



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**ΑΝΑΠΤΥΞΗ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΚΑΙ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ ΔΙΦΑΣΙΚΟ ΧΑΛΥΒΑ ΚΑΤΗΓΟΡΙΑΣ DP 1400**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΠΑΠΑΙΩΑΝΝΟΥ ΔΗΜΗΤΡΙΟΣ

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ: Γ.Ν. Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ, Μάρτιος 2021

ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ – ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**ΑΝΑΠΤΥΞΗ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ ΚΑΙ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ
ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ ΔΙΦΑΣΙΚΟ ΧΑΛΥΒΑ ΚΑΤΗΓΟΡΙΑΣ DP 1400**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΠΑΠΑΙΩΑΝΝΟΥ ΔΗΜΗΤΡΙΟΣ

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ: Γ.Ν. Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις / /

Γεώργιος Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

.....

Σπυρίδων Παπαευθυμίου, Αναπληρωτής Καθηγητής Ε.Μ.Π.

.....

Πέτρος Τσακιρίδης, Επίκουρος Καθηγητής Ε.Μ.Π.

.....

ΑΘΗΝΑ, Μάρτιος 2021

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Για την διεξαγωγή της παρούσας διπλωματικής εργασίας, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον αξιότιμο καθηγητή Φυσικής Μεταλλουργίας, κύριο Φούρλαρη Γεώργιο όπως επίσης και τον συνεργάτη ΥΔ Καλδέλλη Άγγελο για τις συμβουλές και την πολύτιμη καθοδήγηση και βοήθεια που μου παρείχε στην διεξαγωγή τόσο των πειραμάτων όσο και στην συγγραφή της εργασίας. Επίσης θα ήθελα να ευχαριστήσω τους διδακτορικούς του εργαστηρίου Φυσικής Μεταλλουργίας, Δεληγιάννη Σταύρο και Μακρή Νικόλαο για την ένθερμη συνδρομή τους. Τέλος θα ήθελα να ευχαριστήσω τους γονείς μου για την αδιάκοπη στήριξη που μου παρείχαν, σε όλους τους τομείς, όλα αυτά τα χρόνια.

Περιεχόμενα

1.0.	ΕΙΣΑΓΩΓΗ	11
1.1.	Ιστορική αναδρομή χαλύβων Dual Phase (DP).....	11
1.2.	Πως αναπτύχθηκαν οι χάλυβες DP	21
2.0.	ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....	25
2.1.	Διάγραμμα ισορροπίας Σιδήρου – Σεμεντίτη	25
2.2.	Κραματικά στοιχεία	28
2.3.	Επιρροή κραματικών στοιχείων στο ευτηκτοειδές σημείο	32
2.4.	Κατηγοριοποίηση κραματικών στοιχείων	35
2.5.	Επιρροή κραματικών στοιχείων στα καρβίδια	37
2.6.	Εισαγωγή στα διαγράμματα TTT και CCT.....	38
2.7.	Επιρροή κραματικών στοιχείων στα διαγράμματα TTT και CCT.....	44
2.8.	Ανάλυση χαλύβων DP.....	45
2.8.1.	Θερμικές κατεργασίες για παραγωγή DP	47
2.8.2.	Η επίδραση της θερμοκρασίας κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση στην διφασική περιοχή	48
2.8.3.	Επίδραση του ρυθμού απόψυξης	50
2.8.4.	Η επίδραση της σύστασης του χάλυβα στους μετασχηματισμούς φάσεων κατά την ανόπτηση στην διφασική περιοχή.....	52
3.0.	ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	57
3.1.	Κοπή	57
3.2.	Λείανση – Στίλβωση	57
3.3.	Θερμικές κατεργασίες.....	58
3.4.	Σκληρομετρήσεις	58
3.5.	Χημική Προσβολή	61
3.6.	Scanning Electron Microscopy (SEM)	61
4.0.	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	63
4.1.	Σκληρομετρήσεις	63
4.2.	Χαρακτηρισμός μικρογραφιών.....	68
5.0.	ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ	117

6.0. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	123
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ.....	124

Πίνακας Εικόνων

ΕΙΚΟΝΑ 1: Παραγωγή CO ₂ ανά κατηγορία	13
ΕΙΚΟΝΑ 2: Μέσο αποτύπωμα άνθρακα για ελαφριά οχήματα από το 1975 έως το 2010	14
ΕΙΚΟΝΑ 3: Επίδραση βάρους οχήματος στην κατανάλωση καυσίμου	15
ΕΙΚΟΝΑ 4: Βελτίωση οικονομίας καυσίμου μέσω διαφόρων τεχνολογιών ...	16
ΕΙΚΟΝΑ 5: Ελαφριά υλικά αυτοκινητοβιομηχανίας	18
ΕΙΚΟΝΑ 6: Ειδική αντοχή για διάφορα υλικά χαμηλού βάρους	19
ΕΙΚΟΝΑ 7: Όριο διαρροής και ολκιμότητα για διάφορα μεταλλικά κράματα .	20
ΕΙΚΟΝΑ 8: Εξέλιξη των χαλύβων υψηλής αντοχής ανά τα χρόνια	21
ΕΙΚΟΝΑ 9: Τοποθέτηση των συμβατικών χαλύβων (HSS) και των χαλύβων της πρώτης γενιάς (AHSS) σε διάγραμμα αντοχής επιμήκυνσης	22
ΕΙΚΟΝΑ 10: Διάγραμμα αντοχής-επιμήκυνσης για όλες τις κατηγορίες χαλύβων	24
ΕΙΚΟΝΑ 11: Διάγραμμα ισορροπίας Σιδήρου-Σεμεντίτη.....	26
ΕΙΚΟΝΑ 12: Κατηγοριοποίηση των διαγραμμάτων φάσεων κραμάτων σιδήρου : (α)Ανοιχτός (β)Διευρυμένος (γ)Κλειστός (δ)Συμπιεσμένος ωστενιτικός βρόχος	31
ΕΙΚΟΝΑ 13: Ωστενιτικοί βρόχοι σε διάφορα διφασικά συστήματα του σιδήρου	31
ΕΙΚΟΝΑ 14: Επιρροή προσθήκης κραματικών στοιχείων στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία και στην περιεκτικότητα άνθρακα	33
ΕΙΚΟΝΑ 15: Επίδραση προσθήκης κραματικών στοιχείων στον ωστενιτικό βρόχο (a)Mn (b)Mo (c)Cr (d)Ti	34
ΕΙΚΟΝΑ 16: Πιθανές μορφές καρβιδίων στους χάλυβες	38
ΕΙΚΟΝΑ 17: Δημιουργία διαγράμματος ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού (ΤΤΤ) [ποσοστιαίος μετασχηματισμός - χρόνος (log)]	40
ΕΙΚΟΝΑ 18: Ισοθερμοκρασιακός μετασχηματισμός ευτηκτοειδούς χάλυβα από ωστενίτη σε περλίτη και από ωστενίτη σε μπαινίτη	42
ΕΙΚΟΝΑ 19: Διαγράμματα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού (α) χάλυβας κραματωμένος με μη καρβιδιογόνα στοιχεία (β) χάλυβας κραματωμένος με καρβιδιογόνα στοιχεία	45
ΕΙΚΟΝΑ 20: Απλοποιημένη απεικόνιση διαδικασίας παραγωγής διφασικού χάλυβα με απόψυξη από την διφασική περιοχή (α+γ)	46

Πίνακας Μικρογραφιών

ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 1: As Received x2000 BES	68
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 2: As Received x2000 BES	69
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 3: As Received x2000 SEI	70
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 4: 825 °C 1min x3000 BES	71
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 5: 825 °C 1min x3000 BES	72
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 6: 825 °C 1min x3000 BES	73
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 7: 825 °C 1min x3000 SEI	74
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 8: 825 °C 2min x2000 BES	76
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 9: 825 °C 2min x2000 BES	77
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 10: 825 °C 2min x4000 BES	78
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 11: 825 °C 2min x3500 SEI	79
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 12: 825 °C 5min x4000 BES	81
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 13: 825 °C 5min x4000 BES	82
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 14: 825 °C 5min x4000 BES	83
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 15: 825 °C 5min x4000 SEI	84
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 16: 825 °C 10min x4000 BES	85
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 17: 825 °C 10min x4000 BES	86
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 18: 825 °C 10min x4000 SEI	87
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 19: 850 °C 1min x1500 BES	88
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 20: 850 °C 1min x1500 BES	89
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 21: 850 °C 1min x1500 BES	90
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 22: 850 °C 2min x2500 BES	91
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 23: 850 °C 2min x3500 SEI	92
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 24: 850 °C 5min x3500 BES	93
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 25: 850 °C 5min x3500 BES	94
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 26: 850 °C 5min x3500 BES	95
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 27: 850 °C 5min x3500 SEI	96
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 28: 850 °C 10min x2500 BES	97
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 30: 875 °C 1min x2000 BES	99
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 31: 875 °C 1min x2000 BES	100
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 32: 875 °C 1min x2000 BES	101
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 33: 875 °C 1min x2000 SEI	102
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 34: 875 °C 2min x2000 BES	103
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 35: 875 °C 2min x2000 BES	104
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 36: 875 °C 2min x2000 BES	105
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 37: 875 °C 2min x4000 SEI	106
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 38: 875 °C 5min x2000 BES	107
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 39: 875 °C 5min x4000 SEI	108
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 40: 875 °C 10min x1500 BES	109

ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 41: 875 °C 10min x1500 BES	110
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 42: 875 °C 10min x1500 BES	111
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 43: 875 °C 10min x5000 SEI	112
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 44: 900 °C 5min x3000 BES	113
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 45: 900 °C 5min x3000 BES	114
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 46: 900 °C 5min x3000 BES	115
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 47: 900 °C 5min x3500 SEI	116

Πίνακας Γραφημάτων

ΓΡΑΦΗΜΑ 1: Σκληρομετρήσεις, μέσος όρος και τυπική απόκλιση σκληρομετρήσεων κατά HV του As Received δοκιμίου	63
ΓΡΑΦΗΜΑ 2: Σκληρομετρήσεις κατά HV των δοκιμίων 825 °C.....	64
ΓΡΑΦΗΜΑ 3: Μέσος όρος και τυπική απόκλιση σκληρομετρήσεων κατά HV των δοκιμίων 825 °C	64
ΓΡΑΦΗΜΑ 4: Σκληρομετρήσεις κατά HV των δοκιμίων 850 °C.....	65
ΓΡΑΦΗΜΑ 5: Τυπικές αποκλίσεις δοκιμίων 850 °C	66
ΓΡΑΦΗΜΑ 6: Σκληρομετρήσεις κατά HV των δοκιμίων 875 °C και 900 °C ...	67
ΓΡΑΦΗΜΑ 7: Τυπικές αποκλίσεις δοκιμίων 875 °C και 900 °C	67
ΓΡΑΦΗΜΑ 8: Συγκεντρωτικό γράφημα σκληροτήτων-χρόνου παραμονής στην θερμοκρασία ανόπτησης	120
ΓΡΑΦΗΜΑ 9: Θεωρητικές τιμές Ορίου θραύσης μέσω της εξίσωσης Gasko και τυπικές αποκλίσεις για όλα τα δοκίμια	122

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Για την εκπόνηση της διπλωματικής εργασίας χρησιμοποιήθηκε ένας διφασικός χάλυβας (Dual Phase – DP) 1400 MPa άγνωστης χημικής σύστασης. Ο σκοπός της εργασίας αυτής είναι να αναπαραχθεί η μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες του αρχικού χάλυβα και να βρεθεί η βέλτιστη διαδικασία για την επίτευξη αυτών των στόχων. Συνοπτικά η πειραματική διαδικασία που ακολουθήθηκε ήταν ανόπτηση σε 4 διαφορετικές θερμοκρασίες εντός της διφασικής περιοχής ($\alpha+\gamma$), παραμονή του χάλυβα σε 4 διαφορετικούς χρόνους (1, 2, 5, 10 λεπτών) στην κάθε θερμοκρασιακή βαθμίδα και άμεση βαφή του χάλυβα σε νερό σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Τα κριτήρια για την αξιολόγηση της κάθε θερμικής κατεργασίας είναι η μέτρηση της σκληρότητας του κάθε δοκιμίου και η ανάλυση της μικροδομής με την μέθοδο της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM). Τέλος ακολουθεί αξιολόγηση των αποτελεσμάτων και ο σπουδαστής καταλήγει στην μέθοδο που αναπαρήγαγε βέλτιστα το αρχικό κράμα.

ABSTRACT

For the realization of the current thesis the student was given a steel alloy consisting of a dual phase microstructure. The given dual phase steel was an ultrahigh-strength steel (1400MPa) and its chemical composition was unknown. The ultimate goal of this thesis is to accurately reproduce the microstructure and the mechanical properties of the given steel and to find the best procedure for accomplishing the aforementioned states and properties. In a brief, the experimental procedure that was followed consisted of annealing the steel in 4 different intercritical temperatures for 4 different time periods and then instantly quenching into water. The criteria for the evaluation of each heat treating procedure was measuring the hardness values and analyzing the microstructures produced via the method of scanning electron microscopy (SEM). Finally, a conclusion was made for the best heat treatment that produced the closest microstructure and hardness to the original steel alloy.

1.0. ΕΙΣΑΓΩΓΗ

1.1. Ιστορική αναδρομή χαλύβων Dual Phase (DP)

Η παγκόσμια βιομηχανία αυτοκινήτων οδηγείται από τις προτιμήσεις των καταναλωτών, τους κρατικούς περιορισμούς και την πίεση που ασκείται μεταξύ των ανταγωνιστών. Οι περιβαλλοντολογικές και κρατικές απαιτήσεις που ζητούν την μείωση της κατανάλωσης καυσίμου, την αύξηση της ασφάλειας των οδηγών, την διασφάλιση της αξιοπιστίας των προϊόντων και την μείωση της τελικής τιμής έχουν δώσει κίνητρα στην αυτοκινητοβιομηχανία και τους προμηθευτές/παραγωγούς των υλικών να αναπτύξουν μια πληθώρα λύσεων που να ανταποκρίνονται στις προσδοκίες τους. Αυτές οι λύσεις περιλαμβάνουν: την βελτιστοποίηση του σχεδιασμού των προϊόντων, την ενσωμάτωση ελαφρότερων υλικών, την αξιοποίηση της μείωσης της διατομής των επιμέρους εξαρτημάτων και την εφαρμογή καινοτόμων διαδικασιών παραγωγής. Όλες αυτές οι λύσεις είναι αλληλένδετες και εξαρτώνται από τις ιδιότητες των ελαφρωμένων υλικών.

Με την πάροδο των χρόνων έχουν αναπτυχθεί καινούργιες κατηγορίες χαλύβων υψηλής αντοχής με ανώτερες ιδιότητες για να ανταγωνιστούν τα άλλα ελαφριά υλικά στους τομείς του κόστους, των αποδόσεων και της ευκολίας τους να παραχθούν. Στον πυρήνα αυτής της διαδικασίας ανάπτυξης τους βρίσκεται η οικογένεια των χαλύβων υπερευψηλής αντοχής (advanced high-strength steels AHSS) στην οποία οι μικροδομές τους μεταβάλλονται με τέτοιο τρόπο που έχουν εντυπωσιακές μηχανικές ιδιότητες όπως πολύ υψηλή εφελκυστική αντοχή και αξιοσημείωτη ολκιμότητα.

Οι χάλυβες υπερευψηλής αντοχής δεν είναι εγγενώς ελαφρότεροι από τους υπόλοιπους χάλυβες αλλά είναι αρκετά δυνατοί ώστε να μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε εξαρτήματα μειώνοντας την διάμετρό τους με σκοπό την μείωση του συνολικού βάρους των οχημάτων. Οι χάλυβες επιπλέον

παραμένουν τα κυρίαρχα κράματα στην κατασκευή αυτοκινήτων και γενικότερα στις λοιπές κατασκευές λόγω της προσιτής τιμής τους, των αποδόσεων τους, της ευκολίας στην παραγωγή τους, της ευκολίας στην ανακύκλωσή τους και του πόσο κατάλληλοι είναι για πληθώρα εφαρμογών.

Η χρήση των χαλύβων υπερυψηλής αντοχής παρουσιάζει προκλήσεις στον παραγωγικό τομέα λόγω του φαινομένου springback, της φθοράς των μηχανημάτων παραγωγής, της συγκολλησιμότητάς τους και αντίστοιχων προκλήσεων που πρέπει να επιλυθούν πριν την εκκίνηση της παραγωγής τους και την εφαρμογή τους σε μεγάλη κλίμακα. (1)

Για την διασφάλιση της μακροχρόνιας επιτυχίας τα επιχειρηματικά μοντέλα και οι στρατηγικές των αυτοκινητοβιομηχανιών βασιζόντουσαν πάντα σε τρία βασικά κριτήρια:

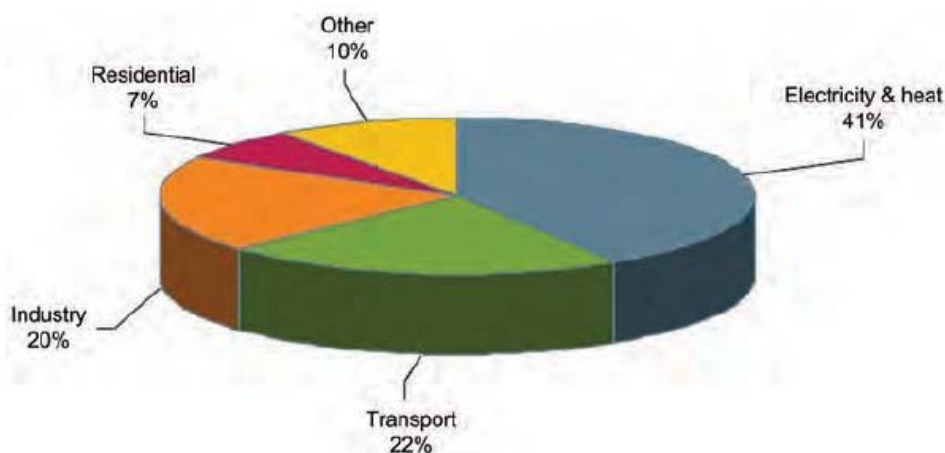
- Στις απαιτήσεις των καταναλωτών για χαμηλότερο κόστος, καλύτερη ποιότητα, αυξημένες αποδόσεις, υψηλότερη ασφάλεια, προηγμένα χαρακτηριστικά και βελτίωση στην κατανάλωση του οχήματος.
- Στους κρατικούς περιορισμούς όσον αφορά την ασφάλεια σε περίπτωση ατυχήματος και τους αέριους ρύπους.
- Στην πίεση λόγω του ανταγωνισμού στους τομείς του κόστους, της ποιότητας, των αποδόσεων και της διαδικασίας παραγωγής.

Η αυτοκινητοβιομηχανία λοιπόν έχει καταλήξει σε τέσσερις λύσεις για να ανταπεξέλθει στις απαιτήσεις της αγοράς, στους κρατικούς περιορισμούς και στους στόχους της:

- Βελτιστοποίηση του σχεδιασμού των προϊόντων
- Μείωση του συνολικού βάρους
- Χρήση χαμηλού κόστους υλικών
- Χρήση καινοτόμων διαδικασιών παραγωγής

Και οι τέσσερις λύσεις βασίζονται στην επιλογή χαμηλού βάρους υλικών τα οποία ανταποκρίνονται στις απαιτήσεις απόδοσης-κόστους. Η αυτοκινητοβιομηχανία, οι παραγωγοί των υλικών και οι προμηθευτές αυτών ψάχνουν για χρόνια τρόπους να αναπτύξουν σιδηρούχα και μη υλικά χαμηλού βάρους. Έχει αποδειχθεί ότι οι χάλυβες υπερυψηλής αντοχής (AHSS) είναι οι καλύτεροι για εφαρμογές όπου απαιτούνται χαμηλού βάρους εξαρτήματα λόγω του συνδυασμού χαμηλού κόστους και υψηλών επιδόσεων. Μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την μείωση του βάρους σε δομικά εξαρτήματα χρησιμοποιώντας εξαρτήματα μειωμένων διαστάσεων τα οποία διατηρούν τα ίδια μηχανικά χαρακτηριστικά. Αυτή η μείωση των διαστάσεων (downgaging) οδηγεί σε ελαφρότερα οχήματα και μειωμένο κόστος. (1)

Μία από τις μεγαλύτερες περιβαλλοντολογικές και κοινωνικές προκλήσεις του 21^{ου} αιώνα είναι η παγκόσμια αύξηση της αστικής ρύπανσης που προκαλείται από την αυξανόμενη ανάγκη για κατανάλωση πετρελαίου και των παραπροϊόντων του κάτι που έχει πολύ αρνητική επίδραση στην κλιματική αλλαγή. Η αυξημένη κατανάλωση πετρελαίου προκαλεί την όλο και αυξανόμενη παραγωγή αέριων ρύπων που επιδρούν αρνητικά στο φαινόμενο του θερμοκηπίου και άρα στην κλιματική αλλαγή. Στην ΕΙΚΟΝΑ 1 φαίνεται η ρύπανση που οφείλεται στο CO₂ χωρισμένη σε τομείς.



ΕΙΚΟΝΑ 1: Παραγωγή CO₂ ανά κατηγορία (2)

Η παραγωγή ηλεκτρισμού και θερμότητας παράγει τα μεγαλύτερα ποσοστά CO₂ που ακολουθείται από τον τομέα των μετακινήσεων. Τα οχήματα παράγουν αέριους ρύπους (CO₂, CH₄, NO_x, κτλ) και προκαλούν μεγάλη περιβαλλοντική ρύπανση καθ' όλη τη διάρκεια της «ζωής» τους. Για την αξιολόγηση των αέριων ρύπων που παράγονται από την χρήση των οχημάτων απαιτείται η κατανόηση των σταδίων του κύκλου ζωής τους που περιλαμβάνει όλους τους ρύπους που παράγονται στο στάδιο της παραγωγής, της χρήσης και της ανακύκλωσής τους.

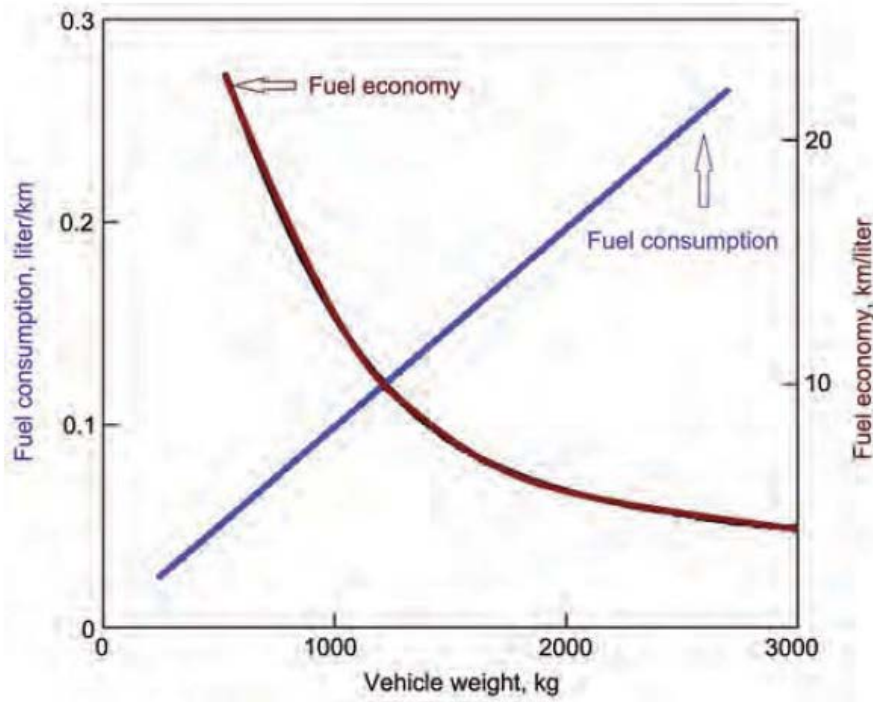
Οι περισσότεροι ρύποι προκύπτουν από την χρήση των οχημάτων (85%) ενώ από την παραγωγή τόσο των επιμέρους υλικών όσο και του ίδιου του οχήματος προκύπτουν σαφέστατα λιγότεροι (15%). Το αποτύπωμα άνθρακα (carbon footprint) εκφράζει τον αντίκτυπο των οχημάτων στην κλιματική αλλαγή σε τόνους CO₂ σε διάρκεια ενός έτους. Η παρακάτω ΕΙΚΟΝΑ 2 δείχνει το μέσο ετήσιο αποτύπωμα άνθρακα των αυτοκινήτων και των μικρών φορτηγών στο διάστημα 1975 με 2010. Η σημαντικότερη πτώση αέριων ρύπων που απεικονίζεται σημαίνει ότι τα οχήματα μειώνουν όλο και περισσότερο την κατανάλωσή τους σε καύσιμα. (3)

Vehicles	CO₂, short tons		Change, %
	1975	2010	1975–2010
Cars	11.8	5.7	–51.4
Light trucks	13.6	7.9	–42.2

ΕΙΚΟΝΑ 2: Μέσο αποτύπωμα άνθρακα για ελαφριά οχήματα από το 1975 έως το 2010 (2)

Η παρακάτω ΕΙΚΟΝΑ 3 δείχνει πως η κατανάλωση καυσίμου (μετρήσιμη σε λίτρα ανά χιλιόμετρο) και η χιλιομετρική απόσταση ανά λίτρο διαφοροποιούνται σε σχέση με το βάρος του οχήματος. Η κατανάλωση καυσίμου είναι γραμμικά

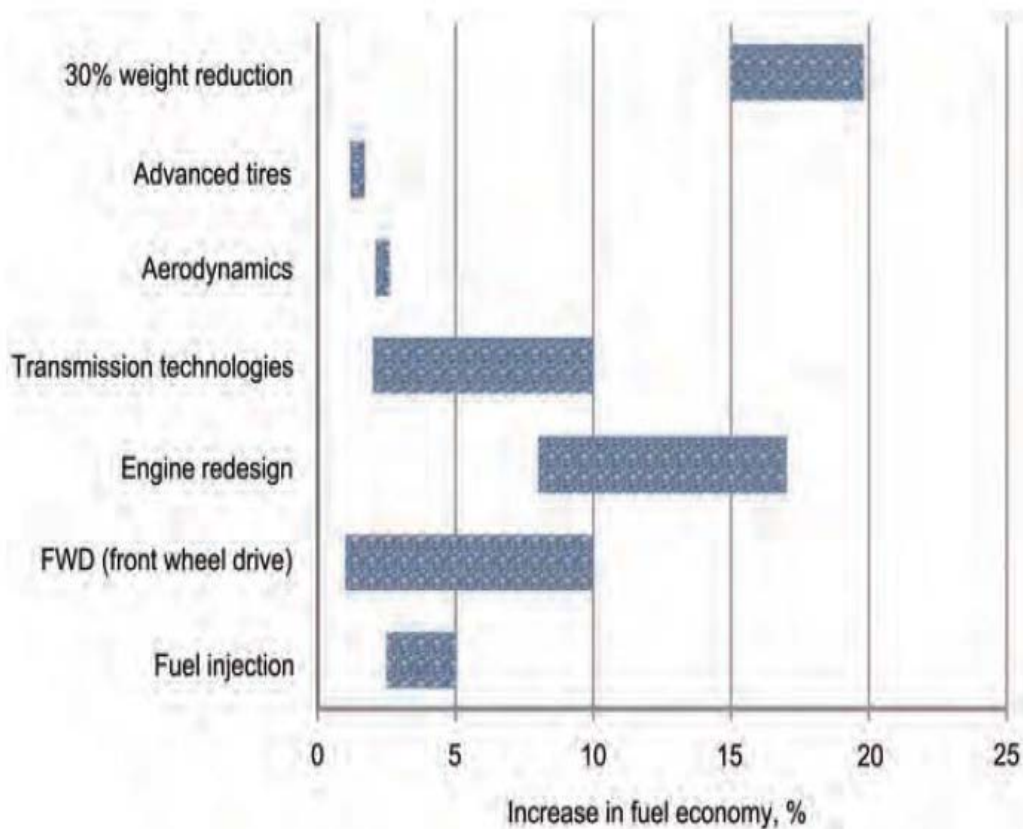
ανάλογη με το βάρος, ενώ τα χιλιόμετρα ανά λίτρο είναι αντιστρόφως ανάλογα του βάρους του οχήματος.



ΕΙΚΟΝΑ 3: Επίδραση βάρους οχήματος στην κατανάλωση καυσίμου (2)

Για να επιτευχθεί μικρότερη κατανάλωση σε καύσιμο οι βιομηχανίες αυτοκινήτων αναπτύσσουν καινούργιες στρατηγικές και προηγμένες τεχνολογίες για να βελτιώσουν τους κινητήρες, τα συστήματα αναμετάδοσης, το κιβώτιο ταχυτήτων, την αεροδυναμική και το βάρος του οχήματος. Η ΕΙΚΟΝΑ 4 δείχνει ότι η μείωση του βάρους του οχήματος έχει την μεγαλύτερη επίδραση στην μείωση της κατανάλωσης σε καύσιμο και συνεπώς στην μείωση της κατανάλωσης ενέργειας. Η μείωση του βάρους των αυτοκινήτων μειώνει τις δυνάμεις αδράνειας που τα συστήματα πέδησης πρέπει να υπερσχύσουν για να επιβραδύνουν και να σταματήσουν το όχημα. Επιπλέον μειώνεται και η

ενέργεια που πρέπει να καταναλωθεί από τον κινητήρα ώστε το όχημα να επιταχύνει. (3)



ΕΙΚΟΝΑ 4: Βελτίωση οικονομίας καυσίμου μέσω διαφόρων τεχνολογιών (3)

Έχουν γίνει προτάσεις από πολλούς ανθρώπους στον χώρο της αυτοκινητοβιομηχανίας πως μία μείωση της τάξης του 30% του βάρους του οχήματος θα επιφέρει απτούς στόχους για την βελτίωση στην κατανάλωση καυσίμου και συνεπώς στην μείωση της παραγωγής αέριων ρύπων. Η σχέση μεταξύ της μείωσης του βάρους και της αύξησης της οικονομίας σε καύσιμο είναι περίπλοκη και εξαρτάται από πολλούς παράγοντες όπως το μέγεθος, τον τύπο, τον κινητήρα και τα συστήματα μετάδοσης κίνησης, την ταχύτητα κτλ. Σαν γενικός κανόνας για κάθε μείωση βάρους της τάξης του 10% των

καινούργιων οχημάτων αντιστοιχεί μια μείωση στην κατανάλωση της τάξης του 6-8%.

Οι τρεις στρατηγικές που μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την μείωση του βάρους του οχήματος είναι:

- Η μείωση του όγκου του οχήματος
- Σχεδιαστικές αλλαγές του οχήματος
- Αντικατάσταση υλικών με χαμηλού βάρους - υψηλής αντοχής νέων υλικών

Η μείωση του όγκου του οχήματος για την μείωση του βάρους αποδεικνύεται δύσκολη επειδή οι καταναλωτές προτιμούν την άνεση και την πρακτικότητα των μεγαλύτερων οχημάτων. Οι σχεδιαστικές αλλαγές επιφέρουν μικρές διαφορές στην μείωση του βάρους. Για την δραστική μείωση του βάρους, λοιπόν, η αντικατάσταση με υψηλής αντοχής υλικά φαίνεται να είναι η μόνη βιώσιμη επιλογή. Αυτό μπορεί να επιτευχθεί με αντικατάσταση των βαριών χαλύβδινων εξαρτημάτων των πάνελ του αμαξώματος, του σκελετού (σασί), των ροδών, των προφυλακτών και των αναρτήσεων με ελαφρότερα υλικά φτιαγμένα από σιδηρούχα και μη κράματα, πολυμερή και σύνθετα υλικά. (4)

Το συνολικό βάρος του αυτοκινήτου διανέμεται μεταξύ του αμαξώματος (40%), του σκελετού (25%), του συστήματος κινητήρα και μετάδοσης της κίνησης (15%) και του εξοπλισμού (20%). Το αμάξωμα και ο σκελετός είναι τα δύο μέρη που αποτελούν το μεγαλύτερο ποσοστό του συνολικού βάρους οπότε είναι και τα μέρη που επικεντρώνεται ο σχεδιαστικός τομέας να βελτιώσει.

Τα χαμηλού βάρους υλικά αποτελούνται από τους χάλυβες υψηλής αντοχής (high-strength steels/HSS), τα κράματα αλουμινίου, μαγνησίου, τιτανίου και διάφορα σύνθετα υλικά. Χρησιμοποιώντας ελαφριά υλικά οι κατασκευαστές μπορούν να μειώσουν το βάρος του αυτοκινήτου χωρίς να θυσιάσουν την ασφάλεια, την ανθεκτικότητα ή την άνεση. Τέλος όσο παραπάνω βάρος μπορεί να αφαιρεθεί τόσο παραπάνω οικονομία στα καύσιμα μπορεί να επιτευχθεί.

Τα κράματα σιδήρου εμπεριέχουν όλα τα προϊόντα του χάλυβα και του χυτοσιδήρου, ενώ τα μη σιδηρούχα χαμηλού βάρους κράματα αποτελούνται από κράματα αλουμινίου και μαγνησίου. Τα μη σιδηρούχα και μη μεταλλικά υλικά έχουν καλύτερο λόγο αντοχής/βάρους από τους χάλυβες υψηλής αντοχής HSS και θα μπορούσαν πιθανά να χρησιμοποιηθούν για κάποια εξαρτήματα του αυτοκινήτου. Παρ' όλα αυτά είναι πολύ ακριβά και μη συμβατά με τις ήδη υπάρχουσες μονάδες παραγωγής συνδυαστικά με το γεγονός ότι είναι πολύ ακριβά στην παραγωγή και στην μορφοποίησή τους. Αυτοί οι λόγοι, λοιπόν, αποτρέπουν αυτά τα υλικά από το να χρησιμοποιηθούν σε αμάξια χαμηλού κόστους και μεγάλης κλίμακας παραγωγής.

Η ΕΙΚΟΝΑ 5 δείχνει, χαρακτηριστικά, πως οι συμβατικοί χάλυβες υψηλής αντοχής διατηρούν το πλεονέκτημά τους από άποψη κόστους σε σχέση με όλα τα άλλα χαμηλού βάρους υλικά. Αυτό συμβαίνει επειδή οι χάλυβες υψηλής αντοχής (HSS) και η πρώτη γενιά των χαλύβων υπερυψηλής αντοχής (AHSS) είναι χαμηλής κραμάτωσης και συνεπώς το ακριβό κόστος κραμάτωσης παραμένει σε πολύ χαμηλά επίπεδα. (4)

Lightweight material	Material replaced	Mass reduction, %	Relative cost (per part), material and manufacturing
High-strength steel	Mild steel	10–25	1
Aluminum	Steel, cast iron	40–60	1.3–2
Magnesium	Steel or cast iron	60–75	1.5–2.5
Magnesium	Aluminum	25–35	1–1.5
Glass fiber reinforced polymer composites	Steel	25–35	1–1.5
Carbon fiber reinforced polymer composites	Steel	50–60	2–10+
Aluminum-matrix composites	Steel or cast iron	50–65	1.5–3+
Titanium	Alloy steel	40–55	1.5–10+
Stainless steel	Carbon steel	20–45	1.2–1.7

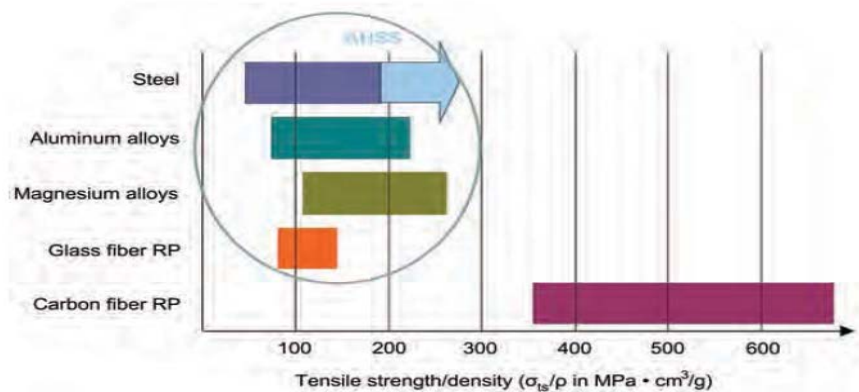
ΕΙΚΟΝΑ 5: Ελαφριά υλικά αυτοκινητοβιομηχανίας (4)

Για όσο τα σύνθετα υλικά παραμένουν ακριβά λόγω του υψηλού κόστους πρώτης ύλης και της ακριβής διαδικασίας παραγωγής τους, οι χάλυβες υψηλής αντοχής και τα κράματα αλουμινίου πρόκειται να παραμείνουν οι πιο καλοί

αντικαταστάτες του μαλακού χάλυβα (mild steel) στα συμβατικά αυτοκίνητα. Παρ' όλα αυτά αν και η χρήση του αλουμινίου έχει αρχίσει και αυξάνεται, η διαφορά κόστους μεταξύ αυτού και του χάλυβα παραμένει σημαντική. Εκεί οφείλεται η σχετικά περιορισμένη χρήση του αλουμινίου και των κραμάτων του.

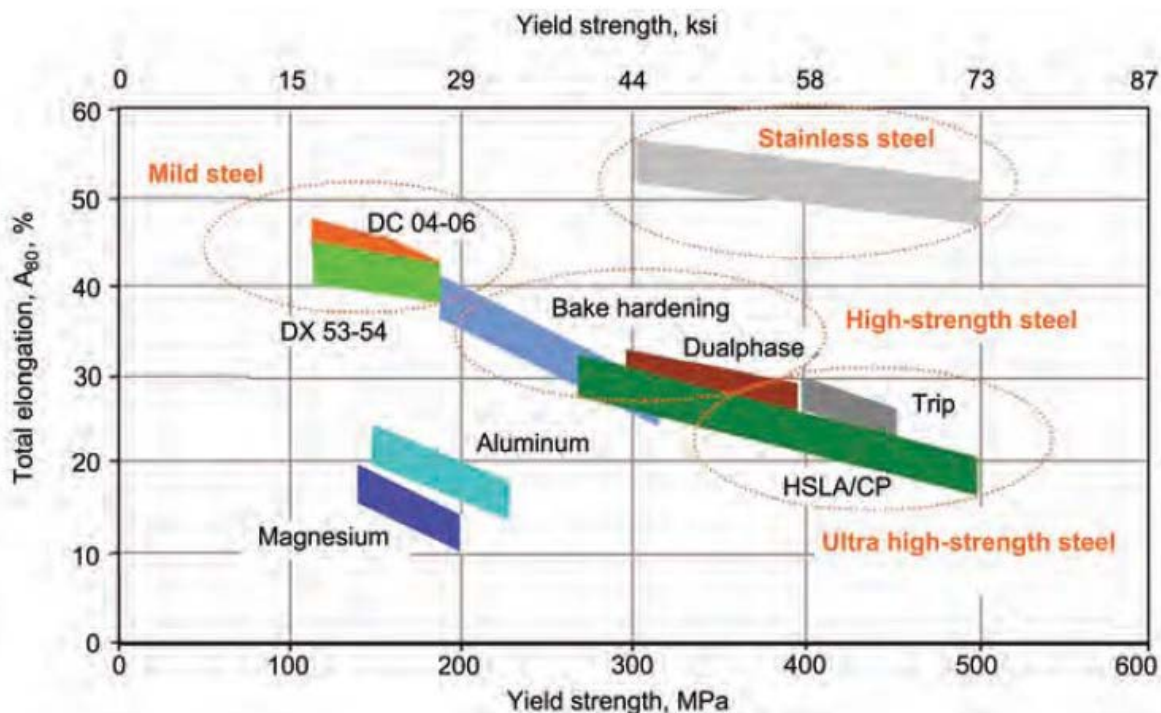
Μια ανάλυση κόστους - κέρδους φανερώνει πως τα χαλύβδινα εξαρτήματα έχουν μεγαλύτερη αντοχή και είναι φθηνότερα σε σχέση με τα αντίστοιχων διαστάσεων εξαρτήματα από άλλα χαμηλού βάρους υλικά. Όταν γίνεται αναφορά στο κόστος η επιλογή των κατάλληλων υλικών είναι μέγιστης σημασίας και τα υλικά που ανταγωνίζονται τον χάλυβα όπως το αλουμίνιο, το μαγνήσιο και τα σύνθετα υλικά θα έχουν πάντα το μειονέκτημα του υψηλότερου κόστους.

Στην εποχή της μείωσης του βάρους των οχημάτων, οι συμβατικοί χάλυβες λόγω της μεγάλης τους πυκνότητας μπορούν να θεωρηθούν ακατάλληλοι. Με την ανάπτυξη, όμως, των χαλύβων υπερυψηλής αντοχής AHSS η ειδική αντοχή τους είναι συγκρίσιμη με αυτές των κραμάτων αλουμινίου και μαγνησίου όπως φαίνεται στην ΕΙΚΟΝΑ 6. Μόνο τα ενισχυμένα πολυμερή με ανθρακονήματα έχουν καλύτερες τιμές ειδικής αντοχής, αλλά το υψηλό τους κόστος και η πολύπλοκη διαδικασία παραγωγής τους τα αποκλείουν από την μεγάλη κλίμακα γραμμή παραγωγής συμβατικών οχημάτων. (2)



ΕΙΚΟΝΑ 6: Ειδική αντοχή για διάφορα υλικά χαμηλού βάρους (2)

Παρόλο που οι πυκνότητες του αλουμινίου και του μαγνησίου ($2,7\text{g/cm}^3$ και $1,8\text{g/cm}^3$ αντίστοιχα) είναι χαμηλότερες από αυτήν του χάλυβα ($7,8\text{g/cm}^3$), ο συνδυασμός του ορίου διαρροής και της ολκιμότητάς τους είναι πολύ χαμηλότερος από των αντίστοιχων διαφόρων προϊόντων χάλυβα. Στην ΕΙΚΟΝΑ 7 παρουσιάζεται η σχέση ορίου διαρροής και ολκιμότητας μεταξύ κραμάτων αλουμινίου, μαγνησίου και διάφορων κατηγοριών χάλυβα. Επιπλέον αυτές οι δύο ιδιότητες είναι πάρα πολύ σημαντικές τόσο για την παραγωγή όσο και για τις επιδόσεις τόσο της κύριας δομής του αυτοκινήτου όσο και για τα επιμέρους εξαρτήματά του. Ακόμα είναι πολύ σημαντικό να σημειωθεί πως επειδή το αλουμίνιο και το μαγνήσιο έχουν πολύ χαμηλή ολκιμότητα χρειάζονται ειδικές διαδικασίες μορφοποίησης όπως θερμή έλαση και τα ασυνήθιστα σχήματα καλουπιών. (4)



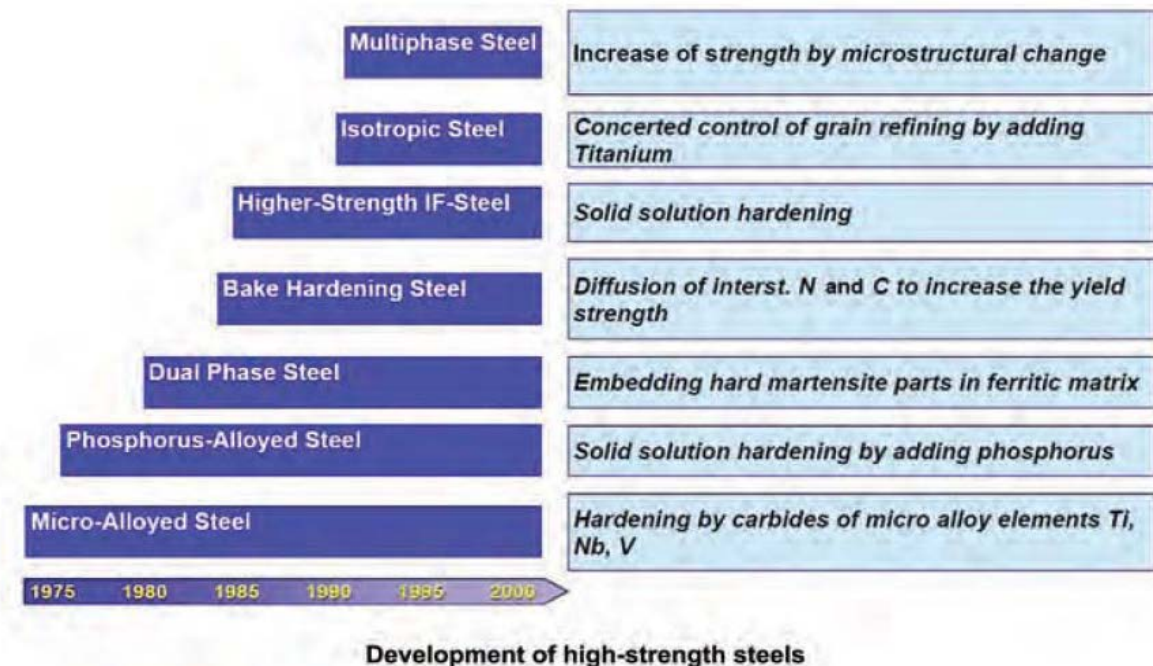
ΕΙΚΟΝΑ 7: Όριο διαρροής και ολκιμότητα για διάφορα μεταλλικά κράματα (4)

1.2. Πως αναπτύχθηκαν οι χάλυβες DP

Ο χάλυβας είναι το πιο γνωστό και πολυχρησιμοποιημένο μεταλλικό υλικό. Έχει κινητοποιήσει την βιομηχανική επανάσταση και είναι ο πυρήνας στις δομές μεταφορών, σε εφαρμογές στέγασης, παραγωγής κ.α. Σχεδόν οτιδήποτε είναι φτιαγμένο από τον άνθρωπο είναι κατασκευασμένο από χάλυβα ή τα εργαλεία που χρησιμοποιήθηκαν κατά την παραγωγή του είναι χαλύβδινα.

