



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Μελέτη Μικροδομών & Μηχανικών Χαρακτηριστικών
Χαλύβδινων Αναπτυγμάτων Μέσω Προσθετικής
Κατασκευής με Χρήση Τόξου με Τηκόμενο Υλικό
Πλήρωσης (Wire Arc Additive Manufacturing)**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

Κολιός Απόστολος



Επιβλέπων Καθηγητής: Πέτρος Τσακίριδης, Επίκουρος Καθηγητής ΕΜΠ

ΑΘΗΝΑ, ΟΚΤΩΒΡΙΟΣ 2023



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΣΧΟΛΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΜΕΤΑΛΛΕΙΩΝ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑΣ & ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑΣ ΥΛΙΚΩΝ

ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΟ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑΣ

**Μελέτη Μικροδομών & Μηχανικών Χαρακτηριστικών
Χαλύβδινων Αναπτυγμάτων Μέσω Προσθετικής
Κατασκευής με Χρήση Τόξου με Τηκόμενο Υλικό
Πλήρωσης (Wire Arc Additive Manufacturing)**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

Κολιός Απόστολος

Επιβλέπων Καθηγητής: Πέτρος Τσακιρίδης, Επίκουρος Καθηγητής ΕΜΠ

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις 27/10/2023

Π. Τσακιρίδης, Επίκουρος καθηγητής ΕΜΠ, (Υπογραφή)

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής ΕΜΠ, (Υπογραφή)

Σ. Δεληγιάννης, Μέλος Ε.ΔΙ.Π., (Υπογραφή)

ΑΘΗΝΑ, ΟΚΤΩΒΡΙΟΣ 2023

Copyright © Κολιός Απόστολος, 2023

Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος. All rights reserved

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα διπλωματική εργασία εκπονήθηκε στο εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου, σε συνεργασία με το Πολυτεχνείο του Darmstadt (TUD). Σκοπός της, είναι η μελέτη τρισδιάστατων εκτυπωμένων δοκιμίων χάλυβα, μέσω ποικίλων εργαστηριακών δοκιμών, κυριότερη από αυτές η ανάλυση των δοκιμίων με αξιοποίηση Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (SEM).

Με την ολοκλήρωση της παρούσας διπλωματικής εργασίας, θα ήθελα να ευχαριστήσω πρωτίστως τον επιβλέποντα καθηγητή μου Δρ. Πέτρο Τσακιρίδη για την ανάθεση και εμπιστοσύνη του συγκεκριμένου θέματος, καθώς και για τις συμβουλές και την εκπαίδευση που μου παρείχε όλο αυτό το χρονικό διάστημα. Στη συνέχεια, εκφράζω ένα θερμό ευχαριστώ στο καθηγητή μου Δρ. Γεώργιο Φούρλαρη, ο οποίος με μύησε και με έκανε να αγαπήσω τον κόσμο των υλικών. Ακόμα, ευχαριστώ θερμά τον καθηγητή Δρ. Jörg Lange του Πανεπιστημίου του Darmstadt, όπως επίσης και τον συνεργάτη του Ms.C. Benedikt Waldschmitt για την άμεση απόκριση και παροχή των πειραματικών δοκιμίων και για όποιες συμβουλές μου παρείχαν.

Επιπλέον, θα ήθελα να ευχαριστήσω το προσωπικό του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας και ιδιαίτερα την Δήμητρα Ιωαννίδου και τον Σταύρο Δεληγιάννη για την υπομονή τους και τη συνεισφορά τους στα διάφορα στάδια των πειραματικών δοκιμών και για τις συμβουλές τους σε θέματα μεταλλουργικής φύσεως.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω την οικογένειά μου, τους φίλους μου και τους συμφοιτητές μου για την στήριξη και συμπαράστασή τους κατά τη διάρκεια της εκπόνησης της παρούσας διπλωματικής εργασίας.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Τα κράματα του σιδήρου και συγκεκριμένα οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες χαμηλού άνθρακα, είναι υλικά γνωστά απ' την αρχαιότητα, για τις εξαιρετικές μηχανικές και φυσικές ιδιότητες τους. Οι ποικιλία των μεταλλουργικών φάσεων που μπορούν να δώσουν όταν κατεργαστούν κατάλληλα είναι το ισχυρότερό τους όπλο. Στην αρχαιότητα, ο ανθρακούχος χάλυβας χρησιμοποιήθηκε σε ποικίλες πτυχές της καθημερινότητας, καθώς και στη κατασκευή πολεμικών εργαλείων. Σε μετέπειτα στάδιο, εφαρμόστηκε και στο κατασκευαστικό κλάδο, στο εσωτερικό των κτηρίων στις κολώνες οπλισμένου σκυροδέματος. Οι μηχανικές ιδιότητες και η αντοχή του σε καταπονητικά φαινόμενα που αντιμετώπισε ήταν άριστη, γι' αυτό η χρήση του συνεχίζεται και στις μέρες μας. Αυτή την εποχή και καθώς η τεχνολογία εξελίσσεται ραγδαία, λύσεις όπως η τρισδιάστατη εκτύπωση έρχονται δυναμικά να αντικαταστήσουν τις κλασσικές τεχνικές κατασκευής, με μεθόδους όπως η WAAM. Μέσω αυτών των μεθόδων, επιτυγχάνεται ταχύτερη προτυποποίηση και μείωση απωλειών πρώτης ύλης. Το βασικό μειονέκτημα των παραμενουσών τάσεων, επιλύεται με διάφορους τρόπους, όπως ο αυστηρότερος έλεγχος των συνθηκών εκτύπωσης.

Στη παρούσα διπλωματική εργασία μελετώνται η μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες τριών δοκιμίων χάλυβα ER70 S-6, που παρήχθησαν μέσω της τεχνικής WAAM. Για το κάθε δοκίμιο εφαρμόστηκε διαφορετική τεχνική απόψυξης. Για το πρώτο δε χρησιμοποιήθηκε ψύξη, για το δεύτερο αξιοποιήθηκε συμπιεσμένος αέρας και για το τρίτο συνδυασμός αέρα και υδροψεκασμού. Για τον πλήρη χαρακτηρισμό των μικροδομών πραγματοποιήθηκε μελέτη με τη βοήθεια του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (SEM), σε συνδυασμό με την στοιχειακή ανάλυση Ακτίνων Χ (Energy Dispersive Spectroscopy – EDS). Επιπλέον για την ταυτοποίηση των φάσεων και των μικρογραφικών συστατικών, αλλά και των προτιμητέων κρυσταλλογραφικών επιπέδων ανάπτυξης, πραγματοποιήθηκε περιθλασιμετρία Ακτίνων Χ (X-Ray Diffraction – XRD).

Απ' τη παραπάνω πειραματική διαδικασία προέκυψε πως κατά την αύξηση του ρυθμού απόψυξης των δοκιμίων, προέκυψε και αύξηση της σκληρότητας του υλικού, λόγω μείωσης του μεγέθους των κόκκων αυτού. Στο σύνολο των δοκιμίων, παρατηρήθηκε ανισοτροπία με πολλές διαφορετικές φάσεις παρούσες. Σημαντική είναι η παρατήρηση, πως η αύξηση της ταχύτητας σάρωσης οδήγησε σε παράλληλη αύξηση του αριθμού των ατελειών στη μάζα των δοκιμίων. Επομένως, ανάλογα με τις τελικές ιδιότητες του υλικού πρέπει να ρυθμίζεται και η εκτύπωση.

ABSTRACT

Iron alloys, specifically low-carbon steels, have been known materials since ancient times for their exceptional mechanical and physical properties. The variety of metallurgical phases they can provide when processed appropriately is their strongest asset. In antiquity, carbon steel was used in various aspects of daily life, as well as in the production of weapons. Later on, it was also applied in the construction industry within the interior of reinforced concrete columns. Its mechanical properties and resistance to wear and tear were excellent, which is why its use continues to this day. In this era of rapid technological advancement, solutions like three-dimensional printing are dynamically replacing traditional construction techniques, with methods such as Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). Through these methods, faster prototyping and reduced raw material wastage are achieved. The main disadvantage of residual stresses is addressed in various ways, such as stricter control of printing conditions.

This thesis examines the microstructure and mechanical properties of three samples of ER70 S-6 steel, which were produced using the WAAM technique. Different cooling techniques were applied to each sample: the first was without cooling, the second used compressed air, and the third used a combination of air and water spray. A study of microstructures was conducted using Scanning Electron Microscopy (SEM), in combination with Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) for elemental analysis. Furthermore, X-ray Diffraction (XRD) was performed to identify phases, micrographic constituents, and preferred crystallographic growth planes.

From the above experimental process, it was found that increasing the cooling rate of the samples led to an increase in material hardness due to a reduction in grain size. In all samples, anisotropy with many different phases present was observed. It is important to note that increasing the scanning speed resulted in a simultaneous increase in the number of defects in the mass of the samples. Therefore, depending on the final properties of the material, the printing process must be adjusted properly.

ΣΥΝΤΜΗΣΕΙΣ

AF	Βελονοειδής φερρίτης
BCC	Χωροκεντρομένο Κυβικό Σύστημα
CAD	Computer Aided Design
CMT	Cold Metal Transfer
CNC	Computer Numerical Control
CTWD	Contact Tip to Work Distance
DED	Direct Energy Deposition
EBFF	Electron Beam Freeform Fabrication
EBM	Electron Beam Melting
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
FBM	Fused Deposition Modeling
FCC	Εδροκεντρομένο Κυβικό Σύστημα
GMAW	Gas Metal Arc Welding
IACS	International Association of Classification Societies
IAF	Intragranular Acicular Ferrite
IR	Infrared
JLMT	Joint Laboratory of Marine Technology
LENS	Laser Engineered Deposition
MEX	Material Extrusion
M_f	Martensite finish
MIG	Metal Inert Gas
MJT	Material Jetting
M_s	Martensite start
PBF	Powder Bed Fusion
SEI	Secondary Electron Inspection
SEM	Scanning Electron Microscopy
SHL	Sheet Lamination
SLA	Stereolithography
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering
TIG	Tungsten Inert Gas
V_c	Κρίσιμη ταχύτητα απόψυξης
VPP	Vat Photopolymerization
WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing
WDI	Westfälische Drahtindustrie
WF	Φερρίτης Widmanstätten
XRD	X-Ray Diffraction
Διάγραμμα CCT	Continuous Cooling Transformation
Διάγραμμα TTT	Time Temperature Transformation
Χάλυβες TRIP	Χάλυβες Transformed Induced Plasticity

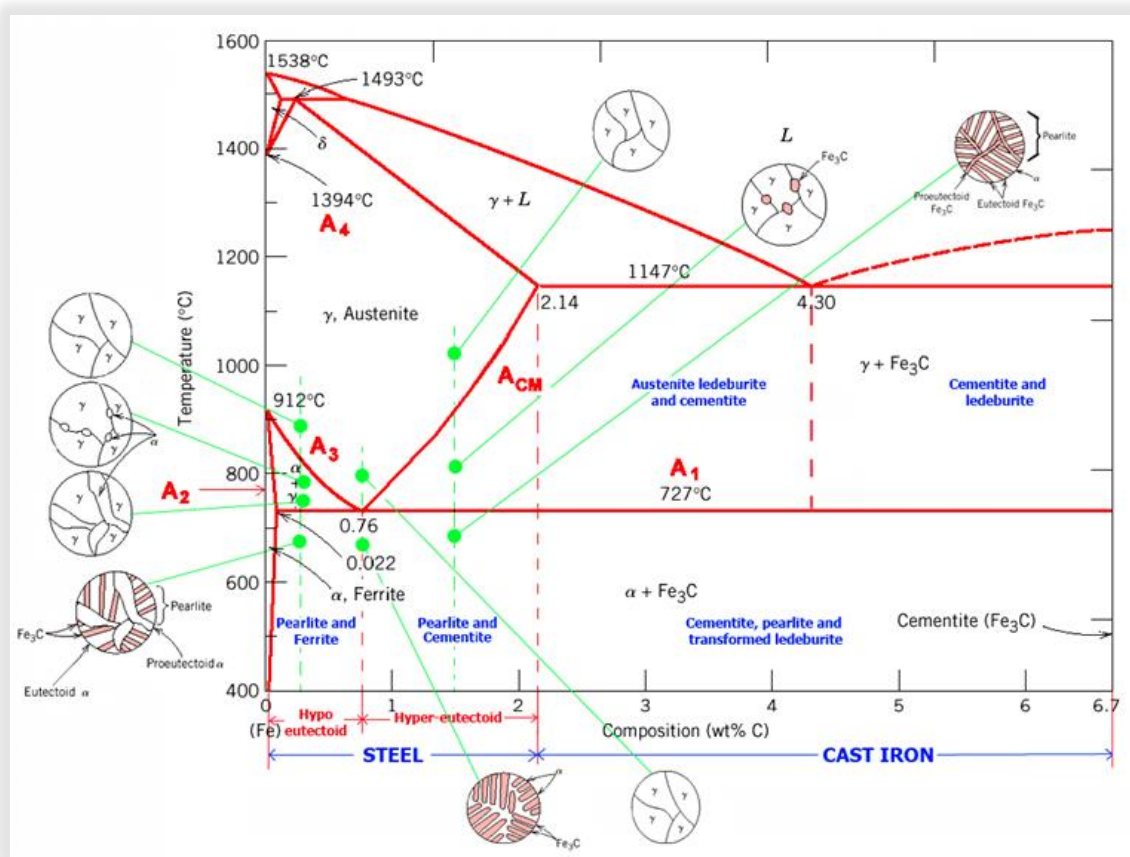
ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

1. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	1
1.1 Κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες (Carbon Steels).....	2
1.1.1 Παρούσες φάσεις και μετασχηματισμοί.....	4
1.2 Ελαφρά κραματωμένος χάλυβας ER70 S-6.....	11
1.2.1 Μειονεκτήματα και πλεονεκτήματα κατά τη χρήση.....	12
1.3 Τρισδιάστατη Εκτύπωση (3D Printing).....	13
1.3.1 Ιστορική αναδρομή τρισδιάστατης εκτύπωσης.....	15
1.3.2 Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM).....	16
1.4 Βιβλιογραφική ανασκόπηση.....	28
1.4.1 Ναυτιλιακή χρήση WAAM.....	28
1.4.2 Αεροδιαστημική χρήση WAAM.....	30
1.4.3 Στρατιωτική χρήση WAAM.....	31
2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	33
2.1 Υλικό και μηχανήμα κατασκευής δειγμάτων.....	33
2.2 Παράμετροι κατασκευής δειγμάτων.....	35
2.3 Κοπή δειγμάτων (Metallographic sectioning).....	35
2.4 Εγκιβωτισμός (Mounting).....	36
2.5 Λείανση (Grinding).....	37
2.6 Στίλβωση (Polishing).....	38
2.7 Προσβολή (Etching).....	38
2.8 Σκληρομέτρηση (Hardness test).....	39
2.9 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM).....	40
2.10 Περιθλασιμετρία Ακτίνων X (XRD).....	42
3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ	44
3.1 Σκληρομετρήσεις.....	44
3.2 Περιθλασιμετρία ακτίνων X (XRD).....	48
3.3 Οπτική μικροσκοπία (Optical microscopy).....	51
3.4 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM).....	56
3.4.1 Ανάλυση σύρματος (As Received).....	56

3.4.2 Δοκίμιο 1-1-1-A (As Received).....	57
3.4.3 Δοκίμιο 1-1-1-B (As Received).....	60
3.4.4 Δοκίμιο 2-1-1-A (Compressed Air Cooled)	64
3.4.5 Δοκίμιο 2-1-1-B (Compressed Air Cooled).....	67
3.4.6 Δοκίμιο 3-1-1-A (Compressed Air Cooled & Water Admixture)	70
3.4.7 Δοκίμιο 3-1-1-B (Compressed Air Cooled & Water Admixture)	73
ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	77
ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	79

1. ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

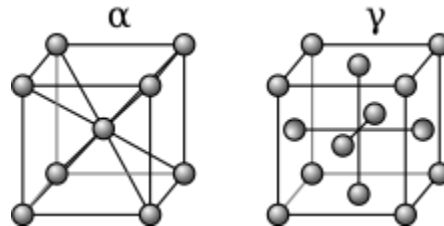
Στη καθημερινότητα, ένα υλικό το οποίο χρησιμοποιείται σε ποικιλία εφαρμογών είναι ο σίδηρος. Συγκεκριμένα, πραγματοποιείται εκτενής χρήση ενός κράματος αυτού, ο λεγόμενος χάλυβας. Πρόκειται για ένα κράμα σιδήρου-άνθρακα όπου αγγίζει περιεκτικότητες έως 2.14% σε C. Μία πιο συγκεκριμένη κατηγορία, που αξιοποιείται στις κατασκευές καθώς και σε εξαρτήματα, είναι αυτή των υποευτηκτοειδών χαλύβων, δηλαδή εκείνων που το ποσοστό της κραματικής προσθήκης δε ξεπερνά το 0.76% C. Ανάλογα όμως με την συγκεκριμένη χρήση για την οποία προσδιορίζεται το κάθε υλικό-εξάρτημα, πραγματοποιούνται και οι αντίστοιχες κραματικές προσθήκες δευτερευόντων στοιχείων που αρκετές φορές, τροποποιούν εντελώς τις αρχικές ιδιότητες του κοινού χάλυβα. Υπάρχουν πολλά διαφορετικά είδη χαλύβων, όπως κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες, ανοξείδωτοι (ωστενιτικοί, φερριτικοί, μαρτενσιτικοί και διπλοφασικοί), χάλυβες μαρτενηράνσεως, χάλυβες TRIP, εργαλιοχάλυβες (ταχυχάλυβες) και πολλά άλλα είδη. [1]



Εικόνα 1. Διάγραμμα φάσεων Σιδήρου-Σεμεντίτη [2]

1.1 Κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες (Carbon Steels)

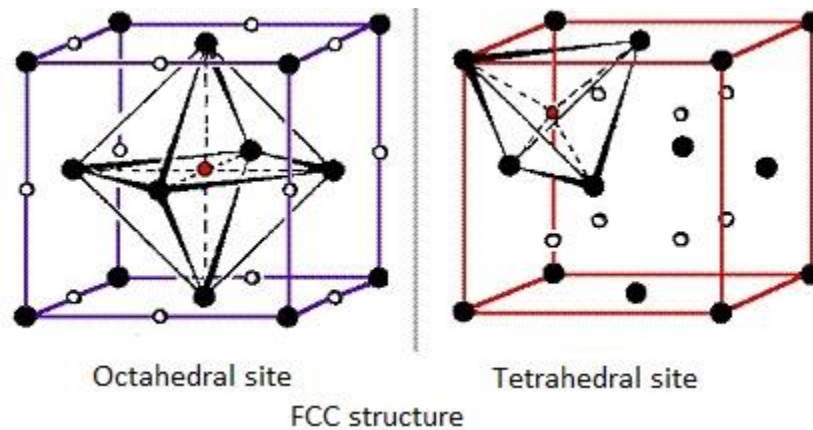
Οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες, αποτελούν σιδηρούχα κράματα που συνδυάζουν σίδηρο με άνθρακα σε ποσοστά έως και 2,14 %. Ακόμα, προστίθενται σταδιακά και άλλα κραματικά στοιχεία, ανάλογα με τις τελικές επιθυμητές ιδιότητες του κράματος. Συνήθεις κραματικές προσθήκες, είναι το μαγγάνιο, το πυρίτιο και ο χαλκός. Ο χάλυβας, συνιστά ένα από τα παλαιότερα κράματα που μελετήθηκαν από τον άνθρωπο, λόγω των εξαιρετικών του ιδιοτήτων και των πολλαπλών χρήσεων στις οποίες αυτός μπορούσε να αξιοποιηθεί. Όπως φαίνεται και στην **εικόνα 1**, το διάγραμμα σιδήρου-άνθρακα περιέχει πολλές διαφορετικές φάσεις, όπου εμπίπτουν σε συγκεκριμένα θερμοκρασιακά εύρη και περιεκτικότητες άνθρακα. Οι κυριότερες, είναι ο ωστενίτης, όπου κρυσταλλώνεται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα και ο φερρίτης, όπου κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό. Για το λόγο αυτό ο σίδηρος και τα κράματά του χαρακτηρίζονται ως αλλοτροπικά. Σε θερμοκρασίες κατώτερες των 912°C, ο καθαρός σίδηρος κρυσταλλώνεται στη χωροκεντρωμένη κυβική δομή (**σίδηρος-α**). Σε θερμοκρασίες μεταξύ 912 και 1.394°C, ο σίδηρος ακολουθεί την εδροκεντρωμένη κυβική δομή (**σίδηρος-γ**). Τέλος, σε θερμοκρασίες άνω των 1.394°C και έως το σημείο τήξης του (1.538°C), ο σίδηρος επανέρχεται και πάλι στη δομή του σιδήρου-α, αλλά για αποφυγή οποιασδήποτε σύγχυσης πλέον καλείται σίδηρος-δ. [1], [3]



Εικόνα 2. FCC & BCC σίδηρος [1]

Για ενημερωτικούς λόγους, αξίζει να σημειωθεί πως η ονοματολογία **σίδηρος-β** αποδιδόταν παλαιότερα στο σίδηρο μεταξύ 768 και 912°C. Στη θερμοκρασία αυτή πραγματοποιείται ο μαγνητικός μετασχηματισμός του σιδήρου. Δηλαδή, από φερρομαγνητικός γίνεται παραμαγνητικός, χάνοντας τη μαγνήτισή του. Παλαιότερα λόγω, αυτής ακριβώς της ιδιότητας πιστευόταν ότι πρόκειται για κάποια εντελώς διαφορετική δομή του σιδήρου, στη πορεία όμως και με την αξιοποίηση των τεχνολογιών ακτινών X έγινε κατανοητό ότι πρόκειται για τον ίδιο το σίδηρο-α, με τη μόνη διαφορά πως στη θερμοκρασία Currie (768°C), ο σίδηρος χάνει τη μαγνήτισή του. [1]

Τόσο ο σίδηρος-α όσο και ο σίδηρος-γ σχηματίζουν στερεά διαλύματα παρεμβολής. Άτομα όπως ο άνθρακας, το βόριο, το άζωτο, τα οποία έχουν μικρές ατομικές ακτίνες, καταλαμβάνουν κενά της κρυσταλλικής δομής, αλλά χωρίς να προκαλούν έντονες στρεβλώσεις στο κρυσταλλικό πλέγμα. Στο σημείο όπου οι στρεβλώσεις αυτές αγγίζουν ένα ανώτατο κατώφλι, επέρχεται ο κορεσμός του διαλύματος. Οποιαδήποτε επιπλέον ποσότητα αποβάλλεται από το διάλυμα. Ο έλεγχος των κραματικών αυτών προσθηκών αποτελεί ένα από τα σημαντικότερα βήματα της παραγωγής του χάλυβα, είτε αυτές δρουν ως χρήσιμες κραματικές προσθήκες, είτε ως ακαθαρσίες. Τα κενά της κρυσταλλικής δομής, που καταλαμβάνονται από τα άτομα παρεμβολής χωρίζονται σε δύο διαφορετικά είδη: κενά οκταεδρικής και κενά τετραεδρικής φύσεως. Στον ωστενίτη, οι θέσεις παρεμβολής είναι οκταεδρικής μορφής και στο φερρίτη τετραεδρικής. [1]



Εικόνα 3. Τετραεδρικά και οκταεδρικά κενά [4]

Οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες υποδιαιρούνται σε τρεις διαφορετικές κατηγορίες, ανάλογα με τη κραματική προσθήκη σε άνθρακα:

- **Υποευτηκτοειδείς:** καλούνται οι χάλυβες με περιεκτικότητα από 0,022 έως 0,76% σε C
- **Ευτηκτοειδείς:** ονομάζονται οι χάλυβες με περιεκτικότητα 0,76% σε C
- **Υπερευτηκτοειδείς:** καλούνται οι χάλυβες με περιεκτικότητα από 0,76 μέχρι 2,14% C

Εκτός όμως από τις φάσεις ισορροπίας στους χάλυβες, ανάλογα με τους διαφορετικούς ρυθμούς απόψυξης που ακολουθούνται συναντώνται και φάσεις εκτός ισορροπίας, όπως ο μαρτενσίτης. Για το λόγο αυτό όλοι οι χάλυβες προτού οδηγηθούν στη τελική τους εφαρμογή, περνούν από κάποια στάδια θερμικών κατεργασιών, προκειμένου να αποκτήσουν την επιθυμητή μικροδομή. Το πιο συνηθισμένο από αυτά είναι η **ωστενιτοποίηση**, όπου ο χάλυβας θερμαίνεται μέχρι να αποκτήσει πλήρη ωστενιτική δομή και στη συνέχεια ακολουθεί ελεγχόμενη απόψυξη για την

επιθυμητή μικροδομή. Παρά τις ευεργετικές τις ιδιότητες ως κατεργασία, μπορεί να επιφέρει αρνητικά αποτελέσματα αν πραγματοποιηθεί σε υψηλές θερμοκρασίες και για παρατεταμένους χρόνους, καθώς προκαλεί μεγέθυνση του κόκκου, με αποτέλεσμα να μειώνεται σημαντικά η τελική αντοχή του προϊόντος. Λόγω των υψηλών θερμοκρασιών, ευνοούνται φαινόμενα διάχυσης, η οποία αναιρεί τον χημικό μικροδιαφορισμό που λαμβάνει χώρα κατά τη στερεοποίηση. [1]

1.1.1 Παρούσες φάσεις και μετασχηματισμοί

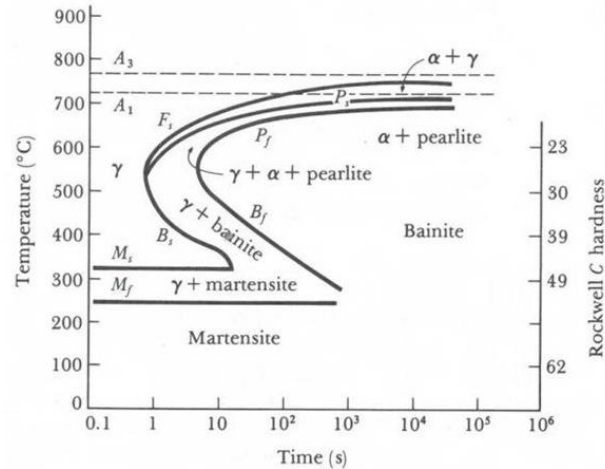
Όπως αναφέρθηκε και παραπάνω, ανάλογα με τον ρυθμό απόψυξης εμφανίζονται διαφορετικές φάσεις στη μικροδομή του χάλυβα. Σε σχετικά αργούς ρυθμούς απόψυξης και για χαμηλά ποσοστά άνθρακα, σύμφωνα και με την **εικόνα 1** αρχικά κατά την απόψυξη από την ωστενιτική περιοχή, στα όρια των κόκκων του ωστενίτη αρχίζουν να σχηματίζονται φύτρα προευτηκτοειδούς φερρίτη, όπου με το πέρασμα του χρόνου αυξάνεται ο πληθυσμός και το μέγεθος τους ακολουθώντας τους γνωστούς διαχυσιακούς νόμους. Κατά την απόψυξη μέχρι την ευτηκτοειδή θερμοκρασία, ο αμετασχημάτιστος ωστενίτης εμπλουτίζεται σε άνθρακα και οι κόκκοι του φερρίτη αναπτύσσονται εις βάρος αυτών του ωστενίτη, μέχρι ο φερρίτης στους 727°C να αποκτήσει 0,022% ποσοστό άνθρακα και ο αμετασχημάτιστος ωστενίτης 0,76% C. Σε αυτή τη θερμοκρασία και για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα πραγματοποιείται ισοθερμοκρασιακά η ευτηκτοειδής αντίδραση, δηλαδή ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε ένα μικρογραφικό συστατικό που καλείται **περλίτης**, καθώς τα προϊόντα της αντίδρασης δε σχηματίζουν ανεξάρτητους κόκκους αλλά συμπλέκονται ως εναλλασσόμενα πλακίδια. Μόλις αυτή ολοκληρωθεί συνεχίζεται η πτώση της θερμοκρασίας. Τέλος, κάτω από την ευτηκτοειδή θερμοκρασία και μέχρι τη θερμοκρασία περιβάλλοντος, αποβάλλεται ένα μικρό ποσοστό άνθρακα από τον φερρίτη, καθώς η διαλυτότητα αυτού μειώνεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες από 0,022% σε μόλις 0,008%, ακολουθώντας τη καμπύλη solvus. Ο άνθρακας που αποβάλλεται αποσπά μαζί του και ένα μέρος του σιδήρου, προκειμένου να σχηματιστεί μια μικρή ακόμη ποσότητα σεμεντίτη, που ονομάζεται **τριτογενής σεμεντίτης**. Εφαρμόζοντας τον κανόνα του μοχλού μπορούμε πάντα να υπολογίσουμε τα ποσοστά συμμετοχής των επιμέρους φάσεων στη μικροδομή του χάλυβα. Αντίστοιχες διαδικασίες ακολουθούνται και για χάλυβες ευτηκτοειδούς και υπereυτηκτοειδούς σύστασης, όπου δεν θα αναφερθούν στη παρούσα εργασία.

Όλες οι προαναφερθείσες φάσεις σχηματίζονται σε ισορροπία. Σε περίπτωση όμως ταχύτερων ρυθμών απόψυξης εμφανίζονται διαφορετικές, εκτός ισορροπίας φάσεις. Οι πιο γνωστές από

αυτές είναι ο **μπαινίτης** και ο **μαρτενσίτης**. Ο **μπαινίτης** είναι και αυτός ένα μίγμα φερρίτη-σεμεντίτη, όπου σχηματίζεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες από αυτές που απαιτούνται για το σχηματισμό περλίτη με ταχύτερη ψύξη του ωστενίτη ή ισόθερμα. Ο **μαρτενσίτης**, είναι μία φάση που σχηματίζεται κατά τη βαφή του χάλυβα (quenching), δηλαδή σε ταχύτατους ρυθμούς απόψυξης και λόγω του μικρού αυτού χρονικού διαστήματος δεν υπάρχει περιθώριο για διαχυσιακά φαινόμενα. Όπως γνωρίζουμε, η φύση είναι οικονομική και πάντα επιλέγει το συμφέροντα δρόμο, έτσι και στη περίπτωση των μετασχηματισμών φάσεων επιλέγει μια ισορροπία μεταξύ θερμοδυναμικής και κινητικού μονοπατιού (kinetic path). Προφανώς σε ένα παράδειγμα όπως ο φερρίτης Widmanstätten, η απόσταση που πρέπει να διατρέξουν τα άτομα κατά τη διάχυση είναι πολύ μικρότερη από ότι στο κρυσταλλικό φερρίτη. Εκτός όμως από τη μεταφορά μάζας σημαντικό ρόλο διαδραματίζει και η μεταφορά θερμότητας. Στο δικό μας παράδειγμα συγκεκριμένα, η διάχυση της θερμότητας ευνοείται από την παρουσία μεγάλης διεπιφάνειας μεταξύ φερρίτη και ωστενίτη σε σχέση με το μετασχηματιζόμενο όγκο. Έτσι, γίνεται αντιληπτό ότι στους μετασχηματισμούς των μετάλλων δεν προκύπτουν πάντα τα προϊόντα με την ελάχιστη ελεύθερη ενέργεια, αλλά εκείνα που μπορούν να παρακολουθήσουν τους επιβαλλόμενους ρυθμούς απόψυξης, έστω και αν έχουν υψηλότερη ελεύθερη ενέργεια. [5]

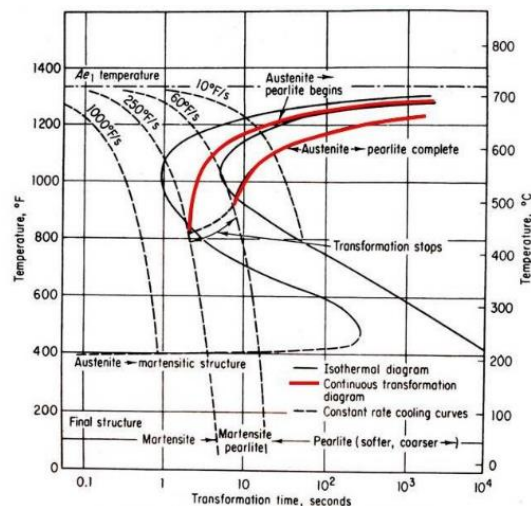
Τα διαγράμματα εκτός ισορροπίας χωρίζονται σε δύο κατηγορίες, ισοθερμοκρασιακού μετασχηματισμού (διαγράμματα TTT) και συνεχούς απόψυξης CCT. Για να προβλέψουμε τη προκύπτουσα μικροδομή στους ποικίλους ρυθμούς απόψυξης, θα έπρεπε σε ένα διάγραμμα εκτός από τη θερμοκρασία και τη σύνθεση να εμφανίζεται και ο παράγοντας του χρόνου. Αυτομάτως, αυτό συνεπάγεται τη δημιουργία τρισδιάστατων διαγραμμάτων, γεγονός που δυσχεραίνει το πρακτικό κομμάτι του μηχανικού. Γι' αυτό παρασκευάζονται διαγράμματα χωριστά για το κάθε είδος χάλυβα, με συντεταγμένες τη θερμοκρασία και το χρόνο. [5]

Παρακάτω, παρατίθεται ένα διάγραμμα TTT ενός υποευθηκτοειδούς χάλυβα. Παρατηρώντας τις διάφορες γραμμές, χαρακτηριστικές είναι αυτές που συμβολίζουν την έναρξη και λήξη της αντίδρασης σχηματισμού του προευθηκτοειδούς συστατικού και της περλιτικής ή μπαινιτικής αντίδρασης αντίστοιχα. Εκτός αυτών, στο κάτω μέρος του διαγράμματος παρατηρείται και η καμπύλη έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, όπου παριστάνεται με μία ευθεία καθώς ο μετασχηματισμός αυτός του χάλυβα χαρακτηρίζεται ως αθερμικός, δηλαδή δεν εξαρτάται από το χρόνο και πραγματοποιείται στιγμιαία, γι' αυτό το λόγο παρατηρείται διάτμηση του πλέγματος.



Εικόνα 4. Διάγραμμα TTT χάλυβα AISI 1050 [6]

Όσον αφορά στη περίπτωση των CCT διαγραμμάτων, αυτά αντικατοπτρίζουν σε μεγαλύτερο βαθμό τη πραγματικότητα, καθώς στη βιομηχανική πράξη ένα αντικείμενο δεν αποψύχεται ιδανικά-ισοθερμοκρασιακά όπως αναφέρεται στη προηγούμενη παράγραφο. Επίσης, λόγω της σημαντικής μάζας που μπορεί να διαθέτει το υλικό δεν αποψύχεται στιγμιαία ούτε ομοιόμορφα σε όλη τη μάζα του. Ένα ογκώδες αντικείμενο αποψύχεται με αργότερο ρυθμό κατά τη βαφή του από ότι ένα μικρών διαστάσεων. Για τη χάραξη αυτών των διαγραμμάτων αξιοποιούνται πολυάριθμα δοκίμια όπου παρακολουθούνται με την τεχνική της διαστολομετρίας και στη συνέχεια χαρακτηρίζονται ποιοτικά και εξετάζονται με ποσοτική μεταλλογραφία. [7]



Εικόνα 5. Διάγραμμα CCT υποευθηκτοειδούς χάλυβα [6]

Αρκετές φορές, η περλιτική με την μαινιτική περιοχή αλληλεπικαλύπτονται σε ένα διάγραμμα TTT, με αποτέλεσμα να κρίνεται δύσκολη η διάκριση τους. Το φαινόμενο αυτό παρατηρείται

κυρίως σε κοινούς ανθρακούχους χάλυβες, ενώ αντιθέτως σε κραματωμένους παρατηρείται χαρακτηριστικός διαχωρισμός μεταξύ των δύο καμπυλών.

1.1.1.1 Ο μπαινιτικός μετασχηματισμός

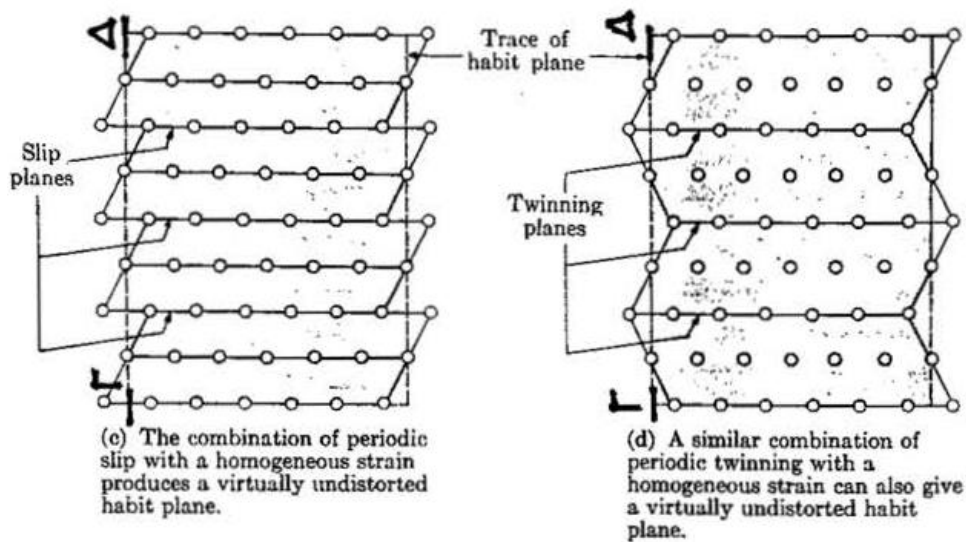
Όπως και ο περλίτης, έτσι και ο **μπαινίτης** δημιουργείται από τη διάσπαση του ωστενίτη σε φερρίτη και σεμεντίτη, αλλά σε θερμοκρασία υψηλότερη απ' αυτή της μαρτενσιτικής αντίδρασης και χαμηλότερη από αυτή της περλιτικής, επομένως αναμένεται αντίστοιχα και μια μικροδομή με ανάλογες ιδιότητες μεταξύ αυτών των δύο ορίων. Το μικρογραφικό αυτό χαρακτηριστικό ανάλογα με τη θερμοκρασιακή περιοχή δημιουργίας του χωρίζεται σε ανώτερο και κατώτερο μπαινίτη. Ενώ μιλάμε και πάλι για μια δομή που συνίσταται από φερρίτη και σεμεντίτη, όπως και στο περλίτη, παρατηρείται ένας εντελώς διαφορετικός τρόπος ανάπτυξης. Αντιθέτως από το περλίτη όπου ο φερρίτης και ο σεμεντίτης παρουσιάζουν μια σχέση προσανατολισμού με τον ωστενιτικό κόκκο στον οποίο φυτρώνουν, στη συγκεκριμένη περίπτωση έχουν μια χαρακτηριστική σχέση προσανατολισμού με τον κόκκο στον οποίο αναπτύσσονται. Ο μηχανισμός χαρακτηρίζεται μερικώς στρατιωτικός. [5]

Και στις δύο κατηγορίες, η διαδικασία φύτρωσης και ανάπτυξης πραγματοποιείται σε δύο στάδια. Στον ανώτερο μπαινίτη, στο πρώτο στάδιο μετασχηματίζεται ο ωστενίτης σε πλακίδια υπέρκορου φερρίτη. Στη συνέχεια, ο υπερκορεσμός του φερρίτη μειώνεται και ο επακόλουθος εμπλουτισμός του ωστενίτη σε άνθρακα οδηγεί στη καθίζηση σεμεντίτη μεταξύ των πλακιδίων του φερρίτη, δηλαδή ο σεμεντίτης συγκεντρώνεται. Ο άνω μπαινίτης αναπτύσσεται σε ομάδες παράλληλων πλακιδίων που ονομάζονται μπαινιτικές δεσμίδες (bainite sheaves). Η μειωμένη αντοχή του ωστενίτη στις υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματισμού και η αλλαγή σχήματος που σχετίζεται με τη μπαινιτική αντίδραση, προκαλεί τη παραμόρφωση της αρχικής ωστενιτικής μήτρας και τη δημιουργία διαταραχών στη διεπιφάνεια γ/α . Το συνονθύλευμα διαταραχών που δημιουργείται, οδηγεί σε φαινόμενα εργοσκλήρυνσης, που μειώνουν τη κινητικότητα και σταματούν τη διεργασία φύτρωσης και ανάπτυξης. Με αυτό το μηχανισμό περιορίζεται το μέγεθος των πλακιδίων εντός της μπαινιτικής δεσμίδας (sheaf). Όσον αφορά το κατώτερο μπαινίτη, η μορφολογία του ομοιάζει με αυτή του μαρτενσίτη. Η διαφορά του με τον ανώτερο μπαινίτη έγκειται στη φύτρωση των καρβιδίων όχι μόνο στο εσωτερικό του υπερκορεσμένου ωστενίτη στα όρια των πλακιδίων, αλλά και στο εσωτερικό των φερριτικών κόκκων. Σε αυτό το είδος μπαινίτη, παρατηρείται κατακρήμνιση τόσο του σεμεντίτη όσο και του καρβιδίου-ε. Αυτά τα ραβδόμορφα

καρβίδια υιοθετούν με συγκεκριμένη διεύθυνση μέσα στα πλακίδια του φερρίτη με χαρακτηριστική γωνία 60° , με τον επιμήκη άξονα του πλακιδίου μαινιτικού φερρίτη. Σε αυτό ακριβώς το σημείο υπάρχει και ο διαχωρισμός του από τον επαναφερμένο μαρτενσίτη, στον οποίο παρατηρούνται περισσότερες παραλλαγές στη διεύθυνση πυρήνωσης αυτών των καρβιδίων. [8]

1.1.1.2 Ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός

Σε ταχύτερους ρυθμούς απόψυξης, όπως και αυτούς που επιτυγχάνονται κατά την εφαρμογή της τεχνολογίας WAAM, αλλά κάτω και από ορισμένες προϋποθέσεις το τελικό υλικό που θα παραλάβουμε θα είναι ο μαρτενσίτης, μια φάση με έντονα λεπτόκοκκη μικροδομή, όπου κρυσταλλώνεται στο τετραγωνικό χωροκεντρωμένο σύστημα. Η φάση αυτή σχηματίζεται μέσα από τη φάση του ωστενίτη και πραγματοποιείται μέσω ενός μη-διαχυτικού μετασχηματισμού με παράλληλη παραμόρφωση του πλέγματος, δηλαδή το σύνολο των ατόμων κινούνται συνεργατικά προς ορισμένο κρυσταλλογραφικό επίπεδο προς το σχηματισμό μιας νέας φάσης. Καθώς στις ταχύτητες αυτές δεν υπάρχει επαρκής χρόνος διάχυσης για τον άνθρακα, ώστε να σχηματιστεί φερρίτης, το χωροκεντρωμένο πλέγμα του ωστενίτη επιμηκύνεται στο κατακόρυφο άξονα ώστε να χωρέσει τον περισσεύοντα άνθρακα. Επομένως, ο μαρτενσίτης είναι ένα υπέρκορο διάλυμα σιδήρου-άνθρακα. [9]



Εικόνα 6. Τα μοντέλα του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού [1]

Για να σχηματιστεί ο μαρτενσίτης, όπως αναφέρθηκε και προηγουμένως πρέπει να τηρούνται κάποιες κατάλληλες προϋποθέσεις. Αυτές είναι οι εξής:

- Η ταχύτητα βαφής να ξεπερνάει την κρίσιμη ταχύτητα V_c (critical cooling rate)
- Να υπάρχει επαρκής ποσότητα ωστενίτη, προκειμένου να πραγματοποιηθεί μετασχηματισμός
- Να υπάρχουν θερμοκρασίες κάτω από την M_s

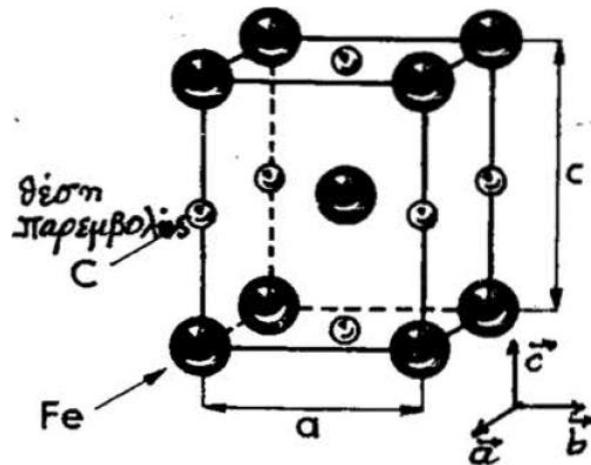
Τα χαρακτηριστικά του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού:

- **Μετατοπιστικός:** πραγματοποιείται με συνεργατική κίνηση όλων των ατόμων κατά μήκος ενός επιπέδου, έτσι ώστε να υπάρχει πλήρης αντιστοιχία μεταξύ των αρχικών και τελικών πλεγματικών θέσεων.
- **Μη διαχυτικός:** ο μαρτενσίτης σχηματίζεται με διάτμηση του πλέγματος της μητρικής φάσεως. Η κινητική του μετασχηματισμού και η μορφολογία της προκύπτουσας φάσης καθορίζονται από την ενέργεια παραμορφώσεως, η οποία χαρακτηρίζεται από μια ισχυρή διατμητική συνιστώσα.
- **Αθερμικός:** το ποσοστό του μαρτενσίτη δεν αυξάνεται με το χρόνο, αλλά αυξάνεται με τη πτώση της θερμοκρασίας κατά τη ψύξη σε μια συγκεκριμένη θερμοκρασιακή περιοχή που καθορίζεται από τις θερμοκρασίες M_s και M_f , που αντιστοιχούν στην έναρξη και τη λήξη του μετασχηματισμού.

