑΤΩΣΗ)

Ως γνωστόν, τα στερεά διαλύματα σχηματίζονται με την προσθήκη ξένων ατόμων στο μητρικό κρυσταλλικό πλέγμα, είτε σε πλεγματικές θέσεις (οπότε σχηματίζονται διαλύματα αντικατάστασης) είτε σε παραπλεγματικές θέσεις (οπότε σχηματίζονται διαλύματα παρεμβολής)(Κατσαμάς, 2004, σελ. 128)(Μαντζίνος, 2010, σελ. 79). Μάλιστα, όπως έχει αναφερθεί και παραπάνω, ο ορείχαλκος είναι το κράμα που προκύπτει από την ισχυροποίηση του χαλκού (Cu) μέσω της δημιουργίας στερεού διαλύματος με ψευδάργυρο (Zn).



Σχ. 3.7 Προσθήκη ξένων ατόμων στο κρυσταλλικό πλέγμα με αντικατάσταση (αριστερά) και με παρεμβολή (δεξιά)

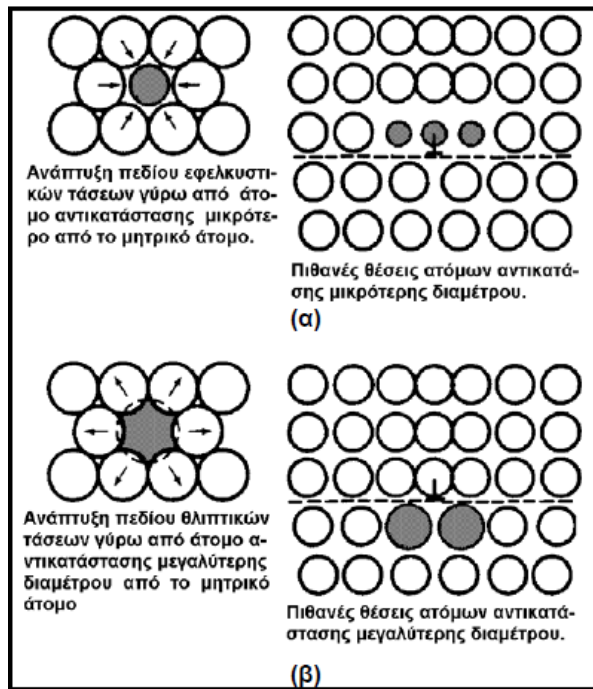
(πηγή: Ashby, Shercliff, Cebon 2007, σελ. 120)

Τόσο στην περίπτωση της αντικατάστασης όσο και στην περίπτωση της παρεμβολής, η ισχυροποίηση του μεταλλικού υλικού επιτυγχάνεται με την παρεμπόδιση της ολίσθησης των γραμμοαταξιών από τα ξένα άτομα, καθώς τα άτομα αυτά, μόλις υπεισέρχονται στο μεταλλικό πλέγμα, το παραμορφώνουν δημιουργώντας ένα τασικό πεδίο που αλληλεπιδρά με τα τασικά πεδία των γραμμοαταξιών(Κατσαμάς, 2004, σελ. 128).

Πιο αναλυτικά(Κατσαμάς, 2004, σελ. 128-129) (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 5-6):

Όταν τα άτομα της πρόσμιξης εισχωρούν στο μεταλλικό πλέγμα δημιουργείται γύρω από αυτά ένα τασικό πεδίο, του οποίου η μορφή –συμμετρικό ή μη συμμετρικό– εξαρτάται από το είδος του ξένου ατόμου. Συμμετρικό τασικό πεδίο δημιουργείται στις περιπτώσεις αντικατάστασης, με ένταση πεδίου ανάλογη του μεγέθους των ξένων ατόμων. Όταν ένα άτομο πρόσμιξης έχει μικρότερο μέγεθος από το μητρικό άτομο που αντικαθιστά, τότε ασκεί εφελκυστικές τάσεις στα γειτονικά άτομα και τοποθετείται στη θλιπτική πλευρά του επιπέδου ολίσθησης μίας γραμμοαταξίας. Αντιθέτως, όταν ένα άτομο πρόσμιξης έχει μεγαλύτερο μέγεθος από το μητρικό άτομο, θα ασκεί θλιπτικές τάσεις στα γειτονικά του και

θα τοποθετείται στην εφελκυστική πλευρά του επιπέδου ολίσθησης της γραμμοαταξίας. Όμως και στις δύο περιπτώσεις το υδροστατικό αυτό συμμετρικό τασικό πεδίο αλληλεπιδρά μόνο με το υδροστατικό μέρος της γραμμοαταξίας και καθόλου με το διατμητικό. Συνεπώς, στα διαλύματα αντικατάστασης η ισχυροποίηση που προκαλείται τελικά είναι σχετικά ασθενής γιατί είναι δυνατό να παρεμποδιστούν μόνο γραμμοαταξίες ακμής, που έχουν και υδροστατικό και διατμητικό πεδίο, ενώ δεν παρεμποδίζονται γραμμοαταξίες έλικα, οι οποίες έχουν μόνο διατμητικό πεδίο.



Σχ. 3.80 μηχανισμός ισχυροποίησης στερεού διαλύματος σε διαλύματα αντικατάστασης (πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 5)

Σε περιπτώσεις όμως διαλυμάτων παρεμβολής, όπου δημιουργούνται μη συμμετρικά πεδία, τα ξένα άτομα αλληλεπιδρούν τόσο με τα υδροστατικά όσο και με τα διατμητικά πεδία των γραμμοαταξιών, συνεπώς μπορούν να παρεμποδίσουν και γραμμοαταξίες έλικα και γραμμοαταξίες ακμής, επιτυγχάνοντας έτσι μεγάλο βαθμό ισχυροποίησης.

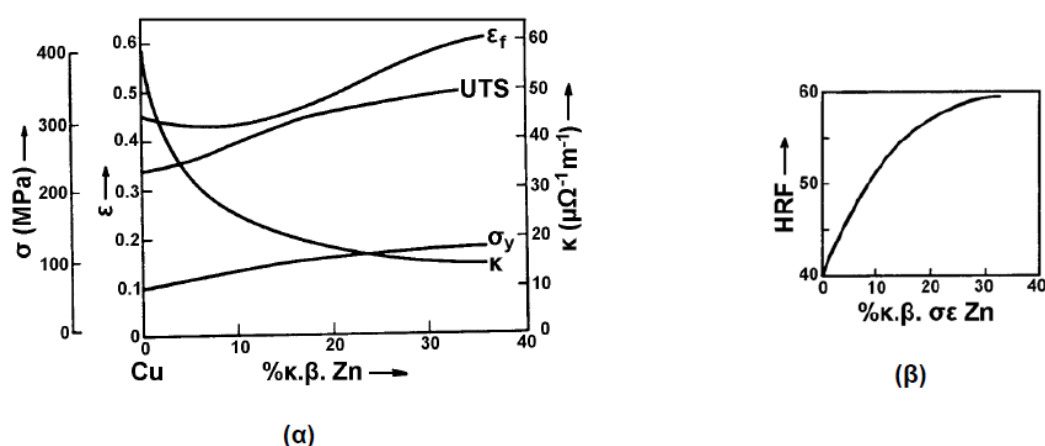
Τα παραπάνω δείχνουν ότι στην ισχυροποίηση στερεού διαλύματος ο καθοριστικός παράγοντας δεν είναι το είδος του ατόμου πρόσμιξης αλλά το είδος του τασικού πεδίου που αυτό δημιουργεί (Κατσαμάς, 2004, σελ. 129).

Σε κάθε περίπτωση, με την ισχυροποίηση στερεού διαλύματος οι γραμμοαταξίες που ήδη υπάρχουν στο υλικό «προσκολλώνται» στα ξένα άτομα και δεν μπορούν πλέον να μετακινηθούν, επομένως για να μπορέσει να ξεκινήσει πάλι η ολίσθηση των γραμμοαταξιών απαιτείται η εφαρμογή μεγαλύτερης τάσης από αυτή που απαιτούνταν για

το μητρικό υλικό, γεγονός που μεταφράζεται σε αύξηση του ορίου διαρροής (Μαντζίνος, 2010, σελ. 80).

Το λεπτό σημείο στην εφαρμογή της μεθόδου ισχυροποίησης στερεού διαλύματος είναι στην περιεκτικότητα του στοιχείου πρόσμιξης, καθώς υπάρχει ανώτατο όριο για αυτήν προκειμένου να αποφευχθεί η δημιουργία δεύτερης φάσης.

Με την ισχυροποίηση στερεού διαλύματος επιτυγχάνεται αύξηση της σκληρότητας, αύξηση του ορίου διαρροής, αύξηση της αντοχής, διατήρηση και σε μεγαλύτερα ποσοστά κραμάτωσης αύξηση της ολκιμότητας, αλλά και μείωση της ειδικής ηλεκτρικής αγωγιμότητας (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 6).



Σχ. 3.9 Η επίδραση του ποσοστού του προστιθέμενου κραματικού στοιχείου Zn στις ακόλουθες ιδιότητες του κράματος Cu-Zn (α) όριο διαρροής, αντοχή, ολκιμότητα, ειδική αγωγιμότητα (β) σκληρότητα

(πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 7)

3.4. ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ ΛΟΓΩ ΓΗΡΑΝΣΗΣ

Κι ενώ στη μέθοδο ισχυροποίησης στερεού διαλύματος λαμβάνεται μέριμνα ώστε να αποφευχθεί η δημιουργία δεύτερης φάσης, για πολλά μέταλλα η φάση αυτή είναι επιθυμητή, γιατί μπορεί να λειτουργήσει ως μηχανισμός σκλήρυνσης. Όταν λοιπόν το στερεό διάλυμα κορεστεί, το ίζημα της δεύτερης φάσης, που αποτελείται από τα κατακρημνίσματα, δηλαδή μικρά και ομοιόμορφα διασκορπισμένα σωματίδια, σχηματίζεται μέσα στο αρχικό μητρικό κρυσταλλικό πλέγμα και παρεμποδίζει την ολίσθηση των γραμμοαταξιών (Κατσαμάς, 2004, σελ. 134).

Ο όρος «γήρανση» χρησιμοποιείται για να εκφράσει την εξέλιξη αυτού του είδους διαδικασίας σκλήρυνσης με το χρόνο, καθώς η αντοχή του κράματος αναπτύσσεται καθώς το κράμα «γερνά» (Μαντζίνος, 2010, σελ. 81) (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 7).

Μερικά από τα κράματα που ισχυροποιούνται με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης είναι(Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 7-8):

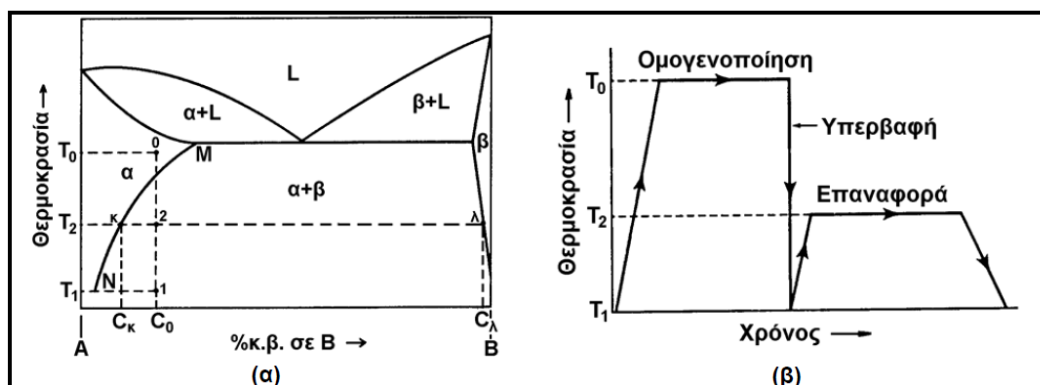
- Κράματα Al: Al-Cu (ντουραλουμίνιο), Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg.
- Κράματα Cu: Cu-Be, Cu-Sn.
- Κοινοί μαλακοί χάλυβες, ανοξείδωτοι χάλυβες, ειδικοί χάλυβες.
- Υπερκράματα Ni.
- Υπερκράματα Co.

Η ισχυροποίηση με κατακρήμνιση λόγω γήρανσης επιτυγχάνεται με θερμική κατεργασία, της οποίας βασικός στόχος είναι η διασπορά σωματιδίων μιας δευτερεύουσας φάσης μέσα στο κράμα. Τα στάδια της θερμικής κατεργασίας είναι τα εξής (Σχ. 1.10)(Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 8):

1. Στάδιο ομογενοποίησης
2. Το κράμα θερμαίνεται σε θερμοκρασία T_0 (πάνω από την καμπύλη solvus), και παραμένει εκεί μέχρι να σχηματιστεί ομογενής φάση α (η φάση β είναι πλήρως διαλυμένη).
3. Στάδιο υπερβαφής
4. Το κράμα ψύχεται απότομα στη θερμοκρασία του περιβάλλοντος T_1 . Προκύπτει δομή της φάσης α η οποία είναι υπέρκορη σε συστατικό B. Το υλικό σε αυτή τη φάση είναι μαλακό και χαμηλής αντοχής.
5. Στάδιο επαναφοράς ή γήρανσης

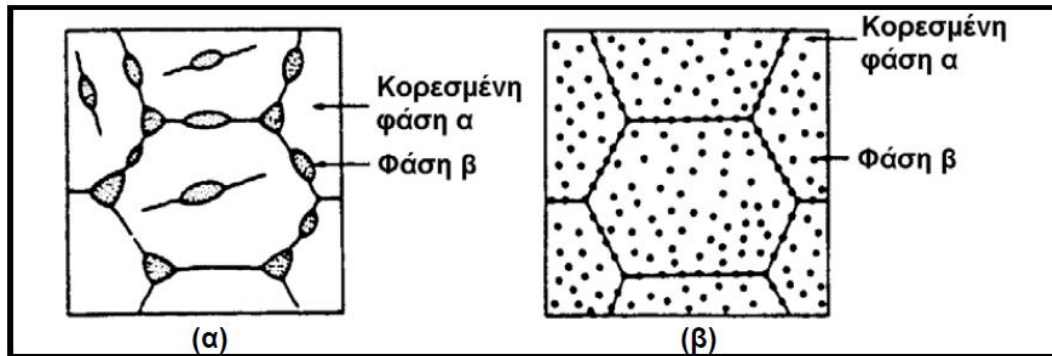
Το κράμα αναθερμαίνεται σε ενδιάμεση θερμοκρασία T_2 μέσα στη διφασική περιοχή $\alpha+\beta$ για ορισμένο χρονικό διάστημα. Λόγω της διάχυσης, σχηματίζονται κατακρημνίσματα της φάσης β εντός της φάσης α , καθώς περιέχει αρκετή ποσότητα από το συστατικό B. Ανάλογα με το αν η επαναφορά πραγματοποιείται σε θερμοκρασία δωματίου ή μεγαλύτερη, έχουμε φυσική ή τεχνητή γήρανση αντίστοιχα.

Ακολούθως, εφαρμόζεται τυχαία απόψυξη στη θερμοκρασία περιβάλλοντος, οπότε το υλικό αποκτά υψηλή σκληρότητα και αντοχή. Το μέγεθος των κατακρημνισμάτων της φάσης β και, κατά συνέπεια, τα επίπεδα σκληρότητας και αντοχής, καθορίζονται από τη θερμοκρασία και τον χρόνο επαναφοράς.



Σχ. 3.10 Τα στάδια και η διαδικασία ισχυροποίησης κράματος με κατακρήμνιση (α) στο διάγραμμα διφασικής ισορροπίας (β) σε σχηματική αναπαράσταση σε συνάρτηση με το χρόνο

(πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 8)

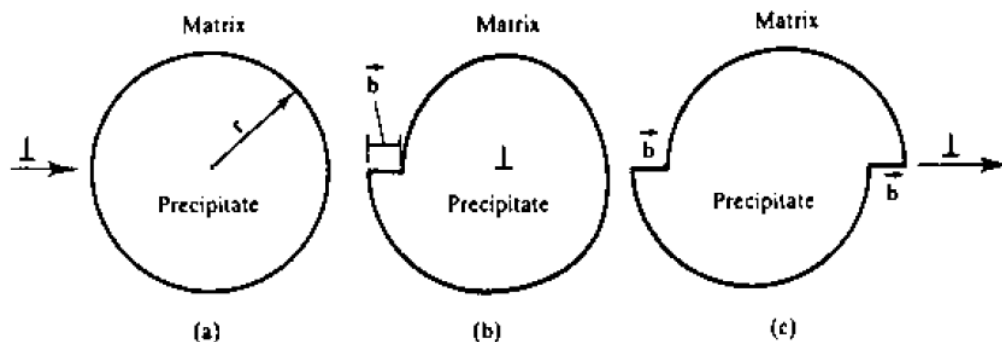


Σχ. 3.11 Ανάπτυξη δομών (α) κατά την υπερβαφή (β) κατά τη γήρανση

(πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 8)

Μετά τη δημιουργία τους, τα κατακρημνίσματα επιδρούν στο μητρικό πλέγμα ως εξής:

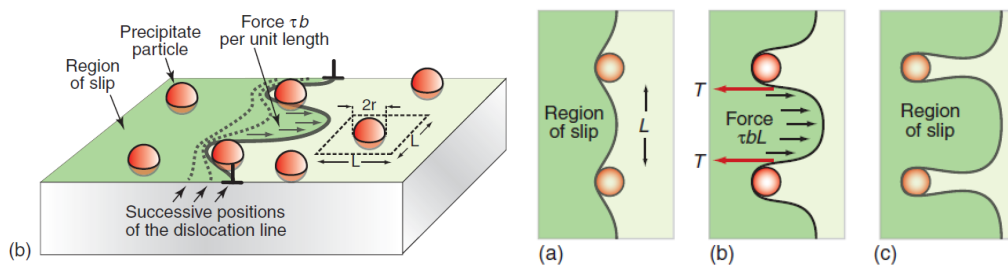
Εάν τα κρυσταλλικά πλέγματα των σωματιδίων της φάσης β ταιριάζουν απόλυτα με το μητρικό κρυσταλλικό πλέγμα, τότε θα βρίσκονται σε πλήρη συνοχή, και η γραμμοαταξία θα μπορεί να διεισδύσει και να συνεχίσει την ολίσθησή της μέσα σε ένα σωματίδιο (κατάτμηση των κατακρημνισμάτων). Για τέτοιου είδους σωματίδια, που καλούνται «διαπερατά» ή «διατμήσιμα», η τάση κατάτμησης αυξάνεται με το χρόνο γήρανσης (Κατσαμάς, 2004, σελ. 135).



