



**ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ**  
**ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ-ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ**  
**ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ**  
**ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ**

## **Μελέτη Ιδιοτήτων χάλυβα τύπου SAE 1010 συναρτήσει της θερμοκρασίας και του βαθμού πλαστικής παραμόρφωσης**

Διπλωματική Εργασία

**Σταύρος Δεληγιάννης**

**Επιβλέπων Καθηγητής: Δρ. Γ. Φούρλαρης**



Ιούλιος 2013

ΑΘΗΝΑ



## ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ.....	4
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ.....	5
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ.....	6
ΠΕΡΙΛΗΨΗ.....	11
ABSTRACT.....	13
<b>1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....</b>	<b>15</b>
<b>2 ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΕΡΓΑΣΙΑΣ.....</b>	<b>16</b>
<b>3 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....</b>	<b>17</b>
3.1 Μηχανικές ιδιότητες μεταλλικών υλικών και δοκιμές ελέγχου.....	17
3.1.1 Μηχανικές ιδιότητες μεταλλικών υλικών.....	17
3.1.2 Όλκιμότητα και δυσθραυστότητα.....	20
3.1.3 Σκληρότητα μετάλλων.....	23
3.2 Οι χάλυβες και η μικροδομή τους.....	26
3.2.1 Διαγράμματα φάσεων μετάλλων.....	26
3.2.2 Ορισμός χαλύβων.....	29
3.2.3 Μηχανισμοί σκλήρυνσης χαλύβων.....	34
3.3 Παραγωγή τελικών προϊόντων.....	40
3.3.1 Χαλυβοποίηση.....	40
3.3.2 Συνεχής χύτευση.....	44
3.3.3 Θερμή έλαση.....	44
3.4 Παραγωγή υποευτυκτοειδούς κοινού ανθρακούχου χάλυβα.....	48
3.4.1 Εισαγωγή.....	48
3.4.2 Χάλυβες θερμής έλασης χωρίς περαιτέρω επεξεργασία.....	49

3.4.3	Χάλυβες θερμής έλασης που στη συνέχεια υφίστανται ψυχρή όλκη ή ψυχρή έλαση.....	50
3.4.4	Μορφές χαλύβων οπλισμού.....	53
<b>4</b>	<b>ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟΣ ΜΕΡΟΣ.....</b>	<b>55</b>
4.1	Περιγραφή του υλικού.....	55
4.2	Περιγραφή της πειραματικής διαδικασίας.....	57
4.2.1	Προετοιμασία δοκιμίων.....	57
4.2.2	Πρώτη επαφή με το υλικό και ομογενοποίηση.....	58
4.2.3	Επιβολή ενδοτράχυνσης.....	59
4.2.4	Θερμική κατεργασία.....	63
4.2.5	Δοκιμές εφελκυσμού.....	64
4.2.6	Δοκιμές σκληρότητας.....	65
4.2.7	Εγκιβωτισμός.....	67
4.2.8	Ονομασία Δοκιμίων.....	67
4.2.9	Λείανση.....	68
4.2.10	Στίλβωση.....	68
4.2.11	Χημική προσβολή.....	69
4.3	Μέθοδοι εξέτασης της μικροδομής.....	70
4.3.1	Οπτικό μικροσκόπιο (Light Optical Microscope, LOM).....	70
4.3.2	Ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (Scanning Electron Microscope, SEM).....	71
4.3.3	Δομικός χαρακτηρισμός μέσω τεχνικής EBSD (Electron Backscatter Diffraction).....	72
4.3.4	Συνολικός κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός (Crystal Orientation Mapping).....	73
4.3.5	Αναπαράσταση κόκκων και ορίων κόκκων.....	73

4.3.6	Ταυτοποίηση φάσεων.....	73
<b>5</b>	<b>ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ.....</b>	<b>74</b>
5.1	Μελέτη μηχανικών ιδιοτήτων.....	74
5.2	Μελέτη μικρογραφικής δομής.....	90
5.2.1	Μελέτη με το οπτικό μικροσκόπιο.....	90
5.2.2	Μελέτη στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.....	95
<b>6</b>	<b>ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ.....</b>	<b>106</b>
<b>7</b>	<b>ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....</b>	<b>110</b>
<b>8</b>	<b>ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ.....</b>	<b>112</b>

## **ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ**

Από τη θέση αυτή, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον επιβλέποντα καθηγητή μου, Δρ. Γεώργιο Φούρλαρη, Αναπληρωτή Καθηγητή της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων - Μεταλλουργών, για τις υποδείξεις και την καθοριστική συμβολή του σε οποιοδήποτε ζήτημα προέκυψε καθ' όλη την διάρκεια εκπόνησης της διπλωματικής εργασίας. Η επιστημονική του καθοδήγηση και συνεργασία είναι υπεύθυνες για την ποιότητα και διεκπεραίωση της παρούσας διπλωματικής εργασίας. Επίσης, τον ευχαριστώ, για τη μοναδική δυνατότητα που μου έδωσε να πραγματοποιήσω το μεγαλύτερο μέρος του πειράματός μου στις εγκαταστάσεις της εταιρείας ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗ Α.Ε..

Ακόμα, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον πρώην αναπληρωτή διευθυντή του τμήματος ποιοτικού ελέγχου της ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗΣ Α.Ε., κ. Ιωάννη Νικολάου για την καθοδήγηση, τη συνεργασία και τη βοήθεια που μου προσέφερε καθ' όλη τη διάρκεια της εκπόνησης της εργασίας μου στο εργαστήριο ποιοτικού ελέγχου της εταιρείας. Ευχαριστώ, επίσης όλο το προσωπικό του εργαστηρίου και ιδίως τον κ. Ιωάννη Παναγιωτούλια, του οποίου η υποστήριξη υπήρξε καταλυτική σε αρκετά σημαντικά θέματα του πειράματός μου.

Ευχαριστώ θερμά τις υποψήφιες διδάκτορες Σύλβια Ζορμαλιά και Μαρία Γεωργίου, για την πολύτιμη βοήθεια που μου προσέφεραν σε πρακτικά ζητήματα και απορίες και την συμπαράστασή τους., τον Δρ. Πέτρο Τσακιρίδη για την βοήθειά του με την τεχνική του EBSD και για την γενικότερη βοήθεια στην διεξαγωγή αποτελεσμάτων, τον υπεύθυνο του εργαστηρίου Ιωάννη Χαρλαμπίτα για την βοήθειά του σε διάφορα ζητήματα που προέκυψαν εντός του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας αλλά και για την καθοδήγηση του σε διάφορα λειτουργικά θέματα.

Ευχαριστώ όλο το υπόλοιπο προσωπικό του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας για την διακριτική τους παρουσία και συνδρομή τους στην αρμονική λειτουργία του εργαστηρίου.

Τέλος, ευχαριστώ θερμά τον "αδερφό" μου Αλέξανδρο Πρίντζη, συνάδελφο Μηχανικό Μεταλλείων - Μεταλλουργό, για τη συνεργασία, συμπαράσταση και υπομονή που επέδειξε σε όλη αυτή, την κοινή σε αρκετά θέματα, προσπάθεια που καταβάλαμε.

## **ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ**

Πίνακας 3.1	: Σύγκριση συμβόλων βασικών μεγεθών.....	20
Πίνακας 4.1	: Χημική σύσταση υλικού.....	56
Πίνακας 4.2	: Μέσες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού.....	56
Πίνακας 4.3	: Διαχωρισμός των δοκιμίων με βάση την επιβολή ενδοτράχυνσης, τη θερμοκρασία και τον χρόνο ανόπτησης τους στον φούρνο.....	63
Πίνακας 5.1	: Μέσες τιμές για το όριο διαρροής και θραύσης, την ομοιόμορφη παραμόρφωση στο μέγιστο φορτίο και στο σημείο θραύσης αλλά και τη σκληρότητα, από τα 5 μητρικά δοκίμια.....	78
Πίνακας 5.2	: Σκληρότητες των δοκιμίων για όλες τις θερμοκρασίες και χρόνους ανόπτησης σε σχέση με το ποσοστό αρχικής παραμόρφωσης.....	85

## ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 3.1	: Τυπικό διάγραμμα τάσεων-παραμορφώσεων.....	17
Εικόνα 3.2	: Σύγκριση πλαστικής παραμόρφωσης όλκιμου και ψαθυρού υλικού...20	
Εικόνα 3.3	: Δοκίμιο χάλυβα οπλισμού σκυροδέματος μετά από θραύση.....21	
Εικόνα 3.4	: Το διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου – άνθρακα.....28	
Εικόνα 3.5	: Το διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου – άνθρακα με φωτογραφίες των μικρογραφικών συστατικών .....30	
Εικόνα 3.6	: Φερρίτης.....31	
Εικόνα 3.7	: Περλίτης.....32	
Εικόνα 3.8	: Μπαινίτης.....33	
Εικόνα 3.9	: Μαρτενσίτης.....33	
Εικόνα 3.10	: Παράδειγμα στερεού διαλύματος παρεμβολής και αντικατάστασης...36	
Εικόνα 3.11	: Κίνηση διαταραχής γύρω από ευμεγέθη κατακρημνίσματα.....37	
Εικόνα 3.12	: Μέθοδοι χαλυβοποίησης και (ημι) τελικά προϊόντα χάλυβα.....41	
Εικόνα 3.13	: Χαλυβοποίηση με μεταλλάκτη.....32	
Εικόνα 3.14	: Κάδος δευτερογενούς χαλυβοποίησης.....43	
Εικόνα 3.15	: Συνεχής χύτευση μπιγιέτας.....45	
Εικόνα 3.16	: Απεικόνιση συμπεριφοράς της μικροδομής χάλυβα κατά τη θερμή έλαση.....46	
Εικόνα 3.17	: Παραγωγή τελικών προϊόντων με θερμή έλαση.....47	
Εικόνα 3.18	: Θερμή έλαση μπιγιέτας για παραγωγή χάλυβα.....47	
Εικόνα 3.19	: Μέθοδοι Παραγωγής Χαλύβων Οπλισμού και διαδικασίες διαμόρφωσης.....48	
Εικόνα 3.20	: Μεταβολές μηχανικών ιδιοτήτων, με αύξηση του ποσοστού ψυχρής διαμόρφωσης.....50	
Εικόνα 3.21	: Σύρμα χάλυβα οπλισμού που έχει παραχθεί με τη μέθοδο ψυχρής έλασης.....52	



Εικόνα 3.22 : Ευθύγραμμοι ράβδοι.....	53
Εικόνα 3.23 : Συγκολλημένα πλέγματα.....	53
Εικόνα 3.24 : Ρολλά και Ηλεκτροσυγκολλημένα Δικτύωματα.....	54
Εικόνα 4.1 : Αρχική μορφή του υλικού.....	55
Εικόνα 4.2 : Φούρνος Thermawatt, χρησιμοποιήθηκε για όλες τις θερμικές κατεργασίες.....	58
Εικόνα 5.35 : Η ελαστοπλαστική συμπεριφορά των υλικών κατά τη διάρκεια του εφελκυσμού.....	60
Εικόνα 4.4 : Ηλεκτρονική ζυγαριά της εταιρείας Navigator που χρησιμοποιήθηκε για όλες τις μετρήσεις βαρών.....	61
Εικόνα 4.5 : Συσκευή χάραξης.....	62
Εικόνα 4.6 : Ηλεκτρονικό παχύμετρο της εταιρείας Facom, ακριβείας δύο δεκαδικών ψηφίων, το οποίο βοήθησε στις μετρήσεις της χάραξης....	62
Εικόνα 4.7 : Μηχανή εφελκυσμού Roell Amsler UPN1000 της εταιρείας Zwick...65	
Εικόνα 4.8 : Επάνω, το διαμάντι που πιέζει με δύναμη F την επιφάνεια του δοκιμίου. Κάτω, το αποτύπωμα ρομβικής γεωμετρίας που μετράται στο μικροσκόπιο.....	66
Εικόνα 4.9 : Μηχανή λείανσης και στίλβωσης της εταιρείας Struers.....	69
Εικόνα 4.10 : Οπτικό Μικροσκόπιο.....	70
Εικόνα 4.11 : Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM).....	71
Εικόνα 4.12 : Σχηματική αναπαράσταση της τεχνικής του EBSD.....	72
Εικόνα 5.1 : Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών δοκιμίων δίχως θερμική κατεργασία.....	75
Εικόνα 5.2 : Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 250°C επί μία ώρα.....	75
Εικόνα 5.3 : Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 250°C επί πέντε ώρες.....	76
Εικόνα 5.4 : Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 450°C επί μία ώρα.....	76
Εικόνα 5.5 : Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 450°C επί πέντε ώρες.....	77

- Εικόνα 5.6 : Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 650°C επί μία ώρα.....77
- Εικόνα 5.7 : Εφελκυσμοί δοκιμίων μετά από ανόπτηση στους 650°C επί 5 ώρες...78
- Εικόνα 5.8 : Διάγραμμα της ποσοστιαίας μεταβολής των μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα SAE 1010 ως προς τον βαθμό παραμόρφωσης .....79
- Εικόνα 5.9 : Διάγραμμα σύγκρισης ομοιόμορφης παραμόρφωσης στο μέγιστο φορτίο ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες.....80
- Εικόνα 5.10 : Διάγραμμα σύγκρισης ομοιόμορφης παραμόρφωσης στο σημείο θραύσης ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες.....81
- Εικόνα 5.11 : Διάγραμμα σύγκρισης του ορίου θραύσης  $R_m$  ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες.....82
- Εικόνα 5.12 : Διάγραμμα σύγκρισης του ορίου διαρροής  $ReH$  ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες.....84
- Εικόνα 5.13 : Διάγραμμα σύγκρισης της σκληρότητας Vickers ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες.....86
- Εικόνα 5.14 : Διάγραμμα σύγκρισης του βάρους ανά μήκος ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες.....87
- Εικόνα 5.15 : Σύγκριση εκτιμώμενης τιμής αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκε με την αντίστοιχη τιμή που τελικά μετρήθηκε.....88
- Εικόνα 5.16 : Διαφορά εκτιμώμενης με επιτευχθείσα τιμή αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης, σε σχέση με το ποσοστό ενδοτράχυνσης που τελικά μετρήθηκε.....89
- Εικόνα 5.17 : Ποσοστιαία διαφορά εκτιμώμενης με επιτευχθείσα τιμή αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης, σε σχέση με το ποσοστό ενδοτράχυνσης που τελικά μετρήθηκε.....89
- Εικόνα 5.18 : Μικροδομή του SAE 1010 στη μητρική κατάσταση. Μέτρηση ογκομετρικού κλάσματος: α-φερρίτης 94,2%, περλίτης 5,8%, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x.....91
- Εικόνα 5.19 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11%, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x.....91

- Εικόνα 5.20 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 250 °C επί μια ώρα, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x.....92
- Εικόνα 5.21 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 250 °C επί πέντε ώρες, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x.....92
- Εικόνα 5.22 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 450 °C για μια ώρα, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x.....93
- Εικόνα 5.23 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 450 °C για πέντε ώρες, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x .....93
- Εικόνα 5.24 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 650 °C για μια ώρα, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x .....94
- Εικόνα 5.25 : Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 650 °C για πέντε ώρες, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x .....94
- Εικόνα 5.26 : Κατανομή μεγέθους κόκκων μέσω EBSD για το μητρικό δοκίμιο ...95
- Εικόνα 5.27 : Κατανομή μεγέθους κόκκων μέσω EBSD για το δοκίμιο με ενδοτράχυνση 11%.....96
- Εικόνα 5.28 : Κρυσταλλογραφική χαρτογράφηση με την χρήση της τεχνικής EBSD, στο μητρικό δοκίμιο .....97
- Εικόνα 5.29 : Κρυσταλλογραφική χαρτογράφηση με την χρήση της τεχνικής EBSD, στο δοκίμιο που έχει υποστεί 11% αρχική ενδοτράχυνση .....98
- Εικόνα 5.30 : Μελέτη των φάσεων του μητρικού δοκιμίου. Εδώ παρατηρείται ότι στη μικροδομή διερευνάται 100% α-φερρίτης .....99
- Εικόνα 5.31 : Μελέτη των φάσεων του ενδοτραχυμένου δοκιμίου. Εδώ, επίσης, παρατηρείται ότι στη μικροδομή διερευνάται 100% α-φερρίτη .....100
- Εικόνα 5.32 : Χαρτογράφηση του προσανατολισμού των κόκκων και απεικόνιση των κρυσταλλογραφικών επιπέδων για το μητρικό δοκίμιο .....101
- Εικόνα 5.33 : Χαρτογράφηση του προσανατολισμού των κόκκων και απεικόνιση των κρυσταλλογραφικών επιπέδων για το ενδοτραχυμένο δοκίμιο..102
- Εικόνα 5.34 : Χαρτογράφηση του βαθμού παραμόρφωσης των κόκκων για το μητρικό δοκίμιο .....103

Εικόνα 5.35 : Χαρτογράφηση του βαθμού παραμόρφωσης των κόκκων για το ενδοτραχυμένο δοκίμιο .....104

## **ΠΕΡΙΛΗΨΗ**

Το αντικείμενο της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι η συσχέτιση της μικροδομής υποευτηκτειδούς ανθρακούχου χάλυβα οπλισμού, με τις μηχανικές του ιδιότητες. Πιο συγκεκριμένα, πραγματοποιείται μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας (250-650°C) και του χρόνου ανόπτησης (μία ή πέντε ώρες) σε χάλυβα ο οποίος έχει υποβληθεί σε αρχικό βαθμό ενδοτράχυνσης ( $A_{gt} < 11\%$ ).

Το υλικό που εξετάζεται αποτελεί κοινό ανθρακούχο χάλυβα οπλισμού, της κατηγορίας SAE 1010 και είναι προϊόν παραγωγής της εταιρείας ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗ Α.Ε.. Ο συγκεκριμένος χάλυβας παράγεται με θερμή έλαση, σε μορφή χονδροσύρματος και αποτελεί συνήθη πρώτη ύλη για την παραγωγή σύρματος ή πλεγμάτων, λόγω της πολύ υψηλής ολκιμότητας και ικανοποιητικής αντοχής στη θραύση που παρουσιάζει[1].

Στόχος της μελέτης ήταν, να πραγματοποιηθούν μετρήσεις των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού, με την επίδραση των παραπάνω κατεργασιών, και να αξιολογηθούν τα αποτελέσματα αυτών ώστε, μέσω οπτικής ανάλυσης της μορφολογίας και του μεγέθους των κόκκων του, να επιχειρηθεί η συσχέτιση της μικρογραφικής του δομής με τη μηχανική του αντοχή.

Η διαδικασία διαμόρφωσης των δοκιμίων του χάλυβα καθώς και η υλοποίηση των πειραμάτων για τον υπολογισμό των μηχανικών ιδιοτήτων του, πραγματοποιήθηκαν στο εργαστήριο ποιοτικού ελέγχου της εταιρείας ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗ Α.Ε. Η μελέτη της μικρογραφικής δομής του υλικού έγινε στο εργαστήριο μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών.

Για τις μετρήσεις της μηχανικής αντοχής έγιναν δοκιμές σκληρότητας και εφελκυσμού, ενώ για τη μελέτη της μικροδομής έγινε χρήση οπτικού μικροσκοπίου και ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (Scanning Electron Microscopy - SEM) μέσω του οποίου έγινε χρήση της τεχνικής EBSD για λεπτομερή προσδιορισμό της μορφής και του μεγέθους των κόκκων του υλικού.

Οι παρατηρήσεις και τα αποτελέσματα που εξήχθησαν είναι σε συμφωνία με τις μελέτες που έχουν διενεργηθεί για το δεδομένο θέμα. Με την συνεχόμενη αύξηση επιβαλλόμενης ενδοτράχυνσης προκύπτει σημαντική αύξηση της σκληρότητας του υλικού και δραματική μείωση της ολκιμότητας του. Αντίθετα, η αποτακτική ανόπτηση ανακουφίζει από τις παραμένουσες τάσεις, της σκλήρυνσης από ενδοτράχυνση, τον χάλυβα, με αποτέλεσμα να βελτιώνεται αισθητά η ολκιμότητα του δίχως να θυσιάζεται σε μεγάλο βαθμό η αντοχή του στη θραύση. Σημαντικά, ωστόσο, συμπεράσματα προκύπτουν από τη μελέτη της μικροδομής του χάλυβα, μέσω της οποίας επιτεύχθηκε συσχέτιση της μορφής αλλά και του μεγέθους κόκκων με την επιβολή αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης.

## **ABSTRACT**

This diploma thesis aims at associating the microstructure of an hypoeutectoid reinforcing carbon steel with its mechanical properties. More specifically, the effect of temperature (250-650°C) and annealing time (one or five hours) on a steel subjected to an initiating work hardening ( $A_{gt} < 11\%$ ).

The material studied is a common reinforcing carbon steel, type SAE 1010, produced by Halyvourgiki S.A.. This steel is produced by hot rolling, in wire rod form, and constitutes a common raw material for the production of wire or wire mesh, due to its high malleability and strength[1].

The objective of this study is to obtain measurements of the material's mechanical properties, under the effect of the processes mentioned above, and correlating these to its micrographic structure, via an optical analysis of its morphology and grain size.

The steel specimens' setting procedure as well as the implementation of the tests measuring the mechanical properties, were performed in Halyvourgiki S.A.'s Quality Control Laboratory. The metallographic structure study was carried out in the Laboratory of Metallurgy of the School of Mining & Metallurgical Engineering.

In measuring the mechanical strength, hardness and tensile tests were performed, whereas the microstructure study was performed using an optical microscope and Scanning Electron Microscopy (SEM) with the EBSD technique for detailed designation of the shape and size of the material's grains.

The observations and results are in agreement with similar studies on the topic. An increase in the imposed work hardening, results in increased material hardness and drastic reduction of its malleability. On the contrary, stress relief annealing annuls the effects of the work hardening, resulting in a significantly increased malleability of the material, with only a minor decrease in the fracture toughness. Finally, the microstructure study produces the most significant results, in the association of the

grain's shape and size to the material's mechanical properties, and to the imposed initiating amount of work hardening.



## **1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ**

Η θερμή έλαση αποτελεί μία μεταλλοτεχνική διεργασία, που επιτρέπει τη σημαντική επιμήκυνσή του υλικού στη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης. Με τον τρόπο αυτό δεν επιβάλλεται ουσιαστικά ενδοτράχυνση στο υλικό καθώς οι κόκκοι του ανακρυσταλλώνονται και η παραμόρφωσή τους, από την έλαση, αναιρείται. Το γεγονός αυτό δίνει τη δυνατότητα μεγάλης μεταβολής των διαστάσεων των χάλυβων.

Οι χάλυβες θερμής έλασης αποτελούν τους οικονομικότερους από όλα τα είδη χάλυβα και η χρήση τους ποικίλλει. Κυρίως προορίζονται για εφαρμογές που απαιτούν καλή διαμορφωσιμότητα, και μηχανουργική κατεργασιμότητα. Οι ιδιότητες αυτές χειροτερεύουν όταν αυξάνεται η περιεκτικότητα σε άνθρακα, γι' αυτό και στις περισσότερες εφαρμογές χρησιμοποιούνται κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες με χαμηλή ή μέση περιεκτικότητα σε άνθρακα ( $C < 0.25\%$ ).

Το υλικό το οποίο εξετάζεται στην παρούσα εργασία αποτελεί χονδρόσυρμα κοινού ανθρακούχου χάλυβα με χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα ( $C = 0.11\%$ ), το οποίο παράγεται από την ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗ Α.Ε., με θερμή έλαση, και χρησιμοποιείται κυρίως για την κατασκευή κοινής ποιότητας σύρματος (μικρότερης διαμέτρου) και πλεγμάτων.

Οι συνήθεις μηχανικές ιδιότητες που παρουσιάζουν οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες (όπως και ο εξεταζόμενος) είναι άρρηκτα συνδεδεμένες με τη σύνθετη μικροδομή που λαμβάνεται ύστερα από θερμικές κατεργασίες, όπως είναι και αυτή της θερμής έλασης. Οι θερμικές κατεργασίες, που πραγματοποιούνται στην προκειμένη περίπτωση έχουν σκοπό να επιτευχθεί ικανοποιητική έως βέλτιστη τιμή ολκιμότητας χωρίς ωστόσο να θυσιάζονται η σκληρότητα και η αντοχή στη θραύση του υλικού. Παρ' όλα αυτά οι παράμετροι οι οποίες προσδίδουν στη μικροδομή ενός χάλυβα βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες, δεν έχουν πλήρως διερευνηθεί.

Για το λόγο αυτό διερευνάται η συσχέτιση της μηχανικής αντοχής χονδροσύρματος υποευτηκτοειδούς χάλυβα οπλισμού, της κατηγορίας SAE 1010, με τη μικρογραφική του δομή, όταν αυτό έχει υποβληθεί σε πλαστική, εν ψυχρώ, παραμόρφωση καθώς και σε θερμική κατεργασία.

## **2 ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΕΡΓΑΣΙΑΣ**

1. Μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας (250-650°C) και του χρόνου ανόπτησης (1, 5 ώρες) σε χονδρόσυρμα χάλυβα θερμής έλασης της σειράς SAE 1010 που έχει υποβληθεί σε διαφορετικό βαθμό πλαστικής παραμόρφωσης ( $A_{gt} < 11\%$ ). Πιο συγκεκριμένα, μελετάται η επίδραση του επιβληθέντος ποσοστού παραμόρφωσης στην παραμένουσα μηχανική αντοχή του υλικού ( μέσω μηχανικών δοκιμών εφελκυσμού και σκληρόμετρησης).
2. Ο πλήρης χαρακτηρισμός της μικροδομής του υλικού με τη χρήση των τεχνικών της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (Scanning Electron Microscope), με σκοπό τη συσχέτιση της μικροδομής του, με τις μηχανικές του ιδιότητες.

## **3 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ**

### ***3.1 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ ΚΑΙ ΔΟΚΙΜΕΣ ΕΛΕΓΧΟΥ***

#### **3.1.1 ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ**

Στα μεταλλικά υλικά, η ποιότητά τους αφορά τις φυσικές τους ιδιότητες και ιδιαίτερα αυτές που σχετίζονται με τη συμπεριφορά τους στην άσκηση κάποιας τάσης.

Η ικανότητα ενός μεταλλικού υλικού να λειτουργεί με συγκεκριμένο τρόπο, κάτω από διάφορα είδη επιβαλλόμενων τάσεων, ονομάζεται μέτρο ποιότητας. Οι παραμορφώσεις είναι οι αποκρίσεις των υλικών στις τάσεις[3]

#### **Τάση (stress) και παραμόρφωση (strain)**

Η δοκιμή του μονο - αξονικού εφελκυσμού, μέσω του διαγράμματος τάσεων - παραμορφώσεων, μας δίνει τη δυνατότητα για τον υπολογισμό των βασικών μηχανικών ιδιοτήτων των υλικών.

Στη δοκιμή αυτή, τα δοκίμια, συνήθως ειδικά διαμορφωμένα με βάση απαιτήσεις Εθνικών και Διεθνών Προδιαγραφών και Κανονισμών, τοποθετούνται σε μηχανές εφελκυσμού και καταπονούνται με αξονικό φορτίο μέχρι το διαχωρισμό τους σε δύο μέρη. Στην πιο απλή περίπτωση, υπάρχει καταγραφή του επιβαλλόμενου φορτίου και της αντίστοιχης επιμήκυνσης που προκαλείται στο δοκίμιο.

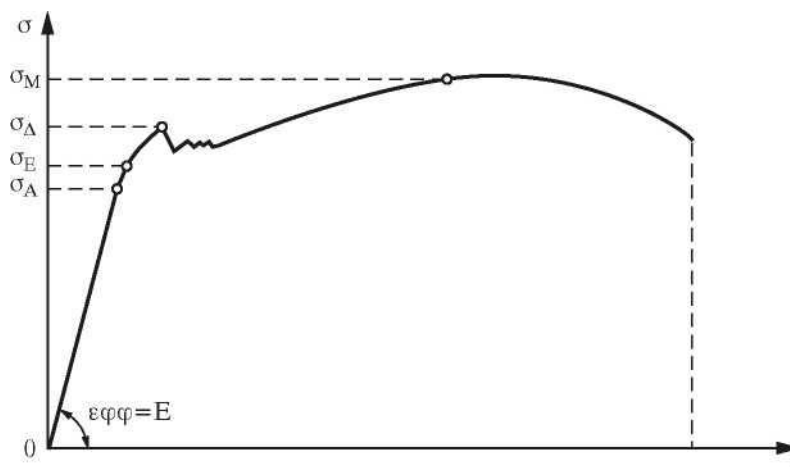
Συνήθως γίνεται αναγωγή του επιβαλλόμενου φορτίου σε τάση ( $\sigma = P / A$ ), ενώ ταυτόχρονα στον οριζόντιο άξονα σημειώνονται οι ανοιγμένες παραμορφώσεις ( $\epsilon = \Delta L / L_0$ ). Επειδή δεν διαιρούμε με την εκάστοτε μικρότερη διατομή, αλλά με την αρχική, στην πραγματικότητα υπολογίζουμε συμβατικές τάσεις[3].

## Η καμπύλη τάσης – παραμορφώσης

Η διατομή των δοκιμίων είναι συνήθως κυλινδρική ή ορθογωνική και τα ακραία τους τμήματα (κεφαλές) κατασκευάζονται με τέτοιο τρόπο ώστε η σύνθετη καταπόνηση που ασκείται στις περιοχές εκείνες, κατά τη διάρκεια της επιβολής φορτίων στη μηχανή εφελκυσμού, να μετατρέπεται σε απλή εφελκυστική καταπόνηση στην κεντρική περιοχή του δοκιμίου. Όλες οι μετρήσεις και παρατηρήσεις πραγματοποιούνται σε αυτήν την περιοχή, μακριά από τις αρπαγές της μηχανής.

Με τη δοκιμή εφελκυσμού (tensile test), μέσω του διαγράμματος τάσεων - παραμορφώσεων που προκύπτει (Εικόνα 3.1) προσδιορίζονται τα παρακάτω μεγέθη:

- Όριο αναλογίας  $\sigma_A$  (proportional limit). Είναι η μέγιστη τάση για την οποία ισχύει ο νόμος της αναλογίας τάσεων-παραμορφώσεων:  $\sigma = E \cdot e$  (Νόμος του Hooke)



Εικόνα 3.1: Τυπικό διάγραμμα τάσεων-παραμορφώσεων

- Όριο Ελαστικότητας  $\sigma_E$  (elastic limit). Είναι η μέγιστη τάση στην οποία μπορεί να φτάσει το υλικό, χωρίς να υπάρξει μετά την αποφόρτιση του παραμένουσα παραμόρφωση. Με άλλα λόγια η παραμόρφωση είναι ελαστική, χωρίς ωστόσο να αυξάνεται με γραμμικό τρόπο.
- Όριο διαρροής  $\sigma_{\Delta}$  (yield strength). Είναι η τάση μετά την οποία κατά την

αποφόρτιση παρατηρείται στο δοκίμιο παραμένουσα παραμόρφωση. Στην περίπτωση όλκιμων υλικών στο διάγραμμα τάσεων -παραμορφώσεων, το όριο διαρροής εμφανίζεται σαν μια χαρακτηριστική ασυνέχεια. Αν το σημείο αυτό δεν είναι εμφανές, ως συμβατικό όριο διαρροής ( $\sigma_{02}$ ) λαμβάνεται η τιμή της τάσης για την οποία η παραμένουσα παραμόρφωση είναι  $\varepsilon=0,2\%$ .

- Όριο θραύσης  $\sigma_M$  (tensile strength). Είναι το πηλίκο του μέγιστου φορτίου  $P$ , το οποίο δύναται να φέρει το δοκίμιο, πριν αρχίσει να δημιουργείται "λαιμός", που θα καταλήξει σε θραύση προς την αρχική εγκάρσια διατομή του  $A$ .
- Επιμήκυνση  $AL=L-L_0$  (elongation). Είναι η αύξηση του μήκους μέτρησης  $L_0$  σε ένα δοκίμιο που καταπονείται σε εφελκυσμό.
- Μέτρο Ελαστικότητας (E-modulus of elasticity). Είναι ο σταθερός λόγος της τάσης προς την παραμόρφωση, στην περιοχή όπου ισχύει ο νόμος του Hooke.
- Ανοιγμένη επιμήκυνση ή παραμόρφωση ( $\varepsilon$ -strain). Είναι το πηλίκο της επιμήκυνσης του επιμετρούμενου μήκους του δοκιμίου, προς το αρχικό επιμετρούμενο μήκος.
- Λόγος Poisson ( $\nu$ ). Είναι ο λόγος της εγκάρσιας παραμόρφωσης προς την αντίστοιχη αξονική παραμόρφωση, όταν η αξονική τάση είναι ομοιόμορφα κατανεμημένη και βρίσκεται κάτω από το όριο αναλογίας του υλικού[4].

Στον Πίνακα που ακολουθεί παρουσιάζεται συνοπτικά η σύγκριση των συμβόλων, για τα διάφορα μεγέθη που συναντούνται στην έκδοση αυτή.

Πίνακας 3.1: Σύγκριση συμβόλων βασικών μεγεθών

	Πρότυπο ΕΛΟΤ 1421	Ευρωκώδικες 2 και 8
<b>Όριο διαρροής</b>	$R_e$	$f_y$
<b>Συμβατικό όριο διαρροής</b>	$R_{p0.2}$	
<b>Εφελκυστική αντοχή</b>	$R_m$	$f_t$
<b>Λόγος εφελκυστικής αντοχής προς όριο διαρροής</b>	$R_m / R_e$	$f_t / f_y$
<b>Συνολική ανοιγμένη παραμόρφωση μετά τη θραύση</b>		$\epsilon_5$
<b>Συνολική ανοιγμένη παραμόρφωση στο μέγιστο φορτίο</b>	$A_{gt}$	$\epsilon_{uk}$
<b>Ονομαστική διάμετρος</b>	$d$	$\Phi$

Στην παρούσα εργασία, γενικά ακολουθούνται οι ειδικοί συμβολισμοί του σχεδίου Προτύπου ΕΛΟΤ 1421[3].

### 3.1.2 ΟΛΚΙΜΟΤΗΤΑ ΚΑΙ ΔΥΣΘΡΑΥΣΤΟΤΗΤΑ

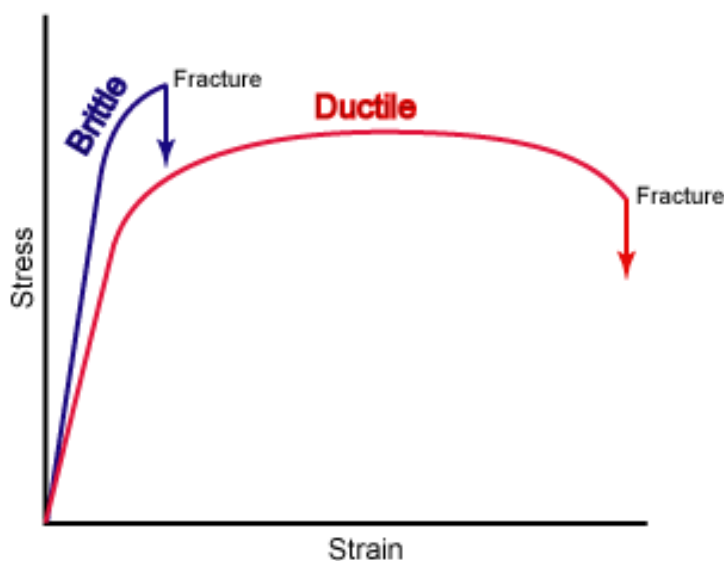
#### Ολκιμότητα και κατηγορίες θραύσης

Η ικανότητα των υλικών να δέχονται πλαστικές παραμορφώσεις πριν τη θραύση τους ονομάζεται ολκιμότητα (ductility).

Τα υλικά αντιδρούν στα εξωτερικά φορτία αναπτύσσοντας παραμορφώσεις. Ωστόσο, για τα ίδια εξωτερικά φορτία ένα υλικό μπορεί να αναπτύξει πολύ μεγαλύτερες παραμορφώσεις από ένα άλλο.

Τα υλικά που έχουν την ικανότητα ανάπτυξης μεγάλων παραμορφώσεων στην

πλαστική περιοχή ονομάζονται όλκιμα (ductile), ενώ αυτά που έχουν περιορισμένη δυνατότητα πλαστικής παραμόρφωσης λέγονται ψαθυρά (brittle). Τα όλκιμα υλικά, έχουν αναπτυγμένο κλάδο πλαστικής παραμόρφωσης στο διάγραμμα τάσεων - εφελκυσμού και κατά τη θραύση τους εμφανίζουν το φαινόμενο της δημιουργίας "λαιμού", ενώ τα ψαθυρά υλικά, έχουν κυρίως ελαστική περιοχή παρουσιάζουν μικρό πλαστικό κλάδο, και δεν εμφανίζεται (τουλάχιστον εμφανής) "λαιμός"



Εικόνα 3.2 : Σύγκριση πλαστικής παραμόρφωσης όλκιμου και ψαθυρού υλικού

### Δυσθραυστότητα και μεταβολές της

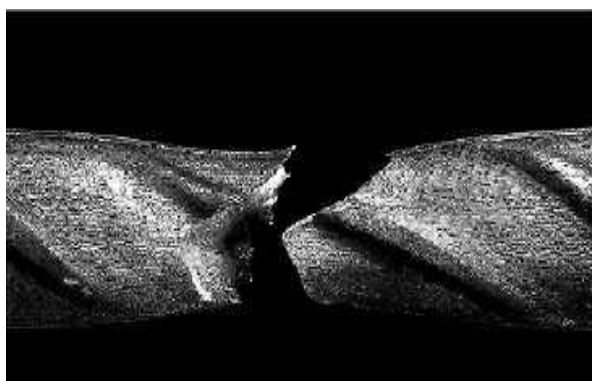
Τα όλκιμα υλικά χρειάζονται μεγαλύτερο ποσό ενέργειας για να αστοχήσουν απ' ό,τι τα ψαθυρά και επομένως προσφέρουν μεγαλύτερη ασφάλεια σε μια κατασκευή. Για να ποσοτικοποιήσουμε τα παραπάνω, ορίζουμε ως δυσθραυστότητα (toughness), το ποσό της ενέργειας παραμόρφωσης ενός υλικού μέχρι τη θραύση του.

