

ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ «ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ»

ΣΥΣΧΕΤΙΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ – ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ ΧΑΛΥΒΕΣ ΤΥΠΟΥ TRIP (TRANSFORMATION INDUCED PLASTICITY)

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΧΡΙΣΤΙΝΑΣ ΣΥΚΗ

Πτυχιούχου Μηχανολόγου Μηχανικού Τ.Ε.

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ:

Γ.Ν. ΦΟΥΡΛΑΡΗΣ

Καθηγητής Ε.Μ.Π.

AOHNA

Οκτώβριος 2019

AOHNA

Οκτώβριος 2019



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ «ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ»

ΣΥΣΧΕΤΙΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ – ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ ΧΑΛΥΒΕΣ ΤΥΠΟΥ TRIP (TRANSFORMATION INDUCED PLASTICITY)

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΧΡΙΣΤΙΝΑΣ ΣΥΚΗ

Πτυχιούχου Μηχανολόγου Μηχανικού Τ.Ε.

ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ:

(Υπογραφή)	Καθηγητής Ε.Μ.Π.	Γ. ΦΟΥΡΛΑΡΗΣ ,
(Υπογραφή)	Καθηγητής Ε.Μ.Π.	Δ . MAN $\Omega\Lambda$ AKO Σ ,
(Υπογραφή)	Καθηγητής Ε.Μ.Π.	Κ. ΧΑΡΙΤΙΔΗΣ ,

AOHNA

Οκτώβριος 2019

"Steels represent one of the most complex of materials with an almost infinite variety of structures that can be generated by altering the chemical composition or the processing routes and we have yet to discover many more techniques for improving the quality of steels."

> Sir Harshad Bhadeshia "The Royal Society" 2014

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα μεταπτυχιακή εργασία εκπονήθηκε στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας του Τομέα Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων - Μεταλλουργών, στα πλαίσια του Διατμηματικού Προγράμματος Μεταπτυχιακών Σπουδών «Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών» του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Σκοπός της εργασίας αποτελεί η μελέτη χαλύβων TRIP (Transformation Induced Plasticity) ψυχρής έλασης. Ειδικότερα μέσα από τα πειράματα, έγινε προσπάθεια τροποποίησης της μικροδομής ενός εμπορικού χάλυβα TRIP600 με σκοπό να ερευνηθεί πως η θερμοκρασία και ο χρόνος ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής, επηρεάζουν τους μετασχηματισμούς φάσεων, τις χωρικές κατανομές και κατ' επέκταση τις μηχανικές ιδιότητες ενός χάλυβα αυτής της κατηγορίας με τελικό στόχο τη βελτιστοποίηση των θερμικών κατεργασιών και της παραγωγικής του διαδικασίας.

Ως την ελάχιστη δυνατή μνεία, οφείλω να παραθέσω στις επόμενες παραγράφους τις ευχαριστίες μου, σε όλους όσους συνέβαλαν στην εκπόνησή αυτής της μεταπτυχιακής εργασίας.

Πρωτίστως θα ήθελα να ευχαριστήσω αμέριστα τον Επιβλέποντα Καθηγητή κ. Γ. Φούρλαρη, καταρχάς για όλα όσα μετέδωσε με τη διδασκαλία του στο μάθημα Φυσικής Μεταλλουργίας, αλλά και για όλες τις συμβουλές και υποδείξεις κατά την διάρκεια υλοποίησης της διπλωματικής μου εργασίας, για την ευκαιρία που μου έδωσε να ασχοληθώ με ένα τόσο ενδιαφέρον και καινοτόμο θέμα, καθώς και για την εμπιστοσύνη και κατανόηση που μου έδειξε καθ' όλη την περίοδο εκπόνησης της εργασίας μου.

Τις ευχαριστίες μου θα ήθελα να εκφράσω σε όλο το Επιστημονικό και Τεχνικό προσωπικό του εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας και ιδιαίτερα τον επίκουρο καθηγητή κ. Π. Τσακιρίδη για την καθοδήγηση και τη βοήθεια που παρείχε στα διάφορα στάδια της πειραματικής διαδικασίας και ανάλυσης μέσω μικροσκοπίας. Επίσης θα ήθελα να ευχαριστήσω τον κ. Ι. Χαρλαμπίτα για την αδιάλειπτη ενασχόληση του με θέματα εύρυθμης λειτουργίας του εργαστηριακού εξοπλισμού.

Στο σημείο αυτό, δεν θα μπορούσα να μην ευχαριστήσω θερμά τον Υ.Δ. κ. Ν.Ι. Μακρή, για την βαθύτατη και ενδελεχή ενασχόληση του σε όλα τα στάδια της μεταπτυχιακής εργασίας, τις ατέρμονες συζητήσεις πάνω σε επιστημονικά θέματα, τον προσωπικό χρόνο που διέθεσε, την υποστήριξη και την υπομονή που επέδειξε από την μεταλλογραφική μου εκπαίδευση μέχρι τη συγγραφή της παρούσας εργασίας καθώς και την κατανόηση του. Επιπλέον θα ήθελα να ευχαριστήσω τους υποψήφιους διδάκτορες κα Α. Αλεξανδράτου και κ. Σ. Δεληγιάννη για την αδιάκοπη και ανιδιοτελή βοήθεια τους κατά την διεξαγωγή των πειραμάτων μου.

Ευχαριστώ όλους τους προπτυχιακούς και μεταπτυχιακούς φοιτητές του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας για την συμβολή τους στις εργαστηριακές δεξιότητες, την ανταλλαγή γνώσεων και την αρμονική συνύπαρξη. Στη συνέχεια, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους μεταπτυχιακούς συμφοιτητές και ιδιαίτερα την Α. Τερζάκη και τον Β. Συκά που ήμασταν από την αρχή μέχρι και την περάτωση αυτής της εμπειρίας μαζί και μοιραστήκαμε κοινές ανησυχίες, πίεση, άγχος αλλά και ευχάριστες στιγμές συνεργασίας.

Θερμές ευχαριστίες οφείλω να εκφράσω στους καθηγητές που απαρτίζουν την επιτροπή εξέτασης της μεταπτυχιακής εργασίας, για την τιμή και τον χρόνο που διέθεσαν. Ευχαριστίες θα ήθελα να παραθέσω στην ΕΔΕ του Διατμηματικού Μεταπτυχιακού Προγράμματος Επιστήμης και Τεχνολογίας Υλικών για την καταλυτική συνέντευξη, που μου έδωσε την ευκαιρία να εμβαθύνω και να διευρύνω τις γνώσεις μου πάνω στον τομέα των υλικών, ενώ ευχαριστώ και τους καθηγητές του προγράμματος για την διδασκαλία τους και για όλες τις γνώσεις που απλόχερα προσέφεραν.

Ιδιαίτερα ευχαριστώ την οικογένεια μου για την πάσης φύσεως υποστήριξη και κατανόηση τους, γιατί χωρίς εκείνους δεν θα ήταν δυνατή η ολοκλήρωση αυτού του μεταπτυχιακού. Επίσης ευχαριστώ τον Νίκο, τον άνθρωπο που έχει σταθεί δίπλα μου, έχει επιδείξει σθένος και έχει στηρίξει τις επιλογές μου. Τέλος ευχαριστώ την αδελφική μου φίλη Κυριακή για κάθε φορά που όταν έλεγα δεν γίνεται και εκείνη ισχυριζόταν το αντίθετο.

ΠΡΟΛΟΓΟΣi
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝνii
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝxiv
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ
ΕΙΣΑΓΩΓΗ
ПЕРІЛНҰН
ABSTRACT
ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΕΡΓΑΣΙΑΣ
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1 : ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ
1.1. XAAYBES AYTOKINHTOBIOMHXANIAS
1.1.1. ΧΑΛΥΒΕΣ ΧΑΜΗΛΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ (LOW STRENGTH STEELS)7
1.1.2. ΣΥΜΒΑΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ ΥΨΗΛΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ
(CONVENTIONAL HIGH STRENGTH STEELS)
1.1.3. ΠΡΟΗΓΜΕΝΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ ΥΨΗΛΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ
(ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS)10
1.2. ΧΑΛΥΒΕΣ TRIP17
1.2.1. ΙΣΤΟΡΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ17
1.2.2. ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΧΑΛΥΒΩΝ TRIP
1.2.3. ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΧΑΛΥΒΩΝ TRIP
1.2.4. ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ ΧΑΛΥΒΩΝ TRIP ΨΥΧΡΗΣ ΕΛΑΣΗΣ22
1.2.4.1. Στάδιο 1°: Γρήγορη Θέρμανση (Rapid Heating)22
1.2.4.2. Στάδιο 2°: Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση (Intercritical Annealing)23
1.2.4.3. Στάδιο 3°: Γρήγορη Απόψυξη (Rapid Cooling)29
1.2.4.4. Στάδιο 4°: Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή (Austempering)31
1.2.4.5. Στάδιο 5°:Απόψυξη σε Θερμοκρασία Περιβάλλοντος (Final Cooling) 35

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

1.3. ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ	
1.3.1. ΆΝΘΡΑΚΑΣ (C)	
1.3.2. МАГГАNIO (Mn)	
1.3.3. ПҮРІТТІО (Si)	
1.3.4. АЛОҮМINIO (Al)	41
1.3.5. ΑΛΛΕΣ ΚΡΑΜΑΤΙΚΕΣ ΠΡΟΣΘΗΚΕΣ	43
1.3.5.1. Φώσφορος (Ρ)	43
1.3.5.2. Μολυβδαίνιο (Mo)	44
1.3.5.3. Χρώμιο (Cr)	45
1.3.5.4. Νικέλιο (Ni)	45
1.3.5.5. Χαλκός (Cu)	45
1.3.5.6. Στοιχεία Μικροκραμάτωσης	46
1.4. ΦΥΣΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ ΧΑΛΥΒΑ TRIP	47
1.4.1. ΩΣΤΕΝΙΤΗΣ	49
1.4.1.1. Σταθεροποίηση Ωστενίτη	50
1.4.2. ΦΕΡΡΙΤΗΣ	53
1.4.3. ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ	56
1.4.4. ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ	59
1.5. ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ	61
1.5.1. ΜΗΧΑΝΙΚΟΣ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ ΥΠΟΛΕΙΠΟΜΕΝΟΥ	
ΩΣΤΕΝΙΤΗ	61
1.5.2. ΦAINOMENO TRIP	63
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2 : ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	65
2.1.ПЕРІГРАФН ҮЛІКОҮ	65
2.2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ	65
2.2.1. ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ	67

2.2.2. ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ	69
2.2.3. ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ	72
2.2.3.1. Οπτικό Μικροσκόπιο (Light Optical Microscope – LOM)	72
2.2.3.2. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης	
(Scanning Electron Microscopy – SEM)	73
2.2.4. ΜΕΛΕΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ	77
2.2.4.1. ΔΟΚΙΜΗ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΗΣ	77
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3 : ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	79
3.1. ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ	79
3.1.1. Δ OKIMIO ANA Φ OPA Σ (As Received – AR)	79
3.1.2. ΕΛΑΣΜΕΝΟ ΔΟΚΙΜΙΟ	83
3.1.3. ΔΟΚΙΜΙΟ ΦΕΡΡΙΤΟΠΕΛΙΤΙΚΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ (FP)	
3.1.3. ΔΟΚΙΜΙΟ ΔΙΦΑΣΙΚΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ (Dual Phase – DP)	
3.1.4. ΔΟΚΙΜΙΟ A1	90
3.1.5. ΔΟΚΙΜΙΟ A2	93
3.1.6. ΔΟΚΙΜΙΟ A5	96
3.1.7. ΔΟΚΙΜΙΟ A30	100
3.1.8. ΔОКІМІО B1	103
3.1.9. ΔОКІМІО B2	106
3.1.10. ΔΟΚΙΜΙΟ B5	109
3.1.11. ΔΟΚΙΜΙΟ B30	112
3.1.12. ΔΟΚΙΜΙΟ C1	115
3.1.13. ΔΟΚΙΜΙΟ C2	117
3.1.14. ΔΟΚΙΜΙΟ C5	120
3.1.15. ΔΟΚΙΜΙΟ C30	123
3.2. ΜΕΛΕΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ	126

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4 : ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ	128
4.1. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ (SEM)	128
4.2. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΧΗΜΙΚΗΣ ΗΜΙΠΟΣΟΤΙΚΗΣ ΣΤΟΙΧΕΙΑΚΗΣ	
ANAΛYΣHΣ (EDS)	133
4.3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ	136
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5 : ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	138
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6 : ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΕΡΕΥΝΑΣ	142
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ	143
CURRICULUM VITAE	154

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1: Κατηγορίες Μεταλλικών Υλικών που Χρησιμοποιούνται σε Διάφορα Μέρη του Οχήματος. Σύγκριση Ετών 2007 με 2015 (6)5
Eικόνα 2: Body - In - White (BIW) Porche Cayenne (45)
Εικόνα 3: Σχηματική Απεικόνιση Μικροδομής Χάλυβα TRIP (12)19
Εικόνα 4: Φύτρωση Ωστενίτη (59)24
Εικόνα 5: Σχηματική Απεικόνιση Ανάπτυξης Μπαινιτικού Φερρίτη σε Κόκκο Ωστενίτη (64)
Εικόνα 6: : Εξέλιξη Μικροδομής κατά τη Διάρκεια των Θερμικών Κατεργασιών σε Χάλυβα TRIP: (1) Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση (2) Γρήγορη Απόψυξη (3) Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή (α: φερρίτης, α _B : Μπαινιτικός Φερρίτης, γ: Ωστενίτης, γ _R : Υπολειπόμενος Ωστενίτης) (84)
Εικόνα 7: Σχηματική Αναπαράσταση της Εξέλιξης της Μικροδομής των Χαλύβων TRIP κατά τη Διάρκεια της Ισοθερμοκρασιακής Μπαινιτικής Βαφής (37)48
Εικόνα 8: Μικρογραφία ΤΕΜ με τις Διαφορετικές Μορφολογίες Υπολειπόμενου Ωστενίτη που Συναντώνται στους Χάλυβες TRIP. Α) Χονδρομερείς Νησίδια μέσα σε Πολυγωνικό Φερρίτη (PF), B) Λεπτά Υμένια Ανάμεσα σε Πακέτα Μπαινιτικού Φερρίτη (BF), C) Χονδρομερείς Κόκκοι Υπολειπόμενου Ωστενίτη (RA), D) Πακέτα Μαρτενσίτη και Υπολειπόμενου Ωστενίτη, E) Νησίδια σε Διεπιφάνεια Πολυγωνικού Φερρίτη/Μπαινίτη (114)
Εικόνα 9: Σχηματικό Διάγραμμα Παραμέτρων που Επηρεάζουν τη Σταθερότητα του Υπολειπόμενου Ωστενίτη (37)51
Εικόνα 10: Μικρογραφία SEM Χάλυβα TRIP, Σύστασης 0,19C-1,59Mn-1,63Si, όπου RA:Υπολειπόμενος Ωστενίτης, BF: Μπαινιτικός Φερρίτης και PF: Πολυγωνικός Φερρίτης (112)
Εικόνα 11: Σχηματισμός Αλλοτριόμορφου Φερρίτη σε Όρια Κόκκων Ωστενίτη (149).
Εικόνα 12: Σχηματική Αναπαράσταση του Μετασχηματισμού του Κατώτερου και του Ανώτερου Μπαινίτη (127)
Εικόνα 13: Επιλεγμένες Μικρογραφίες SEM Μικροσυστατικών Χάλυβα TRIP. RA: Υπολειπόμενος Ωστενίτης, PF: Πολυγωνικός Φερρίτης, BF: Μπαινιτικός Φερρίτης, Μ: Μαρτενσίτης (130)
Εικόνα 14: Ο Σχηματισμός Μαρτενσίτη σε Ωστενιτικό Πλέγμα και Απεικόνιση ενός Ατόμου Άνθρακα σε Οκταεδρική Θέση (αριστερά). Τετραγωνική Μοναδιαία Κυψελίδα Μαρτενσίτη (δεξιά) (78)
Εικόνα 15: Σχηματική Αναπαράσταση του Κυρίαρχου Μηχανισμού Παραμόρφωσης του Υπολειπόμενου Ωστενίτη σε Διαφορετικά Εύρη Θερμοκρασιών σε Χάλυβα

TRIP: (από τα αριστερά προς τα δεξιά) Μετασχηματισμός λόγω Προκαλούμενης Τάσης και Πλαστική Παραμόρφωση Ωστενίτη. Όπου α_{pf}: Πολυγωνικός Φερρίτης, α_b: Μπαινιτικός Φερρίτης, α_m: Μαρτενσίτης, γ_R: Υπολειπόμενος Ωστενίτης (137).62

Εικόνα 16: Σχηματική Απεικόνιση Φαινόμενου TRIP. Κατά την Παραμόρφωση ο Υπολειπόμενος Ωστενίτης Μετασχηματίζεται σε Μαρτενσίτη. Ο Ωστενίτης Αντικαθιστάται από τη Σκληρή Φάση του Μαρτενσίτη Υψηλού Ποσοστού σε Άνθρακα και ο Μετασχηματισμός Συνδέεται με Διαστολή Όγκου. (7).......63

Εικόνα 18: Στάδια Μεταλλογραφικής Προετοιμασίας με Σκοπό τη Μελέτη της Μικροδομής (140)70

Εικόνα 19: Μικρογραφία Οπτικού Μικροσκοπίου Χάλυβα TRIP600 ο οποίος έχει Υποστεί Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση σε Θερμοκρασία 750°C για 15min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 2min......72

Εικόνα 25: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης στο Δοκίμιο Αναφοράς Χάλυβα TRIP600 μετά την Κατεργασία Ψυχρής Έλασης σε Μεγέθυνση x1000......83 Εικόνα 27: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, Μεγέθυνσης x2000 στο Δοκίμιο που έχει Υποστεί Ανόπτηση σε Υψηλή Θερμοκρασία σε Φούρνο Αδρανούς Ατμόσφαιρας ώστε να Παραχθεί Φερριτοπερλιτική Μικροδομή. Στη Μικρογραφία επισημαίνονται τα διάφορα μικρογραφικά συστατικά όπου: α: προευτηκτοειδής φερρίτης και Ρ: περλίτης.........84

Εικόνα 28: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x4000, στο Φερριτοπερλιτικό Δοκίμιο όπου: 1:προευτηκτοειδής φερρίτης, 2: πλακίδιο σεμεντίτη και 3:χαρακτηριστική μορφολογία περλίτη χαλύβων που περιέχουν πυρίτιο (ortho-pearlite)......85

Εικόνα 34: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, Μεγέθυνσης x2500, Δοκιμίου Α2. Επισημαίνεται η Χαρακτηριστική

Μορφολογία Μπαινίτη καθώς και: 1: κόκκος ενδοκρίσιμου φερρίτη, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης και 3:μαρτενσίτης......94

Εικόνα 37: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x5000, Δοκιμίου Α5. Στη μικρογραφία διακρίνονται διάφορες μορφολογίες μπαινιτικού φερρίτη. Ως GB: κοκκώδης μπαινίτης (granular bainite) και LB: μπαινίτης εναλλασσόμενων πλακιδίων (lamellar bainite)......97

Εικόνα 40: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x5000, Δοκιμίου A30 όπου επισημαίνεται υπολειπόμενος ωστενίτης περιβαλλόμενος από μπαινιτικό φερρίτη (interlath film-type lamellar). .101

Εικόνα 41: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 1min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α': μαρτενσίτης.103

Εικόνα 45: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 5min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b:μπαινιτικός φερρίτης.

Εικόνα 46: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x3000, Δοκιμίου B5. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2:χονδρομερείς κόκκος υπολειπόμενου ωστενίτη στα όρια κόκκων πολυγωνικού φερρίτη, 3: νησίδιο υπολειπόμενου ωστενίτη που περιβάλλεται από μπαινιτικό φερρίτη και ενδοκρίσιμο φερρίτη, 4:φιλμ μπαινιτικού φερρίτη......110

Εικόνα 47: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 30min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b:μπαινιτικός φερρίτης.

Εικόνα 50: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 400°C για 1min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α': μαρτενσίτης.115

Εικόνα 51: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου C1. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος

Εικόνα 61: Μικρογρα	ιφίες Δευτερογενών	Ηλεκτρονίων	SEM: A)	Δοκίμιο	A2, B)
Δοκίμιο Β2, Γ) Δοκίμι	o C2			•••••	130
Εικόνα 62: Μικρογρο Δοκίμιο Β5, Γ) Δοκίμι	αφίες Δευτερογενών ο C5	Ηλεκτρονίων	SEM: A)	Δοκίμιο	A5, B)
Εικόνα 63: Μικρογρα Λοκίμιο B30, Γ) Λοκίμ	φίες Δευτερογενών 110 C30	Ηλεκτρονίων	SEM: A)	Δοκίμιο Δ	A30, B)
Δοκίμιο Β30, Γ) Δοκίμ	uo C30		•••••	•••••	132

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1: Χημική Σύσταση Χάλυβα TRIP60065
Πίνακας 2: Αναλυτικός Πίνακας Δοκιμίων στον οποίο Αναφέρονται οι Ονομασίες των Δοκιμίων, οι Θερμοκρασίες και οι Χρόνοι Ενδοκρίσιμης Ανόπτησης και Ισοθερμοκρασιακής Μπαινιτικής Βαφής
Πίνακας 3: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Αναφοράς
Πίνακας 4: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Αναφοράς81
Πίνακας 5: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πλακίδιο Μπαινιτικού Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο Αναφοράς
Πίνακας 6: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (4), στο Δοκίμιο Αναφοράς82
Πίνακας 7: : Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πιθανή Μαρτενσιτική Φάση (5), στο Δοκίμιο Αναφοράς
Πίνακας 8: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Προευτηκτοειδή φερρίτη (1) στο Δοκίμιο Φερριτοπερλιτικής μικροδομής
Πίνακας 9: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πλακίδιο Σεμεντίτη (2) στο δοκίμιο Φερριτοπερλιτικής μικροδομής
Πίνακας 10: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Διφασικής Μικροδομής
Πίνακας 11: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσιτική Φάση (2), στο Δοκίμιο Διφασικής Μικροδομής
Πίνακας 12: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α192
Πίνακας 13: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πιθανό Κόκκο Υπολειπόμενου Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Α192
Πίνακας 14: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσιτική Φάση (3), στο Δοκίμιο Α192
Πίνακας 15: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α295
Πίνακας 16: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Α295
Πίνακας 17: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (3), στο Δοκίμιο Α2

Πίνακας 18: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη Ανάμεσα σε Μπαινιτικό Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α5
Πίνακας 19: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στο Όριο Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο Α5
Πίνακας 20: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (4), στο Δοκίμιο Α5
Πίνακας 21: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α30102
Πίνακας 22: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Α30102
Πίνακας 23: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B1104
Πίνακας 24: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Νησίδιο Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Β1105
Πίνακας 25: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (3), στο Δοκίμιο Β1
Πίνακας 26: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη Ανάμεσα στ Μπαινιτικό Φερρίτη (4), στο Δοκίμιο B1
Πίνακας 27: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B2107
Πίνακας 28: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο B2
Πίνακας 29: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (3), στο Δοκίμιο Β2
Πίνακας 30: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (4), στο Δοκίμιο B2108
Πίνακας 31: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B5110
Πίνακας 32: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στα Όρια Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο B5111
Πίνακας 33: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη που Συνορεύει με Μπαινιτικό Φερρίτη και Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο B5
Πίνακας 34: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (4), στο Δοκίμιο B5
Πίνακας 35: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B30114

Πίνακας 36: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στα Όρια Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο B30114
Πίνακας 37: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στα Όρια Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο C1116
Πίνακας 38: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Νησίδιο Υπολειπόμενου Ωστενίτη (1), στο Δοκίμιο C2119
Πίνακας 39: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο C2119
Πίνακας 40: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο C5122
Πίνακας 41: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο C5122
Πίνακας 42: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο C5122
Πίνακας 43: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο C30124
Πίνακας 44: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Υπολειπόμενου Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο C30125
Πίνακας 45: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο C30125
Πίνακας 46: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (4), στο Δοκίμιο C30125
Πίνακας 47: Μικροσκληρομετρήσεις Δοκιμίων και Τυπική Απόκλιση126

καταλογός διαγραμματών

Διάγραμμα 1: Διάγραμμα Τάσης - Επιμήκυνσης Διαφόρων AHSS Χαλύβων και Σύγκρισή τους με τους Παραδοσιακούς Χάλυβες Χαμηλής και Υψηλής Αντοχής (Banana – Curve Diagram) (4)
Διάγραμμα 2: Κατηγορίες Χαλύβων LSS, HSS, AHSS (πάνω). Συγκριτικό Διάγραμμα Τάσης - Παραμόρφωσης μεταξύ των Διαφόρων Τύπων Χαλύβων (κάτω) (28)
Διάγραμμα 3: Σύγκριση της Χρήσης Διάφορων Τύπων Χαλύβων τα Έτη 2007, 2010 και 2013 (44)
Διάγραμμα 4: Οι δύο τεχνικές θερμικών κατεργασιών που ακολουθούνται για να παραχθεί η μικροδομή ενός χάλυβα TRIP. Οι όροι γ, α, α _b και α' αναπαριστούν τον ωστενίτη, τον αλλοτριόμορφο φερρίτη, τον μπαινιτικό φερρίτη και τον μαρτενσίτη αντίστοιχα (42)
Διάγραμμα 5: Μετασταθές Διάγραμμα Ισορροπίας Σιδήρου – Σεμεντίτη (53)21
Διάγραμμα 6: Σχηματική Αναπαράσταση των Θερμικών Κατεργασιών Ψυχρά Ελασμένων Χαμηλά Κραματωμένων Χαλύβων TRIP: Ενδεικτικά Αναφέρονται τα Κύρια Χαρακτηριστικά των Πέντε Σταδίων (7)22
Διάγραμμα 7: Ψευδο-Διημερές Διάγραμμα Fe(Me)-C. Απεικόνιση διφασικής περιοχής (α+γ) και Σύγκριση Ποσοστών Σχηματιζόμενων Φάσεων Ανάλογα τη Θερμοκρασία Ανόπτησης (37)
Διάγραμμα 8: Διάγραμμα Χάλυβα 0,12C-1,5Mn που Απεικονίζει τα Στάδια του Σχηματισμού Ωστενίτη Ανάλογα τη Θερμοκρασία και το Χρόνο Ανόπτησης (37)27
Διάγραμμα 9: Διαγράμματα Φάσεων Χαλύβων a) CMnSi, b) CMnAl και c) CMnAlSi (76)
Διάγραμμα 10: Εμπλουτισμός Ωστενίτη με Άνθρακα λόγω του Σχηματισμού Νέου Φερρίτη κατά την Απόψυξη Χάλυβα 0,2C-1,5Si-1,5Mn από τους 825°C με Διαφορετικούς Ρυθμούς Απόψυξης (82)
Διάγραμμα 11: Σχηματική Απεικόνιση των Θερμικών Κατεργασιών, Ψυχρά Ελασμένων και Ανοπτημένων Χαλύβων TRIP (αριστερά). Ψευδο-διημερές Διάγραμμα Fe-C για Χάλυβα Fe-1,5%Mn, το οποίο Αναπαριστά την Αλλαγή του Περιεχομένου σε Άνθρακα του Ωστενίτη και την Σταδιακή Μείωση της Θερμοκρασίας Έναρξης του Μαρτενσιτικού Μετασχηματισμού (Ms) με την Παραμονή στην IBT (δεξιά) (7)
Διάγραμμα 12: Κλάσμα Όγκου Υπολειπόμενου Ωστενίτη σε Χάλυβα 0,16C-1,6Mn- 1,6Si, μετά από Ανόπτηση στους 805°C και Υπεργήρανση στους 400°C και 325 °C (37)
Διάγραμμα 13: Επίδραση Κραματικών Στοιχείων στη Συμπεριφορά των Διαγραμμάτων ΤΤΤ (76)

Διάγραμμα 14: Διαφοροποίηση του Κλάσματος Όγκου του Ωστενίτη για Μέγιστη Περιεκτικότητα σε Άνθρακα του Ωστενίτη σε Σχέση με την Περιεκτικότητα σε Si για Χάλυβες που Υπέστησαν IBT από 350°C έως 450°C (92)40
Διάγραμμα 15: Κινητική Μπαινιτικού Μετασχηματισμού για Χάλυβες (0,25%κ.β.C, 2,07% κ.β.Mn, 0,098% κ.β.Si) με Διαφορά Ποσοστά Al σε Σύγκριση με την Κινητική Χάλυβα (0,25% κ.β.C, 2,07% κ.β.Mn, 0,023% κ.βAl) με 1% κ.β.Si μετά από IBT στους a)550°C, b)500°C, c)450°C και d)400°C Η ανόπτηση Πραγματοποιήθηκε στους 1100°C για 5min (91)
Διάγραμμα 16: Σχηματικό Διάγραμμα Σύστασης Χαμηλά Κραματωμένου Χάλυβα TRIP, στο οποίο Διακρίνονται οι Κύριοι Λόγοι που Οδηγούν στην Ανάπτυξη Εναλλακτικών Συστάσεων (7)
Διάγραμμα 17: Σχηματική Απεικόνιση της Επίδρασης της Θερμοκρασίας και της Εφαρμοζόμενης Τάσης στον Μηχανισμό του Μαρτενσιτικού Μετασχηματισμού (49).
Διάγραμμα 18: Συγκριτικό Διάγραμμα Τάσης – Παραμόρφωσης Καθησυχασμένου Χάλυβα και Χάλυβα TRIP (50)64
Διάγραμμα 19: Σχηματική Αναπαράσταση των Θερμικών Κατεργασιών68
Διάγραμμα 20: Λόγος Si/Mn σε Κόκκους Υπολειπόμενο Ωστενίτη της Τάξεως από 0,3-2,6μm στα Θερμικός Κατεργασμένα Δοκίμια Χάλυβα TRIP600 Ανάλογα το Χρόνο Μπαινιτικής Βαφής
Διάγραμμα 21: Λόγος Si/Mn σε Κόκκους Υπολειπόμενο Ωστενίτη της Τάξεως από 0,3-2,6μm στα Θερμικός Κατεργασμένα Δοκίμια Χάλυβα TRIP600 Ανάλογα τη Θερμοκρασία Μπαινιτικής Βαφής
Διάγραμμα 22: Μεταβολή της Μικροσκληρότητας σε Σχέση με το Χρόνο

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Από το πρώτο μαζικής παραγωγής αυτοκίνητο στις αρχές του 20°υ αιώνα, ο τομέας της αυτοκινητοβιομηχανίας έχει σημειώσει τεράστια πρόοδο ως μια από τις κινητήριες δυνάμεις στην τεχνολογική καινοτομία. Αποτέλεσμα αυτών των εξελίξεων αποτελούν οι βελτιωμένες αεροδυναμικές και κινητήριες επιδόσεις, τα προηγμένα υλικά κατασκευής, ο εκσυγχρονισμός παραγωγής των οχημάτων κ.λπ. (1). Τα τελευταία χρόνια όμως λόγω της κλιματικής αλλαγής και των κανονισμών που επιβάλλονται για τον περιορισμό του φαινομένου του θερμοκηπίου, καθώς επίσης και οι αυστηρές νομοθεσίες για την ασφάλεια των επιβατών φέρνουν τις αυτοκινητοβιομηχανίες αντιμέτωπες με μια διπλή πρόκληση. Από τη μια πλευρά είναι επιτακτική ανάγκη η μείωση των εκπομπών διοξειδίου του άνθρακα σε 95g/km το 2020 από 130g/km που ήταν ο στόχος του 2015 και η ελάττωση του βάρους του οχήματος κατά 30% έως το 2030 (2). Έχει παρατηρηθεί ότι ελάφρυνση του αμαξώματος κατά 10% οδηγεί σε εξοικονόμηση καυσίμου κατά 5,5%. Από την άλλη πλευρά, απαραίτητη είναι η βελτίωση της παθητικής ασφάλειας των οχημάτων σε περίπτωση σύγκρουσης, διατηρώντας ωστόσο την οικονομική προσιτότητα των παραγόμενων προϊόντων (3), (4), (5).

Από τη δεκαετία του 1920, ο χάλυβας είναι το βασικό υλικό της αυτοκινητοβιομηγανίας λόγω των εξαιρετικών ιδιοτήτων του. Χαρακτηριστικά όπως υψηλή αντοχή, καλή διαμορφωσιμότητα, εύκολη παραγωγή και 100% ανακυκλωσιμότητα, κατέστησαν τον χάλυβα κυρίαρχο υλικό στον τομέα παραγωγής οχημάτων. Εντούτοις η εκτεταμένη χρήση ελαφρύτερων ανταγωνιστικών υλικών από τα τέλη της δεκαετίας του ενενήντα, όπως το αλουμίνιο, το μαγνήσιο, τα πολυμερή και οι ίνες άνθρακα αντικατέστησαν τον χάλυβα σε πολλές εφαρμογές (6), (7), (8). Το γεγονός αυτό οδήγησε τις χαλυβουργίες τις τελευταίες δεκαετίες στην ανάπτυξη μιας εντελώς νέας τάξης υλικών που είναι κατά 50% ισχυρότερη από τους προκάτοχούς της (4). Τον πυρήνα αυτής της καινοτομίας αποτελεί η συνεχόμενα αυξανόμενη οικογένεια χαλύβων υψηλής αντοχής (AHSS). Οι χάλυβες αυτοί, είναι κράματα με υψηλότερη διαμορφωσιμότητα, επαρκή ακαμψία, υψηλή αντοχή έτσι ώστε να πληρούν τους κανονισμούς ασφαλείας με ταυτόχρονη χρήση λιγότερου υλικού, δυνατότητα παραγωγής σε μεγάλες ποσότητες, υψηλή παραγωγικότητα και ευρύ φάσμα μηχανικών ιδιοτήτων (5). Τέλος όλες αυτές οι δυνατότητες συνδυάζονται επαρκώς με τους ισχυρά οικονομικούς περιορισμούς παραγωγής, γεγονός που θέτει τους παραπάνω χάλυβες ως μια ελκυστική λύση στις αυξανόμενες προκλήσεις παραγωγής οχημάτων.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Οι χάλυβες Αυξανόμενης Πλαστικότητας κατά την Παραμόρφωση (TRIP) που είναι το κύριο αντικείμενο αυτής της μεταπτυχιακής εργασίας, ανήκουν στην κατηγορία των προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής (AHSS). Πρόκειται για πολυφασικό κράμα με αυξημένες αντοχές, βασιζόμενες στην πολύπλοκη μικροδομή τους, η οποία παράγεται μέσω δύο σταδίων θερμικών κατεργασιών, της ενδοκρίσιμης ανόπτησης και της ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής. Χάρης τις εξαιρετικές τους μηχανικές ιδιότητες, προσφέρουν λύσεις σε κρίσιμα μέρη του αμαξώματος όπου απαιτείται υψηλή ικανότητα απορρόφησης ενέργειας.

Στην παρούσα μεταπτυχιακή εργασία πραγματοποιείται πλήρης χαρακτηρισμός των λαμβανόμενων μικρογραφικών δομών σε δοκίμια χαλύβων TRIP ονομαστικής αντοχής 600MPa, με τεχνικές ηλεκτρονικής μικροσκοπίας, με σκοπό τη μελέτη των μετασχηματισμών φάσεων που υφίσταται το υλικό. Βασικό ζητούμενο της εργασίας είναι ο προσδιορισμός της επίδρασης της θερμοκρασίας και του χρόνου του μπαινιτικού ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού στη μικροδομή του χάλυβα και κατ επέκταση στις ιδιότητες του. Όλα τα δοκίμια που εξετάζονται, παράγονται έπειτα από ψυχρή έλαση, ανόπτηση υψηλής θερμοκρασίας σε φούρνο αδρανούς ατμόσφαιρας αργού, ενδοκρίσιμη ανόπτηση και ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή. παράμετρος μελέτης των δοκιμίων έχουν επιλεγεί η θερμοκρασία Ω_{ζ} ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής με εύρος 400°C-300°C και ο χρόνος από 1 έως 30λεπτά. Ο μικρογραφικός γαρακτηρισμός της μικροδομής των δοκιμίων πραγματοποιήθηκε με τεχνική ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM) καθώς και χημικής ημιποσοτικής στοιχειακής ανάλυσης (EDS). Επιπρόσθετα, αξιολογήθηκε η μηχανική συμπεριφορά των δοκιμίων, με δοκιμή μικροσκληρότητας κατά Vickers. Τέλος πραγματοποιήθηκε συσχετισμός των αποτελεσμάτων που λήφθηκαν από τη μελέτη της μικροδομής και της σκληρότητας των δοκιμίων. Οι παρατηρήσεις και τα αποτελέσματα που προέκυψαν από την πειραματική διαδικασία συνάδουν με τη διεθνή βιβλιογραφία, ενώ γίνεται αντιληπτό ότι οι εξεταζόμενες παράμετροι έχουν άμεσο αντίκτυπο στις παραγόμενες φάσεις του υλικού και ως εκ τούτου στην επίδοση του.

ABSTRACT

Transformation Induced Plasticity (TRIP) steels, which is the main purpose of this study, is an Advanced High Strength (AHSS) steel grade. It is about a multi-phase alloy with increased strength based on its complex microstructure, which is produced by two stages of heat treatment, Intercritical Annealing and Isothermal Bainitic Transformation. Thanks to their excellent mechanical properties, they are able to offer solutions for critical crash components where high energy absorption is required.

In the present MSc thesis a fully characterization of the received micrographs is being performed for 600 MPa TRIP steel samples by electron microscopy techniques in order to study their phase transformations. All specimens that are being examined were produced by cold rolling, high temperature annealing under inert atmosphere, intercritical annealing and isothermal bainitic quench. The main purpose of the research is to determine which are the effects that temperature and time of isothermal bainitic transformation have on steel's microstructure and hence on its properties. As parameters of the study have being chosen the temperature of the isothermal bainitic quench within a range of 400°C - 300 °C and the time from 1 to 30 minutes. The micrographic characterization of the microstructure were performed by means of scanning electron microscopy (SEM) and chemical semiquantitative spot microanalysis of energy X-ray dispersive spectroscopy (EDS). In addition, their mechanical behavior was evaluated through Vickers microhardness test. At last, the results of hardness test and the received micrographs of specimens were correlated. The observations and the results which were obtained from the experimental procedure are consistent with the bibliography whilst it is acknowledged that the examined parameters have a direct impact on the produced phases of the material as well as on its performance.

ΣΚΟΠΟΣ ΤΗΣ ΕΡΓΑΣΙΑΣ

Σκοπός της παρούσας μεταπτυχιακής εργασίας αποτελεί:

- Η μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας και του χρόνου του μπαινιτικού ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού στη μικροδομή χάλυβα TRIP600 CMnSi.
- Ο προσδιορισμός της μικροδομής των δοκιμίων μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM) καθώς και χημικής ημιποσοτικής στοιχειακής ανάλυσης (EDS).
- Ο συσχετισμός της μηχανικής απόκρισης των δοκιμίων με τη μικρογραφική τους δομή, μέσω μικροσκληρομετρήσεων κατά Vickers.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1 : ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1.1. ΧΑΛΥΒΕΣ ΑΥΤΟΚΙΝΗΤΟΒΙΟΜΗΧΑΝΙΑΣ

Η μείωση του βάρους των οχημάτων αποτελεί μείζονα στόχο για όλες τις αυτοκινητοβιομηχανίες. Επιπρόσθετα, εκτός από την ελάφρυνση, σημαντικοί παράμετροι για την παραγωγή εμπορικών οχημάτων αποτελούν επίσης η αντοχή και η ασφάλεια. Οι χάλυβες είναι στη μοναδική θέση, να παρέχουν και τα τρία παραπάνω χαρακτηριστικά καθώς μέσω αυτών, είναι δυνατόν να παραχθεί οποιαδήποτε κατηγορία ιδιοτήτων που απαιτείται, τροποποιώντας απλώς τη χημική τους σύσταση και τον σχεδιασμό παραγωγής τους.

Οι χάλυβες ορίζονται ως το στερεό διάλυμα παρεμβολής του άνθρακα στον σίδηρο με μέγιστη περιεκτικότητα σε άνθρακα 2,1% στην ευτηκτική θερμοκρασία των 1147°C και ελάχιστη περιεκτικότητα 0,008% στη θερμοκρασία περιβάλλοντος (9).

Στις μέρες μας χάλυβες διαφόρων ιδιοτήτων, αποτελούν περίπου το 60% της συνολικής μάζας του οχήματος και σχεδόν το 100% της ατράκτου (**Εικόνα 1**). Παράλληλα, οι περισσότεροι από τους μαλακούς χάλυβες (Mild Steels), που χρησιμοποιούνται στο σχεδιασμό των οχημάτων, αντικαθίστανται από προηγμένους χάλυβες υψηλής αντοχής και υπερύψηλης αντοχής (AHSS/UHSS) (6).



Εικόνα 1: Κατηγορίες Μεταλλικών Υλικών που Χρησιμοποιούνται σε Διάφορα Μέρη του Οχήματος. Σύγκριση Ετών 2007 με 2015 (6).

Οι διάφοροι τύποι χαλύβων που χρησιμοποιούνται στη βιομηχανία αυτοκινήτων μπορεί να κατηγοριοποιηθούν με γνώμονα συγκεκριμένα χαρακτηριστικά τους

(Διάγραμμα 1). Ένας από τους τρόπους ταξινόμησης τους, αποτελεί ο μεταλλουργικός διαχωρισμός τους κατά τον οποίο οι χάλυβες κατατάσσονται στους (4), (10):

- Χάλυβες Χαμηλής Αντοχής (Low Strength Steels)
- Συμβατικούς Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Conventional High Strength Steels)
- Προηγμένους Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Advanced High Strength Steels)

Εναλλακτικός τρόπος διαχωρισμού τους, βασίζεται σε χαρακτηριστικά αντοχής των χαλύβων και είναι σημαντικός στους σχεδιαστές διαφόρων τμημάτων των οχημάτων. Συχνά η βιβλιογραφία αναφέρεται στους (10), (11):

- HSS High Strength Steels: Χάλυβες υψηλής αντοχής, με όριο διαρροής μεταξύ 210 και 550MPa και όριο θραύσης από 270 μέχρι 1000MPa.
- UHSS Ultra High Strength Steels: Χάλυβες υπερύψηλης αντοχής με όριο διαρροής και θραύσης που ξεπερνά τα 1000MPa.

Τέλος μια τρίτη μέθοδος ταξινόμησης τους, αφορά την αξιολόγηση διαφόρων μηχανικών χαρακτηριστικών ή παραμέτρων διαμορφωσιμότητας των χαλύβων, όπως για παράδειγμα η συνολική επιμήκυνση, ο συντελεστής ενδοτράχυνσης (n) κ.α.



Διάγραμμα 1: Διάγραμμα Τάσης - Επιμήκυνσης Διαφόρων AHSS Χαλύβων και Σύγκρισή τους με τους Παραδοσιακούς Χάλυβες Χαμηλής και Υψηλής Αντοχής (Banana – Curve Diagram) (**4**).

Η βασική διαφορά μεταξύ των κατηγοριών HSS και AHSS χαλύβων, έγκειται στη μικροδομή τους. Οι χάλυβες υψηλής αντοχής (HSS) είναι μονοφασικοί, με φερριτική μήτρα και πιθανότητα ύπαρξης κάποιου ποσοστού περλίτη, ενώ οι προηγμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής (AHSS) είναι πολυφασικοί και μπορεί να περιέχουν φάσεις όπως υπολειπόμενο ωστενίτη, μαρτενσίτη, μπαινίτη ή/και φερρίτη, σε ποσότητες και αναλογίες κατάλληλες ώστε να εξασφαλίσουν τα επιθυμητά μηχανικά χαρακτηριστικά. Στις παραγράφους που ακολουθούν, θα γίνει μια σύντομη ανασκόπηση στους διάφορους τύπους χαλύβων που χρησιμοποιούνται στην αυτοκινητοβιομηχανία, με βάση τη μεταλλουργική τους ταξινόμηση.