Σχ. 3.12 Διάτμηση κατακρημνίσματος

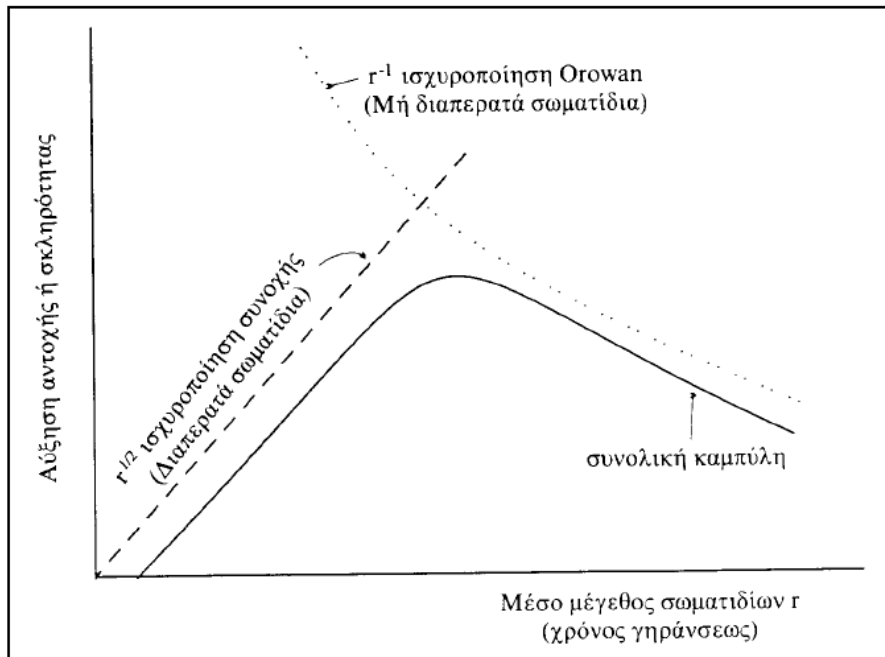
(πηγή: Soboyejo, 2003, σελ. 248)

Αντιθέτως, σε περιπτώσεις όπου η συνοχή των σωματιδίων της φάσης β δεν είναι πλήρης με τη μήτρα, τότε η γραμμοαταξία προσκολλάται στα σωματίδια β, που πλέον καλούνται «μη διαπερατά» ή «μη διατμήσιμα», κάμπτεται και περιελίσσεται γύρω από αυτά (Κατσαμάς, 2004, σελ. 135). Κατά την περιέλιξη, τα τμήματα της γραμμοαταξίας με αντίθετο πρόσημο εξουδετερώνονται, δημιουργώντας βρόχους γύρω από τα σωματίδια β. Με τη δημιουργία βρόγχων όμως μειώνεται η απόσταση ανάμεσα στα σωματίδια, δυσχεραίνοντας ακόμη περισσότερο την ολίσθηση των γραμμοαταξιών ανάμεσά τους και αυξάνοντας κατά συνέπεια την αντοχή του κράματος. Η αντοχή σε κάμψη και περιέλιξη της γραμμοαταξίας μειώνεται με το χρόνο γήρανσης (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 9).



Σχ. 3.13 Δημιουργία βρόγχων (πηγή: Ashby, Shercliff, Cebon 2007, σελ. 129 & 131)

Από τα παραπάνω διαπιστώνουμε ότι όταν έχουμε μη διαπερατά σωματίδια, η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων προκαλεί αύξηση της αντοχής του κράματος. Αντίθετα, όταν έχουμε διαπερατά σωματίδια, η μείωση του μεγέθους των σωματιδίων προκαλεί μείωση της αντοχής του κράματος. Το Σχ. 1.14 δείχνει την αύξηση της αντοχής ενός κράματος που περιέχει τόσο διαπερατά, όσο και μη διαπερατά σωματίδια, σαν συνάρτηση του μεγέθους των σωματιδίων αυτών. Όπως φαίνεται, υπάρχει μία τιμή μεγέθους σωματιδίων στην οποία η συνολική καμπύλη αύξησης της αντοχής παρουσιάζει ένα μέγιστο. Επομένως, ο βασικός στόχος κατά τις θερμικές κατεργασίες γήρανσης είναι να επιτευχθεί το βέλτιστο αυτό μέγεθος σωματιδίων που αντιστοιχεί στην μέγιστη αύξηση αντοχής, επιλέγοντας κατάλληλα την χρονική διάρκεια της θερμικής κατεργασίας (Κατσαμάς, 2004, σελ. 138).

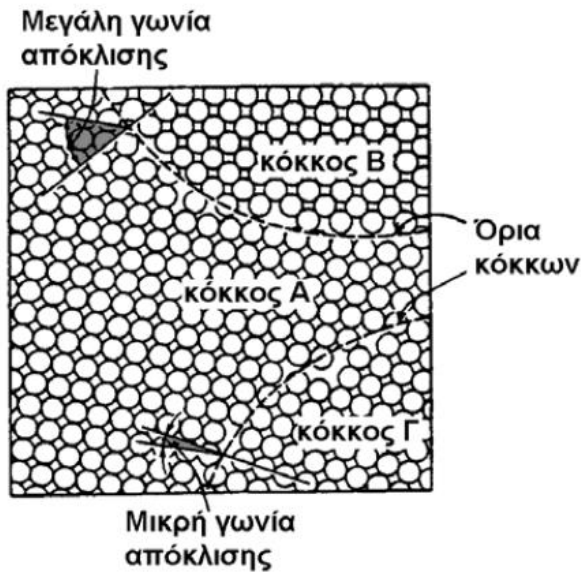


Σχ. 3.14 Αντόχη κράματος συναρτήσει του μέσου μεγέθους σωματιδίων

(πηγή: Κατσαμάς, 2004, σελ. 138)

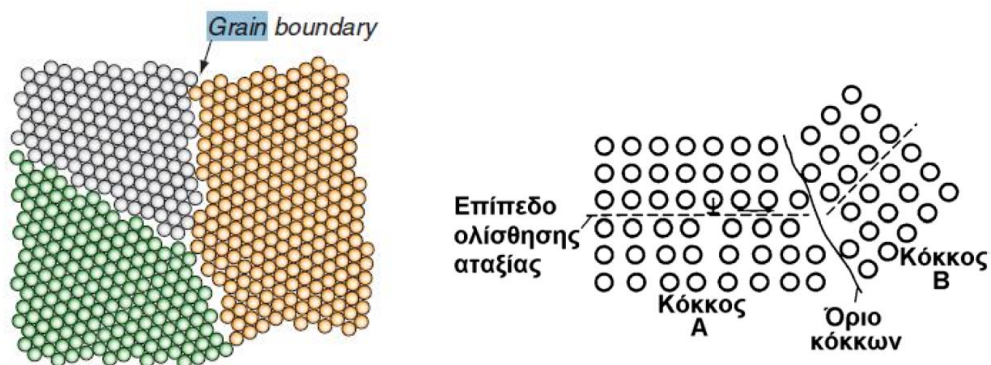
3.5. ΣΚΛΗΡΥΝΣΗ ΑΠΟ ΤΑ ΟΡΙΑ ΤΩΝ ΚΟΚΚΩΝ

Τα ίδια τα όρια των κόκκων λειτουργούν γενικά ως εμπόδιο για την ολίσθηση των γραμμοαταξιών. Πολύ συχνά, οι κόκκοι που εφάπτονται έχουν διαφορετικό προσανατολισμό, επομένως για να μπορέσει η γραμμοαταξία να περάσει από τον ένα κόκκο στον άλλο πρέπει να αλλάξει η διεύθυνση του επιπέδου ολίσθησης. Μάλιστα, όσο μεγαλύτερη είναι η γωνία απόκλισης ευθυγράμμισης μεταξύ δύο κόκκων, τόσο δυσκολότερο είναι για μία γραμμοαταξία να τους διασχίσει. Επιπλέον, διάφορες αταξίες στη δομή του κρυσταλλικού πλέγματος που μπορεί υπάρχουν στην περιοχή των ορίων των κόκκων εντείνουν την ασυνέχεια των επιπέδων ολίσθησης, δυσχεραίνοντας ακόμη περισσότερο την ολίσθηση των γραμμοαταξιών (Κατσαμάς, 2004, σελ. 131) (Μαντζίνος, 2010, σελ. 81).



Σχ. 3.15 Γωνίες απόκλισης ευθυγράμμισης μεταξύ των κόκκων

(πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 3)



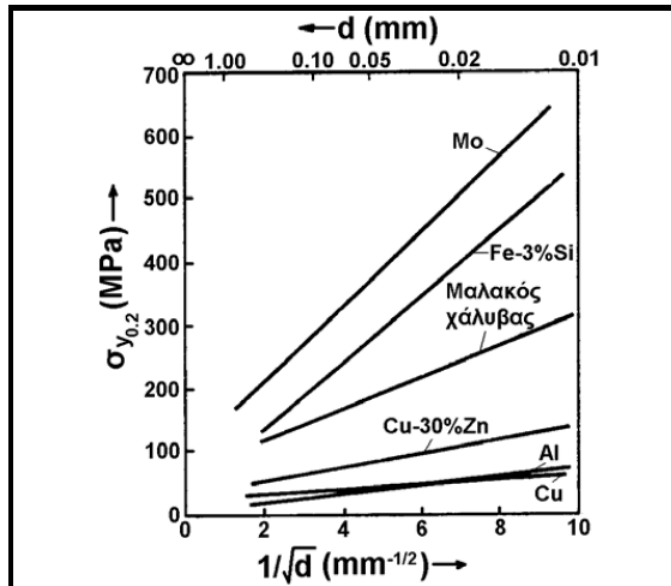
Σχ. 3.16(α) Όρια κόκκων (πηγή: Ashby, Shercliff, Cebon 2007, σελ. 120)

(β) Η λειτουργία του περαιωτικού ορίου των κόκκων ως εμπόδιο στην ολίσθηση των γραμμοαταξιών (πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006)

Σημαντικό ρόλο στην επίδραση των ορίων των κόκκων στην παρεμπόδιση της ολίσθησης των γραμμοαταξιών παίζει το μέγεθος των κόκκων (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 2). Ένα λεπτόκοκκο υλικό έχει μεγαλύτερη συνολική επιφάνεια ορίων κόκκων σε σχέση με ένα χονδροκόκκο υλικό της ίδιας χημικής σύστασης, επομένως παρουσιάζει περισσότερα εμπόδια για τις γραμμοαταξίες. Η παρατήρηση αυτή εκφράζεται μέσω της σχέσης Hall-Petch, που συνδέει το όριο διαρροής σ_y με τη μέση διάμετρο d των κόκκων:

$$\sigma_y = \sigma_o + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1.5)$$

όπου σ_o είναι σταθερά και K παράμετρος του υλικού. Παραδείγματα της επίδρασης της μέσης διαμέτρου d στο συμβατικό όριο διαρροής $\sigma_{y0.2}$ διαφόρων υλικών φαίνονται στο Σχ. 1.17 (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 2-3).



Σχ. 3.17 Επίδραση της μέσης διαμέτρου κόκκου στο συμβατικό όριο διαρροής $\sigma_{y0.2}$ διαφόρων υλικών

(πηγή: Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 3)

Αξίζει να αναφερθεί ότι η μείωση του μεγέθους των κόκκων βελτιώνει συχνά και άλλες ιδιότητες του υλικού εκτός από το όριο διαρροής (Μαντζίνος, 2010, σελ. 82). Για υλικά που κρυσταλώνονται σε κυβικό χωροκεντρωμένο σύστημα (BCC) η τιμή της παραμέτρου k είναι σχετικά μεγάλη, με αποτέλεσμα η μείωση του μεγέθους των κόκκων να προκαλεί αύξηση του ορίου διαρροής και της αντοχής χωρίς να μειώνει την ολκιμότητα και παράλληλα να βελτιώνει τη δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες. Για υλικά όμως με κρυστάλλους σε κυβικό εδροκεντρωμένο σύστημα (FCC) και μέγιστης πυκνότητας εξαγωνικό σύστημα (HCP), η τιμή της παραμέτρου k είναι μικρή και δεν αναμένεται σημαντική μεταβολή των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού συναρτήσει του μεγέθους των κόκκων του (Σημειώσεις Τμήματος Μηχ. Μηχ. ΕΜΠ, 2006, σελ. 2).

Πάντως, το γεγονός ότι η μείωση του μεγέθους των κόκκων έχει ως συνέπεια την αύξηση της αντοχής του υλικού, δεν σημαίνει ότι το μέγεθος των κόκκων μπορεί και να μειώνεται απεριόριστα. Για κόκκους μικρότερους από ~ 10 nm, μπορεί να συμβεί το φαινόμενο της ολίσθησης των ορίων των κόκκων, με αποτέλεσμα τη μείωση της αντοχής του υλικού (Μαντζίνος, 2010, σελ. 82).

Η ρύθμιση του μεγέθους των κόκκων σε μεταλλικά υλικά είναι δυνατή με διάφορες τεχνικές όπως με ελεγχόμενη ταχύτητα στερεοποίησης ή με ενδοτράχυνση και κατόπιν θερμική επεξεργασία (Μαντζίνος, 2010, σελ. 82).

4. ΠΡΟΗΓΟΥΜΕΝΕΣ ΣΥΝΑΦΕΙΣ ΜΕΛΕΤΕΣ

4.1. Η επίδραση της ακτινοβολίας στην επιφάνεια, στις δομικές και μηχανικές ιδιότητες του ορειχάλκου

Effect Of Irradiation On The Surface , Structural And Mechanical Properties Of Brass

Στην εργασία αυτή ο ΣΗΑΗΒΑΖΑΗΜΑΔΚ.α., διερεύνησαν τις αλλαγές στην επιφάνεια καθώς και τις δομικές και μηχανικές ιδιότητες ορειχάλκου μετά από ακτινοβολία ιόντων. Τα δοκίμια του ορειχάλκου έχουν βομβαρδιστεί από ιόντα άνθρακα ενέργειας 2 MeV από έναν γραμμικό επιταχυντή Pelletron για διάφορες παροχές που κυμαίνονται από 56×10^{12} ιόντα/cm² ως και 26×10^{13} ιόντα/cm². Χρησιμοποιήθηκαν, επίσης, ένα ηλεκτρονικό μικροσκόπιο και ένα περιθλασίμετρο ακτίνων X χρησιμοποιήθηκαν για να αναλυθεί η επιφανειακή μορφολογία και η κρυσταλλογραφική δομή αντίστοιχα.

Για να εξερευνήσουμε τις μηχανικές ιδιότητες, όπως για παράδειγμα το όριο διαρροής, τη μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και τη μικροσκληρότητα του ακτινοβολημένου ορειχάλκου, χρησιμοποιήσαμε μια μηχανή εφελκυσμού και μία μηχανή σκληρομέτρησης ρυθμισμένη σε μονάδα Vickers. Για μικρή παροχή ιόντων τα αποτελέσματα του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου, αποκάλυψαν μια ακανόνιστη και τυχαία κατανομημένη μορφολογία. Με την αύξηση της παροχής των ιόντων, αυτές οι σχηματισμένες ασυνάρτητες δομές μετασχηματίστηκαν σε δεντρίτες.

Κατά τη μέγιστη παροχή ιόντων, παρατηρήθηκαν κρατήρες και κενά σε μεγέθη της τάξης nano/micro. Από τα αποτελέσματα της περιθλασης ακτίνων X, δεν παρατηρήθηκε να υπάρχουν νέες φάσεις μετασχηματισμού του ορειχάλκου κατά την ακτινοβολήση. Ωστόσο, παρατηρήθηκε μια αλλαγή στην μέγιστη ένταση καθώς και μετατόπιση της υψηλότερης και χαμηλότερης γωνίας, τα οποία επιδεικνύουν ελαττώματα και τάσεις που προκαλούνται από τα ιόντα.

Οι αναλύσεις επιβεβαίωσαν αλλαγές στις μηχανικές ιδιότητες του ακτινοβολημένου ορειχάλκου. Το όριο διαρροής, η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και η σκληρότητα, αρχικά μειώθηκαν και στη συνέχεια αυξήθηκαν με την αύξηση ροής των ιόντων. Οι αλλαγές στις μηχανικές ιδιότητες του ακτινοβολημένου ορειχάλκου συνδέονται άμεσα με τις αλλαγές στην επιφάνεια και τις κρυσταλλογραφικές τροποποιήσεις και αποδίδονται στην παραγωγή, αύξηση, ανασυνδυασμό και εκμηδένιση των ελαττωμάτων που προκλήθηκαν από ιόντα. **[SHAHBAZ AHMAD et. al., Effect Of Irradiation On The Surface , “Structural And Mechanical Properties Of Brass ”,NUCLEAR INSTRUMENTS AND METHODS IN PHYSICS RESEARCH B, ELSEVIER (2014), ΣΕΛ. 1]**

Ο SHAHBAZ AHMAD κ.α., διερεύνησαν τις επιδράσεις της ροής των ιόντων στην επιφάνεια καθώς και στις δομικές και μηχανικές ιδιότητες του ορειχάλκου. Μια χαμηλότερη ροή ιόντων προκαλεί ακανόνιστες και τυχαία κατανομημένες δομές. Μετά την αύξηση της ροής ιόντων, οι ασυνάρτητα σχηματισμένες δομές μετασχηματίζονται σε δεντριτικές δομές. Στη μέγιστη ροή ιόντων σχηματίζονται nano/micro κρατήρες, κενά και λάκκοι. Η XRD ανάλυση αποκαλύπτει ότι οι τάσεις των ιόντων προκαλούνται και παράγονται στον ακτινοβολημένο ορειχάλκο. Ωστόσο, δεν δημιουργούνται νέες φάσεις. Παρατηρήθηκε επίσης μετατροπή από παραμένουσες θλιπτικές τάσεις σε εφελκυστικές με την αύξηση της ροής των ιόντων. Επίσης, παρουσιάστηκε μία αρχική μείωση και στη συνέχεια βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων (όριο διαρροής, μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό και σκληρότητα) με την αύξηση της ροής των ιόντων. Οι αλλαγές στις μηχανικές ιδιότητες του ακτινοβολημένου ορειχάλκου είναι συνδέονται άμεσα με τις τροποποιήσεις της επιφάνειας και της κρυσταλλογραφίας. **[SHAHBAZ AHMAD et. al., Effect Of Irradiation On The Surface , Structural And Mechanical Properties Of Brass ,NUCLEAR INSTRUMENTS AND METHODS IN PHYSICS RESEARCH B, ELSEVIER (2014), ΣΕΛ. 10]**

4.2. Κατεργασμένα διφασικά κράματα α-β ορειχάλκου με υψηλή αντοχή, χωρίς μόλυβδο Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi.

High-strength, lead-free machinable α-β duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys

Ο Haryhiko Atsumi κ.α., μελέτησαν κράμα κατασκευασμένο με διαδικασία χύτευσης ως προς τη δομή του και εξέτασαν τις μηχανικές του ιδιότητες και η κατεργασιμότητά του. Το κράμα αυτό είναι ορειχάλκος α-β υψηλής αντοχής, χωρίς μόλυβδο με μηχανική επεξεργασία με 0,3% κατά μάζα χρώμιο (Cr), 0,2% κατά μάζα σίδηρο (Fe), 0,6% κατά μάζα κασσίτερο (tin) και 1-3% κατά μάζα βισμούθιο (Bi) (Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi). Το χυτό Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi παρουσίασε στην α-β διφασική περιοχή διεσπαρμένα σωματίδια Cr-Fe στις διαμεταλλικές ενώσεις και σφαιρικά σωματίδια Bi στη β φάση. Το μέγεθος των σωματιδίων Bi στη φάση αυτή ήταν μικρότερο από εκείνο του ακανόνιστου σχήματος των σωματιδίων Bi μέσα ή γύρω από τη α φάση. Επομένως, τα χυτά δοκίμια με μεγάλη περιοχή β φάσης είχαν περισσότερα διεσπαρμένα σωματίδια Bi. Επιπλέον, το πρόσθετο Bi δεν αντέδρασε με τα στοιχεία καραματοποίησης Cr, Fe και Sn του στερεού διαλύματος. Αντιστρόφως, το διελασμένο δοκίμιο Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi αποτελείται από λεπτές, ομοιόμορφες φάσεις α-β, διεσπαρμένες με λεπτές, διακριτές διαμεταλλικές ενώσεις Cr-Fe και τα σωματίδια Bi ήταν επίσης ελαφρώς επιμηκυμένα κατά μήκος της κατεύθυνσης διέλασης.