Η δυσθραυστότητα είναι σύνθετη έννοια και εκφράζει αφενός την ικανότητα ενός υλικού να υφίσταται πλαστική παραμόρφωση, πριν από τη θραύση και αφετέρου τη δυνατότητα να αναλαμβάνει σημαντικά φορτία[3].

Σε σχέση με τους παράγοντες που επηρεάζουν τη δυσθραυστότητα των υλικών εν συντομία μπορεί να σημειώσουμε τα εξής:

- Η χημική σύνθεση των μεταλλικών υλικών επηρεάζει τη δυσθραυστότητα. Η προσθήκη ορισμένων στοιχείων σε ελάχιστες ποσότητες σε ένα κράμα, μπορεί να μειώσει (π.χ. ο άνθρακας) ή να αυξήσει τη δυσθραυστότητα του (π.χ. το μολυβδαίνιο).
- Η ψυχρή παραμόρφωση κατά τη διαδικασία παραγωγής του μεταλλικού υλικού, οδηγεί σε μείωση της ικανότητας ανάληψης πλαστικών παραμορφώσεων σε συνθήκες λειτουργίας.
- Ρόλο παίζει και η θερμοκρασία λειτουργίας. Σε χαμηλές θερμοκρασίες-μικρότερες της θερμοκρασίας περιβάλλοντος - η θραύση ορισμένων μετάλλων πραγματοποιείται με ψαθυρό τρόπο, ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες παρουσιάζουν όλκιμη συμπεριφορά. Για κάθε μέταλλο υπάρχει μία χαρακτηριστική θερμοκρασία-ή πιο σωστά θερμοκρασιακή περιοχή-μετάβασης από την ψαθυρή στην όλκιμη συμπεριφορά. Η θερμοκρασία αυτή σχετίζεται με τη χημική σύσταση των μεταλλικών κραμάτων[3]

Παρακάτω δίνεται η γενική εικόνα θραύσης μίας ράβδου σπλισμού με καλή ολκιμότητα.



*Εικόνα 3.3 : Δοκίμιο χάλυβα σπλισμού σκυροδέματος μετά από θραύση*

Παρά το γεγονός ότι το διάγραμμα εφελκυσμού είναι πολύ χρήσιμο για να γίνει κατανοητή η έννοια της δυσθραυστότητας, δεν αποτελεί το καλύτερο εργαλείο για



τον προσδιορισμό της και αυτό γιατί ο εφελκυσμός είναι στατική δοκιμή. Η φόρτιση στη δοκιμή εφελκυσμού, είναι μικρότερης ταχύτητας από την ταχύτητα με την οποία μπορούν να κινηθούν πραγματικά οι διαταραχές. Στην πράξη οι κατασκευές υφίστανται σύνθετες δυναμικές καταπονήσεις. Για το λόγο αυτό, γίνεται συχνά και έλεγχος της δυσθραυστότητας, μέσω ειδικών δοκιμών, -συνήθως- σε διατάξεις Charpy.

### 3.1.3 ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑ ΤΩΝ ΜΕΤΑΛΛΩΝ

Ως σκληρότητα (hardness) ενός υλικού ορίζεται η αντίσταση που προβάλλει αυτό, στην κάθετη διείσδυση ενός άλλου υλικού πιο σκληρού. Μέτρο της αποτελεί η μόνιμη (πλαστική) παραμόρφωση που προκαλείται από τη διείσδυση. Θα μπορούσε μαθηματικά η σκληρότητα να εκφρασθεί ως εξής :

$$H = P/A$$

όπου P η εφαρμοζόμενη δύναμη και A η επιφάνεια του αποτυπώματος

Το σώμα αυτό που επιχειρεί να διεισδύσει στο προς εξέταση υλικό ονομάζεται διεισδυτής ή εντυπωτής. Η αρχή λειτουργίας των περισσότερων δοκιμών σκληρότητας βασίζεται στη μέτρηση των διαστάσεων του αποτυπώματος, που δημιουργεί ο διεισδυτής στο υλικό. Αν το αποτύπωμα αυτό είναι μικρό, σημαίνει ότι το υλικό αντιστέκεται στη διείσδυση και επομένως είναι σκληρό, ενώ αν το αποτύπωμα είναι μεγαλύτερο, το υλικό αντιστέκεται λιγότερο και επομένως είναι λιγότερο σκληρό[4].

Υπάρχουν τρεις βασικές μέθοδοι σκληρομετρικής :

- Brinell
  
- Rockwell
  
- Vickers

- Η δοκιμή Brinell

Κατά τη δοκιμή αυτή, ο διεισδυτής είναι σφαίρα από σκληρυμένο χάλυβα ή από καρβίδιο, με αποτέλεσμα να δημιουργεί σφαιρικό αποτύπωμα στο υλικό. Η εφαρμοζόμενη δύναμη αλλά και η διάμετρος της σφαίρας ποικίλλουν. Η τυποποιημένη μέθοδος Brinell χρησιμοποιεί σφαίρα διαμέτρου 10 mm, φορτίο 3000 kp και διάρκεια 30 sec. Η σκληρότητα κατά Brinell δίδεται από τον τύπο:

$$HB = 2P/(\pi D \cdot (D - (D^2 - d^2)^{1/2}))$$

όπου P η εφαρμοζόμενη δύναμη σε kp, D η διάμετρος του διεισδυτή σε mm και d : η διάμετρος του αποτυπώματος σε mm

Αν αντικατασταθούν τα εκάστοτε μεγέθη με τις σωστές μονάδες, το αριθμητικό αποτέλεσμα που προκύπτει από την εξίσωση 3.2 έχει μονάδες Kp/mm<sup>2</sup> ή απλώς HB. Η δοκιμή Brinell εφαρμόζεται ευρέως σε μαλακά κυρίως υλικά με μεγάλη μεταλλουργική ανομοιογένεια[4].

- Η δοκιμή Rockwell

Η δοκιμή αυτή βασίζεται στη μέτρηση του βάθους του αποτυπώματος (και όχι της διαμέτρου), που προκαλεί ο διεισδυτής κατά τη διάρκεια δύο φάσεων :

(α) της προφορτίσεως, που χρησιμοποιείται μικρή δύναμη (10 Kp) και

(β) της φορτίσεως που χρησιμοποιείται μεγαλύτερη δύναμη, η οποία είναι καθορισμένη (100 ή 150 Kp).

Σύμφωνα, τώρα, με το είδος του διεισδυτή και επιβαλλόμενων φορτίων και συνεπώς με τον τύπο του δοκιμαζόμενου υλικού, υπάρχουν δυο κυρίως ευρύτατα χρησιμοποιούμενοι μέθοδοι σκληρομέτρησης κατά Rockwell :

- Rockwell C : Χρησιμοποιείται ως διεισδυτής κώνος από διαμάντι, γωνίας 120° και άκρης με ακτίνα καμπυλότητας 0.02 mm. Κατά τη διάρκεια της προφορτίσεως, η εφαρμοζόμενη δύναμη είναι ίση με 10 kp και κατά τη διάρκεια της φορτίσεως είναι ίση με 150 kp. Η κλίμακα της σκληρότητας εκτείνεται από 20 έως 70 HRC (HRC: μονάδα σκληρότητας κατά Rockwell C)[3,4].

- Rockwell B : Χρησιμοποιείται ως διεισδυτής σφαίρα από σκληρυμένο χάλυβα, διαμέτρου 1/16 in. (περίπου 1,59 mm). Η δύναμη προφορτίσεως είναι ίση με 10 kp και της φόρτισης είναι ίση με 100 kp. Η κλίμακα της ξεκινά από 35 HRB και φθάνει στα 100 HRB. Τα υλικά που μπορούν να σκληρομετρηθούν είναι κοινοί χάλυβες, ακατέργαστοι κραματωμένοι χάλυβες, κράματα χαλκού, κράματα αλουμινίου και γενικά υλικά που δεν έχουν υποστεί κατεργασίες σκληρύνσεως.

- Η δοκιμή Vickers

Η δοκιμή σκληρότητας κατά Vickers χρησιμοποιεί ως διεισδυτή πυραμίδα διαμαντιού, ανοίγματος 136°. Τα φορτία που εφαρμόζονται ξεκινούν από μερικά p και φθάνουν μέχρι κάποιες εκατοντάδες Kp. Με τη διείσδυση της πυραμίδας, μέσα στο υλικό, δημιουργείται ένα τετραγωνικό αποτύπωμα στην ιδανικότερη περίπτωση. Στην πραγματικότητα, το αποτύπωμα που δημιουργείται είναι σχήματος ρόμβου και οφείλεται στη μικροσκοπική ανισοτροπία του υλικού. Η τιμή της σκληρότητας δίδεται μαθηματικά από τον τύπο:

$$HV = 1,854 P/d^2$$

όπου, P η εφαρμοζόμενη δύναμη σε Kp και d ο μέσος όρος των διαγωνίων ( $= (d_1 + d_2) / 2$ ) του αποτυπώματος (mm)

Το αριθμητικό αποτέλεσμα έχει μονάδες Kp/mm<sup>2</sup> ή απλώς HV (HV : μονάδα σκληρότητας κατά Vickers). Η δοκιμή σκληρότητας κατά Vickers χρησιμοποιείται για ένα μεγάλο εύρος υλικών (σκληρών και μαλακών) λόγω της ποικιλίας φορτίων που χρησιμοποιεί. Επίσης, λόγω του ρηχού αποτυπώματος που δημιουργεί, μπορεί να χρησιμοποιηθεί άνετα και στη σκληρομέτρηση πολύ λεπτών ελασμάτων (λαμαρίνες, φύλλα αλουμινίου). Η δυνατότητα χρήσης επίσης πολύ μικρών φορτίων (μάζας μερικών μόλις γραμμαρίων) κάνει τη μέθοδο Vickers κατάλληλη για μικροσκληρομέτρηση υλικών, η οποία είναι πολύ βασική για τη μελέτη της κατανομής της σκληρότητας, αλλά και για τη μέτρηση της σκληρότητας των διαφόρων φάσεων και συστατικών, που εμπεριέχονται μέσα στο υλικό. Οι διαστάσεις των μικροαποτυπωμάτων μετρούνται στο οπτικό μικροσκόπιο[3,4].

## **3.2 ΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ ΚΑΙ Η ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΤΟΥΣ**

### **3.2.1 ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΑ ΦΑΣΕΩΝ ΜΕΤΑΛΛΩΝ**

#### **Στερεά διαλύματα – Φάσεις και διαγράμματα φάσεων**

Τα μεταλλικά υλικά που χρησιμοποιούνται στις καθημερινές εφαρμογές, δεν είναι καθαρά σώματα, αλλά κράματα (alloys), δηλαδή συνδυασμός δυο ή περισσότερων μετάλλων ή μετάλλου (μετάλλων) με αμέταλλο (αμέταλλα) ή επαμφοτερίζον στοιχείο. Δεν είναι ούτε καν ομογενή μίγματα σε μικροσκοπική κλίμακα, αλλά συνίστανται από σώματα που περιέχουν διάφορες διακεκριμένες φάσεις με διαφορετικές ιδιότητες. Μόνο σε μακροσκοπική κλίμακα είναι ομογενή.

Ο όρος φάση (phase) αναφέρεται σε μία ποσότητα ύλης που έχει τις ίδιες ιδιότητες, την ίδια χημική σύσταση και χωρίζεται από το περιβάλλον της με μία περατωτική επιφάνεια.

Τα στοιχεία τα οποία βρίσκονται στη μικρότερη αναλογία μέσα σε ένα κράμα, ονομάζονται κραματικά στοιχεία (alloying elements) ή στοιχεία προσθήκης.

Οι γραφικές παραστάσεις, που περιγράφουν σε συντεταγμένες θερμοκρασίας - συγκέντρωσης, τις περιοχές ύπαρξης ή συνύπαρξης των φάσεων ενός συστήματος ονομάζονται διαγράμματα ισορροπίας φάσεων (phase equilibrium diagrams)[3,5].

Μερικές από τις σημαντικές πληροφορίες που μας παρέχει ένα διάγραμμα ισορροπίας φάσεων είναι οι παρακάτω:

- Ποιες φάσεις υπάρχουν και με ποια χημική σύσταση σε διαφορετικές συγκεντρώσεις και θερμοκρασίες, σε συνθήκες εξαιρετικά αργής απόψυξης (συνθήκες ισορροπίας).
- Τη διαλυτότητα, σε στερεά κατάσταση ενός στοιχείου στο άλλο (συνθήκες ισορροπίας).
- Τη θερμοκρασία στην οποία οι διαφορετικές φάσεις αρχίζουν να τήκονται και τη θερμοκρασία στην οποία ένα ψυχόμενο κράμα αρχίζει να στερεοποιείται, σε συνθήκες ισορροπίας, καθώς και τη θερμοκρασιακή περιοχή μέσα στην οποία

πραγματοποιείται η στερεοποίηση.

Τέλος, ως πολυμορφισμός ή αλλοτροπία, ορίζεται το φαινόμενο κατά το οποίο ορισμένα στοιχεία, όπως για παράδειγμα ο σίδηρος (Fe), παρουσιάζουν σε στερεή κατάσταση περισσότερες από μία κρυσταλλικές δομές, που καθεμία είναι σταθερή σε ορισμένη θερμοκρασιακή περιοχή.

### **Αλλοτροπικές μορφές καθαρού σιδήρου και στερεά διαλύματα σιδήρου**

Ο καθαρός σίδηρος παρουσιάζεται ανάλογα με τη θερμοκρασία και την πίεση, με δυο αλλοτροπικές μορφές. Η μία (σίδηρος α) κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (bcc) και η άλλη (σίδηρος γ) στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (fcc).

Ο σίδηρος α εμφανίζεται σε θερμοκρασίες μικρότερες των 910°C, καθώς και σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 1390 °C (ονομάζεται σε εκείνη την περίπτωση σίδηρος δ). Ενδιάμεσα εμφανίζεται ο σίδηρος γ.

Τόσο ο σίδηρος α όσο και ο σίδηρος γ σχηματίζουν στερεά διαλύματα παρεμβολής, δηλαδή άτομα μικρών διαστάσεων όπως ο άνθρακας, το άζωτο, το βόριο και το υδρογόνο, παρεμβάλλονται μέσα στην κρυσταλλική δομή του, δηλαδή συνωστίζονται μεταξύ των κενών των ατόμων του σιδήρου.

Το σημαντικότερο και χρησιμότερο άτομο παρεμβολής στο σίδηρο είναι ο άνθρακας και ακολουθούν σε χρησιμότητα το άζωτο και το βόριο. Το οξυγόνο είναι ενοχλητικό, επιβλαβές ή ανεκτό κατά περίπτωση στοιχείο, ενώ το υδρογόνο είναι επιβλαβέστατο. Στα βιομηχανικά κράματα απαιτείται αυστηρός έλεγχος των περιεκτικότητων τους, ανεξάρτητα του αν συμπεριφέρονται ως χρήσιμες κραματικές προσθήκες ή ως ακαθαρσίες.

Το στερεό διάλυμα άνθρακα στο σίδηρο γ ονομάζεται ωστενίτης, ενώ το στερεό διάλυμα άνθρακα στο σίδηρο α ονομάζεται α-φερρίτης (ή απλώς φερρίτης)[5].

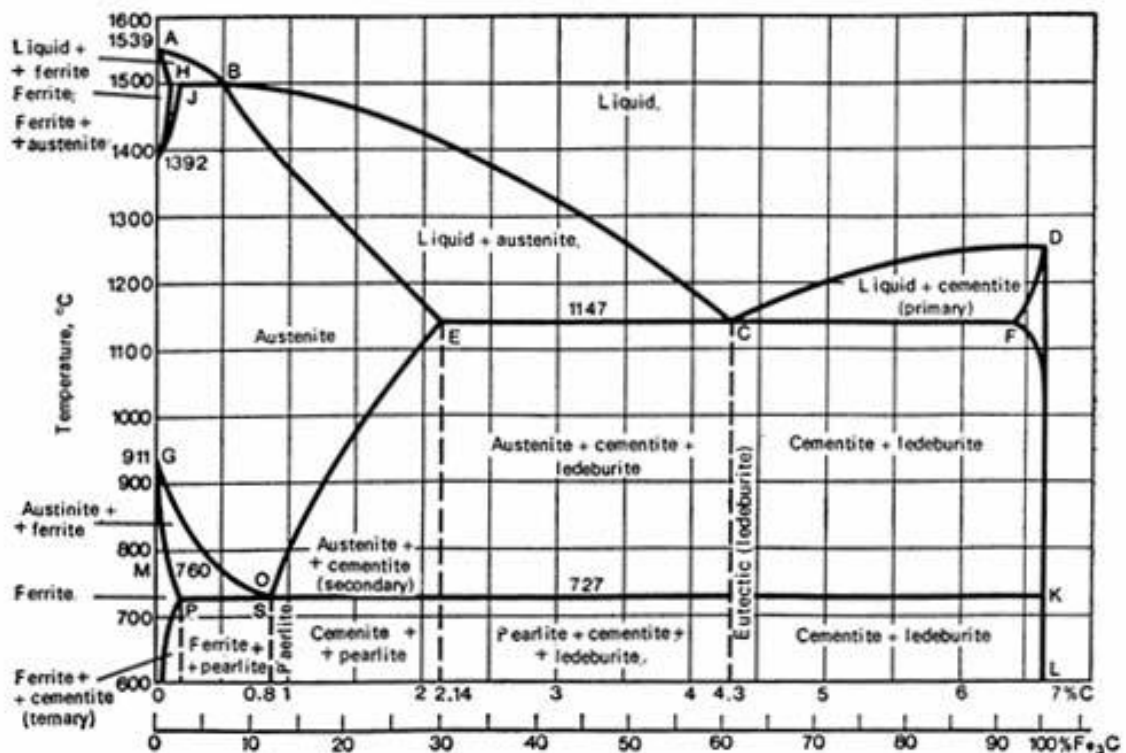
## Το διάγραμμα σιδήρου – άνθρακα (Fe – C)

Πρόκειται για διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων σιδήρου-άνθρακα, με προϋποθέσεις ισχύος:

- Θέρμανση και απόψυξη εξαιρετικά αργή
- Χωρίς άλλα κραματικά στοιχεία εκτός από τον άνθρακα

Στην πραγματικότητα είναι διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου - σεμεντίτη (Fe - Fe<sub>3</sub>C) το οποίο είναι μετασταθές, καθώς το καρβίδιο του σιδήρου (σεμεντίτης), δεν αποτελεί φάση ευσταθούς, αλλά μετασταθούς ισορροπίας.

Από το διάγραμμα βλέπουμε τις διάφορες κατηγορίες κραμάτων Fe-C, ανάλογα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα.



Εικόνα 3.4 : Το διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου – άνθρακα

Τα κράματα Fe-C με περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0,025% έως 2.1%, ονομάζονται χάλυβες. Για περιεκτικότητες μικρότερες από 0,025% τα κράματα Fe-C ονομάζονται σιδήροι, ενώ για περιεκτικότητες άνω του 2,1% μιλάμε για λευκούς χυτοσιδήρους.

### 3.2.2 ΟΡΙΣΜΟΣ ΧΑΛΥΒΩΝ

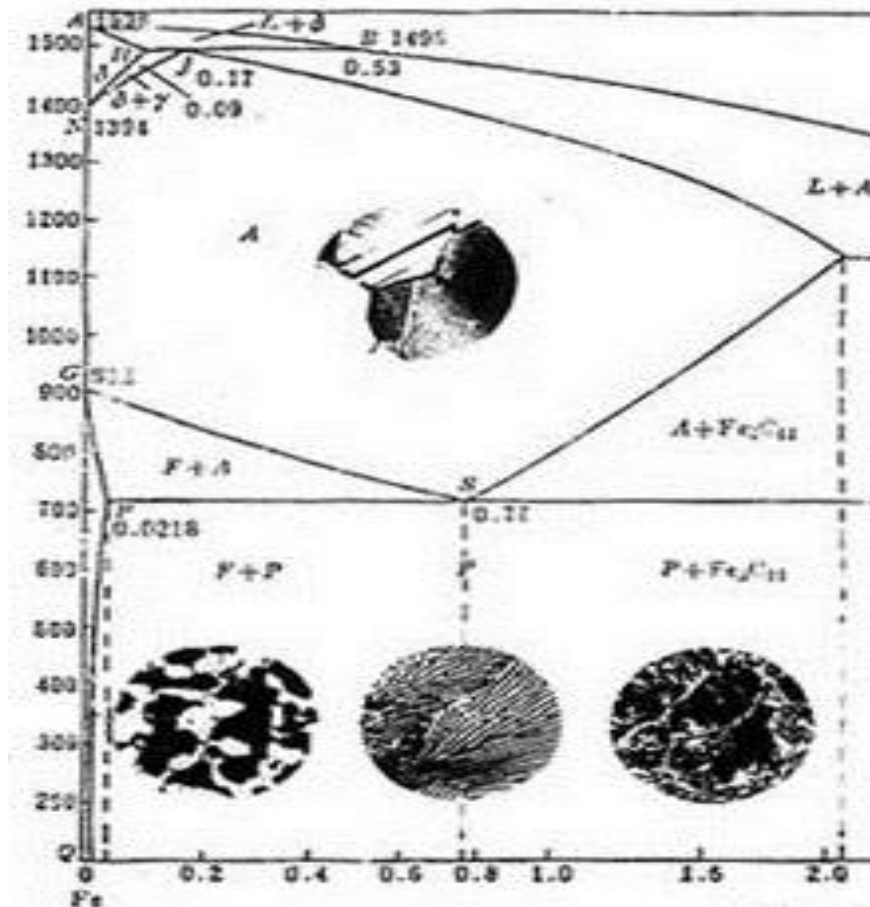
Οι χάλυβες ονομάστηκαν έτσι από τον ομώνυμο μυθικό λαό που - σύμφωνα με τους αρχαίους Έλληνες - είχε κατοικήσει στην ενδοχώρα του Ευξείνου Πόντου, και στον οποίον αποδίδονταν η πατρότητα της ανακάλυψης αυτού του σκληρού μετάλλου. Η ονομασία "ατσάλι" (acier, acaío) που χρησιμοποιείται συχνά στην καθομιλούμενη διάλεκτο προέρχεται από το δεύτερο συνθετικό του λατινικού "ferrum acies" που σημαίνει "σίδηρος οξύς (κοφτερός)", διότι με χάλυβα κατασκευάζονταν η κόψη μαχαιριών, σπαθιών, κ.λ.π.[5]

Οι χάλυβες περιγράφονται από το μετασταθές διάγραμμα σιδήρου - σεμεντίτη. Χάλυβες που ακολουθούν το σταθερό διάγραμμα σιδήρου - γραφίτη δεν υπάρχουν στην βιομηχανική πράξη, διότι λόγω της παρουσίας του γραφίτη θα ήταν μαλακοί και εύθραυστοι, επομένως ακατάλληλοι για τις εφαρμογές για τις οποίες κατά κανόνα προορίζονται.[5]

Είναι απαραίτητη επομένως, η αναφορά στο μετασταθές διάγραμμα Fe-C ή σιδήρου - σεμεντίτη, και μάλιστα στο αριστερό του τμήμα, που αφορά τις χαμηλές περιεκτικότητες σε άνθρακα. Σύμφωνα με τον ορισμό, χάλυβες είναι τα κράματα σιδήρου - άνθρακα με περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0.025 έως 2.1%, αλλά στην πράξη δεν χρησιμοποιούνται χάλυβες με περιεκτικότητα άνω του 1.2% και σπανιότατα μέχρι 1.5%.[5]

Τα κράματα που χαρακτηρίζονται ως χάλυβες έχουν το κοινό χαρακτηριστικό ότι κατά την απόψυξη τους από την κατάσταση τήγματος μέχρι τη θερμοκρασία του περιβάλλοντος, περνούν μέσα από την μονοφασική περιοχή του ωστενίτη. Το ίδιο μπορεί να γίνει και με αναθέρμανση του στερεού χάλυβα σε κατάλληλη θερμοκρασία, ώστε να μετατραπεί σε κατάσταση αμιγούς ωστενίτη, ή όπως αλλιώς λέμε, να ωστενιτοποιηθεί.

Οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες υποδιαιρούνται σε κατηγορίες σύμφωνα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα. Χάλυβες με 0,8% C ονομάζονται ευτηκτοειδείς, χάλυβες με περιεκτικότητα από 0,025% ως 0,8% ονομάζονται υποευτηκτοειδείς και χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0,8% μέχρι 2,1% ονομάζονται υπερευτηκτοειδείς[5].



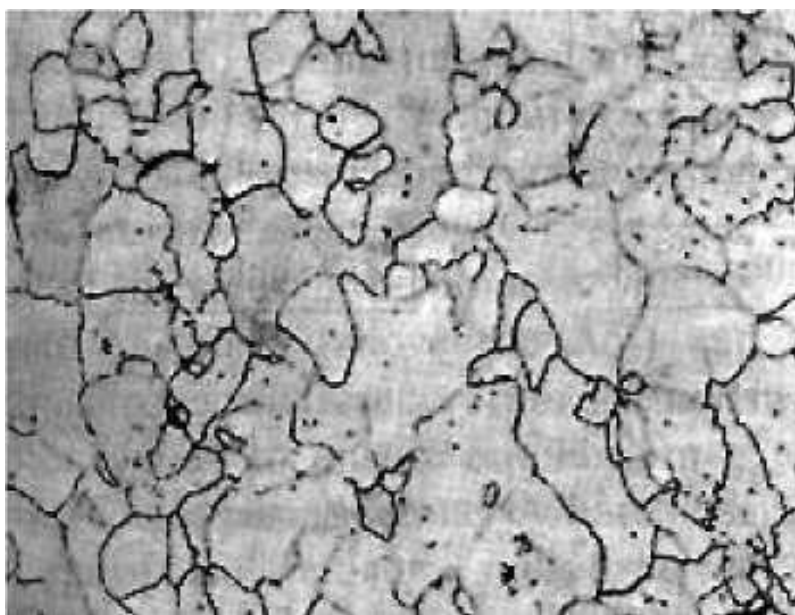
Εικόνα 3.5: Το διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου – άνθρακα με φωτογραφίες των μικρογραφικών συστατικών

### Φάσεις και μικρογραφικά συστατικά των

Κατ' αρχήν, ας διακρίνουμε μεταξύ τους τις διάφορες φάσεις, μικρογραφικά συστατικά και ενώσεις που συναντάμε σε συνθήκες αργής απόψυξης των χάλυβων, δίνοντας τους σχετικούς ορισμούς και βασικές πληροφορίες.



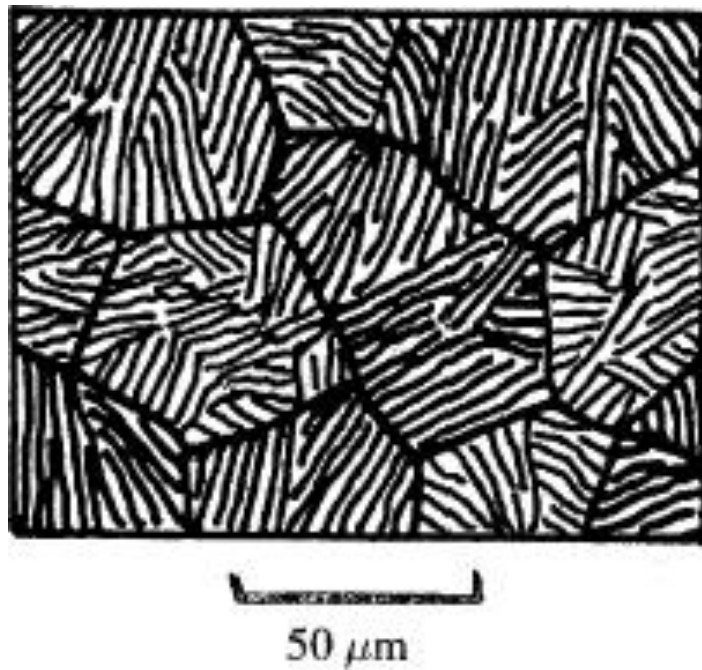
- **Ωστενίτης (austenite).** Αναφέρθηκε ήδη ότι πρόκειται για στερεό διάλυμα άνθρακα στο σίδηρο  $\gamma$ . Ο άνθρακας έχει σχετικά καλή διαλυτότητα σε αυτόν που φτάνει στο 2,11% στους 1149 °C. Είναι όλκιμη φάση και έχει σκληρότητα 250 έως 300 HB.
- **Σεμεντίτης (cementite).** Είναι χημική ένωση και πιο συγκεκριμένα καρβίδιο του σιδήρου ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Έχει σκληρότητα περίπου 800 HB και είναι πολύ εύθραυστος. Αποχωρίζεται από τον ωστενίτη κατά την απόψυξη ενός υπερευθηκτοειδούς χάλυβα ( $\text{C} > 0,8\%$ ) στη μορφή του προ-ευθηκτοειδούς σεμεντίτη σε θερμοκρασία λίγο ανώτερη των 723°C, αλλά περιέχεται επίσης και στον περλίτη.
- **Φερρίτης (ferrite).** Αναφέρθηκε ήδη ότι πρόκειται για στερεό διάλυμα άνθρακα στο σίδηρο  $\alpha$ . Εδώ η περιεκτικότητα του άνθρακα είναι πολύ μικρότερη (0,005% σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και 0,021% στους 723°C). Μπορεί να διαλύσει και άλλα στοιχεία όπως Cr, Ni, Si, P. Είναι όλκιμος και έχει σκληρότητα χαμηλή, από 80 έως 100 HB. Περιέχεται επίσης και στον περλίτη (Εικόνα 3.6).



Εικόνα 3.6 : Φερρίτης

- **Περλίτης (perlite).** Πρόκειται για μικρογραφικό συστατικό του χάλυβα και όχι φάση. Κάθε κόκκος περλίτη αποτελείται από πλακοειδείς κρυσταλλίτες εναλλάξ φερρίτη και σεμεντίτη. Προέρχεται από το μετασχηματισμό του ωστενίτη

όταν η θερμοκρασία κατά την αργή απόψυξη φτάσει στους 723 °C. Είναι όλκιμος και μαλακός με σκληρότητα περίπου 200-250 HB. Αν γίνει θερμική κατεργασία σε θερμοκρασία κάτω των 723 °C, σφαιροποιείται ο σεμεντίτης και αυτό έχει σαν αποτέλεσμα την αύξηση της δυσθραυστότητας του χάλυβα. Όσο μικρότερα είναι τα σφαιρίδια του σεμεντίτη μέσα στη φερριτική μήτρα, τόσο πιο καλά αποτελέσματα έχουμε (Εικόνα 3.7).



Εικόνα 3.7 : Περίληψη

- **Μπαινίτης (bainite).** Πρόκειται για βελονοειδές μικρογραφικό συστατικό που αποτελείται από σφαιροειδείς κρυσταλλίτες σεμεντίτη που περιβάλλουν βελονοειδείς κρυστάλλους φερρίτη. Προκύπτει από τον ωστενίτη με μεγαλύτερη ταχύτητα απόψυξης. Έχει σκληρότητας 400HB



*Εικόνα 3.8 : Μπαινίτης*

- **Μαρτενσίτης (martensite).** Είναι φάση εκτός ισορροπίας που προκύπτει από τον ωστενίτη, με ορισμένες προϋποθέσεις, χωρίς το μηχανισμό της διάχυσης. Έχει βελονοειδή μικρογραφική δομή χωρίς δυνατότητα κατοπινής εξέλιξης, εκτός εάν θερμανθεί (επαναφορά). Μπορούμε να πούμε ότι είναι φερρίτης υπέρκορος σε άνθρακα. Είναι πολύ σκληρός και με σκληρότητα που είναι συνάρτηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα (500 έως 650HB) (Εικόνα 3.9).



*Εικόνα 3.9 : Μαρτενσίτης*

### **Επίδραση κραματικών στοιχείων στο διάγραμμα Fe – C**

Η επίδραση των στοιχείων προσθήκης στη μικροδομή, στη θερμοκρασία ευτηκτοειδούς μετασχηματισμού ( $C=0,8\%$ ,  $723^{\circ}C$ ), αλλά και σε πολλές ιδιότητες των χάλυβων, είναι πολύ σημαντική.

*Ανάλογα με την επίδραση στη μορφολογία του διαγράμματος Fe-C, αλλά και στις ιδιότητες, διακρίνουμε τα διάφορα κραματικά στοιχεία σε:*

- Γάμμα ( $\gamma$ )-φερρογόνα στοιχεία. Είναι αυτά που προκαλούν διεύρυνση της περιοχής σταθερότητας του ωστενίτη ( $\gamma$ -φάση). Παραδείγματα: Mn, Ni, Co
- Άλφα ( $\alpha$ )-φερρογόνα στοιχεία. Είναι αυτά που προκαλούν διεύρυνση της περιοχής σταθερότητας του φερρίτη ( $\alpha$ -φάση), συρρικνώνοντας την περιοχή σταθερότητας του ωστενίτη. Παραδείγματα: Mo, Si, Cr, V, W, Al, Ti, Nb
- Καρβιδιογόνα στοιχεία. Είναι αυτά που έχουν σημαντική τάση δημιουργίας καρβιδίων, δηλαδή εμφανίζουν χημική συγγένεια με τον C. Τέτοια στοιχεία, με τάση δημιουργίας καρβιδίων μεγαλύτερη από αυτήν του σιδήρου είναι τα: Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti[3,5].

### **3.2.3 ΜΗΧΑΝΙΣΜΟΙ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΧΑΛΥΒΩΝ**

Υπάρχουν πέντε βασικές κατηγορίες σκλήρυνσης των μετάλλων. Η σκλήρυνση με επίδραση του μεγέθους των κόκκων του υλικού, η σκλήρυνση στερεού διαλύματος, η σκλήρυνση από κατακρήμνιση, η σκλήρυνση με μετασχηματισμούς φάσεων και η σκλήρυνση εξαιτίας ενδοτράχυνσης.

#### **Σκλήρυνση με επίδραση του μεγέθους**

Η αντοχή στα αναπτυγμένα πολυκρυσταλλικά μέταλλα εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από το μέγεθος των κόκκων. Η αύξηση της αντοχής με τη μείωση του μεγέθους του κόκκου εξαρτάται κατά ένα μεγάλο μέρος από γεωμετρικούς λόγους, που συνδέονται με την δυναμικότητα πλαστικής παραμόρφωσης.

Το όριο διαρροής των πολυκρυσταλλικών σωμάτων αυξάνει όσο μειώνεται το μέγεθος του κόκκου. Τα όρια των κόκκων είναι πράγματι εμπόδια στην κίνηση των διαταραχών.

- Η συναρτησιακή σχέση μεταξύ ορίου διαρροής και του μεγέθους του κόκκου είναι γνωστή ως σχέση των Hall – Petch:

$$\sigma_{\psi} = \sigma_0 + \kappa \cdot d^{-1/2}$$

Όπου d είναι η μέση διάμετρος των κόκκων και  $\sigma_0$ ,  $\kappa$  είναι σταθερές [4,6].

### Έλεγχος μεγέθους κόκκων

Επειδή ένα λεπτόκοκκο υλικό είναι επιθυμητό λόγω της υψηλής αντοχής σε θραύση και ολκιμότητα, είναι σημαντικό να γνωρίζουμε τους μηχανισμούς, που μπορούμε να χρησιμοποιήσουμε για να παράγουμε ένα λεπτόκοκκο υλικό.

Η ανάπτυξη μεγέθους κόκκων είναι μια διεργασία που ενεργοποιείται με την θερμότητα, κατά αυτόν τον τρόπο το μέγεθος κόκκου ωστενίτη στους χάλυβες εξαρτάται τόσο από το χρόνο όσο και από την θερμοκρασία.

Άλλοι παράγοντες είναι γνωστό ότι επηρεάζουν την μετακίνηση ορίων κόκκων, όπως η συγκέντρωση κραματικών στοιχείων στα όρια κόκκων που δίνουν αύξηση της αντίστασης μετακίνησης (frictional drag) λόγω τριβής στα μετακινούμενα όρια και η παρουσία κατακρημνισμάτων δεύτερης φύσης, τα οποία ελαττώνουν την επιφάνεια ορίου κόκκων και κατά αυτό τον τρόπο την ολική ενέργεια των διεπιφανειών κόκκων.

Τα κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης, για παράδειγμα AlN, NbC, Ti(CN), τα οποία χρησιμοποιούνται ευρέως σε πολλές κατηγορίες χάλυβων, ειδικά ώστε να προκαλέσουν εκλέπτυνση μεγέθους κόκκων, ενεργούν ώστε να σταματήσουν τα μετακινούμενα όρια κόκκων και κατά αυτό τον τρόπο διατηρούν ένα λεπτομερές υλικό.

Η σχέση μεταξύ του κρίσιμου ακτίνας σωματιδίου δεύτερης φάσης  $r_c$  που απαιτείται για να παρεμποδίσει (pin) κόκκους με ακτίνα  $R$  είναι:

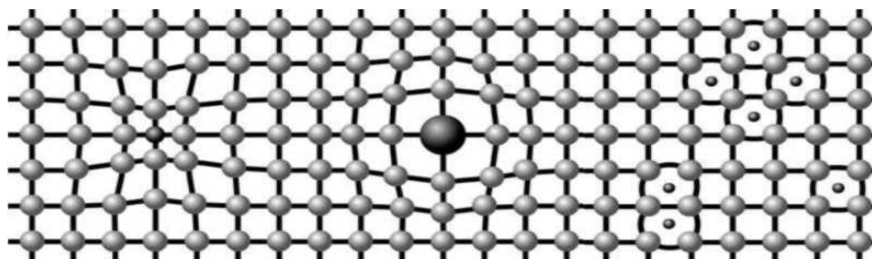
$$r_c = 6 \cdot Rf / \pi \cdot (3 / 2 - 2 / Z)^{-1}$$

Όπου  $f$  είναι το κλάσμα κατά όγκο (volume fraction) των σωματιδίων δεύτερης φάσης και  $Z$  ο συντελεστής ανομοιογένειας κόκκου, που ορίζεται αν ο λόγος της ακτίνας των αναπτυσσόμενων κόκκων προς την ακτίνα κόκκων μητρικού (αρχικού) υλικού[6].

### Σκλήρυνση μέσω στερεού διαλύματος

Η σκλήρυνση που προκαλείται από τον σχηματισμό ενός στερεού διαλύματος (solid solution strengthening) οφείλεται στην αλληλεπίδραση μεταξύ των ατόμων του διαλυμένου στοιχείου και των διαταραχών. Τα άτομα του διαλυμένου στοιχείου εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών και κατά αυτόν τον τρόπο αυξάνουν τη σκληρότητα του υλικού. Διακρίνονται δυο περιπτώσεις σκλήρυνσης στερεού διαλύματος, στερεό διάλυμα παρεμβολής και στερεό διάλυμα αντικατάστασης.

