



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

**Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων
(Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με
Υπερκράμα Νικελίου**

Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

Γιώργος Χ. Μπαξεβάνης

Επιβλέπων Καθηγητής: Τσακνίδης Πέτρος

Αθήνα, Οκτώβριος 2021



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

**Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων
(Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με
Υπερκράμα Νικελίου**

Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

Γιώργος Χ. Μπαξεβάνης

Επιβλέπων Καθηγητής: Τσακιρίδης Πέτρος

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις ηη/μμ/εεεε

Τσακιρίδης Π., Επίκουρος Καθηγητής ΕΜΠ(υπογραφή)

Φούρλαρης Γ., Καθηγητής ΕΜΠ(υπογραφή)

Παπαευθυμίου Σ., Αναπληρωτής Καθηγητής ΕΜΠ(υπογραφή)

Αθήνα, Οκτώβριος 2021

Πρόλογος

Η παρούσα Διπλωματική εργασία πραγματεύεται την μελέτη της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων (EB) υπερκράματος νικελίου Inconel 718 και μικροκραματωμένου χάλυβα 42CrMo4. Πιο συγκεκριμένα, εστιάζει στην επίδραση των θερμικών κατεργασιών πάνω στις μηχανικές ιδιότητες και την μικροδομή των συγκολλημένων δειγμάτων.

Με την ολοκλήρωση της εργασίας, θα ήθελα να ευχαριστήσω αρχικά τον επιβλέποντα καθηγητή μου κ. Πέτρο Τσακιρίδη για την ανάθεση και εμπιστοσύνη του συγκεκριμένου θέματος, για τις συμβουλές και την καθοδήγηση που μου παρείχε καθώς επίσης και για την εκπαίδευση που έλαβα κατά την διάρκεια της πειραματικής διεργασίας. Είναι σημαντικό να τονιστεί ότι ακόμα και κατά την διάρκεια των πρωτόγνωρων συνθηκών που επέβαλε η πανδημία, ο κ. Τσακιρίδης ήταν δίπλα μου καθ' όλη την διάρκεια της διπλωματικής και γι' αυτό τον υπερ-ευχαριστώ.

Η εκπόνηση της διπλωματικής εργασίας έγινε στο εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών σε συνεργασία με την Ελληνική Αεροπορική Βιομηχανία Α.Ε.. Θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον Δρ. μηχανικό Βασίλη Στεργίου για τις πληροφορίες που μου πρόσφερε επί του θέματος, για την παροχή των συγκολλημένων δειγμάτων, για την πρόσκληση στις εγκαταστάσεις της ΕΑΒ και τέλος για την επίδειξη της μεθόδου συγκόλλησης. Η συνεισφορά του είναι καταλυτική για την πραγματοποίηση της διπλωματικής.

Ακόμη, θα ήθελα να ευχαριστήσω τον Διδακτορικό φοιτητή Άγγελο Καλδέλη για την εκπαίδευση που έλαβα σε όλα τα στάδια της πειραματικής διαδικασίας, για τις πολύτιμες γνώσεις που μου παρείχε για θέματα της σχολής και εκτός αυτής, για την ειλικρίνεια και φιλοτιμία του καθώς επίσης και για τις συμβουλές που μου έδωσε.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω την οικογένεια μου και τους φίλους μου που με στηρίζουν σε όλες μου τις αποφάσεις και είναι πάντα δίπλα μου.

Περίληψη

Τα υπερκράματα είναι μεταλλικά υλικά υψηλών επιδόσεων. Διακρίνονται για την μεταλλουργική σταθερότητα τους σε υψηλές θερμοκρασίες για παρατεταμένο χρονικό διάστημα. Τα κράματα αυτά, χαρακτηρίζονται από την εξαιρετική τους αντοχή στον ερπυσμό και στην κόπωση, υπό την άσκηση θερμικών φορτίων και από την αντίστασή τους ως προς την οξείδωση και την διάβρωση, που επιφέρουν τα υψηλά θερμοκρασιακά περιβάλλοντα. Είναι υλικά υψηλών μηχανικών αντοχών και παρουσιάζουν καλή διαμορφωσιμότητα. Για τους παραπάνω λόγους, βρίσκουν εφαρμογή σε αεριοτουρμπίνες αεροσκαφών, σε τουρμπίνες ατμού για την παραγωγή ηλεκτρικής ενέργειας, στην χημική βιομηχανία και στην πετροχημική βιομηχανία. Κύριο μειονέκτημα της εκτενούς εφαρμογής των υπερκρμάτων ιδιαίτερα στον αεροναυπηγικό τομέα, αποτελεί το υψηλό κόστος και ακολούθως η αύξηση του συνολικού βάρους της κατασκευής. Για την επίλυση των προαναφερθέντων μειονεκτημάτων, οι μηχανικοί του τομέα προσπαθούν να μειώσουν, όπου μπορούν, την χρήση των υπερκρμάτων και να τα αντικαταστήσουν με υλικά τα οποία έχουν παραπλήσιες ιδιότητες. Η χρήση ανομοιογενών υλικών μέσω συγκόλλησης στον αεροναυπηγικό τομέα και γενικότερα στους κατασκευαστικούς τομείς, είναι μια σύγχρονη τάση η οποία αποτελεί πρόκληση για την Ελληνική Αεροπορική Βιομηχανία. Στην επιθυμητή κατασκευή, μικροκραματωμένος χάλυβας 42CrMo4 αποτελεί τον άξονα ενός υπερπληρωτή (supercharger) ο οποίος είναι φτιαγμένος από υπερκράμα Inconel 718.

Στην παρούσα εργασία μελετήθηκε η ανομοιογενής συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων υπερκράματος νικελίου Inconel 718 και μικροκραματωμένου χάλυβα 42CrMo4. Για την εξάλειψη των τάσεων που δημιουργήθηκαν κατά τη συγκόλληση καθώς επίσης και για την επαναφορά του μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του χάλυβα, τρία δείγματα θερμάνθηκαν σε επαγωγικούς φούρνους στη θερμοκρασία των 650°C για 2, 4 και 6 ώρες αντίστοιχα και έπειτα αφέθηκαν να ψυχθούν στον αέρα. Στη συνέχεια, για την μελέτη των μηχανικών ιδιοτήτων, έγιναν σκληρομέτρησεις στις ζώνες συγκόλλησης και στα μέταλλα βάσης των θερμικά επεξεργασμένων δειγμάτων καθώς επίσης και σε δείγμα το οποίο δεν δέχθηκε θερμική κατεργασία (As-Received). Η μικροδομή των θερμικά επεξεργασμένων δειγμάτων και του As-Received δείγματος, παρατηρήθηκε με την βοήθεια του οπτικού μικροσκοπίου (LOM) και του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (SEM) σε συνδυασμό με την Στοιχειακή Ανάλυση Ακτίνων – Χ (EDS). Η ταυτοποίηση των φάσεων κάθε ζώνης, διεκπεραιώθηκε με την χρήση της Περιθλασιμετρίας Ακτίνων Χ (XRD). Στα αποτελέσματα, παρατηρήθηκαν κατακρημνίσεις οι οποίες ήταν αναμενόμενες με βάση την βιβλιογραφική ανασκόπηση. Είναι σημαντικό να αναφερθεί ότι για τον πλήρη χαρακτηρισμό των δημιουργούμενων φάσεων, απαιτείται η χρήση μικροσκοπίου με μεγαλύτερη διακριτική ικανότητα.

Abstract

Superalloys are metallic high-performance materials. Their defining feature is the metallurgical stability that they demonstrate, when exposed to elevated temperatures for a prolonged period of time. They exhibit high strength against creep and fatigue in very aggressive and high temperature environments and also, they present excellent corrosion and oxidation resistances at high temperatures. In addition to everything said, furthermore, they have excellent mechanical properties and good manufacturability. All these features, make superalloys attractive in gas turbines for jet propulsion and electricity generation, in chemical industries and in petrochemical industries. The main disadvantage when excessively using superalloys, especially in the aerospace industry, is the increasing cost and the increase in the overall weight of the structure. The solution to the upper disadvantages, is the reduction of the used superalloys by replacing them with other materials which have nearly similar properties. Joining of dissimilar materials using welding methods, is a current trend that challenges the Hellenic Aerospace Industry. The industry's project concerns, a supercharger impeller made by superalloy Inconel 718 and microalloyed steel 42CrMo4.

At this thesis, the dissimilar welding between Inconel 718 and microalloyed 42CrMo4 joined by using EBW, is investigated. To eliminate the stresses made during the process and to temper the martensite formed at the HAZ of the steel, three samples were heated at the temperature of 650°C for 2,4 and 6 hours respectively and then were let to cool down in the air. Subsequently, hardness tests were conducted to evaluate the mechanical properties of the three samples plus one in the as received condition. Microstructural characterization of the weldments was evaluated by using Optical Microscope (LOM), Scanning Electron Microscope (SEM) and Energy Dispersive Spectroscopy analysis (EDS). The identification of the precipitates was achieved through the use of X-Ray Diffraction (XRD). The precipitates seen in the results of the work, were expected according to the bibliographic research. To fully evaluate the precipitates formed through the dissimilar welding and the PWHT (post weld heat treatment), the use of a microscope with higher resolution (for example transmission electron microscope) is needed.

Περιεχόμενα

Πρόλογος.....	i
Περίληψη.....	v
Abstract	vi
Περιεχόμενα.....	vii
Κατάλογος Διαγραμμάτων	x
Κατάλογος Εικόνων	x
Κατάλογος Πινάκων.....	xiii
1. Θεωρητικό μέρος.....	1
1.1. Συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding)	1
1.1.1. Εισαγωγή στη μέθοδο.....	1
1.1.2. Χαρακτηριστικά συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων	1
1.1.2.1. Παραγωγή δέσμης ηλεκτρονίων.....	1
1.1.2.2. Έλεγχος της δέσμης ηλεκτρονίων	2
1.1.2.3. Σχηματισμός ζωνών συγκόλλησης.....	2
1.1.2.4. Αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων και δειγμάτων	3
1.1.2.5. Κενό - Θάλαμος κενού	4
1.1.3. Πλεονεκτήματα συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων	5
1.1.4. Μειονεκτήματα συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων.....	5
1.1.5. Παράμετροι μεθόδου	6
1.1.6. Εφαρμογές μεθόδου	6
1.2. Χάλυβες.....	7
1.2.1. Μαρτενσιτικός μετασχηματισμός χαλύβων	9
1.2.2. Επαναφορά Μαρτενσίτη.....	10
1.2.2.1. Στάδιο προκατακρήμνισης καρβιδίου – ε.....	10
1.2.2.2. Στάδιο κατακρήμνισης του καρβιδίου – ε.....	11
1.2.2.3. Στάδιο διάσπασης του υπολειπόμενου ωστενίτη.....	11
1.2.2.4. Στάδιο μετασχηματισμού του καρβιδίου – ε σε σεμεντίτη.....	11
1.2.2.5. Στάδιο δευτερογενούς σκλήρωσης.....	11
1.2.3. Χάλυβας 42CrMo4.....	12
1.3. Υπερκράματα	12
1.3.1. Υπερκράματα σιδήρου-νικελίου	13
1.3.2. Υπερκράματα νικελίου.....	13
1.3.3. Υπερκράματα κοβαλτίου.....	13
1.3.4. Φυσική μεταλλουργία υπερκραμάτων νικελίου	14
1.3.5. Φάσεις των υπερκραμάτων.....	17

1.3.5.1.	Φάση γ' - $Ni_3(Al,Ti)$	18
1.3.5.2.	Φάση γ'' - Ni_3Nb	19
1.3.5.3.	Φάση δ - Ni_3Nb	20
1.3.5.4.	Καρβίδια.....	20
1.3.5.5.	TCP ενώσεις - φάση Laves.....	21
1.3.6.	Υπερκράμα Inconel 718	21
1.3.7.	Προβλήματα κατά τη συγκόλληση του Inconel 718	23
1.3.7.1.	Στερεοποίηση και ρωγμάτωση υπερκραμάτων Inconel 718	23
1.3.7.2.	Ρωγμάτωση υγρής κατάστασης / μικρό-ρωγμές στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη 24	
1.3.7.3.	Διαφορισμός και ενδοδενδριτικές φάσεις	25
1.4.	Βιβλιογραφική ανασκόπηση	26
1.4.1.	Συγκολλήσεις υπερκραμάτων Inconel 718 με δέσμη ηλεκτρονίων	26
1.4.2.	Ανομοιογενής συγκολλήσεις υπερκραμάτων – χαλύβων.....	27
2.	Πειραματική διαδικασία.....	32
2.1.	Περιγραφή Υλικού	32
2.2.	Περιγραφή Θερμικών Κατεργασιών	32
2.3.	Προετοιμασία δειγμάτων.....	33
2.3.1.	Κοπή.....	33
2.3.2.	Εγκιβωτισμός.....	33
2.3.3.	Λείανση – Στίλβωση	33
2.3.4.	Χημική Προσβολή.....	34
2.4.	Μέθοδοι μελέτης μικροδομής	35
2.4.1.	Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM).....	35
2.4.1.1.	Δευτερογενή ηλεκτρόνια	36
2.4.1.2.	Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.....	36
2.4.1.3.	Ακτίνες X.....	37
2.4.2.	Περίθλαση ακτίνων X (XRD)	38
2.5.	Τεχνική μέτρησης μηχανικών ιδιοτήτων.....	40
2.5.1.	Σκληρομέτρηση Vickers.....	40
2.6.	Αποτελέσματα	41
2.6.1.	Σκληρομετρήσεις.....	41
2.6.2.	Μελέτη μικροδομής στο Οπτικό Μικροσκόπιο (LOM).....	43
2.6.2.1.	Δείγμα Α (As-Received).....	45
2.6.2.2.	Δείγμα Β – 2h	46
2.6.2.3.	Δείγμα Γ – 4h	47
2.6.2.4.	Δείγμα Δ – 6h	48
2.6.3.	Μελέτη μικροδομής στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM)	49

2.6.3.1.	Δείγμα A (As-Received).....	49
2.6.3.1.1.	Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 χωρίς θερμική κατεργασία.....	49
2.6.3.1.2.	Ζώνη τήξη χωρίς θερμική επεξεργασία.....	52
2.6.3.1.3.	Μέταλλο βάσης 42CrMo ₄ – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo ₄ χωρίς θερμική κατεργασία.....	54
2.6.3.2.	Δείγμα Β - 2h.....	55
2.6.3.2.1.	Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 μετά από θέρμανση στους 650°C για 2h	55
2.6.3.2.2.	Ζώνη τήξης μετά από θέρμανση στους 650°C για 2h	57
2.6.3.2.3.	Μέταλλο βάσης 42CrMo ₄ – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo ₄ μετά από θέρμανση στους 650°C για 2h.....	58
2.6.3.3.	Δείγμα Γ – 4h	58
2.6.3.3.1.	Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 μετά από θέρμανση στους 650°C για 4h.....	58
2.6.3.3.2.	Ζώνη τήξης μετά από θέρμανση στους 650°C για 4h	59
2.6.3.3.3.	Μέταλλο βάσης 42CrMo ₄ – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo ₄ μετά από θέρμανση στους 650°C για 4h.....	61
2.6.3.4.	Δείγμα Δ – 6h	62
2.6.3.4.1.	Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 μετά από θέρμανση στους 650°C για 6h	62
2.6.3.4.2.	Ζώνη τήξης μετά από θέρμανση στους 650°C για 6h	65
2.6.3.4.3.	Μέταλλο βάσης 42CrMo ₄ – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo ₄ μετά από θέρμανση στους 650°C για 6h.....	67
2.6.4.	Περιθλασιμετρία ακτίνων X.....	69
2.7.	Συμπεράσματα.....	72
3.	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ.....	73

Κατάλογος Διαγραμμάτων

Διάγραμμα 1 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος Α	42
Διάγραμμα 2 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος Β.....	42
Διάγραμμα 3 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος Γ	43
Διάγραμμα 4 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος Δ.....	43
Διάγραμμα 5 Διάγραμμα θερμικής βαθμίδας (G) – Ρυθμού στερεοποίησης (R) [64]	44
Διάγραμμα 6 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος Α ..	70
Διάγραμμα 7 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος Β ..	70
Διάγραμμα 8 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος Γ...	71
Διάγραμμα 9 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος Δ ..	71

Κατάλογος Εικόνων

Εικόνα 1 Εξοπλισμός συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων [6].....	2
Εικόνα 2 Πρόσκρουση δέσμης ηλεκτρονίων και δείγματος [5].....	3
Εικόνα 3 Αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων και δείγματος [2]	4
Εικόνα 4 Εύρος εφαρμογών της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων ανά βιομηχανικό τομέα [2]	7
Εικόνα 5 Μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe ₃ C	8
Εικόνα 6 α) Διάγραμμα TTT β) Διάγραμμα CCT μικροκραματωμένου μπαινιτικού χάλυβα [9]	8
Εικόνα 7 α) Ομογενής διάτμηση που προχωράει άνω και κάτω από ένα επίπεδο ολίσθησης το οποίο βρίσκεται κεντρικά του πλέγματος β) Συνδυασμός περιοδικών ολισθήσεων που μετατρέπει το πλέγμα του ωστενίτη σε πλέγμα μαρτενσίτη γ) Συνδυασμός περιοδικών συμμετρικών ολισθήσεων γύρω από πολυάριθμα επίπεδα διδυμίας που μετατρέπει το πλέγμα του ωστενίτη σε πλέγμα μαρτενσίτη	9
Εικόνα 8 Μοναδιαία κυψελίδα της τετραγωνικής δομής του μαρτενσίτη. Ο άξονας c του ορθού τετραγωνικού πρίσματος είναι λίγο μεγαλύτερος από τον άξονα a. Τα άτομα του σιδήρου συμβολίζονται με κύκλους ενώ τα άτομα του άνθρακα συμβολίζονται με σταυρούς.	10
Εικόνα 9 Διάγραμμα TTT χάλυβα 42CrMo ₄	12
Εικόνα 10 Κραματικά στοιχεία υπερκραμάτων νικελίου. Τα ευεργετικά δευτερεύοντα στοιχεία επισημαίνονται με διασταυρωμένες γραμμές ενώ τα επιβλαβή δευτερεύοντα στοιχεία με οριζόντιες γραμμές [21].	14
Εικόνα 11 Διάγραμμα συγκολλησιμότητας υπερκραμάτων [17].....	16
Εικόνα 12 α) ενδροκεντρωμένη κυβική δομή, β) Διατεταγμένη υπερδομή της ενδομεταλλικής ένωσης Ni ₃ Al [27]	18
Εικόνα 13 Η D022 διατεταγμένη δομή της φάσης γ'	19
Εικόνα 14 Διάγραμμα TTT του Inconel 718 [39]	23
Εικόνα 15 Διάγραμμα στερεοποίησης Inconel 718 [39].....	24
Εικόνα 16 Μικρογραφία των συγκολλημένων δειγμάτων, παρουσία ρωγμών [46]	29
Εικόνα 17 Ζώνη σύντηξης για συνθήκες PD1 (a,b,c,d)	30
Εικόνα 18 Όργανο λείανσης και στίλβωσης της εταιρίας Struers.....	34
Εικόνα 19 Διάταξη ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης.....	36
Εικόνα 20 Διαφορετικοί τύποι ακτινοβολιών που εκπέμπονται	38
Εικόνα 21 Περίθλαση ακτίνων Χ από διαδοχικά κρυσταλλικά επίπεδα.....	39
Εικόνα 22 X-Ray Diffraction	40
Εικόνα 23 Αποτύπωμα σκληρομέτρησης με την μέθοδο Vickers	40
Εικόνα 24 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Α	45

Εικόνα 25 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά υπερκράματος – Δείγμα Α	45
Εικόνα 26 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Α.....	45
Εικόνα 27 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Α ..	45
Εικόνα 28 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Ζώνη τήξης – Δείγμα Α	45
Εικόνα 29 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Β	46
Εικόνα 30 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Β.....	46
Εικόνα 31 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Β ..	46
Εικόνα 32 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Ζώνη τήξης – Δείγμα Β.....	46
Εικόνα 33 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Γ	47
Εικόνα 34 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά υπερκράματος – Δείγμα Γ	47
Εικόνα 35 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Γ	47
Εικόνα 36 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Γ..	47
Εικόνα 37 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Ζώνη τήξης – Δείγμα Γ.....	47
Εικόνα 38 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Δ	48
Εικόνα 39 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά υπερκράματος – Δείγμα Δ	48
Εικόνα 40 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Δ	48
Εικόνα 41 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Δ ..	48
Εικόνα 42 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – “Λίμνη” (weld pool) ζώνης τήξης – Δείγμα Δ	48
Εικόνα 43 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Α.....	50
Εικόνα 44 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x370 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Α.....	50
Εικόνα 45 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x850 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση βοριδίου πλούσιο σε νιόβιο εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Α.....	51
Εικόνα 46 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x370 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση καρβιδίου NbC εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Α.....	51
Εικόνα 47 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x400 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του Inconel 718 – Δείγμα Α.....	52
Εικόνα 48 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση της ζώνης τήξης – Δείγμα Α.....	53
Εικόνα 49 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1000 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Α ..	53
Εικόνα 50 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1800 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Α	54
Εικόνα 51 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου 42CrMo ₄ – Δείγμα Α.....	54
Εικόνα 52 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Β.....	55

Εικόνα 53 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Β.....	56
Εικόνα 54 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x700 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Β	56
Εικόνα 55 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση φάσης δ εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Β.....	57
Εικόνα 56 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x900 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση της ζώνης τήξης – Δείγμα Β.....	57
Εικόνα 57 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1000 από το SEM. Παρατηρείται η θερμικά επηρεασμένη ζώνη από την μεριά του χάλυβα 42CrMo ₄ – Δείγμα Β.....	58
Εικόνα 58 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x550 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση βοριδίου πλούσιο σε νιόβιο και τιτάνιο εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Γ.....	59
Εικόνα 59 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x550 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Γ.....	59
Εικόνα 60 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x350 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Γ..	60
Εικόνα 61 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3700 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Γ	60
Εικόνα 62 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x350 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση καρβιδίου τύπου M ₆ C εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Γ.....	61
Εικόνα 63 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x900 από το SEM. Παρατηρείται η θερμικά επηρεασμένη ζώνη από την μεριά του χάλυβα 42CrMo ₄ – Δείγμα Γ.....	61
Εικόνα 64 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Δ.....	62
Εικόνα 65 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του Inconel 718 – Δείγμα Δ.....	63
Εικόνα 66 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1100 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση βοριδίου πλούσιο σε νιόβιο και τιτάνιο εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718– Δείγμα Δ.....	63
Εικόνα 67 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x900 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718– Δείγμα Δ.....	64
Εικόνα 68 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x400 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση νιτριδίου πλούσιο σε τιτάνιο και νιόβιο εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του Inconel 718– Δείγμα Δ.....	64
Εικόνα 69 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x800 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδοδενδριτικής περιοχής της ζώνης τήξης – Δείγμα Δ.....	65
Εικόνα 70 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1300 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση δενδρίτη της ζώνης τήξης – Δείγμα Δ.....	65
Εικόνα 71 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x800 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση δενδρίτη της ζώνης τήξης – Δείγμα Δ.....	66

Εικόνα 72 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός ενδοδενδριτικής περιοχής (α)– Δείγμα Δ	66
Εικόνα 73 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός ενδοδενδριτικής περιοχής (β)– Δείγμα Δ	67
Εικόνα 74 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3700 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός ενδοδενδριτικής περιοχής – Δείγμα Δ	67
Εικόνα 75 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1600 από το SEM. Πλακοειδής μορφολογία μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης – Δείγμα Δ	68
Εικόνα 76 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1300 από το SEM. Μαρτενσιτική δομή μετάλλου βάσης – Δείγμα Δ	68

Κατάλογος Πινάκων

Πίνακας 1 Μηχανικές ιδιότητες του υπερκράματος Inconel 718 μετά τη συγκόλληση [45]..	26
Πίνακας 2 Μηχανικές ιδιότητες συγκολλημένων δειγμάτων σε θερμοκρασία 650°C	27
Πίνακας 3 Παράμετροι συγκόλλησης	27
Πίνακας 4 Παράμετροι συγκόλλησης Inconel 718 – AISI 416.....	28
Πίνακας 5 Παράμετροι συγκόλλησης	30
Πίνακας 6 Επίδραση των παραμέτρων συγκόλλησης στα επίπεδα αραίωσης των κυρίων κραματικών στοιχείων.....	31
Πίνακας 7 Παράμετροι συγκόλλησης.....	31
Πίνακας 8 Παράμετροι συγκόλλησης	31
Πίνακας 9 Χημική σύσταση Inconel 718 κ.β.%.....	32
Πίνακας 10 Χημική σύσταση 42CrMo ₄ κ.β. %.....	32
Πίνακας 11 Παράμετροι ανομοιογενούς συγκόλλησης EB Inconel 718 – Χάλυβα 42CrMo ₄	32
Πίνακας 12 Ονοματολογία και θερμικές κατεργασίες δειγμάτων.....	33
Πίνακας 13 Προσβολή δειγμάτων.....	35
Πίνακας 14 Βάθος διαφυγής το οποίο λαμβάνεται ως πληροφορία μέσω της ενέργειας (eV) οπισθοσκεδαζόμενων και δευτερογενών ηλεκτρονίων σε διάφορα στοιχεία [55].....	37
Πίνακας 15 Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων.....	41

1. Θεωρητικό μέρος

1.1. Συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding)

1.1.1. Εισαγωγή στη μέθοδο

Η συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων κατηγοριοποιείται στις συγκολλήσεις τήξης και βασίζεται στην κινητική ενέργεια ηλεκτρονίων μεγάλης ταχύτητας για τη συνένωση μετάλλων. Αν και η μέθοδος πρωτοεμφανίστηκε το 1949 από τον Γερμανό φυσικό Karl-Heinz [1], οι βασικές αρχές της συγκόλλησης χρονολογούνται εκατοντάδες χρόνια πίσω. Πιο συγκεκριμένα, η ιστορία ξεκινάει το 1869, όταν οι φυσικοί Hittorf και Crookes διεξήγαγαν τα πρώτα πειράματα για την παραγωγή καθοδικών ακτίνων. Δέκα χρόνια αργότερα, το 1879, ο φυσικός W. Crookes ανακάλυψε ότι η καθοδική ακτίνα μπορεί να λιώσει μέταλλα τήκοντας πλατίνα (άνοδος). Περίπου είκοσι χρόνια μετά, οι Thompson και Milikan, απέδειξαν ότι οι καθοδικές ακτίνες στην πραγματικότητα είναι ηλεκτρόνια μεγάλης ταχύτητας. Οι πρώτες σημαντικές προσπάθειες χρήσης της δέσμης ηλεκτρονίων ως μέσω τήξης μετάλλων έγιναν από τον Marcello von Pirani ο οποίος το 1907 φτιάχνοντας έναν φούρνο, έτηξε σκόνες τανταλίου και άλλων μετάλλων [2][3].

Τις επόμενες δεκαετίες πολλοί επιστήμονες ασχολήθηκαν με τις ακτίνες ηλεκτρονίων. Μεταξύ αυτών οι Langmuir, Child, Richardson, Dushman και Wehnelt διερεύνησαν τους νόμους που διέπουν την παραγωγή τέτοιων ακτίνων ενώ, οι Busch, Rogowski, Flegler, Davisson, Calbrick και άλλοι, ασχολήθηκαν με τις βασικές αρχές της οπτικής των ηλεκτρονίων (electron optics). Έως τότε, οι πρώτες σημαντικές χρήσεις των ακτίνων ήταν για την κατασκευή παλμογράφων και μικροσκοπίων. Ο Von Ardenne το 1938 χρησιμοποίησε δέσμες ηλεκτρονίων για να τρυπήσει μέταλλα και μαζί με τον Ruhle το 1939 για να τα τήξει και να τα εξαχνώσει (vaporize). Η πρώτη καταγεγραμμένη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων όπως προαναφέρθηκε, ήταν bead on plate και διεξήχθη από τον Karl-Heinz Steigerwald το 1949. Η εφαρμογή της μεθόδου στη βιομηχανία ξεκίνησε το 1958 όταν επιτεύχθηκε μετωπική συγκόλληση κραμάτων ζirkονίου πάχους 5mm [4]. Αυξάνοντας το ρεύμα της δέσμης κατέστη δυνατή η πλήρης διείδυση σε όλο το πάχος των τεμαχίων ενώ παράλληλα επιτεύχθη πολύ λεπτή ραφή συγκόλλησης. Το αποτέλεσμα αυτό έκανε ελκυστική τη μέθοδο σε παγκόσμια κλίμακα [3].

1.1.2. Χαρακτηριστικά συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων

1.1.2.1. Παραγωγή δέσμης ηλεκτρονίων

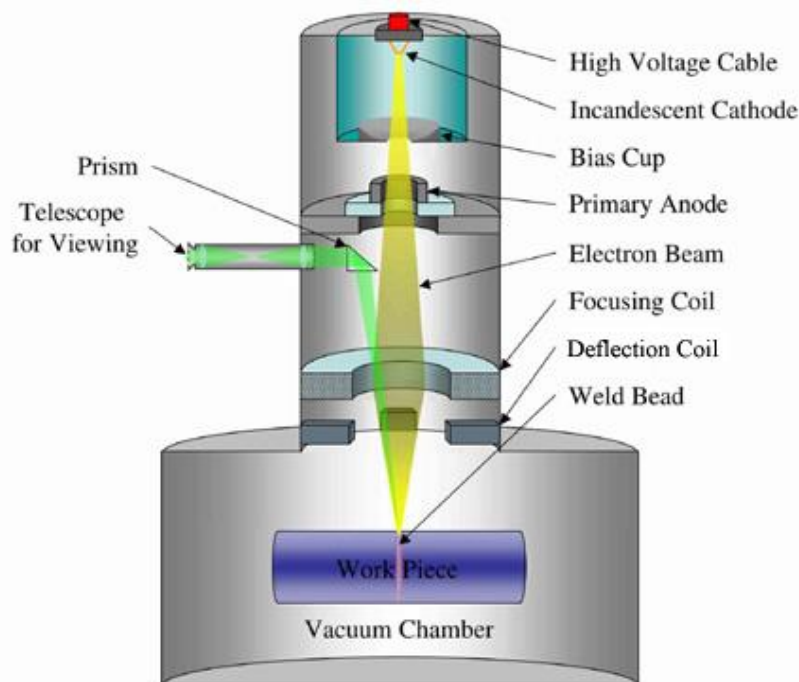
Ηλεκτρόνια παράγονται υπό κενό θερμαίνοντας μια κάθοδο στη θερμοκρασία της θερμοϊονικής της εκπομπής [5]. Το υλικό που επιλέγεται ως κάθοδος πρέπει να εκπέμπει υψηλά ποσοστά ηλεκτρονίων, να είναι ανθεκτικό σε υψηλές θερμοκρασίες και να έχει σχετικά μεγάλη καθοδική ζωή. Τέτοια υλικά είναι το βολφράμιο και το ταντάλιο [6].

Η κάθοδος, η άνοδος και η κοιλάδα πόλωσης (bias cup ή grid cup) αποτελούν το όπλο δέσμης ηλεκτρονίων (electron gun). Η κοιλάδα πόλωσης, βρίσκεται μεταξύ της ανόδου και της καθόδου και ρυθμίζει την ροή των ηλεκτρονίων. Σε ορισμένες διατάξεις όπλων (diode gun) η κοιλάδα πόλωσης και η πηγή εκπομπής ηλεκτρονίων έχουν ίδιο δυναμικό και μαζί ονομάζονται ως κάθοδοι, ενώ σε άλλες διατάξεις η κάθοδος και η κοιλάδα πόλωσης έχουν διαφορετικό δυναμικό (triode-style electron gun) και αποτελούν ξεχωριστά μέρη του όπλου. Τα ηλεκτρόνια εξερχόμενα από την κοιλάδα πόλωσης, διέρχονται από την άνοδο όπου αποκτούν μέγιστη ταχύτητα [5] (Εικόνα 1).

1.1.2.2. Έλεγχος της δέσμης ηλεκτρονίων

Η επιταχυνόμενη δέσμη εξερχόμενη από την άνοδο αρχίζει και αποκλίνει. Η εστίαση της δέσμης εντός του θαλάμου κενού (Vacuum Chamber, Εικόνα 1), επιτυγχάνεται με τη χρήση ηλεκτρομαγνητικών πηνίων εστίασης. Επιπρόσθετα αυτών, χρησιμοποιούνται και πηνία εκτροπής τα οποία μπαίνουν κάτω από τα πηνία εστίασης και βοηθούν, πρωτογενώς, στην μετακίνηση της δέσμης σε προκαθορισμένες περιοχές [5] και σε δεύτερο βαθμό, στην διατήρηση ταλάντωσης της δέσμης [1]. Το προαναφερθέν σύστημα ελέγχου της δέσμης, βασίζεται στο γεγονός ότι τα ηλεκτρόνια είναι φορτισμένα σωματίδια και έτσι η κατεύθυνση τους στο χώρο μπορεί να μεταβληθεί μέσω ηλεκτρομαγνητικών πεδίων [5]. Η ελεγχόμενη από τον χειριστή δέσμη, τελικά καταλήγει στα προς συγκόλληση τεμάχια όπως φαίνεται και στην εικόνα 1.

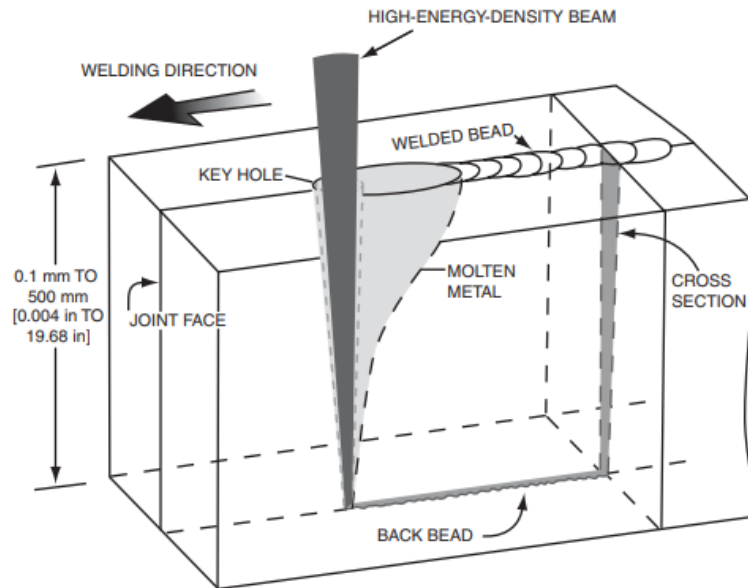
Οι συνθήκες με τις οποίες εκτρέπεται και εστιάζει η δέσμη μπορούν να μεταβληθούν αυτόματα ή χειροκίνητα. Το γεγονός αυτό σε συνδυασμό με την ευχέρεια του χειριστή να μπορεί να παρατηρεί μέσω βίντεο τη περιοχή συγκόλλησης είναι από τα μεγαλύτερα προτερήματα της μεθόδου [5].



Εικόνα 1 Εξοπλισμός συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων [6]

1.1.2.3. Σχηματισμός ζωνών συγκόλλησης

Η υψηλή πυκνότητα ισχύος (high density energy) της εστιακής δέσμης όταν προσκρούει πάνω στην επιφάνεια των υπό συγκόλληση δειγμάτων προκαλεί τοπική τήξη και εξαχνωση. Έτσι κατά την εφαρμογή της μεθόδου σχηματίζεται μια κλειδαρότρυπα (Εικόνα 2). Καθώς η δέσμη διασχίζει το μέταλλο, το υλικό τήκεται στο εμπρόσθιο άκρο της κλειδαρότρυπας, διαχέεται γύρω από την κλειδαρότρυπα και στερεοποιείται στο πίσω άκρο της.



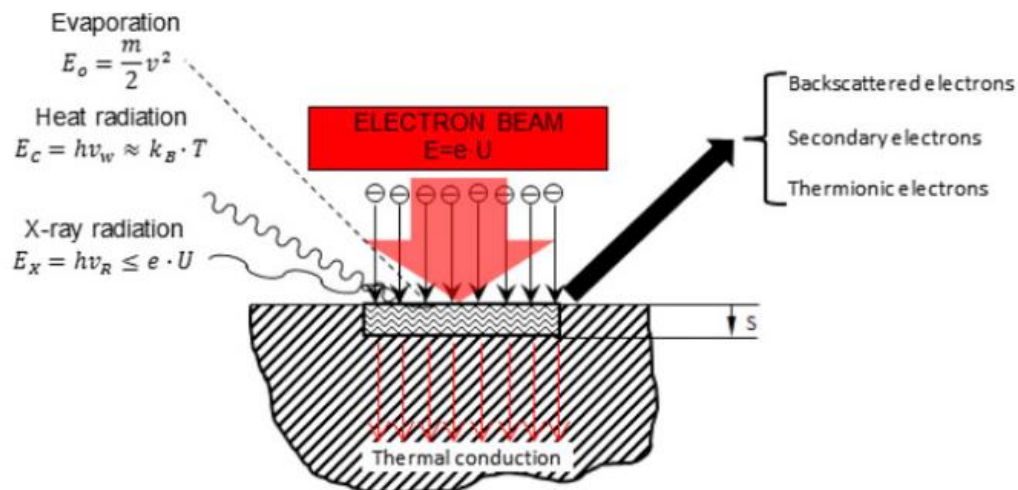
Εικόνα 2 Πρόσκρουση δέσμης ηλεκτρονίων και δείγματος [5]

Ο μηχανισμός συγκόλλησης με δημιουργία ‘κλειδαρότρυπας’ λαμβάνει χώρα όταν η προσκρούμενη δέσμη είναι υψηλής πυκνότητας ισχύος και έχει ως μοναδικό χαρακτηριστικό τη δημιουργία στενών ζωνών τήξης και θερμικά επηρεασμένων ζωνών με μεγάλη διεύθυνση.

Στην περίπτωση όπου η εστιακή δέσμη είναι χαμηλής πυκνότητας ισχύος, οι ζώνες που παράγονται έχουν μεγάλο πάχος και μικρό βάθος. Αυτός ο μηχανισμός ονομάζεται συγκόλληση με αγωγή (conduction).

1.1.2.4. Αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων και δειγμάτων

Κατά τη σύγκρουση της πρωτογενούς δέσμης με τα υπό συγκόλληση δείγματα γίνεται μετατροπή της μεγάλης κινητικής ενέργειας των ηλεκτρονίων σε θερμότητα την οποία απορροφά η επιφάνεια τοπικά και τήκεται. Δεν μετατρέπουν όλα τα ηλεκτρόνια την κινητική τους ενέργεια σε θερμότητα. Όπως φαίνεται και στην παρακάτω εικόνα, ορισμένα ηλεκτρόνια της πρωτογενούς δέσμης, είτε συγκρούονται ελαστικά με τα ηλεκτρόνια του δείγματος είτε αφού έχουν διεισδύσει στην επιφάνεια, ανακλώνται πίσω με μερική πτώση της κινητικής τους ενέργειας [3]. Η αλληλεπίδραση αυτή έχει ως αποτέλεσμα να γίνεται εκπομπή θερμικής ακτινοβολίας, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, ακτίνων φθορισμού, ηλεκτρονίων auger, δευτερογενών ηλεκτρονίων και ακτίνων X (Εικόνα 3).



Εικόνα 3 Αλληλεπίδραση δέσμης ηλεκτρονίων και δείγματος [2]

Κάθε διαφορετικό είδος ακτινοβολίας εκπέμπεται από διαφορετικό βάθος του υλικού και σε διαφορετική ποσότητα ανάλογα με την ενέργεια της προσκρούμενης δέσμης ηλεκτρονίων [2].

1.1.2.5. Κενό - Θάλαμος κενού

Όπως προαναφέρθηκε η συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων επιτυγχάνεται σε κενό. Υπάρχουν τρεις κύριοι λόγοι για τους οποίους συμβαίνει αυτό.

Ο πρώτος λόγος απευθύνεται στο πρόβλημα της οξειδωσης. Πολλά μέταλλα οξειδώνονται, σκουριάζουν ή ακόμη καίγονται όταν θερμαίνονται σε υψηλές θερμοκρασίες υπό συνθήκες περιβάλλοντος. Το οξυγόνο του αέρα αντιδρά με τα μέταλλα και σχηματίζει οξείδια τα οποία αποδυναμώνουν τις ζώνες συγκόλλησης και αρκετά συχνά είναι επιζήμια για το βασικό μέταλλο.

Ο δεύτερος λόγος απευθύνεται στην παρουσία σωματιδίων εντός της ατμόσφαιρας. Η δέσμη ηλεκτρονίων αποτελείται από εκατομμύρια ηλεκτρόνια υψηλής ταχύτητας. Κάθε ηλεκτρόνιο ξεχωριστά έχει εύρος βάρους ένα προς χίλια με ένα προς δέκα χιλιάδες ($1/1000 - 1/10000$) συγκριτικά με ένα άτομο αζώτου ή οξυγόνου. Στην περίπτωση που ένα ηλεκτρόνιο πρόσκρουε πάνω σε άτομα οξυγόνου ή αζώτου, τότε θα εκτρεπόταν από την κανονική του πορεία και θα έχανε ενέργεια. Σε μεγαλύτερη κλίμακα το πρόβλημα αυτό θα μετέτρεπε την εστιακή δέσμη σε διάσπαρτη δέσμη ηλεκτρονίων.

Ο τρίτος λόγος απευθύνεται στο φαινόμενο του ηλεκτρικού τόξου (electrical arc). Το όπλο δέσμης ηλεκτρονίων επιταχύνει τα ηλεκτρόνια σε πολύ μεγάλες ταχύτητες. Αυτό επιτυγχάνεται, με τη βοήθεια ισχυρού ηλεκτρικού φορτίου χιλιάδων βολτ που συγκρατεί τα ηλεκτρόνια εντός του όπλου. Το ηλεκτρικό δυναμικό είναι τόσο υψηλό που δημιουργεί ηλεκτρικά τόξα μεταξύ της πηγής ηλεκτρονίων και της κοιλότητας επιτάχυνσης. Τα δημιουργούμενα ηλεκτρικά τόξα είναι επικίνδυνα τόσο για τον χειριστή όσο και για τον συγκολλητή [1].

Ανάλογα με τον θάλαμο κενού διακρίνονται τρεις κύριες κατηγορίες συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων.

Η πρώτη κατηγορία αναφέρεται στη συγκόλληση υψηλού κενού. Σε αυτό το είδος συγκόλλησης η πηγή της δέσμης ηλεκτρονίων βρίσκεται στον ίδιο θάλαμο με τα προς συγκόλληση δείγματα με αποτέλεσμα η μέθοδος να επιτυγχάνεται σε όλα της τα στάδια υπό

υψηλό κενό. Αν και τα προϊόντα αυτού του είδους συγκόλλησης είναι πολύ καλής ποιότητας, τέτοιες διατάξεις είναι πολύ ακριβές.

Η δεύτερη κατηγορία αναφέρεται στη συγκόλληση μέτριου κενού. Σε αυτό το είδος συγκόλλησης η πηγή της δέσμης και τα υπό συγκόλληση δείγματα βρίσκονται σε διαφορετικούς θαλάμους. Η πηγή έχει πίεση υψηλού κενού ενώ στον θάλαμο των δειγμάτων η συγκόλληση επιτυγχάνεται σε μέτριο κενό [6].

Τρίτη και τελευταία κύρια κατηγορία είναι η συγκόλληση χωρίς κενό. Σε αυτό το είδος η συγκόλληση επιτυγχάνεται σε πιέσεις που προσεγγίζουν την ατμοσφαιρική. Τα παραγόμενα προϊόντα μίας τέτοιας διάταξης έχουν πολύ χαμηλή ποιότητα [1].

1.1.3. Πλεονεκτήματα συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων

Κατά την εστίαση της δέσμης σε μια μικρή περιοχή παράγονται μέγιστες τιμές πυκνότητας ισχύος περίπου εκατό με χίλιες φορές μεγαλύτερες από αυτές που μπορεί να φτάσουν οι συμβατικές μέθοδοι συγκόλλησης τόξου. Συγκριτικά με τις συγκολλήσεις τόξου, αρχικά, η μέθοδος συνενώνει υλικά με μικρότερη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και με χαμηλότερη παρουσία συρρίκνωσης και διαταραχών. Σε δεύτερο βαθμό, η επίδραση της συγκόλλησης στο υλικό γύρω από το σημείο επαφής είναι μηδαμινή, ενώ ο μεγάλος λόγος βάθους προς εύρος συγκόλλησης της μεθόδου εξαλείφει την ανάγκη για πολλαπλά περάσματα.