Η ανάλυση των αναστρόφως διάσπαρτων SEM εικόνων προσδιορίζουν ότι ο αριθμός των σωματιδίων Bi στο κατεργασμένο κράμα ήταν 1500-3000/mm² στην εγκάρσια διατομή της κατεύθυνσης της διέλασης. Το μέσο όριο διαρροής και η μέση μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό του διελασμένου κράματος Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi ήταν 288 MPa και 601 MPa, αντίστοιχα. Με βάση τις παρόμοιες ιδιότητες εφελκυσμού του κράματος αυτού με εκείνες του Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn ο κύριος μηχανισμός ενίσχυσης στο προηγούμενο κράμα ήταν λόγω της ενίσχυσης του στερεού διαλύματος με στοιχεία καραματοποίησης και την αυξημένη περιοχή που παρουσιάζεται σαν σκληρή φάση β. Επιπλέον, το διελασμένο κράμα παρουσίασε μια αύξηση της τάξης του 20% στο όριο διαρροής και 40% στην μέγιστη εφελκυστική αντοχή συγκριτικά με τον παραδοσιακά κατασκευασμένο ορειχάλκο Cu-40Zn με 3.2% κατά μάζα μόλυβδο Cu-40Zn-Pb. Η κατεργασιμότητα του κατασκευασμένου Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi ήταν επίσης 25% χαμηλότερη από εκείνη του κράματος Cu-40Zn-Pb.

[Haruhiko Aatsumi et. al. , “High-strength, lead-free machinable α-β duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys”, *Materials Science And Engineering A, Elsevier (2011)*, σελ.

1]. Σε αυτή τη μελέτη διερευνώνται οι μικροδομές, οι μηχανικές ιδιότητες και η κατεργασιμότητα, του α-β ορειχάλκου με μηδενική περιεκτικότητα σε μόλυβδο, Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi. Τα διελασμένα κράματα Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi αποτελούνται από α-β φάσεις που περιέχουν λεπτές, ομοιόμορφα κατανεμημένες διαμεταλλικές ενώσεις Cr-Fe και σωματίδια Bi. Το μέσο όριο διαρροής και η μέση μέγιστη εφελκυστική αντοχή στα

διελασμένα κράματα Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi ήταν 288 MPa και 601MPa, αντίστοιχα. Αυτά τα κράματα παρουσίασαν όριο διαρροής και μέγιστη εφελκυστική αντοχή 29% και 40% υψηλότερες από τα συμβατικά παρασκευασμένα κράματα Cu-40Zn-Pb. Η κατεργασιμότητα των κατασκευασμένων κραμάτων Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi διατήρησε το 75% της κατεργασιμότητας του κράματος Cu-40Zn-Pb, επομένως, τα κατασκευασμένα κράματα Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi έχουν μεγαλύτερη σκληρότητα με πολύ μικρότερη μείωση της κατεργασιμότητας σε σχέση με τα συμβατικά ορειχάλκινα υλικά. [Haruhiko Aatsumi et. al. , “High-strength, lead-free machinable α - β duplex phase brass Cu-40Zn-Cr-Fe-Sn-Bi alloys”, *Materials Science And Engineering A, Elsevier (2011), σελ. 1*].

4.3.Θραύση Από Εφελκυσμό Ελεύθερης Κατεργασίας Ορειχάλκου Σε Συνάρτηση Με Την Υδροστατική Πίεση

Tensile Fracture Of Free Machining Brass As A Function Of Hydrostatic Pressure

Στη μελέτη αυτή, μελετήθηκαν οι επιδράσεις των υδροστατικών δυνάμεων σε εύρος 0.1 ως 600MPa στην θραύση από εφελκυσμό σε ακατέργαστο ορείχαλκο. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα προηγούμενων μελετητών, η φυσική μηχανική παραμόρφωση μέχρι τη θραύση παρατηρήθηκε ότι αυξάνεται ραγδαία για τιμές πίεσης μέχρι και 300MPa, αλλά αυξάνεται λιγότερο για μεγαλύτερες πιέσεις. Η ραγδαία αυτή αύξηση της ολκιμότητας κάτω από ορισμένες πιέσεις μέχρι και 300MPa φαίνεται ότι συμβαίνει λόγω του περιορισμού ανάπτυξης διακένων, από την πίεση, μέχρι τα επόμενα στάδια της παραμόρφωσης. Η μείωση της κλίσης στη σχέση θραύσης-παραμόρφωσης-πίεσης για πίεση πάνω από 300 MPa παρατηρήθηκε ότι συμπίπτει με τον περιορισμό της έκτασης του σχηματισμού των διακένων σε μία στενή περιοχή στο κέντρο του λαϊμού. [Tensile Fracture Of Free Machining Brass As A Function Of Hydrostatic Pressure, *Acta Metallurgica, Vol. 21, (1973)*].

- Η φυσική φόρτιση μέχρι τη θραύση του μολυβδούχου ορειχάλκου 60/40 αυξάνεται ραγδαία αν του ασκηθεί υδροστατική πίεση μέχρι 300 MPa αλλά αυξάνεται με πολύ μικρότερο ρυθμό για μεγαλύτερες ασκούμενες πιέσεις.
- Ο αριθμός των διακένων και η απόσταση από το σημείο θραύσης της επιφάνειας μέχρι το σημείο όπου εκτείνονται οι λάκκοι, μειώνεται σημαντικά με αύξηση θερμοκρασίας από 0,1 μέχρι 300 MPa. Όμως, με την άσκηση μεγαλύτερων πιέσεων η έκταση των voids περιορίζεται πολύ κοντά στην περιοχή της θραύσης.
- Ο λόγος για τον οποίο υπάρχει μείωση της κλίσης, στο διάγραμμα παραμόρφωσης σε σχέση με την ασκούμενη πίεση, είναι ότι για πιέσεις πάνω από 300 MPa τα διάκενα αναπτύσσονται μόνο σε μία περιορισμένη περιοχή σε μεταγενέστερο στάδιο της παραμόρφωσης και ως εκ τούτου έχουν μικρότερη επίδραση στην ολκιμότητα. [Tensile Fracture Of Free Machining Brass As A Function Of Hydrostatic Pressure, *Acta Metallurgica, Vol. 21, (1973)*].

4.4. Η επίδραση θερμικής επεξεργασίας ECAP σε ορείχαλκο Cu-40%Zn

Effect of post-heated-treatment in ECAP processed Cu-40%Zn brass

Στην προκείμενη μελέτη, ο H.S. Kim κ.α. αξιολόγησαν την εκλέπτυνση των κόκκων και τις μηχανικές ιδιότητες του Cu-40%Zn ορείχαλκου επεξεργασμένου με τη μέθοδο ECAP (equal channel angular pressing). Τα δοκίμια συμπίεστηκαν επαναλαμβανόμενα μέχρι τέσσερις φορές σε θερμοκρασία 250°C. Η διαδικασία ανακρυστάλλωσης έγινε στους 350°C για 20 λεπτά. Για να αξιολογηθεί η συνεισφορά των χαρακτηριστικών των ορίων των κόκκων και οι μηχανικές ιδιότητες των υλικών ECAP χρησιμοποιήθηκαν: ηλεκτρονικό μικροσκόπιο αντίστροφης περίθλασης, σκληρόμετρο σε μονάδα Vickers και διεξήχθησαν πειράματα εφελκυσμού. Αυξημένα περάσματα με τη μέθοδο ECAP οδήγησαν σε αξιοσημείωτη εκλέπτυνση των κόκκων, από 13 μm στο αρχικό δείγμα (350 °C/180 min heattreated material) έως 300nm μετά από 4 περάσματα. Το θερμικά κατεργασμένο υλικό μετά από την κατεργασία ECAP επίσης διατήρησε εκλεπτυσμένο μέγεθος κόκκων (24 μm στην α' φάση και 4 μm στην β' φάση) σε σχέση με την αρχική κατάσταση, πράγμα το οποίο είχε ως αποτέλεσμα την αύξηση της αντοχής σε εφελκυσμό χωρίς μείωση της επιμήκυνσης. Επιπρόσθετα, τα όρια του πλέγματος ταυτόσημων θέσεων που προέκυψαν από κόκκους διδυμίας ήταν πιο ανεπτυγμένα σε σύγκριση με αυτά του αρχικού υλικού. Σε αυτό το άρθρο, παρουσιάζεται η ενίσχυση των μηχανικών ιδιοτήτων μέσω της ανάπτυξης των χαρακτηριστικών των ορίων των κόκκων. [H.S. Kim et. al., "Effect of post-heated-treatment in ECAP processed Cu-40%Zn brass", Journal Of Alloys And Compounds, Elsevier (2011), σελ. 1].

Η μέθοδος ECAP εφαρμόστηκε επιτυχώς στον ορείχαλκο Cu-40%Zn, αυξάνοντας την εκλέπτυνση των κόκκων και τις μηχανικές ιδιότητες. Ως εκ τούτου, οι κόκκοι λείπουν σημαντικά στα 300 nm στα 4 περάσματα, πράγμα το οποίο επηρέασε τις μηχανικές ιδιότητες, όπως τη σκληρότητα, το όριο διαρροής και την εφελκυστική αντοχή. Η yield strength για το υλικό με τα 4 περάσματα αυξήθηκε κατά 340% σε σύγκριση με την αντίστοιχη του ακατέργαστου υλικού. Επιπλέον, το υλικό που υπέστη θερμική κατεργασία ανακρυστάλλωσης μετά το ECAP παρουσίασε κι αυτό αυξημένο όριο διαρροής σε σύγκριση με το ακατέργαστο υλικό, με σχεδόν καθόλου μείωση της επιμήκυνσης. Ως εκ τούτου, η μέθοδος ECAP που εφαρμόστηκε στον ορείχαλκο Cu-40%Zn μπορεί να αυξήσει αποτελεσματικά την εκλέπτυνση των κόκκων και να βελτιώσει τις μηχανικές ιδιότητες. [H.S. Kim et. al., "Effect of post-heated-treatment in ECAP processed Cu-40%Zn brass", Journal Of Alloys And Compounds, Elsevier (2011), σελ. 4].

4.5. Η εξάρτηση των μηχανικών ιδιοτήτων του α/β ορειχάλκου από τα χαρακτηριστικά της μικροδομής επηρεασμένα από θερμή διέλαση

Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion

Η αντοχή και η ολκιμότητα του α/β ορειχάλκου μπορούν να ρυθμιστούν μέσω της θερμοκρασίας κατά την οποία πραγματοποιείται η διέλαση. Προσδιορίστηκαν τα κύρια χαρακτηριστικά των μηχανικών ιδιοτήτων και συζητήθηκαν οι διαφορές τους ως προς την υφή και ως προς τις αλλαγές που προκλήθηκαν στη μικροδομή της α/β φάσης. Τα χαρακτηριστικά αυτά εντοπίστηκαν μέσω ηλεκτρονικού μικροσκοπίου. Η μεγάλη αύξηση της ολκιμότητας που παρατηρήθηκε μπορεί να οφείλεται στον μετασχηματισμό της υφής που προκλήθηκε από τις σχέσεις Nishiyama-Wasserman και Kurdjumov-Sachs ξεκινώντας από την υφή της αρχικής β -φάσης. [Carlo Mapelli and Roberto Venturini, “Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion”, Scripta Materialia, Elsevier (2005), σελ. 1]

Οι Carlo Mapelli και Roberto Venturini διατύπωσαν:

- τις κύριες μηχανικές ιδιότητες του ορειχάλκου α/β με βάση τις θερμοκρασίες έλασης: παρατηρήθηκε μία γραμμική μείωση του ορίου διαρροής και μία σημαντική αύξηση της ολκιμότητας με την ταυτόχρονη αύξηση της θερμοκρασίας έλασης.
- Η συμπεριφορά αυτή εξηγείται εν μέρη από τις αλλαγές στα μορφολογικά χαρακτηριστικά των κόκκων της α -φάσης, οι οποίοι είναι πιο μεγάλοι καθώς η θερμοκρασία αυξάνει. Κατά την μέγιστη θερμοκρασία (770-800°C) ο κύριος άξονας κατά τον οποίο μεγεθύνονται οι κόκκοι παύει να είναι παράλληλος με την κατεύθυνση της έλασης.
- Το τελευταίο αυτό χαρακτηριστικό ισχύει λόγω μίας διαδικασίας έλασης κατά την οποία η φάση α πυρηνοποιείται από τη φάση β . Η φάση αυτή είναι η μόνη που παρατηρείται σ' αυτές τις θερμοκρασίες έλασης.
- Οι υφές που επηρεάστηκαν μέσα στη β φάση παρουσιάζουν μία λιγότερο εμφανή αλλαγή και οι μεταβολές τους δεν είναι τόσο σημαντικές για τον καθορισμό της αλλαγής της μηχανικής συμπεριφοράς, στα τελευταία δοκίμια, με την αύξηση της θερμοκρασίας. [Carlo Mapelli and Roberto Venturini, “Dependence of the mechanical properties of an α/β brass on the microstructural features induced by hot extrusion”, Scripta Materialia, Elsevier (2005), σελ. 1]

4.6. Η κατανομή παραμενουσών τάσεων ελάσματος ορειχάλκου κατεργασμένο με ψυχρή έλαση

Residual stress distribution in cold rolled brass sheet

Οι παραμένουσες τάσεις στο εσωτερικό ελασμένων δοκιμίων εξαρτώνται από το μέγεθος του ελάστρου σε σχέση με το πάχος του ελάσματος καθώς επίσης και της συνολικής μείωσης του πάχους. Η επίδραση αυτή μελετήθηκε πειραματικά και μαθηματικά για ελάσματα ορειχάλκου α που καταπονήθηκαν με ψυχρή έλαση. Από τις πειραματικές μετρήσεις έγινε ο καθορισμός των ορθών τάσεων κατά μήκος και κατά πλάτος της διεύθυνσης της έλασης σε σχέση με το σημείο του ελάσματος πάνω στο οποίο πραγματοποιήθηκε ο υπολογισμός. Η μέθοδος υπολογισμού που χρησιμοποιήθηκε ήταν η συνεχόμενη αφαίρεση υλικού με ηλεκτροστίλβωση. Ταυτόχρονα, υπολογίστηκαν οι παραμορφώσεις που δημιουργήθηκαν με την αφαίρεση υλικού μέσα στο οποίο περιεχόταν παραμένουσες τάσεις. Τα αποτελέσματα της μελέτης υποδηλώνουν ότι η φύση και η κατανομή των παραμενουσών τάσεων στο ελασμένο μέταλλο μπορούν να ρυθμιστούν με την επιλογή της αναλογίας της παραμορφωμένης περιοχής (βαθμός υποβιβασμού). [C.S. Hartley et. al., “Residual stress distribution in cold rolled brass sheet”, JOURNAL OF METATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY, Elsevier (1994), σελ.1]

- Η μεταβολή των παραμενουσών τάσεων διαμηκώς και εγκάρσιως της φοράς της έλασης, δια μέσου του πάχους του ελασμένου δοκιμίου προσδιορίστηκε από τον υπολογισμό της παραμόρφωσης με ηλεκτρομηκυνσιόμετρα όπου τοποθετήθηκαν στην επιφάνεια του ελάσματος με την ταυτόχρονη αφαίρεση υλικού από την αντίθετη επιφάνεια. Η συνεχής αφαίρεση υλικού με ηλεκτροχημική επεξεργασία εξασφάλισε τη συνεχή παροχή δεδομένων.
- Οι μέθοδοι που χρησιμοποιούνται για την παραμόρφωση μετάλλων δημιουργούν παραμένουσες τάσεις στο δοκίμιο λόγω της ανομοιομορφης παραμόρφωσης που πραγματοποιείται. Το μέγεθος και το είδος των τάσεων εξαρτώνται από την αναλογία της παραμορφωμένης περιοχής, η οποία εξαρτάται από τη διάμετρο του ελάστρου, το πάχος του ελάσματος και τη μείωση του πάχους ανά πέρασμα.
- Με την έλαση οι παραμένουσες τάσεις κατανεμήθηκαν συμμετρικά ως προς το κεντρικό επίπεδο του ελάσματος. Οι παραμένουσες τάσεις κατά μήκος και κατά πλάτος της φοράς της έλασης είναι θλιπτικές στο κέντρο του ελάσματος και εφελκυστικές ή θλιπτικές πάνω ή κοντά στην επιφάνεια, ανάλογα με το ποσοστό της παραμορφωμένης περιοχής.
- Μικρότερες αναλογίες παραμορφωμένης περιοχής συνεπάγονται πιο ανομοιογενείς κατανομές των παραμενουσών τάσεων.
- Η τριβή παίζει πολύ σημαντικό ρόλο στην κατανομή των παραμενουσών τάσεων. Μειωμένη τριβή μπορεί να οδηγήσει σε μικρότερες παραμένουσες τάσεις.
- Η προσομοίωση της διαδικασίας της έλασης με τη μέθοδο των πεπερασμένων στοιχείων μπορεί να χρησιμοποιηθεί για την πρόβλεψη της κατανομής των παραμενουσών τάσεων και αποτελεί ένα χρήσιμο και οικονομικό εργαλείο για την βελτίωση των μεθόδων παραμόρφωσης των υλικών. [C.S. Hartley et. al., “Residual stress distribution in cold rolled brass sheet”, JOURNAL OF METATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY, Elsevier (1994), σελ. 5,6]

5. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

Για την εκπόνηση του πειράματος χρησιμοποιήθηκαν ράβδοι μολυβδούχου ορειχάλκου, όπου κατασκευάστηκαν με χύτευση και στη συνέχεια διελάθηκαν προκειμένου να αποκτήσουν την τελική τους διάμετρο ($d=10\text{mm}$). Στη συνέχεια οι ράβδοι κόπηκαν με τη χρήση δισκοτόμου, έτσι ώστε τα δοκίμια να αποκτήσουν συνολικό μήκος $l_{\text{ολ}}=100\text{mm}$. Η χημική σύσταση των δοκιμών που χρησιμοποιήθηκαν ήταν : Cu- 60.7% κ.β., Zn- 38.2% κ.β. και Pb- 1.1% κ.β..

