



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

**ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ
ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ
ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ
ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΜΑΡΙΟΣ ΛΑΖΑΡΟΥ

Επιβλέπων : Γ. Φούρλαρης

Αναπληρωτής Καθηγητής

ΑΘΗΝΑ ΙΟΥΛΙΟΣ 2011



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ
ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ
ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

**ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ
ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ
ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ
ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΜΑΡΙΟΣ ΛΑΖΑΡΟΥ

Επιβλέπων : Γ. Φούρλαρης

Αναπληρωτής Καθηγητής

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 19 /07/2011

Γ.Φούρλαρης ,Αναπλ. Καθηγητής(ΥΠΟΓΡΑΦΗ)

Χ.Παναγόπουλος , Καθηγητής(ΥΠΟΓΡΑΦΗ)

Δ.Πάνιας , Επικ. Καθηγητής(ΥΠΟΓΡΑΦΗ)

ΑΘΗΝΑ ΙΟΥΛΙΟΣ 2011

Copyright © Λαζάρου Μάριος , 2011

Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος.All rights reserved.

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Στα πλαίσια της διπλωματικής αυτής εργασίας πραγματοποιήθηκε μια μελέτη τροποποίησης της μικροδομής χάλυβα τύπου TRIP, συγκεκριμένα του χάλυβα τύπου TRIP 700 ,με σκοπό τη βελτιστοποίηση μέσω κατάλληλων θερμικών κατεργασιών των ήδη εξαιρετων μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα αυτού.

Πραγματοποιήθηκε πλήρης χαρακτηρισμός των παραγομένων μικροδομών με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου, XRD, ηλεκτρονικής μικροσκοπίας SEM. Συσχετισμός των μικροδομών με τις αντίστοιχες μηχανικές ιδιότητες μέσω της μέτρησης της σκληρότητας .Και τέλος σύγκριση των παραγόμενων μικροδομών μεταξύ τους.

Η ερευνητική προσπάθεια αυτή, της οποίας τα αποτελέσματα περιγράφονται στην διπλωματική αυτή εργασία, κατέδειξε ότι η προσέγγιση που ακολουθήθηκε οδήγησε στην παραγωγή βελτιωμένων από άποψη μικροδομής και βασικών μηχανικών ιδιοτήτων χαλύβων τύπου TRIP.

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Ένα ευχαριστώ σε όλους όσους βοήθησαν στο να έρθει σε πέρας η παρούσα διπλωματική ,ιδιαίτερα στον καθηγητή μου κ. Γ. Φούρλαρη , στον διδάκτωρ Π.Κοκονίδη ,την οικογένεια μου και τους φίλους μου!

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η οικονομία καυσίμων, η μείωση των ρύπων και συνεπώς η μείωση του βάρους των αυτοκινήτων έχουν γίνει τα τελευταία 20 χρόνια τα μεγαλύτερα σημεία ενδιαφέροντος για την αυτοκινητοβιομηχανία. Ο κύριος λόγος είναι ότι ο σκελετός ενός αυτοκινήτου αποτελεί το 25-30% του συνολικού βάρους του. Μείωση του βάρους όμως σημαίνει μείωση του πάχους της λαμαρίνας του αυτοκινήτου και επομένως υψηλότερες απαιτήσεις αντοχής του χάλυβα της λαμαρίνας σε συνδυασμό με τις επιπλέον απαιτήσεις για ανάπτυξη χαλύβων χαμηλού κόστους παραγωγής και κατεργασίας, υψηλής διαμορφωσιμότητας (ώστε να επιτυγχάνονται πολύπλοκα σχήματα) και υψηλής συγκολλησιμότητας.

Οι χάλυβες υψηλής αντοχής τύπου TRIP είναι ουσιαστικά πολυφασικοί χάλυβες οι οποίοι περιέχουν μαρτενσίτη, μπαινίτη, και/ή υπολειπόμενο ωστενίτη σε ικανές ποσότητες ώστε να παράγουν ιδιαίτερα ενδιαφέρουσες μηχανικές ιδιότητες. Έτσι αποφασίστηκε στην παρούσα διπλωματική να μελετηθεί ο χάλυβας τυπου TRIP 700.

Το ακρωνύμιο TRIP προέρχεται από την έκφραση Transformation Induced Plasticity δηλαδή "πλαστικότητα εκ μετασχηματισμού" και συνδέεται με τον μηχανικά-αποκαλούμενο μαρτενσιτικό μετασχηματισμό του παραμένοντα ωστενίτη. Η δομή αυτών των πολυφασικών χαλύβων αποτελείται κυρίως από φερρίτη, μπαινίτη και παραμένοντα ωστενίτη. Η επιρροή του φαινομένου TRIP του παραμένοντος ωστενίτη είναι αυτή που αυξάνει την ομοιόμορφη παραμόρφωση αυτών των χαλύβων και που έχει ως αποτέλεσμα τη δραματική αύξηση της διαμορφωσιμότητας. Για το λόγο αυτό οι χάλυβες TRIP αποτελούν μια νέα κατηγορία χαλύβων, με ένα εξαιρετικό συνδυασμό υψηλής αντοχής και διαμορφωσιμότητας καθιστώντας με αυτό τον τρόπο αυτούς τους χάλυβες πολύ ελκυστικούς για εφαρμογές ψυχρής διαμόρφωσης που απαιτεί η βιομηχανία αυτοκινήτων.

Με την ολοκλήρωση της διπλωματικής καταλήξαμε σε ενδιαφέροντα συμπεράσματα. Έτσι η αλλαγή της μικροδομής των χαλύβων TRIP μετά από ενδοκρίσιμη ανόπτηση ακολουθούμενη από μπαινιτικό μετασχηματισμό παράγει σύνθετες μικροδομές, με διαφορετική κρυσταλλογραφία, χαρακτηριστικά μετασχηματισμού κατά την πλαστική παραμόρφωση) που αποδίδουν τελικώς στο υλικό προηγμένα μηχανικά χαρακτηριστικά

ABSTRACT

The fuel economy, the reduced emissions and therefore the reduce of the weight of cars which was made in the last 20 years has the major interest for the automotive industry. The main reason is that the skeleton of a car is 25-30% of the total weight. Reduced weight means reduced the thickness of sheet metal of the car and therefore higher strength requirements of the steel sheet in conjunction with the additional requirements for development of low cost steel production and processing, high transformation (to achieve complex shapes) and high weldability.

The high-strength TRIP steels is essentially multi-phase steels that contain martensite, bainite, and / or remaining austenite in sufficient quantities to produce very interesting mechanical properties. So it was decided in this project to study the TRIP steel 700.

The TRIP acronym derived from the expression of Transformation Induced Plasticity relates to the mechanical-called martensitic transformation of the retaining austenite. The structure of these multiphase steels consists mainly of ferrite, bainite and retaining austenite. The result of the TRIP phenomenon of remaining austenite is this who is increasing the deformation of steel. For this reason TRIP steels are a new class of steels with an excellent combination of high strength and easy shaping making this way these steels very attractive for applications requiring cold shaping in the automotive industry.

The conclusions of this project are very interesting. So the change of microstructure of TRIP steels after aniling followed by bainite transformation produces complex microstructures with different crystallography, characteristics of transformation during plastic deformation) that give the material eventually advanced mechanical characteristics

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....	1
Ιστορική αναδρομή.....	1
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2 . ΣΤΟΧΟΙ -ΣΚΟΠΟΙ	5
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3 . ΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ TRIP ΓΕΝΙΚΑ.....	6
3.1 Τεχνολογικές εξελίξεις στους χάλυβες της αυτοκινητοβιομηχανίας - αφορμή δημιουργίας χαλύβων TRIP.....	6
3.2 Χάλυβες TRIP	11
3.2.1 Φαινόμενο TRIP	12
3.2.2 Μέθοδος επεξεργασίας χάλυβα TRIP	13
3.3 Η Μικροδομή των Χαλύβων TRIP.....	14
3.3.1 Φερρίτης	14
3.3.2 Ωστενίτης – Υπολειπόμενος Ωστενίτης.....	14
3.3.3 Μπενίτης.....	15
3.3.4 Μαρτενσίτης	15
3.4 ΜΠΑΙΝΙΤΙΚΟΣ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ	17
3.4.1 Ανώτερος Μπαινίτης	18
3.4.2 Κατώτερος Μπαινίτης	21
3.5 Μαρτενσιτικός μετασχηματισμός	22
3.6 Επίδραση των κραματικών στοιχείων.....	26
3.6.1 γ-φερρογόνα στοιχεία	26
3.6.1.1 Μαγγάνιο (Mn).....	27
3.6.2 α-φερρογόνα στοιχεία	28

3.6.2.1 Αργύλιο (Αλουμίνιο) (Al)	28
3.6.2.2 Πυρίτιο (Si).....	29
3.6.3 Καρβιδιογόνα στοιχεία	30
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4 . ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	31
4.1 Παρουσίαση υλικού	31
4.2 Προετοιμασία δειγμάτων.....	32
4.2.1 Θερμικές Κατεργασίες	32
4.2.2 .Εγκιβωτισμός	33
4.2.3 Λείανση	33
4.2.4. Στίλβωση	34
4.2.5 Προσβολή.....	34
4.3 Μέθοδοι Εξέτασης της Μικροδομής	36
4.3.1 Οπτική Μικροσκοπία (LOM)	36
4.3.2 Περίθλαση των Ακτίνων Χ (XRD).....	36
4.3.3 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)	37
4.4 Τεχνικές Μέτρησης Μηχανικών Ιδιοτήτων	39
4.4.1 Δοκιμές Σκληρότητας	39
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5 . ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ.....	40
5.1 Μεταλλογραφία Δοκιμίου TRIP700 στην αρχική του κατάσταση.	40
5.2 Θερμική κατεργασία στους 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.....	43

5.3 Θερμική κατεργασία στους 750 ° C (15 min)- 400 ° C (1- 3 - 30 min)
και απόψυξη στο νερό..... 49

5.4 Θερμική κατεργασία στους 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min)
και απόψυξη στο νερό..... 55

5.5 Θερμική κατεργασία στους 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1- 3 - 30 min)
και απόψυξη στο νερό..... 61

5.6 Θερμική κατεργασία στους 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min)
και απόψυξη στο νερό..... 67

5.7 Θερμική κατεργασία στους 800 ° C (15 min)- 400 ° C (1- 3 - 30 min)
και απόψυξη στο νερό..... 73

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6 . ΣΥΓΚΡΙΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ 79

6.1 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με
750 ° C (15 min)- 400 ° C (1min)..... 79

6.2 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με
775 ° C (15 min)- 400 ° C (1min)..... 81

6.3 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με
800 ° C (15 min)- 400 ° C (1min)..... 83

6.4 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με
775 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) και με 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1min). ... 85

6.5 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 750 ° C (15 min)- 400 ° C (1min) με
775 ° C (15 min)- 400 ° C (1min) και με 800 ° C (15 min)- 400 ° C (1min). ... 88

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 7 . ΣΥΜΕΡΑΣΜΑΤΑ..... 91

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 8 . ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ	93
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ - ΑΝΑΦΟΡΕΣ	94
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Α	97
ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Β	104

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ ΕΙΚΟΝΩΝ

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3:

εικόνα 3 1: Σχηματική αναπαράσταση του κόστους συναρτήσει της εξοικονόμησης μάζας.....	7
εικόνα 3 2: Αντοχή εφελκυσμού και ολική επιμήκυνση των χαλύβων TRIP σε σύγκριση με άλλες κατηγορίες χαλύβων υψηλής αντοχής.	8
εικόνα 3 3: Πλευρικές μπάρες ασφαλείας από χάλυβα DP.....	9
εικόνα 3 4: σχηματική μικροδομή χάλυβα TRIP.....	10
εικόνα 3 5: Σύγκριση της αντοχής σε εφελκυσμό των χαλύβων HSLA, DP, TRIP.....	10
εικόνα 3.6: Σχηματικό διάγραμμα απλής καμπύλης C από δύο αλληλοκαλυπτόμενες καμπύλες για τον περλίτη και τον μπαινίτη.....	17
εικόνα 3.7: Σχηματικό διάγραμμα του ανώτερου μπαινιτικού μετασχηματισμού σε χάλυβα χαμηλής κραμάτωσης, που παριστάνει την φύτρωση φερριτικών πλακιδίων και την ακόλουθη κατακρήμνιση καρβιδίου στην διεπιφάνεια φερρίτη-ωστενίτη. Τα διαφορετικά πλακίδια ονοματίζονται K-Si και K-S2, ώστε να παρασταθούν δύο διαφορετικές σχέσεις προσανατολισμού Kurdjumov-Sachs μεταξύ φερρίτη και μητρικού ωστενίτη.....	19
εικόνα 3.8: Μαρτενσίτης σε βαμένο χάλυβα με 1.2%κβ C (χ500).....	24

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4:

4. 1: Σχηματική αναπαράσταση θερμικών κατεργασιών για την παραγωγή χάλυβα TRIP.....	32
---	----

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5:

εικόνα 5. 1: Δοκίμιο χάλυβα TRIP700 στην αρχική του κατάσταση μετά από προσβολή με διάλυμα Nital 2% μικροδομή σε οπτικό μικροσκόπιο	40
---	----

εικόνα 5. 2: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP 700 στην αρχική του κατάσταση.	41
--	----

εικόνα 5. 3: Ερμηνευτικό διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP700 στην αρχική του κατάσταση.....	42
--	----

εικόνα 5. 4: Οπτικό Μικροσκόπιο Θερμική Κατεργασία :750 °C (15 min) - 350 °C (1 min)	43
---	----

εικόνα 5. 5: Οπτικό Μικροσκόπιο Θερμική Κατεργασία :750 °C (15 min) - 350 °C (3 min)	44
---	----

εικόνα 5. 6: Οπτικό Μικροσκόπιο Θερμική Κατεργασία : 750 °C (15 min) - 350 °C (30 min).	44
---	----

εικόνα 5. 7: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 750 °C (15 min) -350 °C (1 min), (β) 750 °C (15 min) -350 °C (3 min),(γ) 750 °C (15 min) - 350 °C (30 min).....	46
--	----

εικόνα 5. 8: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).	47
εικόνα 5. 9: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).	48
εικόνα 5. 10: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (1 min).	49
εικόνα 5 11: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (3 min).	50
εικόνα 5. 12: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (30 min).	50
εικόνα 5. 13: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 750 °C (15 min) -400 °C (1 min), (β) 750 °C (15 min) -400 °C (3 min),(γ) 750 °C (15 min) -400 °C (30 min).....	52
εικόνα 5. 14: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).	53
εικόνα 5. 15: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).....	54
εικόνα 5. 16: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 °C (15 min)- 350 °C (1 min).....	55
εικόνα 5. 17: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 °C (15 min)- 350 °C (3 min).....	56

εικόνα 5. 18: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (30 min).....	56
εικόνα 5 19: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 775 ° C (15 min) -350 ° C (1 min), (β) 775 ° C (15 min) -350 ° C (3 min),(γ) 775 ° C (15 min) -350 ° C (30 min).....	58
εικόνα 5. 20: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1, 3, 30 min).....	59
εικόνα 5. 21: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1, 3, 30 min).....	60
εικόνα 5. 22: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1 min).....	61
εικόνα 5. 23: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (3 min).....	62
εικόνα 5. 24: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (30 min).....	63
εικόνα 5. 25: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 775 ° C (15 min) - 400 ° C (1 min), (β) 775 ° C (15 min) - 400 ° C (3 min), (γ) 775 ° C (15 min) - 400 ° C (30 min).....	64
εικόνα 5. 26: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1, 3, 30 min).....	65

εικόνα 5. 27: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 775 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).....	66
εικόνα 5. 28: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (1 min).	67
εικόνα 5. 29: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (3 min).	68
εικόνα 5. 30: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (30 min).	68
εικόνα 5. 31: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 800 °C (15 min) - 350 °C (1 min), (β) 800 °C (15 min) - 350 °C (3 min),(γ) 800 °C (15 min) - 350 °C (30 min).....	70
εικόνα 5. 32: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).	71
εικόνα 5. 33: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).....	72
εικόνα 5. 34: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (1 min).	73
εικόνα 5. 35: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (3 min).	74
εικόνα 5. 36: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (30 min).	74

εικόνα 5. 37: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 800 °C (15 min) - 400 °C (1 min), (β) 800 °C (15 min) - 400 °C (3 min), (γ) 800 °C (15 min) - 400 °C (30 min).76

εικόνα 5. 38: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).77

εικόνα 5. 39: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).....78

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6:

εικόνα 6. 1: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 750 °C (15 min)- 350 °C (1min) με 750 °C (15 min)- 400 °C (1 min).79

εικόνα 6. 2: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 750⁰C (15min)-350⁰C (1min).....80

εικόνα 6. 3 : Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 750⁰C (15min)-400⁰C (1min).....80

εικόνα 6. 4: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 775 °C (15 min)- 350 °C (1min) με 775 °C (15 min)- 400 °C (1 min).81

εικόνα 6. 5: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 775⁰C (15min)-350⁰C (1min).....82

εικόνα 6. 6: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 775 ⁰ C (15min)-400 ⁰ C (1min).....	82
εικόνα 6. 7: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 800 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1min) με 800 ⁰ C (15 min)- 400 ⁰ C (1 min).	83
εικόνα 6. 8: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 800 ⁰ C (15min)-350 ⁰ C (1min).....	84
εικόνα 6. 9: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 800 ⁰ C (15min)-400 ⁰ C (1min).....	84
εικόνα 6. 10: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 750 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1min) με 775 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1 min) και με 800 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1min).	85
εικόνα 6. 11 : Μικρογραφίες SEM του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες (α)750 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1min) (β) 775 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1 min) και (γ) 800 ⁰ C (15 min)- 350 ⁰ C (1min).....	86
εικόνα 6. 11 : Συγκριτικό διάγραμμα σκληρότητας των θερμικών κατεργασιων	87
εικόνα 6. 13: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 750 ⁰ C (15 min)- 400 ⁰ C (1min) με 775 ⁰ C (15 min)- 400 ⁰ C (1 min) και με 800 ⁰ C (15 min)- 400 ⁰ C (1min).	88

εικόνα 6. 14: Μικρογραφίες SEM του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες (α)750 ° C (15 min)- 400 ° C (1min) (β) 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1 min) και (γ) 800 ° C (15 min)- 400 ° C (1min).....89

εικόνα 6. 15 : Συγκριτικό διάγραμμα σκληρότητας των θερμικών κατεργασιων90

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

1.1 Ιστορική αναδρομή

Η εφαρμογή των προηγμένων χαλύβων, όπως οι υψηλής αντοχής χάλυβες και TRIP χάλυβες, αυξάνεται συνεχώς, με γνώμονα από τον άριστο συνδυασμό της αντοχής και της ολκιμότητας που διαθέτουν αυτά τα υλικά. Οι αξιοσημείωτες μηχανικές ιδιότητες των υλικών αυτών σε επίπεδο μηχανικής μπορεί να συνδέονται με τη συμπεριφορά της σύνθετης μικροδομής τους, που προκύπτει από την αλληλεπίδραση μεταξύ των πλαστικών παραμορφώσεων των φάσεων και του μετασχηματισμού της φάσης του ωστενίτη σε μαρτενσίτη κατά τη διάρκεια της θερμομηχανικής φόρτισης.

Για να επιτευχθούν οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες αυτών των χαλύβων μέσω της θερμομηχανικής επεξεργασίας, μια περιγραφή των χαρακτηριστικών του υλικού κατά την διαδικασία της παραμόρφωσης είναι ουσιαστικής σημασίας. Παρά το γεγονός ότι η εξήγηση του μηχανισμού του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού εξαιτίας της μεταβολής της ελεύθερης ενέργειας, που προκαλείται από μεταβολές της θερμοκρασίας, είναι ο πλέον καθιερωμένος (Nishiyama, 1971, Wayman και Bhadeshia, 1996), η γνώση σχετικά με την αλληλεπίδραση του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού με την πλαστική παραμόρφωση κατά τη διάρκεια της θερμομηχανικής φόρτισης και της σχέσης με τα περιεχόμενα κράματα και την επεξεργασία που δέχονται οι χάλυβες δεν είναι ακόμα ποσοτικά κατανοητή. Μια επιπλέον πρόκληση για την πρόβλεψη της μηχανικής συμπεριφοράς των υλικών αυτών σε επίπεδο μηχανικής παρουσιάζεται από την ισχυρή εξάρτηση του μετασχηματισμού και των σχετικών μικροδομών σε σχέση με την κατάσταση πίεσης, διαταραχών και γενικά ολόκληρη την θερμομηχανική ιστορία τους. (1)

Τις τελευταίες δεκαετίες, διάφορες προσεγγίσεις για την μοντελοποίηση της φάσης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού και άλλων σχετικών πλαστικών παραμορφώσεων έχουν αναπτυχθεί, αρχίζοντας από το πρωτοποριακό έργο των Patel και Cohen (1953), Greenwood και Johnson (1965), Olson και Cohen (1975). Στη συνέχεια αναπτύχθηκε ένας τεράστιος αριθμός διάφορων

μοντέλων, αναφορικά μερικά από αυτά είναι τα ακόλουθα μοντέλα που παρουσιάστηκαν από τους Leblond et al. (1986a, b), Fischer (1990, 1992), Stringfellow et al. (1992), Bhattacharyya και Weng (1994), Diani et al. (1995, 1998), Cherkaoui et al. (1998), Cherkaoui et al. (2000), Govindjee και Miehe (2001), Παπατριανταφύλλου et al. (2006).

Τα μοντέλα αυτά, εν μέρει στην φαινομενολογική τους φύση, είχαν ως στόχο να προσδώσουν αποτελέσματα σχετικά με τις μηχανικές ιδιότητες (μακροσκοπικά), ενώ ταυτόχρονα ορισμένα ανέπτυξαν μορφές μικροδομής συνήθως μέσω αναλυτικών ομοιογενοποιήσεων ή στατιστικών τεχνικών των μέσων όρων.

Μια άλλη μεγάλη κατηγορία μοντέλων μαρτενσίτικου μετασχηματισμού η οποία επικεντρώνεται στην λεπτομερή μικροσκοπική μοντελοποίηση των φαινομένων που τα διέπουν, παρουσιάζεται στις μελέτες των Marketz και Fischer (1994a, b, 1995), Fischer και Reisner (1998), Reisner et al. (1998), Levitas (1998, 2002), Levitas et al. (1998, 2002), Idesman et al. (1999), μεταξύ άλλων. (2) Το θεωρητικό πλαίσιο για τα μοντέλα αυτά έχει προέλθει από τη θερμοδυναμική κίνηση διεπαφής σε ελαστο-πλαστικά υλικά. Η φυλλοειδής ανάπτυξη του μαρτενσίτη από ένα πυρήνα έχει διαμορφωθεί ρητά, επιτρέποντας μια λεπτομερή διερεύνηση της αλληλεπίδρασης μεταξύ του μετασχηματισμού και της πλαστικής παραμόρφωση στη μικρή κλίμακα, καθώς και μια καλύτερη κατανόηση του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού και των τοπικών φαινομένων πλαστικοποίησης.

Τα τελευταία χρόνια, σε ένα μεγάλο αριθμό προσεγγίσεων μοντελοποίησης δόθηκε ιδιαίτερη προσοχή, λόγω της αυξανόμενης τεχνολογικής δύναμης. Σε πρώτο στάδιο οι σχετικές μορφές μικροδομής μοντελοποιήθηκαν λεπτομερώς και στη συνέχεια αναβαθμίστηκαν μέσω κατάλληλης τεχνικής ομογενοποίησης. Τέτοιες μορφές μοντέλων συνήθως επιτρέπουν τη συστηματική μελέτη της σχέσης δομής- ιδιοτήτων. Στο πλαίσιο των μαρτενσιτικών μετασχηματισμών, πραγματοποιήθηκαν ορισμένες πρόσφατες μελέτες από τους Aubry et al. (2003) (3), Turteltaub και Suiker (2005, 2006), αν και περιορίζονται μόνο σε θερμοελαστικό μετασχηματισμό. Οι πολλαπλές σχέσεις δομής-ιδιοτήτων που προκύπτουν από την αλληλεπίδραση μεταξύ του μετασχηματισμού εκ παραμορφώσεως και της μακροσκοπικής συμπεριφοράς του υλικού έχουν

λάβει τη λιγότερη προσοχή στην βιβλιογραφία, εκτός ίσως από το μοντέλο του al Cherkaoui et. (1998, 2000). Ο Iwamoto (2004) παρουσίασε ένα μοντέλο βασισμένο στην θερμοελαστική πλαστικοποίηση μιας κυψελίδας αναλύοντας το μετασχηματισμό ελλειψοειδούς μαρτενσίτη μέσα σε μία μήτρα ωστενίτη, χρησιμοποιώντας την ασυμπτωτική θεωρία της ομογενοποίησης. Αυτό το μοντέλο απέδωσε πολύτιμες πληροφορίες σχετικά με την αλληλεπίδραση μεταξύ του μετασχηματισμού της πλαστικής παραμόρφωσης των φάσεων και της λανθάνουσας θερμότητας καθώς και την επίδραση στην συμπεριφορά του. (4)

Όσον αφορά το ρόλο του παραμένοντος ωστενίτη, στην ολκιμότητα των χαλύβων χαμηλής κραμάτωσης, υπάρχουν στην βιβλιογραφία αντιφατικές ιδέες. Ο Furukawa (5) έδειξε ότι η ολκιμότητα στους διφασικούς χάλυβες που περιέχουν παραμένον ωστενίτη που δημιουργήθηκε με ενδοκρίσιμη επαναφορά αυξήθηκε από 2-9% όταν οι χάλυβες ψύχθηκαν από την ενδοκρίσιμη θερμοκρασία επαναφοράς σε διαδοχικά χαμηλότερες θερμοκρασίες και στο τέλος υπέστησαν βαφή. Παρατήρησε μια αύξηση στην ολκιμότητα την οποία απέδωσε στην αυξημένη ποσότητα παραμένοντος ωστενίτη. Ομοίως οι Marder, Rigsbee και Vander Arend (6) καθώς επίσης και οι Rashid και Rao (7) έδειξαν πως υπάρχει στενή σχέση μεταξύ του ποσοστού του παραμένοντος ωστενίτη και της ολκιμότητας των διφασικών χαλύβων. Αντίθετα ο Eldis (8) δεν βρήκε σύνδεση μεταξύ της ποσότητας του παραμένοντος ωστενίτη και της ολκιμότητας στα πειράματα που πραγματοποίησε σε διφασικούς χάλυβες. Υποστηρίζει ότι εξαιτίας του γεγονότος ότι ο παραμένον ωστενίτης μετασχηματίζεται στα πρώτα στάδια της πλαστικής παραμόρφωσης δεν μπορεί να επηρεάσει την έναρξη λαιμού στις δοκιμές εφελκυσμού, ο οποίος σχηματίζεται αργότερα κατά την διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης. Οι Speich και Miller (9) αγνόησαν επίσης την επιρροή του παραμένοντος ωστενίτη στην ολκιμότητα εξαιτίας του μικρού ποσοστού που υπήρχε στα δοκίμιά τους. Ως κριτήριο της σταθερότητας του παραμένοντα ωστενίτη υιοθετήθηκε από τους Olson και Brandt (10) η θερμοκρασία M_s - Οι μηχανισμοί που προσδίδουν σταθερότητα στον ωστενίτη, σύμφωνα με έρευνα του Χαϊδεμενόπουλου, εξαρτώνται από τους εξής παράγοντες:

- Τη χημική σύσταση των νησίδων του ωστενίτη
- Το μέγεθος νησίδων του ωστενίτη
- Το όριο διαρροής του διεσπαρμένου υπολειπόμενου ωστενίτη

Ανάλογα με τα κραματικά στοιχεία και την ποσότητα που περιέχονται στον ωστενίτη, υπάρχει μεταβολή της χημικής συνεισφοράς στην κινητήρα δύναμη για μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Το μέγεθος των σωματιδίων του ωστενίτη επηρεάζει την πιθανότητα να βρεθεί μια θέση πυρήνωσης από την οποία θα ξεκινήσει ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός. Η εντατική κατάσταση στην οποία βρίσκεται το υλικό επηρεάζει την πορεία του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού. Δηλαδή, επειδή ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός συνοδεύεται από διόγκωση του πλέγματος, αυτό έχει ως αποτέλεσμα ανάλογα με την εντατική κατάσταση στην οποία βρίσκεται το υλικό (εφελκυσμός, θλίψη κλπ.) ο μετασχηματισμός να ευνοείται ή να εμποδίζεται από τις μηχανικές τάσεις. (11)

Ο Takechi (12) βρήκε πως η σταθερότητα του ωστενίτη ήταν ευαίσθητη στο χρόνο ισόθερμου μετασχηματισμού. Η περιεκτικότητα σε άνθρακα του ωστενίτη, αρχικά αυξάνεται λόγω της απόρριψης άνθρακα από τον μπαινίτη, αλλά στο τέλος ελαττώνεται λόγω της κατακρήμνισης καρβιδίων. Μελέτησε επίσης την επιρροή του Mn και του Si στον παραμένοντος ωστενίτη και παρατήρησε πως ή ενδοκρίσιμη επαναφορά ακολουθούμενη από μπαινιτικό μετασχηματισμό, παράγει σημαντική ποσότητα παραμένοντος ωστενίτη.

Τελευταία οι Χαϊδεμενόπουλος και Παπαδημητρίου (13) μελέτησαν τη σχέση του ποσοστού του παραμένοντος ωστενίτη με τις μηχανικές ιδιότητες, σε χαμηλά κραματωμένους χάλυβες TRIP.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ2

ΣΤΟΧΟΙ – ΣΚΟΠΟΣ

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής είναι :

- Η τροποποίηση της μικροδομής χάλυβα τύπου TRIP 700 μέσω κατάλληλων θερμικών κατεργασιών
- Ο πλήρης χαρακτηρισμός των παραγομένων μικροδομών με τη βοήθεια οπτικού μικροσκοπίου, XRD, ηλεκτρονικής μικροσκοπίας SEM.
- Ο συσχετισμός των μικροδομών με τις αντίστοιχες μηχανικές ιδιότητες μέσω της μέτρησης της σκληρότητας
- Η σύγκριση των παραγόμενων μικροδομών μεταξύ τους

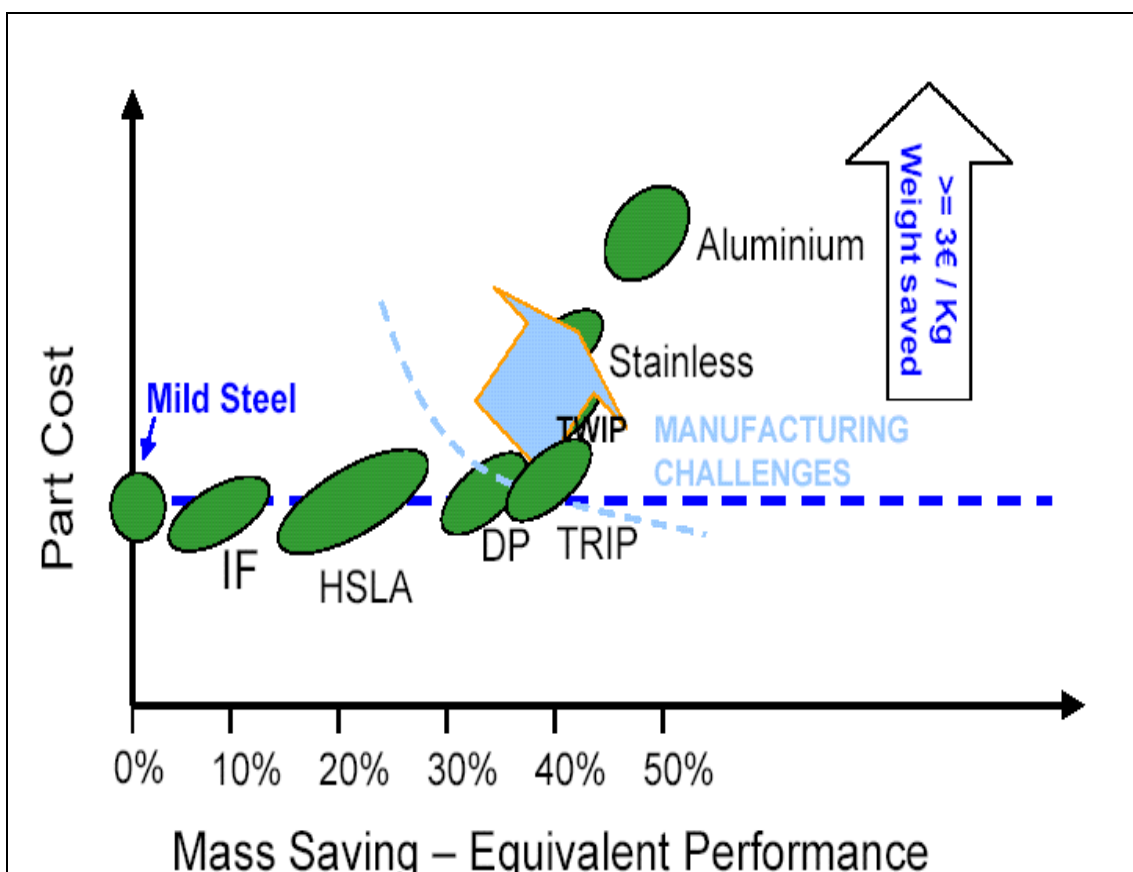
ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3

ΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ TRIP ΓΕΝΙΚΑ

3.1 Τεχνολογικές εξελίξεις στους χάλυβες της αυτοκινητοβιομηχανίας - αφορμή δημιουργίας χαλύβων TRIP.

Τα τελευταία χρόνια τα αυτοκίνητα παίζουν έναν πολύ σημαντικό ρόλο στην ζωή μας με αποτέλεσμα να δημιουργείται η ανάγκη μείωσης του κόστους παραγωγής τους. Ταυτόχρονα επιζητούνται λύσεις με σκοπό τη μείωση του κόστους των καυσίμων και τη βελτίωση της ασφάλειας. (14)

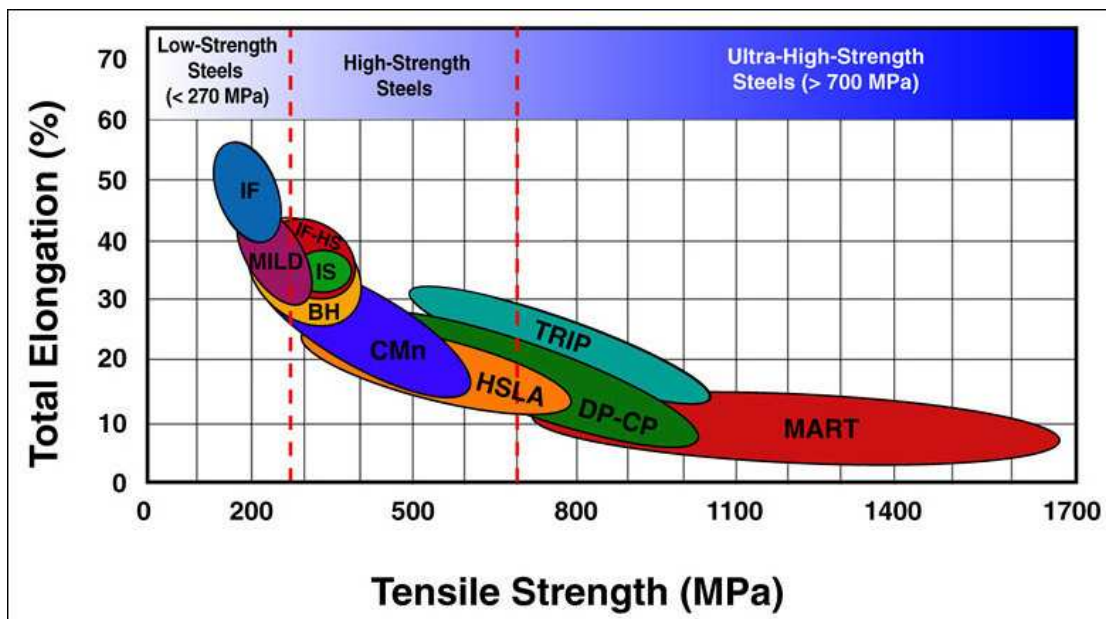
Η αυτοκινητοβιομηχανία σήμερα δραστηριοποιείται μέσα σε ένα πλαίσιο περιορισμών, όπως χαμηλότερη περιβαλλοντική επιβάρυνση, χαμηλότερη κατανάλωση καυσίμων καθώς και ανάπτυξη ελαφρότερων οχημάτων. Αυτό έχει σαν συνέπεια την ανάγκη ανάπτυξης προηγμένων υλικών. Στον τομέα των υλικών, για παράδειγμα, ο χάλυβας είναι ένα πολύ σταθερό προϊόν από την πρώτη σημαντική χρήση του στα οχήματα, περίπου το 1915, μέχρι περίπου το έτος 2000 και είναι γνωστό πως αποτελεί το 65% του βάρους ενός επιβατηγού αυτοκινήτου. Γίνεται συνεπώς αντιληπτό ότι οποιαδήποτε βελτίωση στις ποιότητες των χαλύβων, θα έχει μια δραματική επιρροή όσον αφορά την ικανοποίηση των περιορισμών της αυτοκινητοβιομηχανίας. Οι χαλυβουργίες, τα τελευταία 20 χρόνια έχουν δημιουργήσει νέες κατηγορίες χαλύβων, όπως οι χάλυβες υψηλής αντοχής και χαμηλής κραμάτωσης (HSLA) καθώς και οι χάλυβες υψηλής αντοχής χωρίς στοιχεία παρεμβολής (Interstitial Free High Strength Steels, IF-HS) και οι διφασικοί χάλυβες (Dual-Phase Steels, DP). (11)



Εικόνα3 1: Σχηματική αναπαράσταση του κόστους συναρτήσει της εξοικονόμησης μάζας.

Η παγκόσμια βιομηχανία αυτοκινήτων, από το 2000, έχει εισάγει σημαντικές βελτιώσεις στους χάλυβες και ειδικότερα με την εφαρμογή των προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής (AHSS) που περιλαμβάνουν τους διφασικούς χάλυβες (DP) και τους χάλυβες αυξημένης πλαστικότητας (TRIP). (15)

Παρολ'αυτά, η εισαγωγή νέων κραμάτων αλουμινίου στην κατασκευή του πλαισίου του αυτοκινήτου, οδηγεί στην περαιτέρω εξέλιξη των χάλυβων. Μια περαιτέρω κατηγορία χάλυβων λοιπόν είναι οι χάλυβες TRIP, όπως προαναφέρθηκε. (15), (11)



εικόνα 3 2: Αντοχή εφελκυσμού και ολική επιμήκυνση των χαλύβων TRIP σε σύγκριση με άλλες κατηγορίες χαλύβων υψηλής αντοχής.

Από την εικόνα 3.1 παρατηρούμε ότι οι μηχανικές ιδιότητες των χαλύβων TRIP διαφέρουν κατά πολύ από εκείνες των συνηθισμένων χαλύβων υψηλής αντοχής όπως οι χάλυβες HSLA, IF και DP. (11)

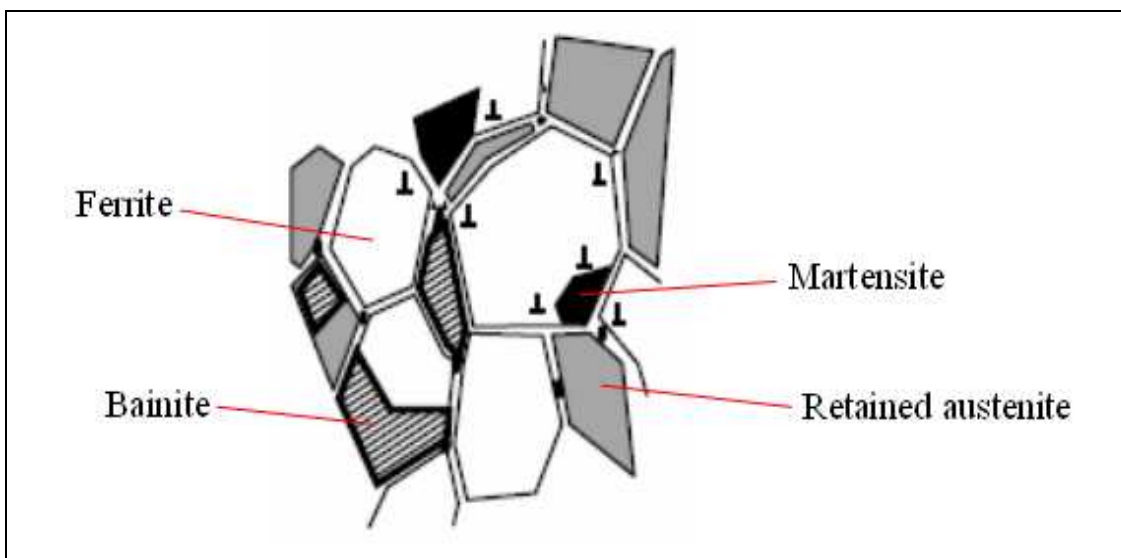
Οι χάλυβες HSLA οφείλουν την αντοχή τους στη σκλήρωση με κατακρήμνιση αλλά κυρίως στην βελτίωση των ιδιοτήτων τους μέσω της εκλέπτυνσης των κόκκων, παρουσιάζοντας με αυτό τον τρόπο έναν αρκετά καλό συνδυασμό αντοχής και επιμήκυνσης. Αντίθετως, οι διφασικοί χάλυβες (DP steels) οφείλουν την αντοχή τους στο γεγονός ότι αποτελούνται από μια μικροδομή δύο φάσεων (70-95% φερρίτης και 5-30% μαρτενσίτης) με διαφορετική σκληρότητα και συμπεριφορά κατά την πλαστική παραμόρφωση. Αρχίζοντας λοιπόν από ένα χαμηλό όριο διαρροής που οφείλεται στη μαλακή και όλκιμη φάση δηλ. τον φερρίτη, συνεχίζουν να παραμορφώνονται ομοιόμορφα μέχρι να φτάσουν σε υψηλές τιμές αντοχής εφελκυσμού και παραμόρφωσης, χάρη στον υψηλό βαθμό ενδοτράχυνσης που δίδει ο μαρτενσίτης (μη πλαστικά παραμορφώσιμη φάση). Οι χάλυβες χωρίς στοιχεία παρεμβολής, highstrength interstitial free steels-IF-HS steels, οφείλουν την αντοχή τους αλλά και την υψηλή διαμορφωσιμότητά τους στη σκλήρωση με κατακρήμνιση καρβιδίων και νιτριδίων. (11), (16)

Την καλύτερη διαμορφωσιμότητα σήμερα, παρουσιάζουν οι χάλυβες IF-HS, αλλά η αντοχή τους είναι σε πολύ χαμηλά επίπεδα συγκρίνοντάς την με τις προηγούμενες κατηγορίες με αποτέλεσμα να μην μπορούν να χρησιμοποιηθούν από την βιομηχανία αυτοκινήτου. Στον αντίποδα, οι διφασικοί χάλυβες παρουσιάζουν ένα καλύτερο συνδυασμό αντοχής και ολκιμότητας και γι' αυτό το λόγο χρησιμοποιούνται από την αυτοκινητοβιομηχανία για την κατασκευή των πλευρικών μπαρών ασφαλείας στις πόρτες και στην κατασκευή των ζαντών (εικόνα 3.2). (11)



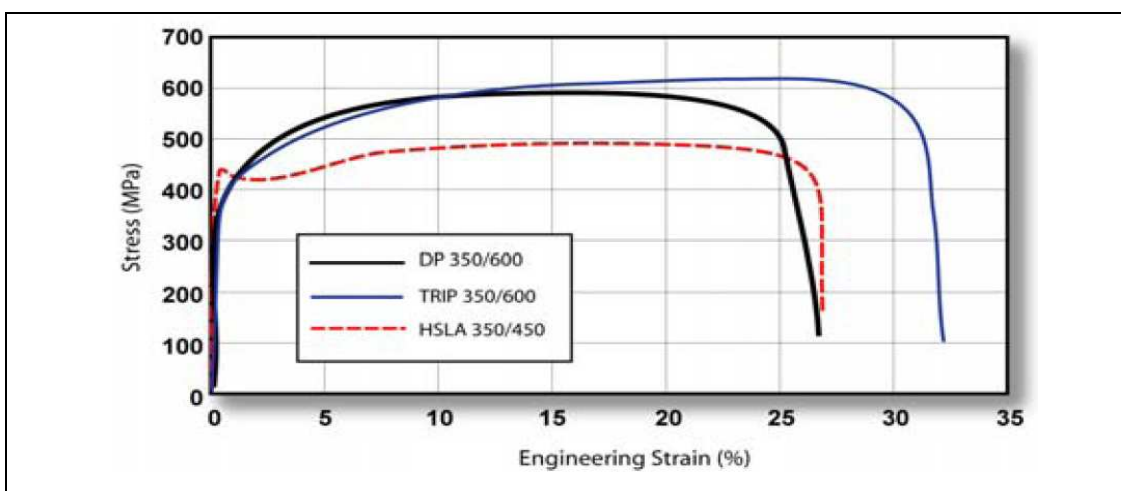
εικόνα 3 3: Πλευρικές μπάρες ασφαλείας από χάλυβα DP

Οι χάλυβες TRIP όμως, προσφέρουν έναν πολύ καλύτερο συνδυασμό ολκιμότητας και αντοχής σε εφελκυσμό που οφείλεται στην πλαστικότητα μετασχηματισμού του υπολειπόμενου ωστενίτη, σε μαρτενσίτη, κάνοντας έτσι τους χάλυβες αυτούς ιδιαίτερα ελκυστικούς σε εφαρμογές ψυχρής διαμόρφωσης όπως π.χ. η βαθιά κοίλανση .(11)



εικόνα 3 4: σχηματική μικροδομή χάλυβα TRIP

Οι χάλυβες TRIP οι οποίοι έχουν αντοχή μεγαλύτερη από 600MPa είναι περισσότερο διαμορφώσιμοι εξαιτίας του φαινομένου TRIP. Σύμφωνα με αυτό το φαινόμενο ο μετασταθής ωστενίτης που υπάρχει σε θερμοκρασία δωματίου μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη κατά την ψυχρή διαμόρφωση. (17)



εικόνα 3 5: Σύγκριση της αντοχής σε εφελκυσμό των χάλυβων HSLA, DP, TRIP

3.2 Χάλυβες TRIP

Η μικροδομή των χαλύβων τύπου TRIP αποτελείται από υπολειπόμενο ωστενίτη ενσωματωμένο σε μια αρχική μήτρα φερρίτη. Οι σκληρές φάσεις, όπως ο μαρτενσίτης και ο μπαινίτης υπάρχουν σε διάφορα ποσοστά. Οι χάλυβες TRIP έχουν μεγαλύτερη διαμορφωσιμότητα σε σχέση με τους διφασικούς χάλυβες οι οποίοι περιέχουν αρχικά φερρίτη και μαρτενσίτη. (15)

Ο χάλυβας TRIP αρχικά έχει ένα χαμηλό ποσοστό σκληρών φάσεων σε σχέση με τον χάλυβα DP. (16) Οι TRIP χάλυβες χρησιμοποιούν υψηλότερα ποσοστά προσθήκης άνθρακα σε σχέση με τους διφασικούς χάλυβες με σκοπό να μειώσουν τη θερμοκρασία στην οποία ξεκινάει να μετασχηματίζεται ο μαρτενσίτης χαμηλότερα από τη θερμοκρασία που διαμορφώνεται η φάση του υπολειπόμενου ωστενίτη. Κατά τη διάρκεια του μπαινιτικού μετασχηματισμού η κατακρήμνιση των καρβιδίων πρέπει να αποφεύγεται. Το πυρίτιο και το αλουμίνιο χρησιμοποιούνται για να αποφευχθεί η κατακρήμνιση των καρβιδίων στην μπαινιτική περιοχή. (16)

Το επίπεδο παραμόρφωσης στο οποίο ο υπολειπόμενος ωστενίτης αρχίζει να μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη μπορεί να υπολογιστεί με τη ρύθμιση της περιεκτικότητας σε άνθρακα. Σε χαμηλότερες περιεκτικότητες σε άνθρακα, ο παραμένων ωστενίτης αρχίζει να μετασχηματίζεται σχεδόν αμέσως κατά την παραμόρφωση, αυξάνοντας το βαθμό ενδοτράχυνσης και τη διαμορφωσιμότητα κατά τη διάρκεια της διαδικασίας διαμόρφωσης. Σε υψηλότερες περιεκτικότητες σε άνθρακα, ο υπολειπόμενος ωστενίτης είναι πιο σταθερός και ξεκινά να μετασχηματίζεται σε επίπεδα παραμόρφωσης πέραν από εκείνα που παράγονται κατά τη διάρκεια της διαμόρφωσης. Σε αυτές τις περιεκτικότητες άνθρακα ο υπολειπόμενος ωστενίτης παραμένει σταθερός έως το τελικό μέρος, μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη κατά τη διάρκεια κάποιας επόμενης παραμόρφωσης, όπως κατά τη διάρκεια σύγκρουσης. (16)

Επομένως οι χάλυβες TRIP μπορούν να κατασκευαστούν ή να προσαρμοστούν με σκοπό να εξασφαλίζουν εξαιρετική διαμορφωσιμότητα για την κατασκευή σύνθετων μερών των προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής ή να αναδείξουν υψηλή ενδοτράχυνση κατά τη διάρκεια κάποιας παραμόρφωσης ή να παρέχουν άριστη ενεργειακή απορρόφηση σε περίπτωση σύγκρουσης. (16)

3.2.1 Φαινόμενο TRIP

Οι πολυφασικοί ανθρακούχοι χάλυβες που υφίστανται πλαστική παραμόρφωση λόγω του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού έχουν λάβει την ιδιαίτερη προσοχή λόγω ενός ευνοϊκού συνδυασμού του ορίου διαρροής, της πλαστικότητας και του κόστους κατασκευής. Η βελτιωμένη απόδοση αυτής της τάξης των υψηλής αντοχής πολυφασικών χαλύβων, που συχνά αναφέρονται από τα αρχικά τους "TRIP -χάλυβες" ή χάλυβες πλαστικοποίησης εκ παραμορφώσεως (Transformation Induced- Plasticity steels), έχει αποδοθεί με την παρουσία του ωστενίτη στην αρχική μικροδομή. Όταν υποβάλλεται σε μηχανικές τάσεις, ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη. Για να εξομαλυνθεί η παραμόρφωση που δημιουργείται κατά το μετασχηματισμό των φάσεων, οι περιοχές που περιβάλλουν το μετασχηματισμένο υλικό παραμορφώνονται πλαστικά. Αυτό το φαινόμενο αναφέρεται συνήθως ως το φαινόμενο-TRIP. Τα τυπικά υλικά που παρουσιάζουν αυτό το φαινόμενο περιλαμβάνουν ωστενιτικά σιδηρούχα κράματα όπως $Fe-Ni-C$ και $Fe-Mn-C$, καθώς επίσης και μια ειδική τάξη πολυφασικών ανθρακούχων χαλύβων που περιέχουν αρχικά φερρίτη και μια διασκορπισμένη ανάπτυξη ωστενίτη, μαρτενσίτη και μπαινίτη. (18)

3.2.2 Μέθοδος επεξεργασίας χάλυβα TRIP

Όλος ο διαμορφωμένος υπό μορφή ελάσματος κατά την ψυχρή διαμόρφωση χάλυβας πρέπει να ανακρυσταλλωθεί με ενδοκρίσημη ανόπτηση, έτσι ώστε να επιτευχθεί η καλή διαμορφωσιμότητα. Το πρόγραμμα θερμικής κατεργασίας για τους χάλυβες TRIP είναι σύνθετο και είναι επίσης εφικτό μόνο σε συνεχή γραμμή επαναφοράς, η οποία θα πρέπει να περιλαμβάνει ένα τμήμα υπεργήρανσης. Χαρακτηριστικά, η πρώτη θερμική επεξεργασία θα πρέπει να πραγματοποιείται στην ενδοκρίσημη θερμοκρασιακή περιοχή οδηγώντας σε μια μικροδομή που θα περιέχει περίπου 50 % φερρίτη και 50 % ωστενίτη.