1.1.1. ΧΑΛΥΒΕΣ ΧΑΜΗΛΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ (LOW STRENGTH STEELS)

Οι χάλυβες χαμηλής αντοχής, αποτελούνται κυρίως από φερριτική μικροδομή, ενώ η μέγιστη αντοχή τους σε εφελκυσμό δεν ξεπερνά τα 280MPa. Οι χάλυβες αυτοί είναι εύκολο να μορφοποιηθούν και σε αυτούς εντάσσονται οι Μαλακοί Χάλυβες (Mild Steels) και οι Χάλυβες Απαλλαγμένοι από Στοιχεία Παρεμβολής (Interstitial-Free Steels – IF).

Οι Μαλακοί Χάλυβες (**Mild Steels**), περιέχουν ελάχιστες κραματικές προσθήκες, έχουν φερριτική μικροδομή και είναι πολύ μαλακοί και διαμορφώσιμοι. Χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές που αφορούν τα συμπληρωματικά κυρίως τμήματα του αυτοκινήτου, όπως φτερό, πορτμπαγκάζ κτλ. (12). Η κατηγορία DQ (Baθειάς Κοίλανσης – Drawing Quality) και AKDQ (Καθησυχασμένοι – Aluminium Killed), αποτελούν χαρακτηριστικά παραδείγματα αυτού του τύπου χάλυβα.

Οι χάλυβες Απαλλαγμένοι από Στοιχεία Παρεμβολής (IF), είναι εξαιρετικά διαμορφώσιμοι χάρης στο πολύ μικρό ποσοστό σε άνθρακα και άζωτο που περιέχουν, της τάξεως των 0,003%κ.β. Τα στοιχεία αυτά, προσδίδουν χαμηλό όριο διαρροής και υψηλό βαθμό ολκιμότητας. Επιπλέον στους χάλυβες αυτούς γίνονται προσθήκες Ti, V ή/και Nb, Mo για τη δημιουργία διαφόρων κατακρημνισμάτων (καρβιδίων, νιτριδίων, μεικτών καρβονιτριδίων κτλ.), μεγέθους της τάξης των νανόμετρων τα οποία συμβάλλουν στη δημιουργία μήτρας απαλλαγμένη από στοιχεία παρεμβολής και ενισχυμένες μηχανικές ιδιότητες, λόγω της μείωσης του μεγέθους κόκκου και της καθήλωσης των διαταραχών στα καρβονιτρίδια εντός του κάθε κόκκου (13). Επειδή ο άνθρακας στους χάλυβες αυτούς εμφανίζεται περισσότερο ως κατακρήμνισμα, παρά σαν στερεό διάλυμα, οι IF χάλυβες δεν παρουσιάζουν γήρανση, ενώ μπορεί να περιέχουν και κάποιο ποσοστό φωσφόρου για αύξηση της αντοχής τους. Τα χαρακτηριστικά που παρουσιάζουν, είναι ιδανικά για τεμάχια που υπόκειται σε βαθειά κοίλανση εν ψυχρώ, για αυτό τα βασικά μέρη του οχήματος στα οποία χρησιμοποιούνται είναι αυτά που έχουν περίπλοκο σχήμα και δεν απαιτείται υψηλή αντοχή (14).

1.1.2. ΣΥΜΒΑΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ ΥΨΗΛΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ (CONVENTIONAL HIGH STRENGTH STEELS)

Ο κυρίως μηχανισμός σκλήρωσης των χαλύβων HSS, είναι μέσω στερεού διαλύματος. Σε αυτή την κατηγορία ανήκουν οι Χάλυβες που Σκληραίνονται κατά την Βαφή του οχήματος (Bake Hardenable), οι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής Απαλλαγμένοι από Στοιχεία Παρεμβολής (High Strength Interstitial Free – IFHS), εκείνοι που περιέχουν προσθήκες Άνθρακα – Μαγγανίου (CMn Steels), οι Ισοτροπικοί Χάλυβες (IS) και οι Μικροκραματωμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (High Strength Low Alloy – HSLA).

Οι **BH** (Bake Hardenable) χάλυβες, αποτελούνται από φερριτική μήτρα και παρουσιάζουν αυξημένες αντοχές, μέσω του μηχανισμού σκλήρωσης στερεού διαλύματος που λαμβάνει χώρα κατά τη διάρκεια της έμψησης του χρώματος του οχήματος. Η σκλήρυνση κατά την έμψηση της βαφής, είναι ουσιαστικά μια διαδικασία ενδοτράχυνσης, η οποία προκαλείται από το διαφορισμό του άνθρακα ή/και του αζώτου, που έχουν συγκεντρωθεί στα σημεία των διαταραχών κατά τη διαμόρφωση του εξαρτήματος. Η κινητική του μηχανισμού, ελέγχεται από τη μεγάλης εμβέλειας διάχυση των ατόμων παρεμβολής στα σημεία των διαταραχών. Ατμόσφαιρες Cottrell που σχηματίζονται κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης στους πυρήνες των διαταραχών, κατά την έμψηση διαχωρίζονται και δημιουργούν κατακρημνίσματα. Οι BH χάλυβες παρουσιάζουν εξαιρετική διαμορφωσιμότητα και για αυτό το λόγο χρησιμοποιούνται σε τμήματα του αυτοκινήτου όπως το φτερό (fenders), το καπό (hoods), η οροφή (roof) κτλ (15), (16).

Οι χάλυβες Υψηλής Αντοχής Απαλλαγμένοι από Στοιχεία Παρεμβολής (**IFHS**), αποτελούν την εξέλιξη των IF χαλύβων. Οι IFHS χάλυβες παρουσιάζουν αυξημένη αντοχή αλλά μειωμένη δυνατότητα διαμόρφωσης μέσω βαθειάς κοίλανσης, σε σχέση με τους προκάτοχούς τους. Σε αυτό τον τύπο χαλύβων προστίθενται στοιχεία όπως P, Mn και Si για την αύξηση της σκλήρωσης του κράματος μέσω μηχανισμού στερεού διαλύματος (17), (18). Χάλυβες με συνδυασμένες προσθήκες Άνθρακα – Μαγγανίου (CMn) περιέχουν Mn σε ποσοστό από 1.2% κ.β. έως και 1.8% κ.β. (19). Το Mn προστίθεται στους ανθρακούχους χάλυβες για αύξηση της αντοχής, της σκληρότητας καθώς και της δυσθραυστότητας. Επίσης εμφανίζουν αυξημένη αντοχή στην κόπωση και επιτρέπουν στους κατασκευαστές να αυξήσουν την μηχανική αντοχή του τελικού προϊόντος, όπως και να μειώσουν το πάχος του χαλύβδινου ελάσματος. Στα αυτοκίνητα χρησιμοποιείται σε μέρη όπως οι ζάντες (wheel rims), οι δίσκοι των τροχών (wheel discs), οι αναρτήσεις (suspension housings), σε συνδέσεις (transverse links) κ.α. (20).

Μια ακόμα κατηγορία αποτελούν οι Ισοτροπικοί Χάλυβες **(IS)**. Τα χαρακτηριστικά ροής αυτών των χαλύβων παρουσιάζουν ομοιόμορφες και εξαιρετικές ιδιότητες σε όλες τις διευθύνσεις φόρτισης. Η μικροδομή του γάλυβα είναι κυρίως φερριτική και λόγω της καλής διαμορφωσιμότητας του οδηγεί σε καλύτερα προϊόντα βαθειάς κοίλανσης, ενώ ταυτόχρονα εμφανίζει αυξημένες αντοχές (21), (22). Σχεδιασμένος ειδικά για να λειτουργεί σε πολυαξονική φόρτιση, επιτρέπει την κατασκευή ελαφρύτερων και λεπτότερων εξαρτημάτων. Το πάχος του διαμορφωμένου εξαρτήματος μπορεί να φθάσει και κάτω από τα 0.7 mm. χωρίς να χάσουν σε μηγανική αντοχή. Γενικώς αυτοί οι χάλυβες χρησιμοποιούνται κατά κόρων γιατί εμφανίζουν σχετικά μέτριο όριο διαρροής, υψηλή πλαστικότητα κατά την διάρκεια της μορφοποίησης, μεγάλη ολκιμότητα, υψηλή αντοχή, ομοιόμορφες μηχανικές ιδιότητες κ.α. Βρίσκουν εφαρμογή σε μέρη του αμαξώματος που διαμορφώνονται με ψυχρή έλαση όπως στις πόρτες των αυτοκινήτων (front and rear doors), στα φτερά (fenders) κ . $\lambda\pi$. (20).

Η τελευταία οικογένεια των συμβατικών χαλύβων υψηλής αντοχής, είναι οι HSLA. Οι Μικροκραματωμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής, στοχεύουν στην επίτευξη της κατάλληλης ισορροπίας μεταξύ αντοχής, ολκιμότητας και διαμορφωσιμότητας (23). Οι χάλυβες αυτοί παρουσιάζουν αντοχές έως 800MPa. Ο σχεδιασμός τους έγκειται στο να ικανοποιούν συγκεκριμένες μηχανικές ιδιότητες ώστε να καλύπτουν τις απαιτήσεις των μηχανικών ιδιοτήτων, παρά μια συγκεκριμένη χημική σύσταση που μπορεί να ποικίλει ανάλογα τα πάχη του προϊόντος. Μικρές κραματικές προσθήκες (έως 0,2%κ.β.), Cr, Ni, Mo, Cu, N, V, Nb, Ti και Zr χρησιμοποιούνται με διάφορους συνδυασμούς (24). Οι κραματικές προσθήκες γίνονται προκειμένου να σχηματιστούν κατακρημνίσματα, τα οποία στη συνέχεια εμποδίζουν την ανακρυστάλλωση του ωστενίτη κατά την θερμή έλαση, με στόχο τη διατήρηση μικρού μεγέθους κόκκου φερρίτη κατά την απόψυξη. Η αύξηση της αντοχής των HSLA επιτυγχάνεται επομένως μέσω του μηχανισμού σκλήρωσης με εκλέπτυνση κόκκου (20). Πολυφασικές μικροδομές αποτελούμενες από πολυγωνικό φερρίτη, περλίτη, μπαινίτη και μαρτενσίτη είναι δυνατές ως αποτέλεσμα ενός κατάλληλου συνδυασμού χημικής σύστασης και θερμικών κατεργασιών (25). Οι χάλυβες HSLA θερμής έλασης χρησιμοποιούνται ευρέως για εφαρμογές όπως το αμάξωμα (chassis), τα εμπρόσθια πλαϊνά τμήματα (front-side rail), τη βάση κινητήρα (engine mount), τους τροχούς (wheels), τις ζάντες (rims and disc), καθώς και σε εξαρτήματα ανάρτησης (suspension components). Από την άλλη πλευρά εξαρτήματα χαλύβων HSLA ψυχρής έλασης, χρησιμοποιούνται συχνά σε εφαρμογές που δεν απαιτούν υψηλές απαιτήσεις διαμόρφωσης (26).

1.1.3. ΠΡΟΗΓΜΕΝΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ ΥΨΗΛΗΣ ΑΝΤΟΧΗΣ (ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS)

Οι σύγχρονοι χάλυβες υψηλής αντοχής έχουν την δυνατότητα να συνδυάζουν υψηλές αντοχές και ολκιμότητα. Το όριο θραύσης των AHSS ως επί των πλείστων ξεπερνά τα 600MPa και η χρήση τους είναι κυρίως στην αυτοκινητοβιομηχανία για την κατασκευή εξαρτημάτων του αμαξώματος όπου απαιτείτε υψηλή ικανότατα απορρόφησης ενέργειας (Διάγραμμα 2 κάτω). Η βιομηχανική ανάπτυξη των χαλύβων αυτής της κατηγορίας ξεκίνησε το 1980, με σκοπό τη βελτίωση της ασφάλειας των επιβατών και την ελάττωση του βάρους του οχήματος (27). Από το 1980 έως σήμερα, τεράστιες ερευνητικές προσπάθειες έχουν πραγματοποιηθεί για την εξέλιξη των AHSS, οι οποίοι ανάλογα με την περίοδο ανάπτυξης τους και τις εφαρμογές τους διαχωρίζονται σε τρεις γενιές (Διάγραμμα 2 πάνω) (28), (29):

Στην πρώτη γενιά (first – generation) ανήκουν οι Διφασικοί Χάλυβες (Dual Phase - DP), οι Χάλυβες Σύνθετης Μικροδομής (Complex Phase -CP), οι Αυξανόμενης Πλαστικότητας κατά την Παραμόρφωση (Transformation Induced Plasticity – TRIP), οι Μαρτενσιτικοί Χάλυβες (Martensitic Steels – Mart), οι Φερριτικοί-Μπαινιτικοί (Ferritic – Bainitic Steels – FB) οι Χάλυβες Θερμής Διαμόρφωσης (Hot Formed – HF) και οι Θερμικά Κατεργασμένοι μετά τη Διαμόρφωση (Post Forming Heat Treatable Steels – PFHT).

Η δεύτερη γενιά (second – generation) περιλαμβάνει τους Χάλυβες Αυξανόμενης Πλαστικότητας εκ Διδυμισμού (Twinning Induced Plasticity – TWIP), τους

Ωστενιτικούς Ανοξείδωτους (Austenitic Stainless Steels AUST.SS), τους Χάλυβες Ελαφρού Βάρους με Αυξανόμενη Πλαστικότητα (Lightweight Steel with Induced Plasticity L-IP) και τους Ενισχυμένους Χάλυβες μέσω Σχηματισμό Ζωνών Διάτμησης (Shear Band Formation for Strengthening SIP).

Οι χάλυβες δεύτερης γενιάς αν και παρουσιάζουν σαφώς ανώτερες μηχανικές ιδιότητες δεν παύουν να αποτελούνται από υψηλές κραματικές προσθήκες με αποτέλεσμα το αυξανόμενο κόστους τους. Από το Διάγραμμα 2 που ακολουθεί είναι εμφανές ότι μεταξύ της πρώτης και δεύτερης γενιάς AHSS υπάρχει ένα κενό το οποίο τρέχουσες έρευνες στοχεύουν να καλύψουν. Οι χάλυβες τρίτης γενιάς (third – generation) οι οποίοι είναι ακόμα σε ερευνητικό στάδιο παρουσιάζουν συνδυασμό μεγαλύτερης αντοχής και ολκιμότητας από την πρώτη γενιά και πολύ χαμηλότερο κόστος από τη δεύτερη.



Διάγραμμα 2: Κατηγορίες Χαλύβων LSS, HSS, AHSS (πάνω). Συγκριτικό Διάγραμμα Τάσης - Παραμόρφωσης μεταξύ των Διαφόρων Τύπων Χαλύβων (κάτω) (**28**).

Βασική κατηγορία των AHSS είναι οι **DP** χάλυβες. Οι DP αποτελούνται από μια μαλακή φερριτική μήτρα που περιέχει νησίδια προϊόντων χαμηλής θερμοκρασίας

μετασχηματισμού, μαρτενσίτη. Συνήθως παράγονται μέσω ψυχρής έλασης και συνεχούς επεξεργασίας ανόπτησης. Τα ψυχρά ελασμένα τεμάχια θερμαίνονται με ταχύ ρυθμό σε ενδιάμεση θερμοκρασία ανόπτησης, στην οποία λαμβάνει χώρα ανακατανομή του άνθρακα και άλλων κραματικών στοιχείων. Η μικροδομή μετασχηματίζεται σε μείγμα ωστενίτη και φερρίτη μέσω μιας ανταγωνιστικής αντίδρασης διαχυσιακού χαρακτήρα μεταξύ των δύο προϊόντων του μετασχηματισμού. Το έλασμα κρατείται για κάποιο χρόνο στη θερμοκρασία αυτή και έπειτα βάφεται σε θερμοκρασία δωματίου. Η θερμοκρασία βαφής επιλέγεται σύμφωνα με την κραμάτωση και το απαιτούμενο επίπεδο αντοχής του τελικού προϊόντος (30). Κραματικές προσθήκες όπως Mn, Cr και Mo, προστίθενται για να διασφαλιστεί η επαρκή σκληρότητα κατά τη διάρκεια της ταχείας απόψυξης και να μετασχηματιστεί ο ωστενίτης σε μαρτενσίτη κατά την βαφή (31), (32). Οι χάλυβες DP προσφέρουν έναν εξαιρετικό συνδυασμό δύναμης και δυνατότητας κοίλανσης, ως αποτέλεσμα του υψηλού συνδυασμού αντοχής, ολκιμότητάς και ενδοτράχυνσης (high strain hardenability). Ως εκ τούτου ανάλογα την κατηγορία τους, μπορούν να γρησιμοποιηθούν σε εξαρτήματα αυτοκινήτων που απαιτούν αντίσταση στην τριβή, αντίσταση στην παραμόρφωση, στην κρούση και ούτω καθεξής, καθώς και σε μέρη που αφορούν την ασφάλεια των επιβατών (33).

Οι χάλυβες Σύνθετης Μικροδομής (CP), παρουσιάζουν όριο θραύσης που ισούται και με άλλες κατηγορίες AHSS, αλλά διαθέτουν καλύτερη ολκιμότητα, μεγαλύτερη ευκαμψία, υψηλότερες τιμές ορίου διαρροής, καλύτερη απορρόφηση ενέργειας και υψηλή ικανότητα παραμόρφωσης. Η μικροδομή τους, αποτελείται κυρίως από φερρίτη, μαρτενσίτη και μπαινίτη. Ο μπαινίτης στους CP χάλυβες είναι μια σύνθετη δομή πλακιδίων μπαινιτικού φερρίτη, μικρού ποσοστού νησιδίων μαρτενσίτη – υπολειπόμενου ωστενίτη και κατακρημνισμάτων (καρβιδίων ή καρβονιτριδίων). Σε αυτή την κατηγορία, δεν εμφανίζεται υπολειπόμενος ωστενίτης γιατί ο άνθρακας δεσμεύεται για τη δημιουργία των κατακρημνισμάτων. Η μερικώς μπαινιτική μικροδομή των CP χαλύβων, εξομαλύνει την συγκέντρωση τάσεων που δημιουργείται στη διεπιφάνεια φερρίτη / μαρτενσίτη όταν ασκείται φορτίο και για αυτό παρουσιάζουν καλύτερες ιδιότητες διαμόρφωσης από έναν διφασικό χάλυβα. Κραματικές προσθήκες όπως Ti, V, Nb και Β χρησιμοποιούνται εκλέπτυνση στους κόκκους του υλικού. Λόγω των ισορροπημένων ιδιοτήτων τους, οι χάλυβες σύνθετης

μικροδομής εφαρμόζονται στην αυτοκινητοβιομηχανία σε τμήματα όπως οι προστατευτικές μπάρες των θυρών (door impact bars), σε διάφορες στηρίξεις (stiffeners), στο μαρσπιέ (sills), σε βάσεις καθισμάτων (seat mounting rails) και σε εξαρτήματα του αμαξώματος (chassis components) (34), (35).

Οι χάλυβες **TRIP** (TRansformation Induced Plasticity), που αποτελούν και το κύριο αντικείμενο αυτής της εργασίας, είναι πολυφασικοί χάλυβες με βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες βασιζόμενες στην πολύπλοκη μικροδομή τους, η οποία παράγεται μέσω διαφόρων σταδίων θερμικών κατεργασιών. Εξαιτίας των ποσοστών φάσεων μπαινίτη και πιθανόν μαρτενσίτη, σε συνδυασμό με τα υψηλά ποσοστά επιμήκυνσης που παρουσιάζουν, ως αποτέλεσμα της φερριτικής τους μήτρας και του φαινομένου TRIP, οι χάλυβες αυτοί προκαλούν μεγάλο ερευνητικό ενδιαφέρον για εφαρμογές τους στην αυτοκινητοβιομηχανία. Λόγω της εξαιρετικής δυνατότητας διαμόρφωσής τους και της υψηλής απορρόφησης ενέργειας που επιδεικνύουν κατά την εξάσκηση δυναμικών και ημιστατικών φορτίων, οι χάλυβες TRIP χρησιμοποιούνται κατά κύριο λόγω σε τμήματα όπου απαιτείται υψηλή απορρόφηση ενέργειας όπως για παράδειγμα οι μπάρες προστασίας του αμαξώματος, κολώνες κ.τλ. (36). Περισσότερες πληροφορίες για το υλικό θα αναπτυχθούν στα επόμενα κεφάλαια.

Η απαίτηση για μεγαλύτερη δυνατότητα αντίστασης στην παραμόρφωση, οδήγησε στην ανάπτυξη και εξέλιξη της χρήσης των Μαρτενσιτικών Χαλύβων (MS). Οι χάλυβες MS, είναι οι σκληρότεροι τύποι χαλύβων ενώ παρουσιάζουν ταυτόχρονα υψηλή αντοχή εφελκυσμού και πολύ υψηλό λόγο ορίου διαρροής / ορίου θραύσης, γεγονός που τους καθιστά πολύ σημαντικούς στο σχεδιασμό τμημάτων για την ασφάλεια των επιβατών ενός οχήματος. Η μικροδομή των μαρτενσιτικών χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, αποτελείται κυρίως από πλακίδια μαρτενσίτη ως αποτέλεσμα του μετασχηματισμού του ωστενίτη μετά από βαφή, με πιθανότητα ύπαρξης μικρών ποσοστών φερρίτη ή/και μπαινίτη. Οι κραματικές προσθήκες περιλαμβάνουν ως βασικό συστατικό τον άνθρακα (έως 0,2%κ.β.) προκειμένου να επιτευχθούν οι υψηλές τιμές αντοχών. Επιπλέον είναι δυνατόν να χρησιμοποιηθούν στοιχεία όπως Mn, Si, Cr, Mo, B, V, Ni για την αποφυγή σχηματισμού υπολειπόμενου ωστενίτη και τη δημιουργία κατακρημινισμάτων, βελτιώνοντας έτσι τα χαρακτηριστικά της τελικής μικροδομής. Η χρήση τους περιορίζεται σε στοιχεία του οχήματος που απαιτούν υψηλή ακαμψία, υψηλή απορρόφηση ενέργειας και αντοχή σε υψηλές φορτίσεις, για αυτό χρησιμοποιούνται στους προφυλακτήρες (pumper reinforcement beam), σε ελατήρια αναρτήσεων (springs) κ.α. (10), (37).

Οι Φερριτικοί – Μπαινιτικοί Χάλυβες (FB) μερικές φορές γνωστοί και ως HHE (High Hole Expansion), χρησιμοποιούνται κυρίως σε εφαρμογές που χρειάζεται βελτιωμένη ικανότητα διαμόρφωσης. Αποτελούνται από χαρακτηριστική διφασική μικροδομή που απαρτίζεται σχεδόν από πολυγωνικό φερρίτη και μπαινίτη σε λεπτό διαμερισμό. Αν και η χημική τους σύσταση συχνά ορίζεται ανάλογα με τις απαιτήσεις, πρόκειται ουσιαστικά για χάλυβες άνθρακα – μαγγανίου, με χαρακτηριστικές μικροκραματικές προσθήκες όπως Nb και Ti έτσι ώστε να επιτευχθεί εκλέπτυνση των κόκκων των μικροσυστατικών. Η μηχανική τους αντοχή οφείλεται εξολοκλήρου στη σκλήρωση λόγω εκλέπτυνσης κόκκου και στην παρουσία της δεύτερης φάσης του μπαινίτη στη φερριτική μήτρα. Το όριο διαρροής των χαλύβων αυτής της κατηγορίας μπορεί να θεωρηθεί ενδιάμεσο των χαλύβων HSLA και DP, για αυτό και χρησιμοποιούνται σε περιπτώσεις όπου απαιτείται καλή συγκολλησιμότητα, επαρκή ικανότητα απορρόφησης ενέργειας και καλή αντοχή στην κόπωση (4), (10).

Μια ακόμα κατηγορία χαλύβων αποτελούν οι Χάλυβες Θερμής Διαμόρφωσης (HF), συχνά αποκαλούμενοι και ως Hot Stamped Steels. Η χρήση των HSS συχνά οδηγεί σε μερικά μειονεκτήματα, όπως η μειωμένη διαμορφωσιμότητα και η τάση για επαναφορά του σχήματος μετά τη μορφοποίηση (springback). Για να βελτιωθεί η διαμόρφωση αυτών των υλικών αναπτύχθηκαν νέες τεχνολογίες, μία εξ' αυτές αποτελεί η θερμή διαμόρφωση των βαμμένων χαλύβων με σκοπό να ξεπεραστούν οι δυσκολίες των ψυχρά διαμορφωμένων τεμαχίων (38). Χάρης στην ικανότητα σκλήρωσης τους, οι HF χρησιμοποιούνται στη κατασκευή τμημάτων σύνθετης γεωμετρίας μέσω θερμής διαμόρφωσης σε υψηλές θερμοκρασίες κατόπιν κατάλληλης ωστενιτοποίησης σε θερμοκρασίες 900-950°C (10). Οι χάλυβες αυτοί εμφανίζουν υψηλή αντοχή (πάνω από 1600MPa), χαμηλή επαναφορά του σχήματος στην αρχική κατάσταση (springback) και δυνατότητα ελάττωσης του πάχους του ελάσματος. Είναι δυνατόν να πραχθούν με δύο τρόπους. Ο πρώτος τρόπος περιλαμβάνει ωστενιτοποίηση και διαμόρφωση του προϊόντος στους 650-850°C όπου το υλικό εμφανίζει εξαιρετική διαμορφωσιμότητα και μορφοποιείται στο επιθυμητό σχήμα, ενώ ο δεύτερος αφορά τη μορφοποίηση του τεμαχίου εν ψυχρώ στο τελικό σχήμα σε ποσοστό 90-95% και έπειτα ωστενιτοποίηση και ολοκλήρωση της διαμόρφωσης του
υλικού προκειμένου να πραχθεί η τελική γεωμετρία (20). Η μικροδομή των χαλύβων αυτού του τύπου είναι σχεδόν πλήρως μαρτενσιτική ενώ κύριες κραματικές προσθήκες αποτελούν τα στοιχεία C, Mn και B έτσι ώστε να επιτευχθούν οι επιθυμητές ιδιότητες (39), (40).

Τελευταία κατηγορία της πρώτης γενιάς AHSS χαλύβων αποτελούν οι Χάλυβες Θερμικά Κατεργασμένοι μετά τη Διαμόρφωση (PFHT). Πρόκειται για μια εναλλακτική τεχνική παραγωγής χαλύβδινων τεμαχίων υψηλής αντοχής, κατά την οποία το προϊόν επεξεργάζεται θερμικά μετά τη μορφοποίηση του (4). Ένας από τους βασικούς στόχους αυτών των χαλύβων είναι η διατήρηση των επιθυμητών γεωμετριών, κατά τη διάρκεια και μετά τη θερμική κατεργασία (10). Η θέρμανση μπορεί να γίνει τόσο με συμβατικό όσο και με επαγωγικό φούρνο. Η διαμόρφωση γίνεται όταν η αντοχή του υλικού κυμαίνεται σε χαμηλά επίπεδα, ενώ στη συνέχεια αυξάνεται κατά τη διάρκεια των θερμικών κατεργασιών. Κραματικές προσθήκες που μπορούν να χρησιμοποιηθούν είναι C, Mn, Cr, Mo, V και Ti. Εξαρτήματα που παράγονται με αυτή την τεχνική χαρακτηρίζονται από καλή συγκολλησιμότητα και μπορούν να γαλβανιστούν με συμβατικές μεθόδους.

Οι Χάλυβες που σχηματίζουν Διδυμίες κατά την Παραμόρφωση (TWIP), αποτελούν μια σχετικά νέα κατηγορία χαλύβων που χαρακτηρίζονται τόσο για τις υψηλές αντοχές όσο και για την υψηλή ολκιμότητα και διαμορφωσιμότητα τους (41). Οι χάλυβες TWIP, οφείλουν τις ιδιότητες τους στον μηχανικό διδυμισμό (mechanical twinning), έναν τρόπο παραμόρφωσης κατά τον οποίο η κρυσταλλική δομή των χαλύβων διατηρείται, αλλά η περιοχή που εμφανίζονται οι διδυμίες (twinned region) επαναπροσανατολίζεται κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης. Η ιδιότητα αυτή προκύπτει λόγω της πλήρους ωστενιτικής μικροδομής του υλικού, η οποία παραμένει κατά την πλαστική παραμόρφωση, προσδίδοντας στο υλικό την ικανότητα να «αντέξει» μεγαλύτερες τάσεις μέσω της ολίσθησης μεμονωμένων διαταραχών αλλά και μέσω του μηγανικού διδυμισμού. Τα όρια των διδύμων λειτουργούν σαν όρια κόκκων και ισχυροποιούν το χάλυβα. Η πλήρως ωστενιτική μικροδομή επιτυγχάνεται με τη βοήθεια κραματικών προσθηκών που περιλαμβάνουν πολύ υψηλά ποσοστά Μη (12-25%κ.β.), σε μικρότερη περιεκτικότητα προστίθενται Al και Si, ενώ ο C όταν βρίσκεται σε χαμηλά ποσοστά και το Ν σε μερικές κατηγορίες, θεωρούνται ως ακαθαρσίες (42). Η εφαρμογή τους στα οχήματα αφορά τα μέρη προστασίας των επιβατών όπως προστατευτικές μπάρες θυρών (door impact beam), προφυλακτήρες (front and rear bumper beams), (floor cross member) κ.λπ.

Τέλος οι Ωστενιτικοί Ανοξείδωτοι Χάλυβες (AUST SS) είναι κράματα που βασίζονται στον σίδηρο περιέχοντας πάνω από 50%Fe, 16-26%Cr και 9-35%Ni, ενώ προσθήκες αλουμινίου, πυριτίου, μολυβδαίνιου, χαλκού και νιόβιου είναι πιθανές με στόχο να προσδώσουν επιθυμητές ιδιότητες. Οι χάλυβες αυτοί παρουσιάζουν εξαιρετικές ιδιότητες σε ακραίες περιβαλλοντικές συνθήκες όπως και εντυπωσιακές μηχανικές ιδιότητες. Η υψηλή περιεκτικότητα σε χρώμιο και νικέλιο καταστέλλει τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη και σεμεντίτη κατά την απόψυξη του, διατηρώντας τη μικροδομή πλήρως ωστενιτική. Η αντιδιαβρωτική τους ιδιότητα βασίζεται στο σχηματισμό ενός λεπτού αόρατου, καλά προσκολλημένου επιφανειακού φιλμ οξειδίου πλούσιο σε χρώμιο που έχει την ιδιότητα να «θεραπεύεται» παρουσία οξυγόνου. Οι χάλυβες αυτής της κατηγορίας έχουν υψηλή ολκιμότητα, χαμηλό όριο διαρροής και σχετικά υψηλό όριο θραύσης συγκριτικά με τους ανθρακούχους χάλυβες. Χαρακτηριστικό τους αποτελεί ότι είναι όλκιμοι και διατηρούν τις αντοχές τους σε πολύ χαμηλές υπομηδενικές θερμοκρασίες (12).

1.2. ΧΑΛΥΒΕΣ ΤRIP

1.2.1. ΙΣΤΟΡΙΚΗ ΑΝΑΣΚΟΠΗΣΗ

Η ανακάλυψη του φαινόμενου TRIP (TRansformation Induced Plasticity), αποδίδεται στους Zackey και Parker οι οποίοι στα μέσα της δεκαετίας του 60' μελέτησαν υψηλά κραματωμένους μαρτενσιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες (7), (43). Μέσω θερμικής κατεργασίας (βαφή σε υγρό άζωτο μετά τη θερμή έλαση), κατάφεραν να συνθέσουν σημαντική ποσότητα «μετασταθούς» ωστενίτη. Ως αποτέλεσμα οι χάλυβες αυτοί επιδείκνυαν χαμηλό όριο διαρροής, με σημαντική καθυστέρηση εμφάνισης πλαστικής αστάθειας και αυξημένη περιοχή λαιμού, με επιμηκύνσεις της τάξεως του 80%. Οι ερευνητές τότε πρότειναν τον όρο TRIP, για να περιγράψουν το φαινόμενο που προσέδιδε τα παραπάνω χαρακτηριστικά.

Οι χάλυβες TRIP εισήχθησαν στην αυτοκινητοβιομηχανία σαν υποψήφιο υλικό για τα οχήματα τη δεκαετία του 80' ως αποτέλεσμα της εντατικής έρευνας της εταιρίας Nippon Steel. Παρόλα αυτά, χρειάστηκαν δύο δεκαετίες προκειμένου τόσο οι βιομηχανίες χαλύβων όσο και οι παραγωγοί αυτοκινήτων να συλλέξουν περισσότερα δεδομένα για τα οφέλη της χρήσης των προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής γενικά και των χαλύβων TRIP ειδικά και τέλος να βελτιστοποιήσουν τη χημική σύσταση των χαλύβων, έτσι ώστε να ανταποκρίνεται στις ανάγκες των απαιτήσεων (Διάγραμμα 3) (37).



Διάγραμμα 3: Σύγκριση της Χρήσης Διάφορων Τύπων Χαλύβων τα Έτη 2007, 2010 και 2013 (44).

Η εμπορευματοποίηση των χαλύβων αυτής της κατηγορίας ξεκίνησε στην πραγματικότητα πολύ αργότερα λόγω της αυξανόμενης ανάγκης για υψηλότερη εξοικονόμηση καυσίμου και βελτίωση της προστασίας των επιβατών σε περίπτωση ατυχήματος (Εικόνα 2). Οι εμπορικές κατηγορίες χαλύβων TRIP βασίζονται στην ονομαστική αντοχή του εκάστοτε χάλυβα. Τυπικές ονομασίες αποτελούν οι TRIP600, TRIP700, TRIP800 και TRIP1000. Η αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων που παρατηρείται μεταξύ των διαφόρων κατηγοριών, επιτυγχάνεται κατά κύριο λόγο με μικρές αλλαγές στα ποσοστά κραματικών στοιχείων που κατ' επέκταση οδηγούν σε διαφοροποιήσεις στη τελική μικροδομή και συνεπώς στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού (31).

Αξίζει να σημειωθεί ότι αντίθετα με του διφασικούς χάλυβες, οι χάλυβες TRIP έως σήμερα δεν παράγονται από όλες τις βιομηχανίες χαλύβων ούτε χρησιμοποιούνται από όλες τις εταιρίες αυτοκινήτων (44). Τροχοπέδη στην παραγωγή ή εφαρμογή των TRIP, αποτέλεσε το συχνά απαιτούμενο ποσοστό τους σε άνθρακα (περίπου 0,20%) που περιπλέκει τη δυνατότητα τους για συγκόλληση, η ικανότητα γαλβανισμού τους λόγω του υψηλού ποσοστού πυριτίου που περιέχουν, η διαδικασία παραγωγής τους, ενώ εξακολουθούν να υπάρχουν τεχνικές δυσκολίες όσον αφορά τη δυνατότητα διαμόρφωσης τους (36).



Εικόνα 2: Body - In - White (BIW) Porche Cayenne (45).

1.2.2. ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΧΑΛΥΒΩΝ TRIP

Οι χάλυβες TRIP (TRansformation Induced Plasticity), αναπτύχθηκαν προκειμένου να εκμεταλλευτούν οι ιδιότητες που προκύπτουν κατά τη διάρκεια του

μηχανικά προκαλούμενου διατμησιακού μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, όταν το υλικό υφίσταται πλαστική παραμόρφωση. Πρόκειται για κράμα με αυξημένες αντοχές, που παρουσιάζει σημαντική ομοιόμορφη επιμήκυνση πριν από τη θραύση. Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός που προκαλείται κατά την παραμόρφωση, έχει ως αποτέλεσμα τον περιορισμό των τάσεων στις περιοχές που εμφανίζονται συγκεντρώσεις τάσεων, αυξάνοντας παράλληλα τον βαθμό ενδοτράχυνσης και προωθώντας την ομοιόμορφη παραμόρφωση του υλικού. Επακόλουθες βελτιώσεις του μετασχηματισμού εμφανίζονται στις αντοχές, στην ολκιμότητα και στην ακαμψία των χαλύβων (42).

Η μικροδομή ενός TRIP, αποτελείται από τρεις κύριες φάσεις: φερρίτη, μπαινίτη και υπολειπόμενο ωστενίτη (Εικόνα 3). Στη βιβλιογραφία γίνεται συζήτηση για διάφορα ποσοστά φάσεων της κάθε μικροδομής χωρίς να αποσαφηνίζεται επακριβώς η αναλογία τους. Τυπικά ένας TRIP περιλαμβάνει περίπου 60-80% πολυγωνικό φερρίτη ως κύρια φάση, 10-30% μπαινιτικό φερρίτη και 10-20% υπολειπόμενο ωστενίτη, ενώ συχνά μπορεί να υπάρχει και μαρτενσίτης παρών σε μικρό ποσοστό (31), (46), (47). Άμεσα συνδεδεμένοι με τους χάλυβες TRIP είναι οι TRIP-assisted ή TRIP-aided που αποτελούν χάλυβες της ίδιας κατηγορίας αλλά με πολύ μικρότερο ποσοστό σε υπολειπόμενο ωστενίτη, γεγονός που διαφοροποιεί τις τελικές μηχανικές τους ιδιότητες (48), (49).



Εικόνα 3: Σχηματική Απεικόνιση Μικροδομής Χάλυβα TRIP (12).

Βασικό χαρακτηριστικό των χαλύβων TRIP είναι πως όταν προσφέρεται στο σύστημα η απαραίτητη ενέργεια ενεργοποίησης κατά την παραμόρφωση, ο υπολειπόμενος ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη βελτιώνοντας σημαντικά την ενδοτράχυνση του υλικού. Το φαινόμενο TRIP δεν εξαρτάται μόνο από την ποσότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη στη μικροδομή, αλλά και από την ποσότητα που μετασχηματίζεται κατά τη διάρκεια της εντατικής κατάστασης καθώς και το εύρος τάσεων κατά την οποία πραγματοποιείται ο μετασχηματισμός (30), (31).

Οι τυπικές συστάσεις των χαλύβων αυτών είναι 0,12-0,15κ.β.%C, 0,2-2,5κ.β.%Mn και 0,4-1,8κ.β.%Si, ενώ συχνά είναι πιθανόν να χρησιμοποιηθούν κραματικές προσθήκες Al, Nb, Mo και P με σκοπό να εξυπηρετηθούν κάποιες ανάγκες (47), (49). Η επιλογή των κραματικών προσθηκών καθώς και των ελάχιστων συγκεντρώσεων που απαιτούνται είναι κρίσιμη προκειμένου να επιτευχθούν οι επιθυμητές ιδιότητες.

1.2.3. ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΧΑΛΥΒΩΝ TRIP

Οι χάλυβες TRIP ανάλογα το απαιτούμενο πάχος του τελικού προϊόντος και την εκάστοτε εφαρμογή είναι δυνατόν να παραχθούν με δύο τρόπους (Διάγραμμα 4), είτε με ψυχρή έλαση με τυπικά πάχη παραγόμενου προϊόντος 0,6-1,5mm, είτε με θερμή έλαση και τυπικά πάχη 2-5mm (46), (50).



Διάγραμμα 4: Οι δύο τεχνικές θερμικών κατεργασιών που ακολουθούνται για να παραχθεί η μικροδομή ενός χάλυβα TRIP. Οι όροι γ, α, α_b και α' αναπαριστούν τον ωστενίτη, τον αλλοτριόμορφο φερρίτη, τον μπαινιτικό φερρίτη και τον μαρτενσίτη αντίστοιχα (42).

Στην πρώτη περίπτωση, ένα ψυχρά ελασμένο φερριτοπερλιτικό χαλυβδόφυλλο υποευτηκτοειδούς χάλυβα θερμαίνεται με γρήγορο ρυθμό από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος στη θερμοκρασία ενδοκρίσιμης ανόπτησης, δηλαδή εντός της διφασικής περιοχής που συνυπάρχουν η α+γ φάση (Διάγραμμα 5). Μετά την παραμονή του ελάσματος στη θερμοκρασία αυτή για σύντομο χρονικό διάστημα προκειμένου να διαλυθεί ο σεμεντίτης και να παραχθεί ένα μίγμα φερρίτη και ωστενίτη, ακολουθεί γρήγορη απόψυξη του, κάτω από τη θερμοκρασία έναρξης του

μπαινιτικού μετασχηματισμού όπου παραμένει για κατάλληλο χρόνο έτσι ώστε να παραχθεί η τελική επιθυμητή μικροδομή (30), (51). Τόσο κατά την διάρκεια της ενδοκρίσιμης ανόπτησης όσο και κατά την παραμονή στην μπαινιτική περιοχή ο άνθρακας ανακατανέμεται στον παραμένοντα ωστενίτη, μειώνοντας τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του (31). Ο ωστενίτης σταθεροποιείται και παραμένει μετά την απόψυξη στη θερμοκρασία περιβάλλοντος.

Ο δεύτερος τρόπος παραγωγής χαλύβων TRIP είναι μέσω θερμής έλασης (47). Στην περίπτωση αυτή απαιτείται αυστηρός έλεγχος των παραμέτρων θερμοκρασίας και χρόνου κατά τη διάρκεια απόψυξης πλήρως ωστενιτικού ελάσματος μετά την ολοκλήρωση της θερμής έλασης. Το έλασμα αποψύχεται με κατάλληλο ρυθμό σε θερμοκρασία δωματίου μετά την κατεργασία, αφού περάσει ελεγχόμενα από τη περιοχή της ενδοκρίσιμης ανόπτησης και μπαινιτικής βαφής για να παραχθεί η μικροδομή του χάλυβα TRIP. Πλεονέκτημα της μεθόδου, αποτελεί το γεγονός ότι δίνεται η δυνατότητα να παραχθούν ελάσματα με την τελική μικροδομή απευθείας μετά τη θερμή έλαση στις τελικές διαστάσεις του τεμαχίου. Με τον τρόπο αυτό, η διαδικασία παραγωγής γίνεται οικονομικότερη αφού δεν χρειάζεται να γίνει το στάδιο των θερμικών κατεργασιών μετά την παραγωγή, παρόλα αυτά τα πάχη του υλικού και η ομοιογένεια της μικροδομής με αυτή την τεχνική δεν είναι δυνατό να φτάσουν αυτά της ψυχρής έλασης (42), (52).



Διάγραμμα 5: Μετασταθές Διάγραμμα Ισορροπίας Σιδήρου – Σεμεντίτη (53).

1.2.4. ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ ΧΑΛΥΒΩΝ ΤRIΡ ΨΥΧΡΗΣ ΕΛΑΣΗΣ

Με σκοπό να παραχθεί υπολειπόμενος ωστενίτης στην τελική μικροδομή, ανταγωνιστικές αντιδράσεις όπως ο σχηματισμός σεμεντίτη πρέπει να εμποδιστεί προκειμένου ο διαθέσιμος άνθρακας του χάλυβα να ανακατανεμηθεί στον ωστενίτη και να τον σταθεροποιήσει σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, καταστέλλοντας τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του (54). Αυτό επιτυγχάνεται με τη βοήθεια των θερμικών κατεργασιών και των κραματικών προσθηκών.