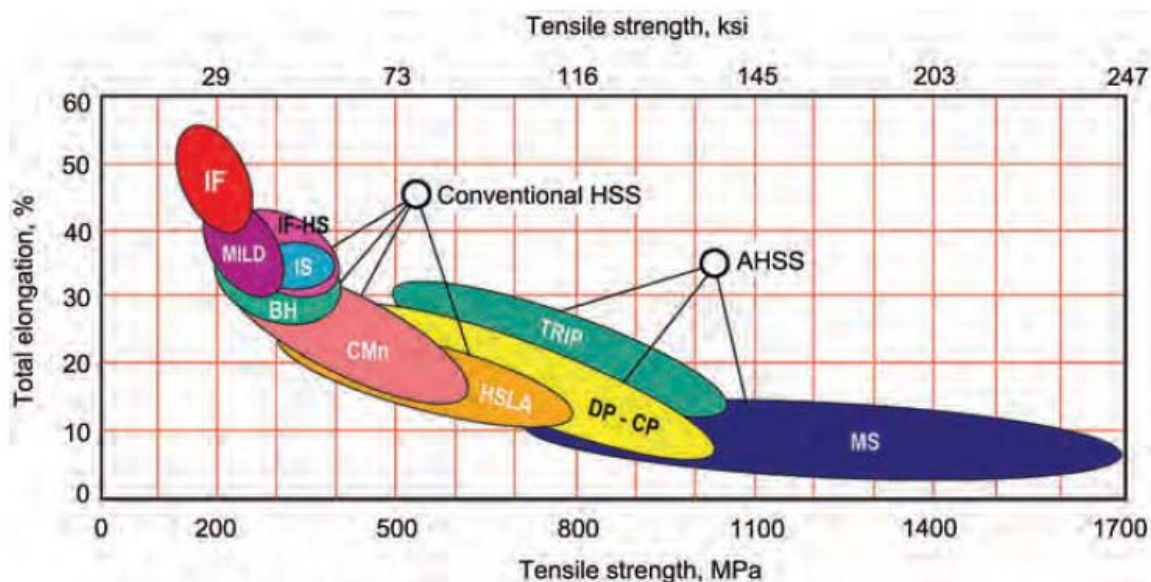
Ο χάλυβας έχει εξελιχθεί ανά τα χρόνια, από τον κοινό χάλυβα (mild steel) στις αρχές του 1900 στους υψηλής αντοχής-χαμηλής κραμάτωσης (HSLA) στα τέλη του 1970 και έπειτα στην πρώτη γενιά χαλύβων υπερυψηλής αντοχής (AHSS) κατά το 1990 με συνεχή εξέλιξη έως και σήμερα.

Στην ΕΙΚΟΝΑ 8 φαίνεται μία ευρεία κλίμακα των διαφόρων κατηγοριών του χάλυβα που έχουν χρησιμοποιηθεί ανά τα χρόνια στην αυτοκινητοβιομηχανία.



ΕΙΚΟΝΑ 8: Εξέλιξη των χαλύβων υψηλής αντοχής ανά τα χρόνια (2)

Συνεχίζοντας στην ΕΙΚΟΝΑ 9 παρουσιάζεται το γράφημα αντοχής παραμόρφωσης στο οποίο φαίνεται η επικάλυψη μεταξύ των διάφορων κατηγοριών του χάλυβα δίνοντας στον μηχανικό την δυνατότητα επιλογής διαφορετικών κραμάτων για μία συγκεκριμένη περίπτωση.



ΕΙΚΟΝΑ 9: Τοποθέτηση των συμβατικών χαλύβων (HSS) και των χαλύβων της πρώτης γενιάς (AHSS) σε διάγραμμα αντοχής επιμήκυνσης (2)

Η κυριότερη διαφορά μεταξύ των χαλύβων υψηλής αντοχής HSS και των χαλύβων υπερυψηλής AHSS είναι η μικροδομή τους. Οι HSS έχουν μία φάση την φερριτική ενώ οι AHSS είναι πολυφασικοί χάλυβες που περιέχουν φερρίτη, μαρτενσίτη, μπαινίτη και πιθανά μετασταθή ωστενίτη. Η πρώτη γενιά των AHSS οφείλει την αντοχή της, σε μεγάλο βαθμό, στην μικροδομή της και όχι στην κραμάτωση. Για αυτόν τον λόγο μπορούν να παραχθούν με σχεδόν το ίδιο κόστος με αυτό των HSS. (2)

Το κυριότερο χαρακτηριστικό των χαλύβων υπερυψηλής αντοχής είναι η πολύ μεγάλη αντοχή τους. Αυτό σημαίνει πως λεπτότερα ελάσματα μπορούν να χρησιμοποιηθούν για να αντικαταστήσουν παχύτερα ελάσματα κοινών

χαλύβων. Επιπρόσθετα η συνεχής εξέλιξη στις μεθόδους βελτιστοποίησης και παραγωγής έχει επιτρέψει ακόμα μεγαλύτερη μείωση του βάρους στους AHSS.

Οι καινούργιες γενιές των AHSS παρουσιάζουν πολύ υψηλές τιμές αντοχής σε συνδυασμό με την ικανότητα για πολύ καλή μορφοποίηση, η οποία είναι απαιτούμενη κατά το στάδιο της παραγωγής. Καινούργιες τεχνολογίες όπως η συνεχής χύτευση και οι θερμομηχανικές επεξεργασίες έχουν συντελέσει στην δημιουργία πολλών καινούργιων κατηγοριών χάλυβα. Οι AHSS, όπως αναφέρθηκε, είναι πολυφασικοί χάλυβες που αποτελούνται από νησίδες σκληρού μαρτενσίτη, μπαινίτη ή μετασταθούς ωστενίτη διασπαρμένα σε μία μαλακότερη φερριτική μήτρα, σε ποσότητες και συνδυασμούς ικανούς για την παραγωγή πληθώρας μηχανικών ιδιοτήτων.

Η οικογένεια των AHSS αποτελείται από τις εξής κατηγορίες:

- Διφασικοί χάλυβες (Dual Phase – DP)
- Πολύπλοκοι πολυφασικοί χάλυβες (Complex Phase – CP)
- Χάλυβες μετασχηματισμού μέσω παραμόρφωσης (Transformation Induced plasticity – TRIP)
- (Twinning Induced plasticity – TWIP)
- Μαρτενσιτικοί χάλυβες (Martensitic steels – MS)

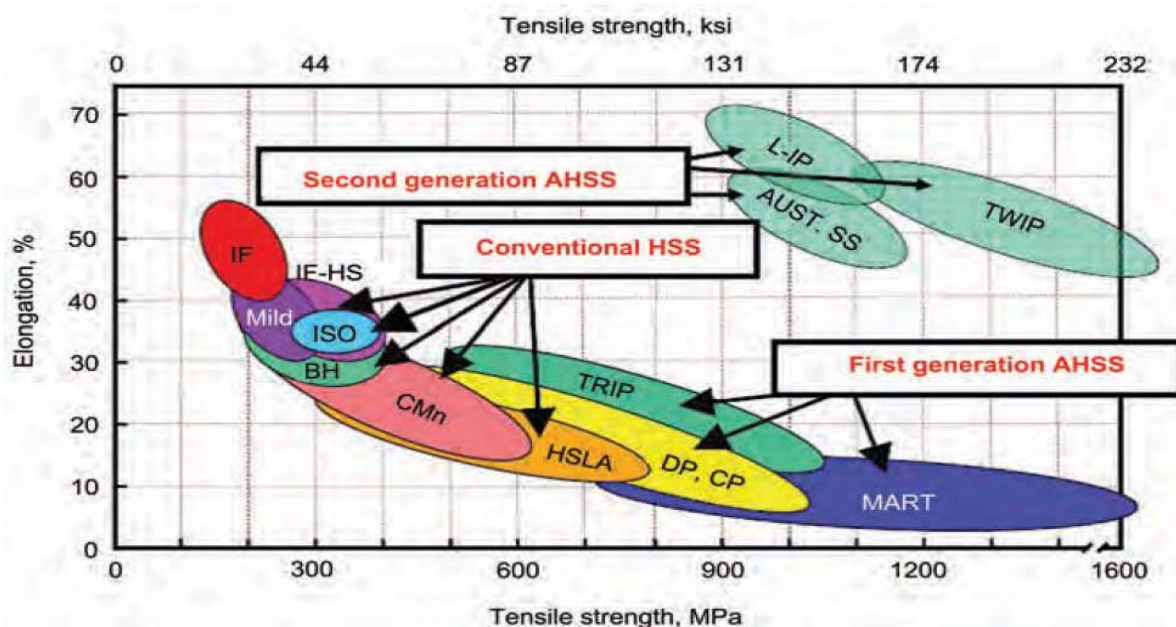
Οι παραπάνω χάλυβες παρουσιάζουν ανώτερες αντοχές σε σχέση με τους χάλυβες υψηλής αντοχής – χαμηλής κραμάτωσης (HSLA) αλλά με τις ίδιες τιμές ολκιμότητας. Οι μηχανισμοί σκλήρυνσης στους AHSS περιλαμβάνουν:

- Στερεού διαλύματος Αντικατάστασης ή Παρεμβολής (Solid solution hardening)
- Σκλήρυνση με κατακρήμνιση (precipitation hardening)
- Μείωση μεγέθους των κόκκων (Grain refinement strengthening)
- Μετασχηματισμός φάσεων (Phase transformation)
- Σκλήρυνση μέσω ενδοτράχυνσης (strain hardening)

Οι AHSS είναι από τα περισσότερο αναπτυσσόμενα υλικά στην σημερινή αυτοκινητοβιομηχανία και σχεδιάζονται με τέτοιο τρόπο ώστε ο χάλυβας να μείνει το βέλτιστο υλικό αυτής της βιομηχανίας. Αυτοί οι προηγμένοι χάλυβες είναι ιδιαίτερα κατάλληλοι για την εφαρμογή τους σε συνθήκες κρούσεων όπου χρειάζεται μεγάλη αντοχή και απορρόφηση ενέργειας. (1)

Οι AHSS κατηγοριοποιούνται σε δύο ομάδες με βάση τις τιμές της εφελκυστικής αντοχής και της ποσοστιαίας επιμήκυνσης και παρουσιάζονται στην ΕΙΚΟΝΑ 10. Η πρώτη ομάδα είναι γνωστή σαν της πρώτης γενιάς AHSS και αποτελείται από τους DP, CP, TRIP και MS χάλυβες. Η δεύτερη ομάδα είναι οι AHSS δεύτερης γενιάς και αποτελείται από τους TWIP, L-IP (Lightweight Induced Plasticity) και τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες (AUST SS).

Η πρώτη γενιά των AHSS έχει φερριτική μικροδομή ενώ η δεύτερη γενιά AHSS έχει ωστενιτική μικροδομή. Η ωστενιτική μικροδομή παρέχει μεγαλύτερη δυνατότητα μορφοποίησης αλλά οι μεγάλες ποσότητες έως και 20% κ.β. σε κραματικά στοιχεία σταθεροποίησης του ωστενίτη όπως το νικέλιο και το μαγγάνιο αυξάνουν σημαντικά το κόστος της δεύτερης γενιάς AHSS.



ΕΙΚΟΝΑ 10: Διάγραμμα αντοχής-επιμήκυνσης για όλες τις κατηγορίες χάλυβων (2)

Το μεγαλύτερο πλεονέκτημα των AHSS έναντι των άλλων μικρού βάρους υλικών είναι η ευρεία κλίμακα της αντοχής τους που κυμαίνεται περίπου από τα 500 έως τα 1700 MPa. Στις περισσότερες περιπτώσεις η μεγάλη αντοχή επιτρέπει την αντικατάσταση εξαρτημάτων με λεπτότερα χωρίς καμία απώλεια στις μηχανικές ιδιότητες. Η υψηλή αντοχή αυτών των υλικών εκδηλώνεται σαν μείωση βάρους, μείωση κατανάλωσης καυσίμου, αυξημένη προστασία κατά τις κρούσεις, χαμηλότερο κόστος και μειωμένη επίδραση στο περιβάλλον. (4)

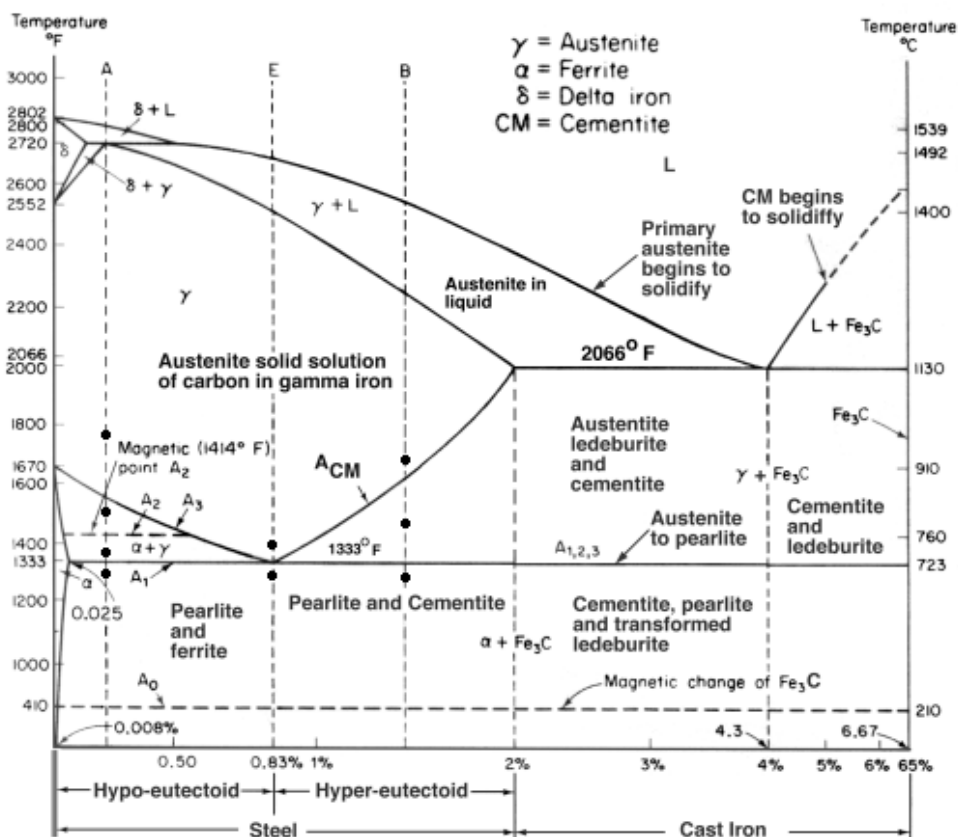
2.0. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

2.1. Διάγραμμα ισορροπίας Σιδήρου – Σεμεντίτη

Ο χάλυβας είναι ένα πολύ ευπροσάρμοστο κράμα που στην βάση του αποτελείται από σίδηρο και άνθρακα με μικρές μεταβαλλόμενες ποσότητες άλλων κραματικών στοιχείων όπως το μαγγάνιο, το χρώμιο, το νικέλιο, το μολυβδαίνιο κ.α. Κάποια από τα στοιχεία έχουν παραμείνει από την φάση της χύτευσης ενώ άλλα κραματικά στοιχεία προστίθενται σκόπιμα για την βελτίωση ιδιοτήτων όπως η αντοχή (strength), η ολκιμότητα (ductility), η σκληρότητα (hardness), η δυσθραυστότητα (toughness), η αντοχή στην τριβή (wear resistance), η μηχανουργική κατεργασιμότητα (machinability) και η συγκολλησιμότητα (weldability). Στους χάλυβες με περιεκτικότητα σε άνθρακα < 2% κ.β., ο άνθρακας αλληλεπιδρά με τον σίδηρο και παράγονται δύο βασικά προϊόντα: (α) μία στερεού διαλύματος χωροκεντρωμένης κυβικής δομής φάση που είναι μαλακή και όλκιμη και ονομάζεται φερρίτης (β) και μία χημική ένωση που είναι σκληρή και έχει μεγάλη αντοχή που ονομάζεται σεμεντίτης ή καρβίδιο του σιδήρου (Fe_3C). Ο σεμεντίτης σχηματίζεται σε μεγάλες περιεκτικότητες άνθρακα. Επίσης ένα διφασικό προϊόν που ονομάζεται περλίτης δημιουργείται σε μικρότερες περιεκτικότητες άνθρακα και αποτελείται από εναλλασσόμενα στρώματα μαλακού φερρίτη και σκληρού σεμεντίτη. Ο μαρτενσίτης είναι μία

πολύ σκληρή φάση που δημιουργείται κατά την βαφή του χάλυβα λόγω της πολύ γρήγορης ψύξης του ωστενίτη, ο οποίος είναι η φάση που συναντάται στις πολύ υψηλές θερμοκρασίες στα κράματα στερεού διαλύματος σιδήρου άνθρακα. Ο μπαϊνίτης είναι μία φάση με μεγάλη αντοχή που έχει την ίδια χημική σύσταση με τον περλίτη και δημιουργείται κατά την γρήγορη απόψυξη του ωστενίτη, με απόψυξη μεγαλύτερη από αυτή για την παραγωγή του περλίτη αλλά συνάμα μικρότερη από αυτήν που απαιτείται για την δημιουργία μαρτενσίτη. (5)

Ο βασικότερος τρόπος για την κατανόηση της συμπεριφοράς του χάλυβα είναι το διάγραμμα ισορροπίας σιδήρου-άνθρακα (Fe-C) ΕΙΚΟΝΑ 11. Σε αυτό το διάγραμμα είναι ύψιστης σημασίας η κατανόηση της σχέσης μεταξύ των θερμικών κατεργασιών, της μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων των χαλύβδινων κραμάτων.



ΕΙΚΟΝΑ 11: Διάγραμμα ισορροπίας Σιδήρου-Σεμεντίτη

Το διάγραμμα απεικονίζει τον τρόπο όπου η θερμοκρασία και η περιεκτικότητα σε άνθρακα συνδέονται ώστε να δημιουργήσουν μια πληθώρα μεταλλουργικών προϊόντων. Τα άτομα άνθρακα διαλύονται μέσα στον σίδηρο και δημιουργείται ο φερρίτης. Όταν ξεπεράσει η περιεκτικότητα σε άνθρακα το μέγιστο σημείο διαλυτότητας στον σίδηρο δημιουργείται ο σεμεντίτης. Ένα σημείο ιδιαίτερης σημασίας είναι το ευτηκτοειδές σημείο με περιεκτικότητα σε άνθρακα 0,8% κ.β. Σε αυτήν την σύσταση ο υψηλής θερμοκρασίας ωστενίτης θα υποβληθεί στην ευτηκτοειδή αντίδραση κατά την απόψυξη του στους 723°C (ωστενίτης → φερρίτης + σεμεντίτης). Ο ευτηκτοειδής χάλυβας αποτελείται από 100% περλίτη του οποίου η μικροδομή είναι εναλλασσόμενα στρώματα φερρίτη και σεμεντίτη. (6)

Σε θερμοκρασία δωματίου οι σταθερές θερμοδυναμικά φάσεις του χάλυβα είναι ο φερρίτης και ο σεμεντίτης. Ο φερρίτης είναι το πιο σύνηθες συστατικό των χαλύβων και κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (BCC). Ο σεμεντίτης είναι μία πολύ σκληρή και ψαθυρή χημική ένωση η οποία βελτιώνει την αντοχή του χάλυβα. Όλοι οι χάλυβες με μέχρι 2% κ.β. C κατά την απόψυξη τους περνάνε από την φάση του ωστενίτη (γ). Ο ωστενίτης είναι μία φάση που συναντάται στις υψηλές θερμοκρασίες και κρυσταλλώνεται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (FCC). Το εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα είναι πιο πυκνό από το χωροκεντρωμένο. Η διαδικασία θέρμανσης του χάλυβα στην ωστενιτική περιοχή ονομάζεται ωστενιτοποίηση. Ο ωστενίτης επίσης είναι μη μαγνητικός και μπορεί να διατηρηθεί και σε θερμοκρασία δωματίου με την προσθήκη των κατάλληλων κραματικών στοιχείων όπως το νικέλιο και το μαγγάνιο αλλά αναλυτικότερη αναφορά θα γίνει στην συνέχεια.

Ο φερρίτης είναι ουσιαστικά σίδηρος με πολύ μικρή ποσότητα άνθρακα. Η μέγιστη διαλυτότητα του άνθρακα στον φερρίτη είναι 0,022% κ.β. στους 723°C. Το διάγραμμα σιδήρου-άνθρακα περιγράφει το τι συμβαίνει όταν ένας χάλυβας θερμαίνεται ή ψύχεται. Για παράδειγμα ο ευτηκτοειδής χάλυβας μετασχηματίζεται πλήρως σε ωστενίτη κατά την θέρμανσή του πάνω από τους

723°C και μετασχηματίζεται πλήρως σε περλίτη κατά την απόψυξη του κάτω από αυτήν τη θερμοκρασία. Η περιεκτικότητα σε άνθρακα όταν μεταβάλλεται αλλάζει την σύσταση και κατά συνέπεια την μικροδομή στους χάλυβες και για αυτόν τον λόγο είναι ένας κύριος παράγοντας για την δημιουργία διαφορετικών προϊόντων με διαφορετικές ιδιότητες. Για παράδειγμα, η αντοχή αυξάνεται όσο η περιεκτικότητα σε άνθρακα αυξάνεται μέχρι και το ευτηκτοειδές σημείο αλλά μετά αρχίζει και μειώνεται καθώς αρχίζει να δημιουργείται περικρυσταλλικά στον κόκκο ο ψαθυρός σεμεντίτης.

Το μεγαλύτερο μέρος του άνθρακα παρουσιάζεται στην μικροδομή σαν καρβίδια. Η αύξηση του κλάσματος όγκου του σεμεντίτη στον χάλυβα, κρατώντας σταθερή την μικροδομή, θα δημιουργήσει πιο σκληρό και με μεγαλύτερη αντοχή χάλυβα. Αν και ο άνθρακας είναι το στοιχείο που μετασχηματίζει τον σίδηρο σε χάλυβα, μπορούν να προστεθούν πολλά ακόμα κραματικά στοιχεία για την επίτευξη πληθώρας θεμιτών ιδιοτήτων. Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στο διάγραμμα σιδήρου-άνθρακα είναι να μεταβάλλει τα όρια των περιοχών ισορροπίας των φάσεων και συνεπώς το σχήμα τους. (6)

2.2. Κραματικά στοιχεία

Τα χαρακτηριστικά των μετασχηματισμών σε διάφορα διφασικά διαγράμματα ισορροπίας του σιδήρου μπορούν να κατηγοριοποιηθούν σε ανοιχτούς και κλειστούς γ-βρόχους και σε διευρυμένους και συμπιεσμένους γ-βρόχους (ΕΙΚΟΝΑ 12). Αυτή η προσέγγιση μας δείχνει πως τα κραματικά στοιχεία μπορούν να επηρεάσουν με δύο τρόπους τα διαγράμματα ισορροπίας:

- Διαστέλλοντας τον ωστενιτικό βρόχο (γ-βρόχο) και βοηθώντας τον σχηματισμό του ωστενίτη σε μεγαλύτερο εύρος χημικών συγκεντρώσεων. Αυτά τα κραματικά στοιχεία ονομάζονται γ-φερογόνα.

- Συμπιέζοντας τον ωστενιτικό βρόχο (γ -βρόχο) και βοηθώντας στην δημιουργία φερριτή σε μεγαλύτερο εύρος χημικών συγκεντρώσεων. Αυτά τα κραματικά στοιχεία ονομάζονται α -φερογόνα.

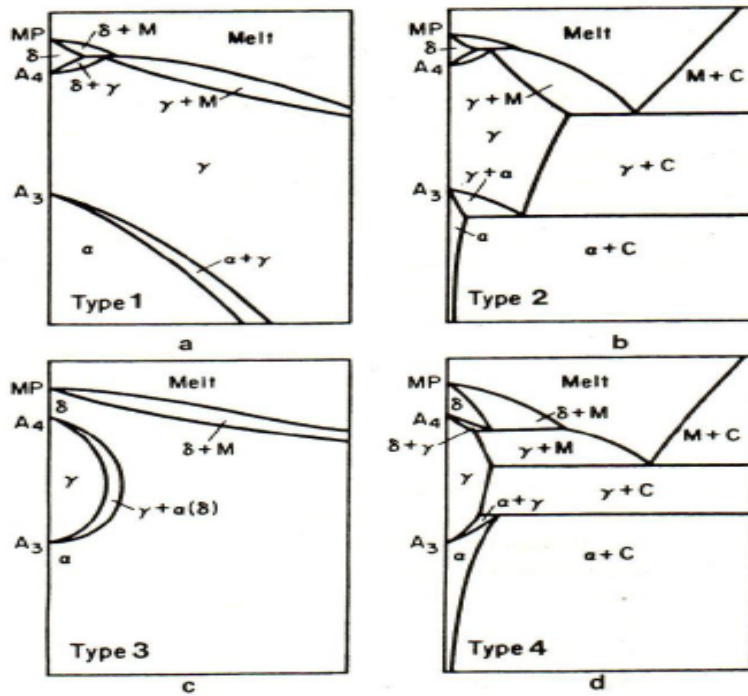
Η μορφή του διαγράμματος εξαρτάται σε κάποιο βαθμό από την ηλεκτρονιακή δομή των κραματικών στοιχείων που αντικατοπτρίζεται και από την θέση τους στον περιοδικό πίνακα. Έτσι, σύμφωνα με τα παραπάνω, έχουμε τέσσερις διακριτές ομάδες:

- **Ομάδα 1:** Ανοιχτός ωστενιτικός βρόχος. Τα σημαντικά κραματικά στοιχεία για τον σίδηρο είναι το νικέλιο (Ni) και το μαγγάνιο (Mn) όπως επίσης το κοβάλτιο (Co) και τα ευγενή μέταλλα όπως ο λευκόχρυσος (Pt) που κατατάσσονται σε αυτήν την ομάδα. Αυτά τα κραματικά στοιχεία διευρύνουν το θερμοκρασιακό εύρος του θερμοδυναμικά σταθερού ωστενίτη μειώνοντας τις θερμοκρασίες για τον μετασχηματισμό α - γ και αυξάνοντας τις θερμοκρασίες για τον μετασχηματισμό γ - δ . Το νικέλιο όπως και το μαγγάνιο όταν προστίθενται σε επαρκείς μεγάλες συγκεντρώσεις εξαλείφουν πλήρως τον BCC φερριτή και τον αντικαθιστούν ακόμα και σε θερμοκρασίες δωματίου με ωστενίτη FCC. Συνεπώς αυτά τα κραματικά στοιχεία «χαμηλώνουν» εξίσου την A_1 και την A_3 . Είναι επιπλέον πολύ ευκολότερο να δημιουργηθεί μετασταθής ωστενίτης σε θερμοκρασία δωματίου βάφοντας από την ωστενιτική περιοχή και συνεπώς αυτά τα κραματικά στοιχεία είναι πολύ χρήσιμα στους ωστενιτικούς χάλυβες.
- **Ομάδα 2:** Διευρυμένος ωστενιτικός βρόχος. Ο άνθρακας (C) και το άζωτο (N) είναι τα πιο σημαντικά κραματικά στοιχεία σε αυτήν την ομάδα. Ο ωστενιτικός βρόχος διευρύνεται αλλά ταυτόχρονα περιορίζεται με έναν τρόπο από την δημιουργία προϊόντων συγκεκριμένων χημικών συστάσεων. Ο χαλκός (Cu), ο ψευδάργυρος (Zn) και ο χρυσός (Au) έχουν παρόμοια επίδραση. Η διεύρυνση του ωστενιτικού βρόχου λόγω του άνθρακα και του αζώτου είναι η βάση για όλες τις θερμικές

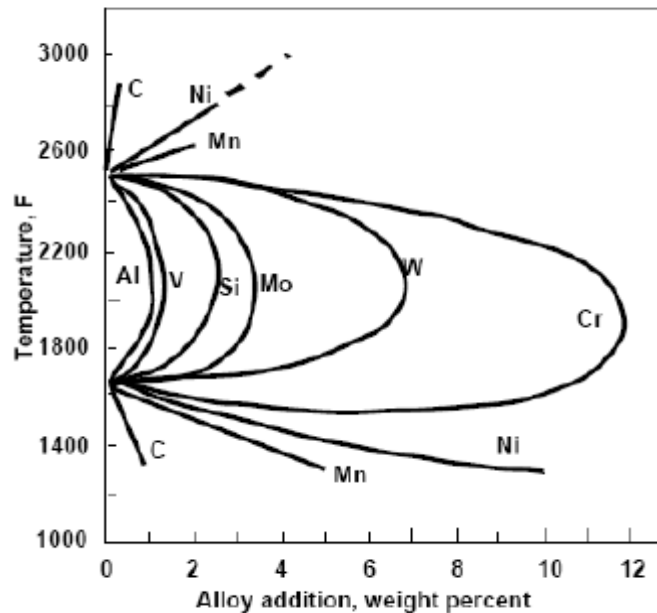
κατεργασίες των χαλύβων επιτρέποντας την δημιουργία στερεού διαλύματος (ωστενίτη) με μέχρι και 2.0% κ.β. σε άνθρακα ή 2.8 % κ.β. σε άζωτο.

- **Ομάδα 3:** Κλειστός ωστενιτικός βρόχος. Πολλά κραματικά στοιχεία περιορίζουν την δημιουργία ωστενίτη προκαλώντας την σμίκρυνση του ωστενιτικού βρόχου. Αυτό σημαίνει ότι τα αντίστοιχα κραματικά στοιχεία διευκολύνουν την δημιουργία BCC φερρίτη και ένα χαρακτηριστικό γνώρισμα είναι πως οι περιοχές του α και του δ φερρίτη ενώνονται. Αυτό σημαίνει πως με αυτά τα κραματικά στοιχεία ο χάλυβας δεν υποβάλλεται στις κλασικές θερμικές επεξεργασίες με απόψυξη περνώντας από την γ στη α φάση. Κραματικά στοιχεία όπως τα πυρίτιο (Si), το αλουμίνιο (Al), το βηρύλλιο (Be), ο φώσφορος (P) υπάγονται σε αυτήν την κατηγορία όπως επίσης ισχυρά καρβιδιογόνα στοιχεία όπως το τιτάνιο (Ti), το βανάδιο (V), το μολυβδαίνιο (Mo) και το χρώμιο (Cr).
- **Ομάδα 4:** Συμπιεσμένος ωστενιτικός βρόχος. Ο ωστενιτικός βρόχος είναι πολύ περιορισμένος σε συνδυασμό με την τάση για δημιουργία προϊόντων συγκεκριμένων χημικών συστάσεων. Το βόριο είναι το πιο σημαντικό κραματικό στοιχείο αυτής της ομάδας μαζί με καρβιδιογόνα στοιχεία όπως το ταντάλιο (Ta), το ζirkόνιο (Zr) και το νιόβιο (Nb).

Στην ΕΙΚΟΝΑ 13 φαίνονται οι επιπτώσεις των διάφορων κραματικών στοιχείων στον ωστενιτικό βρόχο (7).



ΕΙΚΟΝΑ 12: Κατηγοριοποίηση των διαγραμμάτων φάσεων κραμάτων σιδήρου : (α)Ανοιχτός (β)Διευρυμένος (γ)Κλειστός (δ)Συμπιεσμένος ωστενιτικός βρόχος (7)



ΕΙΚΟΝΑ 13: Ωστενιτικοί βρόχοι σε διάφορα διφασικά συστήματα του σιδήρου (7)

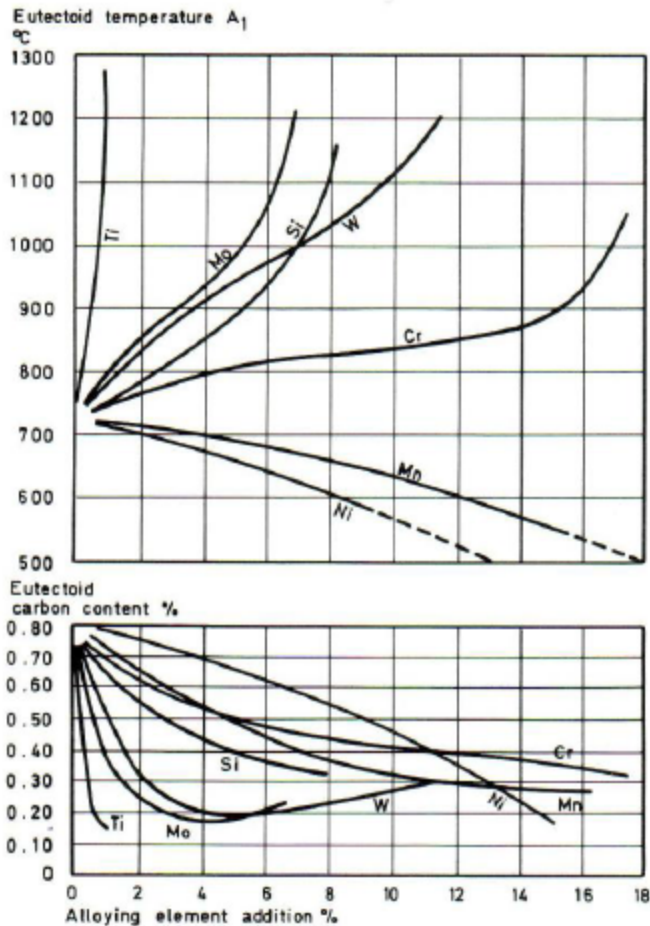
Τα κύρια συμπεράσματα από τα διαγράμματα ισορροπίας είναι ότι η κρυσταλλική δομή των κραμάτων σιδήρου σε θερμοκρασία δωματίου είναι η

βάση για την κατηγοριοποίηση των χαλύβων. Αν ο ωστενίτης είναι η μητρική φάση σε θερμοκρασία δωματίου λόγω της μεγάλης προσθήκης κραματικών στοιχείων όπως το νικέλιο και το μαγγάνιο, τότε το κράμα ονομάζεται ωστενιτικός χάλυβας.

Όταν, από την άλλη μεριά, η μικροδομή σε θερμοκρασία δωματίου αποτελείται από στερεό διάλυμα φερρίτη λόγω των α-φερογόνων τότε το κράμα καλείται φερριτικός χάλυβας. (7)

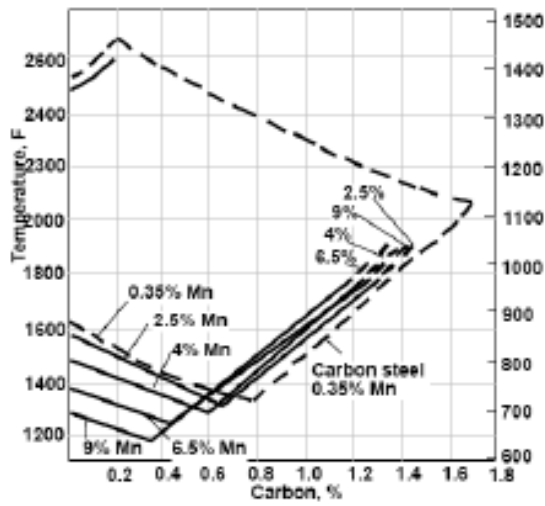
2.3. Επιρροή κραματικών στοιχείων στο ευτηκτοειδές σημείο

Τα α-φερογόνα και τα γ-φερογόνα διευρύνουν τους βρόχους που τους αντιστοιχούν. Το αποτέλεσμα των κραματικών στοιχείων στο διάγραμμα σιδήρου-σεμεντίτη είναι η αύξηση ή η μείωση της ευτηκτοειδούς θερμοκρασίας. Τα γ-φερογόνα μειώνουν την θερμοκρασία που παρατηρείται το ευτηκτοειδές σημείο με αποτέλεσμα να αυξάνουν το θερμοκρασιακό εύρος στο οποίο είναι σταθερός ο ωστενίτης. Όμοια, τα α-φερογόνα αυξάνουν την θερμοκρασία που παρατηρείται το ευτηκτοειδές σημείο και συνεπώς μικραίνουν τον ωστενιτικό βρόχο. Στην παρακάτω ΕΙΚΟΝΑ 14 φαίνεται η επιρροή της προσθήκης κραματικών στοιχείων στην θερμοκρασία και την περιεκτικότητα σε άνθρακα του ευτηκτοειδούς σημείου.

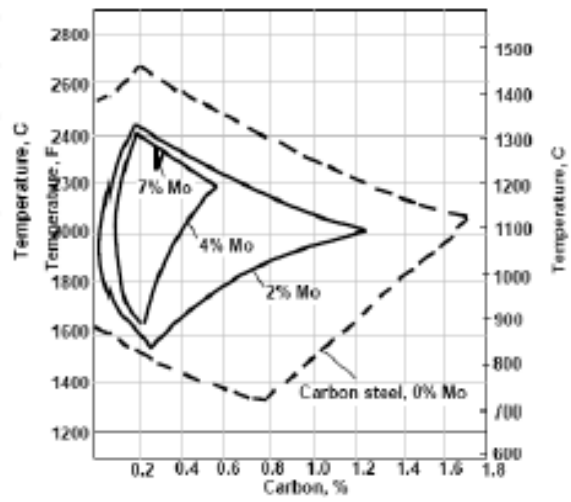


ΕΙΚΟΝΑ 14: Επιρροή προσθήκης κραματικών στοιχείων στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία και στην περιεκτικότητα άνθρακα (7)

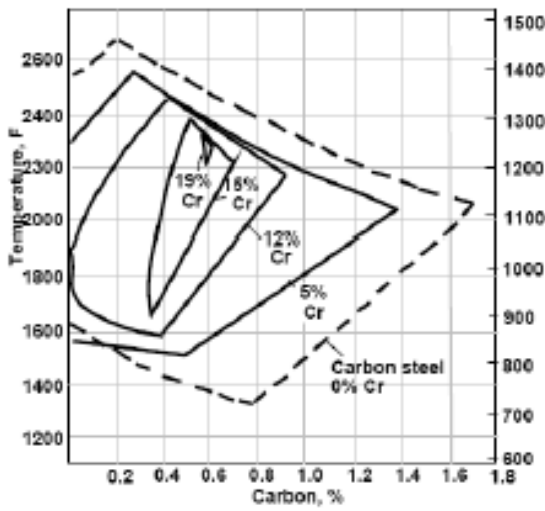
Ένας πολύ χρήσιμος τρόπος ποσοτικής αναπαράστασης του αποτελέσματος των κραματικών στοιχείων στον ωστενιτικό βρόχο είναι η προβολή του τριφασικού διαγράμματος σιδήρου + άνθρακα + κραματικού στοιχείου στο διφασικό διάγραμμα για αυξανόμενες συγκεντρώσεις του εκάστοτε κραματικού στοιχείου. Αυτό παρουσιάζεται στην ΕΙΚΟΝΑ 15 για το τιτάνιο, το χρώμιο, το μολυβδαίνιο και το μαγγάνιο. Για παράδειγμα είναι προφανές ότι για περιεκτικότητα σε τιτάνιο λίγο μεγαλύτερη από 1%κ.β. ο ωστενιτικός βρόχος θα εξαλειφθεί, ενώ χρειάζεται 20%κ.β σε χρώμιο για να επιτευχθεί το ίδιο αποτέλεσμα.



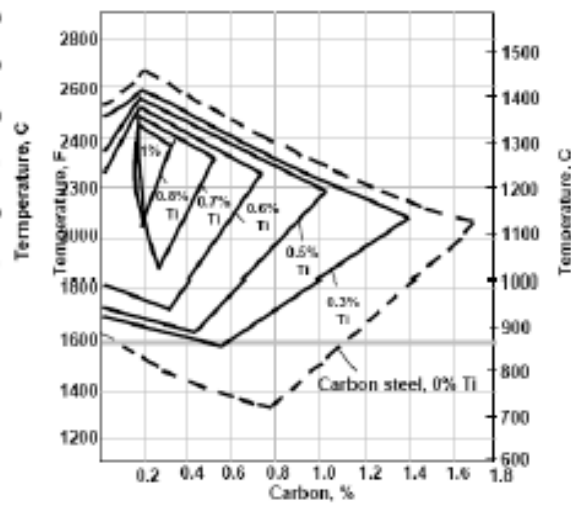
(a)



(b)



(c)



(d)

ΕΙΚΟΝΑ 15: Επίδραση προσθήκης κραματικών στοιχείων στον ωστενιτικό βρόχο (a)Mn (b)Mo (c)Cr (d)Ti (7)

2.4. Κατηγοριοποίηση κραματικών στοιχείων

Στα εμπορικά κράματα χαλύβων, τα οποία είναι πολυφασικά, τα κραματικά στοιχεία συναντώνται στις εξής μορφές:

- Σε ελεύθερη μορφή (Free state)
- Σε ενδομεταλλικές ενώσεις με τον σίδηρο ή μεταξύ τους (intermetallic compound)
- Σαν οξειδία, σουλφίδια και άλλα μη μεταλλικά εγκλείσματα
- Σαν καρβίδια (carbides)
- Σε στερεό διάλυμα με τον σίδηρο (solution in iron)

Μια επιπλέον κατηγοριοποίηση των κραματικών στοιχείων μπορεί να γίνει με βάση τον χαρακτήρα τους κατά την διάχυσή τους στον χάλυβα:

- Τα στοιχεία που δεν δημιουργούν καρβίδια στον χάλυβα (π.χ. Ni, Si, Co, Al, Cu και N)
- Τα στοιχεία που δημιουργούν σταθερά καρβίδια στον χάλυβα (π.χ. Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Zr και Nb)

Τα στοιχεία της πρώτης ομάδας δεν δημιουργούν χημικές ενώσεις με τον σίδηρο και τον άνθρακα και συνεπώς η μόνη μορφή στην οποία μπορεί να υπάρξουν στον χάλυβα είναι σε στερεό διάλυμα με τον σίδηρο. Οι μόνες εξαιρέσεις είναι ο χαλκός και το άζωτο. Ο χαλκός διαλύεται στον φερρίτη σε κανονικές θερμοκρασίες σε ποσότητες μέχρι και 1% κ.β.. Αν η περιεκτικότητα σε χαλκό ξεπεράσει το 7% κ.β. ο χάλυβας θα περιέχει χαλκό σε ελεύθερη κατάσταση σαν έγκλεισμα. Όταν, επίσης, η περιεκτικότητα σε άζωτο ξεπεράσει το 0,015% κ.β. δημιουργούνται χημικές ενώσεις με τον σίδηρο και με τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία (V, Al, Ti και Cr). Αυτές οι χημικές ενώσεις ονομάζονται νιτρίδια.

Τα κραματικά στοιχεία των οποίων η χημική συγγένεια με το οξυγόνο είναι μεγαλύτερη από αυτή με του σιδήρου είναι ικανά να δημιουργήσουν οξειδία

και άλλες μη μεταλλικές ενώσεις. Όταν προστίθενται στο τελειωτικό στάδιο της χύτευσης, στοιχεία όπως το αλουμίνιο, το πυρίτιο, το βανάδιο, το τιτάνιο κ.α. έχουν την ιδιότητα της αποξειδωσης δηλαδή αφαιρούν το οξυγόνο από τον σίδηρο. Αυτή η διαδικασία έχει σαν προϊόντα οξειδία όπως την αλούμινα Al_2O_3 , το ρουτίλιο TiO_2 , το V_2O_5 και άλλα οξειδία. Λόγω του γεγονότος ότι αυτά τα αποξειδωτικά εισάγονται στα τελευταία στάδια της χύτευσης η πλειοψηφία αυτών δεν έχουν χρόνο να περάσουν στην σκωρία και το αποτέλεσμα είναι να παραμένουν στον στερεοποιημένο χάλυβα σαν μη μεταλλικά εγκλείσματα. Επιπρόσθετα κάποια κραματικά στοιχεία έχουν μεγαλύτερη χημική συγγένεια με το θείο σε σχέση με το σίδηρο και κατά την προσθήκη τους στο τήγμα δημιουργούν σουλφίδια. (8)

Τα κραματικά στοιχεία που δημιουργούν σταθερά, θερμοδυναμικά, καρβίδια στον χάλυβα μπορούν να βρεθούν με την μορφή χημικών ενώσεων με τον άνθρακα και τον σίδηρο ή με την μορφή στερεού διαλύματος. Η κατανομή αυτών των κραματικών στοιχείων εξαρτάται από την περιεκτικότητα σε άνθρακα στον χάλυβα και την ταυτόχρονη παρουσία άλλων καρβιδιογόνων στοιχείων. Αν ένας χάλυβας περιέχει μια σχετικά μικρή ποσότητα άνθρακα και μια μεγάλη ποσότητα ενός κραματικού στοιχείου τότε ο άνθρακας θα αναλωθεί στην δημιουργία καρβιδίων χωρίς να έχει αναλωθεί το κραματικό στοιχείο. Για αυτόν τον λόγο η περίσσεια του καρβιδιογόνου κραματικού στοιχείου θα εμφανιστεί με την μορφή στερεού διαλύματος στον χάλυβα. Εάν, από την άλλη, ένας χάλυβας έχει σε μεγάλη ποσότητα άνθρακα και σε μικρή ποσότητα κραματικά στοιχεία τότε όλα θα αναλωθούν και θα δημιουργηθούν καρβίδια.