Μια γρήγορη απόψυξη μετά την ενδοκρίσημη ανόπτηση βοηθάει στην αποφυγή οποιουδήποτε σχηματισμού φερρίτη και ο τελικός μετασχηματισμός πραγματοποιείται ισοθερμοκρασιακά στη μπαινιτική περιοχή (δεύτερη θερμική κατεργασία). Κατά τη διάρκεια του μπαινιτικού σχηματισμού, ο άνθρακας ανακατανέμεται στις νησίδες ωστενίτη, οι οποίες τελικά εμπλουτίζονται σε ένα επίπεδο περισσότερο από 1% κ.β. άνθρακα. Ο ωστενίτης με τόσο υψηλά επίπεδα άνθρακα είναι σταθερός σε θερμοκρασία δωματίου.(19)

Ενώ η χημική σύσταση του διφασικού χάλυβα είναι παρόμοια με αυτήν ενός συμβατικού HSLA χάλυβα, οι χάλυβες TRIP έχουν υψηλότερο άνθρακα (περίπου Q.2Q κ.β %) ενώ έχουν και σημαντικές προσθήκες μαγγανίου και πυριτίου, οι οποίες ενισχύουν την παραμόρφωση του σταθεροποιημένου υπολειπόμενου ωστενίτη. (19)

3.3 Η ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ ΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ TRIP

Υπό ιδανικές συνθήκες οι χάλυβες TRIP θα πρέπει να αποτελούνται μόνο τρεις φάσεις: φερρίτη, μπαινίτη και υπολειπόμενο ωστενίτη. Η μικροδομή εντούτοις περιέχει συχνά δευτερεύουσες ποσότητες καρβιδίων και, ανάλογα με τη χημική σύνθεση και μαρτενσίτη.

Η παρουσία μαρτενσίτη και καρβιδίων στη μικροδομή υπονοούν επίσης ότι είναι δύσκολο να προσδιοριστεί η ακριβής περιεκτικότητα σε άνθρακα της φάσης. Αυτό είναι θεμελιώδους σημασίας αφού οι περισσότερες ιδιότητες των χαλύβων TRIP εξαρτώνται αυστηρά από την περιεκτικότητα του C σε κάθε φάση.

3.3.1 Φερρίτης

Στη θερμοκρασία του περιβάλλοντος, η κρυσταλλική δομή του φερρίτη είναι χωροκεντρωμένη κυβική. Η μορφή αυτή ονομάζεται σίδηρος «α». Στους 20°C, η περιεκτικότητα του σιδήρου «α» σε άνθρακα δεν υπερβαίνει το 0,008%. Το στερεό διάλυμα περιορισμένης περιεκτικότητας σε άνθρακα, του άνθρακα στον σίδηρο το ονομάζουμε φερρίτη. (20)

Ουσιαστικά λοιπόν, ο φερρίτης είναι το στερεό διάλυμα παρεμβολής του C στον Fe-α. Η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στον φερρίτη είναι μόνο 0,025%κ.β., στη θερμοκρασία των 723°C. (21)

3.3.2 Ωστενίτης-υπολειπόμενος ωστενίτης

Ο ωστενίτης είναι ένα στερεό διάλυμα παρεμβολής εδροκεντρωμένης κυβικής μορφής και πιο συγκεκριμένα είναι το στερεό διάλυμα του C στον σίδηρο-γ. Η μέγιστη διαλυτότητα του C στον ωστενίτη είναι περίπου 2,1 %κ. β. θερμοκρασία των 1130°C. (21)

Σε περίπτωση που η θερμοκρασία μετασχηματισμού του μαρτενσίτη (Mf)

βρίσκεται κάτω από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος, πράγμα το οποίο συμβαίνει κυρίως σε χάλυβες με υψηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα ή κραματικά στοιχεία, τότε σε αυτή τη θερμοκρασία του περιβάλλοντος παραμένει μια ποσότητα ωστενίτη η οποία δεν έχει μετασχηματιστεί. Αυτός ο ωστενίτης ονομάζεται υπολειπόμενος ωστενίτης και παρόλο που βρίσκεται σε μια μετασταθή κατάσταση δεν διασπάται εύκολα. (21)

3.3.3 Μπαινίτης

Ο μπαινίτης είναι ένα μικρογραφικό συστατικό το οποίο αποτελείται από στενόμακρα πλακίδια φερρίτη με διεσπαρμένα καρβίδια στο εσωτερικό του ή στα όριά του. Η κινητική του μπαινιτικού μετασχηματισμού δεν έχει ξεκαθαριστεί πλήρως. Η επικρατέστερη άποψη είναι ότι ο μπαινιτικός φερρίτης σχηματίζεται πρώτος από τον ωστενίτη με διάτμηση του πλέγματος, λόγω της μειωμένης διάχυσης των ατόμων του σιδήρου (και των άλλων ατόμων αντικατάστασης). Ο άνθρακας όμως, λόγω του μικρού μεγέθους του ατόμου του εξακολουθεί να έχει αρκετή κινητικότητα και διαχέεται σε σχετικά μικρές αποστάσεις, σχηματίζοντας διάσπαρτα λεπτά καρβίδια μέσα στον μπαινιτικό φερρίτη. Ο μπαινίτης από μικρογραφικής πλευράς χωρίζεται σε ανώτερο και κατώτερο μπαινίτη, όταν η ισοθερμοκρασιακή αντίδραση λαμβάνει χώρα, αντίστοιχα, στην ανώτερη ή κατώτερη θερμοκρασιακή περιοχή της μπαινιτικής περιοχής. Στον μπαινίτη όσο η θερμοκρασία του μετασχηματισμού είναι χαμηλότερη η δομή γίνεται διαρκώς πιο λεπτή. (21), (18).

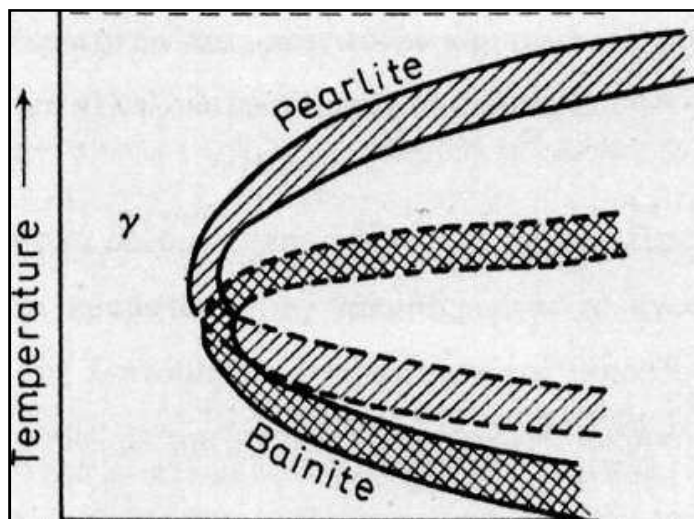
3.3.4 Μαρτενσίτης

Ο μαρτενσίτης είναι μετασταθές μικρογραφικό συστατικό των χαλύβων που προκύπτει όταν ο χάλυβας, αρχικά σε ωστενιτική κατάσταση, αποψυχθεί απότομα κάτω από μια ορισμένη θερμοκρασία η οποία ονομάζεται Ms (θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού). Ο μαρτενσίτης στους χάλυβες είναι μια μετασταθής χωροκεντρωμένη τετραγωνική φάση που

θεωρείται σαν υπερκορεσμένο στερεό διάλυμα του άνθρακα σε χωροκεντρωμένο α-σίδηρο.(22) .Από πλευράς δομής είναι ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα παρεμβολής του άνθρακα σε φερρίτη. Οι κόκκοι του μαρτενσίτη είναι σκληροί και εύθραυστοι οι οποίοι κάτω από , μικροσκόπιο παρουσιάζονται σαν βελόνες.(21)

3.4 ΜΠΑΙΝΙΤΙΚΟΣ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΣ

Ο μπαινίτης παράγεται σε χάλυβες σε θερμοκρασίες χαμηλότερες από αυτές στις οποίες ο περλίτης παύει να αναπτύσσεται και ανώτερες από αυτές στις οποίες σχηματίζεται μαρτενσίτης. Στις καμπύλες TTT κοινών ανθρακούχων χαλύβων, ο μπαινίτης πραγματοποιείται κάτω από την “μύτη” της καμπύλης C. Οι απλές καμπύλες C των κοινών ανθρακούχων χαλύβων είναι το αποτέλεσμα της τυχαίας αλληλοκάλυψης δύο διαφορετικών καμπυλών C, μία για τον περλίτη και μία για τον μπαινίτη, (εικόνα 2.6). (22)



εικόνα 3. 6: Σχηματικό διάγραμμα απλής καμπύλης C από δύο αλληλοκαλυπτόμενες καμπύλες για τον περλίτη και τον μπαινίτη.

Εντελώς μπαινιτικές μορφολογίες μπορούν να ληφθούν με την βαφή του χάλυβα από το πεδίο σταθερότητας του ωστενίτη σε μία θερμοκρασία κατώτερη της μύτης της καμπύλης και επιτρέποντας στο δείγμα να μετασχηματιστεί ισοθερμοκρασιακά. Όταν προστίθενται κραματικά στοιχεία στους χάλυβες, αυτά έχουν το αποτέλεσμα του διαχωρισμού των δύο καμπυλών C σε εντελώς διαφορετικά καθεστώτα μετασχηματισμού.

Τα μικρογραφικά και κινητικά δεδομένα της ανάπτυξης του ανώτερου και κατώτερου μπαινίτη σε κοινούς ανθρακούχους και κραματωμένους χάλυβες, είναι το αντικείμενο πολλών μελετών τα τελευταία χρόνια. Λόγω της λεπτομερούς χαρακτήρα της μικροδομής οι περισσότερες από τις μελέτες έχουν πραγματοποιηθεί με την βοήθεια ηλεκτρονικής μικροσκοπίας. (22)

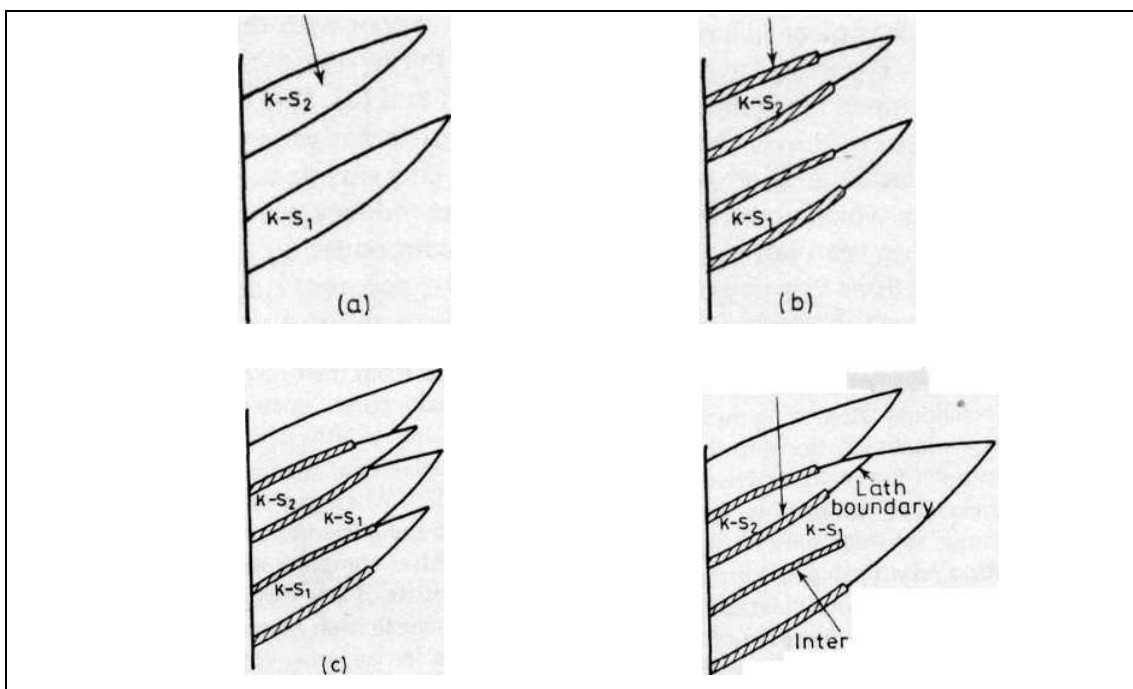
3.4.1 Ανώτερος Μπαινίτης

Η μορφολογία του ανώτερου μπαινίτη εξαρτάται από το ποσοστό σε άνθρακα του χάλυβα. Για χάλυβες χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα (<0.3 κβ% C) το πρώτο στάδιο του μετασχηματισμού αναφέρεται στον σχηματισμό πλακιδίου του φερρίτη παρόμοιου, αλλά πιο λεπτομερούς, από τα πλακίδια φερρίτη τύπου Widmanstätten.

Το πλακίδιο του φερρίτη μπορεί να φυτρώσει είτε στα όρια κόκκων του ωστενίτη είτε εντός των κόκκων του μητρικού ωστενίτη. (22)

Υπάρχει μία καθορισμένη σχέση κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού (Kurdjumov-Sachs) μεταξύ του φερρίτη και του ωστενίτη και ο μετασχηματισμός πραγματοποιείται με στρατιωτικό τρόπο με την παραγωγή αναγλύφου διάτμησης στην επιφάνεια γυαλισμένου δοκιμίου. Θεωρείται ότι τα πλακίδια του φερρίτη φυτρώνουν διαδοχικά με διαφορετικές παραλλαγές της σχέσης προσανατολισμού Kurdjumov-Sachs, με τέτοιο τρόπο ώστε να ελαχιστοποιηθεί, η ολική κατ' όγκο ενέργεια παραμόρφωσης που συνοδεύει τον στρατιωτικό μετασχηματισμό.

Η φύτρωση “πλευρό προς πλευρό”, επαναλαμβάνεται πολλές φορές έτσι ώστε να παραχθούν συστοιχίες παράλληλων πλακιδίων φερρίτη. Ο ωστενίτης που παραμένει στις περιοχές μεταξύ των πλακιδίων φερρίτη γίνεται υπερκορεσμένος, αναφορικά με το καρβίδιο, που φυτρώνει στην διεπιφάνεια φερρίτη-ωστενίτη, όπως φαίνεται σχηματικά παρακάτω (Εικόνα 2.7). (22)



εικόνα 3.7: Σχηματικό διάγραμμα του ανώτερου μπαινιτικού μετασχηματισμού σε χάλυβα χαμηλής κραμάτωσης, που παριστάνει την φύτρωση φερριτικών πλακιδίων και την ακόλουθη κατακρήμνιση καρβιδίου στην διεπιφάνεια φερριτή-ωστενίτη. Τα διαφορετικά πλακίδια ονοματίζονται K-S₁ και K-S₂, ώστε να παρασταθούν δύο διαφορετικές σχέσεις προσανατολισμού Kurdjumov-Sachs μεταξύ φερριτή και μητρικού ωστενίτη.

Μετά τον πλήρη ισοθερμοκρασιακό μετασχηματισμό του κράματος, η μικροδομή αποτελείται από φερριτική μήτρα με καρβίδια στα υπό-όρια κόκκων. Όσο χαμηλότερη η θερμοκρασία ή όσο υψηλότερο το ποσοστό σε άνθρακα, τόσο λεπτότερα είναι τα φερριτικά πλακίδια. Με αυξανόμενο ποσοστό σε άνθρακα, τα καρβίδια σχηματίζουν επίσης περισσότερο συνεχή φίλμ στα φερριτικά υπο-όρια κόκκων.

Όταν αναφερόμαστε σε χάλυβες με μέτριο και υψηλό ποσοστό σε άνθρακα (>04%κβ C) ο μηχανισμός ανάπτυξης είναι ελαφρά διαφορετικός.

Το αυξανόμενο ποσοστό άνθρακα διευκολύνει την φύτρωση του σεμεντίτη και η ανάπτυξη του μπαινίτη μπορεί να ακολουθήσει την σειρά της γρήγορα εναλλασόμενης φύτρωσης φερριτή και καρβιδίων στα όρια των πλακιδίων. Μπαινίτης αυτού του τύπου χαρακτηρίζεται σαν “φερόμορφος” μπαινίτης ιδιαίτερα αν φυτρώνει στα όρια κόκκων. (22)

Ο μπαινίτης αυτός αναπτύσσεται με την επαναλαμβανόμενη πλευρική φύτρωση και των δύο φάσεων και την ανάπτυξη με σταθερή ταχύτητα στο μέτωπο της κορυφής των πλακιδίων. Ο φερρίτης οδηγεί την ανάπτυξη, ενώ το καρβίδιο φυτρώνει στην διεπιφάνεια φερρίτη ωστενίτη, σε κάποια απόσταση πίσω από τις κορυφές των φερριτικών πλακιδίων.

Από την ανάπτυξη μέχρι τώρα του μπαινιτικού μετασχηματισμού, γίνεται αντιληπτό ότι ο ανώτερος μπαινίτης διαφέρει από τον περλίτη σημαντικά.

Παρ' όλες τις μορφολογικές ομοιότητες, οι φάσεις του φερρίτη και του σεμεντίτη στον ανώτερο μπαινίτη δε φυτρώνουν σε συνεργασία όπως συμβαίνει στον περλίτη. Οποιαδήποτε ομοιότητα αναφορικά με την πλακοειδή ανάπτυξη, οφείλεται μάλλον σε ατύχημα του μηχανισμού ανάπτυξης παρά σε ένδειξη γνήσιας ταυτόχρονης ανάπτυξης των δύο φάσεων. (22)

Ο περλίτης και ο μπαινίτης έχουν ουσιώδεις διαφορές αναφορικά με την κρυσταλλογραφία τους. Ενώ δηλαδή στον περλίτη, ο φερρίτης και ο σεμεντίτης έχουν μία σχέση προσανατολισμού αναφορικά με τον ωστενιτικό κόκκο στον οποίο φυτρώνουν, αλλά όχι και με αυτόν στον οποίο αναπτύσσονται, οι ίδιες αυτές φάσεις στον ανώτερο μπαινίτη *έχουν μία σχέση προσανατολισμού αναφορικά με τον ωστενιτικό κόκκο στον οποίο αναπτύσσονται.*

Δεν υπάρχει μοναδική σχέση προσανατολισμού μεταξύ των φάσεων του φερρίτη και του σεμεντίτη στον ανώτερο μπαινίτη, οι λίγες παρατηρούμενες κρυσταλλογραφικές μεταξύ τους σχέσεις προσανατολισμού προέρχονται από την φύτρωση τους με τον ίδιο ωστενιτικό κόκκο. (22)

3.4.2 Κατώτερος Μπαινίτης

Σε αντίθεση με τον ανώτερο μπαινίτη, ο μηχανισμός του σχηματισμού και η μορφολογία του κατωτέρου μπαινίτη είναι σχετικά ανεξάρτητοι από την συγκέντρωση σε άνθρακα. Η θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιείται η αλλαγή μεταξύ των δύο τύπων του μπαινίτη, είναι όμως συνάρτηση της συγκέντρωσης σε άνθρακα.

Το πρώτο στάδιο στον σχηματισμό του κατωτέρου μπαινίτη είναι και πάλι η φύτευση της βελόνας ή του πλακιδίου του φερρίτη στον ωστενίτη. Λόγω της ελατούμενης διαχυσιμότητας του άνθρακα στην θερμοκρασιακή περιοχή στην οποία σχηματίζεται ο κατώτερος μπαινίτης, τα φερριτικά πλακίδια είναι πολύ λεπτά. Ο άνθρακας αποβάλλεται στις αναπτυσσόμενες φερριτικές διεπιφάνειες, αλλά υπάρχουν ενδείξεις που υποστηρίζουν την άποψη ότι ο αρχικός φερρίτης είναι υπερκορεσμένος σε άνθρακα. Η συγκέντρωση του άνθρακα στην διεπιφάνεια φερρίτη-ωστενίτη δημιουργεί υπερκορεσμό του ωστενίτη σε άνθρακα και κατά συνέπεια το καρβίδιο Fe_3C φυτρώνει σε αυτή την υπερκορεσμένη ζώνη. Η θέση του μέγιστου υπερκορεσμού είναι ακριβώς στην διεπιφάνεια και η φύτευση του καρβιδίου πραγματοποιείται κατά μήκος του μετώπου των πλακιδίων φερρίτη. (22)

Αυτή η φύτευση στα διαφασικά όρια, οδηγεί σε σχέση προσανατολισμού μεταξύ του καρβιδίου και του φερρίτη, $[010]_{Fe_3C} \parallel [111]_{\alpha}$ με επίπεδα συνήθειας $(001)_{Fe_3C} \parallel (211)_{\alpha}$ ή $(001)_{Fe_3C} \parallel (110)_{\alpha}$.

Τα καρβίδια στον κατώτερο μπαινίτη πιστεύεται ότι φυτρώνουν στην τομή των επιπέδων διάτμησης $(110)_{\alpha}$ και στην διεπιφάνεια μπαινίτη-ωστενίτη. (22)

3.5 Μαρτενσιτικός μετασχηματισμός

Η μαρτενσιτική αντίδραση είναι κλασσικό παράδειγμα στρατιωτικού μετασχηματισμού. Η λέξη μαρτενσίτης αρχικά χρησιμοποιήθηκε για να περιγράψει το προϊόν μετασχηματισμού που σχηματίζεται όταν χάλυβες βάφονται γρήγορα από θερμοκρασίες εντός του ωστενιτικού πεδίου φάσεων σε θερμοκρασίες κοντά στην θερμοκρασία δωματίου. Ο μαρτενσίτης στους χάλυβες είναι μία μετασταθής χωροκεντρωμένη τετραγωνική φάση, που εύλογα θεωρείται σαν υπερκορεσμένο στερεό διάλυμα του άνθρακα σε χωροκεντρωμένο α-σίδηρο (φερρίτη).

Στην τρέχουσα ορολογία, η λέξη μαρτενσίτης χρησιμοποιείται σαν γενικό όνομα όλων των μετασχηματισμών φάσεων που είναι μη διαχυσιακοί, στρατιωτικοί μετασχηματισμοί. Κατ' αυτό τον τρόπο έχουμε αλλοτροπικούς μετασχηματισμούς (τον μετασχηματισμό α γ σε καθαρό σίδηρο), μαρτενσίτες σε μη σιδηρούχα κράματα (Cu-12 κβ% Al), όπως επίσης και μαρτενσίτες σε ανθρακούχους και κραματωμένους χάλυβες. (22)

Οι μαρτενσιτικές αντιδράσεις είναι διεργασίες φύτρωσης και ανάπτυξης στις οποίες το φράγμα προς φύτρωση είναι πολύ μεγάλο: οι μαρτενσιτικοί μετασχηματισμοί κατ' αυτό τον τρόπο μπορούν μόνο να συμβούν σε θερμοκρασίες που αντιστοιχούν σε πολύ μεγάλη υπόψυξη κάτω από την θερμοκρασία μετασχηματισμού υπό συνθήκες ισοροπίας (ή από πολύ μεγάλη υπερθέρμανση για τον ανάστροφο μετασχηματισμό).

Είναι παραδεκτό ότι το φράγμα ανάπτυξης του προϊόντος της μαρτενσιτικής αντίδρασης είναι πρακτικά μηδενικό και η ανάπτυξη πολλές φορές πραγματοποιείται σε ταχύτητες που προσεγγίζουν την ταχύτητα του ήχου σε στερεό. Οι μαρτενσιτικές αντιδράσεις δεν εξαρτώνται από τον χρόνο, Η χαρακτηριστική θερμοκρασία φύτρωσης της μαρτενσιτικής φάσης από την μητρική φάση περιγράφεται σαν M_s (έναρξη μαρτενσιτικού μετασχηματισμού- martensite start). Μιά και οι αντιδράσεις είναι στρατιωτικές, υπάρχει πάντα

μία προτιμητέα, αν όχι δεδομένη, σχέση προσανατολισμού μεταξύ μητρικής και προϊόντων φάσεων και τα διαφασικά όρια είναι πάντα ημισυνεκτικά. (22)

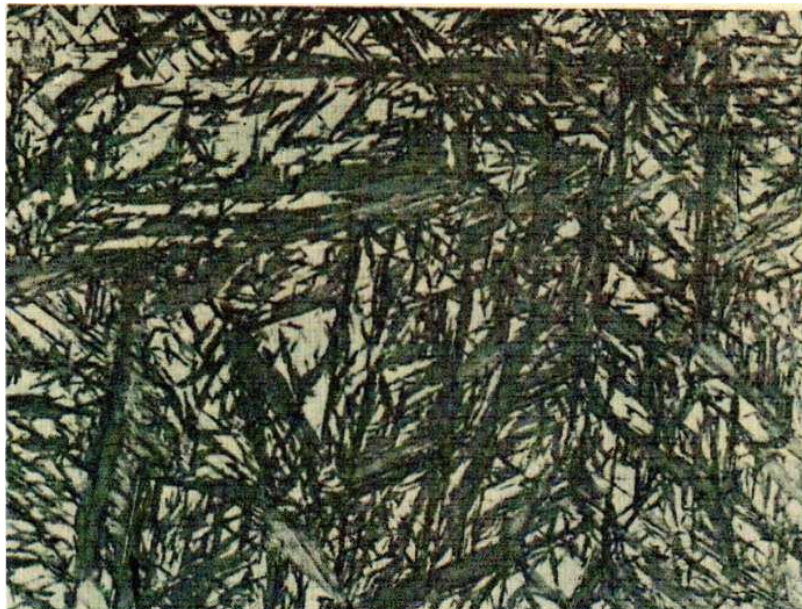
Αυτές οι δύο διαφορετικές θεωρήσεις του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, από την μια μεριά οι κινητικοί και θερμοδυναμικοί παράγοντες, και από την άλλη οι γεωμετρικοί και κρυσταλλογραφικοί παράμετροι, έχουν εξεταστεί σε πολλά συστήματα, αλλά μια γενικευμένη θεωρία των μαρτενσιτικών μετασχηματισμών που συνδέει τους θερμοδυναμικούς, κινητικούς και κρυσταλλογραφικούς παράγοντες δεν έχει ακόμα αναπτυχθεί.

Τα θεωρητικά προβλήματα και πειραματικές δυσκολίες σχετιζόμενες με τους μαρτενσιτικούς μετασχηματισμούς είναι πολλά και μεταβλητά. Για παράδειγμα, είναι δύσκολο να γίνει κατανοητό το κρίσιμο στάδιο της φύτρωσης του μαρτενσίτη και ακόμα πιο δύσκολο να ερευνηθεί πειραματικά. Ένα δεύτερο σημείο είναι ότι αν και η κρυσταλλογραφική θεώρηση των μαρτενσιτικών μετασχηματισμών έχει γνωρίσει μεγάλη επιτυχία κατά την ανάλυση μετά τον μετασχηματισμό, η θεωρία εν τούτοις δεν μπορεί να χρησιμοποιηθεί για προβλέψεις μετασχηματισμών.

Τα δύο ουσιώδη χαρακτηριστικά όλων των μαρτενσιτικών μετασχηματισμών είναι (1) ότι είναι διατμησιακοί και (2) ότι δεν απαιτούν διάχυση μεγάλων αποστάσεων, με αποτέλεσμα το προϊόν της αντίδρασης να έχει κατά αυτό τον τρόπο την ίδια σύσταση με την μητρική φάση. (22)

Ο διατμησιακός χαρακτήρας του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού παριστάνεται από το παράδειγμα του αλλοτροπικού μετασχηματισμού α—»γ μονοκρυστάλλων καθαρού σιδήρου σε μορφή βελονών περίπου 50 μικρών σε διάμετρο. Αν αυτές οι βελόνες θερμανθούν στο ένα άκρο, υπερθερμαίνονται περίπου κατά 100K και το φράγμα φύτρωσης για τον σχηματισμό του γ ξεπερνιέται. Ο μετασχηματισμός πραγματοποιείται με την κίνηση μίας μοναδικής διεπιφάνειας κατά μήκος της βελόνας, η διεπιφάνεια αντιστοιχεί στην ισόθερμη των 1183K, δηλαδή στην θερμοκρασία μετασχηματισμού υπό συνθήκες ισορροπίας.

Στο παράδειγμα του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού $\alpha \rightarrow \gamma$ σε βελόνες σιδήρου, η αλλαγή σχήματος κατά τον μετασχηματισμό είναι ιδανική μιά και δεν υπάρχουν εξωτερικοί παράμετροι που να παρεμποδίζουν την διάτμηση πλέγματος και η διεπιφάνεια μετασχηματισμού μπορεί να διαδοθεί χωρίς εμπόδια κατά μήκος της βελόνας. Σε αντίθεση, στην γενικευμένη περίπτωση του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού σε πολυκρυσταλλικό υλικό, η μακροσκοπική αλλαγή σχήματος παρεμποδίζεται από μηχανικά εμόδια, δηλαδή την ακαμψία της γειτονικής μήτρας. Κατ' αυτό τον τρόπο οι μαρτενσιτικά μετασχηματιζόμενες περιοχές είναι σοβαρά περιοριζόμενες σε μέγεθος από τα υπερβολικά ποσοστά ενέργειας παραμόρφωσης που εισάγει η αλλαγή του σχήματος στο μητρικό υλικό. Μια και η ενέργεια παραμόρφωσης παίρνει την ελάχιστη τιμή σε δισκοειδή σωματίδια, ο μαρτενσίτης συνήθως υιοθετεί ένα λεπτομερές φακοειδές σχήμα. Σε δυσδιάστατες μεταλλογραφικές τομές τα φακοειδή πλακίδια οδηγούν σε χαρακτηριστική μικροδομή (εικόνα 2.8). (22)



εικόνα 3.8: Μαρτενσίτης σε βαμένο χάλυβα με 1.2%κβ C (x500).

Οι φακοί του μαρτενσίτη συνήθως φυτρώνουν στο εσωτερικό της μητρικής φάσης (και όχι στα όρια κόκκων) και κατά μήκος δεδομένων κρυσταλλογραφικών επιπέδων της μητρικής φάσης. Η ανάπτυξη συνήθως

πραγματοποιείται πλευρικά στις ημισυνεκτικές επιφάνειες με την μετακίνηση διαφασικών διαταραχών, ενώ κατά τον ίδιο χρόνο τα πλακίδια μαρτενσίτη εκτείνονται πλευρικά, μέχρις ότου συναντήσουν κάποιο εμπόδιο στην ανάπτυξη, όπως ένα όριο κόκκου ή άλλο μαρτενσιτικό πλακίδιο. Η τυπική μαρτενσιτική δομή αποτελείται από μεγάλα πλακίδια τα οποία κατατέμνουν, τους κόκκους του μητρικού υλικού και στο μεσοδιάστημα δημιουργούνται άλλα μικρότερα πλακίδια (εικόνα 2.8). (22)

Κατ' αυτό τον τρόπο το μέσο μέγεθος μαρτενσιτικού πλακιδίου ελαττώνεται όταν αυξάνεται το ποσοστό μαρτενσίτη, μέχρις ότου σε ένα όριο, οι εναπομείναντες όγκοι μη μετασχηματισμένης φάσης να είναι πολύ μικροί και πολύ παραμορφωμένοι ώστε να πραγματοποιηθεί επιπρόσθετος μαρτενσιτικός μετασχηματισμός.

Η κρυσταλλογραφία των μαρτενσιτικών μετασχηματισμών απαιτεί αντιστοιχία πλέγματος μεταξύ της μητρικής και των παραγόμενων φάσεων και επίσης ένα επίπεδο συνήθειας που να είναι μη παραμορφωμένο και μη περιστρεφόμενο. Στους περισσότερους μαρτενσίτες αυτές οι δύο συνθήκες ικανοποιούνται από την ομογενή παραμόρφωση του κρυσταλλικού πλέγματος (ίσως και με μία μικρή επιμήκυνση) ταυτόχρονα με μία απλή παραμόρφωση (ολίσθηση ή διδυμισμό) του μαρτενσίτη και μία μικρή περιστροφή άκαμπτου στερεού σώματος. Αυτές οι συνθήκες αναφέρονται σαν παραμόρφωση κρυσταλλικού πλέγματος και αμετάβλητη παραμόρφωση πλέγματος, αντίστοιχα. (22)

3.6 Επίδραση των κραματικών στοιχείων

Τα κραματικά στοιχεία, ανάλογα με το εάν επεκτείνουν και σταθεροποιούν την περιοχή του ωστενίτη (γ) ή του φερρίτη (α) χαρακτηρίζονται αντιστοίχως ως γ -φερρογόνα και α -φερρογόνα. Και στις δύο περιπτώσεις η παρουσία αυτών των στοιχείων- θεωρουμένων ως παραμέτρων- μεταθέτει τις θερμοκρασίες και τις περιεκτικότητες των μετασχηματισμών του διαγράμματος ισορροπίας Fe-C.

Εξ άλλου, τα ίδια στοιχεία ενδέχεται να προκαλούν σκλήρωση με μηχανισμούς γήρανσης ή να μετέχουν στον σχηματισμό καρβιδίων. (21)

3.6.1 γ - φερρογόνα στοιχεία

Αυτά τα στοιχεία διαιρούνται σε δύο ομάδες: η πρώτη περιλαμβάνει όσα στοιχεία σχηματίζουν με το σίδηρο διαλύματα απεριόριστης διαλυτότητας στη στερεά κατάσταση. Τέτοια είναι τα Ni, Mn, Co, Pt, Pa, Ru, Rh, Os, Ir. Ως αντιπροσωπευτικό διάγραμμα δίνουμε το διάγραμμα Fe-Ni, ανάλογο είναι και το διάγραμμα Fe-Mn. Στο διάγραμμα αυτό παρατηρούμε ότι η επέκταση της περιοχής γ προέρχεται από την ανύψωση της θερμοκρασίας A_1 και την πτώση της θερμοκρασίας A_3 μέχρις εξαφάνισής του.

Η δεύτερη ομάδα περιλαμβάνει τα στοιχεία που προκαλούν ανύψωση της θερμοκρασίας A_4 και την πτώση της θερμοκρασίας A_3 , αλλά παρουσιάζουν περιορισμένη διαλυτότητα με τον σίδηρο. Τέτοια είναι τα στοιχεία C, N, Cu, Au, Zn κλπ. Τυπικά είναι το γνωστό διάγραμμα Fe-Fe₃C και το διάγραμμα Fe-Cu. (21)

Τα περισσότερα στοιχεία που κρυσταλλώνονται στην εδροκεντρωμένη κυβική δομή σταθεροποιούν τον ωστενίτη. Είτε σχηματίζουν στερεό διάλυμα με τον σίδηρο, είτε σχηματίζουν ενδομεταλλική φάση εδροκεντρωμένης κυβικής δομής.

Αναλυτικότερα για το μαγγάνιο ισχύουν τα ακόλουθα:

3.6.1.1 Μαγγάνιο (Mn)

Το Μαγγάνιο είναι γ-φερρογόνο και διαστέλλει τον βρόχο του ωστενίτη. Είναι καρβιδιογόνο στοιχείο, λίγο ισχυρότερο από τον ίδιο το σίδηρο, γι'αυτό και συμμετέχει-στη σύνθεση του σεμεντίτη, χωρίς να σχηματίζει δικά του καρβίδια μέσα στους χάλυβες.

Το Μαγγάνιο είναι συνηθισμένο αποξειδωτικό, αλλά με μικρή αποξειδωτική δράση. Έχει, όμως, μεγάλη χημική συγγένεια με το θείο και γι'αυτό χρησιμοποιείται ευρέως ως αποθειωτικό. Σχηματίζει το σουλφίδιο του μαγγανίου (MnS), το οποίο εμφανίζεται υπό μορφή σφαιροειδών σουλφιδίων, αντί των λεπτών υμενίων FeS που θα περιέβαλαν τους κόκκους του φερρίτη, αν δεν είχε προστεθεί το μαγγάνιο.. Το μαγγάνιο, επομένως, είναι αποτρεπτικό της θερμοψαθυρότητας και αποχτά ιδιαίτερη σημασία στους χάλυβες αποκοπής (free cutting steels), που_περιέχουν αυξημένη περιεκτικότητα σε θείο και προορίζονται για μηχανουργική κατεργασία της επιφάνειάς τους.

Το Μαγγάνιο αυξάνει πολύ αποτελεσματικά την εμβαπτότητα του χάλυβα, συντελώντας σε μεγαλύτερα βάθη βαφής.

Αυξάνει, επίσης, σημαντικά το όριο ελαστικότητας και την αντοχή σε θραύση των χαλύβων. Έχει ευνοϊκή επίδραση στη σφυρηλασιμότητα (κατεργασία διαμόρφωσης εν θερμώ) και την συγκολλησιμότητα.

Για περιεκτικότητα άνω του 4%κ.β. μαγγάνιο οι χάλυβες αποχτούν τέτοια εμβαπτότητα, ώστε βάφονται ακόμα και με αργή απόψυξη, αλλά δίνουν ένα μαρτενσίτη πολύ εύθραυστο, γι'αυτό και δεν χρησιμοποιούνται. Όταν, όμως, η περιεκτικότητα ξεπεράσει το 12% κ.β. μαγγάνιο και παράλληλα ο άνθρακας είναι αυξημένος (π.χ.1%κ.β.), τότε σχηματίζεται ωστενίτης σε μετασταθή κατάσταση. Ο λόγος είναι ότι η ωστενιτική δομή αυτού του χάλυβα ενδοτραχύνεται έντονα και μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη υπό την επίδραση των κρούσεων (μηχανικός μαρτενσίτης)

Το μαγγάνιο αυξάνει τον συντελεστή θερμικής διαστολής του σιδήρου και μειώνει τη θερμική και ηλεκτρική αγωγιμότητα. (21)

3.6.2 Α-φερρογόνα στοιχεία

Έτσι ονομάζονται τα στοιχεία που περιορίζουν την έκταση του ωστενίτη, χωρίς αναγκαστικά να διευρύνουν και την περιοχή του φερρίτη. Τα στοιχεία αυτά αυξάνουν τη θερμοκρασία A3 και κατεβάζουν τη θερμοκρασία A4.

Εδώ ακόμη μπορούμε να διακρίνουμε δύο ομάδες.

Στην πρώτη ομάδα η περιοχή γ είναι κλειστή σαν θηλιά (βρόχος $-\gamma$). περιορισμένη τριγύρω από μια. διφασική περιοχή ($\alpha + \gamma$). που κι αυτή περιβάλλεται από μία περιοχή α .

Στην κατηγορία αυτή περιλαμβάνονται τα καρβιδιογόνα στοιχεία C: W, Mo, V, Tί,. Περιλαμβάνονται επίσης τα μη καρβιδιογόνα στοιχεία Al, Si, P, Be, As, Sn, Sb.

Στην δεύτερη ομάδα η περιοχή γ είναι περιορισμένη από διφασικές περιοχές στις οποίες δεν υπεισέρχεται η φάση α .

Στην κατηγορία αυτή υπάγονται τα στοιχεία S, B, Zr, Ta, Nb, Ce. Τα α-φερρογόνα στοιχεία είτε έχουν χωροκεντρωμένη κυβική δομή είτε σχηματίζουν ενδομεταλλική ένωση χωροκεντρωμένης κυβικής δομής. (21)

3.6.2.1 Αργίλιο (Al)

Το αργίλιο είναι το ισχυρότερο αποξειδωτικό και απαζωτικό στοιχείο. Για

το λόγο αυτό έχει ευνοϊκή επίδραση και στην αντίσταση στη γήρανση, επειδή μειώνει την τάση για ,σχηματισμό ατμοσφαιρών Cottrell. και συνακόλουθα την ακινητοποίηση των διαταραχών που θα δημιουργούσε σκλήρυνση και ευθραυστότητα.

Σε μικρή αναλογία ευνοεί την εκλέπτυνση των κόκκων, μέσω της ετερογενούς φύτρωσης.

Επειδή σχηματίζει αζίδια (νιτρίδια) μεγάλης λεπτότητας και διασποράς και μεγάλης σκληρότητας, χρησιμοποιείται ως κραματική προσθήκη στους χάλυβες που προορίζονται για εναζώτωση.

Επειδή σχηματίζει στην επιφάνεια του υλικού ένα λεπτό προστατευτικό στρώμα οξειδίου του αργιλίου, χρησιμοποιείται στους φερριτικούς ανοξειδωτους χάλυβες για την αύξηση της αντοχής τους στην οξείδωση σε υψηλές θερμοκρασίες.

Για τον ίδιο λόγο στους κοινούς ανθρακοχάλυβες η ενσωμάτωση αργιλίου στην επιφάνειά τους (επαργιλίωση) αυξάνει την αντοχή-τους σε οξείδωση σε υψηλή θερμοκρασία.

Το αργίλιο είναι ισχυρό α-φερρογόνο στοιχείο και μειώνει τον βρόχο του ωστενίτη.

Επειδή αυξάνει ισχυρά το συνεκτικό μαγνητικό πεδίο (coercive field), χρησιμοποιείται στα κράματα των μονίμων μαγνητών (Fe-Ni-Co-Al). για να παρεμποδίζει την απόμαγνήτιση τους. (21)

3.6.2.2 Πυρίτιο (Si)

Το πυρίτιο είναι παρόν σε όλους τους χάλυβες (και τους χυτοσιδήρους), είτε ως συνήθης, είτε ως κραματική πρόσμιξη όταν βρίσκεται σε αναλογία άνω του 0.4%κ.β..

Το πυρίτιο είναι επαμφοτερίζον στοιχείο (μεταλλοειδές), όπως για παράδειγμα το θείο και ο φωσφόρος, με τη διαφορά ότι είναι χρήσιμο και δεν αποτελεί ακαθαρσία.

Το πυρίτιο είναι ήπιο αποξειδωτικό στοιχείο, αλλά χρησιμοποιείται πολύ συχνά στην αποξείδωση επειδή είναι φτηνό και έχει καλή συμπεριφορά στην αποξείδωση.

Είναι α-φερρογόνο στοιχείο και επιπλέον γραφιογόνο (στους χάλυβες το πυρίτιο δεν σχηματίζει καρβίδια, ούτε διαλύεται στον σεμεντίτη. Σε σπάνιες περιπτώσεις μετασταθών καταστάσεων βρίσκεται μέσα σε καρβίδια, ιδιαίτερα

σε ισχυρά πυριτιούχους χάλυβες και χυτοσιδήρους ανθεκτικούς στη διάβρωση (καρβίδιο του Maries).

Το πυρίτιο αυξάνει την αντοχή σε εφελκυσμό και την αντοχή στην εκτριβή στους χάλυβες επιβελτίωσης Mn-Si. Αυξάνει, επίσης, πολύ το όριο ελαστικότητας και γι' αυτό χρησιμοποιείται στους χάλυβες ελατηρίων.

Το πυρίτιο, όπως και το χρώμιο και το αλουμίνιο, τείνει να σχηματίσει μία συνεκτική προστατευτική στοιβάδα οξειδίου στην επιφάνεια των χαλύβων και γι' αυτό προστίθεται στους χάλυβες που είναι ανθεκτικοί στις ψηλές θερμοκρασίες.

Μειονέκτημα του είναι, ότι προκαλεί μειωμένη σφυρηλασιμότητα των χαλύβων (εν θερμώ) και διαμορφωσιμότητα (εν ψυχρώ).

Χάλυβες με 12%κ.β. πυρίτιο είναι σκληροί και εύθραυστοι, αλλά τελείως ανθεκτικοί στη διάβρωση σε οξέα και παράγονται μόνο σε χυτή κατάσταση, διότι η διαμόρφωσή τους εν ψυχρώ ή εν θερμώ δεν είναι δυνατή. (21)

3.6.3 Καρβιδιογόνα στοιχεία

Καρβιδιογόνα στοιχεία είναι αυτά που σχηματίζουν καρβίδια μέσα στο σύστημα Fe-C-X (όπου X το εν λόγω στοιχείο), είτε κατ' επέκταση αυτά που μετέχουν στα καρβίδια του σιδήρου.

Καρβιδιογόνα στοιχεία σε σειρά αύξουσας καρβιδιογόνας δράσης είναι: Fe, Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Ta, Nb.

Όλα, με μοναδική εξαίρεση το Mn, είναι α-φερρογόνα στοιχεία.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4

ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

4.1 Παρουσίαση υλικού

Στην παρούσα διπλωματική εργασία το υλικό που χρησιμοποιήθηκε ήταν χάλυβας TRIP ονομαστικής αντοχής σε εφελκυσμό 700 Mpa. Τα δοκίμια τα οποία παρελήφθησαν είχαν πάχος 1,24 mm και διαστάσεις 19,2 cm x 3,7 cm. Στα παραπάνω δοκίμια πραγματοποιήθηκε έλαση 50% με αποτέλεσμα τις ακόλουθες διαστάσεις : **πάχος:** 0,63 mm, **μήκος:** 36,3 cm και **πλάτος:** 4 cm. Τα δοκίμια κόπηκαν σε μικρότερων διαστάσεων 20 x 20 mm.

Η ονομαστική σύσταση των χαλύβων φαίνεται από τον ακόλουθο πίνακα:

	Σύσταση χάλυβα (κ.β%)								
TRIP 700	C	Si	Al	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Ti
	0.183	0.46	1.42	1.85	0.025	0,068	0,025	0.005	0,014

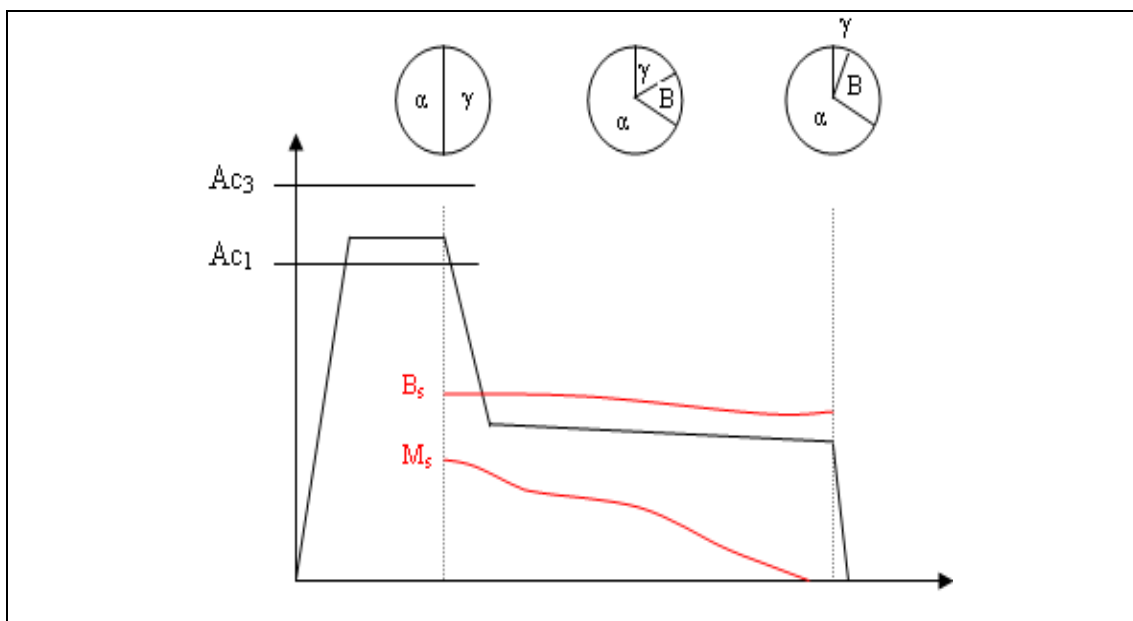
Στα δοκίμια αυτά θα εξετασθούν η μικροδομή και η σκληρότητα με την χρήση των ακόλουθων μεθόδων:

- Εξέταση στο XRD
- Οπτική μικροσκοπία
- Εξέταση στο SEM
- Δοκιμές σκληρότητας

4.2 Προετοιμασία δειγμάτων

4.2.1 Θερμικές Κατεργασίες

Οι θερμικές κατεργασίες είχαν ως σκοπό να προσομοιώσουν την ακολουθούμενη τακτική για την παραγωγή χαλύβων τύπου TRIP όπως φαίνεται παρακάτω. (εικόνα 3.1)



4. 1: Σχηματική αναπαράσταση θερμικών κατεργασιών για την παραγωγή χάλυβα TRIP.

Αρχικά μελετήθηκε ένα δοκίμιο στην αρχική του κατάσταση (as received) για να υπάρχει ένα σημείο αναφοράς και σύγκρισης. Τα υπόλοιπα υπέστησαν θερμικές κατεργασίες. Τα δοκίμια τοποθετήθηκαν σε φούρνο σε υψηλή θερμοκρασία όπου υπέστησαν ενδοκρίσιμη ανόπτηση και στη συνέχεια πραγματοποιήθηκε γρήγορη μπαινιτική βαφή σε τήγμα Μολύβδου-Κασσιτέρου (Pb-Sn) σε χαμηλότερη θερμοκρασία (ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή) και μετά το πέρας της μπαινιτικής βαφής τα δοκίμια ευβαπτίστηκαν σε νερό.

