



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

**Ανομοιογενής Συγκόλληση Υπερκραμάτων Νικελίου και
Ωστενιτικών Χαλύβων Μέσω Ηλεκτρικού Τόξου με Χρήση μη
Καταναλισκόμενου Ηλεκτροδίου Βολφραμίου σε
Προστατευτική Ατμόσφαιρα Αδρανούς Αερίου (TIG/GTAW)**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΜΙΧΑΗΛ Χ. ΦΟΙΝΙΚΑΡΙΔΗΣ

Επιβλέπων Καθηγητής:

Π. Τσακίριδης, Επίκ. Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Αθήνα, Φεβρουάριος 2024



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

**Ανομοιογενής Συγκόλληση Υπερκραμάτων Νικελίου και
Ωστενιτικών Χαλύβων Μέσω Ηλεκτρικού Τόξου με Χρήση μη
Καταναλισκόμενου Ηλεκτροδίου Βολφραμίου σε
Προστατευτική Ατμόσφαιρα Αδρανούς Αερίου (TIG/GTAW)**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΜΙΧΑΗΛ Χ. ΦΟΙΝΙΚΑΡΙΔΗΣ

Τριμελής Εξεταστική Επιτροπή

Π. Τσακίριδης, Επίκουρος Καθηγητής Ε.Μ.Π.

..... (Υπογραφή)

Γ. Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

..... (Υπογραφή)

Σ. Παπαευθυμίου, Αναπληρωτής Καθηγητής Ε.Μ.Π.

.....(Υπογραφή)

Αθήνα, Φεβρουάριος 2024

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Σκοπός της παρούσας διπλωματικής εργασίας είναι η μελέτη των ανομοιογενών συγκολλήσεων μεταξύ υπερκραμάτων νικελίου και ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων με την μέθοδο ηλεκτρικού τόξου με χρήση μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου βολφραμίου σε προστατευτική ατμόσφαιρα αδρανούς αερίου (μέθοδος TIG/GTAW). Ειδικότερα, οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν μεταξύ του υπερκράματος νικελίου Inconel 718 και του ανοξειδωτου χάλυβα SS 304L, χωρίς την χρήση μετάλλου προσθήκης, και συγκεκριμένα έγινε μελέτη και αξιολόγηση της μικροδομής των συγκολλήσεων για τρία ρεύματα συγκόλλησης (70A, 80A, 90A). Η μελέτη της μικροδομής αφορά τόσο τα μέταλλα βάσης (MB) Inconel 718 και SS 304L, όσο και την ζώνη τήξης (ZT), τις θερμικά επηρεασμένες ζώνες (ΘΕΖ), και τις ζώνες μερικής τήξης (ZMT), και εστιάζεται κυρίως στην κατακρήμνιση της φάσης Laves στην ζώνη τήξης, η οποία είναι μία φάση ψαθυρή και η περιεκτικότητά της πρέπει να είναι όσο το δυνατόν μικρότερη εντός των δοκιμίων.

Η διπλωματική αυτή εργασία εκπονήθηκε στο Εργαστήριο Συγκολλήσεων και στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας του Τομέα Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον επιβλέποντα καθηγητή μου, κύριο Πέτρο Τσακιρίδη, Επίκουρο Καθηγητή της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών, για την εμπιστοσύνη που μου επέδειξε για την ανάθεση του συγκεκριμένου θέματος, τις χρήσιμες συμβουλές, την ουσιαστική καθοδήγηση, καθώς και την άμεση ανταπόκρισή του για την επίλυση οποιασδήποτε απορίας μου.

Επίσης, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους καθηγητές της σχολής, Γεώργιο Φούρλαρη και Σπύρο Παπαευθυμίου, τόσο για την συμμετοχή τους στην τριμελή εξεταστική επιτροπή, όσο και για τις γνώσεις που μου μετέδωσαν καθ' όλη την διάρκεια των φοιτητικών μου χρόνων.

Επιπλέον, θα ήθελα να ευχαριστήσω ιδιαίτερω την υποψήφια διδάκτορα και διπλωματούχο της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών, Δήμητρα Ιωαννίδου, τόσο για την βοήθεια που μου πρόσφερε για την εκπόνηση του πειραματικού μέρους της εργασίας, όσο και για την πολύτιμη καθοδήγηση και επίλυση κάθε προβλήματος και απορίας.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω τους γονείς μου για την κατανόηση, την ψυχολογική υποστήριξη, και την προθυμία να με βοηθούν σε κάθε δυσκολία.

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Το Inconel 718 είναι ένα υπερκράμα Ni, και δεδομένου ότι έχει υψηλή περιεκτικότητα σε Nb (άνω του 4% κ.β.), σκληραίνει μέσω κατακρήμνισης της ενδομεταλλικής ένωσης γ'' (Ni₃Nb). Εφαρμόζεται κυρίως στην αεροναυπηγική βιομηχανία εξαιτίας των εξαιρετικών μηχανικών του ιδιοτήτων σε θερμοκρασίες 450-700°C, της υψηλής αντίστασης του στην οξείδωση και διάβρωση σε θερμοκρασίες 600-650°C, της υψηλής αντοχής του στον ερπυσμό, και της καλής του συγκολλησιμότητας. Από την άλλη πλευρά, ο SS 304L είναι ένας ωστενιτικός ανοξείδωτος χάλυβας με πολύ χαμηλή περιεκτικότητα σε C (<0.03%). Εξαιτίας αυτού του χαμηλού ποσοστού, έχει εξαιρετική συγκολλησιμότητα, γι' αυτό και χρησιμοποιείται κυρίως σε εφαρμογές συγκολλήσεων. Ακόμα, έχει καλή αντοχή στην διάβρωση στο θερμοκρασιακό εύρος -196-800°C, καθώς και εξαιρετική διαμορφωσιμότητα. Η ανομοιογενής συγκόλληση του Inconel 718 με τον SS 304L χρησιμοποιείται κυρίως στο υψηλών θερμοκρασιών (περίπου 750°C) και διαβρωτικό περιβάλλον των επίγειων βιομηχανιών αεροστροβίλων, των πετροχημικών βιομηχανιών, των βιομηχανιών πετρελαίου και φυσικού αερίου, και των αεροδιαστημικών βιομηχανιών, και πιο συγκεκριμένα εφαρμόζεται κυρίως σε πτερύγια προπελών, σε κινητήρες πρόωσης, σε λέβητες, και για την κατασκευή σύγχρονων εξαρτημάτων ψεκασμού (μπεκ) βενζίνης, ντίζελ και αέριων καυσίμων. Η συγκόλληση των δύο αυτών κραμάτων πραγματοποιείται κυρίως μέσω των μεθόδων Tungsten Inert Gas Welding (TIG), Laser Beam Welding (LBW), και Electron Beam Welding (EBW), μέθοδοι που προσφέρουν χαμηλό ποσό εισερχόμενης θερμότητας και υψηλό ρυθμό ψύξης.

Η παρούσα διπλωματική εργασία αφορά την μελέτη των ανομοιογενών και αυτογενών συγκολλήσεων μεταξύ του υπερκράματος Inconel 718 και του ανοξείδωτου χάλυβα SS 304L με την μέθοδο Tig. Η συγκόλληση τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW) ανήκει στις συγκολλήσεις τήξης, όπου ο τρόπος θέρμανσης που εφαρμόζεται είναι μέσω ηλεκτροθερμικής ενέργειας που αναπτύσσεται μεταξύ ενός μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου από βολφράμιο και των προς συγκόλληση τεμαχίων, ενώ προκειμένου να προστατευτεί η συγκόλληση απ' τον ατμοσφαιρικό αέρα γίνεται χρήση ενός αδρανούς αερίου. Συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκε αξιολόγηση και μελέτη της μικροδομής των συγκολλήσεων, καθώς και της επίδρασης που έχει το ρεύμα συγκόλλησης σε αυτή. Η συγκόλληση πραγματοποιήθηκε με ορθή πολικότητα (Συνεχές Ρεύμα Ηλεκτρόδιο Αρνητικό – ΣΡΗΑ) για ρεύματα 70A, 80A, και 90A, και μελετήθηκε η μικροδομή τόσο των μετάλλων βάσης, όσο και της ζώνης τήξης και της

θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Στην βιβλιογραφία δεν βρέθηκαν άρθρα που να αφορούν την αυτογενή συγκόλληση των δύο αυτών μετάλλων με την μέθοδο Tig, γεγονός που καθιστά την παρούσα διπλωματική εργασία πρωτότυπη από επιστημονική άποψη.

Μετά την διαδικασία συγκόλλησης ακολούθησε η διαδικασία προετοιμασίας των δοκιμίων, που περιλαμβάνει τα στάδια της κοπής, του εγκιβωτισμού, της λείανσης – στίλβωσης, και της χημικής – ηλεκτροχημικής προσβολής. Μετά την επιτυχή αυτή διαδικασία, πραγματοποιήθηκε η μελέτη της μικροδομής τους και των μηχανικών ιδιοτήτων τους. Η μελέτη της μικροδομής επιτεύχθηκε μέσω οπτικής μικροσκοπίας, ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM) σε συνδυασμό με Φασματομέτρο Ακτίνων X Διεσπαρμένης Ενέργειας (EDS) για στοιχειακή ανάλυση, και περιθλασιμετρίας ακτίνων X (XRD) για ταυτοποίηση των φάσεων, ενώ η μέτρηση των μηχανικών ιδιοτήτων επιτεύχθηκε μέσω μικροσκληρομέτρησης και μακροσκληρομέτρησης Vickers.

ABSTRACT

Inconel 718 is a nickel-based superalloy, and since it has a high Nb content (above 4% wt), it hardens by precipitation of the intermetallic compound γ'' (Ni_3Nb). It is mainly applied in the aeronautical industry because of its excellent mechanical properties at temperatures of 450-700°C, its high oxidation and corrosion resistance at temperatures of 600-650°C, its high creep resistance, and its good weldability. On the other hand, SS 304L is an austenitic stainless steel with a very low carbon content (<0.03% wt). Due to this low percentage, it has excellent weldability, so it is mainly used in welding applications. Moreover, it has good corrosion resistance in the temperature range of -196-800°C, as well as excellent formability. The dissimilar welding of Inconel 718 with SS 304L is mainly used in the high temperature (about 750°C) and corrosive environment of land-based wind turbine industries, in petrochemical industries, in oil and gas industries, and in aerospace industries, and specifically, it is mainly applied in propeller blades, in propulsion engines, in boilers, and for the manufacture of modern gasoline, diesel and gaseous fuel injection components. The welding of these two alloys is mainly carried out through Tungsten Inert Gas Welding (TIG), Laser Beam Welding (LBW), and Electron Beam Welding (EBW), methods that offer a low amount of heat input and a high cooling rate.

This diploma thesis concerns the study of inhomogeneous and autogenous welds between Inconel 718 superalloy and SS 304L stainless steel by Tig welding method. Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) belongs to fusion weldings, where the heating method applied is through electrothermal energy that develops between a non-consumable tungsten electrode and the pieces to be welded, while in order to protect the weld from atmospheric air, an inert gas is used. Specifically, an evaluation and study of the microstructure of the welds was carried out, as well as the effect of the welding current on the microstructure was also studied. Welding was performed with straight polarity (Direct Current Electron Negative – DCEN) for currents of 70A, 80A, and 90A, and the microstructure of the base metals, the fusion zone, and the heat-affected zone was studied. No articles were found in the literature regarding the autogenous welding of these two metals with the Tig method, something that makes this thesis original from a scientific point of view.

After the welding process, the sample preparation process followed, which includes the stages of cutting, encasing, grinding - polishing, and chemical - electrochemical etching. After this successful process, the study of the microstructure and mechanical properties of the samples was carried out. The study of the microstructure was achieved through optical

microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM) combined with Energy Dispersive X-ray Spectrometer (EDS) for elemental analysis, and X-ray Diffractometry (XRD) for phase identification, while the measurement of mechanical properties was achieved through Vickers microhardness and macrohardness tests.

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΠΡΟΛΟΓΟΣ.....	i
ΠΕΡΙΛΗΨΗ.....	ii
ABSTRACT	iv
ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ	vi
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ	viii
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ	x
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ	xi
1 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	1
1.1 Κράματα Ni.....	1
1.1.1 Υπερκράματα Ni.....	2
1.2 Ανοξειδωτοι Χάλυβες.....	23
1.2.1 Στοιχεία κραμάτωσης	26
1.2.2 Ταξινόμηση	29
1.2.3 Το διμερές διάγραμμα Fe-Cr	35
1.2.4 Το διάγραμμα Schaeffler	37
1.2.5 Ο ανοξειδωτος χάλυβας AISI 304L	38
1.3 Συγκόλληση Τόξου Με Ηλεκτρόδιο Βολφραμίου Και Προστασία Αερίου (Μέθοδος TIG).....	41
1.3.1 Διάταξη – Τρόπος Λειτουργίας	43
1.3.2 Χαρακτηριστικά της μεθόδου	45
1.3.3 Πλεονεκτήματα – Μειονεκτήματα	48
1.3.4 Εφαρμογές	49
1.3.5 Οι ζώνες μίας ραφής συγκόλλησης Tig.....	49
1.3.6 Μικρο- και Μακρο- διαφορισμός.....	52
1.3.7 Παράμετροι της συγκόλλησης Tig	53
1.4 Βιβλιογραφική ανασκόπηση.....	54
1.4.1 Συγκόλληση του Inconel 718 με την μέθοδο Tig.....	54
1.4.2 Συγκόλληση του ανοξειδωτου χάλυβα AISI 304L με την μέθοδο Tig	61
1.4.3 Ανομοιογενής συγκόλληση του Inconel 718 με τον AISI 304L	67
2 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....	78
2.1 Περιγραφή υλικού.....	78
2.2 Περιγραφή πειραματικής διαδικασίας	79

2.2.1	Συγκόλληση των ελασμάτων με συγκόλληση τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW / Tungsten Inert Gas, TIG)	79
2.2.2	Προετοιμασία δειγμάτων.....	82
2.2.3	Μέθοδοι μελέτης μικροδομής – μηχανικών ιδιοτήτων	87
3	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ.....	99
3.1	Οπτική μικροσκοπία (Optical microscopy)	99
3.1.1	Μέταλλα βάσης – MB (Inconel 718 και SS 304L)	99
3.1.2	Δοκίμια 70.1 – 70.2	101
3.1.3	Δοκίμια 80.1 – 80.2	106
3.1.4	Δοκίμια 90.1 – 90.2	110
3.2	Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM) – Περιθλασιμετρία ακτίνων X (X-Ray Diffraction, XRD).....	114
3.2.1	Μέταλλα βάσης – MB (Inconel 718 και SS 304L)	116
3.2.2	Δοκίμια 70.1 – 70.2	123
3.2.3	Δοκίμια 80.1 – 80.2	133
3.2.4	Δοκίμια 90.1 – 90.2	142
3.3	Δοκιμές σκληρομέτρησης κατά Vickers.....	150
3.3.1	Μικροσκληρομετρήσεις Vickers.....	150
3.3.2	Μακροσκληρομετρήσεις Vickers.....	161
4	ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....	166
5	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	168

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1.1: Επίδραση κραματικών προσθηκών στην μορφολογία και μικροδομή των υπερκραμάτων Ni.....	4
Εικόνα 1.2: (a) Φάση γ , (b) Φάση γ' (Διατεταγμένη υπερδομή της ενδομεταλλικής ένωσης Ni_3Al)....	5
Εικόνα 1.3: Η διατεταγμένη χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή (bct) της γ' φάσης.....	7
Εικόνα 1.4: Παράγοντες που επηρεάζουν την θερμή ρωγμάτωση στην περιοχή της ζώνης τήξης (αριστερά) και στο μέταλλο βάσης (δεξιά).....	32
Εικόνα 1.5: Σχηματικό διάγραμμα της μεθόδου TIG.....	43
Εικόνα 1.6: Υδρόψυκτο πιστόλι συγκόλλησης TIG.....	45
Εικόνα 1.7: Οι ζώνες μίας ραφής συγκόλλησης με την μέθοδο Tig	50
Εικόνα 1.8: Μικροδομές οπτικού μικροσκοπίου του a) μετάλλου βάσης (500X), b) ζώνης τήξης στα 70A (200X), c) ζώνης τήξης στα 60A (200X).....	57
Εικόνα 1.9: Μικρογραφίες SEM των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 60A σε διάφορες μεγεθύνσεις.....	58
Εικόνα 1.10: a) Μικρογραφία SEM των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 70A (1000X), b) Μικρογραφία SEM του μετάλλου βάσης του Inconel 718 (1500X).....	58
Εικόνα 1.11: Η μορφολογία των φάσεων Laves και της φάσης δ εντός του Inconel 718.....	60
Εικόνα 1.12: Μικρογραφίες SEM της δενδριτικής μικροδομής της ζώνης τήξης του SS 304L (αριστερά), Ανάλυση EDS των δύο φάσεων της ζώνης τήξης του SS 304L (σε % κ.β.) (δεξιά)	62
Εικόνα 1.13: Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ των δοκιμών SS 304L για διάφορα ρεύματα συγκολλήσεων a) 50A, b) 80A, c) 100A, d) 120A	64
Εικόνα 1.14: Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ των δοκιμών SS 304L για διάφορα ρεύματα συγκολλήσεων a) 50A, b) 80A, c) 100A, d) 120A.....	65
Εικόνα 1.15: Μικροδομή οπτικού μικροσκοπίου της ανομοιογενούς συγκόλλησης (500X) a) πλησίον του Inconel 718, b) πλησίον του SS 304.....	68
Εικόνα 1.16: ΘΕΖ του Inconel 718 (a,b), ΘΕΖ του SS 304L (c,d).....	70
Εικόνα 1.17: Μικρογραφίες SEM της ΖΤ της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L.....	72
Εικόνα 1.18: Μικρογραφία SEM της a) διεπαφής SS 304 / ΖΤ, b) διεπαφής Inconel 718 /ΖΤ.....	74
Εικόνα 1.19: Ανάλυση EDS της ΖΤ της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L.....	75
Εικόνα 2.1: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης των ελασμάτων με την μέθοδο Tig.....	79
Εικόνα 2.2: Η μηχανή συγκόλλησης Tig "Kemprotig AC/DC 250" (εργαστήριο συγκολλήσεων).....	80
Εικόνα 2.3: Δισκοτόμος Struers (εργαστήριο μεταλλογνωσίας)	83
Εικόνα 2.4: Τα εγκιβωτισμένα δοκίμια 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2.....	84
Εικόνα 2.5: Μηχάνημα οριζόντιου, υδρόψυκτου, μονοαξονικού περιστρεφόμενου δίσκου λείανσης μάρκας Struers (εργαστήριο μεταλλογνωσίας).....	84
Εικόνα 2.6: Διάταξη ηλεκτροχημικής προσβολής (εργαστήριο μεταλλογνωσίας).....	87
Εικόνα 2.7: Τα μέρη ενός οπτικού μικροσκοπίου.....	88
Εικόνα 2.8: Οπτικό μικροσκόπιο Olympus (εργαστήριο μεταλλογνωσίας).....	89
Εικόνα 2.9: Διάταξη λειτουργίας ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	91
Εικόνα 2.10: Ο νόμος του Bragg.....	94
Εικόνα 2.11: Διάταξη αυτόματου περιθλασίμετρου ακτίνων Χ.....	95
Εικόνα 2.12: Αναπαράσταση της δοκιμής σκληρομέτρησης κατά Vickers.....	97
Εικόνα 2.13: Το μικροσκληρόμετρο HV-1000Z (εργαστήριο μεταλλογνωσίας) (αριστερά), Το σκληρόμετρο SCTMC HV-50Z (εργαστήριο μεταλλογνωσίας) (δεξιά).....	98
Εικόνα 3.1: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του MB (Inconel 718) για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200X.....	99
Εικόνα 3.2: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου του MB (Inconel 718) για μεγέθυνση 500X.....	100
Εικόνα 3.3: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του MB (SS 304L) για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200X..	100

Εικόνα 3.4: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου του MB (SS 304L) για μεγέθυνση 500X.....	101
Εικόνα 3.5: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 70.1 (μεγέθυνση 100X).....	102
Εικόνα 3.6: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 70.1 (μεγέθυνση 100X).....	102
Εικόνα 3.7: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 70.2 για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200x.....	103
Εικόνα 3.8: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπαφής ΖΤ / MB (Inconel 718) του δοκιμίου 70.2 (μεγέθυνση 100X)	103
Εικόνα 3.9: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΜΤ του Inconel 718 του δοκιμίου 70.2 (μεγέθυνση 200X)	104
Εικόνα 3.10: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπαφής ΖΤ / MB (SS 304L) του δοκιμίου 70.1 (μεγέθυνση 100X)	104
Εικόνα 3.11: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου για μεγέθυνση 200X της ΘΕΖ του a) Inconel 718 (δοκίμιο 70.1), b) SS 304L (δοκίμιο 70.2)	105
Εικόνα 3.12: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 80.1 (μεγέθυνση 100X).....	106
Εικόνα 3.13: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 80.1 (μεγέθυνση 200X).....	107
Εικόνα 3.14: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 80.2 για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200x.....	107
Εικόνα 3.15: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπαφής ΖΤ / MB (Inconel 718) του δοκιμίου 80.2 (μεγέθυνση 100X)	108
Εικόνα 3.16: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ του Inconel 718 του δοκιμίου 80.2 (μεγέθυνση 200X)	108
Εικόνα 3.17: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπαφής ΖΤ / MB (SS 304L) του δοκιμίου 80.1 (μεγέθυνση 100X)	109
Εικόνα 3.18: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 90.1 (μεγέθυνση 100X).....	110
Εικόνα 3.19: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 90.1 (μεγέθυνση 100X).....	110
Εικόνα 3.20: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 90.2 (μεγέθυνση 100X).....	111
Εικόνα 3.21: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ για μεγέθυνση 200X του δοκιμίου a) 90.1, b) 90.2.....	111
Εικόνα 3.22: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπαφής ΖΤ / MB (Inconel 718) του δοκιμίου 90.1 (μεγέθυνση 100X)	112
Εικόνα 3.23: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπαφής ΖΤ / MB (SS 304L) του δοκιμίου 90.2 (μεγέθυνση 100X)	112
Εικόνα 3.24: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ του a) Inconel 718 για μεγέθυνση 500X (δοκίμιο 90.1), b) SS 304L για μεγέθυνση 200X (δοκίμιο 90.2).....	113
Εικόνα 3.25: Μικρογραφία SEM του MB (Inconel 718) για μεγέθυνση 500X.....	116
Εικόνα 3.26: Μικρογραφία SEM του MB (Inconel 718)	117
Εικόνα 3.27: Μικρογραφία SEM του MB (Inconel 718)	118
Εικόνα 3.28: Μικρογραφία SEM του MB (SS 304L) για μεγέθυνση 1000X.....	120
Εικόνα 3.29: Μικρογραφία SEM του MB (SS 304L).....	121
Εικόνα 3.30: Μικρογραφία SEM της ΘΕΖ του SS 304L (δοκίμιο 70.1) για μεγέθυνση 1000X.....	123
Εικόνα 3.31: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 70.1).....	124
Εικόνα 3.32: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 70.1) για μεγέθυνση 750X.....	125
Εικόνα 3.33: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 70.1).....	126
Εικόνα 3.34: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 70.1).....	128
Εικόνα 3.35: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 70.2) για μεγέθυνση 500X.....	129
Εικόνα 3.36: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 70.2).....	130
Εικόνα 3.37: Μικρογραφία SEM της διεπιφάνειας ΖΤ / ΘΕΖ SS 304L για μεγέθυνση 250X (δοκίμιο 70.1).	131
Εικόνα 3.38: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 80.1) για μεγέθυνση 1000X.....	133
Εικόνα 3.39: Μικρογραφία SEM της ΖΤ (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 500X.....	135
Εικόνα 3.40: Μικρογραφία SEM της ΘΕΖ του SS 304L (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 500X.....	136
Εικόνα 3.41: Μικρογραφία SEM της διεπαφής ΖΤ / ΘΕΖ Inconel 718 (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 500X	

.....	137
Εικόνα 3.42: Μικρογραφία SEM της διεπαφής ZT / ΘΕΖ Inconel 718 (δοκίμιο 80.1) για μεγέθυνση 500X..	138
.....	139
Εικόνα 3.43: Μικρογραφία SEM της διεπαφής ZT / ΘΕΖ Inconel 718 (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 350X..	142
.....	143
Εικόνα 3.44: Μικρογραφία SEM της ZT (δοκίμιο 90.1) για μεγέθυνση 750X.....	143
Εικόνα 3.45: Μικρογραφία SEM της ZT (δοκίμιο 90.2) για μεγέθυνση 500X.....	145
Εικόνα 3.46: Μικρογραφία SEM της ZT (δοκίμιο 90.2) για μεγέθυνση 750X.....	146
Εικόνα 3.47: Μικρογραφία SEM της ΘΕΖ του SS 304L (δοκίμιο 90.1) για μεγέθυνση 500X.....	147
Εικόνα 3.48: Μικρογραφία SEM της διεπαφής ZT / ΘΕΖ SS 304L (δοκίμιο 90.2) για μεγέθυνση 500X....	148
Εικόνα 3.49: Μικρογραφία SEM της ZT (δοκίμιο 90.1) για μεγέθυνση 500X.....	

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ

Διάγραμμα 1.1: Διάγραμμα συγκολλησιμότητας υπερκραμάτων Ni.....	20
Διάγραμμα 1.2: Πειραματικό διάγραμμα στερεοποίησης υπερκράματος Inconel 718.....	21
Διάγραμμα 1.3: Διάγραμμα θερμοκρασιακού εύρους όπου σχηματίζονται οι φάσεις του Inconel 718...	22
Διάγραμμα 1.4: Διάγραμμα TTT για το Inconel 718.....	23
Διάγραμμα 1.5: Καμπύλες ευαισθητοποίησης TTT για ωστενιτικούς και φερριτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.....	31
Διάγραμμα 1.6: Διμερές διάγραμμα Fe-Cr.....	35
Διάγραμμα 1.7: Το διάγραμμα Schaeffler.....	38
Διάγραμμα 1.8: Η θέση των διαφόρων ανοξείδωτων χάλυβων της έρευνας στο διάγραμμα Schaeffler..	41
Διάγραμμα 1.9: Σκληρότητα συναρτήσει απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των δειγμάτων 60A και 70A.....	56
Διάγραμμα 1.10: Το προφίλ της μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των συγκολλημένων δοκιμίων Inconel 718.....	60
Διάγραμμα 1.11: Διάγραμμα XRD του μετάλλου βάσης (SS 304L) και της συγκόλλησης για ένα, δύο και τρία πάσσα.....	61
Διάγραμμα 1.12: Προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης σε μm.....	63
Διάγραμμα 1.13: Το προφίλ μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των συγκολλημένων δοκιμίων SS 304L για τα διάφορα ρεύματα (20A-120A).....	66
Διάγραμμα 1.14: Προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης της ανομοιογενούς και ομοιογενών συγκολλήσεων (SS-SS, SS-IN, IN-IN).....	69
Διάγραμμα 1.15: Το προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης (για φορτίο 500g) της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L.....	71
Διάγραμμα 1.16: Προφίλ μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης (για φορτίο 1000 g) της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L.....	73
Διάγραμμα 1.17: Προφίλ μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το άκρο του MB (SS 304) (για φορτίο 200 g) της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L.....	76
Διάγραμμα 3.1: Ακτινοδιάγραμμα XRD των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2.....	115
Διάγραμμα 3.2: Μικροσκληρότητα κατά HV των δοκιμίων 70.1, 70.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ZT.....	155
Διάγραμμα 3.3: Μικροσκληρότητα κατά HV των δοκιμίων 80.1, 80.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ZT.....	156

Διάγραμμα 3.4: Μικροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 90.1, 90.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	156
Διάγραμμα 3.5: Συγκριτικό διάγραμμα μικροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	157
Διάγραμμα 3.6: Συγκριτικό διάγραμμα μικροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.1, 80.1, 90.1, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	157
Διάγραμμα 3.7: Συγκριτικό διάγραμμα μικροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.2, 80.2, 90.2, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	158
Διάγραμμα 3.8: Μακροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 70.1, 70.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	163
Διάγραμμα 3.9: Μακροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 80.1, 80.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	163
Διάγραμμα 3.10: Μακροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 90.1, 90.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	164
Διάγραμμα 3.11: Συγκριτικό διάγραμμα μακροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.1, 80.1, 90.1, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	164
Διάγραμμα 3.12: Συγκριτικό διάγραμμα μακροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.2, 80.2, 90.2, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ.....	165

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1.1: Ιδιότητες Ni.....	1
Πίνακας 1.2: Ο ρόλος των στοιχείων κραματοποίησης στα υπερκράματα.....	12
Πίνακας 1.3: Χημική ανάλυση του Inconel 718 (αριστερά), Φυσικές ιδιότητες του Inconel 718 (δεξιά).....	18
Πίνακας 1.4: Χημική ανάλυση του AISI 304L (πάνω), Φυσικές ιδιότητες του AISI 304L (κάτω).....	39
Πίνακας 1.5: Χημική σύσταση των χαλύβων 304 που χρησιμοποιήθηκαν στην έρευνα του OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY.....	40
Πίνακας 1.6: Χημική σύσταση μετάλλου βάσης (Inconel 718) και μετάλλου πλήρωσης.....	55
Πίνακας 1.7: Παράμετροι της συγκόλλησης Tig.....	55
Πίνακας 1.8: Μηχανικές ιδιότητες των φύλλων Inconel 718.....	55
Πίνακας 1.9: Εφελκυστικές ιδιότητες των δειγμάτων 60A και 70A.....	56
Πίνακας 1.10: Η χημική σύσταση του μετάλλου βάσης (SS 304L) και του μετάλλου πλήρωσης (σε % κ.β.).....	61
Πίνακας 2.1: Τυπική χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων Inconel 718 και SS 304L.....	78
Πίνακας 2.2: Πίνακας που δείχνει τον χρόνο συγκόλλησης (t) σε sec για καθένα από τα 6 δοκίμια.....	80
Πίνακας 2.3: Πίνακας που δείχνει την ταχύτητα συγκόλλησης (u) σε mm/sec και τον ρυθμό εισαγωγής θερμότητας (h) σε J/m για καθένα από τα 6 δοκίμια.....	81
Πίνακας 3.1: Μικροσκληρομετρήσεις HV των δοκιμών 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 αναφορικά με την απόσταση από το κέντρο της ΖΤ (σε μm).....	150
Πίνακας 3.2: Η μέση τιμή μικροσκληροτήτων HV των δοκιμών 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 αναφορικά με τις ζώνες συγκόλλησης.....	159
Πίνακας 3.3: Μακροσκληρομετρήσεις HV των δοκιμών 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 αναφορικά με την απόσταση από το κέντρο της ΖΤ (σε μm).....	161

ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1.1 Κράματα Ni

Το νικέλιο (Ni) αποτελεί ένα άφθονο μέταλλο στην σύσταση της γης, αντιπροσωπεύοντας περίπου το 3% της μάζας της, και η κραμάτωσή του ξεκίνησε από το 1906. Μαζί με τον σίδηρο (Fe) και το κοβάλτιο (Co) αποτελεί ένα από τα τρία φερρομαγνητικά μέταλλα, ενώ έχει ατομικό αριθμό 28, ατομικό βάρος 58.71 g/mol, και η παράμετρος πλέγματος της μοναδιαίας κυψελίδας του είναι $a = 0.35238\text{nm}$ στην θερμοκρασία των 25°C. Ακόμα, η θερμοκρασία τήξης του είναι 1453°C και η πυκνότητά του 8.91 g/cm³. Αναλυτικότερα, οι ιδιότητες του Ni απεικονίζονται στον παρακάτω πίνακα: (1)

Πίνακας 1.1: Ιδιότητες Ni (1)

PROPERTIES	Ni
Melting Point °C	1453
Density (g/cm ³)	8.91
RT Thermal Conductivity	0.22 (cal/cm/cm ² /C/s)
RT Electrical Resistivity	7.16 (microhm-cm)
Specific Heat at 50°C	0.1 (cal/g/°C)
Expansion Coefficient	13.3 (10 ⁻⁶ /C:0-100°C)
Young's Modulus Gpa	200
0.2% Proof Stress Mpa	148
Tensile Strength Mpa	462
Elongation %	47σ

Όσον αφορά την μικροδομή του Ni καθώς και των κραμάτων του, αυτή αποτελείται απ' την ωστενιτική εδροκεντρωμένη κυβική δομή γ (fcc). Η δομή αυτή διατηρείται μέχρι την θερμοκρασία τήξης του Ni (1453°C), συνεπώς η ολκιμότητα των κραμάτων Ni διατηρείται σε υψηλά επίπεδα ακόμα και σε υψηλές θερμοκρασίες, δεν υπάρχει δηλαδή μετάπτωση από ολκιμη σε ψαθυρή φάση όπως συμβαίνει στους χάλυβες. Εξαιτίας αυτής της διατήρησης της ολκιμότητας, τα κράματα Ni είναι κατάλληλα για χρήση σε εφαρμογές υψηλών θερμοκρασιών και τάσεων, ενώ εξαιτίας της διάλυσης εκτεταμένων ποσοτήτων κραματικών στοιχείων εντός της μητρικής φάσης γ, εμφανίζουν εξαιρετική αντοχή σε διαβρωτικά και οξειδωτικά περιβάλλοντα (2),(3). Πιο συγκεκριμένα, το Ni είναι σε θέση να δεχτεί υπό μορφή στερεού διαλύματος αντικατάστασης πληθώρα άλλων μετάλλων, όπως τα Cu, Co, Fe, Cr, Mo, W, V, Ti, Al, ισχυροποιώντας κατ' αυτό τον τρόπο τη μητρική φάση Ni. Ειδικότερα, ο Cu διαλύεται πλήρως στο Ni, το Co και ο Fe σε πολύ μεγάλο βαθμό, το Cr

μέχρι περίπου 40% και το Mo μέχρι περίπου 20%. Εκτός της στερεάς διαλυτοποίησης, η σκλήρυνση μπορεί να επιτευχθεί και με κατακρήμνιση καρβιδίων ή/και με γήρανση κατά την οποία θα κατακρημνισθούν διάφορες ενδομεταλλικές φάσεις. Το Ni δεν αποτελεί καρβιδιογόνο στοιχείο, ωστόσο πολλά στοιχεία που το κραματώνουν είναι, με αποτέλεσμα να δημιουργούν με τον C διάφορα καρβίδια, το είδος και η μορφολογία των οποίων επιδρούν σημαντικά στην σκλήρυνση του μητρικού Ni. Επιπλέον, κατά την γήρανση, η σπουδαιότερη ενδομεταλλική φάση που μπορεί να κατακρημνισθεί και ισχυροποιεί δραστικά το μητρικό Ni είναι η γ' . Για τα καρβίδια καθώς και τις ενδομεταλλικές φάσεις θα γίνει αναλυτική αναφορά παρακάτω. (4)

1.1.1 Υπερκράματα Ni

Με τον όρο υπερκράματα γίνεται αναφορά σε τρεις οικογένειες υλικών, τα κράματα με βάση το Ni, με βάση το Co και με βάση τον συνδυασμό Ni-Fe, οικογένειες κραμάτων που περιέχουν και Cr. Η δομή τους είναι fcc ωστενιτική και ξεχωρίζουν για την αξιοπιστία τους και την σχετικά φθηνή τιμή τους σε περιπτώσεις εφαρμογών υψηλών θερμοκρασιών (άνω των 540°C), ενώ οι ιδιότητες μηχανικής αντοχής τους σχετίζονται όχι μόνο με την χημική τους σύσταση αλλά και με τις διεργασίες τήξης, χύτευσης, σφυρηλασίας, μορφοποίησης και πιθανής θερμικής κατεργασίας. Είναι αλήθεια πως μόνο το Ni έχει fcc δομή σε θερμοκρασία δωματίου, ενώ ο Fe και το Co πρέπει να υποστούν αλλοτροπικό μετασχηματισμό για να την αποκτήσουν. Ειδικότερα, ο Fe κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (bcc) σε θερμοκρασία δωματίου, ενώ σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 912°C κρυσταλλώνεται στο fcc. Παρομοίως, το Co κρυσταλλώνεται στο εξαγωνικό υψηλής πυκνότητας σύστημα (hcp) σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, ενώ σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες των 417°C κρυσταλλώνεται στο fcc. Η διατήρηση λοιπόν της fcc δομής των οικογενειών υπερκραμάτων Ni-Fe και Co στους 25°C, επιτυγχάνεται με την προσθήκη κατάλληλων κραματικών στοιχείων που λειτουργούν ως σταθεροποιητές της ωστενιτικής φάσης. Όσον αφορά την σκλήρυνση των υπερκραμάτων, αυτή επιτυγχάνεται αρχικά με έλεγχο του μεγέθους των κόκκων και της μορφολογίας των φάσεων, και ακολούθως με δημιουργία στερεού διαλύματος αντικατάστασης και την δημιουργία κατακρημνισμάτων. (2),(4),(5)

Τα υπερκράματα Ni πωλούνται είτε ως χυτά (υψηλό ποσοστό κραμάτωσης) είτε ως προϊόντα διαμόρφωσης (χαμηλότερο ποσοστό κραμάτωσης), όπου τα τελευταία χωρίζονται σε κράματα ανθεκτικά στην διάβρωση και σε κράματα ανθεκτικά σε υψηλές θερμοκρασίες.

Χρησιμοποιήθηκαν αρχικά για την κατασκευή προηγμένων υπερσυμπιεστών την δεκαετία του 1930 καθώς και την ανάπτυξη αεροστροβίλων μετά το 1940. Στις μέρες μας χρησιμοποιούνται κυρίως για την κατασκευή αεροτουρμπίνων και τουρμπίνων βιομηχανικών αερίων ενώ γενικότερα τα πεδία εφαρμογής τους είναι η αεροναυπηγική βιομηχανία, η χημική και πετροχημική βιομηχανία και οι εγκαταστάσεις παραγωγής ενέργειας. Η εφαρμογή τους μάλιστα αυξάνεται συνεχώς σε διεθνές επίπεδο εξαιτίας διάφορων παρεμβάσεων στην επιφάνειά τους καθώς και στην τεχνολογία τήξης και χύτευσης, μέσω των οποίων για παράδειγμα μπορούν να αναπτυχθούν χυτοί μονοκρυσταλλοί. Μερικές από τις εξαιρετικές ιδιότητες που εμφανίζουν, στις υψηλές θερμοκρασίες που εφαρμόζονται, είναι η υψηλή μηχανική αντοχή, η αντίσταση σε οξειδωση, η καλή διαμορφωσιμότητα και συγκολλησιμότητα και η συνδυασμένη αντοχή σε ερπυσμό και κόπωση. Μία από τις σημαντικότερες ιδιότητες των υπερκραμάτων αυτών είναι η μεγάλη αντοχή στον ερπυσμό, δηλαδή η αντοχή σε στατικές μηχανικές τάσεις που εφαρμόζονται σε υψηλή θερμοκρασία. Όσον αφορά την αντοχή στην διάβρωση, αυτή δεν είναι υψηλή για τα υπερκράματα, συνεπώς πρέπει να επικαλύπτονται με κατάλληλα υλικά αν η θερμοκρασία εφαρμογής ξεπερνά, σε πολλές περιπτώσεις, τους 760°C. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως αν οι μέγιστες θερμοκρασίες εφαρμογής κυμαίνονται στο διάστημα 1204°C - 1371°C και η αντοχή αποτελεί βασικό παράγοντα, τότε τα υπερκράματα Ni είναι η κατάλληλη επιλογή. Συγκριτικά με τις άλλες δύο οικογένειες υπερκραμάτων, τα υπερκράματα Ni ξεχωρίζουν για τις πολύ καλές αντοχές τους σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες (μπορεί να ξεπεράσουν το 0.85 της θερμοκρασίας τήξης). (1),(4)

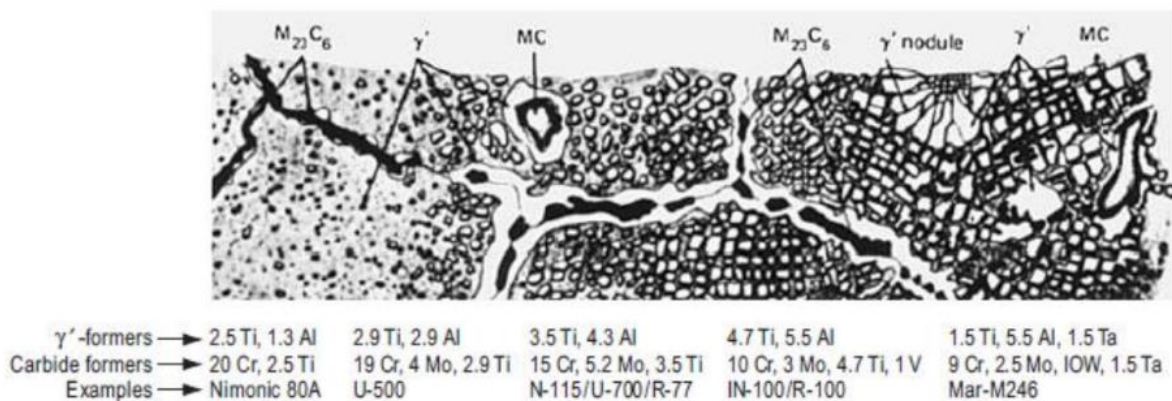
Τα υπερκράματα Ni-Fe είναι μία μεταλλουργική προέκταση της τεχνολογίας των ανοξειδωτων χαλύβων και συνήθως είναι κράματα διαμόρφωσης, ενώ συνήθως σκληραίνουν μέσω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων. Αυτό συμβαίνει με την προσθήκη των κραματικών στοιχείων Al, Nb και C, όπου κατακρημνίζονται κυρίως οι φάσεις γ' - Ni₃(Al,Ti) και γ'' - Ni₃Nb, καθώς και διάφορα καρβίδια. Το πλεονέκτημα αυτής της οικογένειας υπερκραμάτων συγκριτικά με τις άλλες οικογένειες είναι το χαμηλό κόστος. (4),(5)

Τα υπερκράματα Co μπορούν να συναντηθούν ως χυτά και ως προϊόντα διαμόρφωσης, αναλόγως την εφαρμογή. Η σκλήρωσή τους επιτυγχάνεται μόνο μέσω δημιουργίας στερεών διαλυμάτων αντικατάστασης, συνδυαζόμενη με κατακρήμνιση καρβιδίων. Συγκριτικά με τις άλλες οικογένειες υπερκραμάτων εμφανίζουν υψηλότερο σημείο τήξης, διατηρούν τις

αντοχές τους σε υψηλότερες θερμοκρασίες, έχουν καλύτερη αντοχή στην διάβρωση και στην θερμική κόπωση, καθώς και καλύτερη επιδεκτικότητα σε συγκόλληση από τα υπερκράματα Ni. Ωστόσο, το πολύ μεγάλο τους κόστος (λόγω του Co) περιορίζει την χρήση τους. (2),(6)

1.1.1.1 Μικροδομή – Φάσεις

Στην μικροδομή των υπερκραμάτων Ni μπορεί να συναντηθεί πληθώρα φάσεων. Το είδος τους είναι αποτέλεσμα του εύρους των κραματικών προσθηκών (εικόνα 1.1) καθώς και των θερμικών κατεργασιών που επιδέχεται το κάθε κράμα.



Εικόνα 1.1: Επίδραση κραματικών προσθηκών στην μορφολογία και μικροδομή των υπερκραμάτων Ni (2)

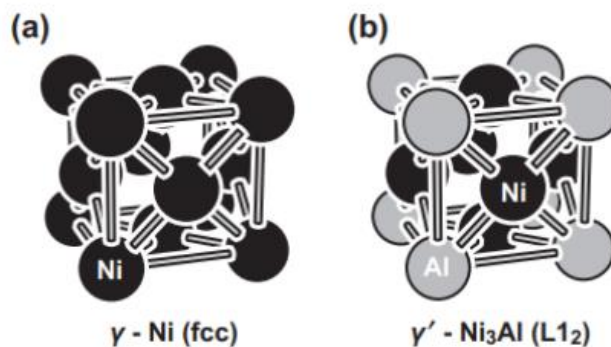
Μητρική φάση γ

Είναι η κεντρική δομή των υπερκραμάτων Ni (εικόνα 1.2(a)). Η δομή της είναι fcc, είναι φάση συνεχής και μη μαγνητική και περιέχει μεγάλα ποσοστά στοιχείων που δημιουργούν στερεό διάλυμα αντικατάστασης όπως Co, Fe, Cr, Mo, W, V, τα οποία διαλύονται ταχύτατα και προωθούν την κατακρήμνιση των ενδομεταλλικών φάσεων σκλήρωσης γ' και γ'' . Εκτός αυτών εντός της μητρικής φάσης γ διαλύονται και άλλα κραματικά στοιχεία (Y, Hf, Re, Ru, Ir). Η fcc κρυσταλλική δομή παρέχει στο κράμα βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες και συγκεκριμένα μέγιστη εφελκυστική αντοχή και αντοχή σε ερπυσμό και θερμομηχανική κόπωση, ενώ εξαιτίας της υψηλής πυκνότητάς της περιορίζεται σε υψηλές θερμοκρασίες η διάχυση των κραματικών στοιχείων. Ακόμα, η μικροδομή της μητρικής φάσης γ μπορεί να περιλαμβάνει διδυμίες, διευρυμένη κατανομή μέσου μεγέθους κόκκων, καθώς και περι-

κρυσταλλική και ενδοκρυσταλλική κατακρήμνιση καρβιδίων, νιτριδίων και βοριδίων.
(1),(4)

Φάση γ'

Για τον σχηματισμό αυτής της φάσης Al και Ti κυρίως αντιδρούν με το Ni, και μετά απ' τις κατάλληλες θερμικές κατεργασίες, κατακρημνίζουν μία φάση συμβατή και πολύ συνεκτική με την ωστενιτική μήτρα γ . Το Ni και το Al έχουν και τα δύο fcc δομή, συνεπώς είναι δυνατή η πλήρης διαλυτότητα του ενός στοιχείου στο άλλο. Εκτός των Al και Ti η γ' φάση μπορεί να είναι πλούσια και σε Nb, Ta, Cr. Ο γενικευμένος στοιχειομετρικός της τύπος είναι $(Ni,Co)_3(Al,Ti,Nb,Ta)$ αλλά απαντάται συνήθως ως $Ni_3(Al,Ti)$, ενώ η χημική ένωση Ni_3Al αποτελεί την πιο σημαντική φάση λόγω του σπουδαίου ρόλου που παίζει στην αύξηση της αντοχής του υπερκράματος στις υψηλές θερμοκρασίες (αύξουσα μέχρι περίπου τους $800^\circ C$), στην αύξηση της αντοχής στον ερπυσμό και στην αύξηση της ολκιμότητας. Οι προσθήκες Ti μάλιστα μπορούν να αντικαταστήσουν έως και το 60% του Al, ενώ αν το κράμα υπερκορεστεί σε Ti, Nb ή Ta τότε η φάση γ' μπορεί να μετασχηματιστεί σε κατακρημνίσματα της μορφής Ni_3X , όπου $X=Ti, Nb$ ή Ta . Η φάση $\gamma'(Ni_3Al)$ έχει διατεταγμένη υπερδομή fcc ($L1_2$) μέχρι την θερμοκρασία διαλυτοποίησής της ($1140^\circ C$), όπου άτομα του Al καταλαμβάνουν τις κορυφές της κυβικής κυψελίδας ενώ τα άτομα του Ni καταλαμβάνουν τις εδροκεντρωμένες θέσεις (εικόνα 1.2(b)). Η υπερδομή αυτή είναι πολύ ισχυρή και διατηρεί την τάξη ακόμα και σε υψηλές θερμοκρασίες, μέχρι το σημείο τήξης ($1385^\circ C$), ενώ η κατακρήμνισή της είναι ομοιόμορφη εντός της μητρικής φάσης. Η σταθερά πλέγματος της γ' φάσης είναι παραπλήσια με αυτή της γ φάσης, συνεπώς προκαλείται πολύ μικρή παραμόρφωση αποπροσαρμογής και σταθερότητα μεγάλης χρονικής διάρκειας. (1),(4),(8)



Εικόνα 1.2: (a) Φάση γ , (b) Φάση γ' (Διατεταγμένη υπερδομή της ενδομεταλλικής ένωσης Ni_3Al) (7)

Οι ιδιότητες των υπερκράματων Ni εξαρτώνται σημαντικά απ' την συνεκτικότητα της διεπιφάνειας γ/γ' . Η συνεκτικότητα αυτή είναι υψηλότερη, όσο μικρότερη είναι η αναντιστοιχία πλέγματος δ , η οποία ορίζεται ως εξής:

$$\delta = \frac{(\alpha_{\gamma'} - \alpha_{\gamma})}{(\alpha_{\gamma'} + \alpha_{\gamma})}$$

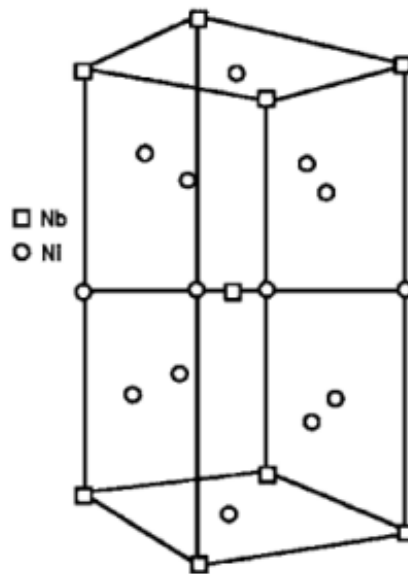
όπου, $\alpha_{\gamma'}$ η παράμετρος πλέγματος της γ' φάσης και α_{γ} η παράμετρος πλέγματος της γ φάσης.