Οι ψυχρά ελασμένοι χάλυβες TRIP συχνά υπόκειται σε θερμικούς κύκλους όπως αυτοί που αναπαριστώνται στο Διάγραμμα 6. Οι θερμικές κατεργασίες ενός χάλυβα TRIP όπως αναφέρθηκαν συνοπτικά και στην προηγούμενη παράγραφο, αποτελούνται από πέντε διακριτά στάδια: την γρήγορη θέρμανση, την ενδοκρίσιμη ανόπτηση, την γρήγορη απόψυξη, την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή και την τελική απόψυξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Αξίζει να σημειωθεί ότι μετασχηματισμοί φάσεων συμβαίνουν σε όλα τα στάδια θερμικών κατεργασιών, γεγονός που καθιστά τους χάλυβες TRIP ιδιαίτερα απαιτητικούς ως προς την παραγωγή τους (7), (51)



Διάγραμμα 6: Σχηματική Αναπαράσταση των Θερμικών Κατεργασιών Ψυχρά Ελασμένων Χαμηλά Κραματωμένων Χαλύβων TRIP: Ενδεικτικά Αναφέρονται τα Κύρια Χαρακτηριστικά των Πέντε Σταδίων (7).

1.2.4.1. Στάδιο 1°: Γρήγορη Θέρμανση (Rapid Heating)

Κατά τη θέρμανση του ελάσματος από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος στη διφασική περιοχή, παρατηρείται ανακρυστάλλωση του φερρίτη πριν ακόμα φτάσει το έλασμα στη θερμοκρασία ανόπτησης (55). Η παρουσία διαφόρων κραματικών στοιχείων όπως για παράδειγμα Mn, Cr και Mo, καθώς και γρήγοροι ρυθμοί θέρμανσης και παραμονής μπορούν ωστόσο να αυξήσουν τη θερμοκρασία που η ανακρυστάλλωση ολοκληρώνεται (37), (56). Επιπρόσθετα σύμφωνα με το ερευνητικό έργο του Ogawa (57), η ανακρυστάλλωση του φερρίτη μπορεί σταδιακά να περιοριστεί από την ωστενιτική φάση που αναπτύσσεται στην ενδοκρίσιμη περιοχή.

1.2.4.2. Στάδιο 2°: Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση (Intercritical Annealing)

Η θερμική κατεργασία που πραγματοποιείται στο εύρος θερμοκρασιών της διφασικής περιοχής όπου συνυπάρχει ο φερρίτης με τον ωστενίτη, συχνά αναφέρεται ως ενδοκρίσιμη ανόπτηση (Διάγραμμα 7). Ο σκοπός της ενδοκρίσιμης ανόπτησης είναι να μετασχηματίσει κάποια ποσότητα της αρχικής μικροδομής σε ωστενίτη. Η ποσότητα που δε θα μετασχηματιστεί, κατά ένα μέρος θα υπεργηρανθεί σε μεγάλο βαθμό, ενώ το υπόλοιπο θα ανακρυσταλλωθεί. Το ποσοστό του ωστενίτη που θα σχηματιστεί στο στάδιο αυτό, καθορίζει την αρχική χημική του σύσταση και τη σταθερότητα του (58). Αυτού του είδους η θερμική κατεργασία δίνει τη δυνατότητα στο να αποκτηθεί ένας συνδυασμός μικρογραφικών συστατικών σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, τα οποία θα ήταν αδύνατο να παραχθούν σε χάλυβα με ίδια χημική σύσταση έπειτα από απόψυξη του μετά την πλήρη ωστενιτοποίηση (37).



Διάγραμμα 7: Ψευδο-Διημερές Διάγραμμα Fe(Me)-C. Απεικόνιση διφασικής περιοχής (α+γ) και Σύγκριση Ποσοστών Σχηματιζόμενων Φάσεων Ανάλογα τη Θερμοκρασία Ανόπτησης (**37**).

Στην ενδοκρίσιμη ανόπτηση φερριτοπερλιτικού ελάσματος συμβαίνουν τρεις διεργασίες (59): ανακρυστάλλωση του φερρίτη, διαλυτοποίηση του σεμεντίτη και σχηματισμός του ωστενίτη.

Η κινητική του μετασχηματισμού φάσεων κατά τη θέρμανση στη διφασική περιοχή, ελέγχεται από παράλληλες διεργασίες μετασχηματισμού της μητρικής φάσης σε ωστενίτη και διαλυτοποίηση των καρβιδίων. Η ετερογενής, διαχυσιακή τύπου φύτρωση του ωστενίτη σε χάλυβα με αρχική φερριτοπερλιτίκη μικροδομή συμβαίνει κατά κύριο λόγο στη διεπιφάνεια μεταξύ προευτηκτοειδούς φερρίτη και αποικιών περλίτη λόγω της υψηλής ενέργειας των ορίων κόκκων. Πυρήνωση επιπλέον παρατηρείται και σε σημεία διαταραχών που έχουν προκύψει από την ψυχρή έλαση του υλικού, μιας και η ενέργεια του κέντρου διαταραχής απελευθερώνεται και συνεισφέρει στην ολική ενέργεια που απαιτείται για τη φύτρωση (37), (60).

Η φύτρωση ωστενίτη στη διεπιφάνεια φερρίτη/σεμεντίτη όπως φαίνεται στην Εικόνα 4 προτιμάται θερμοδυναμικά εξαιτίας των υψηλότερων ποσοστών άνθρακα και μαγγανίου σε σύγκριση με τα όρια κόκκων φερρίτη/φερρίτη (59). Επιπλέον στην περίπτωση του σεμεντίτη που συνορεύει με κόκκο φερρίτη, ο ρυθμός φύτρωσης είναι πολύ μεγαλύτερος σε σύγκριση με τον σεμεντίτη που βρίσκεται μέσα σε φερριτική μήτρα.



Εικόνα 4: Φύτρωση Ωστενίτη (59).

Το ποσοστό του ωστενίτη που θα σχηματιστεί κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση του χάλυβα εξαρτάται από τη χημική σύσταση του χάλυβα και από τις παραμέτρους της ενδοκρίσιμης ανόπτησης: θερμοκρασία και χρόνο παραμονής (37). Σημαντικός παράγοντας αποτελεί επίσης και ο ρυθμός απόψυξης που θα ακολουθηθεί κατά την γρήγορη απόψυξη από την ενδοκρίσιμη περιοχή προς την μπαινιτική περιοχή (59).

Θερμοκρασία Ανόπτησης

Η κατεργασία της ανόπτησης περιλαμβάνει ελεγχόμενη θέρμανση και απόψυξη από την περιοχή ανάμεσα στις θερμοκρασίες A₁ που είναι η θερμοκρασία ευτηκτοειδούς αντίδρασης των 727°C και A₃ που είναι η καμπύλη που διαχωρίζει τη μονοφασική περιοχή του ωστενίτη με την διφασική περιοχή όπου συνυπάρχει ο φερρίτης με τον ωστενίτη (Διάγραμμα 5). Δεδομένου ότι οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού μπορεί να διαφέρουν με αυξανόμενο ρυθμό θέρμανσης ή ψύξης, κοινή ονοματολογία για τη θερμοκρασία μετασχηματισμού κατά τη θέρμανση και κατά τη ψύξη αντίστοιχα είναι Ac₁/Ac₃ και Ar₁/Ar₃ από τις γαλλικές λέξεις chauffage (θέρμανση) και refroidissement (ψύξη). Παράλληλα όλες οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού που αναφέρονται στο μετασταθές διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου σεμεντίτη αναφέρονται γενικά με την ονοματολογία «e» όπως Ae₁ Ae₃ κτλ. (61).

Οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού είναι δυνατό να υπολογιστούν από διάφορες εξισώσεις. Για μικροκραματωμένους χάλυβες με λιγότερο από 0,6%κ.β. σε C αναλόγως τη χημική τους σύσταση, η θερμοκρασία Ac₁ δίνεται από την εξίσωση του Andrews (62):

$$Ac_{1} = 723 - 16,9(\% wtNi) + 29,1(\% wtSi) + 6,38(\% wtW) + 10,7(\% wtMn) + 16,9(\% wtCr) + 290(\% wtAs)$$
(2.1)

ενώ η θερμοκρασία Ac₃ είναι δυνατόν να υπολογιστεί συγκεκριμένα για χάλυβες TRIP από την εξίσωση που αναπτύχθηκε από τον Park (63) :

$$Ac_{3} = 955 - 350(\% wtC) - 25(\% wtMn) + 51(\% wtSi) + 106(\% wtNb) + 100(\% wtTi) + 68(\% wtAl) - 11(\% wtCr) - 33(\% wtNi) - 16(\% wtCu) + 67(\% wtMo)$$
(2.2)

Η θερμοκρασία που θα επιλεγεί για την ενδοκρίσιμη ανόπτηση, καθορίζει το κλάσμα όγκου του ωστενίτη που θα παραχθεί και το περιεχόμενο του σε άνθρακα. Από τη στιγμή που τέμνουμε την Ac₁, κινούμενοι προς την Ac₃ έχουμε τον σχηματισμό του ωστενίτη εις βάρος του περλίτη αρχικά και του προευτηκτοειδούς φερρίτη έπειτα, σχηματίζοντας έτσι διαφορετικά ποσοστά φάσεων προευτηκτοειδούς φερρίτη και ωστενίτη κατά την ανόπτηση (64). Σημαντικό για τη σταθερότητα του ωστενίτη είναι στη θερμοκρασία που θα γίνει η ανόπτηση να διαλυτοποιηθούν τα καρβίδια της αρχικής μικροδομής, προκειμένου ο διαθέσιμος άνθρακας του χάλυβα να χρησιμοποιηθεί για τον εμπλουτισμό του. Οι Gadja και Lis (65) διαπίστωσαν ότι σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες και σύντομους χρόνους ανόπτησης στη διφασική περιοχή είναι δυνατόν να μη διαλυτοποιηθούν πλήρως τα καρβίδια με αποτέλεσμα

Συνήθως οι θερμοκρασίες ενδοκρίσιμης ανόπτησης που επιλέγονται, κυμαίνονται έτσι ώστε να παραχθεί 50-65% προευτηκτοειδής φερρίτης και 35-50% ωστενίτης (66). Σύμφωνα με τους Jang et al (67), σχετικά χαμηλές θερμοκρασίες ενδοκρίσιμης ανόπτησης που οδηγούν σε αυξημένο ποσοστό προευτηκτοειδούς φερρίτη στην τελική μικροδομή, έχει ευεργετική επίδραση στην ικανότητα επιμήκυνσης του παραγόμενου υλικού. Εκ διαμέτρου αντίθετα, υψηλότερες θερμοκρασίες ανόπτησης σχηματίζουν μεγαλύτερο κλάσμα όγκου ωστενίτη, το οποίο βελτιώνει την αντοχή του υλικού σε εφελκυσμό, λόγω της κυρίαρχης επίδρασης του φαινομένου της ενδοτράχυνσης και του μεγαλυτέρου κλάσματος όγκου ωστενίτη που μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη.

Σε αντίθεση με τις παραπάνω παρατηρήσεις, οι Evans και Hillis (68) ανακάλυψαν ότι η ποσότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη στη τελική μικροδομή δεν αυξάνεται με αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης όπως θα ήταν αναμενόμενο, αλλά αυξάνεται όταν οι θερμοκρασίες ανόπτησης που εφαρμόζονται είναι περίπου στη μέση του τριγώνου της διφασικής περιοχής έτσι ώστε να σχηματιστεί 50% προευτηκτοειδής φερρίτης και 50% ωστενίτης. Αυτό συμβαίνει επειδή όσο υψηλότερη είναι η θερμοκρασία ανόπτησης ενώ σχηματίζεται περισσότερος ενδοκρίσιμος ωστενίτης το ποσοστό του σε άνθρακα είναι χαμηλότερο οδηγώντας έτσι σε αύξηση της Ms και συνεπώς σε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή (69). Από την άλλη μεριά, η συγκέντρωση σε άνθρακα του ωστενίτη διπλασιάζεται όταν η θερμοκρασία ανόπτησης που επιλέγεται παράγει 50% ενδοκρίσιμο ωστενίτη, οδηγώντας με αυτόν τον τρόπο στον εμπλουτισμό του και στη σταθερότητα του με αποτέλεσμα την αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων του παραγόμενου υλικού (30).

Στο σημείο αυτό πρέπει να τονιστεί ότι ένας ακόμη λόγος που δεν επιλέγονται πολύ υψηλές θερμοκρασίες ανόπτησης αποτελεί το γεγονός ότι ο ωστενίτης που σχηματίζεται σε χαμηλές θερμοκρασίες ανόπτησης έχει σχετικά υψηλό ποσοστό σε άνθρακα και μαγγάνιο καθώς προέρχεται κατά κύριο λόγο από αποσύνθεση του περλίτη σε ωστενίτη. Σε αντιδιαστολή, ο ωστενίτης που σχηματίζεται σε υψηλές θερμοκρασίες ανόπτησης περιλαμβάνει και μετασχηματισμό του προευτηκτοειδούς φερρίτη σε ωστενίτη και συνεπώς έχει χαμηλότερο ποσοστό σε άνθρακα και μαγγάνιο (37), κραματικά στοιχεία που βοηθούν στη σταθεροποίηση του.

Η βέλτιστη θερμοκρασία ανόπτησης με σκοπό να παραχθεί το μέγιστο κλάσμα υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή, είναι δυνατό να υπολογιστεί από την εξίσωση των Y. Sakuma et al που ακολουθεί (70):

$$\frac{A_{C1} + A_{C3}}{2} + 20^{\circ}C \tag{2.3}$$

Χρόνος Παραμονής στην Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση

Η επιλογή της θερμοκρασίας και η διάρκεια της ενδοκρίσιμης ανόπτησης είναι μεγέθη αλληλοεξαρτώμενα. Αυτές οι δύο παράμετροι καθορίζουν την κινητική της ωστενιτοποίησης και τη διάλυση του σεμεντίτη. Έχει παρατηρείται ότι με αυξανόμενη θερμοκρασία ανόπτησης, το ίδιο αποτέλεσμα πραγματοποιείται σε συντομότερο χρόνο παραμονής (37).



Διάγραμμα 8: Διάγραμμα Χάλυβα 0,12C-1,5Mn που Απεικονίζει τα Στάδια του Σχηματισμού Ωστενίτη Ανάλογα τη Θερμοκρασία και το Χρόνο Ανόπτησης (**37**).

Για παράδειγμα με βάσει το Διάγραμμα 8, όταν ένας χάλυβας με 0.12C - 1.5Mn, θερμαίνεται σε θερμοκρασία ανόπτησης 780°C, χρειάζονται μόλις 0,2sec για τη διαλυτοποίηση του περλίτη ενώ παράλληλα σχηματίζεται και μικρό ποσοστό ωστενίτη. Παραμένοντας σε αυτή τη θερμοκρασία, ο ωστενίτης ξεκινά να αναπτύσσεται μέσα στον φερρίτη. Η αντίδραση στο στάδιο αυτό ελέγχεται από τη διάχυση του άνθρακα στον ωστενίτη. Για παρατεταμένους χρόνους παραμονής σε αυτή τη θερμοκρασία, ακολουθεί αργή εξισορρόπηση του περιεχόμενου σε μαγγάνιο του ωστενίτη ελεγγόμενη από το ρυθμό διάγυσης του μαγγανίου σε αυτόν. Για χαμηλότερες θερμοκρασίες μεταξύ της Ac1 και τους 740°C, η διαλυτοποίηση του περλίτη γίνεται πολύ αργή και χρειάζεται από 15s μέχρι 8h. Σε αυτή την περίπτωση η μετέπειτα ανάπτυξη του ωστενίτη ελέγχεται μόνο από τη διάχυση του μαγγανίου στον φερρίτη. Αντιθέτως για υψηλότερες θερμοκρασίες ανόπτησης 850°C - 900°C, η διαλυτοποίηση του περλίτη είναι σχεδόν στιγμιαία και η μετέπειτα ανάπτυξη του ωστενίτη στον φερρίτη είναι ελεγχόμενη από τη διάχυση του άνθρακα σε αυτόν (71). Συνεπώς, η επιλογή της διάρκειας ανόπτησης πρέπει να γίνεται πάντα συνδυαστικά με τη θερμοκρασία ανόπτησης ώστε να δημιουργηθεί η μικροδομή από την οποία θα προκύψουν οι μετασγηματισμοί φάσεων των επόμενων σταδίων.

Συγκεκριμένα σύμφωνα με τους Samajdar et al (69) για χάλυβα με 0,11C-1,53Mn-1,5Si, χρειάστηκαν 60s στους 750°C για να επιτευχθεί πλήρως ανακρυσταλλωμένη μικροδομή, ενώ σε υψηλότερες θερμοκρασίες χρειάστηκε λιγότερος χρόνος για να παραχθεί το απαιτούμενο κλάσμα όγκου ωστενίτη και να ολοκληρωθεί η ανακρυστάλλωση. Παράλληλα οι Faral και Hourman (72), παρατήρησαν ότι σε χάλυβα με 0.2C-1.67Mn-1.68Si, σε οποιαδήποτε θερμοκρασία το κλάσμα όγκου του ωστενίτη αυξάνεται ραγδαία τα πρώτα 50s της παραμονής του στην θερμοκρασία ενδοκρίσιμης ανόπτησης, ενώ για παραμονή από 50 μέχρι 100s παρατήρησαν αύξηση του ποσοστού με γαμηλότερο ρυθμό και τέλος σταθεροποίηση του ωστενίτη. Όπως αποδείχτηκε από τους επιστήμονες, η αύξηση της παραμονής στην ενδοκρίσιμη ανόπτηση συνοδεύεται από μεγέθυνση των κόκκων, ενώ οι Rigsbee και VanderArend (73), απέδειξαν ότι χονδρομερέστεροι κόκκοι ωστενίτη τείνουν να είναι λιγότερο σταθεροί. Τέλος, μεγαλύτεροι χρόνοι παραμονής οδηγούν σε κατακρήμνιση καρβιδίων. Το γεγονός αυτό μειώνει το ποσοστό σε άνθρακα του ωστενίτη με αποτέλεσμα την αύξηση της Ms και συνεπώς λιγότερο ποσοστό υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή (37) με τελικό αντίκτυπο στη μηχανική απόκριση του υλικού.

Χημική Σύσταση Χάλυβα και Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση

Οι χάλυβες TRIP όπως αναφέρθηκε περιέχουν διάφορες κραματικές προσθήκες προκειμένου να εξυπηρετηθούν κάποιες ανάγκες. Η χημική σύσταση του χάλυβα κατά τη διαδικασία της ωστενιτοποίησης επηρεάζει άμεσα μια σειρά παραγόντων: την ενέργεια ενεργοποίησης του μετασχηματισμού φερρίτη σε ωστενίτη, τη διαχυσιμότητα του άνθρακα, τη θερμοδυναμική ενεργότητα του άνθρακα στον ωστενίτη, το βαθμό συγκέντρωσης του άνθρακα μεταξύ της α και γ φάσης, καθώς και τις τιμές των κρίσιμων θερμοκρασιών Ae, Ac₁ και Ac₃ (37).

Οι θερμοκρασίες μετασχηματισμού επηρεάζονται άμεσα από τις κραματικές προσθήκες. Τα περισσότερα στοιχεία αυξάνουν την Ac₁, με εξαίρεση γ-φερρογόνα στοιχεία όπως το Mn, Ni κτλ. τα οποία διαστέλλουν την ωστενιτική περιοχή και την ωθούν προς τα κάτω αφού επιφέρουν πτώση της Ac₃, ενώ προκαλούν και ανύψωση της θερμοκρασίας Ac₄. Αντίθετα τα α-φερρογόνα στοιχεία όπως Al, Si κτλ. περιορίζουν την έκταση του ωστενιτικού βρόγχου χωρίς αναγκαστικά να διευρύνουν τη φερριτική περιοχή, δρουν αυξάνοντας την Ac₃ και μειώνοντας την Ac₄ (74), (75). Επιπλέον η ύπαρξη Si ή/και Al διαφοροποιεί το διάγραμμα ισορροπίας Fe-Fe₃C αφού δημιουργείται μια περιοχή όπου συνυπάρχουν οι φάσεις φερρίτη, ωστενίτη και σεμεντίτη (Διάγραμμα 9).



Διάγραμμα 9: Διαγράμματα Φάσεων Χαλύβων a) CMnSi, b) CMnAl και c) CMnAlSi (76).

Όσον αφορά τη διαλυτοποίηση των καρβιδίων, κραματικά στοιχεία όπως Si, Al και P επιβραδύνουν την κινητική της διαλυτοποίησης του σεμεντίτη και μερικώς της ανακρυστάλλωσης. Ακόμη, αύξηση του περιεχομένου σε Mn οδηγεί σε αύξηση της ενέργειας ενεργοποίησης του μετασχηματισμού φερρίτη σε ωστενίτη, γεγονός που συμβαίνει εξαιτίας του διαφορισμού του μαγγανίου στην επιφάνεια των καρβιδίων, μειώνοντας το ρυθμό διαλυτοποίησης των καρβιδίων και διαφοροποιώντας την πυρηνοποίηση του ωστενίτη.

1.2.4.3. Στάδιο 3°: Γρήγορη Απόψυξη (Rapid Cooling)

Μετά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση τα ποσοστά φάσεων είναι δυνατόν να διαφοροποιηθούν κατά τη διάρκεια της απόψυξης του ελάσματος στην μπαινιτική περιοχή. Η γρήγορη απόψυξη από την θερμοκρασία της ενδοκρίσιμης ανόπτησης προς την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή έχει ως αποτέλεσμα το σχηματισμό ενός νέου φερρίτη, ο οποίος αναπτύσσεται επιταξιακά πάνω στον υπάρχον ενδοκρίσιμο φερρίτη (7), (77). Ο φερρίτης αυτός είναι γνωστός και ως αλλοτριόμορφος φερρίτης (allotriomorphic ferrite) (78). Οι Ghosh και Olson (79), περιέγραψαν το σχηματισμό αυτού του φερρίτη ως την ανάπτυξη φερρίτη εκτός ισορροπίας.

Ρυθμός Απόψυξης

Είναι γενικά αποδεκτό ότι οι ρυθμοί απόψυξης από την ενδοκρίσιμη περιοχή προς στην μπαινιτική πρέπει να είναι αρκετά γρήγοροι ώστε να αποφευχθεί αρχικά ο σχηματισμός καρβιδίων περλίτη και μπαινίτη, ενώ συνήθως επιλέγονται και ρυθμοί απόψυξης έτσι ώστε να αποφευχθεί και ο σχηματισμός νέου φερρίτη. Η ανάπτυξη νέου φερρίτη κατά τη διάρκεια αργών ρυθμών απόψυξης μικρότερων από 5-7°C/s κάτω από τη θερμοκρασία Ar₁, όπως έχει αποδειχθεί μειώνει την ποσότητα του διαθέσιμου ωστενίτη για τον μπαινιτικό μετασχηματισμό (37), (80). Για αυτό το λόγο ο αλλοτριόμορφος φερρίτης αναφέρεται από διάφορους συγγραφείς ως κάτι το οποίο θα πρέπει να αποφεύγεται και έτσι σε πολλές μελέτες χρησιμοποιούνται πολύ γρήγοροι ρυθμοί απόψυξης (>30°C/s) (7), (80). Επιπλέον παρατηρήθηκε ότι σε χάλυβα 0,15C-1,5Mn κατά τη διάρκεια της μπαινιτικής βαφής η κινητική του μετασχηματισμού ήταν πιο αργή για αργούς ρυθμούς απόψυξης (10°C/s) σε σύγκριση με γρηγορότερους ρυθμούς (70°C/s), γεγονός που αποδόθηκε στον υπερβολικό εμπλουτισμό του εναπομείναντος ωστενίτη το οποίο οδήγησε σε καθυστέρηση του μετασχηματισμού του (81).

Από την άλλη μεριά, η διαδικασία σχηματισμού φερρίτη μπορεί να αποδειχθεί ωφέλιμη για τον ωστενίτη που δεν μετασχηματίζεται (80). Ο νέος φερρίτης έχει μέγιστη περιεκτικότητα σε άνθρακα πολύ χαμηλότερη συγκριτικά με τον ωστενίτη, επομένως θα αποβάλει το πλεονάζον ποσοστού του σε άνθρακα στον γειτονικό αμετασχημάτιστο ωστενίτη, ο οποίος θα εμπλουτιστεί και κατ 'επέκταση θα σταθεροποιηθεί. Όπως φαίνεται και στο Διάγραμμα 10, το περιεχόμενο σε άνθρακα του ωστενίτη αυξάνεται σημαντικά όταν οι ρυθμοί απόψυξης είναι αργοί.



Διάγραμμα 10: Εμπλουτισμός Ωστενίτη με Άνθρακα λόγω του Σχηματισμού Νέου Φερρίτη κατά την Απόψυξη Χάλυβα 0,2C-1,5Si-1,5Mn από τους 825°C με Διαφορετικούς Ρυθμούς Απόψυξης (**82**).

Εν κατακλείδι, με βάσει τα παραπάνω θα πρέπει να επιλεγεί ένας βέλτιστος ρυθμός απόψυξης αρκετά γρήγορος έτσι ώστε να μη δημιουργηθεί περλίτης αλλά και σχετικά αργός προκειμένου να σχηματιστεί τέτοια ποσότητα φερρίτη που θα βοηθήσει στον εμπλουτισμό του ωστενίτη χωρίς να τον «υπερσταθεροποιήσει».

1.2.4.4. Στάδιο 4°: Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή (Austempering)

Ο εμπλουτισμός σε άνθρακα του ενδοκρίσιμου ωστενίτη από τον σχηματισμό φερρίτη δεν είναι αρκετός από μόνος του για να καταστείλει την θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού σε υπομηδενικές θερμοκρασίες (31). Ως εκ τούτου περαιτέρω εμπλουτισμός του είναι απαραίτητος. Η απαίτηση αυτή επιτυγχάνεται με μια επιπλέον θερμική κατεργασία αυτή του ισοθερμοκρασιακού μπαινιτικού μετασχηματισμού (Isothermal Bainitic Transformation-IBT/ Austempering). Το στάδιο αυτό θεωρείται από πολλές πλευρές ως το πιο κρίσιμο για την παραγωγή των χαλύβων TRIP, καθώς καθορίζει τρεις σημαντικές παραμέτρους: το περιεχόμενο σε άνθρακα, το κλάσμα όγκου και το μέγεθος του ωστενίτη που θα παραμείνει μετά την απόψυξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (7).

Προκειμένου ο διαθέσιμος άνθρακας του χάλυβα να μη δεσμευτεί από τα καρβίδια του σχηματιζόμενου μπαινίτη, κατάλληλες κραματικές προσθήκες όπως Si και Al

χρησιμοποιούνται ώστε να αναπτυχθεί μπαινίτης χωρίς καρβίδια (μπαινιτικός φερρίτης) (31), (83). Ο σχηματισμός μπαινιτικού φερρίτη συνοδεύεται από αποβολή άνθρακα στον γειτονικό αμετασχημάτιστο ωστενίτη (Εικόνα 5) αυξάνοντας τη σταθερότητα του. Πρόσφατες μετρήσεις έδειξαν πως ο εμπλουτισμός σε άνθρακα του υπολειπόμενου ωστενίτη μετά το στάδιο της μπαινιτικής βαφής είναι υψηλός, με συγκεντρώσεις που μπορεί να φτάσουν το 1,25-1,40 κ.β.%C (64).



Εικόνα 5: Σχηματική Απεικόνιση Ανάπτυξης Μπαινιτικού Φερρίτη σε Κόκκο Ωστενίτη (64).

Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μπαινίτη μπορεί να διαχωριστεί σε δύο διακριτά στάδια. Αρχικά την ανάπτυξη του μπαινιτικού φερρίτη και έπειτα την κατακρήμνιση των καρβιδίων λόγω υπεργήρανσης του ωστενίτη (83). Καθώς το έλασμα εισέρχεται στην μπαινιτική περιοχή, η μικροδομή του αποτελείται από προευτηκτοειδή φερρίτη (α), ενδοκρίσιμο ωστενίτη (γ) και κάποια ποσότητα αλλοτριόμορφου φερρίτη (α_τ). Κατά την παραμονή του ελάσματος στη δεδομένη θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής, ο διαθέσιμος ωστενίτης μετασχηματίζεται σταδιακά σε μπαινιτικό φερρίτη (Εικόνα 6) με ταυτόχρονη αποβολή του πλεονάζοντος άνθρακα.



Εικόνα 6: : Εξέλιξη Μικροδομής κατά τη Διάρκεια των Θερμικών Κατεργασιών σε Χάλυβα TRIP: (1) Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση (2) Γρήγορη Απόψυξη (3) Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή (α: φερρίτης, α_B: Μπαινιτικός Φερρίτης, γ: Ωστενίτης, γ_R: Υπολειπόμενος Ωστενίτης) (84).

Το κλάσμα όγκου των μικρογραφικών συστατικών που θα σχηματιστούν στο στάδιο αυτό εξαρτάται από τις παραμέτρους του ισοθερμοκρασιακού μπαινιτικού μετασχηματισμού: θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής, χρόνος παραμονής καθώς και από τη χημική σύσταση της κάθε φάσης. Στο σημείο αυτό αξίζει να αναφερθεί ότι σημαντικό για τη φύτρωση του μπαινίτη είναι και το μέγεθος του ωστενίτη από το οποίο θα παραχθεί. Στους χάλυβες TRIP η ανάπτυξη της μπαινιτικής μικροδομής, πραγματοποιείται μετά το τέλος της ενδοκρίσιμης ανόπτησης, όπου το μέγεθος κόκκου του ωστενίτη είναι της τάξεως των 1-2μm. Το μέγεθος αυτό είναι πολύ μικρότερο σε σχέση με χάλυβα πλήρης ωστενιτικής μικροδομής που υπόκειται σε μπαινιτική βαφή. Στην περίπτωση των μικρότερων κόκκων ο μετασχηματισμός ξεκινά νωρίτερα, αλλά ολοκληρώνεται σε πιο αργούς χρόνους. Αυτό συμβαίνει καθώς η μείωση στο μέγεθος κόκκου επιφέρει αύξηση στην περιοχή του ορίου κόκκου η οποία επιταχύνει το ρυθμό του μετασχηματισμού χάρης τον ενισχυμένο ρυθμό πυρήνωσης (60), (83).

Θερμοκρασία Ισοθερμοκρασιακής Μπαινιτικής Βαφής

Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα στο εύρος θερμοκρασιών που βρίσκονται ανάμεσα στην λήξη του περλιτικού μετασχηματισμού και πάνω από τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (60).

Η θερμοκρασία έναρξης του μπαινιτικού μετασχηματισμού (Bs), μπορεί να υπολογιστεί από διάφορες εμπειρικές εξισώσεις. Ο Bhadeshia καθώς και οι Steven και Haynes (78), (85) προσπάθησαν να προσδιορίσουν την θερμοκρασία έναρξης του μπαινιτικού μετασχηματισμού (bainite-start temperature). Από την μελέτη τους προέκυψε η ακόλουθη εμπειρική εξίσωση :

$$Bs(^{o}C) = 830 - 270(\% wtC) - 90(\% wtMn) - 37(\% wtNi) - 70(\% wtCr) - 83(\% wtMo)$$
(2.4)

Σε γενικές γραμμές ανάλογα τη χημική σύσταση του χάλυβα και τη θερμική κατεργασία που έχει υποστεί, το βέλτιστο κλάσμα όγκου ωστενίτη επιτυγχάνεται σε θερμοκρασίες μπαινιτικής βαφής ~350-450°C (49). Σύμφωνα με τον Bhadeshia (86), όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής τόσο μεγαλύτερη εκλέπτυνση κόκκου επιτυγχάνεται. Παρόλα αυτά στην περίπτωση αυτή απαιτούνται μεγαλύτεροι χρόνοι παραμονής για να σταθεροποιηθεί ο ωστενίτης εξαιτίας της μείωσης του ρυθμού διάχυσης του άνθρακα σε χαμηλές θερμοκρασίες (87). Εκ διαμέτρου αντίθετα βαφές σε υψηλές θερμοκρασίες της μπαινιτικής περιοχής επηρεάζουν αρνητικά τη μικροδομή αφού διευκολύνουν το σχηματισμό σεμεντίτη. Οι περισσότερες μελέτες χαλύβων TRIP έχουν καταλήξει στο συμπέρασμα ότι βαφές κοντά στη «μύτη» του μπαινίτη (περίπου 400°C ανάλογα τη σύσταση του χάλυβα) απαιτούν τους μικρότερους χρόνους παραμονής και οδηγούν στον απαραίτητο εμπλουτισμό της γ-φάσης και σε σημαντικό ποσοστό υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή (37), (60).

Χρόνος Παραμονής Ισοθερμοκρασιακής Μπαινιτικής Βαφής

Η θερμοκρασία και ο χρόνος παραμονής στην μπαινιτική περιοχή είναι αλληλένδυτα μεγέθη και για αυτό η επιλογή τους θα πρέπει να γίνεται συνδυαστικά αλλά και με βάσει τη χημική σύσταση του χάλυβα.

Καθώς εισερχόμαστε στην μπαινιτκή περιοχή το κλασμα όγκου του διαθέσιμου ωστενίτη είναι μεγάλο, αλλά το περιεχόμενο του σε άνθρακα είναι σχετικά μικρό, γεγονός που σχετίζεται με την έναρξη του μπαινιτκού μετασχηματισμού. Παράλληλα η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (Ms) στο στάδιο αυτό είναι ακόμα υψηλή. Όσο το έλασμα παραμένει στην μπαινιτική περιοχή, ο μπαινιτικός μετασχηματισμός εξελίσσεται. Ο σταδιακός εμπλουτισμός του ωστενίτη κατά την ανάπτυξη του μπαινιτικού φερρίτη συνοδεύεται από μείωση της έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (Ms) του υπολειπόμενου ωστενίτη (Διάγραμμα 11) (7), (47), (49).

Οσο μεγαλύτεροι είναι οι χρόνοι παραμονής τόσο περισσότερο εξελίσσεται ο μπαινιτικός μετασχηματισμός, εις βάρος του ποσοστού του ωστενίτη. Για παρατεταμένους χρόνους παραμονής, η μπαινιτική αντίδραση προχωράει οδηγώντας σε υπερκορεσμό του παραμένοντος ωστενίτη σε άνθρακα με αποτέλεσμα την αποσύνθεση του και την κατακρήμνιση καρβιδίων (7). Ο σχηματισμός καρβιδίων οδηγεί σε ελάττωση του κλάσματος όγκου του ωστενίτη με μειωμένο ποσοστό σε άνθρακα και κατά συνέπεια στην αύξηση της ποσότητας μαρτενσίτη στην τελική μικροδομή. Αντίστοιχα όσο πιο σύντομοι είναι οι χρόνοι παραμονής τόσο δεν δίνεται στον άνθρακα ο απαραίτητος χρόνος να ανακατανεμηθεί στον ενδοκρίσιμο ωστενίτη μικροδομή αφού η Ms του ωστενίτη δεν μειώνεται αρκετά (37), (49).



Διάγραμμα 11: Σχηματική Απεικόνιση των Θερμικών Κατεργασιών, Ψυχρά Ελασμένων και Ανοπτημένων Χαλύβων TRIP (αριστερά). Ψευδο-διημερές Διάγραμμα Fe-C για Χάλυβα Fe-1,5% Mn, το οποίο Αναπαριστά την Αλλαγή του Περιεχομένου σε Άνθρακα του Ωστενίτη και την Σταδιακή Μείωση της Θερμοκρασίας Έναρξης του Μαρτενσιτικού Μετασχηματισμού (Ms) με την Παραμονή στην IBT (δεξιά) (7).

Συμπερασματικά ο βέλτιστος χρόνος παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή (IBT) εξαρτάται από τη θερμοκρασία και τη χημική σύσταση του χάλυβα. Όπως φαίνεται στο (Διάγραμμα 12), το κλάσμα όγκου του υπολειπόμενου

ωστενίτη σε χάλυβα με 0,16C-1,6Mn-1,61Si αυξάνεται με χρόνους υπεργήρανσης από 15s έως 180s στους 325°C, ενώ για παραμονή στους 400°C το κλάσμα όγκου του υπολειπόμενου ωστενίτη δεν διαφοροποιείται μετά από χρόνο 100s (37).



Διάγραμμα 12: Κλάσμα Όγκου Υπολειπόμενου Ωστενίτη σε Χάλυβα 0,16C-1,6Mn-1,6Si, μετά από Ανόπτηση στους 805°C και Υπεργήρανση στους 400°C και 325 °C (**37**).

Χημική Σύσταση και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή

Η κινητική της μπαινιτικής αντίδρασης εξαρτάται από τη χημική σύσταση του εκάστοτε χάλυβα. Τα κραματικά στοιχεία έχουν άμεση επίδραση στα διαγράμματα TTT και συνεπώς στις τιμές των θερμοκρασιών και των χρόνων του μπαινιτικού μετασχηματισμού. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αποτελούν οι κύριες κραματικές προσθήκες ενός TRIP, Al και Si που ως α-φερρογόνα, μη καρβιδιογόνα στοιχεία αυξάνουν την πυρήνωση και ανάπτυξη του φερρίτη και επομένως ωθούν τις καμπύλες TTT προς τα αριστερά (74). Περισσότερη ανάλυση της επίδρασης των κραματικών στοιχείων γίνεται στο αντίστοιχο κεφάλαιο.

1.2.4.5. Στάδιο 5°: Απόψυξη σε Θερμοκρασία Περιβάλλοντος (Final Cooling)

Στο τελικό στάδιο της θερμικής κατεργασίας ο χάλυβας αποψύχεται από την μπαινιτική περιοχή στην θερμοκρασία περιβάλλοντος με βαφή σε νερό. Με τη βαφή το κλάσμα όγκου του υπολειπόμενου ωστενίτη θεωρητικά δεν μεταβάλλεται σε σχέση με αυτό που σχηματίστηκε μετά τον μπαινιτικό μετασχηματισμό. Η χημική σταθεροποίηση του ωστενίτη δεν επιτρέπει το σχηματισμό του μαρτενσίτη κατά την απόψυξη. Παρόλα αυτά είναι αναμενόμενο ότι η κατανομή του άνθρακα δεν είναι τελείως ομοιογενής. Αν η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού ενός μέρος του ποσοστού του

ωστενίτη μετά τον μπαινιτικό ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό δεν είναι κάτω από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος τότε κατά την τελική απόψυξη αυτό θα μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη με οποιοδήποτε τρόπο βαφής. Έρευνες ωστόσο έχουν δείξει ότι ένας αργός ρυθμός απόψυξης με ελεγχόμενο ρυθμό θα βοηθούσε στο να αποφευχθεί ο σχηματισμός μαρτενσίτη αφού θα αύξανε το χρόνο παραμονής στη μπαινιτική περιοχή και θα προωθούσε το σχηματισμό μπαινιτικού φερρίτη, καθώς και τον καταμερισμό του άνθρακα στον ωστενίτη, γεγονός που κατ επέκταση θα προωθούσε την περαιτέρω ανακατανομή του άνθρακα στον ωστενίτη (37).

1.3. ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ

Κραματικά στοιχεία προστίθενται στους διάφορους τύπους χαλύβων προκειμένου να τροποποιήσουν τη συμπεριφορά τους κατά τη διάρκεια των θερμικών τους κατεργασιών. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα τη βελτίωση των μηχανικών και φυσικών ιδιοτήτων των χαλύβων. Χαρακτηριστικοί λόγοι που προστίθενται στους χάλυβες κραματικά στοιχεία είναι: για να αυξήσουν την αντοχή τους σε εφελκυσμό χωρίς να ελαττωθεί η ολκιμότητα του υλικού, να βελτιώσουν τη δυσθραυστότητα, να επηρεάσουν την εμβαπτότητα, να επιδράσουν στην ανάπτυξη των κόκκων (πχ εκλέπτυνση), να βελτιώσουν την κατεργασιμότητα του χάλυβα κτλ. (88).

Τα κραματικά στοιχεία ανάλογα με τον τρόπο δράση τους, δηλαδή εάν επεκτείνουν και σταθεροποιούν την περιοχή του ωστενίτη ή του φερρίτη χαρακτηρίζονται ως γ-φερρογόνα (C, Mn, Ni, Co, Pt, N, Cu, Zn, κτλ.) και α-φερρογόνα (Al, Si, P, V, Ti, Nb, B, Sn, Cr, Mo, S, Zr, κ.α.) αντίστοιχα. Σε όλες τις περιπτώσεις η παρουσία των κραματικών στοιχείων μεταθέτει τις θερμοκρασίες και τις περιεκτικότητες που θα συμβούν οι μετασχηματισμοί φάσεων (75).

Τα κραματικά στοιχεία μπορούν επίσης να διαχωριστούν και ανάλογα με την τάση τους να σχηματίζουν καρβίδια. Στοιχεία όπως Mn, Cr και Mo σχηματίζουν καρβίδια στο σύστημα Fe-C-X (όπου X το εν λόγω στοιχείο) ή υπεισέρχονται στη σύνθεση του Fe₃C και χαρακτηρίζονται ως καρβιδιογόνα, ενώ στοιχεία όπως Si, Al και N δεν σχηματίζουν καρβίδια, ούτε μετέχουν στα καρβίδια του σιδήρου και χαρακτηρίζονται ως γραφιτιογόνα (74), (75).

Τα κυριότερα κραματικά στοιχεία που συναντώνται στους χάλυβες TRIP είναι ο C, το Mn και το Si, με πιθανές κραματικές προσθήκες Al, P, Mo, Nb, V και Ti. Σε μερικές περιπτώσεις μπορεί επίσης να γίνουν και σκόπιμες προσθήκες Cu, Cr και Ni ή αυτά να βρεθούν στο χάλυβα ως εγκλείσματα ή ακαθαρσίες (49). Συνοπτικά τα κραματικά στοιχεία προστίθενται στους χάλυβες TRIP προκειμένου να (20):

- ελέγξουν το κλάσμα όγκου του παραμένοντος ωστενίτη
- επιβραδύνουν την κατακρήμνιση του σεμεντίτη
- αποτρέψουν τον σχηματισμό του περλίτη πριν από την μπαινιτική αντίδραση
- σταθεροποιήσουν τον ωστενίτη
- ισχυροποιήσουν τον φερρίτη

Στο Διάγραμμα 13, παρουσιάζεται η επίδραση του κάθε στοιχείου στο θερμοκρασιακό εύρος των περιοχών των αντιδράσεων μετασχηματισμού.



Διάγραμμα 13: Επίδραση Κραματικών Στοιχείων στη Συμπεριφορά των Διαγραμμάτων ΤΤΤ (76).

1.3.1. ΆΝΘΡΑΚΑΣ (C)

Ο άνθρακας στους χάλυβες TRIP ελέγχει το κλάσμα όγκου του ωστενίτη που θα σχηματιστεί στο στάδιο της ενδοκρίσιμης ανόπτησης, το περιεχόμενο του σε άνθρακα, την πιθανότητα ύπαρξης υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή και την ενδεχόμενη σκληρότητα του χάλυβα (37).

Από τη στιγμή που το κυριότερο χαρακτηριστικό των χαλύβων TRIP βασίζεται στην παρουσία του υπολειπόμενου ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ο πιο σημαντικός ρόλος της κραμάτωσης είναι η σταθεροποίηση του. Ο άνθρακας αποτελεί το πιο σημαντικό στοιχείο που συμβάλει στη σταθερότητα του ωστενίτη. Η κατανομή του μεταξύ των κύριων μικροσυστατικών είναι θεμελιώδης για τις ιδιότητες του υλικού. Συγκεκριμένα ο άνθρακας διαλύεται μέσα στον ωστενίτη, ο οποίος θα πρέπει να εμπλουτιστεί όσο το δυνατόν περισσότερο σε άνθρακα προκειμένου να έχει θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού 15°C-25°C κάτω από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος για να επιτευχθούν οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες (7), (49), (89). Επιπλέον η αύξηση του περιεχομένου σε άνθρακα μειώνει και τη θερμοκρασία μετάβασης από ανώτερο σε κατώτερο μπαινίτη (37). Αντίστοιχα το ποσοστό σε άνθρακα δεν μπορεί να υπερβαίνει κάποιο ανώτερο όριο. Ένα σημαντικό μειονέκτημα της πολύ υψηλής ποσότητας άνθρακα είναι η ισχυρή καθυστέρηση της κινητικής του μπαινιτικού μετασχηματισμού, ενώ τίθενται και βιομηχανικοί περιορισμοί όπως η ικανότητα συγκόλλησης του παραγόμενου χάλυβα (7), (90). Το βέλτιστο ποσοστό σε άνθρακα για την παραγωγή ενός εμπορικού χάλυβα TRIP κυμαίνεται από 0,10-0,25κ.β.%C, ενώ το βέλτιστο ποσοστό σε άνθρακα για τη σταθεροποίηση του υπολειπόμενου ωστενίτη είναι 0,8-1,6κ.β.%C (7), (49).