Για την ισοθερμοκρασιακή μπαινιτική βαφή επιλέχθηκε τήγμα μετάλλων για την άμεση μεταφορά θερμότητας. Επιδιώχθηκε η μεταφορά θερμότητας σε περιορισμένο χρόνο γι'αυτό και επιλέχθηκε μεταλλικό υγρό σε αντίθεση με κάποιο φούρνο που ο ρυθμός απαγωγής της θερμότητας δεν καλύπτεται. Αρχικά επιλέχθηκε μόλυβδος (Pb) επειδή έχει καλές ρεολογικές ιδιότητες και τήκεται στους 327 °C ως δεύτερο μέταλλο επιλέχθηκε ο κασσίτερος (Sn)

επειδή έχει χαμηλό σημείο τήξης 180 °C. Ο κασσίτερος (Sn) επίσης προκαλεί απανθράκωση της επιφάνειας των δοκιμίων γι' αυτό το λόγο προστέθηκε σκόνη γραφίτη με σκοπό να υπάρχει περίσσεια άνθρακα (C) στην επιφάνεια του τήγματος.

Οι θερμοκρασίες στις οποίες πραγματοποιήθηκε η ενδοκρίσιμη ανόπτηση ήταν οι 750 °C , 775 °C, 800 °C . Η χρονική διάρκεια που παρέμειναν τα δοκίμια σε αυτές τις θερμοκρασίες ήταν τα 15 min. Επιλέχθηκαν αυτές οι θερμοκρασίες με σκοπό να οδηγηθούμε σε μία μικροδομή που θα περιέχει 50% φερρίτη και 50% ωστενίτη.

Οι θερμοκρασίες στις οποίες πραγματοποιήθηκε ο μπαινιτικός μετασχηματισμός ήταν 350 °C και 400 °C. Η χρονική διάρκεια που παρέμειναν τα δοκίμια σε αυτές τις θερμοκρασίες (τήγμα Pb-Sn) ήταν 1 min, 3 min, 30 min.

4.2.2 .Εγκιβωτισμός

Με τον όρο εγκιβωτισμό εννοούμε την τοποθέτηση του δοκιμίου σε καλούπι , γεμίζοντάς το με αδρανές πολυμερές υλικό , στην παρούσα περίπτωση με ρητίνη και σκληρυντή . Στον εγκιβωτισμό χρησιμοποιήθηκε καλούπι ειδικό για την τοποθέτησή του στο X.R.D. Το δοκίμιο τοποθετήθηκε στο κάτω μέρος του καλουπιού , με την μεγάλη επιφάνεια στη βάση του, και προστέθηκε το διάλυμα της ρητίνης το οποίο στερεοποιήθηκε μέσα σε 20 λεπτά.

4.2.3 Λείανση

Πραγματοποιήθηκε λείανση στο εγκιβωτισμένο δοκίμιο για να εξαλειφθούν τυχόν ατέλειες που έχουν δημιουργηθεί κατά τον εγκιβωτισμό στην επιφάνεια του καλουπιού. Θέλουμε επίσης το δοκίμιο να είναι και αυτό στην επιφάνεια του καλουπιού χωρίς όμως να εξέχει. Η λείανση των δοκιμίων έγινε με σμυριδόχαρτο. Χρησιμοποιήθηκαν με την σειρά που δίνονται τα παρακάτω νούμερα σμυριδόχαρτου : P220 – P400 –P800 – P1200 – P2000. Τα νούμερα αυτά δηλώνουν τον αριθμό καρβιδίων του πυριτίου ανά τετραγωνική ίντσα ,π.χ. P220 → 220 καρβίδια του πυριτίου ανά τετραγωνική ίντσα . Σκοπός της λείανσης είναι να μειώνονται οι γραμμές που δημιουργούνται πάνω στο δοκίμιο , γι' αυτό το λόγο χρησιμοποιήθηκαν πολλά χαρτιά λείανσης και από

χαρτί σε χαρτί αλλάζε η φορά λείανσης με σκοπό να είναι κάθετη προς την προηγούμενη ,για να εξαλείφθούν οι προηγούμενες γραμμές.

4.2.4. Στίλβωση

Στίλβωση είναι η διαδικασία απαλοιφής των ατελειών της επιφάνειας του υλικού με σκοπό την παρατήρηση στο μικροσκόπιο τέλεια λείανση που κάνουμε στα δοκίμια. Χρησιμοποιήθηκε πανί στίλβωσης στο οποίο απλώθηκε αδαμαντόπαστα με μέγεθος κόκκου 6μm αρχικά και 1μm τελικά ώστε να φύγουν και οι παραμικρές γραμμές που πιθανόν δημιουργήθηκαν κατά τα προηγούμενα στάδια λείανσης ή και στίλβωσης. Μετά την στίλβωση ακολουθεί καθάρισμα των δοκιμίων με νερό από τυχόν ακαθαρσίες που παρέμειναν στην επιφάνεια των δοκιμίων , έπειτα ξεπλυμα με αιθανόλη και τέλος στέγνωμα με ρεύμα ψυχρού αέρα. Ακολουθως πραγματοποιείται έλεγχος στο μικροσκόπιο για παρατήρηση τυχόν ατέλειών ή γραμμών .

Μετά την στίλβωση σε πρέπει να γίνει και προσβολή των δοκιμίων με κάποιο χημικό αντιδραστήριο ώστε να επιτευχθεί η αποκάλυψη της μικροδομής του υλικού και να είναι δυνατή η παρατήρηση της με το οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο.

4.2.5 Προσβολή

Με την προσβολή του δοκιμίου πετυχαίνουμε να προσβάλουμε την επιφάνειά του να δημιουργήσουμε δηλαδή ένα μικρό ανάγλυφο, για να μπορούμε να το επεξεργαστούμε καλύτερα στο SEM και στο Οπτικό Μικροσκόπιο. Υπάρχουν δυο είδη προσβολής η ηλεκτρολυτική και η χημική προσβολή. Στη παρούσα μελέτη χρησιμοποιήθηκε χημική προσβολή.

Η χημική προσβολή σε αντίθεση με την ηλεκτρολυτική χρησιμοποιείτε κυρίως σε ευκολοπρόσβλητα δοκίμια . Εκμεταλλεύοντας τη δραστικότητα των οξέων. Με τη χημική προσβολή εμβαπτίζεται η λεία μεταλλική επιφάνεια σε αντιδραστήριο κατάλληλης χημικής σύστασης από μερικά δευτερόλεπτα εως

και μερικά λεπτά. Κατά την εμβάπτηση αυτή τα όρια των κόκκων προσβάλλονται επιλεκτικά από το χημικό αντιδραστήριο. Επίσης τα άτομα που βρίσκονται σε διαφορετικά κρυσταλλικά πλέγματα, δηλαδή εμφανίζονται σε διαφορετικές φάσεις, διαλύονται με διαφορετικούς ρυθμούς με αποτέλεσμα τη δημιουργία αντίθεσης στην επιφάνεια και την εμφάνιση και απεικόνιση των μικροδομικών χαρακτηριστικών κατά την οπτική μικροσκοπική παρατήρηση.

Χρησιμοποιήθηκε αραιό διάλυμα Νιτρικού οξέος 2% με οινόπνευμα (Nital) και εμβάπτιστηκε το δοκίμιο στο διάλυμα για 15 sec. Έπειτα ξεπλήθηκε με νερό, στη συνέχεια οινόπνευμα και στεγνώθηκε γρήγορα διότι αν μείνει πάνω το οινόπνευμα θα συνεχίσει να ενεργεί το οξύ. Ειδικά στους ανθρακούχους χάλυβες μετά την χημική προσβολή η επιφάνεια θολώνει και πρέπει να σταματήσουμε εγκαίρως για να αποφύγουμε το φαινόμενο της υπερπροσβολής.

4.3 Μέθοδοι Εξέτασης της Μικροδομής

4.3.1 Οπτική Μικροσκοπία (LOM)

Η οπτική μικροσκοπία (LOM) είναι μία πολύ σημαντική μέθοδος παρατήρησης και ερμηνείας της μικροδομής των υλικών που αποτελεί το βασικό αντικείμενο της μεταλλογραφίας. Μετά τη χημική προσβολή ήταν το επόμενο στάδιο που εφαρμόστηκε σε όλα τα δείγματα. Η εξέταση παραγματοποιήθηκε σε μεταλλογραφικό μικροσκόπιο τύπου OLUMPUS BX41M με φακούς x100, x200 και x500. Σκοπός της εξέτασης αυτής ήταν μια πρώτη ανίχνευση για την οποιαδήποτε αλλαγή στη μικροδομή.

4.3.2 Περίθλαση των Ακτίνων Χ (XRD)

Μετά το πέρας της μεταλλογραφικής προετοιμασίας, εγκιβωτισμό – λείανση – στίλβωση, πραγματοποιήθηκε μελέτη των δοκιμίων με την τεχνική του X.R.D. Ακολουθεί ο τρόπος λειτουργίας του X.R.D.

Το X.R.D. βασίζεται στην περίθλαση μονοχρωματικής ακτινοβολίας ακτίνων **X**, γνωστού μήκους κύματος λ , επάνω στα επίπεδα του κρυσταλλικού πλέγματος των εξεταζόμενων ενώσεων και στη συνέχεια στον προσδιορισμό μέσω της αντίστοιχης γωνίας θ , των εσωτερικών διαστημάτων **d** των επιπέδων με εφαρμογή του τύπου του Bragg:

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \eta\mu\theta$$

Τα προσδιορισθέντα **d** είναι χαρακτηριστικά για κάθε κρυσταλλική ένωση και με τον προσδιορισμό τους γίνεται αναγνώριση της ένωσης ή των ενώσεων που συνιστούν το εξεταζόμενο δοκίμιο. Έχουμε δηλαδή ποιοτική ανάλυση. Η ένταση της περιθλώμενης ακτινοβολίας σε κάθε γωνία θ είναι συνάρτηση της ποσότητας της κρυσταλλικής ένωσης. Έτσι μπορεί να γίνει ποσοτική ανάλυση μιας ένωσης με κατάλληλη μέτρηση της έντασης της ακτινοβολίας σε επιλεγμένη γωνία θ .

Παρακάτω περιγράφεται το λειτουργικό μέρος της μηχανής X.R.D. Σαν πηγή ακτινοβολίας ακτίνων **X** χρησιμοποιείται καθοδική λυχνία όπου η άνοδος (αντικάθοδος) αποτελείται από στοιχεία όπως Cu, Co, Fe, Cr, Ag, Mo

Η κάθοδος αποτελείται συνήθως από νήμα W. Η λυχνία είναι συνήθως λυχνία κενού. Προκειμένου η εκπεμπόμενη ακτινοβολία **X** να είναι αυστηρά μονοχρωματική, χρησιμοποιείται κατάλληλο φίλτρο που επιτρέπει τη διέλευση καθορισμένου μήκους κύματος ακτινοβολίας. Ο ανιχνευτής, που είναι ο τελικός αποδέκτης της περιθλώμενης από το δείγμα ακτινοβολίας, είναι συνήθως Scintillation counter (μετρητής σπινθήρων) και αποτελείται από ένα κρύσταλλο NaI ενεργοποιημένο με θάλιο. Ο κρύσταλλος αυτός είναι τοποθετημένος στο παράθυρο ενός σωλήνα φωτοπολλαπλασιαστή για την ενίσχυση του δημιουργηθέντος σήματος.

Το δείγμα και ο ανιχνευτής κινούνται σε μια περιοχή 0- 90°, συνήθως, και έχουν σχέση γωνιακών ταχυτήτων $\frac{1}{2}$ (δηλαδή όταν το δείγμα βρίσκεται στη θέση θ , ο ανιχνευτής βρίσκεται σε θέση 2θ). Το εκπεμπόμενο από τον ανιχνευτή και φωτοπολλαπλασιαστή σχήμα καταγράφεται με επιλεγμένο

τρόπο καταγραφής . Συνηθέστερος τρόπος καταγραφής είναι η λήψη ακτινοδιαγράμματος $\chi - \psi$.

Το όργανο που χρησιμοποιήθηκε κατά τη διάρκεια της διπλωματικής είναι το Bruker DB Focus ,το οποίο χρησιμοποιεί λάμπα χαλκού $\text{CuK}\alpha_1$, με μήκος κύματος $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$.Είχε δυναμικό 40Kv και ένταση 40mA .Τα φάσματα που ελήφθησαν ήταν από $30^\circ - 110^\circ$ με βήμα $0,04^\circ/\text{sec}$. Η παραγωγή των ακτινοδιαγραμμάτων γίνεται μέσω H/Y και η αξιολόγησή τους μέσω του λογισμικού X-DIFFRACT.

4.3.3 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

Η Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM) είναι μία από τις σύγχρονες και ευέλικτες μεθόδους ανάλυσης της μικροδομής μεγάλου αριθμού υλικών.

Η ικανότητα των οπτικών μικροσκοπίων περιορίζεται λόγω της φύσης του φωτός σε επίπεδα μεγεθύνσεων έως $1000x$ και σε διακριτική ικανότητα έως $0.2 \mu\text{m}$. Στις αρχές της δεκαετίας του '30 υπήρχε ήδη η ανάγκη για εξέταση του εσωτερικού του κυττάρου (πυρήνας, μιτοχόνδρια κλπ.) που απαιτούσε μεγεθύνσεις μεγαλύτερες του $10,000 x$. Η απαίτηση αυτή οδήγησε στην ανακάλυψη και εφαρμογή των ηλεκτρονικών μικροσκοπίων. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διέλευσης ή διαπερατότητας (TEM, Transmission Electron Microscope) ήταν το πρώτο είδος ηλεκτρονικού μικροσκοπίου και στη συνέχεια ακολούθησε το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM, Scanning Electron Microscope).

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης είναι ένα όργανο που λειτουργεί όπως περίπου και ένα οπτικό μικροσκόπιο μόνο που χρησιμοποιεί δέσμη ηλεκτρονίων υψηλής ενέργειας αντί για φως, για να εξετάσει αντικείμενα σε λεπτομερή κλίμακα. Τα ηλεκτρόνια λόγω της κυματικής τους φύσης μπορούν να εστιαστούν όπως και τα φωτεινά κύματα αλλά σε πολύ μικρότερη επιφάνεια (π.χ. κόκκος υλικού). Η δέσμη ηλεκτρονίων σαρώνει την επιφάνεια του δείγματος με το οποίο αλληλεπιδρά. Από την αλληλεπίδραση αυτή προκύπτουν πληροφορίες σε σχέση με τα άτομα των στοιχείων που

απαρτίζουν το εξεταζόμενο υλικό. Από τα άτομα των στοιχείων εκπέμπονται κυρίως δευτερογενή (secondary) και οπισθοσκεδαζόμενα (backscattered) ηλεκτρόνια καθώς και ακτίνες Χ. Η ένταση των εκπεμπόμενων ηλεκτρονίων επηρεάζεται από τα χαρακτηριστικά της επιφάνειας. Έτσι το SEM δίνει πληροφορίες που αφορούν κυρίως στη μορφολογία και στη σύσταση της επιφάνειας. Εφαρμόζοντας ένα σύστημα ανίχνευσης της διασποράς των ενεργειών των ακτινών Χ που δημιουργούνται στην επιφάνεια από την προσπίπτουσα δέσμη, μπορεί να γίνει ημιποσοτική στοιχειακή ανάλυση του υλικού.

Επομένως το SEM χρησιμοποιείται για την εξέταση μικροδομής στερεών δειγμάτων και για να δίνει εικόνες υψηλού βαθμού διείσδυσης.

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης που χρησιμοποιήθηκε για τη λήψη μικρογραφιών και μικροαναλύσεων ήταν τύπου Jeol JSM 6380-LV, επιταχυνόμενης τάσης 25 kV. Με αυτό τον τρόπο έγινε ο προσδιορισμός των φάσεων που υπήρχαν στα θερμικά κατεργασμένα δοκίμια και εξήχθησαν χρήσιμα συμπεράσματα.

4.4 Τεχνικές Μέτρησης Μηχανικών Ιδιοτήτων

4.4.1 Δοκιμές Σκληρότητας

Για τη μέτρηση της σκληρότητας, τόσο των δοκιμίων της αρχικής κατάστασης όσο και των θερμικά κατεργασμένων δοκιμίων, χρησιμοποιήθηκε σκληρόμετρο τύπου Vickers. Το φορτίο που χρησιμοποιήθηκε ήταν 20kg (196N). Καθώς η διαμαντένια πυραμίδα γωνίας 136° διείσδυε στην επιφάνεια του δοκιμίου, άφηνε ένα αποτύπωμα το οποίο είχε τη μορφή ρομβοειδούς διατομής. Από τη μέτρηση (με αναλογικό τρόπο) του μέσου όρου των διαγώνιων του αποτυπώματος προέκυπτε η σκληρότητα του δείγματος, σύμφωνα με τους πίνακες μετατροπής της ένδειξης σε σκληρότητα.

Κάθε δοκίμιο πριν τη σκληρομέτρηση προετοιμάζονταν κατάλληλα. Οι δύο επιφάνειες ήταν τελείως παράλληλες, με την προς εξέταση επιφάνεια να έχει φτάσει στο τελευταίο στάδιο λείανσης (χαρτί καρβιδίου του πυριτίου 2000 grid), ώστε να διεισδύει σωστά η διαμαντένια πυραμίδα και να δίνει ευδιάκριτη ένδειξη με σκοπό τα ακριβή αποτελέσματα.

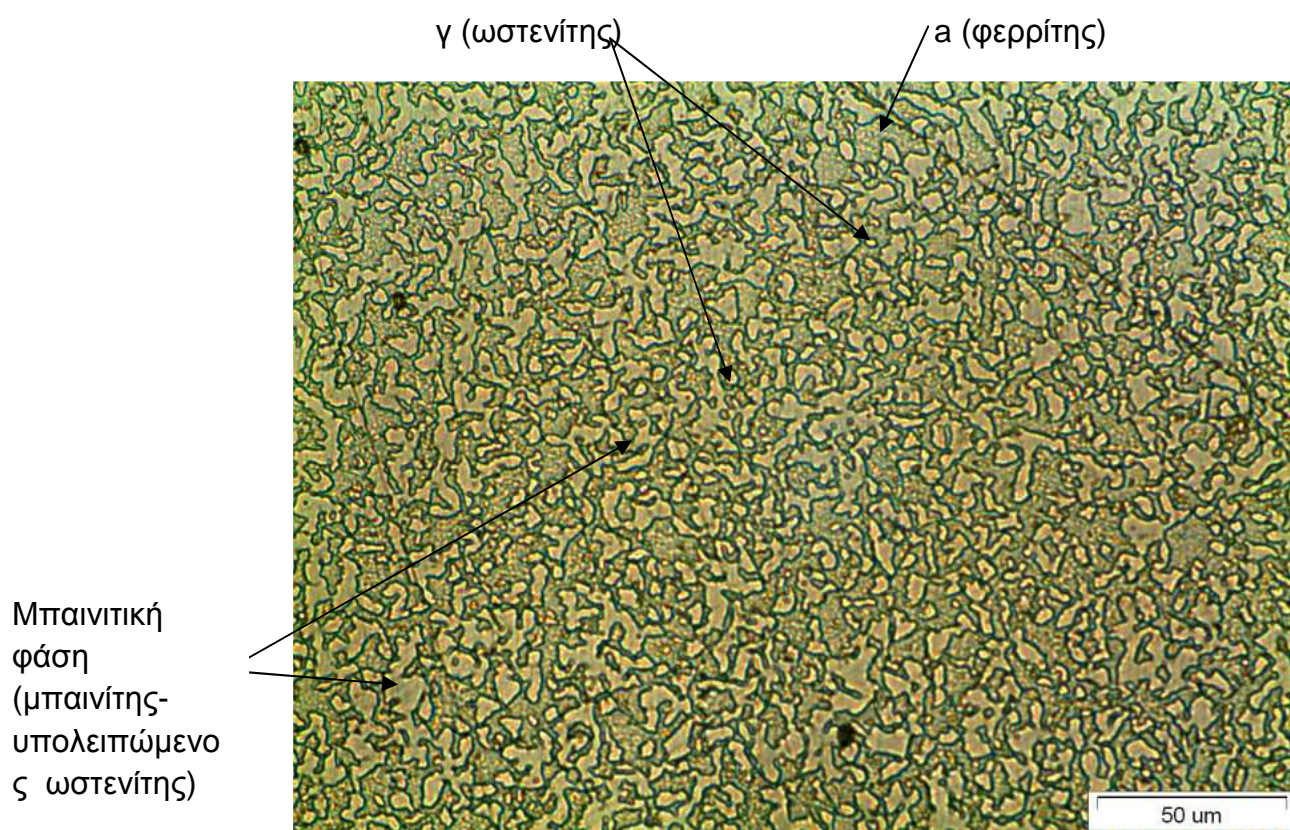
Η σωστή μέτρηση της σκληρότητας είχε ιδιαίτερη σημασία για την αξιολόγηση των επιπτώσεων των θερμικών κατεργασιών. Σε συνολικά 18 δοκίμια πραγματοποιήθηκαν 12 μετρήσεις ανά δοκίμιο, με σκοπό να ελαχιστοποιηθούν οι πιθανότητες ουσιαστικού σφάλματος. Δεν παρατηρήθηκε ουσιαστική απόκλιση μετρήσεων σε κανένα από τα δοκίμια.

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5

ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

5.1 Μεταλλογραφία Δοκιμίου TRIP700 στην αρχική του κατάσταση.

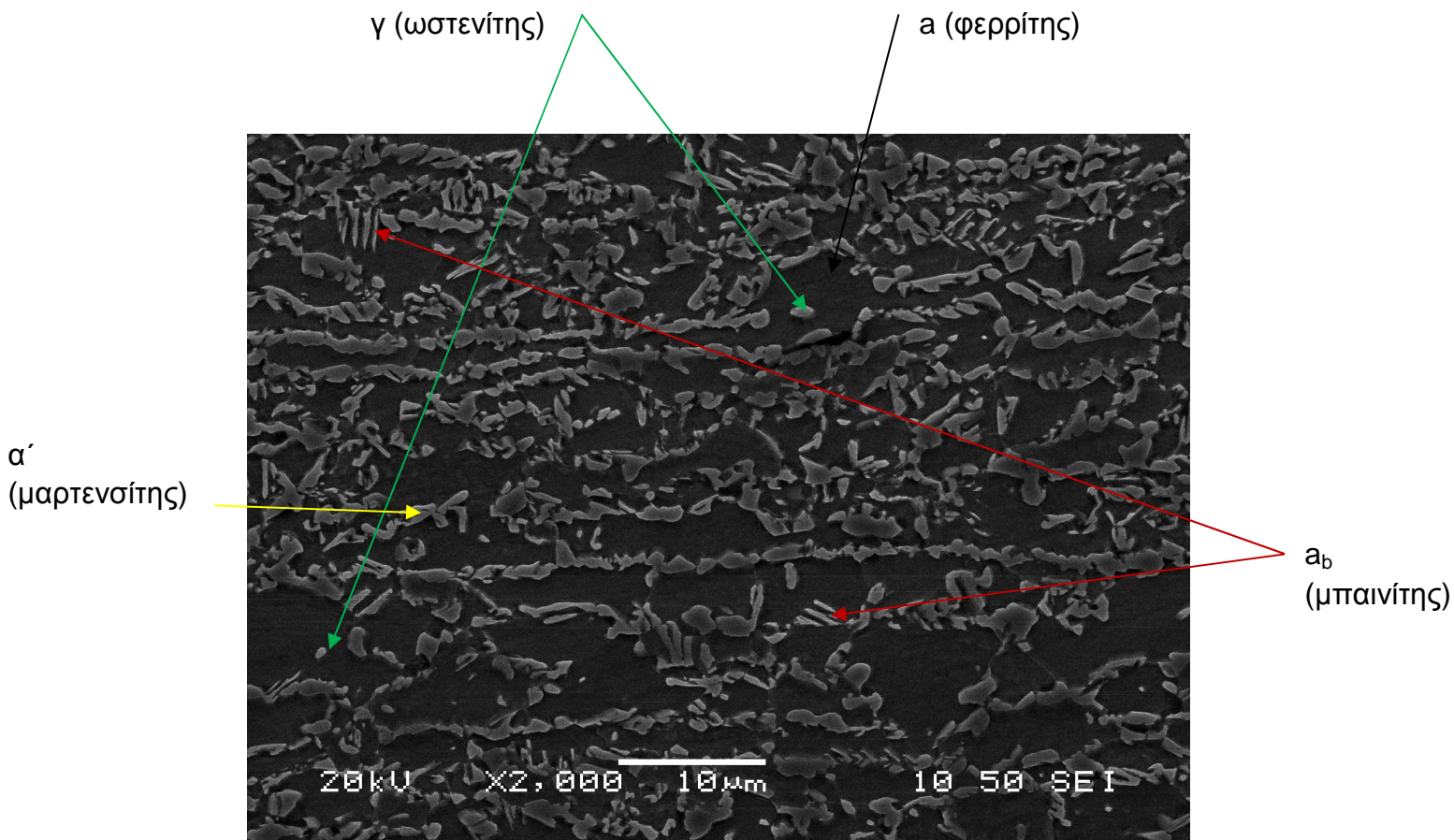
Αρχικά εξετάστηκε το δοκίμιο TR700 στην αρχική του κατάσταση, από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθη η κάτωθι εικόνα (εικόνα 5.1).



εικόνα 5. 1 Δοκίμιο χάλυβα TRIP700 στην αρχική του κατάσταση μετά από προσβολή με διάλυμα Nital 2% μικροδομή σε οπτικό μικροσκόπιο

Στο οπτικό παρατηρείται ότι η κάτω ανοιχτόχρωμη φάση είναι φερρίτης (α) οσον αφορά τη μπαινιτική φάση που φαίνεται πιο πάνω δε μπορεί να ειπωθεί με ακρίβεια αν είναι μόνο μπαινίτης με υπολειπόμενο ωστενίτη ή αν υπάρχει και μαρτενσίτης, ο παραμένων ωστενίτης (γ) είναι οι στρογγυλές λωρίδες λίγο πιο ανοιχτόχρωμες από την μπαινιτική φάση.

Λόγω του ότι δε κατέσκει δυνατή η παρατήρηση με ακρίβεια των φάσεων στο οπτικό έγινε ελέγχος των δοκιμίων στο SEM. Από το SEM διακρίνονται πιο εύκολα οι φάσεις του δοκιμίου TR700. Ο φερρίτης είναι η σκούρα φάση που βρίσκεται κάτω(μήτρα), ο ωστενίτης τα ανοιχτόχρωμα (σχεδόν λευκά) καλοσχηματισμένα οβάλ –στρογγυλά τμήματα, ο μπαινίτης είναι το ανοιχτόχρωμο γκρι ανάγλυφο το οποίο έχει δημιουργηθεί σε λωρίδες ωστενίτη- φερρίτη όπως φαίνεται στην εικόνα παρακάτω(εικόνα 5.2), ο μαρτενσίτης πάλι δεν είναι ευδιάκριτος πιθανόν να είναι αυτός που φαίνεται πάνω στο ανάγλυφο ως τρύπες, το υπόλοιπο ανάγλυφο είναι η μπαινιτική φάση που αποτελείται από μπαινίτη που δεν έχει σχηματισθεί και υπολειπόμενο ωστενίτη.



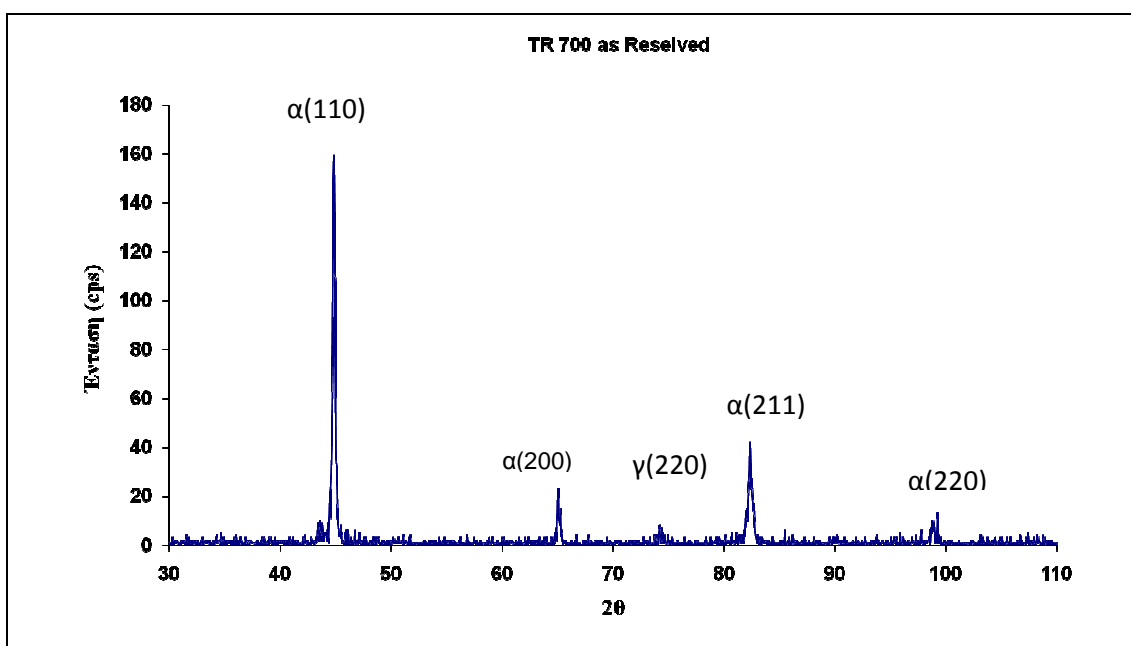
εικόνα 5. 2: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP 700 στην αρχική του κατάσταση.

Παρακάτω ακολουθούν τα αποτελέσματα των σκληρομέτρησης.

Πίνακας 5. 1: Αποτελέσματα σκληρομέτρησης στην αρχική κατάσταση.

Μέση σκληρότητα (HV)		Σφάλμα
TRIP 700 AR1	218	± 5
TRIP 700 AR2	216	± 4

Τέλος πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις στο XRD από τις οποίες ελήφθη το ακόλουθο διάγραμμα το οποίο μέσω των κορυφών ταυτοποιήθηκαν οι φάσεις του χάλυβα. Το α είναι ο φερρίτης και το γ ο ωστενίτης.

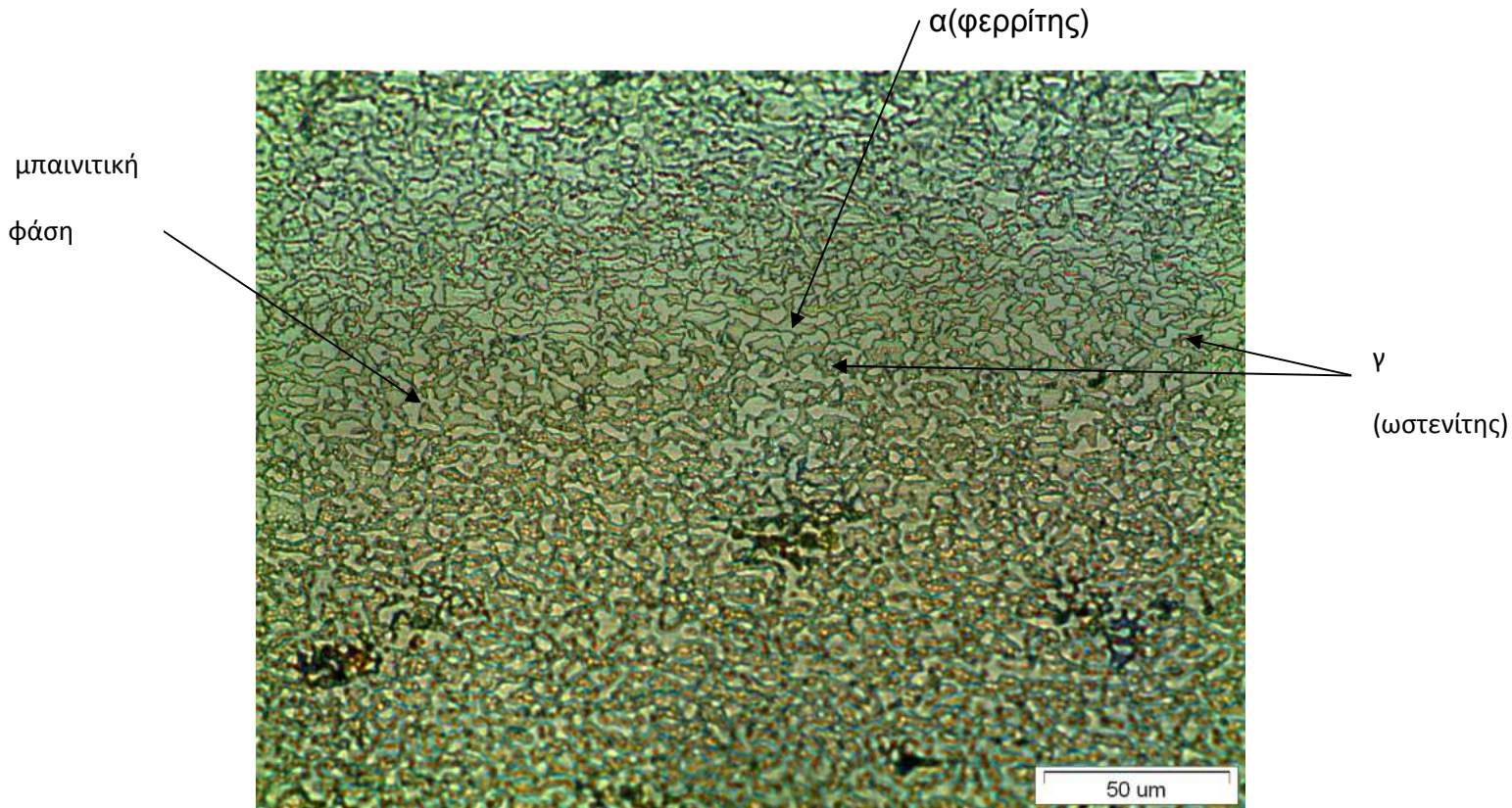


εικόνα 5. 3: Ερμηνευτικό διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP700 στην αρχική του κατάσταση.

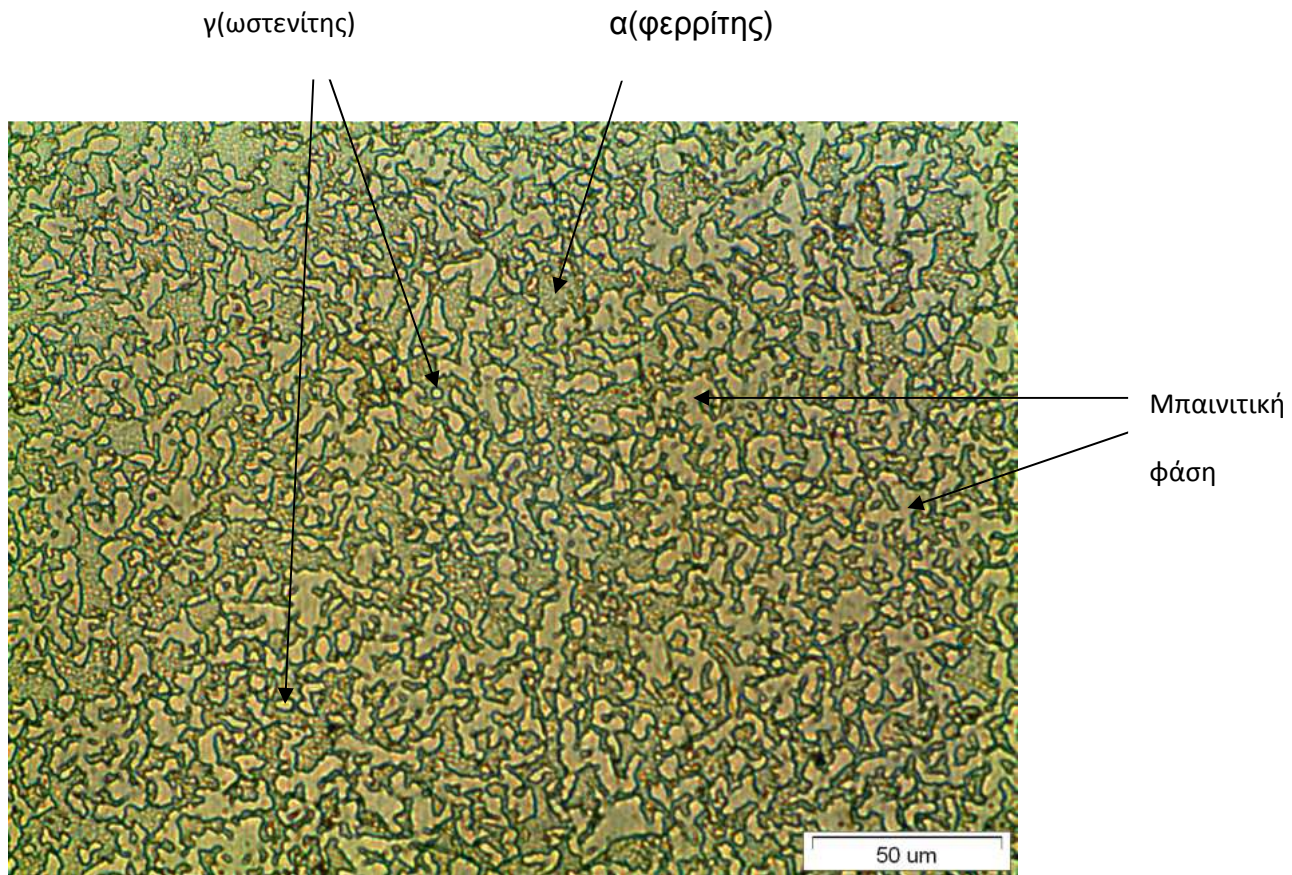
5.2 Θερμική κατεργασία στους 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.

Παρατήρηση της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

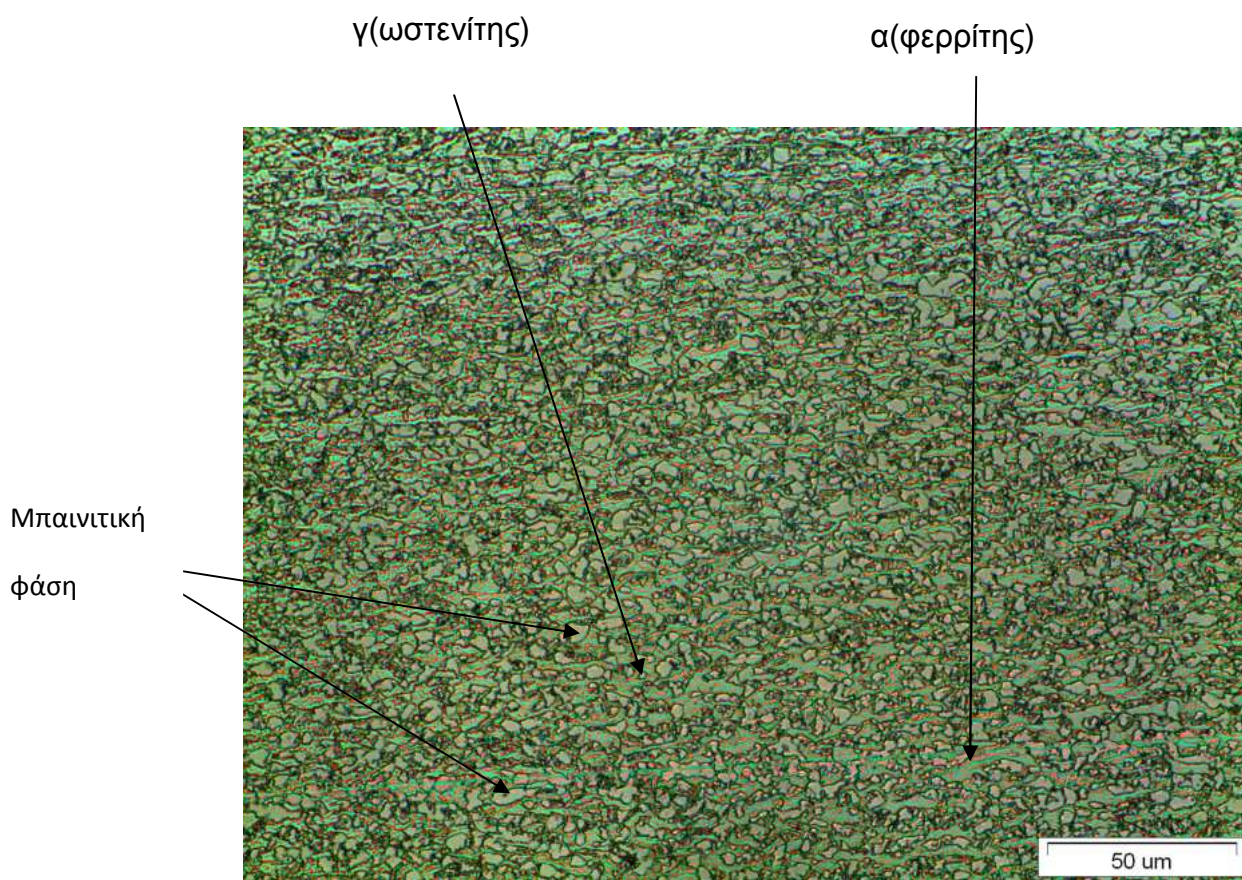
Παρατηρήθηκε ότι με την αύξηση της παραμονής στη ισοθερμοκρασιακή βαφή , από 1 σε 3 λεπτά, αύξηθηκε η μπεινιτική φάση – υπολειπόμενος ωστενίτης. Ενώ παραμένοντας ακόμα περισσότερο ,δηλαδή 30 λεπτά ,διαπιστώνεται μείωση των κόκκων της μπεινιτικής φάσης, και πιθανόν δημιουργία μπεινίτη.



Εικόνα 5. 4: Οπτικό Μικροσκόπιο Θερμική Κατεργασία :750 ° C (15 min) -350 ° C (1 min)

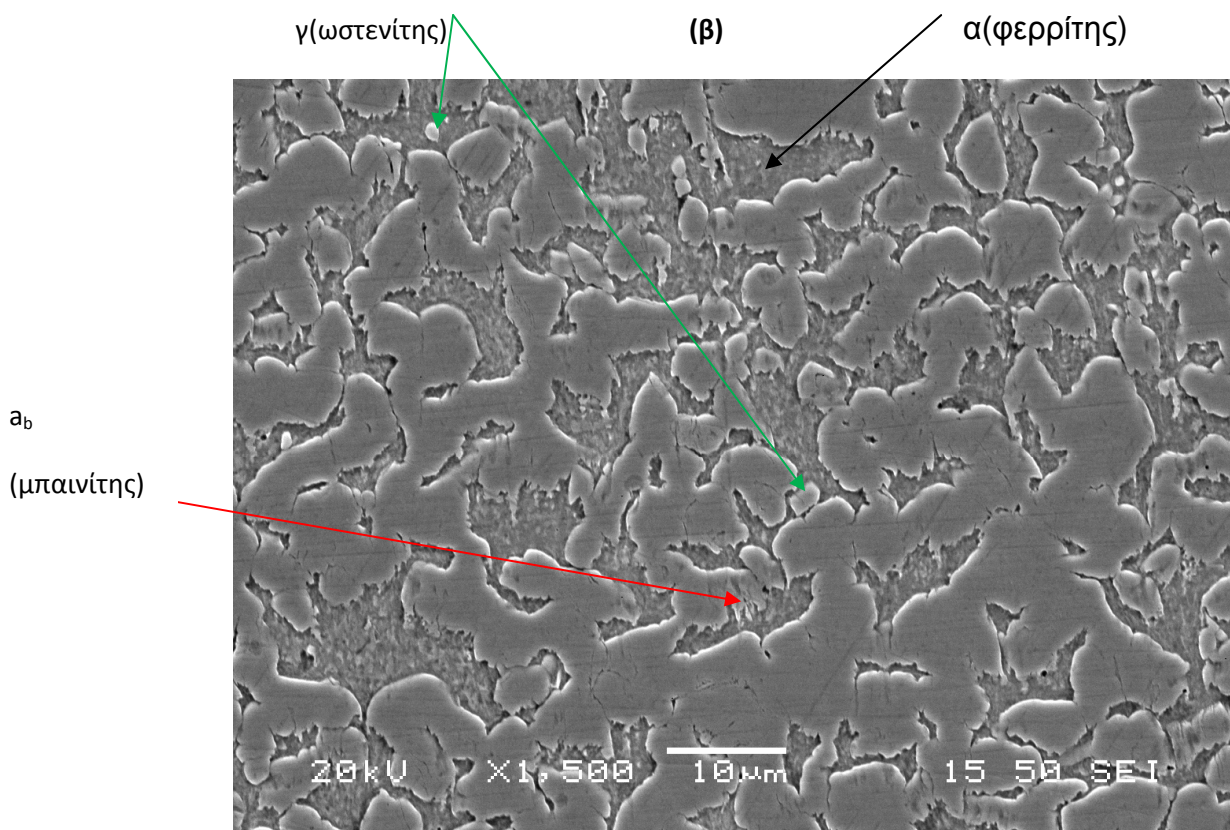
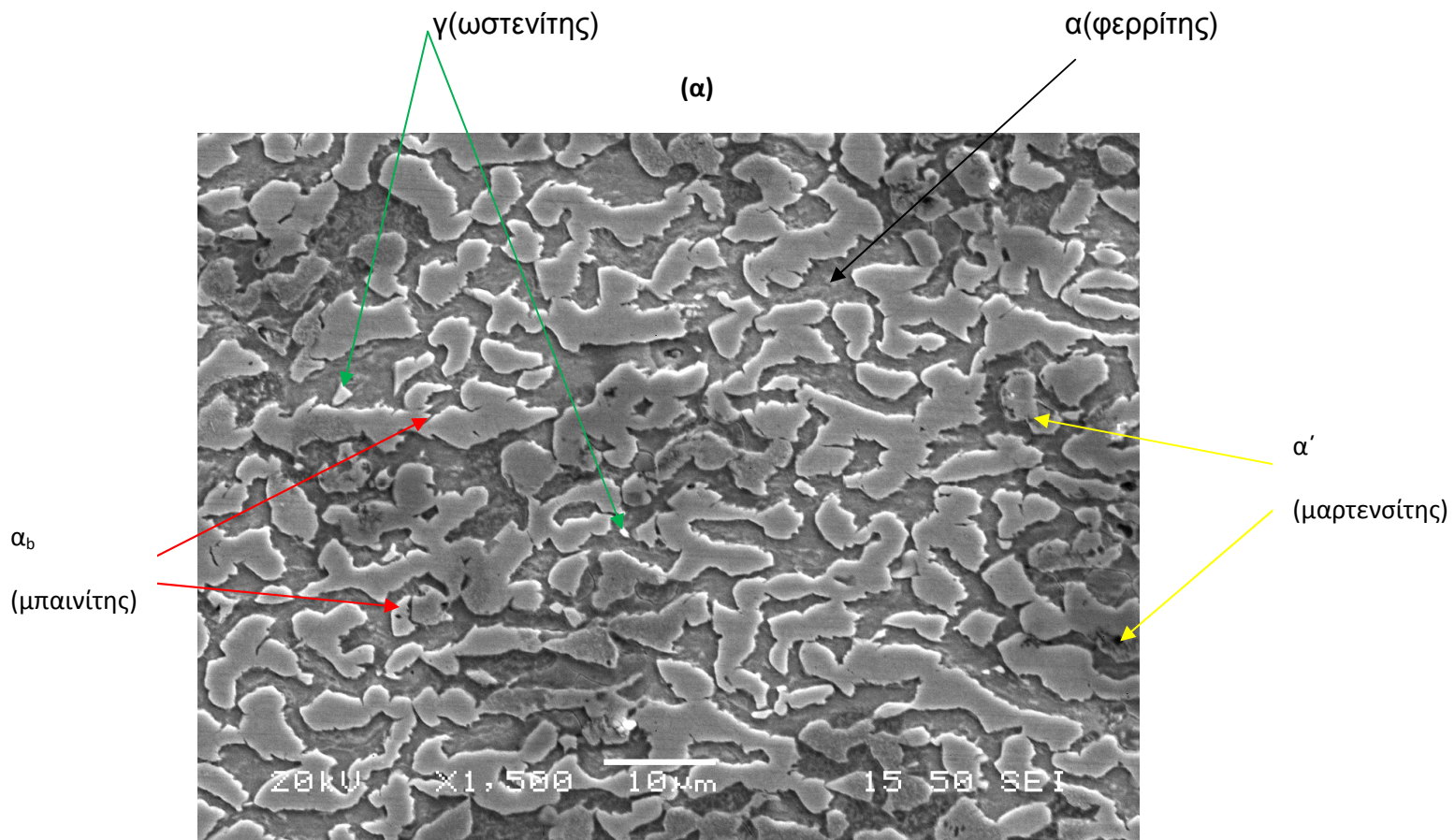


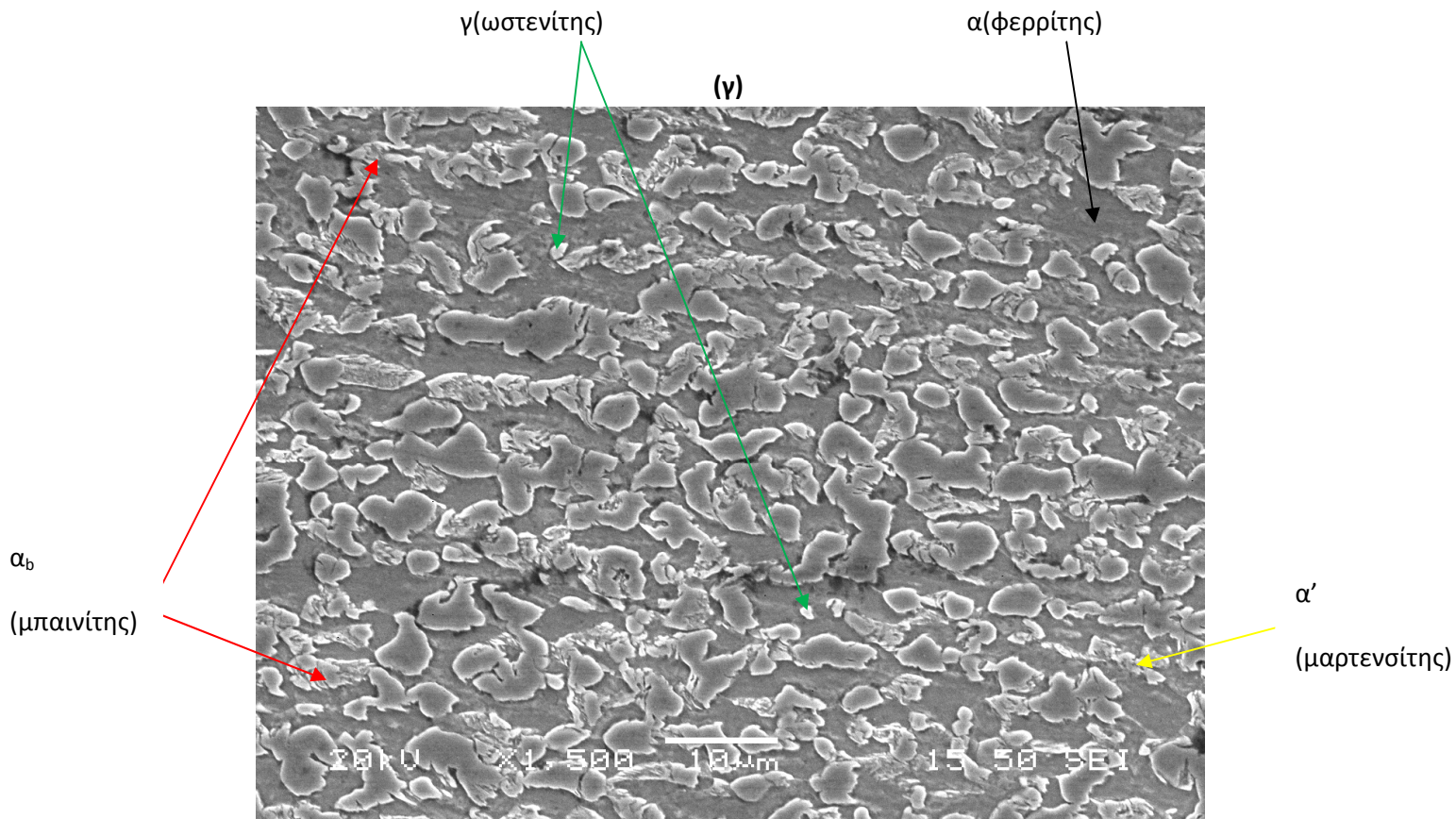
εικόνα 5. 5: Οπτικό Μικροσκόπιο Θερμική Κατεργασία :750 °C (15 min) -350 °C (3 min)



εικόνα 5. 6: Οπτικό Μικροσκόπιο Θερμική Κατεργασία : 750 °C (15 min) -350 °C (30 min).

