# ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ ΚΡΗΤΗΣ ΤΜΗΜΑ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΟΡΥΚΤΩΝ ΠΟΡΩΝ

Βιομηχανικός σχεδιασμός και βελτιστοποίηση παραγωγής και ιδιοτήτων πλατέων προϊόντων χάλυβα S355 HSLA χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα.

Διπλωματική Εργασία

Δήμητρα Δ. Παπαμαντέλλου

Εξεταστική επιτροπή: Γεώργιος Κωστάκης, Ομότιμος Καθηγητής Κομνίτσας Κωνσταντίνος, Καθηγητής Παπαευθυμίου Σπύρος, Dr.-Ing., Μηχανικός Μ.Μ. ΕΜΠ

> Χανιά Οκτώβριος 2013

# προλογος

Η παρούσα εργασία εκπονήθηκε στα Εργαστήρια Γενικής και Τεχνικής Ορυκτολογίας του Πολυτεχνείου Κρήτης, στο Μεταλλογραφικό Εργαστήριο του ΕΛΚΕΜΕ (Ελληνικό Κέντρο Έρευνας Μετάλλων) του ομίλου ΒΙΟΧΑΛΚΟ και σε χαλυβουργείο του ιδίου ομίλου.

Ευχαριστίες εκφράζονται στο πρόσωπο του επιβλέποντα Καθηγητή μου, κ. Γεώργιο Κωστάκη για την αμέριστη εμπιστοσύνη που έδειξε στο πρόσωπο μου καθώς και για την πολύτιμη βοήθεια και ηθική συμπαράσταση του σε όλη την διάρκεια των σπουδών μου.

Επίσης θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τα μέλη της επιτροπής, τον κ. Παπαευθυμίου Σπύρο, για την συνδρομή του στην εκπόνηση τούτης της εργασίας και για την καθοδήγηση του στα πλαίσια της συνεργασίας μου με τον όμιλο BIOXAAKO, και τον κ. Κομνίτσα για την συνεργασία τους.

Ακόμη ευχαριστώ το επιστημονικό προσωπικό των Εργαστηρίων και του χαλυβουργείου της ΒΙΟΧΑΛΚΟ, που με βοήθησαν ουσιαστικά, και ιδιαιτέρως τους κ.κ. Πανταζόπουλο Γεώργιο, Σισμάνη Παναγιώτη, Βαζδιρβανίδη Αθανάσιο, Ρίκο Ανδρέα και Θωμαϊδη Στράτο.

Τέλος, ένα εγκάρδιο ευχαριστώ στην οικογένεια μου για την δυνατότητα που μου έδωσε να σπουδάσω.

# ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΠΡΟΛΟΓΟΣ	2
ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ	3
ΠΕΡΙΛΗΨΗ ΣΤΗΝ ΕΛΛΗΝΙΚΗ	5
ABSTRACT	7
Ι : ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	8
<ol> <li>Το Διμερές Σύστημα Fe-C         <ol> <li>Γενικά</li> <li>Ανάπτυξη των μικροδομών στα κράματα Fe-C                  <ol></ol></li></ol></li></ol>	<b>9</b> 9 16 19 21 22 23
<ol> <li>Μετασχηματισμοί φάσεων</li> <li>2.1. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη → φερρίτη</li> <li>2.2. Περλιτικός Μετασχηματισμός</li> <li>2.3. Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός</li> <li>2.4. Επαναφορά του μαρτενσίτη</li> </ol>	<b>25</b> 25 27 29 32
3. Μηχανισμοί ισχυροποίησης στον χάλυβα	37
4. Επίδραση στοιχείων κραματοποίησης στο Fe-C	39
5. Επίδραση μικροκραματικών στοιχείων στο Fe-C 5.1. Ο Ρόλος του Nb 5.2. Ο ρόλος του V 5.3 Ο ρόλος του Ti	<b>40</b> 41 42 43
6. Χάλυβας χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα	44
7. Ποιότητες κατασκευαστικών χαλύβων 7.1 Πλατέα προϊόντα S355	<b>45</b> 45
II: BIOMHXANIKH ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΧΑΛΥΒΑ	46
1. Περιγραφή της παραγωγικής διαδικασίας	46
<ol> <li>Προβλήματα ποιότητας και τεχνολογικοί περιορισμοί της παραγωγικής διαδικασίας</li> <li>2.1 Θέματα ολκιμότητας εν θερμώ κατά την χύτευση</li> <li>2.2 Περιορισμοί από τη διαδικασία της έλασης</li> </ol>	<b>54</b> 54 55

ΙΙΙ: ΜΕΘΟΔΟΛΟΓΙΑ	57
1. Προετοιμασία δειγμάτων	57
2. Εξέταση Μικροδομής	58
2.1. Οπτική Μικροσκοπία	58
2.2. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscope)	59
3. Μηχανικές ιδιότητες	60
3.1 Διαδικασία δοκιμής εφελκυσμού	62
Ιν: εργαστηριακές δοκιμές και αποτελέςματα	66
1. Παραγωγή των χαλύβδινων προϊόντων	66
2. Παρασκευή δοκιμίων και μακροσκοπική παρατήρηση	67
3. Εξέταση μικροδομής	68
3.1. Δείγμα πλινθώματος Α	69
3.2. Δείγμα πλινθώματος Β	70
3.3. Δείγμα πλάκας Γ	71
3.4. Δείγμα πλάκας Δ	72
4. Μηχανικές ιδιότητες	75
4.1. Όριο Διαρροής	75
4.2. Αντοχή σε εφελκυσμό	76
4.3. Ολκιμότητα	77
5. Συζήτηση των αποτελεσμάτων	78
ν: Συμπερασματα	81
VΙ: ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	82

## ΠΕΡΙΛΗΨΗ ΣΤΗΝ ΕΛΛΗΝΙΚΗ

Η παρούσα διπλωματική εργασία είχε σαν αντικείμενο τον σχεδιασμό και την εκτέλεση βιομηχανικών δοκιμών για τη βελτιστοποίηση της ποιότητας των πλατέων προϊόντων χάλυβα S355 HSLA (High Strength Low Alloyed= υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης). Η βελτιστοποίηση επιχειρήθηκε με την παραγωγή χάλυβα με ποσοστά άνθρακα 0,08-0,12%C, χαμηλότερα από τα συνήθη (0,2-0,25%C), από σκραπ παλαιοσιδήρου. Προκειμένου να αντισταθμιστεί η μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων εξαιτίας της μείωσης της περιεκτικότητας σε άνθρακα στον χάλυβα, πραγματοποιήθηκε η μικροκραμάτωση στον ρευστό χάλυβα με Nb, V και Ti ή/και συνδυασμό αυτών. Για τον σκοπό αυτό, πραγματοποιήθηκε σχεδιασμός δοκιμαστικών χυτηρίων διαφόρων συνθέσεων ως προς τα αναφερθέντα μικροκραματικά στοιχεία. Η εργασία πραγματοποίηθηκε στα πλαίσια συνεργασίας του ΕΛΚΕΜΕ (Ελληνικό Κέντρο Έρευνας Μετάλλων), του χαλυβουργείου STOMANA του ομίλου ΣΙΔΕΝΟΡ και του Εργαστηρίου Γενικής και Τεχνικής Ορυκτολογίας του Πολυτεχνείου Κρήτης.

Στις εγκαταστάσεις του χαλυβουργείου της STOMANA πραγματοποιήθηκαν, με βάση τις συνθέσεις αυτές, 4 δοκιμαστικά χυτήρια των 100tn το καθένα, ένα με προσθήκη Nb-Ti και τα υπόλοιπα 3 με διάφορες περιεκτικότητες V-Ti. Από τα χυτήρια αυτά, μετά την διεργασία της χαλυβοποίησης, προέκυψαν πλινθώματα συνεχούς χύτευσης, τα οποία ύστερα από αναθέρμανση στους 1130°C υπέστησαν έλαση, η οποία οδήγησε στην παραγωγή χαλύβδινων πλακών (πλατέα προϊόντα).

Στα δείγματα που ελήφθησαν από τα χαλύβδινα πλινθώματα και τα πλατέα προϊόντα, πραγματοποιήθηκε:

- Διερεύνηση των μηχανικών ιδιοτήτων των παραχθέντων ποιοτήτων χάλυβα
- Διερεύνηση της μικροδομής των παραχθέντων ποιοτήτων χάλυβα
   Η μελέτη των δειγμάτων των τελικών προϊόντων έδειξε τα εξής:
- Οι μηχανικές ιδιότητες των χαλύβδινων πλακών και πλινθωμάτων S355 με χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα ευρέθησαν αντίστοιχες ή και βελτιωμένες σε σχέση προς εκείνες των χαλύβων S355 μεσαίας περιεκτικότητας σε άνθρακα.
- Περιορισμός του μακροδιαφορισμού μόνο στις εξωτερικές επιφάνειες και όχι στο εσωτερικό των πλακών στο μέσο του χυτού (centreline segregation, CLS). Αυτό

αποτελεί την κυριότερη βελτίωση της ποιότητας των χαλύβδινων πλακών και πλινθωμάτων που προέκυψε από την παρούσα εργασία.

- Σημαντικό περιορισμό των οξειδικών εγκλεισμάτων με συνακόλουθη βελτίωση της καθαρότητας του χάλυβα.
- Βελτίωση της επιφάνειας των πλακών, σε σχέση με τα συνήθη προϊόντα του συγκεκριμένου χαλυβουργείου, λόγω της μείωσης της εμφάνισης αναδιπλώσεων.

Τα παραπάνω θα οδηγήσουν στον περιορισμό της αστοχίας των προϊόντων.

# ABSTRACT

The target of this diploma thesis is the planning and performance of industrial trials to optimise the production and properties of the steel plates S355 HSLA (High Strength Low Alloyed). The goal was to reduce the carbon contents from the usual levels (0,2-0,25%) to 0,08-0,12%C levels. In order to counterbalance the decrease of the mechanical properties, due to the reduction of the carbon content, it was necessary for additions to liquid steel of microalloyeds Nb, V, Ti and/or their combination. Thus, industrial trial heats were planned with variable compositions in respect of microalloyeds. This work was carried out as a corporation of the Hellenic Center of Metals (ELKEME), the STOMANA steelworks of SIDENOR and the Laboratory of the General and Technical Mineralogy of Technical University of Crete.

Four industrial trial heats were carried out in the installations of STOMANA, 100tn each, one with the addition of Nb-Ti and the rest three with V-Ti. From those heats, after the steel making process, the produced slabs of the continuous casting machine, after being delivered from the reheating furnace at temperature 1130°C, are hot rolled in order to produce steel plates.

The received samples of the produced steel slabs and plates were carried out:

- Investigation of the mechanical properties of the produced steel grades
- Investigation of the microstructure of the produced steel grades The study of the final product samples showed the following:
- The mechanical properties of the steel plates and slabs S355 with lower carbon content are comparable and/or improved to those of medium carbon steel grades
- Surface improvement of the steel, in comparison to the usual products of this steelworks, due to the lower incidence of laminations.
- Limitation of the centreline segregation (CLS) only to the outer surface of the final steel product and not on the inside. This result conducted to main advantage which is derived from this research.
- Significant reduction of the oxidic inclusions with subsequent improvement of steel cleanliness.

# I : ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

Ο καθαρός σίδηρος παρουσιάζεται ανάλογα με τη θερμοκρασία και την πίεση, με δύο αλλοτροπικές μορφές. Η μία (σίδηρος-α) έχει κυβικό χωροκεντρωμένο πλέγμα (bcc) και η άλλη (σίδηρος-γ) ολοεδρικά κεντρωμένο κρυσταλλικό πλέγμα (fcc).

Ο σίδηρος-α εμφανίζεται σε θερμοκρασίες μικρότερες των 910°C, καθώς και σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 1390°C. Ενδιάμεσα εμφανίζεται ο σίδηρος γ (Εικόνα I.1).

Τόσο ο σίδηρος α όσο και ο σίδηρος γ σχηματίζουν στερεά διαλύματα παρεμβολής, δηλαδή άτομα μικρών διαστάσεων όπως ο άνθρακας, το άζωτο, το βόριο, και το υδρογόνο, παρεμβάλλονται μέσα στην κρυσταλλική δομή του, δηλαδή μεταξύ των ατόμων του σιδήρου [1].

Το στερεό διάλυμα άνθρακα στον σίδηρο-γ ονομάζεται **ωστενίτης**, ενώ στον σίδηρο-α **φερρίτης**.



Εικόνα Ι.1: Αλλοτροπικές μορφές του σιδήρου σε διαφορετικές θερμοκρασίες[1]

# 1. Το Διμερές Σύστημα Fe-C

## 1.1 Γενικά

Ο σίδηρος (Fe) είναι από τα περισσότερο γνωστά μέταλλα. Μέθοδοι εξόρυξης και κατεργασίας του χρησιμοποιούνται εδώ και χιλιάδες χρόνια. Από τους χάλυβες, το 90% της παραγωγής τους καταλαμβάνουν τα κράματα Fe-C ενώ στο υπόλοιπο συγκαταλέγονται οι μαλακοί, οι ελαφρώς κραματωμένοι χάλυβες, οι ανοξείδωτοι χάλυβες, οι εργαλειοχάλυβες, οι ισχυρά κραματωμένοι χάλυβες, κλπ.



Εικόνα Ι.2: Διάγραμμα μετασταθούς Fe-Fe<sub>3</sub>C [3]

Ο άνθρακας (C), είναι το φθηνότερο και αποτελεσματικότερο στοιχείο κραμάτωσης του Fe προκειμένου να επιτύχουμε σκλήρυνση του σιδήρου. Ο άνθρακας προστίθεται σε ποσοστά από 0,02% κ.β. μέχρι 4% κ.β. περίπου και κατ' αυτόν τον τρόπο παράγονται οι χάλυβες που περιέχουν χαμηλό, μέσο και υψηλό ποσοστό σε άνθρακα και οι χυτοσίδηροι[3].

Στην εικόνα I.2, παρουσιάζεται το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων σιδήρουάνθρακα. Στην πραγματικότητα παρουσιάζεται το μετασταθές διάγραμμα ισορροπίας Fe-Fe<sub>3</sub>C. Το διάγραμμα αυτό δεν είναι ένα πραγματικό διάγραμμα μετασταθούς ισορροπίας, δεδομένου ότι το καρβίδιο του σιδήρου (σεμεντίτης) το οποίο σχηματίζεται, δεν αποτελεί φάση ισορροπίας.

Ορίζονται τρεις περιοχές στο διάγραμμα ως προς το ποσοστό του άνθρακα (% κ.β. C). Ο καθαρός σίδηρος του εμπορίου περιέχει λιγότερο από 0,008% κ.β. C και αποτελείται αποκλειστικά από τη φάση α (φερρίτης) στη θερμοκρασία περιβάλλοντος. Τα κράματα του σιδήρου με περιεκτικότητα σε άνθρακα μεταξύ 0,008% κ.β. και 2,00% κ.β. κατατάσσονται στους χάλυβες.

Μολονότι ένας χάλυβας μπορεί να περιέχει μέχρι 2,00% κ.β. C, στην πράξη το ποσοστό του άνθρακα δεν υπερβαίνει το 1,0% κ.β. Οι χυτοσίδηροι κατατάσσονται στην κατηγορία σιδηρούχων κραμάτων που περιέχουν από 2,00% έως 6,67% κ.β. C. Στο εμπόριο ομως οι χυτοσίδηροι σπάνια υπερβαίνουν το 4,5% κ.β. C[2].

Οταν το ποσοστό του C είναι μεγαλύτερο του 2% κ.β. περίπου, το εν λόγω κράμα ονομάζεται χυτοσίδηρος διότι μορφοποιείται, κατά κύριο λόγο, με χύτευση. Τα βασικά είδη χυτοσιδήρου, που παρασκευάζονται πρωτογενώς είναι ο λευκός και ο φαιός χυτοσίδηρος. Η μικροδομή των λευκών χυτοσιδήρων περιλαμβάνει, ως κύριο συστατικό, το σεμεντίτη σε μορφή κυρίως δενδριτική, ενώ των φαιών χυτοσιδήρων, το γραφίτη σε μορφή φυλλιδίων. Στους φαιούς χυτοσιδήρους το ποσοστό του πυριτίου είναι μεγαλύτερο από 0,7% κ.β. (πρακτικά 1%<Si<3%), ενώ στους λευκούς αυτό δεν ξεπερνά το 0,5% κ.β. Το Si όπως θα αναφερθεί παρακάτω καταλύει τη διάσπαση του σεμεντίτη (γραφιτίαση).

Ο σεμεντίτης (Fe<sub>3</sub>C) είναι θερμοδυναμικά ασταθής σε σχέση με τη φάση γ (ωστενίτης) ή την υγρή φάση L κορεσμένη σε άνθρακα, είναι δηλ. μετασταθής ένωση, εξ' ου και η ονομασία διάγραμμα μετασταθούς ισορροπίας. Ωστόσο ο σεμεντίτης,

10

εμφανίζεται στην περιοχή των θερμοκρασιών που ενδιαφέρει τους μετασχηματισμούς των χαλύβων διότι η ταχύτητα της πραγματοποίησης της αντίδρασης Fe<sub>3</sub>C → 3Fe (α) + C (γραφίτης) είναι αμελητέα [3].



Εικόνα Ι.3: Διάγραμμα ευσταθούς ισορροπίας Fe-C (διακεκομένες γραμμές) και μετασταθές διάγραμμα ισορροπίας Fe-C (συνεχείς γραμμές) [3]

Κάτω από ορισμένες συνθήκες, λαμβάνει χώρα η αντίδραση της γραφιτίασης, δηλαδή:

Fe<sub>3</sub>C ↔ α-Fe + C (γραφίτης). Ο γραφίτης είναι σταθερή ένωση και γι' αυτό το αντίστοιχο διάγραμμα Fe-C ονομάζεται ευσταθές διάγραμμα ισορροπίας Fe-C ή Fe-γραφίτη (Εικόνα I.3). Οι συνθήκες πραγματοποίησης της παραπάνω αντίδρασης, είναι:
(α) Θερμοκρασία υψηλότερη της θερμοκρασίας περιβάλλοντος
(β) Ύπαρξη άνθρακα σε ποσοστό υψηλότερο από 2% κ.β. (περιοχή χυτοσιδήρων).

(γ) Ύπαρξη στοιχείων προσθήκης, και συνήθως πυριτίου (Si), σε ποσοστό μεγαλύτερο από 0,7% κ.β. Το πυρίτιο είναι γραφιτίζον στοιχείο, δηλαδή δρα ως καταλύτης της αντίδρασης της γραφιτίασης.

Η ταχύτητα απόψυξης στο διάγραμμα ευσταθούς ισορροπίας είναι πολύ μικρότερη από αυτή στη μετασταθή, προσεγγίζοντας έτσι περισσότερο τις ιδανικές συνθήκες ισορροπίας. Τα δύο αυτά διαγράμματα (μετασταθούς και ευσταθούς) παρουσιάζουν τις εξής διαφορές[3]:

- Η ευτηκτική θερμοκρασία στο ευσταθές είναι 1135°C, ενώ στο μετασταθές 1130°C.
- Η ευτηκτική αναλογία στο ευσταθές 4,25% κ.β. C ενώ στο μετασταθές είναι
   4.30% κ.β. C.
- Η ευτηκτοειδής θερμοκρασία στο ευσταθές είναι 738°C, ενώ στο μετασταθές είναι 723°C.
- Η ευτηκτοειδής αναλογία στο ευσταθές είναι 0,69% κ.β. C, ενώ στο μετασταθές 0,80% κ.β. C.

Οι χαρακτηριστικές θερμοκρασίες του διαγράμματος Fe-C είναι οι εξής:

- Α<sub>0</sub>. Πρόκειται για τη θερμοκρασία του σημείου Curie του σεμεντίτη, η οποία ισούται με 210°C.
- Α<sub>1</sub>. Πρόκειται για τη θερμοκρασία του σημείου τομής με την οριζόντια του ευτηκτοειδούς σημείου, είναι σταθερή και ισούται με 723°C.
- Α<sub>2</sub>. Πρόκειται για τη θερμοκρασία του σημείου Curie του φερρίτη, δηλαδή το σημείο Curie του Fe-α και ισούται με 768°C.
- Α<sub>3</sub>. Πρόκειται για τη θερμοκρασία του σημείου τομής με την GS. Αντιστοιχεί στη θερμοκρασία πλήρους ωστενιτοποίησης. Για τον καθαρό σίδηρο (με 0%C), η θερμοκρασία αυτή ισούται με 910°C, ενώ για χάλυβα ευτηκτοειδούς σύστασης (με 0,8%C) ισούται με 723°C.
- Α<sub>4</sub>. Πρόκειται για τη θερμοκρασία του σημείου τομής με την NJ. Αντιστοιχεί στη θερμοκρασία μετασχηματισμού του ωστενίτη σε δ-φερρίτη. Για τον καθαρό σίδηρο, η θερμοκρασία αυτή ισούται με 1400°C, ενώ για χάλυβα ευτηκτοειδούς σύστασης ισούται με 1492°C.
- $A_m$ . Πρόκειται για τη θερμοκρασία του σημείου τομής με την SE, όταν η

περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα κυμαίνεται από 0,8 έως 2% και αντιστοιχεί στη θερμοκρασία πλήρους ωστενιτοποίησης. Για περιεκτικότητα 0,8%C, η θερμοκρασία αυτή ισούται με 723°C, ενώ για περιεκτικότητα 2%, ισούται με 1130°C.

Οι θερμοκρασίες  $A_1$ ,  $A_3$  και  $A_4$  παρουσιάζουν υστέρηση κατά τη θέρμανση ή την απόψυξη. Για το λόγο αυτό, χρησιμοποιούνται οι δείκτες c και r, για να δηλώσουν τη θέρμανση και την απόψυξη, αντίστοιχα. Για παράδειγμα, γράφουμε  $A_{c3}$   $A_{r3}$ . Η διαφορά μεταξύ των τιμών των δυο αυτών θερμοκρασιών είναι της τάξεως μερικών βαθμών Κελσίου, και εξαρτάται από την ταχύτητα απόψυξης ή θέρμανσης του χάλυβα.