Συγκριτικά με τις συγκολλήσεις με δέσμη laser, η μέθοδος είναι πιο αποτελεσματική στη τήξη του υλικού ανά κιλοβατόρα, ενώ παράλληλα δεν παρουσιάζει το πρόβλημα αντανάκλασης της δέσμης ενέργειας σε υλικά όπως ο χαλκός και τα κράματα αλουμινίου.

Μια διάταξη της μεθόδου μπορεί να χρησιμοποιηθεί για εύρος εφαρμογών, καθώς, δίνεται η δυνατότητα ρύθμισης της πηγής θερμότητας μέσω της οποίας ελέγχονται τα μεταλλουργικά χαρακτηριστικά της συγκόλλησης. Χαρακτηριστικά, η μέθοδος δίνει την δυνατότητα συγκόλλησης πυρίμαχων μετάλλων, υλικών με υψηλή θερμική αγωγιμότητα και εύρους συνδυασμών ανόμοιων μετάλλων τα οποία είναι πολύ δύσκολα συγκολλησιμα με άλλες συμβατικές μεθόδους συγκόλλησης με τήξη.

Η εφαρμογή της συγκόλλησης σε υψηλό κενό ελαχιστοποιεί την μόλυνση των υλικών από το οξυγόνο και το άζωτο, ενώ η μέθοδος μειώνει περαιτέρω ή εξαλείφει τελείως τον εγκλεισμό οξυγόνου ή υδρογόνου [5].

1.1.4. Μειονεκτήματα συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων

Τα κύρια μειονεκτήματα της μεθόδου είναι το πολύ υψηλό κόστος του εξοπλισμού, το υψηλό λειτουργικό κόστος και η χαμηλή παραγωγικότητα της μεθόδου όταν απαιτείται δημιουργία υψηλού κενού. Άλλο βασικό μειονέκτημα είναι η θωράκιση της διάταξης από τις ακτίνες X που εκπέμπονται μέσω της δέσμης ηλεκτρονίων και κατ' επέκταση ο συνεχής έλεγχος του εξοπλισμού θωράκισης για την διασφάλιση της υγείας του προσωπικού.

Εξαιτίας της ευαισθησίας της δέσμης σε μαγνητική παρεκτροπή, η συγκόλληση σιδηρομαγνητικών υλικών δεν μπορεί να επιτευχθεί χωρίς προσεκτικό απομαγνητισμό (degaussing), ενώ είναι απαραίτητο, τα εξαρτήματα της διάταξης να μην είναι φτιαγμένα από μαγνητικά υλικά [7]. Τελευταίο και εξίσου σημαντικό μειονέκτημα είναι οι δημιουργούμενες ασυνέχειες συγκόλλησης που παρατηρούνται κατά τις συγκολλήσεις υψηλής πυκνότητας ισχύος.

1.1.5. Παράμετροι μεθόδου

Ανάλογα με τα προς συγκόλληση υλικά και με τις επιθυμητές ιδιότητες που απαιτείται να έχουν τα τελικά προϊόντα, εύρος παραμέτρων μεταβάλλεται και ρυθμίζεται κατάλληλα. Οι παράμετροι της μεθόδου μπορούν να κατηγοριοποιηθούν σε τρεις κύριες κατηγορίες. Η πρώτη κατηγορία αναφέρεται στα χαρακτηριστικά της δέσμης ηλεκτρονίων και περιλαμβάνει την τάση της δέσμης, το ρεύμα της δέσμης, το ρεύμα των πηνίων εστίασης και την διάμετρο της εστιασμένης δέσμης. Η δεύτερη κατηγορία απευθύνεται στην διάταξη της μεθόδου και περιλαμβάνει την πίεση του κενού, την απόσταση μεταξύ όπλου και δείγματος και την ταλάντωση και ταχύτητα της δέσμης. Η τρίτη και τελευταία κατηγορία αναφέρεται στα χαρακτηριστικά του προς συγκόλληση υλικού δηλαδή, στο πάχος, στο είδος και στην σύσταση του. Μικρές αλλαγές σε οποιαδήποτε από τις παραπάνω παραμέτρους μπορούν να οδηγήσουν σε ανεπιθύμητα αποτελέσματα. Για να αποφευχθεί αυτό, έλεγχος, έρευνα και δοκιμές επιτυγχάνονται πριν την εφαρμογή της μεθόδου [1][5].

1.1.6. Εφαρμογές μεθόδου

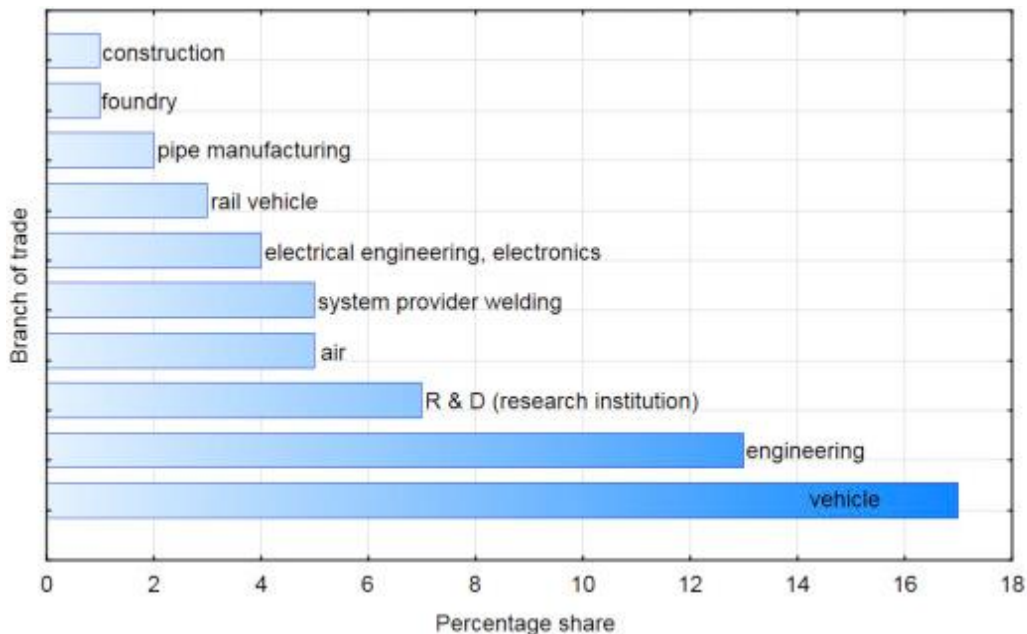
Συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων σε βιομηχανική κλίμακα εφαρμόζονταν την δεκαετία του 50 κυρίως στην πυρηνική και αεροναυπηγική βιομηχανία. Η επιτακτική ανάγκη για την εφαρμογή της μεθόδου εκείνη την εποχή, ήταν αποτέλεσμα της χαμηλής ποιότητας και των αναξιόπιστων εξαρτημάτων που παράγονταν. Συνεπώς, οι βιομηχανίες ελκυσόμενες από την στενή θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη, την μείωση των θερμικών παρεμβολών και την μείωση της ζώνης συγκόλλησης, στράφηκαν προς την χρήση της μεθόδου. Μια δεκαετία αργότερα, η συγκόλληση άρχισε να εφαρμόζεται στην αυτοκινητοβιομηχανία και σε βιομηχανίες εύρους καταναλωτικών αγαθών, ως απόρροια της ταχύτητας της μεθόδου.

Συγκολλήσεις με δέσμη ηλεκτρονίων εφαρμόζεται στις εξής βιομηχανίες:

- **Αυτοκινητοβιομηχανία:** Συγκολλήσεις επιτυγχάνονται σε μέρη του κιβωτίου ταχυτήτων, σε περιβλήματα κινητήρων, σε ανιχνευτές, σε ψυγεία, στους στροφαλοφόρους άξονες, στο βάκτρο εμβόλου, στις κεφαλές βαλβίδων, στα φίλτρα, στους καταλύτες, στους υπερ-συμπιεστές, στις ζάντες, στους αερόσακους και σε πολλά άλλα μέρη.
- **Αεροπορία:** Στην συγκεκριμένη βιομηχανία επιτυγχάνονται συγκολλήσεις δεξαμενών τιτανίου για προπυλένιο που χρησιμοποιούνται σε δορυφόρους και πυραύλους, επίσης συγκολλήσεις διεξάγονται σε δοχεία αλουμινίου, σε τζετ ώθησης, σε εγχύσεις καυσίμου, σε διάφορα μέρη της ατράκτου φτιαγμένα από τιτάνιο, σε μπράτσα καθισμάτων, σε στάτορες, σε πτερύγια στροβίλων και σε περιβλήματα τους, σε δίσκους που βρίσκονται εντός των τυμπανοειδών συμπιεστών αξονικής ροής και στον διάτρητο πυθμένα των πυραύλων.
- **Βιομηχανία ενέργειας και ηλεκτρικής ενέργειας:** Στους τομείς αυτούς, συγκολλήσεις εκτελούνται σε μέρη στροβίλων, σε λεπίδες, σε ευλύγιστους συνδέσμους υψηλού ρεύματος και σε δοχεία πυρηνικών αποβλήτων.
- **Μηχανολογία:** Στον τομέα αυτόν επιτυγχάνονται συγκολλήσεις σε κινητήρες πλοίων, σε κλιβάνους καταστροφής μεταχειρισμένων πυρομαχικών, σε τροχούς και σε κιβώτια μετάδοσης, σε υδραυλικούς κυλίνδρους, σε αισθητήρες θερμοκρασίας και παραμορφώσεων, στον σκελετό των μικροσκοπίων όταν φτιάχνεται από κράματα αλουμινίου, σε μεταλλάκτες, σε μηχανήματα κοπής ξύλων, σε εργαλεία διάτρησης, σε καταλύτες που χρησιμοποιούνται για συνεχή χύτευση χαλύβων και σε βαλβίδες υψηλής πίεσης.

- **Ιατρική:** Στην ιατρική επιτυγχάνονται συγκολλήσεις σε μέρη οδοντωτών γραναζιών που χρησιμοποιούνται σε τεχνητά άκρα, σε μέρη μοσχευμάτων και τέλος για την επεξεργασία επιφανειών εμφυτεύματος.
- **Τομέας των σιδηροδρόμων:** Στον τομέα αυτό συγκολλήσεις χρησιμοποιούνται στις εγκάρσιες δοκούς όταν είναι φτιαγμένες από κράματα αλουμινίου, στα άγκιστρα ρυμούλκησης, στο περίβλημα των ρουλεμάν και στους συζευκτήρες όλων των χρήσεων.

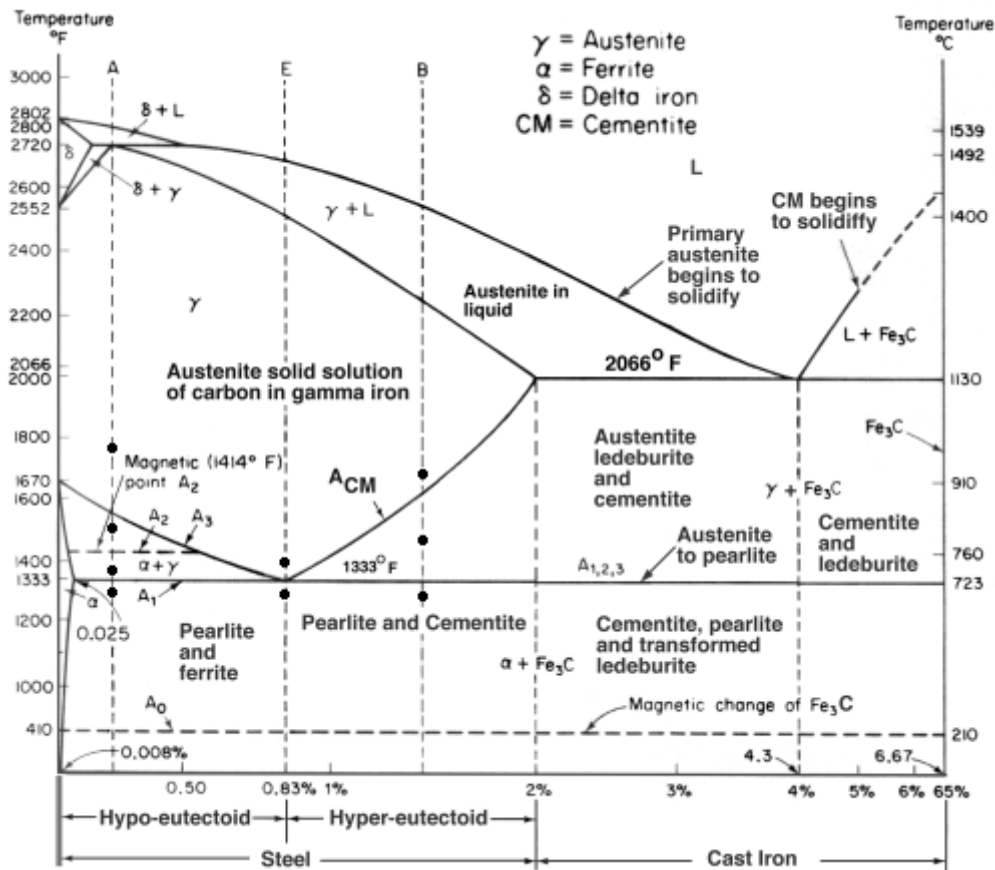
Το εύρος εφαρμογών της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων ανά βιομηχανικό τομέα παρουσιάζεται στην παρακάτω εικόνα [2].



Εικόνα 4 Εύρος εφαρμογών της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων ανά βιομηχανικό τομέα [2]

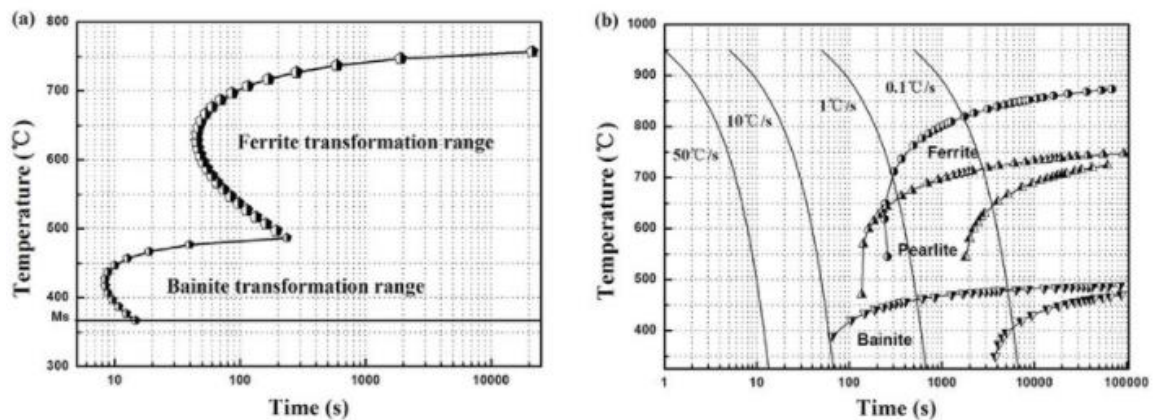
1.2.Χάλυβες

Χάλυβες είναι τα κράματα σιδήρου – άνθρακα (Fe – C) με περιεκτικότητα σε άνθρακα από 0.025 έως 2.1 %. Η δομή και οι μηχανικές ιδιότητες των χάλυβων ελέγχονται με την εφαρμογή θερμικών κατεργασιών, οι οποίες κατά κύριο λόγο, εκκινούν με τη θέρμανση και παραμονή εντός της ωστενιτικής περιοχής και τερματίζουν με την απόψυξη έως την θερμοκρασία περιβάλλοντος. Οι φάσεις και οι μετασχηματισμοί αυτών κατά την αργή απόψυξη, περιγράφονται με την βοήθεια του μετασταθούς διαγράμματος σιδήρου – σεμεντίτη (Εικόνα 5 Μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C) [8].



Εικόνα 5 Μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C

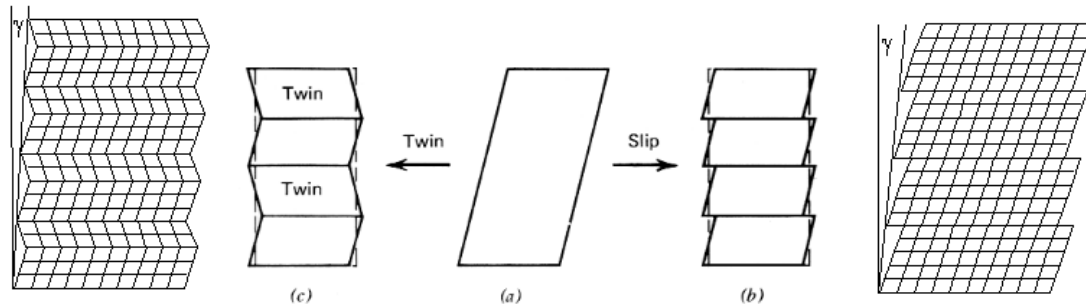
Όταν ο ρυθμός απόψυξης είναι ταχύς, τότε οι διάφοροι μετασχηματισμοί δεν μπορούν να προβλεφθούν από το προαναφερθέν διάγραμμα. Σε αυτές τις περιπτώσεις, χρησιμοποιούνται διαφορετικά διαγράμματα τα οποία εκτός από την θερμοκρασία και την σύσταση λαμβάνουν υπ' όψη και τον χρόνο απόψυξης. Τα διαγράμματα θερμοκρασίας - χρόνου στα οποία αποτυπώνεται η έναρξη και η λήξη των ισόθερμων μετασχηματισμών ονομάζονται TTT, ενώ τα διαγράμματα θερμοκρασίας - χρόνου στα οποία αποτυπώνεται η έναρξη και λήξη των μετασχηματισμών κατά τη συνεχή απόψυξη, ονομάζονται CCT. Ένας από τους σημαντικότερους μετασχηματισμούς που μπορούν να προβλέψουν τα προαναφερθέντα διαγράμματα, είναι αυτός του μαρτενσίτη από τον ωστενίτη, ο οποίος ονομάζεται μαρτενσιτικός μετασχηματισμός [8].



Εικόνα 6 a) Διάγραμμα TTT b) Διάγραμμα CCT μικροκραματομένου μαινιτικού χάλυβα [9]

1.2.1. Μαρτενσιτικός μετασχηματισμός χαλύβων

Κατά την ταχεία απόψυξη (βαφή) από την ωστενιτική περιοχή μέχρι πολύ χαμηλές θερμοκρασίες, κοντά στην θερμοκρασία περιβάλλοντος, λαμβάνει χώρα ένας μη διαχυσιακός, στρατιωτικός μετασχηματισμός, ο οποίος ονομάζεται μαρτενσιτικός. Αυτός ο μετασχηματισμός επιτυγχάνεται ακαριαία (με την ταχύτητα του ήχου), με ομογενή διάτμηση του πλέγματος του ωστενίτη και συνοδεύεται είτε από πολλαπλές ολισθήσεις (εικόνα 7b) είτε από πολλαπλό διδυσμό (εικόνα 7c). Σε μια τέτοια παραμόρφωση του πλέγματος, οι θέσεις όλων των ατόμων στην νέα φάση είναι άμεσα συσχετιζόμενες με τις θέσεις που είχαν στο μητρικό πλέγμα, ενώ η μετατόπιση των ατόμων από την αρχική στην τελική θέση είναι μικρή [8].

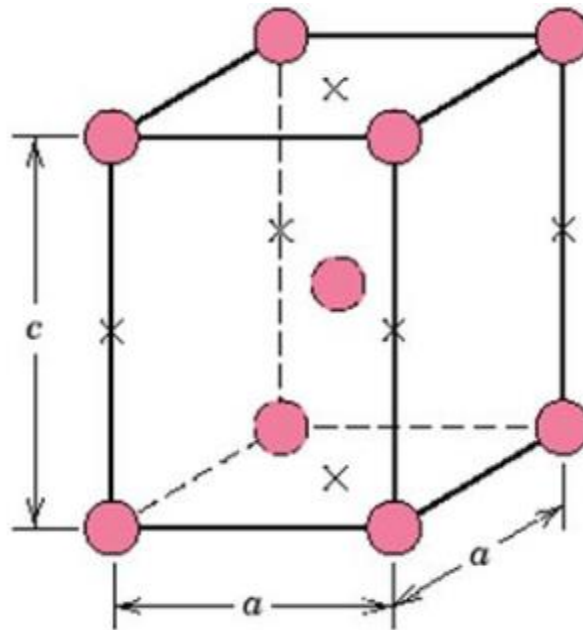


Εικόνα 7 α) Ομογενής διάτμηση που προχωράει άνω και κάτω από ένα επίπεδο ολίσθησης το οποίο βρίσκεται κεντρικά του πλέγματος β) Συνδυασμός περιοδικών ολισθήσεων που μετατρέπει το πλέγμα του ωστενίτη σε πλέγμα μαρτενσίτη γ) Συνδυασμός περιοδικών συμμετρικών ολισθήσεων γύρω από πολυάριθμα επίπεδα διδυμίας που μετατρέπει το πλέγμα του ωστενίτη σε πλέγμα μαρτενσίτη

Μέσω των πολλαπλών ολισθήσεων ή διδυμών δημιουργείται μια φαινομενικά αμετάβλητη επιφάνεια, το επίπεδο συναρμογής, μεταξύ του ωστενίτη και του μαρτενσίτη, το οποίο είναι ημισυνεκτικό. Στην πραγματικότητα το επίπεδο συναρμογής, αποτελεί μια ζιγκ-ζαγκ επιφάνεια που κατά μέσο όρο μπορεί να θεωρηθεί ως αμετάβλητο επίπεδο [8].

Η θερμοκρασία σχηματισμού της μαρτενσιτικής φάσης από την μητρική φάση ονομάζεται M_s (Martensite start), ενώ, η θερμοκρασία πλήρους μετασχηματισμού του ωστενίτη σε μαρτενσίτη, η οποία βρίσκεται σε ακόμα χαμηλότερο θερμοκρασιακό εύρος, ονομάζεται M_f (Martensite finish) (Εικόνα 6). Οι θερμοκρασίες M_s και M_f διαφέρουν από χάλυβα σε χάλυβα αφού εξαρτώνται από την σύσταση τους. Κατά κύριο λόγο ο άνθρακας άλλα και γ -φερρογόνα στοιχεία σε μικρότερο βαθμό, σταθεροποιούν τον μετασταθή ωστενίτη σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες με αποτέλεσμα να ταπεινώνουν θερμοκρασιακά την περιοχή του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού [8].

Κατά τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό ο ενδροκεντρωμένος κυβικός (FCC) ωστενίτης μετασχηματίζεται στον χωροκεντρωμένο τετραγωνικής δομής (BCT) μαρτενσίτη. Σε κυψελίδα μιας τέτοιας δομής, τα άτομα του σιδήρου καταλαμβάνουν τις κορυφές και το κέντρο ενός ορθού τετραγωνικού πρίσματος πλευράς a και ύψους c , ενώ τα άτομα του άνθρακα καταλαμβάνουν οκταεδρικές θέσεις παρεμβολής κατά μήκος του άξονα c όπως φαίνεται και στην παρακάτω εικόνα [8].



Εικόνα 8 Μοναδιαία κυψελίδα της τετραγωνικής δομής του μαρτενσίτη. Ο άξονας c του ορθού τετραγωνικού πρίσματος είναι λίγο μεγαλύτερος από τον άξονα a . Τα άτομα του σιδήρου συμβολίζονται με κύκλους ενώ τα άτομα του άνθρακα συμβολίζονται με σταυρούς.

Ο λόγος c/a ονομάζεται "τετραγωνικότητα του πλέγματος" και εξαρτάται από τη περιεκτικότητα του χάλυβα σε άνθρακα. Όσο αυξάνει ο άνθρακας, τόσο αυξάνεται και η τετραγωνικότητα η οποία φτάνει την μέγιστη τιμή του 1,08 σε χάλυβες με πολύ υψηλό ποσοστό σε άνθρακα. Στην περίπτωση που δεν υπάρχει καθόλου άνθρακας, τότε η τετραγωνικότητα λαμβάνει την τιμή 1 και η δομή συμπίπτει με την χωροκεντρωμένη δομή του φερρίτη [8].

1.2.2. Επαναφορά Μαρτενσίτη

Ο μαρτενσίτης είναι θερμοδυναμικά ασταθής φάση και με την ελάχιστη θέρμανση διασπάται για να δώσει σταθερότερα προϊόντα. Επαναφορά ονομάζεται η αναθέρμανση του χάλυβα μετά την διεργασία της βαφής, για παρατεταμένο χρονικό διάστημα σε θερμοκρασίες κατώτερες της A_1 (η οποία είναι η θερμοκρασία μετασχηματισμού του φερρίτη σε οστενίτη). Σκοπός της θερμικής αυτής διεργασίας, είναι η εξάλειψη των εσωτερικών τάσεων του μαρτενσίτη, η απόκτηση σταθερότερων μικρογραφικών συστατικών και η αύξηση της δυσθραυστότητας και ολκιμότητας του χάλυβα. Κύριο μειονέκτημα της επαναφοράς του μαρτενσίτη, είναι η πτώση του ορίου ελαστικότητας, του ορίου θραύσης και της σκληρότητας [8].

Κατά τη θέρμανση του χάλυβα λαμβάνουν χώρα διαδοχικοί μετασχηματισμοί, διαχυσιακής φύσεως, σε διαφορετικά θερμοκρασιακά εύρη. Εξαιτίας των μετασχηματισμών αυτών η επαναφορά του μαρτενσίτη χωρίζεται σε προκαθορισμένα στάδια. Στις χαμηλότερες θερμοκρασίες διαχέονται μόνο τα στοιχεία παρεμβολής (όπως είναι ο άνθρακας) τα οποία έχουν υψηλή διαχυσιμότητα. Σε θερμοκρασίες άνω των 250°C αρχίζει να διαχέεται και ο σίδηρος ενώ από τους 450 και άνω βαθμούς κελσίου αρχίζουν να διαχέονται και κραματικά στοιχεία τα οποία έχουν ακόμα μικρότερη διαχυσιμότητα [8][10].

1.2.2.1. Στάδιο προκατακρήμνισης καρβιδίου – ϵ

Το στάδιο αυτό αναφέρεται σε ένα θερμοκρασιακό εύρος που μπορεί να ξεκινήσει από υπομηδενικές συνθήκες και να συνεχισθεί μέχρι και τη θερμοκρασία των 150°C . Συγκεκριμένα τα άτομα του άνθρακα διαχέονται σε μικρές αποστάσεις μέσα στο πλέγμα του μαρτενσίτη και

σχηματίζουν συναθροίσεις πλούσιες σε άνθρακα οι οποίες αποτελούν τα φύτρα του καρβιδίου – ε [8].

1.2.2.2. Στάδιο κατακρήμνισης του καρβιδίου – ε

Το στάδιο αυτό αναφέρεται στο θερμοκρασιακό εύρος των 150 – 230°C. Στην αρχή του στάδιο, οι συναθροίσεις των ατόμων του άνθρακα ενώνονται με τον περιβάλλοντα σίδηρο και σχηματίζουν ανεξάρτητους, από το πλέγμα του μαρτενσίτη, κρυστάλλους καρβιδίου – ε. Για την επίτευξη αυτού του φαινομένου απαιτείται διάχυση μικρών αποστάσεων των συναθροίσεων άνθρακα και επίσης μικρή μετακίνηση των ατόμων σιδήρου είτε μέσω διάχυσης είτε μέσω ελαφράς διάτμησης. Το σχηματιζόμενο καρβίδιο έχει εξαγωνική δομή και κατακρημνίζεται ομοιόμορφα εντός στη μήτρα του μαρτενσίτη. Με τον σχηματισμό των καρβιδίων – ε ο μαρτενσίτης χάνει σημαντική ποσότητα άνθρακα ο οποίος προηγουμένως βρισκόταν σε διάλυση εντός του πλέγματός του. Σε ανώτερη θερμοκρασιακή περιοχή του σταδίου παρατηρείται πάχυνση των καρβιδίων [8].

1.2.2.3. Στάδιο διάσπασης του υπολειπόμενου ωστενίτη

Κατά το στάδιο αυτό το οποίο εκτείνεται από την θερμοκρασία των 230 – 280°C ο υπολειπόμενος ωστενίτης διασπάται σε σταθερότερες φάσεις, τον φερρίτη και καρβίδια είτε τύπου ε είτε σεμεντίτη [8].

1.2.2.4. Στάδιο μετασχηματισμού του καρβιδίου – ε σε σεμεντίτη

Το στάδιο αυτό εκτείνεται από την θερμοκρασία των 260 – 360°C. Σε αυτό το θερμοκρασιακό εύρος ο σίδηρος έχει επαρκή διαχυσιμότητα και έτσι το καρβίδιο – ε μετασχηματίζεται στον σεμεντίτη που είναι θερμοδυναμικά σταθερότερη φάση. Όπως γίνεται κατανοητό, ο μετασχηματισμός του μαρτενσίτη κατευθείαν σε σεμεντίτη στα πρώιμα στάδια της επαναφοράς είναι δύσκολος, καθώς σε χαμηλές θερμοκρασίες επαρκή κινητικότητα έχουν μόνο τα άτομα του άνθρακα και γενικότερα τα στοιχεία παρεμβολής [8].

1.2.2.5. Στάδιο δευτερογενούς σκλήρωσης

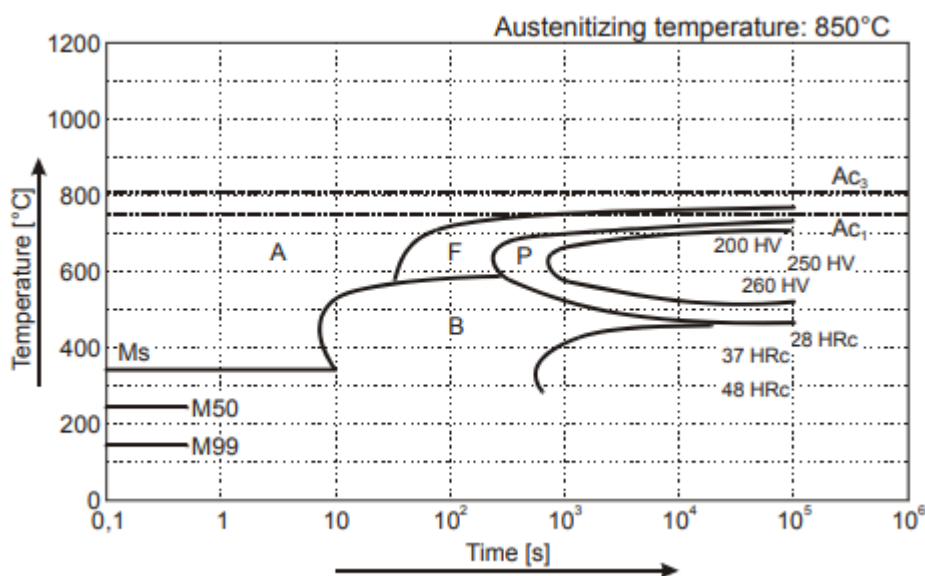
Το στάδιο αυτό παρατηρείται μόνο στους ελαφρά κραματωμένους χάλυβες και λαμβάνει χώρα στο θερμοκρασιακό εύρος των 450 – 650°C. Κατά τη διάρκεια του σταδίου, άτομα με μεγαλύτερη χημική συγγένεια συγκριτικά με αυτή που έχει ο άνθρακα με τον σίδηρο (Cr, W, Mo, V, Ti, Nb, Ta, Zr), αντικαθιστούν τον σίδηρο στο πλέγμα του σεμεντίτη και σχηματίζουν τον κραματωμένο σεμεντίτη. Η κατακρήμνιση των καρβιδίων αυτών συνοδεύεται με αύξηση της σκληρότητας που ονομάζεται δευτερογενής σκλήρωση [8].

Η θερμοκρασία και ο χρόνος παραμονής του χάλυβα στη δεδομένη θερμοκρασία αποτελούν πολύ σημαντικές παράμετροι της διεργασίας. Παραμονή των τεμαχίων για υπερβολικά μεγάλα χρονικά διαστήματα, οδηγούν στο φαινόμενο της υπεργήρανσης το οποίο αναιρεί όλα τα πλεονεκτήματα της δευτερογενούς σκλήρωσης. Το φαινόμενο της υπεργήρανσης εμφανίζεται πιο γρήγορα σε υψηλές θερμοκρασίες επαναφοράς. Δευτερογενώς, η επιλογή της θερμοκρασίας πρέπει να γίνεται ανάλογα με την μεταγενέστερη εφαρμογή του χάλυβα. Στη περίπτωση που το επαναφερόμενο προϊόν προβλέπεται να θερμαίνεται κατά την λειτουργία του, τότε είναι απαραίτητο, η θερμοκρασία επαναφοράς να είναι υψηλότερη από τη θερμοκρασία λειτουργίας ώστε να αποφευχθεί ο κίνδυνος αστοχίας [8].

1.2.3. Χάλυβας 42CrMo4

Ο 42CrMo4 είναι μικροκραματωμένος μέσης περιεκτικότητας σε άνθρακα χάλυβας, (Medium-Carbon steel) ο οποίος βρίσκεται σε επιβελτιωμένη κατάσταση, δηλαδή, έχει υποστεί τις θερμικές κατεργασίες βαφής και επαναφοράς [12]. Το κραματικό φορτίο και οι θερμικές κατεργασίες που υπόκειται ο χάλυβας αυτός, τον καθιστούν κατάλληλο για εφαρμογές που απαιτείται μεγάλη αντοχή σε καταπονήσεις στρέψεως, κάμψεως και εφελκυσμού (π.χ. για άξονες μεταδόσεως κίνησης, στροφαλοφόρους άξονες, ημιαξόνια, ακραξόνια και πίρους) [12].

Οι κύριες κραματικές προσθήκες του 42CrMo4 είναι το χρώμιο, το μολυβδαίνιο και το μαγγάνιο τα οποία είναι καρβιδιογόνα στοιχεία [12][10]. Το μολυβδαίνιο και το χρώμιο είναι α-ferρογόνα στοιχεία και συνεπώς αυξάνουν τη θερμοκρασία A_{c1} (ευτηκτοειδή θερμοκρασία) ενώ αντίθετα, προσθήκες μαγγανίου το οποίο είναι γ-ferρογόνο, μειώνουν τη θερμοκρασία αυτή. Ως προς τα διαγράμματα TTT, το χρώμιο και το μολυβδαίνιο ωθούν τις καμπύλες μετασχηματισμού προς τα δεξιά και ξεχωρίζουν την περιλιτική από την μπαινιτική προεξοχή. Το μολυβδαίνιο πιο συγκεκριμένα, εξωθεί περισσότερο προς τα δεξιά την περιλιτική παρά την μπαινιτική περιοχή διευκολύνοντας έτσι τον μπαινιτικό μετασχηματισμό. Το μαγγάνιο επίσης ωθεί τις καμπύλες του διαγράμματος TTT προς τα δεξιά, χωρίς όμως να επηρεάζει σημαντικά την μορφολογία τους [8].



Εικόνα 9 Διάγραμμα TTT χάλυβα 42CrMo4

1.3. Υπερκράματα

Τα υπερκράματα, είναι μεταλλικά υλικά υψηλών επιδόσεων. Διακρίνονται για την μεταλλουργική σταθερότητα τους σε υψηλές θερμοκρασίες για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα. Τα κράματα αυτά χαρακτηρίζονται από την εξαιρετική τους αντοχή στον ερπυσμό και στην κόπωση, υπό την άσκηση θερμικών φορτίων και από την αντίστασή τους ως προς την οξείδωση και την διάβρωση, που επιφέρουν τα υψηλά θερμοκρασιακά περιβάλλοντα. Είναι υλικά υψηλών μηχανικών αντοχών και παρουσιάζουν καλή διαμορφωσιμότητα [14][15][16].

Η μικροδομή των υπερκραμάτων απαρτίζεται από εύρος κραματικών στοιχείων, κύριων και δευτερευόντων, τα οποία προσδίδουν ελκυστικές ιδιότητες στο υλικό. Ανάλογα με τα κύρια στοιχεία κραμάτωσης, τα υπερκράματα χωρίζονται σε τρεις κατηγορίες, στα υπερκράματα με βάση τον σίδηρο και το νικέλιο (Nickel-Iron based), στα υπερκράματα με βάση το κοβάλτιο (cobalt based) και στα υπερκράματα με βάση το νικέλιο (Nickel based). Όλες οι κατηγορίες

κατέχουν κοινή μικροδομή, δηλαδή, αποτελούνται από μια ενδοκεντρωμένη κυβική μήτρα (fcc) και από διεσπαρμένες δευτερογενείς φάσεις εντός αυτής. Στην θερμοκρασία δωματίου, μόνο το νικέλιο έχει ενδοκεντρωμένη κυβική δομή, ο σίδηρος και το κοβάλτιο για να την αποκτήσουν, υπόκεινται σε αλλοτροπικό μετασχηματισμό. Πιο συγκεκριμένα, ο σίδηρος στη θερμοκρασία δωματίου κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (bcc) και η δομή του μετασχηματίζεται σε ενδοκεντρωμένη κυβική στους 912°C. Με παρόμοιο τρόπο, το κοβάλτιο στη θερμοκρασία δωματίου κρυσταλλώνεται στο μέγιστης πυκνότητας εξαγωνικό σύστημα (hcp) και η δομή του μετασχηματίζεται σε ενδοκεντρωμένη κυβική στους 417°C. Η διατήρηση της ενδοκεντρωμένης μικροδομής στις δύο τελευταίες κατηγορίες επιτυγχάνεται με την προσθήκη κραματικών στοιχείων που λειτουργούν ως σταθεροποιητές αυτής [17][18].

1.3.1. Υπερκράματα σιδήρου-νικελίου

Η πιο σημαντική υποκατηγορία των υπερκραμάτων σιδήρου-νικελίου, αναφέρεται σε υπερκράματα που σκληραίνουν μέσω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων. Για να επιτευχθεί αυτός ο μηχανισμός, αλουμίνιο, νιόβιο και άνθρακας, προστίθενται ως κραματικά στοιχεία. Οι πιο κοινές ενώσεις κατακρήμνισης που απαντώνται σε αυτή την ομάδα είναι κύρια η γ' -Ni₃(Al,Ti) φάση, σε μικρότερο βαθμό η γ'' -Ni₃Nb φάση ενώ, μπορεί να κατακρημνιστεί και εύρος καρβιδίων [18] [17] [19]. Ως υπερκράματα σιδήρου-νικελίου, συμπεριλαμβάνονται και τροποποιημένοι ανοξειδωτοι χάλυβες, οι οποίοι κατά κύριο λόγο σκληραίνουν μέσω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων [18]. Βασικό πλεονέκτημα αυτής της κατηγορίας υπερκραμάτων έναντι των άλλων κατηγοριών είναι το χαμηλό τους κόστος [19].

1.3.2. Υπερκράματα νικελίου

Τα υπερκράματα νικελίου χωρίζονται ανάλογα με τον μηχανισμό σκλήρωσης τους σε διάφορες υποκατηγορίες. Η πιο σημαντική από αυτές, αναφέρεται στα κράματα που σκληραίνουν μέσω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων. Σε αυτή την υποκατηγορία, συμπεριλαμβάνονται τα κράματα νικελίου-τιτανίου/αλουμινίου, των οποίων η κύρια ενδομεταλλική φάση σκλήρωσης είναι η γ' (χαρακτηριστικά παραδείγματα αποτελούν τα κράματα διαμόρφωσης Waspaloy και Udimet (U)-720, και τα χυτά κράματα René 80 και IN-713), τα κράματα νικελίου-νιοβίου, των οποίων η κύρια ενδομεταλλική φάση σκλήρωσης είναι η γ'' (χαρακτηριστικό παράδειγμα το υπερκράμα IN-718) και τα κράματα που περιέχουν προσθήκες και νιοβίου και τιτανίου ή/και αλουμινίου, στα οποία κατακρημνίζονται και οι δύο φάσεις σκλήρωσης μαζί (κράματα τέτοιου τύπου αποτελούν τα IN-706 και IN-909). Ορισμένα υπερκράματα νικελίου δεν βασίζονται στην κατακρήμνιση φάσεων αλλά σκληραίνουν κατά κύριο λόγο μέσω δημιουργίας στερεών διαλυμάτων αντικατάστασης. Στη δεύτερη αυτή υποκατηγορία, συνήθως σκλήρωση της μητρικής δομής μπορεί να επιτευχθεί και μέσω της κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων ή/και καρβιδίων (χαρακτηριστικά παραδείγματα αποτελούν τα κράματα Hastelloy X και IN-625). Η τρίτη υποκατηγορία αναφέρεται σε υπερκράματα νικελίου, στα οποία επιτυγχάνεται σκόπιμη διασπορά οξειδίων (Oxide Dispersion Strengthening) για τον περιορισμό του μεγέθους των κόκκων και κατ' επέκταση για την σκλήρωση της δομής. Τα υπερκράματα νικελίου συγκριτικά με τις άλλες δύο κατηγορίες υπερκραμάτων, διακρίνονται για τις εξαιρετικές αντοχές τους σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες οι οποίες μπορεί να ξεπεράσουν μέχρι και το 80% του απόλυτου σημείου τήξης τους [20][17][18][16].

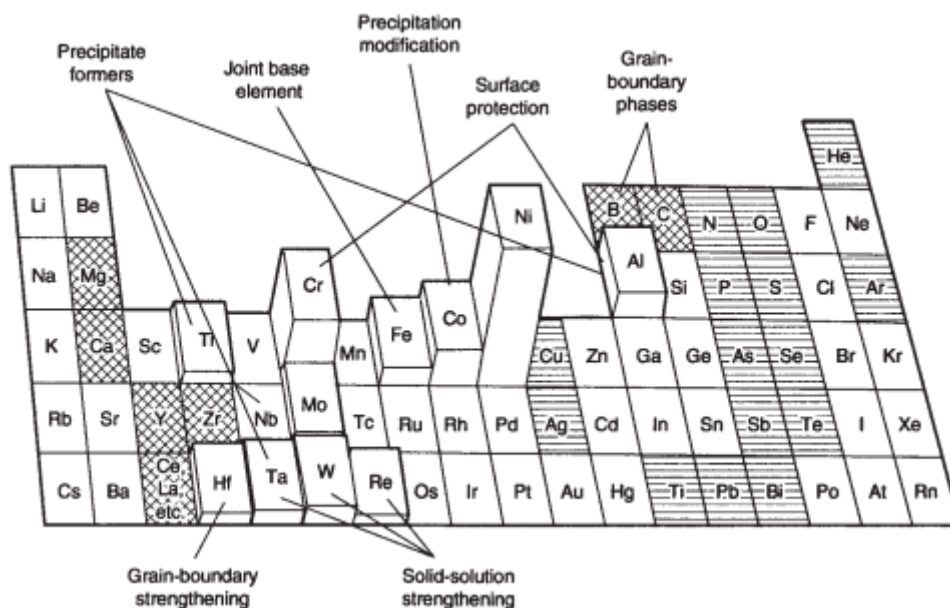
1.3.3. Υπερκράματα κοβαλτίου

Η σκλήρωση της δομής των υπερκραμάτων κοβαλτίου επιτυγχάνεται μόνο μέσω δημιουργίας στερεών διαλυμάτων αντικατάστασης σε συνδυασμό με την κατακρήμνιση καρβιδίων. Συγκριτικά με τις άλλες κατηγορίες, τα υπερκράματα κοβαλτίου έχουν υψηλότερο σημείο

τήξης, ενώ παράλληλα μπορούν και διατηρούν τις αντοχές τους σε υψηλότερες θερμοκρασίες. Κατέχουν πολύ καλή αντοχή στη διάβρωση των υψηλών θερμοκρασιακών περιβαλλόντων, λόγω της υψηλής περιεκτικότητας τους σε χρώμιο, είναι πιο συγκολλησιμα συγκριτικά με τα υπερκράματα νικελίου και έχουν πολύ υψηλές αντοχές έναντι της θερμικής κόπωσης. Κύριο μειονέκτημα τους, αποτελεί το υψηλό τους κόστος που οφείλεται στο κοβάλτιο και στις άλλες κραματικές προσθήκες [18][14].

1.3.4. Φυσική μεταλλουργία υπερκραμάτων νικελίου

Τα υπερκράματα είναι περίπλοκα υλικά, καθώς, συχνά περιέχουν περισσότερα από δέκα κραματικά στοιχεία. Το εύρος και ο συνδυασμός των προσθηκών, οι οποίες καλύπτουν μεγάλο μέρος του περιοδικού πίνακα (εικόνα 10), επιτυγχάνονται για την τροποποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων, για την αύξηση της αντοχής ως προς την διάβρωση και την οξειδωση, για την μεταλλουργική σταθερότητα ή ακόμη και για την μεταβολή του κόστους.



