

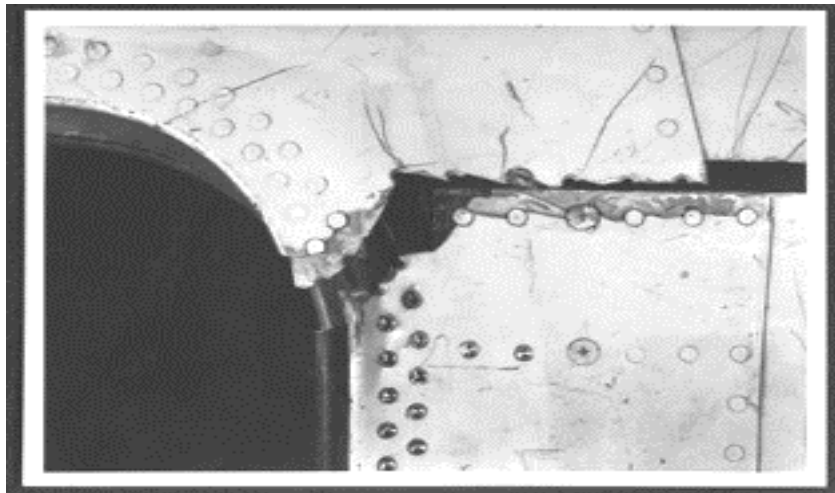


ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Διπλωματική Εργασία

Γεώργιος Μανωλιός



Επιβλέπων: Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής

Αθήνα, Μάρτιος 2017



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ
ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή,
που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία
σφαιροβολίας**

Διπλωματική Εργασία

Γεώργιος Μανωλιός

Επιβλέπων: Dr. – Ing. Σπύρος Παπαευθυμίου, Επίκουρος Καθηγητής

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις **15/03/2017**

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής(Υπογραφή)

Δ. Πάνιας, Καθηγητής(Υπογραφή)

Σπ. Παπαευθυμίου, Επικ. Καθηγητής(Υπογραφή)

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Περιεχόμενα

Ευχαριστίες.....	5
Εισαγωγή.....	7
Σκοπός.....	11
Κίνητρο μελέτης.....	11
Περίληψη.....	13
Abstract.....	13
Executive summary.....	15
Synopsis.....	17
ΜΕΡΟΣ Ι.....	25
Θεωρητικό Μέρο.....	25
Κεφάλαιο Ι: Θεωρητικό Υπόβαθρο.....	27
I.1: Τεχνολογία Αυτοκινήτων.....	27
I.1.1: Εισαγωγή στην τεχνολογία των αυτοκινήτων.....	27
I.1.2: Τμήματα και Συστήματα των οχημάτων.....	28
I.1.3: Σύστημα αναρτήσεων.....	29
I.1.4: Ημιελλειπτική καρόσουστα (Leaf spring).....	31
I.2: Χάλυβες.....	32
I.2.1: Εισαγωγή.....	32
I.2.2: Κραματωμένοι χάλυβες.....	33
I.2.3: Μετασταθές διάγραμμα Σιδήρου – Σεμεντίτη (Fe ₃ C).....	35
I.3: Θερμικές κατεργασίες των χαλύβων.....	40
I.3.1: Εισαγωγή στις θερμικές κατεργασίες.....	40
I.3.2: Μαρτενσίτης.....	43
I.3.3: Μπαινίτης.....	50
I.3.4: Διαγράμματα TTT (Transformation Time - Temperature) και CCT (Continuous Cooling Transformations).....	53
I.3.5: Επαναφορά των χαλύβων.....	58
I.3.6: Austempering.....	59
I.3.7: Επίδραση των κραματικών στοιχείων στους χάλυβες.....	61
I.4: Κόπωση μεταλλικών υλικών.....	69
I.4.1: Εισαγωγή.....	69

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

I.4.2: Ορισμός κόπωσης	71
I.4.3: Τυπικές δοκιμές κόπωσης περιστρεφόμενης κάμψης	76
I.4.4: Δυναμικές καταπονήσεις	77
I.4.5: Καμπύλη S – N ή Καμπύλη Wöhler	78
I.5: Σφαιροβολή (Shot – Peening)	80
I.5.1: Εισαγωγή	80
I.5.2: Λειτουργία της Σφαιροβολής	80
I.5.3: Επιφανειακή Κάλυψη και Ένταση σφαιροβολής	82
Μέρος II	85
Βιβλιογραφική Ανασκόπηση	85
II.1: Μηχανικές ιδιότητες του Χάλυβα AISI 6150 (DIN 51CrV4)	87
II.1.1: Εισαγωγή	87
II.1.2: Μηχανικές Ιδιότητες του AISI 6150	87
II.2: Συμπεριφορά των χαλύβων που έχουν υποστεί σφαιροβολή (Shot – Peening) στην κόπωση	96
II.2.1: Εισαγωγή	96
II.2.2: Η διαδικασία της σφαιροβολής στην ενίσχυση της αντοχής στην κόπωση σε χάλυβες	97
ΜΕΡΟΣ III	109
Κεφάλαιο III.1: Πειραματική διαδικασία	111
III.1.1: Υλικό προς εξέταση	111
III.1.2: Κατασκευή δοκιμών	112
III.1.3: Μηχανικές κατεργασίες	112
III.1.4: Θερμικές κατεργασίες	116
III.1.5: Δοκιμές εφελκυσμού	118
III.1.6: Δοκιμές κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου υπό κάμψη (Rotating - Bending Fatigue Tests)	119
Κεφάλαιο III.2: Αποτελέσματα και Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων	128
III.2.1: Σχολιασμός θερμικών κατεργασιών	128
III.2.2: Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού	129
III.2.3: Θεωρητική εκτίμηση της καμπύλης Wöhler και του ορίου διαρκούς κόπωσης (Fatigue Limit)	136
III.2.4: Αποτελέσματα κόπωσης [Καμπύλες Wöhler/Όριο διαρκούς κόπωσης (Fatigue Limit)]	140
III.2.5: Εξέταση των επιφανειών θραύσης των δοκιμών	149
Μέρος V	165

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Συμπεράσματα	165
Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα	167
Μέρος VI	169
Βιβλιογραφία	169

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Ευχαριστίες

Θα ήθελα να ευχαριστήσω τον υπεύθυνο καθηγητή της διπλωματικής μου εργασία κύριο Σπύρο Παπαευθυμίου, Dr. –Ing, ο οποίος πάντα με βοήθουσε σε οποιοδήποτε ερώτημα και πρόβλημα είχα αλλά και που πάντα ήταν διαθέσιμος. Επίσης θα ήθελα να τον ευχαριστήσω που μου εμπιστεύθηκε ένα τόσο απαιτητικό και δύσκολο θέμα. Θα ήθελα να ευχαριστήσω επίσης τον κύριο Κωνσταντίνο Γούλα, Υποψήφιο Διδάκτορα στο Materials Innovation Institute της TU Delft, ο οποίος μας διέθεσε όλα πειραματικά δεδομένα τα οποία χρησιμοποιήθηκαν στην παρούσα διπλωματική εργασία καθώς και την Ραλλού Μπουζούνη, Διπλωματούχο Μηχανικό Μεταλλείων – Μεταλλουργών για την πολύτιμη βοήθεια στην επιμέλεια της συγγραφής της διπλωματικής εργασίας. Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον Υ.Δ Γιώργο Στεργίου και τον Υ.Δ Σταύρο Δεληγιάννη του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας για την πολύτιμη βοήθεια και συμβουλή και επίσης ευχαριστώ θερμά τον κύριο Ιωάννη Χαρλαμπίτα για την εξαιρετική και πολύτιμη βοήθεια του.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Εισαγωγή

Οι ανάγκες της αυτοκινητοβιομηχανία στη σημερινή εποχή είναι απαιτητικές. Οι ανάγκη για μείωση της κατανάλωσης καυσίμων, εξοικονόμησης κόστους και της βέλτιστης ασφάλειας των επιβατών έρχεται να φέρει την ανάγκη για υλικά τα οποία θα έχουν μικρό βάρος αλλά και μεγάλη αντοχή. Την λύση σε αυτό το πρόβλημα καλείται να λύσει ο Μεταλλουργός ή ο Μηχανικός Επιστήμης των Υλικών. Οι πολύπλοκες μεταβλητές όπως η θερμική κατεργασία, η μηχανική κατεργασία αλλά και το είδος του υλικού δηλαδή η χημική σύσταση πρέπει να επιλεγούν έτσι ώστε να δημιουργηθούν οι ιδιότητες οι οποίες είναι διαφορετικές για κάθε τμήμα του αυτοκινήτου. Ένα από τα πιο σημαντικά μέρη ενός οχήματος είναι οι αναρτήσεις. Οι αναρτήσεις εξασφαλίζουν την άνετη και ασφαλή μεταφορά του οδηγού και των επιβατών και για αυτόν τον λόγο το υλικό θα πρέπει να είναι υψηλής αντοχής. Ένα από τα πιο διαδεδομένα υλικά που χρησιμοποιούνται για την δημιουργία των αναρτήσεων και ειδικότερα της ημιελλειπτικής καρόσουστας είναι ο χάλυβας AISI 6150. Ο συγκεκριμένος χάλυβας έχει την δυνατότητα να αυξάνει την αντοχή του διαμέσου της βαφής και επαναφοράς δηλαδή της δημιουργίας μαρτενσίτη και της ακόλουθης διάσπασης του σε καρβίδια και φερρίτη κατά την επαναφορά. Το σπουδαίο με αυτόν τον χάλυβα αποτελεί η χημική του σύσταση καθώς κατά την επαναφορά πραγματοποιείται η λεγόμενη δευτερογενής σκλήρωση. Παρόλα αυτά η αντοχή του υλικού δεν είναι ικανή και αναγκαία συνθήκη έτσι ώστε το υλικό να γίνει αποδεκτό. Επειδή κατά την κίνηση του οχήματος οι αναρτήσεις δέχονται περιοδικά μεταβαλλόμενες τάσεις, οι οποίες στην γλώσσα του μηχανικού μεταφράζονται ως κόπωση. Ως κόπωση, σύμφωνα με την ASTM E 1150 [1], ορίζει την διεργασία της προοδευτικής τοπικής μόνιμης δομικής αλλαγής η οποία συμβαίνει σε ένα υλικό το οποίο υπόκειται σε συνθήκες περιοδικών μεταβαλλόμενων τάσεων και παραμορφώσεων σε ένα σημείο ή σημεία τα οποία μπορεί να καταλήξουν σε μικρορωγμές ή απόλυτη θραύση μετά από επαρκή αριθμό διακυμάνσεων. Η κόπωση συνεπώς αποτελεί μια κρίσιμη διεργασία και για αυτόν τον λόγο για την παραγωγή των συγκεκριμένων τύπων αναρτήσεων χρησιμοποιείται ο χάλυβας AISI 6150.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Ο συγκεκριμένος χάλυβας, για να αποκτήσει τις απαιτούμενες μηχανικές ιδιότητες ($600 < \sigma_y < 1800 \text{ Mpa}$, $5 < \% \text{ EL} < 30$), αρχικώς θερμαίνεται σε θερμοκρασία $A_{c3} + 50^\circ\text{C}$ ($850 - 870^\circ\text{C}$) [2 – 3, 5 – 8] για 10 – 15 min, ψύχεται ταχέως με εμβάπτιση σε λάδι και ακολούθως θερμαίνεται σε θερμοκρασία απο 320 - 480°C (θερμοκρασία επαναφοράς). Η επιλογή της θερμοκρασίας επαναφοράς γίνεται με τέτοιο τρόπο ώστε να έχουμε τον επιθυμητό συνδυασμό ολκιμότητας αλλά και αντοχής. Για τους χάλυβες οι οποίοι έχουν υποστεί επαναφορά απο την μαρτενσιτική κατάσταση, έχει αποδειχτεί πως η αύξηση της αντοχής επιτυγχάνεται με την μείωση της θερμοκρασίας επαναφοράς, με μέγιστη την θερμοκρασία των 320°C, με $S_u = 1800 \text{ Mpa}$ [4]. Η κόπωση αποτελεί μια διαδικασία η οποία θεωρείται πολύ σημαντική στην μηχανική και αρκετές έρευνες [2,3, 5 – 8] έχουν επικεντρωθεί στην διερεύνηση του φαινομένου, ειδικότερα για τους υψηλής αντοχής χάλυβες (High – Strength Steels). Έχει αποδειχτεί πως το όριο μέγιστης εφελκυστικής αντοχής (S_u) και το όριο διαρκούς αντοχής στην κόπωση (S_e) συνδέονται [13] με την σχέση $S_e/S_u = 0.5$ (για καμπτικά φορτία) και $S_e/S_u = 0.45$ (υπό αξονική φόρτιση). Παρ'όλα αυτά η σχέση αυτή δεν ισχύει σε όλες τις περιπτώσεις και εξαρτάται απο πολλούς παράγοντες, κυρίως την κατάσταση του υλικού (επιφάνεια και μικροδομή) αλλά και η παρουσία εγχοπών. Η παρουσία πόρων και εγκλεισμάτων οδηγεί σε μείωση της αντοχής σε κόπωση λόγω μικρορωγμών που σχηματίζονται κοντά σε αυτές [5]. Γενικότερα η μικροδομή, η γεωμετρία του υλικού, η κατάσταση της επιφάνειας και η χημική σύσταση επηρεάζουν αισθητά την συμπεριφορά του υλικού και θα πρέπει να δωθεί μεγάλη προσοχή. Για την αύξηση της αντοχής του υλικού σε κόπωση έχει αποδειχθεί [10 – 12] πως η καλύτερη μέθοδος αποτελεί αυτή της σφαιροβολής, δηλαδή της επιφανειακής σκλήρυνσης μέσω κρούσης σφαιριδίων στην επιφάνεια. Η ένταση της σφαιροβολής αποτελεί τον κυριότερο παράγοντα που επηρεάζει την επιτυχία της σφαιροβολής. Έχει αποδειχθεί πως μεγάλη τιμή της έντασης [12] μπορεί να οδηγήσει σε μείωση της αντοχής της κόπωσης λόγω της υπερβολικής σφαιροβολής.

Η επαναφερμένη μικροδομή αποτελούσε την επικρατούσα μικροδομή των συγκεκριμένων χαλύβων. Τα τελευταία χρόνια όμως η κατώτερη μπαινιτική

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

μικροδομή έχει έρθει στο προσκήνιο απο ερευνητές, οι οποίοι πραγματοποίησαν έρευνες οι οποίες είναι πολύ ελπιδοφόρες και προκαλούν τεράστιο ενδιαφέρον για την μελέτη της συγκεκριμένης μικροδομής.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Σκοπός

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι η μελέτη της συμπεριφοράς του χάλυβα αυτοκινητοβιομηχανίας, AISI 6150 (DIN 51CrV4), υπό συνθήκες περιοδικών μεταβαλλόμενων τάσεων, το οποίο έχει υποβληθεί σε δύο (2) διαφορετικές θερμικές κατεργασίες για την δημιουργία της κατώτερης μπαινιτικής και μαρτενσιτικής επαναφερμένης μικροδομής. Γίνεται σχολιασμός ξεχωριστά της συμπεριφοράς των δύο (2) μικροδομών αλλά και σύγκριση. Επίσης μελετάται και η συμπεριφορά της σφαιροβολής στην επίδραση της αντοχής του χάλυβα στην κόπωση

Κίνητρο μελέτης

Η κατανόηση της διεργασίας της κόπωσης αποτελεί ίσως την μεγαλύτερη πρόκληση στην διάρκεια της καριέρας ενός μεταλλουργού. Οι αναρτήσεις αποτελούν ένα από τα πιο σημαντικά τμήματα ενός οχήματος διότι συμβάλλουν στην ασφαλή και άνετη μεταφορά του οδηγού και των επιβατών. Κατά την διάρκεια της κίνησης του οχήματος στο οδόστρωμα ή και εκτός οδοστρώματος όπως για παράδειγμα σε χωματόδρομο οι αναρτήσεις υφίστανται περιοδικά μεταβαλλόμενες τάσεις δηλαδή σε ελεύθερη μετάφραση υφίστανται συνθήκες που δύναται να δημιουργήσουν κόπωση. Το φαινόμενο αυτό γίνεται πιο έντονο στα βαρέου τύπου οχήματα που το βάρος είναι μεγαλύτερο λόγω των φορτίων. Ο πιο συχνός τύπος αναρτήσεων σε αυτά τα οχήματα είναι η ημιελλειπτική καρόσουςτα η οποία κατασκευάζεται χάλυβα τύπου AISI 6150. Αυτός ο τύπος χάλυβα υπόκεινται σε θερμικές κατεργασίες τέτοιες ώστε η μικροδομή να είναι η επαναφερμένη μαρτενσιτική. Αυτή η μικροδομή έχει ικανοποιήσει την παραγωγή των συγκεκριμένων αναρτήσεων τόσο για στατικές αλλά και για δυναμικές καταπονήσεις. Όμως, μια άλλη μικροδομή, αυτή της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής η οποία έχει μελετηθεί από πολλούς ερευνητές όπως ο Bhadeshia, έχει δείξει ελπιδοφόρα αποτελέσματα, όπως υψηλή αντοχή και μάλιστα μεγαλύτερη αυτή της επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής. Η ανάγκη μελέτης της συγκεκριμένης μικροδομής για περιοδικά επαναλαμβανόμενες τάσεις είναι επιτακτική διότι θα μπορούσε να

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

αντικατασταθεί η ήδη υπάρχουσα μικροδομή με μια άλλη, αυτής της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής η οποία θα προσέφερε μεγαλύτερη ασφάλεια και διάρκεια ζωής στις αναρτήσεις. Μάλιστα, με την διαδικασία της σφαιροβολής, η οποία αποδεδειγμένα αυξάνει την αντοχή στην κόπωση, θα μπορούσε να αποτελέσει την ιδανική μικροδομή για την μέγιστη απόδοση του συγκεκριμένου τύπου χάλυβα. Εν κατακλείδι, η διερεύνηση της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής στην αντοχή στην κόπωση σε συνδυασμό με την επίδραση της σφαιροβολής αποτελεί ίσως την πιο σημαντική ερευνητική μελέτη όχι μόνον για την αυτοκινητοβιομηχανία αλλά και για την μεταλλουργία, ανοίγωντας δρόμους έρευνας της συγκεκριμένης μικροδομής και σε άλλους τύπους χαλύβων.

Περίληψη

Σε αυτήν την εργασία, η συμπεριφορά του χάλυβα AISI 6150 υπό την επίδραση περιοδικών μεταβαλλόμενων τάσεων, το οποίο χρησιμοποιείται στην αυτοκινητοβιομηχανία για την παραγωγή ημιελλειπτικής καρόσουστας, μελετήθηκε. Δοκίμια κόπωσης και εφελκυσμού υπέστησαν δύο διαφορετικές θερμικές κατεργασίες: α) Θέρμανση στους 900°C και παραμονή για 5 λεπτά, βαφή στους 180°C σε τήγμα άλατος και παραμονή για 15 λεπτά και επαναφορά στους 480°C για 30 λεπτά και β) Θέρμανση στους 900°C και παραμονή για 5 λεπτά, βαφή στους 300°C σε τήγμα άλατος και παραμονή για 1 ώρα. Τα παραπάνω δοκίμια χωρίστηκαν σε αυτά που έχουν υποστεί μόνο θερμικές κατεργασίες και σε αυτά που έχουν υποστεί σφαιροβολή με ρεύμα αέρα 0.6mm σφαιριδίου χάλυβα cut wire χρησιμοποιώντας κατάλληλο ακροφύσιο πεπιεσμένου αέρα. Η σφαιροβολή πραγματοποιήθηκε σε ένταση σε 0,36mmA Τα αποτελέσματα δείξανε πώς τα δοκίμια κατώτερου μπαινίτη παρουσίαζαν πολύ καλύτερη συμπεριφορά στην κόπωση σε σχέση με αυτά του επαναφερμένου μαρτενσίτη. Επίσης η σφαιροβολή αποδείχτηκε πώς είχε αρνητική επίδραση στην αντοχή των δοκιμίων στην κόπωση λόγω της πολύ μεγάλης έντασης της σφαιροβολή, που προκάλεσε την δημιουργία μικρο – ρωγμών.

Abstract

In this study, fatigue strength of AISI 6150, which is used in the automotive industry for leaf spring production, was investigated. Fatigue and tensile specimens were heat treated in two different ways a) Heating up to 900°C for 5min, quenching to 180°C for 15min then tempering at 480°C for 30min and b) Heating up to 900°C for 5min then austempering at 300°C for 1h. The specimens were then divided to heat treated and shot – peened. The shot – peening process was carried out by cut wire 0.6mm steel shot using pressurized air nozzle at 0,36mm A peening intensity. Results showed that lower bainitic specimens exhibited superior fatigue strength from the tempered martensite

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

specimens Peened specimens showed lower fatigue strength mainly due to overpeening which caused microcracks on the surface

Executive summary

In this study, fatigue strength of AISI 6150, which is used in the automotive industry for leaf spring production, was investigated. Fatigue and tensile specimens were heat treated in two different ways a) Heating up to 900°C for 5min, quenching to 180°C for 15min then tempering at 480°C for 30min and b) Heating up to 900°C for 5min then austempering at 300°C for 1h. The specimens were then divided to heat treated and shot – peened. The shot – peening process was carried out by cut wire 0.6mm steel shot using pressurized air nozzle. The shot – peening process was carried out to create residual compressive stresses caused by deformation hardening at the surface. Fatigue testing was carried out at 60Hz frequency with completely reversed load ratio ($R = -1$). Tensile results showed superior strength of the lower bainitic specimens, with the fatigue tests showing the same fatigue strength superiority. This is mainly attributed to the fact that the fine dispersion of carbides along the ferritic – bainitic grains and inside the ferritic – bainitic grains, cause a dislocation pile up and hinders the dislocation movement. Fractography of the lower – bainitic specimens showed less initiation sites from the tempered martensite specimens. Lastly, the shot – peening process did not have the expected effects on fatigue strength which was lower than expected because of the high peening intensity (0,36mm A) which gave birth to microcracks on the surface of the specimens

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Synopsis

Fatigue is characterized by absence of gross plastic deformation. It occurs suddenly and therefore is very dangerous for metals. Springs are very important for vehicles because they ensure a safe and comfortable ride. Therefore sudden misfire is unacceptable. One of the most important springs, are the leaf springs which are used on tracks. The material used for this type of springs is AISI 6150 chromium – vanadium steel in the tempered condition. It exhibits excellent strength and fatigue properties. Recent studies has shown that lower bainitic microstructure offers promising result which is being researched in this current study.

Hot rolled bars of 51CrV4 steel with chemical composition shown in Table 1 were ordered from TU Delft Electronic and Mechanical Support Division (DEMO). The bars were received from SCHMOLZ+BICKENBACH AG in the form of $\Phi 16\text{mm} \times 6\text{m}$ bars. Tensile specimens were designed according to ASTM E8M standard with dimensions shown in Figure 1 The heat treatment followed the machining. It was performed in salt baths according to the schemes described in Figure 2. 100 Rotating bending fatigue specimens, were dimensioned according to the specification of the rotating bending machine, Figure 3. The RBF specimens were machined in two ways; one batch of specimens was machined to final dimensions with standard roughness requirement. Batch 1 specimens were then heat treated according to Figure 2 and shot peened at 0.36 mm Almen A scale by cut wire 0.6mm steel shot using pressurized air nozzle. The second batch was machined at intermediate dimensions first (Figure 3 dimensions +1 mm), subsequently heat treated and finally machined to final dimensions with roughness requirement $R_a < 0.2 \mu\text{m}$ (superfinishing). All types of specimens where machined from the original $\Phi 16$ bars. The tensile tests were performed at an INSTRON 5500 tensile test machine at a crosshead speed of 3 mm/min with an extensometer of 25 mm attached to the center of the gauge length. The RBF tests were performed at 60Hz frequency. The frequency was chosen to avoid sample resonance, which

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

was observed to reduce the fatigue life. No heat increase was observed during the tests. RBF tests are performed with completely reversed loading (ratio -1).

Table 1: Chemical composition of AISI 6150

Elements	min. in %	max. in %
C	0,47	0,55
Si	-	0,40
Mn	0,70	1,10
P	-	0,025
S	-	0,025
Cr	0,90	1,20
V	0,10	0,25

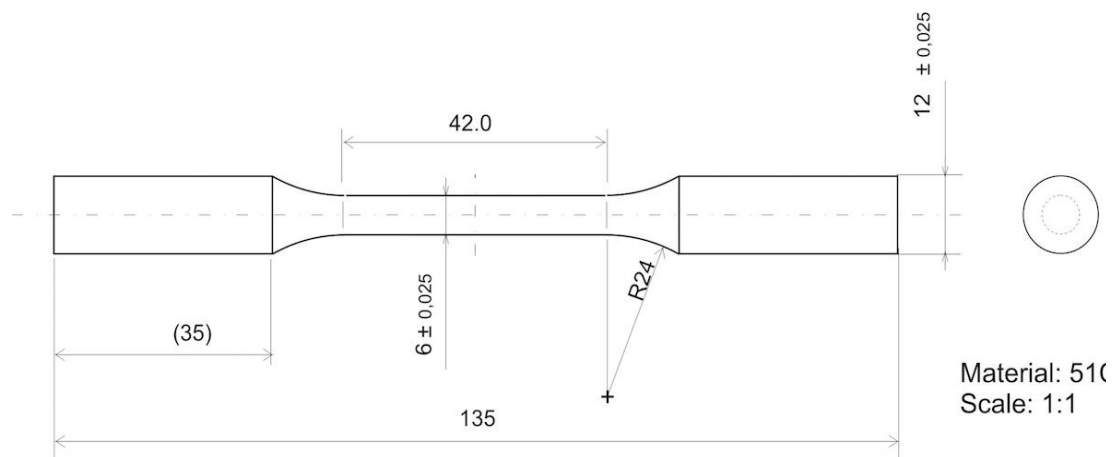


Figure 1: Tensile specimen dimensions used in the present study.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

The machined specimens were heat treated in salt baths using the schemes shown in **Figure 2**:

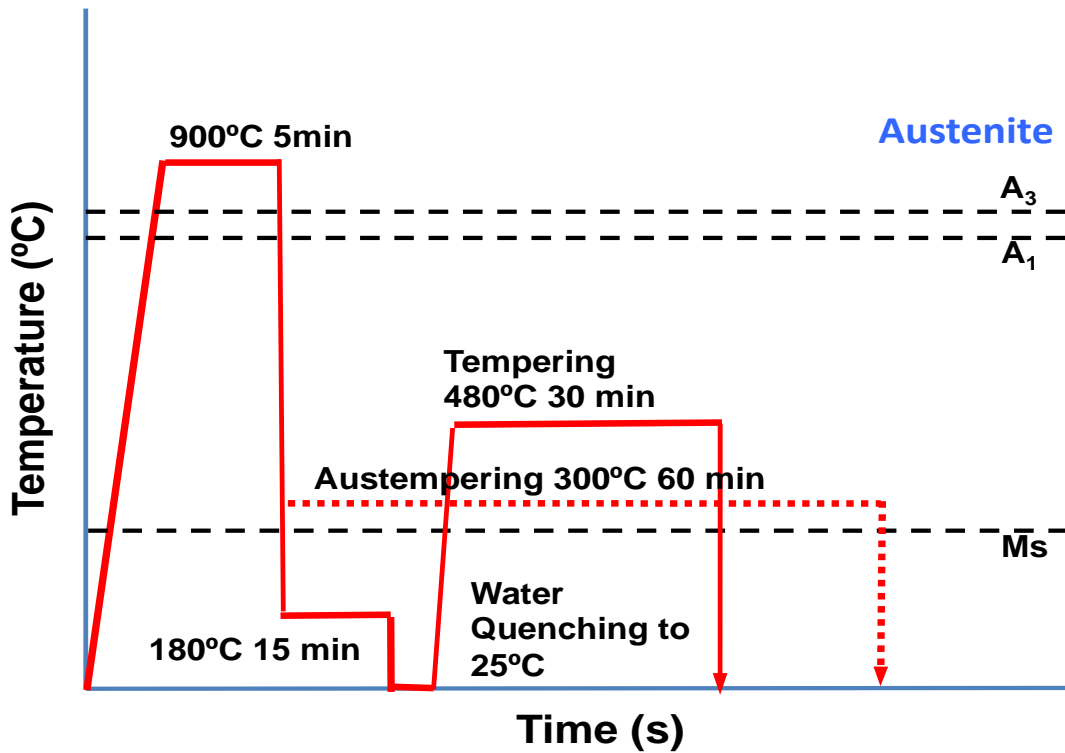


Figure 2: Heat treatment schemes used for the tests

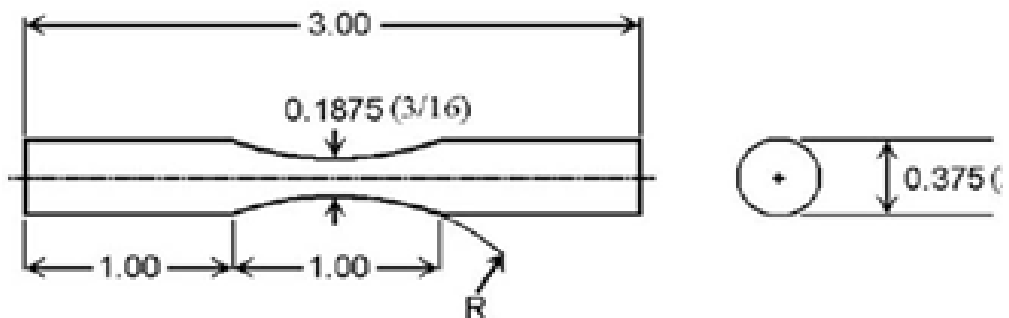


Figure 3: RBF specimen dimensions according to the RBF machine requirements. Dimensions shown in inches

II. Results and Discussion

The results show superior behaviour for the bainitic microstructure for the specific conditions tested. The results of the tensile tests are summarised in Table 2. Reduction of area for bainitic and tempered martensitic specimens was around 45% and hardness was measured 490-510HV_{1.0}.

Table 2: Tensile Test Results

Microstructure	S _y (0,2 % offset) [MPa]	S _u [MPa]	E (Young's Modulus) [GPa]	TEL(%)	Area Reduction (%)	Hardness (HV _{0.1})
Lower Bainite	1515	1767	200	7,35	45	490
T480 Martensite	1300	1425	215	7,65	45	510

The fatigue test results were in agreement with the tensile test results. The bainitic specimens exhibited higher fatigue limit than the martensitic specimens, **Figure 5:**

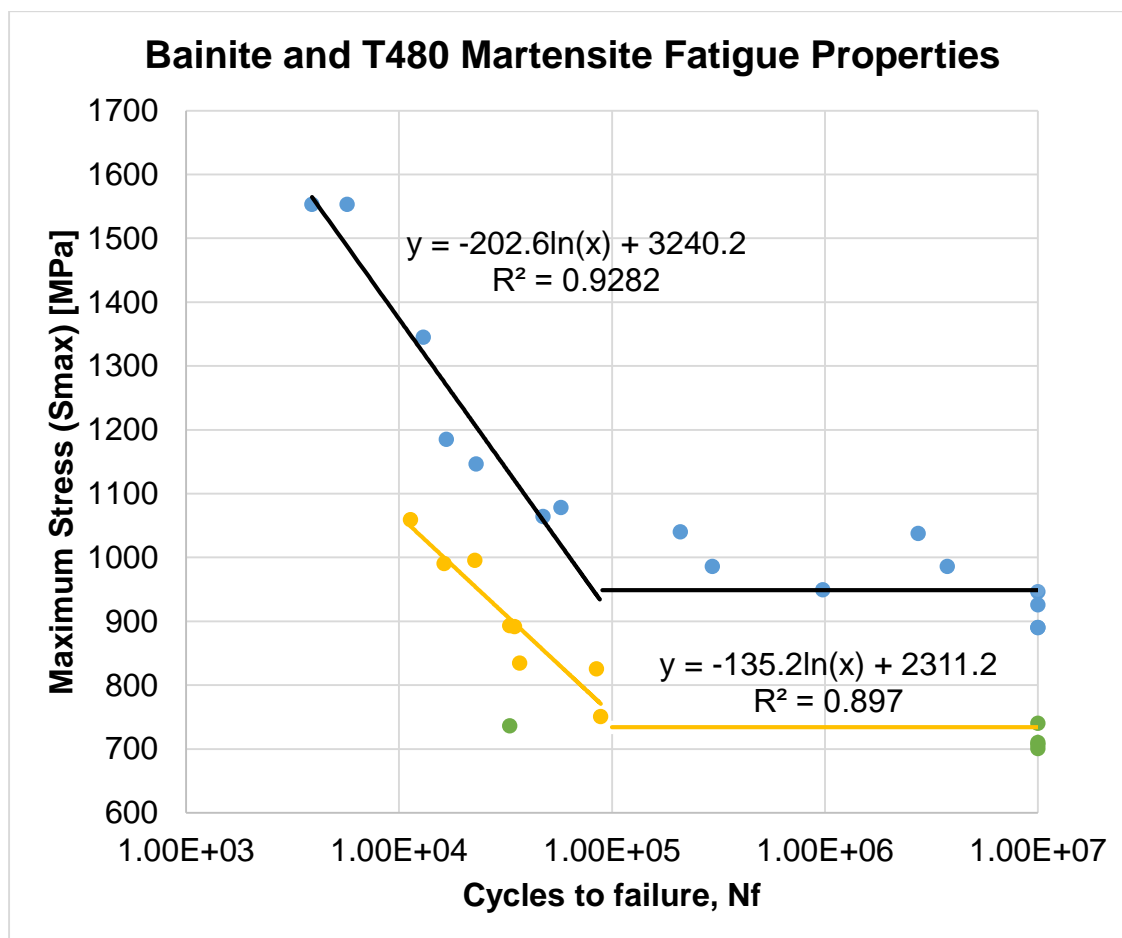


Figure 5: Fatigue results for lower – bainitic and tempered martensite specimens

Shot – peened specimens exhibited lower fatigue strength mainly due to overpeening which is attributed to very high peening intensity (0,36mm A) as can be seen in **Figure 6**.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

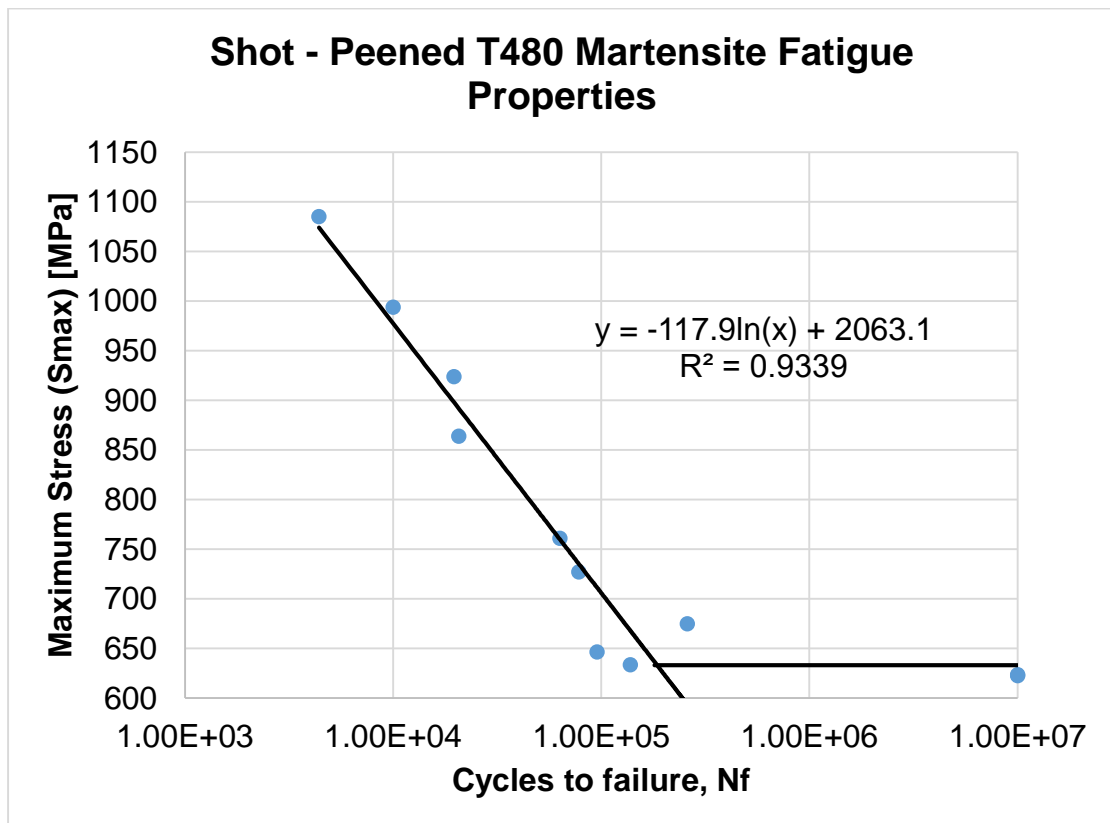
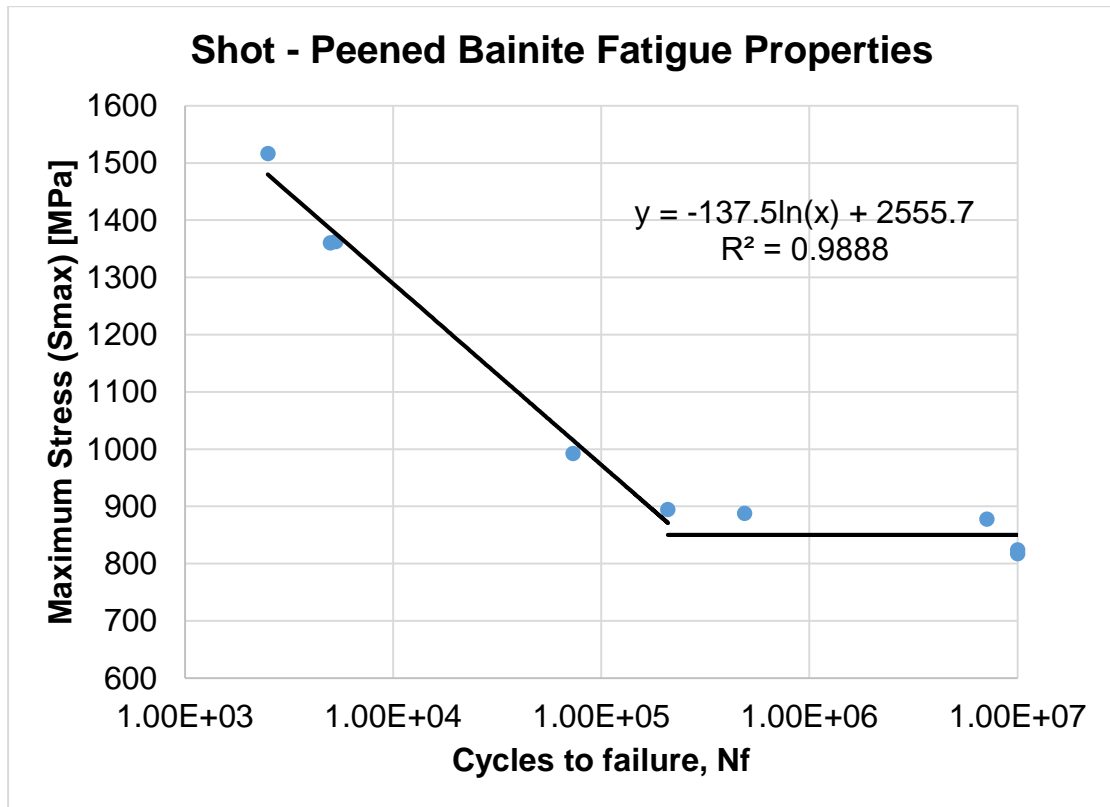


Figure 6: Fatigue results for shot – peened lower bainitic and tempered martensite specimens

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

As can be seen in Figure 7 and Figure 8, fractography pictures show multiple initiation sites on the surface of the specimens with tempered martensite microstructure whereas in lower bainite they show less initiation sites but single – point subsurface initiation site near the fatigue limit.



Figure 7: Fracture zones of 480 Martensite specimens 1059 MPa 11300 cycles



Figure 8: Fracture zones of lower bainitic specimens 950 Mpa, 976000

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

ΜΕΡΟΣ Ι

Θεωρητικό Μέρο

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Κεφάλαιο I: Θεωρητικό Υπόβαθρο

I.1: Τεχνολογία Αυτοκινήτων

I.1.1: Εισαγωγή στην τεχνολογία των αυτοκινήτων

Η αυτοκινητοβιομηχανία αποτελεί έναν κλάδο, ο οποίος έχει εξελιχθεί ραγδαία μέσα στα τελευταία χρόνια. Η εξέλιξη αυτή οφείλεται στις μεγάλες απαιτήσεις της αγοράς για μείωση του κόστους παραγωγής των αυτοκινήτων, άριστη ασφάλεια των επιβατών, μείωση του βάρους των αυτοκινήτων και μείωση κατανάλωσης καυσίμων. Η αυτοκινητοβιομηχανία χαρακτηρίζεται από έντονη ανταγωνιστικότητα, με παγκοσμίου εμβέλειας εταιρείες να συναγωνίζονται για να δημιουργήσουν το αυτοκίνητο του μέλλοντος, όπως η Mercedes, η Lamborghini, η Ferrari, η Ford κ.α . Αξίζει να τονισθεί σε αυτό το σημείο πώς εκτός από τα επίγεια, οδικά μεταφορικά μέσα που χρησιμοποιεί ο μέσος καταναλωτής, εξίσου σημαντικά είναι και τα οχήματα βαρέου τύπου τα οποία χρησιμοποιούνται για απαιτητικές εργασίες.



A



D



B



E



C



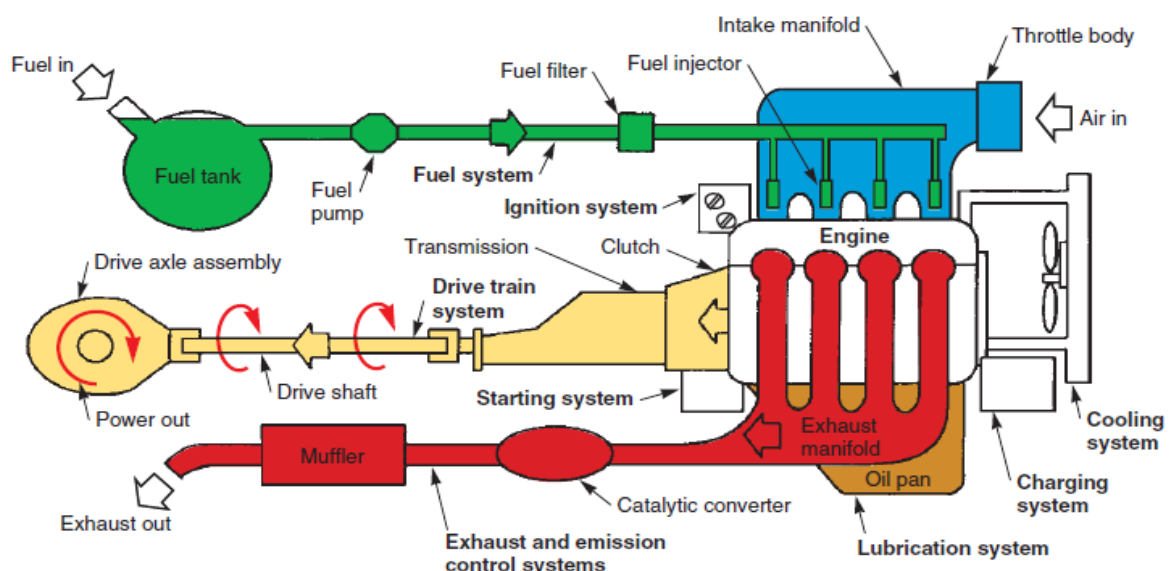
F

Εικόνα 1: Διάφοροι τύποι αυτοκινήτων [14]

I.1.2: Τμήματα και Συστήματα των οχημάτων

Τα σημαντικότερα τμήματα και συστήματα των οχημάτων χωρίζονται σε δέκα (10) κατηγορίες [14]:

- Το πλαίσιο και η επένδυση του οχήματος
- Ηλεκτρολογικό σύστημα
- Σύστημα αναρτήσεων, διεύθυνσης και πέδησης (φρένα)
- Σύστημα μετάδοσης κίνησης
- Κινητήρας
- Σύστημα ψύξης και λίπανσης
- Ηλεκτρονικά συστήματα
- Σύστημα έγχυσης καυσίμου: πραγματοποιείται ανάμιξη του καυσίμου με τον αέρα, το οποίο και τροφοδοτείται στο θάλαμο καύσης,
- Σύστημα εξάτμισης και ελέγχου εκπομπών αέριων ρύπων
- Συστήματα ασφαλείας και αξεσουάρ



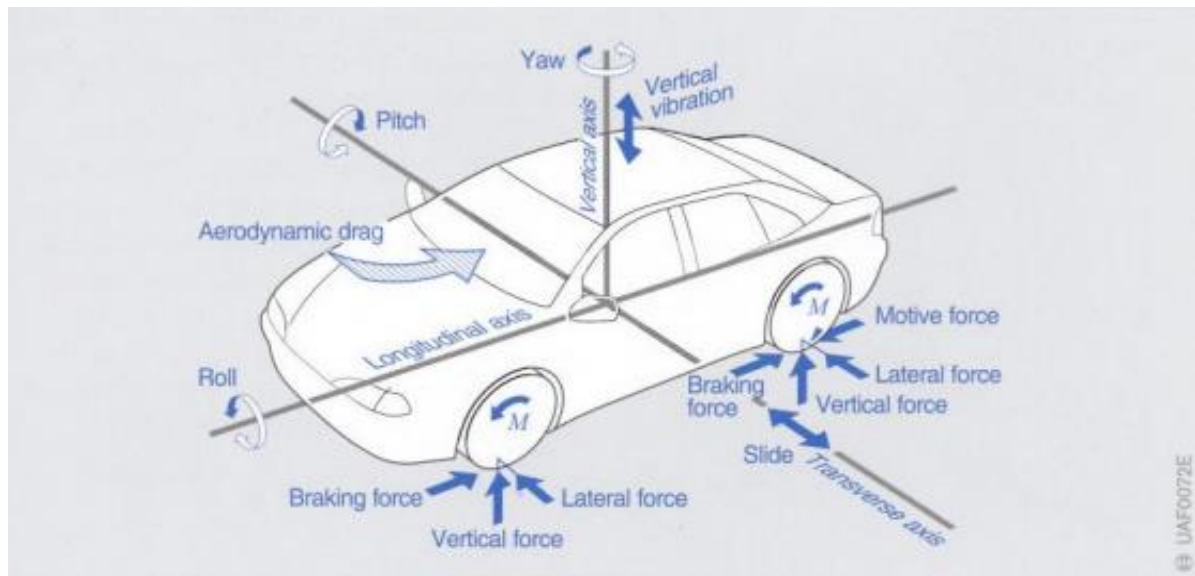
Εικόνα 2: Γενικό σχεδιάγραμμα των δέκα (10) σημαντικότερων τμημάτων και συστημάτων των οχημάτων [14]

I.1.3: Σύστημα αναρτήσεων

Το σύστημα των αναρτήσεων αποτελεί την διεπαφή του πλαισίου του οχήματος με την επιφάνεια του οδοστρώματος, διαμέσου των τροχών οι οποίοι αποτελούν και μέρος του συστήματος [15]. Ο κυριότερος ρόλος του συστήματος είναι να παρέχουν την άνετη και ασφαλή μεταφορά του οδηγού και των επιβατών. Στην πραγματικότητα όμως, τρεις (3) είναι οι κυριότερες λειτουργίες του συστήματος [15]:

- ✓ Απομόνωση της καμπίνας από τους κραδασμούς,
- ✓ Βελτίωση της ευκινήσις του οχήματος
- ✓ Διατηρεί τον έλεγχο του οχήματος στους τέσσερις τροχούς

Η δυναμική συμπεριφορά των αυτοκινήτων παρουσιάζεται στην εικόνα 3 και βοηθά στον να γίνουν κατανοητές οι λειτουργίες του συστήματος των αναρτήσεων.



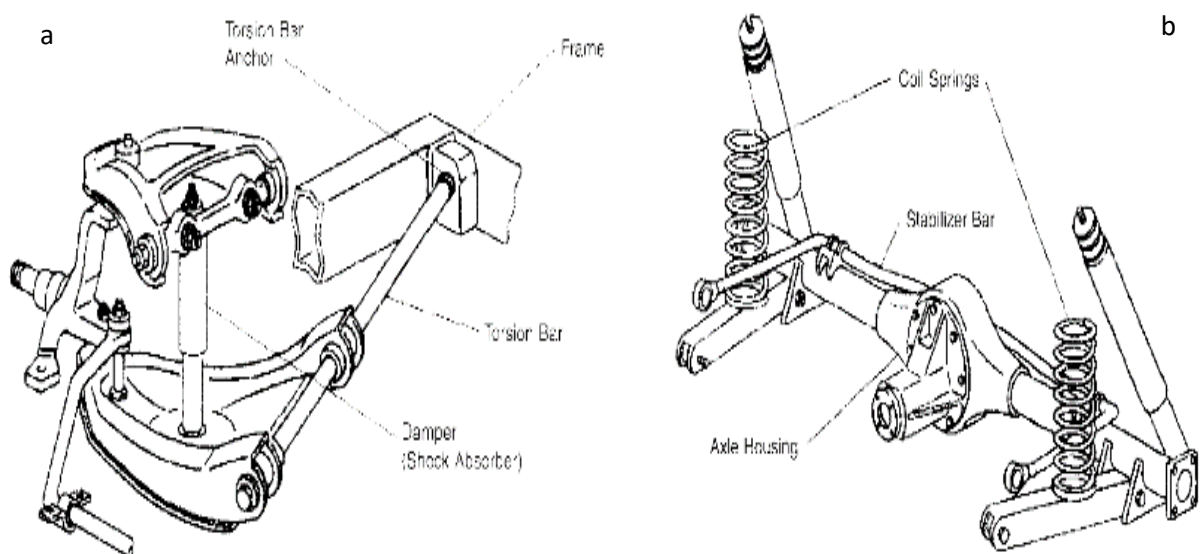
Εικόνα 3: Δυναμική Συμπεριφορά των αυτοκινήτων [15]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Τα πιο σημαντικά μέρη του συστήματος των αναρτήσεων είναι τα *ελατήρια* ανάρτησης και οι *αποσβεστήρες* (αμορτισέρ). Το κυρίως μέρος του συστήματος αποτελούν τα ελατήρια ανάρτησης, τα οποία χωρίζονται σε τέσσερις (4) κατηγορίες [15]:

- ✓ Ημιελλειπτική καρόσουστα (leaf spring)
- ✓ σπειροειδές ελατήριο (coil spring) (Εικόνα 4.a),
- ✓ στρεπτική ράβδος (torsion bar) (Εικόνα 4.b),
- ✓ Πνευματικά ελατήρια (pneumatic (air) spring)

Τα αμορτισέρ είναι γνωστά και ως αποσβεστήρες, όμως θεωρώντας πώς ο ρόλος των αμορτισέρ είναι η απορρόφηση των κραδασμών είναι κάπως παραπλανητική. Αναμφισβήτητα, γίνεται απορρόφηση των κραδασμών που δημιουργούνται από την εκτροπή των τροχών και των ελατηρίων ανάρτησης αλλά ο κύριος τους ρόλος είναι να διαχέουν την ενέργεια στην κάθετη κίνηση του οχήματος και των τροχών, κίνηση η οποία προκλήθηκε από διαταραχές του οδοστρώματος και του ανέμου ή από κινήσεις που προκαλεί ο οδηγός. Ως κατακόρυφη κίνηση ορίζουμε τις κινήσεις στον διαμήκη άξονα και στον εγκάρσιο, οι οποίοι λέγονται rolling και pitching αντίστοιχα αλλά και την αναπήδηση των τροχών [2].



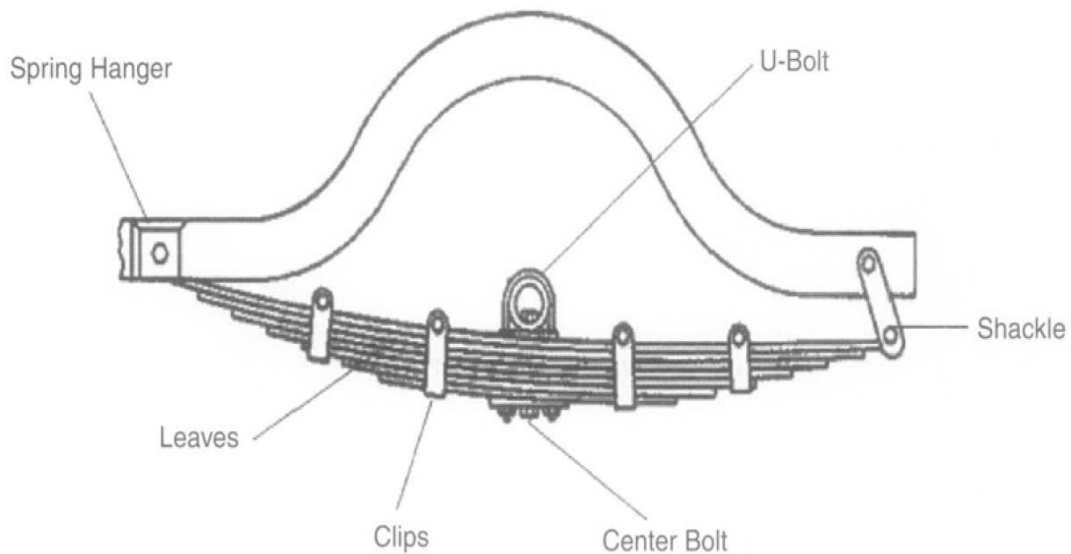
Εικόνα 4: a) στρεπτική ράβδος, b) σπειροειδές ελατήριο [15].

I.1.4: Ημιελλειπτική καρόσουστα (Leaf spring)

Στην εικόνα 5 παρουσιάζεται η ημιελλειπτική καρόσουστα με διαδοχικές στρώσεις μεταλλικών φύλλων. Το ανώτερο φύλλο είναι γνωστό ως *κυρίως φύλλο*. Με το "μάτι (eye)" εξασφαλίζεται η σύνδεση του ελατηρίου ανάρτησης με ένα άλλο μηχανικό τμήμα του οχήματος. Το ποσοστό καμπυλότητας που προσδίδεται στην ημιελλειπτική καρόσουστα από τη γραμμή που διέρχεται από τα "μάτια" ονομάζεται *κύρτωμα*. Η ημιελλειπτική καρόσουστα αποτελείται από δύο (2) χαλύβδινα φύλλα, συνήθως DIN 51CrV4 (AISI 6150) ίδιου μήκους και από τέσσερα (4) χαλύβδινα, DIN 65Si7 διαφορετικού μήκους [15].

Επειδή το κυρίως φύλλο στηρίζεται σε τμήμα του οχήματος, οι δυνάμεις που ασκούνται από την στήριξη επιφέρουν τάσεις στο φύλλο και έτσι είναι το πιο έντονο φορτισμένο τμήμα της ημιελλειπτικής καρόσουστας. Υπάρχουν μέθοδοι για να μειωθούν οι τάσεις στο φύλλο όπως [15]:

- ✓ Κατασκευάζεται από υψηλότερης αντοχής υλικό από τα άλλα φύλλα,
- ✓ Είναι λεπτότερο από τα υπόλοιπα φύλλα,
- ✓ Μια άλλη μέθοδος είναι να αυξηθεί η ακτίνα καμπυλότητας σε σχέση με το επόμενο φύλλο.



Εικόνα 5: Ημιελλειπτική καρόσουστα [15]

I.2: Χάλυβες

I.2.1: Εισαγωγή

Το Αμερικανικό Ινστιτούτο Σιδήρου και Χάλυβα (American Iron and Steel Institute ή AISI) περιγράφει πιο αυστηρά τους κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, ως χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα έως και 2%, με πολύ μικρές ποσότητες από άλλα στοιχεία εκτός από αυτά τα οποία χρησιμοποιούνται για την αποξείδωση (για παράδειγμα το αργίλιο [Al]), με το πυρίτιο (Si) περιορισμένο με μέγιστη περιεκτικότητα 0,6% όπως και ο χαλκός (Cu) και τέλος το μαγγάνιο (Mn) με μέγιστη περιεκτικότητα 1,65% [16]. Χρησιμοποιούνται σε ευρείες εφαρμογές όπως στην αυτοκινητοβιομηχανία αλλά και σε εξαρτήματα μηχανημάτων. Ο άνθρακας αποτελεί στοιχείο παρεμβολής και με τον όρο *παρεμβολή* εννοούμε τον συνωστισμό των ατόμων του άνθρακα στα κενά που υπάρχουν ανάμεσα στα άτομα του Fe. Τα κενά αυτά εξαρτώνται από την κρυσταλλική δομή και την γεωμετρία του πλέγματος. Ο Fe παρουσιάζεται με δύο αλλοτροπικές μορφές (χωροκεντρωμένη κυβική δομή και εδροκεντρωμένη κυβική δομή) σε δεδομένες συνθήκες πίεσης και θερμοκρασίας, όπου η πίεση επηρεάζει σε πολύ μικρό βαθμό την κρυσταλλική δομή. [17].

Τα κράματα σιδήρου και άνθρακα περιγράφονται από το μετασταθές διάγραμμα Σιδήρου – Σεμεντίτη (Fe_3C). Αξίζει να τονισθεί σε αυτό το σημείο πώς μοναδική προϋπόθεση για να μπορεί να γίνει χρήση των παραπάνω διαγραμμάτων πρέπει η απόψυξη να πραγματοποιηθεί με απείρως αργό ρυθμό, έτσι ώστε οι διάφοροι μετασχηματισμοί που προβλέπονται να πραγματοποιηθούν μέσω της διάχυσης των ατόμων [16]. Σε κάθε άλλη περίπτωση, δηλαδή όταν η ταχύτητα απόψυξης είναι μεγάλη, οι μηχανικοί χρησιμοποιούν διαγράμματα που λαμβάνουν υπ'όψιν και την ταχύτητα απόψυξης. Τέτοια διαγράμματα είναι τα TTT (Time - Temperature Transformation) και τα CCT (Continuous cooling Transformation).

1.2.2: Κραματωμένοι χάλυβες

Οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες είναι ουσιαστικά κράματα σιδήρου – άνθρακα, με τον άνθρακα ως τον κυριότερο παράγοντα ενίσχυσης. Το Αμερικανικό Ινστιτούτο Σιδήρου και Χάλυβα (American Iron and Steel Institute ή AISI) περιγράφει πιο αυστηρά τους κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, ως χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα έως και 2%, με πολύ μικρές ποσότητες από άλλα στοιχεία εκτός από αυτά τα οποία χρησιμοποιούνται για την αποξείδωση (για παράδειγμα το αργίλιο [Al]), με το πυρίτιο (Si) περιορισμένο με μέγιστη περιεκτικότητα 0,6% όπως και ο χαλκός (Cu) και τέλος το μαγγάνιο (Mn) με μέγιστη περιεκτικότητα 1,65% [18]. Χρησιμοποιούνται σε ευρείες εφαρμογές όπως στην αυτοκινητοβιομηχανία αλλά και σε εξαρτήματα μηχανημάτων.

Η αποδεκτή ετυμολογία από το επιστημονικό κλάδο της μεταλλουργίας για τον κραματωμένο χάλυβα είναι πως πρόκειται για μια ομάδα χαλύβων με περιεκτικότητα σε άνθρακα έως 1% και με μέγιστη συνολική περιεκτικότητα κραματικών προσθηκών 5%. Το Αμερικανικό Ινστιτούτο Σιδήρου και Χάλυβα (AISI) ορίζει ως κραματωμένους χάλυβες, τους χάλυβες οι οποίοι ξεπερνούν ένα ή όλα τα παρακάτω όρια κραματικών στοιχείων: α) Mn, 1,65% β) Si, 0,60%, γ) Cu, 0,60%. Επίσης οι χάλυβες θεωρούνται κραματωμένοι όταν αναφέρονται καθορισμένες περιεκτικότητες κραματικών στοιχείων, όπως το Al, το Cr (έως 3,99%), το κοβάλτιο (Co), μολυβδένιο (Mo), Νικέλιο (Ni), Βανάδιο (V) κ.α [18]. Οι κραματωμένοι χάλυβες χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές που απαιτείται υψηλή αντοχή σε κόπωση και υψηλή αντίσταση στην φθορά.

Ως προς την ονοματολογία των κοινών ανθρακούχων και κραματωμένων χαλύβων, η πιο σπουδαία έχει εγκριθεί από το Αμερικανικό Ινστιτούτο Σιδήρου και Χάλυβα (AISI) και από τον Σύλλογο Μηχανικών Αυτοκινήτων (Society of Automotive Engineers, [SAE]).

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Το σύστημα συνήθως υιοθετεί τέσσερα (4) ψηφία (εικόνα 6). Το πρώτο ψηφίο υποδηλώνει το κύριο κραματικό(ή κραματικά στοιχεία) στοιχείο, για παράδειγμα η σειρά 1XXX έχει ως κύριο κραματικό στοιχείο τον άνθρακα. Το δεύτερο ψηφίο υποδηλώνει το ποσοστό του κύριου κραματικού στοιχείου και τα δύο τελευταία ψηφία υποδηλώνουν τη μέση περιεκτικότητα σε άνθρακα. Για παράδειγμα ο κραματωμένος χάλυβας 6150 (DIN 51CrV4) έχει ως κύρια κραματικά στοιχεία το χρώμιο (Cr) και το Βανάδιο (V) με συνολική περιεκτικότητα και των δύο κραματικών στοιχείων 1% (0,90 και 0,12 αντίστοιχα) [18].

<i>AISI/SAE Designation^a</i>	<i>UNS Designation</i>	<i>Composition Ranges (wt% of Alloying Elements in Addition to C)^b</i>			
		<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Other</i>
10xx, Plain carbon	G10xx0				
11xx, Free machining	G11xx0				0.08–0.33S
12xx, Free machining	G12xx0				0.10–0.35S, 0.04–0.12P
13xx	G13xx0				1.60–1.90Mn
40xx	G40xx0			0.20–0.30	
41xx	G41xx0		0.80–1.10	0.15–0.25	
43xx	G43xx0	1.65–2.00	0.40–0.90	0.20–0.30	
46xx	G46xx0	0.70–2.00		0.15–0.30	
48xx	G48xx0	3.25–3.75		0.20–0.30	
51xx	G51xx0		0.70–1.10		
61xx	G61xx0		0.50–1.10		0.10–0.15V
86xx	G86xx0	0.40–0.70	0.40–0.60	0.15–0.25	
92xx	G92xx0				1.80–2.20Si

^a The carbon concentration, in weight percent times 100, is inserted in the place of “xx” for each specific steel.

^b Except for 13xx alloys, manganese concentration is less than 1.00 wt%.

Except for 12xx alloys, phosphorus concentration is less than 0.35 wt%.

Except for 11xx and 12xx alloys, sulfur concentration is less than 0.04 wt%.

Except for 92xx alloys, silicon concentration varies between 0.15 and 0.35 wt%.

Εικόνα 6: Κατηγορίες χαλύβων [19]

Επίσης, άλλη κατηγορία χαλύβων είναι η υψηλής αντοχής – χαμηλής κραμάτωσης (high strength – low alloy steels), οι οποίοι έχουν συγκεκριμένα ποσοστά κραματικών στοιχείων έτσι ώστε να παραχθούν προϊόντα συγκεκριμένων μηχανικών ιδιοτήτων. Συνήθως περιέχουν κραματικές προσθήκες οι οποίες αυξάνουν την αντοχή στην οξείδωση [18].