Παρακάτω οι Πίνακες Ι.1 και Ι.2 συνοψίζουν τις κυριότερες φάσεις και συστατικά που εμφανίζονται στο διμερές διάγραμμα Fe-C. Στη συνέχεια θα μελετηθούν αναλυτικά οι προκύπτουσες μικροδομές που λαμβάνονται κατά την αργή απόψυξη διαφόρων κραμάτων σιδήρου-άνθρακα της περιτηκτικής περιοχής, της ευτηκτοειδούς και της ευτηκτικής περιοχής. Οι αντίστοιχες τριφασικές ισορροπίες/αντιδράσεις που εμφανίζονται στο διμερές διάγραμμα Fe-C είναι οι ακόλουθες[3]:

- Περιτηκτική αντίδραση (1492°C)
  - $L(0,51\% \kappa.\beta. C) + \delta(0,1\% \kappa.\beta. C) \rightarrow \gamma(0,18\% \kappa.\beta. C)$
- Ευτηκτοειδής αντίδραση (723°C)
   γ(0,8% κ.β. C) → α(0,025% κ.β. C) + Fe<sub>3</sub>C(6,67% κ.β. C)
   (περλιτικός μετασχηματισμός)
- Ευτηκτική αντίδραση (1130°C)
   L(4,3% κ.β. C) → γ(2,00% κ.β. C) + Fe<sub>3</sub>C(6,67% κ.β. C)

Πίνακας Ι.1: Οι φάσ	εις του διμερούς δια	γράμματος ισορροπίας Fe-C.[3]
Φάση	Κρυσταλλικό Πλέγμα	Περιγραφή και Παρατηρήσεις
Υγρή φάση (L)		Υγρό διάλυμα C στον Fe
δ-φάση(δ-φερρίτης)	κυβικό χωροκεντρωμενο (bcc)	Τυχαίο στερεό διάλυμα παρεμβολής C στον Fe(bcc). Η μέγιστη διαλυτότητα 0,1% κ.β. C συμβαίνει στους 1492°C. Λίγα άτομα C εισχωρούν στο πλέγμα bcc του Fe διότι τα κενά του bcc είναι μικρά. Δεν προκαλούν μεγάλες εσωτερικές παραμορφώσεις. Ο δ-Fe είναι σταθερός σε θερμοκρασίες μεταξύ 1400-1539°C.
γ-φάση (ωστενίτης)	κυβικό εδροκεντρωμένο (fcc)	Τυχαίο στερεό διάλυμα παρεμβολής Ο στο πλέγμα fcc του Fe. Η μέγιστη διαλυτότητα 2,00% κ.β. C συμβαίνει στους 1130°C. Το άτομο του C τοποθετείται ως ένθετο άτομο στη θέση του οκταεδρικού κενού του fcc πλέγματος άρα μεγαλύτερο ποσοστό άνθρακα εμπεριέχεται σε τέτοιες θέσεις. Ο γ-Fe είναι σταθερός σε θερμοκρασίες μεταξύ των 911-1400°C.
α-φάση (φερρίτης)	κυβικό χωροκεντρωμένο (bcc)	Τυχαίο στερεό διάλυμα παρεμβολής C στο πλέγμα bcc του Fe. Η μέγιστη διαλυτότητα είναι 0,025% κ.β. C συναντάται στους 723°C. Συμβαίνει ότι και για το ένθετο άτομο της δ-φάσης, άρα μικρή διαλυτότητα του C στον όοο Fe. O α-Fe είναι σταθερός σε θερμοκρασία μικρότερη των 911°C.
Καρβίδιο του σιδήρου/σεμεντίτης (Fe <sub>3</sub> C)	ορθορομβικό	Σκληρή και εύθραυστη μεσομεταλλική ένωση του C με τον Fe. Περιέχει 6,67% κ.β. C. Ονομάζουμε πρωτογενή σεμεντίτη αυτόν που εμφανίζεται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες της ευτηκτικής, δευτερογενή αυτόν που εμφανίζεται μεταξύ της ευτηκτικής και της ευτηκτοειδούς θερμοκρασίας και τριτογενή αυτόν που εμφανίζεται κάτω από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία. Τα ποσοστά του δευτερογενούς και τριτογενούς σεμεντίτη είναι πολύ μικρά και μπορούν να θεωρηθούν αμελητέα.
Γραφίτης (C)	εξαγωνικό	Μία από τις αλλοτροπικές μορφές του C. Είναι μαλακή και αποτελεί βασική φάση στα περισσότερα είδη των χυτοσιδήρων. Ο γραφίτης απαντάται σε διάφορες μορφολογίες: φυλλίδια, ροζέττες, κονδυλώματα και σφαιρίδια, ανάλογα με την ταχύτητα απόψυξης και τα στοιχεία προσθήκης.

Πίνακας Ι.2: Τα συστατικά του διμερούς κ	ςράματος Fe-C[3]
Συστατικά	Περιγραφή και Παρατηρήσεις
Περλίτης: α+Fe3C	Σύνθετη ευτηκτοειδής δομή εναλλασσόμενων πλακών φάσης α και Fe <sub>3</sub> C
	που παράγεται όταν αποψύχεται η γ-φάση περιέχουσα 0,8% κ.β. C κάτω
	από τους 723°C. Ο περλίτης πυρηνοποιείται στα όρια των κόκκων της γ-
	φάσης (ωστενίτης). Δεν αποτελεί φάση, αλλά μίγμα φάσεων α και Fe <sub>3</sub> C
	με σύσταση 88,5% κ.β. α και 11,5% κ.β. Fe <sub>3</sub> C.
Λεδεμδουρίτης: γ+ Fe <sub>3</sub> C	Είναι μια σύνθετη ευτηκτική δομή που αποτελείται από εναλλασσόμενες
	πλάκες γ-φάσης και Fe <sub>3</sub> C που παράγεται κατά την πήξη του υγρού
	σύστασης 4,3% κ.β. C σε θερμοκρασία χαμηλότερη από τους 1130°C.
	Δεν αποτελεί φάση αλλά ευτηκτικό μίγμα φάσεων και εμφανίζεται κυρίως
	κατά την στερεοποίηση των χυτοσιδήρων.
Λεδεμβουριτική μορφή: περλίτης+ Fe3C	Είναι σύνθετη δομή που αποτελείται από περλίτη και σεμεντίτη.
	Προέρχεται από το λεδεμβουρίτη, κατόπιν μετασχηματισμού του
	ωστενίτη (μέσα στον λεδεμβουρίτη) σε περλίτη σε θερμοκρασία κάτω
	από τους 723°C.

#### 1.2 Ανάπτυξη των μικροδομών στα κράματα Fe-C

#### 1.2.1 Περιτηκτική περιοχή

Εξετάζεται η στερεοποίηση του κράματος διαφόρων συστάσεων σε C (εικόνα I.4). Όταν το υγρό κράμα έχει ποσοστό άνθρακα 0,18% κ.β. (γραμμή I), το μείγμα φάσεων δ+L, περιτηκτικής αναλογίας, θα αντιδράσει πλήρως στην θερμοκρασία των 1493°C, προς φάση γ. Στην πραγματικότητα όμως, όπως είναι γνωστό και από τη γενική θεωρία των διαγραμμάτων φάσεων, κατά την απόψυξη κάτω από την περιτηκτική θερμοκρασία, η προϊούσα φάση γ, κρυσταλλώνεται γύρω από τη φάση δ, δημιουργώντας μια "μονωτική" κάλυψη μεταξύ της δ-φάσης και της υγρής. Έτσι τίθεται ένας επιπλέον παρεμποδισμός (εκτός αυτού της μείωσης της θερμοκρασίας) για να πραγματοποιηθεί ο μετασχηματισμός διάχυσης. Η περιτηκτική αντίδραση αρκετές φορές πραγματοποιείται μερικώς, λόγω αυτού του φαινομένου (φαινόμενο περιτύλιξης)[3].



Εικόνα Ι.4: Η περιτηκτική περιοχή του διαγράμματος φάσεων Fe-C[3]

Όταν το υγρό κράμα έχει ποσοστό άνθρακα μεταξύ 0,1 και 0.18% κ.β., έστω 0.15% (γραμμή II), τότε κατά την απόψυξη στη θερμοκρασία liquidus λαμβάνει χώρα η μερική πήξη και κρυστάλλωση του τήγματος. Μειούμενης της θερμοκρασίας αυξάνεται το ποσοστό της δ-φάσης, στο σύστημα της οποίας κρυσταλλώνεται μέρος του υγρού. Στην περιτηκτική θερμοκρασία (1493°C), λαμβάνει χώρα, κατά τα γνωστά η περιτηκτική αντίδραση δ+L $\rightarrow$ γ (σημείο Π περιεκτικότητας 0,18% κ.β. C), ενώ κάποιο ποσοστό της

φάσης δ θα μείνει αναλλοίωτο μετά το πέρας της αντίδρασης. Μετά την απόψυξη σε θερμοκρασία μικρότερη της περιτηκτικής αρχίζει η διάσπαση της φάσης δ προς φάση γ, όπου τελικά κάτω από τη θερμοκρασία Τ<sub>1</sub>, λαμβάνεται δομή περιέχουσα μόνο τη φάση γ.

Όταν το υγρό κράμα έχει σύσταση 0,4% κ.β. σε C (γραμμή III), στη θερμοκρασία T αρχίζει ο σχηματισμός πυρήνων κρυστάλλωσης της ακραίας δ-φάσης. Μειούμενης της θερμοκρασίας, η δ-φάση συνεχίζει να κρυσταλλώνεται ενώ η περιεκτικότητα σε C αυξάνει ακολουθώντας την καμπύλη AB, μέχρι το σημείο B (0,1% κ.β. C στους 1493°C). Τότε ακριβώς το υπόλοιπο υγρό που βρίσκεται σε ισορροπία με τη δ-φάση φθάνει (ακολουθώντας την περιτηκτική καμπύλη) στο σημείο Γ (0,51% κ.β. C στους 1493°C). Εκεί πραγματοποιείται η περιτηκτική αντίδραση δ+L $\rightarrow$ γ (σημείο Π περιεκτικότητας 0,18% κ.β. C). Επειδή λοιπόν η συνολική σύσταση σε άνθρακα βρίσκεται μεταξύ Π και Γ η υγρή φάση που περισσεύει στερεοποιείται σε γ στερεή φάση καθώς η θερμοκρασία μειώνεται στην T<sub>1</sub>, ενώ η γ-φάση ακολουθώντας την ΠΔ αλλάζει σύσταση φθάνοντας τελικά το ποσοστό 0,4% κ.β. C στο σημείο Δ. Από εκεί και έπειτα το μελετούμενο κράμα παραμένει ως γ-φάση και μόνο [3].

#### 1.2.2 Ευτηκτοειδής περιοχή

Εάν αποψύξουμε ένα κράμα σιδήρου-άνθρακα με περιεκτικότητα της ευτηκτοειδούς σύστασης (0,8% κ.β. C) κατά μήκος της ευθείας xx' (εικόνα Ι.5) κόκκοι περλίτη θα σχηματισθούν στα όρια των κόκκων της γ-φάσης μέχρις ότου το σύνολο του ευτηκτοειδούς γ (περιεκτικότητας 0 8% κ.β. C) μετασχηματισθεί σε περλίτη, δηλαδή φερρίτη, α(0,025% κ.β. C) και σεμεντίτη, Fe<sub>3</sub>C(6,67% κ.β. C)[2].



**Εικόνα Ι.5:** Αποκτούμενες μικροδομές κατά τη διάρκεια της απόψυζης ενός χάλυβα ευτηκτοειδούς σύστασης (0,8% κ.β. C)[3]



Εικόνα Ι.6: Μικροδομή ενός ευτηκτοειδούς χάλυβα ο οποίος εμφανίζει τη δομή του περλίτη, δηλ. εναλλασσόμενες πλάκες φερρίτη (λευκές περιοχές) και σεμεντίτη (λεπτά στρώματα πολλά των οποίων εμφανίζονται ως μαύρα) (μεγέθυνση x500)[3]

Στην εικόνα Ι.6 παρουσιάζεται η μικροδομή του περλίτη σε οπτικό μικροσκόπιο με μεγέθυνση x500.

### 1.2.2.1 Υποευτηκτοειδής Περιοχή

Κατά την αργή απόψυξη ενός χάλυβα με περιεκτικότητα σε άνθρακα εκείνη της υποευτηκτοειδούς περιοχής, μεταξύ δηλαδή 0,025 και 0,8% κ.β. C, κατά μήκος της yy', (εικόνα Ι.7), η γ-φάση (ωστενίτης) αρχίζει να μετασχηματίζεται σε α (φερρίτης) και γ μόλις το κράμα εισέλθει στην διαφασική περιοχή α+γ[2].



**Εικόνα Ι.7:** Σχηματική αναπαράσταση των αποκτούμενων μικροδομών κατά την απόψυξη κράματος Fe-C της υποευτηκτοειδούς σύστασης[3]



**Εικόνα Ι.8:** Μικροδομή χάλυβα περιεκτικότητας 0,38% κ.β. C, αποτελούμενου από κόκκους προευτηκτοειδούς φερρίτη και περλίτη[3]

Ο προευτηκτοειδής φερρίτης πυρηνοποιείται στα περατωτικά όρια του ωστενίτη και αναπτύσσεται καθώς ο χάλυβας αυτός πλησιάζει την ευτηκτοειδή θερμοκρασία (εικόνα Ι.7). Ο προευτηκτοειδής φερρίτης εμφανίζεται ως κυτταροειδής, όταν η ταχύτητα απόψυξης είναι σχετικά αργή, είτε ως βελονοειδής (Windmanstatten), όταν η απόψυξη είναι σχετικά πιο γρήγορη. Στην ευτηκτοειδή θρεμοκρασία, η παραμένουσα γ-φάση (ευτηκτοειδούς συστάσεως) μετασχηματίζεται σε περλίτη, ενώ συγχρόνως ο προευτηκτοειδής φερρίτης παραμένει ως μητρική φάση περιβάλλουσα τους κόκκους του περλίτη (εικόνα Ι.8). Άρα συνολικά έχουμε προευτηκτοειδή φερρίτη και κόκκους περλίτη, ο οποίος αποτελείται απο φερρίτη και σεμεντίτη στη θερμοκρασία περιβάλλοντος.

#### 1.2.2.2 Υπερευτηκτοειδής περιοχή

Ανάλογες μεταβολές και μικροδομές εμφανίζονται κατά την απόψυξη ενός υπερευτηκτοειδούς χάλυβα του οποίου η περιεκτικότητα σε άνθρακα βρίσκεται μεταξύ 0,8 και 2,00% κ.β. κατά μήκος της ευθείας zz' (Εικόνα Ι.9). Στο σημείο M θα υπάρχει μόνο η γφάση περιεκτικότητας  $C_{\gamma 5}$ . Καθώς η θερμοκρασία μειώνεται, στην περιοχή της διφασικής ισορροπίας γ+Fe<sub>3</sub>C (σημείο N) η φάση του προευτηκτοειδούς σεμεντίτη θα εμφανισθεί και θα αναπτυχθεί στα περατωτικά όρια των κόκκων του ωστενίτη. Ο σεμεντίτης αυτός πολλές φορές καλείται σκελετοειδής σεμεντίτης. Η σύσταση του σεμεντίτη θα παραμείνει αμετάβλητη καθώς η θερμοκρασία μειώνεται ενώ εκείνη του ωστενίτη μεταβάλλεται ακολουθώντας την καμπύλη PO προς το ευτηκτοειδές σημείο[3].



Εικόνα Ι.9: Σχηματική αναπαράσταση των αποκτούμενων μικροδομών κατά την απόψυξη τους κράματος Fe-C της υπερευτηκτοειδούς σύστασης[3]



**Εικόνα Ι.10:** Μικροδομή ενός χάλυβα περιεκτικότητας 1,4% κ.β. C, αποτελούμενου από λευκό προευτηκτοειδή σεμεντίτη που περιβάλλει τους κόκκους του περλίτη[3]

Καθώς η θερμοκρασία γίνεται μικρότερη της ευτηκτοειδούς (σημείο K) ο υπολειπόμενος ωστενίτης της ευτηκτοειδούς σύστασης θα μετασχηματισθεί σε περλίτη (α+Fe<sub>3</sub>C). Συνολικά στη θερμοκρασία περιβάλλοντος θα έχουμε μια μικροδομή που θα αποτελείται από προευτηκτοειδή (σκελετοειδή) σεμεντίτη και περλίτη (Σχ Ι.10)[3].

#### 1.2.3. Ευτηκτική περιοχή

Η ευρύτερη ευτηκτική περιοχή των κραμάτων Fe-C που αντιστοιχεί σε συστάσεις οπό 2-6,67% κ.β. C, παρουσιάζει μεγάλο ενδιαφέρον στη μελέτη των χυτοσιδήρων. Παρακάτω θα εξετασθεί η εξέλιξη της μικροδομής τέτοιων κραμάτων με βάση το μετασταθές διάγραμμα ισορροπίας φάσεων (λευκοί χυτοσίδηροι)[2].



**Εικόνα Ι.11:** Μετασχηματισμός φάσεων και λαμβανόμενες μικροδομές κατά την απόψυζη ευτηκτικού υγρού[3]

Εξετάζεται καταρχήν η αργή απόψυξη υγρού κράματος Fe-C ευτηκτικής σύστασης (περιεκτικότητα 4,3% κ.β. C) (Εικόνα Ι.11). Στην ευτηκτική θερμοκρασία, που αντιστοιχεί στους 1130°C, αρχίζει ο ευτηκτικός μετασχηματισμός L $\rightarrow$ γ+Fe<sub>3</sub>C. Η υγρή φάση δηλ. στερεοποιούμενη δίνει ευτηκτικούς κόκκους αποτελούμενους από εναλλασσόμενες πλάκες ωστενίτη και σεμεντίτη. Το στερεό αυτό που προκύπτει από την πήξη τήγματος ευτηκτικής σύστασης ονομάζεται λεδεμβουρίτης. Η απόψυξη μέχρι την ευτηκτοειδή θερμοκρασία (723°C) οδηγεί στο σχηματισμό μικρής ποσότητας δευτερογενούς σεμεντίτη. Στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία αρχίζει ο ευτηκτοειδής μετασχηματισμός γ $\rightarrow$  α+Fe<sub>3</sub>C, κατά τον οποίον ο ωστενίτης, σύστασης 0,8% κ.β. C, μετατρέπεται σε περλίτη. Αποψύχοντας κάτω από αυτήν τη θερμοκρασία λαμβάνεται μικρή ποσότητα τριτογενούς σεμεντίτη. Άρα σε θερμοκρασία περιβάλλοντος η κύρια μικροδομή του παραπάνω κράματος θα είναι "μετασχηματισμένος λεδεμβουρίτης", δηλ. ευτηκτικός σεμεντίτης και περλίτης προερχόμενος από ωστενίτη (μέσα στο λεδεμβουρίτη). Το σύνολο της μικρογραφικής αυτής μορφής ονομάζεται λεδεμβουριτική μορφή (Εικόνα Ι.12). Οι ποσότητες του δευτερογενούς και τριτογενούς σεμεντίτη θεωρούνται πολύ μικρές[3].



Εικόνα Ι.12: Μικροδομή ευτηκτικού λευκού χυτοσιδήρου: λεδεμβουργιτική μορφή (μεγέθυνση x170) [3]

## 1.2.3.1. Υποευτηκτική περιοχή

Εξετάζεται η αργή απόψυξη υποευτηκτικού υγρού, σύστασης από 2,11-4,3% κ.β. C (Εικόνα Ι.13). Κάτω από τη θερμοκρασία πήξεως (θερμοκρασία liquidus) το υγρό μετασχηματίζεται μερικώς σε στερεά φάση γ. Η φάση αυτή ονομάζεται προευτηκτικός ή πρωτογενής ωστενίτης. Οι προευτηκτικοί κρυσταλλίτες του ωστενίτη είναι ευμεγέθεις λόγω της ελευθερίας αναπτύξεως τους μέσα στο υγρό.



Εικόνα Ι.13: Μετασχηματισμός φάσεων και λαμβανόμενες μικροδομές κατά την απόψυζη υποευτηκτικού υγρού (σύστασης 3% κ.β. C)[3]

Στην ευτηκτική θερμοκρασία το εναπομείναν υγρό, ευτηκτικής σύστασης, στερεοποιείται βάσει της ευτηκτικής αντίδρασης προς λεδεμβουρίτη (ευτηκτική φάση γ και ευτηκτικό σεμεντίτη). Κατά την απόψυξη μεταξύ των θερμοκρασιών 1130-723°C, λαμβάνεται μικρή ποσότητα δευτερογενούς σεμεντίτη. Στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία (723°C), ο προευτηκτικός ωστενίτης και ο ωστενίτης μέσα στον λεδεμβουρίτη (κοινής σύστασης = 0,8% κ.β. C) μετασχηματίζονται σε περλίτη. Σε θερμοκρασία περιβάλλοντος η μικροδομή του κράματος αποτελείται από περλίτη (εκ του προευτηκτικού ωστενίτη) και λεδεμβουριτική μορφή (Εικόνα Ι.14). Οι ποσότητες του δευτερογενούς και τριτογενούς σεμεντίτη θεωρούνται αμελητέες[3].



**Εικόνα Ι.14:** Μικροδομή υποευτηκτικού λευκού χυτοσιδήρου (σύστασης 3.20% κ.β. C): περλίτης και σεμεντίτης (μεγέθυνση x250)[3]

## 1.2.3.2. Υπερευτηκτική περιοχή

Εξετάζεται η αργή απόψυξη υπερευτηκτικού υγρού (4,3-6,67% κ.β. C). Κάτω από τη θερμοκρασία liquidus αρχίζει η μερική πήξη του υγρού προς κρυστάλλους προευτηκτικού ή πρωτογενούς σεμεντίτη (εικόνα Ι.15). Ο προευτηκτικός σεμεντίτης σχηματίζεται υπό μορφή μεγάλων βελονοειδών κρυστάλλων. Στην ευτηκτική θερμοκρασία το εναπομένον υγρό, ευτηκτικής σύστασης, στερεοποιείται βάσει της ευτηκτικής αντίδρασης προς λεδεμβουρίτη (ευτηκτική φάση γ και ευτηκτικό σεμεντίτη). Κατά την απόψυξη μεταξύ των θερμοκρασιών 1130-723°C, λαμβάνεται μικρή ποσότητα δευτερογενούς σεμεντίτη. Στην ευτηκτοειδή θερμοκρασία (723°C), ο ωστενίτης μέσα στον λεδεμβουρίτη (σύστασης = 0,8% κ.β. C) μετασχηματίζεται σε περλίτη. Σε θερμοκρασία περιβάλλοντος η μικροδομή του κράματος αποτελείται από πρωτογενούς σεμεντίτη και λεδεμβουριτική (Εικόνα Ι.16). Οι ποσότητες του δευτερογενούς και τριτογενούς σεμεντίτη



Εικόνα Ι.15: Μετασχηματισμός φάσεων και λαμβανόμενες μικροδομές κατά την απόψυζη υπερευτηκτικού υγρού (σύστασης 4,8% κ.β. C)[3]



**Εικόνα Ι.16:** Μικροδομή υπερευτηκτικού λευκού χυτοσιδήρου (σύστασης 4,8% κ.β. C): περλίτης και σεμεντίτης (μεγέθυνση x250)[3]

#### 2. Μετασχηματισμοί φάσεων

## 2.1. Ο μετασχηματισμός ωστενίτη -> φερρίτη

Κατά την αργή ψύξη ενός υποευτηκτοειδούς χάλυβα ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε φερρίτη (προευτηκτοειδή) μεταξύ των θερμοκρασιών A<sub>3</sub> και A<sub>1</sub>. Ο ίδιος μετασχηματισμός συμβαίνει και όταν ο χάλυβας ψυχθεί από τομα από την ωστενιτική περιοχή σε μια θερμοκρασία κάτω από την A<sub>1</sub> μέχρι του 600°C.

