



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

Επίδραση θερμομηχανικών κατεργασιών και
μικροκραματικών προσθηκών σε χάλυβες τύπου Interstitial
Free (IF)

ΔΕΣΠΟΙΝΑ ΔΗΜΗΤΡΙΑΔΗ

Διπλωματική Εργασία

Επιβλέπων Καθηγητής: Δρ. Γ. Φούρλαρης

ΑΘΗΝΑ

ΟΚΤΩΒΡΙΟΣ 2022



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

Επίδραση θερμομηχανικών κατεργασιών και μικροκραματι-
κών προσθηκών σε χάλυβες τύπου Interstitial Free (IF)

ΔΕΣΠΟΙΝΑ ΔΗΜΗΤΡΙΑΔΗ

Διπλωματική Εργασία

Επιβλέπων: Γ. Φούρλαρης,
Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις/..../....

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π. (Υπογραφή)

Η. Χαλικά, Καθηγήτρια Ε.Μ.Π. (Υπογραφή)

Π. Τσακίριδης, Επίκουρος Καθηγητής Ε.Μ.Π. (Υπογραφή)

ΑΘΗΝΑ

ΟΚΤΩΒΡΙΟΣ 2022

Πρόλογος

Η παρούσα εργασία με τίτλο «Επίδραση θερμομηχανικών κατεργασιών και μικροκραματικών προσθηκών σε χάλυβες τύπου Interstitial Free (IF)» εκπονήθηκε στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών.

Αρχικά θα ήθελα να ευχαριστήσω τον επιβλέποντα καθηγητή Δρ. Γεώργιο Φούρλαρη για την ανάθεση του θέματος της παρούσας διπλωματικής εργασίας, καθώς και για την επίβλεψή του κατά την εκπόνηση της.

Επιπλέον, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους υποψήφιους διδάκτορες Άγγελο Καλδέλλη και Νικόλαο Ι. Μακρή για τη βοήθεια που μου παρείχαν καθόλη τη διάρκεια της διεξαγωγής των πειραμάτων μου καθώς και για την προθυμία τους για την επίλυση αποριών και θεμάτων που προέκυψαν κατά την πειραματική διαδικασία. Η βοήθειά τους υπήρξε καθοριστική για την ολοκλήρωση της παρούσας εργασίας.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω την οικογένεια μου και τα κοντινά μου πρόσωπα για την στήριξη που μου παρείχαν όλο αυτόν τον καιρό.

Περίληψη

Η χρήση των χαλύβων στην αυτοκινητοβιομηχανία έχει καθιερωθεί εδώ και αρκετά χρόνια, καθώς αποτελούν ευέλικτο και αποτελεσματικό υλικό για την παραγωγή του σώματος των αυτοκινήτων. Με την ανάπτυξη της αυτοκινητοβιομηχανίας, θεσπίζονται ολοένα και πιο αυστηροί κανόνες για την ελάττωση του βάρους του αυτοκινήτου και την εξοικονόμηση καυσίμων. Συνεπώς, αυξάνονται οι απαιτήσεις για την ανάπτυξη χαλύβων υψηλής αντοχής. Παρόλα αυτά, υπάρχουν εφαρμογές στις οποίες η υψηλή διαμορφωσιμότητα είναι βασική προϋπόθεση. Μια κατηγορία χαλύβων αυτοκινητοβιομηχανίας κατάλληλη για αυτές τις εφαρμογές είναι οι χάλυβες απαλλαγμένοι από στοιχεία παρεμβολής (Interstitial Free Steels -IF).

Οι Interstitial Free (IF) χάλυβες ανήκουν στην κατηγορία χαλύβων χαμηλής αντοχής. Αποτελούν χάλυβες με φερριτική μικροδομή και βασικό χαρακτηριστικό τους είναι η πολύ μικρή περιεκτικότητά σε στοιχεία παρεμβολής όπως ο άνθρακας και το άζωτο (συνήθως μικρότερη των 0.0030% και 0.0040% αντίστοιχα). Προκειμένου να επιτευχθεί η χαμηλή περιεκτικότητα σε στοιχεία παρεμβολής εφαρμόζονται σύγχρονες μέθοδοι απαέρωσης με κενό. Η ελεγχόμενη προσθήκη κραματικών στοιχείων όπως το τιτάνιο και το νιόβιο εξασφαλίζει απομάκρυνση του άνθρακα και του αζώτου από τη μητρική φάση. Η απουσία στοιχείων παρεμβολής εξασφαλίζει υψηλή διαμορφωσιμότητα, καλή ποιότητα επιφάνειας και καθιστούν το υλικό non-aging.

Το αντικείμενο της παρούσας εργασίας είναι η συσχέτιση της μικροδομής με τις μηχανικές ιδιότητες τεσσάρων δοκιμίων χάλυβα απαλλαγμένου από στοιχεία παρεμβολής (Interstitial Free Steels – IF). Συγκεκριμένα, ύστερα από την προετοιμασία των δοκιμίων, τα μικρογραφικά αποτελέσματα αξιολογήθηκαν με τη χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (Scanning Electron Microscopy – SEM), σε συνδυασμό με στοιχειακή ανάλυση EDS. Για την μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων πραγματοποιήθηκαν σκληρομετρήσεις Vickers στις τρεις διευθύνσεις των δοκιμίων και δοκιμές εφελκυσμού.

Abstract

The use of steels in automotive industry has been established for several years, as it is a versatile and efficient material for vehicle body structures. As the automotive industry grows, stricter rules are being enacted in order to reduce vehicle mass and result in higher fuel economy. As a result, the demand for the development of high strength steels is increasing. However, there are some applications where formability is a key requirement. One group of automotive steels suitable for these applications are Interstitial Free Steels (IF).

IF steels belong to the category of low strength steels. They are steels with a ferritic microstructure and their main characteristic is the very low content of interstitial elements, like carbon and nitrogen (usually less than 0.0030% - 0.0040% respectively). In order to achieve the low content of interstitial elements, modern vacuum degassing methods are applied. The controlled addition of alloying elements such as titanium and niobium ensures the removal of carbon and nitrogen from the matrix. The absence of interstitial elements ensures high formability, good surface quality and makes the material non aging.

The objective of the current study, is the correlation between the microstructure and the mechanical properties of four samples of Interstitial Free Steels. Specifically, after the preparation of the samples, the resulting microstructures were observed via Scanning Electron Microscopy (SEM), coupled with Energy Dispersive Spectroscopy (EDS). In order to study the mechanical properties of the samples, Vickers hardness tests were performed in the three directions of the samples as well as tensile strength tests.

Πίνακας Περιεχομένων

Πρόλογος	i
Περίληψη	ii
Abstract	iii
Πίνακας Περιεχομένων	iv
Κατάλογος εικόνων	vi
Κατάλογος Πινάκων	viii
Κατάλογος Διαγραμμάτων	ix
1. Εισαγωγή	1
2. Θεωρητικό Μέρος	3
2.1. Χάλυβες και εφαρμογές	3
2.2. Χάλυβες της αυτοκινητοβιομηχανίας	4
2.2.1. Χάλυβες χαμηλής αντοχής (Low Strength Steels)	5
2.2.2. Χάλυβες υψηλής αντοχής (High Strength Steels - HSS)	5
2.2.3. Χάλυβες υπερυψηλής αντοχής	12
2.2.4. Χάλυβες διαμόρφωσης	14
2.3. Μηχανισμοί Σκλήρωσης	16
2.3.1. Σκλήρωση με ενδοτράχυνση (work hardening)	16
2.3.2. Σκλήρωση με δημιουργία στερεού διαλύματος (solid solution strengthening)	18
2.3.3. Σκλήρωση με εκλέπτυνση των κόκκων (refinement of grain size)	20
2.3.4. Σκλήρωση με κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης (dispersion strengthening)	22
2.4. Περιγραφή υλικού	23
2.4.1. Χάλυβες IF	23
2.4.2. Συντελεστής πλαστικής ανισοτροπίας	23
2.4.3. Κάθετη ανισοτροπία	24
2.4.4. Επίπεδη Ανισοτροπία	24
2.4.5. Συντελεστής ενδοτράχυνσης	24
2.4.6. Κραματικά στοιχεία	25
2.4.7. Κατακρημνίσματα στους χάλυβες IF	28
2.4.8. Μεταλλουργία των χαλύβων IF	30
Χάλυβες IF υψηλής αντοχής (High Strength IF Steels – IFHS Steels)	33
2.5. Παραγωγική Διαδικασία Χαλύβων IF	34

2.6.	Αξιολόγηση των χαλύβων IF.....	41
3.	Πειραματικό Μέρος.....	44
3.1.	Χαρακτηρισμός υλικού.....	44
3.2.	Θερμικές Κατεργασίες.....	44
3.3.	Συνοπτική παρουσίαση της πειραματικής διαδικασίας.....	45
3.3.1.	Προετοιμασία δοκιμίων.....	45
3.3.2.	Μέθοδοι εξέτασης μικροδομής.....	46
3.3.3.	Μέθοδοι μέτρησης των μηχανικών ιδιοτήτων.....	48
4.	Πειραματικά Αποτελέσματα.....	51
4.1.	Αποτελέσματα Εξέτασης Μικροδομής στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM).....	51
4.2.	Αποτελέσματα στοιχειακής ανάλυσης με EDS.....	54
4.3.	Αποτελέσματα Σκληρομετρήσεων.....	67
4.3.1.	Σκληρομετρήσεις στην διεύθυνση της έλασης.....	67
4.3.2.	Σκληρομετρήσεις στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων.....	68
4.3.3.	Σκληρομετρήσεις κάθετα στην διεύθυνση της έλασης.....	69
4.3.4.	Μέση σκληρότητα των δοκιμίων.....	70
4.4.	Αποτελέσματα Δοκιμών Εφελκυσμού.....	71
4.4.1.	Κατώτατο όριο διαρροής στην ελαστική περιοχή – ReL (MPa).....	72
4.4.2.	Μέγιστη εφελκυστική τάση – Rm (Mpa).....	73
4.4.3.	Ποσοστό ολκιμότητας – A80 (%).....	74
4.4.4.	Συντελεστής ενδοτράχυνσης – n value.....	75
4.4.5.	Συντελεστής ανισοτροπίας – r value.....	76
4.5.	Μέσο Μέγεθος Κόκκου.....	77
5.	Σχολιασμός αποτελεσμάτων.....	78
5.1.	Σύγκριση δοκιμίων Ti – 720, Ti – 800, - Ti - 820.....	78
5.2.	Σύγκριση δοκιμίων Ti – 820, Ti – V - 820.....	79
6.	Συμπεράσματα.....	81
7.	Βιβλιογραφία	82

Κατάλογος εικόνων

Εικόνα 1: Κατανομή των διαφορετικών χαλύβων στο σασί του αυτοκινήτου, [2]	2
Εικόνα 2: Μετασταθές διάγραμμα σιδήρου – σεμεντίτη (Fe-Fe ₃ C), [22]	3
Εικόνα 3: Κατηγοριοποίηση χαλύβων αυτοκινητοβιομηχανίας, [5]	5
Εικόνα 4: Η σχέση των τριών γενιών προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής, [15]	12
Εικόνα 5: Συστήματα ολίσθησης στο BCC, [50]	17
Εικόνα 6: Σκλήρωση μέσω στερεών διαλυμάτων σε χάλυβες χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα [23].....	19
Εικόνα 7: (a) Σημείο ροής κα Luder bands στο διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης (b) Σχηματική απεικόνιση της διάδοσης των Lüders bands κατά τη διάρκεια δοκιμής, [3].....	19
Εικόνα 8: Η επίδραση της περιεκτικότητας σε άζωτο στον συντελεστή r σε Low Carbon Steels, [8]	26
Εικόνα 9: Η επίδραση της περιεκτικότητας σε άνθρακα στον συντελεστή r σε Low Carbon Steels, [8]	26
Εικόνα 10: Σχηματική αναπαράσταση του μηχανισμού κατακρήμνισης του τιτανίου σε Ti – only IF steels, [24]	32
Εικόνα 11: Τα μέρη του SEM [39].....	47
Εικόνα 12: Δοκίμιο δοκιμής εφελκυσμού, [44].....	49
Εικόνα 13: Διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης, [45].....	49
Εικόνα 14: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 1000x, Marshall’s.	51
Εικόνα 15: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 1000x, Marshall’s.	52
Εικόνα 16: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – 800 στο SEM, BES, μεγέθυνση 1000x, Marshall’s.	52
Εικόνα 17: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 1000x, Marshall’s.	53
Εικόνα 18: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – V – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 1000x, Marshall’s.	54
Εικόνα 19: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, BES, μεγέθυνση 5000x, Marshall’s, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	55
Εικόνα 20: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 2000x, Marshall’s, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	56
Εικόνα 21: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 10000x, Marshall’s, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	57
Εικόνα 22: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 5000x, Marshall’s, Κάτω αριστερά, Στοιχειακή ανάλυση με EDS για το αριστερά κατακρήμνισμα,, Κάτω δεξιά, Στοιχειακή ανάλυση με EDS για το δεξιά κατακρήμνισμα.	58
Εικόνα 23: Μικρογραφία δοκίμιου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 10000x, Marshall’s.	58
Εικόνα 24: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 800 στο SEM, BES, μεγέθυνση 2500x, Marshall’s, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	59

Εικόνα 25: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 800 στο SEM, BES, μεγέθυνση 2000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	60
Εικόνα 26: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 5000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	61
Εικόνα 27: Πάνω αριστερά, , μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 5000x, Υπόλοιπη εικόνα. χάρτης στοιχειακής κατανομής από EDS για Fe (πάνω δεξιά), Ti (κάτω αριστερά), Al (κάτω δεξιά).	62
Εικόνα 28: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 2500x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	63
Εικόνα 29: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 7500x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	64
Εικόνα 30: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 2500x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	65
Εικόνα 31: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – V – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 2000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.....	66

Κατάλογος Πινάκων

Πίνακας 1: Χημική σύσταση των δύο κατηγοριών χαλύβων τύπου IF (σε ppm).....	44
Πίνακας 2: Αποτελέσματα EDS.....	55
Πίνακας 3: Αποτελέσματα EDS.....	57
Πίνακας 4: Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων στην διεύθυνση της έλασης.....	67
Πίνακας 5: Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων.....	68
Πίνακας 6: Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων κάθετα στην διεύθυνση έλασης.....	69
Πίνακας 7: Μέση σκληρότητα των δοκιμίων.....	70
Πίνακας 8: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού.....	71
Πίνακας 9: Τιμές του κατώτατου ορίου διαρροής.....	72
Πίνακας 10: Τιμές μέγιστης εφελκυστικής τάσης.....	73
Πίνακας 11: Τιμές ολκιμότητας.....	74
Πίνακας 12: Τιμές του συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value.....	75
Πίνακας 13: Τιμές του συντελεστή ανισοτροπίας r – value.....	76
Πίνακας 15: Μέσο μέγεθος κόκκων των δοκιμίων.....	77

Κατάλογος Διαγραμμάτων

Διάγραμμα 1: Διαλυτότητα κατακρημνισμάτων σε σχέση με την θερμοκρασία, πάνω, στον φερρίτη, κάτω, στον ωστενίτη.	29
Διάγραμμα 2: μετασταθές διάγραμμα Fe – Fe ₃ C, [36].....	36
Διάγραμμα 3: Η επίδραση της CT στην τιμή του συντελεστή r για έναν χάλυβα IF [6].....	39
Διάγραμμα 4: θερμικός κύκλος συνεχούς ανόπτησης των δοκιμίων.	44
Διάγραμμα 5: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων σκληρομετρήσεων στην διεύθυνση της έλασης.....	67
Διάγραμμα 6: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων σκληρομετρήσεων στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων.	68
Διάγραμμα 7: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων σκληρομετρήσεων κάθετα στην διεύθυνση της έλασης.	69
Διάγραμμα 8: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων της μέσης σκληρότητας των δοκιμίων.	70
Διάγραμμα 9: Συγκριτικό διάγραμμα του κατώτατου ορίου διαρροής των δοκιμίων.	72
Διάγραμμα 10: Συγκριτικό διάγραμμα της μέγιστης εφελκυστικής τάσης των δοκιμίων.	73
Διάγραμμα 11: Συγκριτικό διάγραμμα της ολκιμότητας των δοκιμίων.	74
Διάγραμμα 12: Συγκριτικό διάγραμμα της τιμής του συντελεστή ενδοτράχυνσης n -value των δοκιμίων.	75
Διάγραμμα 13: Συγκριτικό διάγραμμα της τιμής του συντελεστή ανισοτροπίας r -value των δοκιμίων.	76
Διάγραμμα 15: Συγκριτικό διάγραμμα μέσου μεγέθους κόκκου των δοκιμίων.....	77

1. Εισαγωγή

Οι χάλυβες αποτελούν σημαντικό υλικό της αυτοκινητοβιομηχανίας της βορείου Αμερικής από τις αρχές του 1900. Στην αρχή, ο χάλυβας ανταγωνιζόταν το αλουμίνιο και το ξύλο για την κατασκευή του σώματος του αυτοκινήτου αλλά από την δεκαετία του 1920 και μετά έγινε η βασική επιλογή. Αυτό προέκυψε χάρη στο χαμηλό κόστος και στην καλή διαμορφωσιμότητα και συγκολλησιμότητά του. Παρόλα αυτά, από την δεκαετία του 1960 και μετά η αυτοκινητοβιομηχανία αντιμετώπισε νέες προκλήσεις που την επηρέασαν δραστικά. Οι προκλήσεις αυτές σχετίζονταν με νέους κανονισμούς σχετικά με την ασφάλεια των επιβατών, την κατανάλωση καυσίμου, αλλά και τις καλύτερες αποδόσεις και ανέσεις των αυτοκινήτων. Ύστερα από το τέλος του 2ου Παγκοσμίου Πολέμου η αυτοκινητοβιομηχανία γνώρισε ραγδαία εξέλιξη, με αποτέλεσμα την αύξηση των απαιτήσεων σχετικά με την ασφάλεια και τον περιβαλλοντικό αντίκτυπο. Έτσι, το 1970 θεσπίστηκε το ρυθμιστικό πλαίσιο για την παρακολούθηση και μείωση των εκπομπών ατμοσφαιρικών ρύπων (The Federal Clean Air Act). Παράλληλα, για να εξασφαλιστεί η ασφάλεια θεσπίστηκε η National Highway and Traffic Safety Administration η οποία ήταν υπεύθυνη για τον καθορισμό των κανονισμών ασφαλείας, τόσο για τα οχήματα, όσο και για τους δρόμους. Παραδείγματα των νέων απαιτήσεων για τα αυτοκίνητα είναι η χρήση προφυλακτήρων που απορροφούν την ενέργεια κρούσης και η χρήση ζώνης.

Κατά την δεκαετία του 1970 ακολούθησε η κρίση του πετρελαίου όπου η τιμή της βενζίνης αυξήθηκε ραγδαία. Συνεπώς δημιουργήθηκε η ανάγκη για μικρότερα αυτοκίνητα με χαμηλότερη κατανάλωση καυσίμου. Η ανάγκη αυτή ικανοποιήθηκε με την μείωση της μάζας των αυτοκινήτων που είχε ως αποτέλεσμα πιο αποδοτική κατανάλωση καυσίμου, χαμηλότερες εκπομπές καυσαερίων και βοήθησε τους μηχανικούς να ικανοποιήσουν τους κανονισμούς ασφαλείας. Η μείωση του μεγέθους του αυτοκινήτου και η αλλαγή στον σχεδιασμό του αμαξώματος είναι οι δύο βασικοί παράγοντες που συνέβαλαν στην ελάττωση της μάζας του. Ως αποτέλεσμα, προέκυψε η ανάπτυξη νέων χάλυβων με μεγαλύτερη αναλογία αντοχής - βάρους. Η παραγωγή μικρότερων σε μέγεθος αυτοκινήτων και η μετάβαση από το σασί (body-on-frame - BOF) στο αυτοφερόμενο αμάξωμα (body-frame-integral - BFI/ unibody) ήταν οι δύο βασικοί παράγοντες που εφαρμόστηκαν για την μείωση της μάζας του αυτοκινήτου. Τα υλικά που άρχισαν να αναπτύσσονται ήταν οι χάλυβες υπερυψηλής αντοχής (Μαρτενσιτικοί) και οι χάλυβες υψηλής αντοχής (HSLA, DP). Οι χάλυβες HSLA ήταν το υλικό με την μεγαλύτερη εφαρμογή στην αυτοκινητοβιομηχανία.

Τη δεκαετία του 1980 οι κανονισμοί ασφαλείας των αυτοκινήτων έγιναν ακόμη πιο αυστηροί και η ανάγκη πιο αποδοτικής κατανάλωσης καυσίμου αυξήθηκε. Επομένως, άρχισαν να αναπτύσσονται και να χρησιμοποιούνται χάλυβες διαμόρφωσης (bake hardenable steels) όπως οι χάλυβες IF.

Κατά την διάρκεια της δεκαετίας του 1990, το μέγεθος των αυτοκινήτων αυξήθηκε με την διάδοση των SUVs. Ως αποτέλεσμα, η ανάγκη για καλύτερη απόδοση, αποδοτικότητα του κόστους και ασφάλεια συνέχισε να μεγαλώνει. Οι HSLA έγιναν το βασικό υλικό κατασκευής αυτοκινήτων. Αργότερα άρχισαν να αναπτύσσονται και άλλες κατηγορίες χάλυβων με καλύτερη αντοχή και ολκιμότητα όπως οι χάλυβες DP, οι TRIP και οι CP.

Οι τάσεις των υλικών επηρεάζονται σε μεγάλο βαθμό τόσο από τους κανονισμούς όσο και από την επιθυμία των καταναλωτών για οχήματα που είναι ασφαλέστερα, πιο ενεργειακά αποδοτικά και φιλικά προς το περιβάλλον. Ο χάλυβας συνεχίζει να κατέχει την κυρίαρχη θέση στην αυτοκινητοβιομηχανία παρόλο που ανταγωνιστικά υλικά όπως τα κράματα αλουμινίου, μαγνησίου και τα πλαστικά έχουν αρκετές εφαρμογές. [1]

Το 55% της ολικής μάζας του αυτοκινήτου αποτελείται από χάλυβες. Από αυτό το ποσοστό το 50% των χαλύβων πρόκειται για χάλυβες υψηλής αντοχής (High Strength Steels [2]). Όπως θα αναλυθεί και παρακάτω, οι χάλυβες που χρησιμοποιούνται στην αυτοκινητοβιομηχανία διακρίνονται σε κατηγορίες με διάφορα κριτήρια ένα από τα οποία είναι η αντοχή τους. Έτσι διακρίνουμε τους χάλυβες χαμηλής αντοχής (Low Strength Steels), τους τυπικούς χάλυβες υψηλής αντοχής (Conventional High Strength Steels), τους προηγμένους χάλυβες υψηλής αντοχής (Advanced High Strength Steels) και τους χάλυβες υπερυψηλής αντοχής (Ultra High Strength Steels). Στην **Εικόνα 1** φαίνεται η κατανομή των διαφορετικών χαλύβων στο σασί του αυτοκινήτου. [2]



Εικόνα 1: Κατανομή των διαφορετικών χαλύβων στο σασί του αυτοκινήτου, [2]

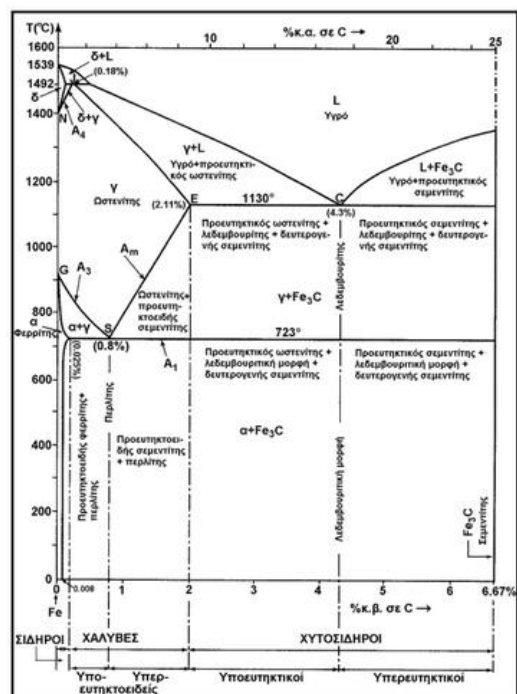
2. Θεωρητικό Μέρος

2.1. Χάλυβες και εφαρμογές

Οι χάλυβες είναι τα κράματα σιδήρου Fe – άνθρακα C με κατά βάρος περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0.025 – 2.1%, αλλά στην πράξη δεν χρησιμοποιούνται χάλυβες με περιεκτικότητα άνω του 1.2% και σπανιότατα μέχρι 1.5%. Ο σίδηρος με τον άνθρακα σχηματίζουν στερεά διαλύματα παρεμβολής σε κάθε θερμοκρασία και η κατάσταση αυτή απεικονίζεται μέσω του μετασταθούς διαγράμματος σιδήρου – σεμεντίτη (Fe – Fe₃C) (Εικόνα 2). Με βάση το διάγραμμα, για περιεκτικότητα σε άνθρακα μικρότερη του 0.008% κατά βάρος βρισκόμαστε στην περιοχή του καθαρού σιδήρου, για περιεκτικότητα σε χάλυβα ανάμεσα στις τιμές 0.008 - 2.1% κ.β. βρισκόμαστε στην περιοχή των χαλύβων και για περιεκτικότητες ανάμεσα στις τιμές 2.1 - 6.67% κ.β. βρισκόμαστε στην περιοχή των χυτοσιδηρών.

Οι χάλυβες είναι ένα από τα πιο διαδεδομένα και αποδοτικά σε σχέση με το κόστος υλικά, με περισσότερο από ένα δισεκατομμύριο τόνους να καταναλώνονται κάθε χρόνο για τη βελτίωση της καθημερινότητας και της ζωής. Ένας από τους βασικούς λόγους που η χρήση των χαλύβων είναι τόσο διαδεδομένη είναι η απεριόριστη ποικιλία μικροδομών και ιδιοτήτων που μπορούν να αποκτήσουν κατά την επεξεργασία και την παραγωγή τους [3]. Σύμφωνα με το World Steel Association, οι εφαρμογές στις οποίες χρησιμοποιούνται οι χάλυβες χωρίζονται σε επτά βασικούς κλάδους της αγοράς. Τα ποσοστά δίπλα σε κάθε κλάδο αντιστοιχούν στο ποσοστό της βιομηχανίας παραγωγής χαλύβων που αφιερώθηκε σε αυτούς το 2019. [4]

- i. Κτίρια και υποδομές, 52%
- ii. Μηχανικός εξοπλισμός, 16%
- iii. Αυτοκινητοβιομηχανία, 12%
- iv. Μεταλλικά προϊόντα, 10%
- v. Άλλα μεταφορικά μέσα, 5%
- vi. Ηλεκτρικός εξοπλισμός, 3%
- vii. Οικιακές συσκευές, 2%



Εικόνα 2: Μετασταθές διάγραμμα σιδήρου – σεμεντίτη (Fe-Fe₃C), [22]

2.2. Χάλυβες της αυτοκινητοβιομηχανίας

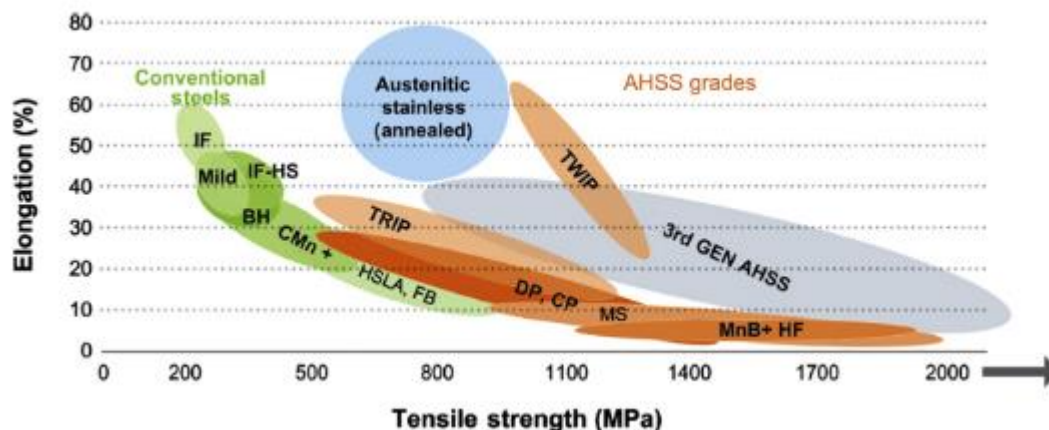
Η χρήση των χαλύβων στην αυτοκινητοβιομηχανία έχει καθιερωθεί εδώ και αρκετά χρόνια, καθώς αποτελούν ευέλικτο και αποτελεσματικό υλικό για την παραγωγή του σώματος των αυτοκινήτων. Η παραγωγή χαλύβων με τις απαιτούμενες ιδιότητες της εφαρμογής τους επιτυγχάνεται με τον αυστηρό έλεγχο της μικροδομής και της διαδικασίας παραγωγής τους. Η εφαρμογή κάθε χάλυβα στο σώμα του αυτοκινήτου καθορίζεται από τα χαρακτηριστικά του. Η επιλογή του καταλληλότερου είδους χάλυβα για την εξασφάλιση της ασφάλειας του αυτοκινήτου ακολουθεί δύο βασικές αρχές. Οι αρχές αυτές βασίζονται στην ελεγχόμενη μετάδοση της ενέργειας που προκύπτει από σύγκρουση.

Η πρώτη από τις δύο αρχές είναι η δημιουργία ειδικών ζωνών στον σκελετό του αυτοκινήτου οι οποίες κατά την σύγκρουση απορροφούν την κινητική ενέργεια του οχήματος. Η ποσότητα της απορροφούμενης κινητικής ενέργειας εξαρτάται από την συμπεριφορά του υλικού κατά την εφαρμογή τάσης και επομένως από την μικροδομή του. Συγκεκριμένα, περιγράφεται από την επιφάνεια που βρίσκεται κάτω από την καμπύλη τάσης - παραμόρφωσης του υλικού. Συνεπώς, τα καταλληλότερα υλικά για τις ζώνες αυτές είναι όλκιμα υλικά. Για την κατασκευή των ζωνών χρησιμοποιούνται mild steels και HSLA ενώ οι dual phase steels (DP) είναι η καταλληλότερη επιλογή όταν απαιτείται η μέγιστη απορρόφηση της κινητικής ενέργειας. Οι DP ενδοτραχύνονται σε μεγαλύτερα ποσοστά χάρη στον συνδυασμό του όλκιμου φερρίτη με τον υψηλής αντοχής μαρτενσίτη ή/και μπενίτη.

Η δεύτερη αρχή βασίζεται στην ικανότητα της καμπίνας του αυτοκινήτου (safety cell) να διατηρεί την ακεραιότητά της κατά την σύγκρουση προκειμένου να προστατεύσει τους επιβάτες. Σε αυτή την περίπτωση απαιτούνται χάλυβες οι οποίοι διαχειρίζονται τις δυνάμεις της κρούσης, δεν παραμορφώνονται (ή παραμορφώνονται σε μικρό βαθμό). Επιπρόσθετα πρέπει να είναι καταλλήλως συνδεδεμένα με τα υπόλοιπα μέρη του σκελετού προκειμένου να εξασφαλιστεί η σωστή μεταφορά της ενέργειας της κρούσης. Οι καταλληλότερες κατηγορίες χαλύβων είναι οι χάλυβες υψηλής αντοχής, κυρίως οι μαρτενσιτικοί με αντοχή μέχρι και τα 2GPa. [5]

Ανάλογα με τις απαιτήσεις των διαφόρων τμημάτων του αυτοκινήτου έχουν αναπτυχθεί πολλές διαφορετικές κατηγορίες χαλύβων, η ταξινόμηση των οποίων γίνεται με διάφορους τρόπους. Στην παρούσα εργασία, η ταξινόμηση θα γίνει με βάση την αντοχή και την ολκιμότητα. Επομένως διακρίνονται οι παρακάτω κατηγορίες οι οποίες απεικονίζονται στην **Εικόνα 3** που ακολουθεί.

- i. Χάλυβες χαμηλής αντοχής (Low Strength Steels)
- ii. Χάλυβες υψηλής αντοχής (High Strength Steels)
- iii. Χάλυβες υπερυψηλής αντοχής (Ultra High Strength Steels)



Εικόνα 3: Κατηγοριοποίηση χαλύβων αυτοκινητοβιομηχανίας, [5]

2.2.1. Χάλυβες χαμηλής αντοχής (Low Strength Steels)

Στην κατηγορία των χαλύβων χαμηλής αντοχής ανήκουν οι απαλλαγμένοι από στοιχεία παρεμβολής χάλυβες (Interstitial Free – IF Steels) και οι μαλακοί χάλυβες (Mild Steels). Παρουσιάζουν και οι δύο φερριτική μικροδομή και καλή διαμορφωσιμότητα.

Οι χάλυβες IF έχουν πολύ μικρή περιεκτικότητα σε στοιχεία παρεμβολής όπως ο άνθρακας και το άζωτο (συνήθως μικρότερη των 0.0030% και 0.0040% αντίστοιχα). Ο συνδυασμός της παραγωγής τους με εφαρμογή της εξαέρωσης υπό κενό (vacuum degassing) και της ελεγχόμενης προσθήκης κραματικών στοιχείων όπως το τιτάνιο και το νιόβιο εξασφαλίζει την απομάκρυνση του άνθρακα και του αζώτου από τη μητρική φάση. Χάρη στις μικρές ποσότητες διαλυμένου άνθρακα στην φερριτική μήτρα, οι χάλυβες IF παρουσιάζουν εξαιρετική διαμορφωσιμότητα και συγκολλησιμότητα αλλά χαμηλή αντοχή. Επιπρόσθετα, είναι πιο ελαστικοί από τους μαλακούς χάλυβες. [6]

Οι μαλακοί χάλυβες παρουσιάζουν επίσης φερριτική μικροδομή. Στην κατηγορία αυτή ανήκουν οι Deep Drawable Steels (DQ) καθώς και οι Aluminum – Killed Steels (AKDQ). Τα βασικά στοιχεία που επηρεάζουν τις ιδιότητες των Aluminum-killed χαλύβων είναι το αλουμίνιο, το άζωτο, ο άνθρακας και το μαγγάνιο. Έχουν χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα μεγαλύτερη του 0.0015% κατά βάρος και χαρακτηρίζονται από υψηλή διαμορφωσιμότητα. Η υψηλή διαμορφωσιμότητα οφείλεται στην ανάπτυξη μικροϊστού {111} ο έλεγχος της οποίας γίνεται με την ελεγχόμενη κατακρήμνιση AlN κατά την ανόπτηση. [6]

2.2.2. Χάλυβες υψηλής αντοχής (High Strength Steels - HSS)

Οι χάλυβες υψηλής αντοχής διακρίνονται στους συμβατικούς και τους προηγμένους. Η βασική διαφορά των συμβατικών και των προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής είναι η μικροδομή τους. Οι πρώτοι παρουσιάζουν φερριτική μικροδομή ενώ οι δεύτεροι πέρα από τον φερριτή περιλαμβάνουν και κάποια άλλη φάση όπως ο περλίτης, ο σεμεντίτης, ο μαρτενσίτης και ο μπαινίτης.

2.2.2.1. Συμβατικοί χάλυβες υψηλής αντοχής (Conventional High Strength Steels)

Οι συμβατικοί χάλυβες υψηλής αντοχής έχουν φερριτική μικροδομή με πιθανή εμφάνιση περιλίτη στους C – Mn χάλυβες. Οι μηχανισμοί σκλήρωσης που εφαρμόζονται σε αυτή την κατηγορία χαλύβων είναι η σκλήρωση με μικροπροσθήκες κραματικών στοιχείων όπως το Νιόβιο, το Τιτάνιο, το Βανάδιο και ο Φώσφορος. Σε αυτή την κατηγορία ανήκουν οι χάλυβες σκλήρωσης κατά τη διαδικασία έψησης (Bake Hardenable Steels – BH), οι χάλυβες με συνδυασμένη προσθήκη άνθρακα – μαγγανίου (Carbon – Manganese C-Mn Steels), οι ιστροπικοί χάλυβες (Isotropic Steels – IS), οι χάλυβες απαλλαγμένοι από στοιχεία παρεμβολής υψηλής αντοχής (High Interstitial Free Steels – IF-HS) και οι μικροκραματωμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής (High Strength Low Alloy Steels – HSLA).

Οι χάλυβες σκλήρωσης κατά τη διαδικασία έψησης (Bake Hardenable Steels – BH) είναι ένας ειδικός τύπος χάλυβα. Έχουν χαμηλά ποσοστά σε άνθρακα και φερριτική μικροδομή. Το χαρακτηριστικό που τους ξεχωρίζει είναι η σκόπιμη παρουσία μικρού ποσοστού ελεύθερου άνθρακα της τάξης των 25 ppm στο πλέγμα του φερρίτη μετά το τέλος της ανόπτησης. Το ποσοστό αυτό είναι αρκετά μικρό ώστε να μην επηρεάζει την διαμορφωσιμότητα του χάλυβα. Ο διαλυμένος στη μητρική φάση άνθρακας στη συνέχεια διαχέεται κατά τη γήρανση. Η γήρανση πραγματοποιείται είτε κατά τη διάρκεια της έψησης ή κατά την παραμονή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος για αρκετές εβδομάδες. Ύστερα από την διαμόρφωση στο επιθυμητό σχήμα, οι χάλυβες υπόκεινται βαφή σε θερμοκρασία περίπου ίση με 170°C για 20 λεπτά. Ως αποτέλεσμα, δημιουργείται πληθώρα διαταραχών οι οποίες παρεμποδίζονται από τα άτομα του διαλυμένου άνθρακα κατά την διάρκεια της γήρανσης κατά την έψηση. Η μέθοδος αυτή μπορεί να αυξήσει το όριο διαρροής (Yield Strength – YS) του χάλυβα κατά 30-90 MPa [6]. Η βασική εφαρμογή των BH στην αυτοκινητοβιομηχανία είναι στην παραγωγή εξωτερικών πάνελ χάρη στην υψηλή αντοχή στην κοίλανση (dent resistance). [7]

Οι χάλυβες με συνδυασμένη προσθήκη άνθρακα – μαγγανίου (Carbon – Manganese C-Mn Steels) περιέχουν Mn σε ποσοστό 1.2 – 1.8% κατά βάρος. Το Mn προστίθεται στους ανθρακούχους χάλυβες για αύξηση της σκληρότητας, της αντοχής και της δυσθραυστότητας. Εμφανίζουν αυξημένη αντοχή στην κόπωση και επιτρέπουν στον κατασκευαστή την αύξηση της μηχανικής αντοχής αλλά και την μείωση του πάχους του τελικού προϊόντος. Στην αυτοκινητοβιομηχανία χρησιμοποιούνται στις ζάντες (wheel rims), στους δίσκους των τροχών (wheel discs), στις αναρτήσεις (suspension housings) κ.α. [2]

Οι ιστροπικοί χάλυβες (Isotropic Steels - IS) έχουν φερριτική μικροδομή και παρουσιάζουν πολύ καλή διαμορφωσιμότητα και αντοχή στην θραύση. Η εξαιρετική τους διαμορφωσιμότητα οφείλεται στις ιδιαίτερες ρεολογικές τους ικανότητες. Συγκεκριμένα, εμφανίζουν ομοιόμορφη διαρροή (uniform flow) κατά την έλαση ή την διαμόρφωσή τους (isotropic flow). Ως αποτέλεσμα, κατά την κοίλανση δεν δημιουργούνται «αυτιά» όπως συμβαίνει με τους τυπικούς χάλυβες βαθείας κοίλανσης. Το πάχος των διαμορφωμένων εξαρτημάτων μπορεί να φτάσει και κάτω από τα 0.7 mm χωρίς να επηρεαστεί η μηχανική αντοχή. Εμφανίζουν μικρό όριο διαρροής που κυμαίνεται μεταξύ των 220-340 MPa, έχουν υψηλή πλαστικότητα κατά την διάρκεια της μορφοποίησης, μεγάλη ολκιμότητα, υψηλή αντοχή, ομοιόμορφες μηχανικές ιδιότητες κ.α.

Χρησιμοποιούνται στα μέρη του αμαξώματος που διαμορφώνονται με ψυχρή έλαση όπως στις πόρτες των αυτοκινήτων, στα φτερά κλπ. [2]

Η ανάγκη για αύξηση της αντοχής οδήγησε στη δημιουργία των χαλύβων απαλλαγμένων από στοιχεία παρεμβολής υψηλής αντοχής (High Interstitial Free Steels - IF-HS). Παρόμοια με τους χάλυβες IF, οι IF-HS έχουν φερριτική μήτρα απαλλαγμένη από στοιχεία παρεμβολής. Η υψηλότερη αντοχή προκύπτει συνήθως με σκλήρωση με στερεό διάλυμα μέσω της προσθήκης κραματικών στοιχείων όπως ο φώσφορος P, το μαγγάνιο Mn, το πυρίτιο Si, το χρώμιο Cr και ο χαλκός Cu. Ο φώσφορος αποτελεί το πιο αποτελεσματικό κραματικό στοιχείο για την ενδυνάμωση του χάλυβα. Παρόλα αυτά οι κατακρημνίσεις του P μειώνουν την τιμή του r – value καθώς και τη συνεκτική αντοχή των ορίων των κόκκων κάτι που οδηγεί στην ψαθυρότητα κατά την εν ψυχρώ δευτερογενή διαμόρφωση (secondary cold work embrittlement - CWE). Ως αποτέλεσμα μειώνεται η αντίσταση του χάλυβα στην ψαθυρή θραύση. Το φαινόμενο αυτό αντιμετωπίζεται με την προσθήκη μικρής ποσότητας Βορίου το οποίο κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων αναγκάζοντας έτσι τον P να παραμείνει στο στερεό διάλυμα. [6], [8]

Οι μικροκραματωμένοι χάλυβες υψηλής αντοχής (High Strength Low Alloy Steels – HSLA) σχεδιάστηκαν αρχικά λόγω της ανάγκης μείωσης του βάρους των αυτοκινήτων για μείωση της κατανάλωσης καυσίμου. Η περιεκτικότητά τους σε άνθρακα κυμαίνεται μεταξύ των 0.05 – 0.25% για εξασφάλιση επαρκούς διαμορφωσιμότητας και συγκολλησιμότητας. Η απόκτηση των επιθυμητών ιδιοτήτων των HSLA προκύπτει από την προσθήκη μικροκραματικών στοιχείων όπως το βανάδιο V, το νιόβιο Nb και το τιτάνιο Ti. Είναι σχεδιασμένοι έτσι ώστε να ικανοποιούν συγκεκριμένες μηχανικές ιδιότητες όπως όριο διαρροής μεγαλύτερο των 275 MPa. Η χημική σύστασή τους διαφοροποιείται ανάλογα με τα χαρακτηριστικά του τελικού προϊόντος όπως το πάχος του προκειμένου να αποκτήσει τις επιθυμητές ιδιότητες. Διακρίνονται έξι διαφορετικές κατηγορίες χαλύβων HSLA οι οποίες έχουν αναπτυχθεί ώστε να παρέχουν τις απαιτούμενες ιδιότητες όπως η αντοχή, η δυσθραυστότητα, η διαμορφωσιμότητα, η συγκολλησιμότητα και η αντοχή στην διάβρωση για κάθε διαφορετική εφαρμογή. Συνεπώς διακρίνουμε τους: [9]

- i. Χάλυβες σκληρούμενους στον αέρα (weathering steels) οι οποίοι περιέχουν μικρές ποσότητες κραματικών στοιχείων όπως ο χαλκός και ο φώσφορος για την βελτίωση της αντίστασης στην ατμοσφαιρική διάβρωση και για σκλήρωση μέσω δημιουργία στερεού διαλύματος.
- ii. Μικροκραματωμένοι φερριτοπερλιτικοί χάλυβες (Microalloyed ferrite – pearlite steels) οι οποίοι περιέχουν πολύ μικρές προσθήκες (γενικά λιγότερο από 0.1%) ισχυρών καρβιδιογόνων στοιχείων όπως το νιόβιο, το βανάδιο και το τιτάνιο για σκλήρωση με κατακρημνιση, εκλέπτυνση των κόκκων και πιθανό έλεγχο της θερμοκρασίας μετασχηματισμού.
- iii. Περλιτικοί χάλυβες έλασης (As – rolled pearlitic Steels) οι οποίοι μπορεί να περιέχουν χάλυβες με συνδυασμένες προσθήκες άνθρακα – μαγγανίου με μικρές προσθήκες κραματικών στοιχείων για την ενίσχυση της αντοχής, της σκληρότητας, της διαμορφωσιμότητας και της συγκολλησιμότητας.