I.2.3: Μετασταθές διάγραμμα Σιδήρου – Σεμεντίτη (Fe_3C)

Το μετασταθές διάγραμμα σιδήρου – Σεμεντίτη (Iron – Cementite phase diagram), αντιπροσωπεύει την σχέση της θερμοκρασίας, της περιεκτικότητας σε άνθρακα και της κρυσταλλικής δομής όλων των φάσεων που μπορούν να δημιουργηθούν κάτω από συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας (πολύ αργή απόψυξη) [17]. Ο σίδηρος (Fe) ανήκει στην κατηγορία των αλλοτροπικών μετάλλων. Κατά την θέρμανση του από την θερμοκρασία περιβάλλοντος στην οποία επικρατεί η σταθερή φάση που ονομάζεται α - φερρίτης ή α - Fe με κρυσταλλική δομή κυβική χωροκεντρωμένη (BCC), ο σίδηρος υπόκειται σε δύο αλλοτροπικές μεταβολές [18]. Σε θερμοκρασία 912°C ο α -φερρίτης υπόκειται σε πολυμορφική μετατροπή σε ωστενίτη ή γ - Fe, εδροκεντρωμένης κυβικής δομής (FCC). Ο ωστενίτης παραμένει σταθερός έως και την θερμοκρασία 1394°C όπου ο ωστενίτης μετασχηματίζεται στον δ - φερρίτη (δ - ferrite), κυβικής χωροκεντρωμένης δομής και τελικώς σε θερμοκρασία 1538°C τήκεται [19].

Στην εικόνα 7.α παρουσιάζεται το διάγραμμα μετασταθές Fe – Fe_3C . Στο διάγραμμα αυτό παρατηρούνται οι μικροδομές που περιγράφηκαν στην προηγούμενη παράγραφο και οι αντίστοιχες θερμοκρασίες. Η ευτηκτοειδής θερμοκρασία των 727°C χαρακτηρίζεται από το σύμβολο A_1 και ειδικότερα εάν έχει μετρηθεί κατά την απόψυξη χαρακτηρίζεται ως A_{r1} ή εάν έχει μετρηθεί κατά την θέρμανση χαρακτηρίζεται ως A_{c1} [16]. Η ταχύτητα θέρμανσης και η παρουσία κραματικών στοιχείων μπορεί να επηρεάσει ελαφρώς την ευτηκτοειδή θερμοκρασία [16]. Η καμπύλη ισορροπίας ωστενίτη/σεμεντίτη συμβολίζεται ως A_{cm} . Ο άξονας της περιεκτικότητας σε άνθρακα εκτείνεται έως και για 6,70%, όπου σε αυτήν την συγκέντρωση η ενδομεταλλική ένωση, σεμεντίτης, ο οποίος παριστάνεται από τον κατακόρυφο άξονα [16]. Για περιεκτικότητα σε άνθρακα έως και 0,76, έχουμε τους υποευτηκτοειδείς χάλυβες, για περιεκτικότητα 0,76 έχουμε τους ευτηκτοειδείς και τέλος για περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0,76wt% έως και για 2,14wt% έχουμε τους υπερευτηκτοειδείς.

Ο άνθρακας ως στοιχείο παρεμβολής, παρεμβάλεται στο πλέγμα του ωστενίτη και του α, δ – φερρίτη δημιουργώντας έτσι εκτεταμένα στερεά διαλύματα. Στον χωροκεντρωμένο κυβικής δομής α – φερρίτη, μικρές συγκεντρώσεις άνθρακα είναι διαλυτές, με μέγιστη συγκέντρωση 0,022wt% C στους 727°C. Ο α – φερρίτης είναι σχετικά μαλακός, σε θερμοκρασίες κάτω από τους 728°C (1414°F) μπορεί να γίνει μαγνητικός και έχει πυκνότητα 7,88 g/cm³. Ο ωστενίτης ή γ – Fe, εάν έχει κραματωθεί μόνο με άνθρακα, δεν είναι σταθερός σε θερμοκρασίες κάτω από τους 727°C. Η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στον ωστενίτη, στους 1147°C, είναι 2,14 wt% δηλαδή σχεδόν εκατό (100) φορές περισσότερο επειδή οι θέσεις παρεμβολής στον FCC κρύσταλλο είναι μεγαλύτερες και επομένως οι παραμορφώσεις που επιβάλλονται στα γειτονικά άτομα είναι μικρότερες. Αξίζει να τονισθεί πώς οι μετασχηματισμοί φάσεων οι οποίοι δημιουργούνται κατά την απόψυξη από την ωστενιτική περιοχή αποτελούν σημαντικό κομμάτι των θερμικών κατεργασιών. Τέλος, ο ωστενίτης είναι μη μαγνητικός [19]. Ο δ – φερρίτης δεν παρουσιάζει πρακτικό ενδιαφέρον λόγω των μεγάλων θερμοκρασιών στους οποίους παραμένει σταθερός. Ο σεμεντίτης (Fe₃C) δημιουργείται όταν η μέγιστη διαλυτότητα του α – φερρίτη ξεπεραστεί, κάτω από την θερμοκρασία 727°C. Επίσης ο σεμεντίτης συνυπάρχει και με τον ωστενίτη για θερμοκρασίες μεταξύ 727°C και 1147°C. Ο σεμεντίτης είναι πολύ σκληρή και ψαθυρή φάση [6].

Στο μετασταθές διάγραμμα σιδήρου – σεμεντίτη (Fe₃C) (εικόνα 11.α) παρατηρούμε επίσης πώς εκτός από την ευκτικική αντίδραση πραγματοποιείται μία χαρακτηριστική αντίδραση η οποία είναι ουσιαστική στους χάλυβες [19]:

- ✓ Για 0,76wt% C και θερμοκρασία 727°C (1341°F) η ευτηκτοειδής αντίδραση: $\gamma(0,76\text{wt\% C}) \leftrightarrow \alpha(0,022\text{wt\% C}) + \text{Fe}_3\text{C}(6,7\text{wt\% C})$ (1).

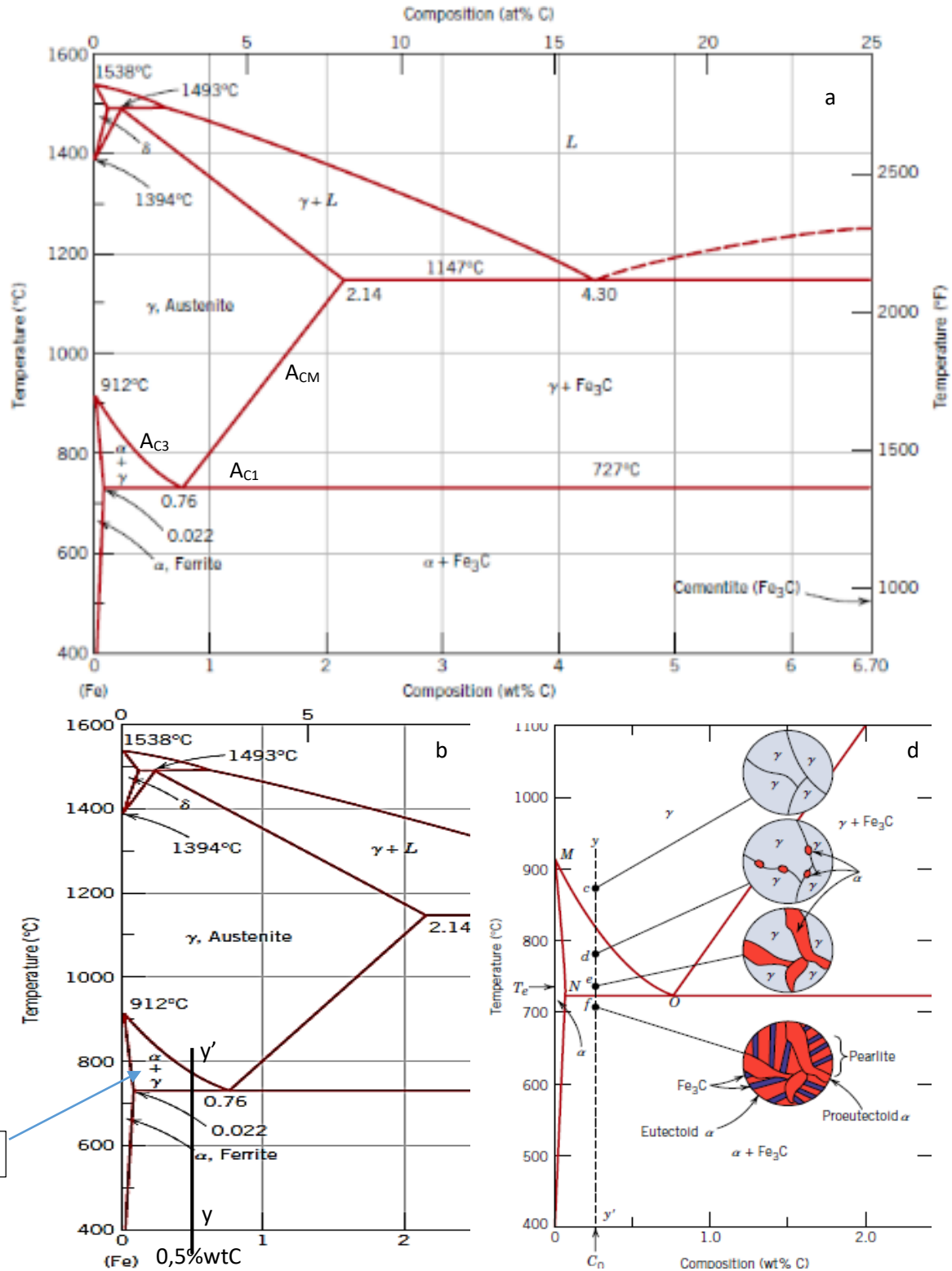
Σε αυτό το σημείο, για να γίνει κατανοητό η σχέση της μικροδομής με το διάγραμμα σιδήρου – σεμεντίτη (Fe₃C), θα περιγραφεί ή ανάπτυξη της μικροδομής υποευτηκτοειδούς χάλυβα με περιεκτικότητα σε C 0,5%wt. Η περιγραφή θα γίνει με την βοήθεια της εικόνας 7.b, στις οποίες εικονίζεται τμήμα του διαγράμματος Fe – Fe₃C και συγκεκριμένα την περιοχή του χάλυβα (0,022 wt% < C < 2,1wt%). Αρχικώς, θερμαίνουμε το υλικό σε θερμοκρασία A₃ + 50 °C

δηλαδή σε θερμοκρασία $760 + 50 = 810$ °C και σε χρόνο τέτοιο ώστε να έχει ομογενοποιηθεί πλήρως το υλικό σε όλη την έκταση του, δηλαδή να αποτελείται μόνο από κόκκους ωστενίτη ($\gamma - \text{Fe}$) και επίσης να μην έχουν μεγαλώσει αρκετά οι κόκκοι (μεγαλύτεροι χρόνοι παραμονής στην θερμοκρασία αυξάνουν το μέγεθος των κόκκων και μειώνεται η αντοχή του υλικού). Από αυτήν την θερμοκρασία το υλικό αφήνεται να ψυχθεί με πολύ αργό (γ') ρυθμό έτσι ώστε να επικρατήσουν συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας των ατόμων του κράματος. Έως και λίγο πιο πάνω από τους 760 °C, η μικροδομή αποτελείται αποκλειστικά από κόκκους ωστενίτη. Σε θερμοκρασία λίγο πιο κάτω από τους 760 , το κράμα εισέρχεται στην διφασική περιοχή $\alpha + \gamma$ όπου ο ωστενίτης αρχίζει να διασπάται και τα πρώτα φύτρα φερρίτη αρχίζουν να αναπτύσσονται στα όρια των κόκκων του ωστενίτη. Το ποσοστό κάθε φάσης μπορεί να υπολογιστεί με τον κανόνα του μοχλού γνωρίζοντας πώς η περιεκτικότητα σε άνθρακα του φερρίτη σε αυτό το σημείο είναι $0.020\text{wt}\%$ C, η περιεκτικότητα του ωστενίτη σε άνθρακα είναι $0.52\text{wt}\%$ και $0,50\text{wt}\%$ η περιεκτικότητα σε άνθρακα του κράματος. Για παράδειγμα:

- $W_{\gamma} = (0.5 - 0.020)/(0.51 - 0.020) = 0.98$
- $W_{\alpha} = (0.51 - 0.5)/(0.51 - 0.020) = 0.02$

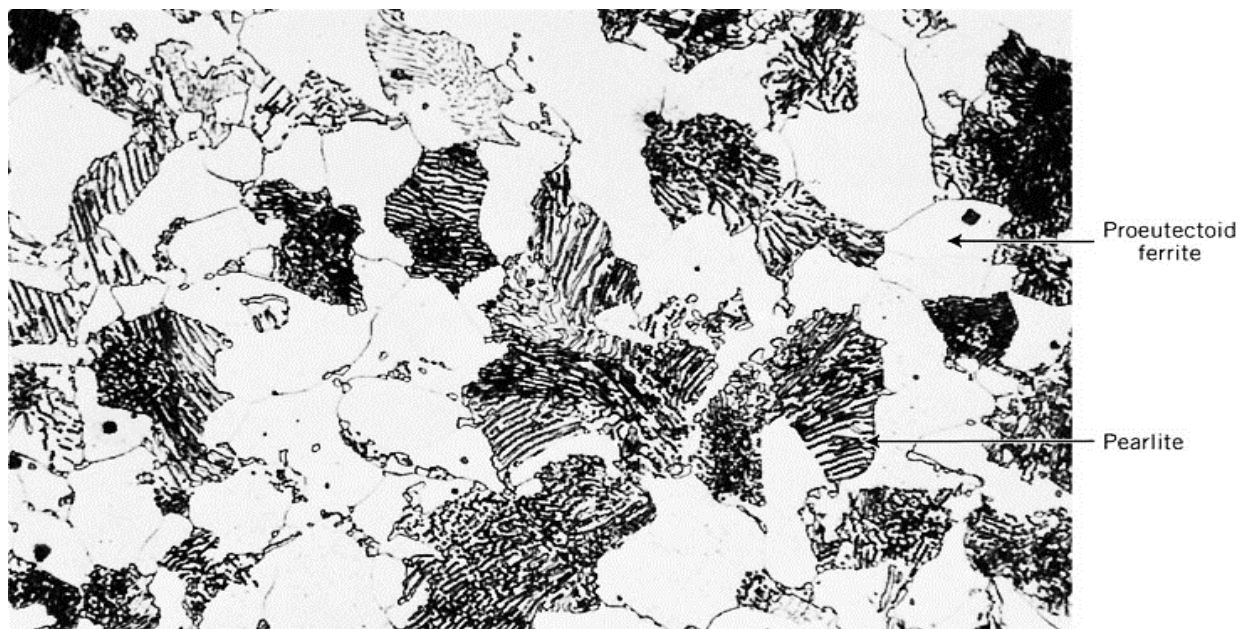
Καθώς η θερμοκρασία μειώνεται τα φύτρα αναπτύσσονται σε κόκκους εις βάρος των κόκκων του ωστενίτη [18]. Κατά την περαιτέρω απόψυξη και έως την ευτηκτοειδή θερμοκρασία ο προευτηκτοειδής φερρίτης ακολουθεί την γραμμή 1 (εικόνα 12.b) και αποκτά τελικώς περιεκτικότητα σε άνθρακα $0.022\text{wt}\%$ και ο ωστενίτης ακολουθεί την γραμμή A_{c3} και τελικώς αποκτά την ευτηκτοειδή σύσταση με $0.76\text{wt}\%$ C. Τελικώς, για θερμοκρασία κάτω της ευτηκτοειδής το ποσοστό του ωστενίτη με την ευτηκτοειδή περιεκτικότητα σε άνθρακα, θα μετασχηματιστεί σε περλίτη σύμφωνα με την σχέση 1. Τελικώς, σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ο προευτηκτοειδής χάλυβας θα αποτελείται από κόκκους προευτηκτοειδούς φερρίτη και περλίτη (εικόνα 8). Το ποσοστό κάθε φάσης εξαρτάται από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε %wt C. Η εξέλιξη της μικροδομής παρουσιάζεται και στην εικόνα 7.d .

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 7: α) Διάγραμμα Φάσεων Σιδήρου – Σεμεντίτη (Fe₃C), β) Περιοχή χάλυβα στο διάγραμμα Σιδήρου – Σεμεντίτη (Fe₃C), δ) Εξέλιξη μικροδομής υποευθηκτοειδών χαλύβων [19]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 8: Τελική μικροδομή υποευτηκτοειδούς χάλυβα 0.38wt% C [19]

I.3: Θερμικές κατεργασίες των χαλύβων

I.3.1: Εισαγωγή στις θερμικές κατεργασίες

Στην παράγραφο I.2.3 περιγράφηκε η εξέλιξη της μικροδομής υποευτηκτοειδούς χάλυβα περιεκτικότητας 0,5%wt C, από την ωστενιτική περιοχή του διαγράμματος φάσης Σιδήρου – Σεμεντίτη (Fe_3C) έως και την θερμοκρασία περιβάλλοντος, υπό την προϋπόθεση η απόψυξη να είναι πολύ αργή έτσι ώστε να επικρατήσουν οι συνθήκες διάχυσης. Η εξέλιξη της μικροδομής των παραπάνω χαλύβων σύμφωνα με το διάγραμμα και οι αντίστοιχες μικροδομές αποτελούν την βάση των θερμικών κατεργασιών με κάποιες εξαιρέσεις.

Οι θερμικές κατεργασίες των χαλύβων, περιλαμβάνουν την έκθεση του μετάλλου σε ένα συγκεκριμένο κύκλο θερμοκρασίας – χρόνου, ο οποίος χωρίζεται σε τρείς (3) φάσεις [17]:

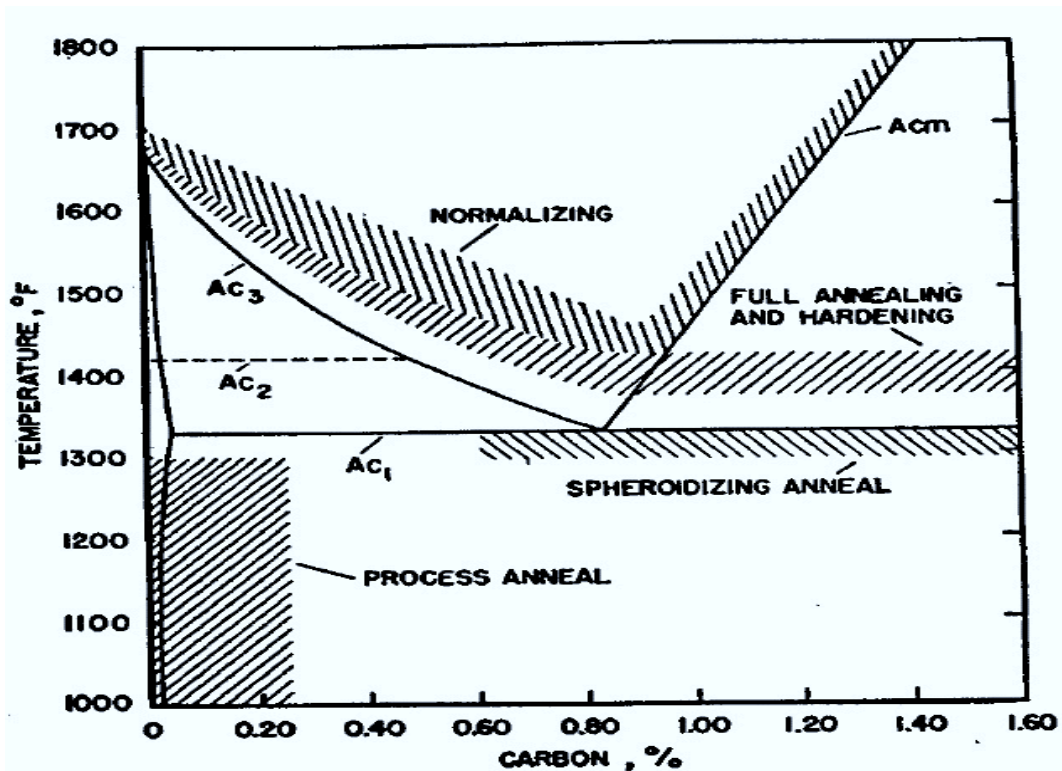
1. Θέρμανση σε συγκεκριμένη θερμοκρασία. Ο ρυθμός θέρμανσης δεν είναι τόσο σημαντικός εφόσον ο χάλυβας δεν έχει υποστεί εργοσκλήρυνση (workhardening) δηλαδή αύξηση της αντοχής και της σκληρότητας του υλικού μέσω πλαστικής παραμόρφωσης. Σε αυτήν την περίπτωση η θέρμανση πρέπει να είναι πολύ αργή [19].
2. Παραμονή σε αυτήν για κάποιο χρονικό διάστημα, έτσι ώστε η θερμοκρασία να είναι ομοιόμορφη σε όλο τον όγκο του υλικού, δηλαδή εξαρτάται από το πάχος του υλικού. Ο κανόνας που ακολουθείται είναι ο χρόνος παραμονής να είναι το $\frac{1}{2}$ hr/in. Thickness (πάχους).
3. Απόψυξη

Ο παραπάνω κύκλος δεν είναι ίδιος για κάθε υλικό αλλά οι παράμετροι του εξαρτώνται από τις τελικές ιδιότητες που πρέπει να έχει ο χάλυβας αλλά και από τον ίδιο τον χάλυβα δηλαδή την χημική του σύσταση και μηχανικές κατεργασίες που μπορεί να έχει ήδη υποστεί.

Οι βασικότερες θερμικές κατεργασίες είναι εννέα (9) [20] και παρακάτω θα παρουσιαστούν συνοπτικά

1. Εξομάλυνση (Normilization): Η θερμική κατεργασία πραγματοποιείται με σκοπό την εκλέπτυνση των κόκκων και την βέλτιστη διασπορά και μεγέθους καρβιδίων, αποτελώντας ευμενής αφετηρία για επιπλέον θερμικές κατεργασίες. Συνίσταται απο θέρμανση του χάλυβα σε θερμοκρασία $38 - 66^{\circ}\text{C}$ πάνω από την A_{c3} και στη συνέχεια απόψυξη στον αέρα. Πραγματοποιείται συνήθως σε υποευτηκτοιειδής χάλυβες. Αξίζει να τονισθεί πως η μικροδομή που θα προκύψει απο την εξομάλυνση, εξαρτάται απο το πάχος του υλικού, δηλαδή όσο πιο παχύ είναι τόσο πιο αργή θα είναι η απόψυξη σε όλο το πάχος του.
2. Πλήρης Ανόπτηση (Full Annealing): Σκοπός της θερμικής κατεργασίας είναι να μαλακώσει τον χάλυβα και προσδίδοντας πολύ καλή κατεργασιμότητα του υλικού. Η μικροδομή αποτελείται απο μεγάλους κοκκούς φερρίτη και χονδρόκοκο περλίτη. Περιλαμβάνει ωστενιτοποίηση σε υψηλές θερμοκρασίες έτσι ώστε να σχηματιστούν μεγάλοι κόκκοι ωστενίτη και την πλήρη διάλυση των καρβιδίων και ακολούθως πολύ αργή απόψυξη.
3. Ισόθερμη Ανόπτηση (Isothermal Annealing): Ο στόχος της ισοθερμοκρασιακής ανόπτησης είναι παρόμοιος με της πλήρης. Είναι πιο αποδοτικός για μικρότερα μέρη διότι η απόψυξη στον φούρνο μπορεί να αντικατασταθεί με την μεταφορά των κομματιών σε τήγματα αλάτων σταθερής θερμοκρασία, δηλαδή πραγματοποιείται ισόθερμη ανόπτηση.
4. Σφαιροποίηση: Η μικροδομή των χαλύβων που υπόκεινται σε αυτήν την θερμική κατεργασία αποτελείται απο διακεκριμένα σφαιρικά καρβίδια ενσωματωμένα σε φερριτική μήτρα. Παράγεται με πολύ αργή απόψυξη από την θερμοκρασία $38 + A_{c1}$ ή ισοθερμοκρασιακή παραμονή για αρκετ'μεγάλο χρονικό διάστημα λίγο κάτω απο την ισοθερμοκρασιακή θερμοκρασία.
5. Ανόπτηση κατεργασία και αποτατική ανόπτηση: Περιλαμβάνει την θέρμανση και την παραμονή σε θερμοκρασίες λίγο πιο κάτω απο την

- Ac₁. Στόχος είναι η χαλάρωση των εσωτερικών τάσεων, που προκύπτουν από την μεταβολή όγκου, λόγω των αλλαγών στην μικροδομή από τους μετασχηματισμούς φάσεων.
6. Βαφή και επαναφορά: Πρόκειται για θερμική κατεργασία της οποίας στόχος είναι η σκλήρυνση των χάλυβων, σε όλο το υλικό ή στην επιφάνεια. Περιλαμβάνει την θέρμανση του υλικού σε θερμοκρασίες εντός της ωστενιτικής περιοχής, βαφή στην θερμοκρασία περιβάλλοντος και τέλος θέρμανση και παραμονή σε θερμοκρασία κάτω της Ac₁.
7. Austempering: Στόχος αυτής της κατεργασίας είναι η ισχυροποίηση του χάλυβα με σχηματισμό του μπαινίτη. Πραγματοποιείται με βαφή του χάλυβα σε θερμοκρασία κάτω από την λεγόμενη “μύτη” του διαγράμματος TTT και παραμονή σε αυτήν την θερμοκρασία έως ότου ολοκληρωθεί ο σχηματισμός σε μπαινίτη.



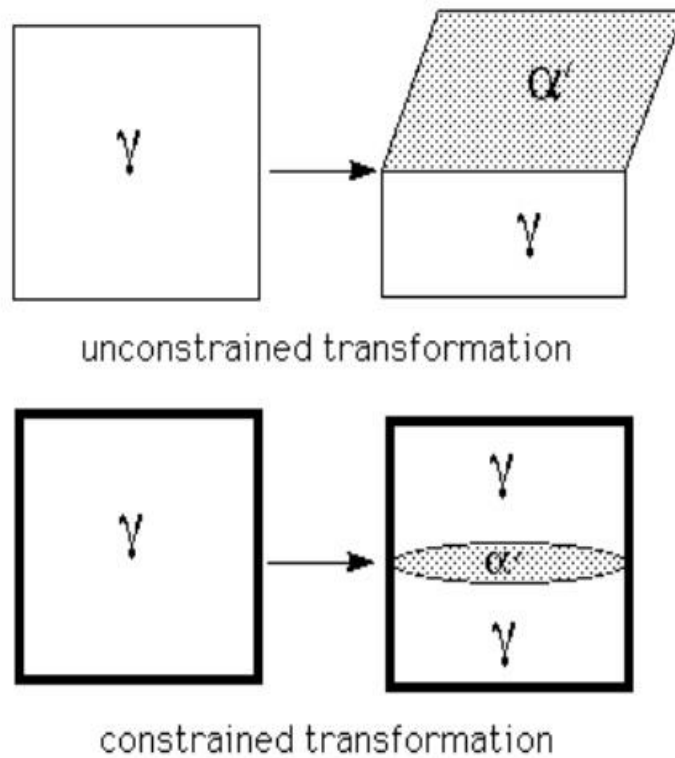
Εικόνα 9: Διάγραμμα θερμικών κατεργασιών [17]

I.3.2: Μαρτενσίτης

Η ονομασία Μαρτενσίτης, προήλθε απο τον Γερμανό επιστήμονα Martens. Αρχικώς χρησιμοποιήθηκε για να περιγράψει την πολύ σκληρή μικρογραφική φάση που προέκυπτε έπειτα απο βαφή του χάλυβα. Ο μαρτενσίτης είναι πολύ σημαντικός, τεχνολογικά για τους χάλυβες διότι συνδυάζει υψηλή αντοχή (1000MPa) αλλά και σκληρότητα (600 - 700Mpa $m^{1/2}$). Ο μετασχηματισμός αυτός της στερεάς κατάστασης είναι γνωστός και ως μαρτενσιτικός μετασχηματισμός ή διατμησιακός μετασχηματισμός [21]. Οι προϋποθέσεις για την πραγματοποίηση του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού είναι: α) Η ωστενιτοποίηση του χάλυβα πριν την βαφή, β) Η ταχύτητα απόψυξης απο την ωστενιτική περιοχή πρέπει να είναι μεγαλύτερη η ίση απο την κρίσιμη ταχύτητα μαρτενσιτικής βαφής και γ) η θερμοκρασία να κατέβει κάτω απο μια μέγιστη θερμοκρασία η οποία ονομάζεται θερμοκρασία M_s [21].

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός είναι μη διαχυσιακός. Σχηματίζεται σε χαμηλές θερμοκρασίες, όπου η διάχυση των ατόμων, ακόμα και των κραματικών, δεν είναι εφικτή. Η μορφολογία του μαρτενσίτη σε μικροσκόπιο, εξαρτάται απο την περιεκτικότητα σε άνθρακα αλλά και απο τις κραματικές προσμίξεις [16], όπου για $C < 0.6wt\%$ παρουσιάζεται ως επιμήκη πλακίδια μαζί και σε παράλληλη διάταξη και σχηματίζουν “πακέτα” μαρτενσίτη, ενώ για $C > 1wt\%$ αλλά και για τους κραματωμένους χάλυβες εμφανίζονται ως πλάκες, πλατύτερες στο μέσο τους (βελόνες) και για ενδιάμεσες περιεκτικότητες είναι παρόντες και οι δύο μορφολογίες. Η μαρτενσιτικές πλάκες δύναται να αναπτυχθούν σε ταχύτητες οι οποίες προσεγγίζουν αυτές του ήχου στο μέταλλο. Για τους χάλυβες, οι ταχύτητες αυτές φτάνουν έως και τα 1000m/s [21], ταχύτητες οι οποίες δεν συναύδουν με αυτές ενός διαχυσιακού μετασχηματισμού. Παράλληλα, έχει αποδειχθεί [21] πώς η χημική σύσταση του μαρτενσίτη μπορεί να μετρηθεί και να δείξει πως είναι παρόμοια αυτή του ωστενίτη απο τον οποίο προήλθε ο μετασχηματισμός. Όλα τα παραπάνω αποδεικνύουν αδιαμφησβήτητα πώς ο μετασχηματισμός είναι μη διαχυσιακός.

Η διεπιφάνεια μεταξύ του ωστενίτη και μαρτενσίτη είναι ένα αμετάβλητο επίπεδο και ονομάζεται επίπεδο συναρμογής (habit plane) [16]. Για μετασχηματισμούς που δεν υπόκεινται σε περιορισμούς, το επίπεδο συναρμογής είναι επίπεδο ενώ σε διαφορετική περίπτωση εάν υπόκεινται σε περιορισμούς από το περιβάλλον του, συγκεκριμένα από τους γειτονικούς κόκκους του ωστενίτη, η αρχή της ελάχιστης ενέργειας παραμόρφωσης εισάγει μια καμπυλότητα όπως φαίνεται και στην εικόνα 10.



Εικόνα 10: Αναπαράσταση του επιπέδου συναρμογής ανάμεσα στον ωστενίτη (γ) και τον μαρτενσίτη (α') [21]

Το επίπεδο συναρμογής διαφέρει ανάλογα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα και είναι επίσης αμετάβλητο [16]:

- ✓ Για χάλυβες με $C < 0.4 \text{ wt} \%$ το $(111)_\gamma$
- ✓ Για χάλυβες με $0,4 < C \text{ (wt\%)} < 1$ το $(255)_\gamma$
- ✓ Και για χάλυβες με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε άνθρακα από $1 \text{ wt} \%$ το $(259)_\gamma$

Ο σχηματισμός του μαρτενσίτη προϋποθέτει την συντονισμένη κίνηση των ατόμων και την επακόλουθη στενή κρυσταλλική σχέση του ωστενίτη και του μαρτενσίτη. Για αυτόν τον λόγο, όλοι οι μαρτενσιτικοί μετασχηματισμοί οδήγησαν σε μια σχέση προσανατολισμού μεταξύ του ωστενίτη και του μαρτενσίτη, σχέσεις οι οποίες παρουσιάζονται στην εικόνα 11 [21]. Για κράματα μεταξύ $1,5 < C \text{ (wt\%)} < 1,8$ δεν παρατηρείται συγκεκριμένη σχέση προσανατολισμού. Οι Greninger – Troiano απέδειξαν με μετρήσεις πως σε πολλούς μαρτενσίτες οι σχέσεις προσανατολισμού διαφέρουν κατά μερικές μοίρες από τις προηγούμενες σχέσεις και το επίπεδο συναρμογής είναι άρρητο δηλαδή εκφράζεται με πολύ υψηλούς δείκτες που δεν σημαίνουν κανένα πραγματικό επίπεδο [16].

$$\begin{aligned} & \{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha \\ & \langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \parallel \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \end{aligned} \quad \text{Kurdjumov-Sachs}$$

$$\begin{aligned} & \{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha \\ & \langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \quad \text{about } 5.3^\circ \text{ from } \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \text{ towards } \langle \bar{1}1\bar{1} \rangle_\alpha \end{aligned} \quad \text{Nishiyama-Wasserman}$$

$$\begin{aligned} & \{111\}_\gamma \quad \text{about } 0.2^\circ \text{ from } \{011\}_\alpha \\ & \langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \quad \text{about } 2.7^\circ \text{ from } \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \text{ towards } \langle \bar{1}1\bar{1} \rangle_\alpha \end{aligned} \quad \text{Greninger-Troiano}$$

Εικόνα 11: Σχέσεις προσανατολισμού ανάμεσα στον ωστενίτη και τον μαρτενσίτη [21]

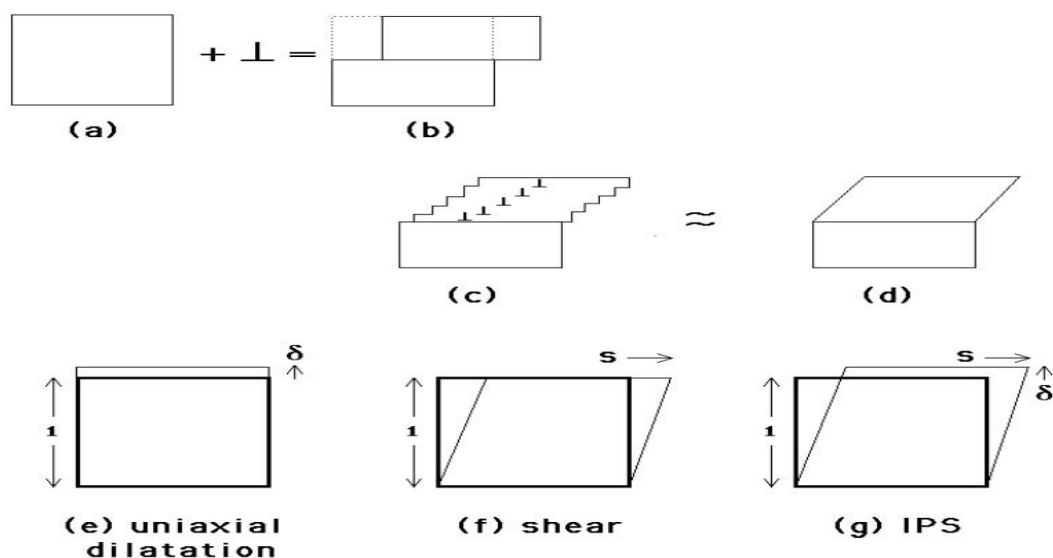
Σε πολλές περιπτώσεις, η έκταση του μετασχηματισμού έχει βρεθεί πως εξαρτάται από τον χρόνο σύμφωνα με την σχέση [21]:

$$1 - V_\alpha' = \exp(\beta(M_s - T)) \quad \text{όπου } \beta = -0.011$$

V_α' : ποσοστό όγκου μαρτενσίτη που έχει σχηματιστεί και T : η θερμοκρασία κάτω της M_s . Η παραπάνω σχέση ονομάζεται Koistinen – Marburger και παρατηρείται πως το ποσοστό όγκου μαρτενσίτη που σχηματίζεται είναι συνάρτηση μόνο της θερμοκρασίας στην οποία πραγματοποιείται ψύξη κάτω

της M_s . Αυτή η αθερμική συμπεριφορά είναι συνέπεια της πολύ γρήγορης φύτρωσης και ανάπτυξης, στην οποία ο χρόνος μπορεί να αγνοηθεί [21].

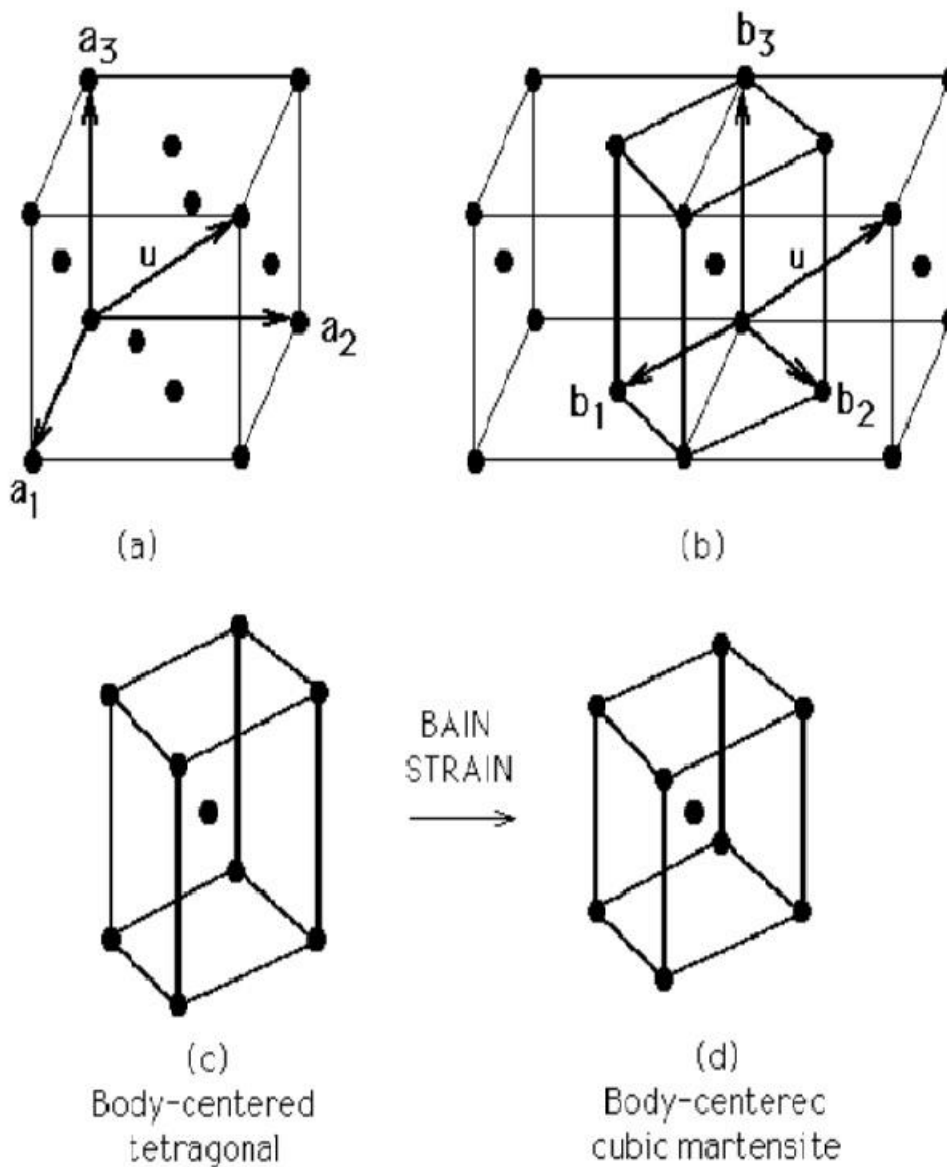
Η ολίσθηση των διαταραχών διαμέσου ενός κρυστάλλου προκαλεί τον σχηματισμό ενός σκαλοπατιού όπου το επίπεδο ολίσθησης διασχίζει την ελεύθερη επιφάνεια, όπως φαίνεται στην εικόνα 12a,b. Η ολίσθηση πολλών τέτοιων διαταραχών σε παράλληλα επίπεδα ολίσθησης δημιουργεί μακροσκοπικά διάτμηση του πλέγματος (Εικόνα 12c,d). Η ολίσθηση προκαλεί αλλαγή στο σχήμα αλλά δεν αλλάζει την κρυσταλλική δομή, επειδή τα διανύσματα Burgers των διαταραχών αποτελούν και διανύσματα των κύριων κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων των κρυστάλλων [21]. Κατά τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, η δομή μέσα στην οποία τα άτομα της μητρικής φάσης είναι δομημένα, παραμορφώνεται στην κατάλληλη για μαρτενσίτη, θα πρέπει να συνοδεύεται και από μια μακροσκοπική αλλαγή στο σχήμα του κρυστάλλου που υπόκεινται σε μετασχηματισμό [21]. Η διαταραχές οι οποίες είναι υπεύθυνες για την παραμόρφωση βρίσκονται στην διεπιφάνεια ωστενίτη/μαρτενσίτη, με διανύσματα Burgers τέτοια ώστε επιπλέον της παραμόρφωσης να προκαλούν και αλλαγή της κρυσταλλικής δομής [21]. Η παραμόρφωση είναι τέτοια ώστε αρχικώς μια επιφάνεια η οποία είναι επίπεδη να κλίνει ομοιόμορφα στην διεπιφάνεια, όπως φαίνεται στην εικόνα 12.f .



Εικόνα 12: Θεωρίες μαρτενσιτικού μετασχηματισμού [21]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Σε αυτό το σημείο θα πρέπει να χαρακτηριστεί η φύση αυτής της παραμόρφωσης που είναι αναγκαία έτσι ώστε να πραγματοποιηθεί ο μετασχηματισμός από την f.c.c δομή του ωστενίτη στην b.c.c δομή του μαρτενσίτη. Τέτοια παραμόρφωση προτάθηκε από τον Bain το 1924 και έτσι ονομάστηκε μετασχηματισμός Bain (Bain Strain) και παρουσιάζεται στην εικόνα 13. Όπως παρατηρείται υπάρχει συστολή κατά μήκος του άξονα z και ομοιόμορφη διαστολή κατά τον άξονα x και y [8].



Εικόνα 13: Ο μετασχηματισμός Bain [21]

Η παραμόρφωση που περιγράφει τον μετασχηματισμό Bain είναι:

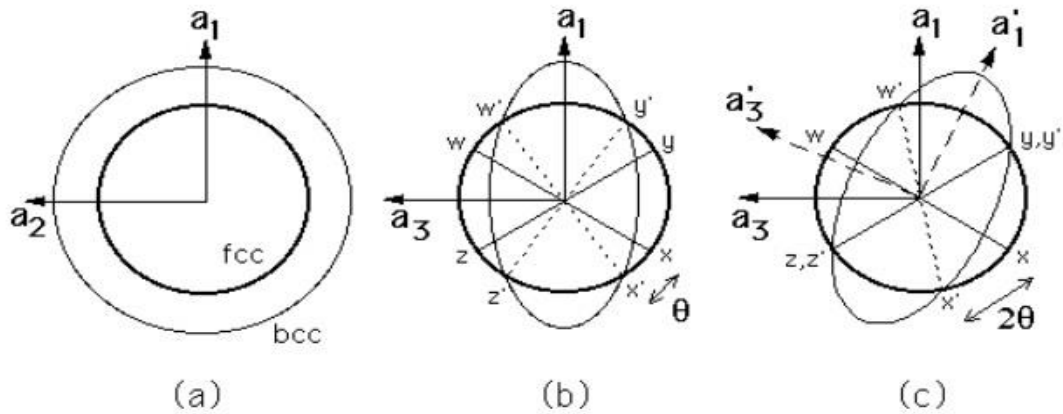
$$B = \begin{pmatrix} \epsilon_0 & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_0 & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon'_0 \end{pmatrix}$$

Όπου $\epsilon_0 = (\sqrt{2} * \alpha_{\alpha'} - \alpha_{\gamma}) / \alpha_{\gamma}$ και $\epsilon'_0 = (\alpha_{\alpha'} - \alpha_{\gamma}) / \alpha_{\gamma}$ και $\alpha_{\alpha'}$, α_{γ} είναι οι παράμετροι του πλέγματος του μαρτενσίτη και του ωστενίτη αντίστοιχα. Επομένως η συστολή πραγματοποιείται σε διεύθυνση $[001]_{\gamma}$ και η ομοιόμορφη διαστολή στο επίπεδο $(001)_{\gamma}$. Ο μετασχηματισμός Bain υποδηλώνει την παρακάτω σχέση διεύθυνσης μεταξύ του θυγατρικού και μητρικού κρυσταλλικού πλέγματος [21]:

$$[001]_{fcc} // [001]_{bcc}, [1\bar{1}1]_{fcc} // [100]_{bcc} \text{ και } [110]_{fcc} // [010]_{bcc}$$

όμως οι πειραματικά παρατηρούμενες σχέσεις είναι άρρητες, όπως αναφέρθηκε σε προηγούμενη παράγραφο. Παρ'όλα αυτά, αγνοώντας την διαφορά με τις πειραματικές σχέσεις, θα εξεταστεί παρακάτω εάν ο μετασχηματισμός Bain αφήνει έστω και ένα επίπεδο αμετάβλητο [21] το οποίο και αποτελεί απαραίτητη προϋπόθεση για τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Στην εικόνα 14.a,b ο ωστενίτης παρουσιάζεται σαν σφαίρα, όπου απο τον σχηματισμό Bain B παραμορφώνεται σε έλλειψη η οποία υποδηλώνει τον μαρτενσίτη [21]. Δεν υπάρχουν ευθείες οι οποίες δεν έχουν περιστραφεί απο αυτόν τον σχηματισμό ή έχουν παραμείνει όπως αρχικώς και δεν υπάρχουν ευθείες στο επίπεδο $(001)_{fcc}$ οι οποίες να μην έχουν επηρεαστεί [21]. Οι ευθείες wx και yz είναι ανεπηρέαστα αλλά έχουν περιστραφεί σε νέες θέσεις w'x' και y'z'. Τέτοιες ευθείες δεν είναι αμετάβλητες. Όμως, ο συνδυασμός του μετασχηματισμού Bain και της περιστροφής R αποτελεί αμετάβλητη ευθεία παραμόρφωσης (Invariant – Line strain, ILS) φέρνει τις ευθείες y'z' και yz σε συγκυρία [21] (Εικόνα 14.c) . Αυτός είναι ο λόγος που η παρατηρούμενη αμετάβλητη σχέση προσανατολισμού διαφέρει απο αυτήν του μετασχηματισμού Bain. Η περιστροφή που απαιτείται για την μετατροπή του B

σε ILS διορθώνει με ακρίβεια την σχέση προσανατολισμού του μετασχηματισμού Bain με αυτή που παρατηρείται πειραματικά [21].

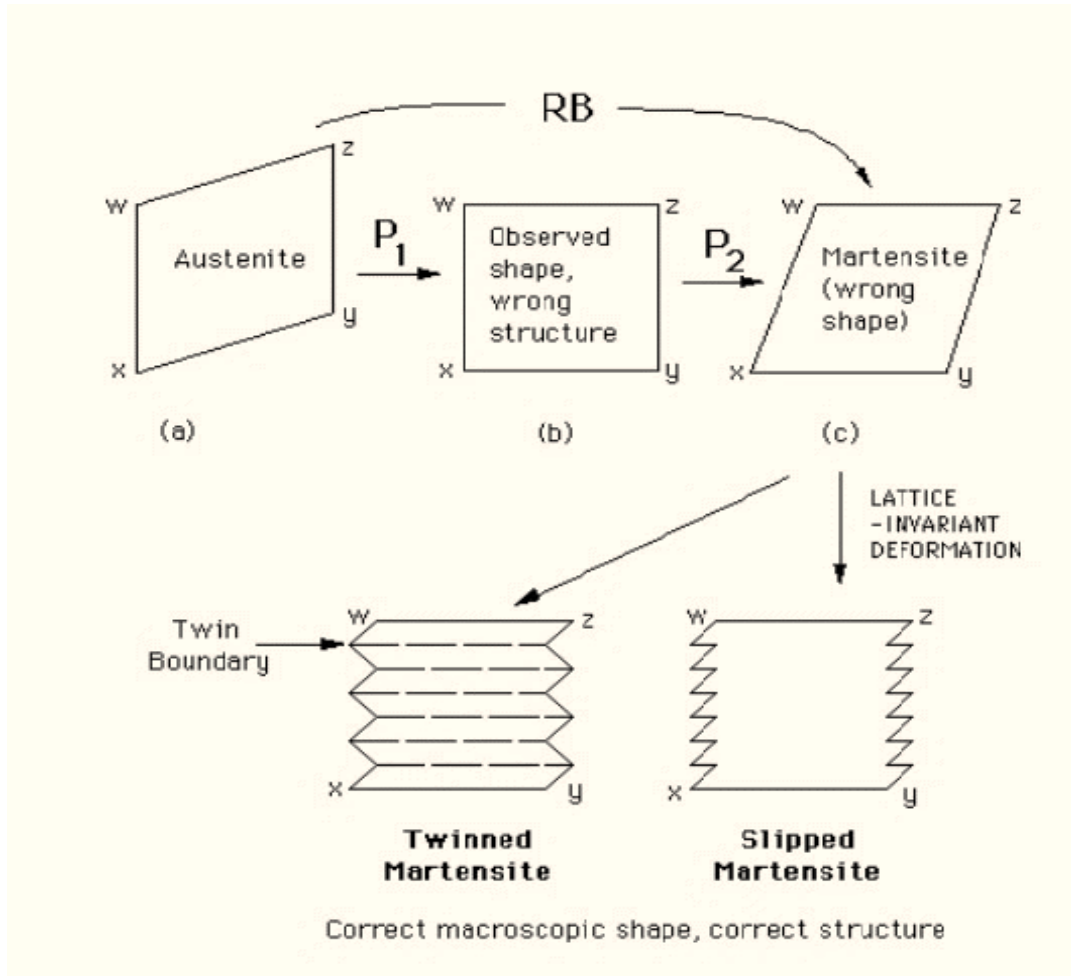


Εικόνα 14: (a) και (b) δείχνουν την επίδραση του μετασχηματισμού Bain στον ωστενίτη, όπου σε μη παραμορφωμένη κατάσταση παρουσιάζεται ως σφαίρα με διάμετρο $w_x = y_z$ στον τρισδιάστατο χώρο. Ο μετασχηματισμός το παραμορφώνει σε έλλειψη. (c) παρουσιάζει την ILS η οποία δημιουργείται συνδυάζοντας τον μετασχηματισμό με περιστροφή κατά γωνία θ [21]

Επομένως η παραμόρφωση του σχήματος αφήνει ένα επίπεδο αμετάβλητο και το οποίο δεν έχει περιστραφεί δηλαδή ένα αμετάβλητο επίπεδο συναρμογής (invariant – plane strain) [21]

Ο μετασχηματισμός Bain μετατρέπει την δομή της μητρικής φάσης σε αυτό της θυγατρικής. Όταν συνδυαστεί με την κατάλληλη περιστροφή η ομογενής παραμόρφωση της δομής RB είναι μια ILS (a σε c της εικόνας 15). Όμως η παρατηρούμενη παραμόρφωση του σχήματος είναι ένα αμετάβλητο επίπεδο παραμόρφωσης P1 (a σε c στην εικόνα 15), αλλά αυτό δίνει την λάθος κρυσταλλική δομή. Εάν μια δεύτερη ομογενής διάτμηση P2 συνδυαστεί με την P1 (βήμα b σε c στην εικόνα 15) τότε επιτυγχάνεται η σωστή δομή αλλά το σχήμα του μαρτενσίτη είναι λάθος επειδή $P1P2 = RB$. Η διόρθωση στο σχήμα επιτυγχάνεται εάν η αλλαγή σχήματος από την επίδραση της P2 ακυρωθεί από μια μη ομογενή αμετάβλητη ως προς την κρυσταλλική δομή παραμόρφωση η οποία μπορεί να παρουσιαστεί με την μορφή διδυμίων η ολίσθησης σύμφωνα

με την εικόνα 15 [8]. Όλη η διαδικασία πραγματοποιείται έτσι ώστε μακροσκοπικά η αλλαγή σχήματος να αποτελεί ένα αμετάβλητο επίπεδο παραμόρφωσης διότι έτσι η ενέργεια παραμόρφωσης μειώνεται [8].



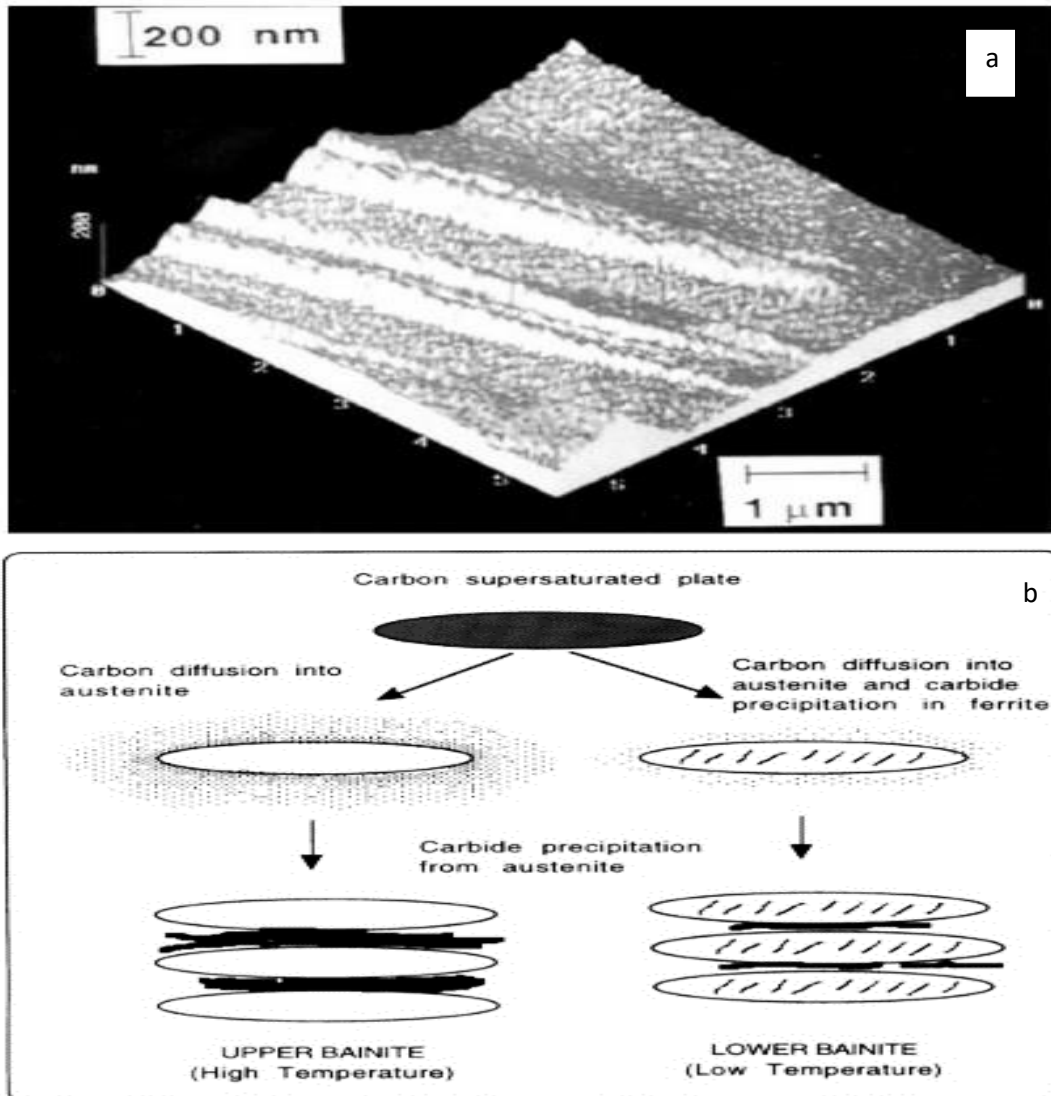
Εικόνα 15: Η θεωρία του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού [21]

1.3.3: Μπαινίτης

Σε μια θερμοκρασιακή περιοχή, συνήθως μεταξύ των 500°C έως και της M_s σχηματίζεται μια νέα δομή που αποτελείται από λεπτά πλακίδια φερρίτη καθώς και καρβιδίου. Η δομή αυτή ονομάστηκε Μπαινίτης (Bainite) προς τιμήν του ανθρώπου που την ανακάλυψε, του E.C Bain. Ανάλογα με τη θερμοκρασία μετασχηματισμού, ο μπαινίτης διακρίνεται σε άνω μπαινίτη ($400 - 500^{\circ}\text{C}$) και κάτω μπαινίτη ($250 - 400^{\circ}$). Και στις δύο δομές, ο μπαινίτης αναπτύσσεται με

την μορφή συγκροτημάτων λεπτών πλακιδίων γνωστές και ως δεσμίδες (sheaves). Τα πλακίδια εντός μιας δεσμίδας είναι γνωστά και ως υπομονάδες (sub - units) [22]. Η ανάπτυξη κάθε υπομονάδας ακολουθείται απο μια αμετάβλητου επιπέδου παραμόρφωσης αλλαγή σχήματος [22]. Οι υπομονάδες διαχωρίζονται σε ένα βαθμό απο λεπτές ταινίες καρβιδίου ή/και ωστενίτη [22]. Οι πλάκες εντός μιας υπομονάδας τείνουν να υιοθετήσουν τον ίδιο κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και τις ίδιες αλλαγές σχήματος [22]. Λόγω των σχετικά υψηλών θερμοκρασιών στους οποίους σχηματίζεται ο μπαινίτης (όπου το όριο διαρροής του φερρίτη και του ωστενίτη είναι μειωμένο), η παραμόρφωση του σχήματος προκαλεί πλαστική παραμόρφωση η οποία οδηγεί σε μια σχετικά υψηλή πυκνότητα διαταραχών και στον φερρίτη αλλά και στον ωστενίτη καθώς παρατηρούνται και διδυμίες στον ωστενίτη [22]. Αυτή η πλαστική παραμόρφωση (εικόνα 16.a) της αλλαγής του σχήματος εξηγεί γιατί κάθε υπομονάδα δεν αναπτύσσεται κατά μήκος του ωστενιτικού κόκκου αλλά σε μήκος κατά πολύ μικρότερο. Επομένως η δεσμίδες αναπτύσσονται με την επαναλαμβανόμενη φύτρωση καινούργιων υπομονάδων, στις παρειές των ήδη υπαρχόντων [22]. Ως προς τον προσανατολισμό του μπαινιτικού φερρίτη με τον ωστενίτη, έχει αποδειχθεί πως βρίσκεται μέσα στην περιοχή του Bain [22]. Αυτό και άλλα χαρακτηριστικά είναι σύμφωνα με την φαινόμενη θεωρία της κρυσταλλογραφίας του μαρτενσίτη [22]. Η ανάπτυξη του μπαινιτικού φερρίτη ανδιαμφεσβήτητα πραγματοποιείται χωρίς την μετακίνηση των ατόμων σιδήρου ή ατόμων αντικατάστασης [22]. Παρ'όλα αυτά μετά τον μετασχηματισμό περίσσεια ατόμων άνθρακα έχει παραμείνει στον μπαινιτικό φερρίτη, οι οποίοι με φαινόμενα διάχυσης, χωρίς όμως να μετακινηθούν σε μεγάλες αποστάσεις, διαχέονται στον ωστενίτη έτσι δημιουργείται το λεπτό φιλμ κατακρημνισμάτων των καρβιδίων και στην περίπτωση του κατώτερου μπαινίτη, λόγω χαμηλότερης θερμοκρασίας μετασχηματισμού παρατηρείται και παρουσία κατακρημνισμάτων εντός του μπαινιτικού φερρίτη συνήθως παράλληλα λόγω ανάπτυξης των καρβιδίων σε δεδομένα κρυσταλλογραφικά επίπεδα με τον μπαινιτικό φερρίτη (Εικόνα 16.b) [22].

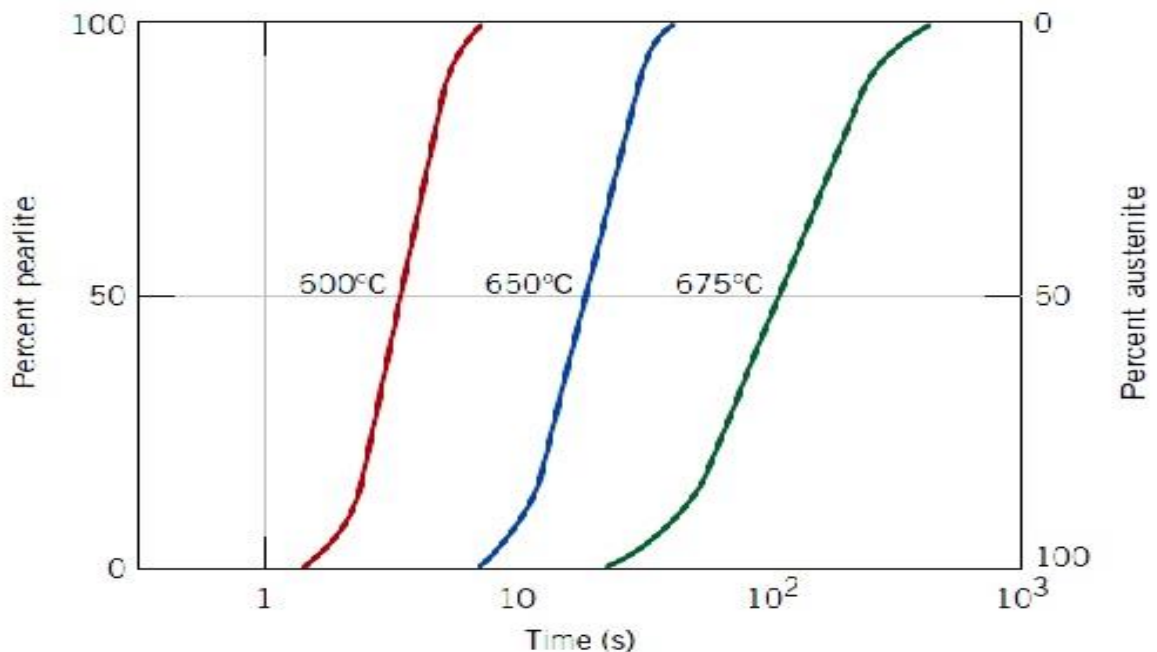
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 16: a) Υψηλής ανάλυσης εικόνα απο μικροσκόπιο ατομικής ισχύος, στην οποία φαίνονται οι παραμορφώσεις οι οποίες δημιουργούνται απο την δημιουργία μιας υπομονάδας μπαινίτη. Η επιφάνεια πριν τον μετασχηματισμό ήταν επίπεδη. b) Κατώτερος και ανώτερος μπαινίτης [22]

I.3.4: Διαγράμματα TTT (Transformation Time - Temperature) και CCT (Continuous Cooling Transformations)

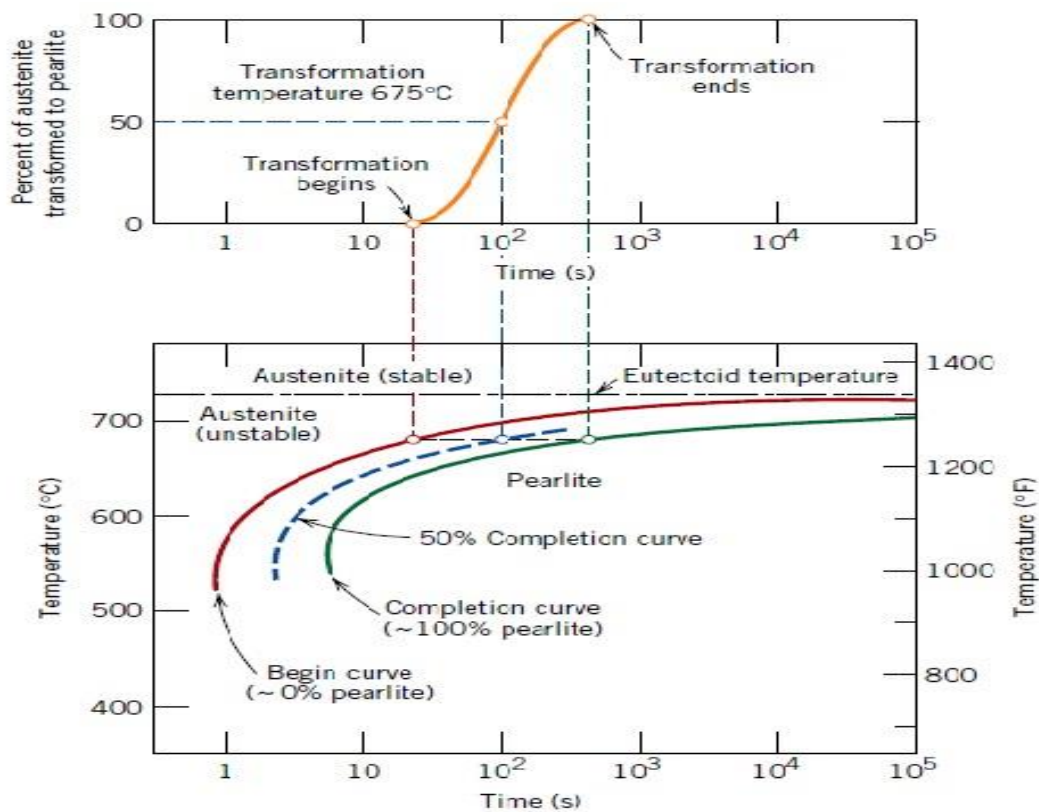
Ας υποθέσουμε το παράδειγμα που μας δίνεται από τον William D. Callister, Jr [19]. Έστω η ευτηκτοειδής αντίδραση του ωστενίτη σε φερρίτη και σεμεντίτη, η οποία είναι πολύ σημαντική στην ανάπτυξη των μικροδομών στους χάλυβες. Κατά την απόψυξη, ο ωστενίτης ο οποίος έχει περιεκτικότητα σε άνθρακα 0.76wt%, μετασχηματίζεται σε φερρίτη με μικρή περιεκτικότητα σε άνθρακα 0.022wt% και σεμεντίτη με 6.70wt% C. Τα παραπάνω προϊόντα, δηλαδή φερρίτης και ο σεμεντίτης αποτελούν το μικρογραφικό συστατικό που ονομάζεται περλίτης και ο μηχανισμός ανάπτυξης του περιγράφηκε στην παράγραφο 1.2.3. Η θερμοκρασία παίζει σημαντικό ρόλο στον ρυθμό μετασχηματισμού ωστενίτη σε περλίτη. Η θερμοκρασιακή εξάρτηση για ένα χάλυβα ευτηκτοειδούς σύστασης παρουσιάζεται στην εικόνα 17, όπου παρατηρούνται σιγμοειδείς καμπύλες της % μετασχηματισμού συναρτήσει του λογάριθμου του χρόνου σε τρεις (3) διαφορετικές θερμοκρασίες.