Το γεγονός ότι στα υπερκράματα Ni η διεπιφάνεια γ/γ' παραμένει συνεκτική δικαιολογείται από το ότι η αναντιστοιχία γ/γ' είναι μικρή, ενώ η σταθερότητα της μικροδομής δικαιολογείται απ' το γεγονός ότι η διαφασική ενέργεια παραμένει χαμηλή. Γενικά, όταν ο βαθμός αναντιστοιχίας πλέγματος είναι αρνητικός, δηλαδή όταν ισχύει $\alpha_{\gamma'} < \alpha_{\gamma}$, τότε αναμένονται τάσεις συνεκτικότητας. Ο αρνητικός αυτός βαθμός οφείλεται στην πιο ταχεία πάχυνση της γ φάσης σε σύγκριση με την γ' φάση, σε υψηλές θερμοκρασίες. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως η μορφολογία της γ' εξαρτάται από τον βαθμό αναντιστοιχίας πλέγματος δ και μπορεί να είναι σφαιρική ($\delta = 0-0.2\%$), κυβοειδής ($\delta = 0.5-1\%$) ή πλακοειδής ($\delta > 1.25\%$), ενώ μπορεί να σχηματιστεί και σε θέσεις όπως τα όρια των κόκκων της γ φάσης και περιμετρικά των καρβιδίων σε μορφή κονδύλων. Επίσης, κατά την γήρανση των κραμάτων, η γ' παχαίνει και η αναντιστοιχία γ/γ' (δ) αυξάνει. Αντιθέτως, όσο μικρότερο είναι το μέγεθος της γ' τόσο μικρότερη είναι και η αναντιστοιχία γ/γ' . Μετά την γήρανση, κατά την απόψυξη του κράματος, σχηματίζεται λεπτομερής, σφαιρική γ' φάση. **(1),(4)**

Ο βαθμός αναντιστοιχίας δ εξαρτάται απ' τις σχετικές αναλογίες των κραματικών στοιχείων που προωθούν τον σχηματισμό της γ' φάσης, δηλαδή απ' τον λόγο Ti/Al. Όσο αυξάνεται ο λόγος Ti/Al τόσο αυξάνεται και ο δ λόγω της κρυστάλλωσης του Ti στο hcp σύστημα, ο οποίος με την σειρά του, όσο αυξάνεται, τόσο πιο επιρρεπή γίνονται τα κατακρημνίσματα της γ' σε αλλαγές κατά την έκθεση του κράματος σε υψηλές θερμοκρασίες, δηλαδή παχαίνουν. Πάχυνση της γ' επιφέρει ελάττωση της μηχανικής αντοχής και της σκληρότητας. Μηδενική αναντιστοιχία γ/γ' σημαίνει βέλτιστη αντοχή σε ερπυσμό, ενώ αύξηση του κλάσματος όγκου της γ' επιφέρει αύξηση της αντοχής και της αντοχής σε ερπυσμό αλλά σημαντική μείωση της κατεργασιμότητας και της συγκολλησιμότητας του κράματος. **(1),(4),(8)**

Φάση γ''

Η φάση αυτή έχει μία διατεταγμένη χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή (bct), δισκοειδή μορφολογία, και προκειμένου να δημιουργηθεί ενώνονται Ni και Nb προς Ni_3Nb (εικόνα 1.3). Είναι συμβατή με το μητρικό πλέγμα, τα σωματίδιά της είναι συνεκτικά με την μητρική φάση γ όμως δημιουργεί ισχυρά πεδία παραμόρφωσης (της τάξης του 2.9%), κάτι που προσφέρει αντοχή στο υλικό σε χαμηλές και ενδιάμεσες θερμοκρασίες, αλλά σε θερμοκρασίες ανώτερες των 649°C η φάση γ'' γίνεται ασταθής. Επίσης, είναι μία φάση όμοια με την γ' , δηλαδή η χωροθέτηση των ατόμων στο πλέγμα σχετίζεται με αυτή της γ' . Ειδικότερα, η παράμετρος a της γ'' φάσης ($a = 0.362$ nm) πλησιάζει αυτή που χαρακτηρίζει την γ' φάση ($a = 0.352$ nm), όμως η παράμετρος αυτής είναι διπλάσια ($c = 0.740$ nm). Εκτός αυτών, η ενδομεταλλική ένωση Ni_3Nb , αποτελεί το κύριο κατακρήμνισμα που προκαλεί σκλήρωση των υπερκραμάτων Ni-Fe, όταν Nb > 4% κ.β., όπως για παράδειγμα το IN718. (1),(4),(9)



Εικόνα 1.3: Η διατεταγμένη χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή (bct) της γ'' φάσης (1)

Συνήθως, η φάση αυτή κατακρημνίζεται μετά από διαλυτοποίηση ή συγκόλληση, γι' αυτό είναι σύνηθες, σε κράματα σκληρυνόμενα με κατακρήμνιση της γ'' φάσης, μετά την συγκόλληση να πραγματοποιείται θερμική κατεργασία γήρανσης, ώστε να επιτευχθεί σκλήρυνση και αύξηση της αντοχής σε συνδυασμό με καλή ολκιμότητα. (2),(9),(11)

Φάση δ

Η φάση αυτή σχηματίζεται σε κατάσταση υπεργήρανσης σε υπερκράματα Ni-Fe που σκληραίνουν εξαιτίας της φάσης γ'' , ενώ φυτρώνει στα όρια κόκκων της γ φάσης και αναπτύσσεται εις βάρος της γ'' φάσης. Σχηματίζεται σύμφωνα με τον τύπο $\gamma'' + M_6C \Rightarrow \delta + MC$ στο θερμοκρασιακό εύρος 650-980 °C, όπου η γ'' σταματά να είναι θερμοδυναμικά σταθερή. Αξίζει να αναφερθεί μάλιστα, πως για θερμοκρασίες 700-885 °C, η κατακρήμνιση της δ φάσης συνοδεύεται με ταχεία πάχυνση των φύτρων γ'' , ενώ για θερμοκρασίες 840-950 °C πραγματοποιείται ταχεία κατακρήμνιση πλακοειδών φύτρων. Επιπλέον, η διαμεταλλική φάση δ κρυσταλλώνεται στο ορθορομβικό σύστημα, έχει ίδια χημική σύσταση με την γ'' φάση, δηλαδή Ni_3Nb , και είναι μη συνεκτική με την φάση γ , συνεπώς επιδρά αρνητικά στις μηχανικές ιδιότητες των υπερκραμάτων Ni. Ακόμα, μπορεί να σχηματιστεί κατά την διάρκεια έκθεσης σε συνθήκες λειτουργίας υπό την μορφή επιμήκων πλακιδίων, όπου αν σχηματιστούν υπερβολικές ποσότητες θα υπάρξει σημαντική υποβάθμιση των ιδιοτήτων του υπερκράματος. Αντιθέτως, μικρές ποσότητες, δηλαδή διασπορά φύτρων δ φάσης στην μήτρα Ni, είναι σε θέση να λεπτύνουν το μέγεθος των κόκκων και να βελτιώσουν την αντοχή σε κόπωση και εφελκυσμό. (1),(10)

Φάση η

Η φάση αυτή σχηματίζεται κυρίως στα υπερκράματα με υψηλό λόγο Ti/Al στο θερμοκρασιακό εύρος 700-900 °C, σύμφωνα με τον τύπο $\gamma' + M_{23}C_6 \Rightarrow \eta + M_6C$. Πιο συγκεκριμένα, όταν στο κράμα υπάρχει υπερκορεσμός σε Ti, Nb, Ta τότε η γ' φάση μετασχηματίζεται προς το κατακρήμνισμα Ni_3X , όπου η μετασταθής γ' φάση, πλούσια σε Ti, μετασχηματίζεται στην θερμοδυναμικά σταθερή, διατεταγμένη, διαμεταλλική φάση η (Ni_3Ti) δομής hcp. Υψηλό ποσοστό Nb μετασχηματίζει την φάση η προς την φάση γ'' δομής bct και τελικά στην ορθορομβική φάση ισορροπίας Ni_3Nb (φάση δ). Η φάση η δεν παρουσιάζει διαλυτότητα σε άλλα στοιχεία, πλην του Ti, έχει βελονοειδή μορφολογία, και βρίσκεται στα όρια κόκκων (περικρυσταλλική φύτρωση) ως κεψελόμορφο συστατικό μαζί με την φάση γ ή εντός των κόκκων της φάσης γ με χαρακτηριστικά πλακών Widmanstaetten. Η δημιουργία της φάσης η συνήθως υποβαθμίζει την αντοχή των κραμάτων, ενώ μπορεί να αυξήσει την αντοχή σε ερπυσμό (12), το μέτρο ελαστικότητας και την ηλεκτρική αντίσταση (13), ιδιότητες που εξαρτώνται γενικά σε μεγάλο βαθμό απ' την χημική σύσταση των κραμάτων. (1),(2),(4),(11)

Καρβίδια

Τα άτομα C έχουν αρκετά μεγαλύτερο μέγεθος (περίπου 20%) σε σχέση με τα άτομα Ni, και κατ' αυτό τον τρόπο διαφορίζονται στα όρια κόκκων της γ φάσης αντιδρώντας με καρβιδιογόνα κραματικά στοιχεία, με το Ni να μην αποτελεί ένα από αυτά. Τα σχηματιζόμενα καρβίδια στα υπερκράματα εξαρτώνται από την σύσταση και τις συνθήκες των θερμικών κατεργασιών όπου εκτίθεται το κράμα και ισχυροποιούν την μήτρα του κράματος αναλόγως το είδος και την μορφολογία τους, ενώ σχηματίζονται κυρίως μετά από παρατεταμένη έκθεση στις συνθήκες εφαρμογής. Τα σημαντικότερα από αυτά είναι του τύπου MC, M₆C, M₂₃C₆, M₇C₃ όπου το M αναφέρεται σε καρβιδιογόνο κραματικό στοιχείο (Ti, Ta, Hf, Cr, Mo, Nb κ.ά.). Όταν κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων τότε τα ισχυροποιούν καθώς επιβραδύνουν την ολίσθησή τους, δηλαδή τα σταθεροποιούν έναντι εκτεταμένης παραμόρφωσης σε διάτμηση, και επιτρέπουν την απαλοιφή των τάσεων, ενώ όταν κατακρημνίζονται ενδοκρυσταλλικά στο μητρικό πλέγμα το ισχυροποιούν επίσης αλλά όχι σημαντικά και γενικά είναι ανεπιθύμητα καθώς ευνοούν τις ρωγματώσεις και την οξείδωση της επιφάνειας (2). Ακόμα, ο σχηματισμός τους συμβάλλει στην δέσμευση ατόμων τα οποία θα προκαλούσαν αστάθεια φάσεων κατά την εφαρμογή. Ως αποτέλεσμα των παραπάνω, τα καρβίδια επιδρούν θετικά στα χαρακτηριστικά ερπυσμού υψηλών θερμοκρασιών. (1),(4)

Συγκεκριμένα, τα καρβίδια τύπου MC σχηματίζονται ως ογκώδη σφαιρικά σωματίδια ή με κυβική μορφολογία ή με μορφολογία "γραμματικού συμβόλου" κυρίως ενδοκρυσταλλικά (ή/και περικρυσταλλικά), έχουν fcc κρυσταλλική δομή, σχηματίζονται σε θερμοκρασίες ανώτερες των 1000°C και τα κύρια κραματικά στοιχεία που συμμετέχουν στον σχηματισμό τους είναι κυρίως τα Hf, Ti, Ta, Nb, Zr καθώς και μερικές φορές τα W και Mo (π.χ. TiC ή (Ti,Mo)C, HfC, TaC, NbC). Σχηματίζονται είτε στην υγρή φάση, είτε κατακρημνίζονται κατά την απόψυξη, δηλαδή κατά την στερεοποίηση του τήγματος, με αποτέλεσμα να εμφανίζονται συχνά σε ενδοδενδριτικές περιοχές και χωρίς να έχουν σαφή κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό με την μητρική φάση. Λόγω του μεγάλου όγκου τους είναι ανεπιθύμητα και σε περίπτωση που δημιουργηθούν στα όρια των κόκκων τότε συμβάλλουν στον έλεγχο του μεγέθους τους, ενώ γενικά έχουν μεγάλη θερμοδυναμική σταθερότητα. (1),(4)

Τα καρβίδια τύπου M_6C έχουν σύνθετη κυβική κρυσταλλική δομή, προκύπτουν σύμφωνα με τον τύπο $MC + \gamma \Rightarrow M_6C + \gamma'$ στο θερμοκρασιακό εύρος 815-980 °C κατά την διάρκεια θερμικών κατεργασιών, κατακρημνίζονται περικρυσταλλικά ή/και ενδοκρυσταλλικά καθώς και στην διεπιφάνεια των φάσεων γ και γ' , ενώ τα κύρια κραματικά στοιχεία που συμμετέχουν στον σχηματισμό τους είναι τα Mo, W (πυρίμαχα μέταλλα) και μερικές φορές τα Nb, Fe, Co, Ni (π.χ. $(Ni,Co)_3Mo_3C$, $(Ni,Co)_2W_4C$). Επίσης, είναι ογκώδη όπως τα MC καρβίδια και άρα είναι ανεπιθύμητα, ενώ σε περίπτωση που δημιουργηθούν στα όρια των κόκκων τότε συμβάλλουν στον έλεγχο του μεγέθους τους, δηλαδή το ελαττώνουν. Συνήθως, κατακρημνίζονται υπό την μορφή χονδρομερών κυβικών σωματιδίων περικρυσταλλικά σχηματίζοντας δομές Widmanstätten, ενώ αν κατακρημνιστούν ενδοκρυσταλλικά με την μορφή δομών Widmanstätten, τότε υποβαθμίζουν την ολκιμότητα και την ζωή έναντι διάρρηξης. **(1),(2),(4),(5)**

Τα καρβίδια τύπου $M_{23}C_6$ έχουν σύνθετη κυβική κρυσταλλική δομή, προκύπτουν σύμφωνα με τον τύπο $MC + \gamma \Rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ στο θερμοκρασιακό εύρος 760-980 °C κατά την διάρκεια θερμικών κατεργασιών, κατακρημνίζονται κυρίως περικρυσταλλικά (στα όρια κόκκων της γ φάσης) ή κατά μήκος των διδυμών ως ασυνεχή χονδρομερή σωματίδια κυβικού σχήματος είτε με την μορφή πλακιδίων ή κυττάρων, ενώ τα κύρια κραματικά στοιχεία που συμμετέχουν στον σχηματισμό τους είναι τα Cr, Mo, W. Γενικά, τα καρβίδια αυτά βελτιώνουν σε σημαντικό βαθμό την μηχανική συμπεριφορά των κραμάτων και συγκεκριμένα αυξάνουν την αντοχή σε ερπυσμό. Ειδικότερα, αν κατακρημνίζονται υπό κυβική μορφολογία αυξάνουν την αντοχή στον ερπυσμό, αποτρέποντας την ολίσθηση των ορίων των κόκκων **(5)**. Εκτός αυτών, είναι σύνηθες κατά την κατακρήμνιση των καρβιδίων $M_{23}C_6$, να δημιουργείται στα όρια των κόκκων μία ζώνη απαλλαγμένη από την γ' φάση (Precipitate-Free Zone, PFZ), και η οποία μειώνει την αντοχή σε ερπυσμό των υπερκραμάτων, πιθανόν λόγω διάχυσης Cr στα όρια των κόκκων προς σχηματισμό καρβιδίων και άρα αύξησης της διαλυτότητας σε Ni και Al. Ωστόσο, αυτές οι ζώνες είναι περιορισμένες σε κράματα με υψηλό κλάσμα όγκου της γ' φάσης. **(1),(2),(4),(14)**

Τα καρβίδια τύπου M_7C_3 (κυρίως το Cr_7C_3) σχηματίζονται ως ογκώδη σωματίδια μεταξύ των κόκκων, δηλαδή περικρυσταλλικά, σε κράματα με πιο απλή χημική σύσταση και μικρά ποσοστά σε Cr και άλλα δύστηκτα κραματικά στοιχεία, δημιουργώντας κατ' αυτό τον τρόπο μετασταθείς μικροδομές. Βελτιώνουν τις μηχανικές ιδιότητες όταν είναι διακριτά, ενώ όταν σχηματίζονται σε συνεχείς αλυσίδες κατά την παρατεταμένη έκθεσή τους σε υψηλές

θερμοκρασίες, οδηγούν σε ευθραυστότητα και ελάττωση της ολκιμότητας. Γενικά, τα κλάσματα όγκων των καρβιδίων καθώς και η σύστασή τους πρέπει να ελέγχονται καθώς η αύξηση της αντοχής που προσφέρουν στο κράμα συνοδεύεται συνήθως από υποβάθμιση της ολκιμότητας. (1),(4)

Βορίδια-Νιτρίδια

Τα πιο σημαντικά βορίδια είναι αυτά του τύπου M_3B_2 και γενικά υπάρχουν πολλές φάσεις βοριδίων. Είναι ενώσεις χαμηλής πυκνότητας, σχηματίζονται στα όρια κόκκων της γ φάσης, όπου καθυστερούν μάλιστα την ολίσθησή τους, και είναι ενώσεις του βορίου με στοιχεία όπως τα Cr, Mo, Ti, Ta, Hf. Σε μικρές ποσότητες επιδρούν θετικά στα χαρακτηριστικά ερπυσμού υψηλών θερμοκρασιών. Τα νιτρίδια είναι ψαθυρές ενώσεις οι οποίες δρουν ως σημεία έναρξης ρωγμών. (1),(4),(37)

TCP φάσεις

Οι τοπολογικά υψηλής πλήρωσης φάσεις (Topologically Close-Packed Phases – TCP) συνίστανται από πυκνά επίπεδα ατόμων διευθετημένων παράλληλα προς τα επίπεδα $\{111\}$ της μητρικής φάσης γ , και είναι ενδομεταλλικές φάσεις που σχηματίζονται συνήθως κατά την διάρκεια θερμικών κατεργασιών εξαιτίας των υπερβολικά υψηλών προσθηκών Cr, Mo, W, Re, Co, Ta, Nb. Διευρύνουν το εύρος στερεοποίησης των κραμάτων, έχουν ψαθυρή συμπεριφορά, η μορφή τους είναι βελονοειδής ή πλακοειδής και γενικά επιδρούν αρνητικά στις τεχνολογικές ιδιότητες των κραμάτων, λειτουργώντας ως σημεία έναρξης ρωγματώσεων, εξαιτίας της έλλειψης πολλαπλών συστημάτων ολίσθησης, και ελαττώνοντας τις ιδιότητες ερπυσμού, γι' αυτό και είναι ανεπιθύμητες. Πιο συγκεκριμένα, η σ φάση, η οποία έχει χωροκεντρωμένη τετραγωνική κρυσταλλική δομή, σχηματίζεται στους 650-900°C, και έχει γενικό τύπο $(Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y$, όπου $x,y=1$ και συνήθως $x=y$. Η μ φάση έχει ρομβοεδρική κρυσταλλική δομή και παρόμοια χημική σύσταση με την σ φάση αλλά με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Co και Mo. Τέλος, η Laves φάση έχει εξαγωνική κρυσταλλική δομή, κατακρημνίζεται περικρυσταλλικά και έχει γενικό τύπο A_2B όπου A: Ni, Cr, Fe και B: Nb, Mo, Ti, Si. Ειδικότερα, η φάση Laves σχηματίζεται στα κράματα Ni όταν στοιχεία όπως τα Nb, Mo, Ti, Si υπερβούν το όριο διαλυτότητάς τους στην ωστενιτική μήτρα. (1),(4),(19)

1.1.1.2 Κραματικά στοιχεία

Η επιλογή και η ποσότητα των κραματικών προσθηκών εξαρτάται από τις επιδιωκόμενες ιδιότητες των υπερκραμάτων σε υψηλές θερμοκρασίες αναλόγως την εφαρμογή τους. Η πρώτη ομάδα κραματικών στοιχείων περιλαμβάνει τα Co, Fe, Cr, Mo, Ru, Re, W τα οποία έχουν παραπλήσιες ατομικές ακτίνες με το Ni και σταθεροποιούν την ωστενιτική φάση γ καθώς διαφορίζονται σε αυτή. Η δεύτερη ομάδα κραματικών στοιχείων περιλαμβάνει τα Al, Ti, Nb, Ta τα οποία έχουν μεγαλύτερες ατομικές ακτίνες από το Ni και προωθούν τον σχηματισμό διατεταγμένων ενδομεταλλικών φάσεων, όπως η φάση γ'. Η Τρίτη ομάδα κραματικών στοιχείων περιλαμβάνει τα B, C, Zr, Hf τα οποία τείνουν να διαφορίζονται στα όρια κόκκων της μητρικής φάσης γ. Ο ρόλος των στοιχείων κραματοποίησης στα υπερκράματα με βάση τον Fe, το Co και το Ni, φαίνεται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 1.2).

Πίνακας 1.2: Ο ρόλος των στοιχείων κραματοποίησης στα υπερκράματα (4)

Δράση	Με βάση το Fe	Με βάση το Co	Με βάση το Ni
Solid-solution strengtheners	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re
fcc matrix stabilizers	C, W, Ni	Ni	...
Carbide form:			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	...	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Carbonitrides: M(CN)	C, N	C, N	C, N
Promotes general precipitation of carbides	P
Forms γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	...	Al, Ti
Retards formation of hexagonal η (Ni ₃ Ti)	Al, Zr
Raises solvus temperature of γ'	Co
Hardening precipitates and/or intermetallics	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Oxidation resistance	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Improve hot corrosion resistance	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Sulfidation resistance	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Improves creep properties	B	...	B, Ta
Increases rupture strength	B	B, Zr	B(c)
Grain-boundary refiners	B, C, Zr, Hf
Facilitates working	...	Ni ₃ Ti	...
Retard γ' coarsening	Re

(a) Not all these effects necessarily occur in a given alloy. (b) Hardening by precipitation of Ni₃Ti also occurs if sufficient Ni is present. (c) If present in large amounts, borides are formed. Source: Adapted from Ref 1

Πιο συγκεκριμένα, η επίδραση του κάθε κραματικού στοιχείου στα υπερκράματα Ni είναι η εξής: (1)

Κοβάλτιο (Co): Το Co, σε προσθήκες έως 20% κ.β., συμβάλλει στην σκλήρωση της μητρικής φάσης γ μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Ακόμα, ελαττώνει την διαλυτότητα του Al και του Ti εντός της φάσης γ, επιτυγχάνοντας προώθηση και αύξηση της κατακρήμνισης της γ' φάσης και συνεπώς διατήρηση της υψηλής μηχανικής αντοχής σε

υψηλές θερμοκρασίες. Επιπλέον, το Co αυξάνει την θερμοκρασία διαλυτοποίησης της γ' καθώς και αυτή της στερεοποίησης. **(1)**

Χρόμιο (Cr): Το Cr, σε ποσοστά έως 15-30% κ.β., προσφέρει αντίσταση σε διάβρωση και οξείδωση υψηλών θερμοκρασιών σχηματίζοντας επιφανειακά οξειδία Cr_2O_3 τα οποία είναι πολύ συνεκτικά με το υπόστρωμα, ενώ με πολύ μικρές προσθήκες Al, βοηθά στον σχηματισμό του παθητικού στρώματος Al_2O_3 . Ακόμα, συμμετέχει στην περικρυσταλλική κατακρήμνιση καρβιδίων τύπου $M_{23}C_6$ τα οποία αυξάνουν σημαντικά την μηχανική αντοχή και την αντοχή στον ερπυσμό, ενώ παρέχει σκλήρυνση του κράματος μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης, καθώς και συμμετέχει στον σχηματισμό TCP φάσεων. **(1),(11)**

Σίδηρος (Fe): Ο Fe συμβάλλει στην σκλήρωση των κραμάτων μέσω δημιουργίας στερεού διαλύματος αντικατάστασης και βελτιώνει την κατεργασιμότητα, ενώ μειώνει την αντίσταση σε οξείδωση και προωθεί την δημιουργία TCP φάσεων. Ακόμα, κατά την παραμονή των υπερκραμάτων σε υψηλές θερμοκρασίες, προωθεί τον μετασχηματισμό των φάσεων γ' και γ'' στις φάσεις η και δ αντίστοιχα, γεγονός που είναι ανεπιθύμητο. **(1),(11)**

Αλουμίνιο (Al): Το Al προσφέρει στα υπερκράματα Ni ήπια σκλήρωση μέσω σχηματισμού στερεού διαλύματος αντικατάστασης και αποτελεί το κύριο στοιχείο για την δημιουργία της γ' φάσης σκλήρωσης. Ακόμα, επιφέρει την αύξηση της αντίστασης στην οξείδωση εξαιτίας του σχηματισμού στην επιφάνεια του κράματος ενός λεπτού παθητικού στρώματος αλουμίνιας (Al_2O_3), οξείδιο ανθεκτικότερο απ' το Cr_2O_3 . Εκτός αυτών, έχει βρεθεί πως υψηλή προσθήκη Al σε υπερκράματα Ni-Fe, καθυστερεί τον επιβλαβή μετασχηματισμό της γ' φάσης στην η φάση **(10)**. Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί πως με βάση την αναλογία $Al/(Nb+Ta+Ti)$ σε % κ.β., είναι δυνατόν να προβλεφθεί ποια απ' τις φάσεις η και δ είναι πιθανότερο να κατακρημνιστεί **(15)**. **(1),(4)**

Τιτάνιο (Ti): Το Ti προσφέρει στα υπερκράματα Ni ήπια σκλήρωση μέσω σχηματισμού στερεού διαλύματος αντικατάστασης και, όπως και το Al, συμβάλλει στον σχηματισμό της γ' φάσης σκλήρωσης, ενώ λειτουργεί και ως σταθεροποιητικό της φάσης η **(15)**. Ακόμα, συμμετέχει στην κατακρήμνιση καρβιδίων τύπου MC, και συγκεκριμένα του TiC, το οποίο έχει σημαντική θετική επίδραση στην μηχανική αντοχή των υπερκραμάτων, καθώς και ενισχύει τον ρόλο του Cr στην εν θερμώ αντίσταση στην οξείδωση. Επιπλέον, αξίζει να αναφερθεί πως συνδυασμένες προσθήκες Al και Ti αυξάνουν το κλάσμα όγκου της γ' φάσης, επιφέροντας αύξηση της μηχανικής αντοχής και της αντοχής σε ερπυσμό αλλά

σημαντική μείωση της κατεργασιμότητας και της συγκολλησιμότητας των υπερκραμάτων.
(1),(4),(8)

Μολυβδαίνιο (Mo) – Βολφράμιο (W): Τα Mo και W επιφέρουν αξιοσημείωτη σκλήρωση των υπερκραμάτων μέσω δημιουργίας στερεού διαλύματος αντικατάστασης, ενώ συμμετέχουν στην περικρυσταλλική κατακρήμνιση καρβιδίων τύπου MC και M₆C (αν Mo, W > 8%), αυξάνοντας σημαντικά την μηχανική αντοχή και την αντοχή στον ερπυσμό. Ακόμα, καταλύουν την φύτρωση και αυξάνουν το κλάσμα όγκου της γ' φάσης, αυξάνουν το βάρος των υπερκραμάτων λόγω της υψηλής πυκνότητάς τους, και προωθούν την δημιουργία TCP φάσεων σε μεγάλες προσθήκες. **(1),(11)**

Ταντάλιο (Ta): Το Ta είναι ένα στοιχείο που προσφέρει σκλήρωση μέσω σχηματισμού στερεού διαλύματος αντικατάστασης, ενώ αυξάνει και το κλάσμα όγκου της γ' φάσης καθώς συμμετέχει στον σχηματισμό της. Ακόμα, είναι υπεύθυνο για τον σχηματισμό καρβιδίων τύπου MC, όπως το TaC, τα οποία αυξάνουν την μηχανική αντοχή, έχουν πολύ υψηλό σημείο τήξης και είναι θερμοδυναμικά σταθερά, ενώ προσφέρει και επιφανειακή σταθερότητα στα κράματα βελτιώνοντας την αντίσταση σε διάβρωση υψηλών θερμοκρασιών, καθώς και αυξάνει την εφελκυστική αντοχή και την αντοχή στον ερπυσμό.
(1),(5)

Νιόβιο (Nb): Το Nb προσφέρει σκλήρωση μέσω σχηματισμού στερεού διαλύματος αντικατάστασης, ενώ αυξάνει και το κλάσμα όγκου της γ' φάσης καθώς συμμετέχει στον σχηματισμό της. Ακόμα, είναι υπεύθυνο για τον σχηματισμό καρβιδίων τύπου MC, όπως το NbC, τα οποία αυξάνουν την μηχανική αντοχή, καθώς και καρβιδίων τύπου M₆C, ενώ σε περιεκτικότητες μεγαλύτερες από 4% προσφέρει σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης της φάσης γ'. **(1)**

Ρήνιο (Re): Το Re προσφέρει σκλήρωση μέσω σχηματισμού στερεού διαλύματος αντικατάστασης, μειώνει τον ρυθμό μεγέθυνσης των κατακρημνισμάτων γ' **(4)** και αυξάνει την αναντιστοιχία πλέγματος γ/γ', προσφέροντας πρόσθετη σκλήρωση μέσω κατακρήμνισης κυβοειδούς μορφολογίας και ομοιόμορφης διασποράς εκλεπτυσμένων κατακρημνισμάτων γ'. Ακόμα, αυξάνει το σημείο τήξης των κραμάτων (κατά 25-50°C) και βελτιώνει την αντοχή στον ερπυσμό και την κόπωση μονοκρυσταλλικών (2^{ης} και 3^{ης} γενιάς) ή/και πολυκρυσταλλικών κραμάτων, ωστόσο προωθεί την δημιουργία TCP φάσεων,

αντικαθιστώντας το Cr, και αυξάνει το βάρος του υλικού εξαιτίας της μεγάλης πυκνότητάς του. **(1)**

Ρουθίνιο (Ru): Το Ru είναι ένα στοιχείο που σκληραίνει την μικροδομή μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης, ελαττώνει την θερμοκρασία κατακρήμνισης της γ' φάσης, παρεμποδίζει την κατακρήμνιση των καρβιδίων τύπου M_6C και αυξάνει την θερμοκρασία σχηματισμού των MC καρβιδίων, ενώ επηρεάζει και τον διαφορισμό των Al, Re και Cr στην περιοχή γ/γ' . Ακόμα, προσθήκες Ru σε ποσοστό 1-4% παρέχουν μεταλλουργική σταθερότητα στα υπερκράματα, εφόσον επηρεάζουν τον μικροδιαφορισμό των Cr, Re, W και Mo περιορίζοντας έτσι σημαντικά τον σχηματισμό TCP φάσεων (στα $4^{η}$ γενιάς μονοκρυσταλλικά υπερκράματα). **(1)**

Άνθρακας (C): Ο C προσφέρει ήπια σκλήρωση της μητρικής δομής και είναι υπεύθυνος για τον σχηματισμό των γνωστών τύπων καρβιδίων (MC, $M_{23}C_6$, M_6C και M_7C_3) ακόμα και αν βρίσκεται σε πολύ μικρή περιεκτικότητα. Αν βρίσκεται σε περίσσεια ποσότητα τότε σκληραίνει ήπια την μικροδομή μέσω στερεού διαλύματος παρεμβολής. **(1)**

Βόριο (B) – Ζιρκόνιο (Zr): Αυτά τα δύο στοιχεία παρεμποδίζουν την πάχυνση των περικρυσταλλικά κατακρημνισμένων καρβιδίων τύπου $M_{23}C_6$ και M_6C , καθώς και την μεγέθυνση των κόκκων της φάσης γ . Ακόμα, επειδή η διαλυτότητά τους είναι μικρή εντός της φάσης γ , διαφορίζονται στα όρια των κόκκων προκαλώντας την σκλήρωσή τους, ενώ γενικά βελτιώνουν την αντοχή στον ερπυσμό και την ολκιμότητα των υπερκραμάτων. **(1)**

Χάφνιο (Hf): Το Hf, όπως και τα B και Zr, προκαλεί σκλήρωση των ορίων κόκκων και βελτιώνει την αντοχή στον ερπυσμό και την ολκιμότητα, ενώ παρέχει και αντοχή έναντι στην διάδοση ρωγμών. Επίσης, αποτελεί ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο, σχηματίζοντας καρβίδια τύπου MC, όπως το HfC. **(1)**

1.1.1.3 Μηχανισμοί σκλήρωσης μητρικής δομής

Οι τρεις κύριοι μηχανισμοί σκλήρωσης της μητρικής δομής γ είναι οι εξής:

A) Μέσω δημιουργίας στερεού διαλύματος αντικατάστασης, όπου τα υπερκράματα που έχουν ως μηχανισμό αύξησης της αντοχής τους αυτό τον τρόπο έχουν περιεκτικότητα μικρή

έως και καθόλου στα στοιχεία Al, Ti και Nb. Τα στοιχεία που σχηματίζουν στερεό διάλυμα αντικατάστασης και ισχυροποιούν το μητρικό Ni είναι τα Cr, Co, Fe, Mo, W, V, Ti, Al. Η ακτίνα αυτών των στοιχείων διαφέρει από αυτή του Ni μέχρι και 13% περίπου οπότε η σκλήρωση σχετίζεται με την επιβαλλόμενη διόγκωση του πλέγματος εξαιτίας της παρουσίας τους, ενώ άνω του 0.6 της θερμοκρασίας τήξης, η σκλήρωση ελέγχεται απ' την διάχυση, επομένως τα στοιχεία W και Mo είναι πολύ αποτελεσματικά στις θερμοκρασίες αυτές καθώς διαχέονται αργά. Τα κράματα που σκληραίνουν με αυτό τον μηχανισμό προτιμώνται σε περιπτώσεις χύτευσης και γενικά όπου είναι απαραίτητη η υψηλή αντίσταση στην φθορά από τριβή. **(4)**

Β) Μέσω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων ή/και καρβιδίων, με σημαντικότερη την κατακρήμνιση της φάσης γ' η οποία ισχυροποιεί δραστικά την δομή γ του μητρικού μετάλλου, όμως άνω του 0.6 της θερμοκρασίας τήξης η αποτελεσματικότητα του μηχανισμού μειώνεται εξαιτίας μεγέθυνσης των κόκκων. Για να συμβεί κατακρήμνιση πρέπει αρχικά το κράμα να υποβληθεί σε θερμική κατεργασία όπου θα είναι θερμοδυναμικά σταθερό ως μονοφασική φάση στερεού διαλύματος (γ) στην θερμοκρασία ομογενοποίησης. Στην συνέχεια, ψύχεται γρήγορα σε θερμοκρασία όπου η θερμοδυναμικά σταθερή κατάσταση αποτελείται από δύο ή τρεις φάσεις (σίγουρα έχουμε γ και γ'), όπου εξαιτίας της ταχείας απόψυξης διατηρείται μόνο η φάση γ που όμως τώρα είναι μετασταθής. Με το πέρας του χρόνου στην νέα αυτή θερμοκρασία η μετασταθής γ φάση κατακρημνίζει την γ' και αλλάζει την χημική της σύσταση σε θερμοδυναμικά σταθερές τιμές με αποτέλεσμα η γ' να αναπτύσσεται ομοιογενώς σε όλη την μητρική φάση ως μικρά σωματίδια όπου η μορφολογία τους εξαρτάται από την σύσταση και την θερμική κατεργασία. Σε γενικές γραμμές τα κράματα που σκληραίνουν με κατακρήμνιση παρουσιάζουν καλύτερες μηχανικές ιδιότητες συγκριτικά με αυτά που σκληραίνουν με στερεό διάλυμα αντικατάστασης. **(1),(4)**

Γ) Μέσω διασποράς οξειδίων, τα οποία έχουν ως σκοπό την ελάττωση του μεγέθους των κόκκων και συνεπώς την σκλήρωση της μητρικής δομής γ . **(10)**

1.1.1.4 Το υπερκράμα Inconel 718

Το Inconel 718 αναφέρεται ως υπερκράμα Ni ή ως υπερκράμα Ni-Fe και δεδομένου ότι έχει υψηλή περιεκτικότητα σε Nb (άνω του 4% κ.β.), σκληραίνει μέσω κατακρήμνισης της ενδομεταλλικής ένωσης γ'' -Ni₃Nb, και δευτερευόντως μέσω κατακρήμνισης της φάσης γ' -Ni₃(Al,Ti) (18),(29). Κύριο μειονέκτημα των υπερκραμάτων που σκληραίνουν μέσω αυτής της φάσης είναι ότι χρησιμοποιούνται κυρίως σε εφαρμογές χαμηλής σχετικά θερμοκρασίας, καθώς η φάση γ'' είναι μετασταθής και μετασχηματίζεται στην θερμοδυναμικά σταθερή φάση δ για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα σε θερμοκρασίες άνω των 650°C, φάση με αρνητικές επιπτώσεις στις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων (11),(16). Προκειμένου να αυξηθεί η θερμοκρασιακή σταθερότητα του Inconel 718, οι Cozar R. Και Pineau A. Βρήκαν μια διαφορετική μορφολογία που παρουσιάζει πολύ χαμηλό ρυθμό πάχυνσης και βελτιώνει την θερμοδυναμική σταθερότητά του, και η οποία λέγεται συμπαγής μορφολογία (compact morphology). Αυτή αποτελείται από κατακρημνίσματα γ' φάσης κυβικού σχήματος, τα οποία επικαλύπτονται από γ'' φάση. Για την δημιουργία αυτής της μορφολογίας ο λόγος Ti+Al/Nb πρέπει να περιλαμβάνει μία τιμή μεταξύ 0.9 και 1, και η θερμοκρασία γήρανσης να είναι τέτοια ώστε τα κατακρημνίσματα γ' να αποκτήσουν μέγεθος περίπου ίσο με 200 Å, πριν την κατακρήμνιση των φύτρων γ'' . Ακόμα, έχει βρεθεί πως τόσο αύξηση των προσθηκών Al και Ti όσο και αύξηση του λόγου Al/Ti, καθυστερούν τον ρυθμό πάχυνσης της γ'' φάσης καθώς και την κατακρήμνιση της φάσης δ (17).

Το Inconel 718 αναπτύχθηκε κατά τα τέλη της δεκαετίας του 1950 από την εταιρία International Nickel Company (INCO) και ειδικότερα από τον Eiselstein. Στις αρχές του 2000 η εταιρία Pratt and Whitney κατέγραψε πως το υπερκράμα αυτό κάλυπτε περισσότερο απ' το 50% της συνολικής παραγωγής των υπερκραμάτων της σε ένα εύρος κινητήρων, ενώ την ίδια εποχή το Inconel 718 ήταν το ευρέως χρησιμοποιούμενο κράμα στους κινητήρες αεροπλάνων της εταιρίας General Electric Company και εφαρμοζόταν κυρίως σε αεροτομές, σε περιβλήματα συμπιεστών, σε λεπίδες ανεμιστήρων, σε υποστηρικτικές δομές, σε δοχεία πίεσης και σε κρίσιμα περιστρεφόμενα μέρη. Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί πως σε έναν τυπικό κινητήρα CF6 της ίδιας εταιρίας, καταγράφηκε πως το Inconel 718 καταλάμβανε το 34% του συνολικού του βάρους. Ο λόγος που το υπερκράμα αυτό αναπτύχθηκε τόσο πολύ στην αεροναυπηγική βιομηχανία ήταν τόσο οι εξαιρετικές μηχανικές του ιδιότητες (όριο διαρροής: 725-1035 Mpa, αντοχή σε εφελκυσμό: 1035-1240 Mpa) σε θερμοκρασίες 450-700°C, η καλή του σκληρότητα (350 HV περίπου), η υψηλή αντίσταση στην οξειδωση και

διάβρωση (στους 600-650°C) εξαιτίας του ισχυρού, προστατευτικού στρώματος οξειδίου που σχηματίζεται στην επιφάνειά του όταν εκτίθεται σε θερμότητα, η υψηλή αντοχή στον ερπυσμό, η καλή ελατότητα και δυνατότητα μηχανουργικής κατεργασίας και η επιδεκτικότητά του σε συγκόλληση. Εκτός της αεροναυπηγικής βιομηχανίας, το Inconel 718 χρησιμοποιείται και σε στρατιωτικές εφαρμογές, στην δημιουργία εξαρτημάτων μέσω τρισδιάστατης εκτύπωσης, καθώς και στην κατασκευή καλουπιών χύτευσης (23). Η τυπική χημική ανάλυση και οι φυσικές ιδιότητες του Inconel 718 φαίνονται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 1.3) (22).

Πίνακας 1.3: Χημική ανάλυση του Inconel 718 (αριστερά), Φυσικές ιδιότητες του Inconel 718 (δεξιά) (22)

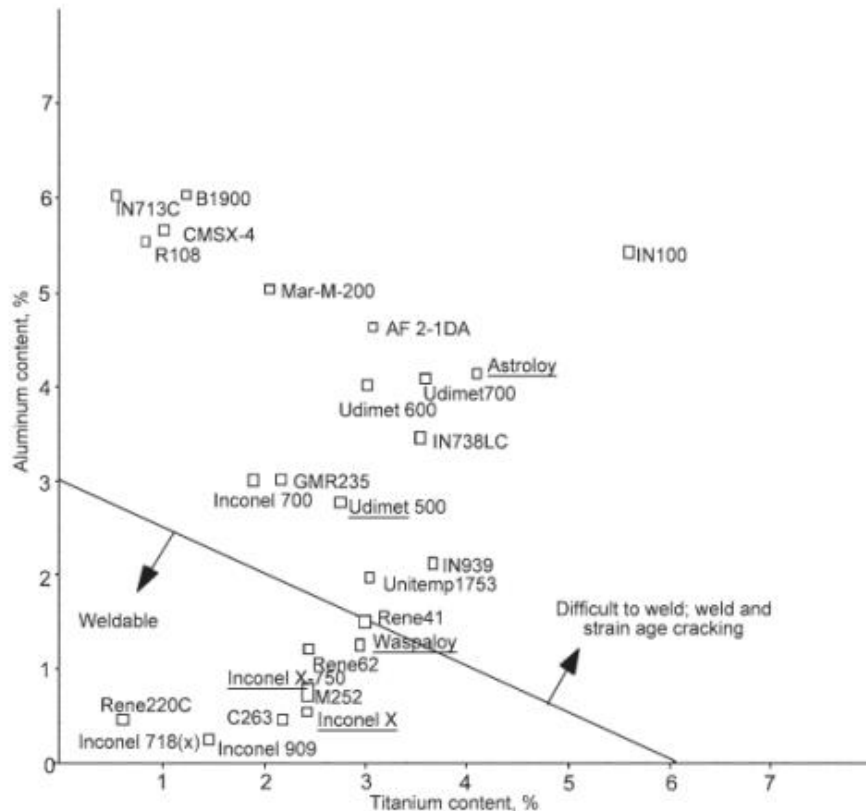
Element	Percentage
Carbon	0.08 max
Manganese	0.35 max
Phosphorus	0.015 max
Sulfur	0.015 max
Silicon	0.35 max
Chromium	17-21
Nickel	50-55
Molybdenum	2.80-3.30
Columbium	4.75-5.50
Titanium	0.65-1.15
Aluminum	0.20-0.80
Cobalt	1.00 max
Boron	0.006 max
Copper	0.30 max
Tantalum	0.05 max
Iron	Balance

	Solution Treated	Solution Treated and Aged
Density	0.296 lb/in ³ (8.192 g/cm ³)	0.297 lb/in ³ (8.22 g/cm ³)
Specific Gravity	8.19	8.22
Melting Range	2500-2600°F	1370-1430°C

Το Inconel 718 είναι ένα στερεό διάλυμα Ni, Cr, Fe και Co, FCC δομής (γ φάση) που αποτελείται από κατακρημνίσματα γ' και γ'. Τα κατακρημνίσματα γ' έχουν στρογγυλό σχήμα και μέγεθος περίπου 20nm, ενώ τα γ' έχουν δισκοειδές σχήμα. Ένα υπερκράμα Inconel 718 μπορεί να περιέχει Fe, Mo, Cr, Nb, Ti, κραματικά στοιχεία που προσφέρουν σκλήρωση της δομής μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης. Αν η ποσότητα του Fe πλησιάζει το 20%, τότε προωθείται ο σχηματισμός της φάσης δ η οποία ταπεινώνει τις μηχανικές ιδιότητές του, όμως περιορίζει την μεγέθυνση των ορίων των κόκκων κατά την σφυρηλάτηση του υπερκράματος. Εκτός της φάσης δ, στο Inconel 718 μπορούν να βρεθούν και καρβίδια τύπου M₆C, καρβίδια τύπου MC όπως τα TiC, Nb(Ta)C, νιτρίδια τύπου TiN, βορίδια, καθώς και φάσεις Laves και σ. Ειδικότερα, οι φάσεις Laves που μπορούν να βρεθούν στο Inconel 718 είναι κυρίως οι Fe₂Nb, Ni₂Mo (πολύ υψηλό σημείο τήξης) και Fe₂Ti, φάσεις που σχηματίζονται στις ενδοδενδριτικές περιοχές της ζώνης τήξης κατά την συγκόλληση και στερεοποίηση. Οι φάσεις Laves σχηματίζονται στο Inconel 718 όταν τα

στοιχεία Nb, Mo, Ti και Si υπερβούν το όριο διαλυτότητάς τους στην μήτρα του ωστενίτη (47). Ακόμα, η αντικατάσταση του Nb με Ta αυξάνει την τελική θερμοκρασία στερεοποίησης της φάσης Laves από τους 1198°C στους 1225°C, βελτιώνοντας σημαντικά την αντίσταση στην ρωγμάτωση κατά την συγκόλληση. Τέλος, αξίζει να αναφερθεί πως τα σύγχρονα υπερκράματα Inconel 718 δεν περιέχουν φάσεις σ και καρβίδια M_6C , εφόσον οι προσθήκες πυριτίου (Si) έχουν περιοριστεί και η θερμοκρασία ομογενοποίησης λαμβάνει χαμηλότερες τιμές. (18),(19)

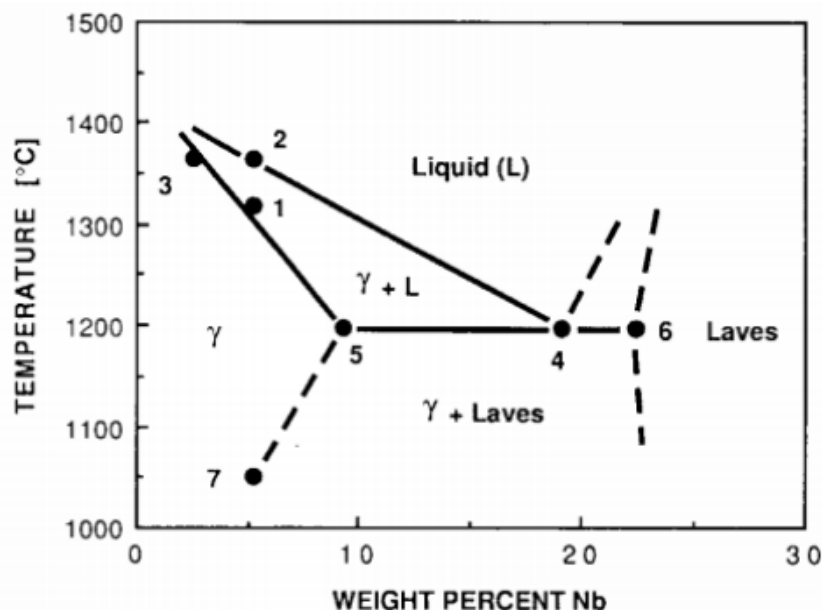
Είναι αλήθεια πως κράματα που σκληραίνουν μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης είναι περισσότερο επιδεκτικά σε συγκόλληση και δεν απαιτούν προθέρμανση ή θερμική κατεργασία μετά την συγκόλληση. Ωστόσο, κράματα που σκληραίνουν με κατακρήμνιση είναι λιγότερο επιδεκτικά σε συγκόλληση, εξαιτίας της φάσης γ' που προκαλεί θερμή ρωγμάτωση καθώς και ρωγμάτωση κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση, φαινόμενα που σχετίζονται άμεσα με την περιεκτικότητα σε Al και Ti (όσο μεγαλύτερο το ποσοστό τους τόσο μεγαλύτερη και η επιρρέπεια), και εμφανίζονται στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη (2). Όσον αφορά την επιδεκτικότητα σε συγκόλληση του Inconel 718, αυτή είναι πολύ καλή συγκριτικά με άλλα υπερκράματα. Αυτό οφείλεται στην υψηλή προσθήκη του Nb και την ελάττωση των προσθηκών Al και Ti, καθώς και στο γεγονός ότι η γ' φάση κατακρημνίζεται με πιο αργούς ρυθμούς συγκριτικά με την γ' , και συνεπώς οι παραμορφώσεις που δημιουργούνται κατά τη συγκόλληση ανακατανέμονται ευκολότερα στην θερμοκρασιακά επηρεασμένη ζώνη και την ζώνη τήξης (2),(19). Στο παρακάτω διάγραμμα συσχέτισης επιδεκτικότητας κραμάτων Ni σε συγκόλληση με την περιεκτικότητά τους σε Al και Ti (διάγραμμα 1.1), φαίνεται ξεκάθαρα πως το Inconel 718 παρουσιάζει καλή επιδεκτικότητα σε συγκόλληση καθώς βρίσκεται κάτω από την διαγώνιο.



Διάγραμμα 1.1: Διάγραμμα συγκολλησιμότητας υπερκραμάτων Ni (5)

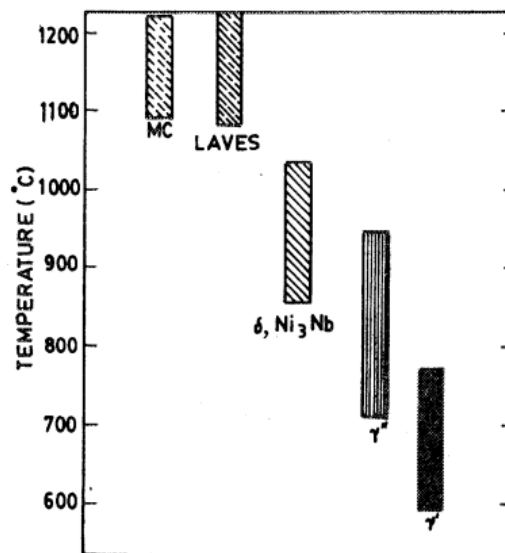
Κατά την συγκόλληση του Inconel 718 σχηματίζονται ψαθυρές ενώσεις Laves στην ζώνη τήξης, εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών. Αυτό οφείλεται κατά κύριο λόγο στον διαφορισμό του Nb, καθώς και άλλων στοιχείων όπως τα Ti, S, O, B, P, C, N, H. Ειδικότερα, κατά τον διαφορισμό μεγάλων ποσοστών Nb, η μητρική φάση στερεύει από αυτό και συνεπώς παρεμποδίζεται εν μέρει η κατακρήμνιση της γ' φάσης (27),(28). Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί, πως γρηγορότερος ρυθμός ψύξης της συγκόλλησης ελαττώνει το επίπεδο του ενδοδενδριτικού διαφορισμού του Nb, καθώς και την ποσότητα της φάσης Laves, ενώ χαμηλό ρεύμα συγκόλλησης καταστέλλει επίσης τον σχηματισμό της φάσης Laves (46). Επίσης, τα παραπάνω στοιχεία ελαττώνουν το σημείο τήξης τοπικά, εξαιτίας του σχηματισμού ευτηκτικών ενώσεων εντός των ορίων των κόκκων, με αποτέλεσμα να δημιουργείται κίνδυνος ρωγμάτωσης κατά την στερεοποίηση του κράματος. Ειδικότερα, οι φάσεις Laves αποτελούν προτιμητέες θέσεις έναρξης και διάδοσης ρωγμών, επηρεάζοντας κατ' αυτό τον τρόπο την ολκιμότητα, την αντοχή προς κόπωση και θραύση και τις εφελκυστικές ιδιότητες του τελικού προϊόντος. Με λίγα λόγια, όσο πιο μεγάλο είναι το ποσοστό Nb στο κράμα, τόσο πιο πολύ προωθείται ο σχηματισμός φάσεων Laves και καρβιδίων NbC στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης και άρα τόσο πιο πιθανή είναι η

ρωγμάτωση του κράματος. Σύμφωνα με το πειραματικό διάγραμμα στερεοποίησης του Inconel 718 (διάγραμμα 1.2), κατά την αργή απόψυξη του υπερκράματος, η στερεοποίηση αρχίζει με την δημιουργία προευθηκτικών κρυστάλλων ωστενίτη εντός του τήγματος ($L \rightarrow L + \gamma$), όπου το τήγμα εμπλουτίζεται με Nb και C. Με περαιτέρω ελάττωση της θερμοκρασίας, η διεπιφάνεια στερεού/υγρού εμπλουτίζεται με διαλυμένα στοιχεία (κυρίως Nb και C), τα οποία λαμβάνει απ' το τήγμα. Συνεπώς, καρβίδια NbC φυτρώνουν στα όρια του ωστενίτη και σχηματίζουν ευθηκτικές διεπιφάνειες γ/NbC σύμφωνα με την αντίδραση $L + \gamma \rightarrow L + \gamma/\text{NbC}$. Στην συνέχεια, όσο μειώνεται κι' άλλο η θερμοκρασία, προκύπτουν συνεχόμενα φύτρα ωστενίτη και επιτυγχάνεται εμπλουτισμός του τήγματος με Nb, ενώ με ακόμα μεγαλύτερη πτώση της θερμοκρασίας, το τήγμα εμπλουτίζεται περισσότερο σε Nb και κάποια στιγμή αποκτά την ευθηκτική σύσταση (19.1% κ.β. Nb και 0.04% κ.β. C) στην θερμοκρασία των 1198°C, όπου πραγματοποιείται η ευθηκτική αντίδραση $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$. Αξίζει να αναφερθεί πως μικρότερη περιεκτικότητα του κράματος σε Nb και μεγάλη περιεκτικότητα σε C μπορεί να καταστείλει πλήρως την αντίδραση $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$, πρακτικά δηλαδή ελαττώνεται η επιρρέπεια του κράματος στην ρωγμάτωση κατά την στερεοποίηση (24),(25),(26). Τέλος, αξίζει να αναφερθεί, πως σε συγκολλημένα κράματα, σε θερμοκρασίες άνω των 1150°C για παρατεταμένο χρονικό διάστημα, μπορεί να επιτευχθεί διαλυτοποίηση των φάσεων Laves, κάτι όμως που δεν εφαρμόζεται καθώς προκαλείται μεγέθυνση των κόκκων και άρα ελάττωση της αντοχής στην οξείδωση και την διάβρωση και γενικά υποβάθμιση των μηχανικών ιδιοτήτων (27).



Διάγραμμα 1.2: Πειραματικό διάγραμμα στερεοποίησης υπερκράματος Inconel 718 (21)

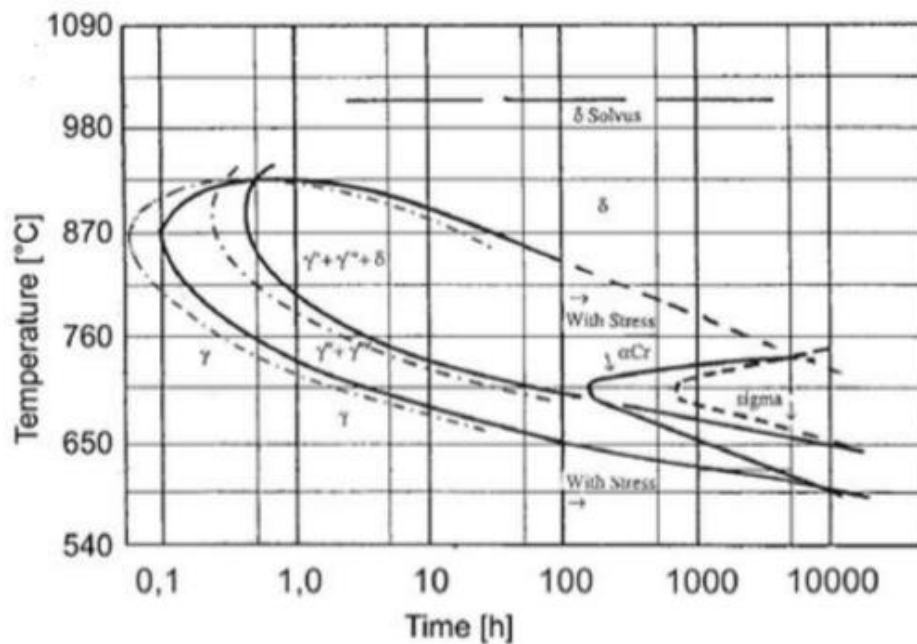
Κατά την στερεοποίηση του Inconel 718, ο διαφορισμός του Nb παίζει σπουδαίο ρόλο καθώς επηρεάζει την σταθερότητα των φάσεων που είναι παρούσες στο κράμα, και γενικά όσο μικρότερος είναι ο ρυθμός ψύξης τόσο περισσότερος είναι ο διαφορισμός που επιτυγχάνεται. Σύμφωνα με το διάγραμμα 1.3, η στερεοποίηση ξεκινά περίπου στους 1360°C με τον σχηματισμό ωστενιτικών δενδριτών που περιέχουν Nb, Ti και Mo. Στην συνέχεια, η συγκέντρωση των Nb, Ti και Mo οδηγεί στον σχηματισμό θερμοδυναμικά και δομικά σταθερών φάσεων, όπως NbC, TiN και Laves στις ενδοδενδριτικές περιοχές, και τέλος η στερεοποίηση τερματίζεται στους 1180°C περίπου με τον σχηματισμό του ευτηκτικού συστατικού γ /Laves. Με περεταίρω ψύξη σχηματίζεται η φάση δ που περιέχει περίπου 6-8% Nb, στους 1050°C, και ακολουθεί η κατακρήμνιση της γ'' φάσης που περιέχει περίπου 4% Nb, στο θερμοκρασιακό εύρος 950-700°C. Τέλος, κατακρημνίζεται η γ' φάση στους 750°C περίπου σε συγκεντρώσεις Nb<4%. (19)



Διάγραμμα 1.3: Διάγραμμα θερμοκρασιακού εύρους όπου σχηματίζονται οι φάσεις του Inconel 718 (19)

Προκειμένου το Inconel 718 να αποκτήσει τις τελικές του επιθυμητές ιδιότητες πραγματοποιείται συνήθως θερμική κατεργασία μετά την συγκόλληση (Post Weld Heat Treatment – PWHT), με σκοπό την απομάκρυνση των παραμενουσών τάσεων και την επίτευξη μέγιστης αντοχής. Αρχικά, διαλυτοποιείται για παρατεταμένο χρονικό διάστημα στην θερμοκρασία των 1065-1080°C περίπου, στην συνέχεια πραγματοποιείται βαφή, και τέλος γήρανση σε δύο στάδια. Κατά το στάδιο της διαλυτοποίησης, διαλυτοποιούνται οι δευτερογενείς φάσεις, δηλαδή η φάση δ , οι φάσεις Laves και τα καρβίδια, και μεγεθύνονται

οι κόκκοι, ενώ κατά την γήρανση σε δύο στάδια ελέγχεται το μέγεθος και η κατανομή των καρβιδίων, των φάσεων σκλήρωσης και των φάσεων δ και Laves (19),(20). Ωστόσο, όπως έχει προαναφερθεί, κατά την θερμική αυτή κατεργασία μπορούν να εμφανιστούν ρωγματώσεις στην ΘΕΖ, εξαιτίας τόσο της χαμηλής ολκιμότητας όσο και των υψηλών παραμορφώσεων στην ΘΕΖ. Για την αποφυγή αυτών των ρωγματώσεων συνήθως επιτυγχάνεται υπεργήρανση πριν την συγκόλληση, είτε ταχεία θέρμανση της συγκόλλησης κατά την PWHT. Επίσης, άλλοι τρόποι αποφυγής είναι οι τεχνικές συγκόλλησης με χαμηλή πρόσδοση θερμότητας, η συγκόλληση κραμάτων με μικρό μέγεθος κόκκου και ο έλεγχος της σύστασης και των κραματικών προσθηκών. Ωστόσο, το Inconel 718 δεν παρουσιάζει επιρρέπεια στην ρωγμάτωση κατά την PWHT καθώς, όπως έχει προαναφερθεί, σκληραίνει κυρίως μέσω της γ'' φάσης και έχει χαμηλά ποσοστά Al και Ti συγκριτικά με άλλα υπερκράματα. Προκειμένου να προβλεφθεί η κατακρήμνιση των διαφόρων φάσεων κατά την απόψυξη του υπερκράματος Inconel 718 γίνεται χρήση των διαγραμμάτων TTT. Ένα εξελιγμένο διάγραμμα TTT για το Inconel 718 φαίνεται παρακάτω (διάγραμμα 1.4) (21).