Ο μετασχηματισμός είναι διαχυτικός και συμβαίνει με πυρήνωση και ανάπτυξη της φερριτικής φάσεως. Η πυρήνωση του φερρίτη είναι ετερογενής με σημαντικότερες θέσεις πυρηνώσεως στα σύνορα κόκκων του ωστενίτη ή άλλα δομικά σφάλματα της ωστενιτικής φάσεως. Η μορφολογία του φερρίτη, που σχηματίζεται, εξαρτάται από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού[3].

Έτσι, με τη μείωση της θερμοκρασίας μετασχηματισμού γ/α οι μορφολογίες του φερρίτη ταξινομούνται κατά του Dube ως εξής:

- (α) περικρυασταλλικές ετερομορφές
- (β) πλακίδια ή λωρίδες Windamastatten
- (γ) διακρυσταλλικές ιδιομορφές
- (δ) διακρυσταλλικά πλακίδια

Οι περικρυσταλλικές ετερομορφές είναι κρύσταλλοι φερρίτη, που σχηματίζονται σε υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού (800°C) με πυρήνωση σε ωστενιτικά όρια κόκκων. Ο φερρίτης αυτός αναπτύσσεται τόσο κατά μήκος των συνόρων όσο και προς το εσωτερικό κόκκων σχηματίζοντας μια δομή, που ονομάζεται ισοαξονικός φερρίτης. Η πυρήνωση των ετερομορφών υπακούει σε μία σχέση προσανατολισμού μεταξύ μητρικής και θυγατρικής φάσεως, η οποία ονομάζεται σχέση προσανατολισμού Kurdjumov-Sachs:

$$\left\{111\right\}_{\gamma} / / \left\{110\right\}_{\alpha}, \left[1\overline{10}\right]_{\gamma} / / \left[11\overline{1}\right]_{\alpha}$$

Σύμφωνα με τη σχέση αυτή, κατά το σχηματισμό του φερρίτη, τα επίπεδα {110} του φερρίτη είναι παράλληλα προς τα επίπεδα {111} του ωστενίτη, ενώ οι διευθύνσεις  $\langle 1\overline{10} \rangle$  του φερρίτη είναι παράλληλες προς τις διευθύνσεις  $\langle 1\overline{10} \rangle$  του ωστενίτη. Έτσι, υπάρχει μία στενή κρυσταλλογραφική σχέση μεταξύ των δύο φάσεων. Παρατηρούμε επίσης ότι τα

παραπάνω επίπεδα και διευθύνσεις αντιστοιχούν στα πυκνά επίπεδα και τις πυκνές διευθύνσεις τόσο του φερρίτη όσο και του ωστενίτη. Τα διαφασικά όρια φερρίτη/ωστενίτη είναι μη συνοχής με μεγάλη κινητικότητα στις υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού[2].

Ο φερρίτης Windmastatten σχηματίζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες μετασχηματισμού με τη μορφή πλακιδίων ή λωρίδων. Τα πλακίδια αυτά σχηματίζονται με πυρήνωση στα ωστενιτικά σύνορα κόκκων ή στις προϋπάρχουσες φερριτικές ετερομορφές και αναπτύσσονται κατά μήκος συγκεκριμένων επιπέδων της μητρικής φάσεως (Εικόνα Ι.17.β). Κατά την ανάπτυξή του ο φερρίτης Windmastatten διατηρεί τη σχέση προσανατολισμού Korjumov-Sachs με τον ωστενίτη. Τα διαφασικά όρια μεταξύ φερρίτη Windmastatten και ωστενίτη είναι συνοχής ή ημισυνοχής. Οι διακρυσταλλικές ιδιομορφές είναι ισοαξονικοί κρύσταλλοι φερρίτη. Που σχηματίζονται στο εσωτερικό των ωστενιτικών κόκκων σε χαμηλότερες θερμοκρασίες μετασχηματισμού από εκείνες του φερρίτη Windmastatten (εικόνα I.17.γ). Η πυρήνωση του φερρίτη στο εσωτερικό των κόκκων οφείλεται στην αυξημένη κινούσα δύναμη, που ενεργοποιεί θέσεις ετερογενούς πυρηνώσεως χαμηλότερης δυναμικότητας σε σχέση με εκείνες των συνόρων των κόκκων. Σε ακόμη γαμηλότερες θερμοκρασίες μετασγηματισμού σγηματίζονται διακρυσταλλικά πλακίδια φερρίτη (εικόνα Ι.17.δ). Τα πλακίδια αυτά είναι αντίστοιχα των πλακιδίων Windmastatten με τη διαφορά ότι σχηματίζονται αποκλειστικά στο εσωτερικό των κόκκων. Στα κράματα Fe-C-X (όπου X κραματικό στοιχείο αντικαταστάσεως) ο μετασχηματισμός γ/α παρουσιάζει τα ίδια μορφολογικά χαρακτηριστικά, όπως στους απλούς ανθρακοχάλυβες. Η κινητική όμως του μετασχηματισμού μεταβάλλεται λόγω της παρουσίας των κραματικών στοιγείων. Εδώ διακρίνουμε δύο περιπτώσεις αναπτύξεως της φερριτικής φάσεως ανάλογα με το αν υπάρχει ή όχι διαχωρισμός των κραματικών στοιχείων μεταξύ των φάσεων α και γ[2].

Στην πρώτη περίπτωση η ταχύτητα αναπτύξεως του φερρίτη είναι πολύ αργή και καθορίζεται από τη διάχυση των κραματικών στοιχείων στον ωστενίτη (π.χ. Mn, Ni). Στη δεύτερη περίπτωση η ταχύτητα αναπτύξεως του φερρίτη είναι μεγαλύτερη, αφού δεν υπάρχει διάχυση των κραματικών στοιχείων (π.χ. Si, Mo, Al, Cr) στον ωστενίτη. Ετσι η ταχύτητα αναπτύξεως καθορίζεται μόνο από τη διάχυση του άνθρακα, που είναι ταχύτερη από αυτήν των στοιχείων αντικαταστάσεως. Στη γενική περίπτωση όμως η ανάπτυξη του φερρίτη στα κράματα Fe-C-X είναι αργότερη από την αντίστοιχη ανάπτυξη στους ανθρακοχάλυβες Fe-C[2].

26



Εικόνα Ι.17: Οι τρεις μορφές προευτηκτοειδούς φερρίτη: (a) περικρυσταλλικές ετερομορφές (β) πλακίδια Windmastätten, (γ) διακρυσταλλικές ιδιομορφές (δ) διακρυσταλλικά πλακίδια. Από το (α) στο (δ) μειώνεται η θερμοκρασία μετασχηματισμού γ/α[2].

## 2.2. Περλιτικός Μετασχηματισμός

Ο περλιτικός μετασχηματισμός αναφέρεται στον μετασχηματισμό της γ φάσης του σιδήρου (γ-Fe, ωστενίτης), σε περλίτη, ο οποίος αποτελεί μείγμα της α φάσης του σιδήρου (α-Fe, φερρίτης) και του καρβιδίου του σιδήρου (Fe<sub>3</sub>C, σεμεντίτης)[2].

Ο περλίτης, αποτελείται από μια ομοιόμορφη εναλλαγή πλακιδίων φερρίτη και σεμεντίτη. Επειδή ο λόγος των εδρών είναι 8:1, τα πλακίδια του φερρίτη είναι οκταπλάσιου πλάτους από εκείνα του σεμεντίτη, δεδομένου ότι έχουν περίπου ίδια ειδικά βάρη. Η πυρηνοποίηση πραγματοποιείται σε τρία στάδια (εικόνα Ι.18):



Εικόνα Ι.18: Σχηματική αναπαράσταση της πυρηνοποιήσης του περλίτη και της ανάπτυξης του.[3]

#### 1° Στάδιο

Η πυρηνοποίηση αρχίζει με την εμφάνιση στα περατωτικά όρια των κόκκων της φάσης γ-Fe, ενός πυρήνα Fe<sub>3</sub>C του οποίου ο κύριος άξονας ανάπτυξης είναι περίπου κάθετος προς την διεπιφάνεια των κόκκων του γ-Fe με ταυτόχρονο σχηματισμό ζώνης φτωχής σε C εκατέρωθεν του πυρήνα του Fe<sub>3</sub>C, μέσα στο στερεό διάλυμα γ-Fe (εικόνα I.18.α)[3].

#### 2° Στάδιο

Εμφάνιση μέσα στις ζώνες, τις φτωχές σε C, πυρήνων της φάσης α που αναπτύσσονται παράλληλα με τον κρύσταλλο του Fe<sub>3</sub>C με κάποια καθυστέρηση (εικόνα Ι.18.β). Δεδομένου ότι το πλέγμα bcc της φάσης α του σιδήρου έχει μικρότερη δυνατότητα διάλυσης του άνθρακα, αυτοί οι α-πυρήνες απομακρύνουν τον άνθρακα προς τα έξω, γεγονός που προκαλεί την εμφάνιση εκατέρωθεν των πυρήνων του α, ζωνών εμπλουτισμένων σε C, πάντοτε μέσα στην περιβάλλουσα δομή γ-Fe[3].

#### 3° Στάδιο

Εμφάνιση νέων πυρήνων Fe<sub>3</sub>C μέσα στις πλούσεις σε άνθρακα ζώνες του προηγούμενου σταδίου (εικόνα I.18.γ). Η διαδικασία αυτή επαναλαμβάνεται ακολουθώντας πάντοτε μία διεύθυνση κάθετη προς τον αρχικό κρύσταλλο γ-Fe, ενώ οι άλλες λωρίδες που συνίστανται εναλλάξ από Fe<sub>3</sub>C και α-Fe φάση αναπτύσσονται συγχρόνως κατά μήκος. Αυτή η «αποικία» δεν διακόπτει την ανάπτυξη της, παρά μόνο όταν συναντάται με κάποια άλλη «αποικία», που προέρχεται από το γειτονικό κόκκο του αρχικού ωστενίτη. Το πάχος των λωρίδων εξαρτάται από την ταχύτητα διάχυσης του άνθρακα μέσα στην κυψελίδα της γ-Fe φάσης και από τη θερμοκρασία μετασχηματισμού. Έχει βρεθεί εμπειρικά ότι μεταξύ του πάχους e των λωρίδων και της θερμοκρασίας T, ισχύει η σχέση:

 $\log e = A - \frac{B}{T}$  όπου Α και Β σταθερές.

Συνολικά, ο περλιτικός μετασχηματισμός περιγράφεται από την αντίδραση: γ-Fe (fcc Fe + 0,8% κ.β. διαλ. C) → α-Fe (bcc Fe + 0,025% κ.β. διαλ. C) + + Fe<sub>3</sub>C (6.67% κ.β. C) [3]

#### 2.3. Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός

Στους ανθρακοχάλυβες ο ωστενίτης κατά την ψύξη του μετασχηματίζεται σε προευτηκτοειδή φερρίτη και περλίτη (σε υψηλές θερμοκρασίες) ή σε μαρτενσίτη (σε χαμηλές θερμοκρασίες). Υπάρχει μια θερμοκρασιακή περιοχή  $M_s$ <T< 550°C όπου δεν εμφανίζεται καμία από τις παραπάνω φάσεις αλλά αντίθετα σχηματίζεται μια νέα δομή, που αποτελείται από λεπτά πλακίδια ή λωρίδες φερρίτη καθώς και σωματίδια σεμεντίτη. Η δομή αυτή ονομάζεται Μπαινίτης (Bainite) προς τιμήν του Ε. C. Bain, που πρώτος την ανακάλυψε. Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός συνδυάζει χαρακτηριστικά διαχυτικών και μαρτενσιτικών μετασχηματισμών[2].

Ανάλογα με τη θερμοκρασία σχηματισμού διακρίνουμε τον μπαινίτη σε άνω μπαινίτη (400-500°C) και κάτω μπαινίτη (250-400°C).

**Άνω μπαινίτης**: Η δομή αυτή σχηματίζεται σε δύο στάδια. Στο πρώτο στάδιο πραγματοποιείται η πυρήνωση και ανάπτυξη λεπτών πλακιδίων φερρίτη (μπαινιτικός φερρίτης), με παράλληλο εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα, αφού η στερεά διαλυτότητα του άνθρακα στο φερρίτη είναι πολύ μικρή. Στο δεύτερο στάδιο, ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα οδηγεί στην καθίζηση σεμεντίτη μεταξύ των πλακιδίων του φερρίτη (Εικόνα Ι.19). Η μορφολογία του σεμεντίτη εξαρτάται από την περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα. Σε χάλυβες με υψηλό ποσοστό άνθρακα ο σεμεντίτης σχηματίζει συνεχείς λωρίδες, που διαχωρίζουν τα πλακίδια του φερρίτη. Όταν όμως η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι χαμηλή, τότε σχηματίζονται μικρά σωματίδια σεμεντίτη. Ο άνω μπαινίτης αναπτύσσεται σε ομάδες παράλληλων πλακιδίων (Εικόνα Ι.20), που ονομάζονται μπαινιτικές δεσμίδες.



Εικόνα Ι.19: Σχηματισμός άνω μπαινίτη: (a), (β) πρώτο στάδιο με μετασχηματισμό δέσμης πλακιδίων φερρίτη και εμπλουτισμού ωστενίτη στον άνθρακα. (γ), (δ) καθίζηση σεμεντίτη μεταξύ πλακιδίων φερρίτη.[2]



Εικόνα Ι.20: Σχηματισμός δεσμίδων άνω μπαινίτη σ'ένα ωστενιτικό κόκκο

Η ανάπτυξη των πλακιδίων του μπαινιτικού φερρίτη έχει πολλά κοινά χαρακτηριστικά με το μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Και εδώ ο σχηματισμός του φερρίτη πραγματοποιείται με συνεργατική κίνηση ατόμων (μετατοπιστικός μετασχηματισμός) ενώ η παραμόρφωση μορφής έχει μεγάλη διατμητική συνιστώσα και παρουσιάζει τα χαρακτηριστικά της παραμορφώσεως αμετάβλητου επιπέδου IPS. Η χαλάρωση των μεγάλων παραμορφώσεων, που αναπτύσσονται, γίνεται με πλαστική παραμόρφωση του ωστενίτη, του οποίου η αντοχή είναι χαμηλή στις υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού. Λόγω της πλαστικής παραμορφώσεως, η πυκνότητα αταξιών στον ωστενίτη αυξάνεται με αποτέλεσμα να παρεμποδίζεται η μετακίνηση των ολισθήσιμων διεπιφανειών μπαινιτικού φερρίτη/ωστενίτη και να σταματά η ανάπτυξη των πλακιδίων. Έτσι, κάθε μπαινιτική κόκκου. Η σχέση προσανατολισμού μεταξύ μπαινιτικού φερρίτη και ωστενίτη είναι κατά Kurmujov-Sachs

 $\left\{111\right\}_{\gamma} / / \left\{110\right\}_{\alpha}, \left\langle110\right\rangle_{\gamma} / / \left\langle111\right\rangle$ 

ενώ η σχέση προσανατολισμού μεταξύ σεμεντίτη και ωστενίτη είναι κατά Pitsch

$$\begin{bmatrix} 001 \end{bmatrix}_{Fe_{3C}} / / \begin{bmatrix} \bar{2} \, 25 \end{bmatrix}_{\alpha}$$
$$\begin{bmatrix} 010 \end{bmatrix}_{Fe_{3C}} / / \begin{bmatrix} \bar{1}\bar{1}5 \end{bmatrix}_{\alpha}$$
$$\begin{bmatrix} 100 \end{bmatrix}_{Fe_{3C}} / / \begin{bmatrix} 5\bar{5}4 \end{bmatrix}_{\alpha}$$

Στους χάλυβες παρατηρούνται και οι τρεις παραπάνω εναλλακτικοί προσανατολισμοί αναπτύξεως του σεμεντίτη στον άνω μπαινίτη. Στους κραματωμένους χάλυβες, ο σίδηρος και τα στοιχεία αντικαταστάσεως (Mn, Si, Mo, Ni) δε διαχέονται κατά το μπαινιτικό μετασχηματισμό. Με σημαντική προσθήκη Si ή Al στον χάλυβα είναι δυνατόν να ανασταλεί η καθίζηση σεμεντίτη και η μπαινιτική μικροδομή αποτελείται έτσι από μπαινιτικό φερρίτη και παραμένοντα ωστενίτη εμπλουτισμένο σε άνθρακα[2].

Κάτω μπαινίτης: Ο κάτω μπαινίτης σχηματίζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες (250-400°C) και έχει κοινά μορφολογικά χαρακτηριστικά με τον άνω μπαινίτη. Η σημαντικότερη διαφορά είναι ότι κατά την ανάπτυξη του φερρίτη, εκτός από τον εμπλουτισμό του ωστενίτη σε άνθρακα, λαμβάνει

χώρα και καθίζηση σεμεντίτη μέσα στο φερρίτη. Ετσι στον κάτω μπαινίτη σχηματίζεται σεμεντίτης τόσο μέσα στα πλακίδια του μπαινιτικού φερρίτη όσο και μεταξύ των πλακιδίων αυτών με απ' ευθείας καθίζηση από τον ωστενίτη (Εικόνα Ι.21).

Η σχέση προσανατολισμού μεταξύ σεμεντίτη και μπαινιτικού φερρίτη είναι σε τρεις παραλλαγές κατά Bagaryatski:

$$\begin{bmatrix} 001 \end{bmatrix}_{Fe_{3}C} / / \begin{bmatrix} \bar{1}01 \end{bmatrix}_{\alpha} \\ \begin{bmatrix} 110 \end{bmatrix}_{Fe_{3}C} / / \begin{bmatrix} 111 \end{bmatrix}_{a} \\ \begin{bmatrix} 010 \end{bmatrix}_{Fe_{3}C} / / \begin{bmatrix} \bar{1}2\bar{1} \end{bmatrix}_{\alpha}$$

Λόγω της καθιζήσεως του σεμεντίτη στον μπαινιτικό φερρίτη ο εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα είναι μικρότερος με αποτέλεσμα να σχηματίζονται μικρότερα σωματίδια σεμεντίτη μεταξύ των φερριτικών πλακιδίων. Γενικά η διασπορά των καρβιδίων είναι λεπτότερη στον κάτω μπαινίτη και το γεγονός αυτό εξηγεί τη μεγαλύτερη ολκιμότητα του κάτω μπαινίτη σε σχέση μ' αυτήν του άνω μπαινίτη. Στους χάλυβες, που περιέχουν υψηλό ποσοστό Si (π.χ. 1% κ.β.), αναστέλλεται η καθίζηση σεμεντίτη στον μπαινιτικό φερρίτη. Αντ' αυτού σχηματίζεται ε-καρβίδιο. Το ίδιο συμβαίνει και στους κραματωμένους χάλυβες, όπου σχηματίζεται ε-καρβίδιο ή άλλα σύνθετα καρβίδια με τη συμμετοχή των στοιχείων αντικαταστάσεως[2].



**Εικόνα Ι.21:** Σχηματισμός δεσμίδας κάτω μπαινίτη: (a) πλακίδια μπαινιτικού φερρίτη, (β) καθίζηση σεμεντίτη μέσα στο φερρίτη και εμπλουτισμός ωστενίτη σε άνθρακα και (γ) καθίζηση σεμεντίτη στον ωστενίτη [2]

#### 2.4. Επαναφορά του μαρτενσίτη

Ο μαρτενσίτης που σχηματίζεται στους χάλυβες αμέσως μετά τη βαφή, είναι μία πολύ σκληρή αλλά ταυτόχρονα ψαθυρή φάση, έτσι ώστε να μην είναι πρακτική η χρήση του χάλυβα. Για το λόγο αυτό τη βαφή ακολουθεί μία θερμική κατεργασία, η επαναφορά (tempering), με την οποία προσδίδεται στο χάλυβα ολκιμότητα με μικρή σχετικά μείωση της σκληρότητας. Η μαρτενσιτική φάση αμέσως μετά τη βαφή είναι ένα υπέρκορο στερεό διάλυμα Fe-C με τετραγωνική δομή BCT και μορφολογία λωρίδων ή πλακιδίων. Η πυκνότητα των αταξιών είναι μεγάλη, έως και 10<sup>12</sup>cm<sup>-2</sup>. Κατά την επαναφορά τα άτομα του

άνθρακα καθώς και δομικά σφάλματα (οπές και αταξίες) αποκτούν κινητικότητα με αποτέλεσμα το σχηματισμό διάφορων μικροδομών με ενεργοποίηση διεργασιών, όπως[2]:

- μείωση των ελαστικών εσωτερικών τάσεων, που δε χαλάρωσαν με την παραμόρφωση αμετάβλητου πλέγματος,
- ανακατανομή των αταξιών σε σχηματισμούς χαμηλότερης ενέργειας και μείωση της πυκνότητάς τους,
- ανάπτυξη των κόκκων,
- καθίζηση μετασταθών ή σταθερών φάσεων στο μαρτενσιτικό πλέγμα ή σε αταξίες,
- μετασχηματισμός του παραμένοντα ωστενίτη. Οταν η θερμοκρασία M<sub>s</sub> είναι υψηλή, τότε ενεργοποιούνται κάποιες από τις παραπάνω διεργασίες (π.χ. καθίζηση καρβιδίων ή συσσώρευση των ατόμων άνθρακα στις αταξίες) κατά τη διάρκεια της βαφής. Το φαινόμενο αυτό ονομάζεται αυτοεπαναφορά.

Στους ανθρακοχάλυβες η επαναφορά περιλαμβάνει τέσσερα στάδια:

(a) Στάδιο 1: καθίζηση ε-καρβιδίου και μείωση της τετραγωνικότητας του μαρτενσίτη (έως τους 250°C).

Το ε-καρβίδιο έχει δομή HOP και σχηματίζεται με συγκεκριμένη σχέση προσανατολισμού με το τετραγωνικό πλέγμα του μαρτενσίτη, κατά Jack

$$\begin{bmatrix} \bar{1}11 \end{bmatrix}_{a} / / \begin{bmatrix} 010 \end{bmatrix}_{Fe_{3}C}$$
$$\begin{bmatrix} 11\bar{1} \end{bmatrix}_{\alpha'} / / \begin{bmatrix} 1\bar{2}10 \end{bmatrix}_{\varepsilon}$$
$$\begin{bmatrix} 11\bar{1} \end{bmatrix}_{\alpha'} / / \begin{bmatrix} 1\bar{2}10 \end{bmatrix}_{\varepsilon}$$

Η ασυμφωνία πλέγματος μεταξύ των επιπέδων  $(101)_{\alpha'}$  και  $(10\overline{11})_{a'}$  είναι πολύ μικρή έτσι ώστε στα αρχικά στάδια της καθιζήσεως το ε-καρβίδιο να έχει πλήρη συνοχή. Στο γεγονός αυτό οφείλεται και η μικρή αύξηση της σκληρότητας που παρατηρείται μεταξύ 50 και

100°C.