Εικόνα 17: Διάγραμμα θερμοκρασιακής εξάρτησης μετασχηματισμού συναρτήσει του λογαρίθμου του χρόνου για τον μετασχηματισμό ωστενίτη σε περλίτη, σε ευτηκτοειδή χάλυβα [19]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Για κάθε καμπύλη, συγκεντρώθηκαν μετρήσεις έπειτα απο την ταχεία απόψυξη δοκιμίων, 100% ωστενιτικής δομής στις θερμοκρασίες που αναγράφονται στην εικόνα 17. Η θερμοκρασία παρέμεινε σταθερή καθ'όλη την διάρκεια της αντίδρασης. Μια πιο βολική και απλή μέθοδος αναπαράστασης του χρόνου και της θερμοκρασιακής εξάρτησης του μετασχηματισμού, παρουσιάζεται στην εικόνα 18, όπου ο άξονας y και ο άξονας x αντιπροσωπεύουν την θερμοκρασία και τον λογάριθμο του χρόνου αντίστοιχα.



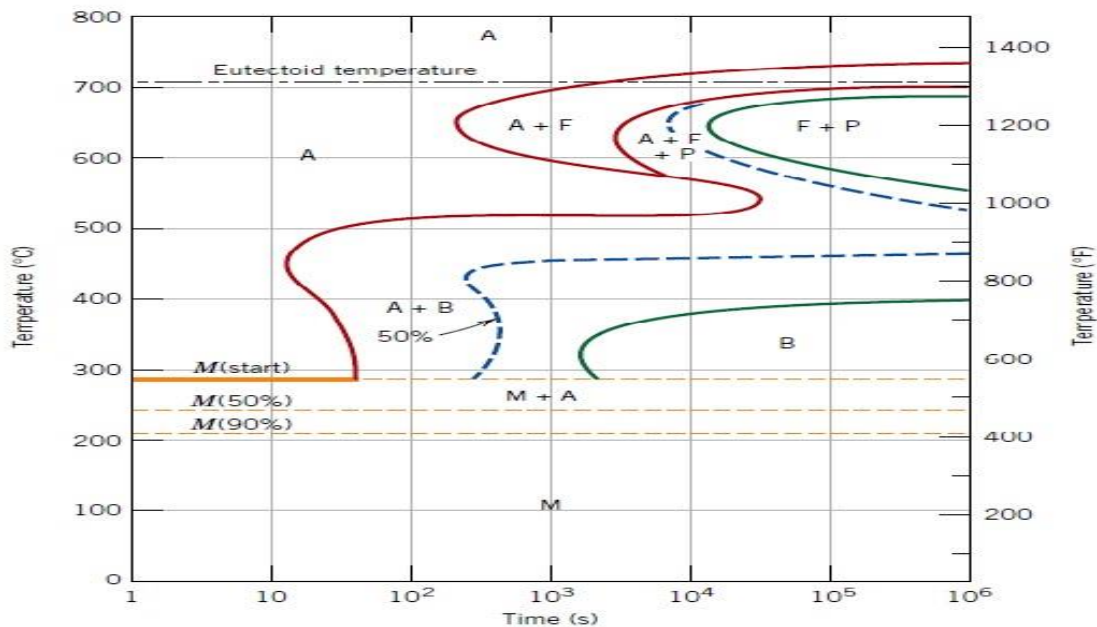
Εικόνα 18: Παρουσίαση της μεθόδου απο την οποία παράγεται ένα διάγραμμα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού [19]

Δύο καμπύλες σχεδιάζονται όπου η μία αντιπροσωπεύει τον χρόνο σε κάθε θερμοκρασία για την έναρξη του μετασχηματισμού και η δεύτερη αντιπροσωπεύει την λήξη του μετασχηματισμού. Η διακεκομμένη καμπύλη αντιστοιχεί στο 50% της ολοκλήρωσης του μετασχηματισμού.

Ως προς την ερμηνεία του διαγράμματος [19], αρχικώς παρατηρείται μια οριζόντια διακεκομμένη γραμμή η οποία αντιστοιχεί στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία όπου για θερμοκρασίες μεγαλύτερες από αυτήν και για όλους τους χρόνους παραμονής, κυριαρχεί μόνο ο ωστενίτης. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη σε περλίτη θα πραγματοποιηθεί μόνο ο χάλυβας υποστεί ταχεία απόψυξη εκατέρωθεν της ευτηκτοειδούς και η λήξη του μετασχηματισμού εξαρτάται από την θερμοκρασία. Η καμπύλες έναρξης και λήξης του μετασχηματισμού είναι σχεδόν παράλληλες και ασυμπτωτικές ως προς την γραμμή της ευτηκτοειδούς θερμοκρασίας. Σύμφωνα με την σχέση $rate = 1/t_{0.5}$, ο ρυθμός μετασχηματισμού σε μια συγκεκριμένη θερμοκρασία είναι αντιστρόφως ανάλογη του χρόνου στην οποία χρειάζεται να έχει ολοκληρωθεί μετασχηματισμός κατά 50%, δηλαδή μικρότερος χρόνος παραμονής αντιστοιχεί σε μεγαλύτερο ρυθμό μετασχηματισμού. Για αυτόν τον λόγο, για θερμοκρασίες ελαφρώς κατώτερες της ευτηκτοειδούς, απαιτείται μεγαλύτερος χρόνος παραμονής (10^5s) για να ολοκληρωθεί ο μετασχηματισμός κατά 50% δηλαδή ο ρυθμός μετασχηματισμού είναι πολύ αργός. Αξίζει σε αυτό το σημείο να τονισθεί πως ανάλογη με την χημική σύσταση του κράματος και κυρίως με την περιεκτικότητα %wt C, υπάρχει και το ανάλογο διάγραμμα (εικόνα 19) και πως τα διαγράμματα αυτά ισχύουν μόνο για μετασχηματισμούς στους οποίους η θερμοκρασία είναι σταθερή καθ'όλη την διάρκεια του μετασχηματισμού. Τα διαγράμματα αυτά ονομάζονται Διαγράμματα Ισοθερμοκρασιακού Μετασχηματισμού (IT) ή TTT (Time – Temperature – Transformation). Τέλος, εκτός από το περλίτη και άλλες φάσεις του ωστενιτικού μετασχηματισμού παρουσιάζονται στα διαγράμματα TTT, όπως ο μπαινίτης (ανώτερος ή κατώτερος) και ο μαρτενσίτης ο οποίος δημιουργείται μόνο με ταχεία απόψυξη από την ωστενιτική περιοχή σε θερμοκρασία M_s (Martensite start) και ολοκληρώνεται σε θερμοκρασία M_f (Martensite final).

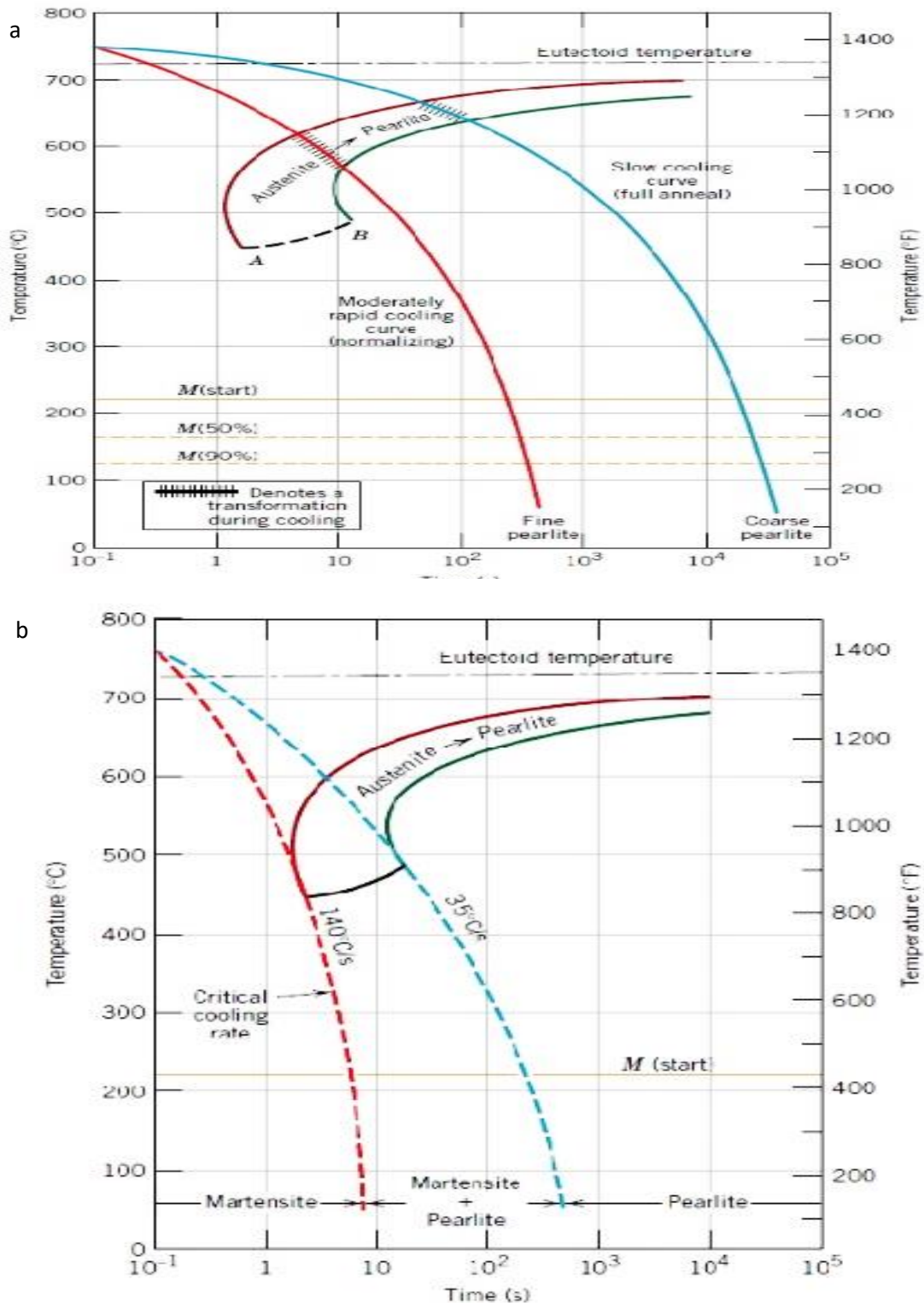
Παρ'όλα αυτά, τα διαγράμματα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού δεν παρουσιάζουν πρακτικό ενδιαφέρον. Οι θερμικές κατεργασίες στην πλειονότητα τους περιλαμβάνουν την συνεχή ψύξη του κράματος έως την

θερμοκρασία περιβάλλοντος. Έτσι, τα διαγράμματα θα πρέπει να τροποποιηθούν για μετασχηματισμούς οι οποίοι πραγματοποιούνται σε θερμοκρασίες οι οποίες μεταβάλλονται. Για συνεχής ψύξη, ο χρόνος που απαιτείται έτσι ώστε ο μετασχηματισμός να ξεκινήσει και να τελειώσει είναι μεγαλύτερος και έτσι οι ισοθερμοκρασιακές καμπύλες μετατοπίζονται σε μεγαλύτερους χρόνους και μικρότερες θερμοκρασίες. Η καμπύλη η οποία περιέχει αυτήν την τροποποιημένη έναρξη και λήξη του μετασχηματισμού ονομάζεται Καμπύλη Συνεχούς Ψύξεως ή CCT (Continuous Cooling Transformation Diagram) (Εικόνα 24.a) [19]. Κατά την συνεχή ψύξη ενός χάλυβα, υπάρχει ένας κρίσιμος ρυθμός βαφής ή ταχύτητα απόψυξης, η οποία αντιπροσωπεύει τον ελάχιστο ρυθμό βαφής στον οποίο θα μετασχηματιστεί ο ωστενίτης μόνο σε μαρτενσίτη και ο οποίος αν συμπεριληφθεί στ διάγραμμα συνεχούς ψύξης, η καμπύλη μόλις που θα αστοχεί την καμπύλη έναρξης του μετασχηματισμού του ωστενίτη σε περλίτη (Εικόνα 20.b). Όπως είναι φυσικό για πολύ αργούς ρυθμούς ψύξης, για παράδειγμα σε έναν ευτηκτοειδή χάλυβα, ο χάλυβας θα αποτελείται μόνο από περλίτη.



Εικόνα 19: Διάγραμμα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού για χάλυβα AISI 4340: A: Ωστενίτης, F: Προευτηκτοειδής φερρίτης, P: περλίτης, B: μπαινίτης και M: Μαρτενσίτης [19]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 20:α) Καμπύλες απόψυξης (CCT) εηκτοειδούς σύστασης χάλυβα, b) Κρίσιμη ταχύτητα απόψυξης μετασχηματισμού σε μαρτενσίτη [19]

1.3.5: Επαναφορά των χαλύβων

Η επαναφορά των χαλύβων ορίζεται ως η διεργασία στην οποία χάλυβες οι οποίοι έχουν υποστεί βαφή ή εξομάλυνση θερμαίνεται σε θερμοκρασία κάτω της ευτηκτοειδούς και ψύχεται με κατάλληλο ρυθμό, με στόχο την αύξηση της ολκιμότητας [23]. Οι χάλυβες επαναφέρονται μέσω της θέρμανσης μετά την βαφή με σκοπό την απόκτηση ορισμένων τιμών μηχανικών ιδιοτήτων και της ανακούφισης του υλικού από τις εσωτερικές τάσεις [23].

Οι μεταβλητές οι οποίες σχετίζονται με την επαναφορά και επιδρούν στην μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες ενός επαναφερμένου ή επιβελτιωμένου χάλυβα είναι [23]:

- Θερμοκρασία επαναφοράς,
- Χρόνος παραμονής στην παραπάνω θερμοκρασία,
- Ρυθμός ψύξης από την θερμοκρασία επαναφοράς και
- Χημική σύσταση του χάλυβα, συμπεριλαμβανομένου την περιεκτικότητα σε άνθρακα, κραματικά στοιχεία και υπόλοιπα στοιχεία.

Ένας χάλυβας ο οποίος βάφεται σε μικροδομή που αποτελείται κυρίως από μαρτενσίτη, το κρυσταλλικό πλέγμα του σιδήρου βρίσκεται σε παραμορφωμένη κατάσταση λόγω των ατόμων του άνθρακα, καθιστώντας τους συγκεκριμένους χάλυβες υψηλής σκληρότητας [23]. Κατά την θέρμανση, τα άτομα του άνθρακα διαχέονται και αντιδρούν σε διακεριμένα βήματα που οδηγούν τελικώς στην κατακρήμνιση του σεμεντίτη (Fe_3C) ή ενός καρβιδίου που προκύπτει από την παρουσία χημικών στοιχείων που μπορούν να σχηματίσουν καρβίδια, εντός της φερριτικής μήτρας. Η ιδιότητες του επαναφερμένου χάλυβα κυρίως καθορίζονται από το μέγεθος, σχήμα, χημική σύσταση και την κατανομή των καρβιδίων που σχηματίζονται [23]. Αυτές οι αλλαγές στην μικροδομή συνήθως μειώνουν την αντοχή και την σκληρότητα αλλά αυξάνει την ολκιμότητα [24]. Η θερμοκρασία και ο χρόνος αποτελούν ανεξάρτητες μεταβλητές στην διεργασία της επαναφοράς [23].

Κατά την επαναφορά πραγματοποιούνται κάποιοι μετασχηματισμοί οι οποίοι ονομάζονται στάδια επαναφοράς και πραγματοποιούνται το καθένα σε συγκεκριμένες θερμοκρασίες [23]:

- ✓ 1^ο στάδιο επαναφοράς: Ο σχηματισμός μεταβατικών καρβιδίων (καρβιδίου – ε) και η μείωση της περιεκτικότητας του άνθρακα στο 0.25%wt (100 - 250 °C).
- ✓ 2^ο στάδιο επαναφοράς: Ο μετασχηματισμός του υπολειπόμενου ωστενίτη σε φερρίτη και σεμεντίτη c
- ✓ 3^ο στάδιο επαναφοράς: Η αντικατάσταση των μεταβατικών καρβιδίων και του χαμηλής θερμοκρασίας μαρτενσίτη σε σεμεντίτη και φερρίτη (250 - 350 °C).
- ✓ 4^ο στάδιο επαναφοράς: Ονομάζεται και στάδιο της δευτερογενούς σκλήρωσης. Πραγματοποιείται μόνο στους ελαφρά κραματωμένους χάλυβες και συνοδεύεται από την αντικατάσταση κραματικών στοιχείων (Cr, Mn, Mo, V) που έχουν μεγαλύτερη συγγένεια με τον άνθρακα, με τον σίδηρο εντός του πλέγματος του ωστενίτη σχηματίζοντας κραματωμένο σεμεντίτη για παράδειγμα (Fe,Cr)₇C₃. Εάν η αναλογία των κραματικών στοιχείων είναι μεγάλη και η επαναφορά είναι παρατεταμένη, σχηματίζουν δικά τους καρβίδια με μέση ή και μικρή περιεκτικότητα σε σίδηρο ή και με ασήμαντη περιεκτικότητα όπως για παράδειγμα το καρβίδιο VC (450 - 650 °C).

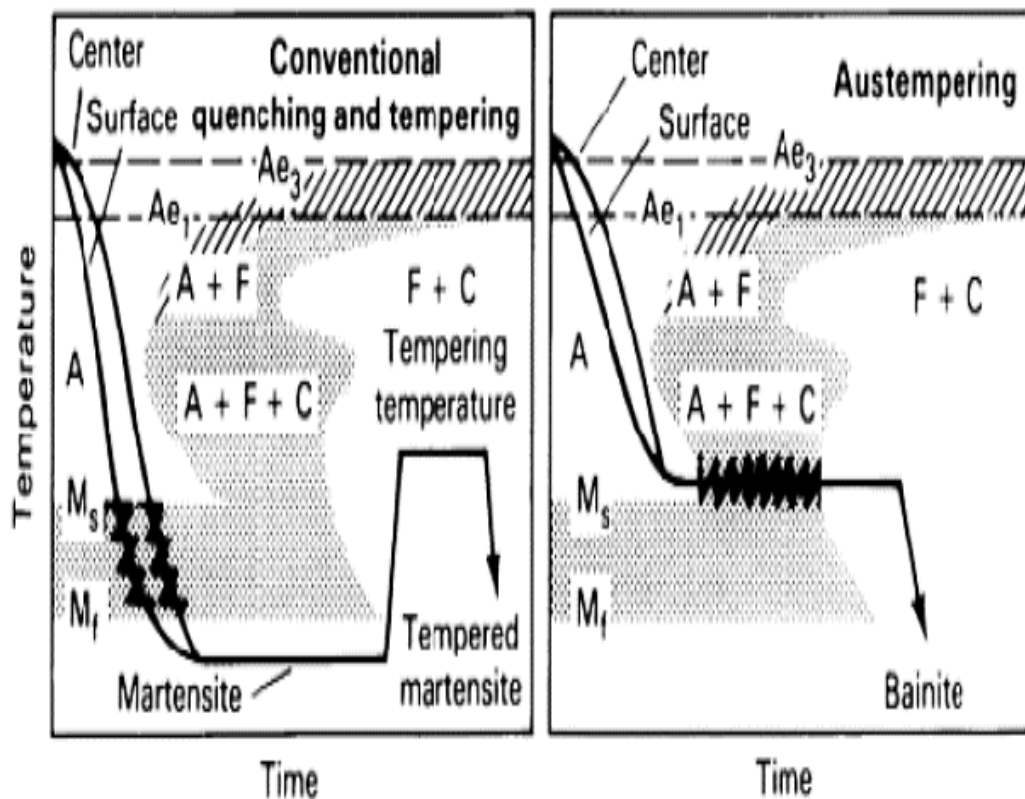
I.3.6: Austempering

Η θερμική κατεργασία austempering αποτελεί τον ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό ενός χάλυβα σε θερμοκρασίες κατώτερες του περλιτικού μετασχηματισμού και ανώτερες του μαρτενσιτικού [23]. Η παραπάνω θερμική κατεργασία προσφέρει αυξημένη ολκιμότητα και αντοχή και ολκιμότητα σε δεδομένη σκληρότητα [23].

Για να επιτευχθεί η συγκεκριμένη θερμική κατεργασία θα πρέπει:

- Θέρμανση σε θερμοκρασία εντός της ωστενιτικής περιοχής, συνήθως 790 - 915°C,
- Ταχεία ψύξη σε λουτρό με θερμοκρασία συνήθως 260 - 400°C,
- Ισοθερμοκρασιακή παραμονή στο λουτρό για τον μετασχηματισμό σε μπαινίτη και
- Ψύξη έως την θερμοκρασία περιβάλλοντος

Η θεμελιώδης διαφορά μεταξύ του austempering και της βαφής και επαναφοράς παρουσιάζεται στην εικόνα 21. Για επιτυχή austempering θα πρέπει ο χάλυβας να ψυχθεί απο την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης στην θερμοκρασία μετασχηματισμού αρκετά γρήγορα ώστε ο ωστενίτης να μην μετασχηματιστεί κατά την ψύξη και να παραμείνει σε αυτήν την θερμοκρασία σε τέτοιο χρόνο ώστε να έχει μετασχηματιστεί πλήρως ο ωστενίτης σε μπαινίτη [23].



Εικόνα 21: Σύγκριση της βαφής και επαναφοράς με την austempering [23]

1.3.7: Επίδραση των κραματικών στοιχείων στους χάλυβες

Στους εμπορικούς χάλυβες, τα κραματικά στοιχεία βρίσκονται σε δύο μορφές, α) ως ενδομεταλλική ένωση με τον σίδηρο ή μεταξύ τους, β) ως οξειδία, σουλφίδια ή άλλα μη μεταλλικά εγκλείσματα, γ) ως καρβίδια και δ) ως άτομα αντικατάστασης ή παρεμβολής [25]. Ως προς τον χαρακτήρα της κατανομής τους στον χάλυβα μπορούν να χωριστούν σε δύο (2) κατηγορίες [25]:

- Στοιχεία τα οποία δεν σχηματίζουν καρβίδια στον χάλυβα (Ni, Si, Mn Co, Al, Cu και N),
- Στοιχεία τα οποία σχηματίζουν καρβίδια στον χάλυβα (Cr, Mo, W, V, Ti, Zr και Nb)

Η πρώτης κατηγορίας στοιχεία δεν σχηματίζουν χημικές ενώσεις με τον σίδηρο και τον άνθρακα, επομένως η μόνη εναλλακτική λύση είναι να συμμετέχουν στον χάλυβα ως στερεά διαλύματα με τον σίδηρο [25]. Χημικά στοιχεία τα οποία έχουν μεγαλύτερη χημική συγγένεια με το οξυγόνο από τον σίδηρο, σχηματίζουν οξειδία και άλλες μη μεταλλικές ενώσεις [25]. Τα χημικά στοιχεία τα οποία σχηματίζουν σταθερά καρβίδια στον χάλυβα, βρίσκονται με την μορφή χημικών ενώσεων με τον άνθρακα και τον σίδηρο ή συμμετέχουν στο στερεό διάλυμα [25].

Η προσθήκη στους χάλυβες, χημικών στοιχείων όπως Ni, Si, Mn που δεν σχηματίζουν καρβίδια, δεν μεταβάλλουν την μικρογραφική δομή των χάλυβων μετά τον μετασχηματισμό. Όμως, στην περίπτωση των ισχυρών καρβιδιογόνων στοιχείων όπως Mo, Cr, W ο σεμεντίτης αντικαθίσταται από το κατάλληλο καρβίδιο, συνήθως με την προσθήκη ελάχιστης περιεκτικότητας κραματικών στοιχείων [25]. Χημικά στοιχεία όπως Nb, Ti και V δύναται να σχηματίσουν καρβίδια για περιεκτικότητες μικρότερες του 0,1wt% [25]. Επομένως είναι αναμενόμενο η μικρογραφική δομή του χάλυβα που περιέχει τα παραπάνω χημικά στοιχεία να έχει αλλάξει δραστικά [25]. Τα καρβίδια σχηματίζονται στον χάλυβα από τον σίδηρο και άλλα μέταλλα τα οποία βρίσκονται δεξιά του σιδήρου στον περιοδικό πίνακα [25] (εικόνα 22).

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

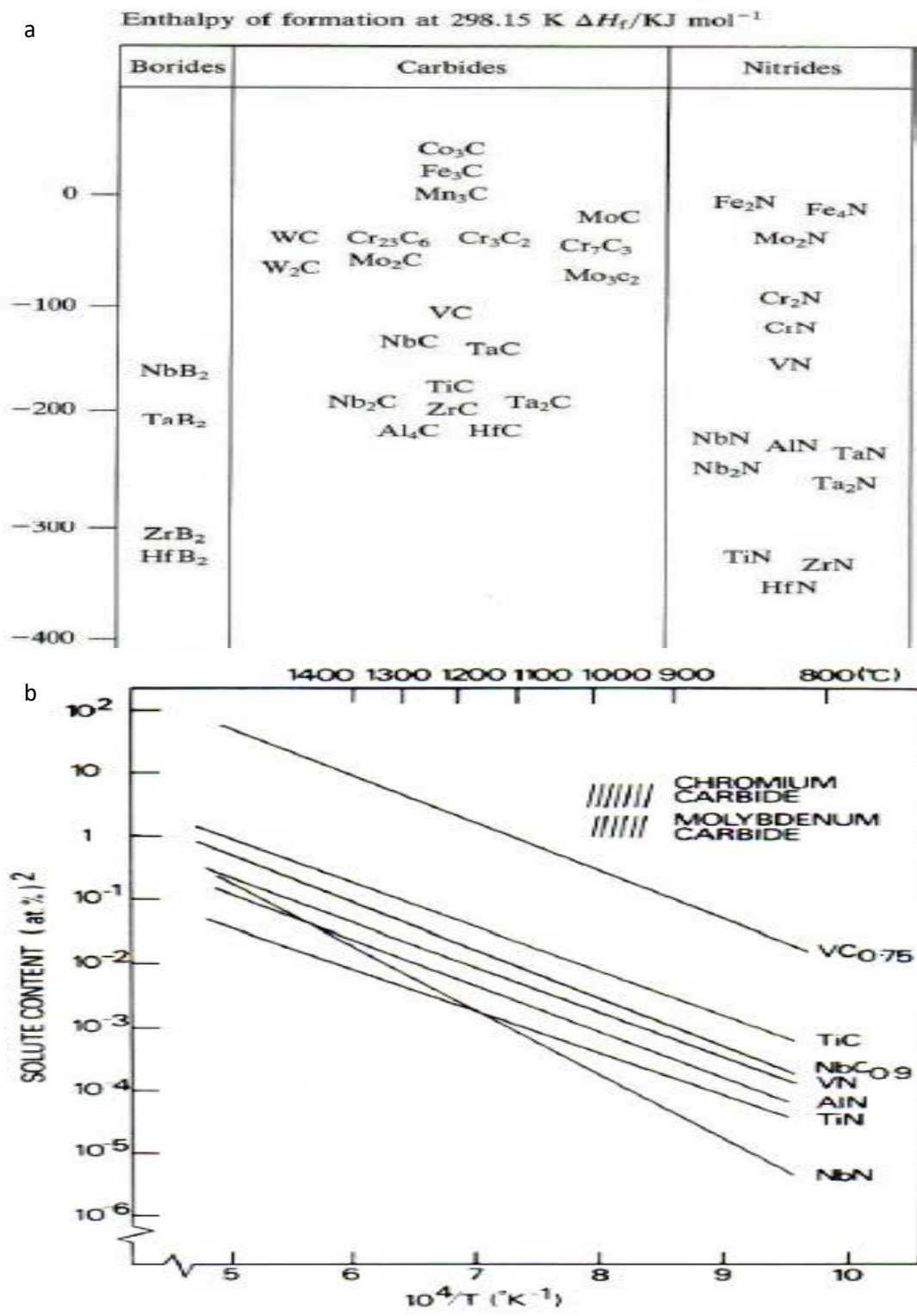
Εικόνα 22: Ο περιοδικός πίνακας των χημικών στοιχείων, στον οποίο φαίνεται η θέση των ισχυρών καρβιδιογόνων χημικών στοιχείων [25]

Στον χάλυβα, έξι (6) είδη καρβιδίων μπορούν να σχηματιστούν (Πίνακας 1), όπου M: το σύνολο των καρβιδιογόνων μεταλλικών χημικών στοιχείων [25]. Η σταθερότητα των καρβιδίων σε σχέση με του σεμεντίτη, παρουσιάζονται στην εικόνα 23.a, όπου ΔHf: η πρότυπη ενθαλπία σχηματισμού στους 25 °C. Αξίζει να τονισθεί σε αυτό το σημείο, πως η αποτελεσματικότητα των καρβιδίων στην ενίσχυση του χάλυβα, εξαρτάται από την ομοιομορφία της διασποράς τους και του κλάσματος όγκου το οποίο κατακρημνίζεται [25]. Το κλάσμα όγκου των καρβιδίων που κατακρημνίζεται εξαρτάται από την διαλυτότητα τους στον ωστενίτη όπως φαίνεται στην εικόνα 23.b [25]

Πίνακας 1: Τα καρβίδια τα οποία σχηματίζονται στους χάλυβες [25]

Καρβίδια της 1 ^{ης} κατηγορίας	Καρβίδια της 2 ^{ης} κατηγορίας
M_3C	MC
$M_{23}C_6$	M_2C
M_7C_3	
M_6C	

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

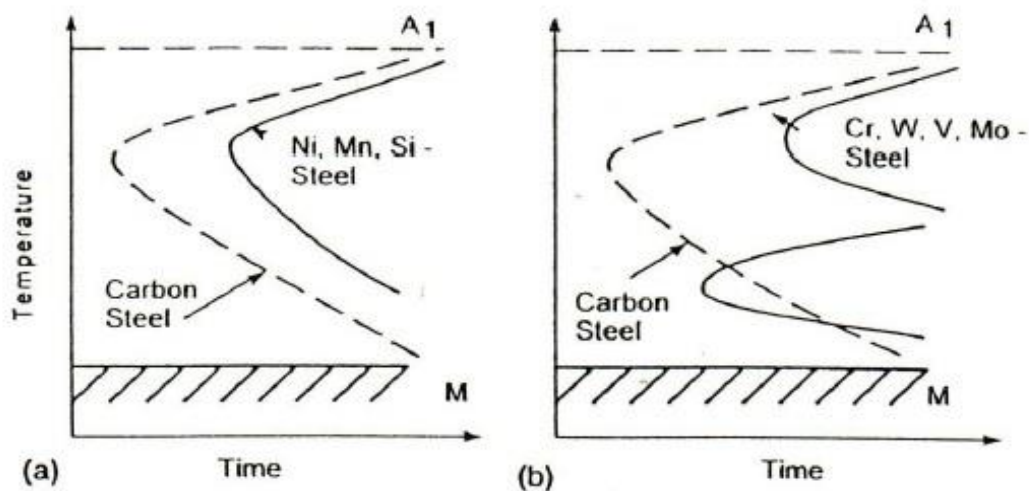


Εικόνα 23: α) Ενthalπίες σχηματισμού των καρβιδίων, νιτριδίων και βοριδίων, β) Διαλυτότητα των καρβιδίων κι νιτριδίων στον ωστενίτη συναρτήσει της θερμοκρασίας [25]

Τα κραματικά στοιχεία έχουν σημαντική επίδραση στην κινητική και τους μηχανισμούς και των τριών τύπων μετασχηματισμών από τον ωστενίτη σε περλίτη, μπαινίτη και μαρτενσίτη [25]. Κραματικά στοιχεία τα οποία διαλύονται μόνο στον φερρίτη και τον σεμεντίτη χωρίς τον σχηματισμό ιδιαίτερων καρβιδίων έχουν ποσοτική επίδραση στις διαδικασίες μετασχηματισμού [25]. Τα καρβιδιογόνα στοιχεία, δηλαδή αυτά που σχηματίζουν καρβίδια παράγουν ποσοτικές αλλά και ποιοτικές αλλαγές στην κινητική των ισοθερμοκρασιακών μεταβολών (Εικόνα 24) [25]. Αυτά (Cr, Mo, W, V) επηρεάζουν τον μετασχηματισμό του ωστενίτη διαφορετικά σε διαφορετικές θερμοκρασίες [25]:

- Στους 700 - 500 °C (περλιτικός μετασχηματισμός), επιβραδύνουν τον μετασχηματισμό
- Στους 500 - 400 °C, επιβραδύνουν δραματικά τον μετασχηματισμό
- Στους 400 - 300 °C (μπαινιτικός μετασχηματισμός), επιταγχύνουν τον μετασχηματισμό

Για αυτόν τον λόγο, χάλυβες οι οποίοι έχουν κραματωθεί με κραματικά στοιχεία τα οποία σχηματίζουν καρβίδια έχουν δύο (2) μέγιστα του ωστενιτικού ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού το οποίο χωρίζεται από μια περιοχή σχετικής σταθερότητας (εικόνα 24) [25].

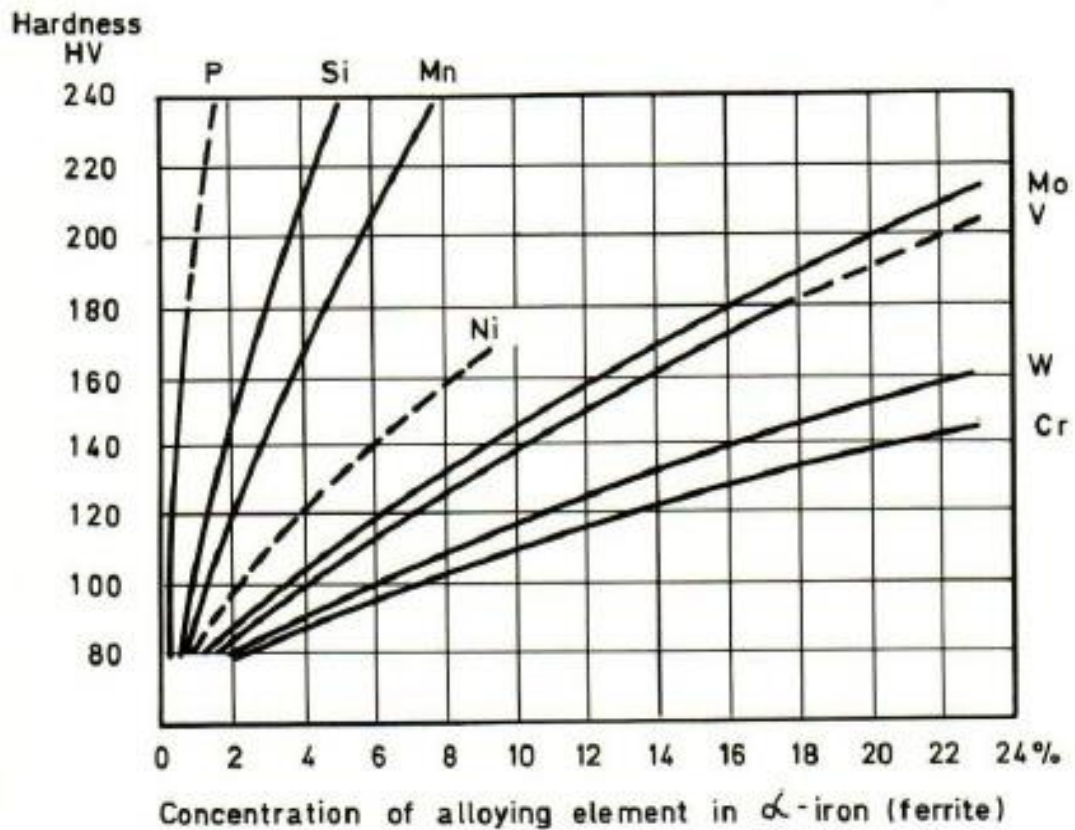


Εικόνα 24: Διάγραμμα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού. α) Κοινός ανθρακούχος χάλυβας και χάλυβας κραματωμένος με μη – καρβιδιογόνα

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

χημικά στοιχεία και b) κοινός ανθρακούχος χάλυβας και χάλυβας κραματωμένος με καρβιδιογόνα χημικά στοιχεία [25]

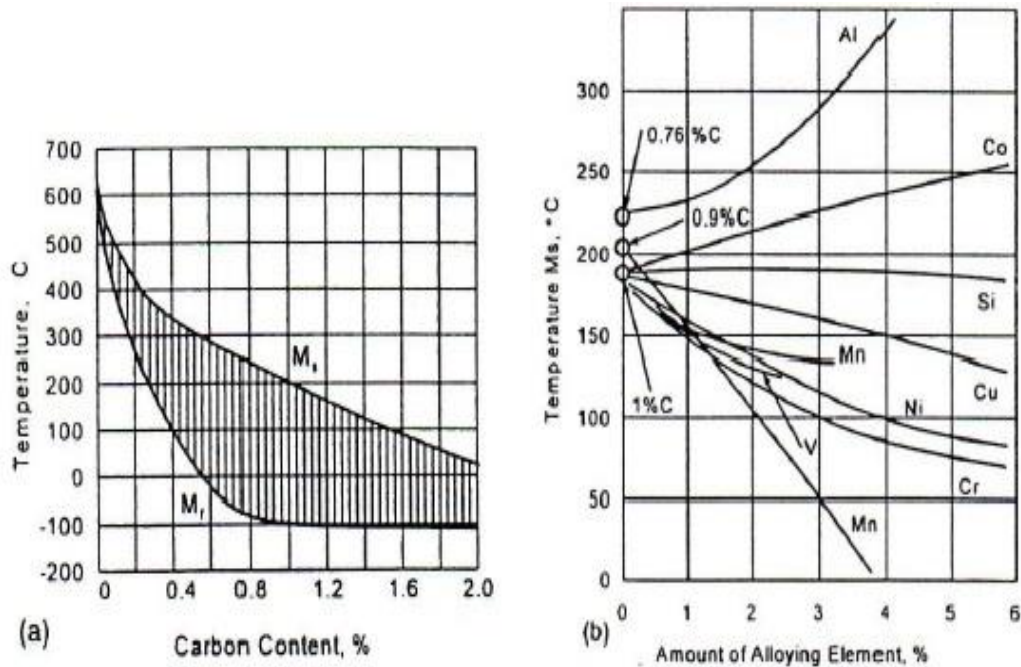
Όλα τα κραματικά στοιχεία τα οποία σχηματίζουν στερεό διάλυμα με τον φερρίτη επηράζουν την σκληρότητα του [25]. Η σκληρότητα που αυξάνεται λόγω των κραματικών στοιχείων αντικατάστασης, παρουσιάζεται στην εικόνα 25 [25].



Εικόνα 25: Επίδραση της περιεκτικότητας των κραματικών στοιχείων αντικατάστασης στην σκληρότητα του φερρίτη [25]

Ως προς την επίδραση των κραματικών στοιχείων στην θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (M_s), αυτά τα οποία συμμετέχουν ως στερεά διαλύματα στον ωστενίτη, μειώνουν την θερμοκρασία έναρξης [25].

Παρόλα αυτά, τα άτομα παρεμβολής όπως ο άνθρακας και το άζωτο έχουν την μεγαλύτερη επίδραση, όπως φαίνεται και στην εικόνα 26 [25].



Εικόνα 26: Επίδραση (a) της περιεκτικότητας σε άνθρακα και (b) των κραματικών στοιχείων στο 1wt% άνθρακα, στην έναρξη του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού [25]

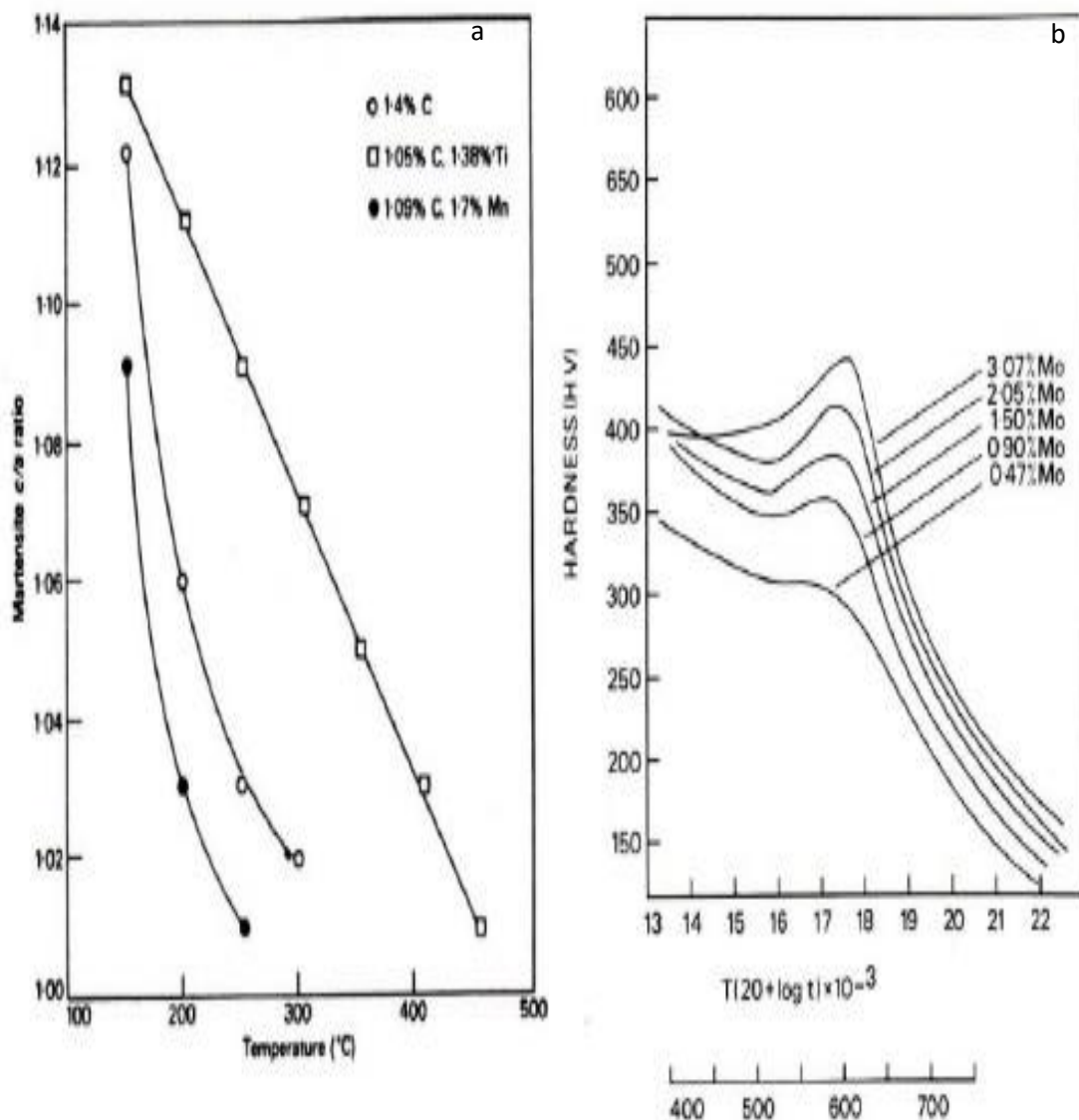
Η ικανότητα του χάλυβα να σχηματίζει μαρτενσίτη κατά την βαφή αναφέρεται ως εμβαπτότητα (hardenability). Αυτό μπορεί εύκολα να εκφραστεί για χαλύβδινες ράβδους τυπικού μεγέθους, ως το βάθος κάτω από την επιφάνεια στο οποίο έχει μετασχηματιστεί το 50% σε μαρτενσίτη μετά από βαφή και αυτό αποτελεί ένα μέτρο μέτρησης του βάθους σκλήρυνσης [25]. Τα κραματικά στοιχεία τα οποία επιβραδύνουν τους μετασχηματισμούς του ωστενίτη σε φερρίτη και περλίτη αυξάνουν την εμβαπτότητα [25]. Το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη και η περιεκτικότητα σε άνθρακα επίσης επηρεάζουν την εμβαπτότητα των χάλυβων.

Όπως έχει γίνει αναφορά σε προηγούμενες παραγράφους, ο μαρτενσίτης αποτελεί πολύ σκληρή και ψαθυρή φάση και για αυτόν τον λόγο θα πρέπει να

τροποποιήσουμε τις μηχανικές του ιδιότητες μέσω μιας θερμικής κατεργασίας, της επαναφοράς. Η τυπική διαδικασία κατά την επαναφορά είναι, ο υπερκορεσμένος σε άνθρακα μαρτενσίτης να αποβάλλει μέσω διάχυσης άνθρακα και την ακόλουθη κατακρήμνιση καρβιδίων. Όμως τα άτομα αντικατάστασης δεν διαχέονται κατά την διεργασία της επαναφοράς [25]. Η προσθήκη κραματικών χημικών στοιχείων στον χάλυβα έχουν ουσιαστική επίδραση στην κινητική του μετασχηματισμού ωστενίτη σε φερρίτη αλλά και του περλίτη [25]. Όπως έγινε αναφορά σε προηγούμενη παράγραφο, συγκεκριμένα κραματικά στοιχεία μετακινούν τις ισοθερμοκρασιακές καμπύλες σε ένα διάγραμμα TTT σε μεγαλύτερους χρόνους με αποτέλεσμα την αύξηση της εμβαπτότητας [25]. Επίσης σταθεροποιούν τα μεταβατικά καρβίδια (ϵ – καρβίδια) και τον υπερκορεσμένο μαρτενσίτη σε υψηλότερες θερμοκρασίες επαναφοράς και καθυστερούν την κατακρήμνιση και ανάπτυξη του σεμενίτη [25]. Για παράδειγμα, το πυρίτιο (Si) (1 – 2wt %) σταθεροποιεί το ϵ – καρβίδιο σε τέτοιο βαθμό που ακόμα και σε θερμοκρασία επαναφοράς 400°C είναι παρών και ακόμα σε μεγαλύτερες θερμοκρασίες με την αύξηση της περιεκτικότητας του πυριτίου [25]. Σε χάλυβες οι οποίοι περιέχουν τα κραματικά στοιχεία Cr, Mo, W, V, Ti, Si η bcc δομή του μαρτενσίτη ακόμα παρατηρείται και μετά την επαναφορά στους 450 °C μέχρι και 500 °C (εικόνα 27.a) [25]. Επίσης τα κραματικά στοιχεία επιδρούν στο ποσοστό του υπολειπόμενου ωστενίτη μετά την βαφή, για παράδειγμα χάλυβας με 4wt% Mo και 0.2wt% C περιέχει 2% υπολειπόμενου ωστενίτη ενώ για 1wt% V και 0.2wt% C, 5% υπολειπόμενο ωστενίτη [25]. Τα κραματικά στοιχεία Cr, Mo, V, W και Ti σχηματίζουν καρβίδια με μεγαλύτερες ενθαλπίες σχηματισμού σε σύγκριση με τον σεμενίτη. Επμένως είναι εύλογο να αναμένεται πως εάν σε έναν χάλυβα περιέχονται αυτά τα κράματικά στοιχεία, σε επαρκή συγκέντρωση, θα σχηματιστούν τα ανάλογα καρβίδια κατά προτίμηση του σεμενίτη [25]. Τα καρβίδια αυτά δεν σχηματίζονται κάτω της θερμοκρασίας 450°C - 600 °C, επειδή κάτω του θερμοκρασιακού αυτού εύρους, τα μεταλλικά στοιχεία δεν διαχέονται αρκετά γρήγορα έτσι ώστε να πραγματοποιηθεί η φύτρωση των καρβιδίων [25]. Όμως συγκεκριμένα κραματικά στοιχεία έχουν την δυνατότητα να σχηματίζουν

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

καρβίδια στο συγκεκριμένο εύρος, τα οποία παραμένουν λεπτά και μετά απ παρατεταμένη έκθεση στην θερμοκρασία επαναφοράς [25]. Ο σχηματισμός αυτών των συγκεκριμένων καρβιδίων ακολουθείται απο μια αισθητή αύξηση της αντοχής, ακόμα μεγαλύτερης και απο αυτής έπειτα απο βαφή (εικόνα 27.b) [25]. Αυτό το φαινόμενο ονομάζεται δευτερογενής σκλήρυνση και παρουσιάζεται στους χάλυβες οι οποίοι περιέχουν Mo, V, W, Ti [25].



Εικόνα 27: a) Επίδραση του Ti και Mn στην τετραγωνικότητα του πλέγματος του μαρτενσίτη κατά την διάρκεια της επαναφοράς, b) Επίδραση του Mo στην επαναφορά 0,1wt % C χάλυβα που έχει υποστεί βαφή [25]

Σπουδαίο κραματικό στοιχείο αποτελεί το βανάδιο (V). Το βανάδιο αποτελεί ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο όπου στον χάλυβα με ελάχιστη περιεκτικότητα, της τάξης του 0,1wt % , η FCC δομή του καρβιδίου του βαναδίου (VC, V₄C₃) σχηματίζεται [25]. Χάλυβες οι οποίοι περιέχουν βανάδιο κατά την επαναφορά παρατηρείται εκτεταμένη κατακρήμνιση καρβιδίων του βαναδίου, λόγω της σταθερότητας του καρβιδίου, όχι μόνο σε σχέση με τον σεμεντίτη αλλά και σε σχέση με μερικά καρβίδια του χρωμίου και μολυβδενίου [25]. Η μεγάλη επίδραση του βαναδίου οφείλεται στον σχηματισμό των καρβιδίων VC ή V₄C₃ που αντικαθιστούν τον σεμεντίτη σε υψηλές θερμοκρασίες και παραμένουν ως λεπτά κατακρημνίσματα έως και την ευτηκτοειδή θερμοκρασία [25].

I.4: Κόπωση μεταλλικών υλικών

I.4.1: Εισαγωγή

Η αστοχία λόγω κόπωσης μετάλλου υπό την επίδραση εναλλασόμενων/επαναλαμβανόμενων περιοδικών φορτίων ανακαλύφθηκε για πρώτη φορά την βιομηχανία σιδηρόδρομου. Η βιομηχανία αυτή παρουσίασε τις πρώτες περιπτώσεις αστοχίας υλικών υπό την επίδραση μηχανικών επαναλαμβανόμενων φορτίων [24]. Το ενδιαφέρον ως προς το φαινόμενο ή για χάριν επιστημονικής ορθότητας, διεργασίας της κόπωσης έχει αυξηθεί τα τελευταία χρόνια και έχει μελετηθεί για μια πληθώρα μεταλλικών υλικών. Το ενδιαφέρον αυτό δεν είναι τυχαίο διότι το 90% των μεταλλικών αστοχιών προέρχονται από κόπωση.

Η αστοχία λόγω κόπωσης περιλαμβάνει αρχικώς στα πρώτα στάδια, την εμφάνιση μιας μικρορωγμής σε ένα κρίσιμο σημείο της επιφάνειας του υλικού όπου έχουν αναπτυχθεί υψηλές συγκεντρώσεις τάσεων [13]. Τα σημεία αυτά συνήθως αποτελούν εγχοπές στο υλικό δηλαδή γεωμετρικές ασυνέχειες ή ακόμα και μικροσκοπικά μεταλλουργικά σφάλματα όπως τα εγκλείσματα. Εκτεταμένες έρευνες τον τελευταίο αιώνα έχουν πραγματοποιήσει μια προσπάθεια έτσι να κατανοηθεί η διεργασία της κόπωσης ως φαινόμενο και να εξηγηθούν οι μηχανισμοί του. Παρακάτω αναλύονται συνοπτικά οι

παρατηρήσεις που προέκυψαν από όλες τις έρευνες που έχουν πραγματοποιηθεί [13]:

- Οι αστοχίες από κόπωσης πραγματοποιούνται λόγω επαναλαμβανόμενης πλαστικής παραμόρφωσης, όπως για παράδειγμα η επαναλαμβανόμενη κάμψη ενός σύρματος μπρος και πίσω έως ότου σπάσει. Χωρίς την επαναλαμβανόμενη πλαστική παραμόρφωση η αστοχία από κόπωση δεν πρόκειται ποτέ να επέλθει.
- Παρόλο που το σύρμα θα σπάσει μετά από κάποιους κύκλους, η αστοχίες λόγω κόπωσης συμβαίνουν μετά από χίλιους ή ακόμα και εκατομμύρια κύκλους μικροσκοπικών πλαστικών παραμορφώσεων που συμβαίνουν σε μικροσκοπική κλίμακα στο υλικό. Επίσης μπορεί να συμβεί για τάσεις μικρότερες του συμβατικού ορίου διαρροής.
- Επειδή η τοπική πλαστική παραμόρφωση μπορεί να είναι η αρχή μιας αστοχίας λόγω κόπωσης, ο μηχανικός θα πρέπει να συγκεντρώσει την προσοχή του σε όλες τις πιθανές εστίες όπως ρωγμές, επιφανειακές χαραγές αλλά και διάβρωση.
- Εάν η τοπική παραμόρφωση είναι αρκετά μικροσκοπική, το μέταλλο μπορεί να υποστεί εργοσκήρυνση και να σταματήσει η πλαστική παραμόρφωση. Το υλικό έτσι θα έχει ενισχυθεί. Σε άλλη περίπτωση η εφαρμογή περιοδικών μεταβαλλόμενων φορτίων θα προκαλέσει μείωση της τοπικής ολκιμότητας έως ότου η μεταβαλλόμενη παραμόρφωση στο αδύναμο αυτό σημείο προκαλέσει την αστοχία του υλικού.
- Η αρχική ρωγμή που δημιουργείται συνήθως αυξάνει την τοπική συγκέντρωση των τάσεων. Όσο επεκτείνεται η ρωγμή, η ρίζα της υποβάλλεται σε σφοδρή τοπική παραμόρφωση έως ότου φτάσει σε ένα κρίσιμο μέγεθος στο οποίο επέρχεται η αστοχία του υλικού. Σύμφωνα με τις αρχές της θραυστομηχανικής.

Οι διαδικασίες οι οποίες έχουν εξελιχθεί για την πρόβλεψη των εναλλασόμενων περιοδικών φορτίων στις κατασκευές συνοψίζονται σε τέσσερις (4) [1]:

- Stress – Life approach

- Strain – Life approach
- Fatigue – Crack Propagation approach
- Component test model approach

I.4.2: Ορισμός κόπωσης

Η κόπωση αποτελεί έναν τεχνικό όρο ο οποίος προκαλεί έναν βαθμό περιέργειας. Ο πιο ακριβής ορισμός έχει δωθεί σύμφωνα με την ASTM E 1150 [1], ο οποίος ορίζει ως κόπωση την διεργασία της προοδευτικής τοπικής μόνιμης δομικής αλλαγής η οποία συμβαίνει σε ένα υλικό, το οποίο υπόκειται σε συνθήκες περιοδικών μεταβαλλόμενων τάσεων και τοπικών παραμορφώσεων, σε ένα σημείο ή σημεία τα οποία μπορεί να καταλήξουν σε μικρορωγμές και απόλυτη θραύση μετά απο επαρκή αριθμό διακυμάνσεων.

Απο τον παραπάνω ορισμό προκύπτουν κάποιες λέξεις κλειδιά οι οποίες χαρακτηρίζουν την κόπωση [1]:

- ✓ Διεργασία,
- ✓ Προοδευτική,
- ✓ Τοπική,
- ✓ Μόνιμη Δομική αλλαγή,
- ✓ Περιοδικά Μεταβαλλόμενες Τάσεις και τοπικές Παραμορφώσεις,
- ✓ Σημείο ή Σημεία,
- ✓ Μικρορωγμές και Απόλυτη θραύση

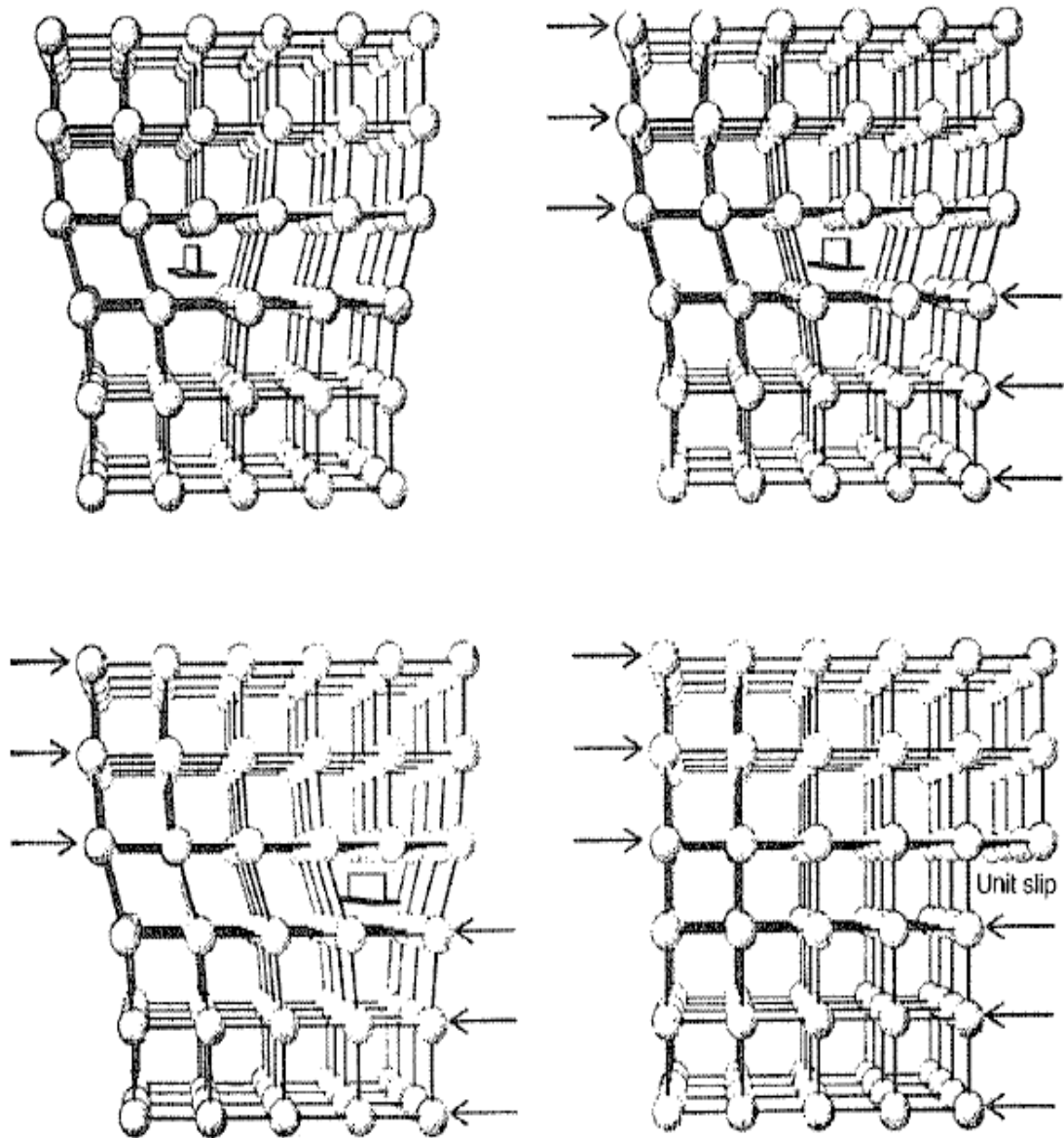
Μια κρίσιμη ιδέα αποτελεί αυτών των περιοδικών μεταβαλλόμενων τάσεων και παραμορφώσεων. Η ανάγκη της ύπαρξης μεταβαλλόμενων (κυκλικών ή επαναλαμβανόμενων) περιοδικών τάσεων υπό σταθερό ή μεταβλητό πλάτος επίσης είναι κρίσιμη για την κόπωση διότι αποτελεί μια σχέση αλληλοεξάρτησης και το μόνο που είναι σίγουρο σε μια αστοχία που έχει προέλθει απο κόπωση είναι πως στο υλικό επενεργούσαν μεταβαλλόμενες περιοδικές τάσεις ή παραμορφώσεις [1].