- iv. Βελονοειδείς φερριτικοί (μπαινίτης χαμηλός σε άνθρακα) χάλυβες (Acicular ferrite (low – carbon bainite) steels) οι οποίοι περιέχουν μικρά ποσοστά σε άνθρακα (λιγότερα του 0.05%) με εξαιρετικό συνδυασμό υψηλού ορίου διαρροής (έως και 690 MPa), συγκολλησιμότητας, διαμορφωσιμότητας και σκληρότητας.
- v. Διφασικοί χάλυβες (Dual – phase steels) οι οποίοι παρουσιάζουν μαρτενσιτική μικροδομή σε φερριτική μήτρα και χαρακτηρίζονται από καλό συνδυασμό ολκιμότητας και υψηλής εφελκυστικής αντοχής.
- vi. Χάλυβες Inclusion – shape – controlled οι οποίοι χάρη στην προσθήκη μικρής ποσότητας ασβεστίου, ζirkονίου, τιτανίου και σπάνιων γαιών, που μετασχηματίζουν τα σουλφίδια από επιμήκεις χορδές σε μικρά διάσπαρτα σφαιρικά σωματίδια, παρουσιάζουν βελτιωμένη ολκιμότητα και σκληρότητα.

2.2.2.2. Προηγμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Advanced High Strength Steels – AHS Steels)

Οι προηγμένοι Χάλυβες Υψηλής Αντοχής (Advanced High Strength Steels – AHS Steels) διακρίνονται σε τρεις γενιές. Η μικροδομή των χαλύβων που ανήκουν στην 1^η γενιά AHSS αποτελείται από φερρίτη και μαρτενσίτη/ μπαινίτη. Οι χάλυβες της 2^{ης} γενιάς AHSS έχουν ωστενιτική μικροδομή. Τέλος, οι χάλυβες της 3^{ης} γενιάς AHSS παρουσιάζουν υψηλότερη αντοχή και ολκιμότητα από αυτούς της 1^{ης} γενιάς με χαμηλότερο κόστος παραγωγής των χαλύβων της 2^{ης} γενιάς. [10]

1^η γενιά Προηγμένων Χαλύβων Υψηλής Αντοχής (1st generation AHSS)

Στην κατηγορία αυτή ανήκουν οι Διφασικοί Χάλυβες (Dual Phase – DP), οι χάλυβες αυξανόμενης πλαστικότητας κατά την παραμόρφωση (Transformation Induced Plasticity Steel - TRIP), οι Χάλυβες Σύνθετης Μικροδομής (Complex Phase - CP) και οι Μαρτενσιτικοί Χάλυβες (Martensitic Steels - MART).

Οι διφασικοί χάλυβες (Dual Phase – DP) είναι το υλικό που επιλέγεται όταν απαιτείται μέγιστη απορρόφηση της ενέργειας κρούσης. Η μικροδομή τους αποτελείται από φερριτική μήτρα μέσα στην οποία βρίσκονται διεσπαρμένες νησίδες μαρτενσίτη ή και ωστενίτη σε ποσοστό 10-40%. Η αντοχή τους είναι ανάλογη του ποσοστού του μαρτενσίτη που περιέχουν. Ο συνδυασμός του μαλακού φερρίτη και του σκληρού μαρτενσίτη τους προσδίδει εξαιρετικές ιδιότητες. Συγκεκριμένα, λόγω του φερρίτη παρουσιάζουν χαμηλό όριο διαρροής και μεγάλη ικανότητα ενδοτράχυνσης λόγω του μαρτενσίτη. Ως αποτέλεσμα, το όριο θραύσης του υλικού κυμαίνεται μεταξύ των 500 - 1200 MPa [11]. Είναι χάλυβες με μικρό ποσοστό σε άνθρακα της τάξης του 0.08 – 0.2% κατά βάρος και συνήθως περιέχουν μαγγάνιο και πυρίτιο και άλλα κραματικά στοιχεία όπως το χρώμιο και το μολυβδαίνιο, το βανάδιο και το νιόβιο [12]. Η κατεργασία παραγωγής χαλύβων DP γίνεται με δύο τρόπους. Για προϊόντα θερμής έλασης πραγματοποιείται ελεγχόμενη ψύξη από την ωστενιτική περιοχή. Για προϊόντα συνεχής ανόπτησης, ψυχρής έλασης και hot – dip coated προϊόντα πραγματοποιείται ενδοκρίσιμη ανόπτηση (intercritical annealing) στην διφασική περιοχή φερρίτη – ωστενίτη ($\alpha + \gamma$), μεταξύ των θερμοκρασιών A1 και A3, τυπικά στους 790°C για αρκετά λεπτά. Κατά την διάρκεια της ανόπτησης, ο άνθρακας

διαχέεται στον ωστενίτη αυξάνοντας έτσι την εμβαπτότητά του. Έτσι κατά την ψύξη σε θερμοκρασία δωματίου ο ωστενίτης μετατρέπεται σε μαρτενσίτη [13], [12]. Οι DP χρησιμοποιούνται σε μέρη του αυτοκινήτου όπως το εξωτερικό μέρος της οροφής (roof outer), της πόρτας (door outer), την εξωτερική πλευρά του αυτοκινήτου (body side outer), το πάνελ του δαπέδου (floor panel), το εξωτερικό καπό (hood outer), τις ενισχύσεις δαπέδου (floor reinforcements), στα εξαρτήματα του κλωβού ασφαλείας (safety cage components) (B-pillar, βάση κινητήρα) κ.α. [14]

Οι χάλυβες αυξανόμενης πλαστικότητας κατά την παραμόρφωση (Transformation Induced Plasticity Steel - TRIP) αποτελούνται από πολυφασική μικροδομή. Αναλυτικότερα, περιέχουν φερρίτη, μπαινίτη και υπολειπόμενο ωστενίτη. Υπάρχουν διάφορες ποικιλίες τέτοιων χάλυβων. Οι χάλυβες που παράγονται πλήρως ωστενιτικοί με τη χρήση μεγάλων ποσοτήτων σταθεροποιητών του ωστενίτη αλλά μετασχηματίζονται σε μαρτενσίτη όταν καταπονούνται ονομάζονται απλώς χάλυβες TRIP. Οι χάλυβες που περιέχουν μικρή ποσότητα ωστενίτη στην μικροδομή τους αλλά υφίστανται μαρτενσιτικό μετασχηματισμό κατά τη διάρκεια της παραμόρφωσης, λέγονται υποβοηθούμενοι από το φαινόμενο TRIP και συνήθως είναι low alloy χάλυβες [12]. Στους χάλυβες TRIP γίνεται αξιοποίηση του φαινομένου TRIP. Συγκεκριμένα, ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός μπορεί να ενεργοποιηθεί με την εφαρμογή μηχανικών τάσεων ή πλαστικών παραμορφώσεων. Το φαινόμενο TRIP συνοδεύεται από σταθεροποίηση της πλαστικής ροής με αποτέλεσμα την αύξηση της ομοιόμορφης παραμόρφωσης και της διαμορφωσιμότητας. Η πλαστικότητα μετασχηματισμού εμφανίζεται κατά την ψυχρή διαμόρφωση ενός χάλυβα με υπολειπόμενο ωστενίτη. Κατά την διαμόρφωση, ο υπολειπόμενος ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη αυξάνοντας έτσι την διαμορφωσιμότητα του χάλυβα. Η ανόπτηση πραγματοποιείται εντός της διφασικής περιοχής φερρίτη – ωστενίτη ($\alpha - \gamma$) για τον σχηματισμό μίγματος φερρίτη και ωστενίτη σε ποσοστά περίπου 50%. Στη συνέχεια, ο χάλυβας φέρεται σε χαμηλότερη θερμοκρασία για τον ισόθερμο μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μπαινίτη. Η σχετικά υψηλή περιεκτικότητα σε πυρίτιο, αποτρέπει τον σχηματισμό σεμεντίτη κατά την διάρκεια του μπαινιτικού μετασχηματισμού. Έτσι, ο άνθρακας που αποβάλλεται από τον μπαινίτη περιέχεται στον υπολειπόμενο ωστενίτη. Ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα μειώνει την θερμοκρασία M_s σε τιμές κάτω από την θερμοκρασία δωματίου. Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός διακόπτεται από απότομη απόψυξη προκειμένου να παραμείνει ένα ποσοστό της τάξης 10% ωστενίτη. Ο ωστενίτης αυτός, κατά την απότομη απόψυξη δεν μετατρέπεται σε μαρτενσίτη αλλά παραμένει σταθεροποιημένος από τον άνθρακα. Συνεπώς, κατά την ψυχρή διαμόρφωση του χάλυβα ο υπολειπόμενος ωστενίτης εμφανίζει το φαινόμενο TRIP και οδηγεί στην αύξηση της διαμορφωσιμότητας. Οι χάλυβες TRIP παρουσιάζουν καλύτερο συνδυασμό αντοχής και διαμορφωσιμότητας από τους DP και τους HSLA και χρησιμοποιούνται στις μπάρρες προστασίας του αυτοκινήτου, στις κολώνες και γενικά σε όποιο σημείο απαιτείται αυξημένη παθητική ασφάλεια στο αμάξωμα [2], [12], [13], [14]

Οι σύνθετης μικροδομής χάλυβες (Complex Phase - CP) έχουν λεπτόκκοκη μικροδομή που περιέχει φερρίτη, μπαινίτη στο μητρικό υλικό με μικρές ποσότητες μαρτενσίτη, υπολειπόμενου ωστενίτη και περλίτη [14]. Περιέχουν λιγότερο από 0.15% κατά βάρος άνθρακα και χρησιμοποιούν τα ίδια κραματικά στοιχεία με τους DP και τους TRIP αλλά έχουν μικρές ποσότητες

τες νιόβιου, τιτανίου ή/και βαναδίου που σχηματίζουν καρβίδια και καρβονιτρίδια για ενδυνάμωση της μήτρας. Η εκλέπτυνση των κόκκων επιτυγχάνεται μέσω της καθυστέρησης της ανακρυστάλλωσης ή της κατακρήμνισης στοιχείων μικροκραμάτωσης όπως το τιτάνιο και το νιόβιο. Σε σύγκριση με τους DP, οι CP έχουν εμφανώς υψηλότερο όριο διαρροής στο ίδιο περίπου όριο θραύσης, που κυμαίνεται από 800 MPa και πάνω. Χαρακτηρίζονται για την υψηλή ενεργειακή απορρόφηση που επιδεικνύουν καθώς και για την υψηλή παραμένουσα ικανότητα παραμόρφωσης (residual deformation capacity). Στην αυτοκινητοβιομηχανία χρησιμοποιούνται σαν μαξιλάρια ενίσχυσης (pillar reinforcements), σε τμήματα του πλαισίου στήριξης (chassis parts), στις κολώνες (intrusion beams) κ.α. [2], [14]

Οι Μαρτενσιτικοί Χάλυβες (Martensitic Steels - MART) αποτελούνται από μαρτενσιτική μήτρα που περιέχει μικρές ποσότητες φερρίτη ή/και μπαινίτη. Έχουν υψηλή εφελκυστική αντοχή μέχρι και 1700 MPa. Παράγονται με θέρμανση στην ωστενιτική περιοχή με απότομη απόψυξη στο νερό μέχρι την θερμοκρασία περιβάλλοντος (μαρτενιτική βαφή). Με την βαφή με τη χρήση νερού σε μια γραμμή συνεχούς ανόπτησης μπορούν να παραχθούν χάλυβες με 100% μαρτενσίτη. Η προσθήκη άνθρακα στους μαρτενσιτικούς χάλυβες αυξάνουν την σκληρότητα και ενδυναμώνουν τον μαρτενσίτη. Το μαγγάνιο, το πυρίτιο, το χρώμιο, το μολυβδαίνιο, το βόριο, το βανάδιο και το νικέλιο χρησιμοποιούνται επίσης σε διάφορους συνδυασμούς για την αύξηση της σκληρυνσιμότητας. Σε σύγκριση με τυπικούς χάλυβες ψυχρής έλασης προσφέρουν υψηλότερη αναλογία αντοχής - βάρους και για το λόγο αυτό η χρήση τους κρίνεται πιο οικονομική. Παρά την μεγάλη αντοχή τους δεν παρουσιάζουν καλή διαμορφωσιμότητα. Στο αυτοκίνητο χρησιμοποιούνται κυρίως στους προφυλακτήρες (rumpet reinforcement beam), εσωτερικές μπάρες προστασίας στις πόρτες (door intrusion beams), ελατήρια αναρτήσεων (springs) κ.α [2]

2^η γενιά Προηγμένων Χαλύβων Υψηλής Αντοχής (2st generation AHSS)

Στην κατηγορία αυτή ανήκουν οι χάλυβες οι χάλυβες που σχηματίζουν διδυμίες κατά την παραμόρφωση (Twinning-induced plasticity – TWIP) και οι Ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες (Austenitic Stainless Steels).

Οι χάλυβες που σχηματίζουν διδυμίες κατά την παραμόρφωση (Twinning-induced plasticity – TWIP) συνδυάζουν υψηλό όριο θραύσης (μεγαλύτερο των 1000 MPa) με υψηλή ολκιμότητα. Περιέχουν υψηλά ποσοστά μαγγανίου της τάξης 17-24% που κάνουν τον χάλυβα να παρουσιάζει πλήρως ωστενιτική δομή σε θερμοκρασία δωματίου. Μεγάλο μέρος της πλαστικότητας τους βασίζεται στον σχηματισμό διδυμιών κατά την παραμόρφωση. Οι διδυμίες προκαλούν υψηλό βαθμό ακαριαίας σκλήρυνσης καθώς η μικροδομή γίνεται ολοένα και πιο λεπτομερής. Το υλικό είναι ικανό να φιλοξενήσει τάσεις μέσω της ολίσθησης μεμονωμένων διαταραχών αλλά και μέσω της μηχανικής διδυμίας (mechanical twinning) στο σύστημα $\{111\}\gamma\{11-2\}$. Πέρα από τα υψηλά ποσοστά μαγγανίου, περιέχουν λίγο αλουμίνιο και πυρίτιο και σε μερικές περιπτώσεις άνθρακα και άζωτο σε μορφή ακαθαρσιών (impurities). Στις υψηλές περιεκτικότητες μαγγανίου υπάρχει η τάση του ωστενίτη να μεταμορφώνεται σε ϵ - μαρτενσίτη (HCP). Ο σχηματισμός του ϵ - μαρτενσίτη ευνοείται από την μείωση της ενέργειας συνδιάταξης επιπέδων (stacking fault energy - SFE). Προκειμένου να αντιμετωπιστεί αυτό το φαινόμενο γίνεται προσθήκη αλουμινίου καθώς αυξάνει την SFE του ωστενίτη. Η προσθήκη πυριτίου έχει

την αντίθετη επίδραση στην SFE. Οι TWIP έχουν χαμηλό σημείο διαρροής γύρω στα 200 - 300 MPa αλλά υψηλή εφελκυστική αντοχή της τάξης των 1100MPa. Αυτό συμβαίνει επειδή η αναλογία παραμόρφωσης - συντελεστή σκλήρυνσης (strain - hardening coefficient) είναι μεγάλη με αποτέλεσμα μεγάλου βαθμού ομοιόμορφης επιμήκυνσης και συνολικής επιμήκυνσης 60-95%. Η επίδραση των διδυμιών είναι διπλή καθώς αυξάνουν την πλαστικότητα του υλικού και παράλληλα αυξάνουν σημαντικά το βαθμό ενδοτράχυνσης υποδιαιρόντας τον υπολειπόμενο ωστενίτη σε πιο λεπτομερή περιοχές [12]. Οι TWIP στα αυτοκίνητα χρησιμοποιούνται στα A-pillar, wheelhouse, μπροστινό πλευρικό μέρος, στο τιμόνι, lower control arm, στους δοκούς του μπροστινού και του πίσω προφυλακτήρα, B-pillar, στις ζάντες, floor cross-member και στη δοκό κρούσης των πορτών. [14]

3^η γενιά Προηγμένων Χαλύβων Υψηλής Αντοχής (3rd generation AHSS)

Οι αυξημένες καταναλωτικές ανάγκες και η εφαρμογή αυστηρότερων κανόνων που αφορούν στην μείωση των εκπομπών αερίων, την εξοικονόμηση και την ασφάλεια οδήγησαν στην ανάπτυξη της 3ης γενιάς προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής. Το American Iron and Steel Institute (AISI) ερευνά την ανάπτυξη νέων χαλύβων που θα καλύψει το ανεκμετάλλευτο εύρος ολκιμότητας μεταξύ της 1ης και της 2ης γενιάς. Στόχος είναι η 3η γενιά AHSS να είναι μια πιο οικονομική και αποδοτική εναλλακτική από τους χάλυβες της 2ης γενιάς και παράλληλα να χαρακτηρίζεται από καλύτερη ολκιμότητα για το ίδιο όριο θραύσης με τους χάλυβες της 1ης γενιάς. Η σχέση που έχουν οι τρεις γενιές μπορεί να φανεί και στο Error! Reference source not found.. Πρόκειται για πολυφασικούς χάλυβες οι οποίοι βασίζονται σε υπολειπόμενο ωστενίτη σε μια μπαινιτική ή μαρτενιτική μήτρα και ενδεχομένως σε κάποια ποσότητα φερρίτη ή/και κατακρημνισμάτων σε συγκεκριμένες αναλογίες και κατανομές με στόχο την ανάπτυξη των ενισχυμένων ιδιοτήτων.

Η έρευνα του AISI περιλαμβάνει τρία στάδια:

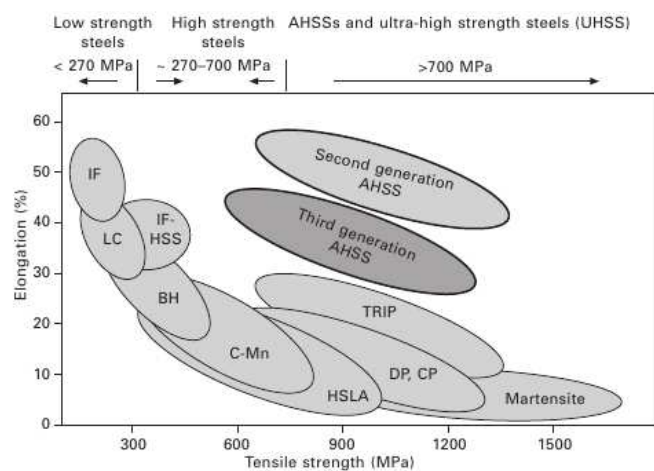
- i. Έρευνα και αξιολόγηση των τελευταίων τάσεων,
- ii. Εφαρμογή των γνωστών μηχανισμών σκλήρωσης και η διερεύνηση της δυνατότητας ανάπτυξης τροποποιημένων μικροδομών και ανάπτυξη καινοτόμων μηχανισμών σκλήρωσης,
- iii. Αξιολόγηση των πιθανών μεθόδων παραγωγής για την απόκτηση των μικροδομών και των ιδιοτήτων που εντοπίστηκαν στο δεύτερο στάδιο

Κάποιοι από τους μηχανισμούς σκλήρωσης που εξετάζονται, πέρα από τους πιο διαδεδομένους, είναι η ανάπτυξη διδυμίας στους κόκκους (grain twinning), ο σχηματισμός shear band, οι μετασχηματισμοί κατά την παραμόρφωση όπως το φαινόμενο TRIP και η σταθεροποίηση διαταραχών. [15]

Οι χάλυβες Q&P (Quenching and Partitioning) καθώς και οι medium-Mn χάλυβες αποτελούν σημαντικούς υποψήφιους για την 3η γενιά AHSS. Ο σχεδιασμός της μικροδομής βασίζεται στην ιδέα απόκτησης σχετικά μεγάλης ποσότητας υπολειπόμενου ωστενίτη (μεγαλύτερη του

20% vol) σε μαρτενσιτική/ φερριτική μήτρα. Προκειμένου να επιτευχθεί αυτή η μικροδομή εφαρμόζονται πολύπλοκες θερμικές κατεργασίες. Η μέθοδος Q&P είναι μια καινούρια μέθοδος για την παραγωγή μαρτενσιτικών χαλύβων με ορισμένη ποσότητα υπολειπόμενου ωστενίτη ο οποίος σταθεροποιείται με τον έλεγχο της κατανομής του άνθρακα. Η παραγωγή τους περιλαμβάνει τα παρακάτω στάδια: Αρχικά γίνεται ωστενιτοποίηση με θέρμανση εντός της ωστενιτικής περιοχής η οποία διακόπτεται με απόψυξη σε θερμοκρασία (quenching temperature - QT) ανάμεσα στις θερμοκρασίες έναρξης και λήξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (Ms και Mf). Στην QT δεν έχει ολοκληρωθεί ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός με αποτέλεσμα να παραχθεί ένα μείγμα μαρτενσίτη και υπολειπόμενου ωστενίτη. Το υλικό παραμένει για ένα χρονικό διάστημα σε θερμοκρασία ίση ή μεγαλύτερη της QT (partitioning) όπου τα άτομα του άνθρακα διαχέονται από τον μαρτενσίτη στον ωστενίτη και ακολουθεί απόψυξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την σταθεροποίηση του ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος χάρη στον εμπλουτισμό του σε άνθρακα από τον μαρτενσίτη. [16]

2.2.3. Χάλυβες υπερυψηλής αντοχής



Εικόνα 4: Η σχέση των τριών γενιών προηγμένων χαλύβων υψηλής αντοχής. [15]

Στην κατηγορία αυτή ανήκουν οι Φερριτικοί-Μπαινιτικοί Χάλυβες (Ferritic - Bainitic Steels - FB), οι χάλυβες που σχηματίζουν διδυμίες κατά την παραμόρφωση (Twinning-induced plasticity – TWIP), οι χάλυβες θερμής διαμόρφωσης (Hot - Formed Steels - HF) και οι θερμικά κατεργασμένοι μετά τη διαμόρφωση χάλυβες (PFHT).

Οι φερριτικοί-μπαινιτικοί χάλυβες (Ferritic - Bainitic Steels - FB) παρουσιάζουν λεπτομερή μικροδομή φερρίτη και μπαινίτη. Η υψηλή επιμήκυνση (elongation) αποδίδεται στον φερρίτη ενώ ο μπαινίτης συνδέεται με υψηλή ελαστικότητα. Η σκλήρωσή τους επιτυγχάνεται τόσο με εκλέπτυνση των κόκκων όσο και με σωματίδια δεύτερης φάσης που στην προκειμένη περίπτωση είναι ο μπαινίτης. Η λεπτόκοκκη μικροδομή σε συνδυασμό με τις χαμηλές διαφορές στην σκληρότητα των δύο φάσεων προωθούν καλή επίδοση σε εφαρμογές που απαιτούν Stretch Flangable (SF) και High Hole Expansion (HHE) για μεγαλύτερη ανθεκτικότητα στο edge stretching. Σε σύγκριση με τους HSLA, για την ίδια τάξη αντοχής, οι FB εμφανίζουν

μεγαλύτερες τιμές στον συντελεστή ενδοτράχυνσης (n-value) και αυξημένη επιμήκυνση. Χρησιμοποιούνται στις ζάντες, στο βραχίονα του πεντάλ του φρένου, στο seat cross member, στο βραχίονα των αναρτήσεων (suspension arm), FB lower control arm, bumper beam, σε τμήματα του σασί και στα rear twist beam. Συνήθως διατίθενται σε προϊόντα θερμής έλασης. Παρουσιάζουν πολύ καλή συγκολλησιμότητα, καλή συμπεριφορά κατά την σύγκρουση (crash performance) και καλή αντοχή στην κόπωση. [2], [14], [17]

Οι χάλυβες θερμής διαμόρφωσης (Hot - Formed Steels - HF) αναπτύχθηκαν τη δεκαετία του 1990 και αρχικά χρησιμοποιήθηκαν για την παραγωγή απλών τμημάτων των αυτοκινήτων όπως οι κολώνες των πορτών (door beams) και οι προφυλακτήρες (bumper beams). Αυτή η διαδικασία επιλέχθηκε καθώς μπορεί να ξεπεράσει κάποιες από τις τυπικές δυσκολίες που σχετίζονται με την ψυχρή διαμόρφωση (cold stamping). Οι χάλυβες αυτοί συνήθως περιέχουν βόριο και μαγγάνιο και έχουν υψηλή αντοχή που φτάνει τα 1600MPa η οποία ξεπερνάει κατά πολύ την αντοχή των συμβατικών χαλύβων υψηλής αντοχής ψυχρής διαμόρφωσης. Επιπρόσθετα, εμφανίζουν χαμηλή επαναφορά στην αρχική κατάσταση μετά από εν ψυχρώ παραμόρφωση (springback) και δυνατότητα μείωσης του πάχους ελάσματος [2]. Υπάρχουν δύο τρόποι παραγωγής των HF: ο άμεσος (direct) και ο έμμεσος (indirect). Στον άμεσο τρόπο ο χάλυβας ωστενιτοποιείται σε θερμοκρασία 900-950°C για 4 - 10 λεπτά. Στο εύρος θερμοκρασιών 650-850°C το υλικό έχει εξαιρετική διαμορφωσιμότητα και επομένως διαμορφώνεται στο επιθυμητό πολύπλοκο σχήμα με κοίλανση. Κατά την απόψυξη το υλικό ψύχεται υπό πίεση για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα ανάλογα με το επιθυμητό πάχος. Στη συνέχεια ακολουθεί απότομη απόψυξη με νερό προκειμένου να πραγματοποιηθεί μαρτενσιτικός μετασχηματισμός. Ο συνολικός κύκλος για την μεταφορά, την κοίλανση και την απόψυξη διαρκεί 15-25 δευτερόλεπτα. Τελικά, το υλικό αποκτά εξαιρετικές μηχανικές ιδιότητες. Συγκεκριμένα, παρουσιάζει εφελκυστική αντοχή ανάμεσα στα 1400 - 1600 MPa και όριο διαρροής (yield strength) ανάμεσα στα 1000 - 1200 MPa. Κατά τον έμμεσο τρόπο, το υλικό υπόκειται σε κοίλανση χωρίς θέρμανση σε ποσοστό 90-95% του τελικού σχήματος σε ένα κοινό καλούπι και στη συνέχεια βελτιστοποιούνται οι άκρες του. Στη συνέχεια, το υλικό θερμαίνεται μέχρι τη θερμοκρασία ωστενιτοποίησης σε συνεχές φούρνο και ισχυροποιείται μέσα στο καλούπι. Ο λόγος του επιπρόσθετου βήματος της θερμικής κατεργασίας στην διαδικασία είναι για να επεκταθούν τα όρια της διαμορφωσιμότητας για πολύπλοκης μορφολογίας εξαρτήματα [18], [2]. Οι χάλυβες αυτοί συνήθως χρησιμοποιούνται στα A-pillar, B-pillar και στα cross beams. [14]

Οι θερμικά κατεργασμένοι μετά τη διαμόρφωση χάλυβες (Post Forming Heat Treated Steels - PFHT) παράγονται με μια εναλλακτική μέθοδο. Η θερμική κατεργασία μετά τη διαμόρφωση είναι μια μέθοδος που μπορεί να παράξει εξαρτήματα υψηλής αντοχής. Η θέρμανση μπορεί να γίνει σε ένα διαμορφωμένο εξάρτημα χρησιμοποιώντας, είτε επαγωγή θερμότητας (induction heating), ή θέρμανση σε φούρνο (furnace heating). Η πρώτη είναι αποτελεσματική, καθώς μπορεί να χρησιμοποιηθεί σε τοπικές περιοχές που απαιτούν αυξημένη αντοχή. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα να επιτυγχάνεται ο έλεγχος της αλλοίωσης του εξαρτήματος, καθώς και η μείωση της οξειδωσης μέσω του ελέγχου του ρυθμού θέρμανσης. Η κοίλανση γίνεται όταν η αντοχή του υλικού κυμαίνεται σε χαμηλά επίπεδα, ενώ στη συνέχεια αυξάνεται κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας. Αυτή η μέθοδος προσδίδει στους χάλυβες υψηλότερες τιμές αντοχής. [2], [19]

2.2.4. Χάλυβες διαμόρφωσης

Καθώς η αυτοκινητοβιομηχανία αναπτύσσεται, αυξάνονται οι απαιτήσεις στην παραγωγή χαλύβων με υψηλή αντοχή με στόχο την ελάττωση του συνολικού βάρους του αυτοκινήτου. Παρόλα αυτά υπάρχουν πολλές εφαρμογές που βασικότερο και πιο αναγκαίο χαρακτηριστικό του χάλυβα είναι η εξαιρετική διαμορφωσιμότητα [20]. Προκειμένου να παραχθούν εξαρτήματα του αυτοκινήτου με πολύπλοκα σχήματα όπως η οροφή, ο προφυλακτήρας, το εσωτερικό και το εξωτερικό τμήμα της πόρτας κ.τ.λ., χρησιμοποιούνται μέθοδοι ψυχρής διαμόρφωσης οι οποίες ασκούν στο χάλυβα έντονες παραμορφώσεις. Οι χάλυβες διαμόρφωσης έχουν την ικανότητα να υπόκεινται σε διαμόρφωση χωρίς αστοχία κατά την παραμόρφωση και να διατηρούν καλή ποιότητα επιφάνειας.

Στις αρχικές μέρες της αυτοκινητοβιομηχανίας η χύτευση σε ράβδους και έλαση ήταν η πιο διαδεδομένη παραγωγική διαδικασία για παραγωγή πλακών. Οι rimmed steels είχαν ευρεία χρήση χάρη στην εξαιρετική ποιότητα επιφάνειας, την καθαρότητα και ολκιμότητά τους. Το όνομά τους προκύπτει από τον όρο “rimming” ο οποίος αναφέρεται στον βρασμό που προκύπτει από το διαλυμένο οξυγόνο που αντιδρά με τον άνθρακα στο καλούπι και παράγει CO και CO₂. Το άζωτο και ο άνθρακας που βρίσκονται σε στερεό διάλυμα στους rimmed steels συνεισφέρουν στην αύξηση της αντοχής μέσω γήρανσης λόγω παραμόρφωσης (strain aging). Η παραμόρφωση γινόταν κατά τη διάρκεια της διαμόρφωσης και η γήρανση κατά τη διάρκεια θερμικής επεξεργασίας που ακολουθούσε. Η προσθήκη αζώτου μπορούσε να αυξήσει το όριο διαρροής των χαλύβων αυτών μέχρι και τα 500 MPa. Συνεπώς, οι rimmed steels αποτέλεσαν πρόδρομο των χαλύβων διαμόρφωσης. Παρόλα αυτά, η επιρρέειά τους στην ανάπτυξη γραμμών Lüder αλλά και η κλίση της βιομηχανίας προς μεθόδους συνεχούς χύτευσης οδήγησαν στην αντικατάσταση των rimmed steels από τους killed steels. Στους killed steels προστίθεται αλουμίνιο (Aluminum - killed steels) για την διακοπή της οξειδωσης του άνθρακα στο καλούπι. Οι Al - killed steels αποτέλεσαν για αρκετό καιρό χάλυβες διαμόρφωσης λόγω των υψηλών τιμών r - value και n - value που οφείλεται στην κατακρήμνιση νιτριδίων του αλουμινίου (AlN). [1]

Η ποιότητα των χαλύβων διαμόρφωσης πρέπει να ικανοποιεί δύο βασικά κριτήρια [21]

- i. Με βάση τη χημική σύσταση και τις συνθήκες παραγωγής, επιτυγχάνεται η απόκτηση της κατάλληλης μεταλλουργικής δομής που συνεισφέρει στην καλή διαμορφωσιμότητα του τελικού προϊόντος.
- ii. Η ποιότητα της επιφάνειας και η εμφάνισή της είναι βασικά κριτήρια για τα τμήματα τα οποία είναι εκτεθειμένα.

Η καλή διαμορφωσιμότητα συνδέεται με υψηλές τιμές του συντελεστή ενδοτράχυνσης (n - value) και της κάθετης ανισοτροπίας (rm) και χαμηλής τιμής της επίπεδης ανισοτροπίας (rp) η οποία πρέπει ιδανικά να προσεγγίζει το μηδέν. Έχει βρεθεί ότι η διαμορφωσιμότητα των χαλύβων διαμόρφωσης επηρεάζεται σημαντικά από τον κρυσταλλογραφικό ιστό τους. Όσο μεγαλύτερο είναι το κλάσμα όγκου των επιπέδων {111}, τόσο καλύτερη είναι η διαμορφωσιμότητα του υλικού. Γενικά, η χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα συμβάλει στην ανάπτυξη των επιπέδων {111} και άρα στην διαμορφωσιμότητα του υλικού. Συνεπώς, οι Aluminum - Killed

χάλυβες έχουν πάντα χαμηλότερη τιμή r_m από τους χάλυβες IF, καθώς έχουν 10 φορές περισσότερο άνθρακα. Η καλή ποιότητα επιφάνειας συνδέεται με χαμηλό όριο θραύσης με τιμή $Y_S < 240 \text{ MPa}$.

2.2.4.1. Κατηγοριοποίηση των χάλυβων διαμόρφωσης με βάση την ικανότητα διαμόρφωσης

Οι χάλυβες χαμηλής και εξαιρετικά χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα (low and ultra-low carbon sheet steels) με βάση την ικανότητα διαμόρφωσης τους (από την χαμηλότερη στην υψηλότερη) διακρίνονται στις εξής κατηγορίες: [6]

- i. CQ (Commercial Quality) ή CS (Commercial Steel)
- ii. DQ (Drawing Quality) ή DS (Drawing Steels)
- iii. DDQ (Deep Drawing Quality) ή DDS (Drawing Steel)
- iv. EDDQ (Extra Deep Drawing Quality) ή EDDS (Extra Deep Drawing Steel)
- v. Superformable sheet steel

2.2.4.2. Κατηγοριοποίηση των χάλυβων διαμόρφωσης με βάση την σύσταση

Οι χάλυβες διαμόρφωσης με βάση την σύστασή τους διακρίνονται στις εξής δύο κατηγορίες:

- i. Χάλυβες καθυστερημένοι με αλουμίνιο (Al - killed Steels - AK)
- ii. Χάλυβες απαλλαγμένοι από στοιχεία παρεμβολής (Interstitial Free Steels - IF)

Οι χάλυβες καθυστερημένοι με αλουμίνιο (Al - killed Steels - AK) αποτελούν ένα είδος χάλυβα διαμόρφωσης μέσα στους οποίους ο άνθρακας είναι σχετικά ελεύθερος και πιθανό να σχηματίσει καρβίδια. Γενικότερα, τα βασικά στοιχεία που επηρεάζουν τις ιδιότητες των AK χάλυβων είναι το αλουμίνιο, το άζωτο, ο άνθρακας και το μαγγάνιο. Με βάση τη χημική τους σύσταση και τις συνθήκες παραγωγής μπορεί να μην υπόκεινται ή να υπόκεινται μερικώς σε γήρανση. Η περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα συνήθως είναι μεγαλύτερη του 0.015% κατά βάρος. Το αλουμίνιο προστίθεται σκόπιμα προκειμένου να ελέγξει τις τελικές ιδιότητες του υλικού με την κατακρήμνιση νιτριδίων του αλουμινίου (AlN). Επιπρόσθετα το αλουμίνιο δρα ως αποξειδωτικό. Το AlN είναι το πιο σημαντικό κατακρήμνισμα καθώς ελέγχει την διεργασία της ανακρυστάλλωσης και τον τελικό ιστό. Η στρατηγική της κατακρήμνισης πρέπει να σχεδιαστεί με βάση την γραμμή παραγωγής που θα επιλεγεί.

Είναι γνωστό ότι η μείωση των ποσοστών άνθρακα στους χάλυβες σε πολύ χαμηλές τιμές συμβάλλει στην αύξηση του συντελεστή ανισοτροπίας (r_m - value). Η ανάπτυξη και η εφαρμογή της τεχνολογίας επαέρωσης κενού (vacuum degassing technology) στην βιομηχανία καθώς και η αυξημένη παγκοσμίως ζήτηση χάλυβων διαμόρφωσης οδήγησε στην ανάπτυξη μιας νέας κατηγορίας χάλυβων, τους χάλυβες απαλλαγμένους από στοιχεία παρεμβολής (Interstitial Free Steels - IF). Η τεχνολογία επαέρωσης με κενό εξασφαλίζει την χαμηλή περιεκτικότητα

σε στοιχεία παρεμβολής όπως ο άνθρακας και το άζωτο σε τιμές χαμηλότερες των 30 ppm και των 40 ppm αντίστοιχα [6]. Περαιτέρω ανάλυση των χαλύβων IF θα γίνει παρακάτω.

2.3. Μηχανισμοί Σκλήρωσης

Παρόλο που ο καθαρός σίδηρος είναι μαλακός, οι χάλυβες μπορούν να έχουν ένα φάσμα τιμών σκληρότητας. Υπάρχουν πολλοί τρόποι για την σκλήρωση του χάλυβα οι οποίοι μπορούν να συνδυαστούν. Αναλυτικά, η σκλήρωση των μετάλλων πραγματοποιείται με τους παρακάτω μηχανισμούς:

- i. Ενδοτράχυνση (work hardening)
- ii. Δημιουργία στερεού διαλύματος (solid solution strengthening)
- iii. Εκλέπτυνση των κόκκων (refinement of grain size)
- iv. Κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης (dispersion strengthening)
- v. Μετασχηματισμοί φάσεων (phase transformation)

Η αύξηση της αντοχής των χαλύβων επιτυγχάνεται συνήθως με ταυτόχρονη επιβολή περισσότερων από έναν μηχανισμούς σκλήρωσης.

2.3.1. Σκλήρωση με ενδοτράχυνση (work hardening)

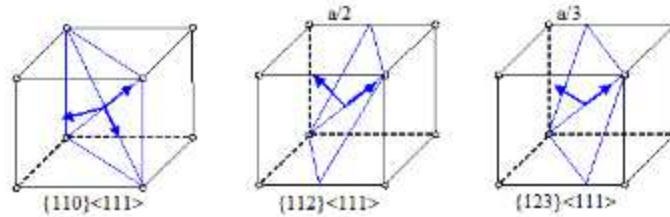
Η σκλήρωση μέσω ενδοτράχυνσης αποτελεί έναν από τους σημαντικότερους μηχανισμούς σκλήρωσης των μετάλλων. Όταν εφαρμόζεται στο υλικό τάση μεγαλύτερη από την τάση του σημείου διαρροής, προκαλείται πλαστική παραμόρφωση. Κατά την πλαστική παραμόρφωση, αυξάνονται τόσο η πυκνότητα όσο και η κατανομή των διαταραχών του υλικού και παρεμποδίζεται η μετακίνηση τους από άλλες διαταραχές με αποτέλεσμα τη σκλήρυνση του υλικού. Εκτός από την αύξηση των διαταραχών, δημιουργείται και ένα σύνθετο δίκτυο «αγκυρωμένων» διαταραχών. Εμπειρικά, το φαινόμενο της ενδοτράχυνσης αποδίδεται από τη σχέση:

$$\sigma_f = \sigma_o + k\sqrt{\rho} \quad [22]$$

- a. σ_o : η τάση ροής που οφείλεται σε άλλους μηχανισμούς σκλήρωσης
- b. k : μια σταθερά που περιλαμβάνει το μέτρο διάτμησης και το διάνυσμα Burgers
- c. ρ : η πυκνότητα των διαταραχών

Σημαντική παράμετρος της ενδοτράχυνσης είναι η εκδήλωση και η διάδοση των διαταραχών οι οποίες μεταβάλλονται κατά τη διάρκεια της πλαστικής παραμόρφωσης. Η πυκνότητα και η κατανομή των διαταραχών εξαρτάται από πολλούς παράγοντες όπως η κρυσταλλική δομή, η θερμοκρασία και η ταχύτητα παραμόρφωσης. Τις περισσότερες φορές η αύξηση της αντοχής με ενδοτράχυνση οδηγεί στην μείωση της ολκιμότητας. Για αυτόν τον λόγο τις κατεργασίες ψυχρής διαμόρφωσης ακολουθούν θερμικές κατεργασίες ανόπτησης με στόχο τη μείωση της σκληρότητας και αύξηση της ολκιμότητας. Στον καθαρό σίδηρο, με την εφαρμογή πλαστικής παραμόρφωσης οι διαταραχές μπορούν να ολισθήσουν στα επίπεδα {101}, {112} και {123} αλλά πάντα στην διεύθυνση <111>. Ως αποτέλεσμα έχουμε την αλληλεπίδραση των διαταρα-

χών και τον σχηματισμό εμποδίων στην ολίσθηση. Προκειμένου να συνεχιστεί η παραμόρφωση πρέπει ορισμένες διαταραχές να μετακινηθούν σε άλλα επίπεδα ολίσθησης. Η ποικιλομορφία των επιπέδων ολίσθησης οδηγούν στην ανάπτυξη ακανόνιστων κυματιστών διαταραχών οι οποίες μπορούν να μετακινηθούν από ένα επίπεδο ολίσθησης σε άλλο κάτι που είναι γνωστό ως cross slip. Ύστερα από την μετακίνηση των διαταραχών σε άλλα επίπεδα ολίσθησης παρατηρείται μείωση της πυκνότητάς τους, διότι διαταραχές με αντίθετο πρόσημο έλκονται και αλληλοαναιρούνται.