Εικόνα 10 Κραματικά στοιχεία υπερκραμάτων νικελίου. Τα ευεργετικά δευτερεύοντα στοιχεία επισημαίνονται με διασταυρωμένες γραμμές ενώ τα επιβλαβή δευτερεύοντα στοιχεία με οριζόντιες γραμμές [21].

Τα κραματικά στοιχεία, μπορούν να κατηγοριοποιηθούν σε τρεις ομάδες ανάλογα με τις βασικές τους λειτουργίες. Η πρώτη ομάδα, αναφέρεται στο νικέλιο και σε στοιχεία με παρόμοια ατομική ακτίνα. Τα στοιχεία αυτά, είναι το κοβάλτιο, ο σίδηρος, το χρώμιο, το ρουθένιο, το μολυβδαίνιο, το ρήνιο και το βολφράμιο, τα οποία διαφορίζονται μέσα στην ωστενιτική μητρική φάση γ και την σταθεροποιούν. Έχοντας παραπλήσια ατομική ακτίνα με το νικέλιο, τα στοιχεία αυτά, συμβάλλουν και στο μηχανισμό σκλήρωσης μέσω αντικατάστασης. Η δεύτερη ομάδα, αναφέρεται σε στοιχεία τα οποία έχουν μεγαλύτερη ατομική ακτίνα από αυτή του νικελίου. Τα στοιχεία αυτά, είναι το αλουμίνιο, το τιτάνιο, το νιόβιο και το ταντάλιο και η προσθήκη τους, προωθεί τον σχηματισμό διατεταγμένων ενδομεταλλικών φάσεων, όπως την γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta}, \text{Ti})$) φάση [16]. Η τρίτη και τελευταία ομάδα, αναφέρεται σε στοιχεία τα οποία διαφορίζονται στα όρια των κόκκων της μητρικής φάσης γ περιορίζοντας έτσι το μέγεθος τους. Τέτοια στοιχεία είναι το βόριο, ο άνθρακας, το χάρνιο και το ζιρκόνιο [21][22][23].

Έχοντας κατηγοριοποιήσει τα κραματικά στοιχεία σύμφωνα με τις βασικές του λειτουργίες, μπορεί πλέον να γίνει αναφορά και σε άλλες επιδράσεις τους.

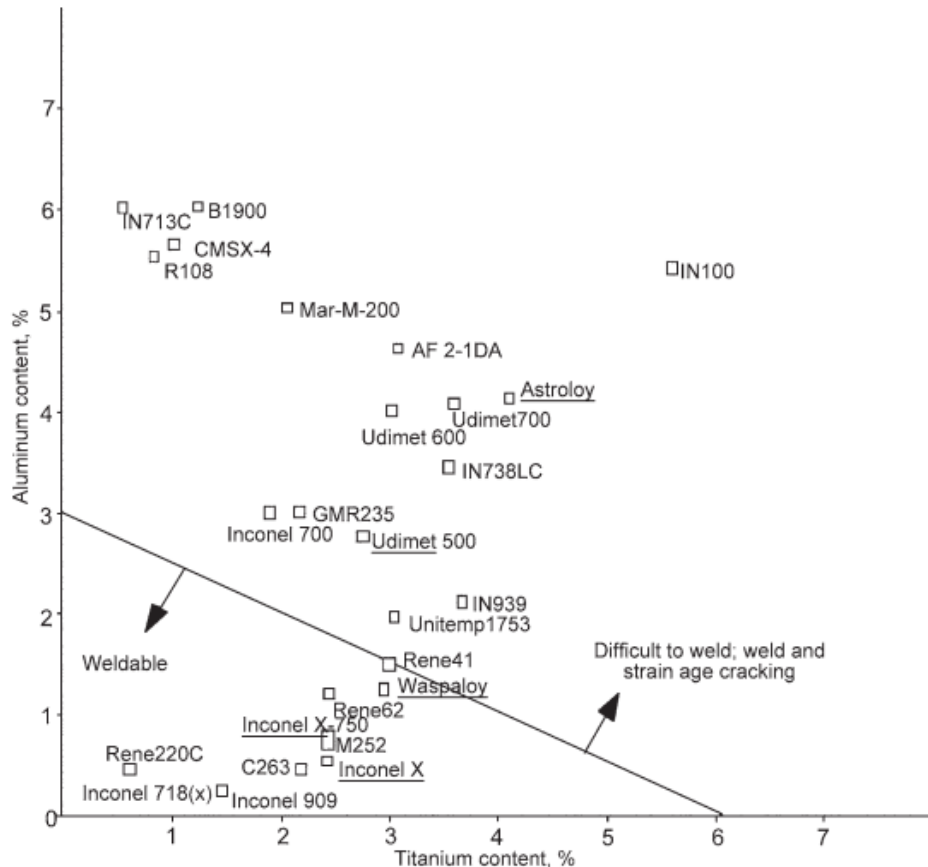
Ο σίδηρος είναι μια φθινή, συγκριτικά με το νικέλιο και το κοβάλτιο, κραματική προσθήκη, η οποία βελτιώνει την κατεργασιμότητα του υπερκράματος. Η προσθήκη του σιδήρου έχει τρία κύρια μειονεκτήματα. Αρχικά, προωθεί τις τοπολογικές ενδομεταλλικές ενώσεις (TCP) οι οποίες λειτουργούν ως σημεία έναρξης ρωγμών. Σε δεύτερο βαθμό, προωθεί τον μετασχηματισμό των κύριων φάσεων σκλήρωσης γ' και γ'' στις φάσεις η και δ αντίστοιχα, κατά την παραμονή του υπερκράματος σε υψηλές θερμοκρασίες. Τέλος, έχει παρατηρηθεί ότι, κατά την μερική αντικατάσταση του νικελίου από τον σίδηρο, μειώνεται η αντίσταση του κράματος έναντι στην οξείδωση [24].

Το κοβάλτιο ως κραματικό στοιχείο, αυξάνει την θερμοκρασία διαλυτοποίησης και παράλληλα μειώνει την διαλυτότητα του αλουμινίου και τιτανίου στην μητρική φάση γ . Οι λειτουργίες αυτές προωθούν και αυξάνουν την κατακρήμνιση της ενδομεταλλικής φάσης γ' κατά το στάδιο της γήρανσης.

Προσθήκη χρωμίου από 15-30% κ.β., επιτυγχάνεται για την αύξηση της αντίστασης ως προς την διάβρωση και οξείδωση, μέσω της δημιουργίας του παθητικού στρώματος Cr_2O_3 . Σε δεύτερο βαθμό, η προσθήκη του χρωμίου βοηθάει στην δημιουργία του παθητικού στρώματος αλουμίνιας Al_2O_3 με πολύ χαμηλές προσθήκες αλουμινίου. Τα ποσοστά χρωμίου και αλουμινίου συνυπολογίζονται για να καθοριστεί ο τύπος του παθητικού στρώματος που θα κυριαρχεί. Ως προς τις μηχανικές ιδιότητες, το χρώμιο προωθεί τον σχηματισμό δευτερογενών καρβιδίων τύπου M_{23}C_6 περικρυσταλλικά των κόκκων της μήτρας, ενώ όπως προαναφέρθηκε συμβάλλει στο μηχανισμό σκλήρωσης μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Κύριο μειονέκτημα των υψηλών προσθηκών χρωμίου είναι ο σχηματισμός των τοπολογικών ενδομεταλλικών ενώσεων tcp.

Παρόμοια με το χρώμιο, το αλουμίνιο συμβάλλει στην αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων και στην προστασία έναντι ακραίων περιβαλλοντικών συνθηκών. Όπως προαναφέρθηκε, η προσθήκη του αλουμινίου οδηγεί στην αύξηση ως προς την οξείδωση, μέσω σχηματισμού του παθητικού στρώματος αλουμίνιας Al_2O_3 . Ως προς τις μηχανικές ιδιότητες, το αλουμίνιο προστίθεται κύρια για τον σχηματισμό της ενδομεταλλικής ένωσης γ' αν και στοιχεία όπως το τιτάνιο, νιόβιο και ταντάλιο, μπορούν να το αντικαταστήσουν. Στην περίπτωση των υπερκράματων νικελίου-σιδήρου, έχει παρατηρηθεί ότι υψηλή προσθήκη αλουμινίου καθυστερεί τον επιβλαβή μετασχηματισμό $\gamma' \rightarrow \eta$.

Προσθήκη του τιτανίου επιτυγχάνεται κύρια για την κατακρήμνιση της ενδομεταλλικής ένωσης ενίσχυσης γ' και δευτερογενώς, για την κατακρήμνιση καρβιδίων τύπου MC τα οποία αυξάνουν τις μηχανικές αντοχές του υπερκράματος. Συνδυασμένες προσθήκες αλουμινίου και τιτανίου, αυξάνουν το κλάσμα όγκου της γ' φάσης όμως, μειώνουν την συγκολλησιμότητα του υπερκράματος όπως φαίνεται στο παρακάτω γράφημα.



Εικόνα 11 Διάγραμμα συγκολλησιμότητας υπερκραμάτων [17]

Το νιόβιο και το ταντάλιο είναι στοιχεία τα οποία συμμετέχουν ανταγωνιστικά στον σχηματισμό της γ' φάσης και αυξάνουν το κλάσμα όγκου της. Υπερκράματα με υψηλή περιεκτικότητα σε Nb άνω του 4% κ.β. (π.χ. Inconel 718), σκληραίνουν μέσω της κατακρήμνισης της ενδομεταλλικής ένωσης γ'' -Ni₃Nb. Η προσθήκη του νιοβίου, εκτός των άλλων, επιτυγχάνεται για τον σχηματισμό καρβιδίων τύπου MC και M₆C. Καρβίδια τύπου MC προωθεί και η προσθήκη τανταλίου. Τα καρβίδια τανταλίου έχουν πολύ υψηλό σημείο τήξης και είναι θερμοδυναμικά σταθερά, έτσι η κραμάτωση με ταντάλιο προσδίδει επιπρόσθετη σκλήρωση σε υψηλές θερμοκρασίες. Προσθήκες τανταλίου, αυξάνουν την αντίσταση έναντι της διάβρωσης υψηλών θερμοκρασιών (hot corrosion) και αυξάνουν την αντοχή στον εφελκυσμό και ερπυσμό [17][16].

Η κραματική προσθήκη του μολυβδαινίου και του βολφραμίου, υποβοηθάει την φύτευση και ανάπτυξη του κλάσματος όγκου της γ' φάσης. Σκλήρωση της μητρικής δομής με την προσθήκη των στοιχείων αυτών, επιτυγχάνεται μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης και μέσω κατακρήμνισης καρβιδίων. Τα καρβίδια που φυτρώνουν είναι τύπου MC, ενώ όταν τα στοιχεία αυτά βρίσκονται σε ποσοστό μεγαλύτερο του 8%, παρατηρείται ο σχηματισμός καρβιδίων τύπου M₆C [25]. Το μεγάλο ατομικό μέγεθος των κραματικών αυτών προσθηκών, περιορίζει την διαχυσιμότητα τους στο μητρικό πλέγμα και έτσι βελτιώνει την αντοχή των υπερκραμάτων στον ερπυσμό. Δυστυχώς, τα στοιχεία αυτά έχουν υψηλή πυκνότητα με αποτέλεσμα να αυξάνουν το συνολικό βάρος των υπερκραμάτων, ενώ υπέρμετρες προσθήκες προωθούν το σχηματισμό τοπολογικών ενδομεταλλικών ενώσεων tcp [24].

Όπως όλα τα πυρίμαχα μέταλλα έτσι και το ρήνιο και το ρουθίνιο σκληραίνουν την μικροδομή μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Εκτός από αυτόν τον μηχανισμό σκλήρωσης, η προσθήκη ρηνίου αυξάνει την αναντιστοιχία των γ/γ' φάσεων οδηγώντας σε περαιτέρω

σκλήρωση. Η αναντιστοιχία αυτή επηρεάζει την μορφολογία της γ' φάσης κατά το στάδιο της ισόθερμης γήρανσης, προωθώντας εκλεπτυσμένα, κυβοειδούς μορφολογίας και ομοιόμορφα διεσπαρμένα κατακρήμνισματα γ' φάσης. Σε δεύτερο βαθμό, η προσθήκη ρηνίου καθυστερεί την πάχυνση της γ' φάσης περιορίζοντας με αυτόν τον τρόπο το μέγεθός της [26]. Άλλες λειτουργίες του ρηνίου, αφορούν την αύξηση του σημείου τήξεως του κράματος και την βελτίωση της αντοχής σε ερπυσμό μονοκρυσταλλικών και πολυκρυσταλλικών υπερκράματων. Παρόμοια με το βολφράμιο και το μολυβδαίνιο, το ρήνιο, εξαιτίας της μεγάλης πυκνότητάς του, οδηγεί σε αύξηση του βάρους του υλικού στο σύνολο, ενώ και αυτό προωθεί τον σχηματισμό τοπολογικών ενώσεων *tcp* αντικαθιστώντας το χρώμιο. Επιρροή στη διεπιφάνεια των γ/γ' φάσεων, έχει και το ρουθίνιο το οποίο επηρεάζει τον διαφορισμό του αλουμινίου, του ρηνίου και του χρωμίου στην δεδομένη περιοχή [16]. Προσθήκη ρουθηνίου σε ποσοστό 3% εντός κραμάτων κατακρήμνισης της ενδομεταλλικής ένωσης γ' , παρεμποδίζει τον σχηματισμό καρβιδίων τύπου M_6C . Επιπροσθέτως, το ρουθίνιο αυξάνει την θερμοκρασία κατακρήμνισης των καρβιδίων τύπου MC , ενώ μειώνει την θερμοκρασία κατακρήμνισης των ευτυκτικών και δευτερογενών κατακρήμνισμάτων της γ' φάσης. Στα μονοκρυσταλλικά υπερκράματα 4^{th} γενιάς, έχει βρεθεί ότι προσθήκες ρουθηνίου αυξάνουν την μεταλλουργική τους σταθερότητα σε υψηλές θερμοκρασίες και περιορίζουν τον σχηματισμό των τοπολογικών ενώσεων *tcp* [27].

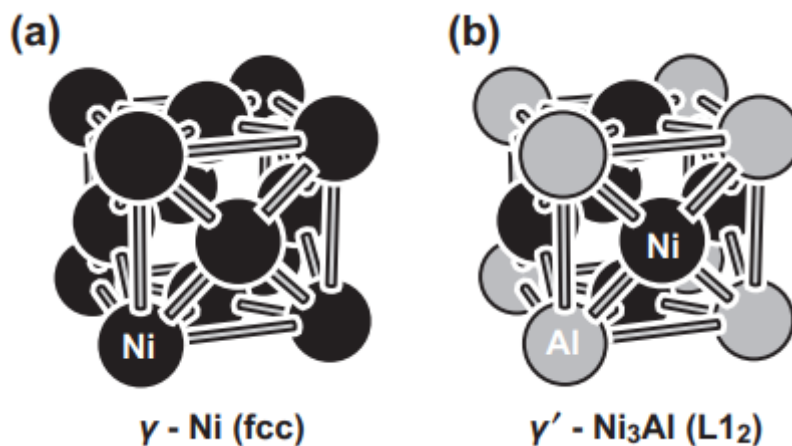
Το βόριο, ο άνθρακας, το ζirkόνιο και σε μικρότερο βαθμό το χάφνιο, προστίθενται για να προκαλέσουν σκλήρωση των ορίων των κόκκων παρεμποδίζοντας το μέγεθος τους. Η σκλήρωση αυτή είναι αποτέλεσμα του επιλεκτικού διαφορισμού των στοιχείων στα όρια κόκκων, εξαιτίας του μεγέθους τους και της χαμηλής τους διαλυτότητας στη γ και στη γ' φάση. Η προσθήκη του άνθρακα, η οποία συνήθως είναι χαμηλότερη από 0.1% κ.β., επιτυγχάνεται για την κατακρήμνιση καρβιδίων. Ο άνθρακας σε ποσοστό άνω του 0.05% κ.β., ενώνεται με δραστικά και πυρίμαχα μέταλλα και σχηματίζει καρβίδια τύπου MC [17]. Με την αύξηση της θερμοκρασίας για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα, τα καρβίδια MC μετασχηματίζονται σε δευτερογενή καρβίδια όπως είναι τα $M_{23}C_6$ και M_6C τα οποία είναι πλούσια σε χρώμιο, μολυβδαίνιο και βολφράμιο [21]. Περίσσειες ποσότητες άνθρακα, σκληραίνουν ήπια την μικροδομή μέσω στερεού διαλύματος παρεμβολής [16]. Πολύ μικρές προσθήκες ζirkονίου και βορίου, αυξάνουν την αντοχή έναντι στον ερπυσμό. Σε δεύτερο βαθμό τα στοιχεία αυτά, μειώνουν την συσσώρευση καρβιδίων τύπου $M_{23}C_6$ και έτσι βελτιώνουν την ολκιμότητα του υπερκράματος. Προσθήκες βορίου μπορούν επίσης να μειώσουν την διαλυτότητα του άνθρακα στα όρια κόκκων, αυξάνοντας το ποσοστό των καρβιδίων στη δεδομένη περιοχή και παρεμποδίζοντας τον σχηματισμό ευμεγεθών και συνεχόμενων καρβιδίων. Σε υψηλότερες περιεκτικότητες, το βόριο ενώνεται με στοιχεία όπως το χρώμιο ή το μολυβδαίνιο και σχηματίζει βορίδια. Προσθήκες χαφνίου, επιτυγχάνονται για την βελτίωση της ολκιμότητας του υπερκράματος και την αύξηση της αντοχής του έναντι στον ερπυσμό. Το χάφνιο, είναι ένα ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο το οποίο τροποποιεί την μορφολογία των καρβιδίων τύπου MC αυξάνοντας έτσι την αντοχή του υπερκράματος έναντι στη διάδοση ρωγμών.

1.3.5. Φάσεις των υπερκράματων

Η ιδιαιτερότητα της μικροδομής των υπερκράματων οφείλεται στην ποικιλομορφία των φάσεων που εμπεριέχουν. Το είδος των φάσεων αυτών, είναι αποτέλεσμα του εύρους των κραματικών προσθηκών και των κατεργασιών που δέχεται το κάθε κράμα. Σε κάθε περίπτωση, τα υπερκράματα έχουν ενδροκεντρωμένη κυβική δομή, την μητρική φάση γ , της οποίας το βασικό στοιχείο αποτελεί το κυρίαρχο στοιχείο του κράματος (π.χ. στα υπερκράματα νικελίου είναι το νικέλιο).

1.3.5.1. Φάση γ' - Ni₃(Al,Ti)

Η ενδομεταλλική ένωση γ' είναι η κύρια φάση σκλήρωση για μεγάλο εύρος υπερκραμάτων νικελίου και νικελίου-σιδήρου. Στη κατακρήμνιση της γ' , συνεισφέρουν ανταγωνιστικά μεταξύ τους τα κραματικά στοιχεία αλουμίνιο, τιτάνιο, νιόβιο και ταντάλιο και ο γενικευμένος στοιχειομετρικός τύπος της φάσης είναι (Ni,Co)₃(Al,Ti,Ta,Nb). Από τις προαναφερθέντες κραματικές προσθήκες, στα υπερκράματα νικελίου και νικελίου σιδήρου, το αλουμίνιο και το τιτάνιο αποτελούν τις πιο διαδεδομένες σε χρήση και γι' αυτό ο συνηθέστερος χημικός τύπος που απαντάται η γ' φάση είναι ο Ni₃(Al,Ti). Ως προς την κρυσταλλική δομή της φάσης, η γ' κρυσταλλώνεται στο L₁₂ διατεταγμένο ενδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (ordered fcc) μέχρι τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης της στους 1140°C [28][21]. Σε μια τέτοια υπερδομή, τα άτομα του αλουμινίου και τιτανίου καταλαμβάνουν τις ακμές της κυψελίδας, ενώ τα άτομα του νικελίου καταλαμβάνουν τις έδρες όπως φαίνεται στην παρακάτω εικόνα. Προσθήκες τιτανίου μπορούν να αντικαταστήσουν έως και το 60% του αλουμινίου [17].



Εικόνα 12 a) ενδροκεντρωμένη κυβική δομή, b) Διατεταγμένη υπερδομή της ενδομεταλλικής ένωσης Ni₃Al [27]

Η κατακρήμνιση της γ' είναι ομοιόμορφη εντός της μητρικής φάσης και επιτυγχάνεται μέσω των θερμικών κατεργασιών ομογενοποίησης και γήρανσης. Σε δεύτερο βαθμό, μπορεί να ανιχνευθεί και ως συνεχόμενο κατακρήμνισμα στα όρια των κόκκων της γ και γύρω από καρβίδια [16][29]. Η φάση γ' είναι συνεκτική με την φάση γ , όμως, έκθεση για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα σε υψηλές θερμοκρασίες, οδηγούν σε πάχυνση της φάσης και κατ' επέκταση στην απώλεια της συνεκτικότητας της με την μητρική φάση.

Η συνεκτικότητα μεταξύ της μητρικής φάσης γ και της γ' , ποσοτικοποιείται μέσω της αναντιστοιχίας του πλέγματος που δίνεται από τον τύπο :

$$\delta = 2 * \frac{\alpha\gamma' - \alpha\gamma}{\alpha\gamma' + \alpha\gamma}$$

Όπου :

$\alpha\gamma'$ είναι η παράμετρος πλέγματος της γ' φάσης

$\alpha\gamma$ είναι η παράμετρος πλέγματος της μητρικής δομής γ .

Ανάλογα με την τιμή της αναντιστοιχίας μεταβάλλεται και η μορφολογία της γ' φάσης. Για τιμές μεταξύ 0 έως 0.2 % παράγονται κατακρημνίσματα σφαιρικής μορφολογίας, για τιμές από 0.5 έως 1% παράγονται κυβοειδούς μορφολογίας και τέλος για υψηλές αναντιστοιχίες άνω του 1.25% παράγονται κατακρημνίσματα πλακοειδούς μορφολογίας. Σημαντικό ρόλο στον

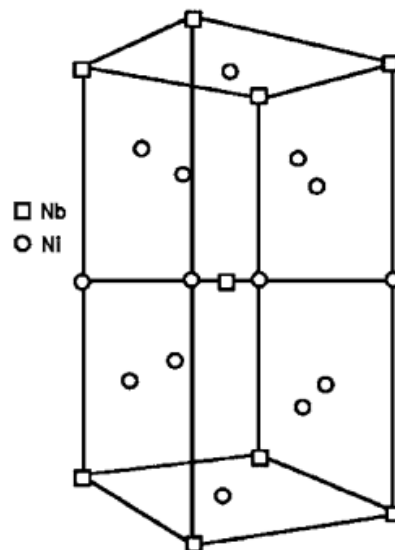
καθορισμό της μορφολογίας της φάσης κατέχει ο ρυθμός απόψυξης. Η μορφολογία των κατακρημνισμάτων μετασχηματίζεται από σφαιρική, σε κυβική, σε οκτώ-κυβική, σε οκτώ-δενδριτική και τελικά σε денδριτική από ταχύτερους σε βραδύτερους ρυθμούς. Εξίσου σημαντική, για τον καθορισμό της μορφολογίας, είναι και η αναλογία Ti/Al. Αύξηση του λόγου αυτού, αυξάνει τον βαθμό αναντιστοιχίας δ της γ/γ' εξαιτίας της κρυστάλλωσης του τιτανίου στο εξαγωνικό σύστημα υψηλής πυκνότητας [28].

Υπέρμετρες προσθήκες τιτανίου μπορούν να οδηγήσουν στην κατακρήμνιση της μετασταθούς γ' φάσης Ni₃Ti. Για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα σε θερμοκρασίες ανώτερες των 650°C η φάση αυτή μετασχηματίζεται σε μια θερμοδυναμικά σταθερή φάση την η - Ni₃Ti, σύμφωνα με την αντίδραση: $\gamma' + M_{23}C_6 \rightarrow \eta + M_6C$. Η φάση η , κρυσταλλώνεται στο εξαγωνικό σύστημα υψηλής πυκνότητας (hcp) και όπως αναφέρει η βιβλιογραφία, σχηματίζεται ως ευμεγέθη αιμοπετάλια (coarse platelets) ή ως κυτταρικές αποικίες ή ως βελόνες τύπου Widmanstätten περικρυσταλλικά [24]. Ο μετασχηματισμός αυτός συνήθως συνοδεύεται με πτώση της αντοχής αλλά σε γενικές γραμμές η επίδραση του στις ιδιότητες εξαρτάται από την χημική σύσταση του κράματος [18][24].

Ως προς την επίδραση της φάσης στις ιδιότητες των υπερκραμάτων νικελίου, η γ' προσδίδει υψηλή αντοχή η οποία αυξάνεται μέχρι τους 800°C, υψηλή ολκιμότητα και αντίσταση έναντι του ερπυσμού.

1.3.5.2. Φάση γ'' - Ni₃Nb

Υπερκράματα νικελίου-σιδήρου τα οποία περιέχουν σημαντική ποσότητα νιοβίου, άνω του 4% κ.β., εμφανίζουν ως κύρια φάση σκλήρωσης της μητρικής τους δομής, την ενδομεταλλική ένωση γ'' -Ni₃Nb [18]. Η γ'' , κρυσταλλώνεται στο D0₂₂ διατεταγμένο χωροκεντρωμένο τετραγωνικό σύστημα (bct), συνήθως είναι συνεκτική με την μητρική φάση γ και ανιχνεύεται με δισκοειδή μορφολογία [21][17]. Σε μια τέτοια δομή η κατανομή των ατόμων είναι παρόμοια με την δομή L1₂ της γ' φάσης. Στην πραγματικότητα, η παράμετρος πλέγματος a είναι παραπλήσια με αυτή της φάσης γ' , ενώ η παράμετρος c είναι σχεδόν διπλάσια.



Εικόνα 13 Η D0₂₂ διατεταγμένη δομή της φάσης γ''

Κύριο μειονέκτημα των υπερκραμάτων που σκληραίνουν μέσω της γ'' είναι ο περιορισμός τους σε εφαρμογές σχετικά χαμηλής θερμοκρασίας. Η γ'' είναι μια μετασταθής φάση, η οποία για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα σε θερμοκρασία άνω των 650°C, μετασχηματίζεται στην θερμοδυναμικά σταθερή φάση δ που είναι επιβλαβής για τις μηχανικές ιδιότητες του

κράματος [24][30]. Στην προσπάθεια αύξησης της θερμοκρασιακής σταθερότητας του υπερκράματος Inconel 718 το οποίο σκληραίνει μέσω κατακρήμνισης της γ'' φάσης, οι Cozar, R. Pineau, A., βρήκαν μια διαφορετική μορφολογία η οποία εμφανίζει πολύ χαμηλό ρυθμό πάχυνσης και βελτιώνει την θερμοδυναμική σταθερότητα του υπερκράματος. Η επονομαζόμενη συμπαγής μορφολογία (compact morphology) αποτελείται από κατακρημνίσματα γ' φάσης κυβικού σχήματος τα οποία επικαλύπτονται από ένα κέλυφος γ'' φάσης [31].

Για την απόκτηση μιας τέτοιας μορφολογίας, ο λόγος Ti+Al/Nb περιορίστηκε σε μια τιμή μεταξύ 0.9 και 1, ενώ η θερμοκρασία γήρανση επιλέχθηκε κατάλληλα ώστε τα γ' κατακρημνίσματα να αποκτήσουν ένα μέγεθος 200 angstrom πριν την κατακρήμνιση των φύτρων γ'' . Σε δεύτερη έρευνα για το ίδιο υπερκράμα, βρέθηκε ότι η αύξηση των προσθηκών Al+Ti καθώς επίσης και η αύξηση του λόγου Al/Ti καθυστερεί τον ρυθμό πάχυνσης της γ'' φάσης και καθυστερεί την κατακρήμνιση της δ φάσης.

1.3.5.3. Φάση δ - Ni₃Nb

Όπως προαναφέρθηκε η μετασταθής γ'' φάση σε καταστάσεις υπεργήρανσης (650-980°C) μετασηματίζεται στην θερμοδυναμικά σταθερή φάση δ σύμφωνα με την αντίδραση $\gamma'' + M_6C \rightarrow \delta + MC$ [16]. Η φάση αυτή κρυσταλλώνεται στο ορθορομβικό σύστημα και είναι μη συνεκτική με την μητρική φάση γ . Τα χαρακτηριστικά της κατακρήμνισης εξαρτώνται από την θερμοκρασία γήρανσης. Για θερμοκρασίες χαμηλότερες των 700°C, η κατακρήμνιση επιτυγχάνεται στα όρια κόκκων της μητρικής φάσης και η ανάπτυξη της συμβαίνει εις βάρος της φάσης γ'' . Στο θερμοκρασιακό εύρος των 700-885°C, η κατακρήμνιση της δ συνοδεύεται με ταχεία πάχυνση των φύτρων γ'' , ενώ στο θερμοκρασιακό εύρος των 840-950°C, λαμβάνει χώρα ταχεία κατακρήμνιση πλακοειδών φύτρων.

Διασπορά φύτρων δ στη μήτρα, μπορούν να περιορίσουν και να εκλεπτύνουν το μέγεθος των κόκκων καθώς επίσης και να βοηθήσουν στην βελτίωση της κόπωσης και των εφελκυστικών ιδιοτήτων. Παρόλα αυτά, σχηματισμός υπέρμετρων ποσοστών της φάσης δ κατά την έκθεση σε συνθήκες λειτουργίας, οδηγεί σε σημαντική πτώση των μηχανικών ιδιοτήτων.

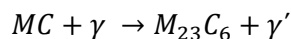
1.3.5.4. Καρβίδια

Τα καρβίδια είναι δευτερογενής ενώσεις οι οποίες μπορούν να βελτιώσουν ή να υποβαθμίσουν τις μηχανικές ιδιότητες των υπερκράματων, ανάλογα με την θέση κατακρήμνισης τους, την χημική τους σύσταση και την μορφολογία τους. Τα πιο σημαντικά από αυτά είναι τα καρβίδια τύπου MC, M₆C, M₂₃C₆ και M₇C₃.

Τα καρβίδια τύπου MC, είναι σχετικά ευμεγέθη κατακρημνίσματα τα οποία σχηματίζονται περικρυσταλλικά και ενδοκρυσταλλικά σε θερμοκρασίες άνω των 1000°C. Πρόκειται για θερμοδυναμικά σταθερές φάσεις με ενδροκεντρωμένη κυβική δομή και μορφολογία που ποικίλει (χονδρομερή κυβική, σφαιρική ή μορφολογία «γραμματικού συμβόλου») [16][21]. Λόγω της θερμοδυναμικής σταθεροτητάς τους τα καρβίδια αυτά, αποτελούν πηγή άνθρακα για σχηματισμό δευτερογενών καρβιδίων. Παρόλα αυτά, ο περικρυσταλλικός σχηματισμός τους με μορφολογία γραμματικού συμβόλου, λειτουργεί ως σημείο εκκίνησης και ως μέσω διάδοσης ρωγμών γι' αυτό και είναι ανεπιθύμητος [17]. Τα κραματικά στοιχεία συμμετοχής σε αυτό τον τύπο καρβιδίων είναι το τιτάνιο, το μολυβδαίνιο, το ταντάλιο, το ζirkόνιο και το βολφράμιο [32].

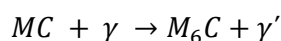
Καρβίδια τύπου M₂₃C₆, παρατηρούνται κυρίως σε υπερκράματα πλούσια σε χρώμιο και σχηματίζονται στο θερμοκρασιακό εύρος 760-980°C για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα.

Η κατακρήμνιση τους επιτυγχάνεται κυρίως περικρυσταλλικά κατά την αποσύνθεση των καρβιδίων τύπου MC [21], σύμφωνα με την παρακάτω αντίδραση:



Τα καρβίδια τύπου $M_{23}C_6$, εμφανίζονται κύρια ως ασυνεχή χονδρομερή σωματίδια κυβικού σχήματος, ενώ έχουν παρατηρηθεί και με την μορφή πλακιδίων και κυττάρων. Η ασυνεχής κυβική μορφολογία τους, έχει βρεθεί ότι βελτιώνει την αντοχή στον ερπυσμό παρεμποδίζοντας την ολίσθηση των ορίων των κόκκων [18]. Αντίθετα, καρβίδια κυτταρικής μορφολογίας έχει παρατηρηθεί ότι μειώνουν την ολκιμότητα και την ζωή έναντι στη διάρρηξη (rupture life) [17].

Προϊόντα διάσπασης των καρβιδίων τύπου MC αποτελούν και τα καρβίδια τύπου M_6C σύμφωνα με την παρακάτω αντίδραση:



Τα καρβίδια αυτά έχουν σύνθετη κυβική δομή και σχηματίζονται στο θερμοκρασιακό εύρος 815-980°C για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα. Η κατακρήμνιση τους επιτυγχάνεται περικρυσταλλικά ή/και ενδοκρυσταλλικά καθώς επίσης και στη διεπιφάνεια των φάσεων γ και γ' [16]. Εμφανίζονται με την μορφή χονδρομερών κυβικών σωματιδίων στα όρια των κόκκων και μπορούν να σχηματίσουν δομές Widmanstätten. Η κατακρήμνιση τους στα όρια των κόκκων περιορίζει το μέγεθος τους, ενώ η κατακρήμνιση δομών Widmanstätten εντός των κόκκων μειώνει την ολκιμότητα και την ζωή έναντι στη ρήξη του κράματος [18][17]. Τα κύρια κραματικά στοιχεία συμμετοχής στο σχηματισμό αυτού του τύπου καρβιδίων συνήθως είναι τα πυρίμαχα μέταλλα μολυβδαίνιο και βολφράμιο.

1.3.5.5. TCP ενώσεις - φάση Laves

Οι τοπολογικές ενώσεις (Topologically Close-Packed Phases- TCP) είναι ανεπιθύμητες ενδομεταλλικές φάσεις που δημιουργούνται κατά τη διάρκεια θερμικών κατεργασιών για συγκεκριμένες προσθήκες κραματικών στοιχείων. Οι τοπολογικές ενώσεις χωρίζονται στη σ , μ και Laves. Από αυτές η πιο διαδεδομένη φάση που παρατηρείται κατά τη συγκόλληση του υπερκράματος Inconel 718 είναι η Laves. Η τοπολογική ένωση Laves με στοιχειομετρικό τύπο A_2B (όπου: A: Ni, Cr, Fe και B: Nb, Mo, Ti) είναι μια ψαθυρή φάση που κατακρημνίζεται περικρυσταλλικά των κόκκων και κρυσταλλώνεται στο εξαγωνικό σύστημα [33].

1.3.6. Υπερκράμα Inconel 718

Το Inconel 718 στην βιβλιογραφία αναφέρεται ως υπερκράμα νικελίου ή ως υπερκράμα νικελίου-σιδήρου και αναπτύχθηκε στα τέλη της δεκαετίας του 1950 από την INCO (International Nickel Company). Οι εξαιρετές μηχανικές ιδιότητες, η υψηλή αντοχή στον ερπυσμό, η υψηλή αντίσταση στην οξειδωση και την διάβρωση σε θερμοκρασιακό εύρος λειτουργίας 600-650°C καθώς και η καλή συγκολλησιμότητα του υπερκράματος, γρήγορα προσέελκυσαν την αεροναυπηγική βιομηχανία [34][35]. Συγκεκριμένα, στις αρχές του 2000 σε αναφορά της εταιρίας Pratt & Whitney, είχε καταγραφεί ότι το Inconel 718 κάλυπτε περισσότερο από το 50% της συνολικής παραγωγής των υπερκραμάτων σε ένα εύρος κινητήρων. Παρόμοια, την ίδια εποχή, είχε καταγραφεί ότι το Inconel 718 ήταν το ευρέως χρησιμοποιούμενο κράμα στους κινητήρες αεροπλάνων της General Electric Company, με εφαρμογές σε κρίσιμα περιστρεφόμενα μέρη, σε αεροτομές, σε δοχεία πίεσης και σε υποστηρικτικές δομές. Μάλιστα, από την ίδια εταιρία είχε καταγραφεί, ότι σε ένα τυπικό κινητήρα CF6, το υπερκράμα καταλάμβανε το 34% του συνολικού βάρους.

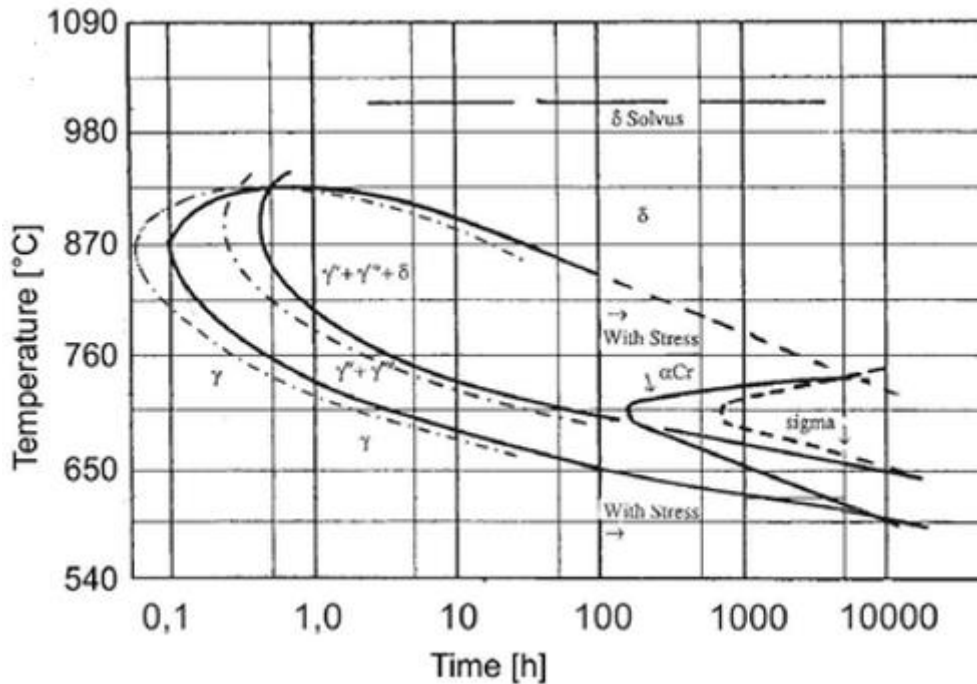
Ως υπερκράμα με υψηλή περιεκτικότητα σε Nb (άνω του 4%), το Inconel 718 σκληραίνει κύρια μέσω της κατακρήμνισης της ενδομεταλλικής ένωσης γ'' και σε δεύτερο βαθμό μέσω της

κατακρήμνισης της γ' φάσης [36]. Η υψηλή προσθήκη του νιοβίου και η ταπείνωση των προσθηκών αλουμινίου και τιτανίου στο Inconel 718 πρόσφεραν το πλεονέκτημα της καλής συγκολλησιμότητας. Το γεγονός αυτό οφείλεται στην κατακρήμνιση της γ'' φάσης, η αργή κινητική κατακρήμνιση της οποίας, βελτιώνει την αντοχή του κράματος προς ρωγμάτωση λόγω γήρανση υπό τάση εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης [37].

Όπως προαναφέρθηκε κραματικές προσθήκες σιδήρου, μολυβδαινίου, χρωμίου και νιοβίου συμβάλλουν στην σκλήρωση της δομής μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Προσθήκες σιδήρου (σε ποσοστό κοντά στο 20%) κάνουν το υπερκράμα επιρρεπές στον σχηματισμό της φάσης δ [36]. Όπως προαναφέρθηκε η φάση αυτή αποδυναμώνει το κράμα, όμως, βοηθάει στον περιορισμό της μεγέθυνσης των ορίων των κόκκων κατά τη διεργασία της σφυρηλάτησης. Εκτός της δ , άλλες φάσεις που μπορεί να βρεθούν στο Inconel 718 είναι καρβίδια τύπου Nb(Ta)C, TiC και M_6C , νιτρίδια τύπου TiN καθώς επίσης και οι φάσεις Laves και σ . Οι φάσεις σ και M_6C πλέον δεν εμφανίζονται στα σύγχρονα υπερκράματα Inconel 718, εφόσον έχουν περιοριστεί οι προσθήκες πυριτίου, ενώ η θερμοκρασία ομογενοποίησης επιτυγχάνεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες.

Διάφορες θερμικές κατεργασίες εφαρμόζονται για να μπορέσει το κράμα να αποκτήσει τις τελικές και επιθυμητές ιδιότητες. Η πλέον διαδεδομένη διεργασία περιλαμβάνει τα στάδια της διαλυτοποίησης κοντά στη θερμοκρασία των 1065°C για παρατεταμένο χρονικό διάστημα, της βαφής και της γήρανσης σε δύο στάδια. Το πρώτο στάδιο επιτυγχάνεται για την διαλυτοποίηση των δευτερογενών φάσεων (φάσεις δ , Laves και καρβίδια) οι οποίες κατακρημνίστηκαν στα προηγούμενα στάδια της παραγωγικής διαδικασίας. Το στάδιο αυτό συνοδεύεται με το φαινόμενο μεγέθυνσης των κόκκων και είναι προαπαιτούμενο προτού επιτευχθεί το στάδιο της γήρανσης. Η γήρανση επιτυγχάνεται σε δύο στάδια για να υπάρξει έλεγχος στο μέγεθος και την κατανομή των καρβιδίων, των φάσεων σκλήρωσης και των φάσεων δ και Laves [33][37].

Για την πρόβλεψη της κατακρήμνισης των διάφορων φάσεων κατά την απόψυξη του υπερκράματος, χρησιμοποιούνται τα διαγράμματα TTT. Το πρώτο διάγραμμα TTT για το Inconel 718 δημιουργήθηκε από τον Eiselstein το 1965 [38]. Πλέον, με την ανάπτυξη της τεχνολογίας και την αλλαγή του κραματικού φορτίου του υπερκράματος, έχουν επέλθει αλλαγές στο πρωταρχικό διάγραμμα. Ένα παράδειγμα πιο εξελιγμένου διαγράμματος TTT του Inconel 718 φαίνεται στην παρακάτω εικόνα.



Εικόνα 14 Διάγραμμα TTT του Inconel 718 [39]

1.3.7. Προβλήματα κατά τη συγκόλληση του Inconel 718

1.3.7.1. Στερεοποίηση και ρωγμάτωση υπερκραμάτων Inconel 718

Όπως προαναφέρθηκε, κατά τη συγκόλληση του υπερκράματος Inconel 718 παρατηρείται ο σχηματισμός ψαθυρών ενώσεων Laves εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης. Το γεγονός αυτό αποδίδεται κύρια στο φαινόμενο διαφορισμού του νιοβίου αλλά και στο διαφορισμό άλλων κραματικών στοιχείων [40]. Χαρακτηριστικά, όταν διαφορίζονται μεγάλα ποσοστά Nb, η μητρική φάση στερεώνει από αυτό και έτσι παρεμποδίζεται εν μέρη η κατακρήμνιση της γ' φάσης [41].