Τα άτομα που σχηματίζουν στερεό διάλυμα παρεμβολής (Εικόνα) έχουν μικρό μέγεθος και σχηματίζουν τα νέφη ή ατμόσφαιρες Cottrell στην διεσταλμένη περιοχή των διαταραχών. Συγκεντρώνονται δηλαδή στην εφελκυσμένη περιοχή μιας διαταραχής ακμής και επειδή ο τύπος αυτός της αλληλεπιδράσεως συνοδεύεται από μείωση της ελευθέρως ενθαλπίας μέσα στον κρύσταλλο, οι διαταραχές δεν μπορούν εύκολα να εγκαταλείψουν, κατά την κίνηση τους τις ατμόσφαιρες αυτές. Οι διαταραχές τότε καρφώνονται (pinning of dislocations)[4,6].



Εικόνα 3.10 : Παράδειγμα στερεού διαλύματος παρεμβολής και αντικατάστασης

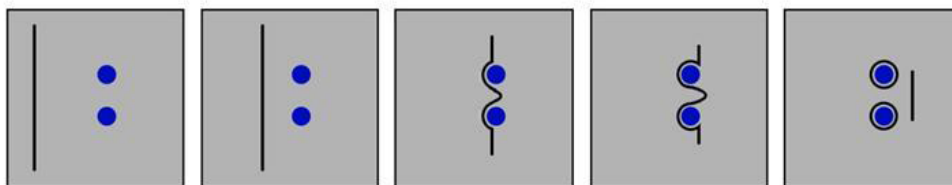
Στα στερεά διαλύματα αντικατάστασης η γραμμή διαταραχής μπορεί να θεωρηθεί σαν μια τεντωμένη χορδή, η οποία δονείται και ακτινοβολεί ελαστική ενέργεια, κάθε φορά που συναντά ένα άτομο αντικαταστάσεως. Η ενέργεια αυτή πρέπει να παρασχεθεί με πρόσθετη τάση. Κατά τον Cottrell η κίνηση των διαταραχών μπορεί να συμπαρασύρει άτομα αντικαταστάσεως, τα οποία κατά προτίμηση, καταλαμβάνουν θέσεις του πλέγματος κοντά στις διαταραχές, όταν η αλληλεπίδραση ατόμων αντικαταστάσεως - διαταραχής οδηγεί σε μείωση της ενέργειας [4].

### Σκλήρυνση από κατακρήμνιση

Η σκλήρυνση από κατακρήμνιση μιας δευτέρας φάσεως σε λεπτό διαμερισμό είναι από τις πιο αποτελεσματικές μεθόδους σκληρώσεως. Αν και η κατακρήμνιση απομακρύνει από την μήτρα του κράματος ένα κραματικό στοιχείο, κι απαλείφει επομένως την σκλήρυνση στερεού διαλύματος, η κατακρήμνιση υπερκαλύπτει αυτή τη μείωση της σκληρότητας.

Τα κατακρημνίσματα είναι πολύ αποτελεσματικά εμπόδια στην κίνηση διαταραχών, γιατί είναι σκληρά σωματίδια με δομή συνήθως πολύ διαφορετική από αυτή της μήτρας, ώστε οι διαταραχές δεν μπορούν να τα διασχίσουν. Δηλαδή δεν ακολουθούν την πλαστική παραμόρφωση της μαλακής μήτρας.

Εάν τα κατακρημνίσματα είναι ευμεγέθη, τότε οι διαταραχές καμπυλώνονται γύρω τους και τα παρακάμπτουν με ένα μηχανισμό που μοιάζει με τις πηγές Frank.



*Εικόνα 3.11 : Κίνηση διαταραχής γύρω από ευμεγέθη κατακρημνίσματα*

Όσο τα σωματίδια είναι λεπτότερα και πυκνότερα μέσα στη μήτρα, τόσο η σκλήρωση είναι πιο αποτελεσματική. Εάν τα σωματίδια είναι πολύ λεπτά και συνεκτικά προς την μήτρα, τότε οι διαταραχές δεν μπορούν να καμφούν σε τόσο μικρές ακτίνες καμπυλότητας, της τάξης της ακτίνας του σωματιδίου[4,6]

### **Σκλήρυνση με επίδραση μετασχηματισμών φάσης**

Στους χάλυβες, οι επιδράσεις των μετασχηματισμών εξαρτώνται σημαντικά από την θερμοκρασία όπου συμβαίνει ο μετασχηματισμός. Αυτό συμβαίνει μια και η θερμοκρασία μετασχηματισμού επηρεάζει, όλους τους μηχανισμούς σκλήρωσης, συνήθως αυξάνοντας την επίδραση τους:

- Χαμηλότερη θερμοκρασία μετασχηματισμού, τόσο πιο λεπτόκοκκο είναι το μέγεθος κόκκου του προϊόντος μετασχηματισμού.
- Όσο χαμηλότερη η θερμοκρασία μετασχηματισμού, τόσο μεγαλύτερη η πυκνότητα διαταραχών, επίδραση που χρησιμοποιούμε συχνά στις φερριτο-περλιτικές δομές.
- Όσο χαμηλότερη η θερμοκρασία μετασχηματισμού, τόσο πιο λεπτομερής η κατακρήμνιση, όπως υποδηλώνει η επίδραση των κραματικών στοιχείων, που χαμηλώνουν την θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού M<sub>s</sub> για ένα δεδομένο ποσοστό άνθρακα και κατά αυτό τον τρόπο αυξάνεται η σκληρότητα.
- Όσο χαμηλότερη η θερμοκρασία μετασχηματισμού, τόσο πιο μεγάλη η τάση να κρατηθεί σε υπέρκορη κατάσταση η κραματική προσθήκη, οδηγώντας σε αυξημένη σκλήρωση λόγω στερεού διαλύματος. Αυτό το φαινόμενο παίζει σημαντικό ρόλο στην σκλήρωση των μπαινίτη[6].

### **Σκλήρυνση με ενδοτράχυνση**

Σκλήρυνση με ενδοτράχυνση είναι το φαινόμενο όπου ένα όλκιμο μέταλλο γίνεται σκληρότερο και ισχυρότερο όταν παραμορφώνεται πλαστικά. Μερικές φορές καλείται και σκλήρυνση με κατεργασία, ή ψυχρηλασία επειδή η θερμοκρασία στην οποία η παραμόρφωση λαμβάνει χώρα είναι ψυχρή σε σχέση με την απόλυτη



θερμοκρασία τήξης του μετάλλου. Τα περισσότερα μέταλλα επιδέχονται σκλήρυνσης με ενδοτράχυνση σε θερμοκρασία δωματίου[4].

Μερικές φορές εξυπηρετεί να εκφράσουμε το βαθμό της πλαστικής παραμόρφωσης ως επί τοις εκατό % ψυξηλασία παρά σαν παραμόρφωση. Η επί τοις εκατό ψυξηλασία ορίζεται από τη σχέση:

$$CW = [ A_0 - A_d / A_0 ] \cdot 100$$

Όπου  $A_0$  είναι το αρχικό εμβαδό της ενεργού διατομής που δέχεται την πλαστική παραμόρφωση και  $A_d$  το εμβαδό μετά τη παραμόρφωση. Το τίμημα της σκλήρυνσης με ενδοτράχυνση είναι η μείωση της ολκιμότητας.

Το φαινόμενο της σκλήρυνσης με ενδοτράχυνση εξηγείται βάσει των αλληλεπιδράσεων παραμόρφωσης μεταξύ διαταραχής – διαταραχή. Η πυκνότητα των διαταραχών σε ένα μέταλλο αυξάνει με την παραμόρφωση ή την ψυξηλασία εξ' αιτίας του πολλαπλασιασμού ή του σχηματισμού νέων διαταραχών. Συνεπώς όσο η μέση απόσταση διαχωρισμού μεταξύ των διαταραχών μειώνεται τόσο οι διαταραχές τοποθετούνται πιο κοντά η μία στην άλλη.

Κατά μέσο όρο, οι αλληλεπιδράσεις παραμόρφωσης μεταξύ των διαταραχών είναι απωθητικές. Το καθαρό αποτέλεσμα είναι ότι η κίνηση της διαταραχής εμποδίζεται από την παρουσία άλλων διαταραχών. Καθώς η πυκνότητα των διαταραχών αυξάνει, η αντίσταση στην κίνηση της διαταραχής από άλλες διαταραχές γίνεται πιο έντονη. Επομένως, η επιβαλλόμενη τάση που είναι απαραίτητη για να παραμορφώσει ένα μέταλλο αυξάνει με την αύξηση της ψυξηλασίας[4].

Τα αποτελέσματα της σκλήρυνσης με ενδοτράχυνση μπορούν να εξαλειφθούν με θερμική επεξεργασία ανόπτησης.

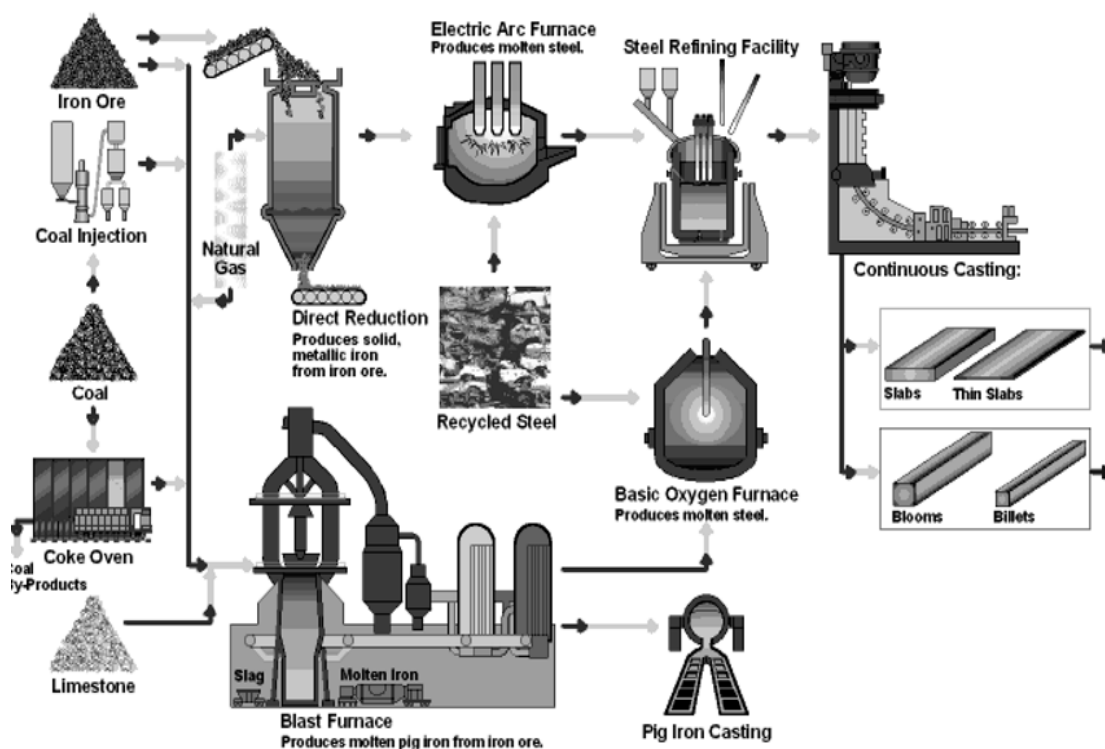
### **3.3 ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΤΕΛΙΚΩΝ ΠΡΟΪΟΝΤΩΝ ΧΑΛΥΒΑ**

Για την παραγωγή χαλύβων ή άλλων τελικών προϊόντων χάλυβα, υπάρχουν συνοπτικά τα παρακάτω στάδια:

- Χαλυβοποίηση (steelmaking): Αφορά τις διαδικασίες που απαιτούνται ώστε να παραχθούν κράματα σιδήρου με περιεκτικότητα άνθρακα, κάτω από 2%, όπου ορίζεται η περιοχή των χαλύβων.
- Συνεχής χύτευση (continuous casting): Το τήγμα χάλυβα της προηγούμενης φάσης, χυτεύεται και στερεοποιείται σε συγκεκριμένη μορφή ημι-τελικού προϊόντος.
- Θερμή έλαση (hot rolling): Τα ημιτελικά προϊόντα αναθερμαίνονται σε κατάλληλη θερμοκρασία ώστε να είναι ελάσιμα και με συνεχή υποβιβασμό της διατομής τους, παράγονται τελικά προϊόντα σε επιθυμητές διαστάσεις και μορφές[3].

#### **3.3.1 ΧΑΛΥΒΟΠΟΙΗΣΗ**

Η παραγωγή χάλυβα (Steelmaking), πραγματοποιείται κυρίως μέσω δύο διαφορετικών διαδικασιών. Η πρώτη εξ αυτών είναι η μέθοδος με εμφύσηση οξυγόνου (Basic Oxygen Steelmaking-BOS), σε ρευστό χυτοσίδηρο και πραγματοποιείται σε μεταλλάκτη (converter).

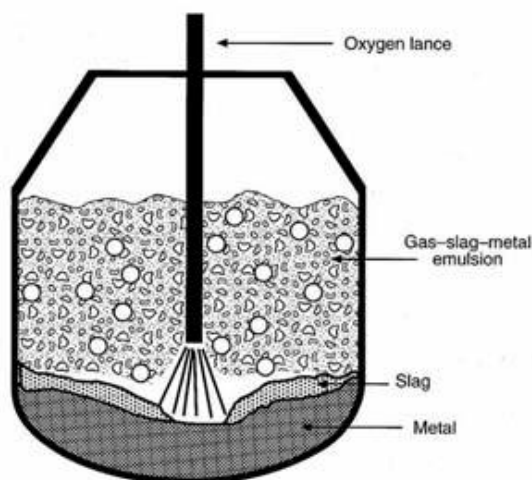


Εικόνα 3.12 : Μέθοδοι χαλυβοποίησης και (ημι) τελικά προϊόντα χάλυβα

Ο ρευστός χυτοσίδηρος προέρχεται από τήξη σιδηρομεταλλεύματος σε υψικάμινο. Σε ορισμένες περιπτώσεις προστίθεται και ένα ορισμένο ποσοστό ανακυκλούμενου παλαιο - σιδήρου (scrap), της τάξης του 30%. Σε αυτήν την περίπτωση πρώτα το scrap και στη συνέχεια προστίθεται ο ρευστός σίδηρος.

Η εμφύσηση οξυγόνου γίνεται με μεγάλη ταχύτητα και προκαλεί οξείδωση ακαθαρσιών που προέρχονται στις πρώτες ύλες (Mn, P, S, Si κ.λπ.) και απομάκρυνση τους, είτε στη μορφή σκουριάς, είτε σαν αέριο (C, S). Με τον τρόπο αυτό, ο σίδηρος υφίσταται μια πρώτη φάση εξευμενισμού.

Τα αέρια που σχηματίζονται σαν προϊόντα της οξείδωσης, συλλέγονται και επαναχρησιμοποιούνται σε άλλες φάσεις. Με διάφορα συστήματα αυτοματισμού, παρακολουθούνται η θερμοκρασία και η χημική σύσταση του τήγματος. Μετά τη λήψη δείγματος και την πραγματοποίηση χημικής ανάλυσης από την οποία προκύπτει ότι ο παραγόμενος χάλυβας είναι αυτός που θέλουμε, γίνεται απήχηση από το μεταλλάκτη στον κάδο δευτερογενούς χαλυβοποίησης (ladle furnace)[3].



Εικόνα 3.13: Χαλυβοποίηση με μεταλλάκτη

Η σκουριά που αποβάλλεται ανακυκλώνεται και χρησιμοποιείται στην κατασκευή υλικών οδοποιίας. Ένας σύγχρονος BOS μεταλλάκτης μπορεί να παράγει έως και 350 τόνους τη φορά και ολόκληρη η διαδικασία διαρκεί περίπου 40 λεπτά ή και λιγότερο.

Η μέθοδος αυτή, προϋποθέτει μεγάλες επενδύσεις κεφαλαίου και αντίστοιχα μεγάλες παραγωγές, εκατομμυρίων τόνων σε ετήσια βάση.

Στη δεύτερη περίπτωση, που έχουμε χαλυβοποίηση σε ηλεκτρική κλίβανο (electric arc furnace-EAF), χρησιμοποιούνται σαν πρώτη ύλη κομμάτια ανακυκλούμενου παλαιο-σιδήρου (scrap) και καθόλου υγρός σίδηρος.

Η ενέργεια για την τήξη σε αυτήν τη μέθοδο είναι ηλεκτρική και προέρχεται από το ηλεκτρικό τόξο που σχηματίζεται ανάμεσα στο φορτίο scrap και σε μεγάλα ηλεκτρόδια γραφίτη που εισέρχονται στην κάμινο από την οροφή της. Η διεργασία είναι εξαιρετικά ενεργοβόρα: Η ηλεκτρική ενέργεια που απαιτείται, είναι αρκετή για να καλύψει τις ενεργειακές ανάγκες μιας πόλης με δεκάδες χιλιάδες κατοίκους! Κατά τη διάρκεια της τήξης προστίθενται και άλλα σιδηροκράματα ώστε να αποκτηθεί η ζητούμενη χημική σύσταση. Και σε αυτήν τη μέθοδο, η εμφύσηση οξυγόνου είναι απαραίτητη[3].

Η μέθοδος προσφέρεται περισσότερο για παραγωγές μικρής κλίμακας (από 500.000 έως και 1.000.000 τόνους το χρόνο) για αυτό και είναι η πιο συνηθισμένη στην περίπτωση παραγωγής χαλύβων οπλισμού σκυροδέματος.

Μια εγκατάσταση τήξης με τη μέθοδο της ηλεκτρικής καμίνου, συνοδεύεται σχεδόν πάντα από ελασματοουργείο (rolling mill), από όπου παράγονται με θερμή έλαση επιμήκη προϊόντα, όπως είναι για παράδειγμα οι χάλυβες οπλισμού σκυροδέματος και άλλοι τύποι.

Αυτό το σύνολο εγκαταστάσεων αναφέρεται συνήθως ως “mini – mill” (μικρό χαλυβουργείο), σε διάκριση με τα integrated mills, που έχουν υψικάμινο και χρησιμοποιούν σιδηρομετάλλευμα στην πρώτη φάση παραγωγής. Στην Ελλάδα υπάρχουν μόνο "mini-mills".

Μια σύγχρονη ηλεκτρική κάμιнос (EAF), μπορεί να παράγει 80-120 τόνους χάλυβα σε κάθε τήξη και η όλη διαδικασία διαρκεί περίπου 70-80 λεπτά.

Όποια και από τους δύο μεθόδους αν χρησιμοποιηθεί (EAF ή BOS), ο χάλυβας χρειάζεται περαιτέρω εξευμενισμό (secondary Steelmaking) και για το λόγο αυτό χύνεται σε κάδο δευτερογενούς χαλυβοποίησης (ladle furnace) [3].



*Εικόνα 3.14 : Κάδος δευτερογενούς χαλυβοποίησης*

Εδώ πραγματοποιείται ένα σύνολο διαφορετικών διεργασιών (εμφύσηση και ανάδευση με αργό, προσθήκη κραματικών στοιχείων και συλλιπασμάτων κ.λπ.)

Στόχος είναι σε κάθε περίπτωση να βελτιστοποιηθεί η χημική σύσταση (ανάλογα με τις απαιτήσεις για το τελικό προϊόν), να απομακρυνθούν ακαθαρσίες και να ομογενοποιηθεί η θερμοκρασία σε όλη τη μάζα του τήγματος. Εξασφαλίζεται επίσης ότι ο τηγμένος σίδηρος θα έχει τη σωστή θερμοκρασία για τη χύτευση.

Από τα παραπάνω προκύπτει ότι μία ουσιαστική διαφοροποίηση των δύο μεθόδων χαλυβοποίησης έγκειται στα διαφορετικά υλικά τροφοδοσίας: στην περίπτωση της χαλυβοποίησης με μεταλλάκτη BOS η εμφύσηση οξυγόνου εξευμενίζει σημαντικά το σίδηρο με αποτέλεσμα οι ανεπιθύμητες προσμίξεις θείου, φωσφόρου και αζώτου να περιορίζονται, ενώ στη μέθοδο της ηλεκτρικής καμίνου (EAF), υπάρχουν μεγαλύτερες ποσότητες από υπολειμματικά στοιχεία (χαλκός, νικέλιο, ψευδάργυρο και άλλα), αν και οι τεχνολογική εξέλιξη (οπτικός φασματογράφος) μειώνει αυτά τα προβλήματα.[3]

### 3.3.2 ΣΥΝΕΧΗΣ ΧΥΤΕΥΣΗ

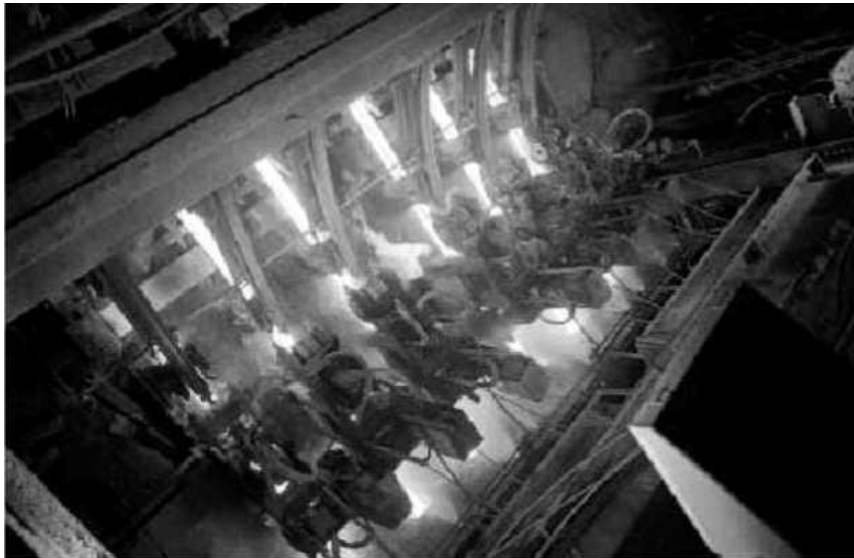
Όχι και πολλά χρόνια παλιότερα, ο σίδηρος, μετά την τήξη και τον εξευμενισμό του στη φάση της χαλυβοποίησης, χυτεύονταν σε διάφορα καλούπια πλινθωμάτων (ingot moulds), όπου ψυχόταν ήρεμα για να στερεοποιηθεί.

Στη συνέχεια τα πλινθώματα (στερεοποιημένος σίδηρος) έπρεπε να μεταφερθούν σε εγκατάσταση έλασης για να υποβληθούν μετά από αναθέρμανση σε θερμή έλαση, σε δύο στάδια: Πρώτα για παραγωγή ημιτελικών προϊόντων όπως μπιγιέτα (μακρύ χοντρό κομμάτι χάλυβα με τετραγωνική διατομή, billet), κορμός (μακρύ και χοντρό κομμάτι χάλυβα κυκλικής διατομής-bloom) ή πλάκα (όπως η μπιγιέτα, αλλά με μεγαλύτερη διατομή, slab). Στη συνέχεια γινόταν παραγωγή του τελικού προϊόντος με επανέλαση των ημιτελικών προϊόντων[3].

Όμως οι συσσωρευμένες ακαθαρσίες στην κορυφή των πλινθωμάτων ήταν ένα σημαντικό πρόβλημα, καθώς ήταν αναγκαία η απομάκρυνση τους πριν από

οποιαδήποτε περαιτέρω επεξεργασία.

Σήμερα η παραπάνω μέθοδος έχει σχεδόν καθολικά αντικατασταθεί από τη διαδικασία συνεχούς χύτευσης (continuous casting).



*Εικόνα 3.15 : Συνεχής χύτευση μιγιέτας*

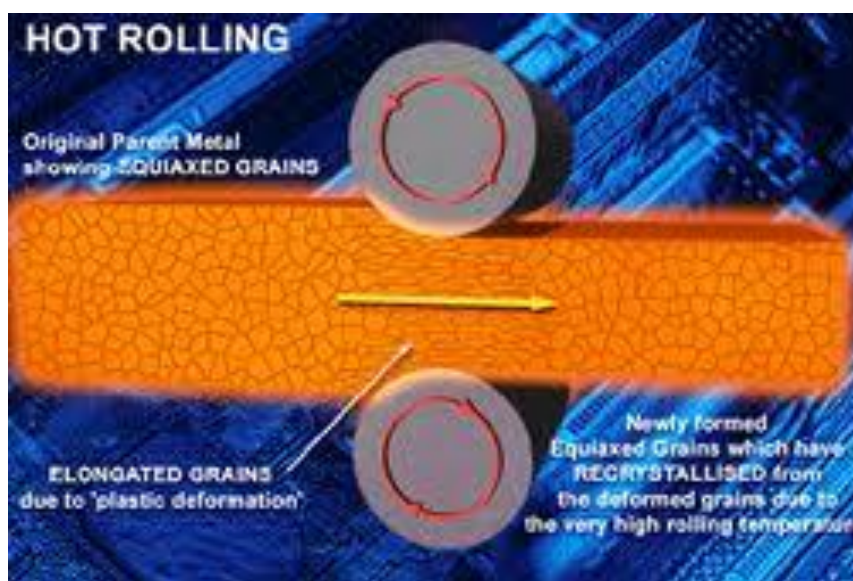
Με τη μέθοδο αυτή, χρησιμοποιείται μηχανή συνεχούς χύτευσης, στην οποία το τήγμα τροφοδοτείται από τον κάδο δευτερογενούς επεξεργασίας (ladle furnace) σ' ένα χωνί τροφοδοσίας (tundish) και από εκεί σε ένα υδρόψυκτο τύπο (καλούπι) χωρίς πυθμένα, όπου αρχίζει η στερεοποίηση. Παρακάμπτεται δηλαδή το ξεχωριστό στάδιο παραγωγής πλινθωμάτων.

Το τήγμα καθώς ρέει υποβάλλεται σε διαρκή ψεκασμό, στερεοποιείται σταδιακά υποβοηθούμενο και από σειρές ραούλων, ευθυγραμμίζεται και τελικά κόβεται σε διάφορα μήκη, για να παραχθούν μιγιέτες, κορμοί ή πλάκες.

Η μέθοδος αυτή έχει τα πλεονεκτήματα της μεγαλύτερης παραγωγικότητας και της καλύτερης απόδοσης υλικού[3].

### 3.3.3 ΘΕΡΜΗ ΕΛΑΣΗ

Τα ημιτελικά προϊόντα που παράγονται στη μηχανή συνεχούς χύτευσης μεταφέρονται σε ελασματουργείο (rolling mill), όπου θα αναθερμανθούν και θα γίνει θερμή έλαση (Εικόνα) τους στη μορφή και τις διαστάσεις των τελικών προϊόντων. Στην περίπτωση των υποευτηκτοειδών κοινών χαλύβων τα ημιτελικά προϊόντα είναι οι μπιγιέτες (billets). Καμία αλλαγή χημικής σύστασης δεν γίνεται σε αυτήν τη διεργασία.



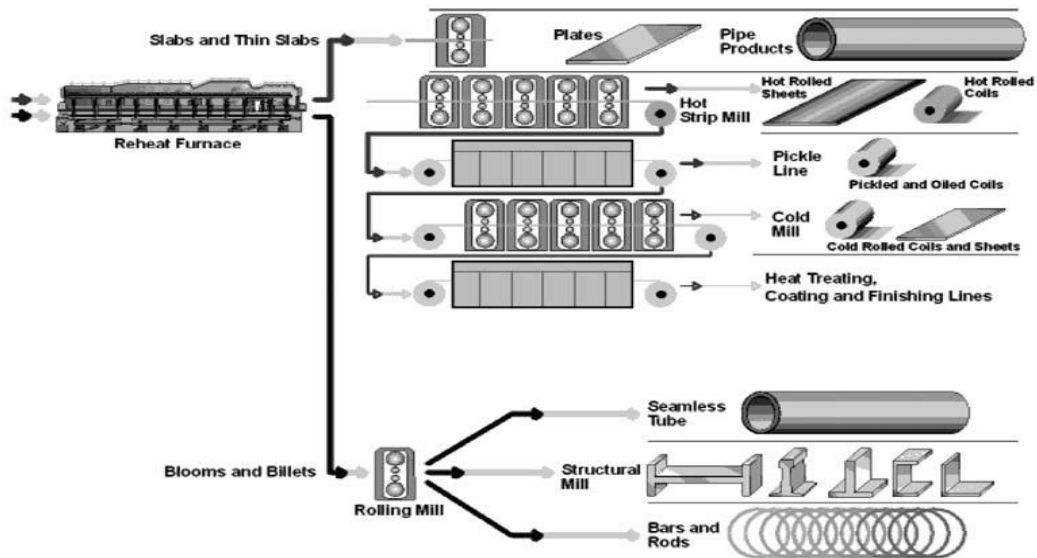
Εικόνα 3.16 : Απεικόνιση συμπεριφοράς της μικροδομής χάλυβα κατά τη θερμή έλαση[7]

Το ελασματουργείο μπορεί να είναι στον ίδιο χώρο με τις εγκαταστάσεις χαλυβοποίησης ή και να αποτελεί ανεξάρτητη εγκατάσταση. Οι χάλυβες θερμής έλασης, διακρίνονται σε πλατέα προϊόντα (flat products), που παράγονται από slabs και επιμήκη προϊόντα (long products), που παράγονται από κορμούς ή μπιγιέτες (σχήμα). Τα ημιτελικά προϊόντα θερμαίνονται σε φούρνο αναθέρμανσης, μέχρις να κοκκινίσουν (περίπου 1150-1200° C), για να είναι δυνατή η πλαστική εν θερμώ παραμόρφωση τους[3].

Μετά την έξοδο από το φούρνο αναθέρμανσης τα ημιτελικά προϊόντα περνούν διαδοχικά από σειρές ελάστρων (αρχικά, μεσαία, τελικά). Σε κάθε έλαστρο υπάρχουν



ράουλα που κινούνται με κατάλληλη διάταξη και μορφή κίνησης έτσι ώστε ο ελάσιμος σίδηρος να πιέζεται περνώντας ανάμεσα τους και να αποκτά συγκεκριμένο σχήμα. Με αυτά τα διαδοχικά περάσματα μορφοποιείται όλο και πλησιέστερα προς την τελική μορφή των παραγόμενων προϊόντων.



Εικόνα 3.17 : Παραγωγή τελικών προϊόντων με θερμή έλαση

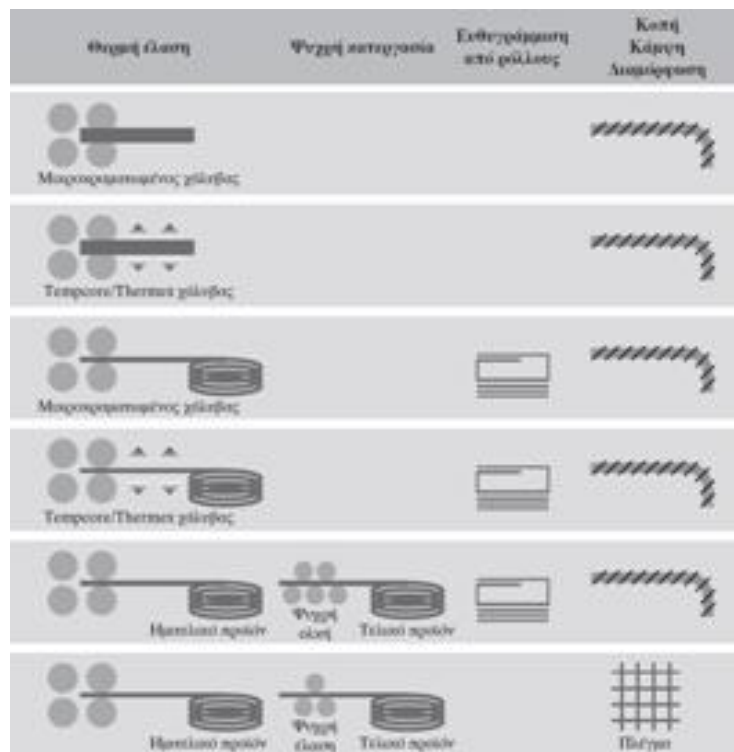


Εικόνα 3.18 : Θερμή έλαση μπιγιέτας για παραγωγή χάλυβα[8]

### 3.4 ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΥΠΟΕΥΤΥΚΤΟΕΙΔΟΥΣ ΚΟΙΝΟΥ ΑΝΘΡΑΚΟΥΧΟΥ ΧΑΛΥΒΑ (ΧΑΛΥΒΑΣ ΟΠΛΙΣΜΟΥ)

#### 3.4.1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Το πιο γνωστό κριτήριο διάκρισης των χαλύβων οπλισμού είναι αυτό που αναφέρεται στην αντοχή τους και γενικά στα μηχανικά χαρακτηριστικά.



Εικόνα 3.19 : Μέθοδοι Παραγωγής Χαλύβων Οπλισμού και διαδικασίες διαμόρφωσης

Δεν εξετάζεται το πώς αποκτήθηκαν αυτά τα χαρακτηριστικά. Αυτό-τονίζεται χαρακτηριστικά στα διάφορα Πρότυπα και Κανονισμούς-είναι στη διακριτική ευχέρεια του παραγωγού[3,9].

Ωστόσο, οι διαδικασίες παραγωγής επιδρούν στα τελικά χαρακτηριστικά των χαλύβων οπλισμού, ιδιαίτερα όταν αυτοί δοκιμαστούν σε ειδικές συνθήκες, όπως είναι η έκθεση σε υψηλή θερμοκρασία, σε έντονο διαβρωτικό περιβάλλον ή σε

μηχανισμούς επιβολής κόπωσης.

Συνοπτικά, οι μέθοδοι παραγωγής τους είναι οι παρακάτω και απεικονίζονται χαρακτηριστικά (μαζί με τις περαιτέρω διεργασίες χρήσης τους) στην εικόνα 3.19:

- Χάλυβες θερμής έλασης, χωρίς καμία περαιτέρω επεξεργασία οποιασδήποτε μορφής (hot rolled reinforcing steel bars).
- Χάλυβες θερμής έλασης, που ακολουθείται από μία άμεση εν σειρά διαδικασία θερμικής κατεργασίας (quenched and self-tempered reinforcing steel bars).
- Χάλυβες ψυχρής κατεργασίας, με ολική ή έλαση του αρχικού προϊόντος που προέρχεται από θερμή έλαση (cold stretched or cold rolled reinforcing steel bars)[3,10].

### **3.4.2 ΧΑΛΥΒΕΣ ΘΕΡΜΗΣ ΕΛΑΣΗΣ ΧΩΡΙΣ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΠΕΞΕΡΓΑΣΙΑ**

Στο παρελθόν, η πλειονότητα των χαλύβων οπλισμού ήταν προϊόντα θερμής έλασης, χωρίς καμία περαιτέρω επεξεργασία.

Όλες οι κατασκευές μπετόν στην Ελλάδα πριν από το 1988, έχουν χάλυβες οπλισμού, αυτού του είδους.

Τα μηχανικά χαρακτηριστικά σε αυτήν την περίπτωση είναι ευθεία συνάρτηση της χημικής σύνθεσης. Το όριο διαρροής για παράδειγμα συνδέεται άμεσα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα (C). Οι απαιτήσεις, όμως, υψηλών αντοχών οδήγησαν στην ανάγκη μεγαλύτερης περιεκτικότητας άνθρακα, με συνέπεια τη δυσκολία συγκολλησιμότητας, αλλά και προβλήματα στην ολκιμότητα και τη δυσθραυστότητα του υλικού[3].

Για την ικανοποίηση των απαιτήσεων συγκολλησιμότητας και υψηλής ολκιμότητας, εμφανίστηκαν οι μικροκραματωμένοι χάλυβες θερμής έλασης (micro- alloyed steels), όπου με την αύξηση της περιεκτικότητας σε Μαγγάνιο (Mn) προσθήκη στοιχείων όπως το βανάδιο (V), το Νιόβιο (Nb) και άλλα σε πολύ μικρές ποσότητες (λιγότερο από 0,1%), γίνεται εφικτή η μείωση της περιεκτικότητας σε άνθρακα, χωρίς μείωση των μηχανικών αντοχών[13].

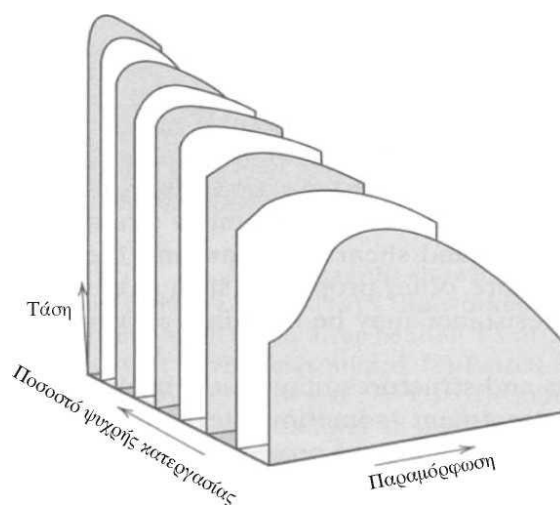
Η τεχνική αυτή δεν αφορά μόνο τους χάλυβες σπλισμού, αλλά και άλλα πεδία χρήσης των προϊόντων χάλυβα, όπως η αυτοκινητοβιομηχανία και βρίσκεται σε μια συνεχή εξέλιξη και βελτίωση τα τελευταία χρόνια. Ιδιαίτερη ώθηση δόθηκε με την ανάπτυξη του φούρνου ηλεκτρικού τόξου (electric arc furnace-EAF).

Με την προσθήκη βαναδίου, στην ουσία, γίνεται συνδυασμός της ευεργετικής επίδρασης των μηχανισμών εκλέπτυνσης κόκκου (grain refinement) και της σκλήρυνσης από κατακρήμνιση (precipitation hardening). Η σκλήρυνση από κατακρήμνιση αυξάνει την αντοχή, αλλά μπορεί να συμβάλλει σε προβλήματα ευθραυστότητας. Η εκλέπτυνση κόκκου, όμως, αυξάνει τόσο την αντοχή, όσο και τη δυσθραυστότητα. Σαν αποτέλεσμα η εκλέπτυνση κόκκου, αντιδρά και αναστέλλει προβλήματα ευθραυστότητας που πιθανά δημιουργούνται από τη σκλήρυνση κατακρήμνισης[3].