Εικόνα 5: Συστήματα ολίσθησης στο BCC, [52]

Το όριο διαρροής του σιδήρου, δηλαδή η τάση στην οποία ξεκινάει η πλαστική παραμόρφωση, εξαρτάται από την θερμοκρασία και από τον ρυθμό παραμόρφωσης. Η εξάρτηση από την θερμοκρασία δεν οφείλεται στην ύπαρξη στοιχείων παρεμβολής στην κρυσταλλική δομή του σιδήρου, αλλά στην επίδραση που έχει η θερμοκρασία στην απαιτούμενη τάση για την μετακίνηση των διαταραχών γνωστή και ως τάση *Pierls - Nabarro*. Αναλυτικά, η τάση *Pierls - Nabarro* πρόκειται για την τάση που απαιτείται για την υπέρβαση της αντίστασης του κρυσταλλικού πλέγματος από τις διαταραχές και επηρεάζεται από την θερμοκρασία. Η μείωση της θερμοκρασίας εμποδίζει την μετακίνηση των διαταραχών, επομένως και την πλαστική παραμόρφωση. Η διαμητρική τάση υπολογίζεται από την σχέση:

$$-\tau = \tau_0 + \tau^*$$

Όπου:

- a. τ_0 : Προκύπτει από την αλληλεπίδραση των διαταραχών με εμπόδια μικρής εμβέλειας όπως τα στοιχεία παρεμβολής. Εξαρτάται έντονα από την θερμοκρασία, καθώς η θερμική υποβοήθηση βοηθάει την μετακίνηση των διαταραχών γύρω από αυτά τα εμπόδια.
- b. τ^* : Πρόκειται για την εσωτερική τάση που προκύπτει από τα εμπόδια μεγάλης εμβέλειας όπως τα όρια των κόκκων. Δεν εξαρτάται από την θερμοκρασία, καθώς οι διαταραχές δεν μπορούν να τα υπερβούν με θερμική υποβοήθηση.

Η εξάρτηση του ορίου διαρροής από την θερμοκρασία οφείλεται κυρίως στην τ_0 , ενώ η αύξηση της αντίστασης οφείλεται στην τ^* , η οποία αυξάνεται με την αύξηση της πυκνότητας των διαταραχών. [13], [3] Ένας τρόπος υπολογισμού του βαθμού ενδοτράχυνσης είναι με τον συντελεστή ενδοτράχυνσης, ο οποίος αναλύεται παρακάτω.

2.3.2. Σκλήρωση με δημιουργία στερεού διαλύματος (solid solution strengthening)

Σκλήρωση ενός μετάλλου μπορεί να επιτευχθεί με τη δημιουργία στερεού διαλύματος. Διακρίνουμε δύο κατηγορίες στερεών διαλυμάτων. Τα στερεά διαλύματα παρεμβολής και τα στερεά διαλύματα αντικατάστασης. Τα στερεά διαλύματα παρεμβολής (interstitial solid solution) δημιουργούνται όταν άτομα μικρότερης ατομικής ακτίνας από τα άτομα του μετάλλου (όπως ο άνθρακας και το άζωτο) εισέλθουν στο πλέγμα του μετάλλου και καταλάβουν τον ελεύθερο διαθέσιμο χώρο της κρυσταλλικής δομής δηλαδή θέσεις παρεμβολής. Τα στερεά διαλύματα αντικατάστασης (substitutional solid solution) δημιουργούνται όταν ξένα άτομα με παραπλήσια ατομική ακτίνα με τα άτομα του μετάλλου το αντικαταστήσουν και καταλάβουν θέσεις αντικατάστασης. Και στις δύο περιπτώσεις, τα κραματικά στοιχεία εισέρχονται στο πλέγμα του μετάλλου και το παραμορφώνουν, ενώ παράλληλα δημιουργούν τασικά πεδία.

Γενικά, τα στοιχεία αντικατάστασης προκαλούν συμμετρικές παραμορφώσεις του κρυσταλλικού πλέγματος του διαλύτη κάτι που οδηγεί σε ήπια σκλήρωση. Ο βαθμός της σκλήρωσης μέσω δημιουργίας στερεού διαλύματος αντικατάστασης εξαρτάται από την διαφορά μεγέθους της ατομικής ακτίνας του διαλύτη και των διαλυόμενων ατόμων. Όταν τα στοιχεία αντικατάστασης έχουν μικρότερη ατομική ακτίνα από τα άτομα του μετάλλου ασκούν εφελκυστικές τάσεις στα γειτονικά άτομα. Αντίστοιχα, τα στοιχεία αντικατάστασης με μεγαλύτερη ατομική ακτίνα από αυτή των ατόμων του μετάλλου ασκούν θλιπτικές τάσεις στα γειτονικά άτομα [3]. Ο ρυθμός αύξησης της αντοχής με την σύσταση δίνεται από την σχέση:

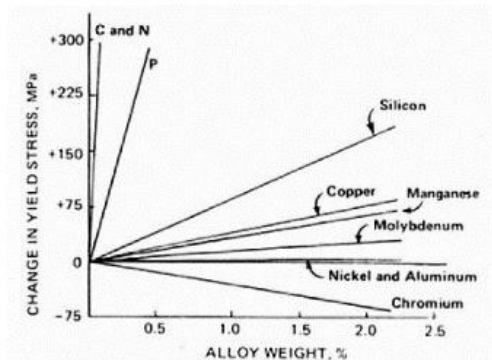
$$\frac{d\tau}{dc} = \left(\frac{1}{a} \frac{dc}{da} \right)^n \quad [22]$$

- a. τ : διατμητική τάση
- b. a : κρυσταλλική παράμετρος του στερεού διαλύματος
- c. c : η συγκέντρωση του διαλύματος αντικατάστασης

Η σκλήρωση που επιτυγχάνεται από τη δημιουργία στερεού διαλύματος αντικατάστασης είναι σχετικά μικρή σε σχέση με αυτή που προκαλείται από τη δημιουργία στερεού διαλύματος παρεμβολής. [23]

Τα στοιχεία παρεμβολής προκαλούν (άνθρακας και άζωτο) μη συμμετρικές παραμορφώσεις του κρυσταλλικού πλέγματος του διαλύτη, κάτι που οδηγεί σε σημαντικά μεγαλύτερη σκλήρωση από αυτή που προκαλούν τα στοιχεία αντικατάστασης. Η επίδραση αυτή αυξάνεται λόγω της πολύ ισχυρής αλληλεπίδρασης μεταξύ των στοιχείων παρεμβολής και των διαταραχών, δεδομένου ότι τα στοιχεία παρεμβολής τείνουν να διαφορίζονται στις διαταραχές. Η τάση αυτή των στοιχείων οδηγεί στο σχηματισμό των ατμοσφαιρών Cottrell στην εφελκυσμένη περιοχή των διαταραχών. Το άζωτο έχει πιο σημαντικό ρόλο από τον άνθρακα στο σχηματισμό των ατμοσφαιρών Cottrell, καθώς έχει μεγαλύτερη διαλυτότητα. Ως αποτέλεσμα, ελαττώνεται η ελεύθερη ενθαλπία μέσα στον κρύσταλλο και αυξάνεται η απαιτούμενη τάση για την μετακίνηση των διαταραχών. Συνεπώς οι διαταραχές «καρφώνονται» (pinning of dislocations) και παρεμποδίζεται η ολίσθησή τους. Απαιτείται λοιπόν πρόσθετη τάση για την μετακίνηση των διαταραχών, δηλαδή πραγματοποιείται σκλήρωση από δημιουργία στερεού διαλύματος παρεμβολής.

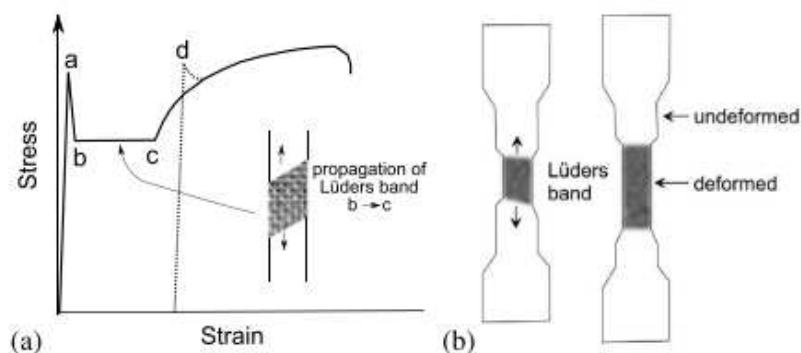
Στην **Εικόνα 6** φαίνεται η διαφορά της σκλήρωσης που προκαλείται από στοιχεία παρεμβολής (C,N) σε σχέση με στοιχεία αντικατάστασης (Cu,Mn, κτλ.) σε χάλυβες χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα. [23]



Εικόνα 6: Σκλήρωση μέσω στερεών διαλυμάτων σε χάλυβες χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα [23]

Η σκλήρωση του φερρίτη λόγω σχηματισμού στερεού διαλύματος παρεμβολής είναι ισχυρότερη από αυτή του ωστενίτη. Αυτό συμβαίνει διότι η ύπαρξη ενός στοιχείου παρεμβολής στον ελεύθερο διαθέσιμο χώρο των οκταέδρων του φερρίτη προκαλεί μη συμμετρική παραμόρφωση του κρυσταλλικού πλέγματος. Αντιθέτως, η παραμονή στοιχείων παρεμβολής στον ελεύθερο διαθέσιμο χώρο των οκταέδρων του ωστενίτη προκαλούν συμμετρική παραμόρφωση. Επομένως, τα στοιχεία παρεμβολής στον ωστενίτη λειτουργούν σαν στοιχεία αντικατάστασης.

Το πιο σύνηθες αποτέλεσμα της ύπαρξης ατμοσφαιρών Cottrell είναι η εμφάνιση σημείου ροής (yield point) στο διάγραμμα τάσης παραμόρφωσης και ο σχηματισμός των Lüder bands κατά την διάρκεια της διαρροής. Συγκεκριμένα, η εμφάνιση σιδήρου και αζώτου στον σίδηρο, ακόμα και σε χαμηλές περιεκτικότητες της τάξης 0.005% κατά βάρος, οδηγούν σε μια απότομη μετάβαση από την ελαστική στην πλαστική περιοχή και την εμφάνιση σημείου ροής όπως φαίνεται στην **Εικόνα 7**.



Εικόνα 7: (α) Σημείο ροής και Lüder bands στο διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης (β) Σχηματική απεικόνιση της διάδοσης των Lüders bands κατά τη διάρκεια δοκιμής, [3]

Το σημείο a αποτελεί το άνω σημείο ροής (upper yield point) και το σημείο b το κάτω σημείο ροής (low yield point). Στο οριζόντιο τμήμα μεταξύ των σημείων b και c παρατηρείται η πτώση του σημείου ροής η οποία μπορεί να φτάσει μέχρι και το 30%. Η πλαστική παραμόρφωση

ξεκινάει από το άνω σημείο ροής και διαδίδεται ομοιόμορφα κατά μήκος του δοκιμίου όσο αυτό επιμηκύνεται. Η πλαστική παραμόρφωση αυτή ονομάζεται Lüder bands και το οριζόντιο τμήμα του διαγράμματος τάσης – παραμόρφωσης ονομάζεται επέκταση Lüders (Lüders extension). Η συγκεντρωμένη παραμόρφωση στις Lüder bands οδηγεί σε τοπική θέρμανση η οποία εξαπλώνεται κατά μήκος του δοκιμίου όσο μεγαλώνει η παραμορφωμένη περιοχή. Όταν οι Lüder bands διαδοθούν σε όλο το δοκίμιο, ξεκινάει η σκλήρωση του δοκιμίου (general work hardening) και η καμπύλη τάσης – παραμόρφωσης αρχίζει να αυξάνεται. Τα Lüder bands παρατηρούνται μακροσκοπικά, καθώς στην επιφάνεια του δοκιμίου εμφανίζονται γραμμές οι οποίες προοδευτικά προχωρούν σε όλο το μήκος του. Αν η παραμόρφωση διακοπεί και το δοκίμιο αφηθεί σε θερμοκρασία δωματίου για αρκετό χρόνο ή για μικρότερο χρονικό διάστημα σε θερμοκρασίες 100 – 150 °C και επαναφορτιστεί, παρατηρείται ένα νέο σημείο ροής. Αυτό οφείλεται στη διάχυση των στοιχείων παρεμβολής και τον εκ νέου διαφορισμό τους στις διαταραχές. Το φαινόμενο αυτό ονομάζεται strain aging και εφαρμόζεται στους Bake hardening steels. [3], [24]

Είναι σημαντικό να σημειωθεί εδώ ότι αν το ποσοστό του άνθρακα και του αζώτου είναι πολύ χαμηλά δεν σχηματίζονται ατμόσφαιρες Cottrell και για αυτό τον λόγω στους χάλυβες IF δεν παρατηρείται το φαινόμενο του yield point.

2.3.3. Σκλήρωση με εκλέπτυνση των κόκκων (refinement of grain size)

Σκλήρωση ενός μετάλλου μπορεί να γίνει μέσω της εκλέπτυνσης του μεγέθους των κόκκων του και αποτελεί μία από τις σημαντικές μεθόδους ενδυνάμωσης του υλικού με θερμική επεξεργασία. Το φαινόμενο αυτό βασίζεται στη συμπεριφορά των διαταραχών όταν πλησιάζουν τα όρια των κόκκων. Συγκεκριμένα, στα πολυκρυσταλλικά σώματα κάθε κόκκος έχει διαφορετικό προσανατολισμό κρυσταλλογραφικών επιπέδων. Επομένως, τα όρια των κόκκων παρεμποδίζουν την ολίσθηση των διαταραχών και έτσι όταν μια διαταραχή φτάσει στα όρια του κόκκου η κίνησή της εμποδίζεται. Καθώς περισσότερες διαταραχές πλησιάζουν την ήδη εγκλωβισμένη διαταραχή στα όρια των κόκκων δημιουργείται μια συστοιχία διαταραχών (dislocation pile – up) και αναπτύσσεται τάση. Όταν αναπτυχθεί αρκετή τάση, η οποία θα ξεπεράσει μια κρίσιμη τιμή, θα αρχίσει να ασκείται στον γειτονικό κόκκο με αποτέλεσμα την δημιουργία μιας νέας πηγής διαταραχών. Η απαιτούμενη τάση για την δημιουργία μιας νέας πηγής διαταραχών εξαρτάται από το μέγεθος των κόκκων. Συνεπώς, το όριο διαρροής εξαρτάται από το μέγεθος των κόκκων καθώς ένα λεπτόκοκκο υλικό περιλαμβάνει περισσότερα όρια κόκκων από ένα χονδρόκοκκο. Οι Hall και Petch ήταν οι πρώτοι που ανέπτυξαν τη σχέση του ορίου διαρροής σ_y με το μέγεθος κόκκου η οποία δίνεται από τη σχέση: [3], [23]

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad [22]$$

- a. σ_y : το όριο διαρροής
- b. σ_i : η τάση τριβής που αντιστέκεται στην μετακίνηση των διαταραχών
- c. k_y : σταθερά Hall – Petch που αντιπροσωπεύει την αύξηση της τάσης που απαιτείται για την εξάπλωση των διαταραχών και της παραμόρφωσης από τον έναν κόκκο στον άλλο
- d. d : η μέση διάμετρος του κόκκου

Η τάση τριβής σ_i αντιστοιχεί στην απαιτούμενη τάση που πρέπει να ξεπεραστεί για να επιτευχθεί η μετακίνηση των διαταραχών. Εξαρτάται από την κρυσταλλική δομή και την θερμοκρασία. Η σταθερά k_y δεν εξαρτάται από την θερμοκρασία, την κρυσταλλική δομή και τον ρυθμό παραμόρφωσης. Ωστόσο, σύμφωνα με την θεωρία των Cottrell και Bilby, το k_y αναφέρεται ως η παράμετρος αποδέσμευσης των διαταραχών (unpinning parameter). Η μη εξάρτηση του k_y με την θερμοκρασία δείχνει ότι η αποδέσμευση των διαταραχών γίνεται σπάνια γεγονός που επιβεβαιώνει την θεωρία σχηματισμού νέων διαταραχών στο σημείο ροής λόγω μη αποδέσμευσης των προ υπάρχοντων. [3]

Γίνεται λοιπόν κατανοητό ότι το μέγεθος κόκκου επηρεάζει τον αριθμό των διαταραχών που συμμετέχουν στην δημιουργία συστοιχιών και άρα την τάση που εφαρμόζεται στους γειτονικούς κόκκους. Όσο μεγαλύτερο είναι το μέγεθος κόκκου τόσο περισσότερες είναι οι διαταραχές στις συστοιχίες οι οποίες προκαλούν μεγαλύτερες τάσεις στους γειτονικούς κόκκους. Ως αποτέλεσμα παρατηρείται η ταχύτερη διάδοση της πλαστικής παραμόρφωσης και άρα της αστοχίας. Σύμφωνα με έρευνα [3], για έναν χάλυβα χαμηλής αντοχής (mild steel) με διάμετρο κόκκου $d=0.25\text{mm}$ το όριο διαρροής είναι 100MPa, ενώ με ελάττωση μεγέθους κόκκου σε $d=0.0025\text{mm}$ το όριο διαρροής αυξάνεται στα 500MPa. Η επίτευξη μεγέθους κόκκου $d = 2 - 10 \mu\text{m}$ είναι αξιόλογη, λόγω της σημαντικής βελτίωσης των μηχανικών ιδιοτήτων.

Ταυτόχρονα, η σκλήρωση μέσω ελάττωσης μεγέθους κόκκων συμβάλει στην αύξηση της αντοχής σε θραύση καθώς παρατηρείται ελάττωση της θερμοκρασίας μετάπτωσης. Συνεπώς ένα λεπτόκοκκο υλικό είναι επιθυμητό λόγω της υψηλής αντοχής σε θραύση και ολκιμότητας. Κρίνεται σημαντικό να γνωρίζουμε τους μηχανισμούς ελάττωσης των κόκκων. Γενικά, στόχος είναι η απόκτηση όσο περισσότερων σημείων φύτρωσης φερρίτη είναι δυνατόν για την απόκτηση λεπτόκοκκου υλικού. Οι πιο σημαντικές θέσεις φύτρωσης φερρίτη θεωρούνται τα όρια των κόκκων του ωστενίτη και οι ζώνες παραμόρφωσης στους κόκκους ωστενίτη. Η ανάπτυξη μεγέθους κόκκων είναι μια διεργασία που ενεργοποιείται με την θερμότητα και κατά αυτόν τον τρόπο το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη στους χάλυβες εξαρτάται τόσο από τον χρόνο, όσο και από την θερμοκρασία. Άλλοι παράγοντες που είναι γνωστό ότι επηρεάζουν την μετακίνηση των ορίων κόκκων είναι η συγκέντρωση κραματικών στοιχείων στα όρια των κόκκων που δίνουν αύξηση της αντίστασης μετακίνησης (friction drag) λόγω τριβής στα μετακινούμενα όρια, καθώς και τα κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης, τα οποία ελαττώνουν την επιφάνεια ορίου κόκκων και κατά αυτόν τον τρόπο την ολική ενέργεια των δ επιφανειών κόκκων. Για παράδειγμα, τα κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης AlN, NbC, Ti(CN) τα οποία χρησιμοποιούνται ευρέως σε πολλές κατηγορίες χαλύβων, διότι λειτουργούν για να σταματήσουν τα μετακινούμενα όρια κόκκων και κατά αυτόν τον τρόπο να προκαλέσουν εκλέπτυνση των κόκκων και να διατηρούν ένα λεπτομερές υλικό. Η σχέση μεταξύ του κρίσιμου ακτίνας σωματιδίου δεύτερης φάσης r_c που απαιτείται για να παρεμποδίσει (pin) κόκκους με ακτίνα R είναι:

$$r_c = \frac{6Rf}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad [22]$$

- a. f : το κλάσμα κατ' όγκο (volume fraction) των σωματιδίων δεύτερης φάσης
- b. Z : ο συντελεστής ανομοιογένειας κόκκου, που ορίζεται σαν ο λόγος της ακτίνας των αναπτυσσομένων κόκκων προς την ακτίνα κόκκων του αρχικού (μητρικού) υλικού

2.3.4. Σκλήρωση με κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης (dispersion strengthening)

Ένας άλλος τρόπος σκλήρωσης των χαλύβων είναι αυτός με κατακρημνίσματα δεύτερης φάσης. Η μέθοδος αυτή βασίζεται σε διάφορους μηχανισμούς. Οι Ashby και Orowan ήταν από τους πρώτους επιστήμονες που κατάφεραν να διατυπώσουν την επίδραση της παρουσίας μιας διασποράς κατακρημνισμάτων που εμποδίζουν την κίνηση των διαταραχών γνωστή ως dispersion strengthening. Ως αποτέλεσμα, οι διαταραχές αναγκάζονται είτε να τμήσουν τα κατακρημνισμένα σωματίδια (particle cutting or shearing) είτε να τα παρακάμψουν (bowing of dislocation loops – Orowan mechanism).

Η σκλήρωση με σωματίδια δεύτερης φάσης εξαρτάται από τη φύση των ίδιων των σωματιδίων. Τα παραμορφώσιμα σωματίδια όπως οι ζωνώδεις κατανομές (GP zones) ή τα συνεκτικά κατακρημνίσματα μπορούν να κοπούν από τις διαταραχές. Η τομή των κατακρημνισμάτων (particle shearing or cutting) προκύπτει όταν οι διαταραχές λόγω συνεκτικότητας ολισθαίνουν από το μητρικό κρυσταλλικό πλέγμα και συνεχίζουν μέσα στο σωματίδιο. Αυτό συνήθως συμβαίνει όταν τα σωματίδια είναι μικρά ή μαλακά [23], [3]. Η διεργασία οδηγεί σε σκλήρωση μέσω δημιουργίας ενός συνεκτικού πεδίου παραμόρφωσης και σκλήρωση μέσω του έργου που δαπανάται από τις διαταραχές που τέμνουν τα κατακρημνίσματα. Η σκλήρωση οφείλεται στο έργο που δαπανάται για τη δημιουργία καινούριων διεπιφανειών κατακρημνίσματος – μητρικού υλικού. Λαμβάνοντας υπόψη όλες τις διάφορες συμμετοχές στην σκλήρωση από παραμορφώσιμα σωματίδια, αποδεικνύεται ότι η αύξηση στην κρίσιμη αναλυόμενη διατμητική τάση για ένα κράμα ($\Delta\tau$) δίνεται από τη σχέση:

$$\Delta\tau = K\delta^m f^n r^{1/2} \quad [22]$$

- a. K: μια σταθερά που περιλαμβάνει το διατμητικό μέτρο και το διάνυσμα Burgers
- b. m,n: σταθερές
δ παράμετρος που χαρακτηρίζει τη διαφορά κρυσταλλικής παραμέτρου μεταξύ κατακρημνίσματος και μητρικού υλικού f
- c. f: το κλάσμα όγκου των κατακρημνισμάτων
- d. r: η μέση ακτίνα του σφαιρικού κατακρημνίσματος

Τα μη – παραμορφώσιμα σωματίδια, όπως τα καρβίδια και τα νιτρίδια, έχουν διαφορετική κρυσταλλική δομή από το μητρικό υλικό και οι διαταραχές δεν μπορούν να τα τμήσουν. Στα κράματα που περιέχουν μη – παραμορφώσιμα σωματίδια όταν εφαρμοστεί τάση οι διαταραχές αρχίζουν να ολισθαίνουν. Μόλις συναντήσουν μια σειρά σωματιδίων η κίνηση της διαταραχής αρχίζει να μειώνεται, καθώς η διαταραχή αρχίζει να καμπυλώνεται γύρω από τα σωματίδια. Σε αυτό το σημείο, προκειμένου να συνεχίσει η ολίσθηση, η γραμμή της διαταραχής πρέπει να αυξηθεί σε μήκος κάτι που απαιτεί περαιτέρω τάση. Όσο αυξάνεται η τάση, συνεχίζει η ολίσθηση των διαταραχών με αποτέλεσμα οι διαταραχές να δημιουργούν ένα loop μεταξύ των κατακρημνισμάτων και η εφαρμοζόμενη τάση πρέπει να είναι αρκετή για να πραγματοποιηθεί αυτό.

2.4. Περιγραφή υλικού

2.4.1. Χάλυβες IF

Η βιομηχανική παραγωγή των χαλύβων IF ξεκίνησε την δεκαετία του 1970 με βασικό στόχο την παραγωγή χαλύβων με υψηλότερη διαμορφωσιμότητα για εφαρμογές βαθιάς κοίλανσης χωρίς να αυξηθεί το κόστος. Σήμερα, οι IF κατασκευάζονται σε πολλά μέρη του κόσμου λόγω της αυξημένης ζήτησης της αυτοκινητοβιομηχανίας για παραγωγή πάνελ αυτοκινήτων. Οι Interstitial Free (IF) χάλυβες ανήκουν στην κατηγορία χαλύβων χαμηλής αντοχής. Αποτελούν χάλυβες με φερριτική μικροδομή και βασικό χαρακτηριστικό τους είναι η πολύ μικρή περιεκτικότητά σε στοιχεία παρεμβολής όπως ο άνθρακας και το άζωτο (συνήθως μικρότερη των 0.0030% και 0.0040% αντίστοιχα). Προκειμένου να επιτευχθεί η χαμηλή περιεκτικότητα σε στοιχεία παρεμβολής εφαρμόζονται σύγχρονες μέθοδοι απαέρωσης με κενό. Η ελεγχόμενη προσθήκη κραματικών στοιχείων όπως το τιτάνιο και το νιόβιο εξασφαλίζει απομάκρυνση του άνθρακα και του αζώτου από τη μητρική φάση. Η απουσία στοιχείων παρεμβολής εξασφαλίζει υψηλή διαμορφωσιμότητα, καλή ποιότητα επιφάνειας και καθιστούν το υλικό non-aging. Παρόλα αυτά, όσο υψηλότερη η διαμορφωσιμότητα τόσο μειώνεται η αντοχή. Όταν απαιτείται εξαιρετική αντοχή πραγματοποιείται προσθήκη άλλων κραματικών στοιχείων όπως το μαγγάνιο, ο φώσφορος και το πυρίτιο. Τα στάδια της παραγωγής τους είναι: [25], [20]

- i. Χαλυβοποίηση
- ii. Συνεχής χύτευση
- iii. Θερμή έλαση
- iv. Ψυχρή έλαση
- v. Ανόπτηση

Οι χάλυβες IF παρουσιάζουν χαμηλό όριο διαρροής (YS) με τιμές ανάμεσα σε 140 – 150 MPa και υψηλή αντοχή στην λέπτυνση. Όλες οι παραπάνω ιδιότητες, τους καθιστούν το κατάλληλο υλικό για παρασκευή προϊόντων βαθιάς κοίλανσης (deep drawn parts). Οι βασικές εφαρμογές των χαλύβων IF στην αυτοκινητοβιομηχανία είναι για την παραγωγή ορισμένων μερών του αυτοκινήτου πολύπλοκης γεωμετρίας όπως το εσωτερικό της πόρτας (front and rear door inner), το μέρος αποθήκευσης της ρεζέρβας (spare wheel well) και το πάτωμα στις θέσεις των επιβατών (rear floor pan). [20]

Προκειμένου να εξασφαλιστεί η ασφάλεια των επιβατών ενός αυτοκινήτου κρίνεται αναγκαίο να αναπτυχθούν οι κατάλληλες μηχανικές ιδιότητες. Αρχικά, τα μεγέθη που συνδέονται άμεσα με την διαμορφωσιμότητα και με την ικανότητα για βαθιά κοίλανση είναι ο συντελεστής ενδοτράχυνσης (n – value) και η πλαστική ανισοτροπία (r – value) αντίστοιχα.

2.4.2. Συντελεστής πλαστικής ανισοτροπίας

Η ανισοτροπία ενός υλικού επηρεάζει την κατανομή της τάσης που δέχεται. Ο συντελεστής πλαστικής ανισοτροπίας, γνωστός ως συντελεστής r ή ως παράμετρος του Lankford, πρόκειται για μια ακριβή ένδειξη της αντοχής του υλικού στη λέπτυνση και υπολογίζεται από τον τύπο:

$$r = \frac{e_w}{e_t}$$

- a. ε_w : αληθής παραμόρφωση κατά πλάτος
- b. ε_w : αληθής παραμόρφωση κατά πάχος

Η πλαστική ανισοτροπία αποτελείται από την κάθετη και από την επίπεδη ανισοτροπία.

2.4.3. Κάθετη ανισοτροπία

Αναφέρεται στις διαφορετικές ιδιότητες που αποκτά το χαλυβδόφυλλο στις διαφορετικές διευθύνσεις. Αναλυτικότερα, η τιμή του r διαφοροποιείται ανάλογα με τη διεύθυνση της έλασης. Αυτό συμβαίνει γιατί η πλαστική ανισοτροπία εξαρτάται άμεσα από την κρυσταλλογραφική δομή που αποκτά το υλικό κατά την διαδικασία της έλασης. Συνεπώς, η μέτρηση της ανισοτροπίας γίνεται σε τρεις διαφορετικές διευθύνσεις: στις 0° , 45° και 90° από την διεύθυνση της έλασης και η μέση τιμή του συντελεστή r υπολογίζεται από τον τύπο:

$$\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$$

Όπου r_0 , r_{45} , r_{90} είναι οι μετρήσεις του συντελεστή r σε τρεις διαφορετικές διευθύνσεις με αναφορά τη διεύθυνση της έλασης.

Οι ισοτροπικοί χάλυβες παρουσιάζουν \bar{r} ίσο με 1 περίπου ενώ χάλυβες κατάλληλοι για εφαρμογές βαθιάς λείανσης έχουν τιμές $\bar{r} \geq 1.8$. Οι παράγοντες που επηρεάζουν την τιμή του r είναι η χημική ανάλυση του υλικού, η αλληλεπίδραση των συστατικών, η διεργασία της θερμής έλασης, ο βαθμός του cold reduction και ο κύκλος ανόπτησης. [20]

2.4.4. Επίπεδη Ανισοτροπία

Αναφέρεται στις διαφορετικές ιδιότητες του υλικού στις διαφορετικές διευθύνσεις πάνω στο επίπεδο του χαλυβδόφυλλου. Η διακύμανση του r στις διάφορες διευθύνσεις πάνω στο επίπεδο του ελάσματος, μπορεί να θεωρηθεί μέτρηση της επίπεδης ανισοτροπίας. Συνεπώς, ο συντελεστής επίπεδης ανισοτροπίας r_p περιγράφεται από τον τύπο: [6]

$$r_p = (r_0 - 2r_{45} + r_{90})/2$$

Όπου r_0 , r_{45} , r_{90} είναι οι μετρήσεις του συντελεστή r σε τρεις διαφορετικές διευθύνσεις με αναφορά τη διεύθυνση της έλασης.

Η υψηλή πλαστικότητα συνδέεται με την υψηλή τιμή της κάθετης ανισοτροπίας r_m και τη χαμηλή τιμή της επίπεδης ανισοτροπίας r_p η οποία πρέπει να προσεγγίζει το μηδέν. Αυτό επιτυγχάνεται με την ανάπτυξη του κατάλληλου μικροϊστού [26]. Είναι γνωστό ότι ο μικροϊστός που προσδίδει υψηλή ικανότητα βαθιάς κοίλανσης είναι ο γ - fiber $\{111\} \langle uwn \rangle$.

2.4.5. Συντελεστής ενδοτράχυνσης

Πέρα από τον συντελεστή ανισοτροπίας, σημαντικός παράγοντας που συνδέεται με την διαμορφωσιμότητα είναι ο συντελεστής ενδοτράχυνσης (n - value). Κατά τη διάρκεια της εν ψυχρώ διαμόρφωσης προκαλείται ενδοτράχυνση (work hardening). Η σκλήρωση μέσω ενδοτράχυνσης αποτελεί έναν από τους σημαντικότερους μηχανισμούς σκλήρωσης των μετάλλων. Όταν εφαρμόζεται στο υλικό τάση μεγαλύτερη από την τάση του σημείου διαρροής, προκαλείται πλαστική παραμόρφωση. Κατά την πλαστική παραμόρφωση, αυξάνονται οι διαταραχές του

υλικού και παρεμποδίζεται η μετακίνηση τους από άλλες διαταραχές με αποτέλεσμα τη σκλήρυνση του υλικού.

Ο συντελεστής ενδοτράχυνσης δείχνει πόσο γρήγορα ένα υλικό αποκτά αντοχή ενώ παραμορφώνεται. Μπορεί να υπολογιστεί από την κλίση της καμπύλης πραγματικής τάσης – πραγματικής παραμόρφωσης που προκύπτει από δοκιμές εφελκυσμού, σε λογαριθμική κλίμακα. Η σχέση της τάσης και της παραμόρφωσης και ο συντελεστής ενδοτράχυνσης δίνονται από τον τύπο:

$$\sigma = k\varepsilon^n \text{ και } n = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \varepsilon}$$

όπου

- a. σ : η πραγματική τάση
- b. ε : η πραγματική παραμόρφωση
- c. k : είναι ο συντελεστής αντοχής (strength coefficient)
- d. n : ο συντελεστής ενδοτράχυνσης

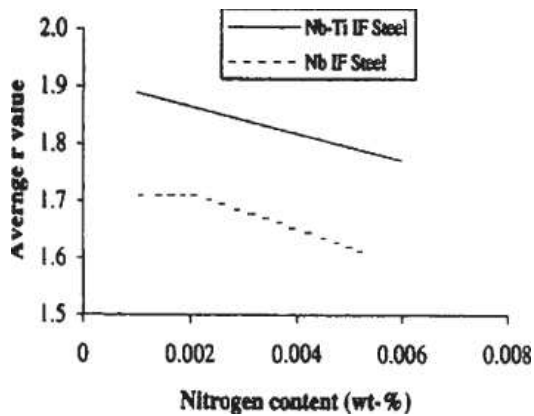
Υψηλές τιμές του n – value φανερώνουν υψηλή ικανότητα των φύλων χάλυβα να κατανέμουν ομοιόμορφα την τάση κατά το μήκος τους και έτσι να αποκτούν αντίσταση σε τοπική λέπτυνση και άρα να αποκτούν υψηλή διαμορφωσιμότητα. Επιπρόσθετα, οι υψηλές τιμές του n – value φανερώνουν ικανότητα του χάλυβα για περαιτέρω παραμόρφωση μετά την εφαρμογή τάσης και εμφανίζονται συνήθως σε φερριτική μήτρα απαλλαγμένη από στοιχεία παρεμβολής. [6], [26], [27]

2.4.6. Κραματικά στοιχεία

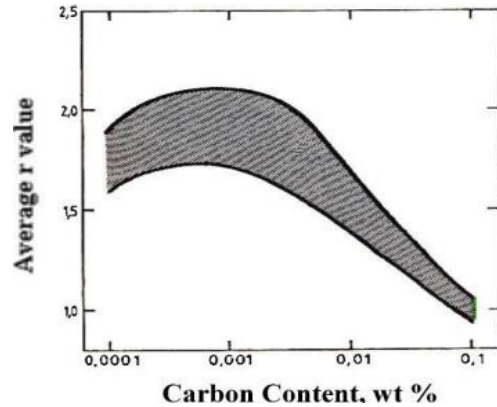
Κάθε στάδιο της παραγωγής χαλύβων IF επηρεάζει την τελική μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες. Ένας από τους πιο σημαντικούς παράγοντες που επηρεάζουν τις τελικές ιδιότητες του υλικού είναι η χημική σύσταση του υλικού. Ο ρόλος των βασικών κραματικών στοιχείων που χρησιμοποιούνται στους χάλυβες IF αναλύεται παρακάτω.

Άνθρακας και Άζωτο

Η αύξηση της περιεκτικότητας σε άνθρακα C οδηγεί σε δραματική μείωση του βαθμού κάθετης ανισοτροπίας r_m . Αυτό συμβαίνει καθώς αυξάνονται τα στοιχεία παρεμβολής με αποτέλεσμα να ελαττώνονται οι χρήσιμες ανακρυσταλλώσεις {111} και να αυξάνονται οι δυσμενείς ανακρυσταλλώσεις {110} και {100}. Συνεπώς, η αναλογία {111}/{100} μειώνεται. Προκειμένου για αποφυγή του φαινομένου, η περιεκτικότητα σε άνθρακα παραμένει μικρότερη των 0.003% κατά βάρος. Το άζωτο N δρα παρόμοια με τον άνθρακα και πρέπει να περιορίζεται και αυτό σε περιεκτικότητα μικρότερη των 0.003% κατά βάρος. Η **Εικόνα 9** και η **Εικόνα 8** απεικονίζουν την επίδραση της περιεκτικότητας σε άνθρακα και άζωτο στον συντελεστή \bar{r} . [8]



Εικόνα 8: Η επίδραση της περιεκτικότητας σε άζωτο στον συντελεστή \bar{r} σε Low Carbon Steels, [8]



Εικόνα 9: Η επίδραση της περιεκτικότητας σε άνθρακα στον συντελεστή \bar{r} σε Low Carbon Steels, [8]

Τιτάνιο και Νιόβιο

Η περιεκτικότητα των χαλύβων IF σε C και N κυμαίνεται σε μερικά ppm, γεγονός που επιτυγχάνεται από τον προσεκτικό έλεγχο κατά τα στάδια παραγωγής τους. Παρόλα αυτά είναι αδύνατο να εξαλειφθούν πλήρως τα στοιχεία παρεμβολής. Το τιτάνιο Ti και το νιόβιο Nb χρησιμοποιούνται για την σταθεροποίηση του περισσευόμενου άνθρακα και του αζώτου. Προστίθενται σε μεγαλύτερη ποσότητα από την απαιτούμενη. Η περίσσεια τους οδηγεί στον σχηματισμό καρβιδίων, νιτριδίων και καρβονιτριδίων και συμβάλει στην αύξηση της τιμής του συντελεστή r_m . Συγκεκριμένα, το Ti σχηματίζει καρβίδια TiC ή $Ti_4C_2S_2$ και νιτρίδια TiN. Αρχικά, στο στάδιο της αναθέρμανσης και της επακόλουθης απόψυξης μέχρι τη θερμοκρασία θερμής έλασης, κατακρημνίζονται τα TiN και ακολουθούν τα TiS τα οποία συχνά αναπτύσσονται επιταξιακά στα TiN. Με περαιτέρω μείωση της θερμοκρασίας, ξεκινά η διάχυση του άνθρακα στα TiS και ο σχηματισμός των $Ti_4C_2S_2$. Τέλος, με περαιτέρω πτώση της θερμοκρασίας περίπου στους 900°C αρχίζει η επιταξιακή ανάπτυξη των TiC στα $Ti_4C_2S_2$. Παρόλα αυτά, τα καρβίδια μπορούν να σχηματιστούν ελεύθερα κατά τη διάρκεια της θερμής έλασης και της διαδικασίας σπείρωσης. [6]

Είναι σημαντικό να σημειωθεί ότι το Nb, εκτός του σχηματισμού καρβιδίων, μειώνει την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη γεγονός που επηρεάζει άμεσα την τιμή του r_m . Αναλυτικότερα, με την μείωση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη μειώνεται ο σχηματισμός κρυστάλλων {100} και έτσι η αναλογία {111}/{100} στην φερριτική φάση αυξάνεται, με αποτέλεσμα την βελτίωση της τιμής r_m . Στους χάλυβες IF υψηλής αντοχής (IF High Strength Steels – IFHS), η παρουσία του Nb, ιδίως στα όρια των κόκκων, δύναται να αντισταθμίσει σε μεγάλο βαθμό την ευθραυστότητα που προσδίδει ο φώσφορος P ο οποίος κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων φερρίτη. [8]

Θείο

Μικρές προσθήκες θείου S είναι χρήσιμες για τους χάλυβες IF. Το S αντιδρά με τα Ti και C και σχηματίζουν $Ti_4C_2S_2$ σε σχετικά υψηλή θερμοκρασία. Ο σχηματισμός αυτών των κατακρημνισμάτων είναι προτιμότερος άλλων καρβιδίων, καθώς είναι μεγαλύτερα σε μέγεθος και

δεν επηρεάζουν αρνητικά την τάση για ανακρυστάλλωση και την ανάπτυξη των κόκκων. Η βελτιστοποίηση της περιεκτικότητας σε θείο σε σχέση με τη χημική σύσταση του χάλυβα είναι απαραίτητη για την επίτευξη των υψηλότερων τιμών επιμήκυνσης και \bar{r} . Τυπικοί χάλυβες IF και IFHS περιέχουν περίπου 0.012% κατά βάρος S. [8]

Μαγγάνιο και Φόσφορος

Το μαγγάνιο Mn και ο φώσφορος P είναι τα πιο διαδεδομένα κραματικά στοιχεία για την αύξηση της αντοχής των χάλυβων IF. Όταν έχουμε τις ιδανικές ποσότητες S και Mn (μεγαλύτερες των 0.08 και 0.001% αντίστοιχα) στους χάλυβες IF, τα δύο στοιχεία αντιδρούν μεταξύ τους και σχηματίζουν MnS. Τα κατακρημνίσματα αυτά επηρεάζουν δραστικά την δομή των κόκκων κατά τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη. Με την προσθήκη Mn μικρότερη των 0.005% κατά βάρος και την ύπαρξη επαρκούς ποσότητας C, Ti και S μπορούν να σχηματιστούν τα κατακρημνίσματα TiS και Ti₄C₂S₂. Η προσθήκη Mn και P οδηγεί στη δημιουργία των χάλυβων IF υψηλής αντοχής (High Strength IF Steels – IFHS steels). Η προσθήκη P μειώνει λιγότερο την τιμή της \bar{r} , το Mn περισσότερο, ενώ το Si βρίσκεται ενδιάμεσα. Παρόλα αυτά, υψηλές προσθήκες P συμβάλλουν στην αύξηση της θερμοκρασίας από την όλκιμη στην ψαθυρή θραύση (Ductile – brittle Transition Temperature) με αποτέλεσμα την αύξηση της πιθανότητας ψαθυρής θραύσης κατά την εν ψυχρώ δευτερογενή διαμόρφωση (secondary cold work embrittlement). Συγκεκριμένα, κατά την ψύξη (π.χ. κατά την διάρκεια coiling after hot rolling or after annealing) ο P κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων και άρα μειώνεται η αντοχή και αυξάνεται η πιθανότητα περικρυσταλλικής θραύσης. Το πρόβλημα αυτό μπορεί να αντιμετωπιστεί με την προσθήκη μικρής ποσότητας Βορίου B. Το B κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων και έτσι αναγκάζει τον P να παραμείνει στο στερεό διάλυμα. Η προσθήκη Mn έχει παρόμοια επίδραση στην αντοχή των χάλυβων IF με το πυρίτιο Si, το χρώμιο Cr και τον χαλκό Cu αλλά προτιμάται για την χαμηλότερη τιμή του και την λιγότερο επιβλαβή επίδραση στις γενικότερες ιδιότητες του χάλυβα.