Τα περισσότερα κραματικά στοιχεία εκτός από τα C, N, O, B και τα μεταλλοειδή που βρίσκονται μακριά από τον σίδηρο στον περιοδικό πίνακα, διαλύονται σε μεγάλες ποσότητες στον σίδηρο. Τα στοιχεία τα οποία βρίσκονται στα δεξιά του σιδήρου (Co, Ni, Cu κ.α.) δημιουργούν ενώσεις στερεού διαλύματος μόνο και δεν δημιουργούν καρβίδια. Συνεπώς τα κραματικά στοιχεία διαλύονται κατά

κύριο λόγο στις βασικές φάσεις (φερρίτης, ωστενίτης, σεμεντίτης) των κραμάτων σιδήρου-άνθρακα ή δημιουργούν συγκεκριμένα καρβίδια. (8)

2.5. Επιρροή κραματικών στοιχείων στα καρβίδια

Η προσθήκη στα κράματα σιδήρου-άνθρακα κραματικών στοιχείων όπως το Ni, Si, Mn, τα οποία δεν δημιουργούν καρβίδια σε σύγκριση με τον σεμεντίτη, δεν μεταβάλλει τις παραγόμενες μικροδομές μετά τον μετασχηματισμό. Παρ' όλα αυτά στην περίπτωση των ισχυρά καρβιδιογόνων στοιχείων όπως τα Mo, Cr και W, ο σεμεντίτης αντικαθίσταται από τα αντίστοιχα καρβίδια και συχνά σε σχετικά μικρές περιεκτικότητες αυτών των κραματικών στοιχείων. Επιπλέον ισχυρά καρβιδιογόνα κραματικά στοιχεία όπως τα Nb, Ti και V είναι ικανά να δημιουργήσουν καρβίδια και κατά προτίμηση σε περιεκτικότητες μικρότερες του 0.1% κ.β. Συνεπώς θα πρέπει να είναι αναμενόμενο ότι οι χάλυβες με τα παραπάνω κραματικά στοιχεία θα έχουν εξαιρετικά διαφοροποιημένες μικροδομές.

Τα καρβίδια δημιουργούνται στους χάλυβες μόνο με τον σίδηρο και με τα μέταλλα που βρίσκονται στα αριστερά του σιδήρου στον περιοδικό πίνακα. Στον χάλυβα μπορούν να δημιουργηθούν έξι κατηγορίες καρβιδίων. Αυτές παρουσιάζονται στην παρακάτω ΕΙΚΟΝΑ 16 όπου το M δηλώνει το σύνολο των μετάλλων που δημιουργούν καρβίδια. Τα καρβίδια της ομάδας I έχουν πολύπλοκη κρυσταλλική δομή. Ένα συγκεκριμένο χαρακτηριστικό της ομάδας II των καρβιδίων σαν φάσεις παρεμβολής είναι το απλό κρυσταλλικό τους πλέγμα. (9)

Carbides of group I	Carbides of group II
M_3C	MC
$M_{23}C_6$	M_2C
M_7C_3	
M_6C	

ΕΙΚΟΝΑ 16: Πιθανές μορφές καρβιδίων στους χάλυβες (7)

2.6. Εισαγωγή στα διαγράμματα TTT και CCT

Οι τρεις μεταβλητές στην επεξεργασία του χάλυβα είναι η κραμάτωση η εργοσκληρυνση και η θερμική κατεργασία. Η κραμάτωση έχει αναλυθεί λεπτομερώς νωρίτερα. Η εργοσκληρυνση είναι η τάση του χάλυβα να αυξήσει την αντοχή του όταν υποβάλλεται σε πλαστική παραμόρφωση. Η θερμική κατεργασία αναφέρεται στην ικανότητα του χάλυβα αλλαγής των μηχανικών του ιδιοτήτων σε στερεά κατάσταση λόγω της θερμικής επεξεργασίας. Αν και η χημική σύσταση και η πλαστική παραμόρφωση είναι σημαντικές για την παραγωγή του χάλυβα, η θέρμανση και η ψύξη είναι καθοριστικής σημασίας για τον μετασχηματισμό φάσεων και την ανάπτυξη μικροδομών.

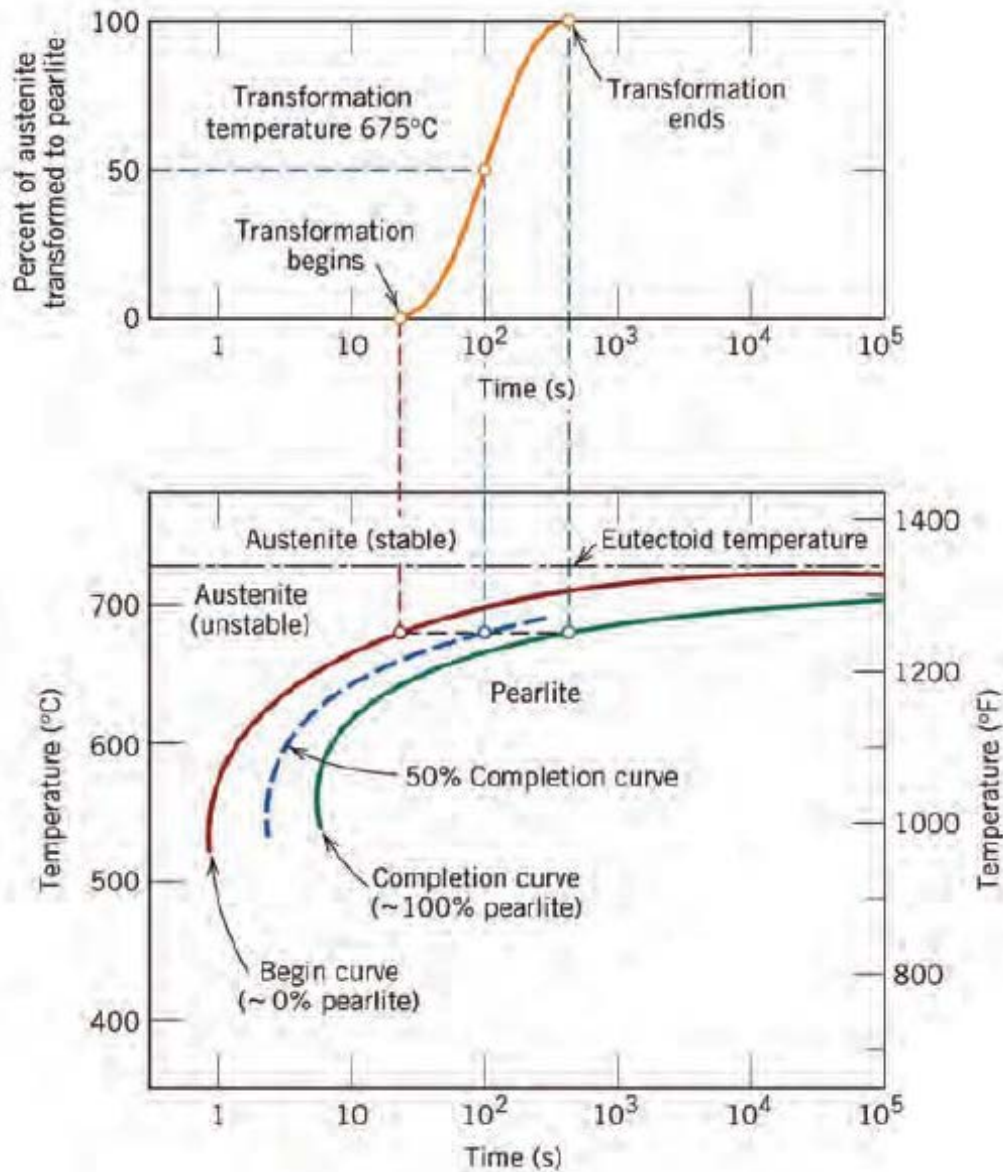
Κατά την θερμική κατεργασία τα άτομα κινούνται μέσα στο κρυσταλλικό πλέγμα με διάχυση στερεάς κατάστασης. Ο μηχανισμός της διάχυσης βασίζεται στην ύπαρξη κενών στο κρυσταλλικό πλέγμα. Η θερμική κατεργασία βασίζεται στο γεγονός ότι η διαλυτότητα του άνθρακα στον ωστενίτη (FCC) είναι πολύ μεγαλύτερη από αυτή στον φερρίτη (BCC). Αυτό συμβαίνει λόγω της διαφοράς του μεγέθους των κενών στις κυψελίδες που μπορούν να δεχθούν τα άτομα άνθρακα στις δύο φάσεις, δηλαδή τα κενά στον ωστενίτη είναι μεγαλύτερα από του φερρίτη.

Τα χαρακτηριστικά μιας μικροδομής εξαρτώνται όχι μόνο από τα κλάσματα όγκου της κάθε φάσης αλλά και από το μέγεθος, το σχήμα και την διασπορά

τους. Για μια δεδομένη περιεκτικότητα σε άνθρακα αυτά τα χαρακτηριστικά ρυθμίζονται κατά την θερμική κατεργασία η οποία μπορεί να προκαλέσει σημαντικές αλλαγές στις ιδιότητες του χάλυβα. Ο ρόλος της θερμικής κατεργασίας είναι η παραγωγή της τελικής μικροδομής του χάλυβα που θα οδηγήσει σε συγκεκριμένες ιδιότητες για συγκεκριμένη εφαρμογή.

Ο ωστενίτης είναι η φάση του χάλυβα στις υψηλές θερμοκρασίες που μετασχηματίζεται κατά την απόψυξη για την δημιουργία της τελικής μικροδομής του χάλυβα σε θερμοκρασία δωματίου. Για συγκεκριμένη χημική σύσταση η μικροδομή εξαρτάται από την θερμοκρασία κατά την οποία προκαλείται η κατακρήμνιση. Υπό συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε περλίτη σε θερμοκρασία λίγο κάτω από τους 723 °C.

Από την άλλη εάν δεν ισχύουν οι συνθήκες ισορροπίας (π.χ. γρήγορη απόψυξη), ο μετασχηματισμός της μικροδομής αλλάζει σε μεγάλο βαθμό. Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη μελετάται παρατηρώντας την συνεχή μεταβολή της θερμοκρασίας μετασχηματισμού σε μια πληθώρα θερμοκρασιών κάτω από τους 723 °C. Αυτές οι παρατηρήσεις παρουσιάζονται σε ένα διάγραμμα όπου φαίνονται οι χρόνοι της εκκίνησης και της ολοκλήρωσης του μετασχηματισμού σε συγκεκριμένη θερμοκρασία. Αυτά ονομάζονται διαγράμματα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού (TTT). Ένα τέτοιο διάγραμμα παρουσιάζεται στην ΕΙΚΟΝΑ 17 και αφορά έναν ευτηκτοειδή χάλυβα. (9)



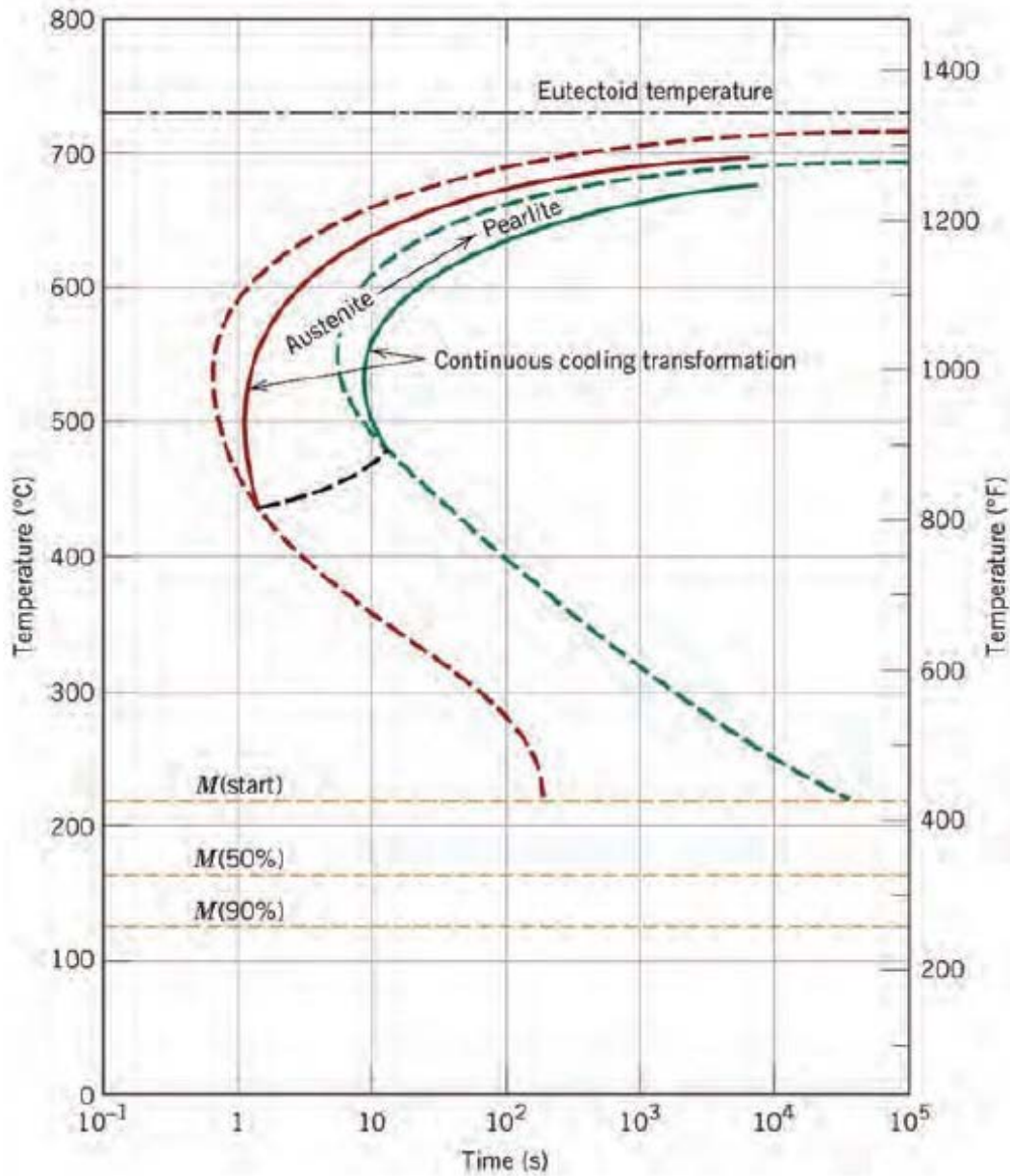
ΕΙΚΟΝΑ 17: Δημιουργία διαγράμματος ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού (TTT) [ποσοστιαίος μετασχηματισμός - χρόνος (log)] (5)

Το σχήμα της καμπύλης είναι αποτέλεσμα μετασχηματισμού περιορισμένης διάχυσης σε χαμηλές θερμοκρασίες και μετασχηματισμού περιορισμένης ενέργειας σε υψηλές θερμοκρασίες. Στις υψηλές θερμοκρασίες η διάχυση είναι γρήγορη και δημιουργείται χονδρόκοκκος φερρίτης. Στις χαμηλές θερμοκρασίες η διάχυση είναι αργή και δημιουργείται λεπτόκοκκος φερρίτης αλλά μόνο κοντά στο σημείο καμπής του διαγράμματος TTT. Κάτω από το

σημείο καμπής ο μετασχηματισμός δημιουργεί μπαινιτική μικροδομή. Το προαναφερθέν σημείο καμπής του διαγράμματος ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού είναι το σημείο κατά το οποίο χρειάζεται ο ελάχιστος χρόνος για τον πλήρη μετασχηματισμό του ωστενίτη σε περλίτη. Αυτό το σημείο επίσης καθορίζει και τον κρίσιμο ρυθμό απόψυξης του χάλυβα.

Επιπρόσθετα, η αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα και σε κραματικά στοιχεία μειώνει τον ρυθμό του μετασχηματισμού και επηρεάζει το σχήμα του διαγράμματος ΤΤΤ μεταφέροντάς το προς τα δεξιά. Αυτό σημαίνει ότι ο μετασχηματισμός σε όλες τις θερμοκρασίες ξεκινάει αργότερα και χρειάζεται περισσότερο χρόνο για την ολοκλήρωσή του. Επιπλέον αυξάνεται η εμβαπτότητα του χάλυβα.

Οι περισσότερες θερμικές κατεργασίες του χάλυβα γίνονται με συνεχή απόψυξη έως την θερμοκρασία δωματίου και όχι ισοθερμοκρασιακά. Κατά την συνεχή απόψυξη ο χρόνος που απαιτείται για την έναρξη του μετασχηματισμού καθυστερείται. Συνεπώς οι καμπύλες ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού θα μετατοπίζονται προς τους μεγαλύτερους χρόνους και τις χαμηλότερες θερμοκρασίες. Αυτές οι καμπύλες ονομάζονται διαγράμματα συνεχούς απόψυξης. Στην ΕΙΚΟΝΑ 18 παρουσιάζεται ένα διάγραμμα CCT πάνω σε ένα διάγραμμα ΤΤΤ. (8)



ΕΙΚΟΝΑ 18: Ισοθερμοκρασιακός μετασχηματισμός ευτηκτοειδούς χάλυβα από ωστενίτη σε περλίτη και από ωστενίτη σε μπαινίτη (5)

Συνεχίζοντας, γρήγοροι ρυθμοί απόψυξης παράγουν λεπτόκοκκο περλίτη ενώ αργοί ρυθμοί απόψυξης παράγουν χονδρόκοκκο περλίτη. Η εξήγηση αυτού του φαινομένου βασίζεται στο γεγονός ότι μικροί ρυθμοί φύτρωσης και μεγάλοι ρυθμοί διάχυσης δημιουργούν χονδρόκοκκες μικροδομές και αντίθετα μεγάλοι

ρυθμοί φύτρωσης και μικροί ρυθμοί διάχυσης δημιουργούν λεπτόκοκκες μικροδομές.

Σε πολλές περιπτώσεις, ο στόχος της θερμικής κατεργασίας είναι η απόψυξη του χάλυβα με πολύ μεγάλο ρυθμό ώστε να μην πραγματοποιηθεί κανένας διαχυσιακός μετασχηματισμός. Τα διαγράμματα συνεχούς απόψυξης δεν παρουσιάζουν πληροφορίες για θερμοκρασίες κάτω των 250 °C. Υπάρχουν όμως τρεις οριζόντιες γραμμές κάτω από αυτήν την θερμοκρασία που δείχνουν τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Ο μαρτενσίτης είναι το προϊόν του ωστενίτη όταν ο χάλυβας βάφεται (πολύ γρήγορη απόψυξη).

Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός περιλαμβάνει την επανατοποθέτηση των ατόμων σιδήρου και άνθρακα από την εδροκεντρωμένη κυβική δομή (FCC) στην παραμορφωμένη χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή (body-centered tetragonal – BCT). Αυτή η παραμόρφωση προκαλείται από τα παγιδευμένα άτομα άνθρακα και η παραμορφωμένη κυψελίδα είναι πολύ καλό εμπόδιο στην μετακίνηση των διαταραχών και έτσι αυξάνει την αντοχή και την σκληρότητα του χάλυβα. Ο μετασχηματισμός σε μαρτενσίτη συμβαίνει σε θερμοκρασία κάτω των 250 °C και το ποσοστό ολοκλήρωσης του μετασχηματισμού εξαρτάται μόνο από την θερμοκρασία στην οποία ψύχεται ο χάλυβας. Ο μετασχηματισμός του μαρτενσίτη είναι διατμησιακός και διαφέρει από τον μετασχηματισμό του περλίτη και του μπαινίτη επειδή δεν είναι εξαρτώμενος από τον χρόνο και συμβαίνει στιγμιαία κατά την απόψυξη.

Πρακτικά, ρυθμοί απόψυξης μεγαλύτεροι από τον κρίσιμο ρυθμό απόψυξης δημιουργούν μόνο μαρτενσίτη. Μικρότεροι ρυθμοί απόψυξης από τον κρίσιμο δημιουργούν και μαρτενσίτη και περλίτη και για τους ακόμα πιο μικρούς ρυθμούς δημιουργείται μόνο περλίτης.

Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη δημιουργεί μια ψαθυρή μικροδομή με χαμηλή δυσθραυστότητα και μειωμένη ικανότητα επεξεργασίας με παραμόρφωση. Η ολκιμότητα αποκτάται ξαναθερμαίνοντας το υλικό και

ονομάζεται αποστατική ανόπτηση (tempering). Κατά την αποστατική ανόπτηση η περίσσεια του άνθρακα στο τετραγωνικό πλέγμα δημιουργεί κατακρημνίσματα σεμεντίτη. (10)

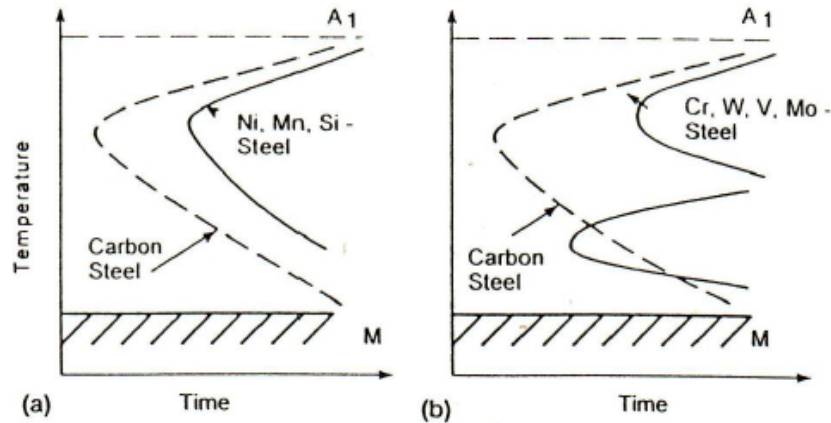
2.7. Επιρροή κραματικών στοιχείων στα διαγράμματα TTT και CCT

Τα κραματικά στοιχεία έχουν σημαντική επίδραση στην κινητική των αντιδράσεων και των τριών τύπων μετασχηματισμών του ωστενίτη είτε σε φερρίτη, είτε σε μπαινίτη είτε σε μαρτενσίτη.

Τα κραματικά στοιχεία που διαλύονται μόνο στον φερρίτη χωρίς τον σχηματισμό καρβιδίων προκαλούν μόνο ποσοτικές μετατροπές στην διαδικασία μετασχηματισμού. Το κοβάλτιο επιταχύνει τον μετασχηματισμό αλλά η πλειοψηφία των υπόλοιπων στοιχείων (π.χ. Ni, Si, Cu, Al κ.α.) τον επιβραδύνουν.

Στην αντίθετη περίπτωση τα καρβιδιογόνα στοιχεία προκαλούν και ποσοτικές και ποιοτικές αλλαγές στην κινητική των ισοθερμοκρασιακών μετασχηματισμών. Τέτοια κραματικά στοιχεία (π.χ. Cr, Mo, W, V κ.α.) επηρεάζουν τον μετασχηματισμό από ωστενίτη διαφορετικά σε διαφορετικές θερμοκρασίες:

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



ΕΙΚΟΝΑ 19: Διαγράμματα ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού (α) χάλυβας κραματωμένος με μη καρβιδιογόνα στοιχεία (β) χάλυβας κραματωμένος με καρβιδιογόνα στοιχεία (7)

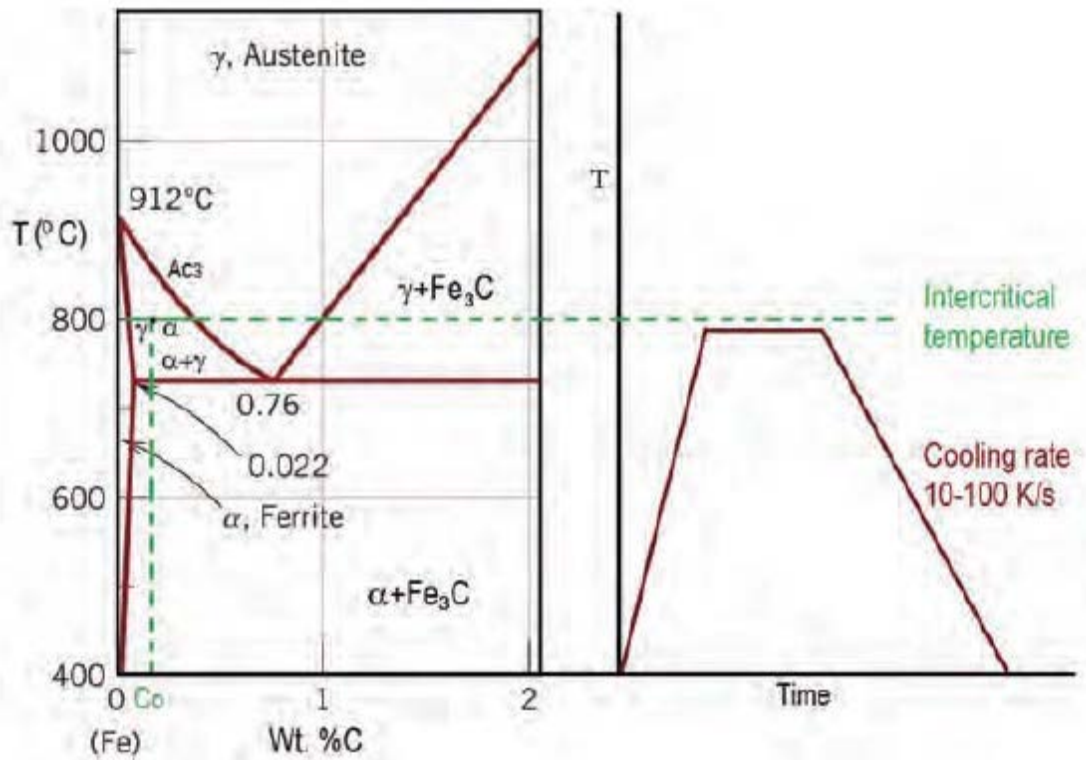
2.8. Ανάλυση χαλύβων DP

Οι διφασικοί χάλυβες είναι μια κατηγορία χαλύβων με μικροδομή που αποτελείται από μια μαλακή φερριτική μήτρα και σκληρές νησίδες μαρτενσίτη. Οι διφασικοί χάλυβες αποκτούν την αντοχή τους από την μαρτενσιτική φάση και την ολκιμότητά τους από την φερριτική φάση. Αυτό που καθορίζει το μέγεθος της αντοχής τους είναι το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη.

Ειδικές πρακτικές θερμικής κατεργασίας χρησιμοποιούνται για την δημιουργία της μαρτενσιτικής φάσης όπως η βαφή (quenching) και η εξομάλυνση (tempering). Η διφασική μικροδομή αποκτάται μετά από την βαφή χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα χάλυβα από την διφασική περιοχή α+γ για την δημιουργία των μαρτενσιτικών νησίδων εντός της φερριτικής μήτρας. Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη καθορίζει την τελική μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες αυτών των χαλύβων.

Οι διφασικοί χάλυβες παράγονται με διάφορους τρόπους επεξεργασίας. Ο πιο απλός τρόπος είναι να γίνει ενδοκρίσιμη ανόπτηση μιας φερριτικής-περλιτικής

μικροδομής στην διφασική περιοχή α+γ και στην συνέχεια η γρήγορη απόψυξη (βαφή) για τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Στην ΕΙΚΟΝΑ 20 παρουσιάζεται ένα απλοποιημένο σχέδιο για τα βήματα προς την παραγωγή διφασικών χαλύβων με την τεχνική της ενδοκρίσιμης απόψυξης. (2)



ΕΙΚΟΝΑ 20: Απλοποιημένη απεικόνιση διαδικασίας παραγωγής διφασικού χάλυβα με απόψυξη από την διφασική περιοχή (α+γ) (2)

2.8.1. Θερμικές κατεργασίες για παραγωγή DP

Η θερμική κατεργασία από την διφασική περιοχή $\alpha+\gamma$, πιο συχνά αναφερόμενη σαν την ενδοκρίσιμη περιοχή, είναι το πρωτεύον χαρακτηριστικό της παραγωγής διφασικών χαλύβων αλλά είναι επίσης και η κύρια μέθοδος για την παραγωγή των περισσότερων AHSS ψυχρής έλασης συμπεριλαμβανομένων και κάποιων χαλύβων της τρίτης γενιάς. Η διαδικασία απαιτεί ελεγχόμενη απόψυξη από την διφασική περιοχή μεταξύ των κρίσιμων θερμοκρασιών A_{c1} και A_{c3} δηλαδή την έναρξη και την λήξη της ωστενιτοποίησης.

Αυτό το είδος θερμικής επεξεργασίας επιτρέπει την δημιουργία συνδυασμού μικρογραφικών φάσεων, οι οποίες είναι συχνά αδύνατον να παραχθούν σε χάλυβα ίδιας χημικής σύστασης που έχει αποψυχθεί από την ωστενιτική περιοχή. Η ανόπτηση στην ενδοκρίσιμη περιοχή και οι μετασχηματισμοί φάσεων κατά την απόψυξη χαρακτηρίζονται από τρεις κύριους παράγοντες. Πρώτον από τον εμπλουτισμό της ωστενιτικής φάσης με άνθρακα ακολουθούμενος από τον διαφορισμό των κραματικών στοιχείων που σταθεροποιούν τον ωστενίτη. Δεύτερον από τον μετασχηματισμό που προκύπτει ύστερα από απόψυξη κάτω από συνθήκες συνύπαρξης των φάσεων ωστενίτη και φερρίτη που συνεπώς παρέχουν τις διεπιφάνειες που διευκολύνουν τον σχηματισμό νέου φερρίτη κατά την αποσύνθεση του ωστενίτη. Τρίτον λόγω του μικρού χρόνου παραμονής στις θερμοκρασίες ανόπτησης ο ωστενίτης στην διφασική περιοχή χαρακτηρίζεται από μια σημαντική αύξηση του διαφορισμού της χημικής του σύστασης.

Τα μηχανικά χαρακτηριστικά της μικροδομής που αποτελείται από δύο ή παραπάνω φάσεις εξαρτώνται από τον λόγο των κλασμάτων όγκου, την μορφή και τις ιδιότητες των ξεχωριστών φάσεων που αποκτήθηκαν κατά την ανόπτηση. Για την παραγωγή διφασικών ή πολυφασικών χαλύβων με απαιτούμενη μικροδομή για τις συνθήκες λειτουργίας τους είναι απαραίτητο να γνωρίζουμε τις επιπτώσεις των πολλών παραμέτρων θερμικής επεξεργασίας

όπως ο ρυθμός θέρμανσης, η θερμοκρασία ανόπτησης, τα στάδια της απόψυξης, τις συνθήκες της αποστατικής ανόπτησης κ.α. Ιδιαίτερη προσοχή πρέπει να δοθεί στον χρόνο παραμονής στην ενδοκρίσιμη περιοχή που επηρεάζει την ισοθερμοκρασιακή ανάπτυξη του ωστενίτη και την χημική του ομοιογένεια. Είναι πολύ σημαντικό να γνωρίζουμε την αρχική μικροδομή του χάλυβα πριν από την ανόπτηση που μπορεί να επηρεάσει την κινητική της ωστενιτοποίησης και την προκύπτουσα μορφολογία του μίγματος ωστενίτη-φερρίτη πριν από την απόψυξη.

Όταν ο χάλυβας ψύχεται από την ενδοκρίσιμη θερμοκρασιακή περιοχή τα προϊόντα του ωστενιτικού μετασχηματισμού δημιουργούνται μέσα στην αρχική φάση γ. Έτσι η τελική διφασική μικροδομή διέπεται από τα προτιμητέα σημεία της ωστενιτικής φύτρωσης κατά την θέρμανση και από την τελική γεωμετρία των ωστενιτικών κόκκων.

Αξίζει να σημειωθεί ότι ο μέγιστος ρυθμός ωστενιτοποίησης παρατηρείται κατά την αρχή της ισοθερμοκρασιακής παραμονής (isothermal holding –IH) και στην συνέχεια μειώνεται σταδιακά.

Η επίδραση της σύστασης του χάλυβα στην διαδικασία της ωστενιτοποίησης επιδρά στους εξής παράγοντες: τις μεταβολές της ενέργειας ενεργοποίησης του $\alpha \rightarrow \gamma$ μετασχηματισμού, την διάχυση του άνθρακα, την θερμοδυναμική δραστηριότητα του άνθρακα στον ωστενίτη και τις τιμές των κρίσιμων θερμοκρασιών A_{c1} και A_{c3} . (11)

2.8.2. Η επίδραση της θερμοκρασίας κατά την ενδοκρίσιμη ανόπτηση στην διφασική περιοχή

Η θερμοκρασία θέρμανσης είναι ο κύριος τρόπος για τον έλεγχο του κλάσματος όγκου του ωστενίτη και συνεπώς της μέσης περιεκτικότητάς του σε άνθρακα. Αυτή με την σειρά της έχει σημαντική επίδραση στην σταθερότητα του ωστενίτη

και στο τελικό κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη που δημιουργείται έπειτα από την απόψυξη.

Με αρχική φερριτοπερλιτική μικροδομή ο ρυθμός διάσπασης του περλίτη αυξάνεται κατά τρεις τάξεις μεγέθους όταν η θερμοκρασία αυξάνεται από τους 730 °C στους 780 °C.

Γενικά και ο ρυθμός ωστενιτοποίησης και το κλάσμα όγκου του ωστενίτη αυξάνονται με την αύξηση της θερμοκρασίας στην ενδοκρίσιμη περιοχή. Για παράδειγμα σε χάλυβα χημικής σύστασης 0.06C-1.2Mn-0.5Cr-0.003B παραμονή 5 λεπτών παρήγαγε 20% ωστενίτη στους 750 °C, 35% στους 780 °C, 50% στους 800 °C και 80% στους 830 °C.

Η αρχική μικροδομή ρυθμίζει την κινητική της ωστενιτοποίησης, τα σημεία φύτρωσης και την μορφολογία του διαλύματος ωστενίτη-φερρίτη η οποία στην συνέχεια «κληροδοτείται» στην τελική μικροδομή του χάλυβα μετά την απόψυξη. Από την μεριά της ωστενιτοποίησης, η επίδραση της αρχικής μικροδομής παρατηρείται σαν μια μεταβολή στις κρίσιμες θερμοκρασίες μετασχηματισμού φάσεων και στον ρυθμό της μεγέθυνσης του ωστενίτη.

Έχει παρατηρηθεί υψηλότερος ρυθμός ωστενιτοποίησης κατά την θέρμανση χάλυβα μαρτενσιτικής αρχικής μικροδομής σε σχέση με χάλυβα μπαινιτικής μικροδομής κάτω από τις ίδιες συνθήκες. Μικροδομή με σφαιροποιημένα καρβίδια παρουσίασε την μεγαλύτερη μεταβολή στις A_{c1} και A_{c3} θερμοκρασίες προς μεγαλύτερες τιμές, όπως επίσης και τους μικρότερους ρυθμούς ωστενιτοποίησης. Αφού ο ωστενίτης συνήθως φυτρώνει στις διεπιφάνειες καρβιδίων/φερρίτη, η ποσότητα της γ -φάσης και ο ρυθμός ανάπτυξης της αυξάνονται με την αύξηση των διεπιφανειών φερρίτη/καρβιδίων (π.χ. με εκλέπτυνση των φερριτικών κόκκων ή/και των καρβιδίων). (11)

2.8.3. Επίδραση του ρυθμού απόψυξης

Ο ωστενιτικός μετασχηματισμός κατά την απόψυξη από την διφασική περιοχή ρυθμίζει όλα τα κύρια χαρακτηριστικά των διφασικών χαλύβων όπως τα κλάσματα όγκου του μαρτενσίτη και του φερρίτη, την τελική περιεκτικότητα σε άνθρακα του μαρτενσίτη κατά τον μετασχηματισμό που οδηγεί στην διαστολή του πλέγματος του μαρτενσίτη και συνεπώς τις παραμένουσες τάσεις και την πυκνότητα των διαταραχών στον φερρίτη. Ο ρυθμός απόψυξης καθορίζει, επίσης, τα στοιχεία παρεμβολής στον φερρίτη και την πιθανή παρουσία μετασταθούς ωστενίτη και μπαινίτη.

Ο εμπλουτισμός του ωστενίτη με άνθρακα κατά την θέρμανση στην διφασική περιοχή αυξάνει σημαντικά την σταθερότητα του ωστενίτη σε σχέση με τον αντίστοιχο ωστενίτη που ψύχεται από θερμοκρασία μεγαλύτερη της A_{c3} . Αυτή είναι μια πολύ σημαντική πτυχή της θερμικής επεξεργασίας στην διφασική περιοχή που επιτρέπει στον χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα να πραγματοποιήσει μετασχηματισμούς που συναντώνται σε χάλυβες μέτριας και υψηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα. Η σημαντική ιδιορρυθμία των μετασχηματισμών κατά την απόψυξη στερεού διαλύματος φερρίτη-ωστενίτη επιφέρει διευκόλυνση δημιουργίας του φερρίτη ή την επιταξιακή ανάπτυξη στις προϋπάρχουσες διεπιφάνειες του φερρίτη χωρίς το στάδιο της φύτρωσης. Αυτό προωθεί τον επιπλέον εμπλουτισμό της υπόλοιπης ποσότητας του ωστενίτη με άνθρακα. Σαν αποτέλεσμα η απόψυξη της ωστενιτικής φάσης από την διφασική περιοχή $\alpha+\gamma$ μπορεί να καθυστερήσει σημαντικά τον μετασχηματισμό του περλίτη σε σύγκριση με την απόψυξη ενός πλήρως ωστενιτοποιημένου χάλυβα με την ίδια χημική σύσταση. Έτσι ο εμπλουτισμός του ωστενίτη με άνθρακα κατά την θέρμανση στην διφασική περιοχή προκαλεί μια μεταβολή του περλιτικού μετασχηματισμού προς τις χαμηλότερες θερμοκρασίες και προς τους μικρότερους ρυθμούς απόψυξης, περιορισμό της μπαινιτικής περιοχής και συνεπώς την πτώση της θερμοκρασίας έναρξης του

μαρτενσιτικού μετασχηματισμού M_s . Από την άλλη η θερμοκρασία εκκίνησης του φερριτικού μετασχηματισμού αυξάνεται.

Η επίδραση της θερμοκρασίας θέρμανσης στη διφασική περιοχή και του κρίσιμου ρυθμού απόψυξης είναι αλληλένδετα στην επεξεργασία των διφασικών χαλύβων. Για συγκεκριμένη χημική σύσταση χάλυβα, όσο χαμηλότερη είναι η θερμοκρασία εντός της διφασικής περιοχής (α+γ) τόσο υψηλότερη είναι η περιεκτικότητα σε άνθρακα του ωστενίτη και τόσο μικραίνει ο ρυθμός απόψυξης που απαιτείται για τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό του ωστενίτη. (6)

Με μεγάλους ρυθμούς απόψυξης, οι διφασικοί χάλυβες μπορούν να παραχθούν χρησιμοποιώντας λιγότερο άνθρακα και/ή σημαντικά λιγότερη ποσότητα κραματικών στοιχείων. Παρ' όλα αυτά κατά την βαφή το ποσό του ωστενίτη και συνεπώς η αντιστοιχία του σε μαρτενσίτη, όπως επίσης και οι ιδιότητες των διφασικών χαλύβων, είναι πολύ ευαίσθητα στην αρχική θερμοκρασία της θέρμανσης. Αντίθετα σε σχετικά μικρούς ρυθμούς απόψυξης ($2-30 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$) μπορεί να προκύψει ο σχηματισμός «νέου» φερρίτη. Αυτός ο φερρίτης παίζει σημαντικό ρυθμιστικό ρόλο: το κλάσμα όγκου του αυξάνεται με την αύξηση του κλάσματος όγκου του ωστενίτη και συνεπώς ο ωστενίτης έχει μικρότερη περιεκτικότητα σε άνθρακα. Έτσι, για συγκεκριμένο αργό ρυθμό απόψυξης, οι διφασικοί χάλυβες μπορούν να παραχθούν με σχεδόν σταθερή ποσότητα μαρτενσίτη (και συνεπώς να έχουν την ίδια αντοχή) σε ένα σχετικά μεγάλο εύρος θερμοκρασιών $40-80 \text{ }^\circ\text{C}$.

Μια μείωση στον ρυθμό απόψυξης μειώνει τις συγκεντρώσεις του διαλυμένου άνθρακα και αζώτου στον φερρίτη λόγω της διάχυσης των στοιχείων παρεμβολής από τον φερρίτη στον υπολειπόμενο ωστενίτη και λόγω της κατακρήμνισης καρβιδίων και αζιδίων. Μειωμένη περιεκτικότητα στοιχείων παρεμβολής στον φερρίτη επιφέρει αύξηση στην ολκιμότητά του.

Όταν χρησιμοποιείται αργή απόψυξη, η τελευταία ποσότητα του υπολειπόμενου ωστενίτη εμπλουτίζεται με άνθρακα λόγω της διάχυσής του από τον φερρίτη στην γ -φάση. Αυτό προκαλεί μείωση στην θερμοκρασία μαρτενσιτικού μετασχηματισμού M_s . Επιπλέον μια ποσότητα υπολειπόμενου ωστενίτη μπορεί να προέλθει από την αυξημένη σταθερότητα της τελικής ποσότητας της γ -φάσης σε μικρούς ρυθμούς απόψυξης. (6)

2.8.4. Η επίδραση της σύστασης του χάλυβα στους μετασχηματισμούς φάσεων κατά την ανόπτηση στην διφασική περιοχή

Η επίδραση της χημικής σύστασης στην επεξεργασία των διφασικών χαλύβων συνδέεται με την επιρροή στις αντιδράσεις του χάλυβα κατά την θέρμανση στην διφασική περιοχή ($\alpha+\gamma$) και κατά την αποσύνθεση του ωστενίτη κατά την απόψυξη.

Ο πιο σημαντικός ρόλος των κραματικών στοιχείων κατά την θέρμανση είναι η επίδρασή τους στις θερμοκρασίες τις διφασικής περιοχής ($A_{C1}-A_{C3}$) και στην ευαισθησία της γ -φάσης στην θερμοκρασία θέρμανσης. Για παράδειγμα, λόγω της σταδιακής πτώσης της θερμοκρασίας A_{C1} που προκαλείται από την αύξηση της περιεκτικότητας σε μαγγάνιο παρατηρείται σημαντική αύξηση στο κλάσμα όγκου του ωστενίτη, στην ίδια θερμοκρασία ανόπτησης. Αυτό το φαινόμενο είναι αντίθετο με την επίδραση που προκαλούν το πυρίτιο και το αλουμίνιο, δηλαδή της αύξηση της A_{C1} .

Ανάμεσα στα κραματικά στοιχεία που χρησιμοποιούνται στους διφασικούς χάλυβες το πυρίτιο και ειδικά το αλουμίνιο αυξάνουν τις θερμοκρασίες της διφασικής περιοχής σημαντικά και συνεπώς μειώνουν τον ρυθμό μεταβολής του κλάσματος όγκου του ωστενίτη με την θερμοκρασία. Ο ρυθμός μεταβολής του κλάσματος όγκου του ωστενίτη με την θερμοκρασία θέρμανσης τείνει να

μειώνεται στο πάνω μισό της διφασικής περιοχής ανεξάρτητα της χημικής σύστασης του χάλυβα.

Ένας άλλος παράγοντας που επηρεάζει την ποσότητα του ωστενίτη είναι η μείωση της περιεκτικότητας σε άνθρακα του ευτηκτοειδούς σημείου. Πρακτικά όλα τα κραματικά στοιχεία μειώνουν την περιεκτικότητα σε άνθρακα του ευτηκτοειδούς σημείου. Έτσι στην συνέχεια συγκεκριμένα η αύξηση της περιεκτικότητας σε μαγγάνιο θα επιφέρει επιπλέον αύξηση του κλάσματος όγκου του ωστενίτη, σύμφωνα και με τα παραπάνω.

Κατά την απόψυξη του διαλύματος φερρίτη-ωστενίτη οι κύριοι παράγοντες της επίδρασης της χημικής σύστασης του ωστενίτη είναι η σκληρότητά του και η θερμοκρασία του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού. Το σημαντικότερο κριτήριο της σταθερότητας του ωστενίτη είναι ο ρυθμός απόψυξης από την διφασική περιοχή ($\alpha+\gamma$), ο οποίος επιτρέπει την παραγωγή διφασικού χάλυβα με φερριτική-μαρτενσιτική μικροδομή χωρίς καθόλου περλίτη (και όπως συχνά απαιτείται χωρίς καθόλου μπαινίτη).

Οι Hashiguchi και Nashida καθώς υπολόγιζαν θεωρητικά διαγράμματα CCT για χάλυβες περιεκτικότητας 0,5% C κατέληξαν στην εξής εξίσωση:

$$\log V_{cr} (^{\circ}\text{C s}^{-1}) = -1.73Mn_{eq}(\%) + 3.95$$

όπου το V_{cr} είναι ο κρίσιμος ρυθμός απόψυξης ικανός για την παραγωγή φερριτικής-μαρτενσιτικής μικροδομής. Η συνδυασμένη συνεισφορά των κραματικών στοιχείων εκφράζεται με όρους ισοδύναμου μαγγανίου:

$$Mn_{eq} = (\%)Mn + 3.28(\%)Mo + 1.29(\%)Cr + 0.46(\%)Cu + 0.37(\%)Ni + 0.07(\%)Si$$

Συνεχίζοντας, η περιεκτικότητα σε άνθρακα στον ωστενίτη είναι ο κύριος παράγοντας που καθορίζει την σταθερότητα της φάσης κατά την απόψυξη από την διφασική περιοχή. Η περιεκτικότητα σε άνθρακα στην γ -φάση, C_{γ} , πρέπει να εξεταστεί σε δύο διαφορετικές πτυχές: (1) η περιεκτικότητα σε άνθρακα στην αρχική ωστενιτική φάση καθορίζεται από τις παραμέτρους θέρμανσης και

από την ύπαρξη καρβιδιογόνων στοιχείων και (2) η περιεκτικότητα σε άνθρακα στην τελική ποσότητα της γ -φάσης πριν από τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό μπορεί να επηρεαστεί από την ποσότητα του μόλις μετασχηματισμένου φερρίτη. (6)

Το μαγγάνιο είναι γνωστό σαν ένας ισχυρός σταθεροποιητής του ωστενίτη και προωθεί υψηλότερες σκληρότητες σε αυτόν. Η αύξηση στο μαγγάνιο μεταφέρει το εύρος στο οποίο δημιουργείται ο καινούργιος φερρίτης προς τις χαμηλότερες θερμοκρασίες και προς τους μικρότερους ρυθμούς απόψυξης.