Έχει αποδειχθεί πώς υπάρχουν τρία (3) στάδια για την αστοχία του υλικού απο κόπωση [26]:

Στάδιο 1: Έναρξη

Η έναρξη της διεργασίας είναι απο τα πιο περίπλοκα στάδια και αποτελεί το πιο μελετημένο στάδιο απο τους ερευνητές. Προφανώς, εάν αυτό το στάδιο μπορεί να προληφθεί, δεν θα υπάρξει αστοχία. Οι μικροσκοπικές αλλαγές που συμβαίνουν στο υλικό είναι πολύ δύσκολο να οπτικοποιηθούν, να εξηγηθούν αλλά και να κατανοηθούν. Παρ'όλα αυτά, έχουν γίνει προσπάθειες να εξηγηθούν. Ο πιο αξιοσημείωτος παράγοντας του σταδίου της έναρξης είναι πως αναντιστρεπτές αλλαγές στο μέταλλο (στην κρυσταλλική δομή) συμβαίνουν λόγω επαναλαμβανόμενων διατμητικών τάσεων. Η εικόνα 28 αναπαριστά αυτές τις αλλαγές οι οποίες συμβαίνουν στον κρύσταλλο απο την εφαρμογή επαναλαμβανόμενων διατμητικών τάσεων. Εφαρμογή ενός απλού φορτίου είναι ασήμαντη για αλλαγές αλλά εκατομμύρια εφαρμογές φορτίων δημιουργούν τέτοιες μικροαλλαγές στον κρύσταλλο. Η συσσώρευση τέτοιων μικροαλλαγών στον κρύσταλλο μέσω τέτοιων μεγάλων αριθμών εφαρμογών φορτίου ονομάζεται συσσωρευτική ζημιά (cumulative damage) και προκαλεί την έναρξη της μικρορωγμής. Η θέση της έναρξης για δεδομένη αστοχία λόγω κόπωσης είναι πολύ μικρή και δεν ξεπερνά παραπάνω απο δύο (2) με πέντε (5) κόκκους γύρω απο το σημείο προέλευσης. Αξίζει να τονισθεί πως η θέση της έναρξης μπορεί να είναι παραπάνω απο μία και αυτό εξαρτάται απο την γεωμετρία του υλικού, το περιβάλλον έκθεσης, η τάση και απο την μεταλλουργική του κατάσταση.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



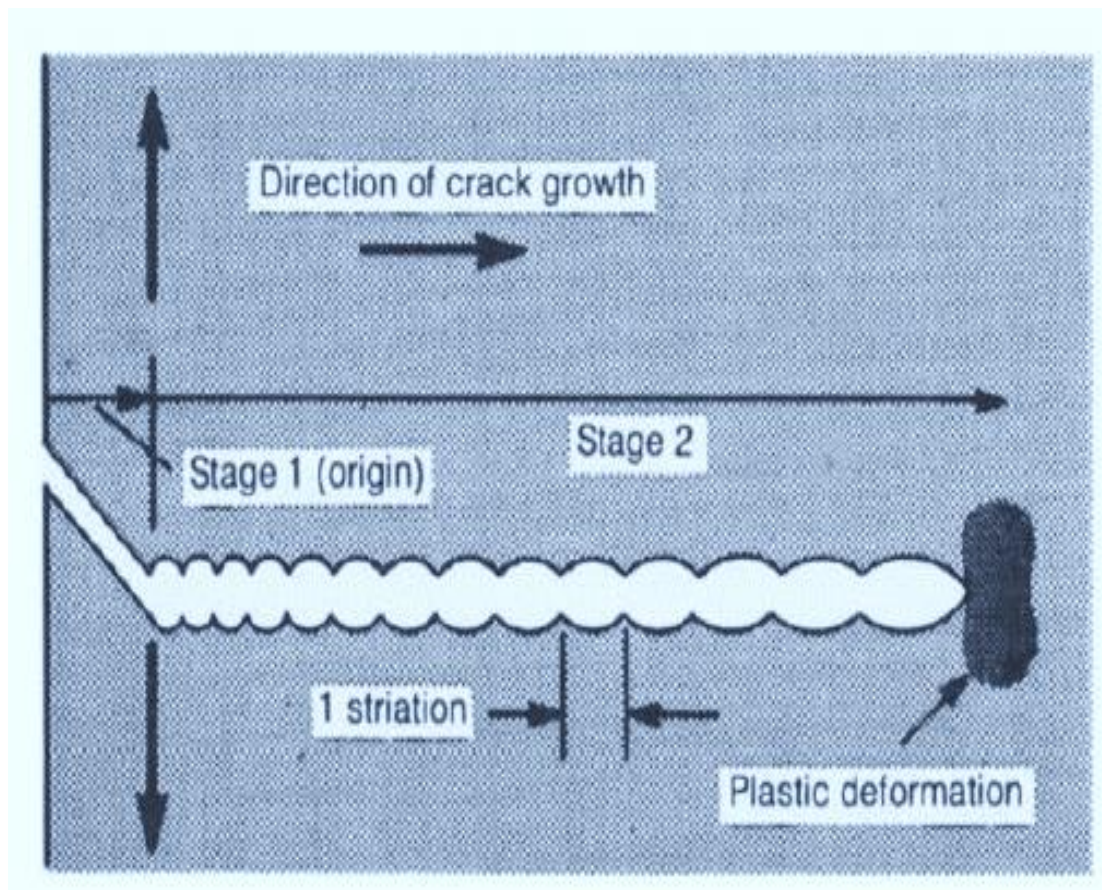
Εικόνα 28: Αναπαράσταση των αλλαγών που πραγματοποιούνται στους κρυστάλλους λόγω επαναλαμβανόμενων διατμητικών τάσεων. Η διαταραχή ακμής παρουσιάζεται ως ανάποδο T και πρόκειται για κρυσταλλική ατέλεια. Με την εφαρμογή των επαναλαμβανόμενων διατμητικών τάσεων προκαλείτε ολίσθηση της διαταραχής στον διπλανό κρύσταλλο σε συγκεκριμένη διεύθυνση. Με τη συνεχή εφαρμογή των τάσεων η διαταραχή ολισθαίνει στην άκρη της κρυσταλλικής δομής. Αυτό συμβαίνει και σε άλλους κρυστάλλους όπου κάποια στιγμή οι διαταραχές ενώνονται και δημιουργούν μικρορωγμές [26]

Στάδιο 2: Διάδοση της ρωγμής

Όσο οι επαναλαμβανόμενες φορτίσεις συνεχίζονται, η διεύθυνση της μικρορωγμής αλλάζει από παράλληλα στην διατμητική τάση σε κάθετη στην εφελκυστική τάση. Αυτή η διεύθυνση είναι ίδια με αυτήν στην οποία συμβαίνει η ψαθυρή θραύση με την διαφορά ότι η κόπωση πραγματοποιείται με διαφορετικό μηχανισμό και για μεγαλύτερο αριθμό φορτίων. Επειδή η διάδοση της ρωγμής αποτελεί το στάδιο το οποίο γίνεται εύκολα αντιληπτό, είναι απαραίτητο να αναφερθεί το πώς γίνεται αυτή η διάδοση. Μετά από την έναρξη της μικρορωγμής, γίνεται ένα πολύ αιχμηρό σημείο συγκέντρωσης τάσεων το οποίο τείνει να οδηγήσει την ρωγμή σε μεγαλύτερο βάθος στο εσωτερικό του μετάλλου με την εφαρμογή επαναλαμβανόμενης εφελκυστικής τάσης, υποθέτωντας πως η επαναλαμβανόμενη αυτή φόρτιση είναι μεγέθους ικανού έτσι ώστε να πραγματοποιηθεί η διάδοση. Η τοπική συγκέντρωση τάσεων στην μύτη της μικρορωγμής δημιουργεί μια αιχμηρή εγκοπή και με κάθε άνοιγμα της ρωγμής, το βάθος της ρωγμής προχωράει κατά μια ράβδωση (striation) (εικόνα 29) σε πολλές αλλά όχι όλες τις περιπτώσεις. Οι ραβδώσεις αποτελούν πολύ μικρές, κορυφογραμμές οι οποίες δεν απέχουν κατά πολύ μεταξύ τους και είναι εύκολα αναγνωρίσιμες κάτω από μεγάλη μεγέθυνση με τη βοήθεια ηλεκτρονικού μικροσκοπίου.

Στάδιο 3: Τελική θραύση

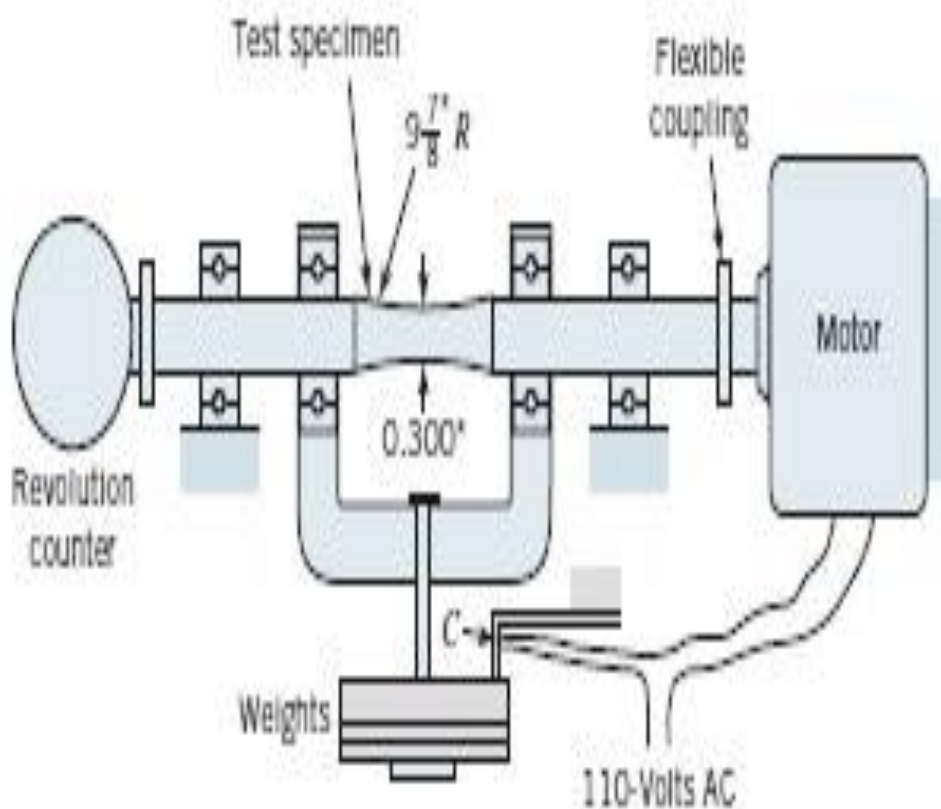
Όσο συνεχίζεται η διάδοση της ρωγμής, σταδιακά μειώνοντας την διατομή του τμήματος ή του δοκιμίου, κάποια στιγμή εξασθενεί το υλικό σε τέτοιο σημείο που η θραύση μπορεί να επέλθει μέσα σε μια ή δύο εφαρμογές φορτίου. Είναι πολύ εύκολη μακροσκοπικά διότι το στάδιο 3 δεν θεωρείται πραγματικά ως κόπωση αλλά η θραύση μπορεί να είναι είτε ψαθυρή είτε όλκιμη αλλά και μια μίξη ψαθυρής – όλκιμης και εξαρτάται κυρίως απο την ολκιμότητα του μετάλλου αλλά και το περιβάλλον έκθεσης.



Εικόνα 29: Αναπαράσταση του 1^{ου} και 2^{ου} σταδίου της κόπωσης [26]

1.4.3: Τυπικές δοκιμές κόπωσης περιστρεφόμενης κάμψης

Η εικόνα 34 παρουσιάζει την τυπική συσκευή R.R Moore περιστρεφόμενου προβόλου. Η φόρτιση που επιβάλλεται από τα τέσσερα συμμετρικά ρουλεμάν προξενεί το κέντρο του δοκιμίου να φορτιστεί υπό καθαρή κάμψη και η τάση σε κάθε σημείο να περνά από έναν κύκλο εφελκυσμού – θλίψης – εφελκυσμού με κάθε περιστροφή [13]. Διάφορα φορτία τοποθετούνται για την επιβολή των επιθυμητών τάσεων στο δοκίμιο. Όταν το δοκίμιο αστοχήσει, το βαρίδιο πέφτει, ανοίγοντας τις επαφές στο σημείο C (εικόνα 30), το οποίο σταματάει την λειτουργία του κινητήρα. Ο αριθμός κύκλων έως την αστοχία υποδεικνύεται από κατάλληλο μετρητή (revolution counter) [13].



Εικόνα 30: Μηχάνημα δοκιμής κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου R.R.Moore [13]

Εάν πραγματοποιηθούν μια σειρά απο δοκιμές σε κατάλληλα δοκίμια θα εξαχθούν δεδομένα τα οποία σχεδιάζονται σε κατάλληλα διαγράμματα τα οποία ονομάζονται S – N curves ή Wöhler curves.

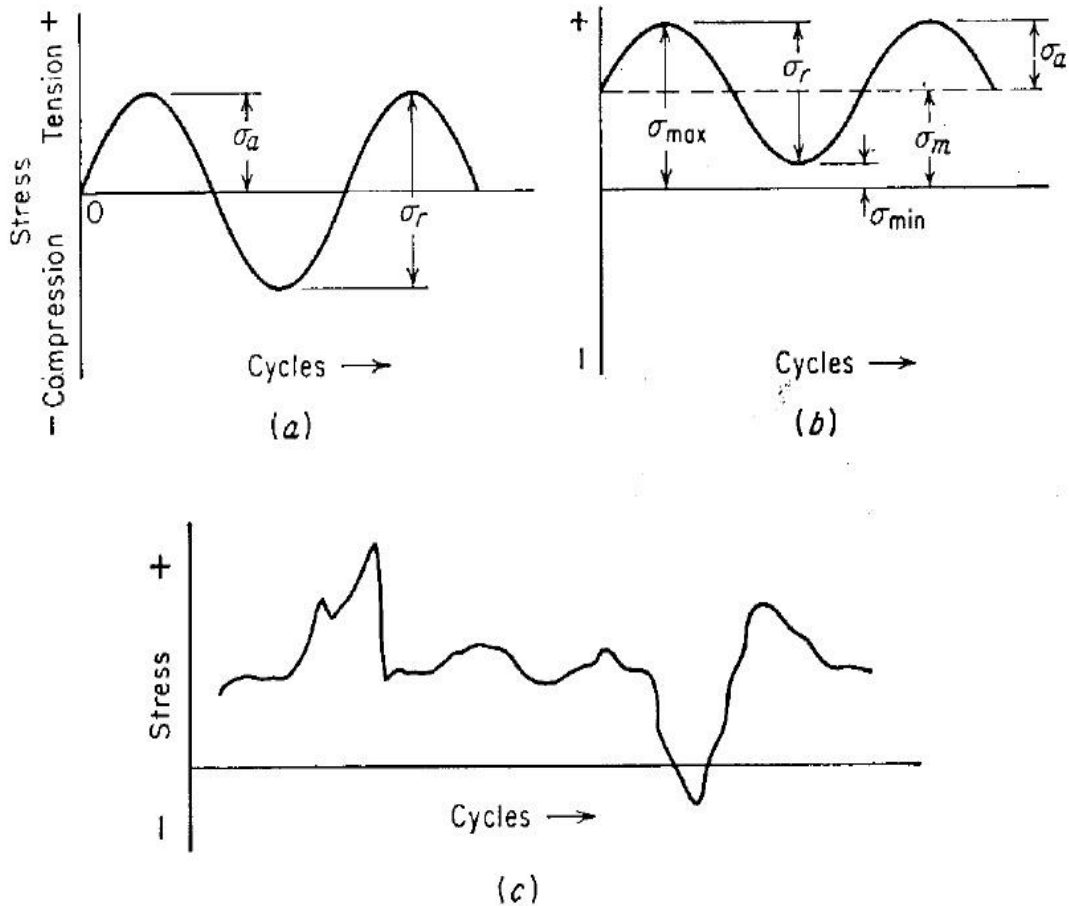
I.4.4: Δυναμικές καταπονήσεις

Στην εικόνα 31, φαίνονται οι πιο συνηθισμένοι τύποι δυναμικών καταπονήσεων που συναντούνται στην κόπωση [27]. Στην εικόνα 31.a, φαίνεται το τυπικό διάγραμμα πλήρους ανεστραμμένου κύκλου καταπονήσεων ημιτονοειδής μορφής η οποία αποτελεί ιδανική κατάσταση που προσομοιάζετε σε μηχάνημα κοπώσεως R.R.Moore [27]. Για αυτόν τον κύκλο καταπονήσεων, η μέγιστη και η ελάχιστη κατά απόλυτη τιμή είναι ίσες και ως θετικές τιμές τάσεων ορίζουμε τις εφελκυστικές και ως αρνητικές τις θλιπτικές. Στην εικόνα 31.b, φαίνεται το διάγραμμα επαναλαμβανόμενου κύκλου φορτίων, στον οποίων η μέγιστη και η ελάχιστη τάση δεν είναι ίσες. Τελευταία περίπτωση, η οποία συναντάται στην πλειοψηφία των περιπτώσεων, είναι αυτή του διαγράμματος της εικόνας 31.c, το οποίο αναπαριστά περίπλοκο κύκλο τάσεων όπως για παράδειγμα συναντάται σε πτερύγιο αεροσκάφους λόγω απρόβλεπτων καιρικών συνθηκών [27].

Οι διακυμάνσεις αυτές των τάσεων, όπως αυτές της εικόνας 35 αποτελούνται απο τα εξής χαρακτηριστικά μεγέθη [27]:

- Η μέγιστη τιμή της τάσης καταπόνησης, σ_{\max}
- Η ελάχιστη τιμή της τάσης καταπόνησης, σ_{\min}
- Η μέση τάση, $\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2$
- Το εύρος της τάσης, $\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$
- Η μεταβαλλόμενη τάση, $\sigma_a = \sigma_r/2$
- Ο λόγος της ελάχιστης τάσης προς την μέγιστη. $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$
- Η αναλογία εύρους τάσεων, $A = \sigma_a/\sigma_m = (1 - R)/(1 + R)$

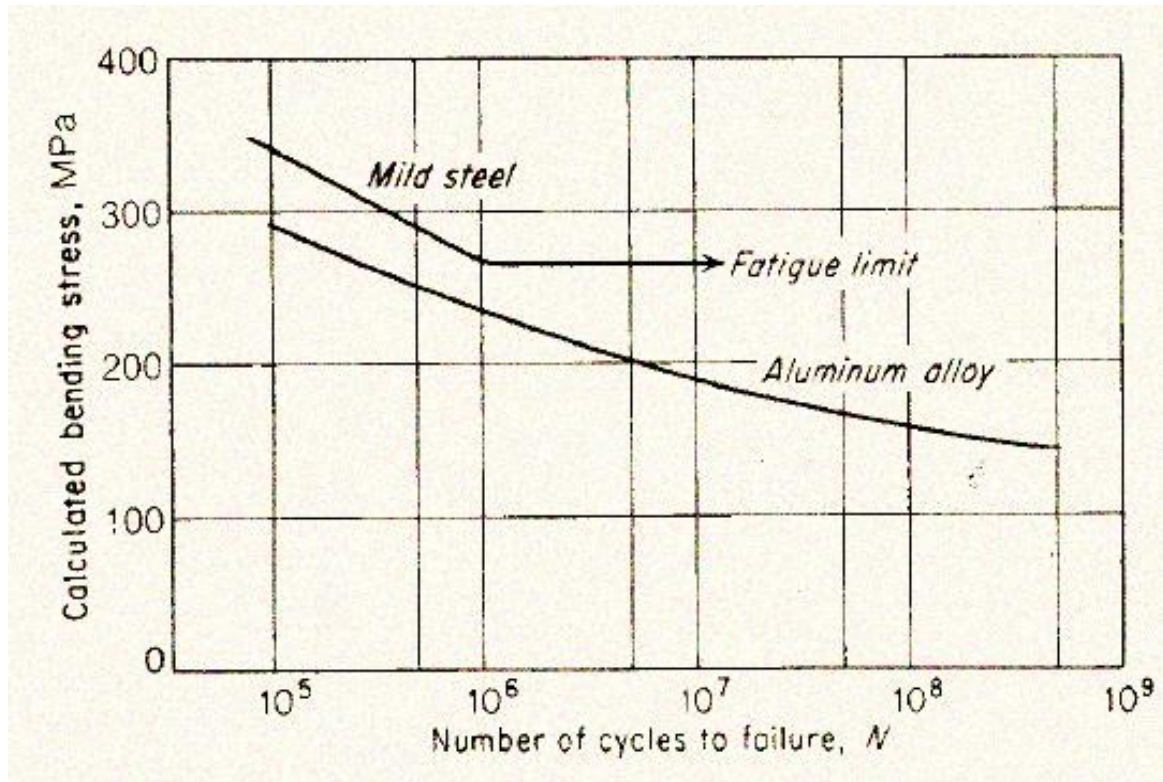
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 31: a) Πλήρως ανεστραμμένος κύκλος τάσεων, b) επαναλαμβανόμενος κύκλος τάσεων και c) τυχαία μεταβολή των κύκλων τάσεων [27]

1.4.5: Καμπύλη S – N ή Καμπύλη Wöhler

Η βασική μέθοδος για την παρουσίαση των πειραματικών δεδομένων κόπωσης είναι μέσω της καμπύλης S – N, δηλαδή η χάραξη μιας καμπύλης σε καρτεσιανό σύστημα αξόνων με άξονες την τάση και τον αριθμό κύκλων έως την αστοχία (y και x άξονες αντίστοιχα). Οι άξονες συνήθως σχεδιάζονται σε λογαριθμική κλίμακα. Η σχέση S – N, προσδιορίζεται για συγκεκριμένη τιμή σ_m , R ή A. Στην εικόνα 32, παρουσιάζεται μια τυπική καμπύλη S – N, η οποία έχει παραχθεί μέσω δεδομένων που έχουν προέλθει από δοκιμή κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου υπό κάμψη, για χάλυβα και αλουμίνιο.



Εικόνα 32: Τυπικές καμπύλες κόπωσης για χάλυβα και αλουμίνιο.

Παρατηρείται η απουσία ορίου διαρκούς κόπωσης στο αλουμίνιο [27]

Η καμπύλη $S - N$, αφορά αστοχίες λόγω κόπωσης σε μεγάλους κύκλους (Πολυκυκλική κόπωση) ($10^3 < N < 10^7$) [13]. Κάτω από αυτές τις συνθήκες, η τάσεις συνήθως βρίσκονται κάτω του ορίου διαρροής του υλικού αλλά το υλικό όπως έχει αναφερθεί και σε προηγούμενη παράγραφο παραμορφώνεται πλαστικά τοπικά. Για μεγαλύτερες τάσεις η διάρκεια ζωής μειώνεται αλλά η παραμόρφωση μεγάλης κλίμακας στην οποία συμβαίνει στο υλικό καθιστά δύσκολη την ερμηνεία των αποτελεσμάτων στο παραπάνω διάγραμμα [27]. Η ζώνη στην οποία έχουμε πλαστική παραμόρφωση υπό την επίδραση μεγάλων τιμών τάσεων ονομάζεται ζώνη ολυγοκυκλικής κόπωσης ($N < 10^3$) δηλαδή οι τάσεις έχουν τιμή μεγαλύτερη του ορίου διαρροής του υλικού. Όπως φαίνεται στην εικόνα 36, για χάλυβα, η καμπύλη γίνεται οριζόντια για συγκεκριμένη τιμή τάσης η οποία ονομάζεται όριο διαρκούς κόπωσης (Fatigue Limit) ($10^6 < N < 10^7$) και για τάσεις χαμηλότερες από αυτήν την κρίσιμη, το υλικό υποθετικώς μπορεί να υποστεί έναν άπειρο αριθμό καταπονήσεων χωρίς να αστοχήσει

[13]. Η καμπύλη S – N, στην περιοχή της πολυκυκλικής κόπωσης περιγράφεται από την εξίσωση Basquin:

$$N\sigma_a^p = C$$

όπου p , C : σταθερές που εξαρτώνται από το υλικό [27]. Η συνήθης τακτική για τον προσδιορισμό της καμπύλης S – N, είναι αρχικώς το πρώτο δοκίμιο να εξετάζεται σε μια υψηλή τάση, όπου η αστοχία αναμένεται να συμβεί σε μικρούς κύκλους, για παράδειγμα τα 2/3 του μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής του υλικού [27]. Η τάση για κάθε επόμενο δοκίμιο μειώνεται έως ότου ένα (1) ή δύο (2) δοκίμια δεν αστοχήσουν σε συγκεκριμένους κύκλους, συνήθως 10^7 . Η μέγιστη τάση στην οποία δεν αστόχησε το υλικό θεωρείται ως το όριο διαρκούς κόπωσης [27]. Η καμπύλη S – N συνήθως προσδιορίζεται για οχτώ (8) με δώδεκα (12) δοκίμια [27].

I.5: Σφαιροβολή (Shot – Peening)

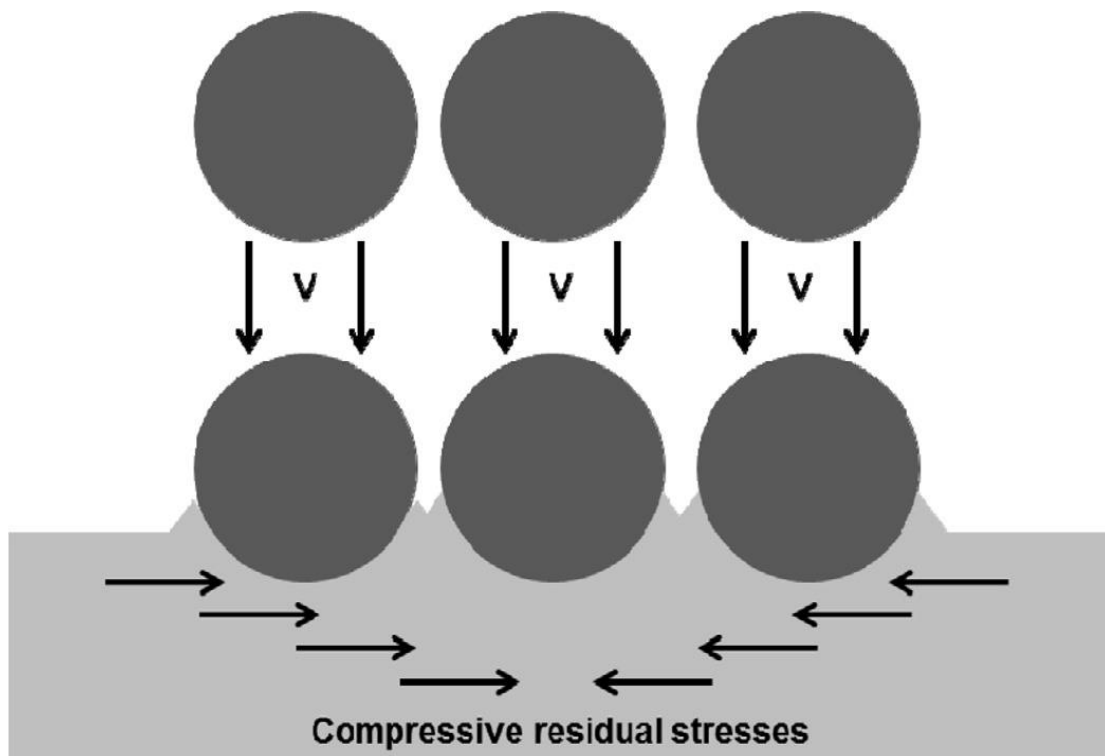
I.5.1: Εισαγωγή

Η σφαιροβολή αποτελεί μια μέθοδο εργοσκληρυνσης στην οποία θλιπτικές τάσεις επιβάλλονται στο εκτεθειμένο στρώμα της επιφάνειας ενός μεταλλικού υλικού με την πρόσκρουση ρεύματος μεταλλικών σφαιριδίων κατευθυνόμενο με μεγάλη ταχύτητα υπό ελεγχόμενες συνθήκες [28]. Παρ'όλο που η σφαιροβολή ακυρώνει κάθε μηχανική κατεργασία η οποία έχει πραγματοποιηθεί στην επιφάνεια, δεν αποτελεί αυτός ο σκοπός της. Ο κύριος σκοπός της σφαιροβολής είναι να αυξήσει την αντοχή του υλικού σε κόπωση [28].

I.5.2: Λειτουργία της Σφαιροβολής

Όταν σωματίδια από το υψηλής ταχύτητας ρεύμα έρθουν σε επαφή με την επιφάνεια του μετάλλου, παράγουν, ελαφρώς, κρατήρες στην επιφάνεια, τεντώνοντας την ακτινικά και προκαλώντας πλαστική ροή στην επιφάνεια του μετάλλου σε κλάσματα του δευτερολέπτου από την επαφή [28]. Η επίδραση εκτείνεται συνήθως σε βάθος 0.13 έως 0.25mm αλλά μπορεί να επεκταθεί έως και 0.50mm κάτω από την επιφάνεια [28]. Το μέταλλο κάτω από την επιφάνεια

δεν παραμορφώνεται πλαστικά [28]. Όσον αφορά την κατανομή των τάσεων, λόγω της τοπικής παραμόρφωσης της επιφάνειας, ο κρατήρας που δημιουργείται περιορίζεται από το υπόλοιπο μέταλλο που βρίσκεται κάτω από αυτό προκαλώντας ένα ομοιόμορφο επιφανειακό πεδίο εσωτερικών θλιπτικών τάσεων, παράλληλα της επιφάνειας [28]. Το μέταλλο που βρίσκεται κάτω από αυτό που έχει επηρεαστεί από το πεδίο των θλιπτικών τάσεων έχει φορτιστεί εφελκυστικώς ως αντίδραση στις θλιπτικές τάσεις [28]. Η διαδικασία αυτή φαίνεται σχηματικά στην εικόνα 33.



Εικόνα 33: Σχηματική απεικόνιση της διαδικασίας της σφαιροβολής [4]

Στην διαδικασία της σφαιροβολής υπάρχουν αρκετοί παράγοντες οι οποίοι πρέπει να ληφθούν υπόψη όπως η ένταση της σφαιροβολής (peening intensity), η επιφανειακή κάλυψη (peening coverage), το είδος υλικού των σφαιριδίων, το μέγεθος των σφαιριδίων, η ταχύτητα των σφαιριδίων, ο τύπος του μηχανήματος της σφαιροβολής και ο χρόνος της σφαιροβολής [28].

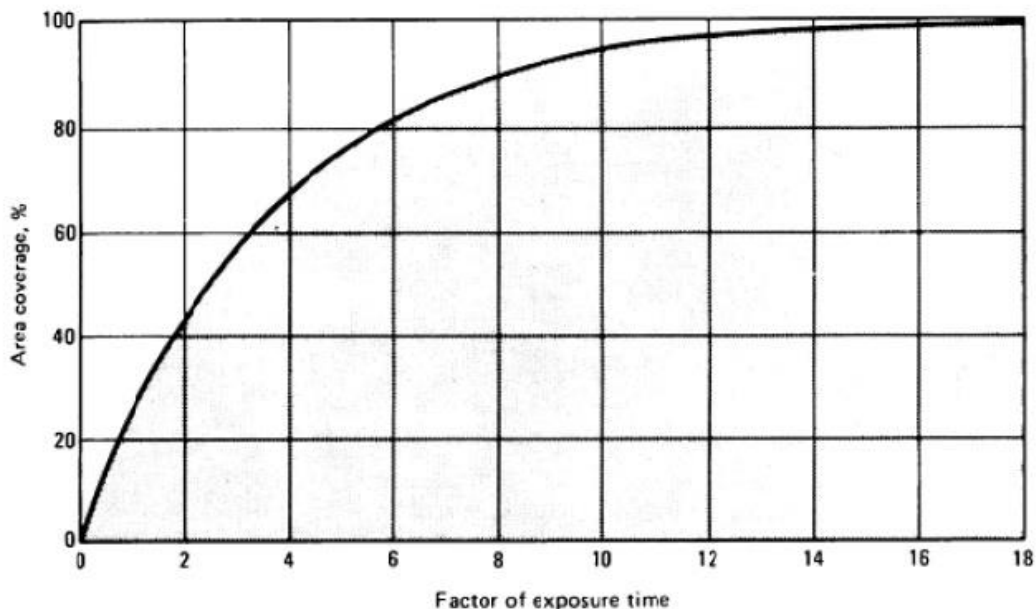
1.5.3: Επιφανειακή Κάλυψη και Ένταση σφαιροβολής

Η επιφανειακή κάλυψη αποτελεί το μέτρο του κατά πόσο μια περιοχή έχει καλυφθεί πλήρως από το ρεύμα μεταλλικών σφαιρών [28]. Χωρίς 100% κάλυψη, η βελτίωση της συμπεριφοράς σε κόπωση δεν θα αποκτηθεί στον επιθυμητό βαθμό. Σύμφωνα με την SAE Recommended Practises J443 υπάρχει μια καθορισμένη και ποσοτική σχέση μεταξύ της κάλυψης και του χρόνου έκθεσης, η οποία εκφράζεται ως [28]:

$$C_n = 1 - (1 - C_1)^n$$

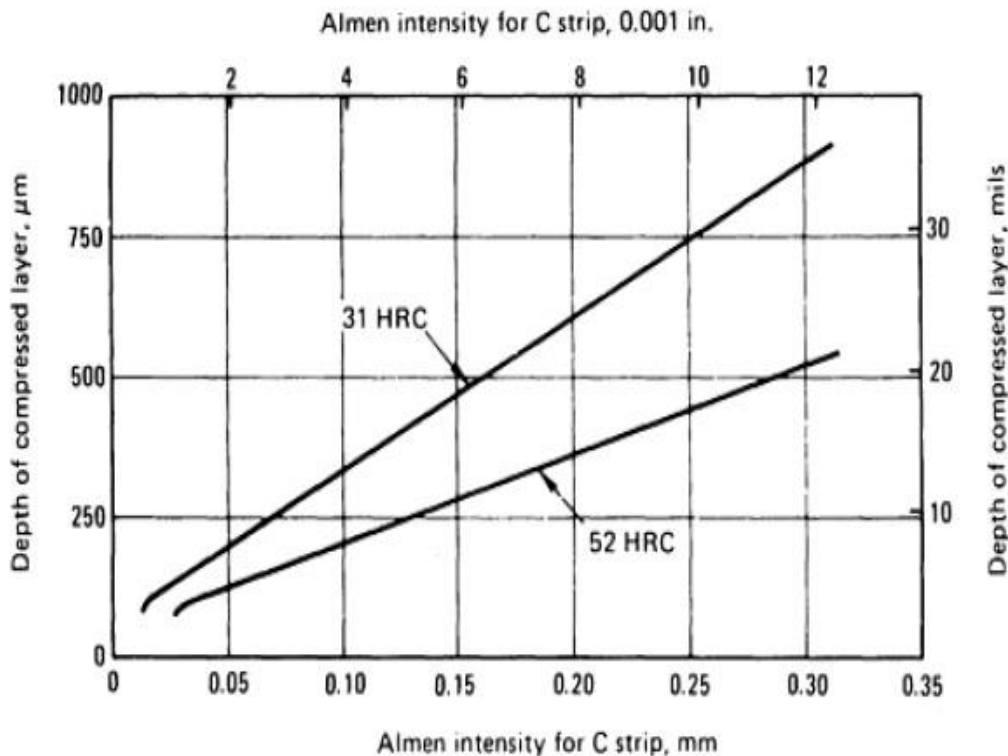
Όπου C_1 : το ποσοστό της κάλυψης μετά από ένα κύκλο, C_n : το ποσοστό της κάλυψης μετά από n κύκλους και n : αριθμός των κύκλων.

Η παραπάνω σχέση υποδηλώνει πως η κάλυψη πλησιάζει οριακά το 100% και επειδή μετρήσεις πάνω από 98% κάλυψη είναι δύσκολο να πραγματοποιηθούν, η τιμή αυτή έχει καθιερωθεί να υποδηλώνει την πλήρη κάλυψη. Η σχέση της επιφανειακής κάλυψης και του χρόνου φαίνεται στην εικόνα 34.



Εικόνα 34: Καμπύλη ποσοστού κάλυψης επιφάνειας - χρόνου έκθεσης στην σφαιροβολής [28]

Η ένταση της σφαιροβολής εξαρτάται από την ταχύτητα, σκληρότητα, μέγεθος και βάρος των σφαιριδίων και από την γωνία πρόσπτωσης του ρεύματος των μεταλλικών σφαιρών στην επιφάνεια του υλικού [28]. Εκφράζεται ως το ύψος του τόξου μιας λωρίδας δοκιμής Almen σε πλήρης ή και μεγαλύτερη κάλυψη [16]. Το ύψος του τόξου είναι το μέτρο της καμπύλης μιας δοκιμαστικής λωρίδας η οποία έχει υποστεί σφαιροβολή από τη μία μεριά μόνο [28]. Σε πλήρης ή παραπάνω κάλυψη της λωρίδας Almen, το ύψος τόξου είναι ένα μέτρο της αποτελεσματικότητας της διαδικασίας της σφαιροβολής [28]. Η ελάχιστη ένταση σφαιροβολής η οποία είναι ικανή να παραγάγει την ελάχιστη θλιπτική τάση είναι η πιο αποτελεσματική και η πιο οικονομική επειδή η σφαιροβολή μπορεί να επιτευχθεί με το ελάχιστο μέγεθος και τον ελάχιστο χρόνο έκθεσης [28]. Το βάθος του στρώματος των θλιπτικών τάσεων που θα παραχθεί με σφαιροβολή αποτελεί ένα παράγοντα στην επιλογή της έντασης και αυτό φαίνεται στην εικόνα 35 για χάλυβα με δύο διαφορετικές σκληρότητες [28].



Εικόνα 35: Σχέση του βάθους του θλιπτικού στρώματος με την ένταση σφαιροβολής για χάλυβα με δύο διαφορετικές σκληρότητες [28]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Μέρος II

Βιβλιογραφική Ανασκόπηση

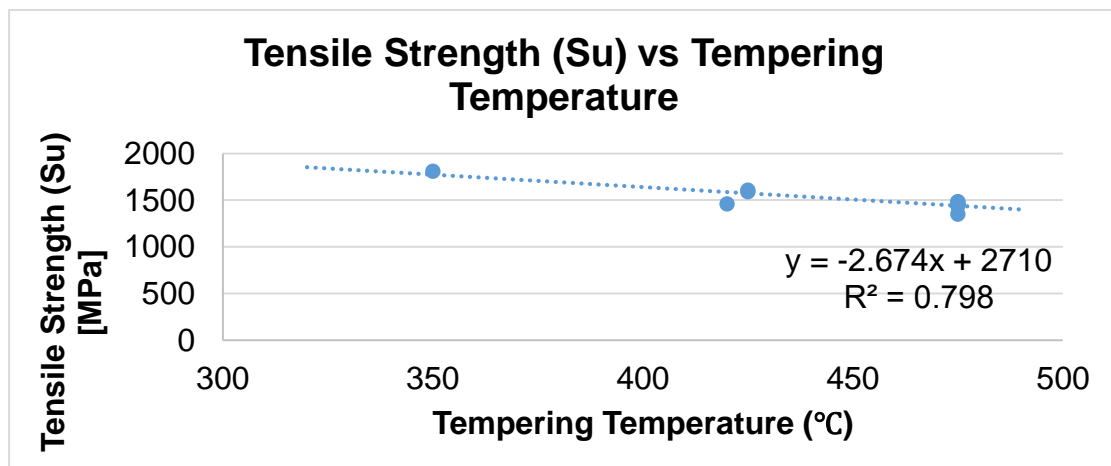
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

II.1: Μηχανικές ιδιότητες του Χάλυβα AISI 6150 (DIN 51CrV4)

II.1.1: Εισαγωγή

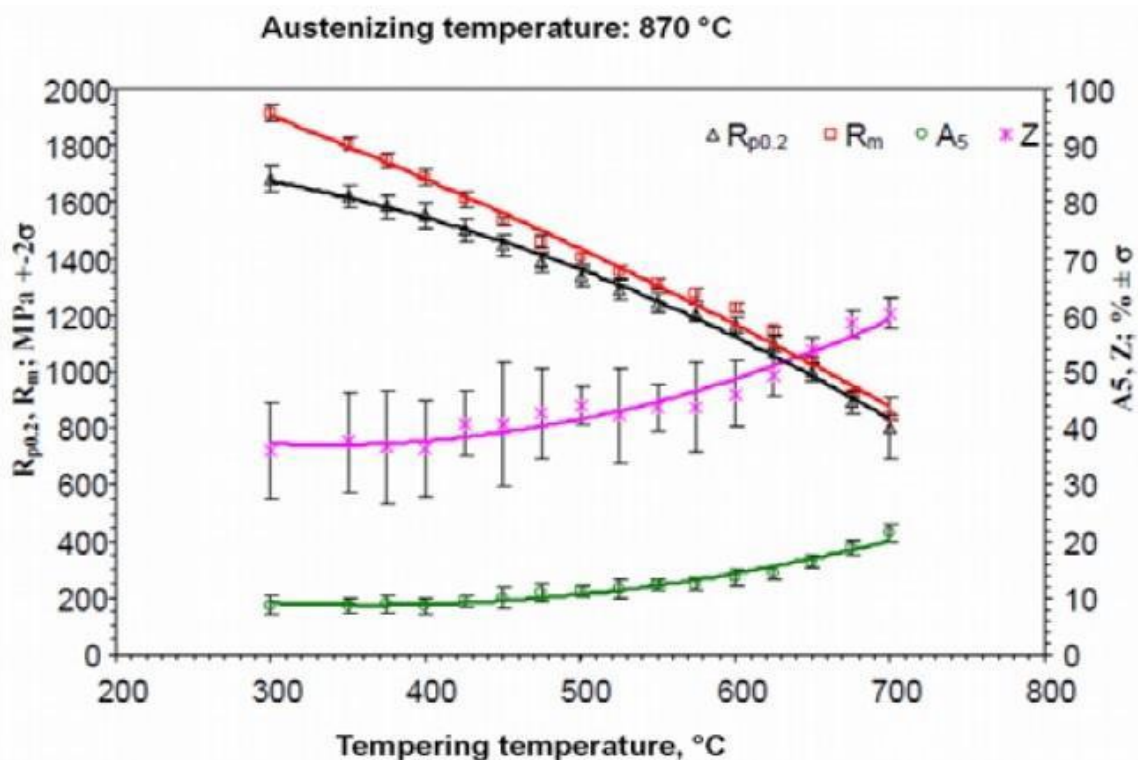
Τις τελευταίες δεκαετίες έχουν πραγματοποιηθεί σημαντικές προσπάθειες για την ανάπτυξη χαλύβων αναρτήσεων υψηλών έως και πολύ υψηλών επιδόσεων [2]. Η ανάπτυξη αυτή, οφείλεται στην ανάγκη της αυτοκινητοβιομηχανίας για τμήματα των οχημάτων τα οποία έχουν μικρό βάρος. Η μείωση του βάρους είναι πολύ σημαντική διότι με αυτόν τον τρόπο μειώνεται το κόστος, η κατανάλωση καυσίμου και η μείωση εκπομπών CO₂. Ωστόσο, τμήματα τα οποία έχουν μικρό βάρος θα πρέπει να χαρακτηρίζονται από υψηλές αντοχές διατηρώντας παράλληλα όλες τις άλλες μηχανικές ιδιότητες που τις χαρακτηρίζουν όπως αντοχή σε κόπωση και δυσθραυστότητα [2]. Για αυτόν τον λόγο η κατασκευή τέτοιων χαλύβων απαιτεί μεγάλη προσοχή καθ'όλην την διαδικασία της επεξεργασίας, από την χύτευση έως και τις θερμικές ή μηχανικές διεργασίες, έτσι ώστε να επιτευχθεί ο βέλτιστος συνδυασμός μηχανικών ιδιοτήτων. Οι καταλληλότεροι τύποι χαλύβων που μπορούν να ικανοποιήσουν τις απαιτήσεις της αυτοκινητοβιομηχανίας σε αναρτήσεις υψηλών επιδόσεων είναι οι χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης (Low – Alloy Steels) και ειδικότερα οι χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης – μέσης περιεκτικότητας σε %C, όπως ο AISI 6150.

II.1.2: Μηχανικές Ιδιότητες του AISI 6150



Εικόνα 36: Διάγραμμα πειραματικών δεδομένων μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής – θερμοκρασίας επαναφοράς [2,3, 5 – 8]

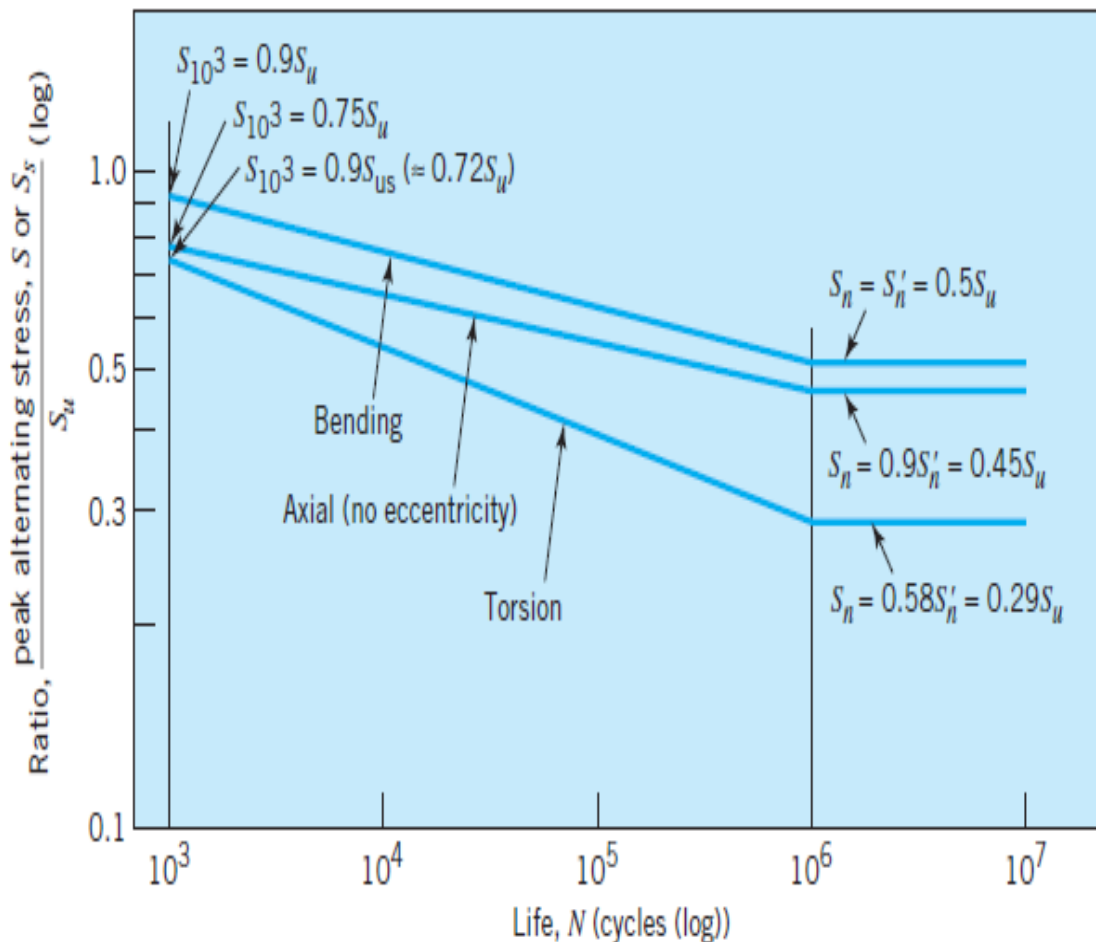
Απο το διάγραμμα της εικόνας 36, η οποία παρουσιάζει της σχέση του μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής με την θερμοκρασία επαναφοράς, η οποία προέκυψε από πειραματικά δεδομένα, παρατηρείται πώς η αντοχή του χάλυβα αυξάνεται με την μείωση της θερμοκρασίας επαναφοράς. Παρατηρείται επίσης πώς η σχέση μεταξύ των σημείων μπορεί να θεωρηθεί γραμμική φθίνουσα λόγω της πολύ καλής συσχέτισης ($R^2 = 0.798$). Η παρατήρηση αυτή έρχεται σε πλήρη συμφωνία με τους Sanja Solic et.al [4], όπως παρουσιάζεται στην εικόνα 37. Για παράδειγμα, σύμφωνα με την εικόνα 36, για θερμοκρασία επαναφοράς 380°C, ο χάλυβας θα αποκτήσει μέγιστο όριο εφελκυστικής αντοχής $S_u = 1700\text{MPa}$. Κάνοντας τώρα χρήση του διαγράμματος της εικόνας 37 για την ίδια θερμοκρασία επαναφοράς ο χάλυβας θα αποκτήσει μέγιστο όριο εφελκυστικής αντοχής $S_u = 1750\text{MPa}$.



Εικόνα 37: Tempering Diagram [4]

Επιπλέον στην εικόνα 37, παρατηρείται με την αύξηση της θερμοκρασίας επαναφοράς πώς αυξάνεται η ολκιμότητα, σκοπός της επαναφοράς του χάλυβα.

Σύμφωνα με τα παραπάνω, συμπεραίνεται πως η θερμοκρασία επαναφοράς θεωρείται κρίσιμη για την αντοχή του χάλυβα στην κόπωση. Αυτό ισχύει διότι έχει αποδειχτεί [13] πως η σχέση μεταξύ του ορίου μέγιστης εφελκυστικής αντοχής και του ορίου διαρκούς αντοχής σε κόπωση (fatigue limit), που ορίζεται ως η κρίσιμη τάση κάτω της οποίας δεν θα επέλθει αστοχία του υλικού λόγω κόπωσης, είναι της μορφής $y = ax$ δηλαδή είναι γραμμική και εξαρτάται μόνο από τον τύπο της φόρτισης που υφίσταται το υλικό (καμπτική ή αξονική φόρτιση) και είναι $S_e/S_u = 0.5$ (για καμπτικά φορτία) και $S_e/S_u = 0.45$ (για αξονική φόρτιση) (εικόνα 38).

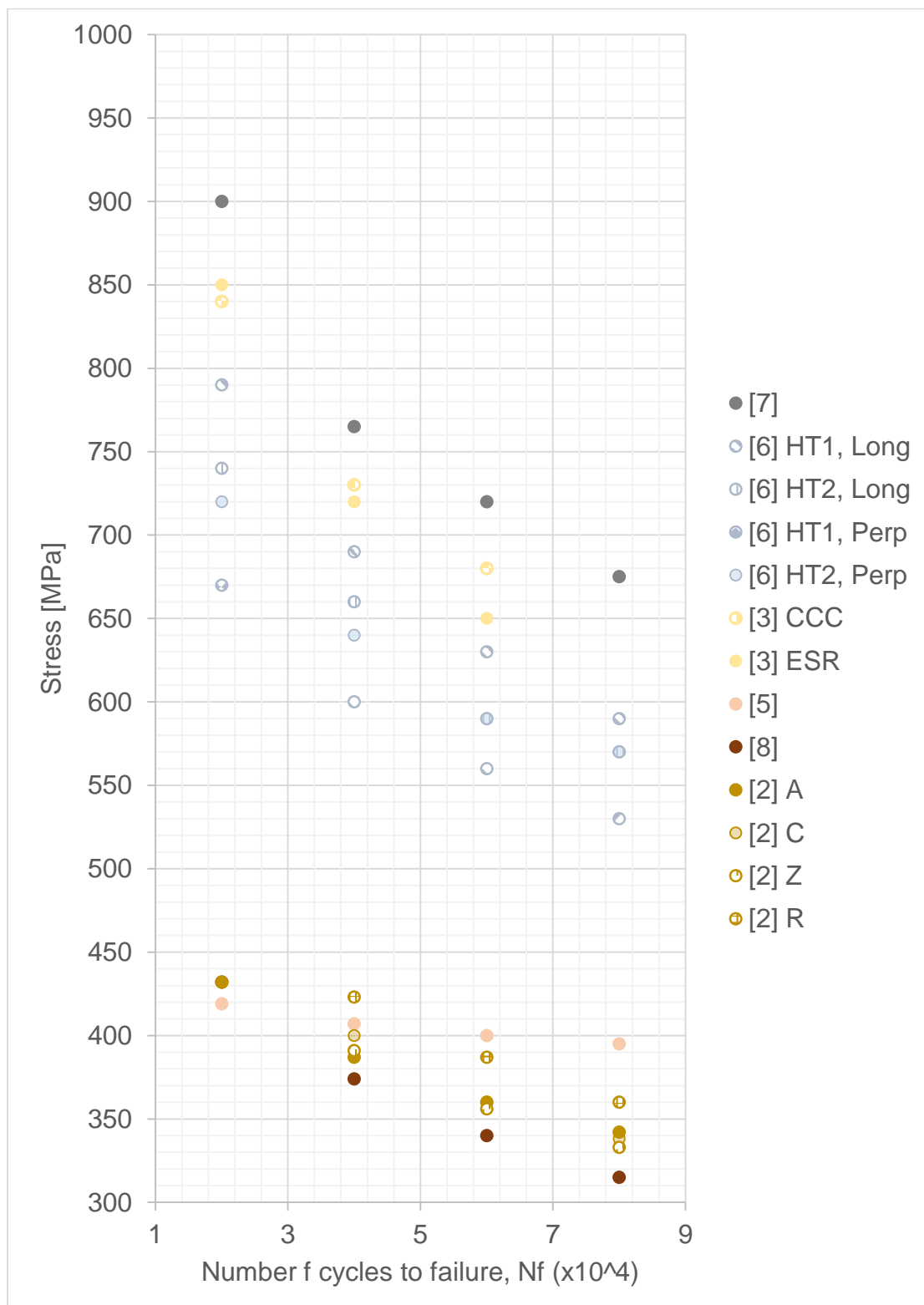


Εικόνα 38: Γενικό διάγραμμα Wöhler 7.6mm (0.3 in) διάμετρο δοκιμών κόπωσης για τρεις (3) διαφορετικές συνθήκες κόπωσης [13]

Αρκετές έρευνες [2,3, 5 - 8] έχουν επικεντρωθεί στην συμπεριφορά του χάλυβα τύπου DIN 51CrV4 ή AISI 6150, στην κόπωση, υπό διάφορες συνθήκες όπως διαφορετικές θερμοκρασίες επαναφοράς, νανο – κραμάτωση του χάλυβα με σκοπό την ενίσχυση του και την αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων [2] αλλά αι την επίδραση γεωμετρικών ατελειών όπως εγκοπές [2]. Κυρίως όμως, η πλειοψηφία [3, 5 - 7] αφορά την κατάσταση της μικροδομής και την ύπαρξη ατελειών. Οι παραπάνω έρευνες μελετήθηκαν διεξοδικά και κατασκευάστηκαν τρία (3) διαγράμματα που συνοψίζουν και συγκρίνουν τις μηχανικές ιδιότητες και ειδικότερα του μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής S_u και του ορίου διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) S'_e .

Στην εικόνα 39, παρουσιάζεται το διάγραμμα τάσης – αριθμός κύκλων έως την αστοχία πειραματικών δεδομένων [2,3, 5 - 8], στην περιοχή των $10^4 < N_f < 10^5$ και συγκεκριμένα για 20000, 40000, 60000 και για 80000 κύκλους αξονικής καταπόνησης. Σε αυτό το σημείο, πρέπει να σημειωθεί πως δεν έχει σημασία ο τύπος της δοκιμή κόπωσης δηλαδή εάν πρόκειται για δοκιμή περιστρεφόμενου προβόλου υπό κάμψη ή αξονική διότι η μόνη διαφορά μεταξύ τους είναι πως στην δοκιμή κόπωσης αξονικής φόρτισης (axial loading) οι τιμές θα είναι μικρότερες σε σχέση με της περιστρεφόμενης κάμψης (10%) και ο λόγος είναι ο τρόπος φόρτισης του δοκιμίου δηλαδή η κατανομή των τάσεων στο δοκίμιο κατά την φόρτιση [13] Στην εικόνα 39, έχει γίνει προσπάθεια να συγκριθούν αλλά και να αποτυπωθούν στο διάγραμμα, οι διαφορές των τιμών σε συνθήκες που επηρεάζουν αισθητά την αντοχή σε κόπωση και η επιλογή των σημείων εντός της περιοχής $10^4 < N_f < 10^5$ επιλέχθηκε διότι οι τιμές κόπωσης σε αυτό το εύρος είναι μεγαλύτερες απο το όριο διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) αλλά και επειδή βρίσκονται εντός της ισχύς της εξίσωσης Basquin: $N\sigma_a^p = C$.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

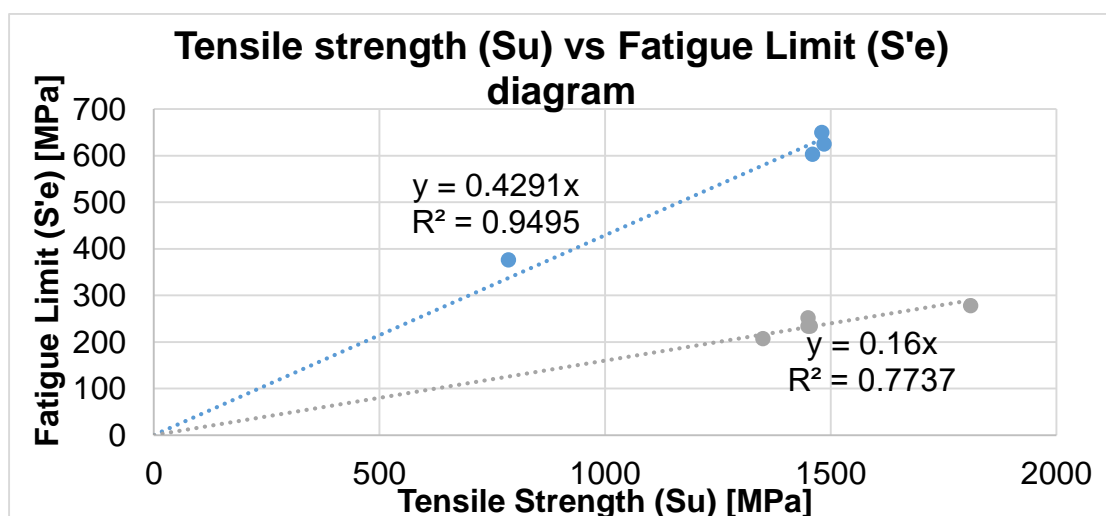


Εικόνα 39: Διάγραμμα πειραματικών δεδομένων κόπωσης στην περιοχή των 10^4 κύκλων [2,3, 5 – 8]

Στο διάγραμμα της εικόνας 39 ας πάρουμε για παράδειγμα δύο ακραίες τιμές [7,8] για κύκλους φόρτισης $2 \cdot 10^4$. Παρατηρούμε ότι για τους ίδιους κύκλους φόρτισης η τιμή της τάσης στην οποία επέρχεται η αστοχία είναι 675 και 315MPa αντίστοιχα. Αυτό συμβαίνει διότι όπως έχει αποδειχθεί από τους Borinoy Surstarsic et.al [8], η παρουσία εγκοπής στο υλικό, δηλαδή γεωμετρικής ατέλειας ή ασυνέχειας επιδρά δυσμενώς στην αντοχή του υλικού στην κόπωση. Αίσθηση προκαλεί η έρευνα που έχει πραγματοποιηθεί από τους M.Besel et.al [5] στο ίδιο υλικό (AISI 6150) αλλά στην ανοπτημένη κατάσταση, δηλαδή η μικροδομή αποτελείται από προευτηκτοειδή φερρίτη και περλίτη. Σε αυτήν την έρευνα η αντοχή στην κόπωση αποδεικνύεται πως είναι μεγαλύτερη από αυτήν στην οποία υπήρχε εγκοπή στο υλικό, της τάξης του 20% το οποίο είχε υποστεί βαφή και επαναφορά. Συμπεραίνεται λοιπόν πως η παρουσία εγκοπής μειώνει αισθητά την αντοχή στην κόπωση και ακυρώνει οποιαδήποτε κατεργασία είχε πραγματοποιηθεί για την βελτίωση της συμπεριφοράς του υλικού στην κόπωση. Ενδιαφέρον επίσης αποτελεί η έρευνα που πραγματοποιήθηκε από τους B.Zuzek et.al [3], στην οποία αποδείχθηκε πως η εξευγένιση της μικροδομής μέσω της μεθόδου ESR (electro – slag remelting) και η απουσία ατελειών στην μικροδομή δεν επέφερε τα επιθυμητά αποτελέσματα στην αντοχή στην κόπωση αλλά μάλιστα την μείωσε σε σχέση με την συμβατική μέθοδο (CCC) και αυτό οφείλεται στην εξάλειψη του φαινομένου του διαφορισμού. Ο διαφορισμός ως φαινόμενο έχει αποδειχθεί από τους Predrag Borkonic et.al [6] πως μπορεί να είναι ευνοϊκός στην αντοχή του υλικού στην κόπωση, στο δεύτερο στάδιο της κόπωσης δηλαδή στην διάδοση της ρωγμής. Αποδείχθηκε πως τα δοκίμια (HT1 perpendicular, HT2 perpendicular) τα οποία διαμορφώθηκαν κάθετα από την διεύθυνση της έλασης της αρχικής ράβδου, όπου η διεύθυνση της έλασης αποτελεί και διεύθυνση του διαφορισμού, είχαν μικρότερη αντοχή στην κόπωση σε σχέση με αυτά που κοπήκαν παράλληλα (HT1 longitudinal, HT2 longitudinal). Αυτό συμβαίνει διότι όπως είναι γνωστό η ρωγμή ξεκινάει από την επιφάνεια και διαδίδεται κατά 45° (παράλληλα στην δαμητική τάση) σε μήκος 2 έως 5 κόκκων και στη συνέχεια κάθετα στην εφελκυστική τάση. Εάν συναντήσει αυτήν την ατέλεια στο υλικό του

διαφορισμού των ατόμων που συνήθως αποτελεί το όριο των κόκκων, κάθετα, τότε η διάδοση της ρωγμής θα αλλάξει και θα ακολουθήσει αυτήν την ατέλεια, αυξάνοντας έτσι την αντοχή στην κόπωση. Τέλος, έχει αποδειχθεί από τους B.Podgornik et.al [2] πως η ενίσχυση της μικροδομής μέσω νανο – κρματώσης δεν αυξάνει σε όλες τις περιπτώσεις την αντοχή του υλικού στην κόπωση αλλά εξαρτάται από το είδος των κρματικών στοιχείων δηλαδή εάν είναι καρβιδιογόνα στοιχεία ή μη και εάν πρόκειται για καρβιδιογόνα η διασπορά των σχηματιζόμενων καρβιδίων και η ομοιομορφία αποτελούν σημαντικοί παράγοντες στην αντοχή σε κόπωση.

Όπως αναφέρθηκε σε προηγούμενη παράγραφο, ο προσδιορισμός του ορίου διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) είναι πολύ σημαντικός διότι υποδηλώνει το όριο κάτω του οποίου δεν θα επέλθει θεωρητικώς ποτέ αστοχία σε άπειρους κύκλους φόρτισης. Σύμφωνα με τον Juvinall [2], το όριο αυτό συνδέεται με το όριο εφελκυστικής τάσης μέσω της εξίσωσης $S'_e = 0.5 \cdot S_u$ (καμππικά φορτία) και $S'_e = 0.45 \cdot S_u$ (αξονικά φορτία). Θα εξεταστεί αν αυτή η σχέση ισχύει καθολικά ή για συγκεκριμένες προϋποθέσεις. Στην εικόνα 40, παρουσιάζεται το διάγραμμα της σχέσης του ορίου διαρκούς κόπωσης με το μέγιστο όριο εφελκυστικής αντοχής σύμφωνα με τις τιμές των πειραματικών δεδομένων [2, 3, 5, 6,8].



Εικόνα 40: Διάγραμμα πειραματικών δεδομένων ορίου διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) – ορίου εφελκυστικής αντοχής [2, 3, 5, 6,8].

Όπως παρατηρείται απο το διάγραμμα της εικόνας, έχουν κατασκευαστεί δύο ευθείες με την μέθοδο των ελαχίστων τετραγώνων, οι οποίες διέχονται απο την αρχή των αξόνων. Η επιλογή να διέρχονται οι ευθείες απο την αρχή των αξόνων δεν ήταν τυχαία διότι όπως αναφέρθηκε η σχέση του ορίου διαρκούς κόπωσης και του μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής είναι της μορφής $S'_e = a \cdot S_u$. Παρατηρούνται δύο (2) ευθείες με γενικό τύπο a) $S'_e = 0,4291 \cdot S_u$ [7,5,3] και b) $S'_e = 0,16 \cdot S_u$ [2,8]. Ο τύπος (a) συμφωνεί σχεδόν απόλυτα με την παρατήρηση του Juvinall [13], πως η σχέση είναι της μορφής $S'_e = 0,45 \cdot S_u$. Όμως η σχέση (b) δεν συμφωνεί με την παραπάνω παρατήρηση. Αυτό σημαίνει πως η σχέση ισχύει υπο προϋθέσεις. Στην περίπτωση (c) οι τιμές πάρθηκαν απο τους B.Podgornik et.al [2] και Borinoy Sustarsic et.al [8]. Οι διαφορές μεταξύ των δύο (2) τύπων είναι ως προς την μικροδομή του χάλυβα επομένως η σχέση $S'_e = 0,45 \cdot S_u$ ή $S'_e = 0,5 \cdot S_u$ δεν θα πρέπει να θεωρείται δεδομένη εάν δεν υπάρχουν επαρκή στοιχεία για την κατάσταση της μικροδομής του χάλυβα. Στις εικόνες 42 και 43 φαίνονται συνοπτικά οι σχέσεις μεταξύ του ορίου διαρκούς κόπωσης, του μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής αλλά και της θερμοκρασίας επαναφοράς.