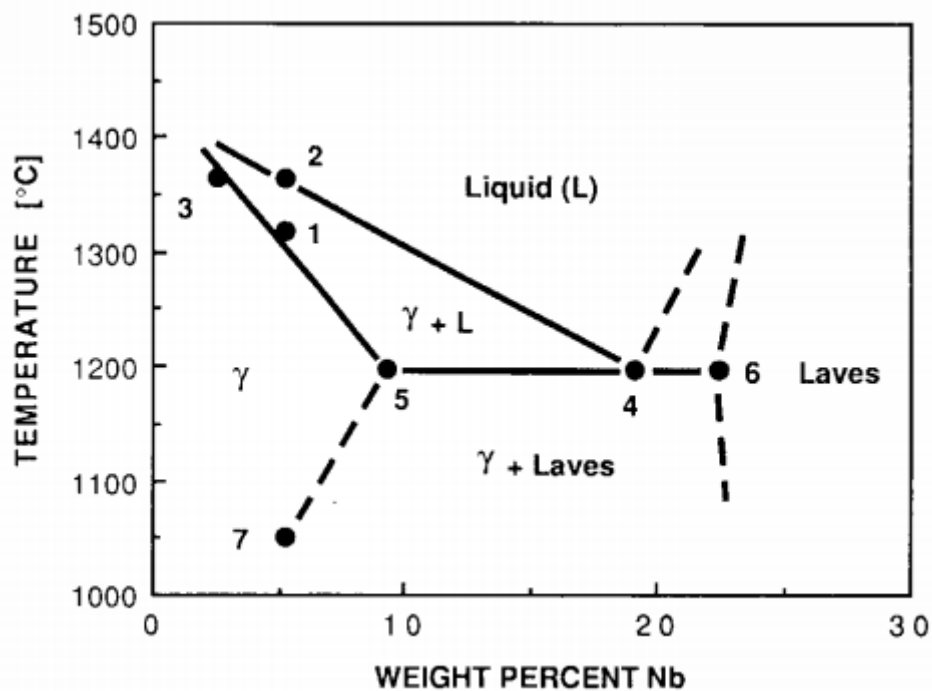
Εκτός από το Nb που προαναφέρθηκε, στοιχεία όπως τα : S, O, B, P, C, Ti, N, H μπορούν επίσης να διαφοριστούν μεταξύ των δενδριτών. Όταν λαμβάνει χώρα το φαινόμενο, τα παραπάνω στοιχεία μειώνουν τοπικά το σημείο τήξης και συμβάλλουν στον σχηματισμό ευτηκτικών ενώσεων παράγοντας υγρές μεμβράνες εντός των ορίων των κόκκων. Ως αποτέλεσμα, υπάρχει ο κίνδυνος ρωγμάτωσης κατά την στερεοποίηση. Πιο συγκεκριμένα, οι φάσεις Laves λειτουργούν ως προτιμητέες θέσεις έναρξης και διάδοσης ρωγμών με αποτέλεσμα να επηρεάζουν τις εφελκυστικές ιδιότητες, την ολκιμότητα, την αντοχή προς θραύση και την αντοχή προς κόπωση του τελικού προϊόντος. Το φαινόμενο της ρωγμάτωσης κατά τη στερεοποίηση, παρατηρείται εκτενώς στα υπερκράματα που περιέχουν υψηλά ποσοστά Nb, το οποίο προωθεί τον σχηματισμό φάσεων Laves και καρβιδίων NbC στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης.

Η στερεοποίηση ξεκινάει με τον σχηματισμό προευτηκτικών κρυστάλλων ωστενίτη εντός του τήγματος ($L \rightarrow L + \gamma$) κατά την αργή απόψυξη του υπερκράματος μέσα στη γραμμή liquidus (εικόνα 15). Στο στάδιο αυτό, το τήγμα εμπλουτίζεται με νιόβιο και άνθρακα. Με ακόμη μεγαλύτερη πτώση της θερμοκρασίας, η διεπίφανεια στερεού/υγρού εμπλουτίζεται με διαλυμένα στοιχεία, κυρίως με άνθρακα (C) και νιόβιο (Nb), τα οποία λαμβάνονται από το τήγμα. Ως εκ τούτου, φυτρώνουν καρβίδια NbC στα όρια του ωστενίτη σχηματίζοντας

ευτηκτικές διεπιφάνειες γ/NbC σύμφωνα με την αντίδραση: $L + \gamma \rightarrow L + \gamma/\text{NbC}$. Με περαιτέρω μείωση της θερμοκρασίας, σχηματίζονται συνεχόμενα φύτρα ωστενίτη και το τήγμα εμπλουτίζεται με Nb. Τελικά, σε ακόμη χαμηλότερη θερμοκρασία, το τήγμα συνεχίζει και εμπλουτίζεται με νιόβιο μέχρι που αποκτάει την ευτηκτική σύσταση των 19.1% κ.β. Nb και 0.04% κ.β. C στους 1198°C με αποτέλεσμα να λαμβάνει χώρα η ευτηκτική αντίδραση $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$.

Μεγάλη περιεκτικότητα του κράματος σε άνθρακα και μικρότερη ποσότητα νιοβίου μπορεί να καταστείλει πλήρως την ευτηκτική αντίδραση $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$ με αποτέλεσμα να μειωθεί η επιρρέπεια στην ρωγμάτωση στερεοποίησης. Γενικότερα, ο λόγος C/Nb επηρεάζει το ποσό και την κατανομή των ευτηκτικών προϊόντων $\gamma + \text{NbC}$ και $\gamma + \text{Laves}$.

Τα παραπάνω στάδια έχουν προσπαθήσει να περιγράψουν οι G.A. Knorovsky, M.J. Cieslak, T.J. Headley, A.D. Romig, Jr., και W. E Hammetter, μέσω του πειραματικού διαγράμματος στερεοποίησης του υπερκράματος Inconel 718 [42][43][44].



Εικόνα 15 Διάγραμμα στερεοποίησης Inconel 718 [43]

Η διαλυτοποίηση της φάσης Laves αν και μπορεί να επιτευχθεί σε θερμοκρασίες άνω των 1150°C για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα, δεν συνίσταται σε συγκολλημένα δείγματα καθώς μπορεί να προκαλέσει μεγέθυνση των κόκκων, ταπείνωση της αντοχής σε οξείδωση και παρόμοια άλλα προβλήματα. Η δυσκολία αποφυγής του προβλήματος, έχει οδηγήσει στην εκτενή χρήση των μεθόδων EBW και LBW οι οποίες έχει αποδειχθεί ότι περιορίζουν το φαινόμενο του διαφορισμού του Nb [41].

1.3.7.2. Ρωγμάτωση υγρής κατάστασης / μικρό-ρωγμές στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη

Ο σχηματισμός υγρών μεμβρανών περικρυσταλλικά των κόκκων εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης οδηγεί στη ρωγμάτωση υγρής κατάστασης. Συγκεκριμένα, εξαιτίας της ταχείας θέρμανσης που λαμβάνει χώρα κατά τη διάρκεια των συγκολλήσεων, δευτερογενής ευτηκτικές φάσεις όπως γ/Laves ή γ/NbC κατακρημνίζονται περικρυσταλλικά των κόκκων και δεν προλαβαίνουν να διαλυτοποιηθούν. Καθώς η θερμοκρασία σε μια τέτοια διεργασία ξεπερνάει την ευτηκτική τιμή αυτών των κατακρημνισμάτων, η διαλυτοποίηση τους λαμβάνει

χώρα μέσω του φαινομένου της στοιχειακής τήξης. Το φαινόμενο αυτό δεν περιλαμβάνει την τήξη των κατακρημνισμάτων αυτών καθ'αυτών, αλλά αναφέρεται στην υγροποίηση της διεπιφάνειας γ/κατακρημνισμάτος και κατ' επέκταση στην δημιουργία υγρών μεμβρανών. Όταν οι υγρές αυτές μεμβράνες, δεν μπορούν να αντέξουν τις τάσεις που αναπτύσσονται κατά το φαινόμενο της συρρίκνωσης, τότε σχηματίζονται μικρό-ρωγμές. Ο μηχανισμός της υγροποίησης, ο βαθμός και η θερμοκρασία της υγροποίησης καθώς επίσης και η διασπορά της υγροποίησης, επηρεάζονται από την κραμάτωση και τις στοιχειακές ακαθαρσίες (όπως S, P, Si, O, N) που εμπεριέχονται. Όταν λαμβάνει χώρα η υγροποίηση εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, ο διαφορισμός των στοιχειακών ακαθαρσιών μπορεί να μειώσει την ενέργεια της διεπιφάνειας υγρού-στερεού υποβοηθώντας έτσι την υγρή φάση να εξαπλωθεί εντός των ορίων των κόκκων. Σε δεύτερο βαθμό, ο διαφορισμός των στοιχείων αυτών, μπορεί να τροποποιήσει την χημεία της υγρής φάσης παρεμποδίζοντας με αυτόν τον τρόπο την καθολική και ισοθερμοκρασιακή στερεοποίηση του υγρού [37].

Από έρευνες, βρέθηκε ότι η διατήρηση των προσθηκών Mn, Mg και Si στα ανώτερα επιτρεπτά όρια, οδήγησε σε αύξηση της αντοχής έναντι της ρωγμάτωσης σε υγρή κατάσταση, ενώ συνδυασμένες προσθήκες Mn και Si σε υψηλά ποσοστά οδήγησαν σε αύξηση της επιρρέπειας του φαινομένου. Προσθήκες S και P διαφορίστηκαν κατά τη διάρκεια της γήρανσης και οδήγησαν σε ρωγμάτωση υγρής κατάστασης, ενώ προσθήκες B είναι πιο επιζήμιες για το φαινόμενο καθώς βρέθηκε ότι προώθησαν την υγροποίηση των ορίων των κόκκων [33].

Έρευνες έχουν διενεργηθεί για την αντιμετώπιση του προβλήματος. Σε πρώτο βαθμό έχει καταγραφεί ότι μικροδομές με εκλεπτυσμένους κόκκους έχουν αυξημένη αντοχή έναντι στη ρωγμάτωση υγρής κατάστασης. Παρόμοια, έχει παρατηρηθεί ότι θερμικές κατεργασίες πριν την συγκόλληση επηρεάζουν την επιρρέπεια στην ρωγμάτωση. Συγκεκριμένα, η διαλυτοποίηση πριν την συγκόλληση στους 927°C μείωσε την επιρρέπεια του Inconel 718, ενώ η θέρμανση σε υψηλότερες θερμοκρασίες (1038°C, και 1149°C) οδήγησε σε αύξηση της επιρρέπειας. Σε άλλη έρευνα, πριν την συγκόλληση έγινε επαναφορά στους 850°C με αποτέλεσμα να κατακρημνιστούν φάσεις δ. Η κατακρήμνιση των φάσεων αυτών, μείωσε την παρουσία του Nb εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και οδήγησε σε μείωση της επιρρέπειας για εύρος περιοχών του κράματος. Σε άλλη έρευνα, παρατηρήθηκε ότι η διαλυτοποίηση και γήρανση πριν την συγκόλληση οδηγεί στον διαφορισμό των στοιχείων-ακαθαρσιών εντός των ορίων των κόκκων και κατ' επέκταση προωθεί την έναρξη του φαινομένου. Εκτός από τις μεταλλουργικές παραμέτρους σημαντικό ρόλο κατέχει και το θερμικό φορτίο της μεθόδου συγκόλλησης. Μείωση του θερμικού φορτίου, μπορεί να μετριάσει το φαινόμενο της συρρίκνωσης και κατ' επέκταση την συστολή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης κατά τη στερεοποίηση. Τα παραπάνω φαινόμενα μειώνουν τις θερμικές τάσεις που ασκούνται εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και έτσι μειώνεται η επιρρέπεια στη ρωγμάτωση [41].

1.3.7.3. Διαφορισμός και ενδοδενδριτικές φάσεις

Η στερεοποίηση των δενδριτών εντός της ζώνης τήξης ελέγχεται από τον διαφορισμό διαλυτών στοιχείων εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών. Το φαινόμενο του διαφορισμού ευθύνεται για την χημική ανομοιογένεια μεταξύ της στερεάς και της υγρής φάσης κατά το στάδιο της στερεοποίησης. Η ανομοιογένεια αυτή, είναι ζημιογόνα για τις μηχανικές ιδιότητες, την αντοχή έναντι στη διάβρωση και την διαμορφωσιμότητα του κράματος.

Στοιχεία όπως ο άνθρακα και το νιοβίου έχουν χαμηλό συντελεστή διαφορισμού και έτσι τείνουν να διαφορίζονται. Ο διαφορισμός των στοιχείων αυτών, όπως έχει προαναφερθεί, κατά τα τελευταία στάδια της στερεοποίησης οδηγεί στην κατακρήμνιση καρβιδίων και ενδομεταλλικών ενώσεων Laves αντίστοιχα [33].

1.4.Βιβλιογραφική ανασκόπηση

1.4.1. Συγκολλήσεις υπερκραμάτων Inconel 718 με δέσμη ηλεκτρονίων

Συγκολλήσεις υπερκραμάτων Inconel 718 με τη μέθοδο δέσμης ηλεκτρονίων έχουν επιτευχθεί και έχουν καταγραφεί σε μια μεγάλη γκάμα άρθρων. Παρακάτω, παρατίθενται αποτελέσματα διαφόρων ερευνών με κύριο σκοπό την βελτιστοποίηση των συνθηκών συγκόλλησης και την ελαχιστοποίηση των μεταλλουργικών προβλημάτων που λαμβάνουν χώρα κατά την διάρκεια της μεθόδου.

Ερευνητές διεξήγαγαν την συγκόλληση ταλαντώνοντας (oscillating) την δέσμη ηλεκτρονίων. Η ταλάντωση μείωσε τον διαφορισμό του Nb εντός της ζώνης τήξης και αύξησε την ποιότητα της μεθόδου όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 1 Μηχανικές ιδιότητες του υπερκράματος Inconel 718 μετά τη συγκόλληση [45]

Condition	Electron beam condition	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HV)
Base Metal	-	1500	25	333
Welding + solutionized @980°C + aged	Elliptically Oscillated	1390	20	510
	Unoscillated	1200	12	480

Σε άλλη έρευνα παρατηρήθηκε ότι το φαινόμενο του διαφορισμού μειώθηκε μέσω της ανόπτησης των δειγμάτων σε υψηλές θερμοκρασίες. Μειονέκτημα αυτής της θερμικής κατεργασίας, αποτέλεσε η μεγέθυνση των κόκκων του κράματος και κατ' επέκταση η ταπείνωση της εφελκυστικής του αντοχής [41].

Στην έρευνα του Vivek Patela και συνεργατών του, παρατηρήθηκε ότι τα δείγματα που συγκολλήθηκαν με χαμηλό θερμικό φορτίο έσπασαν εκτός των ζωνών συγκόλλησης ενώ, τα δείγματα με υψηλό θερμικό φορτίο έσπασαν ψαθυρά εντός αυτών. Η ψαθυρή θραύση ήταν αποτέλεσμα της κατακρήμνισης των ενδομεταλλικών ενώσεων Laves που παράχθηκαν από το υψηλό θερμικό φορτίο [45].

Σύμφωνα με αποτελέσματα ερευνών βρέθηκε ότι σημαντικό ρόλο κατέχει η μορφολογία και η ασυνέχεια των φάσεων Laves. Ευμεγέθη διασυνδεδεμένα δίκτυα ήταν πιο επιβλαβή στις μηχανικές ιδιότητες του συγκολλημένου μετάλλου συγκριτικά με διεσπαρμένες και εκλεπτυσμένες μορφολογίες της ίδια φάσης.

Ο Radhakrishna (1995), σύγκρινε τις ζώνες τήξης δειγμάτων συγκολλημένων με τις μεθόδους GTA και EB. Από τα αποτελέσματα συνειδητοποίησε ότι οι γρηγορότεροι ρυθμοί ψύξης κατά τη μέθοδο με δέσμη ηλεκτρονίων (EB) μείωσαν τον βαθμό διαφορισμού του νιόβιου και κατ' επέκταση των φάσεων Laves εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών [42].

Άλλοι ερευνητές, βρήκαν ότι η γρήγορη θέρμανση και ψύξη με χαμηλό θερμικό φορτίο οδήγησε αρχικά σε μείωση του διαφορισμού του Nb και σε δεύτερο βαθμό στη μείωση των κλασματικών περιοχών φύτρωσης ψαθυρών φάσεων Laves και καρβιδίων. Επιπρόσθετα, βρέθηκε ότι το χαμηλότερο θερμικό φορτίο περιόρισε το μέγιστο βάθος διείσδυσης της συγκόλλησης για δεδομένες παραμέτρους.

Σε άλλη έρευνα, ερευνητές, ασχολήθηκαν με την γεωμετρία της συγκόλλησης (*weld geometry*) για διαφορετικές συνθήκες του βασικού μετάλλου. Το αποτύπωμα με σχήμα κρασοπότηρου χωρίς λαιμό (*stemless wine glass*), μετατράπηκε σε σχήμα κεφαλής καρφιού (*nail head shape*) όταν το δείγμα προθερμάθηκε στους 1100°C για μία ώρα και αφέθηκε να ψυχθεί στον αέρα.

Άλλοι ερευνητές, έδειξαν ότι η αύξηση του θερμικού φορτίου αυξάνει το πάχος της συγκολλησίσιμης περιοχής και μειώνει την παρουσία μικρό-ρωγμών στην ζώνη συγκόλλησης και στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη [45].

Μέθοδοι θερμικών κατεργασιών μετά τη συγκόλληση εφαρμόστηκαν για την βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων των δειγμάτων. Παρόλες τις προσπάθειες, από τα αποτελέσματα (Πίνακας 2 Μηχανικές ιδιότητες συγκολλημένων δειγμάτων σε θερμοκρασία 650°C) έγινε κατανοητό ότι οι ιδιότητες ήταν κατώτερες του βασικού μετάλλου [45].

Πίνακας 2 Μηχανικές ιδιότητες συγκολλημένων δειγμάτων σε θερμοκρασία 650°C

Sample Condition	Tensile strength (MPa)	Hardness (HV)
Base Metal	1164	505
Dual Aging (8h @720°C + furnace cooling to 620 °C +air cooling for 8 hr)	1100	452
Solution heat-treated (20 min @920°C + air cooling to 25° + dual aging)	1125	478

Ο GAO Peng και συνεργάτες, συγκολλώντας υπερκράματα Inconel 718 με δύο περάσματα, ένα πλήρους και ένα επιφανειακής διείσδυσης, παρατήρησαν ότι στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη το μέγεθος των κόκκων μικραίνει από πάνω προς τα κάτω. Σε δεύτερο βαθμό, παρατηρήθηκε ότι δενδριτικοί κόκκοι διατηρούνται στο πάνω και στο κάτω μέρος της σχηματιζόμενης κλειδαρότρυπας (ζώνη συγκόλλησης), ενώ κεντρικά υπήρχαν κυρίως διατεταγμένοι (*columnar*) επιμήκης κρύσταλλοι και μικρός αριθμός δενδριτών. Ως προς τις μηχανικές ιδιότητες, η πτώση της σκληρότητας στη ζώνη συγκόλλησης αποδόθηκε στην αυξημένη παρουσία της φάσης δ (Ni3Nb) η οποία κατακρημνίστηκε ανταγωνιστικά των φάσεων γ' και γ'' [47].

Ο Sharma, S. K. Και συνεργάτες, συγκόλλησαν υπερκράματα Inconel 718 με διαφορετικές παραμέτρους οι οποίες φαίνονται στον Πίνακας 3 Παράμετροι συγκόλλησης.

Πίνακας 3 Παράμετροι συγκόλλησης

Sl. no.	Accelerating voltage, kV	Current, mA	Weld speed (mm/min)	Heat input, J/mm	Heat input per mm thickness, J/mm ²
1	70	45	2000	94.6	31.50
2	70	57	2000	120	40.5
3	70	67	2000	140.6	46.9

Σύμφωνα με την έρευνα, η μεταβολή του ρεύματος επηρέασε την τραχύτητα της επιφάνειας και πιο συγκεκριμένα η αύξηση του ρεύματος οδήγησε σε αύξηση της τραχύτητας. Δευτερογενώς, παρατηρήθηκε ότι η αύξηση του θερμικού φορτίου οδήγησε σε σημαντική μείωση των ενδοδενδριτικών περιοχών και σε αύξηση του μεγέθους των κατακρημνισμάτων εντός της ζώνης τήξης [48].

1.4.2. Ανομοιογενής συγκολλήσεις υπερκραμάτων – χαλύβων

Ανομοιογενείς συγκολλήσεις υπερκραμάτων νικελίου με μικροκραματωμένο χάλυβα μέσω της μεθόδου δέσμης ηλεκτρονίων δεν έχουν καταγραφεί εκτενώς έως και σήμερα. Για τον λόγο

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

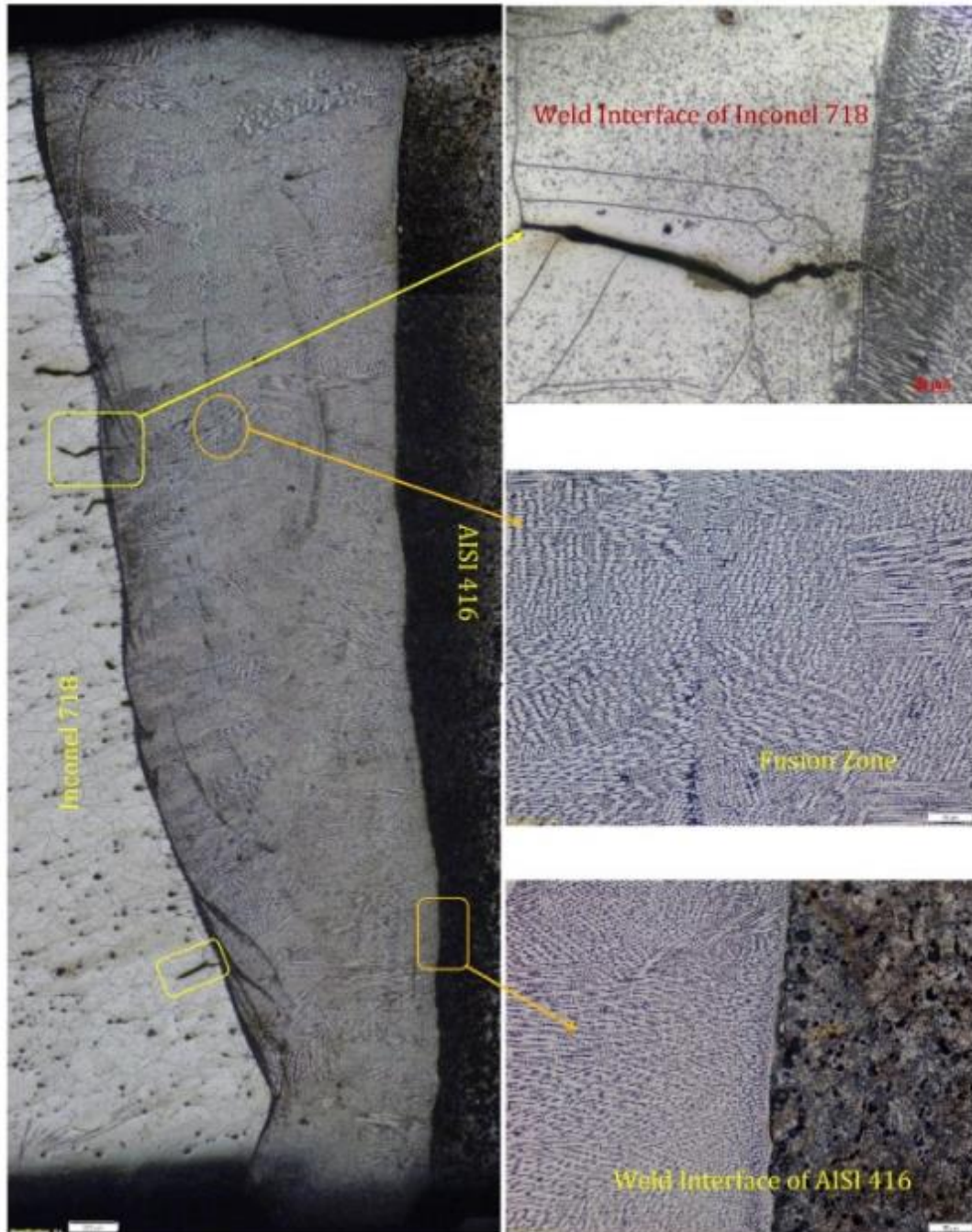
αυτόν και για την καλύτερη κατανόηση των μεταλλουργικών προκλήσεων που θα αντιμετωπιστούν στο πειραματικό μέρος, καταγράφηκαν τα αποτελέσματα και οι παρατηρήσεις διαφόρων ερευνητών που ασχολήθηκαν με παρόμοιες ανομοιογενείς συγκολλήσεις υπερκραμάτων και χαλύβων.

Αρχικά, ο K.Devendranath Ramkumara και συνεργάτες, ασχολήθηκαν με τη συγκόλληση υπερκράματος Inconel 718 και εκ νέου θειωμένου (re-sulphurized) ανοξειδώτου μαρτενσιτικού χάλυβα AISI 416 με τη μέθοδο CO₂ LBW [49]. Οι παράμετροι της συγκόλλησης καταγράφηκαν στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 4 Παράμετροι συγκόλλησης Inconel 718 – AISI 416

Process Parameter	Unit	Value
Operation Mode	–	Continuous wave
Shielding gas	–	Helium
Defocusing Distance	mm	0 (on the surface)
Power	kW	3
Travel Speed	m/min	1.500
Heat Input	KJ/m	0.144
Shielding gas flow rate	lpm	15
Focal length	mm	300
Laser beam diameter	μm	180
Laser beam Wavelength	μm	10.6

Στην έρευνα, με την βοήθεια του οπτικού μικροσκοπίου (κάτω εικόνα) παρατηρήθηκαν μικρο-ρωγμές (micro fissures) / ρωγμές υγρής κατάστασης (liquidation cracking) εντός της θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης του υπερκράματος.



Εικόνα 16 Μικρογραφία των συγκολλημένων δειγμάτων, παρουσία ρωγμών [46]

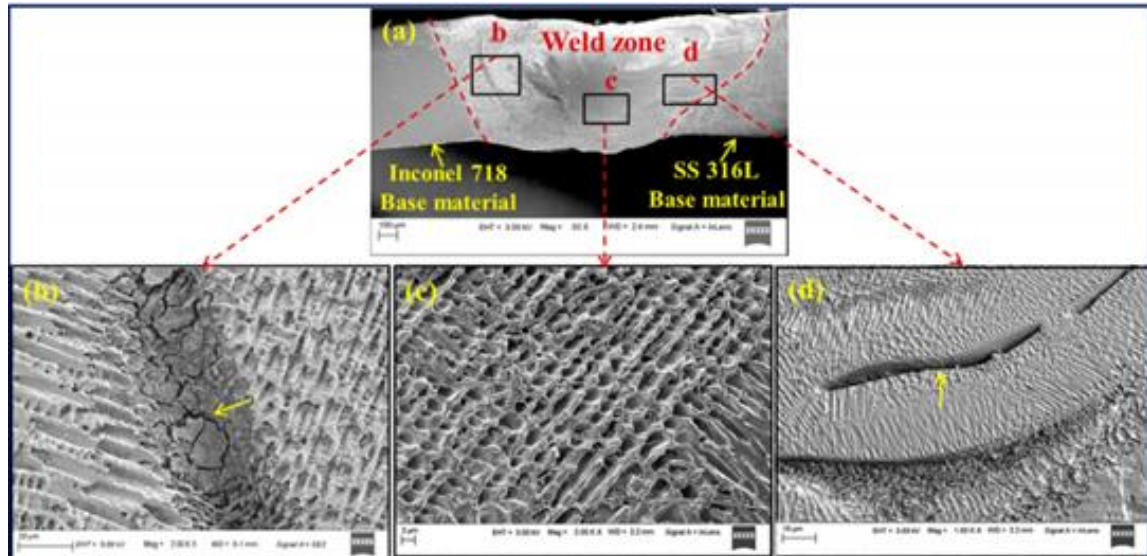
Ο N.L. Richards στην ερευνά του, βρήκε ότι η παρουσία τέτοιων ρωγμών εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης υπερκραμάτων νικελίου, ήταν εμφανής όταν υπήρχε χαμηλό θερμικό φορτίο και υψηλή ταχύτητα συγκόλλησης [50]. Η παρατήρηση αυτή, έρχεται σε αντιπαράθεση με τα αποτελέσματα που υποστηρίζουν ότι το χαμηλό θερμικό φορτίο οδηγεί και σε πτώση της επιρρέπειας αυτού του τύπου ρωγμάτωσης.

Ο Sahu, A. K και συνεργάτες [51], συγκόλλησαν υπερκράμα Inconel 718 (θερμαινόμενο στους 1020°C/1 ώρα) με ωστενιτικό ανοξείδωτο χάλυβα SS316L (χωρίς την χρήση μετάλλου προσθήκης) μεταβάλλοντας το θερμικό φορτίο και την ταχύτητα συγκόλλησης μέσω της μεθόδου μ-PAW (micro plasma arc welding).

Πίνακας 5 Παράμετροι συγκόλλησης

Sample	Peak Current (A)	Average heat input (J/mm)	Welding speed (mm/min)
PD1	19	48	196
PD2	19	52	180
PD3	19	56	167
PD4	19	65	145

Οι ερευνητές παρατήρησαν για τις συνθήκες PD1 (χαμηλότερου θερμικού φορτίου και υψηλότερης ταχύτητας) μικρο-ρωγμές (micro-fissures) εντός της ζώνης τήξης και από την μεριά του υπερκράματος (Εικόνα 17b) και από την μεριά του ανοξειδωτου χάλυβα (Εικόνα 17d).



Εικόνα 17 Ζώνη σύντηξης για συνθήκες PD1 (a,b,c,d)

Από την ανάλυση EDS εντός της ρωγμής από την μεριά του υπερκράματος βρέθηκε ότι η περιοχή ήταν πλούσια σε Nb (κατά 50 φορές μεγαλύτερη σε βάρος συγκριτικά με την δονδριτική μήτρα), σε Mo και σε Ti (περίπου 14 και 7 φορές αντίστοιχα). Παρόμοια αποτελέσματα βρέθηκαν και εντός της ρωγμής από την μεριά του χάλυβα. Ο διαφορισμός τέτοιον στοιχείων (με χαμηλό συντελεστή διαφορισμού) εντός των ενδοδονδριτικών περιοχών κατά τη στερεοποίηση, οδήγησε στη κατακρήμνιση ψαθυρών ενδομεταλλικών φάσεων οι οποίες προκάλεσαν τις ρωγματώσεις. Από την ανάλυση XRD επιβεβαιώθηκε η παρουσία ενδομεταλλικών φάσεων NbC, TiC και Fe₂Nb (Laves) στη ζώνη τήξης.

Το ποσοστό των ενδομεταλλικών φάσεων NbC, Fe₂Nb και TiC ήταν 8.83%, 5.1% και 5,08% αντίστοιχα για τις συνθήκες PD1, ενώ για τις συνθήκες PD4 (υψηλότερο θερμικό φορτίο και χαμηλότερη ταχύτητα) ήταν 7.83%, 3.94% και 4.92% αντίστοιχα. Από τους παραπάνω υπολογισμούς, είναι φανερό ότι τα δυσμενή κατακρημνίσματα NbC και οι φάσεις Laves μειώθηκαν κατά 11.3% και 22.7% αντίστοιχα, με την μείωση της ταχύτητας. Η μείωση αυτή οφείλεται στα αυξημένα επίπεδα αραιώσης (dilution) της συγκόλλησης και στο γεγονός ότι η μικροδομή του δείγματος συνθήκων PD4 αποτελούνταν από ισαξονικούς κόκκους.

Τα επίπεδα αραιώσης των κυρίων στοιχείων υπολογίστηκαν για κάθε συνθήκη και καταγράφηκαν όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα.

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (*Electron Beam*) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

Πίνακας 6 Επίδραση των παραμέτρων συγκόλλησης στα επίπεδα αραίωσης των κυρίων κραματικών στοιχείων

Welding conditions/ Elemental dilution level (D_E)	C_{FZ} (wt. %)					Weld dilution level (D) (%)
	Ni	Fe	Nb	Mo	Ti	
PD1	36.4	33.8	5.2	3.2	0.9	28.0
D_E (%)	55.9	42.1	1.9	18	22.2	
PD4	37.1	30.6	4.0	2.6	0.6	55.4
D_E (%)	51.8	29.9	32.5	80	83	

Τα υψηλά επίπεδα αραίωσης του δείγματος PD4, αποδόθηκαν στη χαμηλή ταχύτητα συγκόλλησης και στο υψηλό θερμικό φορτίο, ο συνδυασμός των οποίων οδήγησε σε καλύτερη τήξη και ανάμιξη των υλικών και τελικά στον περιορισμό του διαφορισμού των στοιχείων.

Ο Ramesh, S. και συνεργάτες, εξέτασαν την συμπεριφορά στη διάβρωση δύο ανομοιογενών συγκολλημένων με τη μέθοδο EBW κραμάτων ανοξειδώτου χάλυβα SS304 και υπερκράματος νικελίου C263 μεταβάλλοντας τις παραμέτρους της συγκόλλησης [52].

Πίνακας 7 Παράμετροι συγκόλλησης

Parameter	Levels		
	Level 1	Level 2	Level 3
High voltage (kV)	130	135	140
Welding speed (mm/s)	20	25	30
Focus distance (mm)	100	200	300

Σύμφωνα με την έρευνα έγινε κατανοητό ότι :

- Ο ρυθμός διάβρωσης μειώνεται με την αύξηση της απόστασης εστίασης (focus distance)
- Ο ρυθμός διάβρωσης μειώνεται με την αύξηση της τάσης
- Ο ρυθμός διάβρωσης μειώνεται σε μεγάλο βαθμό από την αύξηση της ταχύτητας της συγκόλλησης

Ο Ramkumar, K. D. και συνεργάτες, ασχολήθηκαν με την συγκόλληση ανομοιογενών κραμάτων AISI 430 (φερριτικός ανοξειδωτός χάλυβας) και Inconel 718 μέσω της μεθόδου pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW), χρησιμοποιώντας ως μέταλλα προσθήκης τα ER2553 και ERNiCrMo-4.

Πίνακας 8 Παράμετροι συγκόλλησης

Filler wire	No. of pass	Current (A)		Voltage (V)	Frequency (HZ)	Duty Cycle	Cumulative Heat Input (kW/mm)
		Peak current	Background current				
ER2553	Root	180	90	11.94	8	50	1.716
	Filler Pass 1	180	90	12.1			
	Filler Pass 2	180	90	13.07			
	Cap	180	90	12.62			
ERNiCrMo-4	Root	180	90	11.31	8	50	1.669
	Filler Pass 1	180	90	11.42			
	Filler Pass 2	180	90	12.2			
	Cap	180	90	12.05			

Σε κάθε περίπτωση εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του υπερκράματος, βρέθηκαν φάσεις πλούσιες σε Nb (Ni_3Nb ή φάσεις Laves) ενώ σε καμία συγκόλληση δεν παρατηρήθηκαν ρωγμές. Από τη μεριά του χάλυβα σε κάθε περίπτωση, εντός της θερμικά

επηρεαζόμενης ζώνης, παρατηρήθηκε μεγέθυνση των κόκκων και ο σχηματισμός μαρτενσίτη εντός των ορίων των κόκκων του φερρίτη.

Ως προς τις μηχανικές ιδιότητες, η ζώνη τήξης των δύο συγκολλήσεων, εμφάνισαν μεγαλύτερη εφελκυστική αντοχή από ότι αυτή του βασικού μετάλλου AISI 430. Σε δεύτερο βαθμό, η ζώνη τήξης του ER2553 εμφάνισε μεγαλύτερη σκληρότητα από ότι αυτή του ERNiCrMo-4. Το γεγονός αυτό αποδόθηκε στον άφθονο σχηματισμό μορφολογιών δ-φερρίτη [50].

2. Πειραματική διαδικασία

2.1. Περιγραφή Υλικού

Η παρούσα εργασία μελετά την συγκόλληση υπερκράματος νικελίου και μικροκραματωμένου χάλυβα. Εστιάζει, στην επίδραση των θερμικών κατεργασιών πάνω στις μηχανικές ιδιότητες και στην μικροδομή των συγκολλημένων δειγμάτων. Το υπερκράμα νικελίου είναι Inconel 718 και ο μικροκραματωμένος χάλυβας 42CrMo4.

Το Inconel 718 όπως έχει προαναφερθεί, ανήκει στα υπερκράματα όπου η σκλήρωση επέρχεται κύρια, μέσω κατακρήμνισης της γ' φάσης και σε δεύτερο βαθμό μέσω κατακρήμνισης της γ φάσης. Παρακάτω επισυνάπτεται η χημική σύσταση του κράματος.

Πίνακας 9 Χημική σύσταση Inconel 718 κ.β.%

	Cr	Fe	Nb	Mo	Al	Ti	C	Ni
Inconel 718	17-21	16-20	4.75-5.5	2.8-3.3	0.2-0.8	0.65-1.15	0.08max	Balance

Ο 42CrMo4 είναι χάλυβας που έχει υποστεί επιβελτίωση και η μικροδομή του αποτελείται από επαναφερμένο μαρτενσίτη. Παρακάτω επισυνάπτεται η χημική σύσταση του κράματος.

Πίνακας 10 Χημική σύσταση 42CrMo4 κ.β. %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
42CrMo4	0.38-0.45	0.4	0.6-0.9	0.025≤	0.035≤	0.9-1.2	0.15-0.3

Τα υλικά που χρησιμοποιήθηκαν στην παρούσα εργασία παρελήφθησαν από την Ελληνική Αεροπορική Βιομηχανία. Δύο ράβδοι από διαφορετικό κράμα, με διάμετρο 36mm και διάμετρο εσωτερικής οπής 30mm, συγκολλήθηκαν μεταξύ τους, με την μέθοδο δέσμης ηλεκτρονίων (EBW). Οι παράμετροι της συγκόλλησης δίνονται παρακάτω.

Πίνακας 11 Παράμετροι ανομοιογενούς συγκόλλησης EB Inconel 718 – Χάλυβα 42CrMo4

Τάση επιτάχυνσης	Ρεύμα δέσμης	Ρεύμα πηνίου εστίασης	Ταχύτητα περιστροφής	Γραμμική ταχύτητα	Θερμικό φορτίο (heat input)
50 kV	145 mA	3.30 A	14.5 rpm	1638 mm/min	0.2656 kJ/mm

2.2. Περιγραφή Θερμικών Κατεργασιών

Κατά τη διάρκεια του πειράματος, τρία δείγματα τοποθετήθηκαν σε επαγωγικούς φούρνους στους 650°C για 2, 4 και 6 ώρες αντίστοιχα και έπειτα αφέθηκαν να ψυχθούν στον αέρα. Με

την τοποθέτηση των δειγμάτων στους φούρνους, έγινε και προσθήκη γραφίτη για την εξασφάλιση αναγωγικής ατμόσφαιρας.

Η επιλογή των παραπάνω συνθηκών, έγινε για την εξάλειψη των τάσεων που δημιουργήθηκαν κατά την συγκόλληση και για την επαναφορά του μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του χάλυβα. Απώτερος σκοπός των θερμικών κατεργασιών, είναι η βελτίωση της συνολικής μηχανικής συμπεριφοράς της ανομοιογενούς συγκόλλησης.

2.3. Προετοιμασία δειγμάτων

Για την εξέταση των δειγμάτων με τις τεχνικές της Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, Οπτικού μικροσκοπίου και περίθλασης ακτίνων X είναι απαραίτητο να προηγηθεί μια διαδικασία η οποία θα προετοιμάσει την επιφάνεια των δειγμάτων κατάλληλα. Η διαδικασία αυτή περιλαμβάνει την κοπή κατάλληλων δοκιμίων από τον αρχικό όγκο του υλικού, τον εγκιβωτισμό, τη λείανση, τη στίλβωση και την προσβολή με κατάλληλο χημικό αντιδραστήριο.

2.3.1. Κοπή

Η κοπή του δείγματος που ελήφθη από την ΕΑΒ, έγινε με δισκοτόμο. Στο στάδιο αυτό, κόπηκαν τέσσερα δείγματα εκ των οποίων τα τρία μεταγενέστερα υπέστησαν θερμική κατεργασία, ενώ το ένα (as received) μελετήθηκε απευθείας ως προς την μικροδομή και τις μηχανικές του ιδιότητες.

Στον παρακάτω πίνακα παρατίθενται η ονοματολογία των δειγμάτων καθώς επίσης και οι θερμικές κατεργασίες που υπέστη το κάθε δείγμα ξεχωριστά.

Πίνακας 12 Ονοματολογία και θερμικές κατεργασίες δειγμάτων

Δείγμα	Συνθήκες
A	Συγκόλλησης (As received)
B	650°C, 2 ώρες
Γ	650°C, 4 ώρες
Δ	650°C, 6 ώρες

2.3.2. Εγκιβωτισμός

Αφού καθαρίστηκε η επιφάνεια των δειγμάτων, επιτεύχθηκε ο ψυχρός εγκιβωτισμός τους μέσα σε καλούπια. Τα δείγματα τοποθετήθηκαν στο κέντρο των καλουπιών, και εντός αυτών, έγινε έγχυση του μίγματος ρητίνης-σκληρυντή. Η ρητίνη και ο σκληρυντής που χρησιμοποιήθηκαν ήταν της εταιρείας Struers (Clarocit Kit) και η στερεοποίηση τους κράτησε περίπου 20 λεπτά.

2.3.3. Λείανση – Στίλβωση

Η λείανση και στίλβωση, αποσκοπούν στη μείωση της επιφανειακής τραχύτητας. Τα στάδια αυτά είναι απαραίτητα ώστε να είναι δυνατή η αποκάλυψη της δομής των δοκιμίων μετά την προσβολή με κατάλληλο αντιδραστήριο. Και οι δύο διεργασίες εργαστηριακά έγιναν σε οριζόντιο, υδρόψυκτο, μονοαξονικό περιστρεφόμενο δίσκο.

Η λείανση προηγείται πάντοτε της στίλβωσης και έχει ως σκοπό την απομάκρυνση του επιφανειακού στρώματος που έχει παραμορφωθεί ή έχει υποστεί διάφορες ζημιές κατά την κοπή. Η απομάκρυνση του υλικού γίνεται μηχανικά, μέσω εκτριβής του δείγματος σε λειαντικά χαρτιά. Τα λειαντικά χαρτιά διαφορετικής κοκκομετρίας που χρησιμοποιήθηκαν,

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

τοποθετήθηκαν στον περιστρεφόμενο δίσκο της διάταξης που φαίνεται στην παρακάτω εικόνα. Πάνω στο χαρτί κατά τη διάρκεια της μεθόδου, ρέει νερό το οποίο φύχει το δοκίμιο και βοηθάει στην απομάκρυνση των σπασμένων κομματιών του μετάλλου και του λειαντικού, από την επιφάνεια επαφής. Κατά τη διάρκεια της μεθόδου, χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά λείανσης καρβιδίων πυριτίου κοκκομετρίας 800, 1200 και 2000 grit, το καθένα για 7 λεπτά με σταθερή ταχύτητα 100rpm και με δύναμη γύρω στα 10-20 N ανάλογα με την κοκκομετρία του χαρτιού.



Εικόνα 18 Όργανο λείανσης και στίλβωσης της εταιρίας Struers

Με το πέρας της λείανσης, στα δοκίμια εμφανίζονται πολύ λεπτές χαραγές οι οποίες έχουν την κατεύθυνση της κίνησης του τελευταίου λειαντικού χαρτιού. Ο σκοπός της στίλβωσης είναι να απομακρύνει τις χαραγές που εισήχθησαν στο προηγούμενο στάδιο και να μειώσει περαιτέρω την επιφανειακή τραχύτητα των δειγμάτων.

Η στίλβωση όπως προαναφέρθηκε, διεξήχθη στην ίδια διάταξη με την λείανση. Στο προκείμενο στάδιο γίνεται χρήση πανιών και διαμαντόπαστας διαφορετικών κοκκομετριών, ενώ, αντί για νερό χρησιμοποιείται ειδικό λιπαντικό της Struers. Η στίλβωση των δοκιμίων επετεύχθη σε δύο στάδια. Στο πρώτο στάδιο έγινε χρήση διαμαντόπαστας διαμέτρου 6μm ενώ στο δεύτερο στάδιο χρησιμοποιήθηκε πάστα διαμέτρου 1μm. Κάθε στάδιο διήρκησε 8λεπτά.

Με το πέρας των παραπάνω διεργασιών, η επιφάνεια των δειγμάτων καθαρίστηκε και επετεύχθη εκ νέου στίλβωση με χρήση αιωρήματος σίλικας (silica gel) αντί για διαμαντόπαστα και με την τακτική προσθήκη απιονισμένου νερού αντί για λιπαντικού. Το νέο αυτό στάδιο διεξήχθη σε διαφορετικό πανί και διήρκησε 10 λεπτά.

2.3.4. Χημική Προσβολή

Η προσβολή είναι απαραίτητη για να αποκαλυφθεί η δομή των δειγμάτων με μικροσκοπικές μεθόδους. Το στάδιο αυτό είναι ιδιαίτερα προκλητικό, αφού τα δείγματα αποτελούνται από

δύο διαφορετικά κράματα και από ζώνες συγκόλλησης. Για την αντιμετώπιση του προβλήματος, η διεργασία διεξήχθη σε δύο βήματα με την χρήση δύο διαφορετικών διαλυμάτων. Αρχικά, έγινε εμβάπτιση των δειγμάτων σε 50ml διαλύματος Nital 2% για την προσβολή μόνο του χάλυβα. Το βήμα αυτό ακολούθησε η χρήση του δεύτερου διαλύματος για την προσβολή του υπερκράματος. Η προσβολή έγινε τοπικά με τη βοήθεια βαμβακιού και τη χρήση του διαλύματος Kallings no2 (5 g CuCl₂, 100 mL αιθανόλης, 100 mL HCl)

Ο χρόνος παραμονής του κάθε δείγματος σε κάθε διάλυμα καταγράφεται στον παρακάτω πίνακα.