(β) Στάδιο 2: μετασχηματισμός του παραμένοντα ωστενίτη σε φερρίτη και σεμεντίτη (200-300°C).

(γ) **Στάδιο 3:** αντικατάσταση του ε-καρβιδίου από σεμεντίτη, απώλεια τετραγωνικότητας του μαρτενσίτη (200-350°C).

Η πυρήνωση του σεμεντίτη γίνεται στις διεπιφάνειες μεταξύ ε-καρβιδίου και μαρτενσίτη, ο οποίος χάνει την τετραγωνικότητά του και γίνεται φερρίτης. Ο σεμεντίτης αναπτύσσεται με μορφή Windmastatten και με σχέση προσανατολισμού με το φερρίτη κατά Bagaryatski

$$(211)_{a} / / (001)_{Fe_{3}C}$$

$$\left[ 01\bar{1} \right]_{a} / / \left[ 100 \right]_{Fe_{3}C}$$

$$\left[ \bar{1}11 \right]_{a} / / \left[ 010 \right]_{Fe_{3}C}$$

Αλλες θέσεις ετερογενούς πυρηνώσεως του σεμεντίτη αποτελούν οι διεπιφάνειες των διδυμιών (σε χάλυβες με μεγάλη περιεκτικότητα σε άνθρακα) καθώς και οι διεπιφάνειες μεταξύ των λωρίδων μαρτενσίτη ή τα ωστενιτικά σύνορα κόκκων.

(δ) Στάδιο 4: διεύρυνση και σφαιροποίηση διασποράς σεμεντίτη, ανακρυστάλλωση του φερρίτη (πάνω από τους 350°C)[3].

Η διεύρυνση της διασποράς σεμεντίτη ενεργοποιείται μεταξύ 300 και 400°C. Η κινούσα δύναμη για τη διεύρυνση είναι η μείωση της διεπιφανειακής ενέργεια. Με τη διεύρυνση ο σεμεντίτης χάνει την κρυσταλλογραφική του σχέση με το φερρίτη και αρχίζει να σφαιροποιείται έως τους 700°C. Ταυτόχρονα οι διεπιφάνειες μεταξύ των λωρίδων μαρτενσίτη μετατρέπονται από σύνορα μικρής γωνίας σε σύνορα μεγάλης γωνίας, δηλαδή μετασχηματίζονται σε σύνορα κόκκων του φερρίτη με ισοαξονική μορφολογία. Η διεργασία αυτή περιλαμβάνει τόσο διεργασίες αποκαταστάσεως (300-600°C) όσο και ανακρυσταλλώσεως (600-700°C). Η τελική δομή αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους φερρίτη με διασπορά σφαιροποιημένου σεμεντίτη[3].

Η επαναφορά συνοδεύεται από μία σταδιακή μείωση της σκληρότητας και αντίστοιχα του ορίου διαρροής του χάλυβα, γεγονός, που οφείλεται κυρίως στην απώλεια της τετραγωνικότητας του μαρτενσίτη και τη διαφυγή του άνθρακα από το μαρτενσιτικό πλέγμα για σχηματισμό σεμεντίτη. Στις μεγαλύτερες θερμοκρασίες επαναφοράς η μείωση της σκληρότητας οφείλεται στη διεύρυνση της διασποράς σεμεντίτη και στην ανακρυστάλλωση του φερρίτη. Η μείωση του ορίου διαρροής συνοδεύεται από αντίστοιχη αύξηση της ολκιμότητας του χάλυβα (Εικόνα Ι.21). Έτσι με τη θερμική κατεργασία επαναφοράς είναι δυνατόν να επιτευχθεί ένας βέλτιστος συνδυασμός αντοχής και ολκιμότητας[3].

34



Εικόνα ΙΙ.21: Επίδραση της θερμοκρασίας επαναφοράς στο χάλυβα AISI 1050

Στους κραματωμένους χάλυβες η παρουσία κραματικών στοιχείων διαφοροποιεί τα χαρακτηριστικά της επαναφοράς σε αρκετά σημεία, σημαντικότερα των οποίων είναι τα εξής: Το πυρίτιο (Si) σταθεροποιεί το ε-καρβίδιο και αναστέλλει τη μετατροπή του σε σεμεντίτη μέχρι και τους 400°C. Η παρουσία των στοιχείων Cr, W, Mo, Ti, V, Si έχει σαν αποτέλεσμα τη διατήρηση της τετραγωνικότητας του μαρτενσίτη σε θερμοκρασίες επαναφοράς, που φθάνουν και τους 500°C. Αντίθετα τα Ni και Mn επιταχύνουν την απώλεια τετραγωνικότητας. Ορισμένα κραματικά στοιχεία, όπως τα Si, Cr, Mo και W, επιβραδύνουν τη διεργασία της διευρύνσεως της διασποράς σεμεντίτη με αποτέλεσμα ο σεμεντίτης να διατηρεί τη λεπτή διασπορά του σε μεγάλες θερμοκρασίες επαναφοράς. Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα να λειτουργεί ως διασπορά εκλεπτύνσεως κόκκων διαμορφώνοντας έτσι μικρό μέγεθος φερριτικού κόκκου[3].

Όταν στο χάλυβα υπάρχει ικανοποιητική συγκέντρωση καρβιδιογόνων στοιχείων (π.χ. τα Cr, Mo, W, V και Ti) τότε σχηματίζονται καρβίδια, τα οποία είναι θερμοδυναμικά σταθερότερα από το σεμεντίτη. Ο σχηματισμός αυτών των καρβιδίων δεν πραγματοποιείται σε χαμηλές θερμοκρασίες επαναφοράς (κάτω από τους 500°C) λόγω της χαμηλής διαχυτικότητας των στοιχείων αντικαταστάσεως. Αντίθετα σε υψηλότερες θερμοκρασίες επαναφοράς (500-600°C), η διάχυση των στοιχείων αυτών επιταχύνεται και οδηγεί στην πυρήνωση και ανάπτυξη καρβιδίων Μ<sub>γ</sub>N<sub>ν</sub>. Η διασπορά των καρβιδίων αυτών είναι λεπτότερη από τη διασπορά του σεμεντίτη, που αντικαθιστά και περαιτέρω παρουσιάζει μεγαλύτερη αντίσταση στη διεύρυνση. Έτσι, ο σχηματισμός των καρβιδίων Μ<sub>γ</sub>N<sub>ν</sub> συνοδεύεται από αύξηση της σκληρότητας, φαινόμενο, που ονομάζεται δευτερογενής σκλήρυνση. Η δευτερογενής σκλήρυνση αποτελεί στην ουσία σκλήρυνση με γήρανση. Ετσι η καμπύλη σκληρότητας χαρακτηρίζεται από ένα μέγιστο, που σχετίζεται με τη μετάβαση από το μηγανισμό ισχυροποιήσεως διαπερατών σωματιδίων σε μηγανισμό Orowan. Στην Εικόνα Ι.22 φαίνεται η δευτερογενής σκλήρυνση, που προκαλείται από το Mo. Η πυρήνωση των καρβιδίων είναι ετερογενής. Θέσεις ετερογενούς πυρηνώσεως αποτελούν τα σωματίδια του σεμεντίτη, οι αταξίες στον φερρίτη, που κληρονομούνται από το μαρτενσίτη καθώς και τα σύνορα των κόκκων. Τα καρβίδια, που σχηματίζονται εξαρτώνται από τα κραματικά στοιχεία. Σε χάλυβες που περιέχουν χρώμιο, η σειρά καθιζήσεως είναι  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 

Σε χάλυβες, που περιέχουν μολυβδαίνιο η βολφράμιο η σειρά καθιζήσεως είναι  $M_3C \Rightarrow M_2C \Rightarrow M_6C$ 

Στους χάλυβες, που περιέχουν βανάδιο, σχηματίζεται το καρβίδιο MC.

Το μεγάλο πλεονέκτημα των χαλύβων, που ισχυροποιούνται με δευτερογενή σκλήρυνση είναι το γεγονός ότι η διασπορά των καρβιδίων σχηματίζεται σε υψηλές θερμοκρασίες επαναφοράς (500-600°C) και επομένως η δομή αυτή παραμένει σταθερή σε υψηλές θερμοκρασίες έως και 500°C. Έτσι οι χάλυβες αυτοί μπορούν να διατηρήσουν την αντοχή τους στις θερμοκρασίες αυτές [3].


Εικόνα Ι.22: Δευτερογενής σκλήρυνση σε χάλυβα, που περιέχει Μο

## 3. Μηχανισμοί ισχυροποίησης στον χάλυβα

Η αντοχή των μετάλλων μπορεί να αυξηθεί με την παρεμπόδιση της αλισθήσεως των αταξιών. Η μελέτη μηχανισμών ισχυροποιήσεως αφορά την αλληλεπίδραση μεταξύ των αταξιών και των εμποδίων. Εμπόδια στην ολίσθηση των αταξιών αποτελούν: το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα, άλλες αταξίες, ξένα άτομα παρεμβολής ή αντικαταστάσεως, τα σύνορα κόκκων καθώς και σωματίδια ή ιζήματα άλλων φάσεων. Έτσι, σε αντιστοιχία με τα εμπόδια αυτά, οι βασικότεροι μηχανισμοί ισχυροποιήσεως είναι [3]:

- Η πλεγματική αντίσταση, που οφείλεται στην αντίσταση, που προβάλλει το ίδιο το κρυσταλλικό πλέγμα στην ολίσθηση αταξιών μέσα σ' αυτό. Η πλεγματική αντίσταση λειτουργεί πάντα, ανεξάρτητα από την λειτουργία ή όχι άλλων εμποδίων.
  Στους μονοκρυστάλλους η πλεγματική αντίσταση οδηγεί στην εξάρτηση του ορίου διαρροής από την πυκνότητα του επιπέδου και της διευθύνσεως της ολισθήσεως.
- Η εργοσκλήρυνση, που οφείλεται αφ' ενός στη ραγδαία αύξηση της πυκνότητας των αταξιών και αφ' ετέρου στην αλληλεπίδραση μεταξύ αταξιών κατά την διάρκεια της παραμορφώσεως. Η εργοσκλήρυνση οδηγεί στην εξάρτηση του ορίου διαρροής από την παραμόρφωση.
- Η ισχυροποίηση στερεού διαλύματος που οφείλεται στην αλληλεπίδραση των αταξιών με τα άτομα παρεμβολής ή αντικαταστάσεως. Τα άτομα αυτά προέρχονται από την κραμάτωση. Στην ισχυροποίηση στερεού διαλύματος συμμετέχουν μόνο τα άτομα, που βρίσκονται διαλυμένα σε μία φάση και σχηματίζουν στερεό διάλυμα.

Δεν συμμετέχουν εκείνα τα άτομα, τα οποία σχηματίζουν ιζήματα ή ενδομεταλλικές ενώσεις. Η ισχυροποίσηση στερεού διαλύματος οδηγεί στην εξάρτηση του ορίου διαρροής από τη χημική σύσταση ενός κράματος.

- Η ισχυροποίση από τα σύνορα των κόκκων, που οφείλεται στην αντίσταση που προβάλλουν τα σύνορα κόκκων στην ολίσθηση των αταξιών, οδηγεί στην εξάρτηση του ορίου διαρροής από το μέγεθος των κόκκων.
- Ισχυροποίηση από καθίζηση και διασπορά φάσεων και ενδομεταλλικών ενώσεων, που οφείλεται στην αντίσταση, που προβάλλουν τα σωματίδια άλλων φάσεων, τα οποία σχηματίζονται είτα από καθίζηση είτε από μηχανική διασπορά. Οδηγεί στην εξάρτηση του ορίου διαρροής από το κλάσμα όγκου και το μέσο μέγεθος των σωματιδίων.

Σε ένα κραματικό σύστημα είναι δυνατόν να λειτουργεί ένας ή περισσότεροι από τους παραπάνω μηχανισμούς. Αξίζει να σημειωθεί ότι η σύγχρονη τάση στο σχεδιασμό κραμάτων είναι η συμμετοχή περισσότερων μηχανισμών ισχυροποιήσεως για τη διαμόρφωση της συνολικής αντοχής του κράματος. Σημεία τα οποία αναλύονται στα κεφάλαια (ΙΙ.4 και ΙΙ.5).

## 4. Επίδραση στοιχείων κραματοποίησης στο Fe-C

Η επίδραση των στοιχείων προσθήκης στη μικροδομή αλλά και σε πολλές ιδιότητες των χαλύβων είναι πολύ σημαντική. Τα κραματικά στοιχεία ανάλογα με τη επίδραση τους στη σταθεροποίηση των διαφόρων φάσεων του διαγράμματος ισορροπίας διακρίνονται στις παρακάτω κατηγορίες[1]:

#### • Γαμμαφερρογόνα στοιχεία

Είναι τα στοιχεία αυτά τα οποία επιφέρουν διεύρυνση της περιοχής σταθερότητας του ωστενίτη (γ-φάσης), όπως π.χ. ελαττώνοντας τις θερμοκρασίες μετασχηματισμών A<sub>1</sub> και A<sub>3</sub> (εικόνα ΙΙ.26α). Τέτοια στοιχεία είναι το Mn, το Ni, και το Co, όπου σε υψηλή περιεκτικότητα (π.χ. Ni>20% ή Mn>10% κ.β.) σταθεροποιούν τον ωστενίτη ακόμα και σε θερμοκρασία περιβάλλοντος.

## Αλφαφερρογόνα στοιχεία

Είναι τα στοιχεία εκείνα όπου συρρικνώνουν την περιοχή σταθερότητας του ωστενίτη, αυξάνοντας τις θερμοκρασίες μετασχηματισμών και διευρύνοντας την περιοχή σταθερότητας του φερρίτη (α-φάση), Βλ. Εικόνα ΙΙ.26β. Τέτοια στοιχεία είναι κυρίως τα παρακάτω:Cr, Si, Mo, W, V, Al, Ti, Nb.

#### Καρβιδιογόνα στοιχεία

Είναι τα στοιχεία εκείνα που παρουσιάζουν την τάση δημιουργίας καρβιδίων, δηλ. εμφανίζουν χημική συγγένεια με το άτομο του C. Τέτοια στοιχεία που που παρουσιάζουν μεγαλύτερη τάση δημιουργίας καρβιδίων απο ότι ο σίδηρος είναι κατά αύξουσα σειρά τα ακόλουθα: Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti.

#### Γραφιτίζοντα στοιχεία

Είναι εκείνα τα στοιχεία που καταλύουν την αντίδραση της γραφιτίασης (της διάσπασης του σεμεντίτη) και αναστέλλουν γενικότερα τη δημιουργία καρβιδίων. Τέτοια στοιχεία είναι τα ακόλουθα: Si, Ni, Al.



**Εικόνα Ι.23:** Επίδραση στοιχείων προσθήκης στην σταθεροποίηση της α και γ-φάσης. (α) Διάγραμμα φάσεων Fe-M (M: Ni, Co, Mn). (β) Διάγραμμα φάσεων Fe-M (M: Cr, Mo, V, W, Ti, Nb)

## 5. Επίδραση μικροκραματικών στοιχείων στο Fe-C

Στους χάλυβες χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα, παρατηρείται υψηλότερη αντοχή σε συνδυασμό με υψηλή σκληρότητα και βελτιωμένη συγκολλισημότητα με την ανάπτυξη υψηλής αντοχής χαμηλής κραμάτωσης (HSLA) ποιότητες χάλυβα. Η βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων κατέστη δυνατή μέσω της εκλέπτυνσης του φερριτικού κόκκου σε συνδυασμό με μία επαρκή ενίσχυση της σκληρότητας μέσω της σκλήρυνσης από κατακρήμνιση, η οποία επιτυγχάνεται με την μικροκραμάτωση. Τα μικροκραματικά στοιχεία όπως τα: V, Nb και Ti διευκολύνουν αυτή την εκλέπτυνση του κόκκου, μέσω της κατακρήμνισης των νιτριδίων και των καρβιδίων μέσα στον ωστενίτη, και μια μεταγενέστερη ισχυροποίηση από διασπορά μέσω της κατακρήμνισης πολύ λεπτών καρβονιτριδίων μέσα στον φερρίτη, μετά τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη.

Επιπλέον, επηρεάζουν την κινητική μετασχηματισμού και τη δυναμική ή στατική ανακρυστάλλωση του ωστενίτη κατά τη διάρκεια της θερμής έλασης. Οι σχετικές συνεισφορές των V, Nb και Ti, σε αυτές τις διαδικασίες, καθορίζονται από την διαλυτότητα των νιτρδίων και καρβιδίων τους στον ωστενίτη.

Πολλά από τα σωματίδια που κατακρημνίζονται κατά την ψύξη μετά την συνεχή χύτευση, διαχέονται κατά τη διάρκεια της αναθέρμανσης του πλατέως προϊόντος στον φούρνο αναθέρμανσης. Αυτά περιλαμβάνουν τα: AIN, MNS, Nb (C, N), Ti (C, N), Ti4C2S2, TIS και VN. Κατά τη διάρκεια της μετέπειτα θερμής έλασης τα σωματίδια αυτά κατακρημνίζονται αρκετά εύκολα επειδή οι διαταραχές που εισάγονται κατά τη διάρκεια της έλασης λειτουργούν ως κέντρα συμπύκνωσης για την προκαλούμενη από την παραμόρφωση κατακρήμνιση. Αυτά τα σωματίδια, έχουν μέγεθος περίπου 2,5 nm σε διάμετρο μόνο, όταν εμφανίζονται, αλλά μπορεί να αυξηθεί το μέγεθος τους ή να εκτραχυνθεί σε διαμέτρους από 10 έως 20 nm. Τα σωματίδια για να σχηματιστούν χρειάζονται μερικά δευτερόλεπτα. Ως εκ τούτου, δεν παράγονται κατά την διάρκεια διαδικασιών έλασης μικρής διάρκειας. Γενικότερα, αυτά τα σωματίδια παίζουν κάποιο ρόλο μόνο σε θερμοκρασίες  $T < 1000^{\circ}$ C, δηλαδή προς το τέλος της διαδικασίας. Η προκαλούμενη από την παραμόρφωση κατακρήμνιση των MnS είναι σημαντική καθώς και η κατακρήμνιση του Nb(C, N), και σε μικρότερο βαθμό ο σχηματισμός των TiC και VN, για τον έλεγχο της διαδικασίας της έλασης, έτσι ώστε να δημιουργηθεί η σωστή/επιθυμητή μικροδομή. Η κατακρήμνιση είναι απαραίτητη διότι η ανακρυστάλλωση μπορεί να ολοκληρωθεί μόνο κατά την διάρκεια του τελειώματος της έλασης και μόνο αν σχηματιστεί άφθονος αριθμός κατακρημνισμάτων. Η υψηλή πυκνότητα των κατακρημνισμάτων, προωθείται από την εμφάνιση της ψύξης μεταξύ των πάσσων (που αυξάνει την κινητήρια δύναμη για την κατακρήμνιση) και διαστήματα μεταξύ των πάσσων (interpass) περίπου 10s ή περισσότερο. Σαν αποτέλεσμα της θερμοκρασίας της μη ανακρυστάλλωσης, εμφανίζεται μόνο από χάλυβες που περιέχουν Nb, Ti ή V και, επιπλέον, μόνο όταν παρέχεται αρκετός χρόνος κατά τη διάρκεια του τερματισμού της έλασης για να εμφανιστούν και να ανπτυχθούν τα κατακρημνίσματα. Αυτό σημαίνει ότι η ανακρυστάλλωση συμβαίνει πιο εύκολα κατά την διάρκεια της έλασης σε αργά ανάστροφα έλαστρα, όπως το έλαστρο που χρησιμοποιήθηκε του και βέβαια σε συνδυασμό με τα διαστήμαρα μεταξύ των πάσσων και τον γρόνο παραμονής στο πάσσο για να ψυγθεί.

## 5.1. Ο Ρόλος του Nb

Το νιόβιο, στους μικροκραματωμένους C-Mn χάλυβες, επηρεάζει σημαντικά τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη. Ακόμη και σε πολύ μικρές προσθήκες Nb, ο σχηματισμός του φερρίτη καθυστερεί σημαντικά. Το Nb, κατακρημνίζεται στην διεπιφάνεια ωστενίτη/φερρίτη και μειώνει την κινητική της ανάπτυξης του φερρίτη λόγω της αντίστασης της διαλυμένης ουσίας και λόγω τη καθίζησης του NbC στα όρια των κόκκων ωστενίτη/φερρίτη [5],[6]. Η δράση του Nb είναι διπλή: εκλέπτυνση του ωστενιτικού κόκκου, επομένως, και του φερριτικού κόκκου μετά την σκλήρυνση από μετασχηματισμό και κατακρήμνιση του φερρίτη από την καθίζηση NbC. Το Nb επίσης καθυστερεί την ανακρυστάλλωση του ωστενίτη που προκαλείται από την αντίσταση του solute και το «καρφίτσωμα» λεπτών NbC κατακρημνισμάτων[7]. Επιπρόσθετα, το Nb μειώνει την Ms θερμοκρασία. Η προσθήκη 0,02% Nb, μπορεί να αυξήσει το όριο διαρροής, ενός χάλυβα μεσαίας περιεκτικότητας σε άνθρακα, 70-100 MPa.

Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε φερρίτη εμφανίζεται σε δύο βήματα: την πυρήνωση και την ανάπτυξη. Μετά την πυρήνωση, μια νέα διεπιφάνεια δημιουργείται, η οποία ξεχωρίζει την

παραγώμενη φερριτική φάση από την μητρική ωστενιτική φάση. Αυτή η διεπιφάνεια μετακινείται στη γύρω μητρική φάση κατά την μετέπειτα ανάπτυξη. Ο αριθμός των πυρήνων φερρίτη αυξάνεται ραγδαία κατά την διάρκεια της ψύξης, ακριβώς πριν από την θερμοκρασία έναρξης της πυρήνωσης, περίπου στους 50K[8],[9]. Ο ρυθμός μετανάστευσης της διεπιφάνειας καθορίζεται από την διάχυση (των κραματικών στοιχείων κυρίως C και Mn), από την διεπιφάνεια, η οποία καθορίζεται από την αναδιάταξη στον του fcc σε bcc. Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε φερρίτη ελέγχεται από την διάχυση [5],[9],[10],[11], ή από την κινητικότητα της διεπιφάνειας [5],[12],[13], αλλά στις περισσότερες περιπτώσεις και οι δύο διαδικασίες επηρεάζουν την κινητική του μετασχηματισμού.

Η κατακρήμνιση του NbC, κατά την διάρκεια της ωστενοποίησης, κάνει εκλέπτυνση της ωστενιτικής δομής και προωθεί την εμφάνιση του ωστενίτη στον φερριτικό μετασχηματισμό σε υψηλότερες θερμοκρασίες[5],[14]. Η κατακρήμνιση του NbC, κατά την διάρκεια της ωστενοποίησης μπορεί να καθυστερίσει την πρόοδο του μετασηχματισμού «αγκιστρώνοντας» την διεπιφάνεια ωστενίτη/φερρίτη.