Σύμφωνα με παρατηρήσεις, οι θερμοκρασίες M_s και M_f επηρεάζονται αισθητά από τις κραματικές προσθήκες. Ο άνθρακας, όσο μεγαλύτερη περιεκτικότητα έχει, τόσο μειωμένες εμφανίζονται αυτές οι θερμοκρασίες, δηλαδή ο άνθρακας λειτουργεί ως σταθεροποιητής του ωστενίτη και κατεβάζει δραστικά προς τα κάτω τη περιοχή του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού. Αν η θερμοκρασία M_f βρίσκεται κάτω από τη θερμοκρασία περιβάλλοντος, γεγονός που συμβαίνει σε μεγάλες περιεκτικότητες σε άνθρακα, τότε παραμένει στη θερμοκρασία περιβάλλοντος μια μικρή ποσότητα ωστενίτη που καλείται "υπολειπόμενος ωστενίτης" (residual austenite). [10]

Ο λόγος c/a καλείται "τετραγωνικότητα του πλέγματος" και εξαρτάται από τη περιεκτικότητα του άνθρακα. Όταν έχω 0% άνθρακα τότε γίνεται αναφορά στο φερρίτη και δεν παρατηρείται παραμόρφωση του πλέγματος. Παροδικά με την αύξηση του άνθρακα αυξάνεται αρχικά η παράμετρος c και μειώνεται η παράμετρος a , μέχρι που στη συνέχεια σταθεροποιείται. Στο μαρτενσίτη όλα τα άτομα διατάσσονται σε θέσεις παρεμβολής κατά μήκος του άξονα c . Αυτό, εξηγεί και την παρατηρούμενη τετραγωνικότητα του πλέγματος. Η ανάγκη αυτή μεταμόρφωσης του πλέγματος είναι γνωστή ως "μετασχηματισμός του Bain". Ενώ η ύπαρξη ενός αμετάβλητου

επιπέδου (habit plane) είναι ακόμη και πειραματικά επιβεβαιωμένη, σύμφωνα με τον Bain μετακινούνται όλα τα επίπεδα της δομής. Αν ακολουθούνταν ένας απλός μηχανισμός ομογενούς διάτμησης, όσο απομακρυνόμασταν από το αρχικό επίπεδο ολίσθησης, θα οδηγούμασταν σε όλο και μεγαλύτερες μετακινήσεις, που αντιστοιχούν σε μεγάλες πλεγματικές αποστάσεις, κάτι το οποίο δε συμβαίνει όμως. Αργότερα, αποδείχθηκε ότι ο μετασχηματισμός από τη μία δομή στην άλλη ναι μεν γίνεται με διάτμηση, η οποία όμως συνοδεύεται είτε από πολλαπλές ολισθήσεις, είτε από πολλαπλό διδυμισμό, όπως φαίνεται και στην **εικόνα 6**. [1]



Εικόνα 7. Η τετραγωνική δομή του μαρτενσίτη [1]

1.1.1.3 Η επαναφορά του μαρτενσίτη

Η μαρτενσιτική δομή που παραλαμβάνεται αμέσως μετά το τέλος της βαφής (quenching) του χάλυβα είναι εγγενώς ψαθυρή, λόγω της παραμόρφωσης του πλέγματος από τον υπερκορεσμό σε άνθρακα, τον διαφορισμό ακαθαρσιών στα όρια των κόκκων και των παραμενουσών τάσεων από τη βαφή. Αυτή η ψαθυρή συμπεριφορά, ναι μεν αυξάνει τη σκληρότητα, αλλά υποβαθμίζει παράλληλα την ολκιμότητα και την αντοχή. Η διαδικασία της επαναφοράς (tempering), πραγματοποιείται προκειμένου να υπάρξει ανάκτηση της ολκιμότητας, σε θερμοκρασίες ελαφρά χαμηλότερες της A_1 για διαφορετικούς χρόνους ανάλογα με την εκάστοτε εφαρμογή που προορίζεται ο χάλυβας. Κατά τη θέρμανση, λόγω της ασταθής φύσεως του ο μαρτενσίτης θα μετασχηματιστεί από τη χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή του σε ένα μείγμα χωροκεντρομένου κυβικού φερρίτη (ferrite) και καρβιδίου (Fe_3C). Μελέτες που έχουν πραγματοποιηθεί ανά τα χρόνια, έχουν δείξει ότι η διαδικασία της επαναφοράς χωρίζεται σε τρία στάδια, που διακρίνονται στο παρακάτω πίνακα. [8]

Stage	Description	Temperature	
		°C	°F
I	Formation of a transition carbide (epsilon or eta) and the lowering of the carbon content of the matrix martensite to about 0.25% C	100– 250	210– 480
II	Transformation of retained austenite to ferrite and cementite	200– 300	390– 570
III	Replacement of the transition carbide and low-carbon martensite by cementite and ferrite	250– 350	480– 660

Πίνακας 1. Τα στάδια της επαναφοράς του μαρτενσίτη [8]

1.2 Ελαφρά κραματωμένος χάλυβας ER70 S-6

Ο συγκεκριμένος χάλυβας, αποτελεί τη πρώτη ύλη για την εκτύπωση του υλικού που μελετάται στη παρούσα διπλωματική εργασία. Πρόκειται για έναν ελαφρά κραματωμένο χάλυβα με ποσοστό άνθρακα που δεν ξεπερνά το 0,07%. Εκτός αυτού, περιέχει σε σημαντικές ποσότητες πυρίτιο (Si) και μαγγάνιο (Mn), τα οποία δρουν ως αποξειδωτικά, γι' αυτό το λόγο τα ηλεκτρόδια αυτά είναι κατάλληλα και για συγκόλληση σε επιφάνειες με έντονη παρουσία σκουριάς (rust) και οξείδωσης από το ατμοσφαιρικό οξυγόνο (scaling). [11] Το Si και το Mn, προστίθενται στο μεταλλάκτη χαλυβοποίησης (converter) προς αποξείδωση του χάλυβα. Με την εμφύσηση οξυγόνου, οι προσθήκες αυτές ενώνονται με το οξυγόνο σχηματίζοντας οξείδια, τα οποία μεταφέρονται στη φάση της σκωρίας. Τα οξείδια αυτά είναι ελαφρότερα από αυτό του σιδήρου (FeO), που οδηγεί σε φαινόμενα ευθραυστοποίησης και γι' αυτό το λόγο ανέρχονται στην επιφάνεια. Το Mn επίσης διασπά και το FeS λειτουργώντας και ως αποθειωτικό. Με τη χρήση αυτών των προσθηκών αποφεύγεται η διόγκωση του χάλυβα κατά τη στερεοποίηση του, εξαιτίας της έκλυσης των διαλυμένων αερίων. [12]

Όπως υπονοεί και η ονομασία του κράματος, πρόκειται για ένα επικαλυμμένο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο συγκόλλησης (ER). Το νούμερο 70 στην ονομασία του δηλώνει το ελάχιστο της εφελκυστικής αντοχής που μπορεί να επιδείξει το τελικό συγκολλητό υλικό. Το γράμμα S, υποδηλώνει τη στερεά μορφή του σύρματος συγκόλλησης, καθώς υπάρχουν και συνθετικά ηλεκτρόδια. Τέλος, το νούμερο 6 αναφέρεται στο ποσοστό των προστιθέμενων αποξειδωτικών, όπως το Si, το Mn, το Al. Τα ηλεκτρόδια αυτά χρησιμοποιούνται τόσο για TIG, όσο και για MIG συγκολλήσεις, είτε με προστατευτική ατμόσφαιρα αργού, είτε διοξειδίου του άνθρακα, ή και μείγματος των δύο. Το υψηλό ποσοστό Si οδηγεί σε αύξηση της ρευστότητας του λουτρού συγκόλλησης, με αποτέλεσμα να παραλαμβάνουμε πιο ομαλές επιφάνειες, όπου απαιτούν λιγότερη κατεργασία στη συνέχεια. Το συγκεκριμένο είδος ηλεκτροδίου έχει χρησιμοποιηθεί ανά

τους καιρούς: για την επισκευή μαλακών και ελαφρά κραματωμένων χαλύβων, για τη συγκόλληση σωλήνων και αγωγών. Λόγω της πρόσφυσης του σε επιφάνειες που έχουν υποστεί οξείδωση, το συγκεκριμένο είδος ηλεκτροδίου καθίσταται κατάλληλο και για θαλάσσιες εργασίες. [13]

1.2.1 Μειονεκτήματα και πλεονεκτήματα κατά τη χρήση

Τα ηλεκτρόδια αυτά, έχουν πολλά θετικά χαρακτηριστικά για τα οποία ξεχωρίζουν μεταξύ άλλων. Αρχικά, παρουσιάζουν πολύ καλή σταθερότητα τόξου κατά την διαδικασία συγκόλλησης. Επίσης, συγκριτικά με άλλα χαρακτηρίζονται εύκολα στη χρήση τους ακόμα και από ανειδίκευτους εργάτες, λόγω του καλού ελέγχου που επιδεικνύουν κατά την εφαρμογή τους. Εκτός αυτών, παράγεται πολύ ακριβής και συνεχής συγκόλληση, χωρίς έντονες ατέλειες. Τέλος, παράγεται ελάχιστη ποσότητα καπνίσματος και πιτσίλισμα.

Απ' την άλλη πλευρά υπάρχουν όμως κάποιοι σημαντικοί περιορισμοί στην εφαρμογή των. Για τη συγκόλληση συγκεκριμένων υλικών όπως: χάλυβες υψηλής αντοχής, ανοξείδωτοι χάλυβες, αλουμίνιο κ.α., κρίνονται ακατάλληλα και απαιτείται χρήση εξειδικευμένων ηλεκτροδίων. [14]



Εικόνα 8. Καρούλι εφοδιασμού σύρματος

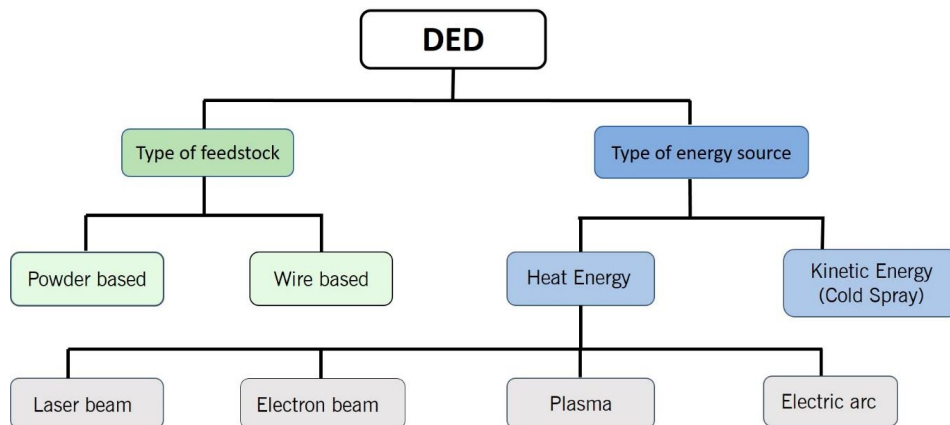
1.3 Τρισδιάστατη Εκτύπωση (3D Printing)

Ο όρος της τρισδιάστατης εκτύπωσης αναφέρεται σε ένα σύνολο διαδικασιών σχεδίασης και προσθετικής κατασκευής, όπου με τη βοήθεια υπολογιστή και ψηφιακών σχεδιαστικών προγραμμάτων, τρισδιάστατα ψηφιακά μοντέλα μετατρέπονται σε πραγματικά αντικείμενα. Όπως γνωρίζουμε ο όρος της τρισδιάστατης εκτύπωσης αρκετές φορές αντικαθίσταται από τον όρο προσθετική μηχανική (additive manufacturing). Αυτός ο όρος, κατά ISO-ASTM 52900, ορίζεται ως η διαδικασία σύνδεσης υλικών από τρισδιάστατα δεδομένα προς κατασκευή ενός τελικού φυσικού αντικειμένου, συνήθως στρώση με στρώση, αντί για την αξιοποίηση αφαιρετικών (subtractive manufacturing) και αναπτυσσικών μηχανικών τεχνικών. Ανάλογα με τον τρόπο διασύνδεσης και τη φύση του υλικού που χρησιμοποιείται, η τρισδιάστατη εκτύπωση χωρίζεται σε 7 κατηγορίες. Η πρώτη από αυτές είναι ο φωτοπολυμερισμός (VPP=Vat Photopolymerization), επίσης η τεχνολογία ψεκασμού (MJT=Material Jetting), η σύντηξη σκόνης (PBF=Powder Bed Fusion), η απευθείας ενεργειακή εναπόθεση (DED=Directed Energy Deposition), η εξώθηση υλικού (MEX=Material Extrusion) και η σύνθεση τελικού υλικού σε στρώσεις-φύλλα (SHL=Sheet Lamination).

Το βασικό πλεονέκτημα της τεχνολογίας αποτελεί η πληθώρα υλικών που μπορούν να χρησιμοποιηθούν σε αυτή τη τεχνολογία. Αξιοποιείται σε μεταλλικά, κεραμικά, πολυμερή, κ.α. υλικά. Επιπλέον, ανάλογα με το υλικό που επεξεργάζεται επιλέγεται και η κατάλληλη τεχνική που προσδίδει τις επιθυμητές ιδιότητες στο τελικό προϊόν. Έναντι συμβατικών μεθόδων παραγωγής, υπερτερεί στην ικανότητα παραγωγής αντικειμένων πολύπλοκης γεωμετρίας, ακόμα και γεωμετριών αδύνατων να κατασκευαστούν με κλασσικές μεθοδολογίες χύτευσης και μορφοποίησης μετάλλων. Τα κόστη για τη παραγωγή των τελικών προϊόντων παρατηρούνται χαρακτηριστικά μειωμένα έναντι των συμβατικών τεχνικών. Το προσωπικό που απαιτείται να εργαστεί είναι μειωμένο, όπως και οι ώρες απασχόλησης, καθώς η πλειονότητα των λειτουργειών προγραμματίζεται μέσω τεχνολογιών CAD. Ο χρόνος παρασκευής τελικών προϊόντων είναι πολύ μικρός, με αποτέλεσμα να επιτρέπει στο μηχανικό τη γρήγορη δοκιμή και επιβελτίωση των πιθανών ατελειών και με αυτό το τρόπο και το χρόνο προς τελική διάθεση του προϊόντος. Εκτός αυτού, δεν υπάρχει πλέον η ανάγκη για κράτηση stock υλικού, καθώς πρόκειται για μια διαδικασία προτυποποίησης από το μηδέν τη στιγμή της παραγγελίας, χωρίς να απαιτείται σύνδεση μεταξύ των διαφορετικών τμημάτων, απ' τη στιγμή που παρασκευάζεται μια ενιαία δομή. Τελευταίο και

σημαντικότερο χαρακτηριστικό είναι η μείωση των αποβλήτων και του περιβαλλοντικού αποτυπώματος, αφού δεν απαιτούνται κατεργασίες αφαιρετικής μηχανικής όπως στις κλασικές μεθόδους παραγωγής. Με αυτό το τρόπο η 3D εκτύπωση αποτελεί και μια πράσινη και οικονομική λύση παραγωγής τελικών προϊόντων.

Απ' την άλλη πλευρά, υπάρχουν και τα αρνητικά της νέας αυτής τεχνολογίας τα οποία όμως διαρκώς περιορίζονται μέσω της εξέλιξης νέων και εξιδεικευμένων τεχνικών που προορίζονται για τις επιμέρους τελικές χρήσεις των παραγόμενων προϊόντων. Ένα σημαντικό μειονέκτημα της τεχνολογίας αποτελεί ότι ακόμα δε μπορεί να εφαρμοστεί στο σύνολο των υλικών που αξιοποιούνται στη συμβατική βιομηχανία. Επίσης, συνιστά μια διαδικασία που απαιτεί χρόνο και υπομονή, ειδικά αναφερόμενοι σε σύνθετα και πολύπλοκων γεωμετριών εξαρτήματα. Η εκτύπωση ενός υλικού σε στρώσεις σίγουρα καθίσταται εντόνως χρονοβόρα σε σύγκριση με κλασικές μεθόδους παραγωγής. Ωστόσο συγκεκριμένες τεχνικές όπως αυτή της DED, χαρακτηρίζονται από υψηλές ταχύτητες απόθεσης. Αρκετές φορές, σε πληθώρα εφαρμοζόμενων τεχνικών δεν μπορεί να απουσιάζει η ανάγκη για τελική κατεργασία του εξαρτήματος. Τεχνικές όπως στίλβωση, CNC (computer numerical control) milling και άλλες αφαιρετικές μέθοδοι κατασκευής είναι παρούσες, προσδίδοντας πολυπλοκότητα και χρόνο στη παραγωγική διαδικασία. Με τη διαρκή βελτίωση όμως των μηχανημάτων και των τεχνικών, σε σύντομο χρονικό διάστημα θα καταστεί αχρείαστη η μεταπαραγωγική επεξεργασία (post-processing). Τέλος, η επένδυση σε μηχανήματα τρισδιάστατης εκτύπωσης είναι υψηλή σε αρκετές περιπτώσεις, ειδικά όταν απαιτείται άριστο φινίρισμα των άκρων των εξαρτημάτων και για μηχανές βιομηχανικής παραγωγής. Επίσης η συντήρηση των λογισμικών και των επιμέρους μελών των μηχανών καθίσταται ακριβή και πραγματοποιείται από εξειδικευμένο προσωπικό. [15]



Εικόνα 9. Κατηγοριοποίηση μεθοδολογιών DED [16]

Στα πλαίσια της συγκεκριμένης διπλωματικής εργασίας, θα επικεντρωθούμε στη τεχνολογία DED. Η μέθοδος αυτή συνιστά μία τεχνική βασιζόμενη σε τεχνολογίες συγκόλλησης, καθώς χρησιμοποιείται μια πηγή θέρμανσης, προκειμένου να επιτευχθούν υψηλές θερμοκρασίες ανώτερες του σημείου τήξεως του χρησιμοποιούμενου υλικού. Οι πηγές θερμότητας διαφέρουν μεταξύ τους, ανάλογα με το ρυθμό πρόσδοσης θερμότητας που απαιτείται, με την επιφάνεια στόχευσης στο παρασκευαζόμενο εξάρτημα και με την ακτίνα του λουτρού συγκόλλησης (melt-pool). Όλες οι δέσμες που χρησιμοποιούνται είναι επικεντρωμένες. Είναι είτε δέσμες υψηλής ενέργειας όπως ηλεκτρονίων (EBFF=Electron Beam Freeform Fabrication) και λέιζερ (LENS=Laser Engineered Net Shaping), είτε ηλεκτρικό τόξο (GMAW=Gas Metal Arc Welding). Επίσης διαφέρει και το υλικό τροφοδοσίας όπου είναι είτε σκόνη (powder), είτε σύρμα (wire). Στις τεχνολογίες δεσμών υψηλής ενέργειας αξιοποιούνται κυρίως οι σκόνες, ενώ στη περίπτωση του ηλεκτρικού τόξου που επικεντρώνεται και η παρούσα εργασία χρησιμοποιείται σύρμα. [17]

1.3.1 Ιστορική αναδρομή τρισδιάστατης εκτύπωσης

Η ιδέα της ανάπτυξης τρισδιάστατων αντικειμένων μας ταξιδεύει μερικές δεκαετίες πίσω στο χρόνο, στην εποχή του 1980, όπου ο Charles W. Hull επινοήθηκε τη τεχνική της στερεολιθογραφίας (SLA). Αξιοποιώντας μια δέσμη λέιζερ στερεοποιούσε φωτοπολυμερή υλικά σε στρώσεις προς απόκτηση ενός τελικού ενιαίου αντικειμένου. Το 1986, ίδρυσε την εταιρεία 3D Systems, η οποία εμπορευματοποίησε τη προηγούμενη ιδέα και χρίστηκε η πρώτη παραγωγός 3D εκτυπωτών. Στο διάστημα 1980-1990, έκανα την εμφάνισή τους και άλλες τεχνικές, όπως η SLS (Selective Laser Sintering) και η FBM (Fused Deposition Modeling).

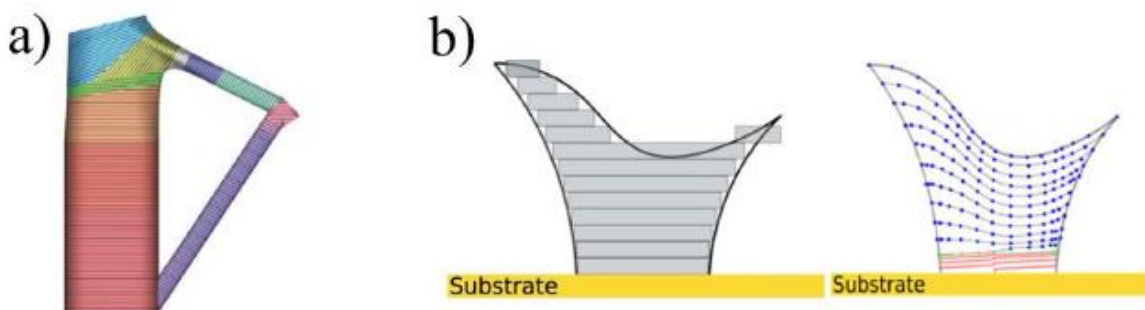
Τη περίοδο του 2000, η προσθετική μηχανική εισχώρησε στο τομέα της βιομηχανίας και κυρίως στην αυτοκινητοβιομηχανία, την ιατρική και την αεροδιαστημική.

Το 2010, παρατηρήθηκε έντονη αύξηση στη προσβασιμότητα της τεχνολογίας και νέες εταιρείες εισήλθαν στην αγορά, με αποτέλεσμα τη μείωση του κόστους των τεχνολογιών. Μεγαλύτερες ταχύτητες παραγωγής, υψηλότερη ακρίβεια και αύξηση της γκάμας των εφαρμοζόμενων υλικών είναι κάποια απ' τα επιτεύγματα της δεκαετίας αυτής. Στη δεκαετία αυτή, τεχνολογίες μεταλλικής τρισδιάστατης εκτύπωσης ξεπρόβαλλαν, όπως η SLM (Selective Laser Melting) και η EBM (Electron Beam Melting), όπου κατέστησαν δυνατή τη παραγωγή μεταλλικών μερών με περίπλοκα γεωμετρικά χαρακτηριστικά. Στα ερχόμενα χρόνια, τόσο οι εφαρμογές όσο και η

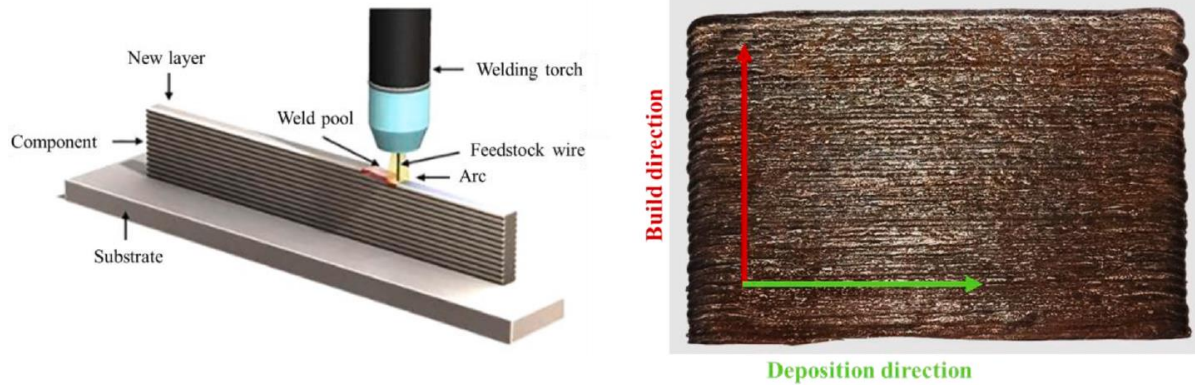
ευελιξία των πρώτων υλών όλο ένα και αυξάνονται, καθώς η τεχνολογία εισέρχεται ακόμα και στο κλάδο των κατασκευών. [15], [17]

1.3.2 Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)

Η τεχνολογία WAAM αποτελεί μια από τις τεχνικές τρισδιάστατης εκτύπωσης που εφαρμόζεται κατά βάση σε μέταλλα. Αποτελεί μια τεχνική που ήρθε να αντικαταστήσει ριζικά τις προηγούμενες αφαιρετικές τεχνολογίες (subtractive techniques) επιτρέποντας ελευθερία σχημάτων και γεωμετριών. Μεταξύ άλλων τεχνικών εκτύπωσης μεταλλικών υλικών, καθίσταται η καταλληλότερη για χάλυβες, λόγω των υψηλών ρυθμών απόθεσης έως και 4-9 Kg/hr σε σύγκριση με τα 50 g/hr της τεχνολογίας PBF. Αφού έχει δημιουργηθεί με το κατάλληλο λογισμικό ένα τρισδιάστατο μοντέλο (εικόνα 9) του αντικειμένου προς εκτύπωση, το οποίο τεμαχίζεται σε δυσδιάστατα στρώματα πάλι από το λογισμικό, εισάγεται το αρχείο στο μηχάνημα WAAM. Το μηχάνημα εκτύπωσης μπορεί να είναι είτε ένα ρομποτικό σύστημα, είτε μια κεφαλή ενσωματωμένη σε μια ψηφιακά χειριζόμενη γερανογέφυρα (CNC gantry). Μια πηγή θερμότητας, στη συγκεκριμένη περίπτωση το ηλεκτρικό τόξο, καθοδηγούμενο μέσω αυτοματοποιημένων συστημάτων ακολουθεί ένα προκαθορισμένο μονοπάτι απόθεσης υλικού, σχηματίζοντας αρχικά μια βασική στρώση στην επιθυμητή γεωμετρία και διάσταση του τελικού τρισδιάστατου σχήματος. Η ολική θερμότητα που παρέχεται κατά τη διαδικασία είναι μια συνάρτηση της έντασης (arc current) και του δυναμικού (voltage) του ηλεκτρικού τόξου και μετριέται σε μονάδες ισχύος (Watt). Κατά τη διαδικασία αυτή, ξετυλίγεται το σύρμα από το καρούλι τροφοδοσίας σύμφωνα με τη ρυθμισμένη εξ' αρχής παροχή. Στο σημείο αυτό, το ρομποτικό χέρι επαναπροσδιορίζει τη θέση του για να συνεχίσει η εκτύπωση των υπολοίπων στρωμάτων. Η διαδικασία αυτή επαναλαμβάνεται μέχρι να αναπτυχθεί πλήρως σε όλες τις διαστάσεις του το τελικό προϊόν. [18]



Εικόνα 9. Χαρακτηριστικά 'μονοπάτια' εκτύπωσης: α) τμηματοποίηση για εκτύπωση με μηχανή 5-αξόνων, β) ενιαία τμηματοποίηση vs προσαρμοσμένη [19]



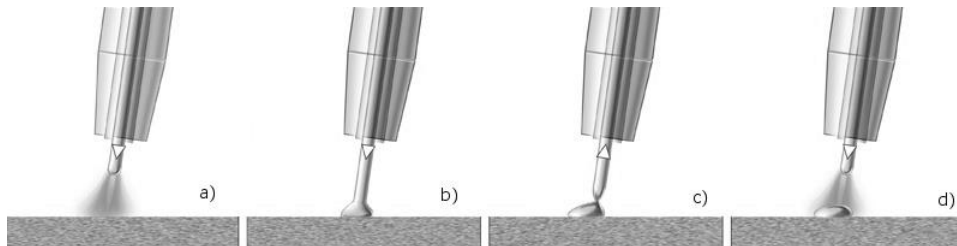
Εικόνα 10. Τα επί μέρους τμήματα της μηχανής εκτύπωσης και απεικόνιση των διευθύνσεων απόθεσης και ανάπτυξης [19]

Τα κύρια πεδία εφαρμογής της τεχνολογίας αυτής, αποτελούν ο κλάδος της αεροναυπηγικής & αεροδιαστημικής βιομηχανίας, η αυτοκινητοβιομηχανία, η ναυπηγική και ο κλάδος των κατασκευών. Όπως είναι κατανοητό στο κατασκευαστικό κλάδο τα όρια διαστασιακής ανοχής και ατελειών είναι ευρύτερα σε σύγκριση με τους υπόλοιπους. Στη βιομηχανία των κατασκευαστικών υλικών, οι τάσεις και τα φορτία που ασκούνται εμφανίζονται εμφανώς πιο στατικά και προβλεπόμενα από τους υπόλοιπους κλάδους, γι' αυτό και δεν απαιτούνται μεγάλα ποσοστά μεταπαραγωγικής επεξεργασίας. Πιο λεπτά τοιχώματα χρησιμοποιούνται πλέον στις κατασκευές, πραγματοποιώντας ένα συμβιβασμό μεταξύ κατασκευαστικής σταθερότητας και αξιοποίησης πρώτων υλών, με αυστηρό έλεγχο όμως της πιθανότητας αστάθειας. Η τεχνική αυτή, σε αρκετές περιπτώσεις παράγει μικρές ατέλειες που δρουν όμως ευεργετικά έναντι φαινομένων κάμψης. Πλεονέκτημα αυτής της τεχνολογίας αποτελεί το γεγονός ότι η πρώτη ύλη, δηλαδή το σύρμα, έχει πολύ μικρή επιφάνεια ατμοσφαιρικής έκθεσης όταν αποθηκεύεται, σε σύγκριση με τεχνικές που αξιοποιούν σκόρες (βλέπε PBF), επομένως οξειδώνεται δυσκολότερα και αποφεύγεται ο σχηματισμός ψαθυρών ενώσεων που δρουν ως κέντρα έναρξης ρωγμών. [20]

Μετά από νέες μελέτες και έρευνες, παρατηρήθηκε ότι ένας νέος τρόπος τροφοδοσίας του σύρματος καθίσταται πολύ αποτελεσματικότερος ακόμα και για εκτύπωση σε δύσκολες γεωμετρικά περιοχές των εξαρτημάτων. Αυτή η μέθοδος ονομάζεται CMT (Cold Metal Transfer) και είναι συμβατή κυρίως για πρώτη ύλη αλουμινικής ή χαλύβδινης σύστασης. Πρόκειται για μια μέθοδο που πρωτοαναπτύχθηκε από την Αυστριακή εταιρεία Fronius International GmbH, που εξειδικεύεται στις συγκολλήσεις. Στη πραγματικότητα, αποτελεί μια παραλλαγή της τεχνολογίας GMAW (Gas Metal Arc Welding), η οποία προσφέρει όμως μία πληθώρα πλεονεκτημάτων. Σε

αυτή τη μέθοδο, το υλικό τροφοδοσίας (wire) διατηρεί την επαφή του με την επιφάνεια εναπόθεσης για ένα συγκεκριμένο πολύ σύντομο χρονικό διάστημα και στη συνέχεια ανασύρεται. Αυτή η διαδικασία επαναλαμβάνεται συνέχεια δημιουργώντας κάθε φορά ένα σύντομο βραχυκύκλωμα του ηλεκτρικού τόξου, γεγονός που καθιστά ελεγχόμενη σε μεγαλύτερο βαθμό τη τροφοδοσία του σύρματος, δηλαδή, η πρώτη ύλη τροφοδοτείται με τη μορφή παλμών. Η απόθεση του υλικού ενισχύεται περαιτέρω μέσω της αναστροφής κίνησης του σύρματος και της ταυτόχρονης ταλάντωσης της κεφαλής συγκόλλησης κατά την απόθεση της κάθε σταγόνας, η οποία πραγματοποιείται σε σχεδόν μηδενική τάση, προς αποφυγή πιτσιλίσματος (spattering). Ο αναφερόμενος τρόπος τροφοδοσίας συνεισφέρει στη ρύθμιση του ρυθμού πρόσδοσης θερμότητας, προκειμένου να πραγματοποιείται γρηγορότερα η στερεοποίηση του λουτρού της συγκόλλησης και να διευκολύνεται η εναπόθεση υλικού σε δύσκολα γεωμετρικά σχήματα, όπως συγκολλήσεις τύπου οροφής. Η μικρότερη παροχή θερμότητας συνεπάγεται γρηγορότερο ρυθμό στερεοποίησης, επομένως στις αποκτώμενες μικροδομές παρατηρείται λεπτόκοκκη μικροδομή, που βελτιώνει πιθανά και τις μηχανικές ιδιότητες του τελικού προϊόντος. Τα βασικά πλεονεκτήματα της μεθοδολογίας είναι τα εξής:

1. Χαμηλός ρυθμός πρόσδοσης θερμότητας (ελεγχόμενη-ταχύτερη στερεοποίηση)
2. Μειωμένο πιτσίλισμα, εκτοξεύσεις μετάλλου (spattering)
3. Άριστος έλεγχος των σταγόνων του υλικού τροφοδοσίας
4. Μείωση εναπομενουσών τάσεων λόγω ομαλότερης απόψυξης του υλικού



Εικόνα 10. Αναπαραγωγή μεθοδολογίας CMT [21]

Να σημειωθεί, ότι κάποιες φορές η τεχνική χρησιμοποιείται και για αναγόμωση, επομένως μπορεί να απαιτείται η εναπόθεση ενός μόνο στρώματος. Για την τεχνική αυτή, υπάρχουν τρία βασικά πεδία χρήσης. Πρώτον και σε πιο συχνό βαθμό αξιοποιείται για την επιλεκτική προσθήκη υλικού σε σφυρηλατημένα εξαρτήματα, όπως πλάκες ή σωλήνες, προς πρόσδοση εξαιρετικών ιδιοτήτων. Σε αυτή τη περίπτωση, το αρχικό προϊόν περιλαμβάνεται στη τελική γεωμετρία του εξαρτήματος. Δεύτερον, χρησιμοποιείται για την επιλεκτική προσθήκη υλικού σε οξειδωμένες-διαβρωμένες

επιφάνειες, μιας αρκετά λεπτής στρώσης-επικάλυσης. Επειδή σε αυτή τη περίπτωση οι ποσότητες του υλικού προσθήκης που απαιτούνται είναι χαρακτηριστικά μικρές, αξιολογείται ως μια από τις πιο επιτυχημένες χρήσεις της τεχνολογίας WAAM, καθώς δεν απαιτείται μετέπειτα κατεργασία. Τέλος, αξιοποιείται και για τη παραγωγή near-net shape αντικειμένων όπου προορίζονται για κατασκευαστική χρήση κυρίως ή τη βιομηχανία. Αυτή τη φορά, απαιτείται αρχικά η χρήση ενός υποστρώματος, το οποίο προαιρετικά περιλαμβάνεται στη τελική γεωμετρία. Για τη τελευταία αυτή περίπτωση, η WAAM διαθέτει ένα ισχυρότατο ‘όπλο’: σε σύγκριση με άλλες τεχνικές DED, όπως π.χ. στην PBF, δεν απαιτείται ελεγχόμενη ατμόσφαιρα εργασίας, οπότε κρίζεται ως η καταλληλότερη τεχνική για τη παραγωγή ογκωδών γεωμετριών. [15]

1.3.2.1 Γεωμετρικός έλεγχος και σχεδιασμός σκαναρίσματος (path planning)

Σε σύγκριση με άλλες μεθόδους, είναι γνωστό πως η WAAM δεν επιδεικνύει την ίδια ακρίβεια των κατασκευαζόμενων τμημάτων γεωμετρικά και ποιοτικά. Ο γεωμετρικός έλεγχος των εξαρτημάτων πραγματοποιείται διαμέσου του αυστηρού ελέγχου των επιμέρους παραγόντων της τεχνικής (π.χ. τάση τόξου, ένταση ρεύματος, ρυθμός παροχής σύρματος). Για λεπτές δομές μονού-πάσου ο κύριος παράγοντας ρύθμισης του πάχους είναι το πάχος του ηλεκτροδίου. Σε κατασκευαστικά υλικά, όπως ανοξείδωτοι χάλυβες, χρησιμοποιούνται σύρματα πάχους 0,8 mm-1,2 mm, που μπορούν να παράξουν στρώματα πάχους από 3,5 mm μέχρι 8 mm. Ακόμα πιο λεπτές δομές με καλύτερες ή ισάξιες αντοχές μπορούν να παραχθούν με in-situ alloying τεχνολογίες, όπου στο λουτρό συγκόλλησης είναι παρόντα σύρματα διαφορετικών χημικών συστάσεων. Αυτά, αναμειγνύονται μεταξύ τους δίνοντας εξαιρετικές τελικές μηχανικές και φυσικές ιδιότητες σε ένα εξάρτημα. Από σήμερα έχει αρχίσει και η χρήση ψηφιακών μοντέλων για την πρόβλεψη των ιδανικών παραμέτρων, όπως νευρονικά δίκτυα που οι αλγόριθμοι τους επιλύουν-προβλέπουν τη παραγόμενη γεωμετρία. Συμπεραίνουμε λοιπόν πως η ένταξη της μηχανικής μάθησης στη προσθετική μηχανική αποτελεί τη νέα επανάσταση και εξέλιξη αυτής.