Κατόπιν, τα δοκίμια υπέστησαν αποτατική ανόπτηση με σκοπό την εξουδετέρωση των εσωτερικών τάσεων. Η διαδικασία της αποτατικής ανόπτησης διεξήχθη στους 400°C για τρεις ώρες σε μεταλλουργικό φούρνο. Μετά το πέρας της διαδικασίας ανόπτησης μία ομάδα δοκιμών προφορτίστηκε με μέχρι το 5% του αρχικού τους μήκους και μία ακόμη ομάδα δοκιμών προφορτίστηκε στο 8% ενώ τα υπόλοιπα δοκίμια παρέμειναν αφόρτιστα. Ο ρυθμός παραμόρφωσης στις δύο περιπτώσεις προφορτίσεων ήταν $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$. Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκαν πειράματα μονοαξονικού εφελκυσμού για όλα τα δοκίμια (προφορτισμένα και μη). Οι ρυθμοί παραμόρφωσης των πειραμάτων αυτών ήταν 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , and 10^{-5}sec^{-1} . Η μηχανή εφελκυσμού που χρησιμοποιήθηκε ονομάζεται QUASAR 100 (GALDABINI).



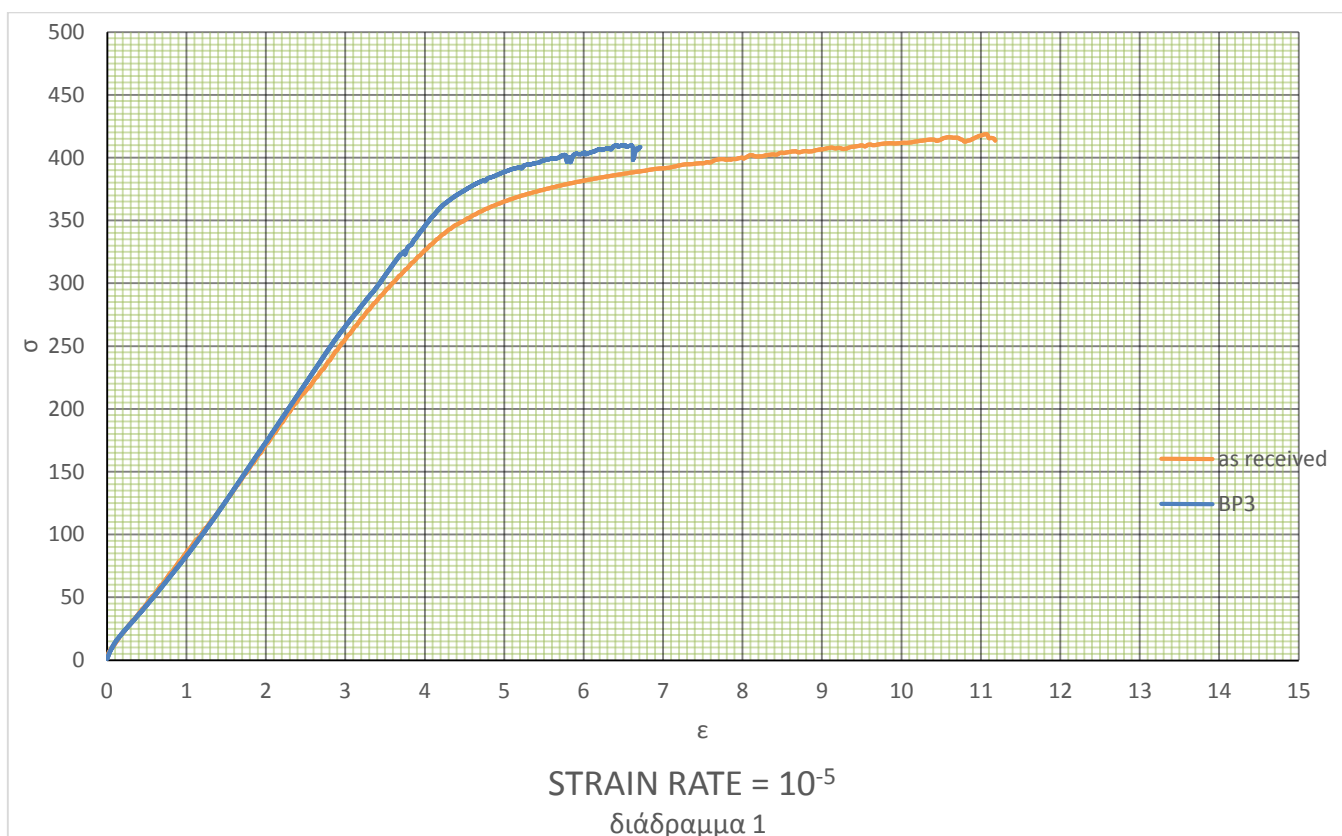
Τέλος, τα διαγράμματα τάσης παραμόρφωσης όπου προέκυψαν, μελετήθηκαν ώστε να προσδιοριστούν και να συγκριθούν μεταξύ τους οι μηχανικές ιδιότητες των προφορτισμένων και μη δοκιμίων.

5.1 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

Κατά την πειραματική διαδικασία, αρχικά εφελκύστηκαν δέκα μη προφορτισμένα δοκίμια και λήφθησαν τιμές από τα διαγράμματα τάσης- παραμόρφωσης με σκοπό την αναγνώριση των μηχανικών τους ιδιοτήτων (UTS, σ_y και σ_θ). Στη συνέχεια, προφορτίστηκαν τρία δοκίμια μέχρι το 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (δοκίμια Α) καθώς και τρία δοκίμια μέχρι το 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (δοκίμια Β). Ο ρυθμός παραμόρφωσης των προφορτίσεων ήταν $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$. Έπειτα, καθένα από τα προφορτισμένα δοκίμια Α καταπονήθηκαν σε εφελκυσμό μέχρι τη θραύση τους με ρυθμούς παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-2}\text{sec}^{-1}$, $\dot{\epsilon}=10^{-3}\text{sec}^{-1}$ και $\dot{\epsilon}=10^{-5}\text{sec}^{-1}$ έκαστο. Η ίδια διαδικασία επαναλήφθηκε και για τα δοκίμια Β.

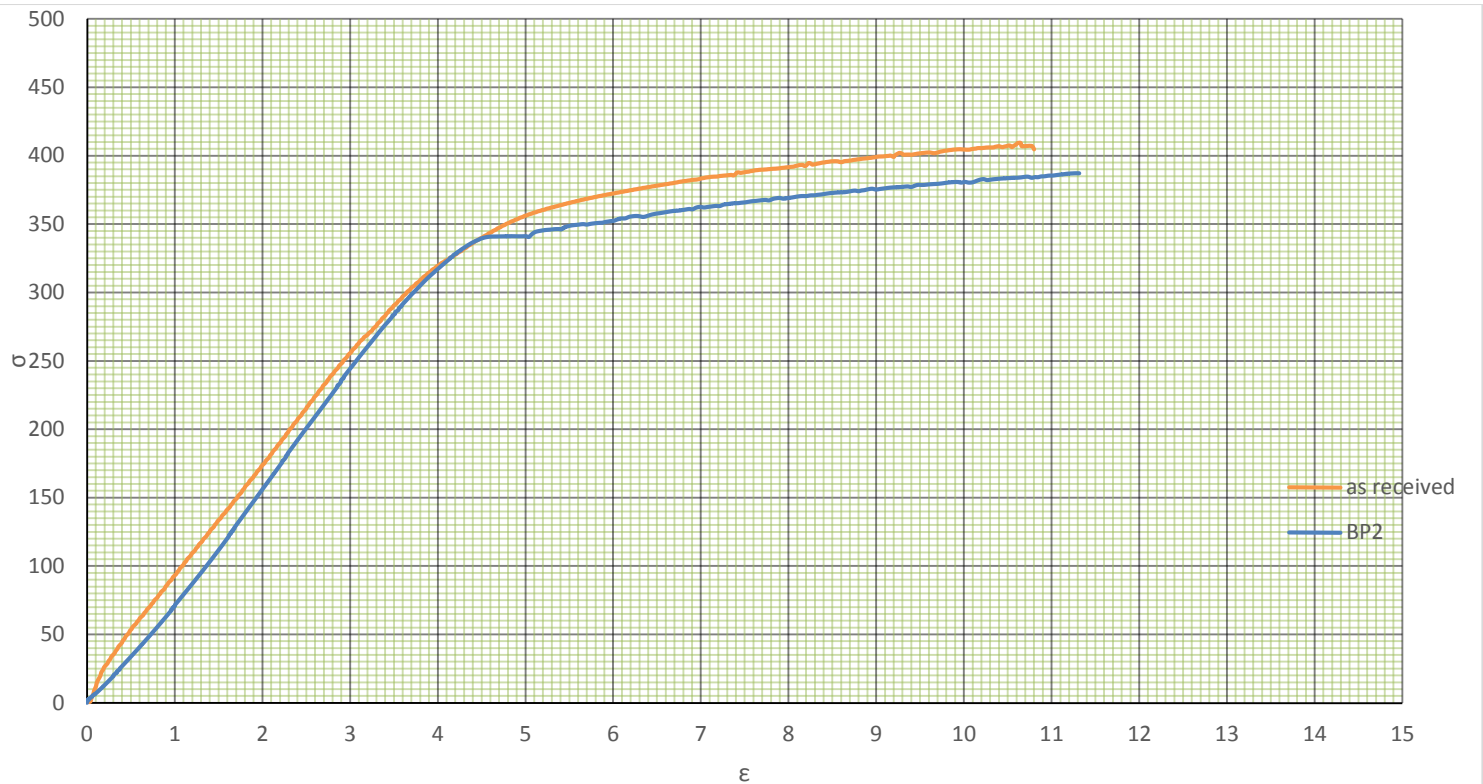
5.2. Παρατηρήσεις

Στα κάτωθι διαγράμματα παρατίθενται οι γραφικές παραστάσεις των πειραμάτων μονοαξονικού εφελκυσμού, τάσεων - ανηγμένων παραμορφώσεων καθώς και κρίσιμων μεγεθών εφελκυσμού με ρυθμούς παραμόρφωσης. Σε όλα τα διαγράμματα είναι σαφής η μεταβολή της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού καθώς και της ολκιμότητας όλων των δοκιμίων (προφορτισμένων και μη) ανάλογα με την αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης.



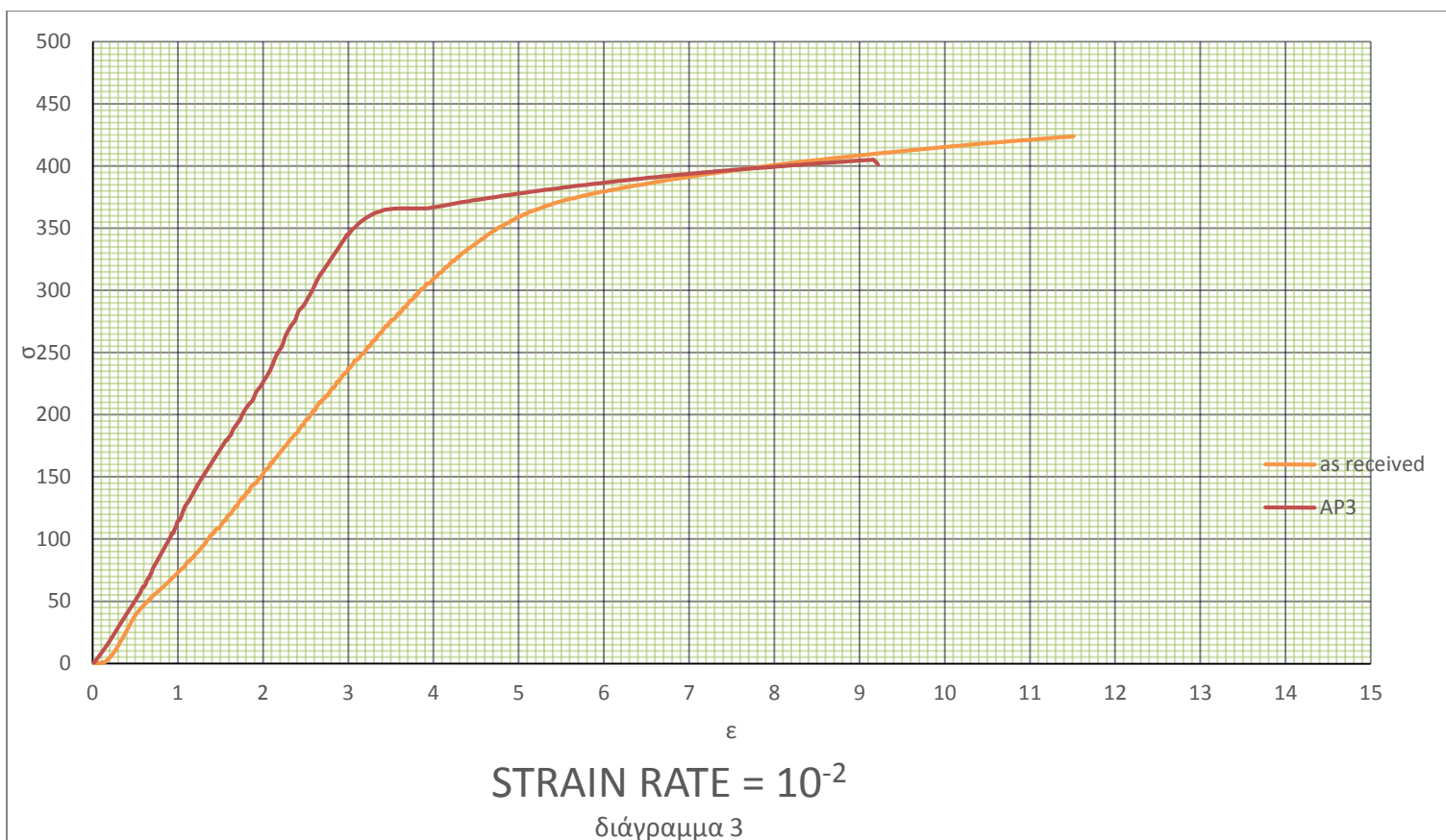
Για το διάγραμμα (1), υποβάλλαμε σε πείραμα εφελκυσμού ράβδο ωφέλιμου μήκους $l_0=98,74$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm μη προφορτισμένο. Ο επιβαλλόμενος ρυθμός φόρτισης ήταν 10^{-5}sec^{-1} . Τα αποτελέσματα διαφαίνονται στην καμπύλη με το κόκκινο χρώμα. Στη συνέχεια, προφορτίστηκε δοκίμιο (BP3) ωφέλιμου μήκους $l_0=98,47$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm, με ρυθμό φόρτισης 10^{-4}sec^{-1} . Η φόρτιση τερματίστηκε στο 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους ($\Delta l_{\text{πρ.}}=4,92$ mm). Εν συνεχεία, το προφορτισμένο δοκίμιο (BP3) υποβλήθηκε εκ νέου σε δοκιμή εφελκυσμού μέχρι τη θραύση του. Το ωφέλιμο μήκος μετρήθηκε στα $l_0=98,47$ mm και η διάμετρος στα $d=9.96$ mm. Τα αποτελέσματα του πειράματος παρουσιάζονται στην καμπύλη με το μπλε χρώμα.

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι η αντοχή σε διαρροή (σ_y) στο δοκίμιο BP3 δεν παρουσιάζει αξιοσημείωτη διαφορά σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Ακόμη, παρατηρείται ότι η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) παρουσιάζει αμελητέα σε σχέση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Επίσης, η ολκιμότητα στο δοκίμιο BP3 σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο παρουσιάζει μία μείωση της τάξης του 5,5%.



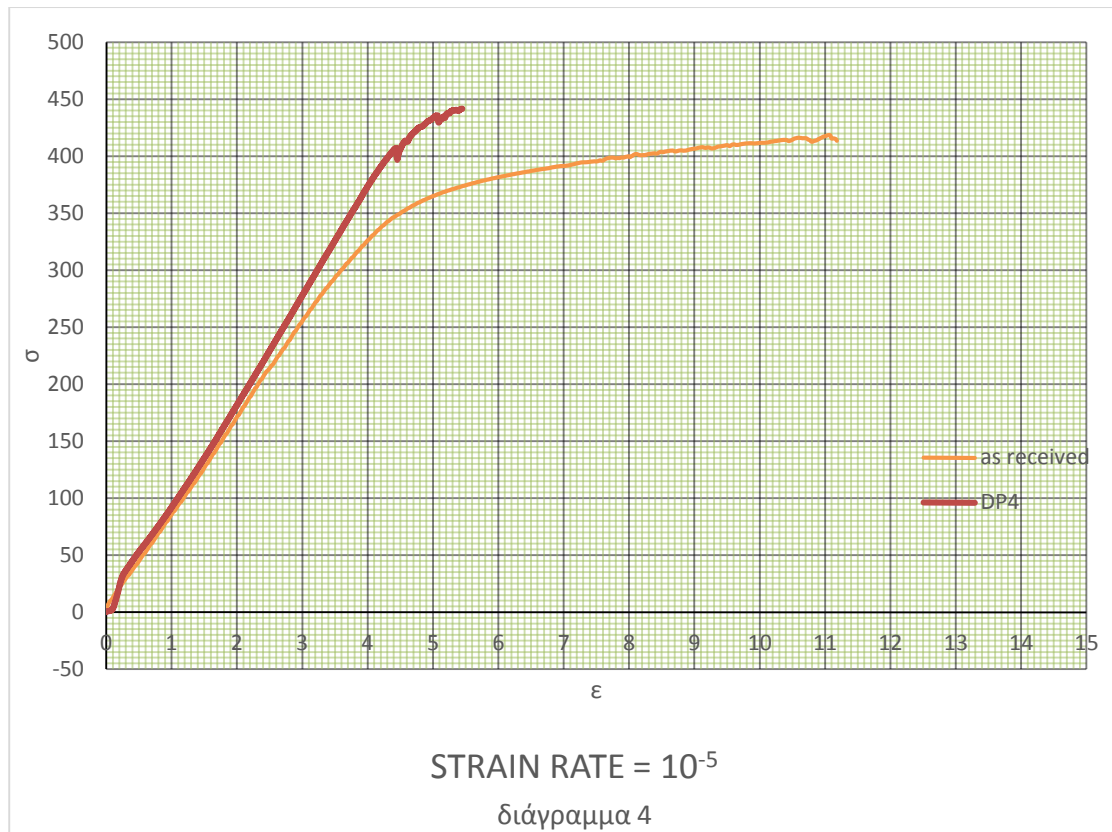
STRAIN RATE = 10^{-3}
διάγραμμα 2

Για το διάγραμμα (2), υποβάλλαμε σε πείραμα εφελκυσμού ράβδο ωφέλιμου μήκους $l_0=98,14$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm προφορτισμένο. Ο επιβαλλόμενος ρυθμός φόρτισης ήταν 10^{-3}sec^{-1} . Τα αποτελέσματα διαφαίνονται στην καμπύλη με το πορτοκαλί χρώμα. Στη συνέχεια, προφορτίστηκε δοκίμιο (BP2) ωφέλιμου μήκους $l_0=97,3$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm, με ρυθμό φόρτισης 10^{-4}sec^{-1} . Η φόρτιση τερματίστηκε στο 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους ($\Delta l_{\text{πρ.}}=4,91$ mm). Εν συνεχεία, το προφορτισμένο δοκίμιο (BP2) υποβλήθηκε εκ νέου σε δοκιμή εφελκυσμού μέχρι τη θραύση του. Το ωφέλιμο μήκος μετρήθηκε στα $l_0=98,7$ mm και η διάμετρος στα $d=9.94$ mm. Τα αποτελέσματα του πειράματος παρουσιάζονται στην καμπύλη με το μπλε χρώμα. Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι η αντοχή σε διαρροή (σ_y) στο δοκίμιο BP2 παραμένει η ίδια σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο (asreceived). Ακόμη, παρατηρείται ότι η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) του προφορτισμένου δοκιμίου δεν παρουσιάζει αξιοσημείωτη διαφορά σε σχέση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο, ενώ η ολκιμότητα έχει αμελητέα διαφορά.