Πίνακας 13 Προσβολή δειγμάτων

Δείγμα	Διάλυμα	Χρόνος (sec)
A	Nital	14,50
A	Kallings	14
B	Nital	12,90
B	Kallings (50% αραιωμένο)	82
Γ	Nital	13
Γ	Kallings (50% αραιωμένο)	90
Δ	Nital	8,10
Δ	Kallings (50% αραιωμένο)	66

Η διαβρωτική συμπεριφορά του χάλυβα και του υπερκράματος μεταβάλλεται μέσω της θερμικής κατεργασίας. Το γεγονός αυτό οφείλεται στην αλλαγή των μορφολογιών και της μικροδομής γενικότερα.

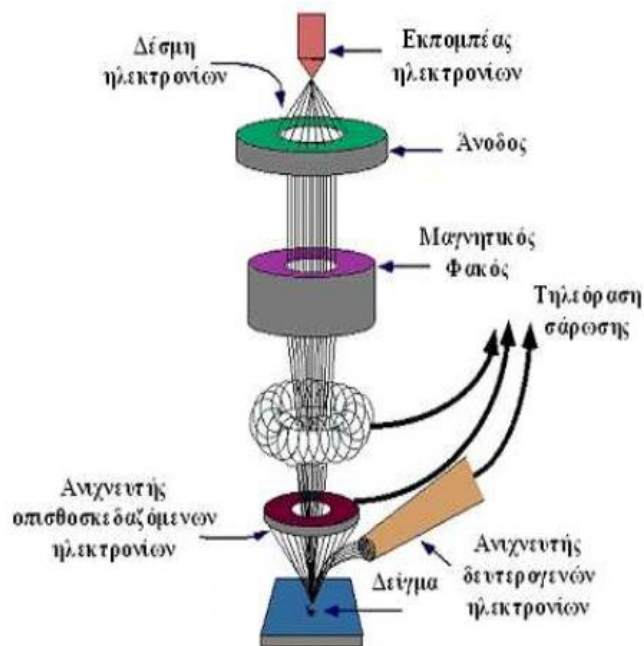
2.4. Μέθοδοι μελέτης μικροδομής

Μέχρι και την σημερινή εποχή το πιο σημαντικό εργαλείο που χρησιμοποιείται για την μελέτη της μικροδομής των υλικών είναι το οπτικό μικροσκόπιο. Συμπληρωματικά του οπτικού μικροσκοπίου και για την ενδεδεχθή μεταλλογραφική μελέτη των υλικών, σημαντικό ρόλο κατέχουν πλέον, τα Ηλεκτρονικά Μικροσκόπια Σάρωσης (SEM) και Διερχόμενης Δέσμης (TEM).

2.4.1. Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM)

Μία διάταξη ηλεκτρονικού μικροσκοπίου περιλαμβάνει από πάνω προς τα κάτω, το ηλεκτρονιοβόλο, τους ηλεκτρομαγνητικούς φακούς και το σύστημα σάρωσης (εικόνα 19). Εντός του ηλεκτρονιοβόλου, η δέσμη ηλεκτρονίων εκπέμπεται από θερμαινόμενη κάθοδο βολφραμίου ή εξαβοριδίου του λανθανίου (LaB₆) και περνώντας από την άνοδο, κατευθύνεται προς τους ηλεκτρομαγνητικούς φακούς. Η στήλη της διάταξης καθ' όλη την διάρκεια, λειτουργεί υπό υψηλό κενό για την προστασία της πηγής (να μην οξειδωθεί η κάθοδος) και για την μεταφορά των ηλεκτρονίων. Μια διάταξη περιλαμβάνει δύο με τρεις ηλεκτρομαγνητικούς φακούς. Αυτοί χωρίζονται στον συγκεντρωτικό φακό, ο οποίος είναι ένα πηνίο που εστιάζει

την δέσμη ηλεκτρονίων σε ένα διάφραγμα και στον αντικειμενικό φακό, ο οποίος επίσης είναι πηνίο και κάνει εκλέπτυνση της δέσμης (με διατομή γύρω στα 20-30nm) την οποία εστιάζει πάνω στην επιφάνεια του υλικού. Ο συγκεντρωτικός φακός είναι αυτός που βρίσκεται πιο κοντά στο ηλεκτρονιοβόλο, ενώ ο αντικειμενικός αυτός που βρίσκεται πιο κοντά στο υλικό. Τελικά, η επιφάνεια του δείγματος σαρώνεται από την δέσμη με μεγάλη ταχύτητα και διαμορφώνεται η εικόνα. Η σάρωση επιτυγχάνεται από πηνία σάρωσης, τα οποία εκτρέπουν την δέσμη ώστε να καλύψει όλη την επιφάνεια του υλικού. Η εικόνα διαμορφώνεται με την βοήθεια ενός ανιχνευτή ο οποίος συλλέγει τα ηλεκτρόνια [54].



Εικόνα 19 Διάταξη ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης

Κατά την σάρωση της επιφάνειας του υλικού από την δέσμη, εκπέμπονται ακτινοβολίες. Το είδος της ακτινοβολίας εξαρτάται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα του υλικού. Τα κύρια είδη εκπεμπόμενης ακτινοβολίας είναι:

2.4.1.1. Δευτερογενή ηλεκτρόνια

Τα ηλεκτρόνια της δέσμης (primary) συγκρούονται με τα ηλεκτρόνια του δείγματος κατά τη σάρωση του. Τα ηλεκτρόνια του υλικού, των εξωτερικών στοιβάδων, τα οποία απομακρύνονται από το δείγμα λόγω της διέγερσης τους ονομάζονται δευτερογενή. Συνήθως τα ηλεκτρόνια αυτά είναι χαμηλής ενέργειας και εκπέμπονται κοντά στην επιφάνεια του δείγματος. Λόγω της χαμηλής τους ενέργειας, (χαμηλότερη από 50 eV) μπορούν να συλλεχθούν ευκολότερα από τον ανιχνευτή σε σχέση με τα πρωτογενή ηλεκτρόνια της δέσμης.

2.4.1.2. Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια

Τα ηλεκτρόνια της δέσμης τα οποία συγκρούονται ελαστικά με τα ηλεκτρόνια του δείγματος και επιστρέφουν προς τα πίσω (180°) ονομάζονται οπισθοσκεδαζόμενα. Η ενέργεια των ηλεκτρονίων αυτών (5-50 keV), είναι άμεσα συσχετιζόμενη : με την ενέργεια των προσπίπτων ηλεκτρονίων, με τον αριθμό ηλεκτρονίων της εξωτερικής στοιβάδας των ατόμων του υλικού, με τον ατομικό αριθμό των ατόμων του υλικού και με την κλίση της επιφάνειας του υλικού. Καθώς ο ατομικός αριθμός των ατόμων του υλικού που χτυπιέται από την δέσμη μειώνεται,

μειώνονται και τα ηλεκτρόνια που οπισθοσκεδάζονται. Σε υλικά με άτομα υψηλού ατομικού αριθμού (μεγάλα άτομα), πολλά ηλεκτρόνια οπισθοσκεδάζονται κοντά στην επιφάνεια του δείγματος με πολύ μικρή μεταβολή στην ενέργεια τους. Έτσι η απόδοση, το ενεργειακό φάσμα και το βάθος διαφυγής σχετίζονται άμεσα με τον ατομικό αριθμό των υλικών όπως φαίνεται στον παρακάτω πίνακα. Από τον πίνακα παρατηρείται ότι το βάθος από το οποίο εκπέμπονται τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια είναι πολύ μεγαλύτερο από αυτό των δευτερογενών.

Πίνακας 14 Βάθος διαφυγής το οποίο λαμβάνεται ως πληροφορία μέσω της ενέργειας (eV) οπισθοσκεδαζόμενων και δευτερογενών ηλεκτρονίων σε διάφορα στοιχεία [55]

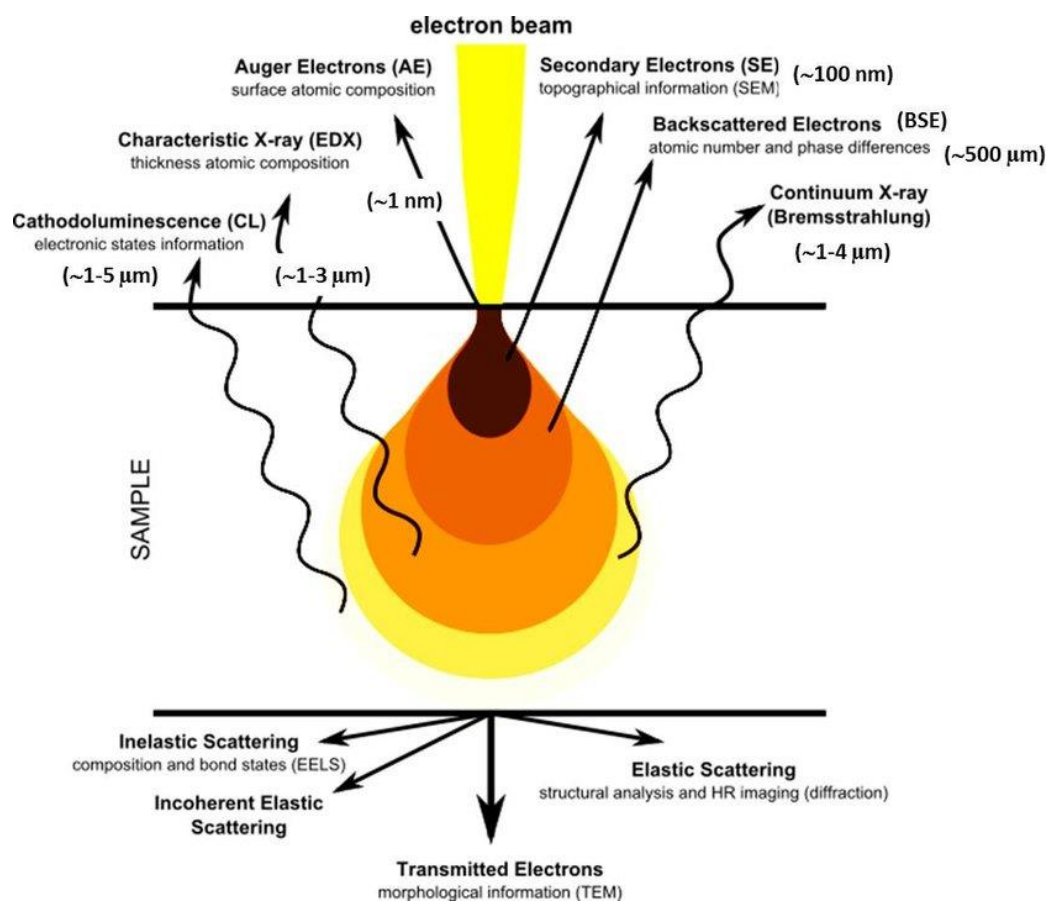
Element	Atomic number	Density, g/cm ³	Depth of information, nm					
			Secondary electrons	Backscattered electrons				
				5 keV	10 keV	20 keV	30 keV	50 keV
C	6	1.0	10.0	330	970	2800	5300	11,600
Al	13	2.7	1.2	120	360	1050	1950	4,290
Cu	29	8.9	0.5	40	110	320	590	1,300
Ag	47	10.5	1.0	30	90	270	500	1,100

Από τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια κάθε περιοχής λαμβάνονται πληροφορίες για την κατανομή των φάσεων στην επιφάνεια. Ειδικότερα, οι βαρύτερες φάσεις (σε ατομικό αριθμό) φαίνονται λαμπρότερες από τις ελαφρύτερες λαμβάνοντας έτσι, πληροφορίες για την σύσταση του δείγματος.

2.4.1.3. Ακτίνες X

Οι ακτίνες X είναι μορφή ηλεκτρομαγνητικής ακτινοβολίας που έχει υψηλή ενέργεια και μικρό μήκος κύματος.

Ακτίνες X, εκπέμπονται κατά την αποδιέγερση ηλεκτρονίων από ανώτερες σε κατώτερες στοιβάδες. Ειδικότερα, όταν ένα ηλεκτρόνιο δέσμης (primary) συγκρούεται ανελαστικά με την επιφάνεια του δείγματος και απομακρύνεται ηλεκτρόνιο εσωτερικής στοιβάδας (του ατόμου του υλικού), ως δευτερογενές ηλεκτρόνιο, τότε δημιουργείται κενή θέση στην στοιβάδα. Για την κάλυψη της κενής αυτής θέσης, κάποιο άλλο ηλεκτρόνιο από ανώτερη στοιβάδα πρέπει να αποδιεγερθεί. Το περίσσειμα της ενέργειας αυτής, μετατρέπεται σε μορφή φωτονίων η οποία είναι χαρακτηριστική του είδους του ατόμου και της στοιβάδας. Έτσι, γίνεται ταυτοποίηση των ατόμων με την βοήθεια ενός ανιχνευτή (είναι ημιαγωγός πυριτίου-λιθίου) ο οποίος συλλέγει την ενέργεια που εκπέμπεται [55].



Εικόνα 20 Διαφορετικοί τύποι ακτινοβολιών που εκπέμπονται

2.4.2. Περίθλαση ακτίνων X (XRD)

Περίθλαση είναι το φαινόμενο της σκέδασης των κυμάτων προς όλες τις κατευθύνσεις όταν αυτά προσπίπτουν σε οπές με διαστάσεις παραπλήσιες του μήκους κύματος. Στην συγκεκριμένη περίπτωση η περίθλαση ακτίνων X βασίζεται στην αλληλεπίδραση των ακτίνων με τις πλεγματικές αποστάσεις των διατεταγμένων ατόμων ενός κρυστάλλου, οι οποίες είναι της τάξης των angstrom (είναι ίση με 10^{-10} m) δηλαδή, ισοδυναμούν σε μέγεθος με το μήκος κύματος των ακτίνων X.

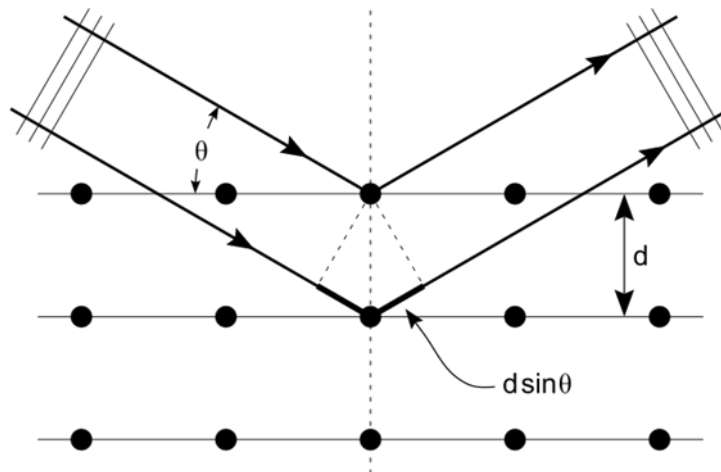
Όταν βομβαρδίζεται το υλικό από ακτινοβολία (πηγή ενέργειας) μέσω δέσμης ηλεκτρονίων, τότε τα άτομα απορροφούν την ενέργεια μέσω της διέγερσης των ηλεκτρονίων τους και στην συνέχεια επανεκπέμπουν την ακτινοβολία με συγκεκριμένη γωνία σκέδασης [56]. Με αυτόν τον τρόπο γίνεται κατανοητή η θέση των ατόμων στον χώρο (κρύσταλλο). Για τον χαρακτηρισμό της κρυσταλλογραφίας του υλικού χρησιμοποιούνται οι ακτίνες Roentgen, οι οποίες λαμβάνονται μονοχρωματικά με τη χρήση φίλτρων ώστε να μην συμπεριληφθούν άλλα μήκη κύματος.

Το 1913 ο Bragg παρατήρησε σε μια φωτογραφική πλάκα, ότι όταν βομβαρδίζεται δείγμα γνωστών πλεγματικών αποστάσεων d , υπό ορισμένες γωνίες (μεταξύ ακτινοβολίας και επιφάνειας δείγματος) δημιουργούνται έντονα φαινόμενα συμβολής. Διακρίνοντας το φαινόμενο αυτό και βασιζόμενος στην υπόθεση ότι τα κρυσταλλικά επίπεδα συμπεριφέρονται σαν ημιδιαφανή κάτοπτρα ακτινοβολίας [57], όπως φαίνονται και στην παρακάτω εικόνα, κατέληξε στην αρχή πάνω στην οποία βασίζεται η περίθλαση των ακτίνων X. Σύμφωνα με την αρχή αυτή, η ενισχυτική συμβολή επιτυγχάνεται όταν δύο ή περισσότερες ακτίνες σκεδάζονται υπό την ίδια γωνία ανάμεσα σε δύο ή περισσότερα παράλληλα επίπεδα. Η διαφορά φάσης

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (*Electron Beam*) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

μεταξύ των δύο αυτών ακτίνων πρέπει να είναι ακέραιο πολλαπλάσιο του μήκους κύματος της χρησιμοποιούμενης ακτινοβολίας.

Από την εικόνα 21, είναι φανερό ότι μόνο οι κρυσταλλίτες των οποίων το επίπεδο είναι κάθετο με την προσπίπτουσα ακτίνα δίνουν φαινόμενα περίθλασης.



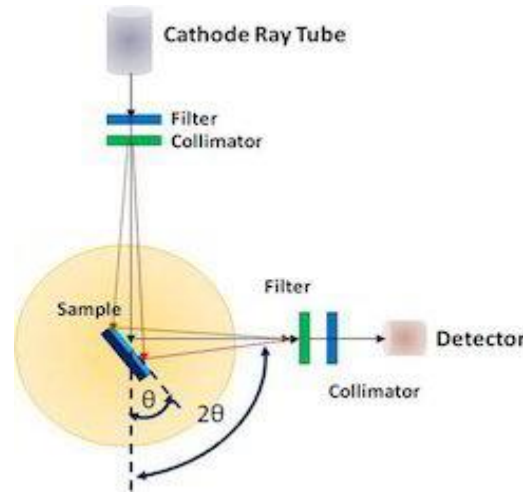
Εικόνα 21 Περίθλαση ακτίνων X από διαδοχικά κρυσταλλικά επίπεδα

Ο νόμος του Bragg δίνεται από τον τύπο:

$$2 * d * \sin\theta = n * \lambda$$

- **d** η απόσταση μεταξύ δύο κρυσταλλικών επιπέδων dhkl (hkl: Δείκτες Miller)
- **θ** η γωνία Bragg θ , 2θ η γωνία σκέδασης ακτίνων X σε σχέση με την επιφάνεια του δείγματος
- **n** η τάξη ανάκλασης $n=1,2,3\dots$, κανονικά $n=1$
- **λ** το μήκος κύματος

Κατά τη διάρκεια της μεθόδου το δείγμα περιστρέφεται με την βοήθεια ενός γωνιόμετρου. Όταν η γωνία πρόσπτωσης είναι κατάλληλη και ικανοποιείται ο νόμος του Bragg, τότε συμβαίνει το φαινόμενο της συμβολής και το σήμα των εκπεμπόμενων ακτίνων X καταγράφεται με τη βοήθεια ενός ανιχνευτή ο οποίος περιστρέφεται με γωνιακή ταχύτητα $2\theta/s$. Έτσι, στρέφοντας το δείγμα κατά γωνία θ μπορούν να βρεθούν διαφορετικές περιοχές που είναι κάθετες με την προσπίπτουσα ακτίνα και να δώσουν φαινόμενα περίθλασης τα οποία καταγράφονται ως peaks μέσω του ανιχνευτή. Οι δεδομένες γωνίες αντιστοιχούν σε δεδομένα d (από νόμο του Bragg) και μέσω αυτών γίνεται η ταυτοποίηση των φάσεων.



Εικόνα 22 X-Ray Diffraction

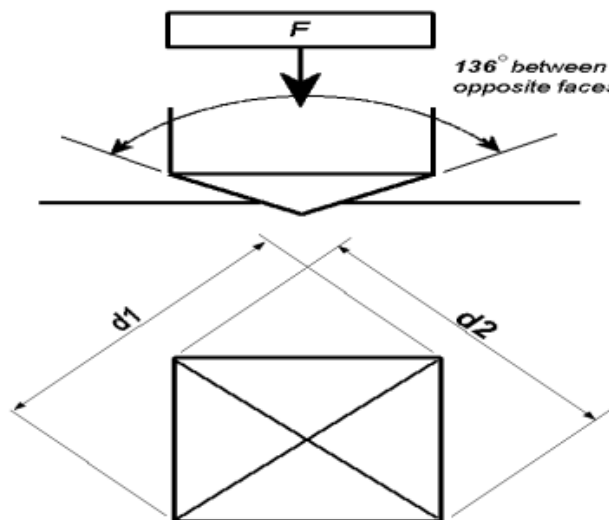
2.5. Τεχνική μέτρησης μηχανικών ιδιοτήτων

2.5.1. Σκληρομέτρηση Vickers

Η δοκιμή Vickers χρησιμοποιεί έναν διεισδυτή σχήματος κανονικής τετραγωνικής πυραμίδας με διαμαντένια κορυφή γωνίας $\alpha = 136^\circ$, ο οποίος πιέζεται με δύναμη στην επιφάνεια του μετάλλου. Με το πέρας της μεθόδου, η σκληρότητα Vickers υπολογίζεται από το λόγο του ασκούμενου φορτίου (P) προς την επιφάνεια της κοιλότητας του αποτυπώματος s (mm^2) με διαγώνιο d (mm).

$$HV = \frac{P \text{ (kp)}}{s \text{ (mm}^2\text{)}} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = \frac{1.8544 P}{d^2}$$

Η διαγώνιος D , στην πραγματικότητα αποτελεί τον μέσο όρο των διαγώνιων d_1 και d_2 του αποτυπώματος όπως φαίνεται και στην παρακάτω εικόνα.



Εικόνα 23 Αποτύπωμα σκληρομέτρησης με την μέθοδο Vickers

Οι περιορισμοί της μεθόδου αφορούν την πολύ καλή προετοιμασία-λείανση του δοκιμίου για την εξασφάλιση σαφών ορίων των αποτυπωμάτων, το πάχος του δοκιμίου το οποίο πρέπει να

είναι τουλάχιστον 1.5 φορά μεγαλύτερο από το μήκος της διαγώνιου D και τέλος την απόσταση δύο διαδοχικών δοκιμών ή την απόσταση μίας δοκιμής από τα γεωμετρικά όρια του δοκιμίου, η οποία θα πρέπει να είναι τουλάχιστον τρεις φορές μεγαλύτερη της διαγώνιου D [58].

2.6. Αποτελέσματα

2.6.1. Σκληρομετρήσεις

Οι σκληρομετρήσεις των δειγμάτων επιτεύχθηκαν στο σκληρόμετρο τύπου Vickers, του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών. Κάθε δείγμα χωρίστηκε σε εννιά περιοχές για να μελετηθεί κατά μήκος η σκληρότητα των διαφορετικών ζωνών της μικροδομής. Πιο συγκεκριμένα, σε κάθε περιοχή πραγματοποιήθηκαν τρεις μετρήσεις, χρησιμοποιώντας δύναμη 196N.

Ο μέσος όρος σκληρότητας της κάθε περιοχής επισυνάπτεται στον παρακάτω πίνακα.

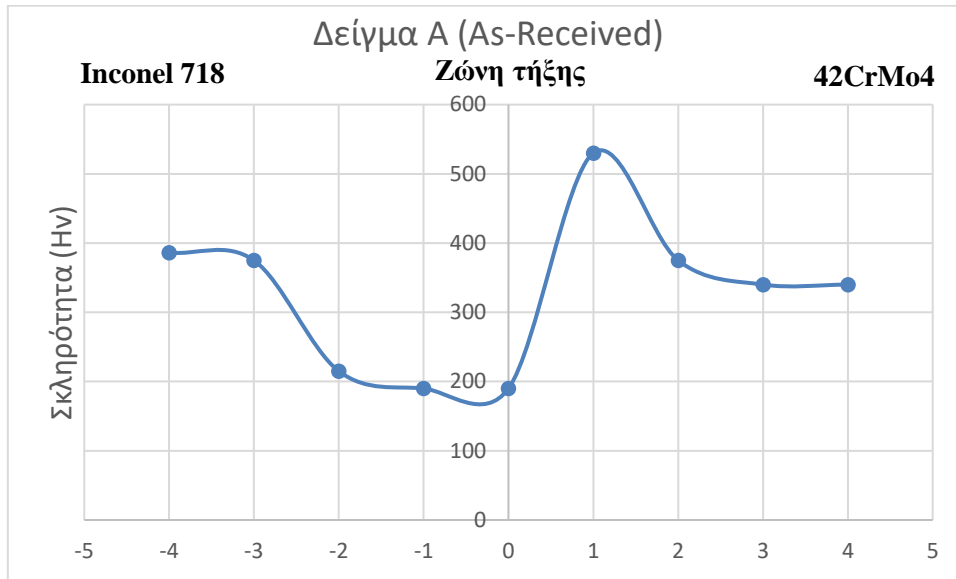
Πίνακας 15 Αποτελέσματα σκληρομετρήσεων

Δείγμα	Μέσος όρος σκληρότητας κάθε περιοχής (HV)								
A	386	375	215	190	190	530	375	340	340
B	355	380	207,5	190	230	382,5	330	360	357,5
Γ	410	417,5	410	320	277,5	285	285	285	285
Δ	405	410	395	242,5	287,5	300	305	305	305

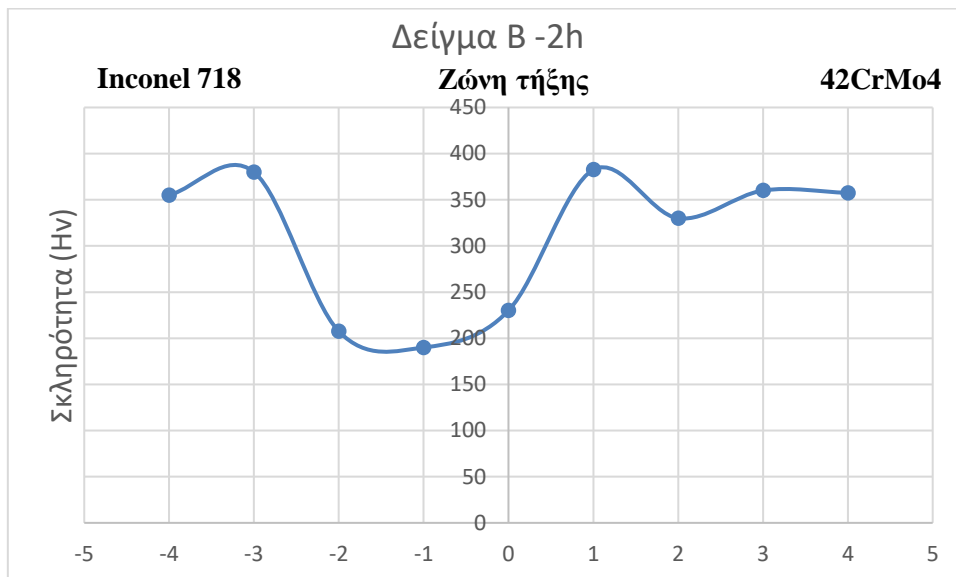
Όπως φαίνεται από τα παρακάτω διαγράμματα, οι αρνητικές τιμές του άξονα χ (αριστερά του διαγράμματος) αναφέρονται στο υπερκράμα Inconel 718, οι θετικές τιμές αναφέρονται στον χάλυβα 42CrMo4 (δεξιά του διαγράμματος) ενώ η αρχή των αξόνων, αντιστοιχεί στην ζώνη τήξης.

Από τα αποτελέσματα των σκληρομετρήσεων, παρατηρείται ότι αμέσως μετά την συγκόλληση την μεγαλύτερη σκληρότητα έχει η θερμικά επηρεασμένη ζώνη του χάλυβα. Όπως έχει παρατηρηθεί και σε άλλες μελέτες ανομοιογενούς συγκόλλησης μεταξύ Inconel 718 και χαλύβων [59][49], εξαιτίας της συγκόλλησης, στη δεδομένη περιοχή δημιουργείται νέα μορφολογία μαρτενσίτη στην οποία αποδίδεται η υψηλή σκληρότητα. Με την εφαρμογή των θερμικών κατεργασιών για τέσσερις (δείγμα Γ) και έξι ώρες (δείγμα Δ), η σκληρότητα της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και του μετάλλου βάσης αποκτούν την ίδια σκληρότητα. Το γεγονός αυτό, προϋποθέτει την επαναφορά του μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης.

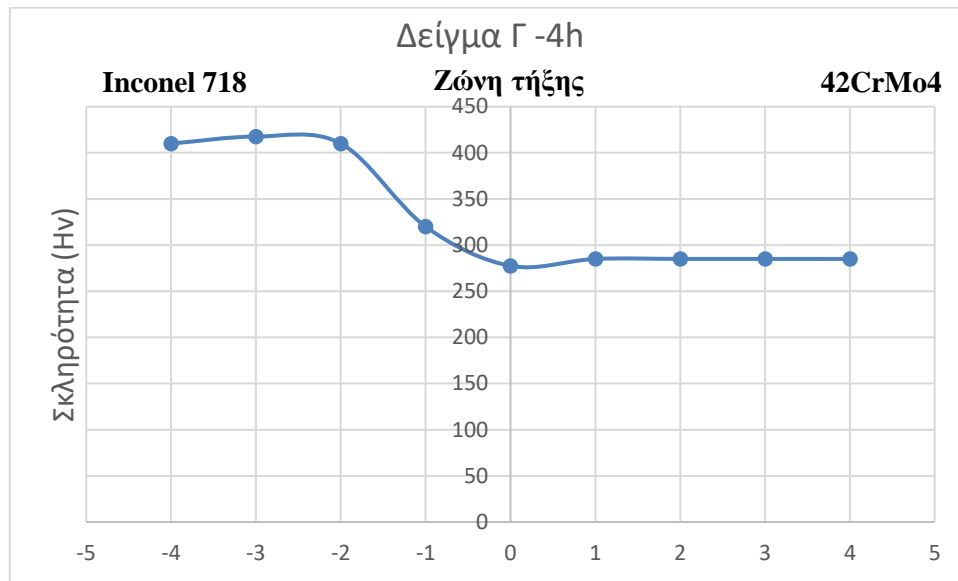
Η αύξηση της σκληρότητας των δειγμάτων Γ και Δ εντός του υπερκράματος και εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του υπερκράματος, πιθανότατα οφείλεται στην αύξηση του κλάσματος όγκου των κύριων φάσεων σκλήρωσης γ' και γ'' του Inconel 718. Σύμφωνα με τον Fisk και συνεργάτες του [60], η ευεργετική επίδραση των δυο φάσεων στην σκληρότητα του υπερκράματος παρατηρείται από τα πρώτα στάδια της γήρανσης. Παρόμοια παρατήρηση έκανε και ο Talkukder Alam με τους συνεργάτες του [61]. Σε άλλη έρευνα, των C. Slama και M. Abdellaoui [62], μετά την γήρανση του Inconel 718 για 4ώρες στους 680°C, παρατηρήθηκε αύξηση στην σκληρότητα η οποία αποδόθηκε στην κατακρήμνιση σφαιρικής μορφής φύτρων γ' φάσης. Είναι σημαντικό να επισημανθεί ότι, για να κατανοηθεί πλήρως η αύξηση της σκληρότητας στις παραπάνω ζώνες πρέπει να χρησιμοποιηθεί Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο με μεγαλύτερη διακριτική ικανότητα.



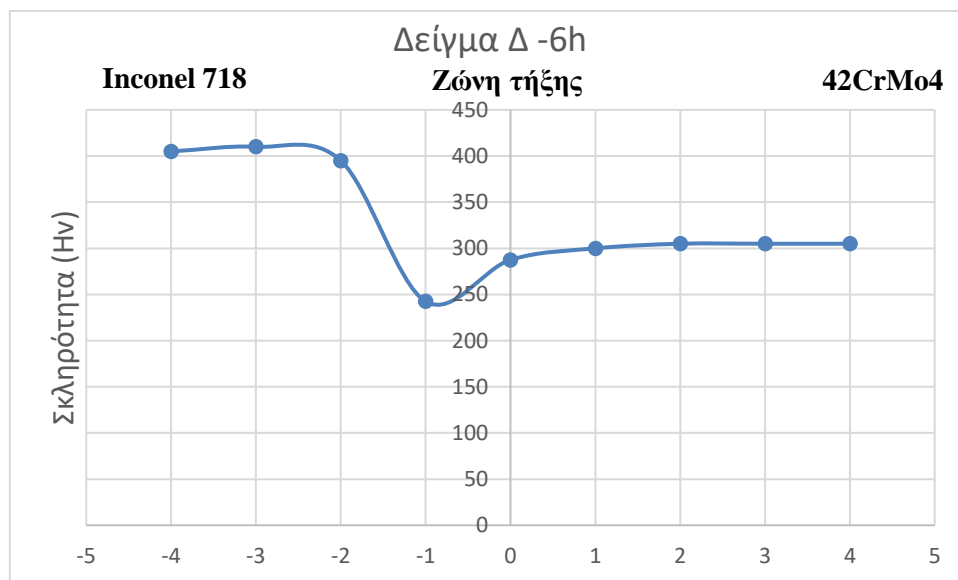
Διάγραμμα 1 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος A



Διάγραμμα 2 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος B



Διάγραμμα 3 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος Γ



Διάγραμμα 4 Διάγραμμα σκληρότητας δείγματος Δ

2.6.2. Μελέτη μικροδομής στο Οπτικό Μικροσκόπιο (LOM)

Στις εικόνες 24 – 28 παρουσιάζονται οι μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου κάθε ζώνης του δείγματος Α (As-received). Με παρόμοιο τρόπο, στις εικόνες 29 – 32, 33 – 37 και 38 – 42 παρουσιάζονται οι μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου όλων των ζωνών των δειγμάτων Β (2h), Γ (4h) και Δ (6h) αντίστοιχα. Οι μικρογραφίες που επισυνάπτονται παρακάτω, ελήφθησαν από το ανάστροφο οπτικό μικροσκόπιο της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών.

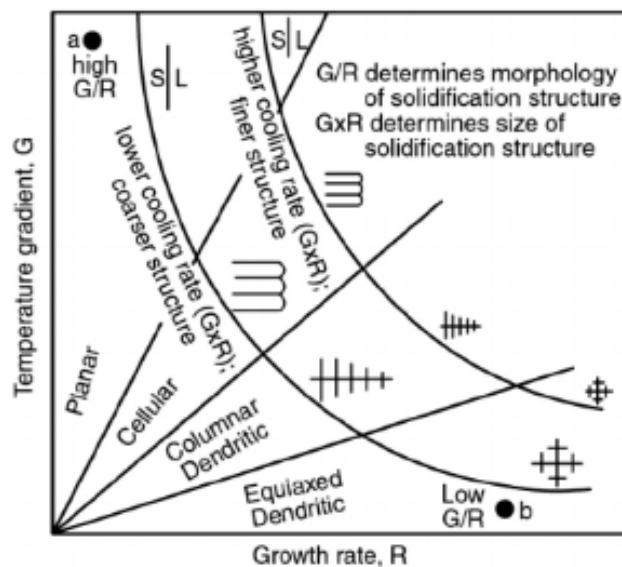
Σε αυτό το σημείο, θα γίνει σχολιασμός των χαρακτηριστικών κάθε ζώνης για όλα τα δείγματα συνολικά.

Ξεκινώντας από το Inconel 718, σε κάθε μικρογραφία παρατηρείται η ωστενιτική μήτρα του υπερκράματος με το χαρακτηριστικό, για της ενδροκεντρωμένες κυβικές δομές, φαινόμενο των διδυμίων. Σε δεύτερο βαθμό, στη μήτρα του μετάλλου βάσης κάθε δείγματος, παρατηρούνται διεσπαρμένα κατακρημνίσματα εντός των κόκκων και εντός των ορίων των κόκκων.

Αναφορικά με το κέντρο της συγκόλλησης των δειγμάτων, η ζώνη τήξης κυριαρχείται από δενδρίτες διατεταγμένους σε στήλες (columnar) [63]. Η μορφολογία των δενδριτών καθορίζεται από τον λόγο G/R όπου G είναι η θερμική βαθμίδα και R ο ρυθμός στερεοποίησης. Εξαιτίας των ταχέων ρυθμών απόψυξης που παράγονται κατά την διάρκεια της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων, ο λόγος G/R στη ραφή της συγκόλλησης, είναι σχετικά μικρός και έτσι οι δενδρίτες αποκτούν μορφολογία διατεταγμένη σε στήλες σύμφωνα με το παρακάτω διάγραμμα [64]. Ισαξονικοί δενδρίτες παρατηρούνται στην ζώνη τήξης του δείγματος Δ. Η παρατήρηση αυτή οφείλεται στο γεγονός ότι, η δεδομένη μικρογραφία έχει ληφθεί από το κέντρο της δημιουργούμενης "λίμνης" (weld pool) που βρίσκεται στο επάνω μέρος των συγκολλημένων δειγμάτων. Στη δεδομένη περιοχή, η θερμική βαθμίδα είναι πολύ μικρή ενώ ο ρυθμός στερεοποίησης μεγάλος, με αποτέλεσμα ο λόγος G/R να αποκτά πολύ μικρή τιμή [64][65][66].

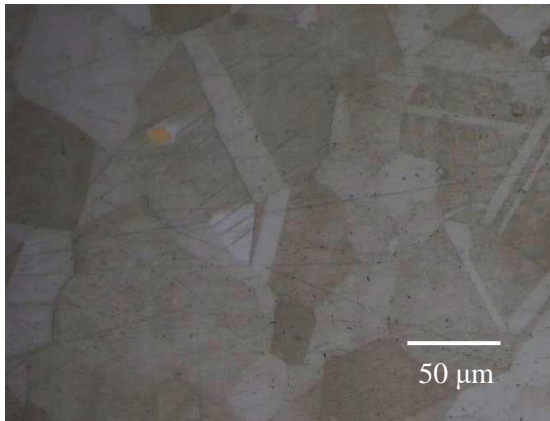
Εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης του χάλυβα, παρατηρούνται πακέτα μαρτενσίτη τα οποία δημιουργήθηκαν κατά τη συγκόλληση. Οι μαρτενσιτικές δομές που απαρτίζουν ένα πακέτο, έχουν κοινό προσανατολισμό μεταξύ τους, ενώ ο προσανατολισμός αυτός, σχετίζεται άμεσα με τον προσανατολισμό του πρωτογενούς ωστενιτικού κόκκου. Όπως προαναφέρθηκε στον σχολιασμό αποτελεσμάτων των σκληρομετρήσεων, η μορφολογία του μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης διαφέρει από αυτή του μετάλλου βάσης στο δείγμα Α (As-Received). Καθώς αυξάνεται ο χρόνος των θερμικών κατεργασιών ισοθερμοκρασιακά των 650°C , η μαρτενσιτική μικροδομή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης όλο και περισσότερο αλλάζει στην μαρτενσιτική μορφολογία του μετάλλου βάσης.

Η μικροδομή του μετάλλου βάσης 42CrMo_4 , σε όλα τα δείγματα, αποτελείται πλήρως από επαναφερμένο μαρτενσίτη.