Έως τώρα το όριο διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) ορίζεται ως το όριο έναρξης ρωγμής κάτω απο εναλλασόμενες κυκλικές φορτίσεις [9]. Σύμφωνα με τον Murakami [9] ο ορισμός αυτός δεν ισχύει για όλους τους χάλυβες και ορίζει ως όριο διαρκούς κόπωσης: το κατώφλι κάτω απο το οποίο δεν παρατηρείται διάδοση των ρωγμών. Ο ορισμός αυτός δίνει μια άλλη διάσταση στο φαινόμενο της κόπωσης και διαψεύδει τον αρχικό ισχυρισμό. Σύμφωνα με τον Murakami [9], το όριο διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) συνδεέται άμεσα με την κατάσταση της μικροδομής και τις ατέλειες του υλικού και μικρορωγμές παρατηρούνται να αναπτύσσονται αλλά όχι να διαδίδονται και κάτω απο το όριο διαρκούς κόπωσης όπως φαίνεται και στην εικόνα 41.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

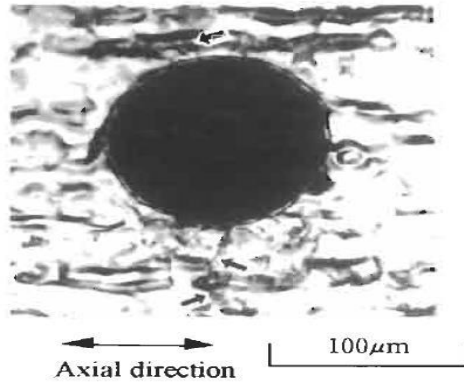
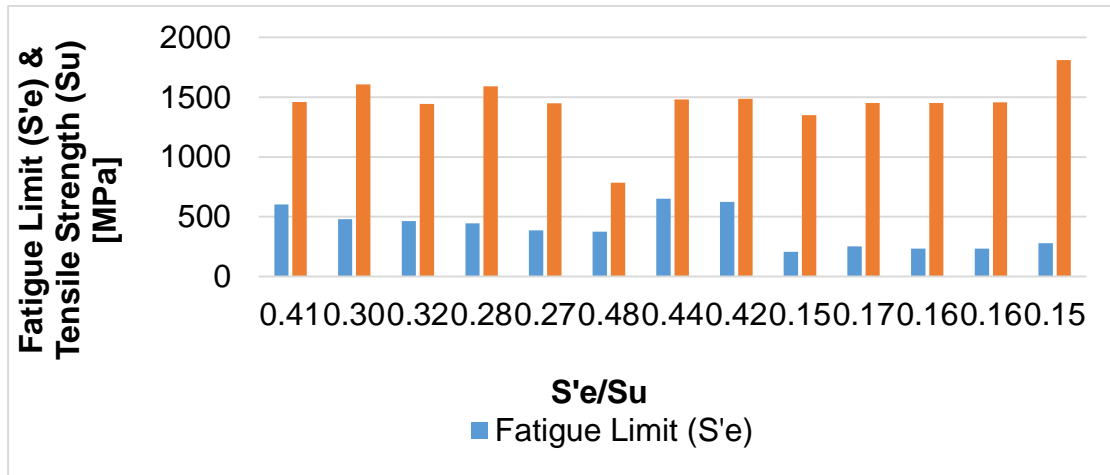
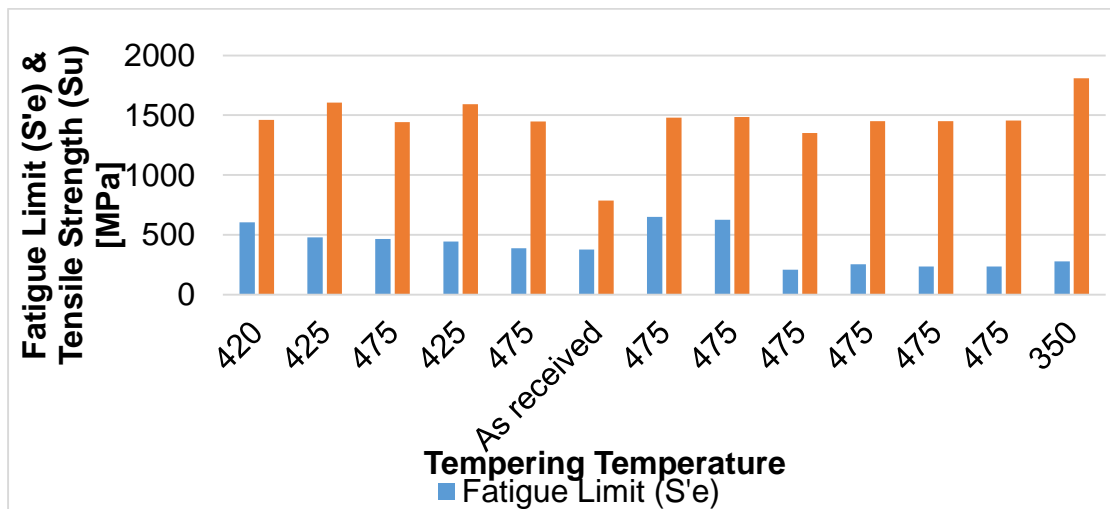


Figure 4.7 Non-propagating cracks at an artificial hole (annealed medium carbon steel, diameter of hole, $d = 100 \mu\text{m}$, depth of hole, $h = 200 \mu\text{m}$, $\sigma_w = 191 \text{ MPa}$).

Εικόνα 41: Έναρξη μικρορωγμών σε έναν τεχνητό πόρο [9]



Εικόνα 42: Διάγραμμα πειραματικών δεδομένων [2, 3, 5, 7, 8]



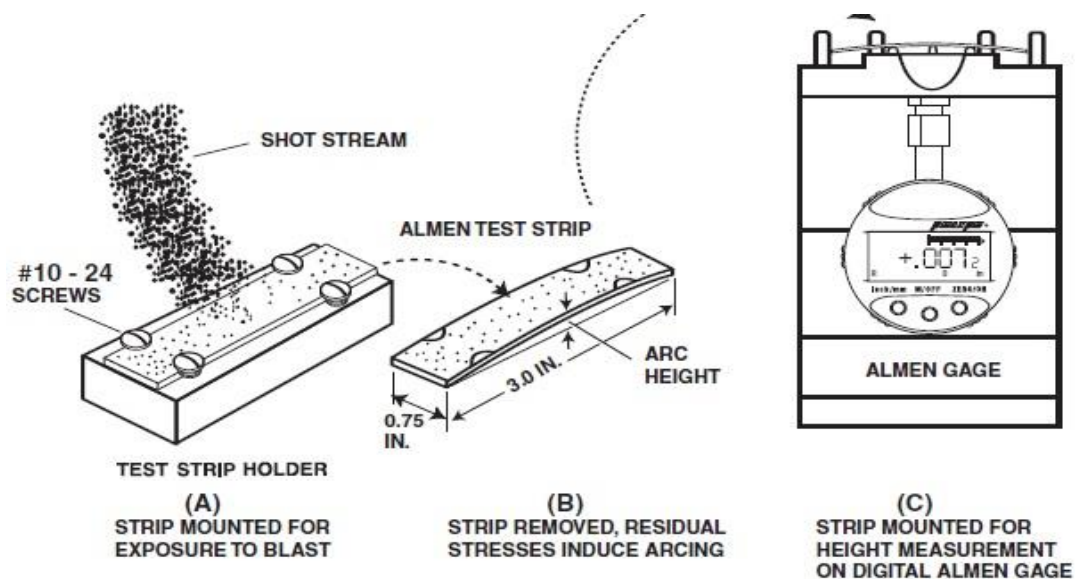
Εικόνα 43: Διάγραμμα πειραματικών δεδομένων [2, 3, 5, 7, 8]

II.2: Συμπεριφορά των χαλύβων που έχουν υποστεί σφαιροβολή (Shot – Peening) στην κόπωση

II.2.1: Εισαγωγή

Η ένταση της σφαιροβολής αποτελεί τον πιο σημαντικό παράγοντα για τον σχεδιασμό της διαδικασίας της σφαιροβολής και την επιτυχή αύξηση της αντοχής της κόπωσης.

Η ένταση της σφαιροβολής μετρείται χρησιμοποιώντας λωρίδες Almen και ένα μετρητή Almen. Η λωρίδες Almen κατασκευάζονται από χάλυβα SAE1070 και ταξινομούνται σε τρεις (3) διαφορετικούς τύπους ανάλογα με το πάχος, A, N και C. Μια λωρίδα Almen σφαιροβολείται μόνο από την μία μεριά [29]. Οι εσωτερικές θλιπτικές τάσεις που δημιουργούνται από την διαδικασία της σφαιροβολής προκαλούν κάμψη των λωρίδων στην μεριά που έχει υποστεί σφαιροβολή όπως φαίνεται σχηματικά και στην εικόνα 44 [29]. Το ύψος του τόξου που μετρείται από τον μετρητή Almen, αποτελεί την ένταση. Ο ενδεδειγμένος προσδιορισμός της έντασης αποτελείται από το ύψος του τόξου καθώς και από τον τύπο της λωρίδας Almen που χρησιμοποιήθηκε. Για παράδειγμα, ο σωστός προσδιορισμός της έντασης για ύψος τόξου 0,30mm χρησιμοποιώντας λωρίδα Almen τύπου A είναι 0,012mmA ή 12A [29].



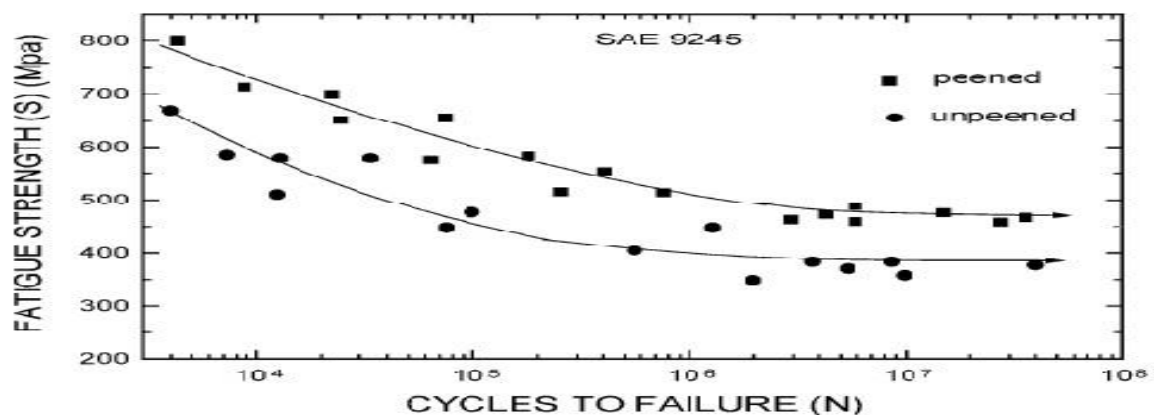
Εικόνα 44: Το σύστημα μέτρησης της έντασης Almen [29].

II.2.2: Η διαδικασία της σφαιροβολής στην ενίσχυση της αντοχής στην κόπωση σε χάλυβες

Στην βιβλιογραφία υπάρχουν αρκετές έρευνες οι οποίες έχουν πραγματοποιηθεί για την διερεύνηση της αντοχής της κόπωσης των χάλυβων που έχουν υποστεί σφαιροβολή. Στην παρούσα όμως βιβλιογραφική ανασκόπηση θα γίνει αναφορά μόνο σε δύο (2) έρευνες [10,12] οι οποίες συνοψίζουν όλες τις έρευνες που έχουν πραγματοποιηθεί και παρουσιάζουν ενδιαφέροντα αποτελέσματα.

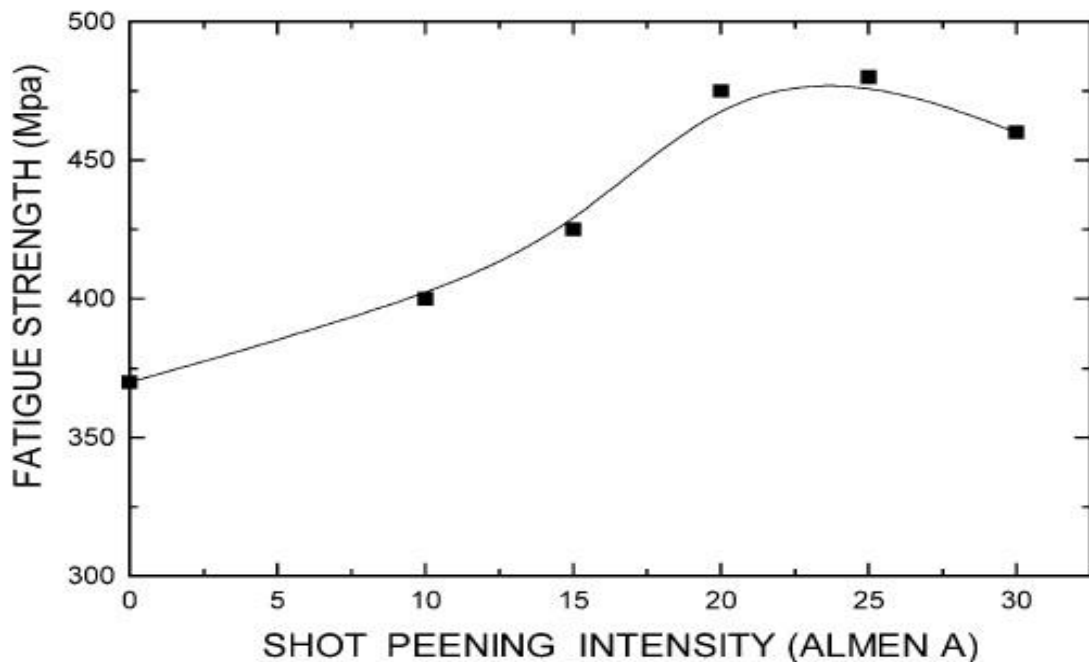
Στην πρώτη έρευνα (S. Tekeli) [10], πραγματοποιήθηκε διερεύνηση της συμπεριφοράς του χάλυβα SAE 9245 στην κόπωση που έχει υποστεί σφαιροβολή. Στα δοκίμια πραγματοποιήθηκαν αρχικώς ωστενιτοποίηση στους 850°C για 20min, βαφή έως την θερμοκρασία δωματίου και επαναφορά στους 500°C για 1h με τελική προετοιμασία της επιφάνειας των δοκιμίων. Τα δοκίμια υπέστησαν σφαιροβολή με μηχανήμα συμπιεσμένου αέρα χρησιμοποιώντας σφαιρίδια χάλυβα S230. Για την διερεύνηση της επίδρασης της έντασης της σφαιροβολής στην αντοχή σε κόπωση, τα δοκίμια υπέστησαν σφαιροβολή υπό

Στην εικόνα 45 παρουσιάζεται το διάγραμμα S – N ή καμπύλη Wöhler, στο οποίο φαίνεται η επίδραση της σφαιροβολής στην αντοχή στην κόπωση του χάλυβα. Παρατηρείται αύξηση της αντοχής στην κόπωση των δοκιμίων κατά 30% σε σχέση με τα δοκίμια που δεν υπέστησαν σφαιροβολή.



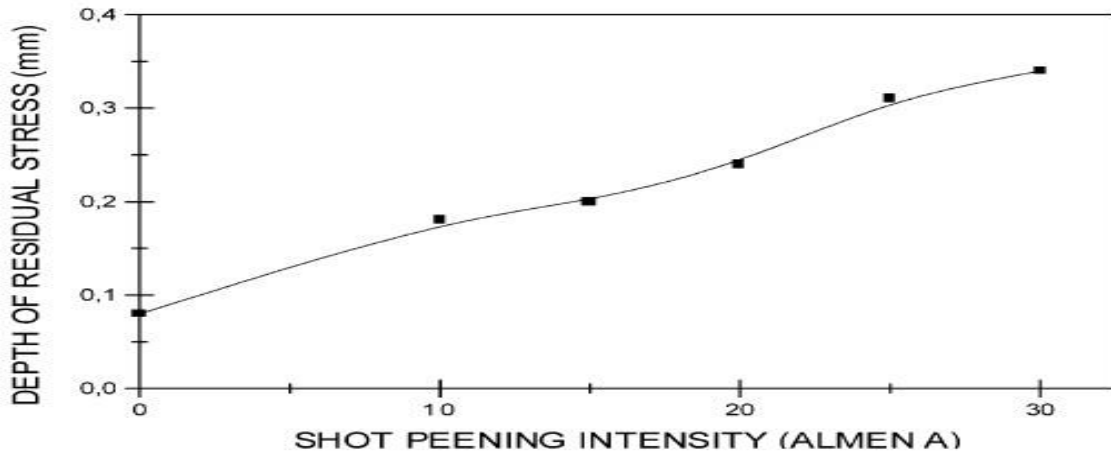
Εικόνα 45: Καμπύλη Wöhler δοκιμίων που δεν υπέστησαν σφαιροβολή (un – peened) και αυτών που υπέστησαν (peened) [10]

Στην εικόνα 46 παρουσιάζεται το διάγραμμα στο οποίο φαίνεται η διαφορά των αντοχών στην κόπωση υπό διαφορετικές εντάσεις σφαιροβολής, Almen A. Παρατηρείται αύξηση της αντοχής στην κόπωση από 370MPa για τα δοκίμια που δεν υπέστησαν σφαιροβολή έως 480MPa μέγιστο για 25A ένταση. Για εντάσεις από 20 έως 25 παρατηρούνται οι μέγιστες τιμές αντοχών στην κόπωση και για περαιτέρω αύξηση της έντασης η αντοχή στην κόπωση μειώνεται. Η μείωση της αντοχής στην κόπωση οφείλεται στην υπερβολική σφαιροβολή της επιφάνειας του υλικού [10]. Στην εικόνα 47 παρουσιάζεται το βάθος μέχρι το οποίο δημιουργούνται οι εσωτερικές θλιπτικές τάσεις υπό διάφορες εντάσεις σφαιροβολής, οι οποίες ενισχύουν το υλικό ως προς την αντοχή του στην κόπωση.



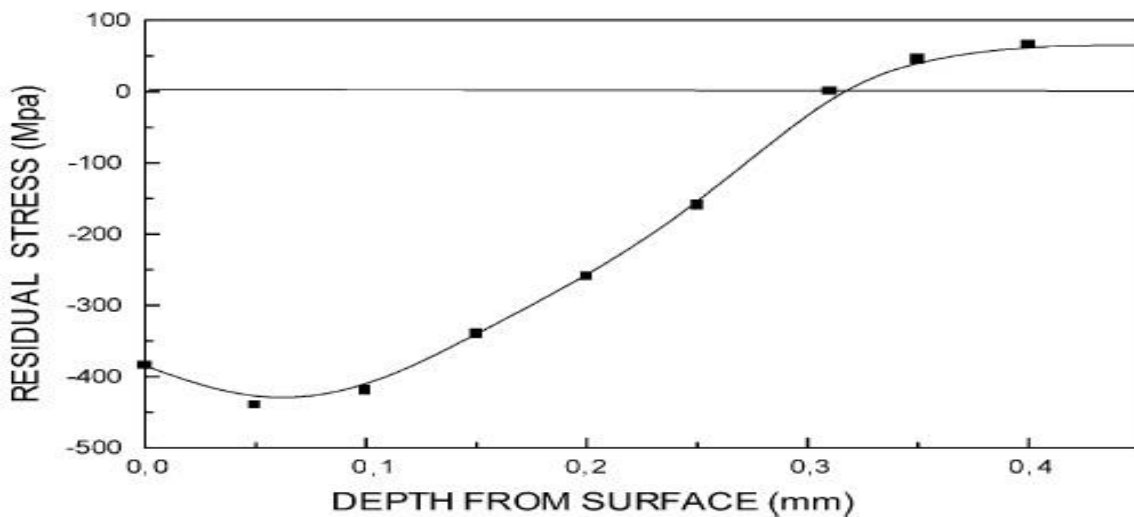
Εικόνα 46: Επίδραση της έντασης σφαιροβολής στην αντοχή σε κόπωση [10]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 47: Βάθος εσωτερικών θλιπτικών τάσεων σε σχέση με την ένταση της σφαιροβολής [10]

Τυπικό προφίλ των εσωτερικών θλιπτικών τάσεων σε σχέση με το βάθος απο την επιφάνεια παρουσιάζεται στην εικόνα 48.



Εικόνα 48: Προφίλ εσωτερικών θλιπτικών τάσεων σε δοκίμιο που έχει υποστεί σφαιροβολή σε ένταση 25A [10]

Απο την παραπάνω έρευνα έγινε κατανοητό και επαληθεύτηκε η θετική συνεισφορά της σφαιροβολής στην αντοχή των χάλυβων αλλά και άλλων υλικών, στην αύξηση της αντοχής στην κόπωση. Παρ'όλα αυτά αποδείχτηκε

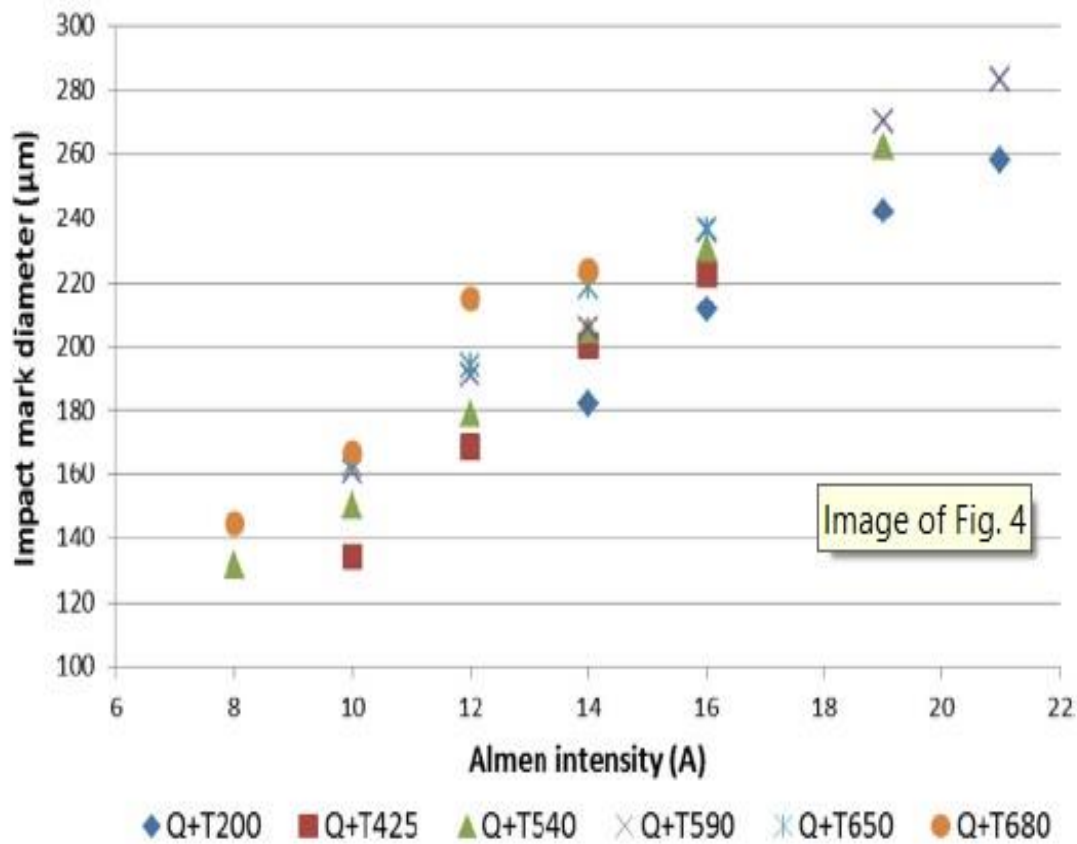
πώς εάν ξεπεραστεί ένα όριο της έντασης της σφαιροβολής, τα αποτελέσματα μπορεί να είναι εντελώς αντίθετα, με μείωση της αντοχής της κόπωσης. Αυτό οφείλεται στην δημιουργία μικρορωγμών στην επιφάνεια τα οποία μειώνουν την αντοχή στην κόπωση.

Η δεύτερη ερευνητική εργασία πραγματοποιήθηκε από τους V.Lianeza et.al [12], στην οποία μελετάται η επίδραση της σφαιροβολής στην επιφάνεια των χαλύβων που έχουν υποστεί βαφή και επαναφορά. Η επιλογή της παρουσίασης της συγκεκριμένης ερευνητικής εργασίας έγινε διότι οι χάλυβες οι οποίοι είναι κατάλληλοι για βαφή και επαναφορά είναι πολύ σημαντικοί σε βιομηχανίες όπως η αεροναυπηγική και αυτοκινητοβιομηχανία, όπου η κόπωση αποτελεί το πιο σημαντικό παράγοντα αστοχίας με την διαδικασία της σφαιροβολής να αποτελεί σημαντική λύση. Η έρευνα πραγματοποιήθηκε σε μικρο – κραματωμένο χάλυβα AISI 4130, ο οποίος χρησιμοποιείται ευρέως στην αυτοκινητοβιομηχανία.

Αρχικώς, αποδείχθηκε η σχέση μεταξύ της διαμέτρου του κρατήρα που δημιουργείται κατά την πρόσκρουση των σφαιριδίων στην επιφάνεια. Τα αποτελέσματα, τα οποία φαίνονται στο διάγραμμα διαμέτρου του ίχνους της πρόσκρουσης – έντασης Almen της εικόνας 49, αποδεικνύουν την γραμμική σχέση μεταξύ της διαμέτρου του κρατήρα και της έντασης Almen, η οποία όμως εξαρτάται και από τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού όπως φαίνεται στις σχέσεις 1,2 και 3 παρακάτω:

- $D(HV) = (736 - 0,444 \cdot HV) \cdot AI$, (1) HV: Vickers Hardness, AI: Almen Intensity [12]
- $D(\sigma_y) = (747 - 0,154 \cdot \sigma_y) \cdot AI$, (2) σ_y : όριο διαρροής, AI: Almen Intensity [12]
- $D(\sigma_u) = (720 - 0,114 \cdot \sigma_u) \cdot AI$, (3) σ_u : μέγιστο όριο εφελκυστικής αντοχής, AI: Almen Intensity [12]

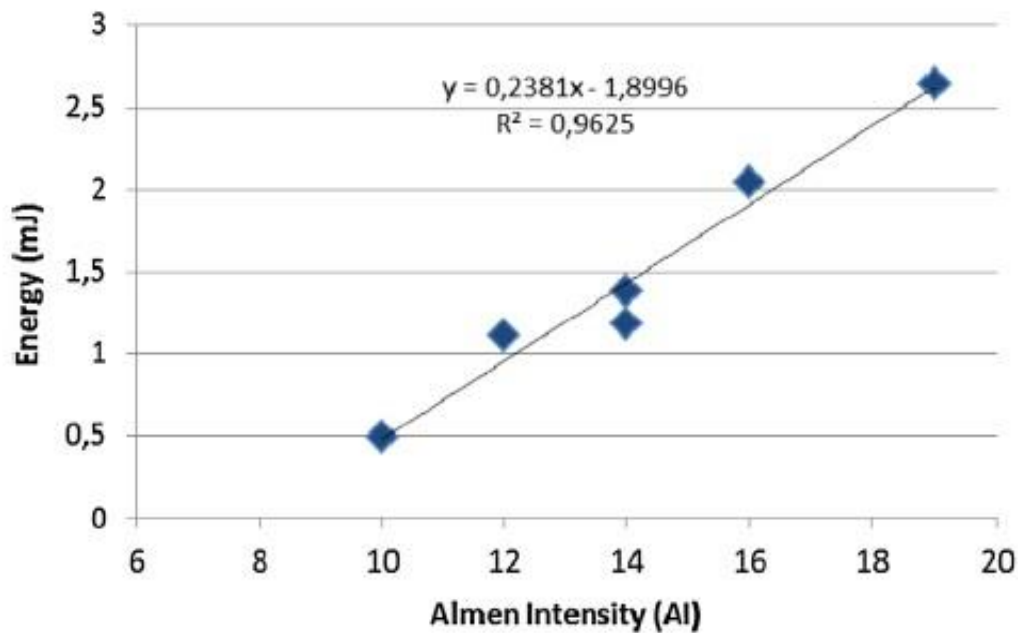
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 49: Εξέλιξη της διαμέτρου του κρατήρα με την αύξηση της έντασης Almen για διαφορετικές θερμοκρασίες επαναφοράς [12]

Η παραπάνω σχέσεις (1,2 και 3) ισχύουν υπό την προϋπόθεση η ένταση Almen να βρίσκεται εντός των ορίων $8A < Al < 21A$ και το μέγεθος των σφαιριδίων της σφαιροβολής να είναι απο 0,3mm έως 0,7mm.

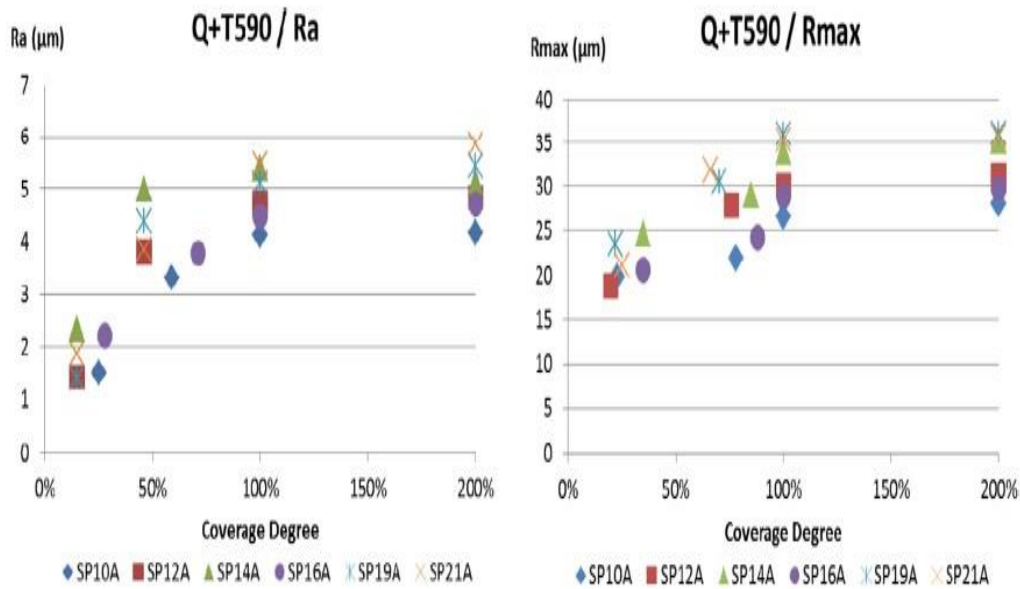
Επιπλέον, η κινητική ενέργεια του ρεύματος των σφαιριδίων η οποία αποτελεί και την ενέργεια κρούσης στην επιφάνεια του υλικού, συσχετίζεται με την ένταση Almen γραμμικώς όπως φαίνεται στην εικόνα 50.



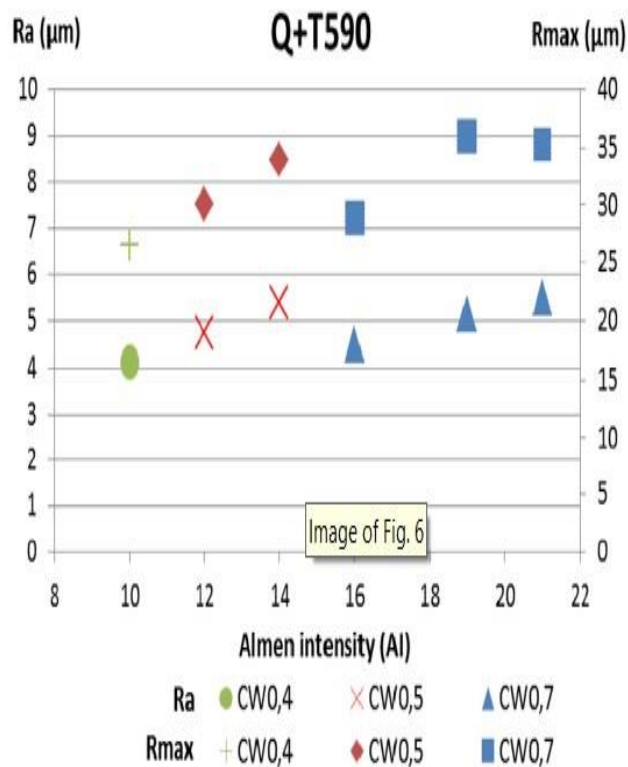
Εικόνα 50: Σχέση κινητικής ενέργειας με την ένταση Almen. Για 14A έγινε δοκιμή για μέγεθος σφαιριδίων 0,5 και 0,6mm [12]

Ως προς την τραχύτητα της επιφάνειας, R_a , παρατηρείται αύξηση καθώς η κάλυψη (coverage) της σφαιροβολής στην επιφάνεια αυξάνεται όπως φαίνεται στην εικόνα 51.a. Επίσης, όπως φαίνεται στην εικόνα 51.b η τραχύτητα αυξάνεται με την αύξηση της έντασης σφαιροβολής, για συνθήκες πλήρους κάλυψης (100% coverage) και αυτό οφείλεται στην αύξηση της διαμέτρου των κρατήρων που δημιουργούνται κατά την πρόσκρουση των σφαιριδίων. Επιπλέον, το μέγεθος των σφαιριδίων παίζει σημαντικό ρόλο καθώς μείωση της τραχύτητας παρατηρήθηκε με την αύξηση της διαμέτρου των σφαιριδίων από 0,5mm σε 0,7mm. Σημαντική παράμετρος αποτελεί η σκληρότητα καθώς όπως φαίνεται στην εικόνα 52 η τραχύτητα μειώνεται γραμμικά με την αύξηση της σκληρότητας το οποίο φαίνεται έμμεσα και στην εικόνα 49 καθώς η θερμοκρασία επαναφοράς είναι αντίστροφα ανάλογη της σκληρότητας του χάλυβα.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



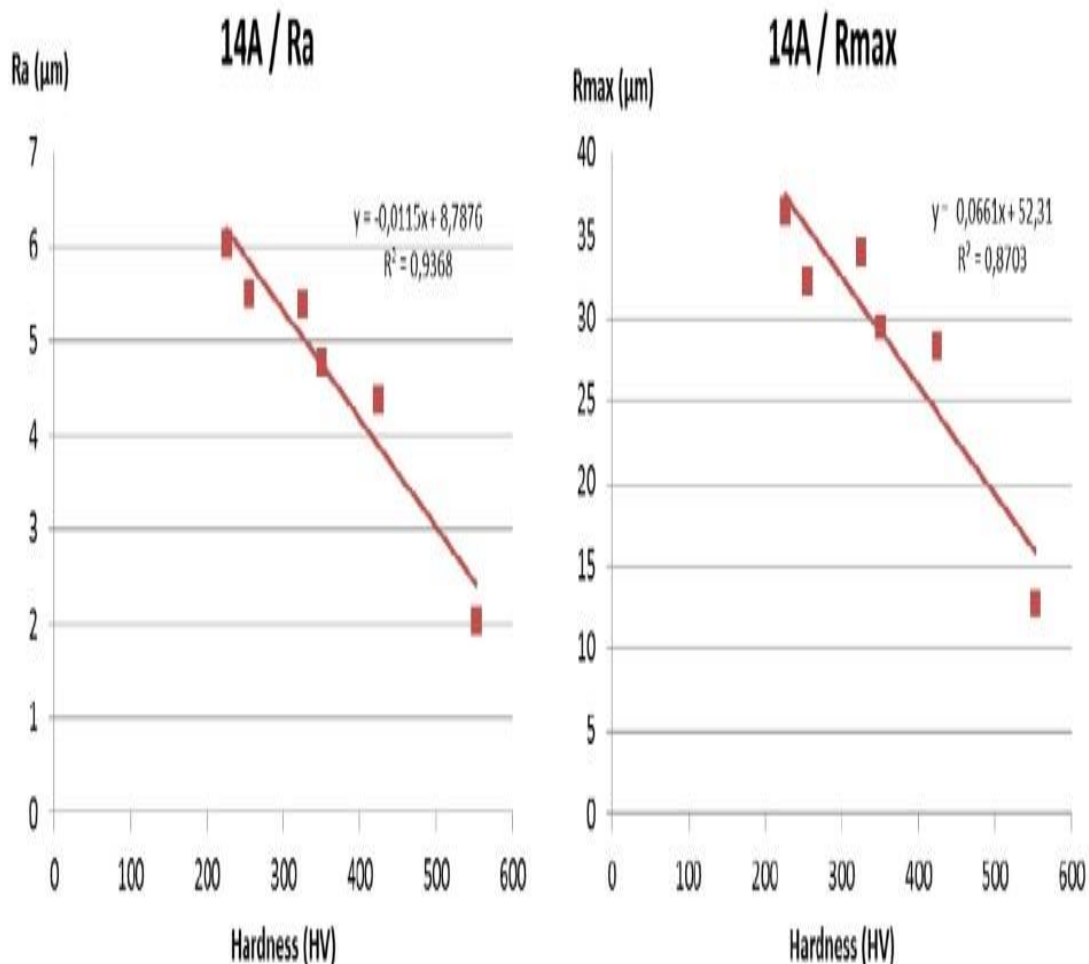
(a)



(b)

Εικόνα 51: Τραχύτητα. a) Εξέλιξη της τραχύτητας με την αύξηση της κάλυψης, b) εξέλιξη των παραμέτρων R_a και R_{max} σε σχέση με την ένταση Almen [12]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

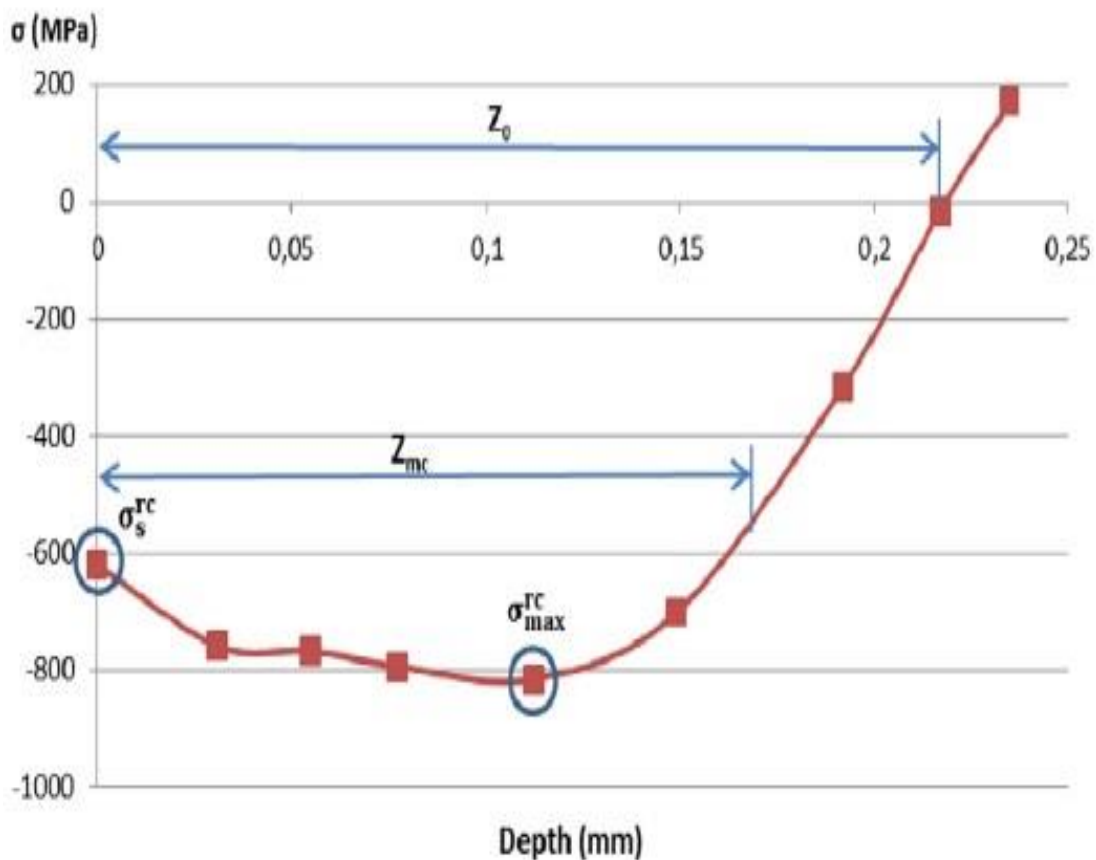


Εικόνα 52: Εξέλιξη των παραμέτρων τραχύτητας R_a και R_{max} σε σχέση με την σκληρότητα του χάλυβα. 100% κάλυψη [12]

Η πιο σημαντική συνεισφορά της σφαιροβολής στην αύξηση της αντοχής στην κόπωση, είναι η δημιουργία ενός προφίλ εσωτερικών θλιπτικών τάσεων εκατέρωθεν της επιφάνειας του υλικού. Σύμφωνα με τον ερευνητή [12] το προφίλ των εσωτερικών θλιπτικών τάσεων χαρακτηρίζεται από τέσσερις (4) παραμέτρους, α) την θλιπτική εσωτερική τάση στην επιφάνεια σ_{r^c} , β) την μέγιστη τιμή θλιπτικής τάσης $\sigma_{\text{max}}^{r^c}$ που βρίσκεται συνήθως σε δεδομένη θέση κάτω από την επιφάνεια, του συνολικού βάθους το οποίο υπόκεινται στις εσωτερικές θλιπτικές τάσεις z_0 και στο βάθος που υπόκεινται σε υψηλές τιμές

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

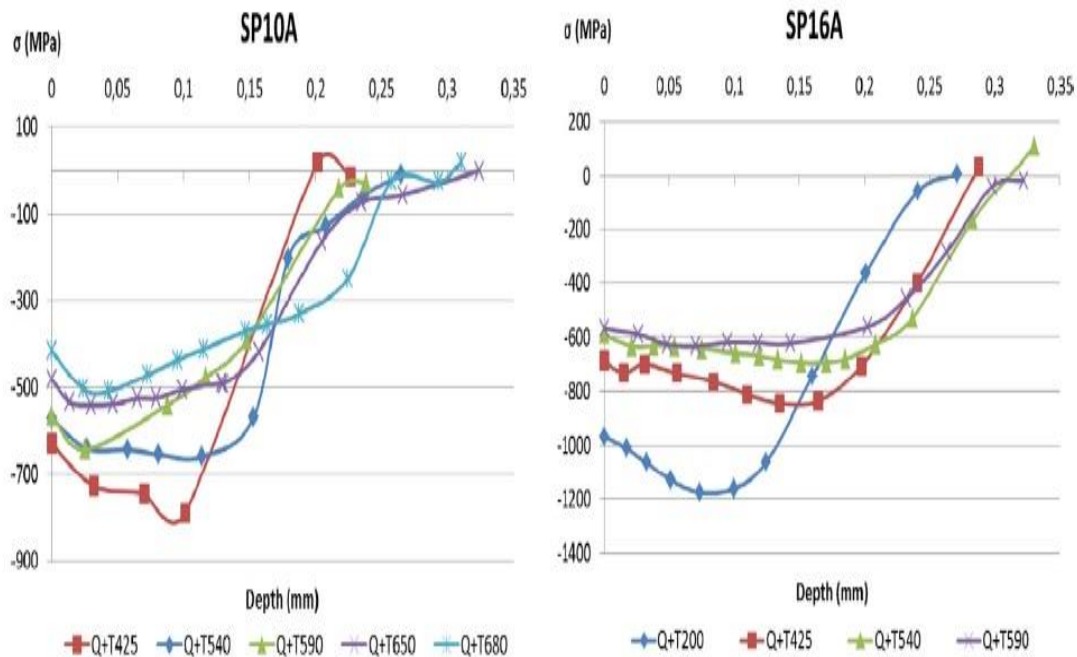
θλιπτικών τάσεων z_{hc} . Παρατηρείται για ακόμη μια φορά η εξάρτηση των θλιπτικών τάσεων αλλά και του βαθους στο οποίο εκτίνονται απο τις μηχανικές ιδιότητες του χάλυβα και της επακόλουθης εξάρτησης απο την θερμική κατεργασία της επαναφοράς.



Εικόνα 53: Τυπικό προφίλ των εσωτερικών θλιπτικών τάσεων που δημιουργείται κατά την σφαιροβολή [12]

Στην εικόνα 54 παρουσιάζεται το προφίλ των θλιπτικών τάσεων για διάφορες θερμοκρασίες επαναφοράς σε εντάσεις 10A και 16A.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

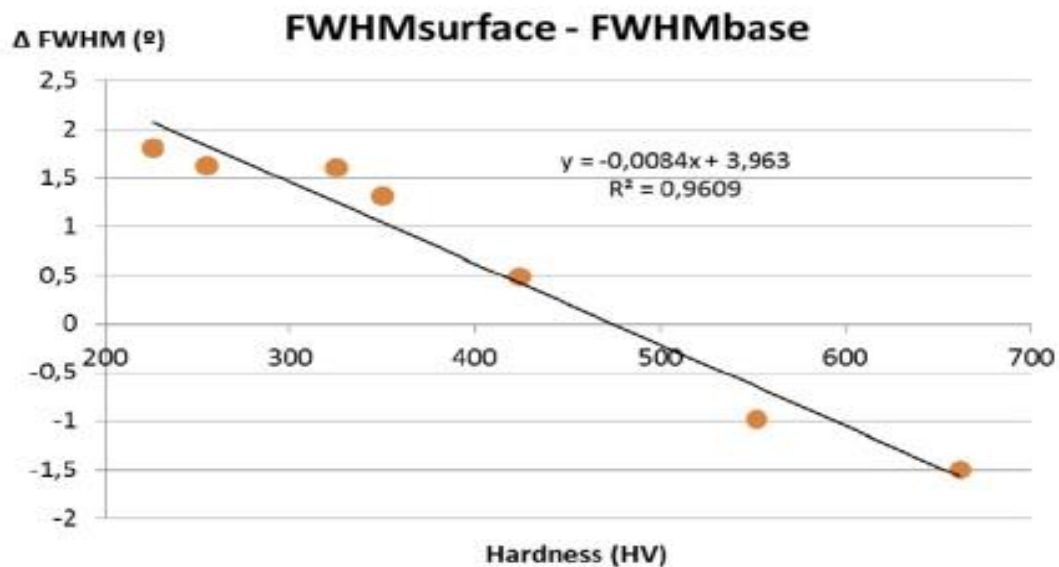


Εικόνα 54: Προφίλ των εσωτερικών τάσεων για διάφορες θερμοκρασίες επαναφοράς για εντάσεις 10A και 16^A [12]

Τέλος, ένα φαινόμενο το οποίο είναι πολύ σημαντικό συναντάται κατά την σφαιροβολή της επιφάνειας του υλικού το οποίο είναι η εργοσκληρυνση. Στην παρούσα έρευνα, ο ερευνητής [12] την μελέτησε με την παράμετρο FWHM (Full Width at Half Maximum) όπου η παράμετρος αυτή αντιστοιχεί στο πλάτος της κορυφής της περίθλασης στο μισό του ύψους της και μπορεί να υπολογιστεί στην με την μέθοδο της περίθλασης ακτίνων X (XRD). Αυτή η παράμετρος μπορεί να θεωρηθεί ως δείκτης παραμόρφωσης του κρυστάλλου του κόκκου η οποία λαμβάνει υπ'όψιν την πυκνότητα των διαταραχών και τον λεγόμενο τύπο II μικρο – εσωτερικών τάσεων (type II micro residual stresses) οι οποίες υπάρχουν στον κρύσταλλο [12]. Παρατηρείται πώς η μέθοδος της σφαιροβολής δημιουργεί σημαντική επιφανειακή σκλήρυνση αλλά η τελικές ιδιότητες είναι εξαρτώμενες επίσης απο την αντοχή του χάλυβα. Όσο πιο μαλακός είναι ο χάλυβας τόσο μεγαλύτερη η παράμετρος FWHM. Ωστόσο εάν η σκληρότητα της βάσης του χάλυβα δηλαδή κάτω απο την επιφάνεια είναι αρκετά μεγάλη μπορεί η σκληρότητα τοπικά να μειωθεί. Στην εικόνα 55 φαίνεται το διάγραμμα

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

της διαφοράς της παραμέτρου FWHM της επιφάνειας με της παραμέτρου FWHM της βάσης σε σχέση με την σκληρότητα στην οποία φαίνεται η μείωση της παραμέτρου FWHM με την αύξηση της σκληρότητας.



Εικόνα 55: Διάγραμμα της διαφοράς της παραμέτρου FWHM της επιφάνειας με της παραμέτρου FWHM της βάσης σε σχέση με την σκληρότητα [12]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

ΜΕΡΟΣ III

Πειραματική Διαδικασία και Αποτελέσματα

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Κεφάλαιο III.I: Πειραματική διαδικασία

III.I.1: Υλικό προς εξέταση

Το υλικό προς εξέταση είναι χάλυβας AISI 6150 (DIN 51CrV4) μέσης περιεκτικότητας σε άνθρακα και μικροκραματωμένος, με χημική σύσταση σύμφωνα με το DIN EN 10132 – 4 (Πίνακας 2). Ο χάλυβας αυτός χρησιμοποιείται ευρέα στην αυτοκινητοβιομηχανία και στην παραγωγή φύλλων ημιελλειπτικής καρόσουστας.

Πίνακας 2: Χημική σύσταση του AISI 6150, σύμφωνα με το DIN EN 10132 - 4

Elements	min. in %	max. in %
C	0,47	0,55
Si	-	0,40
Mn	0,70	1,10
P	-	0,025
S	-	0,025
Cr	0,90	1,20
V	0,10	0,25

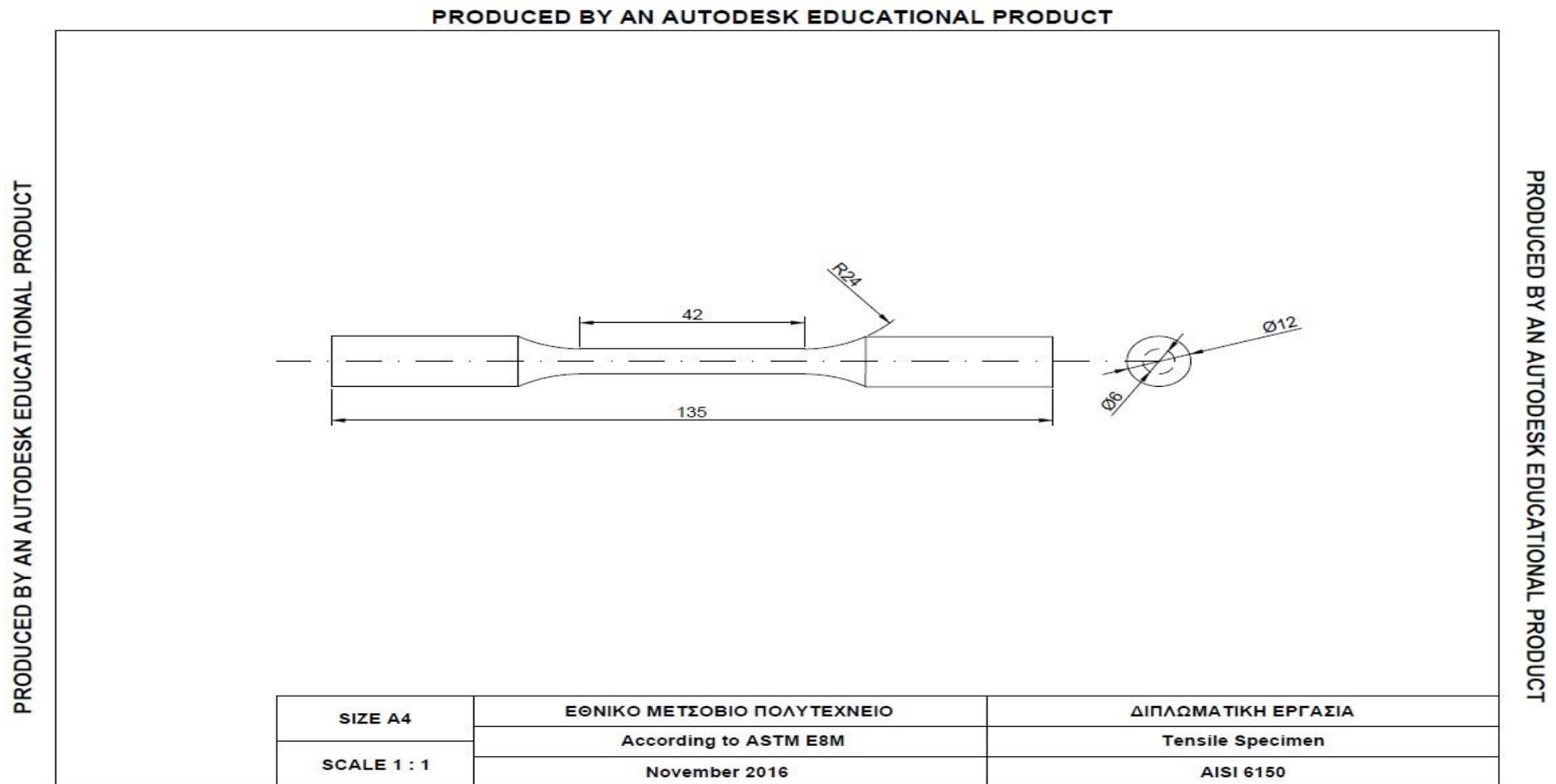
Ράβδοι οι οποίοι έχουν υποστεί θερμή έλαση, δηλαδή έλαση πάνω απο την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης του κράματος, με διαστάσεις Ø16mm x 6m ελήφθησαν απο την SCHMOLZ+BICKENBACH AG για την TU Delft Electronic and Mechanical Support Division (DEMO).

III.1.2: Κατασκευή δοκιμίων

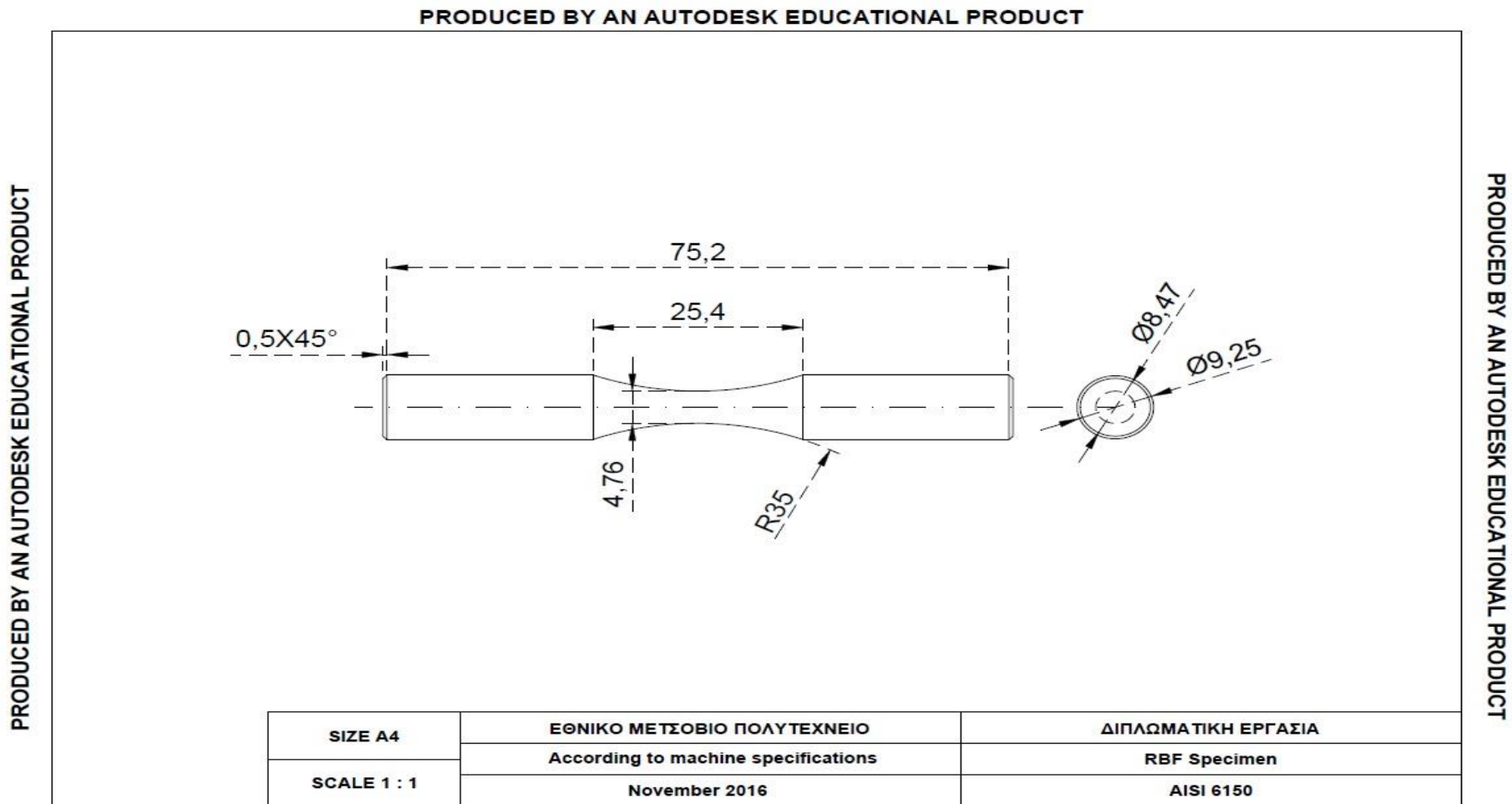
Κατασκευάστηκαν δοκίμια για την εξέταση του υλικού υπό στατική φόρτιση (δοκιμή εφελκυσμού) αλλά και δοκίμια για κόπωση. Εκατό (100) δοκίμια για την δοκιμή κόπωσης κατασκευάστηκαν. Ο σχεδιασμός των δοκιμίων έγινε για το δοκίμιο εφελκυσμού: σύμφωνα με την ASTM E8M και για το δοκίμιο κόπωσης: σύμφωνα με τις προδιαγραφές του κατασκευαστή του μηχανήματος κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου υπό κάμψη RBF 200. Οι διαστάσεις καθώς και στατική ανάλυση τάσεων με την μέθοδο των μη πεπερασμένων στοιχείων, που πραγματοποιήθηκε με την βοήθεια του προγράμματος Autodesk® Inventor Student Edition, έτσι ώστε να αντιληφθεί ο αναγνώστης την κρισιμότητα των διαστάσεων των δοκιμίων έτσι ώστε οι μέγιστες τάσεις που αναπτύσσονται να περιοριστούν στο κέντρο του δοκιμίου, έτσι ώστε να επέλθει αστοχία μόνο σε αυτό το σημείο, παρουσιάζονται στις εικόνες 59 και 58a.b.

III.1.3: Μηχανικές κατεργασίες

Αρχικά απο τις μπάρες διαστάσεων $\varnothing 16\text{mm} \times 6\text{m}$, κατασκευάστηκαν δοκίμια εφελκυσμού σύμφωνα με τις διαστάσεις του μηχανολογικού σχεδίου της εικόνας 56. 100 δοκίμια κόπωσης σχεδιάστηκαν σύμφωνα με τις διαστάσεις του μηχανήματος κοπώσεως και κατασκευάστηκαν με δύο (2) τρόπους: Ένα σύνολο απο τα 100 δοκίμια, τα οποία θα ονομαστούν Σύνολο 1 κατασκευάστηκαν σύμφωνα με τις τελικές διαστάσεις (Εικόνα 57) με τυπικές απαιτήσεις επιφανειακής τραχύτητας. Ακολούθησε θερμική κατεργασία η οποία θα αναλυθεί στο κεφάλαιο III.4 και τελικώς πραγματοποιήθηκε σφαιροβολή σε 0.36mm Almen, ρεύματος αέρα 0.6mm σφαιριδίου χάλυβα cut wire χρησιμοποιώντας κατάλληλο ακροφύσιο πεπιεσμένου αέρα. Το Σύνολο 2 κατασκευάστηκε αρχικώς σύμφωνα με τις διαστάσεις της εικόνας 57 προσαυξημένες κατά 1mm, ακολούθησε θερμική κατεργασία και τελικώς διαμορφώθηκαν στις τελικές διαστάσεις (εικόνα 57) με απαιτήσεις επιφανειακής τραχύτητας $R_a < 0.2$.