Από το SEM ελήφθησαν οι ακόλουθες μικρογραφίες:





εικόνα 5. 7: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 750 °C (15 min) -350 °C (1 min), (β) 750 °C (15 min) -350 °C (3 min), (γ) 750 °C (15 min) -350 °C (30 min).

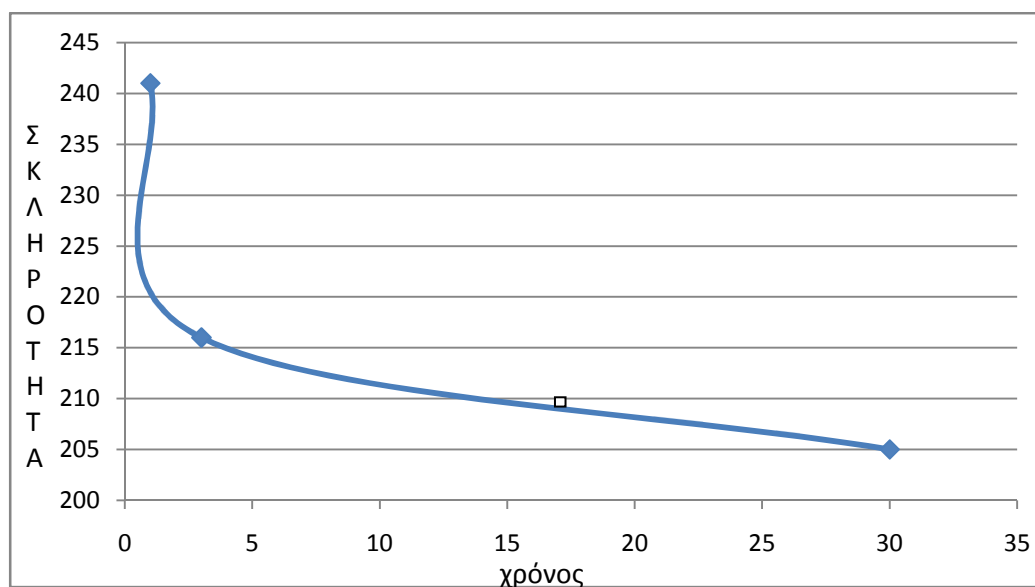
Από το SEM παρατηρήθηκε αύξηση της μπαινιτικής φάσης από το 1 λεπτό στα 3 λεπτά . Στην εικόνα (β) διαπιστώθηκε αύξηση των κόκκων του ωστενίτη σε μέγεθος και πλήθος σε σχέση με την εικόνα (α) και μείωση της φάσης του φερρίτη. Παρατηρώντας την εικόνα (γ) σε σχέση με την (β) διαπιστώνετε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο είναι ακόλουθο της αύξησης του μπαινίτη. Επίσης αύξηθηκε το ποσοστό του φερρίτη ,αυτό είναι λογικό λόγω του ότι ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Επίσης μπορεί να ειπωθεί ότι έχουν εμφανιστεί κόκκοι μαρτενσίτη .

Αποτελέσματα δοκιμών Σκληρομέτρησης στη Θερμική Κατεργασία 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min).

πίνακας 5. 2: Αποτελέσματα δοκιμών σκληρομέτρησης

Χρόνος (min)	Σκληρότητα (HV)
1	241 ±6
3	216 ±6
30	205 ±5

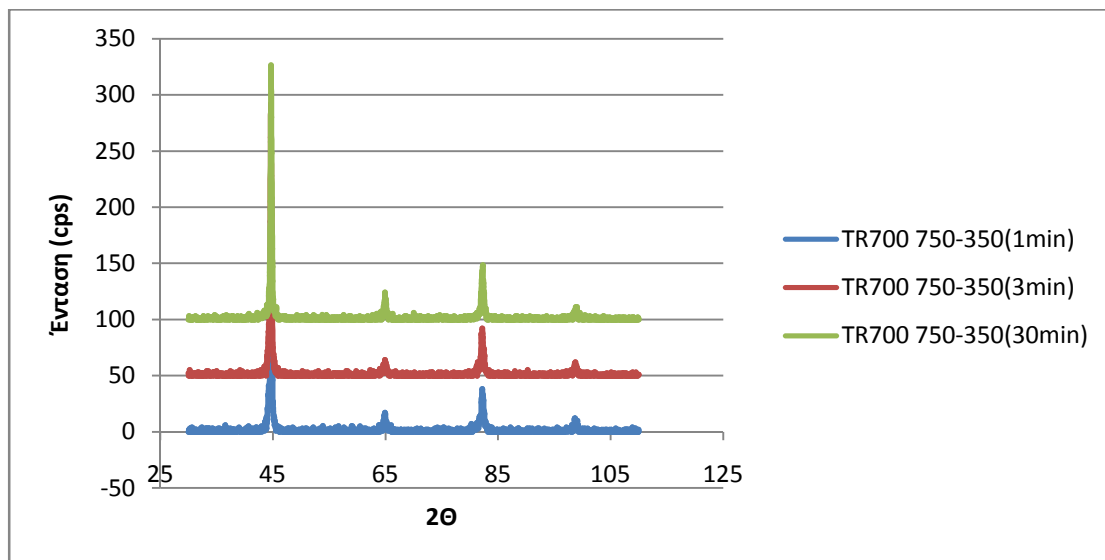
Σχηματική απεικόνιση αποτελεσμάτων Σκληρότητας:



εικόνα 5. 8: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1, 3, 30 min).

Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρείται μείωση της σκληρότητας συναρτήσει του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαφή (μπαινιτική βαφή).

Σύγκριση διαγραμμάτων XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).

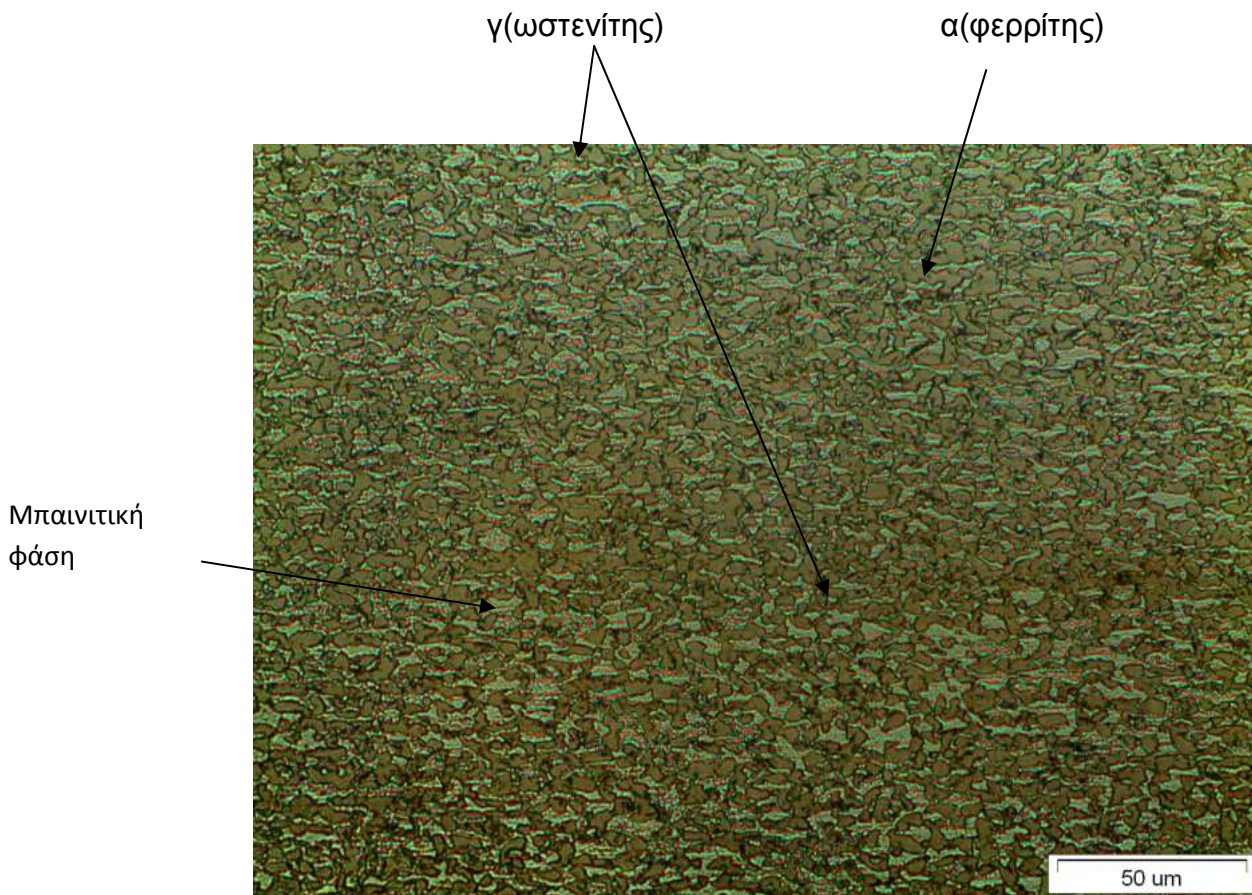


εικόνα 5. 9: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).

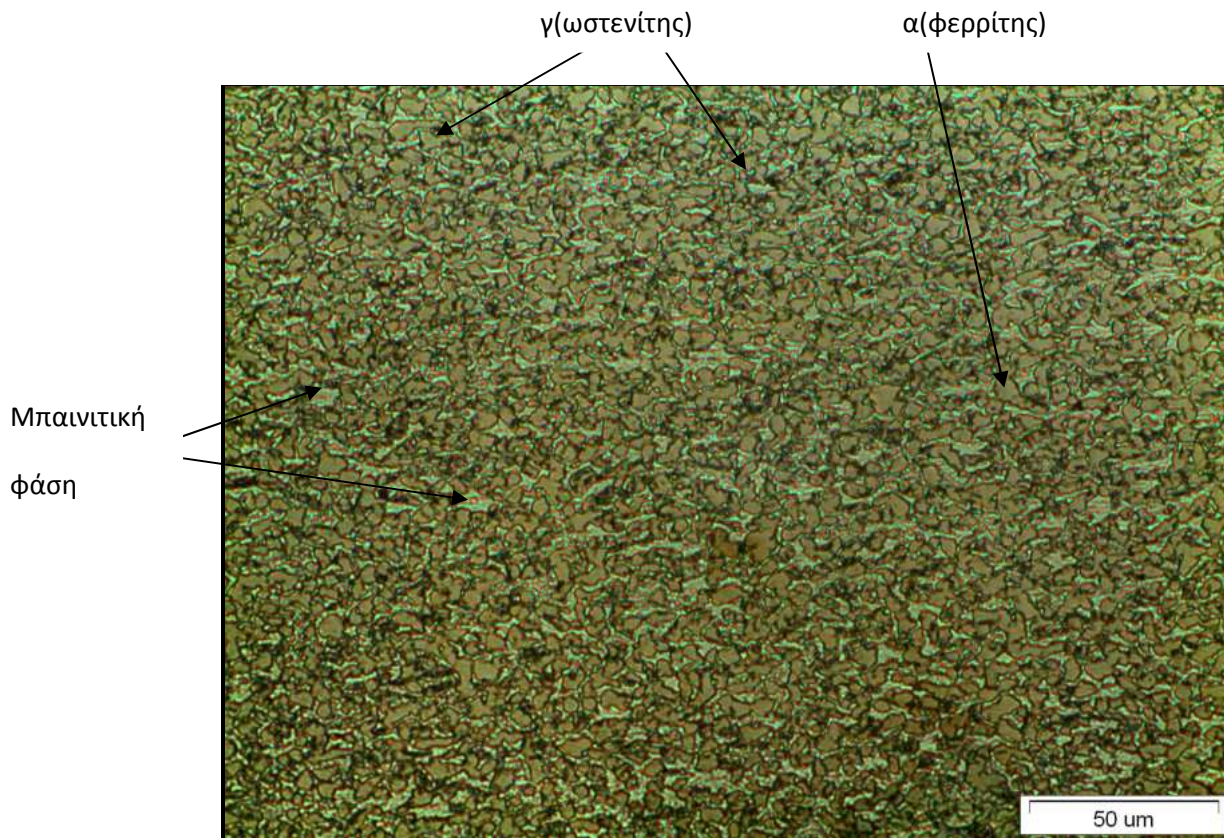
5.3 Θερμική κατεργασία στους 750 °C (15 min)- 400 °C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.

Παρατήρηση της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

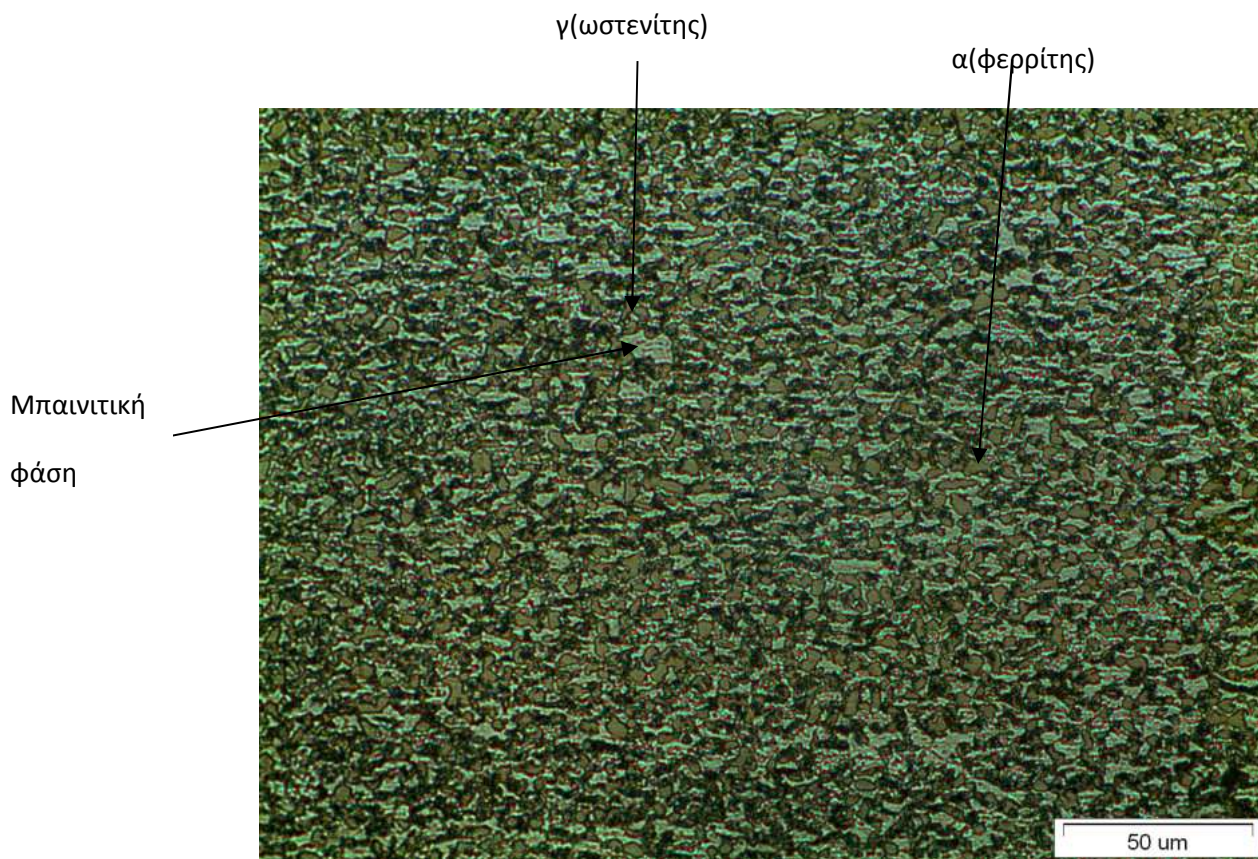
Παρατηρήθηκε ότι με την αύξηση της παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαφή, από 1 σε 3 λεπτά, αύξηθηκε η μπαινιτική φάση – υπολειπόμενος ωστενίτης. Ενώ παραμένοντας ακόμα περισσότερο, δηλαδή 30 λεπτά, διαπιστώθηκε μείωση των κόκκων της μπαινιτικής φάσης, και πιθανόν δημιουργία μπαινίτη. Εδώ οι διαφορές είναι μικρότερες σε σχέση με την προηγούμενη θερμική.



εικόνα 5. 10: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (1 min).

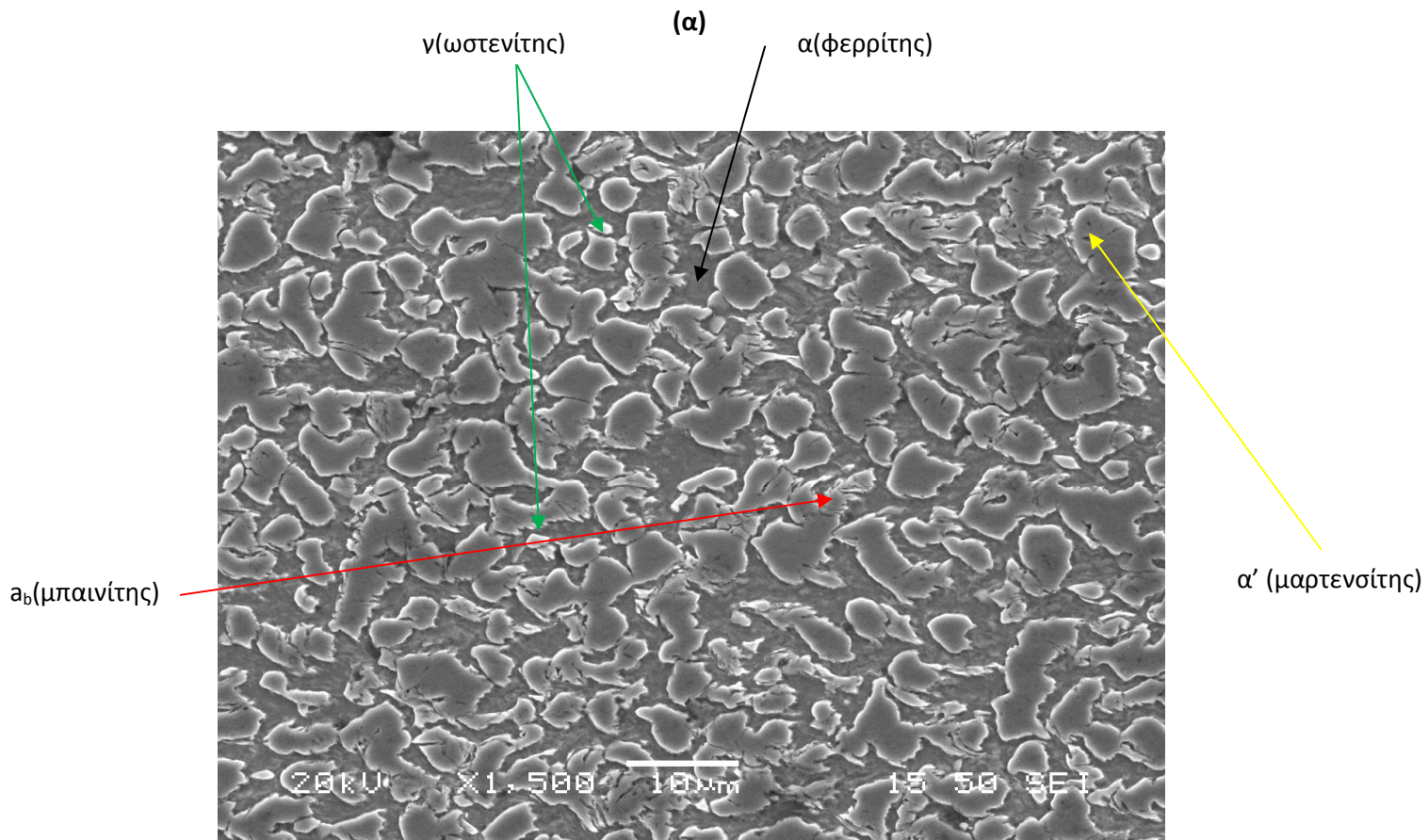
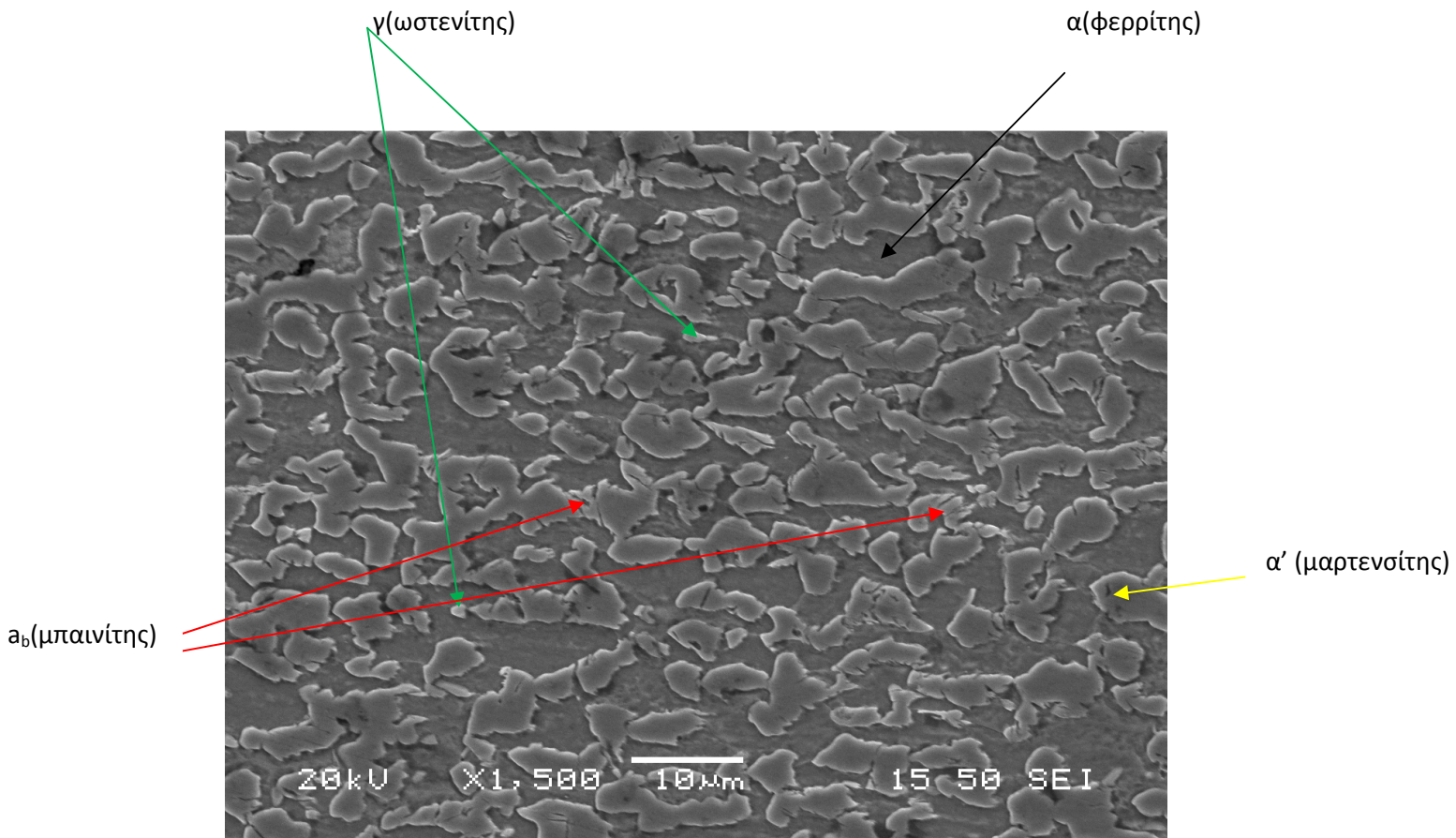


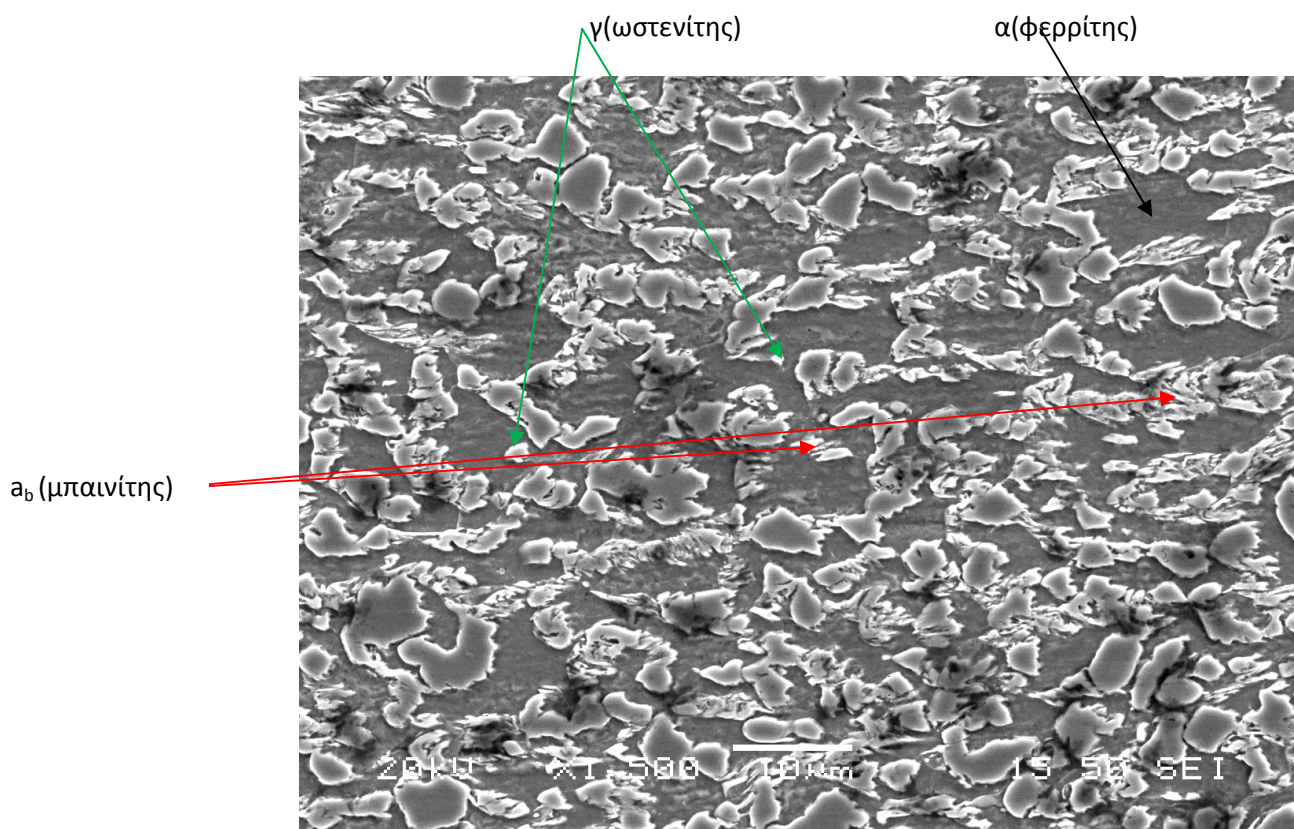
εικόνα 5. 11: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (3 min).



Εικόνα5. 12: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (30 min).

Από το SEM ελήφθησαν οι ακόλουθες μικρογραφίες :





(γ)

εικόνα 5. 13: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 750 °C (15 min) -400 °C (1 min), (β) 750 °C (15 min) -400 °C (3 min), (γ) 750 °C (15 min) -400 °C (30 min).

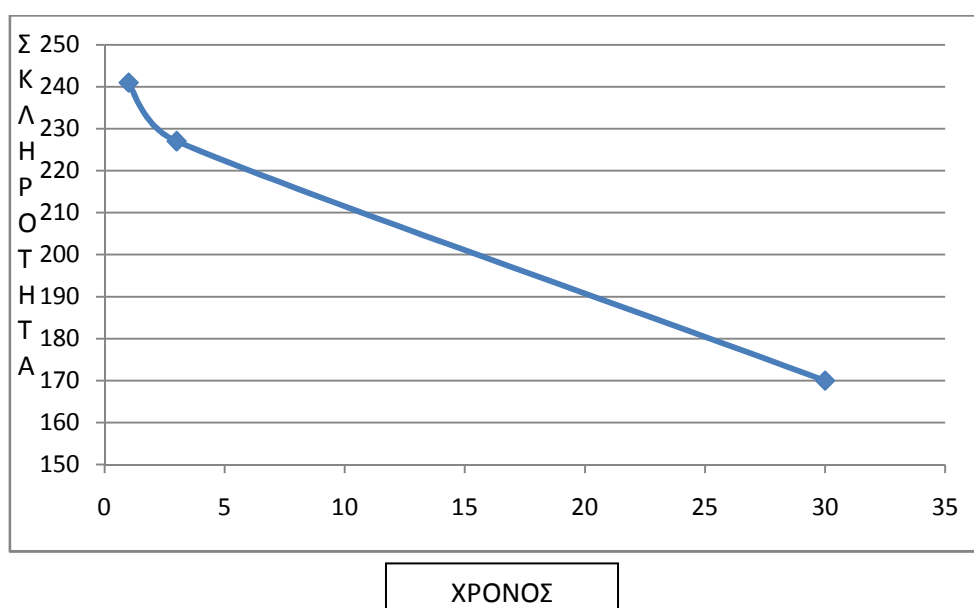
Από το SEM παρατηρήθηκε αύξηση της μπεινιτικής φάσης από το 1 λεπτό στα 3 λεπτά . Στην εικόνα (β) διαπιστώθηκε αύξηση των κόκκων του ωστενίτη σε μέγεθος και πλήθος σε σχέση με την εικόνα (α) και μείωση της φάσης του φερρίτη. Παρατηρώντας την εικόνα (γ) σε σχέση με την (β) διαπιστώνετε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο είναι ακόλουθο της αύξησης του μπεινίτη. Επίσης αύξηθηκε το ποσοστό του φερρίτη ,αυτό είναι λογικό λόγω του ότι ο μπεινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Επίσης μπορεί να ειπωθεί ότι έχουν εμφανιστεί κόκκοι μαρτενσίτη .

Αποτελέσματα δοκιμών Σκληρομέτρησης στη Θερμική Κατεργασία 750 ° C (15 min)- 400 ° C (1- 3 - 30 min).

πίνακας 5. 3: Αποτελέσματα δοκιμών σκληρομέτρησης.

Χρόνος (min)	Σκληρότητα (HV)
1	241±6
3	227±3
30	170±5

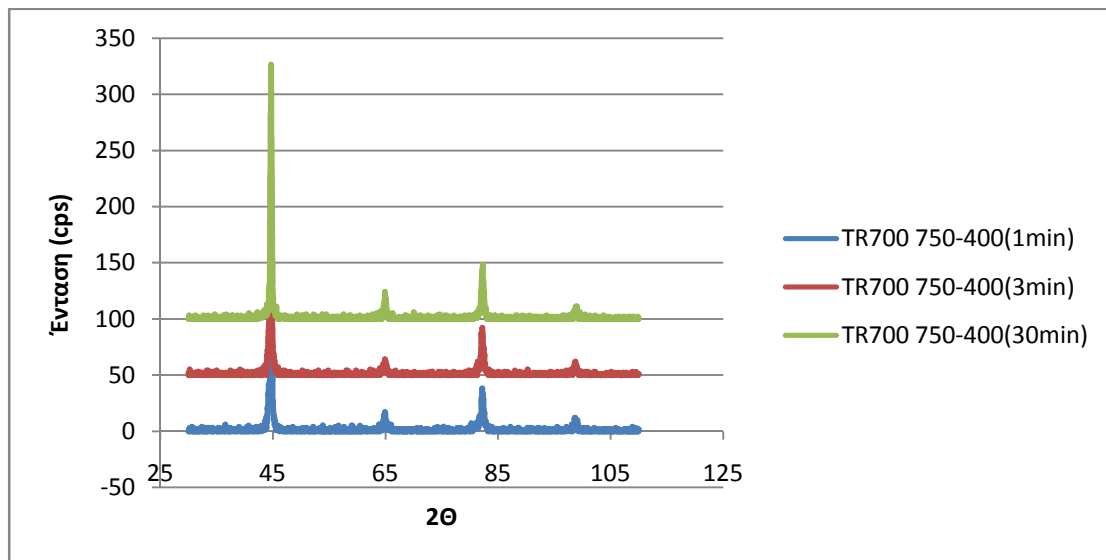
Σχηματική απεικόνιση αποτελεσμάτων Σκληρότητας:



εικόνα 5. 14: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 750 ° C (15 min)- 400 ° C (1, 3, 30 min).

Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρούμε ότι έχουμε μείωση της σκληρότητας συναρτήσει του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαφή (μπαινιτική βαφή).

Σύγκριση διαγραμμάτων XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).

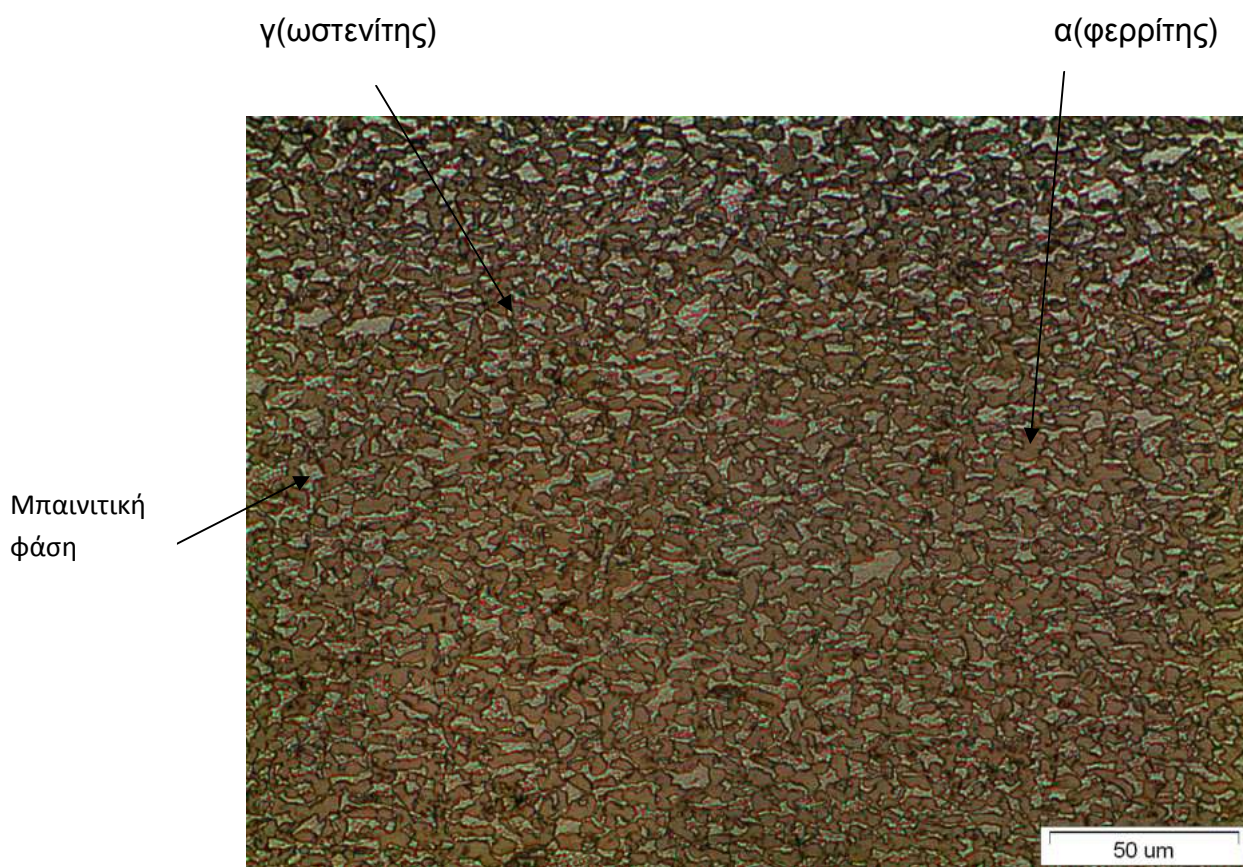


εικόνα 5. 15: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 750 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).

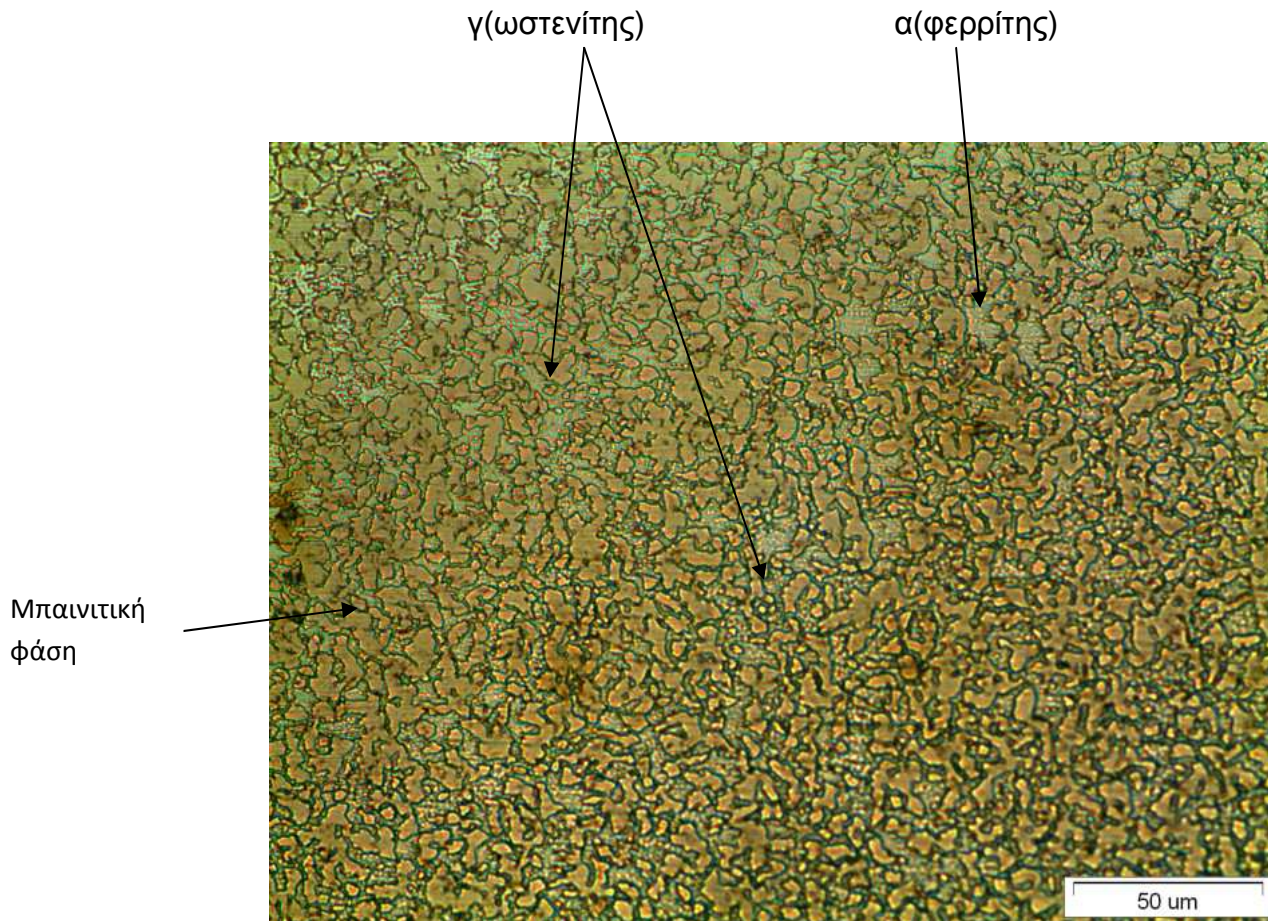
5.4 Θερμική κατεργασία στους 775 °C (15 min)- 350 °C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.

Παρατήρηση της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

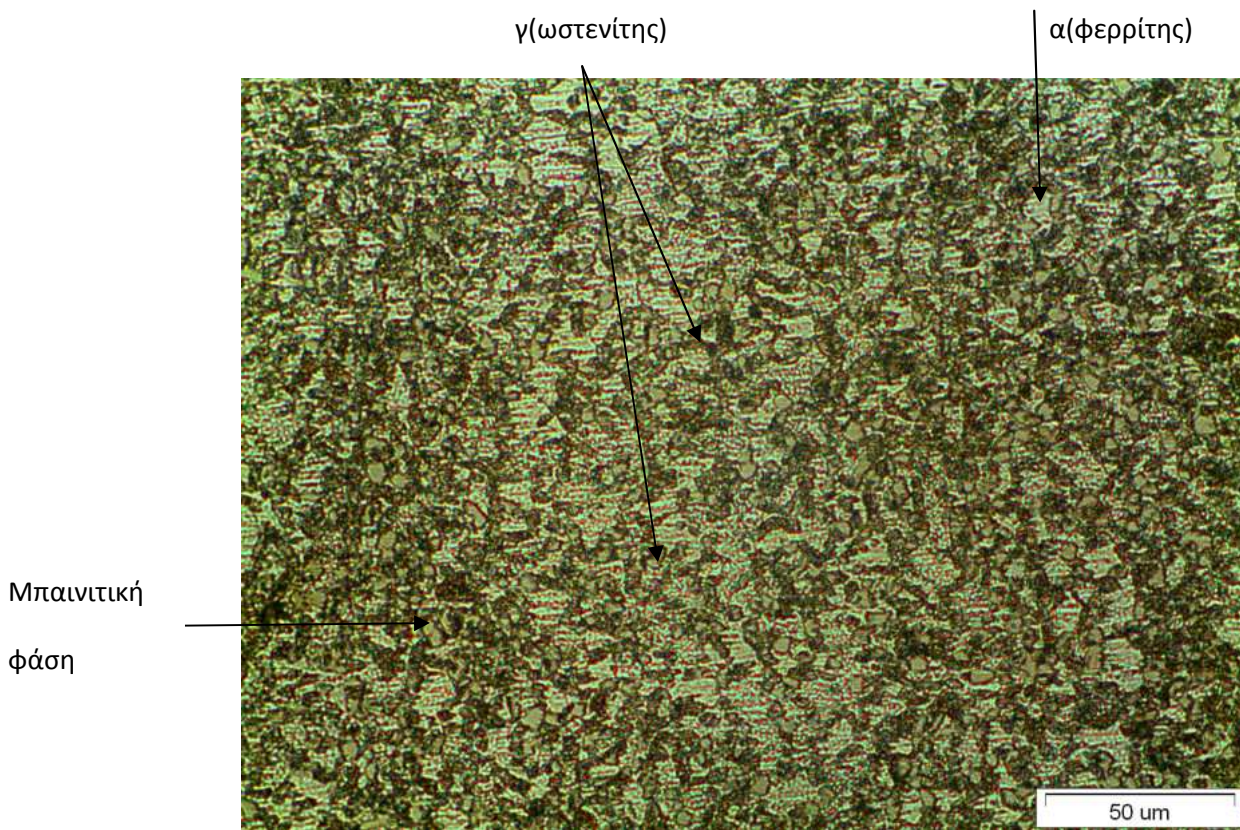
Παρατηρούμε ότι με την αύξηση της παραμονής στη ισοθερμοκρασιακής βαφής , από 1 σε 3 λεπτά, έχουμε αύξηση της μπαινιτικής φάσης – υπολειπόμενου ωστενίτη. Ενώ παραμένοντας ακόμα περισσότερο ,δηλαδή 30 λεπτά ,βλέπουμε μείωση των κόκκων της μπαινιτικής φάσης, και πιθανόν δημιουργία μπαινίτη. Εδώ οι διαφορές είναι μικρότερες σε σχέση με την προηγούμενη θερμική.



εικόνα 5. 16: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 °C (15 min)- 350 °C (3 min).



εικόνα 5. 17: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (3 min).



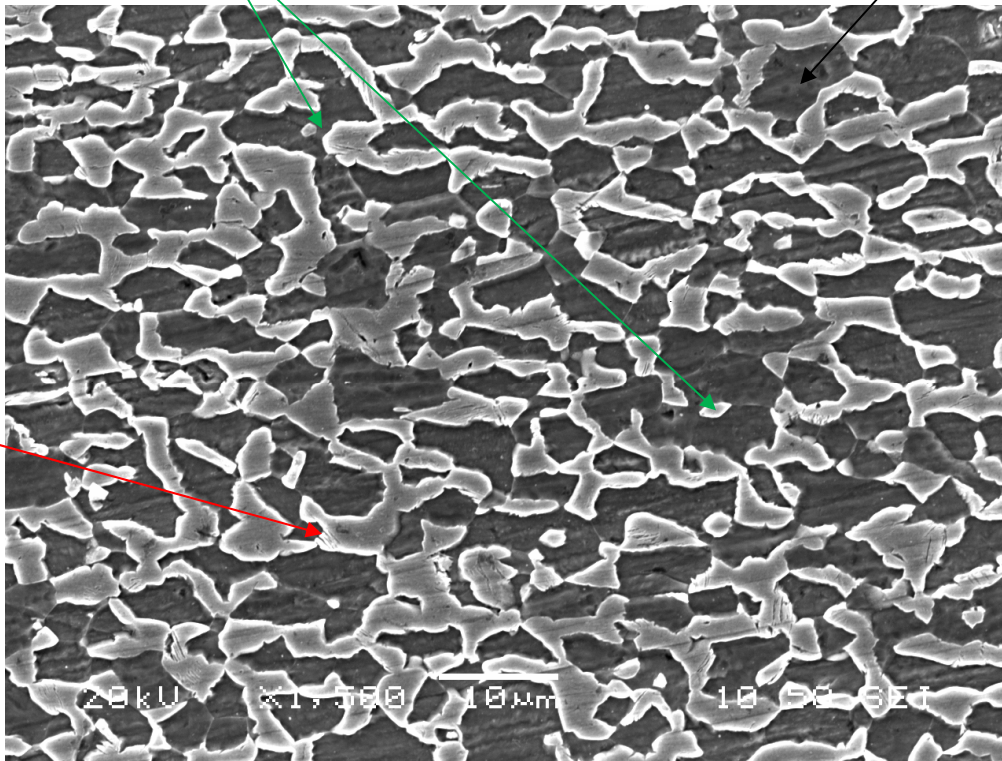
εικόνα 5. 18: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (30 min).