### 3.4.3 ΧΑΛΥΒΕΣ ΘΕΡΜΗΣ ΕΛΑΣΗΣ ΠΟΥ ΣΤΗ ΣΥΝΕΧΕΙΑ ΥΦΙΣΤΑΝΤΑΙ ΨΥΧΡΗ ΟΛΚΗ Ή ΨΥΧΡΗ ΕΛΑΣΗ

Υπάρχουν χάλυβες σπλισμού των οποίων οι τελικές μηχανικές ιδιότητες και τα λοιπά τεχνικά χαρακτηριστικά, αποκτούνται με ψυχρή κατεργασία (cold processing).

Αρχικά, παράγεται χάλυβας στη μορφή κουλούρας (coil) με θερμή έλαση.



Εικόνα 3.20: Μεταβολές μηχανικών ιδιοτήτων, με αύξηση του ποσοστού ψυχρής διαμόρφωσης[3,11]

Στη συνέχεια, πραγματοποιείται είτε ολκή (stretching) είτε ψυχρή έλαση (cold rolling) του ημι-τελικού αυτού προϊόντος και παράγεται χάλυβας οπλισμού μεγαλύτερης αντοχής, πάλι σε μορφή ρολού, με ανώτερη ποιότητα τυλίγματος (spooled coil), που διευκολύνει στη διαδικασία ευθυγράμμισης (decoiling).

Οι τιμές του ορίου διαρροής, της εφελκυστικής αντοχής και της ολκιμότητας του ημιτελικού προϊόντος, ποικίλουν, ανάλογα με τις επιθυμητές ιδιότητες του τελικού προϊόντος.

Οι τελευταίες, είναι συνάρτηση, αφενός των ελάχιστων υποχρεωτικών απαιτήσεων των Προτύπων και Κανονισμών και αφετέρου σχετίζονται με το σχεδιασμό του παραγωγού σε σχέση με τις εργασίες διαμόρφωσης για τις οποίες προορίζονται τα τελικά προϊόντα. Η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι συνήθως χαμηλή.

Όσο μεγαλύτερο είναι το ποσοστό ολκής ή ψυχρής έλασης (εκφράζονται με το ποσοστό μείωσης της διατομής), τόσο μεγαλύτερη είναι η αύξηση της διαρροής, ενώ η ολκιμότητα και η δυσθραυστότητα μειώνονται όλο και περισσότερο.

Στην περίπτωση της ψυχρής έλασης, το αρχικό προϊόν θερμής έλασης υποβάλλεται σε μία ή περισσότερες λειτουργίες ψυχρής έλασης. Ακολουθεί ένα πρόσθετο πάσσο στο τέλος με πέρασμα μέσα από τα ράουλα με τις ραβδώσεις, με σκοπό να διαμορφωθεί το επιθυμητό ανάγλυφο επιφάνειας (νευρώσεις).

Κλασική περίπτωση εφαρμογής αυτής της μεθόδου είναι η παραγωγή δομικών πλεγμάτων με σύρματα μικρής διαμέτρου (π.χ. 5,5 έως 10 mm), μέσω ψυχρής έλασης χονδrosύρματος (wire rod), κατηγορίας SAE 1010 ή SAE 1008. Λόγω της μεγάλης μείωσης της διατομής, η ολκιμότητα των τελικών προϊόντων είναι εξαιρετικά χαμηλή[1,12].

Όταν το τελικό προϊόν είναι χάλυβας οπλισμού σε μορφή ρολού σύρματος(Εικόνα 3.21), συνήθως χρησιμοποιείται η μέθοδος της ψυχρής ολκής.



Εικόνα 3.21: Σύρμα χάλυβα σπλισμού που έχει παραχθεί με τη μέθοδο ψυχρής έλασης

Στην περίπτωση της παραγωγής συρμάτων, το ποσοστό ψυχρής παραμόρφωσης είναι πολύ μικρότερο από την περίπτωση των πλεγμάτων και εξαρτάται από τη χρήση του τελικού προϊόντος και τους περιορισμούς που θέτουν τα Πρότυπα και οι Κανονισμοί.

Η ολκή πραγματοποιείται με ειδικές αυτόματες μηχανές, όπου το σύρμα αναγκάζεται να περάσει μέσα από ειδικά καμπτικά ράουλα που προκαλούν έντονη πλαστική παραμόρφωση.

Με τη διαδικασία της ολκής, μειώνεται η αρχική διατομή και επειδή προφανώς ο όγκος παραμένει σταθερός, προκύπτει ότι ανάλογα αυξάνεται το μήκος. Αυτό διευκολύνει στον πρακτικό υπολογισμό του ποσοστού ολκής:

$$n (\%) = (A_0 - A) / A_0 \cdot 100 = (L - L_0) / L_0 \cdot 100$$

Είναι γνωστό ότι με την αύξηση του ποσοστού ολκής, το ( $R_m$ ) αυξάνεται μεν, αλλά σε μικρότερο ποσοστό από ότι το όριο διαρροής ( $R_e$ ), συνεπώς ο λόγος  $R_m/R_e$  μειώνεται.

Έχει αποδειχτεί ότι το όριο διαρροής σπάνια είναι ορατό μετά την ολκή και επομένως πρέπει να υπολογίζεται το συμβατικό όριο διαρροής  $R_p$ [3].

Τα παραπάνω αναφέρονται στις τελικές ιδιότητες όπως αυτές μετριοούνται με μία

δοκιμή εφελκυσμού σε μία δεδομένη στιγμή.

Πέραν αυτών όμως πρέπει να συνυπολογιστούν και προβλήματα που σχετίζονται με τη χρήση του υλικού, τα οποία ανακύπτουν με την πάροδο του χρόνου και κάτω από ειδικές συνθήκες.

#### 3.4.4 ΜΟΡΦΕΣ ΧΑΛΥΒΩΝ ΟΠΛΙΣΜΟΥ

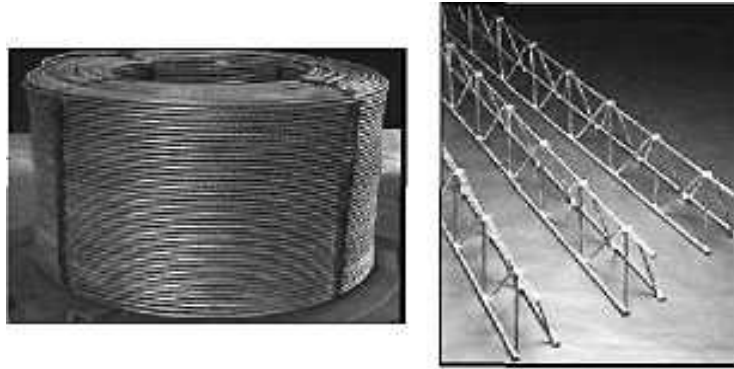
Οι χάλυβες οπλισμού (reinforcing steel bars) είναι προϊόντα χάλυβα με κυκλική ή σχεδόν κυκλική διατομή, με ανοχές που ορίζονται από τα διάφορα πρότυπα. Στην επιφάνεια τους, στην τυπική περίπτωση έχουν νευρώσεις (ribs). Συντομογραφικά οι χάλυβες οπλισμού αναφέρονται και ως de-rebars (δηλαδή, deformed reinforcing bars), λόγω των νευρώσεων που έχουν στην επιφάνεια τους. Υπάρχουν και χάλυβες οπλισμού χωρίς νευρώσεις (plain rebars) ή με αυλακώσεις αντί για νευρώσεις (intented rebars)[3,11].



*Εικόνα 3.22 : Ευθύγραμμοι ράβδοι*



*Εικόνα 3.23 : Συγκολλημένα πλέγματα*



*Εικόνα 3.24 : Ρολλά και Ηλεκτροσυγκολλημένα Δικτυώματα*

Οι χάλυβες οπλισμού παράγονται και παραδίδονται από τους παραγωγούς στις παρακάτω μορφές (εικόνα 3.24)

- Ευθύγραμμοι ράβδοι (straight reinforcing bars), που παραδίδονται σε δέματα (bundles)
- Ρολλά (reinforcing bars in coils)
- Ηλεκτροσυγκολλημένα πλέγματα (welded fabric)
- Προκατασκευασμένα ηλεκτροσυγκολλημένα δικτυώματα (lattice girders)



## **4 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟΣ ΜΕΡΟΣ**

### ***4.1 ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΤΟΥ ΥΛΙΚΟΥ***

Το υλικό το οποίο εξετάζεται αποτελεί χονδρόσυρμα μαλακού κοινού ανθρακούχου χάλυβα, της σειράς SAE 1010 (G10100 κατά UNS και CK10 κατά DIN), και  $\phi=6,5$ , το οποίο παράγεται από την ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗ Α.Ε., με θερμή έλαση, και χρησιμοποιείται κυρίως για την κατασκευή κοινής ποιότητας σύρματος (μικρότερης διαμέτρου) ή πλεγμάτων.



*Εικόνα 4.1 : Αρχική μορφή του υλικού*

Πίνακας 4.1 : Χημική σύσταση υλικού

χημικό στοιχείο	περιεκτικότητα (%)
C	0,114
Mn	0,453
S	0,034
Si	0,08
Ni	0,096
Cr	0,069
Cu	0,371
V	0,002
Al	0,005
P	0,005
Mo	0,019
Pb	0,005

Όπως παρατηρούμε από τη χημική σύσταση, στο υλικό, τα κύρια κραματικά στοιχεία είναι, εκτός του άνθρακα, το μαγγάνιο, ο χαλκός, το νικέλιο και το πυρίτιο.

Πίνακας 4.2 : Μέσες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού

Μηχανικά Χαρακτηριστικά	Μέσες Τιμές
Μάζα/ Μέτρο (kg/m)	0,257
Διατομή (mm <sup>2</sup> )	32,76
Φορτίο Διαρροής (N)	9855
Φορτίο Θραύσης (N)	13650
Ομοιόμορφη Παραμόρφωση Agt (%)	23,2
Παραμόρφωση θραύσης (%)	29,4
Όριο Διαρροής ReH (MPa)	302,55
Όριο Θραύσης Rm (MPa)	422
Rm / ReH	1,4

Ως προς τις μηχανικές του ιδιότητες, παρατηρούμε την ικανοποιητική επιμήκυνση του υλικού που αγγίζει το 30%, χωρίς, ωστόσο, να θυσιάζεται η αντοχή στον εφελκυσμό (422MPa)[13].

## **4.2 ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΤΗΣ ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗΣ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑΣ**

Η πειραματική διαδικασία της παρούσας εργασίας ουσιαστικά διαιρέθηκε σε δύο κύριες ενότητες:

1. Μελέτη μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού, όταν αυτό υποβληθεί σε διαφορετικό βαθμό πλαστικής παραμόρφωσης καθώς και σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες.
2. Μελέτη της μικροδομής του υλικού και προσπάθεια συσχέτισης αυτής με τις μηχανικές του ιδιότητες.

### **4.2.1 ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ**

Η προετοιμασία των δοκιμίων περιλαμβάνει όλες τις διεργασίες οι οποίες έλαβαν χώρα ώστε να γίνουν μετρήσεις για τις μηχανικές αντοχές του υλικού. Πιο συγκεκριμένα, πριν τα δοκίμια να οδηγηθούν στην μηχανή εφελκυσμού για θραύση, ανοπτήθηκαν πλήρως σε θερμοκρασία ωστενιτοποίησης, ενδοτραχύνθηκαν σε διαφορες τιμές καθώς και υπεβλήθησαν σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες ανόπτησης.

Ο συνολικός αριθμός των δοκιμίων είναι εκατόν σαράντα πέντε (145). Ο αριθμός τους προέκυψε από το πλήθος των τιμών παραμόρφωσης που θα επιβαλλόταν αλλά και από τους χρόνους και τις θερμοκρασίες παραμονής αυτών εντός φούρνου ώστε να ανοπτηθούν.

#### 4.2.2 ΠΡΩΤΗ ΕΠΑΦΗ ΜΕ ΤΟ ΥΛΙΚΟ ΚΑΙ ΟΜΟΓΕΝΟΠΟΙΗΣΗ

Τα δοκίμια, κόπηκαν από την κουλούρα χονδρόσυρματος με ειδικό ψαλίδι κοπής χάλυβα, ευθυγραμμίστηκαν χειρονακτικά και με τη βοήθεια ειδικού τροχού κοπής χάλυβα απέκτησαν όλα κοινό αρχικό μήκος 700mm.

Με το πέρας της αρχικής τους διαμόρφωσης οδηγήθηκαν σε φούρνο της εταιρείας Thermawatt με σκοπό να ομογενοποιηθούν σε θερμοκρασία 950°C για μία ώρα.

Με την αρχική αυτή, θερμική κατεργασία, στόχος ήταν, μέσω του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης, να μεγεθυνθούν οι κόκκοι του υλικού οι οποίοι είχαν εκλεπτυνθεί πολύ κατά τη θερμή έλαση αλλά και να απελευθερωθεί το υλικό από τις υπάρχουσες εναπομείνουσες εσωτερικές τάσεις.

Η απόψυξη του υλικού έγινε με αργούς ρυθμούς (~1,5°C/min) ώστε να συντελεστούν ορθά τα διαχυσιακά φαινόμενα[14].



Εικόνα 4.2 : Φούρνος Thermawatt, χρησιμοποιήθηκε για όλες τις θερμικές κατεργασίες

### 4.2.3 ΕΠΙΒΟΛΗ ΕΝΔΟΤΡΑΧΥΝΣΗΣ

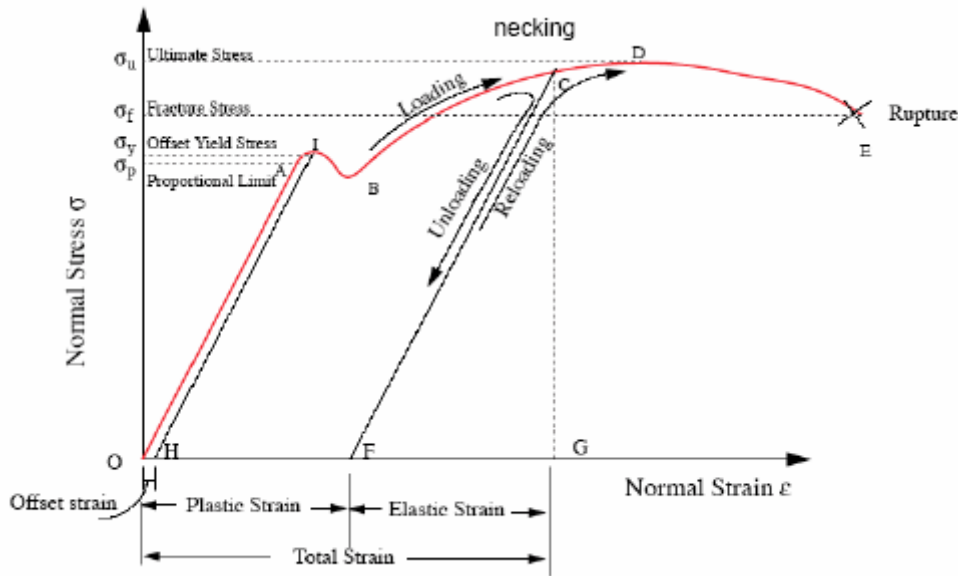
Επόμενο στάδιο ήταν εκείνο της επιβολής της ενδοτράχυνσης. Στα δοκίμια γινόταν μέτρηση βάρους τους ώστε να είναι γνωστό το βάρος ανά μήκος (γνωστό το μήκος 700mm), το οποίο σύμφωνα με τον KTX 2008 (κανονισμός χαλύβων οπλισμού σκυροδέματος) μας δίνει ακριβή μέτρηση της διαμέτρου του υλικού[9].

Ακόμα, για να πραγματοποιηθεί ορθά η διεργασία της ενδοτράχυνσης, όλα τα δοκίμια χαράχθηκαν επιφανειακά με ειδική συσκευή χάραξης Η επιβολή της ενδοτράχυνσης έγινε με παραμόρφωση από εφελκυσμό, σε μηχανή εφελκυσμού της εταιρείας Zwick (Roell Amsler UPN1000).

Οι τιμές παραμόρφωσης που επιλέχθηκαν είναι οι εξής: 3%, 5%, 8% και 11% Agt. Σημαντικό είναι να σημειωθεί, πως κατά το στάδιο της ενδοτράχυνσης, ήταν αρκετά δύσκολη η ακριβής επιβολή στα δοκίμια των καθορισμένων της ποσοστών, καθώς είχε παρατηρηθεί σημαντική απόκλιση(της τάξης του 20 έως 30%) σε προηγούμενη μελέτη [15].

Οι κύριοι παράγοντες για τις αποκλίσεις αυτές είναι οι εξής:

- A. Η ελαστοπλαστική συμπεριφορά, γενικά, των υλικών κατά τη διάρκεια του εφελκυσμού, όπου ενώ βρίσκονται στην πλαστική περιοχή, ένα μικρό μέρος της επιμήκυνσης οφείλεται σε ελαστική συμπεριφορά, η οποία χάνεται μόλις οι δυνάμεις που τα εφελκύουν παύουν ασκούνται. Στο διάγραμμα που ακολουθεί, παρουσιάζεται το εν λόγω φαινόμενο, όπου το υλικό μετακινήθηκε στο σημείο F από το σημείο G όταν οι δυνάμεις σταμάτησαν να ασκούνται, χάνοντας την ελαστική επιμήκυνση.



Εικόνα 4.3 : Η ελαστοπλαστική συμπεριφορά των υλικών κατά τη διάρκεια του εφελκυσμού[16]

- B. Η ίδια η προετοιμασία των δοκιμίων και πιο συγκεκριμένα, η ευθυγράμμιση τους που έγινε χειρονακτικά. Επειδή δεν είναι δυνατό να επιτευχθεί τέλεια ευθυγράμμιση, μέρος της απόστασης που προοριζόταν να καλυφθεί από τις αρπάγες της μηχανής εφελκυσμού για την επιμήκυνση, καταναλώνεται πρώτα για την ευθυγράμμιση και μετά επιμηκύνει το δοκίμιο.

Για να μειωθούν οι αποκλίσεις αυτές όσο το δυνατόν περισσότερο, κατά την παρούσα εργασία, επιβλήθηκε σε όλα τα δοκίμια μια αρχική επιμήκυνση, στη μηχανή εφελκυσμού, κατά 2mm, αμέσως μετά την προσπάθεια της αρχικής ευθυγράμμισης τους.

Αυτή η διεργασία έλαβε χώρα ακριβώς πριν τα δοκίμια εισαχθούν στον φούρνο και ομογενοποιηθούν στους 950°C, έτσι ώστε, με τη συμβολή του φαινομένου της ανακρυστάλλωσης, να αναιρεθεί μαζί με τις προγενέστερες ατέλειες και διαταραχές. Με την προσέγγιση αυτή οι αποκλίσεις κυμάνθηκαν μεταξύ του 3 - 9%.

Τα δοκίμια αφού επιμηκύνθηκαν, οδηγήθηκαν στον τροχό κοπής χαλύβων ώστε να αποκτήσουν νέο κοινό μήκος 500mm (200mm για τις αρπάγες και 300mm ωφέλιμο μήκος για εφελκυσμό), έγινε μέτρηση του ποσοστού ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκε με βάση τη χάραξη όπως επίσης του νέου βάρους ανά μήκος το οποίο προέκυψε και αυτό από την επιμήκυνση.



*Εικόνα 4.4 : Ηλεκτρονική ζυγαριά της εταιρείας Navigator που χρησιμοποιήθηκε για όλες τις μετρήσεις βαρών*





Εικόνα 4.5 : Συσκευή χάραξης



Εικόνα 4.6 : Ηλεκτρονικό παχύμετρο της εταιρείας Facom, ακριβείας δύο δεκαδικών ψηφίων, το οποίο βοήθησε στις μετρήσεις της χάραξης



#### 4.2.4 ΘΕΡΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ

Με το πέρας της διεργασίας της επιμήκυνσης, τα δοκίμια οδηγήθηκαν στον φούρνο Thermawatt, στον οποίο ανοπτήθηκαν αποταττικά, για μία ή πέντε ώρες, σε τρεις διαφορετικές θερμοκρασίες (250, 450, και 650°C).

Με αυτές τις θερμικές κατεργασίες, στόχος ήταν να παρατηρηθεί η επίδραση τους, μαζί με αυτήν της ενδοτράχυνσης, στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού.

Παρακάτω παρατίθεται πίνακας μέσω του οποίου εξηγείται ο διαχωρισμός των δοκιμίων:

*Πίνακας 4.3 : Διαχωρισμός των δοκιμίων με βάση την επιβολή ενδοτράχυνσης, τη θερμοκρασία και τον χρόνο ανόπτησής τους στον φούρνο*

Θερμοκρασία (°C)	Χρόνος ανόπτησης (ώρες)	Ενδοτράχυνση (% Agt)				ΣΥΝΟΛΟ
		3	5	8	11	
25	-	5(δοκίμια)	5	5	5	20
250	1	5	5	5	5	20
	5	5	5	5	5	20
450	1	5	5	5	5	20
	5	5	5	5	5	20
650	1	5	5	5	5	20
	5	5	5	5	5	20
						<b>140</b>

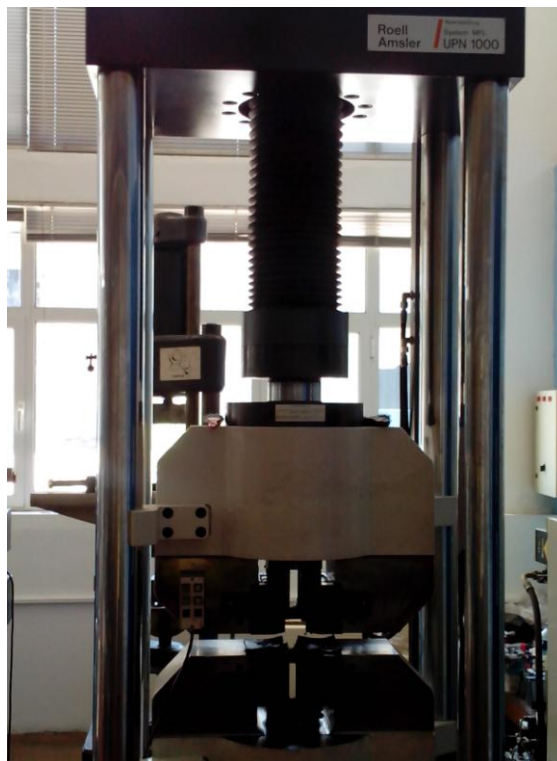
Στα υπολειπόμενα πέντε δοκίμια δεν επιβλήθηκε καμία μεταβολή στη δομή τους ώστε να χρησιμοποιηθούν ως "**μητρικά**".

#### 4.2.5 ΔΟΚΙΜΕΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Για να γίνει μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού, στα δοκίμια έγιναν δοκιμές εφελκυσμού. Όπως και για την πραγματοποίηση της ενδοτράχυνσης, έτσι και εδώ χρησιμοποιήθηκε η μηχανή εφελκυσμού της εταιρείας Zwick (Roell Amsler UPN1000).

Αμέσως πριν, τις δοκιμές, όλα τα δοκίμια χαράχθηκαν για δεύτερη φορά και κοβόταν κομμάτι μήκους 15-20mm από τυχαία δοκίμια της κάθε ομάδας ώστε να χρησιμοποιηθούν μετέπειτα για σκληρομετρήσεις και μελέτη της μικροδομής.

Το ωφέλιμο μήκος των δοκιμίων εφελκυσμού, όπως ειπώθηκε και νωρίτερα, ήταν 300mm, ενώ η ταχύτητα του εφελκυσμού, μόλις βρισκόταν από τη μηχανή, το σημείο διαρροής, ήταν 15mm/min. Με τη διαδικασία αυτή, τα δοκίμια έφταναν έως τη θραύση. Επόμενη κίνηση ήταν η μέτρηση της ομοιόμορφης παραμόρφωσης  $A_{gt}$ , της παραμόρφωσης στο σημείο θραύσης και του νέου βάρους ανά μήκος που προέκυπτε. Για την επιμήκυνση στο σημείο θραύσης ( $A_5$ ), με βάση τη χάραξη, γινόταν μέτρηση της μεταβολής του μήκους στο σημείο θραύσης σύμφωνα με τον ευρωπαϊκό κανονισμό EN - 15630 - 1. Ομοίως και για την ομοιόμορφη παραμόρφωση ( $A_{gt}$ ), με βάση τη χάραξη, γινόταν μέτρηση της μεταβολής του μήκους σε περιοχή του δοκιμίου μακριά από το σημείο θραύσης σύμφωνα με τον ευρωπαϊκό κανονισμό EN - 15630 - 1[16].

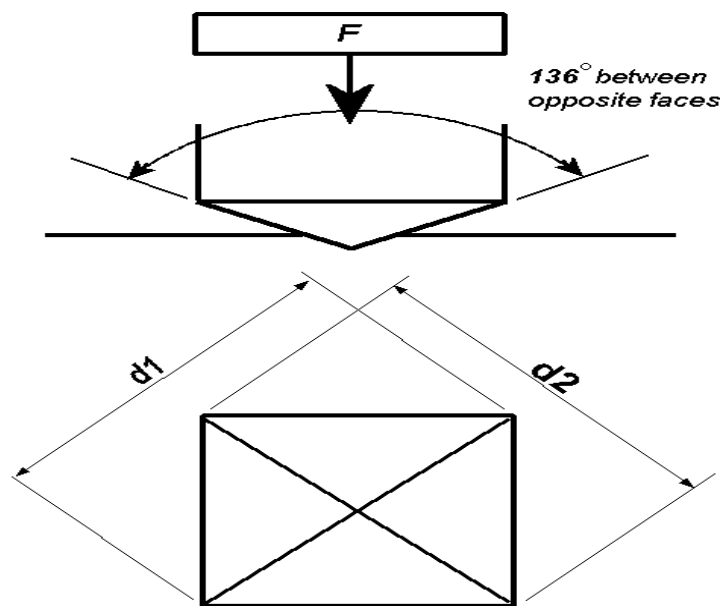


*Εικόνα 4.7 : Μηχανή εφελκυσμού Roell Amsler UPN1000 της εταιρείας Zwick*

#### **4.2.6 ΔΟΚΙΜΕΣ ΣΚΛΗΡΟΤΗΤΑΣ**

Οι σκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν στη μηχανή σκληρομέτρησης Vickers που διαθέτει το εργαστήριο μεταλλογνωσίας της σχολής μας.

Κατά την τεχνική Vickers, ο διεισδυτής είναι ένα πολύ μικρό διαμάντι πυραμοειδούς γεωμετρίας και με γωνία κορυφής  $\alpha=136^\circ$  το οποίο πιέζεται πάνω στην επιφάνεια του δοκιμίου με δύναμη  $F$ . Το αποτύπωμα που προκύπτει παρατηρείται μέσω μικροσκοπίου και μετράται. Στη συνέχεια η μέτρηση μετατρέπεται σε αριθμό σκληρότητας. Είναι καλύτερο να προηγείται προσεκτική προετοιμασία της επιφάνειας του δοκιμίου έτσι ώστε να επιτυγχάνεται καλά ορισμένη αποτύπωση που να μπορεί να μετρηθεί με ακρίβεια.



Εικόνα 4.8 : Επάνω, το διαμάντι που πιέζει με δύναμη  $F$  την επιφάνεια του δοκιμίου. Κάτω, το αποτύπωμα ρομβικής γεωμετρίας που μετράται στο μικροσκόπιο

Οι αριθμοί σκληρότητας Vickers συμβολίζονται HV. Η σκληρότητα Vickers προκύπτει από την παρακάτω σχέση  $HV=0.1891F/d^2$ , Όπου  $F$  η εφαρμοζόμενη δύναμη και  $d$  η μέση τιμή των δυο διαγωνίων του αποτυπώματος. Η σκληρότητα Vickers είναι σταθερή μέσα σε μια μεγάλη περιοχή μεταβολής του φορτίου  $F$ , από 1 ως 120 Kp, με την προϋπόθεση ότι η γωνία κορυφής  $\alpha$  είναι  $136^\circ$ .

Η δοκιμή Vickers είναι η μόνη που χρησιμοποιείται στα πολύ σκληρά υλικά, αφού η πυραμίδα της είναι διαμαντένια και δεν παραμορφώνεται εύκολα. Η δοκιμή Vickers είναι η μόνη που χρησιμοποιείται στα πολύ σκληρά υλικά, αφού η πυραμίδα της είναι διαμαντένια και δεν παραμορφώνεται εύκολα[17].

Συνολικά 29 (28 για την κάθε ομάδα κατεργασιών και το ένα μητρικό) δοκίμια υποβλήθηκαν σε δοκιμή σκληρότητας. Για τη μέτρηση της σκληρότητας το φορτίο που επιβλήθηκε ήταν 98N. Πραγματοποιήθηκαν 10 μετρήσεις ανά δοκίμιο για να ελαχιστοποιηθεί η πιθανότητα σφαλμάτων.

Για κάθε δεκάδα μετρήσεων υπολογίστηκε ο μέσος όρος και η τυπική απόκλιση, που δίνει τα περιθώρια σφάλματος γύρω από τον μέσο όρο. Σε καμία από τις μετρήσεις

αυτές δεν προέκυψε σημαντική απόκλιση.

Για την προετοιμασία των δοκιμίων των σκληρομετρήσεων θα αναφερθούμε στα αμέσως επόμενα κεφάλαια.

#### **4.2.7 ΕΓΚΙΒΩΤΙΣΜΟΣ**

Η διαδικασία του εγκιβωτισμού που επιδέχονται τα δοκίμια γίνεται έτσι ώστε να προετοιμαστούν για μεταλλογραφική διερεύνηση. Κατά τον εγκιβωτισμό τοποθετείται το κάθε δοκίμιο σε ένα καλούπι όγκου  $22-25\text{cm}^3$  έτσι ώστε να μπορεί να επεξεργάζεται η επιφάνεια του. Έπειτα προστίθεται στο καλούπι μίγμα το οποίο αποτελείται από 80 ml ρητίνης και από 48 σταγόνες καταλύτη ο οποίος βοηθάει στην στερεοποίηση της ρητίνης. Παρασκευάζοντας τη ρητίνη γίνεται καλή ανάδευση έτσι ώστε να αναμειχθούν καλά ρητίνη και σκληρυντής και να μην δημιουργηθούν φυσαλίδες. Ο χρόνος στερεοποίησης της ρητίνης είναι 40-45min.

#### **4.2.8 ΟΝΟΜΑΣΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ**

Για λόγους διευκόλυνσης, τα δοκίμια ονομάστηκαν με βάση τις πειραματικές παραμέτρους, με μια σύντομη και αντιπροσωπευτική τυποποίηση. Ένα παράδειγμα του τρόπου ονομασίας των δοκιμίων είναι το 450/5/11, όπου το πρώτο σκέλος της ονομασίας υποδηλώνει τη θερμοκρασία της αποτατικής ανόπτησης στην οποία υποβλήθηκε το δοκίμιο, ο δεύτερος αριθμός, που στη συγκεκριμένη περίπτωση είναι το πέντε υποδηλώνει το χρόνο παραμονής του δοκιμίου στο φούρνο για την ανόπτηση και ο τρίτος αριθμός (σε αυτή την περίπτωση το 11) δείχνει το ποσοστό αρχικής παραμόρφωσης που επιβλήθηκε. Για τα δοκίμια στα οποία δεν έγιναν θερμικές κατεργασίες οι δύο πρώτες τιμές δεν χρειάστηκαν και οπότε ονομάστηκαν απλώς 0,3,5,8 και 11.

#### 4.2.9 ΛΕΙΑΝΣΗ

Η λείανση των δοκιμίων ήταν το πρώτο στάδιο της προετοιμασίας της επιφάνειας τους ώστε να παρατηρηθούν σε οπτικό ή ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (SEM), να υποβληθούν σε δοκιμές σκληρομέτρησης ή ανάλυση περίθλασης ακτινών-X (XRD).

Η διεργασία αυτή πραγματοποιήθηκε σε οριζόντιο, υδρόψυκτο περιστρεφόμενο τροχό, της εταιρείας Struers, μέσω της οποίας, η επιφάνεια του δοκιμίου εφαιπτόταν σε αυτόν χειρωνακτικά. Ο τροχός καλυπτόταν με χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου (SiC), που ήταν ουσιαστικά και το μέσο λείανσης.

Τα χαρτιά που χρησιμοποιήθηκαν για προετοιμασία επιφανειών για μεταλλογραφία, ήταν ονομαστικής πυκνότητας κόκκων: 220-, 400-, 800-, 1200- και 2000-grit. Όσον αφορά στην προετοιμασία για δοκιμή σκληρομέτρησης, η λείανση περιοριζόταν μέχρι το χαρτί ονομαστικής πυκνότητας 1200-, έτσι ώστε να είναι ορατές οι γραμμές λείανσης στο μικροσκόπιο του σκληρόμετρου για ορθή εστίαση.

Στο τέλος της λείανσης, για κάθε δοκίμιο, σε κάθε χαρτί τα δοκίμια πλένονταν με νερό αρχικά και στη συνέχεια, με τη βοήθεια βάμβακος, πλένονταν με αιθανόλη και στεγνώνονταν με ρεύμα κρύου αέρα με σκοπό να εκδιωχτούν υπολειπόμενα καρβίδια από το χαρτί λείανσης καθώς και προϊόντα οξείδωσης του υλικού. Σε κάθε νέο χαρτί, το δοκίμιο περιστρεφόταν κατά 90° για τον έλεγχο απαλοιφής των γραμμών της προηγούμενης κάθε φορά κοκκομετρίας.

#### 4.2.10 ΣΤΙΛΒΩΣΗ

Το επόμενο στάδιο προετοιμασίας των επιφανειών των δοκιμίων για μεταλλογραφία ήταν η στίλβωση. Η στίλβωση είναι μια διαδικασία όπου γίνεται προσπάθεια στο μέτρο του δυνατού να ελαττωθεί το μέγεθος των γραμμών λείανσης και να δημιουργηθεί μια ομοιόμορφη επίπεδη επιφάνεια απαλλαγμένη από σφάλματα λείανσης. Πραγματοποιείται σε δυο πάνινους τροχούς από τους οποίους ο ένας περιέχει κόκκους διαμαντιού σε διασπορά διαμέτρου 6μm και ο δεύτερος κόκκους διαμαντιού με διάμετρο 1μm. Για σιδηρούχα υλικά το γυάλισμα απαιτεί μικρό χρόνο, με σχετικά μεγάλη ασκούμενη δύναμη και μικρή περιστροφική ταχύτητα. Σαν

λιπαντικό μέσο χρησιμοποιούνται υγρό της BUEHLER τύπου METADI diamond suspension υδατικού διαλύματος.

Κατά τη διαδικασία της στίλβωσης, η επιφάνεια του δοκιμίου ελεγχόταν οπτικά μετά από ξέπλυμα με αιθανόλη. Όταν το δοκίμιο κρινόταν τελικώς έτοιμο, καθαριζόταν με νερό και αιθανόλη και στέγνωσε με ρεύμα κρύου αέρα. Η λείανση και η στίλβωση είναι δυο σημαντικές εργασίες οι οποίες επηρεάζουν την παρατήρηση και την εξαγωγή συμπερασμάτων στο οπτικό μικροσκόπιο καθώς και στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.



*Εικόνα 4.9 : Μηχανή λείανσης και στίλβωσης της εταιρείας Struers*

#### **4.2.11 ΧΗΜΙΚΗ ΠΡΟΣΒΟΛΗ**

Η χημική προσβολή ήταν το τελευταίο στάδιο πριν την εξέταση των δειγμάτων στο οπτικό μικροσκόπιο και στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Για την χημική προσβολή χρησιμοποιήθηκε διάλυμα Nital, 5%, δηλαδή διάλυμα νιτρικού οξέως σε αιθανόλη.

Οι χρόνοι παραμονής των επιφανειών των δοκιμίων στο διάλυμα ποίκιλαν και

κυμάνθηκαν σε εύρος 5 - 15sec. Τα δοκίμια προσβάλλονταν, ξεπλένονταν με νερό και στη συνέχεια με αιθανόλη και στεγνώνονταν με ρεύμα ψυχρού αέρα. Στη συνέχεια εξεταζόταν στο οπτικό μικροσκόπιο η ορθότητα του βαθμού προσβολής και γινόταν περαιτέρω προσβολή, όταν κρινόταν απαραίτητο[18].

Σημειώνεται ότι στις επιφάνειες των δοκιμίων σχηματιζόταν κατά την προσβολή σκούρο επίστρωμα, που απομακρυνόταν με ελαφρά τριβή με βαμβάκι και νερό.

### **4.3 ΜΕΘΟΔΟΙ ΕΞΕΤΑΣΗΣ ΤΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ**

#### **4.3.1 ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ (Light Optical Microscope, LOM)**

Το οπτικό μικροσκόπιο χρησιμοποιήθηκε με σκοπό την παρατήρηση των μεταβολών της μικροδομής των δοκιμίων, που αναμένονταν να προκύψουν από τις θερμικές κατεργασίες.

Ακόμη έγινε χρήση του οπτικού μικροσκοπίου με σκοπό την παρατήρηση και τον έλεγχο των δοκιμίων όταν υπέστησαν χημική προσβολή έτσι ώστε να παρατηρηθούν στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Το μεταλλογραφικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε ήταν τύπου Olympus BX41M.



*Εικόνα 4.10 : Οπτικό Μικροσκόπιο*



### 4.3.2 ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΣΑΡΩΣΗΣ (Scanning Electron Microscope, SEM)

Για περαιτέρω δεδομένα που χρειάστηκαν για τη ολοκλήρωση της έρευνας των δοκιμίων ήταν απαραίτητη η χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης χρησιμοποιήθηκε για την πραγματοποίηση δομικού χαρακτηρισμού της μικροδομής του υλικού, με σκοπό τη συσχέτιση αυτής με τις μηχανικές του ιδιότητες.