Έχει παρατηρηθεί ότι προσθήκες μαγγανίου βοηθούν στην εκλέπτυνση του κόκκου του ωστενίτη. Η επίδραση αυτή του μαγγανίου οφείλεται: (1) στην μείωση της A_{C1} και έτσι στις απαιτούμενες θερμοκρασίες ανόπτησης, (2) στην διεύρυνση της τριφασικής περιοχής $\alpha+\gamma+\sigma$ μεντίτη όπου η πάχυνση του κόκκου δεν ευδοκίμει και (3) εκλέπτυνση του σμεντίτη στην αρχική μικροδομή που προκαλεί ισχυρότερη καθήλωση των διαταραχών.

Όπως αναφέρθηκε νωρίτερα, ο σχηματισμός του νέου φερρίτη κατά την αποσύνθεση του ωστενίτη κατά την απόψυξη με μέτριους ρυθμούς είναι ένας σημαντικότερος παράγοντας για την σταθεροποίηση της υπολειπόμενης ποσότητας της γ -φάσης λόγω του διαφορισμού του άνθρακα και της επακόλουθης αύξησης της περιεκτικότητας σε άνθρακα στον ωστενίτη. Η δημιουργία του νέου φερρίτη επιταχύνεται από την αύξηση στην περιεκτικότητα του αλουμινίου. Σαν αποτέλεσμα η υψηλότερη περιεκτικότητα σε άνθρακα στον υπολειπόμενο ωστενίτη καταπιέζει την δημιουργία του μπαινίτη και με προσθήκη 1.1% κ.β. αλουμινίου η φερριτική-μαρτενσιτική μικροδομή μπορεί να αποκτηθεί με μικρούς ρυθμούς απόψυξης ($5\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$).

Το μολυβδαίνιο έχει πολύ σημαντική επίδραση στην σταθερότητα του ωστενίτη και διευκολύνει τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη στους μικρότερους ρυθμούς απόψυξης. Η επίδρασή του είναι 2.6 και 1.3 φορές ισχυρότερη από αυτήν του μαγγανίου και του χρωμίου αντίστοιχα. Το

μολυβδαίνιο μεταβάλλει τον φερριτικό μετασχηματισμό προς τους χαμηλότερους ρυθμούς απόψυξης, μειώνει την θερμοκρασία και/ή επεκτείνει τον χρόνο παραμονής για την εκκίνηση του μπαινιτικού μετασχηματισμού και έτσι επιτρέπει την αποφυγή της ύπαρξης μπαινίτη στην τελική μικροδομή.

Η επίδραση του χρωμίου είναι αντίστοιχη με αυτήν του μολυβδαίνιου αλλά λιγότερο ισχυρή. Οι προσθήκες χρωμίου βελτιώνουν την σκληρότητα του ωστενίτη και επιβραδύνουν την κινητική για τον μετασχηματισμό σε φερρίτη, επίσης. (11)

Η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού ρυθμίζει την δομή του μαρτενσίτη, την πιθανή αυτόματη ανόπτηση (auto-tempering) κατά την απόψυξη και την πιθανότητα να παραμείνουν μικρές ποσότητες υπολειπόμενου ωστενίτη στην τελική μικροδομή. Η σημασία της M_s δεν μπορεί να υπερεκτιμηθεί επειδή οι πιο κρίσιμες μηχανικές ιδιότητες των διφασικών χαλύβων οφείλονται στην ποσότητα των κινούμενων διαταραχών και στο επίπεδο των παραμενουσών τάσεων που δημιουργούνται στον τοπικό μετασχηματισμό $\gamma \rightarrow \alpha$. Γενικά με την συγκεκριμένη σειρά τα στοιχεία: άνθρακας, μαγγάνιο, χρώμιο και πυρίτιο έχουν την μεγαλύτερη επίδραση στην M_s όπως φαίνεται και στην εξίσωση:

$$M_s (\text{°C}) = 571 - 474.4C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$$

$$M_s (\text{°C}) = 538 - 317C - 33Mn - 11Si + 30Al$$

Η περιεκτικότητα σε άνθρακα στον ωστενίτη από την στιγμή του μετασχηματισμού του κατά την απόψυξη από την διφασική περιοχή είναι ο κύριος παράγοντας του καθορισμού της M_s και ως εκ τούτου των ιδιοτήτων/αντοχής του μαρτενσίτη, τα επίπεδα των παραμενουσών τάσεων, την πυκνότητα διαταραχών στον φερρίτη κτλ.

Στους διφασικούς χάλυβες ανάλογα με την περιεκτικότητα σε άνθρακα όπως επίσης και με την θερμοκρασία ανόπτησης και την ποσότητα του καινούργιου

φερρίτη, η περιεκτικότητα σε άνθρακα στην γ -φάση, η οποία υπόκειται σε μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, μπορεί να κυμαίνεται μεταξύ του 0.1% και 0.6% κ.β. Αυτό οδηγεί σε μεγάλη διαφοροποίηση των θερμοκρασιών της M_s .

Επιπρόσθετα, σύμφωνα με την παραπάνω εξίσωση το αλουμίνιο θα πρέπει να αυξήσει την M_s κατά 30°C ανά 1% κ.β. αλουμινίου. Αυτό είναι αλήθεια για βαφή από την διφασική περιοχή (intercritical region). Παρ' όλα αυτά σε σχετικά μικρότερους ρυθμούς απόψυξης η αύξηση της περιεκτικότητας του αλουμινίου διευκολύνει την δημιουργία του φερρίτη και συνεπώς αυξάνει την περιεκτικότητα σε άνθρακα του υπολειπόμενου ωστενίτη και σαν αποτέλεσμα μειώνει την M_s .

Από την άλλη, η αύξηση της περιεκτικότητας σε κραματικά στοιχεία που αυξάνουν σημαντικά την σκληρότητα του ωστενίτη και αποτρέπουν την δημιουργία καινούργιου φερρίτη μπορούν να αυξήσουν την M_s σε σύγκριση με λιγότερο κραματωμένους χάλυβες λόγω του μικρότερου εμπλουτισμού με άνθρακα του υπολειπόμενου ωστενίτη. (6)

3.0. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

3.1. Κοπή

Το αρχικό έλασμα κόπηκε σε μικρότερες διαστάσεις παράλληλα στην διεύθυνση της αρχικής έλασης ώστε να μπορούν να διεξαχθούν οι θερμικές κατεργασίες. Οι τελικές διαστάσεις των 14 δοκιμίων ήταν περίπου 4cm x 1cm x 0.2cm ορθογώνιου σχήματος. Επιλέχθηκε ορθογώνιο σχήμα ώστε η μεγάλη πλευρά να είναι παράλληλη προς την αρχική εργοστασιακή έλαση. Οι κοπές πραγματοποιήθηκαν με την χρήση δισκοτόμου. Κατά την κοπή για την αποφυγή θέρμανσης του υλικού και της πιθανής μεταβολής της μικροδομής του λόγω υψηλών θερμοκρασιών τροφοδοτείται λιπαντικό μείγμα για την ψύξη και για τα αντιτριβικά φαινόμενα.

3.2. Λείανση – Στίλβωση

Όλα τα δοκίμια για την προετοιμασία τους υποβλήθηκαν πρώτα στο στάδιο της λείανσης και έπειτα στο στάδιο της στίλβωσης. Κατά το στάδιο της λείανσης τα δοκίμια λειάνθηκαν ξεκινώντας με χαρτί καρβιδίων πυριτίου (SiC) 200, 400, 800, 1200, 2000 Grit. Η διαδικασία ξεκινάει με την λείανση και ανάμεσα από το κάθε στάδιο τα δοκίμια καθαρίζονται με νερό ύστερα αιθανόλη και τέλος στεγνώνονται με ζεστό αέρα. Έπειτα για την στίλβωση τα δοκίμια πέρασαν από 2 στάδια στίλβωσης με αδαμαντόπαστα, το πρώτο στάδιο στα 6μm και το δεύτερο στάδιο στο 1μm.

Αξίζει να σημειωθεί πως στο στάδιο της λείανσης στα 1200 Grit έγιναν όλες οι σκληρομετρήσεις.

3.3. Θερμικές κατεργασίες

Η διαδικασία που ακολουθήθηκε κατά τις θερμικές κατεργασίες είχε σκοπό την αναγέννηση της προϋπάρχουσας μικροδομής. Ο χάλυβας που χρησιμοποιήθηκε είναι διφασικός χάλυβας DP και η μικροδομή που δημιουργήθηκε είναι φερριτική-μαρτενσιτική με στόχο την επίτευξη αντοχής της τάξης των 1400MPa. Η διαδικασία που ακολουθήθηκε είναι η εξής: έγινε ανόπτηση στην διφασική περιοχή (α+γ) με διαφορετικές θερμοκρασίες ανά 4 δοκίμια στους 825 °C, 850 °C, 875 °C και ένα δοκίμιο στην θερμοκρασία των 900 °C. Επιπλέον κάθε δοκίμιο παρέμεινε στην επιλεγμένη θερμοκρασία για διαφορετικούς χρόνους, δηλαδή για 1m, 2m, 5m, 10m. Αυτό είχε στόχο την αποσύνθεση της αρχικής μικροδομής και την δημιουργία διαφορετικών κλασμάτων όγκου φερρίτη-ωστενίτη. Οι διαφορετικοί χρόνοι επιλέχθηκαν ώστε να βρεθεί ο βέλτιστος για την γρηγορότερη παραγωγή της επιθυμητής μικροδομής λόγω της διαφοροποίησης της κινητικότητας και της ταχύτητας της αντίδρασης. Έπειτα έγινε κατευθείαν βαφή σε νερό για την δημιουργία της μαρτενσιτικής μικροδομής. Σαν επιθυμητός στόχος είναι η δημιουργία φερριτικής-μαρτενσιτικής μικροδομής με διάφορες αναλογίες κλασμάτων όγκου.

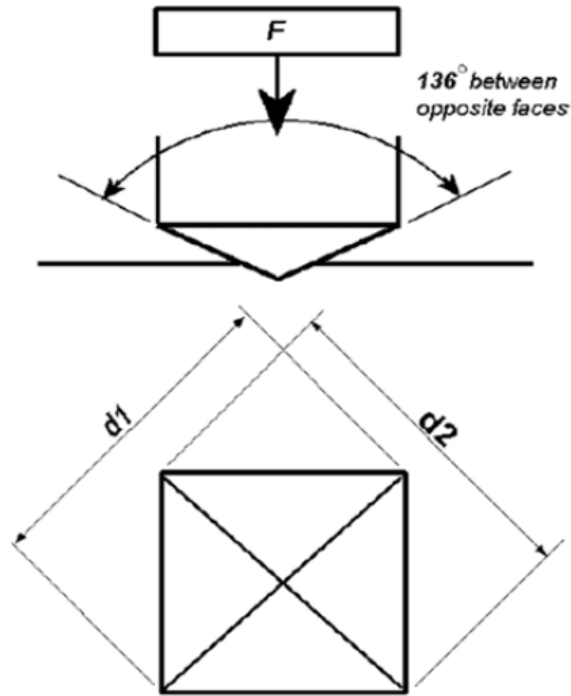
3.4. Σκληρομετρήσεις

Για την μέτρηση της σκληρότητας χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος σκληρομέτρησης Vickers. Τα φορτία που χρησιμοποιήθηκαν επιλέχθηκαν από το μέγεθος του ίχνους που δημιουργήσε η πυραμίδα στο υλικό και ήταν 196N για τον χάλυβα κατηγορίας DP. Τα δοκίμια που χρησιμοποιήθηκαν δεν είχαν υποβληθεί σε καμία άλλη διαδικασία εξέτασης. Στο κάθε δοκίμιο πραγματοποιήθηκαν δώδεκα (12) μετρήσεις κατά μήκος σε δύο σειρές των έξι

(6) μετρήσεων και υπολογίστηκε ο μέσος όρος ανά δύο μετρήσεις κατά πλάτος ώστε να αποκτηθεί μια σαφέστερη εικόνα κατά μήκος του δοκιμίου. Από τις μετρήσεις της σκληρότητας προέκυψαν τα διαγράμματα σκληρότητας.

Γενικά η σκληρότητα ορίζεται ως η αντίσταση που προβάλλει το υλικό στην μόνιμη πλαστική παραμόρφωση και συνδέεται άμεσα με τις υπόλοιπες μηχανικές ιδιότητες όπως την μέγιστη εφελκυστική τάση, το όριο διαρροής, το μέτρο ελαστικότητας κ.α. Συνήθως στις δοκιμές σκληρότητας εφαρμόζεται σταθερή δύναμη σε μια αιχμή για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα, και αναλόγως τις διαστάσεις του αποτυπώματος, χρησιμοποιούνται διάφοροι τύποι για την ερμηνεία της σκληρότητας ανάλογα με την επιλεγμένη μέθοδο.

Η μέθοδος σκληρομέτρησης κατά Vickers χρησιμοποιεί σαν εντυπωτή-διδεισδυτή μια αδαμάντινη πυραμίδα τετραγωνικής βάσης και γωνίας κορυφής μεταξύ των απέναντι εδρών της τάξης των 136° . Εφαρμόζεται φορτίο για χρονικό διάστημα 15 sec. Στην κλίμακα Vickers υπάρχει δυνατότητα να παρθούν τιμές από 5 έως 1000 HV.



ΕΙΚΟΝΑ 21: Αναπαράσταση εντυπώματος κατά την διαδικασία Vickers

$$HV = \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad HV = 1.854 \frac{F}{d^2} \text{ approximately}$$

Όπου d η μέση τιμή των διαγωνίων d_1 και d_2 και F η εφαρμοσμένη δύναμη.

Κατά τις μετρήσεις με την μέθοδο Vickers το πάχος του δοκιμίου πρέπει να είναι τέτοιο ώστε να μην δημιουργείται εξόγκωμα από την πίσω πλευρά της μέτρησης και οπωσδήποτε το πάχος δεν μπορεί να είναι μικρότερο από το $1 \frac{1}{2}$ του μήκους της διαγωνίου της εντύπωσης. Τέλος η απόσταση μεταξύ των μετρήσεων πρέπει να είναι τουλάχιστον τρεις φορές το μήκος της διαγωνίου.

3.5. Χημική Προσβολή

Για την χημική προσβολή χρησιμοποιήθηκε το αντιδραστήριο Nital 1%. Οι χρόνοι παραμονής των δοκιμίων στο αντιδραστήριο φαίνονται στον πίνακα:

	825 °C (s)	850 °C (s)	875 °C (s)	900 °C (s)
1m	7	5	15	-
2m	9	13	20	-
5m	12	3	20	8
10m	13	13	4	-

Το δοκίμιο που δεν υποβλήθηκε σε καμία θερμική κατεργασία (As Received) προσβλήθηκε για 2s. Αξίζει να σημειωθεί πως τα δοκίμια των 825 °C και 850 °C προσβάλλονται πιο εύκολα από τα δοκίμια των 875 °C.

3.6. Scanning Electron Microscopy (SEM)

Η εξέταση των δοκιμίων πραγματοποιήθηκε σε ηλεκτρονικό μικροσκόπιο τύπου JEOL JSM 6380-LV της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών. Τα δοκίμια πριν εξεταστούν λειάνθηκαν και στιλβώθηκαν μέχρι 1μm, ενώ για αποκάλυψη της δομής πραγματοποιήθηκε προσβολή με διάλυμα 1% Nital. Από την παρατήρηση προέκυψε ότι η προσβολή με Nital αποκαλύπτει πλήρως τις υπάρχουσες φάσεις προσβάλλοντας κυρίως τον φερρίτη και δημιουργώντας την απαιτούμενη υψομετρική διαφορά μεταξύ των φάσεων.

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο έδωσε λύση στο πρόβλημα της μικρής μεγέθυνσης του οπτικού μικροσκοπίου. Η λειτουργία του βασίζεται στα ταχέως κινούμενα ηλεκτρόνια που υπό ορισμένες συνθήκες συμπεριφέρονται σαν ακτινοβολία πολύ μικρού μήκους κύματος. Η ηλεκτρονική δέσμη έχει μήκος κύματος

περίπου 100.000 φορές μικρότερο από του ορατού φωτός. Αυτό, στην πράξη, σημαίνει ότι η ευκρίνεια της εικόνας μπορεί να βελτιωθεί σημαντικά ακόμα και για πολύ μεγάλες μεγεθύνσεις. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο είναι πολύ μεγαλύτερο σε μέγεθος από το οπτικό γιατί χρειάζονται συγκροτήματα παραγωγής και ελέγχου της ηλεκτρονιακής δέσμης. Επιπλέον χρειάζεται σύστημα δημιουργίας κενού ($<10^{-3}$ Pa) επειδή ο αέρας επηρεάζει την κίνηση των ηλεκτρονίων σημαντικά. Οι «φακοί» του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου χρησιμοποιούν ισχυρά μαγνητικά πεδία, προϊόντα πηνίων, και η εστίαση της εικόνας προκύπτει από την μεταβολή της εντάσεως αυτών των μαγνητικών πεδίων.

Τα ηλεκτρόνια εκπέμπονται από θερμαινόμενη κάθοδο βολφραμίου, επιταχύνονται από την άνοδο και συνεπώς σχηματίζουν μία δέσμη υψηλής ταχύτητας. Επιπλέον ο χειρισμός αυτού του είδους μικροσκοπίου γίνεται με την χρήση Η/Υ.

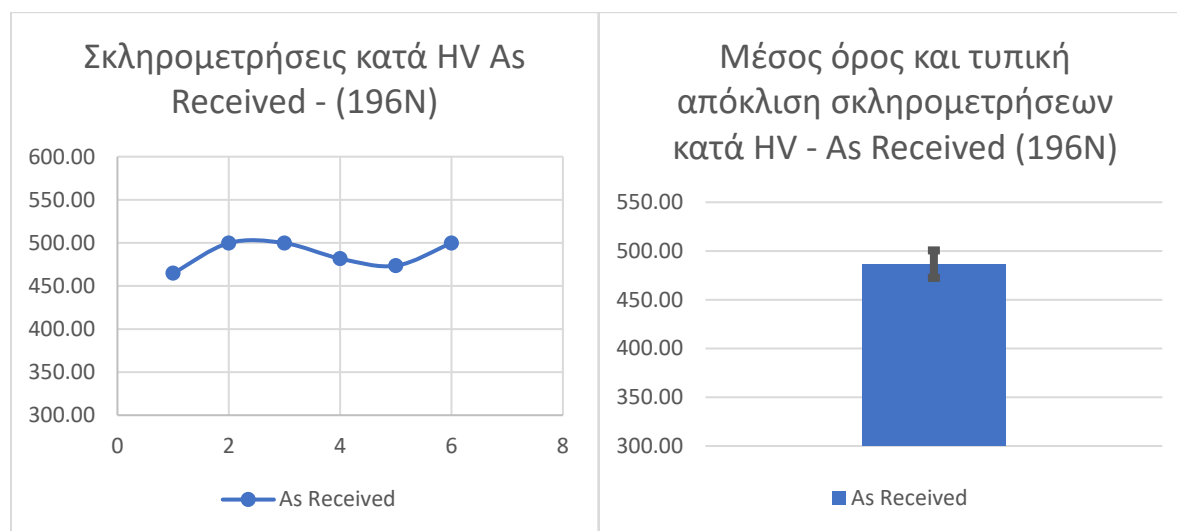
Η διερχόμενη δέσμη των ηλεκτρονίων, επιταχύνεται μέσω των μαγνητικών πεδίων και εστιάζεται στην χημικά προσβεβλημένη περιοχή του δοκιμίου. Έτσι λοιπόν σαρώνεται η επιφάνεια και τα ηλεκτρόνια τα οποία σκεδάζονται από την επιφάνεια, συλλέγονται και ενισχύονται ώστε εν τέλει να δημιουργηθεί το οπτικό σήμα.

4.0. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

4.1. Σκληρομετρήσεις

Η παράθεση των αποτελεσμάτων ξεκινάει με την παρουσίαση των σκληροτήτων που επιτεύχθηκαν στα 14 δοκίμια. Αρχικά έχουμε το δοκίμιο αναφοράς βιομηχανικών συνθηκών παραγωγής:

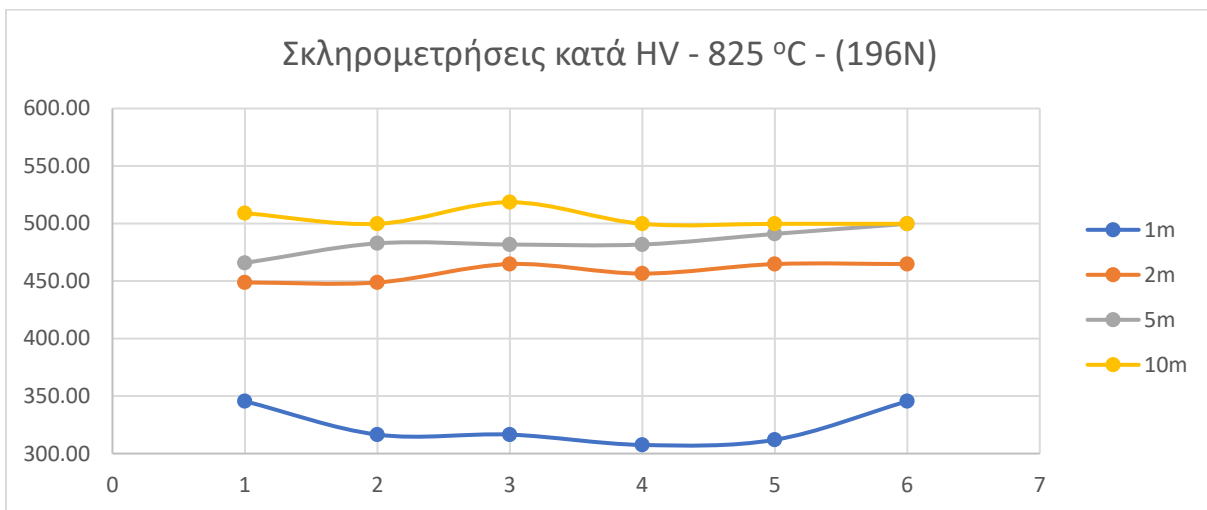
As received	Τυπική Απόκλιση
464,75	8,25
499,75	9,25
499,75	9,25
481,75	8,75
473,50	17,00
499,75	9,25



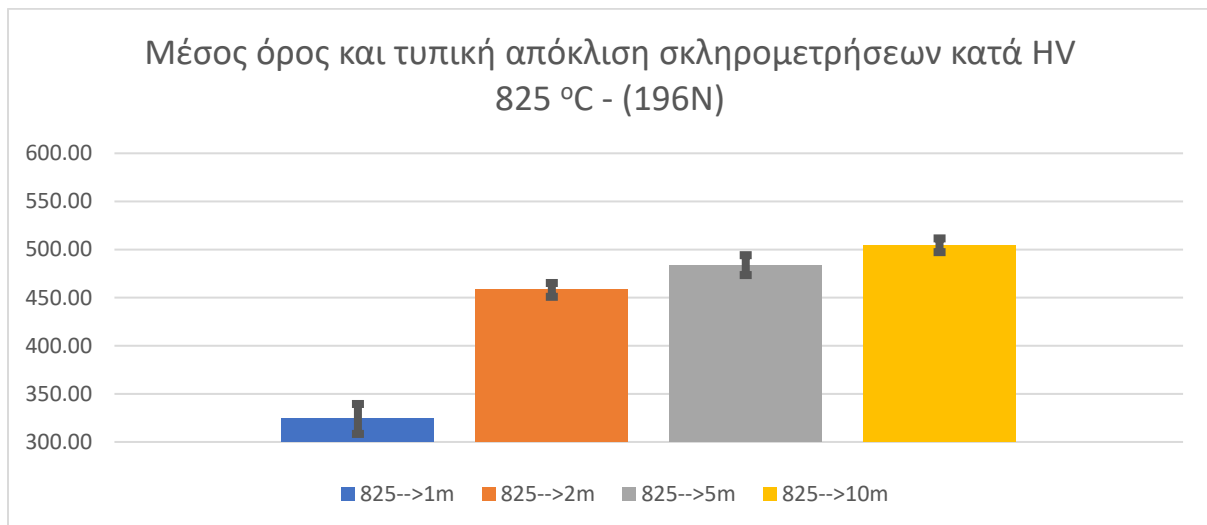
ΓΡΑΦΗΜΑ 1: Σκληρομετρήσεις, μέσος όρος και τυπική απόκλιση σκληρομετρήσεων κατά HV του As Received δοκιμίου

Έπειτα για τα δοκίμια των 825 °C:

825 °C							
1m	Τυπική Απόκλιση	2m	Τυπική Απόκλιση	5m	Τυπική Απόκλιση	10m	Τυπική Απόκλιση
345,50	5,50	448,75	7,75	465,75	24,75	509,00	0,00
316,50	4,50	448,75	7,75	482,75	26,25	499,75	9,25
316,50	13,50	464,75	8,25	481,75	8,75	518,50	9,50
307,50	4,50	456,50	0,00	481,75	8,75	499,75	9,25
312,00	9,00	464,75	8,25	491,00	18,00	499,75	9,25
345,50	5,50	464,75	8,25	499,75	9,25	499,75	9,25



ΓΡΑΦΗΜΑ 2: Σκληρομετρήσεις κατά HV των δοκιμών 825 °C

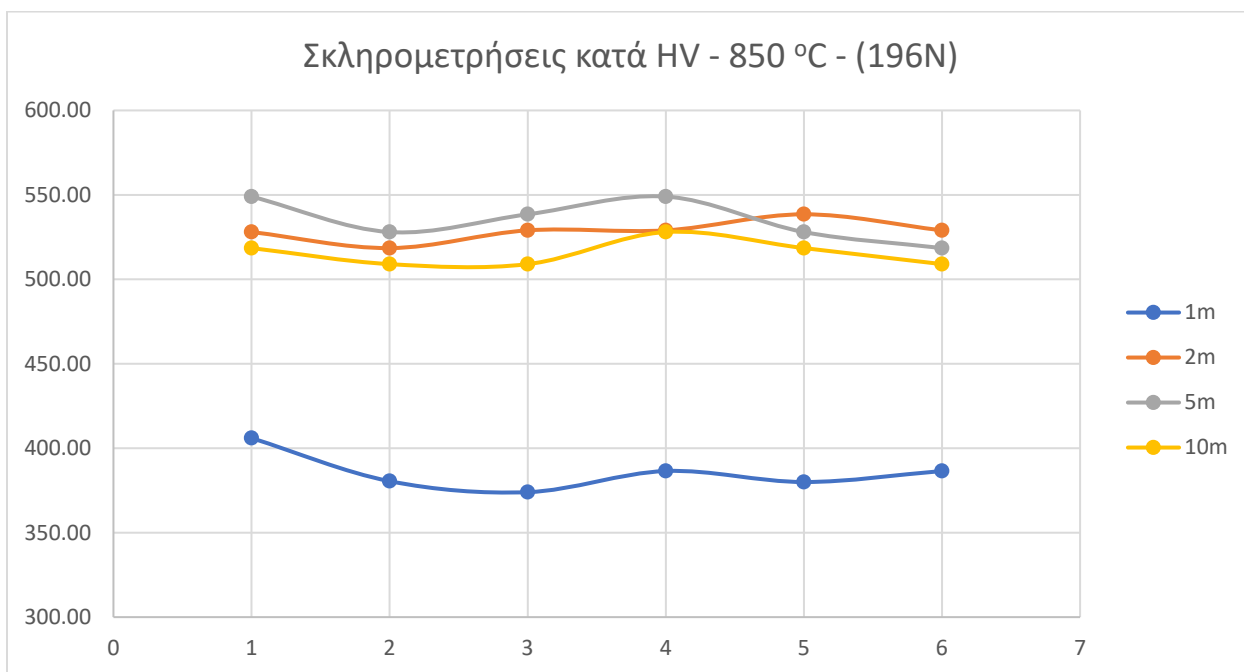


ΓΡΑΦΗΜΑ 3: Μέσος όρος και τυπική απόκλιση σκληρομετρήσεων κατά HV των δοκιμών 825 °C

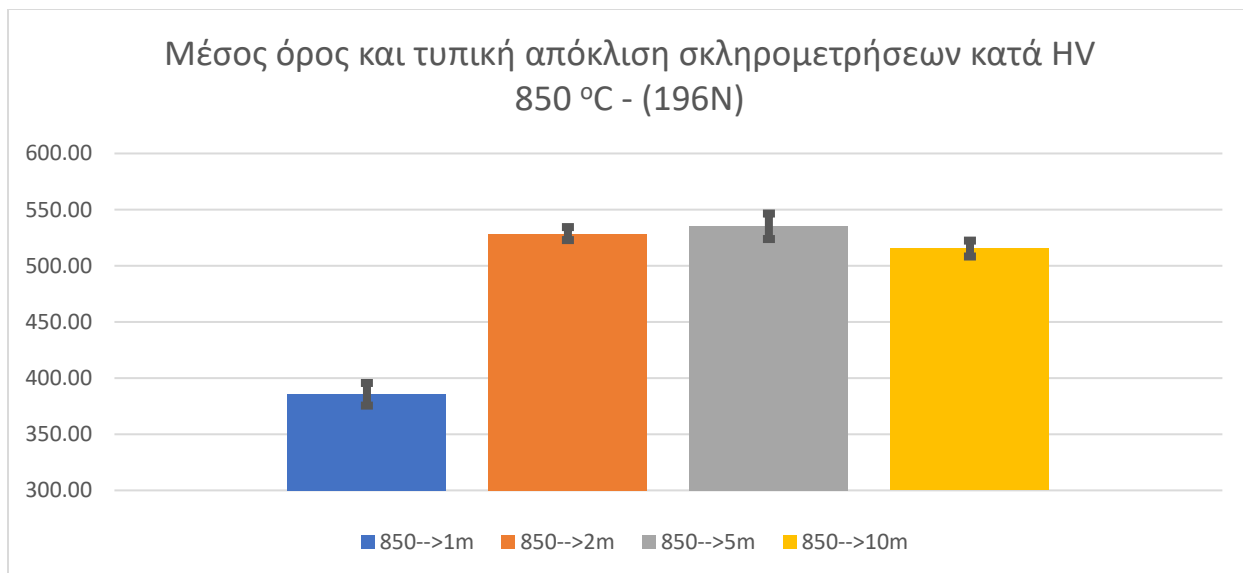
Για τα δοκίμια των 825 °C παρατηρείται μεγάλη απόκλιση στην σκληρότητα του δοκιμίου του 1m το οποίο δείχνει να μην είχε αρκετό χρόνο για την δημιουργία επαρκούς κλάσματος όγκου ωστενίτη.

Συνεχίζοντας οι σκληρότητες των δοκιμίων των 850 °C:

850 °C							
1m	Τυπική Απόκλιση	2m	Τυπική Απόκλιση	5m	Τυπική Απόκλιση	10m	Τυπική Απόκλιση
406,00	20,00	528,00	0,00	549,00	0,00	518,50	9,50
380,50	18,50	518,50	9,50	528,00	0,00	509,00	0,00
374,00	0,00	529,00	20,00	538,50	10,50	509,00	0,00
386,50	12,50	529,00	20,00	549,00	0,00	528,00	0,00
380,00	6,00	538,50	10,50	528,00	0,00	518,50	9,50
386,50	12,50	529,00	20,00	518,50	9,50	509,00	0,00



ΓΡΑΦΗΜΑ 4: Σκληρομετρήσεις κατά HV των δοκιμίων 850 °C

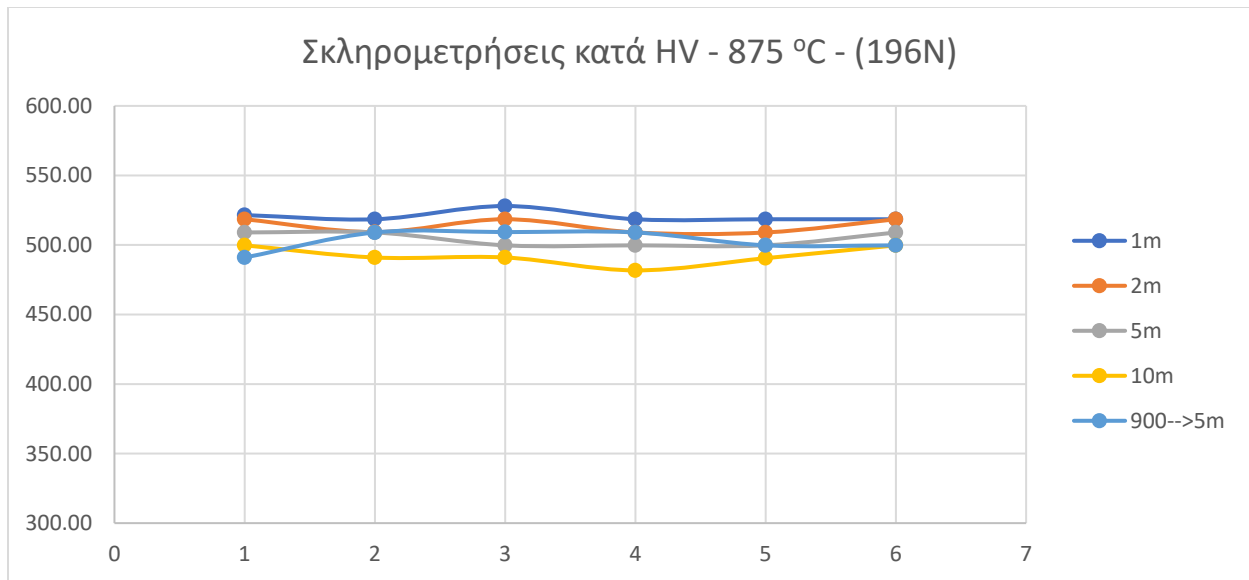


ΓΡΑΦΗΜΑ 5: Τυπικές αποκλίσεις δοκιμών 850 °C

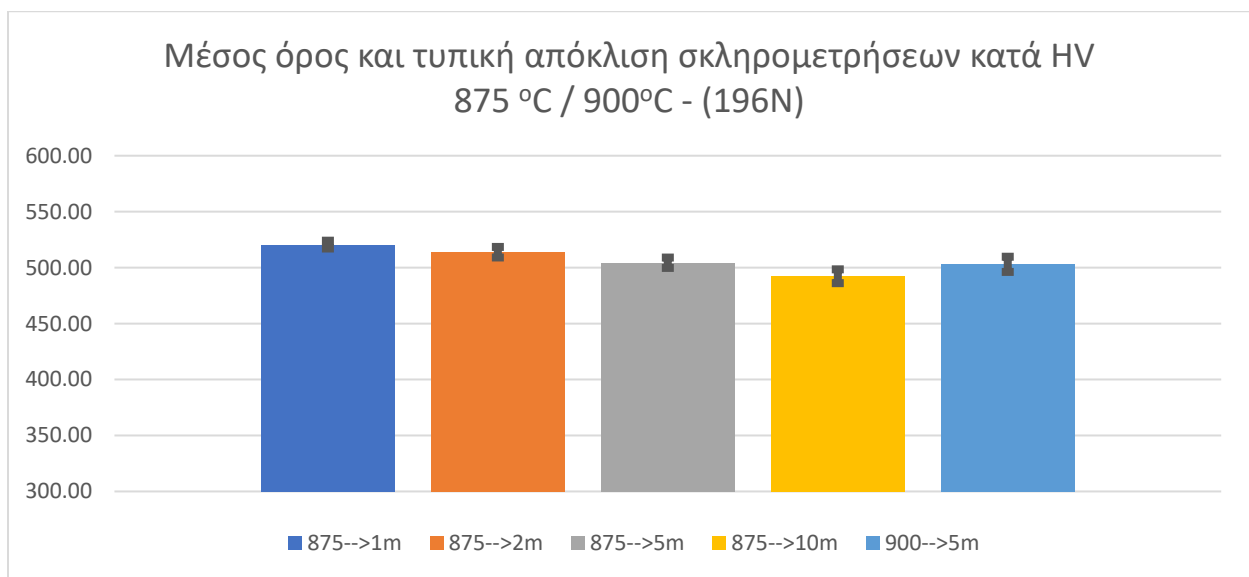
Συνεχίζοντας, παρατηρείται σημαντική διαφορά στην σκληρότητα του δοκιμίου του 1m, που όπως αναφέρθηκε και πιο πάνω, φαίνεται να μην έχει δημιουργηθεί σε αυτό η επιθυμητή ποσότητα μαρτενσίτη λόγω μικρού κλάσματος όγκου του ωστενίτη.

Έπειτα οι σκληρότητες των 875 °C και των 900 °C:

875 °C								900 °C	
1m	Τυπική Απόκλιση	2m	Τυπική Απόκλιση	5m	Τυπική Απόκλιση	10m	Τυπική Απόκλιση	5m	Τυπική Απόκλιση
521,50	48,50	518,50	9,50	509,00	0,00	499,75	9,25	491,00	18,00
518,50	9,50	509,25	18,75	509,00	0,00	491,00	18,00	509,00	0,00
528,00	0,00	518,50	9,50	499,75	9,25	491,00	18,00	509,25	18,75
518,50	9,50	509,00	0,00	499,75	9,25	481,75	8,75	509,00	0,00
518,50	9,50	509,00	0,00	499,75	9,25	490,50	0,00	499,75	9,25
518,50	9,50	518,50	9,50	509,00	0,00	499,75	9,25	499,75	9,25



ΓΡΑΦΗΜΑ 6: Σκληρομετρήσεις κατά HV των δοκιμών 875 °C και 900 °C



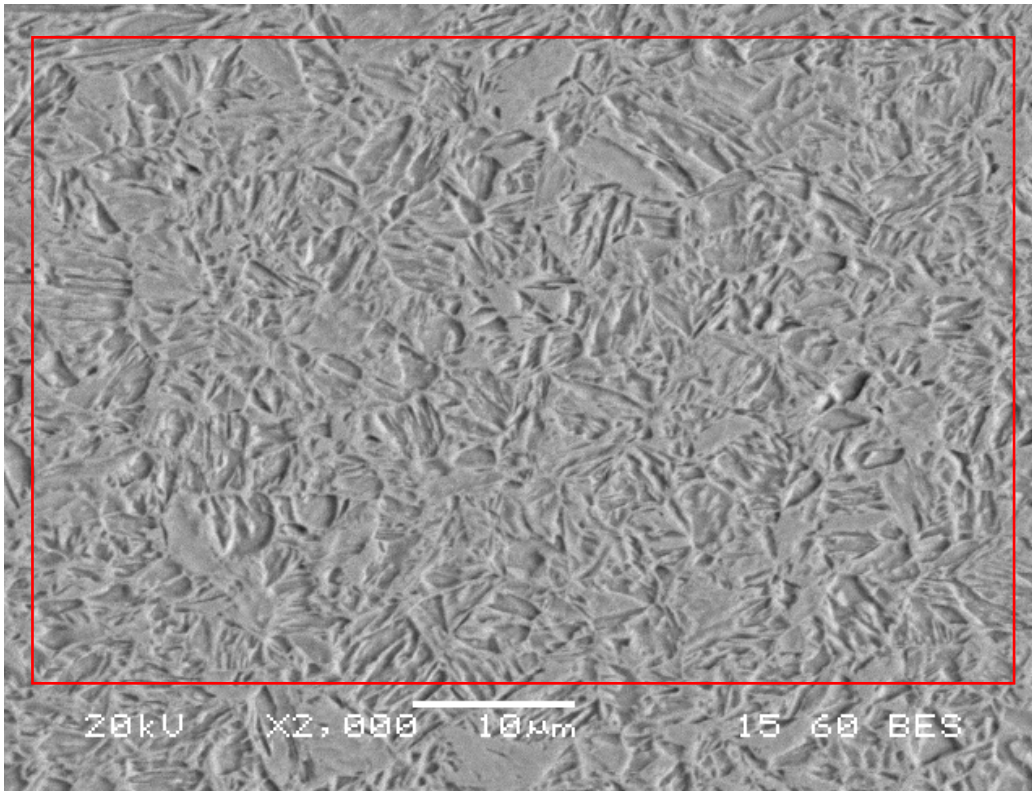
ΓΡΑΦΗΜΑ 7: Τυπικές αποκλίσεις δοκιμών 875 °C και 900 °C

Τέλος, στα δοκίμια των 875 °C και 900 °C φαίνεται να δημιουργήθηκε η επιθυμητή μικροδομή λόγω των τιμών σκληρότητας που παρουσιάζουν αυτά τα δοκίμια. Δεν μπορεί ακόμα να βγει πόρισμα χωρίς την παρατήρηση των μικροδομών τους.

4.2. Χαρακτηρισμός μικρογραφιών

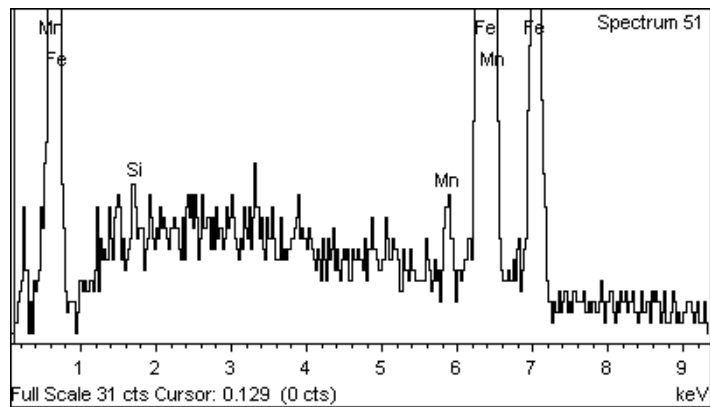
Αρχικά το πρώτο δοκίμιο που πρέπει να χαρακτηριστεί είναι το δοκίμιο αναφοράς το οποίο είναι αυτό για το οποίο έγινε προσπάθεια να αναπαραχθεί η μικροδομή του και οι μηχανικές του ιδιότητες.