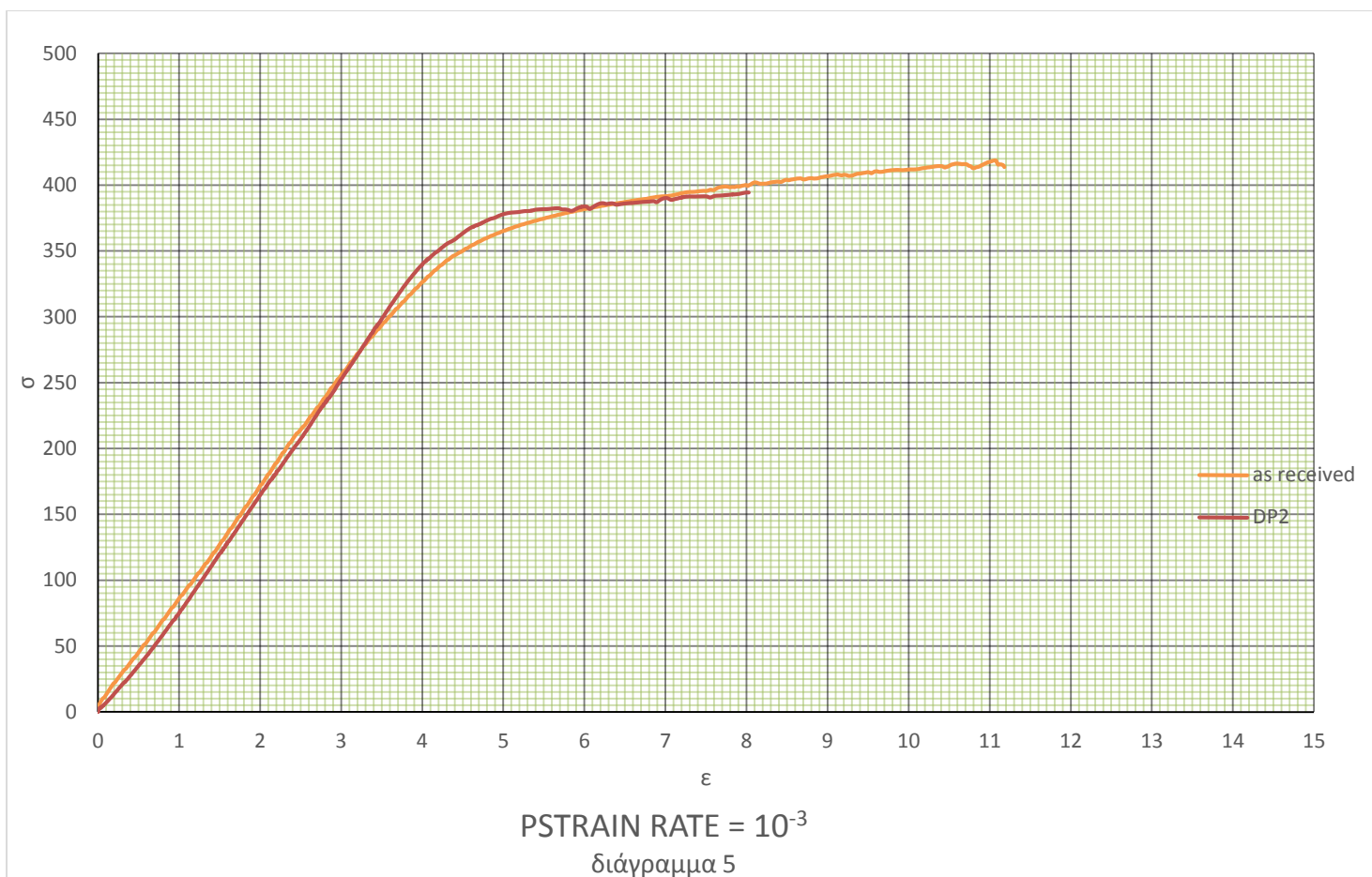
Για το διάγραμμα (3), υποβάλλαμε σε πείραμα εφελκυσμού ράβδο ωφέλιμου μήκους $l_0=96,16\text{mm}$ και διαμέτρου $d=9.96\text{mm}$ (μη προφορτισμένο). Ο επιβαλλόμενος ρυθμός φόρτισης ήταν 10^{-2}sec^{-1} . Τα αποτελέσματα διαφαίνονται στην καμπύλη με το πορτοκαλί χρώμα. Στη συνέχεια, προφορτίστηκε δοκίμιο (AP3) ωφέλιμου μήκους $l_0=98,14\text{mm}$ και διαμέτρου $d=9.96\text{mm}$, με ρυθμό φόρτισης 10^{-4}sec^{-1} . Η φόρτιση τερματίστηκε στο 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους ($\Delta l_{\text{πρ.}}=4,91\text{mm}$). Εν συνεχεία, το προφορτισμένο δοκίμιο (AP3) υποβλήθηκε εκ νέου σε δοκιμή εφελκυσμού μέχρι τη θραύση του. Το ωφέλιμο μήκος μετρήθηκε στα $l_0=98,7\text{mm}$ και η διάμετρος στα $d=9.96\text{mm}$. Τα αποτελέσματα του πειράματος παρουσιάζονται στην καμπύλη με το κόκκινο χρώμα.

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι η αντοχή σε διαρροή (σ_y) στο δοκίμιο AP3 δεν αλλάζει σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο (asreceived). Ακόμη, παρατηρείται η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) του AP3 αυξήθηκε κατά 25MPa σε σχέση με το μη προφορτισμένο. Η ολκιμότητα του προφορτισμένου δοκιμίου BP3 σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο παρουσιάζει μία μείωση της τάξης του 2%.



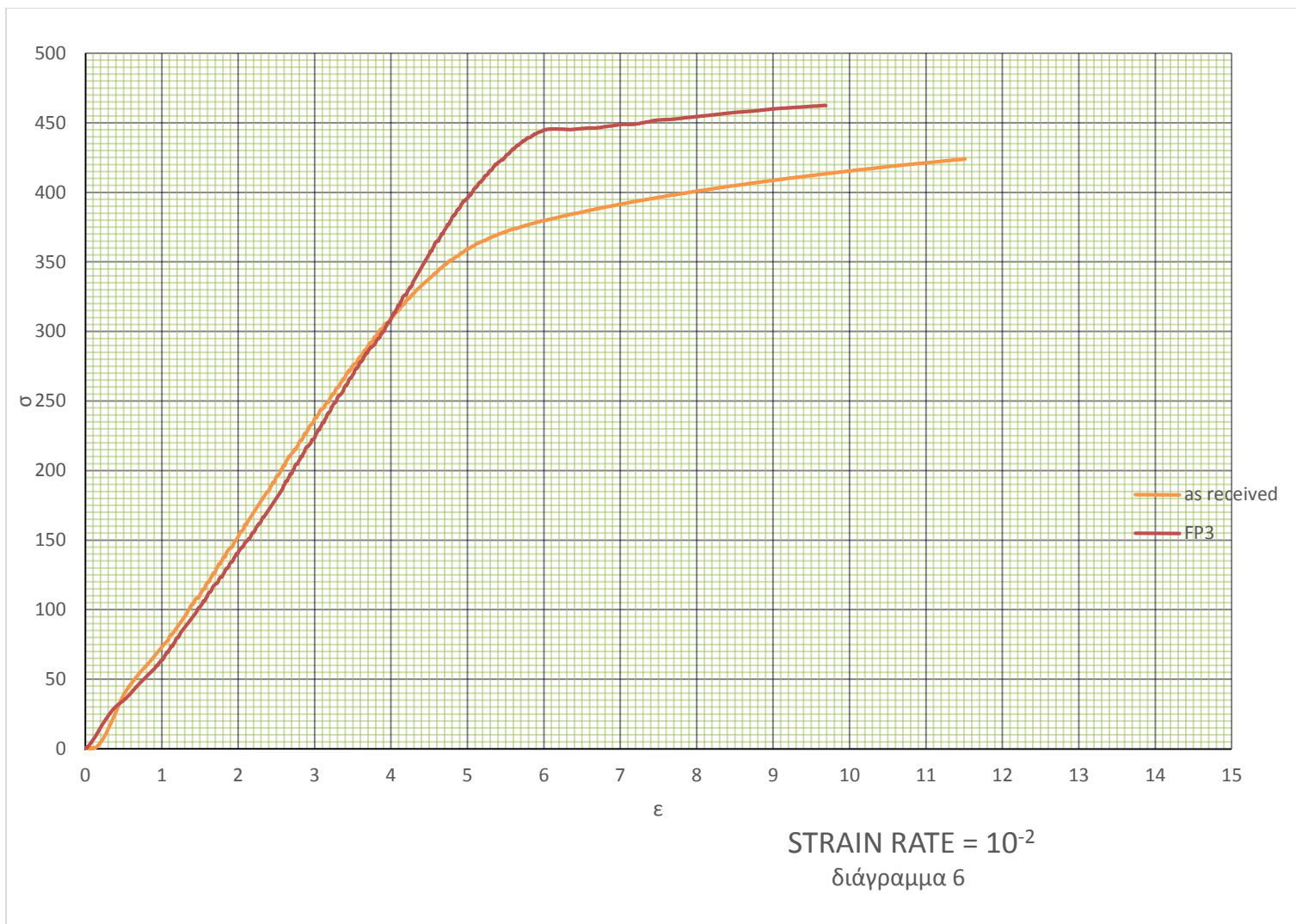
Για το διάγραμμα (4), υποβάλλαμε σε πείραμα εφελκυσμού ράβδο ωφέλιμου μήκους $l_0=98,14$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm μη προφορτισμένο. Ο επιβαλλόμενος ρυθμός φόρτισης ήταν 10^{-5}sec^{-1} . Τα αποτελέσματα διαφαίνονται στην καμπύλη με το πορτοκαλί χρώμα. Στη συνέχεια, προφορτίστηκε δοκίμιο (DP4) ωφέλιμου μήκους $l_0=98,98$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm, με ρυθμό φόρτισης 10^{-4}sec^{-1} . Η φόρτιση τερματίστηκε στο 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους ($\Delta l_{\text{πρ.}}=4,95$ mm). Εν συνεχεία, το προφορτισμένο δοκίμιο (DP4) υποβλήθηκε εκ νέου σε δοκιμή εφελκυσμού μέχρι τη θραύση του. Το ωφέλιμο μήκος μετρήθηκε στα $l_0=102,04$ mm και η διάμετρος στα $d=9.86$ mm. Τα αποτελέσματα του πειράματος παρουσιάζονται στην καμπύλη με το κόκκινο χρώμα.

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι η αντοχή σε διαρροή (σ_V) στο δοκίμιο BP3 δεν παρουσιάζει διαφορά σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Ακόμη, παρατηρείται ότι η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) του προφορτισμένου δοκιμίου (DP4) αυξάνεται κατά 25MPa. Όσον αφορά την ολκιμότητα το δοκίμιο DP4 σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο παρουσιάζει μία μείωση της τάξης του 5,8%.



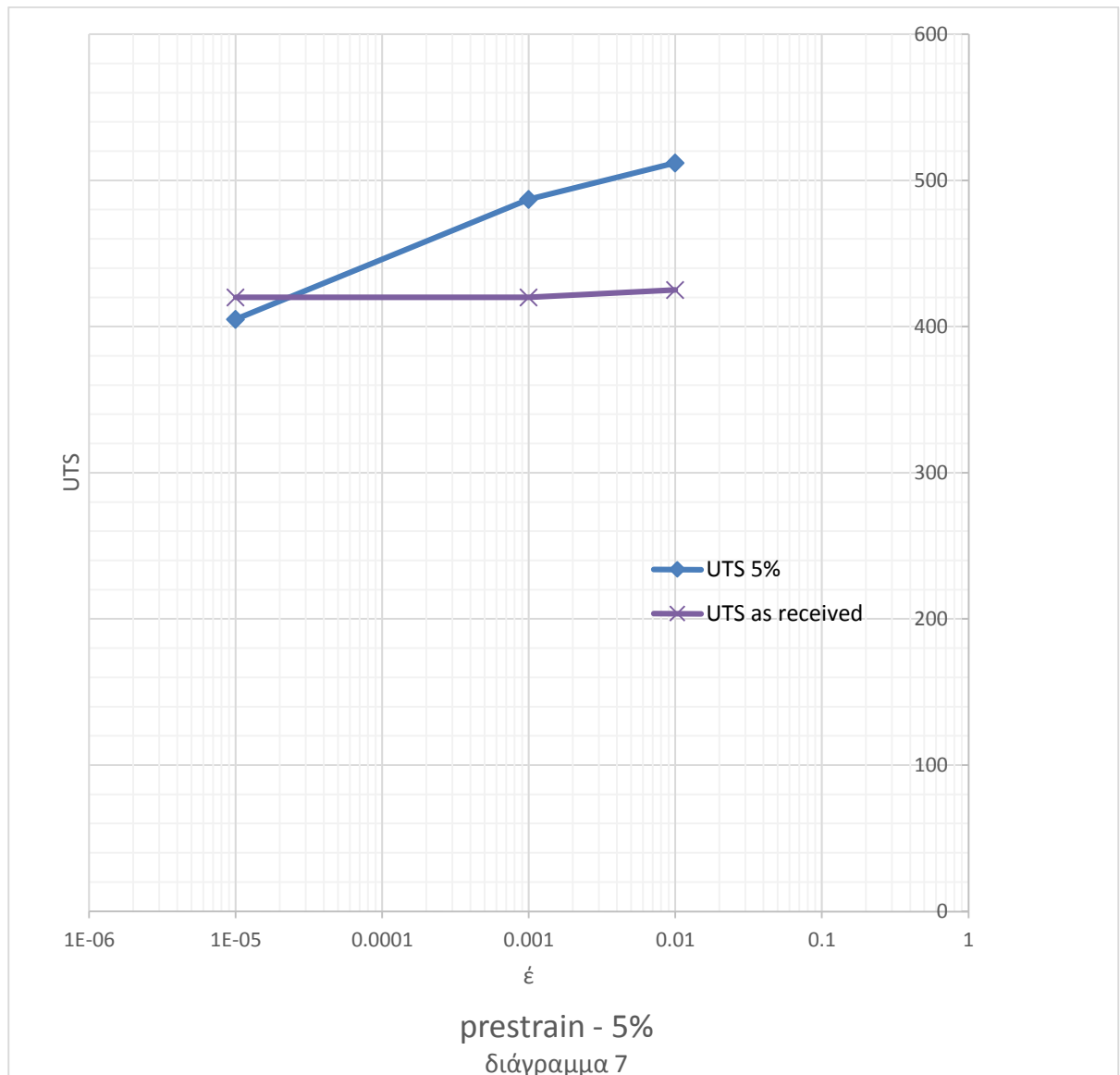
Για το διάγραμμα (5), υποβάλλαμε σε πείραμα εφελκυσμού ράβδο ωφέλιμου μήκους $l_0=98,14$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm μη προφορτισμένο. Ο επιβαλλόμενος ρυθμός φόρτισης ήταν 10^{-3}sec^{-1} . Τα αποτελέσματα διαφαίνονται στην καμπύλη με το πορτοκαλί χρώμα. Στη συνέχεια, προφορτίστηκε δοκίμιο (DP2) ωφέλιμου μήκους $l_0=98,62$ mm και διαμέτρου $d=9.96$ mm, με ρυθμό φόρτισης 10^{-4}sec^{-1} . Η φόρτιση τερματίστηκε στο 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους ($\Delta l_{\text{πρ.}}=7,89$ mm). Εν συνεχεία, το προφορτισμένο δοκίμιο (DP2) υποβλήθηκε εκ νέου σε δοκιμή εφελκυσμού μέχρι τη θραύση του. Το ωφέλιμο μήκος μετρήθηκε στα $l_0=101,78$ mm και η διάμετρος στα $d=9.98$ mm. Τα αποτελέσματα του πειράματος παρουσιάζονται στην καμπύλη με το κόκκινο χρώμα.

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι η αντοχή σε διαρροή (σ_y) στο δοκίμιο DP2 παρουσιάζει αμελητέα διαφορά σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Ακόμη, παρατηρείται ότι η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) στο δοκίμιο DP2 είναι κατά 30MPa μεγαλύτερη από το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Όσον αφορά την ολκιμότητα, το δοκίμιο DP2 σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο παρουσιάζει μία μείωση της τάξης του 3,2%.