Το νιόβιο, το βανάδιο και το μολυβδαίνιο είναι ωστενιτικοί σταθεροποιητές όταν προστίθενατι σε μικρές ποσότητες, αλλά φεριτικοί σταθεροποιητές όταν βρίσκονται σε μεγαλύτερες ποσότητες. Έτσι, πορόλο που μειώνουν την A<sub>c3</sub> θερμοκρασία όταν προστίθενται χωριστά, όταν υπάρζουν από κοινού, αυξάνου την A<sub>c3</sub> θερμοκρασία πάνω από τους 875°C. Η ραγδαία κινητική σε 875°C είναι άμεσα συνδεόμενη με το γεγονός ότι η κατακρήμνιση στον φερρίτη είναι σημαντικά ταχύτερη σε σχέση με τον ωστενίτη[4],[15].

## 5.2. Ο ρόλος του V

Το βανάδιο, στους μικροκραματωμένους C-Mn χάλυβες, ουσιαστικά ενισχύει τον φερρίτη με σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης.

Στην περίπτωση του συνδυασμού V-Nb στην κραμάτωση, ορισμένα ζητήματα πρέπει να σημειωθούν [4]:

- Η κινητικότητα της κατακρήμνισης είναι πιο αργή στους Nb-V χάλυβες, σε σχέση με τους Nb-χάλυβες, καθώς η προσθήκη του V καθυστερεί την κατακρήμνιση του Nb(CN).
- Πάνω από τους 900°C, η κατακρήμνιση ξεκινά νωρίτερα στους Nb-V χάλυβες σε σχέση με τους V-χάλυβες. Κάτω από αυτή τη θερμοκρασία, το αντίθετο παρατηρείται, αν και σε μικρότερο βαθμό. Αυτό υποδηλώνει ότι η προσθήκη Nb επιβραδύνει την καθίζηση του VN.
- Η κατακρήμνιση τελειώνει αργότερα στους Nb-V χάλυβες, σε σχέση με τους

Nb-ή V-χάλυβες, με την διαφορά στο χρόνο να είναι μικρότερη στις χαμηλότερες θερμοκρασίες.

Η εξήγηση για αυτά τα γεγονότα, έγκειται σε μεγάλο βαθμό στην αύξηση της διαλυτότητας του καρβονιτριδίου λόγω της προσθήκης V, η οποία μειώνει την ενεργότητα του C και του N, όπως είναι στην περίπτωση με το Mn. Παρομοίως, η προσθήκη του Nb στους V-χάλυβες αυξάνει τη διαλυτότητα του VN και, ως εκ τούτου, καθυστερεί το ρυθμό κατακρήμνισης των VN στους Nb-V χάλυβες κάτω από τους 900°C. Πάνω από αυτή τη θερμοκρασία, τα πλούσια σε Nb κατακρημνίσματα σχηματίζονται νωρίτερα από τα πλούσια σε V, κυρίως λόγω του μεγαλύτερου υπερκορεσμού του πρώτου σε αυτό το εύρος θερμοκρασίας.

#### 5.3 Ο ρόλος του Τι

Το τιτάνιο, χρησιμοποιείται περισσότερο στην σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης παρά στην εκλέπτυνση κόκκου. Η αναλογία/ο λόγος Τi/N φαίνεται να αποτελεί τον καθοριστικό παράγοντα στον σχηματισμό των σύμπλοκων/σύνθετων νιτριδίων και καρβιδίων. Σύμφωνα με τις ισόθερμες διαλυτότητας για το TiN στον ωστενίτη, όσο μεγαλύτερη είναι η περιεκτικότητα σε Ti, τόσο υψηλότερη είναι η θερμοκρασία που απαιτείται για τον σχηματισμό πολύ σταθερού TiN, για δεδομένη ποσότητα N[16],[17]. Όσο υψηλότερος είναι ο λόγος Ti/N, τόσο υψηλότερη είναι και η πυκνότητα πυρήνωσης και μικρότερο το μέγεθος για τον σχηματισμό ενός σωματιδίου TiN απουσία άλλων στοιχείων που σχηματίζουν νιτρίδια νιτριδίων, ενώ σε παρουσία άλλων αντίστοιχων στοιχείων σχη τα TiN τείνουν να μεγεθυνθούν.

Λόγω της υψηλής θερμοκρασιακής σταθερότητας των πλούσιων σε Ti σωματιδίων, οι προσθήκες Ti σε HSLA χάλυβες, βελτιώνουν την αντοχή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (Heat Affected Zone, HAZ) μιας συγκόλλησης, ιδιαίτερα μετά από υψηλές εισροές θερμότητας. Αυτά τα σταθερά πλούσια σε Ti σωματίδια, περιορίζουν την ανάπτυξη των κόκκων ωστενίτη στην HAZ σε υψηλές θερμοκρασίες. Κατά παρόμοιο/αντίστοιχο τρόπο, τα σωματίδια TiN που σχηματίζονται κατά τη διάρκεια της συνεχούς χύτευσης σε χάλυβες χαμηλού C καταστέλλουν τη μεγέθυνση των κόκκων του ωστενίτη σε διεργασίες υψηλής θερμοκρασίας, όπως η αναθέρμανση πριν από την θερμή έλαση.

Πρέπει να τονιστεί ότι η σταθερότητα των ΤiN μεταβάλλεται παρουσία Nb, εφόσον/αφού σύμπλοκα/σύνθετα Ti-Nb νιτρίδια, καρβίδια και / ή καρβονιτρίδια σχηματίζονται. Με την συνδυασμένη παρουσία Ti-N, η ποσότητα των πλούσιων σε Ti

κατακρημνισμάτων θα αυξανόταν αν η διαλυτότητα τους μειωθεί όταν ένα μέρος του Nb είναι διαλυτό σε Ti(C,N). Η διαλυτότητα των πλούσιων σε Nb κατακρημνισμάτων θα μειωνόταν όταν το Ti είναι διαλυτό σε Nb(C,N).

Τα σταθερά σε υψηλές θερμοκρασίες Ti-Nb(C,N), λειτουργούν ως θέσεις πυρήνωσης για τα NbC, τα οποία κτακρημνίζονται σε υψηλότερες θερμοκρασίες [16], [18].

## 6. Χάλυβας χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα

Ο χάλυβας είναι ένα κράμα σιδήρου – άνθρακα. Είναι το σημαντικότερο και πιο διαδεδομένο υλικό των μηχανολογικών κατασκευών. Αυτό οφείλεται σε μεγάλο βαθμό στο γεγονός ότι η αλλοτροπία του σιδήρου και οι μετασχηματισμοί φάσεων στους χάλυβες επιτρέπουν το σχηματισμό μεγάλης ποικιλίας μικροδομών, που οδηγεί σε ένα αντίστοιχα μεγάλο εύρος μηχανικής συμπεριφοράς.

Οι χάλυβες με χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα, είναι από τα πιο διαδεδομένα υλικά που χρησιμοποιούνται στην βιομηχανία. Οι ποιότητες κοινών χαλύβων με χαμηλή περιεκτικότητα άνθρακα σε ποσοστό 0,05-0,08% κ.β. C, υστερούν έναντι αυτών με ποσοστό άνθρακα πάνω από την περιτηκτική περιοχή, δηλαδή 0.15-0.20% κ.β. C, ως προς τις μηγανικές ιδιότητες και κυρίως το όριο διαρροής, ιδιότητα ιδιαίτερα σημαντική. Ωστόσο και οι χάλυβες με 0.15-0.20% κ.β. C, παρουσιάζουν και αυτοί χαμηλή αντοχή, λόγω της κυρίως φερριτικής δομής τους, κάτι το οποίο περιορίζει την ευρύτερη χρήση τους. Για την αντιμετώπιση αυτού του περιορισμού, και συνεπώς και την αύξηση της αντοχής τους, χρησιμοποιούνται μηχανισμοί ισχυροποίησης. Το κύριο χαρακτηριστικό του είναι ότι διαθέτουν μικροποσότητες (όχι πάνω από 0,2%) μικροκραματικών στοιχείων για τον σχηματισμό καρβιδίων και νιτριδίων. Τα σημαντικότερα μίκροκραματικά στοιχεία είναι τα Nb, V και Ti, τα οποία σχηματίζουν καρβίδια (π.χ. NbC, VC, TiC), νιτρίδια (π.χ. AlN, VN) και καρβονιτρίδια (π.χ. V(CN), Nb(CN), Ti(CN), (Nb,Ti)CN, (NB,V)CN, κ.λ.π.). Τα σωματίδια αυτά παρεμποδίζουν την ανακρυστάλλωση του ωστενίτη κατά την θερμή κατεργασία του χάλυβα (π.χ. θερμή έλαση). Αυτό έχει σαν συνέπεια την διατήρηση του μεγέθους του ωστενιτικού κόκκου σε γαμηλά επίπεδα, ώστε κατά τον μετασγηματισμό να προκύψει λεπτόκοκκος φερρίτης.

## 7. Ποιότητες κατασκευαστικών χαλύβων

Οι κατασκευαστικοί χάλυβες που χρησιμοποιούνται ως δομικά στοιχεία, σε γερανούς, γέφυρες, στην ναυπηγική, στις θεμελιώσεις βαρέως τύπου μηχανολογικού εξοπλισμού κ.α. είναι συνήθως των ποιοτήτων S355 (0,2-0,25% C) και S235(0,17-0,2%C). Εξ' αυτών, η πρώτη εμφανίζει βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες συγκριτικά με την ποιότητα του S235.

## 7.1 Πλατέα προϊόντα S355

Στην παρούσα εργασία διερευνάται η δυνατότητα παραγωγής της ποιότητας S355, με περιεκτικότητα σε άνθρακα χαμηλότερη από τα συνήθη επίπεδα (0,2-0,25% C) στα επιδιωκόμενα (0.08-0.11%C). Οι υποευτηκτοειδές χάλυβες εμφανίζουν περιεκτικότητα σε άνθρακα έως 0.8%κ.β. Συνεπώς, και οι δύο προαναφερόμενες ποιότητες ανήκουν στους υποευτηκτοειδείς. Ωστόσο, για να διατηρηθούν οι μηχανικές ιδιότητες των S355 με την υψηλότερη περιεκτικότητα, είναι απαραίτητη η μικροκραμάτωση με V,Ti και Nb ή/και συνδυασμός αυτών.

Η μικροδομή που εμφανίζουν οι χάλυβες με περιεκτικότητα 0,08-0,11%C κ.β. είναι φερριτική-περλιτική με ποσοστά 85% και 15% αντίστοιχα.

# ΙΙ: ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΗ ΠΑΡΑΓΩΓΗ ΧΑΛΥΒΑ

# 1. Περιγραφή της παραγωγικής διαδικασίας

Για την παραγωγή χαλύβων οπλισμού σκυροδέματος ή άλλων τελικών προϊόντων χάλυβα, υπαρχουν συνοπτικά τα παρακάτω στάδια[1]:

- Χαλυβοποίηση: Αφορά τις διαδικασίες που απαιτούνται ώστε να παραχθούν κράματα σιδήρου με περιεκτικότητα άνθρακα, κάτω από 2%, όπου ορίζεται η περιοχή των χαλύβων.
- Συνεχής χύτευση: Το τήγμα χάλυβα της προηγούμενης φάσης, χυτεύεται και στερεοποιείται σε συγκεκριμένη μορφή ημιτελικού προϊόντος.
- Θερμή έλαση: Τα ημιτελικά προϊόντα αναθερμαίνονται σε κατάλληλη θερμοκρασία ώστε να είναι ελάσιμα και με συνεχή υποβιβασμό της διατομής τους, παράγονται τελικά προϊόντα σε επιθυμητές διαστάσεις και μορφές.

Ακολουθεί το διάγραμμα ροής της παραγωγικής διαδικασίας. Στην συνέχεια, περιγράφεται το κάθε στάδιο της εικόνας ΙΙΙ.1, αναλυτικά.



Εικόνα ΙΙ.1 : Διάγραμμα ροής παραγωγικής διαδικασίας



Εικόνα ΙΙ.2: Κάμινος ηλεκτρικού Τόξου (EAF) [21]

Το στάδιο της χαλυβοποίησης πραγματοποιείται σε κάμινο ηλεκτρικού τόξου (Electro Arc Furnace). Η βασική λειτουργία της καμίνου με ηλεκτρικό τόξο είναι η τήξη του χάλυβα προκειμένου να μετατραπεί στην εμπορεύσιμη μορφή του. Η πρώτη ύλη είναι σκραπ διαφόρων μορφών και ποιοτήτων, καθώς επίσης σίδηρος κάθε μορφής. Για λόγους εξοικονόμησης ενέργειας σε ορισμένες βιομηχανίες το σκραπ προτού εισαχθεί στο φούρνο τήξης της μονάδας, προθερμαίνεται από τα απαέρια του φούρνου.

Η κάμινος ηλεκτρικού τόξου (Εικόνα ΙΙ.2) αποτελείται από κυλινδρικό στέλεχος, το οποίο καταλήγει σε κοίλο πυθμένα, ενώ η οροφή του, η οποία είναι κινούμενη, περιέχει ηλεκτρόδια γραφίτη. Στο φούρνο προστίθεται σκραπ μήκους μικρότερου των 1.5m, καθώς και κωκ, άνθρακας ή ανθρακίτης, για την ενανθράκωση του σκραπ, την δημιουργία ευτηκτικού κράματος σιδήρου-άνθρακα, όπου το ρευστό λουτρό διευκολύνει την περαιτέρω τήξη του σκραπ. Κατά τη διαδικασία της τήξης, η θερμοκρασία που αναπτύσσεται στο εσωτερικό του φούρνου φτάνει τους 1700°C. Αυτό επιτυγχάνεται μέσω του ηλεκτρικού τόξου που δημιουργείται μεταξύ των ηλεκτροδίων και του μεταλλικού φορτίου του φούρνου. Κατά τη διεργασία αυτή διαβιβάζεται ρεύμα οξυγόνου ή και φυσικού αερίου με σκοπό την οξείδωση του άνθρακα και την αποβολή του από το τήγμα. Η αντίδραση αυτή είναι εξώθερμη, με αποτέλεσμα την υποβοήθηση της διαδικασίας της τήξης και την αύξηση της τηκτικής ικανότητας. Προκειμένου να μειώσουμε την κατανάλωση ηλεκτρικού ρεύματος.



Ladle Furnace (LF)

Ο παραγώμενος, από την κάμινο ηλεκτρικού τόξου, χάλυβας χρειάζεται περαιτέρω εξευμενισμό και για αυτό χύνεται σε **μεταλλουργικό κάδο** (Εικόνα ΙΙ.3), όπου πραγματοποιείται ένα σύνολο διαφορετικών διεργασιών. Ο μεταλλουργικός κάδος είναι ένας θερμενόμενος κάδος με ένα καπάκι με τρια ηλετρόδια. Χρησιμοποιείται προκειμένου να γίνονται οι διορθώσεις στην θερμοκρασία και οι προσθήκες των κραματικών και μικροκραματικών στοιχείων, ανάλογα με την επιδιωκόμενη ποιότητα χάλυβα.

Εικόνα ΙΙ.3: Μεταλλουργικός Κάδος (LF)[22]

Από τον κάδο τροφοδοτείται ο **διανομέας**, ο οποίος μοιράζει τον ρευστό χάλυβα σε τρεις ή τέσσερις χυτευτικές μηχανές για επιμήκη προϊόντα και ένα καλούπι για πλατέα. Τα καλούπι που γίνεται η συνεχής χύτευση είναι χάλκινα, υδρόψυκτα και κινούνται παλινδρομικά. Επιτυγχάνεται επιφανειακή στερεοποίηση του χάλυβα η οποία συγκρατεί το ρευστό στο εσωτερικό και γίνεται ψύξη του παραγώμενου slab, ενώ ψύχεται με νερό με μεγάλη πίεση. Το στερεοποιούμενο μέταλλο κινείται μέσα σε ράουλα, καταλλήλως διατεταγμένα ώστε να αλλάζουν την κατεύθυνση του από κάθετη σε οριζόντια. Στην συνέχεια κόβονται με οξυγόνο και οδηγούνται στην κάμινο αναθέρμανσης.

ς



Εικόνα ΙΙ.4: Διαδικασία χύτεσης[23]

Τα ημιτελικά προϊόντα που παράγονται στη μηχανή συνεχούς χύτευσης (Εικόνα II.4) μεταφέρονται σε ελασματουργείο, όπου θα αναθερμανθούν και θα γίνει θερμή έλαση τους στη μορφή και τις διαστάσεις των τελικών προϊόντων. Καμία αλλαγή χημικής σύστασης δεν γίνεται σε αυτήν την διεργασία.

Τα προϊόντα της συνεχούς χύτευσης θερμαίνονται σε φούρνο αναθέρμανσης, μέχρι να κοκκινίσουν (1150-1200°C), για να είναι δυνατή η πλαστική εν θερμώ παραμόρφωση τους.



Εικόνα ΙΙ.5: Θερμή έλαση[24]

Μετά την έξοδο από το φούρνο αναθέρμανσης, τα ημιτελικά προϊόντα περνούν διαδοχικά από σειρές **ελάστρων** (αρχικά, μεσαία, τελικά). Σε κάθε έλαστρο (Εικόνα ΙΙ.5) υπάρχουν ράουλα που κινούνται με κατάλληλη διάταξη και μορφή κίνησης έτσι ώστε ο ελάσιμος σίδηρος να πιέζεται περνώντας ανάμεσα τους και να αποκτά συγκεκριμένο σχήμα. Με αυτά τα διαδοχικά περάσματα μορφοποιείται όλο και πλησιέστερα προς την μορφή των τελικών προϊόντων.

Η επίδραση της μορφής της έλασης στις μηχανικές ιδιότητες του υλικού, βάσει της χημικής σύστασής του και των στοιχείων, που επηρεάζουν την εξέλιξή της αλλά και των μετασχηματισμών φάσης κατά τη διάρκειά της περιγράφονται αναλυτικά στο άρθρο των Lorenz et al. [20]. Η Εικόνα ΙΙ.6, δίνει τη σχέση θερμοκρασίας-χρόνου (T-t) της συνηθισμένης έλασης, η οποία αντιπαραβάλλεται με την εξέλιξη T-t της θερμομηχανικής και της θερμικά ελεγχόμενης έλασης.



Εικόνα ΙΙ.6 : Σχέση θερμοκρασίας-χρόνου των μορφών έλασης: W: συνήθης, ΤΜ: θερμομηχανική και TG: θερμοκρασιακά ελεγχόμενη έλαση [20]



Εικόνα ΙΙ.7: Θερμοκρασία τέλους της έλασης σε έλαση χονδρών ελασμάτων. Συγκρίνονται η κανονική και η θερμοκρασιακά ελεγχόμενη έλαση [20]

Για την εκλέπτυνση των κόκκων πρέπει να επιλέγεται μια χαμηλή θερμοκρασία για το τελικό στάδιο της έλασης. Καθώς ο παραμορφωμένος ωστενίτης έχει χρόνο μέχρι την έναρξη του (γ-α)-μετασχηματισμού να ανακρυσταλλωθεί, γίνεται σαφές ότι η θερμοκρασία παίζει σημαντικό ρόλο στην κινητική της όλης διεργασίας. Αύξησή της υποστηρίζει την ανακρυστάλλωση και τη μεγέθυνση των κόκκων. Η διαδικασία της έλασης διακρίνεται σε:

α) Θερμοκρασιακά ελεγχόμενη έλαση και

β) Θερμομηχανική έλαση

#### α) Θερμοκρασιακά Ελεγχόμενη έλαση

Η Θερμοκρασιακά Ελεγχόμενη έλαση (Temperature Controlled rolling – TC [EN], temperaturgeregeltes Walzen – TG [D]) πραγματοποιείται μέσω μιας στοχευμένης διαμόρφωσης (υποβιβασμός) λίγο επάνω από το σημείο του (γ-α)-μετασχηματισμού στη θερμοκρασία  $A_{r3}$  ή και κάποιες φορές ελαφρά πιο κάτω από αυτό. Σε κάθε περίπτωση όμως πραγματοποιείται επάνω από το σημείο θερμής ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη. Η διαμόρφωση αυτή στο κατώτερο σημείο της ωστενιτικής περιοχής έχει ως αποτέλεσμα την εκλέπτυνση του ωστενιτικού κόκκου με αποτέλεσμα στη συνέχεια και την εκλέπτυνση του φερρίτη. Λόγω του γεγονότος ότι μπορούν να προκύψουν χρόνοι αναμονής κατά τη διάρκεια της απόψυξης, είναι δυνατόν να μειωθεί η απόδοση του ελασματουργείου. Αυτή η μείωση όμως εξισορροπείται από την καλύτερη ποιότητα του προϊόντος, την αποφυγή της ανόπτησης εξομάλυνσης και την εξοικονόμηση ενέργειας από τη λειτουργία σε χαμηλότερες θερμοκρασιακές περιοχές.

#### β) Θερμομηχανική έλαση

Κατά τη θερμομηχανική έλαση (Thermomechanical rolling – TM [EN], thermomechanisches Walzen – TM [D]) πραγματοποιείται η παραμόρφωση (υποβιβασμός του μεγέθους του επεξεργαζόμενου υλικού) λίγο πάνω από τη θερμοκρασία  $A_{r3}$ . Η τελική διαμόρφωση όμως πραγματοποιείται κάτω από τη θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη. Με τον τρόπο αυτό και ανάλογα με το βαθμό της παραμόρφωσης προκύπτει μια εξαιρετικά λεπτόκοκκη μικροδομή. Είναι λοιπόν προφανές ότι για την εφαρμογή της μεθόδου είναι απαραίτητη η αύξηση της θερμοκρασίας ανακρυστάλλωσης του ωστενίτη. Αυτή επιτυγχάνεται με την προσθήκη στη χημική σύσταση του χάλυβα των μικροκραματικών στοιχείων Nb και Ti σε συνδυασμό και με V. Πρέπει να σημειωθεί ότι οι απαραίτητα χαμηλότερες θερμοκρασίες πραγματοποίησης της έλασης, καθώς κι οι υψηλότερες δυνάμεις, που απαιτούνται για την διαμόρφωση του μη ανακρυσταλλωμένου ωστενίτη, οδηγούν συνολικά σε μεγαλύτερες καταπονήσεις των ελάστρων σε σύγκριση με την συνηθισμένη έλαση και κατ' επέκταση σε μειωμένες αποδόσεις. Τα βασικά χαρακτηριστικά της θερμομηχανικής έλασης [20] συνοψίζονται παρακάτω:

- Θερμοκρασιακό εύρος πραγματοποίησης της TM-έλασης: 820°-880°C.
- Προκύπτει εκλεπτυσμένη μικροδομή απευθείας μετά την έλαση (χωρίς την εφαρμογή επιπρόσθετης θερμικής κατεργασίας).
- Αποφυγή της ανόπτησης εξομάλυνσης.
- Οι μηχανικές ιδιότητες, που προκύπτουν μετά την θερμομηχανική έλαση είναι συγκρίσιμες με αυτές, που επιτυγχάνονται με το συνδυασμό κανονικής έλασης και μετέπειτα ανόπτησης εξομάλυνσης
- Υπάρχουν συγκεκριμένες μεταλλουργικές διεργασίες και μετασχηματισμοί φάσης,
  που κατά τη διάρκεια της θερμομηχανικής έλασης επηρεάζονται σημαντικά τόσο
  από τη θερμοκρασία όσο κι από τη χημική σύσταση του χάλυβα (κυρίως μέσω της
  δράσης και επίδρασης των μικροκραματικών στοιχείων).