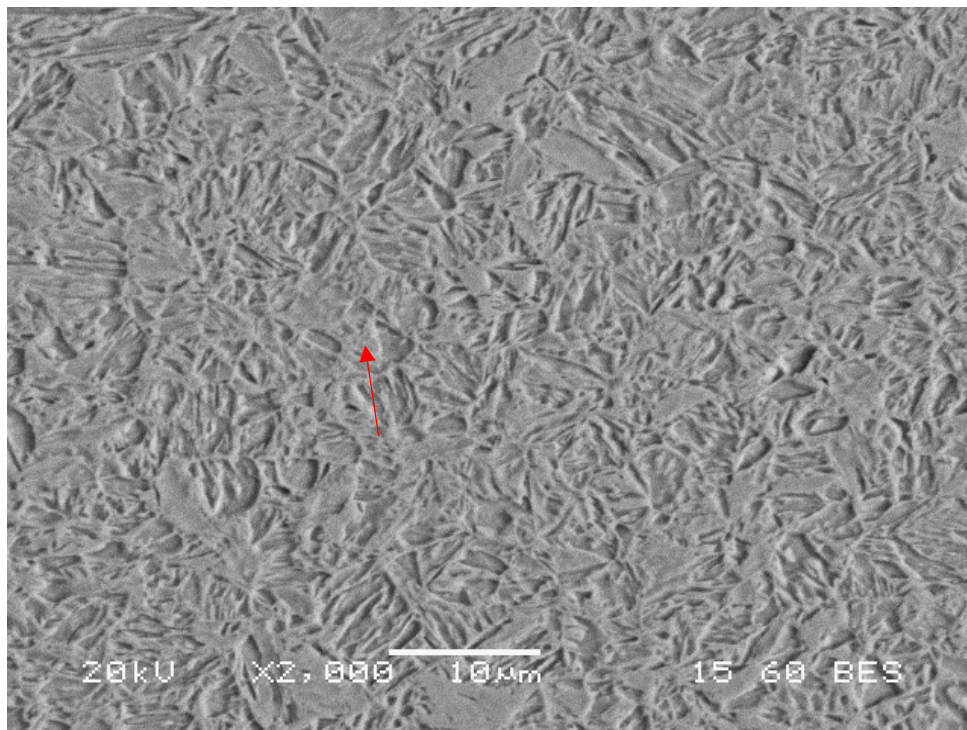
AS RECEIVED



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 1: As Received x2000 BES

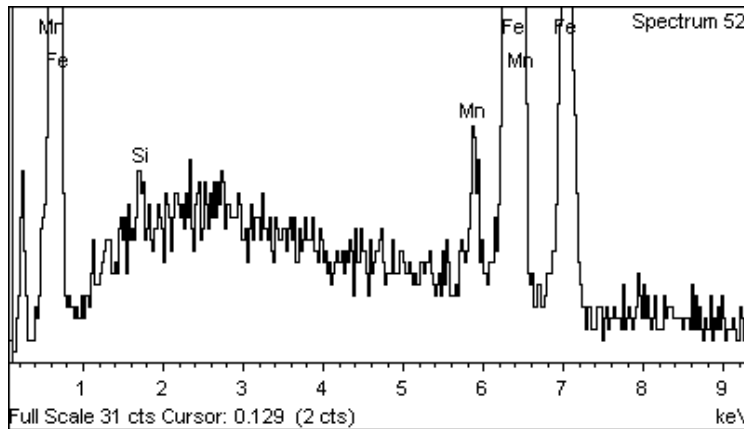
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.52	1.03
Mn K	1.93	1.95
Fe K	97.55	97.02
Totals	100.00	

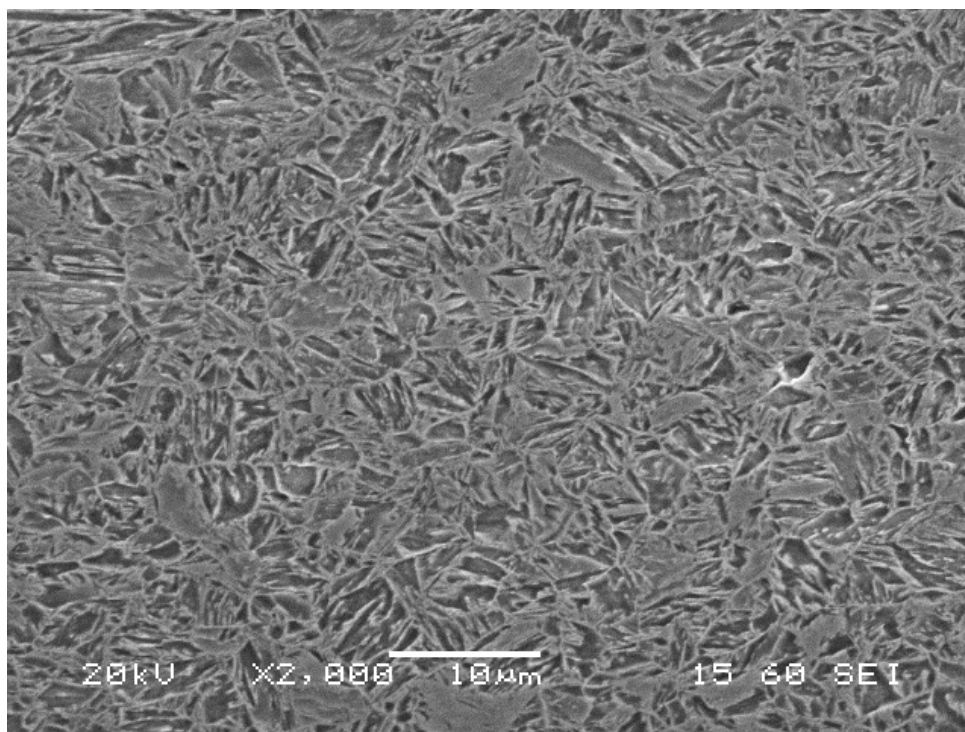




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 2: As Received x2000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.58	1.14
Mn K	2.13	2.15
Fe K	97.30	96.71
Totals	100.00	

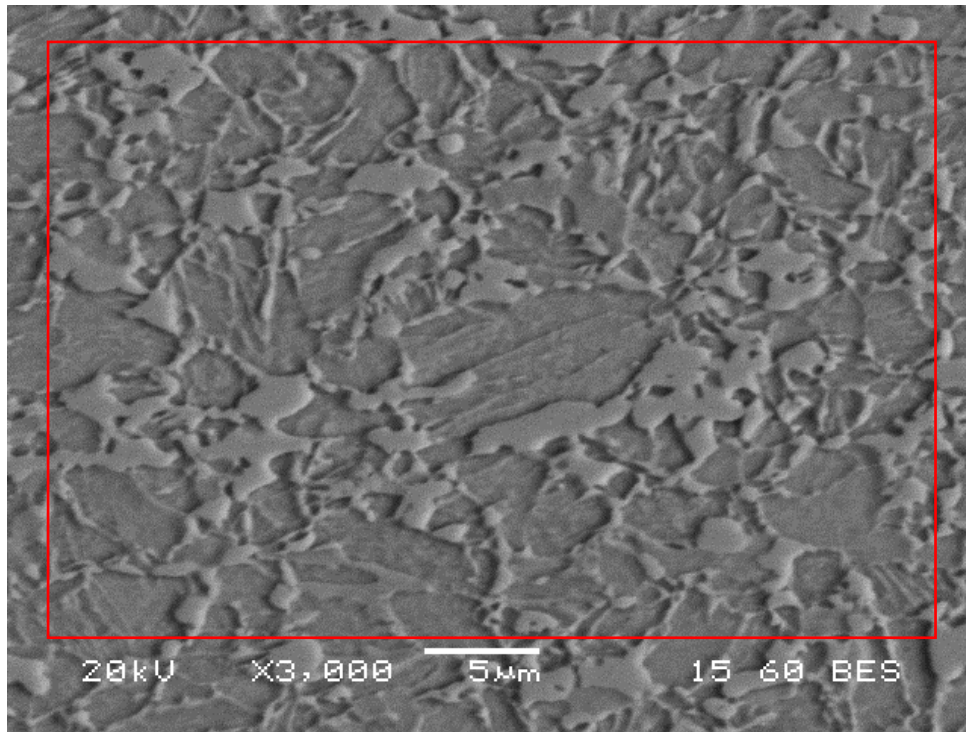




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 3: As Received x2000 SEI

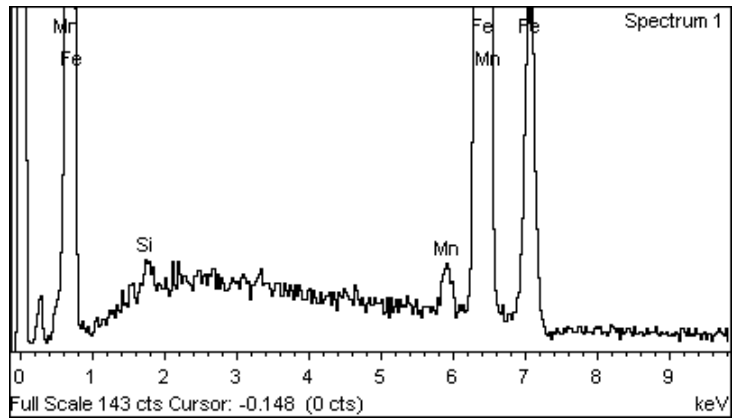
Η παραπάνω μικροδομή αποτελείται από μαρτενσιτική μήτρα με διεσπαρμένους κόκκους φερρίτη. Αυτό αποδεικνύεται από το γεγονός ότι στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 2 φαίνεται η αύξηση σε περιεκτικότητα του μαγγανίου που είναι κραματικό στοιχείο σταθεροποίησης του ωστενίτη. Δηλαδή μετά την βαφή του χάλυβα, ο ωστενίτης μετασχηματίστηκε στον μαρτενσίτη με διατμησιακό μετασχηματισμό και μεταβιβάστηκε η χημική σύστασή του. Επιπλέον παρατηρούμε την χαρακτηριστική βελονοειδή μορφή του μαρτενσίτη η οποία εισχωρεί μέσα στους φερριτικούς κόκκους.

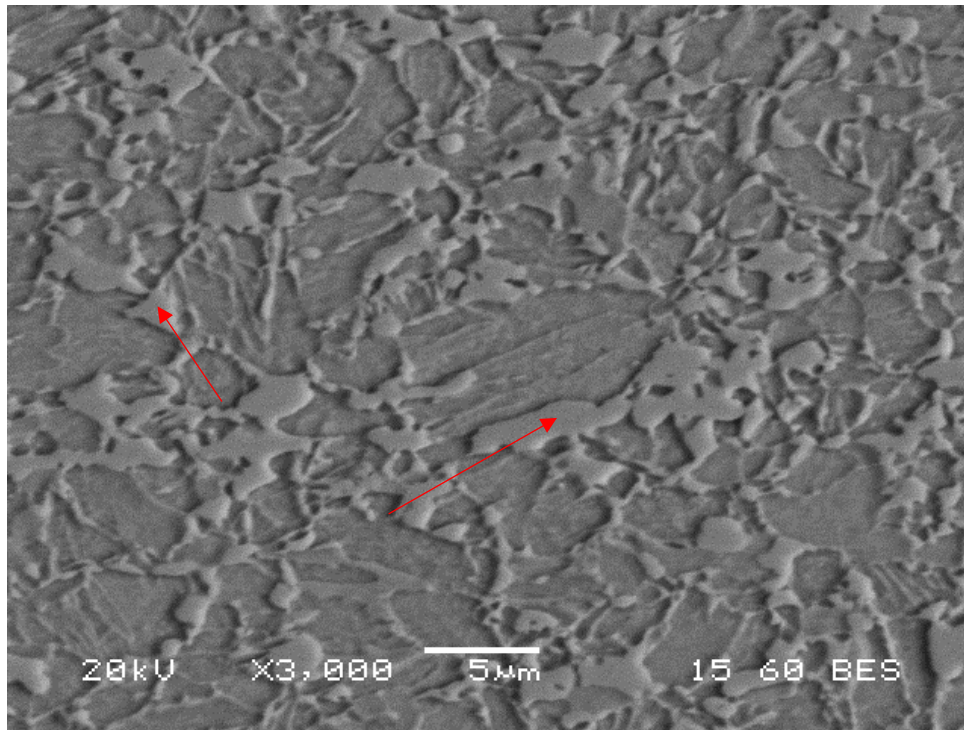
825 °C → 1min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 4: 825 °C 1min x3000 BES

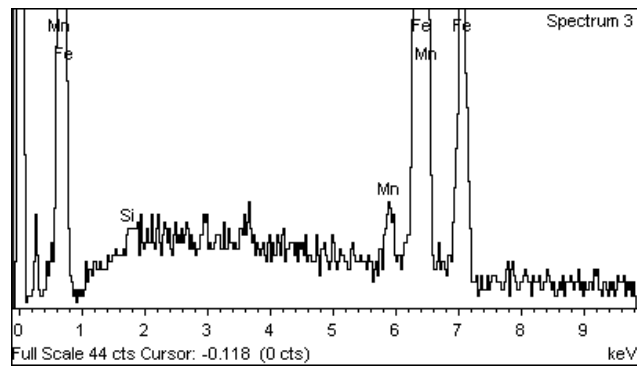
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.40	0.80
Mn K	1.63	1.65
Fe K	97.96	97.55
Totals	100.00	



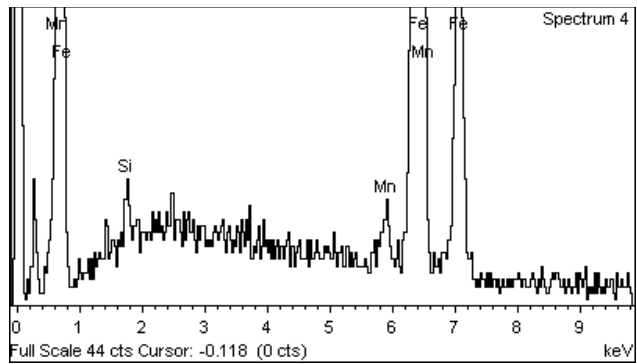


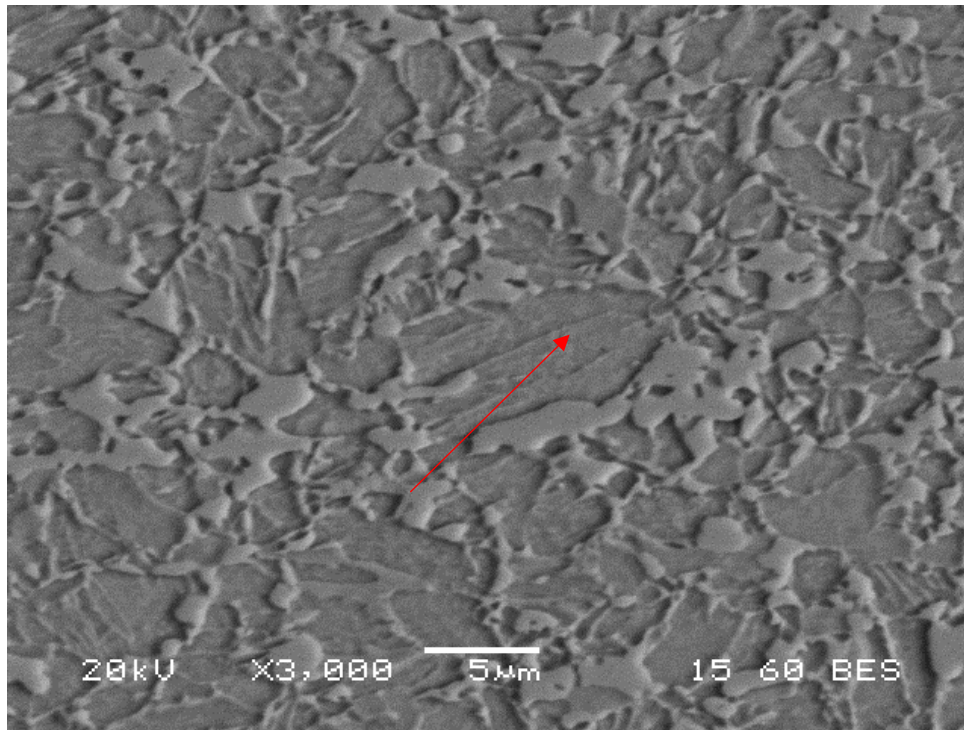
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 5: 825 °C 1min x3000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.23	0.46
Mn K	1.83	1.86
Fe K	97.94	97.69
Totals	100.00	



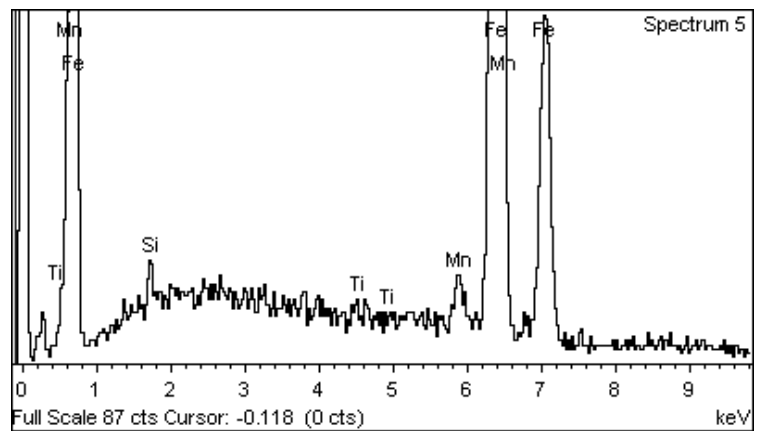
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.59	1.16
Mn K	1.76	1.77
Fe K	97.66	97.07
Totals	100.00	

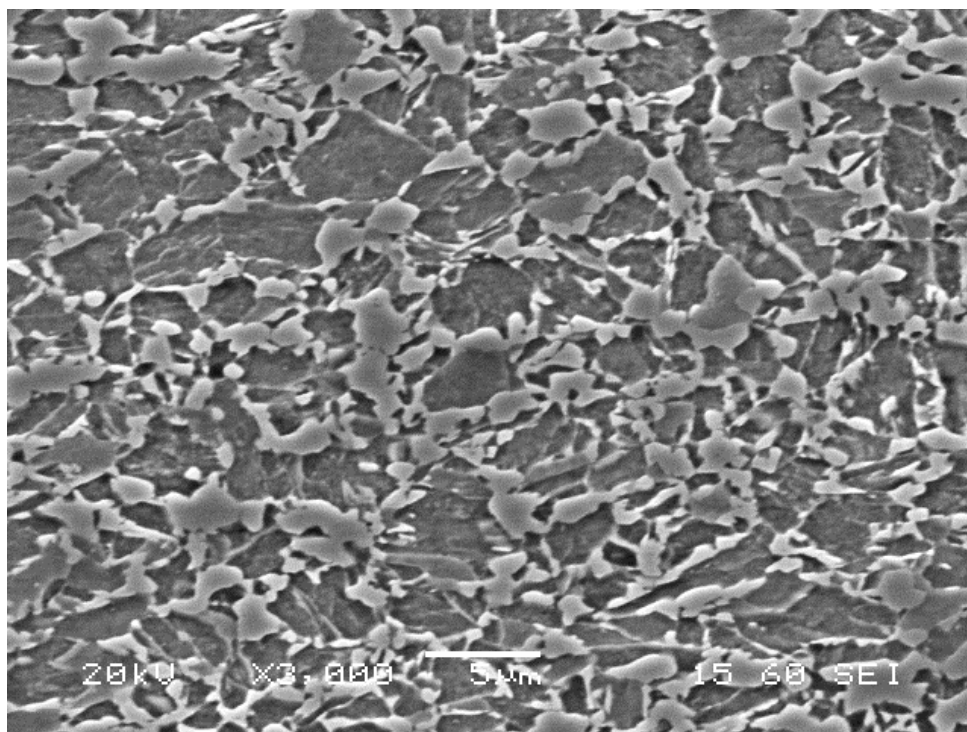




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 6: 825 °C 1min x3000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.57	1.12
Ti K	0.16	0.19
Mn K	1.72	1.74
Fe K	97.55	96.95
Totals	100.00	



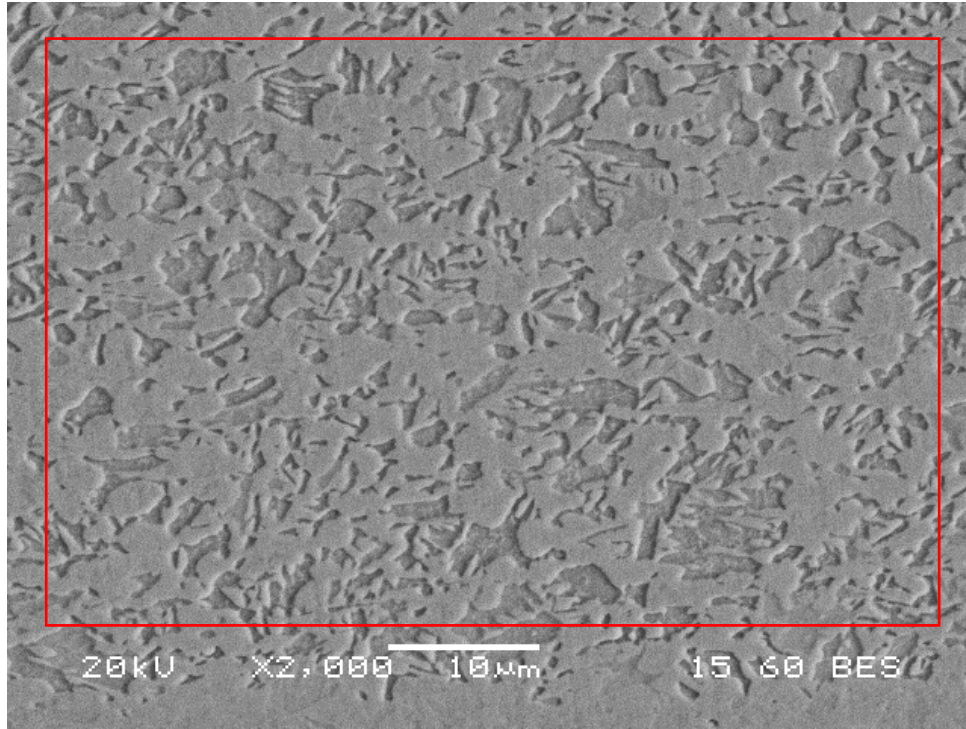


ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 7: 825 °C 1min x3000 SEI

Η μικροδομή του δοκιμίου των 825 °C του 1min φαίνεται να αποτελείται από φερριτική μητρική μικροδομή με ταυτόχρονη παρουσία μαρτενσίτη και υπολειπόμενου ωστενίτη. Για τον συγκεκριμένο χρόνο παραμονής σε αυτήν τη θερμοκρασία της διφασικής περιοχής ($\alpha+\gamma$) αναμένεται το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου που παρατηρείται να είναι ο φερρίτης (μαύροι κόκκοι). Αυτό οφείλεται στο γεγονός της μικρής παραμονής στην διφασική περιοχή που σημαίνει ότι δεν επαρκεί ο χρόνος για την ανάπτυξη κυρίαρχης ποσότητας ωστενίτη. Επιπλέον στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 6 παρατηρείται ποσότητα τιτανίου (α -φερρογόνο) εντός της φερριτικής φάσης γεγονός που συμβάλλει στον χαρακτηρισμό αυτών των κόκκων ως φερριτικών. Επιπλέον στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 7 παρατηρείται και μια δεύτερη μικροδομή λευκού χρώματος η οποία λόγω της υψηλής κραμάτωσης σε μαγγάνιο πιθανά είναι υπολειπόμενος ωστενίτης και μαρτενσίτης κάτι το οποίο μπορεί να υποστηριχθεί από τον μικρό χρόνο παραμονής στην διφασική περιοχή. Είναι γνωστό πως κατά την έναρξη του ωστενιτικού μετασχηματισμού, οι πρώτοι κόκκοι ωστενίτη έχουν ιδιαίτερα υψηλή συγκέντρωση σε κραματικά στοιχεία. Έτσι όπως φαίνεται στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 5 οι άσπροι κόκκοι εμπεριέχουν κραματικά στοιχεία τα οποία είναι γ -φερρογόνα τα οποία σταθεροποιούν τον ωστενίτη σε θερμοκρασία δωματίου. Επιπλέον λόγω του μικρού χρόνου ωστενιτοποίησης δεν υπήρξε επαρκής διάχυση του άνθρακα ώστε να προκύψει ομοιογένεια εντός των

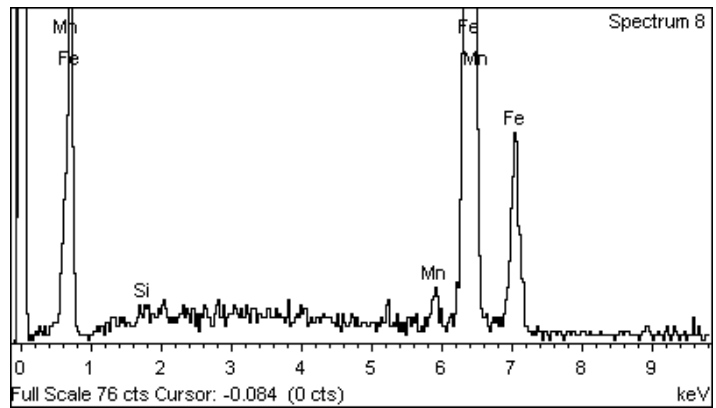
ωστενιτικών κόκκων, με αποτέλεσμα κάποιοι ωστενιτικοί κόκκοι να μετασχηματιστούν σε μαρτενσίτη ενώ άλλοι (λόγω της υψηλής κραμάτωσης σε γ-φερρογόνα) να παρέμειναν ωστενιτικοί.

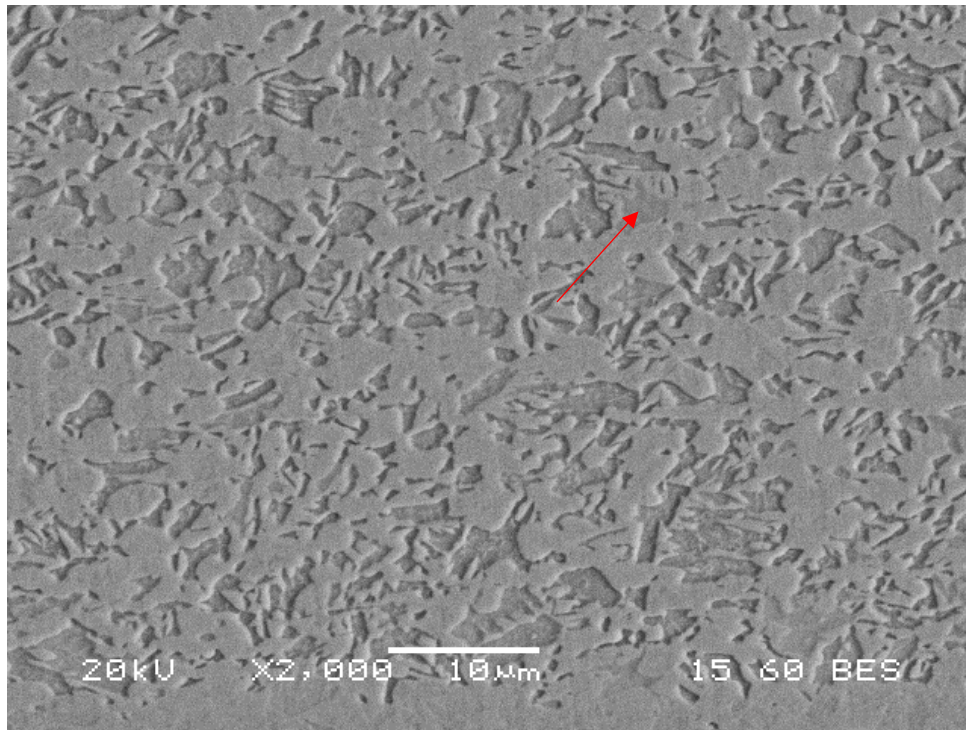
825 °C → 2min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 8: 825 °C 2min x2000 BES

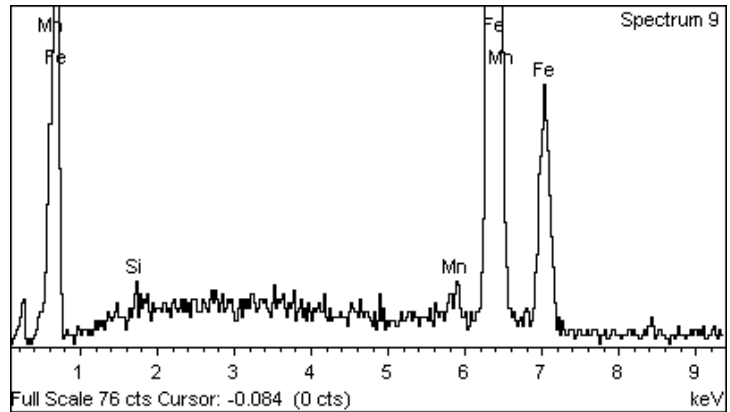
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.14	0.28
Mn K	2.16	2.19
Fe K	97.70	97.53
Totals	100.00	

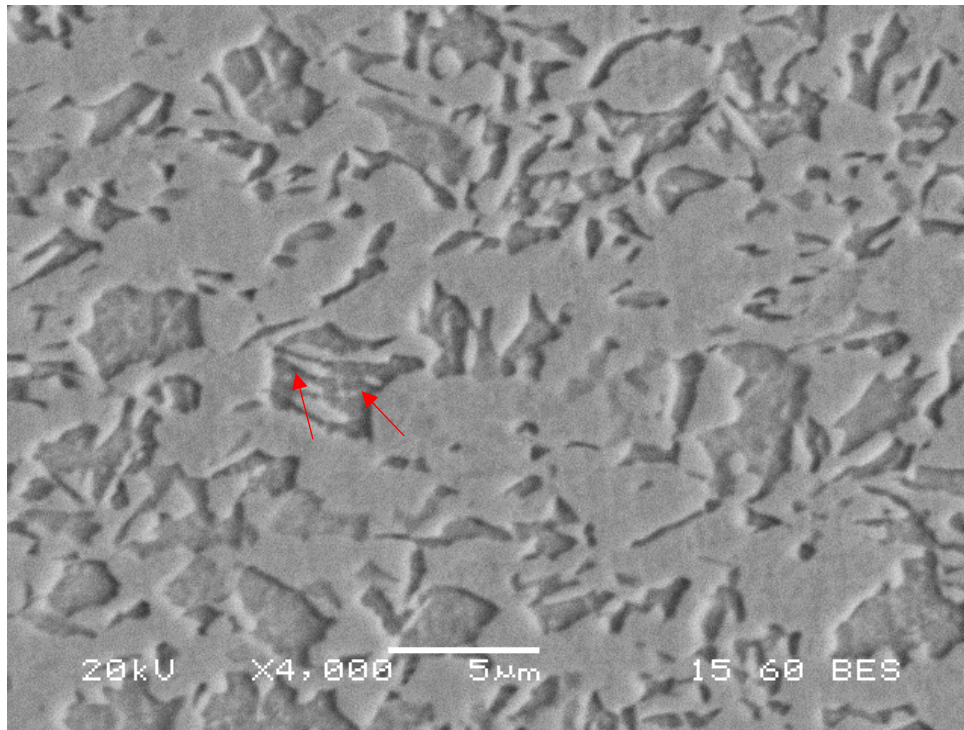




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 9: 825 °C 2min x2000 BES

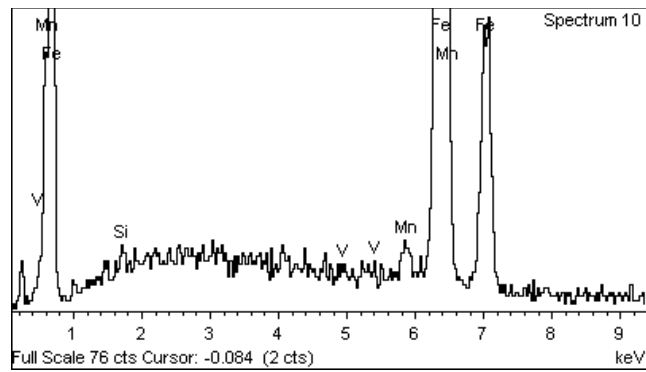
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.38	0.74
Mn K	1.33	1.35
Fe K	98.29	97.91
Totals	100.00	



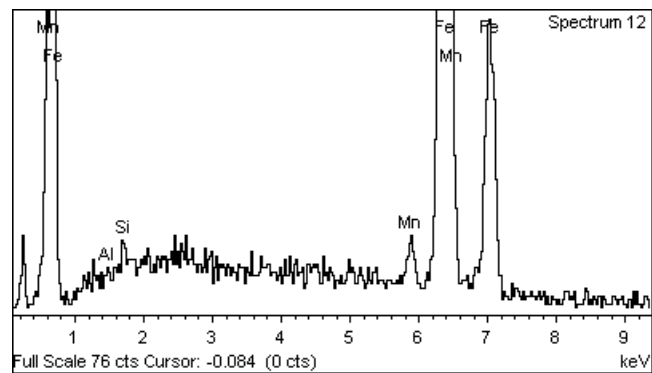


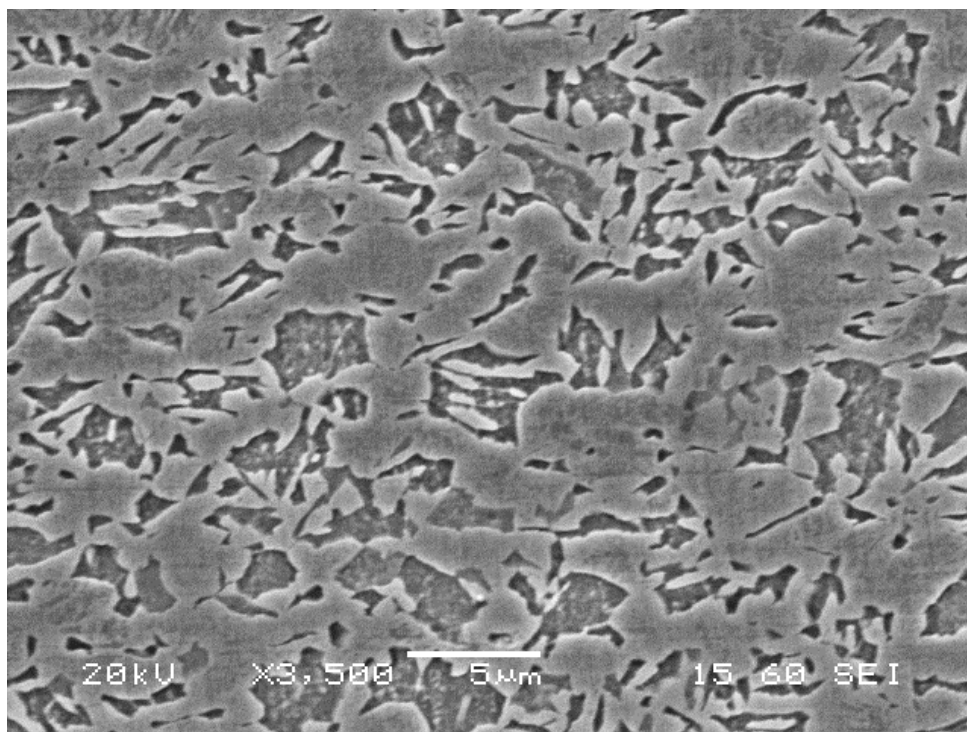
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 10: 825 °C 2min x4000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.45	0.90
V K	0.20	0.22
Mn K	1.30	1.31
Fe K	98.05	97.58
Totals	100.00	



Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.19	0.39
Si K	0.44	0.88
Mn K	1.80	1.81
Fe K	97.57	96.92
Totals	100.00	



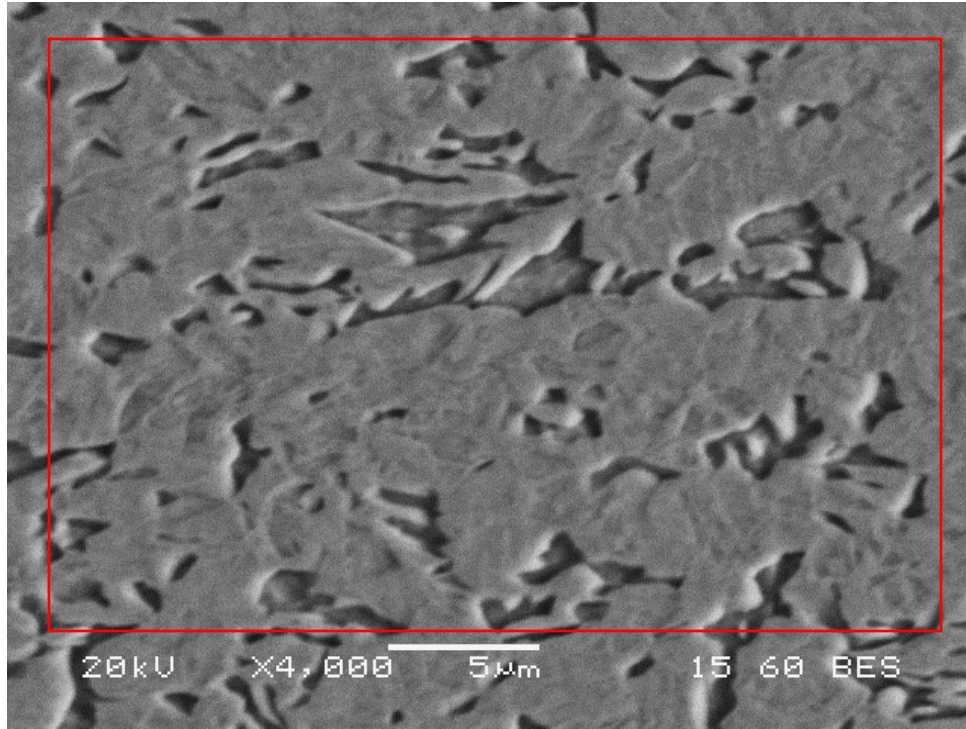


ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 11: 825 °C 2min x3500 SEI

Η μικροδομή του δοκιμίου των 825 °C των 2min αποτελείται από μαρτενσιτική μητρική μικροδομή (γκρι κόκκοι) εντός της οποίας υπάρχουν οι κόκκοι του φερρίτη (μαύροι κόκκοι). Εδώ το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη φαίνεται να είναι μεγαλύτερο από το δοκίμιο του 1min γεγονός που μας δείχνει ότι χρειαζόταν παραπάνω χρόνος στην διφασική περιοχή για να αναπτυχθεί περισσότερο ο ωστενίτης που εν συνεχεία μετασχηματίστηκε στον μαρτενσίτη. Στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 9 παρατηρείται πολυγωνικός φερριτικός κόκκος με πολύ χαμηλή συγκέντρωση σε μαγγάνιο. Επιπλέον όπως παρατηρείται στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 10 η περιεκτικότητα σε α-φερογόνα (όπως το αλουμίνιο και το βανάδιο) στον φερρίτη είναι αυξημένη. Το αλουμίνιο χρησιμοποιείται για την αποτροπή του σχηματισμού του σεμεντίτη και σαν σταθεροποιητικό του φερρίτη. Το βανάδιο είναι καρβιδιογόνο οπότε πιθανά να έχουμε παρουσία καρβιδίων τα οποία δεν μπορούν να παρατηρηθούν. Επίσης παρατηρούνται μετασταθείς ωστενιτικοί κόκκοι (λευκοί κόκκοι) εντός των φερριτικών κόκκων,

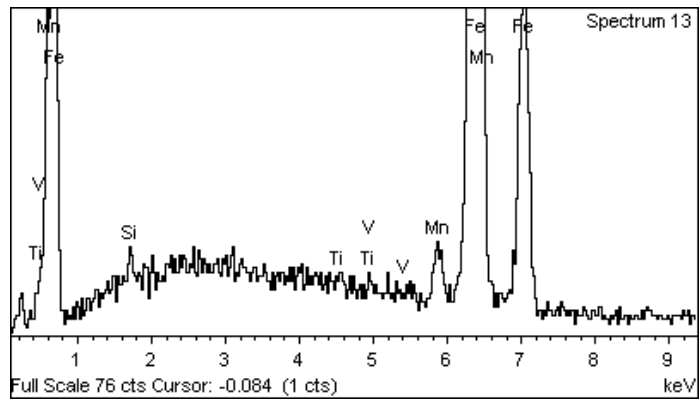
αποτέλεσμα της μερικής (μη ολοκληρωμένης) ωστενιτοποίησης του φερριτικού κόκκου. Τέλος παρατηρείται πολύ μικρότερο κλάσμα όγκου μετασταθούς ωστενίτη σε σχέση με το δοκίμιο του 1min γεγονός της καλύτερης διάχυσης των κραματικών στοιχείων εντός των ωστενιτικών κόκκων πριν από την βαφή. Η μικροδομή επιβεβαιώνει και την σημαντική αύξηση της σκληρότητας μεταξύ των δοκιμίων του 1min και των 2min.

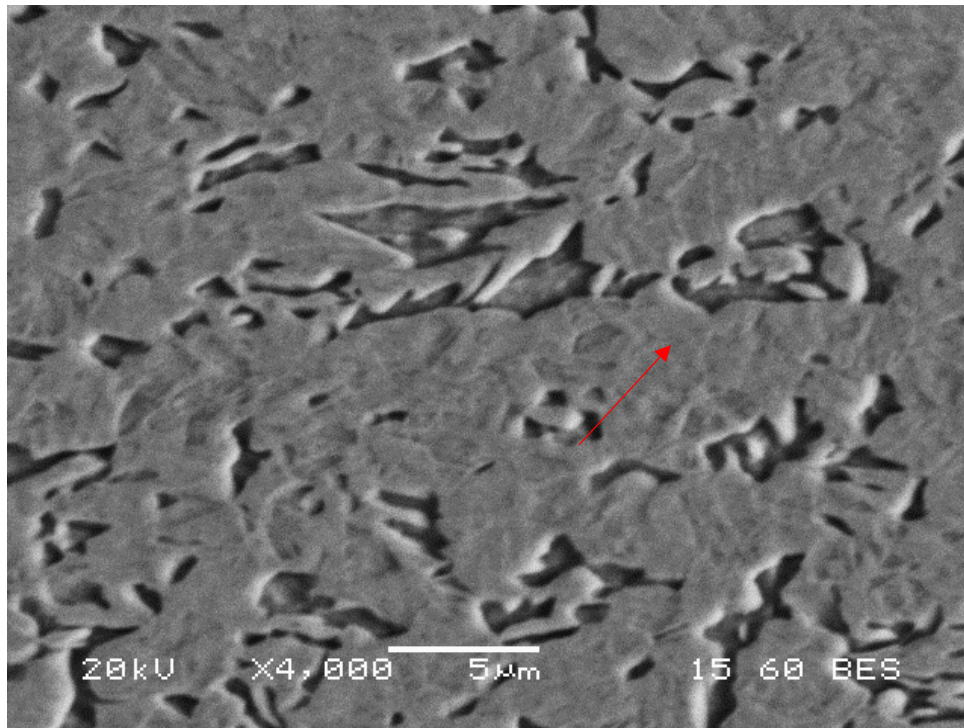
825 °C → 5min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 12: 825 °C 5min x4000 BES

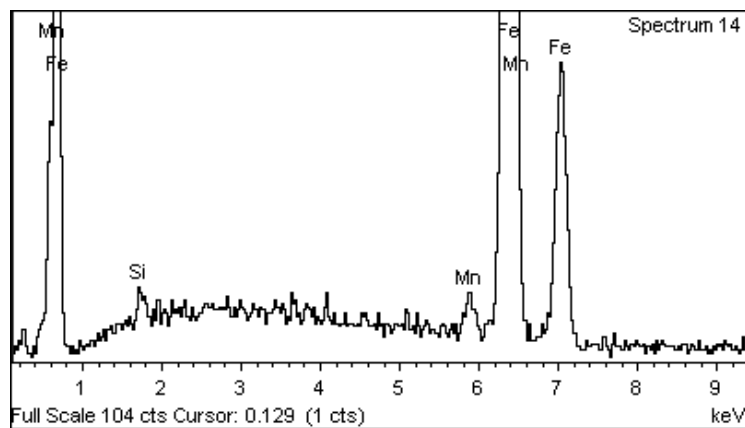
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.41	0.82
Ti K	0.18	0.21
V K	0.22	0.24
Mn K	1.83	1.85
Fe K	97.36	96.89
Totals	100.00	

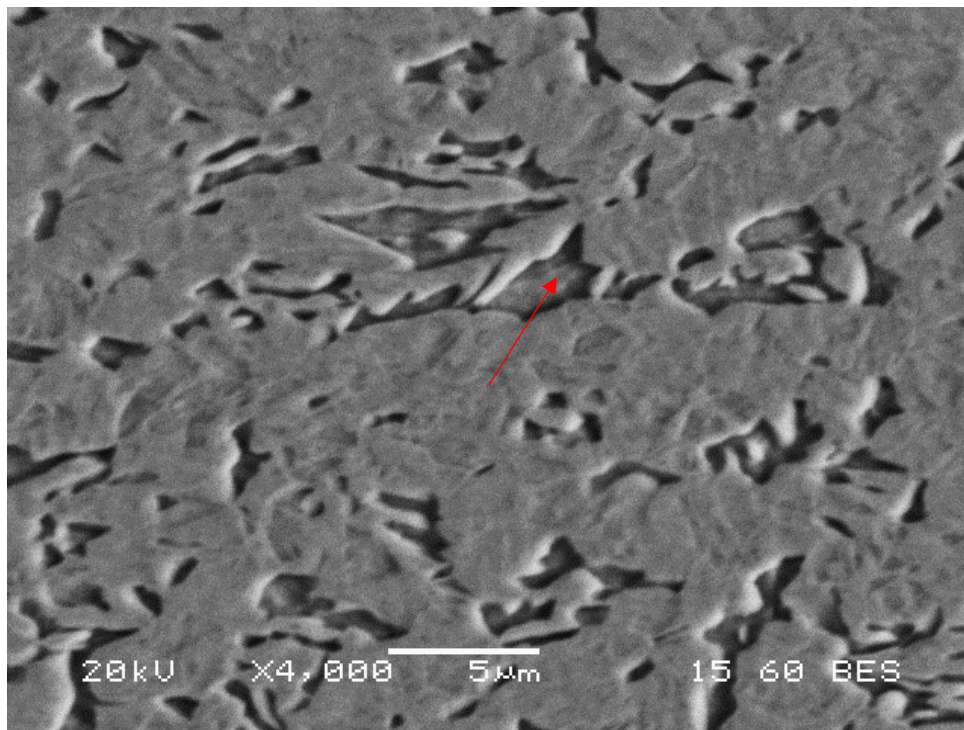




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 13: 825 °C 5min x4000 BES

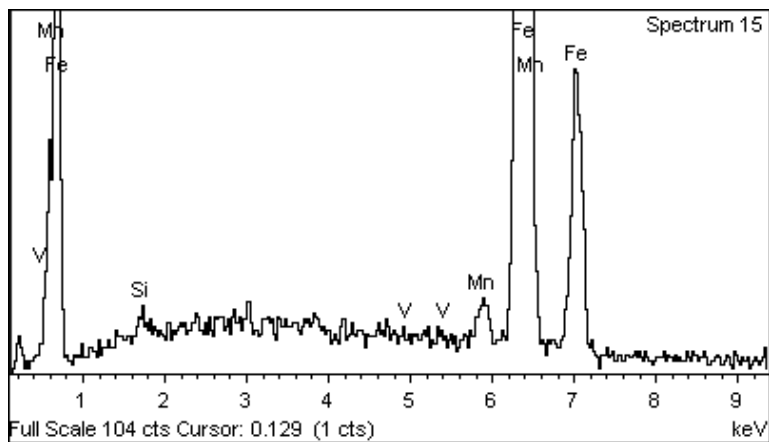
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.52	1.04
Mn K	1.85	1.87
Fe K	97.63	97.09
Totals	100.00	

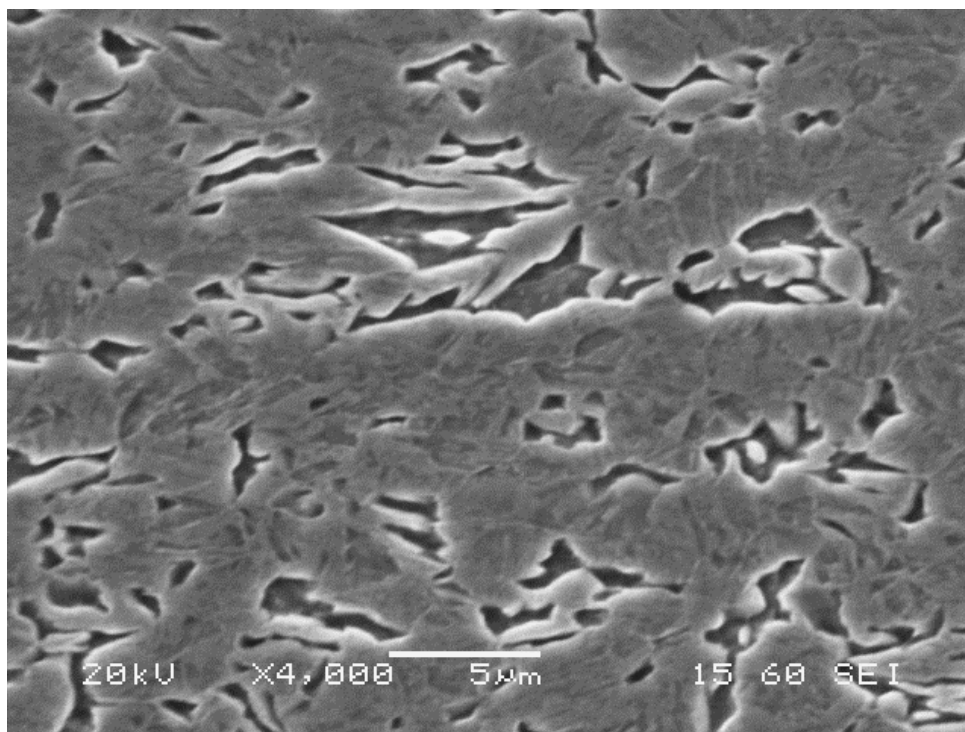




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 14: 825 °C 5min x4000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.25	0.49
V K	0.16	0.17
Mn K	1.71	1.73
Fe K	97.89	97.61
Totals	100.00	

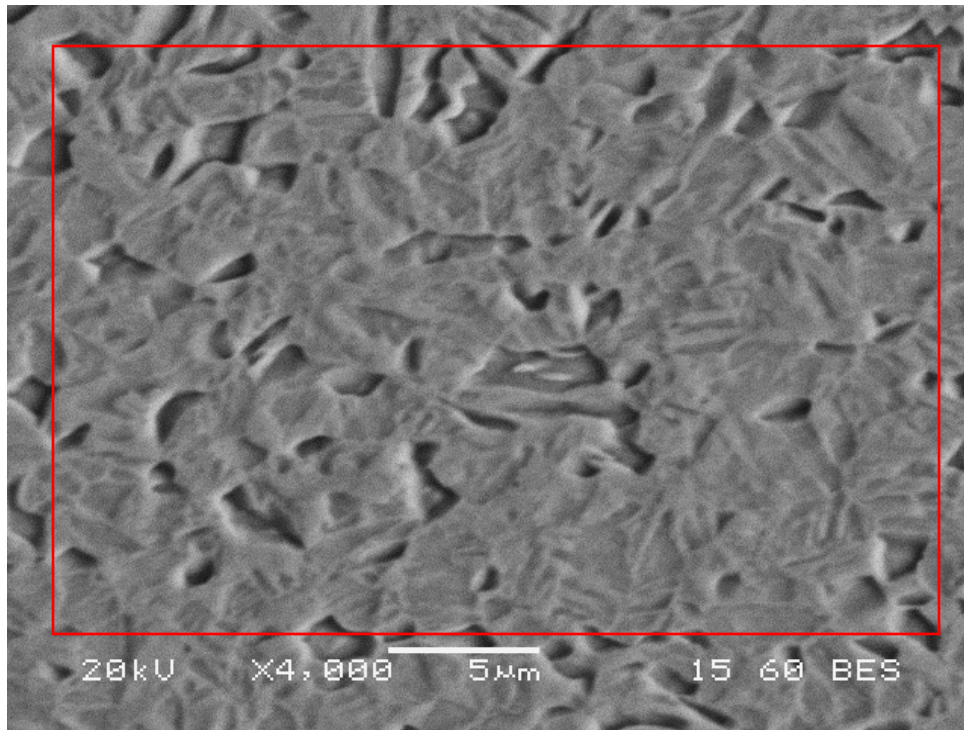




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 15: 825 °C 5min x4000 SEI

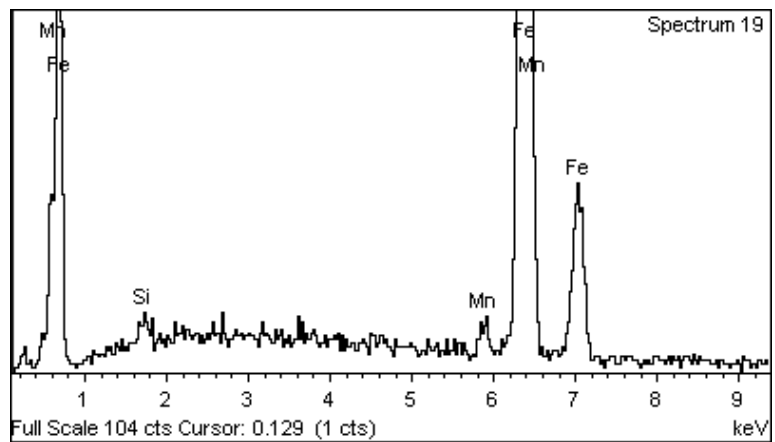
Στην μικρογραφία των 825 °C των 5min η μικροδομή αποτελείται από κυρίαρχη μαρτενσιτική μικροδομή με παρουσία λεπτών κόκκων φερρίτη (μαύροι κόκκοι). Στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 13 παρατηρείται η σχετικά υψηλότερη συγκέντρωση μαγγανίου εντός των μαρτενσιτικών κόκκων. Πλέον οι μαρτενσιτικές βελόνες είναι φανερές λόγω της χημικής ομοιογένειας που επιτεύχθηκε και λόγω των μεγάλων κόκκων, τα οποία είναι αποτελέσματα του μεγάλου χρόνου παραμονής στην διφασική περιοχή. Επιπλέον στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 14 παρατηρείται φερριτικός κόκκος με παρουσία ποσότητας βαναδίου (α -φερρογόνο). Παρατηρείται επιπλέον η παρουσία τιτανίου το οποίο χρησιμεύει σαν καρβιδιογόνο. Τα καρβίδια που πιθανά να δημιουργούνται με το τιτάνιο και το βανάδιο είναι καρβίδια νανοκλίμακας εντός της φερριτικής φάσης, τα οποία λόγω του μεγέθους τους δεν μπορούν να παρατηρηθούν.