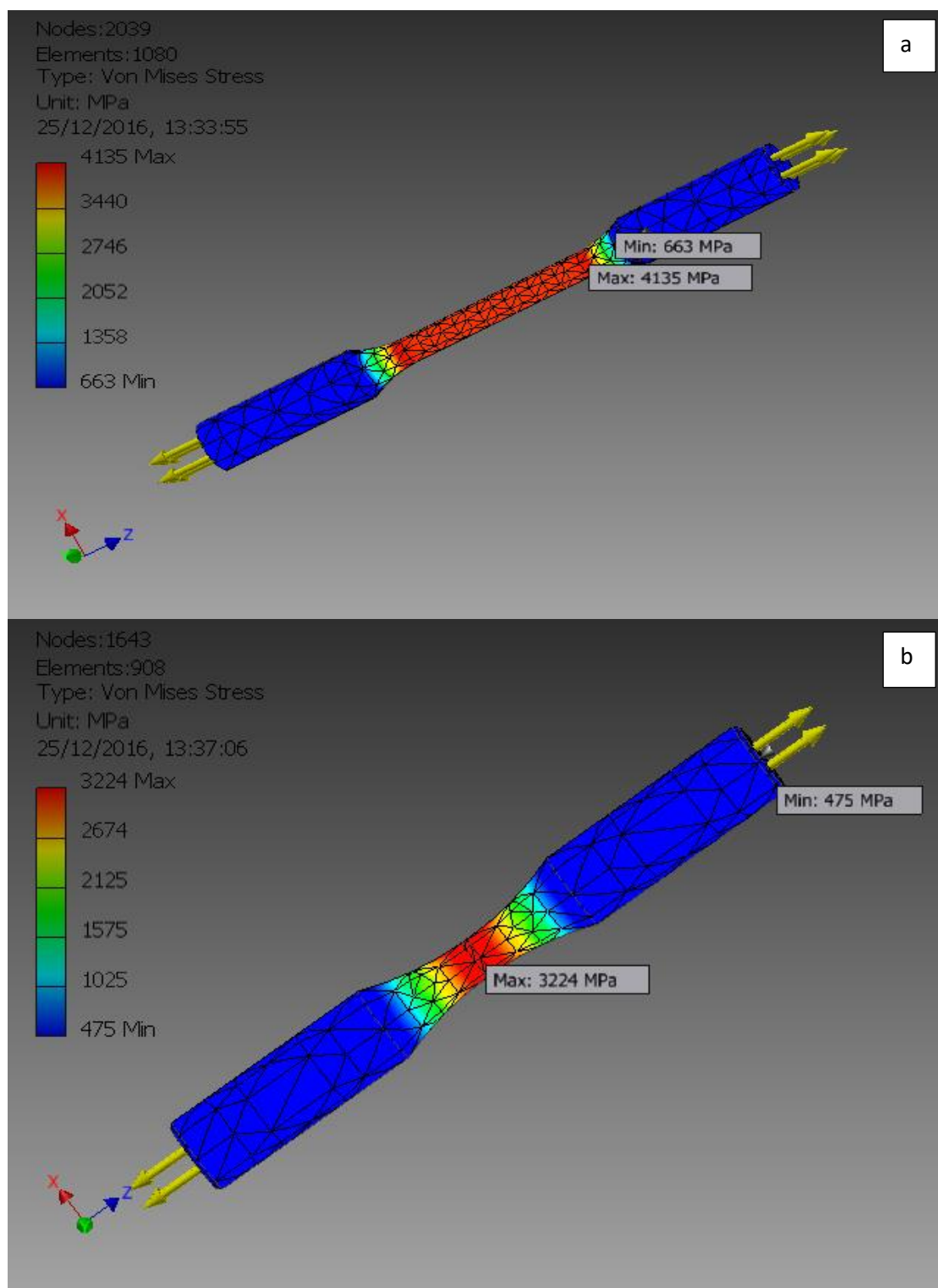


Εικόνα 56: Διαστάσεις δοκιμίου εφελκυσμου



Εικόνα 57: Διαστάσεις δοκιμίου κόπωσης

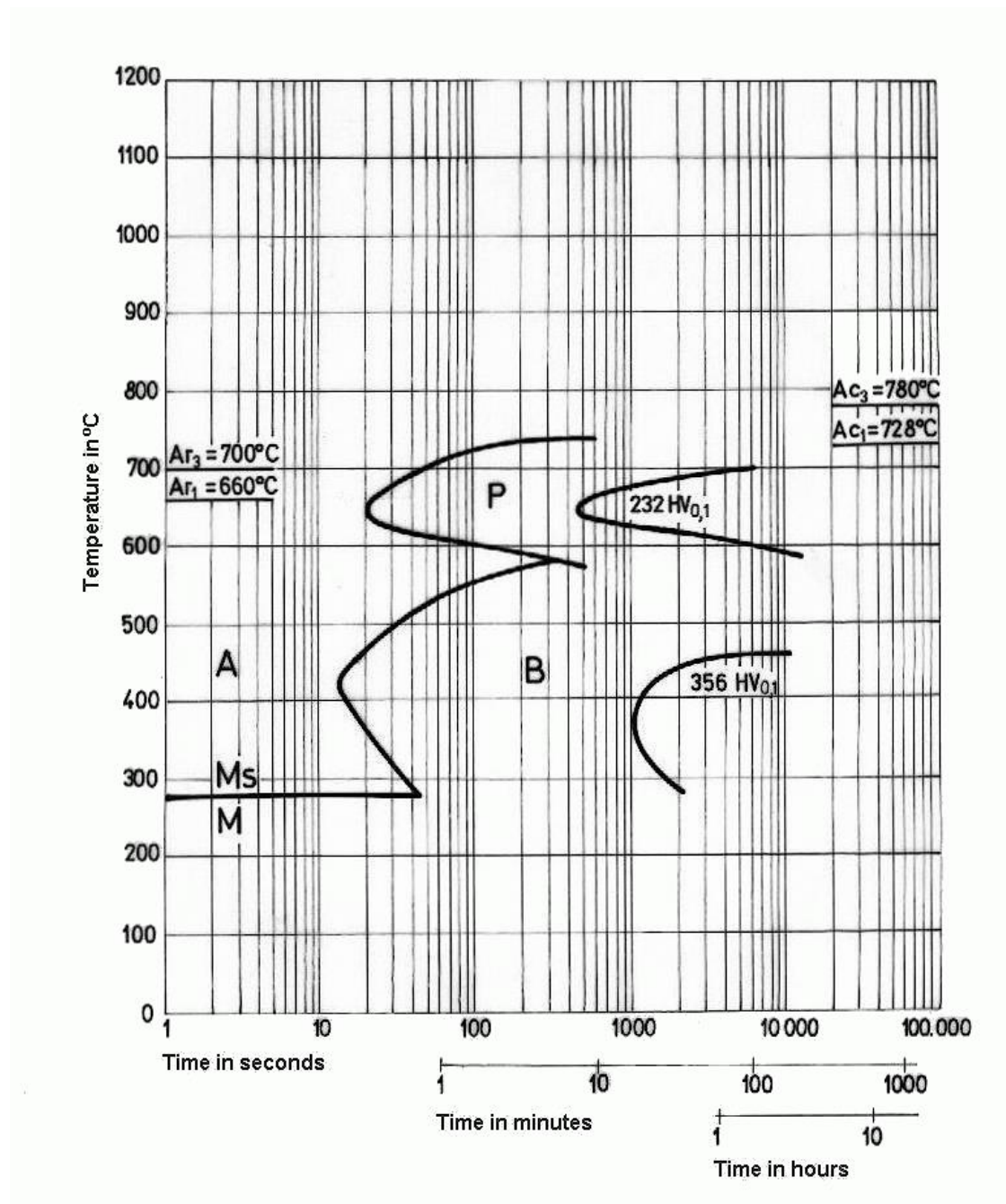
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 58: Ανάλυση των τάσεων με την μέθοδο των μη πεπερασμένων στοιχείων για α) δοκίμιο εφελκυσμού και β) δοκίμιο κόπωσης.

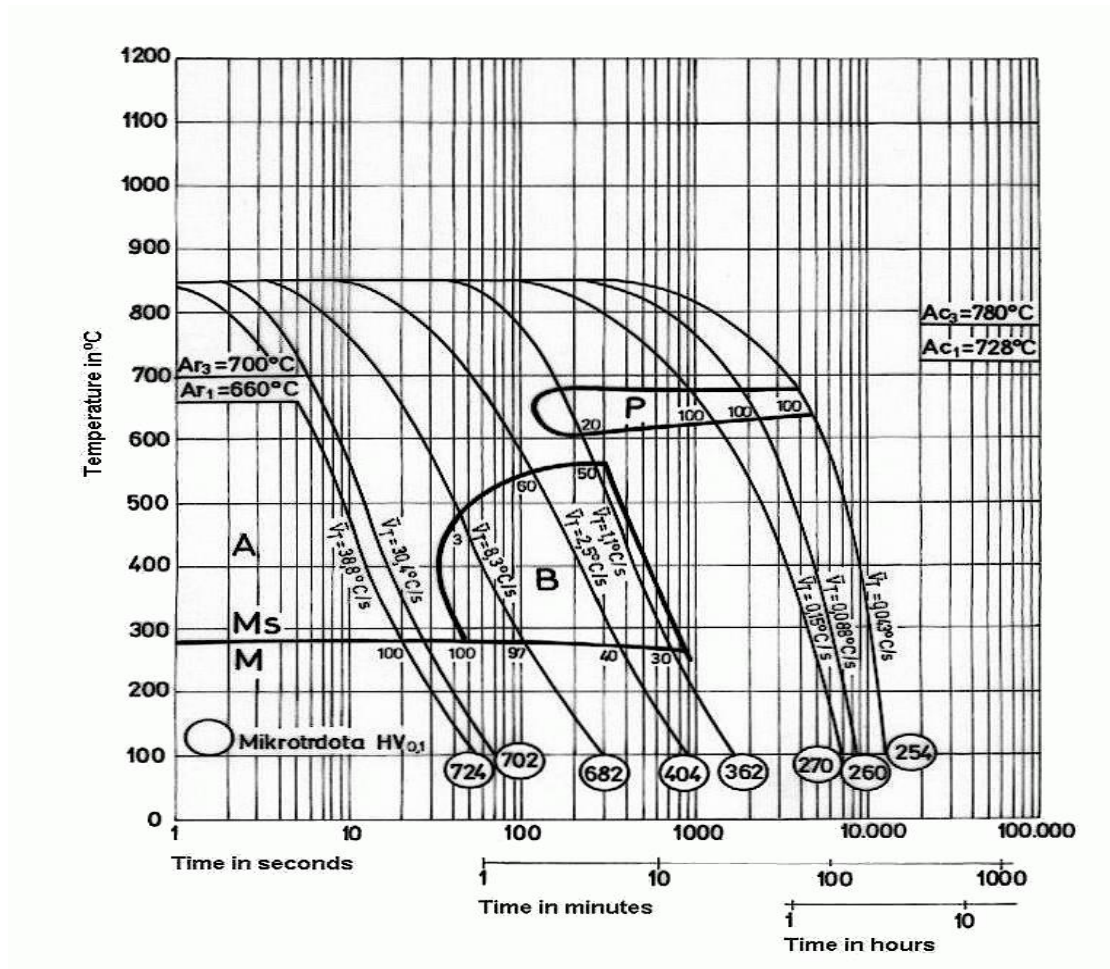
III.1.4: Θερμικές κατεργασίες

Στην εικόνα 59 και 60 παρουσιάζονται τα διαγράμματα TTT (Time – Temperature Transformation) και CCT (Continuous – Cooling Transformations), αντίστοιχα, για τον χάλυβα AISI 6150.



Εικόνα 59: Διάγραμμα TTT για τον χάλυβα AISI 6150 [30]

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

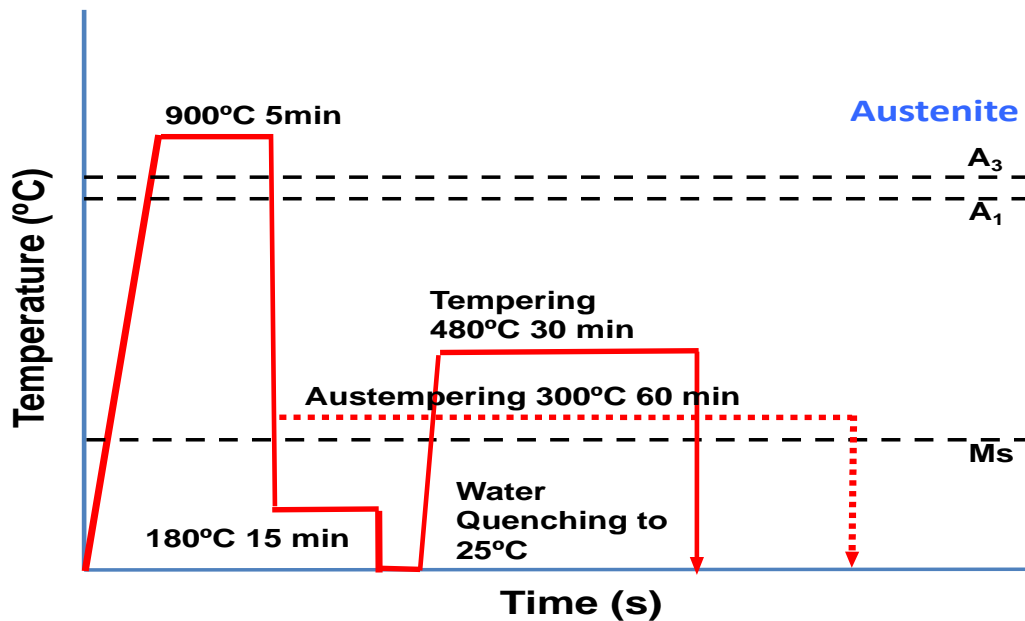


Εικόνα 60: Διάγραμμα CCT για τον χάλυβα AISI 6150 [30]

Οι θερμικές κατεργασίες οι οποίες θα πραγματοποιηθούν (εικόνα 61) είναι:

- Επαναφερμένος Μαρτενσίτης: 8min ωστενιτοποίηση στους 900°C σε λουτρό άλατος, ταχεία ψύξη στους 180°C και παραμονή για 15min και επαναφορά στους 480°C για 1h,
- Κατώτερος Μπαινίτης: 8min ωστενιτοποίηση στους 900°C σε λουτρό άλατος, ταχεία ψύξη και ισοθερμοκρασιακή παραμονή στους 300°C για 1h.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 61: Διάγραμμα θερμικών κατεργασιών

III.1.5: Δοκιμές εφελκυσμού

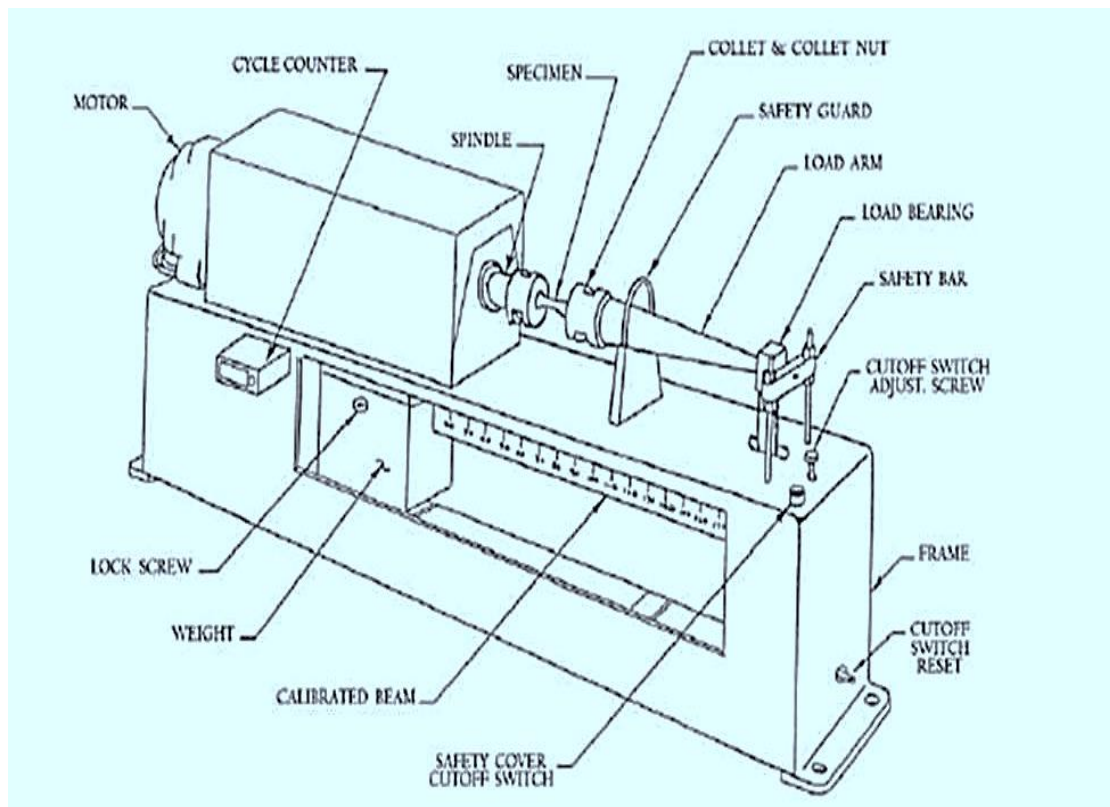
Οι δοκιμές εφελκυσμού πραγματοποιήθηκαν σε μηχανήμα Instron 5500 (εικόνα 62) με ταχύτητα κεφαλής (crosshead speed) 3mm/min και τοποθετημένο στο κέντρο του δοκιμίου, επικυσιόμετρο μήκους 25mm.



Εικόνα 62: Μηχάνημα εφελκυσμού σειράς 5500 [31]

III.1.6: Δοκιμές κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου υπό κάμψη (Rotating - Bending Fatigue Tests)

Η δοκιμές κόπωσης των δοκιμίων πραγματοποιήθηκαν σε τέσσερα (4) μηχανήματα κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου κάμψης, τύπου RBF 200 (εικόνα 63). Για να αποτελέσουν οι τιμές συγκρίσιμες αλλά και αξιόπιστες οι τέσσερις μηχανές κόπωσης βαθμονομήθηκαν μεταξύ τους χρησιμοποιώντας ένα δοκίμιο βαθμονόμησης, πάνω στο οποίο τοποθετήθηκε αισθητήρας strain gauge και η παραμόρφωση που προκαλούνταν από κάθε αύξηση του βάρους στον βαθμονομημένο πρόβολο καταγραφόταν.



Εικόνα 63: Μηχάνημα κόπωσης περιστρεφόμενου προβόλου υπό κάμψη, RBF 200 (πηγή: manual RBF 200) [32]

Η λειτουργία του μηχανήματος είναι παρόμοια με του μηχανήματος R.R.Moore, η οποία έχει περιγραφεί στην παράγραφο 1.4.3. Η μέγιστη και η ελάχιστη τάση που καταπονούν το δοκίμιο υπολογίζονται από την σχέση:

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

$$\sigma = S = (M/I)*y$$

όπου M: η ροπή που δημιουργείται στο κέντρο του δοκιμίου, I: η ροπή αδράνειας κυλινδρικής διατομής και y: Το βέλος κάμψης όπου για $S_{max} = \sigma_{max}$ ισχύει $y_{max} = d/2$.

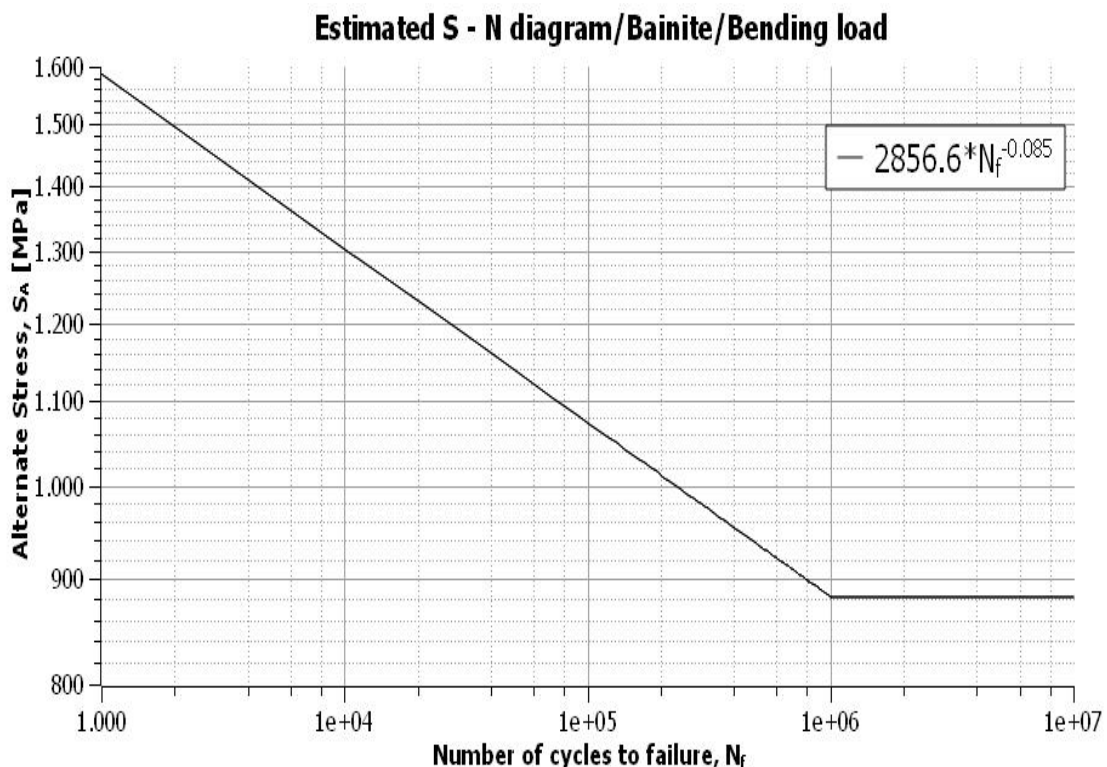
Η ροπή M, που δημιουργείται στο κέντρο του δοκιμίου υπολογίζεται απο την σχέση: $M = P*L$, όπου P: το φορτίο σε N και L: Η απόσταση του δοκιμίου θραύσης απο το σημείο που ασκείται το φορτίο.

Η ροπή αδράνειας κυλινδρικής διατομής, υπολογίζεται απο την παρακάτω σχέση:

$$I = (\pi*d^4)/64$$

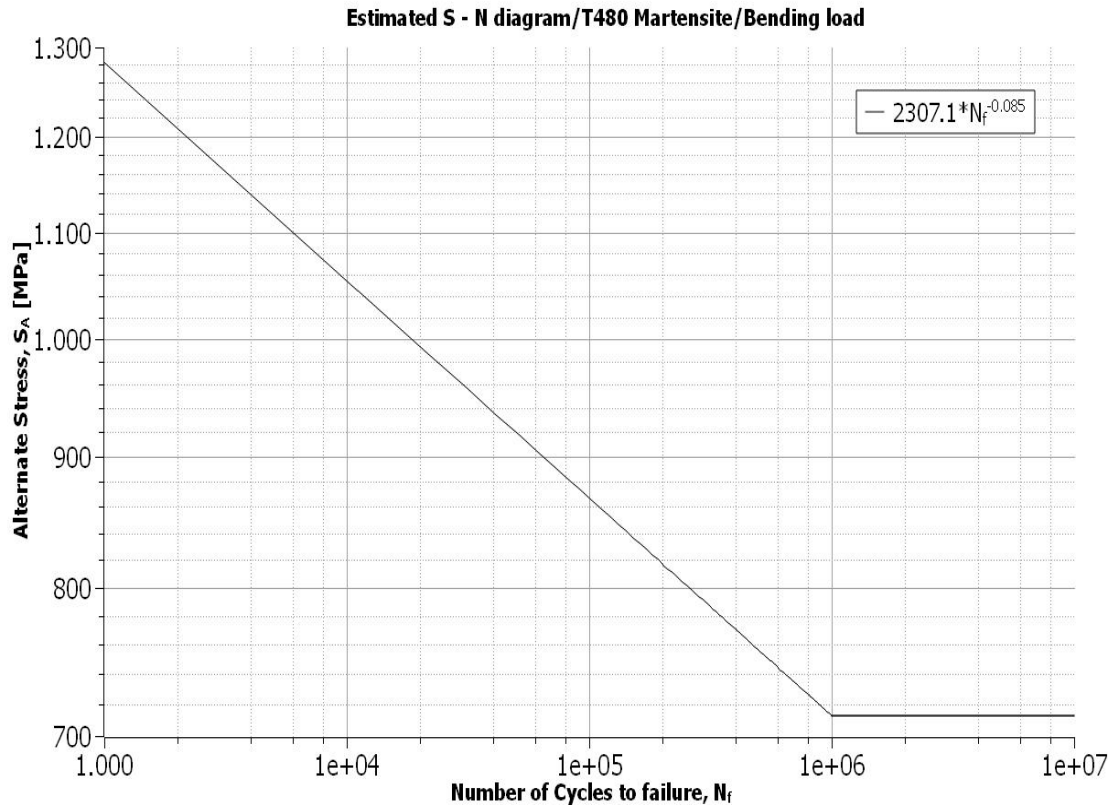
Επομένως συνδυάζοντας τις παράνω σχέσεις για $\sigma = S = \sigma_{max} = S_{max}$ έχουμε:

$$\sigma_{max} = S_{max} = (32*P*L)/(\pi*d^3) \quad (1)$$



Εικόνα 64: Θεωρητική εκτίμηση διαγράμματος Wöhler χάλυβα AISI 6150 κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής υπό κάμψη

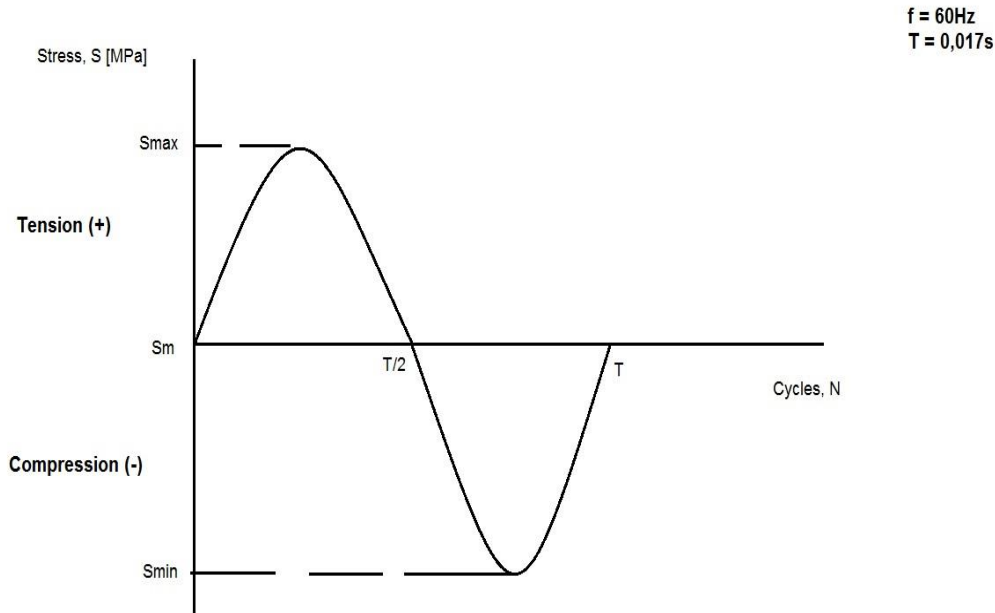
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 65: Θεωρητική εκτίμηση διαγράμματος Wöhler χάλυβα AISI 6150 επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής υπό κάμψη

Όπως αναφέρθηκε και στην βιβλιογραφική ανασκόπηση, ο συνήθης τύπος φόρτισης είναι του πλήρους ανεστραμμένου τύπου δηλαδή της ημιτονοειδής φόρτισης, αν και ο όρος ημιτονοειδής καταπόνηση δεν είναι ο επιστημονικά ορθός χρησιμοποιείται για την κατανόηση του αναγνώστη. Η συχνότητα της φόρτισης υπό συνήθεις συνθήκες είναι 30Hz, όμως έχει αποδειχθεί πως η συχνότητα αυτή αποτελεί και ιδιοσυχνότητα του υλικού με αρνητική συνέπεια στην συμπεριφορά του υλικού ως προς την κόπωση. Επομένως ως συχνότητα των καταπονήσεων επιλέχθηκε η τιμή 60Hz και με λόγο ελάχιστης τάσης προς μέγιστης, $R = -1$. Ο τύπος των φορτίσεων αλλά και η συχνότητα παρουσιάζεται σχηματικά στην εικόνα 66 για ένα πλήρως ανεστραμμένο κύκλο καταπονήσεων.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 66: Πλήρως ανεστραμμένος κύκλος φόρτισης συχνότητας 60Hz και $R = -1$

Επόμενο βήμα αποτελεί η εκλογή των τιμών τάσεων που θα εφαρμοστούν πάνω στα δοκίμια για κάθε μικροδομή ξεχωριστά. Η επιλογή των τάσεων που θα εφαρμοστούν πάνω στο δοκίμια δεν πρέπει να γίνει απο την αρχή αλλά θα πρέπει να επιλέγονται σταδιακά με βάση την αμέσως προηγούμενη δοκιμή κόπωσης. Εάν θεωρεί ο ερευνητής πως θα πρέπει να πραγματοποιηθούν παραπάνω μετρήσεις στην ίδια τάση θα πρέπει να πραγματοποιηθεί, εφόσον είναι διαθέσιμα τα κονδύλια. Πάντα ο ερευνητής θα πρέπει αρχικώς να έχει εκτιμήσει θεωρητικώς την καμπύλη $S - N$ διότι αποτελεί την βάση του σχεδιασμού των πειραμάτων κόπωσης. Η εκτίμηση του ορίου διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) είναι πολύ σημαντική επίσης διότι δίνει μια αίσθηση του εύρους στο οποίο ο ερευνητής πρέπει να επικεντρωθεί (προτείνεται εύρος της τάξης του 100 – 200MPa) αλλά και σε αυτήν την περίπτωση η επιλογή της τάσης εξαρτάται απο το προηγούμενο αποτέλεσμα. Θα περιγραφεί η επιλογή των τάσεων των δοκιμών της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής.

Παρατηρώντας το διάγραμμα της εικόνας 64, η μέγιστη τιμή της τάσης στην περιοχή της πολυκυκλικής κόπωσης (high – cycle fatigue region) είναι 1593MPa. Επομένως η πρώτη μέτρηση και μάλιστα θα επαναληφθεί για δύο δοκίμια θα πραγματοποιηθεί για τάση 1471MPa. Μετά απο την πρώτη δοκιμή επιλέχθηκε ως τάση η τιμή των 1282MPa, 189MPa μικρότερη απο την πρώτη δοκιμή. Τα αποτελέσματα ήταν ικανοποιητικά και με βάση τα αναμενόμενα έως και για τάση 1072 όπου και παρατηρείται πως η συσχέτιση των σημείων είναι αρκετά καλή. Έπειτα πραγματοποιήθηκαν ανεξάρτητες δοκιμές κόπωσης για την εύρεση του ορίου διαρκούς κόπωσης ξεκινώντας απο μια τάση η οποία είναι πλησιέστερη στην θεωρητική τιμή των 885MPa, η οποία είναι 850MPa και έως την τιμή 1000MPa συνολικά για την εκτίμηση του διαρκούς ορίου κόπωσης χρησιμοποιήθηκαν 11 δοκίμια όπου το ένα απο αυτά απορρίφθηκε. Συνολικά χρησιμοποιήθηκαν 17 δοκίμια για την εκτίμηση της καμπύλης S – N και του διαρκούς ορίου κόπωσης. Παρόμοια διαδικασία πραγματοποιήθηκε και για τα δοκίμια επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής και για τα δοκίμια που υπέστησαν σφαιροβολή μόνο που σε αυτά παρατηρήθηκε μικρότερο όριο διαρκούς κόπωσης αλλά και αντοχής σε κόπωση. Θα αναλύσουμε την περίπτωση των δοκιμών μπαινιτικής δομής που υπέστησαν σφαιροβολή. Πραγματοποιήθηκαν παρόμοιες δοκιμές όπως και με τα δοκίμια που δεν υπέστησαν σφαιροβολή έως και για τάση 1019MPa. Έπειτα πραγματοποιήθηκε δοκιμή για τάση 841MPa για την οποία παρατηρήθηκε πως τα δοκίμια αστοχούσαν υποδηλώνοντας πως το όριο διαρκούς κόπωσης είναι χαμηλότερο και τελικώς η δοκιμή πραγματοποιήθηκε για 788MPa. Οι τάσεις αυτές θα μετατραπούν σε ροπή σύμφωνα με την σχέση (1), η οποία ροπή θα αποτελέσει το δεδομένο του μηχανήματος της κόπωσης. Στους πίνακες 3 έως 6 παρατίθενται οι τάσεις που υποβάλλονται στα δοκίμια σε κάθε περίπτωση. Οι πειραματικές τιμές κόπωσης οι οποίες αποκτήθηκαν μετά το πέρας των δοκιμών παρατίθενται στους πίνακες 3 έως 10. Θα πρέπει να τονισθεί πως πριν την κάθε δοκιμή κόπωσης θα πρέπει να μετράται η διάμετρος του κέντρου των δοκιμών και να λαμβάνεται υπ'όψιν στην σχέση (1) για την μετατροπή της

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

ροπής σε τάση όπως φαίνεται και στους πίνακες 7 έως 10. Οι διαφοροποιήσεις στις τιμές των τάσεων των πινάκων 3 έως 6 με τους πίνακες 7 έως 10 προκύπτουν από την ελαφρώς διαφορετική διάμετρο των δοκιμών και αυτές οι τιμές θα πρέπει να λαμβάνονται υπ'όψιν στην κατασκευή του διαγράμματος.

Πίνακας 3: Σχεδιασμός πειράματος κόπωσης για τα δοκίμια μπαινιτικής μικροδομής (F.L: Δοκιμή κόπωσης εκτίμησης διαρκούς ορίου κόπωσης)

Stress Mpa	Stress Pa	diameter m	Bending Moment N.m	Bending Momen lbs.in	Comments
841	840561035	0,00476	8,9	80	F.L
1156	1155771423	0,00476	12,2375	110	
946	945631165	0,00476	10,0125	90	F.L
1051	1050701294	0,00476	11,125	100	
998	998166229	0,00476	10,56875	95	F.L
977	977152203	0,00476	10,34625	93	F.L
1072	1071715320	0,00476	11,3475	102	
904	903603113	0,00476	9,5675	86	F.L
904	903603113	0,00476	9,5675	86	F.L
988	987659216	0,00476	10,4575	94	F.L
872	872082074	0,00476	9,23375	83	F.L
1135	1134757398	0,00476	12,015	108	
851	851068048	0,00476	9,01125	81	F.L
1471	1470981812	0,00476	15,575	140	
1471	1470981812	0,00476	15,575	140	
1282	1281855579	0,00476	13,5725	122	
883	882589087	0,00476	9,345	84	F.L
946	945631165	0,00476	10,0125	90	F.L

Πίνακας 4: Σχεδιασμός πειράματος κόπωσης για τα δοκίμια επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής (F.L: Δοκιμή κόπωσης εκτίμησης διαρκούς ορίου κόπωσης)

Stress Mpa	Stress Pa	diameter m	Bending Momen N.m	Bending Momen lbs.in	Comments
841	841000000	0,00476	8,90000	80	F.L
1156	1156000000	0,00476	12,23750	110	
946	946000000	0,00476	10,01250	90	F.L
1051	1051000000	0,00476	11,12500	100	
998	998000000	0,00476	10,56875	95	F.L
977	977000000	0,00476	10,34625	93	F.L
1072	1072000000	0,00476	11,34750	102	
904	904000000	0,00476	9,56750	86	F.L
904	904000000	0,00476	9,56750	86	F.L
988	988000000	0,00476	10,45750	94	F.L
872	872000000	0,00476	9,23375	83	F.L
1135	1135000000	0,00476	12,01500	108	
851	851000000	0,00476	9,01125	81	F.L
1471	1471000000	0,00476	15,57500	140	
1471	1471000000	0,00476	15,57500	140	
1282	1282000000	0,00476	13,57250	122	
883	883000000	0,00476	9,34500	84	F.L
946	946000000	0,00476	10,01250	90	F.L

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Πίνακας 5: Σχεδιασμός πειράματος κόπωσης για τα δοκίμια μπαινιτικής μικροδομής που έχουν υποστεί σφαιροβολή (F.L: Δοκιμή κόπωσης εκτίμησης διαρκούς ορίου κόπωσης, *F.L: Δοκιμή κόπωσης εκτίμησης διαρκούς ορίου κόπωσης η οποία πραγματοποιήθηκε σε χαμηλότερη τιμή τάσης λόγω της παρατηρούμενης πτώσης της τιμής του διαρκούς ορίου κόπωσης σε σχέση με τα δοκίμια που δεν έχουν υποστεί σφαιροβολή)

Stress Mpa	Stress Pa	diameter m	Bending Moment N.m	Bending Moment lbs.in	Comments
841	840561035	0,00476	8,9	80	F.L
946	945631165	0,00476	10,0125	90	
788	788025971	0,00476	8,34375	75	*F.L
788	788025971	0,00476	8,34375	75	*F.L
841	840561035	0,00476	8,9	80	F.L
1471	1470981812	0,00476	15,575	140	
841	840561035	0,00476	8,9	80	F.L
1313	1313376618	0,00476	13,90625	125	
1313	1313376618	0,00476	13,90625	125	
1019	1019180255	0,00476	10,79125	97	

Πίνακας 6: Σχεδιασμός πειράματος κόπωσης για τα δοκίμια επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής που έχουν υποστεί σφαιροβολή (F.L: Δοκιμή κόπωσης εκτίμησης διαρκούς ορίου κόπωσης, *F.L: Δοκιμή κόπωσης εκτίμησης διαρκούς ορίου κόπωσης η οποία πραγματοποιήθηκε σε χαμηλότερη τιμή τάσης λόγω της παρατηρούμενης πτώσης της τιμής του διαρκούς ορίου κόπωσης σε σχέση με τα δοκίμια που δεν έχουν υποστεί σφαιροβολή)

Stress Mpa	Stress Pa	diameter m	Bending Moment N.m	Bending Moment lbs.in	Comments
841	840561035	0,00476	8,9	80	
735	735490906	0,00476	7,7875	70	F.L
893	893096100	0,00476	9,45625	85	
956	956138178	0,00476	10,12375	91	
1051	1050701294	0,00476	11,125	100	
704	703969867	0,00476	7,45375	67	F.L
651	651434802	0,00476	6,8975	62	*F.L
620	619913763	0,00476	6,56375	59	*F.L
599	598899738	0,00476	6,34125	57	*F.L
609	609406751	0,00476	6,4525	58	*F.L
599	598899738	0,00476	6,34125	57	*F.L

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Πίνακας 7: Πειραματικά δεδομένα κόπωσης δοκιμών μπαινιτικής μικροδομής.

Παρατηρούνται ελαφρώς διαφοροποιημένες τιμές τάσης λόγω ελαφρώς διαφορετικής διαμέτρου του κέντρου των δοκιμών (MIR: Mirror polished, Run – Out: Δεν αστοχήσανε έως και τους 10^7)

Machine No	Bending Moment	actual diameter	Bending Moment	actual diameter	Stress	Stress	Comments	Cycles
#	lbs.in	in	N.m	m	Pa	Mpa		#
2	80	0,1868	8,9	0,00467	890552844,6	891	MIR-run-out	1,00E+07
1	110	0,1868	12,2375	0,00467	1224510161	1225	MIR	3,10E+03
1	90	0,1878	10,0125	0,004695	985952674,8	986	MIR	3,75E+06
1	100	0,1888	11,125	0,00472	1078187653	1078	MIR	5,76E+04
1	95	0,1864	10,56875	0,00466	1064354266	1064	MIR	4,74E+04
1	93	0,1865	10,34625	0,0046625	1040271652	1040	MIR	2,09E+05
4	102	0,1862	11,3475	0,004655	1146466755	1146	MIR	2,30E+04
2	86	0,1875	9,5675	0,0046875	946662031,6	947	MIR-run-out	1,00E+07
3	86	0,1873	9,5675	0,0046825	949697824,2	950	MIR	9,76E+05
2	94	0,1873	10,4575	0,0046825	1038041808	1038	MIR	2,74E+06
2	108	0,1877	12,015	0,0046925	1185035229	1185	MIR	1,67E+04
3	81	0,1876	9,01125	0,00469	890198464,1	890	MIR-run-out	1,00E+07
4	140	0,187	15,575	0,004675	1553472394	1553	MIR	5,70E+03
4	140	0,187	15,575	0,004675	1553472394	1553	MIR	3,90E+03
4	122	0,1874	13,5725	0,004685	1345090158	1345	MIR	1,30E+04
2	84	0,1874	9,345	0,004685	926127649,6	926	MIR-run-out	1,00E+07
4	90	0,1878	10,0125	0,004695	985952674,8	986	MIR	2,96E+05

Πίνακας 8: Πειραματικά δεδομένα κόπωσης δοκιμών επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής. Παρατηρούνται ελαφρώς διαφοροποιημένες τιμές τάσης λόγω ελαφρώς διαφορετικής διαμέτρου του κέντρου των δοκιμών (MIR: Mirror polished, Run – Out: Δεν αστοχήσανε έως και τους 10^7)

Machine No	Bending Moment	actual diameter	Bending Moment	actual diameter	Stress	Stress	Comments	Cycles
#	lbs.in	in	N.m	m	Pa	Mpa		#
1	80	0,1867	8,90	0,00467	891984601	892	MIR	3,48E+04
1	70	0,1891	7,79	0,00473	751144994	751	MIR	8,85E+04
1	90	0,1875	10,01	0,00469	990692824	991	MIR	1,63E+04
4	65	0,1888	7,23	0,00472	700821974	701	MIR-run-out	1,00E+07
2	68	0,1882	7,57	0,00471	740202213	740	MIR	1,00E+07
3	75	0,1868	8,34	0,00467	834893292	835	MIR	3,68E+04
4	95	0,1867	10,57	0,00467	1059231714	1059	MIR	1,13E+04
3	80	0,1866	8,90	0,00467	893419429	893	MIR	3,31E+04
3	67	0,1876	7,45	0,00469	736337001	736	MIR	3,31E+04
2	64	0,1873	7,12	0,00468	706751869	707	MIR-run-out	1,00E+07
4	90	0,1872	10,01	0,00468	995463407	995	MIR	2,27E+04
4	64	0,187	7,12	0,00468	710158809	710	MIR-run-out	1,00E+07
2	75	0,1875	8,34	0,00469	825577353	826	MIR	8,44E+04

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Πίνακας 9: Πειραματικά δεδομένα κόπωσης δοκιμών μπαινιτικής μικροδομής τα οποία έχουν υποστεί σφαιροβολή. Παρατηρούνται ελαφρώς διαφοροποιημένες τιμές τάσης λόγω ελαφρώς διαφορετικής διαμέτρου του κέντρου των δοκιμών (MIR: Mirror polished, Run – Out: Δεν αστοχήσανε έως και τους 10^7)

Machine No	Bending Moment	actual diameter	Bending Moment	actual diameter	Stress	Stress	Cycles	Comments
#	lbs.in	in	N.m	m	Pa	Mpa	#	
2	80	0,1865	8,9	0,0046625	894857335	895	2,09E+05	MP
2	90	0,1874	10,0125	0,004685	992279625	992	7,32E+04	MP
3	75	0,1876	8,34375	0,00469	824257837	824	1,00E+07	MP-run-out
2	75	0,1881	8,34375	0,0047025	817702265	818	1,00E+07	MP-run-out
4	80	0,187	8,9	0,004675	887698511	888	4,88E+05	MP-Acid
4	140	0,1885	15,575	0,0047125	1516681174	1517	2,50E+03	MP
4	80	0,1877	8,9	0,0046925	877803874	878	7,12E+06	MP-Sub surface!
4	125	0,1882	13,90625	0,004705	1360665833	1361	5,00E+03	MP-5K
4	125	0,1881	13,90625	0,0047025	1362837108	1363	5,30E+03	MP-5K

Πίνακας 10: Πειραματικά δεδομένα κόπωσης δοκιμών επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής τα οποία έχουν υποστεί σφαιροβολή. Παρατηρούνται ελαφρώς διαφοροποιημένες τιμές τάσης λόγω ελαφρώς διαφορετικής διαμέτρου του κέντρου των δοκιμών (MIR: Mirror polished, Run – Out: Δεν αστοχήσανε έως και τους 10^7)

Machine No	Bending Moment	actual diameter	Bending Moment	actual diameter	Stress	Stress	Cycles	Comments
#	lbs.in	in	N.m	m	Pa	Mpa	#	
1	80	0,1887	8,9	0,0047175	8,6E+08	864	2,07E+04	MP
3	70	0,1883	7,7875	0,0047075	7,6E+08	761	6,32E+04	MP
4	85	0,1883	9,45625	0,0047075	9,2E+08	924	1,96E+04	MP
4	91	0,188	10,12375	0,0047	9,9E+08	994	1,00E+04	MP
4	100	0,1884	11,125	0,00471	1,1E+09	1085	4,40E+03	MP
4	67	0,1884	7,45375	0,00471	7,3E+08	727	7,80E+04	MP
4	62	0,1882	6,8975	0,004705	6,7E+08	675	2,59E+05	MP
4	59	0,1878	6,56375	0,004695	6,5E+08	646	9,54E+04	MP
2	57	0,188	6,34125	0,0047	6,2E+08	622	1,00E+07	MP-run-out
3	58	0,188	6,4525	0,0047	6,3E+08	633	1,38E+05	MP
4	57	0,1879	6,34125	0,0046975	6,2E+08	623	1,00E+07	MP-run-out

Κεφάλαιο III.2: Αποτελέσματα και Συζήτηση επί των αποτελεσμάτων

III.2.1: Σχολιασμός θερμικών κατεργασιών

Τα παραπάνω διαγράμματα αποτέλεσαν την βάση στην οποία επιλέχθηκαν οι κατάλληλες θερμικές διεργασίες έτσι ώστε να υπάρξουν τα επιθυμητά αποτελέσματα. Σε αυτό το σημείο θα πρέπει να γίνει υπενθύμιση των μικροδομών οι οποίες πρέπει να μελετηθούν και να συγκριθούν στην συμπεριφορά τους ως προς την κόπωση. Οι μικροδομές αυτές είναι ο επαναφερμένος μαρτενσίτης ή κοινώς ο επιβελτιωμένος χάλυβας και ο κατώτερος μπαινίτης. Το υλικό είναι μικροκραματωμένος χρωμιο - βαναδιούχος χάλυβας AISI 6150 (DIN 51CrV4). Η επιλογή και η σκέψη να εξεταστεί η συμπεριφορά του υλικού στην κόπωση με μικροδομή τον κατώτερο μπαινίτη δεν είναι τυχαία. Χάρης στα κραματικά στοιχεία τα οποία είναι ισχυρά καρβιδιογόνα (Cr,V) προκύπτουν τέσσερα (4) οφέλη ως προς την κινητική του μετασχηματισμού του ωστενίτη τα οποία αποτυπώνονται και στα παραπάνω διαγράμματα:

- Επιβραδύνεται ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε περλίτη για θερμοκρασίες 580 έως 750°C, δηλαδή μετακινείται η ισοθερμοκρασιακή καμπύλη έναρξης του περλιτικού σχηματισμού σε μεγαλύτερους χρόνους
- Υπάρχουν δύο (2) μέγιστα του ωστενιτικού μετασχηματισμού δηλαδή δεν επικαλύπτονται οι δύο ισοθερμοκρασιακές καμπύλες έναρξης περλίτη και μπαινίτη
- Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μπαινίτη επιταχύνεται σε μικρότερους χρόνους δηλαδή η καμπύλη έναρξης του μπαινιτικού μετασχηματισμού μετακινείται σε μικρότερους χρόνους
- Αυξάνεται η εμβαπτότητα δηλαδή η ικανότητα του χάλυβα να σχηματίζει μαρτενσίτη και αυτό φαίνεται στο διάγραμμα CCT με την ταχύτητα ψύξης έτσι ώστε να έχουμε στο υλικό μόνο μαρτενσίτη, να έχει μειωθεί δηλαδή δεν απαιτούνται υψηλές ταχύτητες ψύξης. Αυτό καθιστά το υλικό την πραγματοποίηση της ψύξης σε λουτρό άλατος ή λαδιού και την αποφυγή της ρωγμάτωσης που προκαλείται από την απότομη ψύξη

Δηλαδή ο συγκεκριμένος χάλυβας δύναται μέσω κατάλληλων ισοθερμοκρασιακών διεργασιών να σχηματίσει σε γρήγορους χρόνους μπαινίτη καθιστώντας την οικονομικά δυνατή και για βιομηχανική παραγωγή εάν αποδειχτεί η ανωτερότητα της σε σχέση με της επιβελτιωμένης δομής.

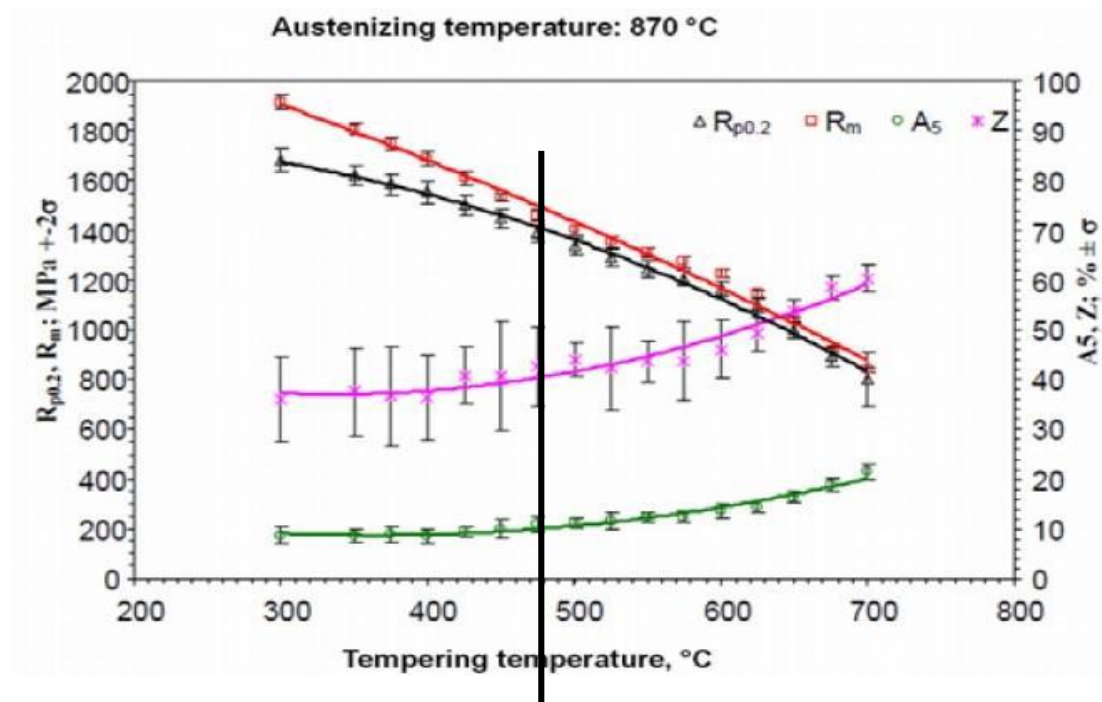
Ως προς την θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, σημαντικότερη επίδραση έχει η περιεκτικότητα σε άνθρακα η οποία κυμαίνεται από 0,47 έως 0,55wt%. Σύμφωνα με το διάγραμμα της εικόνας 30.a για 0.55wt% C η θερμοκρασία έναρξης είναι 300°C ενώ σύμφωνα με τα διαγράμματα TTT και CCT η θερμοκρασία είναι 280°C. Αυτή η ασυμφωνία

προκύπτει απο την ελάχιστη επίδραση την οποία έχουν τα κραματικά στοιχεία στην θερμοκρασία έναρξης.

Ως θερμοκρασία ωστενιτοποίησης ορίστηκε των 900°C και παραμονή σε αυτήν για 8min έτσι ώστε να διαλυθούν πλήρως τα καρβίδια αλλά και να μην υπάρξουν φαινόμενα μεγένθυσης των κόκκων. Για την επαναφορά ως βάση για την επιλογή της θερμοκρασίας λήφθηκε υπ'όψιν το διάγραμμα επαναφοράς [8] της εικόνας 67 που έχει ληφθεί για θερμοκρασία ωστενιτοποίησης 870°C. Ως θερμοκρασίας επαναφοράς επιλέχθηκε η θερμοκρασία των 480°C διότι συνδυάζει τις βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες όπως φαίνεται και απο την ευθεία που έχει σχηματιστεί.

Έτσι τελικώς οι θερμικές κατεργασίες οι οποίες θα πραγματοποιηθούνείναι:

- Επαναφερμένος Μαρτενσίτης: 8min ωστενιτοποίηση στους 900°C σε λουτρό άλατος, ταχεία ψύξη στους 180°C και παραμονή για 15min και επαναφορά στους 480 °C για 1h,
- Κατώτερος Μπαινίτης: 8min ωστενιτοποίηση στους 900°C σε λουτρό άλατος, ταχεία ψύξη και ισοθερμοκρασιακή παραμονή στους 300°C για 1h.

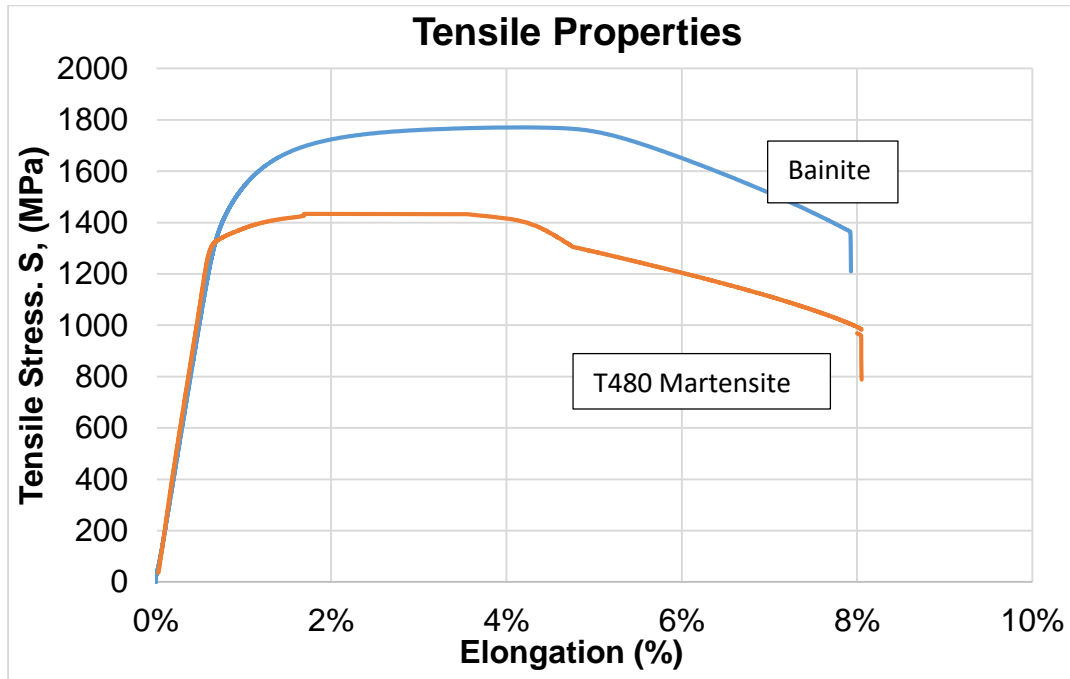


Εικόνα 67: Επαναφοράς χάλυβα AISI 6150. Θερμοκρασία ωστενιτοποίησης 870°C [4]

III.2.2: Αποτελέσματα δοκιμής εφελκυσμού

Στην εικόνα 68 παρουσιάζονται οι καμπύλες των πειραματικών δοκιμών εφελκυσμού των δοκιμίων κατώτερου μπαινίτη και επαναφερμένου μαρτενσίτη.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



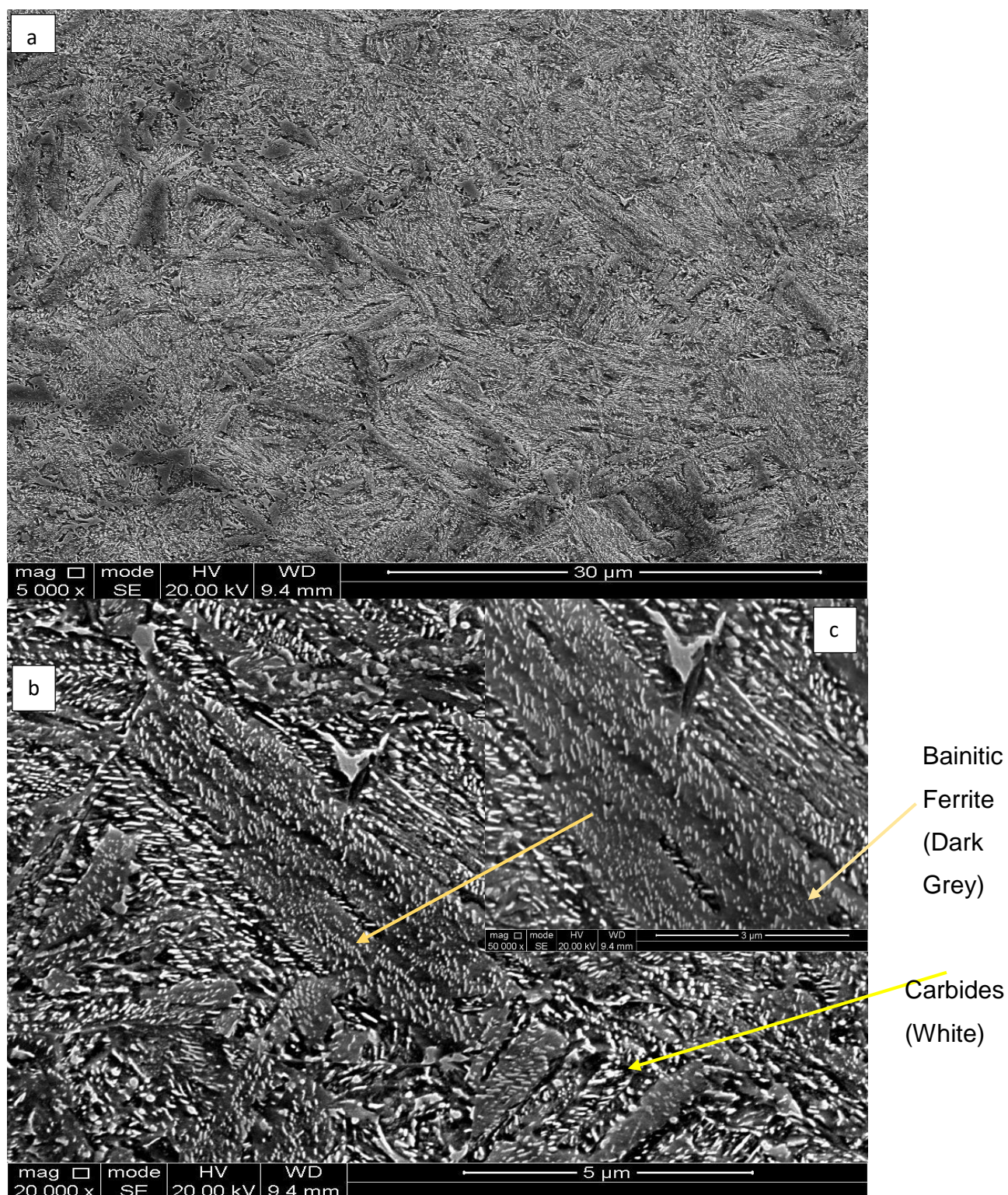
Εικόνα 68: Πειραματικές καμπύλες εφελκυσμού δοκιμίων κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής και επαναφερμένου μαρτενσίτη (Οι ασυνέχειες στην καμπύλη του επαναφερμένου μαρτενσίτη προκύπτει απο την επεξεργασία των δεδομένων και την αφαίρεση σημείων που προέκυψαν κατά την διάρκεια της δοκιμής εφελκυσμού)

Πίνακας 11: Πειραματικές τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων των δύο (2) μικροδομών

Microstructure	$S_y(0,2\% \text{ offset})$ [MPa]	S_u [MPa]	E (Young's Modulus) [GPa]	TEL(%)	Area Reduction (%)
Lower Bainite	1515	1767	200	7,35	45
T480 Martensite	1300	1425	215	7,65	45

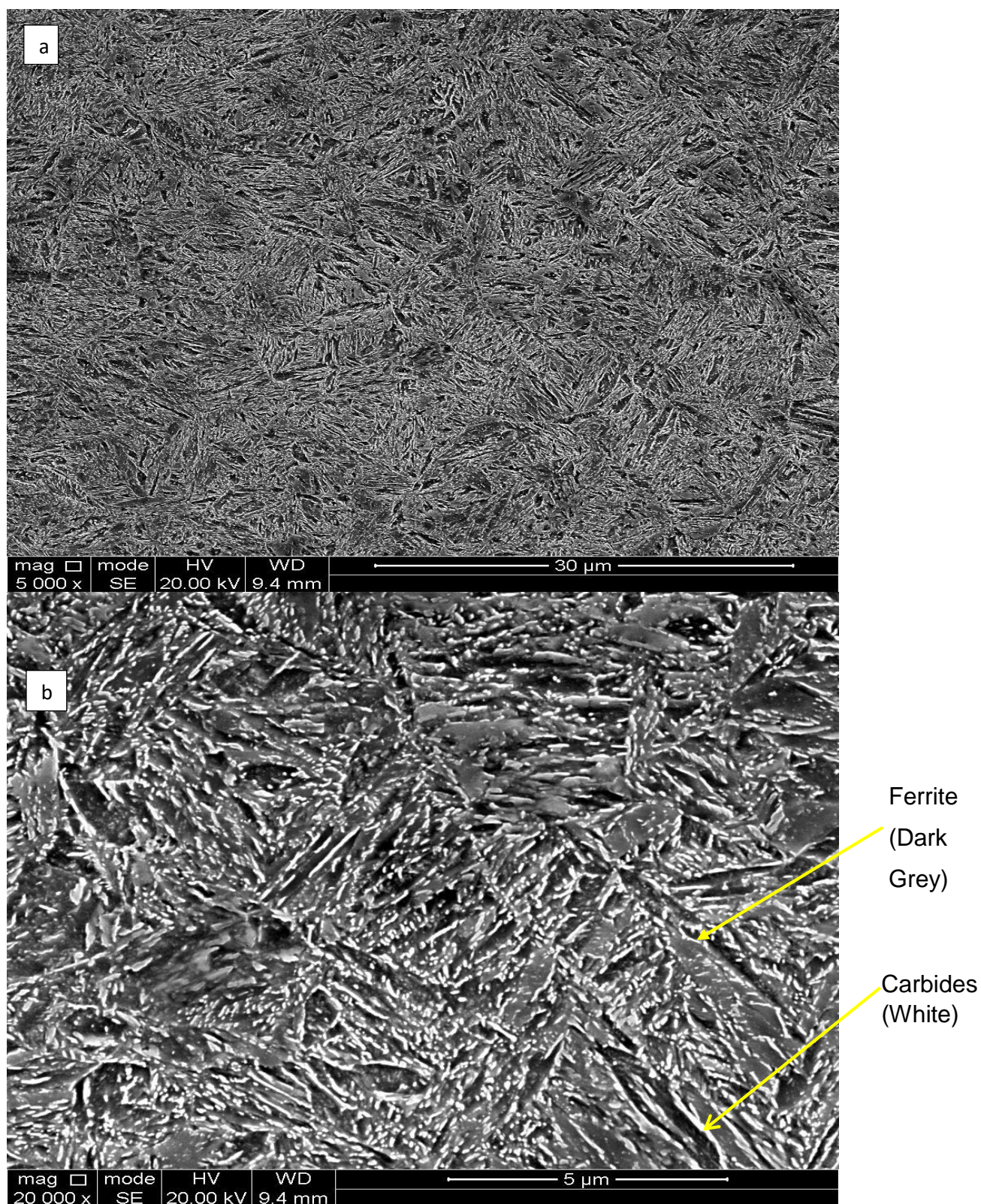
Στις εικόνες 69 και 70 παρουσιάζονται οι εικόνες ηλεκτρονικού μικροσκοπίου (SEM) των μικροδομών κατώτερου μπαινίτη και επαναφερμένου μαρτενσίτη

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 69: Εικόνες SEM μικροδομής κατώτερου μπαινιτικού χάλυβα AISI 6150; Austempering 300°C; a: Μεγέθυνση 5000x, b: Μεγέθυνση 20000x, c: Μεγέθυνση 50000x

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



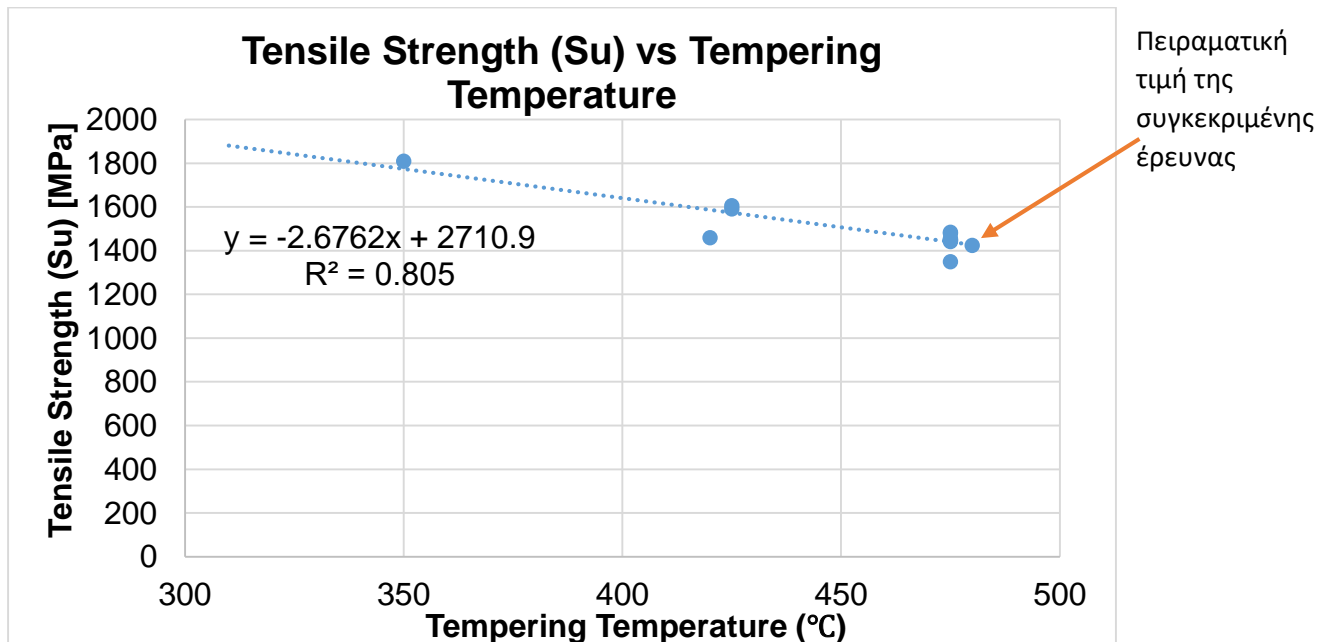
Εικόνα 70: Εικόνες SEM μικροδομής επαναφερμένου μαρτενσίτη χάλυβα AISI 6150; a: Μεγέθυνση 5000x, b: Μεγέθυνση 20000x

Στον πίνακα 11, παρουσιάζονται οι τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα AISI 6150, για δύο (2) διαφορετικές μικροδομές. Παρατηρείται ανώτερη μηχανική συμπεριφορά του κατώτερου μπαινίτη σε σχέση με του επαναφερμένου μαρτενσίτη. Όμως παρατηρείται κάτι πολύ ενδιαφέρον σε σχέση με την σκληρότητα, το ποσοστό μείωσης της διατομής στο σημείο που πραγματοποιήθηκε η θραύση και του ποσοστού επιμήκυνσης. Παρατηρείται πως οι τιμές αυτές είναι σχεδόν παρόμοιες με ποσοστό επιμήκυνσης 7,35 και 7,65 αντίστοιχα, μείωση διατομής 45% και για τις δύο (2) μικροδομές. Η διαφορά της σκληρότητας προκύπτει από την θερμική κατεργασία που υπέστησαν τα δοκίμια για τον σχηματισμό των παραπάνω μικροδομών. Για την επαναφερμένη μαρτενσιτική μικροδομή, η θερμοκρασία επαναφοράς των 480°C βρίσκεται εντός του θερμοκρασιακού εύρους των 450 - 600°C. Σε αυτό το θερμοκρασιακό εύρος, πραγματοποιείται η δευτερογενής σκλήρωση (secondary hardening), φαινόμενο το οποίο παρατηρείται μόνο στους ελαφρά κραματωμένους χάλυβες όπως είναι και ο AISI 6150. Σε αυτό το στάδιο η σκληρότητα, όπου σε κανονικές συνθήκες θα ήταν μικρότερη από την σκληρότητα του υλικού μετά την βαφή δηλαδή στην μαρτενσιτική κατάσταση, παρατηρείται ανάκαμψη της σκληρότητας. Ο λόγος που συμβαίνει η δευτερογενής σκλήρωση είναι επειδή ο σίδηρος αντικαθίσταται στο πλέγμα του σεμεντίτη από τα κραματικά στοιχεία που διαχέονται σε αυτόν, όπως το Cr, Mo, V ανάλογα με την καρβιδιογόνο δύναμη τους με την μεγαλύτερη επίδραση να την έχει το βανάδιο (V) και σχηματίζουν καρβίδια τύπου M_6C , $M_{23}C_6$ και MC. Στην εικόνα 54, παρουσιάζονται εικόνες ηλεκτρονικής μικροσκοπίας SEM της επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής, δύο (2) διαφορετικών μεγενθύσεων a: 5000x και b: 20000x. Παρατηρείται ομοιόμορφη διασπορά των καρβιδίων εντός της φερριτικής μήτρας. Τα περισσότερα καρβίδια είναι διεσπαρμένα στα πρώην όρια των επιμήκων πλακιδίων μαρτενσίτη και μερικά καρβίδια να είναι ελαφρώς μεγαλύτερα σε μέγεθος, τα οποία βρίσκονται κυρίως στα όρια των κόκκων του φερρίτη. Τα καρβίδια είναι τύπου VC δηλαδή καρβίδια του βαναδίου αλλά μπορεί να είναι και τύπου $(Fe, Cr)_{23}C_6$. Η υψηλή αντοχή της επαναφερμένης μαρτενσιτικής δομής ($S_u = 1425MPa$; $S_{0,2\%} = 1300MPa$)

προκύπτει απο την επίδραση των καρβιδίων στην μετακίνηση των διαταραχών καθιστώντας τα εμπόδια στην μετακίνηση των διαταραχών και η υψηλή σκληρότητα (510HV_{0,1}) προκύπτει απο την φύση των κραματικών στοιχείων τα οποία έχουν αντικαταστήσει τον σίδηρο στο πλέγμα του ωστενίτη.