Κατά τη διάρκεια της θερμομηχανικής έλασης υπάρχουν κάποιες ιδιότητες του υλικού, που επηρεάζονται σημαντικά μέσω των ακόλουθων βημάτων [20]:

- Η θερμοκρασία προώθησης της έλασης και η διάρκεια της αναθέρμανσης καθορίζουν τη διάλυση των καρβονιτριδίων, καθώς και το μέγεθος κόκκου του ωστενίτη. Με τον τρόπο αυτό επηρεάζουν τις συνθήκες ανακρυστάλλωσης.
- Κατά την προέλαση δημιουργείται μια ομοιογενής και εκλεπτυσμένη μικροδομή, η οποία είναι πλήρως ανακρυσταλλωμένη και βρίσκει τα καρβονιτρίδια στην πλειοψηφία τους σε διάλυση.
- Κατά τη διάρκεια της τελικής διαμόρφωσης έλασης παρεμποδίζεται η ανακρυστάλλωση του ωστενίτη και σχηματίζονται έντονα παραμορφωμένοι κόκκοι ωστενίτη κατά τη φορά της έλασης, οι οποίοι περιέχουν υψηλό βαθμό ελεύθερων διαταραχών και μερικώς προσανατολισμένες διαμεταλλικές ενώσεις των στοιχείων εκείνων, που δημιουργούν τα καρβονιτρίδια (όπως είναι για παράδειγμα τα στοιχεία Νιόβιο, Nb, και Τιτάνιο, Ti).
- Κατά το μετασχηματισμό φάσης του ωστενίτη σε φερρίτη προκύπτει από τους πλούσιους σε διαταραχές ωστενιτικούς κόκκους μια εξόχως εκλεπτυσμένη φερριτική μικροδομή, η οποία εξαιτίας των ομοιογενώς διεσπαρμένων καρβονιτριδίων μπορεί να

ισχυροποιηθεί σημαντικά. Μια επιταχυνόμενη απόψυξη μπορεί να δώσει επιπλέον δυνατότητες για έλεγχο της παραγόμενης ποσότητας φερρίτη και να κατευθύνει αποτελεσματικότερα το σχηματισμό καρβονιτριδίων.

Η θερμοκρασία τέλους της έλασης και ο μετέπειτα ρυθμός απόψυξης σε χαμηλότερες θερμοκρασίες επηρεάζει σημαντικά τις επακόλουθες αλλαγές στις μηχανικές ιδιότητες μέσω αλλαγών στους μετασχηματισμούς των φάσεων.

# Προβλήματα ποιότητας και τεχνολογικοί περιορισμοί της παραγωγικής διαδικασίας

Εξαιτίας του χρησιμοποιούμενου scrap (παλαιοσίδηρος) και των υπαρχόντων εγκαταστάσεων σε μια βιομηχανία παραγωγής χάλυβα, παρατηρείται κατά την διαδικασία παραγωγής μια σχετικά υψηλή περιεκτικότητα προσμίξεων του χάλυβα. Η απουσία της μεταλλουργικής κατεργασίας υπό κενό(vacuum degasser) περιορίζει την ικανότητα μείωσης της περιεκτικότητας σε Άζωτο (Ν). Λόγω των παλαιοσιδήρων που χρησιμοποιούνται, η υπόλοιπη ποσότητα, όπως Χρώμιο (Cr), Νικέλιο (Ni), Μολυβδαίνιο (Μο), Αρσενικό (As), Χαλκός (Cu) και οι προσμίξεις όπως το Θείο (S), ο Φώσφορος (P) και ο Χαλκός (Cu) είναι αρκετά υψηλές. Ειδικά η υψηλή περιεκτικότητα σε Cu είναι πολύ κρίσιμη, λόγω του γεγονότος ότι τα συστατικά του, όπως το CuS (σε περίπτωση που δεν έχει δεσμευτεί το θείο από το μαγγάνιο) συγκεντρώνονται στα όρια των κόκκων και προκαλούν θερμή ρηγμάτωση κατά τη διάρκεια της χύτευσης, ως αποτέλεσμα των χαμηλών σημείων τήξης τους (~ 830°C). Πρέπει να σημειωθεί ότι η παρουσία του Cu <0,20% μπορεί να είναι επωφελής στην αντίσταση στην ατμοσφαιρική διάβρωση. Οι χάλυβες που περιέχουν αυτά τα επίπεδα Cu, αναφέρονται ως χάλυβες διάβρωσης(weathering steels).

#### 2.1 Θέματα ολκιμότητας εν θερμώ κατά την χύτευση

Ο μακροδιαφορισμός στο κέντρο του χυτού, σε πλατέα προϊόντα των μικροκραματωμένων χαλύβων, κατά τη διάρκεια της διαδικασίας συνεχούς χύτευσης, εμφανίζεται σε θερμοκρασίες 700-1000°C λόγω των μικροκραματικών στοιχείων που προστίθενται και της χημικής σύστασης του χάλυβα. Η μείωση της ολκιμότητας λόγω του μετασχηματισμού ωστενίτη → φερρίτη, είναι πιο έντονη στους Nb-κραματωμένους απ' ότι στους V-κραματωμένους χάλυβες. Το Nb κατακρημνίζεται στα όρια των κόκκων του ωστενίτη εμποδίζοντας την δυναμική ανακρυστάλλωση να εμφανιστεί. Έτσι, η ολίσθηση στα όρια των κόκκων μπορεί να οδηγήσει σε περικρυσταλλική θραύση (low ductility intergranular failure) ειδικά όταν ο φερρίτης σχηματίζεται στα όρια των κόκκων του ωστενίτη. Το χαμηλότερο επίπεδο ολκιμότητας σε Nb-κραματωμένους χάλυβες είναι στην περιοχή των 800-850°C. Πάνω από τους 850°C και ακόμη περισσότερο πάνω από τους 900°C, η ολκιμότητα ανακάμπτει έντονα στους Nb-κραματωμένους χάλυβες. Το V δρα κατά παρόμοιο τρόπο με το Nb, αλλά έχει μια μειωμένη επίδραση λόγω της υψηλής διαλυτότητας του VN στον ωστενίτη.

Για τους παραπάνω λόγους, προτείνεται η παρακολούθηση των θερμοκρασιών κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης συνεχούς χύτευσης και να ελέγχεται το εύρος που εκτελείται η έλαση ιδιαίτερα όταν χυτεύονται οι Nb-κραματωμένοι χάλυβες. Σε γενικές γραμμές, οι τάσεις είναι να αποφεύγεται για να να εισαχθεί στην μικροδομή μέσα στην κλίμακα θερμοκρασίας των 800-900°C.

#### 2.2 Περιορισμοί από τη διαδικασία της έλασης

Η θερμή έλαση στην παραγωτική διαδικασία χαρακτηρίζεται από δύο κύριους παράγοντες:

- σχετικά χαμηλό ωφέλιμο φορτίο λόγω του ελάστρου
- ανεπαρκής παρακολούθηση της θερμοκρασίας κατά τη διάρκεια της διαδικασίας της θερμής έλασης.

Η χαμηλή δυναμικότητα της έλασης, τείνει να μετατοπίσει την διαδικασία της θερμής έλασης σε υψηλότερες θερμοκρασίες, προκειμένου να μειωθούν τα απαραίτητα φορτία. Οι υψηλότερες θερμοκρασίες συνδέονται με υψηλά ποσοστά διάχυσης, μικρότερα μη-ανακρυστάλλωμενα επίπεδα του ωστενίτη, ως εκ τούτου, οδηγούν σε μεγαλύτερο μέγεθος κόκκων ωστενίτη που οδηγεί σε μεγαλύτερο μέγεθος κόκκου φερρίτη. Με αυτόν τον τρόπο, αναμένονται κατώτερες μηχανικές ιδιότητες. Λαμβάνοντας υπόψη, επίσης, την κινητική κατακρήμνισης των καρβονιτριδίων του νιοβίου, τιτανίου και το βαναδίου και τις επιπτώσεις της σκλήρυνσης που προκαλούν, γίνεται όλο και πιο εμφανής η ανάγκη για παρακολούθηση και τον έλεγχο του θερμοκρασιακού προφίλ κατά τη διαδικασία της θερμής έλασης. Προς το παρόν, το προφίλ της θερμοκρασίας-χρόνου της διαδικασίας της θερμής έλασης δεν παρακολουθείται, αλλά πρέπει να εκτελεσθεί.

Η έλαση μέσω επαναφοράς (NR) που συνδέεται με την επιτυχή έλαση Nb-κράματων (ειδικά η πλάκα S355) πραγματοποιήθηκε το περασμένο έτος μετά την τοποθέτηση των δύο πυρομέτρων, ένα μετά την έξοδο του κλιβάνου αναθέρμανσης και το άλλο πριν από του ελασματουργείου. Το γεγονός αυτό εξασφαλίζει ένα ελάχιστο έλεγχο θερμοκρασίας. Αξίζει να σημειωθεί ότι η επιτυχής εκτέλεση της NR ήταν άμεσα συνδεδεμένη με επαρκείς χρόνους απόψυξης των πλακών, έτσι ώστε το τελικό στάδιο έλασης να μπορεί να πραγματοποιηθεί σε θερμοκρασίες κάτω των 900°C. Είναι προφανές ότι η ανάγκη για ένα χρόνο απόψυξης, επιβραδύνει την παραγωγικότητα και δημιουργεί προβλήματα χειρισμού των τεμαχίων, που διαμορφώνονται από τους χειριστές. Οι περιορισμοί που συνδέονται με την διαδικασία της έλασης στο χαλυβουργείο στο οποίο παρήχθησαν οι χαλύβδινες πλάκες, που εξετάστηκαν στην παρούσα εργασία ήταν:

- Χαμηλή δυναμικότητα του ελάστρου με αποτέλεσμα η έλαση να γίνεται σε υψηλότερες θερμοκρασίες.
- Ο ελέγχος T-t δεν είναι εύκολος με τις υπάρχουσες εγκαταστάσεις που συνεπάγεται λιγότερες διαθέσιμες πληροφορίες σχετικά με τις μεταλλουργικές διεργασίες (Nb (C, N) κατακρήμνισης. κ.λπ.)
- Λόγω των αναγκών παραγωγής και της δυναμικότητας δεν υπήρχε ο διαθέσιμος χρόνος για να ψυχθούν οι πλάκες πριν το τελικό στάδιο της έλασης έτσι ώστε η ομαλοποίηση NR (normalizing) na γίνεται με διαφορετικό τρόπο κάθε φορά που κάτι οδηγεί σε διαφορετικές μηχανικές ιδιότητες.

## ΙΙΙ: ΜΕΘΟΔΟΛΟΓΙΑ

#### 1. Προετοιμασία δειγμάτων

Τα πλατέα προϊόντα, που παρελήφθησαν, κατεγράφησαν και ταυτοποιήθηκαν. Στη συνέχεια, έγινε ονομασία σύμφωνα με τον αριθμό χυτηρίου (Πίνακας IV.1) και φωτογράφηση τους. Με τον τρόπο αυτό, είναι δυνατόν να παραχθούν συγκρίσιμα αποτελέσματα. Ακολούθως, έγινε παρατήρηση στο στερεοσκόπιο Nikon SMZ 1500 των σωλήνων με σκοπό μια πρώτη σύγκριση των συγκολλήσεων ή τον εντοπισμό τυχόν μακροσκοπικών ελαττωμάτων. Έπειτα, από το το κάθε πλίνθωμα/πλατύ προϊόν, έγινε κοπή των σημαντικότερων σημείων. Τα δείγματα που κόπηκαν εγκιβωτίστηκαν με την μέθοδο του θερμού εγκιβωτισμού και στην συνέχεια λειάνθηκαν.

Η λείανση πραγματοποιήθηκε με σκοπό την εξάλειψη των γεωμετρικών ανωμαλιών της επιφάνειας των δοκιμίων, καθώς επίσης και για την απομάκρυνση των επιφανειακών στρωμάτων, τα οποία είναι πιθανόν να έχουν παραμορφωθεί ή αλλοιωθεί κατά τη διαδικασία της κοπής. Μπορεί να πραγματοποιηθεί είτε με μηχανικές είτε με ηλεκτροχημικές μεθόδους. Στη μηχανική λείανση, που πραγματοποιείται στο εργαστήριο χρησιμοποιούνται χαρτιά Smirdex με κόκκους καρβιδίου του πυριτίου (SiC). Η αποξεστική δράση αυτών των κόκκων έχει ως αποτέλεσμα να εξαλείφονται οι ανωμαλίες με μέγεθος μεγαλύτερο από το μέσο μέγεθος των κόκκων.

Η λείανση έγινε με ημιαυτόματη συσκευή λείανσης - στίλβωσης Struers Rotopol-15. Τα προς λείανση δείγματα τοποθετούνται σε ένα δειγματοφορέα και ο δειγματοφορέας στον περιστρεφόμενο βραχίονα. Η λείανση διεξάγεται σε 5 στάδια, με τη χρήση των ακόλουθων χαρτιών: 80 mesh, 220 mesh, 500 mesh, 800 mesh, 1200 mesh. Μετά τα στάδια αυτά, ακολουθεί η στίλβωση.

Η στίλβωση έγινε σε 2 στάδια. Αρχικά το κάθε δείγμα στιλβώθηκε με τη χρήση ειδικού βελούδινου υφάσματος πάνω στα οποία τοποθετείται αδαμαντόπαστα με διάμετρο κόκκων διαμαντιού 3μm. Στη συνέχεια, το δείγμα στιλβώνεται με πιο λεπτό ύφασμα στο οποίο προστίθεται διάλυμα OP-U (Colloidal silica suspension). Μετά από αυτό το στάδιο το δείγμα έχει αποκτήσει επιφάνεια τραχύτητας 1μm και είναι έτοιμο για παρατήρηση.

# 2. Εξέταση Μικροδομής

Τα πλατέα προϊόντα εξετάζονται στο μεταλλογραφικό μικροσκόπιο κάτω από πολωμένο φως, δηλαδή με τη χρήση πολωτή και αναλυτή (cross-polarised light), προκειμένου να γίνουν εμφανείς οι κόκκοι. Για περαιτέρω ανάλυση και για εξέταση της διασποράς της ενδομεταλλικής ένωσης πραγματοποιήθηκε χημική προσβολή και ακολούθως μεταλλογραφική παρατήρηση με κανονικό φωτισμό (bright field illumination).

Η μεταλλογραφική εξέταση των δειγμάτων πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο του ΕΛΚΕΜΕ με ανάστροφο μεταλλογραφικό μικροσκόπιο Nikon Epiphot 300 (x1000) και στο με το οπτικό μιρκοσκόπιο ZEISS Axiolab Pol, του Εργαστηρίου Γενικής και Τεχνικής Ορυκτολογίας του Πολυτεχνείου Κρήτης. Επίσης, μέσω του λογισμικού Image Analysis κατέστη δυνατός ο πλήρης χαρακτηρισμός της μικροδομής (π.χ. μέτρηση μεγέθους κόκκων).

#### 2.1. Οπτική Μικροσκοπία

Το οπτικό (μεταλλογραφικό) μικροσκόπιο καθιστά δυνατή την παρατήρηση της μικροδομής μετάλλων και κραμάτων, αφού έχει προηγηθεί η απαραίτητη προετοιμασία των δειγμάτων.

Τα κύρια μέρη ενός οπτικού μικροσκοπίου είναι: (α) οι φακοί που κατευθύνουν τη φωτεινή δέσμη, (β) οι μεγεθυντικοί φακοί, (γ) η τράπεζα, πάνω στην οποία τοποθετείται το προς παρατήρηση υλικό και (δ) οι διατάξεις που ρυθμίζουν την ένταση και τη συγκέντρωση του φωτός.

Κάθε μικροσκόπιο διαθέτει δύο τύπους μεγεθυντικών φακών, τους αντικειμενικούς και τους προσοφθάλμιους. Οι πρώτοι συγκεντρώνουν το ανακλώμενο από το μεταλλικό δοκίμιο φως και συνθέτουν την εικόνα. Οι προσοφθάλμιοι βρίσκονται στο σημείο του μικροσκοπίου, απ' όπου παρατηρεί ο χρήστης και μεγεθύνουν την παραγόμενη από τον αντικειμενικό φακό εικόνα, δίνοντας τελικά την εικόνα που βλέπει ο χρήστης. Ως πηγή ακτινοβολίας χρησιμοποιείται το λευκό φως. Η διακριτική ικανότητα του οπτικού μικροσκοπίου είναι περίπου 200nm και το βάθος πεδίου της ίδιας περίπου τάξης μεγέθους. Η μεγεθυντική του ικανότητα είναι x1000.

## 2.2. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscope)

Το Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM) χρησιμοποιείται για την παρατήρηση επιφανειών και σε συνδυασμό με κατάλληλα συστήματα μικροανάλυσης για την στοιχειακή ανάλυση συγκεκριμένων περιοχών της υπό παρατήρηση εικόνας. Η λειτουργία του SEM στηρίζεται στην αλληλεπίδραση του προς εξέταση δείγματος και της προσπίπτουσας δέσμης ηλεκτρονίων σε αυτό.

Το SEM αποτελείται κυρίως από το σύστημα παραγωγής δέσμης ηλεκτρονίων, το σύστημα κατεύθυνσης της δέσμης, το θάλαμο που τοποθετείται το δείγμα, την αντλία κενού και το σύστημα ανιχνευτών και παρουσίασης.

Η δέσμη των ηλεκτρονίων η οποία παράγεται από νήμα βολφραμίου και επιταχύνεται από μια τάση της τάξης των 20KV, προσπίπτει στο δείγμα. Μετά την πρόσπτωση η ακτινοβολία ανακλάται, και το είδος της εκπεμπόμενης ακτινοβολίας από την επιφάνεια του δείγματος εξαρτάται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των ατόμων του υλικού, και μπορεί να είναι:

- Δευτερογενή ηλεκτρόνια
- Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια
- Ηλεκτρόνια Auger
- Ακτίνες-Χ

Τα σήματα των δευτερογενών και των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, κυρίως, ενισχύονται και δημιουργούν ένα οπτικό σήμα. Έτσι είναι δυνατή η μεγεθυμένη απεικόνιση σε μια οθόνη, της επιφάνειας του δείγματος που σαρώνει η δέσμη των ηλεκτρονίων. Τα δευτερογενή ηλεκτρόνια προκύπτουν από την ανελαστική σύγκρουση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα που βρίσκονται στα επιφανειακά στρώματα του δοκιμίου (συγκεκριμένα σε βάθος 10nm). Έχουν ενέργεια 50eV και δίνουν πληροφορίες κυρίως για την τοπογραφία της επιφάνειας του δοκιμίου. Η ένταση του σήματος εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και τις επιφανειακές ανωμαλίες του δείγματος.

Τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια έχουν ενέργεια από 5 έως 50KeV. Προκύπτουν από την ελαστική σύγκρουση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα των επιφανειακών στρωμάτων του δοκιμίου, που βρίσκονται σε βάθος 100nm. Η ένταση του παραγόμενου σήματος εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και από τον ατομικό αριθμό των στοιχείων. Δίνουν μια εικόνα κατανομής των στοιχείων (οι φωτεινές περιοχές αντιστοιχούν σε βαριά στοιχεία ενώ οι πιο σκουρόχρωμες σε ελαφριά). Τα ηλεκτρόνια Auger προέρχονται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των υποστοιβάδων των επιφανειακών ατόμων (σε βάθος 1nm). Το φάσμα που προκύπτει είναι κατάλληλο για στοιχειακές χημικές αναλύσεις της επιφάνειας του υλικού.

Οι χαρακτηριστικές *ακτίνες X*, παράγονται από τις ανελαστικές συγκρούσεις των προσπιπτόντων ηλεκτρονίων με τα ηλεκτρόνια των ατόμων του δείγματος. Όταν φεύγει ένα ηλεκτρόνιο από εσωτερική στοιβάδα, τότε ένα ηλεκτρόνιο από υψηλότερη ενεργειακή στοιβάδα καλύπτει το κενό πέφτοντας στην χαμηλότερη στοιβάδα και εκπέμποντας την διαφορά ενεργείας σαν ακτίνες X. Η ενέργεια αυτών των ακτίνων είναι χαρακτηριστική για το κάθε στοιχείο και με αυτό τον τρόπο μπορεί να ταυτοποιηθεί.

Με το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης υπάρχει και η δυνατότητα χημικής στοιχειακής ανάλυσης (EDS). Η ανάλυση EDS είναι μια διαδικασία που πραγματοποιείται για να προσδιοριστεί η χημική σύσταση μίας περιοχής του εξεταζόμενου δοκιμίου μέσω της ανάλυσης των ακτίνων X που παράγονται από το επιφανειακό στρώμα του μετά την πρόσκρουση της δέσμης ηλεκτρονίων. Το αποτέλεσμα της ανάλυσης είναι η στοιχειακή χημική ανάλυση της επιλεγμένης περιοχής της επιφάνειας.

## 3. Μηχανικές ιδιότητες

Με τον όρο αντοχή, αναφερόμαστε, είτε στην αντοχή στην διαρροή, μέχρι το σημείο που αρχίζει η πλαστική παραμόρφωση, είτε στην εφελκυστική αντοχή. Στις κατασκευές, ο σχεδιασμός γίνεται παίρνοντας πρωτίστως υπόψη το όριο διαρροής, Από την άλλη, η ενδοτράχυνση, δηλαδή ο ρυθμός με το οποίο σκληρύνεται ένα μέταλλο κατά την πλαστική παραμόρφωση, όπως και η ολκιμότητα του, είναι κρίσιμα μεγέθη για την συμπεριφορά του υλικού.

Τις ιδιότητες των υλικών, επηρεάζουν οι παρακάτω παράμετροι:

- Η κραμάτωση, δηλαδή η ύπαρξη σε συγκεκριμένη αναλογία άλλων χημικών στοιχείων, εκτός σιδήρου και άνθρακα,
- 2. οι θερμικές κατεργασίες,
- 3. οι μηχανικές κατεργασίες,
- 4. ο συνδυασμός των παραπάνω.