Ο δομικός σχεδιασμός των παραγόμενων τμημάτων μπορεί να περιοριστεί απ’ τη δυνατότητα υλοποίησης μιας κατασκευής. Για το λόγο αυτό, πριν την έναρξη της εκτύπωσης πρέπει να παραχθεί ένας κατάλληλος ‘χάρτης’ της εκτύπωσης μέσω υπολογιστικών αλγορίθμων, όπου θα επιτυγχάνεται ο μικρότερος δυνατός αριθμός παύσεων του τόξου, μικρότερες γωνίες προβαλλόμενων τμημάτων (overhangs) και ο καλύτερος τρόπος εκτύπωσης σε δύσκολες διευθύνσεις και περιοχές συνδέσμων. Όλη αυτή η ανάλυση ορίζεται ως path planning. Συνήθως,

αφού πρώτα δημιουργηθεί ένα μοντέλο σε ψηφιακό περιβάλλον, ξεκινάει η εκτύπωση ανά ομάδες των επί μέρους τμημάτων με κοινά γεωμετρικά χαρακτηριστικά, ώστε να μην απαιτείται συνεχώς ο αναπροσανατολισμός της κεφαλής. Εκτός από τη κλασική τεχνική διαχωρισμού σε ομοιόμορφα στρώματα, οι Diourte κ.α. πρότειναν μια εναλλακτική μέθοδο επονομαζόμενη Continuous Three-dimensional Path Planning (CTPP) βασισμένη σε αναπροσαρμογή της δομής των επί μέρους τομών την ώρα της εκτύπωσης. Έτσι, το ύψος κάθε στρώματος μπορεί να διαφέρει από το προηγούμενο. [19]

1.3.2.2 Τα πλεονεκτήματα και μειονεκτήματα της τεχνολογίας WAAM

Πλεονεκτήματα:

1. Αποτελεί μια οικονομικά συμφέρουσα τεχνική, σε σύγκριση με τις κλασσικές τεχνικές αφαιρετικής μηχανικής για τη παραγωγή ευμεγεθών κατασκευών και σύνθετων γεωμετριών, καθώς δεν απαιτείται η σπατάλη μεγάλων ποσών υλικού από την αφαίρεση αυτού.
2. Λόγω των υψηλών ρυθμών απόθεσης όπως προαναφέρθηκε, μπορούν να κατασκευαστούν πολύ γρήγορα και στοχευμένα, μεγάλα γεωμετρικά σχήματα σε σχετικά σύντομο χρονικό διάστημα.
3. Η τεχνολογία αυτή σε σύγκριση με άλλες, μπορεί να αξιοποιήσει πληθώρα πρώτων υλών, γεγονός που τη φέρνει σε πρωταγωνιστική θέση στη βιομηχανία.
4. Χρησιμότητα σε περιπτώσεις επιδιορθώσεων διαβρωμένων και οξειδωμένων εξαρτημάτων, χωρίς την απαραίτητη αντικατάσταση ενός ολόκληρου εξαρτήματος. Για παράδειγμα σε ένα πτερύγιο (blade) από τουρμπίνα αεροσκάφους, ένα μικρό ελάττωμα που θα εμφανιστεί στην επιφάνεια μπορεί να καλυφθεί μέσω αναγόμωσης.
5. Δεν απαιτείται η χρήση συνθηκών κενού για τη λειτουργία του μηχανήματος γεγονός που δε περιορίζει το χώρο εργασίας σε ένα κλειστό κλωβό (chamber), όπως στην περίπτωση του PBF. Έτσι το ρομποτικό μηχάνημα αποκτά περισσότερους άξονες ελευθερίας και εύρος κινήσεων, με αποτέλεσμα να επιτρέπεται η απρόσκοπτη και ταχύτερη παραγωγή ενός εξαρτήματος.
6. Ένα εξάρτημα παράγεται εξολοκλήρου με τη χρήση προσθετικής μηχανικής, επομένως δεν απαιτείται η κράτηση υλικού στοκ στις αποθήκες των εργοστασίων. Με αυτό το

τρόπο, εξοικονομείται πολύτιμος χώρος στο εργοστάσιο καθώς και χρόνος από το τελικό χρόνο διάθεσης του εξαρτήματος. [19]

Μειονεκτήματα:

1. Λόγω των συνθηκών του περιβάλλοντος λειτουργίας (ambient environment) και των ταχύτερων ρυθμών απόθεσης, το φινίρισμα του τελικού προϊόντος υστερεί αρκετά σε σύγκριση με άλλες μεθόδους.
2. Για τον προαναφερθέν λόγο απαιτείται και η μετακατεργασία του υλικού, προς απόκτηση της τελικής γεωμετρίας και επιφανειακής κατάστασης του προϊόντος.
3. Παρατηρείται έντονη παρουσία εναπομενουσών τάσεων (residual stresses). Η ταχύτατη εναλλαγή μεταξύ των θερμοκρασιών στο προφίλ του υλικού, μπορεί να οδηγήσει σε σημαντικές γεωμετρικές στρεβλώσεις.
4. Έλλειψη ισοτροπίας. Κατά τη παραγωγική διαδικασία, στον άξονα ανάπτυξης του υλικού (κατακόρυφα) τα προηγούμενα στρώματα υπόκεινται σε ένα 'κύκλο' θερμικών κατεργασιών, με αποτέλεσμα η τελική μικροδομή να διαφέρει από στρώση σε στρώση. [19]

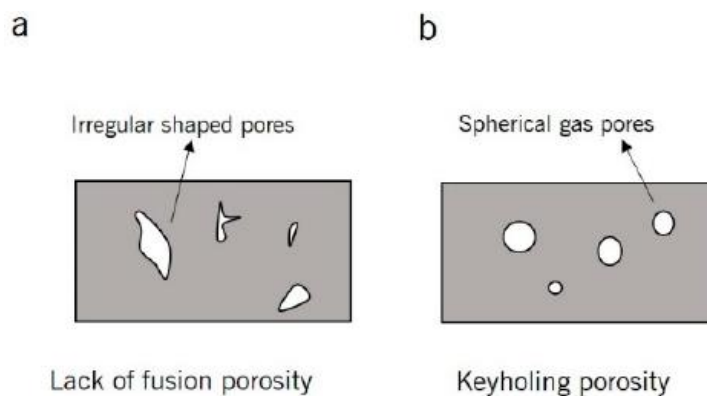
1.3.2.3 Ελαττώματα κατά την παραγωγή

Ο τομέας των ελαττωμάτων δομής σε όλα τα υλικά κρυσταλλικής δομής διαδραματίζει καθοριστικό ρόλο στην επίτευξη των τελικών μηχανικών και φυσικών ιδιοτήτων. Ειδικά σε περιπτώσεις που τα προϊόντα προορίζονται για κατασκευές ή κατά τη διάρκεια της ζωής τους υπόκεινται σε κυκλικές κοπώσεις, τυχόν ελαττώματα μπορούν να έχουν ολέθριες επιπτώσεις στη ακεραιότητα των δομών. Σε αυτό το στάδιο λοιπόν θα πραγματοποιηθεί μια εκτενής μελέτη της διαδικασίας σχηματισμού των ελαττωμάτων. Τα ελαττώματα αυτά χωρίζονται σε δύο κατηγορίες: στο πορώδες (porosity) και στις ρωγμές (cracks). [16]

Πορώδες (Porosity)

Το πορώδες μπορεί να οφείλεται είτε σε παράγοντες που αφορούν τη διαδικασία καθ' αυτού, είτε να σχηματιστεί κατά τη διεργασία της στερεοποίησης. Στη πρώτη κατηγορία υπάγονται ελαττώματα της πρώτης ύλης. Αρκετά συχνά, τα ηλεκτρόδια που χρησιμοποιούνται μπορεί να περιέχουν ποσοστά υγρασίας, σκουριάς, ή και γράσου, καθώς και άλλων υδρογονανθράκων που κρίνεται αρκετά δύσκολο να απομακρυνθούν πλήρως από το λουτρό της συγκόλλησης.

Χαρακτηριστικό ελάττωμα είναι η **ελλιπής τήξη** (lack of fusion). Σε αυτή τη περίπτωση, η προσδιδόμενη θερμότητα δεν είναι ικανοποιητική για ομοιόμορφη τήξη της απαραίτητης ποσότητας σύρματος, οδηγώντας σε μη τηγμένες περιοχές. Το πορώδες αυτού του τύπου έχει σχετικά ακανόνιστη μορφολογία, μη σφαιρική που κυμαίνεται από νανοκλίμακα μέχρι μικροκλίμακα. Υποπερίπτωση αυτής της κατηγορίας αποτελεί και το φαινόμενο της κλειδαρότρυπας (**keyhole formation**), κατά το οποίο όταν η προσδιδόμενη θερμότητα είναι αρκετά υψηλή παρατηρείται πιτσίλισμα. Μία ακόμη περίπτωση ελαττώματος κατά τη διεργασία είναι από τον εγκλωβισμό προστατευτικού αερίου (**gas porosity**) στο εσωτερικό της μικροδομής. Το πορώδες αυτό έχει συνήθως σφαιρικό σχήμα και παρατηρείται σε τυχαίες τοποθεσίες στη μάζα του υλικού, σε περιοχές με χαμηλότερους ρυθμούς ψύξης κατά τη στερεοποίηση. Κατά τη διάρκεια στερεοποίησης του λουτρού, αέριο υδρογόνο παγιδεύεται με τη μορφή φυσαλίδων μέσα στο στερεό μέταλλο και σύμφωνα με το φαινόμενο Marangoni, η ροή του λουτρού της συγκόλλησης είναι ακτινική προς τα έξω, επομένως οι πόροι ακολουθούν αυτή τη ροή. Στη συνέχεια, οι περιοχές κοντά στο τηκόμενο σύνορο (fusion boundary) στερεοποιούνται πρώτες και το διαλυμένο υδρογόνο αποβάλλεται με αποτέλεσμα το αέριο να μην προλαβαίνει να διαφύγει από το λουτρό της συγκόλλησης, δημιουργώντας πορώδες. Μια μορφή πορώδους που υπάγεται στη δεύτερη κατηγορία, είναι το πορώδες που σχηματίζεται κατά τη συστολή τη στιγμή της στερεοποίησης (**shrinkage porosity**). Το πορώδες αυτό, σχηματίζεται καθώς το υδρογόνο μεταναστεύει στους πόρους λόγω διαφορετικής διαλυτότητα μεταξύ υγρής και αέριας φάσης. Δεν υπάρχει επαρκής ροή πρώτης ύλης στο λουτρό της εκτύπωσης, με αποτέλεσμα κατά τη στερεοποίηση λόγω ανισοτροπίας σε κάποια σημεία το υλικό συστέλλεται και σε άλλα λόγω των εναπομενουσών τάσεων δημιουργείται πορώδες. [22]



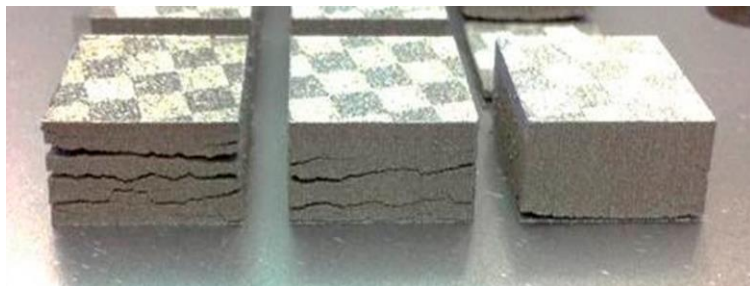
Εικόνα 11. a) πορώδες λόγω ελλιπούς τήξης, b) πορώδες λόγω εγκλεισμού αερίων [16]

Ρωγμάτωση (Cracking)

Η διαδικασία σχηματισμού ρωγμών σχετίζεται κυρίως με τη θερμοκρασία της κατεργασίας. Ρωγμές μπορούν να σχηματιστούν κατά τη στερεοποίησης ή την επακόλουθη ψύξη. Αυτές, χωρίζονται σε μακροσκοπικές και μικροσκοπικές. Οι μακροσκοπικές συνήθως οφείλονται σε συνεργατική δημιουργία και άλλων ατελειών, όπως το πορώδες που αναπτύχθηκε νωρίτερα και της αποκόλλησης (delamination), δηλαδή του διαχωρισμού δύο παρακείμενων στρωμάτων στο εσωτερικό του προϊόντος, λόγω ατελούς τήξης μεταξύ αυτών. Η ρωγμάτωση του υλικού εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό απ' τη πρώτη ύλη και τις ιδιότητές της, γι' αυτό σε ορισμένες περιπτώσεις κρίνεται και αναπόφευκτη.

Παρακάτω, παρατίθενται τα διαφορετικά είδη ρωγμάτωσης που μπορεί να συναντηθούν:

- **Ρωγμάτωση στερεοποίησης (Solidification cracking):** παρατηρείται σε ορισμένα υλικά, όταν προσδίδονται μεγάλα ποσά θερμότητας κατά τη κατεργασία και λόγω του διευρυμένου θερμοκρασιακού προφίλ δημιουργούνται τάσεις μεταξύ τηγμένων και άτηκτων περιοχών. Αυτού του είδους οι ρωγμές, είναι στενά εξαρτώμενες απ' τη μορφή στερεοποίησης της πρώτης ύλης, π.χ. δενδριτική, ισαξονική, κτλ. Η συγκεκριμένη κατηγορία ρωγμάτωσης απαιτεί υψηλότερα επίπεδα τάσεων που σχετίζονται με τις μεγάλες θερμοκρασιακές διακυμάνσεις της παρεχόμενης ενέργειας.
- **Ρωγμάτωση ορίων κόκκων (Grain boundary cracking):** παρατηρείται κατά μήκος των ορίων κόκκων και σχετίζεται με τη μορφολογία αυτών ή την κατακρήμιση φάσεων στα όρια, φαινόμενο που μειώνει την συνολική αντοχή του υλικού. Τα όρια κόκκων μπορεί να είναι επιρρεπή σε ρωγμάτωση για ποικίλους λόγους, όπως, θερμικές τάσεις, μικροδομικές ανωμαλίες της επιφανείας, καθώς και την ύπαρξη ακαθαρσιών ή ελαττωμάτων σε αυτά. [20]

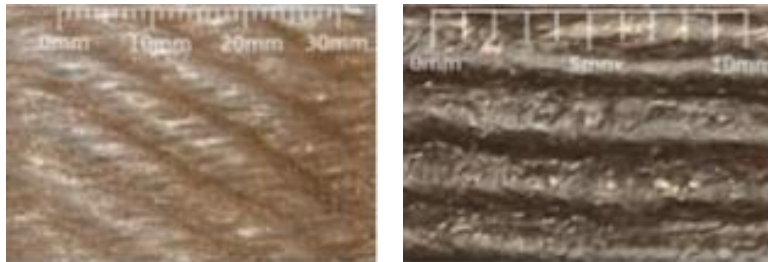


Εικόνα 12. Αποκόλληση στρώματος και ρωγμάτωση στη τεχνική SLM [20]

Humping

Χωρίς να υπάρχει ακριβής μετάφραση για αυτό τον όρο, πρόκειται για κάποια εξογκώματα που ενδέχεται να σχηματιστούν στην επιφάνεια ενός παραγόμενου εξαρτήματος, κατά τη διαδικασία εναπόθεσης του υλικού, όταν αναφερόμαστε σε δύσκολες γεωμετρίες και περίτεχνες δομές. Το φαινόμενο παρατηρείται σε περιπτώσεις που η ταχύτητα σάρωσης είναι αρκετά υψηλή, με αποτέλεσμα το λουτρό της συγκόλλησης να επιμηκύνεται και να οδηγείται τελικά σε αποσταθεροποίηση, έτσι, διασπάται σε μικρότερες λιμνούλες (puddles), αντί να παραμένει ως μια ενιαία μάζα. Με αυτό το τρόπο, παράγεται ένα τελικό προϊόν με ασυνέχεια στα γεωμετρικά χαρακτηριστικά του και μη ομοιόμορφο πάχος στη διεύθυνση σάρωσης. Επίσης, η συσσώρευση εξογκωμάτων κατά το κατακόρυφο άξονα ανάπτυξης του εξαρτήματος, πιθανόν να οδηγήσει σε μια δομή με διαφορετικό ανάγλυφο σε μια συγκεκριμένη γωνία αναφορικά με το υπόστρωμα. Ο συνδυασμός των παραπάνω μπορεί να αποφέρει ανισοτροπική συμπεριφορά της σκληρότητας και της αντοχής των μη επεξεργασμένων τοιχωμάτων. [22]

Συμπερασματικά, κρίνεται καίριας σημασίας για το μηχανικό η αξιολόγηση του κέρδους από μια ταχεία κατασκευή σε συνδυασμό με τα αποδεκτά όρια humping για ένα παραγόμενο προϊόν. [19]



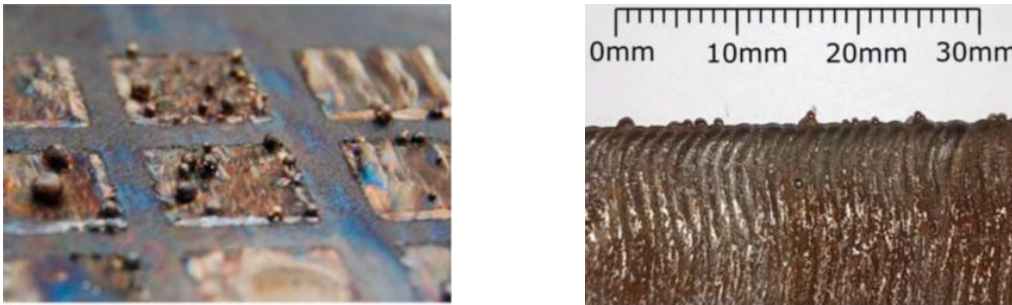
Εικόνα 13. Απεικόνιση φαινομένου Humping [19]

Σχηματισμός σφαιριδίων κατά τη στερεοποίηση (Balling)

Η σφαιροποίηση είναι ένα φαινόμενο που μπορεί να παρατηρηθεί έντονα όταν το τηγμένο υλικό δε διαβρέχει ομοιόμορφα το προηγούμενο στρώμα. Το φαινόμενο αυτό οφείλεται καθαρά στην ισορροπία μεταξύ δυνάμεων συνοχής των μορίων του υγρού και δυνάμεων συνάφειας αυτών με το ήδη στερεοποιημένο περιβάλλον υλικό. Οι διαστάσεις του λουτρού συγκόλλησης είναι αυτές που καθορίζουν τη μορφολογία του παραγόμενου στρώματος και την τυχούσα σφαιροποίηση. Σύμφωνα με τον Kruth κ.α. όταν ο λόγος μήκους προς διάμετρο γίνει μεγαλύτερος του 21 ($l/d > 21$) το λουτρό αρχίζει να μετασχηματίζεται σε σφαιρίδια αντί για το αρχικό ημικυλινδρικό του

σχήμα. Επομένως, ο καλύτερος τρόπος αντιμετώπισης του φαινομένου είναι ο έλεγχος αυτού του λόγου. Το φαινόμενο παρατηρείται κυρίως σε υψηλότερες θερμοκρασίες ή σε συνύπαρξη με φαινόμενα αποφλοΐωσης.

Η δημιουργία των σφαιριδίων, αυξάνει το απορριπτόμενο υλικό και δε συνεισφέρει στη δομική αντοχή του παραγόμενου εξαρτήματος. Τα σφαιρίδια που παράγονται μπορούν να αφαιρεθούν κατά τη μεταπαραγωγική κατεργασία είτε με υπολογιστικές μεθόδους (CNC Milling) ή με στίλβωση (polishing). [19], [20]



Εικόνα 14. Παρατήρηση φαινομένου σφαιροποίησης [20]

1.3.2.4 Παραμένουσες τάσεις (Residual stresses)

Όπως και σε άλλες κατεργασίες μεταλλικών υλικών (π.χ. συγκολλήσεις), οι παραμένουσες τάσεις αποτελούν σημαντικό θέμα μελέτης, καθώς συνιστούν την αιτία δημιουργίας διαταραχών και αλλοΐωσης των προσχεδιασμένων γεωμετρικών χαρακτηριστικών. Αναπτύσσονται κατά τις απότομες μεταβολές της θερμοκρασίας, κατά την εναπόθεση νέου υλικού και επηρεάζουν τόσο τις τελικές μηχανικές ιδιότητες του εξαρτήματος καθώς και τη δομή των κόκκων. Οι παραμένουσες τάσεις, είναι οι τάσεις που παραμένουν σε ένα υλικό μετά τη πλήρη απομάκρυνση των τάσεων ή στηρίξεων που του ασκούνται. [16]

Κατά τη θέρμανση ενός εξαρτήματος οι θερμικά επιβαλλόμενες τάσεις επεκτείνονται στο εσωτερικό του υλικού, οδηγώντας στη μη ομοιόμορφη διαστολή αυτού κατά τη ψύξη-στερεοποίηση του τηγμένου υλικού παροχής. Αν μια κατασκευή δε μπορέσει να αντιδράσει με μακροσκοπική παραμόρφωση, τότε παρατηρείται μικροσκοπική παραμόρφωση με σημεία διαρροής ή ρωγμές, σχηματίζοντας έτσι ένα πεδίο τάσεων άλλοτε εφελκυστικό και άλλοτε θλιπτικό. Έτσι, όταν το εξάρτημα απελευθερώνεται στο τέλος της διαδικασίας εκτύπωσης, όλες οι τάσεις εκδηλώνονται είτε με πλαστική παραμόρφωση, εάν η τοπική τάση ξεπερνά το τοπικό όριο διαρροής, ή σχηματίζοντας ένα πεδίο εσωτερικών τάσεων. Οι μακροσκοπικές παραμένουσες

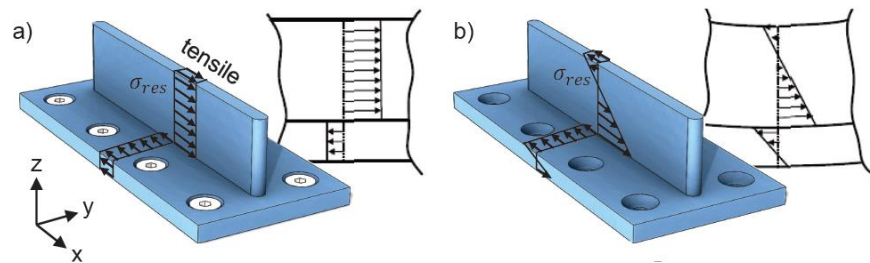
τάσεις μπορούν να έχουν δραματικές επιπτώσεις για σχεδόν ολόκληρη την έκταση του εξαρτήματος, ενώ η επίδραση των μικροσκοπικών τάσεων από κατακρημνίσματα ή διαταραχές (τοπικές) εμφανίζονται πιο εντοπισμένες. [22]

Αρκετές φορές, σε περίπτωση που δημιουργηθεί έντονο πεδίο παραμενουσών τάσεων παρατηρείται η επίδραση αυτού και κατά τη διάρκεια της ανακρυστάλλωσης. Οι τάσεις αυτές ακολουθούν μια διαφορετική κατανομή κατά μήκος της επιφάνειας ενός υλικού. Μετά από μελέτες των θερμικών κύκλων με μεθόδους πεπερασμένων στοιχείων, παρατηρήθηκε ότι οι τάσεις κοντά στην επιφάνεια είναι εφελκυστικής φύσεως σε αντίθεση με αυτές στο κέντρο που παρουσιάζονται θλιπτικές. Επίσης, το μέγιστο των παραμενουσών τάσεων επιδεικνύεται στο σύνορο του πρώτου στρώματος με το υπόστρωμα, καθώς τα δύο υλικά διαθέτουν διαφορετικούς συντελεστές διαστολής. Σε περαιτέρω διερεύνηση των τάσεων, οι επιστήμονες οδηγήθηκαν στη χρήση νέων τεχνικών σάρωσης κατά την εκτύπωση όπως, η “σάρωση νήσων” (island scanning). Σε αυτή τη τεχνική, η ολότητα του αντικειμένου χωρίζεται σε επιμέρους “νήσους” προς το σχηματισμό ενός μοτίβου σκακιέρας, όπου η κεφαλή σάρωσης ακολουθεί πλέον απλούστερα και μικρότερα μονοπάτια. Παρόλο αυτά, η συγκεκριμένη τεχνική φάνηκε να καρποφορεί μόνο για την περίπτωση δεσμών ηλεκτρονίων όπου οι θερμοκρασίες μαίνονται υψηλότερες και οι ακτίνες πιο επικεντρωμένες. Στη περίπτωση των DED μεθόδων, η διαδικασία συνεχούς σάρωσης έρχεται στο προσκήνιο, καθώς το εναπομείναν πορώδες φέρεται να λειτουργεί ως αυτοϊαση για τις παραμένουσες τάσεις. [20]

Μέσα από μελέτες και έρευνες βγήκαν συγκεκριμένα συμπεράσματα για τεχνικές οι οποίες μπορούν να μειώσουν αν όχι να απαλείψουν οριστικά τις παραμένουσες τάσεις. Ο τρόπος για να παρατηρηθούν αυτά τα φαινόμενα είναι είτε με καταστροφικούς είτε με μη καταστροφικούς ελέγχους. Στη πρώτη κατηγορία υπάγονται οι μικροσκληρομετρήσεις, προς απόκτηση ενός ενιαίου προφίλ καθώς και η τοπογραφική ανάλυση (contour method), όπου το αντικείμενο κόβεται στα δύο και υπολογίζονται οι τάσεις που ελευθερώνονται από τις δύο ελεύθερες επιφάνειες και με την αρχή της επαλληλίας υπολογίζονται οι τάσεις σε όλη τη μάζα του υλικού. Ενώ στη δεύτερη κατηγορία υπάγονται οι τεχνικές της περίθλασης ακτινών-Χ και νετρονίων. [20]

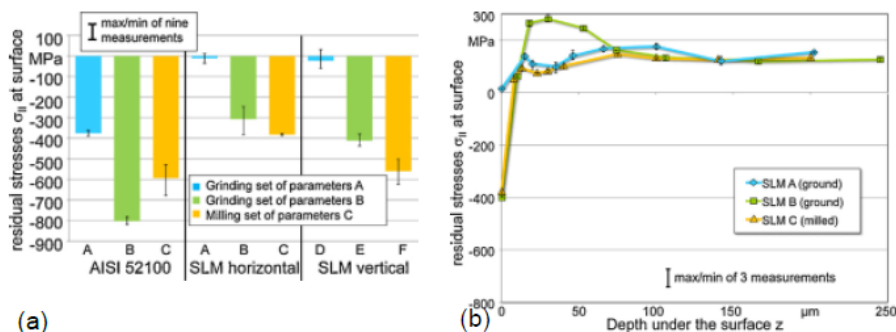
Οι παραμένουσες τάσεις μπορούν να απαλλαχθούν είτε in-situ είτε μετά τη παραγωγική διαδικασία. Στη πρώτη περίπτωση αξιοποιούνται τεχνικές όπως: η ελεγχόμενη ανατροφοδότηση του σύρματος, ο έλεγχος του θερμοκρασιακού προφίλ, η ελεγχόμενη μεθοδολογία σάρωσης και ο

μηχανολογικός έλεγχος. Ο έλεγχος της τροφοδοσίας στοχεύει στη ρύθμιση και ομογενοποίηση της θερμοκρασιακής κατανομής κατά τη διεργασία. Ο έλεγχος του θερμοκρασιακού προφίλ πραγματοποιείται με χρήση καμερών IR και με έλεγχο κλειστού κυκλώματος (closed-loop control), όπου ορισμένοι αλγόριθμοι επεξεργάζονται τα δεδομένα επί τόπου και πραγματοποιούν τις απαραίτητες διορθώσεις. Η προθέρμανση του υλικού παροχής ή του υποστρώματος συνεισφέρει τα μέγιστα επίσης στον έλεγχο του θερμοκρασιακού προφίλ. Όσον αφορά τη μεθοδολογία σάρωσης, αυτή ελέγχεται μέσω ενός αλγορίθμου που προσαρμόζει τις συνθήκες in-situ. Τέλος, ο μηχανολογικός έλεγχος βασίζεται σε μεθοδολογίες κρουστικών κυμάτων laser (Laser Shock Peening) και έλασης (rolling). Ο Kalentics κ.α. μετά από έρευνα συμπέραναν ότι οι επιφανειακές εφελκυστικές τάσεις μπορούν εύκολα να μετατραπούν σε ένα ευεργετικό θλιπτικό πεδίο πάχους μέχρι 1 mm, αν υπάρχει αλληλοεπικάλυψη των ακτινών κατά τη διαδικασία.



Εικόνα 15. Κατανομή των παραμενουσών τάσεων [23]

Όσον αφορά τις μεταπαραγωγικές κατεργασίες, η θερμική επεξεργασία παρουσιάζεται ως η αποτελεσματικότερη μέθοδος 'ανακούφισης' των τάσεων και ακολουθεί η μηχανολογική κατεργασία με τórνευση (hard turning) και λείανση (grinding), με αποτέλεσμα να δημιουργηθεί ένα θλιπτικό πεδίο τάσεων στην επιφάνεια και σε καθορισμένο βάθος στο υπόστρωμα. [24]



Εικόνα 16. a) Επιφανειακές παραμένουσες τάσεις για τρεις συνθήκες, b) Βάθος διείσδυσης παραμενουσών τάσεων [24]

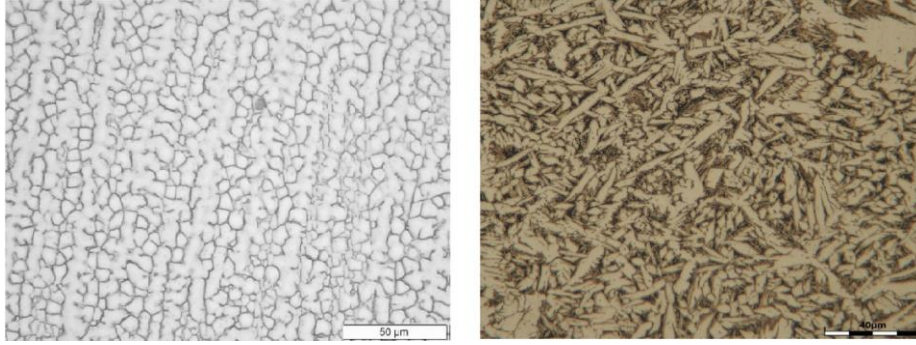
1.4 Βιβλιογραφική ανασκόπηση

Οι τεχνολογίες προσθετικής μηχανικής επεκτείνονται με τα χρόνια σε ακόμα μεγαλύτερο αριθμό επιστημονικών κλάδων. Οι κύριες εφαρμογές εμφανίζονται στους κλάδους της ναυπηγικής, της αεροδιαστημικής, της αυτοκινητοβιομηχανίας, του στρατού, καθώς και της ρομποτικής πιο πρόσφατα. Σε αυτό το κεφάλαιο πραγματοποιείται μια βιβλιογραφική ανασκόπηση των μέχρι τώρα χρήσεων και ερευνών της τεχνολογίας WAAM και του σύρματος τύπου ER70 S-6. [19]

1.4.1 Ναυτιλιακή χρήση WAAM

Στο κλάδο της ναυτιλίας, σε βάθος χρόνου για τη πλειονότητα των τμημάτων αξιοποιούνται τεχνολογίες χύτευσης. Όμως, προβλήματα που σχετίζονται με το χρόνο κατασκευής και παράδοσης των εξαρτημάτων, λόγω του σχεδιασμού αυτών, καθώς και ελαττώματα των κατασκευών κατά τη παραγωγική διαδικασία, οδήγησαν στην εξέταση τεχνικών προσθετικής μηχανικής. Στο πλαίσιο αυτών των παρατηρήσεων, το εργαστήριο JLMT (Joint Laboratory of Marine Technology) αποφάσισε να μελετήσει δύο διαφορετικά υλικά: ένα ανοξείδωτο χάλυβα 316L και ένα κράμα χαλκού-αλουμινίου (Cu-Al8Ni2Fe2). Και για τα δύο υλικά αξιοποιήθηκε η τεχνική GMAW με χρήση της τεχνολογίας FRONIUS CMT. Η πρώτη ύλη και στις δυο περιπτώσεις ήταν σύρμα διαμέτρου 1,2 mm. Τα παραγόμενα δοκίμια είχαν ύψος 140 mm, πλάτος 35 και μήκος 230 mm. Η τεχνική που χρησιμοποιήθηκε ήταν τα πολλαπλά πάσα. [25]

Για την ανάλυση των δοκιμών πραγματοποιήθηκαν πειράματα εφελκυσμού και σκληρότητας και τέλος μεταλλογραφική ανάλυση κατά NF EN ISO 17639. Στο **Πίνακα 2** φαίνονται οι παράμετροι εκτύπωσης για τα δύο υλικά. Η παροχή θερμότητας παρέμεινε σταθερή και για τις δύο περιπτώσεις. Ο ρυθμός εναπόθεσης ορίστηκε σε 2,7 kg/h για τον ανοξείδωτο χάλυβα και σε 3,3 kg/h για το κράμα Cu-Al. Στη περίπτωση του χάλυβα 316L δε παρατηρήθηκαν παραμορφώσεις και εμφανή ελαττώματα κατά την εναπόθεση. Το τεστ εφελκυσμού έδωσε αποτελέσματα μέσα στα αποδεκτά όρια, με υψηλότερες τιμές στον άξονα z, λόγω των προσανατολισμένων στηλών της μικροδομής. Το τεστ σκληρότητας έδωσε τις αναμενόμενες τιμές μεταξύ 185-195 HV, που χαρακτηρίζονται αποδεκτές και λίγο υψηλότερες μάλιστα των ορίων. Η μεταλλογραφική ανάλυση δεν έδωσε ατέλειες στο υλικό και η μικροδομή που παρατηρήθηκε ήταν ωστενιτο-φερριτική με μικρό ποσοστό οξειδίων. Το ποσοστό φερρίτη ανέρχεται σε 8% που κρίνεται αποδεκτό για αποφυγή θερμής ρωγμάτωσης σε ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες. [25]



Εικόνα 17. Αριστερά μικροδομή χάλυβα και δεξιά μικροδομή Cu-Al [25]

Στη περίπτωση του κράματος Cu-Al χρησιμοποιήθηκαν τρεις διαφορετικές μεθοδολογίες απόθεσης. Αρχικά, η μέθοδος παλλόμενου τόξου μονού πάσου, στη συνέχεια η CMT μονού πάσου και τέλος η CMT πολλαπλών πασών. Οι αρχικές παρατηρήσεις οδηγούν στο συμπέρασμα ότι με τη μέθοδο CMT οδηγούμαστε σε πιο ομοιόμορφη απόθεση, λόγω της μικρότερης παροχής θερμότητας και ταχύτερης αγωγής αυτής. Όσον αφορά στα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων, έδειξαν μια μικρή αύξηση στη μέθοδο CMT σε σύγκριση με τη παλλόμενη, που ενδεχομένως οφείλεται στην επίδραση της θερμότητας απ' τα πολλαπλά πάσα. Ραδιογραφικός έλεγχος που εκπονήθηκε επίσης δεν έδειξε κανένα σημαντικό ελάττωμα της δομής. Επίσης, τα αποτελέσματα του εφελκυσμού κρίνονται αποδεκτά σύμφωνα με την IACS (International Association of Classification Societies), ωστόσο είναι λίγο χαμηλότερα απ' τα προβλεπόμενα του παρόχου του σύρματος. Το γεγονός αυτό είναι απολύτως λογικό όμως, λόγω της υψηλής παροχής θερμότητας και της παρατεταμένης παραμονής σε αυτή. Η μεταλλογραφική ανάλυση, όπως είναι αναμενόμενο στη κατακόρυφη διεύθυνση έδωσε δομή στηλών με ευμεγέθεις βασάλτες κεντρικά και προς τα έξω λεπτότερους κόκκους, λόγω της ταχύτερης απαγωγής της θερμότητας απ' τα τοιχώματα. Μια αντιπροσωπευτική μικροδομή του κράματος, όπως αυτή της **εικόνας 17** δείχνει κυρίως δενδριτική δομή της α-φάσης με λεπτές εναλλαγές πλακιδίων ευτηκτικής συστάσεως (α+κ). Το πορώδες και οι ρωγματώσεις κρίνονται αμελητέες.

Table 1 Deposition parameters

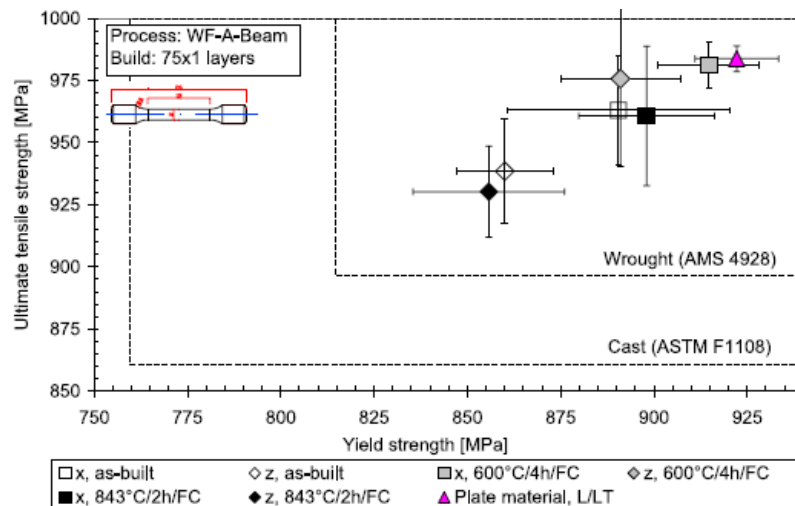
Material/ deposition mode	WFS (m/min)	TS (cm/min)	Average current (A)	Average voltage (V)
AISI 316L (CMT®)	5.0	60	144	19.0
Cu-Al (CMT®)	6.0	70	156	13.4
Cu-Al (pulsed)	6.0	40	177	20.6

Πίνακας 2. Παράμετροι εκτόπωσης [25]

1.4.2 Αεροδιαστημική χρήση WAAM

Στο τομέα της αεροδιαστημικής διαφορετικά κράματα χρησιμοποιούνται για διαφορετικά τμήματα των κατασκευών. Σε μια έρευνα αναφορικά με το πιο συνηθισμένο αεροναυπηγικής χρήσης κράμα Ti-6Al-4V πραγματοποιήθηκαν τόσο τεστ εφελκυσμού όσο και κόπωσης υψηλού αριθμού κύκλων. Ενώ συνήθως το κράμα αυτό κυκλοφορούσε σε μορφή πούδρας για SLM ή άλλες τεχνικές, η αυξανόμενη ζήτηση για ταχύτερη παραγωγή πρωτοτύπων οδήγησε στη χρήση σύρματος, προσδίδοντας περισσότερη σημασία στη ταχύτερη παραγωγή ευμεγεθών τμημάτων έναντι του άριστου φινιρίσματος των τελικών επιφανειών αυτών. Στη συγκεκριμένη περίπτωση η τεχνική που χρησιμοποιείται είναι η GTAW (Gas Tungsten Arc Welding). Παρήχθησαν δείγματα με 75 στρώσεις ύψος και 1 στρώση πλάτος με τις ακόλουθες συνθήκες: $I= 176,8 \text{ A}$, $V= 12,4 \text{ V}$, $TS= 5 \text{ mm/s}$, $WFS= 33,3 \text{ mm/s}$. [26]

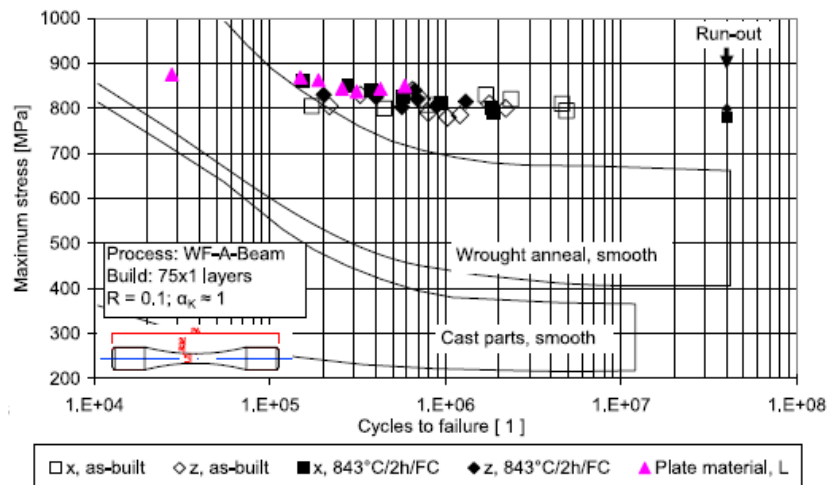
Αναφορικά με τη σκληρότητα, οι τιμές κυμαίνονται μεταξύ $346\pm 16 \text{ HV}$ και $337\pm 14 \text{ HV}$ στον άξονα z κινούμενοι προς το κέντρο της δομής, που βρίσκονται σε συμφωνία με αυτές για χυτά υλικά. Οι δοκιμές εφελκυσμού έδωσαν τα παρακάτω αποτελέσματα: $YS= 856-915 \text{ MPa}$, $UTS= 930-981 \text{ MPa}$, $EI= 6,6-20,5\%$. Όλα τα αποτελέσματα εμπεριέχονται στα όρια των κραμάτων διαμόρφωσης, όπως φαίνεται και στο παρακάτω γράφημα:



Εικόνα 18. Αποτελέσματα εφελκυσμού [26]

Για την περίπτωση της δοκιμής κόπωσης, ακολουθήθηκε ο DIN 50100, με τις ακόλουθες παραμέτρους: $f= 100 \text{ Hz}$, $R= 0.1$, $\alpha_k \approx 1$. Οι δοκιμές πραγματοποιήθηκαν μέχρι τους $4 \cdot 10^7$ κύκλους, αφού πρώτα τα δοκίμια στιλβώθηκαν ηλεκτροχημικά για να απαλειφθούν τυχούσες επιφανειακές

τάσεις. Τα δοκίμια ελέγχθηκαν στους άξονες -x και -z. Το άνω όριο ορίστηκε σύμφωνα το όριο διαρροής που προέκυψε απ' τη δοκιμή εφελκυσμού, ενώ το κάτω όριο ορίστηκε στα 780 MPa. Όλα τα αποτελέσματα, όπως διακρίνεται και στο διάγραμμα, βρίσκονται σε τιμές ακόμα υψηλότερες απ' αυτές των κραμάτων διαμόρφωσης. Επίσης, δε παρατηρήθηκε έντονη διαφοροποίηση μεταξύ των μετρήσεων στον -x και στον -z άξονα.