Διάγραμμα 1.4: Διάγραμμα TTT για το Inconel 718 [21]

1.2 Ανοξειδωτοι Χάλυβες

Η ιδιότητα του χρωμίου (Cr) να βελτιώνει την αντοχή του χάλυβα στην διάβρωση ανακαλύφθηκε πρώτη φορά το 1821 από τον Γάλλο Pierre Berthier, ενώ οι Άγγλοι Woods

και Clark δημιούργησαν το 1872 ένα κράμα σιδήρου (Fe) με περιεκτικότητα 30-35% σε Cr και 1.5-2% σε βολφράμιο (W) το οποίο εμφάνιζε πολύ καλή αντοχή σε διάβρωση από οξέα. Όμως μέχρι τότε δεν είχε ανακαλυφθεί τρόπος παραγωγής χαλύβων με πολύ μικρή περιεκτικότητα σε άνθρακα, συνεπώς οι ανοξειδωτοί αυτοί χάλυβες δεν ήταν πρακτικά χρήσιμοι, λόγω της πολύ μικρής δυσθραυστότητάς τους. Ο πρώτος πρακτικά εφαρμόσιμος ανοξειδωτός χάλυβας εφευρέθηκε από τον Βρετανό μεταλλουργό Harry Brearley το 1913 καθώς προσπαθούσε να βρει λύση στο πρόβλημα της διάβρωσης στις κάννες των όπλων του Βρετανικού στρατού. Πρόσθεσε λοιπόν 12.8% Cr στον Fe και δημιούργησε ένα κράμα ανθεκτικό τόσο στην διάβρωση όσο και στην σκουριά, ενώ το 1924 ο William Hatfield δημιούργησε τον σπουδαίο και διαδεδομένο μέχρι και σήμερα ωστενιτικό χάλυβα με περιεκτικότητες 18% σε Cr και 8% σε νικέλιο (Ni). Μετά την ανακάλυψη του ανοξειδωτού χάλυβα ξεκίνησαν πολύ γρήγορα διαδικασίες βελτίωσής του καθώς και χρήσης του σε ένα ευρύ φάσμα εφαρμογών. Το 1929 ο William J. Kroll ανακάλυψε την διαδικασία της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση ενώ το 1930 κατασκευάστηκε στην Σουηδία ο πρώτος διπλοφασικός (duplex) ανοξειδωτός χάλυβας. Στο Σέφιλντ του Ηνωμένου Βασιλείου τα εργοστάσια ξεκίνησαν να κατασκευάζουν χειρουργικά εργαλεία και μαχαιροπίρουνα ανοξειδωτού χάλυβα, ενώ το 1925 το υλικό αυτό ξεκίνησε να χρησιμοποιείται για την κατασκευή δεξαμεμών οι οποίες ήταν ανθεκτικές στην διάβρωση και αποθήκευαν νιτρικό οξύ για βιομηχανικές εφαρμογές. Ακόμα, το 1926 ξεκίνησε να χρησιμοποιείται σε χειρουργικά εμφυτεύματα, ενώ το 1928 ζυμώθηκε για πρώτη φορά μύρα σε δεξαμενές ανοξειδωτού χάλυβα. Επίσης, την δεκαετία του 1960 ξεκίνησε να χρησιμοποιείται σε εφαρμογές που περιλάμβαναν παλιρροϊκούς σταθμούς παραγωγής ηλεκτρικής ενέργειας, καθώς και σε φραγμούς για πλημμύρες την δεκαετία του 1980. Στις μέρες μας υπάρχει μία τεράστια ποικιλία τύπων ανοξειδωτών χαλύβων, με διαφορετικά πλεονεκτήματα ο καθένας, και συνεπώς οι εφαρμογές τους έχουν εξαπλωθεί σε μεγάλο πλήθος τομέων. **(30),(31)**

Οι ανοξειδωτοί χάλυβες είναι κράματα κυρίως Fe (κυριότερο συστατικό) και Cr (βασικό κραματικό στοιχείο), και κύριο χαρακτηριστικό τους είναι η εξαιρετική αντοχή στην διάβρωση, τόσο σε υψηλές όσο και χαμηλές θερμοκρασίες σε υγρό και ξηρό περιβάλλον, με σχηματισμό ενός αόρατου, προστατευτικού και παθητικοποιημένου (σταματά η περαιτέρω οξείδωση) στρώματος οξειδίου στην επιφάνειά τους, το οποίο μάλιστα αναγεννάται σε περίπτωση που παρουσιαστεί κάποια ασυνέχεια. Είναι υλικά με περιεκτικότητα σε Cr τουλάχιστον 11% κ.β., και εκτός της αντοχής στην διάβρωση, έχουν καλή συμπεριφορά σε υψηλές θερμοκρασίες και καλή κατεργασιμότητα. Ακόμα, δεν

αλλάζουν χρώμα σε κανονικές ατμοσφαιρικές συνθήκες, διατηρώντας την μεταλλική τους λάμψη, αλλά και ούτε προσβάλλονται από αραιό νιτρικό οξύ, το οποίο χρησιμοποιείται ως κοινό αντιδραστήριο προσβολής για την προετοιμασία μεταλλογραφικών δοκιμίων. Επιπλέον, η σκλήρωση με άτομα αντικατάστασης δεν αποτελεί σημαντικό μηχανισμό σκλήρωσης στους ανοξείδωτους χάλυβες, αντιθέτως άτομα παρεμβολής, όπως ο C και το N, έχουν σημαντικότερη επίδραση στην σκλήρωση, καθώς δημιουργούν διαταράξεις στις κυβικές δομές με αποτέλεσμα η πλαστική παραμόρφωση να παρεμποδίζεται και η αντοχή να αυξάνεται. Ωστόσο, ο σχηματισμός καρβιδίων στους ανοξείδωτους χάλυβες είναι ανεπιθύμητος, καθώς αυτά απορροφούν το Cr, που είναι το κύριο στοιχείο που προσφέρει στους χάλυβες την αντιδιαβρωτική προστασία. Οι ανοξείδωτοι χάλυβες χαρακτηρίζονται ισχυρά κραματωμένοι χάλυβες καθώς περιέχουν πάντα κραματικές προσμίξεις σε πολύ υψηλές αναλογίες, όπως τα Cr, Mo, V, Al, Nb, Ti, Ni που βελτιώνουν ορισμένες ιδιότητες, ενώ συχνά τους προστίθεται Mn και Si σε μικρές αναλογίες που βελτιώνουν τις μηχανικές ιδιότητες. Ακόμα, ο C θεωρείται ανεπιθύμητη ακαθαρσία και περιεκτικότητες σε C μικρότερες από 0.1 ή/και 0.05% είναι πολύ συνηθισμένες (36). Στις μέρες μας, υπάρχουν περίπου 200 εμπορικά διαθέσιμες συστάσεις ανοξείδωτων χαλύβων, όπου η καθεμία έχει ιδιότητες που εξαρτώνται τόσο από τον τρόπο παραγωγής, όσο και απ' τις θερμικές κατεργασίες. Όσον αφορά τις εφαρμογές τους, χρησιμοποιούνται κυρίως στην χημική βιομηχανία και την βιομηχανία παραγωγής ενέργειας για την κατασκευή μηχανημάτων που λειτουργούν σε διαβρωτικές συνθήκες και συχνά σε υψηλές θερμοκρασίες. Ακόμα, χρησιμοποιούνται στην βιομηχανία μεταφορών για ανθεκτικά σε διάβρωση αμαξώματα σιδηράμαξων και βαγονιών, καθώς και στα πλοία που μεταφέρουν χημικά προϊόντα. Επίσης, βρίσκουν εφαρμογή σε κατασκευές, σε σκάλες, σε επιστρώσεις δαπέδων και σε επικαλύψεις σφράγγων καθώς είναι πιο ανθεκτικοί στην φωτιά απ' τους κοινούς χάλυβες και δεν παρουσιάζουν τον κίνδυνο τοξικών αναθυμιάσεων, καθώς και στον αρχιτεκτονικό σχεδιασμό, στα εσωτερικά των γραφείων, στα έπιπλα και σε μαγειρικά σκεύη. Όσον αφορά τις συγκολλήσεις, οι ανοξείδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν κάποιες ιδιομορφίες που οφείλονται τόσο στα μεταλλουργικά φαινόμενα όσο και σε ορισμένες φυσικές ιδιότητες, όπως η θερμική αγωγιμότητα λ , ο συντελεστής θερμικής διαστολής α και η ειδική θερμότητα c . Ειδικότερα, εμφανίζουν χαμηλή θερμική αγωγιμότητα και υψηλό συντελεστή θερμικής διαστολής (ιδιαίτερα οι ωστενιτικοί), τα οποία δημιουργούν απότομες θερμικές διαβαθμίσεις και συνεπώς μεγαλύτερες εσωτερικές τάσεις και παραμορφώσεις. Το μεγάλο

αυτό μέγεθος των παραμενουσών τάσεων εξαλείφεται με θερμική κατεργασία μετά την συγκόλληση στο εύρος 550-650°C και 950-1100°C. **(4),(35),(36),(37)**

Ένα σημαντικό πρόβλημα που παρουσιάζουν συχνά οι ανοξείδωτοι χάλυβες είναι η ψαθυροποίηση στους 475°C. Κατά το φαινόμενο αυτό η σκληρότητά τους αυξάνει δραματικά όταν υποβληθούν σε θερμικές κατεργασίες στο θερμοκρασιακό εύρος 400-600°C για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα (ή ακόμα και σε σημαντικά μικρότερους χρόνους έκθεσης), αύξηση που συνοδεύεται από σημαντική πτώση στην ολκιμότητα και την δυσθραυστότητα. Αξίζει να αναφερθεί ότι το φαινόμενο αυτό είναι εντονότερο όσο αυξάνεται η περιεκτικότητα του ανοξείδωτου χάλυβα σε Cr, ενώ κάτω από 13% κ.β. σε Cr δεν υπάρχει κίνδυνος ψαθυροποίησης. Το φαινόμενο της ψαθυροποίησης οφείλεται στην δημιουργία μίας υπομικροσκοπικής, διατεταγμένης και πλούσιας σε Cr φάσης (φάση α' δομής bcc) μέσα στην φερριτική φάση α, η οποία παραμένει συνεκτική με την μήτρα Fe/Cr και παρεμποδίζει την πλαστική παραμόρφωση μέσω μηχανισμών ολίσθησης. Η ψαθυρότητα που προσδίδει η φάση αυτή στο κράμα μπορεί να αντιμετωπιστεί με θέρμανσή του στην θερμοκρασιακή περιοχή των 600°C και ταχύτατη ψύξη. Τέλος, αξίζει να αναφερθεί πως η ψαθυροποίηση μπορεί να προκύψει και εξαιτίας μίας άλλης φάσης που λέγεται φάση σ. Για την φάση σ θα γίνει εκτενής αναφορά παρακάτω. **(4),(35),(36)**

1.2.1 Στοιχεία κραμάτωσης

Τα στοιχεία κραμάτωσης που προσδίδουν στον ανοξείδωτο χάλυβα τις επιθυμητές ιδιότητες διακρίνονται στους σταθεροποιητές ωστενίτη, στους σταθεροποιητές φερρίτη και στα καρβιδιογόνα στοιχεία. Οι σταθεροποιητές ωστενίτη διευρύνουν την περιοχή γ, έχουν fcc δομή και είναι οι Ni, Co, Mn, C, N, Pt, Pa, Ru, Rh, Os, Ir, Cu, Au, Zn ενώ οι σταθεροποιητές φερρίτη ελαττώνουν την περιοχή γ ή/και διευρύνουν την περιοχή α, έχουν bcc δομή και είναι οι Cr, Si, Nb, Mo, W, V, Ti, Al, P, Be, As, Sn, Sb, S, B, Zr, Ta, Ce. Οι σχηματιστές καρβιδίων δημιουργούν καρβίδια, όταν η ποσότητά τους είναι η κατάλληλη, και είναι οι Cr, Mo, Ti, Nb, Fe, Mn, W, V, Zr, Ta. Τα σημαντικότερα από τα παραπάνω κραματικά στοιχεία είναι τα Cr, Ni, C. Ειδικότερα: **(4),(32),(36)**

- **Χρόμιο (Cr):** Το Cr αποτελεί την σπουδαιότερη κραματική προσθήκη των ανοξείδωτων χάλυβων. Σε ποσοστό μεγαλύτερο του 5% προσδίδει αντιδιαβρωτικές ιδιότητες στους χάλυβες ενώ σε ποσοστό μεγαλύτερο του 12% τους προστατεύει από την οξείδωση κατά

την έκθεσή τους σε ατμοσφαιρικές συνθήκες. Ο λόγος που συμβαίνει αυτό είναι η δημιουργία προστατευτικού στρώματος οξειδίου (Cr_2O_3) στην επιφάνειά τους. Αυτό έχει πάχος από 0.01 μm μέχρι 0.03 μm , δημιουργείται με απλή έκθεση του μετάλλου στον αέρα και γενικά είναι συμπαγές, πολύ ανθεκτικό και έχει εξαιρετική συνάφεια με το υπόστρωμα, ενώ αξίζει να αναφερθεί πως σε αναγωγικά περιβάλλοντα το οξείδιο αυτό καταστρέφεται με αποτέλεσμα ο χάλυβας να χάνει τις αντιδιαβρωτικές του ικανότητες. Ακόμα, το στρώμα αυτό είναι συνεχές, αδιάβροχο σε υγρά και αέρια και δεν προσβάλλεται απ' τα περισσότερα αντιδραστήρια. **(32),(36)**

- **Νικέλιο (Ni):** Το Ni αποτελεί πιο ευγενές στοιχείο απ' τον Fe και ενισχύει την ανθεκτικότητα των χάλυβων σε οξειδωτικά περιβάλλοντα, ενώ προσφέρει και προστασία από ελαφρώς οξειδωτικά ή/και αναγωγικά περιβάλλοντα. Ακόμα, βελτιώνει σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητές τους, όπως για παράδειγμα την δυσθραυστότητα σε χαμηλές θερμοκρασίες, την αντοχή στον ερπυσμό σε υψηλές θερμοκρασίες, την επιδεκτικότητα σε συγκόλληση, και γενικά η προσθήκη του αποτελεί μονόδρομο όταν οι απαιτούμενες αντοχές σε διάβρωση είναι πολύ υψηλές. Ωστόσο, κύριος σκοπός του είναι η σταθεροποίηση της ωστενιτικής περιοχής γ των ωστενιτικών ανοξειδωτων χάλυβων στην θερμοκρασία περιβάλλοντος, καθώς αποτελεί ισχυρά γ -φερρογόνο στοιχείο και καταστέλλει τον μετασχηματισμό $\gamma \rightarrow \alpha$. Επίσης, όσο αυξάνεται η περιεκτικότητά του στο κράμα, τόσο πιο πολύ φθίνει η M_s (θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού) κάτω απ' την θερμοκρασία περιβάλλοντος, ενώ είναι υπεύθυνο για την ευαισθησία των ωστενιτικών χάλυβων σε συνδυασμό θειούχων ατμοσφαιρών (H_2S , SO_2) σε υψηλές θερμοκρασίες. Τέλος, για προσθήκες μεγαλύτερες του 40% αναστέλλει την εμφάνιση της σ φάσης **(4)**. **(32),(36)**
- **Άνθρακας (C):** Ο C σχηματίζει στερεό διάλυμα παρεμβολής και βελτιώνει την αντοχή του ανοξειδωτου χάλυβα, ελαττώνει όμως σημαντικά την αντοχή στην διάβρωση. Ο λόγος που συμβαίνει αυτό είναι ότι ο C δεσμεύει σε μεγάλο βαθμό Cr (ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο) υπό μορφή καρβιδίων (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3), με αποτέλεσμα στο μητρικό μέταλλο να μειώνεται η περιεκτικότητα του Cr και άρα να υποβαθμίζεται η αντοχή του στην διάβρωση. Γι' αυτό τον λόγο η περιεκτικότητα των ανοξειδωτων χάλυβων σε C πρέπει να είναι όσο το δυνατόν χαμηλότερη. Ακόμα, ο C (όπως και το N) μετατοπίζει το όριο κατακρήμνισης της φάσης σ προς υψηλότερες περιεκτικότητες σε Cr **(4)**. Επίσης, η ποσότητα του C σε έναν ανοξειδωτο χάλυβα είναι αντιστρόφως ανάλογη της επιδεκτικότητάς του σε συγκόλληση του **(35)**. **(32),(36)**

- **Άλλα κραματικά στοιχεία:** Το **Mo** αποτελεί ισχυρό α-φερρογόνο στοιχείο και με τον Fe σχηματίζει ενδομεταλλικές φάσεις, με σημαντικότερη την φάση Laves Fe_2Mo και την φάση $\chi Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$, ενώ βελτιώνει την αντίσταση στη σπληναιώδη διάβρωση και στη διάβρωση βελονισμών. Το **Mn** σχηματίζει τα καρβίδια $(Fe,Mn)_3C$ που δεν έχουν πρακτική σημασία στους ανοξειδωτους χάλυβες γιατί ο C προλαβαίνει να σχηματίσει καρβίδια με ισχυρότερα καρβιδιογόνα στοιχεία. Επίσης, σταθεροποιεί τον ωστενίτη στις χαμηλές θερμοκρασίες στην τάση του για μετατροπή σε μαρτενσίτη. Το **Nb** αποτελεί πολύ ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο, δεσμεύοντας τον C προτιμητέα έναντι του Cr, ωστόσο η υψηλή ταχύτητα απόψυξης των συγκολλήσεων δεν αφήνει χρονικά περιθώρια για την δράση του με αποτέλεσμα να απαιτείται μεγαλύτερη περιεκτικότητα. Το **Ti** αποτελεί επίσης ισχυρό καρβιδιογόνο στοιχείο, σχηματίζοντας το TiC , ενώ ενώνεται και με το N, σχηματίζοντας το TiN , καθώς και το $Ti(CN)$. Η τελευταία ένωση συμμετέχει σε άλλες ευτηκτικές χαμηλού σημείου τήξης ενώσεις, επηρεάζοντας κατ' αυτό τον τρόπο την αντοχή στην θερμή ρωγμάτωση των συγκολλήσεων των ανοξειδωτων χάλυβων. Το **Si** βελτιώνει σημαντικά την αντοχή στην διάβρωση των ωστενιτικών ανοξειδωτων χάλυβων έναντι του νιτρικού οξέος (για προσθήκες 4-5%), επεκτείνει το πεδίο εμφάνισης της φάσης σ προς μικρότερες περιεκτικότητες σε Cr, αυξάνει την δραστηριότητα του C και άρα η κατακρήμνιση του καρβιδίου $M_{23}C_6$ επιταχύνεται, και προωθεί την δημιουργία ευτηκτικών χαμηλού σημείου τήξεως, με συνέπεια την μεταβολή της αντοχής στην θερμή ρωγμάτωση των συγκολλήσεων των ανοξειδωτων χάλυβων. Το **S** και ο **P** θεωρούνται ανεπιθύμητες ακαθαρσίες καθώς σχηματίζουν ευτηκτικές ενώσεις χαμηλού σημείου τήξεως που επηρεάζουν την θερμή ρωγμάτωση των συγκολλήσεων των ανοξειδωτων χάλυβων. Ο **Cu** προστίθεται μέχρι 3.5% προκειμένου να βελτιώσει την αντοχή στην διάβρωση, ενώ αυξάνει την σκληρότητα και την αντοχή στον εφελκυσμό με φαινόμενα γήρανσης-κατακρήμνισης καθώς και επηρεάζει την θερμή ρωγμάτωση των συγκολλήσεων αλλά σε μικρότερο βαθμό συγκριτικά με τα Si, Nb και Ti. Το **B** προστίθεται κατά την τήξη για εκλέπτυνση των κόκκων κατά την στερεοποίηση, ενώ με τον Fe και το Ni σχηματίζει ευτηκτικές ενώσεις, χαμηλού σημείου τήξεως, δημιουργώντας σημαντικό πρόβλημα θερμής ρωγμάτωσης των συγκολλήσεων. Το **O₂** αποτελεί ανεπιθύμητη ακαθαρσία για τους ανοξειδωτους χάλυβες, χωρίς ωστόσο να επηρεάζει ουσιαστικά την συμπεριφορά στην θερμή ρωγμάτωση των ανοξειδωτων χάλυβων. Τέλος, το **H₂** αποτελεί ένα στοιχείο διαλυτό σε υψηλές περιεκτικότητες στα τήγματα των χάλυβων. Όσο η θερμοκρασία ελαττώνεται, τόσο περιορίζεται η διαλυτότητα, με αποτέλεσμα αυτό να επιφέρει την ψυχρή ρωγμάτωση στις συγκολλήσεις των

ανοξειδωτων χαλύβων, κίνδυνος μετρήσιμος όταν στην τελική ωστενιτική δομή υπάρχει δ-φερρίτης σε περιεκτικότητα μεγαλύτερη από 40%. (4)

1.2.2 Ταξινόμηση

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες διακρίνονται με βάση την κυρίαρχη φάση στην μικροδομή τους στις εξής κατηγορίες:

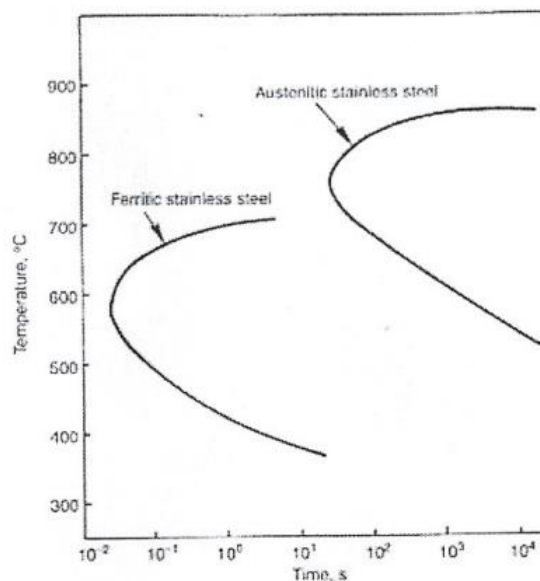
1.2.2.1 Ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες

Οι χάλυβες αυτοί έχουν ως κυρίαρχη φάση τον ωστενίτη (γ -Fe), περιέχουν περισσότερο από 16% κ.β. Cr, παράγονται σε μεγαλύτερες ποσότητες από τους άλλους ανοξειδωτους χάλυβες, λειτουργούν σε θερμοκρασίες της τάξης των 800-1000°C, έχουν εξαιρετική αντοχή σε διάβρωση, καλή ολκιμότητα, καθώς και αρκετά καλή διαμορφωσιμότητα εν θερμώ και εν ψυχρώ και εξαιρετική επιδεκτικότητα σε συγκόλληση ακόμα και σε πολύ μικρά πάχη χωρίς να απαιτείται προθέρμανση ή μεταθέρμανση, ενώ είναι οι λιγότερο επιδεκτικοί χάλυβες στην εμφάνιση της φάσης σ (36). Ωστόσο, κατά την συγκόλληση λεπτών ελασμάτων οι παραμορφώσεις και στρεβλώσεις που παρατηρούνται είναι συχνά αρκετά έντονες (36). Ακόμα, ο συντελεστής ενδοτράχυνσής τους είναι πολύ υψηλός, δηλαδή σκληρύνονται έντονα κατά την παραμόρφωση, και συνεπώς η παραμόρφωσή τους εν ψυχρώ δίνει άριστες διαστασιακές ανοχές (36). Τα κύρια κραματικά τους στοιχεία είναι το Ni (κατ' ελάχιστο 8%), που σταθεροποιεί σε μεγάλο βαθμό την ωστενιτική φάση γ σε θερμοκρασία δωματίου (και δευτερευόντως το Mn), και το Cr, ενώ η κρυσταλλική τους δομή είναι η κυβική εδροκεντρωμένη (fcc). Δεδομένου ότι η ωστενιτική φάση γ διατηρείται σε μετασταθή κατάσταση στην θερμοκρασία περιβάλλοντος, μπορεί να επιτευχθεί μετασχηματισμός φάσης στον χάλυβα με ψυχρή διαμόρφωση, δηλαδή σχηματισμός μαρτενσίτη, με αποτέλεσμα το κράμα να σκληραίνει σε τέτοιο βαθμό άμεσα εξαρτώμενο απ' την σύστασή του (35). Ακόμα, με προσθήκη πολύ μικρής ποσότητας C (<0.08% κ.β.) βελτιώνεται η αντοχή τους σε υψηλές θερμοκρασίες ενώ με προσθήκη N αυξάνεται η αντοχή τους σε χαμηλές θερμοκρασίες κυρίως. Αξίζει να αναφερθεί μάλιστα, πως με την πρόοδο της μεθόδου AOD (Argon Oxygen Decarburisation), συνδυασμένες προσθήκες μαγγανίου (Mn) και αζώτου (N) μπορούν να αντικαταστήσουν μερικώς το Ni, σαν σταθεροποιητές του ωστενίτη, καθιστώντας κατ' αυτό τον τρόπο οικονομικότερους τους ανοξειδωτους χάλυβες (35). Επίσης, οι χάλυβες αυτοί είναι σκληροί (η αντοχή σε θραύση μπορεί να ξεπεράσει τα

1000 Μρα), ελατοί, δεν μαγνητίζονται, η δυσθραυστότητά τους δεν μειώνεται με μείωση της θερμοκρασίας, ενώ αξίζει να αναφερθεί πως δεν σκληραίνουν με θερμικές κατεργασίες αλλά μόνο με ψυχρές, όπου η αντοχή τους αυξάνεται σε βαθμό, εξαρτώμενο απ' την σύστασή τους και τον σχηματισμό μαρτενσίτη (35). Γενικώς, η αντοχή τους δεν βελτιώνεται με κατακρήμνιση ή κάποιο μετασχηματισμό φάσης ενώ μπορεί να εμφανίζουν πλήθος κατακρημνισμάτων όπως για παράδειγμα κάποιων καρβιδίων με την συμμετοχή των στοιχείων Cr, Mo, Nb, Ti. Ακόμα, στους χάλυβες αυτούς, μετά από παρατεταμένη έκθεση σε υψηλές θερμοκρασίες και με την παρουσία στοιχείων όπως το Nb, Ti και Mo, μπορεί να σχηματιστούν ενδομεταλλικές ενώσεις (σ , χ , Laves) οι οποίες τους ψαθυροποιούν και υποβαθμίζουν τις μηχανικές και αντιδιαβρωτικές τους ιδιότητες. Ενδεικτικά, η παρουσία της φάσης σ σε ποσοστό μικρότερο του 5% μπορεί να οδηγήσει σε μείωση της δυσθραυστότητας κατά 50% (37). Γενικά, αυτοί οι χάλυβες αναφέρονται ως χάλυβες της "σειράς 200 και 300" κατά AISI. Ο πιο κοινός τύπος ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα είναι ο 18-8 (18% κ.β. Cr και 8% κ.β. Ni), όπου το Cr προσφέρει την βασική προστασία απ' την διάβρωση, το Ni διατηρεί την ωστενιτική δομή σε θερμοκρασία δωματίου, και η περιεκτικότητά του σε C είναι μικρότερη από 0.08% ώστε να μην κατακρημνίζονται καρβίδια του Cr (36). Γενικά, οι χάλυβες αυτοί παράγονται τόσο σε επιμήκη όσο και σε πλατιά προϊόντα, βρίσκοντας εφαρμογή κυρίως στην χημική και πετροχημική βιομηχανία, στις εγκαταστάσεις και τα μηχανήματα της βιομηχανίας τροφίμων, σε καμίνους κλπ. Ωστόσο, είναι αρκετά ακριβοί εξαιτίας της προσθήκης του Ni στην σύστασή τους (36). (32),(33),(37)

Κατά την συγκόλληση των ωστενιτικών ανοξειδωτών χαλύβων είναι πολύ συχνή η εμφάνιση του φαινομένου της ευαισθητοποίησης στην περιοχή των 500-800°C, το οποίο προσβάλλει κυρίως περιοχές της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ). Κατά το φαινόμενο αυτό σχηματίζονται και κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων κυρίως, με σχετικά αργούς ρυθμούς, καρβίδια και νιτρίδια πλούσια σε Cr (όπως τα Cr₂₃C₆, Cr₂N, CrN), το οποίο και αντλούν απ' τον περιβάλλοντα ωστενίτη. Ως αποτέλεσμα, στα όρια των κόκκων, υπάρχει μειωμένη ποσότητα Cr συγκριτικά με το εσωτερικό των κόκκων, κάτι που επιφέρει περικρυσταλλική διάβρωση. Συχνά μάλιστα, εντός της ΘΕΖ παρατηρείται απώλεια μετάλλου σε μια περιοχή παράλληλη προς την ραφή της συγκόλλησης η οποία ονομάζεται "weld decay zone" (37). Για την αντιμετώπιση του φαινομένου αυτού, οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες αναθερμαίνονται (ανόπτηση σε υψηλή θερμοκρασία) ώστε να επαναδιαλυτοποιηθούν τα καρβίδια και νιτρίδια του Cr στα όρια των κόκκων, και στην

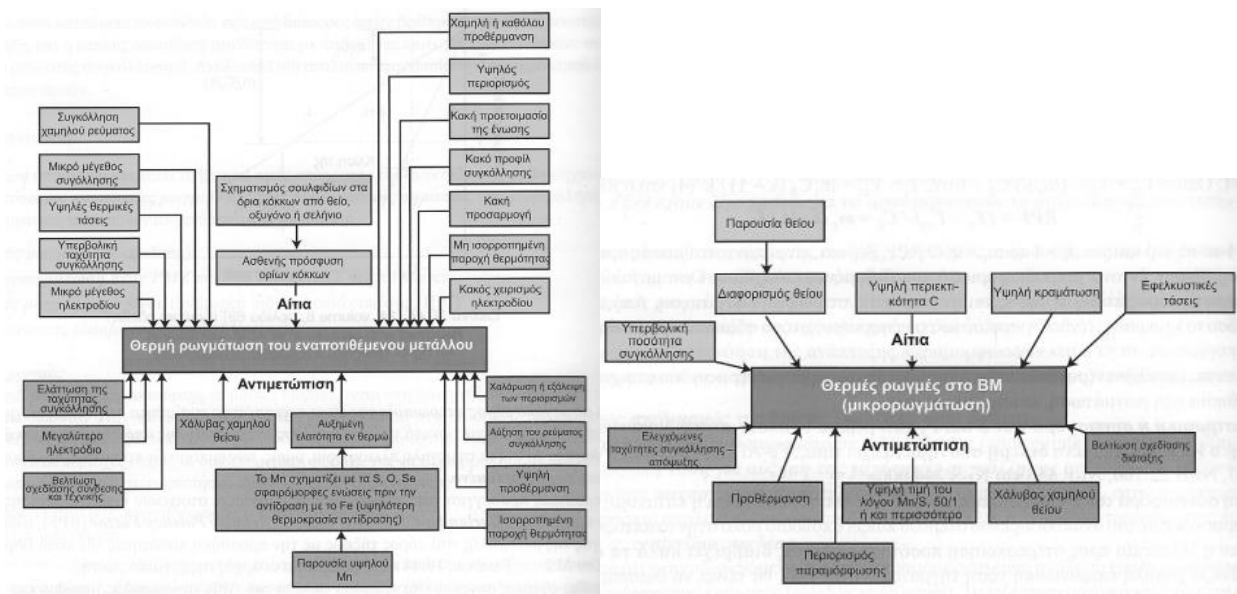
συνέχεια ψύχονται ταχύτατα σε χρόνο τέτοιο ώστε να μην τμηθεί η καμπύλη ευαισθητοποίησης TTT (έναρξη μετασχηματισμού στα 100 sec περίπου) (διάγραμμα 1.5) και να μη σχηματιστούν πάλι. Ωστόσο, μια τέτοια λύση είναι ανέφικτη στην περίπτωση κατασκευών που έχουν μεγάλες διαστάσεις ή βρίσκονται σε λειτουργία. Ακόμα, το φαινόμενο αυτό μπορεί να παρεμποδιστεί με πολύ χαμηλές προσθήκες C (<0.03%) και N στο κράμα (π.χ. οι χάλυβες 304L και 316L), έτσι ώστε να μην μπορούν να σχηματιστούν καρβίδια και νιτρίδια, κάτι που επιτυγχάνεται με την μέθοδο AOD. Ωστόσο, πάντα θα υπάρχει ένα μικρό ποσοστό C και N στους ανοξειδωτους χάλυβες και άρα είναι αδύνατον να αποφευχθεί εντελώς το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης. Άλλος τρόπος για την παρεμπόδιση του φαινομένου αυτού είναι η προσθήκη Ti και Nb στο κράμα, σε ποσοστά έως 1% κ.β. Είναι αλήθεια πως το Cr έχει μεγάλη χημική συγγένεια με τον C. Ωστόσο, το Nb δεσμεύει πιο εύκολα τον C, σχηματίζοντας NbC και Nb₂C, και το Ti δεσμεύει ευκολότερα το N, σχηματίζοντας TiN (καθώς και TiC), με αποτέλεσμα να παρεμποδίζεται ο σχηματισμός καρβιδίων και νιτρίδιων του Cr. Οι απαιτούμενες αναλογίες είναι Ti/C = 4:1 και Nb/C = 8:1 (37). (35),(36)



Διάγραμμα 1.5: Καμπύλες ευαισθητοποίησης TTT για ωστενιτικούς και φερριτικούς ανοξειδωτους χάλυβες
(35)

Ένα άλλο πρόβλημα που μπορούν να παρουσιάσουν οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες, ιδιαίτερα κατά τις συγκολλήσεις τους, είναι η θερμή ρωγμάτωση, τόσο της ζώνης τήξης κατά την στερεοποίηση όσο και της ΘΕΖ, που εκδηλώνεται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες από 1250°C. Αυτή συμβαίνει εξαιτίας του σχηματισμού εύτηκτων νικελιούχων ενώσεων με

S, P, Si κλπ, οι οποίες έχουν πολύ χαμηλά σημεία τήξης (600-800°C). Επίσης, συμβαίνει και εξαιτίας του συνδυασμού της παρουσίας τάσεων με την διατήρηση υψηλού ορίου ελαστικότητας στις υψηλές θερμοκρασίες, με αποτέλεσμα η εκτόνωση των τάσεων από μικροπλαστικές παραμορφώσεις να είναι δύσκολη. Για να αντιμετωπιστεί το φαινόμενο αυτό συνίσταται η παρουσία Mo και Mn στην σύσταση των χαλύβων, ή/και η παρουσία φερρίτη δ στην δομή τους (μέχρι 10% και με επιθυμητό ποσοστό 3-8% κ.ό.), η οποία απορροφά τις εσωτερικές τάσεις και επιτυγχάνεται με την χρήση ωστενοφερριτικού ηλεκτροδίου. Ακόμα, ο φερρίτης αυτός μπορεί να προκύψει απ' τον διαφορισμό των α-φερρογόνων στοιχείων (κυρίως του Cr) κατά την στερεοποίηση ή κατά την θερμομηχανική κατεργασία του υλικού. Ωστόσο, η παρουσία του φερρίτη σε μεγάλη ποσότητα ελαττώνει τις αντιδιαβρωτικές ιδιότητες και ενέχει κινδύνους ευθραυστοποίησης (δημιουργία φάσης σ) για θερμοκρασίες λειτουργίας κοντά στους 550°C. (36),(37) Στην παρακάτω εικόνα (εικόνα 1.4) φαίνονται οι παράγοντες που μπορεί να επηρεάσουν την θερμή ρωγμάτωση, τόσο της περιοχής της ζώνης τήξης όσο και του μετάλλου βάσης (4).



Εικόνα 1.4: Παράγοντες που επηρεάζουν την θερμή ρωγμάτωση στην περιοχή της ζώνης τήξης (αριστερά) και στο μέταλλο βάσης (δεξιά) (4)

1.2.2.2 Μαρτενσιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες

Οι χάλυβες αυτοί (δομής bcc) έχουν περιεκτικότητα μικρότερη από 13% κ.β. σε Cr, μικρότερη από 0.15% κ.β. σε C (πρακτικά 10-16% Cr και έως 1% C) (36), καθώς και

προσθήκες Mn, στοιχεία που αυξάνουν την εμβαιπτότητα. Για τον σχηματισμό τους ο χάλυβας ωστενιτοποιείται σε υψηλές θερμοκρασίες και στην συνέχεια βάφεται, προκειμένου να αποκτήσει μαρτενσιτική δομή η οποία του προσδίδει υψηλή μηχανική αντοχή, και το ποσοστό της εξαρτάται τόσο απ' την θερμοκρασία όσο και απ' το ποσοστό παραμόρφωσης. Ακόμα, σε αυτούς τους χάλυβες προστίθεται και Ni σε ποσοστό 0-4% κ.β. το οποίο διευρύνει την περιοχή σταθερότητας της ωστενιτικής φάσης γ. Γενικώς, επιδέχονται θερμικές κατεργασίες αποκτώντας ποικίλες μηχανικές ιδιότητες, με αντοχή σε θραύση που μπορεί να ξεπεράσει τα 1000 Mpa, είναι μαγνητικοί, έχουν χαμηλή κατεργασιμότητα και επιδεκτικότητα σε συγκόλληση, υψηλή σκληρότητα και θερμική αντίσταση, ενώ συγκριτικά με τους υπόλοιπους ανοξείδωτους χάλυβες έχουν μικρότερη αντοχή στην διάβρωση και μικρότερη ολκιμότητα. Η χαμηλή επιδεκτικότητα σε συγκόλληση οφείλεται στην παρουσία του μαρτενσίτη, ο οποίος είναι ευπαθής στην απορρόφηση υδρογόνου και στην ψυχρή ρωγμάτωση. Συνήθως χρησιμοποιούνται ως χυτά ή σφυρήλατα προϊόντα σε εγκαταστάσεις χημικών και πετροχημικών βιομηχανιών, είτε ως κοπτικά εργαλεία και εργαλεία της χειρουργικής και οδοντιατρικής. (32),(35),(36)

1.2.2.3 Φερριτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες

Η μητρική φάση αυτών των χαλύβων αποτελείται αποκλειστικά από την θερμοδυναμικά σταθερή φάση του φερρίτη α. Αποτελούν τμήμα της "σειράς 400" κατά AISI και σχηματίζονται όταν το ποσοστό του Cr σε κράματα Fe-Cr είναι μεγαλύτερο από 13%, όπου κατά την απόψυξή τους και μέχρι την θερμοκρασία περιβάλλοντος δεν επιτυγχάνεται άλλος μετασχηματισμός. Πρακτικά περιέχουν 16-17% Cr (γενικά 13-30% Cr) και ποσοστό C αρκετά χαμηλό, δηλαδή περίπου 0.05-1%, ενώ μπορεί να περιέχουν Mo, Ti ή/και Ni σε μικρή ποσότητα. Κρυσταλλώνονται στο κυβικό χωροκεντρωμένο σύστημα (bcc), δεν επιδέχονται μαρτενσιτική βαφή ούτε σκλήρυνση με θερμικές κατεργασίες, είναι μαγνητικοί μέχρι την θερμοκρασία Curie (750°C), έχουν καλή ολκιμότητα και δεν ενδοτραχύνονται εύκολα, έχουν μεγαλύτερη αντοχή σε διάβρωση όμως μικρότερη μηχανική αντοχή από τους μαρτενσιτικούς, ενώ κατά την αύξηση της θερμοκρασίας ελαττώνεται η αντοχή και δυσθραυστότητά τους λόγω μεγέθυνσης των κόκκων, κάτι που μπορεί να αντιμετωπιστεί με ανακρυστάλλωση μετά από ενδοτράχυνση. Ακόμα, είναι λιγότερο ανθεκτικοί στην διάβρωση και μορφοποιούνται και συγκολλούνται δυσκολότερα από τους ωστενιτικούς,

ενώ σε χαμηλές θερμοκρασίες εμφανίζουν εξαιρετικά χαμηλή δυσθραυστότητα. Η πολύ κακή επιδεκτικότητά τους σε συγκόλληση αντιμετωπίζεται ως ένα βαθμό με μικρή θερμική κατεργασία, ακολουθούμενη από γρήγορη απόψυξη (36). Εκτός αυτών, κατά την ψυχρή παραμόρφωσή τους δεν αυξάνεται σημαντικά η αντοχή σε θραύση, η οποία σπάνια υπερβαίνει τα 600 Μρα, και ελαττώνεται ουσιαστικά η ολκιμότητά τους, ενώ ο σχηματισμός καρβιδίων του Cr πρέπει να αποφεύγεται, λόγω φαινομένων ψαθυροποίησης, και άλλα καρβίδια που παράγονται με στοιχεία σταθεροποίησης δεν συνεισφέρουν πρακτικά στην σκλήρωσή τους (35). Γενικά, από οικονομική άποψη, είναι ελκυστικά προϊόντα και χρησιμοποιούνται κυρίως στην αυτοκινητοβιομηχανία για την κατασκευή εξαρτημάτων και σιγαστήρων, και γενικά διατίθενται στο εμπόριο σε μορφή ελασμάτων και φύλλων. (32),(35),(36)

Οι φερριτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες μπορούν, όπως και οι ωστενιτικοί, να παρουσιάσουν το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης. Ωστόσο, ευαισθητοποιούνται σε μικρότερες θερμοκρασίες και πολύ πιο γρήγορα απ' τους ωστενιτικούς. Για την αντιμετώπιση του φαινομένου αυτού, μία λύση θα μπορούσε να είναι η απόψυξη σε αέρα ή η βαφή σε λάδι. Ωστόσο, οι μέθοδοι αυτές δεν είναι αρκετά γρήγορες ώστε να αποφευχθεί η κατακρήμνιση των καρβιδίων και νιτριδίων. Συνεπώς, η ευαισθητοποίηση των φερριτικών ανοξειδωτων χάλυβων αντιμετωπίζεται με την υποβολή του κράματος σε θερμική κατεργασία υψηλών θερμοκρασιών και στην συνέχεια με πολύ αργή ψύξη εντός της κρίσιμης περιοχής (διάγραμμα 1.5), ώστε να επιτευχθεί διάχυση του Cr απ' το εσωτερικό των κόκκων στην περιοχή των ορίων των κόκκων, αντικαθιστώντας κατ' αυτό τον τρόπο το Cr που καταναλώθηκε για την δημιουργία των καρβιδίων και νιτριδίων. (35)

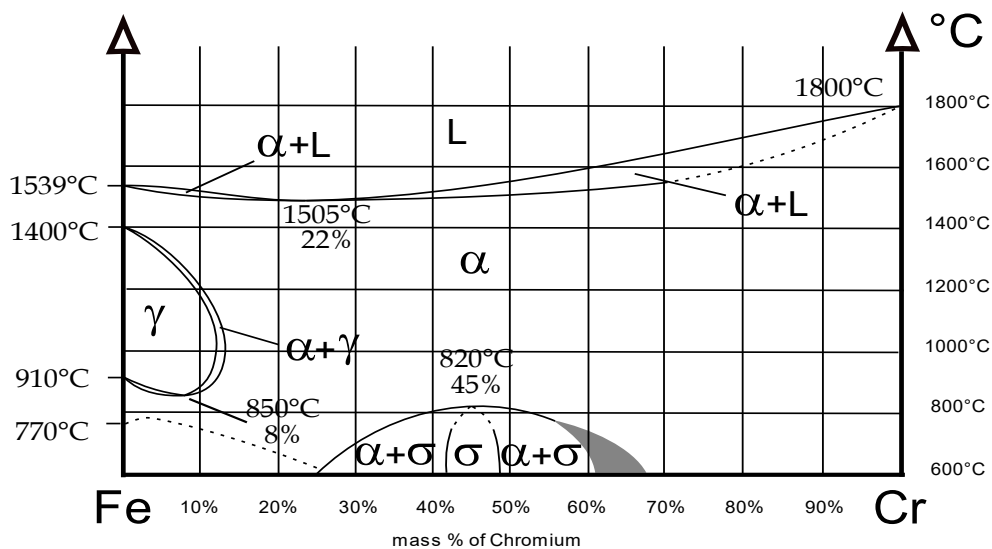
1.2.2.4 Διλοφασικοί (duplex) ανοξειδωτοί χάλυβες

Αυτοί οι χάλυβες περιέχουν και ωστενίτη (γ -Fe) και φερρίτη (α -Fe), συγκεκριμένα σε αναλογίες που κυμαίνονται από 50/50 μέχρι 40/60. Έχουν περιεκτικότητα σε Cr 19-28% κ.β., σε Mo <5% κ.β., περιεκτικότητα χαμηλή σε Ni (5% κ.β. περίπου), συγκριτικά με τους ωστενιτικούς, πρακτικά είναι παραμαγνητικοί, δεν είναι τόσο επιρρεπείς στην ευαισθητοποίηση όσο οι ωστενιτικοί και οι φερριτικοί (35), ενώ συχνά τους προστίθεται N που δρα ως σταθεροποιητής του ωστενίτη γ . Συγκριτικά με τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες, παρουσιάζουν εξίσου καλές αντιδιαβρωτικές ικανότητες και είναι πιο μαλακοί,

ενώ έχουν υψηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό και όριο διαρροής και καλύτερη αντιδιαβρωτική συμπεριφορά υπό τάση (4). Επίσης, μπορούν να παρουσιάσουν το φαινόμενο της υπερπλαστικότητας, το οποίο συμβαίνει υπό συνθήκες εφελκυσμού, όταν η παραμόρφωση, αντί να εντοπίζεται τοπικά, κατανέμεται καθ' όλο το μήκος του δοκιμίου (35). (33)

1.2.3 Το διμερές διάγραμμα Fe-Cr

Για την βαθύτερη κατανόηση των παραπάνω 4 τύπων ανοξειδωτων χαλύβων γίνεται χρήση του διμερούς διαγράμματος Fe-Cr (διάγραμμα 1.6).



Διάγραμμα 1.6: Διμερές διάγραμμα Fe-Cr

Από το διάγραμμα αυτό προκύπτει πως το Cr, το οποίο δεν έχει εδροκεντρωμένη κυβική δομή όπως ο Fe και αποτελεί ισχυρό α -φερρογόνο στοιχείο, περιορίζει την περιοχή σταθερότητας της ωστενιτικής φάσης γ σε ένα μικρό τμήμα του διαγράμματος (βρόχος γ). Το τμήμα αυτό περιβάλλεται απ' την διφασική περιοχή $\alpha+\gamma$ (διφασικοί ανοξειδωτοι χάλυβες) και αυξάνεται σε έκταση στο διάγραμμα με αυξανόμενη περιεκτικότητα του κράματος σε C, ενώ στο υπόλοιπο διάγραμμα κυριαρχεί η bcc δομή του φερρίτη α που είναι πλούσια σε Fe. Ακόμα, απ' το διάγραμμα συμπεραίνεται ότι τα κράματα με περιεκτικότητα σε Cr μεγαλύτερη από 12-13% δεν είναι δυνατόν να περιέχουν την ωστενιτική φάση γ για

καμία θερμοκρασία, και προφανώς δεν παρουσιάζουν τον μετασχηματισμό $\gamma \rightarrow \alpha$ αποκλείοντας την διαδικασία εκλέπτυνσης του κόκκου με αλλαγή φάσης κατά την στερεοποίηση ή την ισχυροποίησή τους με βαφή (4). Για την διατήρηση του βρόχου γ σε χαμηλότερες θερμοκρασίες, γίνεται προσθήκη σταθεροποιητών του ωστενίτη (γ -φερρογόνων στοιχείων) στο κράμα, με το Ni να αποτελεί το πιο χαρακτηριστικό παράδειγμα, ενώ με προσθήκη C (γ -φερρογόνο στοιχείο) επεκτείνεται ο βρόχος γ σε υψηλότερες τιμές Cr, καθιστώντας δυνατή την βαφή ενός ανοξειδωτού χάλυβα, που περιέχει αρκετό Cr, από την ωστενιτική περιοχή (35). (32),(36)

Ακόμα, στο διμερές διάγραμμα Fe-Cr (διάγραμμα 1.6) παρατηρούμε την ύπαρξη της φάσης σ , η οποία εμφανίζεται όταν η περιεκτικότητα του Cr στον Fe είναι περίπου 45% κ.β., σε θερμοκρασίες μικρότερες των 820°C, ενώ σε μεγαλύτερες θερμοκρασίες διαλύεται μέσα στην φερριτική φάση α . Αριστερά και δεξιά της σ φάσης υπάρχουν οι περιοχές $\sigma + \alpha$ όπου η σ φάση συνυπάρχει μαζί με την φάση του φερρίτη α , ενώ φαίνεται πως η έκτασή τους δεν είναι απόλυτα καθορισμένη. Συμπεραίνεται λοιπόν, πως υπό ορισμένες συνθήκες, η φάση σ μπορεί να εμφανιστεί ακόμα και σε κράματα με 20% περιεκτικότητα σε Cr, καθώς ο σχηματισμός της ενθαρρύνεται από διάφορα κοινά κραματικά στοιχεία όπως τα Mo, Ti και Nb, καθώς και απ' τον μικροδιαφορισμό και μακροδιαφορισμό του κράματος. (4),(32),(36)

Η φάση σ αποτελεί μια ενδομεταλλική φάση που εμφανίζεται συχνά στους ανοξειδωτους χάλυβες και ανήκει στις τοπολογικά υψηλής πλήρωσης φάσεις (TCP). Έχει χημικό τύπο $(\text{Fe,Ni,Co})_x(\text{Nb,Mo,Cr,Ta})_y$ όπου $x,y = 1-7$ (συνηθέστερα $x,y = 1$), με τα στοιχεία Cr και Mo (σε υψηλές ποσότητες) να παίζουν τον κυρίαρχο ρόλο στον σχηματισμό της. Έχει χωροκεντρωμένη τετραγωνική κρυσταλλική δομή, βελονοειδή ή πλακοειδή μορφή, κατακρημνίζεται κυρίως στα όρια των κόκκων, σχηματίζεται αρκετά αργά, η δημιουργία της ευνοείται σε υψηλές θερμοκρασίες (550-950°C) για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα, ενώ η κινητική των αντιδράσεων κατακρήμνισής της είναι γρηγορότερη στην φάση του φερρίτη α , δηλαδή ο σχηματισμός της επιταχύνεται απ' την ύπαρξη α -φερρογόνων στοιχείων. Γενικά, έχει ψαθυρή συμπεριφορά, είναι πιο εύκολα παρατηρήσιμη στο μικροσκόπιο απ' την α' φάση καθώς είναι ευμεγέθης (35), και εξαιτίας της δέσμευσης στοιχείων όπως το Cr και το Mo, ελαττώνει σημαντικά την αντίσταση σε διάβρωση των κραμάτων καθώς και την αντίσταση κατά του ερπυσμού σε υψηλές θερμοκρασίες. Ακόμα, ελαττώνει την επιδεκτικότητα σε συγκόλληση, ενώ συγκεκριμένα υποβαθμίζει την δυσθραυστότητα και ολκιμότητα των ωστενιτικών χάλυβων, και γενικά η παρουσία της

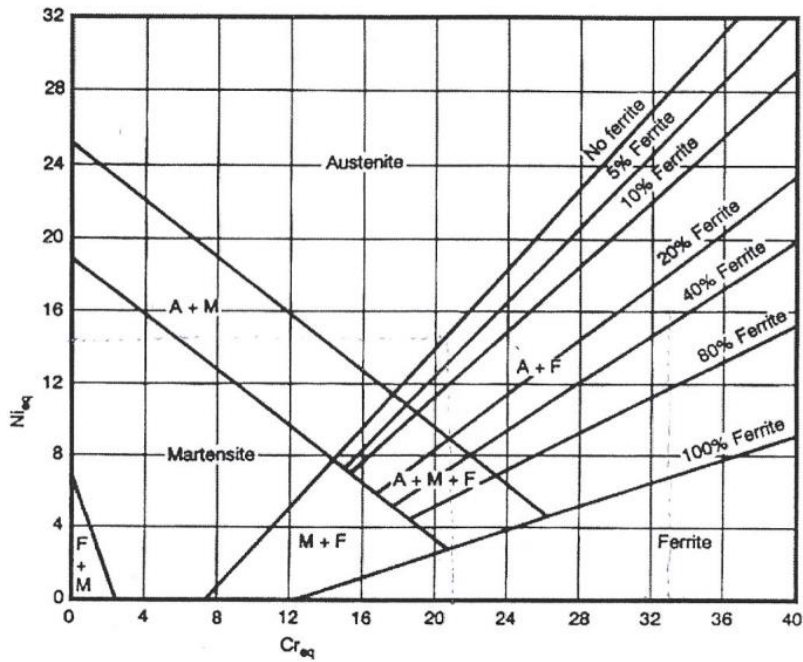
είναι απαγορευμένη τόσο στις συγκολλήσεις όσο και σχεδόν σε όλες τις εφαρμογές. Επιπλέον, η δημιουργία και ανάπτυξη της φάσης σ προωθείται από τις εν ψυχρώ κατεργασίες των χαλύβων και το μικρό μέγεθος των κόκκων, εμποδίζεται από την ύπαρξη C ο οποίος δεσμεύει το Cr, ενώ επιβραδύνεται στην περίπτωση που έχει γίνει ανόπτηση στους χάλυβες σε θερμοκρασία άνω των 1050°C, πριν αυτοί εκτεθούν στους 550-950°C. Εκτός αυτών, ο σχηματισμός της είναι δυσκολότερος όταν τα ποσοστά C και N είναι χαμηλά, πιθανότατα λόγω απουσίας των σταθεροποιητών καρβιδίων (35). Τέλος, είναι σημαντικό να αναφερθεί πως με θέρμανση των χαλύβων σε θερμοκρασία ανώτερη των 1050°C επιτυγχάνεται επαναδιαλυτοποίηση της σ φάσης, και στην συνέχεια με αρκετά γρήγορη ψύξη είναι δυνατόν να εμποδιστεί ο επανασηματισμός της. Με την ίδια διαδικασία εξαλείφεται και η παρουσία του τυχόν παραμένουστος δ -φερρίτη, φάση πολύ πιθανόν να παρουσιαστεί στις συγκολλήσεις εξαιτίας ανεξέλεγκτης ταχείας ψύξης (4). (33),(34),(37)