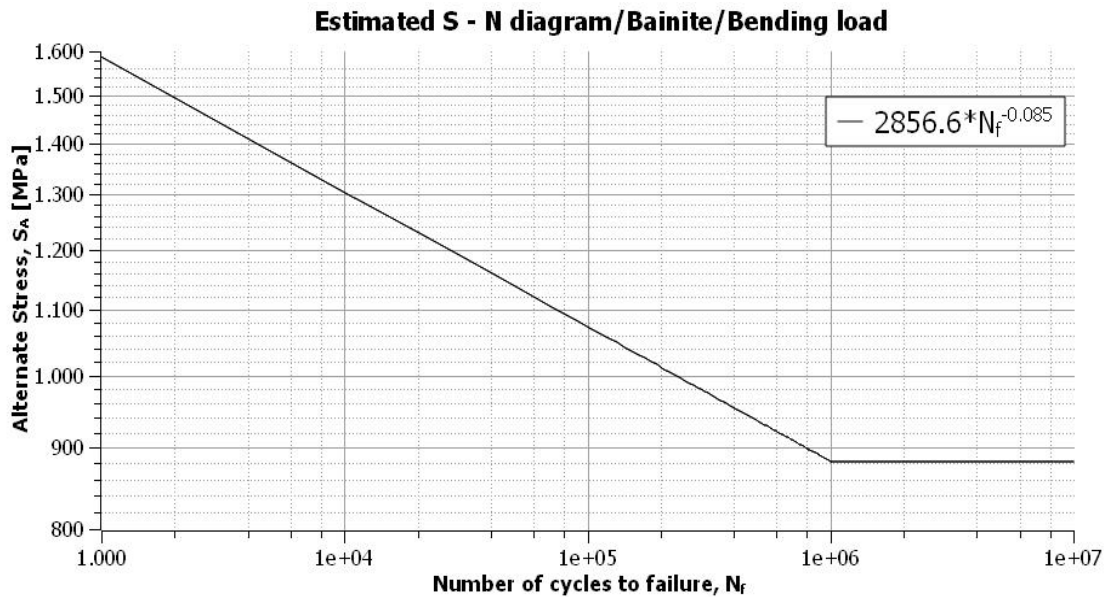
Ως προς την κατώτερη μπαινιτική δομή παρατηρείται απο το διάγραμμα της εικόνας 68 και τον πίνακα 11, πώς η αντοχή είναι ανώτερη της επαναφερμένης μαρτενσιτικής κατάστασης με μέγιστο όριο εφελκυστικής αντοχής $S_u = 1767\text{MPa}$ και όριο διαρροής $S_{0,2\%} = 1515\text{MPa}$. Η ανώτερη μηχανική αντοχή της κατώτερης μπαινιτικής δομής οφείλεται στην μικροδομή του, η οποία παρουσιάζεται στην εικόνα 69. Σε αυτο σημείο θα πρέπει να αναφερθεί πώς είναι δύσκολος ο διαχωρισμός της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής και της επαναφερμένης μαρτενσιτικής όπως φαίνεται και στις εικόνες 70.a και 70.a. Ο διαχωρισμός είναι εφικτός μόνο σε μεγαλύτερη μεγένθυση (εικόνα 69.b,c). Με μια πολύ προσεκτική ματιά παρατηρούνται ομοιόμορφα διεσπαρμένες φάσεις καρβιδίων εντός της μπαινιτικής φερριτικής μήτρας η οποίες είναι παράλληλες μεταξύ τους δηλαδή η φύτρωση τους πραγματοποιείται σε δεδομένα κρυσταλλογραφικά επίπεδα. Επίσης παρατηρούνται και τα γνωστά φιλμ καρβιδίων που φυτρώνουν στα όρια κάθε υπο – μονάδας. Η αντοχή της συγκεκριμένης μικροδομής δεν οφείλεται μόνο στο λεπτό και μικρό μέγεθος των καρβιδίων εντός του μπαινιτικού φερρίτη αλλά και σε ένα πολύ σημαντικό φαινόμενο κατά την ανάπτυξη το οποίο έχει παρατηρηθεί απο τον Bhadeshia [22]. Λόγω των σχετικά υψηλών θερμοκρασιών στους οποίους σχηματίζεται ο μπαινίτης (όπου το όριο διαρροής του φερρίτη και του ωστενίτη είναι μειωμένο), η παραμόρφωση του σχήματος προκαλεί πλαστική παραμόρφωση η οποία οδηγεί σε μια σχετικά υψηλή πυκνότητα διαταραχών και στον φερρίτη αλλά και στον ωστενίτη καθώς παρατηρούνται και διδυμίες στον ωστενίτη [22]. Αυτή η πλαστική παραμόρφωση (εικόνα 16.a) της αλλαγής του σχήματος εξηγεί γιατί κάθε υπομονάδα δεν αναπτύσσεται κατά μήκος του ωστενιτικού κόκκου αλλά σε μήκος κατά πολύ μικρότερο. Επομένως η δεσμίδες αναπτύσσονται με την επαναλαμβανόμενη φύτρωση καινούργιων υπομονάδων, στις παρειές των ήδη υπάρχοντων [22]. Επομένως η ίδια η ανάπτυξη της υπο – μονάδας σταματάει

την περαιτέρω ανάπτυξη η οποία οδηγεί σε πολύ λεπτούς κόκκους. Ως προς το είδος των καρβιδίων πρόκειται για σεμεντίτη σε αντίθεση με της επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής και αυτό δικαιολογείται διότι στην θερμοκρασία των 300°C δεν μπορεί να πραγματοποιηθεί διάχυση σε μεγάλες αποστάσεις των κραματικών στοιχείων παρά μόνο του άνθρακα. Αυτό μπορεί να εξηγεί και την μικρότερη σκληρότητα που παρατηρείται αν και δεν έχει μεγάλη διαφορά από της επαναφερμένης μαρτενσιτικής. Τέλος, στην εικόνα 71 παρουσιάζεται το διάγραμμα του ορίου μέγιστης εφελκυστικής τάσης – θερμοκρασίας επαναφοράς, των πειραματικών τιμών προηγούμενων ερευνών με την διαφορά της προσθήκης της πειραματικής τιμής του μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής που βρέθηκε στην παρούσα έρευνα ($S_u = 1425$). Παρατηρείται πώς με την προσθήκη του σημείου η συσχέτιση των σημείων παραμένει ελαφρώς ίδια ($r^2 = 0,805$) αποτελώντας ένδειξη της αξιοπιστίας της παρούσας ερευνητικής εργασίας.

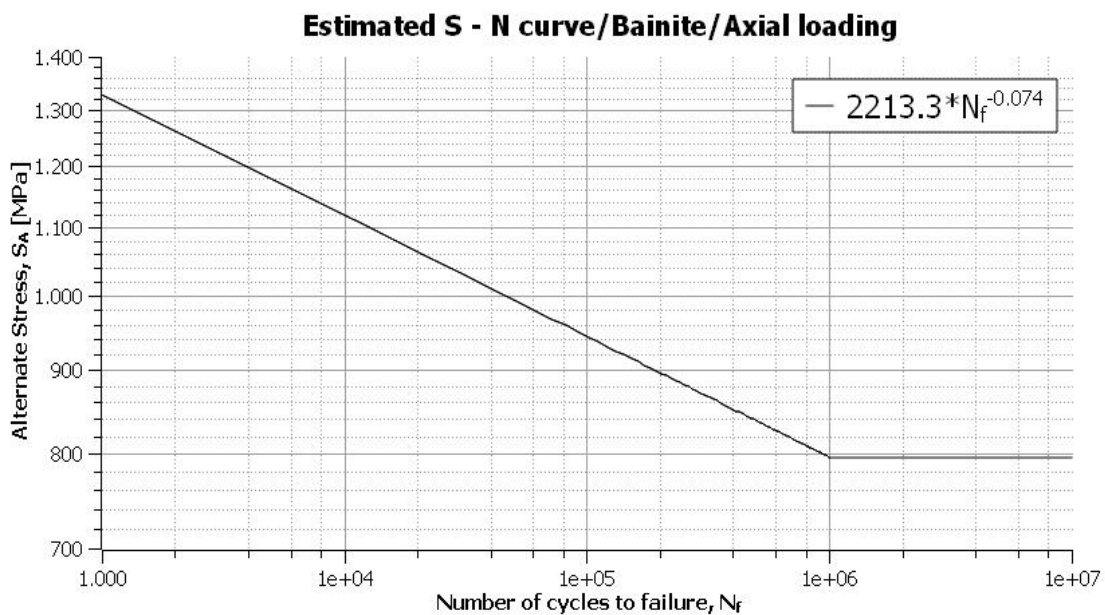


Εικόνα 71: Διάγραμμα θερμοκρασίας επαναφοράς – μέγιστου ορίου εφελκυστικής τάσης (S_u)

III.2.3: Θεωρητική εκτίμηση της καμπύλης Wöhler και του ορίου διαρκούς κόπωσης (Fatigue Limit)

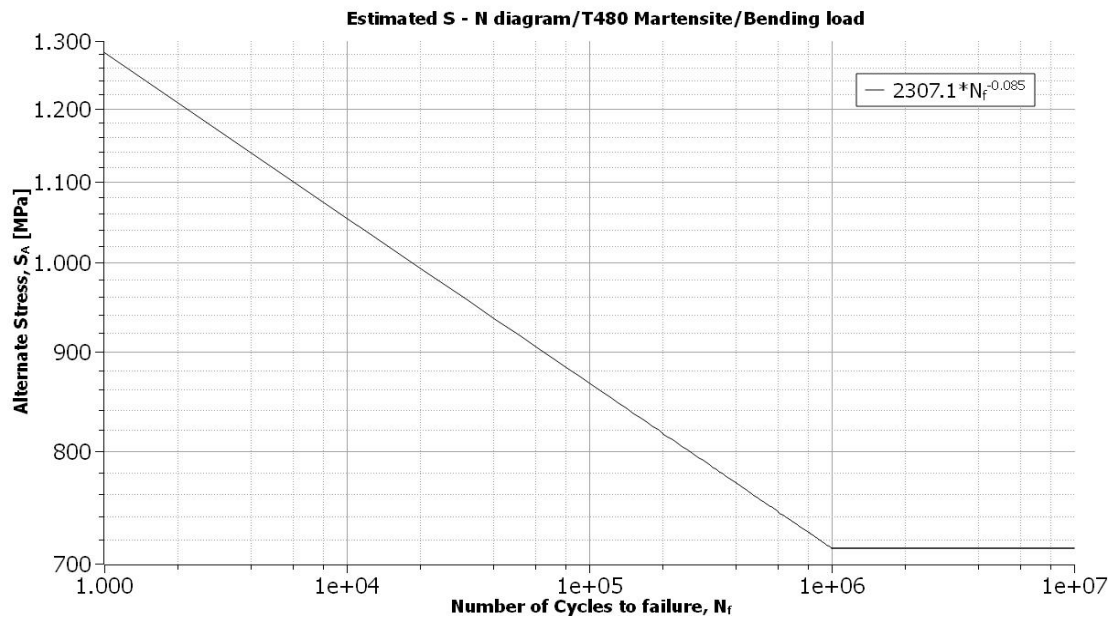


Εικόνα 72: Θεωρητική εκτίμηση διαγράμματος Wöhler χάλυβα AISI 6150 μπαινιτικής μικροδομής υπό κάμψη

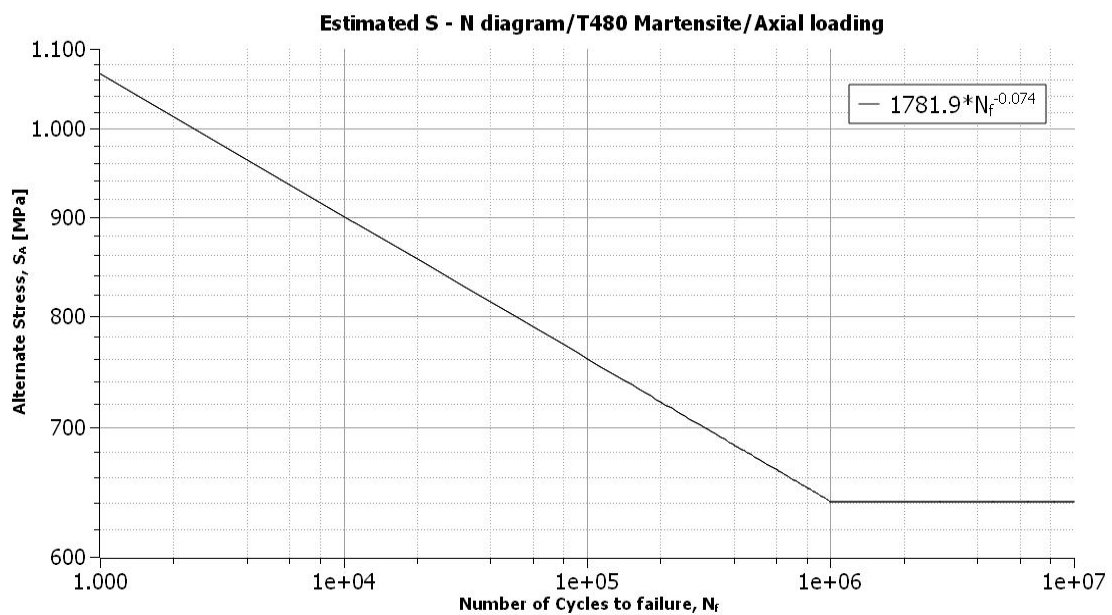


Εικόνα 73: Θεωρητική εκτίμηση διαγράμματος Wöhler χάλυβα AISI 6150 μπαινιτικής μικροδομής υπό αξονική φόρτιση

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 74: Θεωρητική εκτίμηση διαγράμματος Wöhler χάλυβα AISI 6150 επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής υπό κάμψη



Εικόνα 75: Θεωρητική εκτίμηση διαγράμματος Wöhler χάλυβα AISI 6150 επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής υπό αξονική φόρτιση

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Στις παραπάνω εικόνες παρουσιάζονται οι καμπύλες Wöhler, οι οποίες αποτελούν την θεωρητική εκτίμηση της αντοχής της κόπωσης του χάλυβα AISI 6150 και για τις δύο (2) μικροδομές και κατασκευάστηκαν σύμφωνα με τις οδηγίες που προτείνει ο Junival. Οι εικόνες 72 και 74 αφορούν κόπωση υπό καμπτικές φορτίσεις και οι εικόνες 73 και 75 αφορούν αξονικές και οι καμπύλες έχουν κατασκευαστεί σύμφωνα με την εικόνα 76. Παρατηρείται πώς εάν στα δοκίμια επενεργούν καμπτικά φορτία αναμένεται η αντοχή του υλικού στην κόπωση να είναι μεγαλύτερη σε σχέση με την αξονική φόρτιση. Αυτό δικαιολογείται διότι στην περίπτωση που επενεργούν αξονικά φορτία στο υλικό, η διατομή του δοκιμίου φορτίζεται ομοιόμορφα ενώ στην περίπτωση των καμπτικών φορτίσεων η μέγιστη κατά μέτρο τάση βρίσκεται στην επιφάνεια του υλικού και είναι μηδενική στο μέσο της διατομής. Επίσης παρατηρείται πώς για την κατώτερη μπαινιτική δομή η αντοχή στην κόπωση είναι μεγαλύτερη σε σχέση με της επαναφερμένης μαρτενσιτικής όπως και το όριο διαρκούς κόπωσης (fatigue limit). Στον πίνακα 12 συνοψίζονται οι παράμετροι της θεωρητικής εκτίμησης της συμπεριφοράς στην κόπωση και των δύο (2) μικροδομών.

Πίνακας 12 : Θεωρητικές τιμές συμπεριφοράς των δύο (2) διαφορετικών μικροδομών, κατώτερου μπαινίτη και επαναφερμένου μαρτενσίτη ως προς την κόπωση για διαφορετικούς τρόπους φόρτισης των δοκιμίων.

Microstructure	Type of loading	S_{10^3}	Se	b	a	σ_A
Bainite	Bending	1593	885	- 0.085	2865,6	$2865.6 \cdot N_f^{(-0.085)}$
Bainite	Axial	1327,5	796,5	- 0.074	2213,3	$2213.3 \cdot N_f^{(-0.074)}$
Q + T	Bending	1282,5	712,5	- 0.085	2307,1	$2307.1 \cdot N_f^{(-0.085)}$
Q + T	Axial	1068,8	641,3	- 0.074	1781,9	$1781.9 \cdot N_f^{(-0.074)}$

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

a. 10^6 -cycle strength (endurance limit)^a

Bending loads: $S_n = S'_n C_L C_G C_S C_T C_R$

Axial loads: $S_n = S'_n C_L C_G C_S C_T C_R$

Torsional loads: $S_n = S'_n C_L C_G C_S C_T C_R$

where S'_n is the R.R. Moore, endurance limit,^b and

	Bending	Axial	Torsion
C_L (load factor)	1.0	1.0	0.58
C_G (gradient factor): diameter < (0.4 in. or 10 mm)	1.0	0.7 to 0.9	1.0
(0.4 in. or 10 mm) < diameter < (2 in. or 50 mm) ^c	0.9	0.7 to 0.9	0.9
C_S (surface factor)	see Figure 8.13		
C_T (temperature factor)	Values are only for steel		
$T \leq 840$ °F	1.0	1.0	1.0
840 °F < $T \leq 1020$ °F	$1 - (0.0032T - 2.688)$		
C_R (reliability factor): ^d			
50% reliability	1.000	"	"
90% "	0.897	"	"
95% "	0.868	"	"
99% "	0.814	"	"
99.9% "	0.753	"	"

b. 10^3 -cycle strength^{e, f, g}

Bending loads: $S_f = 0.9S_u C_T$

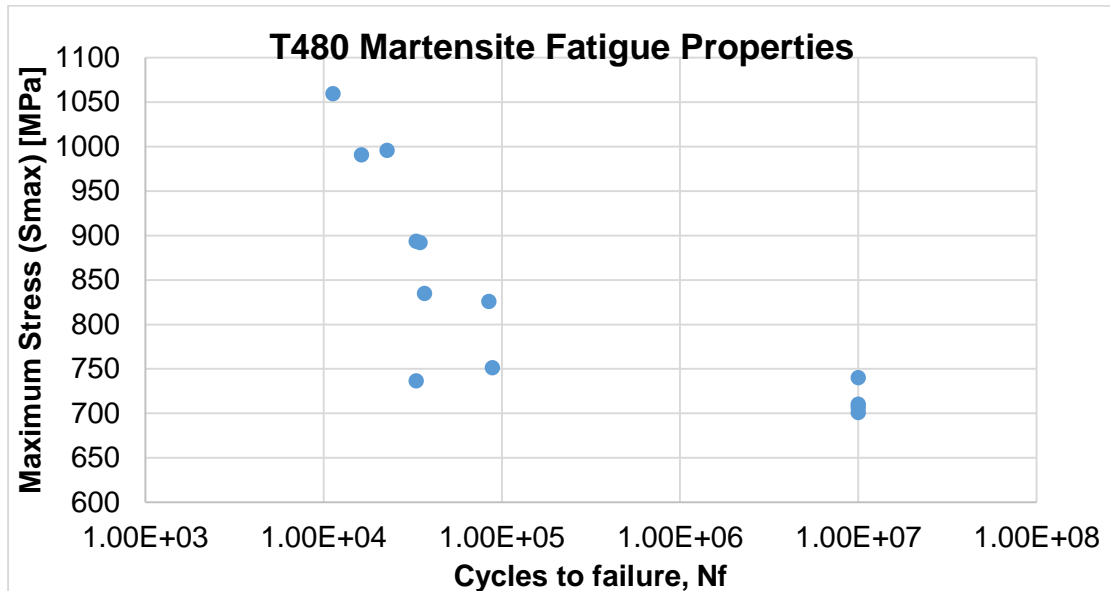
Axial loads: $S_f = 0.75S_u C_T$

Torsional loads: $S_f = 0.9S_{us} C_T$

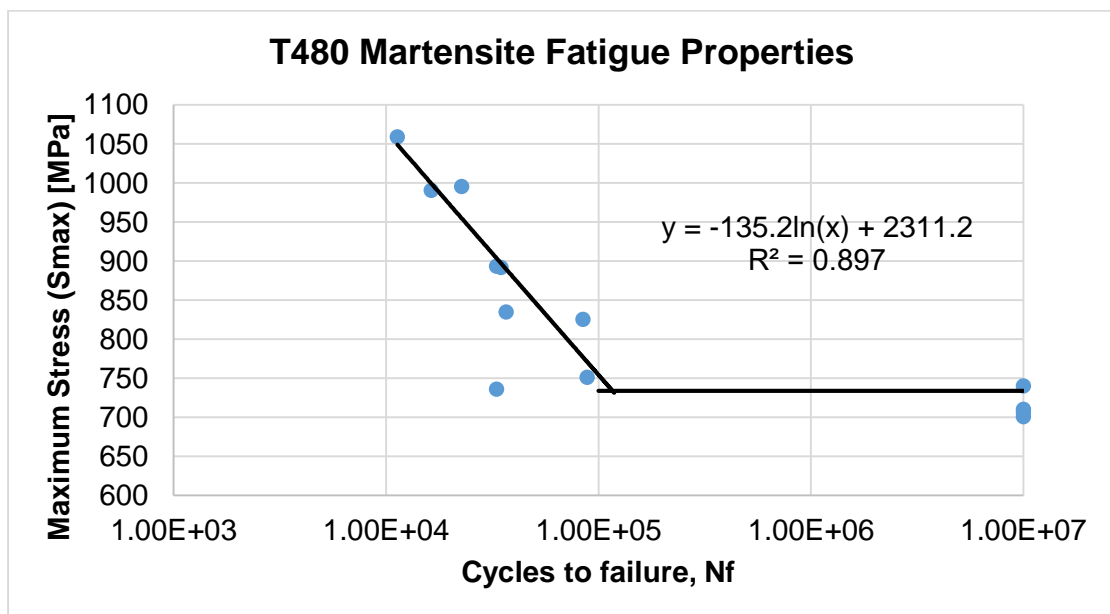
where S_u is the ultimate tensile strength and S_{us} is the ultimate shear strength.

Εικόνα 76: Παράμετροι οι οποίοι επιδρούν στην συμπεριφορά της κόπωσης ενός δοκιμίου [13]

III.2.4: Αποτελέσματα κόπωσης [Καμπύλες Wöhler/Όριο διαρκούς κόπωσης (Fatigue Limit)]

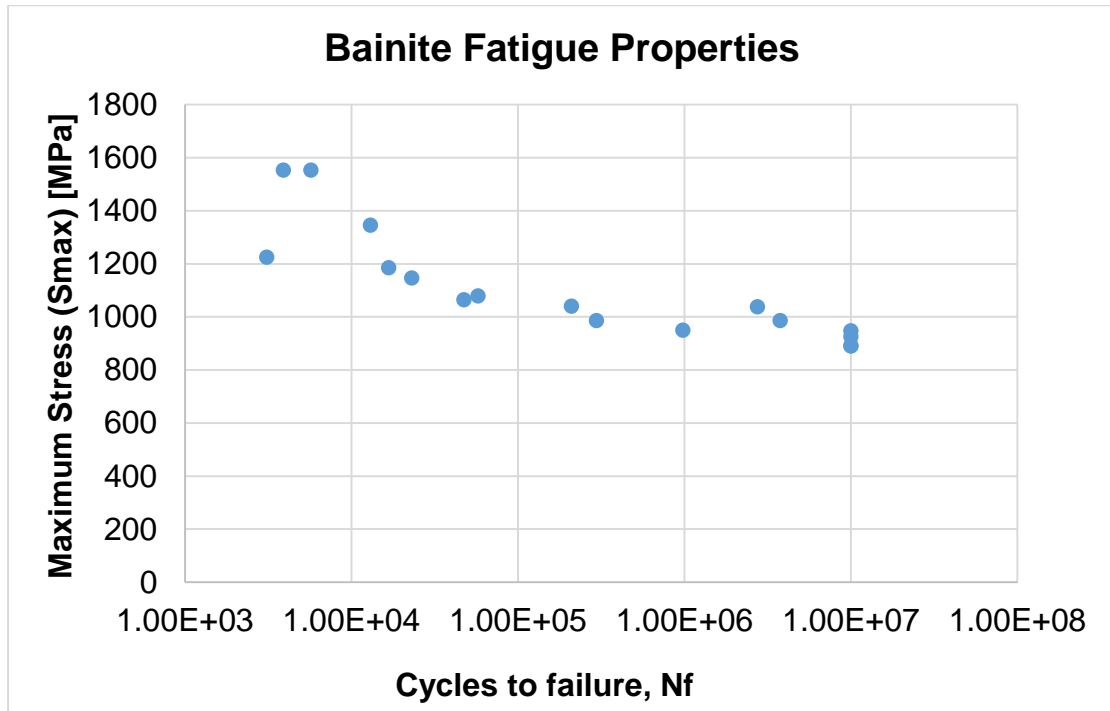


Εικόνα 77: Διάγραμμα αντοχής σε κόπωση χάλυβα AISI 6150, επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής

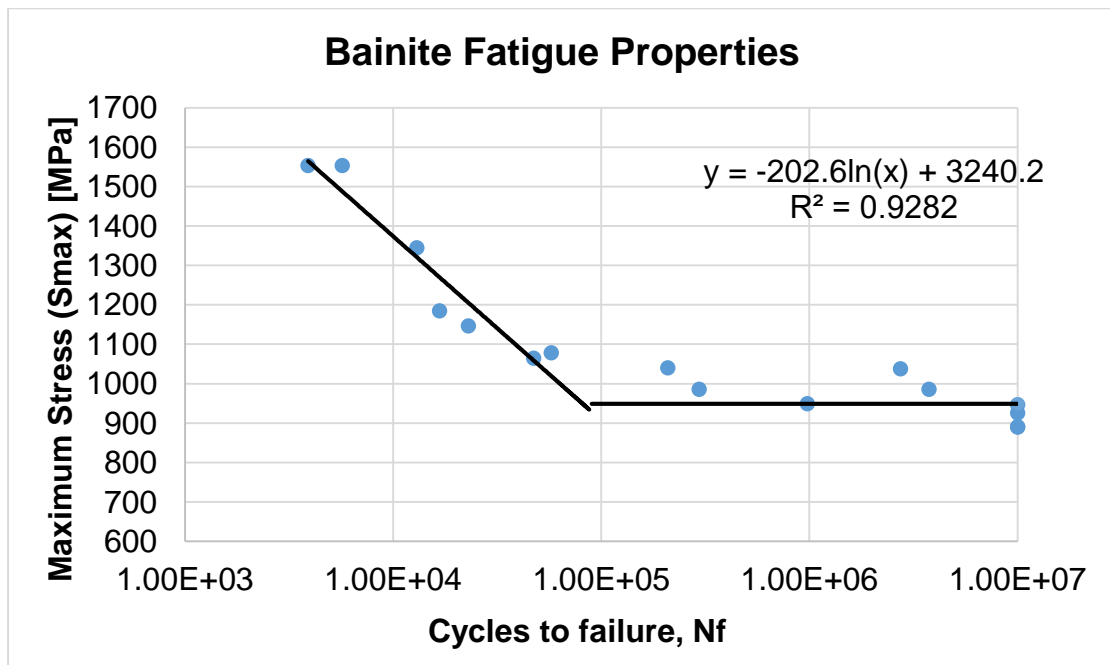


Εικόνα 78: Διάγραμμα Wöhler χάλυβα AISI 6150, επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

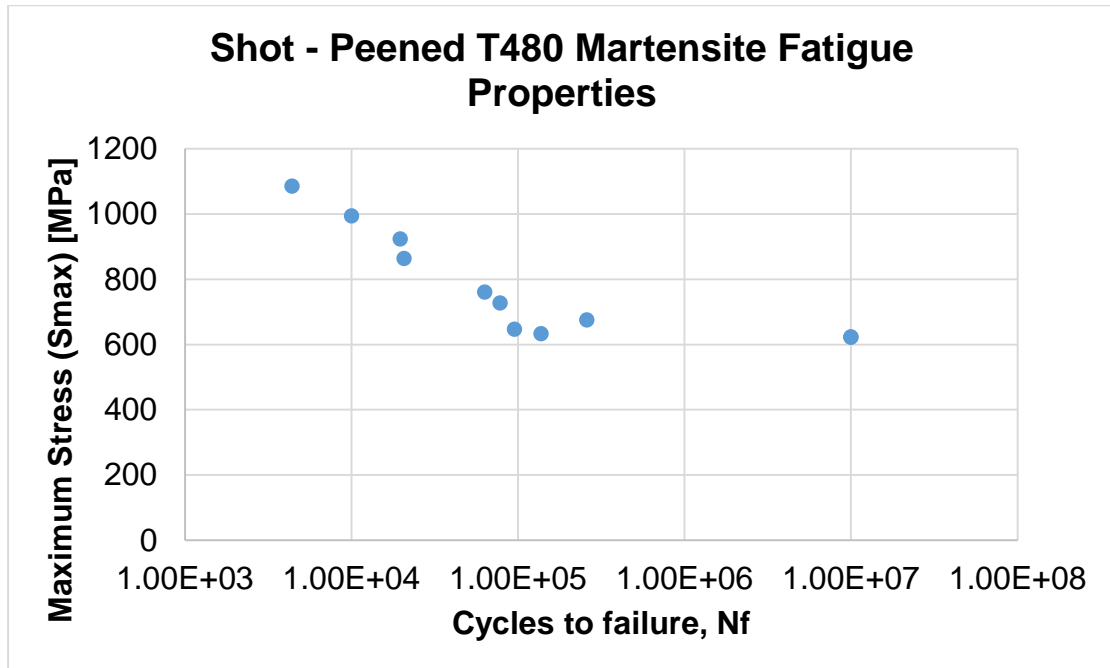


Εικόνα 79: Διάγραμμα αντοχής σε κόπωση χάλυβα AISI 6150, κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής

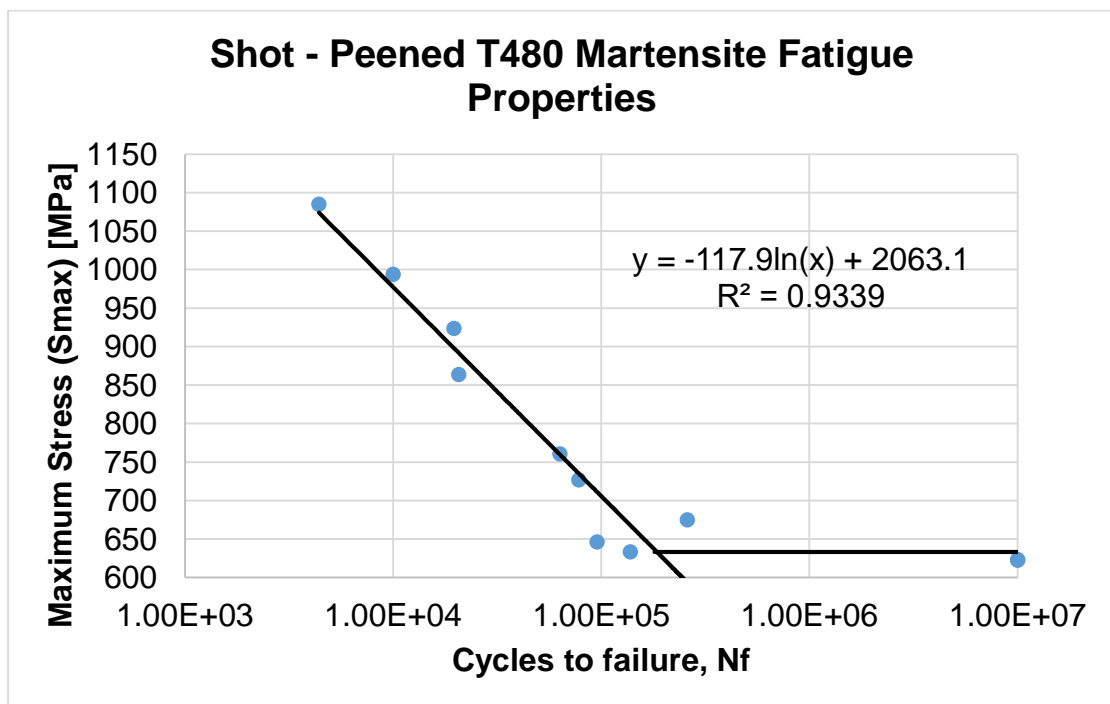


Εικόνα 80: Διάγραμμα Wöhler σε κόπωση χάλυβα AISI 6150, κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

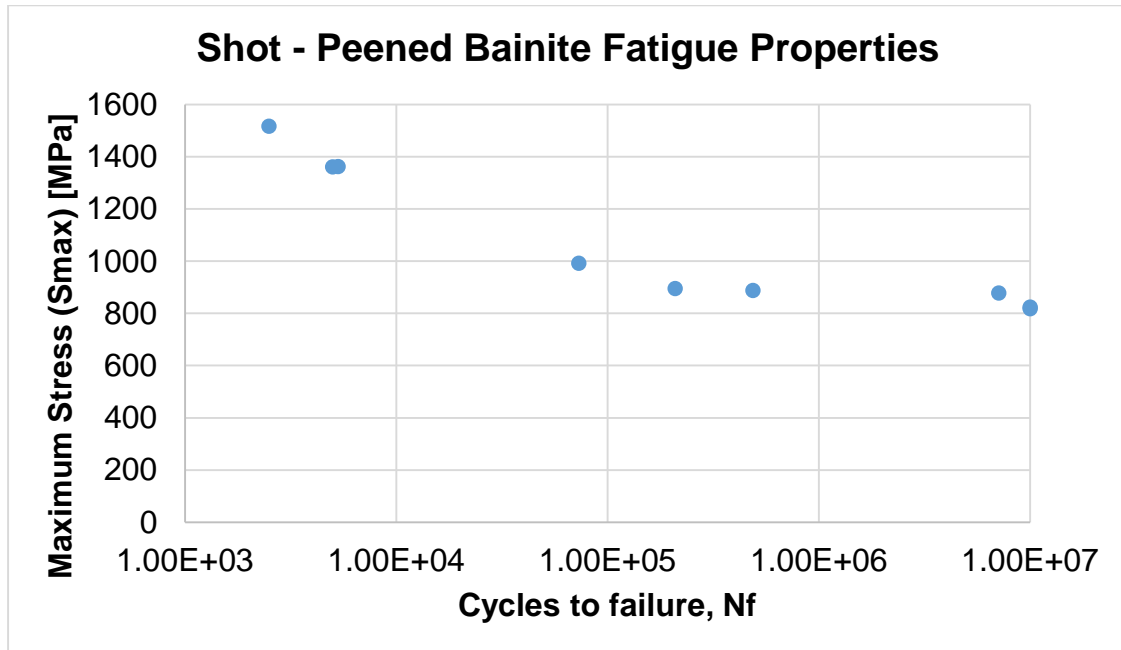


Εικόνα 81: Διάγραμμα αντοχής σε κόπωση χάλυβα AISI 6150, επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής σε δέκιμιο που έχει υποστεί σφαιροβολή

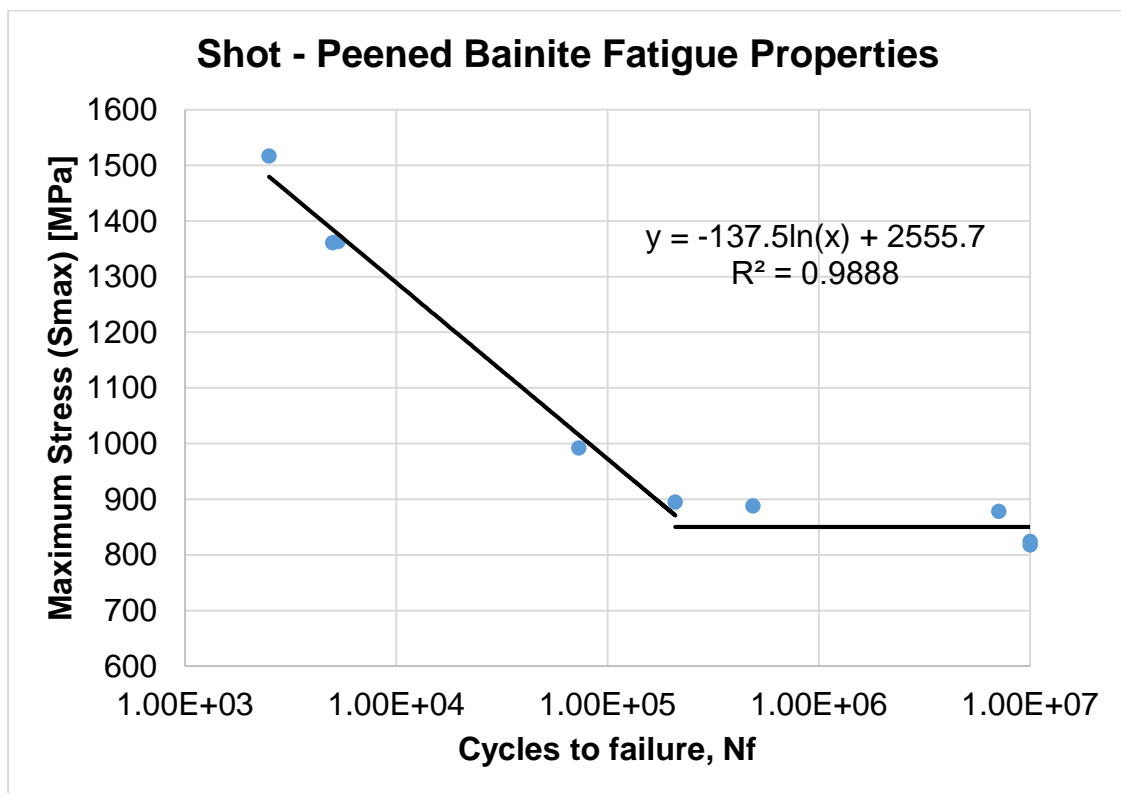


Εικόνα 82: Διάγραμμα Wöhler χάλυβα AISI 6150, επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής σε δέκιμιο που έχει υποστεί σφαιροβολή

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 83: Διάγραμμα Wöhler σε κόπωση χάλυβα AISI 6150, κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής σε δοκίμιο που έχει υποστεί σφαιροβολή



Εικόνα 84: Διάγραμμα Wöhler σε κόπωση χάλυβα AISI 6150, κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής σε δοκίμιο που έχει υποστεί σφαιροβολή

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Πίνακας 13: Πειραματικές τιμές ορίων διαρκούς κόπωσης (N: No, Y: Yes)

Shot - Peened	Microstructures	Experimental Value Se
N	Lower Bainite	949
N	T480 Microstructure	734
Y	Lower Bainite	850
Y	T480 Microstructure	633

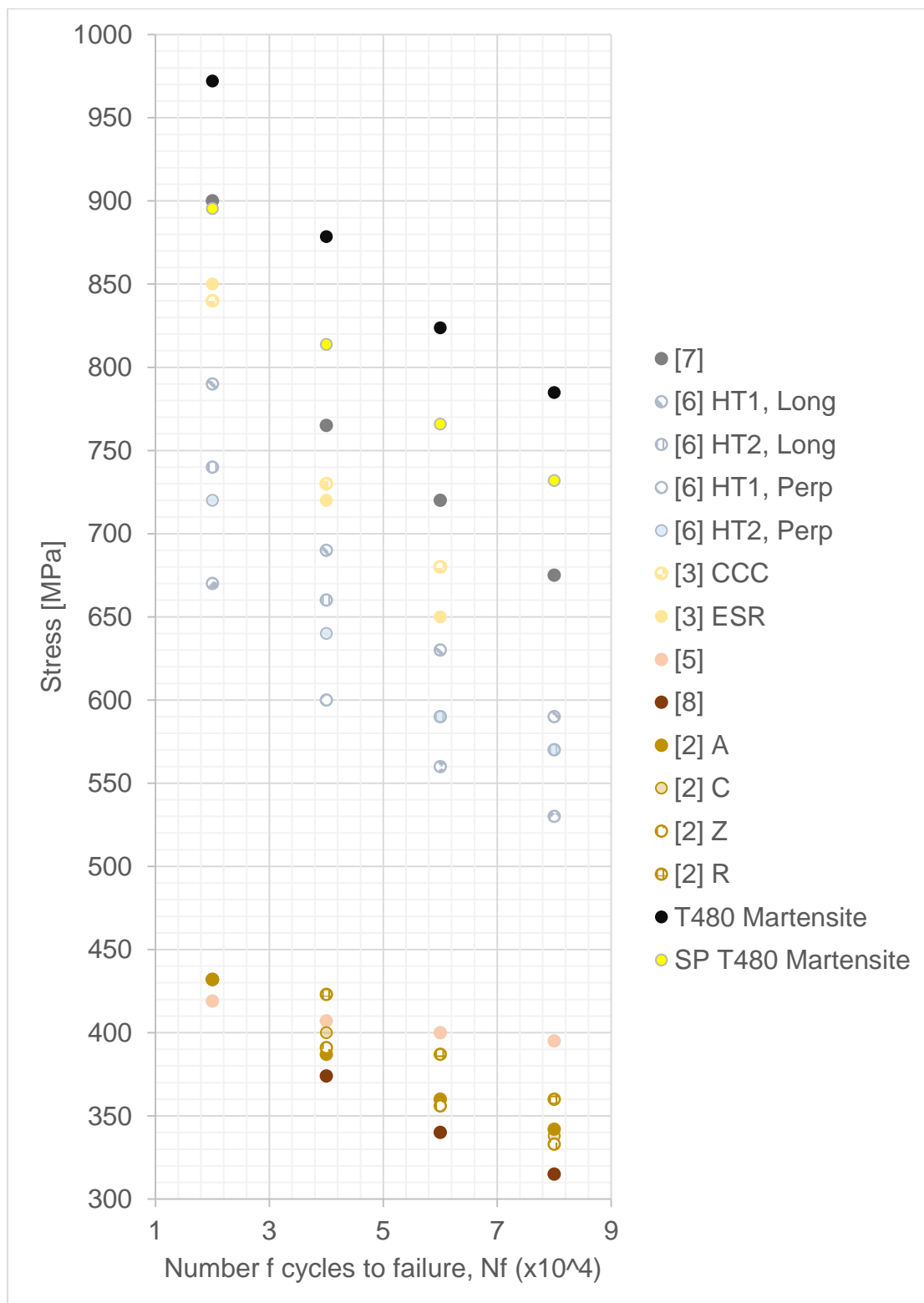
Πίνακας 14: Διαφορά θεωρητικών τιμών διαρκούς ορίου κοπώσεως σε σχέση με τις πειραματικές τιμές

Microstructure	Experimental Value Se (Fatigue Limit)	Theoretical Value Se (Fatigue Limit)	Difference
	Mpa	Mpa	-
Lower Bainite	949	885	6,7%
T480 Martensite	734	712,5	2,9%

Πίνακας 15: Λόγος ορίου διαρκούς κόπωσης (fatigue limit) – μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής (Se/Su) για την επαναφερμένη μαρτενσιτική και κατώτερη μπαινιτική μικροδομή

Microstructure	Tensile Strength, Su	Experimental Value Se (Fatigue Limit)	Se/Su
	Mpa	Mpa	-
Lower Bainite	1767	949	0,54
T480 Martensite	1425	734	0,52

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

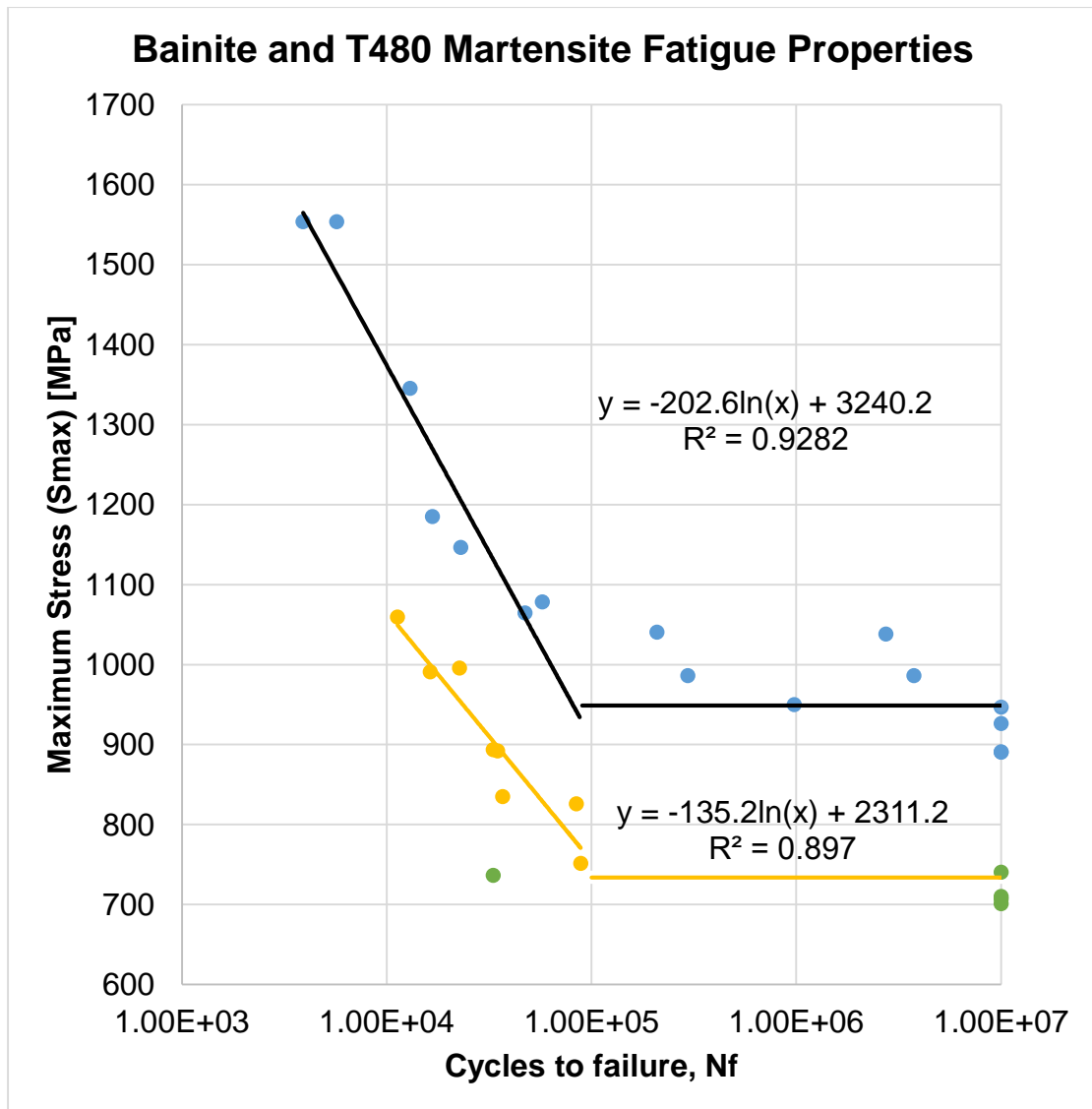


Εικόνα 85: Διάγραμμα πειραματικών δεδομένων κόπωσης χάλυβα AISI 6150 επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής στην περιοχή των 10⁴ κύκλων [2,3, 5 – 8]

Στις εικόνες 77 έως 84 παρουσιάζονται τα διαγράμματα αντοχών στην κόπωση του χάλυβα AISI 6150 για κατώτερη μπαινιτική και επαναφερμένη μαρτενσιτική μικροδομή και ειδικότερα στις εικόνες 78,80,82 και 84 παρουσιάζονται οι καμπύλες Wöhler για επαναφερμένη μαρτενσιτική μικροδομή, κατώτερη μπαινιτική μικροδομή, επαναφερμένη μαρτενσιτική μικροδομή σε δοκίμια που έχουν υποστεί σφαιροβολή και κατώτερη μπαινιτική μικροδομή σε δοκίμια που έχουν υποστεί σφαιροβολή αντίστοιχα. Για τα δοκίμια που δεν έχουν υποστεί σφαιροβολή παρατηρείται η ανωτερότητα της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής στην αντοχή σε κόπωση σε σχέση με την επαναφερμένη μαρτενσιτική μικροδομή. Η ανωτερότητα της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής συμφωνεί απόλυτα με την δοκιμή εφελκυσμού στην οποία παρατηρήθηκε η ίδια συμπεριφορά με την μόνη διαφορά πώς τα φορτία ήταν στατικά ενώ στην περίπτωση της κόπωσης τα φορτία είναι δυναμικά. Στην διάρκεια της ζωής των δοκιμίων έως και την τελική αστοχία, η έναρξη των μικρορωγμών δηλαδή το στάδιο I, καταλαμβάνει μικρό ποσοστό της συνολικής διάρκειας ζωής των δοκιμίων ενώ το μεγαλύτερο καταλαμβάνει το δεύτερο στάδιο, της διάδοσης των ρωγμών. Επομένως οι καμπύλες Wöhler μεταφράζουν μαθηματικώς την διάρκεια της προώθησης των ρωγμών εντός του υλικού έως την τελική αστοχία, υπό δεδομένες συνθήκες φόρτισης. Αυτό αποτελεί έναν πολύ σημαντικό παράγοντα για την κατανόηση της διεργασίας της κόπωσης στις δύο (2) μικροδομές. Αδιαμφισβήτητη αποτελεί η ανωτερότητα της μπαινιτικής μικροδομής γιατί ο συνδυασμός μέγιστης τάσης και διάρκειας ζωής σε σχέση με της μαρτενσιτικής μικροδομής είναι ανώτερος, η οποία φαίνεται και στην εικόνα 86. Η ανωτερότητα προκύπτει ακριβώς από την φύση της ανάπτυξης των υπο – ομάδων μπαινιίτη. Το μικρό και λεπτό μέγεθος των καρβιδίων τα οποία βρίσκονται όχι μόνο στα όρια της υπο – ομάδας αλλά και εντός του μπαινιτικού φερρίτη, παράλληλα μεταξύ τους λόγω δεδομένης κρυσταλλογραφικής σχέσης με τον μπαινιτικό φερρίτη αλλά και το μικρό μέγεθος του ίδιου του μπαινιτικού φερρίτη λόγω της διαδικασίας που εξηγήθηκε στην παράγραφο IV.1 ενισχύει το υλικό ως προς την διεργασία της κόπωσης. Η επαναφερμένη μαρτενσιτική μικροδομή δεν παύει να αποτελεί μια

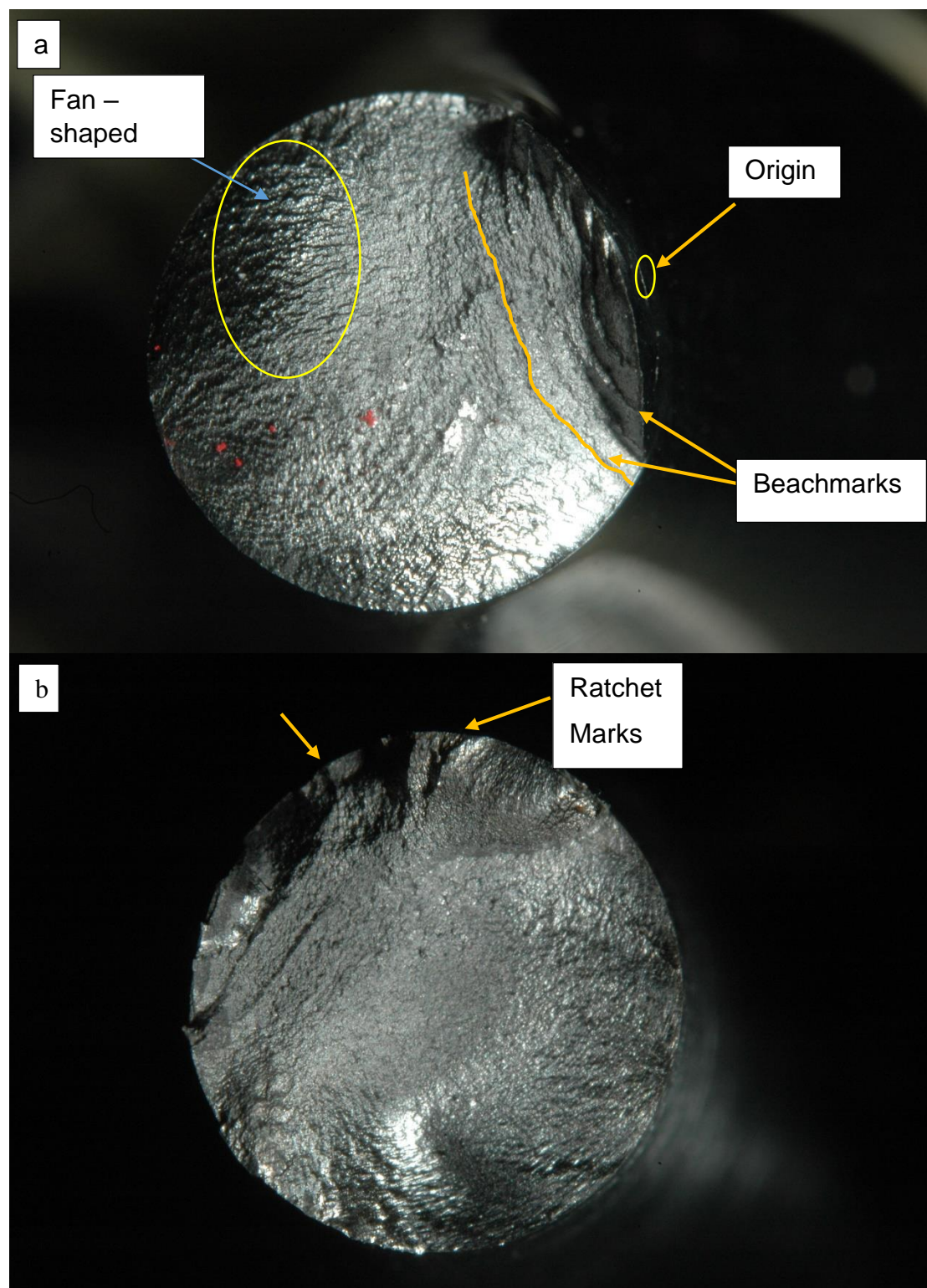
εξαιρετη μικροδομή με εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες και έχει πολύ καλή συμπεριφορά στην κόπωση. Για αυτόν τον λόγο χρησιμοποιείται ακόμα στην αυτοκινητοβιομηχανία. Η εξαιρετη συμπεριφορά του στην κόπωση φαίνεται στην εικόνα 86, όπου παρατηρείται πώς η διάρκεια ζωής των δοκιμών έως την αστοχία δεν διαφοροποιούνται σε σχέση με της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής. Η ιδιότητα αυτή της συγκεκριμένης μικροδομής οφείλεται στην χημική σύσταση του χάλυβα AISI 6150 και στην ικανότητα στην συγκεκριμένη θερμοκρασία επαναφοράς να μπορούν να σχηματιστούν καρβίδια διαφορετικά απο τον σεμεντίτη όπως το καρβίδιο του βαναδίου (VC ή V_4C_3). Για τα δοκίμια που έχουν υποστεί σφαιροβολή προκύπτει κάτι ενδιαφέρον. Ενώ θα έπρεπε να ενισχύσει το υλικό στην αντοχή στην κόπωση, συμβαίνει ακριβώς το αντίθετο δηλαδή η αντοχή του υλικού στην κόπωση και για τις δύο (2) μικροδομές είναι μικρότερη. Αυτό φαίνεται στις εικόνες 82 και 84 καθώς και στον πίνακα 13 όπου παρουσιάζονται οι τιμές του διαρκούς ορίου κόπωσης για όλες τις περιπτώσεις. Αυτό συμβαίνει διότι όπως αναφέρθηκε και στην βιβλιογραφική ανασκόπηση απο τον S. Tekeli, για εντάσεις σφαιροβολής πάνω απο 25A θα μειωθεί η αντοχή στην κόπωση και στην παρούσα έρευνα πραγματοποιήθηκε για 36A. Ο λόγος οφείλεται στις παραμέτρους που επηρεάζουν την ένταση της σφαιροβολής όπως ο τύπος του μηχανήματος, το μέγεθος των σφαιριδίων, η ταχύτητα του ρεύματος των σφαιριδίων κ.α . Αλλάζοντας τις μεταβλητές αυτές έτσι ώστε να επιτευχθεί ένταση $20 < A < 25$ μπορεί να επιφέρει τα βέλτιστα αποτελέσματα, αλλά θα πρέπει να ερευνηθεί περαιτέρω. Επίσης, στην εικόνα 85 εικονίζεται το διάγραμμα αντοχής στην κόπωση του χάλυβα AISI 6150 επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής, το οποίο είχε παρουσιαστεί και στην βιβλιογραφική ανασκόπηση με την μόνη διαφορά πώς σε αυτό το διάγραμμα τοποθετήθηκαν και οι πειραματικές μετρήσεις της συγκεκριμένης έρευνας και παρατηρείται η ανωτερότητα του υλικού υπό τις συνθήκες που εφαρμόστηκαν στην συγκεκριμένη έρευνα σε σχέση με τις υπόλοιπες ακόμα. Ακόμη και για τα δοκίμια που υπέστησαν υπερβολικής έντασης σφαιροβολής με αποτέλεσμα την μείωση της αντοχής στην κόπωση, παρατηρείται μεγαλύτερη αντοχή στην κόπωση σε σχέση με τις άλλες έρευνες. Τέλος, στον

πίνακα 14 παρουσιάζεται η διαφορά μεταξύ της θεωρητικής εκτίμησης του ορίου διαρκούς κόπωσης και των πειραματικών αποτελεσμάτων, στις οποίες δεν παρατηρείται μεγάλη διαφορά (6,7% και 2,9%) ενώ στον πίνακα 15 φαίνεται ο λόγος του ορίου διαρκούς κόπωσης – μέγιστου ορίου εφελκυστικής αντοχής (S_e/S_u) και για τις δύο μικροδομές οι οποίες συμφωνούν σχεδόν απόλυτα με την παρατήρηση του Junival [13] πώς ο λόγος είναι ίσος με 0,5 για καμπτικά φορτία.