Εικόνα 19. Αποτελέσματα κόπωσης [26]

Τέλος, αναφορικά με τη μικροδομή, αυτή αποτελείται από πρωταρχικούς επιμήκης κόκκους β-φάσης αναπτυσσόμενους αντίθετα απ' τη κατεύθυνση ροής της θερμότητας. Αυτοί οι κόκκοι, περιλαμβάνουν μια μεικτή πλακοειδή α+β μικροδομή. Άξιο παρατήρησης είναι το γεγονός πως ενώ λόγω των λεπτότερων κόκκων στη διεύθυνση x, θα αναμενόταν υψηλότερη στατική και δυναμική αντοχή, αυτό δεν είναι παρατηρήσιμο. Η πιο λογική εξήγηση, παραχωρεί την ευθύνη στα όρια κόκκων, τα οποία αποτελούν δυνητικά κέντρα έναρξης ρωγμών. Ακόμα, δεν αποκλείεται το ενδεχόμενο να οφείλεται στην ανισοτροπία της κρυσταλλικής δομής. [26]

1.4.3 Στρατιωτική χρήση WAAM

Στη περίπτωση των στρατιωτικών επιχειρήσεων, υπάρχει ένας βασικός λόγος για τον οποίο η τεχνολογία WAAM κρίνεται καίριας σημασίας και μπορεί να συνεισφέρει τα μέγιστα. Στο ενδεχόμενο που κατά τη μάχη χτυπηθεί κάποιο εξάρτημα, θα μπορούσε με τη χρήση WAAM να επισκευαστεί επί τόπου, μέσω μιας πλατφόρμας που θα ακολουθεί πάντα στο πεδίο. Με αυτό το τρόπο μειώνονται τα έξοδα για επισκευή ή και η πιθανότητα ολικής αντικατάστασης ενός μηχανήματος. Μια νέα on-process μέθοδος έλασης, φέρεται να δίνει λύση στο πρόβλημα των παραμενουσών τάσεων. Κατά την εκτύπωση, ένας υδραυλικός κύλινδρος ασκεί πίεση σε ένα

ράουλο που με τη σειρά του επιπεδώνει την εκτυπωμένη στρώση. Εκτός απ' τις παραμένουσες τάσεις, βελτιώνει και τυχούσες διαφοροποιήσεις του ύψους μεταξύ των στρωμάτων, καθώς και τη παραγόμενη μικροδομή, μέσω της εκλέπτυνσης των κόκκων. [27]

Οι αμυντικές αυτές πλατφόρμες όμως, θα επιχειρούν σε μέρη που συνήθως είναι εχθρικά, επομένως θα πρέπει να μπορούν να υπομείνουν κάποιες αρκετά απαιτητικές συνθήκες λειτουργίας. Παρακάτω, παρατίθεται ένας αναλυτικός πίνακας για αυτές τις συνθήκες.

Aspect	Description
Vibration (Input)	The Platform may be subject to strong vibrations
Vibration and Noise (Output)	The installed equipment may deliver vibrations or noise which can increase the likelihood of detection of the platform
Shock	The Platform might be subject to explosive-based shock events
Controlled Atmosphere	In some Platforms atmosphere is controlled therefore aspects such as oxygen consumption, heat, humidity, exhaust gas outputs needs to be controlled
Oscillations	Some Platforms may be subject to oscillations and unstable situations
Autonomy	Some Platforms can require operation for up to 3 months without external replenishment of consumables
Utilities	Utilities in Platforms are limited
Volume and Weight	Platforms have limited tolerance for any additional changes in volume and weight from the design baseline
Corrosion	Equipment might be subject to corrosive agents such as water and salt
Safety	Equipment's materials need to satisfy the regulations
Mission Critical Environment	Equipment needs to be highly reliable and robust in order to perform when required to do so
Waste Management	Waste has to be minimized and recycling aspects needs to be investigated

Πίνακας 3. Απαρίθμηση συνθηκών πεδίου [27]

Στη συνέχεια, προτάθηκαν οι ακόλουθες λύσεις. Προκειμένου να μειωθούν οι κραδασμοί κατά τη παροχή της πρώτης ύλης και μετά το τέλος της διεργασίας, καθώς και κατά τη πιθανότητα εκρήξεων, προτάθηκε η εδραίωση των μηχανημάτων πάνω σε αντι-κραδασμικές πλατφόρμες. Το μοναδικό πρόβλημα που μένει να επιλυθεί, είναι σε περίπτωση θαλάσσιας λειτουργίας, καθώς το θαλασσινό νερό αποτελεί ένα έντονα διαβρωτικό αντιδραστήριο. [27]

2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

2.1 Υλικό και μηχανήμα κατασκευής δειγμάτων

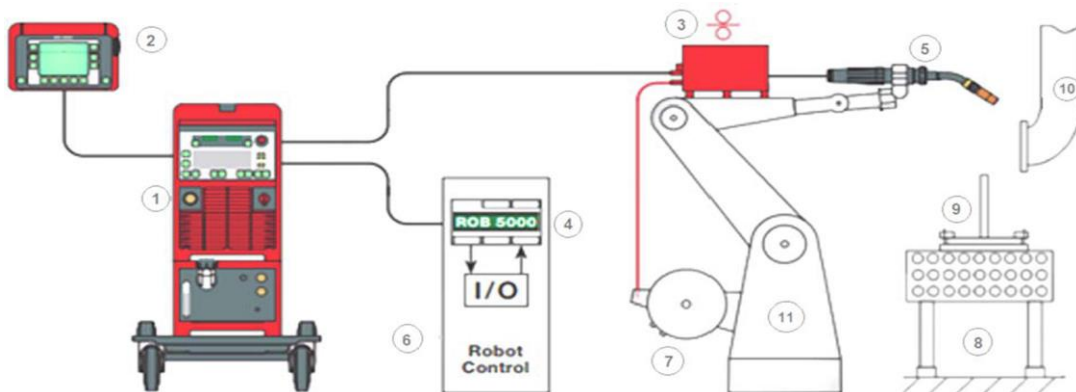
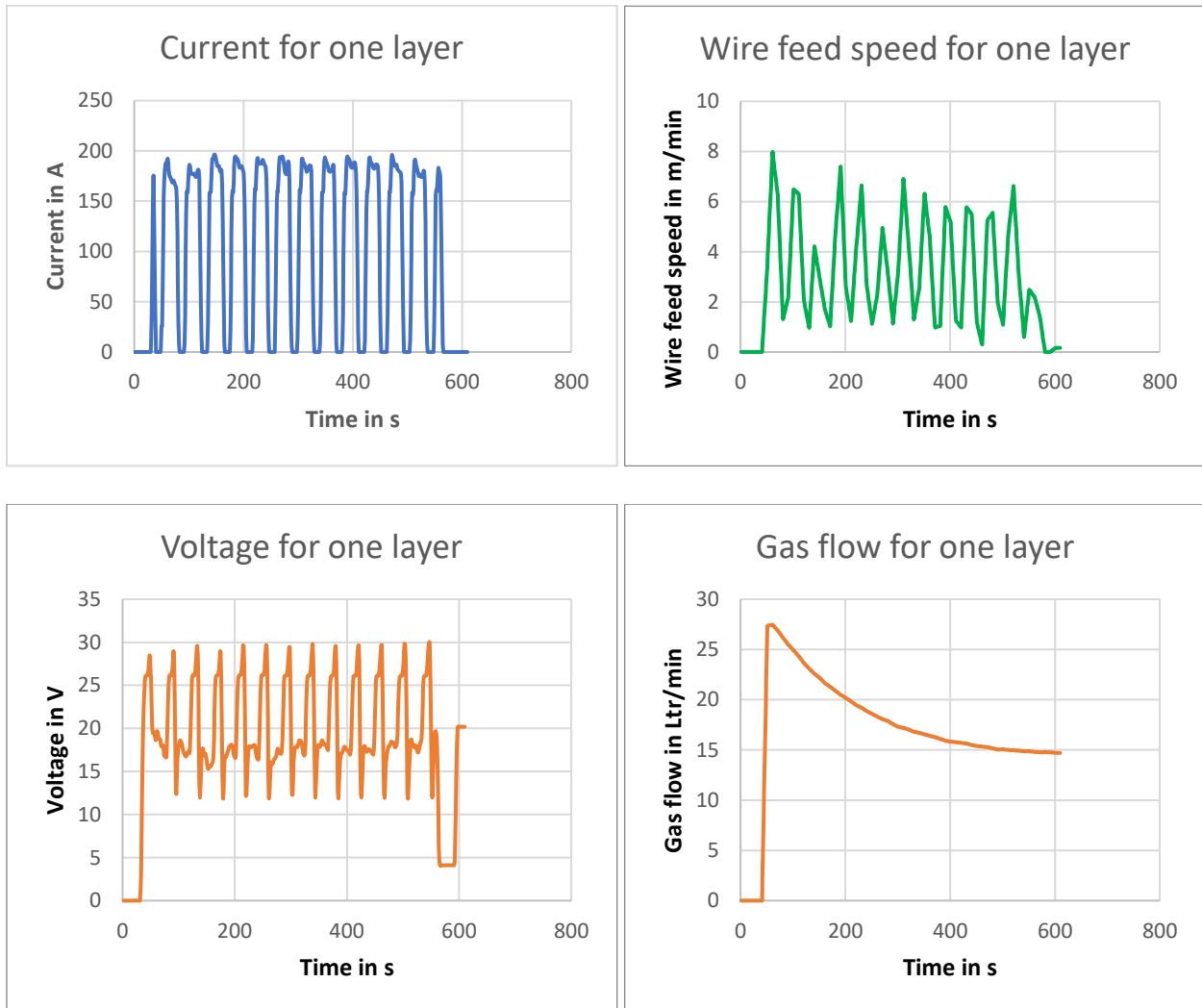
Τα δείγματα που μελετήθηκαν στη παρούσα διπλωματική εργασία, πρόκειται για προϊόντα τρισδιάστατης εκτύπωσης μεταλλικού κράματος σιδήρου (χάλυβα), που προορίζονται για χρήση στο κλάδο των κατασκευών. Η εμπορική ονομασία του συγκεκριμένου χάλυβα που αξιοποιήθηκε είναι η ακόλουθη: ER70 S-6 και περιέχει χαρακτηριστικά μικρό ποσοστό άνθρακα. Η αναλυτική χημική ανάλυση του σύρματος είναι: C= 0,07% κ.β., Si= 0.85% κ.β., Mn= 1,45% κ.β. Η ενεργή διάμετρος του ηλεκτροδίου υπολογίζεται στα 1,2 mm. Το ηλεκτρόδιο παράγεται από την εταιρία WDI (Westfälische Drahtindustrie) και η εταιρική του ονομασία είναι: Weko 2 G3Si1. Το μηχανήμα WAAM που χρησιμοποιήθηκε ήταν το Fronius CMT Advanced 4000 R, κατασκευασμένο από την ομώνυμη εταιρία Fronius International GmbH. Πρόκειται δηλαδή για μια συμβατική μηχανή συγκόλλησης τύπου GMAW, η οποία έχει προγραμματιστεί όμως να παρέχει και τη δυνατότητα για τη τεχνική CMT προσδίδοντας καλύτερες ιδιότητες στο τελικό προϊόν και διευκολύνοντας την εκτύπωση σε δύσκολες διευθύνσεις. Τέλος, το προστατευτικό αέριο που χρησιμοποιήθηκε είναι το Ferroline C6X1, το οποίο επέτρεψε χαρακτηριστικά ταχύτερους ρυθμούς απόθεσης έως και 50%, λόγω της χαρακτηριστικής σύστασής του (Ar= 93%, CO₂= 6%, O₂= 1%). Παράλληλα, η σταθερότητα του τόξου και η γεωμετρική ομοιομορφία του υλικού παρέμειναν άριστες καθ' όλη τη διάρκεια της εκτύπωσης. Παρακάτω, παρατίθεται πίνακας με τις παραμέτρους της διαδικασίας, η οργανολογία, καθώς και σχετικά διαγράμματα των παραμέτρων.

Process and input parameter	Variable	Unit
Number of CMT-Cycles	25	-
Pause time	100	ms
Wire-Feed-Speed (set)	6.0	m/min
Travel-Speed	0.6	m/min
Gas-set	15	l/min
Wire electrode	Weko 2 G3Si1 (ER 70S-6) Ø 1.2 mm	
Shielding Gas	Ferroline C6X1 (93 % Argon, 6 % CO ₂ , 1 % O ₂)	
Welding torch orientation	90° to the horizontal	
CTWD	12	mm
Cooling	WAC	Water + Air pressure cooling
	AC	Air pressure cooling
	NC	None active cooling

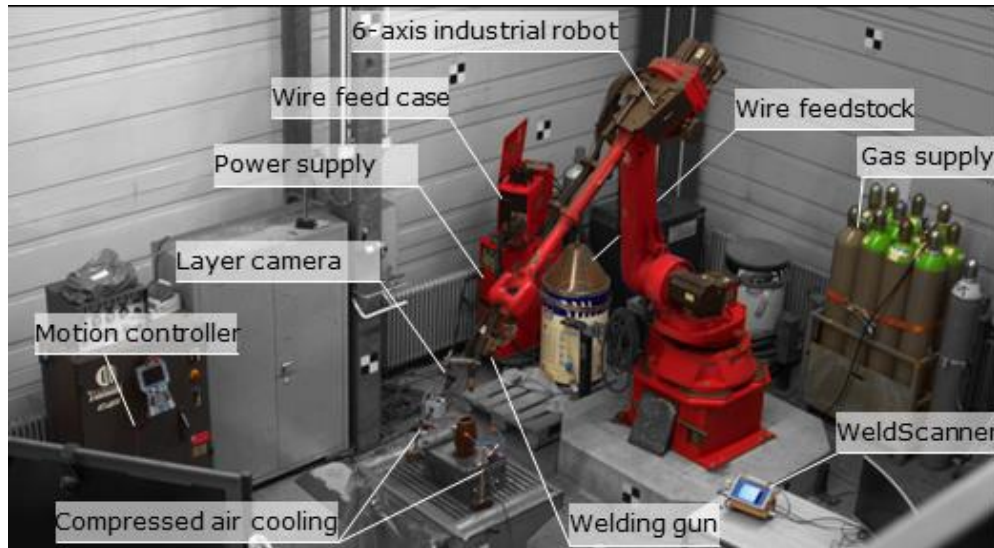
Πίνακας 4. Παράμετροι εκτύπωσης

Το μήκος τόξου δε παραμένει σταθερό κατά την εκτύπωση αλλά επαναπροσδιορίζεται μηχανικά για την αποφυγή ανομοιόμορφης ραφής της συγκόλλησης. Τα παρακάτω διαγράμματα,

απεικονίζουν τη μεταβολή κάποιων συγκεκριμένων συνθηκών, που δε παραμένουν σταθερές καθ' όλη τη παραγωγική διαδικασία.



Εικόνα 20. Σχηματική αναπαράσταση της συνδεσμολογίας: 1. Πηγή ηλεκτρικού τόξου, 2. Χειριστήριο, 3. Μονάδα παροχής σύρματος, 4. Θήρες εισόδου-εξόδου, 5. Λαβίδα συγκόλλησης, 6. Μονάδα ελέγχου ρομπότ, 7. Καρούλι σύρματος, 8. Τράπεζα εργασίας, 9. Θέση δείγματος, 10. Σύστημα απαγωγής ατμών, 11. Ρομπωτικό 'χέρι' [28]



Εικόνα 21. Εικονική αποτύπωση οργάνου

2.2 Παράμετροι κατασκευής δειγμάτων

Στα πλαίσια των πειραμάτων για τη παρούσα διπλωματική εργασία κατασκευάστηκαν τρία διαφορετικά δοκίμια, σε διαφορετικές συνθήκες παραγωγής το καθ' ένα. Οι παράμετροι της μεθόδου WAAM για το κάθε δοκίμιο παρατίθενται στο παρακάτω πίνακα.

Sample Name	Geometric Data	Weld Seams	Cooling Method
1-1-1	L= 50 mm, W= 9 mm, H= 170 mm	2 overlapping seams	No Cooling
2-1-1	L= 50 mm, W= 9 mm, H= 170 mm	2 overlapping seams	Compressed Air Cooling
3-1-1	L= 50 mm, W= 9 mm, H= 170 mm	2 overlapping seams	Compressed Air Cooling & Water ad.

Πίνακας 5. Παράμετροι τελικών δοκιμίων

2.3 Κοπή δειγμάτων (Metallographic sectioning)

Προκειμένου να καταστεί δυνατή η περαιτέρω παρατήρηση και μελέτη των κατασκευασμένων δοκιμίων και των μικροδομών τους, αυτά χρειάστηκε να κοπούν σε μικρότερες διαστάσεις και σε δύο διαφορετικές διευθύνσεις. Επομένως, απ' το κάθε δοκίμιο παρήχθησαν δύο τμήματα (ένα παράλληλα στη διεύθυνση της συγκόλλησης και ένα κάθετα σε αυτή), ο λόγος είναι η διαφορετική

δομή που αναμένεται για τη κάθε διεύθυνση, αναφορικά με τα διαφορετικά θερμοκρασιακά προφίλ που αναπτύσσονται. Τα δείγματα κόπηκαν με τη βοήθεια μικροτόμου τύπου Struers, όπως φαίνεται στην **εικόνα 22**. Ο μικροτόμος αποτελείται από ένα καταναλισκόμενο δίσκο κοπής συνθετικών καρβιδίων που συγκροτούνται μεταξύ τους με κάποιο πολυμερές υλικό (π.χ. ρητίνη). Κατά τη διαδικασία της κοπής, πρέπει να επιλεχθούν προσεκτικά οι διαστάσεις του δοκιμίου καθώς και η ταχύτητα κοπής. Δεν είναι λίγες οι περιπτώσεις που τα δοκίμια ‘καίγονται’ κατά τη κοπή, λόγω κεκτημένης ταχύτητας ή υπερβολικής πίεσης του δισκοτόμου. Επίσης, καθώς αποτελεί μια καταστρεπτική διαδικασία, πολλές φορές παρατηρείται μικροδομική αλλοίωση των δοκιμίων. Για την μείωση της επιρροής όλων αυτών των προβλημάτων χρησιμοποιείται νερό με ρυθμιζόμενη πίεση ως ψυκτικό μέσο. [8]



Εικόνα 22. Μικροτόμος Struers Accutom-2 και διαδικασία κοπής δειγμάτων

2.4 Εγκιβωτισμός (Mounting)

Ο εγκιβωτισμός πραγματοποιείται, καθώς αρκετές φορές τα δοκίμια έχουν μικρό μέγεθος και είναι δύσκολο να κρατηθούν με το χέρι κατά τη διεργασία της λείανσης και στίλβωσης που ακολουθεί. Εκτός αυτού, βοηθάει στη διατήρηση των άκρων σε καλή κατάσταση. Η διαδικασία, χωρίζεται σε ψυχρό και θερμό εγκιβωτισμό, ανάλογα με τη θερμική επεξεργασία που έχει υποστεί το δοκίμιο. Κατά τη διαδικασία αυτή, μια ρητίνη αναμειγνύεται με ένα σκληρυντή για να δημιουργηθεί ο ‘κλωβός’ προστασίας του δοκιμίου. Πριν τον εγκιβωτισμό, η επιφάνεια του δοκιμίου πρέπει να καθαρίζεται από ακαθαρσίες, ώστε να επιτυγχάνεται καλύτερη πρόσφυση μεταξύ του μεταλλικού δοκιμίου και της ρητίνης. Στη συνέχεια, ακολουθεί ο πολυμερισμός για να σκληρωθεί τελικώς η επικάλυψη του δοκιμίου. Αρκετές φορές, η σκλήρωση της ρητίνης επειδή είναι εξώθερμη

αντίδραση παράγει κάποια ποσά θερμότητας, αυτή η παραγωγή ελέγχεται όμως με χρήση κρύου αέρα. Στο πείραμα χρησιμοποιήθηκαν 30 ml ρητίνης και 1.2 ml σκληρυντή για τον εγκιβωτισμό και των έξι δειγμάτων. [8]



Εικόνα 23. Λειαντικό-στίλβωτικό μηχάνημα & εγκιβωτισμένα δοκίμια

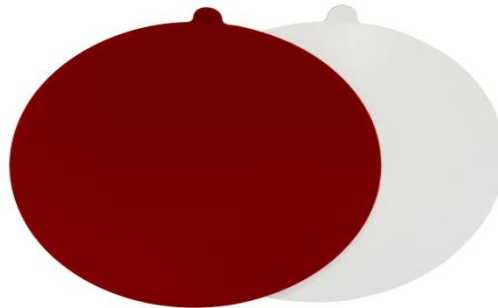
2.5 Λείανση (Grinding)

Τα δοκίμια λειαινούνται, έτσι ώστε να αποκτήσουν μία ομοιογενή επιφάνεια και να μπορούν να μελετηθούν σωστά στην συνέχεια. Η λείανση και στίλβωση, αποσκοπούν στη μείωση της επιφανειακής τραχύτητας. Η διαδικασία της λείανσης γίνεται σε υγρό περιβάλλον, έτσι ώστε να αποφευχθεί ένας πιθανός μετασχηματισμός φάσης, και χρησιμοποιούνται χαρτιά λείανσης με χοντρή και λεπτή κοκκομετρία. Ξεκινώντας από τα χοντρόκοκκα χαρτιά και προχωρώντας στα πιο λεπτόκοκκα, τα λειαντικά χαρτιά που χρησιμοποιήθηκαν ξεκίνησαν από 400 grit και έφτασαν μέχρι 2.000 grit, το καθένα για 7 λεπτά με σταθερή ταχύτητα 100rpm και με ασκούμενη δύναμη γύρω στα 10-20 N, ανάλογα με την κοκκομετρία του χαρτιού. Μετά από την αλλαγή κάθε χαρτιού το δοκίμιο στρέφεται κατά 90ο και ύστερα γίνεται η λείανση με το επόμενο χαρτί. Η απομάκρυνση του υλικού γίνεται μηχανικά, μέσω εκτριβής του δείγματος στα λειαντικά χαρτιά. Το όργανο της λείανσης πρέπει να λειτουργεί σε χαμηλές στροφές, έτσι ώστε το υλικό να μην τραυματιστεί. Η διαδικασία αυτή επιτρέπει επίσης να αφαιρεθούν τυχόν ατέλειες από την επιφάνεια του υλικού, όπως οξειδωμένες επιφάνειες που μπορεί να εμποδίζουν τη μετέπειτα μεταλλογραφική παρατήρηση. Είναι σημαντικό να μην έχουν δημιουργηθεί σοβαρές ρωγμές στην επιφάνεια του δοκιμίου κατά τη λείανση καθώς κρίνεται αδύνατον να αφαιρεθούν στο στάδιο της στίλβωσης. [8]

2.6 Στίλβωση (Polishing)

Κατά τη διαδικασία της λείανσης δημιουργούνται κάποιες γραμμές και μικρές ατέλειες στη μικροδομή του δοκιμίου. Η διαδικασία της στίλβωσης απομακρύνει αυτές τις ρωγμές από τα δοκίμια, κάνοντας χρήση ειδικών πανιών (τσόχα) πάνω στα οποία προστίθεται υγρό στίλβωσης αναμιγμένο με μία αδαμαντόπαστα, προκειμένου να σχηματιστεί το αιώρημα της στίλβωσης. Η πάστα πρέπει να διαλυθεί καλά στο αιώρημα, προκειμένου να απλωθεί ομοιόμορφα σε όλη την έκταση του πανιού. Συγκεκριμένα, χρησιμοποιήσαμε δύο διαφορετικές πάστες, μία κίτρινη των 3 μm και μία γαλάζια με κοκκομετρία 1 μm. Μετά το τέλος της στίλβωσης, τα δοκίμια καθαρίζονται με αιθανόλη και με χρήση θερμού αέρα στεγνώνουν έτσι ώστε η επιφάνεια τους να είναι ένας καθρέπτης.

Σαν δεύτερο στάδιο της διαδικασίας, ακολουθεί η στίλβωση με χρήση αιωρήματος σίλικας (colloidal silica) αντί για διαμαντόπαστα, με την τακτική προσθήκη απιονισμένου νερού αντί του λιπαντικού υγρού. Η κolloειδής σίλικα, πρόκειται για ένα πολφό χημικής-μηχανικής προσβολής που υπάγεται στην κατηγορία των πολφών εκτριβής. Ο συνδυασμός μικρών αιχμηρών σωματιδίων με το χημικά ενεργό υγρό, προσφέρει ένα αρχικό στάδιο χημικής προσβολής. Το νέο αυτό στάδιο διεξήχθη σε διαφορετικό πανί και διήρκησε 10 λεπτά. [29]



Εικόνα 24. Υφάσματα στίλβωσης [30]

2.7 Προσβολή (Etching)

Για να μπορέσουμε να παρατηρήσουμε τη μικροδομή των δοκιμίων στα ειδικά όργανα παρατήρησης, πρέπει η επιφάνεια τους να έχει προσβληθεί με κάποιο αντιδραστήριο, το οποίο ‘τρώνει’ με διαφορετικό τρόπο τα διάφορα μέρη του δοκιμίου δημιουργώντας ένα ανάγλυφο κατάλληλο για παρατήρηση στο μικροσκόπιο. Πιο συγκεκριμένα, τα όρια των κόκκων

διαβρώνονται περισσότερο από το αντιδραστήριο με αποτέλεσμα να καθίστανται πιο εύκολα διακριτά κατά την παρατήρηση στο μικροσκόπιο. Η διαδικασία με την οποία επιτυγχάνεται αυτό το αποτέλεσμα ονομάζεται προσβολή. Με την χρήση διαβρωτικού υγρού προσβάλλεται το δοκίμιο και η επιφάνεια του θολώνει, με αποτέλεσμα η μικροδομή του να είναι πλέον ορατή σε ένα οπτικό μικροσκόπιο. Στη προκειμένη περίπτωση, η χημική προσβολή πραγματοποιήθηκε με αντιδραστήριο Nital περιεκτικότητας 1%, γιατί ειδάλλως παρατηρήθηκε έντονο κάψιμο (burn) της επιφάνειας. Χρησιμοποιήθηκαν 50 mL διαλύματος για όλα τα δοκίμια. Το Nital, είναι ένα διάλυμα που αποτελείται από νιτρικό οξύ και αλκοόλη (συνήθως αιθανόλη) και κρίνεται κατάλληλο για την αποκάλυψη της μικροδομής των ανθρακούχων χαλύβων. [29]

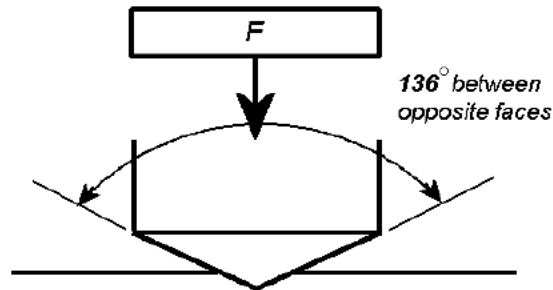


Εικόνα 25. Φερριτο-περλιτική μικροδομή μετά από χημική προσβολή με Nital [31]

2.8 Σκληρομέτρηση (Hardness test)

Η σκληρότητα ενός υλικού ορίζεται ως η αντίστασή του στην πλαστική παραμόρφωση. Μπορεί να υπολογιστεί με εμπειρικό τρόπο από την κλίμακα του Mohs, όμως τρεις είναι οι κυριότεροι και οι πιο αξιόπιστοι τύποι μέτρησης σκληρότητας: η σκληρότητα Brinell/ Rockwell/Vickers. Οι μετρήσεις γίνονται στο ίδιο μηχάνημα. Το μηχάνημα μετράει την σκληρότητα με την διείσδυση ενός σκληρού εκτυπωτικού εργαλείου στη μάζα του (διαμάντι ή καρβίδια). Το εκτυπωτικό εργαλείο έχει μικρές διαστάσεις ώστε η δοκιμή να είναι μη καταστρεπτική. Εμείς χρησιμοποιήσαμε τη δοκιμή Vickers. Μια πυραμίδα από διαμάντι με τετραγωνική βάση και γωνία κορυφής $\alpha=136^\circ$, πιέζεται με δύναμη P στη λειασμένη επιφάνεια του μετάλλου. Ο τύπος που δίνει τη σκληρότητα είναι: $HV = \frac{1,8544 \times P}{d^2}$, όπου d η μέση τιμή των διαγωνίων d_1 και d_2 και F η εφαρμοσμένη δύναμη.

Ωστόσο, εμείς χρησιμοποιήσαμε μικροσκληρομέτρηση Vickers, καθώς το υλικό μας διαθέτει χαρακτηριστικά λεπτόκοκκη μικροδομή, με έντονες εναλλαγές μικρογραφικών χαρακτηριστικών, επομένως η πυραμίδα της κανονικής σκληρομέτρησης έδινε ψευδή αποτελέσματα καθώς ‘χτυπούσε’ περισσότερες από μία φάση ταυτόχρονα. Για όλα τα δοκίμια οι μετρήσεις έγιναν για φορτίο 1,96 N. [7]



Εικόνα 26. Αναπαράσταση εντυπώματος σκληρομέτρησης κατά Vickers [32]

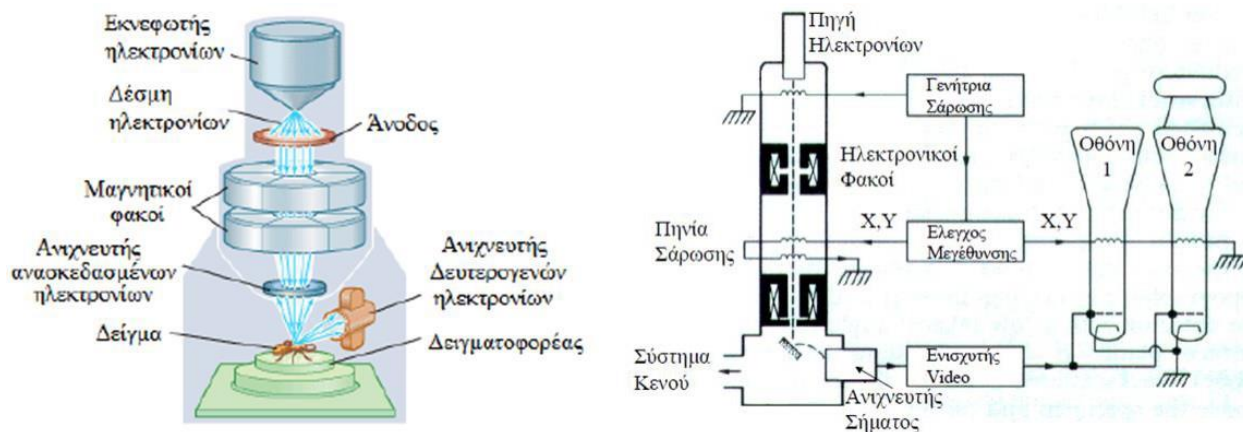
2.9 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

Όταν ηλεκτρόνια υψηλής ταχύτητας προσπίπτουν πάνω στην επιφάνεια στερεών σωμάτων στο κενό, τότε από την επιφάνεια του σώματος ή και από το εσωτερικό τους ‘εκπέμπονται’ δευτερογενή ηλεκτρόνια ή ‘ανακλώνται’ τα ίδια τα πρωτογενή. Τα ‘ανακλώμενα’ ηλεκτρόνια είναι τα οπισθοσκεδαζόμενα πρωτογενή που υποβλήθηκαν σε ελαστική κρούση με τους πυρήνες των ατόμων του δείγματος. Τα ‘εκπεμπόμενα’ ή καλύτερα δευτερογενή ηλεκτρόνια, προέρχονται από τις εξωτερικές στοιβάδες των ατόμων, ως αποτέλεσμα της διέγερσης από τη διείσδυση των πρωτογενών ηλεκτρονίων. Είναι ηλεκτρόνια με μικρή ενέργεια (μικρότερη από 50eV) και προκύπτουν από ανελαστικές συγκρούσεις των πρωτογενών με τα ηλεκτρόνια του δείγματος. Ακριβώς λόγω της μικρής ενέργειάς τους, διαφεύγουν από το δείγμα μόνο εάν βρίσκονται πολύ κοντά στην επιφάνεια. Αυτά τα ανακλώμενα ή δευτερογενή μπορούμε να ανιχνεύσουμε κατάλληλα, να ενισχύσουμε το σήμα τους και να πάρουμε μία εικόνα της επιφάνειας του δείγματος. [33]

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM- Scanning Electron Microscopy), χρησιμοποιεί μια λεπτή δέσμη ηλεκτρονίων ενέργειας 1-50 eV. Αυτή η δέσμη ηλεκτρονίων, παράγεται από ένα νήμα βολφραμίου, το οποίο διαρρέεται από ρεύμα. Γνωρίζουμε όμως, ότι η ροή ρεύματος, προκαλεί και ταυτόχρονη αύξηση της θερμοκρασίας (~2500 °C). Αυτό όμως έχει ως αποτέλεσμα, την παραγωγή ηλεκτρονίων θερμοϊονικής εκπομπής, λόγω φαινομένου Joule ($Q=I^2 \cdot R$). Το νήμα

βρίσκεται στο άνω μέρος της στήλης του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου, μέσα στον οποίο επικρατεί υψηλό κενό και χρησιμεύει ως κάθοδος (είναι αρνητικά φορτισμένο στο σύνολό του). Σε κατώτερο σημείο της στήλης βρίσκεται μία άνοδος, που έλκει ισχυρά τα ηλεκτρόνια του νήματος. Αυτό, έχει ως αποτέλεσμα τα ηλεκτρόνια να επιταχύνονται προς την επιφάνεια του δείγματος.

Στη συνέχεια, υπάρχουν σε όλη την έκταση της στήλης μαγνητικοί φακοί που βοηθούν στην εστίαση της δέσμης των ηλεκτρονίων. Όπως είναι γνωστό, ένα ηλεκτρόνιο που διέρχεται από μαγνητικό πεδίο υφίσταται την επίδραση της δύναμης Lorentz. Η ρύθμιση αυτής καθορίζει και την εστιακή απόσταση f της μελέτης μας. [10]



Εικόνα 27. Αναλυτική οργανολογία SEM [33]

Επιπλέον, στη στήλη υπάρχουν πηνία σάρωσης (scan coils), τα οποία κατευθύνουν τη δέσμη, ώστε να σαρώνει μεθοδικά μια ορθογώνια περιοχή της επιφάνειας του δοκιμίου. Η σάρωση γίνεται ταυτόχρονα σε μια αντίστοιχη επιφάνεια φθορίζουσας οθόνης που βρίσκεται στο άκρο ενός καθοδικού σωλήνα.

Τώρα, κατά την άφιξή τους στην επιφάνεια του δείγματος, τα ηλεκτρόνια, αντιδρούν με τους τρόπους που προαναφέρθηκαν:

1. Αν πρόκειται για δευτερογενή ηλεκτρόνια, προέρχονται από τις εξωτερικές στοιβάδες των ατόμων του δείγματος και έχουν χαμηλή ενέργεια.
2. Αν πρόκειται για οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια, προέρχονται από την σκέδαση των πρωτογενών που εισχώρησαν σε μεγαλύτερα βάθη από αυτά των δευτερογενών ηλεκτρονίων και σκεδάστηκαν ελαστικά προς τα πίσω (180°). Για αυτές τις δύο κατηγορίες ηλεκτρονίων, υπάρχουν ειδικοί ανιχνευτές που τα μετατρέπουν σε τάση, η οποία ενισχύεται σε ενισχυτή (amplifier). Η

ενισχυμένη τάση εφαρμόζεται στο πλέγμα (grid) του καθοδικού σωλήνα και έχει ως αποτέλεσμα την αυξομείωση της έντασης του ρεύματος του καθοδικού σωλήνα, και κατά συνέπεια την ένταση της φωτεινής κηλίδας στην οθόνη. Η εικόνα που σχηματίζεται στην οθόνη αποτελείται από χιλιάδες κηλίδες διαφορετικής έντασης που διαδέχονται η μία την άλλη με πολύ ταχύ ρυθμό και αναπαράγουν την τοπογραφία του δοκιμίου.

3. Αν πρόκειται για ακτίνες X, προέρχονται από μεταπτώσεις ηλεκτρονίων και μπορούν να ‘δραπετεύσουν’ από μεγαλύτερα βάθη του δείγματος, καθώς διαθέτουν υψηλότερα ποσά ενέργειας. Η ενέργεια των ακτινών X είναι χαρακτηριστική του είδους του ατόμου και της στοιβάδας. Επομένως, όπως προαναφέρθηκε, οι ακτίνες X βοηθούν στο ποσοτικό προσδιορισμό της συγκέντρωσης των στοιχείων, δηλαδή στην εύρεση της χημικής σύστασης του υλικού.