1.2.4 Το διάγραμμα Schaeffler

Ανάλογα με την σύσταση ενός ανοξείδωτου χάλυβα, είναι δυνατόν να προβλεφθούν οι αναμενόμενες μικροδομές του (φερριτικές, μαρτενσιτικές, ωστενιτικές) σε θερμοκρασία περιβάλλοντος με την βοήθεια του διαγράμματος Schaeffler (διάγραμμα 1.7), το οποίο είναι ιδιαίτερα χρήσιμο στις περιπτώσεις των συγκολλήσεων. Δημοσιεύθηκε το 1949 από τον Anton Schaeffler και πρακτικά ο στόχος τους είναι η αντιμετώπιση των φαινομένων θερμής ρωγμάτωσης των συγκολλήσεων (4). Ο άξονας X του διαγράμματος αυτού περιλαμβάνει το Cr_{eq} , ενώ ο άξονας Y περιλαμβάνει το Ni_{eq} , τιμές που δεν είναι απλά το %Cr και %Ni, αντίστοιχα, αλλά περιλαμβάνουν και την επίδραση και άλλων κραματικών προσθηκών, α-φερρογόνων στοιχείων και γ -φερρογόνων στοιχείων, αντίστοιχα. Πιο συγκεκριμένα, το ισοδύναμο χρώμιο (Cr_{eq}) και το ισοδύναμο νικέλιο (Ni_{eq}) μπορούν να υπολογιστούν από τις ακόλουθες μαθηματικές εκφράσεις: (35)

$$\%Cr \text{ equivalent} = \%Cr + 2(\%Si) + 1.5(\%Mo) + 5(\%V) + 5.5(\%Al) + 1.75(\%Nb) + 1.5(\%Ti) + 0.75(\%W) \quad (35)$$

$$\%Ni \text{ equivalent} = \%Ni + \%Co + 30(\%C) + 25(\%N) + 0.5(\%Mn) + 0.3(\%Cu) \quad (35)$$



Διάγραμμα 1.7: Το διάγραμμα Schaeffler (35)

Το διάγραμμα Schaeffler αναπτύχθηκε ιστορικά για τις συγκολλήσεις ανόμοιων μετάλλων με χρήση ηλεκτροδίων από ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες, και η πράξη απέδειξε την αποδοχή των δεδομένων του για τους κλασικούς ανοξειδωτους χάλυβες της "σειράς 300". Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί πως απ' την σκοπιά των συγκολλήσεων, η προτιμητέα διάταξη στερεοποίησης είναι πρωτογενής φερρίτης, πλήρης φερρίτης, πρωτογενής ωστενίτης και πλήρης ωστενίτης. Ακόμα, όσο αυξάνεται ο λόγος Cr_{eq}/Ni_{eq} , τόσο αυξάνεται η τάση για σχηματισμό φερρίτη στο κράμα (42). (4)

1.2.5 Ο ανοξειδωτος χάλυβας AISI 304L

Ο χάλυβας 304L είναι ένας ωστενιτικός ανοξειδωτος χάλυβας, όπου το γράμμα 'L' υποδεικνύει πως περιέχει πολύ χαμηλή περιεκτικότητα σε C (<0.03%). Εξαιτίας αυτού του χαμηλού ποσοστού έχει εξαιρετική επιδεκτικότητα σε συγκόλληση, γι' αυτό και χρησιμοποιείται κυρίως σε εφαρμογές συγκολλήσεων. Αυτό συμβαίνει γιατί ελαχιστοποιείται η πιθανότητα κατακρήμνισης καρβιδίων του Cr στην ΘΕΖ, ελαχιστοποιείται δηλαδή η πιθανότητα εμφάνισης του φαινομένου της ευαισθητοποίησης που οδηγεί σε περικρυσταλλική διάβρωση. Η αντοχή στην διάβρωση αυτού του χάλυβα είναι παρόμοια με του 304, ωστόσο μετά την συγκόλληση, η αντοχή του στην

περικρυσταλλική διάβρωση είναι σαφώς ανώτερη, ενώ χωρίς κάποια θερμική κατεργασία μπορεί να διατηρήσει αρκετά καλή αντοχή στην διάβρωση στο θερμοκρασιακό εύρος λειτουργίας -196-800°C. Επίσης, δεν συνίσταται η συνεχής χρήση του στην θερμοκρασιακή περιοχή 425-860°C, εάν είναι σημαντική η αντοχή στην διάβρωση σε υδάτινα περιβάλλοντα. Η αντοχή στην διάβρωση σε οξειδωτικά περιβάλλοντα είναι αποτέλεσμα της προσθήκης Cr σε ποσοστά 17.5-19.5%, ενώ η αντοχή σε μέτρια επιθετικά οργανικά οξέα είναι αποτέλεσμα της προσθήκης Ni σε ποσοστά 8-10.5%. Ακόμα, έχει εξαιρετική διαμορφωσιμότητα, αντοχή σε εφέλκυσμό 500-700 Mpa, όριο διαρροής περίπου ίσο με 170-240 Mpa, καλή ολκιμότητα (40-45%), σκληρότητα περίπου ίση με 200-215 HV, καλή ικανότητα μηχανουργικής κατεργασίας, ενώ δεν απαιτείται ανόπτηση μετά την συγκόλληση, σε λεπτές τομές μετάλλου. Οι κύριες εφαρμογές του χάλυβα 304L είναι σε υπαίθρια μηχανήματα σε χημικές, φαρμακευτικές βιομηχανίες και βιομηχανίες άνθρακα και πετρελαίου, σε μέρη δομικών υλικών που πρέπει να είναι ανθεκτικά στην θερμότητα, σε εξαρτήματα που είναι δύσκολη η θερμική τους κατεργασία, στην αμυντική και πυρηνική βιομηχανία, σε εναλλάκτες θερμότητας, σε σωληνώσεις, σε δοχεία πίεσης, σε φλάντζες, σε βαλβίδες, σε συμπυκνωτές, σε ελατήρια, βίδες, παξιμάδια και μπουλόνια σε υδάτινο περιβάλλον, στην αρχιτεκτονική επένδυση, στην βιομηχανία βαφής, στην αυτοκινητοβιομηχανία, στην αεροδιαστημική κ.ά. Η τυπική χημική ανάλυση και οι φυσικές ιδιότητες του AISI 304L φαίνονται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 1.4). **(35),(38),(39),(40)**

Πίνακας 1.4: Χημική ανάλυση του AISI 304L (πάνω), Φυσικές ιδιότητες του AISI 304L (κάτω) **(39)**

Element	% Present
Carbon (C)	0.03
Chromium (Cr)	17.50 - 19.50
Manganese (Mn)	2.00
Silicon (Si)	1.00
Phosphorous (P)	0.045
Sulphur (S)	0.015 ⁹⁾
Nickel (Ni)	8.00 - 10.50
Nitrogen (N)	0.10
Iron (Fe)	Balance

Property	Value
Density	8000.00 Kg/m ³
Melting Point	1450 °C
Thermal Expansion	17.2 x 10 ⁻⁶ /K
Modulus of Elasticity	193 GPa
Thermal Conductivity	16.2W/m.K
Electrical Resistivity	0.072 x 10 ⁻⁶ Ω .m

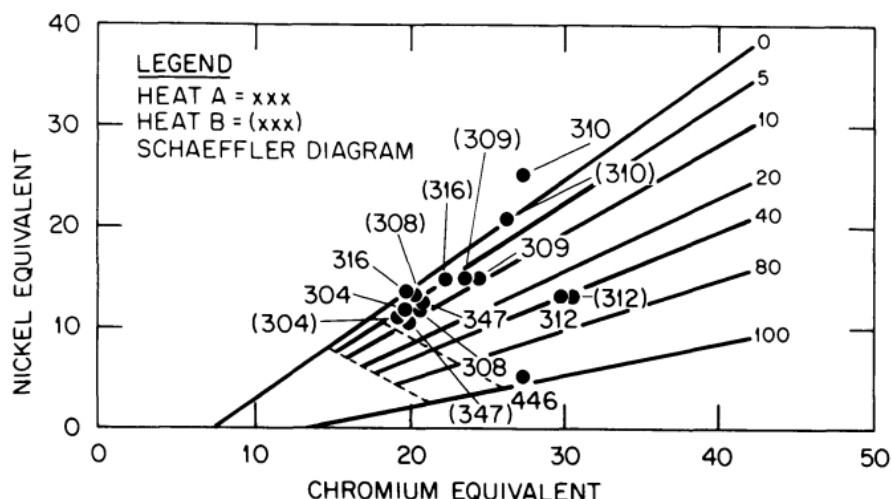
Η μικροδομή του κράματος 304L αποτελείται, όπως έχει προαναφερθεί, από την ωστενιτική μητρική φάση γ , δομής fcc. Εντός αυτής μπορεί να υπάρχει πλήθος καρβιδίων και νιτριδίων, όπως τα Cr_{23}C_6 , Cr_2N , CrN , NbC , Nb_2C , TiN , TiC , $\text{Ti}(\text{CN})$, $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$, καθώς και φάσεις σ , χ και Laves. Επίσης, κάτω από συνθήκες ταχείας στερεοποίησης, όπως είναι οι συγκολλήσεις, πραγματοποιείται ο ατελής μετασχηματισμός $\gamma \rightarrow \delta$ εξαιτίας του πολύ γρήγορου ρυθμού ψύξης. Επομένως, στην μικροδομή του συγκολλημένου 304L μπορεί να βρεθεί και μικρή ποσότητα δ φερρίτη σε θερμοκρασία δωματίου, ενώ όσο μεγαλύτερος είναι ο ρυθμός ψύξης τόσο μεγαλύτερη θα είναι η ποσότητα του δ φερρίτη στην ζώνη τήξης. Είναι γνωστό πως αυτή η φάση αποτρέπει την στερεοποίηση και την θερμή ρωγμάτωση και βελτιώνει την ολκιμότητα, την σκληρότητα και την αντοχή στην διάβρωση. Ωστόσο, ποσότητες δ φερρίτη μεγαλύτερες από 10% μπορούν να ελαττώσουν την θερμή κατεργασιμότητα. (35),(41)

Ενδεικτικά, αξίζει να αναφερθεί μία έρευνα που έκανε το OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY, το 1987. Σύμφωνα με αυτή έγινε συγκόλληση διαφόρων ανοξείδωτων χαλύβων με την μέθοδο laser σε διάφορες ταχύτητες συγκόλλησης και διάφορες τιμές ισχύος του laser. Μεταξύ των ανοξείδωτων χαλύβων μελετήθηκαν και δύο ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες 304, των οποίων η σύσταση φαίνεται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 1.5). (42)

Πίνακας 1.5: Χημική σύσταση των χαλύβων 304 που χρησιμοποιήθηκαν στην έρευνα του OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY (42)

Steel Aisi-type	Cr	Ni	Mn	C	Si	P	S	Mo	Ti	Ta	Nb	Cr_{eq}	Ni_{eq}	$\frac{\text{Cr}_{\text{eq}}}{\text{Ni}_{\text{eq}}}$
304-A	18.85	9.54	1.38	0.05	0.51	0.023	0.019					19.62	11.73	1.67
304-B	18.16	8.63	1.28	0.06	0.72	0.032	0.007					19.24	11.07	1.74

Μετά τον υπολογισμό των τιμών Cr_{eq} και Ni_{eq} , βρέθηκε η θέση των χαλύβων αυτών στο διάγραμμα Schaeffler (διάγραμμα 1.8). Από το διάγραμμα φαίνεται ξεκάθαρα πως και οι δύο χάλυβες θα περιέχουν στην ζώνη τήξης, εντός της ωστενιτικής μήτρας, 5% δ φερρίτη περίπου, ενώ στους χάλυβες αναπτύχθηκαν δύο διαφορετικές τιμές θερμότητας. Επίσης, είναι αξιοσημείωτο πως όσο αυξάνεται η ταχύτητα της συγκόλλησης, τόσο ελαττώνεται το ποσοστό του δ φερρίτη, ενώ όσο χαμηλότερη είναι η ισχύς, με αντίστοιχα υψηλότερο ρυθμό ψύξης, ο πλήρης μετασχηματισμός $\delta \rightarrow \gamma$ συμβαίνει σε χαμηλότερες ταχύτητες συγκόλλησης. (42)



Διάγραμμα 1.8: Η θέση των διαφόρων ανοξείδωτων χαλύβων της έρευνας στο διάγραμμα Schaeffler (42)

Η διάταξη στερεοποίησης που αναμένεται για τον ανοξείδωτο χάλυβα 304, υπό συμβατικές συνθήκες συγκόλλησης, είναι η FA (ferritic-austenitic). Η διάταξη αυτή περιλαμβάνει την στερεοποίηση πρωτογενούς φερρίτη μαζί με την μετέπειτα στερεοποίηση ωστενίτη ως αποτέλεσμα της περιτηκτικής αντίδρασης. Στην συνέχεια, καθώς η θερμοκρασία της συγκόλλησης ελαττώνεται απ' τις υψηλές θερμοκρασίες, ο φερρίτης γίνεται ασταθής και υφίσταται μετασχηματισμό στερεάς κατάστασης σε ωστενίτη. Εξαιτίας των υψηλών ρυθμών απόψυξης των συγκολλήσεων ($>10^2$ °C/s), ο μετασχηματισμός στερεάς κατάστασης του φερρίτη σε ωστενίτη δεν ολοκληρώνεται, με αποτέλεσμα στην μικροδομή της συγκόλλησης να υπάρχει, εκτός του ωστενίτη, και υπολειπόμενος φερρίτης. Με την αύξηση του ρυθμού ψύξης, ο μετασχηματισμός αυτός δύναται να καθυστερήσει ή/και να κατασταλεί πλήρως, με αποτέλεσμα το ποσοστό του φερρίτη να μεγαλώνει. Ωστόσο, με αύξηση της ταχύτητας συγκόλλησης, παρατηρείται το αντίστροφο φαινόμενο, δηλαδή όσο αυξάνεται ο ρυθμός ψύξης τόσο ελαττώνεται το ποσοστό φερρίτη, φαινόμενο που παρατηρείται και στον χάλυβα 304. (42)

1.3 Συγκόλληση Τόξου Με Ηλεκτρόδιο Βολφραμίου Και Προστασία Αερίου (Μέθοδος TIG)

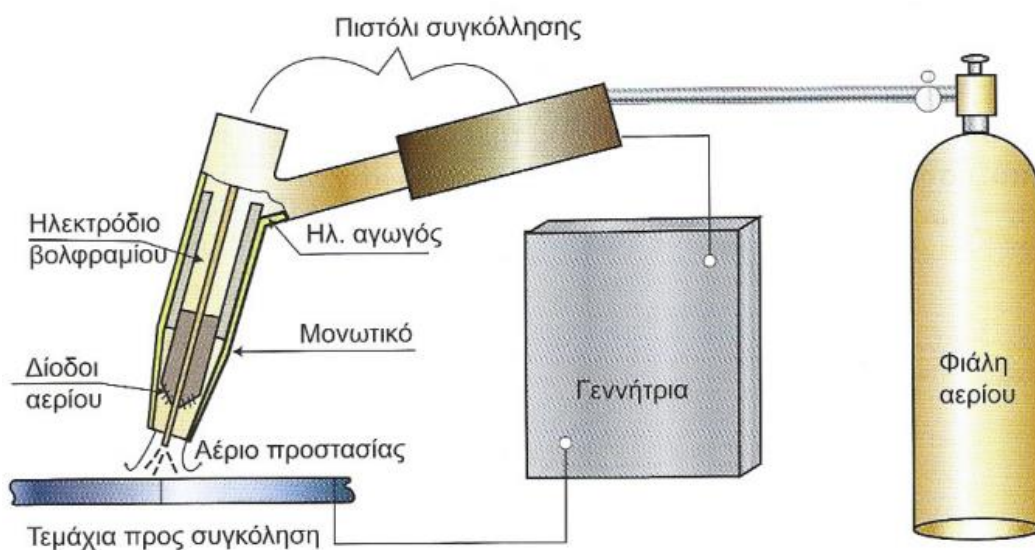
Ως συγκόλληση χαρακτηρίζεται η ένωση δύο ή/και περισσότερων μεταλλικών αντικειμένων με τρόπο τέτοιο ώστε να επιτυγχάνεται μεταλλουργική σύνδεση μεταξύ τους, ενώ αποτελεί και μία μορφή διαδικασίας στερεοποίησης, με ρυθμούς απόψυξης που ποικίλουν από 10^2

έως 10^6 °C/s, ανάλογα την μέθοδο συγκόλλησης **(37),(41)**. Στα κράματα η ταχύτητα στερεοποίησης εξαρτάται απ' την ταχύτητα διάχυσης των κραματικών στοιχείων στην στερεά και την υγρή φάση **(43)**. Οι πιο συνηθισμένες τεχνικές συγκόλλησης είναι οι συγκολλήσεις τήξης (συγκολλήσεις υψηλών θερμοκρασιών – Welding) οι οποίες χωρίζονται στις θερμοχημικές συγκολλήσεις τήξης, στις συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου, στις συγκολλήσεις ηλεκτρικής αντίστασης και στις συγκολλήσεις με δέσμες υψηλής πυκνότητας ενέργειας. Η σημαντικότερη συνθήκη προκειμένου να πραγματοποιηθεί σωστά μία συγκόλληση τήξης είναι η πρόσδοση ικανής θερμότητας στην ένωση, τέτοια ώστε να είναι δυνατή η συγκόλληση των μετάλλων με σύντηξη. Η δεύτερη συνθήκη είναι η απουσία οξειδίων και άλλων ακαθαρσιών από τις επιφάνειες των μετάλλων, κάτι που επιτυγχάνεται τόσο με τον καθαρισμό των επιφανειών πριν την συγκόλληση όσο και με την βοήθεια της χημικής δράσης της σκόνης (flux) ή των εκτοξεύσεων (spattering) του ηλεκτρικού τόξου. Όσον αφορά την αποφυγή της επαναδημιουργίας των αλλοιωμένων στρωμάτων της επιφάνειας απ' τον ατμοσφαιρικό αέρα, γίνεται χρήση αδρανών αερίων ή εξαέρωση της επένδυσης των ηλεκτροδίων ή συγκόλληση σε κενό αέρα με δέσμη ηλεκτρονίων, με αποτέλεσμα το τηγμένο μέταλλο να προστατεύεται απ' τον περιβάλλοντα αέρα. Επίσης, μία συγκόλληση τήξης εξαρτάται σε μεγάλο βαθμό απ' τον ρυθμό στερεοποίησης του μετάλλου συγκόλλησης, ο οποίος όταν είναι μεγάλος αλλοιώνει τη μικροδομή των κραμάτων. Αυτός επηρεάζεται από τις ακαθαρσίες ή προσμίξεις του λουτρού συγκόλλησης, απ' την αραιώση που επιφέρει το υλικό προσθήκης, απ' την ροή λόγω ρευμάτων συναγωγής, απ' τις μεγάλες θερμοκρασιακές διαφορές, απ' την κίνηση της πηγής θερμότητας και απ' την πιθανή προθέρμανση του μετάλλου βάσης (MB). Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως, όσον αφορά τις συγκολλήσεις τήξης, αυτές μπορούν να διακριθούν σε αυτογενείς συγκολλήσεις, όπου πραγματοποιούνται χωρίς την χρήση κάποιου υλικού προσθήκης, και σε συγκολλήσεις όπου χρησιμοποιείται υλικό προσθήκης. Οι δεύτερες μπορούν να διακριθούν με την σειρά τους σε ομογενείς, όπου το υλικό προσθήκης έχει την ίδια σύσταση με το μέταλλο βάσης, και σε ετερογενείς, όπου το υλικό προσθήκης έχει διαφορετική σύσταση από αυτή του μετάλλου βάσης. **(37)**

Η συγκόλληση τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW) ανήκει στις συγκολλήσεις τήξης, όπου ο τρόπος θέρμανσης που εφαρμόζεται είναι μέσω ηλεκτροθερμικής ενέργειας που αναπτύσσεται μεταξύ ενός μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου και των προς συγκόλληση τεμαχίων. Ο ρυθμός απόψυξης του τήγματος της μεθόδου GTAW είναι της τάξης του 10^3 °C/s. **(37),(41)**

1.3.1 Διάταξη – Τρόπος Λειτουργίας

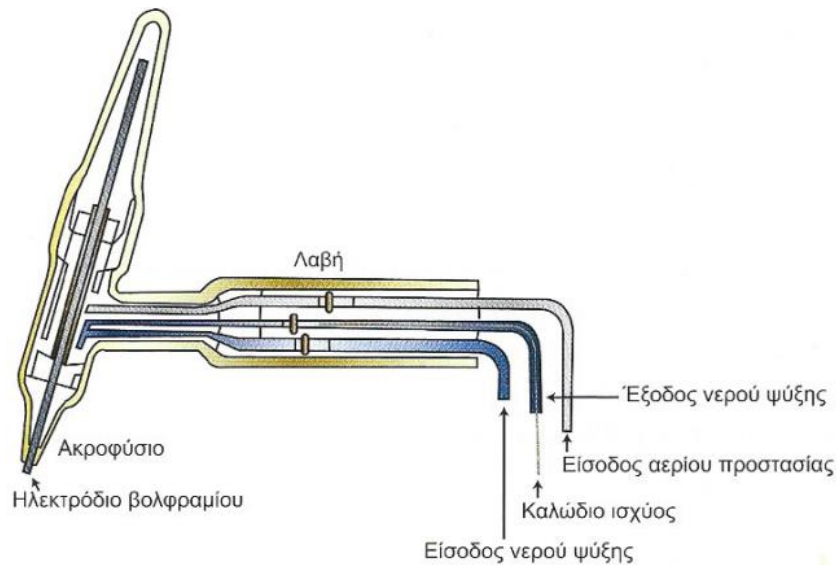
Η συγκόλληση τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (μέθοδος Tig) είναι μία μέθοδος που χρησιμοποιεί ένα μη καταναλισκόμενο, γυμνό ηλεκτρόδιο από βολφράμιο, καθώς και ένα αδρανές αέριο προκειμένου να προστατευτεί η συγκόλληση απ' τον ατμοσφαιρικό αέρα, δηλαδή απ' την αντίδραση του τήγματος με το οξυγόνο και το άζωτο, ενώ μπορεί να γίνει και χρήση κάποιου μετάλλου προσθήκης με την μορφή ράβδου ή σύρματος. (37)



Εικόνα 1.5: Σχηματικό διάγραμμα της μεθόδου TIG (37)

Πιο συγκεκριμένα, όπως φαίνεται και στο παραπάνω σχηματικό διάγραμμα της μεθόδου Tig (εικόνα 1.5), το ηλεκτρικό ρεύμα που διοχετεύεται στο πιστόλι της συγκόλλησης παράγεται από μία γεννήτρια, είτε συνεχούς είτε εναλλασσόμενου ρεύματος, με χαρακτηριστικά σταθερού ρεύματος συνήθως. Συνήθως, υπάρχουν τρεις τύποι γεννητριών συνεχούς ρεύματος. Ο πρώτος τύπος γεννήτριας κινείται από κατάλληλη πηγή μηχανικής ενέργειας, η οποία συνήθως είναι ένας κινητήρας εναλλασσόμενου ρεύματος συνδεδεμένος στο ηλεκτρικό δίκτυο της πόλης, ο δεύτερος τύπος παράγει συνεχές ρεύμα μέσω ενός μετασχηματιστή ο οποίος ανορθώνει το εναλλασσόμενο ρεύμα, και ο τρίτος τύπος συνδυάζει τον ανορθωτή με μια μηχανικά κινούμενη γεννήτρια εναλλασσόμενου ρεύματος προκειμένου να παράγει συνεχές ρεύμα συγκόλλησης. Όσον αφορά τις γεννήτριες εναλλασσόμενου ρεύματος, αυτές είναι συνήθως απλοί μετασχηματιστές που δέχονται εναλλασσόμενο ρεύμα και το μετασχηματίζουν σε άλλο με τιμές κατάλληλες για συγκόλληση. Στην συνέχεια, εξαιτίας αυτού του ηλεκτρικού ρεύματος που παράγει η

γεννήτρια, δημιουργείται μία ηλεκτρική εκκένωση (δίοδος ηλεκτρικού ρεύματος μέσα από ένα αεριώδες μέσο) μεταξύ του ηλεκτροδίου του βολφραμίου και των προς συγκόλληση τεμαχίων, η οποία οφείλεται στην κίνηση θετικών ιόντων προς την κάθοδο (εκπομπή ηλεκτρονίων) και ηλεκτρονίων προς την άνοδο (απορρόφηση ηλεκτρονίων), όπου η άνοδος είναι συνδεδεμένη στον θετικό πόλο της γεννήτριας και η κάθοδος στον αρνητικό πόλο. Ο τύπος αυτός της ηλεκτρικής εκκένωσης ονομάζεται ηλεκτρικό ή βολταϊκό τόξο και χαρακτηρίζεται από σχετικά υψηλές εντάσεις ρεύματος και χαμηλές τάσεις, όπου η πτώση τάσης στην περιοχή της καθόδου είναι της τάξης μεγέθους του δυναμικού ιονισμού του αεριώδους μέσου (περίπου 10 Volts), ενώ η ένταση του ρεύματος μπορεί να έχει οποιαδήποτε τιμή άνω των 10Α περίπου. Όσον αφορά το άναμμα του τόξου, αυτό μπορεί να γίνει με τρεις μεθόδους. Η πρώτη μέθοδος λέγεται "scratch" ή "tap start", συναντάται όταν χρησιμοποιούνται ανορθωτές συνεχούς ρεύματος ή ηλεκτρογεννήτριες, και πρακτικά ο χειριστής δημιουργεί μια τοπική βραχυκύκλωση του ηλεκτροδίου με το βασικό μέταλλο με συνέπεια να ανάβει το τόξο, ωστόσο παρουσιάζεται το πρόβλημα της επιμόλυνσης της άκρης του ηλεκτροδίου του βολφραμίου (4). Κατά την δεύτερη μέθοδο, εφαρμόζεται τάση υψηλής συχνότητας (3000-5000 V) και μικρής έντασης ρεύματος, με αποτέλεσμα να ανάβει το τόξο καθώς το ηλεκτρόδιο πλησιάζει το μέταλλο βάσης, και συγκεκριμένα σε απόσταση μισής ίντσας (4). Η τρίτη μέθοδος ονομάζεται "pilot arc start" και ουσιαστικά ανάβει ένα μικρό βοηθητικό τόξο μεταξύ του άκρου του ηλεκτροδίου και ενός σωλήνα που είναι ενσωματωμένος στο ακροφύσιο και περιβάλλει το ηλεκτρόδιο, το οποίο θερμαίνει το ηλεκτρόδιο του βολφραμίου και βοηθά στο άναμμα του τόξου της συγκόλλησης (4). Ακόμα, η διάταξη περιλαμβάνει και την φιάλη αερίου, η οποία περιέχει συνήθως αργό ή ήλιο, και το οποίο διοχετεύεται από διόδους του πιστολιού της συγκόλλησης γύρω απ' το τήγμα προστατεύοντάς το κατ' αυτό τον τρόπο από την οξείδωση που θα του επέφερε ο ατμοσφαιρικός αέρας. Όσον αφορά το πιστόλι της συγκόλλησης, αυτό μπορεί να είναι είτε υδρόψυκτο είτε αερόψυκτο, ενώ κάποια φέρουν και βαλβίδες για την ρύθμιση της παροχής του αερίου προστασίας. Στην παρακάτω εικόνα (εικόνα 1.6) απεικονίζεται η τομή ενός τυπικού υδρόψυκτου πιστολιού. (37),(44)



Εικόνα 1.6: Υδρόψυκτο πιστόλι συγκόλλησης TIG (37)

1.3.2 Χαρακτηριστικά της μεθόδου

Ρεύμα – Πολικότητα

Όπως έχει προαναφερθεί, το ηλεκτρικό ρεύμα που παρέχεται στο πιστόλι της συγκόλλησης απ' την γεννήτρια μπορεί να είναι είτε συνεχές είτε εναλλασσόμενο, με την κατανομή της θερμότητας στο ηλεκτρικό τόξο να είναι 80% στην άνοδο (θετικός πόλος), 5% στην κάθοδο (αρνητικός πόλος), και 15% στην μεταφορά απ' το αέριο.

A) Συνεχές ρεύμα

Στην περίπτωση του συνεχούς ρεύματος διακρίνονται δύο είδη συνδεσμολογιών, η ορθή και η ανάστροφη πολικότητα.

- Ορθή πολικότητα: Τα προς συγκόλληση τεμάχια συνδέονται με τον θετικό πόλο της γεννήτριας (άνοδος) και το πιστόλι της συγκόλλησης με τον αρνητικό πόλο (κάθοδος), και εφαρμόζεται για όλα τα μέταλλα, εκτός του Mg και του Al, καθώς τα οξειδιά τους είναι δύστηκτα δηλαδή λιώνουν δύσκολα (37). Η συγκόλληση που προκύπτει με αυτό τον τρόπο είναι στενή και πραγματοποιείται με μεγάλη διείσδυση (45).
- Ανάστροφη πολικότητα: Τα προς συγκόλληση τεμάχια συνδέονται με τον αρνητικό πόλο της γεννήτριας (κάθοδος) και το πιστόλι της συγκόλλησης με τον θετικό πόλο (άνοδος).

Χρησιμοποιείται πολύ σπάνια, εξαιτίας υπερθέρμανσης του ηλεκτροδίου, όπως για παράδειγμα για τον καθοδικό καθαρισμό του Al σε συγκολλήσεις του Al (37). Η συγκόλληση που προκύπτει με αυτό τον τρόπο έχει μεγαλύτερο πλάτος και μικρότερη διείσδυση (45).

B) Εναλλασσόμενο ρεύμα

Στην περίπτωση χρήσης εναλλασσόμενου ρεύματος, πρακτικά γίνεται παροχή ρεύματος υψηλής συχνότητας και υψηλής τάσης προκειμένου να βελτιωθεί η ευστάθεια του τόξου. Ακόμα, εναλλασσόμενο ρεύμα χρησιμοποιείται όταν απαιτείται μεγάλη ταχύτητα απόθεσης και αποφυγή του μαγνητικού φυσήματος. (37),(45)

Αέρια προστασίας

Τα αέρια προστασίας στην μέθοδο Tig είναι συνήθως το Αργό και το Ήλιο.

- Αργό (Ar): Το αργό, με ατομικό αριθμό 40, είναι το συνηθέστερο αδρανές αέριο προστασίας λόγω χαμηλής τιμής, ενώ απαιτείται σχετικά μικρή παροχή καθώς είναι 1.33 φορές πιο βαρύ απ' τον ατμοσφαιρικό αέρα (37). Έχει χαμηλό δυναμικό ιονισμού και χαμηλή θερμική αγωγιμότητα, προωθώντας κατ' αυτό τον τρόπο την σταθερότητα του τόξου, ενώ χρησιμοποιείται και σε εφαρμογές που απαιτούν πολύ καλό έλεγχο των παραμορφώσεων του MB (4). Ακόμα, χρησιμοποιείται για την συγκόλληση εξαιρετικά λεπτών υλικών, και ειδικότερα εφαρμόζεται σε δομικούς χάλυβες, σε χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης, σε ανοξείδωτους χάλυβες, στο Al, στον Cu, στο Ti, στον Ag και στο Mg (44).
- Ήλιο (He): Το ήλιο (αδρανές αέριο), με ατομικό αριθμό 4, χρησιμοποιείται κυρίως στις Η.Π.Α., είναι ελαφρύτερο του ατμοσφαιρικού αέρα, ενώ απαιτεί μεγάλη τάση τόξου και προκαλεί μεγαλύτερη διείσδυση, με αποτέλεσμα να εφαρμόζεται σε συγκολλήσεις διατομών μεγάλου πάχους και για μέταλλα υψηλής θερμικής αγωγιμότητας (π.χ. Al και Cu) (37),(44), καθώς και για την συγκόλληση δύσκολων μετάλλων (Ti, Zr, V, Be, Ta) (45). Ακόμα, δίνει ασταθές τόξο, έχει υψηλό δυναμικό ιονισμού και θερμική αγωγιμότητα, αποτελεί παράγοντα για επίτευξη υψηλής ταχύτητας της συγκόλλησης, και επειδή είναι πολύ ακριβό χρησιμοποιείται συνήθως σε μίγματα με Ar (4).

Τύποι ηλεκτροδίων

Τα ηλεκτρόδια που χρησιμοποιούνται στην μέθοδο Tig έχουν μήκος 76-610mm, διάμετρο 0.25-6.35mm και διακρίνονται στα ηλεκτρόδια:

- Καθαρού βολφραμίου (W): Αποτελούν τα φθηνότερα ηλεκτρόδια της αγοράς, έχουν σημείο τήξης $3410 \pm 20^\circ\text{C}$, και χρησιμοποιούνται τόσο σε συνθήκες εναλλασσόμενου ρεύματος, όσο και σε συγκολλήσεις χαμηλών απαιτήσεων, κυρίως Al και Mg.
- Βολφραμίου με 1.7-2.2% θόριο (Th): Σε γενικές γραμμές είναι καλύτερα ηλεκτρόδια από του καθαρού βολφραμίου καθώς εμφανίζουν μεγαλύτερη διάρκεια ζωής, μεγαλύτερη εκπομπή ηλεκτρονίων, μεγαλύτερη αντίσταση στην απορρόφηση ακαθαρσιών απ' το περιβάλλον, ενώ το τόξο είναι σταθερότερο και πιο εύκολο το άναμμά του. Χρησιμοποιούνται κατά κύριο λόγο σε συνθήκες σταθερού ρεύματος ορθής πολικότητας, για συγκολλήσεις τόσο ανθρακούχων όσο και ανοξειδωτων χαλύβων, κραμάτων Ni και κραμάτων Ti, με το μειονέκτημα ότι η σκόνη που δημιουργείται κατά το τρόχισμα της μύτες τους είναι ελαφρώς ραδιενεργή.
- Βολφραμίου με 1.3-1.7% λανθάνιο (La): Τείνουν να αντικαταστήσουν τα θοριομένα ηλεκτρόδια, εφαρμόζονται σε σταθερό και εναλλασσόμενο ρεύμα, έχουν μεγάλη διάρκεια ζωής, σταθερό τόξο, και γενικά καλές επιδόσεις.
- Βολφραμίου με 1.8-2.2% δημήτριο (Ce): Χρησιμοποιούνται κατά κύριο λόγο σε συνθήκες χαμηλού σταθερού ρεύματος, εμφανίζουν εύκολο άναμμα τόξου, και συγκολλούν αποτελεσματικά ανοξειδωτους χάλυβες, σωληνώσεις και λεπτά εξαρτήματα.
- Βολφραμίου με 0.15-0.40% ζirkόνιο (Zr): Χρησιμοποιούνται μόνο σε συνθήκες εναλλασσόμενου ρεύματος και έχουν πολύ σταθερό τόξο.
- Βολφραμίου με σπάνιες γαίες: Περιέχουν συνδυασμούς οξειδίων σπάνιων γαιών και ανάλογα με αυτούς επιτυγχάνονται κάθε φορά τα επιθυμητά αποτελέσματα για συγκεκριμένες εφαρμογές και συνθήκες συγκόλλησης. **(37)**

1.3.3 Πλεονεκτήματα – Μειονεκτήματα

Πλεονεκτήματα

- Οι συγκολλήσεις με την μέθοδο Tig είναι συγκολλήσεις ακριβείας εφόσον ο έλεγχος της θερμότητας του τόξου δεν εξαρτάται απ' τον έλεγχο της προσθήκης του μετάλλου πλήρωσης. Συνεπώς, οι συγκολλήσεις που προκύπτουν παρουσιάζουν υψηλή ποιότητα, ισχυρή σύνδεση, είναι ευπαρουσίαστες και παρουσιάζουν μικρές παραμορφώσεις.
- Η συγκόλληση με αυτή την μέθοδο είναι καθαρή διαδικασία εφόσον εκλύεται ελάχιστη ποσότητα καπνού, ατμού, σπινθήρων και σταγονιδίων (πιτσιλίσματος). Συνεπώς, ο συγκολλητής έχει πολύ καλή ορατότητα κατά την διάρκεια της συγκόλλησης και επιτυγχάνονται συγκολλημένες επιφάνειες μεγάλης καθαρότητας.
- Υπάρχει η δυνατότητα συγκόλλησης πολύ λεπτών ελασμάτων εφόσον η θερμότητα εισόδου είναι ελεγχόμενη.
- Δυνατότητα συγκόλλησης ποικίλων μεταλλικών υλικών με υψηλό σημείο τήξης, ενώ αποτελεί και την πιο αξιόπιστη μέθοδο συγκόλλησης για ανοξείδωτους χάλυβες.
- Δυνατότητα συγκόλλησης χωρίς κάποιο μέταλλο προσθήκης.
- Δυνατότητα συγκόλλησης μεταλλικών αντικειμένων με πολύπλοκα σχήματα και μικρές ή μεγάλες διαστάσεις.
- Υπάρχει μεγάλη διαθεσιμότητα υλικών.
- Οι συγκολλήσεις χαλύβων παρουσιάζουν καλή αντοχή στην κρούση εξαιτίας χαμηλής περιεκτικότητας σε μικροεγκλείσματα (44). (37),(42),(45)

Μειονεκτήματα

- Η μέθοδος Tig δεν συνιστάται για μέταλλα πολύ χαμηλού σημείου τήξης, όπως ο Pb, ο Sn και τα κράματα Zn.
- Τα προς συγκόλληση μεταλλικά αντικείμενα πρέπει να είναι καθαρά και απαλλαγμένα από ακαθαρσίες.
- Συνήθως υπάρχει περιορισμός σε οριζόντιες ή επίπεδες συγκολλήσεις, αν και μπορεί να γίνει συγκόλληση σε όλες πιθανές θέσεις.
- Υπάρχει δυσκολία μεταφοράς του εξοπλισμού.

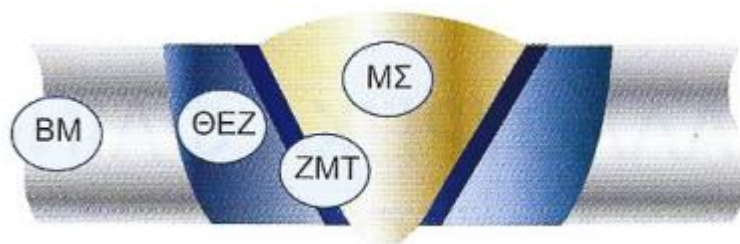
- Αποτελεί ακριβή μέθοδο λόγω μεγάλου κόστους του εξοπλισμού, των αναλωσίμων και των αδρανών αερίων.
- Αντιοικονομική μέθοδος για ελάσματα πάχους μεγαλύτερου των 10mm.
- Απαιτείται ο συγκολλητής να είναι έμπειρος και να έχει κάνει αρκετή εξάσκηση.
- Χαμηλότερη παραγωγικότητα συγκριτικά με της μεθόδους συγκόλλησης MMA και MIG.
- Υπάρχει η πιθανότητα μόλυνσης της συγκόλλησης εξαιτίας τήξης του ηλεκτροδίου του βολφραμίου, περιοχή που θα είναι σκληρή και εύθραυστη, ή εξαιτίας μη ικανοποιητικής παροχής του προστατευτικού αερίου. (37),(45)

1.3.4 Εφαρμογές

- Η μέθοδος Tig εφαρμόζεται κατά κύριο λόγο σε συγκολλήσεις μη σιδηρούχων μετάλλων.
- Οι συγκολλήσεις που επιτυγχάνονται έχουν μικρή διάμετρο, συνεπώς η μέθοδος Tig είναι ιδανική για συγκολλήσεις σωληνώσεων λεπτού τοιχώματος, σαν αυτές που εφαρμόζονται στην βιομηχανία ποδηλάτων.
- Εφαρμόζεται συχνά σε εργασίες συντήρησης και επισκευής εξαρτημάτων, όπως μήτρες, εργαλεία και ειδικά εξαρτήματα από Al και Mg.
- Εφαρμόζεται στην αεροδιαστημική βιομηχανία για την κατασκευή διαστημικών οχημάτων.
- Εφαρμόζεται για ειδικές συγκολλήσεις υψηλών απαιτήσεων εφόσον η ζώνη τήξης των συγκολλήσεων που προκύπτουν έχει την ίδια ή παρόμοια χημική σύσταση με το μέταλλο βάσης, με αποτέλεσμα να είναι ιδιαίτερα ανθεκτικές στην διάβρωση.
- Χρησιμοποιείται σε εφαρμογές υψηλού επιπέδου καθαριότητας, όπως για παράδειγμα σε σωληνώσεις βιομηχανίας ποτών και τροφίμων και ημιαγωγούς, εφόσον δεν παράγει σκουριά. (37)

1.3.5 Οι ζώνες μίας ραφής συγκόλλησης Tig

Μία ραφή συγκόλλησης με την μέθοδο Tig χαρακτηρίζεται από τέσσερις ζώνες, το μέταλλο συγκόλλησης ή ζώνη τήξης (ΜΣ ή ΖΤ, αντίστοιχα), την ζώνη μερικής τήξης (ΖΜΤ), την θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ), και το μέταλλο βάσης (ΜΒ). Οι ζώνες αυτές φαίνονται σχηματικά στην εικόνα 1.7.



Εικόνα 1.7: Οι ζώνες μίας ραφής συγκόλλησης με την μέθοδο Tig (37)

- **Μέταλλο συγκόλλησης (ΜΣ):** Το ΜΣ αποτελεί την κεντρική ζώνη μίας συγκόλλησης, συνορεύει με την ΖΜΤ, και σε αυτήν πραγματοποιείται τήξη. Αποτελείται από έντονα προσανατολισμένους και μικρού μεγέθους ισοαξονικούς δενδρίτες, οι οποίοι αναπτύσσονται εξαιτίας ταχείας στερεοποίησης απ' την υγρή φάση, στερεοποίηση που επιτυγχάνεται με μεγάλη ταχύτητα (μερικά mm/s). Όσο η δενδριτική ανάπτυξη προχωρά εντός του τήγματος, το στερεό αποβάλλει όσα στοιχεία δεν μπορεί να δεχθεί, δημιουργώντας διαφορισμό (4). Συνεπώς, το τελικό τήγμα κοντά στο κέντρο της ζώνης τήξης εμπλουτίζεται σε ακαθαρσίες και ευτηκτικές ενώσεις, που δημιουργούνται από στοιχεία διαφορισμού όπως τα S, P, O, C, οδηγώντας στην θερμή ρωγάτωση της ραφής μετά το πέρας της στερεοποίησης, η οποία αντιμετωπίζεται με πολυάριθμα περάσματα και υπερκάθαρα ηλεκτρόδια (4),(45). Ο προσανατολισμός των δενδριτών ακολουθεί την διεύθυνση των ισόθερμων καμπυλών, ενώ τα συνήθη ελαττώματα που εμφανίζονται κατά την συγκόλληση συνήθως παρουσιάζονται στο ΜΣ. Ακόμα, παρουσιάζει διαφορετικές ιδιότητες και δομή απ' το MB, ακόμα και σε αυτογενείς συγκολλήσεις, καθώς αρχικά τήκεται και μετά στερεοποιείται, αλλά και γιατί μπορεί να διαφέρει η χημική σύσταση, είτε λόγω χρήσης κάποιου υλικού προσθήκης διαφορετικής σύστασης, είτε λόγω εξάχνωσης κάποιου συστατικού. Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί, πως η θερμοκρασία στο κέντρο του τήγματος ανέρχεται σε πολύ υψηλές τιμές (2000-2500°C για τους χάλυβες), ενώ στα όρια του τήγματος, όπου αρχίζει η στερεοποίηση, η θερμοκρασία είναι περίπου 1000°C μικρότερη συγκριτικά με το κέντρο του (4). Τέλος, μεγάλη θερμική παροχή και αργή απόψυξη οδηγούν σε χονδρομερείς δομές της ζώνης τήξης, ωστόσο στην μέθοδο Tig οι δομές της ζώνης τήξης εμφανίζονται λεπτότερες αφού η απόψυξη είναι ταχεία (45). Με άλλα λόγια, όσο υψηλότερος είναι ο ρυθμός ψύξης, τόσο μικρότερος είναι ο χρόνος στερεοποίησης, και άρα τόσο πιο λεπτόκοκκη θα είναι η δενδριτική δομή στην ζώνη τήξης, ενώ όσο πιο αργός είναι ο ρυθμός ψύξης, τόσο πιο μεγάλος είναι ο χρόνος στερεοποίησης, και άρα τόσο πιο πολύς θα είναι ο διαθέσιμος χρόνος για μεγέθυνση των δενδριτών (49). (37)

- **Ζώνη μερικής τήξης (ZMT):** Η ZMT είναι στενή και εντοπίζεται ανάμεσα στο ΜΣ και την ΘΕΖ, περικλείοντας το μέταλλο συγκόλλησης, έχει σύσταση παρόμοια με αυτή του MB, και η έκτασή της επηρεάζεται από την χημική ανομοιογένεια του κράματος. Αυτή η ζώνη δεν έχει υποστεί πλήρη ανάμιξη αφού οι δυνάμεις συναγωγής του λουτρού συγκόλλησης δεν δύνανται να υπερνικήσουν τις δυνάμεις τριβής του ρευστού. Σε περίπτωση συγκόλλησης καθαρών μετάλλων, η ZMT είναι δυσδιάκριτη ή δεν δημιουργείται, ενώ σε περίπτωση μη καθαρών μετάλλων ή κραμάτων η ZMT μπορεί να είναι ευδιάκριτη και να φέρει ίχνη μερικής τήξης, η οποία συμβαίνει στην θερμοκρασιακή περιοχή μεταξύ Solidus-Liquidus. Στην ZMT και για έναν ή δύο κόκκους εντός της ΘΕΖ, επιτυγχάνεται υγροποίηση των ορίων των κόκκων, η οποία μπορεί να επιφέρει ρωγματώσεις, ενώ όσο μεγαλύτερη θερμοκρασία επιτυγχάνεται τόσο μεγαλύτερο είναι και το ποσοστό του υγρού στην ζώνη αυτή. Τέλος, αξίζει να αναφερθεί, πως η ZMT επηρεάζει τις ιδιότητες μίας συγκόλλησης εφόσον συμβαίνει μερική τήξη και στερεοποίηση, ωστόσο επηρεάζεται πολύ λιγότερο από φαινόμενα διάλυσης/αραίωσης σε αντίθεση με το ΜΣ. (37)
- **Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ):** Η ΘΕΖ εντοπίζεται μεταξύ της ZMT και του MB ή ειδικότερα της γραμμής που οριοθετεί τις συνέπειες του θερμικού κύκλου, η δομή της καθορίζεται απ' την θερμοκρασία αιχμής, την επερχόμενη ταχύτητα ψύξης και την ταχύτητα θέρμανσης, αποτελεί την πιο αδύναμη ζώνη της συγκόλλησης, ενώ η ταχύτητα απόψυξης της επηρεάζεται απ' την θερμική αγωγιμότητα του υλικού, την θερμοχωρητικότητά του, και την θερμική παροχή. Δημιουργείται λόγω θερμικής αγωγής απ' το ΜΣ προς το MB, έχει παρόμοια σύσταση με αυτή του MB, και σε αυτήν αναπτύσσονται υψηλές θερμοκρασίες που προκαλούν αλλαγές στην μικροδομή στερεάς κατάστασης αλλά όχι τήξη, ενώ αποτελεί την περιοχή της συγκόλλησης με την μεγαλύτερη σκληρότητα. Κάθε σημείο της ΘΕΖ υφίσταται διαφορετικά τον θερμικό κύκλο, συνεπώς σε κάθε σημείο παρουσιάζονται διαφορετικά χαρακτηριστικά μικροδομής και διαφορετική επιδεκτικότητα στην διάβρωση. Σε περίπτωση ενός κράματος που δεν εμφανίζει αλλοτροπικό μετασχηματισμό, η ΘΕΖ του παρουσιάζει μεγέθυνση κόκκων λόγω φαινομένων διάχυσης, η οποία μεγέθυνση επιφέρει την τοπική μείωση της αντοχής του υλικού και την εμφάνιση φαινομένων ανακρυστάλλωσης και διάλυσης/επαναδημιουργίας κατακρημνισμάτων. Ακόμα, η μεγέθυνση των κόκκων προκαλεί διαφορισμό μετάλλων μικρής διαλυτότητας στο MB προς τα όρια των κόκκων, ενώ αυξάνεται και η πιθανότητα σχηματισμού σκληρών μικροδομών και άρα και της ρωγμάτωσης (4). Στους χάλυβες, το φαινόμενο αυτό αυξάνει την εμβαπτότητα και οδηγεί σε συγκέντρωση ακαθαρσιών στα όρια των κόκκων, με αποτέλεσμα

να αυξάνεται η επιρρέπειά τους σε θερμή ρωγμάτωση, ενώ αξίζει να αναφερθεί πως το μέγεθος των κόκκων αυξάνεται με την αυξανόμενη θερμοκρασία, δηλαδή είναι μεγαλύτερο στο όριο με την ZMT και ελαττώνεται κατά την απομάκρυνση από αυτή (4). Μείωση της σκληρότητας της συγκόλλησης επιτυγχάνεται με ηπιότερους θερμικούς κύκλους, και συγκεκριμένα με αύξηση της ειδικής θερμικής παροχής και την προθέρμανση του τεμαχίου, για παράδειγμα (45). Ειδικότερα, όσον αφορά τα κράματα, οι κόκκοι μεγαλώνουν όταν ξεπεραστεί το 0.5 της θερμοκρασίας τήξης (T_m), ενώ μέχρι το 0.7 της T_m η πτώση της σκληρότητας είναι μεγάλη (45). Σε περίπτωση εμφάνισης αλλοτροπικού μετασχηματισμού (όπως οι χάλυβες), επιβάλλεται να γίνει μελέτη των μετασχηματισμών, τόσο κατά την απόψυξη όσο και κατά την θέρμανση του κράματος. (37)

- **Μέταλλο βάσης (MB):** Το MB είναι η ζώνη εκείνη που δεν έχει υποστεί κανέναν μεταλλουργικό μετασχηματισμό ή φυσικο-χημική αλλαγή απ' την διαδικασία της συγκόλλησης. Ωστόσο, στο MB μπορεί πολλές φορές να παρουσιάζονται παραμορφώσεις, εξαιτίας διαμηκών συστολών, καθώς και εγκάρσιες παραμένουσες τάσεις. (37)

1.3.6 Μικρο- και Μακρο- διαφορισμός

Διαφορισμός ονομάζεται το φαινόμενο εκείνο όπου κατά την στερεοποίηση μίας συγκόλλησης, παρατηρείται ανομοιογενής κατανομή του διαλυόμενου στοιχείου στην διεπιφάνεια υγρού/στερεού, απ' το κέντρο προς την περιφέρεια του σχηματιζόμενου στερεού κόκκου. Το φαινόμενο αυτό έχει σαν συνέπεια την αισθητή μείωση της δυσθραυστότητας των συγκολλήσεων και την εμφάνιση θερμής ρωγμάτωσης στις ραφές της (45). Αναλόγως την έκταση που λαμβάνει, ο διαφορισμός διακρίνεται στον μικροδιαφορισμό και μακροδιαφορισμό. (37)

- **Μακροδιαφορισμός:** Μακροδιαφορισμός καλείται η χημική ανομοιογένεια που εμφανίζεται σε όλη την έκταση του τηγμένου μετάλλου. Αυτός αφορά πολλούς κόκκους ή/και ολόκληρη την επιφάνεια της συγκόλλησης και αιτία του είναι η σταδιακή στερεοποίηση του τήγματος, εφόσον το τήγμα εμπλουτίζεται συνεχώς με ακαθαρσίες κατά την διάρκειά της και άρα το κομμάτι εκείνο που στερεοποιείται πρώτο θα έχει τις λιγότερες και αυτό που στερεοποιείται τελευταίο θα έχει τις περισσότερες. Όσον αφορά τις συγκολλήσεις τήξης, η πιο σημαντική και πιθανή αιτία μακροδιαφορισμού συναντάται στις ετερογενείς συγκολλήσεις τήξης, όπου παρουσιάζεται ένα "μωσαϊκό" όταν τα τηγμένα

μέταλλα διαφορετικής σύστασης αναμιγνύονται, ενώ ο μακροδιαφορισμός είναι εντονότερος σε συγκολλήσεις παχέων ελασμάτων και όταν χρησιμοποιούνται πολλαπλά περάσματα. Συνεπώς, γίνεται κατανοητό πως εξαιτίας του μακροδιαφορισμού, οι ιδιότητες των συγκολλημένων κραμάτων θα διαφέρουν σημαντικά από περιοχή σε περιοχή, επηρεάζοντας κατ' αυτό τον τρόπο την ομοιογένεια του σταθεροποιηθέντος κράματος. (37)

- **Μικροδιαφορισμός:** Μικροδιαφορισμός καλείται η χημική ανομοιογένεια που εμφανίζεται σε κλίμακα κόκκου, δηλαδή των δενδριτών, και αιτία του είναι η ανακατανομή της διαλυμένης ουσίας στην διεπιφάνεια στερεού-υγρού κατά την στερεοποίηση. Σε κατάσταση εκτός ισορροπίας, η ανακατανομή αυτή παρατηρείται με την μορφή της δενδριτικής ανάπτυξης στην τελική συγκόλληση. Ως αποτέλεσμα του μικροδιαφορισμού, οι δενδρίτες παρουσιάζουν διαφορετική χημική σύσταση στο κέντρο τους απ' ότι στα άκρα τους, ενώ μεταξύ των κλάδων των δενδριτών δημιουργούνται πλούσιες ζώνες στο διαλυόμενο στοιχείο, εφόσον εκεί παγιδεύονται μικρές ποσότητες υγρού που στερεοποιούνται τελευταίες. Σε αυτές τις ζώνες οφείλεται ο ενδοδενδριτικός διαφορισμός. Ως αποτέλεσμα της ανομοιογένειας αυτής στην σύσταση του ΜΣ, προκύπτει διαφοροποίηση των μηχανικών ιδιοτήτων και της επιδεκτικότητας σε διάβρωση των διαφόρων περιοχών του. (37)

1.3.7 Παράμετροι της συγκόλλησης Tig

Οι παράμετροι που επηρεάζουν την ποιότητα και το αποτέλεσμα μίας συγκόλλησης με την μέθοδο Tig δίνονται παρακάτω:

- **Ρεύμα:** Το ρεύμα συγκόλλησης στην μέθοδο Tig επηρεάζει σημαντικά την μορφολογία, την μικροδομή, την εφελκυστική αντοχή και την θραύση των συγκολλημένων τεμαχίων, εξαιτίας μεταβολής της εισερχόμενης θερμότητας, ενώ αποτελεί και καθοριστικό παράγοντα στην διαμόρφωση της σκληρότητας. Ακόμα, το ρεύμα επηρεάζει την πυκνότητα ρεύματος και συνεπώς τον ρυθμό τήξης, τόσο του πληρωτικού μέσου όσο και του μετάλλου βάσης, και είναι κρίσιμη η εύρεση της βέλτιστης τιμής του ώστε να περιορίζονται φαινόμενα όπως η θερμή ρωγμάτωση και η κατακρήμνιση καρβιδίων και της φάσης σ, επιτυγχάνοντας κατ' αυτό τον τρόπο καλύτερες μηχανικές ιδιότητες. Επίσης, αξίζει να αναφερθεί πως υψηλό ρεύμα μπορεί να προκαλέσει πιτσιλίσματα και καταστροφή των τεμαχίων συγκόλλησης, ενώ χαμηλό ρεύμα οδηγεί σε κόλλημα του σύρματος πλήρωσης και μερικές φορές σε μεγαλύτερη θερμικά επηρεασμένη περιοχή καθώς οι υψηλές θερμοκρασίες πρέπει να