1.3.2. МАГГАNIO (Мп)

Το Mn αποτελεί στοιχείο σταθεροποίησης του ωστενίτη. Η παρουσία του μειώνει τις θερμοκρασίες έναρξης των μετασχηματισμών του ωστενίτη, βελτιώνει τη πιθανότητα εμπλουτισμού του σε άνθρακα αυξάνοντας τη διαλυτότητα του άνθρακα σε αυτόν, επεκτείνει το εφαρμόσιμο εύρος ρυθμών απόψυξης καθυστερώντας το σχηματισμό περλίτη και παράλληλα αυξάνει τις αντοχές του υλικού μέσω σκλήρωσης λόγω στερεού διαλύματος (36).

Το Mn ως ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο δεν σχηματίζει δικά του καρβίδια αλλά συμμετέχει στη σύνθεση του σεμεντίτη, ενώ μειώνει τη θερμοκρασία στην οποία ο σεμεντίτης αρχίζει να κατακρημνίζεται (49), (75).

Τυπικές συστάσεις Mn σε χαμηλά κραματωμένους χάλυβες TRIP είναι περίπου 1,3%-1,5% το οποίο χρειάζεται για να επιτευχθεί η απαιτούμενη σκληρότητα του υλικού. Ωστόσο υψηλά ποσοστά σε Mn (>2,5κ.β.%) «υπερσταθεροποιούν» τον υπολειπόμενο ωστενίτη πιθανότατα λόγω της υπέρμετρης σκλήρωσης μέσω στερεού διαλύματος και λόγω αύξησης των σφαλμάτων επιστοίβαξης (Stacking Fault Energy). Ταυτόχρονα μειώνουν την ενεργότητα του άνθρακα στον ωστενίτη, επιταχύνοντας αρκετά την κατακρήμνιση του καρβιδίου και για αυτό συνήθως αποφεύγονται (7), (49).

1.3.3. ПҮРІТТІО (Si)

Η κύρια χρήση του πυριτίου στους χάλυβες TRIP είναι να αποτρέψει το σχηματισμό σεμεντίτη και ως εκ τούτου να ανακατανέμει τον άνθρακα στον ωστενίτη κατά τη διάρκεια των θερμικών κατεργασιών (31), (51), (83).

Το πυρίτιο προωθεί το σχηματισμό προευτηκτοειδούς φερρίτη κατά την απόψυξη από την ενδοκρίσιμη ανόπτηση. Ταυτόχρονα αποτρέπει την κατακρήμνιση των καρβιδίων κατά την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή, αυξάνοντας τη θερμοκρασία στην οποία ο σεμεντίτης κατακρημνίζεται σε δεδομένο χρόνο γήρανσης αφού ως γραφιτιογόνο έχει χαμηλή διαλυτότητα σε αυτόν (36), (75).

Όσο η μπαινιτική αντίδραση λαμβάνει χώρα σε καταστάσεις εκτός ισορροπίας, το πυρίτιο (Si) δεν αναμένεται να επηρεάσει την ανάπτυξη των καρβιδίων σε μεγάλη εμβέλεια μακριά από αυτό. Η επίδραση του περιορίζεται στην πυρήνωση του σεμεντίτη, στην ενέργεια ενεργοποίησης του μετασχηματισμού και στο συντελεστή ενεργότητας του άνθρακα στον φερρίτη, στον ωστενίτη και στον σεμεντίτη. Η συσσώρευση του πυριτίου γύρω από τους πυρήνες σεμεντίτη μπορεί να αυξήσει σημαντικά την ενεργότητα του άνθρακα τοπικά και να παρεμποδίσει τη διάχυση του στους πυρήνες των καρβιδίων (7), (49). Το φαινόμενο αυτό βοηθάει στο να αποβληθεί περισσότερος άνθρακας στον αμετασχημάτιστο ωστενίτη παρέχοντας του σταθεροποίηση, ενώ παράλληλα επιτρέπει στον άνθρακα να διαχυθεί σε αυτόν (36), (49). Τέλος η παρουσία πυριτίου βελτιώνει τον διαφορισμό του Μη στα όρια κόκκου του ενδοκρίσιμου ωστενίτη καθυστερώντας την έναρξη της μπαινιτικής αντίδρασης (49), (91).



Διάγραμμα 14: Διαφοροποίηση του Κλάσματος Όγκου του Ωστενίτη για Μέγιστη Περιεκτικότητα σε Άνθρακα του Ωστενίτη σε Σχέση με την Περιεκτικότητα σε Si για Χάλυβες που Υπέστησαν IBT από 350°C έως 450°C (92).

Έχει παρατηρηθεί ότι προσθήκες πυριτίου σε χάλυβες TRIP σε ποσοστό πάνω από 1% καθυστερούν σε μεγάλο βαθμό την κατακρήμνιση των καρβιδίων, ενώ ποσοστά 1,5-2,0% Si έχουν ως αποτέλεσμα τον καλύτερο συνδυασμό αντοχής και ολκιμότητας (37). Σύμφωνα με τους Matsamura et al (92) η αύξηση του πυριτίου από 1,2 σε 1,5 και 2,0% είχε ως αποτέλεσμα την αύξηση του κλάσματος όγκου του υπολειπόμενου ωστενίτη για την ιδία μεγίστη περιεκτικότητα σε άνθρακα στον ωστενίτη, αποδεικνύοντας τη βελτιωμένη καθυστέρηση της κατακρήμνισης των καρβιδίων με τη βοήθεια του πυριτίου (Διάγραμμα 14).

Το πυρίτιο αποτελεί ένα πολύ σημαντικό στοιχείο για την παραγωγή χαλύβων TRIP δημιουργεί ωστόσο διάφορα προβλήματα κατά την επεξεργασία τους όπως ελαττώματα επιφανείας μετά τη χύτευση, στον γαλβανισμό και στις επικαλύψεις αν η ποσότητα του υπερβαίνει το 0,5κ.β.% (31), (36), (83), (91).

Το βασικό μειονέκτημα του Si είναι πως κατά την ανόπτηση η παρουσία άνθρακα, μαγγανίου και πυριτίου μεταξύ και άλλων στοιχείων μπορεί να οδηγήσει στο σχηματισμό σταθερών ενώσεων Mn₂SiO₄ ή/και στη δημιουργία στρώματος οξειδίων SiO₂ στην επιφάνεια του χάλυβα κατά την διάρκεια της έλασης τα οποία δύσκολα απομακρύνονται με αποτέλεσμα την εμφάνιση προβλημάτων κατά τον γαλβανισμό του χάλυβα (31), (36).

Παρόλο που έχουν πραγματοποιηθεί αρκετές έρευνες για χαμηλή κραμάτωση σε πυρίτιο ή ακόμα και κραμάτωση χωρίς καθόλου πυρίτιο όπως οι μελέτες δείχνουν δεν μπορεί να αφαιρεθεί τελείως. Το πυρίτιο αποτρέπει το σχηματισμό καρβιδίων πιο αποτελεσματικά σε σχέση με όλα τα υπόλοιπα στοιχεία που στοχεύουν στην αντικατάσταση του κατά την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή και για αυτό στους χάλυβες TRIP πρέπει να υπάρχει τουλάχιστον σε ποσοστό 0,3-0,8%κ.β. (7).

1.3.4. АЛОҮМІΝІО (Al)

Για να ξεπεραστούν τα προβλήματα που σχετίζονται με τα υψηλά ποσοστά πυριτίου στους χάλυβες TRIP, γίνονται πολλές έρευνες για χρήση εναλλακτικών στοιχείων που θα μπορούσαν είτε να αντικαταστήσουν μερικώς, είτε εξολοκλήρου το πυρίτιο. Ένα εξ αυτών των στοιχείων αποτελεί το αλουμίνιο το οποίο συμπεριφέρεται παρόμοια με το πυρίτιο καθυστερώντας το σχηματισμό του σεμεντίτη (31).

Οι Girault et al (93), ανακάλυψαν ότι ο εμπλουτισμός του ωστενίτη μέσω ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής είναι δυνατόν να επιτευχθεί και με χρήση αλουμινίου. Οι ερευνητές κατάφεραν να συνθέσουν μεγάλη ποσότητα υπολειπόμενου ωστενίτη με τη βοήθεια αλουμινίου και με τον τρόπο αυτό να παράγουν χάλυβες που παρουσιάζουν φαινόμενο TRIP συγκρίσιμο με αυτό των χαλύβων CMnSi TRIP. Ωστόσο διαπίστωσαν, πως πλήρη αντικατάσταση του πυριτίου με αλουμίνιο δεν είναι δυνατή καθώς έχει ως αποτέλεσμα την επιδείνωση του συνδυασμού των ιδιοτήτων αντοχής και ολκιμότητας. Άλλοι ερευνητές απέδειξαν ότι η μερική αντικατάσταση του αλουμινίου από το πυρίτιο στους χάλυβες CMnAl μπορεί να δώσει εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες στα παραγόμενα προϊόντα (31), (94).

Τα τελευταία χρόνια έχει δοθεί ιδιαίτερη έμφαση στην ανάπτυξη των χαλύβων CMnAl TRIP. Το υψηλό ποσοστό Al στους TRIP έχει ως αποτέλεσμα και υψηλό ποσοστό άνθρακα στον υπολειπόμενο ωστενίτη. Το αλουμίνιο όπως και το πυρίτιο δεν διαλυτοποιείται στον σεμεντίτη, ενώ και τα δύο καθυστερούν σημαντικά την ανάπτυξη του. Επιπλέον το Al μειώνει τον συντελεστή ενεργότητας του άνθρακα στο φερρίτη και ταυτόχρονα αυξάνει τη διαλυτότητα του σε αυτόν. Παράλληλα η χρήση του αυξάνει τη θερμοκρασία έναρξης σχηματισμού του σεμεντίτη και πιο σημαντικά επιταχύνει την κινητική του μπαινιτικού μετασχηματισμού λόγου του υψηλότερου βαθμού πυρήνωσης (7), (91), (95).

Με βάσει τους Zhu et al, σε όλο το εύρος θερμοκρασιών της μπαινιτικής περιοχής, η προσθήκη αλουμινίου επιταχύνει σε μεγάλο βαθμό την κινητική της μπαινιτικής αντίδρασης, ειδικά σε υψηλές θερμοκρασίες παραμονής, ενώ η προσθήκη πυριτίου καθυστερεί σημαντικά την κινητική της μπαινιτικής αντίδρασης (Διάγραμμα 15). Συγκεκριμένα προσθήκες Al σε ποσοστό 0,5% επιταχύνεται σημαντικά η κινητική του μετασχηματισμού ενώ επιπλέον προσθήκη, τη βελτιώνει σε μικρότερο βαθμό.



Διάγραμμα 15: Κινητική Μπαινιτικού Μετασχηματισμού για Χάλυβες (0,25%κ.β.C, 2,07% κ.β.Mn, 0,098% κ.β.Si) με Διαφορά Ποσοστά Al σε Σύγκριση με την Κινητική Χάλυβα (0,25% κ.β.C, 2,07% κ.β.Mn, 0,023% κ.βAl) με 1% κ.β.Si μετά από IBT στους a)550°C, b)500°C, c)450°C και d)400°C Η ανόπτηση Πραγματοποιήθηκε στους 1100°C για 5min (91).

Το βασικό μειονεκτήματα της χρήσης του Al εντοπίζεται στην αύξηση της θερμοκρασίας έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (για την ακρίβεια είναι το μόνο στοιχείο που την αυξάνει, όλα τα υπόλοιπα στοιχεία κραμάτωσης την μειώνουν) και συνεπώς οδηγεί σε αποσταθεροποίηση του ωστενίτη (7), (75).

Συγκριτικά με το πυρίτιο η χρήση αλουμινίου προσφέρει χαμηλότερα επίπεδα σκλήρωσης μέσω στερεού διαλύματος. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα χάλυβες TRIP με προσθήκη πυριτίου συνήθως να παρουσιάζουν υψηλότερες αντοχές με ισοδύναμες τιμές επιμήκυνσης σε σχέση με αυτούς του αλουμινίου. (7), (91).

1.3.5. ΑΛΛΕΣ ΚΡΑΜΑΤΙΚΕΣ ΠΡΟΣΘΗΚΕΣ

Πρόσθετες κραματικές προσθήκες στους χάλυβες TRIP πραγματοποιούνται έτσι ώστε να εξυπηρετηθούν κάποιες απαιτήσεις. Κραματικές προσθήκες καρβιδιογόνων στοιχείων όπως Nb, Ti, Mo, V χρησιμοποιούνται συνήθως για εκλέπτυνση του κόκκου φερρίτη και ως μέσω ενίσχυσης της μικροδομής (49), (96). Επιπλέον τα στοιχεία αυτά αυξάνουν τη σκληρότητα και καταστέλλουν το σχηματισμό περλίτη. Άλλα στοιχεία όπως ο P και ο Cu που έχουν δράση παρόμοια με το Si και το Al χρησιμοποιούνται για την καθυστέρηση της κατακρήμνισης του σεμεντίτη και την αύξηση του υπολειπόμενου ωστενίτη. Τέλος στοιχεία όπως το Ni που αυξάνει τις αντοχές του υλικού μέσω σκλήρωσης λόγω στερεού διαλύματος, σταθεροποιώντας τον ωστενίτη και το Cr που αυξάνει τη σκληρότητα και βοηθάει στο σχηματισμό μπαινιτικού φερρίτη δεν χρησιμοποιούνται εκτενώς καθώς κραμάτωση με αυτά τα στοιχεία αυξάνει το κόστος του παραγόμενου προϊόντος (49).

1.3.5.1. Φώσφορος (P)

Ο φώσφορος χρησιμοποιείται ως εναλλακτικό στοιχείο κραμάτωσης, προκειμένου να αντικαταστήσει μερικώς το Si ή/και το Al, με σκοπό να μειωθούν τα προβλήματα που απορρέουν από αυτά και να βελτιστοποιηθούν οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού.

Η προσθήκη Al οδηγεί σε χαμηλά ποσοστά πυριτίου με αποτέλεσμα ο χάλυβας να μπορεί να γαλβανιστεί. Ο φώσφορος είναι το στοιχείο που επιλέγεται για να περιορίσει την προσθήκη αλουμινίου αν η πλήρης αντικατάσταση του Si δεν είναι δυνατή. Η προσθήκη φωσφόρου καταστέλλει το σχηματισμό σεμεντίτη, ενώ είναι

πολύ αποτελεσματικό στοιχείο ενίσχυσης μέσω σκλήρωσης λόγω στερεού διαλύματος. Η παρουσία του μαζί με ύπαρξη χαμηλών περιεκτικοτήτων σε πυρίτιο έχει αποδειχθεί ότι αυξάνει το ποσοστό του υπολειπόμενου ωστενίτη. Τέλος ο φώσφορος αυξάνει το συντελεστή ενεργότητας του άνθρακα στον φερρίτη (97).

Ο φώσφορος χρησιμοποιείται σε πολύ μικρά ποσοστά της τάξεως του 0,005-0,1%κ.β. για να επιτευχθούν οι απαιτούμενες βελτιώσεις. Υψηλά ποσοστά φωσφόρου (>0,25%) μπορεί να οδηγήσουν σε σχηματισμό φωσφιδίων Fe₃P, ενώ συγκεντρώσεις πάνω από 0,1% προκαλούν ψαθυροποίηση του χάλυβα και για αυτό η χρήση του πρέπει να γίνεται με προσοχή (7), (75).

Στο Διάγραμμα 16 που ακολουθεί αναπαριστάται το σκεπτικό χρήσης των κραματικών στοιχείων Si, Al και P στους χάλυβες TRIP.



Διάγραμμα 16: Σχηματικό Διάγραμμα Σύστασης Χαμηλά Κραματωμένου Χάλυβα TRIP, στο οποίο Διακρίνονται οι Κύριοι Λόγοι που Οδηγούν στην Ανάπτυξη Εναλλακτικών Συστάσεων (7).

1.3.5.2. Μολυβδαίνιο (Mo)

Το μολυβδαίνιο ισχυροποιεί τον φερρίτη με τη βοήθεια του μηχανισμού σκλήρωσης μέσω στερεού διαλύματος και επιβραδύνει τον σχηματισμό του περλίτη. Στους χάλυβες με χαμηλά ποσοστά σε Si, η προσθήκη μολυβδαινίου μπορεί να οδηγήσει σε μηχανικές ιδιότητες παρόμοιες με χάλυβες που έχουν υψηλά ποσοστά Si και γι' αυτό χρησιμοποιείται για αντικατάσταση του τελευταίου όταν αυτό απαιτείται (75), (98). Τέλος το Mo μειώνει την ενεργότητα του άνθρακα στον ωστενίτη, αυξάνει τη διαλυτότητα των στοιχείων μικροκραμάτωσης και διευκολύνει την κατακρήμνιση λεπτομερέστερων κόκκων στη θερμοκρασιακή περιοχή του φερρίτη (99).

1.3.5.3. Χρώμιο (Cr)

Το χρώμιο μειώνει τον ωστενιτικό βρόγχο και επιβραδύνει τον σχηματισμό του περλίτη και του μπαινίτη. Η συμπεριφορά του στους χάλυβες TRIP είναι παρόμοια με αυτή του Si. Αυξάνει τη σταθερότητα του ωστενίτη που σχηματίζεται κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση και εμποδίζει το μετασχηματισμό του σε φερρίτη κατά την απόψυξη προς την μπαινιτική περιοχή. Επιπλέον το χρώμιο οδηγεί σε αύξηση του κλάσματος όγκου του μπαινίτη επιβραδύνοντας την μπαινιτική αντίδραση και βοηθά στον σχηματισμό μαρτενσίτη σε μικρό ποσοστό ο οποίος ανιχνεύεται στην τελική μικροδομή. Η προσθήκη χρωμίου αυξάνει τις τιμές της αντοχής αλλά μειώνει το κλάσμα όγκου του παραμένοντος ωστενίτη καθώς και την ολκιμότητα (100). Τέλος προκειμένου το χρώμιο να σταθεροποιήσει τον υπολειπόμενο ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος απαιτείται πάνω από περίπου 10%κ.β.Cr (49).

1.3.5.4. Νικέλιο (Ni)

Το νικέλιο στους χάλυβες TRIP προστίθεται με σκοπό τη σταθεροποίηση του ωστενίτη. Η συμπεριφορά του είναι παρόμοια με αυτή του Mn (101). Σύμφωνα με τον Kim (102), η προσθήκη του Ni αυξάνει τόσο την αντοχή σε θραύση όσο και την ολκιμότητα με αντίστοιχη αύξηση του κλάσματος όγκου του παραμένοντος ωστενίτη. Στους χάλυβες TRIP το Ni χρησιμοποιείται συνδυαστικά με Cu μιας και το Ni μειώνει τη επίδραση του Cu στην υποβάθμιση της ποιότητας της επιφάνεια του υλικού.

1.3.5.5. Χαλκός (Cu)

Ο χαλκός παρότι είναι γ-φερρογόνο στοιχείο χρησιμοποιείται σαν εναλλακτική προσθήκη για την αντικατάσταση του Si. Χαρακτηριστικό του είναι πως επιβραδύνει την κατακρήμνιση των καρβιδίων και επιδεικνύει συμπεριφορά παρόμοια με αυτή του Si και του Al (49). Η χρήση χαλκού σταθεροποιεί τον ωστενίτη ενώ η παρουσία κατακρημνισμάτων ε-Cu καθιστά την πυρήνωση του ωστενίτη πιο εύκολη. Η επίδραση του Cu στην ισχυροποίηση των χαλύβων TRIP είναι μικρότερη από αυτή του Mn, Mo ή Cr και παρόμοια με αυτή του Ni (103). Επειδή ο χαλκός εμφανίζει περιορισμένη διαλυτότητα, χρησιμοποιείται για την αύξηση της αντοχής του φερρίτη, μέσω του μηχανισμού σκλήρωσης με κατακρήμνιση. Γενικά η χρήση του σε ποσοστά από 0.3% έως 0.5%κ.β. δείχνει να βελτιώνει τις ιδιότητες του παραγόμενου υλικού (104).

1.3.5.6. Στοιχεία Μικροκραμάτωσης

Νιόβιο (Nb)

Στους χάλυβες TRIP το νιόβιο αυξάνει την σταθερότητα του ωστενίτη βοηθώντας στον εμπλουτισμό του σε άνθρακα (105), (106). Επιπρόσθετα επιβραδύνει την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή που έχει ως αντίκτυπο την αύξηση του κλάσματος όγκου του υπολειπόμενου ωστενίτη. Σε σύγκριση με τους τυπικούς χάλυβες TRIP το νιόβιο προσφέρει μια βελτιωμένη σχέση αντοχής-ολκιμότητας και βελτιώνει τη διαμορφωσιμότητα του υλικού ειδικά όταν αυτή πραγματοποιείται με ψυχρή διαμόρφωση (107). Επιπλέον το Nb μειώνει τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, είναι υπεύθυνο για την εκλέπτυνση του κόκκου και καθυστερεί τον σχηματισμό του φερρίτη και του περλίτη (106).

Τιτάνιο (Ti)

Το τιτάνιο προστίθεται στους χάλυβες σε μικρές αναλογίες, ισχυροποιεί τον φερρίτη μέσω του μηχανισμού σκλήρωσης με κατακρήμνιση και βοηθά στον έλεγχο του μεγέθους του κόκκου (εκλέπτυνση του κόκκου) . Το τιτάνιο κατά την κατακρήμνιση δημιουργεί καρβίδια (TiC), νιτρίδια (TiN) καθώς και καρβονιτρίδια (Ti(C,N)) (108). Η παρουσία του Ti φαίνεται να επηρεάζει αρνητικά το κλάσμα όγκου του ωστενίτη που η σταθερότητά του αποδίδεται στον εμπλουτισμό του σε C, αφού δεσμεύει τον C για τον σχηματισμό των καρβιδίων του.

Βανάδιο (V)

Το βανάδιο δύναται να προστεθεί στους χάλυβες TRIP προκειμένου να εξυπηρετήσει τους ίδιους λόγους με το τιτάνιο. Αποτελεί στοιχείο μικροκραμάτωσης των χαλύβων και προστίθεται για σταθεροποίηση του φερρίτη ώστε να μην σχηματιστεί περλίτης κατά την απόψυξη από την ενδοκρίσιμη ανόπτηση στη θερμοκρασία της μπαινιτικής βαφής. Έρευνες έχουν δείξει ότι σταθεροποιεί καλύτερα των ωστενίτη από ότι το Cr (109).

1.4. ΦΥΣΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ ΧΑΛΥΒΑ TRIP

Διατηρώντας τη χημική σύσταση και μεταβάλλοντας τις θερμικές κατεργασίες είναι δυνατόν να παραχθεί χάλυβας με διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες. Το γεγονός αυτό οφείλεται στα διαφορετικά κλάσματα όγκου των δευτερευουσών φάσεων που προκύπτουν ανάλογα τη θερμική κατεργασία που ακολουθείται.

Ιδιαίτερα σημαντικό κρίνεται να αναφερθεί συνοπτικά ο σχηματισμός του κάθε μικρογραφικού συστατικού και η τελική μικροδομή ενός τυπικού χάλυβα TRIP όπως αυτή απορρέει από την εξελεγκτική πορεία που ακολουθείται κατά τη θέρμανση και απόψυξη ενός φερριτοπερλιτικού ψυχρά ελασμένου χαλυβδόφυλου.

Σε υποευτηκτοειδή ελαφρά κραματωμένο χάλυβα με αρχική φερριτοπερλιτική μικροδομή θερμαίνουμε από θερμοκρασία περιβάλλοντος προς τη διφασική περιοχή όπου συνυπάρχει ο φερρίτης με τον ωστενίτη. Η αρχική μικροδομή του χάλυβα αποτελείται από ευμεγέθη, ισαξονικό προευτηκτοειδή φερρίτη και περλίτη με τις δύο συνιστώσες φάσεις του, εναλλασσόμενα πλακίδια ευτηκτοειδούς φερρίτη και ευτηκτοειδούς σεμεντίτη (74). Καθώς το δοκίμιο θερμαίνεται από την θερμοκρασία περιβάλλοντος προς την ευτηκτοειδή θερμοκρασία, παρατηρείται ανακρυστάλλωση του φερρίτη (55). Τέμνοντας τη θερμοκρασία Ac3 και κινούμενοι προς την Ac1 συμβαίνουν δύο παράλληλες διεργασίες, αρχικά διαλυτοποίηση του σεμεντίτη και σχηματισμός ωστενίτη. Η φύτρωση του ωστενίτη με εδροκεντρωμένη κυβική δομή (FCC), ξεκινά συνήθως στις διεπιφάνειες φερρίτη – σεμεντίτη (59). Ως επί των πλείστων οι θερμοκρασίες ενδοκρίσιμης ανόπτησης επιλέγονται έτσι ώστε να παραχθεί 50% προευτηκτοειδής φερρίτης και 50% ενδοκρίσιμος ωστενίτης (66), (67), (68). Αν συνεχιστεί η θέρμανση προς τη μονοφασική περιοχή του ωστενίτη, τότε ωστενίτης σχηματίζεται εις βάρος και του προευτηκτοειδούς φερρίτη. Μετά τη θέρμανση στην ενδοκρίσιμη περιοχή και την παραμονή για κατάλληλο χρονικό διάστημα προκειμένου να σχηματιστεί το επιθυμητό ποσοστό ωστενίτη, ακολούθως πραγματοποιείται γρήγορη απόψυξη προς την μπαινιτική περιοχή. Αποψύχοντας από την μια περιοχή στην άλλη, ποσότητα ωστενίτη θα μετασχηματιστεί σε φερρίτη το ποσοστό του οποίου εξαρτάται από τον ρυθμό απόψυξης. Ο φερρίτης που σχηματίζεται από τον ενδοκρίσιμο ωστενίτη αναπτύσσεται επιταξιακά πάνω στον «υπολειπόμενο» ή «παλιό» φερρίτη (7), (42), (77), (78) . Ο «νέος» φερρίτης θα έχει χωροκεντρωμένη κυβική δομή (BCC) και μέγιστη περιεκτικότητα σε άνθρακα πολύ γαμηλότερη από αυτή του ωστενίτη αν αναλογιστούμε ότι σε κοινό ανθρακούχο χάλυβα η μέγιστη περιεκτικότητα είναι 0,022% κ.β.C στους 727°C έναντι τη μέγιστη του ωστενίτη που είναι 2,14% κ.β.C στους 1147°C (74), (110). Αυτό έχει ως συνέπεια το πλεονάζον ποσοστό σε άνθρακα να αποβληθεί από το «νέο» σχηματιζόμενο φερρίτη και να εμπλουτίσει τον γειτονικό αμετασχημάτιστο ωστενίτη συμβάλλοντας στη σταθεροποίηση του (7), (111). Φτάνοντας στην μπαινιτική περιοχή, ο χάλυβας υπόκειται σε ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή. Αυτό σημαίνει ότι, μέρος του ωστενίτη μετασχηματίζεται σε μπαινίτη απαλλαγμένο από καρβίδια λόγω της ύπαρξης του πυριτίου στη μικροδομή (Εικόνα 7) (112), (113). Ο μπαινίτης αυτός ονομάζεται μπαινιτικός φερρίτης και ως φερρίτης, παρουσιάζει χαμηλότερη διαλυτότητα σε άνθρακα από τον ωστενίτη. Αποτέλεσμα αυτού, είναι το σύστημα να οδηγηθεί σε αποβολή του πλεονάζοντος ποσοστού του και κατ' επέκταση να εμπλουτίσει περαιτέρω τον παραμένοντα ή υπολειπόμενο ωστενίτη μειώνοντας έτσι τη θερμοκρασία μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του.



Annealing time in the bainitic range

Εικόνα 7: Σχηματική Αναπαράσταση της Εξέλιξης της Μικροδομής των Χαλύβων TRIP κατά τη Διάρκεια της Ισοθερμοκρασιακής Μπαινιτικής Βαφής (37).

Κατά την τελική απόψυξη με βαφή σε νερό, αναμένεται ιδανικά το ποσοστό του ωστενίτη που προέκυψε μετά το τέλος της ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής να διατηρηθεί σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ή να μετασχηματιστεί ένα πολύ μικρό ποσοστό του σε μαρτενσίτη. Η τελική μικροδομή του χάλυβα αποτελείται από πολυγωνικό φερρίτη, αλλοτριόμορφο φερρίτη, ένα ποσοστό μπαινιτικού φερρίτη και ένα ποσοστό υπολειπόμενου ωστενίτη, ενώ μαρτενσίτης και καρβίδια πιθανόν να υπάρχουν σε πολύ μικρό ποσοστό (78).

1.4.1. $\Omega\Sigma$ TENITH Σ

Ο ωστενίτης ορίζεται ως το στερεό διάλυμα παρεμβολής άνθρακα στο σίδηρο γ, εδροκεντρωμένης κυβικής δομής. Στον σίδηρο γ η διαλυτότητα του άνθρακα είναι σημαντική και είναι περίπου 100φορές μεγαλύτερη από ότι η μέγιστη στον BCC φερρίτη, αφού οι θέσεις παρεμβολής εντός της FCC κυψελίδας είναι μεγαλύτερες, συγκεκριμένα καταλαμβάνουν της οκταεδρικές θέσεις της κυψελίδας (74), (110).

Στους χάλυβες TRIP είναι αποδεκτό ότι ο ωστενίτης ανάλογα με τις φάσεις που συνορεύει εμφανίζεται με διαφορετικές μορφολογίες (Εικόνα 8). Οι διάφορες μορφολογίες που συναντώνται στη βιβλιογραφία είναι (20), (111), (114), (115):

- ως χονδρομερείς νησίδια (blocky-type) μέσα στο πλέγμα του πολυγωνικού φερρίτη.
- ως νησίδια (island type) ανάμεσα στον κοκκώδη μπαινίτη ή στις διεπιφάνειες ανάμεσα στον πολυγωνικό φερρίτη και στο μπαινίτη.
- ως εναλλασσόμενα υμένια/φιλ (film-type lamellar) ωστενίτη-μπαινιτικού φερρίτη ανάμεσα στα πλακίδια (laths / plates) του μπαινίτη.
- ως χονδρομερείς κόκκοι (blocky crystals) που περιβάλλονται από πακέτα (sheaves) μπαινιτικού φερρίτη.
- ως ωστενίτης / μαρτενσίτης (R/MA) μικροσυστατικό του κοκκώδη μπαινίτη.



Εικόνα 8: Μικρογραφία ΤΕΜ με τις Διαφορετικές Μορφολογίες Υπολειπόμενου Ωστενίτη που Συναντώνται στους Χάλυβες TRIP. Α) Χονδρομερείς Νησίδια μέσα σε Πολυγωνικό Φερρίτη (PF), B) Λεπτά Υμένια Ανάμεσα σε Πακέτα Μπαινιτικού Φερρίτη (BF), C) Χονδρομερείς Κόκκοι Υπολειπόμενου Ωστενίτη (RA), D) Πακέτα Μαρτενσίτη και Υπολειπόμενου Ωστενίτη, E) Νησίδια σε Διεπιφάνεια Πολυγωνικού Φερρίτη/Μπαινίτη (114).

Πολλές έρευνες αναφέρουν ότι ο υπολειπόμενος ωστενίτης δεν συνδέεται άμεσα με την ολκιμότητα αυτής της κατηγορίας χαλύβων. Η αμφισβήτηση αυτή απορρέει από το γεγονός ότι ενώ το κλάσμα όγκου του υπολειπόμενου ωστενίτη είναι σημαντικός παράγοντας, ο υπολειπόμενος ωστενίτης πρέπει να έχει την κατάλληλη σταθερότητα προκειμένου να «υποστηρίξει» το φαινόμενο TRIP σε ένα ευρύ φάσμα ασκούμενων τάσεων. (49), (116). Ο ωστενίτης που περιέχεται μέσα στον μπαινίτη αναφέρεται ως πιο σταθερός συγκριτικά με αυτόν στο πλέγμα του φερρίτη. Οι κόκκοι υπολειπόμενου ωστενίτη που εντοπίζονται ανάμεσα σε πολυγωνικό φερρίτη είναι εμπλουτισμένοι σε άνθρακα αποκλειστικά ως αποτέλεσμα του μετασχηματισμού φάσης ωστενίτη σε φερρίτη, ενώ αυτοί που βρίσκονται ανάμεσα σε μπαινίτη επωφελούνται και από επιπρόσθετη πρόσληψη άνθρακα που απορρίπτεται κατά το σχηματισμό του μπαινιτικού φερρίτη, για αυτό το λόγω εμφανίζονται ως πιο σταθεροί. Παρόλα αυτά μετά τον ισοθερμοκρασιακό μπαινιτικό μετασχηματισμό, ο υπολειπόμενος ωστενίτης που περιβάλλεται από μπαινίτη δεν είναι ομοιογενώς εμπλουτισμένος σε άνθρακα ο οποίος τον σταθεροποιεί. Ακόμη, αν το μέγεθος των νησιδίων (blocks) του υπολειπόμενου ωστενίτη υπερβαίνει περίπου το 1μm, τότε ο διαθέσιμος γρόνος για διάχυση του άνθρακα δεν επαρκή για την ομοιόμορφη κατανομή σε τόσο «μεγάλο» κόκκο, με τη περισσότερη ανομοιογένεια να εντοπίζεται στο κέντρο του (114), (117). Εν κατακλείδι, η σταθεροποίηση του ωστενίτη εξαρτάται από έναν μεγάλο αριθμό παραγόντων που θα αναλυθούν εκτενέστερα στις ακόλουθες παραγράφους.

1.4.1.1. Σταθεροποίηση Ωστενίτη

Η σταθεροποίηση του υπολειπόμενου ωστενίτη θεωρείται κρίσιμη για τις μηχανικές ιδιότητες των χαλύβων TRIP. Γενικά προτιμάται να παραχθεί υπολειπόμενος ωστενίτης με κατάλληλη σταθερότητα προκειμένου να μετασχηματίζεται βαθμιαία σε μαρτενσίτη με αυξανόμενη άσκηση τάσης / παραμόρφωσης καθώς υπολειπόμενος ωστενίτης που μετασχηματίζεται σε μικρές παραμορφώσεις δεν επιφέρει βελτίωση στην ολκιμότητα του χάλυβα (30), (31), (112).

Η μεταστάθεια του ωστενίτη αναφέρεται στο βαθμό κατά τον οποίο όταν ασκείται τάση, προκαλείται παραμόρφωση ή πτώση της θερμοκρασίας αυτός μετασχηματίζεται (115). Η σταθερότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη επιτυγχάνεται χημικά και μηχανικά. Η χημική του σταθερότητα εξαρτάται από τη τοπική χημική σύσταση του χάλυβα και κατά κύριο λόγο από την περιεκτικότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη σε άνθρακα μετά
την τελική θερμική κατεργασία. Η μηχανική σταθεροποίηση από την άλλη μεριά οφείλεται κυρίως σε παράγοντες όπως το μέγεθος κόκκου, τα γειτονικά μικρογραφικά συστατικά και η μορφολογία του (37), (112), (114), (115). Στις παραγράφους που ακολουθούν θα αναλυθούν οι βασικοί παράγοντες που επηρεάζουν τη σταθερότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη, ενώ στην Εικόνα 9 γίνεται αναφορά σε επιπλέον παραμέτρους που επηρεάζουν τη σταθερότητα του.



Εικόνα 9: Σχηματικό Διάγραμμα Παραμέτρων που Επηρεάζουν τη Σταθερότητα του Υπολειπόμενου Ωστενίτη (37).

Χημική Σταθερότητα

Η συγκέντρωση των κραματικών στοιχείων που σταθεροποιούν τον ωστενίτη επηρεάζει άμεσα τη σταθερότητα του. Ιδιαίτερα σημαντικό στοιχείο σταθεροποίησης αποτελεί ο άνθρακας. Όπως έχει αναφερθεί και σε προηγούμενες παραγράφους με την αύξηση του ποσοστού σε άνθρακα του υπολειπόμενου ωστενίτη μειώνεται η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του. Κόκκοι ωστενίτη με πολύ χαμηλά ποσοστά σε άνθρακα (<0,6κ.β.%C) θα μετασχηματιστούν σε μαρτενσίτη όταν ασκηθούν σε αυτούς μικρές τάσεις, ενώ κόκκοι με πολύ υψηλά ποσοστά σε άνθρακα (>1,8κ.β.%C) αποτρέπουν τον υπολειπόμενο ωστενίτη από το να μετασχηματιστεί (115), (118).

Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στη σταθερότητα του ωστενίτη μπορεί να περιγραφεί από τη χημικά εξαρτώμενη ενέργεια ενεργοποίησης (chemical driving force) του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού μέσω της εξίσωσης 4.1 (112).

$$\Delta G^{ch} = -7.381,6 + 69.447X_c + 19.296X_{Mn} - 38.776X_c X_{Mn} + (6,7821 - 33,45X_c) T$$
(4.1)

όπου το ΔG^{ch} , η ενέργεια ενεργοποίησης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, X_c το κλάσμα των mole του άνθρακα, X_{Mn} το κλάσμα των mole του μαγγανίου και T η θερμοκρασία σε βαθμούς Kelvin. Από την εξίσωση (4.1) γίνεται εμφανές ότι ο άνθρακας και το μαγγάνιο αποτελούν πιθανούς σταθεροποιητές του υπολειπόμενου ωστενίτη ενώ η σταθερότητα επηρεάζεται και από τη θερμοκρασία (112).

Μηχανική Σταθερότητα

Η μεταστάθεια του υπολειπόμενου ωστενίτη εξαρτάται από μηχανικές παραμέτρους όπως το μέγεθος κόκκων. Λεπτομερείς κόκκοι, έχει αποδειχθεί ότι παρουσιάζουν αυξημένη σταθερότητα. Η επίδραση του μεγέθους των κόκκων μπορεί να αποδοθεί στην πιθανότητα φύτρωσης μαρτενσίτη και στο ενεργειακό φράγμα ανάπτυξης του. Λεπτότεροι κόκκοι έχουν λιγότερους προϋπάρχοντες μαρτενσιτικούς πυρήνες, απαιτούν μεγαλύτερη συνολική ενέργεια ενεργοποίησης για τη φύτρωση και κατ' επέκταση έχουν μικρότερη πιθανότητα μετασχηματισμού (112), (115). Οι Fisher et al (119), μοντελοποίησαν την επίδραση του μεγέθους του ωστενιτικού κόκκου σε σχέση με τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό και συμπέραναν ότι μείωση της διαμέτρου του κόκκου επιφέρει μείωση της θερμοκρασίας Ms. Σε πρόσφατη έρευνα ωστόσο αναφέρεται ότι μεγέθη κόκκου ωστενίτη μεγαλύτερα του 1μm είναι ασταθή και δεν συνεισφέρουν σημαντικά στην ολκιμότητα του υλικού. Από την άλλη μεριά νησίδια υπολειπόμενου ωστενίτη που έχουν μέγεθος μικρότερο του ενός μικρομέτρου (submicron), έχουν μικρή τάση μετασχηματισμού ακόμα και όταν προκληθεί λαιμός και για αυτό ούτε αυτά συνεισφέρουν στην ολκιμότητα του χάλυβα (118).

Όσον αφορά τον τρόπο που τα γειτονικά μικροσυστατικά συμβάλουν στη μηχανική σταθερότητα έγινε μία νύξη σε προηγούμενη παράγραφο. Συμπληρωματικά μπορεί να αναφερθεί ότι ειδικά ο μπαινιτικός φερρίτης επηρεάζει τη σταθερότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη. Οι Timokhima et al (118), απέδειξαν ότι ωστενίτης που περιβάλλεται από μπαινιτικό φερρίτη είναι πιο σταθερός από αυτόν μέσα σε

προευτηκτοειδή φερρίτη. Επιπλέον ο Grajcar (120), υπέθεσε ότι υπολειπόμενος ωστενίτης που συνορεύει με μπαινιτικό φερρίτη έχει υψηλότερο περιεχόμενο σε άνθρακα λόγω των συντομότερων δρόμων διάχυσης και σταθεροποιείται θερμοδυναμικά. Είναι επίσης πιθανό ο μπαινιτικός φερρίτης ως σκληρότερη φάση συγκριτικά με τον πολυγωνικό φερρίτη να σταθεροποιεί τον ωστενίτη λειτουργώντας ως «προστατευτικό» (115). Ο σκληρότερος μπαινίτης περιβάλλοντας τον ωστενίτη δύναται να τον προστατεύσει από εξωτερικές εξασκούμενες τάσεις μέσω του μηχανισμού κατανομής τάσεων (stress partitioning mechanism). Θεωρητικά μια σκληρότερη φάση θα μειώσει την υδροστατική πίεση χωρίς να αλλάξει το ισοδύναμο τάσεων. Μειώνοντας την υδροστατική πίεση, μειώνεται και η μηχανικά εξαρτώμενη ενέργεια ενεργοποίησης (mechanical driving force) του μετασχηματισμού (112) προσφέροντας σταθεροποίηση.

Αξιοσημείωτο αποτελεί το γεγονός ότι η κινητική του μετασχηματισμού λόγω προκαλούμενης παραμόρφωσης επηρεάζεται και από τη θέση του υπολειπόμενου ωστενίτη στη μικροδομή. Σύμφωνα με τους Tsukatani et al (121), η παρουσία μαρτενσίτη σε κοντινή απόσταση με τον υπολειπόμενο ωστενίτη ελαττώνει το φαινόμενο TRIP, αφού ο μαρτενσίτης ως σκληρή και ψαθυρή φάση διαδίδει την τάση απευθείας στον υπολειπόμενο ωστενίτη ο οποίος με αυτό τον τρόπο μπορεί εύκολα να μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη σε πρώιμο στάδιο παραμορφώσεων. Αντίθετα ο μπαινιτικός φερρίτης μπορεί να λειτουργήσει ως φραγμός σε αυτή την αυτοκαταλυτική μετάδοση του μετασχηματισμού ωστενίτη σε μαρτενσίτη (118).

Τέλος η μορφολογία του υπολειπόμενου ωστενίτη είναι σημαντική για τη σταθερότητα του. Η καλύτερη συμπεριφορά επιμήκυνσης έχει παρατηρηθεί όταν ο υπολειπόμενος ωστενίτης είναι παρόν ως υμένια (films) ενδιάμεσα σε μπαινιτικό φερρίτη παρά ως χονδρομερή νησίδια (blocky) μεταξύ πακέτων (sheaves) μπαινιτικού φερρίτη. Τα νησίδια (blocks) του ωστενίτη τείνουν να μετασχηματιστούν σε μαρτενσίτη σε μικρότερες εξασκούμενες τάσεις και ως εκ τούτου δεν συμβάλλουν σε μεγάλο βαθμό στο φαινόμενο TRIP (118), (122).