Τέλος, αξιοσημείωτο είναι ότι η ηλεκτρονική μικροσκοπία εφαρμόζεται υπό κενό. Οι συνθήκες που το επιβάλλουν αυτό είναι πολυάριθμες, κάποιες όμως προκύπτουν καθ’ ολοκλήρου από τη λογική. Κατ’ αρχάς, μία δέσμη δε μπορεί να κρατηθεί σταθερή σε αέριο περιβάλλον, καθώς τα ηλεκτρόνια θα συγκρούονταν με τα μόρια του αερίου με αποτέλεσμα να υπάρχουν ενεργειακές ανταλλαγές και διασπορά των ηλεκτρονίων σε τυχαίες διευθύνσεις. Εκτός αυτού, το νήμα που παράγει τα ηλεκτρόνια, σε αέριο περιβάλλον θα καιγόταν αμέσως, όπως ακριβώς συμβαίνει και με τους κοινούς λαμπτήρες πυρακτώσεως. Αυτοί είναι κάποιοι βασικοί από τους λόγους που επιβάλλουν τις συνθήκες κενού. [34]

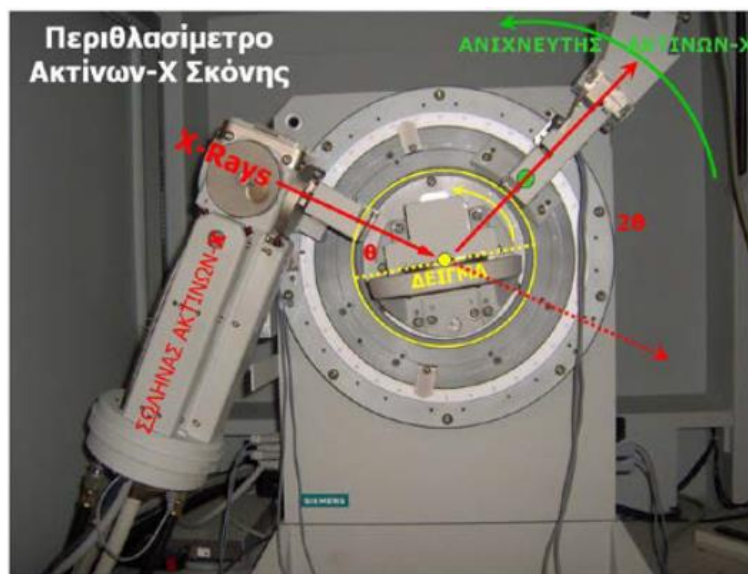
2.10 Περιθλασιμετρία Ακτίνων X (XRD)

Η περίθλαση ακτίνων X, είναι μια τεχνική που επιτρέπει την αναγνώριση των επιμέρους φάσεων και της κρυσταλλικής δομής ενός υλικού, ανάλογα με τη διάταξη των ατόμων στο εσωτερικό του. Η μέθοδος λειτουργεί στέλνοντας ακτίνες X στην επιφάνεια του δείγματος. Επειδή το μήκος κύματος που εκπέμπουν αυτές είναι αντίστοιχο των μικροπλεγματικών αποστάσεων, η περίθλαση των ακτίνων θα έρθει σε μια καθορισμένη γωνία μετατοπισμένη κατά θ , που ονομάζεται γωνία περίθλασης (diffraction angle), λόγω της επίδρασης που θα έχει δεχθεί από τις σκεδάσεις μεταξύ των ατόμων του πλέγματος. Αυτός είναι και ο λόγος, για τον οποίο χρησιμοποιούνται οι ακτίνες X, γιατί αλληλεπιδρούν με το δείγμα σε επίπεδο πλεγματικών αποστάσεων. Εκτός αυτών όμως, κατά τη διαδικασία λαμβάνουν χώρα και φαινόμενα συμβολής κυμάτων. Έτσι, κάποιες απ’ τις ακτίνες αλληλεπιδρούν μεταξύ τους και ακυρώνονται και κάποιες άλλες ενισχύονται κατά τη

συμβολή. Όσο μεγαλύτερο είναι το μήκος κύματος, τόσο μεγαλύτερη θα είναι και γωνία περίθλασης. Σε αυτό το στάδιο, η γωνία περίθλασης αξιοποιείται για τον υπολογισμό των πλεγματικών αποστάσεων, κάνοντας χρήση του νόμου του Bragg: $2 \cdot d \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda$, όπου λ είναι το μήκος κύματος, θ η γωνία περίθλασης και d η απόσταση μεταξύ των πλεγματικών επιπέδων. Τέλος, η πλεγματική απόσταση χρησιμοποιείται για τον καθορισμό της ορυκτολογικής σύνθεσης και της κρυσταλλικής δομής. [35]

Τα κυριότερα μέρη του οργάνου είναι:

1. **Καθοδικός σωλήνας:** παράγει μια δέσμη ακτινών X μεγάλης έντασης.
2. **Φίλτρα:** η ακτινοβολία φιλτράρεται για να γίνει μονοχρωματική και εν συνεχεία μετατρέπεται σε παράλληλη δέσμη πριν προσπέσει υπό γωνία θ στην επιφάνεια του δοκιμίου.
3. **Δειγματοφορέας:** το δείγμα εισάγεται σε σκόνη.
4. **Γωνιόμετρο:** το δοκίμιο περιστρέφεται για να ικανοποιηθούν οι συνθήκες περίθλασης για όλα τα είδη κρυσταλλικών επιπέδων του υλικού.
5. **Μετρητής φωτονίων Geiger:** τοποθετημένος συμμετρικά ως προς την κάθετο στην επιφάνεια του δοκιμίου, μετράει την ένταση της ανακλώμενης από το δοκίμιο δέσμης.



Εικόνα 28. Απεικόνιση του οργάνου που χρησιμοποιήθηκε

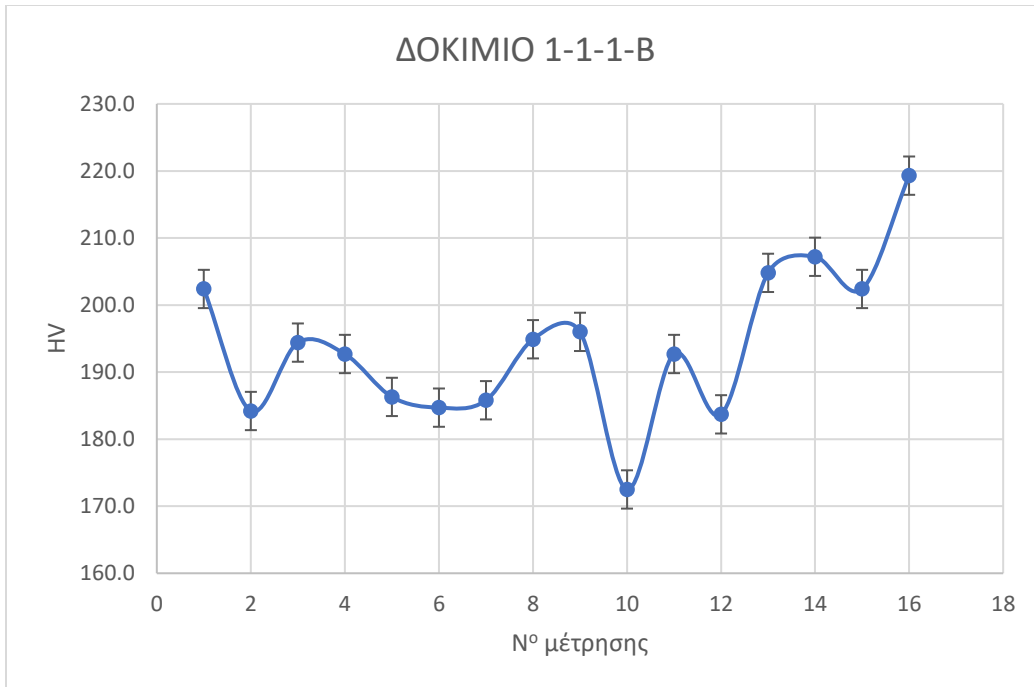
3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

3.1 Σκληρομετρήσεις

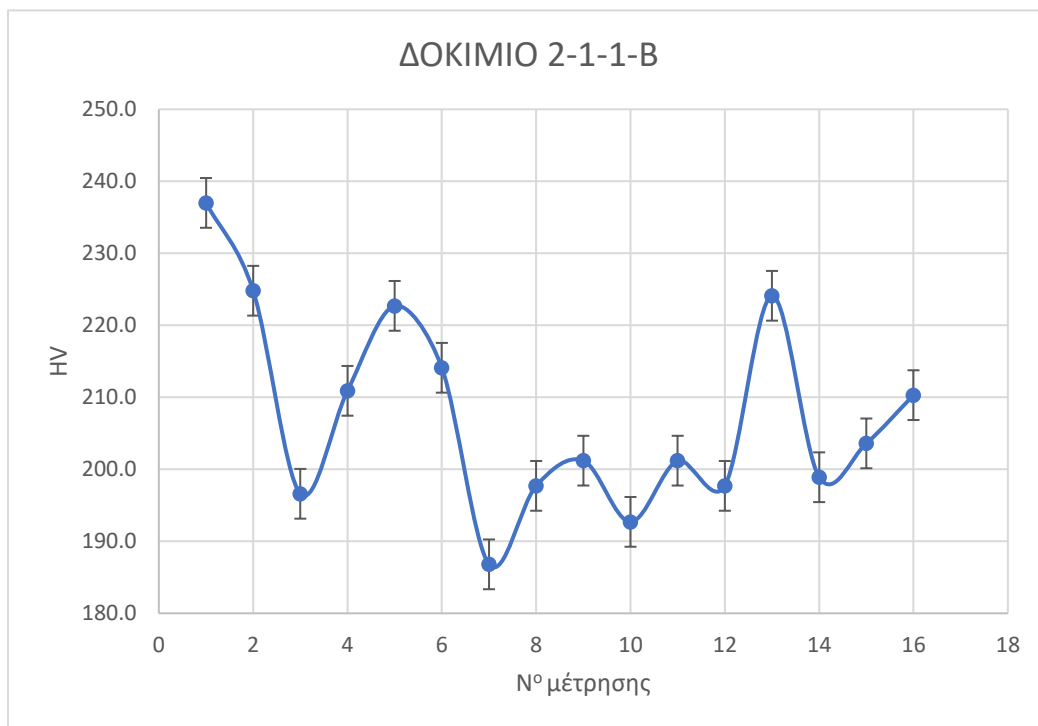
Στο παρακάτω πίνακα παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των μικροσκληρομετρήσεων για τα τρία απ' τα έξι δοκίμια (μόνο κάθετα στη διεύθυνση σάρωσης). Παράλληλα στη διεύθυνση σάρωσης δεν παρατηρήθηκαν έντονες μεταβολές της σκληρότητας, καθώς η δομή ήταν πιο ομοιόμορφη. Στη συνέχεια, όλα τα δεδομένα οπτικοποιήθηκαν με τη βοήθεια διαγραμμάτων, προκειμένου να καταστεί ευκολότερη η ερμηνεία και η σύγκρισή τους. Τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων, αξιοποιήθηκαν συνεργατικά με τα ακόλουθα αποτελέσματα της μικρογραφικής ανάλυσης από το οπτικό και το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο και με αυτό το τρόπο, πραγματοποιήθηκε συσχέτιση μικροδομής-σκληρότητας.

ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΙΣ			
ΜΕΤΡΗΣΗ	1-1-1-B	2-1-1-B	3-1-1-B
1η	202.4	237.0	217.3
2η	184.2	224.8	195.2
3η	194.4	196.6	198.3
4η	192.7	210.9	190.5
5η	186.3	222.7	190.5
6η	184.7	214.1	198.3
7η	185.8	186.8	192.2
8η	194.9	197.7	202.4
9η	196.0	201.2	190.0
10η	172.5	192.7	209.0
11η	192.7	201.2	190.0
12η	183.7	197.7	223.4
13η	204.8	224.1	205.4
14η	207.2	198.9	199.2
15η	202.4	203.6	201.3
16η	219.3	210.3	210.3

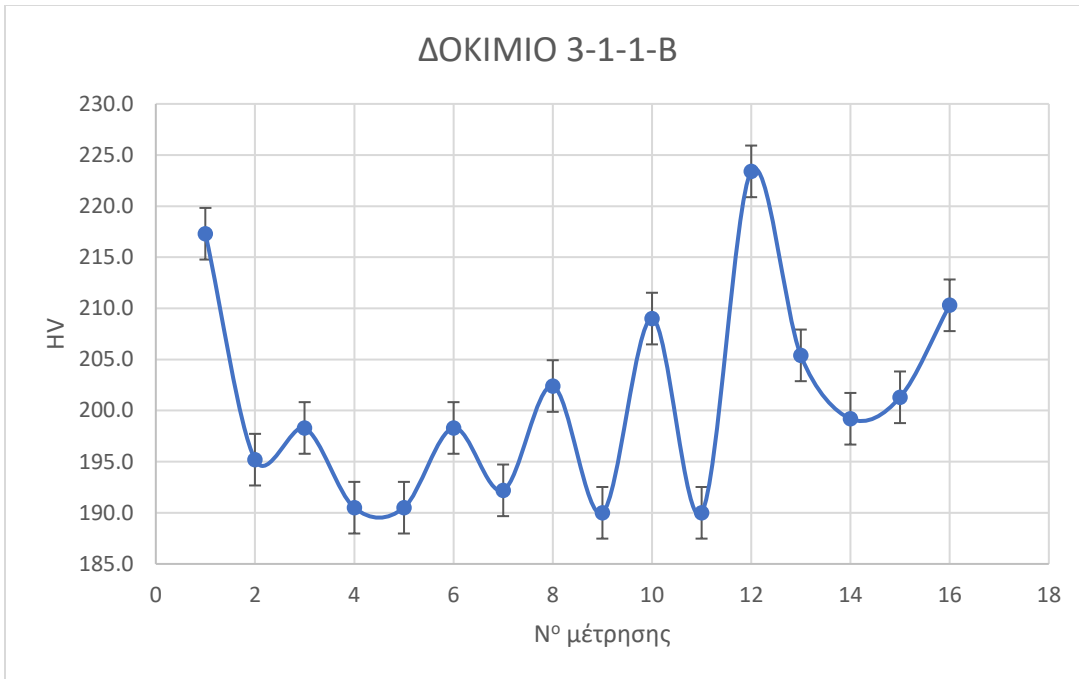
Πίνακας 6. Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων



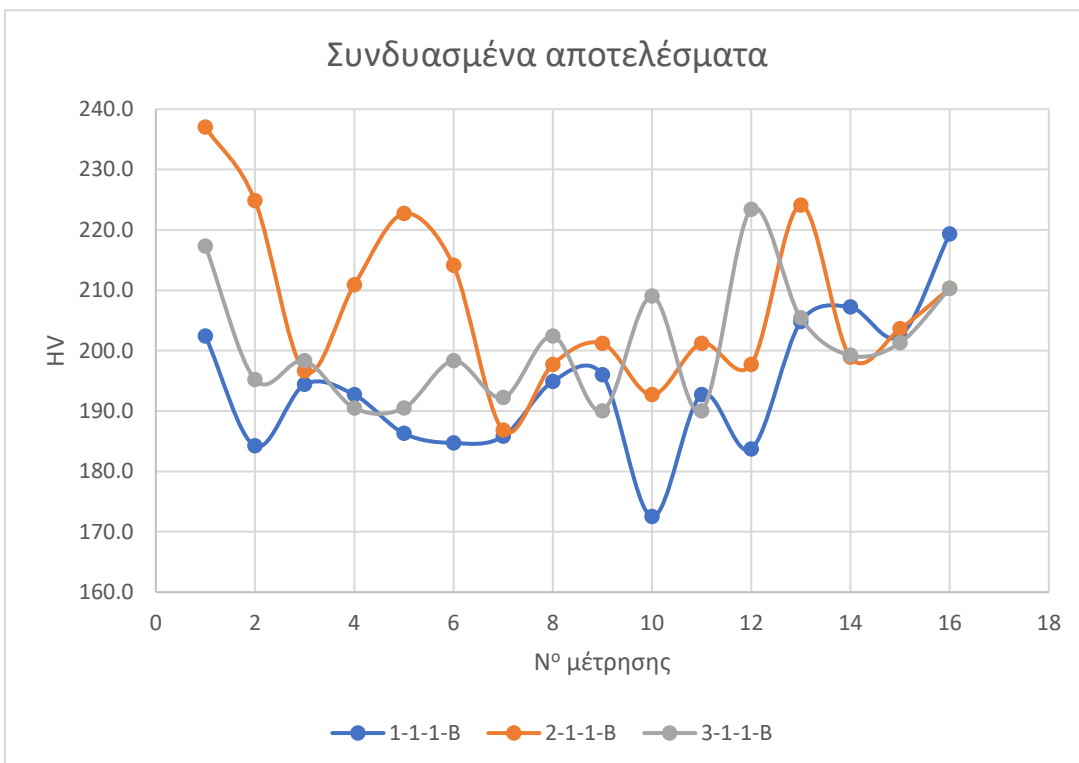
Διάγραμμα 1. Σκληρομέτρηση δοκιμίου 1-1-1-B



Διάγραμμα 2. Σκληρομέτρηση δοκιμίου 2-1-1-B



Διάγραμμα 3. Σκληρομέτρηση δοκιμίου 3-1-1-B



Διάγραμμα 4. Συνδυασμένα αποτελέσματα σκληρομετρήσεων για τα τρία δοκίμια

Στο **διάγραμμα 1**, παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων για το δοκίμιο 1-1-1-B. Στο **διάγραμμα 2**, παρουσιάζονται τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων για το δοκίμιο 2-1-1-B. Κατά αντιστοιχία, στο **διάγραμμα 3** επιδεικνύονται τα αποτελέσματα του δοκιμίου 3-1-1-B. Και τέλος, στο **διάγραμμα 4** παρατίθενται τα αποτελέσματα αθροιστικά από όλα τα δοκίμια, προκειμένου να καταστεί ευκολότερη μια σύγκριση μεταξύ των τιμών και των τριών δοκιμίων. Οι άξονες των διαγραμμάτων παραμένουν οι ίδιοι και στις τρεις περιπτώσεις (αριθμός μέτρησης-σκληρότητα Vickers).

Αρχικά, παρατηρούμε πως τα αποτελέσματα των τριών δοκιμίων δε διαφέρουν έντονα μεταξύ τους, γεγονός που οφείλεται στους εξ' αρχής ταχύτατους ρυθμούς απόψυξης της διαδικασίας, ανεξάρτητα από το ψυκτικό μέσο που χρησιμοποιήθηκε κατά τη στερεοποίηση. Όμως, όπως εύκολα παρατηρεί κανείς, υπολογίζοντας τους μέσους όρους των μετρήσεων για το κάθε δοκίμιο (194, 207.5, 200.8), συμπεραίνουμε πως το αρχικό (1-1-1-B As received) που δεν υπέστη εξαναγκασμένη απόψυξη, εμφανίζει χαρακτηριστικά χαμηλότερες τιμές. Αντιθέτως, τα δοκίμια 2-1-1-B και 3-1-1-B μεταξύ τους έχουν παρόμοια επίπεδα σκληρότητας. Αυτό, αρχικά μπορεί να μας οδηγήσει σε εσφαλμένα συμπεράσματα, θεωρώντας αποτελεσματικότερο μέσο απόψυξης τον συμπιεσμένο αέρα από ότι τη συνεργατική δράση αέρα-νερού. Μία πρώτη ερμηνεία που μπορεί να αποδοθεί για αυτό το φαινόμενο, είναι η πολύ λεπτόκοκκη μικροδομή που επικρατεί συνδυαστικά σε όλη την έκταση των δοκιμίων, με αποτέλεσμα ακόμα και η πυραμίδα της μικροσκληρομέτρησης παρά το μέγεθός της να 'χτυπά' ταυτόχρονα περισσότερες από μία φάσεις, λόγω του έντονου ανάγλυφου που παρατηρείται.

Επίσης, λόγω της έντονης ανισοτροπίας στη μάζα των δοκιμίων, στο εσωτερικό της μικροδομής, αναφορικά με τα δύο τελευταία δοκίμια και καθώς τα ψυκτικά μέσα δε διαδίδονται ομοιόμορφα, διαφορετικές φάσεις με υψηλότερες τιμές σκληρότητας ενδέχεται να παρατηρηθούν σε σημεία που δεν αναμένονταν αρχικά. Αυτό παρατηρείται αντιπροσωπευτικά και στο δοκίμιο 2-1-1-B, όπου στη πρώτη μέτρηση παρατηρείται η τιμή 237 HV. Είναι μια τιμή που συγκριτικά με τις υπόλοιπες μπορεί να θεωρηθεί παράλογη, όμως όπως έγινε αντιληπτό και από το μικροσκόπιο του σκληρομέτρου, σε εκείνη τη περιοχή του δείγματος η πυραμίδα συνάντησε κάποια μαρτενσιτική ή κάποια πολύ σκληρή μαινιτική δομή. Το συμπέρασμα αυτό, προκύπτει απ' τη μορφολογία της παρατηρούμενης φάσης με χαρακτηριστικές πλάκες ή ακόμα και βελόνες, όπου ο προσανατολισμός τους ομοιάζει με αυτόν των μαρτενσιτικών και μαινιτικών μικροδομών.

Η αρχική σκέψη για τις μικροσκληρομετρήσεις, γεννήθηκε υπό το συλλογισμό πως στον άξονα ανάπτυξης των δοκιμίων θα επικρατεί ποικιλία παρατηρούμενων μικροδομών, λόγω της επίδρασης του θερμοκρασιακού προφίλ της απόψυξης καθ' ύψος της μικροδομής. Πράγματι, η λογική αυτή υπόθεση επιβεβαιώνεται και από το προφίλ των σκληρομετρήσεων, καθώς απαλείφοντας κάποιες συγκεκριμένες υψηλές τιμές σκληρότητας που δεν αναμένονταν στο κάθε δοκίμιο στο συγκεκριμένο χώρο, εμφανίστηκε ένα ενδιαφέρον μοτίβο των τιμών της σκληρότητας κατά τη διεύθυνση ανάπτυξης των μετρήσεων. Όπως παρουσιάζεται και στα επιμέρους διαγράμματα, οι σκληρομετρήσεις φέρεται να αρχίζουν από υψηλές τιμές στην ανώτερη επιφάνεια, στη συνέχεια παρακολουθείται μια πτώση ως το κέντρο του ύψους του δοκιμίου και τέλος έχουμε υψηλές τιμές ξανά στη κάτω πλευρά που έρχεται σε επαφή με το αρχικό υπόστρωμα. Αυτό το μοτίβο, θυμίζει το θερμοκρασιακό προφίλ των συγκολλήσεων όπου παρατηρείται μια θερμικά επηρεασμένη ζώνη στο κέντρο και εκατέρωθεν αυτής το μέταλλο βάσης. Κατά αντιστοιχία, στη περίπτωση της WAAM στα δύο άκρα των μετρήσεων όπου η θερμότητα παράγεται γρηγορότερα έχουμε υψηλές τιμές σκληρότητας, ενώ κεντρικά υπάρχουν χαμηλότερες τιμές. Το φαινόμενο αυτό, εξηγείται καθώς η θερμότητα που παράγεται κατά την εναπόθεση κάθε νέου στρώματος λειτουργεί ως θερμική επιρροή για το υποκείμενο στρώμα. Με αυτό το τρόπο, λαμβάνει χώρα μια διαδικασία θερμικής ανόπτησης.

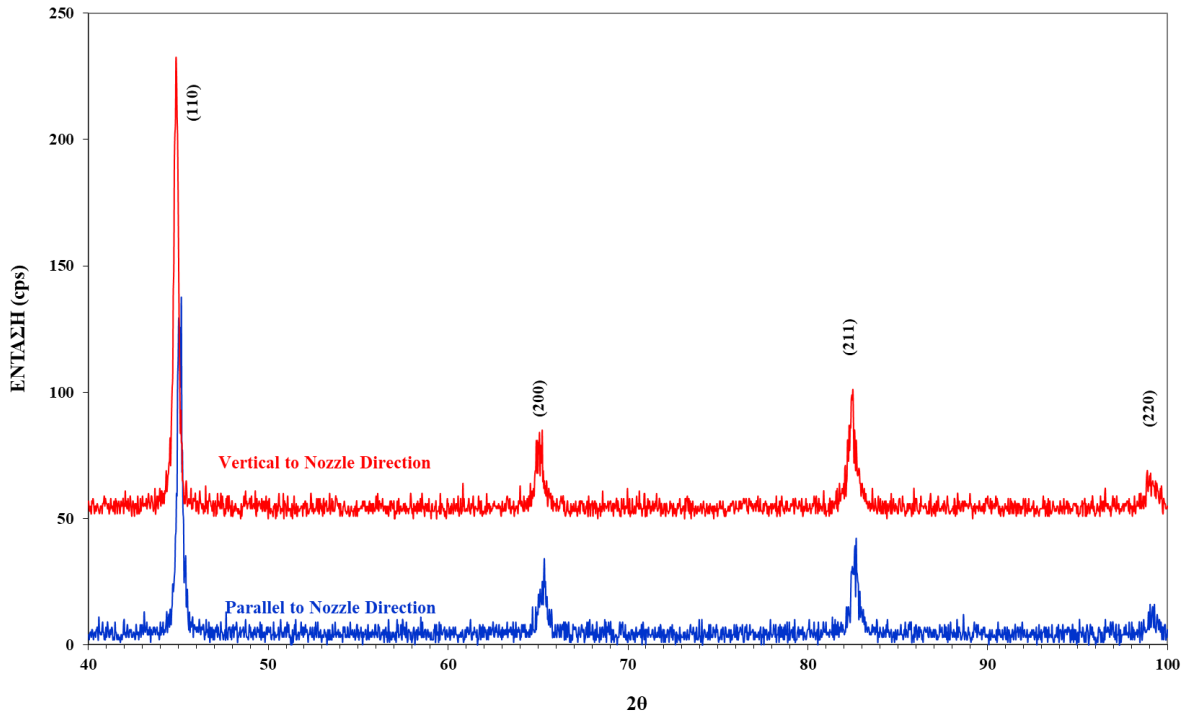
3.2 Περιθλασιμετρία ακτίνων X (XRD)

Στα **διαγράμματα 5, 6 και 7** παρακάτω, παρατίθενται τα αποτελέσματα των μετρήσεων του XRD, για κάθε δοκίμιο χωριστά. Και για τα τρία δοκίμια, πάρθηκε μια μέτρηση για τη κάθε διεύθυνση (διεύθυνση σάρωσης και διεύθυνση ανάπτυξης του δοκιμίου), προκειμένου να πραγματοποιηθεί σύγκριση τόσο μεταξύ των δύο διευθύνσεων του ίδιου δοκιμίου, όσο και μεταξύ των διαφορετικών ρυθμών απόψυξης. Στη κάθε περίπτωση, με **κόκκινο** χρώμα αποδίδονται οι μετρήσεις κάθετα στη διεύθυνση σάρωσης, ενώ με **μπλε** χρώμα εμφανίζονται τα αποτελέσματα παράλληλα στη διεύθυνση σάρωσης του δοκιμίου. Επίσης, και για τις τρεις περιπτώσεις, η γωνία θ εκκίνησε από τις 20° μέχρι τελική γωνία 50° . Οι γωνίες αυτές επιλέγονται, καθώς το επίπεδο περίθλασης των ακτίνων X ενδέχεται να μην είναι παράλληλο στη διεύθυνση της επιφάνειας του δείγματος.

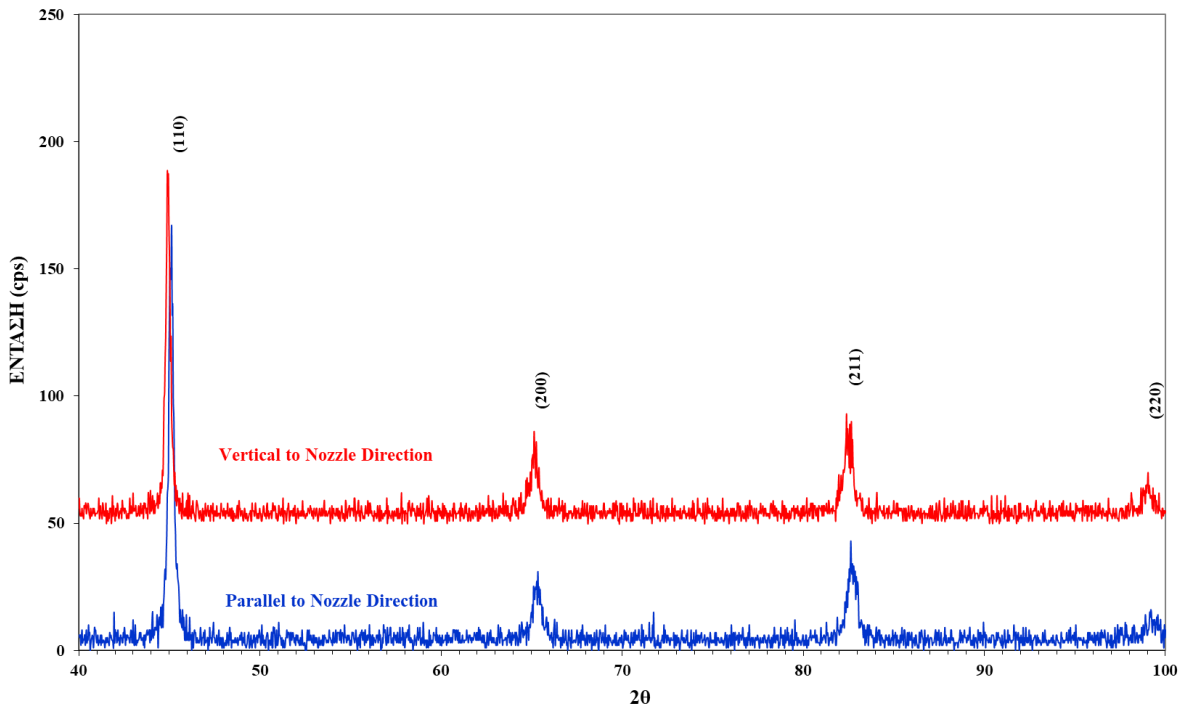
Αρχικά, και στα τρία διαγράμματα οι αποκρίσεις που παραλαμβάνουμε απ' τις συγκεκριμένες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις αντιστοιχούν στη χωροκεντρωμένη μορφή του σιδήρου, δηλαδή στον φερρίτη. Ως είναι γνωστό όμως και από τους ρυθμούς απόψυξης που έχουν εφαρμοστεί, δεν αποτελεί τη μοναδική φάση στα δοκίμια που διαθέτουμε. Ακολουθώντας τους ρυθμούς απόψυξης είναι βέβαιο πως φάσεις εκτός ισορροπίας θα είναι παρούσες στη μικροδομή του υλικού. Παρατηρώντας και τα τρία διαγράμματα, υπάρχουν κάποιες χαρακτηριστικές ενδείξεις που μας βοηθούν να κατανοήσουμε την ύπαρξη και άλλων φάσεων. Μεταξύ των δύο αξόνων μέτρησης, στον άξονα που είναι παράλληλος στη διεύθυνση σάρωσης, παρατηρήθηκε μια ελαφριά μετατόπιση σε μεγαλύτερες γωνίες 2θ .

Αυτό, υποδηλώνει μια πιθανή αύξηση στη παράμετρο του πλέγματος σε αυτή τη διεύθυνση, δηλαδή της ύπαρξης μιας πιθανής δεύτερης φάσης. Η δεύτερη αυτή φάση πιθανόν αντιστοιχεί σε μπαινίτη, μαρτενσίτη ή και φερρίτη Widmanstätten. Ο λόγος που οι φάσεις αυτές δεν μπορούν να ανιχνευθούν, είναι πιθανόν το κλάσμα όγκου τους ή και το μέγεθος των κόκκων των φάσεων. Η διακριτική ικανότητα του οργάνου, περιορίζεται σε κλάσμα όγκου ανώτερο του 2% και ελάχιστο μέσο μέγεθος κόκκων 0,2 μm . Η ένταση της κάθε απόκρισης, υποδηλώνει το ποσοστό της συγκεκριμένης φάσης στη μικροδομή, επομένως μπορούμε να εξάγουμε και μια πρωταρχική ποσοτική ανάλυση.

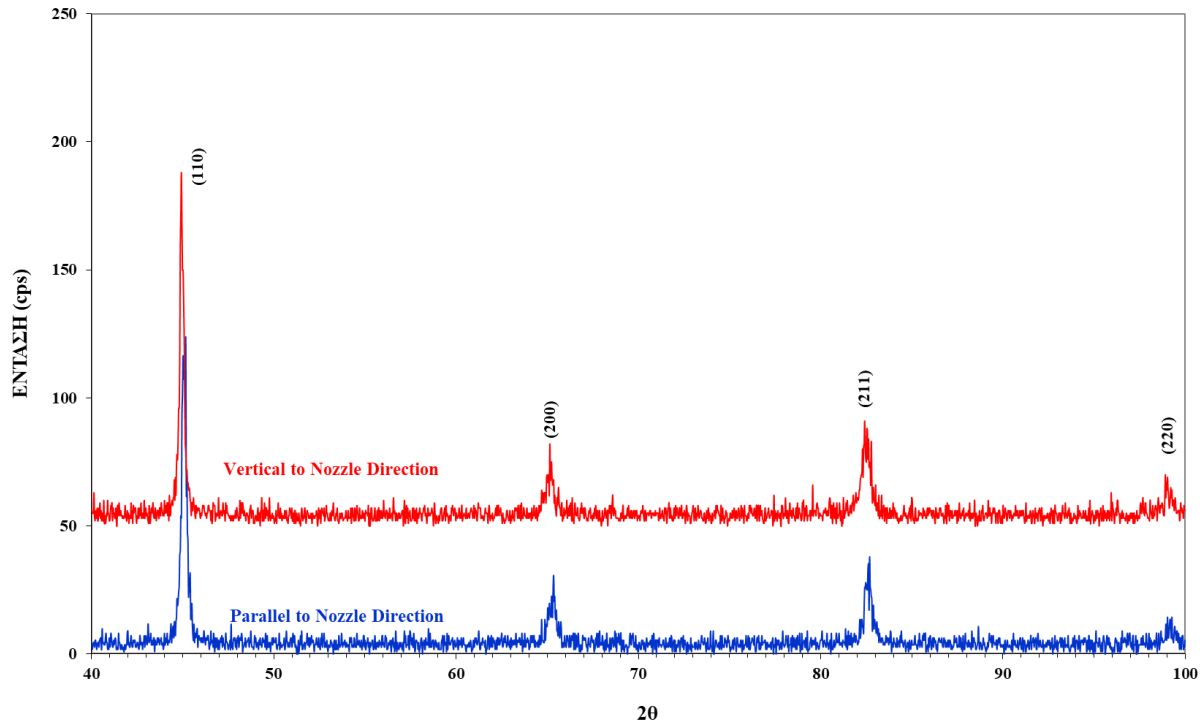
Επίσης, το πλάτος της κάθε απόκρισης καθώς και το ύψος αυτής διευκολύνουν στην εξαγωγή συμπερασμάτων αναφορικά με το μέγεθος των κόκκων του υλικού. Καθώς μεταφερόμαστε από το δοκίμιο 1-1-1 στο 3-1-1, δηλαδή σε ταχύτερους ρυθμούς απόψυξης, το ύψος των αποκρίσεων μειώνεται ενώ το πλάτος τους αυξάνεται. Αυτό υποδηλώνει πως το υλικό είναι πιο λεπτόκοκκο, γεγονός που αποτελεί λογικό συμπέρασμα της εφαρμοζόμενης τεχνικής απόψυξης. Εκτός αυτών, καταλήγουμε και σε ένα αρχικό συμπέρασμα αναφορικά με τις παραμένουσες τάσεις στο υλικό. Στη δικιά μας περίπτωση, παρατηρούμε μικρότερες γωνίες θ στη διεύθυνση ανάπτυξης του δοκιμίου, δηλαδή μια αύξηση των πλεγματικών αποστάσεων στην ίδια διεύθυνση. Συμπερασματικά, παράλληλα στη διεύθυνση σάρωσης θα επικρατεί ένα θλιπτικό πεδίο τάσεων, ενώ κάθετα σε αυτή θα εφαρμόζεται ένα εφελκυστικό πεδίο.



Διάγραμμα 5. Αποτελέσματα ανάλυσης XRD για τα δοκίμια 1-1-1



Διάγραμμα 6. Αποτελέσματα ανάλυσης XRD για τα δοκίμια 2-1-1



Διάγραμμα 7. Αποτελέσματα ανάλυσης XRD για τα δοκίμια 3-1-1

3.3 Οπτική μικροσκοπία (Optical microscopy)

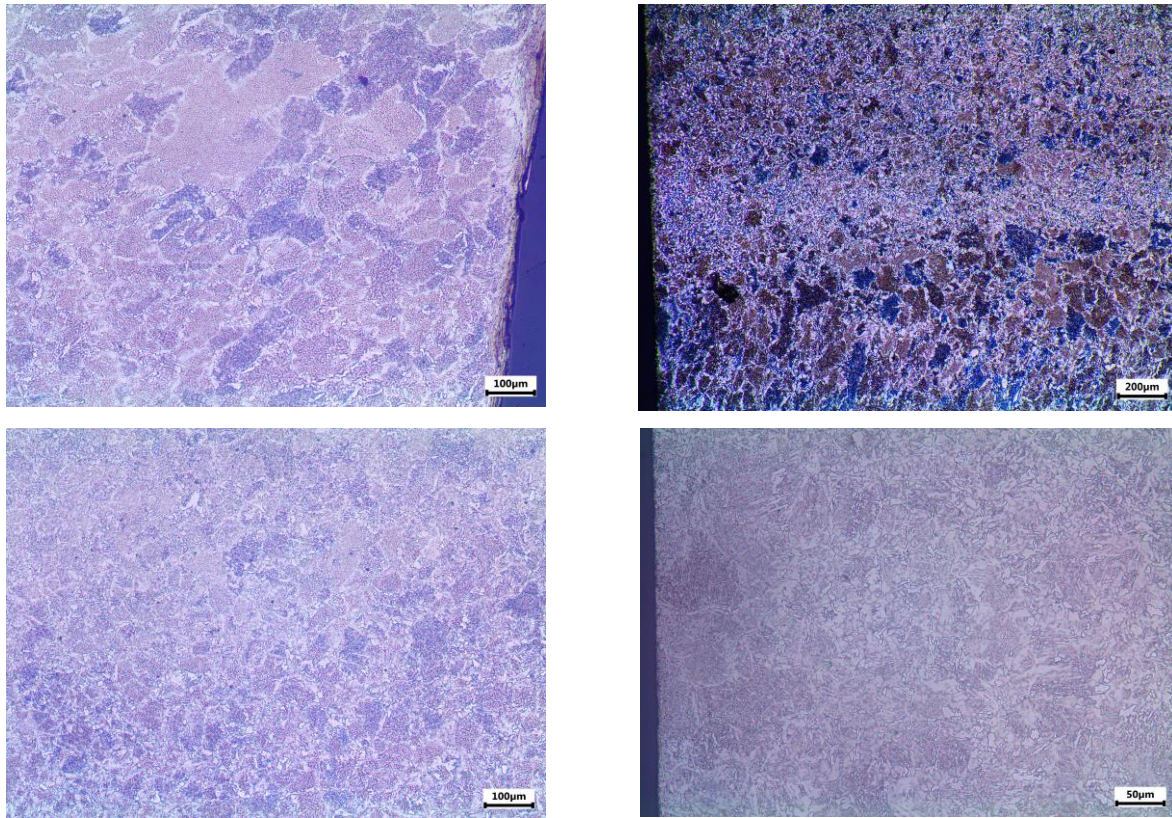
Σε αυτό το στάδιο, ο έλεγχος των δοκιμίων κάτω από το οπτικό μικροσκόπιο διευκολύνει αρκετά στην εξαγωγή κάποιων πρώτων βασικών συμπερασμάτων για τη μικροδομή, καθώς επίσης ελέγχεται και η αποτελεσματικότητα της χημικής προσβολής ή πιθανό 'κάψιμο' του δοκιμίου. Το κάψιμο αυτό, μπορεί να οφείλεται είτε σε παρατεταμένο χρόνο παραμονής των δοκιμίων στο αντιδραστήριο, είτε σε υψηλή δραστηριότητα αυτού. Αυτή είναι και η αιτία, όπου κάποιες μικρογραφίες επιδεικνύουν φωτεινότερες αντιθέσεις από κάποιες άλλες. Για αυτό πειραματικά, αυτό το στάδιο έρχεται αμέσως μετά τη στίλβωση και προσβολή των δειγμάτων. Σε όλα τα δείγματα, παρατηρείται η χαρακτηριστική λεπτόκοκκη μικροδομή, ως αποτέλεσμα των ταχύτατων ρυθμών απόψυξης, όπως και η έντονη παρουσία πορώδους λόγω της ατμόσφαιρας που διεξάγεται η εκτύπωση. Παρακάτω, ακολουθεί ο σχολιασμός των αποτελεσμάτων χωριστά για το κάθε δοκίμιο και επισυνάπτονται οι αντίστοιχες μικρογραφίες.