Βανάδιο

Η προσθήκη βαναδίου στους χάλυβες IF οδηγεί στην μείωση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης κατά την ανόπτηση. Συγκεκριμένα, έχει βρεθεί ότι η θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης των V – bearing χάλυβων IF και των Ti – V IF είναι χαμηλότερη από αυτή των Ti – only IF και των Ti – Nb IF χάλυβων. Χάρη στην υψηλή διαλυτότητα των καρβιδίων του βαναδίου στον φερρίτη οι V – bearing IF χάλυβες παρουσιάζουν παρόμοιες μηχανικές ιδιότητες με άλλες κατηγορίες χάλυβων όπως οι Ti – only και οι Ti – Nb IF. Επιπρόσθετα, η μείωση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης δύναται να οδηγήσει σε χαμηλότερη κατανάλωση ενέργειας κατά την παραγωγή χάλυβδόφυλλων προϊόντων συνεχούς ανόπτησης κάτι που οδηγεί στην μείωση του συνολικού κόστους παραγωγής. [28], [6], [29]

Αλουμίνιο

Το αλουμίνιο προστίθεται κατά την χάλυβοποίηση σε ποσότητες μεταξύ των 0.02 - 0.07% κατά βάρος για την αποξείδωση του υλικού. Η μεγάλη χημική συγγένεια του αλουμινίου με το οξυγόνο οδηγεί στην ένωση τους για τον σχηματισμό αλουμίνιας (Al₂O₃). Αυτό έχει ως αποτέλεσμα την μείωση της ποσότητας του οξυγόνου μέσα στον χάλυβα και άρα την αποφυγή της

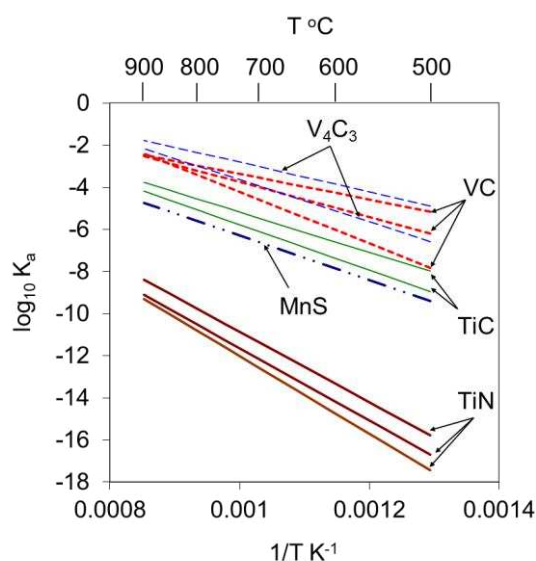
αντίδρασης του με τον άνθρακα. Το Al_2O_3 είναι αδιάλυτο στον σίδηρο και ανέρχεται στην επιφάνεια υπό μορφή σκουριάς [30]. Πέρα από τον σχηματισμό της αλουμίνας, το αλουμίνιο αντιδρά επίσης με το άζωτο και σχηματίζει νιτρίδια του αλουμινίου (AlN) τα οποία κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων. Τα κατακρημνίσματα AlN έχουν δύο βασικούς ρόλους. Ο πρώτος είναι η επιβράδυνση της αποκατάστασης (recovery) των κόκκων που επηρεάζουν αρνητικά την διαμορφωσιμότητα και η προώθηση της επιλεκτικής φύτρωσης των κόκκων με τον επιθυμητό για τη διαμορφωσιμότητα προσανατολισμό. Ο δεύτερος ρόλος τους είναι το γεγονός ότι εμποδίζουν επιλεκτικά την μετακίνηση των ορίων των κόκκων κατά την ανακρυστάλλωση και παράλληλα επιτρέπουν την ανάπτυξη του επιθυμητού για την διαμορφωσιμότητα μικροϊστού. [31], [6]

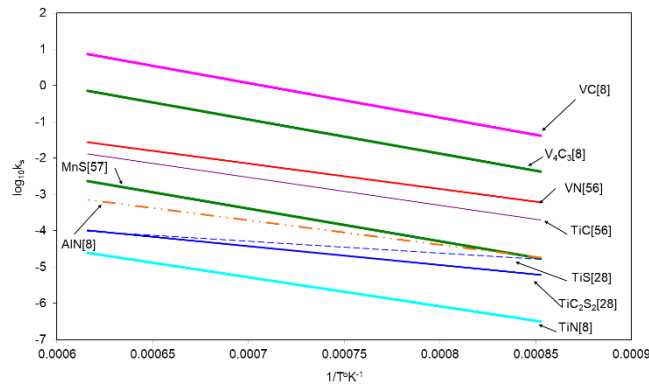
Πυρίτιο

Το πυρίτιο χρησιμοποιείται κατά την χαλυβοποίηση για την αποξείδωση του χάλυβα [30]. Επιπρόσθετα, το πυρίτιο δρα ως σταθεροποιητής του φερρίτη και χρησιμοποιείται για τη σκλήρωση μέσω στερεού διαλύματος. Η προσθήκη πυριτίου επιδρά στην ανάπτυξη του μικροϊστού από το στάδιο της θερμής έλασης και οδηγεί σε σημαντικές διαφορές κατά το στάδιο της ψυχρής έλασης και της ανόπτησης. Επιπρόσθετα, έχει βρεθεί ότι η αντίδρασή του με το διαλυμένο μαγγάνιο συμβάλλει θετικά και ακυρώνει την αρνητική δράση του μαγγανίου στην μικροδομή. Παράλληλα, η προσθήκη πυριτίου είναι αποτελεσματική στην παραγωγή ισχυρού ιστού {111} ακόμα και με την παρουσία άνθρακα. Έχει προταθεί ότι το πυρίτιο έχει ευεργετική δράση στη μείωση της διαλυμένης ποσότητας άνθρακα στα στάδια της ψυχρής έλασης ή/και της ανόπτησης καθώς το πυρίτιο μειώνει το όριο διαλυτότητας του άνθρακα στον $\alpha - Fe$ [32]

2.4.7. Κατακρημνίσματα στους χάλυβες IF

Αναλόγως με την χημική σύσταση του υλικού και την κατεργασία στην οποία υποβάλλεται σχηματίζονται διαφορετικά κατακρημνίσματα. Η διαλυτότητα στον φερρίτη και στον ωστενίτη των βασικών κατακρημνισμάτων των χάλυβων IF σε σχέση με την θερμοκρασία φαίνεται στο **Διάγραμμα 1**.





Διάγραμμα 1: Διαλυτότητα κατακρημνισμάτων σε σχέση με την θερμοκρασία, πάνω, στον φερρίτη, κάτω, στον ωστενίτη.

TiN

Τα TiN είναι μεγάλα κατακρημνίσματα (1-3 μm) και είναι τα πιο κοινά κατακρημνίσματα σε όλους τους χάλυβες. Έχουν κρυσταλλική δομή FCC και σχηματίζονται τόσο στην υγρή όσο και την στερεή φάση. Καθώς η διαλυτότητα του TiN είναι πολύ χαμηλή στον Fe, η πλήρης σταθεροποίηση του N αναμένεται στους IFHS. Η απαιτούμενη ποσότητα Ti % κατά βάρος για να ενωθεί με το N είναι 3.42 φορές την ποσότητα N που υπάρχει στους χάλυβες.

Στους IFHS συνεχής ανόπτησης (CA-IFHS) τα κατακρημνίσματα TiN είναι μικρότερα σε μέγεθος (περίπου 1 μm) από αυτά στους IFHS ανόπτησης σε παρτίδες (BA-IFHS) καθώς η διάρκεια της ανόπτησης είναι μικρότερη. Στους CA-IFHS το μέγεθος και η συχνότητα των κατακρημνισμάτων TiN είναι υψηλότερα στους Ti-Nb σε σχέση με τους Ti - only. Αυτό οφείλεται στην παρουσία του Nb το οποίο αυξάνει την αποτελεσματική συγκέντρωση Ti στο μητρικό υλικό και έτσι πυροδοτεί τον σχηματισμό κατακρημνισμάτων TiN στα αρχικά στάδια χαλυβοποίησης.

Τα κατακρημνίσματα TiN έχουν κυβικό σχήμα και συχνά συνδέονται με εγκλείσματα (inclusions) Al_2O_3 . Σε πολλές περιπτώσεις θειούχα κατακρημνίσματα παρατηρούνται ετερογενώς στα κατακρημνίσματα TiN. [33]

TiS

Ύστερα από τον σχηματισμό των TiN είναι πιθανό να ακολουθήσει η κατακρήμνιση των TiS. Τα σουλφίδια αυτά αποσυντίθενται κατά την θερμή έλαση ($900^\circ\text{C} < T < 1200^\circ\text{C}$) και την σπείρωση ($600^\circ\text{C} < T < 700^\circ\text{C}$) λόγω της χαμηλής σταθερότητάς τους σε αυτό το εύρος θερμοκρασιών. Στους BA-IFHS δεν σχηματίζονται τα ρομβοεδρικά κατακρημνίσματα TiS αλλά ένα πιο σύνθετο είδος κατακρημνισμάτων το (Ti+Mn)S. Τα TiS σχηματίζονται στους CA-IFHS και η συχνότητά τους είναι μεγαλύτερη στους Ti - Nb σε σχέση με τους Ti - only. Αυτό οφείλεται στην παρουσία του Nb το οποίο αυξάνει την αποτελεσματική συγκέντρωση Ti στο μητρικό υλικό και έτσι πυροδοτεί τον σχηματισμό κατακρημνισμάτων TiS σε χαμηλότερες θερμοκρασίες. [33]

Ti₄C₂S₂

Τα Ti₄C₂S₂ έχουν εξαγωνική κρυσταλλική δομή. Τα κατακρημνίσματα καρβοσουλφιδίων δεν εμφανίζονται συχνά σε αυτούς τους χάλυβες καθώς θερμαίνονται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 1200°C όπου σχηματίζονται τα καρβοσουλφίδια. Επιπρόσθετα, η παρουσία υψηλής ποσότητας Mn καταστέλλει τον σχηματισμό τους κατά την ανόπτηση. [33]

MnS

Τα κατακρημνίσματα MnS έχουν κυβική κρυσταλλική δομή και σχηματίζονται κατά τη διάρκεια της θερμής έλασης σε θερμοκρασία γύρω στους 900°C. Η παρουσία Nb προάγει τον σχηματισμό TiS έναντι των MnS. Τα MnS δεν έχουν καθορισμένο σχήμα και έχουν μέγεθος 200 – 500 nm. Μπορούν να κατακρημνιστούν τόσο μόνα τους όσο και επιταξιακά σε κατακρημνίσματα TiN. [33]

TiC

Η παρουσία άνθρακα είναι αρνητική για την διαμορφωσιμότητα των χάλυβων και για αυτό πρέπει να απομακρυνθεί. Η προσθήκη τιτανίου γίνεται με στόχο την ένωση του με τον άνθρακα και τον σχηματισμό καρβιδίων TiC. Τα καρβίδια TiC έχουν εδροκεντρωμένη κυβική δομή (FCC). Θερμοδυναμικά, τα TiC σχηματίζονται στο θερμοκρασιακό εύρος σταθερότητας του φερρίτη (700-900°C) κυρίως ως διασκορπισμένα σωματίδια. Παρατηρούνται σε όλο το μητρικό υλικό αλλά το κλάσμα όγκου και η κατανομή τους διαφοροποιείται από χάλυβα σε χάλυβα. Συνήθως δεν περιλαμβάνουν καθόλου Nb ειδικά όταν βρίσκονται εντός των κόκκων. Παρόλα αυτά στα όρια των κόκκων των Ti-Nb των CA-IFHS μπορεί συχνά να περιέχουν μικρή ποσότητα Nb. Αυτό συμβαίνει καθώς το Nb κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων σε θερμοκρασίες συνεχούς ανόπτησης. [33]

FeTiP

Τα κατακρημνίσματα FeTiP είναι βασικά στερεό διάλυμα αποτελούμενο από Fe, Ti και P και πολύ συχνά μπορεί να περιέχει Nb, δεδομένου ότι το Nb υπάρχει στην χημική σύσταση του χάλυβα. Έχουν ορθορομβική κυβική δομή. Έχει βρεθεί ότι η παρουσία τους είναι εξαιρετικά επιβλαβής για την διαμορφωσιμότητα των IF καθώς αποτρέπουν τον σχηματισμό του επιθυμητού για την διαμορφωσιμότητα μικροϊστού {111}. Συνεπώς, ο έλεγχος του σχηματισμού των κατακρημνισμάτων αυτών είναι ύψιστης σημασίας. Μπορεί να έχουν διάφορα σχήματα που κυμαίνονται από σφαιρικά, ορθογώνια, ελλειπτικά, φακοειδή κ.α. Πολύ συχνά σχηματίζονται επιταξιακά από υπάρχοντα κατακρημνίσματα όπως τα TiC και MnS. [33]

2.4.8. Μεταλλουργία των χάλυβων IF

Προκειμένου να επιτευχθούν οι επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες έχει γίνει εκτεταμένη έρευνα και έχουν αναπτυχθεί διάφορες κατηγορίες χάλυβων IF ανάλογα με την ελεγχόμενη κραματική προσθήκη. Οι τέσσερις βασικότερες κατηγορίες θα αναλυθούν παρακάτω.

Τιτάνιο ως ελεγχόμενη κραματική προσθήκη (Ti- only IF steels)

Το τιτάνιο είναι πολύ αποτελεσματικό στο να συλλέγει το άζωτο, τον άνθρακα και το θείο και να σχηματίζει TiN, TiS και TiC όταν εκλείψουν τα N και S. Η ελάχιστη ποσότητα τιτανίου που απαιτείται για την πλήρη σταθεροποίηση με βάση τις στοιχειομετρικές αναλογίες είναι:

$$Ti_{stab} = 4C + 3.42N + 1.5S$$

Προκειμένου να επιτευχθούν υψηλές τιμές \bar{r} προτείνεται η προσθήκη περίσσειας Ti από την στοιχειομετρική αναλογία. Η παραπάνω ποσότητα Ti υπολογίζεται από τον τύπο:

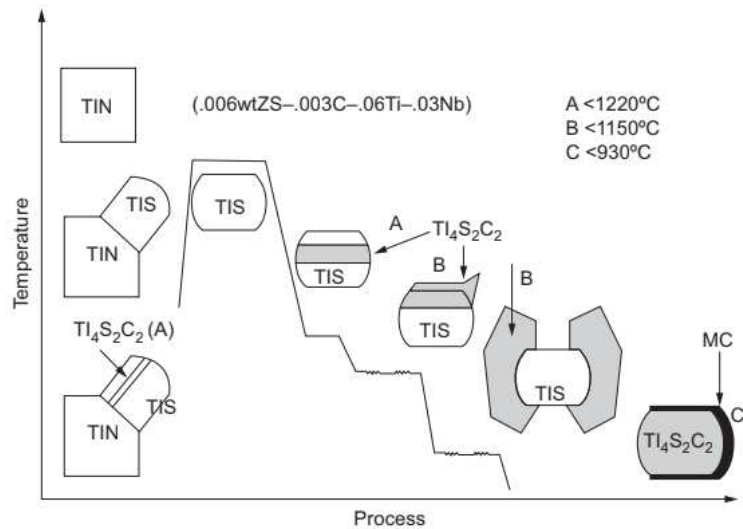
$$Ti^* = Ti_{total} - (4C + 3.42N + 1.5S) \quad [24]$$

Παρόλα αυτά, οι υψηλές προσθήκες Ti μπορεί να οδηγήσουν στην εμφάνιση επιφανειακών γραμμών (surface streaking). Το πρόβλημα αυτό μπορεί να αντιμετωπιστεί με την προσθήκη Nb σε συνδυασμό με το Ti. Οι χάλυβες IF είναι οι λιγότερο επιρρεπείς σε αλλαγές στην σύνθεση και σε διαφοροποιήσεις στην παραγωγή τους (processing fluctuations) χάρη στα κατακρημνίσματα TiN και TiS που σχηματίζονται σε υψηλές θερμοκρασίες και επηρεάζουν λιγότερο την επακόλουθη επεξεργασία σε χαμηλότερη θερμοκρασία.

Η αντίδραση του τιτανίου ή/και του νιοβίου για την εξάλειψη του άνθρακα είναι ένας από τους παράγοντες που επηρεάζουν την διαμορφωσιμότητα των χάλυβων. Σύμφωνα με τους Tsunoyama et al υπάρχουν τρεις μηχανισμοί κατακρημνίσης. [20]

- i. Το TiS δύναται να παρέχει μια ευνοϊκή θέση πυρήνωσης για το TiC. Επομένως, η μείωση της περιεκτικότητας του S καθυστερεί την κατακρημνίση TiC.
- ii. Με την μείωση της ποσότητας του Ti, στην θέση του TiS πραγματοποιείται κατακρημνίση του $Ti_4C_2S_2$ το οποίο ελέγχει την σταθεροποίηση του άνθρακα.
- iii. Αρχικά πραγματοποιείται καθίζηση του TiS το οποίο αργότερα μετατρέπεται σε $Ti_4C_2S_2$. Η σταθεροποίηση του άνθρακα από το $Ti_4C_2S_2$ προτιμάται από τον σχηματισμό TiC καθώς τα κατακρημνίσματα $Ti_4C_2S_2$ είναι μεγαλύτερα, απομακρύνουν νωρίτερα τον διαλυμένο άνθρακα από τη μήτρα του υλικού και είναι πιο σταθερά. Αυτό υποδηλώνει ότι προκειμένου να διασφαλιστεί η επιθυμητή κατακρημνίση του $Ti_4C_2S_2$ θα πρέπει να ελέγχεται η περιεκτικότητα σε S σε σχέση με το C και το Ti.

Ο μηχανισμός κατακρήμνισης του τιτανίου συνοψίζεται στην **Εικόνα 10**. Αρχικά, κυρίως κατά την διάρκεια της αναθέρμανσης και την επακόλουθη ψυχρή και θερμή έλαση, κατακρημνίζονται τα νιτρίδια του τιτανίου TiN. Τα TiN λειτουργούν ως θέση επιταξιακής φύτρωσης των TiS. Με περαιτέρω μείωση της θερμοκρασίας ο άνθρακας αρχίζει να διαχέεται στα TiS και σχηματίζονται $Ti_4C_2S_2$. Η μικρή ποσότητα υπολειπόμενου άνθρακα οδηγεί στον σχηματισμό TiC. Με την επιπλέον μείωση της θερμοκρασίας γύρω στους 900°C, σχηματίζονται καρβίδια κυρίως πάνω στα ήδη υπάρχοντα κατακρημνίσματα. [24]



Εικόνα 10: Σχηματική αναπαράσταση του μηχανισμού κατακρήμνισης του τιτανίου σε Ti - only IF steels, [24]

Νιόβιο ως ελεγχόμενη κραματική προσθήκη (Nb- only IF steels)

Το νιόβιο αντιδρά με τον άνθρακα και το άζωτο σχηματίζοντας κατακρημνίσματα καρβονιτρίδιων. Το αλουμίνιο Al που προστίθεται κατά τη διάρκεια της αποξείδωσης του χάλυβα (killing process) αντιδρά της με το άζωτο και σχηματίζει AlN. Η μεγαλύτερη χημική συγγένεια του Al με το N οδηγεί σε κατακρήμνιση του AlN σε υψηλότερη θερμοκρασία, μειώνοντας έτσι την διαθέσιμη ποσότητα του N για κατακρήμνιση NbCN. Η κατακρήμνιση του Nb στα όρια των κόκκων δημιουργεί θέσεις για κατακρήμνιση στοιχείων της ο φώσφορος, γεγονός που μειώνει τη θερμοκρασία μετατροπής της ολκιμότητας σε ευθραυστότητα (ductile to brittle transition temperatures) και χαμηλότερες τιμές του συντελεστή r_m σε σχέση με της Ti-only IF. Επιπρόσθετα, οι Nb-only IF παρουσιάζουν υψηλότερη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης (750-800°C) σε σχέση με της Ti-only IF, με αποτέλεσμα να απαιτούνται υψηλότερες θερμοκρασίες τελικής έλασης και ανόπτησης. Η υψηλότερη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης οφείλεται της χαμηλές θερμοκρασίες σχηματισμού καρβιδίων του Nb της οποίες παράγονται λεπτόκοκκα σωματίδια που καθυστερούν την κίνηση στα όρια των κόκκων κατά την ανόπτηση. Προκειμένου να μειωθεί η θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης πρέπει να μειωθεί η ποσότητα του C ή να αυξηθεί η θερμοκρασία σπείρωσης κάτι που θα οδηγήσει στον σχηματισμό χοντρόκοκκων κατακρημνισμάτων και μείωση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης. [24]

Τιτάνιο - Νιόβιο ως ελεγχόμενες κραματικές προσθήκες (Ti-Nb IF steels)

Οι χάλυβες IF που συνδυάζουν το τιτάνιο και το νιόβιο ως ελεγχόμενες κραματικές προσθήκες, έχουν ταυτόχρονα τα πλεονεκτήματα των Ti- only και των Nb- only χάλυβων, ελαχιστοποιώντας παράλληλα τα μειονεκτήματά τους. Οι απαιτούμενες ποσότητες Ti και Nb με βάση τη στοιχειομετρία υπολογίζονται με τους ακόλουθους τύπους. [20]

$$\text{Nb} = 7.75\text{C}$$

$$\text{Ti} = 3.42\text{N} + 1.5\text{S}$$

Αν δεν προστεθεί η απαραίτητη ποσότητα Ti, δηλαδή λιγότερη ποσότητα από την απαιτούμενη για σταθεροποίηση, σχηματίζονται πρώτα TiN, στη συνέχεια TiS ενώ το υπολειπόμενο S σχηματίζει MnS. Αν έχει προστεθεί χαμηλότερη ποσότητα Ti ή/και Nb από την απαιτούμενη στοιχειομετρική ποσότητα και δεν σταθεροποιηθεί ο χάλυβας, τότε υπάρχει περίσσεια άνθρακα σε στερεό διάλυμα και ο άνθρακας που προκύπτει μπορεί να είναι bake hardenable. Οι Ti-Nb χάλυβες IF είναι λιγότερο επιρρεπείς σε εκδήλωση ψαθυρότητας κατά την εν ψυχρώ δευτερογενή διαμόρφωση (cold work embrittlement) και παρουσιάζουν καλύτερη αντοχή στην κόπωση από τους Ti-only.

Χάλυβες IF υψηλής αντοχής (High Strength IF Steels – IFHS Steels)

Η ανάγκη για αύξηση της αντοχής οδήγησε στη δημιουργία μιας νέας κατηγορίας χάλυβων IF υψηλής αντοχής (High Strength IF Steels – IFHS Steels). Η υψηλότερη αντοχή προκύπτει συνήθως με σκλήρωση με στερεό διάλυμα μέσω της προσθήκης κραματικών στοιχείων όπως ο φώσφορος P, το μαγγάνιο Mn, το πυρίτιο Si, το χρώμιο Cr και ο χαλκός Cu [34]. Από τα παραπάνω κραματικά στοιχεία, ο φώσφορος είναι ο πιο αποτελεσματικός στην ενδυνάμωση του υλικού χωρίς να επηρεάζει σημαντικά την διαμορφωσιμότητα του χάλυβα όταν παραμένει σε διάλυμα στερεής κατάστασης. Η προσθήκη 0.1% P οδηγεί σε αύξηση της αντοχής κατά 100MPa περίπου και έτσι οι εφελκυστική αντοχή των IFHS κυμαίνεται μεταξύ των 340 – 440 MPa [8]. Ανάλογα με τις συνθήκες επεξεργασίας, ο φώσφορος μπορεί να βρίσκεται στη μήτρα του υλικού, στα όρια των κόκκων ή υπό τη μορφή κατακρημνισμάτων FeTiP. Έχει βρεθεί ότι η κατακρήμνιση του P στα όρια των κόκκων γίνεται κυρίως κατά τη διάρκεια της σπείρωσης, της ψυχρής έλασης και της ανόπτησης [24]. Με υψηλές ποσότητες P και Ti, αυξάνεται η πιθανότητα κατακρήμνισης FeTiP, με αποτέλεσμα τη μείωση του συντελεστή r_m . Τόσο με την αύξηση της ποσότητας του Ti όσο και του P, ο σχηματισμός των κατακρημνισμάτων FeTiP πραγματοποιείται σε υψηλότερες θερμοκρασίες και προηγείται από τον σχηματισμό των καρβιδίων TiC. Ως αποτέλεσμα, ελαττώνεται η εμφάνιση TiC και ποσότητα άνθρακα παραμένει στο μητρικό υλικό, γεγονός που οδηγεί στην αλλοίωση της δομής {111} (degrade {111} texture) [6].

Είναι σημαντικό να σημειωθεί ότι οι κατακρημνίσεις του P μειώνουν τη συνεκτική αντοχή των ορίων των κόκκων κάτι που οδηγεί στην εκδήλωση ψαθυρότητας κατά την εν ψυχρώ δευτερογενή διαμόρφωση (secondary cold work embrittlement - CWE) και μειώνει έτσι την αντίσταση του χάλυβα στην ψαθυρή θραύση [24]. Η CWE είναι η πρόκληση περικρυσταλλικής θραύσης στον χάλυβα κατά τη διάρκεια, ή έπειτα από δευτερογενή εν ψυχρώ διαμόρφωση, ή κατά τη χρήση του. Μερικοί τρόποι για την αποφυγή του είναι:

- i. Ο έλεγχος της χημικής σύστασης με μερική σταθεροποίηση του άνθρακα ή προσθήκη βορίου B/ νιοβίου Nb. Τόσο ο P όσο και ο C κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων και έτσι ανταγωνίζονται τις ίδιες θέσεις κατακρήμνισης. Επιπρόσθετα, ο άνθρακας ενισχύει τη συνοχή των ορίων των κόκκων και εξουδετερώνει την ευθραυστότητα. Το B λειτουργεί παρόμοια με τον C. Έχει βρεθεί ότι μικρές προσθήκες B μειώνουν την

θερμοκρασία μετατροπής της ολκιμότητας σε ευθραυστότητα (ductile to brittle transition temperature) και αναστέλλουν το φαινόμενο CWE το οποίο εξηγείται από δύο μηχανισμούς. Σύμφωνα με τον πρώτο μηχανισμό, τα κατακρημνίσματα του B ενδυναμώνουν τα όρια των κόκκων. Με βάση τον δεύτερο μηχανισμό, η κατακρήμνιση του B είναι προτιμότερη και αποτρέπει αυτή του P η οποία προάγει το CWE.

- ii. Η μηχανική των ορίων κόκκων (grain boundary engineering), όπου με εφαρμογή κατάλληλων κύκλων ανόπτησης μπορούν να δημιουργηθούν όρια χαμηλής γωνίας και χαμηλής CSL αποφεύγοντας την ανάπτυξη συνεχούς δικτύου τυχαίων ορίων και τα οποία συμβάλλουν στη μείωση του CWE. [24]

2.5. Παραγωγική Διαδικασία Χαλύβων IF

Οι χάλυβες IF παράγονται σε χαλυβδόφυλλα και η παραγωγική διαδικασία τους περιλαμβάνει τα ακόλουθα στάδια: τη χαλυβοποίηση και τη συνεχή χύτευση ύστερα από την οποία οι χυτές πλάκες αναθερμαίνονται μέχρι την επιθυμητή θερμοκρασία, υπόκεινται σε θερμή έλαση και συσπειρώνονται. Τα προϊόντα της θερμής έλασης στη συνέχεια υπόκεινται σε ψυχρή έλαση και τέλος υποβάλλονται σε επεξεργασία ανόπτησης. Η ανόπτηση μπορεί να είναι σε παρτίδες (batch annealing) ή συνεχής (continuous annealing) αλλά η δεύτερη συνήθως δίνει καλύτερες τιμές \bar{r} . [6]

Συνοπτικά τα στάδια παραγωγής των χαλύβων IF είναι:

- i. Παραγωγή χυτοσιδήρου (iron making)
- ii. Χαλυβοποίηση (steel making) με εφαρμογή της εξαέρωσης υπό κενό (vacuum degassing)
- iii. Συνεχής χύτευση (continuous casting) ύστερα από την οποία οι χυτές πλάκες αναθερμαίνονται μέχρι την επιθυμητή θερμοκρασία
- iv. Θερμή έλαση (hot rolling)
- v. Ψυχρή έλαση (Cold rolling)
- vi. Ανόπτηση συνεχής ή σε παρτίδες (continuous or batch annealing [6]).

Κάθε στάδιο της παραγωγικής διαδικασίας επηρεάζει δραστικά τις μηχανικές ιδιότητες και την μικροδομή του υλικού για αυτό είναι κρίσιμης σημασίας η μελέτη των παραμέτρων παραγωγής.

2.5.1. Χαλυβοποίηση

Προκειμένου να παραχθούν χάλυβες IF με τις επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες, καλή ποιότητα επιφάνειας και καλή διαμορφωσιμότητα απαιτείται η εφαρμογή της κατάλληλης διαδικασίας χαλυβοποίησης. Στο πρώτο στάδιο της πρωτογενούς χαλυβοποίησης, ο παραγόμενος χυτοσίδηρος οδηγείται από την υψικάμνο (blast furnace) στον μεταλλάκτη BOF (Basic Oxygen Furnace) για να παραχθεί χάλυβας. Κατά τη διάρκεια της παραμονής του τήγματος στον μεταλλάκτη BOF, αφαιρείται από αυτό άνθρακας και ακαθαρσίες. Έτσι, το τήγμα αποκτά κατάλληλη χημική σύσταση για την παραγωγή χαλύβων IF. Στη συνέχεια, στο στάδιο της δευτερογενούς χαλυβοποίησης (ladle metallurgy), το τήγμα οδηγείται από τον μεταλλάκτη BOF στον απαερωτή RH (RH degasser) για εξαέρωση/ απαέρωση υπό κενό (vacuum degassing). Σκοπός

της απαέρωσης υπό κενό είναι η περαιτέρω μείωση του οξυγόνου, άνθρακα, υδρογόνου και αζώτου για να προκύψει η απαιτούμενη χημική σύσταση του χάλυβα. Αναλυτικότερα, η τεχνολογία απαέρωσης υπό κενό διασφαλίζει ότι η περιεκτικότητα των στοιχείων παρεμβολής, άνθρακα και αζώτου, του χάλυβα θα βρίσκεται στις επιθυμητές ποσότητες περίπου στα 30 – 50 ppm. Παράλληλα πραγματοποιείται ελεγχόμενη προσθήκη των κραματικών στοιχείων όπως τα Ti και Nb τα οποία είναι απαραίτητα για τον σχηματισμό της επιθυμητής μικροδομής στα επόμενα στάδια παραγωγής των χαλύβων IF. Στη συνέχεια, το τήγμα οδηγείται σε συνεχή χύτευση όπου και στερεοποιείται. Αξίζει εδώ να σημειωθεί ότι η διάρκεια της δευτερογενούς χαλυβοποίησης (ladle holding time) όπως και το χρονικό διάστημα μεταξύ της λήξης της διεργασίας απαέρωσης μέχρι την έναρξη της χύτευσης είναι σημαντικές. Συγκεκριμένα, κατά τη διάρκεια της περιόδου παραμονής, τα σωματίδια οξειδίου (oxide particles) που προέρχονται από την αποξείδωση του χάλυβα θα έχουν μια δεύτερη ευκαιρία να μεταφερθούν στο στρώμα της σκωρίας. Για την αφαίρεσή τους, η διάρκεια της αποξείδωσης του τήγματος είναι πιθανό να παραταθεί για περισσότερο από 30 λεπτά. Πρέπει επίσης να ληφθεί μέριμνα για τη μείωση της επανοξείδωσης από τον αέρα και από παγιδευμένα σταγονίδια της σκωρίας κατά το στάδιο της χύτευσης. Η σφράγιση του κατανεμητή (tundish sealing), η χρήση αργού αερίου για καθαρισμό της ατμόσφαιρας (argon gas purging) και ο έλεγχος της θερμοκρασίας έναρξης της χύτευσης είναι εξίσου σημαντικά βήματα. Επιπρόσθετα, πρέπει να εφαρμοστεί μια βασική ροή του τετηγμένου χάλυβα από τον κατανεμητή (basic tundish flux) για να αυξηθεί ο ρυθμός απομάκρυνσης της αλουμίνιας [6], [35], [36]. Στη συνέχεια ακολουθεί συνεχής χύτευση (continuous casting) όπου το τήγμα στερεοποιείται σε μορφή πλακών (slabs) ή ράβδων (ingots).

2.5.2. Θερμή έλαση - Hot rolling

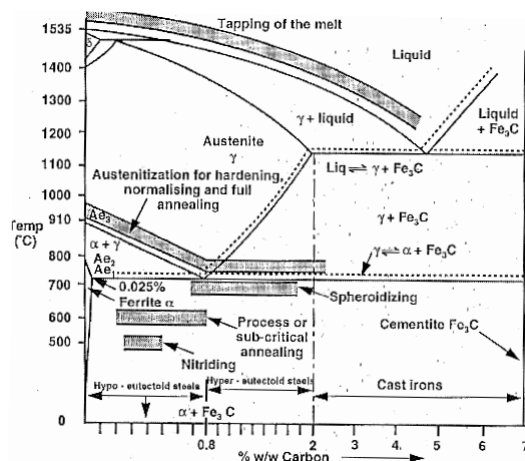
Οι πλάκες που προκύπτουν από τη συνεχή χύτευση οδηγούνται σε hot strip mills όπου και επαναθερμαίνονται στην επιθυμητή θερμοκρασία (συνήθως σε θερμοκρασία περίπου 1200°C). Η επαναθέρμανση αυτή εξασφαλίζει την πλήρη ωστενιτοποίηση του χάλυβα (βλ. μετασταθές διάγραμμα Fe – Fe₃C - Error! Reference source not found.) και την διαλυτοποίηση των κατακρημνισμάτων που σχηματίστηκαν κατά την χύτευση. Στη συνέχεια, οι χάλυβες υπόκεινται σε θερμή έλαση με σκοπό τη μείωση του πάχους και διατηρούνται ως σπειρώματα. Οι κύριες παράμετροι που επηρεάζουν τις ιδιότητες των χαλύβων IF κατά τη διάρκεια του hot rolling είναι:

- i. Επαναθέρμανση πλινθώματος (Slab reheating temperature)
- ii. Αρχική θερμή έλαση (Rough Rolling)
- iii. Θερμοκρασία τελικής έλασης (Finish rolling temperature)
- iv. Απόψυξη στο Runout Table (Runout Table Practice)
- v. Θερμοκρασία δημιουργίας σπειρώματος (Coiling temperature)

Ο έλεγχος των μεταβλητών αυτών είναι σημαντικός για την επίτευξη υψηλών τιμών \bar{r} στο τελικό προϊόν.

2.5.2.1. Επαναθέρμανση πλινθώματος (Slab reheat temperature - SRT)

Η επαναθέρμανση του πλινθώματος είναι το πρώτο στάδιο της θερμής έλασης. Συνήθως, τα πλινθώματα επαναθερμαίνονται σε θερμοκρασία περίπου 1200°C, εξασφαλίζοντας την πλήρη ωστενιτοποίηση του χάλυβα πριν την θερμομηχανική κατεργασία. Με βάση το μετασταθές διάγραμμα Fe – Fe₃C (Διάγραμμα 2) συμπεραίνουμε ότι για τους χάλυβες IF με κατά βάρος περιεκτικότητα σε C έως και τα 30ppm και για SRT περίπου στους 1200°C, βρισκόμαστε εντός της ωστενιτικής περιοχής και άρα εξασφαλίζεται η εδροκεντρωμένη κυβική δομή που είναι επιθυμητή στο στάδιο της θερμής έλασης. Κατά την διάρκεια της επαναθέρμανσης και ανάλογα με τη θερμοκρασία και τη διαλυτότητα, τα κατακρημνίσματα δύναται να εκτραχυνθούν ή να διαλυθούν. Επομένως, η αναθέρμανση αποτελεί το πρώτο στάδιο που θα καθορίσει την τελική μικροδομή του προϊόντος θερμής έλασης (hot band texture) και μέγεθος κόκκων. Η θερμοκρασία της αναθέρμανσης επηρεάζει το μέγεθος που αποκτούν οι κόκκοι του ωστενίτη πριν το στάδιο της θερμής έλασης. Όταν το αρχικό μέγεθος των κόκκων είναι μικρό, ενισχύονται οι επιθυμητοί προσανατολισμοί {111}<110>. Συνεπώς το αρχικό μέγεθος κόκκου των χάλυβων IF θα πρέπει να είναι όσο πιο μικρό γίνεται. Σύμφωνα με έρευνα [20], για SRT περίπου ίση με τους 1250°C τα καρβίδια και τα καρβονιτρίδια είναι πιθανό να διαλυθούν εντελώς ενώ άλλα κατακρημνίσματα όπως το TiN και το TiS είναι πιο σταθερά. Για SRT ίση με 1000°C παραμένουν μόνο τα πιο λεπτόκοκκα κατακρημνίσματα. Θεωρείται ότι η SRT έχει μικρή ή και αμελητέα επίδραση στις τιμές του συντελεστή \bar{r} μέχρις ότου η SRT να μειωθεί κάτω των 1150°C περίπου. Μια χαμηλή τιμή της SRT δρα ευεργετικά στις τιμές του \bar{r} σε χαμηλές προσθήκες κραματικών στοιχείων ενώ έχει μικρότερη επίδραση στις τιμές του \bar{r} σε υψηλές προσθήκες κραματικών στοιχείων. Οι προσθήκες του Ti έχουν μεγαλύτερη επίδραση από αυτές του Nb για την ίδια αλλαγή της SRT [20]. Η βελτίωση της διαμορφωσιμότητας λόγω της μείωσης της SRT οφείλεται κυρίως στην μείωση της ποσότητας λεπτόκοκκων κατακρημνισμάτων στον χάλυβα. Αν και οι χαμηλές τιμές της SRT είναι προτιμότερες, δεν είναι αναγκαίες για την επεξεργασία των χάλυβων IF εκτός ανεκτός εάν χρησιμοποιούνται θερμοκρασίες μικρότερες από περίπου 1150°C. Μια χαμηλή τιμή της SRT είναι προτιμητέα με χαμηλές προσθήκες Ti και Nb καθώς καθυστερούν τη διάλυση των TiC και NbC. Με βάση όλα τα παραπάνω, γίνεται κατανοητό ότι η επίδραση της SRT στην τιμή του \bar{r} εξαρτάται κυρίως από την κατακρήμνιση καρβιδίων και νιτρίδιων τα οποία ελέγχονται από τις ποσότητες C και N και καρβονιτρίδιων που σχηματίζονται στο χάλυβα. Είναι σημαντικό να σημειωθεί εδώ ότι μπορεί να είναι επιθυμητή η χαμηλή SRT αλλά η επίτευξη αυτού μπορεί να είναι δύσκολη εξαιτίας δυσκολιών προγραμματισμού, περιορισμών της χωρητικότητας του φορτίου των ελάστρων και της δυσκολίας διατήρησης της θερμοκρασίας τελικής έλασης πάνω από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη σε φερρίτη.



Διάγραμμα 2: μετασταθές διάγραμμα Fe – Fe₃C, [36]

2.5.2.2. Αρχική θερμή έλαση (Rough Rolling)

Κατά την αρχική θερμή έλαση πραγματοποιείται ελάττωση του πάχους των πλινθωμάτων από τα 250 στα 70-90mm σε διαδοχικά ζευγάρια ελάστρων διαμόρφωσης [36]. Σε αυτό το στάδιο πραγματοποιείται η εκλέπτυνση των κόκκων του ωστενίτη μέσω της πλαστικής παραμόρφωσης και η ανακρυστάλλωση των κόκκων. Για να είναι επιτυχές το στάδιο, η θερμοκρασία δεν πρέπει να πέφτει κάτω από τους 1000°C. Ο χρόνος διέλευσης από το ένα ζευγάρι ελάστρων στο άλλο είναι περίπου 20-30 δευτερόλεπτα και είναι αρκετός για την ολοκλήρωση της ανακρυστάλλωσης των κόκκων [23]. Σε έρευνα [37] αναφέρεται ότι η ανάπτυξη του επιθυμητού για τη διαμορφωσιμότητα ιστού επιτυγχάνεται όταν κατά το στάδιο της επαναθέρμανσης αναπτύσσονται ευμεγέθεις κόκκοι ωστενίτη, η αρχική καταπόνηση (initial pass strain) είναι μεγάλη με βαθμό παραμόρφωσης μεγαλύτερο του 50% (>50% reduction) και η θερμοκρασία τελικής έλασης βρίσκεται κάτω από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη. Όλα αυτά οδηγούν στο συμπέρασμα ότι η ανάπτυξη των ευνοϊκού ιστού σχετίζεται άμεσα με το σχηματισμό παραμορφώσεων ενός των κόκκων του ωστενίτη.

2.5.2.3. Θερμοκρασία Τελικής Έλασης (Finish Rolling Temperature - FRT)

Η επίδραση της θερμοκρασίας τελικής έλασης (finish rolling temperature - FRT) στις τιμές του \bar{r} έχει μελετηθεί ευρέως και έχουν βρεθεί τρεις διαφορετικές τάσεις. Σύμφωνα με την πρώτη, η τιμή του συντελεστή \bar{r} αρχικά αυξάνεται μέχρις ότου να φτάσει μια μέγιστη τιμή και στη συνέχεια μειώνεται όσο η FRT αυξάνεται. Έχει παρατηρηθεί ότι η επίδραση της FRT είναι πιο σαφής στους Ti – Nb από ότι στους Ti – only χάλυβες IF. Το ύψος και η θέση της μέγιστης τιμής του \bar{r} στο διάγραμμα FRT- \bar{r} καθορίζεται από διάφορους παράγοντες όπως η ποσότητα των στοιχείων παρεμβολής και της προσθήκης Ti και Nb καθώς και από τις συνθήκες της θερμής έλασης. Το ύψος της κορυφής εξαρτάται επίσης από τον βαθμό του cold reduction που προσδίδεται στον χάλυβα και τη μέγιστη θερμοκρασία (soak temperature) που επιτυγχάνεται κατά την ανόπτηση. Κατά τη δεύτερη τάση, η τιμή του συντελεστή \bar{r} συνεχώς μειώνεται όσο η FRT αυξάνεται ενώ η Τρίτη τάση είναι η αντίστροφη της δεύτερης. Δηλαδή, παρατηρείται συνεχής αύξηση του \bar{r} όσο αυξάνεται η FRT.