Από το SEM ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

γ (ωστενίτης)

α (φερρίτης)

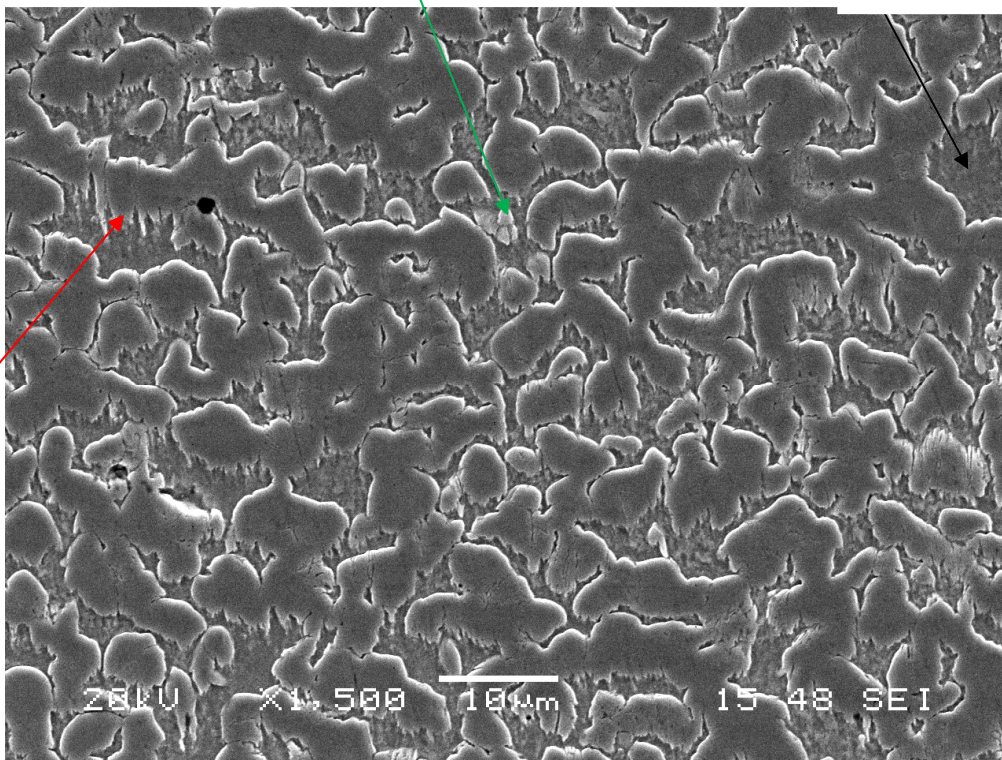
a_b (μπαινίτης)



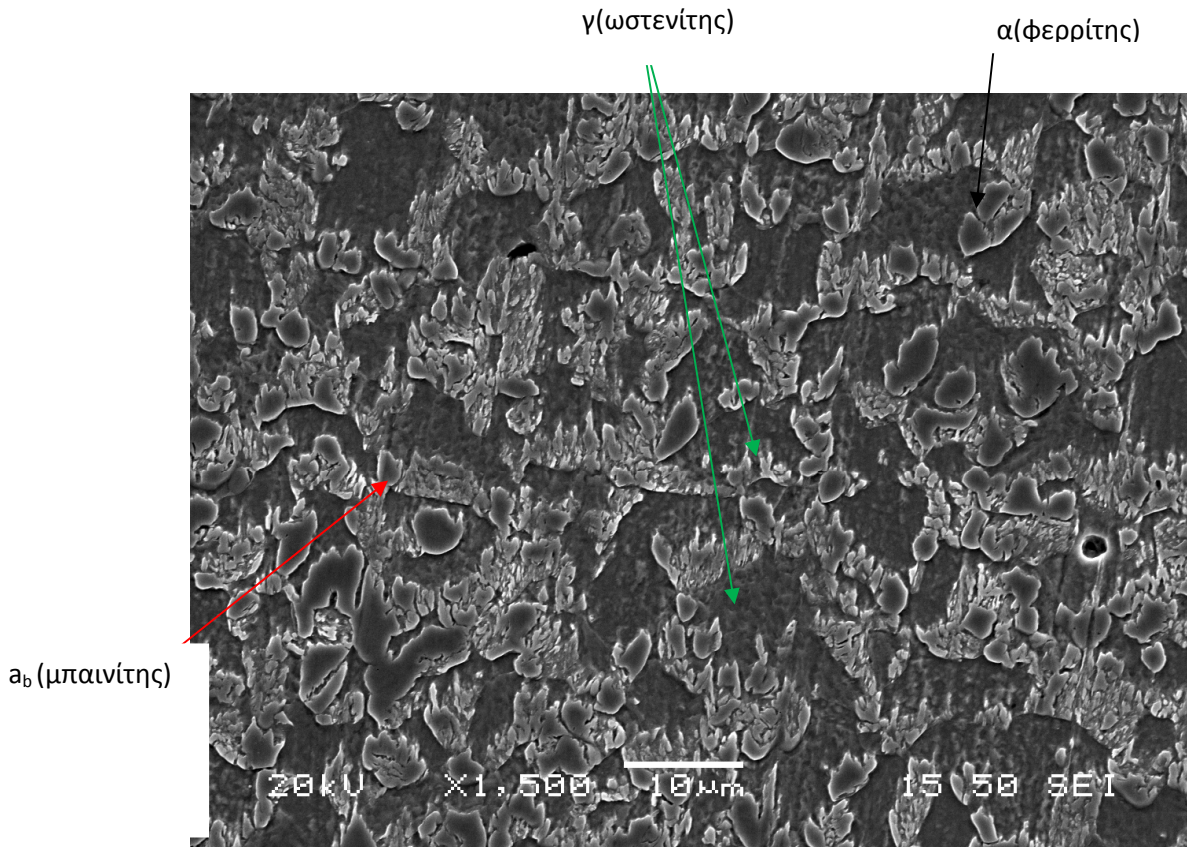
γ (ωστενίτης) (α)

α (φερρίτης)

a_b (μπαινίτης)



(β)



(γ)

Εικόνα5. 19: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 775 °C (15 min) -350 °C (1 min), (β) 775 °C (15 min) -350 °C (3 min), (γ) 775 °C (15 min) -350 °C (30 min).

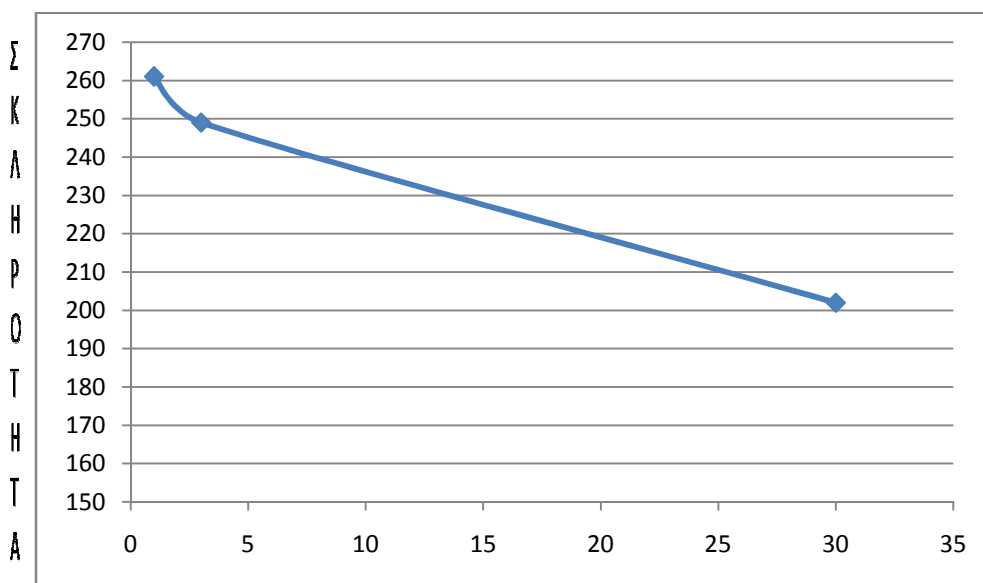
Από το SEM παρατηρήθηκε αύξηση της μπαινιτικής φάσης από το 1 λεπτό στα 3 λεπτά . Στην εικόνα (β) διαπιστώθηκε αύξηση των κόκκων του ωστενίτη σε μέγεθος και πλήθος σε σχέση με την εικόνα (α) και μείωση της φάσης του φερρίτη. Παρατηρώντας την εικόνα (γ) σε σχέση με την (β) διαπιστώνετε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο είναι ακόλουθο της αύξησης του μπαινίτη. Επίσης αύξηθηκε το ποσοστό του φερρίτη ,αυτό είναι λογικό λόγω του ότι ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Επίσης μπορεί να ειπωθεί ότι έχουν εμφανιστεί κόκκοι μαρτενσίτη .

Αποτελέσματα δοκιμών Σκληρομέτρησης στη Θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min).

πίνακας 5. 4: Αποτελέσματα δοκιμών σκληρομέτρησης.

Χρόνος (min)	Σκληρότητα (HV)
1	261 ± 4
3	249 ± 5
30	202 ± 7

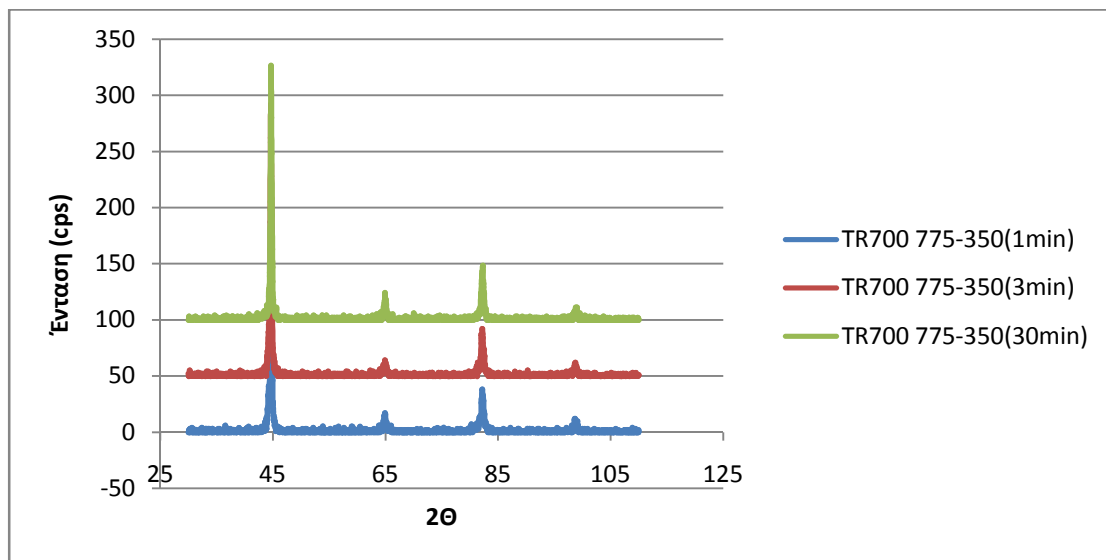
Σχηματική απεικόνιση αποτελεσμάτων Σκληρότητας:



εικόνα 5. 20: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1, 3, 30 min).

Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρούμε ότι έχουμε μείωση της σκληρότητας συναρτήσει του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαθφή (μπαινιτική βαθφή).

Σύγκριση διαγραμμάτων XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 775 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).

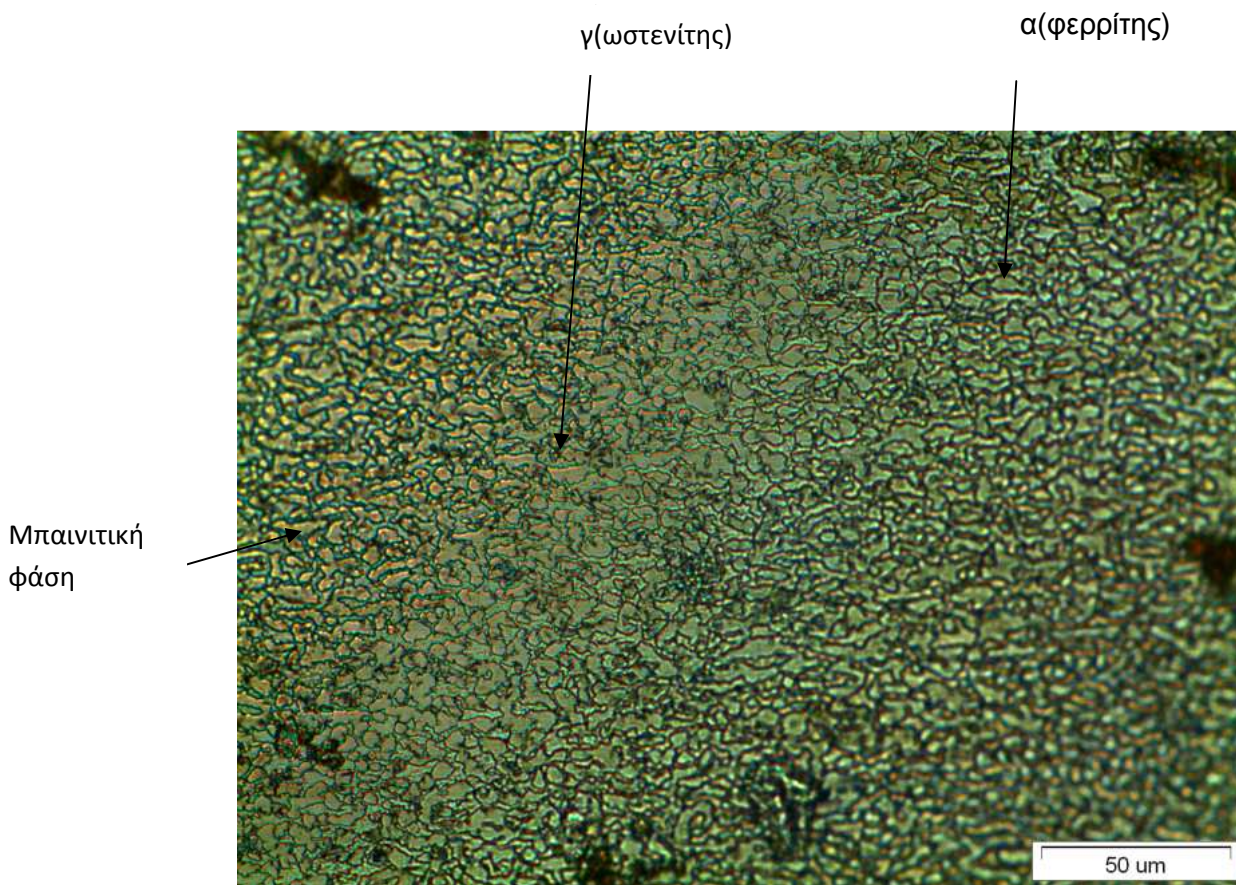


εικόνα 5. 21: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 775 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).

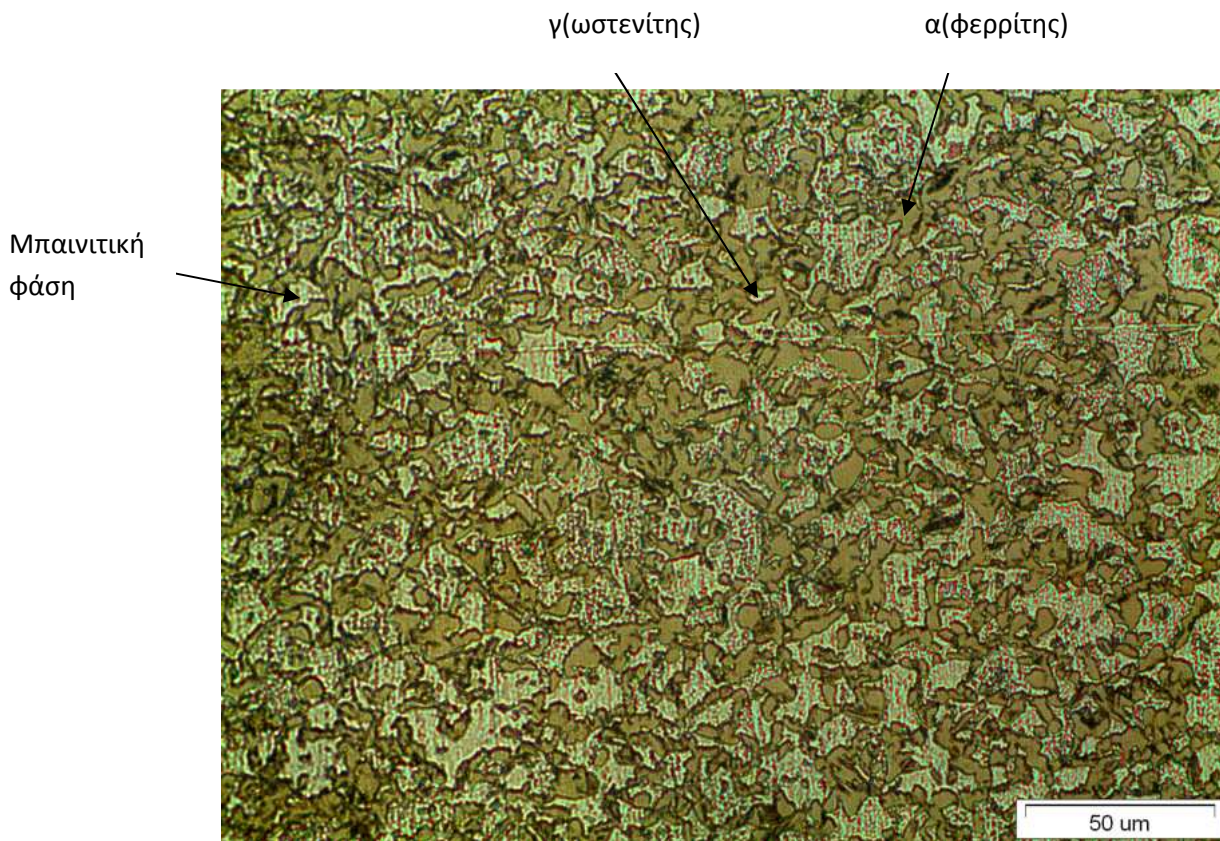
5.5 Θερμική κατεργασία στους 775 °C (15 min)- 400 °C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.

Παρατήρηση της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

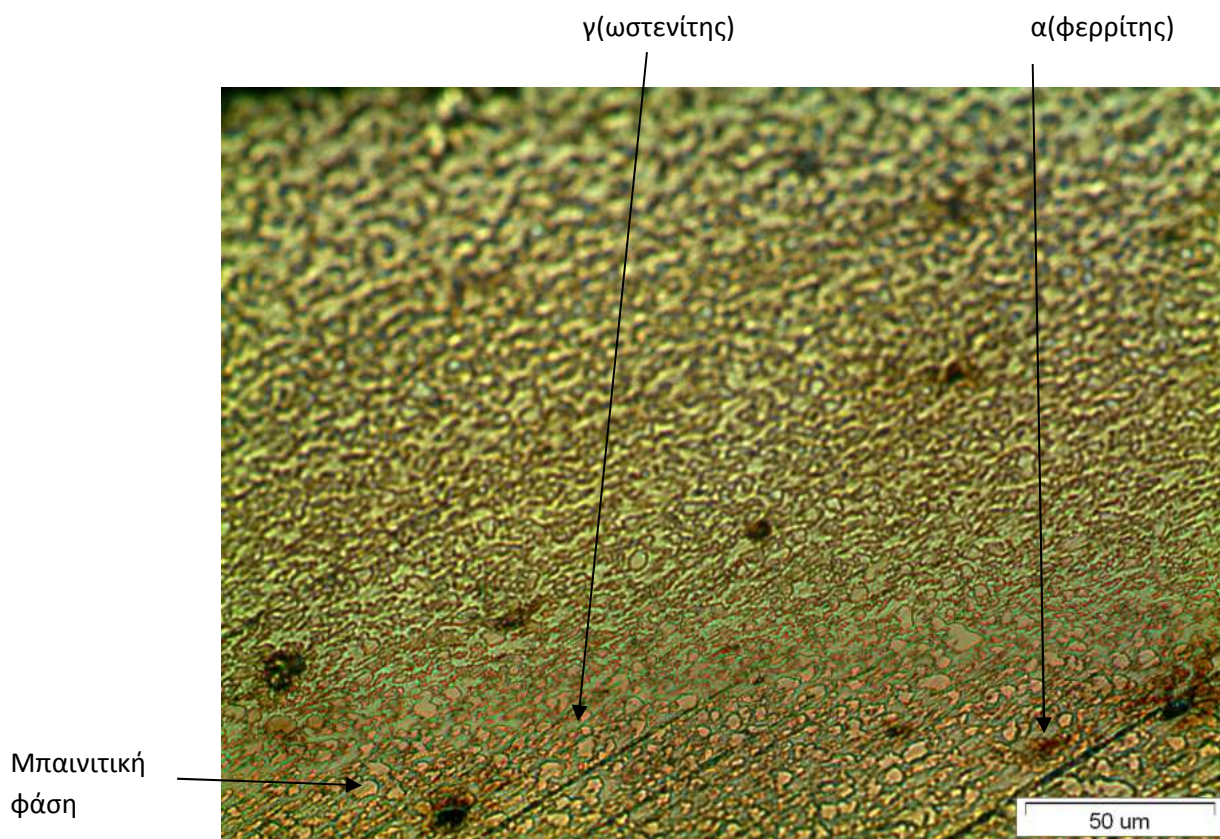
Παρατηρούμε ότι με την αύξηση της παραμονής στη ισοθερμοκρασιακής βαφής , από 1 σε 3 λεπτά, έχουμε αύξηση της μπαινιτικής φάσης – υπολειπόμενου ωστενίτη. Ενώ παραμένοντας ακόμα περισσότερο ,δηλαδή 30 λεπτά ,βλέπουμε μείωση των κόκκων της μπαινιτικής φάσης, και πιθανόν δημιουργία μπαινίτη



εικόνα 5. 22: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 °C (15 min)- 400 °C (1 min).

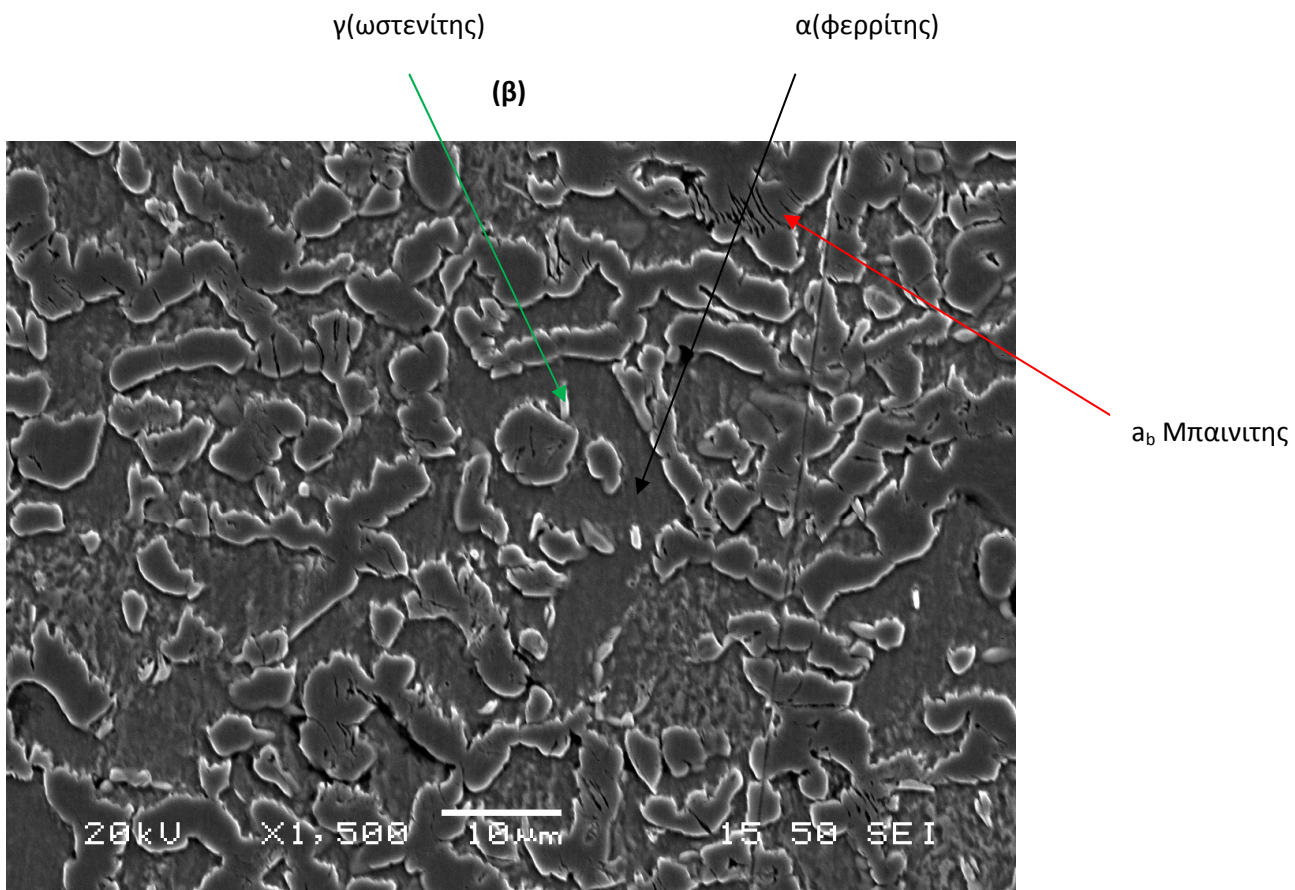
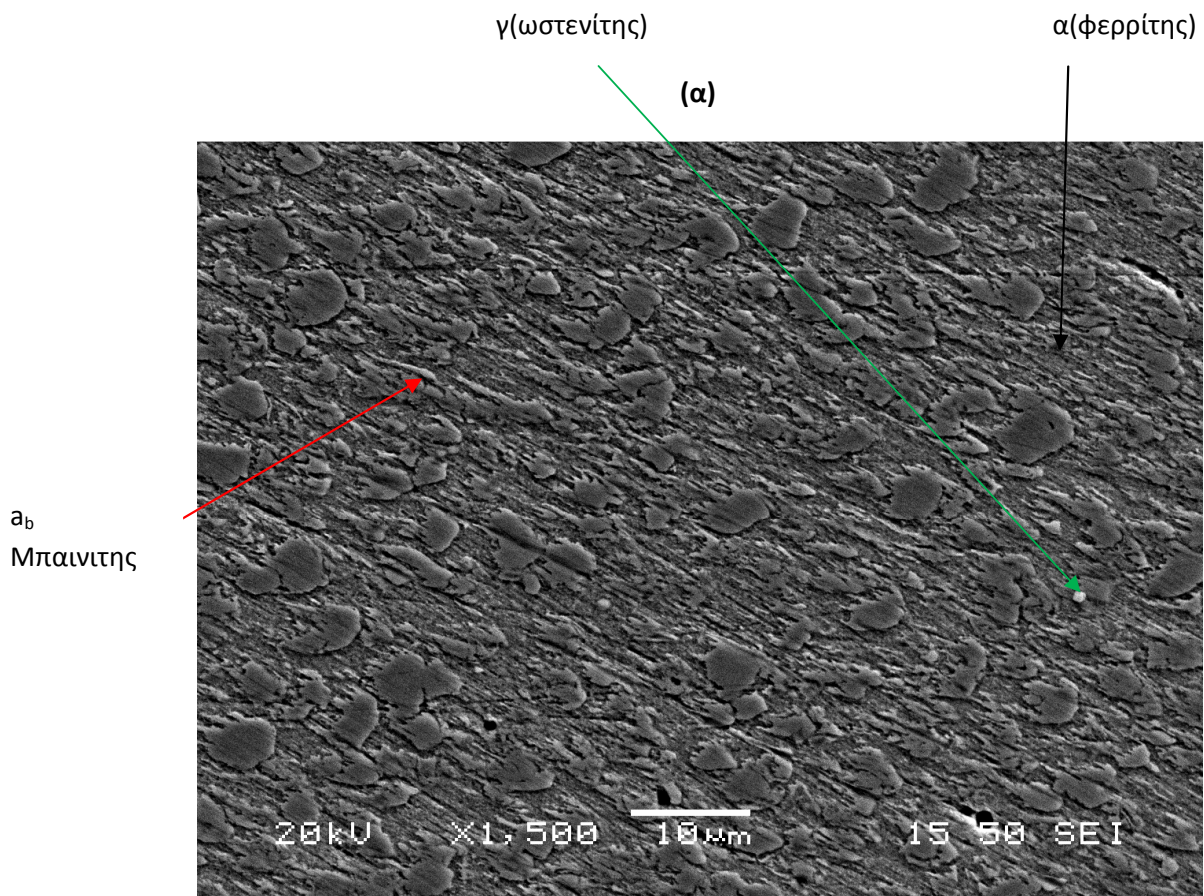


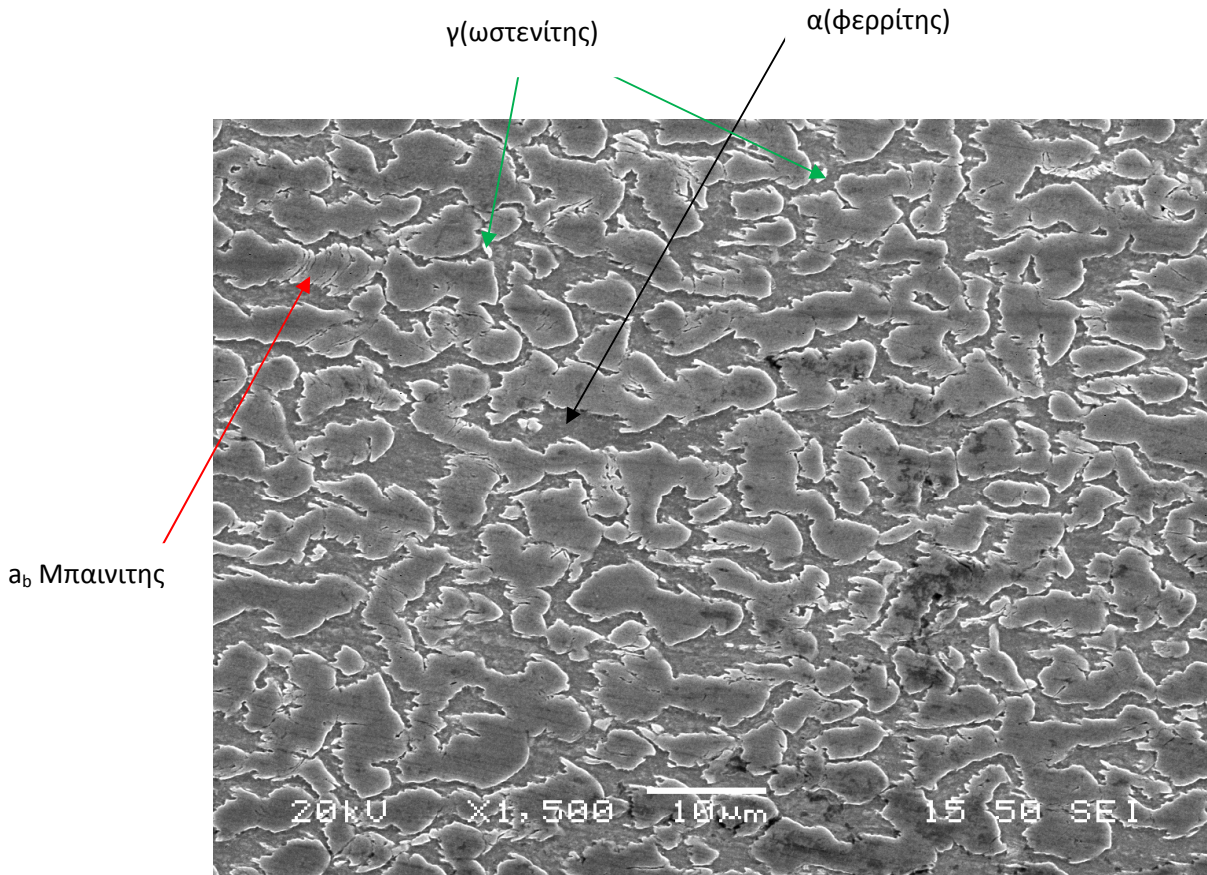
εικόνα 5. 23: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 350 ° C (3 min).



εικόνα 5. 24: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (30 min).

Από το SEM πήραμε τα ακόλουθα αποτελέσματα :





(γ)

εικόνα 5. 25: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 775 °C (15 min) - 400 °C (1 min), (β) 775 °C (15 min) - 400 °C (3 min), (γ) 775 °C (15 min) - 400 °C (30 min).

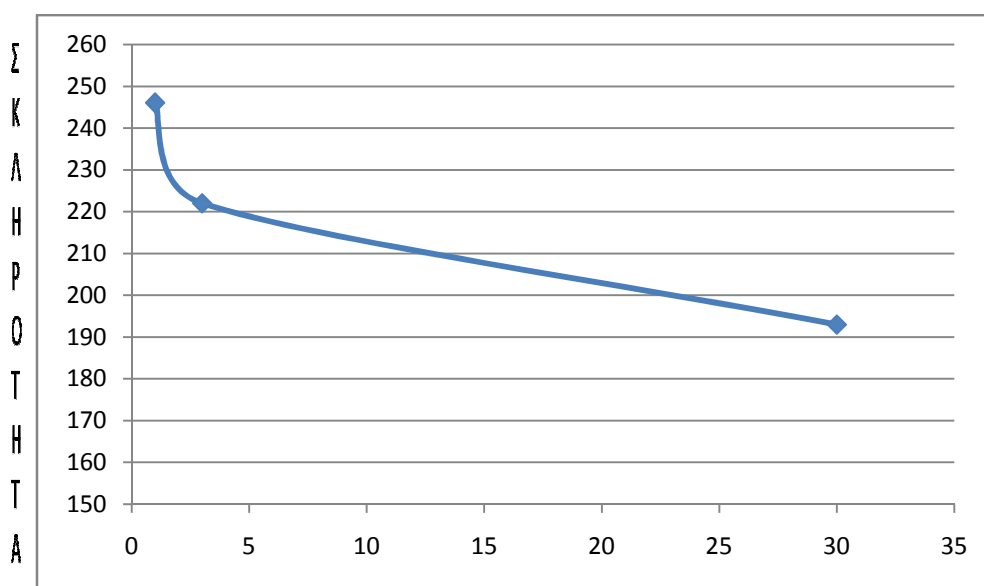
Από το SEM παρατηρήθηκε αύξηση της μπαινιτικής φάσης από το 1 λεπτό στα 3 λεπτά . Στην εικόνα (β) διαπιστώθηκε αύξηση των κόκκων του ωστενίτη σε μέγεθος και πλήθος σε σχέση με την εικόνα (α) και μείωση της φάσης του φερρίτη. Παρατηρώντας την εικόνα (γ) σε σχέση με την (β) διαπιστώνετε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο είναι ακόλουθο της αύξησης του μπαινίτη. Επίσης αύξηθηκε το ποσοστό του φερρίτη ,αυτό είναι λογικό λόγω του ότι ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Επίσης μπορεί να ειπωθεί ότι έχουν εμφανιστεί κόκκοι μαρτενσίτη .

Αποτελέσματα δοκιμών Σκληρομέτρησης στη Θερμική Κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1- 3 - 30 min).

πίνακας 5. 5: Αποτελέσματα δοκιμών σκληρομέτρησης.

Χρόνος (min)	Σκληρότητα (HV)
1	246 \pm 4
3	222 \pm 4
30	193 \pm 5

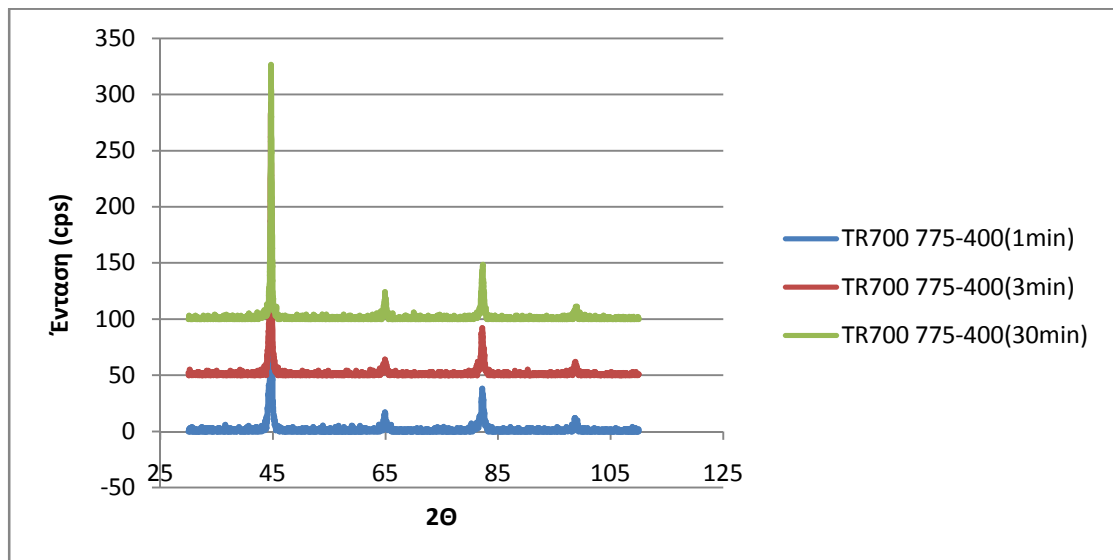
Σχηματική απεικόνιση αποτελεσμάτων Σκληρότητας:



εικόνα 5. 26: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1, 3, 30 min).

Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρούμε ότι έχουμε μείωση της σκληρότητας συναρτήσει του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαφή (μπαινιτική βαφή).

Σύγκριση διαγραμμάτων XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 775 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).

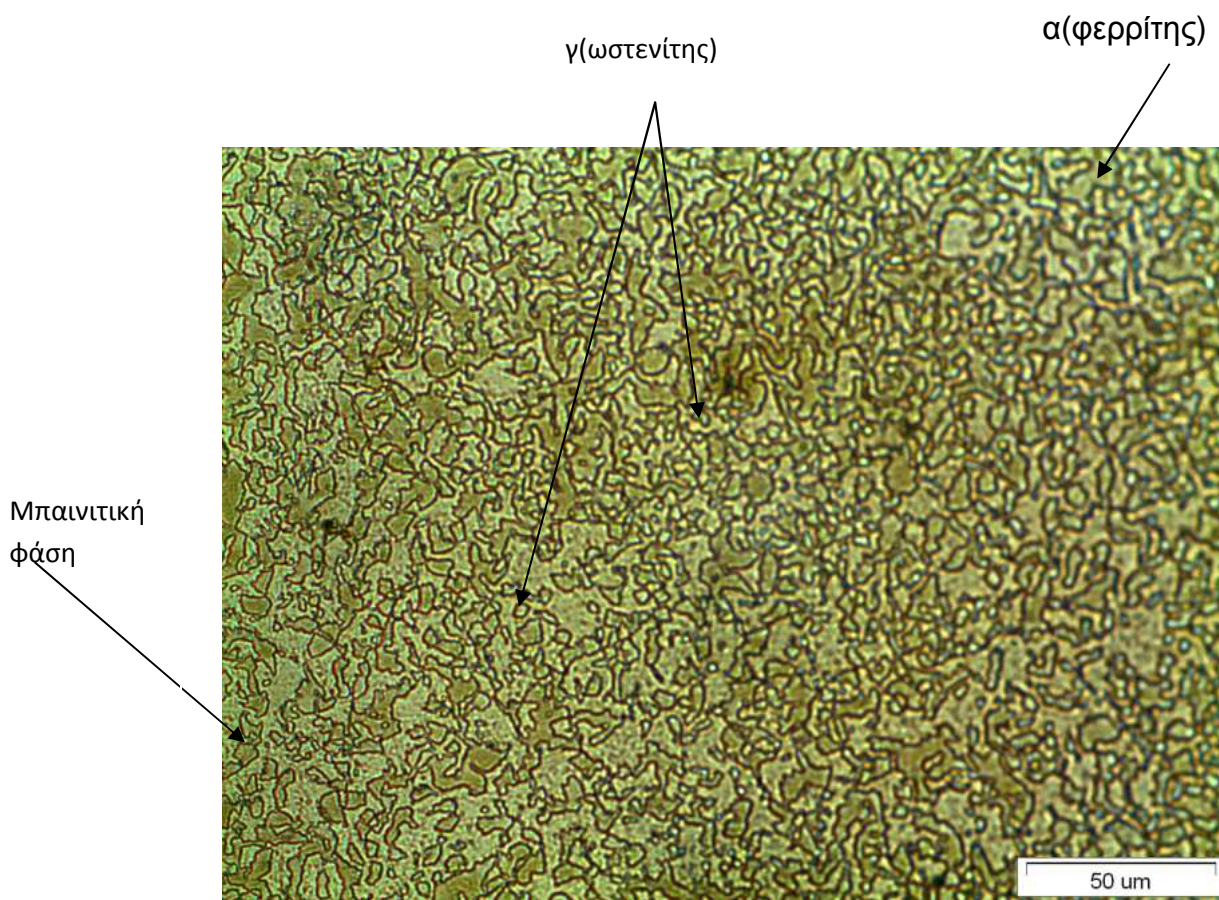


Εικόνα5. 27: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 775 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).

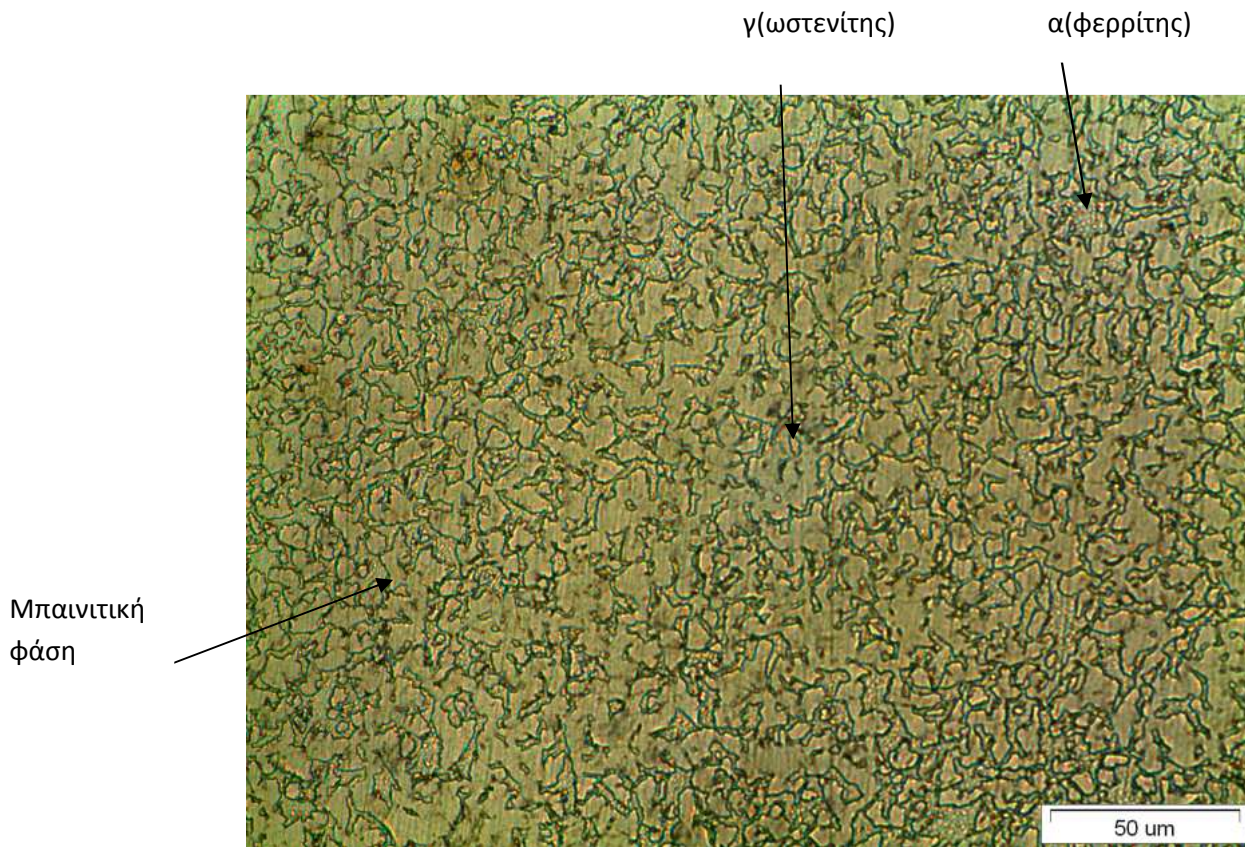
5.6 Θερμική κατεργασία στους 800 °C (15 min)- 350 °C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.

Παρατήρηση της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

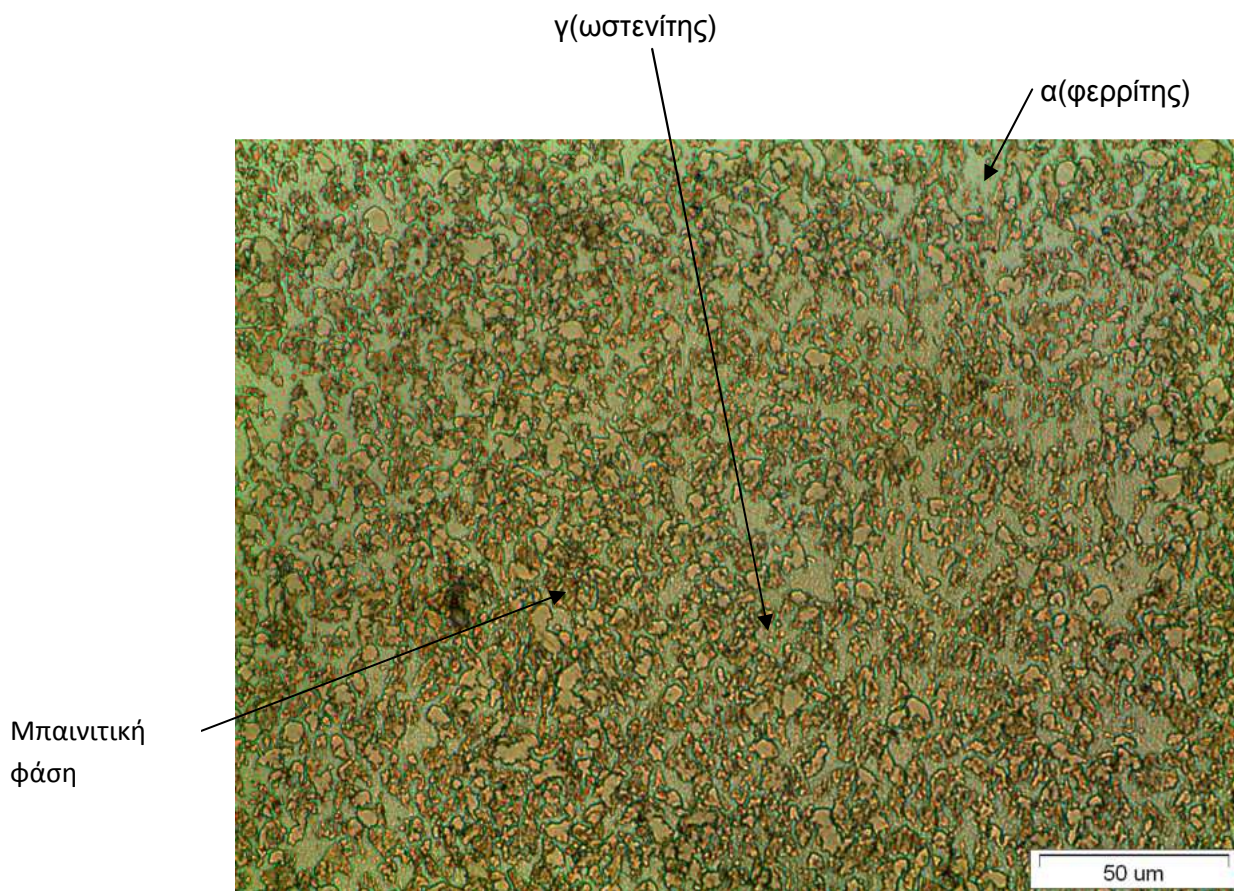
Παρατηρούμε ότι με την αύξηση της παραμονής στη ισοθερμοκρασιακής βαφής, από 1 σε 3 λεπτά, έχουμε αύξηση της μπαινιτικής φάσης – υπολειπόμενου ωστενίτη. Ενώ παραμένοντας ακόμα περισσότερο, δηλαδή 30 λεπτά, βλέπουμε μείωση των κόκκων της μπαινιτικής φάσης, και πιθανόν δημιουργία μπαινίτη



Εικόνα5. 28: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (1 min).

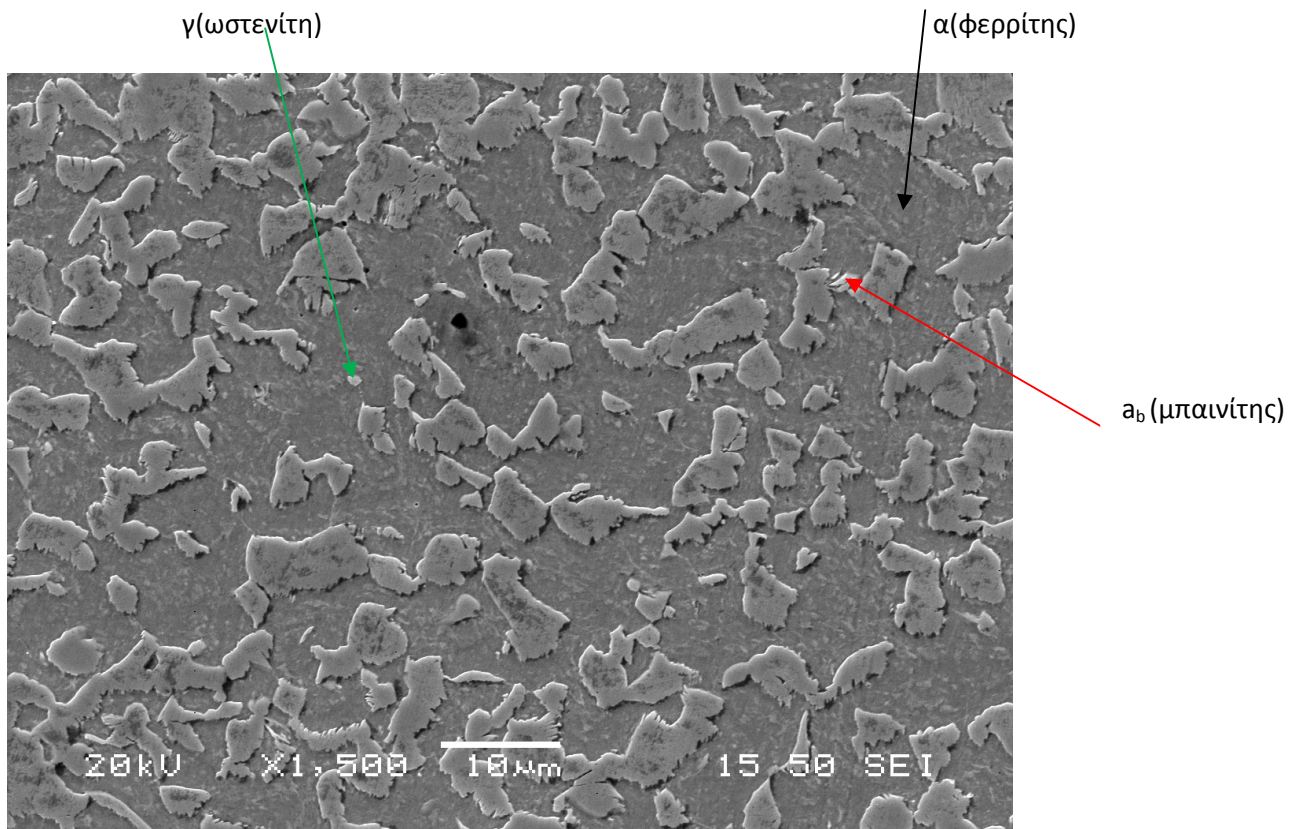


εικόνα 5. 29: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 ° C (15 min)- 350 ° C (3 min).