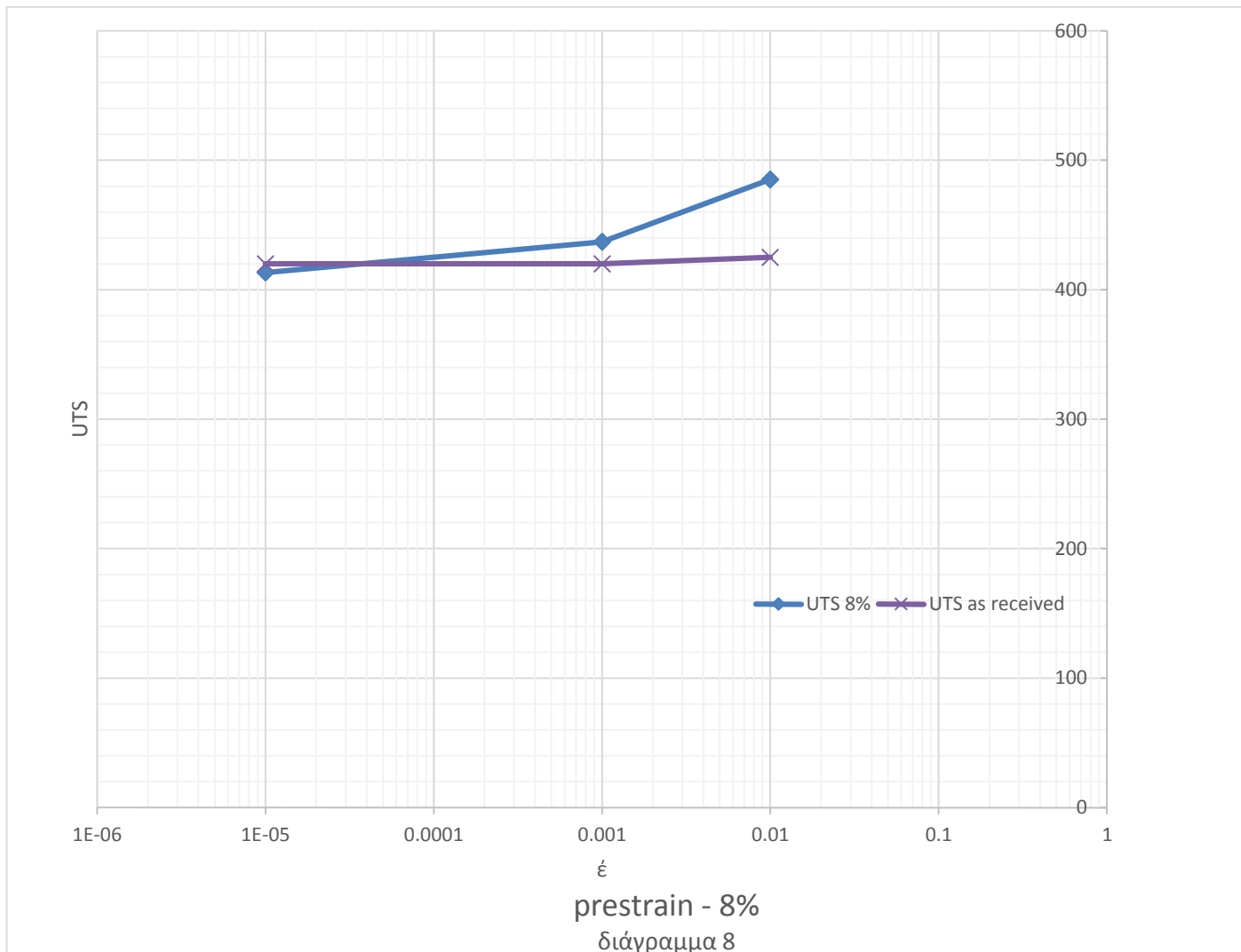
Για το διάγραμμα (6), υποβάλλαμε σε πείραμα εφελκυσμού ράβδο ωφέλιμου μήκους $l_0=96,16\text{mm}$ και διαμέτρου $d=9.96\text{mm}$ (μη προφορτισμένο). Ο επιβαλλόμενος ρυθμός φόρτισης ήταν 10^{-2}sec^{-1} . Τα αποτελέσματα διαφαίνονται στην καμπύλη με το πορτοκαλί χρώμα. Στη συνέχεια, προφορτίστηκε δοκίμιο (FP3) ωφέλιμου μήκους $l_0=96,62\text{mm}$ και διαμέτρου $d=9.96\text{mm}$, με ρυθμό φόρτισης 10^{-4}sec^{-1} . Η φόρτιση τερματίστηκε στο 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους ($\Delta l_{\text{πρ.}}=7,73\text{mm}$). Εν συνεχεία, το προφορτισμένο δοκίμιο (FP3) υποβλήθηκε εκ νέου σε δοκιμή εφελκυσμού μέχρι τη θραύση του. Το ωφέλιμο μήκος μετρήθηκε στα $l_0=102,05\text{mm}$ και η διάμετρος στα $d=9.86\text{mm}$. Τα αποτελέσματα του πειράματος παρουσιάζονται στην καμπύλη με το κόκκινο χρώμα.

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι η αντοχή σε διαρροή (σ_y) στο δοκίμιο FP3 δεν αλλάζει σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Ακόμη, παρατηρείται η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) στο δοκίμιο FP3 είναι κατά 30MPa μεγαλύτερη από το μη προφορτισμένο δοκίμιο. Όσον αφορά την ολκιμότητα, το δοκίμιο FP3 σε σύγκριση με το μη προφορτισμένο δοκίμιο παρουσιάζει μία μείωση της τάξης του 3,2%.



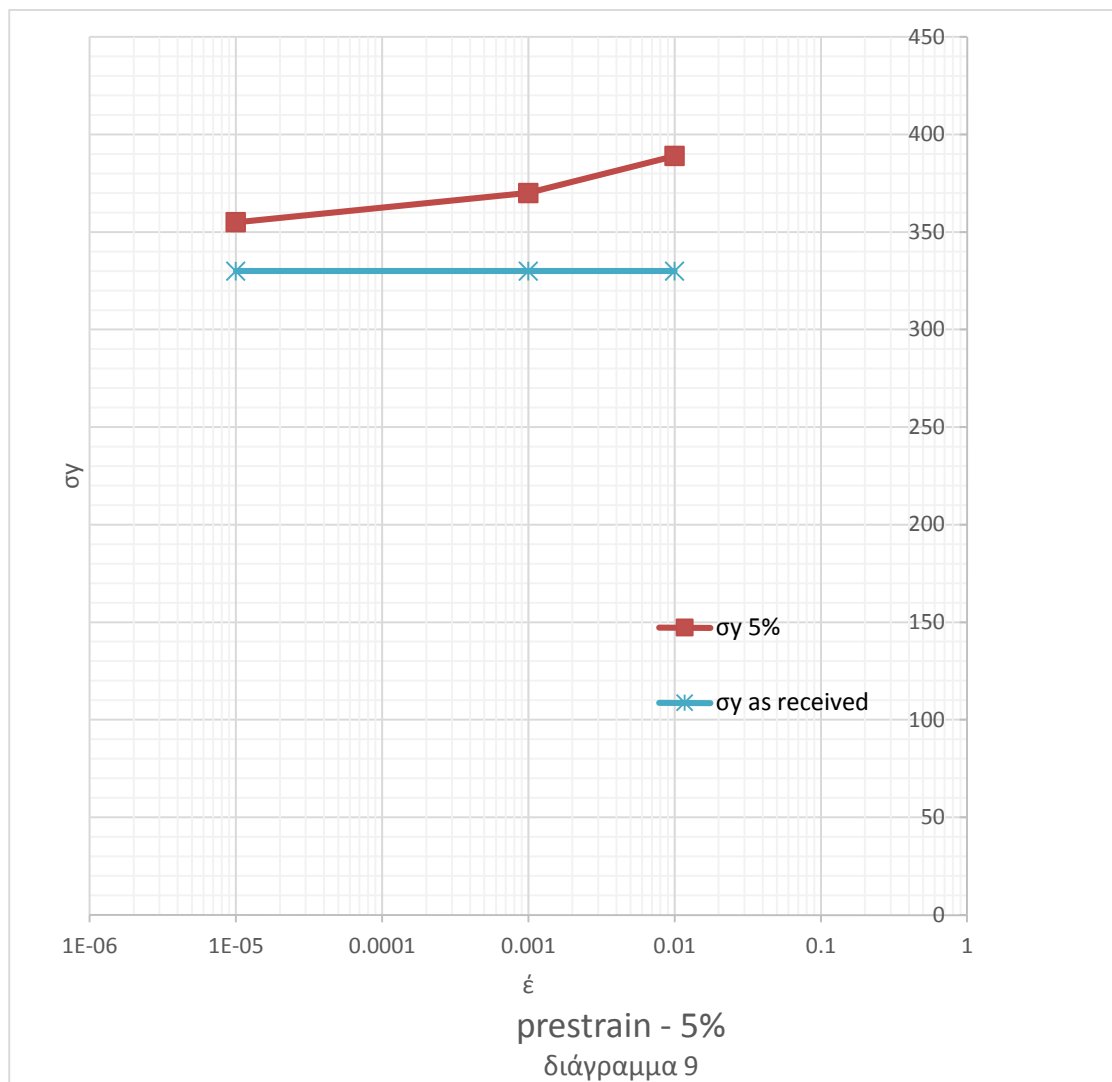
Στο διάγραμμα (7) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών UTS(μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό)ως προς τον ρυθμό παραμόρφωσης, τριών προφορτισμένων δοκιμών, τα οποία παραμορφώθηκαν μέχρι το 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$, καθώς και τριών μη προφορτισμένων δοκιμών. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης οι τιμές του UTS των προφορτισμένων δοκιμών παρουσιάζουν αύξηση σε σύγκριση με τις τιμές των μη προφορτισμένων δοκιμών τα οποία διατηρούν σταθερό UTS με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης. Επίσης μεταξύ τους οι τιμές δεν έχουν αισθητή διαφορά όπως φαίνεται στο άνωθεν διάγραμμα.



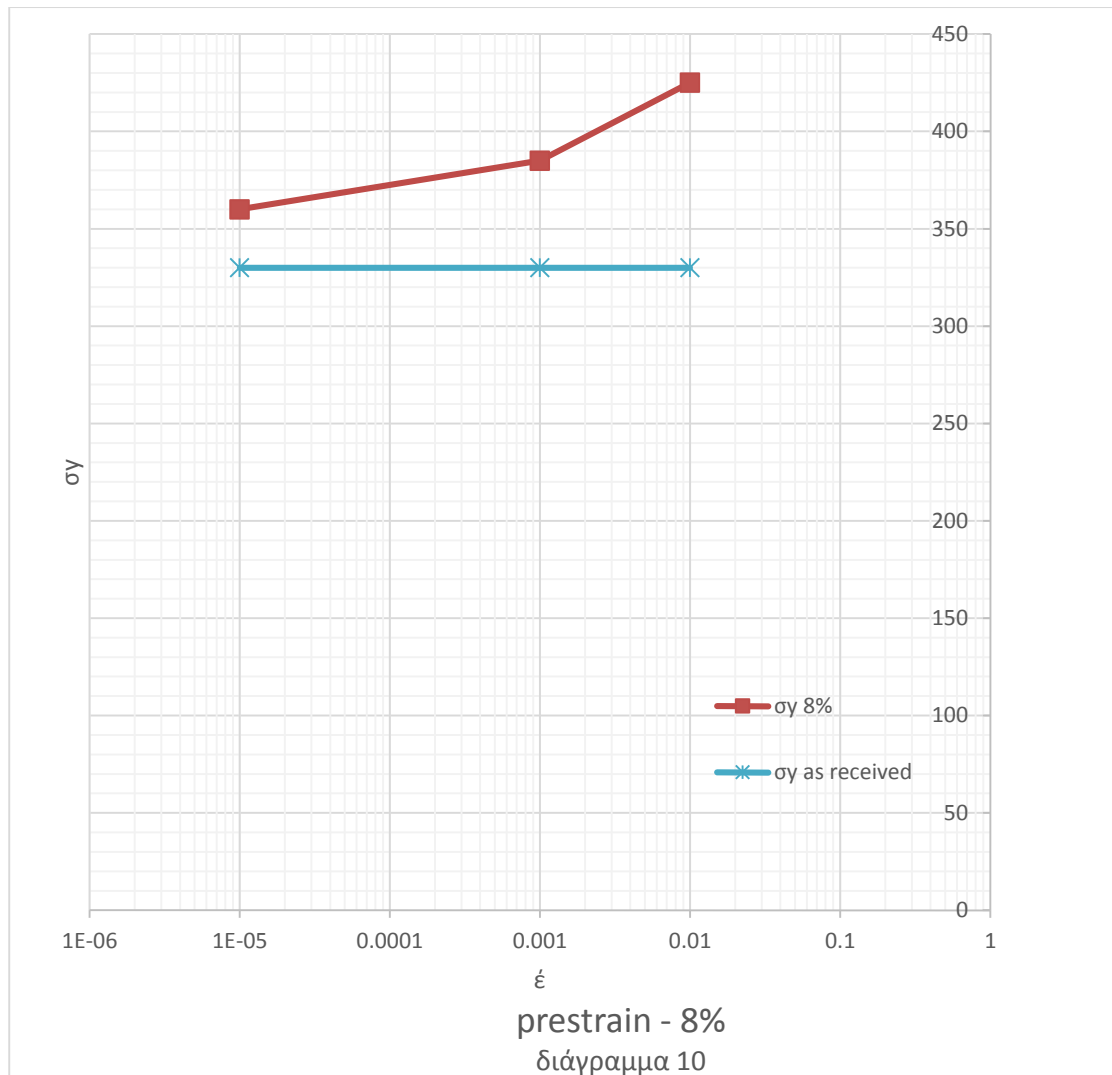
Στο διάγραμμα (8) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών UTS (μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό) ως προς τον ρυθμό παραμόρφωσης, τριών προφορτισμένων δοκιμίων, τα οποία παραμορφώθηκαν μέχρι το 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$, καθώς και τριών μη προφορτισμένων δοκιμίων. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης οι τιμές του UTS των προφορτισμένων δοκιμίων παρουσιάζουν αύξηση σε σύγκριση με τις τιμές των μη προφορτισμένων δοκιμίων τα οποία διατηρούν σταθερό UTS με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης. Επίσης παρατηρείται πως όσο πιο γρήγορος είναι ο ρυθμός παραμόρφωσης τόσο πιο έντονη είναι η αύξηση της μέγιστης αντοχής σε εφελκυσμό (UTS) για τα προφορτισμένα δοκίμια με παραμόρφωση 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους. Ακόμη μεταξύ τους οι τιμές των UTS των προφορτισμένων και μη δεν παρουσιάζουν αισθητή διαφορά.



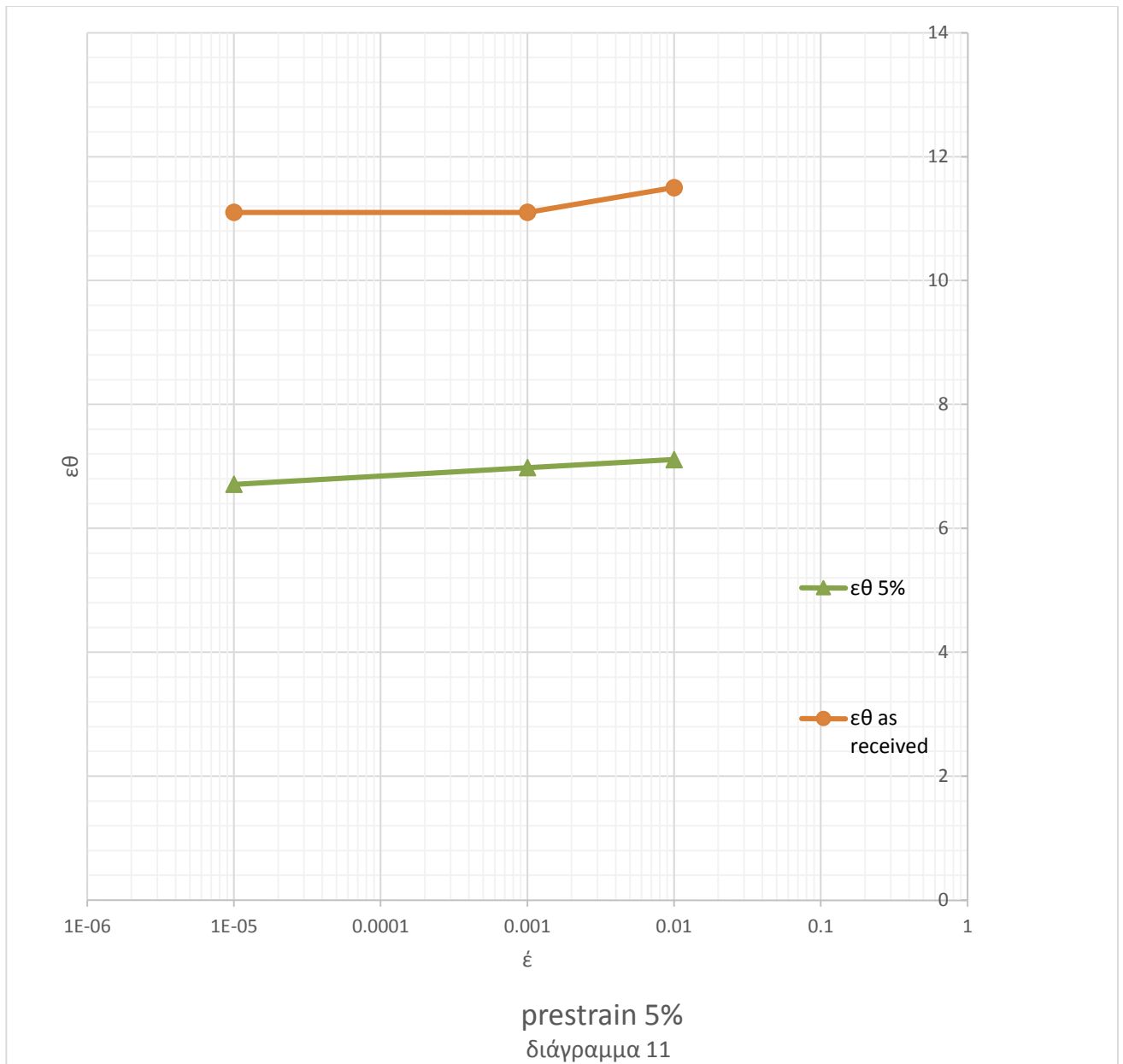
Στο διάγραμμα (9) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών σ_y (όριο ελαστικότητας) ως προς τον ρυθμό παραμόρφωσης, τριών προφορτισμένων δοκιμίων, τα οποία παραμορφώθηκαν μέχρι το 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$, καθώς και τριών μη προφορτισμένων δοκιμίων. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης οι τιμές του σ_y των προφορτισμένων δοκιμίων παρουσιάζουν μικρή αύξηση σε σύγκριση με τις τιμές των μη προφορτισμένων δοκιμίων τα οποία διατηρούν σταθερό όριο ελαστικότητας σ_y με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης. Επιπροσθέτως οι διαφορές των τιμών σ_y μεταξύ των προφορτισμένων και μη δοκιμίων δεν παρουσιάζουν αισθητή διαφορά.