Είναι γνωστό ότι η τιμή του συντελεστή \bar{r} αυξάνεται με τη μείωση του μεγέθους κόκκου του προϊόντος θερμής έλασης (hot band) και ότι η πιο λεπτόκοκκη μικροδομή επιτυγχάνεται όταν η FRT είναι κοντά στην θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη σε φερρίτη. Συνεπώς, η μέγιστη τιμή του \bar{r} θα έπρεπε να παρατηρείται και στις τρεις παραπάνω τάσεις αν εξεταστεί ένα αρκετά μεγάλο εύρος των FRT. [20]

2.5.2.4. Απόψυξη στο Runout Table (Runout Table Practice – ROT)

Στο τελικό στάδιο της θερμής έλασης εντάσσονται η απόψυξη και η δημιουργία σπειρώματος. Η απόψυξη πραγματοποιείται στη Runout Table (ROT). Το χαλυβδόφυλλο εισέρχεται στη ROT σε θερμοκρασία περίπου ίση με 900°C οπότε σύμφωνα με το μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C (Διάγραμμα 2) βρισκόμαστε ακόμα στην ωστενιτική εδροκεντρωμένη κρυσταλλική δομή. Μέσα στη ROT καταιονιστήρες νερού επιβάλλουν την πτώση της θερμοκρασίας άμεσα στους 500-740°C με αποτέλεσμα τον μετασχηματισμό του εδροκεντρωμένου ωστενίτη

σε χωροκεντρωμένο φερρίτη. Ο κόκκοι φερρίτη που σχηματίζονται είναι σημαντικά εκλεπτυσμένοι σε σχέση με τους κόκκους του μητρικού ωστενίτη που είχε υποστεί θερμή έλαση, γεγονός που συμβάλει στη διαμορφωσιμότητα του υλικού. Γίνεται λοιπόν κατανοητό ότι ο έλεγχος του ρυθμού απόψυξης έχει σημαντικό ρόλο στην απόκτηση της επιθυμητής τελικής μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων. Σύμφωνα με έρευνα [20] έχει βρεθεί ότι η απότομη απόψυξη μετά την τελική έλαση ελαττώνει το μέγεθος του κόκκου στο θερμό έλασμα και η τιμή του συντελεστή \bar{r} αυξάνεται κατά 0.2. [36], [20]

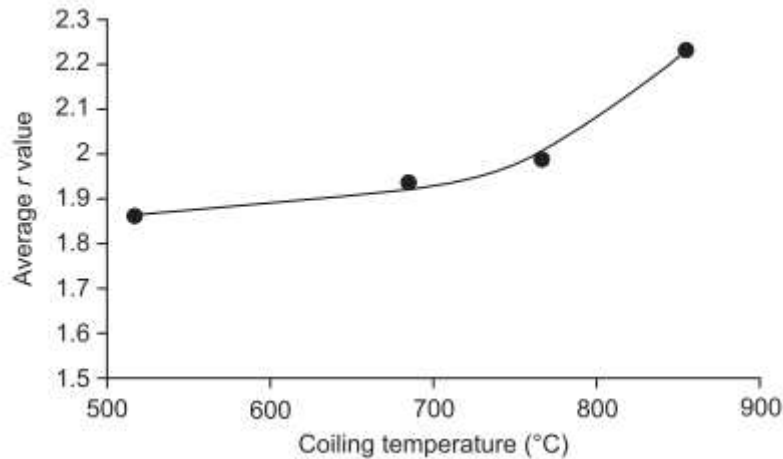
2.5.2.5. Θερμοκρασία σπειρώματος (Coiling Temperature - CT)

Η θερμοκρασία σπειρώματος (Coiling Temperature – CT) έχει σημαντική επίδραση στον ανακρυσταλλωμένο ιστό (recrystallisation texture) των φύλλων χάλυβα και επομένως και στην ικανότητά τους να υπόκεινται βαθιά κοίλανση. Η επίδραση της CT στην τιμή του συντελεστή \bar{r} για έναν χάλυβα IF φαίνεται στο **Διάγραμμα 3**. Έχει παρατηρηθεί ότι χαμηλές τιμές της CT (<600°C - [20]) οδηγούν στο σχηματισμό λεπτόκοκκων και σε πολύ κοντινή απόσταση κατακρημνισμάτων εξαιτίας της μικρότερης ωθούσας δύναμης για την ανάπτυξή τους. Τα κατακρημνίσματα αυτά αναστέλλουν και επιβραδύνουν την ανάπτυξη κόκκων και την ανακρυστάλλωση των ευνοϊκών για την διαμορφωσιμότητα δομών. Αντίθετα, οι υψηλές τιμές της CT, ευνοούν την ανάπτυξη χονδροκόκκων και σε μεγάλη απόσταση κατακρημνισμάτων τα οποία είναι πολύ επιθυμητά στον σχηματισμό του ευνοϊκού κρυσταλλικού ιστού που απαιτείται για εφαρμογές βαθιάς κοίλανσης. Ειδικά για τους χάλυβες που περιέχουν Nb η ανάπτυξη των κατακρημνισμάτων είναι ιδιαίτερα σημαντική καθώς είναι πιθανό να σχηματιστούν καρβίδια και καρβονιτρίδια του Nb τα οποία είναι λεπτόκοκκα και επηρεάζουν αρνητικά την διαμορφωσιμότητα.

Πρέπει να σημειωθεί εδώ ότι αν η προηγούμενη επεξεργασία του υλικού είναι εντός λογικών ορίων, τότε το τελικό προϊόν θα έχει αποδεκτή τιμή \bar{r} σε όλες τις CT. Αν όμως, η προηγούμενη επεξεργασία του υλικού δεν είναι εντός των προδιαγραφών τότε η υψηλή τιμή της CT είναι ωφέλιμη στην ανάκτηση του προϊόντος. Αυτό γίνεται διότι, η υψηλή CT δίνει περισσότερο χρόνο για την απομάκρυνση του άνθρακα από την στερεή κατάσταση μέσω της ανάπτυξης κατακρημνισμάτων Ti που περιέχουν άνθρακα υπό την μορφή καρβοσουλφιδίων και καρβιδίων τόσο στους Ti – only όσο και στους Ti – Nb χάλυβες IF. [20]

Τα μειονεκτήματα της χρήσης υψηλής CT είναι: [20]

- i. Υπάρχει μεγάλη πιθανότητα αυξημένων διαφοροποιήσεων στη μικροδομή εξαιτίας των παραλλαγών στα ποσοστά μεταφοράς θερμότητας ανάμεσα στο εσωτερικό και το εξωτερικό τμήμα του σπειρώματος. Αυτό μπορεί να οδηγήσει σε διακυμάνσεις των ιδιοτήτων του τελικού προϊόντος μετά την ψυχρή έλαση και την ανόπτηση.
- ii. Μπορεί να παρατηρηθεί αυξημένο scaling το οποίο απαιτεί μία πιο αποδοτική μέθοδο αφαίρεσης του scaling πριν την ψυχρή έλαση.



Διάγραμμα 3: Η επίδραση της CT στην τιμή του συντελεστή \bar{r} για έναν χάλυβα IF [6]

2.5.3. Ψυχρή Έλαση (Cold rolling)

Ύστερα από την ολοκλήρωση των σταδίων της θερμής έλασης ακολουθεί η αφαίρεση οξειδίων από τον χάλυβα και εφαρμόζεται ψυχρή έλαση. Η ψυχρή έλαση είναι ένας σημαντικός παράγοντας που επηρεάζει την διαμορφωσιμότητα των χαλύβων IF. Οι δύο στόχοι της είναι: [20], [6]

- i. Η απόδοση του επιθυμητού πάχους στον φύλλο χάλυβα (gauge)
- ii. Η βελτιστοποίηση του συντελεστή \bar{r} μέσω της παραγωγής μιας έντονα παραμορφωμένης μικροδομής με υψηλά ποσοστά αποθηκευμένης ενέργειας, ιδανική για την ανακρυστάλλωση των κόκκων και την φύτρωση και ανάπτυξη του επιθυμητού κρυσταλλικού ιστού κατά την διάρκεια της ανόπτησης.

Τα αποξειδωμένα από την θερμή έλαση χαλυβδόφυλλα υπόκεινται σε περαιτέρω ελάττωση του πάχους τους κατά 50-70% μέσω της ψυχρής έλασης, καταλήγοντας σε πάχη από 0.7-1.5mm που απαιτούνται στην αυτοκινητοβιομηχανία [36]. Η παραμόρφωση κατά την ψυχρή έλαση (cold reduction) δεν επηρεάζει σημαντικά την αντοχή, την ολκιμότητα και τον συντελεστή ενδοτράχυνσης n . Αντιθέτως, επηρεάζει την τιμή του συντελεστή πλαστικής ανισotropίας που σχετίζεται με τη διεύθυνση της έλασης. Συγκεκριμένα, ο συντελεστής r_{90} τείνει να είναι υψηλότερος από τους υπόλοιπους δύο. Η μόνη εξαίρεση παρατηρείται σε πολύ υψηλά ποσοστά ψυχρής έλασης (μεγαλύτερα του 90%) όπου την υψηλότερη τιμή αποκτά ο συντελεστής r_{45} . Έχει βρεθεί ότι για την παραγωγή χαλύβων IF με το μέγιστο συντελεστή \bar{r} , το ποσοστό ψυχρής έλασης πρέπει να είναι στο 90%. Το ποσοστό αυτό στην πραγματικότητα είναι δύσκολο να επιτευχθεί λόγω περιορισμών από το πάχος του υλικού κατά τη θερμή έλαση και τη δύναμη του μύλου ψυχρής έλασης (cold rolling mill power). Επομένως, το μέγιστο δυνατό ποσοστό της ψυχρής έλασης στην πραγματικότητα βρίσκεται γύρω στο 80%.

2.5.4. Ανόπτηση (Annealing)

Ύστερα από την ψυχρή έλαση ακολουθεί η ανόπτηση, στόχος της οποίας είναι η αποκατάσταση της διαμορφωσιμότητας μέσω της ανακρυστάλλωσης και της ανάπτυξης των κόκκων. Κατά τη διάρκεια της ανόπτησης πραγματοποιούνται αλλαγές στη μικροδομή. Οι ψυχρά ελασμένοι, έντονα παραμορφωμένοι κόκκοι φερρίτη αντικαθίστανται βαθμιαία από ισοαξονικούς φερριτικούς κόκκους που σχηματίζονται με τις διεργασίες της ανόπτησης και της ανακρυστάλλωσης. Σημαντικές παράμετροι του σταδίου της ανόπτησης είναι η θερμοκρασία ανόπτησης (soaking temperature) και η χρονική διάρκεια της θερμικής κατεργασίας. Γενικά, όσο αργότερος είναι ο ρυθμός θέρμανσης και όσο πιο παρατεταμένη είναι χρονικά η θερμοκρασία ανόπτησης, τόσο μεγαλύτεροι είναι οι ανακρυσταλλωμένοι φερριτικοί κόκκοι και άρα τόσο χαμηλότερα είναι τα όρια διαρροής και θραύσης [36]. Η ανόπτηση μπορεί να είναι είτε σε παρτίδες (batch annealing) είτε συνεχής (continuously annealing). Κατά τη διάρκεια της συνεχούς ανόπτησης, ο συντελεστής \bar{r} συνεχώς αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας μέχρις ότου να φτάσουμε στη θερμοκρασία μετασχηματισμού του φερρίτη σε ωστενίτη. Τότε, η τιμή του \bar{r} μειώνεται εξαιτίας της εμφάνισης μικτής μικροδομής μικρών και μεγάλων κόκκων. Γενικά, η ανόπτηση ψυχρών ελασμάτων χαλύβων IF αποτελείται από τα παρακάτω τρία στάδια:

- i. Μερική διαλυτοποίηση των καρβιδίων κατά την θέρμανση, και απελευθέρωση και διάχυση ατόμων άνθρακα στη μήτρα
- ii. Αποκατάσταση (recovery)
- iii. Ανακρυστάλλωση (recrystallization) του παραμορφωμένου φερρίτη

Οι χάλυβες IF που υποβάλλονται σε συνεχή ανόπτηση είναι σχεδιασμένοι έτσι ώστε η ανακρυστάλλωση και η ανάπτυξη των κόκκων να είναι δυνατόν να ολοκληρωθούν σε σύντομο χρονικό διάστημα προκειμένου να εξυπηρετούνται οι υψηλοί ρυθμοί θέρμανσης και οι μικροί χρόνοι ανόπτησης που εφαρμόζονται στη βιομηχανία.

Η ανόπτηση εφαρμόζεται με στόχο την ανάκτηση της ολκιμότητας και την μείωση της σκληρότητας προκειμένου να βελτιωθεί η διαμορφωσιμότητα του υλικού. Το μέταλλο πρέπει να βρίσκεται σε θερμοκρασία υψηλότερη από την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης για ένα χρονικό διάστημα πριν την απόψυξη. Ο ρυθμός απόψυξης εξαρτάται από το είδος του μετάλλου.

Όπως προαναφέρθηκε, η ανόπτηση χωρίζεται σε τρία στάδια. Στο στάδιο της αποκατάστασης, το υλικό θερμαίνεται με σκοπό την αναδιάταξη των διαταραχών που προκλήθηκαν στον χάλυβα κατά την ψυχρή έλαση. Ως αποτέλεσμα, η πυκνότητα των διαταραχών μειώνεται και αποκαθίσταται μέρος της ολκιμότητας. Στο στάδιο της ανακρυστάλλωσης, πραγματοποιείται θέρμανση του υλικού σε θερμοκρασία υψηλότερη από την θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης αλλά και χαμηλότερη από την θερμοκρασία τήξης του. Συνεπώς, προσδίδεται στο σύστημα η απαραίτητη ενέργεια για την φύτρωση νέων κόκκων οι οποίοι είναι απαλλαγμένοι από διαταραχές. Τέλος, με την παραμονή του χάλυβα στην θερμοκρασία ανόπτησης για μεγάλο χρονικό διάστημα προκύπτει η ανάπτυξη των νέων κόκκων. Ταυτόχρονα, παρατηρείται αύξηση της ολκιμότητας και μείωση της σκληρότητας. [32], [38]

Η αποθηκευμένη ενέργεια στις παραμορφωμένες περιοχές των κόκκων αποτελεί την κινητήρια δύναμη της ανακρυστάλλωσης κατά την ανόπτηση. Σύμφωνα με τις διαθέσιμες πληροφορίες,

η αποθηκευμένη ενέργεια των διαφορετικών προσανατολισμών των κόκκων δίνεται από την σχέση: [32]

$$E_{\{110\}\langle 001\rangle} < E_{\{001\}\langle 110\rangle} < E_{\{112\}\langle uvw\rangle} < E_{\{111\}\langle uvw\rangle} < E_{\{110\}\langle 110\rangle}$$

Από την παραπάνω σχέση συνεπάγεται ότι η φύτρωση των κόκκων με προσανατολισμό $\{111\}$ και $\{110\}$ ξεκινάει πρώτη και έτσι αυτοί οι μικροϊστοί διαθέτουν τον περισσότερο χρόνο για να αναπτυχθούν. Παρόλα αυτά οι κόκκοι με προσανατολισμό $\{110\}$ δεν αναπτύσσονται ιδιαίτερα λόγω της χαμηλής πυκνότητάς τους στο υλικό που προκύπτει από την ψυχρή έλαση. [32]

Επομένως, τα τέσσερα βασικά στάδια κατά τα οποία προκύπτει η ανακρυσταλλωμένη μικροδομή (annealing texture) είναι:

- i. Η έναρξη της ανακρυστάλλωσης χάρη στα υψηλά ποσοστά αποθηκευμένης ενέργειας και της υψηλής κινητήριας δύναμης για αποκατάσταση. Ως αποτέλεσμα, εμφανίζονται οι πρώτοι πυρήνες με προσανατολισμό $\{111\}$.
- ii. Οι πυρήνες προσανατολισμού $\{111\}$ αρχίζουν να αναπτύσσονται εις βάρος των παραμορφωμένων περιοχών ίδιου προσανατολισμού
- iii. Μόλις οι πυρήνες με προσανατολισμό $\{111\}$ αποκτήσουν ένα κρίσιμο μέγεθος, αρχίζουν να αναπτύσσονται εις βάρος κρυστάλλων γειτονικών παραμορφωμένων περιοχών, οι οποίοι σχετίζονται με τη διεύθυνση $\langle 110\rangle$
- iv. Ξεκινά η φύτρωση πυρήνων με χαμηλότερα ποσοστά αποθηκευμένης ενέργειας, όπως οι $\{112\}$ και $\{100\}$. Η ανακρυστάλλωσή τους τελειώνει όταν οι πυρήνες, οι οποίοι πλέον είναι κόκκοι, καλύπτουν ολόκληρο τον όγκο του υλικού.

Κάθε προγενέστερο στάδιο της παραγωγικής διαδικασίας όπως η θερμή και η ψυχρή έλαση, σε συνδυασμό με τη χημική σύσταση του χάλυβα, επηρεάζει την ανοπτημένη μικροδομή (annealed texture). Το μέγεθος των κόκκων του τελικού προϊόντος που προκύπτει από την θερμή έλαση έχει σημαντική επίδραση στον κρυσταλλικό ιστό που προκύπτει κατά την ψυχρή έλαση και την ανόπτηση. Απαιτείται εκλεπτυσμένο μέγεθος κόκκου καθώς αυξάνονται οι διαθέσιμες περιοχές για ανακρυστάλλωση και ανάπτυξη των κόκκων. Σε έρευνά του ο Dasarathy έδειξε ότι οι rimmed steels με εκλεπτυσμένο μέγεθος κόκκου εμφάνισαν την επιθυμητή για εφαρμογές βαθιάς κοίλανσης μικροδομή $\{111\}$, σε αντίθεση με τους αντίστοιχους με ευμεγέθεις κόκκους οι οποίοι παρουσίασαν έντονο τον επιβλαβή για τη διαμορφωσιμότητα ιστό $\{110\}\langle 001\rangle$. [20]

2.6. Αξιολόγηση των χαλύβων IF

Οι χάλυβες IF παρουσιάζουν υψηλή διαμορφωσιμότητα και αντίσταση στη γήρανση λόγω πλαστικής παραμόρφωσης (strain aging) και για αυτό βρίσκουν εφαρμογή στην αυτοκινητοβιομηχανία. Παρόλα αυτά, εμφανίζουν ορισμένα μειονεκτήματα τα οποία πρέπει να αναφερθούν.

2.6.1. Ευθραστικότητα λόγω διαμόρφωσης εν ψυχρώ (Cold Work Embrittlement – CWE)

Κατά την διάρκεια της εφαρμογής φορτίου (impact loading) σε χαμηλές θερμοκρασίες οι χάλυβες IF δύνανται να εμφανίσουν ευθραστικότητα. Η ευθραστικότητα αυτή είναι γνωστή ως ευθραστικότητα λόγω διαμόρφωσης εν ψυχρώ (Cold Work Embrittlement – CWE). Είναι επίσης γνωστή και ως διαμήκης ρωγμή καθώς οι ρωγμές συνήθως εμφανίζονται κατά μήκος της διεύθυνσης διαμόρφωσης. Η CWE προκαλεί κυρίως περικρυσταλλική θραύση του φερρίτη λόγω της χαμηλής συνεκτικής αντοχής στα όρια των κόκκων, η οποία οφείλεται στην εξάντληση του C και του N στα όρια των κόκκων. Με την έλλειψη ελεύθερου C, αυξάνεται η συγκέντρωση ακαθαρσιών (impurities) όπως P, Sn, Si, S και As στα όρια των κόκκων, με αποτέλεσμα την περαιτέρω μείωση της αντοχής. Για αυτόν το λόγο οι χάλυβες IF είναι αρκετά επιρρεπείς στην CWE. Η συχνότερη εμφάνιση της CWE εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό από τον βαθμό της παραμόρφωσης, τη μείωση της θερμοκρασίας και την παρουσία P. Οι Ti – only χάλυβες IF είναι πιο επιρρεπείς στην CWE από τους IF που περιέχουν Nb, καθώς στους πρώτους τα όρια των κόκκων εξαντλούνται (depleted) περισσότερο από ότι στους χάλυβες που περιέχουν Nb. Η ευαισθησία των χαλύβων IF στην CWE μπορεί να ελαχιστοποιηθεί με τον προσεκτικό έλεγχο της σύστασης στα όρια των κόκκων μέσω αλλαγών στη χημεία και στις συνθήκες επεξεργασίας, κυρίως με την προσθήκη 2-3 ppm B. [20], [39]

Αν και στην αυτοκινητοβιομηχανία δεν έχουν τεκμηριωθεί πολλές περιπτώσεις CWE κατά τη χρήση (in service), υπάρχουν αρκετές περιπτώσεις CWE κατά τη διάρκεια της διαμόρφωσης με πρέσες (press forming). Ένα παράδειγμα αστοχίας κατά τη διάρκεια της χρήσης έχει αναφερθεί από την Volkswagen όπου απέδωσαν την αστοχία ενός μεντεσέ πόρτας σε CWE. Παρόλα αυτά, δεν είναι σύνηθες από την αυτοκινητοβιομηχανία να ελέγχει συστηματικά για CWE σε τμήματα φτιαγμένα από χάλυβες IF μετά την αστοχία, τόσο κατά την διαμόρφωση σε πρέσες, όσο και κατά την χρήση. Για αυτό τον λόγο δεν είναι γνωστή η πραγματική έκταση της CWE κατά τη διάρκεια της χρήσης. Μέθοδοι για τον έλεγχο των χαλύβων IF κατά την χρήση τους στην αυτοκινητοβιομηχανία περιλαμβάνουν την λήψη βαρών σε κατασκευασμένα μέρη χαλύβων IF σε κρύα δωμάτια. Παρόλο που μέχρι τώρα οι χάλυβες IF χρησιμοποιούνται ευρέως στην αυτοκινητοβιομηχανία χωρίς να έχουν αναφερθεί σοβαρά προβλήματα, η πιθανότητα εμφάνισης της CWE αυξάνεται. Συγκεκριμένα, η συνεχής αύξηση της ανάγκης για πολύπλοκα σχήματα και υψηλής αντοχής που απαιτούνται για μεγαλύτερη απόδοση παραγωγής και η μείωση του βάρους του οχήματος ικανοποιούνται από πιο έντονες παραμορφώσεις και πιο ισχυρά υλικά. Επιπλέον, η αύξηση της ανακύκλωσης scrap στους χάλυβες μπορεί να οδηγήσει στην αύξηση ακαθαρσιών (tramp elements) όπως ο κασσίτερος Sn και το αρσενικό As. Συνεπώς, πρέπει να ληφθεί μεγάλη προσοχή στην CWE. Το πιο διαδεδομένο test για την εμφάνιση της CWE είναι το cup expansion test. [39]

2.6.2. Κόπωση (Fatigue)

Οι χάλυβες IF έχουν αδύναμα όρια κόκκων και η αστοχία τους συνήθως πραγματοποιείται λόγω περικρυσταλλικής ρωγμής. Η εμφάνιση της περικρυσταλλικής δομής καθορίζεται τόσο από την θερμοκρασία μετατροπής της ολκιμότητας σε ευθραστικότητα στην οποία εμφανίζεται η SWE (SCWE ductile to brittle transition temperatures - SCWE DBTTs) αλλά και από την

εφαρμοζόμενο κύκλο τάσης – παραμόρφωσης (stress-strain). Σύμφωνα με τον Hoile, οι χάλυβες IF με υψηλότερες SCWE DBTTs έχουν μεγαλύτερη πιθανότητα να εμφανίσουν περικρυσταλλική θραύση κάτω από κυκλική καταπόνηση και για αυτό έχουν μικρότερη αντοχή στην κόπωση. Όπως έχει αναφερθεί, η προσθήκη B ενδυναμώνει τα όρια των κόκκων, με αποτέλεσμα την μείωση της τάσης για περικρυσταλλική θραύση και συνεπώς βελτίωση της αντοχής στην κόπωση. Παρόλα αυτά, με την προσθήκη B δυσχεραίνεται η ολκιμότητα του χάλυβα.

Στην περίπτωση των συγκολλήσεων, η θερμικά επηρεασμένη ζώνη παρουσιάζει διαφορετική μικροδομή από το αρχικό υλικό με αποτέλεσμα την μείωση της αντοχής και την διαμόρφωση μιας προτιμητέας περιοχής για τον σχηματισμό και την διάδοση ρωγμών κατά την διάρκεια κυκλικής καταπόνησης. Επομένως, μειώνεται η αντοχή του υλικού στην κόπωση.

3. Πειραματικό Μέρος

3.1. Χαρακτηρισμός υλικού

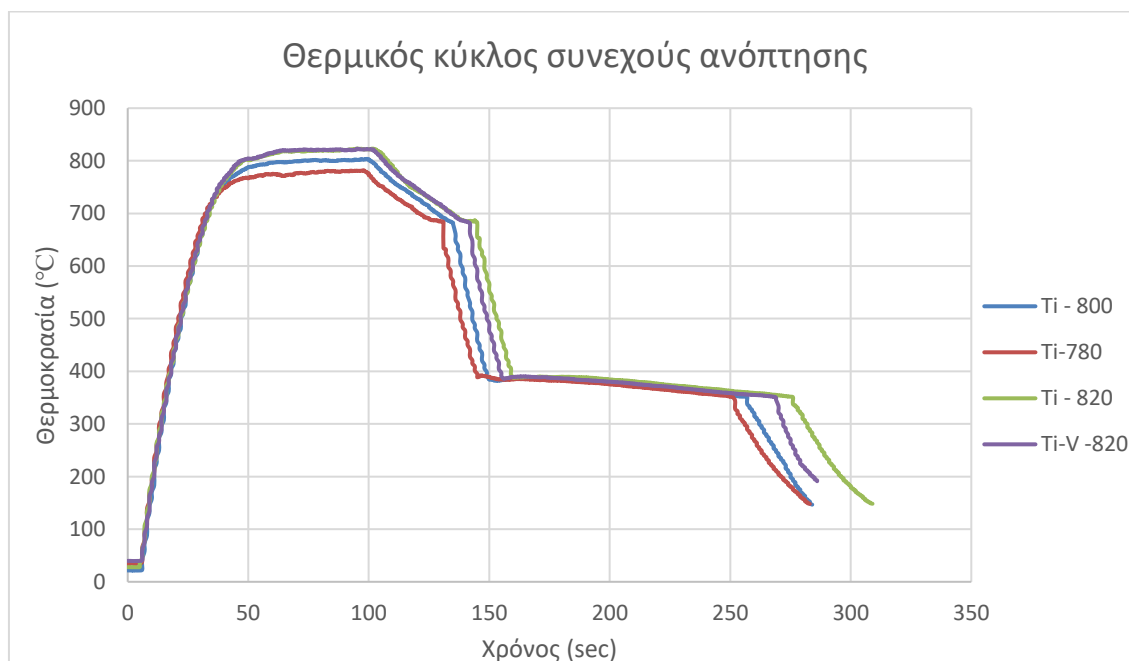
Στην παρούσα διπλωματική εργασία μελετήθηκαν τέσσερα δοκίμια χάλυβα IF δύο κατηγοριών. Στην πρώτη κατηγορία η ελεγχόμενη κραματική προσθήκη το τιτάνιο (Ti – only IF). Στη δεύτερη κατηγορία έχουμε συνδυασμένη κραματική προσθήκη τιτανίου – βαναδίου (Ti – V IF). Ο Πίνακας 1 δείχνει την χημική σύσταση των δύο κατηγοριών χάλυβα.

Πίνακας 1: Χημική σύσταση των δύο κατηγοριών χάλυβων τύπου IF (σε ppm).

	C	N	S	Al	Mn	Si	P	Ti	Nb	V	Fe
Ti – only IF	25	38	30	200	1600	160	120	260	30	10	Bal.
Ti – V IF	33	29	30	360	1700	140	120	200	40	810	Bal.

3.2. Θερμικές Κατεργασίες

Τα δοκίμια μετά την προβλεπόμενη θερμομηχανική κατεργασία υποβάλλονται σε θερμική κατεργασία συνεχούς ανόπτησης. Η μόνη διαφορά μεταξύ των κύκλων ανόπτησης είναι η θερμοκρασία παραμονής που εφαρμόζεται η οποία είναι 780°C, 800°C και 820°C. Ο θερμικός κύκλος φαίνεται συνοπτικά στο Διάγραμμα 4.



Διάγραμμα 4: Θερμικός κύκλος συνεχούς ανόπτησης των δοκιμίων.

Η θερμική κατεργασία συνεχούς ανόπτησης σύμφωνα με το Διάγραμμα 4 αποτελείται από τα εξής στάδια.

- i. Θέρμανση μέχρι την θερμοκρασία παραμονής με ρυθμό θέρμανσης 30 °C/sec.
- ii. Παραμονή στην θερμοκρασία ανόπτησης (780°C, 800°C ή 820°C) για 40 sec.
- iii. Απόψυξη από την θερμοκρασία ανόπτησης με ρυθμό απόψυξης 5°C/sec μέχρι τους 675°C και με ρυθμό απόψυξης 50°C/sec μέχρι τους 410°C.
- iv. Διαδικασία υπεργήρανσης η οποία ορίστηκε από τους 410°C στους 350°C.
- v. Τελική απόψυξη μετά από την υπεργήρανση με ρυθμό 10°C/sec.

Ο σχεδιασμός ενός κύκλου συνεχούς ανόπτησης για χαλυβδόφυλλα χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα βασίζεται σε δύο στόχους. Ο πρώτος στόχος είναι η εφαρμογή χαμηλής θερμοκρασίας τελικής έλασης και υψηλής θερμοκρασίας σπειρώματος προκειμένου να σχηματιστούν ευμεγέθους κόκκοι φερρίτη. Ο δεύτερος στόχος είναι η υπεργήρανση του υλικού για την κατακρήμνιση του άνθρακα σε στερεό διάλυμα.

Ένας τυπικός κύκλος συνεχούς ανόπτησης για χαλυβδόφυλλα χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα περιλαμβάνει τα παραπάνω στάδια. Κατά την διάρκεια της παραμονής στην θερμοκρασία της ανόπτησης, πραγματοποιούνται η ανακρυστάλλωση και η ανάπτυξη των κόκκων μαζί με μερική διαλυτοποίηση των καρβιδίων του σιδήρου. Κατά το στάδιο της απόψυξης και της υπεργήρανσης αρχίζουν να σχηματίζονται μερικά λεπτομερή καρβίδια του σιδήρου και η πυκνότητά τους εξαρτάται τόσο από τον αριθμό των διαθέσιμων σημείων φύτρωσης όσο και τον βαθμό υπερκορεσμού του άνθρακα που προέκυψε κατά την απόψυξη. Ένας κύκλος συνεχούς ανόπτησης για χαλυβδόφυλλα χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα σχεδιάζεται με στόχο την προώθηση του σχηματισμού λεπτομερών καρβιδίων και την ελαχιστοποίηση του διαλυμένου άνθρακα. [40]

3.3. Συνοπτική παρουσίαση της πειραματικής διαδικασίας

Για τη μελέτη της μικροδομής των δοκιμίων έγινε χρήση του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (SEM) της σχολής τύπου JEOL6380LV και του Φασματομέτρου Ακτινών Χ Διασπαρμένης Ενέργειας (EDS). Για τη μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων πραγματοποιήθηκαν σκληρομετρήσεις Vickers με σκληρόμετρο HV – 50Z. Για τον προσδιορισμό μέσου μεγέθους κόκκου των δοκιμίων χρησιμοποιήθηκε το πρόγραμμα ImageJ. Επιπρόσθετα, ελήφθησαν αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού καθώς και αποτελέσματα θερμοδυναμικής ισορροπίας φάσεων μέσω του υπολογιστικού εργαλείου MT-DATA.

3.3.1. Προετοιμασία δοκιμίων

Η προετοιμασία των δοκιμίων περιγράφεται από τα παρακάτω στάδια.

- | | |
|---------------------------|----------------------------|
| i. Δειγματοληψία | v. Λείανση |
| ii. Κοπή | vi. Στίλβωση |
| iii. Εγκιβωτισμός | vii. Καθαρισμός επιφάνειας |
| iv. Καθαρισμός επιφάνειας | viii. Χημική προσβολή |

Η λείανση των δοκιμίων έγινε χειρωνακτικά σε έξι στάδια με τη χρήση λειαντικών χαρτιών grit 220, 400, 600, 800, 1200, 2000 και 3000. Η στίλβωση έγινε σε δύο στάδια, αρχικά με τη χρήση αδαμαντόπαστας με μέγεθος κόκκου 6μm και στη συνέχεια με μέγεθος κόκκου 1μm.

Τέλος, η χημική προσβολή έγινε με χρήση του διαλύματος Marshall (Marshall's etchant). Το διάλυμα αυτό είναι αναλογία δύο διαλυμάτων. Το πρώτο διάλυμα αποτελείται από 8g οξαλικού οξέος, 5ml θειικού οξέος και 100ml απιονισμένου νερού. Το δεύτερο διάλυμα περιλαμβάνει 100ml υπεροξείδιο του υδρογόνου. Τα δύο διαλύματα αναμειγνύονται σε αναλογία 1:1.

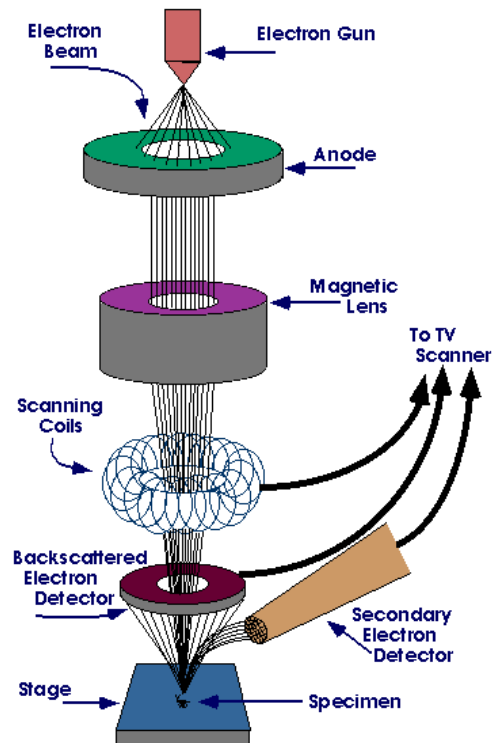
3.3.2. Μέθοδοι εξέτασης μικροδομής

3.3.2.1. Ηλεκτρονική Μικροσκοπία

Για τη μελέτη της μικροδομής των δοκιμίων έγινε χρήση του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (Scanning Electron Microscope – S.E.M.) της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων - Μεταλλουργών τύπου JEOL6380LV. Το SEM είναι ένα μικροσκόπιο το οποίο χρησιμοποιεί ηλεκτρόνια αντί για φως για την παραγωγή μιας εικόνας. Σε σχέση με τα συμβατικά μικροσκόπια, το SEM παρουσιάζει πληθώρα πλεονεκτημάτων. Συγκεκριμένα, έχει μεγάλο βάθος πεδίου (depth of field) το οποίο επιτρέπει την εστίαση σε περισσότερα από ένα δοκίμια. Επιπρόσθετα, έχει μεγαλύτερη ανάλυση και συνεπώς είναι δυνατός μεγαλύτερος βαθμός μεγέθυνσης. Ταυτόχρονα, επειδή το SEM χρησιμοποιεί ηλεκτρομαγνήτες αντί για φακούς, υπάρχει μεγαλύτερος έλεγχος του βαθμού μεγέθυνσης.

Τα κύρια μέρη του SEM είναι η στήλη του μικροσκοπίου, ο θάλαμος του δοκιμίου, το σύστημα δημιουργίας κενού, το ηλεκτρονικό σύστημα ελέγχου και το σύστημα εικόνας. Η λειτουργία του βασίζεται στη σάρωση μιας ορθογώνιας περιοχής της επιφάνειας του δοκιμίου από μία ηλεκτρονική δέσμη μικρής διαμέτρου και στη συνέχεια στην αποτύπωση σε μια φθορίζουσα επιφάνεια. Μια δέσμη ηλεκτρονίων παράγονται στην κορυφή του μικροσκοπίου από ένα electron gun. Η παραγωγή ηλεκτρονίων οφείλεται στη διέγερση ενός νήματος Βολφραμίου το οποίο βρίσκεται στο άνω μέρος της στήλης του μικροσκοπίου. Μέσα στην στήλη του μικροσκοπίου επικρατεί υψηλό κενό και χρησιμεύει ως κάθοδος (είναι αρνητικά φορτισμένο

στο σύνολο του). Η άνοδος (θετικά φορτισμένη σε σχέση με το νήμα με μια τάση 5 – 30 kV) βρίσκεται στο κάτω τμήμα της στήλης του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου και έλκει πολύ ισχυρά τα παραγόμενα ηλεκτρόνια. Αυτό οδηγεί στο αποτέλεσμα της επιτάχυνσης των ηλεκτρονίων προς την άνοδο και στην ευθύγραμμη μετακίνησή τους προς την επιφάνεια του δοκιμίου που βρίσκεται στο κάτω μέρος της στήλης. Η εστίαση, η διάθλαση των ηλεκτρονίων – δηλαδή η αλλαγή στην πορεία τους κ.τ.λ. που είναι απαραίτητα για να λειτουργήσει οποιοδήποτε μικροσκόπιο, προκαλείται από μαγνητικά πεδία που παράγονται από «κυλινδρικούς μαγνητικούς φακούς» δηλαδή σωληνοειδή πηνία. Με την πρόσπτωση της δέσμης στην επιφάνεια του δοκιμίου παράγονται ηλεκτρόνια χαμηλής ενέργειας (δευτερογενή) (Secondary Electrons), οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια (Backscattered Electrons), ηλεκτρόνια Auger και ακτίνες X. Τα δευτερογενή ηλεκτρόνια συλλέγονται από έναν ανιχνευτή, και η τάση τους ενισχύεται με τη βοήθεια ενισχυτή και οδηγούνται προς την φθορίζουσα επιφάνεια. Η εικόνα που σχηματίζεται στην φθορίζουσα επιφάνεια αποτελείται από χιλιάδες κηλίδες διαφορετικής έντασης που διαδέχονται η μία την άλλη με πολύ ταχύ ρυθμό και αναπαράγουν την τοπογραφία του δοκιμίου. Η εικόνα που εμφανίζεται μπορεί να δείξει την κατανομή των διαφορετικών στοιχείων του δοκιμίου. Τα στοιχεία που είναι βαρύτερα και αντανακλούν περισσότερα ηλεκτρόνια εμφανίζονται φωτεινότερα στην εικόνα. Συνεπώς τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια μπορούν να εμφανίζουν αντιθέσεις στην χημική σύσταση. Παρόλα αυτά, η ταυτότητα των διαφορετικών στοιχείων δεν μπορεί να προσδιοριστεί μόνο με το SEM. Για αυτό τον λόγο θα πρέπει να χρησιμοποιηθεί ένα προσάρτημα Φασματοσκοπίας ενεργειακής διασποράς ακτίνων X (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy – EDS) το οποίο αναγνωρίζει και ποσοτικοποιεί τα διάφορα στοιχεία. Ο τρόπος λειτουργίας του EDS αναλύεται παρακάτω. [42], [41], [43]



Εικόνα 11: Τα μέρη του SEM [41]

3.3.2.2. Φασματοσκοπία ενεργειακής διασποράς ακτίνων X (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy – EDS)

Όπως προαναφέρθηκε, με την πρόσπτωση της δέσμης του SEM στην επιφάνεια του δοκιμίου παράγονται ακτίνες X. Η ενέργεια των ακτίνων X είναι χαρακτηριστική κάθε στοιχείου και η ανίχνευσή τους χρησιμοποιείται για τη στοιχειακή ανάλυση ενός δείγματος. Η φασματοσκοπία ενεργειακής διασποράς ακτίνων X (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy – EDS) λειτουργεί με τη βοήθεια ενός πομπού, ενός συλλέκτη και ενός αναλυτή τα οποία συνήθως υπάρχουν στο

SEM. Το EDS επιτρέπει την ανάλυση τόσο του αριθμού των ακτίνων X που απελευθερώνονται, όσο και της ενέργειάς τους. Ο ανιχνευτής του EDS είναι υπεύθυνος για την αναγνώριση και τον διαχωρισμό των χαρακτηριστικών ακτίνων X κάθε στοιχείου του δείγματος στο ενεργειακό φάσμα. Στη συνέχεια, το ενεργειακό φάσμα αναλύεται με τη βοήθεια του λογισμικού του EDS για να προσδιοριστεί το πλάτος της ενέργειας κάθε στοιχείου. Έτσι, μπορούν να προσδιοριστεί η χημική σύσταση του δοκιμίου τόσο ποιοτικά όσο και ποσοτικά. Τα δεδομένα του παρουσιάζονται σε ένα διάγραμμα με KeV στον άξονα x και ένταση αιχμής στον άξονα y. Σε κάθε κορυφή του διαγράμματος βλέπουμε το στοιχείο στο οποίο αντιστοιχεί η ανιχνευόμενη ενέργεια των ακτίνων X. [44], [42]

3.3.3. Μέθοδοι μέτρησης των μηχανικών ιδιοτήτων

Για την μέτρηση των μηχανικών ιδιοτήτων των δοκιμίων πραγματοποιήθηκαν σκληρομετρήσεις Vickers.

3.3.3.1. Σκληρομέτρηση Vickers

Η σκληρομέτρηση Vickers είναι μία ευέλικτη μέθοδος μέτρησης της σκληρότητας των υλικών και εφαρμόζεται τόσο σε μακροσκοπική όσο και μικροσκοπική κλίμακα. Έχει μεγάλο εύρος φορτίου και είναι κατάλληλη για πληθώρα υλικών.

Η μέτρηση γίνεται με τη βοήθεια μιας πυραμίδας από διαμάντι η οποία ασκεί δύναμη (load) στην επιφάνεια του υλικού. Οι συνηθέστερες τιμές της δύναμης που ασκείται στο υλικό είναι ανάμεσα στις τιμές 0.0981 - 9.807 N για χρονικό διάστημα 10-15 sec. Η εφαρμογή της δύναμης αυτής οδηγεί στον σχηματισμό ενός ρομβικού αποτυπώματος στην επιφάνεια του δείγματος. Για τον υπολογισμό της σκληρότητας χρησιμοποιείται ο μέσος όρος του μήκους των διαγωνίων του αποτυπώματος που σχηματίζεται. Η σκληρότητα εκφράζεται σε Vickers Hardness (HV) και υπολογίζεται είτε με τη βοήθεια ειδικών πινάκων είτε αυτόματα από το μηχάνημα μέτρησης. [45]

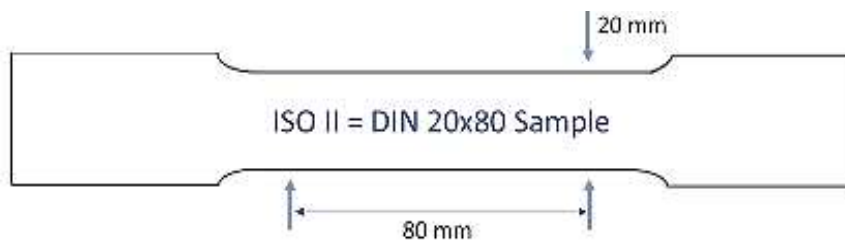
Στην παρούσα εργασία, κατά την διάρκεια των σκληρομετρήσεων ασκήθηκε φορτίο $F = 98 \text{ N}$.