Καθώς από τις μικροδομές του οπτικού μικροσκοπίου δε μπορούν να εξαχθούν αναλυτικά συμπεράσματα, λόγω των ιδιαίτερα λεπτών κόκκων του υλικού, ακολουθεί μία σύντομη ανάλυση

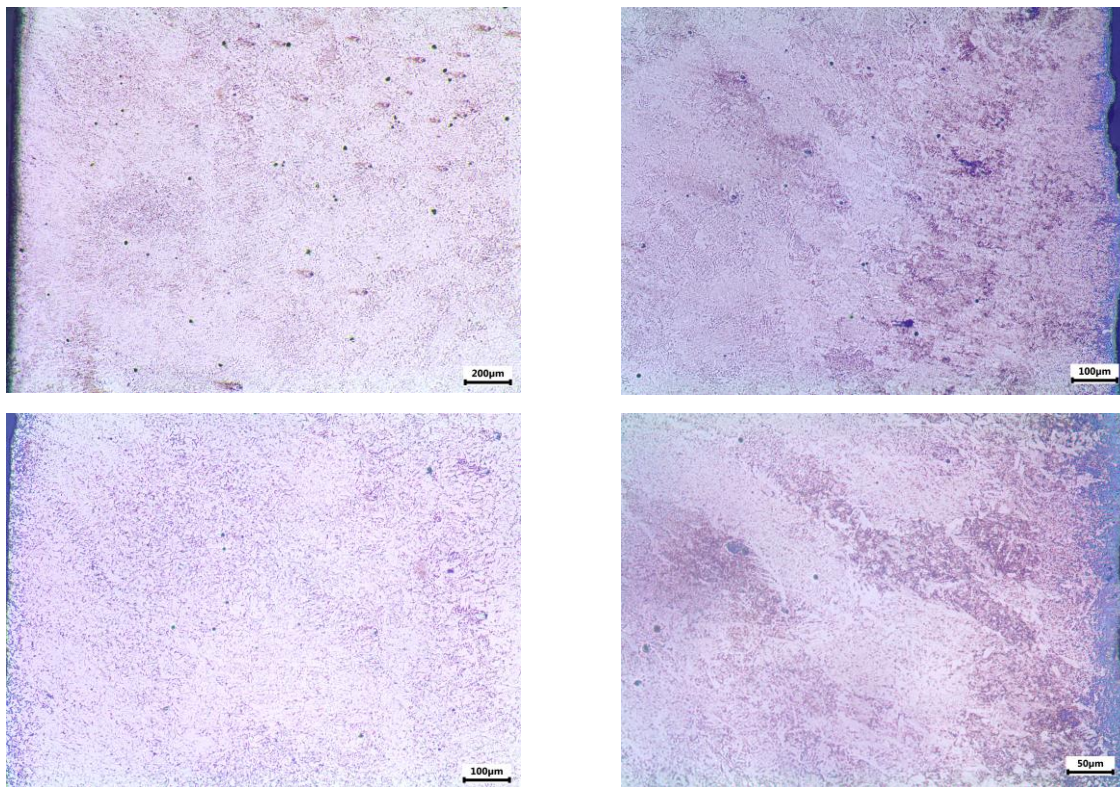
των παρατηρούμενων μικροδομών, αρχικά αναφορικά με τη διεύθυνση X-Y και εν συνεχεία για τη διεύθυνση X-Z. Αναφερόμενοι στον άξονα X-Y και μελετώντας τις δομές από την πλευρά σε επαφή με το περιβάλλον κινούμενοι προς το κέντρο των δοκιμίων, αρχικά παρατηρούνται αδροί κόκκοι στην εξωτερική πλευρά και κινούμενοι προς το εσωτερικό εμφανίζονται πιο λεπτόκοκκες μικροδομές που καταλήγουν ακόμα και σε μπαινιτικά-μαρτενσιτικά πλακίδια. Σε κάποιες συγκεκριμένες περιπτώσεις, εμφανίζονται και τα όρια με το υπόστρωμα, όπου οι κόκκοι διακρίνονται πιο μεγάλοι, καθώς βρίσκονται πάνω σε γραμμές τήξης (fusion lines). Χαρακτηριστικά παραδείγματα γραμμών τήξης παρατίθενται στις εικόνες παρακάτω (εικόνα 29). Επιπλέον, σε συγκεκριμένες εικόνες διακρίνονται πεπλατυσμένα όρια κόκκων, γεγονός που υποδηλώνει την κατακρήμιση κάποιας φάσης στα όρια των κόκκων. Υπάρχει επομένως η πιθανότητα να έχουμε ανάπτυξη προευτηκτοειδούς φερρίτη στα όρια των κόκκων. Περαιτέρω ανάλυση ακολουθεί στο στάδιο της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας. Τέλος, παρατηρείται και κατακρήμιση κάποιας φάσης στο εσωτερικό των κόκκων, όπου σε αυτό το στάδιο δε μπορούν να εξαχθούν ασφαλή συμπεράσματα, περαιτέρω ανάλυση θα πραγματοποιηθεί με χρήση ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης. Όσο αυξάνεται ο ρυθμός απόψυξης, παρατηρούνται όλο και λεπτότερες μικροδομές και ο πολυγωνικός φερρίτης αντικαθίσταται από βελονοειδή.

Αναφορικά τώρα με τη διεύθυνση X-Z, αποτελεί τη κύρια διεύθυνση παρατήρησης δομών Widmanstätten (WF). Αυτό είναι απόλυτα λογικό, καθώς οι ρυθμοί απόψυξης προωθούν τις συνθήκες για το σχηματισμό φάσεων εκτός ισορροπίας. Τα επιφανειακά στρώματα στα οποία η θερμότητα απάγεται ταχύτερα, εμφανίζεται προτιμητέα η ανάπτυξη WF, ενώ προς το κέντρο των δοκιμίων, που όπως αναφέρθηκε και στην ανάλυση των σκληρομετρήσεων λαμβάνει χώρα ένα είδος θερμοκρασιακής ανόπτησης, παρατηρείται μια αύξηση του μέσου μεγέθους των κόκκων και εμφανίζονται περισσότερο ισαξονικές δομές. Φαίνεται χαρακτηριστικά η παρεμπόδιση της ανάπτυξης των βελόνων του WF, όταν συναντά βελόνες γειτονικών κόκκων. Σε κάποιες ελάχιστες περιπτώσεις, παρατηρείται και ένα ποσοστό πορώδους. Σε κάποιες εικόνες, διακρίνεται και πιθανόν κατακρήμιση σεμεντίτη στα όρια των κόκκων του αρχικού ωστενίτη.

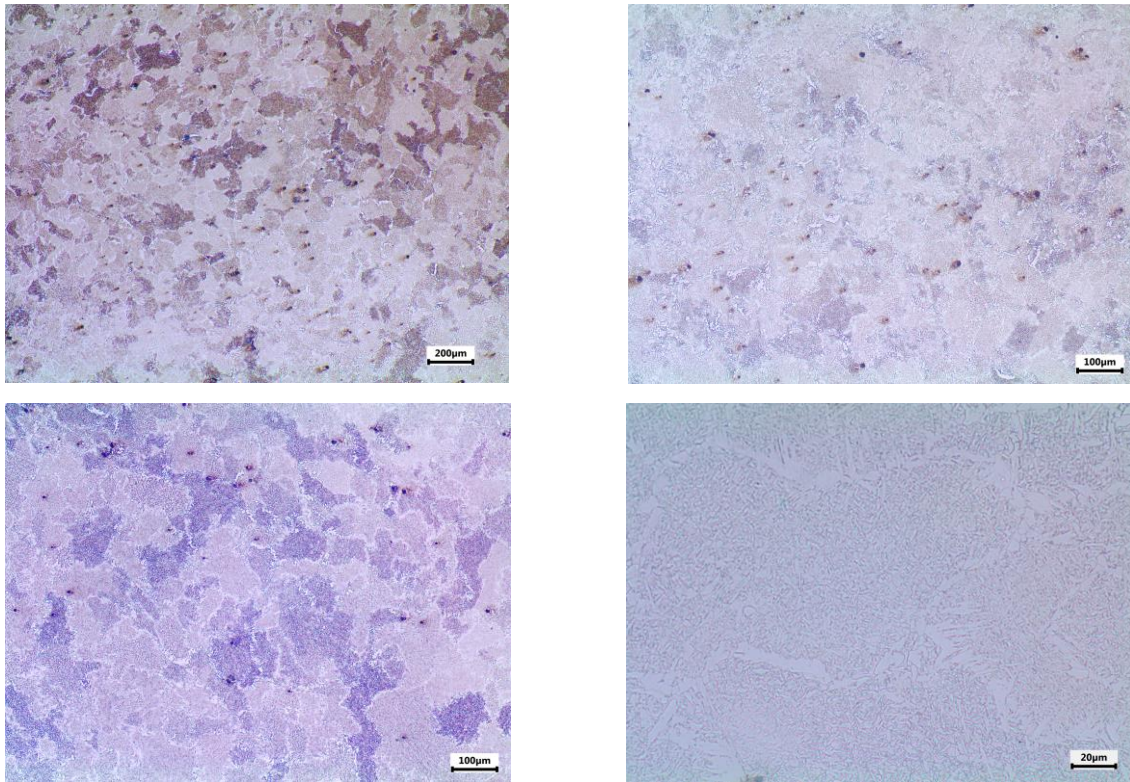
Σε αρκετές από τις μικρογραφίες, παρατηρείται ο φερρίτης Widmanstätten και στη διεύθυνση X-Y εκτός της X-Z. Μάλιστα, η βελόνες του φερρίτη σε αυτή τη διεύθυνση εμφανίζονται παχύτερες από ότι στην X-Z και καλύτερα διαμορφωμένες.



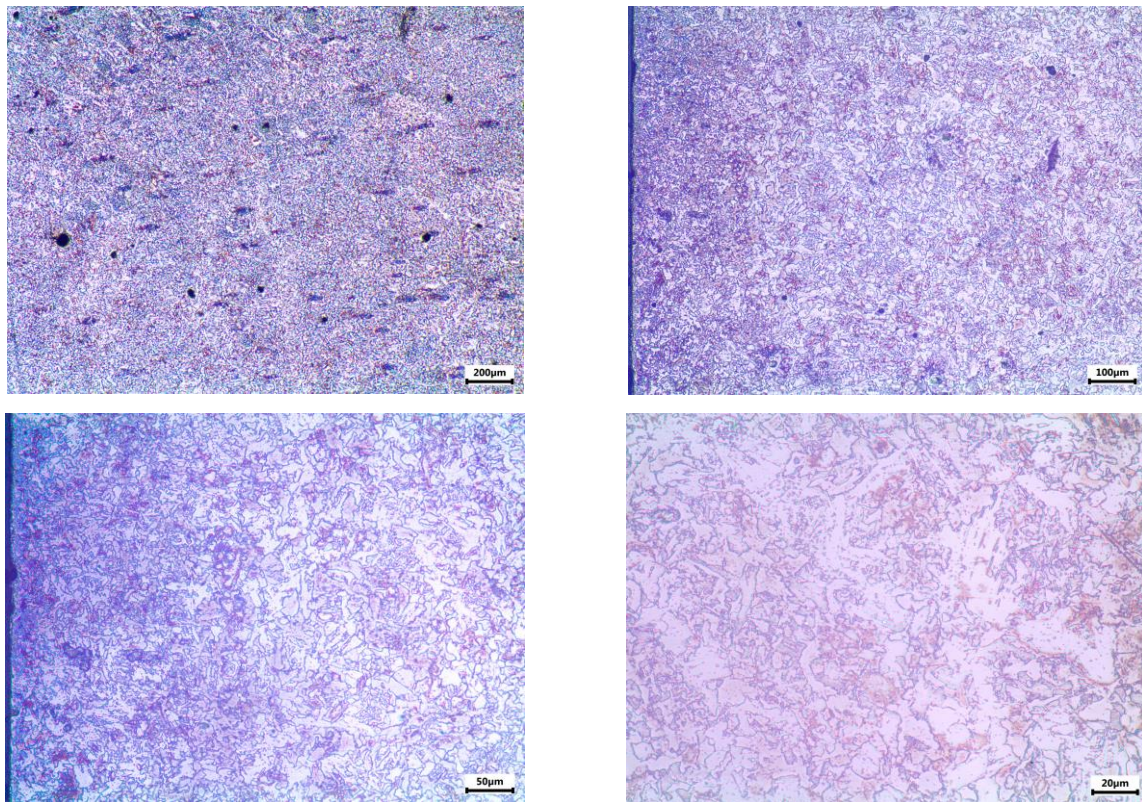
Εικόνα 29. Μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο δοκιμίου 1-1-1-A



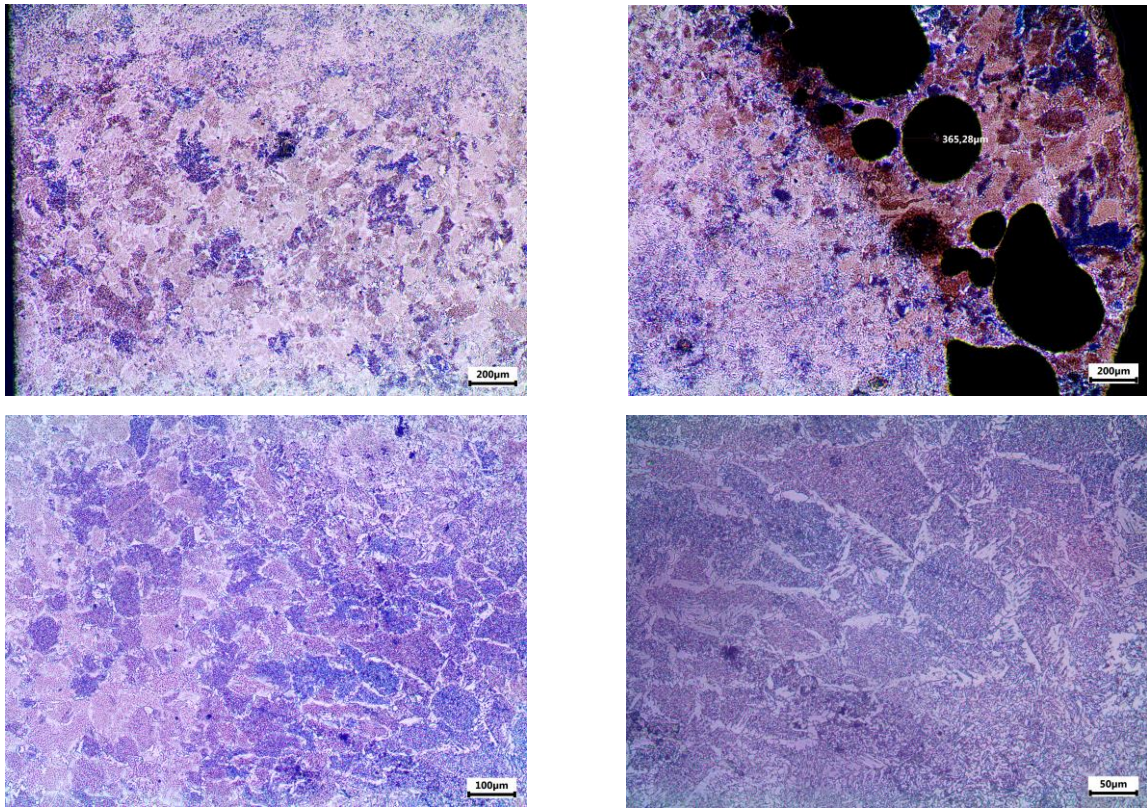
Εικόνα 30. Μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο δοκιμίου 1-1-1-B



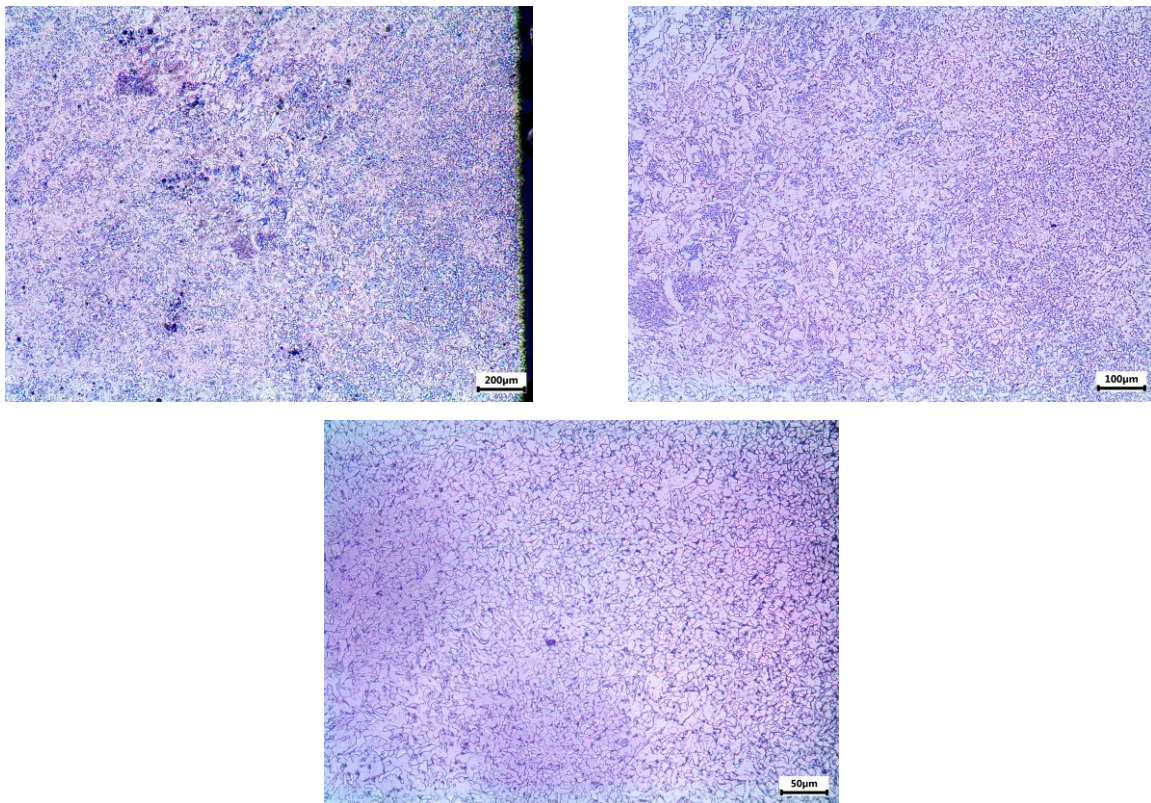
Εικόνα 31. Μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο δοκιμίου 2-1-1-A



Εικόνα 32. Μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο δοκιμίου 2-1-1-B



Εικόνα 33. Μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο σάρωσης δοκιμίου 3-1-1-Α



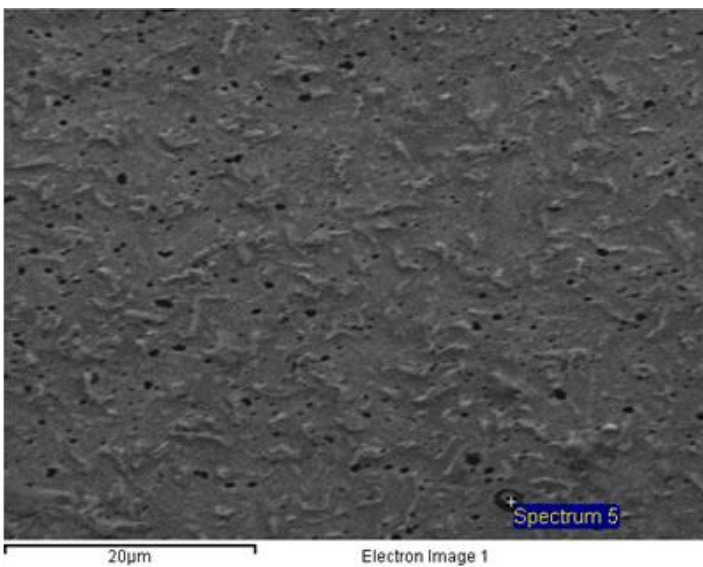
Εικόνα 34. Μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο δοκιμίου 3-1-1-Β

3.4 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

Η μελέτη των δοκιμίων με χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης, διεξήχθη προκειμένου να ληφθούν εικόνες με υψηλότερη ανάλυση και μεγαλύτερων μεγεθύνσεων. Ο συνδυασμός του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου με την ανάλυση EDS, μπορεί να συνεισφέρει σε υψηλότατο βαθμό στο προσδιορισμό της εκάστοτε μικροδομής. Εκτός απ' τα δοκίμια καθ' αυτού, πραγματοποιήθηκαν αναλύσεις και για το σύρμα που μας παρείχε η εταιρία WDI. Παρακάτω, ακολουθεί η ανάλυση των αποτελεσμάτων χωριστά για το κάθε δοκίμιο. Η πλειονότητα των εικόνων πάρθηκαν από τα κεντρικά τμήματα των δοκιμίων.

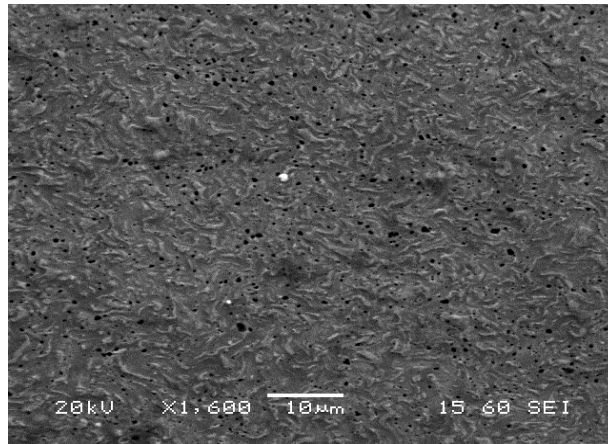
3.4.1 Ανάλυση σύρματος (As Received)

Παρακάτω, παρατίθενται μικρογραφίες από τη δομή του σύρματος που χρησιμοποιήθηκε κατά την εκτύπωση. Παρατηρείται χαρακτηριστικά έντονο πορώδες, γεγονός που σε καμία περίπτωση δεν ευνοεί τη διαδικασία της εκτύπωσης. Επίσης, δεν εμφανίζονται διακριτά όρια κόκκων, αντιθέτως διακρίνεται ένα δαιδαλώδες δίκτυο από μία φάση σκούρας αντίθεσης χρώματος και μία ανοιχτού χρώματος. Τέλος, παρατηρούνται σε συγκεκριμένα σημεία κάποιες ανοιχτόχρωμες σφαιρικές περιοχές, που πιθανόν αποτελούν σουλφίδια, λόγω υψηλής συγκέντρωσης Mn στην αρχική σύσταση του σύρματος. Στη στοιχειακή ανάλυση από το EDS, παρατηρείται ένα σφαιρικό σωματίδιο, όπου η σύστασή του παραπέμπει σε αυτή των σουλφιδίων (υψηλό ποσοστό Mn).

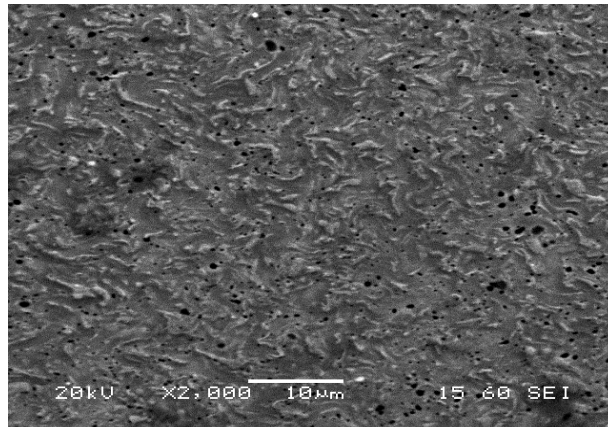


Element	Weight%	Atomic%
Si K	1.40	2.74
Mn K	3.00	3.01
Fe K	95.60	94.24
Totals	100.00	

Εικόνα 35. Μικρογραφία BES-SEM με στοιχειακή ανάλυση EDS του σύρματος



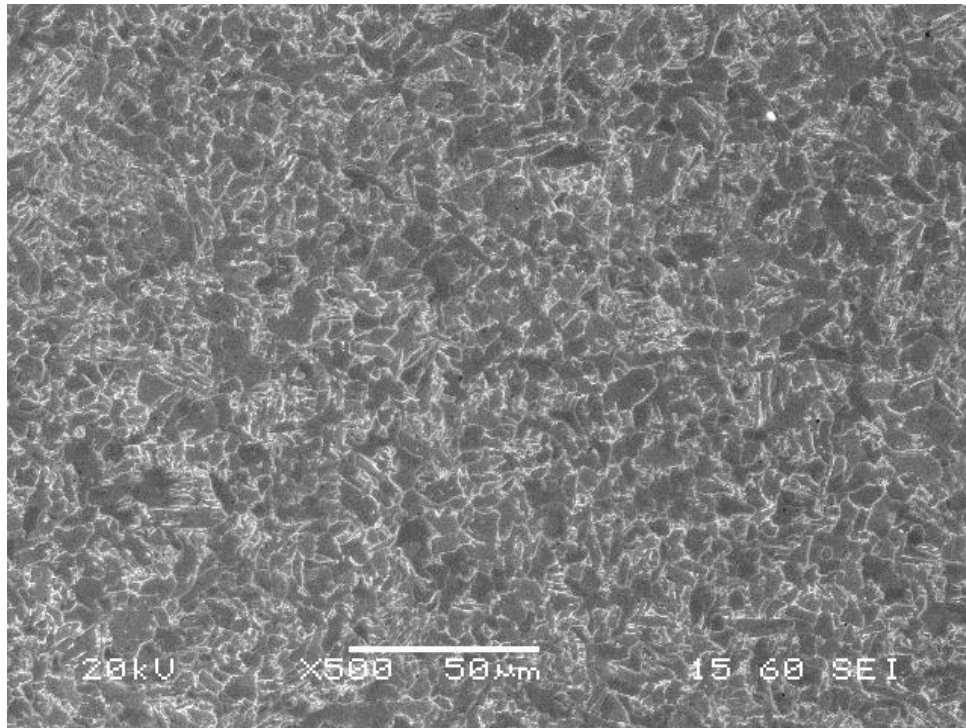
Εικόνα 36. Μικρογραφία SEI-SEM σύρματος, όπου φαίνεται η δαιδαλώδης μικροδομή και πιθανή παρουσία πυριτίου (λευκό)



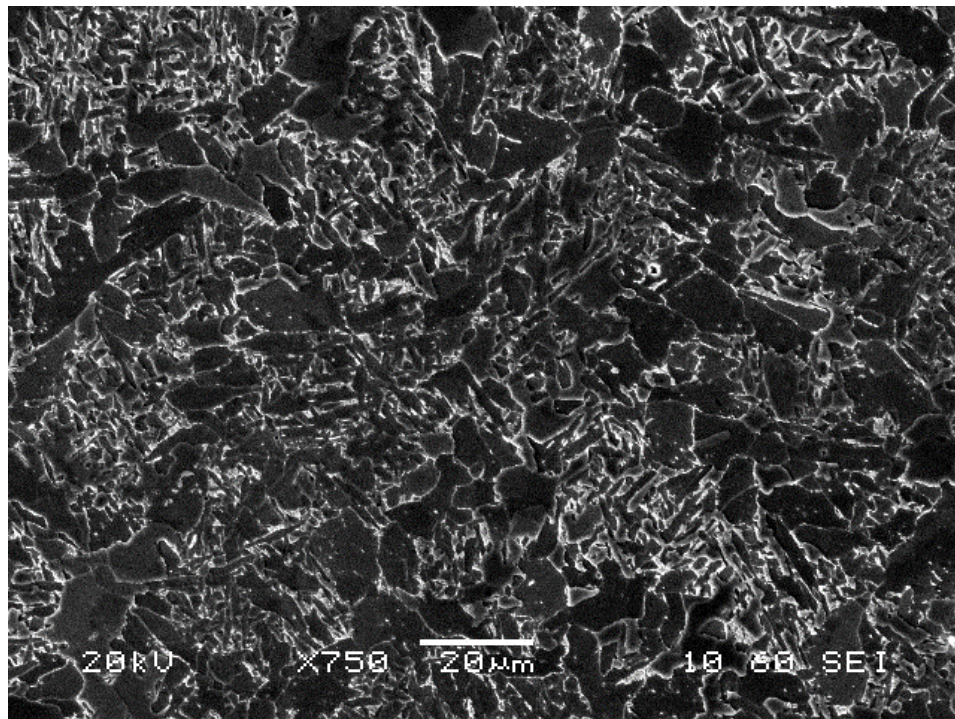
Εικόνα 37. Μικρογραφία SEI-SEM σύρματος, όπου φαίνεται το έντονο περιεχόμενο πορώδες

3.4.2 Δοκίμιο 1-1-1-A (As Received)

Ξεκινώντας, να σημειωθεί ότι η πλειονότητα των μικρογραφιών είναι από δευτερογενή ηλεκτρόνια (SEI). Στην **εικόνα 38**, το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου συνιστά η φάση του φερρίτη, ενώ παρατηρούνται και μορφολογίες που παραπέμπουν σε μαρτενσίτη ή μπαινίτη. Όσον αφορά στην φερριτική φάση, υπάρχουν τόσο ισαξονικοί όσο και βελονοειδείς-πλακοειδείς κόκκοι, επομένως οι ρυθμοί απόψυξης στη συγκεκριμένη περιοχή πρέπει να ήταν πιο αργοί. Απ' την άλλη, η μπαινιτική φάση εμφανίζεται με πιο σκούρα αντίθεση χρώματος και με χαρακτηριστικά λεπτούς κόκκους. Ο μαρτενσίτης φαίνεται σε διάφορα σημεία και είναι εύκολα αναγνωρίσιμος από τις τυχαίες διευθύνσεις των βελόνων του. Στο άνω δεξιό τμήμα της εικόνας, διακρίνεται και κάποιο κατακρήμνισμα πυριτίου κατά μεγάλη πιθανότητα (λευκό σφαιρίδιο). Σε ορισμένα σημεία πιθανόν, παρατηρείται υπολειπόμενος ωστενίτης που διακρίνεται σε πλακίδια που διεισδύουν στους φερριτικούς κόκκους.



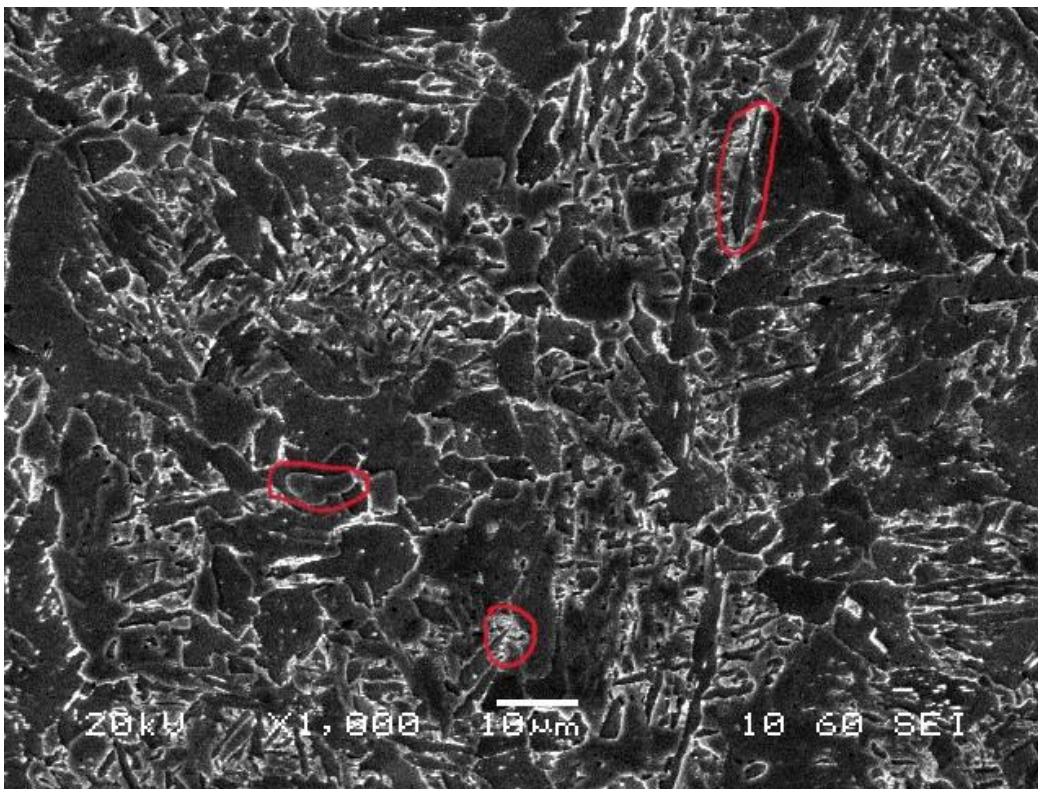
Εικόνα 38. Μικρογραφία SEI-SEM (x500) δείγματος 1-1-1-A



Εικόνα 39. Μικρογραφία SEI-SEM (x750) δείγματος 1-1-1-A

Στην **εικόνα 39**, η μικροδομή παρουσιάζεται εντόνως λεπτόκοκκη συγκριτικά με την προηγούμενη εικόνα. Προφανώς, βρισκόμαστε σε μια περιοχή που αποψύχθηκε ταχύτερα και ο

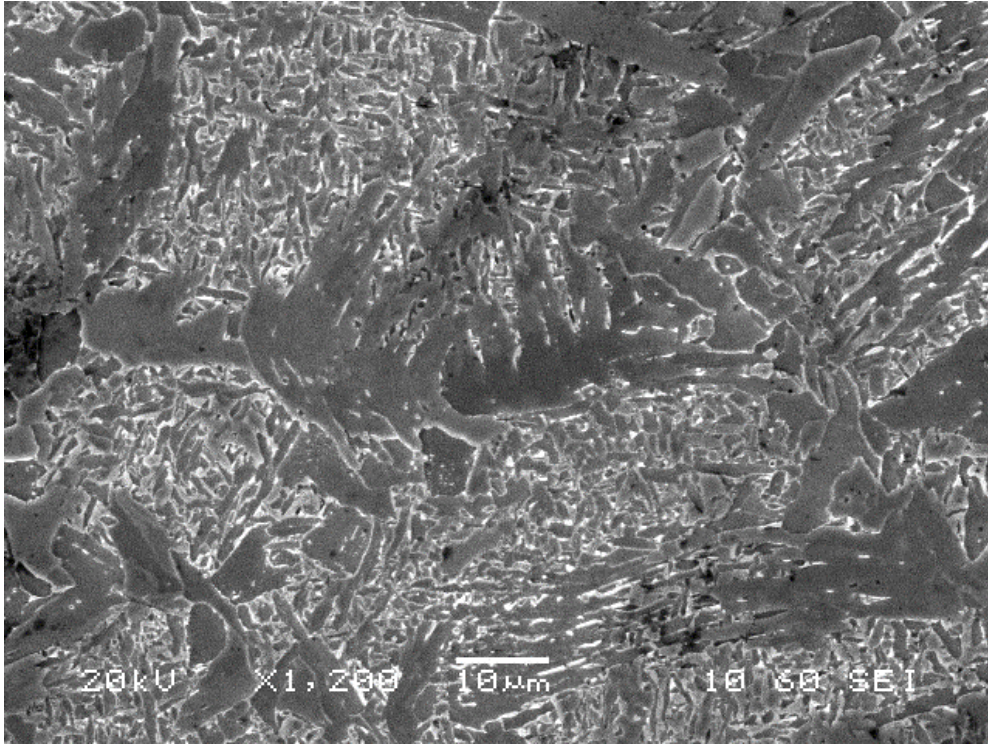
χρόνος σχηματισμού των φάσεων ήταν υπερβολικά περιορισμένος. Το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου, συνιστούν φάσεις εκτός ισορροπίας, όπως αυτές του μαρτενσίτη (πλήθος βελονόμορφων μορφολογιών) σχετικά ανοιχτής αντίθεσης. Ακόμα, σε πλήθος ορίων κόκκων πιθανόν υπάρχει κατακρήμνιση καρβιδίων, καθώς παρατηρούνται λευκά στίγματα περιμετρικά κάποιων μορφολογιών. Μικρές πιο σκούρες περιοχές, φαίνεται να αποτελούν τον μπαινίτη, λογικό συμπέρασμα καθώς στο εσωτερικό των βελόνων εμφανίζονται κατακρημνίσματα (λευκά στίγματα). Επιπλέον, διακρίνονται χαρακτηριστικά σημεία στην εικόνα υπιδιόμορφων κόκκων που αντιστοιχούν στο φερρίτη AF.



Εικόνα 40. Μικρογραφία SEI-SEM (x1000) δείγματος 1-1-1-A

Στην **εικόνα 40**, παρατηρείται μια πολύ σύνθετη μικροδομή που κρίνεται κατάλληλη για την επίδειξη των κυριότερων φάσεων που περιέχονται στο δοκίμιο. Στο άνω δεξιό τμήμα της εικόνας, εμφανίζεται ένας αντιπροσωπευτικός επιμηκυμένος κόκκος AF. Στο μέσο της εικόνας, πιθανολογείται ότι η περιοχή με κόκκινο περίγραμμα αποτελεί ποσοστό πολυγωνικού φερρίτη, καθώς φαίνεται να επικρατεί περιτριγυρισμένο από φερριτικούς κόκκους. Τέλος, η οριοθετημένη περιοχή στο κατώτερο τμήμα της εικόνας είναι μπαινίτης που έχει σχηματιστεί ξεκινώντας από τα όρια κάποιου προϋπάρχοντος κόκκου ωστενίτη. Και σε αυτή τη περίπτωση, παρατηρούνται τα

καρβίδια μέσα στη μπαινιτική περιοχή. Ανάλογα όμως σε ποια περιοχή παρατηρούνται τα καρβίδια, αναφερόμαστε σε κατώτερο ή ανώτερο μπαινίτη. [36]



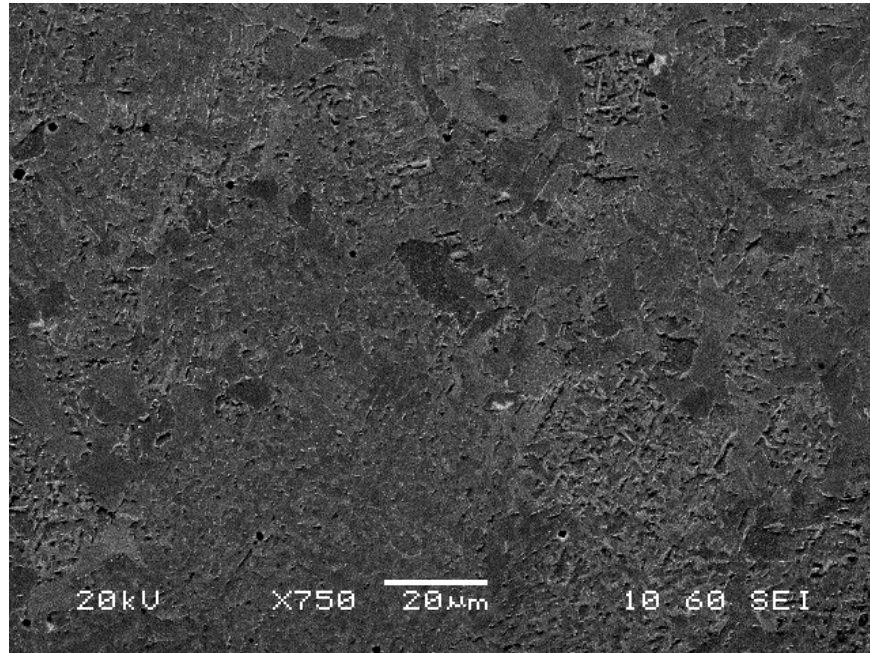
Εικόνα 41. Μικρογραφία SEI-SEM (x1200) δείγματος 1-1-1-A

Στην **εικόνα 41**, φαίνεται η χαρακτηριστική μορφολογία του φερρίτη Widmanstätten. Διακρίνονται καθαρά τα όρια των κόκκων του αρχικού ωστενίτη, από τα οποία ξεκινάει η φύτρωση των βελόνων του φερρίτη και επεκτείνεται προς το εσωτερικό των κόκκων. Επίσης, στο εσωτερικό των κόκκων φαίνεται και η ανάπτυξη του ενδοκρυσταλλικού βελονοειδούς φερρίτη (IAF), με παράλληλη κατακρήμνιση καρβιδίων που διακρίνονται με λευκή απόχρωση στο κλάσμα όγκου της εικόνας.

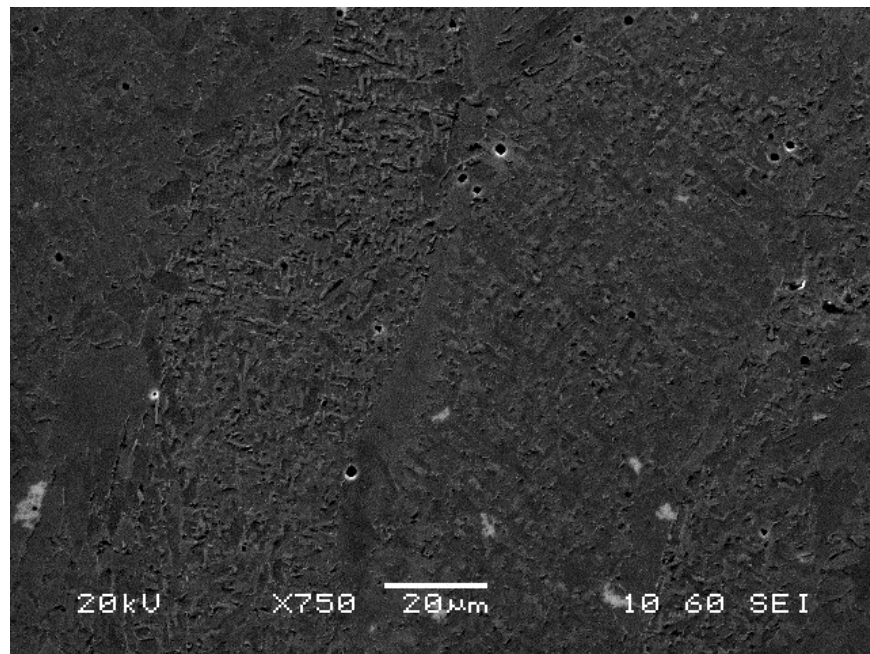
3.4.3 Δοκίμιο 1-1-1-B (As Received)

Δυστυχώς, το συγκεκριμένο δοκίμιο δε προσβλήθηκε σε άριστο βαθμό για την ανάλυση SEM, σε αντίθεση με τις ενδιαφέρουσες εικόνες που λάβαμε από το οπτικό μικροσκόπιο. Ωστόσο, πάρθηκαν κάποιες εικόνες που παρουσιάζουν ιδιαίτερο ενδιαφέρον. Στην **εικόνα 42**, παρατηρείται και πάλι η λεπτόκοκκη μικροδομή του υλικού, με ποικιλία φάσεων να είναι παρούσες. Κάποιες πιο σκούρες δομές που παρατηρούνται, πιθανόν αποτελούν μαρτενσιτικές μικροδομές, ενώ κάποιες από αυτές μπορεί να είναι και παραμένον ωστενίτης. Για άλλη μία φορά,

εμφανίζεται η τυπική μορφολογία του AF, με πολύ λεπτές βελόνες τόσο στο εσωτερικό όσο και στη περίμετρο των κόκκων. Το πορώδες επίσης είναι έντονο στο συγκεκριμένο παρατηρούμενο τμήμα του δείγματος. Ακόμα, παρατηρείται πλήθος από μπαινιτικές αποικίες στο μεγαλύτερο τμήμα της εικόνας, καθώς επίσης, διάσπαρτα μέσα σε κόκκους διακρίνεται σφαιροποιημένος σεμεντίτης.