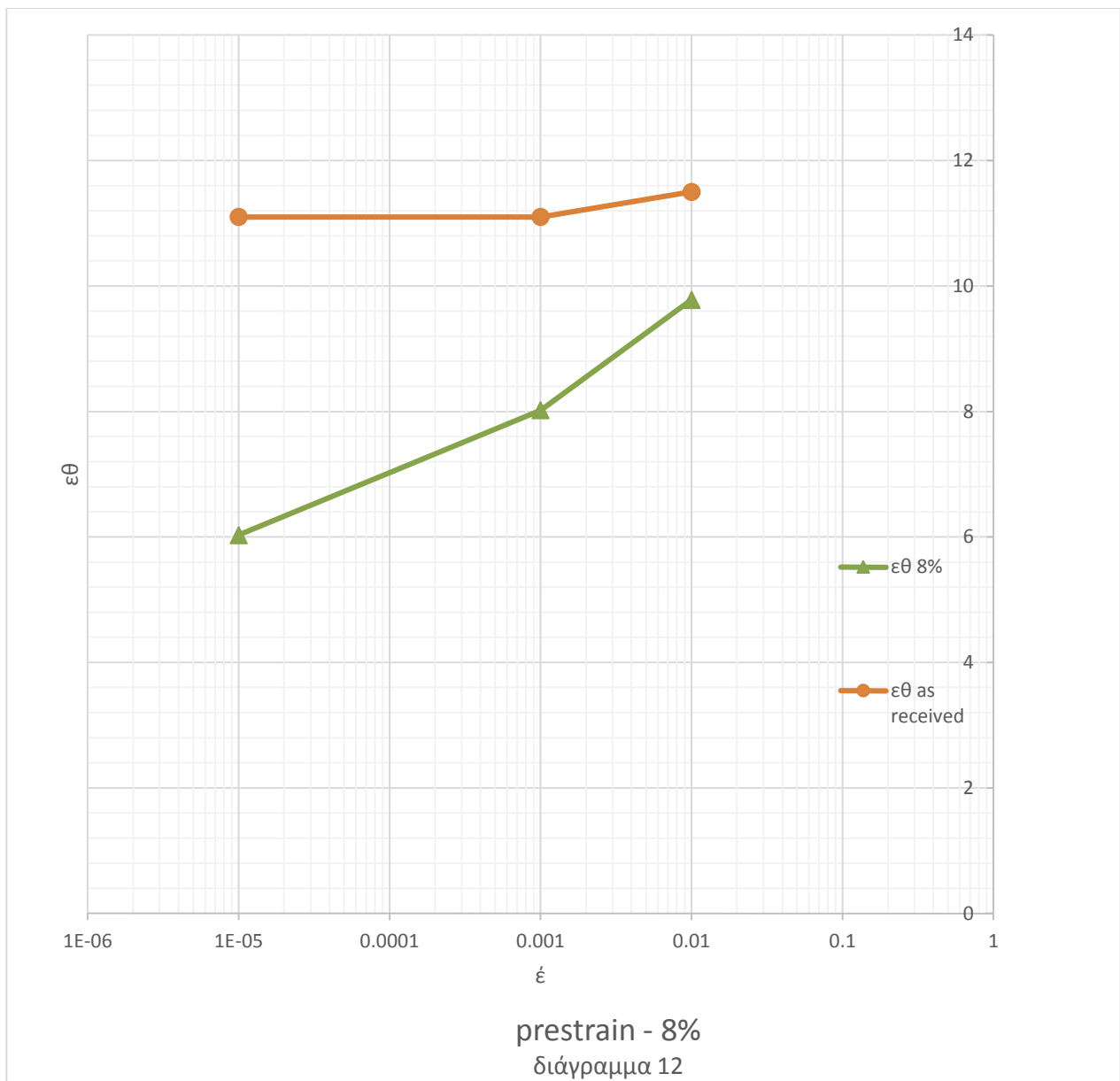
Στο διάγραμμα (10) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών σ_y (όριο ελαστικότητας) ως προς τον ρυθμό παραμόρφωσης, τριών προφορτισμένων δοκιμίων, τα οποία παραμορφώθηκαν μέχρι το 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$, καθώς και τριών μη προφορτισμένων δοκιμίων. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης οι τιμές του σ_y των προφορτισμένων δοκιμίων παρουσιάζουν αύξηση σε σύγκριση με τις τιμές των μη προφορτισμένων δοκιμίων τα οποία διατηρούν σταθερό όριο ελαστικότητας σ_{y0} με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης. Ακόμα οι διαφορές των τιμών σ_y μεταξύ των προφορτισμένων και μη δοκιμίων δεν παρουσιάζουν αισθητή διαφορά πέραν του ρυθμού παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-2}\text{sec}^{-1}$.



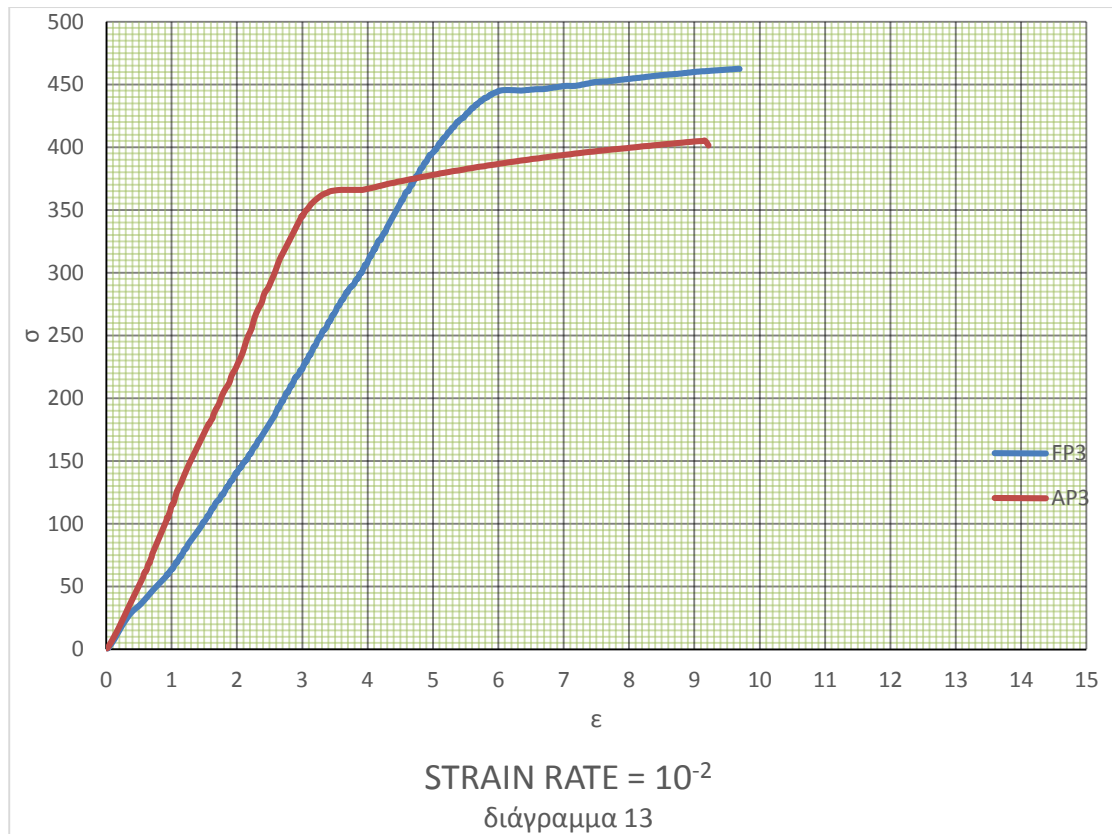
Στο διάγραμμα (11) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών ϵ_{θ} (όριο θραύσης) ως προς τον ρυθμό παραμόρφωσης, τριών προφορτισμένων δοκιμών, τα οποία παραμορφώθηκαν μέχρι το 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$, καθώς και τριών μη προφορτισμένων δοκιμών. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης οι τιμές του ϵ_{θ} των προφορτισμένων δοκιμών παρουσιάζουν ελάχιστη αύξηση. Μεταξύ των προφορτισμένων δοκιμών και των μη, παρατηρείται μια μείωση του ορίου θραύσης ϵ_{θ} στα προφορτισμένα δοκίμια περίπου κατά 4% σε σύγκριση με τα μη προφορτισμένα.



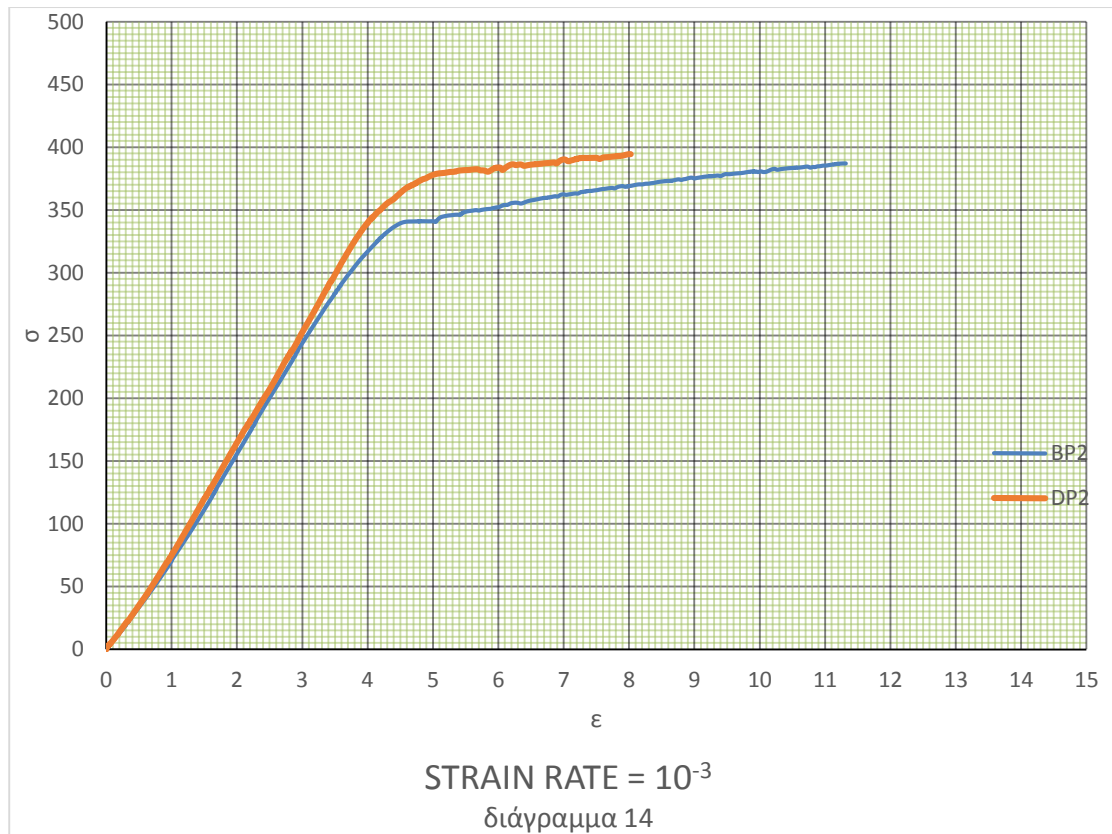
Στο διάγραμμα (12) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών ϵ_{θ} (όριο θραύσης) ως προς τον ρυθμό παραμόρφωσης, τριών προφορτισμένων δοκιμών, τα οποία παραμορφώθηκαν μέχρι το 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$, καθώς και τριών μη προφορτισμένων δοκιμών. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις προκύπτουσες καμπύλες παρατηρείται ότι με την αύξηση του ρυθμού φόρτισης οι τιμές του ϵ_{θ} των προφορτισμένων δοκιμών παρουσιάζουν ελάχιστη αύξηση. Μεταξύ των προφορτισμένων δοκιμών και των μη, παρατηρείται μια μείωση του ορίου θραύσης ϵ_{θ} στα προφορτισμένα δοκίμια περίπου κατά 5% σε σύγκριση με τα μη προφορτισμένα στον αργότερο ρυθμό παραμόρφωσης και όσο αυξάνεται ο ρυθμός παραμόρφωσης μειώνεται η διαφορά και καταλήγει στον γρηγορότερο ρυθμό παραμόρφωσης περίπου στο 2%.



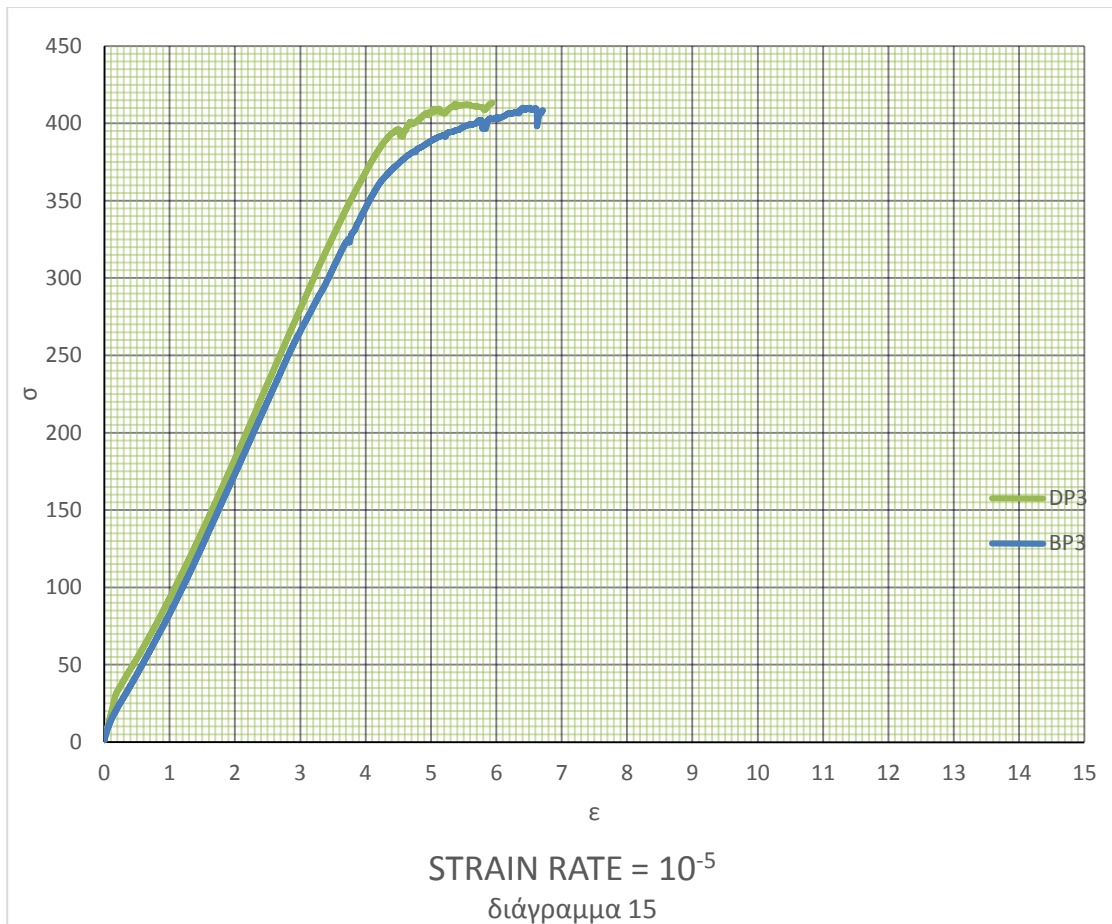
Στο διάγραμμα (9) παρουσιάζεται η συμπεριφορά των προφορτισμένων δοκιμών AP3 με ωφέλιμο μήκος $l_0=98,7$ mm και διάμετρο $d=9,96$ mm και FP3 με ωφέλιμο μήκος $l_0=102,5$ mm και διάμετρο $d=9,86$ mm κατά τη διεξαγωγή πειράματος εφελκυσμού με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-2}\text{sec}^{-1}$. Τα δοκίμια έχουν υποστεί προφόρτιση μέχρι το 5% και το 8%, αντίστοιχα, του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους. Ο ρυθμός προφόρτισης ήταν $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$.

Όπως φαίνεται στο διάγραμμα, το δοκίμιο με προφόρτιση 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (AP3) παρουσιάζει όριο διαρροής κατά 80MPa μικρότερο από το αντίστοιχο όριο διαρροής του δοκιμίου με προφόρτιση 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (FP3). Επίσης, η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) για το δοκίμιο AP3 παρουσιάζεται κατά 50MPa μικρότερη από την αντίστοιχη αντοχή του δοκιμίου FP3. Όσον αφορά την ολκιμότητα, το δοκίμιο AP3 φαίνεται να έχει κατά 0,5% μικρότερη από το FP3.



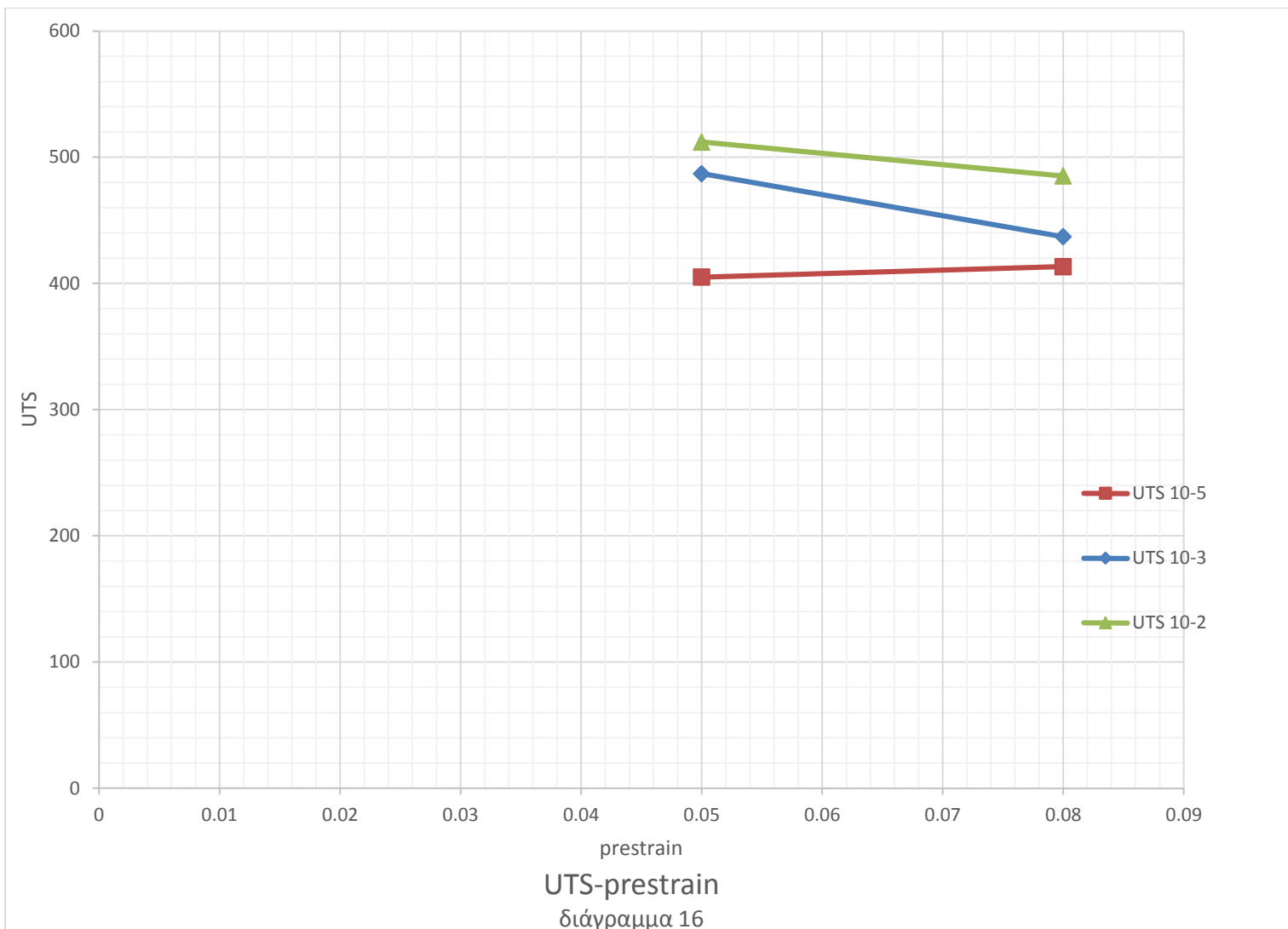
Στο διάγραμμα (10) παρουσιάζεται η συμπεριφορά των προφορτισμένων δοκιμίων BP2 με ωφέλιμο μήκος $l_0=98,7$ mm και διάμετρο $d=9.94$ mm και DP2 με ωφέλιμο μήκος $l_0=101,78$ mm και διάμετρο $d=9.82$ mm κατά τη διεξαγωγή πειράματος εφελκυσμού με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-3}\text{sec}^{-1}$. Τα δοκίμια έχουν υποστεί προφόρτιση μέχρι το 5% και το 8%, αντίστοιχα, του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους. Ο ρυθμός προφόρτισης ήταν $\dot{\epsilon}=10^{-4}\text{sec}^{-1}$.