3.3.3.2. Δοκιμές εφελκυσμού

Μαζί με την μέτρηση της σκληρότητας, οι δοκιμές εφελκυσμού αποτελούν τα πιο συχνά τεστ που εφαρμόζονται στα υλικά για την αξιολόγηση των μηχανικών ιδιοτήτων τους. Οι δοκιμές εφελκυσμού μελετούν την μηχανική συμπεριφορά των μετάλλων σε αξονικά φορτία. Η δοκιμή περιλαμβάνει την επιβολή εφελκυστικών δυνάμεων κατά μήκος του άξονα δοκιμίων με προκαθορισμένες διαστάσεις. Οι επιβαλλόμενες αξονικές δυνάμεις τείνουν να επιμηκύνουν το δοκίμιο και εφαρμόζονται με σκοπό την θραύση του. Κατά την διάρκεια της δοκιμής εφελκυσμού πραγματοποιείται καταγραφή του φορτίου και της επιμήκυνσης δοκιμίου του με τη βοήθεια εξτενσιομέτρου για τον υπολογισμό των μηχανικών ιδιοτήτων του. Το εφαρμοζόμενος ρυθμός καταπόνησης πρέπει να είναι μικρός ώστε να μην παραμορφώνεται το αποτέλεσμα.

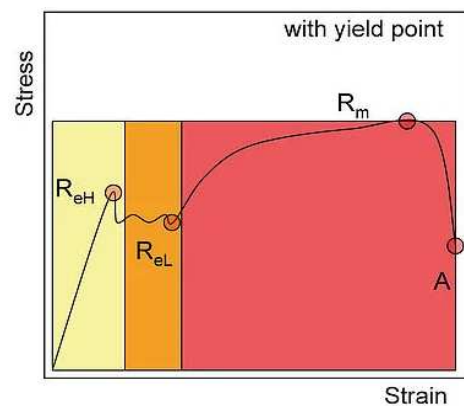
Όπως αναφέρθηκε προηγουμένως, τα δοκίμια που υποβάλλονται σε δοκιμές εφελκυσμού έχουν προκαθορισμένες διαστάσεις. Αναλυτικά, για φύλλα χάλυβα, τα δοκίμια έχουν σχήμα που θυμίζει κόκκαλο σκύλου (dogbone) όπως φαίνεται στην **Εικόνα 12**. Οι δύο τετράγωνες άκρες χρησιμοποιούνται για την συγκράτηση του από την μηχανή των δοκιμών. Η επιμήκυνση του δοκιμίου μετρείται στο κεντρικό τμήμα του το οποίο ονομάζεται ωφέλιμο μήκος (gauge length). Η μείωση του πλάτους στην κεντρική περιοχή του δοκιμίου προάγει την θραύση του στην περιοχή της μελέτης των μηχανικών ιδιοτήτων.

Οι διαστάσεις των δοκιμίων καθορίζονται από το πρότυπο της δοκιμής εφελκυσμού που εφαρμόζεται. Αναλόγως με το πρότυπο, το ωφέλιμο μήκος μπορεί να είναι είτε 2 ίντσες, 80 mm (A80) ή 50 mm (A50).



Εικόνα 12: Δοκίμιο δοκιμής εφελκυσμού, [46]

Από τις δοκιμές εφελκυσμού προκύπτει το διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης στο οποίο απεικονίζονται χρήσιμες παράμετροι για τις μηχανικές ιδιότητες των υλικών όπως το μέτρο ελαστικότητας (elastic modulus), η αντοχή στο σημείο διαρροής (yield strength), η εφελκυστική αντοχή, η ολική επιμήκυνση, η ομοιόμορφη επιμήκυνση και ο συντελεστής ενδοτράχυνσης (n – value). [46], [47]



Εικόνα 13: Διάγραμμα τάσης – παραμόρφωσης, [47]

Οι δοκιμές εφελκυσμού δίνουν αποτελέσματα για τις παρακάτω τιμές:

- i. R_{eL} : το κατώτατο όριο διαρροής στην ελαστική περιοχή του δοκιμίου.
- ii. R_m : η μέγιστη εφελκυστική αντοχή που αντέχει το δοκίμιο πριν την θραύση.
- iii. $A_{80}(\%)$: το ποσοστό επιμήκυνσης του δοκιμίου με ωφέλιμο μήκος 80 mm – σχετίζεται με την ολκιμότητα των δοκιμίων
- iv. r – value: συντελεστής ανισοτροπίας
- v. n – value: συντελεστής ενδοτράχυνσης

3.3.4. Προσδιορισμός μεγέθους κόκκου

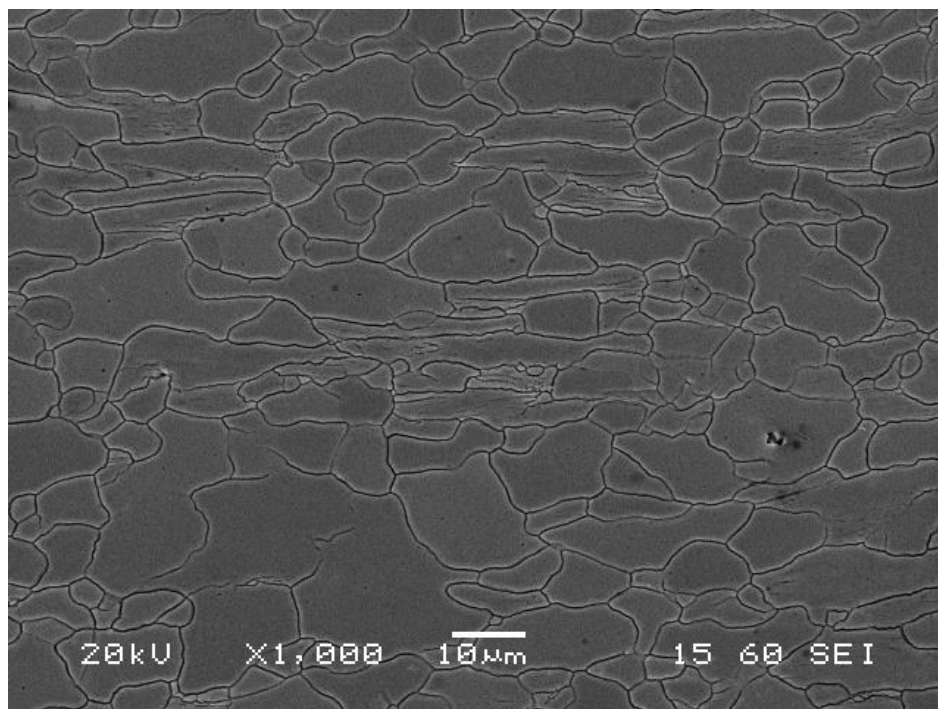
Ο προσδιορισμός του μέσου μεγέθους κόκκου έγινε με την βοήθεια του προγράμματος imageJ. Το imageJ αποτελεί ένα open source πρόγραμμα επεξεργασίας εικόνων. Στην παρούσα εργασία χρησιμοποιήθηκε η μέθοδος πολυγώνου.

4. Πειραματικά Αποτελέσματα

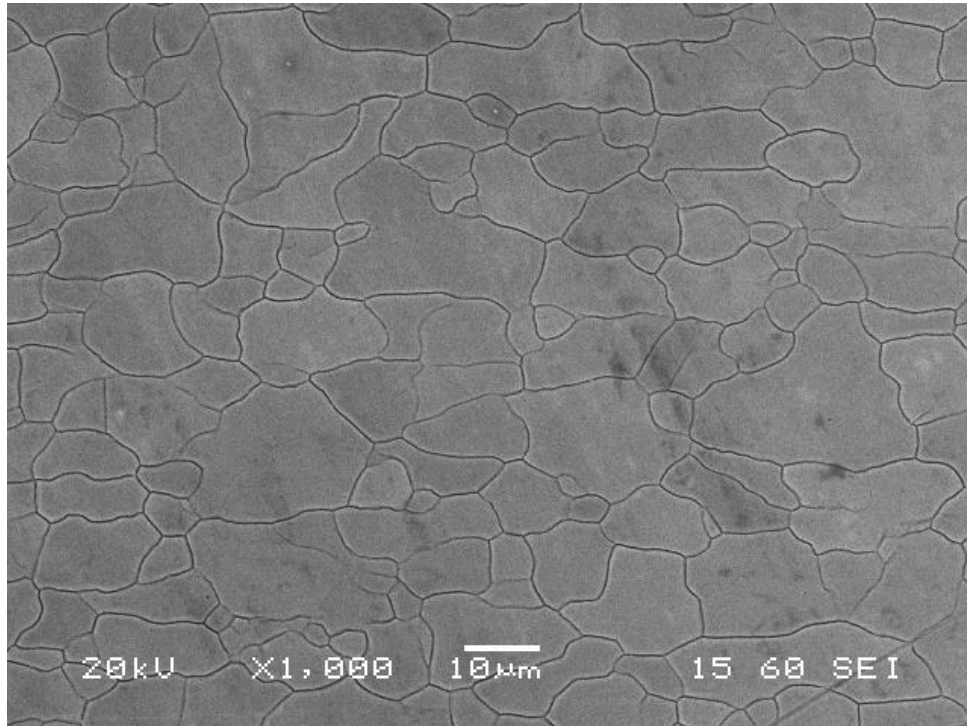
4.1. Αποτελέσματα Εξέτασης Μικροδομής στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM)

Τα δοκίμια προετοιμάστηκαν και εισήχθησαν στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM) για εξέταση προκειμένου να γίνει διερεύνηση της μικροδομής τους. Οι μικρογραφίες από το SEM για κάθε δοκίμιο παρουσιάζονται παρακάτω. Από τις μικρογραφίες παρατηρείται ότι όλα τα δοκίμια είναι φερριτικοί χάλυβες με παρουσία μικρού ποσοστού κατακρημνίσεων, τα οποία παρουσιάζουν ποικίλες μορφολογίες και διαφορές χρωματισμού. Σε αυτό το σημείο αξίζει να αναφερθεί ότι στους χάλυβες IF πολλά κατακρημνίσματα έχουν μέγεθος της τάξης των νανομέτρων, τα οποία δεν μπορούν να παρατηρηθούν μέσω της διερεύνησης του SEM.

4.1.1. Δοκίμιο Ti – 780

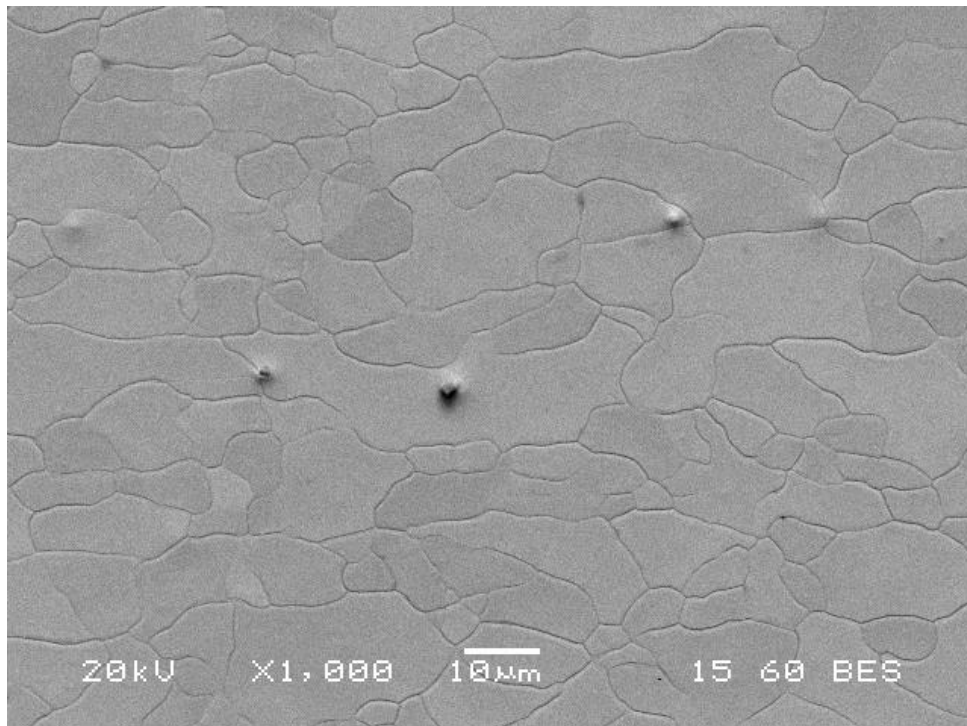


Εικόνα 14: Μικρογραφία του δοκίμιου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 1000x, Marshall's.



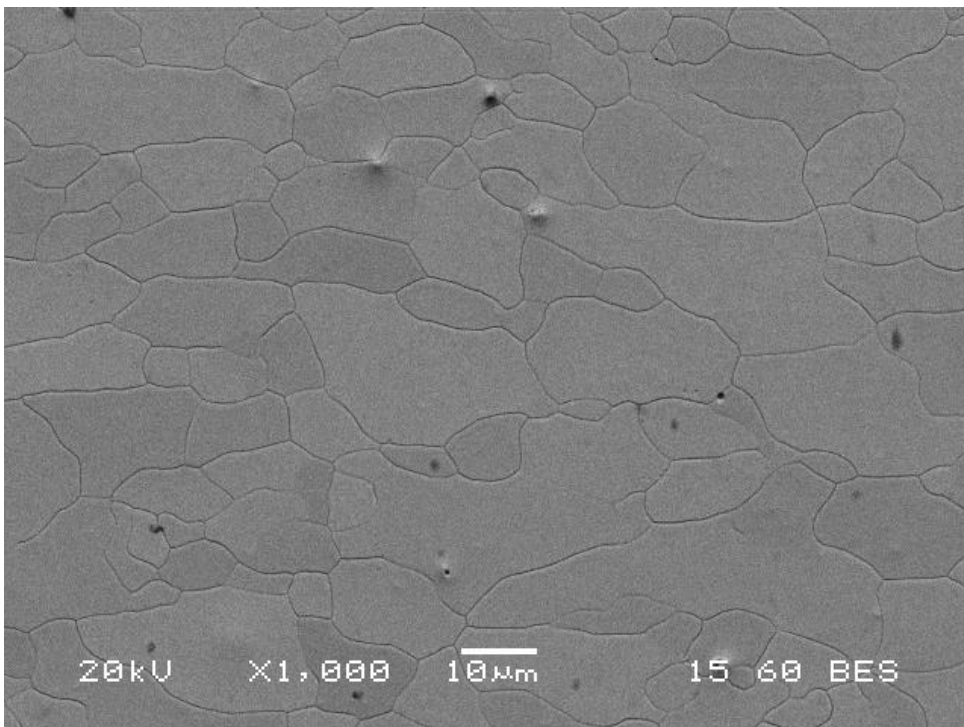
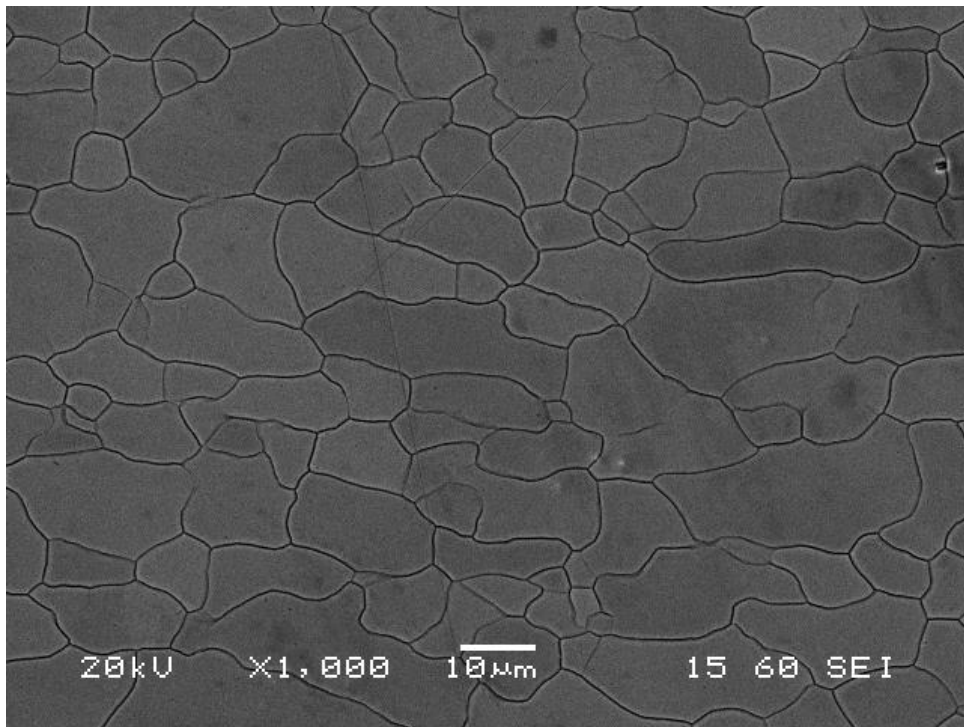
Εικόνα 15: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 1000x, Marshall's.

4.1.2. Δοκίμιο Ti – 800



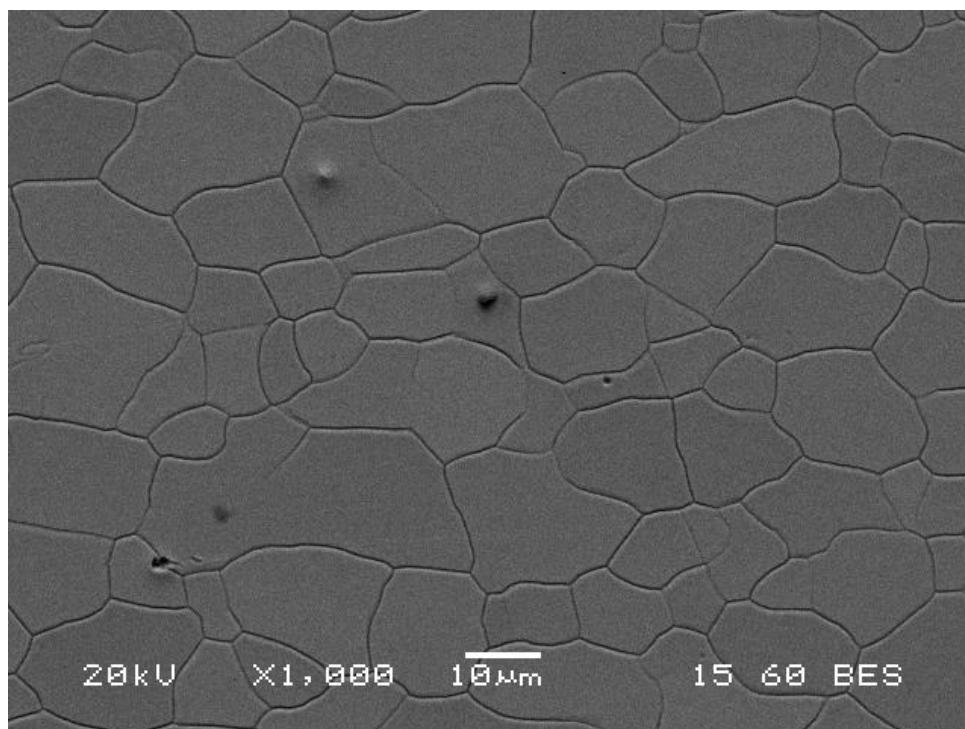
Εικόνα 16: Μικρογραφία του δοκιμίου Ti – 800 στο SEM, BES, μεγέθυνση 1000x, Marshall's.

4.1.3. Δοκίμο Ti – 820



Εικόνα 17: Μικρογραφία του δοκίμιου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 1000x, Marshall's.

4.1.4. Δοκίμιο Ti – V – 820



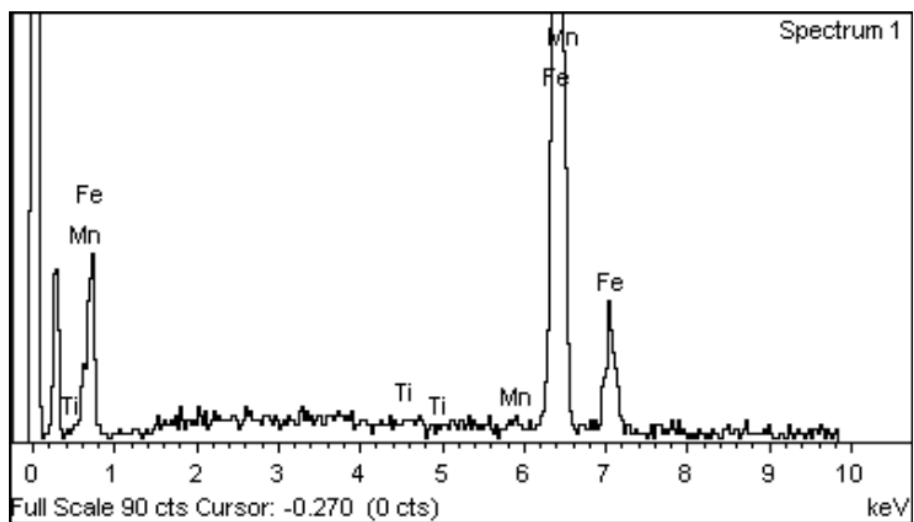
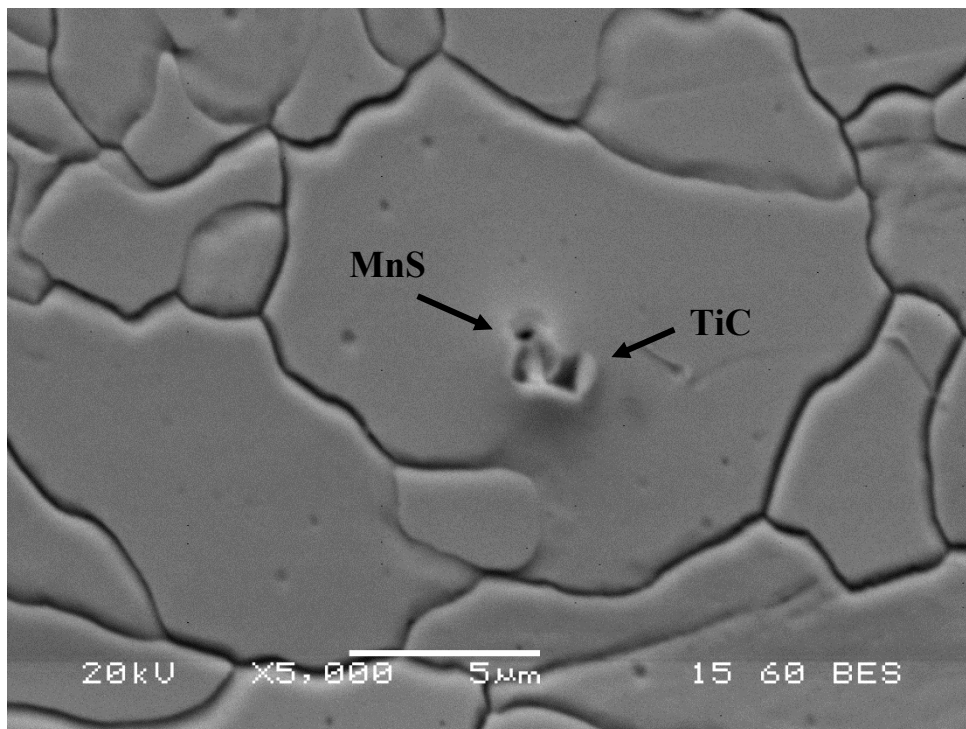
Εικόνα 18: Μικρογραφία του δοκίμιου Ti – V – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 1000x, Marshall's.

Με την βοήθεια των μικρογραφιών παρατηρούμε ότι για την κατηγορία των Ti – only IF, για υψηλότερη θερμοκρασία ανόπτησης (820°C) οι κόκκοι τείνουν να γίνουν ευμεγέθεις. Αντίθετα, για χαμηλότερη θερμοκρασία ανόπτησης (780°C) οι κόκκοι είναι ανομοιομόρφοι και λεπτομερείς ενώ παράλληλα παρατηρούνται ορισμένες περιοχές με πεπλατυσμένους, οι οποίοι ερμηνεύονται ως μη ανακρυσταλλωμένοι κόκκοι. Συνεπώς γίνεται αντιληπτό ότι η αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης ευνοεί την ανακρυστάλλωση και την ανάπτυξη των κόκκων. Αντίστοιχα και στο δοκίμιο Ti-V 820 με θερμοκρασία ανόπτησης 820°C παρατηρούμε ευμεγέθεις κόκκους.

4.2. Αποτελέσματα στοιχειακής ανάλυσης με EDS

Η στοιχειακή ανάλυση με EDS απέδειξε πλήρη φερριτική δομή και για τα τέσσερα δοκίμια. Οι κόκκοι φερρίτη είναι ευδιάκριτοι σε όλες τις μικρογραφίες του SEM. Στην μικροδομή παρατηρούνται ποικίλες μορφολογίες και διαφορές χρωματισμού. Οι μορφολογίες αυτές ανήκουν στην μικροδομή και πρόκειται για μικρογραφικά συστατικά της. Ακολουθούν ορισμένες αξιοσημείωτες μικρογραφίες με τη στοιχειομετρική ανάλυση τους με τη χρήση του EDS για κάθε δοκίμιο.

4.2.1. Δοκίμιο Ti – 780

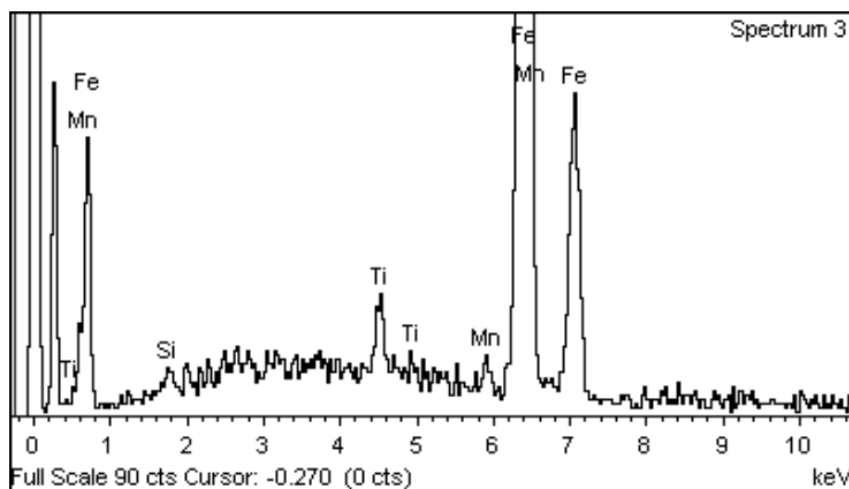
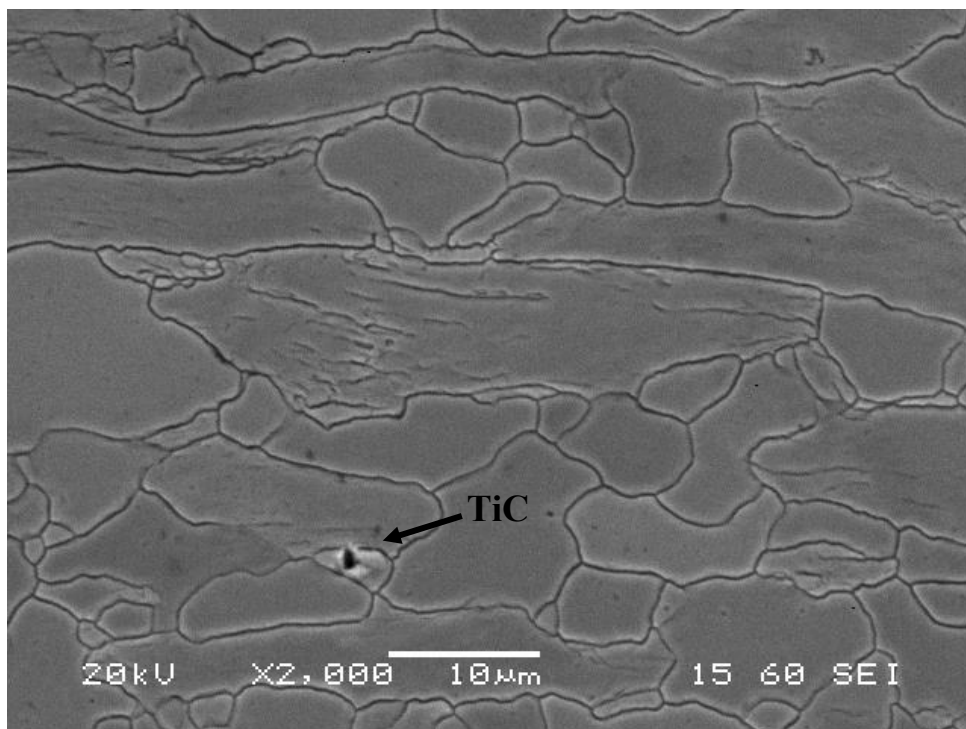


Εικόνα 19: Πάνω, μικρογραφία δοκίμιου Ti – 780 στο SEM, BES, μεγέθυνση 6000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

Πίνακας 2: Αποτελέσματα EDS.

Element	Weight%	Atomic%
Ti	0.25	0.29
Mn	0.86	0.87
Fe	98.89	98.84
Totals	100.00	

Σύμφωνα με τον **Πίνακα 2**, είναι εμφανές ότι η ποσότητα των Ti και Mn είναι μεγαλύτερη από αυτή της χημικής σύστασης γεγονός που αποδεικνύει τον διαφορισμό των κραματικών στοιχείων σε αυτό το σημείο και την κατακρήμνιση τους. Μελετώντας την μικροδομή διακρίνονται δύο κατακρήμνισμα η ύπαρξη των οποίων επαληθεύεται από την στοιχειακή ανάλυση και το διάγραμμα διαλυτότητας. Συγκεκριμένα, είναι πιθανό αρχικά να σχηματίστηκε MnS και στη συνέχεια με ετερογενή φύτρωση το TiC. Αυτό μπορεί να επιβεβαιωθεί και από τα αποτελέσματα μέσω MT-DATA, τα οποία δείχνουν ότι η φύτρωση του MnS προηγείται από τη φύτρωση το TiC. Το TiC είναι το ορατό κατακρήμνισμα στη μικροδομή και από κάτω του βρίσκεται το MnS. Η μη ανίχνευση του S πιθανόν οφείλεται στο πολύ μικρό μέγεθος του σουλφιδίου.

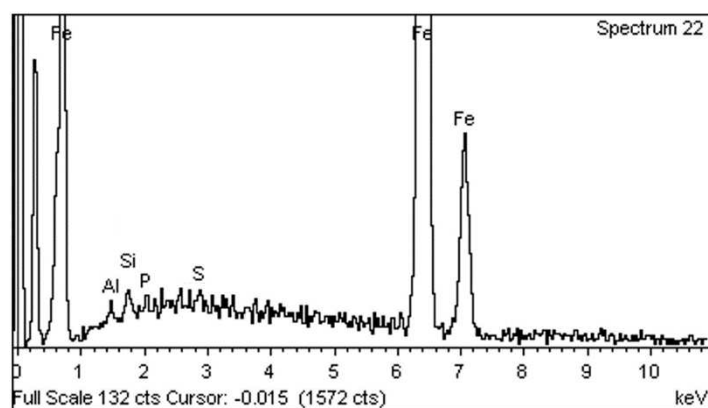
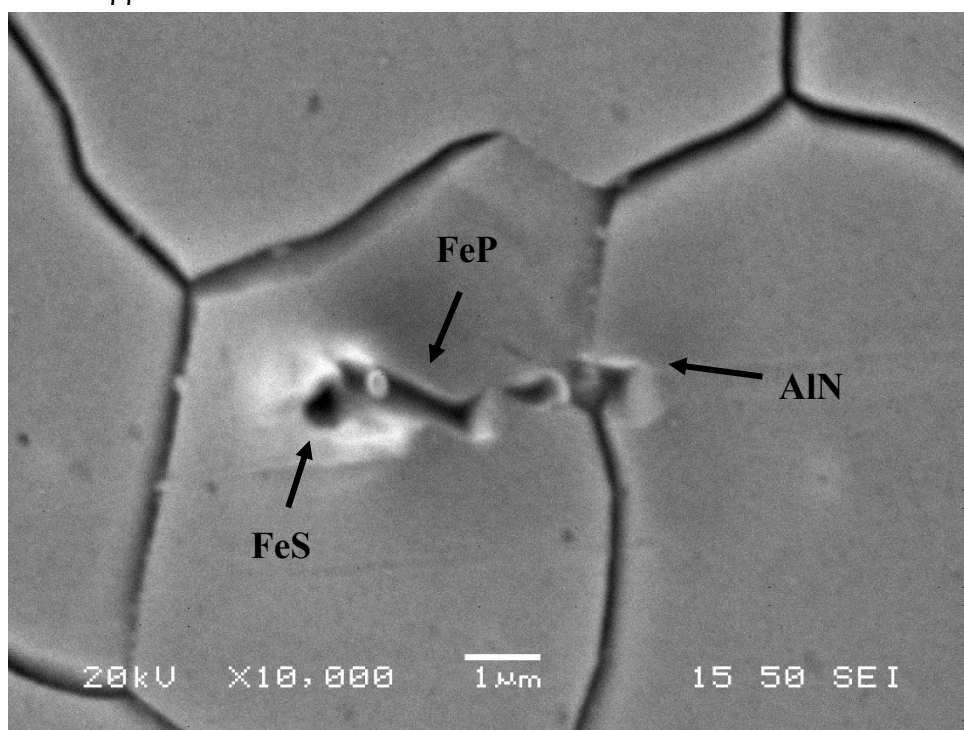


Εικόνα 20: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 2300x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

Πίνακας 3: Αποτελέσματα EDS.

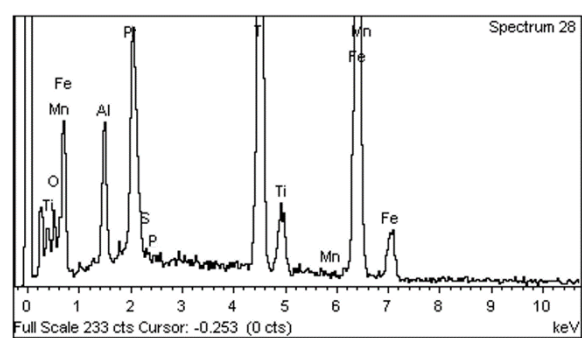
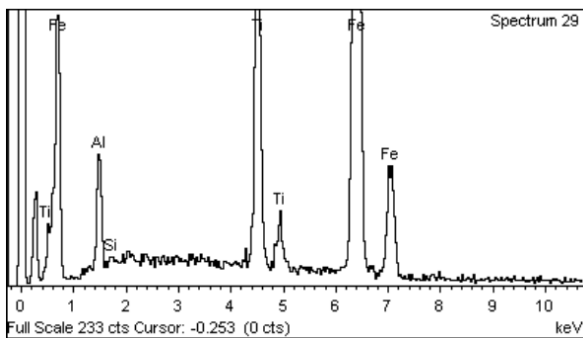
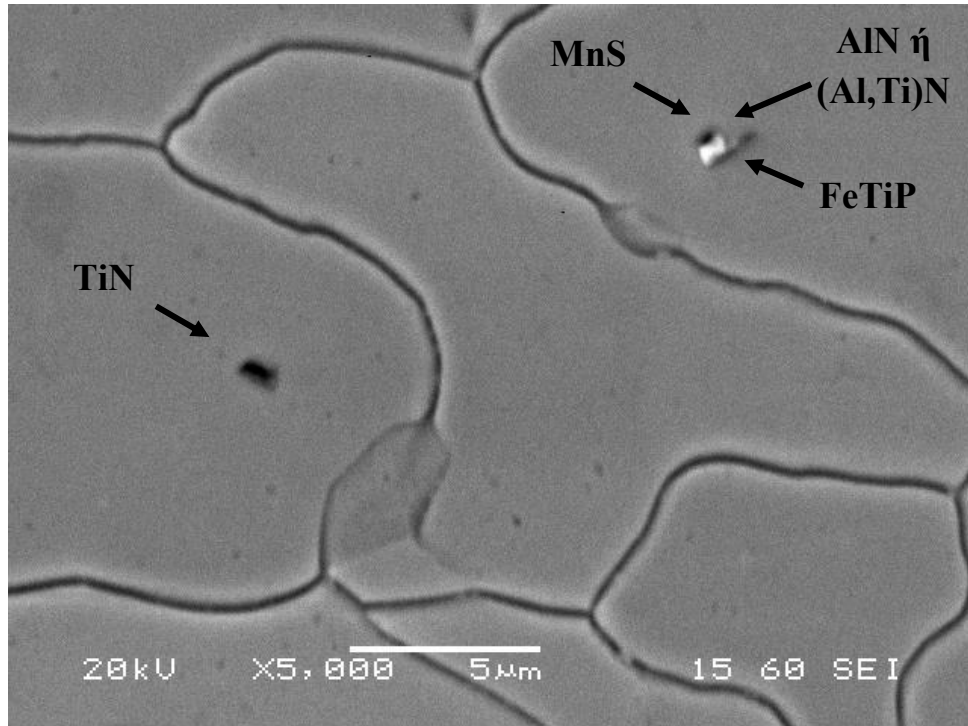
Element	Weight%	Atomic%
Si	0.37	0.73
Ti	1.79	2.07
Mn	0.99	1.00
Fe	96.85	96.20
Totals	100.00	

Παρόμοια με τα προηγούμενα αποτελέσματα παρατηρείται ότι η ποσότητα των Ti και Mn είναι μεγαλύτερη από αυτή της χημικής σύστασης. Παράλληλα, υπάρχει μικρή ποσότητα Si το οποίο ίσως πρόκειται για υπόλλειμα από το στάδιο της χαλυβοποίησης και πιθανό να σχηματίζει οξείδιο του πυριτίου. Το κατακρήμνισμα που φαίνεται στην μικροδομή είναι TiC κάτω από το οποίο πιθανό να βρίσκεται MnS.

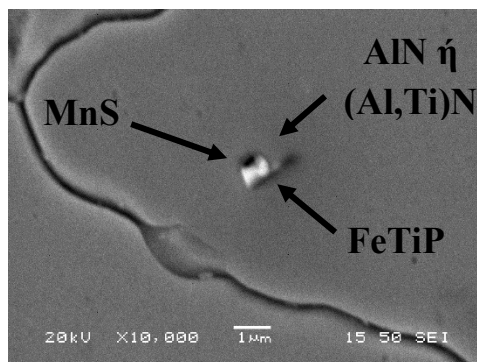


Εικόνα 21: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 10000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

Στην **Εικόνα 21** διακρίνονται τρία διαφορετικά κατακρημνίσματα. Με βάση την στοιχειακή ανάλυση και το σχήμα των κατακρημνισμάτων συνεπάγεται ότι το κατακρήμνισμα στα όρια των κόκκων πρόκειται για AlN. Το μακρόστενο κατακρήμνισμα πρόκειται για FeP και δίπλα του υπάρχει FeS. Η ύπαρξη του FeS είναι σημαντική διότι μας φανερώνει το ενδεχόμενο ότι ποσότητα του Mn που υπάρχει στο δοκίμιο δεν ήταν αρκετή για να δεσμεύσει όλο το S.



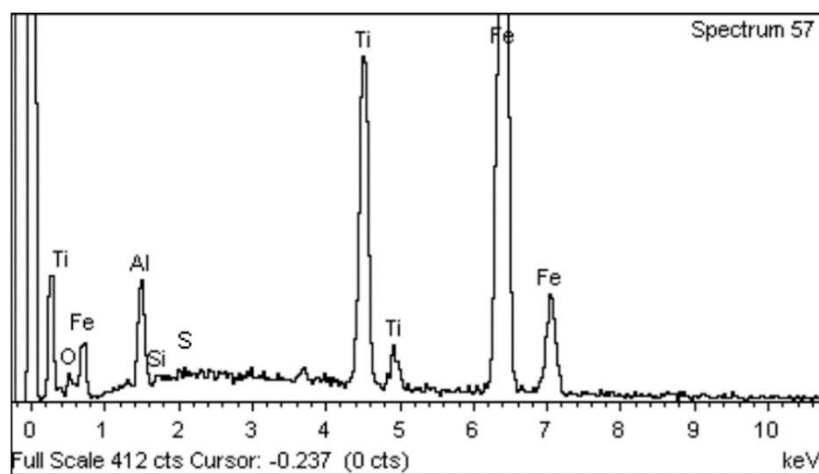
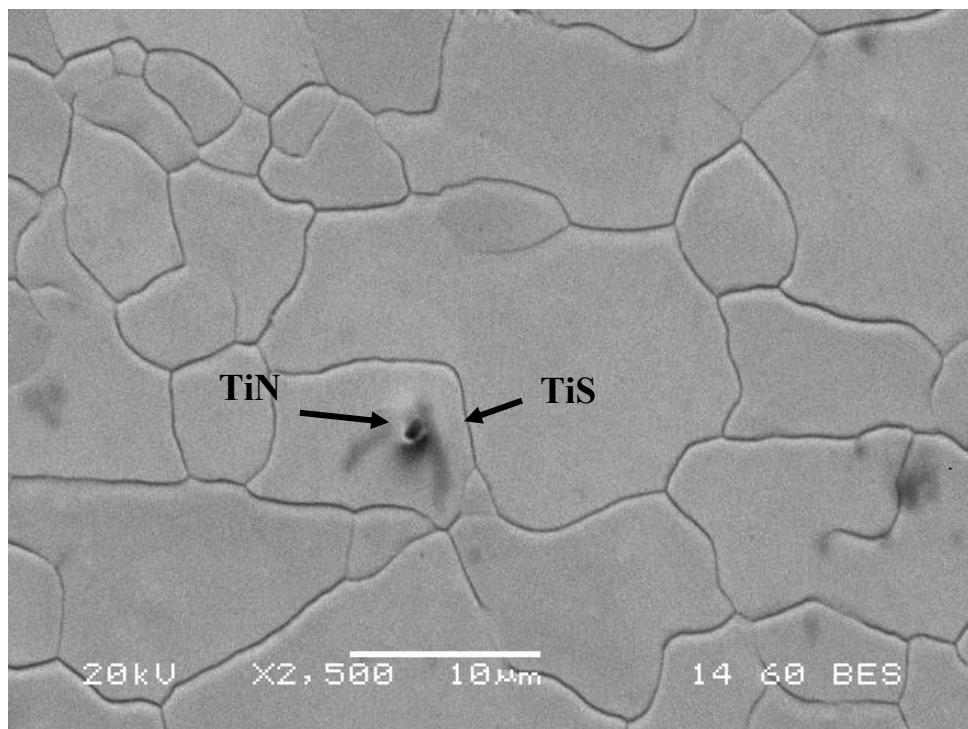
Εικόνα 22: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 6000x, Marshall's, Κάτω αριστερά, Στοιχειακή ανάλυση με EDS για το αριστερά κατακρήμνισμα., Κάτω δεξιά, Στοιχειακή ανάλυση με EDS για το δεξιά κατακρήμνισμα.



Εικόνα 23: Μικρογραφία δοκιμίου Ti – 780 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 5000x, Marshall's.