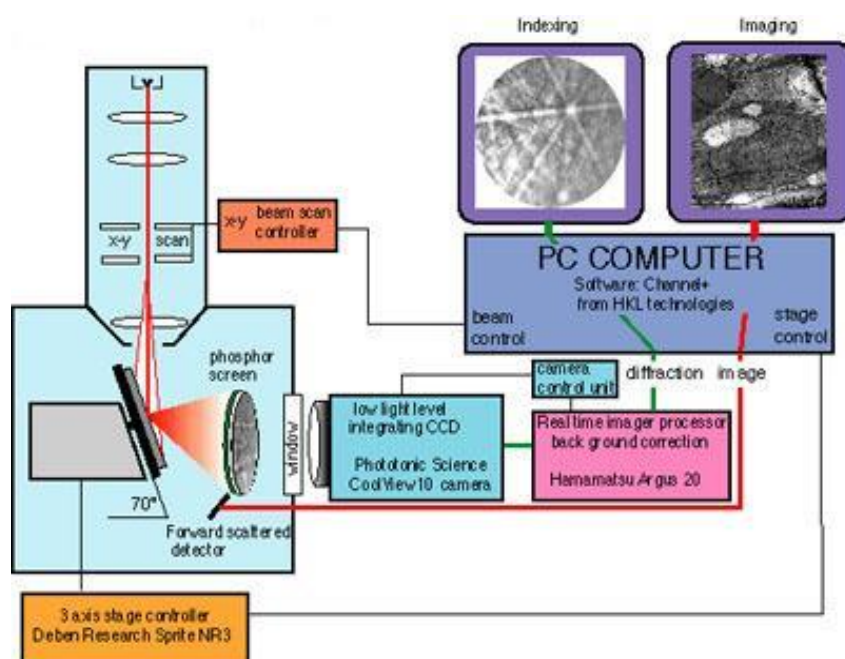


Εικόνα 4.11 : Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM)

### 4.3.3 ΔΟΜΙΚΟΣ ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΜΟΣ ΜΕΣΩ ΤΕΧΝΙΚΗΣ EBSD (Electron Backscatter Diffraction,)

Η τεχνική αφορά στον προσδιορισμό προτιμητέων προσανατολισμών ανάπτυξης για οποιοδήποτε μονοκρυσταλλικό και πολυκρυσταλλικό υλικό. Αξίζει να σημειωθεί ότι αυτή η μέθοδος χρησιμοποιείται για τον εντοπισμό του ιστού μετά από κάθε μεταλλοτεχνική κατεργασία, για τη μελέτη ελαττωμάτων της μικροδομής, για την ταυτοποίηση φάσεων και το δομικό χαρακτηρισμό σε επίπεδο μικροκλίμακας, για τον προσδιορισμό της μορφολογίας των ορίων των κόκκων και την ποσοτικοποίηση μικροπαραμορφώσεων και υπολειπόμενων τάσεων.

Η μελέτη EBSD πραγματοποιείται χρησιμοποιώντας ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM) εξοπλισμένο με κάμερα backscatter ηλεκτρονίων. Η περίθλαση ανιχνεύεται από κάμερα φωσφορούχου οθόνης, η οποία εισάγεται στο θάλαμο με γωνία ίση ή μεγαλύτερη των  $90^\circ$  ως προς το δείγμα. Επίσης υπάρχει και μια κάμερα CCD για την καταγραφή της εικόνας στην οθόνη. Τα δείγματα τα οποία έχουν υποστεί κατάλληλη προετοιμασία τοποθετούνται στην υποδοχή του θαλάμου με κλίση  $70^\circ$  ως προς την κάμερα και πληρούνται οι προϋποθέσεις του Bragg, τα ηλεκτρόνια που περιθλώνται θα κατευθυνθούν προς τη φωσφορούχο οθόνη της κάμερας και θα εντοπιστούν λόγω φθορισμού από την CCD κάμερα.



Εικόνα 4.12 : Σχηματική αναπαράσταση της τεχνικής του EBSD

Όταν η επιφάνεια του υλικού είναι κατάλληλα κρυσταλλική λαμβάνονται από την περίθλαση ηλεκτρονίων τα Electron Backscatter Patterns (EBSP), τα οποία αναφέρονται και ως kikuchi bands. Τα kikuchi bands προσφέρουν σημαντικές πληροφορίες για το βαθμό παραμόρφωσης ενός υλικού, καθώς κατά τη παραμόρφωση η αναπτυσσόμενη πυκνότητα διαταραχών στον όγκο του κρυστάλλου δύναται να μεταβάλλει τις συνθήκες περίθλασης. Τέλος, όταν η τεχνική αυτή χρησιμοποιηθεί σε συνδυασμό με τις μεθόδους φασματοσκοπίας διασποράς μήκους κύματος ακτινών X (WDS), φασματοσκοπία ενεργειακής διασποράς ακτινών X

(EDS) και την τεχνική cathodoluminescence (CL) μπορεί να προσφέρει σημαντικές πληροφορίες για τις ιδιότητες των κρυσταλλικών υλικών.

#### **4.3.4 ΣΥΝΟΛΙΚΟΣ ΚΡΥΣΤΑΛΛΟΓΡΑΦΙΚΟΣ ΠΡΟΣΑΝΑΤΟΛΙΣΜΟΣ (Crystal Orientation Mapping)**

Κατά την κρυσταλλογραφική χαρτογράφηση (mapping) η δέσμη ηλεκτρονίων σαρώνεται από ένα σύνολο σημείων του δείγματος, ενώ από κάθε σημείο λαμβάνεται και ένα φάσμα (pattern) το οποίο αποδίδει δεδομένο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Ο χρωματισμός που αποδίδεται σε κάθε περιοχή κατά την διαδικασία mapping φέρει πλήρη αντιστοιχία με τον χρωματισμό των ανάστροφων στερεογραφικών προβολών (inverted pole figures).

#### **4.3.5 ΑΝΑΠΑΡΑΣΤΑΣΗ ΚΟΚΚΩΝ ΚΑΙ ΟΡΙΩΝ ΚΟΚΚΩΝ**

Η κρυσταλλογραφική ανάπτυξη προτιμητέων προσανατολισμών μπορεί να αποδώσει τη τοπολογία όλων των κόκκων και των ορίων σε μια μικροδομή. Ένας κόκκος καθορίζεται από τη συλλογή γειτονικών pixels, τα οποία χαρακτηρίζονται από αντιστοιχία γωνίας μεγαλύτερη ενός καθορισμένου ορίου. Μπορεί εύκολα να αποδοθεί η κατανομή μεγέθους των κόκκων, η κατανομή γωνίας αντιστοιχίας μεταξύ ορίων κόκκων, η τοπολογία διαφασικών ορίων και ορίων υψηλής γωνίας.

#### **4.3.6 ΤΑΥΤΟΠΟΙΗΣΗ ΦΑΣΕΩΝ**

Με τη τεχνική του EBSD μπορούμε να προσδιορίσουμε διάφορες κρυσταλλογραφικές φάσεις με τον υπολογισμό των γωνιών μεταξύ των κρυσταλλογραφικών επιπέδων. Είναι δυνατόν να προσδιοριστούν οι περιοχές φύτρωσης και ανάπτυξης των φάσεων, η ποσοστιαία συμμετοχή τους και ο προτιμητέος κρυσταλλογραφικός προσανατολισμός ανάπτυξης αυτών.

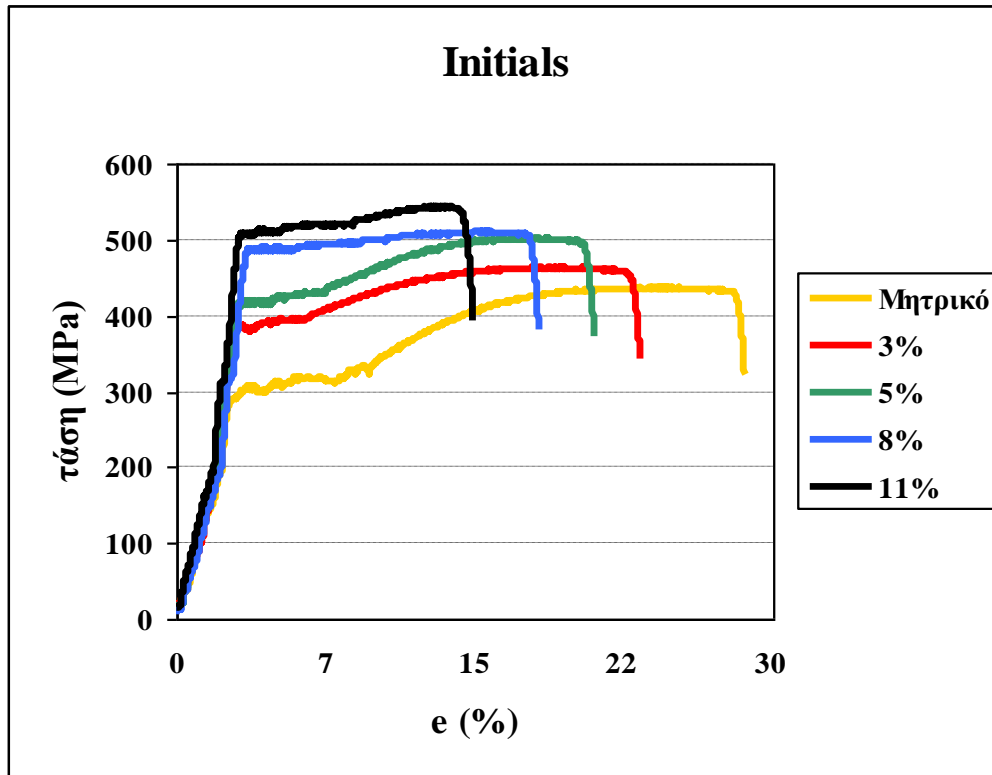
## **5 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ**

### ***5.1 ΜΕΛΕΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ***

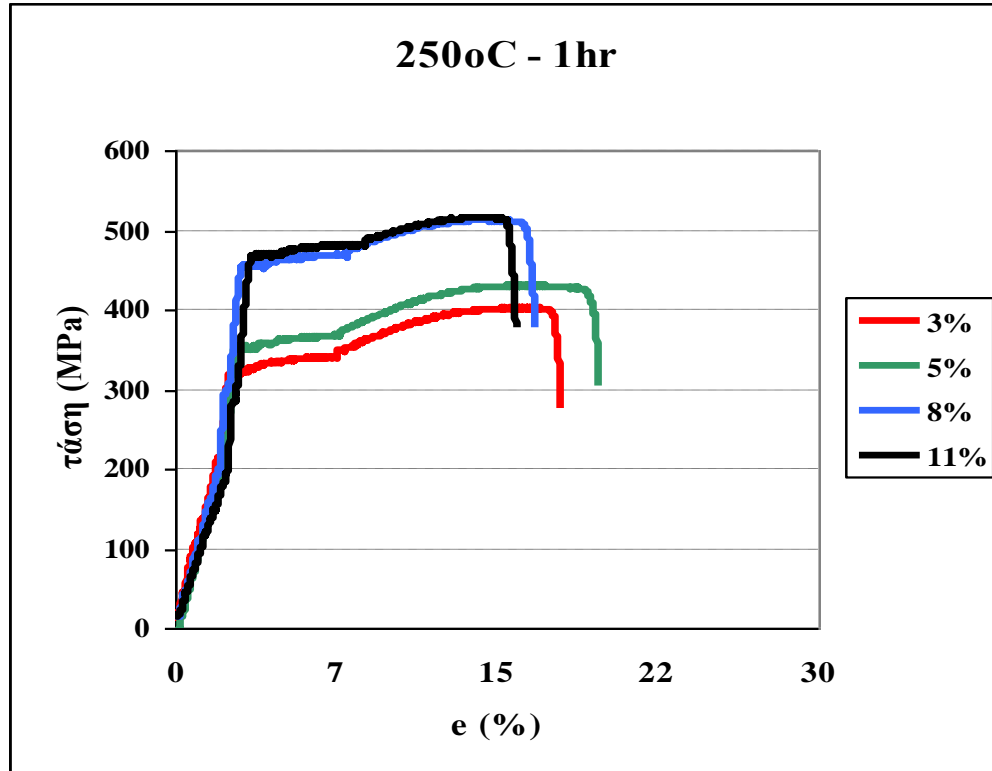
Στα δοκίμια έγινε μελέτη της επίδρασης ενδοτράχυνσης στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού ενώ αυτό έχει υποβληθεί σε θερμική κατεργασία. Τα ποσοστά ενδοτράχυνσης είναι 3%, 5%, 8% και 11%, ενώ η θερμική κατεργασία αφορά αποταπτική ανόπτηση των δοκιμίων σε τρεις διαφορετικές θερμοκρασίες (250, 450, 650 °C) και παραμονή τους για μία ή πέντε ώρες.

Κατά την πειραματική διαδικασία ενδοτραχύνθηκαν εκατόν σαράντα (140) δοκίμια, ενώ υπέστησαν θερμική κατεργασία συνολικά εκατόν είκοσι (120) δοκίμια. Πέντε έμειναν αμετάβλητα ("μητρικά" δοκίμια) ώστε να μελετηθούν οι αρχικές μηχανικές ιδιότητες του υλικού. Η σχετική ομαδοποίηση των δοκιμίων για το πείραμα δίνεται αναλυτικά στον πίνακα 4.3.

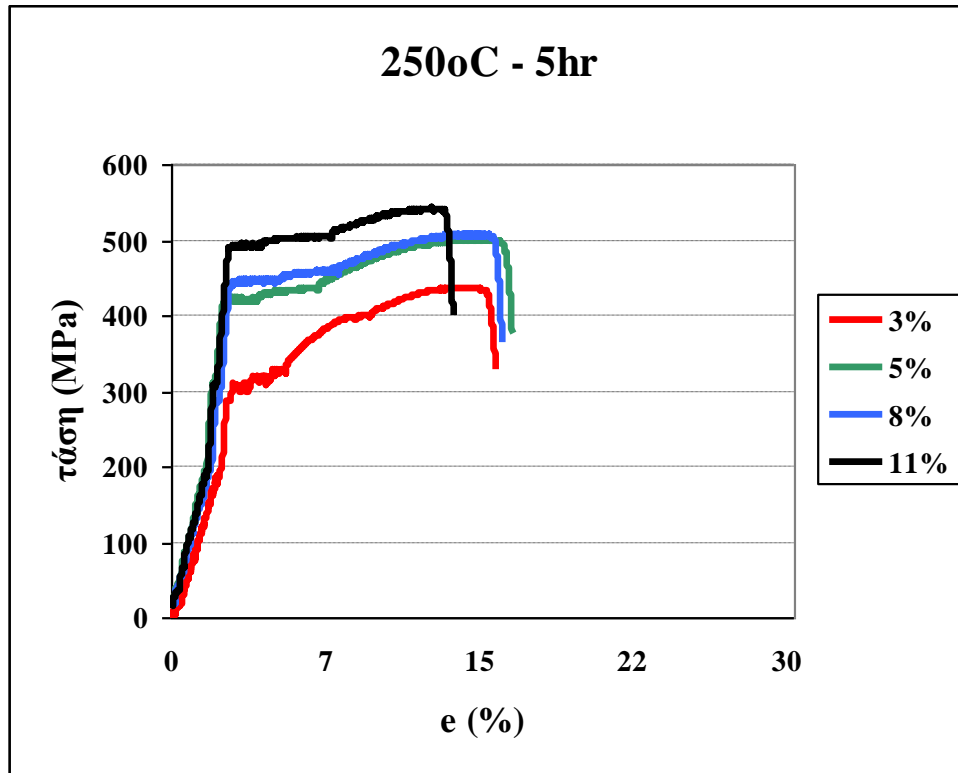
Στις παρακάτω εικόνες παρουσιάζονται τα ενδεικτικά συγκεντρωτικά διαγράμματα των εφελκυσμών για όλες τις θερμικές κατεργασίες και όλες τις ενδοτραχύνσεις ενώ, στον πίνακα 5.1 παρουσιάζονται οι μέσες τιμές για το όριο διαρροής και θραύσης, την ομοιόμορφη παραμόρφωση στο μέγιστο φορτίο και στο σημείο θραύσης αλλά και τη σκληρότητα, από τα 5 μητρικά δοκίμια.



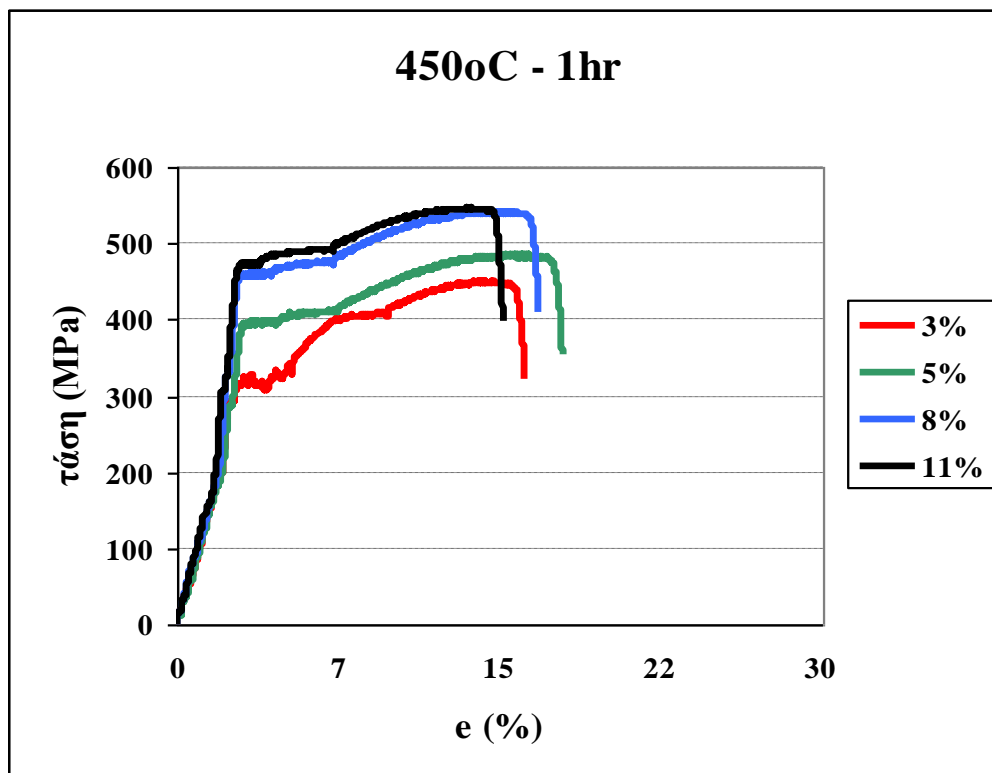
Εικόνα 5.1: Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών δοκιμών δίχως θερμική κατεργασία



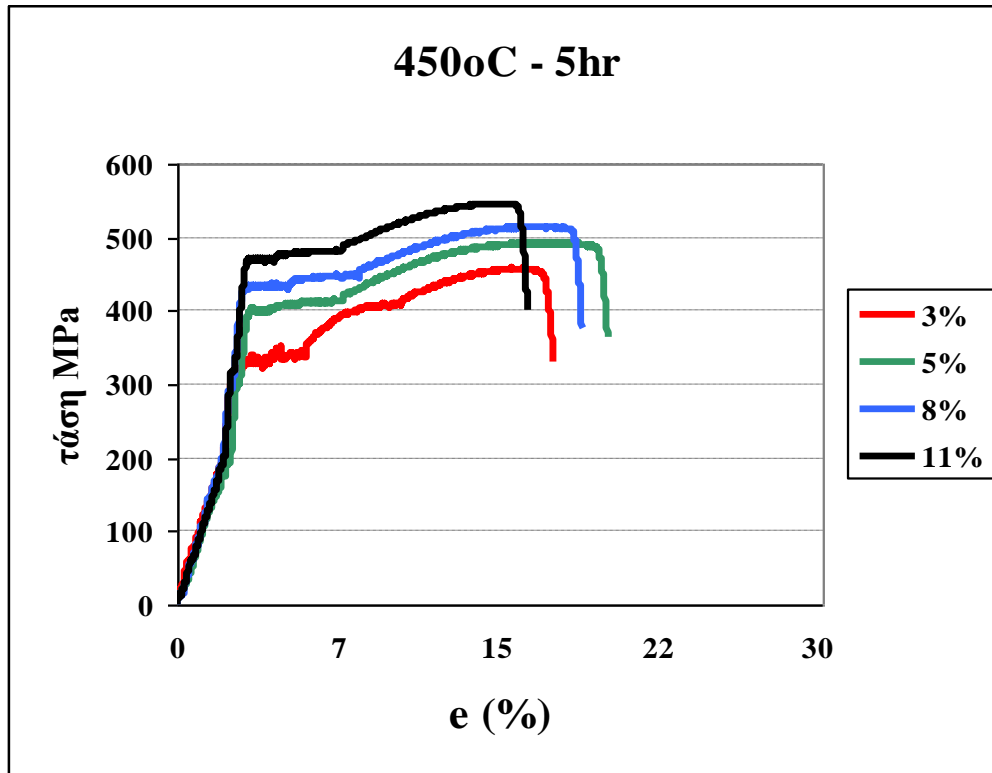
Εικόνα 5.2: Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 250°C επί μία ώρα



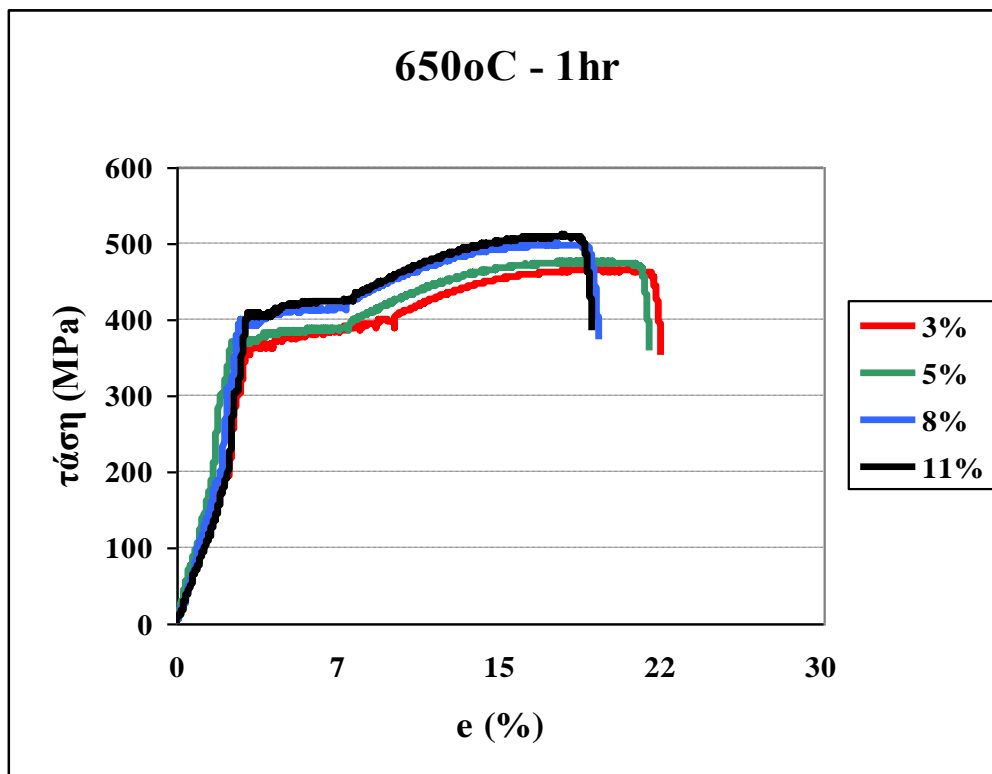
Εικόνα 5.3: Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 250°C επί πέντε ώρες



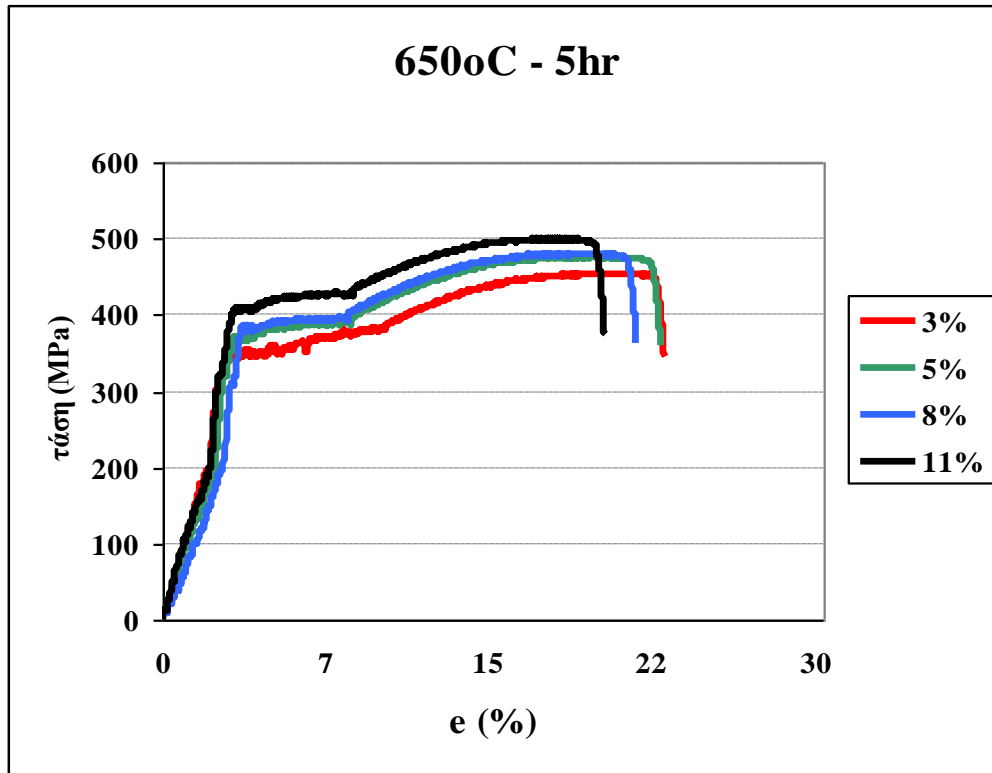
Εικόνα 5.4: Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 450°C επί μία ώρα



Εικόνα 5.5: Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 450°C επί πέντε ώρες



Εικόνα 5.6: Ενδεικτικά διαγράμματα εφελκυσμών μετά από ανόπτηση στους 650°C επί μία ώρα



Εικόνα 5.7: Εφελκυσμοί δοκιμίων μετά από ανόπτηση στους 650°C επί πέντε ώρες

Πίνακας 5.1: Μέσες τιμές για το όριο διαρροής και θραύσης, την ομοιόμορφη παραμόρφωση στο μέγιστο φορτίο και στο σημείο θραύσης αλλά και τη σκληρότητα, από τα 5 μητρικά δοκίμια

Όριο διαρροής (MPa)	Όριο θραύσης (MPa)	Agt (%)	A <sub>5</sub> (%)	Σκληρότητα Vickers (HV)	Βάρος / μήκος
302,55	422	23,2	29,4	110,58	0,257

**Διαγράμματα μεταβολής των μηχανικών χαρακτηριστικών λόγω της επιβολής ενδοτράχυνσης:**

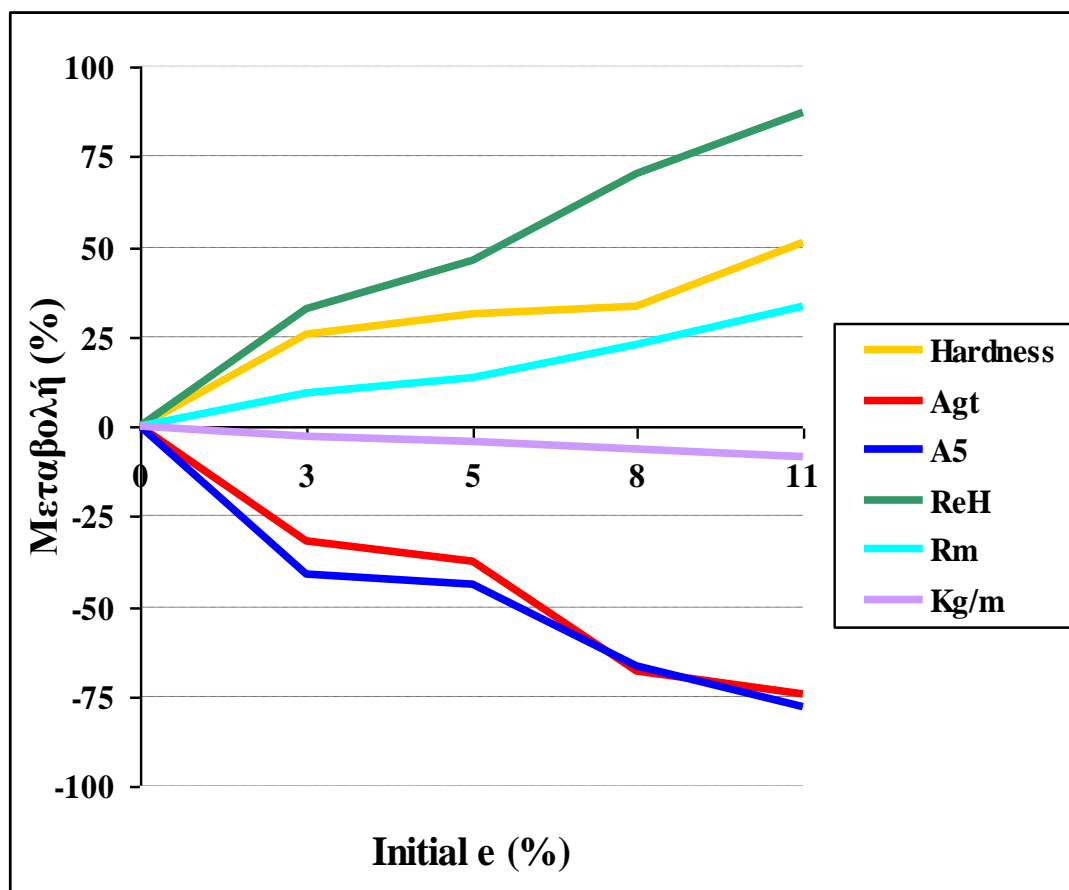
Τα μεγέθη μηχανικών χαρακτηριστικών τα οποία μελετήθηκαν κατά τη διάρκεια της πειραματικής διαδικασίας είναι:

- I. Η ομοιόμορφη παραμόρφωση στο μέγιστο φορτίο Agt,



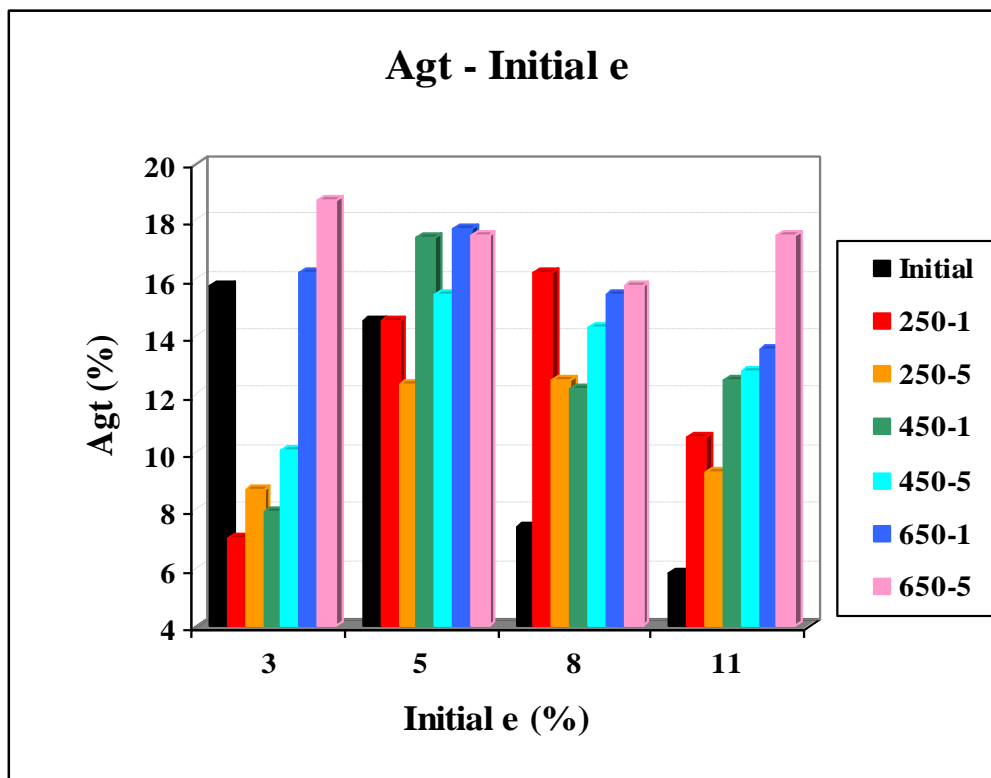
- II. Η παραμόρφωση στο σημείο θραύσης  $A_5$
- III. Το όριο θραύσης  $R_m$
- IV. Το όριο διαρροής  $ReH$
- V. Η σκληρότητα Vickers
- VI. Η μεταβολή του βάρους ανά μήκος

Από την επεξεργασία των δεδομένων προέκυψαν διαγράμματα τα οποία παρουσιάζουν τα παραπάνω μεγέθη ως προς το βαθμό ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκε στα δοκίμια. Ο βαθμός της ενδοτράχυνσης που παρουσιάζεται στα διαγράμματα, υπολογίστηκε με τη χρήση των μετρήσεων της επιμήκυνσης που λήφθηκαν με το πέρας της διεργασίας επιβολής του.



Εικόνα 5.8 Διάγραμμα της ποσοστιαίας μεταβολής των μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα SAE 1010 ως προς τον βαθμό παραμόρφωσης

Τα παρακάτω διαγράμματα σχεδιάστηκαν ώστε να συγκρίνουν συγκεντρωτικά τις μεταβολές των παραπάνω μεγεθών σε σχέση με την επιβληθείσα θερμική κατεργασία:



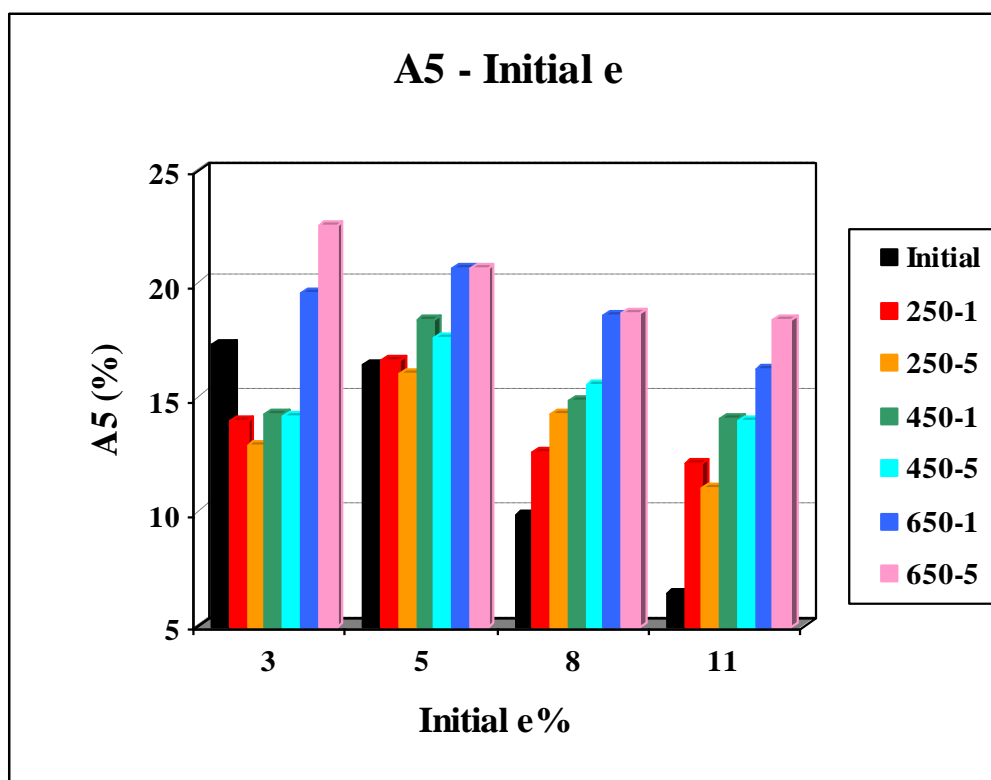
Εικόνα 5.9: Διάγραμμα σύγκρισης ομοιόμορφης παραμόρφωσης στο μέγιστο φορτίο ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμών από όλες τις θερμικές κατεργασίες

Από το διάγραμμα της παραπάνω εικόνας παρατηρούμε καταρχήν ότι οι τιμές παρουσιάζουν πτωτική τάση στην θερμοκρασία περιβάλλοντος, όσο αυξάνεται το ποσοστό αρχικής ενδοτράχυνσης. Η πτωτική αυτή πορεία εξηγείται από το γεγονός ότι όσο πιο μεγάλος είναι ο βαθμός ενδοτράχυνσης που είχαμε επιβάλλει τόσο πιο πολύ έτεινε το υλικό προς τη θραύσης και επομένως να υπήρχαν όλο και λιγότερα περιθώρια επιμήκυνσης του.

Αν τώρα παρατηρήσουμε τις καμπύλες ξεχωριστά για κάθε ομάδα ενδοτράχυνσης θα παρατηρήσουμε πως ενώ στο 3% ενδοτράχυνση η παραμόρφωση στο μέγιστο φορτίο ήταν ικανοποιητική (~16%), η επιβολή θερμικών κατεργασιών δεν ήταν ευεργετική, αντιθέτως η επιμήκυνση μειώθηκε έως και 70% στους 250°C. Αυτή η μείωση εξηγείται με το φαινόμενο της γήρανσης το οποίο έχει λάβει χώρα σε αυτή τη θερμοκρασία.

Εξαιρέση αποτελεί η θερμοκρασία των 650°C, όπου, και στις δύο ώρες παραμονής, η επιμήκυνση ξεπέρασε την αρχική. Στο 5%, στο 8% και στο 11% εύκολα παρατηρούμε πως από την πρώτη ώρα ανόπτησης υπάρχουν αποτελέσματα, όσο μεγαλύτερη η αρχική επιβολή ενδοτράχυνσης τόσο πιο ξεκάθαρη η αύξηση του Agt.

Σημαντικό είναι να σημειωθεί πως στις ανοπτήσεις που έλαβαν χώρα στη θερμοκρασία των 650 °C για όλους τους βαθμούς παραμόρφωσης η αύξηση θεωρούταν δεδομένη μιας και η πιθανότητα απανθράκωσης στην επιφάνεια του υλικού, με το πέρασμα της ώρας, γινόταν και πιο έντονη με αποτέλεσμα την αύξηση της ολκιμότητας του.