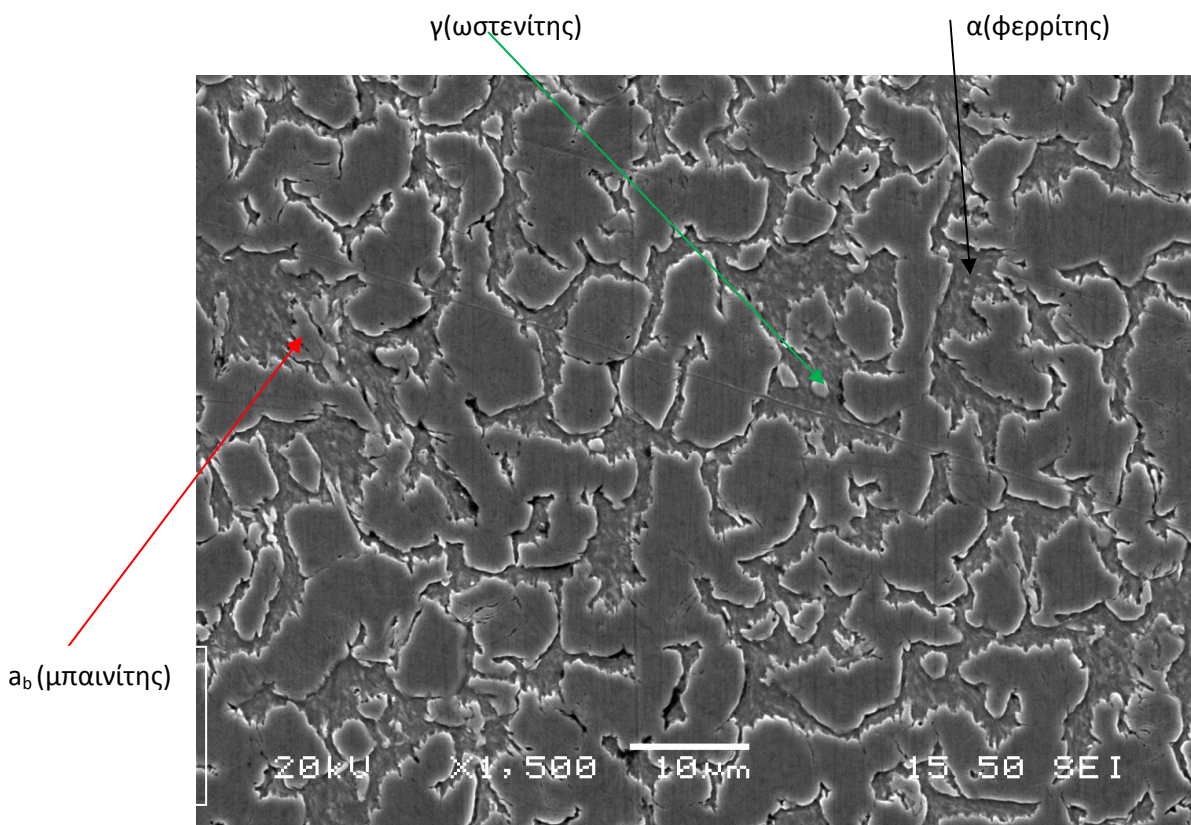


εικόνα 5. 30: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 ° C (15 min)- 350 ° C (30 min).

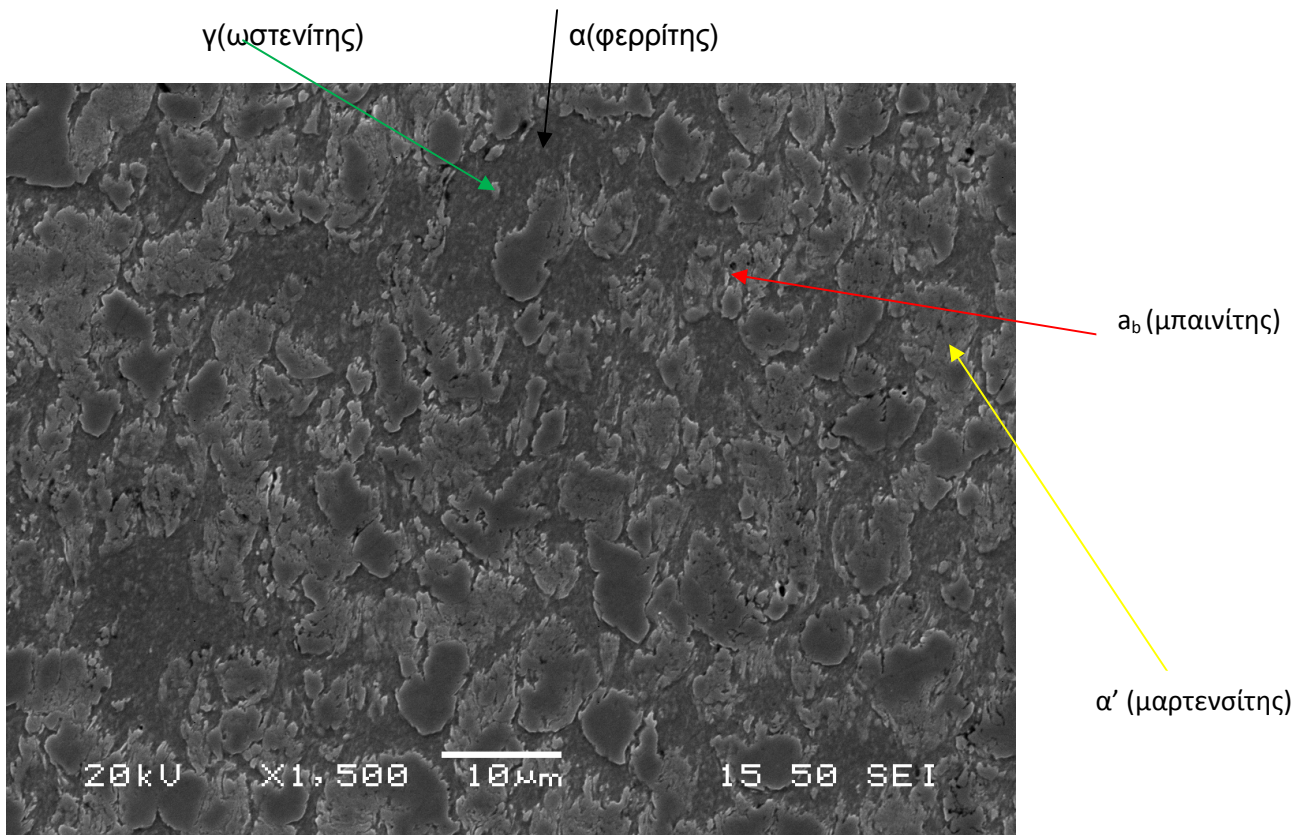
Από το SEM ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:



(α)



(β)



(γ)

εικόνα 5. 31: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 800 °C (15 min) - 350 °C (1 min), (β) 800 °C (15 min) - 350 °C (3 min), (γ) 800 °C (15 min) - 350 °C (30 min).

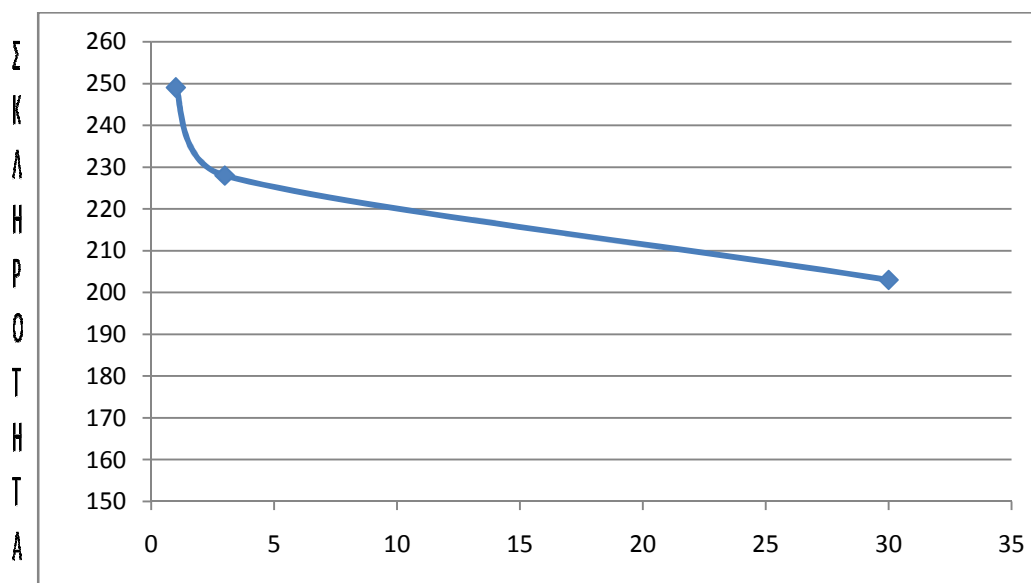
Από το SEM παρατηρήθηκε αύξηση της μπαινιτικής φάσης από το 1 λεπτό στα 3 λεπτά . Στην εικόνα (β) διαπιστώθηκε αύξηση των κόκκων του ωστενίτη σε μέγεθος και πλήθος σε σχέση με την εικόνα (α) και μείωση της φάσης του φερρίτη. Παρατηρώντας την εικόνα (γ) σε σχέση με την (β) διαπιστώνετε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο είναι ακόλουθο της αύξησης του μπαινίτη. Επίσης αύξηθηκε το ποσοστό του φερρίτη ,αυτό είναι λογικό λόγω του ότι ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Επίσης μπορεί να ειπωθεί ότι έχουν εμφανιστεί κόκκοι μαρτενσίτη .

Αποτελέσματα δοκιμών Σκληρομέτρησης στη Θερμική Κατεργασία 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1- 3 - 30 min).

πίνακας 5. 6: Αποτελέσματα δοκιμών σκληρομέτρησης.

Χρόνος (min)	Σκληρότητα (HV)
1	249 \pm 4
3	228 \pm 5
30	203 \pm 4

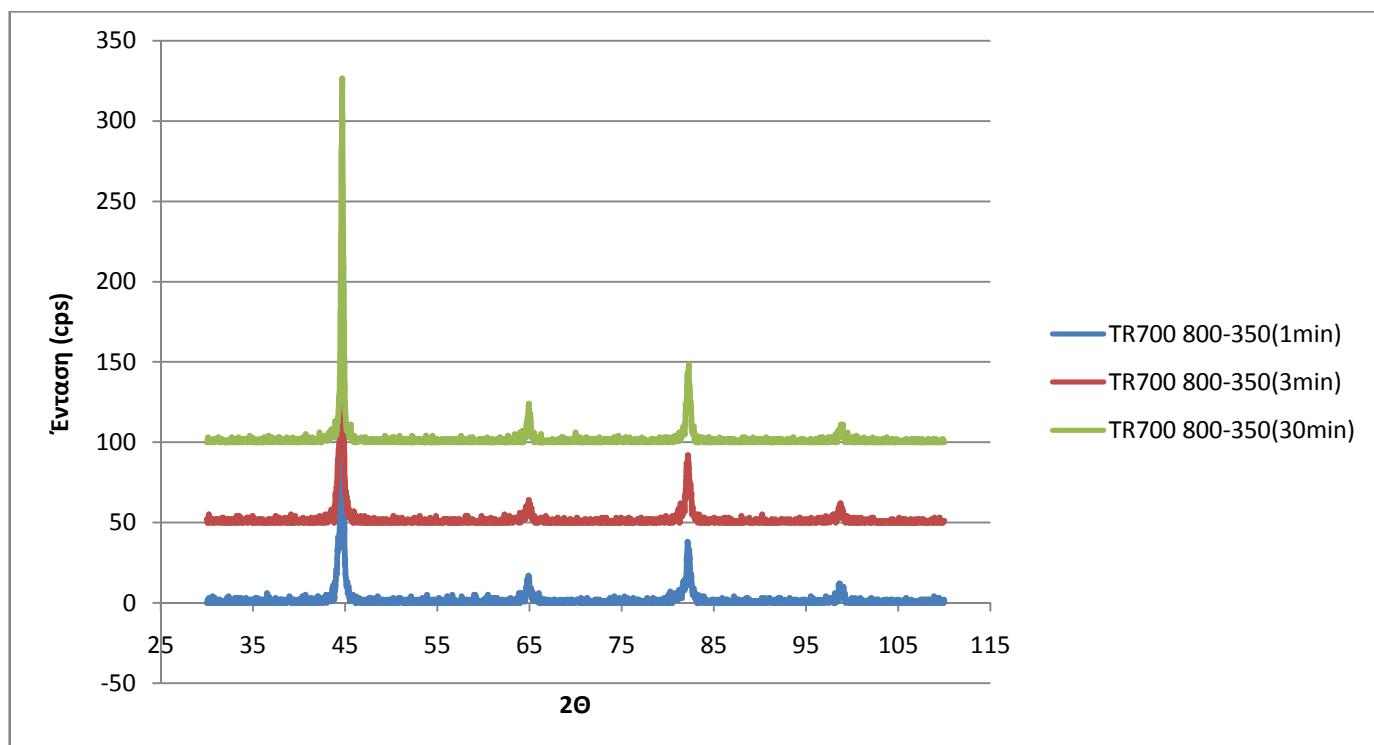
Σχηματική απεικόνιση αποτελεσμάτων Σκληρότητας:



Εικόνα5. 32: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1, 3, 30 min).

Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρούμε ότι έχουμε μείωση της σκληρότητας συναρτήσει του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαφή (μπαινιτική βαφή).

Συγκριτικό διαγραμμάτων XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).



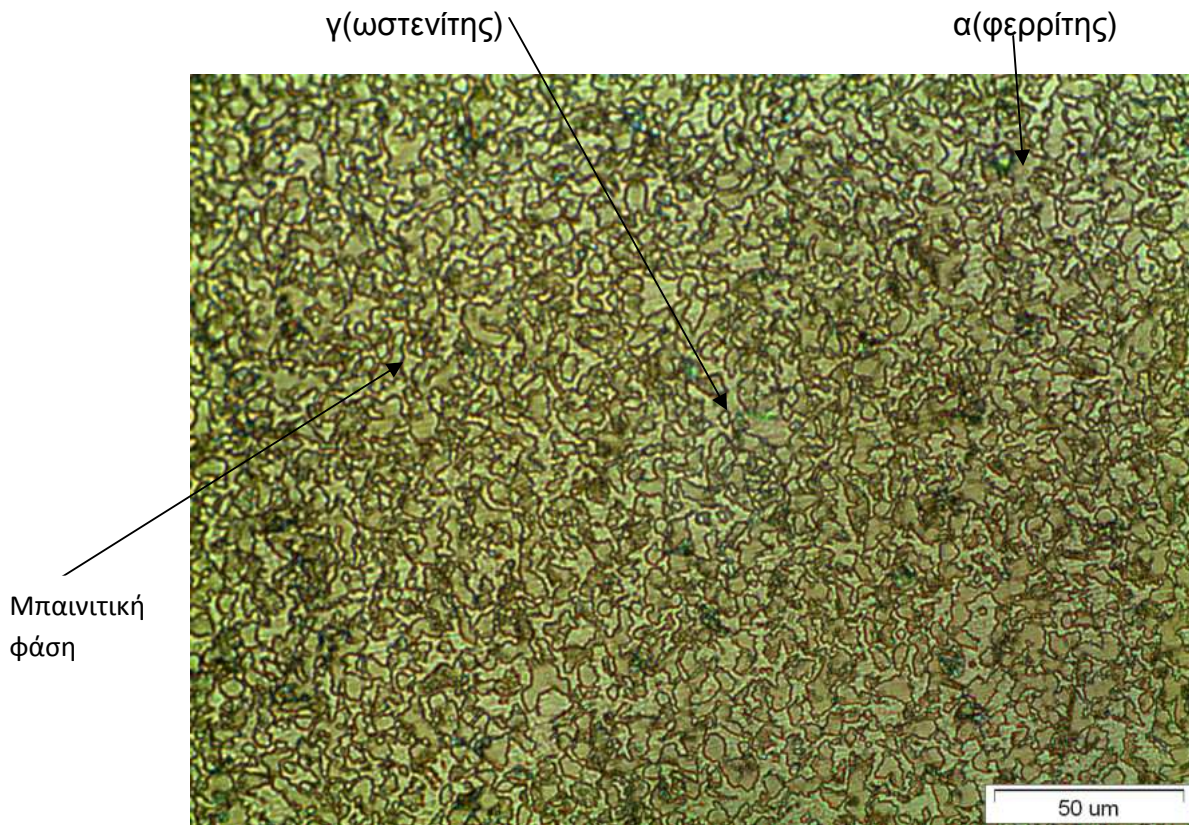
εικόνα 5. 33: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 350 °C (1, 3, 30 min).

Από το XRD βλέπουμε μείωση της φάσης του φερρίτη και μια ελαφριά αύξηση του ωστενίτη στα 3 λεπτά.

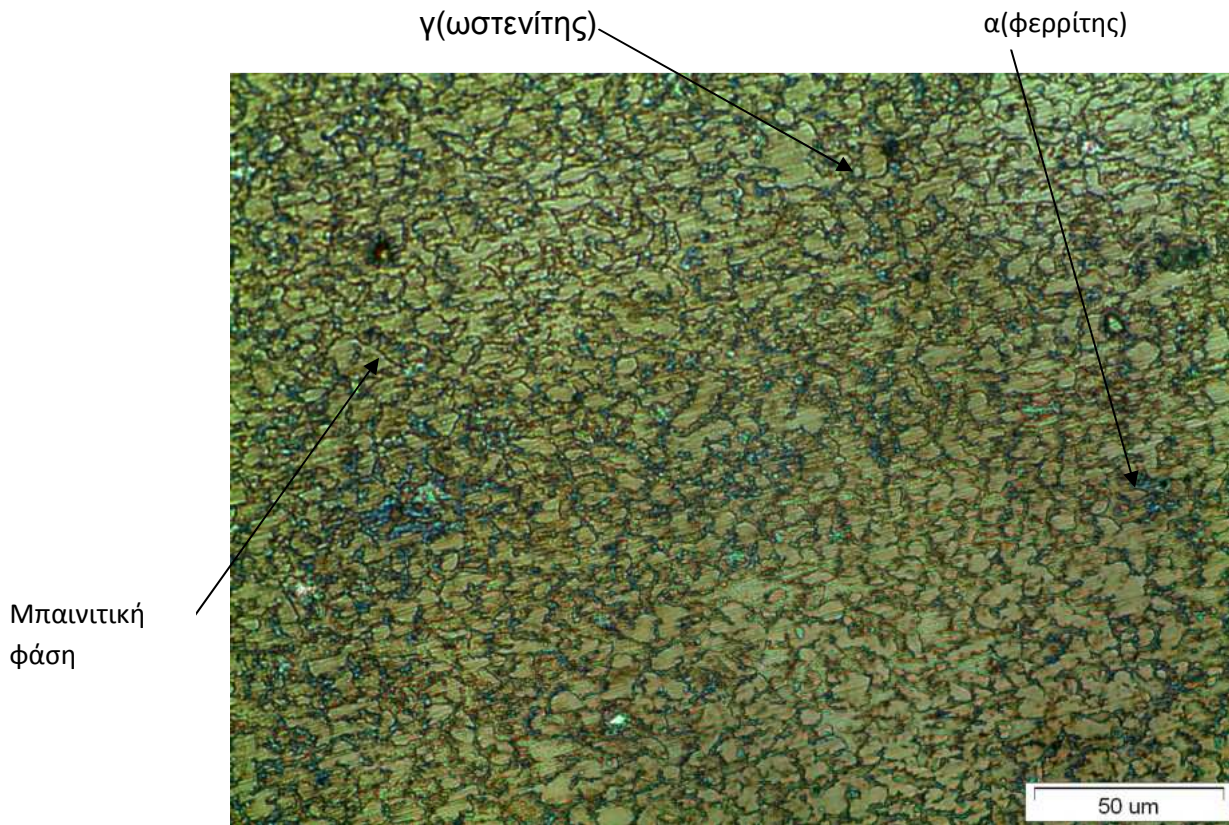
5.7 Θερμική κατεργασία στους 800 °C (15 min)- 400 °C (1- 3 - 30 min) και απόψυξη στο νερό.

Παρατήρηση της μικροδομής μετά τις θερμικές κατεργασίες. Από το οπτικό μικροσκόπιο ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:

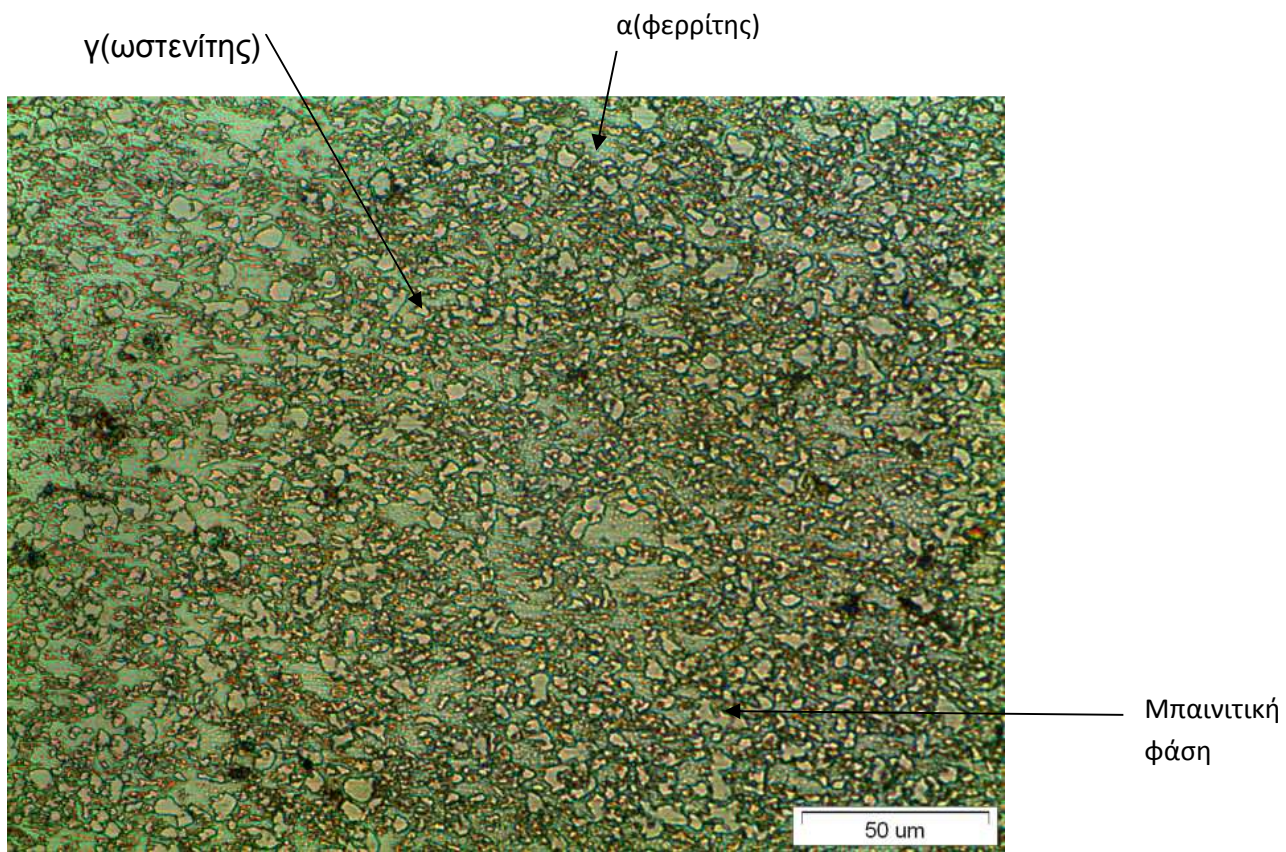
Παρατηρούμε ότι με την αύξηση της παραμονής στη ισοθερμοκρασιακής βαφής, από 1 σε 3 λεπτά, έχουμε αύξηση της μπαινιτικής φάσης – υπολειπόμενου ωστενίτη. Ενώ παραμένοντας ακόμα περισσότερο, δηλαδή 30 λεπτά, βλέπουμε μείωση των κόκκων της μπαινιτικής φάσης, και πιθανόν δημιουργία μπαινίτη



εικόνα 5. 34: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (1 min).

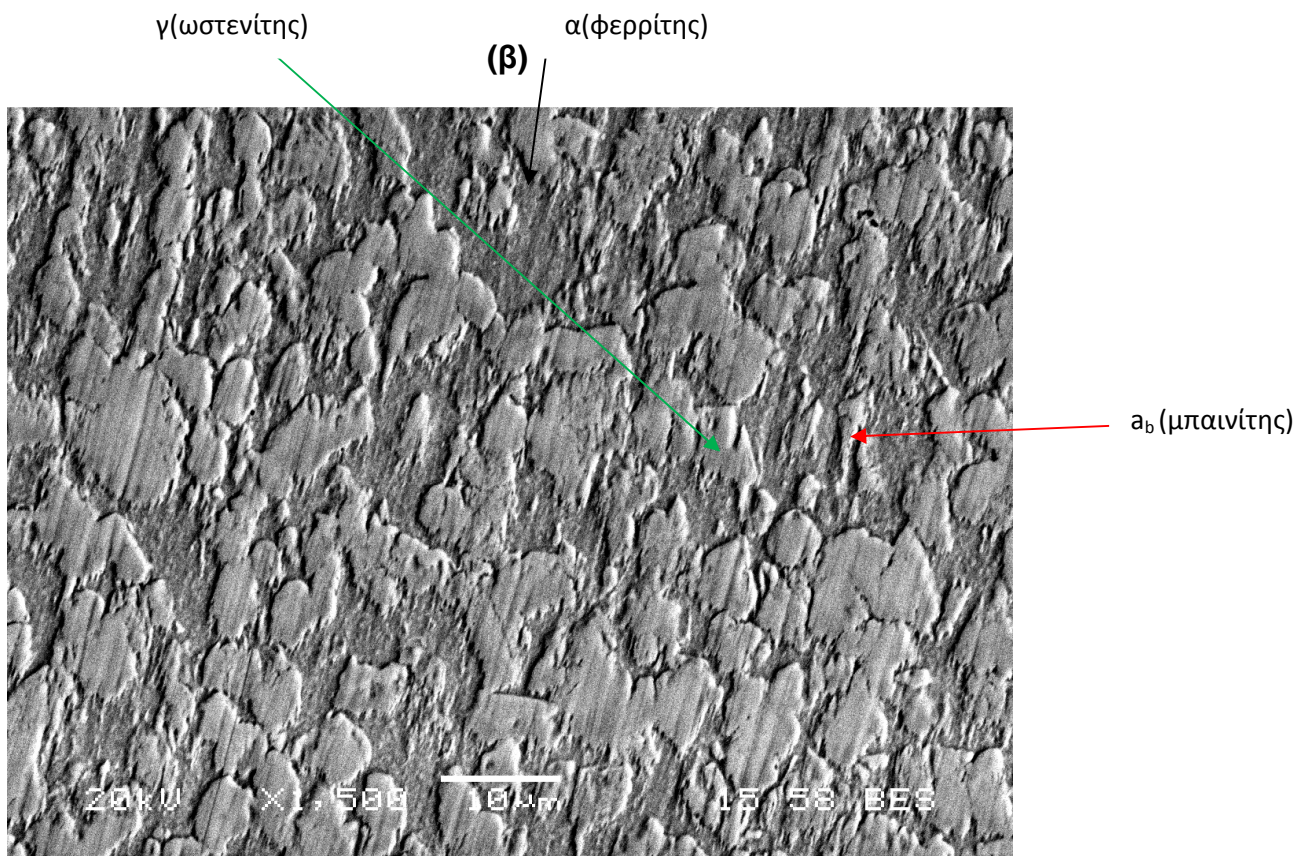
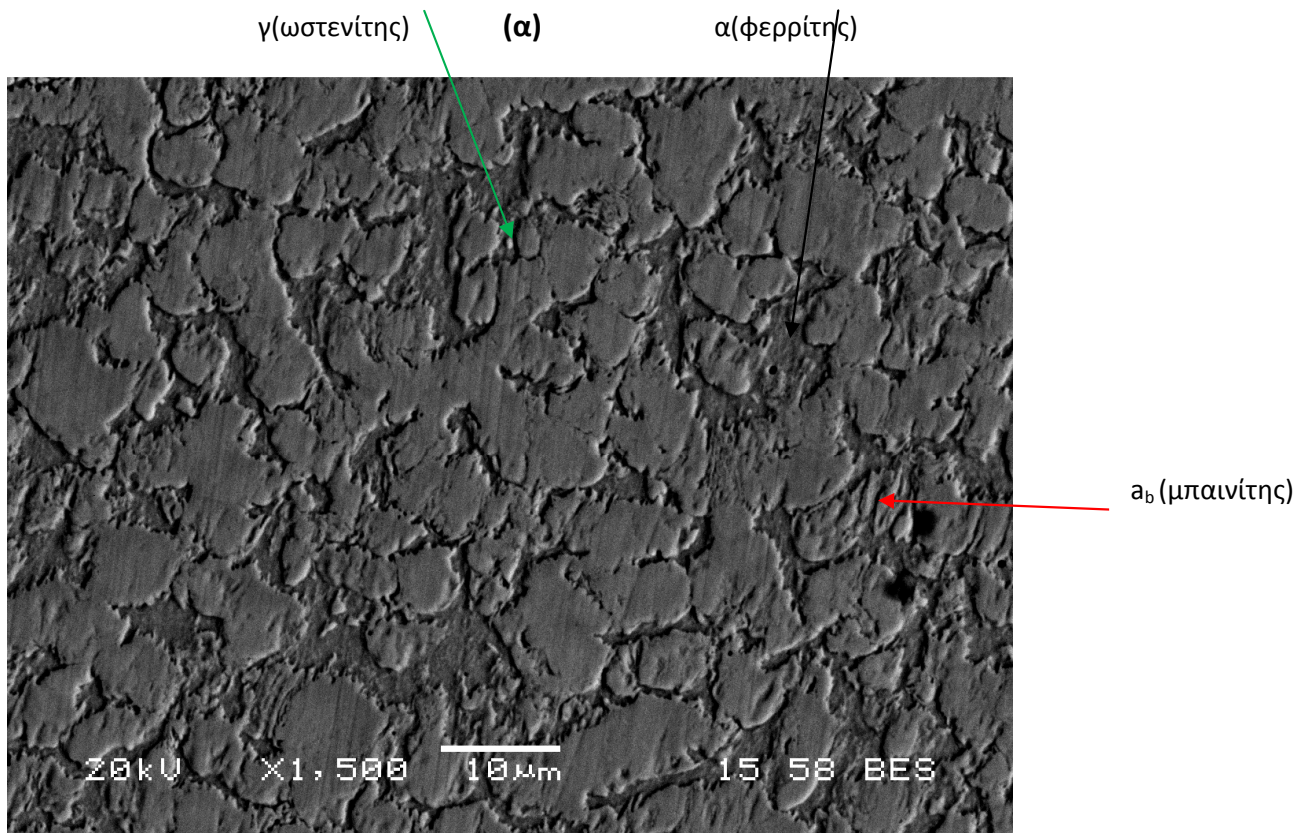


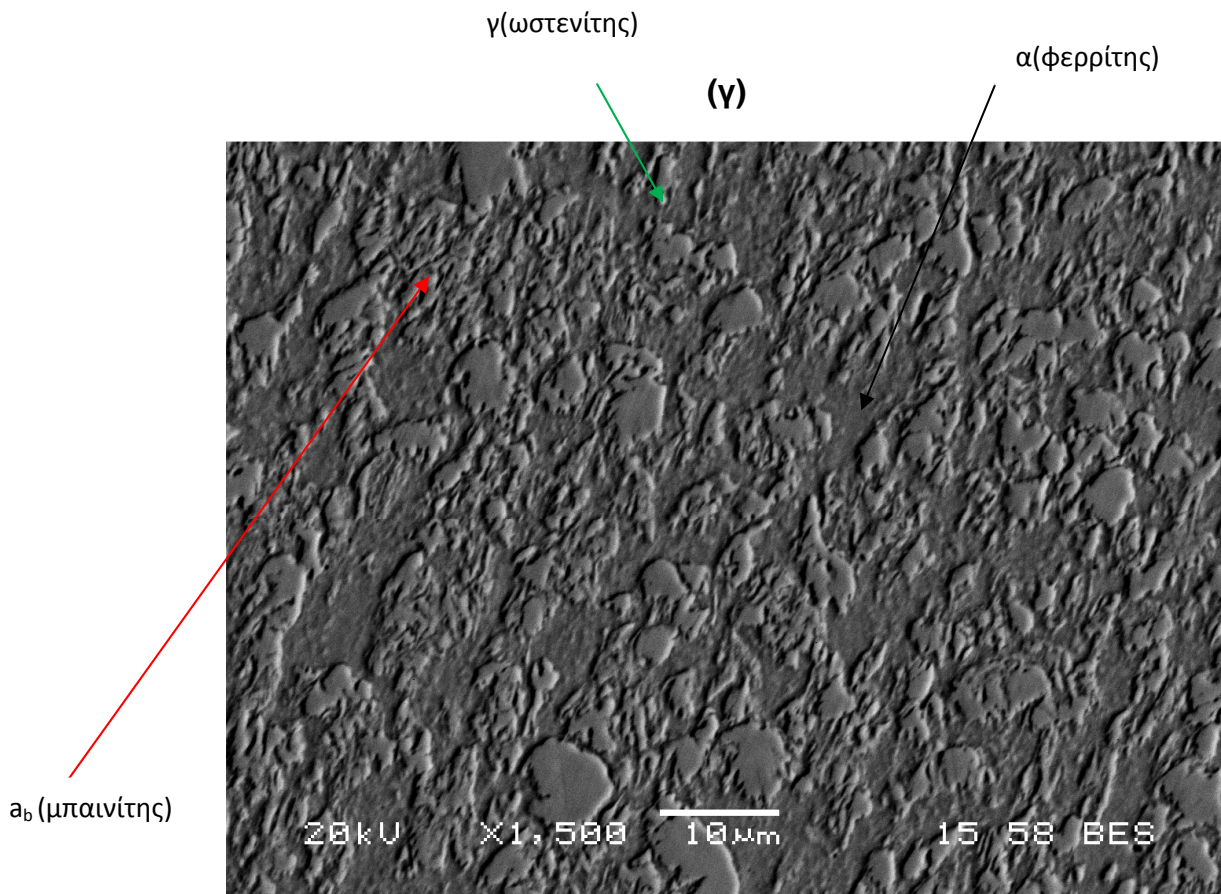
εικόνα 5. 35: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 ° C (15 min)- 400 ° C (3 min).



Εικόνα5. 36: Οπτικό Μικροσκόπιο θερμική Κατεργασία 800 ° C (15 min)- 400 ° C (30 min).

Από το SEM ελήφθησαν οι ακόλουθες εικόνες:





εικόνα 5. 37: Μικρογραφίες SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TRIP μετά τις θερμικές κατεργασίες (α) 800 °C (15 min) - 400 °C (1 min), (β) 800 °C (15 min) - 400 °C (3 min), (γ) 800 °C (15 min) - 400 °C (30 min).

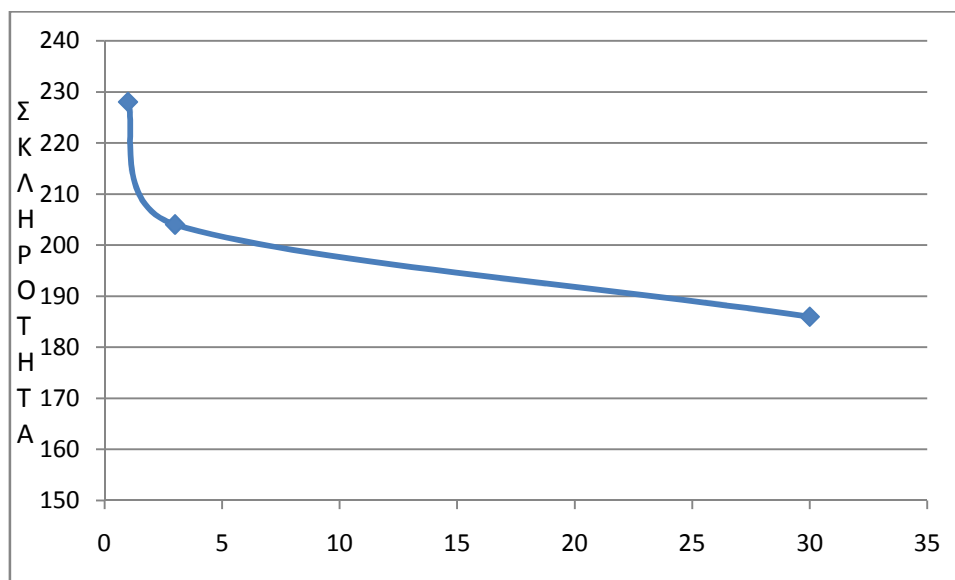
Από το SEM παρατηρήθηκε αύξηση της μπαϊνιτικής φάσης από το 1 λεπτό στα 3 λεπτά . Στην εικόνα (β) διαπιστώθηκε αύξηση των κόκκων του ωστενίτη σε μέγεθος και πλήθος σε σχέση με την εικόνα (α) και μείωση της φάσης του φερρίτη. Παρατηρώντας την εικόνα (γ) σε σχέση με την (β) διαπιστώνετε μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο είναι ακόλουθο της αύξησης του μπαϊνίτη. Επίσης αύξηθηκε το ποσοστό του φερρίτη ,αυτό είναι λογικό λόγω του ότι ο μπαϊνίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Επίσης μπορεί να ειπωθεί ότι έχουν εμφανιστεί κόκκοι μαρτενσίτη .

Αποτελέσματα δοκιμών Σκληρομέτρησης στη Θερμική Κατεργασία 800 ° C (15 min)- 400 ° C (1- 3 - 30 min).

Πίνακας 5. 7: Αποτελέσματα δοκιμών σκληρομέτρησης.

Χρόνος (min)	Σκληρότητα (HV)
1	228 \pm 7
3	204 \pm 5
30	186 \pm 6

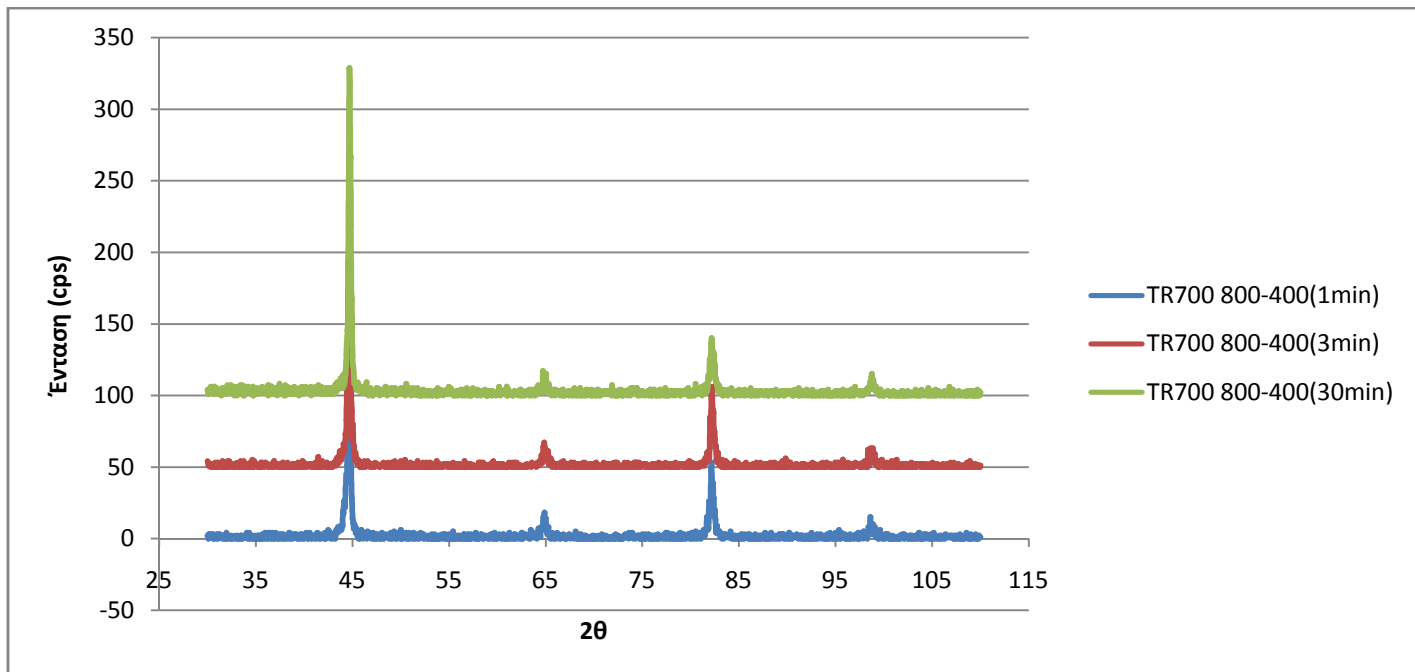
Σχηματική απεικόνιση αποτελεσμάτων Σκληρότητας:



εικόνα 5. 38: Συγκριτικό Διάγραμμα Σκληρομέτρησης TRIP 700 στη θερμική κατεργασία 800 ° C (15 min)- 400 ° C (1, 3, 30 min).

Στο παραπάνω διάγραμμα παρατηρούμε ότι έχουμε μείωση της σκληρότητας συναρτήσει του χρόνου παραμονής στην ισοθερμοκρασιακή βαφή (μπαινιτική βαφή).

Συγκριτικό διαγραμμάτων XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).



εικόνα 5. 39: Ερμηνευτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 μετά από θερμική κατεργασία 800 °C (15 min)- 400 °C (1, 3, 30 min).

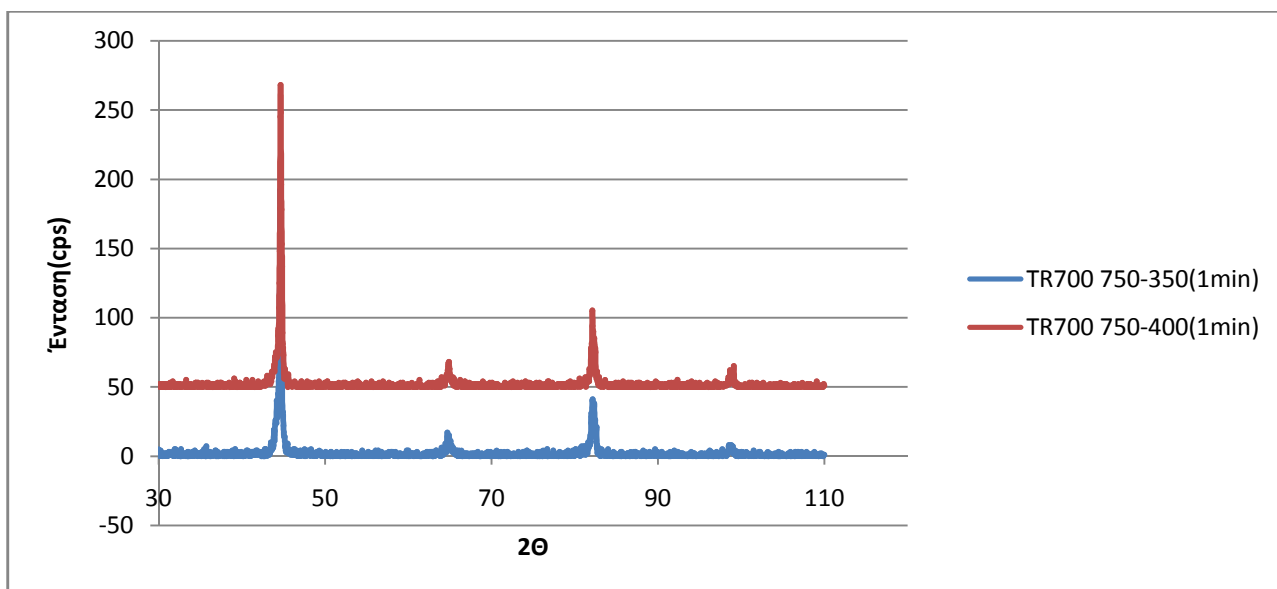
Από το XRD βλέπουμε μείωση της φάσης του φερρίτη και μια ελαφριά αύξηση του ωστενίτη .

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 6

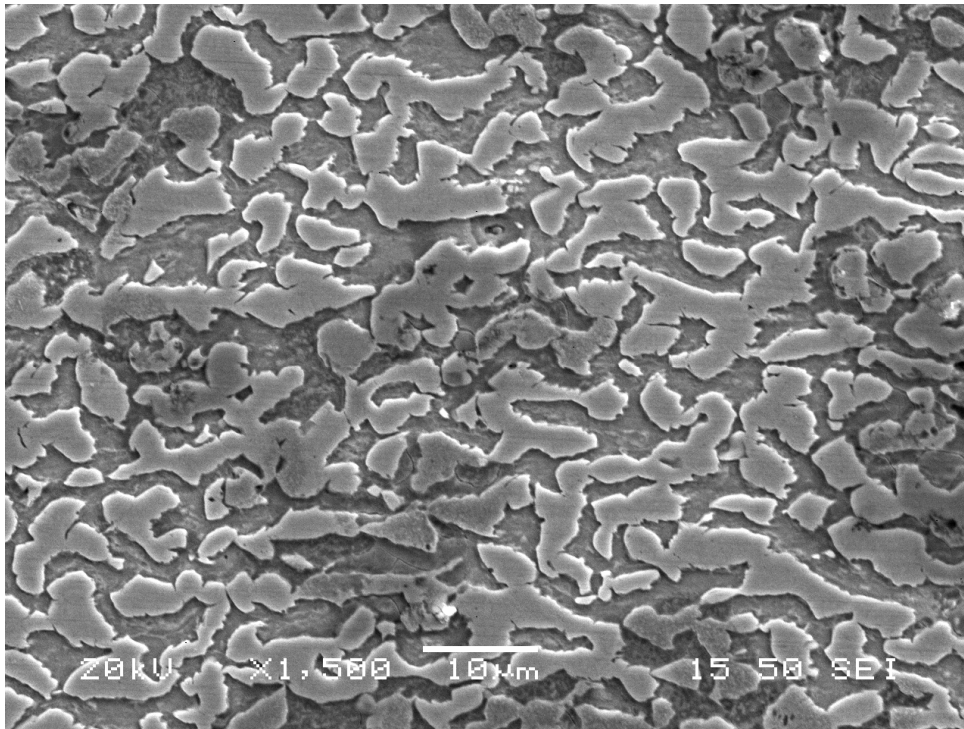
Σύγκριση αποτελεσμάτων

6.1 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 750 ° C (15 min)- 400 ° C (1min).

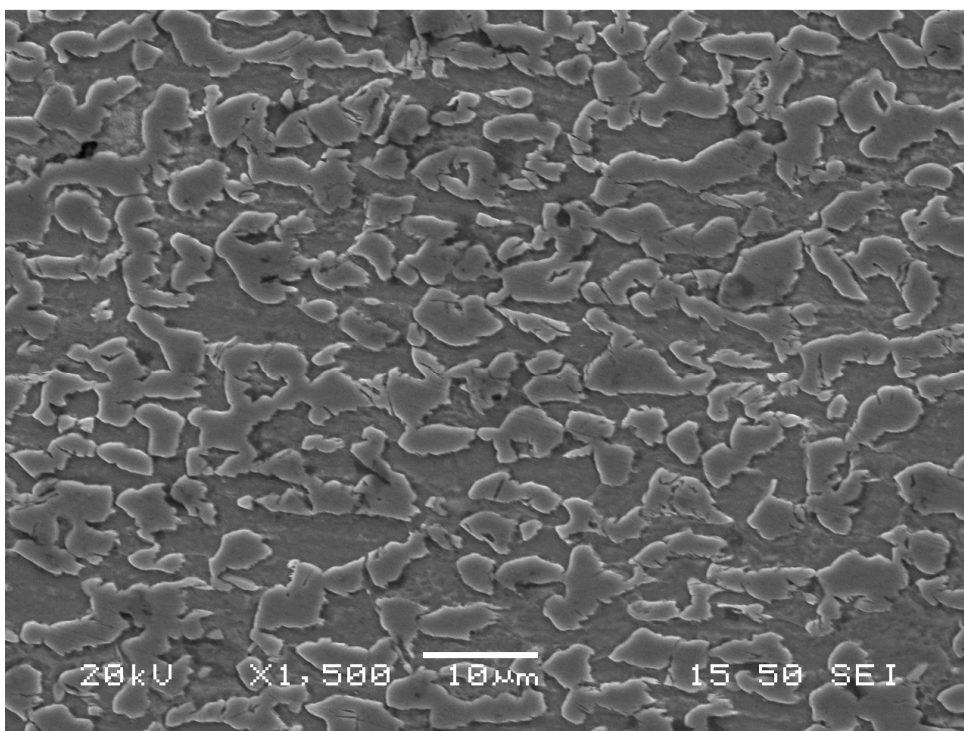
Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις θερμικές κατεργασίες των 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 750 ° C (15 min)- 400 ° C (1min), παρατηρήθηκε ότι στην ίδια θερμοκρασία ενδοκρίσημης ανόπτησης (750 ° C για 15 min) και αυξάνοντας την θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής βαφής (από 350 ° C σε 400 ° C) για το ίδιο χρονικό διάστημα, υπάρχει μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο συνεπάγεται από αύξηση του μπαινίτη. Από το XRD φαίνεται αύξηση της φάσης του φερρίτη αυξάνοντας την θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής βαφής το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις εικόνες του SEM πράγμα που είναι λογικό αφού ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Όμοια παρατήρηση έγινε και για τους υπόλοιπους χρόνους των ίδιων θερμικών κατεργασιών, δηλαδή 750 ° C (15 min)- 350 ° C (3min) με 750 ° C (15 min)- 400 ° C (3min) και 750 ° C (15 min)- 350 ° C (30min) με 750 ° C (15 min)- 400 ° C (30min).