Σημειώνεται ότι, κεντρική θέση στην ερμηνεία της μεταβολής των μηχανικών ιδιοτήτων των μεταλλικών υλικών, έχει η δυνατότητα μετακίνησης των διαταραχών (κρυσταλλικές ατέλειες) μέσα σε αυτά. Η ικανότητα των μετάλλων να παραμορφώνονται πλαστικά, εξαρτάται άμεσα από τη δυνατότητα μετακίνησης των διαταραχών. Με μία έννοια, οι διαταραχές είναι οι «μεταφορείς» των μηχανικών παραμορφώσεων, όπως τα ηλεκτρόνια είναι οι «μεταφορείς» του ηλεκτρικού φορτίου.

Εάν για κάποιο λόγο, περιορισθεί ή εμποδιστεί η κίνηση των διαταραχών, το μέταλλο ή κράμα γίνεται σκληρότερο και στιβαρότερο, αλλά λιγότερο όλκιμο.

Παρακάτω ακολουθούν σύντομες περιγραφές των μηχανικώ ιδιοτήτων που μελετήθηκαν στην συγκεκριμένη διπλωματική εργασία, οι οποίες είναι το όριο διαρροής, η εφελκυστική αντοχή και η ολκιμότητα.

#### Όριο διαρροής (MPa)

Είναι η τάση μετά την οποία κατά την αποφόρτιση παρατηρείται στο δοκίμιο παραμένουσα παραμόρφωση. Στην περίπτωση όλκιμων υλικών στο διάγραμμα τάσεωνπαραμορφώσεων, το όριο διαρροής εμφανίζεται σαν μια χαρακτηριστική ασυνέχεια. Αν το σημείο αυτό δεν είναι εμφανές, ως συμβατικό όριο διαρροής λαμβάνεται η τιμή της τάσης για την οποία η παραμένουσα παραμόρφωση είναι ε = 0,2%.

#### Εφελκυστική αντοχή (MPa)

Είναι το πηλίκο του μέγιστου φορτίου P<sub>max</sub>, το οποίο δύναται να φέρει το δοκίμιο, πριν αρχίσει να δημιουργείται «λαιμός», που θα καταλήξει σε θραύση προς την αρχική Εγκάρσια διατομή.

#### Ολκιμότητα

Είναι η ικανότητα των υλικών να δέχονται πλαστικές παραμορφώσεις πριν την θραύση τους. Τα υλικά αντιδρούν στα εξωτερικά φορτία αναπτύσσοντας παραμορφώσεις. Ωστόσο, για τα ίδια εξωτερικά φορτία ένα υλικό μπορεί να αναπτύξει πολύ μεγαλύτερες παραμορφώσεις από ένα άλλο. Τα υλικά που έχουν ικανότητα ανάπτυξης μεγάλων παραμορφώσεων στην πλαστική περιοχή ονομάζονται όλκιμα, ενώ αυτά που έχουν περιορισμένη δυνατότητα πλαστικής παραμόρφωσης λέγονται ψαθυρά.

## 3.1 Διαδικασία δοκιμής εφελκυσμού

Σκοπός της δοκιμής εφελκυσμού είναι ο προσδιορισμός της μέγιστης αντοχής εφελκυσμού, του ορίου διαρροής καθώς και της επιμήκυνσης θραύσης του υλικού. Η μεθοδολογία δοκιμής ακολουθεί τις προδιαγραφές ΕΝ ISO 6892 / ASTM E8.

Η κατασκευαστική διαδικασία της προετοιμασίας δοκιμίων πλατέων προϊόντων (έλασης) λαμβάνει χώρα σε φρέζα ψηφιακής καθοδήγησης (CNC-milling machine) προκειμένου να διασφαλισθεί η ακρίβεια και επαναληψιμότητα των διαστάσεων (εκτός από την περίπτωση λεπτών ελασμάτων, όπου τότε μπορεί να πραγματοποιηθεί σε πρέσσα απότμησης). Ενδεικτικές διαστάσεις των δοκιμίων δίδονται στο κατωτέρω σχήμα.



Dimensions in millimetres

Nominal Width	40 (Plate-type)	12,5 (Sheet-type)			
G–Gauge Length	200,0	50,0			
W-Width	40,0	12,5			
t-Thickness	Thickness of material				
R-Radius of fillet, min	25	12,5			
L-Overall length, min	450	200			
A-Length of reduced section, min	225	57			
B-Length of Grip Section, min	75	50			
C-Width of grip section, approximate	50	20			

## **Εικόνα ΙΙ.8**: Ενδεικτικές διαστάσεις δειγμάτων πλατέων προίόντων ελάσεως ορθογωνικής διατομής.

Οι πραγματικές διαστασιακές μετρήσεις (π.χ. πάχος, πλάτος) των δοκιμίων που προκύπτουν από την μηχανουργική κατεργασία πραγματοποιούνται με την βοήθεια παχυμέτρου ή/και μικρομέτρου με τις απαιτούμενες ανοχές που αναφέρονται στο εκάστοτε πρότυπο. Πριν από τη διενέργεια της δοκιμής επισημαίνονται τα όρια του μήκους μέτρησης (gauge marks).

Οι δοκιμές εφελκυσμού λαμβάνουν χώρα σε σερβοϋδραυλικό σύστημα δοκιμών INSTRON 8802, δυναμοκυψέλης μεγίστου φορτίου 250 kN, σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Οι ακριβείς συνθήκες δοκιμής εξαρτώνται από την προδιαγραφή του εκάστοτε προϊόντος ή/και της προδιαγραφής δοκιμής.

Κατά την διάρκεια της δοκιμής με τη βοήθεια κατάλληλου λογισμικού (Bluehill) γίνεται συνεχής καταγραφή του φορτίου και της μετατόπισης, ενώ στην περίπτωση χρήσης επιμηκυνσιομέτρου (strain gauge / extensometer) πραγματοποιούνται επίσης συνεχείς μετρήσεις της ανηγμένης παραμόρφωσης (strain, ε).

Η τρέχουσα ανηγμένη (ονομαστική) παραμόρφωση (ε) και η ολική επιμήκυνση θραύσης δίδεται από τις παρακάτω εξιώσεις:

Ανηγμένη Ονομαστική Παραμόρφωση (%) = 
$$\varepsilon$$
 (%) = 100 \* (*L*-*L*<sub>0</sub>)/*L*<sub>0</sub> (1)

Ολική Επιμήκυνση Θραύσης (%) = 
$$A$$
 (%) = 100 \*  $(L_{\rm f} - L_0)/L_0$  (2)

Όπου

 $L_0$ : αρχικό μήκος (mm)

L: τρέχον μήκος κατά την διάρκεια της παραμόρφωσης (mm)

 $L_{\rm f}$ : τελικό μήκος μετά από την θραύση (mm)

Σε περίπτωση απουσίας επιμηκυνσιομέτρου, η μέτρηση της τελικής επιμήκυνσης ή παραμόρφωσης θραύσης πραγματοποιείται μέσω μέτρησης του τελικού μήκους με την βοήθεια παχυμέτρου ή κατάλληλου μετρητικού κανόνα.

Η εφαρμοζόμενη (ονομαστική) τάση κατά την διάρκεια της δοκιμής δίδεται από την ακόλουθη εξίσωση;

Ονομαστική τάση = 
$$\sigma$$
 = P / S<sub>0</sub> (N/mm<sup>2</sup> = MPa) (3)

Όπου,

 $S_0$ , η αρχική διατομή του δοκιμίου (= πάχος \* πλατος) σε περίπτωση δοκιμίων ορθογωνικής διατομής (mm<sup>2</sup>) και

Ρ: το ασκούμενο φορτίο (N)

Η μέτρηση των μηχανικών χαρακτηριστικών όπως, συμβατικό όριο διαρροής (proof strength,  $R_{p0.2}$ ) και μέγιστη αντοχή εφελκυσμού (tensile strength,  $R_m$ ), προσδιορίζονται μέσω κατάλληλα προσαρμοσμένης δυναμοκυψέλης ως ακολούθως:

Συμβατικό όριο διαρροής (0.2%) = 
$$R_{p0.2} = P_{0.2}/S_0$$
 (N/mm<sup>2</sup> = MPa) (4)

Μέγιστη αντοχή εφελκυσμού =  $R_m = P_{max}/S_0$  (N/mm<sup>2</sup> = MPa) (5)

Όπου,

 $P_{0.2}$  = φορτίο που αντιστοιχεί σε μόνιμη πλαστική παραμόρφωση 0,2% (N).  $P_{max}$  = μέγιστο φορτίο δοκιμής (N)

[ΣΣ: Ο προσδιορισμός του ορίου διαρροής μπορεί να πραγματοποιηθεί με τη χρήση κατάλληλου επιμηκυνσιομέτρου, ή μέσω γραφικής μεθόδου μετά το πέρας της δοκιμής, βλ. Εικόνα ΙΙ.9]

#### Ονομαστική τάση, σ



Εικόνα ΙΙΙ.9: Γραφικός προσδιορισμός του συμβατικού ορίου διαρροής 0.2%.

Μετά την θραύση πραγματοποιείται αξιολόγηση της τελικής παραμόρφωσης θραύσης μέσω μετρήσεως του τελικού μήκους αναφοράς του δοκιμίου (*L*<sub>f</sub>:), ενώ, στην περίπτωση που απαιτείται από την εκάστοτε προδιαγραφή προϊόντος, γίνεται έλεγχος της μείωσης της διατομής (RA=Z=Reduction of Area) με κατάλληλο μετρητικό όργανο. Η μείωση της διατομής είναι ενδεικτική του βαθμού της τοπικής πλαστικής παραμόρφωσης λόγω πλαστικής αστάθειας (plastic instability, necking) και αποτελεί επιπρόσθετο μέτρο της ολκιμότητας. Δίδεται από την παρακάτω εξίσωση:

Μείωση της Διατομής = Z(%) = RA(%) = 
$$100*(S_0-S_f)/S_0$$
 (6)

Όπου,

 $S_f$ : η τελική διατομή μετά την θραύση (mm<sup>2</sup>)

Στη συνέχεια είναι δυνατόν να πραγματοποιηθεί αξιολόγηση των τύπων θραύσης μέσω κατάλληλης μακροσκοπικής ή/και μικροσκοπικής παρατήρησης της επιφάνειας θραύσης για τον προσδιορισμό των μηχανισμών αστοχίας.

# Ιν: εργαστηριακές δοκιμές και αποτελέςματα

## 1. Παραγωγή των χαλύβδινων προϊόντων

Στην παρούσα εργασία σχεδιάστηκαν τέσσερις διαφορετικές συνθέσεις (A, B, Γ, Δ) από τις οποίες παρήχθησαν σε βιομηχανική κλίμακα, τέσσερις χάλυβες (χυτήρια), 100t ο καθένας, σε χαλυβουργείο του ομίλου ΣΙΔΕΝΟΡ. Η παραγωγή των χαλύβων (χυτηρίων), έγινε με την διαδικασία που περιγράφηκε στο κεφάλαιο ΙΙ.1 και σύμφωνα με το διάγραμμα ροής της εικόνας ΙΙ.1. Οι συνθέσεις προέκυψαν από την χρησιμοποίηση παλαιοσιδήρων (scrap) με προσθήκη διαφόρων ποσοστών C, Mn, Si, P, S, Cr, Ni, Cu, Mo, V, Ti, Nb, Sn. Απο αυτά τα στοιχεία, ως κραματικά θεωρούνται τα C, Mn, Si, P, S, Cr, Ni, Cu, Mo, Sn που προστέθηκαν σε ποσοστά > 00,9% και ως μικροκραματικά τα V, Ti, Nb, τα οποία προστέθηκαν σε ποσοστά < 0,04% (πίνακας ΙΙΙ.1). Στον πίνακα ΙΙΙ.1 παρουσιάζονται αναλυτικά οι χημικές συστάσεις των τεσσάρων χυτηρίων από τα οποία προέκυψαν οι χάλυβες, δοκίμια των οποίων εξετάστηκαν στην εργασία.

Προκειμένου να επιτευχθεί σκλήρυνση του χάλυβα, προστέθηκαν τα μικροκραματικά στοιχεία V, Ti και Nb σε διαφορετικές αναλογίες στις τέσσερις συνθέσεις.

α) Στην σύνθεση Α προσετέθη περισσότερο Ti (0,035%) και Nb (0,027%) και λιγότερο V (0,007%).

β) Στην σύνθεση Β προσετέθη περισσότερο V (0,036%) και Ti (0,029%) και ίχνη Nb (0,004%).

γ) Στην σύνθεση Γ προσετέθη περισσότερο V (0,036%), λιγότερο Ti (0,029%) και ελάχιστα ίχνη Nb (0,004%).

d) Sthn súndesh  $\Delta$  h periektikóthta se V, Ti kai Nb htan scedón ídia ópwc sthn súndesh  $\Gamma$  (0,0036%, 0,005% kai 0,001% antístoica).

Heat No.	C	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Cu	Мо	V	Ti	Nb	Sn
А	0.089	1.35	0.25	0.011	0.009	0.06	0.09	0.28	0.017	0.007	0.035	0.027	0.017
В	0.099	1.35	0.25	0.011	0.011	0.04	0.09	0.25	0.013	0.036	0.029	0.004	0.015
Γ	0.109	1.34	0.22	0.013	0.014	0.06	0.09	0.23	0.013	0.036	0.006	0.001	0.023
Δ	0.098	1.34	0.22	0.011	0.013	0.05	0.09	0.25	0.012	0.036	0.005	0.001	0.025

Πίνακας ΙV.1: Χημικές συστάσεις χυτηρίων Α, Β, Γ, Δ

Τα δείγματα που εξετάστηκαν στα πλαίσια στης εργασίας ήταν δύο ειδών:

α) Με μορφή πλακιδίου προερχομένου από πλίνθωμα (μετά την χύτευση, πριν την

αναθέρμανση και την έλαση) διατομής 220x1500mm, από τα χυτήρια Α και Β.

β) ) Με μορφή πλακιδίου προερχομένου από πλάκα (προκύψασα μετά την έλαση), πάχους 8 έως 30mm, από τα χυτήρια Γ και Δ,.

Στα παραπάνω δείγματα έγιναν:

α) Παρασκευή δοκιμίων των δειγμάτων και μακροσκοπική παρατήρηση

β) Εξέταση της μικροδομής με οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία

γ) Προσδιορισμός του ορίου διαρροής

δ) Προσδιορισμός της αντοχής σε εφελκυσμό

ε) Προσδιορισμός της ολκιμότητας.

Οι μηχανικές ιδιότητες των χυτηρίων A, B, Γ και Δ συγκρίθηκαν με εκείνες του χάλυβα που παράγεται σήμερα από την χαλυβουργεία της STOMANA.

## 2. Παρασκευή δοκιμίων και μακροσκοπική παρατήρηση

Από κάθε πλίνθωμα/πλατύ προϊόν, χρησιμοποιήθηκαν δύο δείγματα (δηλαδή στο σύνολο 8 δείγματα) τα οποία εξετάστηκαν μετά την κοπή, τον εγκιβωτισμό, την λείανση και στην στίλβωση.

Κατά την μακροσκοπική εξέταση των δοκιμίων δείγματος προϊόντος του πλατέως προϊόντος Γ, παρατηρήθησαν εκτεταμένες επιφανειακές ρηγματώσεις, καθώς και μια ρωγμή κατά μήκος του κέντρου του χυτού, εγκάρσια με την έλαση (Εικόνα IV.1).



**Εικόνα ΙV.1:** Μακροσκοπικές και στερεοσκοπικές φωτογραφίες του πλατέως προϊόντος Γ A<sub>1,2</sub>) επιφάνεια and B<sub>1,2</sub>) πλάγια όψη

Οι δύο κύριες αιτίες εμφάνισης αυτών των επιφανειακών ατελειών είναι η απανθράκωση και η διάχυση του Cu, που προκαλούνται κατά την αναθέρμανση και τη διαδικασία της θερμής έλασης.

# 3. Εξέταση μικροδομής

Για την εξέταση της μικροδομής χρησιμοποιήθηκαν δοκίμια πριν και μετά από χημική προσβολή με Nital 2% τα οποία εξετάστηκαν με οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης. Σε όλα τα δείγματα, παρατηρήθηκαν κόκκοι φερρίτη (α-σίδηρος) και περλίτη (με αναλογίες περίπου 15% και 85%αντίστοιχα) (Εικόνες IV.2a,b,c,e,3b,c,e,4d). Ο περλίτης, αποτελείται από μια ομοιόμορφη εναλλαγή πλακιδίων φερρίτη και σεμεντίτη (Εικόνα IV.2e,f).

## 3.1. Δείγμα πλινθώματος Α

Χαρακτηριστικές για το πλίνθωμα Α είναι οι εικόνες IV.2a-e. Στο πλίνθωμα Α παρατηρήθηκε το μικότερο μεγέθους φερριτικών κόκκων από όλα τα δείγματα. Το μέγεθος του φερριτικού κόκκου του πλινθώματος Α εκτιμήθηκε με την βοήθεια του προγράμματος «Ανάλυσης Εικόνας» (Image Analysis), που χρησιμοποιήθηκε, ότι κυμαίνεται στην τάξη των 16μm.



**Εικόνα IV.2:** Μικροδομή του πλινθώματος Α: δείγματα απο a) κέντρο μετά από στίλβωση και χημική προσβολή με Nital 2% b) κέντρο μετά απο χημική προσβολή c, d, e) κέντρο μετά απο χημική προσβολή

25 µm

е

Η μικροδομή του NbTi-μικροκραματωμένου πλινθώματος Α φαίνεται στην εικόνα IV.2a,b,e. Στο πλίνθωμα αυτό, είναι εμφανής η παρουσία σουλφιδίων του μαγγανίου (MnS)

και νιτριδίων του τιτανίου (TiN) (Εικόνα IV.2d). Πόροι και διακενώσεις συρρίκνωσης εμφανίζονταν σε μικρό ποσοστό (Εικόνα IV.2c).

# 3.2. Δείγμα πλινθώματος Β

Στο πλίνθωμα Β παρατηρήθηκαν εγκλείσματα μεγαλύτερου μεγέθους MnS και TiN, σε σχέση με τα δείγματα Α,Γ και Δ.



**Εικόνα IV.3:** Μικροδομή του πλινθώματος B: a) MnS και TiN στο κέντρο του πλινθώματος, μετά την στίλβωση και b, c) κέντρο, μετά απο χημική προσβολή με Nital 2%, d) κέντρο, μετά την στίλβωση, e) κοντά στην επιφάνεια, μετά από χημική προσβολή

Στην εικόνα IV.3 φαίνεται η μικροδομή του VTi-μικροκραματωμένου πλινθώματος. Η διευρυμένη παρουσία των MnS και TiN στο μέσον εμφανίζεται στην έκταση του κέντρου του χυτού. Σχετικά μεγάλα MnS και TiN, παρατηρούνται. Επιπλέον, το μέσο μέγεθος του φερριτικού κόκκου είναι 50μm (Εικόνα IV.3b).

## 3.3. Δείγμα πλάκας Γ

e

Στο δείγμα της πλάκας Γ, παρατηρήθηκε σημαντικό ποσοστό απανθράκωσης στην επιφάνεια (Εικόνα IV.4a, b, e). Η μικροδομή είναι Φερριτική-Περλιτικη (85-15% αντίστοιχα) (Εικόνα IV.4d).



**Εικόνα ΙV.4:** Μικροδομή του πλατέως προϊόντος Γ: a, b & c) μετά την στίλβωση d, e) μετά από χημική προσβολή με Nital 2% c & d) κέντρο. Δεν εμφανίζεται μακροδιαφορισμός στο κέντρο του χυτού

250 um

RD

Τα σωματίδια χαλκού βρέθηκαν εγκλωβισμένα μέσα στο επιφανεικό οξειδωτικό στρώμα (Εικόνες IV.4a και IV.5a-e). Παρατηρήθηκε αναδίπλωση της επιφάνειας (Εικόνα IV.4e). Εξαιτίας της επιφάνειας απανθράκωσης, η περιεκτικότητα του περλίτη είναι μικρότερη στην επιφάνεια. Βρέθηκαν σωματίδια MnS (Εικόνα IV.4c).

## 3.4. Δείγμα πλάκας Δ

Στο δείγμα πλάκας Δ, παρατηρήθηκαν όπως και στο δείγμα Γ, εγκλείσματα χαλκού (Εικ IV.5) μέσα στο οξειδικό στρώμα (Εικ IV.5a), καθώς και στα όρια των φερριτικών κόκκων (Εικ. IV.5b,c,e).



**Εικόνα IV.5:** Μικροδομή του πλατέως προϊόντος Δ: a, b) μετά την στίλβωση, c, d & e) μετά από χημική προσβολή με Nital 2%.
Η απανθράκωση αναφέρεται ότι θα οδηγήσει στην μείωση της σκληρότητας της επιφάνειας λόγω της απουσίας Περλίτη (Εικόνα IV.4e) και της κατακρήμνιση του Cu λόγω της χαμηλότερης διαλυτότητας του Cu στον φερρίτη (Εικόνα IV.4a και Εικόνα IV.5). Επιπλέον, οι οξειδωμένες ρωγμές εντός της ζώνης απανθράκωσης και η παρουσία των σφαιροειδών (Fe, Si)-οξειδίων υποδεικνύει τις οξειδωτικές συνθήκες κατά τη διάρκεια της αναθέρμανσης (Εικόνα IV.4c).

Επιπλέον, η καθίζηση του Cu στα όρια των κόκκων κοντά στην διεπιφάνεια επιφανειακού οξειδικού στρώματος / μετάλλου επιβεβαιώθηκε μέσω της χρήσης του SEM (Εικόνες IV.6, IV.7).



Εικόνα ΙV.6: Φωτογραφίες οπτικής μικροσκοπιας και SEM της μικροδομής του πλατέως προϊόντος Δ (παρουσία εγκλεισμάτων χαλκού)





Εικόνα ΙV.7: Φωτογραφίες οπτικής μικροσκοπιας και SEM της μικροδομής του πλατέως προϊόντος Δ (παρουσία εγκλεισμάτων χαλκού)

Μεγάλα σωματίδια Cu βρέθηκαν κοντά στην διεπιφάνεια επιφανειακού οξειδικού στρώματος / μετάλλου (Εικόνα IV.5α, Εικόνα IV.7) και το γεγονός ότι ο Cu διαχέεται κατά μήκος των ορίων των κόκκων του φερρίτη, εξηγεί την πολλαπλασιασμό των ρωγμών που βρέθηκαν και την έκταση των ρωγμών.

# 4. Μηχανικές ιδιότητες

## 4.1. Όριο Διαρροής

# α) χάλυβας τρέχουσας παραγωγής χαλυβουργείου STOMANA

Οι συνήθεις χάλυβες που παράγονται από το χαλυβουργείο της STOMANA, εμφανίζουν τις ακόλουθες τιμές για το όριο διαρροής ( $\mathbf{R}_{e}$ ) (Πίνακας IV.2).