1.4.2. ΦΕΡΡΙΤΗΣ

Ο φερρίτης αποτελεί στερεό διάλυμα παρεμβολής άνθρακα στο σίδηρο α, χωροκετνρωμένης κυβικής δομής με μέγιστη περιεκτικότητα σε άνθρακα στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία βαίνοντας μειούμενη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Ως μια από τις αλλοτροπικές μορφές του σιδήρου, η διαλυτότητα του διαφέρει σε σχέση με τον σίδηρο γ και συγκεκριμένα είναι πολύ μικρότερη, λόγω της διαφορετικής γεωμετρίας του πλέγματος του. Το πλέγμα του φερρίτη αν και χαρακτηρίζεται από αραιότερο στοίβαγμα των ατόμων, εξαιτίας της διάταξης τους αφήνει μεν περισσότερα κενά αλλά μικρότερων διαστάσεων. Τα άτομα παρεμβολής στο σίδηρο α καταλαμβάνουν τις τετραεδρικές θέσεις της μοναδιαίας κυψελίδας του. (74), (110).

Στους χάλυβες TRIP μπορεί να υποστηριχτεί ότι συναντώνται τρεις μορφές φερρίτη (Εικόνα 10). Ο αρχικά προευτηκτοειδής φερρίτης που αναφέρεται συχνά στη βιβλιογραφία και ως ενδοκρίσιμος ή υπολειπόμενος ή πολυγωνικός (112), ο επιταξιακός ή αλλοτριόμορφος φερρίτης (80) και τέλος ο μπαινιτικός φερρίτης.

Ο πολυγωνικός φερρίτης (polygonal ferrite) ο οποίος περιγράφεται και ως προευτηκτοειδής, αποτελεί τον φερρίτη που δεν μετασχηματίζεται σε ωστενίτη κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση. Καθότι παραμένει έως τη θερμοκρασία περιβάλλοντος συχνά αναφέρεται και ως υπολειπόμενος (80). Από πλευράς γεωμετρίας αυτός ο τύπος φερρίτη είναι ισαξονικός (equiaxed) ενώ μορφολογικά σχηματίζει πολλές γωνίες, γεγονός που αποδίδεται και στην ονομασία του (20), (123). Το ποσοστό του στην τελική μικροδομή εξαρτάται από παράγοντες της ενδοκρίσιμης ανόπτησης όπως θερμοκρασία και χρόνος (37) και δεν ξεπερνά σε ποσοστό το 60-80% (58).



Εικόνα 10: Μικρογραφία SEM Χάλυβα TRIP, Σύστασης 0,19C-1,59Mn-1,63Si, όπου RA:Υπολειπόμενος Ωστενίτης, BF: Μπαινιτικός Φερρίτης και PF: Πολυγωνικός Φερρίτης (112).

Ως επιταξιακός ή αλλοτριόμορφος φερρίτης, αναφέρονται συνήθως κόκκοι φερρίτη με σχήμα δεν καθορίζεται από που τη δικιά τους αλλά κρυσταλλική δομή από γειτονικούς κρυστάλλους (123). Ο φερρίτης αυτός στους χάλυβες TRIP αναπτύσσεται κατά τη απόψυξη του ελάσματος από τη θερμοκρασία της ενδοκρίσιμης ανόπτησης έως την περιοχή της μπαινιτικής βαφής. Πολλοί ερευνητές αναφέρουν ότι ο



Εικόνα 11: Σχηματισμός Αλλοτριόμορφου Φερρίτη σε Όρια Κόκκων Ωστενίτη (149).

αλλοτριόμορφος φερρίτης σχηματίζεται από τον ενδοκρίσιμα ανοπτημένο ωστενίτη και αναπτύσσεται πάνω στον υπολειπόμενο ή πολυγωνικό φερρίτη επιταξιακά κατά την απόψυξη προς την μπαινιτική περιοχή με μέτριους ρυθμούς (Εικόνα 11) (124), (125). Η ποσότητα του αλλοτριόμορφου φερρίτη που θα σχηματιστεί εξαρτάται από τη συνολική σύσταση του χάλυβα, την μικροδομή (μέγεθος κόκκων), τις παραμέτρους ενδοκρίσιμης ανόπτησης και το ρυθμό απόψυξης (80). Η ανάπτυξη φερρίτη κατά την απόψυξη από την ενδοκρίσιμη περιοχή στην μπαινιτική, μπορεί να θεωρηθεί ως το πρώτο στάδιο μείωσης της θερμοκρασίας Ms που συνεχίζεται ακολούθως κατά την μπαινιτική βαφή. Επιπλέον με το σχηματισμό φερρίτη οι κόκκοι ωστενίτη μειώνονται σε μέγεθος ενώ εμπλουτίζονται παράλληλα και σε άνθρακα βοηθώντας στη σταθεροποίηση τους (80).

Ο μπαινιτικός φερρίτης σχηματίζεται κατά την παραμονή του υλικού στην μπαινιτική περιοχή. Πρόκειται για μπαινίτη απαλλαγμένο από καρβίδια λόγω της παρουσίας πυριτίου στη σύσταση του χάλυβα. Σύμφωνα με τον Bhadeshia (58), η ανάπτυξη του μπαινιτικού φερρίτη συμβαίνει χωρίς ανακατανομή ατόμων σιδήρου ή ατόμων αντικατάστασης στερεού διαλύματος. Παρόλα αυτά κάποια περίσσεια άνθρακα παραμένει σε διάλυμα στον μπαινιτικό φερρίτη μετά τον μετασχηματισμό του ενώ ο περισσότερος από αυτόν διαχωρίζεται στον υπολειπόμενο ωστενίτη. Τα χαρακτηριστικά ανάπτυξης του μπαινιτικού φερρίτη υποδηλώνουν ότι πρόκειται για διατμησιακό μηχανισμό (displacive), συνοδευόμενος από διαχυσιακή ανακατανομή του άνθρακα μετά την μη διαχυσιακή (diffusionless) ανάπτυξη του (58), (126).

1.4.3. ΜΠΑΙΝΙΤΗΣ

Σε θερμοκρασίες χαμηλότερες από αυτές στις οποίες παύει να υφίσταται περλιτικός μετασχηματισμός και ανώτερες από αυτές που αναπτύσσεται μαρτενσίτης, σχηματίζεται το μικρογραφικό συστατικό μπαινίτης (bainite). Ο μπαινίτης παράγεται σε χάλυβες κάτω από ορισμένη θερμοκρασία, συχνά αναφερόμενη στα διαγράμματα TTT ως Bs και η οποία βρίσκεται κάτω από την «μύτη» της καμπύλης C, καθότι η διαδικασία σχηματισμού του περλίτη δεν γίνεται δυνατή λόγω των χαμηλών θερμοκρασιών και της περιορισμένης διάχυσης του άνθρακα (60), (74).

Ο μπαινίτης αποτελείται από στενόμακρα πλακίδια φερρίτη με διάσπαρτα καρβίδια στο εσωτερικό του ή το εξωτερικό του. Όταν τα καρβίδια που αναπτύσσονται εντός του μπαινίτη, έχουν κλίση 60 μοίρες προς αυτόν τότε ονομάζεται κατώτερος. Σε αντίθετη περίπτωση ονομάζεται ανώτερος και τα καρβίδια αναπτύσσονται εκτός της μπαινιτικής φάσης και εμφανίζονται σαν διακόσμηση στα όρια του μπαινίτη. Κατά το μετασγηματισμό, μπαινιτικός φερρίτης σγηματίζεται πρώτος από τον ωστενίτη με διάτμηση πλέγματος λόγω της μειωμένης διάχυσης των ατόμων σιδήρου. Ο άνθρακας από την άλλη μεριά, χάρης στο μικρό του μέγεθος εξακολουθεί να έχει κινητικότητα και διαχέεται σε σχετικά μικρές αποστάσεις σχηματίζοντας διάσπαρτα λεπτά καρβίδια στον μπαινιτικό φερρίτη (74). Η ανάπτυξη του μπαινίτη γίνεται σε μορφή συστάδων (clusters) ή λεπτών πλακιδίων (plates) σε φακοειδές σχήμα ή σε στενόμακρα πλακίδια (laths), γνωστά ως πακέτα (sheaves). Τα πλακίδια μέσα στα πακέτα αναφέρονται ως υπομονάδες (subunits), ενώ η ανάπτυξη της κάθε υπομονάδας συνοδεύεται από ένα αμετάβλητο επίπεδο συναρμογής με μεγάλες διατμητικές συνιστώσες. Οι υπομονάδες διαγωρίζονται ως ένα βαθμό από φιλμ υπολειπόμενων φάσεων όπως ωστενίτη και σεμεντίτη, έτσι ώστε η παραμόρφωση του σχήματος του πακέτου ως σύνολο να τείνει να είναι πολύ μικρότερη από ότι μιας υπομονάδας (58).

Ανάλογα τη θερμοκρασία που λαμβάνει χώρα η μπαινιτική αντίδραση δημιουργείται είτε ανώτερος είτε κατώτερος μπαινίτης (74). Η θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιείται η αλλαγή μεταξύ των δύο τύπων είναι συνάρτηση της συγκέντρωσης σε άνθρακα του χάλυβα (60). Ο κατώτερος μπαινίτης προκύπτει από μετασχηματισμό σε σχετικά χαμηλές θερμοκρασίες, ενώ και τα δύο είδη μπαινίτη σχηματίζονται ως σύνολο πλακιδίων (laths / plates) φερρίτη με την κύρια διαφορά τους να εντοπίζεται στη φύση των αναπτυσσόμενων καρβιδίων (58) (Εικόνα 12).



Εικόνα 12: Σχηματική Αναπαράσταση του Μετασχηματισμού του Κατώτερου και του Ανώτερου Μπαινίτη (127).

Στον ανώτερο μπαινίτη (upper bainite), η κατακρήμνιση των καρβιδίων από τον υπερκορεσμένο σε άνθρακα ωστενίτη όπως αναφέρθηκε παραπάνω συμβαίνει περιφερειακά από το σχηματισμό του μπαινιτικού φερρίτη, ενώ ο μπαινιτικός φερρίτης είναι απαλλαγμένος από καρβίδια. Στο σημείο αυτό αξίζει να αναφερθεί, ότι ο σχηματισμός των καρβιδίων μειώνει τη συγκέντρωση του άνθρακα στον υπολειπόμενο ωστενίτη με αποτέλεσμα το σχηματισμό επιπρόσθετης ποσότητας φερρίτη. Η μίκρομορφολογια του ανώτερου μπαινίτη εξαρτάται από το ποσοστό σε άνθρακα μετά από πλήρη ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό, η μικροδομή αποτελείται από φερριτική μήτρα με καρβίδια στα υπό όρια κόκκων. Όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία ή όσο υψηλότερο είναι το ποσοστό σε άνθρακα τόσο λεπτότερα είναι τα φερριτικά πλακίδια, ενώ με αύξηση του ποσοστού, τα πλακίδια τείνουν να γίνουν ένα συνεχές φιλμ. Για ποσοστό σε άνθρακα μέτριο προς υψηλό, η ανάπτυξη του μπαινίτης (58), (60).

Ο κατώτερος μπαινίτης (lower bainite), αποτελείται από πολύ λεπτούς κόκκους με καρβίδια στο εσωτερικό τους εξαιτίας της μειωμένης διαχυσιμότητας του άνθρακα. Στον κατώτερο μπαινίτη οι κόκκοι του φερρίτη είναι στενόμακροι και βελονοειδείς διατεταγμένοι πολλοί μαζί σε πακέτα. Σε αντίθεση με τον ανώτερο μπαινίτη η μορφολογία του είναι σχετικά ανεξάρτητη από τη συγκέντρωση σε άνθρακα του χάλυβα (60), (74).

Στους χάλυβες TRIP εξαιτίας της προσθήκης των κραματικών στοιχείων και ιδιαιτέρως του πυριτίου, δεν παρατηρείται κατακρήμνιση καρβιδίων. Ο άνθρακας ανακατανέμεται στον ωστενίτη ο οποίος σταθεροποιείται και με αυτό τον τρόπο στην τελική μικροδομή εμφανίζονται μπαινιτικός φερρίτης (μπαινίτης χωρίς καρβίδια) και υπολειπόμενος ωστενίτης (58). Οι μορφολογίες μπαινίτη που συναντώνται στους χάλυβες της κατηγορίας αυτής είναι είτε με την μορφή του κοκκώδους μπαινίτη (granular bainite) είτε με αυτή του κοινού μπαινίτη των εναλλασσομένων πλακιδίων (lamellar bainite) (Εικόνα 13) (125), (128), (129), (130), (131). Ο κοκκώδης μπαινίτης εμφανίζεται συνήθως ως χονδρομερή πακέτα (coarse sheaves) μπαινιτικού φερρίτη αποτελούμενος από φερριτική περιοχή ακανόνιστου σχήματος και λεπτές περιοχές (νησίδια) ωστενίτη (129), (132), (133). Σε αντίθεση ο μπαινίτης εναλλασσομένων πλακιδίων αποτελείται από εναλλασσόμενα πλακίδια μπαινιτικού φερρίτη που χωρίζονται από φιλμ υπολειπόμενου ωστενίτη (130). Σύμφωνα με τους Ν. Fonstein et al (134) οι διαφορετικές μορφολογίες οφείλονται στη θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής που θα επιλεγεί. Με βάσει τους ερευνητές σε υψηλότερες θερμοκρασίες παρατηρείται ο σχηματισμός κοκκώδους μπαινίτη ενώ είναι πιθανό να σχηματιστεί και σε χαμηλότερες θερμοκρασίες με λεπτομερέστερη μικροδομή. Τέλος ανάλογα με την τελική μορφολογία επηρεάζονται και οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού.



Εικόνα 13: Επιλεγμένες Μικρογραφίες SEM Μικροσυστατικών Χάλυβα TRIP. RA: Υπολειπόμενος Ωστενίτης, PF: Πολυγωνικός Φερρίτης, BF: Μπαινιτικός Φερρίτης, M: Μαρτενσίτης (130).

1.4.4. ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΗΣ

Ο μαρτενσίτης είναι το προϊόν μετασχηματισμού που σχηματίζεται όταν χάλυβες βάφονται γρήγορα από υψηλές θερμοκρασίες σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος. Ο μετασχηματισμός οφείλεται στο γεγονός ότι ο ωστενίτης είναι εξαιρετικά ασταθής σε γαμηλές θερμοκρασίες με αποτέλεσμα να μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη. Ο μαρτενσίτης στους χάλυβες περιγράφει μια μετασταθή χωροκεντρωμένη τετραγωνική φάση που μπορεί να θεωρηθεί ως υπερκορεσμένο στερεό διάλυμα του άνθρακα στον μετασχηματισμός χωροκεντρωμένο σίδηρο α (φερρίτης) (60), (74). 0 πραγματοποιείται με διάτμηση του πλέγματος του ωστενίτη, δηλαδή με συντονισμένη κίνηση ατόμων παράλληλα προς ορισμένο κρυσταλλογραφικό επίπεδο έτσι ώστε να αλλάξει η κρυσταλλογρφική δομή και να προκύψει μια νέα που να μοιάζει όσο το δυνατόν στη φάση ισορροπίας του σιδήρου σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, τον φερρίτη. Κατά τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό τα άτομα του άνθρακα παραμένουν στις οκταεδρικές θέσεις που βρίσκονταν στο πλέγμα του ωστενίτη οδηγώντας σε τετραγωνικότητα του πλέγματος (Εικόνα 14). Ο μαρτενσίτης παρουσιάζεται στο μικροσκόπιο με μορφή πλακοειδών σχηματισμών (plates) ή βελόνων (needles) (74), (5). Η μορφολογία του εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από την περιεκτικότητα σε άνθρακα και από τις κραματικές προσμίξεις (74).



Εικόνα 14: Ο Σχηματισμός Μαρτενσίτη σε Ωστενιτικό Πλέγμα και Απεικόνιση ενός Ατόμου Άνθρακα σε Οκταεδρική Θέση (αριστερά). Τετραγωνική Μοναδιαία Κυψελίδα Μαρτενσίτη (δεξιά) (78).

Το ποσοστό μαρτενσίτη που θα σχηματιστεί εξαρτάται αποκλειστικά από την τελική θερμοκρασία βαφής. Ο ωστενίτης ξεκινά να μετασχηματίζεται κάτω από τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού Ms, η οποία εξαρτάται κυρίως από την περιεκτικότητα σε άνθρακα του χάλυβα και τα κραματικά στοιχεία

(5). Σύμφωνα με τους Imai et al (135) η θερμοκρασία Ms για χάλυβα TRIP που περιέχει αλουμίνιο δίνεται από την ακόλουθη εξίσωση:

$$Ms (^{o}C) = 539 - 423(\% wtC) - 30,4(\% wtMn) - 7,5(\% wtSi) + 30(\% wtAl)$$
(4.2)

Σε θερμοκρασίες πάνω από την Ms, αλλά κάτω από μια κρίσιμη θερμοκρασία Md που επίσης εξαρτάται από τη χημική σύσταση του χάλυβα, αν ασκηθεί μια κρίσιμη τάση ή παραμόρφωση τότε μπορεί να προκληθεί μαρτενσιτικός μετασχηματισμός (5). Αυτός ο μηχανισμός είναι γνωστός ως μετασχηματισμός με προκαλούμενη παραμόρφωση (transformation induced plasticity) και θα αναλυθεί εκτενέστερα στο κεφάλαιο που ακολουθεί.

Στους χάλυβες TRIP ιδανικά δημιουργείται μαρτενσίτης κατά την πλαστική παραμόρφωση, συχνά όμως μέρος του ωστενίτη δεν σταθεροποιείται αρκετά και κατά την τελική βαφή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη (7). Σύμφωνα με το ερευνητικό έργου του De Cooman, αυτό παρατηρείται συνήθως σε χάλυβες όπου έχει αντικατασταθεί το Si με υψηλά ποσοστά Al. Ας μην ξεχνάμε ότι το Al είναι το μόνο στοιχείο που προκαλεί αύξηση της Ms ενώ όλα τα υπόλοιπα πτώση της (75). Στην περίπτωση που η ωστενιτική φάση περιέχει υψηλή περιεκτικότητα σε C (μεγαλύτερη από 1.4%), ο μαρτενσίτης που δημιουργείται κατά την απόψυξη είναι πλακοειδής (74). Για την ίδια περιεκτικότητα σε C, ο μαρτενσίτης που σχηματίζεται έπειτα από την άσκηση τάσης έχει παρόμοια μικροδομή. Αξιοσημείωτο είναι πως ο μηχανικά παραγόμενος μαρτενσίτης έχει υψηλότερη περιεκτικότητα σε C καθώς προκύπτει από τον σταθεροποιημένο υπολειπόμενο ωστενίτη και για αυτό παρουσιάζει μεγαλύτερη αντοχή και υψηλότερη σκληρότητα (7), (74).

Τέλος μαρτενσίτης συνήθως εμφανίζεται στους χάλυβες TRIP σε νησίδες μαρτενσίτη-ωστενίτη (M-A islands). Οι νησίδες αυτές βρίσκονται ως επί των πλείστων μέσα στον κοκκώδη μπαινίτη διασπαρμένες μέσα στην φερριτική μήτρα και αποτελούνται από βελόνες μαρτενσίτη μήκους μικρότερο από 1μm και υπολειπόμενο ωστενίτη που δεν μετασχηματίστηκε κατά την απόψυξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (129), (132), (133), (136).

1.5. ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ

1.5.1. ΜΗΧΑΝΙΚΟΣ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ ΥΠΟΛΕΙΠΟΜΕΝΟΥ ΩΣΤΕΝΙΤΗ

Η παρουσία ποσότητας υπολειπόμενου ωστενίτη στη μικροδομή των χαλύβων TRIP, μετά την τελική θερμική κατεργασία θεωρείται ως ο κύριος λόγος για τις εξαιρετικές τους μηχανικές ιδιότητες (84). Όταν στον υπολειπόμενο ωστενίτη ασκηθεί μια τάση ή προκληθεί παραμόρφωση πάνω από μια κρίσιμη τιμή αυτός θα μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη (37). Ο μετασχηματισμός αυτός μπορεί να προκληθεί από μηχανική ενεργοποίηση στην ελαστική ή στην πλαστική περιοχή ανάλογα τη θερμοδυναμική σταθερότητα του ωστενίτη (59).



Διάγραμμα 17: Σχηματική Απεικόνιση της Επίδρασης της Θερμοκρασίας και της Εφαρμοζόμενης Τάσης στον Μηχανισμό του Μαρτενσιτικού Μετασχηματισμού (**49**).

Στο Διάγραμμα 17, διακρίνονται οι χαρακτηριστικές θερμοκρασίες που μπορεί να συμβεί μαρτενσιτικός μετασχηματισμός και κάτω από ποιες συνθήκες. Όπως γίνεται αντιληπτό, για θερμοκρασίες χαμηλότερες από τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού Ms, ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη προκαλείται αθερμικά. Στο εύρος θερμοκρασιών μεταξύ της θερμοκρασίας Ms και Ms^σ, όπως ορίζεται στο παραπάνω διάγραμμα, ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός που βερμοκρασίας Μs και Ms^σ, όπως αρίζεται στο παραπάνω διάγραμμα, ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός συμβαίνει λόγω προκαλούμενης τάσης. Στο δεδομένο θερμοκρασιακό εύρος και κάτω από την Ms^σ, η πυρήνωση του μαρτενσίτη παρατηρείται στις προϋπάρχουσες ατέλειες του ωστενιτικού πλέγματος όταν ασκείται

τάση μικρότερη από τη τάση διαρροής του ωστενίτη. Σημαντικό είναι να αναφερθεί, ότι όσο μεγαλύτερη είναι η θερμοκρασία που ασκείται εντατική καταπόνηση πάνω από την Ms, τόσο μεγαλύτερη τάση απαιτείται για την έναρξη του μετασγηματισμού. Από την άλλη μεριά στην περίπτωση της θερμοκρασίας Ms^o, η τάση που χρειάζεται για την έναρξη του μετασγηματισμού ισούται με το όριο διαρροής του μητρικού ωστενίτη. Για θερμοκρασίες υψηλότερες από την Ms^o, αλλά χαμηλότερες από την Md, η εφαρμοζόμενη τάση που χρειάζεται για την έναρξη του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού υπερβαίνει το όριο διαρροής του μητρικού ωστενίτη, ο οποίος αρχίζει να παραμορφώνεται πλαστικά. Το γεγονός αυτό οδηγεί στο σχηματισμό νέων ελαττωμάτων όπως διαταραχές (dislocations), τομές διαταραχών (intersections), μικροπτυχώσεις (microbands), γραμμές ολίσθησης και διάτμησης (grain slip and shear bands) και σφαλμάτων επιστοίβαξης (stacking faults). Ο μαρτενσίτης σε αυτή την περίπτωση φυτρώνει κατά κύριο λόγω στις άφθονες νέες θέσεις πυρήνωσης που δημιουργούνται κατά την παραμόρφωση του ωστενίτη, αλλά δεν είναι πλακοειδούς μορφολογίας όπως αυτός που δημιουργείται αθερμικά ή κατά το μετασχηματισμό ωστενίτη σε μαρτενσίτη με εφαρμογή τάσης κάτω από την Ms^o. Αυτός ο τρόπος μετασχηματισμού φάσης ορίζεται στη διεθνή βιβλιογραφία ως μετασχηματισμός λόγω προκαλούμενης παραμόρφωσης. Τέλος για θερμοκρασίες πάνω από την Md, μαρτενσιτικός αλλά δεν πραγματοποιείται μετασχηματισμός, προκαλείται παραμόρφωση του ωστενίτη λόγω της μείωσης της ενέργειας ενεργοποίησης (driving force). Οι περιγραφόμενοι μηγανισμοί απεικονίζονται στην Εικόνα 15 σχηματικά (37), (49), (59), (137), (138).



Εικόνα 15: Σχηματική Αναπαράσταση του Κυρίαρχου Μηχανισμού Παραμόρφωσης του Υπολειπόμενου Ωστενίτη σε Διαφορετικά Εύρη Θερμοκρασιών σε Χάλυβα TRIP: (από τα αριστερά προς τα δεξιά) Μετασχηματισμός λόγω Προκαλούμενης Τάσης και Πλαστική Παραμόρφωση Ωστενίτη. Όπου α_{pf}: Πολυγωνικός Φερρίτης, α_b: Μπαινιτικός Φερρίτης, α_m: Μαρτενσίτης, γ_R: Υπολειπόμενος Ωστενίτης (137).

Ο βέλτιστος υπολειπόμενος ωστενίτης για τον σχεδιασμό «ασφαλών» ελασμάτων αυτοκινητοβιομηχανίας από χάλυβα TRIP, πρέπει να έχει θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού λόγω προκαλούμενης τάσης (Ms^σ), χαμηλότερη από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος και θερμοκρασία πάνω από την οποία δεν παρατηρείται μαρτενσιτικός μετασχηματισμός (Md), κοντά στη μέγιστη θερμοκρασία που φτάνει το αμάξωμα κατά τη σύγκρουση (BIW crush zone) (7).

1.5.2. ΦΑΙΝΟΜΕΝΟ TRIP

Το φαινόμενο TRIP βασίζεται στον μετασχηματισμό που περιγράφηκε στην προηγούμενη παράγραφο. Σε μια δοκιμή εφελκυσμού σε χάλυβα TRIP, ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη προκαλεί σκλήρωση του υλικού στο σημείο που συμβαίνει ο μετασχηματισμός, γεγονός που αποτρέπει τις περαιτέρω συγκεντρώσεις τάσεων σε αυτή την περιοχή (strain localization). Το ίδιο γεγονός συμβαίνει έπειτα σε επόμενη γειτονική περιοχή και ούτω καθεξής (**Εικόνα 16**). Το φαινόμενο TRIP, εξασφαλίζει πολύ υψηλό ποσοστό ενδοτράχυνσης του υλικού το οποίο με τη σειρά του οδηγεί σε πολύ υψηλά ποσοστά επιμήκυνσης (7), (37).



Εικόνα 16: Σχηματική Απεικόνιση Φαινόμενου TRIP. Κατά την Παραμόρφωση ο Υπολειπόμενος Ωστενίτης Μετασχηματίζεται σε Μαρτενσίτη. Ο Ωστενίτης Αντικαθιστάται από τη Σκληρή Φάση του Μαρτενσίτη Υψηλού Ποσοστού σε Άνθρακα και ο Μετασχηματισμός Συνδέεται με Διαστολή Όγκου. (7).

Το ποσοστό ομοιόμορφης επιμήκυνσης που παρατηρείται στους χάλυβες TRIP είναι της τάξεως του 15-30%, ωστόσο η επιμήκυνση που προκαλείται λόγω της παραμόρφωσης εξαιτίας του σχηματισμού μαρτενσίτη δεν ξεπερνά το 2% της συνολικής επιμήκυνσης του υλικού (42). Αυτό συμβαίνει επειδή το ποσοστό του υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή του χάλυβα είναι σχετικά μικρό. Στην πραγματικότητα η αύξηση του ποσοστού της ομοιόμορφης επιμήκυνσης προκύπτει μερικώς από τη βελτίωση του συντελεστή ενδοτράχυνσης του υλικού, λόγω του σταδιακού σχηματισμού σκληρού μαρτενσίτη κατά την παραμόρφωση (Διάγραμμα 18) (37). Επιπλέον σημαντική συνεισφορά στην αύξηση της επιμήκυνσης δίνεται και από τις διαταραχές που προκαλούνται στον φερρίτη από τις παραμορφώσεις που σχετίζονται με τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό (μοι μετασχηματισμό) του μαρτενσιτικό μετασχηματισμό (μοι μετασχηματισμό) (42).



Διάγραμμα 18: Συγκριτικό Διάγραμμα Τάσης – Παραμόρφωσης Καθησυχασμένου Χάλυβα και Χάλυβα TRIP (**50**).

Εν κατακλείδι, ο ωστενίτης καθυστερεί τη διαδικασία εμφάνισης λαιμού κατά την δοκιμή εφελκυσμού αφενός μεν γιατί μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη όταν δημιουργούνται συγκεντρώσεις τάσεων αφετέρου δε επειδή βελτιώνει το συντελεστή ενδοτράχυνσης του υλικού μέσω του σταδιακού μετασχηματισμού του. Είναι λοιπόν σημαντικό να καθυστερείται ο μετασχηματισμός του ωστενίτη στα τελευταία στάδια της παραμόρφωσης του χάλυβα. Σε αυτό το στάδιο το φαινόμενο TRIP μπορεί να αποδειχτεί εξαιρετικά ωφέλιμο (42), (139).

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2 : ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

2.1.ΠΕΡΙΓΡΑΦΗ ΥΛΙΚΟΥ

Στα πλαίσια της παρούσας εργασίας μελετώνται δοκίμια χάλυβα TRIP CMnSi ονομαστικής αντοχής 600MPa. Τα δοκίμια παρελήφθησαν υπό τη μορφή ελασμάτων, διαστάσεων 200 (μήκος) x 40 (πλάτος) x 1,2 (πάχος) mm, με την τελική μικροδομή ενός τυπικού χάλυβα TRIP (as received).

Η χημική σύσταση του υπό μελέτη υλικού είναι η ακόλουθη (Πίνακας 1).

Πινακας 1: Χημικη Συσταση Χαλυβα ΤΚΙΡ600					
TDID 600	С	Si	Mn	Al	Р
I KII 000 -	0,083	1,350	1,460	0,139	0,009

Πίνακας 1: Χημική Σύσταση Χάλυβα TRIP600

2.2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

Τα ελάσματα, υποβλήθηκαν σε ψυχρή έλαση με σκοπό τη μείωση της διατομής τους κατά 50%. Η έλαση πραγματοποιήθηκε σε έλαστρο συμμετρικής έλασης κυλινδρικού ράουλου τύπου Laminoir/Mod.M. 100/55 και ολοκληρώθηκε σε πέντε περάσματα. Προκειμένου να αποφευχθούν ελαττώματα επιφανείας, τα ελάσματα σε κάθε πέρασμα περιστρέφονταν κατά 180° και η μείωση της διατομής τους ανά πάσο έγινε σταδιακά. Συγκεκριμένα η ελάττωση του πάχους ήταν της τάξεως του 10% ανά πέρασμα για να εμποδιστεί ετερογενής μείωση του πάχους κατά μήκος των ελασμάτων και να μην ενδοτραχυνθεί σε μεγάλο βαθμό το υλικό. Η κατεργασία πραγματοποιήθηκε αποκλειστικά προς τη κατεύθυνση του μήκους τους, με τις τελικές διαστάσεις των δοκιμίων να είναι 282 (μήκος) x 40 (πλάτος) x 0,6 (πάχος) mm. Η έλαση διεξήχθη με σκοπό τη μείωση του πάχους των χαλυβδόφυλλων ώστε να εξασφαλιστεί ότι κατά τις θερμικές κατεργασίες τα δοκίμια θα αποψυχθούν ομοιογενώς και θα παρουσιάζουν ομοιόμορφη μικροδομή.

Τα ελάσματα ακολούθως κόπηκαν σε δύο ίσα μέρη με δισκοτόμο τύπου Struers Discotom και ανοπτήθηκαν σε υψηλή θερμοκρασία. Στη συνέχεια τα ελάσματα κόπηκαν σε μικρότερα δοκίμια ορθογώνιου σχήματος για να καθίσταται δυνατή η μεταλλογραφική τους προετοιμασία και εξέταση. Παράλληλα με τις κοπές διευκολύνθηκαν και τα επόμενα στάδια των θερμικών κατεργασιών. Οι διαστάσεις των δοκιμίων μετά την κοπή ήταν περίπου 2 (μήκος) x 1 (πλάτος) x 0,6 (πάχος) mm. Οι κοπές πραγματοποιήθηκαν παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης με τη μεγαλύτερη πλευρά να υποδηλώνει παραλληλία προς τη διεύθυνση αυτή (**Εικόνα 17**).



Εικόνα 17: Δοκίμιο Χάλυβα TRIP600 μετά από Ανόπτηση Υψηλής Θερμοκρασίας (πάνω), στο Έλασμα έχουν Σημειωθεί τα Σημεία Κοπής των Μικρότερων Δοκιμίων. Αρχικό Δοκίμιο Χάλυβα TRIP600 μετά από Έλαση και Κοπή σε Δύο Ίσα Μέρη (κάτω).

Τέλος τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε κατάλληλες θερμικές κατεργασίες ανόπτησης και ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής με στόχο να παραχθεί μικροδομή χάλυβα TRIP. Η μελέτη της μικροδομής πραγματοποιήθηκε μέσω ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM) καθώς και χημικής ημιποσοτικής στοιχειακής ανάλυσης (EDS). Επιπρόσθετα, διενεργήθηκε αξιολόγηση της μηχανικής συμπεριφοράς σε σχέση με τη μικροδομή των υπό εξέταση δοκιμίων με μικροσκληρομέτρηση κατά Vickers.

Στόχος της πειραματικής διαδικασίας ήταν ο πλήρης χαρακτηρισμός των λαμβανόμενων μικροδομών και η μελέτη της επίδρασης των παραμέτρων θερμοκρασία και χρόνος ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής στη μικροδομή των θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων και κατ' επέκταση στις μηχανικές τους ιδιότητες.

2.2.1. ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ

Τα χαλυβδόφυλλα μετά την έλαση τους και την κοπή σε δύο ίσα μέρη ανοπτήθηκαν σε υψηλή θερμοκρασία, σε κυλινδρικό εργαστηριακό φούρνο αντιστάσεων της εταιρείας Thermowatt, υπό συνεχή ροή αργού σε υπερπίεση για την αποφυγή οξείδωσης τους. Η ανόπτηση πραγματοποιήθηκε εντός της μονοφασικής περιοχής σταθερότητας του ωστενίτη σε θερμοκρασία 925°C η οποία προέκυψε προσεγγιστικά από το διάγραμμα Fe-Fe₃C ώστε να εξασφαλιστεί η δημιουργία ωστενιτικής μικροδομής και χρόνο παραμονής στη θερμοκρασία αυτή για 2min με σκοπό την ελάχιστη μεγέθυνση των ωστενιτικών κόκκων. Η αύξηση της θερμοκρασίας από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος στη θερμοκρασία ανόπτησης ολοκληρώθηκε σε μία ώρα, ενώ η απόψυξη μετά την ανόπτηση υψηλής θερμοκρασίας έγινε πολύ αργά με ρυθμό 0,05°C/s προκειμένου να αποκτηθεί φερριτοπερλιτική μικροδομή. Μέσω της ανόπτησης σε υψηλή θερμοκρασία, καθίσταται δυνατή η ανάπτυξη μιας ομοιόμορφης δομής, η οποία αποτελεί την αρχική μικροδομή για τους μετασχηματισμούς φάσεων.

Μετά την κοπή του ελάσματος σε μικρότερα δοκίμια ορθογώνιου σχήματος πραγματοποιήθηκαν οι θερμικές κατεργασίες για το σχηματισμό μικροδομής χάλυβα TRIP. Οι θερμικές κατεργασίες χωρίζονται σε δύο στάδια, αυτό της ενδοκρίσιμης ανόπτησης (Intercritical Annealing – IA) και αυτό της ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής (Isothermal Bainitic Transformation – IBT). Ως θερμοκρασία ενδοκρίσιμης ανόπτησης επιλέχθηκαν οι 750°C για χρόνο παραμονής 5 λεπτά, προκειμένου να συμβεί μερική ισορροπία μεταξύ ωστενίτη και φερρίτη, ανακατανομή του άνθρακα σε όλο το κλάσμα όγκου του ωστενίτη, δεδομένα κλάσματα όγκου φερρίτη και ωστενίτη και διαλυτοποίηση των καρβιδίων. Η θερμοκρασία αυτή, επιλέχθηκε μετά από πειραματικές βαφές σε δεδομένες θερμοκρασίες και χρόνους ενδοκρίσιμης ανόπτησης που πραγματοποιήθηκαν.

Όσον αφορά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση όλα τα δοκίμια ανοπτήθηκαν στην ίδια θερμοκρασία και για τον ίδιο χρόνο καθώς στη συγκεκριμένη εργασία δεν εξετάζεται η επίδραση της ενδοκρίσιμης ανόπτησης σε δοκίμια χάλυβα TRIP. Η διερεύνηση αφορά τη θερμοκρασία και το χρόνο ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής και πως οι δύο παράμετροι αυτοί επιδρούν στο σχηματισμό των παραγόμενων φάσεων. Οι θερμοκρασίες που επιλέχτηκαν για το λόγω αυτό είναι οι 300°C, 350°C και 400°C και οι χρόνοι 1,2,5 και 30min. Η ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή έλαβε χώρα αμέσως μετά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση και ακολούθως τα δοκίμια βάφτηκαν σε ευτηκτικό τήγμα μετάλλων με ρυθμό απόψυξης μεγαλύτερο από 50°C/s. Το τήγμα επιλέχτηκε με βάσει τις θερμοκρασίες μπαινιτικής βαφής που εφαρμόστηκαν προκειμένου να μην αναβράζει και να μην εξαχνώνεται (74). Για τους λόγους αυτούς χρησιμοποιήθηκε κράμα Pb-Sn που δεν έχει αρκετά υψηλό σημείο τήξης (183°C) και ζέσης. Παρόλα αυτά επειδή ο κασσίτερος μπορεί να δημιουργήσει απανθράκωση στον χάλυβα στο τήγμα προστέθηκε και αρκετή ποσότητα γραφίτη ώστε να υπάρχει περίσσεια σε άνθρακα. Με το πέρας της μπαινιτικής βαφής τα δοκίμια βάφτηκαν σε νερό θερμοκρασίας περιβάλλοντος. Στο **Διάγραμμα 19**, απεικονίζεται η εξελεγκτική πορεία των θερμικών κατεργασιών που ακολουθήθηκαν.



Διάγραμμα 19: Σχηματική Αναπαράσταση των Θερμικών Κατεργασιών

Τέλος πραγματοποιήθηκε μια ακόμη θερμική κατεργασία αυτή της βαφής σε νερό απευθείας από τη θερμοκρασία ενδοκρίσιμης ανόπτησης, για να παραληφθεί δοκίμιο διφασικής μικροδομής (φερριτομαρτενσιτικής) για λόγους σύγκρισης.

2.2.2. ΠΡΟΕΤΟΙΜΑΣΙΑ ΔΟΚΙΜΙΩΝ

Για τη μελέτη της μικροδομής στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM), καθώς και για τη μέτρηση της σκληρότητας με χρήση μικροσκληρόμετρου απαραίτητη καθίσταται η μεταλλογραφική προετοιμασία των δοκιμίων, η οποία περιλαμβάνει τα στάδια της κοπής, της λείανσης, της στίλβωσης και της χημικής προσβολής (**Εικόνα 18**). Πρωταρχικό στάδιο όμως αποτελεί η ονομασία των δοκιμίων ώστε να αποφεύγεται σύγχυση μεταξύ αυτών. Η ονομασία δόθηκε στα δοκίμια αναφορικά με τις δύο παραμέτρους της ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής που τα διαφοροποιούν. Με τον τρόπο αυτό απορρέουν τρεις κατηγορίες δοκιμίων με βάσει τη θερμοκρασία της μπαινιτικής βαφής. Τα δοκίμια που υπέστησαν βαφή στη θερμοκρασία των 300°C συμβολίζονται με το γράμμα Α, τα δοκίμια των 350 °C με το γράμμα Β και των 400 °C με το γράμμα C. Αντίστοιχα για τη δεύτερη παράμετρο, τον χρόνο, στα δοκίμια προσδόθηκε και ένας αριθμός 1,2,5 και 30 ανάλογα το χρόνο που παρέμεινε το εκάστοτε δοκίμιο στην μπαινιτική περιοχή.

Δοκίμιο	Θερμοκρασία ΙΑ (οC)	Χρόνος IA (min)	Θερμοκρασία ΙΒΤ (oC)	Χρόνος IBT (min)
AR	-	-	-	-
FP	-	-	-	-
WQ	750	5	-	-
A1	750	5	300	1
A2	750	5	300	2
A5	750	5	300	5
A30	750	5	300	30
B 1	750	5	350	1
B2	750	5	350	2
B5	750	5	350	5
B30	750	5	350	30
C1	750	5	400	1
C2	750	5	400	2
C5	750	5	400	5
C30	750	5	400	30

Πίνακας 2: Αναλυτικός Πίνακας Δοκιμίων στον οποίο Αναφέρονται οι Ονομασίες των Δοκιμίων, οι Θερμοκρασίες και οι Χρόνοι Ενδοκρίσιμης Ανόπτησης και Ισοθερμοκρασιακής Μπαινιτικής Βαφής.

Στον πίνακα (Πίνακας 2) αναφέρονται αναλυτικά όλα τα δοκίμια όπως προέκυψαν μετά τις θερμικές κατεργασίες ενδοκρίσιμης ανόπτησης και ισοθερμοκρασιακής

μπαινιτικής βαφής καθώς και το δοκίμιο αναφοράς (As Received–AR), το φερριτοπερλιτικό (Ferrite Pearlite–FP) και το απευθείας βαμμένο από την ενδοκρίσιμη ανόπτηση (Water Quenched–WQ).

Το στάδιο της κοπής διεξήχθη για τα εξεταζόμενα δοκίμια πριν τις θερμικές κατεργασίες τους, επομένως το ακόλουθο στάδιο περιλαμβάνει τη λείανση τους. Για το λόγω αυτό πριν τη λείανση πραγματοποιήθηκε εγκιβωτισμός των δοκιμίων με σκοπό την ασφαλή διαχείριση τους στα επόμενα στάδια της προετοιμασίας τους, την εύκολη συγκράτηση τους από τον χειριστή καθώς και την εξασφάλιση επίπεδης επιφάνειας. Επίσης μέσου του εγκιβωτισμού εμποδίζεται η αποκόλληση επιφανειακών στρωμάτων ή προϊόντων διάβρωσης από τις παράπλευρες επιφάνειες του δοκιμίου. Πριν τον εγκιβωτισμό τα δοκίμια καθαρίστηκαν από ακαθαρσίες και λιπαρές ουσίες έτσι ώστε να επιτευχθεί καλύτερη πρόσφυση μεταξύ της επιφάνειας του δοκιμίου και της ρητίνης. Τα δοκίμια εγκιβωτίστηκαν κάθετα σε κυλινδρικά καλούπια διαστάσεων 20 (ύψος) x 30 (διάμετρος) mm, χωρητικότητας περίπου 15ml με την επιφάνεια προς εξέταση στραμμένη στο κάτω μέρος του καλουπιού. Για τον εγκιβωτισμό χρησιμοποιήθηκε πολυεστερική ρητίνη (polyester casting resign) της εταιρείας MetPrep η οποία αναμείχθηκε με τον κατάλληλο σκληρυντή της ίδιας εταιρείας σε αναλογία 6 σταγόνες σκληρυντή ανά 10ml ρητίνης.



Εικόνα 18: Στάδια Μεταλλογραφικής Προετοιμασίας με Σκοπό τη Μελέτη της Μικροδομής (140).

Έπειτα τα δοκίμια υποβλήθηκαν σε διαδικασία μηχανικής λείανσης με στόχο την απομάκρυνση του στρώματος ρητίνης που κάλυψε το κάθε δοκίμιο μετά τον εγκιβωτισμό του, την εξάλειψη γεωμετρικών ανωμαλιών της εξεταζόμενης επιφάνειας, καθώς και την απομάκρυνση των επιφανειακών στρωμάτων του υλικού, που ενδεχομένως να είχαν παραμορφωθεί ή αλλοιωθεί κατά την κοπή. Η λείανση των δοκιμίων πραγματοποιήθηκε σε οριζόντιο, περιστρεφόμενο δίσκο της εταιρείας Struers τύπου DP-U2, με χρήση κατάλληλων λειαντικών χαρτιών από κόκκους καρβιδίου του πυριτίου (SiC). Καθότι η αποξεστική δράση των λειαντικών χαρτιών εξαλείφει τις επιφανειακές ανωμαλίες που έχουν μέγεθος μεγαλύτερο του μέσου μεγέθους των λειαντικών κόκκων, για το λόγω αυτό χρησιμοποιήθηκαν λειαντικά χαρτιά με ολοένα και μικρότερους κόκκους ώστε να γίνεται πιο λεπτομερής λείανση (9), έτσι τα χαρτιά που επιλέχτηκαν ήταν πυκνότητας κόκκων 400, 600, 800, 1200, 2000 και 3000 grit (κόκκοι SiC/in²). Κατά τη διάρκεια της λείανσης υπήρχε συνεχής ροή νερού προκειμένου να καθαρίζεται ο δίσκος από τυχόν προσκολλημένα υπολείμματα μετάλλου καθώς και για την ψύξη των δοκιμίων. Ανά στάδιο λείανσης η φορά των δοκιμίων άλλαζε κατά 90° για να εξομαλύνονται οι γραμμές λείανσης του προηγούμενου λειαντικό χαρτιού και στο τέλος της διαδικασίας το εκάστοτε δοκίμιο καθαρίστηκε με νερό, βαμβάκι και αιθανόλη καθαρότητας 99,8% ενώ η υγρασία απομακρύνθηκε με θερμό αέρα προς αποφυγή οξείδωσης των δοκιμίων.