εικόνα 6. 1: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 750 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 750 ° C (15 min)-400 ° C (1 min).



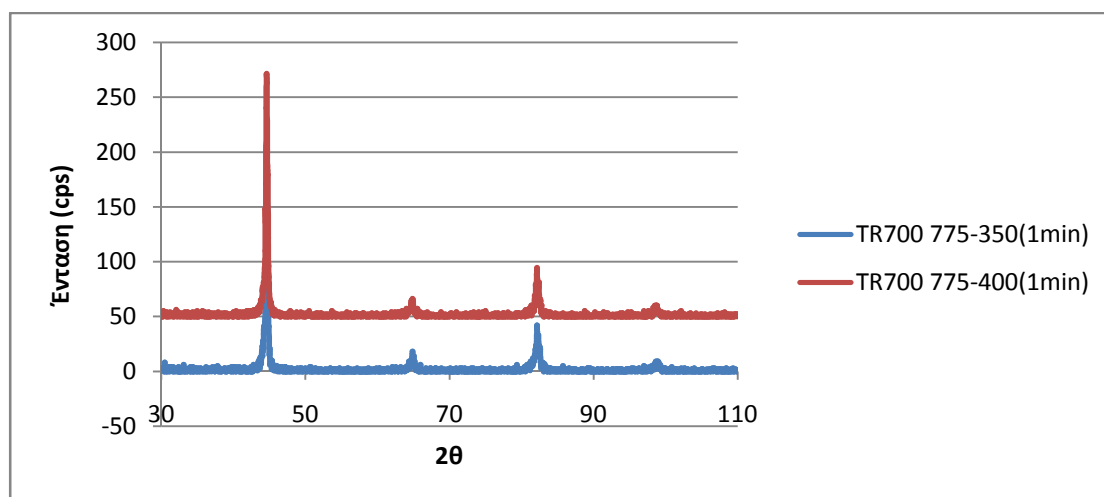
εικόνα 6. 2: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 750⁰C (15min)-350⁰C(1min)



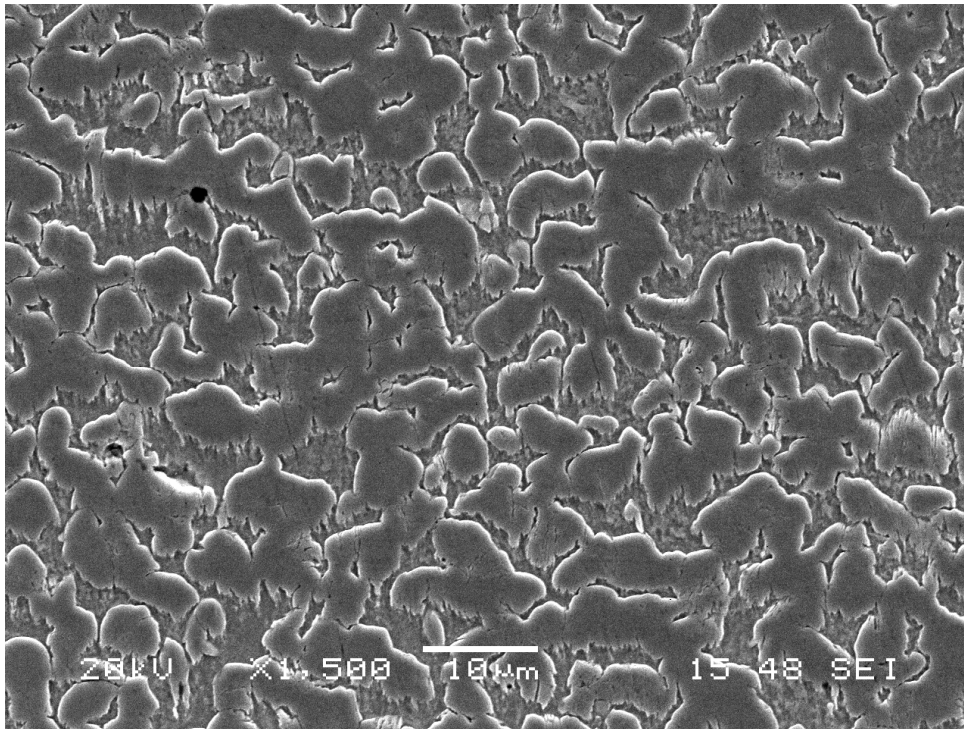
εικόνα 6. 3 : Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 750⁰C (15min)-400⁰C(1min)

6.2 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 775 ° C (15 min)- 400 ° C (1min).

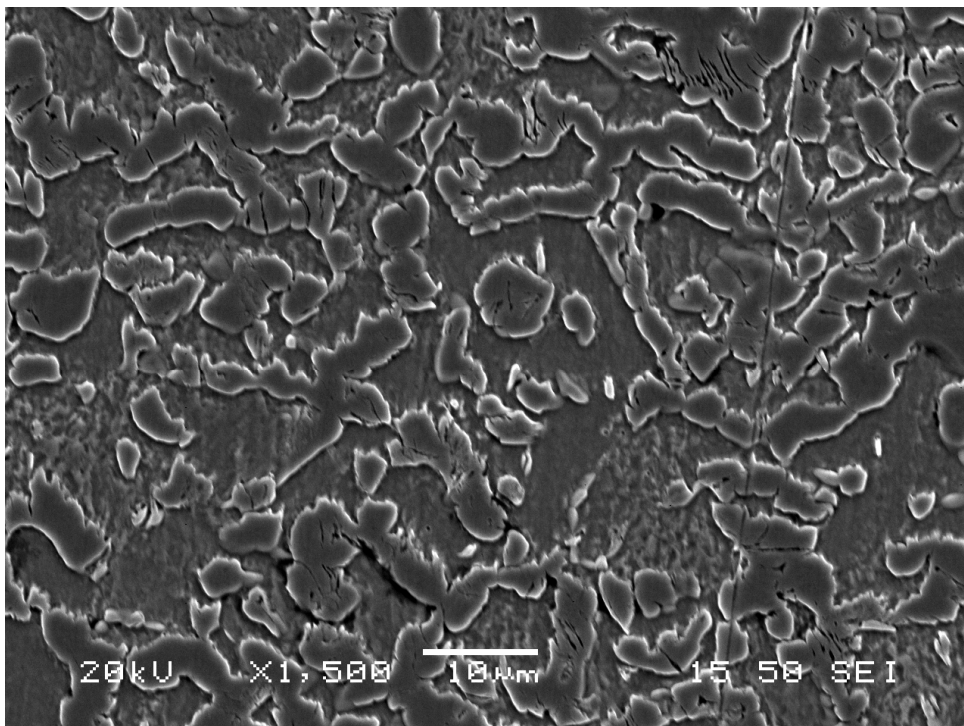
Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις θερμικές κατεργασίες των 775° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 775° C (15 min)- 400 ° C (1min) , παρατηρήθηκε ότι στην ίδια θερμοκρασία ενδοκρίσημης ανόπτησης (775° C για 15 min) και αυξάνοντας την θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής βαφής (από 350 ° C σε 400 ° C) για το ίδιο χρονικό διάστημα, υπάρχει μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο συνεπάγεται αύξηση του μπαινίτη. Από το XRD φαίνεται αύξηση της φάσης του φερρίτη αυξάνοντας την θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής βαφής το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις εικόνες του SEM πράγμα που είναι λογικό αφού ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Όμοια παρατήρηση έγινε και για τους υπόλοιπους χρόνους των ίδιων θερμικών κατεργασιών ,δηλαδή 775 ° C (15 min)- 350 ° C (3min) με 775 ° C (15 min)- 400 ° C (3min) και 775 ° C (15 min)- 350 ° C (30min) με 775° C (15 min)- 400 ° C (30min)



εικόνα 6. 4: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 775 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 775 ° C (15 min)-400 ° C (1 min).



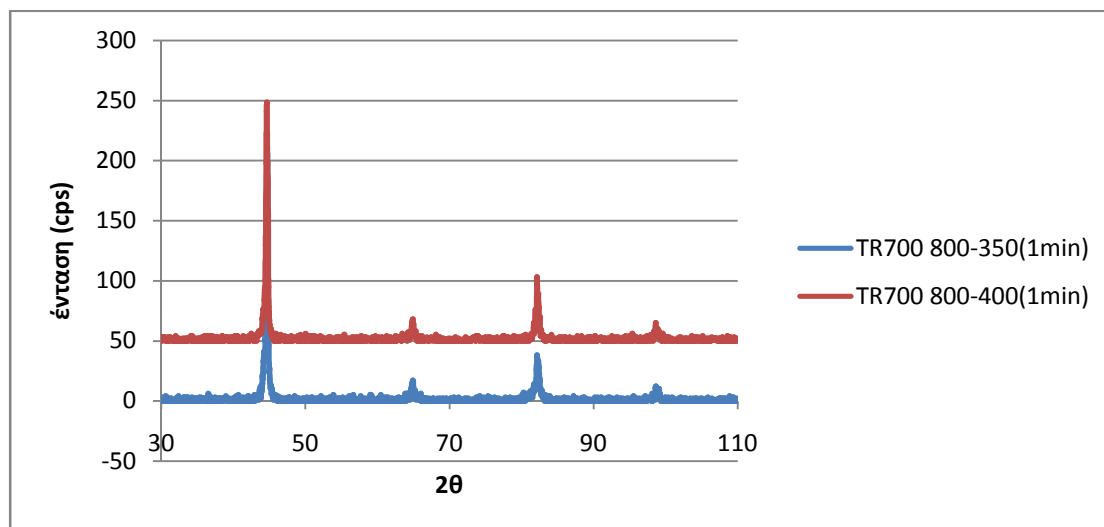
εικόνα 6. 5: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά από την θερμική κατεργασία στους 775°C (15min)-350°C(1min)



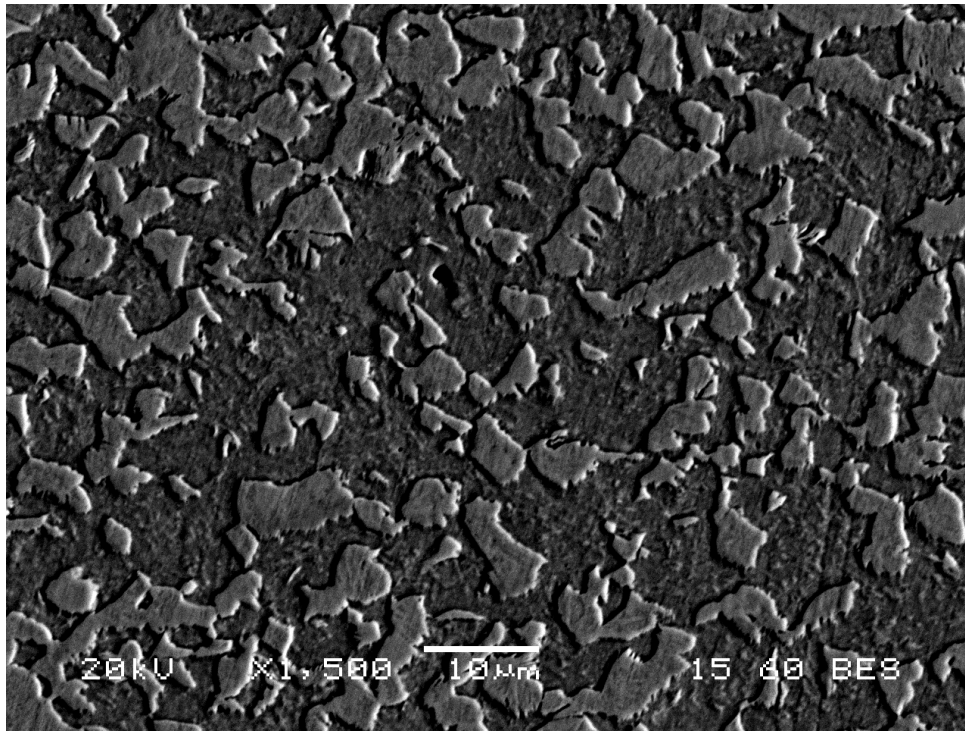
εικόνα 6. 6: Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά από την θερμική κατεργασία στους 775°C (15min)-400°C(1min)

6.3 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 800 ° C (15 min)- 400 ° C (1min).

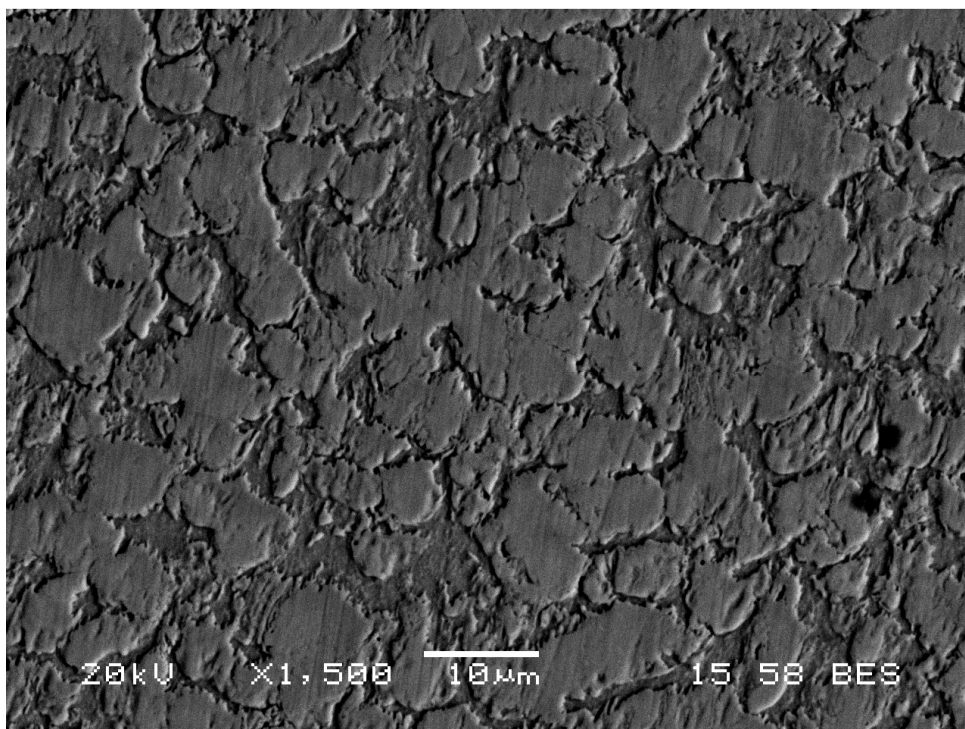
Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα που προέκυψαν από τις θερμικές κατεργασίες των 800° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 800° C (15 min)- 400 ° C (1min) , παρατηρήθηκε ότι στην ίδια θερμοκρασία ενδοκρίσημης ανόπτησης (800° C για 15 min) και αυξάνοντας την θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής βαφής (από 350 ° C σε 400 ° C) για το ίδιο χρονικό διάστημα, υπάρχει μείωση του υπολειπόμενου ωστενίτη το οποίο συνεπάγεται από αύξηση του μπαινίτη. Από το XRD φαίνεται αύξηση της φάσης του φερρίτη αυξάνοντας την θερμοκρασία ισοθερμοκρασιακής βαφής το οποίο επιβεβαιώνεται και από τις εικόνες του SEM πράγμα που είναι λογικό αφού ο μπαινίτης αποτελείται από φερρίτη και λωρίδες ωστενίτη. Όμοια παρατήρηση έγινε και για τους υπόλοιπους χρόνους των ίδιων θερμικών κατεργασιών ,δηλαδή 800° C (15 min)- 350 ° C (3min) με 800° C (15 min)- 400 ° C (3min) και 800° C (15 min)- 350 ° C (30min) με 800° C (15 min)- 400 ° C (30min)



εικόνα 6. 7: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 800 ° C (15 min)- 350 ° C (1min) με 800 ° C (15 min)-400 ° C (1 min).

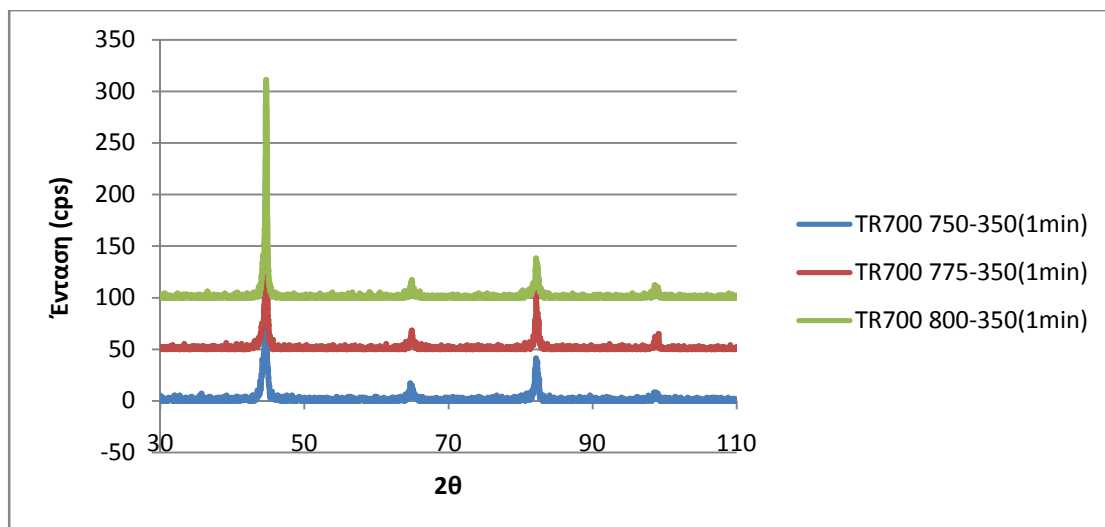


εικόνα 6. 8:Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 800°C (15min)-350°C(1min)

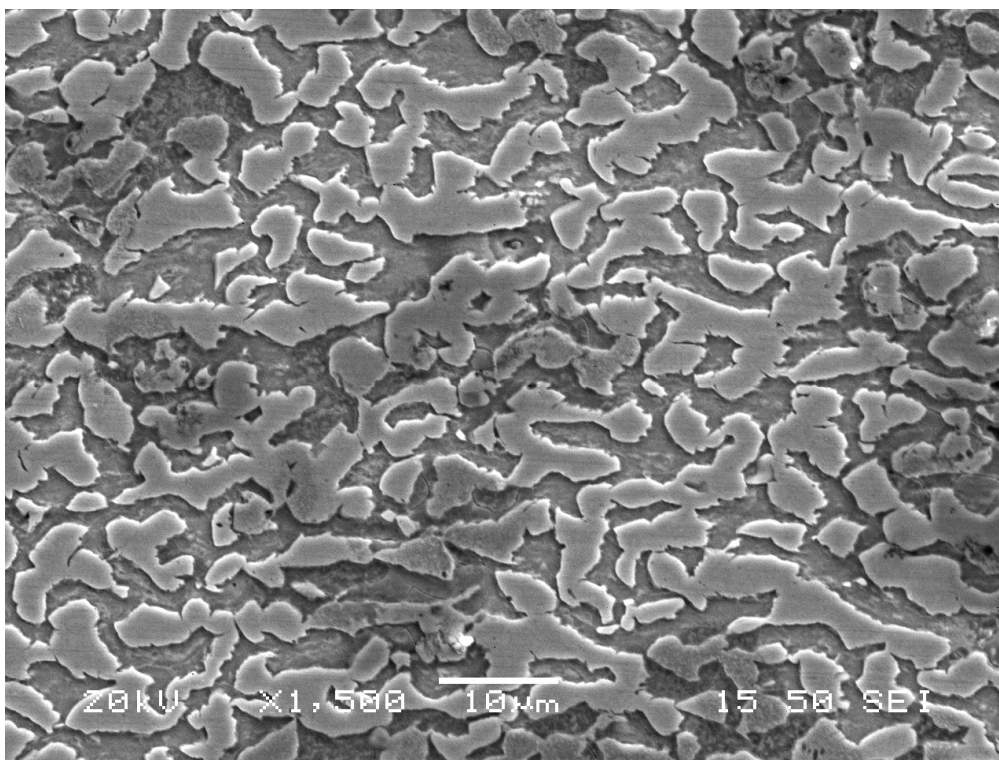


εικόνα 6. 9:Μικρογραφία SEM όπου φαίνεται η μικροδομή του χάλυβα TR700 μετά απο την θερμική κατεργασία στους 800°C (15min)-400°C(1min)

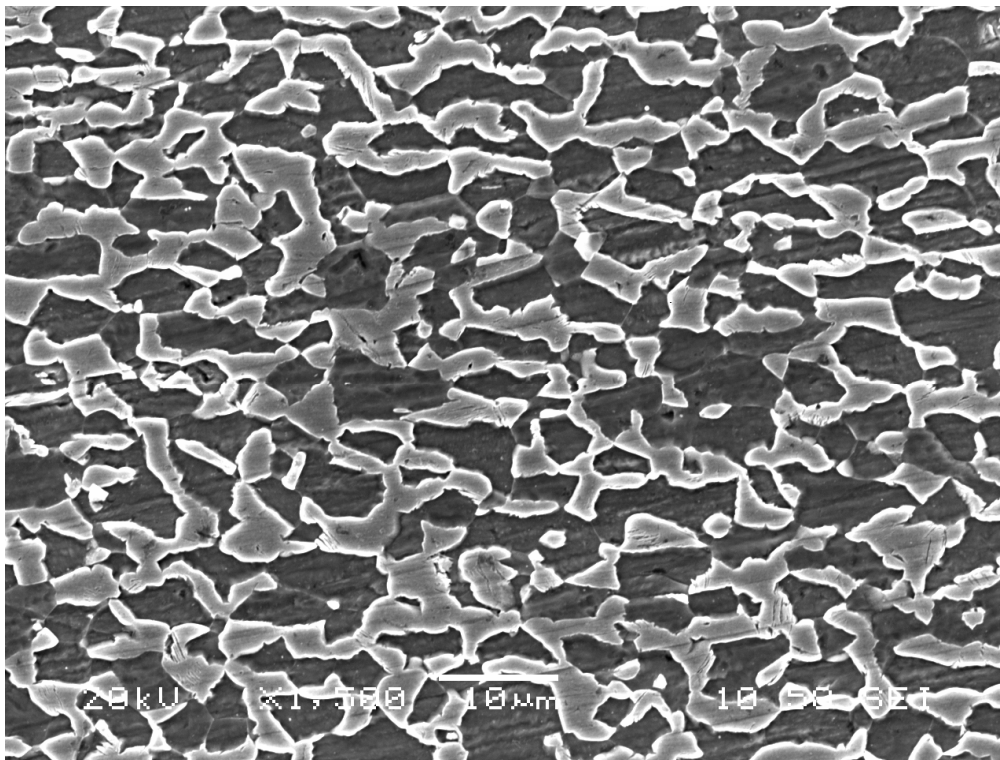
6.4 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 750 °C (15 min)- 350 °C (1min) με 775 °C (15 min)- 350 °C (1min) και με 800 °C (15 min)- 350 °C (1min).



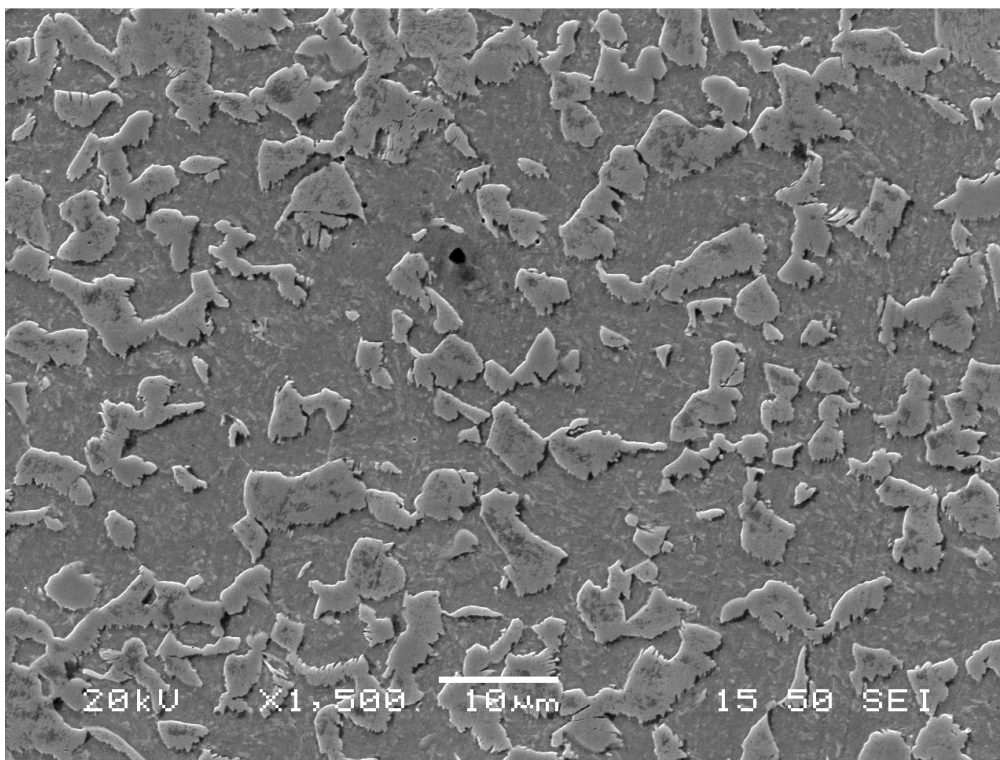
εικόνα 6. 10: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 750 °C (15 min)- 350 °C (1min) με 775 °C (15 min)-350 °C (1 min) και με 800 °C (15 min)- 350 °C (1min).



(α)

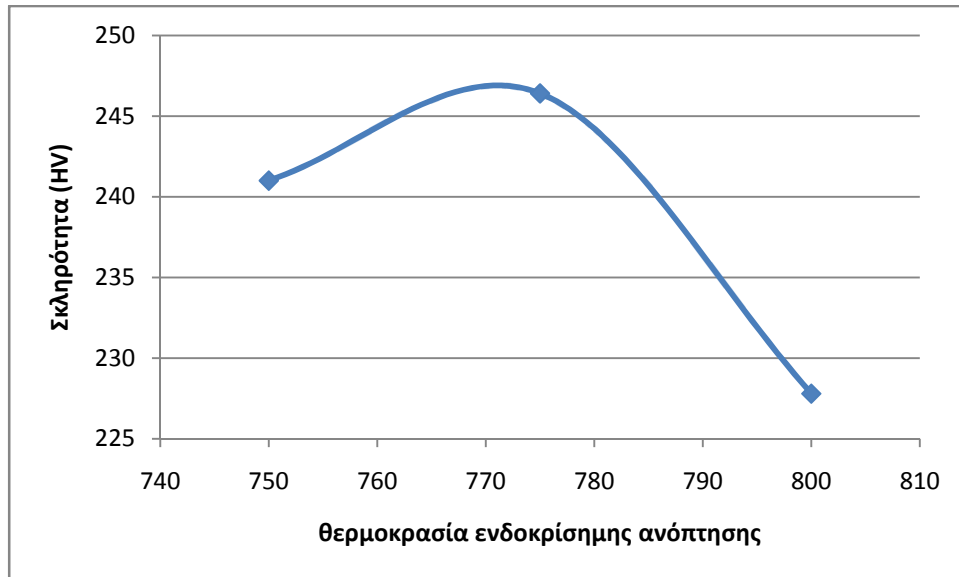


(β)



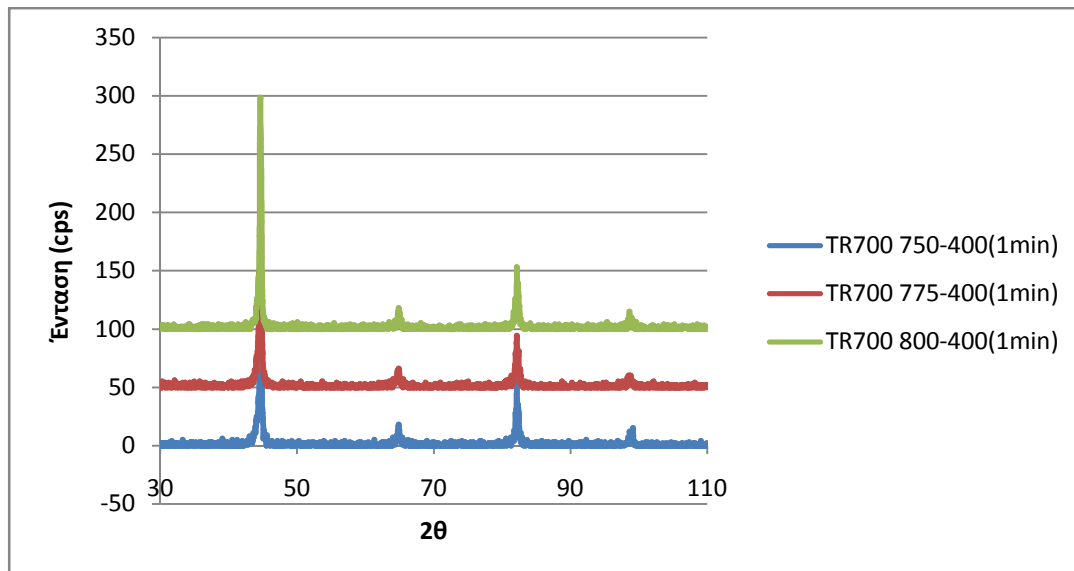
(γ)

εικόνα 6. 11 :Μικρογραφίες SEM του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες (α)750 °C (15 min)- 350 °C (1min) (β) 775 °C (15 min)-350 °C (1 min) και (γ) 800 °C (15 min)- 350 °C (1min)

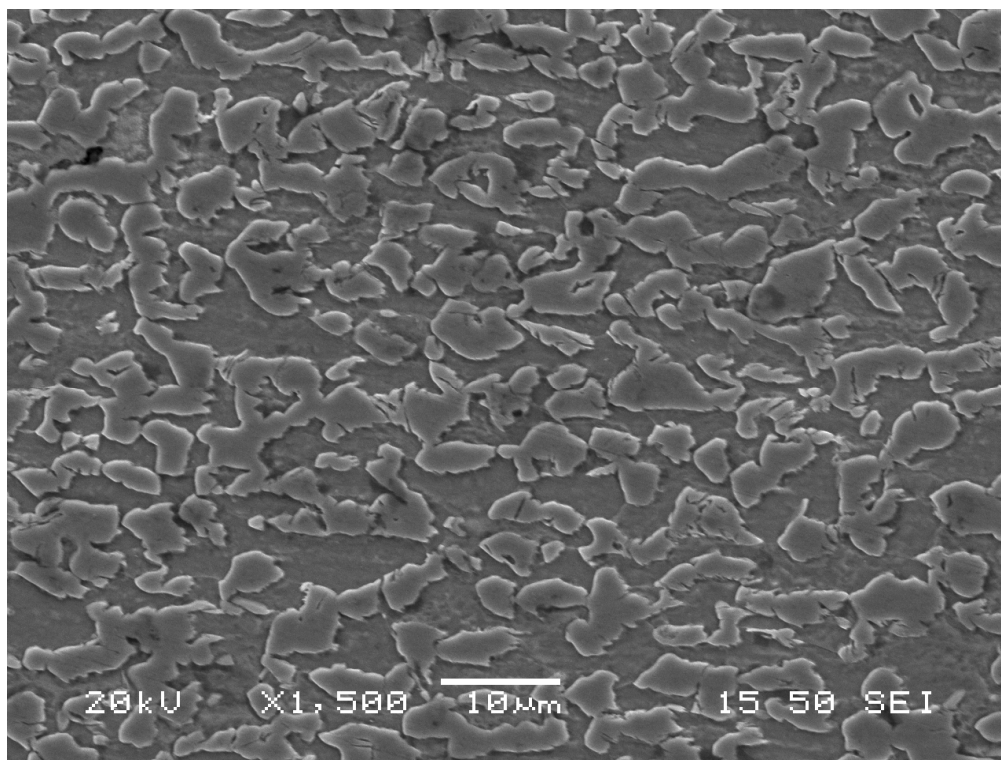


Εικόνα 6.12 : Συγκριτικό διάγραμμα σκληρότητας των θερμικών κατεργασιών

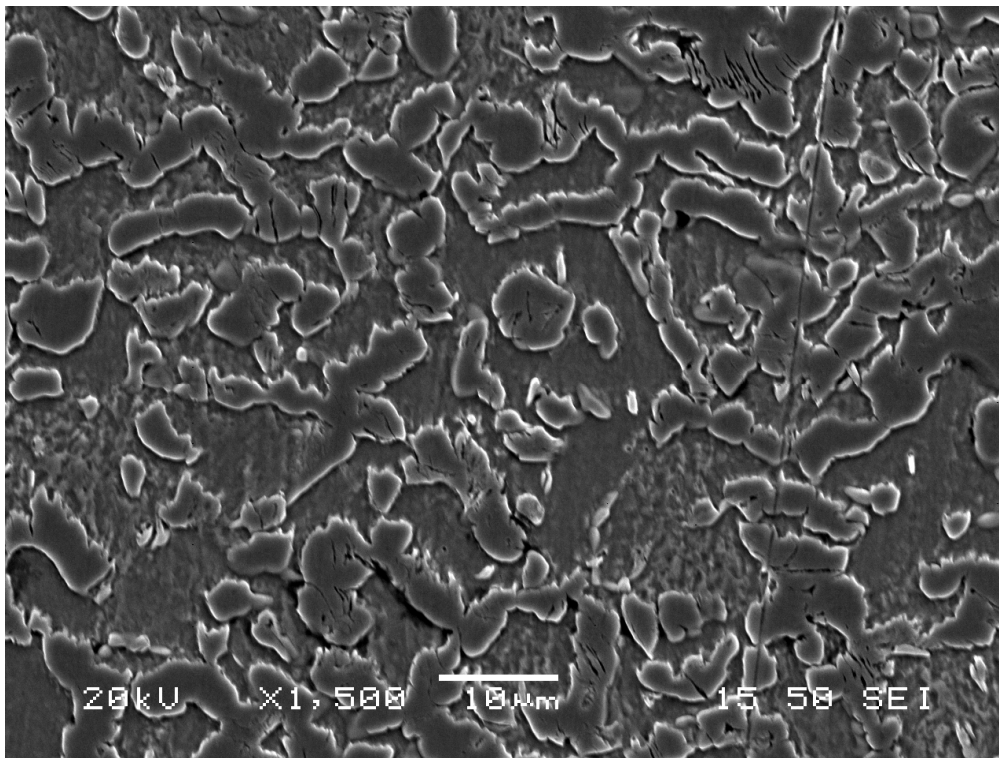
6.5 Σύγκριση Θερμικών Κατεργασιών 750 °C (15 min)- 400 °C (1min) με 775 °C (15 min)- 400 °C (1min) και με 800 °C (15 min)- 400 °C (1min).



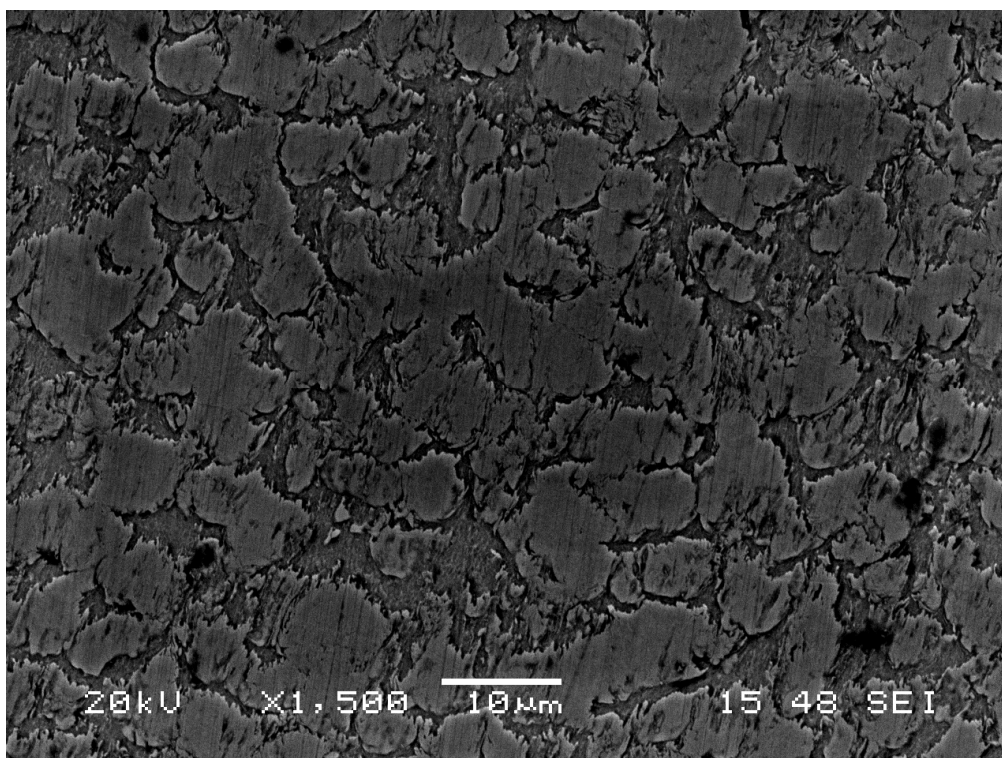
εικόνα 6. 12: Συγκριτικό Διάγραμμα XRD του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες 750 °C (15 min)- 400 °C (1min) με 775 °C (15 min)-400 °C (1 min) και με 800 °C (15 min)- 400 °C (1min).



(α)

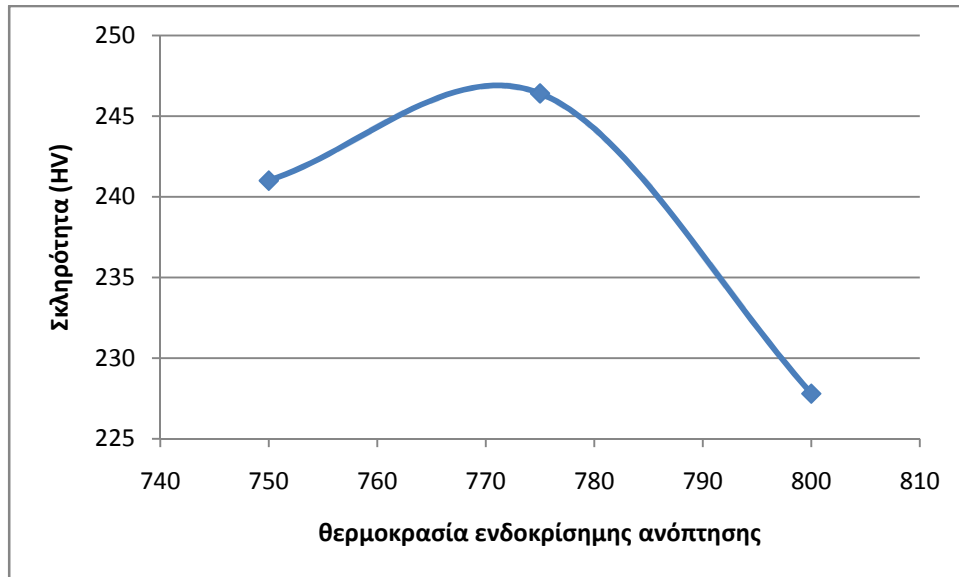


(β)



(γ)

Εικόνα6. 13 Μικρογραφίες SEM του χάλυβα TRIP 700 στις θερμικές κατεργασίες (α)750 °C (15 min)- 400 °C (1min) (β) 775 °C (15 min)-400 °C (1 min) και (γ) 800 °C (15 min)- 400 °C (1min).



Εικόνα 6.15 : Συγκριτικό διάγραμμα σκληρότητας των θερμικών κατεργασιών

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 7

ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Στόχος της παρούσας διπλωματικής είναι η τροποποίηση της μικροδομής χάλυβα τύπου TRIP 700 μέσω κατάλληλων θερμικών κατεργασιών, και η βελτιστοποίηση των ιδιοτήτων του.

Με το πέρας της διπλωματικής εξήλθαν τα ακόλουθα αποτελέσματα:

- **750 °C – 350 °C (1, 3, 30 min)**

Παρατηρήθηκε μείωση της σκληρότητας καθώς αυξάνονταν ο χρόνος . Στα 3 λεπτά παρατηρήθηκε αύξηση της φάσης- κόκκου ωστενίτη και αύξηση της μπαινιτικής φάσης. Στα 30 λεπτά παρατηρήθηκε εκλέπτυνση του κόκκου αύξηση της φάσης φερρίτη- ωστενίτη και δημιουργία βελονοειδή(acicular) μπαινίτη οπως και πιθανή εμφάνιση μαρτενσίτη.

- **750 °C – 400 °C (1, 3, 30 min)**

Παρατηρήθηκε μείωση της σκληρότητας καθώς αυξάνονταν ο χρόνος . Στα 3 λεπτά παρατηρήθηκε αύξηση της φάσης- κόκκου ωστενίτη ,αύξηση της μπαινιτικής φάσης και δημιουργία μπαινίτη . Στα 30 λεπτά παρατηρήθηκε εκλέπτυνση του κόκκου αύξηση της φάσης φερρίτη- ωστενίτη και δημιουργία μπαινίτη

- **775 °C – 350 °C (1, 3, 30 min)**

Παρατηρήθηκε μείωση της σκληρότητας καθώς αυξάνονταν ο χρόνος . Στα 3 λεπτά παρατηρήθηκε μείωση της φάσης φερρίτη - ωστενίτη ,αύξηση της μπαινιτικής φάσης και αύξηση του κόκκου. Στα 30 λεπτά παρατηρήθηκε σημαντική εκλέπτυνση του κόκκου αύξηση της φάσης φερρίτη- ωστενίτη και δημιουργία μπαινίτη.

- **775 °C – 400 °C (1, 3, 30 min)**

Παρατηρήθηκε μείωση της σκληρότητας καθώς αυξάνονταν ο χρόνος . Στα 3 λεπτά παρατηρήθηκε αύξηση της φάσης φερρίτη - ωστενίτη μεγαλύτεροι κόκκοι ωστενίτη,και αύξηση της μπαινιτικής φάσης με δημιουργία μπαινίτη. Στα 30 λεπτά παρατηρήθηκε σταθεροποίηση της φάσης φερρίτη- ωστενίτη και δημιουργία μπαινίτη.

- **800 °C – 350 °C (1, 3, 30 min)**

Παρατηρήθηκε μείωση της σκληρότητας καθώς αυξάνονταν ο χρόνος . Στα 3 λεπτά παρατηρήθηκε μείωση της φάσης φερρίτη - ωστενίτη ,αύξηση της μπαινιτικής φάσης και αύξηση του κόκκου. Στα 30 λεπτά παρατηρήθηκε σημαντική εκλέπτυνση του κόκκου απο τα 3 λεπτά ,αύξηση της φάσης φερρίτη- ωστενίτη και δημιουργία μπαινίτη ομως και εδώ ο κόκκος είναι μεγαλύτερος απο το 1 λεπτό.

- **800°C – 400 °C (1, 3, 30 min)**

Παρατηρήθηκε μείωση της σκληρότητας καθώς αυξάνονταν ο χρόνος . Στα 3 λεπτά παρατηρήθηκε αύξηση της φάσης φερρίτη - ωστενίτη ,αύξηση της μπαινιτικής φάσης και εκλέπτυνση του κόκκου. Στα 30 λεπτά παρατηρήθηκε σημαντική εκλέπτυνση του κόκκου αύξηση της φάσης φερρίτη- ωστενίτη και δημιουργία μπαινίτη.

Από τα παραπάνω αποτελέσματα βγήκαν τα ακόλουθα συμπεράσματα:

- Η μείωση της σκληρότητας με την αύξηση του χρόνου παραμονής στην μπαινιτική περιοχή οφείλεται στην αύξηση του μεγέθους του κόκκου της μπαινιτικής φάσεως. Με την παραμονή του υλικού στην μπαινιτική περιοχή έχουμε δημιουργία βελονοειδή μπαινίτη σε μεγαλύτερα κλάσματα όγκου.
- Αύξηση της θερμοκρασίας ανοπτήσεως από τους 750°C στους 775°C παρουσιάζει αύξηση της σκληρότητας. Αντίθετα περαιτέρω αύξηση της θερμοκρασίας επαναφέρει την σκληρότητα στα ίδια επίπεδα με τους 750°C. Η αύξηση αυτή οφείλεται ίσως στην δημιουργία μπαινιτικής φάσεως κατάλληλου μεγέθους
- Τα διαγράμματα που προέκυψαν από την εξέταση των δοκιμίων με την συσκευή περίθλασης XRD δεν βοήθησαν στην μελέτη των χαλύβων της κατηγορίας αυτής
- Οι μικρογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου έδειξαν ότι κατά την παραμονή των δοκιμίων στην μπαινιτική περιοχή για μεγαλύτερους χρόνους έχουμε καλύτερο σχηματισμό βελονοειδή μπαινίτη.
- Η θερμική κατεργασία των 775 °C – 350 °C (1 min) έχει την μέγιστη αντοχή λόγω της μέγιστης τιμής σκληρότητας (261 HV) ενώ η θερμική κατεργασία των 750 °C – 400 °C (30 min) παρουσιάζει την μέγιστη ολκιμότητα λόγω της μικρής τιμής σκληρότητας (170HV).

Τέλος ως σκοπό της παρούσας εργασίας είχαμε να κατασκευαστεί χάλυβας ιδίων ιδιοτήτων με τον αρχικό (as received). Έτσι βρέθηκε ότι :

Με βάση την σκληρότητα του αρχικού (217 ±5 HV) και των παραγόμενων μικροδομών χαλύβα trip 700, οι θερμικές κατεργασίες των 750 °C – 350 °C (1 min) (216 ± 6 HV) και των 775 °C – 400 °C (3 min) (222 ± 4 HV) είναι κοντά στην σκληρότητα του αρχικού.

Από αυτές τις δύο θερμικές συγκρίνοντας τις μικρογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου με την αρχική πιο κοντά στην μικροδομή αυτή έρχεται η μικροδομή που παράχθηκε από την θερμική 775 °C – 400 °C (3 min)

Αρά καταλήγουμε στο συμπέρασμα ότι η βέλτιστη παραγόμενη μικροδομή χάλυβα τύπου TRIP700, η οποία είναι κοντά στα πρότυπα της αρχικής είναι η θερμική των 775 °C – 400 °C (3 min).

ΚΕΦΑΛΑΙΟ 8

ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ

- Θα μπορούσαν να πραγματοποιηθούν περισσότερες και διαφορετικές θερμικές κατεργασίες με σκοπό τη βελτιστοποίηση αυτών των χαλύβων.
- Θα μπορούσε να γίνει μια συγκριτική μελέτη με άλλους τύπους χάλυβα, για παράδειγμα TRIP 700- DP 700.
- Θα μπορούσαν να γίνουν δοκιμές εφελκυσμού στα δοκίμια που υπέστησαν θερμικές κατεργασίες
- Θα μπορούσε να γίνει EBSD στα δοκίμια για την ποσοτικοποίηση και το χαρακτηρισμό της σύνθετης μικροδομής τους.
- Θα μπορούσε να γίνει περαιτέρω μελέτη των θραυσιγενών επιφανειών αναφορικά με το ποσοστό των φάσεων το οποίο μετασχηματίστηκε κατά τη διάρκεια της θραύσης

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ – ΑΝΑΦΟΡΕΣ

1. Απόστολος Ν. Βασιλάκος: «Πλαστικότητα Μετασχηματισμού του Παραμένοντα Ωστενίτη σε Χάλυβες Χαμηλής Κραμάτωσης», διδακτορική διατριβή, Βόλος, Νοέμβριος 2000.
2. Nippon Steel Technical Report: «Development of High Strength Steels for Automobiles», τόμος 88, Ιούλιος 2003.
3. Takehide Senuma: «Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets», ISIJ International, τόμος 41(2001), τεύχος 6, σελ. 520-532, Ιαπωνία 2000.
4. International Iron & Steel Institute, Committee on Automotive Applications: «ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL (AHSS) APPLICATION GUIDELINES», 18 Μαρτίου 2005.
5. Chuck Potter: «Advanced High-Strength Steels for Stamped Automotive Parts», Metalforming magazine, Μάρτιος 2005,
6. Turteltaub, A.S.J. Suiker: «Transformation-induced plasticity in ferrous alloys», Journal of the Mechanics and Physics of Solids, τόμος 53 (2005), σελ. 1747-1788, Ολλανδία, 2005.
7. Klaus Hulka: «The Role of Niobium in Multi-Phase Steel», τόμος 28, Dusseldorf, Γερμανία.
21. T.Furukawa, H.Morikawa, H.Takechi and K.Koyama: « Process Factors for Highly Ductile Dual Phase Steel Sheet», Structure and Properties of Dual Phase Steels, R.A and Morns, J.M, AIME, σελ. 281-303, Νέα Υόρκη 1979.
23. J.M.Rigsbee, P.J.Vander Arend: « Laboratory Studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in Dual Phase Steels», Formable HSLA

and Dual Phase Steels, R.A and Morns, J.M.AIME, σελ. 55-86, Νέα Υόρκη 1979.

24. S.M.Rashid, B.N.V.Pao: « Tempering Characteristics of A vanadium Containing Dual Phase Steel», Fundamentals of Dual Phase Steels, R.A and Morns, Bramfitt, B.L AIME, Νέα Υόρκη 1981.

25. G.T.Eldis: « The influence of Microstructure and Testing Procedure on the Measured Mechanical Properties of Heat-Treated Dual-Phase Steels», Structure and Properties of Dual Phase Steels, R.A and Morns, J.M.AIME, σελ. 145-182, Νέα Υόρκη 1979.

26. G.R.Speich, R.L.Miller: « Mechanical Properties of Ferrite-Martensite», Structure and Properties of Dual Phase Steels, R.A and Morns, J.M.AIME, σελ. 145-182, Νέα Υόρκη 1979.

27. Y.Sakuma, O.Matsumura, H.Takechi, Metall Trans.22A (1991), σελ. 489-498.

28. M.L.Brant, G.B.Olson, Iron & Steel Maker 5 (1993), σελ. 55-60.

29. G.N.Haidemenopoulos, K.Papadimitriou, Steel Research, τόμος 66(1995), σελ. 433-438, τεύχος 10.

Leblond, J.B., Mottet. G., Devaux, J.C, 1986b. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases. J. Mech. Phys. Solids 34,411-439.

Cherkaoui. M., Berveiller. M., Lemoine. X., 2000. Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behaviour of polycrystalline TRIP steels. Int J. Plast. 16,1215-1241.