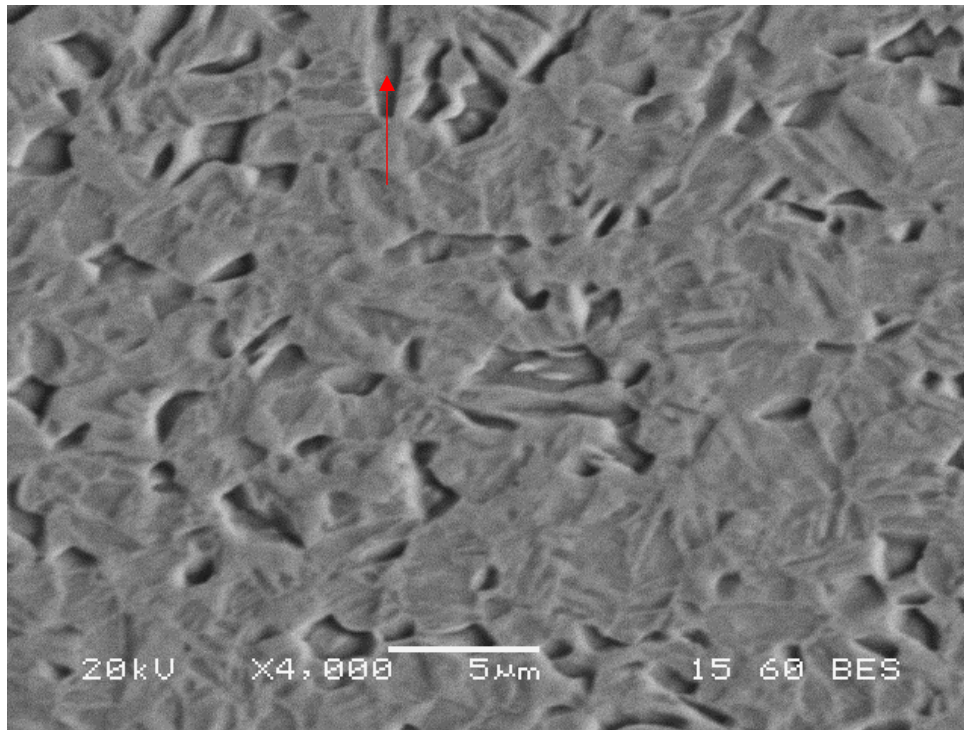
825 °C → 10min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 16: 825 °C 10min x4000 BES

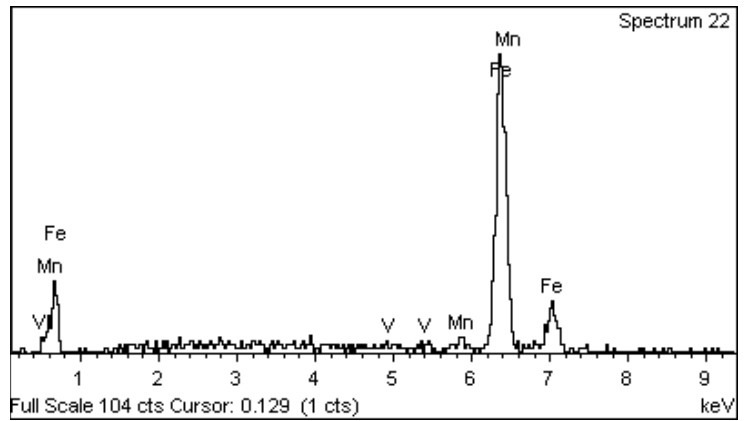
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.48	0.95
Mn K	2.15	2.18
Fe K	97.37	96.88
Totals	100.00	

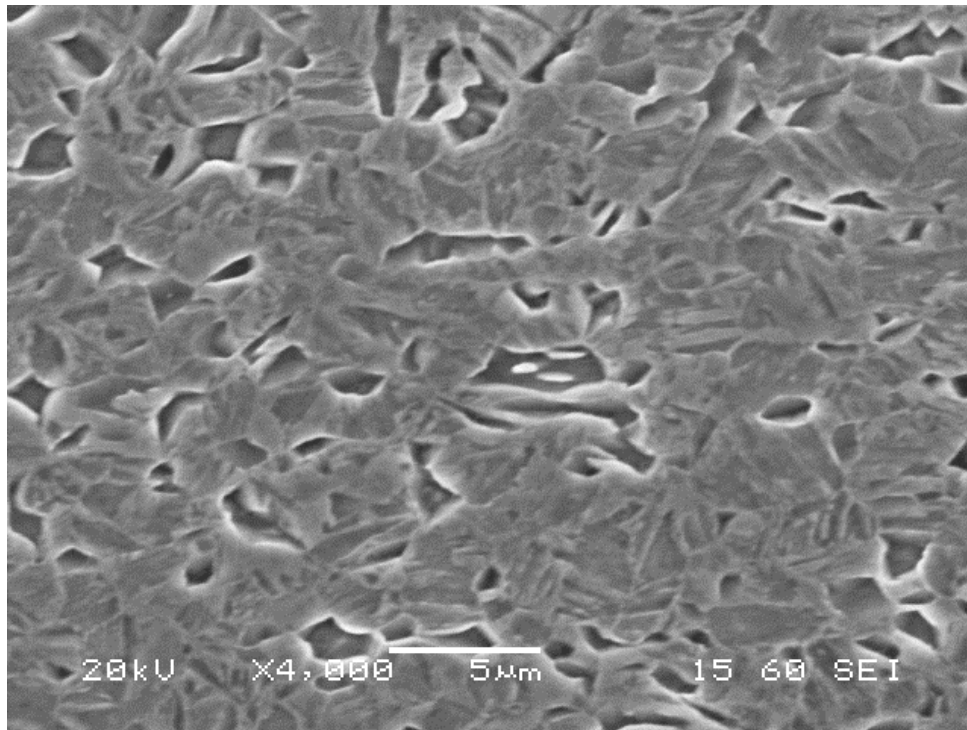




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 17: 825 °C 10min x4000 BES

Element	Weight%	Atomic%
V K	0.21	0.23
Mn K	1.29	1.31
Fe K	98.50	98.46
Totals	100.00	

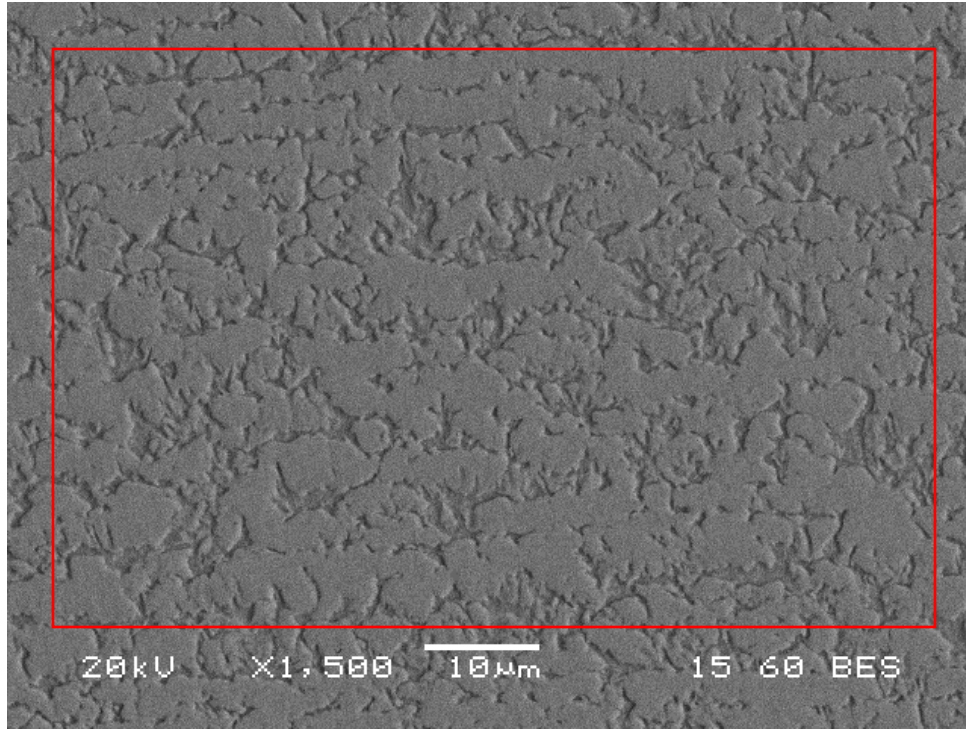




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 18: 825 °C 10min x4000 SEI

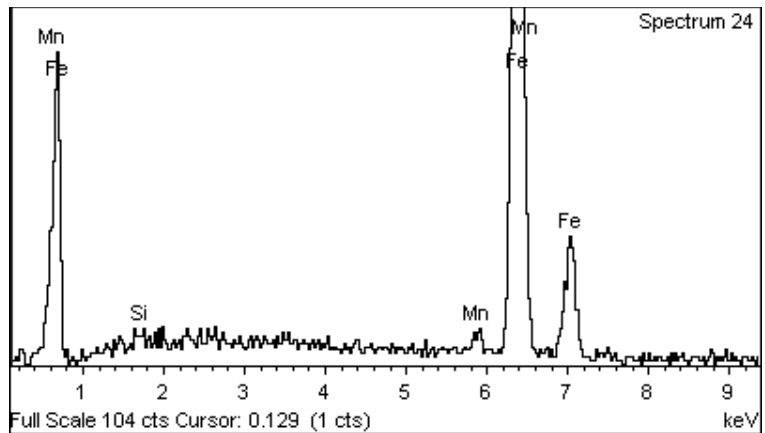
Στην μικρογραφία του δοκιμίου των 825 °C των 10min παρατηρείται η ίδια μικροδομή με αυτή των 5min. Παρατηρείται μαρτενσιτική μητρική μικροδομή εντός της οποίας υπάρχουν κόκκοι φερρίτη. Επιβεβαιώνεται ότι οι φαινομενικά χαμηλοί υψομετρικά κόκκοι είναι φερριτικοί κόκκοι λόγω της παρουσίας του βαναδίου σε αυτούς. Επιπλέον το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη πιθανά να είναι λίγο μεγαλύτερο λόγω της μικρής αύξησης της σκληρότητας που παρατηρήθηκε σε σύγκριση με το δοκίμιο των 5min.

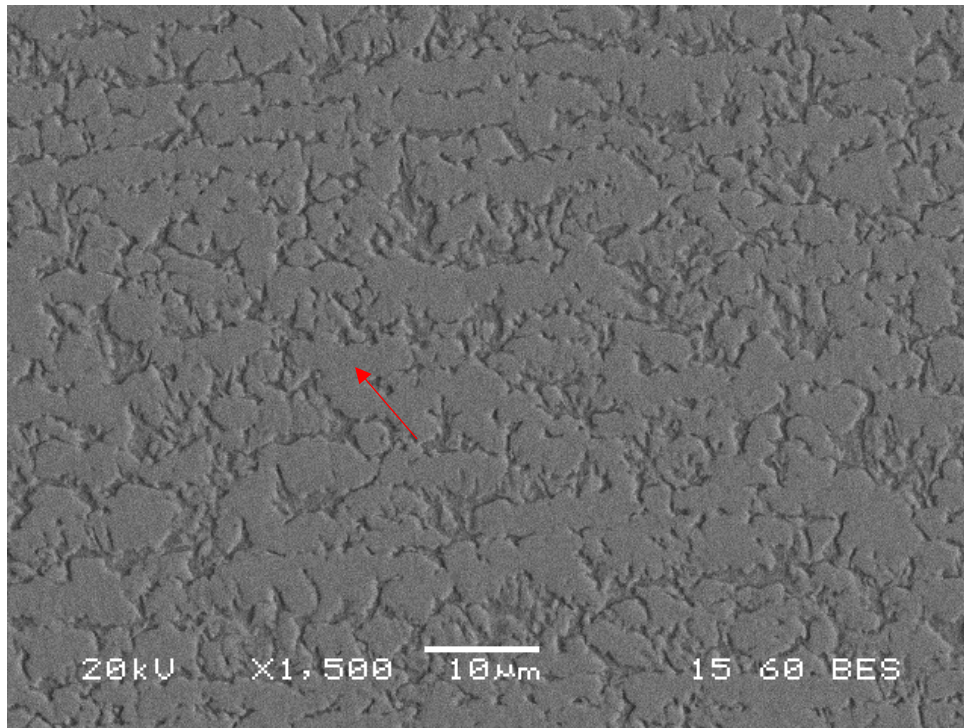
850 °C → 1min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 19: 850 °C 1min x1500 BES

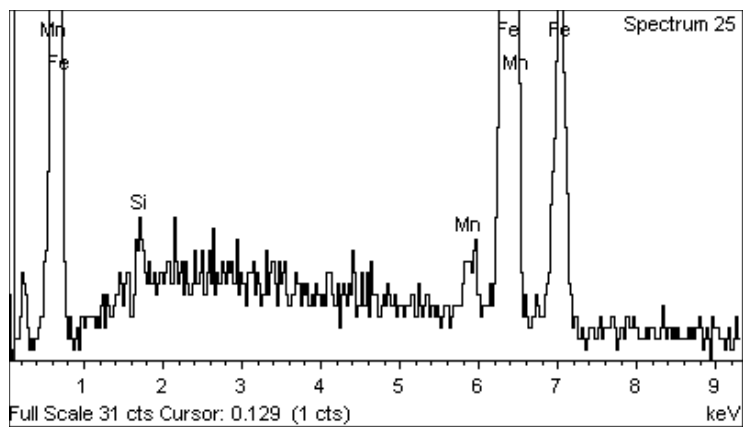
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.36	0.70
Mn K	1.72	1.74
Fe K	97.93	97.56
Totals	100.00	

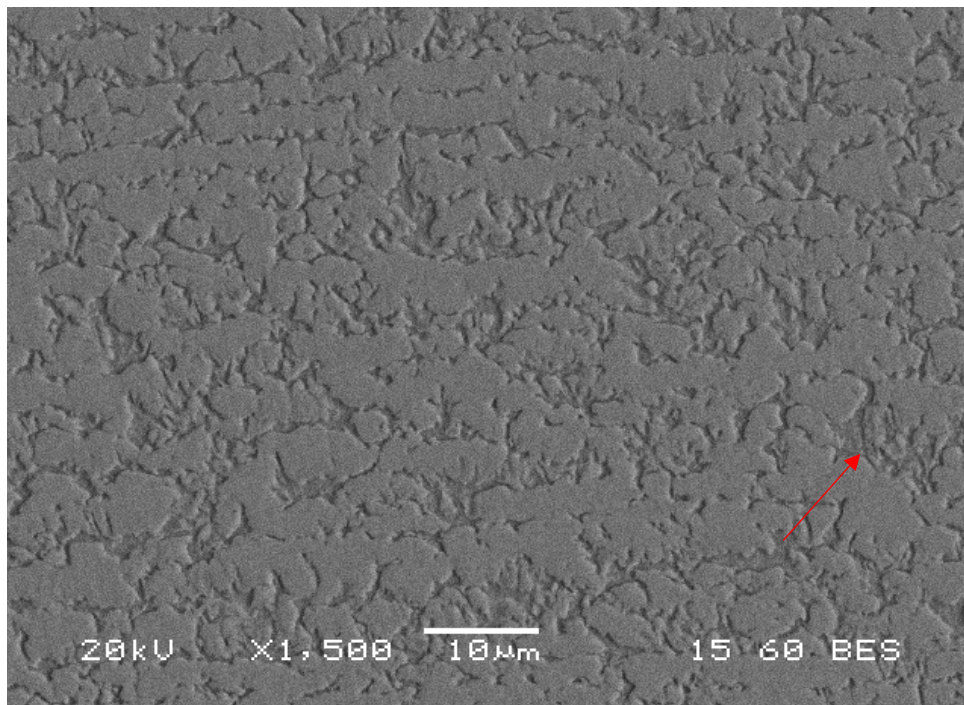




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 20: 850 °C 1min x1500 BES

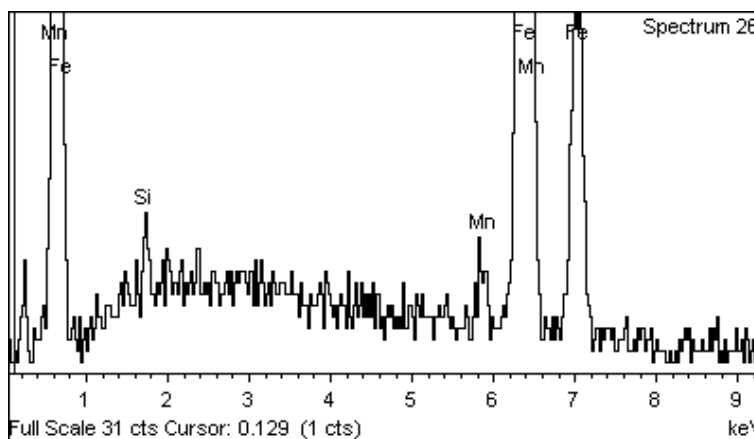
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.73	1.44
Mn K	1.41	1.43
Fe K	97.85	97.13
Totals	100.00	





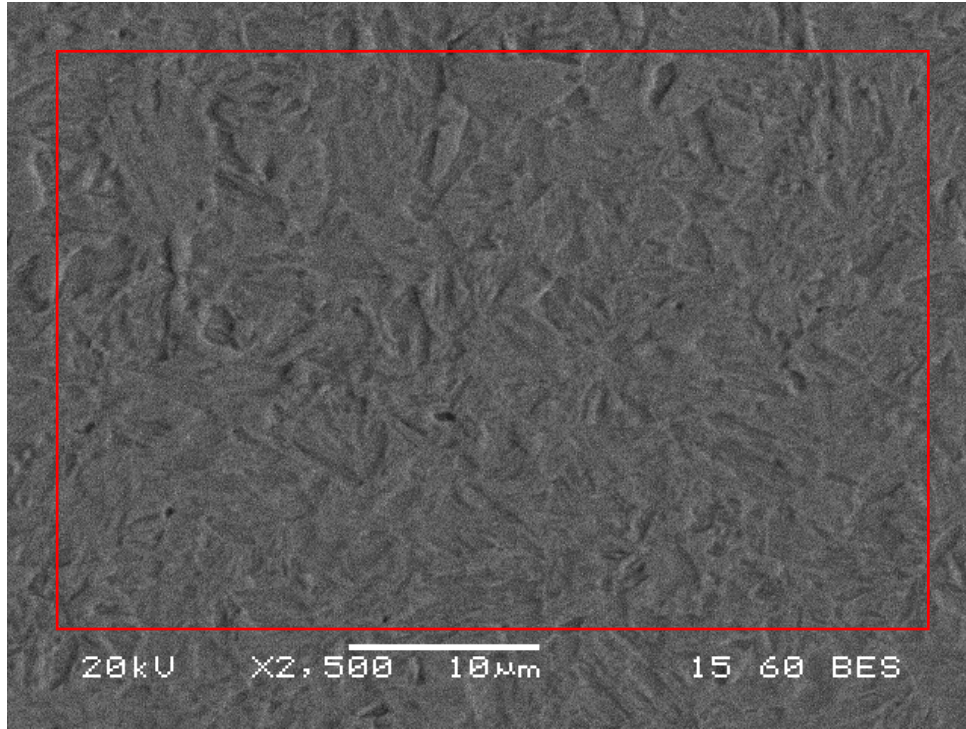
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 21: 850 °C 1min x1500 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.93	1.84
Mn K	1.78	1.80
Fe K	97.28	96.37
Totals	100.00	



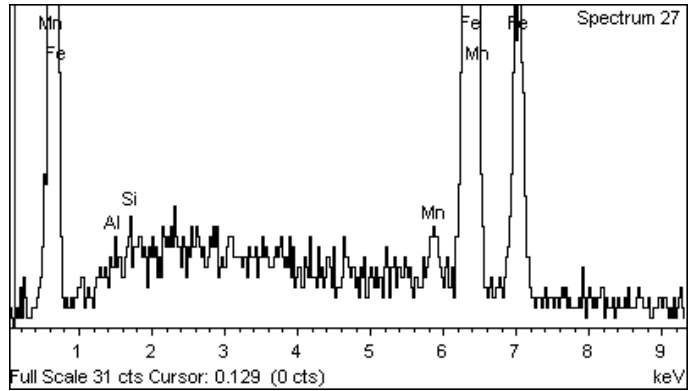
Η μικροδομή του δοκιμίου των 850 °C του 1min χαρακτηρίζεται από φερριτική μήτρα με διεσπαρμένους λεπτομερείς κόκκους μαρτενσίτη. Λόγω του μικρού χρόνου παραμονής στην διφασική περιοχή δεν αναπτύχθηκαν σχεδόν καθόλου σε μέγεθος οι ωστενιτικοί κόκκοι πριν την βαφή. Έτσι το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου το έχει ο φερρίτης. Επιβεβαιώνεται ότι οι ευμεγέθεις κόκκοι είναι φερριτικοί λόγω της χαμηλής συγκέντρωσης σε μαγγάνιο όπως φαίνεται στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 20. Επιπλέον, επιβεβαιώνεται η μαρτενσιτική φάση από την αυξημένη συγκέντρωση σε μαγγάνιο (γ-φερογόνο) σε συνδυασμό με την βελονοειδή μορφή της.

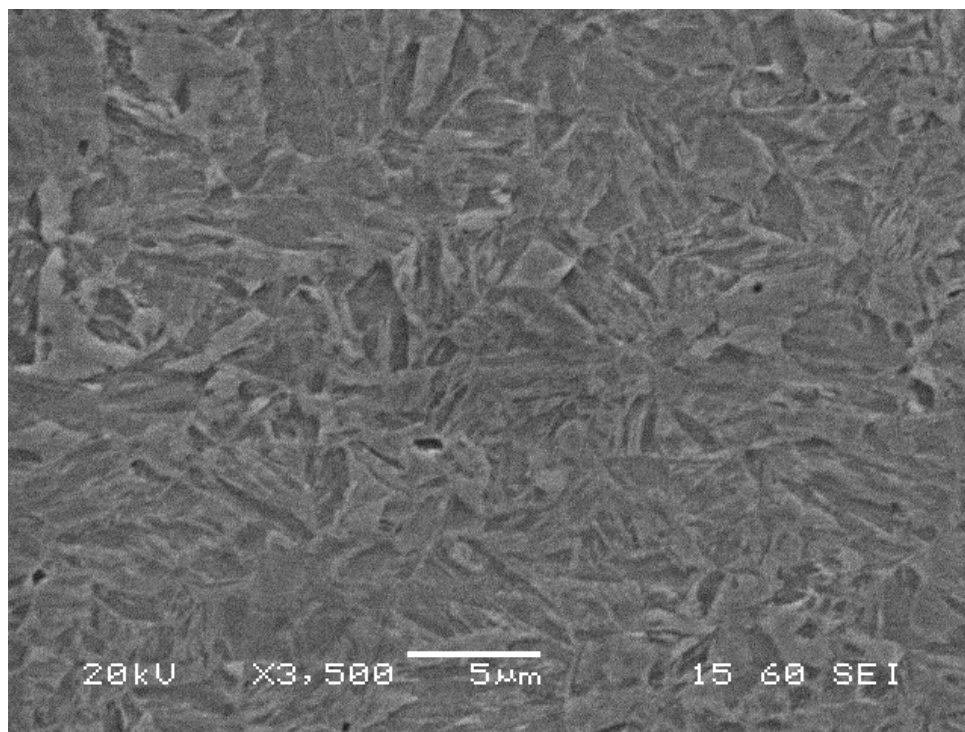
850° C → 2min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 22: 850 °C 2min x2500 BES

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.21	0.43
Si K	0.37	0.73
Mn K	1.63	1.65
Fe K	97.79	97.19
Totals	100.00	

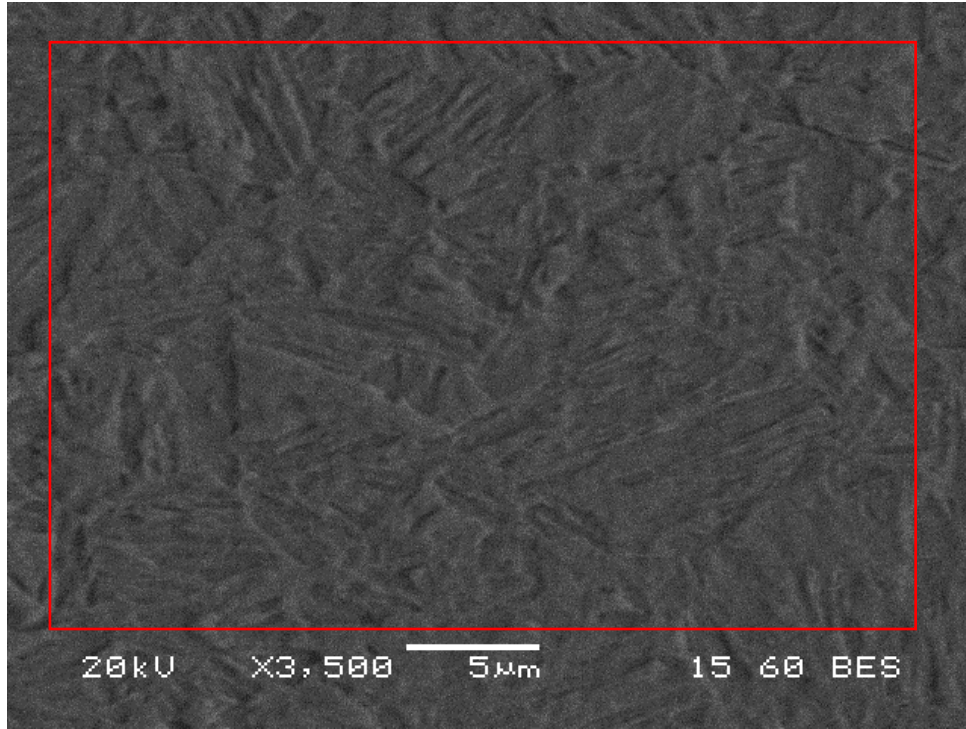




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 23: 850 °C 2min x3500 SEI

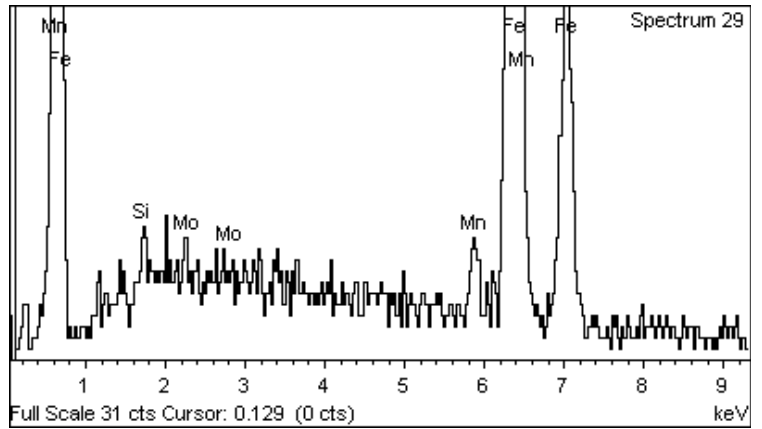
Η μικροδομή του δοκιμίου των 850 °C των 2min αποτελείται από μαρτενσιτική μητρική φάση και με μικρή παρουσία κόκκων φερρίτη. Το πολύ μεγάλο κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη δικαιολογεί και τις υψηλές τιμές σκληρότητας οι οποίες μετρήθηκαν. Επίσης παρατηρούνται κάποιες έντονα διαφοροποιημένες υψομετρικά περιοχές οι οποίες πιθανά να είναι καρβίδια ή οι εντυπώσεις των καρβιδίων τα οποία απομακρύνθηκαν κατά τα στάδια της λείανσης και της στίλβωσης.

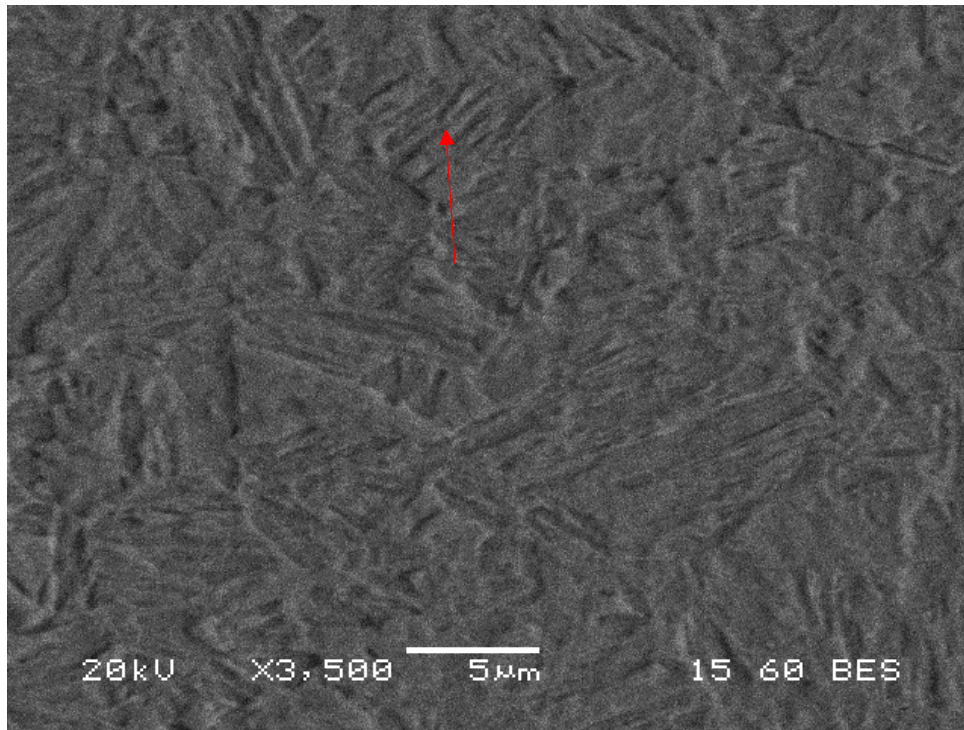
850 °C → 5min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 24: 850 °C 5min x3500 BES

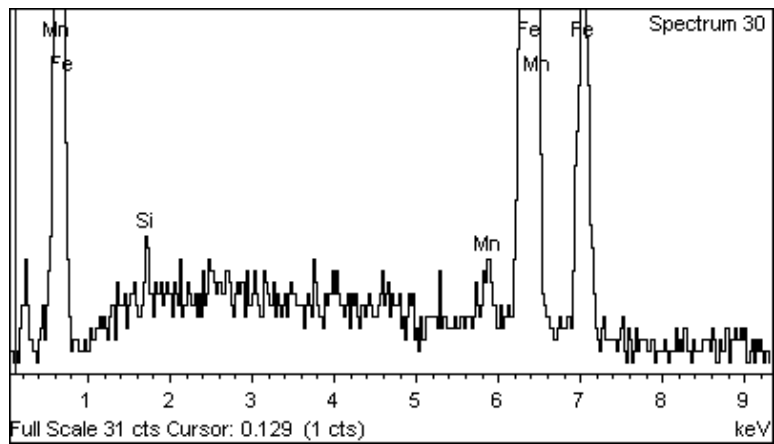
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.54	1.07
Mn K	1.97	2.00
Fe K	96.50	96.36
Mo L	0.99	0.58
Totals	100.00	

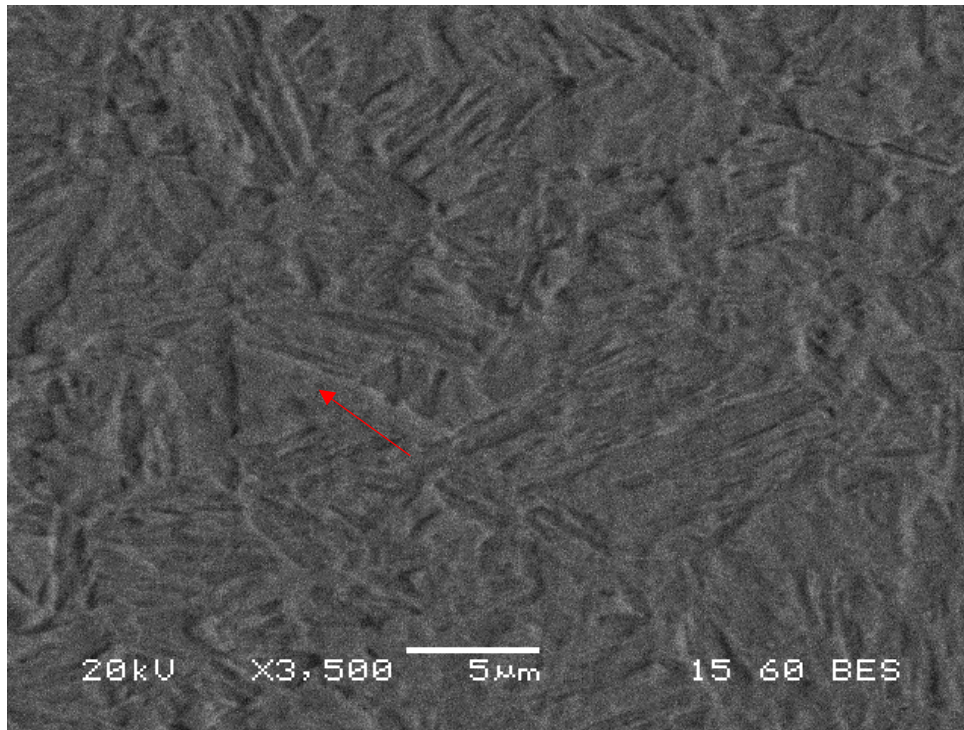




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 25: 850 °C 5min x3500 BES

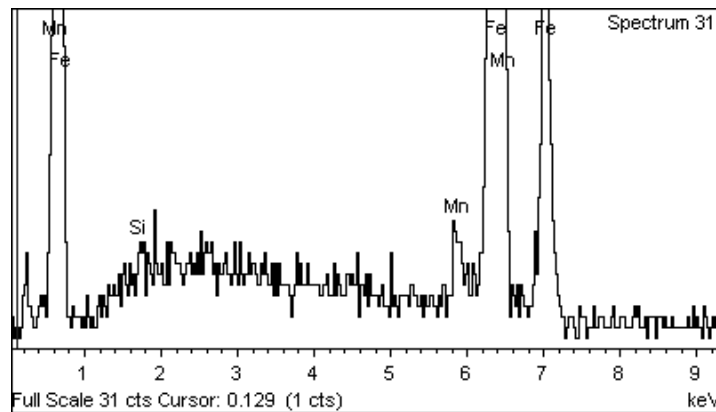
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.82	1.61
Mn K	1.69	1.70
Fe K	97.50	96.69
Totals	100.00	

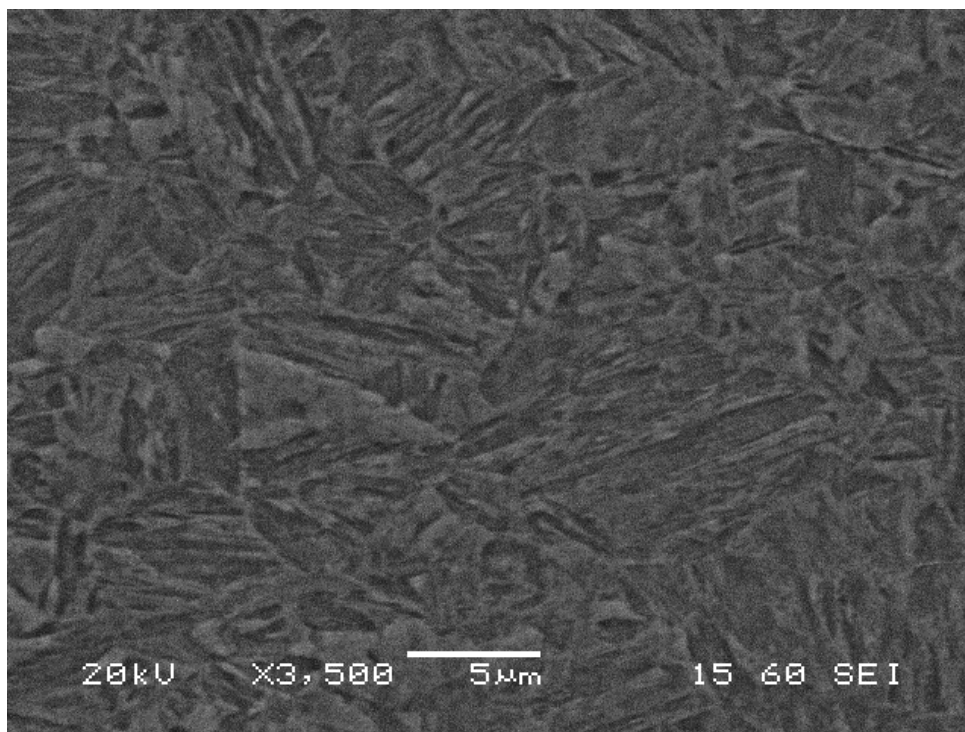




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 26: 850 °C 5min x3500 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.36	0.72
Mn K	2.02	2.04
Fe K	97.62	97.23
Totals	100.00	

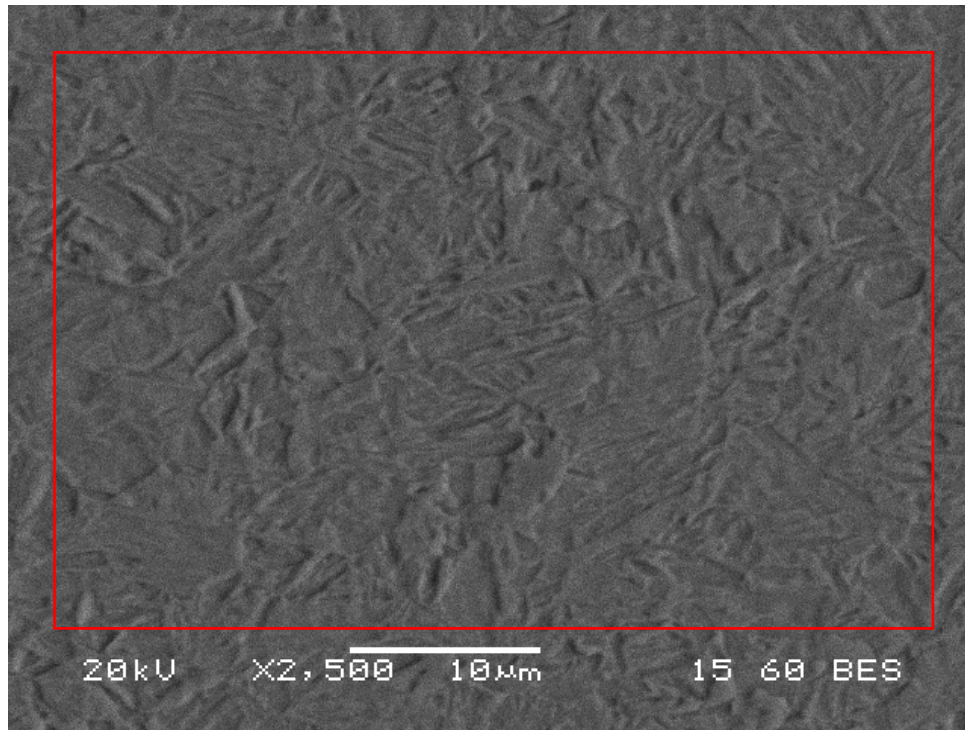




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 27: 850 °C 5min x3500 SEI

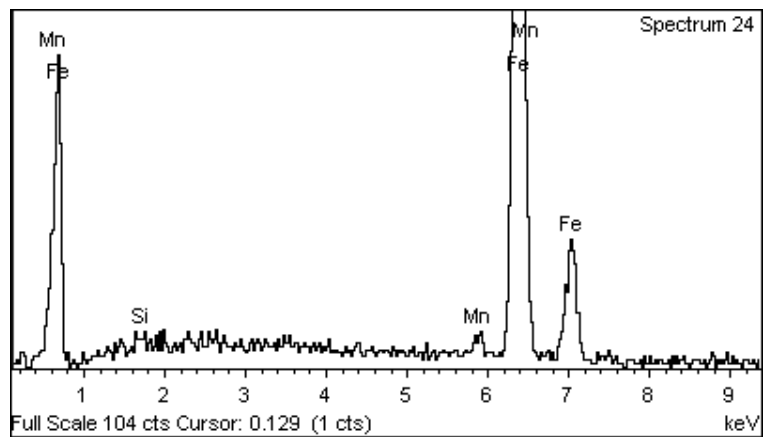
Η μικροδομή του δοκιμίου των 850 °C των 5min λεπτών είναι πλήρης μαρτενσιτική. Παρατηρούνται ευμεγέθεις μαρτενσιτικοί κόκκοι αλλά και πιο μικροί με λεπτότερες βελόνες. Στους μεγάλους μαρτενσιτικούς κόκκους παρατηρείται ιδιαίτερα αυξημένη συγκέντρωση σε μαγγάνιο. Αυτό πιθανά να οφείλεται στο γεγονός ότι οι μεγάλοι μαρτενσιτικοί κόκκοι να ήταν οι κόκκοι που είχαν ωστενιτοποιηθεί στην αρχή της ανόπτησης οπότε είχαν πολύ χρόνο για την ανάπτυξή τους και για τον ταυτόχρονο εμπλουτισμό τους σε κραματικά στοιχεία ή αυτοί οι κόκκοι να είναι κόκκοι μετασταθούς ωστενίτη που λόγω της πολύ μεγάλης συγκέντρωσης σε γ-φερρογόνα να μην μετασχηματίστηκαν. Παρατηρείται η παρουσία μολυβαινίου το οποίο χρησιμεύει στην κατακρήμνιση πολύ μικρών νανοκαβιδίων εντός του φερρίτη και επιπλέον παρεμποδίζει τον μπαινιτικό μετασχηματισμό.