Στη συνέχεια ακολούθησε η στίλβωση των δοκιμίων με σκοπό να εξαλειφθούν όσο το δυνατόν οι γραμμές λείανσης και να ληφθεί μια ομοιόμορφη, στιλπνή και λεία επιφάνεια. Η στίλβωση πραγματοποιήθηκε στο λειαντικό μηχάνημα σε χαμηλές στροφές περίπου 150rpm, με χρήση ειδικών βελούδινων υφασμάτων στα οποία τοποθετήθηκε αδαμαντόπαστα. Για τη διαδικασία της στίλβωσης χρησιμοποιήθηκαν πάστες διαμαντιού της εταιρείας Struers (DP-Paste M), σωματιδίων 6μm και 1μm καθώς και στιλβωτικό υγρό της ίδια εταιρείας (DP-Lubricant Blue) για τη δημιουργία κολλοειδούς αιωρήματος. Ο καθαρισμός που ακολουθήθηκε ήταν κοινός με αυτόν της λείανσης.

Το τελικό στάδιο προετοιμασίας των δοκιμίων αφορά τη χημική τους προσβολή με στόχο την αποκάλυψη της μικροδομής τους, μέσω της εκλεκτικής διάβρωσης των διαφορετικών μικρογραφικών συστατικών που την απαρτίζουν. Σε όλα τα δοκίμια χρησιμοποιήθηκε ως αντιδραστήριο το Nital συγκέντρωσης 1% (Nitric acid 1ml + Alcohol(ethanol) 100ml). Το Nital έχει την ιδιότητα να προσβάλει τους φερριτικούς κόκκους και να αποκαλύπτει τα όρια κόκκων του υλικού δημιουργώντας ένα ανεπαίσθητο ανάγλυφο στην επιφάνεια. Τα δοκίμια εμβαπτίστηκαν στο αντιδραστήριο για κατάλληλο χρονικό διάστημα που κυμαινόταν από 4 έως 8sec μέχρι να παρατηρηθεί θόλωση της στιλβωμένης επιφάνειας τους, το οποίο είναι ένδειξη πως η προσβολή έχει επιτευχθεί. Αμέσως μετά τον απαραίτητο χρόνο εμβάπτισης, τα δοκίμια καθαρίστηκαν με αιθανόλη και βαμβάκι προκειμένου να απομακρυνθεί το αντιδραστήριο από την επιφάνεια του κάθε δοκιμίου και να σταματήσει η προσβολή. Τέλος τα δοκίμια μετά τη μεταλλογραφική τους προετοιμασία αφαιρέθηκαν από τη ρητίνη ώστε να καθίσταται δυνατή η εξέταση τους στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.

2.2.3. ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ

2.2.3.1. Οπτικό Μικροσκόπιο (Light Optical Microscope – LOM)

Ένα από τα πιο χρήσιμα όργανα κατά τη μεταλλογραφική προετοιμασία είναι το οπτικό μικροσκόπιο. Η χρήση του συμβάλει τόσο κατά τη διάρκεια των διαφόρων σταδίων προετοιμασίας των δοκιμίων όσο και κατά το τελικό στάδιο ελέγχου της προσβολής και παρατήρησης των μεταβολών της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Η πηγή ακτινοβολίας που χρησιμοποιείται είναι συνήθως λευκό φως, η διακριτική ικανότητα του οργάνου είναι 200nm με βάθος πεδίου της ίδιας τάξης μεγέθους και μεγεθυντική ικανότητα x1000 (9), (141).

Το οπτικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε στη διεξαγωγή των πειραμάτων είναι της εταιρείας Olympus τύπου Bx41M. Καθότι τα δοκίμια χαλύβων TRIP εμφανίζουν μια αρκετά λεπτομερή δομή, το οπτικό μικροσκόπιο δεν έδωσε αρκετές πληροφορίες για τη μικροδομή του υλικού παρά μόνο μια πρώτη απεικόνιση της (Εικόνα 19).



Εικόνα 19: Μικρογραφία Οπτικού Μικροσκοπίου Χάλυβα TRIP600 ο οποίος έχει Υποστεί Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση σε Θερμοκρασία 750°C για 15min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 2min.

2.2.3.2. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscopy – SEM)

Η ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy – SEM) δίνει τη δυνατότητα παρατήρησης και ερμηνείας της μικροδομής των υλικών, χαρακτηρίζεται από μεγάλο βάθος πεδίου, υψηλή διακριτική ικανότητα (10⁻⁶m) και μεγεθύνσεις έως x300,000. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης χρησιμοποιεί δέσμη ηλεκτρονίων υψηλής ενέργειας (1-50keV) αντί για φώς, για να εξετάσει αντικείμενα σε λεπτομερή κλίμακα, καθώς τα ηλεκτρόνια λόγω της κυματικής τους φύσης μπορούν να εστιάσουν όπως και τα φωτεινά κύματα αλλά σε πολύ μικρότερη επιφάνεια. Η δέσμη ηλεκτρονίων που χρησιμοποιείται, σαρώνει την επιφάνεια του δείγματος με την οποία αλληλεπιδρά. Από την αλληλεπίδραση αυτή προκύπτουν πληροφορίες σε σχέση με τα άτομα των στοιχείων που απαρτίζουν το εξεταζόμενο υλικό. Επειδή η ένταση των εκπεμπόμενων ηλεκτρονίων επηρεάζεται από τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας του δείγματος, κατά συνέπεια το SEM δίνει πληροφορίες που αφορούν κυρίως τη μορφολογία και τη σύσταση της επιφάνειας του (9), (141), (142).

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης αποτελείται από μια στήλη. Το επάνω μέρος της στήλης είναι εφοδιασμένο με το ηλεκτρονιοβόλο (electron gun), στο οποίο παράγεται δέσμη ηλεκτρονίων. Η παραγωγή των ηλεκτρονίων γίνεται μέσω εφαρμογής τάσης σε νήμα βολφραμίου, που είναι τοποθετημένο σε μια μεταλλική θήκη. Το βολφράμιο, έχει την ιδιότητα όταν διαπερνάται από ρεύμα, να θερμαίνεται με φαινόμενο Joule λόγω της υψηλής του αντίστασης περίπου στους 2500°C. Τα άτομα του νήματος διεγείρονται, με αποτέλεσμα τα ηλεκτρόνια του να αλλάζουν στοιβάδες και όταν ξεπεραστεί μια συγκεκριμένη τιμή ενέργειας αυτά να απομακρύνονται περιμετρικά από το νήμα δημιουργώντας ηλεκτρονιακό νέφος. Το νήμα μετά τη διέγερση των ηλεκτρονίων του, λειτουργεί ως κάθοδος. Εφαρμόζοντας διαφορά δυναμικού με την χρήση ανόδου τάσης περίπου 5-30kV σε χαμηλότερη στάθμη της στήλης, τα ηλεκτρόνια που έχουν απομακρυνθεί από το νήμα (πρωτογενή ηλεκτρόνια), έλκονται από αυτό και οδηγούνται προς το εξεταζόμενο υλικό. Το δοκίμιο, βρίσκεται στην τράπεζα στο κάτω μέρος της στήλης. Η στήλη γρησιμοποιείται έτσι ώστε τα ηλεκτρόνια να διασχίσουν μια διαδρομή και να αποκτήσουν όσο γίνεται υψηλότερη ενέργεια. Ως εκ τούτου στην στήλη δημιουργείται μεγάλο κενό της τάξεως $<10^{-3}$ Pa, με την χρήση αντλιών. Το κενό είναι απαραίτητο για να μην οξειδωθεί το νήμα, καθώς και για να μην υπάρχουν αλληλεπιδράσεις των σωματιδίων της δέσμης με αυτά του αέρα (9) (141), (143).

Για να λειτουργήσει το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης σημαντικό είναι να συγκεντρωθούν τα ηλεκτρόνια σε μία δέσμη και να κατευθυνθούν προς το εξεταζόμενο δείγμα. Στο SEM δεν χρησιμοποιούνται φακοί από γυαλί για την εστίαση των ηλεκτρονίων επειδή τα ηλεκτρόνια δεν διαθλώνται σε αυτό, αντίθετα μετά την άνοδο έχουν τοποθετηθεί δύο πηνία, κατά μήκος της στήλης, στα οποία αναπτύσσεται μαγνητικό πεδίο. Η παραγόμενη δέσμη ηλεκτρονίων, διέρχεται από μια σειρά μαγνητικών φακών, συγκεντρώνεται και εστιάζεται πάνω στην εξεταζόμενη επιφάνεια του δείγματος. Πρόσθετο πλεονέκτημα των μαγνητικών φακών είναι ότι έχουν ρυθμιζόμενη εστιακή απόσταση, ανάλογα με το ρεύμα που διαρρέει το πηνίο και την τάση επιτάχυνσης των ηλεκτρονίων μέσα στην στήλη (9) (141), (143). Τα διάφορα μέρη του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διακρίνονται στην Εικόνα 20 που ακολουθεί.



Εικόνα 20: Σχηματική Απεικόνιση SEM και των Διαφόρων Εξαρτημάτων που το Απαρτίζουν (144).

Η δέσμη ηλεκτρονίων, μετά τη διέλευση της από τα ζεύγη πηνίων σάρωσης, εκτρέπεται οριζόντια και κάθετα, σαρώνοντας την υπό μελέτη επιφάνεια του δοκιμίου. Τα εκπεμπόμενα από την επιφάνεια του δοκιμίου ηλεκτρόνια συλλέγονται και ενισχύονται, έτσι ώστε να δημιουργηθεί ένα οπτικό σήμα (9). Το είδος της εκπεμπόμενης ακτινοβολίας εξαρτάται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων (primary electrons) με τα άτομα του υλικού (Εικόνα 21) και μπορεί να είναι (9) (141), (143):

- Δευτερογενή Ηλεκτρόνια (Secondary Electrons SE): κατά την πρόσπτωση της δέσμης στην επιφάνεια του υλικού πραγματοποιείται ανελαστική σύγκρουση των ηλεκτρονίων της δέσμης με τα άτομα των επιφανειακών στρωμάτων του υλικού βάθους έως 10nm. Τα ηλεκτρόνια αποκτούν υψηλή ενέργεια (50eV), με αποτέλεσμα το δοκίμιο να ιονίζεται. Τα ηλεκτρόνια αυτά ανιχνεύονται από τον ανιχνευτή δευτερογενών ηλεκτρονίων που βρίσκεται κοντά στην επιφάνεια του υλικού και από αυτόν συλλέγονται πληροφορίες που αφορούν την τοπολογία της επιφάνειας του δοκιμίου. Η ένταση του σήματος εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και τις ανωμαλίες της επιφάνειας.
- Οπισθοσκεδαζόμενα Ηλεκτρόνια (Backscattered Electrons BE): προέρχονται από ηλεκτρόνια της δέσμης τα οποία διαχέονται ελαστικά μετά τη σύγκρουση τους στην επιφάνεια του προς εξέταση υλικού σε βάθος έως 100nm. Η ενέργειά τους κυμαίνεται από 5 keV έως 50 keV και η ένταση του σήματος εξαρτάται από τον ατομικό αριθμό των στοιχείων της επιφάνειας και από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Τα ηλεκτρόνια αυτά, ανιχνεύονται από τον ανιχνευτή οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων ενισχύονται και χρησιμοποιούνται για την απεικόνιση της μορφολογίας, της μικροδομής και της κατανομής φάσεων του υλικού.
- Ακτίνες X (X Rays) : δημιουργούνται από τις ανελαστικές συγκρούσεις των ηλεκτρονίων της προσπίπτουσας δέσμης με τα ηλεκτρόνια των ατόμων του δοκιμίου σε βάθος έως 1μm. Όταν ένα ηλεκτρόνιο εγκαταλείπει την εσωτερική στοιβάδα, τότε ένα άλλο προερχόμενο από μια ενεργειακά υψηλότερη στοιβάδα καλύπτει το κενό, εκπέμποντας ακτινοβολία (ακτίνες X). Η ενέργεια αυτής της ακτινοβολίας είναι χαρακτηριστική της μετάπτωσης και κατά συνέπεια του ατόμου. Η ανάλυση των εκπεμπόμενων ακτινών X οδηγεί σε χημική ανάλυση της επιφάνειας η οποία συνήθως γίνεται παράλληλα με την παρατήρηση στο SEM.
- Ηλεκτρόνια Auger (Auger Electrons AE): προέρχονται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των υποστοιβάδων των

επιφανειακών ατόμων, σε βάθος έως και 1nm. Το φάσμα που προκύπτει είναι κατάλληλο για στοιχειακές χημικές αναλύσεις της επιφάνειας του υλικού.



Εικόνα 21: Σχηματικό Διάγραμμα που Απεικονίζει τις Αλληλεπιδράσεις της Δέσμης Ηλεκτρονίων του SEM με το Εξεταζόμενο Υλικό και το Εκάστοτε Βάθος Αλληλεπίδρασης (145).

Συμπερασματικά από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης συλλέγονται μικρογραφίες για τη μορφολογία και τη μικροδομή του υλικού. Λόγω της διακριτικής ικανότητας του οργάνου, στις απεικονίσεις δεν παρατηρούνται κυψελίδες, αλλά κόκκοι και φάσεις του υλικού. Επιπλέον εφαρμόζοντας το σύστημα ανίχνευσης διασποράς ενεργειών ακτινών Χ που δημιουργείται στην επιφάνεια από την προσπίπτουσα δέσμη, μπορεί να γίνει ημιποσοτική στοιχειακή ανάλυση του υλικού με όριο ανίχνευσης της τάξεως των 1000ppm ή 0,1%wt (141).

Στα πλαίσια της παρούσας εργασίας χρησιμοποιήθηκε το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης JEOL JSM 6380-LV, επιταχυνόμενης τάσης 20 kV, για τη μελέτη της μικροδομής δοκιμίων. Η παρατήρηση της μικροδομής πραγματοποιήθηκε παράλληλα στη διεύθυνση της έλασης, ενώ λήφθηκαν και στοιχειακές αναλύσεις με τη βοήθεια του συστήματος μικροανάλυσης INCA X-Sight της Oxford Instruments.

2.2.4. ΜΕΛΕΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ

2.2.4.1. ΔΟΚΙΜΗ ΜΙΚΡΟΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΗΣ

Με τον όρο σκληρότητα ενός υλικού (Hardness – Η) ορίζεται η αντίσταση που προβάλλει το υλικό αυτό, στην κάθετη διείσδυση ενός άλλου σώματος μεγαλύτερης σκληρότητας από αυτή του εξεταζόμενου (9), (146).

Η μικροσκληρομέτρηση είναι μέθοδος ελέγχου της σκληρότητας ενός υλικού, μέσω της εφαρμογής πολύ μικρών φορτίων (5-1000 g). Επιτρέπει τον προσδιορισμό της σκληρότητας σε μια πολύ μικρή περιοχή του δοκιμίου. Ο προσδιορισμός της περιοχής μικροσκληρομέτρησης, καθώς και η μέτρηση των διαστάσεων του αποτυπώματος πραγματοποιούνται με τη βοήθεια οπτικού μικροσκληρομέτρησης, η μέθοδος Vickers και η μέθοδος Knoop, οι οποίες διαφέρουν στη γεωμετρία του διεισδυτή που χρησιμοποιούν (9).



Εικόνα 22: Σκληρομέτρηση κατά Vickers. Απεικόνιση της γεωμετρίας του αποτυπώματος (147).

Για τη μέτρηση της μικροσκληρότητας των υπό εξέταση δοκιμίων εφαρμόστηκε η μέθοδος Vickers, κατά την οποία ο διεισδυτής είναι μια αδαμάντινη πυραμίδα τετραγωνικής βάσης με γωνία κορυφής 136° (Εικόνα 22). Από τη μέτρηση των διαγωνίων του αποτυπώματος και την εύρεση του μέσου όρου τους, δίνεται η δυνατότητα να υπολογιστεί η σκληρότητα του δοκιμίου από τη σχέση (9), (146):

$$HV = \frac{1,854 * F}{d^2} \tag{2.4.1}$$

όπου F, η εφαρμοζόμενη δύναμη και d, η μέση τιμή των δύο διαγωνίων του αποτυπώματος.

Το μικροσκληρόμετρο που χρησιμοποιήθηκε για τις μετρήσεις είναι της εταιρίας Shimadzu ο τύπος HMV-2000. Το επιβαλλόμενο φορτίο ορίστηκε στο 1 kg και ο χρόνος διείσδυσης ήταν 10 s. Η επιλογή των παραμέτρων έγινε με βάσει το ίχνος του αποτυπώματος, ώστε να είναι μετρήσιμες όλες οι φάσεις του υλικού. Οι μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν στα δοκίμια κατά την παράλληλη διεύθυνση της έλασης στο κέντρο των δοκιμίων, αφού προηγουμένως είχαν υποστεί την απαραίτητη μεταλλογραφική προετοιμασία, εγκιβωτισμού, λείανσης, στίλβωσης και χημικής προσβολής, ώστε να είναι εμφανής η μικροδομή τους. Τα αποτελέσματα των μικροσκληρομετρήσεων αξιολογήθηκαν σε συνδυασμό με τη μελέτη της μικροδομής των δοκιμίων στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3 : ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

3.1. ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ

3.1.1. $\Delta OKIMIO ANA \Phi OPA \Sigma$ (As Received – AR)

Το δοκίμιο αναφοράς είναι το υλικό στην κατάσταση που παρελήφθη χωρίς να έχει υποστεί καμιά περαιτέρω θερμική ή μηχανική κατεργασία. Πρόκειται για χάλυβα TRIP600 που εμφανίζει την τυπική μικροδομή χαλύβων της κατηγορίας αυτής.

Στις μικρογραφίες που λήφθηκαν από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, παρατηρούνται τα αναμενόμενα μικρογραφικά συστατικά. Ως κύρια φάση διακρίνεται ο ενδοκρίσιμος φερρίτης (μήτρα), ενώ δίνεται η δυνατότητα παρατήρησης του μπαινιτικού φερρίτη και του υπολειπόμενου ωστενίτη στις διάφορες μορφολογίες τους. Στην Εικόνα 23 και Εικόνα 24, διακρίνονται ωστενιτικοί κόκκοι μέσα στους κόκκους του πολυγωνικού φερρίτη καθώς και ως φιλμ στα όρια κόκκων μπαινιτικού φερρίτη, ενώ στη μικροδομή εμφανίζονται και κάποιοι κόκκοι μεγάλου μεγέθους που πιθανόν να πρόκειται για μαρτενσιτική φάση, ή για μικτή φάση μαρτενσίτη – ωστενίτη.



Εικόνα 23: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, στο Δοκίμιο Αναφοράς Χάλυβα TRIP600. Στην μικρογραφία επισημαίνονται φάσεις του υλικού όπου: α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, α_b: μπαινιτικός φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης ως χονδρομερές νησίδιο μέσα σε φερριτική μήτρα και α': μαρτενσίτης.



Εικόνα 24: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης στο Δοκίμιο Αναφοράς Χάλυβα TRIP600 σε Μεγέθυνση x4000, όπου: 1:φερριτική μήτρα, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης στα όρια κόκκου πολυγωνικού φερρίτη, 3: πλακίδιο μπαινιτικού φερρίτη, 4: υπολειπόμενος ωστενίτης σε μορφή πλακιδίου που περιβάλλεται από ενδοκρίσιμο φερρίτη και μπαινιτικό φερρίτη. 5: μαρτενσίτης.

Από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS, παρατηρείται αυξημένο ποσοστό μαγγανίου στους ωστενιτικούς κόκκους και αυξημένο ποσοστό πυριτίου στους φερριτικούς κόκκους. Στους πίνακες που ακολουθούν (Πίνακας 3, Πίνακας 4, Πίνακας 5, Πίνακας 6, Πίνακας 7), παρατίθενται ενδεικτικά στοιχειακές αναλύσεις των μικρογραφικών συστατικών που επισημαίνονται στην Εικόνα 24.

Στοιχείο	к.β. (%)	Min Fe Spectrum 20
Si	1.53	
Mn	1.42	
Fe	97.05	Mn H
Σύνολο	100.00	M M

Πίνακας 3: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Αναφοράς.



Πίνακας 4: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Αναφοράς.

Πίνακας 5: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πλακίδιο Μπαινιτικού Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο Αναφοράς.



Στοιχείο	к.β. (%)	Spectrum 11 Fe
Si	1.65	Mn
Mn	1.82	Fe
Fe	96.53	
Σύνολο	100.00	1 2 3 4 5 6 7 8 9 Full Scale 3453 cts Cursor: 0.000 keV

Πίνακας 6: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (4), στο Δοκίμιο Αναφοράς.

Πίνακας 7: : Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πιθανή Μαρτενσιτική Φάση (5), στο Δοκίμιο Αναφοράς.



3.1.2. ΕΛΑΣΜΕΝΟ ΔΟΚΙΜΙΟ

Οι μικρογραφίες που ακολουθούν αφορούν τη μικροδομή του δοκιμίου αναφοράς μετά την ψυχρή έλαση του, για μείωση του πάχους του κατά 50%. Οι μικρογραφίες λήφθηκαν, προκειμένου να παρατηρηθεί η παραμόρφωση των κόκκων και ο βαθμός ενδοτράχυνσης του υλικού μετά την έλαση. Στην Εικόνα 24 διακρίνονται οι επιμηκυμένοι κόκκοι του δοκιμίου κατά τη φορά της έλασης, ενώ το φαινόμενο εμφανίζεται πιο έντονα στις εξωτερικές πλευρές του ελάσματος σε σύγκριση με το εσωτερικό του (Εικόνα 25).



Εικόνα 25: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης στο Δοκίμιο Αναφοράς Χάλυβα TRIP600 μετά την Κατεργασία Ψυχρής Έλασης σε Μεγέθυνση x1000.



Εικόνα 26: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης στο Δοκίμιο Αναφοράς Χάλυβα TRIP600 μετά την Κατεργασία Ψυχρής Έλασης σε Μεγέθυνση x2000 στην άκρη του ελάσματος.

3.1.3. ΔΟΚΙΜΙΟ ΦΕΡΡΙΤΟΠΕΛΙΤΙΚΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ (FP)

Το δοκίμιο φερριτοπελτιτικής μικροδομής προέρχεται από ανόπτηση σε υψηλή θερμοκρασία του ελασμένου δοκιμίου σε φούρνο αδρανούς ατμόσφαιρας αργού και αργή απόψυξη του σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Μέσω αυτής της θερμικής κατεργασίας δύναται να παραχθεί μικτή μικροδομή προευτυκτοειδούς φερρίτη και περλίτη με τις δύο συνιστώσες φάσεις του, εναλλασσόμενα πλακίδια ευτηκτοειδούς φερρίτη και σεμεντίτη. Η μικροδομή αυτή, αποτελεί την αρχική μικροδομή από την οποία προέρχονται όλες οι θερμικές κατεργασίες που ακολουθήθηκαν στα επόμενα στάδια (Εικόνα 27).



Εικόνα 27: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, Μεγέθυνσης x2000 στο Δοκίμιο που έχει Υποστεί Ανόπτηση σε Υψηλή Θερμοκρασία σε Φούρνο Αδρανούς Ατμόσφαιρας ώστε να Παραχθεί Φερριτοπερλιτική Μικροδομή. Στη Μικρογραφία επισημαίνονται τα διάφορα μικρογραφικά συστατικά όπου: α: προευτηκτοειδής φερρίτης και Ρ: περλίτης.

Στην πραγματικότητα στους χάλυβες TRIP, λόγω ύπαρξης γραφιτιογόνων στοιχείων και πιο συγκεκριμένα πυριτίου ή/και αλουμινίου στη μικροδομή, ο περλίτης που σχηματίζεται δεν εμφανίζει τη γνωστή μορφολογία του. Στην προκειμένη περίπτωση ο περλίτης που δημιουργείται αναφέρεται στην ξένη βιβλιογραφία ως «ortho-pearlite» (Εικόνα 28, (3)). Χαρακτηριστικό της μορφολογίας αυτού του τύπου περλίτη είναι ο διαχωρισμός των πλακιδίων (interlamellar spacing) του εξαιτίας σχηματισμού σφαιροειδούς σεμεντίτη (porous cementite) αποτέλεσμα

της σταθεροποίησης του ευτηκτοειδούς φερρίτη λόγω της κραμάτωσης του χάλυβα (148).

Κατά το σχηματισμό του περλίτη από τον ωστενίτη, αρχικά πραγματοποιείται η φύτρωση του φερρίτη ο οποίος αποβάλει άνθρακα που δεσμεύεται από το σχηματιζόμενο σεμεντίτη και ως εκ τούτου η κινητήρια δύναμη της ανάπτυξης του περλίτη μειώνεται λόγω της σταδιακής μείωσης του άνθρακα στον ωστενίτη. Το γεγονός αυτό οδηγεί σε καθυστέρηση της ανάπτυξης του περλίτη και σε χονδρομερέστερους κόκκους (148).



Εικόνα 28: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x4000, στο Φερριτοπερλιτικό Δοκίμιο όπου: 1:προευτηκτοειδής φερρίτης, 2: πλακίδιο σεμεντίτη και 3:χαρακτηριστική μορφολογία περλίτη χαλύβων που περιέχουν πυρίτιο (ortho-pearlite).

Από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS, παρατηρείται αυξημένο ποσοστό πυριτίου και μειωμένο ποσοστό μαγγανίου στους φερριτικούς κόκκους. Όσον αφορά τα πλακίδια σεμεντίτη της περλιτικής μικροδομής αυτά εμφανίζουν μεγαλύτερο ποσοστό σε μαγγάνιο. Ως γνωστόν το πυρίτιο παρουσιάζει μειωμένη διαλυτότητα στο σεμεντίτη ενώ το μαγγάνιο συμμετέχει στη σύνθεση του ως καρβιδιογόνο στοιχείο. Στους πίνακες που ακολουθούν (Πίνακας 8, Πίνακας 9), παρατίθενται ενδεικτικά στοιχειακές αναλύσεις των μικρογραφικών συστατικών που επισημαίνονται στην Εικόνα 28.



Πίνακας 8: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Προευτηκτοειδή φερρίτη (1) στο Δοκίμιο Φερριτοπερλιτικής μικροδομής.

Πίνακας 9: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πλακίδιο Σεμεντίτη (2) στο δοκίμιο Φερριτοπερλιτικής μικροδομής.


3.1.3. ΔΟΚΙΜΙΟ ΔΙΦΑΣΙΚΗΣ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ (Dual Phase – DP)

Η συγκεκριμένη μικροδομή προέκυψε από την ενδοκρίσιμη ανόπτηση φερριτοπερλιτικού δοκιμίου σε θερμοκρασία 750°C για 5min και στη συνέχεια γρήγορη βαφή σε νερό θερμοκρασίας περιβάλλοντος. Από τη θερμική κατεργασία προκύπτει μικτή μικροδομή φερρίτη και μαρτενσίτη με τα κλάσματα όγκου των δύο φάσεων να είναι της τάξεως 60% φερρίτης και 40% μαρτενσίτης.

Στην Εικόνα 29, διακρίνονται οι διαφορετικές μικροδομές του δοκιμίου. Ως μήτρα εμφανίζεται ο ενδοκρίσιμος φερρίτης με μορφή πολυγωνικών κόκκων, ενώ στα όρια των κόκκων παρατηρείται μαρτενσιτική φάση. Από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS που παρατίθενται στους κάτωθι πίνακες (Πίνακας 10 και Πίνακας 11), σε επιλεγμένους κόκκους της μικροδομής της Εικόνα 30, εμφανίζεται αυξημένο ποσοστό πυριτίου στη φάση του φερρίτη και μαγγανίου σε αυτή του μαρτενσίτη όπως και αναμένεται.



Εικόνα 29: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα Διφασικής Μικροδομής που Προέρχεται από Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Βαφή σε Νερό Θερμοκρασίας Περιβάλλοντος. Τα Μικρογραφικά συστατικά που επισημαίνονται είναι α:πολυγωνικός φερρίτης και α': μαρτενσίτης.



Εικόνα 30: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, στο Δοκίμιο Διφασικής Μικροδομής όπου: 1: κόκκος ενδοκρίσιμου φερρίτη και 2: μαρτενσίτης.



Πίνακας 10: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Διφασικής Μικροδομής.

Πίνακας 11: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσιτική Φάση (2), στο Δοκίμιο Διφασικής Μικροδομής.



3.1.4. ΔΟΚΙΜΙΟ Α1

Από τις λαμβανόμενες μικρογραφίες του SEM (Εικόνα 31, Εικόνα 32), παρατηρείται ότι η μικροδομή του δοκιμίου που έχει υποστεί ενδοκρίσιμη ανόπτηση στους 750°C για 5min και ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 300°C για 1min, να προσομοιάζει αυτή του διφασικού δοκιμίου φερριτο–μαρτενσιτικής μικροδομής. Λόγω της χαμηλής θερμοκρασίας και του σύντομου χρόνου μπαινιτικής βαφής, η μπαινιτική αντίδραση δεν προχώρησε σε μεγάλο βαθμό, γεγονός που διακρίνεται σε ορισμένες περιοχές, όπου εμφανίζεται ελαφρώς στα όρια ορισμένων κόκκων η μπαινιτική μορφολογία που όμως δεν πρόλαβε να σχηματιστεί. Αποτέλεσμα της ελλιπής ανάπτυξης μπαινίτη είναι η περιορισμένη εμφάνιση κόκκων υπολειπόμενου ωστενίτη και ο σχηματισμός μαρτενσίτη στην τελική μικροδομή.

Από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS σε κόκκους της μικροδομής, παρατηρείται και πάλι αυξανόμενο ποσοστό σε πυρίτιο στη φερριτική φάση σε σύγκριση με τη χημική σύσταση του χάλυβα (Πίνακας 12) καθώς και αυξημένο ποσοστό σε μαγγάνιο στους κόκκους υπολειπόμενου ωστενίτη ή /και μαρτενσίτη (Πίνακας 13, Πίνακας 14). Στο σημείο αυτό αξίζει να αναφερθεί ότι δε δύναται να διαχωριστεί επακριβώς η μαρτενσιτική φάση από την ωστενιτική, καθώς σε τόσο σύντομο χρονικό διάστημα πιθανόν ο ενδοκρίσιμος ωστενίτης να μην είχε το χρόνο να σταθεροποιηθεί κατάλληλα και να μετασχηματίστηκε σε μαρτενσίτη. Ωστόσο μπορεί να γίνει η παραδοχή ότι οι λεπτομερείς κόκκοι που εμφανίζονται στη μικροδομή της τάξεως του 1μm να είναι σταθεροποιημένοι κόκκοι υπολειπόμενου ωστενίτη αφού έχουν λιγότερους προυπάρχοντες μαρτενσιτικούς πυρήνες χάρης των μικρών τους διαστάσεων και το δυναμικό τους σε μαγγάνιο είναι υψηλό.



Εικόνα 31: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 300°C για 1min. Οι Διάφορες Φάσεις που Σημειώνονται είναι: α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης και α': μαρτενσίτης. Στη μικρογραφία επίσης επισημαίνονται περιοχές όπου έχει ξεκινήσει ο μπαινιτικός μετασχηματισμός.



Εικόνα 32: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, Μεγέθυνσης x4000, Δοκιμίου Α1. Επισημαίνεται η Χαρακτηριστική Μορφολογία Μπαινίτη καθώς και: 1: κόκκος ενδοκρίσιμου φερρίτη, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης και 3:μαρτενσίτης.



Πίνακας 12: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α1.

Πίνακας 13: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Πιθανό Κόκκο Υπολειπόμενου Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Α1.



Πίνακας 14: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσιτική Φάση (3), στο Δοκίμιο Α1.



3.1.5. ΔΟΚΙΜΙΟ Α2

Στο δοκίμιο A2 εξακολουθεί να παρατηρείται μικροδομή διφασικού χάλυβα (Εικόνα 33). Το δοκίμιο αν και έχει υποβληθεί σε ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 300°C για 2min εμφανίζει κοινή μικροδομή με αυτή του δοκιμίου A1. Η διαφορά του ενός λεπτού φαίνεται να είναι ανεπαίσθητη σε αυτή τη θερμοκρασία καθώς δεν παρατηρείται να έχει προχωρήσει η μπαινιτική αντίδραση. Κατά την τελική απόψυξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ως εκ τούτου δεν αναμένεται να έχει σταθεροποιηθεί επαρκώς ο υπολειπόμενος ωστενίτης ο οποίος θα μετασχηματιστεί εν τέλει σε μαρτενσίτη. Στους πολυγωνικούς κόκκους του ενδοκρίσιμου φερρίτη διακρίνεται στα όρια ένα λεπτό φιλμ κατά πάσα πιθανότητα μαρτενσιτικής φάσης, ενώ κατά περιοχές μπορεί να παρατηρηθεί μπαινιτική φάση στο αρχικό στάδιο σχηματισμού της (Εικόνα 33, Εικόνα 34).



Εικόνα 33: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 300°C για 2min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται είναι: α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης και α': μαρτενσίτης. Στη μικρογραφία επίσης σημειώνονται περιοχές όπου έχει ξεκινήσει ο μπαινιτικός μετασχηματισμός.

Όπως μπορεί να γίνει αντιληπτό από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS, οι φερριτικοί κόκκοι παρουσιάζουν υψηλό ποσοστό σε πυρίτιο (Πίνακας 15) ενώ λεπτοκρυσταλλικοί κόκκοι μεγέθους μικρότερο περίπου του 1μm που εμφανίζουν

υψηλή περιεκτικότητα σε μαγγάνιο και βρίσκονται στα όρια των κόκκων των φερριτών, μπορεί να αποδοθούν ως υπολειπόμενοι ωστενίτες (Πίνακας 16). Από την άλλη μεριά χονδρομερείς κόκκοι της μικροδομής που εμφανίζουν υψηλή περιεκτικότητα σε μαγγάνιο, μπορούν να χαρακτηρισθούν ως μαρτενσίτες λόγω του μεγάλου μεγέθους τους που καθιστά δύσκολο να είναι σταθεροποιημένοι ωστενίτες σε αυτή τη θερμοκρασία και χρόνο μπαινιτικής βαφής (Πίνακας 17). Επιπλέον αν είχε πραγματοποιηθεί προσβολή για περισσότερο χρόνο, ενδεχομένως στους μαρτενσιτικούς κόκκους να ήταν διακριτή η χαρακτηριστική μορφολογία των βελόνων μαρτενσίτη.



Εικόνα 34: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, Μεγέθυνσης x2500, Δοκιμίου Α2. Επισημαίνεται η Χαρακτηριστική Μορφολογία Μπαινίτη καθώς και: 1: κόκκος ενδοκρίσιμου φερρίτη, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης και 3:μαρτενσίτης.



Πίνακας 15: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α2.

Πίνακας 16: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο Α2.



Πίνακας 17: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (3), στο Δοκίμιο Α2.



3.1.6. ΔΟΚΙΜΙΟ Α5

Το δοκίμιο που έχει υποστεί ενδοκρίσιμη ανόπτηση στους 750°C για 5min και ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 300°C για 5min, εμφανίζει μικροδομή αποτελούμενη από τις φάσεις ενός τυπικού χάλυβα TRIP. Το δοκίμιο A5, παρουσιάζει αυξημένο ποσοστό μπαινιτικής φάσης σε σχέση με τα προηγούμενα δοκίμια (Εικόνα 35, Εικόνα 36), ενώ διακρίνονται και διαφορετικές μορφολογίες μπαινιτικού φερρίτη (Εικόνα 37). Ως συνέπεια του γεγονότος αυτού, η μικροδομή αποτελείται από μεγαλύτερο κλάσμα όγκου υπολειπόμενου ωστενίτη λόγω της μεγαλύτερης διάρκειας παραμονής στη μπαινιτική περιοχή που οδήγησε σε αύξηση του περιεχόμενου σε άνθρακα στους ωστενιτικούς κόκκους. Οι ωστενίτες στην προκειμένη περίπτωση που εμπλουτίστηκαν σε άνθρακα παρουσίασαν υψηλότερη σταθερότητα και δεν μετασχηματίστηκαν κατά την τελική απόψυξη.

Στο σημείο αυτό αξίζει να αναφερθεί ότι η διαφορά που διακρίνεται ανάμεσα σε ορισμένους φερριτικούς κόκκους, οφείλεται στη συμπεριφορά των κόκκων κατά την προσβολή, η οποία διαφέρει ανάλογα την κρυσταλλογραφία των κόκκων (Εικόνα 35, Εικόνα 36).



Εικόνα 35: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 300°C για 5min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b: μπαινιτικός φερρίτης και α': μαρτενσίτης.



Εικόνα 36: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x4000, Δοκιμίου Α5. Σημειώνονται τα εξής: 1: υπολειπόμενος ωστενίτης περιβαλλόμενος από μπαινιτικό φερρίτη (interlath film-type lamellar), 2: υπολειπόμενος ωστενίτης (blocky type) σε όριο κόκκου πολυγωνικού φερρίτη και 3:μαρτενσίτης.



Εικόνα 37: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x5000, Δοκιμίου A5. Στη μικρογραφία διακρίνονται διάφορες μορφολογίες μπαινιτικού φερρίτη. Ως GB: κοκκώδης μπαινίτης (granular bainite) και LB: μπαινίτης εναλλασσόμενων πλακιδίων (lamellar bainite).

Από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS σε διάφορα μικρογραφικά συστατικά της μικροδομής, παρατηρείται αυξημένο περιεχόμενο σε μαγγάνιο στους υπολειπομένους ωστενίτες. Συγκεκριμένα υπολειπόμενοι ωστενίτες ανάμεσα σε μπαινιτικούς φερρίτες, τείνουν να παρουσιάζουν υψηλότερο ποσοστό, γεγονός που τους προσδίδει μεγαλύτερη σταθερότητα σε σύγκριση με αυτούς που βρίσκονται στα όρια κόκκων πολυγωνικών φερριτών (Πίνακας 18, Πίνακας 19). Επιπλέον στις μικρογραφίες παρατηρούνται χονδρομερείς κόκκοι με υψηλό δυναμικό σε μαγγάνιο (Πίνακας 20) στους οποίους όμως δεν διακρίνεται να έχει ξεκινήσει η μπαινιτική αντίδραση και λόγω του μεγέθους τους αποδίδονται σε μαρτενσιτική φάση (Εικόνα 36). Τέλος από τις λαμβανόμενες μικροδομές μπορεί να αντληθεί ότι οι φωτεινότερες περιοχές αντιστοιχούν σε πιθανές ωστενιτικές φάσεις, καθώς η προσβολή των δοκιμίων έγινε με Nital. Το αντιδραστήριο αυτό όπως αναφέρθηκε, προσβάλει μόνο τη φερριτική φάση άρα αναγκαστικά δημιουργείται μια υψομετρική διαφορά η οποία έχει ως αποτέλεσμα ο ωστενίτης να είναι πιο φωτεινός στην απεικόνιση των δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI).

Πίνακας 18: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη Ανάμεσα σε Μπαινιτικό Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο Α5.

Στοιχείο	к.β. (%)	Rectrum 32
Si	1.34	Fe
Mn	2.39	
Fe	96.27	
Σύνολο	100.00	0 1 2 3 4 5 6 7 Full Scale 1902 cts Cursor: 0.000 keV



Πίνακας 19: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στο Όριο Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο Α5.

Πίνακας 20: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (4), στο Δοκίμιο Α5.



3.1.7. ΔΟΚΙΜΙΟ Α30

Στο δοκίμιο A30, παρατηρείται ότι η μπαινιτική αντίδραση έχει προχωρήσει αρκετά. Μπαινιτική μορφολογία εμφανίζεται στην πλειονότητα των μη φερριτικών κόκκων (Εικόνα 38). Επίσης στις μικρογραφίες διακρίνεται πως η μπαινιτική αντίδραση δεν έχει προχωρήσει στον ίδιο βαθμό σε όλους τους κόκκους (Εικόνα 39). Όσον αφορά την ύπαρξη υπολειπόμενων ωστενιτών, αυτοί εντοπίζονται σε μεγαλύτερο ποσοστό ανάμεσα σε πλακίδια μπαινιτικού φερρίτη και λιγότερο ως νησίδια στα όρια κόκκων ενδοκρίσιμου φερρίτη (Εικόνα 40).



Εικόνα 38: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1500, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 300°C για 30min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b: μπαινιτικός φερρίτης.

Στις στοιχειακές αναλύσεις με EDS που πραγματοποιήθηκαν στο δοκίμιο, παρατηρήθηκε ότι οι κόκκοι φερρίτη παρουσίαζαν αυξημένο ποσοστό σε πυρίτιο και ταυτοχρόνως χαμηλό σε μαγγάνιο (Πίνακας 21). Υψηλό περιεχόμενο σε μαγγάνιο διακρίνεται σε αναλύσεις υπολειπόμενων ωστενιτών στα όρια κόκκων πολυγωνικού φερρίτη (Πίνακας 22), ενώ δεν παρατίθενται αναλύσεις για κόκκους ωστενίτη ανάμεσα σε μπαινιτικά πλακίδια, καθώς η μικροδομή ήταν αρκετά λεπτομέρης για να εξαχθούν αξιόπιστα συμπεράσματα από αυτές.



Εικόνα 39: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου Α30. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης (blocky type) σε όριο κόκκου πολυγωνικού φερρίτη.



Εικόνα 40: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x5000, Δοκιμίου A30 όπου επισημαίνεται υπολειπόμενος ωστενίτης περιβαλλόμενος από μπαινιτικό φερρίτη (interlath film-type lamellar).

Στοιχείο	к.β. (%)	Spectrum 6 Mn File
Si	1.53	
Mn	1.23	Fe Mn
Fe	97.24	
Σύνολο	100.00	0 1 2 3 4 5 6 7 Full Scale 1902 cts Cursor: 0.000 ke∨

Πίνακας 21: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο A30.

Πίνακας 22: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο A30.



3.1.8. ΔОКІМІО В1

Οι λαμβανόμενες μικρογραφίες του δοκιμίου που έχει υποστεί ενδοκρίσιμη ανόπτηση στους 750°C για 5min και ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 350°C για 1min όπως και στο δοκίμιο A1, προσομοιάζουν αυτή του διφασικού δοκιμίου φερριτο–μαρτενσιτικής μικροδομής. Ο πολύ σύντομος χρόνος που διήρκησε η μπαινιτική βαφή στο εν λόγω δοκίμιο δεν επέτρεψε στο να εξελιχθεί η μπαινιτική αντίδραση στους ωστενιτικούς κόκκους κατά την μπαινιτική βαφή, κατ' επέκταση αυτοί δεν εμπλουτίστηκαν σε άνθρακα επαρκώς γεγονός που τελικά οδήγησε σε μετασχηματισμό τους σε μαρτενσίτη, μετά την τελική απόψυξη του δοκιμίου. Ωστόσο στην Εικόνα 41 και Εικόνα 42 μπορεί να παρατηρηθεί μπαινιτική μορφολογία σε ελαφρώς μεγαλύτερο βαθμό από το αντίστοιχο δοκίμιο των 300°C. Η αύξηση της θερμοκρασίας συνεπώς επηρέασε τη μορφολογία της μικροδομής και την εξέλιξη του μετασχηματισμού.