Όπως φαίνεται στο διάγραμμα, το δοκίμιο με προφόρτιση 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (BP2) παρουσιάζει όριο διαρροής κατά 70MPa μικρότερο από το αντίστοιχο όριο διαρροής του δοκιμίου με προφόρτιση 8% αρχικού ωφέλιμου μήκους (DP2). Επίσης, η μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό (UTS) για το δοκίμιο BP2 παρουσιάζεται αμελητέα μικρότερη από την αντίστοιχη αντοχή του δοκιμίου DP2. Όσον αφορά την ολκιμότητα, το δοκίμιο DP2 φαίνεται να έχει κατά 3,3% μικρότερη από το BP2.



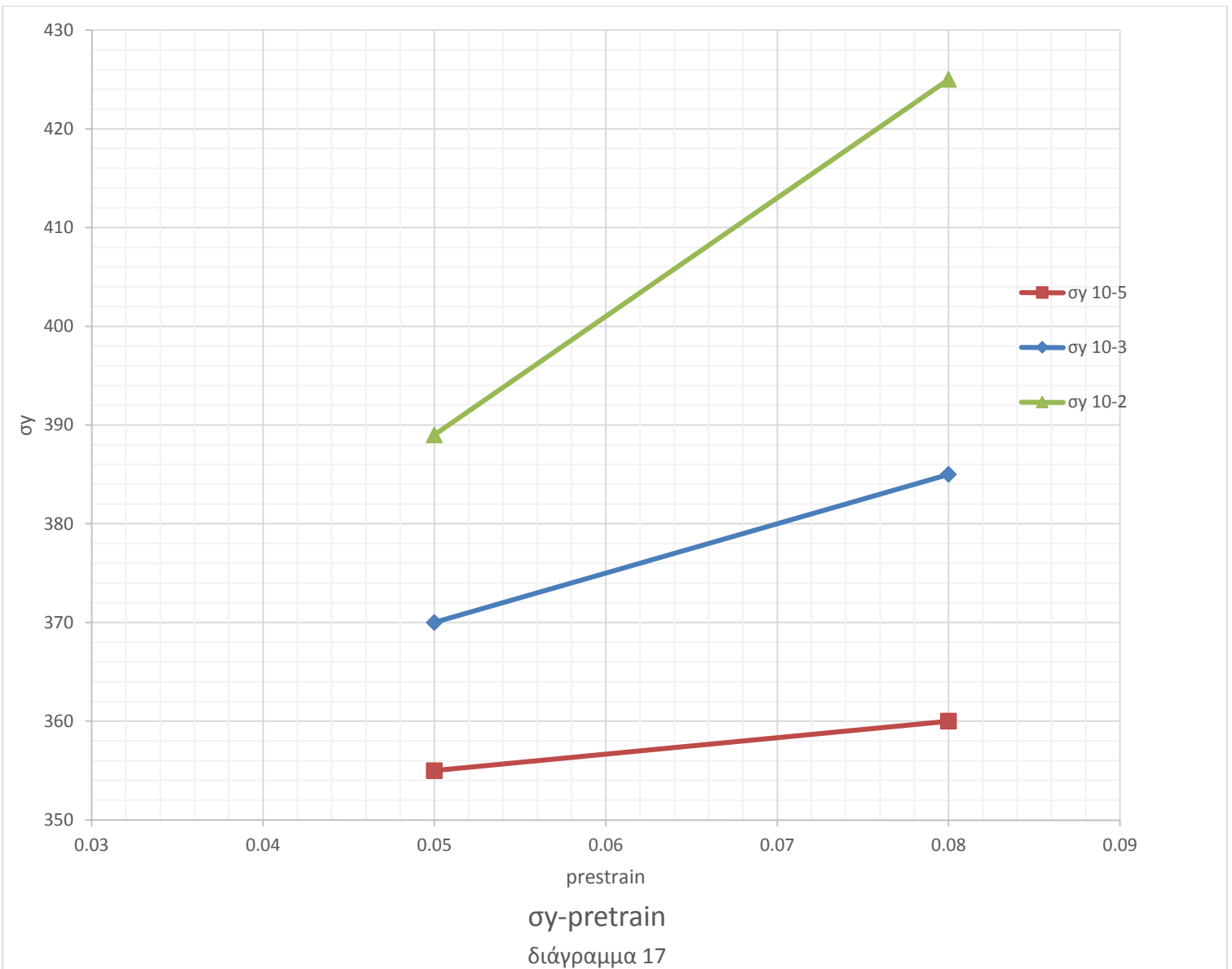
Στο διάγραμμα (11) παρουσιάζεται η συμπεριφορά των προφορτισμένων δοκιμών DP3 με ωφέλιμο μήκος $l_0=mm$ και διάμετρο $d=mm$ και BP3 με ωφέλιμο μήκος $l_0=98,47mm$ και διάμετρο $d=9.96mm$ κατά τη διεξαγωγή πειράματος εφελκυσμού με ρυθμό παραμόρφωσης $\dot{\epsilon}=10^{-5}sec^{-1}$. Τα δοκίμια έχουν υποστεί προφόρτιση μέχρι το 8% και το 5%, αντίστοιχα, του αρχικού ωφέλιμου μήκους τους. Ο ρυθμός προφόρτισης ήταν $\dot{\epsilon}=10^{-4}sec^{-1}$.

Όπως φαίνεται στο διάγραμμα, το δοκίμιο με προφόρτιση 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (BP3) παρουσιάζει όριο διαρροής κατά 40MPa μικρότερο από το αντίστοιχο όριο διαρροής του δοκιμίου με προφόρτιση 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους (DP3). Επίσης, η τιμή της μέγιστης αντοχής σε εφελκυσμό (UTS) για το δοκίμιο BP3 παρουσιάζεται ίση με την αντίστοιχη αντοχή του δοκιμίου DP3. Όσον αφορά την ολκιμότητα, το δοκίμιο DP3 φαίνεται να έχει κατά 0,6% μικρότερη από το BP3.



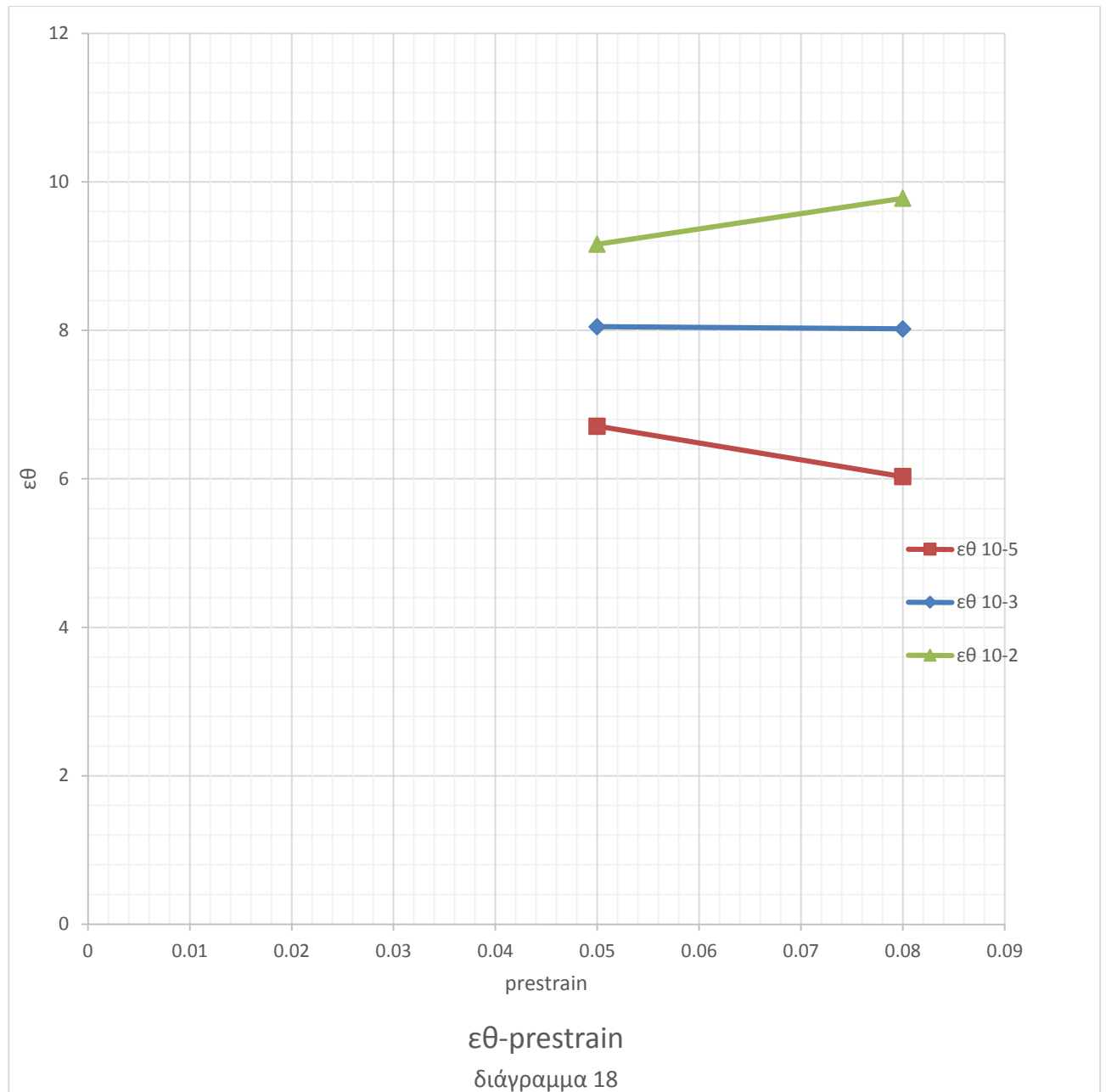
Στο διάγραμμα (16) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών UTS(μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό)ως προς το ποσοστό παραμόρφωσης κατά την προφόρτιση των δοκιμίων. Παρουσιάζονται έξι προφορτισμένα δοκίμια, τρία δοκίμια με παραμόρφωση 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους και τρία δοκίμια με παραμόρφωση 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις άνωθεν καμπύλες δεν παρουσιάζεται αισθητή διαφορά στην μέγιστη αντοχή σε εφελκυσμό με την αλλαγή της προφόρτισης ή τον ρυθμό παραμόρφωσης κατά τον εφελκυσμό.



Στο διάγραμμα (17) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών σ_y (όριο ελαστικότητας) ως προς το ποσοστό παραμόρφωσης κατά την προφόρτιση των δοκιμίων. Παρουσιάζονται έξι προφορτισμένα δοκίμια, τρία δοκίμια με παραμόρφωση 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους και τρία δοκίμια με παραμόρφωση 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις άνωθεν καμπύλες παρατηρείται πως όσο μεγαλύτερος είναι ο ρυθμός παραμόρφωσης τόσο υψηλότερο όριο ελαστικότητας παρουσιάζεται, επίσης όσο μεγαλύτερη η προφόρτιση του δοκιμίου τόσο αυξάνεται η τιμή του ορίου ελαστικότητας



Στο διάγραμμα (18) παρουσιάζεται η μεταβολή των τιμών ϵ_{θ} (όριο θραύσης) ως προς το ποσοστό παραμόρφωσης κατά την προφόρτιση των δοκιμίων. Παρουσιάζονται έξι προφορτισμένα δοκίμια, τρία δοκίμια με παραμόρφωση 5% του αρχικού ωφέλιμου μήκους και τρία δοκίμια με παραμόρφωση 8% του αρχικού ωφέλιμου μήκους. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε εφελκυσμό με ρυθμό παραμόρφωσης 10^{-2}sec^{-1} , 10^{-3}sec^{-1} , 10^{-5}sec^{-1} .

Από τις άνωθεν καμπύλες παρατηρείται πως όσο αυξάνει ο ρυθμός παραμόρφωσης το όριο θραύσης παρουσιάζει μια ελαφριά αύξηση. Επίσης παρατηρείται πως η διαφορά προφόρτισης των δοκιμίων δεν επηρεάζει αισθητά το όριο θραύσης.

6. Συμπεράσματα

Όπως παρατηρήθηκε σε όλα τα διαγράμματα των προφορτισμένων δοκιμών, η αύξηση του ποσοστού προφόρτισης ανάλογα με τον επιβαλλόμενο ρυθμό παραμόρφωσης οδήγησε σε αύξηση της μέγιστης αντοχής σε εφελκυσμό. Η αύξηση της μέγιστης αντοχής των δοκιμών σε εφελκυσμό ανάλογα με το ποσοστό ενδοτράχυσσης πιθανώς οφείλεται στην εργοσκήρυνση που εμφανίζει το δοκίμιο του μολυβδούχου ορειχάλκου λόγω της εντονότερης συσσώρευσης διαταραχών στα επίπεδα ολίσθησης. Σε όλα τα δοκίμια με συγκεκριμένο ρυθμό προφόρτισης σε σχέση με τα αφόρτιστα δοκίμια δεν παρατηρείται αξιοσημείωτη διαφορά στη τάση ορίου διαρροής (διάγραμμα 1, διάγραμμα 2, διάγραμμα 3) γεγονός που δηλεί ότι, όπως ήταν αναμενόμενο, η ενδοτράχυνση των δοκιμών εμφανίζεται μετά την ελαστική παραμόρφωσή τους. Η αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης συνετέλεσε στην αύξηση της μέγιστης αντοχής των δοκιμών η οποία φαίνεται να είναι ελαφρώς μεγαλύτερη στην περίπτωση των προφορτισμένων δοκιμών με ποσοστό 5%. Η αύξηση του UTS των δοκιμών αποδίδεται στο γεγονός της αύξησης της πυκνότητας των διαταραχών στα επίπεδα ολίσθησης είτε λόγω του πολλαπλασιασμού αυτών είτε λόγω του σχηματισμού νέων διαταραχών κατά τη διάρκεια της φόρτισης. Στις περιπτώσεις των προφορτισμένων δοκιμών σε σχέση με το αφόρτιστο δοκίμιο, η πυκνότητα των διαταραχών είναι εξ αρχής μεγαλύτερη με αποτέλεσμα οι ατομικές αποστάσεις διαχωρισμού των διαταραχών να είναι εξ αρχής μικρότερες λόγω της προφόρτισης. Η αύξηση του επιβαλλόμενου ρυθμού φόρτισης των δοκιμών συνετέλεσε στην επιπλέον αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών με αποτέλεσμα αυτές να μην κινούνται με ευκολία εντός των επιπέδων ολίσθησης. Δηλαδή, η αύξηση του ρυθμού της επιβαλλόμενης τάσης οδηγεί στην αύξηση του βαθμού αντίστασης της κίνησης των διαταραχών εντός του ήδη παραμορφωμένου κρυσταλικού επιπέδου, με αποτέλεσμα την αύξηση της απαραίτητης επιβαλλόμενης τάσης προκειμένου να επέλθει παραμόρφωση του μετάλλου. Σε όλα τα προφορτισμένα δοκίμια σε σχέση με τα ακατέργαστα παρατηρείται μία μείωση της ολκιμότητας τους γεγονός που πιθανόν αποδίδεται στην επικράτηση του φαινομένου της ενδοτράχυνσης κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης σε σχέση με το φαινόμενο της παραμόρφωσης που συντελείται συνήθως μετά το UTS.

7.ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] : MICHAEL F. ASHBY & DAVID R H JONES, “ Engineering Materials 1”, Elsevier Science (1980)
- [2] : Εγκυκλοπαίδεια Δομή
- [3] : MICHAEL ASHBY & HUGH SHERCLIFF & DAVID CEBON, Materials Engineering Science Processing And Design, Elsevier (2007)
- [4] : R. E. SMALLMAN AND A. H. W. NGAN, Physical Metallurgy And Advanced Materials 7ed, Elsevier (2007)
- [5] : . [Copper Technology And Competitiveness, Washington, Dc: U.S. **GOVERNMENT PRINTING OFFICE (1988)**
- [6] : MICHAEL F. ASHBY, DAVID R. H. JONES ,Engineering Materials 2, Elsevier (1998)
- [7] :http://Www.Copper.Org/Resources/Properties/Microstructure/Lead_Brasses.Html, Cooper Development Association Inc.
- [8]:
File:///C:/Users/%Ce%A3%Ce%A4%Ce%91%Ce%9c%Ce%91%Ce%A4%Ce%97%Ce%A3/Downloads/Voikonomou_Brass.Pdf
- [9] :
<Http://Www.M3.Tuc.Gr/Anagnwsthrio/Ylika/Shmeiwseis/7%20mh%20sidhrouxa%20kramataw.Pdf>
- [10] : HARUHIKO ATSUMI, HISASHI IMAI, SHUFENG LI, KATSUYOSHI KONDOH, YOSHIHARU KOUSAKA, AKIMICHI KOJIMA, Fabrication Properties Of High Strength Extruded Brass Using Elemental Mixture Of Cu-40% Zn Alloy Powder And Mg Particle, Materials Chemistry And Physics, Elsevier (2012)
- [11] : R. E. SMALLMAN AND A. H. W. NGAN, Physical Metallurgy and Advanced Materials 7ed, ELSEVIER (2007)
- [12] : ΚΑΤΣΑΜΑΣ Α. (2004) *Σημειώσεις για το μάθημα «Μηχανική Συμπεριφορά Υλικών» για το Τμήμα Μηχ. Μηχανικών Παν. Θεσσαλίας*, Βόλος: Παν. Θεσσαλίας
- [13] : ΜΑΝΤΖΙΝΟΣ Π. (2010) *Τεχνολογία Υλικών Οχημάτων – Τεύχος Ι*, Θεσσαλονίκη: ΑΤΕΙ Θεσσαλονίκης
- [14] : ΜΕΝΤΡΕΑ Κ., ΠΑΝΤΑΖΟΠΟΥΛΟΥ Π. (2010) *Έλεγχος Ποιότητας και Τεχνολογία Δομήσιμων Υλικών*, Πειραιάς: ΤΕΙ Πειραιά

- [15] : ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ Ε.Μ.Π. (2006) *Σημειώσεις για το μάθημα «Τεχνικά Υλικά»*, Αθήνα: ΕΜΠ
- [16] : ΤΡΙΑΝΤΑΦΥΛΛΙΔΗΣ Γ. (2008) *Σημειώσεις για το μάθημα «Μηχανική Συμπεριφορά Υλικών» για το Τμήμα Χημ. Μηχανικών Α.Π.Θ.*, Θεσσαλονίκη: ΑΠΘ
- [17] : ASHBY M., SHERCLIFF H., CEBON D. (2007) *Materials Engineering Science Processing and Design*, Oxford: Elsevier LTD
- [18] : SMALLMAN R.E. & NGANA.H.W (2007) *Physical Metallurgy and Advanced Materials*, 7th edition, Oxford: Elsevier LTD
- [19] : SOBOYEJO W. (2003) *Mechanical Properties of Engineered Materials*, New York: Marcel Dekker