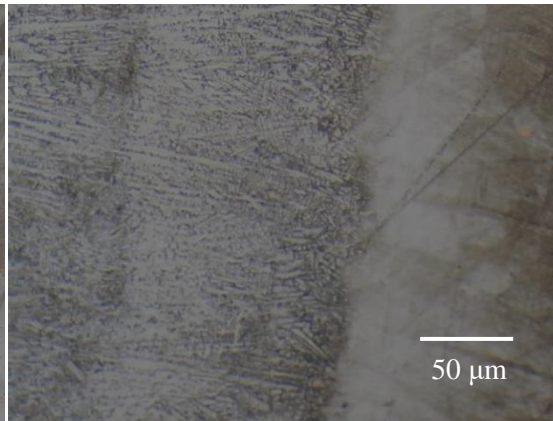


Διάγραμμα 5 Διάγραμμα θερμικής βαθμίδας (G) – Ρυθμού στερεοποίησης (R) [64]

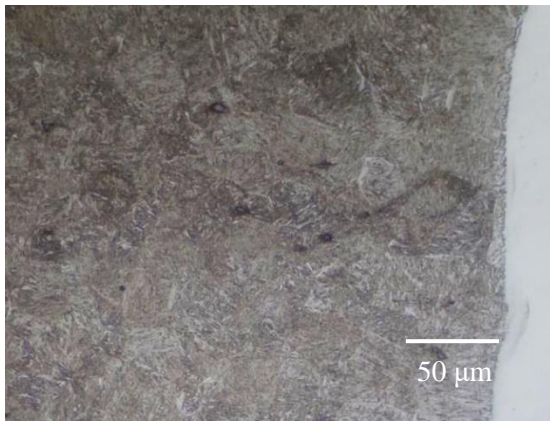
2.6.2.1. Δείγμα Α (As-Received)



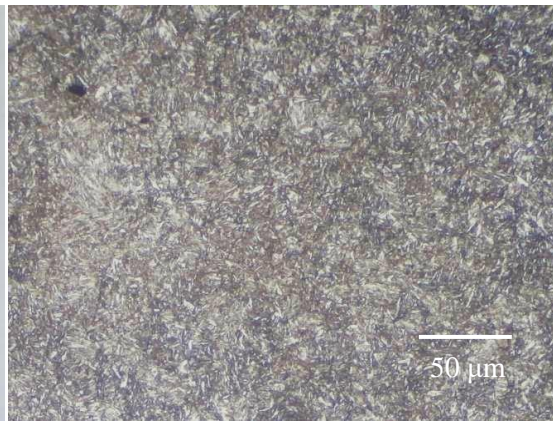
Εικόνα 24 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Α



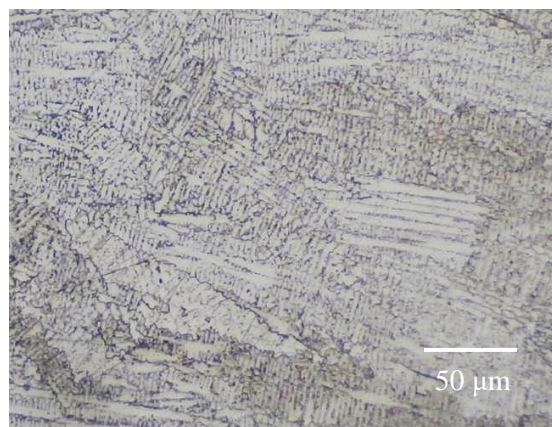
Εικόνα 25 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά υπερκράματος – Δείγμα Α



Εικόνα 26 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Α

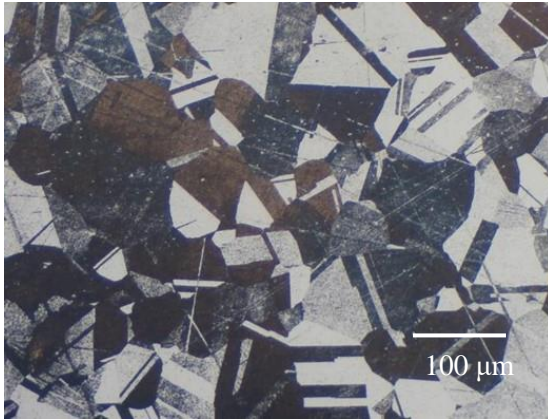


Εικόνα 27 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Α

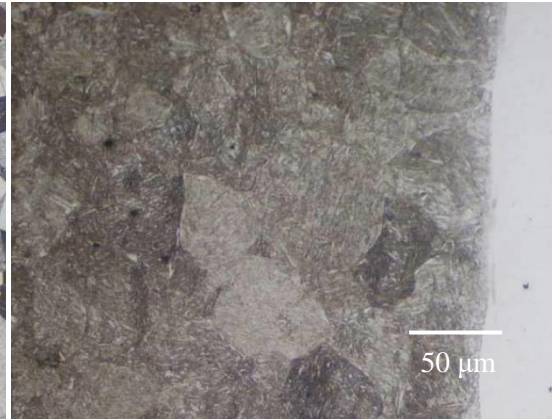


Εικόνα 28 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Ζώνη τήξης – Δείγμα Α

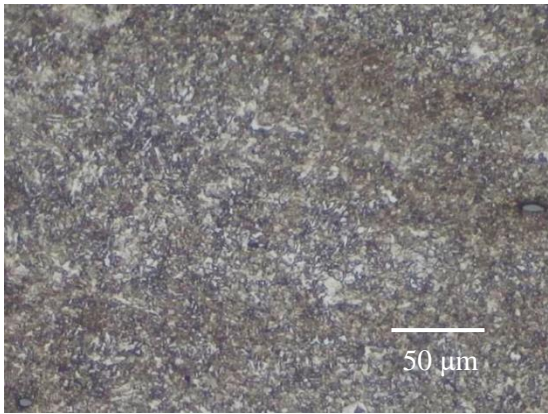
2.6.2.2. Δείγμα Β – 2h



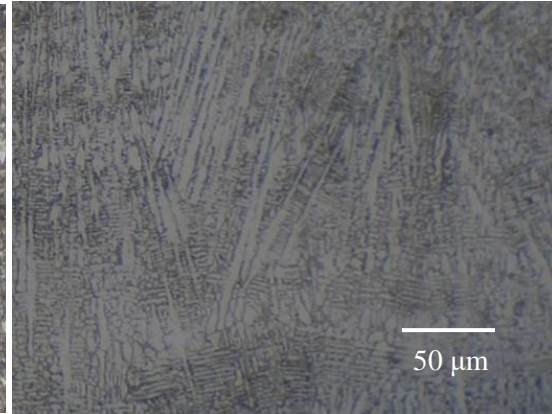
Εικόνα 29 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Β



Εικόνα 30 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Β

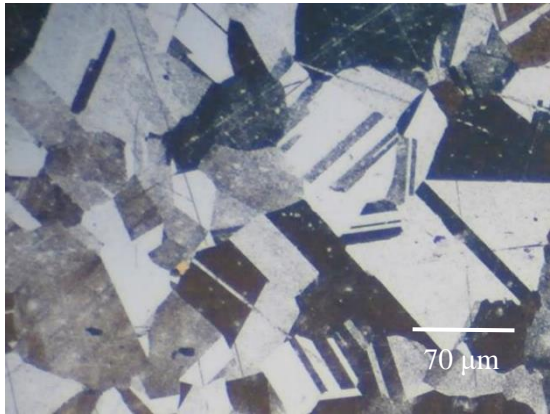


Εικόνα 31 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Β

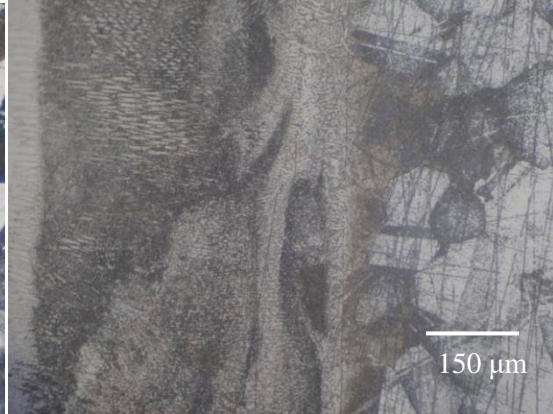


Εικόνα 32 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Ζώνη τήξης – Δείγμα Β

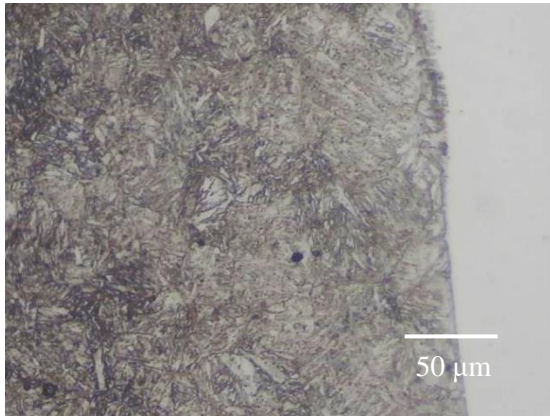
2.6.2.3. Δείγμα Γ – 4h



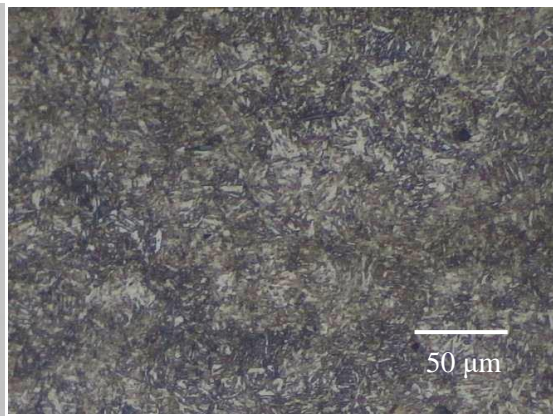
Εικόνα 33 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Γ



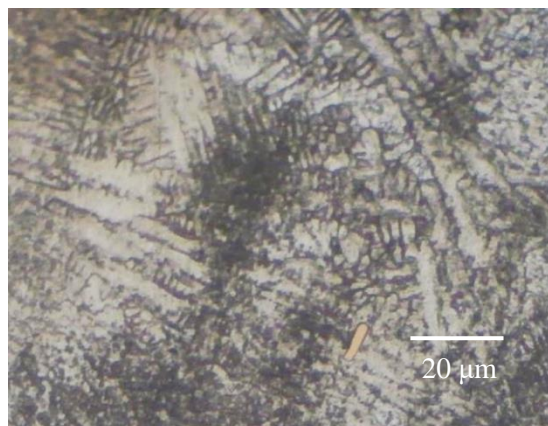
Εικόνα 34 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά υπερκράματος – Δείγμα Γ



Εικόνα 35 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Γ

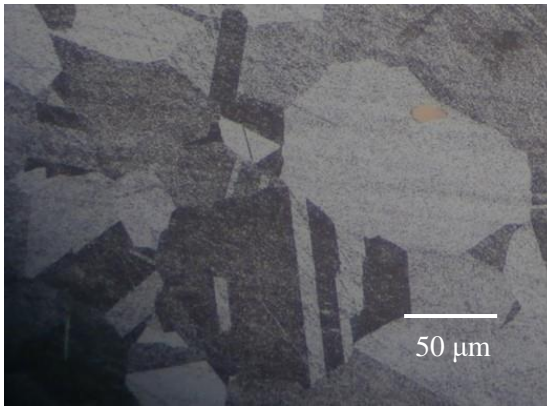


Εικόνα 36 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Γ

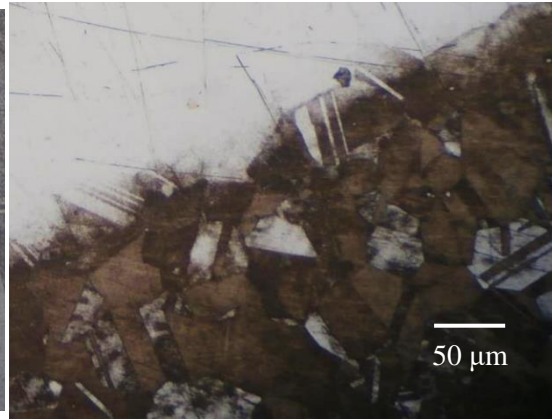


Εικόνα 37 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Ζώνη τήξης – Δείγμα Γ

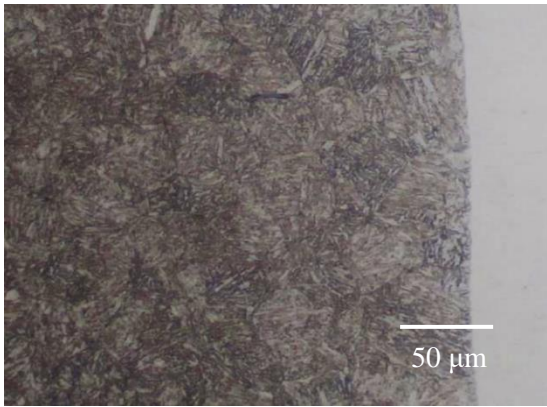
2.6.2.4. Δείγμα Δ – 6h



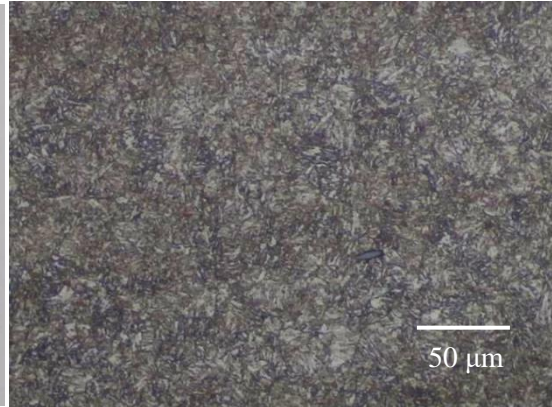
Εικόνα 38 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Υπερκράμα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Δ



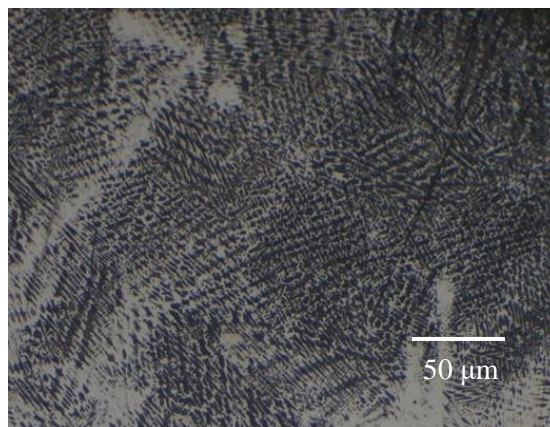
Εικόνα 39 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά υπερκράματος – Δείγμα Δ



Εικόνα 40 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – ΘΕΖ από μεριά χάλυβα – Δείγμα Δ



Εικόνα 41 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – Χάλυβα – Μέταλλο Βάσης – Δείγμα Δ



Εικόνα 42 Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου – “Λίμνη” (weld pool) ζώνης τήξης – Δείγμα Δ

2.6.3. Μελέτη μικροδομής στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM)

Στα πλαίσια της διπλωματικής εργασίας, επιτεύχθηκε η μικροδομική μελέτη των τεσσάρων δειγμάτων μέσω της Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης, με σκοπό τον χαρακτηρισμό των φάσεων και την εξέταση της μικροδομής. Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε ήταν τύπου JEOL JSM 6380-LV, επιταχυνόμενης τάσης 20 kV ενώ, οι στοιχειακές αναλύσεις πραγματοποιήθηκαν με το προσαρμοσμένο σύστημα μικροανάλυσης INCA X-Sight της Oxford Instruments.

2.6.3.1. Δείγμα A (As-Received)

Η μικροδομή των δοκιμίων παρουσιάζεται μέσω εικόνων οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), ενώ η χημική ανάλυση των φάσεων και της μήτρας επιτυγχάνεται με την βοήθεια της στοιχειακής ανάλυσης (EDS).

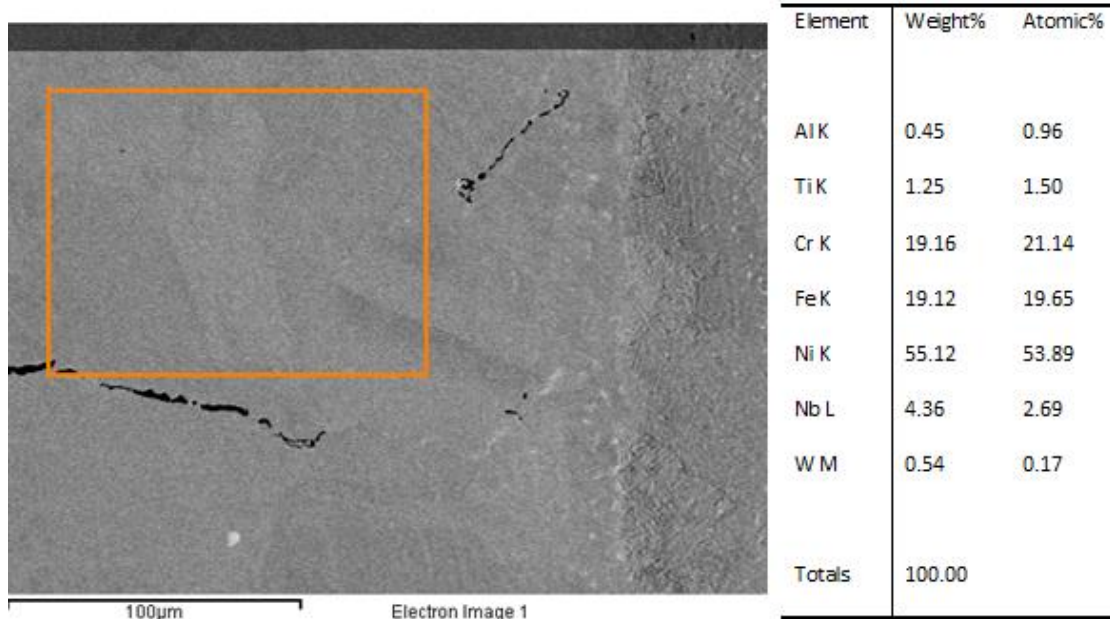
2.6.3.1.1. Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 χωρίς θερμική κατεργασία

Εντός της ωστενιτικής μήτρας του δείγματος A (As-Received), εντοπίζονται μαύρα και άσπρα κατακρημνίσματα διαφορετικού μεγέθους. Με βάση την στοιχειακή ανάλυση, τα μαύρα χονδρομερή κατακρημνίσματα αποτελούν μικτά καρβίδια τύπου (Ti,Nb)C (εικόνα 44) ενώ, τα λευκά κατακρημνίσματα αποτελούν καρβίδια τύπου NbC (εικόνα 46) καθώς επίσης και βορίδια πλούσια σε νιόβιο (εικόνα 45).

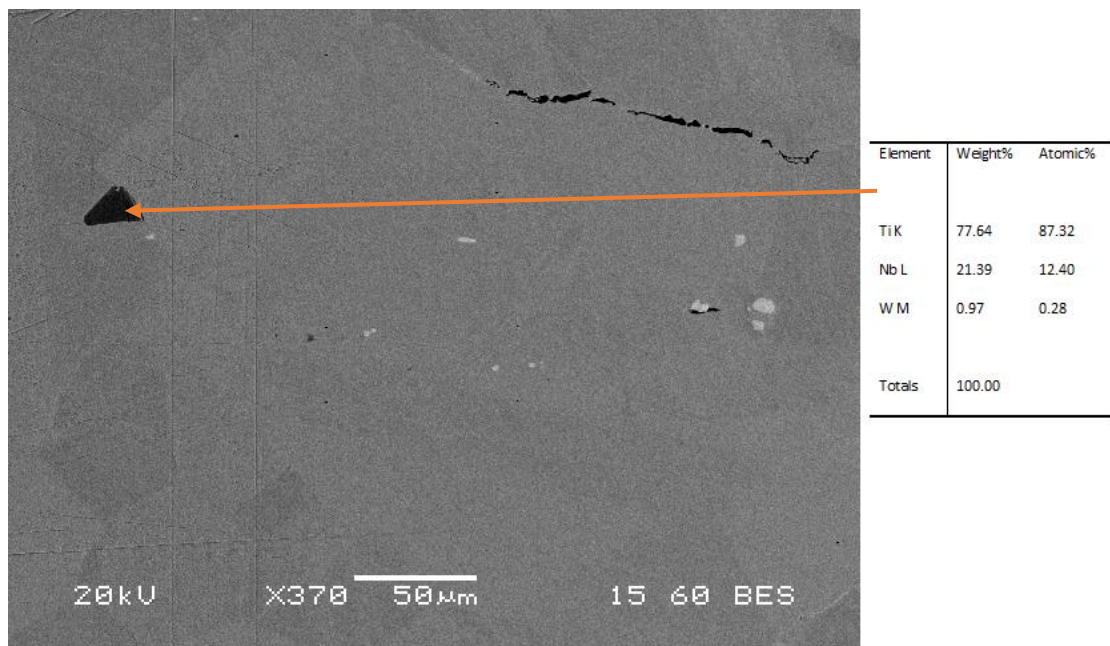
Η χημική σύσταση των κατακρημνισμάτων επιβεβαιώνεται σε ένα βαθμό και από τη διαφορά στη φωτεινότητα. Για παράδειγμα, ένα καρβίδιο νιόβιου όντας πλούσιο σε νιόβιο, το οποίο είναι στοιχείο με μεγάλο ατομικό αριθμό, είναι λευκό στην εικόνα οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων. Αυτό συμβαίνει γιατί τα βαριά (σε ατομικό αριθμό) κατακρημνίσματα συγκριτικά με τα "ελαφριά", δέχονται περισσότερα ηλεκτρόνια τα οποία ανακλώνται κάθετα (οπισθοσκεδάζονται) και παράγουν το φάσμα που λαμβάνει ο ανιχνευτής.

Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα της στοιχειακής ανάλυσης μεταξύ του μετάλλου βάσης (εικόνα 43) και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (Εικόνα 47), παρατηρείται διαφοροποίηση στις συγκεντρώσεις του σιδήρου και νικελίου. Συγκεκριμένα, το μέταλλο βάσης περιέχει μεγαλύτερη ποσότητα νικελίου ενώ η θερμικά επηρεασμένη ζώνη μεγαλύτερη ποσότητα σιδήρου.

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

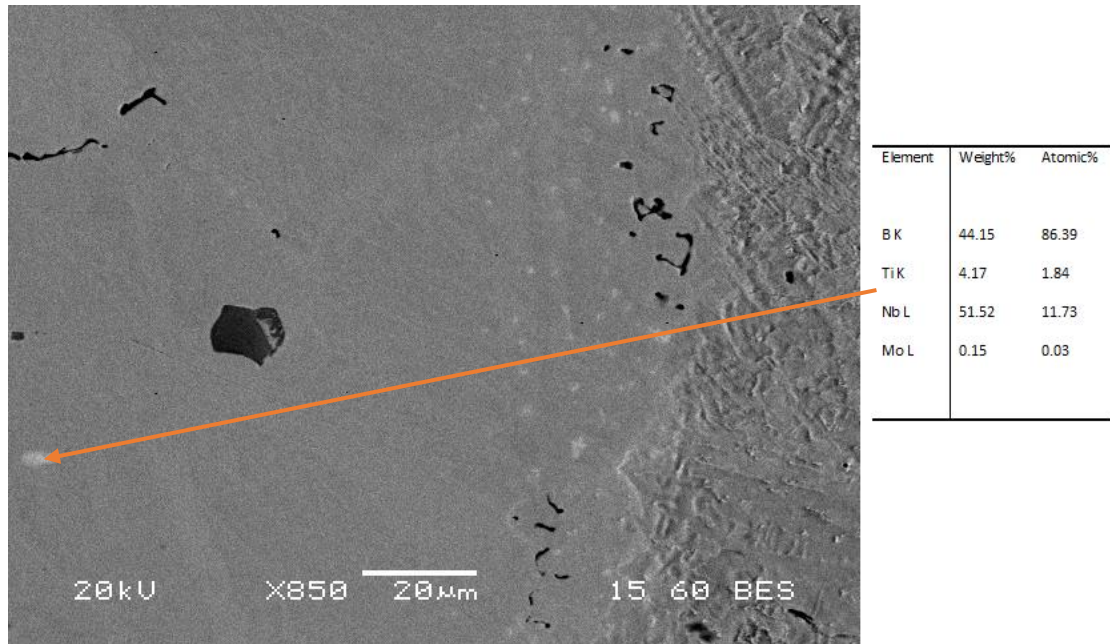


Εικόνα 43 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Α.

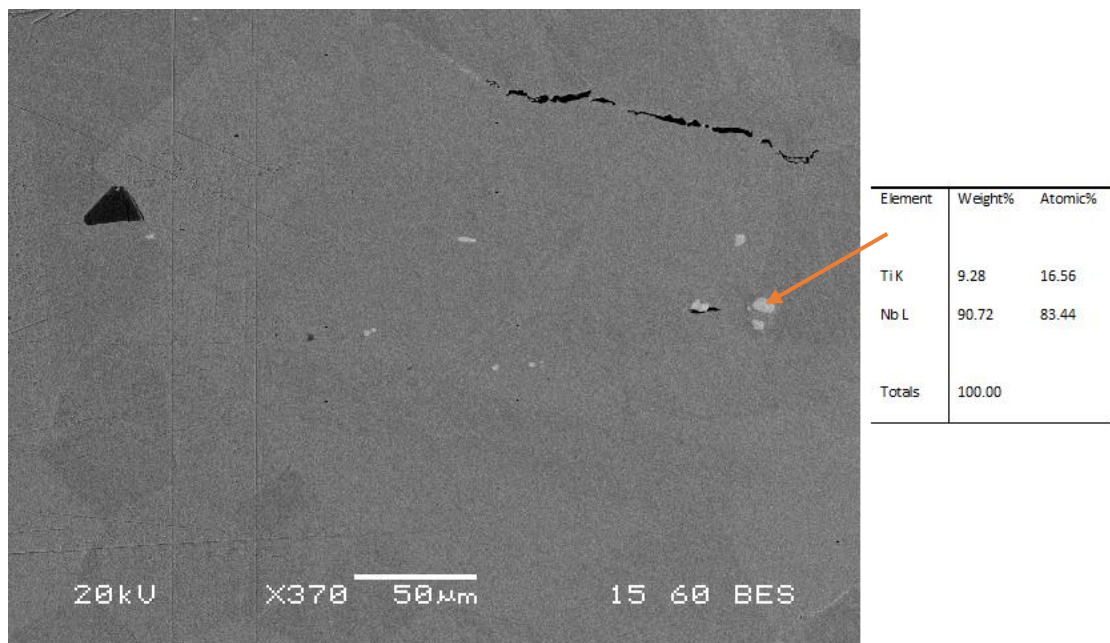


Εικόνα 44 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x370 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Α.

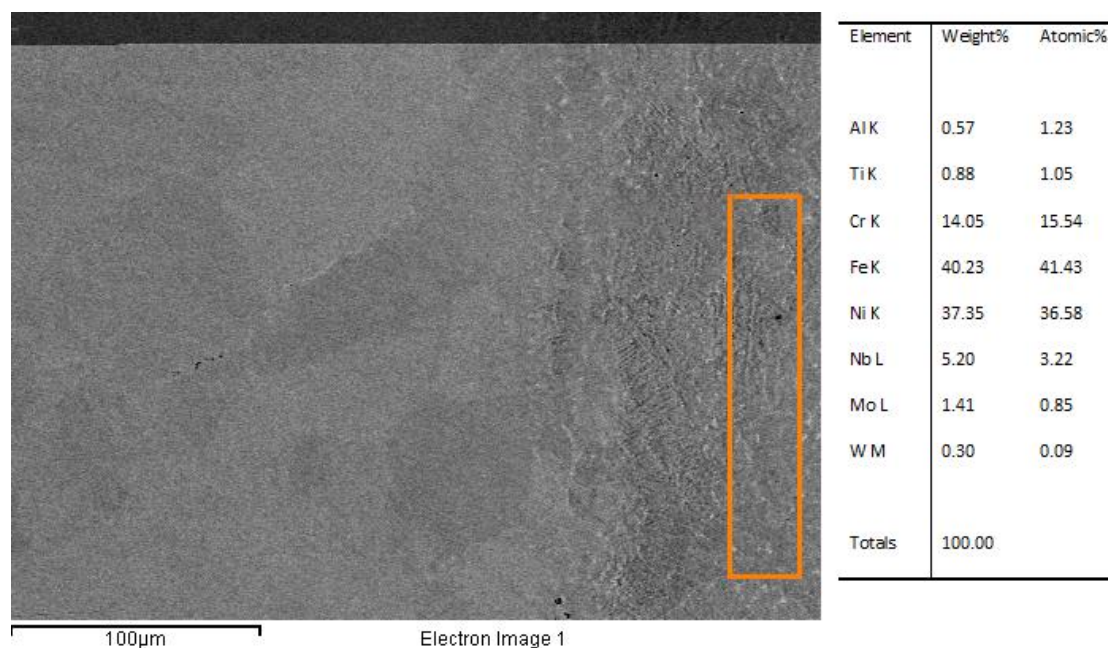
Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Εικόνα 45 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x850 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση βοριδίου πλούσιο σε νίβιο εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα A.



Εικόνα 46 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x370 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση καρβιδίου NbC εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα A



Εικόνα 47 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x400 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του Inconel 718 – Δείγμα A.

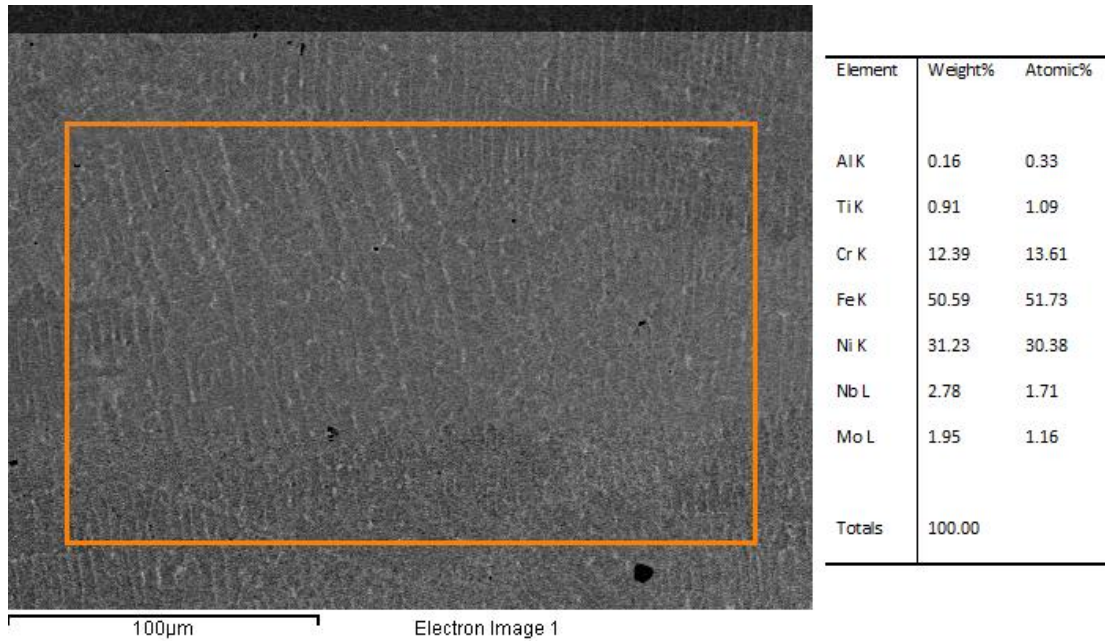
2.6.3.1.2. Ζώνη τήξης χωρίς θερμική επεξεργασία

Εντός της ζώνης τήξης του δείγματος A (As-Received), παρατηρούνται οι ωστενιτικοί δενδρίτες διατεταγμένοι σε στήλες (columnar) καθώς και κατακρημνίσματα διεσπαρμένα κυρίως εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών.

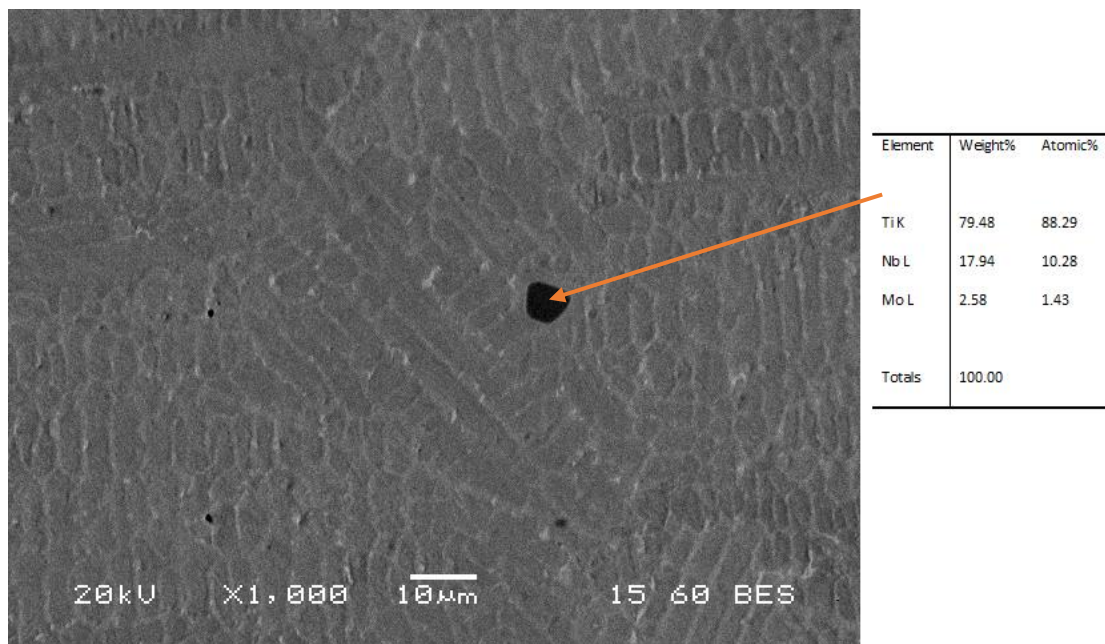
Με βάση την στοιχειακή ανάλυση, εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών βρέθηκαν μικτά ευμεγέθη καρβίδια (Ti,Nb)C (εικόνα 49) καθώς επίσης και ενδομεταλλικές ενώσεις των οποίων η σύσταση ταιριάζει με αυτή των ψαθυρών ενώσεων Laves (Fe, Ni, Cr)₂(Nb, Mo, Ti) (εικόνα 50). Η κατακρημνιση της φάσης αυτής, επιτυγχάνεται κατά το τελευταίο στάδιο στερεοποίησης του υπερκράματος Inconel 718 σύμφωνα με την ευτηκτική αντίδραση $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$, στην ευτηκτική θερμοκρασία των 1198°C [44][51]. Οι αυξημένες συγκεντρώσεις των στοιχείων Ni,Cr,Fe έναντι του Mo,Ti,Nb οφείλεται στο νανοσκοπικό μέγεθος της ένωσης και στην διακριτική ικανότητα (δηλαδή την πληροφορία ανά τετραγωνική μονάδα) του οργάνου, το οποίο πιθανότητα να έχει "χτυπήσει" μέρος της ωστενιτικής δομής μαζί με την ένωση Laves. Για την πλήρη ταυτοποίηση της φάσης, θα έπρεπε να χρησιμοποιηθεί ηλεκτρονικό μικροσκόπιο διερχόμενης δέσμης ή ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης με μεγαλύτερη διακριτική ικανότητα έτσι ώστε να μπορούν να γίνουν μεγεθύνσεις της τάξης των νανομέτρων.

Συγκριτικά με τα αποτελέσματα στοιχειακής ανάλυσης του μετάλλου βάσης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, παρατηρείται σταδιακή αύξηση στη συγκέντρωση του σιδήρου.

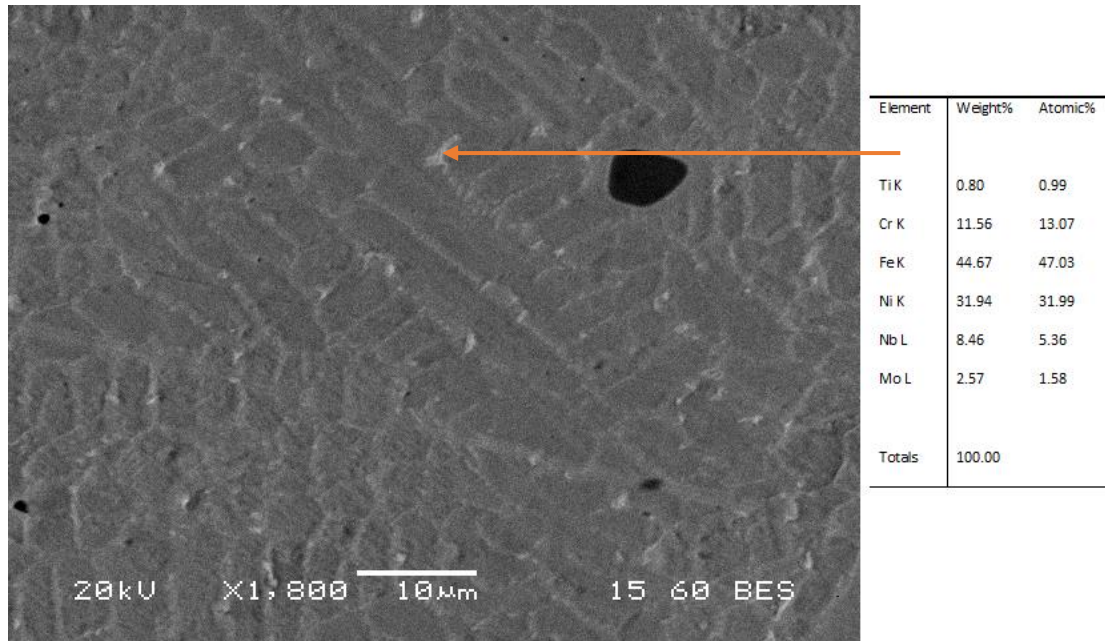
Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Εικόνα 48 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση της ζώνης τήξης – Δείγμα Α.



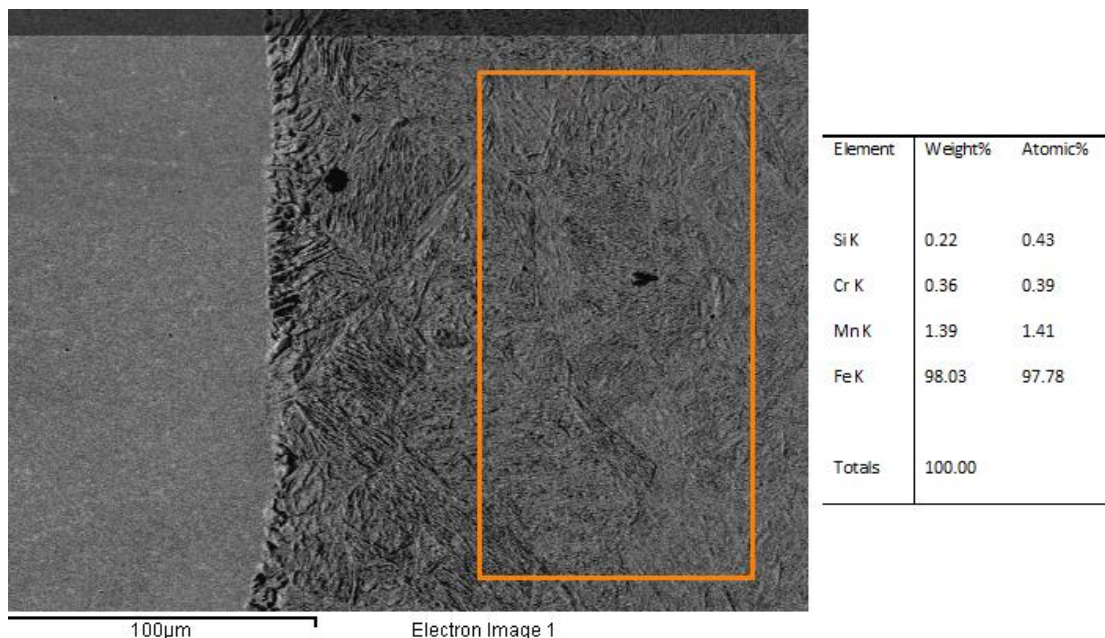
Εικόνα 49 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1000 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Α



Εικόνα 50 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1800 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα A

2.6.3.1.3. Μέταλλο βάσης 42CrMo4 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo4 χωρίς θερμική κατεργασία

Εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης του χάλυβα, παρατηρούνται πακέτα βελονοειδούς μαρτενσίτη τα οποία δημιουργήθηκαν κατά τη συγκόλληση. Αντίθετα, η μικροδομή του μετάλλου βάσης αποτελείται από επαναφερμένο μαρτενσίτη με την μορφή πλακιδίων.



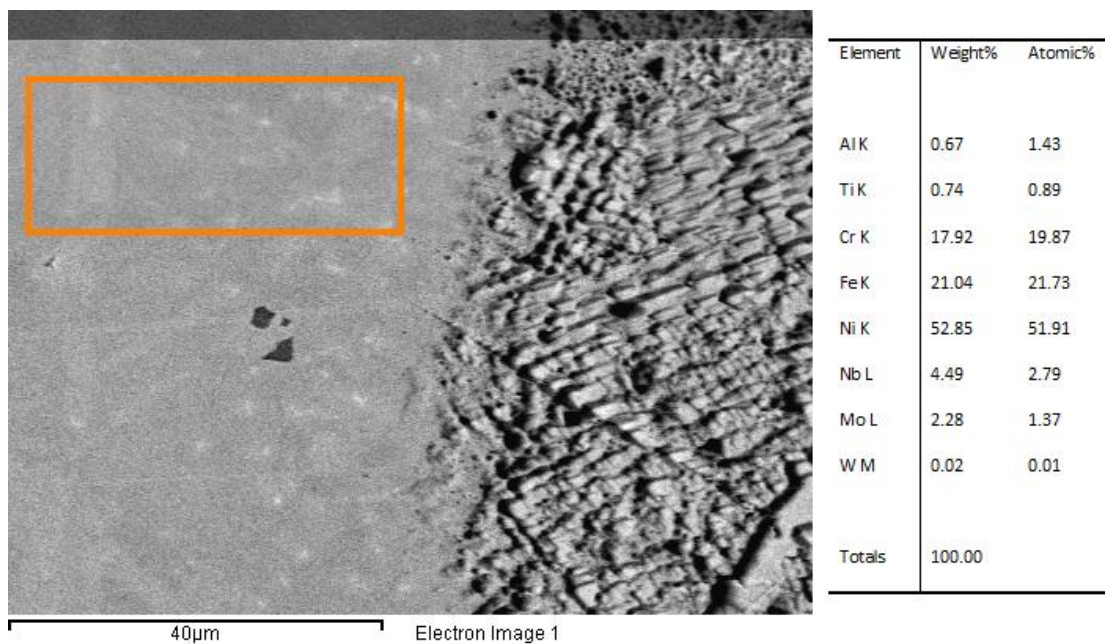
Εικόνα 51 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου 42CrMo4 – Δείγμα A

2.6.3.2. Δείγμα B - 2h

2.6.3.2.1. Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 μετά από θέρμανση στους 650°C για 2h

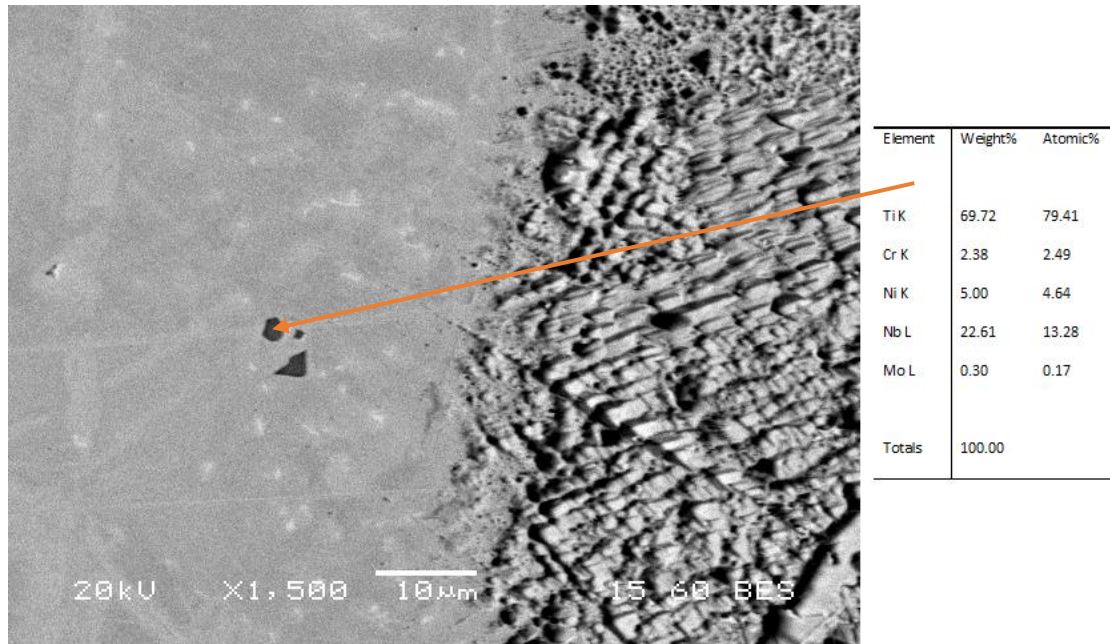
Εντός της ωστενιτικής μήτρας του δείγματος B (θερμική κατεργασία 2ωρών), εντοπίζεται μια ευμεγέθης ενδομεταλλική ένωση Laves (εικόνα 54) καθώς επίσης και μικτά ευμεγέθη καρβίδια τύπου (Ti,Nb)C (εικόνα 53). Την ανίχνευση της φάσης Laves, πρόδωσε η χημική σύσταση του κατακρημνίσματος και η παρουσία Si [33] η οποία, σύμφωνα με την βιβλιογραφική ανασκόπηση του Μανδραπύλια Παναγιώτη [64], τείνει να διαφορίζεται στη φάση.

Εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης ανιχνεύτηκε και χονδρόκοκκη φάση δ (εικόνα 55) πλούσια σε Nb η οποία παρατηρείται με την μορφή λεπτόκοκκων πλακιδίων.