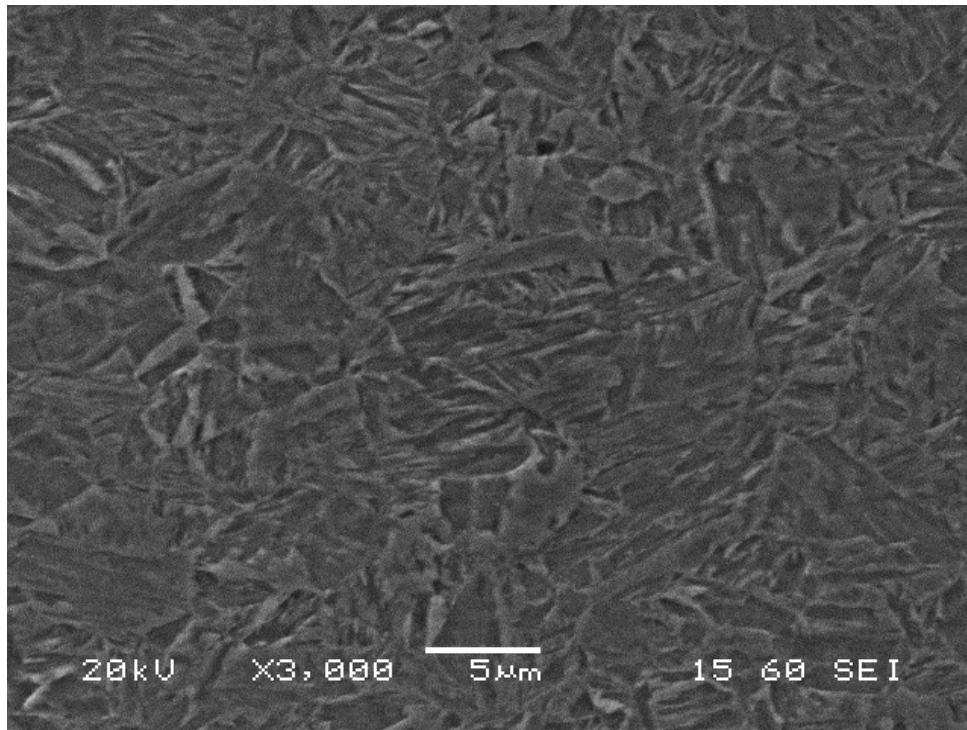
850 °C → 10min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 28: 850 °C 10min x2500 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.34	0.70
Mn K	1.73	1.74
Fe K	97.93	97.56
Totals	100.00	

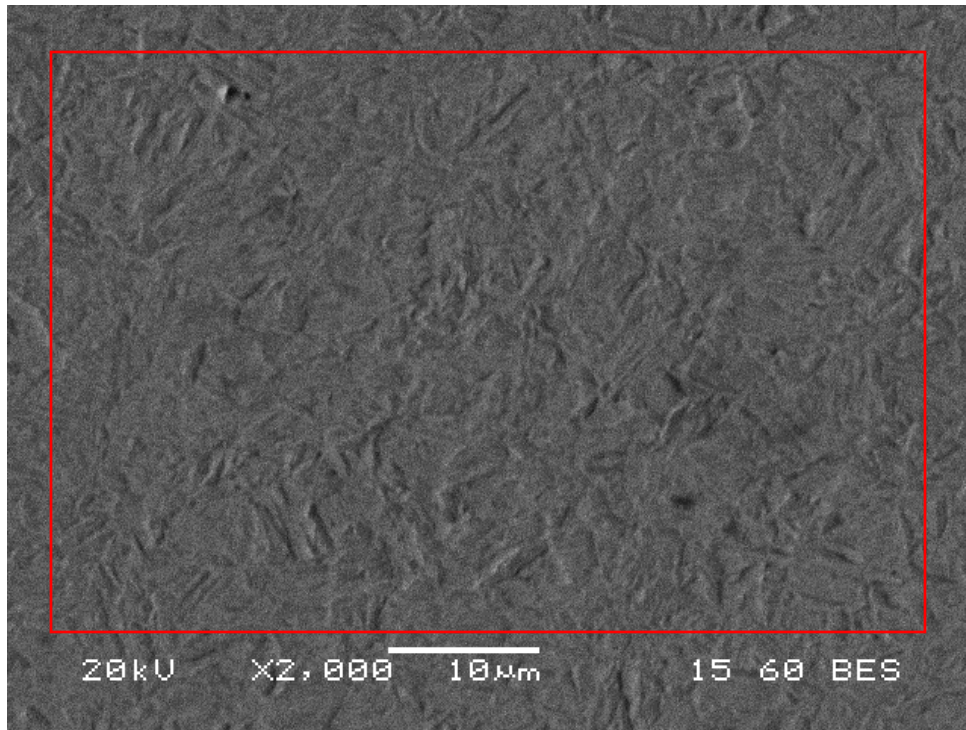




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 29: 850 °C 10min x3000 SEI

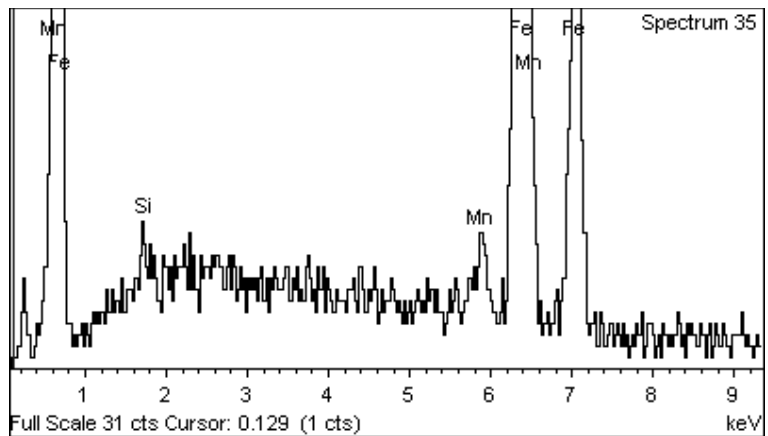
Η μικροδομή του δοκιμίου των 850 °C των 10min είναι πολύ παρόμοια αν όχι ίδια με αυτή των 5min. Αποτελείται, λοιπόν, από μαρτενσιτική μήτρα με ευμεγέθεις βελόνες αλλά συνάμα παρατηρούνται και ευμεγέθεις κόκκοι με πολύ λεπτομερείς βελόνες. Κάποιοι μικροί πολυγωνικοί κόκκοι πιθανά να είναι φερρίτης αλλά το κλάσμα όγκου του εντός της μικροδομής είναι ιδιαίτερα μικρό.

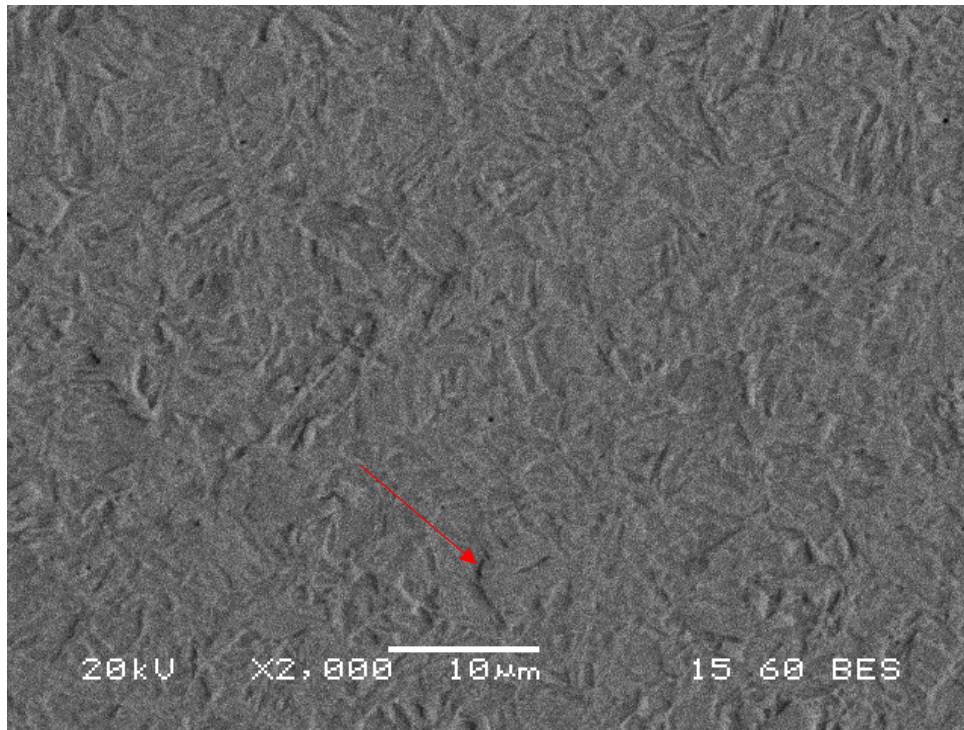
875 °C → 1min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 29: 875 °C 1min x2000 BES

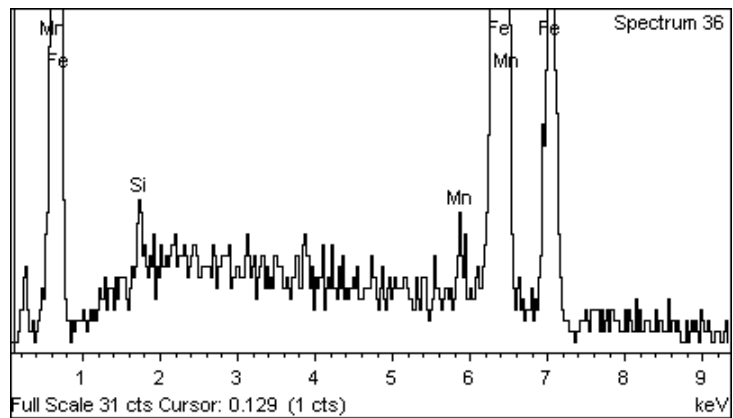
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.20	0.40
Mn K	1.67	1.69
Fe K	98.13	97.90
Totals	100.00	

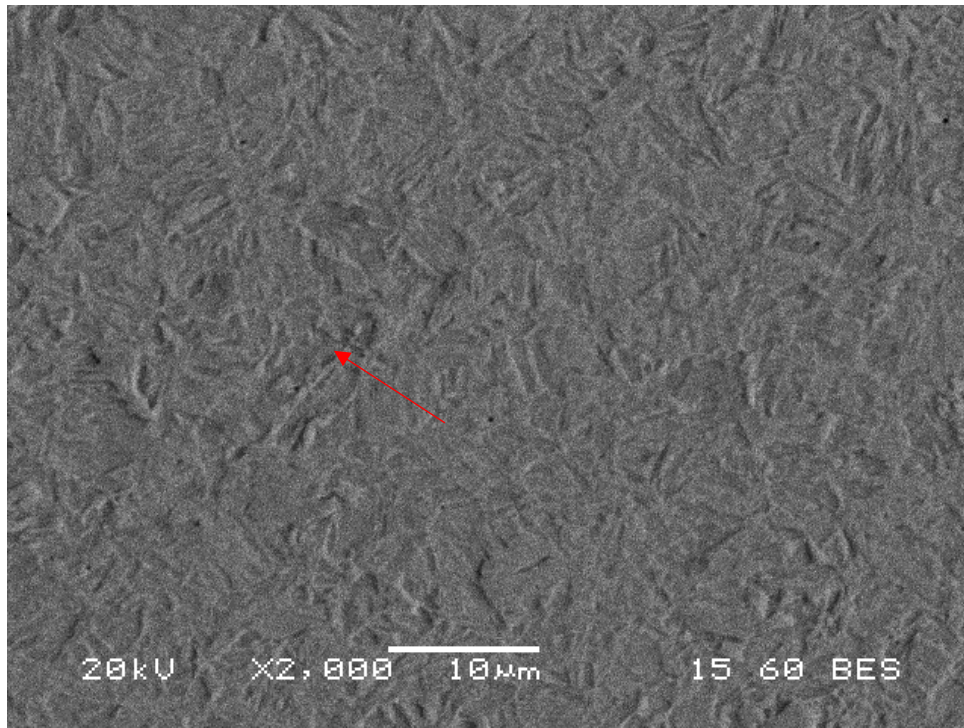




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 30: 875 °C 1min x2000 BES

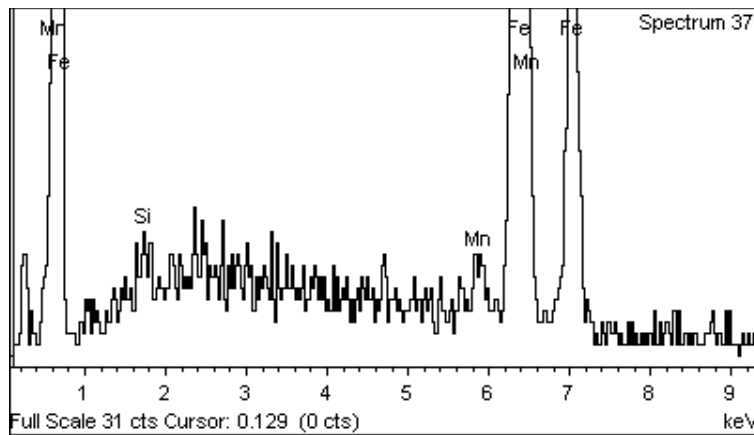
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.72	1.42
Mn K	1.99	2.01
Fe K	97.29	96.58
Totals	100.00	

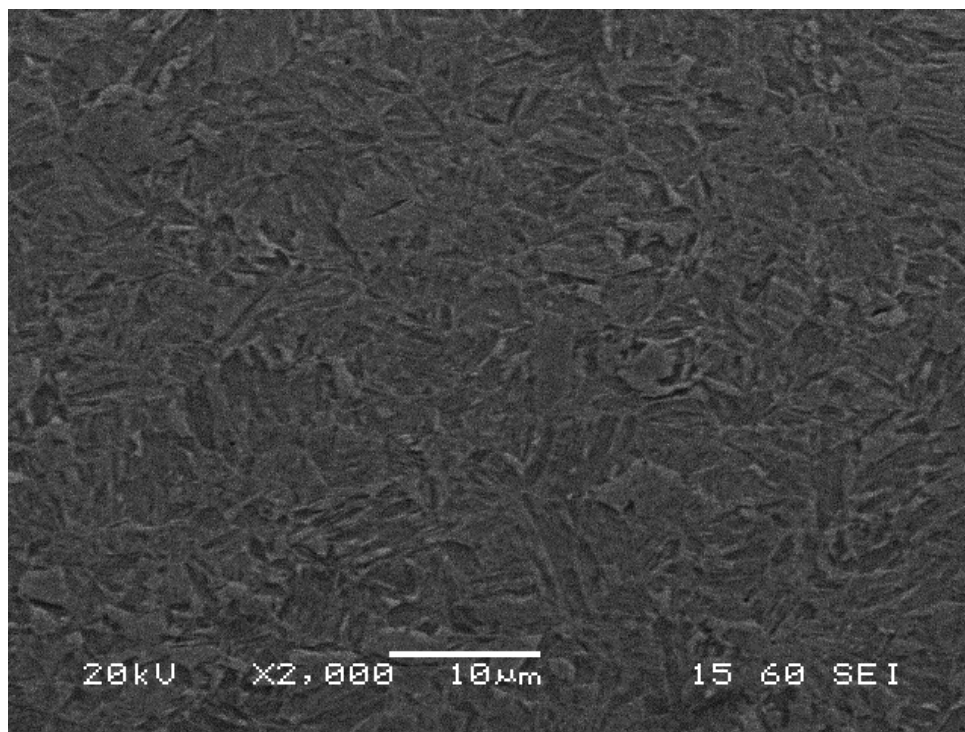




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 31: 875 °C 1min x2000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.25	0.49
Mn K	1.39	1.41
Fe K	98.36	98.10
Totals	100.00	

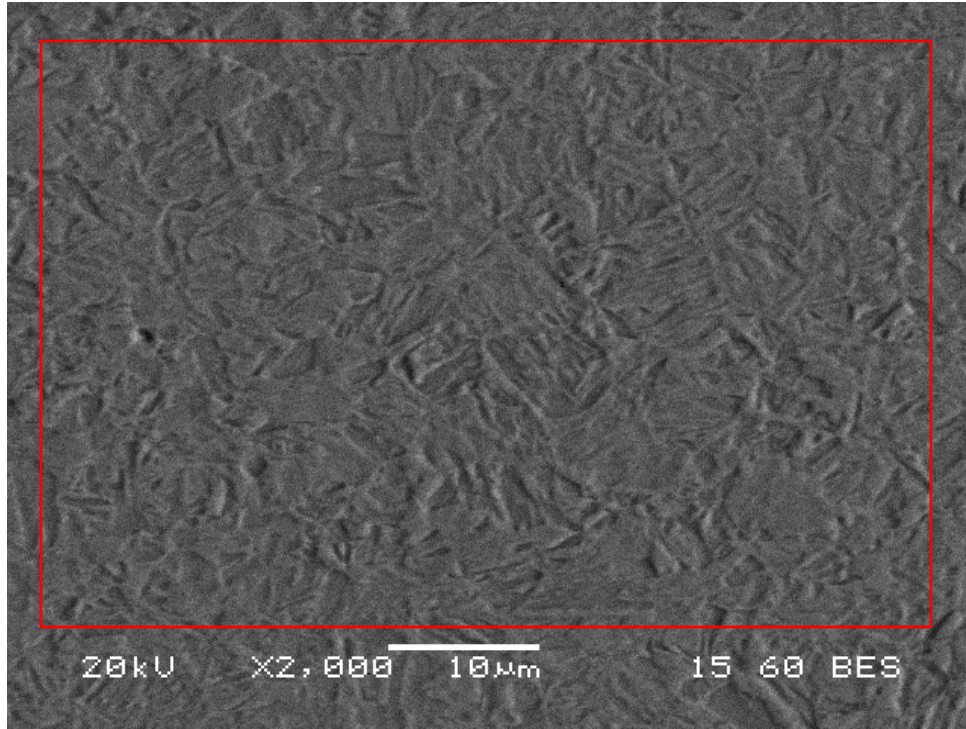




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 32: 875 °C 1min x2000 SEI

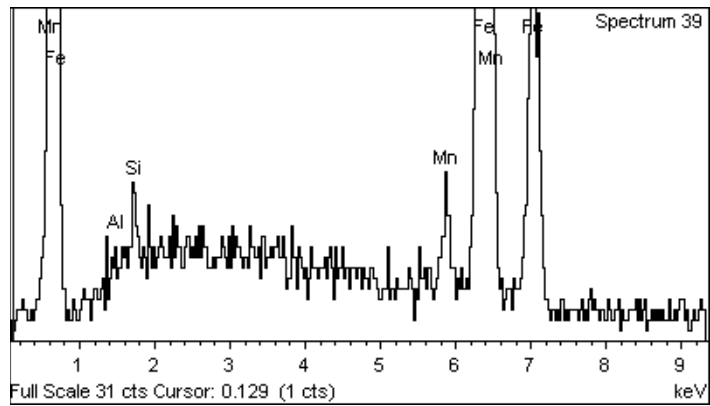
Η μικροδομή του δοκιμίου των 875 °C του 1min αποτελείται από μαρτενσιτική μήτρα με μικρή παρουσία κόκκων φερρίτη. Πλέον ακόμα και για τον μικρό χρόνο παραμονής στην εν λόγω μεγάλη θερμοκρασία ανόπτησης παρατηρείται πάρα πολύ μεγάλο κλάσμα όγκου μαρτενσίτη. Η ύπαρξη φερριτικών κόκκων δεν είναι ξεκάθαρη αλλά είναι πιθανή λόγω του μικρού χρόνου παραμονής και του παρατηρούμενου χημικού διαφορισμού σε κάποια σημεία του δοκιμίου, όπως φαίνεται και στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 31 και στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 32. Επιπλέον οι τιμές σκληρότητας που μετρήθηκαν, παραπέμπουν σε μαρτενσιτική μικροδομή.

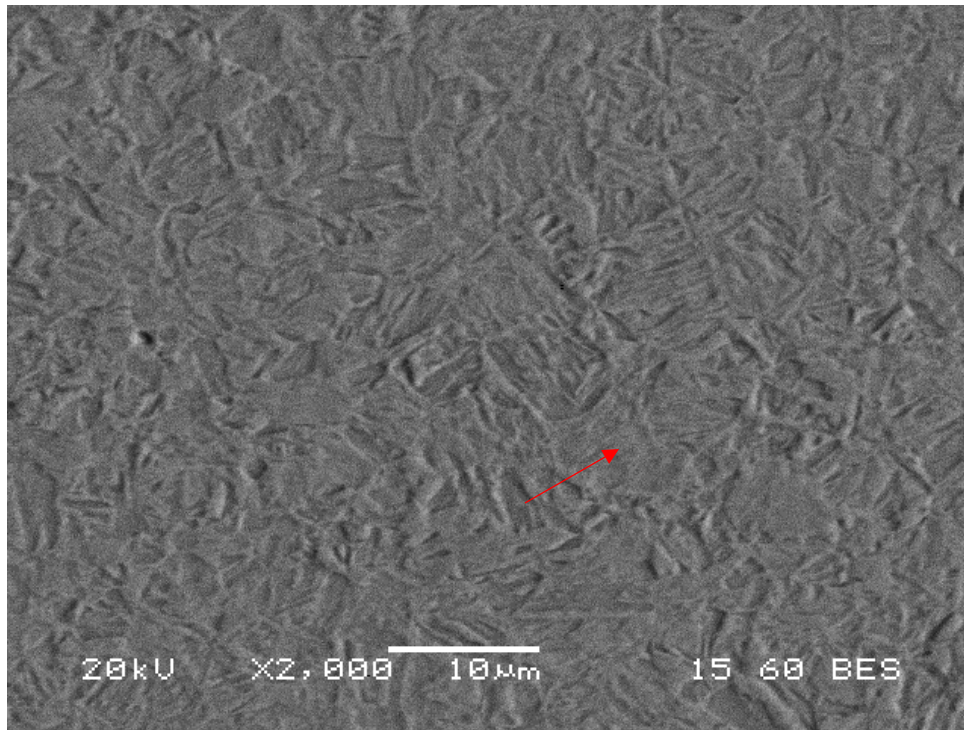
875 °C → 2min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 33: 875 °C 2min x2000 BES

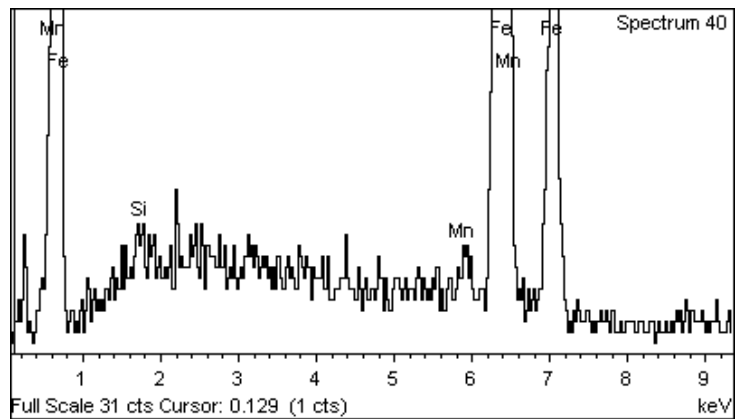
Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.35	0.71
Si K	0.85	1.67
Mn K	1.92	1.93
Fe K	96.88	95.69
Totals	100.00	

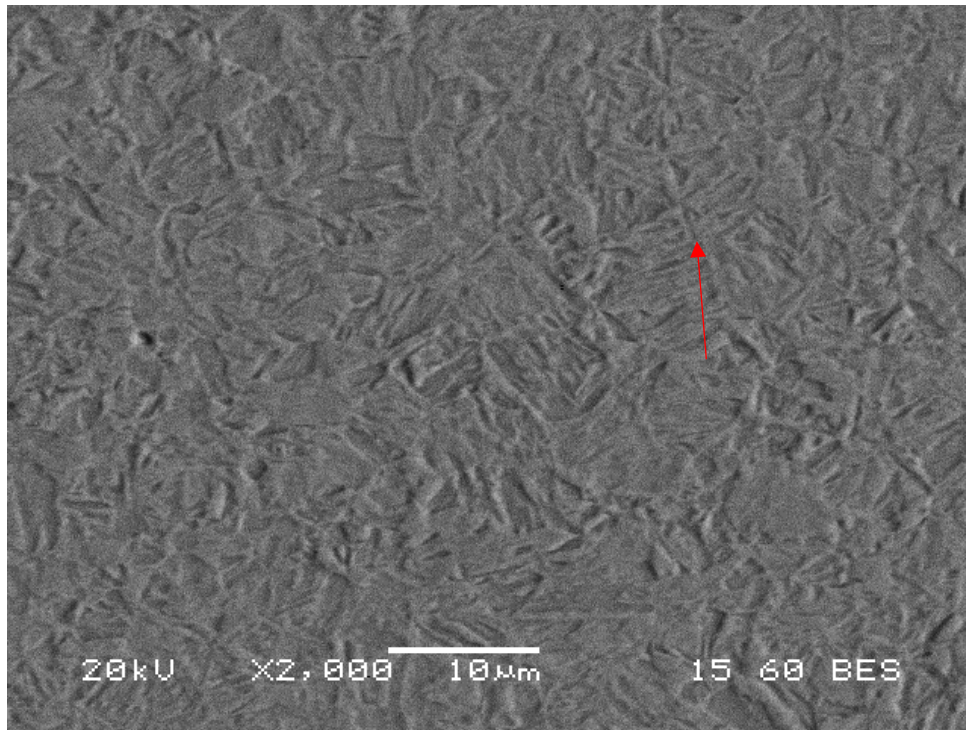




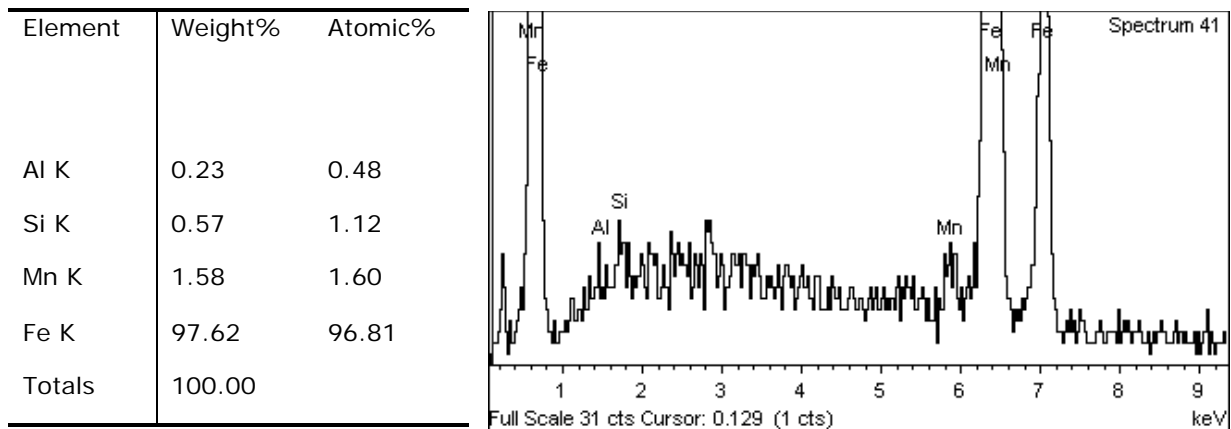
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 34: 875 °C 2min x2000 BES

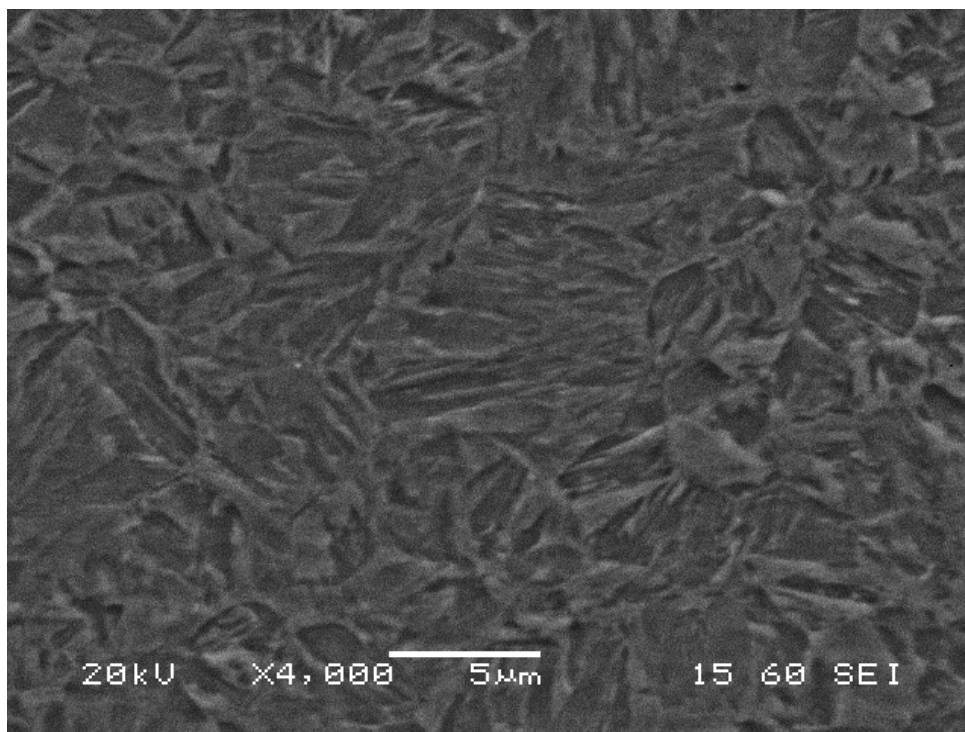
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.55	1.09
Mn K	0.86	0.87
Fe K	98.59	98.04
Totals	100.00	





ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 35: 875 °C 2min x2000 BES

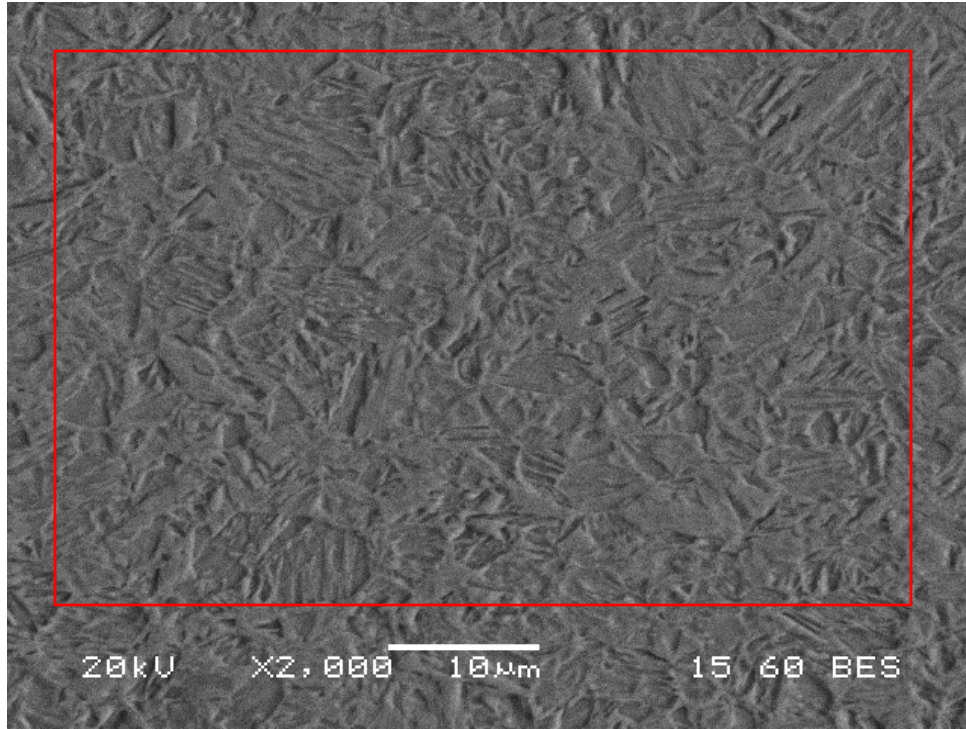




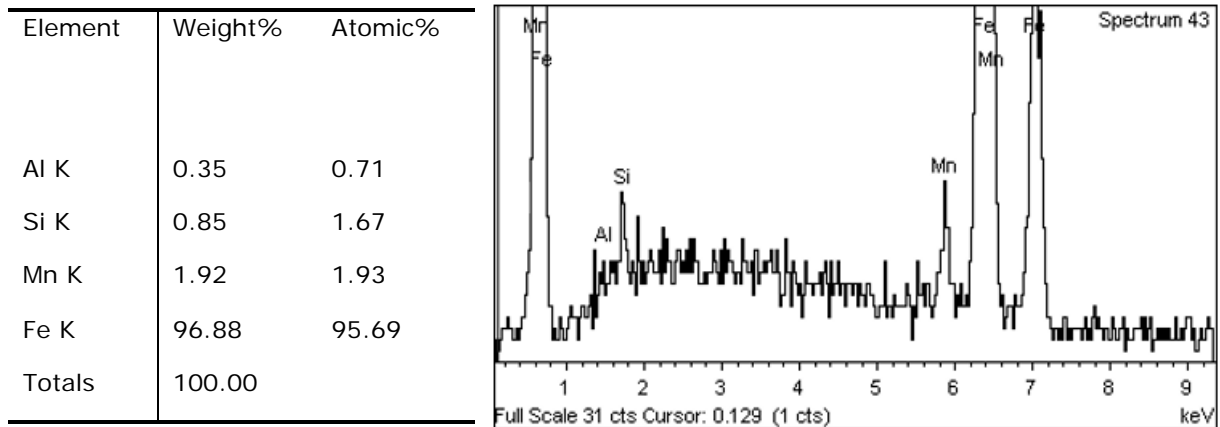
ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 36: 875 °C 2min x4000 SEI

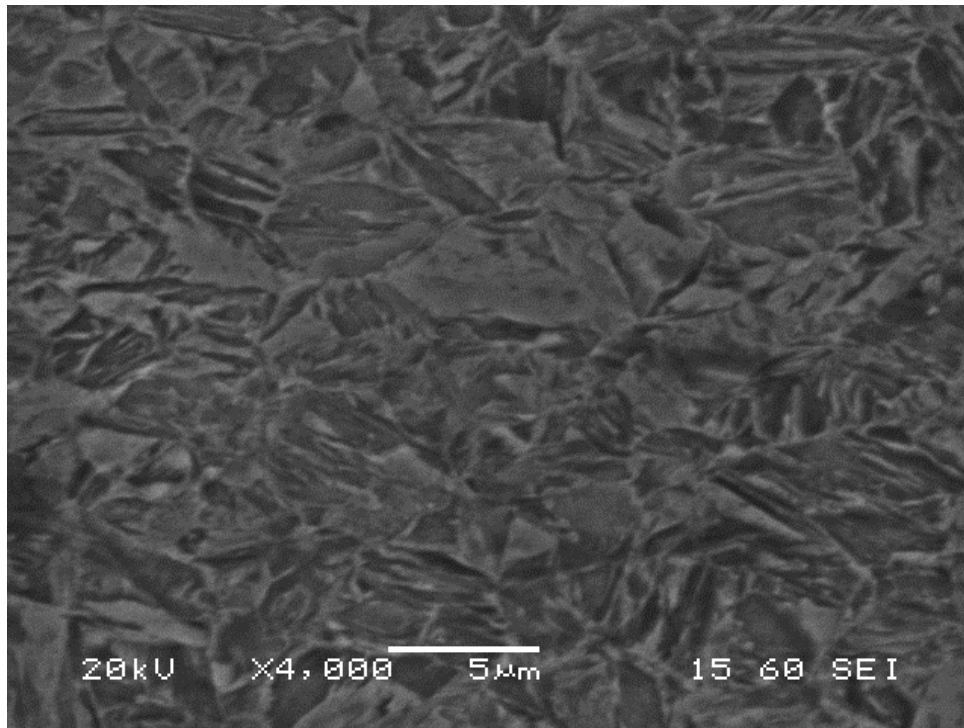
Η μικροδομή του δοκιμίου των 875 °C των 2min αποτελείται από μαρτενσιτική μήτρα με μικρή παρουσία κόκκων φερρίτη. Πλέον ο κόκκος του φερρίτη είναι σημαντικά μικρός. Παρατηρούνται, επίσης, ευμεγέθους μαρτενσιτικές βελόνες όπως επίσης και πολύ λεπτές μαρτενσιτικές βελόνες. Τέλος παρατηρείται ένας μορφολογικός σχηματισμός τύπου «ψαροκόκκαλου» χαρακτηριστικά στην ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 36. Η ράχη αυτού του σχηματισμού φαίνεται να είναι η διεπιφάνεια των πρώην ωστενιτικών κόκκων από την οποία ξεκίνησε η ανάπτυξη των μαρτενσιτικών βελόνων κατά την ταχεία απόψυξη.

875 °C → 5min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 37: 875 °C 5min x2000 BES

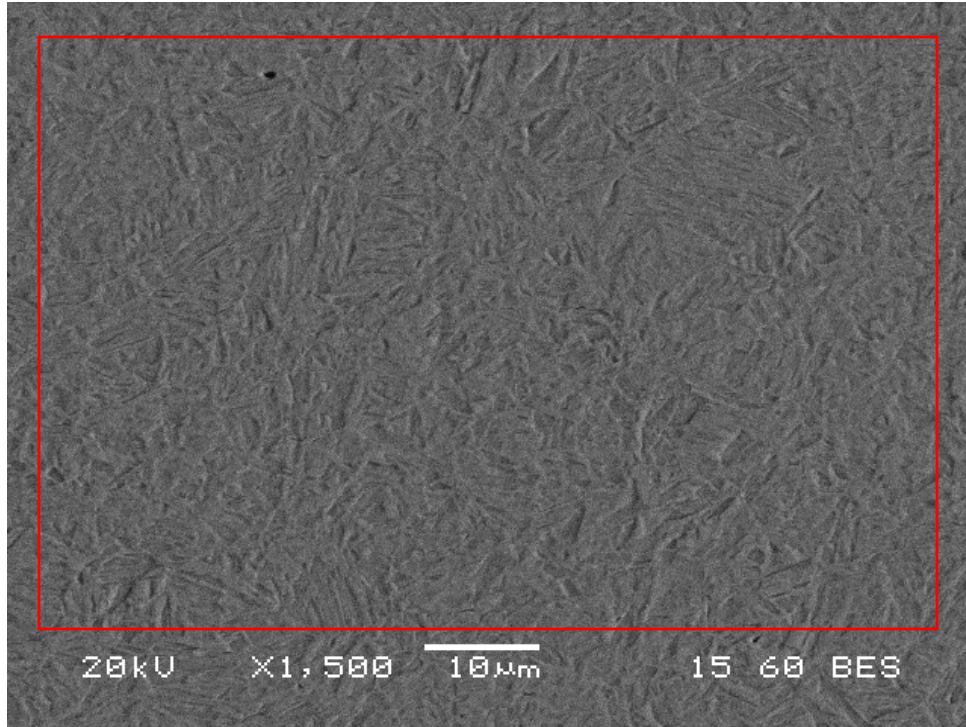




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 38: 875 °C 5min x4000 SEI

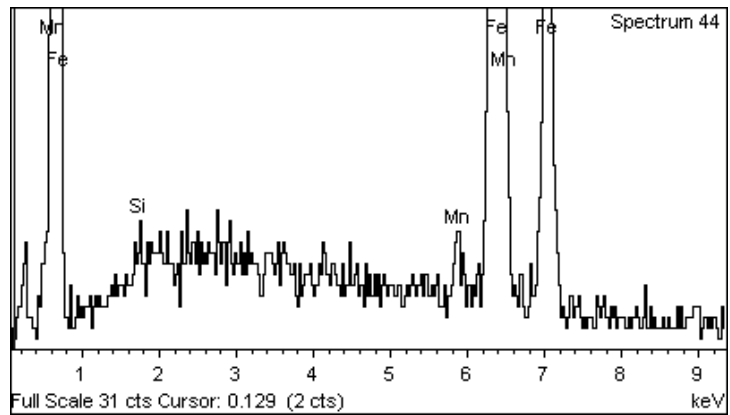
Η μικροδομή του δοκιμίου των 875 °C των 5min αποτελείται από μαρτενσιτική μήτρα με την μικρή παρουσία κόκκων φερρίτη. Οι μαρτενσιτικοί κόκκοι έχουν το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου στο δοκίμιο και παρουσιάζονται σε διάφορα μεγέθη. Οι μεγαλύτεροι κόκκοι είναι κόκκοι που έχουν προλάβει να ωστενιτοποιηθούν πλήρως και έτσι κατά την βαφή έγιναν μαρτενσιτικοί με ευμεγέθεις βελόνες. Σε αυτήν την θερμοκρασία πλέον και για το εκτεταμένο χρονικό διάστημα παραμονής σε αυτήν η παρουσία του φερρίτη είναι πιθανή αλλά δεν παρατηρείται κάποιος κόκκος με χαρακτηριστική φερριτική μορφολογία.