εφαρμοστούν για μεγαλύτερα χρονικά διαστήματα ώστε να γίνει εναπόθεση της ίδιας ποσότητας του πληρωτικού μέσου. (44)

- **Τάση:** Η τάση της συγκόλλησης μπορεί να είναι σταθερή ή ρυθμιζόμενη ανάλογα με τον εξοπλισμό της μεθόδου Tig. Υψηλή αρχική τάση επιτρέπει την εύκολη εκκίνηση του τόξου συγκόλλησης, ενώ πολύ υψηλή τάση μπορεί να οδηγήσει σε μεγάλη μεταβολή της ποιότητας της συγκόλλησης. (44)
- **Προστατευτικά αέρια:** Η επιλογή του προστατευτικού αερίου εξαρτάται από τα μέταλλα προς συγκόλληση και τις επιδράσεις στο κόστος συγκόλλησης, την θερμοκρασία συγκόλλησης, την σταθερότητα του τόξου, την ταχύτητα συγκόλλησης, τα πιτσιλίσματα, την διάρκεια ζωής των ηλεκτροδίων κ.ά. Ακόμα, το προστατευτικό αέριο επηρεάζει το τελικό βάθος της διείσδυσης και το επιφανειακό προφίλ της συγκόλλησης, το πορώδες, την αντοχή στην διάβρωση, την σκληρότητα και την ευθραυστότητα του υλικού, ενώ όπως έχει προαναφερθεί τα δύο πιο συχνά χρησιμοποιούμενα αδρανή αέρια στην μέθοδο Tig είναι το Ar και το He. (44)
- **Ταχύτητα συγκόλλησης:** Η ταχύτητα της συγκόλλησης αποτελεί σημαντική παράμετρο της μεθόδου Tig, και με αύξησή της μειώνεται τόσο η εισερχόμενη θερμότητα στα προς συγκόλληση τεμάχια όσο και το πλάτος της συγκόλλησης, με αποτέλεσμα η ενίσχυση και η διείσδυση της συγκόλλησης να ελαττώνονται. Ακόμα, η ταχύτητα της συγκόλλησης είναι αλληλεξαρτώμενη με το ρεύμα και ελέγχει κατά κύριο λόγο το μέγεθος των σταγονιδίων του υλικού συγκόλλησης και την διείσδυση. Η υπερβολική ταχύτητα συγκόλλησης μειώνει τα πιτσιλίσματα, αυξάνει την τάση εμφάνισης undercut, πορώδους και ανομοιομόρφων σχημάτων σταγονιδίων, ενώ χαμηλότερη ταχύτητα συγκόλλησης μειώνει την τάση εμφάνισης πορώδους. (44)

1.4 Βιβλιογραφική ανασκόπηση

1.4.1 Συγκόλληση του Inconel 718 με την μέθοδο Tig

Η μέθοδος Tig είναι ευρέως χρησιμοποιούμενη για κράματα Ni που σκληραίνουν μέσω κατακρήμνισης, όπως το Inconel 718. Το 2017 πραγματοποιήθηκε από το τμήμα μηχανολόγων μηχανικών του κολλεγίου Vardhaman της Ινδίας, έρευνα των παραμέτρων της συγκόλλησης Tig του υπερκράματος Inconel 718. Πιο συγκεκριμένα, μελετήθηκαν η μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες του μετάλλου βάσης (MB), της ζώνης τήξης (ZT) και

της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) ψυχρά ελασμένων φύλλων Inconel 718 (πάχους 2mm και διαλυτοποιημένων στην θερμοκρασία των 975°C), κατά την συγκόλληση με διαφορετικές παραμέτρους, και συγκεκριμένα διαφορετικών τιμών εισροής θερμότητας (Ampere). Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί, πως μετά την συγκόλληση, πραγματοποιήθηκε θερμική κατεργασία των συγκολλήσεων (PWHT), οι οποίες αρχικά θερμάνθηκαν στους 720°C για 8 ώρες και μετά αποψύχθηκαν σε φούρνο μέχρι την θερμοκρασία δωματίου, και στην συνέχεια θερμάνθηκαν στους 620°C με βήμα 50°C/h, παρέμειναν σε αυτή την θερμοκρασία για 8 ώρες, και μετά αποψύχθηκαν στον αέρα. **(46)**

Η χημική σύσταση του μετάλλου βάσης και πλήρωσης, οι παράμετροι της συγκόλλησης και οι μηχανικές ιδιότητες (σε θερμοκρασία δωματίου και κατά την φορά της έλασης) των διαλυτοποιημένων και γηρασμένων φύλλων Inconel 718, φαίνονται στους πίνακες 1.6, 1.7 και 1.8, αντίστοιχα. **(46)**

Πίνακας 1.6: Χημική σύσταση μετάλλου βάσης (Inconel 718) και μετάλλου πλήρωσης **(46)**

Elements	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Co	Nb+Ta	Ti	Al	B	Cu	Fe
Base metal	0.08	0.35	0.35	17-21	50-55	2.8-3.0	1.0	4.75-5.5	1.15	0.2-0.8	0.006	0.30	Bal
Filler metal	0.011	2.89	-	19.05	Bal	0.17	-	-	0.37	-	-	-	0.34

Πίνακας 1.7: Παράμετροι της συγκόλλησης Tig **(46)**

Welding current, A	40, 50, 60, 70, 80
Welding speed (mm/s)	2.18
Arc length (mm)	2
Diameter of electrode (mm)	2
Angle of electrode tip	45°
Flow rate of shield gas (99.9% Argon gas)	15 L/min

Πίνακας 1.8: Μηχανικές ιδιότητες των φύλλων Inconel 718 **(46)**

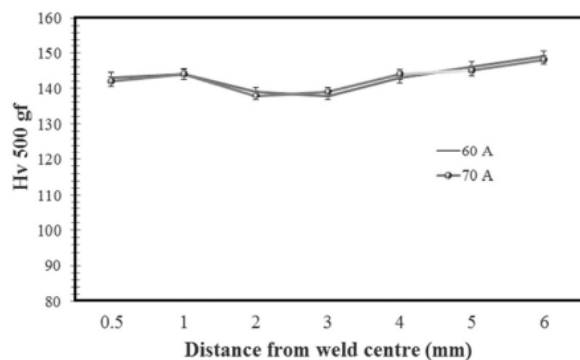
	Solution treated and aged
Yield strength 0.2% (MPa)	1309
Tensile strength (MPa)	1470
Elongation (%) at 50-mm gage length	19
Hardness (HV)	463

Για την μελέτη της μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλημένων τεμαχίων Inconel 718, έγινε χρήση της οπτικής μικροσκοπίας και του SEM, καθώς και ενός μικροσκληρόμετρου Vickers (με φορτίο 500g). (46)

Όπως φαίνεται και στον πίνακα 1.7, η συγκόλληση πραγματοποιήθηκε με χρήση πέντε διαφορετικών τιμών ρεύματος (40A, 50A, 60A, 70A, και 80A) με την ίδια περίπου ταχύτητα συγκόλλησης (2.18 mm/s). Προέκυψε πως με τα 40A δεν επιτεύχθηκε συγκόλληση επειδή η θερμοκρασία που αναπτύχθηκε ήταν πολύ χαμηλή για να τακεί το μέταλλο βάσης, με τα 50A παρατηρήθηκε ατελής συγκόλληση επειδή δεν επιτεύχθηκε η κατάλληλη θερμοκρασία, με τα 60A και 70A επιτεύχθηκε πλήρης σύντηξη και σωστή συγκόλληση, ενώ με τα 80A το πλάτος της συγκόλλησης ήταν πολύ μεγάλο εξαιτίας επίτευξης υψηλότερης θερμοκρασίας. Μετά την PWHT έγινε μέτρηση της εφελκυστικής αντοχής (πίνακας 1.9) και της σκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης σε mm (διάγραμμα 1.9), των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν με 60A και 70A. (46)

Πίνακας 1.9: Εφελκυστικές ιδιότητες των δειγμάτων 60A και 70A (46)

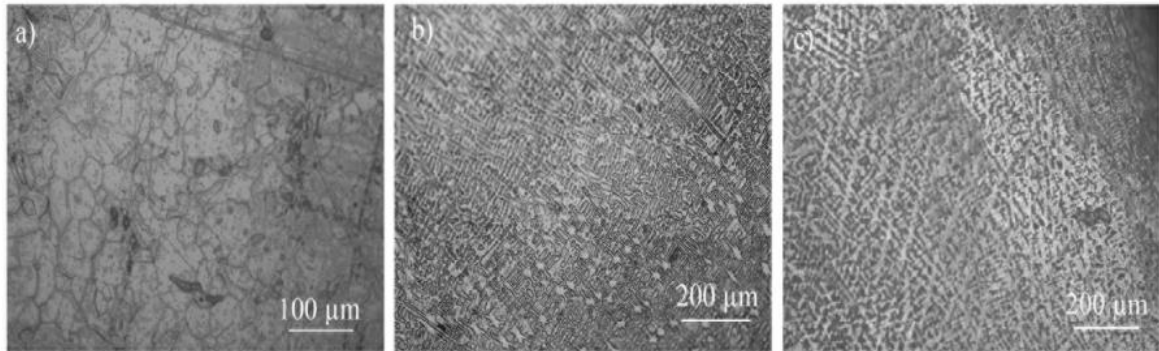
Post weld heat treatment	Welding current, A	TS(MPa)
Solution treated and aged	60	1042
	70	1002



Διάγραμμα 1.9: Σκληρότητα συναρτήσει απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των δειγμάτων 60A και 70A (46)

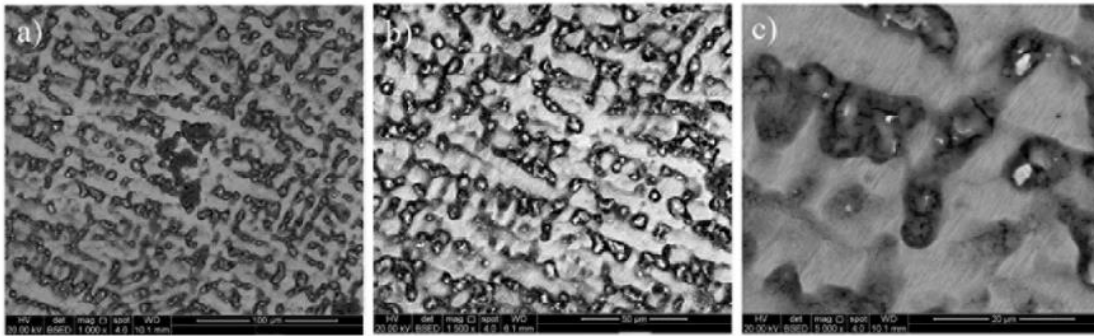
Από τον πίνακα 1.9, προκύπτει πως η εφελκυστική αντοχή των τεμαχίων που συγκολλήθηκαν με 60A και 70A είναι 1042 MPa και 1002 MPa, αντίστοιχα, σαφώς

μειωμένη συγκριτικά με την εφελκυστική αντοχή του μη συγκολλημένου Inconel 718 (1470 MPa). Ακόμα, από το διάγραμμα 1.9, παρατηρείται πως η ζώνη τήξης έχει παρόμοια σκληρότητα με αυτή του μετάλλου βάσης μετά την PWHT, ενώ η αύξηση της σκληρότητας στην ζώνη τήξης πιθανόν σχετίζεται με την επανακατακρήμνιση της γ'' φάσης. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως όσο μεγαλύτερη είναι η περιεκτικότητα της φάσης Laves σε Nb, τόσο μικρότερη θα είναι η σκληρότητα της ζώνης τήξης (50). (46)



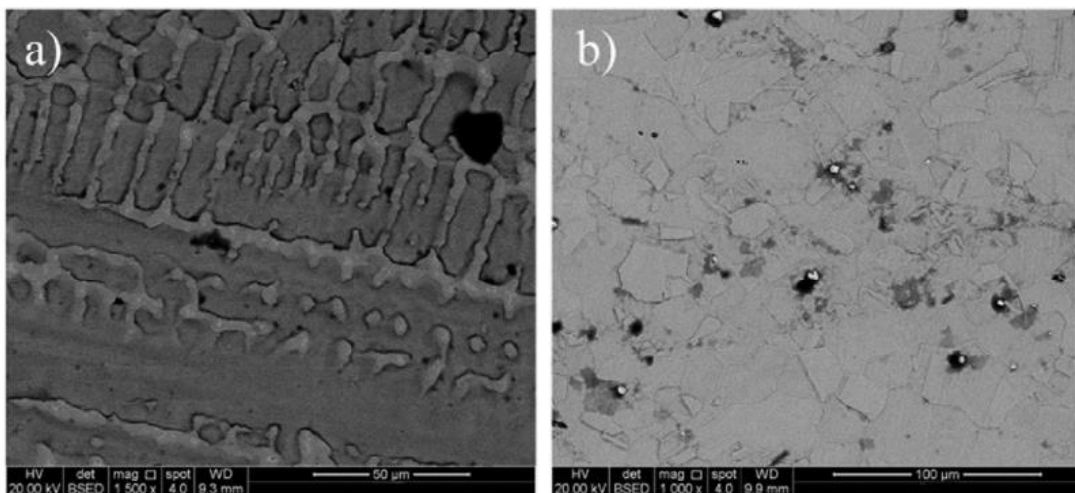
Εικόνα 1.8: Μικροδομές οπτικού μικροσκοπίου του a) μετάλλου βάσης (500X), b) ζώνης τήξης στα 70A (200X), c) ζώνης τήξης στα 60A (200X) (46)

Στην εικόνα 1.8, a) φαίνεται η μικροδομή του μετάλλου βάσης του Inconel 718 απ' το οπτικό μικροσκόπιο, σε μεγέθυνση 500X, όπου παρατηρείται λεπτόκοκκη μικροδομή με διακριτές φάσεις καρβιδίων διάσπαρτες στο εσωτερικό των κόκκων, δομή συνηθισμένη για αυτό το υπερκράμα. Στην εικόνα 1.8, b) απεικονίζεται, σε μεγέθυνση 200X, η μικροδομή της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 70A, όπου παρατηρείται πολύ λεπτή και ομοιόμορφη δενδριτική δομή και παρουσία λίγων καρβιδίων. Τέλος, στην εικόνα 1.8, c) απεικονίζεται, σε μεγέθυνση 200X, η μικροδομή της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 60A, όπου παρατηρείται δενδριτική μικροδομή καθώς και καρβίδια στην ενδοδενδριτική περιοχή και στα όρια. Τα καρβίδια στο υπερκράμα Inconel 718 είναι κυρίως καρβίδια του Ti και του Nb. (46)



Εικόνα 1.9: Μικρογραφίες SEM των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 60A σε διάφορες μεγεθύνσεις (46)

Στην εικόνα 1.9 απεικονίζονται οι μικρογραφίες SEM των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 60A σε διάφορες μεγεθύνσεις. Παρατηρείται δενδριτική μικροδομή, όπου στις ενδοδενδριτικές περιοχές έχει συμβεί διαφορισμός όπως επιβεβαιώθηκε μέσω ανάλυση EDAX. Τα άσπρα κατακρημνίσματα αναλύθηκαν και βρέθηκε πως πρόκειται για καρβίδια του Ti και του Nb. Για την εξάλειψη του διαφορισμού μπορεί να πραγματοποιηθεί ανόπτηση σε υψηλή θερμοκρασία, η οποία όμως μπορεί να μεγεθύνει τους κόκκους επιφέροντας πτώση της εφελκυστικής αντοχής. (46)



Εικόνα 1.10: a) Μικρογραφία SEM των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 70A (1000X), b) Μικρογραφία SEM του μετάλλου βάσης του Inconel 718 (1500X) (46)

Στην εικόνα 1.10, a) απεικονίζεται η μικρογραφία SEM των ενδοδενδριτικών περιοχών της ζώνης τήξης των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 70A, σε μεγέθυνση 1000X, ενώ στην εικόνα 1.10, b) απεικονίζεται η μικρογραφία SEM του μετάλλου βάσης του Inconel 718, σε μεγέθυνση 1500X. Στην εικόνα 1.10, a) παρατηρείται δενδριτική μικροδομή, ενώ και στις

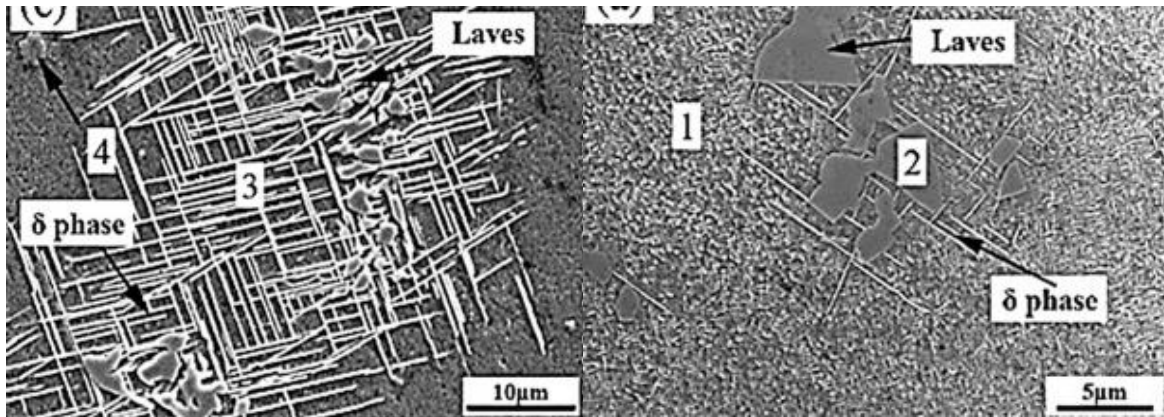
δύο εικόνες παρατηρείται η ύπαρξη καρβιδίων του Ti και του Nb. Όσον αφορά το μέγεθος των δενδριτών, αυτό είναι ελαφρώς μικρότερο στα δείγματα που συγκολλήθηκαν στα 70A, συγκριτικά με αυτό των δειγμάτων που συγκολλήθηκαν στα 60A. Αυτό μπορεί να αποδοθεί στον γρηγορότερο ρυθμό ψύξης, εξαιτίας υψηλότερης πίεσης του αερίου του Ar, των τεμαχίων που συγκολλήθηκαν στα 70A. **(46)**

Σύμφωνα με μία άλλη έρευνα που πραγματοποιήθηκε από τους Tharappel Jose Tom και Babu Jalumedi το 2017, και αφορά διάφορες μεθόδους συγκόλλησης του υπερκράματος Inconel 718, βρέθηκε πως στην περίπτωση συγκόλλησης χυτών τεμαχίων Inconel 718 με την μέθοδο Tig, η μικροδομή τους παρουσίαζε φάσεις Laves (Fe_2Nb), καρβίδια NbC, καθώς και φάσεις γ' και γ'' , ενώ παρουσιάστηκαν και ρωγματώσεις στην ΘΕΖ. Ο σχηματισμός της φάσης Laves και οι ρωγματώσεις στην ΘΕΖ μπορούν να μετριαστούν με μείωση της εισερχόμενης θερμότητας στην συγκόλληση, δηλαδή του ρεύματος, και με αύξηση του ρυθμού ψύξης **(50)**. Ακόμα, βρέθηκε πως στην περίπτωση συγκόλλησης τεμαχίων Inconel 718 (πάχους 2mm) με την μέθοδο Tig με παλμικό ρεύμα (pulsed current), βελτιώθηκαν η δομή της στερεοποίησης, η συγκέντρωση και το μέγεθος του Nb, οι μηχανικές ιδιότητες, καθώς και η απόκριση στην PWHT. **(47)**

Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί και ένα άλλο άρθρο, που δημοσιεύθηκε το 2014, και αφορά την μελέτη της κόπωσης συγκολλημένων τεμαχίων Inconel 718 με την μέθοδο Tig. Τα τεμάχια βρίσκονταν σε ανοπτημένη κατάσταση, είχαν την μορφή φύλλου διαστάσεων 30*50cm και πάχος 1.6mm και 3.2mm, είχαν υποβληθεί σε διαλυτοποίηση στους 1050°C για 2h ακολουθούμενη από ταχεία ψύξη, και το μέταλλο προσθήκης είχε παρόμοια σύσταση με αυτά. Ακόμα, τα τεμάχια πάχους 1.6mm συγκολλήθηκαν με 80-100A, τα τεμάχια πάχους 3.2mm συγκολλήθηκαν με 120-140A, ενώ η ταχύτητα της συγκόλλησης ήταν περίπου 60 mm/min. Η μικροδομή και οι φάσεις της ΖΤ και της ΘΕΖ μελετήθηκαν μέσω οπτικής μικροσκοπίας και μικροσκοπίας SEM, ενώ έγινε και χρήση μικροσκληρομετρήσεων (με φορτίο 500g). **(48)**

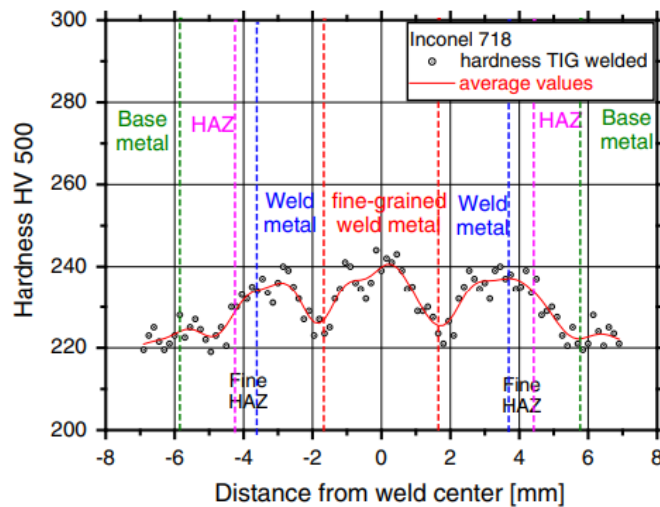
Στις μικρογραφίες SEM της ΖΤ και της ΘΕΖ των δοκιμίων Inconel 718, παρατηρήθηκε δενδριτική μικροδομή στην ζώνη τήξης, με τους δενδρίτες να έχουν στερεοποιηθεί σε συγκεκριμένη κατεύθυνση. Επίσης, εντοπίζονται καρβίδια NbC, φάση δ (Ni_3Nb), καθώς και φάσεις Laves, πλούσιες σε Nb, εντός των ενδοδενδριτικών περιοχών. Ακόμα, εντοπίστηκε μία χονδρόκοκκη ΘΕΖ και μία λεπτόκοκκη ΘΕΖ (ή ZMT), όπου η δεύτερη έχει μικρό

πλάτος, βρίσκεται ακριβώς δίπλα στην ΖΤ, και σχηματίστηκε εξαιτίας διαφορισμού στα όρια των κόκκων. (48)



Εικόνα 1.11: Η μορφολογία των φάσεων Laves και της φάσης δ εντός του Inconel 718 (50)

Η μορφολογία των φάσεων Laves και της φάσης δ εντός της μητρικής φάσης γ του Inconel 718 απεικονίζονται στην εικόνα 1.11. (50)



Διάγραμμα 1.10: Το προφίλ της μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των συγκολλημένων δοκιμίων Inconel 718 (48)

Στο διάγραμμα 1.10 απεικονίζεται η μικροσκληρότητα HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης σε mm των συγκολλημένων δοκιμίων Inconel 718. Παρατηρείται ότι η σκληρότητα είναι περίπου σταθερή σε όλες τις περιοχές (231 ± 12 HV). Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί, πως μετά την συγκόλληση και χωρίς PWHT, η μείωση του

μέτρου ελαστικότητας, του ορίου διαρροής και της εφελκυστικής αντοχής είναι μικρή, ενώ η ελάττωση της ολκιμότητας είναι σημαντική. (48)

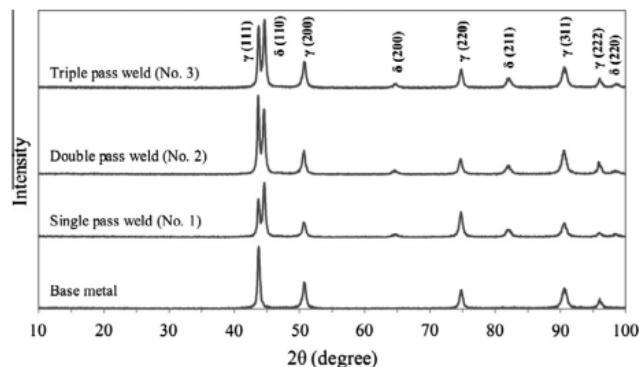
1.4.2 Συγκόλληση του ανοξειδωτου χάλυβα AISI 304L με την μέθοδο Tig

Η μέθοδος Tig αποτελεί την πιο αξιόπιστη μέθοδο συγκόλλησης ανοξειδωτων χαλύβων. Σύμφωνα με ένα άρθρο που δημοσιεύθηκε το 2014, έγινε μελέτη της μικροδομής και της διαβρωτικής συμπεριφοράς συγκολλημένων τεμαχίων ανοξειδωτου χάλυβα SS 304L, τα οποία συγκολλήθηκαν με την μέθοδο Tig με ένα, δύο και τρία περάσματα. Τα τεμάχια που χρησιμοποιήθηκαν λήφθηκαν από ένα ελασμένο φύλλο SS 304L και είχαν διαστάσεις 200*100*6 mm, ενώ το μέταλλο πλήρωσης αποτέλεσε ένα ηλεκτρόδιο ανοξειδωτου χάλυβα SS 308 διαμέτρου 2.4mm. Η χημική σύσταση του μετάλλου βάσης και του μετάλλου πλήρωσης φαίνονται στον πίνακα 1.10. (41)

Πίνακας 1.10: Η χημική σύσταση του μετάλλου βάσης (SS 304L) και του μετάλλου πλήρωσης (σε % κ.β.)
(41)

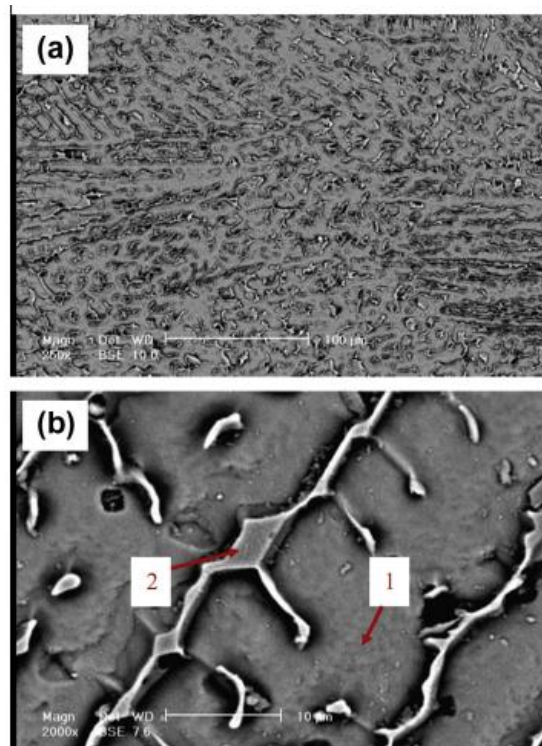
Material	Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
Base (304L SS)	Balance	0.03	0.35	2.0	18.02	8.0	0.18	0.004	0.01
Filler (ER 308 SS)	Balance	0.07	1.0	1.57	18.15	10.01	-	0.03	0.04

Ακόμα, η ταχύτητα της συγκόλλησης ήταν 150 mm/min, το ρεύμα ρυθμίστηκε στα 59A και η τάση του τόξου στα 12V, το ηλεκτρόδιο ήταν ηλεκτρόδιο βολφραμίου - θορίου (2%), ενώ το αέριο προστασίας ήταν καθαρό αργό με παροχή 10 L/min. Για την μελέτη των συγκολλήσεων έγινε χρήση της οπτικής μικροσκοπίας, της μικροσκοπίας SEM, του XRD, και μικροσκληρομετρήσεων (41)



Διάγραμμα 1.11: Διάγραμμα XRD του μετάλλου βάσης (SS 304L) και της συγκόλλησης για ένα, δύο και τρία πάσσα (41)

Από το διάγραμμα XRD του μετάλλου βάσης (διάγραμμα 1.11), προκύπτει πως το μέταλλο βάσης αποτελείται μόνο από την ωστενιτική μητρική φάση γ , ωστόσο επειδή το XRD δεν έχει την ικανότητα εντοπισμού φάσεων με περιεκτικότητα μικρότερη του 5% κ.β., υπάρχει περίπτωση εντός της ωστενιτικής μήτρας γ να υπάρχει και μικρό ποσοστό δ φερρίτη (<5% κ.β.). Επίσης, από το διάγραμμα XRD της συγκόλλησης με ένα πάσσο, προκύπτει πως η ζώνη τήξης θα αποτελείται και απ' την φάση του ωστενίτη γ , καθώς και απ' την φάση του δ φερρίτη. (41)

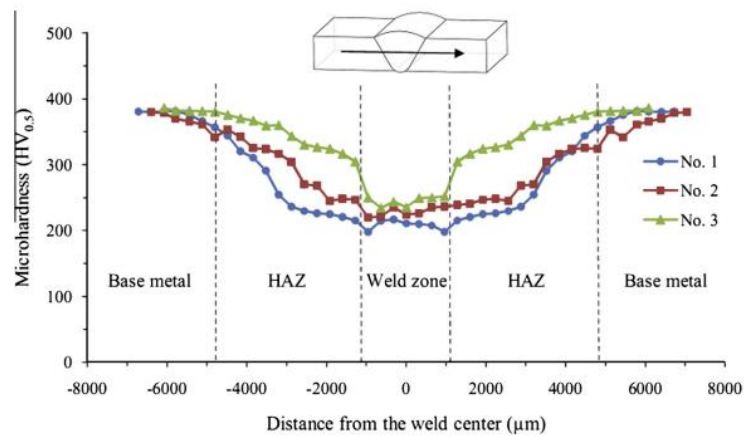


Region	Fe	Ni	Cr
1	61.95	15.78	18.02
2	59.55	10.46	24.52

Εικόνα 1.12: Μικρογραφίες SEM της δενδριτικής μικροδομής της ζώνης τήξης του SS 304L (αριστερά), Ανάλυση EDS των δύο φάσεων της ζώνης τήξης του SS 304L (σε % κ.β.) (δεξιά) (41)

Στην εικόνα 1.12, αριστερά απεικονίζονται οι μικρογραφίες SEM της ζώνης τήξης του SS 304L, όπου παρατηρείται η ύπαρξη δενδριτικής μικροδομής. Ακόμα, παρατηρούνται δύο ευδιάκριτες περιοχές στην μικροδομή, η περιοχή 1 που αποτελεί την δενδριτική φάση, και η ανοιχτόχρωμη περιοχή 2 που αποτελεί την ενδοδενδριτική φάση. Σύμφωνα με την ανάλυση EDS αυτών των δύο φάσεων (εικόνα 1.11, δεξιά), προκύπτει πως η φάση 1 είναι

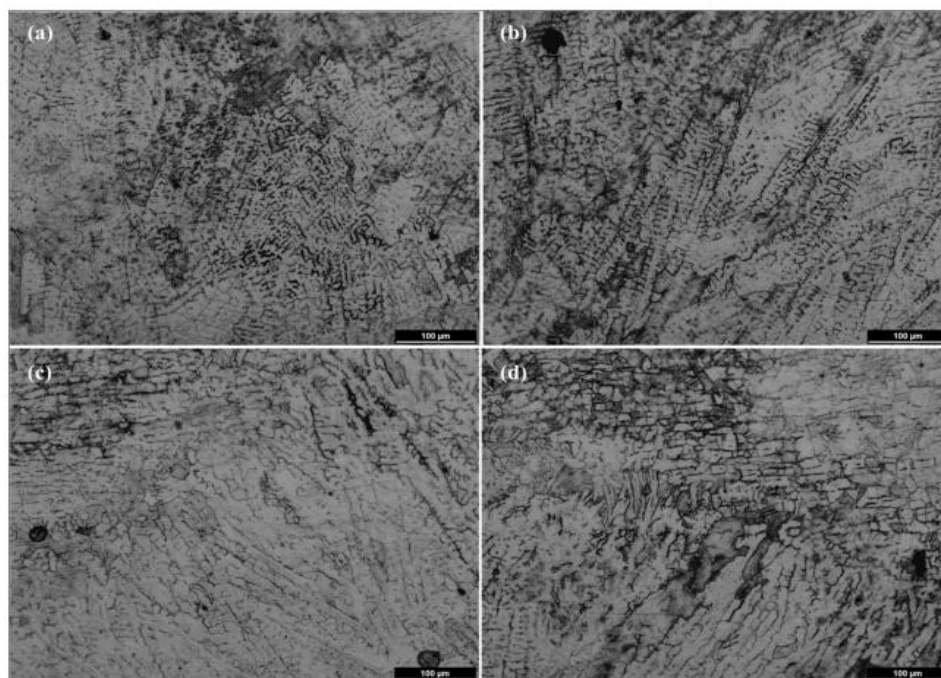
πλούσια σε Ni (15.78% κ.β.), συνεπώς πρόκειται για την φάση του ωστενίτη γ, και η φάση 2 είναι πλούσια σε Cr (24.52% κ.β.), συνεπώς πρόκειται για την φάση του δ φερρίτη. (41)



Διάγραμμα 1.12: Προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης σε μm (41)

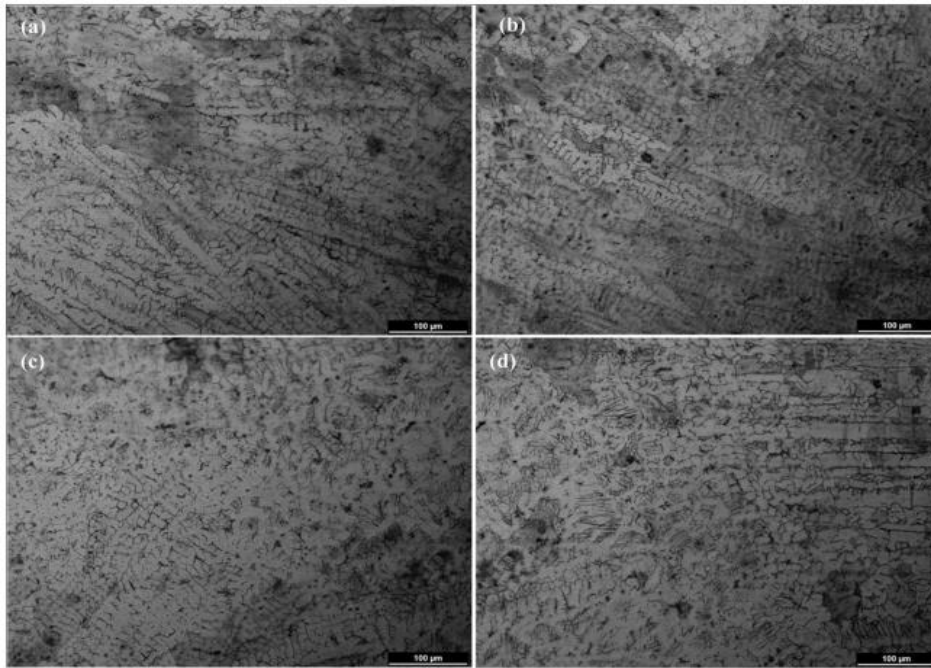
Στο διάγραμμα 1.12 απεικονίζεται το προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των δοκιμίων SS 304L (σε μm). Σύμφωνα με το προφίλ μικροσκληρότητας για την συγκόλληση που έγινε με ένα πέρασμα (μπλε καμπύλη) παρατηρείται μία συνεχώς αυξανόμενη σκληρότητα όσο η απόσταση αυξάνεται απ' την ΖΤ προς την ΘΕΖ και το ΜΒ. Ακόμα, η χαμηλότερη σκληρότητα παρατηρήθηκε στην ζώνη τήξης, καθώς η μεγάλη θερμότητα που αναπτύσσεται εκεί απ' την διαδικασία της συγκόλλησης οδηγεί σε ανόπτηση. Ακόμα, η αυξανόμενη σκληρότητα της ΘΕΖ, από την περιοχή κοντά στην ΖΤ προς την περιοχή κοντά στο ΜΒ, οφείλεται στον χαμηλό ρυθμό ψύξης της περιοχής δίπλα στην ΖΤ και στον υψηλότερο ρυθμό ψύξης της περιοχής δίπλα στο ΜΒ, εξαιτίας πιο απότομων θερμικών κλίσεων, με συνέπεια η μικροδομή εκεί να είναι λεπτόκοκκη. Το ΜΒ παρουσίασε τις υψηλότερες τιμές σκληρότητας εξαιτίας μεγαλύτερης χημικής και μικροδομικής ομοιογένειας. (41)

Σύμφωνα με ένα άλλο άρθρο που δημοσιεύθηκε τον Ιούλιο του 2021, έγινε μελέτη της επίδρασης του ρεύματος συγκόλλησης, κατά την συγκόλληση τεμαχίων ανοξείδωτου χάλυβα SS 304L με την μέθοδο Tig, στην θερμοκρασιακή κατανομή, την μικροδομή, και τις μηχανικές ιδιότητες. Τα τεμάχια που συγκολλήθηκαν είχαν πάχος 1.4mm, το ρεύμα συγκόλλησης ήταν 7 mm/s, το αέριο προστασίας ήταν το αργό (Ar) με παροχή 10 L/min, η τάση του τόξου ήταν 15V, ενώ η συγκόλληση έγινε με πέντε ρεύματα (20A, 50A, 80A, 100A, 120A). (51)



Εικόνα 1.13: Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ των δοκιμίων SS 304L για διάφορα ρεύματα συγκολλήσεων a) 50A, b) 80A, c) 100A, d) 120A (51)

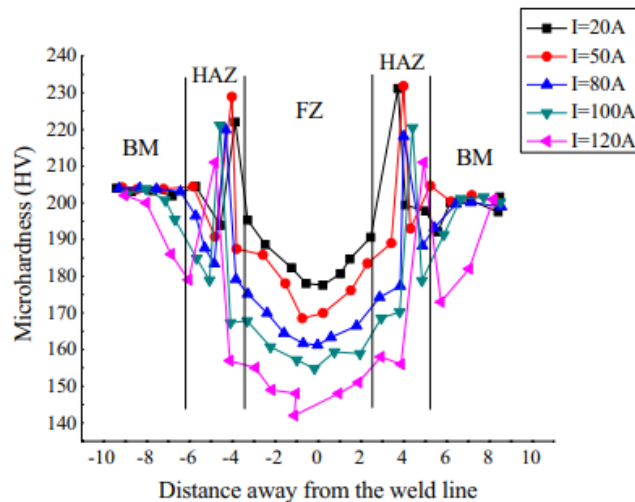
Το μέταλλο βάσης των δοκιμίων SS 304L αποτελείται κυρίως από την φάση του ωστενίτη γ και μικρή ποσότητα φερρίτη, ενώ σύμφωνα με τις εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ για διάφορα ρεύματα συγκολλήσεων (εικόνα 1.13), προκύπτει πως η ΘΕΖ αποτελείται κυρίως απ' την φάση του ωστενίτη γ και την φάση του φερρίτη δ , όπου η ύπαρξη όλων αυτών των φάσεων επιβεβαιώνεται και απ' το XRD. Η φάση αυτή του φερρίτη δ ονομάζεται υπολειπόμενος φερρίτης και προκύπτει επειδή ήταν αδύνατο να μετασχηματιστεί σε ωστενίτη κατά την διάρκεια της ψύξης. Επίσης, παρατηρείται από την εικόνα 1.13, πως όσο αυξάνεται το ρεύμα της συγκόλλησης τόσο αυξάνεται και το μέγεθος των κόκκων στην ΘΕΖ. Ακόμα, εντός της ΘΕΖ εντοπίζονται και καρβίδια πλούσια σε Cr. Ο αριθμός αυτός των καρβιδίων ελαττώνεται με αύξηση του ρεύματος, επειδή σε υψηλό ρεύμα η ποσότητα της εισερχόμενης θερμότητας είναι υψηλή και ο ρυθμός ψύξης χαμηλός, και συνεπώς τα καρβίδια διαλυτοποιούνται. (51)



Εικόνα 1.14: Εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ των δοκιμών SS 304L για διάφορα ρεύματα συγκολλήσεων a) 50A, b) 80A, c) 100A, d) 120A (51)

Σύμφωνα με τις εικόνες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ για διάφορα ρεύματα (εικόνα 1.14), προκύπτει πως η ΖΤ αποτελείται από την φάση του ωστενίτη γ , από Widmanstätten ωστενίτη, καθώς και από φάση φερρίτη δ , κάτι που επιβεβαιώνεται και απ' το XRD. Η περιεκτικότητα των συστατικών αυτών φάσεων που είναι παρούσες στην ΖΤ, ποικίλει ανάλογα με το ρεύμα που γίνεται η συγκόλληση το οποίο μεταβάλλει το ποσό της εισερχόμενης θερμότητας και συνεπώς τον ρυθμό ψύξης, με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται κάθε φορά η μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες, και γενικά η ποιότητα της συγκόλλησης. Για χαμηλά ρεύματα (50A και 80A), δηλαδή για χαμηλό ποσό εισερχόμενης θερμότητας, παρατηρήθηκε στην ΖΤ η παρουσία ωστενίτη γ και φερρίτη δ , ενώ για υψηλά ρεύματα (100A και 120A), παρατηρήθηκε στην ΖΤ η ύπαρξη ωστενίτη γ και Widmanstätten ωστενίτη. Επίσης, παρατηρήθηκε πως με αύξηση του ρεύματος αυξάνεται και το μέγεθος των κόκκων. Το μικρό μέγεθος των κόκκων στα χαμηλά ρεύματα οφείλεται σε γρηγορότερο ρυθμό ψύξης, ο οποίος δεν αφήνει στους δενδρίτες μεγάλο χρονικό περιθώριο ώστε να αναπτυχθούν, ενώ το μεγάλο μέγεθος των κόκκων στα υψηλά ρεύματα οφείλεται σε πιο αργό ρυθμό ψύξης, με αποτέλεσμα οι δενδρίτες να έχουν περισσότερο χρόνο για να αναπτυχθούν. Σε υψηλό ρεύμα, δηλαδή σε υψηλό ποσό εισερχόμενης θερμότητας στην συγκόλληση, η θερμοκρασία της ζώνης συγκόλλησης και του μετάλλου βάσης είναι μεγάλη, συνεπώς η διαφορά στην θερμική κλίση μεταξύ της ζώνης συγκόλλησης και του μετάλλου

βάσης μειώνεται, κάτι που επιφέρει μείωση του ρυθμού ψύξης. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί, πως με αύξηση του ρεύματος και με σταθερή τάση τόξου και ταχύτητα συγκόλλησης, επιτυγχάνεται γραμμική αύξηση του πλάτους της ΘΕΖ καθώς και αύξηση της επιφάνειας της ΖΤ. (51)



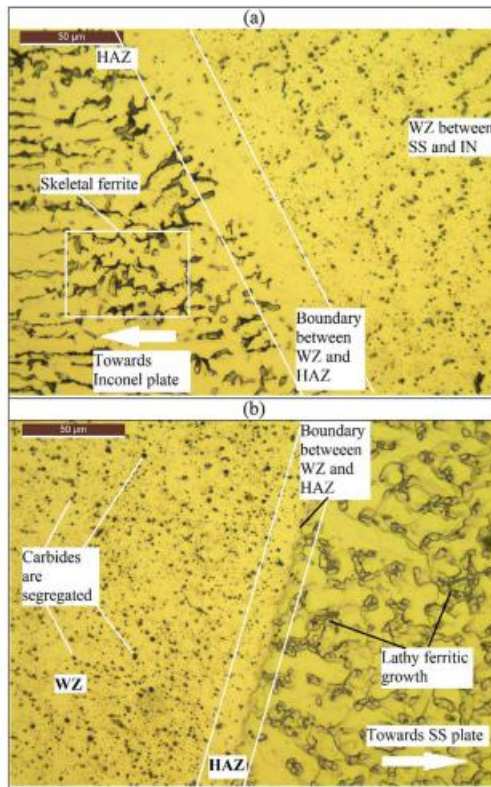
Διάγραμμα 1.13: Το προφίλ μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης των συγκολλημένων δοκιμών SS 304L για τα διάφορα ρεύματα (20A-120A) (51)

Σύμφωνα με το διάγραμμα 1.13 προκύπτει πως η σκληρότητα του MB (SS 304L) είναι περίπου 200-205 HV, ενώ η σκληρότητα της ΖΤ κυμαίνεται από 140 HV έως 180 HV, ανάλογα το ρεύμα της συγκόλλησης. Με αύξηση του ρεύματος ο μέσος όρος της σκληρότητας της ΖΤ ελαττώνεται. Η διακύμανση αυτή της σκληρότητας οφείλεται στην αλλαγή του ρυθμού ψύξης. Συγκεκριμένα, με αύξηση του ρεύματος μειώνεται ο ρυθμός ψύξης, οπότε ο μετασχηματισμός του φερρίτη και του ωστενίτη είναι μεγαλύτερος και συνεπώς η μικροσκληρότητα είναι μικρή. Αντιθέτως, με μείωση του ρεύματος αυξάνεται ο ρυθμός ψύξης, κάτι που προωθεί τον σχηματισμό μαρτενσίτη οι οποίοι αυξάνουν την μικροσκληρότητα. Ακόμα, παρατηρείται πως για το ίδιο ρεύμα, την μεγαλύτερη σκληρότητα την έχει η ΘΕΖ, μετά ακολουθεί το MB, και τέλος η ΖΤ. Τέλος, αξίζει να αναφερθεί, πως η εφελκυστική αντοχή και η ολκιμότητα των συγκολλήσεων αυξάνονται με αύξηση του ρεύματος, ενώ την μεγαλύτερη εφελκυστική αντοχή και ολκιμότητα την έχει το MB. (51)

1.4.3 Ανομοιογενής συγκόλληση του Inconel 718 με τον AISI 304L

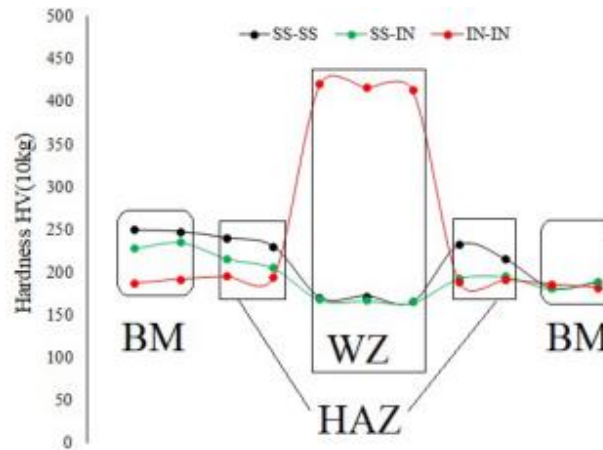
Η μείωση του κόστους των υλικών και η βελτιστοποίηση στην ευελιξία του σχεδιασμού καθιστούν τις ανομοιογενείς συγκολλήσεις πιο δημοφιλείς σε βιομηχανίες όπως οι σταθμοί παραγωγής ηλεκτρικής ενέργειας, οι πετροχημικές βιομηχανίες, η αεροδιαστημική, και η αυτοκινητοβιομηχανία. Η ανομοιογενής συγκόλληση του Inconel 718 με το SS 304L χρησιμοποιείται κυρίως στο υψηλών θερμοκρασιών (περίπου 750°C) και διαβρωτικό περιβάλλον των επίγειων βιομηχανιών αεροστροβίλων, των πετροχημικών βιομηχανιών, των βιομηχανιών πετρελαίου και φυσικού αερίου, και των αεροδιαστημικών βιομηχανιών, και πιο συγκεκριμένα εφαρμόζεται κυρίως σε πτερύγια προπελών, σε κινητήρες πρόωσης, σε λέβητες, και για την κατασκευή σύγχρονων εξαρτημάτων ψεκασμού (μπεκ) βενζίνης, ντίζελ και αέριων καυσίμων. Το κύριο πρόβλημα που σχετίζεται με την συγκόλληση των κραμάτων Ni με χάλυβες είναι η κατάλληλη επιλογή του μετάλλου πλήρωσης, αν αυτό χρησιμοποιηθεί, καθώς επηρεάζει την ποιότητα των συγκολλήσεων και την τελική εφαρμογή τους, ενώ έχει βρεθεί πως οι βέλτιστες μηχανικές ιδιότητες και η καλή θερμική σταθερότητα επιτυγχάνονται με μέταλλα πλήρωσης που έχουν ως βάση το Ni. Η συγκόλληση των δύο αυτών κραμάτων πραγματοποιείται κυρίως μέσω των μεθόδων Tungsten Inert Gas Welding (Tig), Laser Beam Welding (LBW) και Electron Beam Welding (EBW), ενώ για την απόκτηση καλών μηχανικών ιδιοτήτων μπορούν να πραγματοποιηθούν θερμικές κατεργασίες μετά την συγκόλληση (PWHT). Οι χαμηλές μηχανικές ιδιότητες μετά την συγκόλληση σχετίζονται κυρίως με την εμφάνιση μίας φάσης πλούσιας σε Nb (φάση Laves) στην συγκόλληση, της οποίας η παρουσία είναι πολύ πιθανή. **(52),(53),(55)**

Σύμφωνα με ένα άρθρο που δημοσιεύθηκε το 2023 στο "Journal of The Institution of Engineers", πραγματοποιήθηκε ανάλυση των μηχανικών ιδιοτήτων και της μικροδομής ανομοιογενούς συγκόλλησης μεταξύ του SS 304 και του Inconel 718, τα οποία συγκολλήθηκαν με την μέθοδο Mig. Ως μέταλλο προσθήκης χρησιμοποιήθηκε σύρμα χάλυβα επικαλυμμένο με Cu, κραματωμένο με Mn-Si, και με χαμηλή περιεκτικότητα σε C, διαμέτρου 2 mm, και με ταχύτητα τροφοδοσίας 1.5 mm/min, ενώ ως αέριο προστασίας χρησιμοποιήθηκε Ar καθαρότητας 99%. Η συγκόλληση παρουσίασε όριο διαρροής 370 MPa, εφελκυστική αντοχή 601 MPa, και ολκιμότητα 25%. **(53)**



Εικόνα 1.15: Μικροδομή οπτικού μικροσκοπίου της ανομοιογενούς συγκόλλησης (500X) α) πλησίον του Inconel 718, β) πλησίον του SS 304 (53)

Το MB (Inconel 718) αποτελείται από χονδρόκοκκο ωστενίτη γ ο οποίος περιβάλλεται από δ φερρίτη, ενώ εντός της ωστενιτικής μήτρας είναι διασπαρμένο πλήθος καρβιδίων. Από την εικόνα 1.15, α) προκύπτει ότι το όριο μεταξύ της ΘΕΖ του Inconel 718 και της ΖΤ αποτελείται από την ωστενιτική μήτρα γ χωρίς ορατά όρια, ενώ η ΘΕΖ αποτελείται από δ φερρίτες στους οποίους τα καρβίδια έχουν διαλυτοποιηθεί. Από την άλλη πλευρά, το MB (SS 304) αποτελείται από ωστενιτικούς κόκκους με δ φερρίτη στα όρια των κόκκων, καθώς και από αρκετές διδυμίες. Από την εικόνα 1.14, β) προκύπτει ότι η ΘΕΖ του SS 304 αποτελείται από δ φερρίτες άλλης μορφής (Lathy ferrites) συγκριτικά με αυτούς της ΘΕΖ του Inconel 718 (Skeletal ferrites). Και στις δύο αυτές μορφές φερρίτη έχουν συσσωρευθεί καρβίδια στα όρια, γι' αυτό και η σκληρότητα της ΘΕΖ είναι αυξημένη. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως στην ΖΤ έχει επιτευχθεί υψηλός διαφορισμός καρβιδίων, ενώ ο δ φερρίτης έχει αποκτήσει σφαιρικό σχήμα, με συνέπεια η ΖΤ να έχει γίνει μαλακότερη απ' την ΘΕΖ, δηλαδή να έχει μικρότερη σκληρότητα. (53)

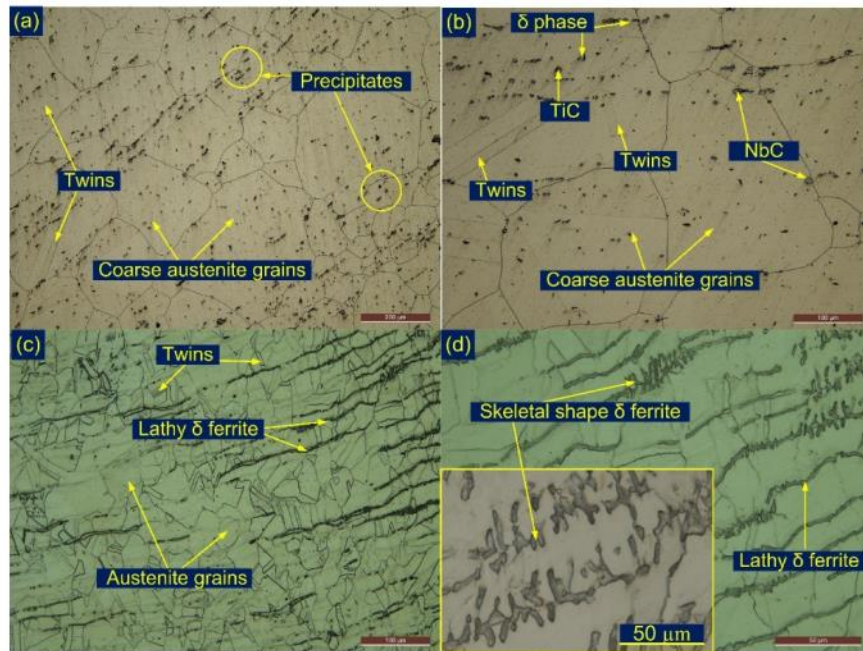


Διάγραμμα 1.14: Προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης της ανομοιογενούς και ομοιογενών συγκολλήσεων (SS-SS, SS-IN, IN-IN) (53)

Σύμφωνα με το προφίλ της μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης για την συγκόλληση του SS 304 με το Inconel 718 (διάγραμμα 1.14 - πράσινη καμπύλη), προκύπτει πως η σκληρότητα της ΖΤ είναι μικρότερη από αυτή της ΘΕΖ και των ΜΒ. Συγκεκριμένα, η σκληρότητα της ΖΤ είναι 165-168 HV, η σκληρότητα της ΘΕΖ του Inconel 718 είναι 193-195 HV, η σκληρότητα της ΘΕΖ του SS 304 είναι 205-216 HV, η σκληρότητα του ΜΒ (Inconel 718) είναι 181-189 HV, και τέλος η σκληρότητα του ΜΒ (SS 304) εμφανίζεται 228-235 HV. (53)