Fischer, F.D., Reisner, G., 1998. A criterion for the martensitic transformation of a microregion in an elastic-plastic material. Acta Mater. 46, 2095-2102,

Iwamoto, T., 2004. Multiscale computational simulation of deformation behaviour of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method. Int J. Plast 20,841-869.

Aubry, S., Fago, M., Ortiz, M., 2003. A constrained sequential-lamination algorithm for the simulation of sub-grid microstructure in martensitic materials. Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 192. 2823-2843.

Δρ. Γ. Φούρλαρης, <<Μετασχηματισμοί Φάσεων σελ. 62- 80 >>

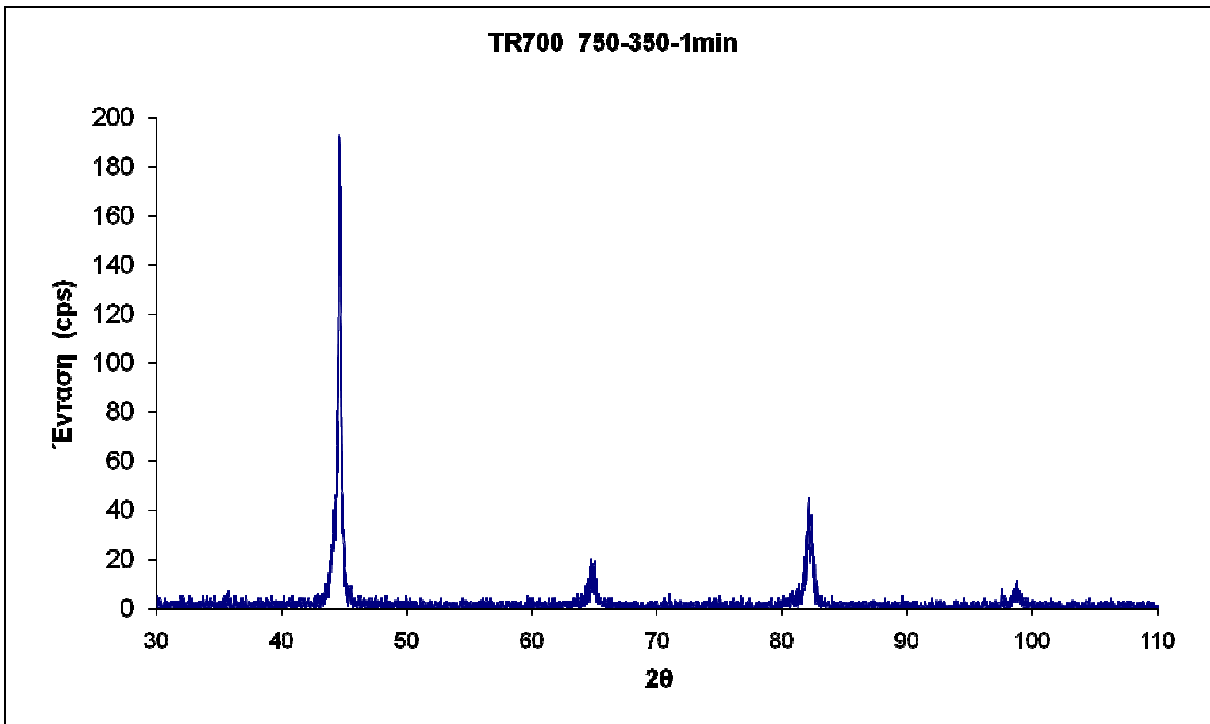
Γ. Δ. Παπαδημητρίου, << Μεταλλοτεχνία σελ. 195 >>.

Monideepa Mukherjee, Shiv Brat Singh, Omkar Nath Mohanty, << Microstructural characterization of TRIP- aided steels>>

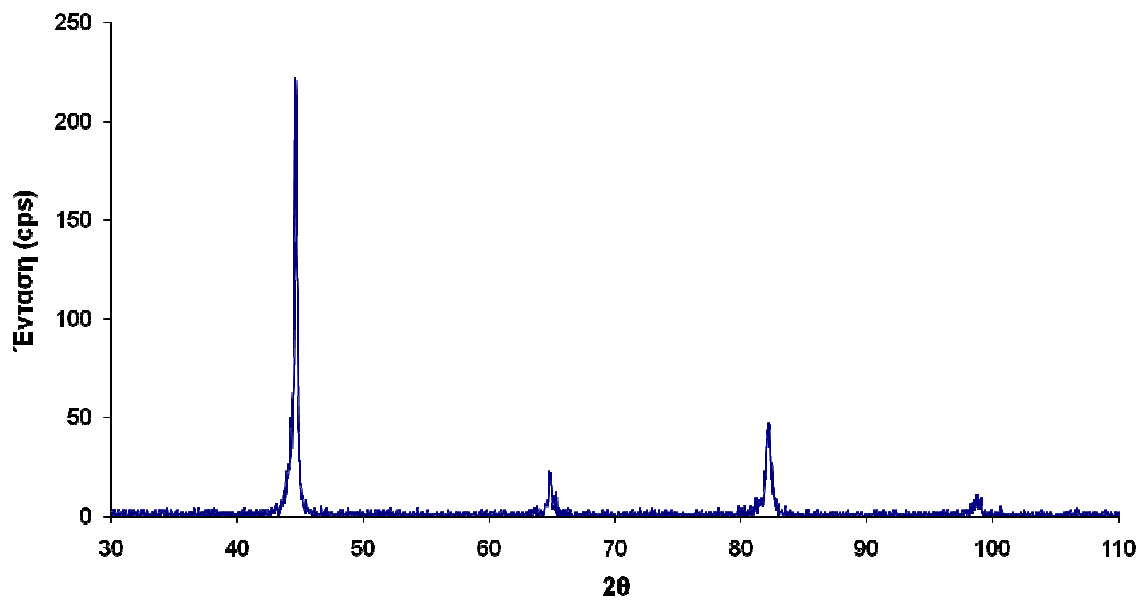
Zhengyou Tang, Hua Ding, Linxiu Du, Long Li, <<Microstructures and Mechanical Properties of Si-Al-Mn TRIP Steel with Niobium>>.

ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Α

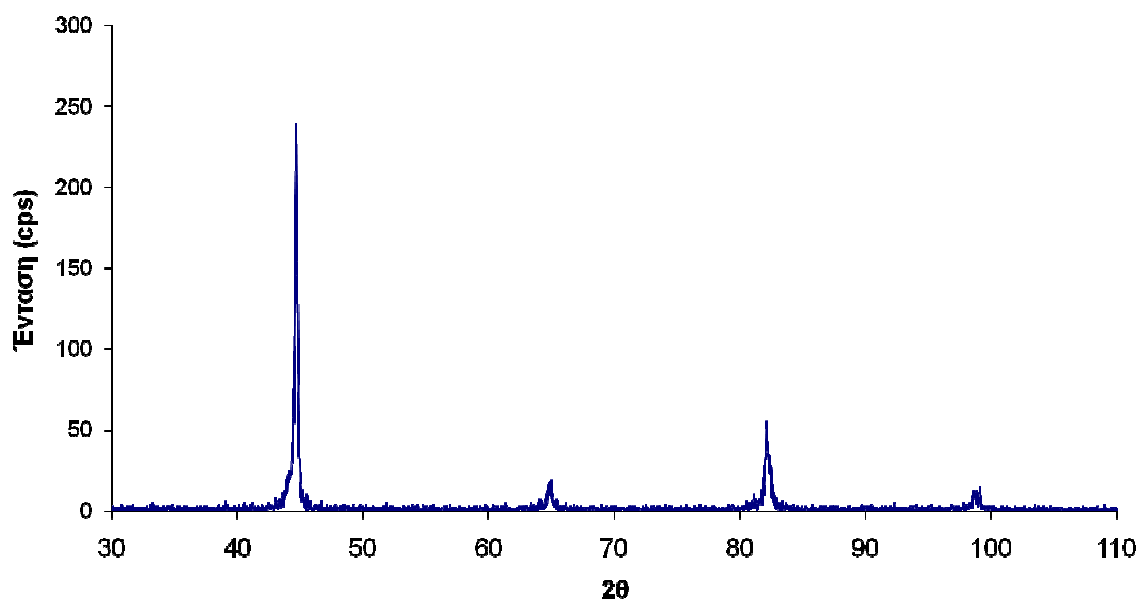
Διαγράμματα XRD

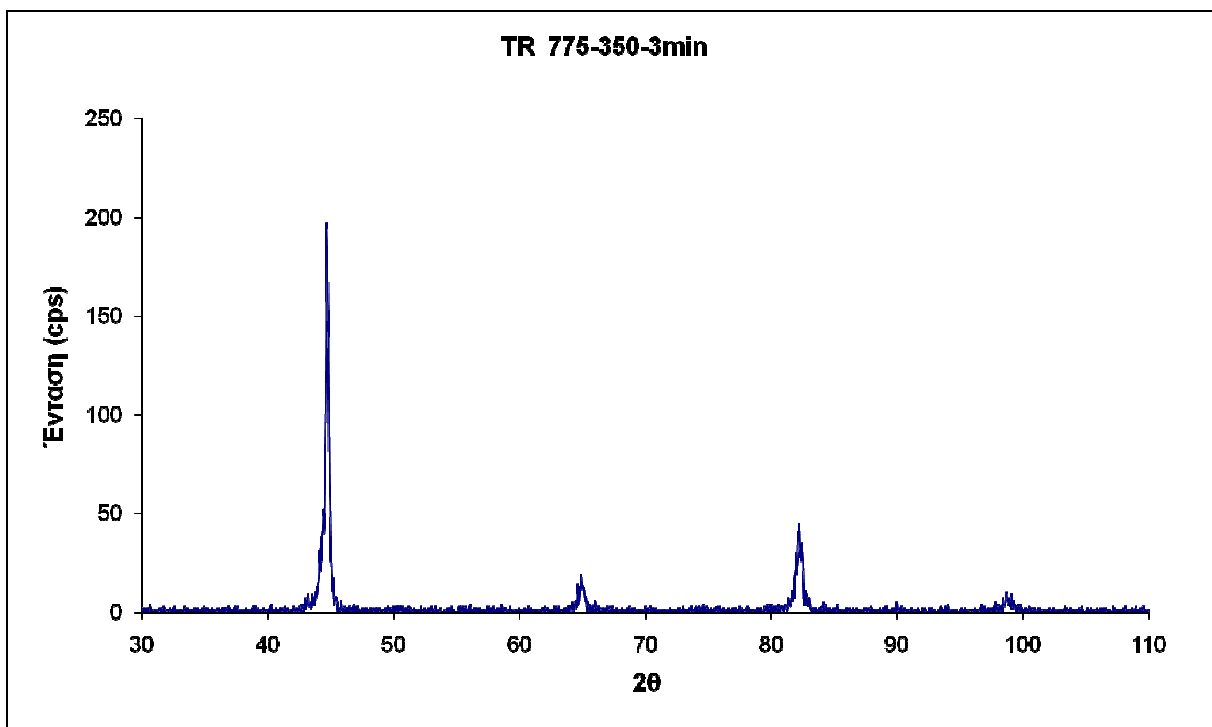
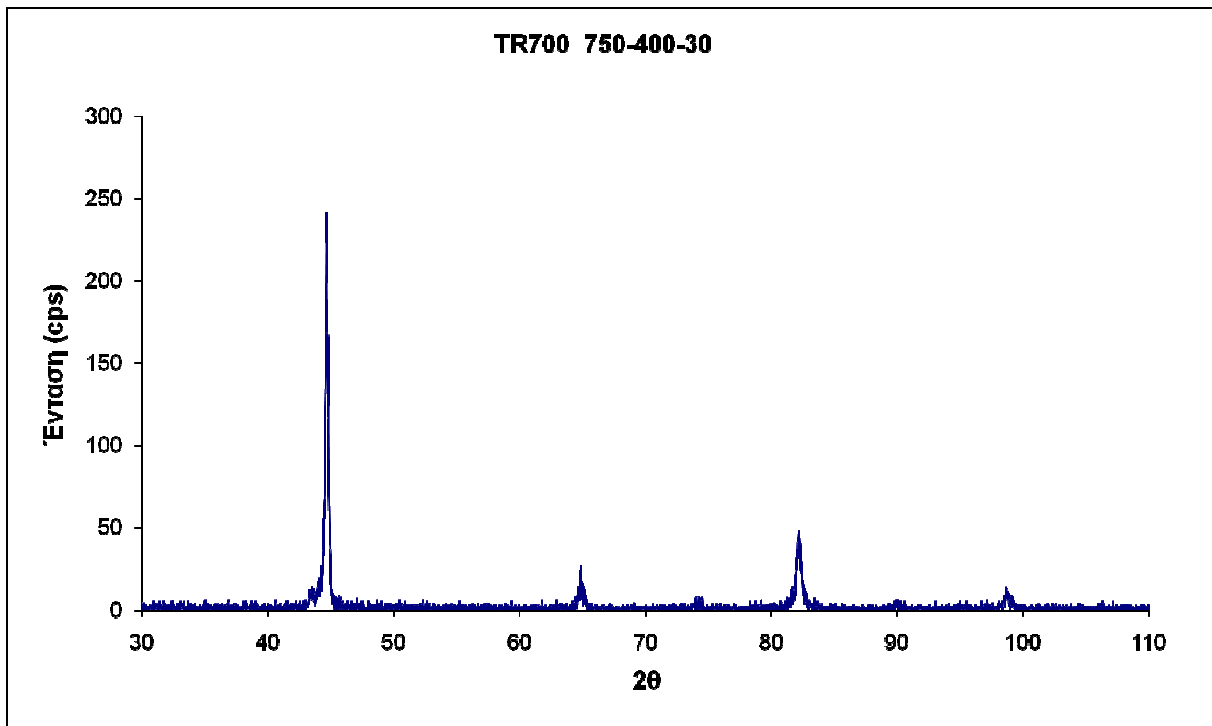


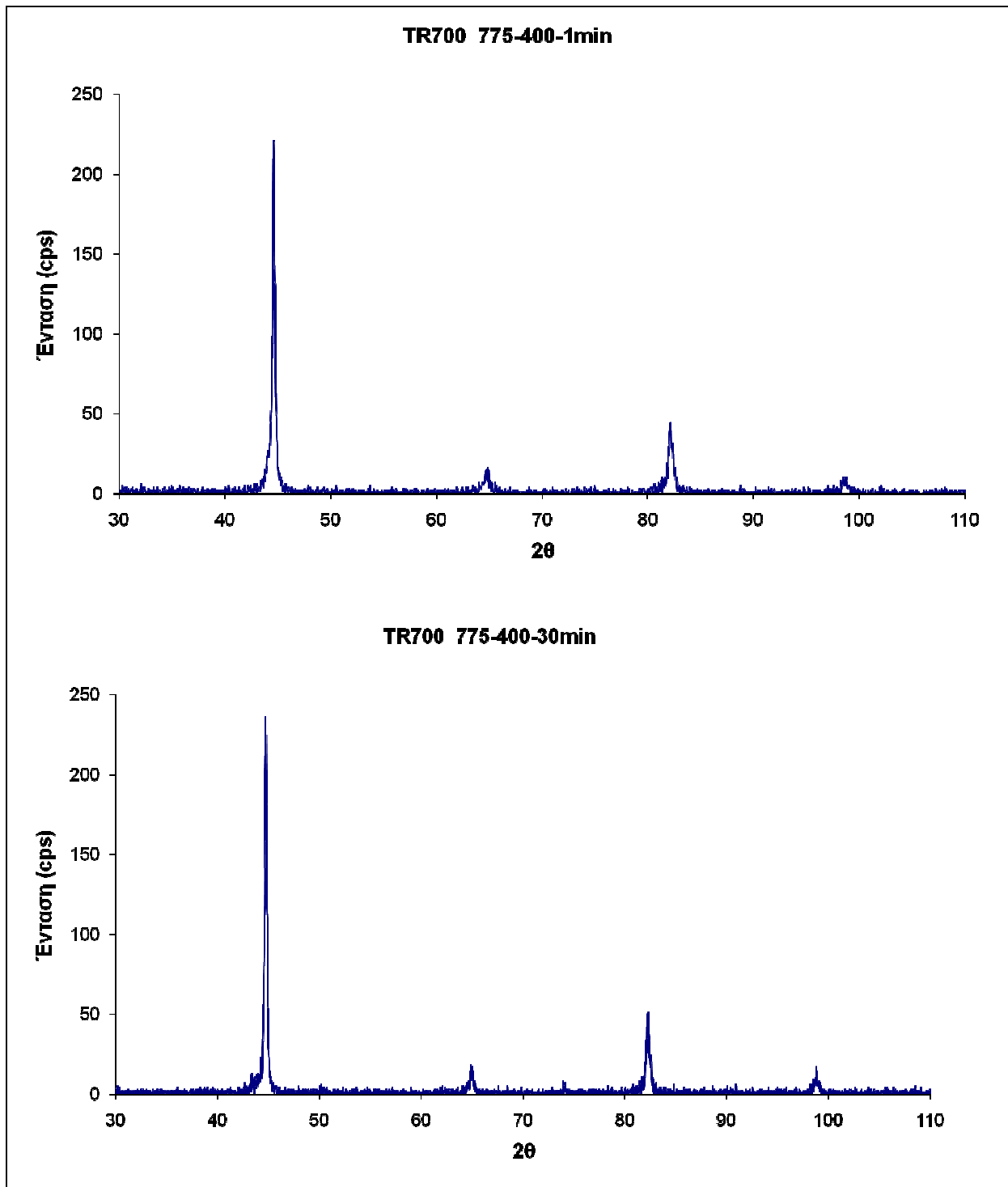
TR700 750-350-3

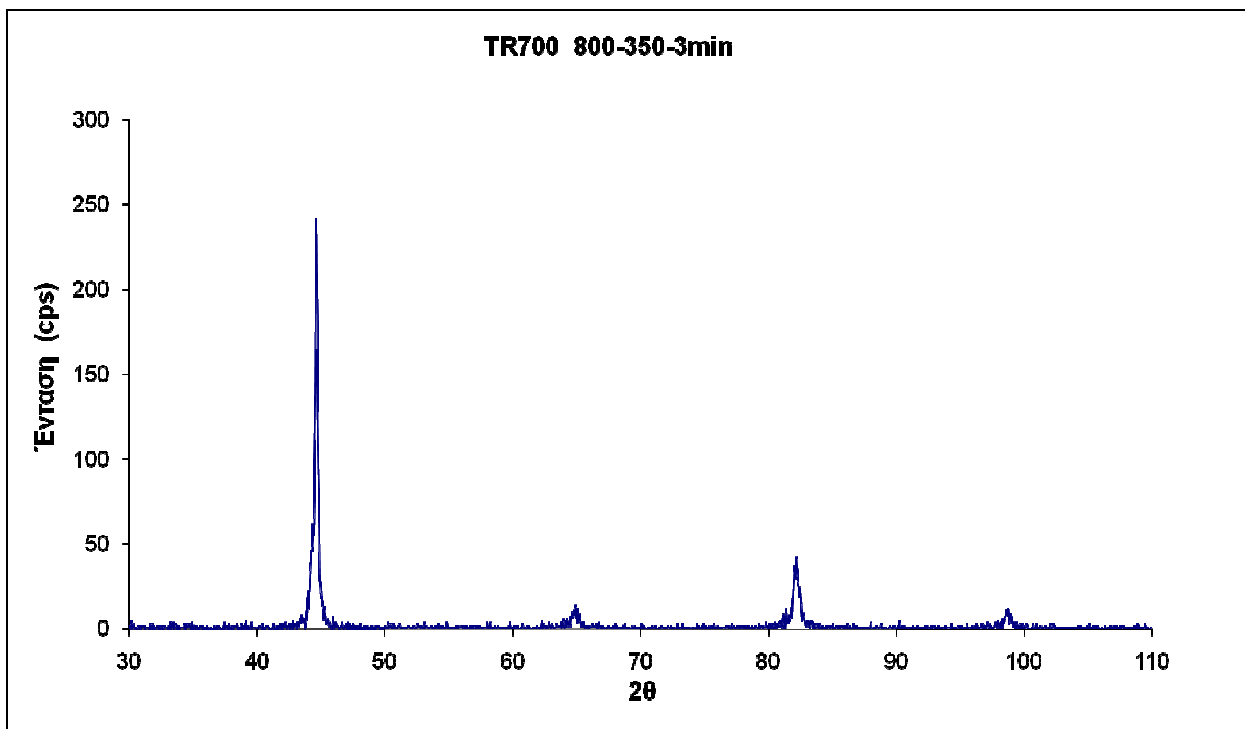
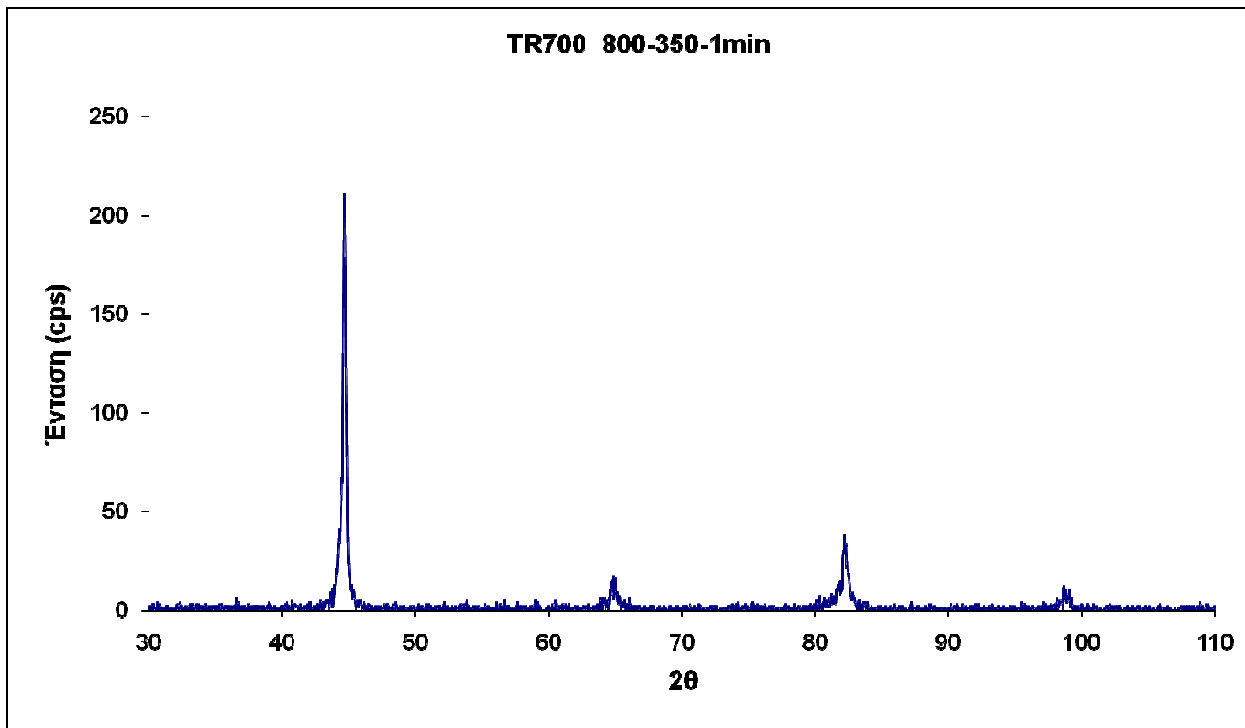


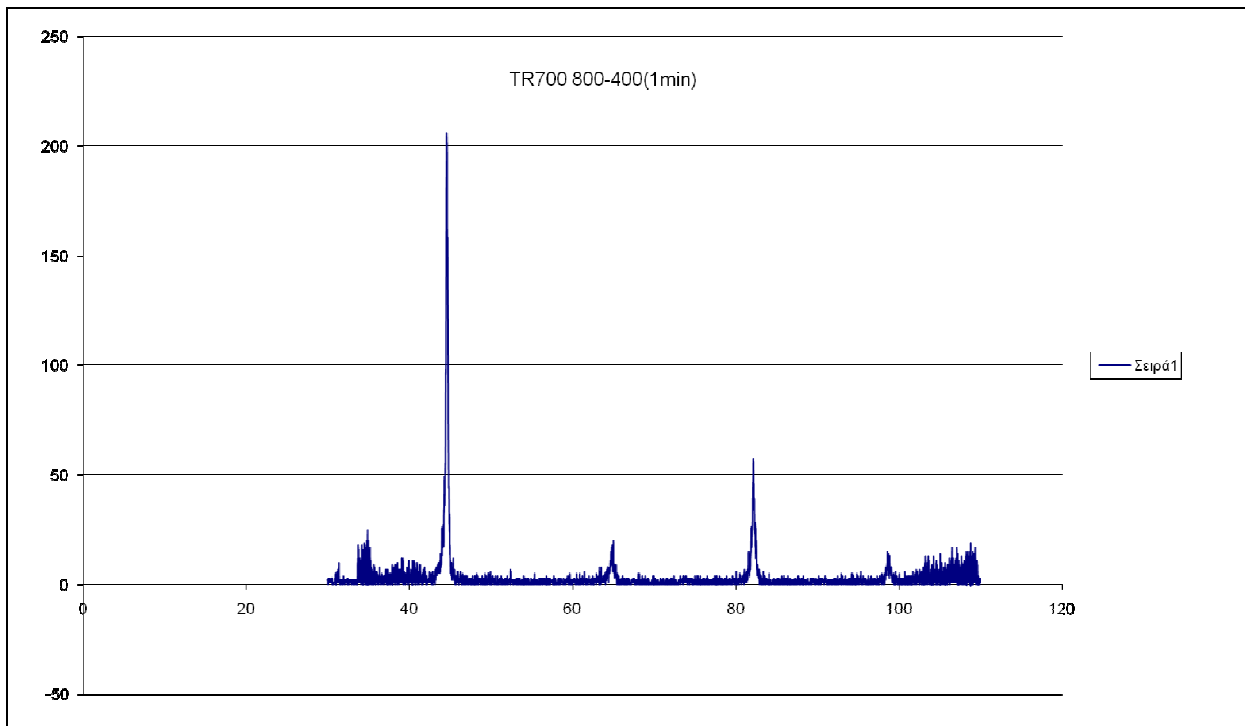
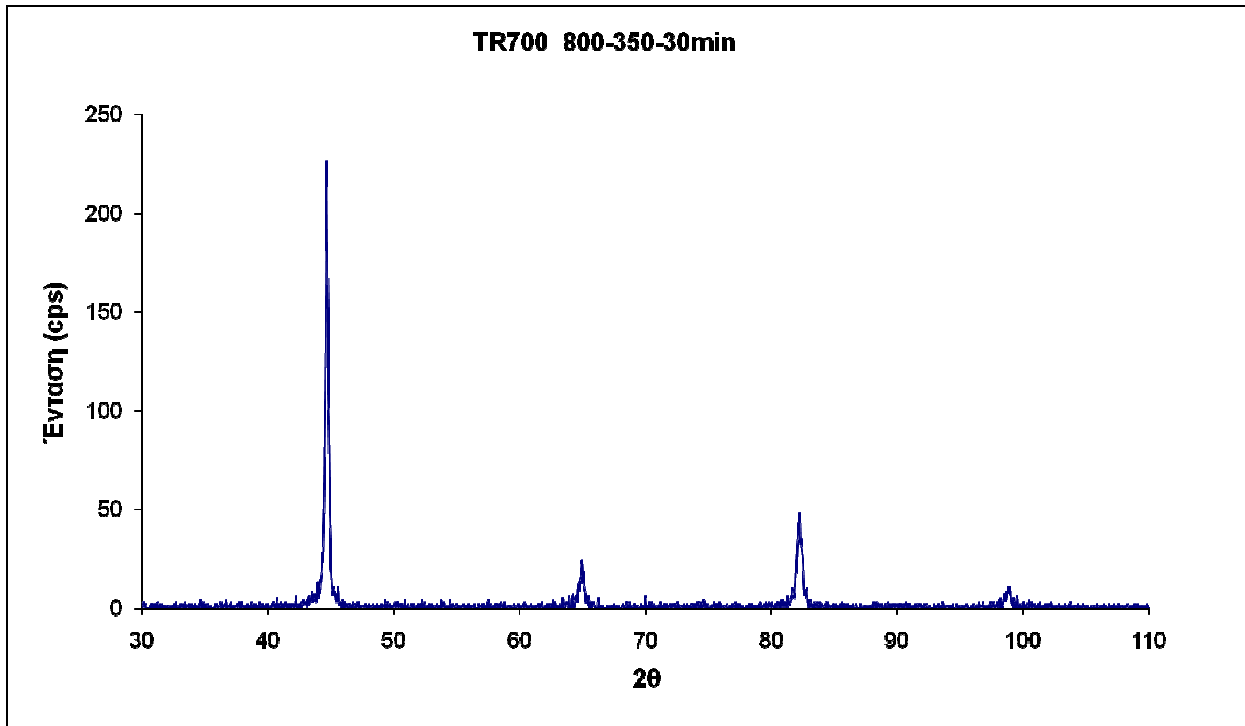
TR700 750-400-3min

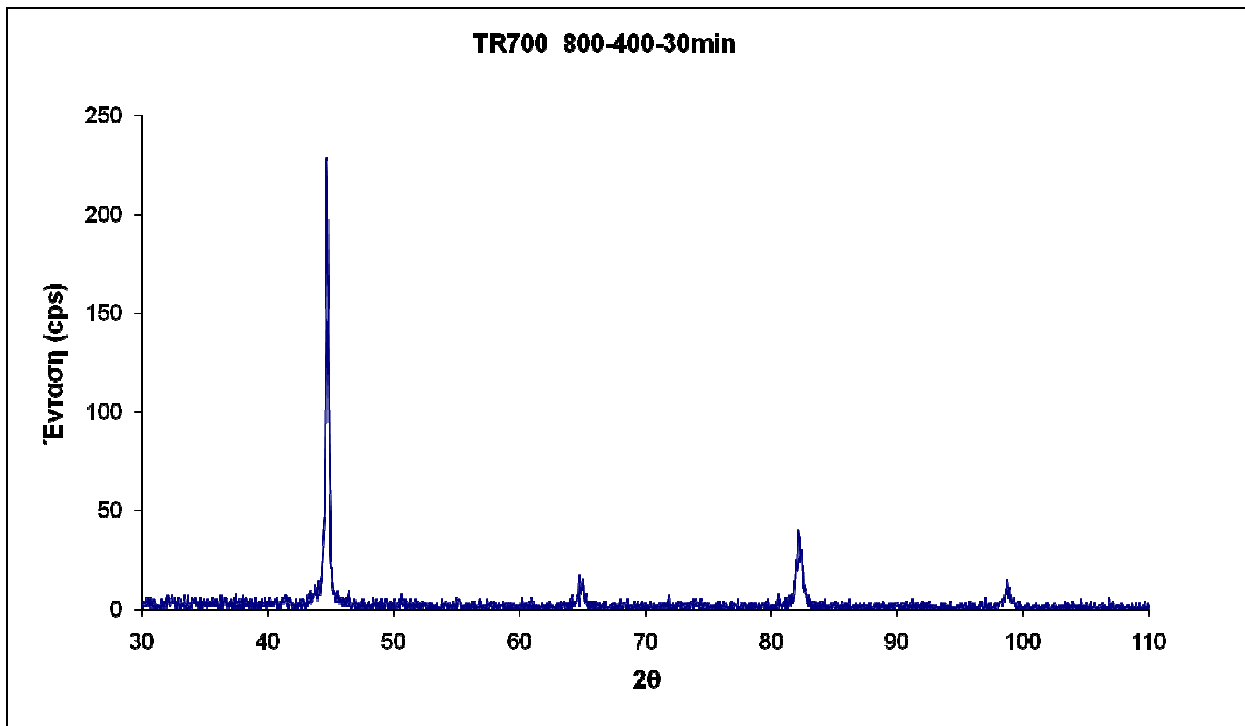
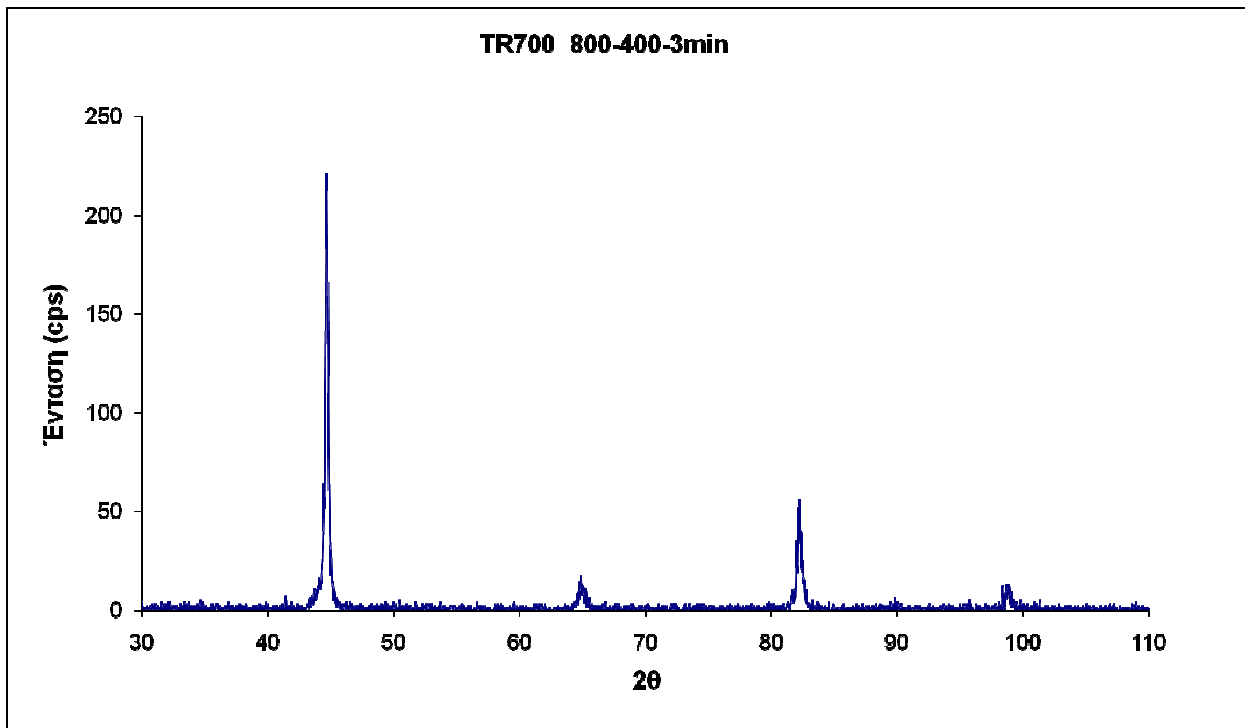




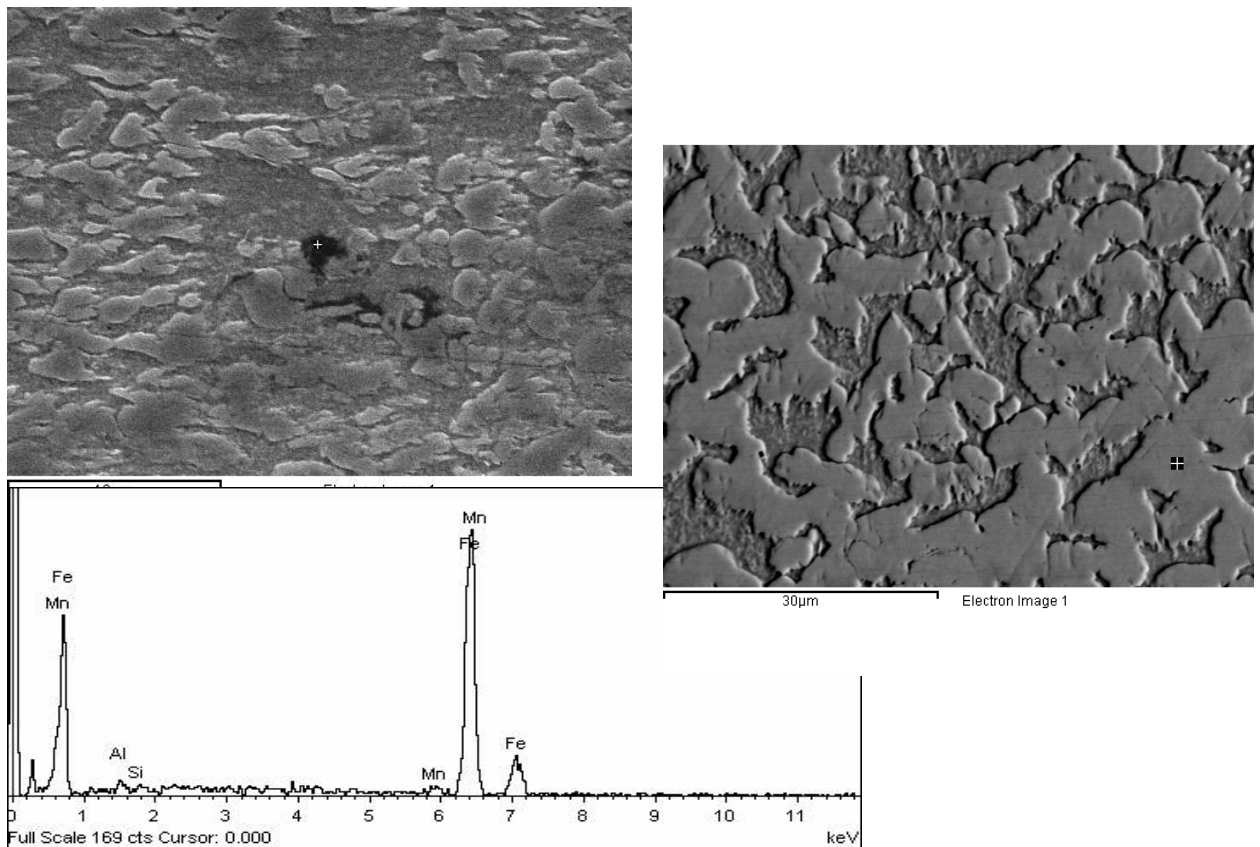








ΠΑΡΑΡΤΗΜΑ Β
ΜΕΡΙΚΑ ΕΝΔΕΙΚΤΙΚΑ EDS ΠΟΥ ΕΓΙΝΑΝ ΣΤΟ SEM
TRIP700 AS RECEIVED



Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 0.269 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.08	2.20
Si K	0.11	0.22
Mn K	1.83	1.83
Fe K	96.98	95.74
Totals	100.00	

TR700 750-350(1min)

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

Spectrum processing :

Peak possibly omitted : 0.265 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

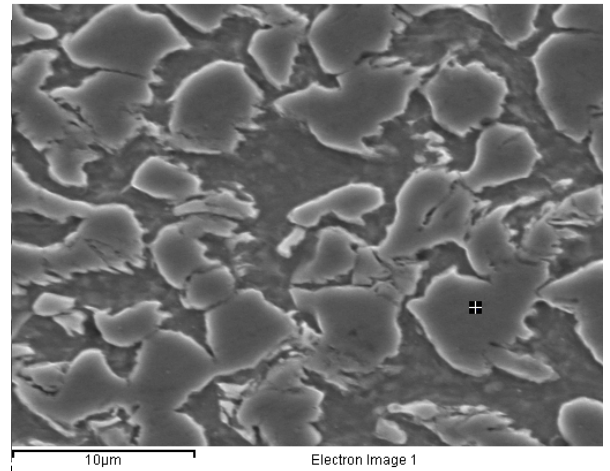
Number of iterations = 2

Standard :

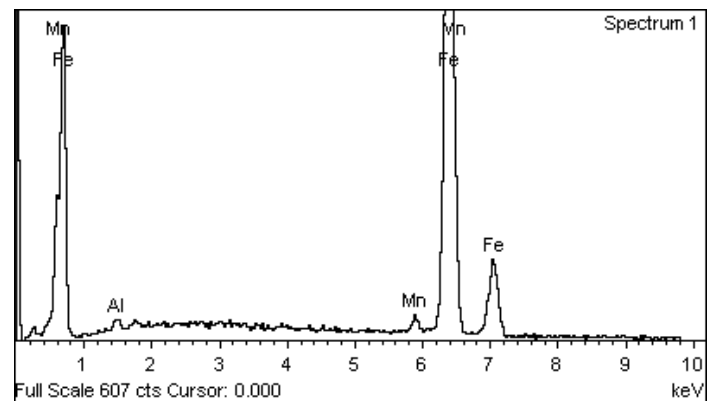
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.85	1.74
Mn K	2.10	2.12
Fe K	97.04	96.14
Totals	100.00	



TR700 750-400(1min)

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

Spectrum processing :

No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 2

Standard :

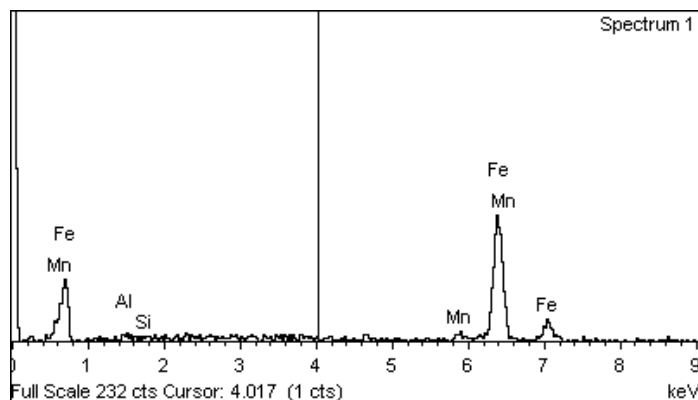
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.99	2.03
Si K	0.44	0.86
Mn K	2.72	2.73
Fe K	95.84	94.39
Totals	100.00	



TR700 750-400 (3min)

Spectrum processing :

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 1

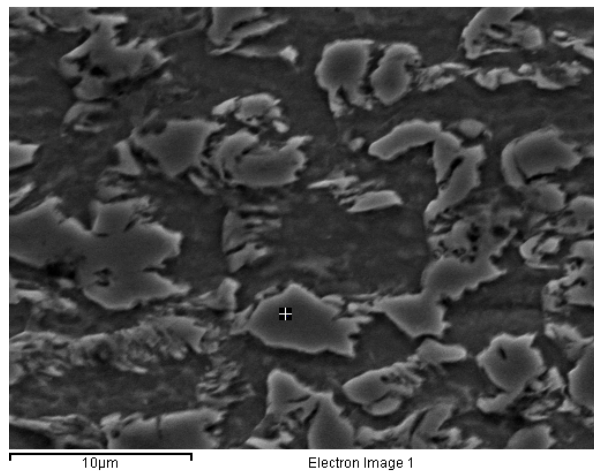
Standard :

Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

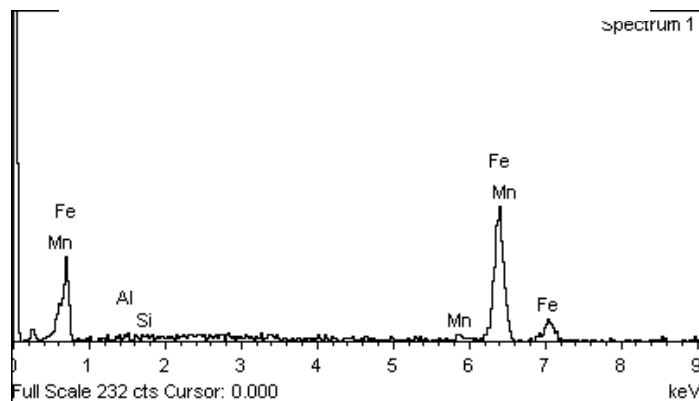
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.61	1.25
Si K	0.73	1.44
Mn K	1.80	1.80
Fe K	96.85	95.50



TRIP 750-400 (30 min)

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

Spectrum processing :

No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

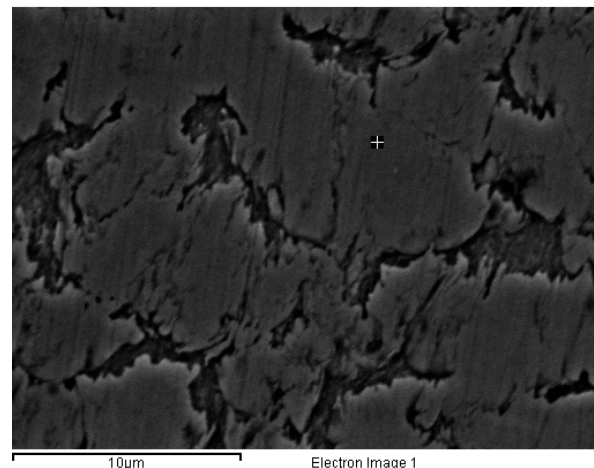
Number of iterations = 2

Standard :

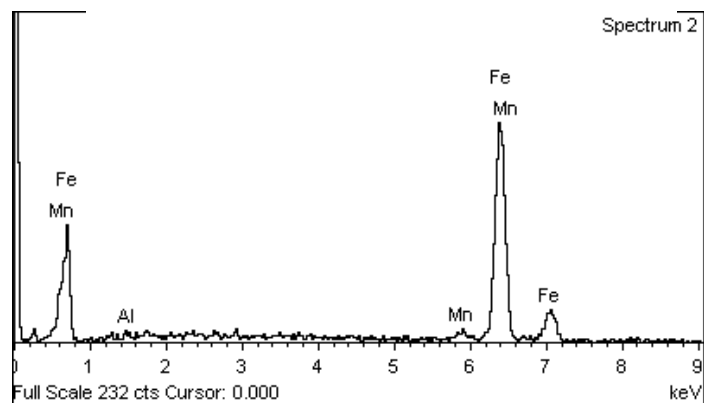
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.34	2.73
Mn K	2.99	3.00
Fe K	95.67	94.28
Totals	100.00	



TRIP 800-400 (1 min)

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

Spectrum processing :

No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

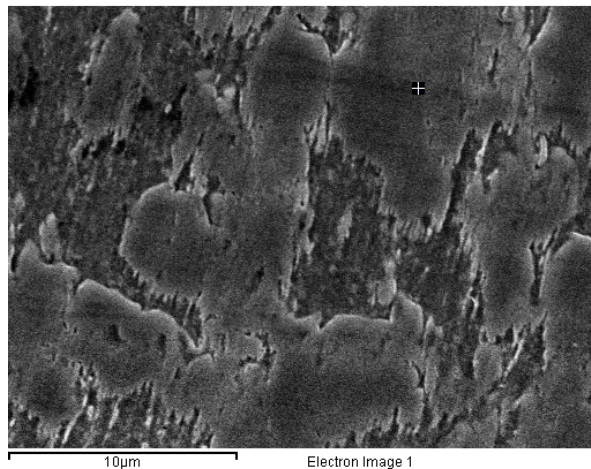
Number of iterations = 1

Standard :

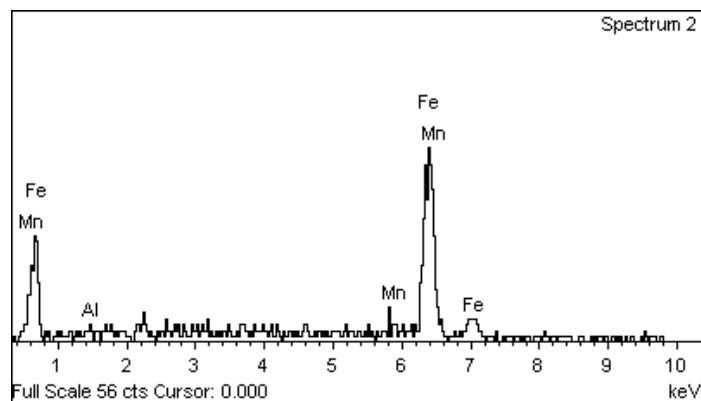
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.34	2.72
Mn K	3.18	3.19
Fe K	95.48	94.09
Totals	100.00	



TRIP 800-400 (3 min)

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

Spectrum processing :

No peaks omitted

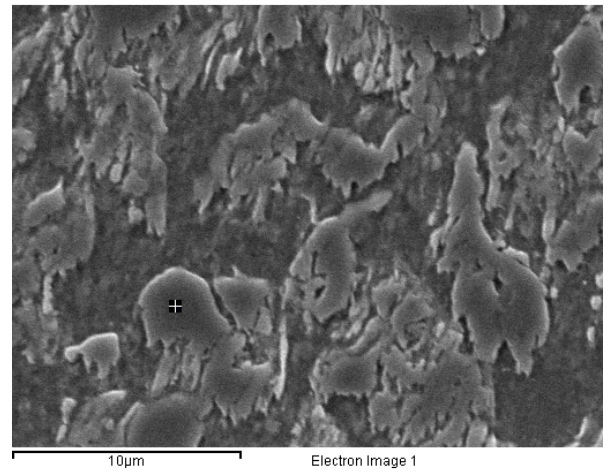
Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 1

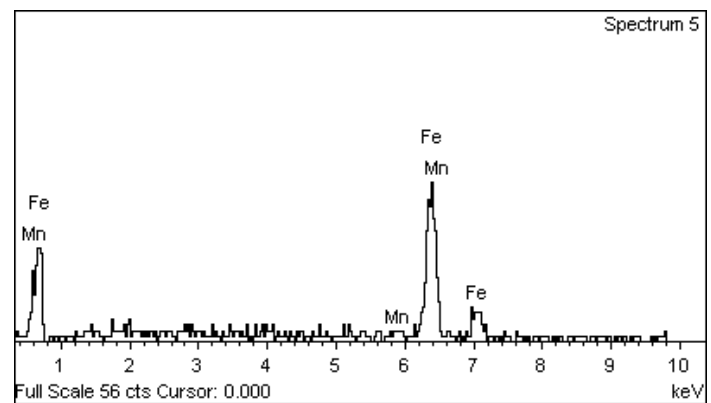
Standard :

Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM



Element	Weight%	Atomic%
Mn K	2.34	2.38
Fe K	97.66	97.62
Totals	100.00	



TRIP 800-400 (30 min)

ΣΤΑΤΙΚΗ ΚΑΙ ΔΥΝΑΜΙΚΗ ΚΑΤΑΠΟΝΗΣΗ ΧΑΛΥΒΩΝ ΑΥΞΗΜΕΝΗΣ ΠΛΑΣΤΙΚΟΤΗΤΑΣ ΚΑΤΑ ΤΗΝ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗ (TRIP 700) ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΟΙ ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ

Spectrum processing :

No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)

Number of iterations = 1

Standard :

Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM

Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.38	2.82
Fe K	98.62	97.18
Totals	100.00	