Εικόνα 41: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 1min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α': μαρτενσίτης.



Εικόνα 42: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x4000, Δοκιμίου Β1. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης (blocky type) σε όριο κόκκου πολυγωνικού φερρίτη, 3:μαρτενσίτης, 4:υπολειπόμενος ωστενίτης ανάμεσα σε μπαινιτικό φερρίτη.

Επιπλέον πολυγωνικοί κόκκοι φερρίτη, εμφανίζουν αυξημένη περιεκτικότητα σε πυρίτιο (Πίνακας 23), ενώ μικροί κόκκοι με υψηλό ποσοστό σε μαγγάνιο (Πίνακας 24) καθώς και ανάμεσα στα μερικώς σχηματισμένα μπαινιτικά πλακίδια (Πίνακας 26), μπορεί να χαρακτηρισθούν ως υπολειπόμενοι ωστενίτες, απαραίτητη όμως κρίνεται η περαιτέρω διερεύνηση αυτού και με άλλες μεθόδους χαρακτηρισμού. Τέλος χονδρομερείς κόκκοι στα όρια των φερριτικών κόκκων που δεν έχουν εμφανίσει μπαινιτική μορφολογία αποδίδονται ως μαρτενσίτες. (Πίνακας 25).



Πίνακας 23: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B1.

Πίνακας 24: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Νησίδιο Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο B1.



Πίνακας 25: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (3), στο Δοκίμιο B1.



Πίνακας 26: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη Ανάμεσα στ Μπαινιτικό Φερρίτη (**4**), στο Δοκίμιο B1.



3.1.9. ΔΟΚΙΜΙΟ Β2

Στο δοκίμιο B2, παρατηρείται μεν διφασική μικροδομή (Εικόνα 43) και σε μερικούς κόκκους μπαινιτική μορφολογία όπως του δοκιμίου B1, αλλά στους κόκκους όπου εμφανίζεται μπαινιτικός φερρίτης η αντίδραση έχει προχωρήσει αμυδρά σε μεγαλύτερο βαθμό. Το ένα λεπτό παραπάνω δε φαίνεται να βοήθησε ουσιαστικά στο σχηματισμό μεγαλύτερου κλάσματος όγκου μπαινίτη, ωστόσο διακρίνεται στους κόκκους όπου έχει αναπτυχθεί μπαινιτική φάση, αυτή να έχει προχωρήσει περισσότερο. Επιπρόσθετα εμφανίζονται χονδρομερείς κόκκοι μαρτενσίτη στα όρια κόκκων ενδοκρίσιμου φερρίτη καθώς και κόκκοι μικρών διαστάσεων που μπορούν να χαρακτηρισθούν ως υπολειπόμενοι ωστενίτες.



Εικόνα 43: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 2min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b:μπαινιτικός φερρίτης, α': μαρτενσίτης.

Τα παραπάνω είναι δυνατό να επαληθευθούν από τις στοιχειακές αναλύσεις του EDS σε διάφορες φάσεις του δοκιμίου (Εικόνα 44), όπου στον ενδοκρίσιμο φερρίτη και στον μπαινιτικό φερρίτη η σύσταση σε πυρίτιο είναι αυξημένη (Πίνακας 27, Πίνακας 28),ενώ σε κόκκους όπου πιθανόν να ανήκουν σε υπολειπόμενο ωστενίτη και μαρτενσίτη παρατηρείται αυξημένη περιεκτικότητα σε μαγγάνιο (Πίνακας 29, Πίνακας 30).



Εικόνα 44: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου B2. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2: μπαινιτικός φερρίτης, 3:νησίδιο υπολειπόμενου ωστενίτη, 4:μαρτενσίτης.



Πίνακας 27: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B2.



Πίνακας 28: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο B2.

Πίνακας 29: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (**3**), στο Δοκίμιο B2.



Πίνακας 30: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μαρτενσίτη (4), στο Δοκίμιο B2.



3.1.10. ΔΟΚΙΜΙΟ **B5**

Οι μικρογραφίες του δοκιμίου που υπέστη ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 350°C για 5min, όπως προέκυψαν από το SEM, εμφανίζουν μικροδομή με λεπτομερέστερους κόκκους (Εικόνα 45). Επιπλέον διακρίνεται η μπαινιτική αντίδραση να έχει προχωρήσει περισσότερο και το κλάσμα όγκου του μπαινιτικού φερρίτη να είναι μεγαλύτερο σε σχέση με τα δοκίμια B1 και B2 (Εικόνα 46). Αποτέλεσμα αυτών είναι να εμφανίζεται και μεγαλύτερο κλάσμα όγκου υπολειπόμενου ωστενίτη στη μικροδομή.



Εικόνα 45: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 5min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b:μπαινιτικός φερρίτης.

Οι κόκκοι ωστενίτη που έχουν σχηματιστεί είναι σχετικά μικρών διαστάσεων, με αρκετά αυξημένο ποσοστό σε μαγγάνιο. Η εξέλιξη της μπαινιτικής αντίδρασης συνέβαλε στον εμπλουτισμό σε άνθρακα των κόκκων υπολειπόμενου ωστενίτη, οι οποίοι παράλληλα με το μικρό τους μέγεθος σταθεροποιήθηκαν και δε μετασχηματίστηκαν σε μαρτενσίτη έπειτα από την τελική βαφή σε νερό. Τα παραπάνω επαληθεύονται και από τις στοιχειακές μικροαναλύσεις, όπου παρατηρείται σε νησίδια ωστενίτη που περιβάλλονται από μπαινιτικό φερρίτη και πολυγωνικό φερρίτη να εμφανίζεται υψηλότερη περιεκτικότητα σε μαγγάνιο από ότι χονδρομερείς κόκκοι στα όρια κόκκων πολυγωνικού φερρίτη (Πίνακας 32, Πίνακας 33). Τέλος κόκκοι ενδοκρίσιμου φερρίτη (Πίνακας 31) και μπαινιτικού φερρίτη (Πίνακας 34), παρουσιάζουν αυξημένο περιεχόμενο σε πυρίτιο που σε συνδυασμό με την απουσία καρβιδίων στη μικροδομή μπορεί να υποδηλώσει ότι ο άνθρακας ανακατανεμήθηκε εντός της ωστενιτικής φάσης.



Εικόνα 46: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x3000, Δοκιμίου B5. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2:χονδρομερείς κόκκος υπολειπόμενου ωστενίτη στα όρια κόκκων πολυγωνικού φερρίτη, 3: νησίδιο υπολειπόμενου ωστενίτη που περιβάλλεται από μπαινιτικό φερρίτη και ενδοκρίσιμο φερρίτη, 4:φιλμ μπαινιτικού φερρίτη.

Στοιχείο	к.β. (%)	M Fe Spectrum 3 Fe Min
Si	1.66	
Mn	1.51	Fe A
Fe	96.83	Mn (
Σύνολο	100.00	1 2 3 4 5 6 7 8 9 Full Scale 562 cts Cursor: 0.000 keV

Πίνακας 31: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B5.



Πίνακας 32: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στα Όρια Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο B5.

Πίνακας 33: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη που Συνορεύει με Μπαινιτικό Φερρίτη και Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο B5.



Πίνακας 34: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (4), στο Δοκίμιο B5.



3.1.11. **ДОКІМІО В30**

Στο δοκίμιο B30 είναι εμφανές ότι ο μπαινιτικός μετασχηματισμός έχει προχωρήσει σε αρκετά μεγαλύτερο βαθμό (Εικόνα 47). Στην πλειονότητα των ορίων πολυγωνικού φερρίτη παρατηρείται σχηματισμός μπαινιτικής φάσης σε προχωρημένο στάδιο (Εικόνα 48). Η μπαινιτική μορφολογία που διακρίνεται κατά κύριο λόγο είναι αυτή του κοκκώδους μπαινίτη ενώ στη μικροδομή εμφανίζεται και υπολειπόμενος ωστενίτης είτε στα όρια του ενδοκρίσιμου φερρίτη, είτε ενδιάμεσα στα πλακίδια μπαινίτη. Το γεγονός ωστόσο της αύξησης του μπαινιτικού φερρίτη στη μικροδομή έχει μειώσει το ποσοστό του υπολειπόμενου ωστενίτη. Λόγω της παρατεταμένης παραμονής στην μπαινιτική περιοχή, ο υπολειπόμενος ωστενίτης σε ορισμένες περιοχές φαίνεται να έχει αποσυντεθεί εξαιτίας της εκτεταμένης παραμονής στη θερμοκρασία αυτή (Εικόνα 49). Αυτό βέβαια δεν παρατηρείται σε ενδεχόμενους ωστενιτικούς κόκκους μικρού μεγέθους.



Εικόνα 47: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 350°C για 30min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b:μπαινιτικός φερρίτης.

Από τη στοιχειακή μικροανάλυση με EDS σε επιλεγμένες φάσεις του υλικού, δύναται να επιβεβαιωθεί η ύπαρξη υπολειπόμενου ωστενίτη στη μικροδομή σε κόκκους μικρού μεγέθους που παρουσιάζουν υψηλό ποσοστό σε μαγγάνιο (Πίνακας 36). Επιπλέον η εμφάνιση υψηλών ποσοστών πυριτίου σε κόκκους πολυγωνικού φερρίτη (Πίνακας 35), υποδηλώνουν ότι ο άνθρακας ενδεχομένως να έχει εμπλουτίσει τους ωστενιτικούς κόκκους.



Εικόνα 48: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x3000, Δοκιμίου B30. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2:νησίδιο υπολειπόμενου ωστενίτη.



Εικόνα 49: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x4000, Δοκιμίου B30. Στη Μικρογραφία Σημειώνονται Περιοχές Σχηματισμού Μπαινίτη σε Προχωρημένο Στάδιο που έχει ως Αποτέλεσμα την Αποσύνθεση Κόκκων Υπολειπόμενου Ωστενίτη.



Πίνακας 35: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Ενδοκρίσιμο Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο B30.

Πίνακας 36: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στα Όρια Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο B30.



3.1.12. ДОКІМІО С1

Όπως στα δοκίμια A1 και B1, οι λαμβανόμενες μικροδομές του δοκιμίου που έχει υποστεί ενδοκρίσιμη ανόπτηση στους 750°C για 5min και ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 400°C για 1min, προσομοιάζει αυτή του διφασικού δοκιμίου φερριτο–μαρτενσιτικής μικροδομής (Εικόνα 50). Η σύντομη διάρκεια της μπαινιτκής αντίδρασης είχε ως αποτέλεσμα τον μη επαρκή εμπλουτισμού του ωστενίτη σε άνθρακα γεγόνός που οδήγησε σε μια μικροδομή αποτελούμενη από ενδοκρίσιμο φερρίτη, μαρτενσίτη και υπολειπόμενο ωστενίτη. Ωστόσο στις μικρογραφίες διακρίνονται αρκετοί λεπτομερής κοκκοί που από τις στοιχειακές αναλύσεις εμφανίζουν υψηλό ποσοστό σε μαγγάνιο και μπορεί να θεωρηθούν ως υπολειπόμενοι ωστενίτες ή μικτές μικροδομές ωστενίτη – μαρτεσνίτη (Πίνακας 37). Τέλος στο υλικό παρατηρείται μπαινιτική μορφολογία σε πολύ πρώιμο στάδιο σε ορισμένους κόκκους (Εικόνα 51).



Εικόνα 50: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 400°C για 1min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α': μαρτενσίτης.



Εικόνα 51: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου C1. Σημειώνονται τα εξής: 1:ενδοκρίσιμος φερρίτης, 2:νησίδιο υπολειπόμενου ωστενίτη καθώς και Περιοχές όπου Εμφανίζεται Μπαινιτική Μορφολογία σε Πρωταρχικό Στάδιο.

Πίνακας 37: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη στα Όρια Κόκκου Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο C1.



3.1.13. ДОКІМІО С2

Στις λαμβανόμενες μικρογραφίες του δοκιμίου C2, παρατηρείται έντονη αύξηση της μπαινιτικής φάσης (Εικόνα 53). Μπαινιτική μορφολογία εμφανίζεται σχεδόν σε όλους τους κόκκους που εντοπίζονται στα όρια κόκκων του ενδοκρίσιμου φερρίτη, ενώ σε ορισμένες περιπτώσεις η μπαινιτική αντίδραση έχει προχωρήσει σε μεγάλο βαθμό. Στη μικροδομή του υλικού παρατηρούνται φάσεις πολυγωνικού φερρίτη, μπαινιτικού φερρίτη, υπολειπόμενου ωστενίτη, μικτές μικροδομές ωστενίτη – μαρτενσίτη και σε μικρό ποσοστό μαρτενσίτη (Εικόνα 52). Η διαφορά του ενός λεπτού σε σχέση με το δοκίμιο C1 επιφέρει μεγάλη αλλαγή στη μικροδομή για τη δεδομένη θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής. Επιπρόσθετα σε ορισμένους μπαινιτικούς κόκκους διακρίνεται μερική ανάπτυξη καρβιδίων (Εικόνα 54).



Εικόνα 52: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 400°C για 2min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α': μαρτενσίτης, α_b: μπαινιτικός φερρίτης.

Στις στοιχειακές μικροαναλύσεις που πραγματοποιήθηκαν σε ενδεχόμενους κόκκους υπολειπόμενου ωστενίτη παρατηρείται αύξηση του ποσοστού σε μαγγάνιο σε μικρό βαθμό (Πίνακας 38), ενώ από τις στοιχειακές αναλύσεις στη μπαινιτική φάση γίνεται εμφανές ότι το περιεχόμενο σε πυρίτιο είναι αυξημένο γεγονός που υποδεικνύει ότι ο άνθρακας κατανεμήθηκε σε γειτονική φάση.



Εικόνα 53: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου C2. Σημειώνονται τα εξής: 1:νησίδιο υπολειπόμενου ωστενίτη, 2:μπαινιτικός φερρίτης.



Εικόνα 54: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x7000, Δοκιμίου C2. Στη Μικρογραφία Παρατηρείται Μπαινιτικός Κόκκος που Εμφανίζει Κατακρημνίσματα Σεμεντίτη.



Πίνακας 38: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Νησίδιο Υπολειπόμενου Ωστενίτη (1), στο Δοκίμιο C2.

Πίνακας 39: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (2), στο Δοκίμιο C2.



3.1.14. ΔОКІМІО С5

Στο δοκίμιο C5 παρατηρείται ότι η μπαινιτική αντίδραση έχει προχωρήσει σε ακόμα μεγλύτερο βαθμό (Εικόνα 55, Εικόνα 56). Η αποσύνθεση του ωστενίτη διακρίνεται σε περισσότερους μπαινιτικούς κόκκους ως αποτέλεσμα του μεγαλύτερου χρόνου μπαινιτικής βαφής (Εικόνα 57).), λόγω του υπερκορεσμού του σε άνθρακα που έχει ως αποτέλεσμα την εμφάνιση καρβιδίων στη μικροδομή γεγονός που υποδηλώνει ότι η κινητική της αντίδρασης στη θερμοκρασία αυτή είναι αρκετά γρηγορότερη.

Το κλάσμα όγκου της μπαινιτικής φάσης στην προκειμένη περίπτωση έχει αυξηθεί ενώ κατά περιοχές εμφανίζονται και κόκκοι υπολειπόμενου ωστενίτη που επαληθεύεται από τις στοιχειακές αναλύσεις, αφού εμφανίζουν αυξημένο ποσοστό σε μαγγάνιο (Πίνακας 41). Τέλος στους κόκκους ενδοκρίσιμου φερρίτη (Πίνακας 40) και μπαινιτικού φερρίτη (Πίνακας 42), παρουσιάζεται αυξημένο ποσοστό σε πυρίτιο.



Εικόνα 55: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 400°C για 5min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b: μπαινιτικός φερρίτης.



Εικόνα 56: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου C5. Σημειώνονται τα εξής: 1:πολυγωνικός φερρίτης, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης, 3:μπαινιτικός φερρίτης.



Εικόνα 57: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x6000, Δοκιμίου C5. Στη Μικρογραφία Γίνεται Εμφανής η Μπαινιτική Μορφολογία Εναλλασσόμενων Πλακιδίων καθώς και η Αποσύνθεση του Υπολειπόμενου Ωστενίτη προς Σχηματισμό Καρβιδίων.

Πίνακας 40: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο C5.



Πίνακας 41: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο C5.



Πίνακας 42: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο C5.


3.1.15. **ДОКІМІО С30**

Οι λαμβανόμενες μικρογραφίες που αφορούν το δοκίμιο με το μεγαλύτερο χρόνο παραμονής στη θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής στους 400°C, παρουσιάζει μικροδομή με προχωρημένο σχηματισμό μπαινίτη. Η αύξηση της μπαινιτικής φάσης έχει πραγματοποιηθεί εις βάρος του υπολειπόμενου ωστενίτη καθώς στη μικροδομή εμφανίζονται καρβίδια μέσα στους μπαινιτικούς κόκκους (Εικόνα 59). Όσον αφορά την υπόλοιπη μικροδομή του δοκιμίου, αυτή αποτελείται από παραμένοντα ωστενίτη σε πολύ μικρό ποσοστό και πολυγωνικό φερρίτη ως κύρια φάση (Εικόνα 58).



Εικόνα 58: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x1000, Δοκιμίου Χάλυβα TRIP που έχει Υποβληθεί σε Ενδοκρίσιμη Ανόπτηση στους 750°C για 5min και Ισοθερμοκρασιακή Μπαινιτική Βαφή στους 400°C για 30min. Οι Φάσεις του Υλικού που Σημειώνονται αντιστοιχούν σε : α: ενδοκρίσιμος φερρίτης, γ_R: υπολειπόμενος ωστενίτης, α_b: μπαινιτικός φερρίτης.

Οι κόκκοι που μπορεί να θεωρηθούν εν δυνάμει ωστενίτες εμφανίζουν πολύ υψηλό ποσοστό σε μαγγάνιο (Πίνακας 44), ειδικά εκείνοι που έχουν διατηρηθεί κοντά σε μπαινίτες (Πίνακας 46). Το γεγονός αυτό μπορεί να έχει προκαλέσει υπερσταθεροποίηση του υπολειπόμενου ωστενίτη ο οποίος κατά την παραμόρφωση να μη μετασχηματιστεί. Τέλος από τις στοιχειακές αναλύσεις σε ενδοκρίσιμο φερρίτη (Πίνακας 43) και μπαινίτη (Πίνακας 45) μπορεί να παρατηρηθεί ότι η περιεκτικότητα σε πυρίτιο είναι αυξημένη.



Εικόνα 59: Μικρογραφία Δευτερογενών Ηλεκτρονίων, Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης Μεγέθυνσης x2000, Δοκιμίου C30. Σημειώνονται τα εξής: 1:πολυγωνικός φερρίτης, 2: υπολειπόμενος ωστενίτης, 3:μπαινιτικός φερρίτης, 4:υπολειπόμενος ωστενίτης.

		-		
Στοιχείο	κ.β. (%)	Mh Fje	fe Mn	Spectrum 34
Si	1.61			

Πίνακας 43: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Ενδοκρίσιμου Φερρίτη (1), στο Δοκίμιο C30.



Πίνακας 44: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Κόκκο Υπολειπόμενου Ωστενίτη (2), στο Δοκίμιο C30.



Πίνακας 45: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Μπαινιτικό Φερρίτη (3), στο Δοκίμιο C30.



Πίνακας 46: Σημειακή Στοιχειακή Μικροανάλυση με Χρήση EDS σε Υπολειπόμενο Ωστενίτη (4), στο Δοκίμιο C30.



3.2. ΜΕΛΕΤΗ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ

Η μελέτη της μηχανικής απόκρισης του υλικού πραγματοποιήθηκε μέσω μικροσκληρομετρήσεων κατά Vickers. Σε κάθε δοκίμιο πραγματοποιήθηκαν 10 μετρήσεις από τις οποίες εξήχθησαν οι μέσοι όροι και οι τυπικές αποκλίσεις, όπου συγκεντρωτικά αναπαρίστανται στον κάτωθι πίνακα (Πίνακας 47).

Δοκίμιο	Μικροσκληρότητα (HV)	Τυπική Απόκλιση (STDEV)
AR	201,67	$\pm 2,8$
FP	173,67	$\pm 2,0$
WQ	227,70	±3,0
A1	212,00	$\pm 3,0$
A2	195,40	$\pm 4,5$
A5	200,57	±3,4
A30	201,40	±1,9
B1	216,40	$\pm 2,7$
B2	208,80	$\pm 3,0$
B5	199,20	±3,0
B30	186,80	±2,4
C1	189,40	$\pm 2,5$
C2	192,60	±1,4
C5	189,00	±1,9
C30	192,00	±0,9

Πίνακας 47: Μικροσκληρομετρήσεις Δοκιμίων και Τυπική Απόκλιση.

Από τα αποτελέσματα παρατηρείται ότι το δοκίμιο που παρουσίασε τη μικρότερη αντίσταση στη διείσδυση ήταν αυτό της φερριτοπερλιτικής μικροδομής, ενώ ως σκληρότερο αποτυπώνεται εκείνο της διφασικής φεριττομαρτενσιτικής μικροδομής. Το δοκίμιο αναφοράς κατά μέσο όρο εμφανίζει σκληρότητα ενδιάμεσα στις τιμές αυτές και συγκεκριμένα 201,67 HV ± 2,8. Παρόμοια σκληρότητα επιδεικνύουν τα δοκίμια A5, A30, B2 και B5, όπου και στις μικρογραφίες τους, διαπιστώνονται οι τυπικές φάσεις ενός χάλυβα TRIP. Από την άλλη μεριά τα δοκίμια A1 και B1 έχουν σκληρότητα πολύ κοντά στις τιμές του διφασικού δοκιμίου, το οποίο μπορεί να ερμηνευθεί θεωρητικά από το σύντομο χρόνο και τη χαμηλή θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής στην οποία υποβλήθηκαν. Έμπρακτα το γεγονός αυτό, δύναται να παρατηρηθεί και από τις μικρογραφίες των εν λόγω δοκιμίων όπου διακρίνονται κυρίως φάσεις φερρίτη και μαρτενσίτη. Όσον αφορά τα δοκίμια που υπέστησαν μπαινιτική βαφή στους 400°C, σε γενικές γραμμές αυτά εμφανίζουν τιμές σκληρότητας μεγαλύτερες από του δοκιμίου φερριτοπερλιτικής μικροδομής, ωστόσο δεν πλησιάζουν αυτές του δοκιμίου αναφοράς. Συγκεκριμένα μεταξύ των δοκιμίων παρατηρούνται παραπλήσιες τιμές σκληρότητας. Με την αύξηση της θερμοκρασίας της μπαινιτικής βαφής αναμένεται η κινητική της αντίδρασης να είναι μεγαλύτερη, κάτι το οποίο γίνεται εμφανές από τις μικρογραφίες των δοκιμίων στη θερμοκρασία αυτή, από το δεύτερο λεπτό παραμονής διακρίνεται αποσύνθεση του ωστενίτη προς σχηματισμό καρβιδίων και αύξηση της μπαινιτικής φάσης.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4 : ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

4.1. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ (SEM)

Η μελέτη της μικροδομής στα θερμικά κατεργασμένα δοκίμια χάλυβα TRIP, με τεχνική ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης αρχικά κατέδειξε ότι τα δοκίμια αποτελούνται από φερριτική μήτρα, η οποία δε μετασχηματίζεται κατά την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή. Επιπλέον μεταξύ ορισμένων φερριτικών κόκκων δύναται να παρατηρηθούν ετερογένειες που μπορούν να αποδοθούν στην αλλαγή της κρυσταλλογραφίας μεταξύ των κόκκων, στην ανακρυστάλλωση του φερρίτη καθώς και στην πιθανή ανάπτυξη επιταξιακού φερρίτη κατά την απόψυξη από την ενδοκρίσιμη ανόπτηση προς την μπαινιτική περιοχή.

Στην πλειονότητα των δοκιμίων διακρίνεται ότι οι μετασχηματισμοί φάσεων πραγματοποιήθηκαν κατά κύριο λόγο στα όρια των πολυγωνικών φερριτών, γεγονός που σημαίνει ότι κατά το στάδιο της ενδοκρίσιμης ανόπτησης η φύτρωση του ωστενίτη συνέβη στα όρια κόκκων προευτηκτοειδούς φερρίτη από αποσύνθεση του περλίτη που βρισκόταν εκεί. Κατά τη μπαινιτική βαφή που ακολούθησε, μέρος του ενδοκρίσιμου ωστενίτη μετασχηματίστηκε σε μπαινιτικό φερρίτη. Συγκεκριμένα παρατηρείται ότι στα δοκίμια με πολύ σύντομους χρόνους παραμονής στην μπαινιτική περιοχή, η μπαινιτική αντίδραση δεν εξελίσσεται επαρκώς ενώ σε ορισμένες περιπτώσεις εμφανίζεται μπαινιτική μορφολογία μόνο σε ορισμένους κόκκους της μικροδομής σε πρωταρχικό στάδιο, σηματοδοτώντας το μετέπειτα μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη κατά την τελική απόψυξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Από την άλλη μεριά για υψηλότερους χρόνους παραμονής, εμφανίζεται σε μεγαλύτερο ποσοστό το μικρογραφικό συστατικό του μπαινίτη, είτε ως εναλλασσόμενα πλακίδια μπαινιτικού φερρίτη / ωστενίτη, είτε ως κοκκώδης μπαινίτης αποτελούμενος από χονδρομερή πακέτα μπαινιτικού φερρίτη ακανόνιστου σχήματος και λεπτές περιοχές (νησίδια) ωστενίτη. Ως αποτέλεσμα, στα δοκίμια αυτά το κλάσμα όγκου υπολειπόμενου ωστενίτη που προκύπτει είτε αφορά σταθεροποιημένο ωστενίτη, είτε αυτός έγει μειωθεί σε μεγάλο βαθμό και ενδεχομένως να παρουσιάζει αυξημένη σταθερότητα λόγω του υπέρμετρου εμπλουτισμού του σε άνθρακα.

Από τα παραπάνω προκύπτει ότι, το κλάσμα όγκου των φάσεων της τελικής μικροδομής που θα παραχθεί, σχετίζεται άμεσα από την εξέλιξη του μπαινιτικού μετασχηματισμού η οποία εξαρτάται από τις εξεταζόμενες παραμέτρους και τη χημική σύσταση του εκάστοτε μικροσυστατικού. Ειδικότερα, στα δοκίμια που παρέμειναν στη μπαινιτική περιοχή για ένα λεπτό διακρίνεται ότι η μικροδομή τους αποτελείται κυρίως από φάσεις φερρίτη και μαρτενσίτη σε όλες τις θερμοκρασίες που μελετήθηκαν (Εικόνα 60). Η μπαινιτική αντίδραση στα δοκίμια αυτά δεν προγώρησε αρκετά, ενώ διακρίνεται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία, η μπαινιτική μορφολογία εμφανίζεται σε πρώιμο στάδιο σε όλο και περισσότερους κόκκους. Παρόλα αυτά η τελικώς ελλιπής ανάπτυξη του μπαινίτη λόγω της σύντομης διάρκειας έχει ως αντίκτυπο την μη επαρκή ανακατανομή του άνθρακα στους περισσότερους κόκκους υπολειπόμενου ωστενίτη. Η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού ως εκ τούτου δεν μειώνεται αποτελεσματικά με συνέπεια ο ωστενίτης να μετασχηματίζεται σχεδόν εξολοκλήρου σε μαρτενσίτη κατά τη τελική βαφή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος.





(B)



(Γ)

Εικόνα 60: Μικρογραφίες Δευτερογενών Ηλεκτρονίων SEM: Α) Δοκίμιο Α1, Β) Δοκίμιο Β1, Γ) Δοκίμιο C1.

Αισθητή διαφορά παρατηρείται μεταξύ των δοκιμίων με χρόνο παραμονής στην μπαινιτική περιοχή για δύο λεπτά. Στην προκειμένη, με την αύξηση της

θερμοκρασίας το κλάσμα όγκου των διαφόρων φάσεων αλλάζει ορατά. Το δοκίμιο A2, εξακολουθεί να εμφανίζει φερριτο-μαρτενσιτική μικροδομή με αμελητέα αύξηση της μπαινιτικής μορφολογίας κατά περιογές σε σγέση με το δοκίμιο Α1. Αντίθετα στο δοκίμιο B2, καθότι αυξήθηκε η θερμοκρασία της αντίδρασης ο απαιτούμενος χρόνος μειώθηκε χάρη στην αύξηση της κινητικής της αντίδρασης. Επομένως, η μεγαλύτερη παραμονή οδήγησε σε περαιτέρω σχηματισμό μπαινιτικού φερρίτη συγκριτικά με το δοκίμιο Β1. Σε θερμοκρασία περιβάλλοντος η μικροδομή του δοκιμίου αποτελείται από ενδοκρίσιμο φερρίτη, μπαινιτικό φερρίτη, υπολειπόμενο ωστενίτη, μαρτενσίτη και πιθανόν μικτές μικροδομές μαρτενσίτη-ωστενίτη. Τέλος στο δοκίμιο C2 που αφορά τη μεγαλύτερη εξεταζόμενη θερμοκρασία, η μπαινιτική αντίδραση βρίσκεται σε αρκετά προχωρημένο στάδιο με την τελική μικροδομή να προσομοιάζει αρκετά αυτή ενός χάλυβα TRIP αποδεικνύοντας έμπρακτα ότι με την αύξηση της θερμοκρασίας επιταχύνεται ο μετασχηματισμός. Επιπρόσθετα η αύξηση της θερμοκρασίας συνέβαλε και στην αύξηση της ταχύτητας διάχυσης των ατόμων άνθρακα γεγονός που σημαίνει ότι ο υπολειπόμενος ωστενίτης θεωρητικά εμφανίζει μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε άνθρακα συνεπώς και σταθερότητα.



2010 X2, 888 185m 18 58 9E1



(B)



Εικόνα 61: Μικρογραφίες Δευτερογενών Ηλεκτρονίων SEM: Α) Δοκίμιο Α2, Β) Δοκίμιο Β2, Γ) Δοκίμιο C2.

Όσον αφορά το δοκίμιο A5, το κλάσμα όγκου της μπαινιτικής φάσης είναι μεγαλύτερο σε σχέση με τα δοκίμια A1 και A2. Επομένως γίνεται αντιληπτό ότι σε χαμηλότερες θερμοκρασίες ο μεγαλύτερος χρόνος παραμονής είναι ευεργετικός στην εξέλιξη του φαινομένου. Παρομοίως για το δοκίμιο B5 παρατηρείται ότι σε αυτό το χρονικό διάστημα η μπαινιτική αντίδραση έχει προχωρήσει περισσότερο και το κλάσμα όγκου ωστενίτη είναι τελικώς μεγαλύτερο. Στο δοκίμιο C5, διακρίνεται ότι οι κόκκοι ωστενίτη που είχαν δημιουργηθεί κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση στα όρια κόκκων της φερριτικής φάσης έχουν μετασχηματιστεί σε μεγάλο βαθμό σε μπαινιτικό φερρίτη. Στους 400°C για 5min το κλάσμα όγκου υπολειπόμενου ωστενίτη έχουν αρχίσει να αποσυντίθεται λόγω της παραιεταμένης παραμονής σε υψηλή θερμοκρασία.





(A)

(B)



(Γ)

Εικόνα 62: Μικρογραφίες Δευτερογενών Ηλεκτρονίων SEM: A) Δοκίμιο A5, B) Δοκίμιο B5, Γ) Δοκίμιο C5.

Στα δοκίμια με χρόνο παραμονής τα 30λεπτά, δεδομένου του αυξημένου χρόνου αναμένεται ότι όσο υπολειπόμενος ωστενίτης έχει σχηματιστεί αυτός να είναι αρκετά σταθεροποιημένος λόγω της εκτεταμένης διάχυσης του άνθρακα. Ωστόσο αυτό δεν δύναται να ειπωθεί για το δοκίμιο A30 που η μπαινιτική αντίδραση έχει προχωρήσει αφενός μεν αλλά όχι σε βαθμό που να έχει προκληθεί αποσύνθεση του ωστενίτη. Στον αντίποδα για τον ίδιο χρόνο μπαινιτικής βαφής, τα δοκίμια B30 και C30 λόγω της προχωρημένης μπαινιτικής αντίδρασης, η μπαινιτική μορφολογία έχει αναπτυχθεί εις βάρος του υπολειπόμενου ωστενίτη, ο οποίος λόγω της υπεργήρανσης έχει οδηγηθεί σε κατακρήμνιση καρβιδίων και συνεπώς στη μείωση του περιεχομένου του σε άνθρακα καταλήγοντας στην ενδεχόμενη αποσταθεροποίηση του. Ωστόσο στους χρόνους αυτούς μπορεί να θεωρηθεί ότι κατά την τελική απόψυξη η ύπαρξη μαρτενσιτικής φάσης είναι περιορισμένη καθώς ο περισσότερος ωστενίτης έχει μετασχηματιστεί σε μπαινίτη.







(B)



(Γ)

Εικόνα 63: Μικρογραφίες Δευτερογενών Ηλεκτρονίων SEM: Α) Δοκίμιο Α30, Β) Δοκίμιο Β30, Γ) Δοκίμιο C30.

4.2. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΧΗΜΙΚΗΣ ΗΜΙΠΟΣΟΤΙΚΗΣ ΣΤΟΙΧΕΙΑΚΗΣ ΑΝΑΛΥΣΗΣ (EDS)

Η χρήση του EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy), αποτελεί μια από τις τεχνικές αξιολόγησης της μικροδομής. Μέσω της χημικής ημιποσοτικής στοιχειακής ανάλυσης δίνεται η δυνατότητα να παρατηρηθεί η κατανομή των στοιχείων κραμάτωσης στις διάφορες φάσεις από τις οποίες αποτελείται το υλικό και να εξαχθούν ποιοτικά συμπεράσματα σχετικά με αυτές.

Τα στοιχεία κραμάτωσης του υλικού που αναγνωρίστηκαν από τις στοιχειακές μικροαναλύσεις είναι Si και Mn, ενώ σε ορισμένες περιπτώσεις ανιχνεύεται και ποσοστό Al που όμως έγκειται στα όρια ανίχνευσης του οργάνου. Ακροθιγώς διακρίνεται ότι το ποσοστό του κάθε στοιχείου διαφέρει ανάλογα τη φάση στην οποία πραγματοποιήθηκε η ανάλυση, καταδεικνύοντας με αυτό τον τρόπο τη δράση τους ως α και γ φερρογόνα στοιχεία. Συγκεκριμένα παρατηρήθηκε ότι το Mn ανιχνεύεται σε μεγαλύτερο ποσοστό σε φάσεις που χαρακτηρίζονται ως υπολειπόμενοι ωστενίτες. Επιπλέον για τις περιπτώσεις σύντομων χρόνων παραμονής στη μπαινιτική περιοχή, όπου ο ωστενίτης δεν σταθεροποιήθηκε επαρκώς και μετασχηματίστηκε σε μαρτενσίτη μετά την τελική απόψυξη, αυξημένο περιεχόμενο σε Mn παρατηρείται σε μεγαλύτερα ποσοστά σε φέρριτικούς κόκκους καθώς και στους μπαινιτικούς φερρίτες αφού ως α–φερρογόνο στοιχείο σταθεροποιεί τη φερριτική φάση.

Σύμφωνα με τα παραπάνω, η αναλόγια Si/Mn αναμένεται να είναι μεγαλύτερη σε φερριτικούς κόκκους και μικρότερη σε ωστενιτικούς και μαρτενσιτικούς κόκκους. Ως εκ τούτου, από τις στοιχειακές αναλύσεις που λήφθηκαν σε εν δυνάμει ωστενιτικούς κόκκους της τάξεως από 0,3 έως 2,6μm, χαράχτηκε το **Διάγραμμα 20** που ακολουθεί. Στο εν λόγω διάγραμμα αποτυπώνεται η αναλόγια Si/Mn σύμφωνα με τις στοιχειακές αναλύσεις που διεξήχθησαν σε ενδεχόμενους κόκκους υπολειπόμενου ωστενίτη στις θερμοκρασίες και χρόνους μπαινιτικής βαφής που εξετάστηκαν.

Όσον αφορά τα δοκίμια που υπέστησαν μπαινιτική βαφή στους 300°C αυτό που παρατηρείται στο διάγραμμα είναι αυξομείωση του λόγου. Το δοκίμιο A2 παρουσιάζει το μεγαλύτερο περιεχόμενο σε μαγγάνιο συγκριτικά με τα υπόλοιπα δοκίμια στη θερμοκρασία αυτή. Από το 1ο στο 2ο λεπτό, η εκλέπτυνση των κόκκων στη μικροδομή του δοκιμίου A2 ήταν αισθητή. Η μείωση του μεγέθους των ωστενιτικών/μαρτενσιτικών κόκκων, πιθανόν να οδήγησε σε μεγαλύτερο δυναμικό μαγγανίου καθώς αυτό κατανεμήθηκε σε μικρότερο κλάσμα όγκου. Αντίθετα με το δοκίμιο A2, στο δοκίμιο A5 εντοπίζεται μικρότερη περιεκτικότητα σε μαγγάνιο ενώ στο δοκίμιο A30 υψηλότερη. Η παρατήρηση αυτή μπορεί να ερμηνευθεί από το γεγονός ότι με τη μεγαλύτερη διάρκεια στην μπαινιτική περιοχή, η μπαινιτική αντίδραση εξελίσσεται σε μεγαλύτερο βαθμό και οι κόκκοι ωστενίτη που σχηματίζονται είτε είναι μικρότερου μεγέθους, είτε εντοπίζονται μέσα σε μπαινιτικό



Διάγραμμα 20: Λόγος Si/Mn σε Κόκκους Υπολειπόμενου Ωστενίτη της Τάξεως από 0,3-2,6μm στα Θερμικά Κατεργασμένα Δοκίμια Χάλυβα TRIP600 Ανάλογα το Χρόνο Μπαινιτικής Βαφής.

Στα δοκίμια με θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής τους 350°C και 400°C, η αναλογία Si/Mn, αυξάνεται από το 1min έως τα 5min για τα δοκίμια της κατηγορίας B και από το 1min έως τα 2min για τα δοκίμια της κατηγορίας C, ενώ έπειτα μειώνεται. Έτσι στα δοκίμια αυτά παρατηρείται ότι από τη στιγμή που ξεκινά να εμφανίζεται η μπαινιτική μορφολογία και στους χρόνους που ακολουθούν όπου αναπτύσσεται όλο και περισσότερο, τόσο το ποσοστό Mn στον υπολειπόμενο ωστενίτη αυξάνεται οδηγώντας προς τη σταθεροποίηση του. Αυτό μπορεί να οφείλεται στην αύξηση της θερμοκρασίας η οποία αυξάνει την κινητική της αντίδρασης καθώς και στην επιτάχυνση της διάχυσης του άνθρακα. Χαράσσοντας το διάγραμμα αναλογίας Si/Mn σε εν δυνάμει κόκκους υπολειπόμενου ωστενίτη ως προς τη θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής, δημιουργείται μια σαφέστερη εικόνα για το πως διαφοροποιείται το ποσοστό του μαγγανίου ανά θερμοκρασία σε σχέση με το χρόνο μπαινιτικής βαφής. Σε γενικές γραμμές στο Διάγραμμα 21, διακρίνονται τα παραπάνω συμπεράσματα ενώ γίνεται εμφανές σε μεγαλύτερο βαθμό ότι με την αύξηση της θερμοκρασίας, το ποσοστό σε μαγγάνιο αυξάνεται σε μικρότερους χρόνους παραμονής. Τέλος το μεγαλύτερο ποσοστό σε μαγγάνιο έχει επιτευχθεί στα δοκίμια που έχουν υποστεί ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή στους 300°C, καθώς σε χαμηλότερες θερμοκρασίες επιτυγχάνεται λεπτομερέστερη μικροδομή.



Διάγραμμα 21: Λόγος Si/Mn σε Κόκκους Υπολειπόμενου Ωστενίτη της Τάξεως από 0,3-2,6μm στα Θερμικά Κατεργασμένα Δοκίμια Χάλυβα TRIP600 Ανάλογα τη Θερμοκρασία Μπαινιτικής Βαφής.

4.3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΜΗΧΑΝΙΚΗΣ ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑΣ

Η μελέτη της μηχανικής απόκρισης του υλικού όπως αναφέρθηκε και σε σχετικές παραγράφους διενεργήθηκε μέσω μικροσκληρομετρήσεων κατά Vickers. Από τα αποτελέσματα των μικροσκληρομετρήσεων στα θερμικά κατεργασμένα δοκίμια χάλυβα TRIP600 διαπιστώνεται ότι οι μηχανικές ιδιότητες του υλικού επηρεάζονται άμεσα από τις παραμέτρους μπαινιτικής βαφής που εξετάζονται.



Διάγραμμα 22: Μεταβολή της Μικροσκληρότητας σε Σχέση με το Χρόνο Μπαινιτικής Βαφής στα Θερμικά Κατεργασμένα Δοκίμια Χάλυβα TRIP600.