Σύμφωνα με ένα άλλο άρθρο που δημοσιεύθηκε το 2022, πραγματοποιήθηκε μελέτη της μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων της ανομοιογενούς συγκόλλησης μεταξύ του Inconel 718 και του SS 304L, η οποία πραγματοποιήθηκε με συνδυασμό της μεθόδου Tig και της συγκόλλησης τόξου με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια (SMAW), και με την χρήση πληρωτικών μετάλλων με βάση το Ni (ERNiCr-3 and ENiCrFe-3). Η ένωση των δύο μετάλλων είχε την μορφή "V", αρχικά πραγματοποιήθηκε ένα πέρασμα με την μέθοδο Tig (με ρεύμα 115 A και ταχύτητα συγκόλλησης 1.67 mm/s) και με την χρήση του πληρωτικού μετάλλου ERNiCr-3 (Inconel 82) και του προστατευτικού αερίου Ar (καθαρότητας 99.99%) με παροχή 15 L/min, στην συνέχεια πραγματοποιήθηκαν τέσσερα περάσματα (με ρεύμα 90 A και ταχύτητα συγκόλλησης 2-3 mm/s) με την μέθοδο SMAW και την χρήση του πληρωτικού μετάλλου ENiCrFe-3 (Inconel 182), και τέλος πραγματοποιήθηκε ένα τελευταίο πέρασμα (με ρεύμα 100 A και ταχύτητα συγκόλλησης 3 mm/s) απ' την κάτω μεριά των μετάλλων με την μέθοδο Tig. (52)

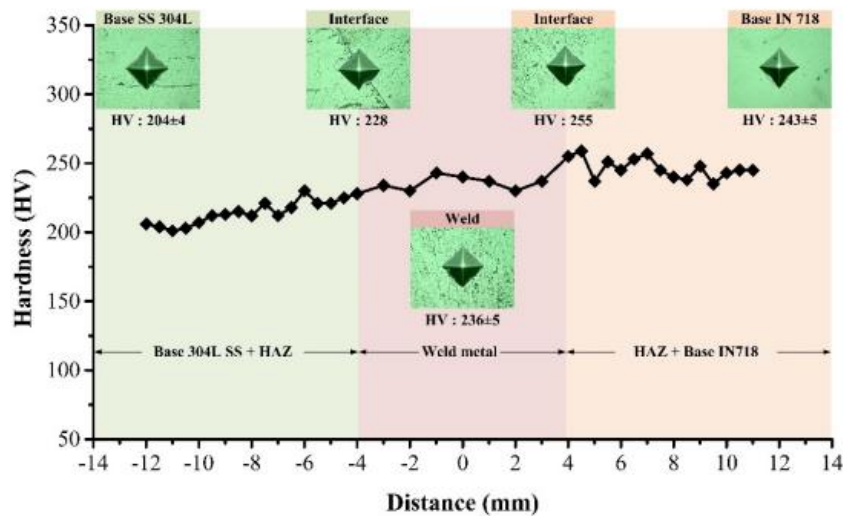
Με την βοήθεια του οπτικού μικροσκοπίου, στο MB (Inconel 718) εντοπίστηκαν ωστενιτικοί κόκκοι γ (μεγέθους $180 \pm 20 \mu\text{m}$) και διδυμίες, όπου εντός των κόκκων υπήρχε μία τυχαία κατανομή σωματιδίων. Τα σωματίδια αυτά ήταν πλούσια σε Nb, Ti και Ni, και βρέθηκε ότι μπορεί να είναι γ' φάση ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), γ'' φάση (Ni_3Nb), NbC, Ti(C,N) φάσεις και δ φάση. Στο MB (SS 304L) εντοπίστηκαν μικροί ωστενιτικοί κόκκοι (μεγέθους $31 \pm 3 \mu\text{m}$) και διδυμίες, με την παρουσία δ φερρίτη σε μορφή λωρίδας. (52)



Εικόνα 1.16: ΘΕΖ του Inconel 718 (a,b), ΘΕΖ του SS 304L (c,d) (52)

Στην ΘΕΖ του Inconel 718 (εικόνα 1.16 a,b) παρατηρούνται πιο χονδροί κόκκοι ωστενίτη (μεγέθους $198 \pm 40 \mu\text{m}$) συγκριτικά με αυτούς του MB (Inconel 718). Ακόμα, παρατηρούνται διδυμίες και κατακρήμνιση διαφόρων φάσεων, όπως τα καρβίδια NbC και TiC, και η φάση δ . Η ανάλυση EDS έδειξε πως υπάρχει μεγάλη συγκέντρωση των στοιχείων Ni, Cr, Fe, Nb, Mn, Mo και Ti στην ζώνη αυτή. Στην ΘΕΖ του SS 304L (εικόνα 1.16 c,d) παρατηρούνται επίσης πιο χονδροί κόκκοι ωστενίτη (μεγέθους $49 \pm 11 \mu\text{m}$) συγκριτικά με αυτούς του MB (SS 304L). Ακόμα, παρατηρούνται διδυμίες καθώς και φερρίτης δ (lathy και skeletal ferrite) στην μικροδομή, του οποίου η πυκνότητα είναι μεγάλη κοντά στην ΖΤ και ελαττώνεται όσο η απόσταση από αυτήν αυξάνεται. Η ανάλυση EDS έδειξε πως υπάρχει μεγάλη συγκέντρωση των στοιχείων Ni, Cr, Fe, Mn και C στην ζώνη αυτή. Όσον αφορά την μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης, αυτή είναι πλήρως ωστενιτική, με υψηλή

περιεκτικότητα σε Ni, και με παρουσία καρβιδίων πλούσιων σε Nb και Ti κατά μήκος των ενδοδενδριτικών περιοχών. (52)

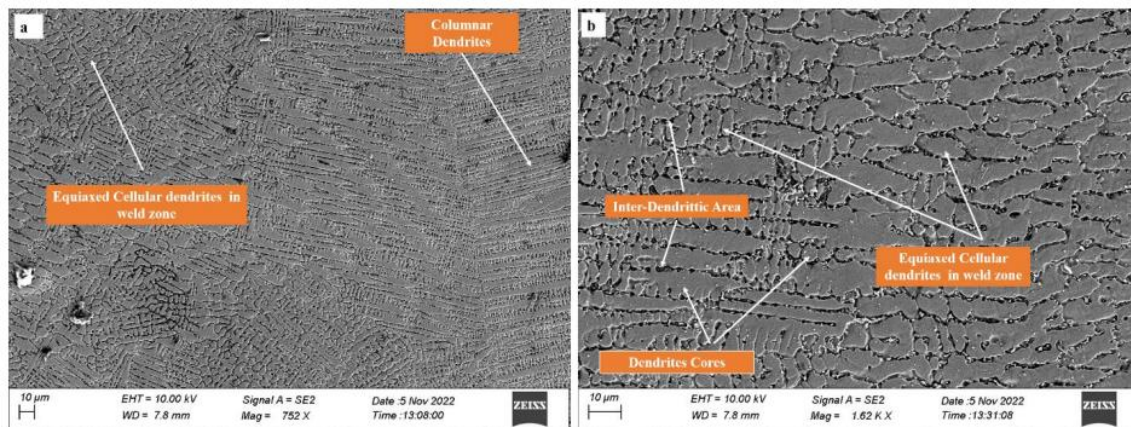


Διάγραμμα 1.15: Το προφίλ μικροσκληρότητας HV συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης (για φορτίο 500g) της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L (52)

Σύμφωνα με το διάγραμμα 1.15, βρέθηκε πως η μέση σκληρότητα του μετάλλου συγκόλλησης είναι 236 ± 5 HV, υψηλότερη από αυτή του MB (SS 304L) (204 ± 4 HV) αλλά χαμηλότερη από αυτή του MB (Inconel 718) (243 ± 5 HV), ενώ η μέση σκληρότητα της ΘΕΖ του SS 304L και της ΘΕΖ του Inconel 718, βρέθηκε 221 HV και 249 HV, αντίστοιχα. Η αύξηση της σκληρότητας του μετάλλου συγκόλλησης και της ΘΕΖ, πλησίον του Inconel 718, οφείλεται πιθανόν στον διαφορισμό των στοιχείων Nb, Ni και C. Η διακύμανση αυτή στην σκληρότητα, κατά μήκος της διατομής της συγκόλλησης, οφείλεται στην διάχυση των διαφόρων στοιχείων, στον μακροδιαφορισμό, και στην επίδραση της θερμότητας ως συνέπεια των πολλαπλών περασμάτων και των πολύπλοκων θερμικών κύκλων της συγκόλλησης. (52)

Σύμφωνα με ένα άλλο άρθρο που δημοσιεύθηκε το 2023, πραγματοποιήθηκε μελέτη της συγκόλλησης του SS 304L με το Inconel 718, που επιτεύχθηκε με την μέθοδο Laser Beam Welding (LBW) και χωρίς την χρήση πληρωτικού υλικού (αυτογενής συγκόλληση). Η ταχύτητα της συγκόλλησης ήταν 1 m/min, ενώ ως αέριο προστασίας χρησιμοποιήθηκε Ar καθαρότητας 99.99%. (54)

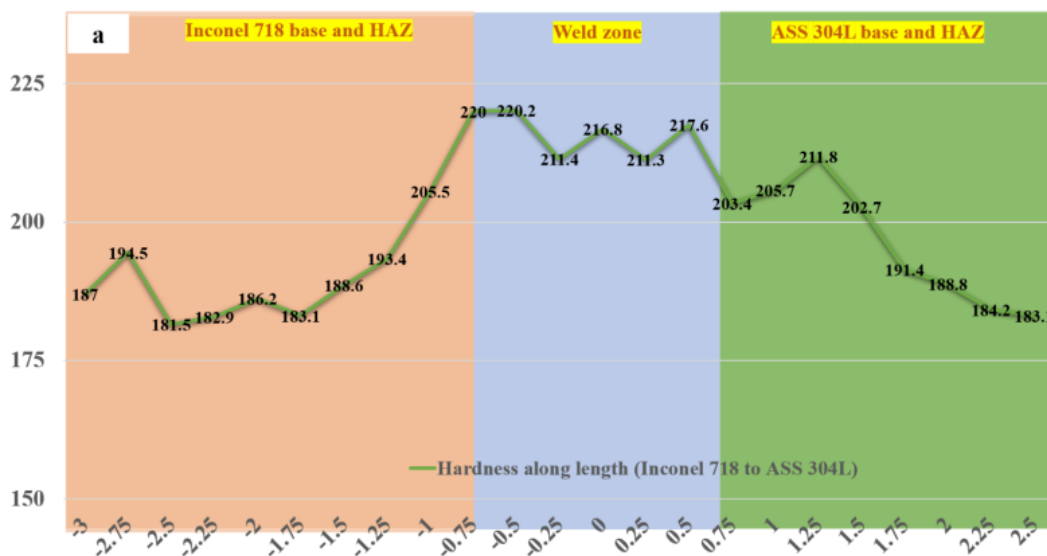
Με την βοήθεια του οπτικού μικροσκοπίου και του SEM, προκύπτει ότι το MB (Inconel 718) αποτελείται από χονδρούς ωστενιτικούς κόκκους γ πλούσιους σε Ni, διδυμίες που βελτιώνουν την μηχανική αντοχή, και καρβίδια του Nb και Ti ομοιόμορφα κατανεμημένα εντός των κόκκων και των ορίων τους. Το MB (SS 304L) αποτελείται από ωστενιτικούς κόκκους γ και ομοιόμορφα κατανεμημένες διδυμίες. Ακόμα, οι κόκκοι της ZT πλησίον του Inconel 718 είναι πιο λεπτοί από αυτούς πλησίον του SS 304L, ενώ στην μεριά του Inconel 718 υπάρχει ζώνη μη αναμεμιγμένη (Unmixed zone-UZ) και στην μεριά του SS 304L υφίστανται και UZ και ZMT, που είναι αποτέλεσμα του μακροδιαφορισμού. Όσον αφορά την ΘΕΖ του SS 304L, αυτή έχει χονδρόκοκκη ωστενιτική μορφολογία με διδυμίες και φερρίτη δ (lathy ferrite), και είναι χονδρόκοκκη εξαιτίας της θερμότητας που αναπτύσσεται στην ZT. Ο σχηματισμός του δ φερρίτη στην ΘΕΖ πιθανόν οφείλεται στον θερμικό κύκλο της συγκόλλησης, ο οποίος προωθεί τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη. (54)



Εικόνα 1.17: Μικρογραφίες SEM της ZT της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L (54)

Η ZT της συγκόλλησης αποτελείται από λεπτόκοκκη, δενδριτική μικροδομή (εικόνα 1.17), και βρέθηκε ότι περιέχει 5% Nb και 4% Mo, στοιχεία όπου κατά την επαναστερεοποίηση της ZT επιδεικνύουν μεγάλο μικροδιαφορισμό. Ο διαφορισμός είναι ένα φαινόμενο που εξαρτάται απ' τον χρόνο και επηρεάζεται σε μεγάλο βαθμό απ' το ρεύμα συγκόλλησης και τον ρυθμό στερεοποίησης, ο οποίος, όταν είναι χαμηλός, τότε ο διαφορισμός ευνοείται, καθώς υπάρχει αρκετός χρόνος για την αναδιάταξη των κραματικών στοιχείων στην ZT. Εάν συμβεί μικροδιαφορισμός των Nb και Mo στην πλούσια σε Ni, Fe, Cr ωστενιτική μήτρα της ZT, τότε σε αυτήν θα σχηματιστούν φάσεις Laves. Σύμφωνα λοιπόν με την ανάλυση EDS των ενδοδενδριτικών περιοχών της ZT, επιβεβαιώθηκε η παρουσία μεγάλου ποσοστού Nb (περίπου 45%) σε ορισμένες φάσεις, οι οποίες πιθανόν επιβεβαιώνουν την παρουσία

φάσεων Laves. Όσον αφορά την μορφολογία των δενδριτών, αυτή μπορεί να είναι διαφορετική κατά μήκος της ΖΤ, και σχετίζεται με την διαφορά στις θερμο-μηχανικές ιδιότητες του Inconel 718 και του SS 304L, καθώς και με τον ρυθμό ψύξης που είναι μέγιστος στο κέντρο της ΖΤ. Στο κέντρο της συγκόλλησης εντοπίζονται ισοαξονικοί δενδρίτες, ενώ στην ΖΤ πλησίον του Inconel 718 και του SS 304L εντοπίζονται κιονοειδείς δενδρίτες (columnar dendrites). (54)

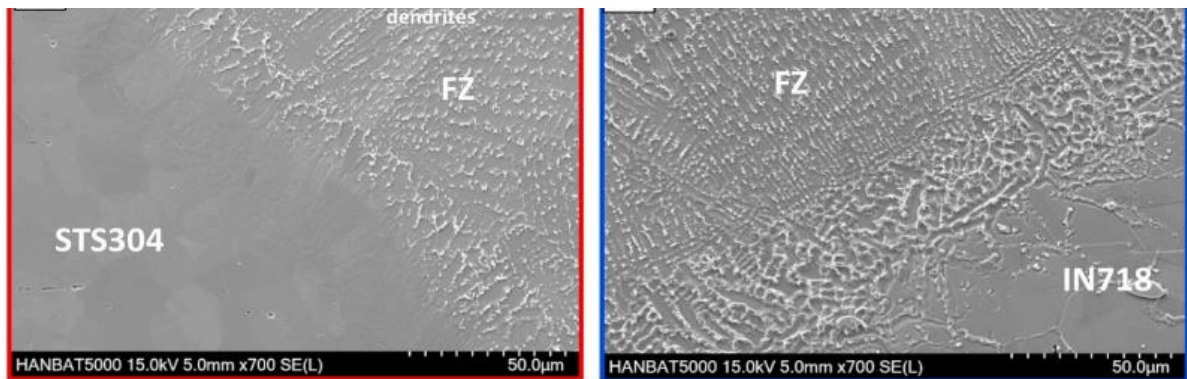


Διάγραμμα 1.16: Προφίλ μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το κέντρο της συγκόλλησης (για φορτίο 1000 g) της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L (54)

Όσον αφορά την εφελκυστική αντοχή της συγκόλλησης, αυτή βρέθηκε πως είναι περίπου 658 MPa, μικρότερη από αυτή του Inconel 718 (801 MPa) και μεγαλύτερη από αυτή του SS 304L (632 MPa). Σύμφωνα με το διάγραμμα 1.16, η μέση σκληρότητα της ΖΤ υπολογίστηκε στα 214.4 HV και αποδίδεται στην μικτή μικροδομή που αποκτά η συγκόλληση εξαιτίας ανομοιόμορφης στερεοποίησης και θέρμανσης, ενώ ρόλο μπορεί να παίζει και η παρουσία της φάσης Laves. Ακόμα, παρατηρείται ομοιόμορφη αύξηση της σκληρότητας από το MB (Inconel 718) προς την ΖΤ, ενώ στην νοητή γραμμή που διαχωρίζει την ΘΕΖ του Inconel 718 με την ΖΤ παρατηρείται η μεγαλύτερη σκληρότητα (220 HV), εξαιτίας διαφορισμού των στοιχείων και σχηματισμού της φάσης Laves στα όρια των κόκκων. Τέλος, η χαμηλότερη σκληρότητα παρατηρείται στο MB (SS 304L). (54)

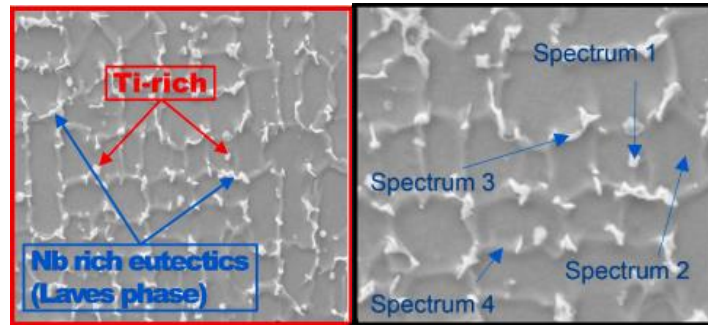
Τέλος, αξίζει να γίνει αναφορά και σε ένα άρθρο που δημοσιεύθηκε το 2020, όπου πραγματοποιήθηκε μελέτη της εξέλιξης της μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων της συγκόλλησης μεταξύ του SS 304 και του Inconel 718 με την μέθοδο Laser Beam Welding

(LBW). Αξίζει μάλιστα να αναφερθεί πως μετά την διαδικασία της συγκόλλησης, οι συγκολλήσεις υποβλήθηκαν σε PWHT σε ηλεκτρικό φούρνο, όπου επιλέχθηκαν δύο θερμικές κατεργασίες. Η πρώτη περιλαμβάνει την απευθείας διπλή γήρανση, όπου οι συγκολλήσεις αρχικά υποβλήθηκαν σε γήρανση στους 720°C για 8h, και μετά ψύχθηκαν στους 620°C με ταχύτητα 55°C/h, διατηρήθηκαν σε αυτή την θερμοκρασία για 8h, και τέλος αποψύχθηκαν στον αέρα σε θερμοκρασία δωματίου. Η δεύτερη περιλαμβάνει την διαλυτοποίηση των συγκολλήσεων στους 980°C για 1h, και μετά την διπλή τους γήρανση, όπως ακριβώς και στην πρώτη θερμική κατεργασία. Μετά την PWHT, οι συγκολλήσεις προσβλήθηκαν ηλεκτρολυτικά (με ρεύμα 5V) σε διάλυμα που περιείχε 70 ml H₃PO₄ και 30 ml H₂O. (55)



Εικόνα 1.18: Μικρογραφία SEM της a) διεπαφής SS 304 / ZT, b) διεπαφής Inconel 718 / ZT (55)

Με την βοήθεια της οπτικής μικροσκοπίας, της μικροσκοπίας SEM (εικόνα 1.18), και του XRD, βρέθηκε πως το MB (SS 304) αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους ωστενίτη γ και μικρό ποσοστό φερριτών δ σε μορφή λωρίδας, οι οποίοι υποδεικνύουν ότι πρόκειται για θερμά ελασμένο υλικό. Το MB (Inconel 718) αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους ωστενίτη γ (πλούσιους σε Ni), διδυμίες, και πλήθος διαφορισμένων φάσεων που είναι πλούσιες σε Nb και Ni, ενώ δεδομένου ότι οι κορυφές περίθλασης της φάσης γ'' , στο διάγραμμα XRD, επικαλύπτονται από αυτές της μητρικής φάσης γ , είναι δύσκολη η επιβεβαίωση της φάσης αυτής απ' το διάγραμμα XRD. Η ZT έχει λεπτόκοκκη, δενδριτική μικροδομή (εικόνα 1.17) που είναι πλήρως ωστενιτική ($\gamma_{Ni+\gamma_{Fe}}$), και αποτελείται από πλήθος μικρών, συνεχών κατακρημνισμάτων (λευκό χρώμα) που βρίσκονται στις ενδοδενδριτικές περιοχές και είναι πλούσια σε Nb, καθώς και από μικρότερα κατακρημνίσματα που είναι πλούσια σε Ti και Nb, όπως φαίνεται από την ανάλυση EDS της ZT (εικόνα 1.19). (55)

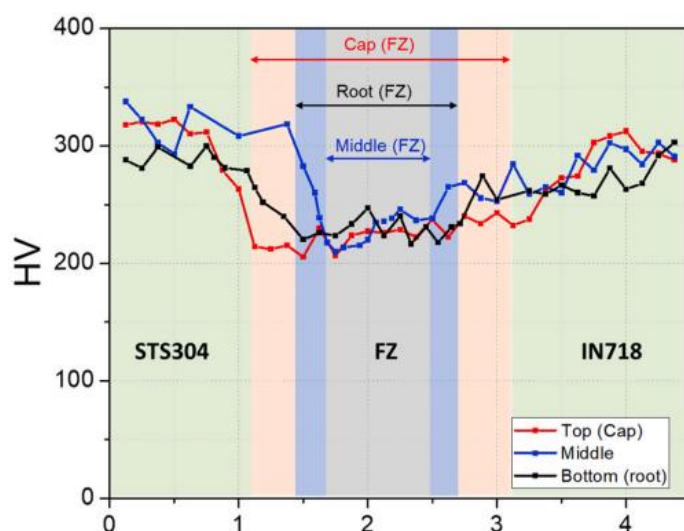


Element	Spectrum			
	1	2	3	4
Al	4.5	0.7	1.0	1.2
Ti	35.2	0.4	1.4	0.7
Cr	10.9	20.6	18.5	20.9
Mn	0.5	0.9	1.1	1.0
Fe	15.8	42.9	33.8	39.0
Ni	10.9	34.0	33.7	34.4
Nb	22.2	–	8.7	2.04

Εικόνα 1.19: Ανάλυση EDS της ZT της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L (55)

Τα κατακρημνίσματα ακανόνιστου σχήματος που είναι πλούσια σε Nb (spectrum 3) και αποτελούνται επίσης από Ni, Cr, Fe, είναι κατά πάσα πιθανότητα φάσεις Laves $(\text{Ni,Cr,Fe})_2(\text{Nb,Ti,Mo})$ hcp δομής, οι οποίες απαιτούν τουλάχιστον 8% Nb για τον σχηματισμό τους, ενώ τα κατακρημνίσματα που είναι πλούσια σε Ti και Nb (spectrum 1) συμπεραίνεται ότι είναι καρβίδια, ακόμα και αν ο άνθρακας δεν είναι ορατός στα αποτελέσματα του EDS, καθώς είναι ελαφρύ στοιχείο με αποτέλεσμα η ποσοτικοποίησή του να είναι δύσκολη. Ακόμα, από την ανάλυση EDS της ZT (εικόνα 1.19), προκύπτει πως η μήτρα $\gamma_{\text{Ni}}+\gamma_{\text{Fe}}$ (spectrum 2,4) περιέχει πολύ μικρή ποσότητα των στοιχείων Nb και Ti, καθώς αυτά συμμετέχουν στον σχηματισμό των παραπάνω κατακρημνισμάτων. Η περιεκτικότητα των κατακρημνισμάτων εντός της μήτρας βρέθηκε πως είναι 7.1%, με την ποσότητα των φάσεων Laves να είναι μεγαλύτερη από αυτή των καρβιδίων, εξαιτίας χαμηλού ποσοστού C των κραμάτων, χαμηλής εισερχόμενης θερμότητας, και υψηλού ρυθμού ψύξης της μεθόδου LBW. Όσον αφορά την ZMT και την ΘΕΖ του SS 304, δεν εντοπίστηκαν σε αυτές επιβλαβή κατακρημνίσματα. Αντιθέτως, η ZMT του Inconel 718 είναι πιο πολύπλοκη και δεν διακρίνεται εύκολα απ' την ZT εξαιτίας της παρουσίας λευκών κατακρημνισμάτων, τα οποία είναι πλούσια σε Nb και Mo (φάσεις Laves) και με Ti με σημαντικά χαμηλότερη περιεκτικότητα συγκριτικά με την ZT. Ακόμα, εντός της ZMT του Inconel 718 και κοντά στην ΘΕΖ, εντοπίστηκαν και φάσεις ορθορομβικής δομής που είναι πλούσιες σε Ni και πλουσιότερες σε Ti και Nb απ' τις φάσεις Laves, όπου πιθανόν πρόκειται

για φάσεις δ (Ni₃Nb) βελονοειδούς μορφής. Αυτές οι φάσεις σχηματίστηκαν εξαιτίας υπερθέρμανσης του Inconel 718 σε θερμοκρασία μεταξύ της solidus και της liquidus. Στην ΘΕΖ του Inconel 718 εντοπίζονται λιγότερα κατακρημνίσματα συγκριτικά με την ΖΜΤ, ενώ η απουσία των φάσεων Laves είναι εμφανής. Επίσης, βρέθηκε πως το μέσο μέγεθος κόκκου της ΘΕΖ του SS 304 και της ΘΕΖ του Inconel 718, είναι 21.39 μm και 37.55 μm, αντίστοιχα, ενώ στο μέσο του ύψους της ΖΤ, το μέσο μέγεθος κόκκου βρέθηκε 92.78 μm. Εκτός αυτού, δεν παρατηρήθηκε σημαντική αύξηση του μεγέθους των κόκκων της ΘΕΖ του SS 304 και του Inconel 718, κάτι που οφείλεται στην χαμηλή εισερχόμενη θερμότητα και τον υψηλό ρυθμό ψύξης που προσφέρει η μέθοδος LBW. (55)



Διάγραμμα 1.17: Προφίλ μικροσκληρότητας συναρτήσει της απόστασης απ' το άκρο του MB (SS 304) (για φορτίο 200 g) της ανομοιογενούς συγκόλλησης Inconel 718 – SS 304L (55)

Από το διάγραμμα 1.17 προκύπτει πως την μεγαλύτερη σκληρότητα την έχει το MB (SS 304) (340 HV), η οποία μειώθηκε κατά μήκος της ΘΕΖ και της ΖΜΤ στα 240 HV, ενώ η χαμηλότερη σκληρότητα της ΘΕΖ αποδίδεται στην μερική ανόπτηση απ' την ισχύ του laser κατά την συγκόλληση. Η μικρότερη σκληρότητα εντοπίστηκε στην ΖΤ (περίπου 225 HV), ενώ η μέση σκληρότητα του MB (Inconel 718) βρέθηκε 295.7 HV, η οποία βρίσκεται στο εύρος σκληρότητας ενός υπερκράματος Inconel 718 που έχει υποστεί την θερμική κατεργασία της διαλυτοποίησης. Η χαμηλότερη σκληρότητα της ΖΤ αποδίδεται στην μείωση των στοιχείων Nb, Ti, Mo που προσφέρουν σκλήρυνση της δομής, στην έλλειψη των κατακρημνισμάτων που συμβάλλουν στην σκλήρωση της δομής, όπως η φάση γ'', η απουσία της οποίας αποδίδεται στην ταχεία ψύξη της συγκόλλησης, καθώς και στην μεγέθυνση των κόκκων της που είναι μεγαλύτεροι από αυτούς των MB. Ακόμα, η

εφελκυστική αντοχή της συγκόλλησης βρέθηκε ότι είναι 390 MPa, κάτι που οφείλεται στον σχηματισμό φάσεων Laves, στην απουσία της φάσης γ'' , και στην ύπαρξη πόρων, ενώ η εφελκυστική αντοχή των MB υπολογίστηκε ότι είναι πάνω από 700 MPa. **(55)**

Τα μεταλλουργικά προβλήματα που δημιουργεί η παρουσία των φάσεων Laves και η απουσία φάσεων σκλήρωσης στην ZT, όπως η φάση γ'' , μπορούν να κατασταλούν μέσω PWHT. Η PWHT εξαλείφει σε ένα βαθμό τις φάσεις Laves, με αποτέλεσμα να ανακτάται το Nb της ωστενιτικής μήτρας. Ωστόσο, αυτό το Nb συμβάλλει στον σχηματισμό της φάσης δ , η οποία απαιτεί περίπου 6-8% Nb για να κατακρημνιστεί και μία μέγιστη θερμοκρασία των περίπου 900°C. Ακόμα, εκτός της φάσης δ μπορεί να κατακρημνιστεί και η φάση γ'' . Μετά την PWHT παρατηρήθηκε αύξηση της σκληρότητας της ZT και του MB (Inconel 718) εξαιτίας της παρουσίας της γ'' φάσης, και άρα αύξηση της αντοχής, ενώ το MB (SS 304) παρουσίασε μείωση της σκληρότητας. **(55)**

Όσον αφορά την ανομοιογενή συγκόλληση του υπερκράματος Inconel 718 με τον ανοξείδωτο χάλυβα SS 304L με την μέθοδο Tig και χωρίς την χρήση πληρωτικού μέσου (αυτογενής συγκόλληση), δεν βρέθηκαν στην βιβλιογραφία αντίστοιχα άρθρα. Συνεπώς, το γεγονός αυτό καθιστά την παρούσα διπλωματική εργασία πρωτότυπη από επιστημονική άποψη.

ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

Σκοπός:

Σκοπός της παρούσας πειραματικής εργασίας είναι η αξιολόγηση της μικροδομής των ανομοιογενών συγκολλήσεων μεταξύ του Inconel 718 και του SS 304L, καθώς και μελέτη της επίδρασης του ρεύματος σε αυτή.

2.1. Περιγραφή υλικού

Στην παρούσα διπλωματική εργασία, πραγματοποιήθηκαν με την μέθοδο Tig αυτογενείς συγκολλήσεις μεταξύ του υπερκράματος Inconel 718 και του ανοξειδώτου χάλυβα SS 304L. Για τον σκοπό αυτό λήφθηκαν ελάσματα του κάθε μετάλλου, διαστάσεων 3*1.5 cm (30*15 mm). Το πάχος των ελασμάτων Inconel 718 βρέθηκε 1.59 mm και το πάχος των ελασμάτων SS 304L βρέθηκε 1.99 mm (με την χρήση παχυμέτρου). Η τυπική χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων Inconel 718 και SS 304L φαίνεται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 2.1).

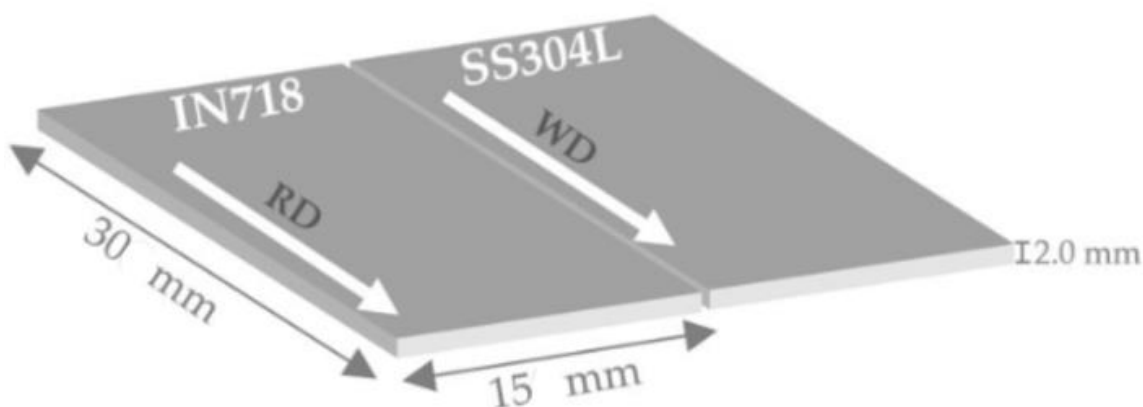
Πίνακας 2.1: Τυπική χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων Inconel 718 και SS 304L

ΣΤΟΙΧΕΙΟ	Inconel 718	SS 304L
C	0.08 max	0.03 max
Mn	0.35 max	2.0 max
P	0.015 max	0.045 max
S	0.015 max	0.015 max
Si	0.35 max	1.0 max
Cr	17 - 21	17.5 - 19.5
Ni	50 - 55	8.0 - 10.5
Mo	2.8 - 3.3	-
Nb	4.75 - 5.5	-
Ti	0.65 - 1.15	-
Al	0.2 - 0.8	-
Co	1.0 max	-
B	0.006 max	-
Cu	0.3 max	-
Ta	0.05 max	-
Fe	Balance	Balance
N	-	0.1 max

2.2. Περιγραφή πειραματικής διαδικασίας

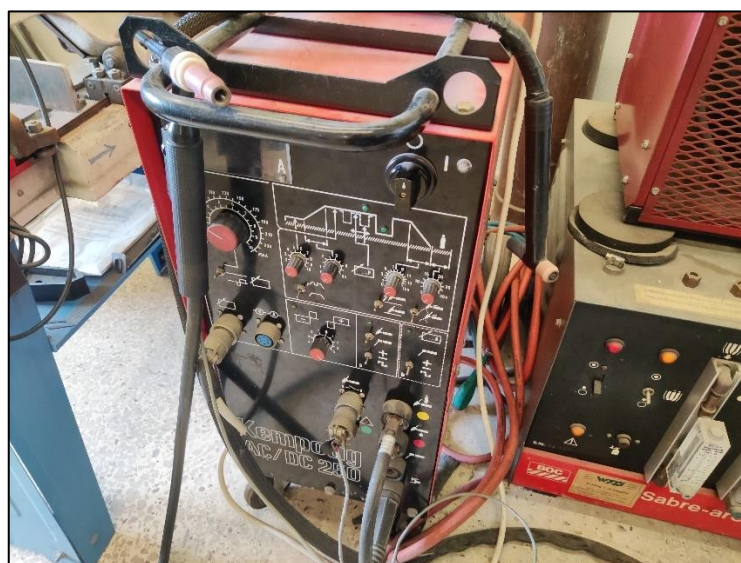
2.2.1. Συγκόλληση των ελασμάτων με συγκόλληση τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW / Tungsten Inert Gas, TIG)

Στα πλαίσια της παρούσας πειραματικής εργασίας, πραγματοποιήθηκε συγκόλληση των παραπάνω ελασμάτων με συγκόλληση τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW / Tungsten Inert Gas, TIG) χωρίς την χρήση μετάλλου πλήρωσης (αυτογενείς συγκολλήσεις). Οι συγκολλήσεις αυτές πραγματοποιήθηκαν στο Εργαστήριο Συγκολλήσεων, ενώ η υπόλοιπη πειραματική διαδικασία έλαβε μέρος στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.



Εικόνα 2.1: Σχηματική αναπαράσταση της συγκόλλησης των ελασμάτων με την μέθοδο Tig

Όπως φαίνεται και στην εικόνα 2.1, τα ελάσματα τοποθετήθηκαν το ένα δίπλα στο άλλο, και πραγματοποιήθηκε η συγκόλλησή τους μετωπικά (σύνδεση συμβολής) κατά την κατεύθυνση της έλασης (Rolling Direction – RD), αφού πρώτα όμως καθαρίστηκε η επιφάνειά τους με ακετόνη με σκοπό την αφαίρεση οργανικών επιμολύνσεων και των υπολειμμάτων. Για την πραγματοποίηση των συγκολλήσεων χρησιμοποιήθηκε η μηχανή Tig “Kempotig AC/DC 250” (εικόνα 2.2), και το προστατευτικό αέριο αργό – Ar (καθαρότητας 99.99%) με σταθερή παροχή 20 L/min, ενώ εφαρμόστηκε ορθή πολικότητα (Συνεχές Ρεύμα Ηλεκτρόδιο Αρνητικό – ΣΡΗΑ), όπου το πιστόλι της συγκόλλησης συνδέθηκε με το αρνητικό άκρο της μηχανής Tig. Επίσης, χρησιμοποιήθηκε το ηλεκτρόδιο βολφραμίου “WC 20 grey, DIN EN 26848” διαμέτρου 2.40 mm.



Εικόνα 2.2: Η μηχανή συγκόλλησης Tig "Kemportig AC/DC 250" (εργαστήριο συγκολλήσεων)

Οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν για τρεις διαφορετικές τιμές ρεύματος (70A, 80A, 90A), και συγκεκριμένα για το κάθε ρεύμα πραγματοποιήθηκαν δύο επαναλήψεις. Συνεπώς, προέκυψαν 6 δοκίμια διαστάσεων 3*3 cm (30*30 mm), στα οποία δόθηκαν οι ονομασίες 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2, όπου ο διψήφιος αριθμός υποδηλώνει το αντίστοιχο ρεύμα της συγκόλλησης. Ο χρόνος συγκόλλησης (t) σε sec για το κάθε δοκίμιο φαίνεται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 2.2).

Πίνακας 2.2: Πίνακας όπου απεικονίζεται ο χρόνος συγκόλλησης (t) σε sec για καθένα από τα 6 δοκίμια

ΔΟΚΙΜΙΟ	ΧΡΟΝΟΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ (t)
70.1	74 sec
70.2	93 sec
80.1	37 sec
80.2	34 sec
90.1	21 sec

90.2	18 sec
------	--------

Παρατηρείται ότι όσο αυξάνεται το ρεύμα, τόσο μικρότερος είναι ο χρόνος της συγκόλλησης (t). Αυτό είναι απόλυτα λογικό καθώς με αύξηση του ρεύματος, αυξάνεται το ποσό της εισαγόμενης θερμότητας (heat input) στην συγκόλληση, με αποτέλεσμα ο χρόνος που απαιτείται για την τήξη των μετάλλων να είναι μικρότερος και άρα το πιστόλι της συγκόλλησης να μετακινείται γρηγορότερα. Επίσης, μετά το πέρας των συγκολλήσεων, παρατηρήθηκε ότι, οπτικά, οι καλύτερες συγκολλήσεις είναι αυτές που πραγματοποιήθηκαν με τα 80Α.

Όσον αφορά τον ρυθμό εισαγωγής θερμότητας (heat input, h) μίας συγκόλλησης, αυτός προκύπτει από τον τύπο:

$$h = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{u}$$
 όπου, η ο βαθμός απόδοσης του τόξου συγκόλλησης, V η τάση του τόξου, I το ρεύμα συγκόλλησης, u η ταχύτητα της συγκόλλησης (37)

Ο βαθμός απόδοσης του τόξου συγκόλλησης (η) για την μέθοδο Tig είναι 0.6-0.8. Θεωρώντας λοιπόν ότι, $\eta = 0.7$, $V = 10V, 12V, 14V$ κατά προσέγγιση σύμφωνα με τα τεχνικά χαρακτηριστικά της μηχανής Kemprotig AC/DC 250 για τα ρεύματα 70Α, 80Α, 90Α, αντίστοιχα, και ότι $u = x/t$, όπου x το μήκος της ραφής της συγκόλλησης (30mm - εικόνα 2.1) και t ο χρόνος της συγκόλλησης (πίνακας 2.2), προκύπτει ο παρακάτω πίνακας (πίνακας 2.3) που δείχνει την ταχύτητα συγκόλλησης (u) σε mm/sec, και τον ρυθμό εισαγωγής θερμότητας της συγκόλλησης (heat input, h) σε J/m, για το κάθε δοκίμιο ξεχωριστά.

Πίνακας 2.3: Πίνακας που δείχνει την ταχύτητα συγκόλλησης (u) σε mm/sec και τον ρυθμό εισαγωγής θερμότητας (h) σε J/m για καθένα από τα 6 δοκίμια

ΔΟΚΙΜΙΟ	ΤΑΧΥΤΗΤΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ (u) σε mm/sec	ΡΥΘΜΟΣ ΕΙΣΑΓΩΓΗΣ ΘΕΡΜΟΤΗΤΑΣ (h) σε J/m
70.1	0.4	1225000
70.2	0.32	1531250

80.1	0.81	829629.63
80.2	0.88	763636.36
90.1	1.43	616783.22
90.2	1.67	528143.71

2.2.2. Προετοιμασία δειγμάτων

Η προετοιμασία των δειγμάτων αποτελεί πολύ σημαντικό στάδιο, καθώς μετά από αυτήν, η επιφάνεια των δοκιμίων καθίσταται κατάλληλη για μεταλλογραφική μελέτη και παρατήρηση μέσω οπτικής, ηλεκτρονικής, και άλλου είδους μικροσκοπίας. Η προετοιμασία των δειγμάτων περιλαμβάνει τα στάδια της κοπής, του εγκιβωτισμού, της λείανσης, της στίλβωσης, και της χημικής – ηλεκτροχημικής προσβολής.

2.2.2.1. Κοπή

Το πρώτο στάδιο προετοιμασίας των δειγμάτων περιλαμβάνει την κοπή των δοκιμίων κάθετα στην διεύθυνση της συγκόλλησης και σε μέγεθος τέτοιο ώστε τα δείγματα που προκύπτουν να χωράνε στα καλούπια του εγκιβωτισμού που θα γίνει στην συνέχεια, καθώς και να περιλαμβάνουν όλες τις ζώνες της συγκόλλησης [ζώνη τήξης (ZT), θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ), μέταλλο βάσης (ΜΒ)]. Για τον σκοπό αυτό, γίνεται χρήση του δισκοτόμου Struers της εικόνας 2.3. Σκοπός του δισκοτόμου είναι η κοπή, δηλαδή η αφαίρεση ενός μικρού κομματιού (δείγμα) από ένα υλικό, ενώ κατά την διάρκεια της κοπής πραγματοποιείται ψύξη του υλικού με νερό έτσι ώστε να μην τροποποιηθεί η μικροδομή του λόγω της υψηλής θερμοκρασίας, να μην πραγματοποιηθεί δηλαδή κάποιος μετασχηματισμός φάσης. (56)



Εικόνα 2.3: Δισκοτόμος Struers (εργαστήριο μεταλλογνωσίας)

2.2.2.2. Εγκιβωτισμός

Μετά την κοπή των δοκιμίων στο κατάλληλο μέγεθος, ακολουθεί το στάδιο του ψυχρού εγκιβωτισμού τους, η τοποθέτησή τους δηλαδή εντός ρητίνης έτσι ώστε η μεταλλογραφική προετοιμασία να είναι ευκολότερη, ασφαλέστερη και πιο αποδοτική. Αρχικά λοιπόν, καθαρίζονται 3 καλούπια με χαρτί κουζίνας, και δεδομένου ότι η χωρητικότητα κάθε καλουπιού είναι περίπου 15 ml, προκύπτει ότι θα χρειαστούν περίπου 45 ml ρητίνης. Σύμφωνα με τις οδηγίες για τον σκληρυντή, για 10 ml ρητίνης απαιτούνται 1.4 ml σκληρυντή, άρα για 45 ml ρητίνης απαιτούνται $45 \cdot 1.4 / 10 = 6.3$ ml σκληρυντή. Εισάγονται λοιπόν σε ένα χάρτινο ποτηράκι 45 ml ρητίνη και 6.3 ml σκληρυντή, και ανακατεύεται σιγά-σιγά (για αποφυγή δημιουργίας φυσαλίδων) το μείγμα με ένα ξυλάκι για περίπου 2 λεπτά. Ακολούθως, αφού έχει τοποθετηθεί λίγη βαζελίνη στα καλούπια, ώστε η ρητίνη να εξέρχεται από αυτά εύκολα, και αφού έχουν τοποθετηθεί τα δείγματα εντός των καλουπιών, ρίχνεται η ρητίνη με προσοχή στα 3 καλούπια, μέχρι το καθένα να γεμίσει μέχρι τα 3/4 περίπου. Μετά το πέρας 1 ημέρας προκειμένου να στερεοποιηθούν οι ρητίνες, αφαιρούνται αυτές απ' τα καλούπια και λειαίνονται οι γωνίες τους. Παρατηρείται μάλιστα ότι τα δοκίμια είναι σχετικά σε καλή κατάσταση καθώς δεν περιέχονται φυσαλίδες εντός των ρητινών (εικόνα 2.4). Το δοκίμιο 70.3 που φαίνεται στην εικόνα 2.4, αποτελεί δοκίμιο που συγκολλήθηκε με ρεύμα 70A, το οποίο ωστόσο απορρίφθηκε από την μεταλλογραφική

μελέτη εξαιτίας πολύ χαμηλής ποιότητας της συγκόλλησης, κάτι που οφείλεται στον συγκολλητή.



Εικόνα 2.4: Τα εγκιβωτισμένα δοκίμια 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2

2.2.2.3. Λείανση – Στίλβωση

Μετά το στάδιο του εγκιβωτισμού ακολουθεί το στάδιο της λείανσης των εγκιβωτισμένων δοκιμίων. Σκοπός του σταδίου αυτού είναι η απομάκρυνση των οξειδίων που έχουν σχηματιστεί στην επιφάνεια των δοκιμίων εξαιτίας των ατμοσφαιρικών συνθηκών, καθώς και η μείωση της τραχύτητας της, δηλαδή η επίτευξη επίπεδης, λείας, και στιλπνής επιφάνειας. Η λείανση επιτυγχάνεται σε οριζόντιο, υδρόψυκτο, περιστρεφόμενο δίσκο λείανσης (εικόνα 2.5). (56)



Εικόνα 2.5: Μηχάνημα οριζόντιου, υδρόψυκτου, μονοαξονικού περιστρεφόμενου δίσκου λείανσης μάρκας Struers (εργαστήριο μεταλλογνωσίας)

Για την λείανση τοποθετείται χαρτί λείανσης από καρβίδιο του πυριτίου (SiC) στο μηχάνημα του δίσκου λείανσης, όπου ο αναγραφόμενος αριθμός σε αυτό υποδηλώνει τους κόκκους καρβιδίου του πυριτίου ανά τετραγωνική ίντσα της επιφάνειάς του. Η σωστή λείανση ενός δοκιμίου περιλαμβάνει διαφορετικά στάδια, χρησιμοποιώντας κάθε φορά διαφορετικό χαρτί λείανσης, ξεκινώντας από μικρό νούμερο και προχωρώντας σε μεγαλύτερο (π.χ. P200, P400, P800, P1000, ...), έτσι ώστε να μην εμφανιστούν παραμορφώσεις στο δοκίμιο. Ακόμα, κατά την διάρκεια της λείανσης, ρίχνεται νερό στο χαρτί λείανσης από ένα σωληνάριο του μηχανήματος, κάτι που χρησιμεύει ως ψυκτικό μέσο για την αποφυγή της διάβρωσης απ' την αύξηση της θερμοκρασίας λόγω τριβής, καθώς και για την απομάκρυνση της σκόνης του καρβιδίου του πυριτίου, του μετάλλου και της ρητίνης. Τέλος, οι στροφές για την λείανση πρέπει να είναι μικρότερες από 300 το λεπτό ενώ συνίσταται η λείανση να γίνεται μακριά από το κέντρο, κοντά στην περιφέρεια του κυκλικού δίσκου δηλαδή, καθώς εκεί η ταχύτητα είναι μεγαλύτερη. **(56)**

Η λείανση και των 3 δοκιμίων (εικόνα 2.4) πραγματοποιήθηκε στο μηχάνημα της εικόνας 2.5, με 100 rpm, και με την διαδοχική χρήση των λειαντικών χαρτιών P600, P800, P1200, P2000. Η λείανση στο λειαντικό χαρτί P600 πραγματοποιήθηκε για 10 min, ενώ στα λειαντικά χαρτιά P800, P1200, P2000 πραγματοποιήθηκε για 14 min, 12 min, και 17 min, αντίστοιχα. Μετά το τέλος της λείανσης με κάθε χαρτί λείανσης, γίνεται έλεγχος της επιφάνειας των δοκιμίων η οποία πρέπει να είναι όσο το δυνατόν πιο επίπεδη, και μόνο τότε συνεχίζεται η λείανση με το επόμενο χαρτί. Μετά το πέρας της διαδικασίας της λείανσης, καθαρίζεται με ένα βαμβάκι με νερό η επιφάνεια των δοκιμίων απ' την σκόνη και τα υπολείμματα, και στην συνέχεια, ρίχνεται αιθανόλη στην επιφάνειά τους η οποία απομακρύνεται με ρεύμα θερμού αέρα. Η αιθανόλη είναι πτητική, δηλαδή εξατμίζεται εύκολα και απομακρύνει με ευκολία το νερό, το οποίο είναι ανεπιθύμητο καθώς η παρουσία του στην επιφάνεια της ρητίνης θα συντελέσει στην οξείδωση των δοκιμίων. Τέλος, τα δοκίμια τοποθετούνται σε ξηραντήρα μέχρι να ακολουθήσει η διαδικασία της στίλβωσης, ώστε να μην έρχονται σε επαφή με τον ατμοσφαιρικό αέρα και οξειδωθούν.

Μετά το πέρας της διαδικασίας της λείανσης ακολουθεί το στάδιο της στίλβωσης. Σκοπός του σταδίου αυτού είναι το γυάλισμα της επιφάνειας των δοκιμίων, η δημιουργία όσο το δυνατόν ομοιόμορφης και επίπεδης επιφάνειας, καθώς και η απομάκρυνση των γραμμών λείανσης. Η στίλβωση λαμβάνει χώρα στο μηχάνημα της εικόνας 2.5, όπου τοποθετείται σε αυτό ένα ειδικό στίλβωτικό πανί και προστίθεται σε αυτό μικρή ποσότητα αδαμαντόπαστας

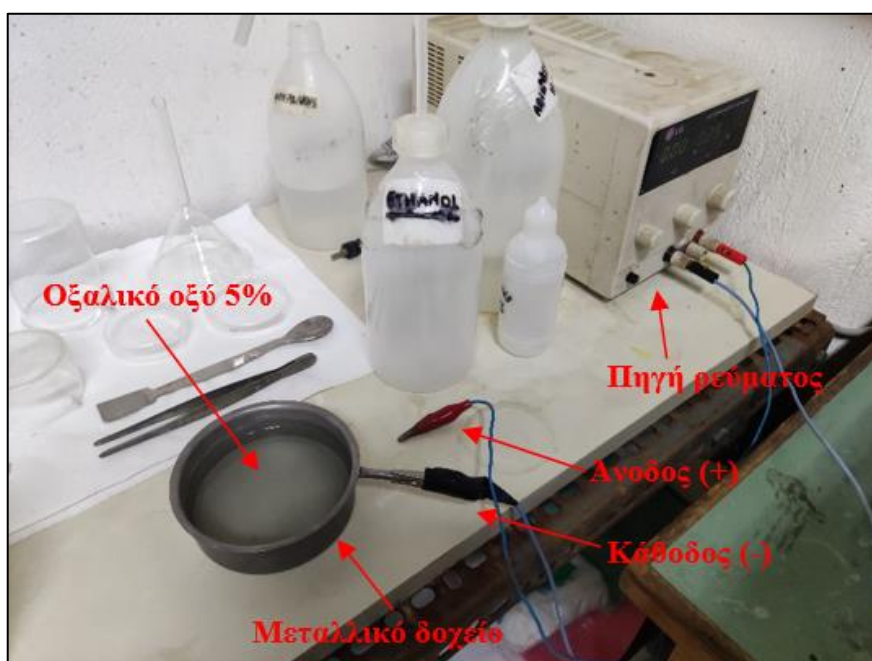
και υγρού στίλβωσης. Κατά την διάρκεια της στίλβωσης ασκείται μικρότερη πίεση στα δοκίμια απ' ό τι στην λείανση, για μεγαλύτερο όμως χρονικό διάστημα, και επίσης οι στροφές για την στίλβωση πρέπει να είναι μικρότερες από 150 το λεπτό. (56)

Για την στίλβωση των 6 δοκιμίων (εικόνα 2.4), τοποθετείται το πανί στίλβωσης στο μηχάνημα της εικόνας 2.5 και γίνεται χρήση λιπαντικού στίλβωσης με βάση την αιθανόλη. Αρχικά, τα δοκίμια στίλβωνονται με αδαμαντόπαστα (με μέγεθος κόκκου διαμαντιού 3μm για 15 min, στην συνέχεια στίλβωνονται με αδαμαντόπαστα με μέγεθος κόκκου διαμαντιού 1μm για 15 min, και τέλος στίλβωνονται με κολλοειδή σίλικα (colloidal silica 50 nm alkaline με PH 9.5-10.5) για 10 min και με 90 rpm, ενώ ταυτόχρονα το πανί διαβρέχεται με απιονισμένο νερό προκειμένου να αποφευχθεί η δημιουργία κρυστάλλων από την σίλικα που θα χάρασαν την επιφάνεια των δοκιμίων. Μετά το πέρας της διαδικασίας της στίλβωσης, τα δοκίμια καθαρίζονται ξανά με νερό και αιθανόλη, στεγνώνουν με ρεύμα θερμού αέρα, και τοποθετούνται στον ξηραντήρα.