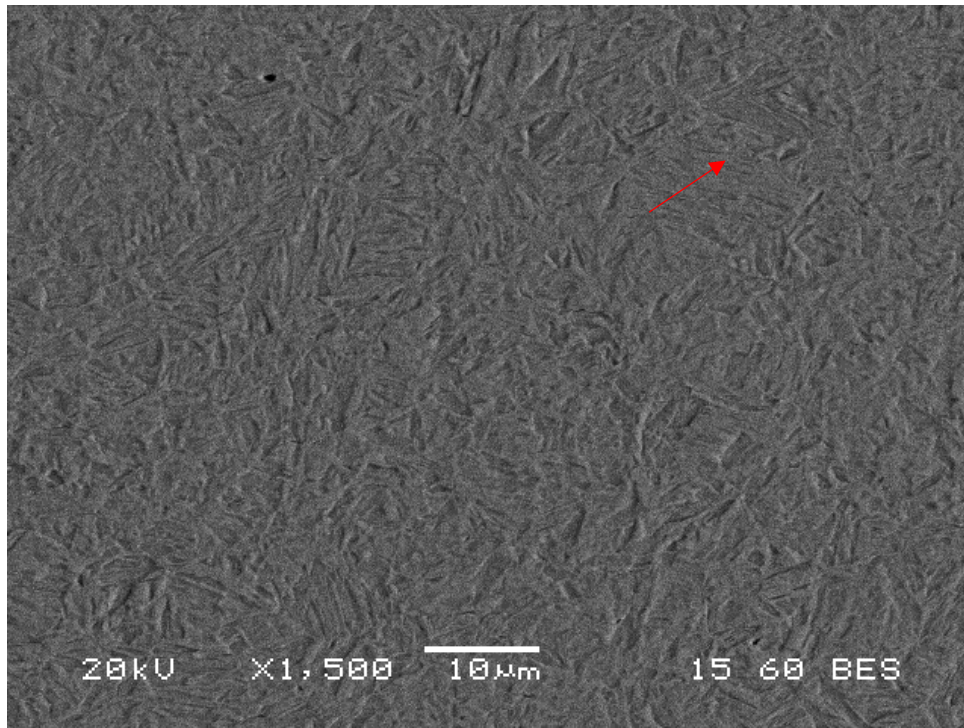
875 °C → 10min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 39: 875 °C 10min x1500 BES

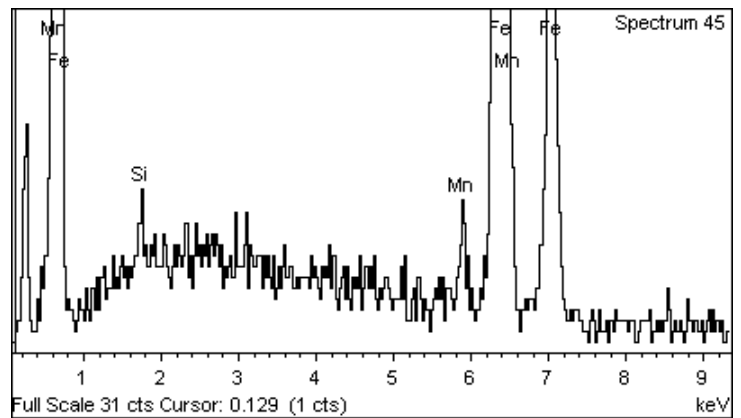
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.51	1.02
Mn K	1.57	1.59
Fe K	97.92	97.40
Totals	100.00	

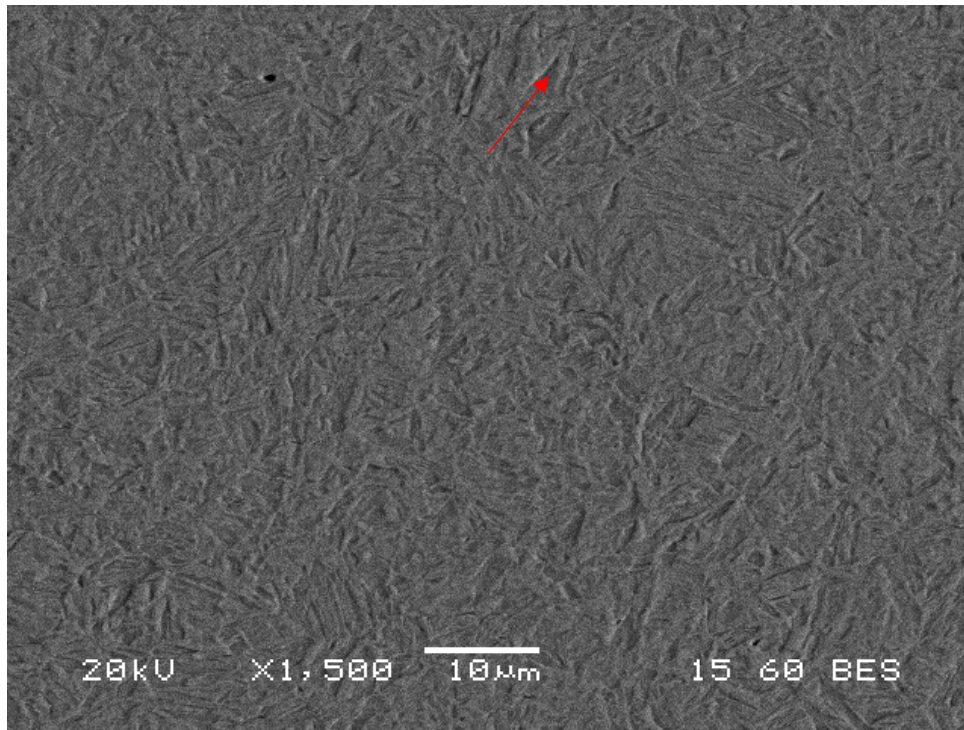




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 40: 875 °C 10min x1500 BES

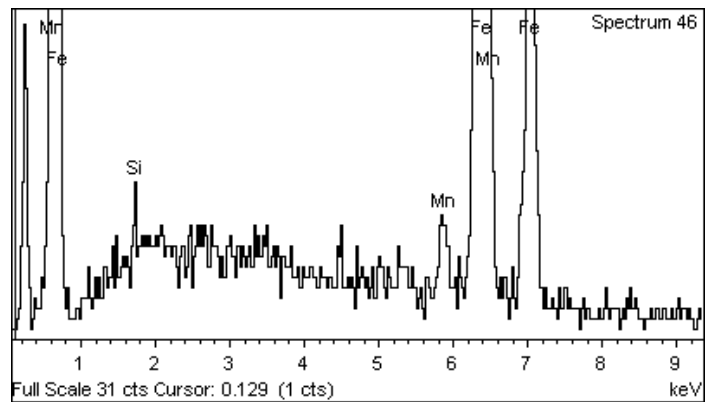
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.56	1.11
Mn K	2.12	2.14
Fe K	97.32	96.74
Totals	100.00	

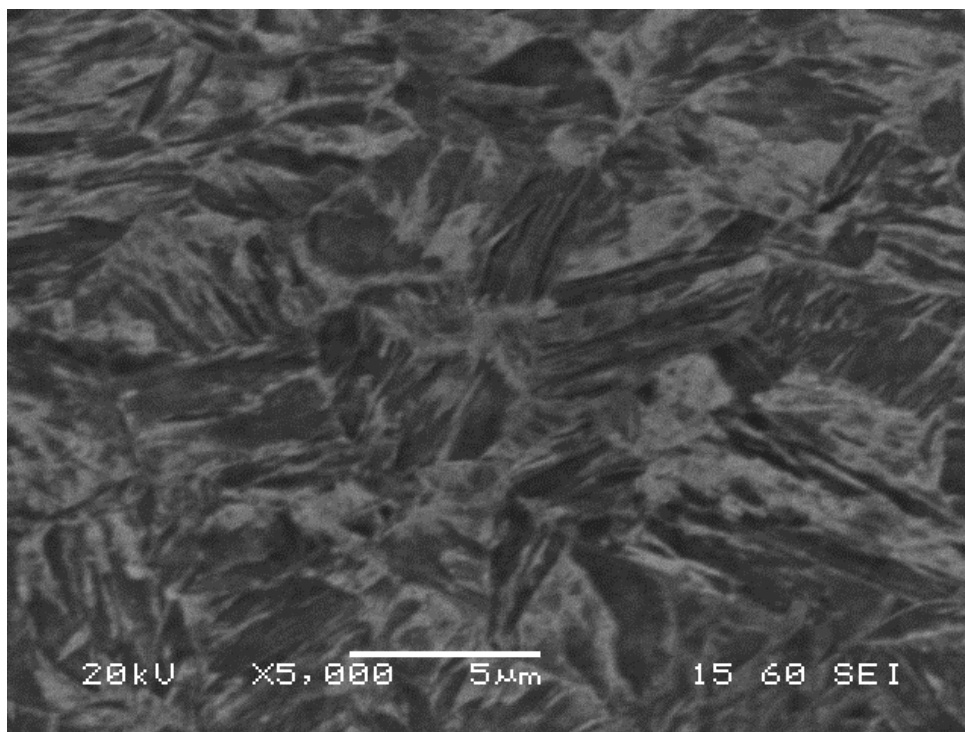




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 41: 875 °C 10min x1500 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.52	1.03
Mn K	1.75	1.76
Fe K	97.73	97.20
Totals	100.00	

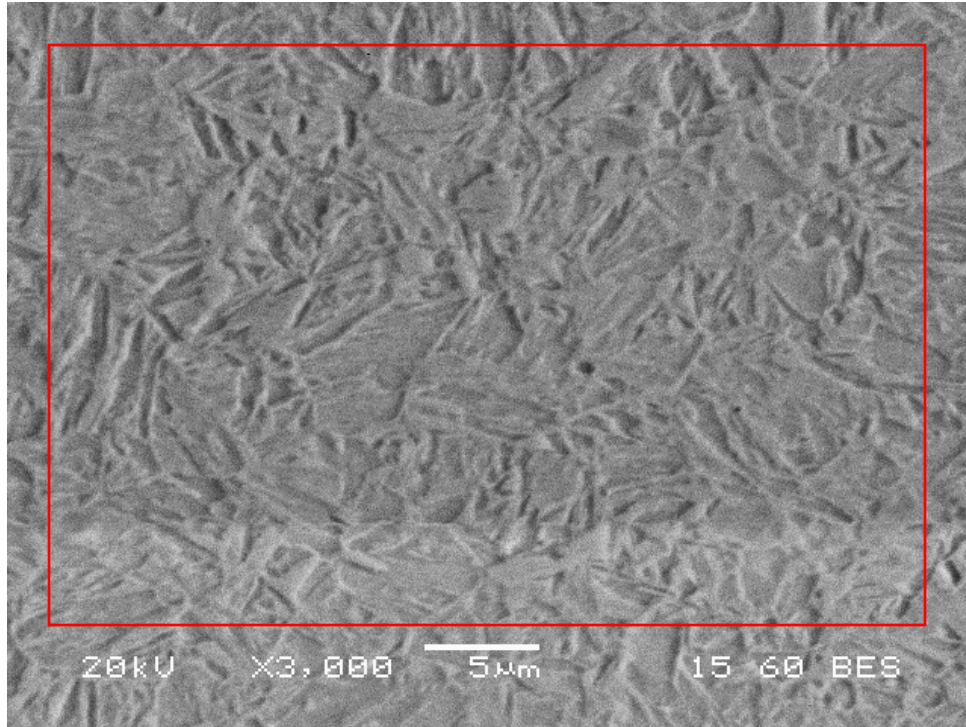




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 42: 875 °C 10min x5000 SEI

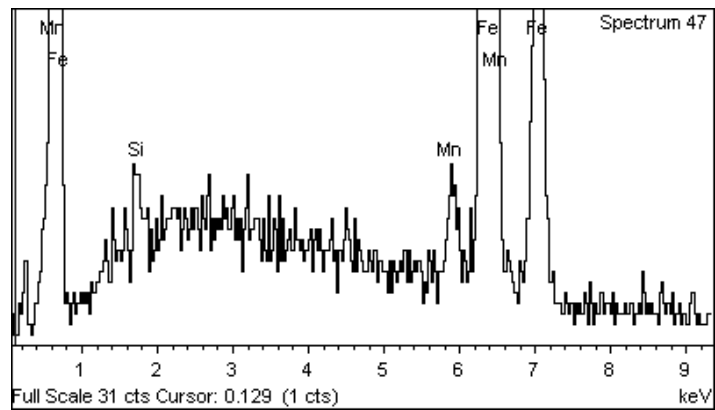
Η μικροδομή του δοκιμίου των 875 °C των 10min αποτελείται από πλήρη μαρτενσιτική φάση. Σε αυτούς τους χρόνους δεν παρατηρείται καμία σημαντική διαφορά στην μικροδομή με αυτήν του δοκιμίου των 5min. Αυτό είναι λογικό αν συνυπολογίσουμε το πολύ μικρό πάχος των δοκιμίων σε παραλληλία με τον πολύ μεγάλο χρόνο παραμονής σε αυτήν την υψηλή θερμοκρασία. Παρατηρείται, βέβαια, καλύτερη διασπορά των λεπτών μαρτενσιτικών βελόνων εντός της μικροδομής.

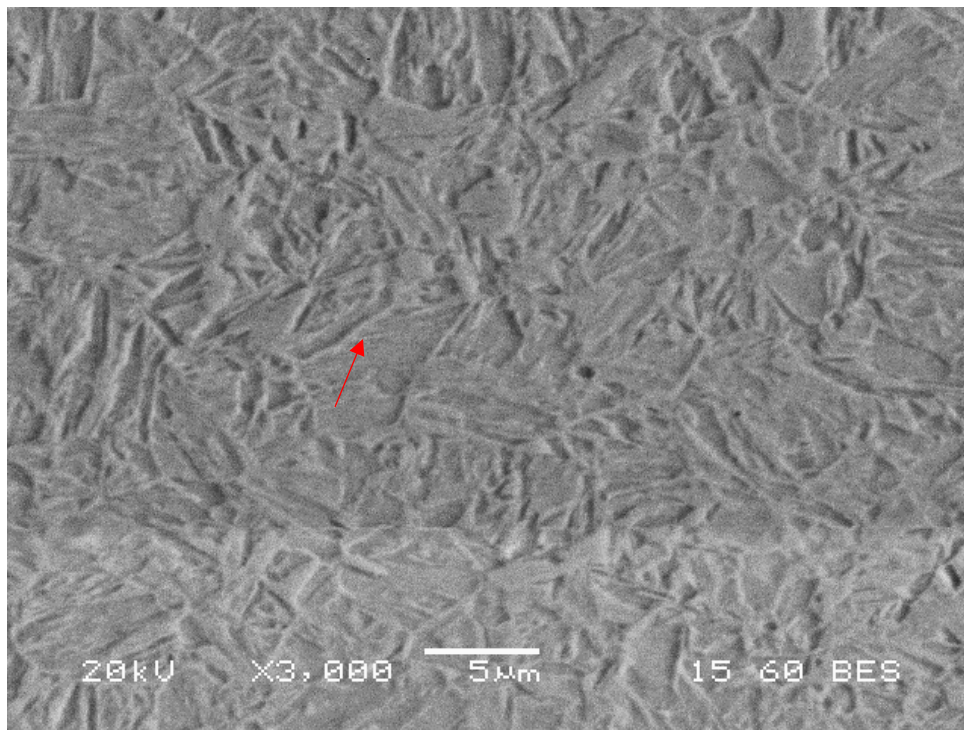
900 °C → 5min



ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 43: 900 °C 5min x3000 BES

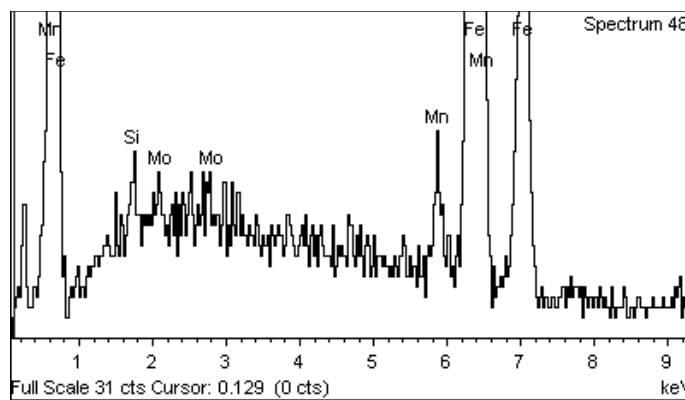
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.64	1.27
Mn K	1.71	1.73
Fe K	97.65	97.00
Totals	100.00	

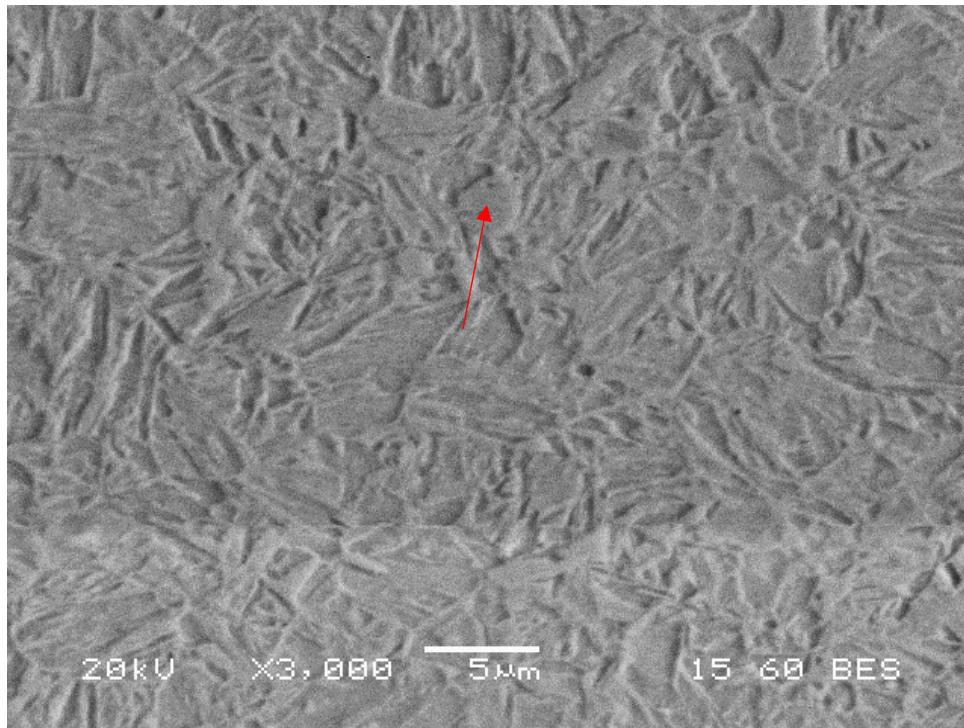




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 44: 900 °C 5min x3000 BES

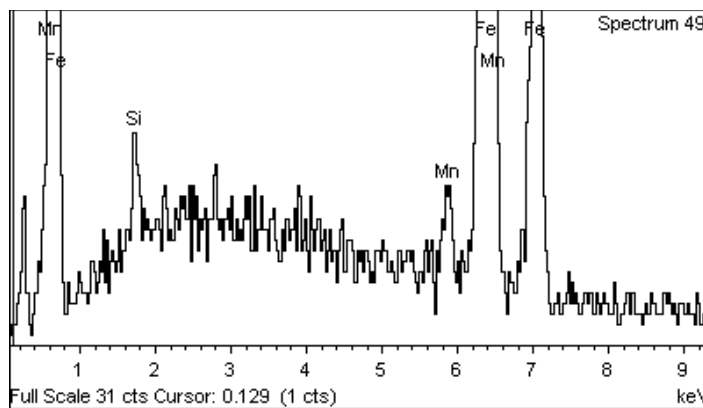
Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.52	1.02
Mn K	1.65	1.68
Fe K	97.14	96.90
Mo L	0.69	0.40
Totals	100.00	

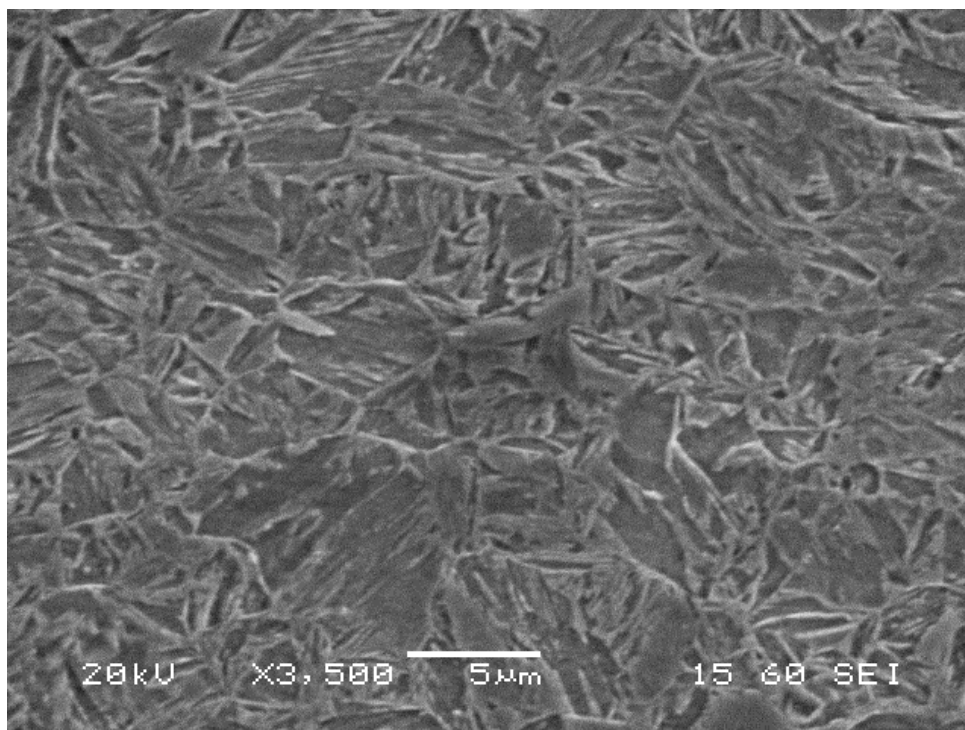




ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 45: 900 °C 5min x3000 BES

Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.62	1.23
Mn K	1.87	1.88
Fe K	97.51	96.88
Totals	100.00	





ΜΙΚΡΟΓΡΑΦΙΑ 46: 900 °C 5min x3500 SEI

Η μικροδομή του δοκιμίου των 900 °C των 5min αποτελείται από μαρτενσιτική φάση. Δεν παρατηρούνται σημαντικές διαφορές στην μικροδομή σε σχέση με αυτήν των δοκιμίων των 875 °C των 5min και των 10min.

5.0. ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ

Σε αυτό το σημείο κρίνεται απαραίτητο να γίνει συσχέτιση των μικροδομών των δοκιμίων με τις αντίστοιχες σκληρότητές τους. Η μεγάλη σκληρότητα δίνεται στο κράμα που μελετάται από την μαρτενσιτική φάση κυρίως. Όσο μεγαλύτερο το κλάσμα όγκου του μαρτενσίτη τόσο μεγαλύτερη σκληρότητα αποκτά το κράμα. Επιπλέον όσο μεγαλύτερη είναι η συγκέντρωση του άνθρακα στον μαρτενσίτη τόσο μεγαλώνει η σκληρότητα. Αυτοί οι δύο παράγοντες εξαρτώνται, λοιπόν, από το κλάσμα όγκου του ωστενίτη που επιτεύχθηκε κατά την ανόπτηση στην διφασική περιοχή α+γ. Το κλάσμα όγκου του ωστενίτη με την σειρά του εξαρτάται από την θερμοκρασία ανόπτησης εντός της διφασικής περιοχής και από τον χρόνο παραμονής του κράματος σε αυτήν. Όσο μεγαλύτερη είναι η θερμοκρασία ανόπτησης στην διφασική περιοχή (α+γ) τόσο αυξάνεται ο ρυθμός φύτρωσης και μεγέθυνσης του κόκκου του ωστενίτη. Επίσης με την αύξηση της θερμοκρασίας αυξάνεται ο ρυθμός διάχυσης των ατόμων μέσα στο κρυσταλλικό πλέγμα λόγω διαστολής του και λόγω της συνολικής ενέργειας του συστήματος που έχει την τάση να έρθει σε ισορροπία. Επιπλέον είναι γνωστό πως η θερμοκρασία μετάβασης από την περιοχή ισορροπίας του περλίτη - φερρίτη στην περιοχή ισορροπίας του φερρίτη – ωστενίτη είναι η A_1 περίπου στους 723 °C. Σε αυτήν την θερμοκρασία είναι γνωστό πως η διαλυτότητα του άνθρακα στον φερρίτη είναι 0.022%κ.β. και του ωστενίτη στην ίδια θερμοκρασία 0.8%κ.β. Επιπλέον η θερμοκρασία μετάβασης από την διφασική περιοχή α+γ στην περιοχή ισορροπίας του ωστενίτη (γ) ονομάζεται A_3 . Κατά την θέρμανση του κράματος εντός της διφασικής περιοχής ο φερρίτης αρχίζει και διασπάται και μετασχηματίζεται σε ωστενίτη. Λόγω της διαφοράς διαλυτότητας του άνθρακα στις δύο φάσεις στην αρχή του μετασχηματισμού που το κλάσμα όγκου του ωστενίτη είναι μικρό, ο ωστενίτης εμπλουτίζεται πολύ με άνθρακα δηλαδή η περιεκτικότητά του σε άνθρακα είναι αρκετά μεγάλη. Όσο το κλάσμα όγκου του μεγαλώνει σε βάρος

του φερριτίτη η μέση περιεκτικότητα του ολοένα και μειώνεται μέχρι να υπάρξει ομοιογένεια.

Αξίζει να σημειωθεί πως παρατηρήθηκε διαφοροποίηση στις τιμές της σκληρότητας στο ένα άκρο (μικρότερη τιμή) από το υπόλοιπο δοκίμιο σε μερικά από αυτά. Ο λόγος που συνέβη αυτό είναι επειδή δεν είχαν τον ίδιο ρυθμό απόψυξης στο άκρο τους καθώς αυτό ήταν το σημείο στο οποίο τα έπιανε η λαβίδα από τον φούρνο και τα εισήγαγε στο νερό για την βαφή.

Τα δοκίμια που ανοπτήθηκαν στους 825 °C (την μικρότερη θερμοκρασία ανόπτησης από της 4 του πειράματος) είχαν τον μικρότερο ρυθμό φύτερωσης του ωστενίτη αλλά συνάμα αυτός ο ωστενίτης είχε τον μεγαλύτερο ρυθμό εμπλουτισμού του με άνθρακα. Έτσι τα 3 δοκίμια απέκτησαν την μαρτενσιτική-φερριτική μικροδομή και την σκληρότητά τους λόγω των χρόνων που παρέμειναν στην διφασική περιοχή (2, 5, 10 min) που ήταν αρκετοί ώστε να δημιουργηθεί επαρκής ποσότητα ωστενίτη και συνεπώς μαρτενσίτη. Οι μικροδομές τους το επιβεβαιώνουν όπως επίσης και η σκληρότητες που επιτεύχθηκαν, οι οποίες είναι ήδη κοντά στο αρχικό δοκίμιο που έγινε προσπάθεια να αναπαραχθεί. Το δοκίμιο του 1min δεν είχε αρκετό χρόνο για να αποκτήσει ικανό κλάσμα όγκου ωστενίτη για να φθάσει την απαιτούμενη σκληρότητα και μικροδομή.

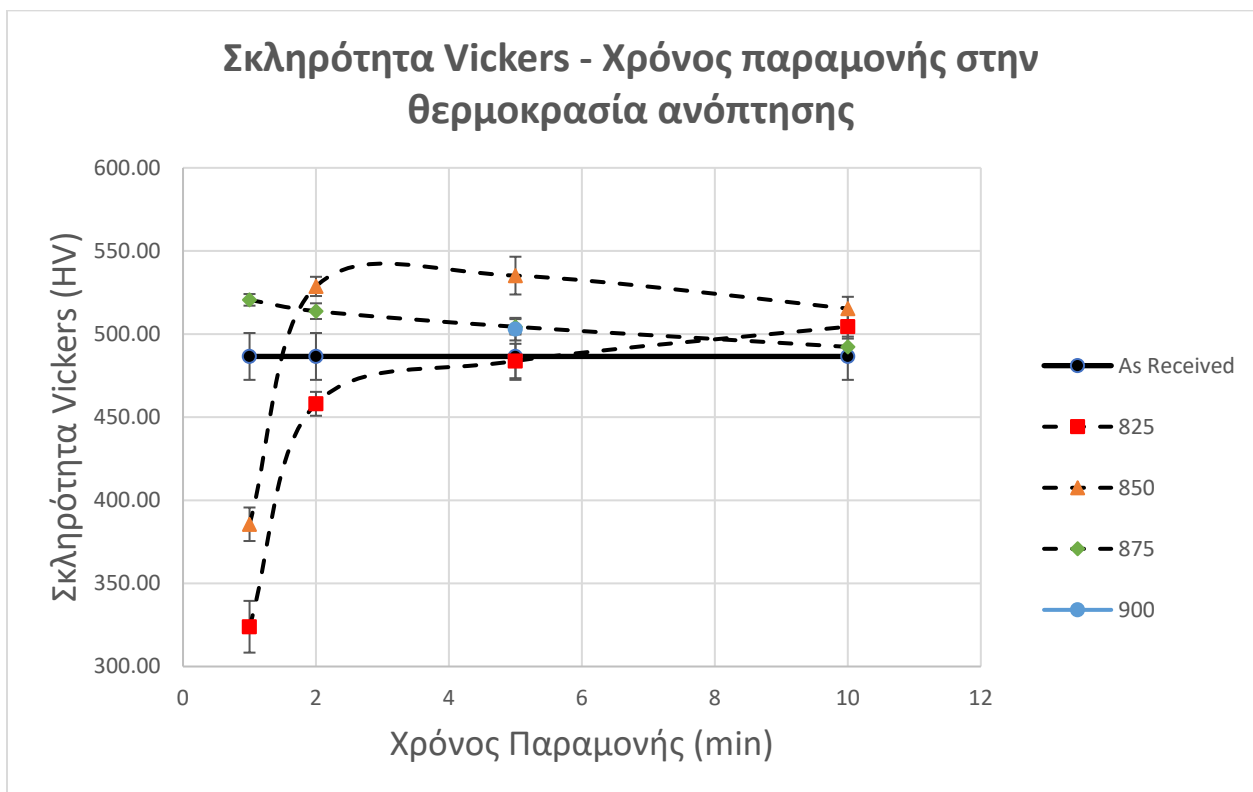
Συνεχίζοντας για τα δοκίμια που ανοπτήθηκαν στους 850 °C, οι μικροδομές που παρατηρήθηκαν σε αυτά των 2, 5, 10 min είναι πολύ ικανοποιητικές με φανερή μαρτενσιτική μήτρα σε συνδυασμό με τους φερριτικούς πολυγωνικούς κόκκους. Η θερμοκρασία ήταν τέτοια που επέτρεψε την δημιουργία επαρκούς ποσότητας ωστενίτη αρκετά εμπλουτισμένου σε άνθρακα γεγονός που υποστηρίζει τις πολύ μεγάλες σκληρότητες που μετρήθηκαν σε αυτά τα δοκίμια. Αν και η μικροδομή είναι αρκετά παρόμοια με αυτήν του αρχικού δοκιμίου οι σκληρότητες είναι μεγαλύτερες της τάξης των 25-50 Vickers γεγονός που δεν είναι απαραίτητα κακό. Το δοκίμιο του 1min πάλι φαίνεται ότι δεν είχε αρκετό

χρόνο για την δημιουργία της απαιτούμενης μικροδομής και σκληρότητας γεγονός που παρουσιάστηκε παραπάνω.

Τέλος για τα δοκίμια που ανοπτήθηκαν στους 875 °C και 900 °C τα αποτελέσματα έχουν ως εξής: όλα τα δοκίμια απέκτησαν μαρτενσιτική μικροδομή ακόμα και αυτό του 1min το οποίο ήταν επακόλουθο λόγω της υψηλής θερμοκρασίας ανόπτησης. Παρ' όλα αυτά οι σκληρότητες αυτών των δοκιμίων είναι χαμηλότερες από αυτές των δοκιμίων των 850 °C της τάξης των 25-50 Vickers. Η εξήγηση είναι πως λόγω της υψηλότερης θερμοκρασίας ανόπτησης δημιουργήθηκε πολύ μεγάλο κλάσμα όγκου ωστενίτη με την ταυτόχρονη μεγέθυνσή του σε σχέση με αυτού των μικρότερων θερμοκρασιών. Το γεγονός αυτό προκάλεσε την μείωση της μέσης περιεκτικότητας του ωστενίτη σε άνθρακα πριν από την βαφή και έτσι την επακόλουθη μείωση της σκληρότητας παρόλο που δημιουργήθηκε η απαιτούμενη ποσότητα μαρτενσίτη. Αυτό εξηγεί και τις ολοένα μειούμενες τιμές σκληρότητας στα δοκίμια, με μέγιστη σκληρότητα στο δοκίμιο του 1min και ελάχιστη στο δοκίμιο των 10min. Επιπλέον επειδή οι θερμικές κατεργασίες διαδεχόντουσαν η μία την άλλη πιθανά να μεταβλήθηκαν τα επίπεδα της αναγωγικής ατμόσφαιρας εντός του φούρνου και έτσι να ακολουθήσε και ένας βαθμός απανθράκωσης κατά την ανόπτηση. Το δοκίμιο των 900 °C των 5min βρίσκεται κάπου στην μέση των τιμών σκληρότητας των δοκιμίων των 875 °C κάτι που φαίνεται να είναι πλήρως ανάλογο με το παραπάνω φαινόμενο. Αυτό το δοκίμιο έχει την ίδια σχεδόν σκληρότητα με το δοκίμιο των 5min των 875 °C παρόλο που ανοπτήθηκε σε 25 °C παραπάνω.

Με δεδομένες τις σκληρότητες και τις μικροδομές που επιτεύχθηκαν από τις θερμικές κατεργασίες του αρχικού κράματος πρέπει να επιλεχθούν τα πιο παρόμοια δοκίμια στο αρχικό. Το δοκίμιο αναφοράς μετρήθηκε περίπου ~485 Vickers. Από τα δοκίμια των 825 °C αυτά των 5min και 10min είναι πλησιέστερα στο αρχικό από άποψη μικροδομής και σκληρότητας. Θα επιλεχθεί για την τελική σύγκριση αυτό των 5min λόγω του μικρότερου χρόνου ο οποίος είναι

πιο αποδεκτός αν συνυπολογιστεί η εφαρμογή της μεθόδου σε βιομηχανική κλίμακα. Η διαφορά σε κατανάλωσης ενέργειας και σπατάλης χρόνου κατά την διαδικασία παραγωγής στην βιομηχανία είναι σημαντική από τα 5min στα 10min. Από τα δοκίμια των 850°C τα πλησιέστερα στο αρχικό είναι αυτά των 2min και 10min. Για τον ίδιο λόγο θα γίνει η επιλογή του δοκιμίου των 2min. Τέλος από τα δοκίμια των 875 °C τα πλησιέστερα είναι αυτά των 5min και 10min. Πάλι θα επιλεχθεί αυτό των 5min για τον παραπάνω λόγο.



ΓΡΑΦΗΜΑ 8: Συγκεντρωτικό γράφημα σκληροτήτων-χρόνου παραμονής στην θερμοκρασία ανόπτησης

Στην συνέχεια κρίθηκε χρήσιμο να βρεθούν οι θεωρητικές τιμές των ορίων θραύσης των δοκιμίων μιας και δεν έγιναν δοκιμές εφελκυσμού. Αυτό επιτεύχθηκε με την χρήση της εξίσωσης του **Gasko** (12), ο οποίος μελέτησε την σχέση μεταξύ της σκληρότητας και των τιμών των μηχανικών ιδιοτήτων όπως του ορίου διαρροής, του ορίου θραύσης, του λόγου ορίου διαρροής με θραύσης καθώς και του συντελεστή ενδοτραχύνσεως με τη σκληρότητα Vickers σε διφασικούς χάλυβες υψηλής αντοχής. Από τις παραπάνω σχέσεις κατέληξε ότι μόνο για το όριο θραύσης μπορεί να προκύψει μια ασφαλής μαθηματική σχέση πρόβλεψης με ακρίβεια περίπου $\pm 10\%$. Η μαθηματική σχέση είναι η εξής:

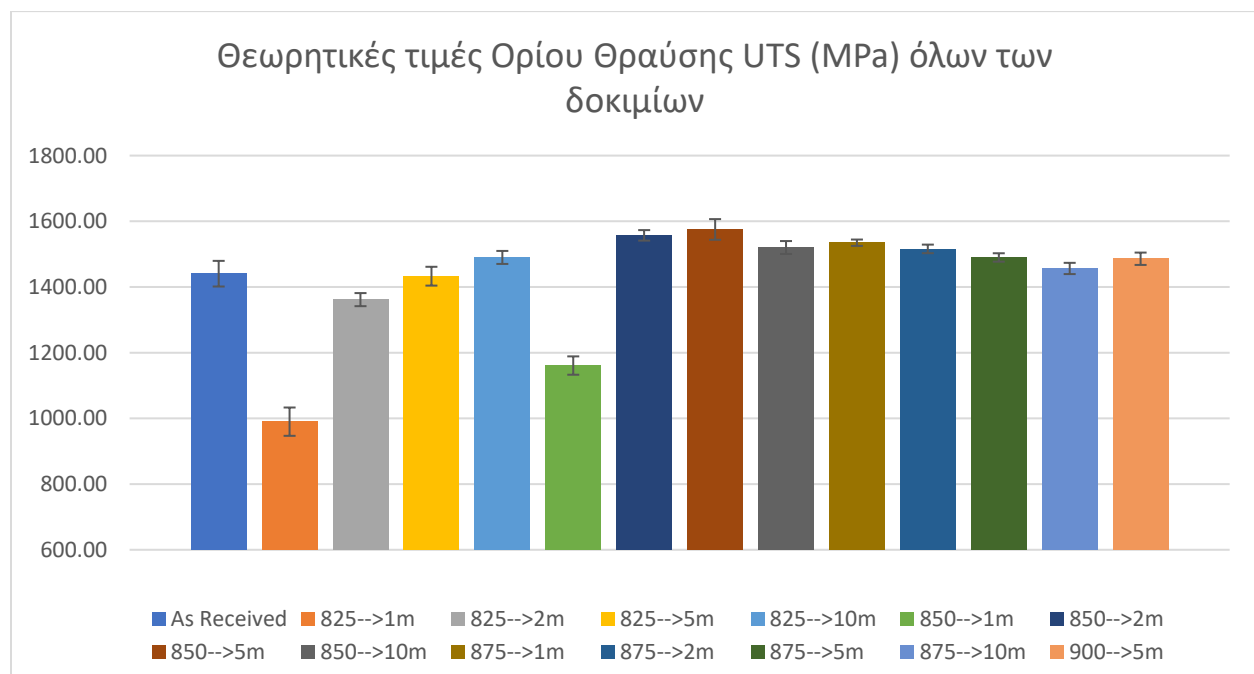
$$UTS = F(HV)$$

$$y = 2.77x + 92.754$$

Εφαρμόζοντας την παραπάνω μαθηματική σχέση στους μέσους όρους των τιμών σκληρότητας των δοκιμίων προέκυψαν οι εξής θεωρητικές τιμές ορίου θραύσης σε MPa:

As received		900	825			
As received		5m	1m	2m	5m	10m
1380,11		1452,82	1049,79	1335,79	1382,88	1502,68
1477,06		1502,68	969,46	1335,79	1429,97	1477,06
1477,06		1503,38	969,46	1380,11	1427,20	1529,00
1427,20		1502,68	944,53	1357,26	1427,20	1477,06
1404,35		1477,06	956,99	1380,11	1452,82	1477,06
1477,06		1477,06	1049,79	1380,11	1477,06	1477,06
Μέσος όρος			Μέσος όρος			
1440,47		1485,95	990,00	1361,53	1432,86	1489,99
Τυπική απόκλιση			Τυπική απόκλιση			
39,03		18,79	43,11	19,91	28,64	19,80

850				875			
1m	2m	5m	10m	1m	2m	5m	10m
1217,37	1555,31	1613,48	1529,00	1537,31	1529,00	1502,68	1477,06
1146,74	1529,00	1555,31	1502,68	1529,00	1503,38	1502,68	1452,82
1128,73	1558,08	1584,40	1502,68	1555,31	1529,00	1477,06	1452,82
1163,36	1558,08	1613,48	1555,31	1529,00	1502,68	1477,06	1427,20
1145,35	1584,40	1555,31	1529,00	1529,00	1502,68	1477,06	1451,44
1163,36	1558,08	1529,00	1502,68	1529,00	1529,00	1502,68	1477,06
Μέσος όρος				Μέσος όρος			
1160,82	1557,16	1575,17	1520,23	1534,77	1515,96	1489,87	1456,40
Τυπική απόκλιση				Τυπική απόκλιση			
27,92	16,03	31,47	19,61	9,68	13,04	12,81	17,11



ΓΡΑΦΗΜΑ 9: Θεωρητικές τιμές Ορίου θραύσης μέσω της εξίσωσης Gasko και τυπικές αποκλίσεις για όλα τα δοκίμια

6.0. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

1. Ο χρόνος παραμονής στην διφασική περιοχή του 1 λεπτού κρίνεται μη κατάλληλος για την δημιουργία της επιθυμητής μικροδομής και των μηχανικών χαρακτηριστικών στις θερμοκρασίες ανόπτησης των 825 °C και 850 °C.
2. Οι χρόνοι ανόπτησης των 10 λεπτών είναι αρκετά μεγάλοι για την εισαγωγή τους σε βιομηχανική κλίμακα, δεδομένης της ελάχιστης αύξησης της σκληρότητας και της μηδαμινής βελτίωσης των μικροδομών σε σχέση με αυτές των 5 λεπτών.
3. Η θερμοκρασία ανόπτησης των 900 °C είναι ιδιαίτερα υψηλή χωρίς να προσδίδει κάποια αύξηση στην σκληρότητα ή να δημιουργεί την απαιτούμενη διφασική μικροδομή.
4. Οι τρεις θερμοκρασίες ανόπτησης των 825 °C, 850 °C και 875 °C φαίνεται να είναι κατάλληλες για την δημιουργία διφασικής μαρτενσιτικής-φερριτικής μικροδομής με τιμές σκληρότητας υψηλές και ικανοποιητικές. Η θερμοκρασία της ανόπτησης, φυσικά, εξαρτάται από τις απαιτήσεις της εκάστοτε εφαρμογής.
5. Η πιο κατάλληλη θερμοκρασία ανόπτησης εντός της διφασικής περιοχής κρίνεται αυτή των 825 °C γιατί σε αυτήν δημιουργήθηκε η απαιτούμενη μικροδομή και σκληρότητα σε συνδυασμό με το γεγονός ότι είναι η μικρότερη θερμοκρασία ανόπτησης από τις 4, δηλαδή απαιτείται μικρότερη κατανάλωση ενέργειας και σπατάλης χρόνου κατά το παραγωγικό στάδιο στην βιομηχανία και πιο συγκεκριμένα για χρόνο 5 λεπτών σε αυτήν την θερμοκρασία. Τέλος, ιδιαίτερα καλά αποτελέσματα παρατηρήθηκαν και στο δοκίμιο των 2 λεπτών το οποίο ανοπτήθηκε στην θερμοκρασία των 850 °C.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

1. **M. Ashby, H. Shercliff, D. Cebon.** *Materials: Engineering, Science, Processing and Design.*
2. **Demeri, Mahmoud Y.** *Advanced high-strength steels _ science, technology, and applications (2013, ASM International).*
3. **Bason, E.** *The steel industry in a sustainable society.* s.l. : Platts, 2012.
4. **M.F. Ashby, D.R.H. Jones.** *Engineering Materials 1.* s.l. : Elsevier, 2012.
5. **Demeri, M.Y.** *Forming of advanced high strength steels, Metal Working.* s.l. : ASM Handbook, 2006.
6. **Fonstein, Nina.** *Advanced High Strength Sheet Steels_ Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties (2015, Springer International Publishing).*
7. **Maalekian, Mehran.** *The Effects of Alloying Elements on Steels.*
8. **Bhadeshia.** *Steels: Microstructure and Properties.* s.l. : Elsevier, 2006.
9. **D.A. Porter, K.E. Easterlink.** *Phase transformations in metals and alloys.* s.l. : Taylor & Francis Group, 2004.
10. **G. Speich, V. Demarest, R. Miller.** *Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels.*
11. **Radhakanta Rana, Shiv Brat Singh.** *Automotive Steels_ Design, Metallurgy, Processing and Applications.* s.l. : Woodhead Publishing, 2016.
12. **M. Gaško, G. Rosenberg.** *Correlation between hardness and tensile properties in Ultra-High Strength Dual phase steels-short communication.* s.l. : Materials Engineering, 2011.
13. **W. Callister, D.G. Rethwisch.** *Επιστήμη και Τεχνολογία των Υλικών (9η έκδοση).*
14. **Παπαδημητρίου, Γ.Δ.** *Γενική Μεταλλογνωσία 1.*
15. **M. Calgagnotto, D. Ponge, D. Raabe.** *Effect on grain refinement to 1 mm on strength and toughness of dual phase steels.*
16. **J. Adamczyk, A. Grajcar.** *Heat treatment and mechanical properties of low-carbon steel with dual phase microstructure.*
17. **W. Bleck, K. Phiu-On.** *Grain refinement and mechanical properties in advanced high strength sheet steels.*

18. **B.M. Bronfin, M.I. Goldstein, A.A. Emelyanov.** *The strength and ductility of dual phase ferrite-martensite steel.*
19. **W. Bortsov, N.M. Fonstein.** *Influence of carbon concentration on the mechanical properties of the low-carbon ferrite-martensite steels.*
20. **Davies, R.G.** *Influence of martensite composition and content on the properties of dual phase steels.*
21. **B. Demir, M. Erdogan.** *The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dual-phase steels.*
22. **A. Mein, G. Fournalis, D. Crowther, P.J. Evans.** *The influence of aluminium on the ferrite formation and microstructural development in hot rolled dual-phase steel.*
23. **Shao-Pu Tsai, Te-Cheng Su, Jer-Ren Yang, Chih-Yuan Chen, Yuan-Tsung Wang, Ching-Yuan Huang.** *Effect of Cr and Al additions on the development of interphase-precipitated carbides strengthened dual-phase Ti-bearing steels.* s.l. : Elsevier.
24. **N.K. Balliger, T. Gladman.** *Work Hardening of dual-phase steels.* 1981.
25. **A.N. Bortsov, N.M. Fonstein.** *The distribution of strains between the phases of ferrite-martensite steel.* 1986.
26. **Y. Tomota, I. Tamura.** *Mechanical properties of dual-phase steels.*
27. **A.R. Marder, B.L. Bramfitt.** *Processing of molybdenum-bearing dual-phase steel in structure and properties of Dual-Phase steels.* 1979.
28. **J.M. Rigsbee, J.K. Abraham, A.T. Davenport, J.E. Franklin, J.W. Pickens.** *Structure processing and structure-property relationships in commercially processed dual-phase steels.* 1981.
29. **T.Tanaka, M. Nishida, K. Hachiguchi, T. Kato.** *Formation and properties of ferrite plus martensite dual-phase structures.* 1979.
30. **D.I. Bailey, R. Stevenson.** *High strength low carbon sheet steel by thermomechanical treatment.* 1979.
31. **Davies, R.G.** *The deformation behavior of a vanadium-strengthened dual-phase steel.* 1978.
32. **A. Rizk, D.L. Bourell.** *Dislocation density contribution to strength of dual phase steels.* 1982.

33. **Davies, R.G.** *Influence of silicon and phosphorus on the mechanical properties of both HSLA and dual-phase steels.* 1979.
34. **G.R. Speich, R.L. Miller.** *Mechanical properties of ferrite-martensite steels.* 1979.
35. **K. Nakaoka, K. Araki, K. Kurihara.** *Strength, ductility and aging properties of continuously-annealed dual-phase high strength sheet steels.* 1977.
36. **F.L.G. Oliveira, M.S. Andrade, A.B. Cota.** *Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel.* 2007.
37. **Fonstein, N.M.** *Heat treatment for obtaining a controlled ferritic-martensitic structure in steel.* 1985.
38. **R.R. Mohanty, O.A. Girina, N.M. Fonstein.** *Effect of heating rate on the austenite formation in low-carbon high-strength steels annealed in the intercritical region.* 2011.
39. **C.I. Garcia, A.J. Deardo.** *Formation of austenite in 1.5% Mn steels.* 1981.
40. **J.Y. Koo, M.I. Young, G. Thomas.** *On the law of mixtures and dual-phase steels.* 1980.
41. **D.Z. Yang, E.L. Brown, D.K. Matlock, G. Krauss.** *Ferrite recrystallization and austenite formation in cold-rolled intercritically annealed steel.* 1985.