Στο Διάγραμμα 22 για τα δοκίμια που υποβλήθηκαν σε μπαινιτική βαφή στους 300°C παρατηρείται πως η σκληρότητα μειώνεται το 2min παραμονής, ενώ από τα 5min έως τα 30min παραμένει σταθερή. Η αρχικώς υψηλή σκληρότητα στα δοκίμια με σύντομους χρόνους στην μπαινιτική περιοχή οφείλεται στην ύπαρξη της φάσης του μαρτενσίτη στη μικροδομή, αφού ο ωστενίτης δεν σταθεροποιείται αρκετά κατά την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή και μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη μετά την τελική απόψυξη. Η μετέπειτα εμφάνιση της μπαινιτικής φάσης σχετίζεται με την παρατηρούμενη μείωση της σκληρότητας καθότι είναι πιο μαλακή φάση, αλλά και εξαιτίας του γεγονότος, ότι το ποσοστό του ωστενίτη που αποκτάται στην τελική μικροδομή είναι πιο σταθεροποιημένο και δε μετασχηματίζεται στη σκληρή ψαθυρή φάση του μαρτενσίτη μετά τη βαφή. Επιπρόσθετα η σταθεροποιήση της σκληρότητας

από τα 5min έως τα 30min μπορεί να ερμηνευθεί από τη χαμηλή θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής, η οποία δεν επιτρέπει στο μετασχηματισμό να προχωρήσει γρήγορα λόγω της περιορισμένης διάγυσης των στοιχείων. Όσον αφορά τα δοκίμια της μπαινιτικής βαφής στους 350°C, σε αυτά με την αύξηση του χρόνου της μπαινιτικής αντίδρασης εμφανίζεται μείωση της σκληρότητας και ειδικά στους γρόνους από 5min έως 30min. Όπως αναφέρθηκε με την αύξηση της παραμονής αυξάνεται το κλάσμα όγκου του μπαινιτικού φερρίτη και ο άνθρακας ανακατανέμεται στον υπολειπόμενο ωστενίτη σε μεγαλύτερο βαθμό, έτσι η μαρτενσιτική φάση μειώνεται στη τελική μικροδομή και κατ' επέκταση και η σκληρότητα του δοκιμίου. Τέλος στα δοκίμια των 400°C παρουσιάζεται και σε αυτά αρχικά υψηλή σκληρότητα η οποία μειώνεται από το 2ο λεπτό που εμφανίζεται η μπαινιτική μορφολογία. Από το 50 λεπτό και μετά διακρίνεται αύξηση της σκληρότητας σε μικρό βαθμό η οποία μπορεί αν αποδοθεί στην ύπαρξη κατακρημνισμάτων στη μικροδομή λόγω της παρατεταμένης παραμονής του δοκιμίου C30 στην μπαινιτική περιοχή σε υψηλή θερμοκρασία. Εν κατακλείδι συγκρίνοντας τις καμπύλες συμπεραίνεται ότι με την αύξηση της θερμοκρασίας η σκληρότητα των δοκιμίων ως επί των πλείστων μειώνεται με εξαίρεση το δοκίμιο C30 στο οποίο εμφανίστηκαν κατακρημνίσματα λόγω της αποσύνθεσης του ωστενίτη.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5 : ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Η μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας και του χρόνου του μπαινιτικού ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού με τεχνική ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης και χημικής ημιποσοτικής στοιχειακής ανάλυσης στη μικροδομή χάλυβα TRIP600 κατέδειξαν τα ακόλουθα:

- Η θερμοκρασία και ο χρόνος ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής έχουν αντίκτυπο στην τελική μικροδομή του υλικού. Το κλάσμα όγκου των φάσεων της τελικής μικροδομής που θα παραχθεί, σχετίζεται άμεσα από την εξέλιξη του μπαινιτικού μετασχηματισμού. Αύξηση στη θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής επιταχύνει τη κινητική της μπαινιτικής αντίδρασης και τη διάχυση του άνθρακα. Ως αποτέλεσμα, η σταθεροποίηση του υπολειπόμενου ωστενίτη επιτυγχάνεται σε συντομότερους χρόνους παραμονής γεγονός που είναι εξαιρετικά ωφέλιμο και πρακτικά εφαρμόσιμο σε σύγχρονες βιομηχανικές μονάδες παραγωγής.
- Η θερμοκρασία και ο χρόνος μπαινιτικής βαφής πρέπει να επιλέγονται συνδυαστικά και όχι ανεξάρτητα. Σε χαμηλές σχετικά θερμοκρασίες απαιτούνται μεγάλοι χρόνοι παραμονής για την απόκτηση της επιθυμητής μικροδομής. Εκ διαμέτρου αντίθετα, σε υψηλές θερμοκρασίες επιθυμητή μικροδομή παράγεται σε συντομότερους χρόνους. Παρόλα αυτά, χαμηλές θερμοκρασίες οδηγούν σε απόκτηση λεπτομερέστερης μικροδομής και συνεπώς σε καλύτερες αποδόσεις του υλικού, από την άλλη μεριά θερμοκρασίες που συνεπάγονται σύντομους χρόνους αυξάνουν την παραγωγικότητα. Με βάσει τα παραπάνω σε βιομηχανική κλίμακα ενδεχομένως να είναι ωφέλιμες ενδιάμεσες θερμοκρασίες ώστε να εξασφαλίζεται ισορροπία μεταξύ παραγωγικότητας και μηχανικών ιδιοτήτων των παραγόμενων προϊόντων.
- Το κλάσμα όγκου της μπαινιτικής φάσης αυξάνεται με την αύξηση του χρόνου παραμονής στην μπαινιτική περιοχή. Με την αύξηση του ποσοστού του μπαινιτικού φερρίτη, βελτιώνεται η ανακατανομή άνθρακα στον ενδοκρίσιμο ωστενίτη, μειώνοντας τη θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του. Ως αντίκτυπο αυτού, στην τελική μικροδομή παρατηρείται μεγαλύτερο κλάσμα όγκου υπολειπόμενου ωστενίτη,

όταν οι χρόνοι παραμονής δεν είναι εκτεταμένοι. Επομένως χρόνοι που δεν επιτρέπουν το σχηματισμό μπαινιτικής μορφολογίας έως ένα βαθμό, δεν είναι ωφέλιμοι.

- Για σύντομους χρόνους παραμονής στην μπαινιτική περιοχή, στην τελική μικροδομή παρατηρείται μεγάλο ποσοστό μαρτενσίτη, με αποτέλεσμα η μικροδομή του υλικού να προσομοιάζει αυτή διφασικού χάλυβα. Συνεπώς χρόνοι μικρότεροι των 100sec δεν προσδίδουν τα επιθυμητά χαρακτηριστικά στο υλικό.
- Στα δοκίμια που παρουσίαζαν μικροδομή χάλυβα TRIP, με την αύξηση της θερμοκρασίας, στις λαμβανόμενες μικροδομές παρατηρήθηκαν διαφορετικές μορφολογίες μπαινιτικού φερρίτη (κοκκώδης και εναλλασσόμενων πλακιδίων μπαινίτης), ενώ στις χαμηλότερες θερμοκρασίες η κυρίως παρατηρούμενη μικροδομή ήταν λεπτομερέστερη. Λεπτομερής μικροδομή συνεπάγεται και βελτιωμένη μηχανική απόκριση του υλικού, γεγονός που επιβεβαιώνεται από τις σκληρομετρήσεις των εξεταζόμενων δοκιμίων.
- Στα δοκίμια με μεγαλύτερους χρόνους παραμονής στην μπαινιτική περιοχή και υψηλή θερμοκρασία βαφής, εμφανίζεται μείωση του κλάσματος όγκου του υπολειπόμενου ωστενίτη, λόγω της αυξανόμενης φάσης του μπαινίτη εις βάρος του. Επιπλέον εξαιτίας της μεγάλης παραμονής σε υψηλή θερμοκρασία διακρίνονται κατακρημνίσματα καρβιδίων λόγω της υπεργήρανσης του υπολειπόμενου ωστενίτη που δε μετασγηματίστηκε. Τέλος στους παρατεταμένους χρόνους όπου έχει προχωρήσει σε μεγάλο βαθμό η μπαινιτική αντίδραση αναμένεται πως ο υπολειπόμενος ωστενίτης που θα παραμείνει, θα εμφανίζει ενδεχομένως μεγάλη σταθερότητα εξαιτίας του εκτεταμένου εμπλουτισμού του. Ως εκ τούτου μεγάλοι χρόνοι που οδηγούν σε μικρότερο κλάσμα όγκου ωστενίτη και υπερσταθεροποίηση του, θα πρέπει να αποφεύγονται καθώς δεν συνεισφέρουν στην εμφάνιση του φαινομένου TRIP.
- Στην περίπτωση των κραματικών στοιχείων παρατηρήθηκε ότι το ποσοστό του κάθε στοιχείου διαφέρει ανάλογα τη φάση στην οποία πραγματοποιήθηκε η ανάλυση, γεγονός που καταδεικνύει τη δράση τους ως α και γ φερρογόνα στοιχεία. Κατά συνέπεια, αυξημένα ποσοστά Μη παρατηρούνται σε ωστενιτικές και μαρτενσιτικές φάσεις, ενώ στην περίπτωση του ενδοκρίσιμου και μπαινιτικού φερρίτη παρατηρείται αυξημένο περιεχόμενο σε Si. Αφενός λοιπόν αναμένεται φάσεις με υψηλά ποσοστά Si να συμβάλουν άμεσα στη

διάχυση του άνθρακα, στην αποφυγή της κατακρήμνισης μέσα στον μπαινιτικό φερρίτη καθώς και στο διαφορισμό του μαγγανίου κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση, αφετέρου φάσεις με υψηλό ποσοστό μαγγανίου (έως 2,5% κ.β.), αναμένεται να παρουσιάζουν αυξημένη διαλυτότητα σε άνθρακα.

- Κόκκοι/φιλμ υπολειπόμενου ωστενίτη, που βρίσκονται στις διεπιφάνειες μπαινιτικού φερρίτη και πολυγωνικού φερρίτη, τείνουν να παρουσιάζουν υψηλότερο ποσοστό σε Mn, γεγονός που πιθανόν να τους προσδίδει μεγαλύτερη σταθερότητα. Παρόλα αυτά για την εξαγωγή ασφαλέστερων συμπερασμάτων θα πρέπει να είναι γνωστό το ποσοστό σε άνθρακα των εν δυνάμει υπολειπόμενων ωστενιτών καθώς αυτό είναι το στοιχείο που συμβάλει άμεσα στη μείωση της θερμοκρασίας μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του.
- Τέλος από τις στοιχειακές αναλύσεις προκύπτει ότι με την αύξηση της θερμοκρασίας, σε μικρότερους χρόνους παραμονής, η αναλογία πυριτίου/μαγγανίου μειώνεται.

Η μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς των θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων χάλυβα κατηγορίας TRIP600, επιτρέπει την εξαγωγή των ακόλουθων συμπερασμάτων:

- Από τα αποτελέσματα της μηχανικής απόκρισης των δοκιμίων παρατηρείται ότι οι μηχανικές ιδιότητες επηρεάζονται από τις παραμέτρους της μπαινιτικής βαφής αφού το ποσοστό της παραγόμενης φάσης σε κάθε περίπτωση διαφοροποιείται οδηγώντας σε διαφορετικές τιμές σκληρότητας. Σε γενικές γραμμές στις περιπτώσεις όπου εμφανίζεται μεγαλύτερο ποσοστό μαρτενσίτη η σκληρότητα αυξάνεται, ενώ με την αύξηση της μπαινιτικής φάσης, η σκληρότητα μειώνεται. Κατά συνέπεια από τη δοκιμή της σκληρομέτρησης δίνεται η δυνατότητα να γίνει μια πρώτη εκτίμηση των φάσεων που έχουν αναπτυχθεί στο υλικό και της μηχανικής του συμπεριφοράς του.
- Με τη μείωση της θερμοκρασίας και την αύξηση του χρόνου μπαινιτικής βαφής η μικροδομή και η σκληρότητα προσομοιάζουν αυτές των χαλύβων TRIP και το αντίθετο. Το γεγονός αυτό σηματοδοτεί την μείωση της σκληρής και ψαθυρής μαρτενσιτικής φάσης, λόγω της εξέλιξης του μπαινιτικού μετασχηματισμού και την ανάπτυξη μπαινιτικού φερρίτη.

Σε δοκίμια που παρουσιάζουν μικροδομή χάλυβα TRIP, με την αύξηση της θερμοκρασίας η σκληρότητα ως επί των πλείστων μειώνεται. Αντιθέτως όσο η θερμοκρασία μπαινιτικής βαφής μειώνεται, οι τιμές σκληρότητας είναι μεγαλύτερες. Η παρατήρηση αυτή συνδέεται άμεσα με τη μικροδομή των δοκιμίων. Σε χαμηλές θερμοκρασίες η σχηματιζόμενη μικροδομή είναι λεπτομερέστερη σε αντιδιαστολή με τις υψηλές θερμοκρασίες, γεγονός που προσδίδει καλύτερες μηχανικές ιδιότητες στο υλικό.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6 : ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΕΡΕΥΝΑΣ

Ως συνέχιση της έρευνας προτείνονται τα ακόλουθα:

- Μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας και του χρόνου ενδοκρίσιμης ανόπτησης, ώστε να διαπιστωθεί πως επηρεάζει την τελική μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού.
- Μελέτη της ισοθερμοκρασιακής μπαινιτικής βαφής σε περισσότερα στάδια (double bainitic transformation), με σκοπό να ερευνηθεί πως διαφοροποιεί και αν επηρεάζει τη μορφολογία των παραγόμενων φάσεων, τη σταθερότητα των κόκκων υπολειπόμενου ωστενίτη και τη μηχανική απόκριση του υλικού.
- Μελέτη της μικροδομής με περισσότερες τεχνικές, όπως για παράδειγμα με περίθλαση ακτινών X (XRD) για τον προσδιορισμό των φάσεων του υλικού, τεχνική περίθλασης οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (EBSD) τόσο για τη μελέτη της μικροδομής του υλικού (κλάσμα όγκου, μέγεθος κόκκου κ.λπ.) αλλά και για τη διερεύνηση της κρυσταλλογραφίας του (όρια κόκκων, ύπαρξη μικροϊστού κ.λπ.), καθώς και μικροσκόπια διερχόμενης δέσμης (TEM) για τη διάκριση των φάσεων, την κρυσταλλογραφική μελέτη και την κατανόηση των μετασχηματισμών τους.
- Μελέτη της μηχανικής συμπεριφοράς του υλικού μέσω μονοαξονικών εφελκυσμών για τον προσδιορισμό των μηχανικών ιδιοτήτων του όπως του μέτρου ελαστικότητας, του ορίου διαρροής και του ορίου θραύσης. Επιπλέον θα μπορούσαν ενδεχομένως να πραγματοποιηθούν μηχανικές δοκιμές που να προσομοιάζουν συνθήκες σύγκρουσης ώστε να παρατηρηθεί η συμπεριφορά του υλικού σε πραγματικές καταστάσεις όπως για παράδειγμα δοκιμή κρούσης σε θερμοκρασίες που αναπτύσσονται κατά τη σύγκρουση οχημάτων.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ

1. (OICA), International Organization of Motor Vehicle Manufacturers. World Motor Vehicle Production. [Ηλεκτρονικό] http://www.oica.net/.

2. European Commission. Reducing CO2 Emissions from Passenger Cars. [Ηλεκτρονικό] https://ec.europa.eu/clima/policies/transport/vehicles/cars_el.

3. H. Hofmann, D. Mattissen, T. W. Schaumann. Advanced cold rolled steels for automotive. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2006, Tóµ. 37, 9, $\sigma\sigma$. 716-723.

4. WorldAutoSteel. Cost. [Ηλεκτρονικό] www.worldautosteel.org.

5. **Jean-Hubert Scmitt, Thierry Iung.** New developments of advanced high strength steels for automotice application. Comptes Rendus Physique. 2018, 19, $\sigma\sigma$. 641-656.

6. Ömer Necati Cora, Muammer Koç. Promises and Problems of Ultra/Advanced High Strength Steel (U/AHSS) Utilization in Automotive Industry. Otomotiv Teknolojileri Kongresi Otekon Bursa. 26-27 May 2014.

7. **B.C. De Cooman.** Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. Current Opinion in Solid State and Materials Science. 2004, 8, $\sigma\sigma$. 285-303.

8. **Joost R. Duflou, Yelin Deng , Karel Van Acker and Wim Dewulf.** Do fiber-reinforced polymer composites provide environmentally benign alternatives? A life-cycle-assessment-based study. Materials Research Society. April 2012, 37, σσ. 374-382.

9. **Γ.Δ. Χρυσουλάκης, Δ.Ι. Παντελής.** Επιστήμη και Τεχνολογία Μεταλλικών Υλικών. Αθήνα : Παπασωτηρίου, 2008.

10. **S. Maggi, M. Murgia.** Introduction to the metallurgic characteristics of advanced high-strength steels for automobile applications. Welding International. 2008, 22, $\sigma\sigma$. 487–495.

11. **T. Taylor, G. Fourlaris, and J. Cafolla.** Finite Element Modelling Full Vehicle Side Impact with Ultrahigh Strength Hot Stamped Steels. ASM International. 2016, Tóµ. 25, 10, $\sigma\sigma$. 4495-4505.

12. **Mahmoud Y. Demeri.** Advanced High-Strength Steels Science, Technology, and Applications. s.l. : ASM International, 2013.

13. **R. Rana, W. Bleck, S.B. Singh , O.N. Mohanty.** Development of high strength interstitial free steel. Materials Letters. 2007, 61, $\sigma\sigma$. 2919-2922.

14. **S. Hoile.** Processing and Properties of Mild Interstitial Free Steels. Materials Science and Technology. 2000, 16.

15. A.K. De, S. Vandeputte, and B.C. De Cooman. Kinetics of Strain Aging in Bake Hardening Ultra Low Carbon Steel—a Comparison with Low Carbon Steel. Journal of Materials Engineering and Performance. 2001, $10, \sigma\sigma$. 567-575.

16. **Patrick Elsen, Hans Paul Hougardy.** On the mechanism of bake-hardening. Steel Research. 1993, 64, σσ. 431-436.

17. P. Ghosh, C. Ghosh, R.K. Ray, D. Bhattacharjee. Precipitation behavior and texture formation at different stages of processing in an interstitial free high strength steel. Scripta Materialia. 2008, 59, $\sigma\sigma$. 276-278.

18. Pampa Ghosh, Chiradeep Ghosh, R.K. Ray. Thermodynamics of precipitation and textural development in batch-annealed interstitial-free high-strength steels. Acta Materialia. 2010, 58, $\sigma\sigma$. 3842–3850.

19. **AzoMaterials.** Steels – Carbon Steels, Mild Steel, Carbon-Manganese Steels, Alloys Steels, Low-Alloy Steels and Micro-Alloy Steels. [Ηλεκτρονικό] https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2537.

20. Παναγιώτης Λ. Κοκκονίδης. Σχέση Μικροδομής-Ιδιοτήτων σε χάλυβες TRIP (Transformation Induced Plasticity). Αθήνα, 2012.

21. **Mayank Kumar Singh.** Application of Steel in Automotive Industry. International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering. 2016, 6, σσ. 246-253.

22. **Ovako.** Steel Isotropic Quality Steel. [Ηλεκτρονικό] https://www.ovako.com/Products/IQ-Steel-isotropic-quality-steel/.

23. **A.Skobir, Danijela.** High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels. Materials and technology. 2011, Τόμ. 45, 4, σσ. 295-301.

24. ASM International. High-Strength Low-Alloy Steels. 2001, σσ. 193-202.

25. **P.C.M. Rodrigues, E.V. Pereloma, D.B. Santos.** Mechanical properities of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. Materials Science and Engineering A. 2000, $\sigma\sigma$. 136-143.

26. **C.I. Garcia**. High strength low alloyed (HSLA). [$\sigma \nu \gamma \rho$. $\beta \iota \beta \lambda i \sigma \upsilon$] Shiv Brat Singh Radhakanta Rana. Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing. 1st Edition. 2017, 6, $\sigma \sigma$. 145-166.

27. Olivier Bouaziz, Hatem Zurob, and Mingxin Huang. Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. Steel Research International. 84, 2013, Tóµ. 10, $\sigma\sigma$. 937-947.

28. **Eren Billur and Tylan Altan.** Three Generations of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications. Stamping Journal. 2013.

29. David K. Matlock, John G. Speer, Emmanuel De Moor, and Paul J. Gibbs. Recent Developments In Advanced High Strength Sheet Steels For Automotive Applications: An Overview. JESTECH. 2012.

30. **S. Oliver, T. B. Jones and G. Fourlaris.** Dual phase versus TRIP strip steels:comparison of dynamic properties for automotive crash performance. Materials Science and Technology. 2007, Τόμ. 23, 4, σσ. 423-431.

31. S. Oliver, T.B. Jones, G. Fourlaris. Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. Materials Characterization. 2007, 58, $\sigma\sigma$. 390-400.

32. Manashi Adhikary, Arnab Ghakraborty, Anindya Das, Venugopalan T, Ravi Kumar B. Influence of annealing texture on dynamic tensile deformation characteristics of Dual phase steel. Materials Science & Engineering A. 2018, σσ. 209-218.

33. **N. Fonstein.** Dual-phase steels. [συγγρ. βιβλίου] Shiv Brat Singh Radhakanta Rana. Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing. 1st Edition. 2017, 7, σσ. 169-214.

34. **Xiaoxiao Lia, Ali Ramazani, Ulrich Prahla, Wolfgang Bleck.** Quantification of complex-phase steel microstructure by using combined EBSD and EPMA measurements. Materials Characterization. 2018, Tóμ. 142, σσ. 179-186.

35. Hrishikesh Das, Mounarik Mondal, Stung-Tae Hong, Yeongseok Lim, Kwang-Jin Lee. Comparison of microstructural and mechanical properties of friction stir spot welded ultra-high strength dual phase and complex steels. Materials Characterization. 2018, 139, $\sigma\sigma$. 428-436.

36. **S. Papaefthymiou, W. Bleck, S. Kruijver, J. Sietsma, L. Zhao and S. van der Zwaag.** Influence of intercritical deformation on microstructure of TRIP steels containing Al. Materials Science and Technology. 2004, 20, σσ. 201-206.

37. **Nina Fonstein.** Advanced High Strength Sheet Steels Physical Metallurgy, Design, Processing, s.l. : Springer, 2015. σσ. 259-274.

38. **M. Merklein, J. Lechler.** Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. Journal of Materials Processing Technology. 2006, 177, $\sigma\sigma$. 452-455.

39. **E. Billur** . Hot formed steels. [$\sigma \nu \gamma \gamma \rho$. $\beta \iota \beta \lambda (\delta \nu)$] Shiv Brat Singh Radhakanta Rana. Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications. 2017, $\sigma \sigma$. 287-411.

40. **Miklos Tisza, Imre Czinege.** Comparative study of the application of steels and alumium in lightweight production of automotive parts. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. 2018, Tóµ. 1, $\sigma\sigma$. 229-238.

41. **Bruno C. De Cooman, Yuri Estrin, Sung Kyu Kim.** Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. Acta Materialia. 2018, 142, σσ. 283-362.

42. Sir Harshad Bhadeshia, Sir Robert Honeycombe. Thermomechanical Treatment of Steels. STEELS Microstructure and Properties. 4η Έκδοση. 2017, σσ. 271-301.

43. **V. Zackay, E. R.Parker, D. Fahr, and R. Bush.** The enhancement of ductility in high-strength steels. Transactions of the ASM. 1967, 60, σσ. 252-257.

44. **J.R. Fekete and J.N. Hall.** Design of auto body: materials perspective. [συγγρ. βιβλίου] Shiv Brat Singh Radhakanta Rana. Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications. s.l. : Woodhead Publishing, 2017, $\sigma\sigma$. 1-18.

45. **M. Mehrekens.** Advanced High Strength Steel Technology in the Porche Cayenne. AutoSteel. 2004.

46. Wolfgang Bleck, Spyros Papaefthymiou, Andreas Frehn. Microstructure and Tensile Properties in Dual Phase and Trip Steels. steel research int. 2004, Tó μ . 75, 11, $\sigma\sigma$. 705-710.

47. A. Grajcar. Heat treatment and mechanical stability of medium-carbon TRIP-aided bainitic steel. Archives of Materials Science and Engineering. 2008, 33, $\sigma\sigma$. 5-12.

48. **H.K.D.H. BHADESHIA.** TRIP-Assisted Steels? ISIJ International. 2002, 42, σσ. 1059–1060.

49. Elena V. Pereloma, Azdiar A. Gazder, Ilana B. Timokhina. Retained austenite: transformation-induced plasticity. Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys. 2016, $\sigma\sigma$. 3088-3103.

50. **H.K.D.H. Bhadeshia.** Youtube. Steels transformation-induced plasticity lecture 10. [Ηλεκτρονικό] 2016. https://www.youtube.com/watch?v=TU25xdmIzQ4&t=34s.

51. P. J. Jacques, E. Girault, A. Mertens, B. Verlinden, J. van Humbeek and F. Delannay. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Al-alloyed TRIP-assisted Multiphase Steels. ISIJ International. 2001, Τόμ. 41, 9, σσ. 1068-1074.

52. **C.M. Sellars, J.A. Whiteman.** Recrystallization and grain growth in hot rolling. Metal Science. 13, 1979, σσ. 187-194.

53. **Chegg Study**. Question: Reproduced Below Are The Fe-C Phase Diagram. [Ηλεκτρονικό] https://www.chegg.com/homework-help/questions-and-answers/reproduced-fe-c-phase-diagram-isothermal-transformation-diagram-hypoeutectoid-steel.

54. **E. De Moor and J.G. Speer.** Bainitic and quenching and partitioning steels. [συγγρ. βιβλίου] Shiv Brat Singh Radhakanta Rana. Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications. s.l. : Woodhead Publishing.

55. **A. Chbihi, D. Barbier,L. Germain, A. Hazotte, M. Goune.** Interactions between ferrite recrystallization and austenite formation in high-strength steels. Journal of Materials Science. 2014, 49, σσ. 3608-3621.

56. **C.I. Garcia and A.J. Deardo.** Formation of Austenite in 1.5 Pct Mn Steels. Physical Metallurgy and Materials Science. 1981, σσ. 521-530.

57. Ogawa, Maruyama, Sugiura, and Yoshinaga. Incomplete Recrystallization and Subsequent Microstructural Evolution during Intercritical Annealing in Cold-Rolled Low Carbon Steels. ISIJ International. 2010, $\sigma\sigma$. 469-475.

58. **H.K.D.H. Bhadesia.** Bainite in Steels Transformations, Microstructure and Properties. 2η Έκδοση. 1992.

59. **B. Gadja A.K. Lis.** A study of microstructure and phase transformations of CMnAlSi TRIP Steel. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 31, 2008, $\sigma\sigma$. 646-653.

60. **Γ. Φούρλαρης.** Μετασχηματισμοί Φάσεων. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 2017.

61. **KD Clarke.** Austenite Formation and Microstructural Control in Low-Alloy Steels. Comprehensive Materials Processing. Elsevier, 2014, 12.

62. **K.W. Andrews.** Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute. 203, 1965.

63. **S.H Park et al.** Development of Ductile Ultra-High Strength Hot Rolled Steels. Posco Technical Report. 1996.

64. **Antonis I. Katsamas, Gregory N. Haidemenopoulos, Nikolaos Aravas.** Modelling of Transformations in TRIP Steels. Steel Research int. 2004, Τόμ. 75, 11, σσ. 739-745.

65. **B. Gadja, A.K. Lis.** Intercritical annealing with isothermal holding of TRIP CMnAlSi steel. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 20, 2007.

66. **E.M. Bellhouse, J.R. McDermid.** Effect of Continuous Galvanizing Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of High Al-Low Si Transformation Induced Plasticity Steels. Metallurgical And Materials Transactions A. 41A, 2010, $\sigma\sigma$. 1460-1473.

67. Jae-Myeong Jang, Sung-Joon Kim, Nam Hyun Kang, Kyung-Mox Cho and Dong-Woo Suh. Effects of Annealing Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon, Manganese Transformation-Induced Plasticity Steel. Metals and Materials International. 6, 2009.

68. Evans PJ, Hillis DJ. High strength formable strip steels. Materials for lean weight vehicle conference. Gaydon UK. 1997.

69. Samajdar, I., E. Girault, B. Verlinden, E. Aernoudt, and J. Van Humbeeck. Transformation during Intercritical Annealing of TRIP-assisted Steel. Transactions of ISIJ International. 1998, 38, $\sigma\sigma$. 998–1006.

70. Y. Sakuma, O. Matsumura $\kappa \alpha i$ H. Takechi. Mechanical properties and retained austenite in Intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. Metallurgical Transactions A. 1991, Tóµ. 22, $\sigma\sigma$. 489-498.

71. **G.R. Speich, V.A. Demarest and L. Miller.** Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. Metallurgical Transactions A. 12A, 1981, σσ. 1419-1428.

72. **Faral O. and T. Hourman.** Influence of Continuous Annealing Conditions on Dual-Phase and TRIP Steels for Automotive Application. 1999, 37, σσ. 253-264.

73. **Rigsbee J.M. and P.J. VanderArend.** Laboratory Studies of Microstructure and Structure-Properties Relationship in 'Dual-Phase' HSLA Steels. Metallurgical Society of AIME. 1977, σσ. 56-86.

74. **Γ. Παπαδημητρίου.** Γενική Μεταλλογωνσία ΙΙ Τα Κράματα. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 1993.

75. **Γ. Παπαδημητρίου**. Φυσική Μεταλλουργία Σιδήρου και Χάλυβα. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο.

76. A.K. Lis, B. Gajda. Modelling of the DP and TRIP microstructure in the CMnAlSi automotive steel. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2006, 15, $\sigma\sigma$. 127-134.

77. M.J. Santofimiaa, C. Kwakernaak, W.G. Sloof, L. Zhao J. Sietsma. Experimental study of the distribution of alloying elements after the formation of epitaxial ferrite upon cooling in a low-carbon steel. Materials Characterization. 2010, 61, $\sigma\sigma$. 937-942.

78. **H.K.D.H. Bhadeshia.** Bainite in Steels: Theory and Practice, Third Edition. s.l. : CRC Press, 2015.

79. **G.B.Olson, G. Ghosh**. Simulation of Paraequilibrium Growth in Multicomponent Systems. Metallurgical And Materials Transactions A. 2001, 32A, $\sigma\sigma$. 455-467.

80. Manuel Gomez, C. Isaac Garcia and Anthony J. Deardo. The Role of New Ferrite on Retained Austenite Stabilization in Al-TRIP Steels. ISIJ International. 2010, 50, $\sigma\sigma$. 139-146.

81. **Traint, S., A. Pichler, M. Blaimschein, B. Bohler, C. Krempazsky, and E. Werner.** Alloy Design, Processing and Properties of TRIP Steels: A Critical Comparison. AHSS. 2004, σσ. 79-98.

82. **Minote, T., S. Torizuka, A. Ogawa, and M. Nijura.** Modeling of Transformation Behavior and Compositional Partitioning in TRIP Steel. ISIJ International. 1996, 36, $\sigma\sigma$. 201-207.

83. **P. J. Jacques.** Phase transformations in transformation induced plasticity (TRIP)-assisted multiphase steels. [συγγρ. βιβλίου] Elena Pereloma and David V. Edmonds. Phase Transformations in Steels Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques. s.l. : Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2012, $\sigma\sigma$. 213-242.

84. **Wolfgang Bleck, Andreas Frehn, Joachim Ohlert.** Niobium In Dual Phase And TRIP Steels. ResearchGate. 2001.

85. W. Steven, A.G.Haynes. The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low Alloy Steels. Journal of the Iron and Steel Institute. 1956, 183, $\sigma\sigma$. 349-359.

86. Garcia-Mateo, C., F.G. Caballero and H.K.D.H. Bhadesia. Acceleration of low-temperature bainite. ISIJ Int. 2003, 43, $\sigma\sigma$. 1821–1825.

87. **Jingwei Zhao and Zhengyi Jiang.** Rolling of Advanced High Strength Steels High Strength Steels. s.l. : CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017. σσ. 203-215.

88. J.R. Davis, Davis & Associates . Alloying: Understanding the Basics. s.l.: ASM International, 2001.

89. S. Kaar, D. Krizan, J. Schwabe, H. Hofmann, T. Hebesberger, C. Commenda, L. Samek. In uence of the Al and Mn content on the structure-fl property relationship in density reduced TRIP-assisted sheet steels. Materials Science & Engineering A. 2018, σσ. 475–486.

90. Lee, K., Y.-R. Im, and K.G. Chin. Effect of Carbon Content on the Microstructure and the Transformation Kinetics of Super Bainitic TRIP Steels. MS&T. 2008, $\sigma\sigma$. 1785–1793.

91. Kangying Zhu, Coralie Mager, Mingxin Huang. Effect of substitution of Si by Al on the microstructure and mechanical properties of bainitic transformation-induced plasticity steels. Journal of Materials Science & Technology. 2017, 33, $\sigma\sigma$. 1475–1486.

92. **O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii, and J. Zhao.** Retained Austenite in 0.4C-Si-1.2 Mn Steel Sheet Heated and Austempered. ISIJ International. 1992, 32, σσ. 1014–1020.

93. **Girault E, et al.** Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. Scr Mater. 2001, 44, $\sigma\sigma$. 885–892.

94. **De Meyer M, Vanderschueren D, De Cooman BC.** The influence of Al on the properties of cold rolled C–Mn–Si TRIP steels. Mechanical working and steel processing conference, Baltimore, MD, USA; Oct. 24–27. 1999, σσ. 265–276.

95. A., Mertens. PhD thesis,. Belgium : Universit Catholique de Louvain, 2002.

96. E. Jimenez-Melero, N.H. van Dijk, L. Zhao, J. Sietsma, S.E. Offerman, J.P. Wright, S. van der Zwaag. The effect of aluminium and phosphorus on the stability of individual austenite grains in TRIP steels. Acta Materialia, 2009, 57, σσ. 533-543.

97. Chen HC, Era H, Shimizu M. Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si containing low carbon steel sheet. Metallur Trans A. 1989, 20A, $\sigma\sigma$. 437-445.

98. Bouet M, Root J, Es-Sadiqui E, Yue S. 40th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. Iron and Steel Society/AIME. 1998, 36, σ . 675.

99. **Erfan Abbasi, William Mark Rainforth.** Microstructural Evolution of Nb–V–Mo and V Containing TRIP-assisted Steels during Thermomechanical Processing. Journal of Materials Science & Technology. 2017, 33, σσ. 311-320.

100. **Kim S-J, Lee C-G, Jeong W-C, Park I.** Microstructure and Mechanical Properties of the 0.15%C TRIP-Aided Cold-Rolled Steels Containing Cu, Ni and Cr. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys ed BC De Cooman, GRIPS, Ghent. 2002, σσ. 165-169.

101. **Kim S-J, Lee CG, Lee T-H, Lee S.** Effects of Coiling Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Hot-Rolled Steel Plates Containing Cu, Cr and Ni. ISIJ Int. 2000, 40, σσ. 692-698.

102. **Kim SJ, Lee CG, Lee TH, Oh CS.** Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15wt.% TRIP-aided cold rolled steels. Scripta Materialia. 2003, 48, σσ. 539-544.

103. Okada H, Sekino S, Hosoi Y, Murata T. Copper-Containing Structural Steels in Copper in Iron and Steel. ed. I LeMay and LM Schetky, Wiley- Interscience. 1982, $\sigma\sigma$. 83-193.

104. Lee GC, Kim SJ, Lee TH, Lee S. Effects of volume fraction and stability of retained austenite on formability in a 0.1C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP-aided cold-rolled steel sheet. Materials Science and Engineering. 371A, 2004, σσ. 16-23.

105. **Zarei-Hanzaki A, Hodgson PD, Yue S.** The Influence of Bainite on Retained Austenite Characteristics in Si-Mn TRIP Steels. ISIJ Int. 1995, 35, σσ. 79-85.

106. **Zarei-Hanzaki A, Hodgson PD, Yue S.** Retained Austenite Characteristics in Thermomechanically Processed Si-Mn Transformation-Induced Plasticity Steels. Met. Trans A. 1997, 28A, σσ. 2405-2414.

107. **Bleck W, Hulka K, Papamantellos K.** Effect of Niobium on the mechanical properties of TRIP steels. Materials Science Forum. 1998, 284, σσ. 327-334.

108. **Kammouni A, Saikaly W, Dumont M, Marteau C, Bano X, Charai A.** Effect of the bainitic transformation temperature on retained austenite fraction and stability in Ti microalloyed TRIP steels. Materials Science and Engineering. 2009, 518A, σσ. 89-96.

109. C. Scott, D. Maugus, P. Barges, N. Goune. Microalloying with Vanadium for improved cold rolled TRIP steels. AHSS for automotive application. 2004.

110. **William D. Callister JR, David G. Rethwisch.** Επιστήμη και Τεχνολογία των Υικών. 9η Έκδοση. s.l. : Εκδόσεις Τζιόλα, 2017.

111. **P. J. Jacques, F. Delannay, J. Ladrière.** On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 2001, 32, σσ. 2759–2768.

112. S. Zhang, K.O Findley. Quantitative assessment of the effects of microstructure on the stability of retained austenite in TRIP steels. Acta Materialia Inc. 2013, 61, $\sigma\sigma$. 1895-1903.

113. **Takehide Senuma.** Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. ISIJ International. 2001, $6, \sigma\sigma$. 520–532.

114. **Elena Pereloma, Azdiar Gazder, Ilana Timokhina.** Retained Austenite: Transformation-Induced Plasticity. Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys. 2015, $\sigma\sigma$. 3088-3103.

115. **J. Chiang, B. Lawrence, J.D. Boyd, A.K. Pilkey.** Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. Materials Science and Engineering A. 2011, 528, σσ. 4516–4521.

116. L. C. Chang and H. K. D. H. Bhadeshia. Austenite films in bainitic microstructures. Materials Science and Technology. 1995, 11, σσ. 874-881.

117. Sybrand van der Zwaag, Lie Zhao, Suzelotte O. Kruijver and Jilt Sietsma. Thermal and Mechanical Stability of Retained Austenite in Aluminum-containing Multiphase TRIP Steels. ISIJ International. 2002, 42, $\sigma\sigma$. 1565–1570.

118. **I. B. Timokhina, P. D. Hodgson, E. V. Pereloma.** Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. Metallurgical and Materials Transactions A. 2004, 35, $\sigma\sigma$. 2331–2341.

119. J.C. Fisher, J.H. Hollomon, and D. Turnbull. Kinetics of the austenite \rightarrow martensite transformation. JOM. 1949, 1, $\sigma\sigma$. 691-700.

120. A. Grajcar. Morphological features of retained austenite in thermo-mechanically processed C-Mn-Si-Al-Nb-Ti multiphase steel. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2010, 39, $\sigma\sigma$. 7-18.

121. Ichiro Tsukatani, Shun'ichi Hashimoto, Tsuyoshi In. Effects of Silicon and Manganese Addition on Mechanical Properties of High-strength Hot-rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite. ISIJ International. 1991, 31, $\sigma\sigma$. 992-1000.

122. **M. Takahashi, H. K. D. H. Bhadeshia.** A Model for the Microstructure of Some Advanced Bainitic Steels. Materials Transactions, JIM. 1991, 32, σσ. 689-696.

123. **George Krauss.** Steels: Processing, Structure, and Performance, Second Edition. s.l.: ASM International, 2015.

124. Gautam Ghosh, Gregory B Olson. Simulation of paraequilibrium growth in multicomponent systems. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2001, 32, $\sigma\sigma$. 455-467.

125. **S.Zaefferer, J.Ohlert, W.Bleck.** A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. Acta Materialia. 2004, 52, $\sigma\sigma$. 2765-2778.

126. H.K.D.H. Bhadeshia, D. V. Edmonds. Bainite in silicon steels: new compositionproperty approach Part 1. Metal Science. 1983, 17, $\sigma\sigma$. 411-419.

127. **Masafumi Azuma, Manabu Takashi, Nobuhiro Fujita.** Model for the Prediction of Microstructures and Mechanical Properties of Cold-rolled High Strength Steels. Nippon Steel Technical Report. 2013, 102, σσ. 44-50.

128. **M. Zhang, L. Li, R.Y. Fu, D. Krizan, B.C. De Cooman.** Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels. Materials Science and Engineering A. 2006, σσ. 296–299.

129. M.-X. Zhang, P.M. Kelly. Accurate orientation relationship between ferrite and austenite in low carbon martensite and granular bainite. Scripta Materialia. 2002, 47, $\sigma\sigma$. 749–755.

130. **Zhiping Xiong, Andrii Kostryzhev, Liang Chen.Elena Pereloma.** Microstructure and mechanical properties of strip cast TRIP steel subjected to thermo-mechanical simulation. University of Wollongong Research Online. 2016.

131. **Zhiping Xiong, Andrii G. Kostryzhev, Yanjun Zhao, Elena V. Pereloma.** Microstructure Evolution during the Production of Dual Phase and Transformation Induced Plasticity Steels Using Modified Strip Casting Simulated in the Laboratory. Metals. 2019, 9.

132. **L. C. D. Fielding.** The Bainite Controversy. Materils Science and Technology. 2013, 29, σσ. 383-399.

133. **Zhi-Gang Yang, Hong-Sheng Fang.** An overview on bainite formation in steels. Current Opinion in Solid State and Materials Science. 2005, 9, $\sigma\sigma$. 277-286.

134. **N. Fonstein, H-J Jun, G. Huang, S. Sadagopan, B.Yan.** Effect of Bainite on Mechanical Properties of Multiphase Ferrite-Bainite-Martensite Steels. ResearchGate. 2011.

135. **N. Imai, N. Komatsubara, and K. Kunishige.** Effect of Alloying Element and Microstructure on Mechanical Properties of Low-Alloy TRIP-Steels. CAMP-ISIJ. 1995, 8, σσ. 572-575.

136. **A. Navarro-López, J. Hidalgo, J. Sietsma, M.J. Santofimia.** Characterization of bainitic/martensitic structures formed in isothermal treatments below the Ms temperature. Materials Characterization. 2017, 128, σσ. 248-256.

137. **K. Sugimoto M. Mukherjee.** TRIP aided and complex phase. [συγγρ. βιβλίου] Radhakanta Rana,Shiv Brat Singh. Automotive Steels Design, Metallurgy, Processing and Applications.

138. Wolfgang Bleck, Xiaofei Guo, and Yan Ma. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels. Steel Research International. 2017, 10.

139. **H.K.D.H. Bhadeshia.** Transformation-induced plasticity (TRIP) Steels. [Ηλεκτρονικό] Οκτώβριος 2015. https://www.youtube.com/watch?v=TU25xdmIzQ4&t=34s.

140. **EchoLab.** Metallographic sample preparation. [Ηλεκτρονικό] https://www.echo-lab.it/metallographic-sample-preparation/.

141. Έκδοση Εργαστηρίου Ανόργανης και Αναλυτικής Χημείας. [συγγρ. βιβλίου] Α. Παππά Μ. Οξενκιούν - Πετροπούλου. Φυσικές Μέθοδοι Ανάλυσης, Εργαστηριακές Ασκήσεις. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 2009.

142. **R. F. Egerton.** Physical Principles of Electron Microscopy - An Introduction to TEM, SEM, and AEM. s.l. : Springer, 2005.

143. **Γ.Δ. Παπαδημητρίου.** Εργαστηριακές Ασκήσεις Γενικής Μεταλλογνωσίας ΙΙ. [συγγρ. βιβλίου] Συντονιστής Κ.Α. Χαριτίδης. Βασικές Εργαστηριακές Ασκήσεις Υλικών. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 2015.

144. **T. Kogure.** Electron Microscopy. [συγγρ. βιβλίου] Faïza Bergaya, Gerhard Lagaly. Developments in Clay Science. s.l. : Elsevier, 2013.

145. **OpenStax.** Physical methods in chemistry and nano science. Jobilize. [Ηλεκτρονικό] 2015. https://www.jobilize.com.

146. **Γ.Δ. Παπαδημητρίου.** Γενική Μεταλλογνωσία Ι. Αθήνα : Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 1989.

147. **Indentec Hardness Testing.** Vickers Hardness Test. StudyLib. [Ηλεκτρονικό] https://studylib.net.

148. **J. Fridberg and M. Hillert.** Ortho-Perlite in Silicon Steels. Acta Metallurgia. 1970, 18, σσ. 1252-1260.

149. H.K.D.H. Bhadeshia. Interpretation of the Microstructure of Steels. University of
Cambridge. [Ηλεκτρονικό] https://www.phase-
trans.msm.cam.ac.uk/2008/Steel_Microstructure/SM.html.

CURRICULUM VITAE

SYKI

CHRISTINA

MECHANICAL ENGINEER T.E.

PERSONAL INFO

DOB: August 23rd 1992 Nationality: Greek

PRESENTATIONS, PROCEEDINGS, AND PAPERS

C. Syki, E. Chroni, N.I. Makris, A. Alexandratou, S. Deligiannis, P. Tsakiridis, G. Fourlaris

"Correlation Between Microstructure and Mechanical Properties in TRIP (Transformation Induced Plasticity) Steels"

7th Pan-Hellenic Conference on Metallic Materials

Athens, December 11 – 13, 2019

GET IN TOUCH

xristinasiki@gmail.com https://www.linkedin.com/in /christina-syki

EDUCATION

NATIONAL TECHNICAL UNIVERSITY OF ATHENS

MSc – MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, 2019

- Postgraduate Program coordinated by School of Chemical Engineering aiming to train engineers and scientists on Conventional and Advanced Materials
- Essential Undergraduate Courses of Chemical Engineering were attended for a year, so as to successful entry the program
- The Program also included 13 Seminars Lectures, Laboratory Experience and Economic Courses

CENTRAL GREECE UNIVERSITY OF APPLIED SCIENCES

BEng – MECHANICAL ENGINEERING, 2016

- Subject Direction: Environment and Renewable Energy
- Thesis Title: "Design, Manufacture & Research of P/V Heater"
- GPA: 7,44 Very Good
- Rank: 3rd of 58 Graduates

LANGUAGES



SKILLS

MS Office AutoCAD Matlab C++