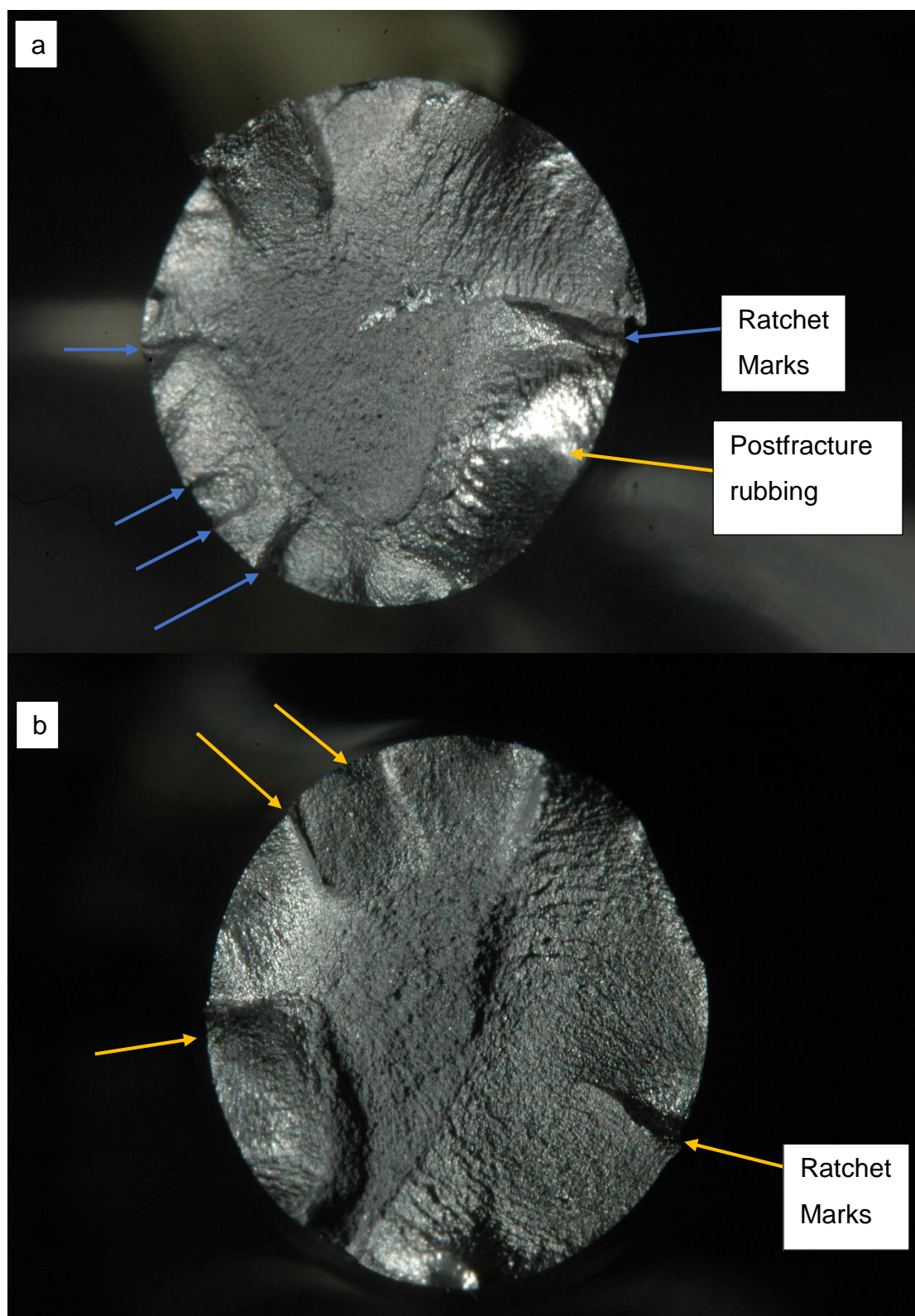
Εικόνα 86: Καμπύλες Wöhler κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής και επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής

III.2.5: Εξέταση των επιφανειών θραύσης των δοκιμών



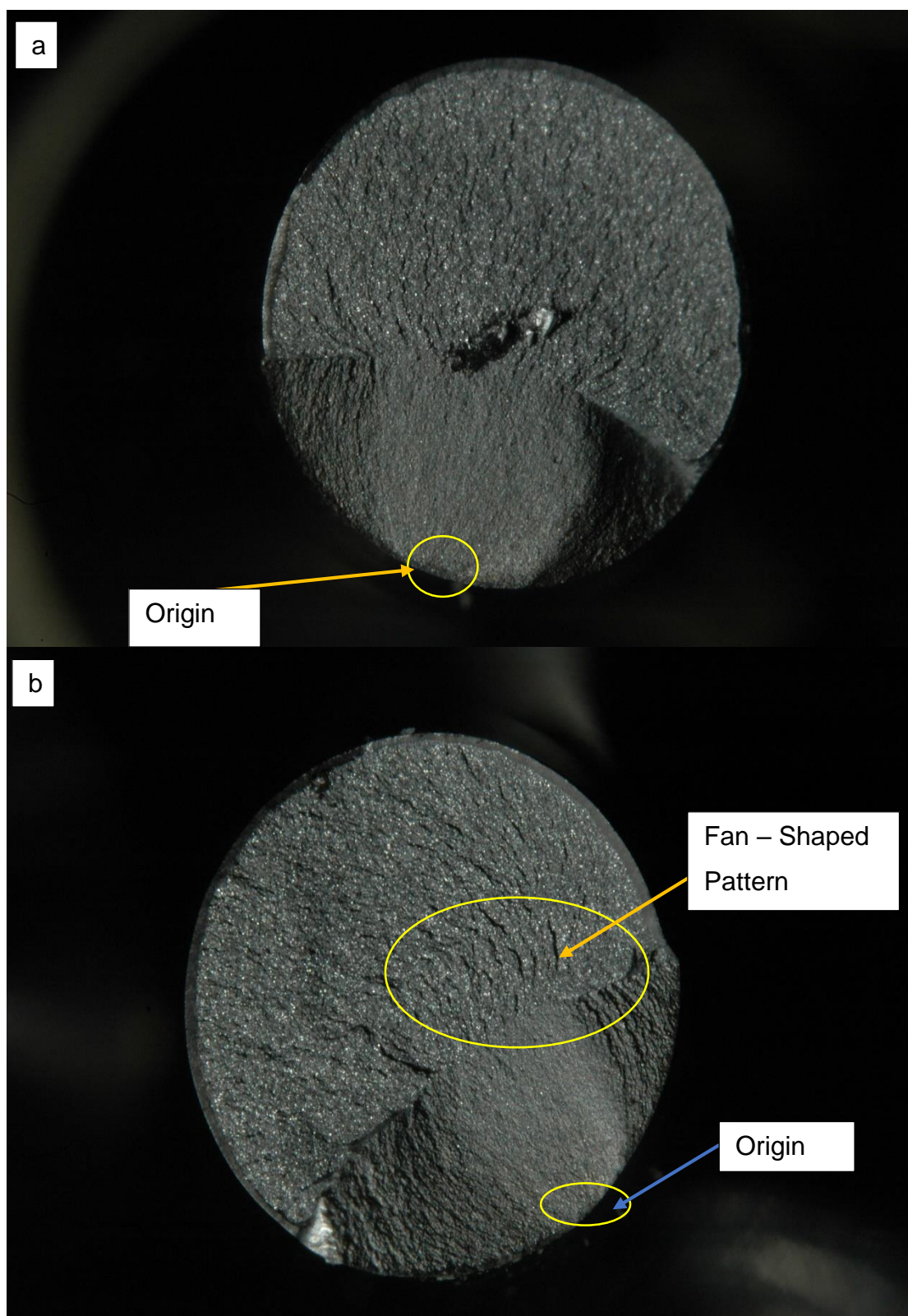
Εικόνα 87: Επιφάνειες θραύσης T480 Martensite δοκιμών a) 892 MPa 34800 cycles, b) 751 MPa 88500 cycles

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



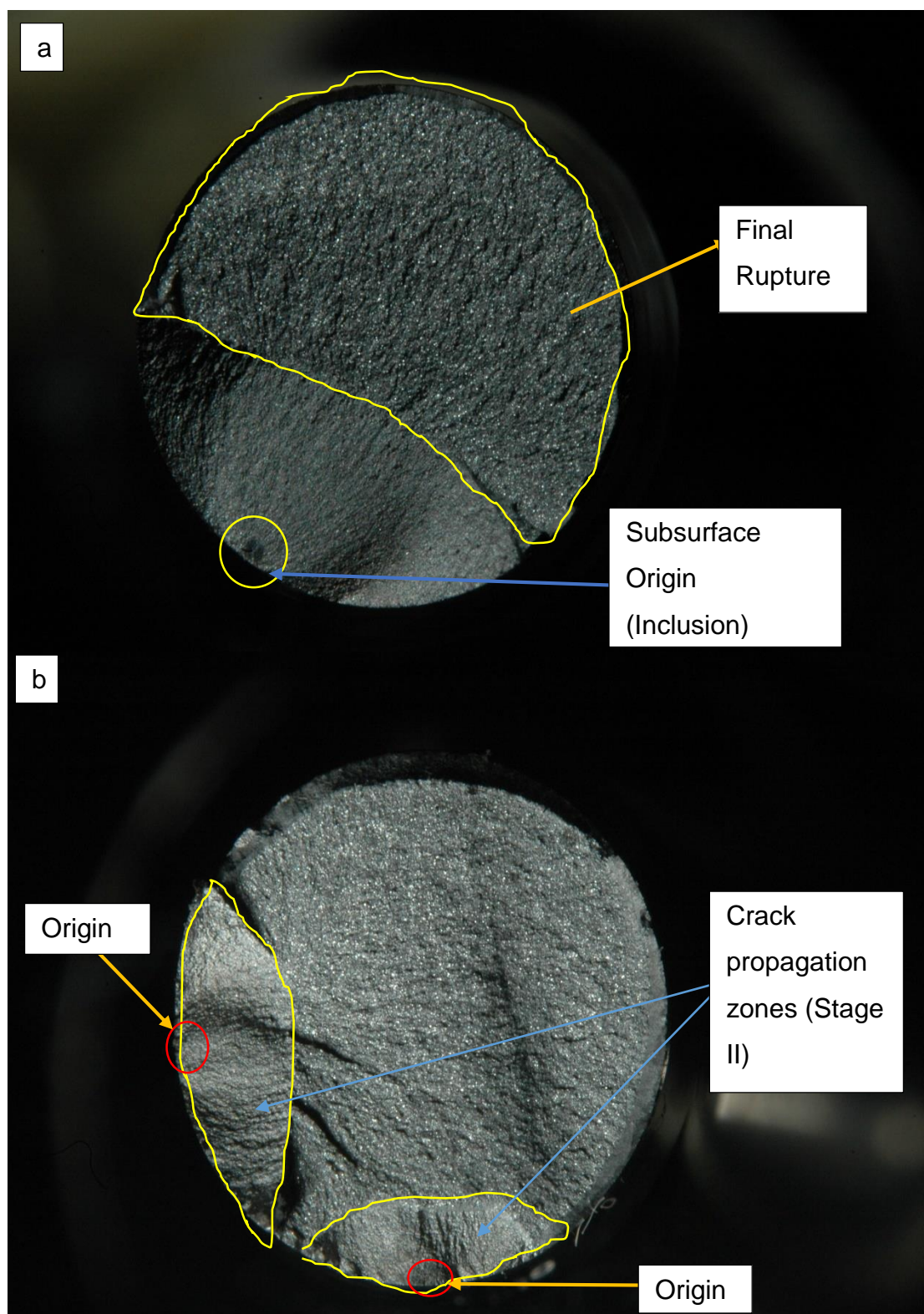
Εικόνα 88: Επιφάνειες θραύσης T480 Martensite δοκιμίων a) 1059 MPa 11300 cycles, b) 995 MPa 22700 cycles

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



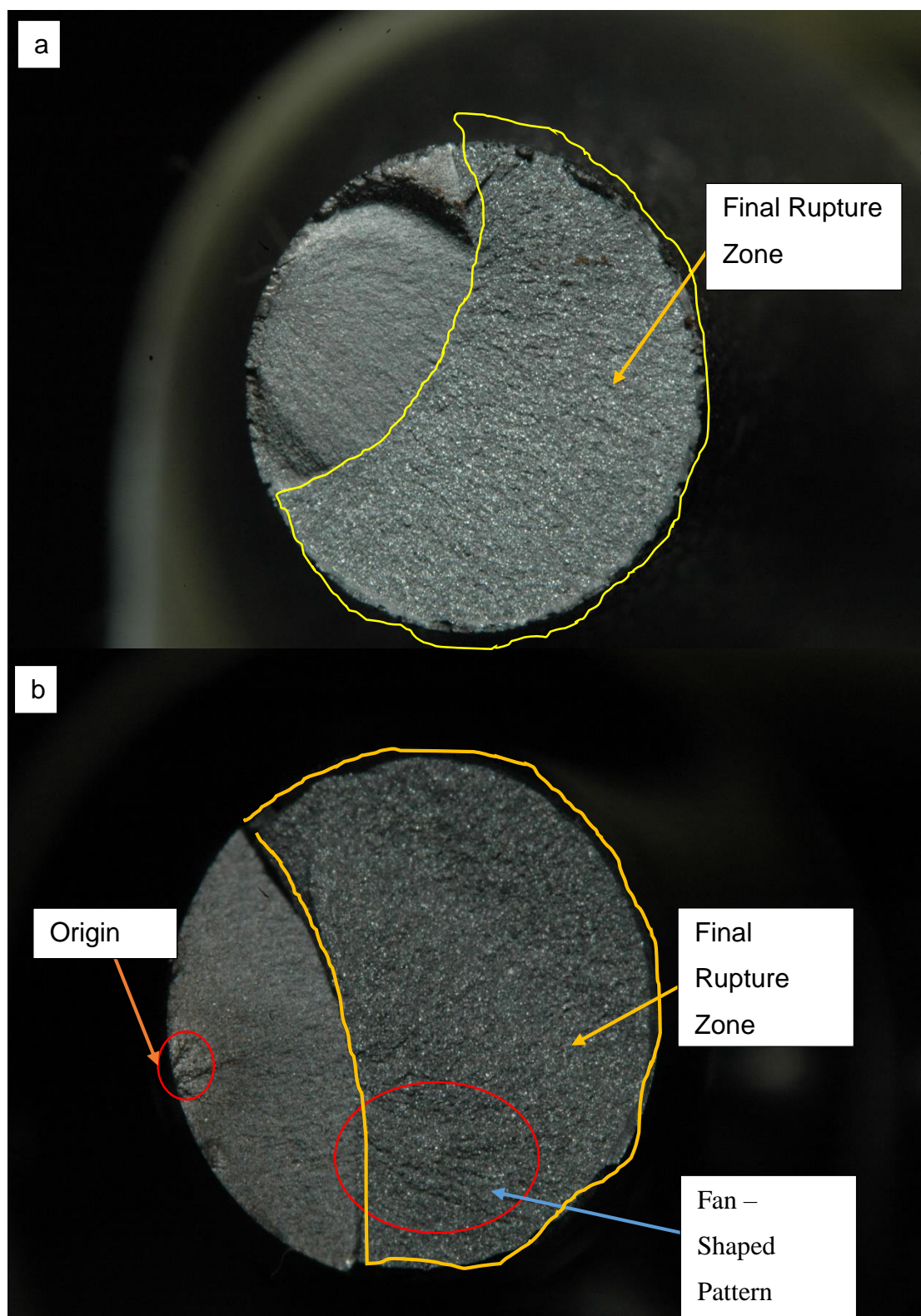
Εικόνα 89: Επιφάνειες θραύσης κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής a) 986 MPa 3750000 cycles, b) 1078 MPa 57600 cycles

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



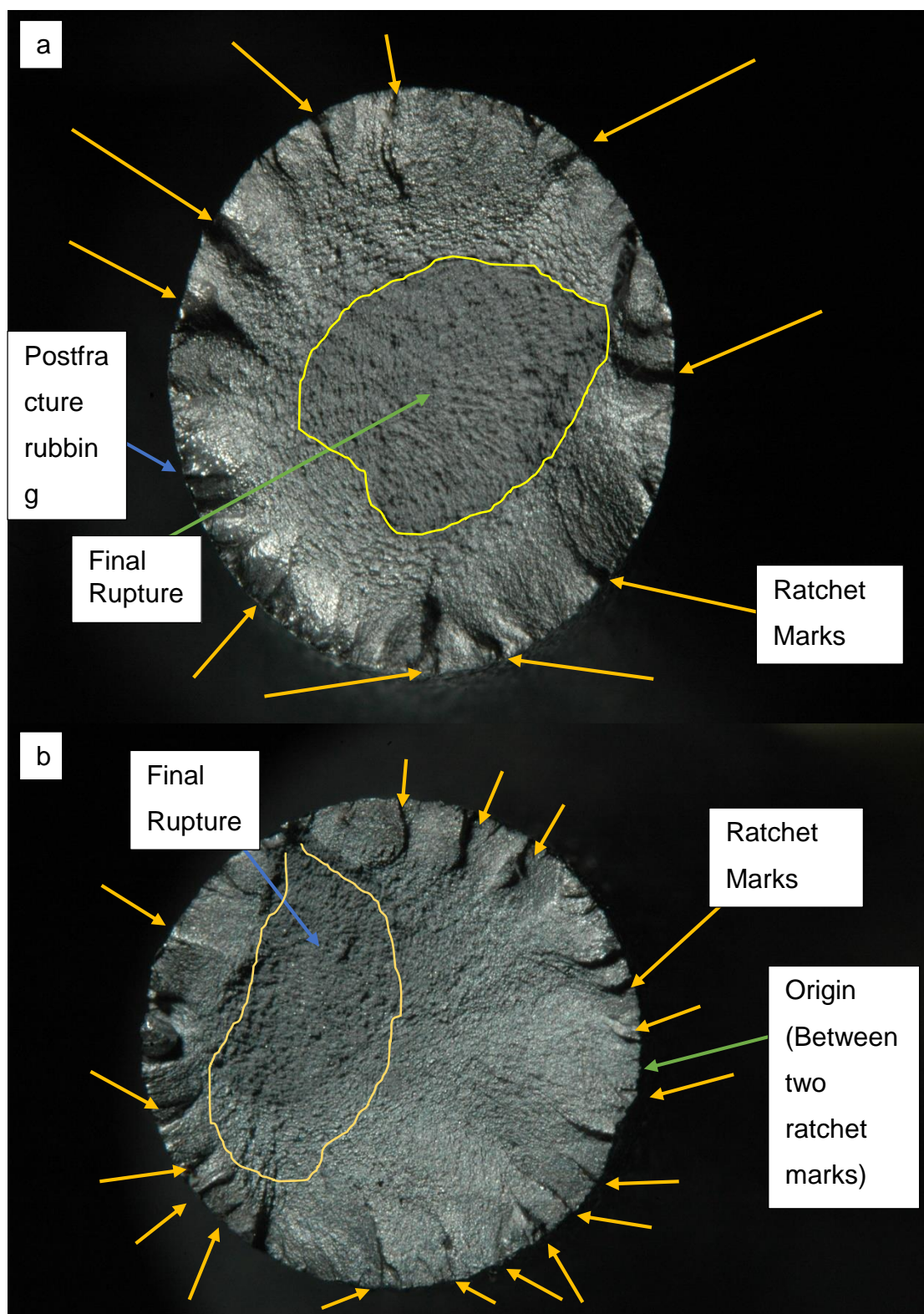
Εικόνα 90: Επιφάνειες θραύσης κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής a) 950 MPa 976000 cycles, b) 1553 MPa 5700 cycle

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



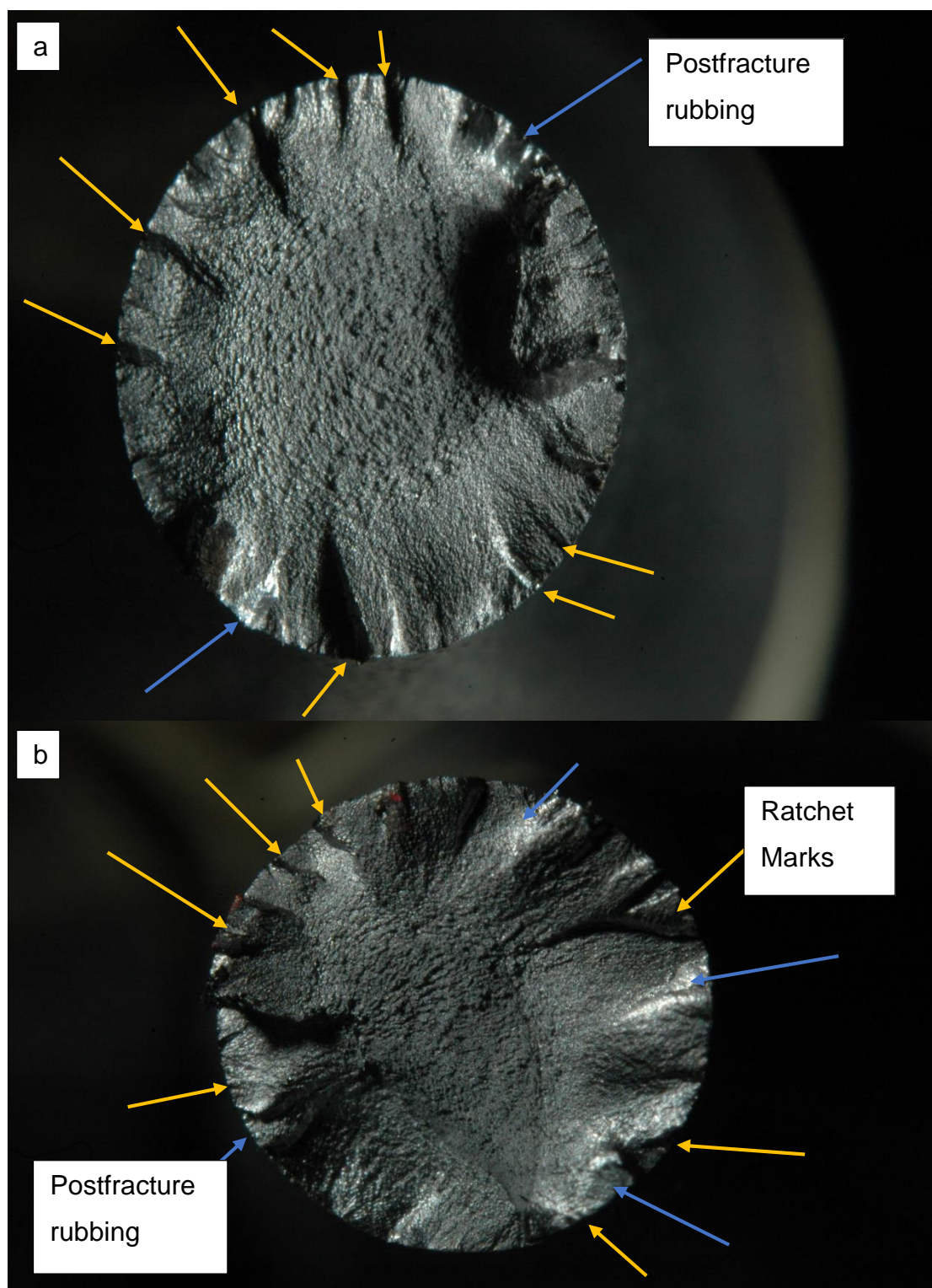
Εικόνα 91: Επιφάνειες θραύσης κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής a) 1185 MPa 16700 cycles, b) 1345 MPa 13000 cycles

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



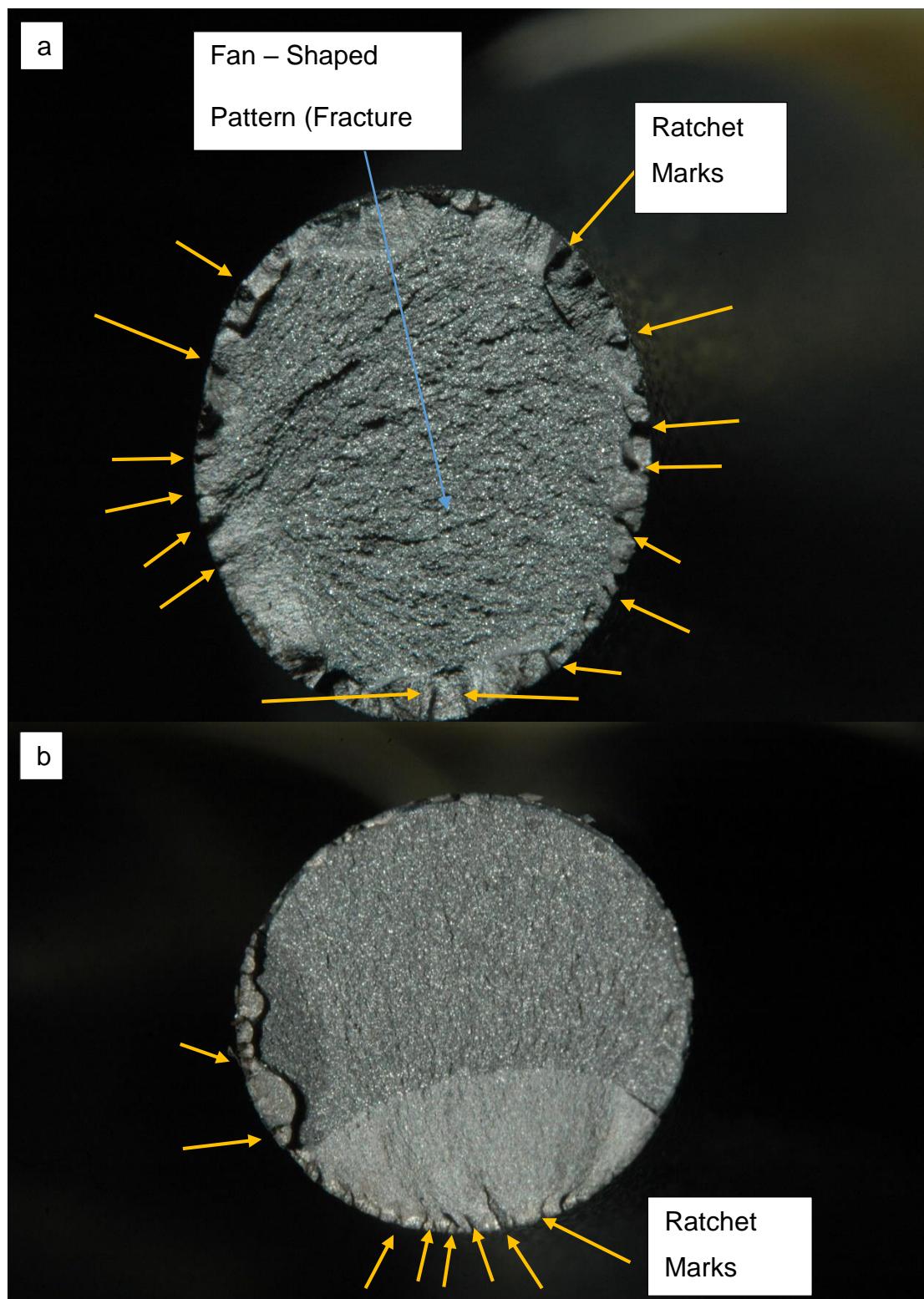
Εικόνα 92: Επιφάνειες θραύσης T480 Martensite δοκιμίων που έχουν υποστεί σφαιροβολή a) 1085 MPa 4400 cycles, b) 864 MPa 20700 cycles

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

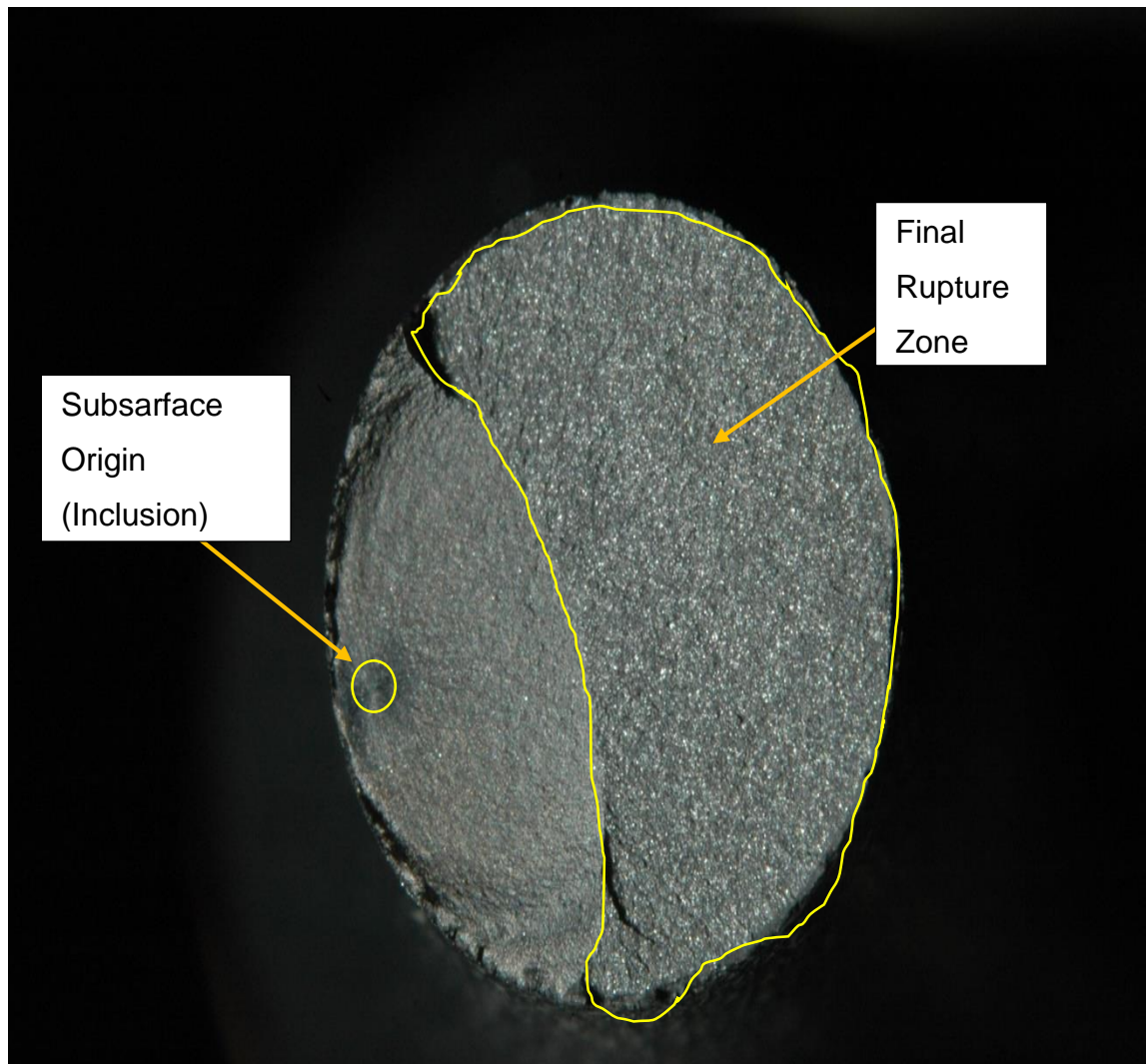


Εικόνα 93: Επιφάνειες θραύσης T480 Martensite δοκιμίων που έχουν υποστεί σφαιροβολή a) 994 MPa 10000 cycles, b) 924 MPa 19600 cycles

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



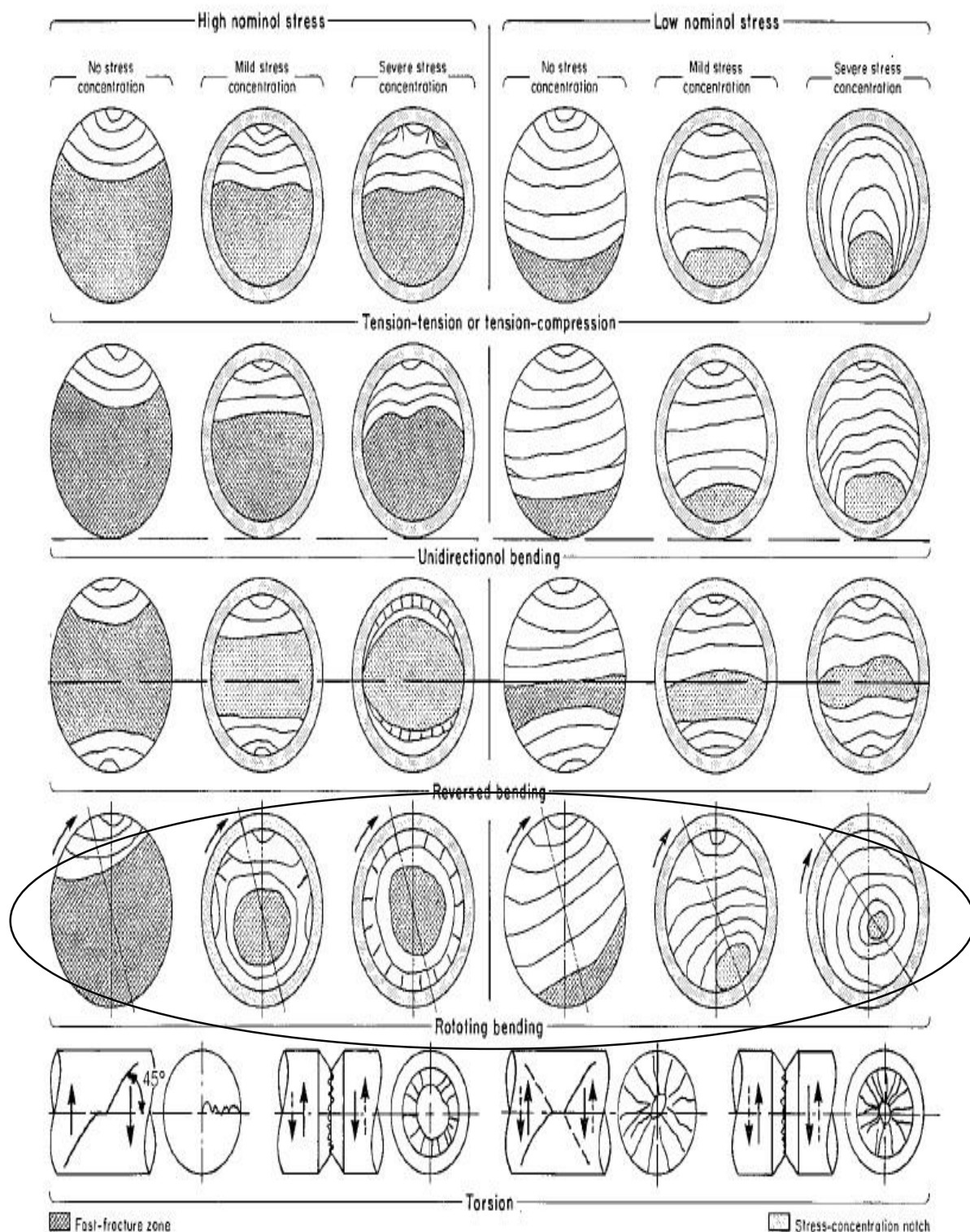
Εικόνα 94: Επιφάνειες θραύσης κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής δοκιμίων που έχουν υποστεί σφαιροβολή a) 1517 MPa 2500 cycles, b) 992 MPa 73200 cycles



Εικόνα 95 Επιφάνειες θραύσης κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής δοκιμίων που έχουν υποστεί σφαιροβολή 878 MPa 7120000 cycles

Η εξέταση των επιφανειών θραύσης των δοκιμίων αποτελεί ένα πολύ σημαντικό κομμάτι στην κατανόηση των μηχανισμών που οδήγησαν στην αστοχία. Αρχικώς, στα δοκίμια των εικόνων 87 έως 95 δεν παρατηρήθηκε καμία μακροσκοπική πλαστική παραμόρφωση το οποίο είναι και εύλογο διότι οι τάσεις φόρτισης ήταν κάτω από το όριο διαρροής. Θα πρέπει να δωθεί προσοχή στις παρατηρήσεις των επιφανειών θραύσης διότι οι παραπάνω εικόνες αποτελούν την μακροσκοπική αποτύπωση της θραύσης.

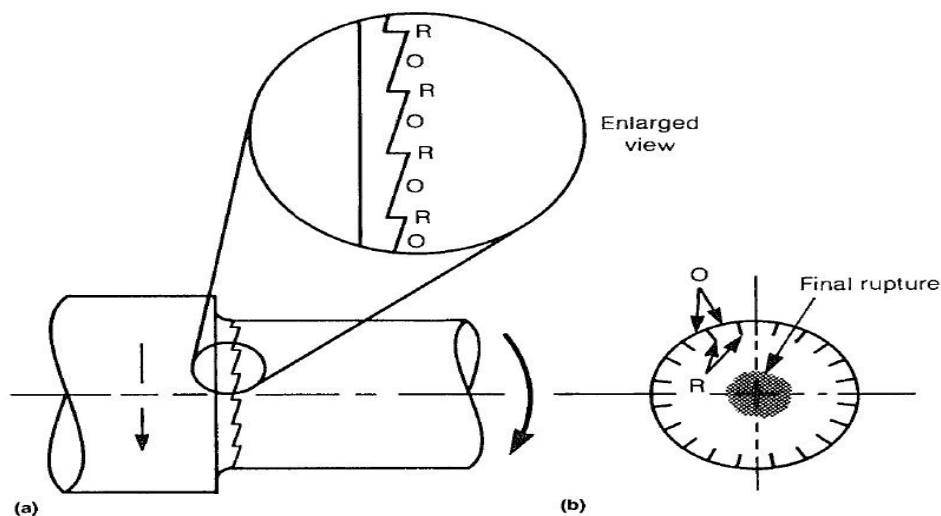
Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 96: Τυπικές επιφάνειες θραύσης που επήλθαν λόγω κόπωσης, κυλινδρικών διατομών υπό διάφορες φορτίσεις [26]

Απο τις επιφάνειες θραύσης των δοκιμίων της επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής μικροδομής (εικόνες 87 έως 88) παρατηρούμε αρχικώς πώς υπάρχουν κάποιες ευθείες στην επιφάνεια θραύσης οι οποίες εκτείνονται ακτινικά απο την επιφάνεια των δοκιμίων με διεύθυνση το κέντρο του δοκιμίου. Αυτές οι ευθείες αποκαλούνται στην αγγλική βιβλιογραφία ως “ratchet marks”. Πρόκειται για ένα πολύ σημαντικό στοιχείο στην αναγνώριση επιφανειών θραύσεως που προήλθαν απο κόπωση. Τέτοιες ευθείες φαίνονται στις εικόνες 88.a και 88.b. Τα ratchet marks σχηματίζονται ως εξής [26]: Όταν εστίες κόπωσης είναι παρακείμενες μεταξύ τους, κάθε μια εστία θα αρχίσει την διάδοση της ρωγμής, όπως φαίνεται στην εικόνα 97. Εάν οι εστίες βρίσκονται στο ίδιο επίπεδο, η ρωγμή που θα διαδίδεται απο την μία εστία θα αρχίσει να επικαλύπτει την ρωγμή απο την άλλη εστία. Όταν παρακείμενες ρωγμές επικαλύπτονται, το μέταλλο στην περιοχή της επικάλυψης θα αστοχήσει στην περιοχή μεταξύ των δύο (2) μικρορωγμών. Αυτή η ενδιάμεση αστοχία δημιουργεί μια γωνία κάθετη στην επιφάνεια του δοκιμίου, όπως φαίνεται στην εικόνα 97. Ουσιαστικά τα ratchet marks δεν είναι οι εστίες αλλά διαχωρίζουν δύο (2) παρακείμενες αστοχίες που προήλθαν απο κόπωση. Ο αριθμός των ratchet marks είναι ίσος ή μικρότερος κατά ένα του αριθμού των εστίων κόπωσης. Δηλαδή στην εικόνα 88.a και 88.b έχουμε 5 και 4 τουλάχιστον εστίες κόπωσης αντίστοιχα διότι μπορεί να υπάρχουν και άλλα ratchet marks τα οποία δεν είναι εμφανή. Η ύπαρξη αρκετών εστίων κόπωσης υποδηλώνει πώς κάτι προυπήρχε στο υλικό και κατά πάσα πιθανότητα, επειδή πρόκειται για υλικό το οποίο έχει υποστεί βαφή, να πρόκειται για σχηματισμό μικρορωγμών που δημιουργήθηκαν κατά την διάρκεια της βαφής. Παρ’όλα αυτά χρήζει περαιτέρω έρευνας. Στην εικόνα 87.a παρατηρείται κάτι πολύ σπουδαίο το οποίο όμως δεν θα έπρεπε να υπάρχει, για λόγο ο οποίος θα αναφερθεί. Παρατηρούνται κορυφογραμμές (έχει σχεδιαστεί η κίτρινη καμπύλη ως βοηθητική στην παρατήρηση) οι οποίες είναι ομόκεντρες και στο κέντρο βρίσκεται η εστία έναρξης (origin) της ρωγμής. Οι κορυφογραμμές αυτές ονομάζονται beachmarks ή arrest marks ή stop marks. Ο όρος αυτός χρησιμοποιείται για να περιγράψει μακροσκοπικές κορυφογραμμές οι οποίες είναι χαρακτηριστικές της

διακοπής περιόδων διάδοσης των ρωγμών δηλαδή του σταδίου II, σε όλκιμα υλικά [26]. Για αυτόν τον λόγο είναι παράξενο ότι υπάρχουν σε αυτή την περίπτωση διότι η δοκιμή κόπωσης σε εργαστηριακό περιβάλλον πραγματοποιείται χωρίς διακοπές και χρήζει περαιτέρω έρευνας. Στις εικόνες 88.a και 88.b, στις επιφάνειες οι οποίες φαίνονται πιο γυαλιστερές (postfracture rubbing surface), ο λόγος είναι πώς επήρθε αστοχία σε αυτές τις επιφάνειες και κατά την λειτουργία με την διακύμανση των τάσεων απο εφελκυστική σε θλιπτική, κατά την εφαρμογή θλιπτικών τάσεων οι επιφάνειες αυτές τριβόντουσαν μεταξύ τους και για αυτόν τον λόγο είναι πιο γυαλιστερές. Τέλος, παρατηρείται η επιφάνεια στην οποία επήρθε η ταχεία αστοχία δηλαδή το στάδιο III με την αναγνωριστική πατέντα ανεμιστήρα (fan – shaped pattern) οι οποίες δεν διακρίνονται σε όλη την επιφάνεια της ταχείας θραύσης και αυτό υποδηλώνει πώς η αστοχία προήλθε απο μίξη ψαθυρής και όλκιμης θραύσης (εικόνα 87.a).



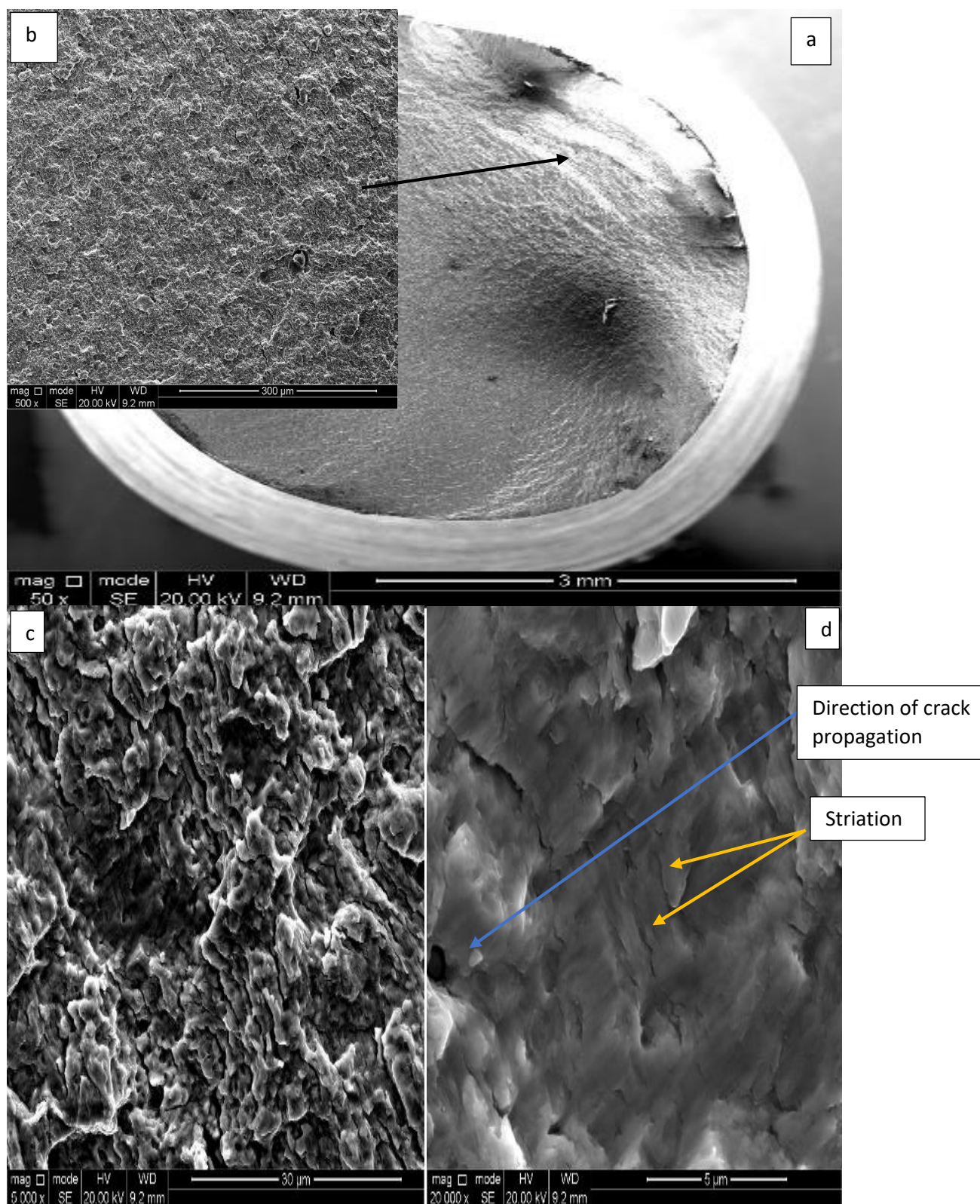
Εικόνα 97: Δημιουργία των ratchet marks σε κυλινδρικό δοκίμιο υπό την επίδραση ομοιόμορφης περιστρεφόμενης - καμπτικής φόρτισης [26]

Στις εικόνες 89 έως 91 παρουσιάζονται οι επιφάνειες θραύσης δοκιμίων της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής. Αρχικώς παρατηρούνται πολύ λιγότερες εστίες έναρξης απο τον επαναφερμένο μαρτενσίτη. Οι επιφάνειες θραύσης ακολουθούν τις τυπικές επιφάνειες θραύσης κόπωσης που σχηματίζονται υπό την επίδραση περιστρεφόμενων – καμπτικών φορτίων όπως εικονίζονται στην

εικόνα 96 (πρώτο κυλινδρικό δοκίμιο απο αριστερά). Εάν δεν ήταν γνωστά τα μεγέθη των μέγιστων τάσεων που επέδρασαν στα δοκίμια, με μια απλή παρατήρηση για παράδειγμα στην εικόνα 91, η περιοχή της ταχείας θραύσης (Στάδιο III) είναι μεγαλύτερη σε σχέση με της επιφάνειας διάδοσης της ρωγμής (Στάδιο II) υποδηλώνοντας τις μεγάλες καμπτικές φορτίσεις οι οποίες ασκούνταν στα δοκίμια. Επίσης στην ζώνη προώθησης της ρωγμής η επιφάνεια έχει πολύ λεπτή υφή και αυτό διότι το πείραμα ήταν συνεχές. Στην εικόνα 90.b παρατηρούνται δύο (2) εστίες έναρξης κόπωσης, με την τελική αστοχία να προήλθε απο την εστία A (Origin A). Στην περίπτωση του κατώτερου μπαινίτη όμως παρατηρείται κάτι πολύ ενδιαφέρον. Στην εικόνα 90.a η εστία έναρξης της κόπωσης προήλθε από ένα ενιαίο σημείο το οποίο ήταν ένα έγκλεισμα. Το ενδιαφέρον προκύπτει διότι η μέγιστη τάση η οποία ασκούνταν στο υλικό ήταν πολύ κοντά στο όριο διαρκούς κόπωσης, το οποίο αρχικώς είχε παρατηρηθεί απο τον Murakami [9], ο οποίος παρατήρησε πώς και για τάσεις κάτω απο το όριο κόπωσης οι ατέλειες που υπάρχουν στο υλικό θα λειτουργήσουν ως εστίες έναρξης μικρο – ρωγμών χωρίς να υπάρξει διάδοση τους. Η παρατήρηση του συγκεκριμένου φαινομένου αποτελεί πολύ σπουδαία διότι αποτελεί την απόδειξη πώς η διεργασία της κόπωσης θα βρει πάντα την αδυναμία στο υλικό, έστω και αν είναι η μοναδική. Παρ'όλα αυτά η κατώτερη μπαινιτική μικροδομή αποδεικνύεται και μέσω της θραυστογραφικής ανάλυσης την ανωτερότητα της σε σχέση με την επαναφερμένη μαρτενσιτική.

Ως προς τα δοκίμια που έχουν υποστεί σφαιροβολή, παρατηρείται στις εικόνες 92 έως και 95, και για τις δύο μικροδομές, πώς έχουμε αύξηση των ratchet marks που σημαίνει την αύξηση των εστίων έναρξης κόπωσης. Αυτό ουσιαστικά είναι που έχει μειώσει την αντοχή στην κόπωση των συγκεκριμένων δοκιμίων διότι η υπερβολική μεγάλη ένταση της σφαιροβολής έχει δημιουργήσει μικρο – ρωγμές στην επιφάνεια των δοκιμίων τα οποία ενήργησαν ως εστίες έναρξης της κόπωσης. Και πάλι, όπως φαίνεται στην εικόνα 95, για την κατώτερη μπαινιτική μικροδομή η εστία έναρξης της κόπωσης βρίσκεται κάτω απο την επιφάνεια του δοκιμίου και συγκεκριμένα είναι έγκλεισμα.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

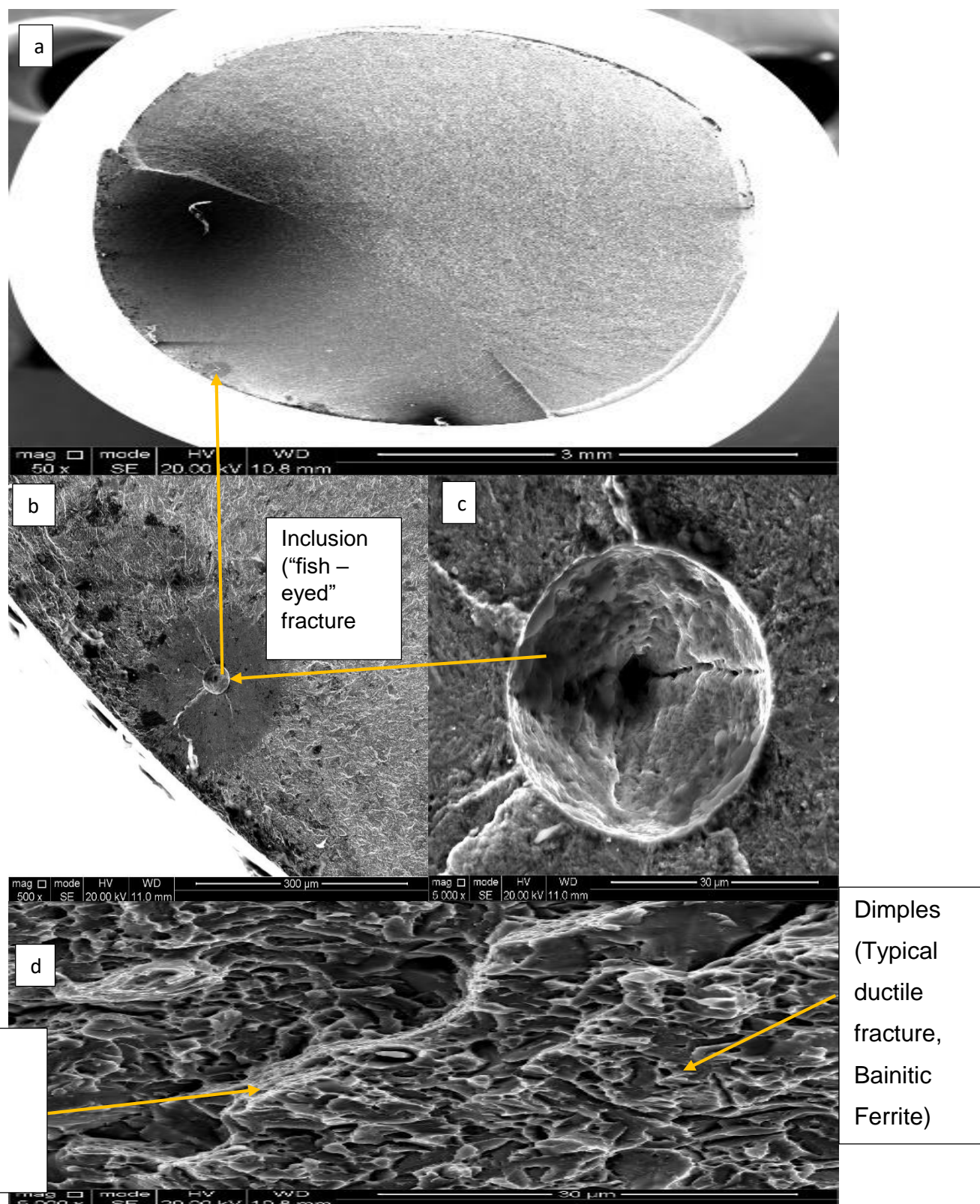


Εικόνα 98: Εικόνες SEM επιφάνειας θραύσης επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής 991MPa 163000 cycles a) x50, b) x500, c) x5000, d) x20000

Στην εικόνα 98 εικονίζεται η επιφάνεια θραύσης επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής. Σε αυτή την περίπτωση όμως εξετάζεται η επιφάνεια στην οποία είχαμε σταδιακή επέκταση της ρωγμής (Στάδιο II) υπό μικροσκοπική κλίμακα με την βοήθεια της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, SEM. Η εκλογή της παρουσίασης της συγκεκριμένης επιφάνειας υπό μικροσκοπική κλίμακα έγινε για τον εξής λόγο: Κατ'αρχάς στην εικόνα 98.c παρατηρείται τυπική διακρυσταλλική θραύση όπου η ρωγμή επεκτάθηκε διαμέσου των κόκκων διότι η επιφάνεια είναι ομαλή και δεν παρουσιάζονται αιχμηρές άκρες. Στην εικόνα 98.d παρατηρούνται κάποιες μικρές κορυφογραμμές οι οποίες δεν είναι αρκετά ευδιάκριτες, τα οποία στην αγγλική βιβλιογραφία ονομάζονται Striations. Ο μηχανισμός ανάπτυξης τους είναι ο εξής [26]: Κατά το στάδιο II, της ανάπτυξης της ρωγμής, η άκρη της ρωγμής αποτελεί μια πολύ αιχμηρή εγκοπή. Κάθε φορά που η ρωγμή επεκτείνεται από την εφαρμογή εφελκυστικής τάσης, η μύτη της ρωγμής παραμορφώνεται πλαστικώς καμπυλώνει ελάχιστα σε μικροσκοπική κλίμακα και αναπτύσσεται εντός του υλικού δημιουργώντας της συγκεκριμένες κορυφογραμμές. Στην συγκεκριμένη εικόνα δεν διακρίνονται καλά αυτές οι κορυφογραμμές διότι η σκληρότητα του υλικού είναι αρκετά μεγάλη. Γενικά για σκληρότητες πάνω από 50HRC, οι κορυφογραμμές δεν είναι αρκετά ευδιάκριτες.

Στην εικόνα 99 αποτυπώνεται η επιφάνεια θραύσης από κόπωση, κατώτερου μπαινίτη όπου παρατηρείται η εστία έναρξης της κόπωσης η οποία αποτελεί ένα έγκλεισμα (εικόνες 99.a,b,c). Αυτή η αστοχία ονομάζεται “fish – eyed fracture” λόγω της εικόνας του ματιού ενός ψαριού η οποία παρατηρείται στην εικόνα 99.c. Στην εικόνα 99.d παρατηρείται πώς το είδος της αστοχίας της ζώνης στην οποία η ρωγμή επεκτεινόταν σταδιακά (Στάδιο II) αποτελεί μίξη ψαθυρής – όλκιμης διακρυσταλλικής θραύσης, όπου η ψαθυρή θραύση πραγματοποιήθηκε κατά την διεύλευση της ρωγμής εντός των καρβιδίων, τα οποία εικονίζονται με λευκή απόχρωση ενώ η όλκιμη θραύση η οποία εντοπίζεται στα σημεία στα οποία παρατηρούνται μικρο – διακενώσεις (micro – voids), τυπικό χαρακτηριστικό όλκιμης θραύσης παρατηρείται κατά την διεύλευση της ρωγμής διαμέσου του μπαινιτικού φερρίτη (γκρι απόχρωση).

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας



Εικόνα 99: Εικόνες SEM κατώτερου μπαινιτικού φερρίτη 986MPa 296000 cycles a) x50, b) x500, c) x5000, d) x5000

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Μέρος V

Συμπεράσματα

Οι δοκιμές εφελκυσμού αποδείξανε πώς τα δοκίμια της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής παρουσίαζαν υψηλότερη αντοχή σε σχέση με αυτά της επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής,

Οι δοκιμές κόπωσης συμφωνούν απόλυτα με τις παρατηρήσεις από τις δοκιμές εφελκυσμού,

Η σφαιροβολή των δοκιμίων δεν είχε τα αναμενόμενα αποτελέσματα, δηλαδή την αύξηση της αντοχής στην κόπωση των δοκιμίων αλλά αντιθέτως παρατηρήθηκε μείωση της αντοχής. Αυτό οφείλεται στην μεγάλη ένταση της σφαιροβολής (0,36mm A), η οποία μεταφράζεται ως την δημιουργία μικρορωγμών στην επιφάνεια των δοκιμίων κατά την πρόσκρουση των σφαιριδίων. Σύμφωνα με την βιβλιογραφία, η βέλτιστη ένταση σφαιροβολής είναι 0,25mm A για χάλυβα SAE 9245 στην οποία θα πρέπει να εξεταστεί ο συγκεκριμένος χάλυβας.

Από τις εικόνες των επιφανειών θραύσης παρατηρούνται περισσότερα σημεία έναρξης κόπωσης των δοκιμίων της επαναφερμένης μαρτενσιτικής μικροδομής έναντι αυτών της κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής. Παρ'όλα αυτά, για τάσεις πολύ κοντά στο όριο διαρκούς κόπωσης, παρατηρήθηκε η έναρξη κόπωσης σε ένα μόνο σημείο, πιθανώς έγλεισμα, κάτω από την επιφάνεια των δοκιμίων κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής

Συνοψίζοντας, η κατώτερη μπαινιτική μικροδομή σύμφωνα με την συγκεκριμένη ερευνητική εργασία είναι ανώτερη σε σχέση με την επαναφερμένη μαρτενσιτική. Παρ'όλα αυτά η έναρξη της κόπωσης πολύ κοντά στο όριο διαρκούς κόπωσης σε σημεία στα οποία υπάρχουν εγκλείσματα, για τα δοκίμια κατώτερης μπαινιτικής μικροδομής δεν μπορούν να δώσουν ασφαλή συμπεράσματα με μόνο μια έρευνα κόπωσης στην περιοχή της πολυκυκλικής κόπωσης, αλλά συνίσταται να πραγματοποιηθούν περαιτέρω έρευνες και στην περιοχή της πολυ – πολυκυκλικής κόπωσης (Very – High Cycle Fatigue Region), $N_f > 10^6$.

Προτάσεις για περαιτέρω έρευνα

Στην παρούσα διπλωματική εργασία διερευνήθηκε η αντοχή στην κόπωση στην πολυκυκλική ζώνη δηλαδή για $1000 < N_f < 10000000$. Σε αυτήν την ζώνη δεν παρατηρείται καμία μακροσκοπική πλαστική παραμόρφωση. Ενδιαφέρον θα αποτελούσε η διερεύνηση της αντοχής της κόπωσης στην ολιγοκυκλική ζώνη, στην ζώνη δηλαδή που παρατηρείται μακροσκοπική παραμόρφωση. Η διερεύνηση της συμπεριφοράς των μικροδομών στην ζώνη αυτή έχει ενδιαφέρον.

Επίσης, θα πρέπει να διερευνηθεί περαιτέρω η επίδραση της σφαιροβολής με την διερεύνηση της επίδρασης της έντασης σε περισσότερες τιμές και ειδικότερα για 20 – 25A.

Τέλος, η κατώτερη μπαινιτική μικροδομή θα πρέπει να διερευνηθεί περαιτέρω ως προς την αντοχή στην κόπωση κοντά στο όριο διαρκούς κοπώσεως και ειδικότερα στην πολυ – πολυκυκλική ζώνη (Very High – Cycle Fatigue Zone) διότι παρατηρείται η έναρξη μικρορωγμών σε σημεία κάτω απο την επιφάνεια, σημεία τα οποία χρήζουν ιδιαίτερης διερεύνησης.

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Μέρος VI
Βιβλιογραφία

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ I

- [1] ASM Handbook, Fatigue and Fracture, Volume 19, ASM International
- [13] Robert C. Juvinall; Kurt M. Marshek, Fundamentals of Machine Component Design, Fifth Edition, John Wiley & Sons Inc. , 2011

- [14] James E. Duffy, Modern Automotive Technology Ninth Edition, The Goodheart – Willcox Company Inc. , (notes taken by the sample pdf distributed from)
- [15] Richard Stone and Jeffrey K. Ball, Automotive Engineering Fundamentals, SAE International, 2002
- [16] Γ.Δ. Παπαδημητρίου, Γενική Μεταλλογνωσία II: Τα κράματα, Εκδόσεις Ε.Μ.Π, Αθήνα 1993
- [17] Thomas G. Digges; Samuel J. Rosenberg; Glenn W. Geil, Heat Treatment Properties of Iron and Steel, National Bureau of Standards Monograph 88, November 1996
- [18] Kenneth G. Budinski, Engineering Materials: Properties and Selection, 5th Edition, Prentice Hall College Div. , June 1996
- [19] William D. Callister; David G. Rethwisch, Materials Science and Engineering An Introduction, Eighth Edition John Wiley & Sons Inc. ,
- [20] Glyn Meyrick, Physical Metallurgy of Steel, Class Notes and lectures material for MSE 651.01, The Ohio State University, 2001
- [21] H.K.D.H. Bhadeshia, Martensite in Steels, Lecture 45, Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge, 2000 [11] H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties, Second Edition, University of Cambridge, 2001
- [22] H.K.D.H Bhadeshia, Bainite in Steels Transformation, Microstructure and Properties, Second Edition, University of Cambridge, 2001
- [23] ASM Handbook, Heat Treating, Volume 4, ASM International
- [24] Horace J. Grover, Fatigue of aircraft structures, Research and Technology Naval Air Systems Command Department of the Navy, 1996 (NAVAIR 01 – 1A – 13)

[25] Mehran Maalekian, The effects of alloying elements on Steel (I), Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation Technische Universität Graz, October 2007

[26] Donald J. Wulpi, Understanding how components fail, Second Edition, ASM International

[27] George E. Dieter, Mechanical Metallurgy S.I Metric Edition, McGraw – Hill Book Company

[28] ASM Handbook, Surface Engineering, Volume 5, ASM International

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ II

[2] B. Podgornik; M. Torkar; J. Burja; M. Godec; B. Sencic, Improving properties of spring steel through nano – particles alloying, Materials Science and Engineering A 638 (2015) 183 – 189

[3] B.Zuzek; M. Sedlacek; B.Podgornik, Effect of segregations on mechanical properties and crack propagation in spring steel, Frattura ed Integrita Strutturale 34 (2015) 160 – 168

[4] Sanja Solic; Bojan Sencic; Vojteh Leskovsek, Difference between mechanical properties of 51CrV4 high strength spring steel modeled by hardenability software and obtained properties by heat treatment, INFOTEH – JAHORINA Vol. 12, March 2013

[5] M. Besel; Brueckner – Foit, Surface Damage Evolution of Engineering Steel, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, August 19 2008

[6] Predrag Borkovic; Borivoj Sustarsic; Milan Malesevic; Borut Zuzek; Bojan Podgornik, Vojteh Leskovsek, Fatigue Life Behaviour and a Lifetime Assessment of a double – leaf spring using FEM – based software, Institute of metals and technology, Ljubljana Slovenia, April 5 2012

[7]Jang – Chul Shin; Sunghak Lee; Jae Hwa Ryu, Correlation of microstructure and fatigue properties of two high strength spring steels, International Journal of Fatigue, Elsevier, January 22 1999

[8] Borivoj Sustarsic; Bojan Sencic; Boris Arzensek; Philippe Jodin, The notch effect on the fatigue strength of 51CrV4Mo spring steel, 27 November 2006, ISSN 1580 – 2949 MTAEC9 41(1)29(2007)

[9] Yuditaka Murakami, Metal Fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions, Elsevier, 2002

[10] S.Tekeli, Enhancement of fatigue strength of SAE 9245 steel by shot peening, Materials Letters, 28 March 2008, Elsevier

[11] Junji Sakamoto, Yong – Sung Lee, Seong – Kyun Cheong, Effect of surface flaw on fatigue strength of shot – peened medium – carbon steel, Engineering Fracture Mechanics, 6 November 2014, Elsevier

[12] V. Lianeza, F.J. Belzunce, Effect of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening, Applied Surface Science, 13 August 2015, Elsevier

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ ΙΙΙ

[29] <http://www.theshotpeenermagazine.com/wpcontent/uploads/tsp23no2.pdf>

[30] <https://www.bladesmithsforum.com/index.php?/topic/27335-aisi-6150/>

[31] <http://www.instron.us/en-us/products/testing-accessories/digital/digital-controller/5500-series>

[32] Manual Hanbook for RBF 200 Machine

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας

Κόπωση χάλυβα 51CrV4 με μπαινιτική μικροδομή, που έχει υποστεί
επιφανειακή κατεργασία σφαιροβολίας