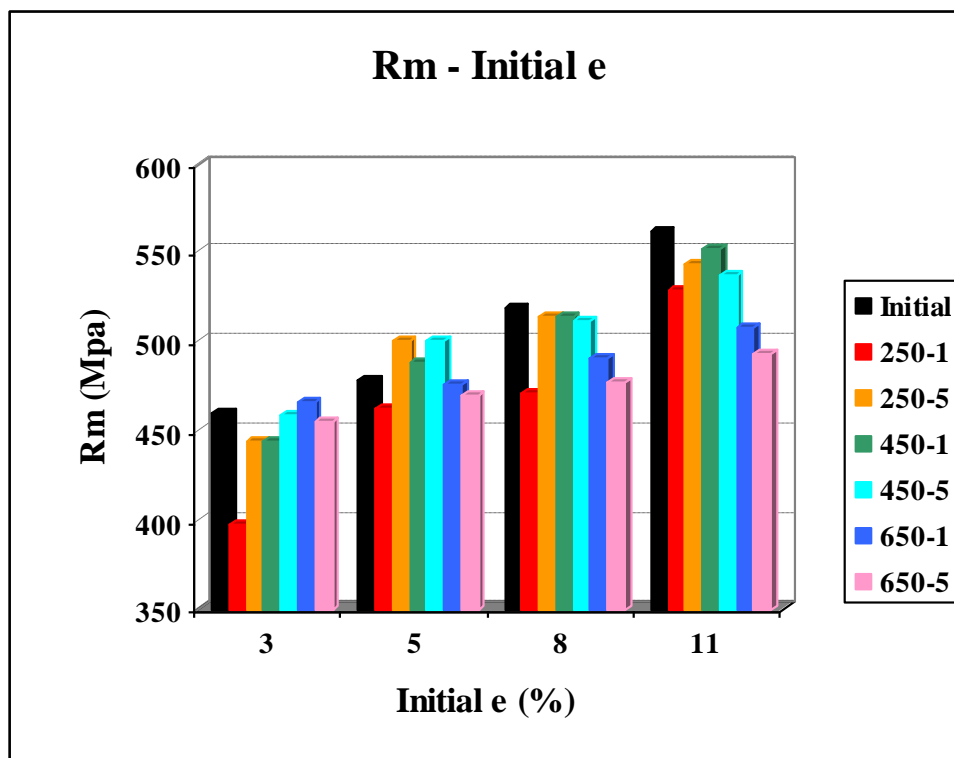
Εικόνα 5.10: Διάγραμμα σύγκρισης ομοιόμορφης παραμόρφωσης στο σημείο θραύσης ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμών από όλες τις θερμικές κατεργασίες

Παρατηρώντας το διάγραμμα της ομοιόμορφης παραμόρφωσης στο σημείο θραύσης ως προς το βαθμό παραμόρφωσης, συμπεραίνουμε πολύ εύκολα πως, υπάρχει μια σχετική ταύτιση με το διάγραμμα των Agt. Πτωτική τάση παρουσιάζεται όσο αυξάνεται η επιβολή αρχικής ενδοτράχυνσης στα δοκίμια.

Πιο συγκεκριμένα παρουσιάζεται πτώση του  $A_5$  από το 17,5% σχεδόν, στο 3% αρχικής επιμήκυνσης, στο μόλις 6% όταν τα δοκίμια έχουν επιμηκυνθεί κατά 11%, ενώ σημαντικό είναι να θυμηθούμε πως το αρχικό  $A_5$  αγγίζει το 30%.

Στο παραπάνω διάγραμμα, ωστόσο, γίνεται ακόμα πιο ξεκάθαρη η ανακούφιση των δοκιμίων όταν ανοπτήθηκαν. Όσο αυξάνεται η θερμοκρασία ανοπτησης τόσο πιο έντονη η επιμήκυνση των δοκιμίων, χωρίς ωστόσο να φαίνεται να υπάρχει κάποια σημαντική διαφοροποίηση με την αύξηση της ώρας παραμονής τους εντός του φούρνου.

Εξαιρέση αποτελεί η θερμοκρασία των 650°C όπου για το 3% και το 11% αρχικής ενδοτράχυνσης προκύπτουν η αύξηση του  $A_5$  αγγίζει και το 4%. Όπως ειπώθηκε και προηγουμένως, ο λόγος που συμβαίνει αυτή η αύξηση είναι η επιφανειακή απανθράκωση σε αυτή τη θερμοκρασία που εντείνεται με το πέρασμα των ωρών στο φούρνο.



Εικόνα 5.11: Διάγραμμα σύγκρισης του ορίου θραύσης  $R_m$  ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες

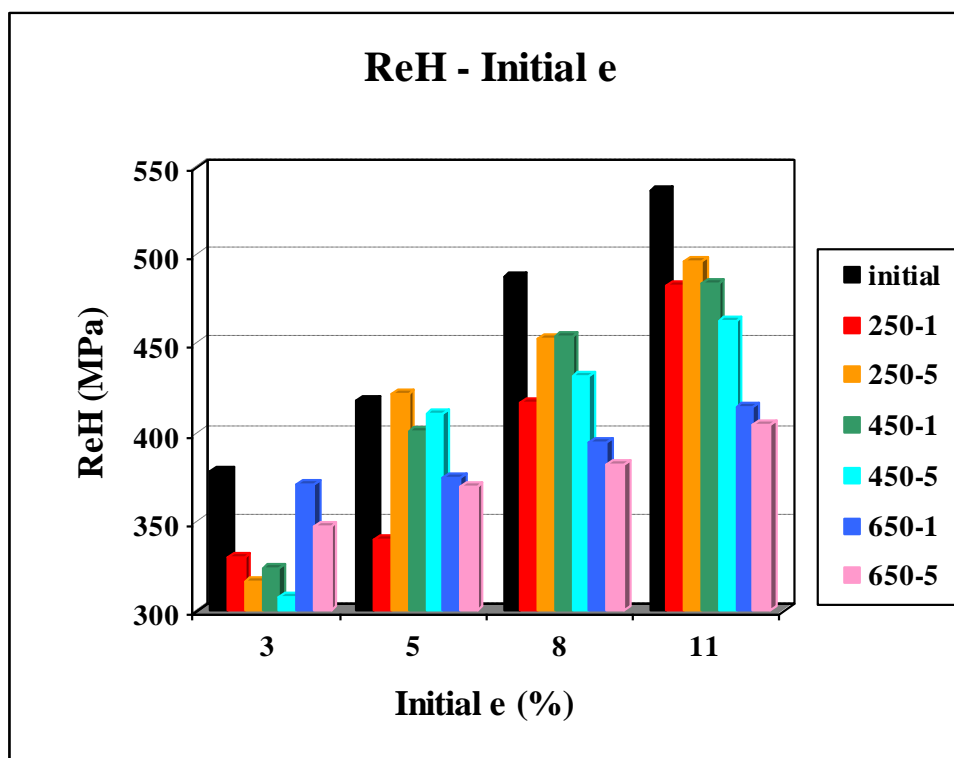
Το διάγραμμα της εικόνας 5.11 συγκρίνει τα όρια θραύσης των δοκιμίων, για όλες τις θερμοκρασίες, σε σχέση με τον αρχικό βαθμό ενδοτράχυνσης. Παρατηρούμε, όπως ήταν αναμενόμενο, ότι με την αύξηση του βαθμού ενδοτράχυνσης, αυξάνεται και το όριο θραύσης.

Πιο συγκεκριμένα, το όριο θραύσης αυξήθηκε από τα 422MPa, τιμή που έδωσαν τα μητρικά δοκίμια, στα 562MPa, όταν το υλικό είχε ποσοστό αρχικής ενδοτράχυνσης στο 11%, δίχως να ανοπτηθεί. Το ποσοστό της αύξησης, δηλαδή, ξεπέρασε το 33%. Κύρια εξήγηση του φαινομένου αυτού είναι η σκλήρυνση του υλικού, όσο πιο πολύ ενδοτραχυνόταν, με αποτέλεσμα να χρειαζόταν και μεγαλύτερη επιβολή τάσης για τη θραύση του.

Πολύ σημαντικό γεγονός, για το συγκεκριμένο διάγραμμα και γενικότερα για την αντοχή του υλικού, σηματοδοτεί η σταθεροποίηση, σχεδόν, των τιμών του ορίου θραύσης όσον αφορά την ανόπτηση στους.

Πιο συγκεκριμένα, για ανόπτηση των δοκιμίων στη θερμοκρασία των 250 °C για πέντε ώρες αλλά και σε αυτή των 450 °C για μία ή πέντε ώρες, οι τιμές στο όριο θραύσης είναι πολύ κοντά σε αυτές των δοκιμίων που δεν υποβλήθηκαν σε θερμική κατεργασία.

Λαμβάνοντας υπόψη και τα διαγράμματα των εικόνων 5.9 και 5.10, παρατηρούμε πως για ελάχιστη μείωση του ορίου θραύσης του υλικού επιτυγχάνονται σε αυτές τις θερμοκρασίες και παραμονές ανόπτησης και ικανοποιητικές τιμές επιμήκυνσης. Ιδίως στη θερμοκρασία των 450 °C η ολκιμότητα σε αναλογία με την αντοχή του υλικού είναι η βέλτιστη, σε σχέση με τις άλλες θερμοκρασίες ανόπτησης.



Εικόνα 5.12: Διάγραμμα σύγκρισης του ορίου διαρροής  $ReH$  ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες

Η εικόνα 5.12 παρουσιάζει το διάγραμμα που συγκρίνει τα όρια διαρροής  $ReH$  για όλες τις θερμοκρασίες, με την επιβολή αρχικής ενδοτράχυνσης στα δοκίμια. Όπως γίνεται κατανοητό, με την αύξηση του ποσοστού αρχικής ενδοτράχυνσης στα δοκίμια υπάρχει και ανάλογη αύξηση των ορίων διαρροής.

Μιλώντας με αριθμούς, προκύπτει πως όταν το υλικό ενδοτραχύνθηκε, ακόμα και κατά 3%, το όριο διαρροής αυξήθηκε κατά 32% (379MPa στο 3% ενώ τα μητρικά έδωσαν 286MPa). Το μέγιστο όριο διαρροής παρατηρείται όταν επιβλήθηκε στο υλικό αρχική επιμήκυνση 11% από όπου και λήφθηκε  $ReH$  ίσο με 537MPa, δηλαδή αύξηση του ορίου διαρροής κατά 87,5%.

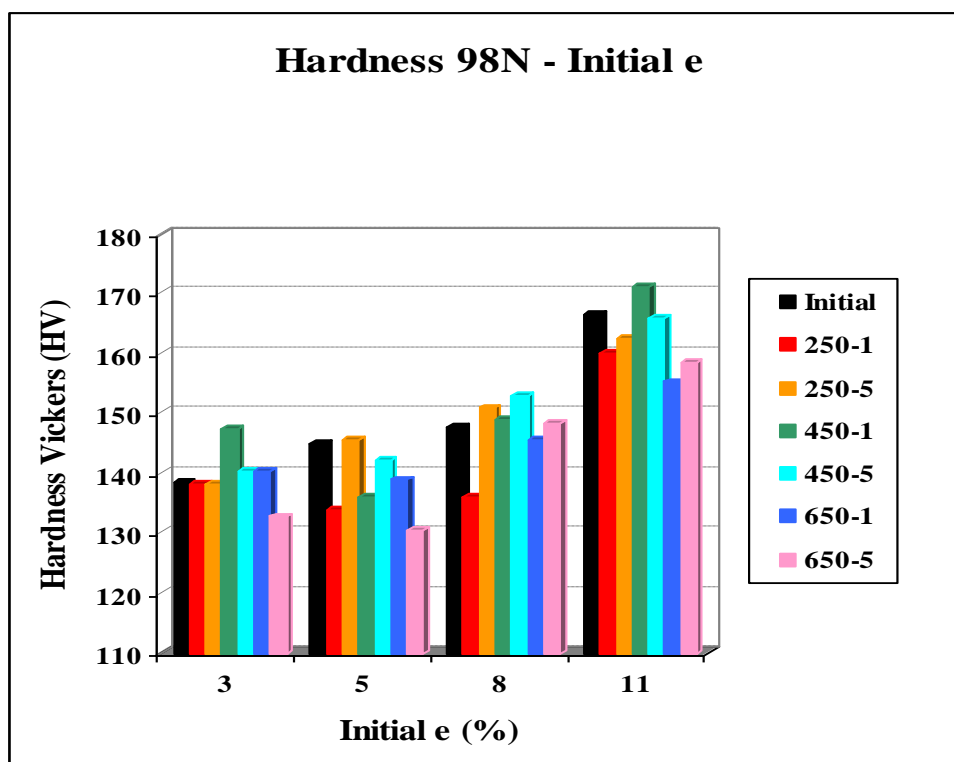
Το γεγονός αυτό, όπως και για τα όρια θραύσης ήταν αναμενόμενο, μιας και η σκλήρυνση του υλικού αυξάνεται όσο αυξάνεται και η επιβολή της ενδοτράχυνσης. Τώρα, συγκρίνοντας τα όρια διαρροής που αφορούν τις θερμικές κατεργασίες, παρατηρούμε μείωση τους στο σύνολο σχεδόν των τιμών.

Η μείωση αυτή έγκειται στην ανακούφιση των δοκιμίων από τις τάσεις οι οποίες δημιουργήθηκαν κατά την σκλήρυνση τους μέσω της ενδοτράχυνσης.

Όπως σημειώθηκε και στην εικόνα 5.11 η ανόπτηση των 250 °C για πέντε ώρες καθώς και αυτή των 450 °C για μία ή πέντε ώρες φαίνονται να είναι πιο ευεργετικά όσον αφορά τη προσέγγιση των ορίων διαρροής των δοκιμίων που ενδοτραχύνθηκαν δίχως να υποστούν αποτακτική ανόπτηση.

Πίνακας 5.2: Σκληρότητες των δοκιμίων για όλες τις θερμοκρασίες και χρόνους ανόπτησης σε σχέση με το ποσοστό αρχικής παραμόρφωσης

<b>Μητρικό δοκίμιο</b>	<b>110,58</b>				
	± 2,18	<b>Ενδοτράχυνση (% Agt)</b>			
<b>Θερμοκρασία (°C)</b>	<b>Χρόνος ανόπτησης (ώρες)</b>	<b>3</b>	<b>5</b>	<b>8</b>	<b>11</b>
<b>25</b>	<b>-</b>	<b>138,67</b>	<b>145</b>	<b>147,67</b>	<b>166,67</b>
		± 2,93	± 3,46	± 3,06	± 1,44
<b>250</b>	<b>1</b>	<b>138,33</b>	<b>134</b>	<b>136,167</b>	<b>160,167</b>
		±10,95	± 0,866	± 9,77	± 7,25
	<b>5</b>	<b>138,33</b>	<b>145,67</b>	<b>151</b>	<b>162,5</b>
		± 4,16	± 4,86	± 3,5	± 5,84
<b>450</b>	<b>1</b>	<b>147,33</b>	<b>136</b>	<b>149</b>	<b>171,17</b>
		± 9,5	± 4,58	± 3,25	± 8,18
	<b>5</b>	<b>140,5</b>	<b>142,33</b>	<b>153</b>	<b>166</b>
		± 6,14	± 3,06	± 7,5	± 11,16
<b>650</b>	<b>1</b>	<b>140,33</b>	<b>139</b>	<b>145,67</b>	<b>155,33</b>
		± 2,32	± 5,29	± 1,15	± 3,75
	<b>5</b>	<b>132,83</b>	<b>130,5</b>	<b>148,33</b>	<b>158,67</b>
		± 5,76	± 2,78	± 5,03	± 2,31



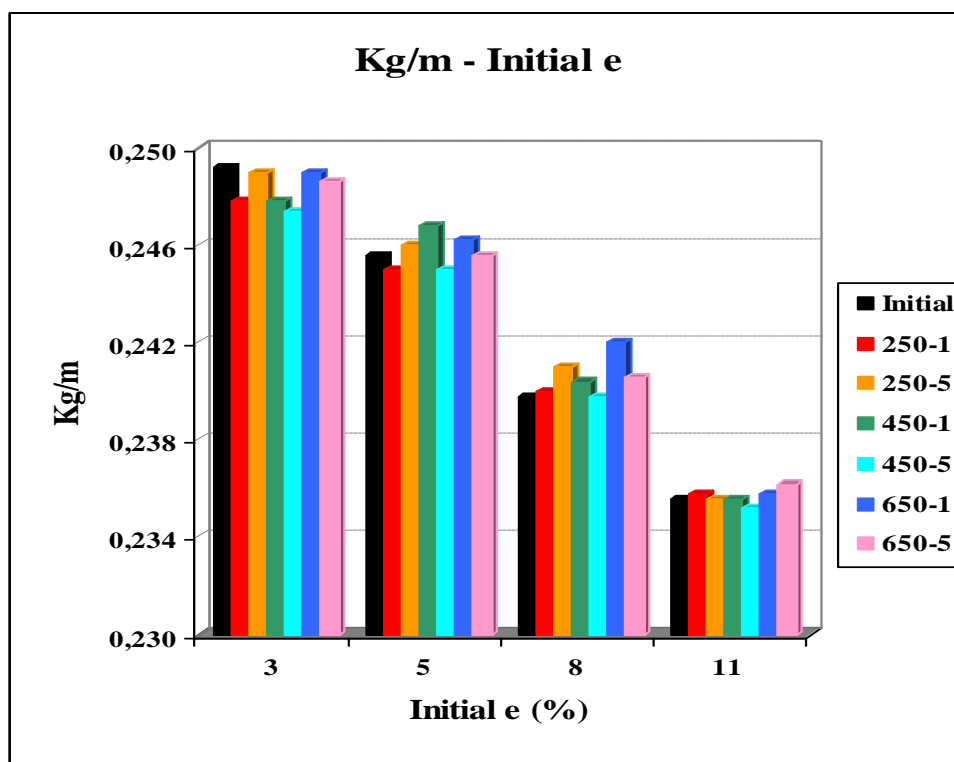
Εικόνα 5.13: Διάγραμμα σύγκρισης της σκληρότητας Vickers ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες

Μέσω του πίνακα 5.2 και της εικόνας 5.13 παρουσιάζονται οι τιμές της σκληρότητας Vickers όλων των δοκιμίων, για όλες τις θερμοκρασίες και χρόνους παραμονής κατά τις θερμικές κατεργασίες. Γνωρίζοντας πως η παρούσα εργασία ασχολείται σε μεγάλο βαθμό με τη σκλήρυνση χάλυβων μέσω επιβολής ενδοτράχυνσης, είναι επόμενο να παρατηρούμε για τα δοκίμια, πως οι σκληρότητες αυξάνονται ανάλογα με την αύξηση του ποσοστού αρχικής ενδοτράχυνσης.

Πιο συγκεκριμένα από την αρχική κατάσταση του υλικού από όπου ελήφθησαν τιμές κοντά στα 110HV, με την επιβολή ενδοτράχυνσης, η αύξηση της σκληρότητας αγγίζει σε ποσοστό το 55%, όταν το υλικό έχει ενδοτραχυνθεί κατά 11%, ενώ με επιβολή αρχικής επιμήκυνσης 3% μόλις, η αύξηση δεν είναι διόλου ευκαταφρόνητη καθώς αγγίζει το 25-27%.

Σημαντικό είναι να ειπωθεί πως δεν παρατηρείται ιδιαίτερη πτώση της σκληρότητας με την επιβολή ανόπτησης, κυρίως μέχρι τους 450 °C, ενώ για τη θερμοκρασία των 650°C, παρατηρείται μία πτώση ωστόσο βρίσκεται σε λογικά πλαίσια, με βάση τα όσα έχουν ειπωθεί παραπάνω περί απανθράκωσης του υλικού.





Εικόνα 5.14: Διάγραμμα σύγκρισης του βάρους ανά μήκος ως προς την αρχική παραμόρφωση, μεταξύ των δοκιμίων από όλες τις θερμικές κατεργασίες

Στην εικόνα 5.14 παρουσιάζεται το βάρος ανά μήκος των δοκιμίων σε σχέση με το αρχικό ποσοστό ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκε στα δοκίμια. Πρέπει να υπενθυμίσουμε πως η μέτρηση του βάρους ανά μήκος έγινε με βάση τον ΚΤΧ 2008 σύμφωνα με τον οποίο έπρεπε να γίνει μέτρηση του βάρους των δοκιμίων και ύστερα να διαιρεθεί αυτό με το συνολικό μήκος του κάθε δοκιμίου ώστε να θεωρηθεί πως ουσιαστικά μετρήθηκε ολόκληρη η έκταση του.

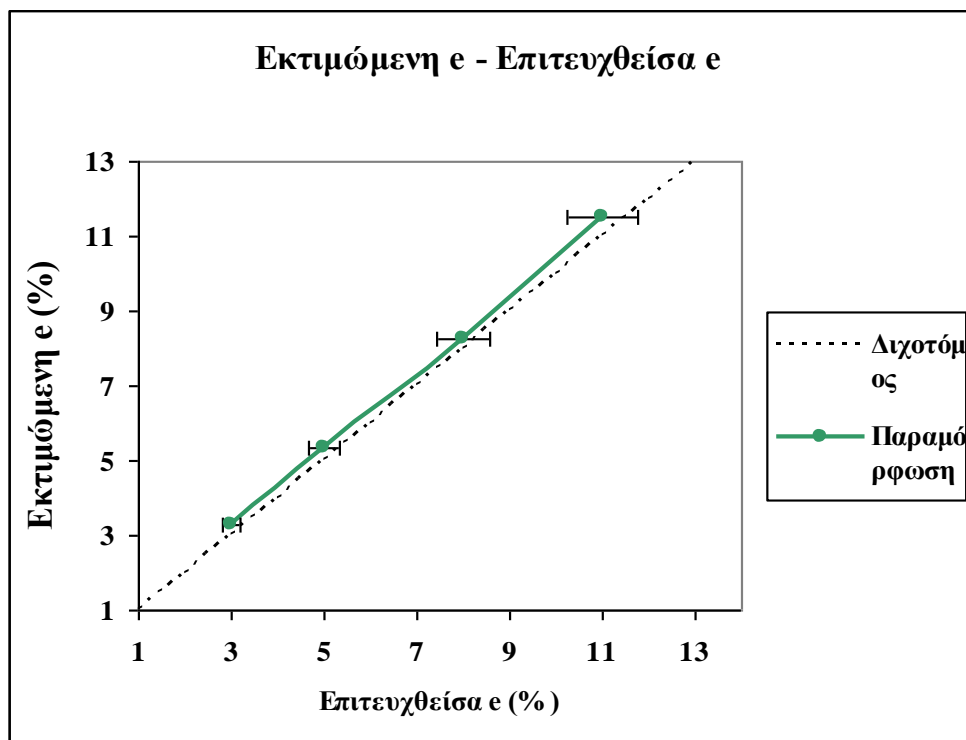
Όσον αφορά τις παραπάνω μετρήσεις παρατηρούμε μείωση του βάρους ανά μήκος όσο αυξάνεται ο βαθμός ενδοτράχυνσης στα δοκίμια. Πιο συγκεκριμένα, παρατηρείται μείωση από τα 0,257kg/m που μετρήθηκαν στα μητρικά δοκίμια, το βάρος ανά μήκος μειώθηκε στα ~0,235kg/m όταν το ποσοστό αρχικής ενδοτράχυνσης έφτασε το 11%, που σημαίνει πως το βάρος μειώθηκε κατά 8%. Το γεγονός αυτό συντελέστηκε καθώς, με την επιμήκυνση των δοκιμίων η διατομή τους μειώθηκε κατά την επιβολή ενδοτράχυνσης, κάτι το οποίο σημαίνει πως για το ίδιο μήκος δοκιμίων, τα δοκίμια γίνονταν όλο και πιο λεπτά αναλογικά με την επιμήκυνση και επομένως το βάρος σε σχέση με το μήκος μειώθηκε.

**Διαγράμματα εκτίμησης πλαστικής παραμόρφωσης δοκιμίων:**

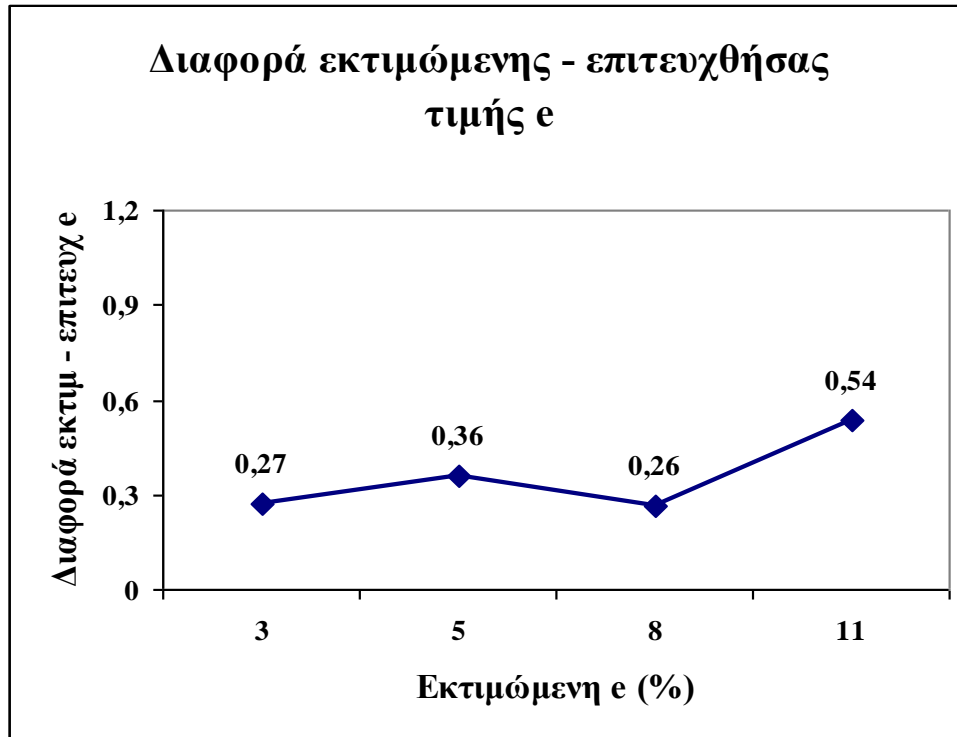
Όπως αναφέρθηκε, το αρχικό ποσοστό ενδοτράχυνσης στα δοκίμια εισήχθη με εφελκυσμό. Οι βαθμοί ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκαν, όπως ήταν επόμενο δεν ήταν ακριβώς ίδιοι με αυτούς που εκτιμήθηκαν. Οι διαφορές που προέκυψαν όσον αφορά τους βαθμούς ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκαν και αυτών που είχαν σχεδιαστεί παρουσιάζονται στα παρακάτω διαγράμματα.

Οι εικόνες 5.15, 5.16 και 5.17 παρουσιάζουν τη σύγκριση των αρχικών ποσοστών ενδοτράχυνσης που είχαν σχεδιαστεί να γίνουν σε σχέση με αυτούς που τελικά επιβλήθηκαν για το σύνολο των εκατόν σαράντα δοκιμίων.

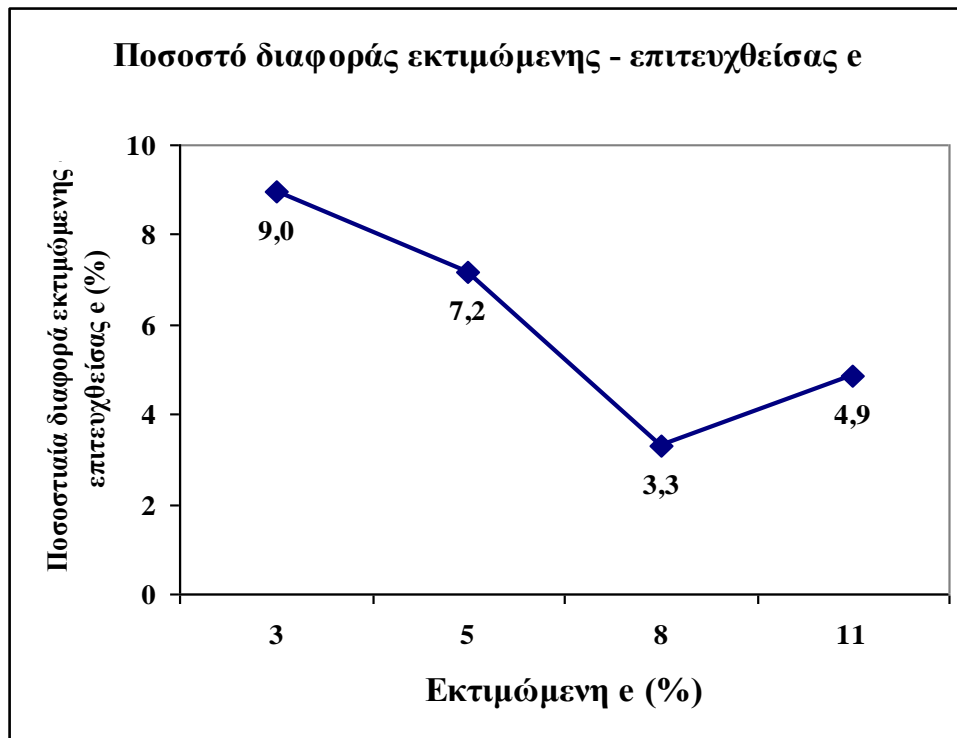
Στο πρώτο διάγραμμα πραγματοποιείται σύγκριση μεταξύ των τιμών που περιμέναμε σε σχέση με αυτές που επετεύχθησαν. Στα επόμενα δύο διαγράμματα παρουσιάζεται η διαφορά μεταξύ των ποσοστών που επιβλήθηκε ως προς τα εκτιμώμενα είτε ως απόλυτη τιμή είτε ως ποσοστό.



Εικόνα 5.15: Σύγκριση εκτιμώμενης τιμής αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης που επιβλήθηκε με την αντίστοιχη τιμή που τελικά μετρήθηκε



Εικόνα 5.16: Διαφορά εκτιμώμενης με επιτευχθείσα τιμή αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης, σε σχέση με το ποσοστό ενδοτράχυνσης που τελικά μετρήθηκε



Εικόνα 5.17: Ποσοστιαία διαφορά εκτιμώμενης με επιτευχθείσα τιμή αρχικού ποσοστού ενδοτράχυνσης, σε σχέση με το ποσοστό ενδοτράχυνσης που τελικά μετρήθηκε

## **5.2 ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΚΗΣ ΔΟΜΗΣ**

Με τη χρήση του οπτικού μικροσκοπίου Olympus BX41M και του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης [Scanning Electron Microscope (SEM)], τύπου JEOL 6380LV, έγινε η μελέτη της μικροδομής του υλικού. Πιο συγκεκριμένα, η δομή που εξετάστηκε ήταν αυτή ενός υποευτηκτοειδούς κοινού ανθρακούχου χάλυβα, με αρκετά χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα ( $C=0.11\%$ ).

Το υλικό αυτό αποτελείται από κόκκους δύο φάσεων, της μητρικής φάσης του α-φερρίτη, η οποία κυριαρχεί στη μικροδομή, καθώς και τη φάσης του σεμεντίτη, ο οποίος βέβαια εμφανίζεται μόνο ως δομικό συστατικό του περλίτη.

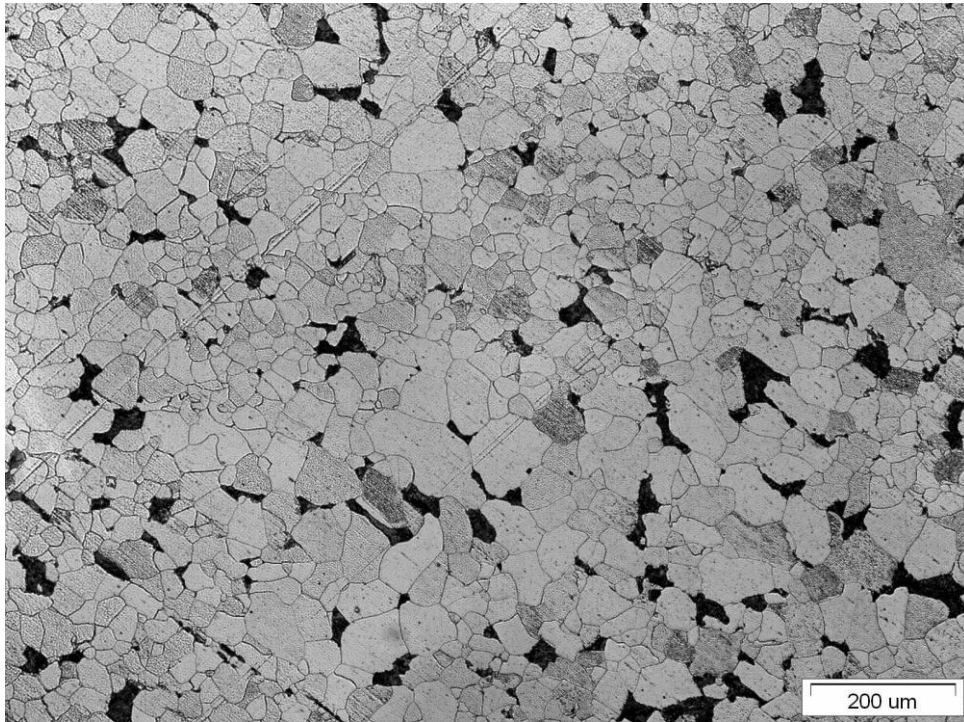
Το υλικό μελετήθηκε, ενώ βρισκόταν στην μητρική του κατάσταση, δηλαδή χωρίς να έχει υποστεί κάποια παραμόρφωση ή θερμική κατεργασία. Ακόμα μελετήθηκε όταν είχε υποβληθεί στη μέγιστη τιμή ενδοτράχυνσης 11% και όταν είχε υποβληθεί σε θερμική κατεργασία και ενδοτράχυνση.

### **5.2.1 ΜΕΛΕΤΗ ΜΕ ΤΟ ΟΠΤΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ**

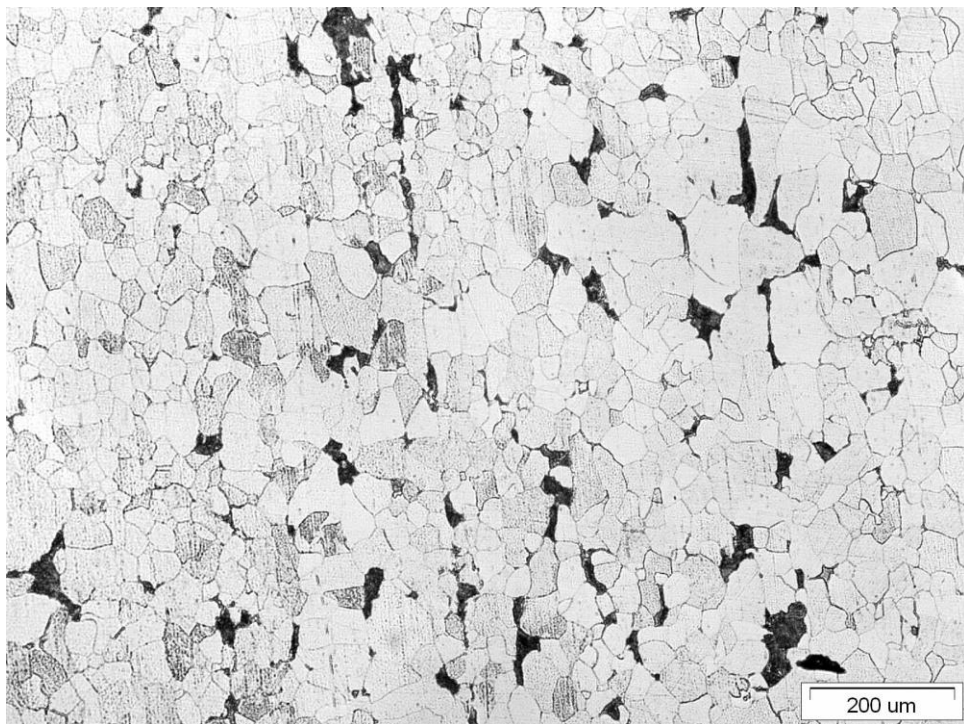
Στις εικόνες, οι οποίες τραβήχτηκαν στο οπτικό μικροσκόπιο παρατηρούμε ξεκάθαρα την κυτταροειδή μορφή του α-φερρίτη η οποία υποδηλώνει πως πρόκειται για προευτηκτοειδή φερρίτη, ο οποίος σχηματίστηκε κατά την αργή απόψυξη του υλικού από τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης, μέχρι τη θερμοκρασία των  $723^{\circ}\text{C}$ . Οι κόκκοι του περλίτη από την άλλη πλευρά δημιουργήθηκαν καθώς η φάση του ωστενίτη αποψύχθηκε αργά, και περνώντας από την διφασική περιοχή ωστενίτη - προευτηκτοειδή α-φερρίτη, ο ωστενίτης, κάτω από τους  $723^{\circ}\text{C}$ , μετασχηματίστηκε σε περλίτη.

Η εικόνα 5.18, όντας απεικόνιση του μητρικού υλικού, χρησιμοποιήθηκε για την εύρεση του ογκομετρικού κλάσματος του περλίτη στον α-φερρίτη.