2.2.2.4. Χημική – Ηλεκτροχημική προσβολή

Μετά τα στάδια της λείανσης και της στίλβωσης πραγματοποιήθηκε το στάδιο της χημικής – ηλεκτροχημικής προσβολής, με την βοήθεια των κατάλληλων αντιδραστηρίων. Σκοπός του σταδίου αυτού είναι η αποκάλυψη – εμφάνιση της μικροδομής των δοκιμίων. Αρχικά λοιπόν, γίνεται χημική προσβολή των δοκιμίων 80.1, 80.2 με το ισχυρό αντιδραστήριο Kalling's No. 2 (5g CuCl₂ + 100 ml HCl + 100 ml αιθανόλη + υπερκάθαρο νερό) για 5 sec, όπου παρατηρήθηκε ότι το MB (SS 304L) των δοκιμίων αυτών υπέστη έντονη προσβολή. Στην συνέχεια, πραγματοποιήθηκε ηλεκτροχημική προσβολή των υπόλοιπων δοκιμίων (70.1, 70.2, 90.1, 90.2) με οξαλικό οξύ (C₂H₂O₄) 5% και ρεύμα 2V (0.01A – 0.02A). Συγκεκριμένα, τα δοκίμια 70.1, 70.2 προσβλήθηκαν για 15 sec, ενώ τα δοκίμια 90.1, 90.2 προσβλήθηκαν για 10 sec. Ωστόσο, παρατηρήθηκε πως το MB (SS 304L) των τεσσάρων αυτών δοκιμίων, καθώς και η ZT του δοκιμίου 70.2, δεν υπέστησαν την επιθυμητή προσβολή. Για αυτό τον λόγο μονώθηκε με μονωτική ταινία το MB (Inconel 718) και η ZT των δοκιμίων 70.1, 90.1, 90.2, καθώς και το MB (Inconel 718) του δοκιμίου 70.2, ώστε να μην προσβληθούν, και ακολούθησε ξανά ηλεκτροχημική προσβολή. Συγκεκριμένα, το δοκίμιο 70.1 προσβλήθηκε για 30 sec με οξαλικό οξύ 5% και ρεύμα 2V, το δοκίμιο 70.2 προσβλήθηκε για 35 sec με οξαλικό οξύ 5% και ρεύμα 2.5V, το δοκίμιο 90.1 προσβλήθηκε

για 40 sec με οξαλικό οξύ 5% και ρεύμα 2.5V, και το δοκίμιο 90.2 προσβλήθηκε για 35 sec με οξαλικό οξύ 5% και ρεύμα 3V. Μετά από κάθε διαδικασία χημικής – ηλεκτροχημικής προσβολής πραγματοποιήθηκε πλύση των δοκιμίων με νερό και αιθανόλη, και στέγνωμα με ρεύμα θερμού αέρα, και τέλος τα δοκίμια τοποθετήθηκαν στον ξηραντήρα. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως στην ηλεκτροχημική προσβολή, η άνοδος, δηλαδή το συν (+) της πηγής ρεύματος, τοποθετείται στα δοκίμια καθώς αυτά πρέπει να προσβληθούν, δηλαδή να τους αφαιρεθεί υλικό, και η κάθοδος, δηλαδή το πλην (-), τοποθετείται στο σώμα του μεταλλικού δοχείου που περιέχει το οξαλικό οξύ. Η διάταξη της ηλεκτροχημικής προσβολής απεικονίζεται στην εικόνα 2.6.



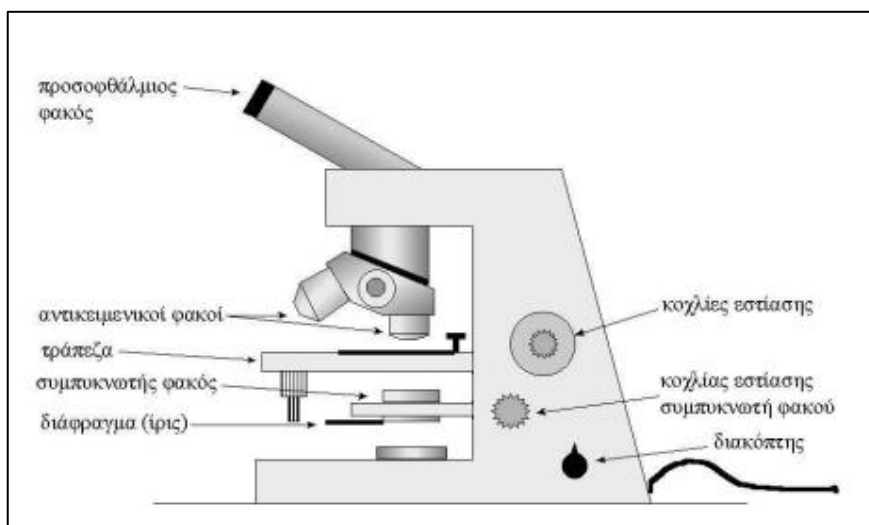
Εικόνα 2.6: Διάταξη ηλεκτροχημικής προσβολής (εργαστήριο μεταλλογνωσίας)

2.2.3. Μέθοδοι μελέτης μικροδομής – μηχανικών ιδιοτήτων

Μετά την επιτυχή διαδικασία προετοιμασίας των δοκιμίων, πραγματοποιήθηκε η μελέτη της μικροδομής τους και των μηχανικών ιδιοτήτων τους. Η μελέτη της μικροδομής επιτεύχθηκε μέσω οπτικής μικροσκοπίας, ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM), και περιθλασιμετρίας ακτίνων X (XRD), ενώ η μέτρηση των μηχανικών ιδιοτήτων επιτεύχθηκε μέσω μικροσκληρομέτρησης και μακροσκληρομέτρησης Vickers.

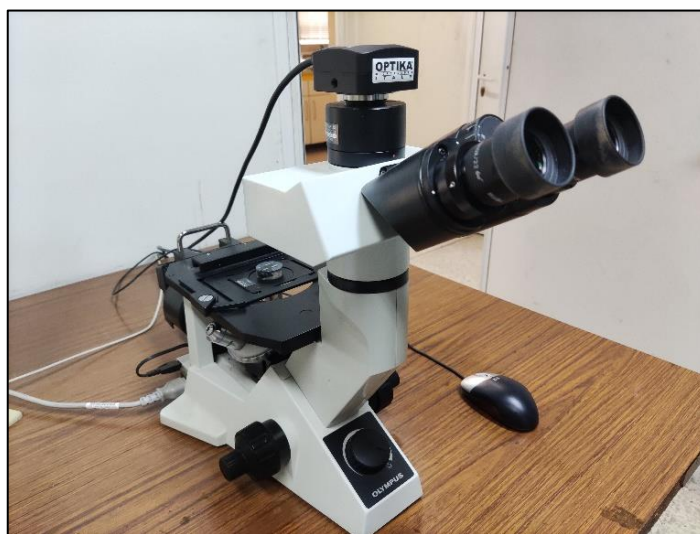
2.2.3.1. Οπτική μικροσκοπία (Optical microscopy)

Η οπτική μικροσκοπία (light optical microscopy) αποτελεί έως σήμερα το σπουδαιότερο εργαλείο για την μελέτη της μικροδομής των διάφορων υλικών, και επιτυγχάνεται μέσω ενός οπτικού μικροσκοπίου. Η λειτουργία ενός οπτικού μικροσκοπίου βασίζεται στην συλλογή λευκού φωτός από μια μικρή περιοχή και την αποστολή αυτού του φωτός, μέσω των αντικειμενικών φακών, στο ανθρώπινο μάτι (εικόνα 2.7). Η μεγέθυνση του δείγματος επιτυγχάνεται, και μέσω των αντικειμενικών φακών, καθώς και μέσω των προσοφθάλμιων φακών, από τους οποίους κοιτάει το ανθρώπινο μάτι. Οι αντικειμενικοί φακοί είναι συνήθως 3-4 σε αριθμό, και αναλόγως την μεγέθυνση που επιδιώκεται, επιλέγεται και ο κατάλληλος φακός. Τα περισσότερα οπτικά μικροσκόπια χρησιμοποιούν προσοφθάλμιους φακούς 10X, και αυτή η μεγέθυνση πολλαπλασιάζεται με την τιμή του αντικειμενικού φακού έτσι ώστε να προσδιοριστεί η μεγέθυνση του μικροσκοπίου, ενώ η συνήθης μέγιστη μεγέθυνση των οπτικών μικροσκοπίων είναι 1000X. Για να εστιαστεί η εικόνα, γίνεται χρήση, αρχικά, της μεγάλης εστίασης έτσι ώστε το δείγμα να τοποθετηθεί στην σωστή θέση προκειμένου να ληφθεί μια καθαρή εικόνα. Μετά την σωστή εφαρμογή της μεγάλης εστίασης, ρυθμίζεται η μικρή εστίαση με σκοπό την δημιουργία μίας ευκρινούς και καθαρής εικόνας. Ακόμα, τα μικροσκόπια φωτός διαθέτουν πάνω από την πηγή φωτός έναν συμπυκνωτή προκειμένου να εστιάσουν και να κατευθύνουν το φως, με την μορφή μικρής δέσμης, μέσα από το δείγμα και στους προσοφθάλμιους φακούς. Ο ρεοστάτης στο φως και το διάφραγμα (ίριδα) στον συμπυκνωτή χρησιμοποιούνται για να εστιαστεί σωστά αυτή η δέσμη φωτός κατά την προβολή του δείγματος. (57)



Εικόνα 2.7: Τα μέρη ενός οπτικού μικροσκοπίου

Προκειμένου να γίνει παρατήρηση και ερμηνεία της μικροδομής των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2, έγινε χρήση του οπτικού μικροσκοπίου Olympus BX41M του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας (εικόνα 2.8). Αυτό έχει διακριτική ικανότητα περίπου 1μm, το βάθος πεδίου του είναι περίπου της ίδιας τάξης μεγέθους, και αποτελείται από ενσωματωμένους φακούς 10X, 20X, 50X και έναν προσοφθάλμιο φακό 10X, δηλαδή οι συνολικές μεγεθύνσεις μπορεί να είναι 100X, 200X, και 500X. Ακόμα, περιλαμβάνει ενσωματωμένες θέσεις για την τοποθέτηση οπτικών φίλτρων, τράπεζα δύο βαθμών ελευθερίας, καθώς και φωτισμό με χρήση λάμπας αλογόνου (ισχύος 35 W).



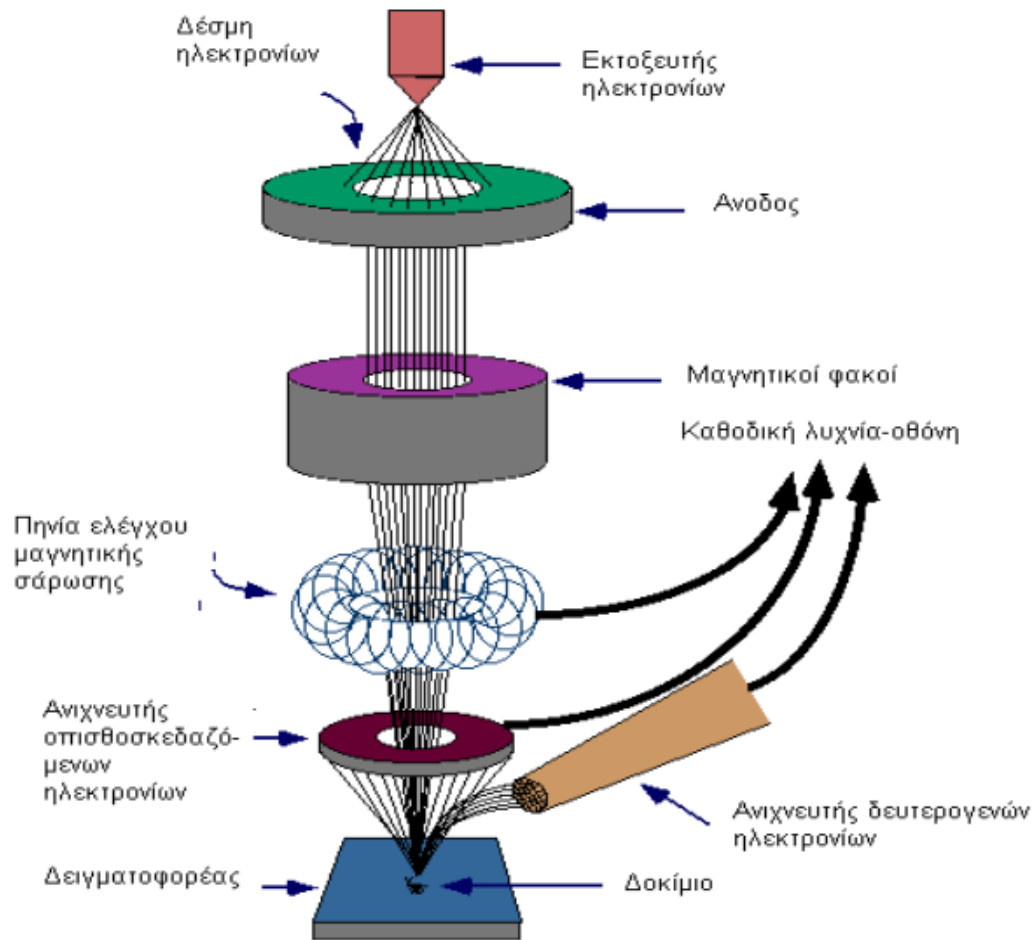
Εικόνα 2.8: Οπτικό μικροσκόπιο Olympus (εργαστήριο μεταλλογνωσίας)

2.2.3.2. Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM)

Η τεχνική ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης (SEM) είναι μία τεχνική που έχει ρόλο, τις στοιχειακές χημικές αναλύσεις δειγμάτων των οποίων η επιφάνεια έχει προετοιμαστεί κατάλληλα, καθώς και την απεικόνιση της γεωμετρίας-μορφολογίας της επιφάνειας διαφόρων δοκιμίων με πολύ καλή ανάλυση. Το SEM χαρακτηρίζεται από υψηλή διακριτική ικανότητα (0.1%), αναλύσεις σε επίπεδο μm, μεγεθύνσεις μέχρι X300,000, ενώ η τάση λειτουργίας του (για μεταλλουργικούς σκοπούς) είναι 15-25 kV, η οποία όμως μπορεί να φθάσει και τα 50 kV max. Η διάταξη του οργάνου περιλαμβάνει τα εξής μέρη:

- Το σύστημα δημιουργίας μίας λεπτής δέσμης ηλεκτρονίων με υψηλή ενέργεια (1-50 keV), η οποία παράγεται από νήμα βολφραμίου W (κάθοδος) που βρίσκεται σε κύλινδρο Wehnelt, και το οποίο θερμαίνεται στους 2800 K περίπου από ηλεκτρικό ρεύμα τάσης 20 kV.
- Το σύστημα μαγνητικών φακών το οποίο είναι υπεύθυνο για την συγκέντρωση και εστίαση της δέσμης πάνω στην επιφάνεια του δοκιμίου.
- Τον θάλαμο όπου τοποθετείται το δοκίμιο.
- Την αντλία υψηλού κενού, η οποία δημιουργεί κενό σε ολόκληρη την διάταξη προκειμένου να αποφεύγεται η σκέδαση της δέσμης των ηλεκτρονίων.
- Το σύστημα ανιχνευτών και παρουσίασης, το οποίο είναι υπεύθυνο για την συγκέντρωση, επεξεργασία και προβολή πληροφοριών και αποτελεσμάτων στον υπολογιστή.

Αρχικά λοιπόν, το νήμα βολφραμίου παράγει την δέσμη ηλεκτρονίων (πρωτογενή ηλεκτρόνια), η οποία επιταχύνεται προς την άνοδο. Στην συνέχεια, αυτή εστιάζεται μέσω του συστήματος μαγνητικών φακών και περνώντας μέσα από πηνία ελέγχου μαγνητικής σάρωσης εκτρέπεται κάθετα και οριζόντια και σαρώνει κατ' αυτό τον τρόπο την επιφάνεια του δοκιμίου, αλληλεπιδρώντας με αυτό. Κατά την αλληλεπίδραση αυτή εκπέμπονται ηλεκτρόνια απ' τα άτομα των στοιχείων του δοκιμίου, τα οποία συλλέγονται από ανιχνευτές και ενισχύονται, δημιουργώντας κατ' αυτό τον τρόπο την εικόνα στον υπολογιστή. Η διάταξη λειτουργίας του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) απεικονίζεται στην εικόνα 2.9. **(4),(34)**



Εικόνα 2.9: Διάταξη λειτουργίας ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) (4)

Αναλυτικότερα, το είδος αυτό της εκπεμπόμενης ακτινοβολίας, που είναι εξαρτώμενο της αλληλεπίδρασης των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα του δοκιμίου, μπορεί να είναι:

- **Ηλεκτρόνια Auger:** Παράγονται κατά την αλληλεπίδραση των υποστοιβάδων των ατόμων της επιφάνειας του δοκιμίου με τα πρωτογενή ηλεκτρόνια, σε βάθος μέχρι και 1nm. Συνεπώς, είναι υπεύθυνα για επιφανειακές στοιχειακές χημικές αναλύσεις του δοκιμίου. (4)
- **Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια:** Παράγονται όταν τα πρωτογενή ηλεκτρόνια συγκρούονται ελαστικά με τον πυρήνα των ατόμων των στρωμάτων της επιφάνειας του δοκιμίου, σε βάθος εξαρτώμενο του ατομικού αριθμού (0.1-1 μm), και σκεδάζονται προς τα πίσω υπό γωνία 180°. Η ενέργειά τους είναι 5-50 keV και το ποσοστό τους είναι εξαρτώμενο του ατομικού αριθμού των ατόμων του δοκιμίου. Για τα ελαφρά στοιχεία το ποσοστό τους είναι περίπου 6%, ενώ για τα πιο βαριά το ποσοστό τους είναι περίπου 50%, συνεπώς οι

βαριές φάσεις φαίνονται πιο φωτεινές ενώ οι ελαφρύτερες πιο σκοτεινές. Έτσι, λαμβάνονται πληροφορίες για την χημική σύσταση, την τοπογραφία και τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό της επιφάνειας του δοκιμίου. Η ανίχνευση των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων γίνεται μέσω ενός ημιαγωγού στερεάς κατάστασης (σχήματος donut) ο οποίος μετρά τους κτύπους των ηλεκτρονίων, οι οποίοι στη συνέχεια μετατρέπονται σε ένταση των ψηφίδων και σχηματίζουν την εικόνα. (4),(34)

- **Δευτερογενή ηλεκτρόνια:** Είναι τα ηλεκτρόνια των ατόμων της επιφάνειας που τα εγκαταλείπουν μετά την ανελαστική σύγκρουσή τους με τα πρωτογενή ηλεκτρόνια (σε βάθος 1-10 nm). Έχουν χαμηλή ενέργεια (50 eV), παράγονται είτε κατά την διάρκεια της εισχώρησης της δέσμης στην επιφάνεια, είτε κατά την διάρκεια της εξόδου της οπισθοσκεδαζόμενης δέσμης απ' την επιφάνεια (πιο πιθανό), και η ένταση του σήματος είναι εξαρτώμενη των ανωμαλιών της επιφάνειας και του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού. Οι πληροφορίες που παρέχουν σχετίζονται με την απεικόνιση της τοπογραφίας της επιφάνειας του δοκιμίου. Η ανίχνευσή τους γίνεται μέσω ενός πλέγματος με δυναμικό +100V, που εντοπίζεται μπροστά απ' τον ανιχνευτή, και έλκει τα ηλεκτρόνια που μετρούνται μέσω των κτύπων που δημιουργούν στον ανιχνευτή. Οι εναλλαγές της έντασης των ηλεκτρονίων μεταβάλλουν την φωτεινότητα ενός καθοδικού σωλήνα (CRT), ο οποίος σαρώνεται συγχρονισμένα με την δέσμη και έτσι προβάλλεται η εικόνα της επιφάνειας στον καθοδικό σωλήνα. (4),(34)
- **Ακτίνες X:** Παράγονται όταν τα πρωτογενή ηλεκτρόνια συγκρούονται ανελαστικά με τα ηλεκτρόνια των ατόμων του δοκιμίου, σε βάθος μέχρι 2 μm, και συγκεκριμένα όταν ένα ηλεκτρόνιο μεταπίπτει από ενεργειακά υψηλότερη σε ενεργειακά χαμηλότερη στοιβάδα προκειμένου να καλύψει το κενό που έχει δημιουργηθεί στην τελευταία. Η ενέργεια αυτή των ακτίνων X είναι χαρακτηριστική για κάθε άτομο και μετριέται μέσω ενός κρυστάλλου Si. (4),(34)

Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως το SEM έχει και την δυνατότητα ποιοτικής και ημιποσοτικής στοιχειακής ανάλυσης της επιφάνειας του δοκιμίου με την βοήθεια του συστήματος στοιχειακής μικροανάλυσης με φασματομέτρο ακτίνων X διεσπαρμένης ενέργειας (Energy Dispersive System, EDS). Κατά την μέθοδο αυτή, οι εκπεμπόμενες, από τις επιφανειακές στοιβάδες των ατόμων του δοκιμίου ακτίνες X, εισέρχονται σε φασματογράφο διασποράς ενέργειας και συγκεντρώνονται από ηλεκτρονικό ανιχνευτή, ο

οποίος παράγει χαρακτηριστικό ρεύμα εξαιτίας της διέγερσής του αναλόγως την ενέργεια της ακτινοβολίας. Το ρεύμα αυτό, μέσω κατάλληλης διάταξης, ενισχύεται και καταγράφεται, ενώ μετά την επεξεργασία των πληροφοριών δημιουργείται το φάσμα των παλμών σε συνάρτηση με την ενέργεια της ακτινοβολίας. Ο ηλεκτρονικός αυτός ανιχνευτής είναι ανιχνευτής πυριτίου (Si) με πρόσμιξη λιθίου (Li), ενώ εξαιτίας της παρεμβολής του βηρυλλίου (Be) μπροστά από αυτόν, είναι αδύνατη η ανάλυση στοιχείων με ατομικό αριθμό μικρότερο του 11 (Na). **(34)**

Τέλος, είναι σημαντικό να αναφερθεί πως το SEM εντοπίζει τα στοιχεία βόριο (B), άζωτο (N) και άνθρακα (C), δεν μπορεί όμως να υπολογίσει την ποσότητά τους. **(56)**

Στα πλαίσια της παρούσας διπλωματικής εργασίας, για την μελέτη και στοιχειακή ανάλυση της μικροδομής των δοκιμίων στο SEM, αρχικά, αυτά αφαιρέθηκαν από τις ρητίνες, διότι η ρητίνη δεν είναι καλός αγωγός, καίγεται απ' τα ηλεκτρόνια του SEM και περιέχει φυσαλίδες οι οποίες σκάνε εξαιτίας του κενού που υπάρχει στο SEM, και στην συνέχεια καθαρίστηκαν με αιθανόλη. Μετά από αυτή την διαδικασία, τα δοκίμια εισήχθησαν στο SEM, όπου έγινε ταυτοποίηση των φάσεων, ανάλογα με τα χημικά στοιχεία (και την ποσότητά τους) που περιέχονται σε αυτές, τόσο στα μέταλλα βάσης (Inconel 718 και SS 304L), όσο και στην ZT και ΘΕΖ των συγκολλήσεων. Σε αυτό συνέβαλε και η στοιχειακή μικροανάλυση με φασματομέτρο ακτίνων X διεσπαρμένης ενέργειας (EDS). Η παραπάνω μελέτη πραγματοποιήθηκε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης JEOL JSM 6380-LV (επιταχυνόμενη τάσης 20 kV) της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών.

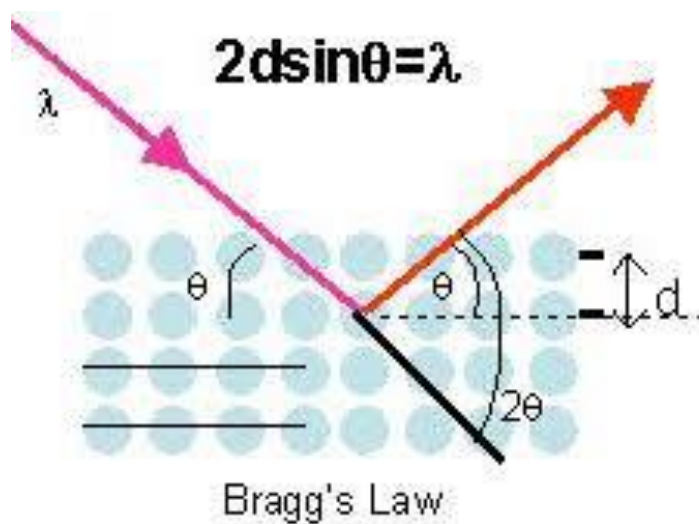
2.2.3.3. Περιθλασιμετρία ακτίνων X (X-Ray Diffraction, XRD)

Η περιθλασιμετρία ακτίνων X βασίζεται στο φαινόμενο της περίθλασης ακτίνων X και έχει σκοπό τον χαρακτηρισμό κρυσταλλικών υλικών ως προς τις φάσεις από τις οποίες αποτελούνται, δηλαδή τον τρόπο που τα χημικά στοιχεία συνδέονται μεταξύ τους, συνεπώς αποτελεί μία μέθοδο έμμεσης χημικής ανάλυσης. Κατά το φαινόμενο αυτό, η μονοχρωματική δέσμη ακτίνων X που δημιουργεί ένας σωλήνας Coolidge, διεγείρει τα ηλεκτρόνια των ατόμων του υπό χαρακτηρισμό δοκιμίου με αποτέλεσμα αυτά να εκπέμπουν προς όλες τις κατευθύνσεις ακτινοβολία, φαινόμενο που ονομάζεται σκέδαση. Από το δοκίμιο όμως δεν παρατηρείται εκπεμπόμενη ακτινοβολία καθώς αυτές οι ακτινοβολίες

ανααιρούνται μεταξύ τους για όλα τα άτομα κάθε κρυσταλλογραφικού επιπέδου. Για κάθε επίπεδο ατόμων όμως παρατηρείται, σε συγκεκριμένη διεύθυνση ανάκλασης, ισχυρή ανακλώμενη δέσμη ακτινοβολίας εξαιτίας εποικοδομητικής συνεισφοράς των ανακλώμενων ακτινοβολιών απ' τα ηλεκτρόνια των περιοδικά διατεταγμένων ατόμων. Κατά την διεύθυνση αυτή, η προσπίπτουσα και ανακλώμενη δέσμη είναι εντός φάσεως και ισχύει ο νόμος του Bragg:

$$\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \text{ (εικόνα 2.10)}$$

όπου: λ το προσπίπτον μήκος κύματος ($\lambda=1.54056 \text{ \AA}$ για Cu K_α), d η απόσταση μεταξύ δύο διαδοχικών, παράλληλων, πλεγματικών, κρυσταλλογραφικών επιπέδων, θ η γωνία "ανάκλασης" της δέσμης (η συμπληρωματική της γωνίας πρόσπτωσης) (4),(58)

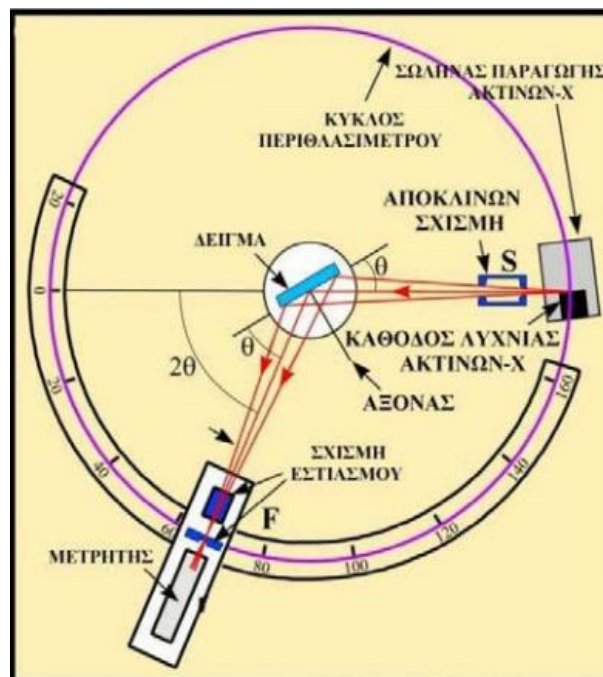


Εικόνα 2.10: Ο νόμος του Bragg (58)

Οι 3 βασικότεροι μέθοδοι περιθλασιμετρίας ακτίνων X είναι η μέθοδος Laue, η μέθοδος περιστρεφόμενου κρυστάλλου και η μέθοδος κόνεως που εξετάζει πολυκρυσταλλικά δείγματα υπό εύρος γωνιών. Στις μέρες μας χρησιμοποιούνται κατά κύριο λόγο περιθλασίμετρα ακτίνων X, που βασίζονται στην μέθοδο κόνεως και είναι αυτόματα. Η λειτουργία ενός αυτόματου περιθλασίμετρου ακτίνων X στηρίζεται στην ανάκλαση μιας μονοχρωματικής δέσμης ακτίνων X από διάφορα πλεγματικά επίπεδα (hkl), τα οποία λειτουργούν ενισχυτικά για μια συγκεκριμένη γωνία πρόσπτωσης (θ). Η διάταξη του οργάνου περιλαμβάνει τα εξής μέρη:

- Μία πηγή ακτίνων X, η οποία αποτελείται από την λυχνία ακτίνων X και το ηλεκτρικό σύστημα υψηλής τάσης.
- Την τράπεζα, πάνω στην οποία τοποθετείται το προς εξέταση δοκίμιο.
- Το σύστημα αισθητήρα-μετρητή, το οποίο αποτελείται από γωνιόμετρο δύο κύκλων ($\theta, 2\theta$) με κοινό άξονα περιστροφής, από την μετρητική διάταξη, και από τον κινητήρα κύκλων.
- Το σύστημα που μετατρέπει το ηλεκτρικό σε ψηφιακό σήμα και συνδέεται με έναν ηλεκτρονικό υπολογιστή. (58)

Στο όργανο αυτό ο χειριστής μπορεί να ελέγξει μόνο την τάση και την ένταση του ηλεκτρικού ρεύματος, την ταχύτητα του γωνιόμετρου, την ευαισθησία και την ταχύτητα καταγραφής, ενώ καθοριστικό ρόλο παίζει ο ορισμός του εύρους μοιρών κατά το οποίο θα εκτελεστεί το ακτινοδιάγραμμα και το οποίο εξαρτάται απ' το δοκίμιο που πρόκειται να μελετηθεί. Αρχικά λοιπόν, παράγεται η δέσμη ακτίνων X από την λυχνία και προσπίπτει στο δοκίμιο, στην τράπεζα, μέσω διαφραγμάτων. Στην συνέχεια, μέσω διαφραγμάτων, η ανακλώμενη ακτινοβολία οδηγείται στον ανιχνευτή-μετρητή ο οποίος καταγράφει τις γωνίες όπου τα πλεγματικά επίπεδα ανακλούν τις ακτίνες X, και τις εντάσεις των ακτίνων αυτών οι οποίες είναι συνάρτηση της ποσότητας της κρυσταλλικής ένωσης, ενώ σαρώνεται γύρω απ' το δείγμα προκειμένου να συλλέξει όλες τις ακτίνες (εικόνα 2.11). (58),(59)



Εικόνα 2.11: Διάταξη αυτόματου περιθλασίμετρου ακτίνων X (58)

Οι γωνίες 2θ και οι αντίστοιχες εντάσεις των ανακλώμενων ακτινών δημιουργούν το ακτινοδιάγραμμα στον υπολογιστή, όπου οι ανακλώμενες ακτίνες X εμφανίζονται ως κορυφές με βάση την γωνία τους 2θ (για μέταλλα ισχύει $\theta = 30^\circ-80^\circ$). Τέλος, γίνεται η αποτίμηση του ακτινοδιαγράμματος, κατά την οποία ταυτίζονται οι κορυφές του ακτινοδιαγράμματος με αυτές πρότυπων ορυκτών φάσεων (από I.C.D.D.) ή αντίστοιχα υπολογίζονται από την εξίσωση Bragg οι τιμές d για τις γωνίες 2θ που παρουσίασαν μέγιστα και συγκρίνονται με γνωστές, δεδομένες τιμές που είναι αποθηκευμένες σε τράπεζες δεδομένων (JCPDS file). Κατ' αυτό τον τρόπο γίνεται η ταυτοποίηση των φάσεων του δοκιμίου. **(56),(58),(60)**

Η μελέτη της περιθλασιμετρίας ακτίνων X (XRD) πραγματοποιήθηκε στο όργανο Bruker D8 Focus της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών, και η σάρωση έγινε με βήμα $0.02^\circ/\text{sec}$.

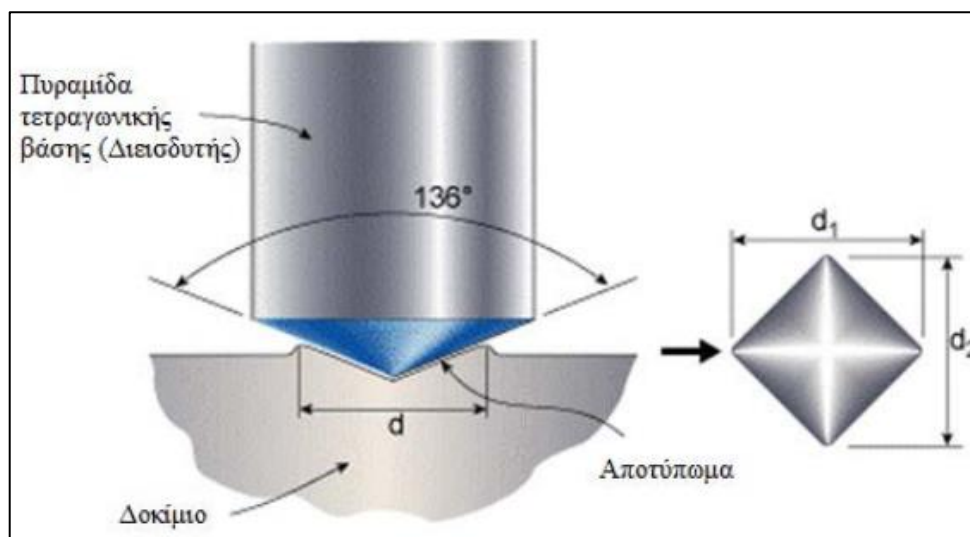
2.2.3.4. Δοκιμές σκληρομέτρησης κατά Vickers

Η σκληρομέτρηση κατά Vickers είναι μία καταστρεπτική μέθοδος μέτρησης της σκληρότητας διαφόρων μεταλλικών υλικών. Είναι αρκετά αξιόπιστη και χρησιμοποιείται για λεπτά-σκληρά δοκίμια καθώς και για δοκίμια που έχουν σκληρύνει αρκετά έπειτα από θερμική κατεργασία. Η αρχή της μεθόδου βασίζεται στην αργή επιβολή σταθερού φορτίου στο δοκίμιο, για καθορισμένο χρόνο, από αδαμάντινο διεισδυτή σχήματος κανονικής τετραγωνικής πυραμίδας με γωνία κορυφής 136° , και την δημιουργία αποτυπώματος σε αυτό (εικόνα 2.12). Στις μέρες μας, τα περισσότερα σκληρόμετρα Vickers διαθέτουν σύστημα αυτόματης επιβολής και απελευθέρωσης του επιλεγμένου φορτίου, του οποίου ο χρόνος επιβολής είναι περίπου 15-30 sec. Το αποτέλεσμα της σκληρότητας, προκύπτει απ' την μέτρηση των διαγωνίων d_1 και d_2 του αποτυπώματος (εικόνα 2.12), όπου υπολογίζεται ο μέσος όρος τους d και μετά αυτός αντιστοιχίζεται με τιμές HV από πίνακες σκληροτήτων, ή η τιμή της σκληρότητας δίνεται αυτόματα από το ίδιο το όργανο σκληρομέτρησης. Σε κάθε περίπτωση, η τιμή της σκληρότητας κατά Vickers προκύπτει απ' τον εξής τύπο:

$$HV = \frac{2000 * P * \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = \frac{1854.4 * P}{d^2}$$

όπου: d ο μέσος όρος των διαγωνίων d_1, d_2 σε μm , α η γωνία κορυφής που ισούται με 136° ,
 P η δύναμη σε g

Οι απαραίτητες προϋποθέσεις για μια σωστή σκληρομέτρηση ενός δοκιμίου είναι η καλή λείανσή του, ώστε το αποτύπωμα να έχει σαφή όρια, η κάτω και η άνω επιφάνεια του δοκιμίου να είναι όσο το δυνατόν πιο επίπεδες γίνεται, ώστε ο διεισδυτής να πιέζει κάθετα την επιφάνεια του δοκιμίου και να ελαχιστοποιείται η πιθανότητα πρόκλησης ζημιάς στο σκληρόμετρο ή/και η καταστροφή του δοκιμίου, καθώς και το δοκίμιο να έχει πάχος τουλάχιστον 1.5 φορά μεγαλύτερο του μήκους της διαγωνίου του αποτυπώματος.
(34),(56),(61)



Εικόνα 2.12: Αναπαράσταση της δοκιμής σκληρομέτρησης κατά Vickers (34)

Στην παρούσα πειραματική εργασία, πραγματοποιήθηκε μέτρηση της μικροσκληρότητας και μακροσκληρότητας των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2, πριν αυτά αφαιρεθούν απ' τις ρητίνες και εξεταστούν στο SEM και το XRD.

Οι μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με την βοήθεια του αυτόματου μικροσκληρόμετρου HV-1000Z (εικόνα 2.13, αριστερά). Το όργανο αυτό έχει δυνατότητα ανάλυσης δειγμάτων ύψους μέχρι και 100 mm, καθώς και δυνατότητα εφαρμογής βάρους 10-1000 g (0.098-9.807 N). Ακόμα, διαθέτει έναν φακό 40X, μέσω του οποίου πραγματοποιείται η μέτρηση, έναν φακό 10X, για παρατήρηση και εστίαση, καθώς και έναν προσοφθάλμιο φακό 10X, ενώ όλες οι ρυθμίσεις της μέτρησης, όπως ο χρόνος, η καταγραφή των τιμών, και ο υπολογισμός της σκληρότητας, πραγματοποιούνται μέσω του Control

Panel. Ειδικότερα, οι μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με βήμα 200 μm , ξεκινώντας από το κέντρο των δοκιμίων, δηλαδή από την ζώνη τήξης (ZT), και προχωρώντας οριζόντια προς τα μέταλλα βάσης (MB) Inconel 718 και SS 304L, ενώ η τιμή του φορτίου ρυθμίστηκε στα 1.962 N και ο χρόνος διείσδυσης της πυραμίδας στα 10 sec.

Οι μακροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με την βοήθεια του σκληρόμετρου SCTMC HV-50Z (εικόνα 2.13, δεξιά). Το όργανο αυτό έχει δυνατότητα ανάλυσης δειγμάτων ύψους μέχρι και 17 cm, καθώς και δυνατότητα εφαρμογής βάρους 0.5-50 kg (5-500 N). Ακόμα, διαθέτει έναν φακό 10X, μέσω του οποίου πραγματοποιείται η μέτρηση, έναν φακό 20X, για παρατήρηση και εστίαση, καθώς και έναν προσοφθάλμιο φακό 10X, ενώ όλες οι ρυθμίσεις της μέτρησης, όπως ο χρόνος, το βάρος, η καταγραφή των τιμών, και ο υπολογισμός της σκληρότητας, πραγματοποιούνται μέσω του Control Panel. Ειδικότερα, οι μακροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με βήμα 500 μm , ξεκινώντας από το μέταλλο βάσης (MB) του SS 304L, και προχωρώντας οριζόντια προς το μέταλλο βάσης (MB) του Inconel 718, ενώ η τιμή του φορτίου ρυθμίστηκε στα 49.03 N και ο χρόνος διείσδυσης της πυραμίδας στα 10 sec.



Εικόνα 2.13: Το μικροσκληρόμετρο HV-1000Z (εργαστήριο μεταλλογνωσίας) (αριστερά), Το σκληρόμετρο SCTMC HV-50Z (εργαστήριο μεταλλογνωσίας) (δεξιά)

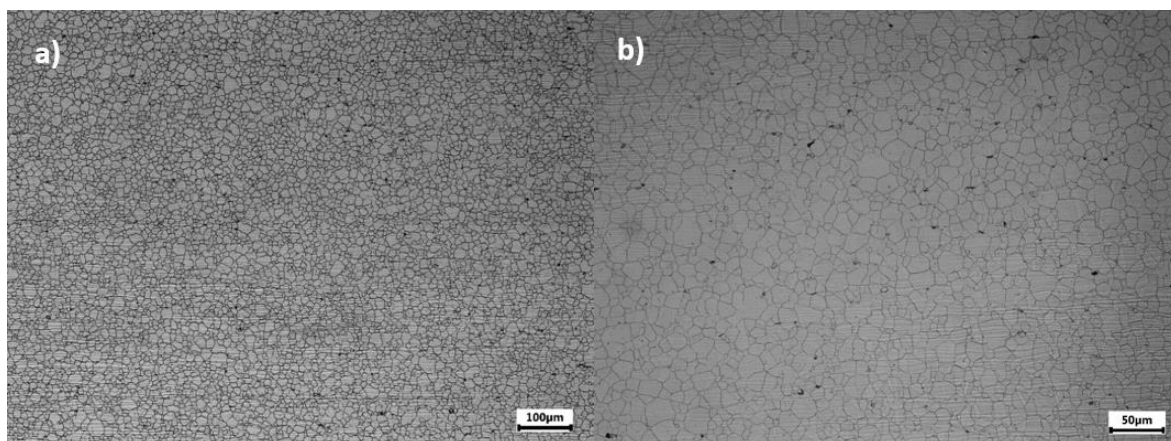
ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΥΖΗΤΗΣΗ

ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

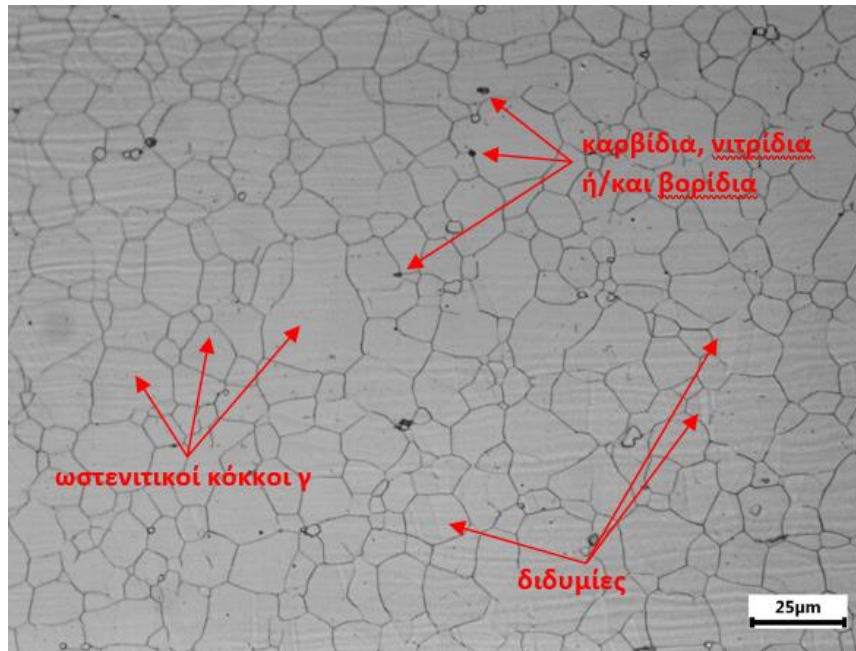
3.1. Οπτική μικροσκοπία (Optical microscopy)

Στην παρούσα πειραματική εργασία, για την παρατήρηση και αξιολόγηση της μικροδομής των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2, λήφθηκαν αρχικά μικρογραφίες απ' το οπτικό μικροσκόπιο, που αφορούν τόσο τα μέταλλα βάσης – MB (Inconel 718 και SS 304L), όσο και την ζώνη τήξης – ZT, την ζώνη μερικής τήξης – ZMT, και την θερμικά επηρεασμένη ζώνη – ΘΕΖ. Οι φωτογραφίες αυτές παρατίθενται παρακάτω.

3.1.1. Μέταλλα βάσης – MB (Inconel 718 και SS 304L)

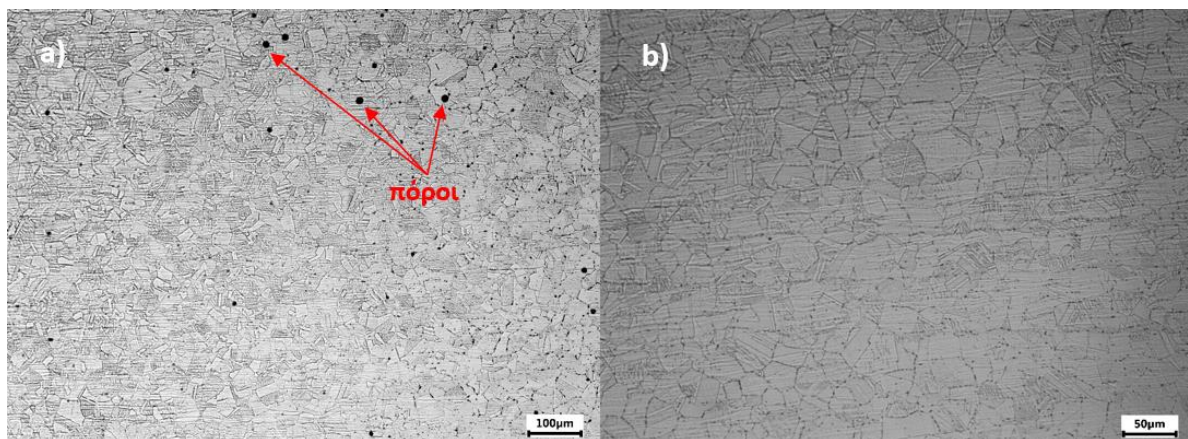


Εικόνα 3.1: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του MB (Inconel 718) για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200X

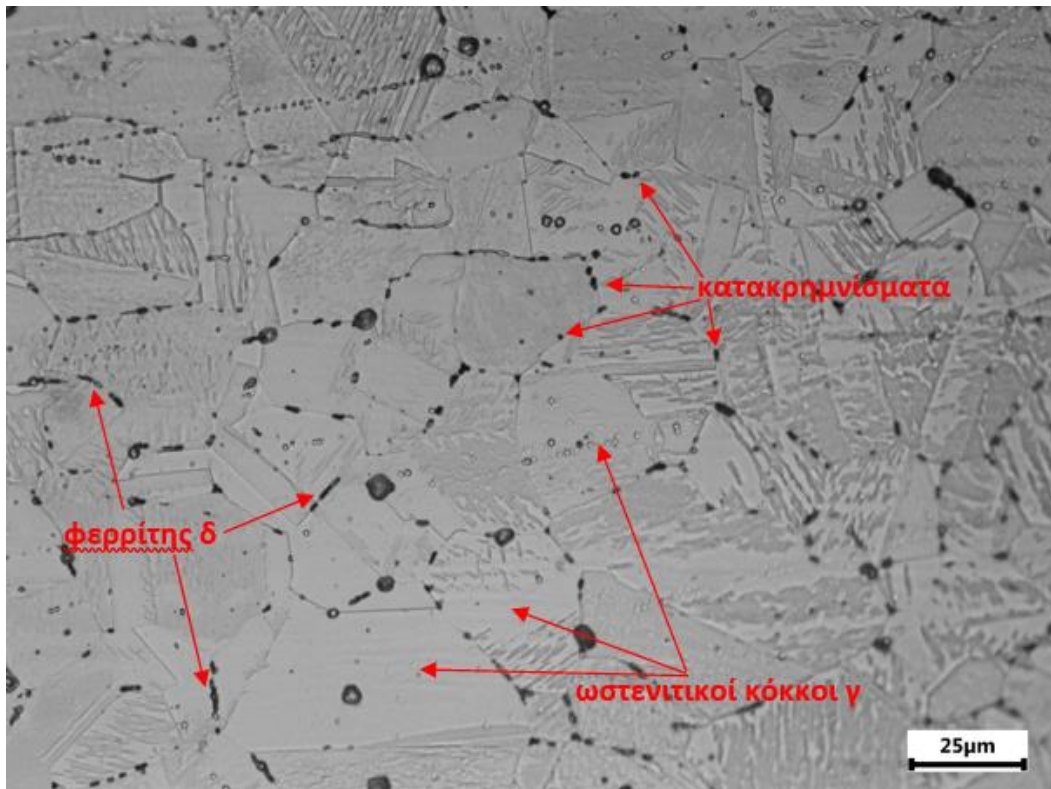


Εικόνα 3.2: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου του MB (Inconel 718) για μεγέθυνση 500X

Στις εικόνες 3.1 και 3.2 απεικονίζονται οι μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του μετάλλου βάσης Inconel 718, για μεγεθύνσεις 100X, 200X και 500X. Παρατηρείται, λοιπόν, πως το Inconel 718 αποτελείται από ωστενιτικούς κόκκους γ μικρού μεγέθους (15-25 μm περίπου). Εντός της ωστενιτικής μήτρας, υπάρχει ένα ομοιόμορφα διασπαρμένο πλήθος κατακρημνισμάτων, τα οποία έχουν κατακρημνισθεί τόσο ενδοκρυσταλλικά όσο και περικρυσταλλικά. Αυτά είναι κατά κύριο λόγο καρβίδια, νιτρίδια ή/και βορίδια, όπου τα περισσότερα από αυτά είναι πιθανό να είναι καρβίδια TiC και NbC . Ακόμα, εντοπίζονται και διδυμίες, κάτι που χαρακτηρίζει τις ωστενιτικές μικροδομές, και οι οποίες βελτιώνουν την μηχανική αντοχή.



Εικόνα 3.3: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του MB (SS 304L) για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200X



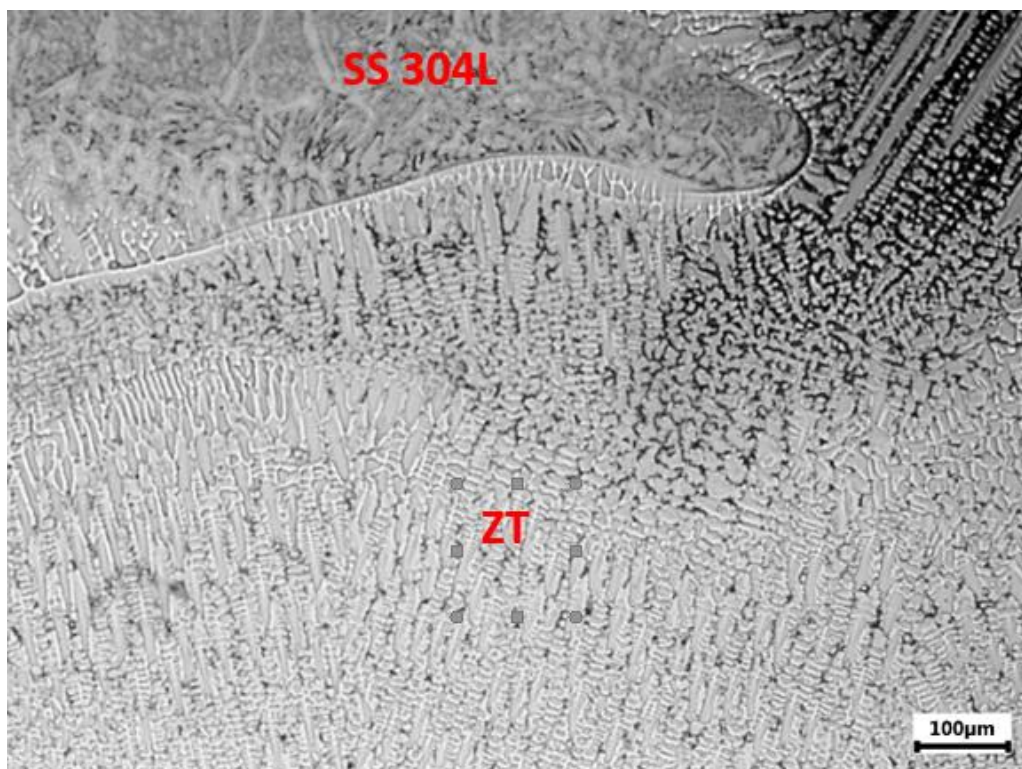
Εικόνα 3.4: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου του MB (SS 304L) για μεγέθυνση 500X

Στις εικόνες 3.3 και 3.4 απεικονίζονται οι μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του μετάλλου βάσης SS 304L, για μεγεθύνσεις 100X, 200X και 500X. Παρατηρείται, λοιπόν, πως το SS 304L αποτελείται από ισοαξονικούς ωστενιτικούς κόκκους γ μικρού μεγέθους (20-30 μm περίπου), καθώς και μικρή ποσότητα φερριτών δ στα όρια των κόκκων. Ακόμα, εντοπίζεται πλήθος κατακρημνισμάτων με την μορφή μαύρων, μικρών κουκίδων, τα οποία πιθανότατα είναι καρβίδια, νιτρίδια ή/και βορίδια, καθώς και πλήθος διδυμιών. Επίσης, αξίζει να αναφερθεί πως στις εικόνες 3.3, α) και 3.4 εντοπίζονται πόροι με την μορφή μαύρων, μεγάλων κουκίδων. Οι μικρογραφίες αυτές αντιστοιχούν στο δοκίμιο 70.2 και είναι αποτέλεσμα της υπερβολικής ηλεκτροχημικής προσβολής. Υπενθυμίζεται πως το δοκίμιο 70.2 προσβλήθηκε με οξαλικό οξύ, αρχικά για 15 sec με ρεύμα 2V, και στην συνέχεια για επιπλέον 35 sec με ρεύμα 2.5V.