Πίνακας ΙV.2 : Όριο διαρροής χάλυβα S355 μεσαίας περιεκτικότητας % C

S355	S355
medium carbon	medium carbon
(8-16mm)	(20-30mm)

#### β) Δείγμα Α

Στον πίνακα IV.3 φαίνονται οι τιμές του ορίου διαρροής που επιτεύχθησαν για τις πλάκες διαφόρων παχών (16 και 20mm) που προέκυψαν από το πλίνθωμα Α.

Πίνακας ΙV.3 : Όριο διαρροής χαλύβδινης πλάκας Α

	А	Α	Α
	(NbTi)	(NbTi)	(NbTi)
	(16mm)	(16mm)	(20mm)
Re (MPa)	420	430	449

# γ) Δείγμα Β

Στον πίνακα IV.4 φαίνονται οι τιμές του ορίου διαρροής που επιτεύχθησαν για τις πλάκες διαφόρων παχών (8, 14 και 30mm) που προέκυψαν από το πλίνθωμα B.

Πίνακας ΙV.4 : Όριο διαρροής χαλύβδινης πλάκας Β

	В	В	В	В
	(VTi)	(VTi)	(VTi)	(VTi)
	(30mm)	(8mm)	(8mm)	(14mm)
D (MD)	270	200	2(0	270

#### 4.2. Αντοχή σε εφελκυσμό

α) χάλυβας τρέχουσας παραγωγής χαλυβουργείου STOMANA

Οι τιμές της αντοχής σε εφελκυσμό (**Rm**), των συνήθων χαλύβων που παράγονται από το συγκεκριμένο χαλυβουργείο, εμφανίζονται στο πινακα IV.5.

Πίνακας IV.5 : Αντοχή σε εφλκυσμό χάλυβα S355 μεσαίας περιεκτικότητας % C

	S355	S355
	medium carbon	medium carbon
	(8-16mm)	(20-30mm)
Rm (MPa)	470-630	470-630

#### β) Δείγμα Α

Στον πίνακα IV.6 φαίνονται οι τιμές της αντοχής σε εφελκυσμό που επιτεύχθησαν για τις πλάκες διαφόρων παχών (16 και 20mm), οι οποίες προέκυψαν από το πλίνθωμα Α.

Πίνακας ΙV.6 : Αντοχή σε εφλκυσμό χαλύβδινης πλάκας Α

Α	Α	Α
(NbTi)	(NbTi)	(NbTi)
(16	(16mm)	( <b>20</b> mm)
(10mm)	(Iomm)	(2011111)

γ) Δείγμα Β

Στον πίνακα IV.7 φαίνονται οι τιμές της αντοχής σε εφελκυσμό που επιτεύχθησαν για τις πλάκες διαφόρων παχών (8, 14 και 30mm), οι οποίες προέκυψαν από το πλίνθωμα Β.

Πίνακας ΙV.7 : Αντοχή σε εφλκυσμό χαλύβδινης πλάκας Β

В	В	В	В
(VTi)	(VTi)	(VTi)	(VTi)
(20)	(0)	(0)	
(30mm)	(8mm)	(8mm)	(14mm)

#### 4.3. Ολκιμότητα

## α) χάλυβας τρέχουσας παραγωγής χαλυβουργείου STOMANA

Οι τιμές της ολκιμότητας, των συνήθων χαλύβων που παράγονται από το συγκεκριμένο χαλυβουργείο, εμφανίζονται στο πίνακα ΙΙΙ.8.

Πίνακας ΙV.8 : Ολκιμότητα χάλυβα S355 μεσαίας περιεκτικότητας % C

S355	S355
medium carbon	medium carbon
(8-16mm)	(20-30mm)

# β) Δείγμα Α

Στον πίνακα IV.9 φαίνονται οι τιμές της ολκιμότητας που επιτεύχθησαν για τις πλάκες διαφόρων παχών (16 και 20mm), οι οποίες προέκυψαν από το πλίνθωμα Α.

Πίνακας ΙV.9 : Ολκιμότητα χαλύβδινης πλάκας Α

Α	Α	Α
(NbTi)	(NbTi)	(NbTi)
(16mm)	(16mm)	( <b>2</b> 0mm)
(romm)	(Iomm)	(201111)

γ) Δείγμα Β

Στον πίνακα IV.10 φαίνονται οι τιμές της αντοχής σε εφελκυσμό που επιτεύχθησαν για τις πλάκες διαφόρων παχών (8, 14 και 30mm), οι οποίες προέκυψαν από το πλίνθωμα B.

Πίνακας ΙV.10 : Όλκιμότητα χαλύβδινης πλάκας Β

В	В	В	В
(VTi)	(VTi)	(VTi)	(VTi)
(30mm)	(8mm)	(8mm)	(14mm)

Παρατηρείται ότι μεταξύ των δειγμάτων Α και Β, το δείγμα Α παρουσιάζει υψηλότερο όριο διαρροής και αντοχής σε εφελκυσμό, γεγονός το οποίο αποδίδεται στην μικροκραμάτωση του, με Nb-Ti και όχι με V-Ti.

Συγκρίνοντας τις μηχανικές ιδιότητες των εξετασθέντων δειγμάτων Α και Β με εκείνες των συνήθων προϊόντων S355, παρατηρείται ότι και τα δύο δείγματα Α και Β, παρουσιάζουν βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες

#### 5. Συζήτηση των αποτελεσμάτων

Η ανάλυση της μικροδομής για τα δύο πλινθώματα (χυτήρια Α και Β NbTi και VTi μικροκραματωμένα αντίστοιχα) και τα δύο πλατέα προϊόντα (χυτήρια Γ και Δ VTi μικροκταματωμένα), αποκάλυψε τις μεγάλες διαφορές μεταξύ των δύο αυτών κραματικών σχεδιασμών. Και οι δύο μικροδομές είναι ενδεικτικά Φερριτικές-Περλιτικές κυρίως με φερρίτη λόγω της σχετικά χαμηλής περιεκτικότητας %C κ.β.

Στην περίπτωση των NbTi-μικροκραματωμένων χαλύβδινων πλινθωμάτων, καθώς και των VTi-μικροκραματωμένων πλατέων προϊόντων, η κοινή παρουσία εγκλεισμάτων MnS και TiN κατακρημνισμάτων (Εικόνα IV.3δ) δεν οδήγησε σε ατέλειες και ρωγμές στο κέντρο του χυτού, εφόσον ο μακροδιαφορισμός στο κέντρο του χυτου (CLS) ήταν σημαντικά μειωμένος.

Στην περίπτωση των VTi-μικροκραματωμένων πλινθωμάτων, το μέγεθος του φερριτικού κόκκου είναι τρεις (3) φορές μεγαλύτερο (περίπου 50μm) από αυτό των NbTiμικροκραματωμένων πλινθωμάτων (περίπου 16μm) (Εικόνα IV.2b, Εικόνα IV.3b). Αυτή η σημαντική διαφορά αποδίδεται στους διαφορετικούς μηχανισμούς που ενεργοποιούνται, λόγω της μικροκραμάτωσης. Ειδικότερα, το V προκαλεί κυρίως σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης, ενώ το Nb προκαλεί και εκλέπτυνση κόκκου και σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης. Ως εκ τούτου, μπορεί εύκολα να προβλευθεί ότι τα NbTi-κραματωμένα πλατέα προϊόντα - μετά από την έλαση – θα εμφανίζουν και αυτά λεπτότερους κόκκους, επιτυγχάνοντας καλύτερες ιδιότητες του προϊόντος (για υψηλότερο όριο διαρροής).

Οι επιφανειακες ατέλειες (πόροι, αποφλοίωση κ.α.) φαίνεται να περιορίζονται και να εξαλείφονται μετά την έλαση. Η λεπτόκοκκη μικροδομή και η έλλειψη του μαρκοδιαφορισμού στο κέντρο του χυτού, έχουν μεγάλη επίδραση στην ενέργεια κρούσης της πλάκας. Ως αποτέλεσμα, η χρήση του Nb ως στοιχείου μικροκραμάτωσης είναι πιο επωφελής όταν συγκρίνεται με το V. Το τιτάνιο επίσης συμβάλλει στην εκλέπτυνση κόκκου, αλλά μόνο στην περίπτωση του σχηματισμού καρβιδίου (TiC). Λόγω της σχετικά

υψηλής περιεκτικότητας σε άζωτο, ως αποτέλεσμα της έλλειψης της θερμικής κατεργασίας υπό κενό (vacuum degasser), το N ενώνεται με το Ti σε αυξημένες θερμοκρασίες (περίπου 1350°C) για να σχηματίσει TiN. Η υψηλότερη συγγένεια του Ti προς το N και του προγενέστερου σχηματισμού TiN σε υψηλές θερμοκρασίες (~ 1300°C), μειώνει το επίπεδο του N στον χάλυβα. Δεν μπορεί να επιτευχθεί εκλέπτυνση κόκκου μέσω του Ti σε αυτήν την περίπτωση, εφόσον το Ti απομακρύνεται από το διάλυμα και δεν μπορεί να ενωθεί με τον C προς σχηματισμό TiC. Τα TiN θα σχηματιστούν κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης και θα παραμείνουν αδιάλυτα κατά την αναθέρμανση σε θερμοκρασίες ~1250°C.

Στην περίπτωση του NbTi-μικροκραματωμένου χάλυβα, το σχηματιζόμενο TiN επιτρέπει η μεγαλύτερη ποσότητα Nb να σχηματίσει NbC και λιγότερο NbN. Το γεγονός αυτό συμβάλλει σημαντικά στην εκλέπτυνση του ωστενίτη και το φερρίτη στη συνέχεια. Αυτό εξηγεί γιατί ο VTi-μικροκραματωμένος χάλυβας έχει τρεις (3) φορές μεγαλύτερο μέγεθος φερριτικού κόκκου από τον NbTi. Επιπλέον, λόγω της αναθέρμανσης στους 1300°C, το TiN παραμένει σε στερεά κατάσταση, ως εκ τούτου, έχει αυξηθεί το μέγεθος του. Το αυξημένο σε μέγεθος TiN λειτουργεί σαν αυξητικό της τάσης στο εσωτερικό της μικροδομής και έτσι επιδεινώνεται η επιμήκυνση. Λόγω της απουσίας του αυξημένου ποσοστού CLS, η αρνητική επίδραση τους είναι περιορισμένη. Επιπλέον, ο μεταγενέστερος σχηματισμός των NbN και NbC θα επιβραδύνει την ανακρυστάλλωση του ωστενίτη κατά τη διάρκεια της θερμής έλασης που οδηγεί σε εκλέπτυνση του φερριτικού κόκκου. [3]. Η λεπτότερη μικροδομή του NbTi-χάλυβα εξηγείται από το μεγαλύτερο όριο διαρροής και την καλή συμπεριφορά στην επιμήκυνση σε σύγκριση με τον VTi-χάλυβα.

Όσον αφορά τα εξετασθέντα VTi-μικροκραματωμένα πλατέα προϊόντα, τα δύο σημαντικά φαινόμενα που προκαλούνται κατά την αναθέρμανση και τη διαδικασία της θερμής έλασης, είναι η απανθράκωση και η διάχυση του Cu αντίστοιχα, τα οποία επηρεάζουν αρνητικά την κατάσταση της επιφάνειας. Η απανθράκωση οδηγεί στην μείωση της σκληρότητας της επιφάνειας λόγω της απουσίας Περλίτη (Εικόνα IV.4e) και της κατακρήμνιση του Cu λόγω της χαμηλότερης διαλυτότητας του Cu στον φερρίτη (Εικόνα IV.4 και Εικόνα IV.5). Επιπλέον, οι οξειδωμένες ρωγμές εντός της ζώνης απανθράκωσης και η παρουσία των σφαιροειδών (Fe, Si)-οξειδίων υποδεικνύει τις οξειδωτικές συνθήκες κατά τη διάρκεια της αναθέρμανσης (Εικόνα IV.4γ). Με αυτό τον τρόπο, πολύ μικρές ρωγμές που προκαλούνται κατά τη διάρκεια της χύτευσης οξειδώνονται κατά τη διάρκεια της αναθέρμανσης και δεν μπορούν να «επουλωθούν» μετέπειτα, κατά την διάρκεια της θερμής έλασης επιδεινώνοτας την ποιότητα της επιφάνειας του τελικού πλατέως προϊόντος (υλικό δεύτερης διαλογής) [4].Αυτά τα δύο φαινόμενα έχουν σαν αποτέλεσμα την

79

αναδίπλωση και την θερμή ρηγμάτωση, αντίστοιχα. Ελαχιστοποιώντας την απανθράκωση κατά την αναθέρμανση, παρατηρείται θετική επίδραση στην κατάσταση της επιφάνειας.

Μεγάλα σωματίδια Cu βρέθηκαν κοντά στην διεπιφάνεια επιφανειακού οξειδικού στρώματος / μετάλλου (Εικόνα IV.5α, Εικόνα IV.6γ) και το γεγονός ότι ο Cu διαχέεται κατά μήκος των ορίων των κόκκων του φερρίτη, εξηγεί την πολλαπλασιασμό των ρωγμών που βρέθηκαν και την έκταση των ρωγμών. Επιπλέον, η διάχυση του Cu κατά μήκος των Φερριτικών ορίων των κόκκων υπογραμμίζει τη δυνατότητα για περαιτέρω σχηματισμό κατά τη διαμόρφωση λόγω της υποβάθμισης κόκκου, ως αποτέλεσμα της υγροποίησης των κόκκων πάνω από 1083°C στην περίπτωση του καθαρού Cu (Εικόνα IV.6).

Λαμβάνοντας υπόψη τις μικρές μειώσεις που προκαλούνται από την ακολουθούμενο χρονοδιάγραμμα έλασης, μια μη ομοιόμορφη παραμόρφωση του πλατέου προϊόντος έχει οδηγήσει σε δευτερεύουσες εφελκυστικές τάσεις οι οποίες σε συνδυασμό με την πλευρική επιφάνεια απανθράκωσης και την παρουσία Cu κοντά στην επιφάνεια προκαλεί ρωγμάτωση των γωνιών κατά μήκος της κεντρικής γραμμής. Παρατηρείται ότι μεταξύ των δειγμάτων A και B, το δείγμα A παρουσιάζει υψηλότερο όριο διαρροής και αντοχής σε εφελκυσμό, γεγονός το οποίο αποδίδεται στην μικροκραμάτωση του, με Nb-Ti και όχι με V-Ti. Η διαφορετική αυτή μικροκραμάτωση, οδηγεί σε μέγεθος φερριτικού κόκκου (16μm) περίπου τρεις φορές μικρότερο από εκείνο του δείγματος B (50μm). Η διαφορά αυτή στο μέγεθος του φερριτικού κόκκου, οφείλεται στο γεγονός ότι το V προκαλεί κυρίως σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης, ενώ το Nb προκαλεί και εκλέπτυνση κόκκου και σκλήρυνση μέσω κατακρήμνισης.

Συγκρίνοντας τις μηχανικές ιδιότητες των εξετασθέντων δειγμάτων Α και Β με εκείνες των συνήθων προϊόντων S355, παρατηρείται ότι και τα δύο δείγματα Α και Β, παρουσιάζουν βελτιωμένες μηχανικές ιδιότητες. Τα συνήθη προϊόντα S355, λόγω της μέσης περιεκτικότητας τους σε άνθρακα, παρουσιάζουν επίσης φερρτική-περλιτική δομή με ποσοστά 70% και 30%, αντίστοιχα. Ο περλίτης είναι σκληρότερος από τον φερρίτη, οπότε θα ήταν αναμενόμενο, οι νεοσχεδιασθέντες χαλύβδινες πλάκες (με ποσοστά φερρίτηπερλιτη 15% και 85% αντίστοιχα) να εμφανίζουν υποβαθμισμένες μηχανικές ιδιότητες σε σχέση με εκείνες της μεσαίας περιεκτικότητας σε άνθρακα. Ωστόσο, αυτό δεν παρατηρήθηκε και οφείλεται στον σωστό σχεδιασμό της μικροκραμάτωσης.

## **V: ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ**

Τα προϊόντα κατασκευαστικού χάλυβα με χαμηλή περιεκτικότητα %C κ.β. (που ενσωματώνουν τις διαφορετικές περιπτώσεις μικροκραμάτωσης με VTi και NbTi) πέτυχαν τον κύριο στόχο τους, να αποφευχθεί ο μακροδιαφορισμός στο κέντρο του χυτού(του άνθρακα και του μαγγανιου) με επακόλουθη εμφάνιση επιφανειακών ατελειών. Η περίπτωση των NbTi-μικροκραματωμένων προϊόντων είναι πιο λεπτόκοκκη, γεγονός που αποδεικνύει ότι είναι προτιμότερο από την άποψη των μηχανικών ιδιοτήτων (βελτιωμένο όριο διαρροής και ενέργεια κρούσης), οι οποίες πρέπει να διασταυρώνονται με τα αποτελέσματα των μηχανικών ιδιοτήτων που δεν ήταν στην διάθεσή μας. Τα VTi-κραματωμένα δείγματα εμφάνισαν αυξημένη ολκιμότητα και χαμηλότερο όριο διαρροής Re, λόγω επαναφοράς. Ακόμη και χωρίς επαναφορά, τα NbTi-κραματωμένα δείγματα εμφάνισαν αυξημένη ολκιμότητα και τοι η NbTi-μικροκραμάτωση απαιτεί καλύτερο έλεγχο της θερμοκρασίας κατά τη διάρκεια της έλασης, προκειμένου να ενισχυθεί η εκλέπτυνση του φερριτικού κόκκου από την κατακρήμνιση NbC και την αύξηση του ορίου διαρροής σε επίπεδα πάνω απο 400Mpa.

Είναι αξιοσημείωτο ότι ακόμη και με την ύπαρξη σχετικά μεγάλων MnS και εγκλεισμάτων TiN, δεν βρέθηκε καμμία ρωγμή στο κέντρο του χυτού, λόγω της απουσίας της ζώνης CLS. Έτσι, κατά τη σύγκριση των χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα με εκείνους της μεσαίας περιεκτικότητας, το οποίο ήταν το πρότυπο στην STOMANA μέχρι στιγμής, στα ίδια επίπεδα θείου και αζώτου, η δομική ακεραιότητα των S355 προϊόντων αυξήθηκε σημαντικά.

Η εφαρμογή των χαμηλών περιεκτικοτήτων άνθρακα, επιλέγοντας ευέλικτα μικρο-κράματικά πρόγραμμα (VTi έναντι NbTi), συνιστάται κατά τις απαιτήσεις των πελατών.

#### **VI: ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ**

- Μαυροειδής Π. (2005), Χάλυβες οπισμού σκυροδέματος: Με βάση τις σύγχρονες απαιτήσεις των κανονισμών, Αθήνα: Εκδόσεις Παπασωτηρίου.
- [2] Χαϊδαμενόπουλος Γ. (2000), Φυσική Μεταλλουργία: Θεμελώδεις Αρχές, Βόλος: Πανεπιστημιακές Εκδόσεις Θεσσαλίας.
- [3] Χρυσουλάκης Ι.&Παντέλης Δ. (2008), Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλικών υλικών, Αθήνα: Εκδόσεις Παπασωτηρίου
- [4] M. G. Akben, B. Bacroix, J. J. Jonas (1983), Effect of Vanadium and Molybdenum addition on high temperature recovery, recrystallization and precipitation behavior of Niobium-based microalloyed steels, Acta metal. Vol. 31. pp. 161-174,
- [5] M.G. Mecozzi, J. Sietsma, S. van der Zwaag (2006), Analysis of c-->a transformation in a Nb micro-alloyed C-Mn steel by phase field modeling, Acta Materialia 54 (2006) 1431–1440
- [6] Lee KJ, Kang KB, Lee JK, Kwon O, Chang RW. In (1990) Proceedings of the International Conference in Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, p. 435.
- Z. Zhang, Y. Liu, X. Liang, Y. She (2008): The effect of Nb on recrystallization behavior of Nb micro-alloyed steel, Materials Science and Engineering A 474, p.254-260
- [8] Offerman, SE, Dijk, NH van, Sietsma, J, Lauridsen, EM, Margulies, L, Grigull, S, Poulsen, HF & Zwaag, S van der (2004). Solid-state phase transformations involving solute partitioning: modeling and measuring on the level of individual grains, Acta Materialia, 52, 4757-4766.
- [9] Zener C. Appl Phys (1949), *Theory of Scattering for Diffusion-Controlled Phase* Separations; 20:950–3
- [10] Bhadeshia HKDH, Svensson LE (1985), *The mechanism of acicular ferrite in weld deposits*; Gretoft B. Acta Metall 33:1271–83
- [11] Vandermeer RA. Acta Metall Mater (1990) *Concise Encyclopedia of the Structure of Materials* ;38:2461–70
- [12] Capdevila, C; Caballero, F G; Garcia-Mateo, C; De Andres (2004) The Role of

Inclusions and Austenite Grain Size on Intragranular Nucleation of Ferrite in Medium Carbon Microalloyed Steels, C G, Materials Transactions. Vol. 45, no. 8, pp. 2678-2685.

- [13] Kop TA, van Leeuwen Y, Sietsma J, van der Zwaag S. ISIJ Int. (2004), Kinetics of the abnormal austenite-ferrite transformation behaviour in substitutional Febased alloys, Stuttgart, Germany: Max Planck Institute for Metals Research
- [14] Gladman T. In: Hansen N, Jones AR, Leffers T, editors (1980), *Recrystallization and grain growth of multi-phase and particle containing material*, p. 183
- [15] J. N. Cordea (1970), Symp. on Low Alloy High Strength Steel, Nurnberg, B.R.D., p.61. Metallurg Companies
- [16] He Kejian and T. N. Baker (1993), The effects of small titanium additions on the mechanical properties and the microstructures of controlled rolled niobiumbearing HSLA plate steel, Materials Science and Engineering, A169, p.53-65
- [17] S. Matsuda and N. Okmura, (1978), Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 18 198
- [18] H. Gondoh, H. Nakasugi, H. Matsuda, H. Tamehiro and H. Chino, Nippon Steel Technical Report, 14 (1979) 55
- [19] B. Pereda, B. López and J.M. Rodriguez-Ibabe (July 16-19, 2007): *Increasing the non-recrystallization temperature of Nb microalloyed steels by Mo addition, [in:]* Proceedings of the International Conference on Microalloyed Steels, Processing, Microstructure, Properties and Performance, , Pittsburgh, Pennsylvania
- [20] K. Lorenz; W. M. Hof; K. Hulka; K. Kaup; H. Litzke; U. Schrape (1981): Thermomechanisches und temperaturgeregeltes Walzen von Grobblech und Warmband, Stahl und Eisen 101, Heft 9/81, S. 593
- [21] http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=electric\_arc\_furnace\_eaf
- [22] http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=ladle\_refining
- [23] https://wiki.engr.illinois.edu/display/cs519sp11/Lance+C.+Hibbeler+Project+Page
- [24] http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/metal-forming-2/rolling.php