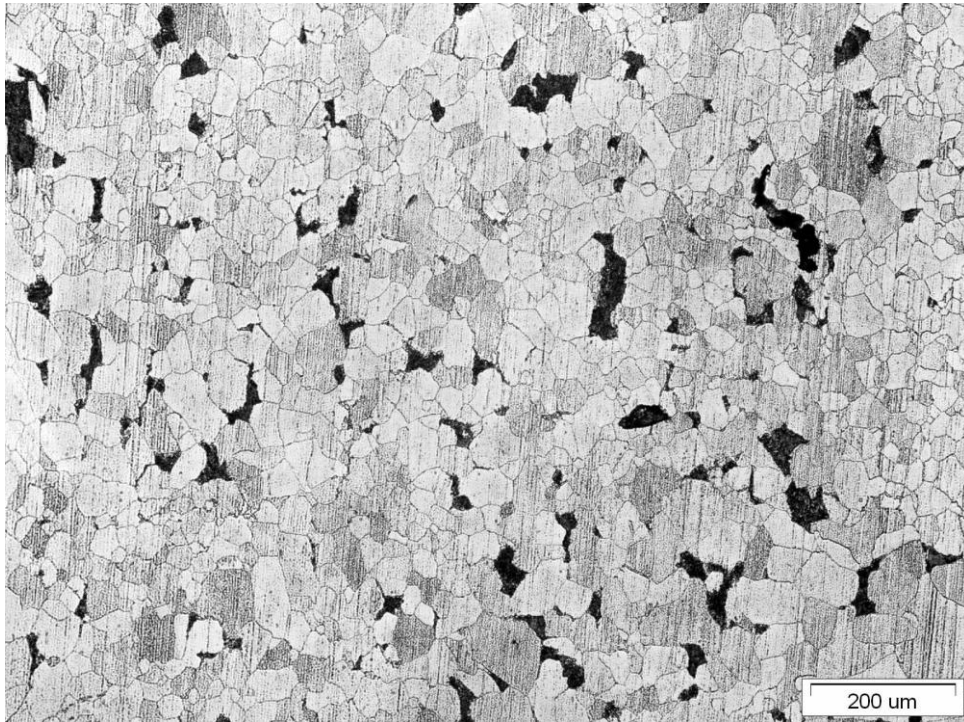
Με το πέρασμα των εικόνων, παρατηρούμε την μικροδομή του υλικού ενώ αυτό υπόκειται σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες. Στις εικόνες 5.19-5.25 γίνεται φανερό πως λόγω της σχετικά χαμηλής τιμής επιβολής ενδοτράχυνσης, στη μικροδομή του υλικού δεν καθίσταται σαφής η διεύθυνση έλασης ούτε παρουσιάζονται ιδιαίτερα παραμορφωμένοι οι κόκκοι του υλικού.



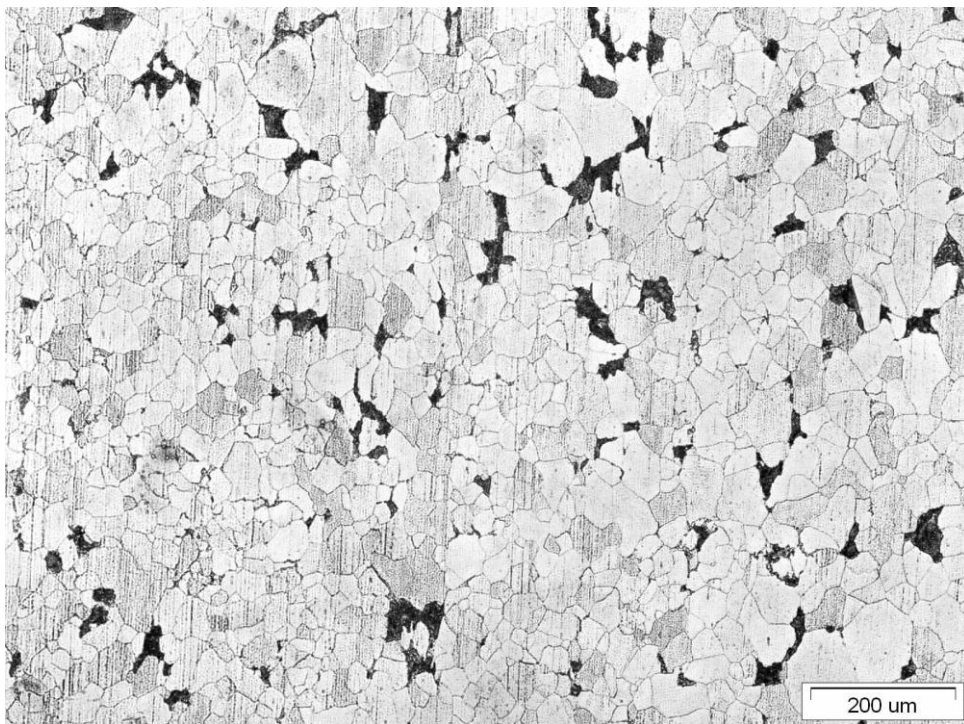
Εικόνα 5.18: Μικροδομή του SAE 1010 στη μητρική κατάσταση. Μέτρηση ογκομετρικού κλάσματος: α-φερρίτης 94,2%, περλίτης 5,8%, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x



Εικόνα 5.19: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11%, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x

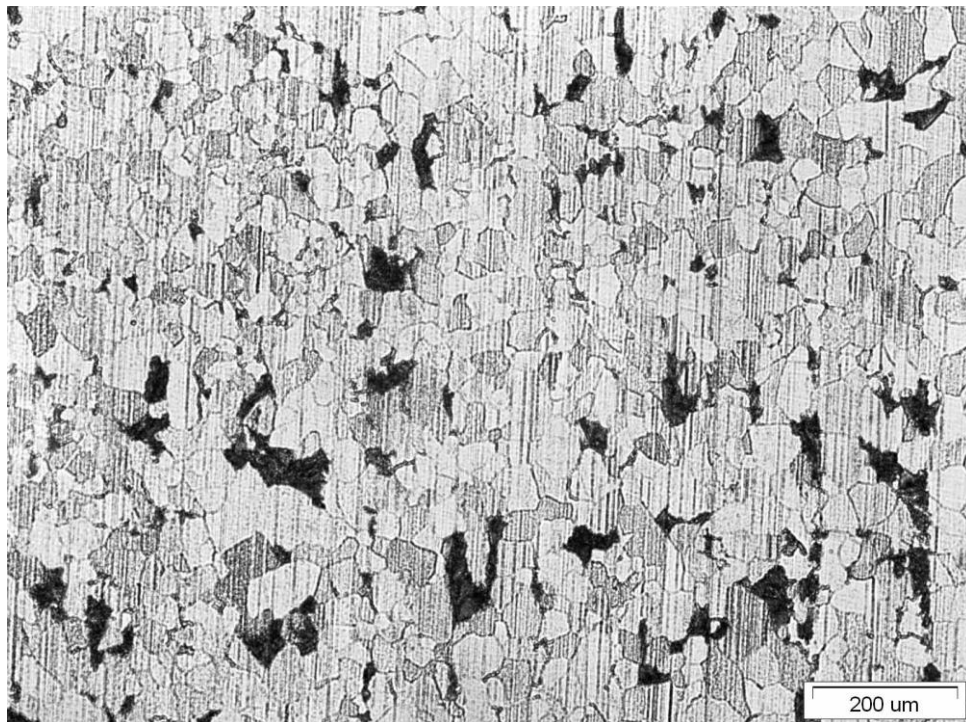


*Εικόνα 5.20: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 250 °C επί μια ώρα, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x*

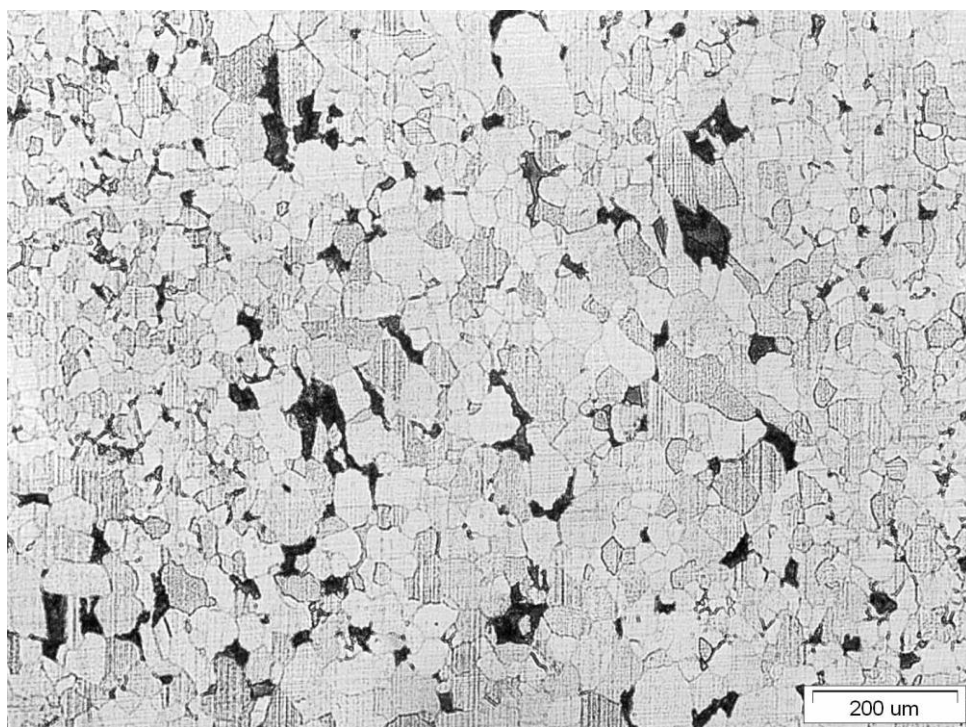


*Εικόνα 5.21: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 250 °C επί πέντε ώρες, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x*

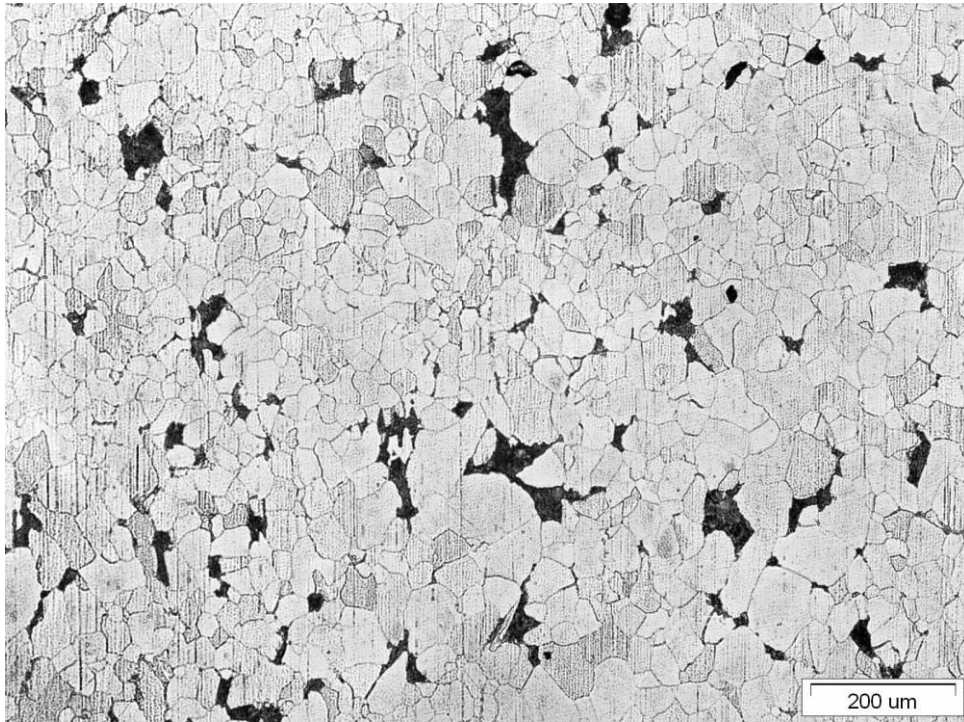




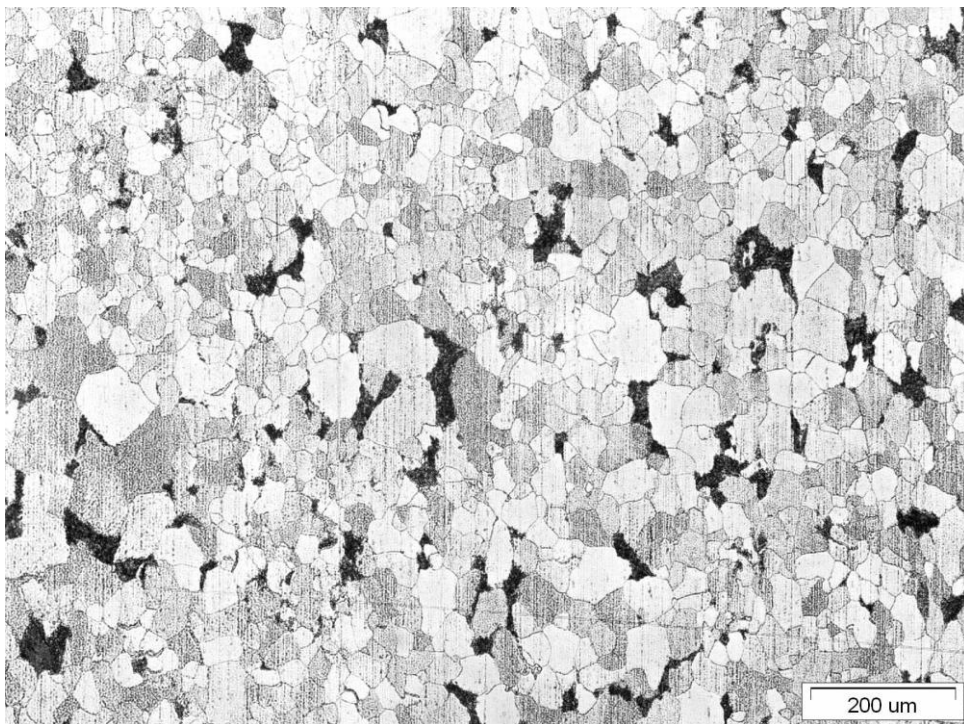
*Εικόνα 5.22: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 450 °C για μια ώρα, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x*



*Εικόνα 5.23: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 450 °C για πέντε ώρες, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x*



*Εικόνα 5.24: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 650 °C για μια ώρα, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x*



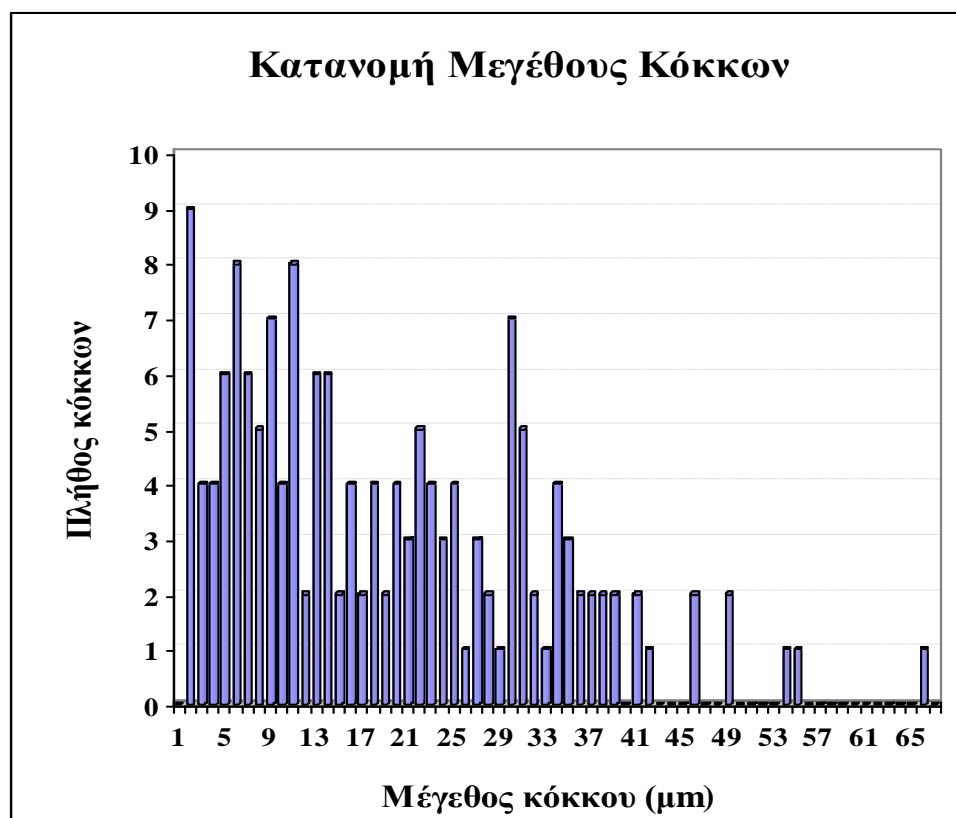
*Εικόνα 5.25: Μικροδομή του υλικού ενώ έχει υποστεί ενδοτράχυνση 11% και αποτακτική ανόπτηση στους 650 °C για πέντε ώρες, προσβολή με Nital 5%, μεγέθυνση 100x*



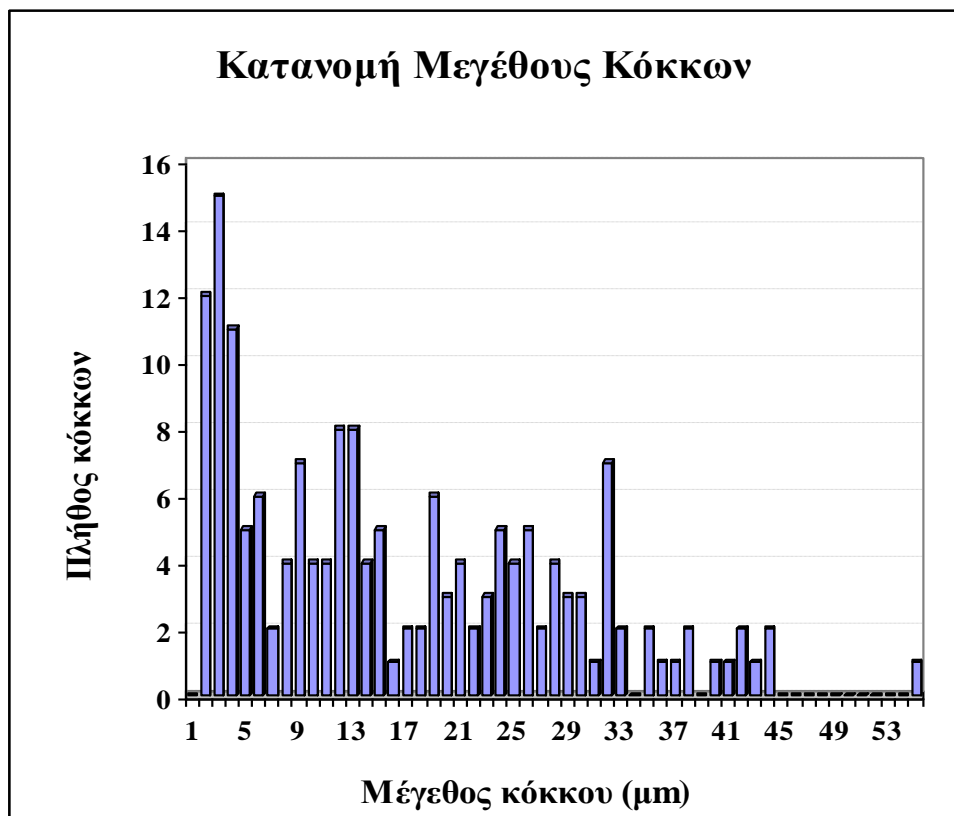
## 5.2.2 ΜΕΛΕΤΗ ΣΤΟ ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΟ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟ ΣΑΡΩΣΗΣ

Με τη χρήση του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), και πιο συγκεκριμένα, με την τεχνική EBSD, στο υλικό έγινε χαρακτηρισμός της δομής του σε επίπεδο μικροκλίμακας καθώς και προσδιορισμός της μορφολογίας και του μεγέθους των κόκκων του. Γνωρίζοντας με σαφήνεια τη συμπεριφορά του υλικού στη μικροκλίμακα, μας δίνεται η ευκαιρία για συμπεράσματα όσον αφορά τη σχέση των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού με τη μικρογραφική του δομή.

Παρακάτω παρατίθενται τα αποτελέσματα της τεχνικής EBSD τα οποία μας δίνουν πολύ σημαντικές πληροφορίες για το υλικό όταν βρίσκεται στην μητρική του κατάσταση και όταν αυτό έχει επιμηκυνθεί με το μέγιστο αρχικό ποσοστό ενδοτράχυνσης 11%.



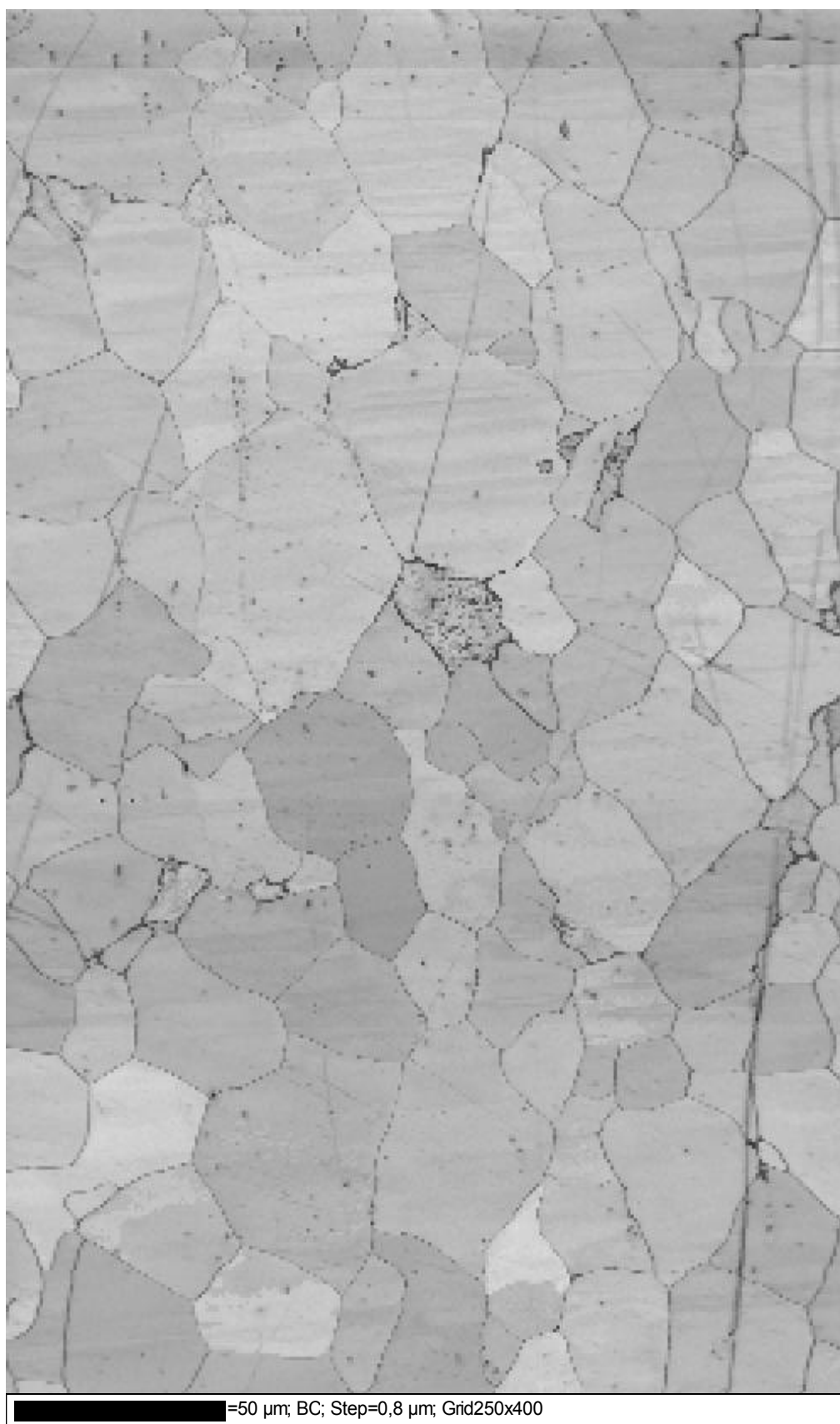
Εικόνα 5.26: Κατανομή μεγέθους κόκκων μέσω EBSD για το μητρικό δοκίμιο



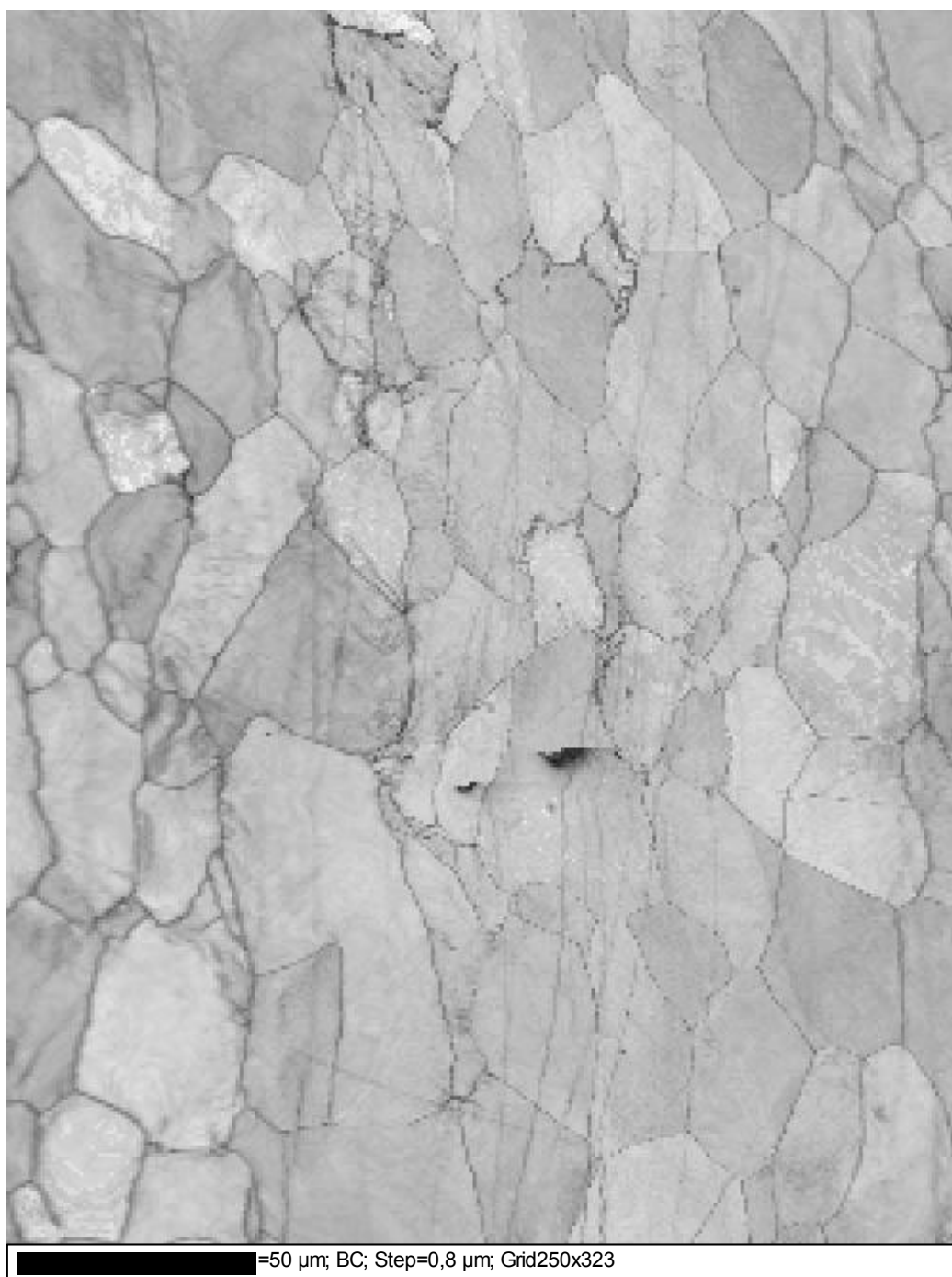
Εικόνα 5.27: Κατανομή μεγέθους κόκκων μέσω EBSD για το δοκίμιο με ενδοτράχυνση 11%

Από την κατανομή του μεγέθους των κόκκων παρατηρούμε την επιβολή ενδοτράχυνσης στο υλικό της εικόνας 5.27, σε σχέση αυτού της εικόνας 5.26 που δεν έχει επιμηκυνθεί. Παρατηρούμε πως στο μητρικό δοκίμιο οι κόκκοι είναι διεσπαρμένοι όσον αφορά το μέγεθός τους, το οποίο σχεδόν κατανέμεται ισόποσα από το 1μm μέχρι και τα ~30μm, ενώ στο ενδοτραχυμένο υλικό το κύριο μέγεθος των κόκκων κατανέμεται μεταξύ των 2 και των 14μm. Αυτό το γεγονός ουσιαστικά δεν είναι σίγουρο πως επιβεβαιώνει τη σκλήρυνση του υλικού όσον αφορά τις μηχανικές του ιδιότητες καθώς οι κόκκοι λεπταίνουν με την ενδοτράχυνση.

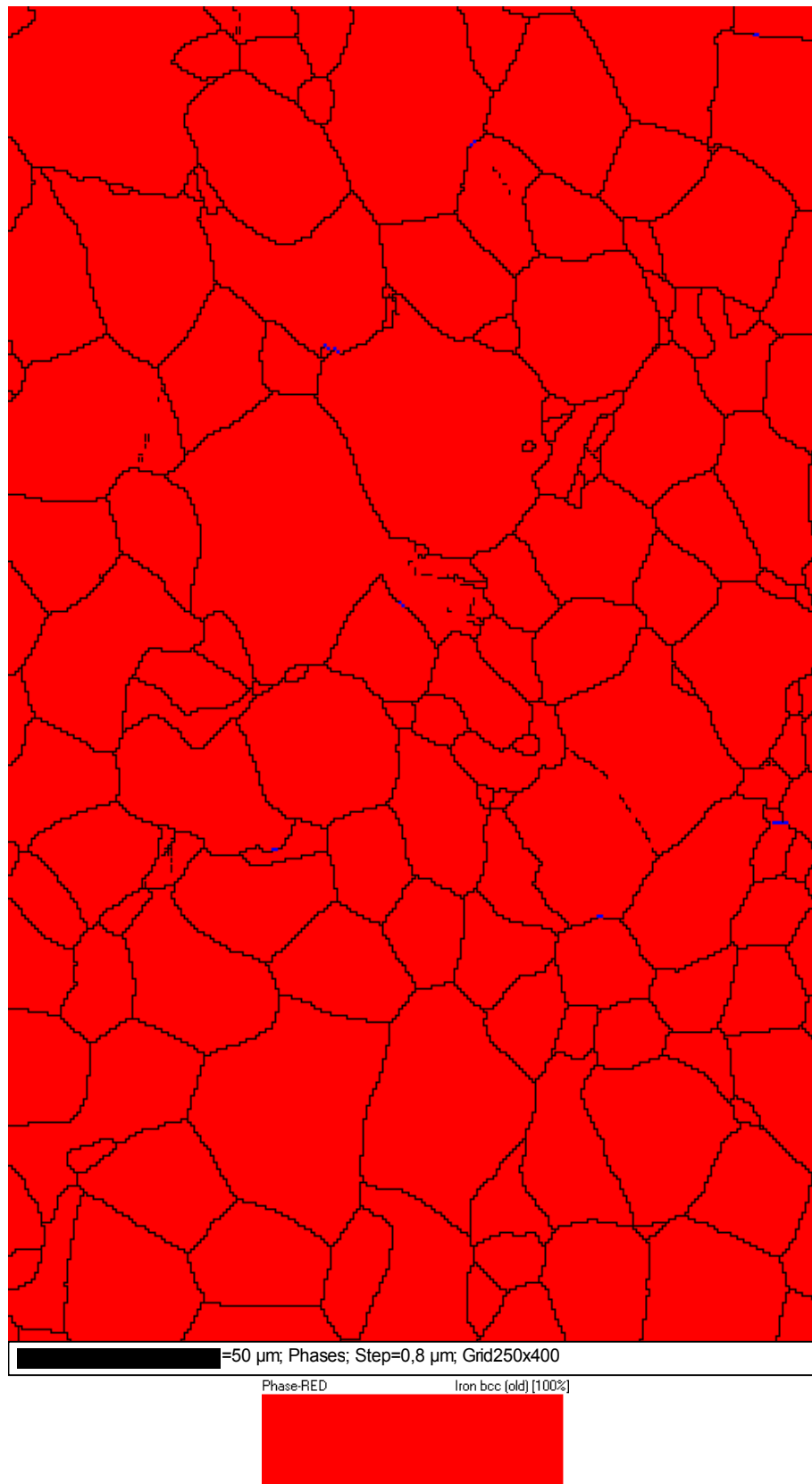
Παρακάτω παρουσιάζεται η κρυσταλλική χαρτογράφηση των δύο δοκιμίων που συγκρίνονται με την τεχνική EBSD.



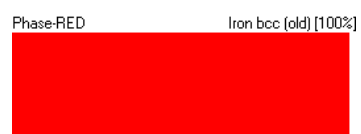
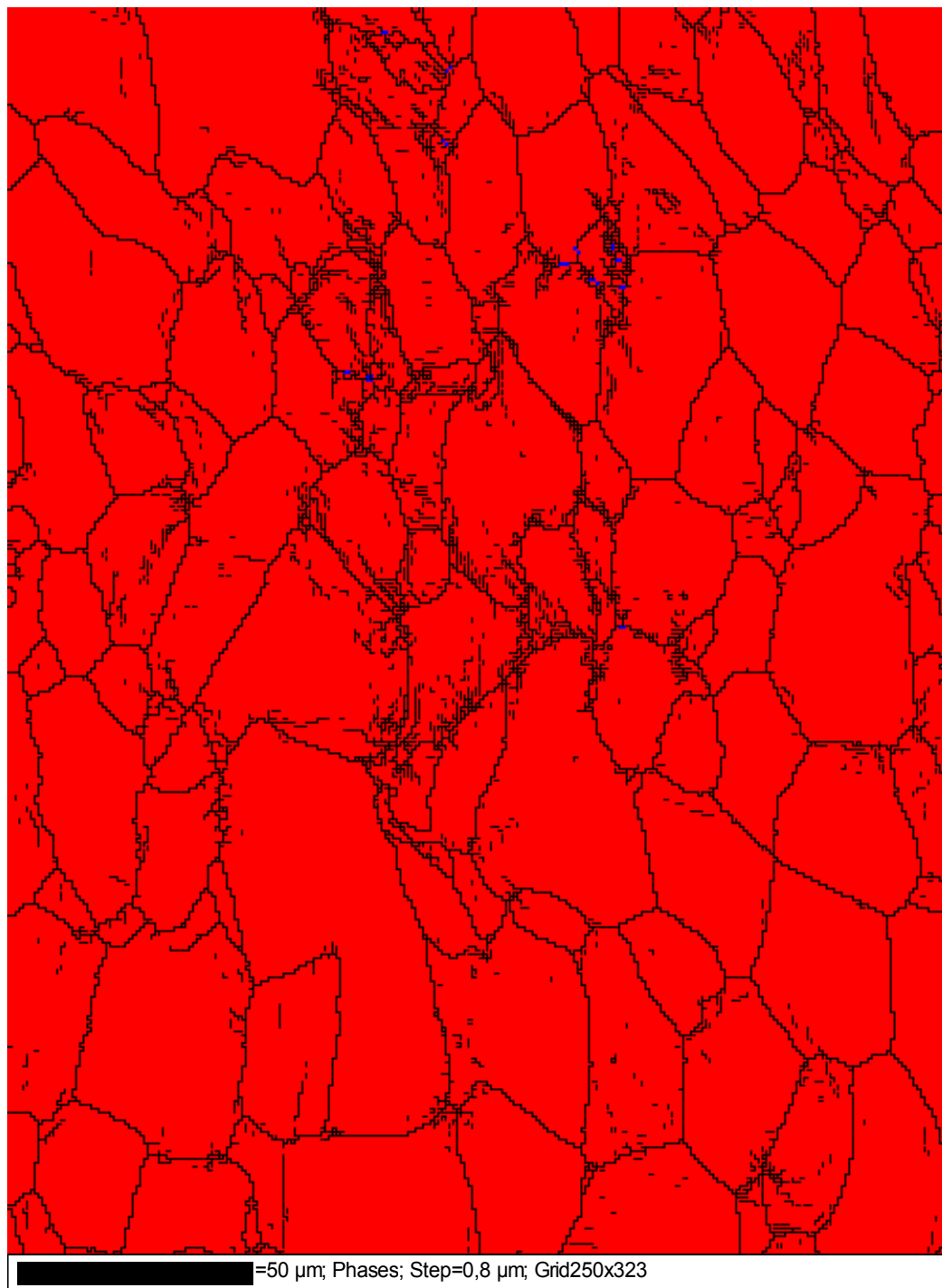
*Εικόνα 5.28: Κρυσταλλογραφική χαρτογράφηση με την χρήση της τεχνικής EBSD, στο μητρικό δοκίμιο*



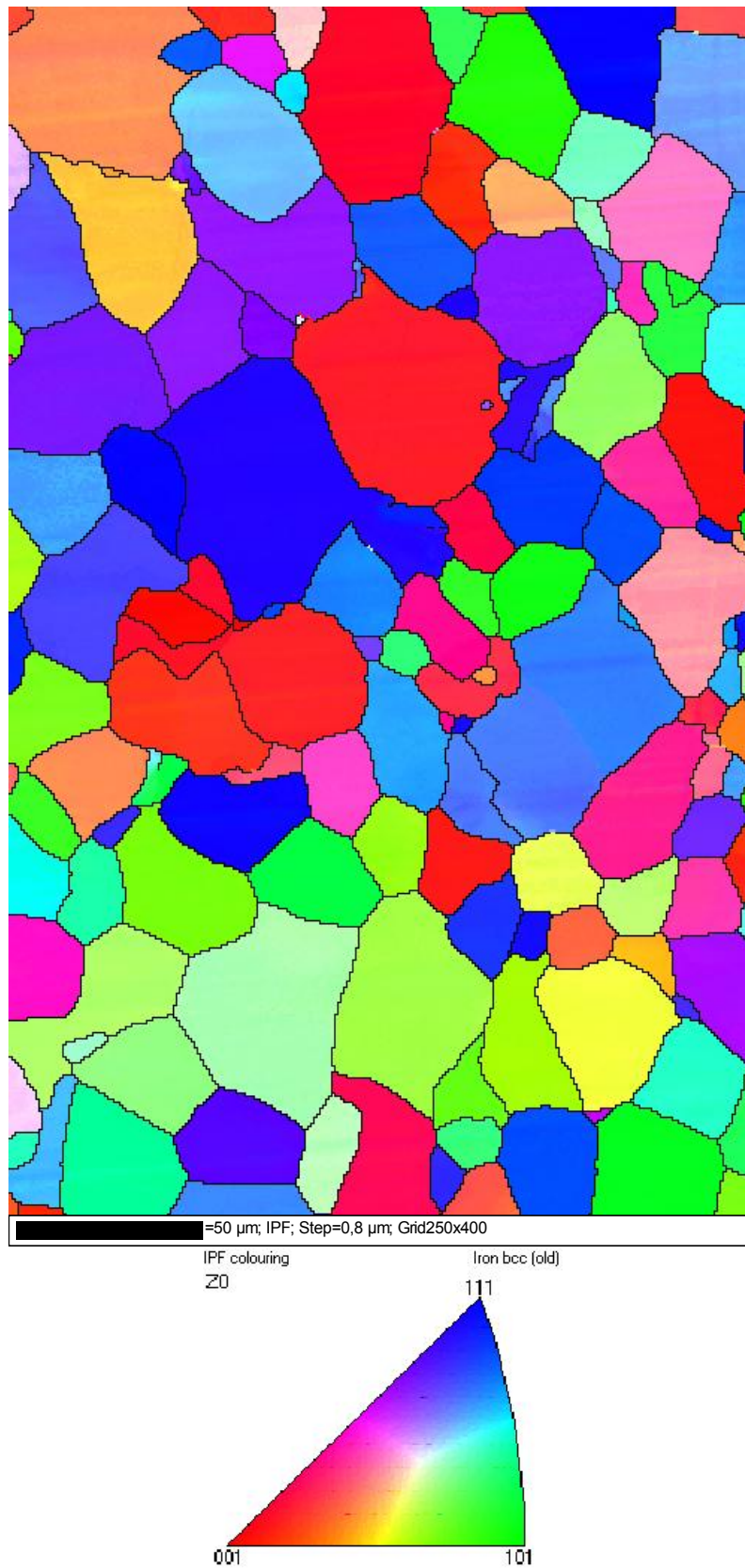
*Εικόνα 5.29: Κρυσταλλογραφική χαρτογράφηση με την χρήση της τεχνικής EBSD, στο δοκίμιο που έχει υποστεί 11% αρχική ενδοτράχυνση*