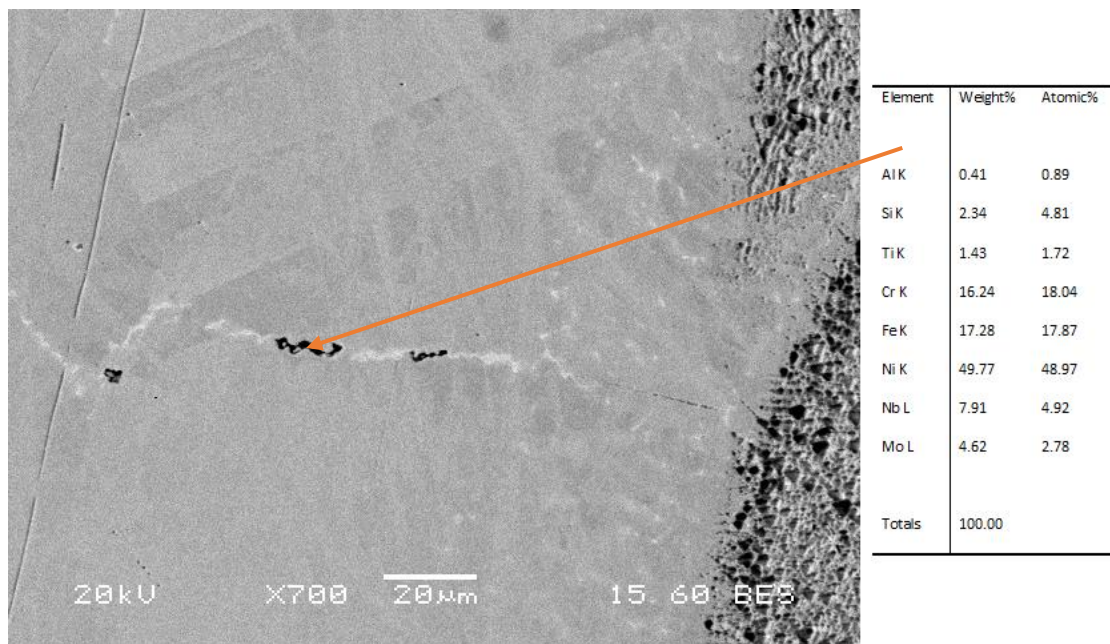


Εικόνα 52 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα B

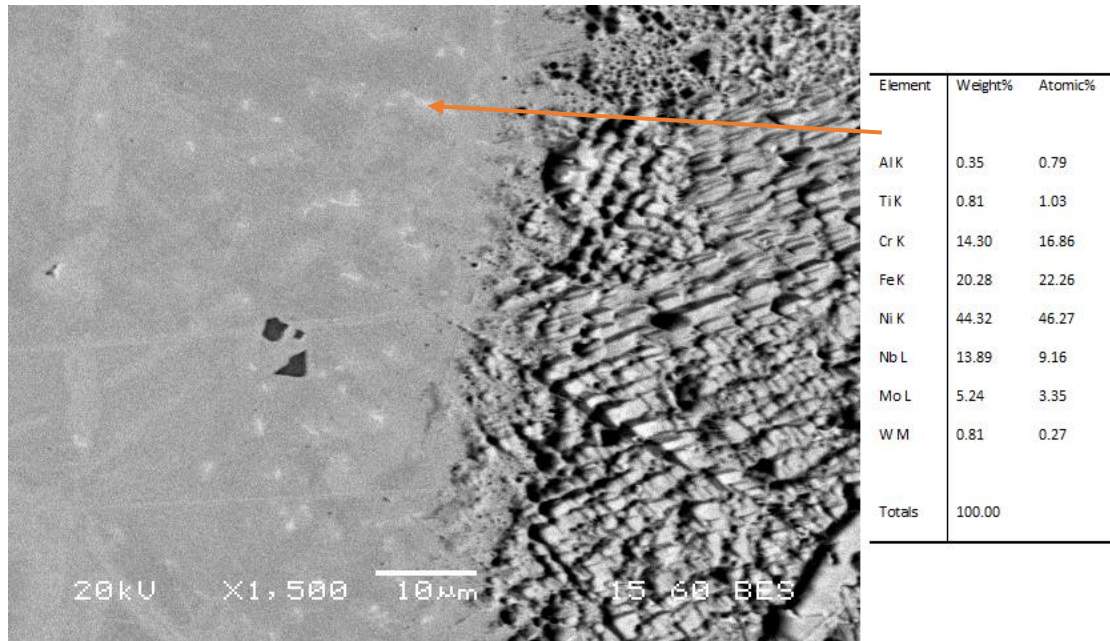
Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματομένον Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Εικόνα 53 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα B



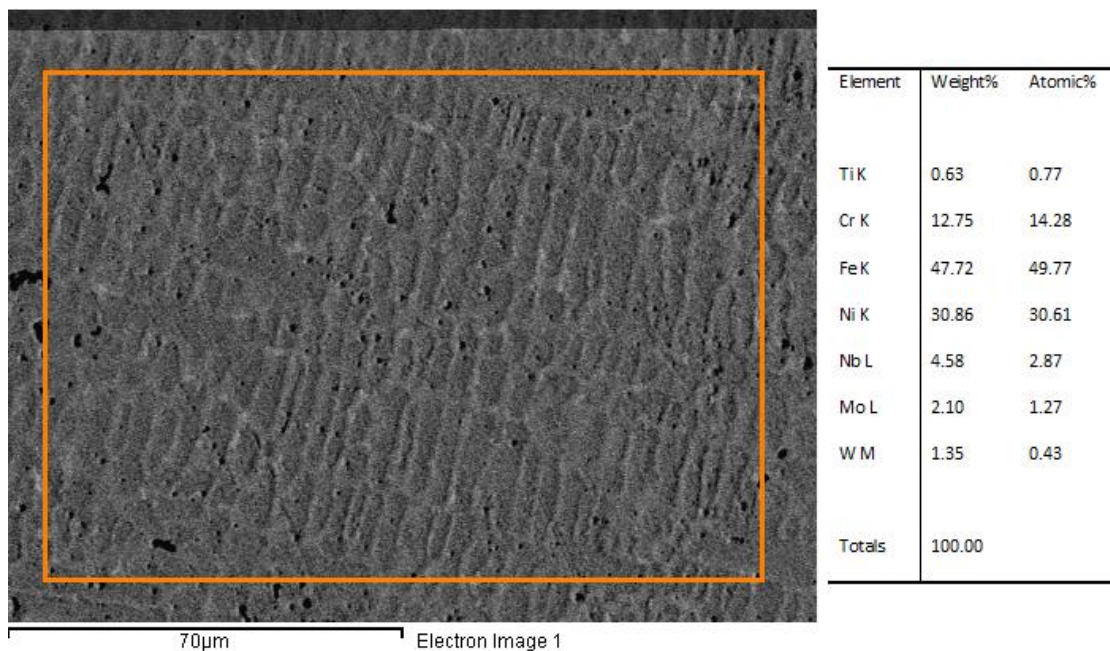
Εικόνα 54 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x700 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα B



Εικόνα 55 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση φάσης δ εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Β

2.6.3.2.2. Ζώνη τήξης μετά από θέρμανση στους 650°C για 2h

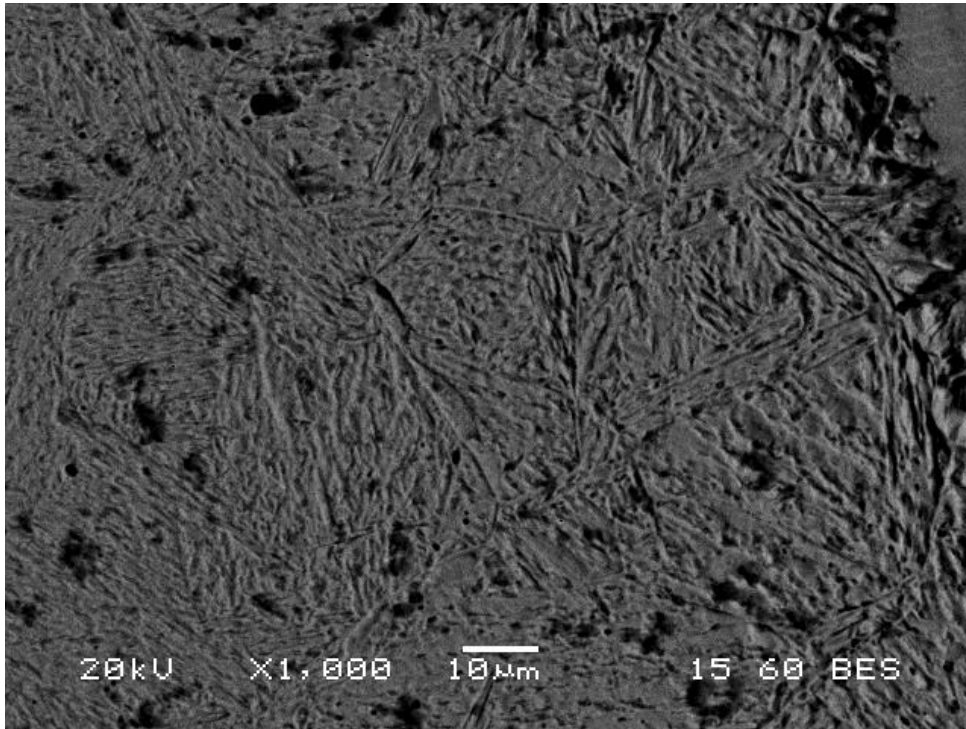
Η ζώνη τήξης και πάλι κυριαρχείται από ωστενιτικούς δενδρίτες διατεταγμένους σε στήλες και από εύρος κατακρημνισμάτων διεσπαρμένα στο χώρο. Η στοιχειακή ανάλυση της μήτρας δεν φαίνεται να διαφοροποιείται με την στοιχειακή ανάλυση της ζώνης τήξης του δείγματος χωρίς θερμική κατεργασία (δείγμα Α).



Εικόνα 56 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x900 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση της ζώνης τήξης – Δείγμα Β

2.6.3.2.3. Μέταλλο βάσης 42CrMo4 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo4 μετά από θέρμανση στους 650°C για 2h

Εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης του χάλυβα, και πάλι παρατηρείται η βελονοειδής μορφολογία του μαρτενσίτη η οποία με βάση τα αποτελέσματα σκληρότητας, αναμένεται να έχει μετασχηματιστεί μερικώς σε πλακοειδή μορφολογία.

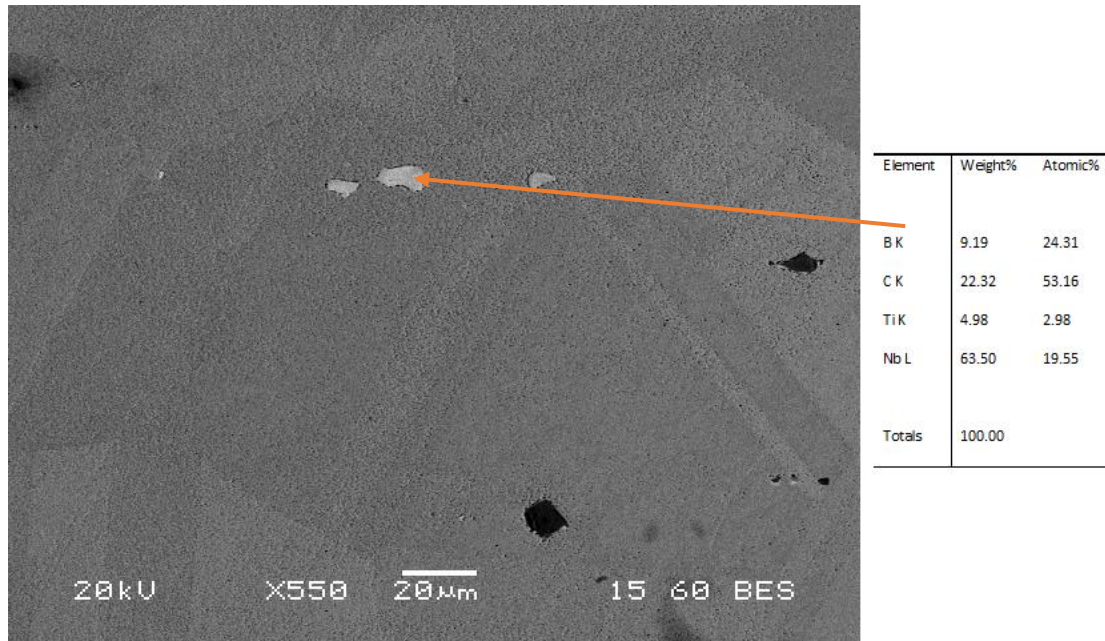


Εικόνα 57 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1000 από το SEM. Παρατηρείται η θερμικά επηρεασμένη ζώνη από την μεριά του χάλυβα 42CrMo₄ – Δείγμα Β

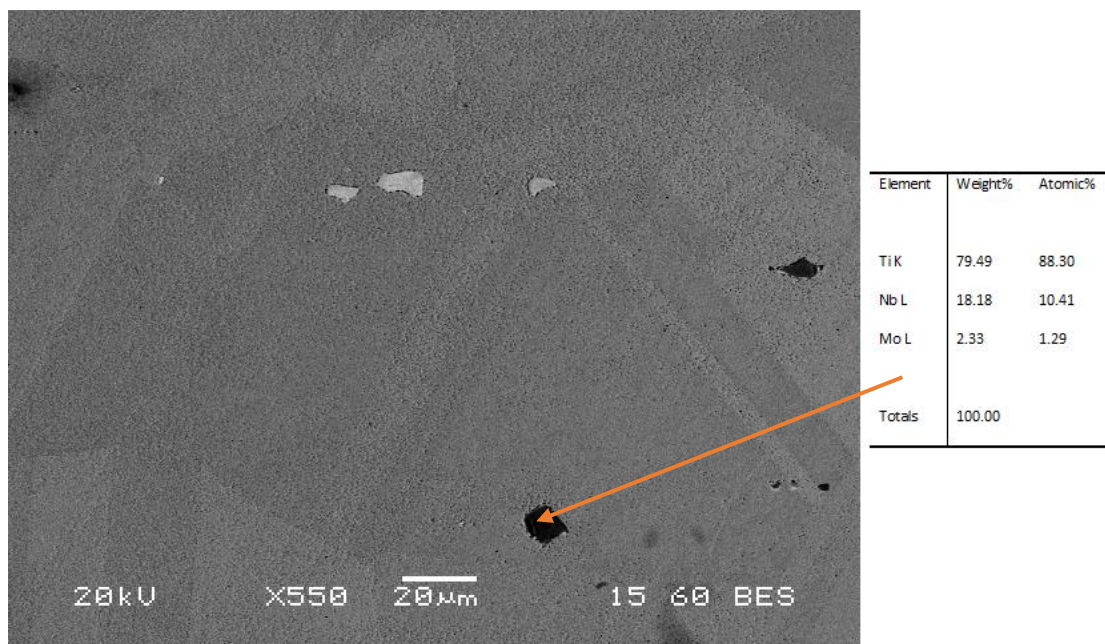
2.6.3.3. Δείγμα Γ – 4h

2.6.3.3.1. Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 μετά από θέρμανση στους 650°C για 4h

Εντός της ωστενιτικής μήτρας του δείγματος Γ (θερμική κατεργασία 4ωρών), εντοπίζονται ευμεγέθη μικτά καρβίδια (Ti,Nb)C (εικόνα 59) καθώς επίσης και βορίδια πλούσια σε νιόβιο και τιτάνιο (εικόνα 58).



Εικόνα 58 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x550 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση βοριδίου πλούσιο σε νίβιο και τιτάνιο εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Γ

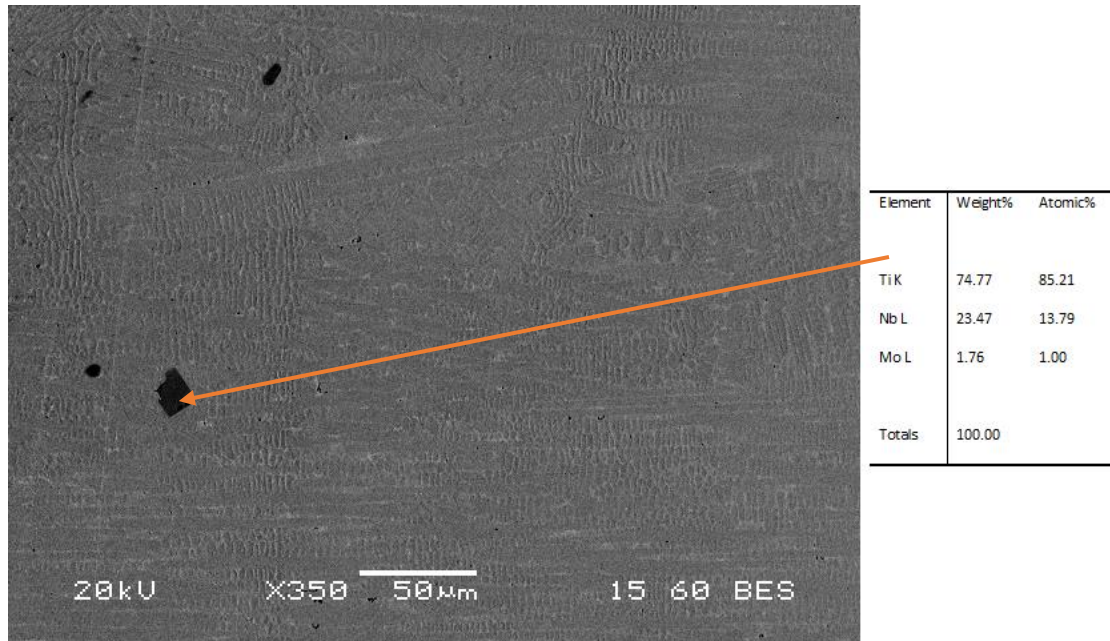


Εικόνα 59 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x550 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Γ

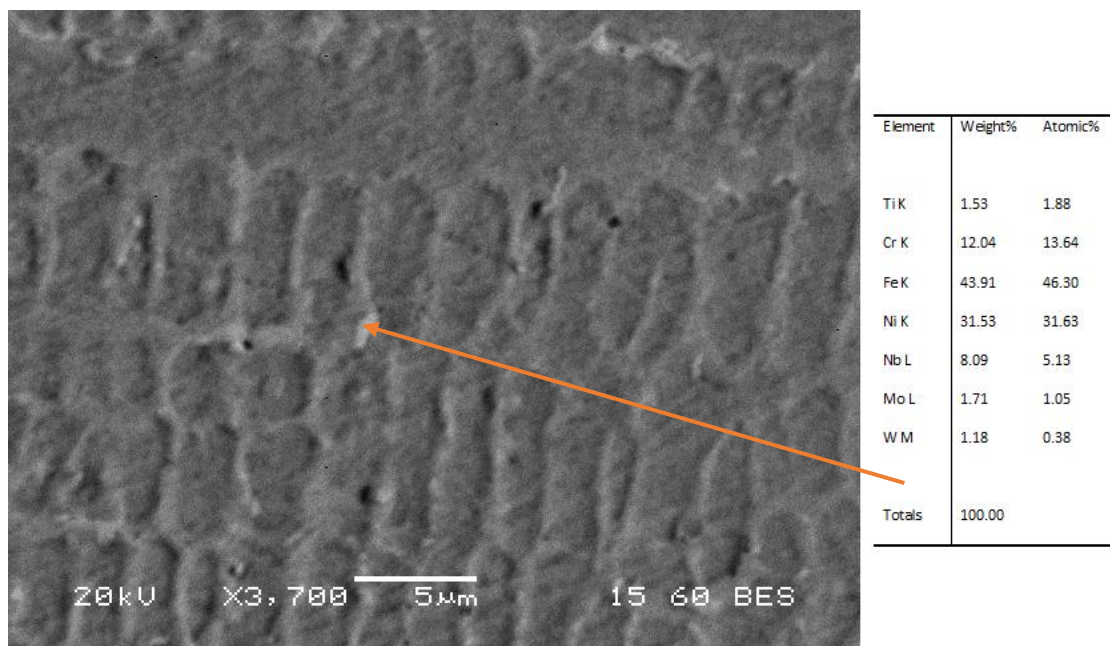
2.6.3.3.2. Ζώνη τήξης μετά από θέρμανση στους 650°C για 4h

Η αύξηση του χρόνου της θερμικής κατεργασίας δεν έχει μεταβάλλει την μορφολογία των δενδριτών. Εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών, παρατηρούνται ευμεγέθη μικτά καρβίδια (Ti,Nb)C (εικόνα 60), ενδομεταλλικές ενώσεις Laves (εικόνα 61) ενώ ανιχνεύτηκε και καρβίδιο M_6C πλούσιο σε Nb με στοιχειομετρικό τύπο $(Cr, Ni, Fe)_3Nb_3C$ (εικόνα 62).

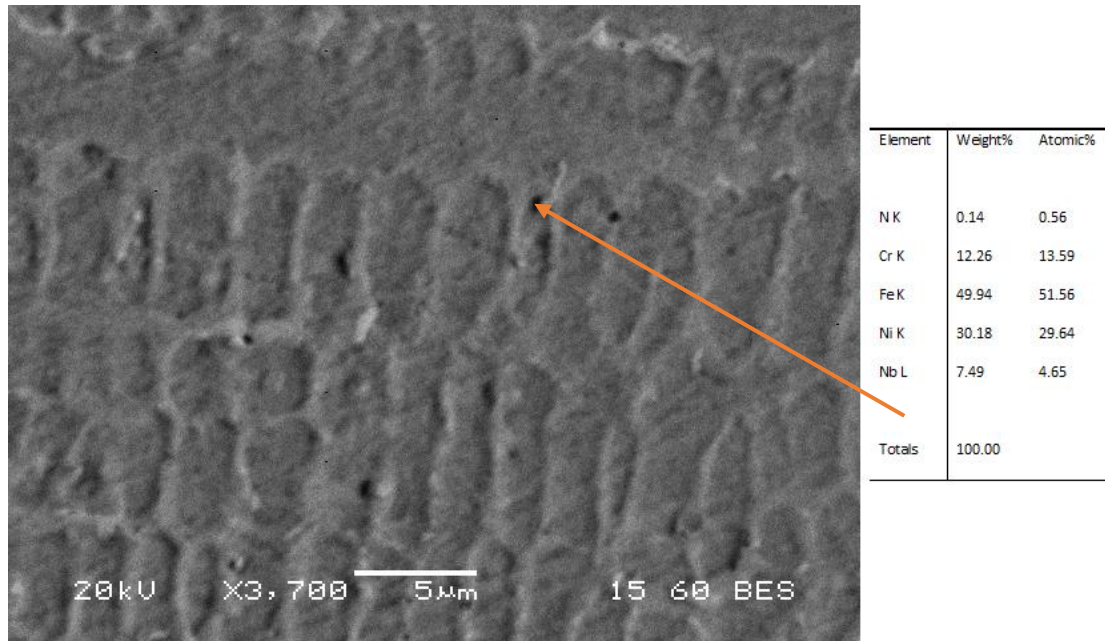
Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματομένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Εικόνα 60 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x350 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Γ



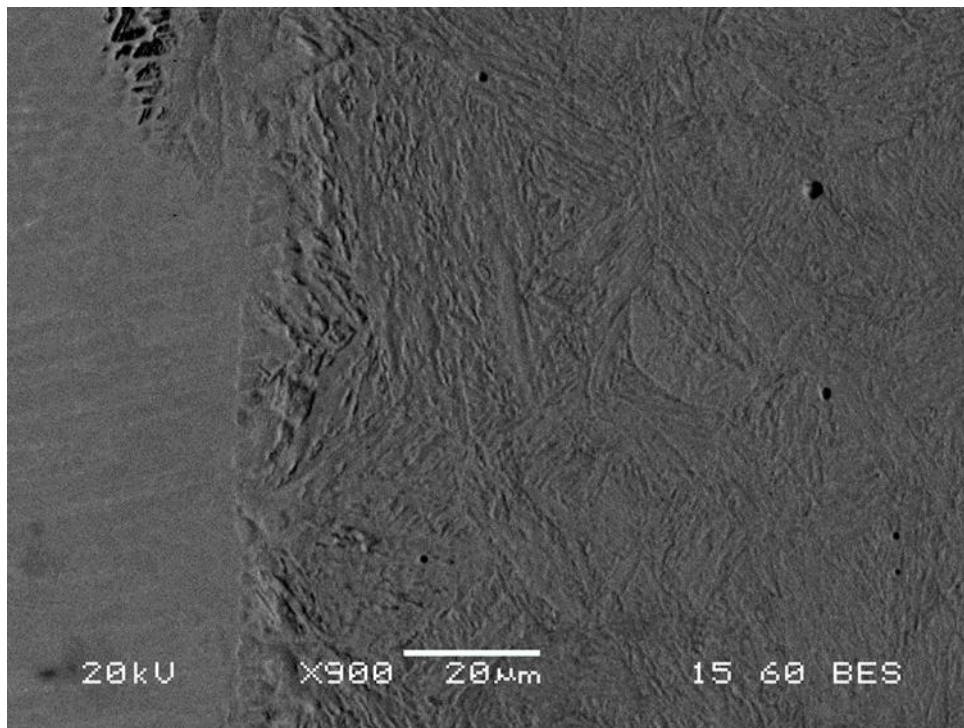
Εικόνα 61 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3700 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Γ



Εικόνα 62 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x350 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση καρβιδίου τύπου M_6C εντός της ζώνης τήξης – Δείγμα Γ

2.6.3.3. Μέταλλο βάσης 42CrMo4 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo4 μετά από θέρμανση στους 650°C για 4h

Μετά από 4ώρες στους 650°C, αναμένεται η βελονοειδής μορφολογία του μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης να έχει μετασχηματιστεί εξ ολοκλήρου σε πλακοειδή μορφολογία. Η θεώρηση αυτή είναι βασισμένη στα αποτελέσματα σκληρομετρήσεων, στα οποία η σκληρότητα της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και του μετάλλου βάσης έχουν αποκτήσει την ίδια τιμή.



Εικόνα 63 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x900 από το SEM. Παρατηρείται η θερμικά επηρεασμένη ζώνη από την μεριά του χάλυβα 42CrMo4 – Δείγμα Γ

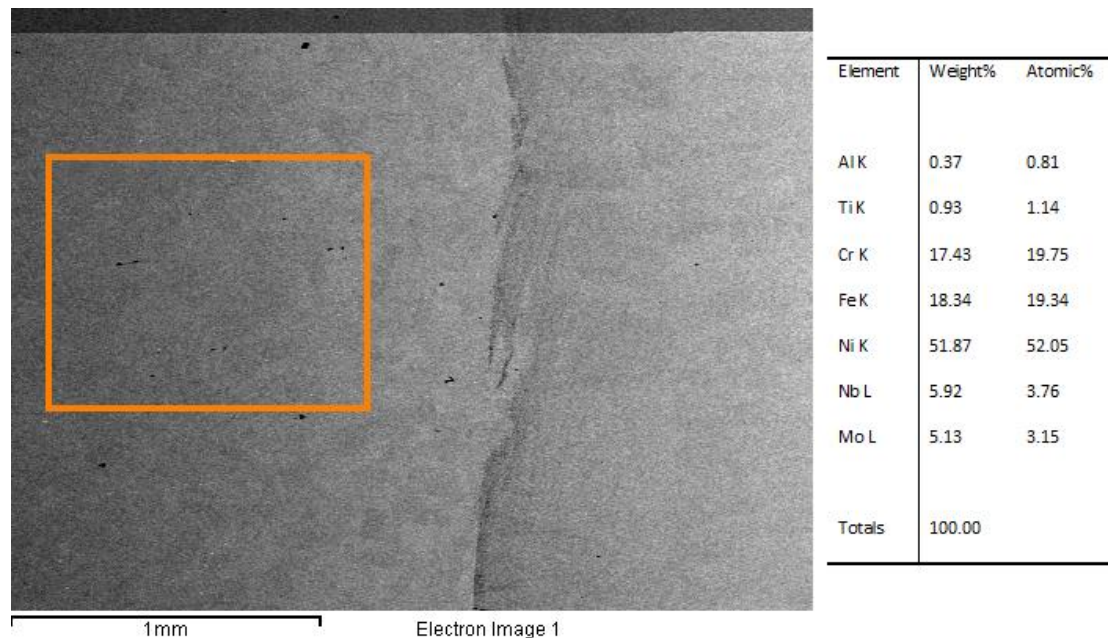
2.6.3.4. Δείγμα Δ – 6h

2.6.3.4.1. Μέταλλο βάσης Inconel 718 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη Inconel 718 μετά από θέρμανση στους 650°C για 6h

Εντός της ωστενιτικής μήτρας του δείγματος Δ (θερμική κατεργασία 6ωρών), εντοπίζονται μικτά σχεδόν ισαξονικά καρβίδια (Ti,Nb)C (εικόνα 67) καθώς επίσης και βορίδια πλούσια σε νιόβιο και τιτάνιο (εικόνα 66).

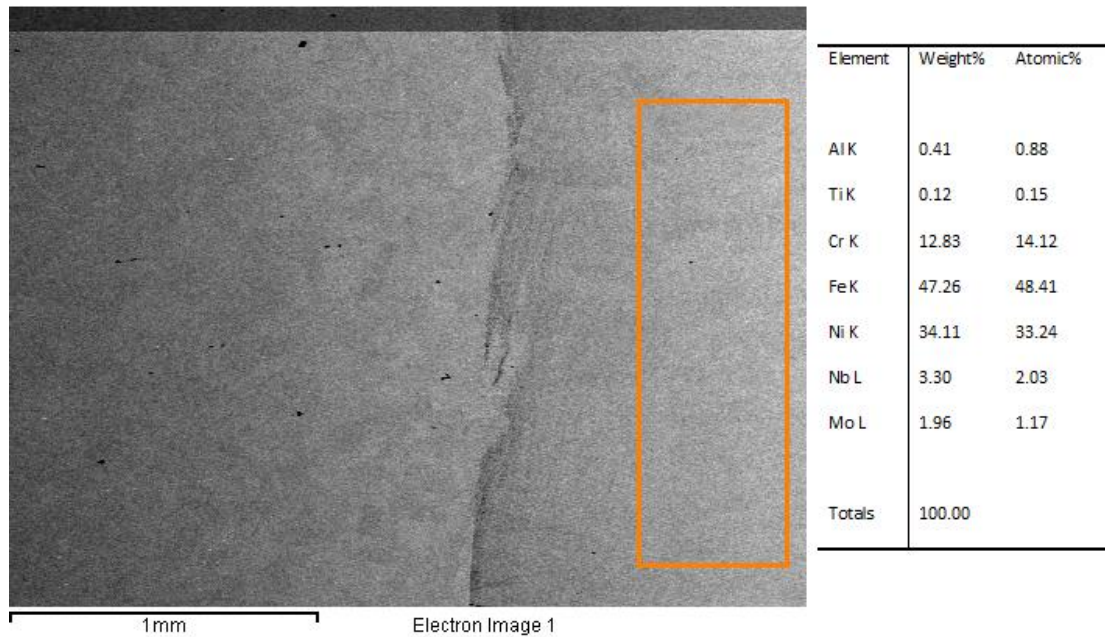
Εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, ανιχνεύτηκε ευμεγέθης νιτρίδιο πλούσιο σε τιτάνιο και νιόβιο (εικόνα 68).

Συγκρίνοντας τα αποτελέσματα της στοιχειακής ανάλυσης μεταξύ του μετάλλου βάσης (εικόνα 64) και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (εικόνα 65), παρατηρείται και πάλι διαφοροποίηση στις συγκεντρώσεις του σιδήρου και νικελίου. Όπως είχε παρατηρηθεί και στο δείγμα χωρίς θερμική κατεργασία (Δείγμα Α), το μέταλλο βάσης περιέχει μεγαλύτερη ποσότητα νικελίου ενώ η θερμικά επηρεασμένη ζώνη μεγαλύτερη ποσότητα σιδήρου.

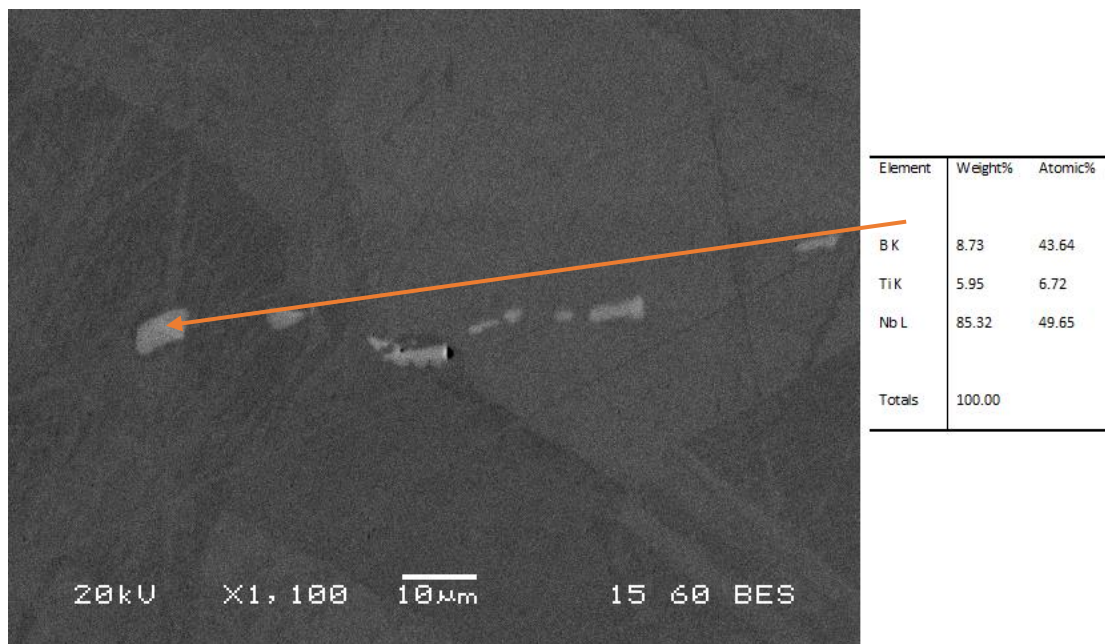


Εικόνα 64 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του βασικού μετάλλου Inconel 718 – Δείγμα Δ.

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

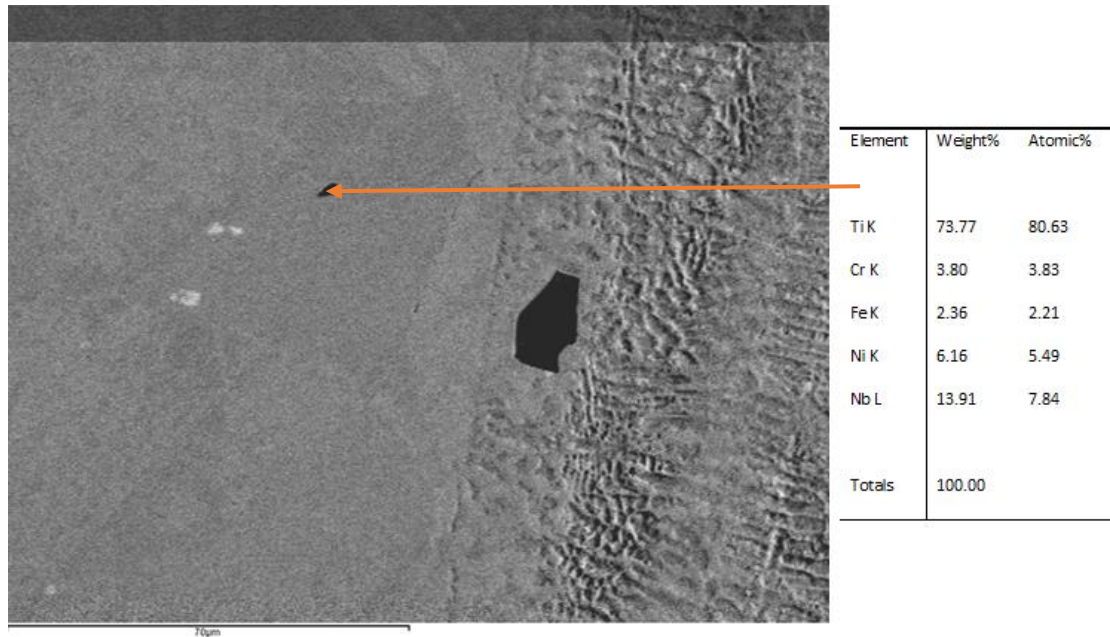


Εικόνα 65 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση του θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του Inconel 718 – Δείγμα Δ.

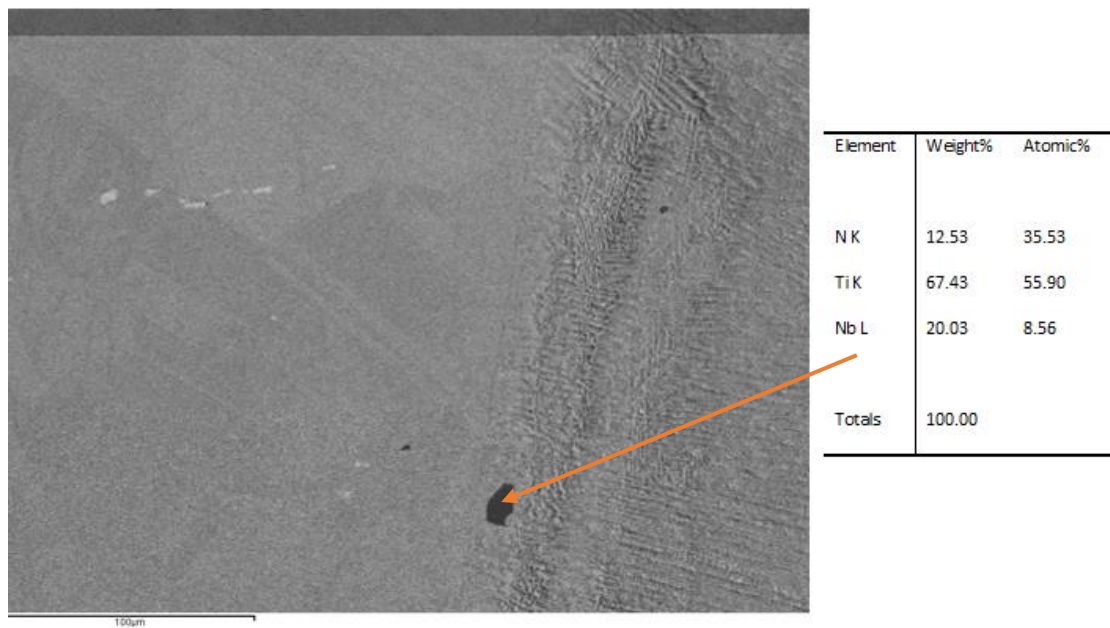


Εικόνα 66 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1100 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση βοριδίου πλούσιο σε νίβιο και τιτάνιο εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718– Δείγμα Δ

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματομένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Εικόνα 67 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x900 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση μικτού καρβιδίου (Ti,Nb)C εντός του βασικού μετάλλου Inconel 718– Δείγμα Δ

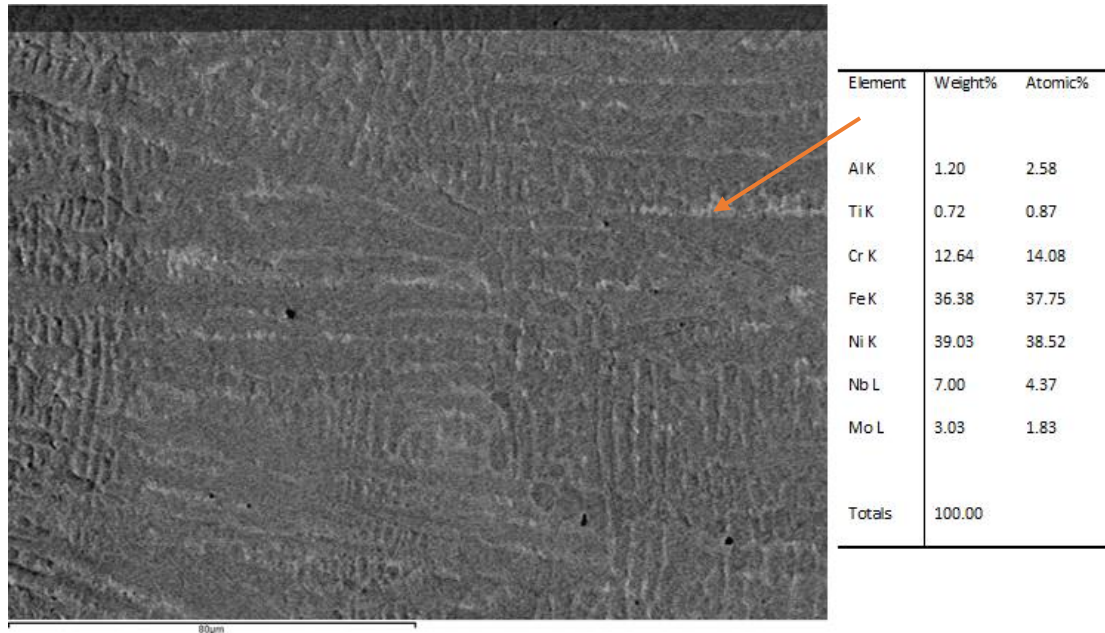


Εικόνα 68 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x400 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση νιτριδίου πλούσιο σε τιτάνιο και νιόβιο εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του Inconel 718– Δείγμα Δ

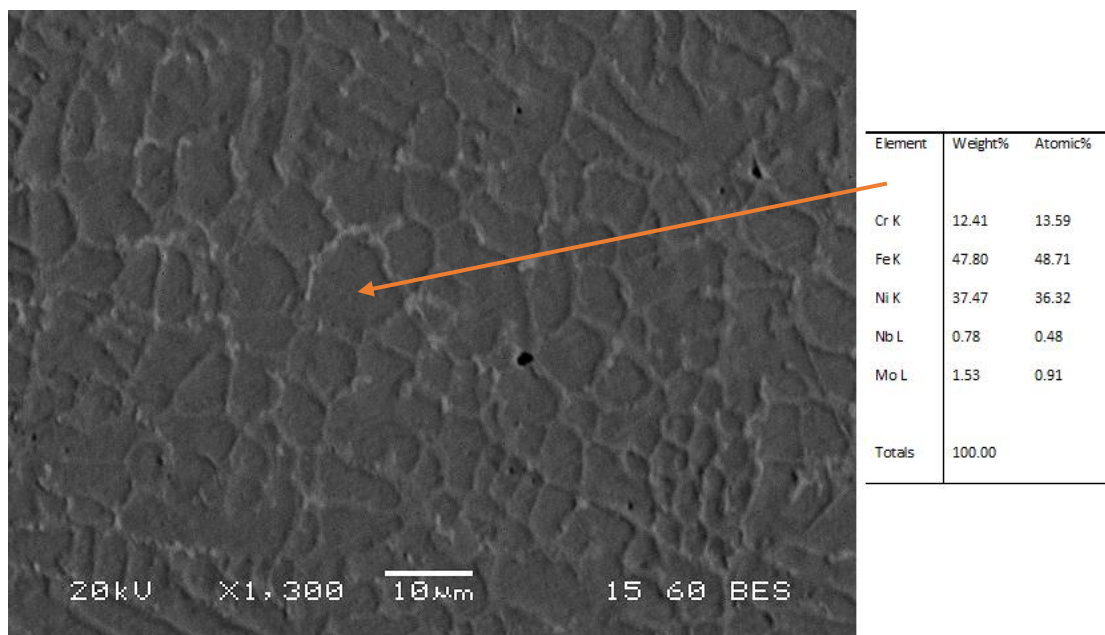
2.6.3.4.2. Ζώνη τήξης μετά από θέρμανση στους 650°C για 6h

Εντός της ζώνης τήξης παρατηρήθηκε το φαινόμενο διαφορισμού του νιόβιου και σε δεύτερο βαθμό μολυβδαινίου εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών. Ως αποτέλεσμα του παραπάνω γεγονότος, παρατηρείται η κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων Laves εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών.

Εξαιτίας της μεγάλης ατομικής τους ακτίνας, το νιόβιο και το μολυβδαίνιο δεν μπορούν διαλυτοποιηθούν εντός της πλούσιας σε νικέλιο ωστενιτικής μήτρας και ως εκ τούτου τείνουν να διαφορίζονται εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών [49].

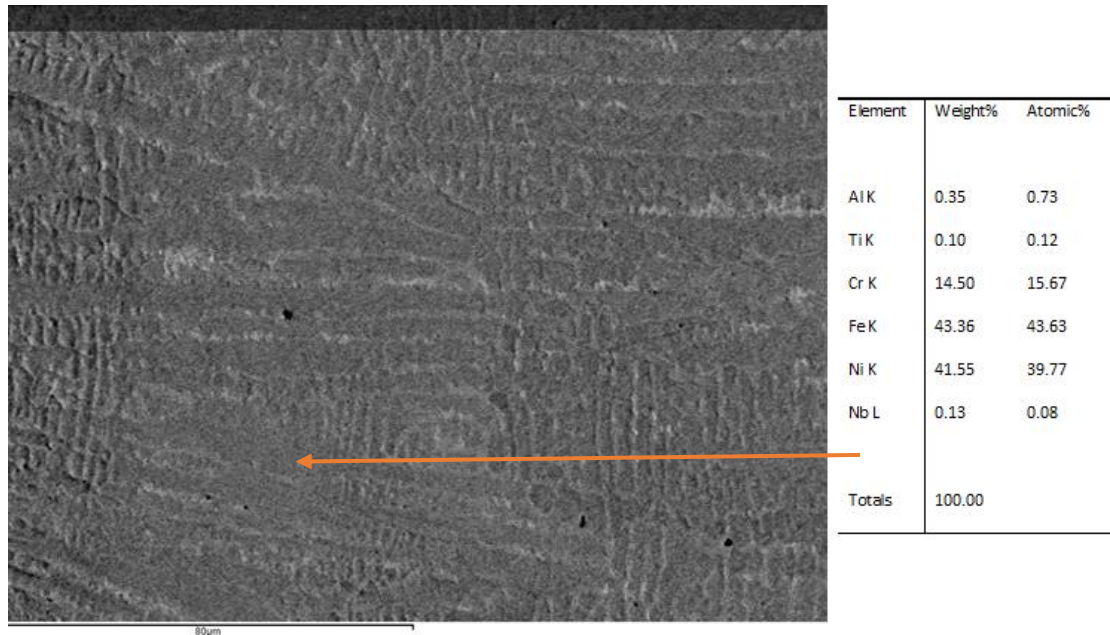


Εικόνα 69 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x800 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδοδενδριτικής περιοχής της ζώνης τήξης – Δείγμα Δ.

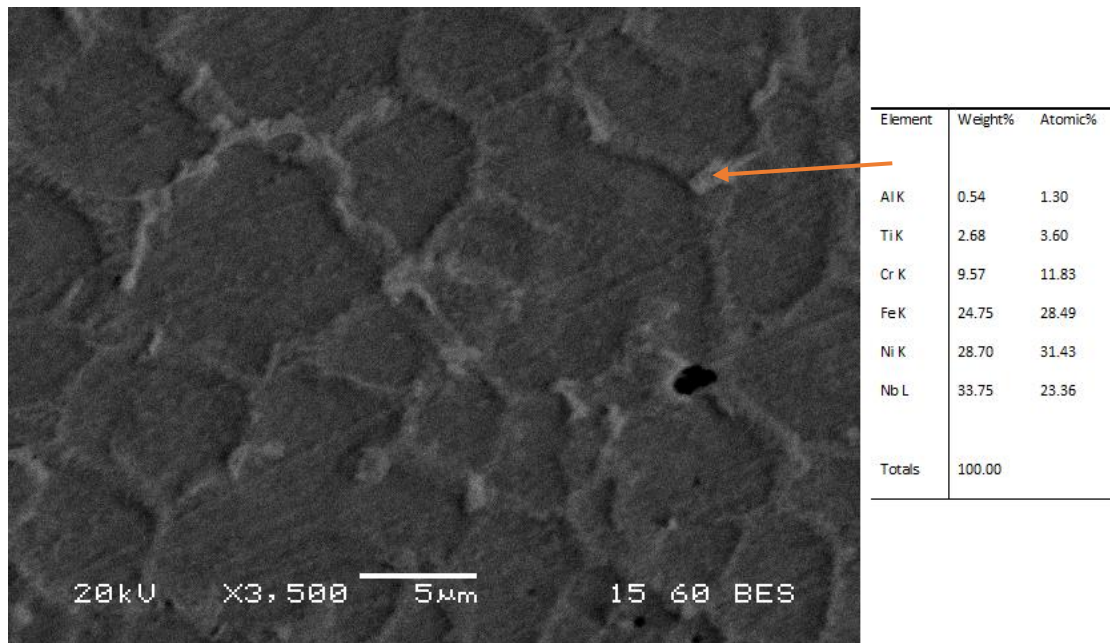


Εικόνα 70 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1300 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση δενδρίτη της ζώνης τήξης – Δείγμα Δ.