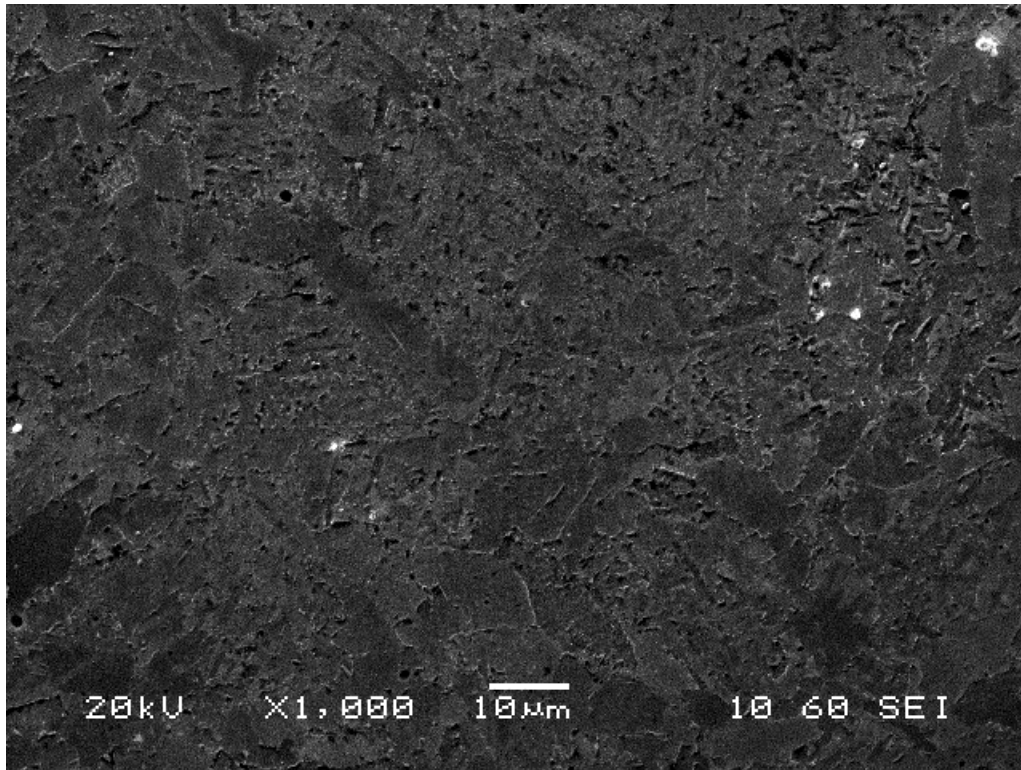


Εικόνα 42. Μικρογραφία SEI-SEM (x750) δείγματος 1-1-1-B



Εικόνα 43. Μικρογραφία SEI-SEM (x750_2) δείγματος 1-1-1-B

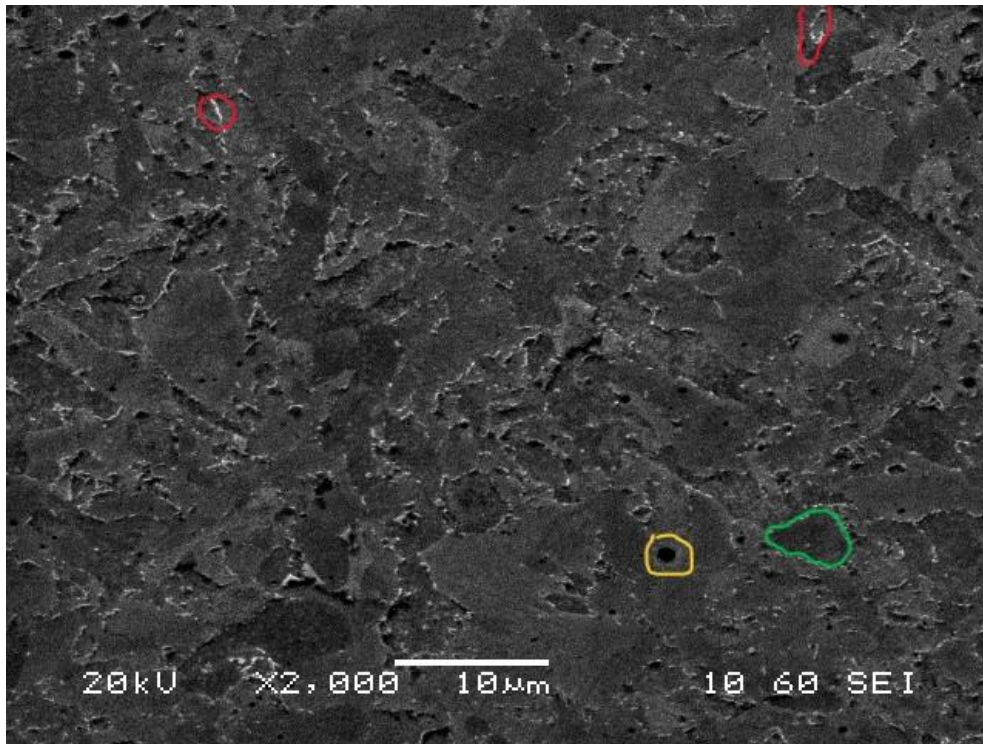
Στην **εικόνα 43**, η παρατηρούμενη μικροδομή ομοιάζει σε αυτή της προηγούμενης εικόνας, με τη μόνη αλλά σημαντική διαφορά, η κατευθυνόμενη ροή των κόκκων που παρατηρείται κατά το κατακόρυφο άξονα της εικόνας και μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι ακολουθείται κάποια γραμμή τήξης σε αυτή τη διεύθυνση. Παρατηρείται και πάλι περιοχή μπαινιτικών αποικιών, όπως και η κατακρήμνιση καρβιδίων στο εσωτερικό κάποιων κόκκων-βελόνων, υπάρχει η πιθανότητα να είναι κατώτερος μπαινίτης, λόγω αυτής της μορφολογίας. Διάφορα διάσπαρτα λευκά στίγματα που εμφανίζονται σε όλη την επιφάνεια του δοκιμίου, αποτελούν κάποια φάση του πυριτίου, είτε καθαρό πυρίτιο, καθώς υπάρχει σε αξιοσημείωτο ποσοστό στο ηλεκτρόδιο της εκτύπωσης. Και σε αυτή τη περίπτωση εμφανίζεται ένα μικρό ποσοστό πορώδους. Στο αριστερό σύνορο της εικόνας, παρατηρείται μία μετάβαση από αδρούς κόκκους σε λεπτότερους, λόγω της αναθέρμανσης που έχει συμβεί σε αυτή τη περιοχή.



Εικόνα 44. Μικρογραφία SEI-SEM (x1000) δείγματος 1-1-1-B

Στην **εικόνα 44**, αρχικά, παρατηρείται μια μεικτή μικροδομή με αδρούς και λεπτούς κόκκους παράλληλα. Η δομή του βελονοειδούς φερρίτη είναι και πάλι παρούσα αλλά σε πολύ μικρότερο κλάσμα όγκου, ενώ αρκετοί ιδιόμορφοι κόκκοι φερρίτη εμφανίζονται να υπερτερούν στη μικροδομή. Εκτός αυτών, ποσοστό κόκκων αμετασχημάτιστου ωστενίτη φέρεται να έχει

απομείνει σε διάφορα σημεία της μάζας του δοκιμίου (αναγνωρίσιμος με πιο σκούρα αντίθεση χρώματος και ελαφρά πεπλατυσμένους κόκκους). Σε διάφορα σημεία της μικροδομής, παρατηρείται χαρακτηριστική περικρυσταλλική κατακρήμνιση σεμεντίτη. Στο άνω δεξί τμήμα της μικρογραφίας, ο σεμεντίτης μάλιστα παρουσιάζεται με μορφολογία Widmanstätten και αναπτύσσεται από τα όρια κόκκων προς το εσωτερικό αυτών. Τέλος, εμφανίζεται και πάλι η προευτηκτοειδής φάση να διαχωρίζεται στο εσωτερικό των κόκκων με μια πιο δικτυωτή ανάπτυξη.

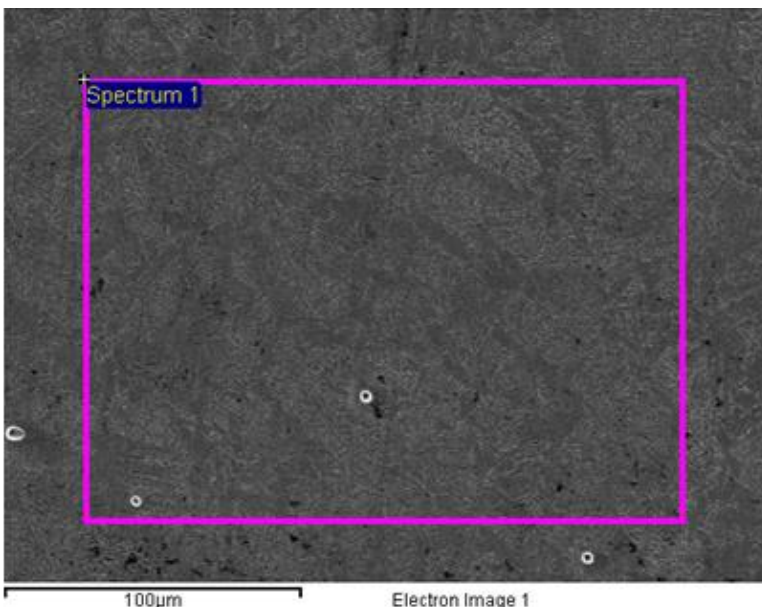


Εικόνα 45. Μικρογραφία SEI-SEM (x2000) δείγματος 1-1-1-B

Στην ανωτέρω εικόνα, παρατηρείται μία χαρακτηριστικά αδρόκοκκη μικροδομή, με σχετικά ισαξονικούς κόκκους στη μάζα της. Αντίστοιχα με τη προηγούμενη εικόνα, παρατηρείται κατακρήμνιση σεμεντίτη στα αρχικά όρια των κόκκων του ωστενίτη και δύο τυπικά παραδείγματα επισημαίνονται με κόκκινο περίγραμμα στη μικρογραφία. Το πορώδες εμφανίζεται και σε αυτή τη περίπτωση με πολύ μικρότερες διαμέτρους όμως. Μια χαρακτηριστική περίπτωση αυτού σκιάζεται με κίτρινη απόχρωση στο κάτω δεξί τμήμα της εικόνας. Στην εγγύτατη αυτή περιοχή, με πράσινο χρώμα επίσης οριοθετείται μια μπαινιτική περιοχή ως διακριτικό παράδειγμα, όπου τα λευκά στίγματα στο εσωτερικό του κόκκου είναι καρβίδια του σιδήρου. Επομένως, πρόκειται πιθανόν για τη φάση του κατώτερου μπαινίτη. Και σε αυτή τη περίπτωση εμφανίζεται AF.

3.4.4 Δοκίμιο 2-1-1-A (Compressed Air Cooled)

Στην **εικόνα 46**, παρουσιάζεται μία μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων του δοκιμίου 2-1-1-A. Στο μεγαλύτερο κλάσμα όγκου της εικόνας, παρατηρούμε ένα συνδυασμό μορφολογίας AF και μαρτενσιτικών πλακιδίων να κυριαρχεί, ενώ παρατηρούνται και κάποιες πιο σκούρες μπαινιτικές περιοχές, με κατακρήμνιση καρβιδίων κυρίως περικρυσταλλικά, οπότε πιθανολογείται ότι αποτελεί ανώτερο μπαινίτη. Πιθανόν, διακρίνονται και κάποια σουλφίδια με σφαιρικό σχήμα σε διάσπαρτες περιοχές της εικόνας. Η παράλληλη ανάλυση EDS που διεξήχθη έδωσε στοιχειακή ανάλυση, αντίστοιχη της σύστασης του σύρματος της εκτύπωσης. Αυτό, μας βοηθάει στην επιβεβαίωση ότι η σύσταση του παραγόμενου δοκιμίου από την εκτύπωση αντιστοιχεί σε αυτή της πρώτης ύλης, επομένως θα υπάρχει μικρή ή και απουσία ‘μόλυνσης’ της μικροδομής μας.

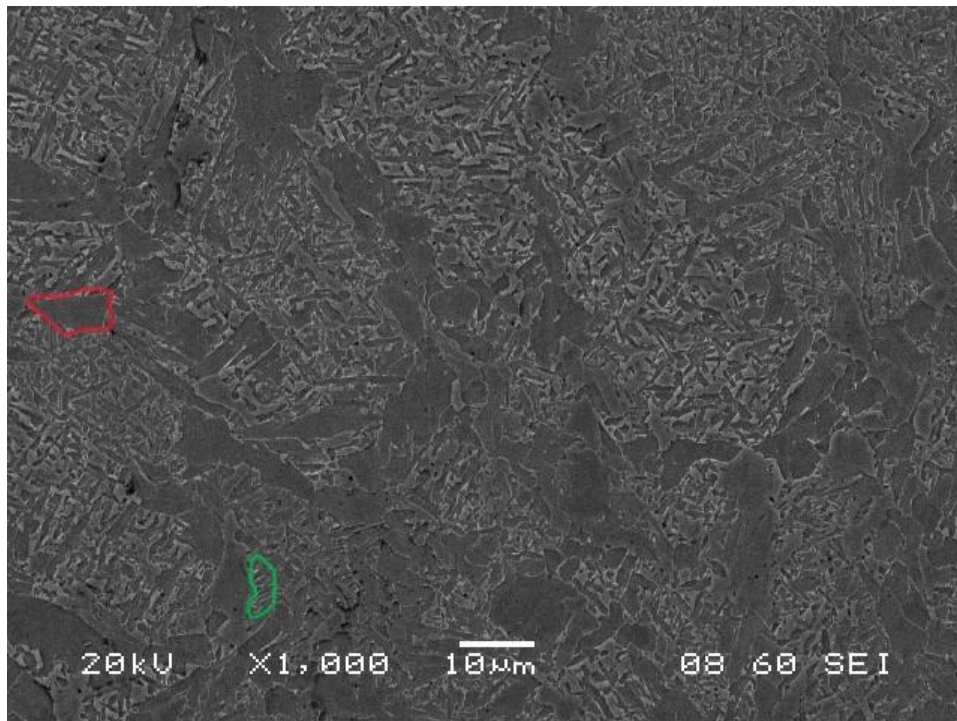


Element	Weight%	Atomic%
Si K	1.01	1.99
Mn K	1.62	1.63
Fe K	97.37	96.38
Totals	100.00	

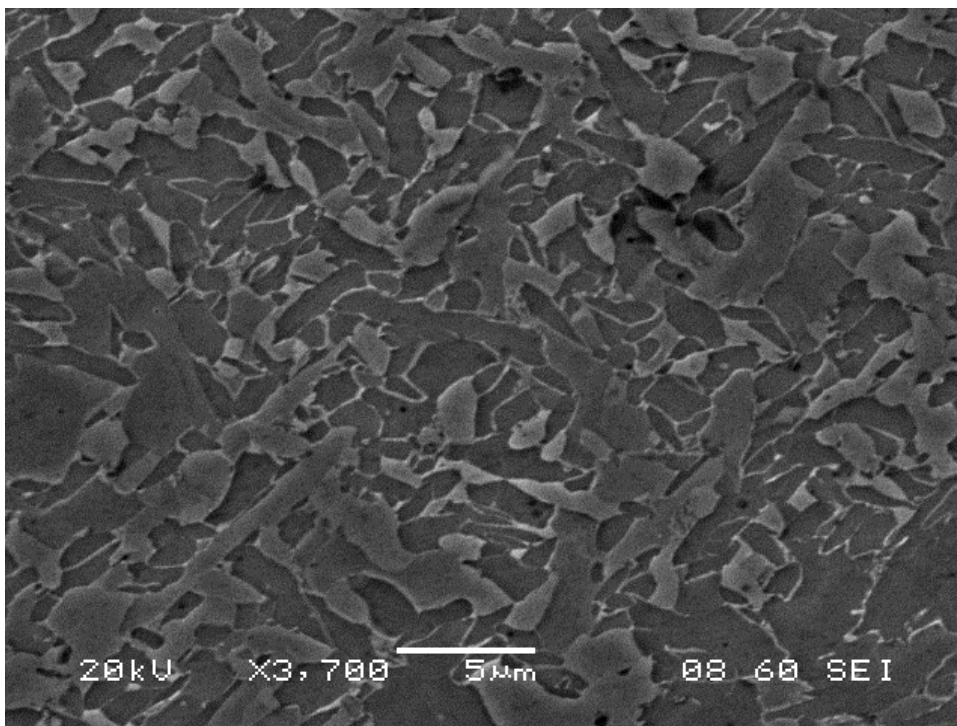
Εικόνα 46. Μικρογραφία BES-SEM με στοιχειακή ανάλυση EDS του δοκιμίου 2-1-1-A

Στην **εικόνα 47**, παρατηρείται ξανά λεπτόκοκκη μικροδομή κυριαρχικά στο μεγαλύτερο τμήμα της εικόνας με πλακίδια φερρίτη και βελόνες μαρτενσίτη. Ωστόσο, διακρίνουμε και κάποιους ιδιόμορφους ισαξονικούς κόκκους, που άλλοτε αποτελούν φερριτικές και άλλοτε ωστενιτικές περιοχές. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αμετασχημάτιστου ωστενίτη, αποτελεί η σκιασμένη με κόκκινο χρώμα έκταση που εμφανίζεται με σκούρα απόχρωση στο αριστερό μισό της εικόνας. Εκτός αυτών, παρατηρείται και μία τυπική δομή εναλλασσόμενων μπαινιτικών πλακιδίων στο κάτω αριστερό τμήμα της μικρογραφίας, η οποία γραμμοσκιάζεται με πράσινο χρώμα. Ξανά

παρατηρείται η εμφάνιση διάσπαρτων κατακρημνισμάτων σεμεντίτη γύρω από διάφορους κόκκους και ενδοκρυσταλλικά.

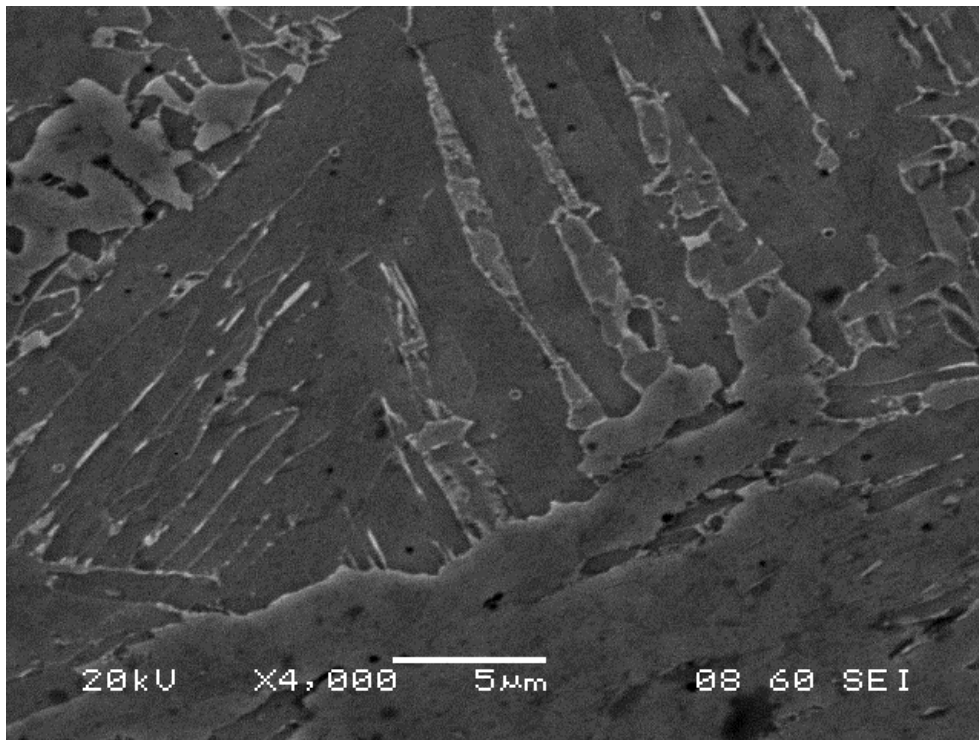


Εικόνα 47. Μικρογραφία SEI-SEM (x1000) δείγματος 2-1-1-A



Εικόνα 48. Μικρογραφία SEI-SEM (x3700) δείγματος 2-1-1-A

Η παρατηρούμενη μικροδομή στην **εικόνα 48**, αποτελείται από μεικτούς ευμεγέθεις και παράλληλα λεπτότερους κόκκους και βελόνες. Παρατηρείται για ακόμα μια φορά βελονοειδής φερρίτης σε ακόμα υψηλότερη μεγέθυνση, επομένως διακρίνεται με μεγαλύτερο πάχος από προηγουμένως. Κάποιες λευκές περιοχές, που είτε βρίσκονται στο εσωτερικό των κόκκων, είτε διακοσμούν τα όρια αυτών, συνιστούν την ενδομεταλλική ένωση του σεμεντίτη. Στο κάτω δεξιά τμήμα της εικόνας, διακρίνεται ένας κόκκος φερρίτη που στα όρια του ξεκίνησε ο σχηματισμός σεμεντίτη μορφολογίας Widmanstätten, με ανάπτυξη προς το εσωτερικό αυτού. Ακόμα, παρατηρούνται περιοχές που ομοιάζουν σε εναπομείναν ωστενίτη. Σε μικρά τμήματα της μικροδομής, παρατηρείται πιθανόν και περλιτική μορφολογία με εναλλασσόμενα πλακίδια φερρίτη-σεμεντίτη, σε ελάχιστο κλάσμα όγκου όμως, καθώς οι συνθήκες δε προωθούν το σχηματισμό του. Ενδιαφέρουσα παρατήρηση αποτελεί, ότι ακόμα και ο AF παρουσιάζεται με περισσότερο ισαξονικούς κόκκους σε αυτές τις μεγεθύνσεις.



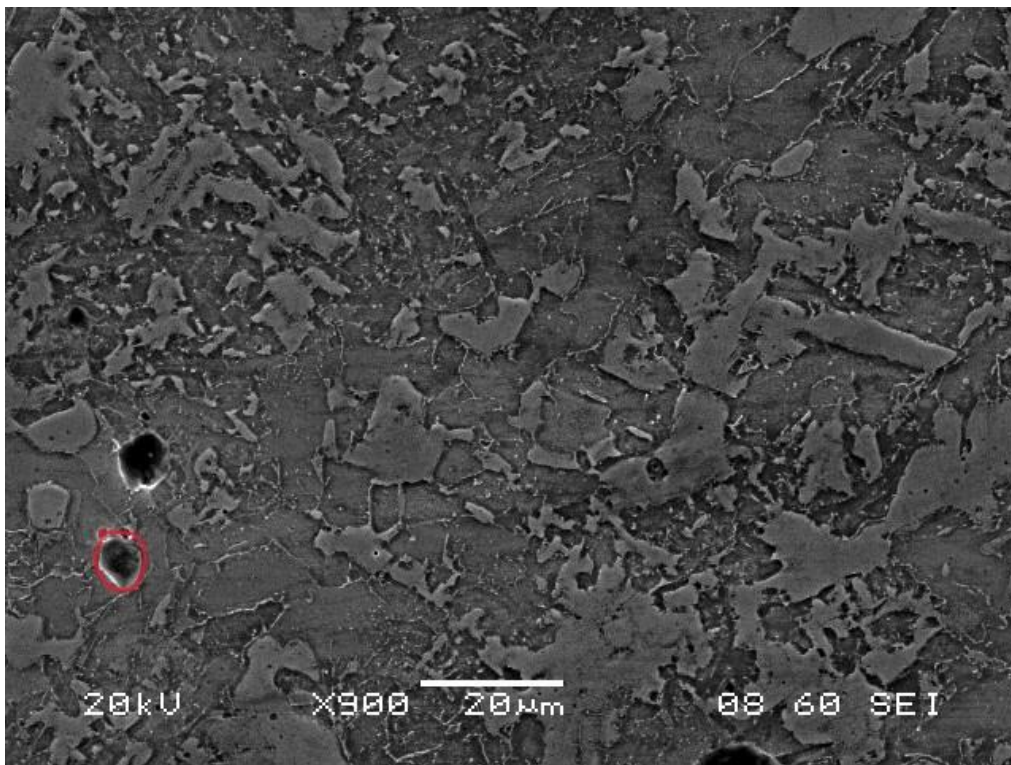
Εικόνα 49. Μικρογραφία SEI-SEM (x4000) δείγματος 2-1-1-A

Στο κάτω αριστερό τμήμα της **εικόνας 49**, εμφανίζεται μια χαρακτηριστική μορφολογία ανώτερου μπαινίτη, καθώς παρατηρούμε τη κατακρήμνιση των καρβιδίων στα όρια του κάθε παράλληλου πλακιδίου και παρατηρείται η μικροδομή των διαδοχικών βελόνων φύτρωσης. Στο κεντρικό τμήμα της εικόνας τώρα, παρουσιάζεται η φάση του WF φερρίτη, με τη χαρακτηριστική

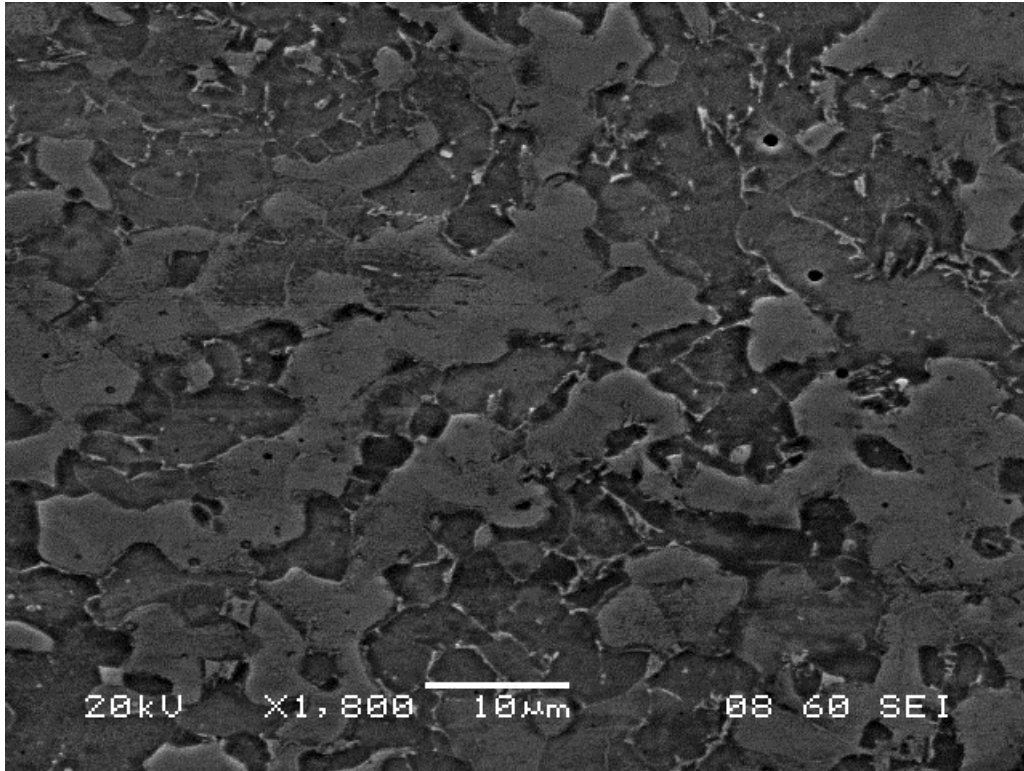
βελονοειδή μορφολογία της. Στο εσωτερικό των βελόνων αυτών, φαίνεται να έχει πραγματοποιηθεί φύτρωση πλακιδίων μαρτενσίτη, λόγω της χαρακτηριστικής μορφολογίας φτερού που παρατηρείται.

3.4.5 Δοκίμιο 2-1-1-B (Compressed Air Cooled)

Στην **εικόνα 50**, παρατηρούμε μια αδρόκοκκη μικροδομή ως σύνολο από αυτή τη μεγέθυνση, που όμως εμφανίζονται κάποια στίγματα, πολύ λεπτόκοκκα έως και βελονοειδή, τα οποία αποτελούν κατακρημνίσματα σεμεντίτη. Εκτός αυτών, η προευτηκτοειδής φάση σε αυτή την εικόνα φέρεται να διαφορίζεται και στο εσωτερικό των κόκκων του φερρίτη με βελονοειδείς μορφολογίες. Ακόμα, έχουμε και ευμεγέθεις ισαξονικούς κόκκους φερρίτη σε όλη την έκταση της εικόνας. Μικρές περιοχές μαρτενσιτικών αναπτύξεων είναι επίσης παρούσες, με πολύ λεπτοκρυσταλλική ανάπτυξη. Ελάχιστο ποσοστό πορώδους μικρής διαμέτρου είναι ταυτόχρονα παρόν, που φαίνεται να σχηματίζεται στα όρια των κόκκων του προηγούμενου ωστενίτη. Η περιοχή που περιγράφεται με κόκκινο χρώμα, αντιστοιχεί πιθανόν σε ένα σουλφίδιο του μαγγανίου που αναπτύχθηκε στα όρια ενός φερριτικού κόκκου και γύρω του διαφορίστηκε ο σεμεντίτης. Ελάχιστο ποσοστό επιμηκυμένων κόκκων παραμένοντα ωστενίτη είναι επίσης παρόν.



Εικόνα 50. Μικρογραφία SEI-SEM (x900) δείγματος 2-1-1-B

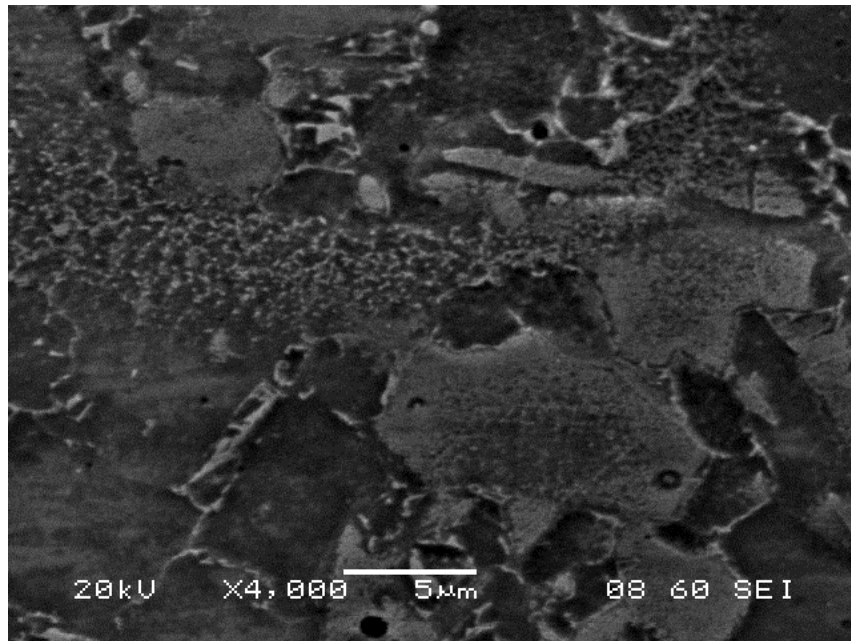


Εικόνα 51. Μικρογραφία SEI-SEM (x1800) δείγματος 2-1-1-B

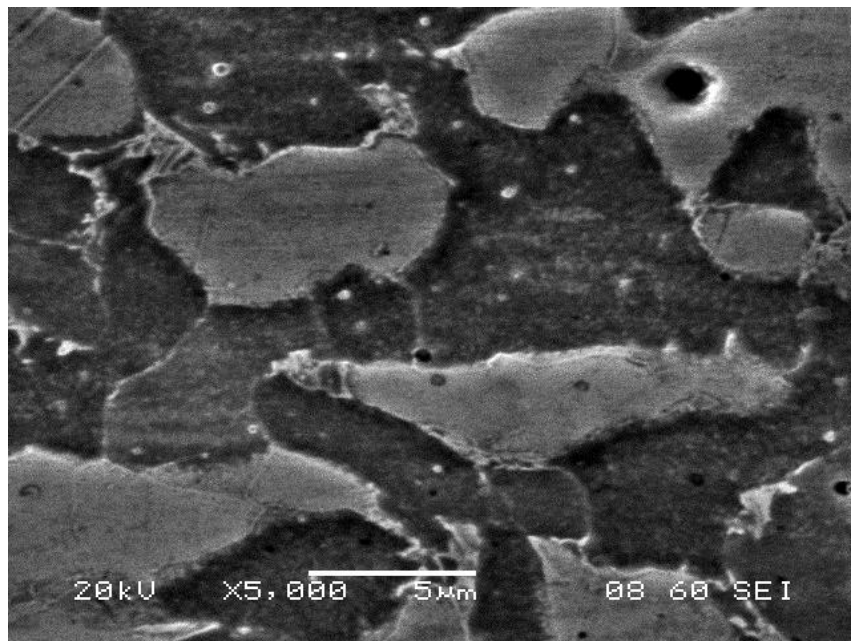
Στην **εικόνα 51**, επικρατεί και πάλι η μικροδομή με ευμεγέθεις κόκκους πολυγωνικού φερρίτη, διαδεχόμενοι από κόκκους μπαινίτη με μαρτενσιτικές μορφολογίες στο εσωτερικό τους. Στο κεντρικό τμήμα της εικόνας, παρατηρείται μια περιοχή η οποία έχει ‘καεί’ κατά τη χημική προσβολή του δοκιμίου και γι’ αυτό διακρίνεται με πιο σκούρα απόχρωση. Σε μικρό κλάσμα όγκου, στα όρια κάποιων κόκκων του φερρίτη παρατηρούνται περλιτικές περιοχές που αναπτύχθηκαν προφανώς σε κάποιο στάδιο αναθέρμανσης του υποστρώματος κατά τη διαδικασία της εκτύπωσης. Μικρό ποσοστό πορώδους παρατηρείται ξανά σε διάσπαρτες εκτάσεις της μικροδομής. Η μορφολογία σεμεντίτη τύπου Widmanstätten παρουσιάζεται ξανά με περικρυσταλλική ανάπτυξη στους κόκκους του φερρίτη και προς το εσωτερικό αυτών. Τέλος, υπάρχει παρουσία βελονοειδούς φερρίτη στα σύνορα μεταξύ πολυγωνικών κόκκων φερρίτη και μπαινίτη.

Στην **εικόνα 52**, εκτός από τους κρυστάλλους πολυγωνικού φερρίτη και κάποιες μπαινιτικές περιοχές που παρατηρούνται, αξίζει να σημειωθεί η ύπαρξη μιας ζώνης σφαιροποιημένου σεμεντίτη που διασχίζει το κεντρικό τμήμα της εικόνας. Αυτό το σφαιροποιημένο στρώμα, προφανώς σχηματίστηκε κατά τη θερμοκρασιακή ανόπτηση του σε θερμοκρασίες 723-Δθ, όπου

για παρατεταμένους χρόνους σε αυτές τις θερμοκρασίες, οι επιμηκυμένες εύθραυστες βελόνες του σεμεντίτη με αιχμηρά άκρα μετασχηματίζονται σε σφαιρίδια. Αυτό το φαινόμενο, συνεισφέρει στην αύξηση της ολκιμότητας του δοκιμίου, εις βάρος της σκληρότητας όμως αυτού. Καθώς οι διαταραχές που εισέρχονται στο υλικό μπορούν να διαπεράσουν ευκολότερα τις σφαίρες από ότι τα πλακίδια του σεμεντίτη το υλικό γίνεται πιο όλκιμο.



Εικόνα 52. Μικρογραφία SEI-SEM (x4000) δείγματος 2-1-1-B

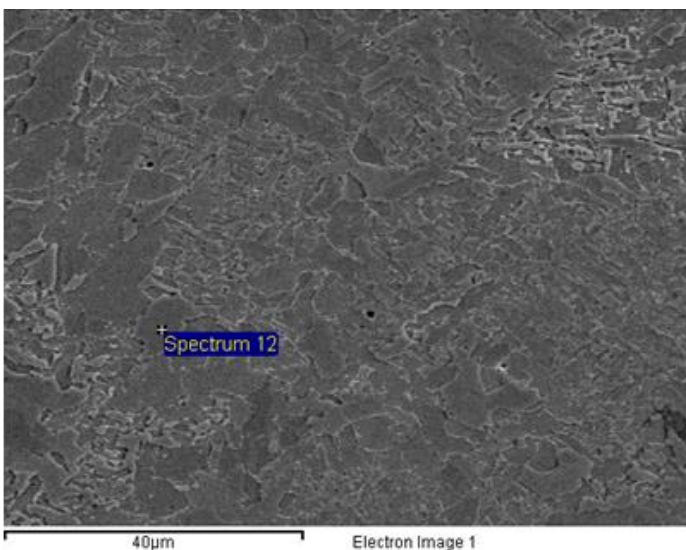


Εικόνα 53. Μικρογραφία SEI-SEM (x5000) δείγματος 2-1-1-B

Στην **εικόνα 53**, παρατηρούμε σε υψηλή μεγέθυνση τους σχετικά ομοιόμορφους κόκκους φερρίτη διεσπαρμένους στη μάζα του υλικού, καθώς και αλλοτριόμορφους κόκκους AF φερρίτη σε μικρότερο κλάσμα όγκου. Στα όρια των κόκκων του φερρίτη του κεντρικού κόκκου, παρατηρούνται κάποιες περλιτικές αποικίες, καθώς η κινητική των αντιδράσεων κατά την απόψυξη σε αυτή την περίπτωση φαίνεται να ευνόησε το σχηματισμό περλίτη περικρυσταλλικά των κόκκων φερρίτη. Επιπλέον, ένας μεγάλος κόκκος μπαινίτη διακρίνεται στο αριστερό τμήμα της εικόνας, όπου σε αυτή τη κλίμακα η γεωμετρία του ομοιάζει σε περισσότερο κοκκώδη παρά πλακοειδή μορφολογία.

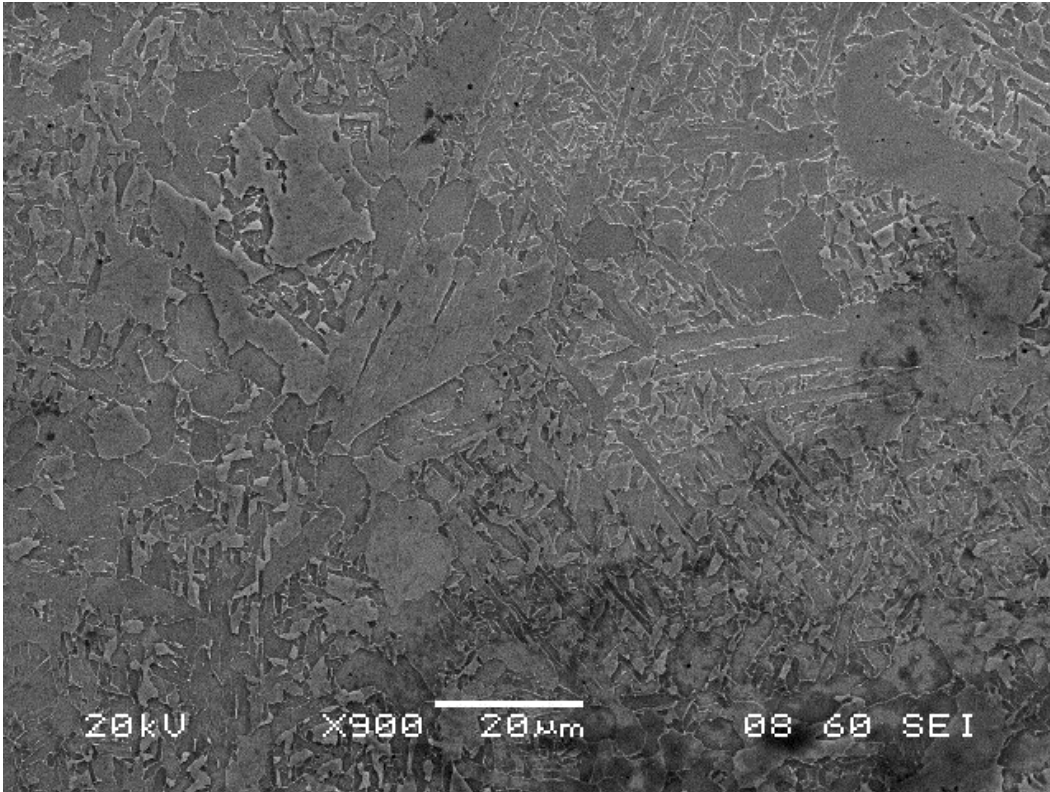
3.4.6 Δοκίμιο 3-1-1-A (Compressed Air Cooled & Water Admixture)

Στην **εικόνα 54**, παρατίθεται μια μικρογραφία από SEM οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, όπου φαίνεται η χαρακτηριστική μικροδομή των διφασικών χαλύβων. Δηλαδή, παρατηρούνται ευμεγέθεις κόκκοι πολυγωνικού φερρίτη και αποικίες μαρτενσίτη ή νησίδια μαρτενσίτη και παραμένοντα ωστενίτη που ενσωματώνονται στην όλκιμη φερριτική μήτρα. Ο φερρίτης μοιράζεται και πάλι σε πολυγωνικό και μικρότερο ποσοστό βελονοειδούς, με ακόμα λεπτότερη σύνθεση, λόγω των ταχύτερων ρυθμών απόψυξης. Ταυτόχρονα, επισυνάπτεται και μία ανάλυση από το EDS, που δίνει και πάλι σύσταση παραπλήσια του σύρματος συγκόλλησης. Η ανάλυση πραγματοποιείται στη γειτονιά ενός πολυγωνικού κόκκου φερρίτη. Το πορώδες εμφανίζεται και πάλι σε λίγο μεγαλύτερη κλίμακα αυτή τη φορά. Σε ορισμένα σημεία παρατηρούνται και πολυγωνικοί κόκκοι παραμένοντα ωστενίτη μέσα στη φερριτική μήτρα.