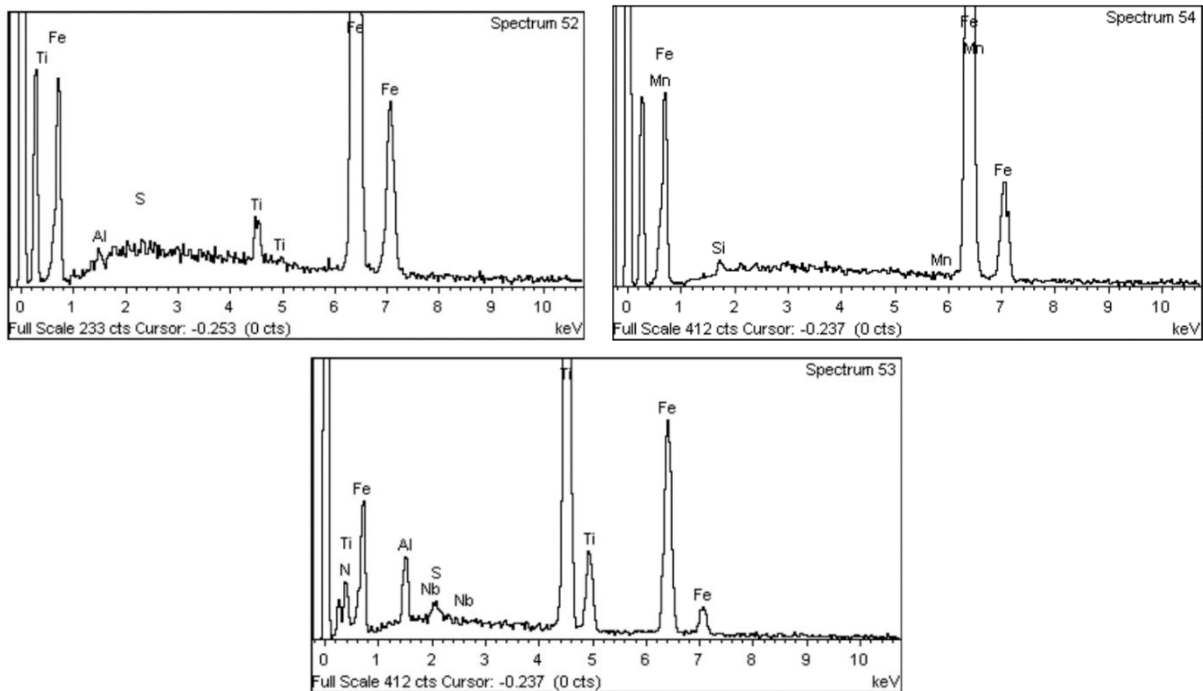
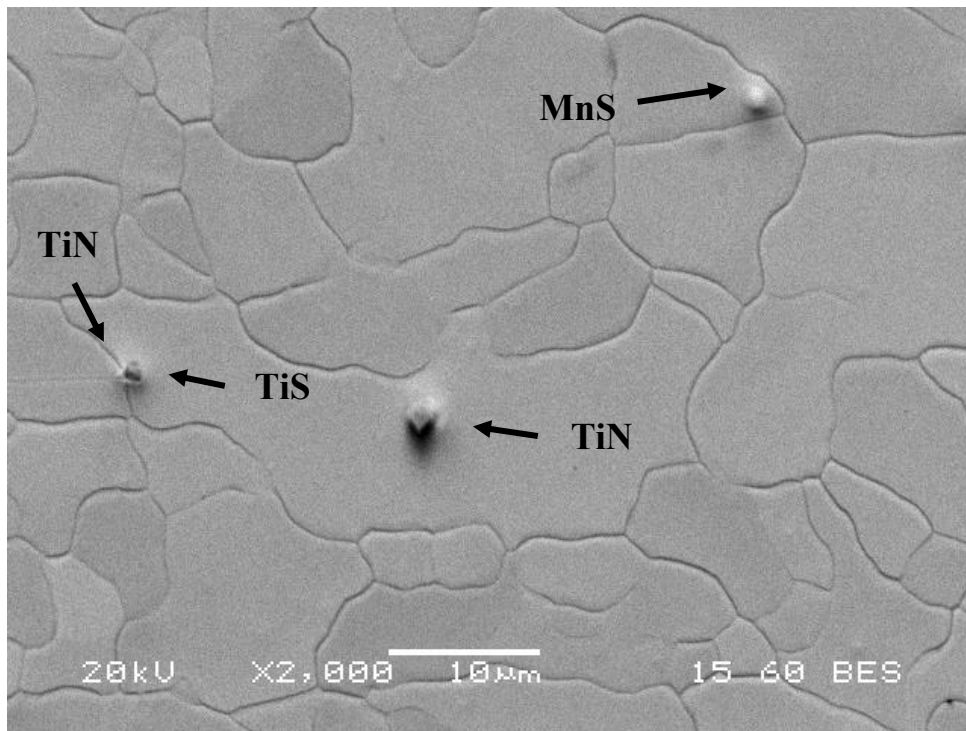
Στην **Εικόνα 22** υπάρχουν δύο σημεία με κατακρήμνισματα. Το ένα σημείο βρίσκεται κάτω αριστερά και το άλλο πάνω δεξιά. Οι αντίστοιχες στοιχειακές αναλύσεις βρίσκονται κάτω από την μικρογραφία (αριστερά και δεξιά αντίστοιχα). Το κατακρήμνισμα στο αριστερά σημείο πρόκειται για TiN. Στο δεξιά σημείο διακρίνονται τρία διαφορετικά κατακρήμνισματα. Αναλυτικά, παρατηρείται ένα σκουρόχρωμο κατακρήμνισμα μακρόστενου σχήματος το οποίο πρόκειται για FeTiP. Ακριβώς δίπλα του, παρατηρείται ένα κατακρήμνισμα ανοιχτόχρωμης απόχρωσης, τετραγωνικού σχήματος. Το κατακρήμνισμα αυτό είναι AlN ή (Al,Ti)N. Τέλος, παρατηρείται ένα σκουρόχρωμο κατακρήμνισμα φακοειδούς σχήματος το οποίο είναι MnS. Το σημείο κατακρήμνισης φαίνεται καλύτερα στην **Εικόνα 23**.

4.2.2. Δοκίμιο Ti – 800



Εικόνα 24: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 800 στο SEM, BES, μεγέθυνση 3000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

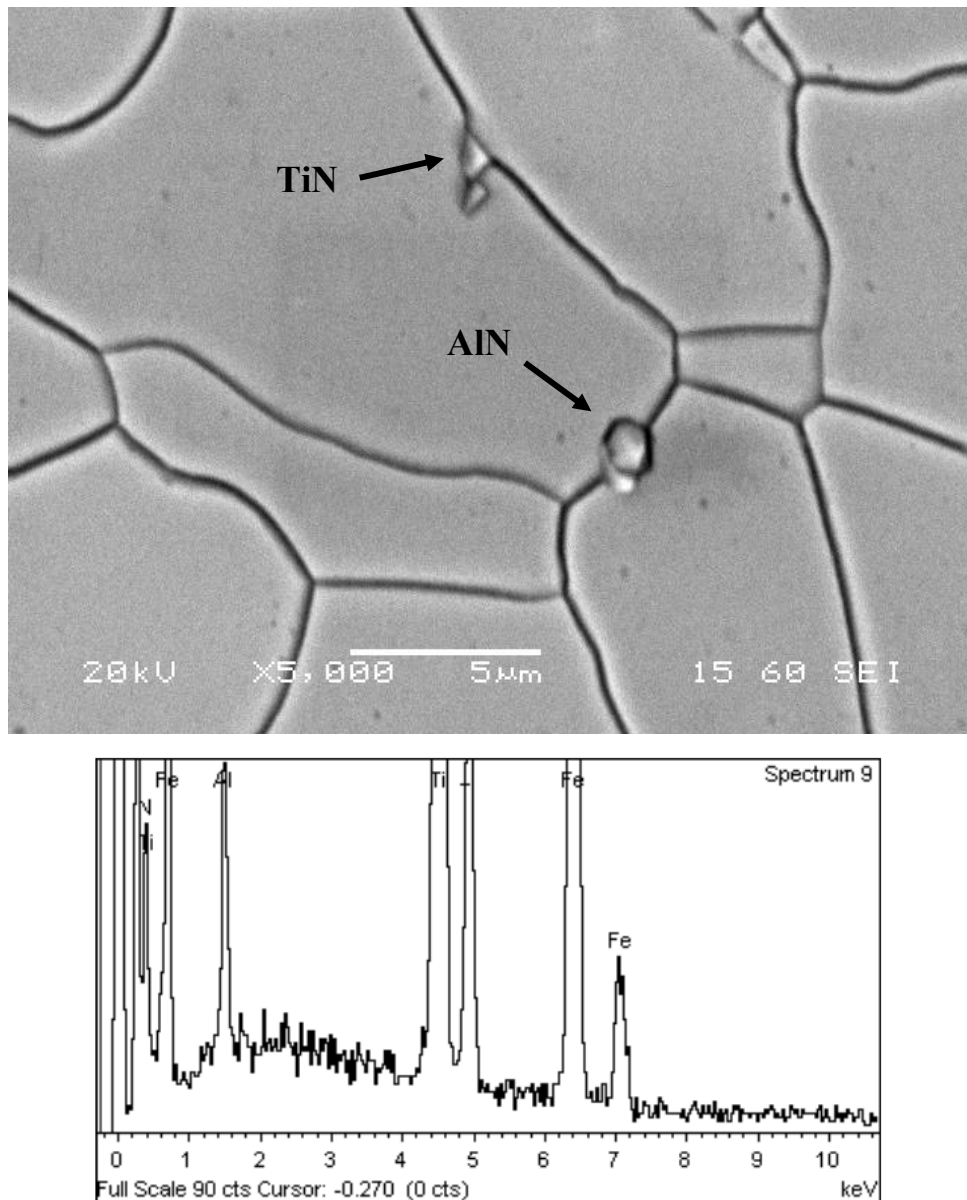
Στην **Εικόνα 24** παρατηρούνται δύο κατακρημνίσματα, ένα λευκού χρώματος και ένα σκουρόχρωμο. Με βάση την στοιχειακή ανάλυση συμπεραίνεται ότι το ανοιχτόχρωμο κατακρημνίσμα είναι TiN και το σκουρόχρωμο TiS το οποίο έχει φυτρώσει επιταξιακά στο TiN, το οποίο επιβεβαιώνεται από τους θερμοδυναμικούς υπολογισμούς του **Διάγραμμα 1**. Είναι γνωστό από την θεωρία [33] ότι τα TiN συχνά συνδέονται με εγκλείσματα Al₂O₃ κάτι που δικαιολογεί την παρουσία Al και O στην στοιχειακή ανάλυση. Παρόλα αυτά δεν είναι δυνατή η εύρεσή τους με τη χρήση SEM.



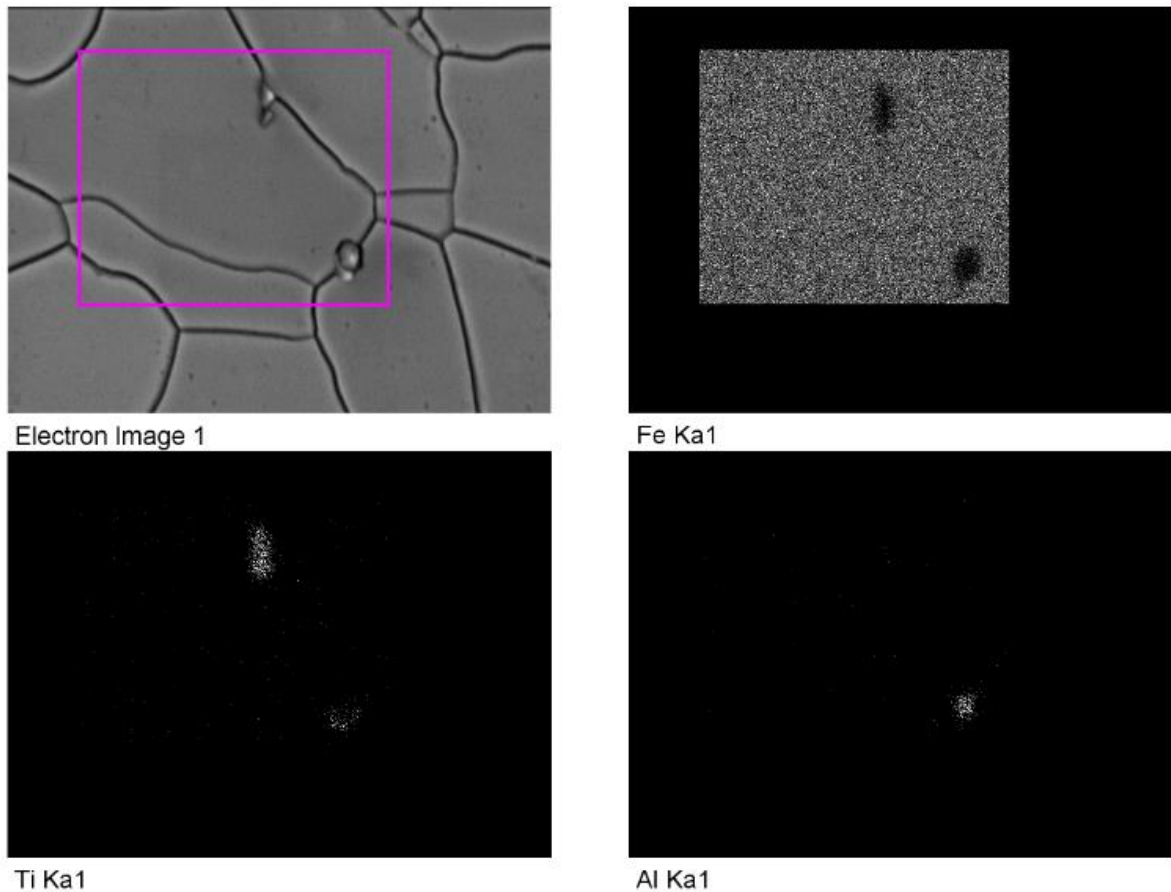
Εικόνα 25: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 800 στο SEM, BES, μεγέθυνση 2500x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

Στην **Εικόνα 25** διακρίνονται τρία σημεία κατακρημνίσεων, ένα αριστερά, ένα στο κέντρο και ένα δεξιά με τις αντίστοιχες στοιχειακές αναλύσεις από κάτω. Ξεκινώντας από το αριστερά σημείο παρατηρούνται δύο κατακρημνίσματα, ένα ανοιχτόχρωμο και ένα σκουρόχρωμο. Το ανοιχτόχρωμο κατακρημνίσμα είναι TiN και το σκουρόχρωμο TiS. Στο μεσαίο σημείο κατακρημνίσεων υπάρχει ένα κατακρημνίσμα κυβικού σχήματος το οποίο είναι TiN. Τέλος στο δεξιά σημείο βρίσκεται ένα σφαιρικό κατακρημνίσμα MnS.

4.2.3. Δοκίμιο Ti – 820

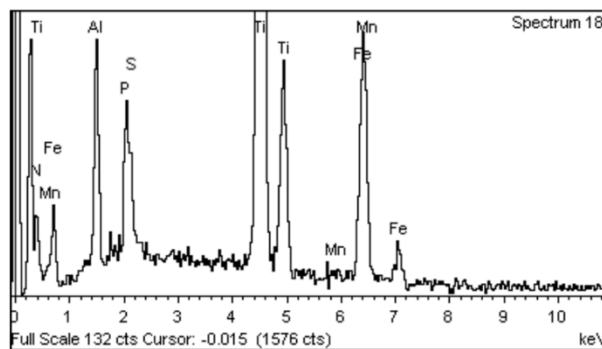
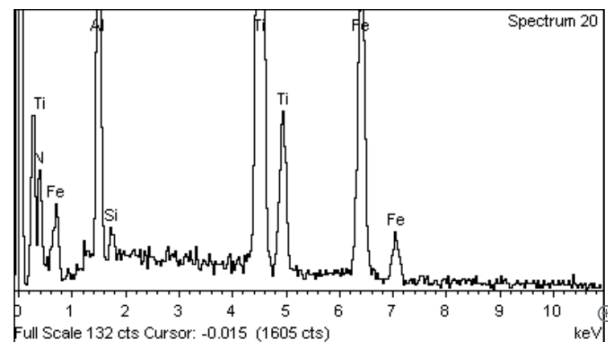
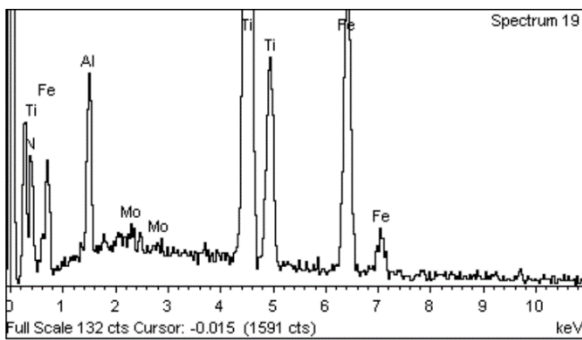
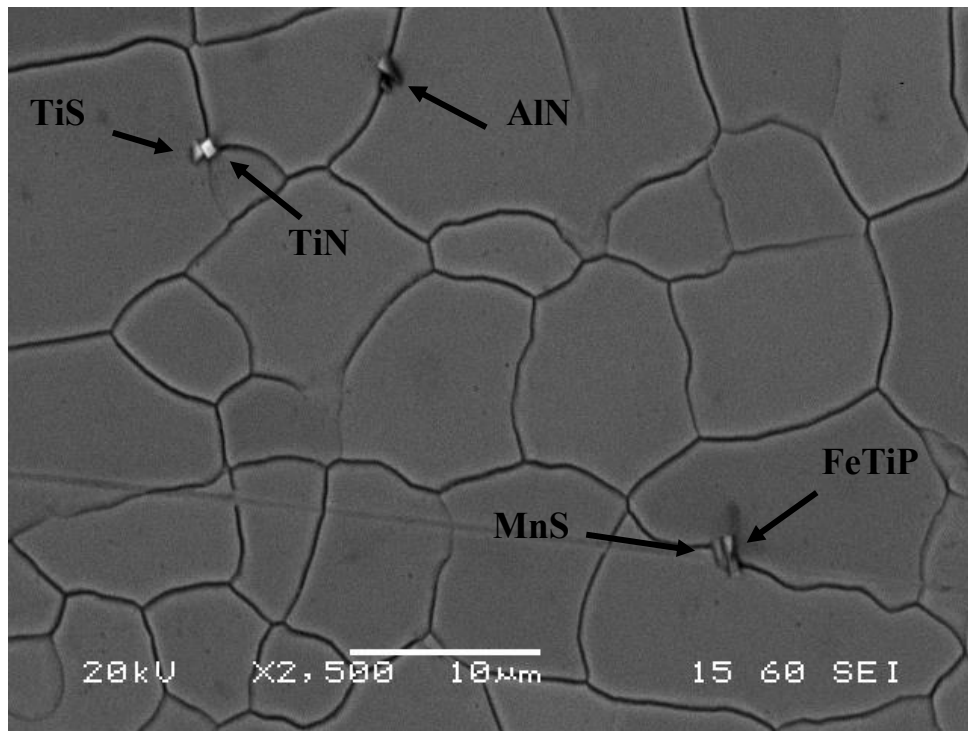


Εικόνα 26: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 6000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.



Εικόνα 27: Πάνω αριστερά, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 5000x, Υπόλοιπη εικόνα. χάρτης στοιχειακής κατανομής από EDS για Fe (πάνω δεξιά), Ti (κάτω αριστερά), Al (κάτω δεξιά).

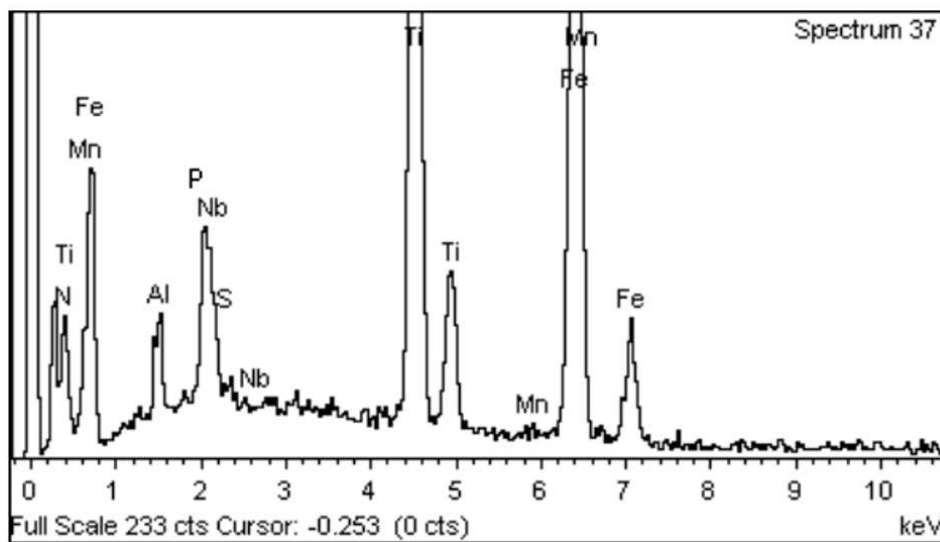
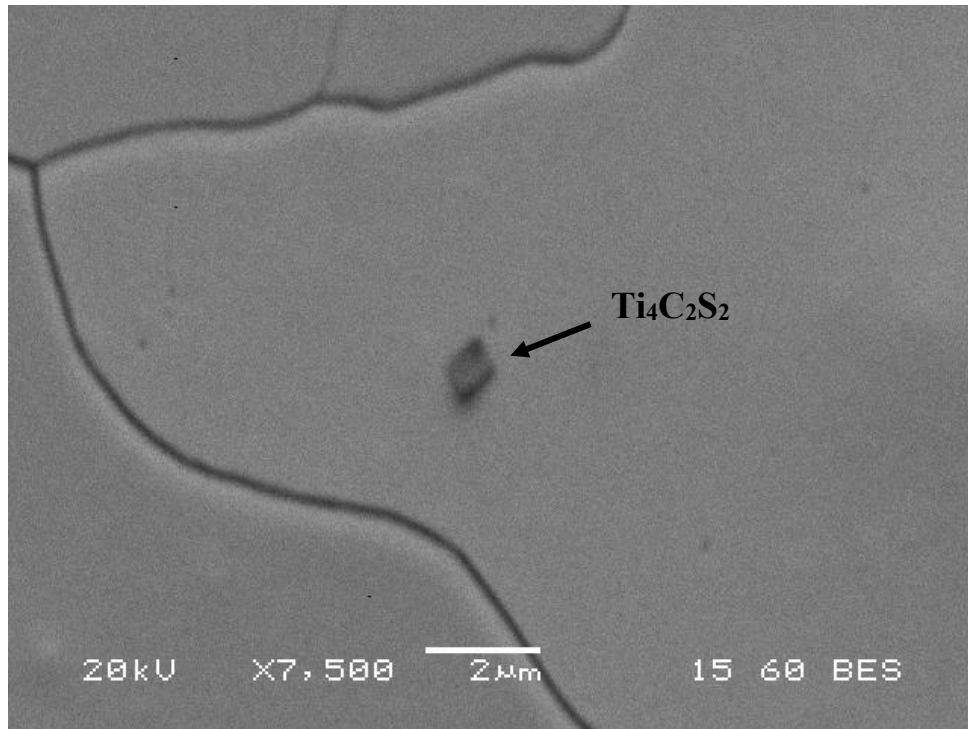
Στις παραπάνω εικόνες παρατηρούνται τέσσερα διαφορετικά μικρογραφικά συστατικά. Στην **Εικόνα 26** και **Εικόνα 27** παρουσιάζεται η μικροδομή του δοκιμίου Ti – 820 και ένας χάρτης στοιχειακής ανάλυσης για την αντίστοιχη μικρογραφία. Με βάση την παρουσία υψηλού peak για το αλουμίνιο, το άζωτο και το τιτάνιο, σε συνδυασμό με τον χάρτη στοιχειακής ανάλυσης αλλά και την μορφολογία των κατακρημνισμάτων, συμπεραίνεται ότι υπάρχει ένα κατακρημνισμα TiN και ένα AlN.



Εικόνα 28: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, SEI, μεγέθυνση 3000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

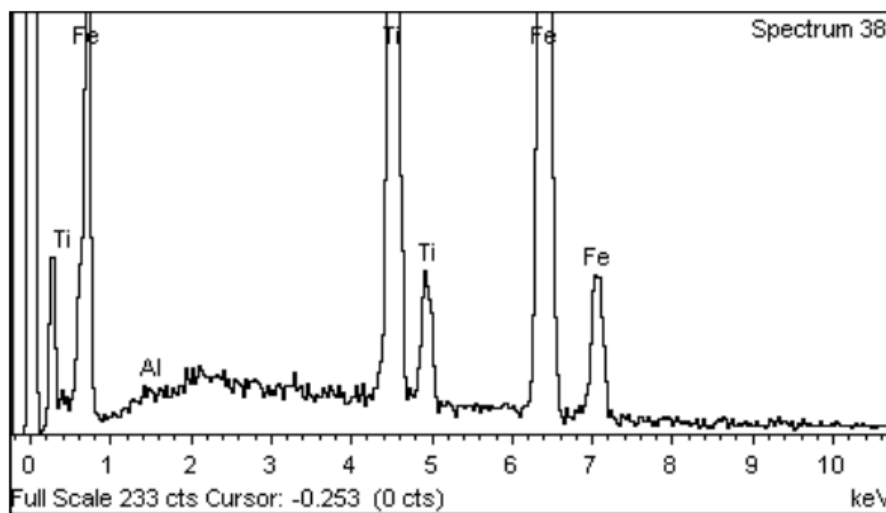
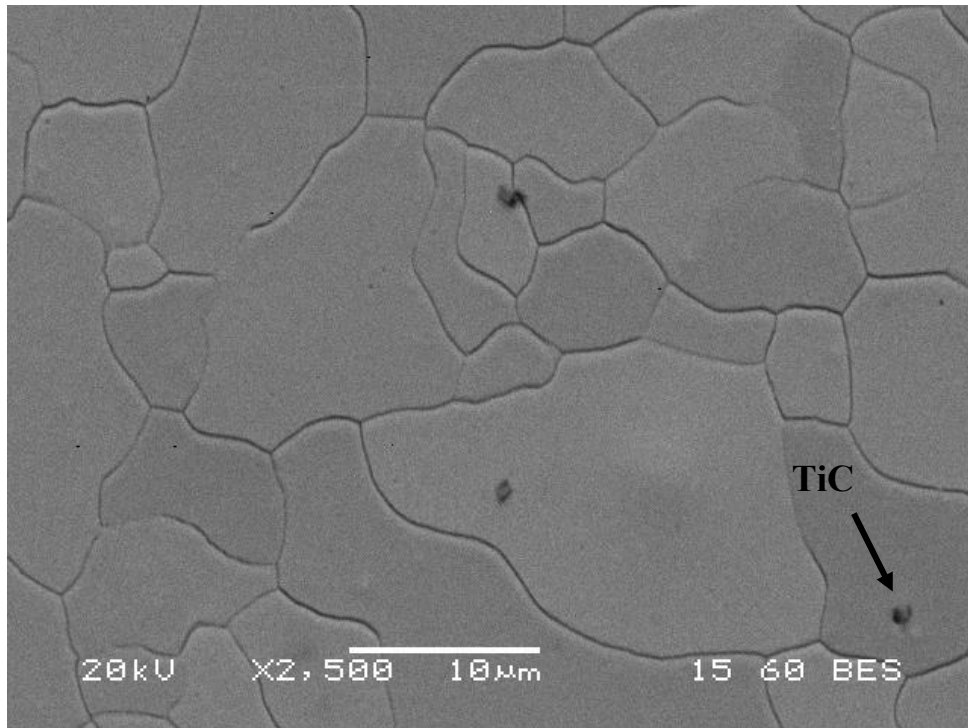
Στην **Εικόνα 28** διακρίνονται τρία διαφορετικά σημεία κατακρήμνισης. Δύο πάνω αριστερά και ένα κάτω δεξιά. Οι στοιχειακές αναλύσεις του EDS για κάθε σημείο κατακρήμνισης δίνονται κάτω από την μικρογραφία. Αρχικά παρατηρούνται υψηλά peaks τιτανίου, αλουμινίου,

μαγγανίου και φωσφόρου παρουσία θείου. Σύμφωνα με τα αποτελέσματα του EDS σε συνδυασμό με την γεωμετρία των κατακρημνισμάτων διακρίνονται τα κατακρημνίσματα AlN, TiS σχηματισμένο πάνω σε TiN και FeTiP το οποίο πιθανό να έχει σχηματιστεί επιταξιακά σε MnS.



Εικόνα 29: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 7500x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

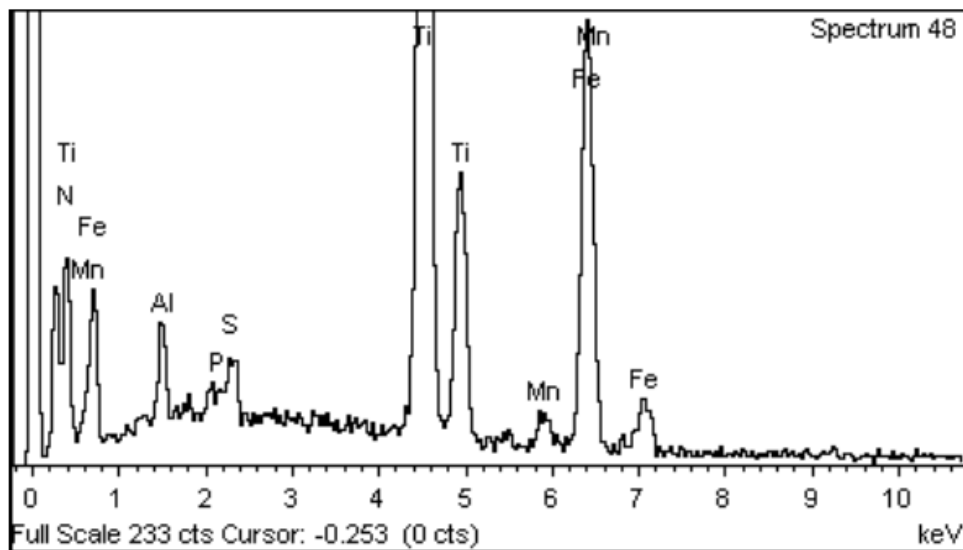
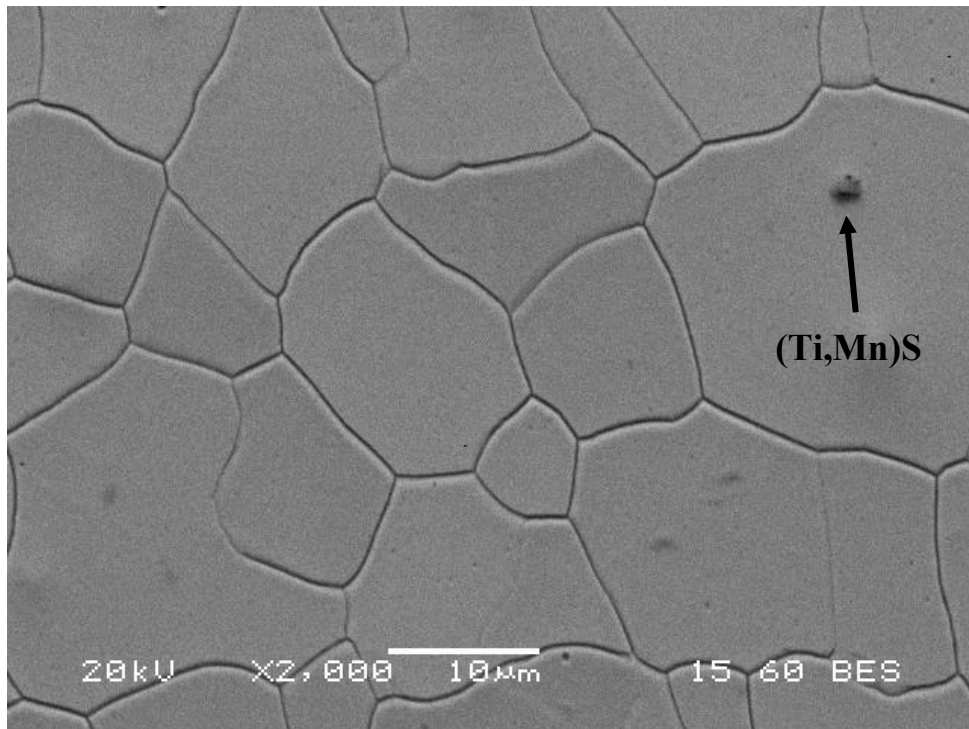
Στην **Εικόνα 29** παρατηρείται ένα κατακρήμνισμα ρομβικού σχήματος. Με βάση την στοιχειακή ανάλυση συμπεραίνεται ότι ίσως είναι $Ti_4C_2S_2$. Η παρουσία αλουμινίου και νιοβίου δεν μπορεί να αποδοθεί εύκολα μικροδομικά, αφού δεν παρατηρείται κάποιο άλλο μικρογραφικό συστατικό.



Εικόνα 30: Πάνω, μικρογραφία δοκιμίου Ti – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 3000x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

Στην **Εικόνα 30** η στοιχειακή ανάλυση έχει γίνει για το κατακρήμνισμα κάτω δεξιά. Παρατηρείται ότι το κατακρήμνισμα αυτό έχει κυβικό σχήμα και σε συνδυασμό με την στοιχειακή ανάλυση καταλήγουμε στο συμπέρασμα ότι πρόκειται για TiC.

4.2.4. Δοκίμιο Ti – V – 820



Εικόνα 31: Πάνω, μικρογραφία δοκίμιου Ti – V – 820 στο SEM, BES, μεγέθυνση 3300x, Marshall's, Κάτω, Στοιχειακή ανάλυση με EDS.

Μελετώντας την **Εικόνα 31** παρατηρείται ένα πιθανό σύμπλεγμα κατακρημνισμάτων με ακανόνιστο σχήμα. Με την βοήθεια της στοιχειακής ανάλυσης το συμπέρασμα είναι ότι πιθανόν να υπάρχουν $(\text{Al,Ti})\text{N}$, $(\text{Ti,Mn})\text{S}$ και μη ευδιάκριτη μορφολογία κάποιου φωσφιδίου (τύπου TiFeP).

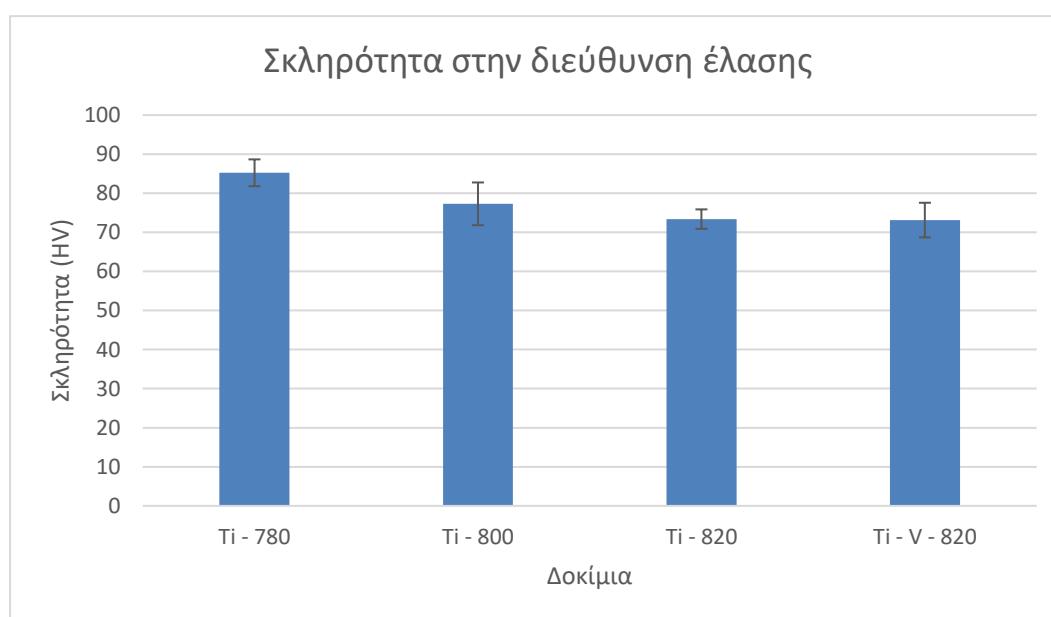
4.3. Αποτελέσματα Σκληρομετρήσεων

Οι σκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με στόχο την εκτίμηση της αντοχής των δοκιμών και τη συσχέτισή της με την μικροδομή. Οι μετρήσεις έγιναν στις τρεις διευθύνσεις των δοκιμών (διεύθυνση έλασης, στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμών και κάθετα στην διεύθυνση έλασης) για να προσδιοριστεί αν είναι ισότροπα ή ανισότροπα. Στην παρούσα εργασία, κατά την διάρκεια των σκληρομετρήσεων ασκήθηκε φορτίο $F = 98 \text{ N}$ για $t = 15 \text{ sec}$. Τα αποτελέσματα δίνονται παρακάτω:

4.3.1. Σκληρομετρήσεις στην διεύθυνση της έλασης

Πίνακας 4: Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων στην διεύθυνση της έλασης.

Δοκίμιο	Σκληρότητα (HV)	Τυπική Απόκλιση
Ti - 780	85	3.4
Ti - 800	77	5.5
Ti - 820	73	2.5
Ti - V - 820	73	4.4



Διάγραμμα 5: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων σκληρομετρήσεων στην διεύθυνση της έλασης.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία ανόπτησης η σκληρότητα στην διεύθυνση της έλασης μειώνεται.

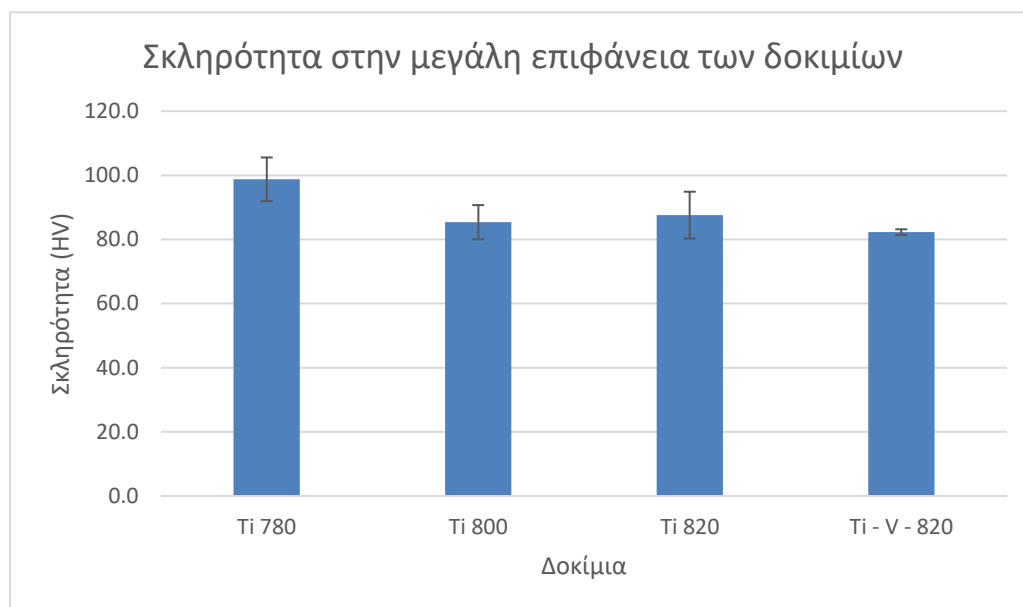
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι τα δύο δοκίμια έχουν παρόμοιες τιμές σκληρότητας στην διεύθυνση της έλασης.

4.3.2. Σκληρομετρήσεις στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων

Πίνακας 5: Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων.

Δοκίμιο	Σκληρότητα (HV)	Τυπική Απόκλιση
Ti 780	98.8	6.8
Ti 800	85.4	5.3
Ti 820	87.6	7.3
Ti - V - 820	82.3	0.9



Διάγραμμα 6: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων σκληρομετρήσεων στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι η σκληρότητα στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων παρουσιάζει ελάχιστη τιμή για θερμοκρασία ανόπτησης τους 800°C.

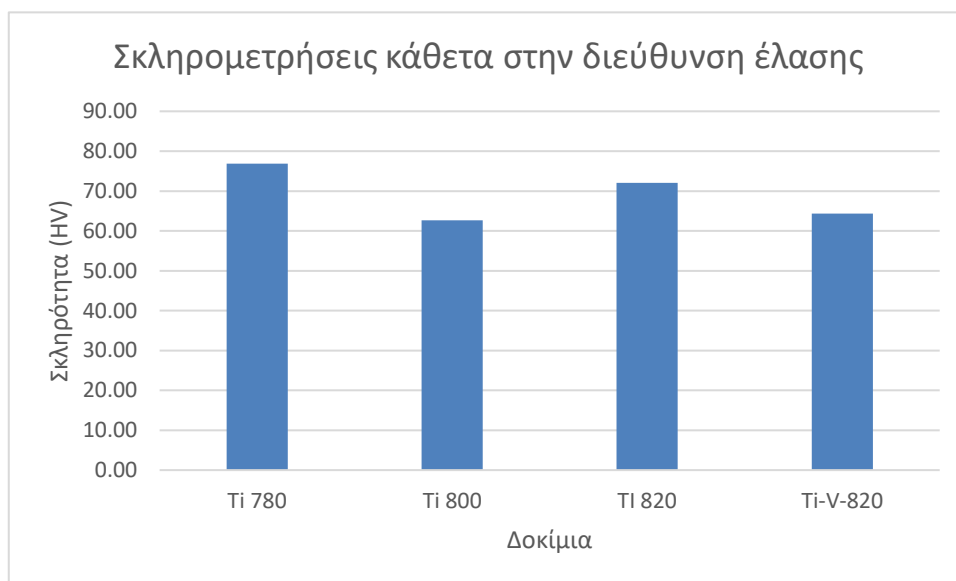
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο Ti – 820 έχει μεγαλύτερη σκληρότητα στην μεγάλη επιφάνειά του συγκριτικά με το Ti – V – 820.

4.3.3. Σκληρομετρήσεις κάθετα στην διεύθυνση της έλασης

Πίνακας 6: Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων κάθετα στην διεύθυνση έλασης.

Δοκίμιο	Σκληρότητα (HV)
Ti 780	76.90
Ti 800	62.66
Ti 820	72.03
Ti-V-820	64.31



Διάγραμμα 7: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων σκληρομετρήσεων κάθετα στην διεύθυνση της έλασης.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι η σκληρότητα στην κάθετα στην διεύθυνση της έλασης παρουσιάζει ελάχιστη τιμή για θερμοκρασία ανόπτησης τους 800°C.