Εικόνα 5.30: Μελέτη των φάσεων του μητρικού δοκιμίου. Εδώ παρατηρείται ότι στη μικροδομή διερευνάται 100% α-φερρίτης

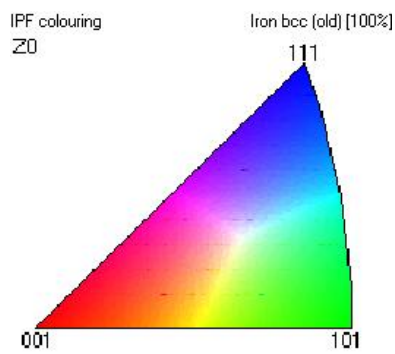
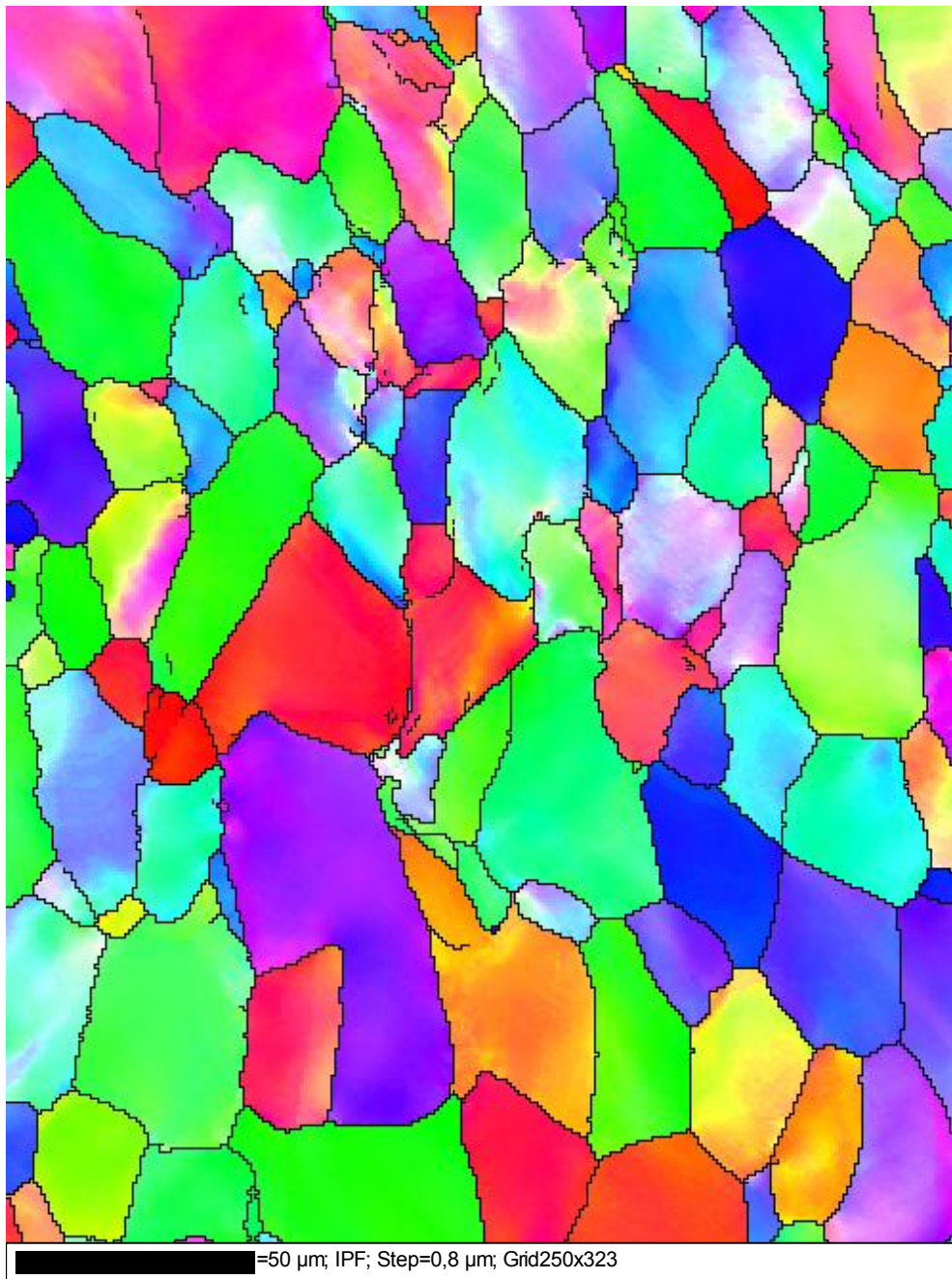


Εικόνα 5.31: Μελέτη των φάσεων του ενδοτραχυμένου δοκιμίου. Εδώ, επίσης, παρατηρείται ότι στη μικροδομή διερευνάται 100% α-φερρίτης



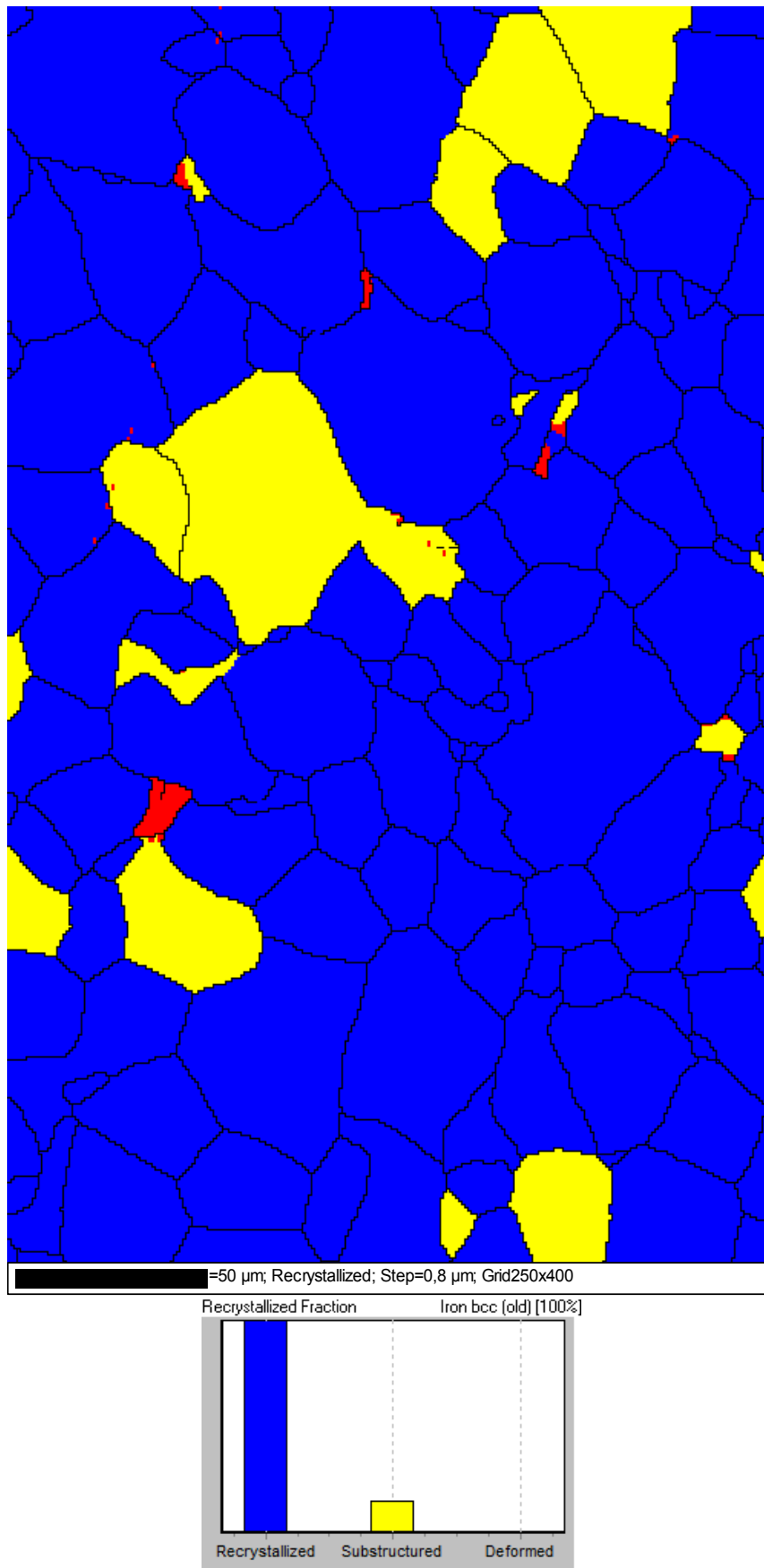
Εικόνα 5.32: Χαρτογράφηση του προσανατολισμού των κόκκων και απεικόνιση των κρυσταλλογραφικών επιπέδων για το μητρικό δοκίμιο



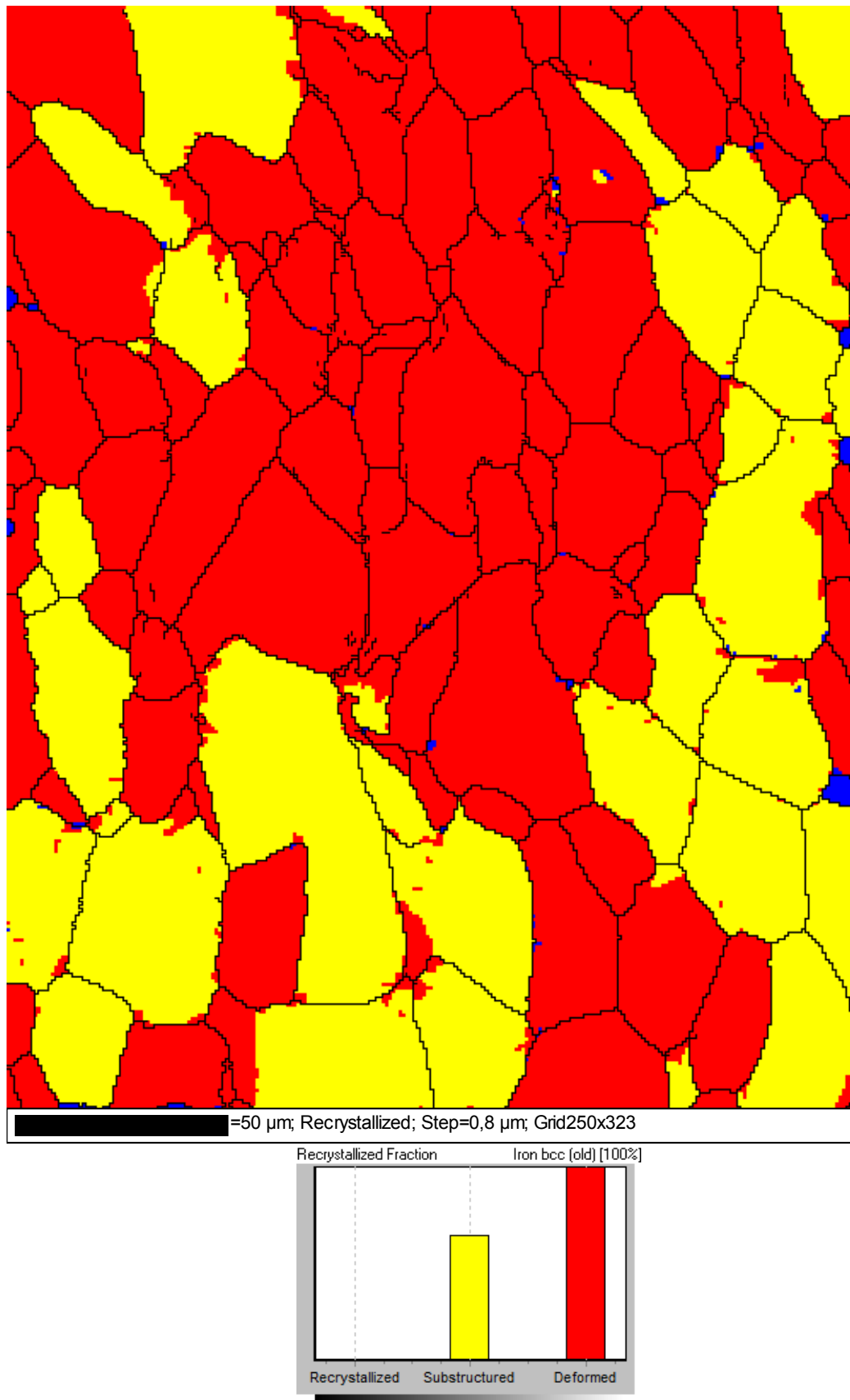


Εικόνα 5.33: Χαρτογράφηση του προσανατολισμού των κόκκων και απεικόνιση των κρυσταλλογραφικών επιπέδων για το ενδοτραχημένο δοκίμιο





Εικόνα 5.34: Χαρτογράφηση του βαθμού παραμόρφωσης των κόκκων για το μητρικό δοκίμιο



Εικόνα 5.35: Χαρτογράφηση του βαθμού παραμόρφωσης των κόκκων για το ενδοτραχυμένο δοκίμιο

Από την χρήση της τεχνικής EBSD, παίρνουμε σημαντικές πληροφορίες για το δομικό χαρακτηρισμό σε επίπεδο μικροκλίμακας, την ταυτοποίηση φάσεων και τον προσδιορισμό της μορφολογίας των ορίων των κόκκων. Από την εικόνα 5.28 παρατηρούμε τους αρκετά χονδρομερείς κόκκους του ανακρυσταλλωμένου α-φερρίτη για το μητρικό δοκίμιο.

Αντιθέτως, στην εικόνα 5.29 οι κόκκοι αν και δεν φαίνονται αρκετά εκλεπτυσμένοι, γεγονός που θεωρείται λογικό μιας και ενδοτράχυνση της τάξης του 11% δεν προσφέρεται για μεγάλες διαφοροποιήσεις της μικροδομής, έχουν ωστόσο διαπλατυνθεί προς μια κατεύθυνση η οποία θεωρείται πως είναι και αυτή της έλασης του υλικού.

Από τις εικόνες 5.30 και 5.31 αυτό που κρατάμε είναι η ποσοτικοποίηση των φάσεων που στην προκειμένη περίπτωση είναι μόνο μία, αυτή του α-φερρίτη μιας και το υλικό, όπως ειπώθηκε και από τις μετρήσεις του ογκομετρικού κλάσματος με το οπτικό μικροσκόπιο, διαθέτει μόλις 5,8% περιλιτική δομή.

Μέσω των εικόνων 5.32 και 5.33 λαμβάνουμε χρήσιμες πληροφορίες για τον προσανατολισμό των κόκκων στη μικροδομή του χάλυβα καθώς και αποκτούμε σαφή διάκριση της απεικόνιση των κρυσταλλογραφικών επιπέδων.

Τέλος με τις εικόνες 5.34 και 5.35 παρατηρούμε το βαθμό με τον οποίο τα δύο δοκίμια έχουν υποστεί παραμόρφωση. Στην 5.34 γίνεται ξεκάθαρο πως στο μητρικό δοκίμιο οι κόκκοι είναι σχεδόν συνολικά ανακρυσταλλωμένοι (88% ανακρυστάλλωση προκύπτει από μέτρηση του ογκομετρικού κλάσματος), όπως και είχε σχεδιαστεί, ενώ έσω της εικόνας 5.35 παρουσιάζεται η εξέλιξη της επιμήκυνσης των κόκκων του υλικού όταν έχει υποβληθεί σε ενδοτράχυνση (67% των κόκκων έχουν παραμορφωθεί και 33% έχουν αλλοιωθεί δομικά με βάση το ογκομετρικό κλάσμα στη χαρτογράφηση).

## **6 ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ**

### ***Βασικά χαρακτηριστικά της μελέτης***

Στην παρούσα εργασία, το υλικό το οποίο εξετάστηκε αποτελεί χονδρόσυρμα κοινού ανθρακούχου χάλυβα θερμής έλασης, της σειράς SAE 1010 (G10100 κατά UNS και CK10 κατά DIN). Το χονδρόσυρμα είναι προϊόν παραγωγής της εταιρείας ΧΑΛΥΒΟΥΡΓΙΚΗ Α.Ε.

Για τη μελέτη του υλικού, ελήφθησαν ως κατάσταση αναφοράς, αυτό που στην εργασία αποκαλέσαμε μητρικό υλικό, τα δοκίμια εκείνα τα οποία μόλις διαμορφώθηκαν ώστε να έχουν ευθύγραμμη μορφή ράβδου μήκους 500mm, εισήχθησαν στο φούρνο και υπέστησαν πλήρη ανόπτηση στη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης 950°C για μία ώρα και η απόψυξή τους ήταν αργή με σκοπό να σχηματιστεί η δομή του α-φερρίτη και περλίτη. Το συγκεκριμένο μητρικό υλικό, δεν υποβλήθηκε σε περαιτέρω θερμικές κατεργασίες ούτε του επιβλήθηκε κάποιο αρχικό ποσοστό ενδοτράχυνσης.

Στόχος της μελέτης αυτής ήταν να εξεταστούν οι μηχανικές ιδιότητες του συγκεκριμένου χάλυβα όταν έχει επιβληθεί σε αυτόν αρχικός βαθμός ενδοτράχυνσης, με εφελκυσμό, με σκοπό την σκλήρυνσή του, και όταν έχει εισαχθεί σε φούρνο ώστε να ανοπτηθεί αποταττικά για μία ή πέντε ώρες, αμέσως μετά την εν ψυχρώ επιμήκυνσή του, για τρεις διαφορετικές θερμοκρασίες (250, 450, 650°C). Ο αρχικός βαθμός επιμήκυνσης που επιβλήθηκε στο υλικό δεν ξεπέρασε το 11% για λόγους ασφαλείας του υλικού καθώς, όπως παρατηρήθηκε και σε προηγούμενη μελέτη, το υλικό εισέρχεται σε περιοχή πλαστικής αστάθειας για επιμηκύνσεις 18-20%[2,3,5]. Δεύτερος βασικός στόχος, με το πέρας των δοκιμών για τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, ήταν η μελέτη της μικροδομής του και η συσχέτιση αυτής με τις εξαγόμενες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων του.

### ***Μελέτη μηχανικών ιδιοτήτων***

Από τα αποτελέσματα των μηχανικών ιδιοτήτων παρατηρούμε αρχικά τις τιμές που ανακτήθηκαν για τα μητρικά δοκίμια. Από τα μητρικά δοκίμια προέκυψε το όριο διαρροής του υλικού το οποίο ήταν 303MPa καθώς και το όριο θραύσης που άγγιζε

τα 420MPa, τιμές αρκετά κοντινές σε αυτές για τις οποίες σχεδιάστηκε ο συγκεκριμένος χάλυβας[2,3]. Η επιμήκυνση στο όριο θραύσης ήταν στο 23% ενώ αυτή στο σημείο της θραύσης άγγιζε το 30%. Τέλος η σκληρότητα του υλικού κυμάνθηκε στα 110HV.

Λαμβάνοντας τα αποτελέσματα όλων των δοκιμών, παρατηρούμε ξεκάθαρα την σκλήρυνση του χάλυβα με την επιβολή ενδοτράχυνσης. Η αύξηση του ορίου διαρροής σε σχέση με την επί τοις εκατό πλαστική παραμόρφωση που ασκήθηκε στο υλικό ήταν ανάλογες, όπως ακριβώς συνέβη και με το όριο διαρροής. Πιο συγκεκριμένα μέσω της εικόνας 5.12 προκύπτει αύξηση του ορίου διαρροής κατά 32% από αρχική ενδοτράχυνση στο υλικό μόλις 3%, ενώ για το μέγιστο 11% βαθμό ενδοτράχυνσης, το όριο διαρροής αυξάνεται σχεδόν κατά 90%. Για το όριο θραύσης, στην εικόνα 5.11 παρατηρούμε πως το όριο θραύσης αυξήθηκε αρκετά σημαντικά, 33% για αρχική ενδοτράχυνση 11%. Όσον αφορά στην επιμήκυνση του χάλυβα σε σχέση με την επιβολή ενδοτράχυνσης, παρατηρούμε, όπως ήταν αναμενόμενο να είναι αντιστρόφως ανάλογες, καθώς με την σκλήρυνση του χάλυβα και την αύξηση της μηχανικής του αντοχής μέσω ενδοτράχυνσης θυσιάστηκε και μάλιστα αρκετά σημαντικά η ολκιμότητά του, όπως γίνεται κατανοητό και από τις εικόνες 5.8, 5.9 και 5.10.

Ωστόσο, πολύ σημαντικές είναι οι πληροφορίες που εξάγονται, μέσω των παραπάνω εικόνων όταν, εκτός των ακραίων τιμών, αξιολογήσουμε και τις ενδιάμεσες, αυτές δηλαδή που εξάγονται από τις διαφορετικές κατεργασίες ανόπτησης του υλικού. Σε αυτή τη περίπτωση παρατηρείται πως οι θερμικές κατεργασίες επιδρούν σχεδόν ανασταλτικά όσον αφορά τη μηχανική αντοχή του υλικού καθώς και υπάρχει μικρή μείωση των ορίων διαρροής των θερμικά κατεργασμένων δοκιμών με αυτά που δεν έχουν θερμικά κατεργαστεί. Από την άλλη πλευρά, μελετώντας τα διαγράμματα των εικόνων 5.9 και 5.10, παρατηρείται σημαντική αύξηση της επιμήκυνσης του υλικού καθώς ο βαθμός ενδοτράχυνσης μεγαλώνει. Πιο συγκεκριμένα για τη μέγιστη ενδοτράχυνση 11% η αύξηση της επιμήκυνσης στο μέγιστο φορτίο αγγίζει το 160%, όταν τα δοκίμια ανοπτήθηκαν στους 650 °C για πέντε ώρες, ενώ σχεδόν όμοια είναι η αύξηση της επιμήκυνσης για τα ίδια δοκίμια στο σημείο θραύσης.

Όμοια είναι η εικόνα για την μηχανική αντοχή του υλικού λαμβάνουμε μέσω των μετρήσεων της σκληρότητας του. Τα μητρικά δοκίμια έδωσαν τιμή σκληρότητας

110HV. Η αύξηση της σκληρότητας αγγίζει σε ποσοστό το 55%, όταν το υλικό έχει ενδοτραχυνθεί κατά 11%, ενώ με επιβολή αρχικής επιμήκυνσης 3% μόλις, η αύξηση δεν είναι διόλου ευκαταφρόνητη καθώς αγγίζει το 25-27%.

Σημαντικό είναι να ειπωθεί πως δεν παρατηρείται ιδιαίτερη πτώση της σκληρότητας με την επιβολή ανόπτησης, κυρίως μέχρι τους 450°C, ενώ για τη θερμοκρασία των 650°C, παρατηρείται μία πτώση, ωστόσο, βρίσκεται σε λογικά πλαίσια, με βάση τα όσα έχουν ειπωθεί παραπάνω περί απανθράκωσης του υλικού.

Τέλος με βάση τις εικόνες 5.9 - 5.14 μπορούμε να πούμε πως ο χάλυβας, γενικά, παρουσιάζει θετική συμπεριφορά όσον αφορά τις μηχανικές του ιδιότητες όταν ανοπτηθεί αποταττικά, από την πρώτη κιόλας ώρα και για χαμηλές θερμοκρασίες όπως είναι και αυτή των 250°C. Πιο συγκεκριμένα στη θερμοκρασία αυτή, το όριο διαρροής καθώς και το όριο θραύσης αγγίζουν το 80-90% των αρχικών τους τιμών ενώ τα ίδια αποτελέσματα προκύπτουν και από τις μετρήσεις της σκληρότητας. Όσον αφορά την επιμήκυνση, παρατηρείται σημαντική βελτίωση αυτής, έως και 110% στο 8% και 11% αρχικής παραμόρφωσης (εξαιρέση αποτελούν οι τιμές για τα χαμηλά ποσοστά ενδοτράχυνσης 3% και 5% καθώς έχουν επηρεαστεί από το φαινόμενο της γήρανσης).

### ***Μελέτη μικροδομής***

Με τη μελέτη του υλικού, μέσω του οπτικού μικροσκοπίου, γίνεται ξεκάθαρη η μικροδομή του υλικού. Πιο συγκεκριμένα παρατηρούμε την κυτταροειδή μορφή του α-φερρίτη η οποία υποδηλώνει τον σχηματισμό του προευτηκτοειδή φερρίτη σε θερμοκρασία λίγο κατώτερη της  $A_{c3}$  (κεφάλαιο 2). Το δεύτερο μικρογραφικό συστατικό είναι αυτό του περλίτη ο οποίος αποτέλεσε προϊόν μετασχηματισμού του υπολειπόμενου ωστενίτη, επίσης σε θερμοκρασία λίγο κατώτερη της  $A_{c3}$ . Μέσω των φωτογραφιών που τραβήχτηκαν στο οπτικό μικροσκόπιο (εικόνες 5.17-5.24), παρατηρούμε τη μικροδομή του υλικού καθώς αυτό ενδοτραχύνθηκε ή υποβλήθηκε σε θερμική κατεργασία ύστερα από επιβολή αρχικής ενδοτράχυνσης. Τέλος, με τη μελέτη της φωτογραφίας του μητρικού δοκιμίου έγινε δυνατή η μέτρηση του ογκομετρικού κλάσματος του περλίτη στον α-φερρίτη από όπου προέκυψε πως έχουμε περίπου 6% περλίτη στο 94% μητρικής φάσης α-φερρίτη (σε σχέση με την

μέτρηση μέσω του κανόνα του μοχλού όπου προκύπτει 98.5% α-φερρίτης και 1.5% περλίτης για 0,11% C που περιέχει ο συγκεκριμένος χάλυβας).

Επιπροσθέτως, έγινε μια προσπάθεια συσχέτισης της συμπεριφοράς της μικρογραφικής δομής του χάλυβα με τις μηχανικές ιδιότητές του, με τη βοήθεια του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) και πιο συγκεκριμένα μέσω της τεχνικής EBSD, τα αποτελέσματα της οποίας έδωσαν σημαντικές πληροφορίες για το χαρακτηρισμό της δομής του σε επίπεδο μικροκλίμακας καθώς και το προσδιορισμό της μορφολογίας και του μεγέθους των κόκκων του. Οι μετρήσεις έγιναν για το υλικό όταν βρίσκεται στην μητρική του κατάσταση και όταν αυτό έχει επιμηκυνθεί με το μέγιστο αρχικό ποσοστό ενδοτράχυνσης 11%.

Μέσω των μετρήσεων που έγιναν στις Εικόνες 5.26 και 5.27, ελήφθησαν σαφή αποτελέσματα όσον αφορά το μέγεθος των κόκκων του υλικού. Τα αποτελέσματα αυτά υποδηλώνουν ξεκάθαρα την σκλήρυνση του χάλυβα όταν αυτός έχει ενδοτραχυνθεί μιας και το μέγεθος των κόκκων του είναι μικρότερο από αυτό που μετρήθηκε στο μητρικό δοκίμιο.

Από την κρυσταλλογραφική χαρτογράφηση των δύο δοκιμίων προκύπτει σημαντική διαφοροποίηση μεταξύ τους, όσον αφορά την επιμήκυνση, τον προσανατολισμό καθώς και τον βαθμό παραμόρφωσης των κόκκων τους, η οποία ουσιαστικά αποδεικνύει και τη συσχέτιση τελικώς της συμπεριφοράς της μικροδομής του υλικού με τις μηχανικές ιδιότητές του. Αυτή εξηγείται μέσω της παρατήρησης των σχετικά επιμηκυσμένων κόκκων του ενδοτραχυμένου δοκιμίου, όταν τους συγκρίνουμε με αυτούς που έχουν ανακρυσταλλωθεί σε όλες τις εικόνες που προκύπτουν από την μέτρηση της τεχνικής EBSD.

## **7 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ**

- Από τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων του μητρικού υλικού (Πίνακας 5.1) προκύπτει πως η μέγιστη επιβολή πλαστικής παραμόρφωσης δεν πρέπει να ξεπερνά το 20-22% καθώς για μεγαλύτερες, ο χάλυβας εισέρχεται στην περιοχή πλαστικής αστάθειας.
- Από την πρώτη κιόλας ώρα και για σχετικά χαμηλή θερμοκρασία ανόπτησης του χάλυβα (250°C) προκύπτει επαναφορά των μηχανικών ιδιοτήτων του υλικού σε σημαντικά μεγάλο ποσοστό. Πιο συγκεκριμένα (εικόνες 5.8-5.13 και Πίνακας 5.2), για ανόπτηση σε αυτή τη θερμοκρασία επί μία ώρα, το όριο διαρροής καθώς και το όριο θραύσης αγγίζουν το 80-90% των αρχικών τους τιμών ενώ τα ίδια αποτελέσματα προκύπτουν και από τις μετρήσεις της σκληρότητας. Όσον αφορά την επιμήκυνση, παρατηρείται σημαντική βελτίωση αυτής, έως και 110% στο 8% και 11% αρχικής παραμόρφωσης (εξαίρεση αποτελούν οι τιμές για τα χαμηλά ποσοστά ενδοτράχυνσης 3% και 5% καθώς έχουν επηρεαστεί από το φαινόμενο της γήρανσης).
- Βέλτιστες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων δίνονται κατά την αποτακτική ανόπτηση στη θερμοκρασία 450°C για μία ώρα (εικόνες 5.9-5.13 και Πίνακας 5.2) όπου τα όρια διαρροής και θραύσης προσεγγίζουν το 90-95% των αρχικών. Οι τιμές σκληρότητας πιστοποιούν τις παραπάνω μετρήσεις, ενώ όσον αφορά την επιμήκυνση, παρατηρείται βελτίωση έως και 130% στο Agt και 135% στο A<sub>5</sub>.
- Όσον αφορά το ρόλο που διαδραματίζει ο χρόνος ανόπτησης του υλικού, γενικά προκύπτει πως όταν οι θερμοκρασίες είναι χαμηλές (250 και 450°C) είναι πιο ωφέλιμη η ανόπτηση επί πέντε ώρες. Εξαίρεση αποτελούν οι ενδοτραχύνσεις που ξεπερνούν το 8% στους 450°C, οι οποίες δίνουν βέλτιστες τιμές για ανόπτηση επί μία ώρα. Σε υψηλές θερμοκρασίες, όπως στους 650°C, λόγω φαινομένων βλαπτικών για τον υπάρχοντα άνθρακα στο υλικό (επιφανειακή απανθράκωση), θα ήταν προτιμότερη η παραμονή σε φούρνο για μία ώρα καθώς προκύπτει μεν σημαντική βελτίωση στη συνολική επιμήκυνση των δοκιμίων, η οποία, ωστόσο, επιβαρύνει αισθητά την αντοχή τους (Εικόνες 5.9-5.13).
- Από τη μελέτη της μικροδομής του υλικού στο οπτικό μικροσκόπιο, εξάγουμε το συμπέρασμα πως δεν είναι δυνατή η παρατήρηση διαφοροποίησης της μορφής ή του μεγέθους των κόκκων του υλικού είτε όταν του επιβλήθηκε ενδοτράχυνση είτε όταν επιβλήθηκε θερμική κατεργασία μαζί με ενδοτράχυνση. Με τη βοήθεια,



ουσιαστικά του οπτικού μικροσκοπίου μετρήθηκε το ογκομετρικό κλάσμα των φάσεων της μικροδομής από το οποίο προκύπτει πως στον χάλυβα αυτόν κυριαρχεί η φερριτική δομή (95% α-φερρίτης, εικόνα 5.18)

- Με τη βοήθεια του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης και πιο συγκεκριμένα με τη χρήση της τεχνικής EBSD, ελήφθησαν πολύ σημαντικά αποτελέσματα για την παρούσα μελέτη. Από τη κατανομή του μεγέθους των κόκκων του υλικού (εικόνες 5.26 και 5.27) παρατηρούμε πως υπάρχει διαφοροποίηση μεταξύ των κατανομών για το μητρικό δοκίμιο και το αντίστοιχο ενδοτραχυμένο κατά 11%. Παρατηρούμε πως στο μητρικό δοκίμιο οι κόκκοι είναι διεσπαρμένοι όσον αφορά το μέγεθός τους (1-30 $\mu$ m), ενώ στο ενδοτραχυμένο υλικό το μέγεθος των κόκκων του υλικού έχει μειωθεί αλλά όχι σε σημαντικό βαθμό. και για το λόγο αυτό δεν μπορούν να εξαχθούν ασφαλή συμπεράσματα που να συσχετίζουν τις μηχανικές ιδιότητες του χάλυβα με το μέγεθος κόκκων του.
- Από την άλλη πλευρά, μπορούμε να εξάγουμε πολύ ενδιαφέροντα συμπεράσματα μέσω της κρυσταλλικής χαρτογράφησης του EBSD. Πιο συγκεκριμένα, με τη μελέτη των εικόνων 5.34 και 5.35, παρατηρούμε για το μητρικό δοκίμιο πως οι κόκκοι είναι σχεδόν συνολικά ανακρυσταλλωμένοι (88% ανακρυστάλλωση προκύπτει από μέτρηση του ογκομετρικού κλάσματος), όπως και είχε σχεδιαστεί, ενώ για το ενδοτραχυμένο κατά 11% υλικό, πραγματοποιείται σημαντική παραμόρφωση των κόκκων (67% των κόκκων έχουν παραμορφωθεί και 33% έχουν αλλοιωθεί δομικά με βάση το ογκομετρικό κλάσμα στη χαρτογράφηση), γεγονός που ουσιαστικά, σηματοδοτεί τη συσχέτιση που προκύπτει μεταξύ της μικρογραφικής δομής και της πλαστικής παραμόρφωσης που συντελέστηκε με εφελκυσμό στο υλικό.
- Ακόμα, ως σημαντικό συμπέρασμα μπορεί να θεωρηθεί και το γεγονός της παραμόρφωσης κατά 67% των κόκκων του υλικού όταν αυτό έχει ενδοτραχυνθεί κατά 11%, καθώς ουσιαστικά το υπόλοιπο 33% που απομένει να παραμορφωθεί, θα συντελείται για επιβολές πλαστικής παραμόρφωσης μεγαλύτερες του 11% και έως το 20%.

## **8 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ**

1. ASM International, ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, Steel Wires, p.277-281, November 1997
2. Z. Wang and B. Gong, ASM International (2002), Residual Stress in the forming of Materials, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, , University of Toronto, Canada, 141
3. Π. Μαυροειδής: " Χάλυβες Οπλισμού Σκυροδέματος", Αθήνα 2005
4. Γ. Δ. Παπαδημητρίου: " Γενική Μεταλλογνωσία 1", Εκδόσεις Ε.Μ.Π
5. Γ. Δ. Παπαδημητρίου: " Μεταλλογνωσία 2 Τα Κράματα", Εκδόσεις Ε.Μ.Π
6. Γ. Φούρλαρης: " Φυσική Μεταλλουργία Σιδήρου Και Χάλυβα", Αθήνα 2011
7. Ηλεκτρονική Διεύθυνση: [www.ndt-ed.org](http://www.ndt-ed.org)
8. Ηλεκτρονική Διεύθυνση: [www.danieli.com](http://www.danieli.com)
9. Κανονισμός Τεχνολογίας Χαλύβων Οπλισμού Σκυροδέματος, ΚΤΧ 2008
10. Γ. Δ. Παπαδημητρίου: " Φυσική Μεταλλουργία Σιδήρου Και Χάλυβα", Εκδόσεις Ε.Μ.Π.
11. ASTM METAL HANDBOOK (2004) Vol.1
12. ASM Metals Handbook, Desk Edition, ASM International, 2001, από την ηλεκτρονική διεύθυνση: [www.asminternational.org](http://www.asminternational.org)
13. Callister, W. D.: *Materials Science and Engineering, An introduction*, 5<sup>η</sup> έκδοση, Εκδόσεις Τζιόλα, Θεσσαλονίκη, 2004
14. ASM Handbook Volume 4, Heat treating of steel, Annealing of Steel, p.42, November 1997
15. Αμιλιανός Ζερβας: " Μελέτη Ενδοτράχυνσης σε Χάλυβες Θερμής Έλασης", Αθήνα 2011

16. Astm A370-05. Standard test Methods and Definitions for mechanical Testing of steel Products, West Conshohocken PA US, E 8M-04, 2007
17. Χρυσουλάκης, Γ.Δ., Παντελής, Δ.Ι.: *Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών*, Παπασωτηρίου, Αθήνα, 2003
18. ASM Handbook Volume 9, Metallography and Microstructures of Low-Carbon and Coated Steels, p.588-589, November 1997
19. Γ.Ν. Χαϊδεμενόπουλος: "Φυσική Μεταλλουργία", Εκδόσεις Τζιόλα
20. Γ.Δ. Παπαδημητρίου: "Μεταλλοτεχνία"