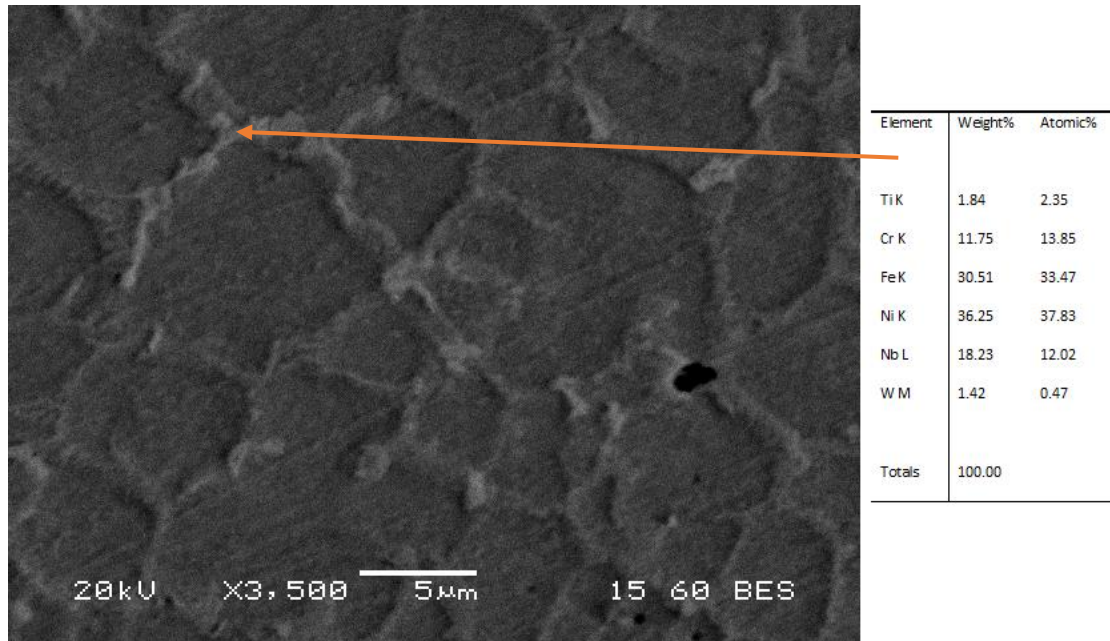
Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



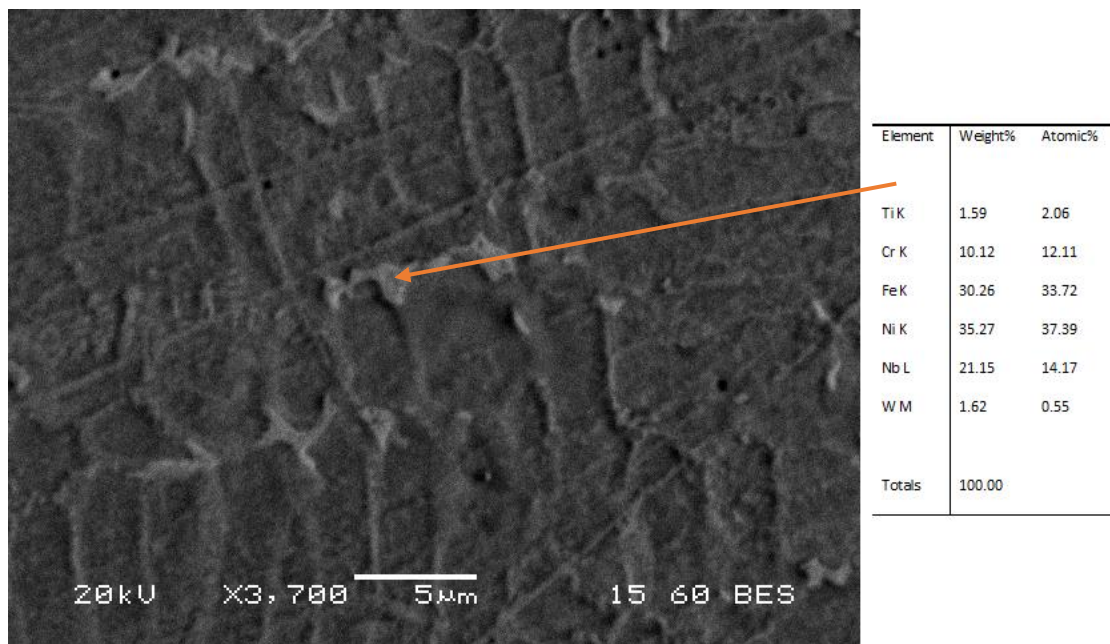
Εικόνα 71 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x800 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση δενδρίτη της ζώνης τήξης – Δείγμα Δ.



Εικόνα 72 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός ενδοδενδριτικής περιοχής (α)– Δείγμα Δ



Εικόνα 73 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3500 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός ενδοδενδριτικής περιοχής (β)– Δείγμα Δ

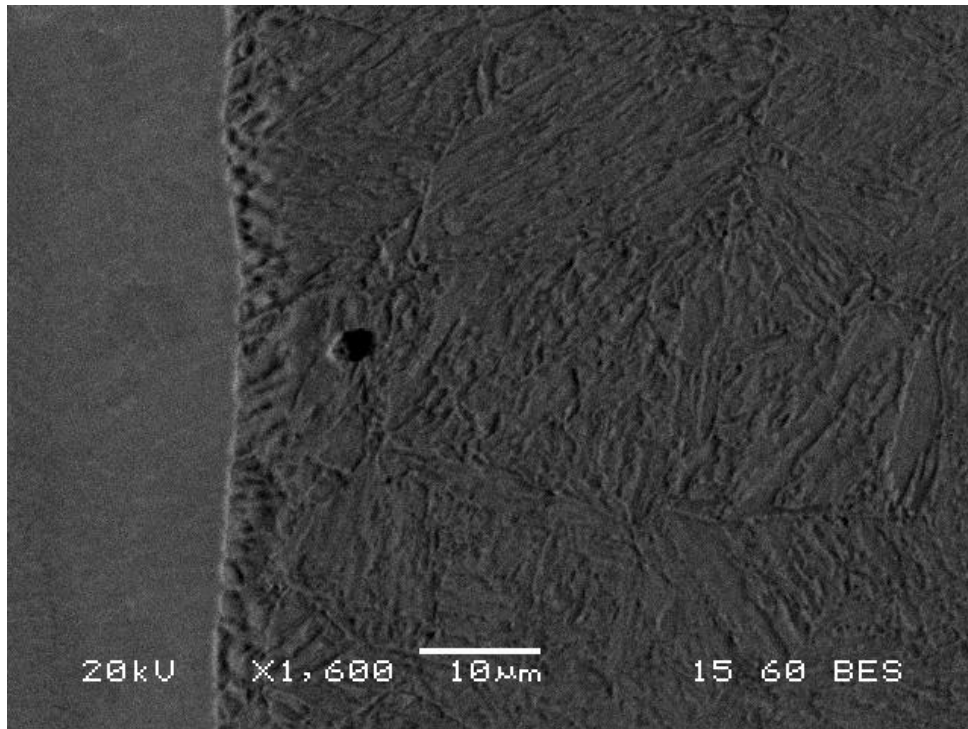


Εικόνα 74 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x3700 από το SEM. Στοιχειακή ανάλυση ενδομεταλλικής ένωσης Laves εντός ενδοδενδριτικής περιοχής – Δείγμα Δ

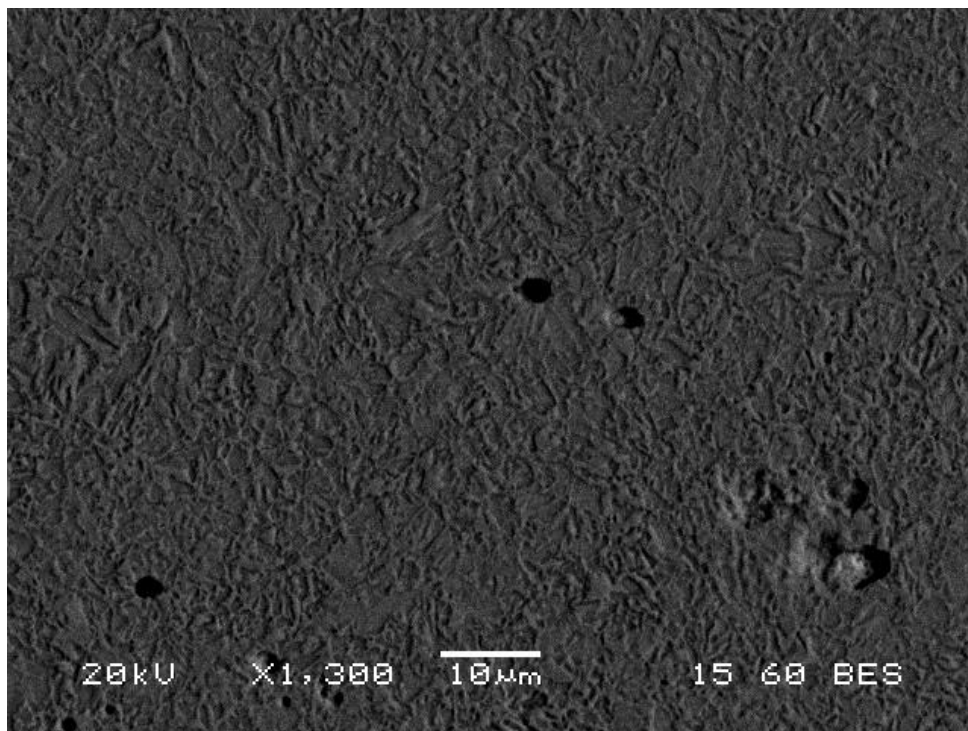
2.6.3.4.3. Μέταλλο βάσης 42CrMo4 – Θερμικά επηρεασμένη ζώνη 42CrMo4 μετά από θέρμανση στους 650°C για 6h

Μετά από 6 ώρες στους 650°C, παρατηρείται μεγέθυνση των κόκκων του χάλυβα καθώς και πλήρης μετασχηματισμός του βελονοειδούς μαρτενσίτη σε πλακοειδή εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης.

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Εικόνα 75 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1600 από το SEM. Πλακοειδής μορφολογία μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης – Δείγμα Δ



Εικόνα 76 Εικόνα μικροδομής οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων σε μεγέθυνση x1300 από το SEM. Μαρτενσιτική δομή μετάλλου βάσης – Δείγμα Δ

2.6.4. Περιθλασιμετρία ακτίνων X

Η περιθλασιμετρία ακτίνων X, επιτεύχθηκε για την ταυτοποίηση φάσεων των ζωνών κάθε δοκιμίου. Η σάρωση πραγματοποιήθηκε με γωνία 2θ από 20 έως 100° και βήμα 0.02°/1.5sec. Το μήκος κύματος ήταν $\lambda=1.5406\text{\AA}$, η εφαρμοζόμενη τάση 40kV και η ένταση 40mA. Η διάταξη XRD της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών είναι τύπου Bruker D8 Focus με λάμπα χαλκού και φίλτρο νικελίου (Cu-K α).

Εντός του υπερκράματος και της ζώνης τήξης ταυτοποιήθηκε η μητρική φάση γ και η φάση γ' . Σε δεύτερο βαθμό εντός της ζώνης τήξης ανιχνεύθηκαν καρβίδια τύπου M_6C , $M_{23}C_6$ καθώς επίσης και καρβίδια πλούσια σε νιόβιο NbC. Η γ'' φάση δεν ανιχνεύτηκε σε κανένα δείγμα καθώς πραγματοποιείται αλληλοεπικάλυψη των κορυφών των φάσεων γ' και γ'' . Τέλος, σε όλα τα δείγματα, η μαρτενσιτική μικροδομή του χάλυβα ταυτοποιήθηκε μέσω του φερρίτη.

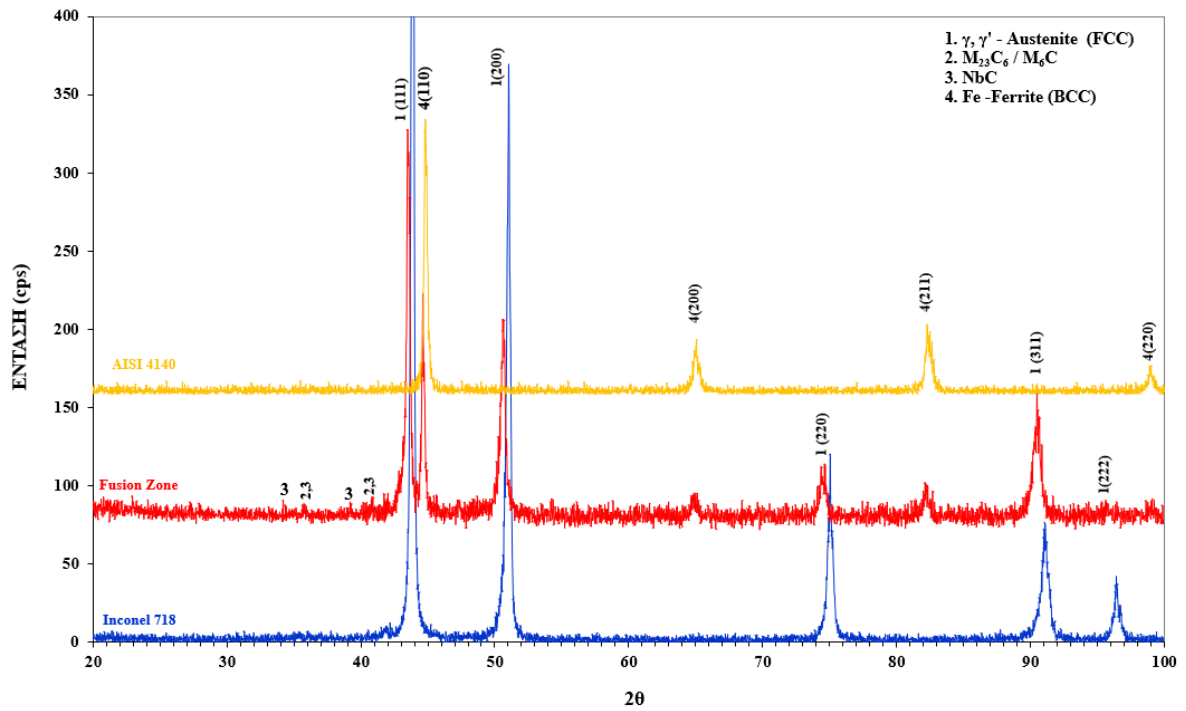
Οι φάσεις δ και Laves εντός της ζώνης τήξης καθώς επίσης και τα καρβίδια εντός του υπερκράματος που βρέθηκαν μέσω της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης, δεν ταυτοποιήθηκαν μέσω της περιθλασιμετρίας ακτίνων X. Αυτό συμβαίνει γιατί το XRD δεν μπορεί να ανιχνεύσει φάσεις με περιορισμένο κλάσμα όγκου, ετερογενή διασπορά και λεπτοκρυσταλλικότητα.

Με την αύξηση του χρόνου της θερμικής κατεργασίας, οι κορυφές των καρβιδίων φαίνονται πιο έντονα στα διαγράμματα περίθλασης ακτίνων X. Δευτερογενώς, παρατηρείται και αύξηση των κορυφών όλων των ζωνών εξαιτίας της μερικής ανακρυστάλλωσης (μεγέθυνσης) των κόκκων.

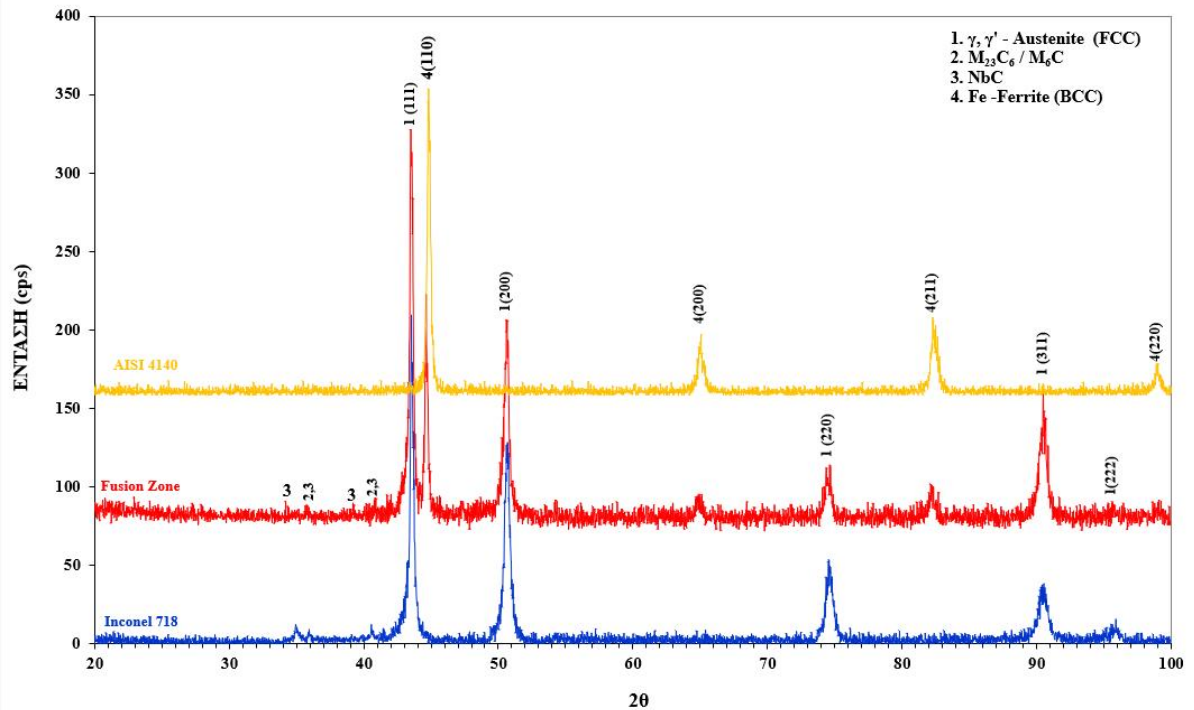
Η ελαφριά μετατόπιση των κορυφών της ζώνης τήξης προς τα αριστερά, οφείλεται στην ύπαρξη υπολειπόμενων τάσεων που δημιουργήθηκαν κατά τη συγκόλληση και παραμόρφωσαν το πλέγμα.

Τα παραπάνω σχόλια απορρέουν από τα συγκριτικά διαγράμματα περίθλασης ακτίνων X των βασικών μετάλλων και της ζώνης τήξης για τα δείγματα Α, Β, Γ και Δ.

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματομένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων

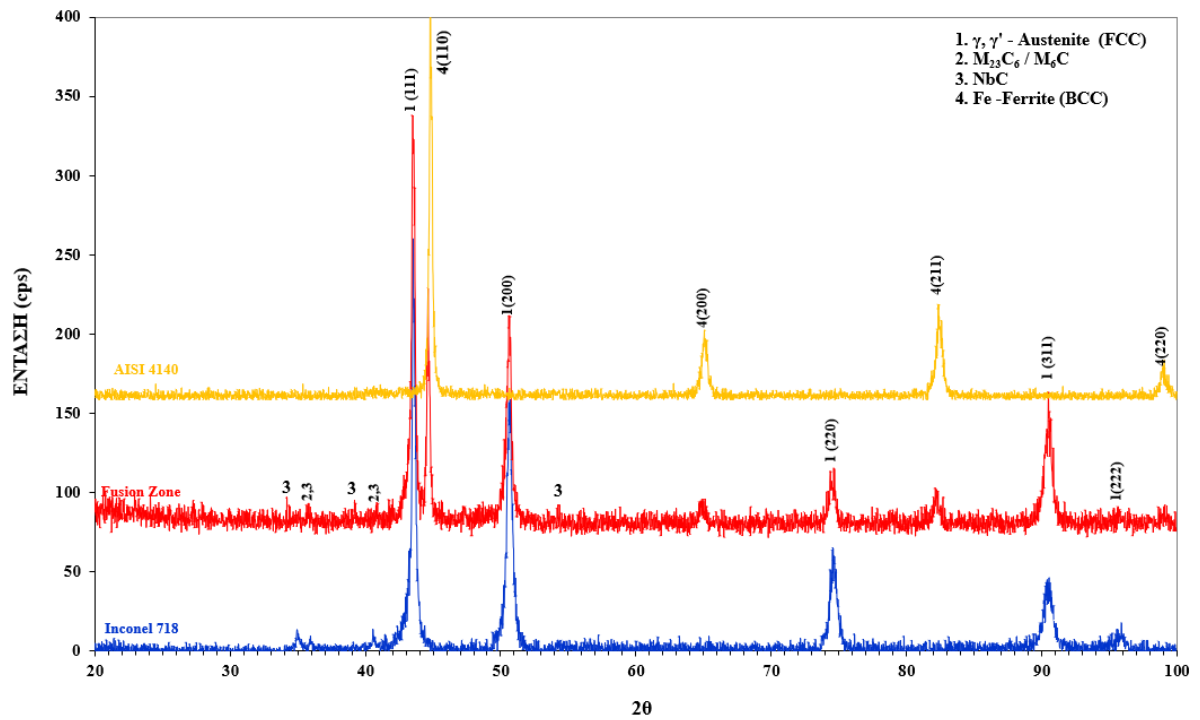


Διάγραμμα 6 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος A

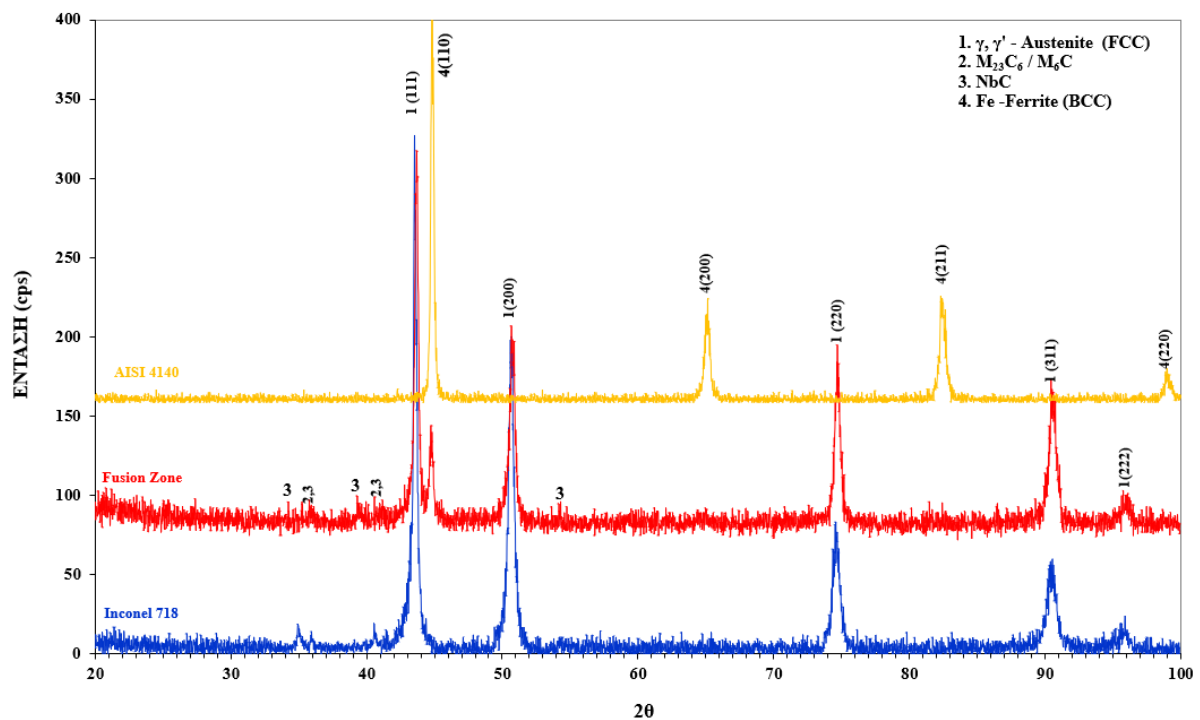


Διάγραμμα 7 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος B

Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικροκραματομένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, Εφαρμογή σε Πτερύγια Στροφείων



Διάγραμμα 8 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος Γ



Διάγραμμα 9 Συγκριτικό διάγραμμα XRD μετάλλων βάσης και ζώνης τήξης δείγματος Δ

2.7. Συμπεράσματα

Στην παρούσα εργασία έγινε μελέτη συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων υπερκράματος Inconel 718 και μικροκραματωμένου χάλυβα 42CrMo4. Στόχος της μελέτης, αποτελούσε η επίδραση των θερμικών κατεργασιών πάνω στην μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες των συγκολλημένων δειγμάτων. Πιο συγκεκριμένα, τρία δείγματα θερμάνθηκαν σε επαγωγικούς φούρνους στη θερμοκρασία των 650°C για 2, 4 και 6 ώρες αντίστοιχα και έπειτα αφέθηκαν να ψυχθούν στον αέρα.

Με το πέρας της συγκόλλησης, δημιουργήθηκαν πακέτα βελονοειδούς μορφολογίας μαρτενσίτη εντός της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του χάλυβα. Η μορφολογία αυτή, σύμφωνα με τα αποτελέσματα σκληρότητας εμφάνισε την μεγαλύτερη σκληρότητα από κάθε ζώνη. Καθώς αυξάνονταν ο χρόνος γήρανσης, ο βελονοειδής μαρτενσίτης έλαβε πλακοειδή μορφολογία και έχασε την υψηλή σκληρότητα που εμφάνιζε. Αντίθετα, με την αύξηση του χρόνου παραμονής στη θερμοκρασία των 650°C, παρατηρήθηκε αύξηση της σκληρότητας του υπερκράματος και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης από την μεριά του υπερκράματος. Το φαινόμενο αυτό, σύμφωνα με την βιβλιογραφία, αποδίδεται στην αύξηση του κλάσματος όγκου της γ' και γ'' φάσης.

Όσον αφορά την μελέτη της μικροδομής, μέσω του οπτικού μικροσκοπίου και της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης εντός της ζώνης τήξης, παρατηρήθηκαν διατεταγμένοι σε στήλες δενδρίτες, των οποίων η μορφολογία δεν μεταβλήθηκε με την επίδραση των θερμικών κατεργασιών. Εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών, με την βοήθεια της στοιχειακής ανάλυσης, παρατηρήθηκαν καρβίδια πλούσια σε Nb καθώς επίσης και το φαινόμενο διαφορισμού του Nb και του Mo. Ως αποτέλεσμα του διαφορισμού, πιθανότατα, κατακρημνίστηκαν ενδομεταλλικές ενώσεις κατά το τελευταίο στάδιο στερεοποίησης της συγκόλλησης. Σύμφωνα με την βιβλιογραφία, ο διαφορισμός του Nb και κατ' επέκταση η κατακρήμνιση των φάσεων Laves στο υπερκράμα Inconel 718, θα μπορούσε να περιοριστεί αυξάνοντας τον ρυθμό απόψυξης μετά την συγκόλληση [49]. Η παρατήρηση αυτή όμως, στη δεδομένη περίπτωση, θα οδηγούσε σε προβλήματα ρωγματώσεων καθώς τα δύο υλικά και η ζώνη τήξης παρουσιάζουν διαφορετικό συντελεστή θερμικής αγωγιμότητας. Η εφαρμογή θερμικών κατεργασιών μετά την συγκόλληση για την εξάλειψη του προβλήματος είναι μια άλλη πρόταση. Το πρόβλημα με αυτή την μέθοδο είναι ότι η θέρμανση σε θερμοκρασίες διαλυτοποίησης των ψαθυρών φάσεων, θα οδηγούσε σε καταστρεπτικούς μετασχηματισμούς και φαινόμενα εντός του μετάλλου βάσης 42CrMo4.

Για τον χαρακτηρισμό των φάσεων γ' , γ'' και δ , απαιτείται η χρήση ηλεκτρονικού μικροσκοπίου διερχόμενης δέσμης ή άλλου ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης με μεγαλύτερη διακριτική ικανότητα.

Μέσω της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης, παρατηρήθηκαν χονδρομερή μικτά καρβίδια τύπου (Ti,Nb)C, καρβίδια NbC, νιτρίδια και βορίδια εντός της ωστενιτικής μήτρας του Inconel 718.

Τέλος, με την βοήθεια της Περιθλασιμετρίας Ακτίνων X, εντός της ζώνης τήξης, ανιχνεύτηκαν, εκτός των άλλων και καρβίδια τύπου M_6C και $M_{23}C_6$.

3. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] P. N. Siddharth and C. Sathiya Narayanan, “A review on Electron Beam Welding process,” *Journal of Physics: Conference Series*, vol. 1706, Dec. 2020, doi: 10.1088/1742-6596/1706/1/012208.
- [2] M. St. Węglowski, S. Błacha, and A. Phillips, “Electron beam welding – Techniques and trends – Review,” *Vacuum*, vol. 130, Aug. 2016, doi: 10.1016/j.vacuum.2016.05.004.
- [3] H. Schultz, *Electron beam welding*. Cambridge, England: Abington, 1993.
- [4] Steigerwald K. H. *et al.*, *An International History of Electron Beam Welding*. pro-beam AG & Co. KGaA, 2007.
- [5] *Recommended practices for electron beam welding and allied processes*, 4th ed. Doral, FL: American Welding Society, 2013.
- [6] N. Ahmed, *New developments in advanced welding*. Boca Raton, FL Cambridge, England: CRC Press Woodhead Pub, 2005.
- [7] Αθανάσιος Κυργιαζόγλου, “Γενικές Αρχές Συγκολλήσεων,” in *Μη Καταστροφικός Έλεγχος*, Πανεπιστήμιο Δυτικής Μακεδονίας, Τμήμα Μηχανολόγων Μηχανικών, 2021.
- [8] Γ.Δ. ΠΑΠΑΔΗΜΗΤΡΙΟΥ, *ΓΕΝΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΓΝΩΣΙΑ II: ΤΑ ΚΡΑΜΑΤΑ*. ΑΘΗΝΑ, 1993.
- [9] J. Tian, G. Xu, M. Zhou, and H. Hu, “Refined Bainite Microstructure and Mechanical Properties of a High-Strength Low-Carbon Bainitic Steel Treated by Austempering Below and Above M_s ,” *steel research international*, vol. 89, no. 4, Apr. 2018, doi: 10.1002/srin.201700469.
- [10] Xiaoqing Cai, “Mechanical Properties Development in AISI 4140 Steels during Furnace and Induction Tempering,” 2018.
- [11] G.-Z. Quan, G.-S. Li, T. Chen, Y.-X. Wang, Y.-W. Zhang, and J. Zhou, “Dynamic recrystallization kinetics of 42CrMo steel during compression at different temperatures and strain rates,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, no. 13–14, May 2011, doi: 10.1016/j.msea.2011.02.090.
- [12] ΚΕΝΤΡΟ ΧΑΛΥΒΩΝ Α.Ε.Β.Ε., “Ειδικές ποιότητες χαλύβων: Βελτιωμένοι.” <https://www.steelcenter.gr/χάλυβες/> (accessed Aug. 10, 2021).
- [13] steelsino, “AISI 4142 /1.7225 /DIN 42CrMo4.” <https://www.steelsino.com/aisi---din-crmo-320.html> (accessed Aug. 10, 2021).
- [14] E. Akca and A. Gürsel, “A Review on Superalloys and IN718 Nickel-Based INCONEL Superalloy,” *Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)*, vol. 3, no. 1, Jun. 2015, doi: 10.21533/pen.v3i1.43.
- [15] “Superalloys for gas turbine engines,” in *Introduction to Aerospace Materials*, Elsevier, 2012. doi: 10.1533/9780857095152.251.
- [16] Γ. ΦΟΥΡΛΑΡΗΣ, *ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΑ ΚΡΑΜΑΤΑ*. 2020.
- [17] B. Geddes, H. Leon, and X. Huang, *Superalloys : alloying and performance*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010.

- [18] J. R. Davis, *ASM specialty handbook : nickel, cobalt, and their alloys*. Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- [19] “Superalloys for gas turbine engines,” in *Introduction to Aerospace Materials*, Elsevier, 2012. doi: 10.1533/9780857095152.251.
- [20] R. E. Smallman and R. J. Bishop, *Modern physical metallurgy and materials engineering : science, process, applications*, 6th ed. Oxford Boston: Butterworth Heinemann, 1999.
- [21] ΑΓΓΕΛΟΣ Ι. ΚΑΛΔΕΛΛΗΣ, “ΣΥΜΠΕΡΙΦΟΡΑ ΚΑΤΑ ΤΗ ΔΙΑΒΡΩΣΗ, ΥΠΟ ΣΥΝΘΗΚΕΣ ΠΑΡΑΜΟΡΦΩΣΗΣ, ΣΕ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΤΥΠΟΥ WASPALOY,” ΑΘΗΝΑ, 2018.
- [22] R. C. Reed, *The superalloys : fundamentals and applications*. Cambridge, UK New York: Cambridge University Press, 2006.
- [23] L. Liu, J. Zhang, and C. Ai, “Nickel-Based Superalloys,” in *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, Elsevier, 2020. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.12093-4.
- [24] M. Charre, *The microstructure of superalloys*. CRC PRESS, 1997.
- [25] A. K. Jena and M. C. Chaturvedi, “The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys,” *Journal of Materials Science*, vol. 19, no. 10, Oct. 1984, doi: 10.1007/BF00549796.
- [26] Matthew J. Donachie and Stephen J. Donachie, *Superalloys : a technical guide*, Second. Materials Park, OH: ASM International, 2002.
- [27] Q. Feng, L. J. Carroll, and T. M. Pollock, “Solidification segregation in ruthenium-containing nickel-base superalloys,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, no. 6, Jun. 2006, doi: 10.1007/s11661-006-0137-4.
- [28] Aikaterini Plati, “Modelling of γ' Precipitation in Superalloys ,” 2003.
- [29] Μπέλλος Ιωάννης, “ΤΡΟΠΟΠΟΙΗΣΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ ΜΕ ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ ΚΑΙ ΣΥΝΑΚΟΛΟΥΘΕΣ ΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΙΔΙΟΤΗΤΕΣ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ,” Αθήνα, 2015.
- [30] P. M. Mignanelli *et al.*, “Gamma-gamma prime-gamma double prime dual-superlattice superalloys,” *Scripta Materialia*, vol. 136, Jul. 2017, doi: 10.1016/j.scriptamat.2017.04.029.
- [31] R. Cozar and A. Pineau, “Morphology of γ' and γ ” precipitates and thermal stability of inconel 718 type alloys,” *Metallurgical Transactions*, vol. 4, no. 1, Jan. 1973, doi: 10.1007/BF02649604.
- [32] E. Nembach and G. Neite, “Precipitation hardening of superalloys by ordered γ' -particles,” *Progress in Materials Science*, vol. 29, no. 3, Jan. 1985, doi: 10.1016/0079-6425(85)90001-5.
- [33] S. G. K. Manikandan, D. Sivakumar, and M. Kamaraj, “Physical metallurgy of alloy 718,” in *Welding the Inconel 718 Superalloy*, Elsevier, 2019. doi: 10.1016/B978-0-12-818182-9.00001-3.

- [34] D. F. Paulonis and J. J. Schirra, “Alloy 718 at Pratt & Whitney: Historical Perspective and Future Challenges,” 2001. doi: 10.7449/2001/Superalloys_2001_13_23.
- [35] R. E. Schafrik, D. D. Ward, and J. R. Groh, “Application of Alloy 718 in GE Aircraft Engines: Past, Present and Next Five Years,” 2001. doi: 10.7449/2001/Superalloys_2001_1_11.
- [36] J. Calvo, S. Y. Shu, and J. M. Cabrera, “Characterization of Precipitation Kinetics of Inconel 718 Superalloy by the Stress Relaxation Technique,” *Materials Science Forum*, vol. 706–709, Jan. 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.2393.
- [37] B. G. Muralidharan, T. P. S. Gill, and v. Shankar, *Weldability of Inconel 718: A Review*. Indira Gandhi Centre for Atomic Research, 1996.
- [38] H. L. Eiselstein, “Metallurgy of a Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy,” in *Advances in the Technology of Stainless Steels and Related Alloys*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International. doi: 10.1520/STP43733S.
- [39] N. Anbarasan *et al.*, “Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718,” *Materials Today: Proceedings*, vol. 5, no. 2, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2017.11.448.
- [40] A. S. Wilson, “Formation and effect of topologically close-packed phases in nickel-base superalloys,” *Materials Science and Technology*, vol. 33, no. 9, Jun. 2017, doi: 10.1080/02670836.2016.1187335.
- [41] T. Sonar, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, T. Venkateswaran, and D. Sivakumar, “An overview on welding of Inconel 718 alloy - Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints,” *Materials Characterization*, vol. 174, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2021.110997.
- [42] S. G. K. Manikandan, D. Sivakumar, and M. Kamaraj, “Microsegregation and interdendritic Laves phase,” in *Welding the Inconel 718 Superalloy*, Elsevier, 2019. doi: 10.1016/B978-0-12-818182-9.00003-7.
- [43] G. A. Knorovsky, M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig, and W. F. Hammett, “INCONEL 718: A solidification diagram,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, no. 10, Oct. 1989, doi: 10.1007/BF02650300.
- [44] S. G. K. Manikandan, D. Sivakumar, and M. Kamaraj, “Solidification of alloy 718,” in *Welding the Inconel 718 Superalloy*, Elsevier, 2019. doi: 10.1016/B978-0-12-818182-9.00002-5.
- [45] V. Patel, A. Sali, J. Hyder, M. Corliss, D. Hyder, and W. Hung, “Electron Beam Welding of Inconel 718,” *Procedia Manufacturing*, vol. 48, 2020, doi: 10.1016/j.promfg.2020.05.065.
- [46] T. Saju and M. Velu, “Review on welding and fracture of nickel based superalloys,” *Materials Today: Proceedings*, Dec. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.11.334.
- [47] P. GAO, K. ZHANG, B. ZHANG, S. JIANG, and B. ZHANG, “Microstructures and high temperature mechanical properties of electron beam welded Inconel 718 superalloy thick plate,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, Aug. 2011, doi: 10.1016/S1003-6326(11)61598-7.

- [48] S. K. Sharma, K. Biswas, and J. D. Majumdar, “Effect of Heat Input on Mechanical and Electrochemical Properties of Electron-Beam-Welded Inconel 718,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 29, no. 3, Mar. 2020, doi: 10.1007/s11665-020-04660-w.
- [49] D. R. K., D. Sidharth, P. P. K.V., R. R., G. M. K., and N. S., “Microstructure and properties of inconel 718 and AISI 416 laser welded joints,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 266, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.10.039.
- [50] N. L. Richards, R. Nakkalil, and M. C. Chaturvedi, “The influence of electron-beam welding parameters on heat-affected-zone microfissuring in INCOLOY 903,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 25, no. 8, Aug. 1994, doi: 10.1007/BF02668538.
- [51] A. K. Sahu, S. Bag, and K. Huang, “Mitigation of micro-cracks in dissimilar welding of Inconel 718 and austenitic stainless steel,” *Philosophical Magazine Letters*, vol. 100, no. 8, Aug. 2020, doi: 10.1080/09500839.2020.1774674.
- [52] S. Ramesh, S. B. Boppana, A. Manjunath, and K. Parthiban, “Corrosion Behavior Studies and Parameter Optimization of Dissimilar Alloys Joined by Electron Beam Welding,” *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*, vol. 6, no. 3, Sep. 2020, doi: 10.1007/s40735-020-00372-9.
- [53] K. D. Ramkumar, T. H. Mohan, R. Pandey, V. Saxena, S. Aravind, and S. Singh, “Investigations on the structure – property relationships of PCGTA welds involving Inconel 718 and AISI 430,” *Ciência & Tecnologia dos Materiais*, vol. 29, no. 2, May 2017, doi: 10.1016/j.ctmat.2016.05.005.
- [54] C. E. Lyman *et al.*, *Scanning Electron Microscopy, X-Ray Microanalysis, and Analytical Electron Microscopy*. Boston, MA: Springer US, 1990. doi: 10.1007/978-1-4613-0635-1.
- [55] G. F. vander Voort, Ed., *Metallography and Microstructures*. ASM International, 2004. doi: 10.31399/asm.hb.v09.9781627081771.
- [56] ΚΟΥΒΑΡΙΤΑΚΗ ΜΑΡΙΝΑ, “ΑΝΑΡΤΥΞΗ ΚΑΤΑΛΥΤΩΝ ΓΙΑ ΤΗΝ ΟΞΕΙΔΩΣΗ ΑΙΘΑΛΗΣ ΜΕ ΤΗΝ ΜΕΘΟΔΟ ΣΥΝΘΕΣΗΣ ΚΑΥΣΗΣ ΔΙΑΛΥΜΑΤΟΣ (SCS),” ΑΘΗΝΑ, 2014.
- [57] ΑΝΑΣΤΑΣΙΟΣ ΠΑΤΕΡΑΣ, “Μελέτη τοπικών πιεζοηλεκτρικών ιδιοτήτων λεπτών φιλμ Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO₃ με περίθλαση ακτίνων X,” ΑΘΗΝΑ, 2012.
- [58] Ευάγγελος Φουντουκίδης, “Έλεγχος Ποιότητας και Τεχνολογία Δομικών Υλικών.” ΠΕΙΡΑΙΑΣ. Accessed: Sep. 24, 2021. [Online]. Available: <http://eclass.teipir.gr/openeclasse/modules/document/file.php/CIV1124/02.1%20Σκληρομέτρηση%20Μεταλλικών%20Υλικών.pdf>
- [59] M. Cheepu, Y. A. Kumar Reddy, S. Indumathi, and D. Venkateswarlu, “Laser welding of dissimilar alloys between high tensile steel and Inconel alloy for high temperature applications,” *Advances in Materials and Processing Technologies*, Dec. 2020, doi: 10.1080/2374068X.2020.1855389.
- [60] M. Fisk, J. Andersson, R. du Rietz, S. Haas, and S. Hall, “Precipitate evolution in the early stages of ageing in Inconel 718 investigated using small-angle x-ray scattering,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 612, Aug. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.06.036.

- [61] T. Alam, M. Chaturvedi, S. P. Ringer, and J. M. Cairney, “Precipitation and clustering in the early stages of ageing in Inconel 718,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 29–30, Nov. 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.08.053.
- [62] C. Slama and M. Abdellaoui, “Structural characterization of the aged Inconel 718,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 306, no. 1–2, Jun. 2000, doi: 10.1016/S0925-8388(00)00789-1.
- [63] Dr. Mark D’Souza-Mathew (USFD), “NUGENIA”, Accessed: Sep. 28, 2021. [Online]. Available: <https://www.epma.com/document-archive/sectoral-groups/eurohip/589-nugenia-plus-project-d6-2-9-material-properties-determined-testing-and-code-acceptance-defined/file>
- [64] S. H. Baghjari and S. A. A. AkbariMousavi, “Experimental investigation on dissimilar pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 420 stainless steel to kovar alloy,” *Materials & Design*, vol. 57, May 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.050.
- [65] “Weld Solidification,” in *Weld Integrity and Performance*, ASM International, 1997.
- [66] Neil J Harrison, “Selective Laser Melting of Nickel Superalloys: solidification, microstructure and material response,” Sheffield, 2016.
- [67] Παναγιώτης Λ.Μανδραπύλιας, “ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ ΚΑΙ ΣΥΣΧΕΤΙΣΗ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝΣΕΣΥΓΚΟΛΛΗΜΕΝΑ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΑNi,” ΑΘΗΝΑ, 2015.