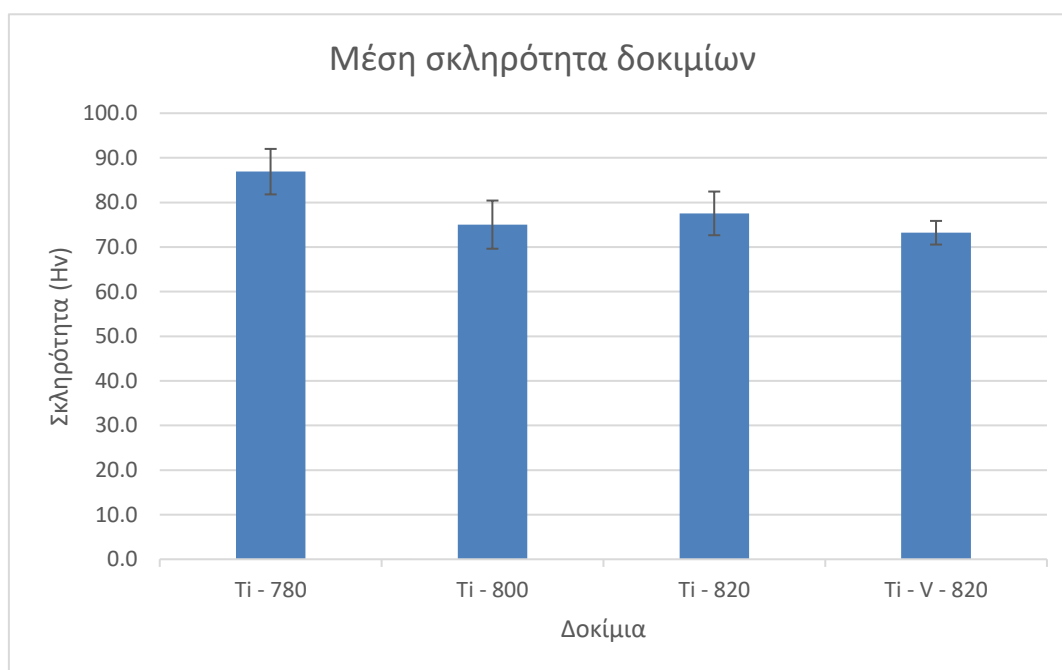
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο Ti – 820 έχει μεγαλύτερη σκληρότητα κάθετα στην διεύθυνση της έλασης συγκριτικά με το Ti – V – 820.

4.3.4. Μέση σκληρότητα των δοκιμίων

Πίνακας 7: Μέση σκληρότητα των δοκιμίων.

Δοκίμιο	Σκληρότητα (Hv)	Τυπική Απόκλιση
Ti - 780	86.9	5.1
Ti - 800	75.0	5.4
Ti - 820	77.5	4.9
Ti - V - 820	73.2	2.65



Διάγραμμα 8: Συγκριτικό διάγραμμα αποτελεσμάτων της μέσης σκληρότητας των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι το δοκίμιο Ti – 780 παρουσιάζει την μεγαλύτερη μέση σκληρότητα.

Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο Ti – V – 820 έχει μικρότερη μέση σκληρότητα συγκριτικά με το Ti– 820.

4.4. Αποτελέσματα Δοκιμών Εφελκυσμού

Όπως αναφέρθηκε και προηγουμένως, οι δοκιμές εφελκυσμού δίνουν αποτελέσματα για τις παρακάτω τιμές:

- i. ReL: το κατώτατο όριο διαρροής στην ελαστική περιοχή του δοκιμίου.
- ii. Rm: η μέγιστη εφελκυστική αντοχή που αντέχει το δοκίμιο πριν την θραύση.
- iii. A80(%): το ποσοστό επιμήκυνσης του δοκιμίου με ωφέλιμο μήκος 80 mm – σχετίζεται με την ολκιμότητα των δοκιμίων
- iv. r – value: συντελεστής ανισοτροπίας
- v. n – value: συντελεστής ενδοτράχυνσης

Τα αποτελέσματα των δοκιμών εφελκυσμού δίνονται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 8: Αποτελέσματα δοκιμών εφελκυσμού.

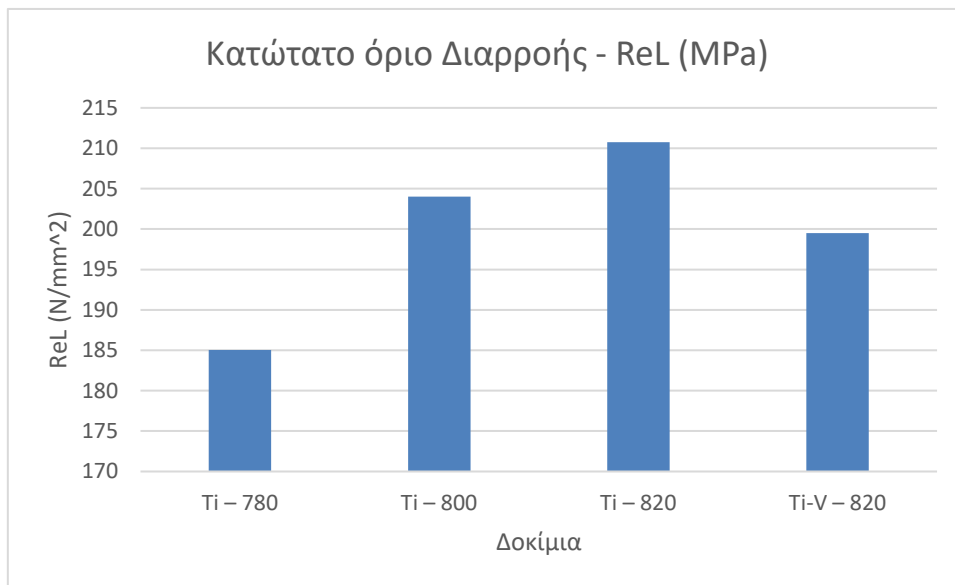
Δοκίμιο	ReL (N/mm²)	Rm (N/mm²)	A80 (%)	r (20%)
Ti – 780	185.05	311.00	39.80	1.57
Ti – 800	204	308.8	40.1	1.7
Ti – 820	210.75	301.75	41.95	2
Ti-V – 820	199.5	293.9	46.3	2.47

Σκοπός της εργασίας είναι η μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας ανόπτησης για τα δοκίμια Ti – only χάλυβα καθώς και η επίδραση της χημικής σύστασης (Ti – only και Ti – V χάλυβα) για την ίδια θερμοκρασία ανόπτησης (820°C). Ακολουθούν συγκριτικά διαγράμματα των αποτελεσμάτων.

4.4.1. Κατώτατο όριο διαρροής στην ελαστική περιοχή – ReL (MPa)

Πίνακας 9: Τιμές του κατώτατου ορίου διαρροής.

Δοκίμιο	Όριο Διαρροής (N/mm ²)
Ti – 780	185.05
Ti – 800	204
Ti – 820	210.75
Ti-V – 820	199.5



Διάγραμμα 9: Συγκριτικό διάγραμμα του κατώτατου ορίου διαρροής των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία ανόπτησης αυξάνεται και το κατώτατο όριο διαρροής. Χαμηλότερη τιμή ReL παρουσιάζει το δοκίμιο Ti – 780.

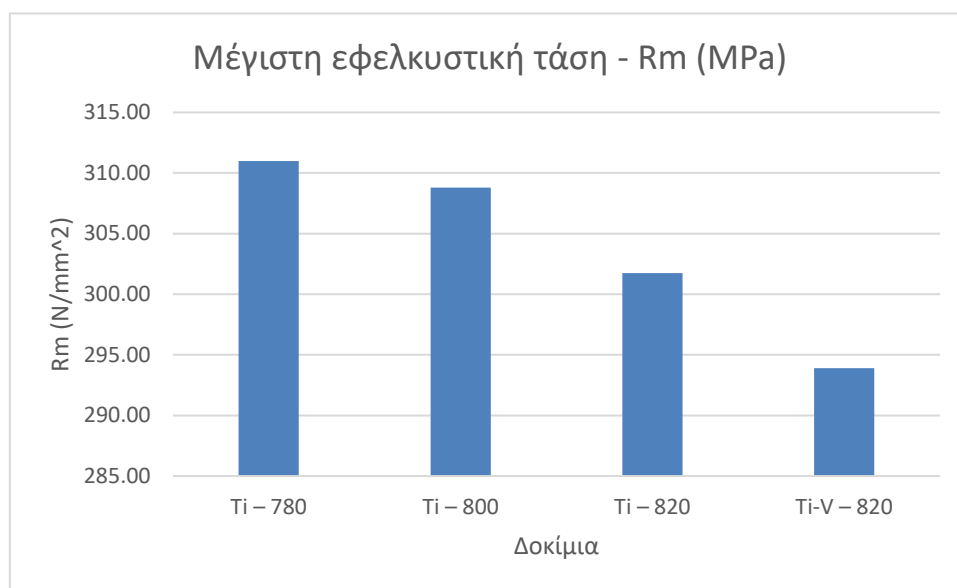
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο Ti – V χάλυβα IF έχει το χαμηλότερο κατώτατο όριο διαρροής.

4.4.2. Μέγιστη εφελκυστική τάση – Rm (MPa)

Πίνακας 10: Τιμές μέγιστης εφελκυστικής τάσης

Δοκίμιο	Μέγιστη εφελκυστική τάση (N/mm ²)
Ti – 780	311.00
Ti – 800	308.8
Ti – 820	301.75
Ti-V – 820	293.9



Διάγραμμα 10: Συγκριτικό διάγραμμα της μέγιστης εφελκυστικής τάσης των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία ανόπτησης μειώνεται η μέγιστη εφελκυστική τάση. Μεγαλύτερη τιμή Rm παρουσιάζει το δοκίμιο Ti – 780.

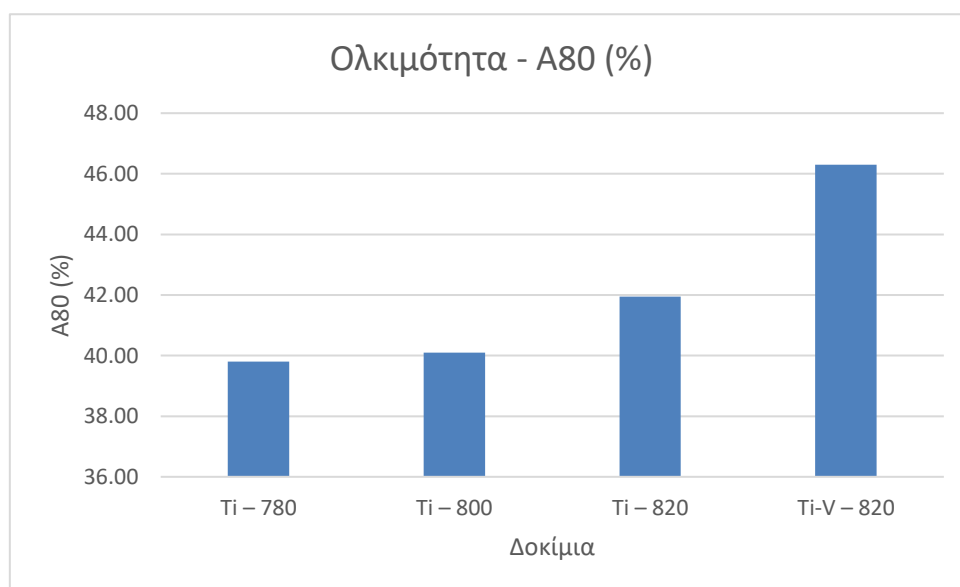
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο Ti – only χάλυβα IF έχει την υψηλότερη τιμή εφελκυστικής τάσης.

4.4.3. Ποσοστό ολκιμότητας – A80 (%)

Πίνακας 11: Τιμές ολκιμότητας.

Δοκίμιο	Ολκιμότητα - A80 (%)
Ti – 780	39.80
Ti – 800	40.1
Ti – 820	41.95
Ti -V – 820	46.3



Διάγραμμα 11: Συγκριτικό διάγραμμα της ολκιμότητας των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία ανόπτησης αυξάνεται η ολκιμότητα των δοκιμίων. Παρόλα αυτά, τα δοκίμια Ti – 780 και Ti – 800 δεν παρουσιάζουν μεγάλη διαφορά.

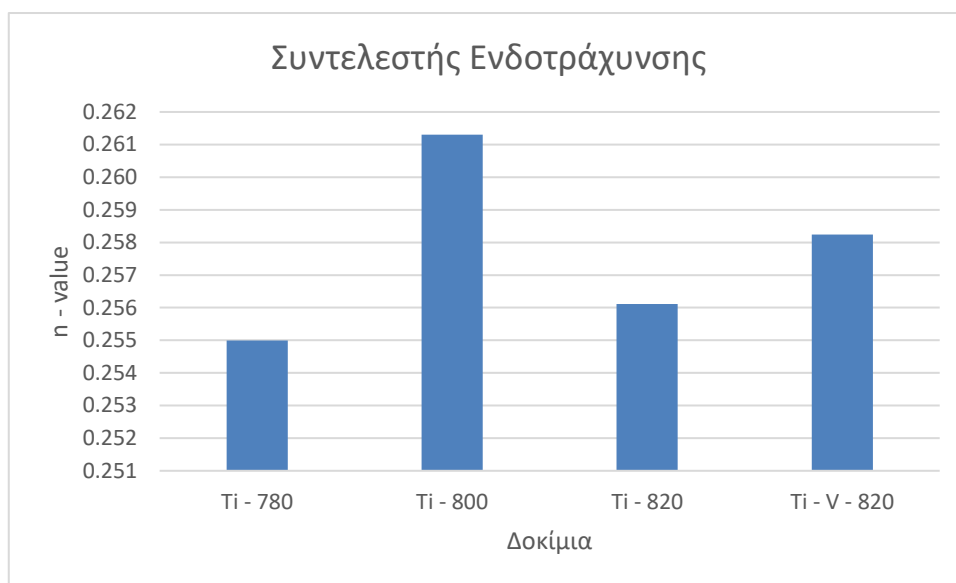
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο Ti – V χάλυβα έχει πολύ καλύτερη ολκιμότητα συγκριτικά με το δοκίμιο Ti – only.

4.4.4. Συντελεστής ενδοτράχυνσης – n value

Πίνακας 12: Τιμές του συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value.

Δοκίμιο	Συντελεστής Ενδοτράχυνσης
Ti – 780	0.255
Ti – 800	0.261
Ti – 820	0.256
Ti-V – 820	0.258



Διάγραμμα 12: Συγκριτικό διάγραμμα της τιμής του συντελεστή ενδοτράχυνσης n -value των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι με το δοκίμιο Ti – 800 με θερμοκρασίας ανόπτησης τους 800°C παρουσιάζει την μεγαλύτερη τιμή του συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value. Η μικρότερη τιμή του συντελεστή ενδοτράχυνσης αντιστοιχεί στο δοκίμιο Ti – 780.

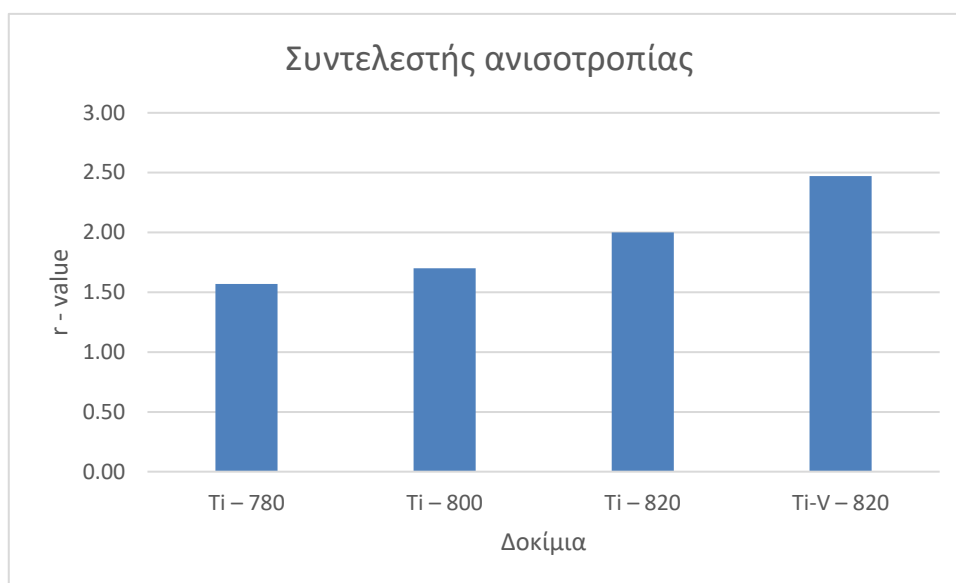
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο χάλυβα Ti – only έχει μικρότερο συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value συγκριτικά με το δοκίμιο Ti – V – 820.

4.4.5. Συντελεστής ανισοτροπίας – r value

Πίνακας 13: Τιμές του συντελεστή ανισοτροπίας r – value.

Δοκίμιο	Συντελεστής ανισοτροπίας
Ti – 780	1.57
Ti – 800	1.70
Ti – 820	2.00
Ti-V – 820	2.47



Διάγραμμα 13: Συγκριτικό διάγραμμα της τιμής του συντελεστή ανισοτροπίας r- value των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία απόψησης αυξάνεται η τιμή του συντελεστή ανισοτροπίας r – value.

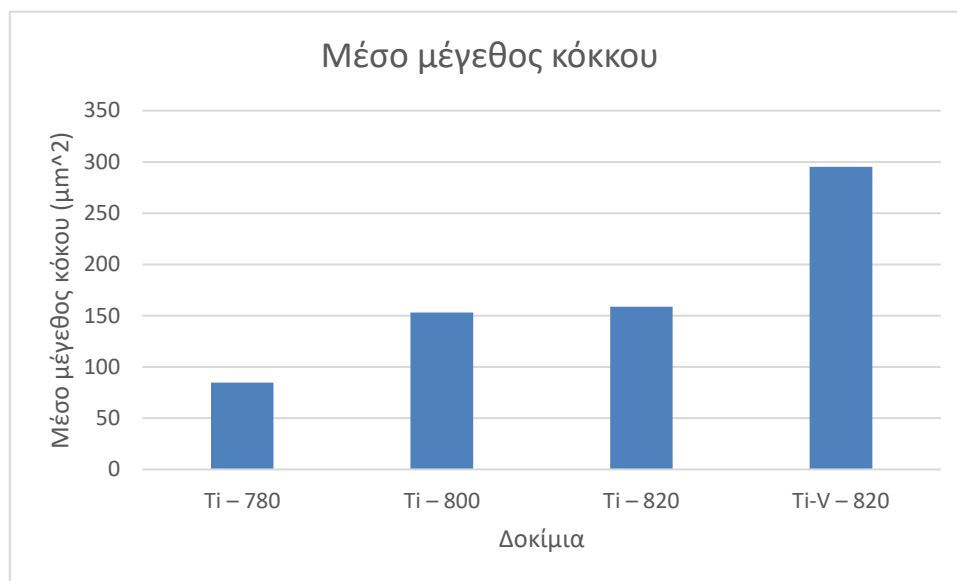
Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο χάλυβα Ti – V έχει καλύτερο συντελεστή ανισοτροπίας σε σχέση με το δοκίμιο Ti – only.

4.5. Μέσο Μέγεθος Κόκκου

Πίνακας 14: Μέσο μέγεθος κόκκων των δοκιμίων.

Δοκίμιο	Μέσο μέγεθος κόκκου (μm^2)
Ti – 780	84.778
Ti – 800	153.062
Ti – 820	158.7585
Ti-V – 820	295.257



Διάγραμμα 14: Συγκριτικό διάγραμμα μέσου μεγέθους κόκκου των δοκιμίων.

Δοκίμια Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820

Συγκρίνοντας τα τρία δοκίμια παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται η θερμοκρασία ανόπτησης αυξάνεται και το μέσο μέγεθος κόκκου των δοκιμίων. Ωστόσο, το μέσο μέγεθος κόκκου των δοκιμίων Ti – 800 και Ti – 820 δεν παρουσιάζει την ίδια διαφορά σε σχέση με την διαφορά ανάμεσα στα Ti – 780 και Ti – 800.

Δοκίμια Ti – 820, Ti – V – 820

Συγκρίνοντας τα δοκίμια Ti – 820 και Ti – V – 820 διακρίνεται ότι το δοκίμιο χάλυβα Ti – V έχει πολύ μεγαλύτερο μέσο μέγεθος κόκκου σε σχέση με το δοκίμιο Ti – only.

5. Σχολιασμός αποτελεσμάτων

Στην παρούσα εργασία μελετήθηκαν δύο κατηγορίες χαλύβων IF. Η πρώτη κατηγορία είναι οι χάλυβες IF με ελεγχόμενη κραματική προσθήκη το τιτάνιο (Ti – only IF) και η δεύτερη οι χάλυβες IF με συνδυασμένη κραματική προσθήκη τιτανίου – βαναδίου (Ti – V IF). Σκοπός της εργασίας είναι η εξέταση της επίδρασης της θερμοκρασίας ανόπτησης στην μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες στους Ti – only IF. Ταυτόχρονα, γίνεται σύγκριση των παραπάνω μεταξύ των Ti – only και Ti – V IF για θερμοκρασία ανόπτησης τους 820°C. Ως χάλυβες διαμόρφωσης, οι χάλυβες IF πρέπει να παρουσιάζουν χαμηλό όριο διαρροής, υψηλή ολκιμότητα, r – value και n – value.

5.1. Σύγκριση δοκιμίων Ti – 720, Ti – 800, - Ti - 820

Για την μελέτη της επίδρασης της θερμοκρασίας ανόπτησης στους Ti – only IF χάλυβες γίνεται σύγκριση των δοκιμίων Ti – 780, Ti – 800, Ti – 820.

Για τα Ti – only δοκίμια βρέθηκε ότι με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης μειώνεται η μέγιστη τιμή εφελκυστικής τάσης και αυξάνονται το κατώτατο όριο διαρροής και η ολκιμότητα. Συγκεκριμένα, το δοκίμιο Ti – 780 παρουσιάζει την υψηλότερη εφελκυστική αντοχή και τις χαμηλότερες τιμές για το κατώτατο όριο διαρροής και την ολκιμότητα. Ακολουθεί το Ti – 800 και τελευταίο είναι το Ti – 820. Επιπρόσθετα, η τιμή του συντελεστή ανισοτροπίας r – value αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης. Είναι σημαντικό να αναφερθεί ότι το μόνο δοκίμιο με αποδεκτή τιμή r – value (μεγαλύτερη ή ίση του 2.00) είναι το δοκίμιο Ti – 820. Το δοκίμιο Ti – 800 παρουσιάζει τον μεγαλύτερο συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value.

Μελετώντας τις σκληρομετρήσεις παρατηρείται ότι το δοκίμιο Ti – 780 παρουσιάζει την μεγαλύτερη σκληρότητα σε όλες τις διευθύνσεις του. Αναλυτικά, στην σκληρομέτρηση στην διεύθυνση της έλασης μεγαλύτερη σκληρότητα έχει το Ti – 780, έπειτα το Ti – 800 και τέλος το Ti – 820. Ωστόσο, τόσο στην σκληρομέτρηση στην μεγάλη επιφάνεια των δοκιμίων όσο και στην διεύθυνση κάθετα στην διεύθυνση της έλασης, το δοκίμιο Ti – 800 παρουσιάζει την χαμηλότερη τιμή στην σκληρότητα.

Τέλος, παρατηρείται ότι το μέσο μέγεθος κόκκου των δοκιμίων αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης δηλαδή το δοκίμιο Ti – 780 παρουσιάζει το μικρότερο μέσο μέγεθος κόκκου, ύστερα ακολουθεί το δοκίμιο Ti – 800 και τέλος το δοκίμιο Ti – 820. Το παραπάνω είναι λογικό καθώς η αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης ευνοεί την ανακρυστάλλωση και την ανάπτυξη των κόκκων.

Με βάση τις παραπάνω παρατηρήσεις, το θεωρητικό υπόβαθρο και άλλες έρευνες [28], [49] προκύπτουν ορισμένα συμπεράσματα. Αρχικά, μπορεί να θεωρηθεί ότι για θερμοκρασία ανόπτησης τους 780°C δεν έχει ολοκληρωθεί το στάδιο της ανακρυστάλλωσης καθώς το μέσο μέγεθος κόκκου είναι μικρό σε σχέση με τα άλλα δύο δοκίμια. Η θεώρηση αυτή επαληθεύεται και από τα αποτελέσματα του SEM αφού το δοκίμιο Ti – 780 παρουσιάζει ανομοιομορφους και λεπτομερείς κόκκους οι οποίοι ερμηνεύονται ως μη ανακρυσταλλωμένοι. Για θερμοκρασία

ανόπτησης ίση με 800°C, θεωρείται ότι το στάδιο της ανακρυστάλλωσης έχει ολοκληρωθεί και έχει ξεκινήσει η ανάπτυξη των κόκκων. Το ίδιο ισχύει και για θερμοκρασία ανόπτησης τους 820°C στην οποία η ανάπτυξη των κόκκων είναι μεγαλύτερη συγκριτικά με τους 780°C. Η καλύτερη ολκιμότητα που παρουσιάζει το δοκίμιο Ti – 820 σε σχέση με τα άλλα δύο, αιτιολογείται από την σχέση της ολκιμότητας με το μέσο μέγεθος κόκκου. Αναλυτικά, όσο αυξάνεται το μέγεθος κόκκου αυξάνεται και η ολκιμότητα. Επομένως, η αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης οδηγεί και στην αύξηση της ολκιμότητας.

Στη συνέχεια, η σκληρότητα ενός υλικού συνδέεται με το μέσο μέγεθος κόκκου. Συγκεκριμένα, συνήθως όσο μειώνεται το μέσο μέγεθος κόκκου αυξάνεται η σκληρότητα του υλικού. Συνεπώς, είναι αναμενόμενο το γεγονός ότι το δοκίμιο Ti – 780 παρουσιάζει την μεγαλύτερη σκληρότητα από τα τρία δοκίμια Ti – only. Εφόσον λοιπόν η θερμοκρασία ανόπτησης επηρεάζει το μέσο μέγεθος κόκκου, θα επηρεάζει και την σκληρότητα του υλικού. Αναλυτικά, με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης, η σκληρότητα μειώνεται.

Τέλος, πρέπει να σχολιαστεί η επίδραση της θερμοκρασίας ανόπτησης στο κατώτατο όριο διαρροής των δοκιμίων του Ti – only IF χάλυβα. Με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης παρατηρήθηκε αύξηση του κατώτατου ορίου διαρροής. Το παραπάνω είναι ασυνήθιστο καθώς, όπως αναλύθηκε προηγουμένως, η αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης οδηγεί σε αύξηση του μέσου μεγέθους κόκκου. Σύμφωνα με έρευνα [28] το φαινόμενο αυτό δικαιολογείται από το γεγονός ότι η κατακρήμνιση των TiC δεν ολοκληρώνεται κατά το στάδιο της θερμής έλασης αλλά συνεχίζεται κατά την ανόπτηση. Παράλληλα, το μέγεθος των κατακρημνισμάτων TiC αυξάνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης [49]. Η κατακρήμνιση των TiC καθυστερεί την ανάπτυξη και ανακρυστάλλωση του ευνοϊκού για την διαμορφωσιμότητα μικροϊστού {111} με αποτέλεσμα την ανάπτυξη επιβλαβών μικροϊστών για την διαμορφωσιμότητα όπως ο {100} [32]. Τα παραπάνω αιτιολογούν το γεγονός ότι το δοκίμιο Ti – 780 εμφανίζει χειρότερες τιμές για τον συντελεστή ανισοτροπίας r – value και τον συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value οι οποίοι καθορίζουν την διαμορφωσιμότητα του υλικού. Επομένως, κρίνεται αναγκαίος ο έλεγχος της κατακρήμνισης των TiC προκειμένου οι χάλυβες να αποκτήσουν τις επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες.

5.2. Σύγκριση δοκιμίων Ti – 820, Ti – V - 820

Για τη μελέτη της επίδρασης της χημικής σύστασης θα γίνει σύγκριση των δοκιμίων Ti – 820 και Ti – V – 820 με ίδια θερμοκρασία ανόπτησης τους 820°C.

Αρχικά, παρατηρείται ότι το δοκίμιο Ti – V – 820 παρουσιάζει χαμηλότερες τιμές για το κατώτατο όριο διαρροής και τη μέγιστη εφελκυστική αντοχή αλλά μεγαλύτερη ολκιμότητα συγκριτικά με το Ti – 820. Όσον αφορά το n – value φαίνεται ότι το δοκίμιο Ti – 820 έχει χαμηλότερο συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value από το Ti – V – 820. Ταυτόχρονα, και ο συντελεστής ανισοτροπίας r – value του Ti – 820 παραμένει μικρότερο από αυτό του Ti – V – 820.

Μελετώντας τις σκληρομετρήσεις, παρατηρείται ότι το δοκίμιο Ti – 820 παρουσιάζει μεγαλύτερη σκληρότητα από το Ti – V – 820 σε όλες τις διευθύνσεις του.

Τέλος, συγκρίνοντας το μέσο μέγεθος κόκκου, παρατηρείται ότι το δοκίμιο Ti – V – 820 έχει πολύ μεγαλύτερο μέσο μέγεθος κόκκου σε σχέση με το Ti – 820.

Σύμφωνα με τις παραπάνω παρατηρήσεις καθώς και με το θεωρητικό υπόβαθρο και άλλες μελέτες [28], [29] προκύπτουν μερικά συμπεράσματα. Παρατηρήθηκε ότι το δοκίμιο Ti – 820 είχε υψηλότερη μέγιστη εφελκυστική αντοχή συγκριτικά με το Ti – V- 820 αλλά μικρότερη ολκιμότητα. Ταυτόχρονα, το δοκίμιο Ti – 820 παρουσιάζει χειρότερο συντελεστή ενδοτράχυνσης n – value και συντελεστή ανισοτροπίας r – value σε σχέση με το δοκίμιο Ti – V – 820. Επιπρόσθετα, το μέσο μέγεθος κόκκου του Ti – 820 είναι μικρότερο από αυτό του Ti – V – 820. Οι καλύτερες μηχανικές ιδιότητες που εμφανίζει το Ti – V – 820 προκύπτουν από το μεγαλύτερο μέσο μέγεθος κόκκου.

Με βάση τα παραπάνω, συμπεραίνεται ότι ο Ti – only IF χάλυβας για θερμοκρασία ανόπτησης τους 820°C παρουσιάζει υψηλότερη αποθηκευμένη ενέργεια (stored energy) από τον Ti – V IF. Αυτό συμβαίνει διότι ένα υλικό με πιο λεπτομερή μικροδομή αναμένεται να έχει υψηλότερη αποθηκευμένη ενέργεια καθώς χαρακτηρίζεται από περισσότερες διαταραχές σε σχέση με ένα πιο χονδρόκοκκο υλικό που υποβάλλεται στον ίδιο βαθμό παραμόρφωσης [28]. Το μικρότερο μέσο μέγεθος κόκκου του Ti – 820 οφείλεται στην κατακρήμνιση νιτριδίων του τιτανίου TiN και του αλουμινίου AlN, όπως και των μεικτών νιτριδίων τους, τα οποία χρησιμοποιούνται για τον έλεγχο του μεγέθους κόκκου. Το μεγαλύτερο μέσο μέγεθος κόκκου των Ti – V IF οφείλεται στην προσθήκη βαναδίου η οποία οδηγεί στην μείωση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης [29]. Ως αποτέλεσμα έχουμε την αύξηση του διαθέσιμου χρόνου για ανακρυστάλλωση και άρα την απόκτηση μεγαλύτερου μεγέθους κόκκους. Το φαινόμενο αυτό μπορεί να παρατηρηθεί και από τις μικρογραφίες στο SEM όπου το δοκίμιο Ti – V – 820 έχει ομοιόμορφους ευμεγέθεις κόκκους σε αντίθεση με το δοκίμιο Ti – 820 το οποίο έχει ανομοιόμορφους κόκκους άλλους ευμεγέθεις και άλλους λεπτομερείς.

6. Συμπεράσματα

Σκοπός της παρούσας εργασίας ήταν η εξέταση της επίδρασης της θερμοκρασίας ανόπτησης στην μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες στους IF χάλυβες καθώς και η επίδραση της χημικής σύστασης δύο διαφορετικών κατηγοριών IF για θερμοκρασία ανόπτησης 820°C. Η παραπάνω μελέτη οδήγησε στην εξαγωγή των παρακάτω συμπερασμάτων:

- Η θερμοκρασία ανόπτησης επηρεάζει άμεσα τις μηχανικές ιδιότητες των χάλυβων IF. Συγκεκριμένα, η αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης οδήγησε σε βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων που συμβάλλουν στην διαμορφωσιμότητα του Ti – only χάλυβα και στην ανάπτυξη των κόκκων. Η σκληρότητα μειώνεται με την αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης. Εφόσον μόνο το δοκίμιο Ti - 820 είχε αποδεκτή τιμή στον συντελεστή ανισοτροπίας r - value συμπεραίνεται ότι η καταλληλότερη θερμοκρασία ανόπτησης είναι οι 820°C. Στη συγκεκριμένη θερμοκρασία παρατηρείται ο καλύτερος συνδυασμός μηχανικής αντοχής – διαμορφωσιμότητας.
- Το δοκίμιο Ti – 820 έχει μικρότερο μέσο μέγεθος κόκκου σε σχέση με το Ti – V – 820 γεγονός που οφείλεται στην κατακρήμνιση νιτριδίων του τιτανίου TiN και του αλουμινίου AlN, όπως και των μεικτών νιτριδίων τους, τα οποία χρησιμοποιούνται για τον έλεγχο του μεγέθους κόκκου.
- Ο Ti – V IF χάλυβας παρουσιάζει καλύτερες μηχανικές ιδιότητες που σχετίζονται με την διαμορφωσιμότητα (όριο διαρροής, n – value, r- value) από τον Ti - only λόγω του μεγαλύτερου μέσου μεγέθους κόκκου.
- Το μεγάλο μέσο μέγεθος κόκκου του Ti – V IF χάλυβα οφείλεται στην παρουσία στην βαναδίου η οποία οδηγεί στην μείωση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης.

7. Βιβλιογραφία

- [1] J.R. Fekete και J. Hall, «Design of auto body: Materials perspective,» σε *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 2017, pp. 1-18.
- [2] Π. Α. Κοκκωνίδης, «Σχέση Μικροδομής-Ιδιοτήτων σε χάλυβες TRIP (Transformation Induced Plasticity) αυξημένης πλαστικότητας κατά την παραμόρφωση,» Ε.Μ.Π., Αθήνα, 2012.
- [3] H.K.D.H. Bhadeshia και R. Honeycombe, «Strengthening of Iron and Its Alloys,» σε *Steels: Microstructure and properties*, Butterworth - Heinemann, 2017, pp. 23-58.
- [4] «World Steel Association,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://worldsteel.org/about-steel/steel-facts/>. [Πρόσβαση 22 8 2022].
- [5] J.N. Hall και J. Fekete, «Steels for auto bodéis: A general overview,» σε *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 2017, pp. 19-45.
- [6] P. Ghosh και R. K. Ray, «Deep drawble steels,» σε *Automotive Steels: Design, metallurgy, processing and applications*, Woodhead Publishing, 2017, pp. 113-143.
- [7] «World Auto Steel,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/bake-hardenable-steel/>. [Πρόσβαση 22 8 2022].
- [8] R. K. Ray, P. Ghosh και D. Bhattacharjee, «Effects of composition and processing parameters on precipitation and texture formation in microalloyed interstitial free high strength (IFHS) steels,» *Materials Science and Technology*, τόμ. 25, αρ. 2009, pp. 1154-1167, 2009.
- [9] D. A. Skobir, «HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY (HSLA) STEELS,» *Materiali in Tehnologije*, τόμ. 45, pp. 259-301, 2011.
- [10] «National Maerial Mexico,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://nmm.com.mx/the-evolution-of-advanced-high-strength-steel/>.
- [11] N. Fonstein, «Dual - phase steels,» σε *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 2017, pp. 169-216.
- [12] H.K.D.H. Bhadeshia και R. Honeycombe, «Thermomechanical Treatment of Steels,» σε *Steels Microstructure and Properties*, Butterworth - Heinemann, 2017, pp. 271-301.
- [13] Γ. Χαϊδεμενόπουλος, Φυσική Μεταλλουργία, Θεσσαλονίκη: Εκδόσεις Τζιόλα, 2007.

- [14] M. K. Singh, «Application of Steel in Automotive Industry,» *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*, τόμ. 6, αρ. 7, pp. 246-253, 2016.
- [15] C. Horvath, «Advanced steels for lightweight automotive structures,» σε *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, Woodhead Publishing, 2010, pp. 35-78.
- [16] Wolfgang Beck, Fritz Brühl, Yan Ma και C. Sasse, «Materials and Processes for the Third-generation Advanced High-strength Steels,» *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, τόμ. 164, αρ. 11, p. pages 466–474, 2019.
- [17] W. A. Steel, «Ferrite-Bainite».
- [18] T. Altan, «Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts,» *Stamping Journal*, 2007.
- [19] Tim B. Hilditch και D. Fabijanic, «Post-forming heat treatment of dual phase steel components for automotive applications using a fluid bed furnace,» *Materials Forum*, τόμ. 31, pp. 24-30, 2007.
- [20] S. Hoile, «Processing and properties of mild interstitial free steels,» *Materials Science and Technology*, τόμ. 16, αρ. 10, pp. 1079-1093, 2000.
- [21] L. Way, «Cleanness, castability, and surface quality of,» *Materials Science and Technology*, τόμ. 17, αρ. 10, pp. 1175-1190, 2013.
- [22] Γ. Φούρλαρης, Σημειώσεις Μεταλλογνωσίας ΙΙ, Αθήνα, 2018.
- [23] G. G. Facco, «Effect of cooling rate and coiling temperature on the final microstructure of HSLA steels after HSM and/or laboratory TMP processing,» Master's Thesis, University of Pittsburgh, 2005.
- [24] K. Banerjee, «Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels,» σε *Recrystallization*, InTech, 2017, pp. 137-178.
- [25] Andrea Pedroza da Rocha Santos, Thaís Conde da Mota, Heber Vieira Gomes Segundo, Luiz Henrique de Almeida, Leonardo Sales Araújo και A. d. C. Rocha, «Texture, microstructure and anisotropic properties of IF-steels with different additions of titanium, niobium and phosphorus,» *Journal of Materials Research and Technology*, τόμ. 7, αρ. 3, pp. 331-336, 2018.
- [26] Μ. Χαρίση, Σ. Δεληγιάννης, Α. Αλεξανδράτου, Ν. Ι. Μακρής, Α. Καλδέλλης, Π. Τσακίριδης και Γ. Φούρλαρης, «Μελέτη της μικροδομής και των συνακόλουθων μηχανικών ιδιοτήτων λόγω προσθήκης Ti - V σε χάλυβα IF,» σε *7ο Πανελλήνιο Συνέδριο Μεταλλικών Υλικών*, 2019.

- [27] N. L. Den Uijl και L. J. Carless, «Advanced metal-forming technologies for automotive applications,» σε *Advanced Materials in Automotive Engineering*, Woodhead Publishing in Materials, 2012, pp. 28-56.
- [28] S.W. Ooi και G. Fournalis, «A comparative study of precipitation effects in Ti only and Ti–V Ultra Low Carbon (ULC) strip steels,» *Materials Characterization*, τόμ. 56, αρ. 3, pp. 214-226, 2006.
- [29] T. Gladman και P. Mitchell, «Vanadium in Interstitial Free Steels,» σε *39th Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Indianapolis, USA, 1997.
- [30] E. N. Ζευγώλης, Μεταλλουργία Σιδήρου, Θεωρία και Τεχνολογία, Εκδοτικός Όμιλος ΙΩΝ, 2014.
- [31] M. Takahashi, «Sheet Steel Technology for the Last 100 Years: Progress in Sheet Steels in Hand with the Automotive Industry,» *ISIJ International*, τόμ. 55, pp. 79-88, 2005.
- [32] R. K. Ray, J. J. Jonas και R. E. Hook, «Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels,» *International Materials Reviews*, τόμ. 39, αρ. 4, pp. 129-172, 1994.
- [33] P. Ghosh, C. Ghosh και R. Ray, «Precipitation in Interstitial Free High Strength Steels,» *ISIJ International*, τόμ. 49, αρ. 7, p. 1080–1086, 2009.
- [34] S. Mukherjee, A. Kundu, P. S. De, J. K. Mahato, P. Chakraborti, P. C. Chakraborti, M. Shome και D. Bhattacharjee, «Insitu investigation of tensile deformation behaviour of cold-rolled interstitial-free high-strength steel in scanning electron microscope,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 776, 2020.
- [35] A. Holger, A. Vollmers, C. Schrade, M. Huellen, D. Talhoff και Z. Zulhan, «Secondary Metallurgy for BOF Steelmaking,» σε *Ironmaking Steelmaking*, Linz, Austria, 2006.
- [36] Γ. Φούρλαρης, Σημειώσεις στη Φυσική Μεταλλουργία Σιδήρου & Χάλυβα, Αθήνα, 2020.
- [37] M. Hua, G. C. I. και A. J. DeArdo, «Precipitation behavior in ultra-low-carbon steels containing titanium and niobium,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, τόμ. 28, αρ. 9, p. 1769–1780, 1997.
- [38] «The Welding Institute,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/what-is-annealing>.
- [39] K. P. Boyle, «Cold work embrittlement of interstitial-free sheet steel,» Thesis (Ph.D.) - McMaster University, Canada, 2002.

- [40] Yunjie Bi, Rui Ge, Ming Yan και X. Xiong, «Ageing Susceptibility of Continuously Annealed Low-Carbon-Steel Strips,» *Metals - Open Access Metallurgy Journal* , τόμ. 12, αρ. 8, 2022.
- [41] «Scanning Electron Microscope».
- [42] Avin Abdullah και A. Mohammed, «Scanning Electron Microscopy (SEM): A Review,» σε *Proceedings of International Conference on HYDRAULICS, PNEUMATICS, SEALING ELEMENTS, TOOLS, PRECISION MECHANICS, SPECIFIC ELECTRONIC EQUIPMENT & MECHATRONICS*, 2019.
- [43] E. Nagle, «Scanning electron microscopy (SEM)».
- [44] Bobby Gaston και C. Protter, «Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS)».
- [45] «Struers Ensuring Certainty,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://www.struers.com/en/Knowledge/Hardness-testing/Vickers#>.
- [46] «Tensile Testing,» WolrdAutoSteel, [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://ahssinsights.org/forming/testing-characterization-forming/tensile-testing/>.
- [47] «DIN EN ISO 6892-1 - Tensile test on metals at ambient temperature,» Zwick/Roell , [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://www.zwickroell.com/industries/metals/metals-standards/tensile-test-iso-6892-1/>.
- [48] «University of Birmingham,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://www.birmingham.ac.uk/teachers/study-resources/stem/Physics/youngs-modulus.aspx>.
- [49] Chen-yang Qiu, Lang Li, Lei-lei Hao, Jian-gong Wang, Xyn Zhou και Y.-l. Kang, «Effect of continuous annealing temperature on microstructure and properties of ferritic rolled interstitial-free steel,» *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, τόμ. 25, αρ. 5, pp. 536-546, 2018.
- [50] M. Hua, C. I. Garcia και A. J. DeArdo, «Precipitation behavior in ultra-low-carbon steels containing titanium and niobium,» *Metallurgical and Materials Transactions A* , τόμ. 28, αρ. 9, p. 1769–1780, 1997.
- [51] W. A. Steel, «3rd Generation Steels».
- [52] Van-Tung Phan, Katja Jöchen και T. Böhlke, «Micromechanical Modeling of Metal Forming Operations,» σε *AIP Conf. Proc.*, 2011.