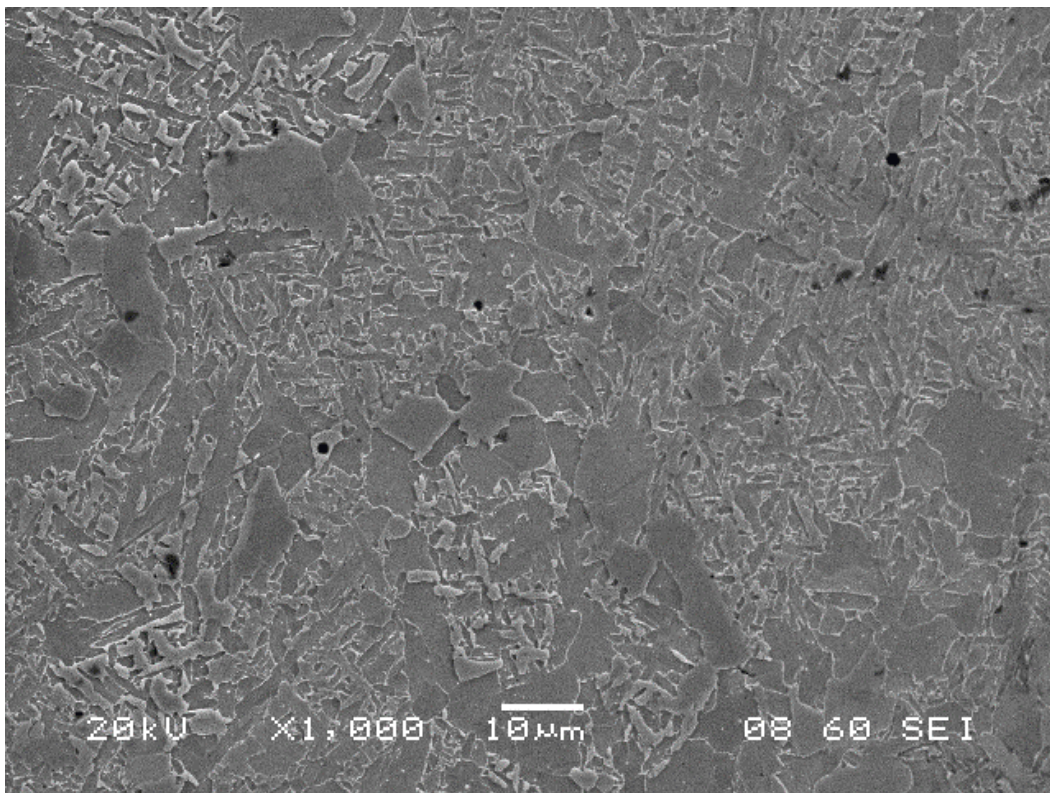


Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.75	1.48
Mn K	1.46	1.48
Fe K	97.79	97.05
Totals	100.00	

Εικόνα 54. Μικρογραφία BES-SEM με στοιχειακή ανάλυση EDS του δείγματος 3-1-1-A



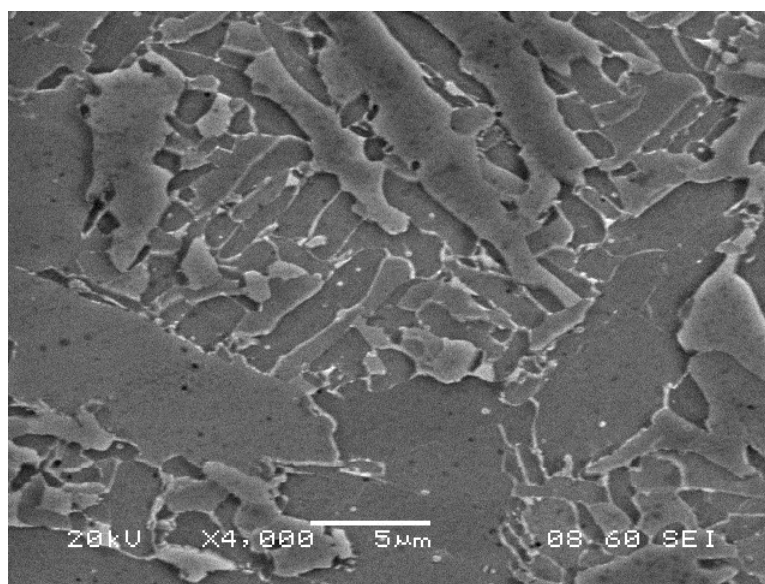
Εικόνα 55. Μικρογραφία SEI-SEM (x900) δείγματος 3-1-1-A



Εικόνα 56. Μικρογραφία SEI-SEM (x1000) δείγματος 3-1-1-A

Οι εικόνες 55 & 56, επιλέχθηκαν να τοποθετηθούν μαζί καθώς πρόκειται για μικροδομές με παρόμοια κοκκομετρία και μεταλλουργικές φάσεις. Και πάλι εμφανίζεται η μικροδομή των διαφασικών μαρτενσιτικών χαλύβων με τους ευμεγέθεις κόκκους φερρίτη και το μαρτενσίτη. Στη συγκεκριμένη περίπτωση, εκτός από βελόνες μαρτενσίτη παρατηρούμε και μαρτενσιτικά πλακίδια ενδιάμεσα των κόκκων της προευτηκτοειδούς φάσης, σχηματίζοντας διακλαδισμένες σύνθετες μορφολογίες. Στην **εικόνα 55**, στο κάτω δεξιά τμήμα της εικόνας, υπάρχει και πάλι μια περιοχή που έχει προσβληθεί εντονότερά από το αντιδραστήριο Nital, όπου ακόμα και σε χαμηλή συγκέντρωση χρόνοι πάνω από 6 δευτερόλεπτα παρατηρήθηκε ότι η επιφάνεια του δοκιμίου αλλοιωνόταν πλήρως. Στο κεντρικό τμήμα της ίδιας εικόνας, παρατηρούμε χαρακτηριστικά ένα ευμεγέθη κόκκο προευτηκτοειδούς φάσης όπου στο εσωτερικό αυτού έχει αναπτυχθεί ένας επιμηκυμένος κόκκος παραμένοντα ωστενίτη.

Στην **εικόνα 56**, παρά την ομοιότητα της μικροδομής με τη προηγούμενη μικρογραφία το κλάσμα όγκου της μαρτενσιτικής φάσης παρατηρείται ελαφρώς πιο αυξημένο και με περισσότερο διακλαδισμένο δίκτυο. Στο κεντρικό τμήμα της εικόνας, διακρίνονται κάποιες γραμμές που σχηματίστηκαν κατά το στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας, την ώρα της λείανσης. Για άλλη μία φορά, παρατηρείται ανάπτυξη σεμεντίτη σε διάσπαρτες περιοχές, καθώς και παρουσία του βελονοειδούς φερρίτη στο εσωτερικό κάποιων κόκκων. Σε πολύ μικρότερη κλίμακα απ' τους φερριτικούς πολυγωνικούς κόκκους, εμφανίζονται κάποιοι επίσης ομοιόμορφοι κόκκοι μπαινιτικών πλακιδίων, με τη χαρακτηριστική κατακρήμνιση σεμεντίτη στα σύνορα των βελόνων.

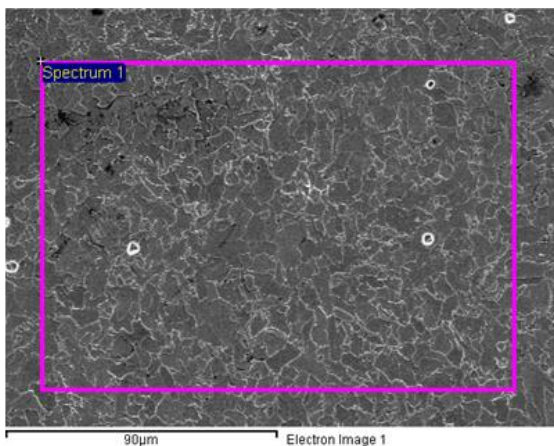


Εικόνα 57. Μικρογραφία SEI-SEM (x4000) δείγματος 3-1-1-A

Στην **εικόνα 57**, στο αριστερό τμήμα της εικόνας, διακρίνεται μια χαρακτηριστική μπαινιτική μικροδομή με διάσπαρτα καρβίδια στα σύνορα των πλακιδίων. Τα πλακίδια του μπαινιτικού φερρίτη, είναι αυτά που σχηματίζονται πρώτα κατά τον μπαινιτικό μετασχηματισμό, λόγω της χαμηλότερης ενέργειας ενεργοποίησης που επιδεικνύουν. Για να σχηματιστούν, ακολουθούν διατμησιακό μετασχηματισμό του πλέγματος, καθώς οι ρυθμοί απόψυξης είναι πολύ υψηλοί και ο σίδηρος αδυνατεί να διαχυθεί. Στη συνέχεια όμως, ο άνθρακας λόγω του μικρότερου μεγέθους του ατόμου του έχει την ικανότητα και διαχέεται σε μικρές αποστάσεις και κατακρημνίζεται είτε στο εσωτερικό είτε γύρω απ' τα πλακίδια του μπαινιτικού φερρίτη, ανάλογα με το είδος του μπαινίτη που ακολουθείται (ανώτερος ή κατώτερος). Οι κόκκοι που υπάρχουν στην ευρύτερη περιοχή, αποτελούν κόκκους AF φερρίτη. Κατακρήμνιση σεμεντίτη παρατηρείται επίσης στα όρια των φερριτικών κόκκων.

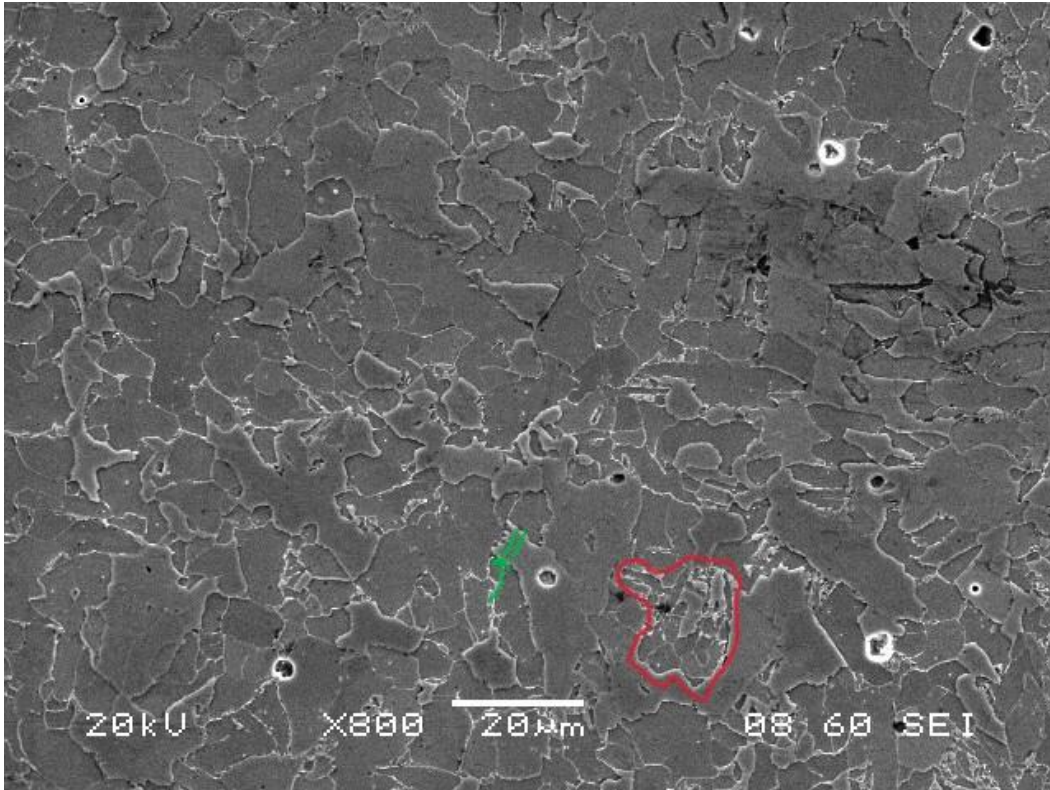
3.4.7 Δοκίμιο 3-1-1-B (Compressed Air Cooled & Water Admixture)

Στην **εικόνα 58** παρακάτω, παρατηρείται μια μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, αποτελούμενη κυρίως από πολυγωνικούς κόκκους φερρίτη με μεγάλο μέγεθος, που διακρίνονται με διαφορετικές αντιθέσεις χρώματος στην όλη μάζα του δοκιμίου. Παράλληλα, στα όρια κάποιων φερριτικών κόκκων εμφανίζεται και δημιουργία περλιτικών δομών σε ελάχιστο κλάσμα όγκου βέβαια. Κάποιοι κόκκοι που διακρίνονται με πιο έντονα περατωτικά όρια, είναι λογικό λόγω της περικρυσταλλικής κατακρήμνισης των καρβιδίων που λαμβάνει χώρα επιλεκτικά σε φερριτικούς κόκκους συγκεκριμένου προσανατολισμού. Η ανάλυση που διεξήχθη με το EDS, επιβεβαιώνει και πάλι την αντιστοιχία της σύστασης του τελικού δοκιμίου με αυτή του ηλεκτροδίου της συγκόλλησης, με λίγο υψηλότερο ποσοστό Mn (λευκές περιοχές σφαιριδίων).

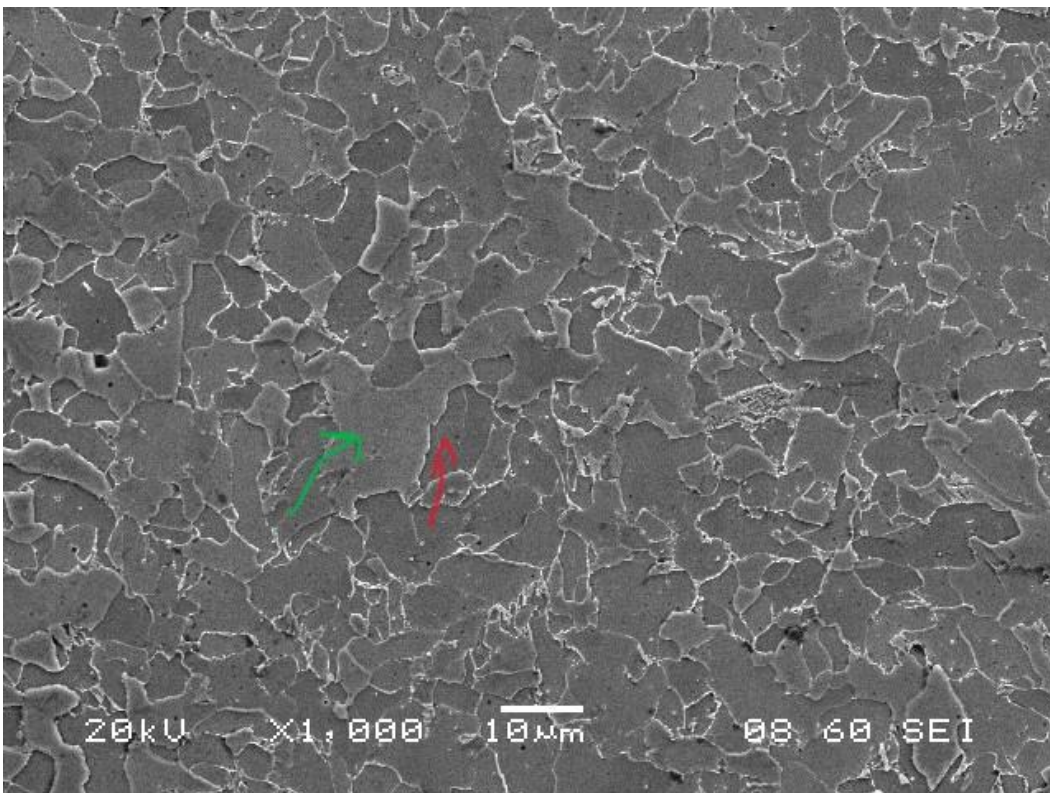


Element	Weight%	Atomic%
Si K	0.85	1.68
Mn K	1.85	1.87
Fe K	97.29	96.45
Totals	100.00	

Εικόνα 58. Μικρογραφία BES-SEM με στοιχειακή ανάλυση EDS του δείγματος 3-1-1-B



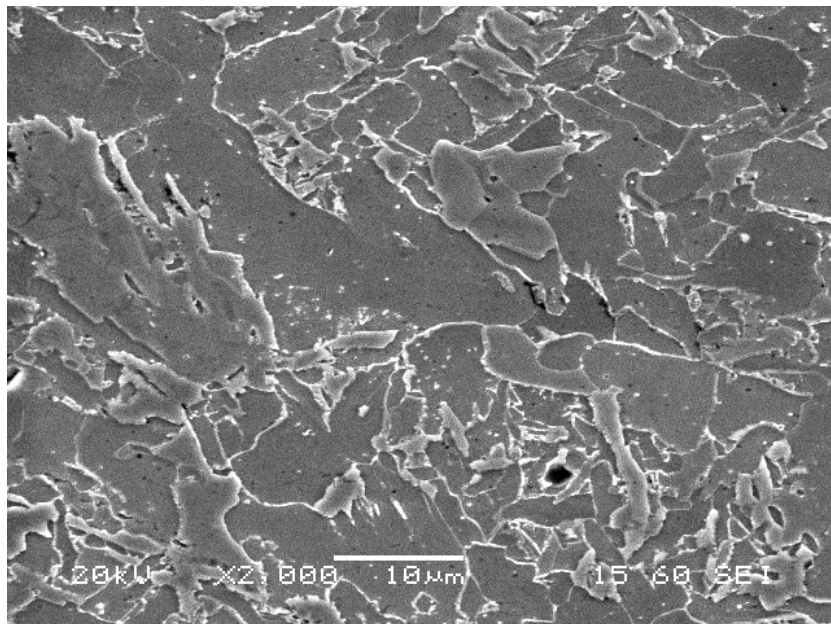
Εικόνα 59. Μικρογραφία SEI-SEM (x800) δείγματος 3-1-1-B



Εικόνα 60. Μικρογραφία SEI-SEM (x1000) δείγματος 3-1-1-B

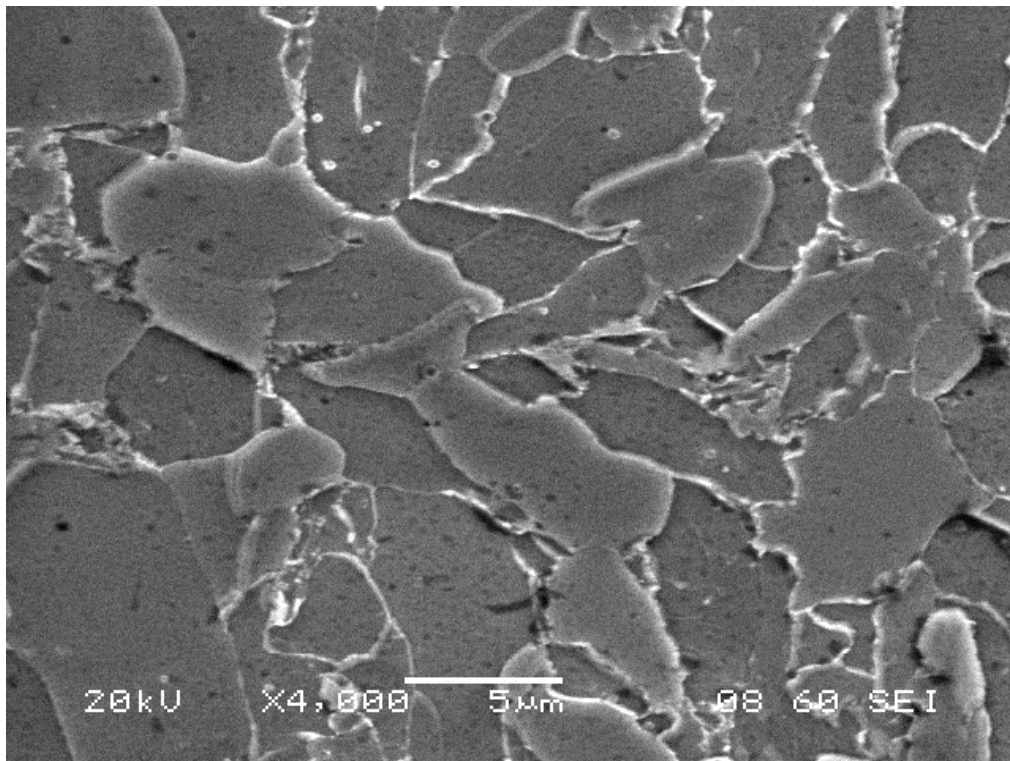
Οι εικόνες **59 & 60**, επιλέχθηκαν να ομαδοποιηθούν κατά την μεταλλογραφική ανάλυση, για την ομοιότητα των παρατηρούμενων μικροδομών τους. Και στις δύο περιπτώσεις, παρατηρούνται ευμεγέθεις κόκκοι πολυγωνικού φερρίτη, που όμως εμφανίζονται με διαφορετικές αποχρώσεις. Η κύρια αιτία αυτής της διαφοροποίησης που επισημαίνεται και στην **εικόνα 60** με κόκκινο και πράσινο χρώμα αντίστοιχα, είναι ο διαφορετικός βαθμός χημικής προσβολής που επιδέχθηκε ο εκάστοτε κόκκος φερρίτη κατά το στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας. Μία ακόμη αιτία που ενδέχεται να εξηγεί αυτό το φαινόμενο, είναι η πιθανή διαφοροποίηση μεταξύ της μορφολογίας δύο φερριτικών κόκκων κατά το στάδιο της στερεοποίησης ή λόγω ανακρυστάλλωσης κάποιων από αυτούς κατά την αναθέρμανση, λόγω του πάσου του υπερκείμενου στρώματος εκτύπωσης.

Στην **εικόνα 59**, εκτός από τους πολυγωνικούς κόκκους φερρίτη που παρατηρούνται στο μεγαλύτερο κλάσμα όγκου της εικόνας, παρατηρούμε δύο περιοχές που περιγράφονται από κόκκινο και πράσινο χρώμα αντίστοιχα. Η έκταση που δείχνεται με πράσινο βέλος, αποτελεί μία περιοχή όπου ξεκίνησε η ανάπτυξη WF φερρίτη από τα όρια κόκκων του προϋπάρχοντα ωστενίτη προς το εσωτερικό τμήμα του κόκκου. Από την άλλη, η έκταση που περικλείεται με κόκκινη απόχρωση συνιστά μία περιοχή κοκκώδους μπαινίτη, που λόγω της αναθέρμανσης του στρώματος οι κόκκοι του είχαν τον απαιτούμενο χρόνο να μεγεθυνθούν. Τέλος, ένα μικρό ποσοστό πορώδους εμφανίζεται στο εσωτερικό κάποιων κόκκων, υποβαθμίζοντας την αντοχή σε κόπωση του υλικού.



Εικόνα 61. Μικρογραφία SEI-SEM (x2000) δείγματος 3-1-1-B

Στην **εικόνα 61**, παρατηρούμε και πάλι τους ισαξονικούς κόκκους φερρίτη διαφορετικών αποχρώσεων που κρυσταλλώθηκαν σε διαφορετικά στάδια της στερεοποίησης στο μεγαλύτερο κλάσμα όγκου, καθώς και τη συγκέντρωση του βελονοειδούς φερρίτη τόσο περικρυσταλλικά όσο και στο εσωτερικό κάποιων κόκκων. Ακόμα, στα περατοτικά σύνορα των φερριτικών κόκκων σε ορισμένες περιπτώσεις εμφανίζεται και πάλι η ανάπτυξη σεμεντίτη μορφολογίας Widmanstätten προς το εσωτερικό αυτών. Επίσης, στο εσωτερικό ορισμένων φερριτικών κόκκων παρατηρούνται κατακρημνίσματα σφαιροποιημένου σεμεντίτη, που σχηματίστηκαν κατά την αναθέρμανση αυτού του στρώματος. Σε ορισμένες τοπικά περιοχές, η μορφολογία ομοιάζει με αυτή των διφασικών μαρτενσιτικών χαλύβων, όπως στο επάνω δεξιό τμήμα της μικρογραφίας, όπου στο εσωτερικό ενός φερριτικού κόκκου έχουν αναπτυχθεί πλακίδια μαρτενσίτη. Για άλλη μια φορά οι μπαινιτικές δομές δεν απουσιάζουν από το κλάσμα όγκου της μικροδομής. Η **εικόνα 62** παρακάτω, αποτελεί μεγέθυνση της **εικόνας 61** σε αρκετά μεγαλύτερη κλίμακα.



Εικόνα 62. Μικρογραφία SEI-SEM (x4000) δείγματος 3-1-1-B

ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Στη παρούσα διπλωματική εργασία, διεξήχθη αναλυτική μελέτη της εκτύπωσης τριών διαφορετικών δοκιμίων, που παρήχθησαν μέσω της τεχνικής τρισδιάστατης εκτύπωσης WAAM. Τα τρία δοκίμια μεταξύ τους, διέφεραν στη τεχνική που χρησιμοποιήθηκε για την απόψυξή τους και κατά συνέπεια στις μηχανικές και μικρογραφικές τους ιδιότητες. Για το πρώτο δοκίμιο, δε χρησιμοποιήθηκε κανένα ψυκτικό μέσο. Για το δεύτερο, αξιοποιήθηκε σύστημα απόψυξης πεπιεσμένου αέρα. Και για το τρίτο δείγμα, πραγματοποιήθηκε συνδυαστική απόψυξη με χρήση πεπιεσμένου αέρα και ταυτόχρονης προσθήκης νερού, μέσω ψεκασμού. Δύο ομάδες δοκιμίων κατασκευάστηκαν. Τα πρώτα, κόπηκαν σε πρώτο στάδιο παράλληλα στη διεύθυνση σάρωσης της εκτύπωσης, ενώ τα δεύτερα κάθετα σε αυτή τη διεύθυνση (διεύθυνση κατασκευής). Ο χαρακτηρισμός της δομής των τελικών έξι δοκιμίων (δύο από κάθε δοκίμιο) έγινε εφικτός, μέσω αρχικής παρατήρησης με οπτικό μικροσκόπιο, με χρήση περίθλασης ακτίνων X (XRD) και τέλος με ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (SEM). Τα συμπεράσματα των παραπάνω πειραμάτων και μεθόδων έρευνας παρατίθενται στη συνέχεια.

Όσον αφορά στη **μικροδομή**:

- Σε γενικές γραμμές, λόγω των διαφορετικών ρυθμών απόψυξης των επιμέρους στρωμάτων και λόγω της θερμοκρασιακής ανόπτησης στην οποία αυτά υποβάλλονταν, και στα έξι δοκίμια παρατηρήθηκε έντονη διακύμανση στη διαβάθμιση του μεγέθους των κόκκων που συμμετείχαν στην εκάστοτε μικροδομή. Από πάνω προς το εσωτερικό των δοκιμίων και από τα πλάγια προς το κέντρο τους, παρατηρήθηκαν πολλά είδη φάσεων παρόντα.
- Στον άξονα X-Y, παρατηρήθηκε έντονη παρουσία φερριτικών δομών τύπου Widmanstätten, ιδίως στα πλάγια τμήματα των δοκιμίων, όπου τα τυπωμένα στρώματα έρχονταν σε επαφή με την ατμόσφαιρα και ακολουθούσαν ταχύτερους ρυθμούς απόψυξης. Προς το κέντρο των δοκιμίων, οι κόκκοι μεγεθύνονταν αισθητά και ο WF φερρίτης αντικαθίσταται από πολυγωνικούς ιδιόμορφους κόκκους.
- Αναφορικά με τον άξονα Y-Z, η παρουσία των φερριτικών δομών τύπου WF δε φάνηκε να είναι τόσο έντονη, γεγονός απολύτως λογικό καθώς σε αυτό τον άξονα τα στρώματα

εμφανίζουν το μεγαλύτερο ποσοστό αναθέρμανσης μεταξύ τους και σε αρκετές περιπτώσεις συμβαίνει και ανακρυστάλλωση κάποιων κόκκων. Ο πολυγωνικός φερρίτης σε ταυτόχρονη παρουσία με το βελονοειδή φερρίτη φέρεται να αποτελούν τη κυρίαρχη μικροδομή σε αυτή τη διεύθυνση. Το μεγαλύτερο κλάσμα όγκου βέβαια καταλαμβάνεται από το πολυγωνικό φερρίτη καθώς οι κινητικές συνθήκες το επιβάλλουν. Και στους δύο άξονες, παρατηρήθηκε η παρουσία μπαινιτικών και μαρτενσιτικών αποικιών.

- Παρατηρήθηκαν επίσης κενά και ρωγμές σε αρκετά δοκίμια, παραπροϊόν της διαδικασίας τρισδιάστατης εκτύπωσης με την οποία έγινε η παραγωγή των δειγμάτων. Το παρόν πορώδες, ενδέχεται να υποβαθμίσει αρκετά τη μηχανική αντοχή του υλικού μας. Ένας εύκολος τρόπος αντιμετώπισης, είναι η μείωση της ταχύτητας σάρωσης ή και η αναμονή για συγκεκριμένο χρόνο μεταξύ της εκτύπωσης δύο διαδοχικών στρωμάτων.

Αναφορικά με τα αποτελέσματα των **σκληρομετρήσεων** προκύπτουν τα εξής:

- Να σημειωθεί, πως οι μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν μόνο κατά τον άξονα X-Z των δοκιμίων, καθώς βοήθησαν στην εξαγωγή συμπερασμάτων για το θερμοκρασιακό προφίλ της εκτύπωσης. Κατά τον άξονα X-Y δε παρατηρήθηκε το ίδιο ενδιαφέρον μικροδομών και άλλων χαρακτηριστικών.
- Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων των τριών δοκιμίων (**διαγράμματα 1-4**), φαίνεται πως καθώς πηγαίνουμε από το δοκίμιο 1 στο δοκίμιο 3, δηλαδή κατά τη κατεύθυνση αύξησης του ρυθμού απόψυξης των δοκιμίων, παρατηρούμε μια συνεχή αύξηση της σκληρότητας των δοκιμίων. Αυτό, συμβαίνει καθώς όσο λεπτότεροι παρουσιάζονται οι κόκκοι της μικροδομής, συνιστούν ένα όλο και ισχυρότερο εμπόδιο για την ελεύθερη κίνηση των διαταραχών στο εσωτερικό ενός υλικού.
- Τη σημαντικότερη παρατήρηση, όπως φαίνεται και στα **διαγράμματα 1-4**, αποτέλεσε το μοτίβο που εμφανίστηκε μεταξύ των σκληρομετρήσεων και των τριών δοκιμίων. Στη διεύθυνση X-Z, πραγματοποιούνται οι μεγαλύτερες αναθερμάνσεις κατά την εκτύπωση. Το κατώτερο στρώμα του δοκιμίου, που βρίσκεται σε επαφή με το υπόστρωμα όμως, όπως και το ανώτερο που βρίσκεται σε επαφή με την ατμόσφαιρα απάγουν τη θερμότητα ταχύτερα. Το φαινόμενο αυτό, θυμίζει το θερμοκρασιακό προφίλ των συγκολλήσεων.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] Γ.Δ. Παπαδημητρίου, *Γενική Μεταλλογνωσία II, Τα κράματα*. Αθήνα: Ε.Μ.Π., 1993.
- [2] “Iron-Carbon Phase Diagram Explained [with Graphs].” Accessed: Mar. 24, 2023. [Online]. Available: <https://fractory.com/iron-carbon-phase-diagram/>
- [3] “History of Steel.” Accessed: Mar. 24, 2023. [Online]. Available: https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/def_en/kap_5/advanced/t5_1_4.html
- [4] “A tetrahedral void in fcc is formed by atoms at:” Accessed: Mar. 28, 2023. [Online]. Available: <https://www.toppr.com/ask/question/a-tetrahedral-void-in-fcc-is-formed-by-atoms-at/>
- [5] Γρηγόρης Ν. Χαϊδεμενόπουλος, *Φυσική Μεταλλουργία*, 2η Έκδοση. Εκδόσεις Τζιόλα, 2020.
- [6] “Practical Maintenance » Blog Archive » I-T Diagram and Cooling Curves.” Accessed: Apr. 17, 2023. [Online]. Available: <https://practicalmaintenance.net/?p=1345>
- [7] Γεώργιος Κ. Τριανταφυλλίδης, *Μεταλλογνωσία*, 3η Έκδοση. Εκδόσεις Τζιόλα, 2016.
- [8] D. A. D. A. R. A. et al. Brent L. Adams, *ASM Handbook, Metallography and Microstructures*, vol. 9. ASM International, 2004.
- [9] Δρ. Γεώργιος Φούρλαρης, *Μετασχηματισμοί Φάσεων*. Αθήνα: Ε.Μ.Π., 2022.
- [10] Γ.Δ. Παπαδημητρίου, *Εργαστηριακές Ασκήσεις Γενικής Μεταλλογνωσίας II, Θερμικές Κατεργασίες Χαλύβων*. Αθήνα: Ε.Μ.Π., 2002.
- [11] “ER70S-6 (solid steel MIG wire) - Weldporn® – WELD EVERY DAMN DAY.” Accessed: Jun. 03, 2023. [Online]. Available: <https://www.weldporn.com/product/er70s-6-solid-steel-mig-wire/>
- [12] Εμμανουήλ Ν. Ζευγώλης, *Μεταλλουργία Σιδήρου: Θεωρία και Τεχνολογία*. Αθήνα: Εκδοτικός Όμιλος Ίων, 2015.
- [13] “What You Need to Know About ER70S-6 Welding Wire - ATLANTIC CHINA WELDING CONSUMABLES, INC.” Accessed: Jun. 03, 2023. [Online]. Available: <https://atlanticweldings.com/what-you-need-to-know-about-er70s-6-welding-wire/>
- [14] A. Astarita *et al.*, “Microstructure and mechanical properties of specimens produced using the wire-arc additive manufacturing process,” *Proc Inst Mech Eng C J Mech Eng Sci*, vol. 235, no. 10, pp. 1788–1798, May 2021, doi: 10.1177/0954406219883324.
- [15] W. F. H. K. M. S. et al. David L. Bourell, *ASM Handbook, Additive Manufacturing Processes*, vol. 24. Ohio: ASM International, 2020.

- [16] A. Dass and A. Moridi, “State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design,” *Coatings*, vol. 9, no. 7. MDPI AG, 2019. doi: 10.3390/COATINGS9070418.
- [17] L. Yang *et al.*, “Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production Springer Series in Advanced Manufacturing,” 2017. [Online]. Available: <http://www.springer.com/series/7113>
- [18] B. P. Nagasai, S. Malarvizhi, and V. Balasubramanian, “Mechanical properties of wire arc additive manufactured carbon steel cylindrical component made by gas metal arc welding process,” *J Mech Behav Mater*, vol. 30, no. 1, pp. 188–198, Jan. 2021, doi: 10.1515/jmbm-2021-0019.
- [19] S. I. Evans, J. Wang, J. Qin, Y. He, P. Shepherd, and J. Ding, “A review of WAAM for steel construction – Manufacturing, material and geometric properties, design, and future directions,” *Structures*, vol. 44. Elsevier Ltd, pp. 1506–1522, Oct. 01, 2022. doi: 10.1016/j.istruc.2022.08.084.
- [20] W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu, “The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing,” *International Materials Reviews*, vol. 61, no. 5. Taylor and Francis Ltd., pp. 315–360, 2016. doi: 10.1080/09506608.2015.1116649.
- [21] V. Wesling, A. Schram, and M. Kessler, “Low heat joining - Manufacturing and fatigue strength of brazed, locally hardened structures,” in *Advanced Materials Research*, 2010, pp. 347–374. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.137.347.
- [22] D. Jafari, T. H. J. Vaneker, and I. Gibson, “Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts,” *Mater Des*, vol. 202, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109471.
- [23] S. W. M. J. R. et. al. Jan Roman Hönnige, “Residual Stress Characterization and Control in the Additive Manufacture of Large Scale Metal Structures,” in *Residual Stresses 2016*, Materials Research Forum LLC, Jan. 2017, pp. 455–460. doi: 10.21741/9781945291173-77.
- [24] C. Li, Z. Y. Liu, X. Y. Fang, and Y. B. Guo, “Residual Stress in Metal Additive Manufacturing,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2018, pp. 348–353. doi: 10.1016/j.procir.2018.05.039.
- [25] A. Queguineur, G. Rückert, F. Cortial, and J. Y. Hascoët, “Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications,” *Welding in the World*, vol. 62, no. 2, pp. 259–266, Mar. 2018, doi: 10.1007/s40194-017-0536-8.
- [26] E. Brandl, B. Baufeld, C. Leyens, and R. Gault, “Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications,” in *Physics Procedia*, Elsevier B.V., 2010, pp. 595–606. doi: 10.1016/j.phpro.2010.08.087.

- [27] A. Busachi, J. Erkoyuncu, P. Colegrove, F. Martina, and J. Ding, “Designing a WAAM based manufacturing system for defence applications,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2015, pp. 48–53. doi: 10.1016/j.procir.2015.08.085.
- [28] V. Shukla, V. Kumar, and A. Dixit, “Microstructural characteristics and tensile properties of ER70S-6 manufactured by Robotic CMT wire-and-arc additive manufacturing,” *Mater Today Proc*, 2023, doi: 10.1016/j.matpr.2023.02.011.
- [29] Γ. Δ. Παπαδημητρίου, *ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑ Ι, ΕΡΓΑΣΤΗΡΙΑΚΕΣ ΑΣΚΗΣΕΙΣ*. ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ, 2002.
- [30] “Metallographic Polishing Cloth Automatic Polishing Metallography Polishing Metallographic Polishing Consumables - China Metallographic Polishing and Metallographic Polishing Cloth.” Accessed: Sep. 27, 2023. [Online]. Available: <https://trojanchina.en.made-in-china.com/product/WJVRlupcaihb/China-Metallographic-Polishing-Cloth-Automatic-Polishing-Metallography-Polishing-Metallographic-Polishing-Consumables.html>
- [31] M. Gouné, J. Drillet, and P. Maugis, “Solid-Solid Phase Transform,” 2005.
- [32] “Vickers Hardness Test.” Accessed: Sep. 28, 2023. [Online]. Available: <https://www.gordonengland.co.uk/hardness/vickers.htm>
- [33] Δρ. Β. Μ. Δρ. Γεώργιος Κυριακίδης, *Εισαγωγή στην Ηλεκτρονική Μικροσκοπία*. Ηράκλειο: Πανεπιστήμιο Κρήτης, 2014.
- [34] Γ.Δ. Παπαδημητρίου, *Γενική Μεταλλογνωσία Ι*. Αθήνα: Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, 1989.
- [35] L. Kumar, P. Kumar, A. Narayan, and M. Kar, “Rietveld analysis of XRD patterns of different sizes of nanocrystalline cobalt ferrite,” *Int Nano Lett*, vol. 3, no. 1, Dec. 2013, doi: 10.1186/2228-5326-3-8.
- [36] C. Schade, T. Murphy, A. Lawley, and R. Doherty, “MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A BAINITIC PM STEEL”.