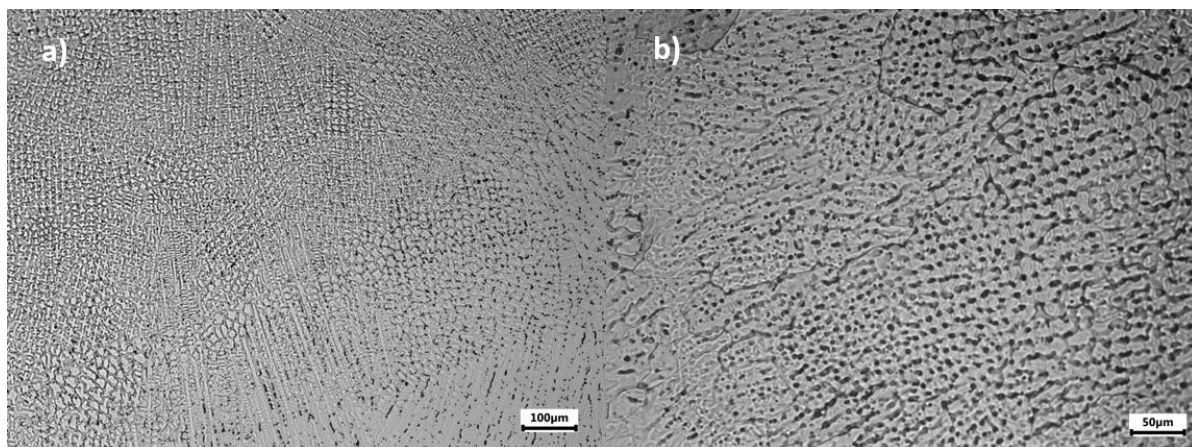
3.1.2. Δοκίμια 70.1 – 70.2



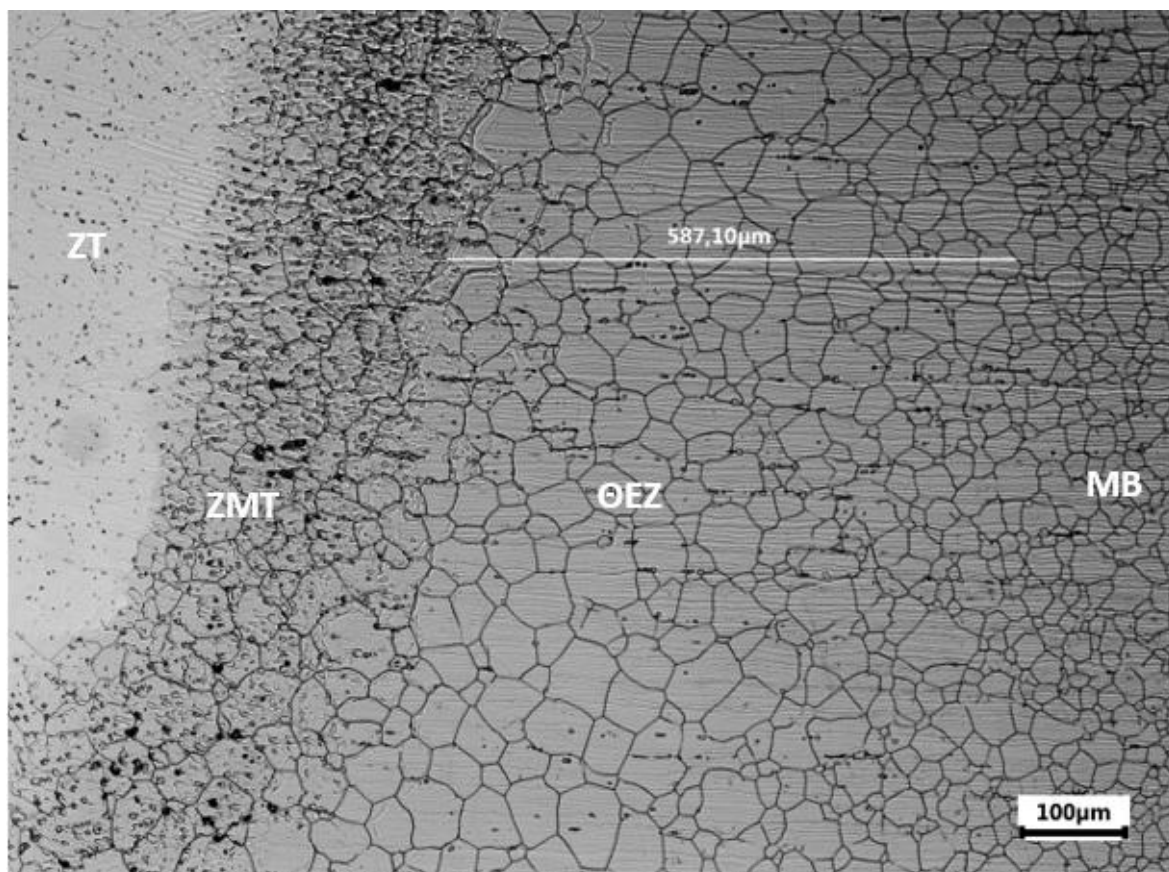
Εικόνα 3.5: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 70.1 (μεγέθυνση 100X)



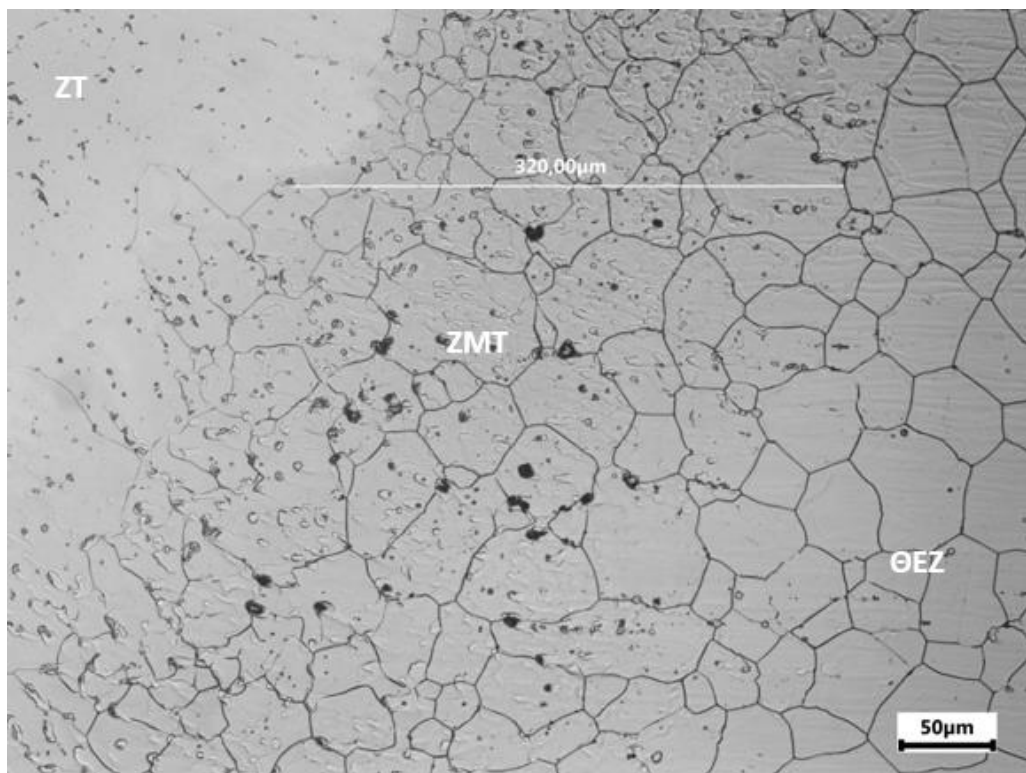
Εικόνα 3.6: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 70.1 (μεγέθυνση 100X)



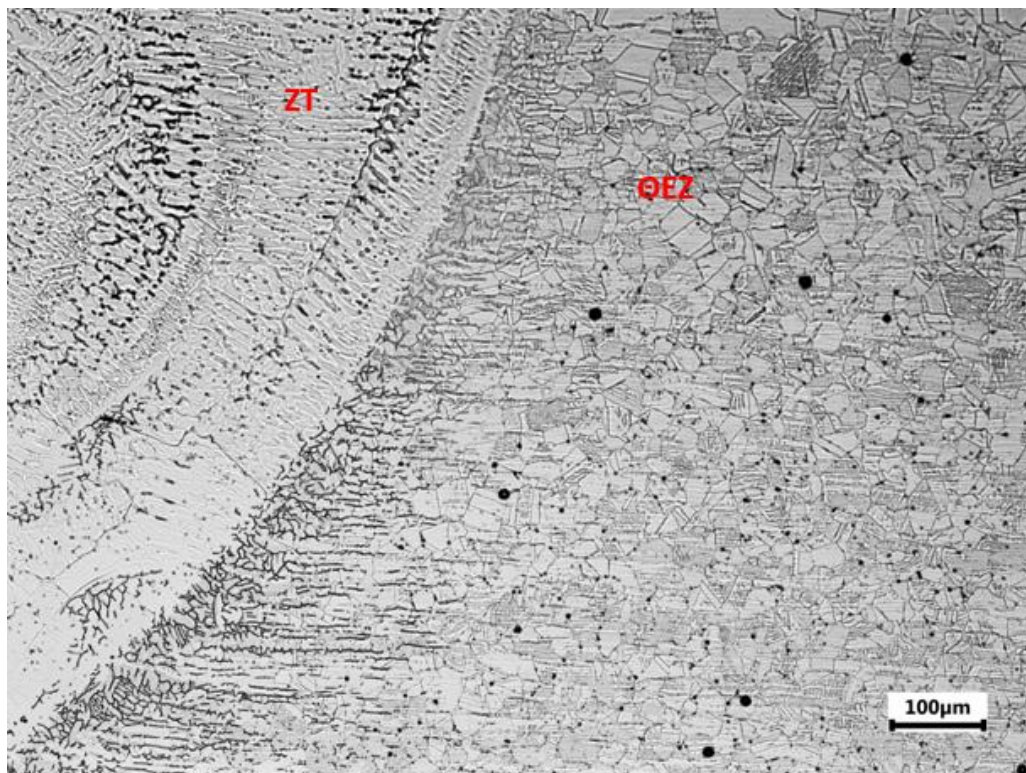
Εικόνα 3.7: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 70.2 για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200x



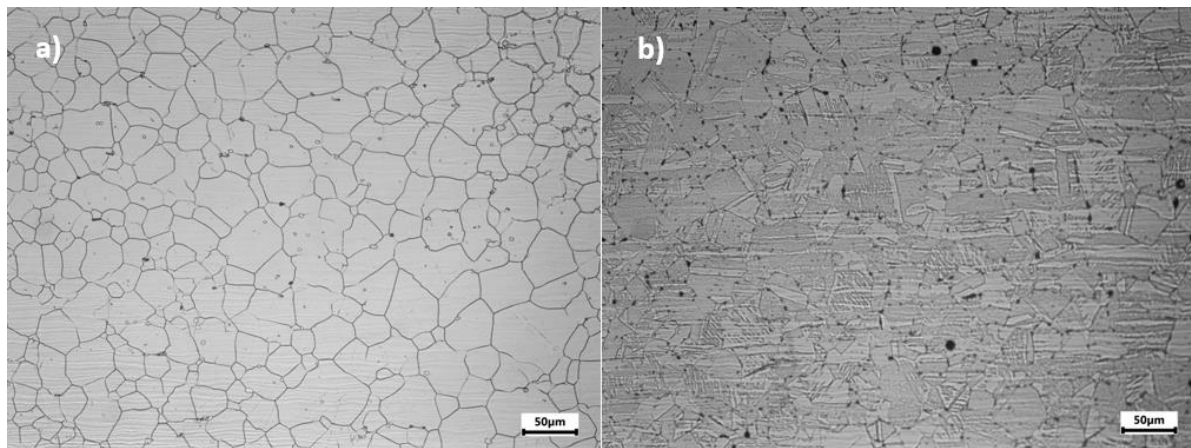
Εικόνα 3.8: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπιφάνειας ΖΤ / ΜΒ (Inconel 718) του δοκιμίου 70.2 (μεγέθυνση 100X)



Εικόνα 3.9: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ZMT του Inconel 718 του δοκιμίου 70.2 (μεγέθυνση 200X)



Εικόνα 3.10: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπιφάνειας ZT / MB (SS 304L) του δοκιμίου 70.1 (μεγέθυνση 100X)



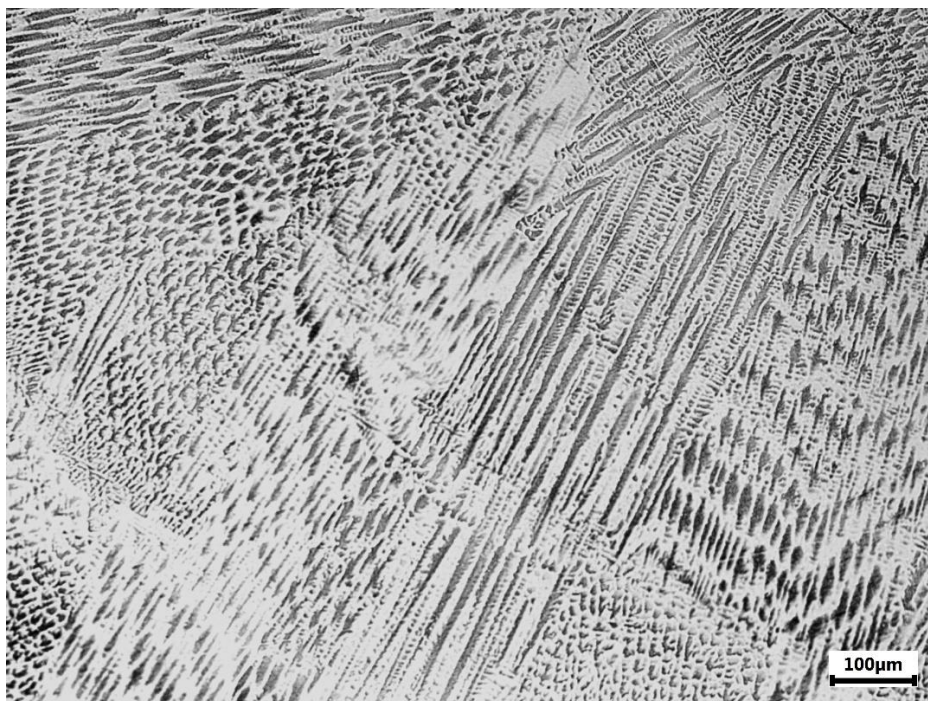
Εικόνα 3.11: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου για μεγέθυνση 200X της ΘΕΖ του a) Inconel 718 (δοκίμιο 70.1), b) SS 304L (δοκίμιο 70.2)

Στις παραπάνω εικόνες παρατίθενται μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου των συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν με ρεύμα 70Α. Όσον αφορά τις μικρογραφίες της ΖΤ (εικόνες 3.5, 3.6, 3.7), παρατηρείται η ύπαρξη λεπτόκοκκης, δενδριτικής μικροδομής, όπου οι δενδρίτες έχουν στερεοποιηθεί με διαφορετικό προσανατολισμό ανά περιοχές, και η μορφολογία των οποίων είναι διαφορετική κατά μήκος της ΖΤ, κάτι που σχετίζεται με την διαφορά στις θερμο-μηχανικές ιδιότητες του Inconel 718 και του SS 304L, καθώς και με τον ρυθμό ψύξης που είναι μέγιστος στο κέντρο της ΖΤ. Η δενδριτική μικροδομή είναι πλήρως ωστενιτική ($\gamma_{Ni+\gamma_{Fe}}$), και αποτελείται από τις δενδριτικές περιοχές και τις ενδοδενδριτικές περιοχές. Οι δενδριτικές περιοχές είναι ωστενίτης, ενώ στις ενδοδενδριτικές περιοχές εντοπίζεται πλήθος μαύρων κατακρημνισμάτων τα οποία πιθανότατα είναι φάσεις TCP, και συγκεκριμένα φάσεις Laves (π.χ. Fe_2Nb) που οφείλονται στον μικροδιαφορισμό του Nb και Mo στην ωστενιτική μήτρα. Ακόμα, αυτά τα κατακρημνίσματα μπορεί να είναι και καρβίδια TiC και NbC ή/και φάσεις δ (Ni_3Nb), ενώ η ΖΤ μπορεί να περιέχει και μικρό ποσοστό φερρίτη δ . Επίσης, στην εικόνα 3.6 παρατηρείται το φαινόμενο του μακροδιαφορισμού του ανοξειδωτου χάλυβα SS 304L μέσα στην ΖΤ.

Όσον αφορά την ΘΕΖ του Inconel 718 (εικόνα 3.8, 3.11,a)), παρατηρείται πως το πλάτος της είναι περίπου 587.10 μm , ενώ οι κόκκοι ωστενίτη της είναι μεγαλύτεροι (35-55 μm περίπου) συγκριτικά με αυτούς του MB (Inconel 718) (15-25 μm περίπου), κάτι που οφείλεται στην μεγάλη θερμότητα που απορροφά η ΘΕΖ απ' την ΖΤ. Εντός της ΘΕΖ εντοπίζονται κατακρημνίσματα, κυρίως περικρυσταλλικά, τα οποία είναι καρβίδια κατά πάσα πιθανότητα (NbC και TiC), ενώ αυτή μπορεί να περιέχει και φάσεις δ (Ni_3Nb). Η ΖΜΤ

του Inconel 718 (εικόνα 3.9) έχει πλάτος 320 μm περίπου, και αποτελείται από περισσότερα κατακρημνίσματα συγκριτικά με την ΘΕΖ, τα οποία μπορεί να είναι φάσεις δ (Ni_3Nb) και καρβίδια, ενώ σχηματίστηκε εξαιτίας διαφορισμού στα όρια των κόκκων. Όσον αφορά την ΘΕΖ του SS 304L (εικόνα 3.10, 3.11,b)), παρατηρείται πως αυτή έχει μεγάλη έκταση, ενώ οι ωστενιτικοί κόκκοι της είναι μεγαλύτεροι (30-50 μm περίπου) συγκριτικά με αυτούς του MB (SS 304L) (20-30 μm περίπου). Εντός της ΘΕΖ, και κοντά στην ΖΤ, εντοπίζεται φερρίτης δ , του οποίου η πυκνότητα ελαττώνεται όσο η απόσταση από αυτήν αυξάνεται. Ο σχηματισμός του πιθανόν οφείλεται στον θερμικό κύκλο της συγκόλλησης, ο οποίος προωθεί τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε φερρίτη. Ακόμα, στην ΘΕΖ του SS 304L εντοπίζονται διδυμίες και καρβίδια (π.χ. καρβίδια του Cr), ενώ δεν είναι εμφανής η ύπαρξη επιβλαβών κατακρημνισμάτων. Επίσης, από την εικόνα 3.10 παρατηρείται πως έχει επιτευχθεί ατελής τήξη του δοκιμίου 70.1, κάτι που φαίνεται από την γραμμή που χωρίζει την ΖΤ απ' την ΘΕΖ.

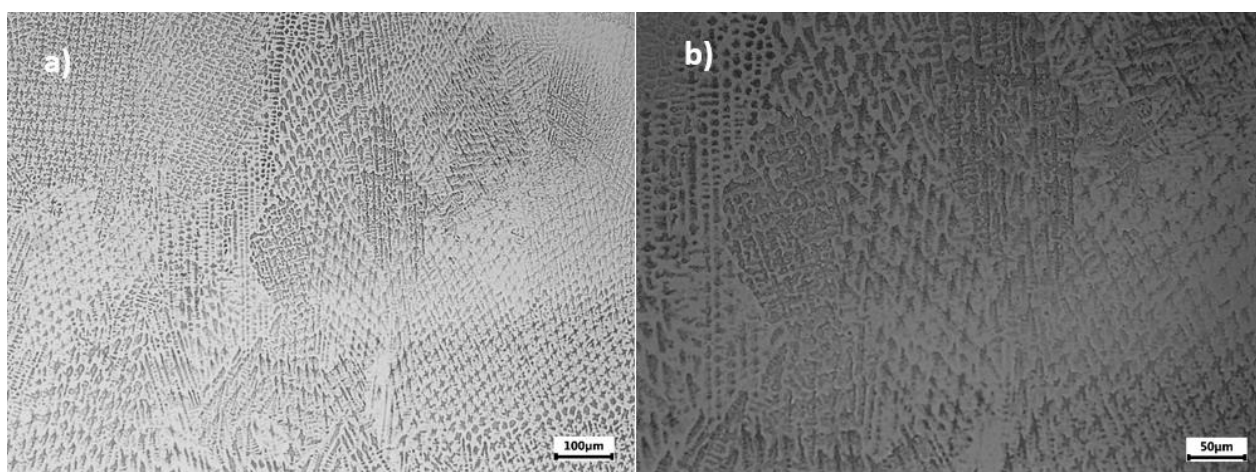
3.1.3. Δοκίμια 80.1 – 80.2



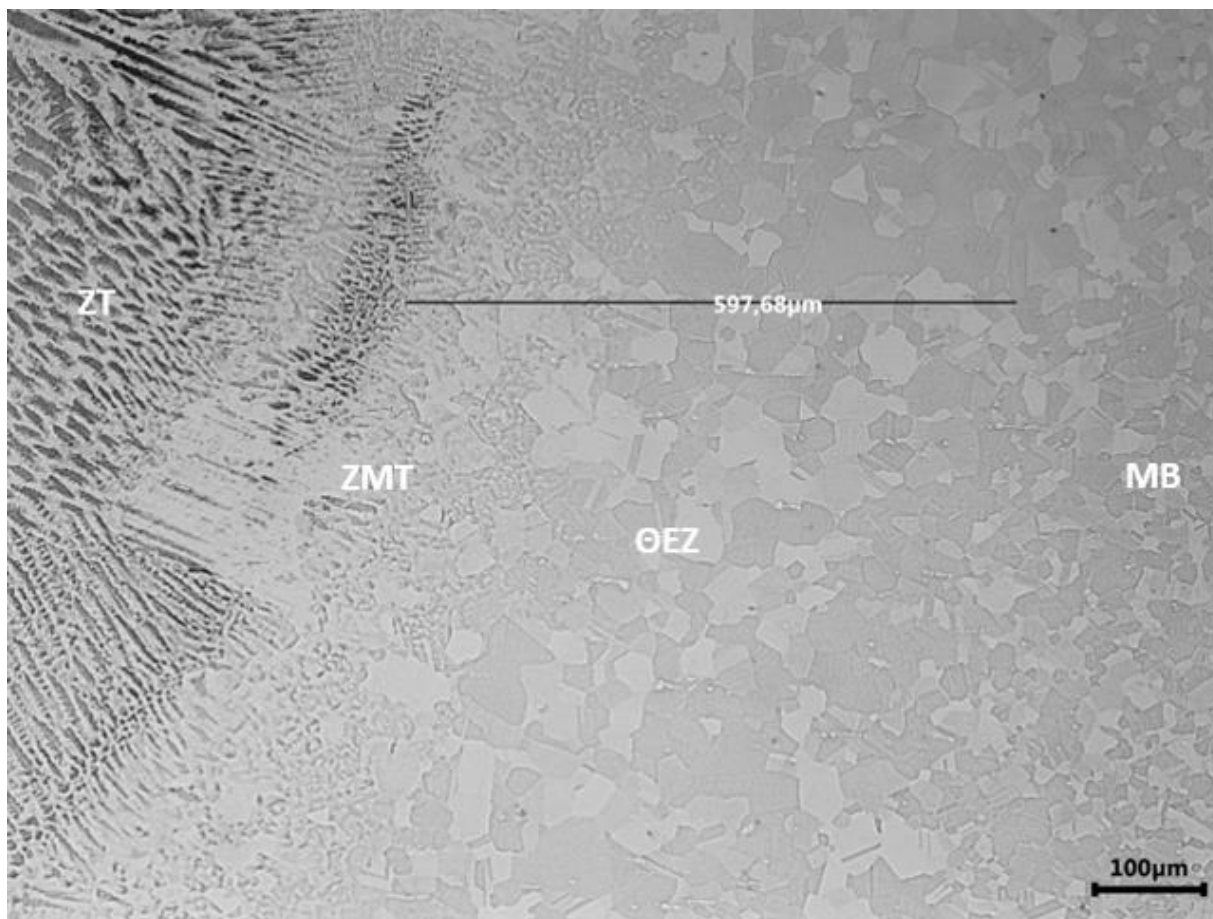
Εικόνα 3.12: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 80.1 (μεγέθυνση 100X)



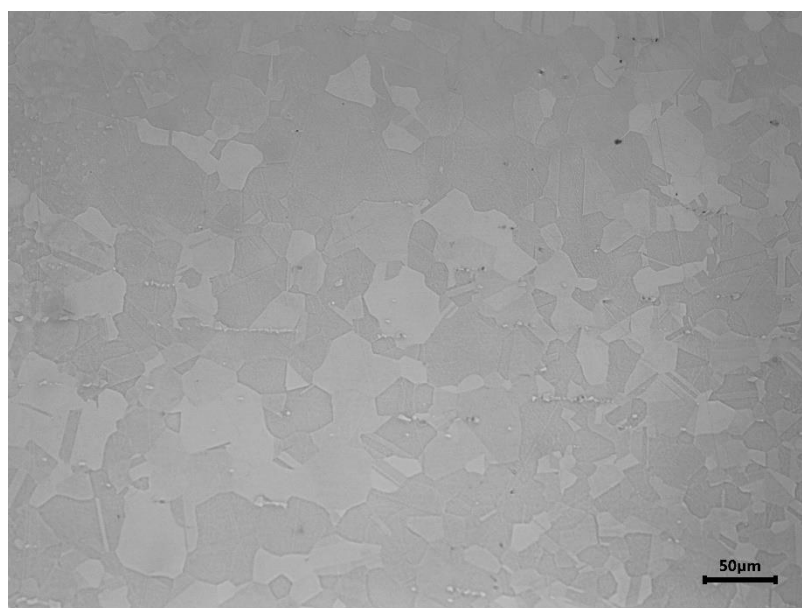
Εικόνα 3.13: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 80.1 (μεγέθυνση 200X)



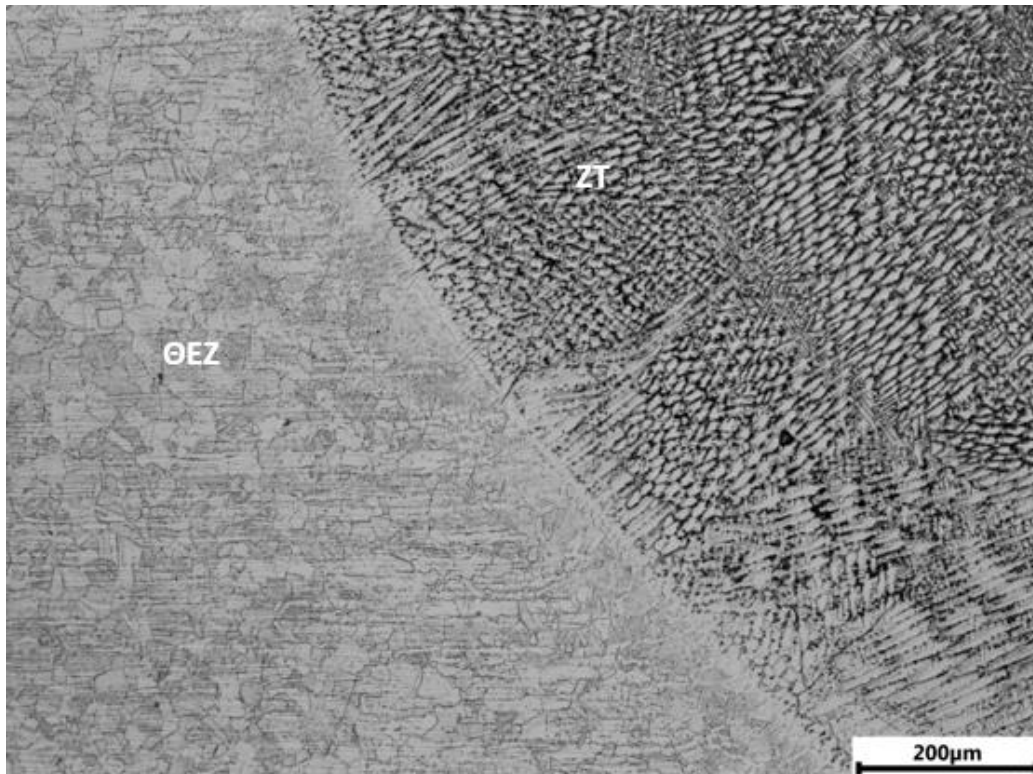
Εικόνα 3.14: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 80.2 για μεγεθύνσεις a) 100X, b) 200x



Εικόνα 3.15: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπιφάνειας ZT / MB (Inconel 718) του δοκιμίου 80.2 (μεγέθυνση 100X)



Εικόνα 3.16: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ του Inconel 718 του δοκιμίου 80.2 (μεγέθυνση 200X)

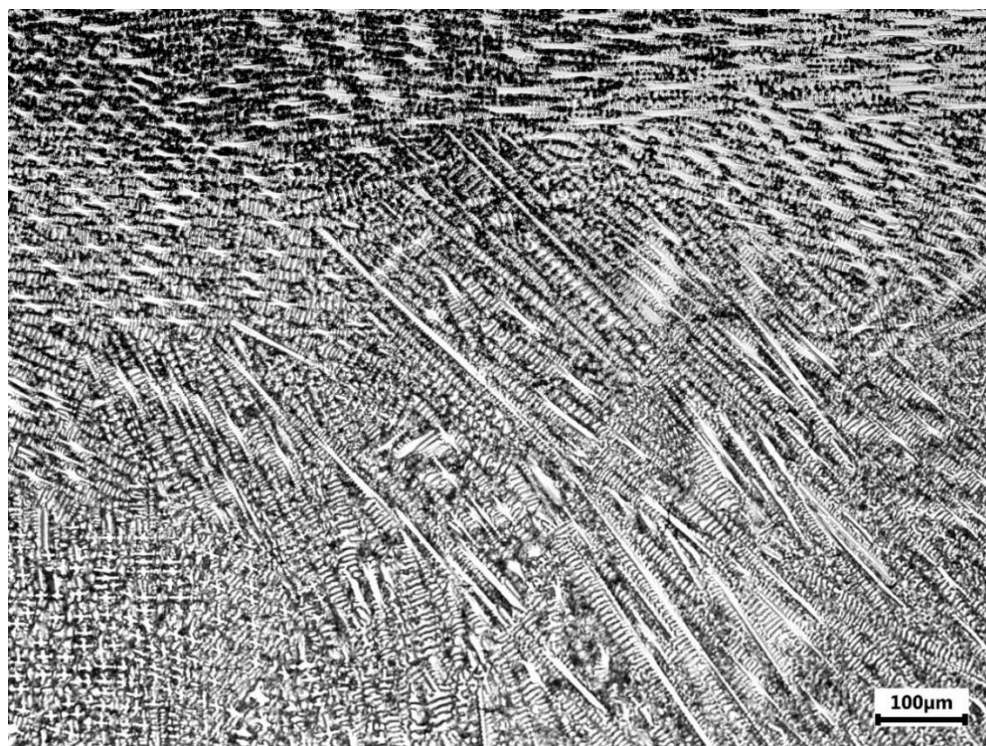


Εικόνα 3.17: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπιφάνειας ΖΤ / ΜΒ (SS 304L) του δοκιμίου 80.1 (μεγέθυνση 100X)

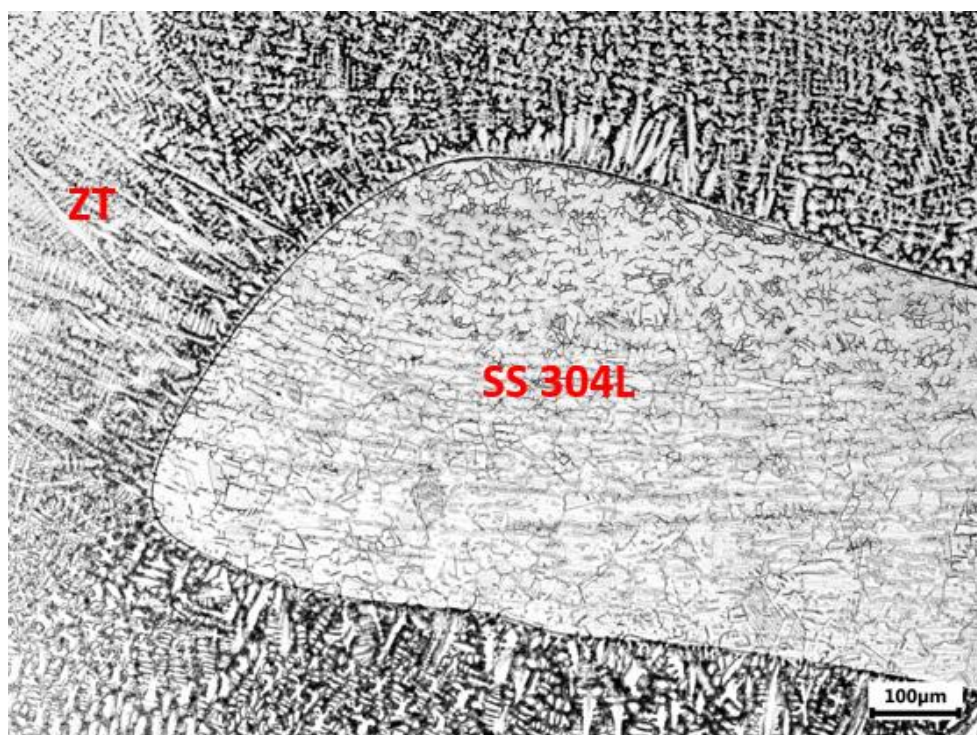
Στις παραπάνω εικόνες παρατίθενται μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου των συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν με ρεύμα 80Α. Όσον αφορά τις μικρογραφίες της ΖΤ (εικόνες 3.12, 3.13, 3.14), παρατηρείται η ύπαρξη δενδριτικής μικροδομής, όπου οι δενδρίτες έχουν αναπτυχθεί με διαφορετικό προσανατολισμό.

Όσον αφορά την ΘΕΖ του Inconel 718 (εικόνα 3.15, 3.16), παρατηρείται πως το πλάτος της, μαζί με αυτό της ΖΜΤ, είναι περίπου 597.68 μm, ενώ οι ωστενιτικοί κόκκοι της είναι μεγαλύτεροι (25-50 μm περίπου) συγκριτικά με αυτούς του ΜΒ (Inconel 718) (15-25 μm περίπου). Ακόμα, στην ΘΕΖ του Inconel 718 εντοπίζονται διδυμίες, λίγα κατακρημνίσματα, ενώ οι κόκκοι έχουν διαφορετικό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό, κάτι που φαίνεται από την εναλλαγή της φωτεινότητας σε αυτούς. Όσον αφορά την ΘΕΖ του SS 304L (εικόνα 3.17), παρατηρείται πως αυτή έχει μεγάλη έκταση, ενώ οι ωστενιτικοί κόκκοι της είναι μεγαλύτεροι συγκριτικά με αυτούς του ΜΒ (SS 304L) (20-30 μm περίπου). Επίσης, εντός αυτής εντοπίζονται κατακρημνίσματα, ενώ από την εικόνα 3.17, παρατηρείται πως έχει επιτευχθεί ατελής τήξη του δοκιμίου 80.1, κάτι που φαίνεται από την γραμμή που χωρίζει την ΖΤ απ' την ΘΕΖ.

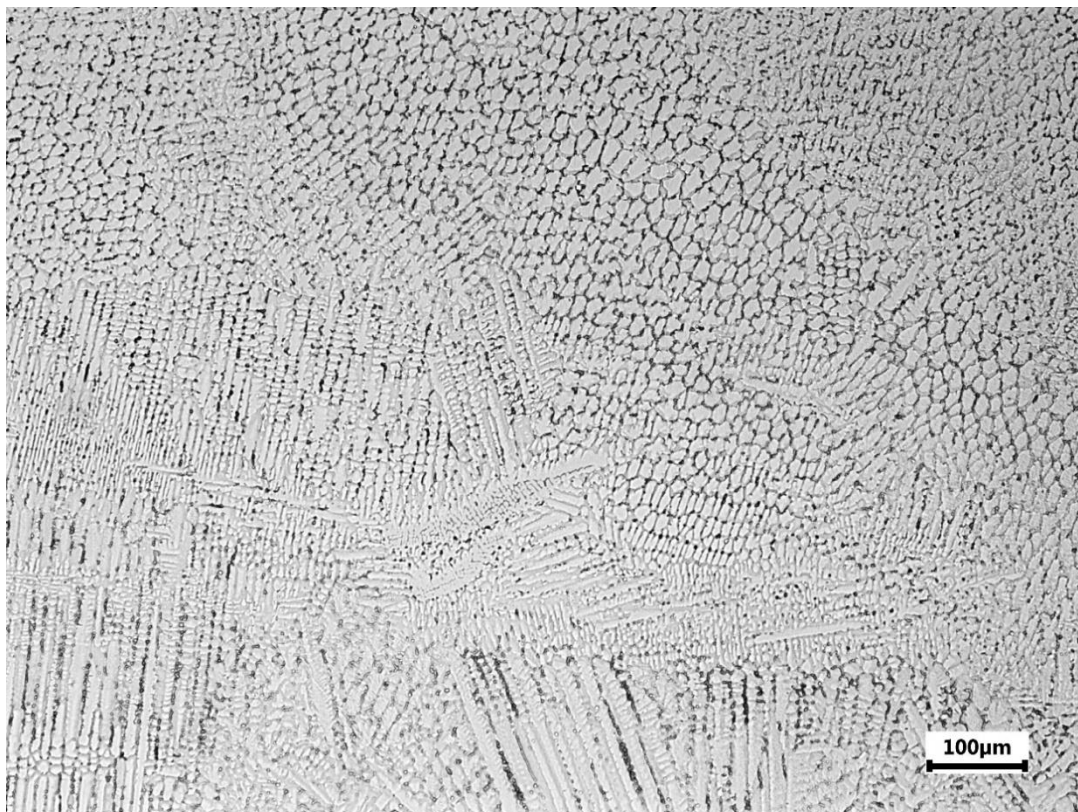
3.1.4. Δοκίμια 90.1 – 90.2



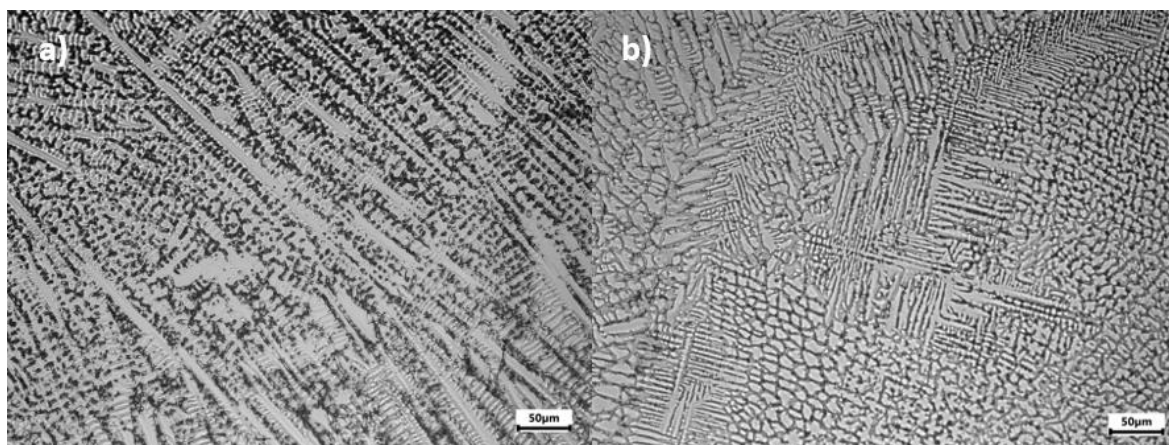
Εικόνα 3.18: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 90.1 (μεγέθυνση 100X)



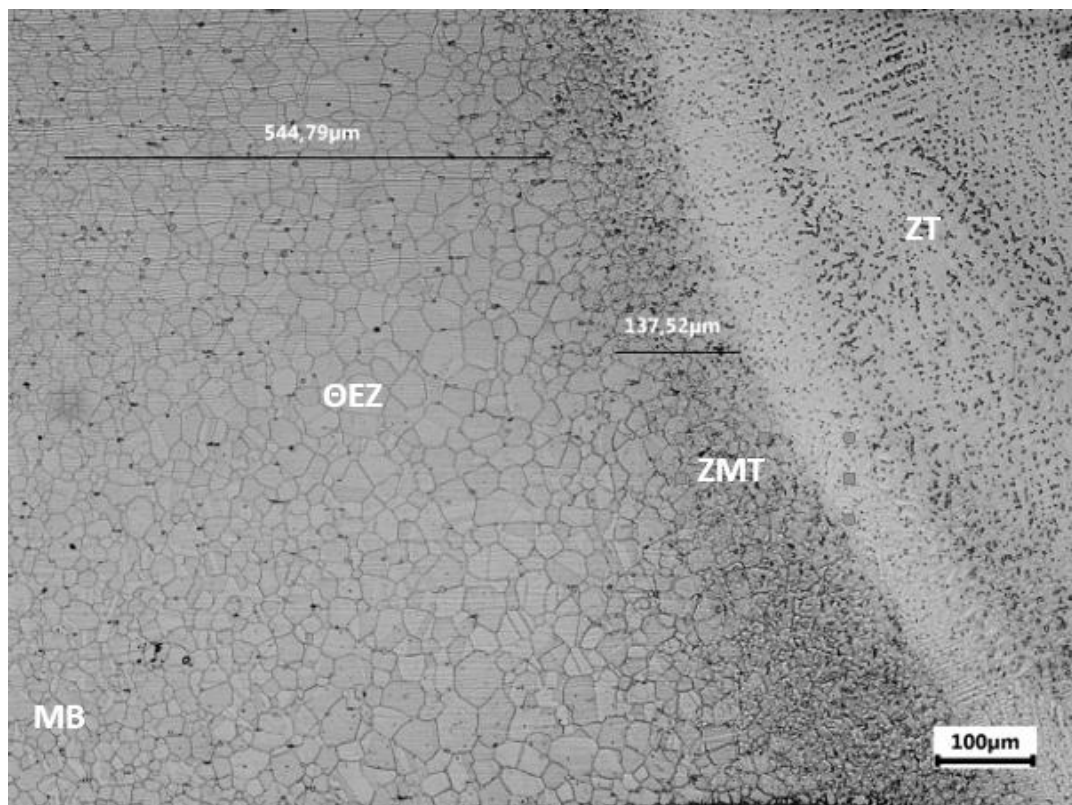
Εικόνα 3.19: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 90.1 (μεγέθυνση 100X)



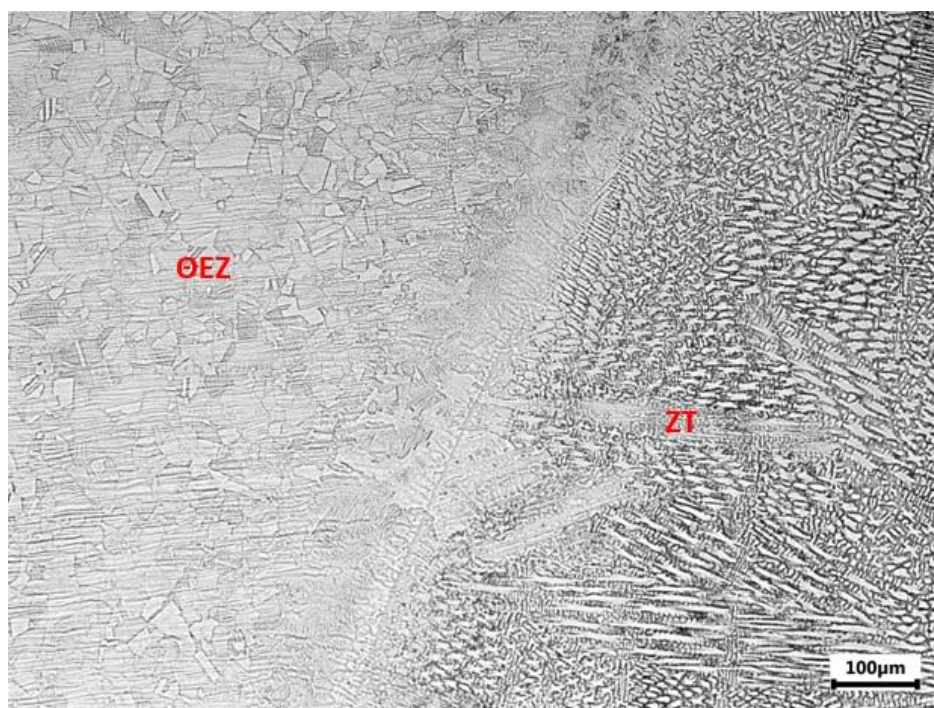
Εικόνα 3.20: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ του δοκιμίου 90.2 (μεγέθυνση 100X)



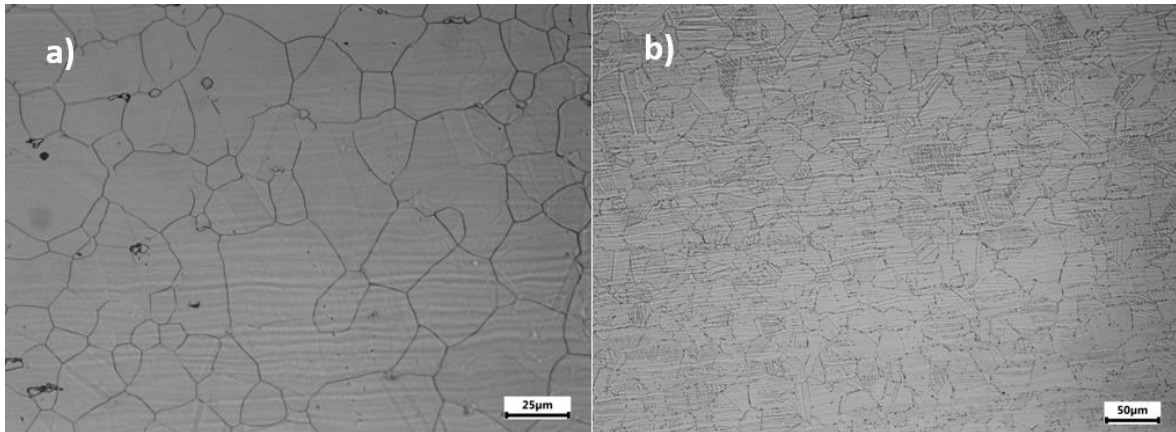
Εικόνα 3.21: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της ΖΤ για μεγέθυνση 200X του δοκιμίου a) 90.1, b) 90.2



Εικόνα 3.22: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπιφάνειας ZT / MB (Inconel 718) του δοκιμίου 90.1 (μεγέθυνση 100X)



Εικόνα 3.23: Μικρογραφία οπτικού μικροσκοπίου της διεπιφάνειας ZT / MB (SS 304L) του δοκιμίου 90.2 (μεγέθυνση 100X)



Εικόνα 3.24: Μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου της ΘΕΖ του a) Inconel 718 για μεγέθυνση 500X (δοκίμιο 90.1), b) SS 304L για μεγέθυνση 200X (δοκίμιο 90.2)

Στις παραπάνω εικόνες παρατίθενται μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου των συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν με ρεύμα 90A. Όσον αφορά τις μικρογραφίες της ΖΤ (εικόνες 3.18, 3.19, 3.20, 3.21), παρατηρείται η ύπαρξη δενδριτικής μικροδομής, όπου οι δενδρίτες έχουν αναπτυχθεί με διαφορετικό προσανατολισμό ανά περιοχές. Επίσης, στην εικόνα 3.19 παρατηρείται το φαινόμενο του μακροδιαφορισμού του ανοξειδωτου χάλυβα SS 304L μέσα στην ΖΤ.

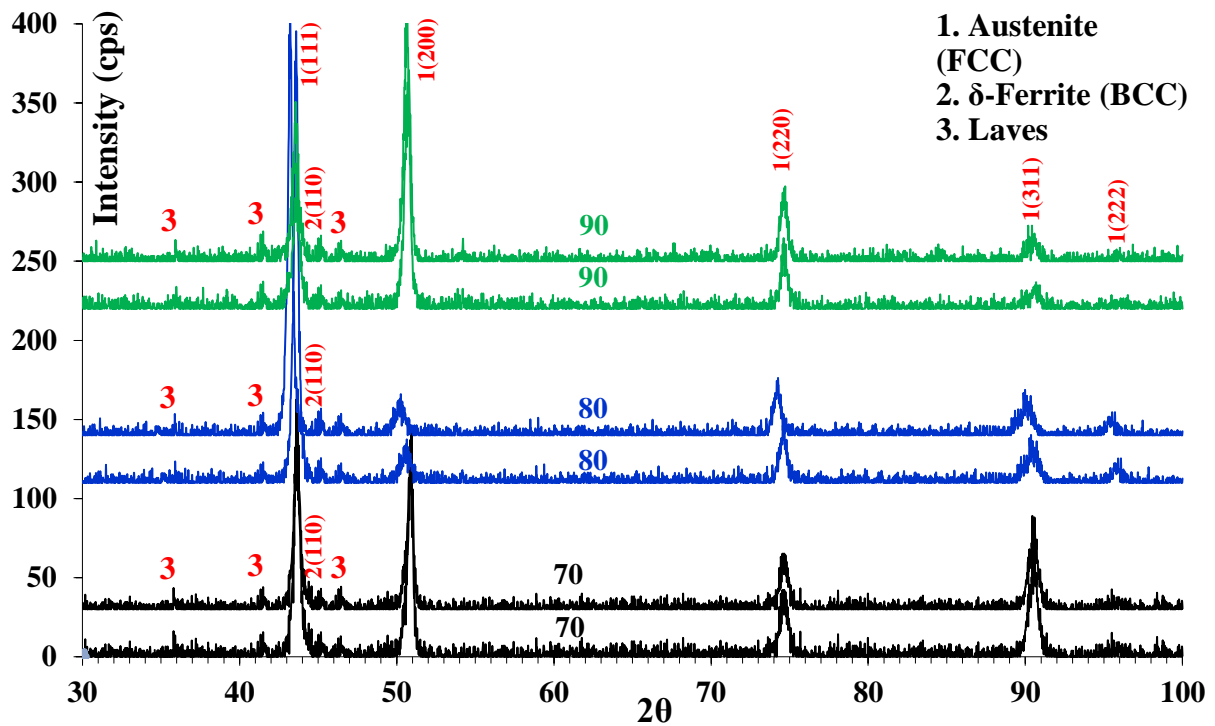
Όσον αφορά την ΘΕΖ του Inconel 718 (εικόνα 3.22, 3.24,a)), παρατηρείται πως το πλάτος της είναι περίπου 544.79 μm , ενώ οι ωστενιτικοί κόκκοι της είναι μεγαλύτεροι (20-50 μm περίπου) συγκριτικά με αυτούς του MB (Inconel 718) (15-25 μm περίπου). Ακόμα, στην ΘΕΖ του Inconel 718 εντοπίζονται διδυμίες και κατακρημνίσματα, ενώ η ΖΜΤ έχει πλάτος περίπου 137.52 μm , και εντοπίζονται και σε αυτή αρκετά κατακρημνίσματα. Όσον αφορά την ΘΕΖ του SS 304L (εικόνα 3.23, 3.24,b)), παρατηρείται πως αυτή έχει μεγάλη έκταση ενώ οι ωστενιτικοί κόκκοι της είναι μεγαλύτεροι (25-50 μm) συγκριτικά με αυτούς του MB (SS 304L) (20-30 μm περίπου). Ακόμα, εντός αυτής εντοπίζονται κατακρημνίσματα και διδυμίες.

Σε γενικές γραμμές, δεν παρατηρήθηκε σημαντική αύξηση του μεγέθους των κόκκων της ΘΕΖ του Inconel 718 και του SS 304L (η αύξηση ήταν της τάξης των 10-30 μm), κάτι που οφείλεται στην χαμηλή εισερχόμενη θερμότητα και τον υψηλό ρυθμό ψύξης που προσφέρει η μέθοδος Tig, συγκριτικά με άλλες μεθόδους. Ακόμα, παρατηρήθηκε πως με αύξηση του

ρεύματος, υπήρξε μικρή αύξηση του μεγέθους των κόκκων της ΘΕΖ του Inconel 718 και του SS 304L, καθώς και των δενδριτών. Αυτό συμβαίνει γιατί με αύξηση του ρεύματος επιτυγχάνεται μείωση του ρυθμού ψύξης στη ΘΕΖ, και άρα ο χρόνος για ανάπτυξη των κόκκων αυξάνεται. Γενικά, η μεγέθυνση των κόκκων είναι κάτι μη επιθυμητό, καθώς επιφέρει τοπική ελάττωση της αντοχής και της σκληρότητας. Όσον αφορά την παρουσία των φάσεων που είναι παρούσες στην ΖΤ, αυτή φαίνεται να ποικίλει ανάλογα με το ρεύμα και την ταχύτητα που γίνεται η συγκόλληση, παράμετροι που μεταβάλλουν το ποσό της εισερχόμενης θερμότητας και συνεπώς τον ρυθμό ψύξης, με αποτέλεσμα να μεταβάλλεται κάθε φορά η μικροδομή και οι μηχανικές ιδιότητες. Πιο αναλυτική αναφορά στις φάσεις αυτές θα γίνει παρακάτω.

3.2. Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM) – Περιθλασιμετρία ακτίνων Χ (X-Ray Diffraction, XRD)

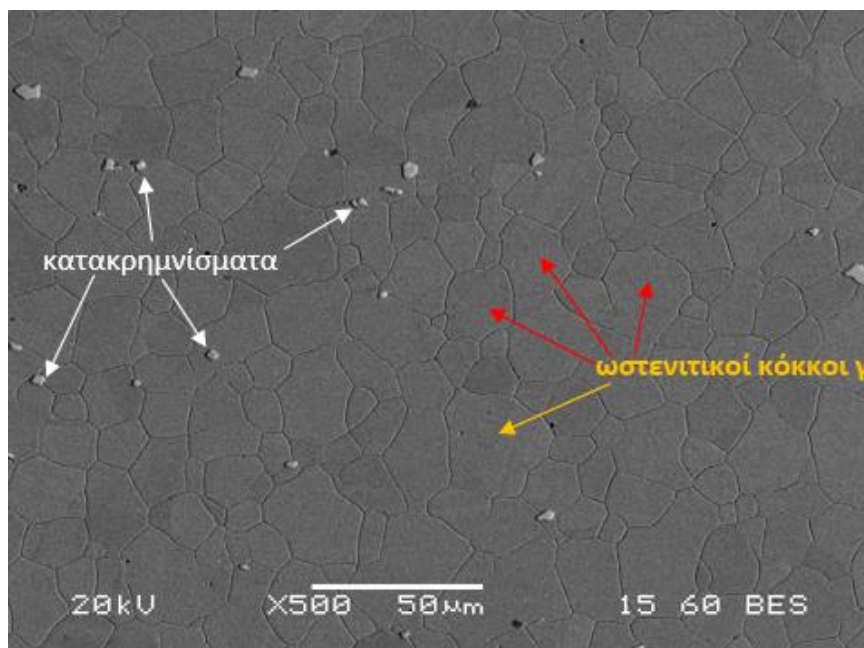
Στην παρούσα πειραματική εργασία, για την ποιοτική και ημιποσοτική στοιχειακή ανάλυση, καθώς και την εύρεση των φάσεων απ' τις οποίες αποτελούνται τα δοκίμια 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2, έγινε χρήση της στοιχειακής μικροανάλυσης με φασματόμετρο ακτίνων Χ διεσπαρμένης ενέργειας (EDS), καθώς και της περιθλασιμετρίας ακτίνων Χ. Τα αποτελέσματα παρατίθενται παρακάτω.



Διάγραμμα 3.1: Ακτινοδιάγραμμα XRD των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2

Σύμφωνα με το παραπάνω ακτινοδιάγραμμα XRD (διάγραμμα 3.1), προκύπτει πως και τα 6 δοκίμια (70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2) αποτελούνται από την ωστενιτική φάση γ (fcc δομής), από φερρίτη δ (bcc δομής), καθώς και από φάσεις Laves οι οποίες ανήκουν στις τοπολογικά υψηλής πλήρωσης φάσεις (Topologically Close-Packed Phases - TCP). Η ωστενιτική μήτρα γ αντιστοιχεί σε μεγάλα peak του ακτινοδιαγράμματος, κάτι που υπονοεί πως η ποσότητά της είναι μεγάλη, ενώ η φάση του φερρίτη δ και οι φάσεις Laves αντιστοιχούν σε μικρά peak, συνεπώς συμπεραίνεται πως η ποσότητά τους είναι μικρή εντός των δοκιμίων, συγκριτικά με την μήτρα γ.

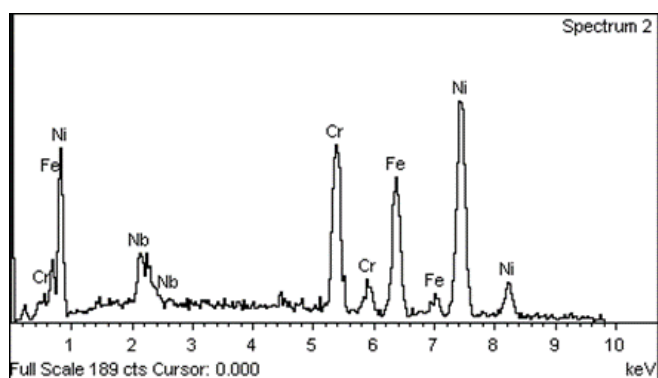
3.2.1. Μέταλλα βάσης – MB (Inconel 718 και SS 304L)

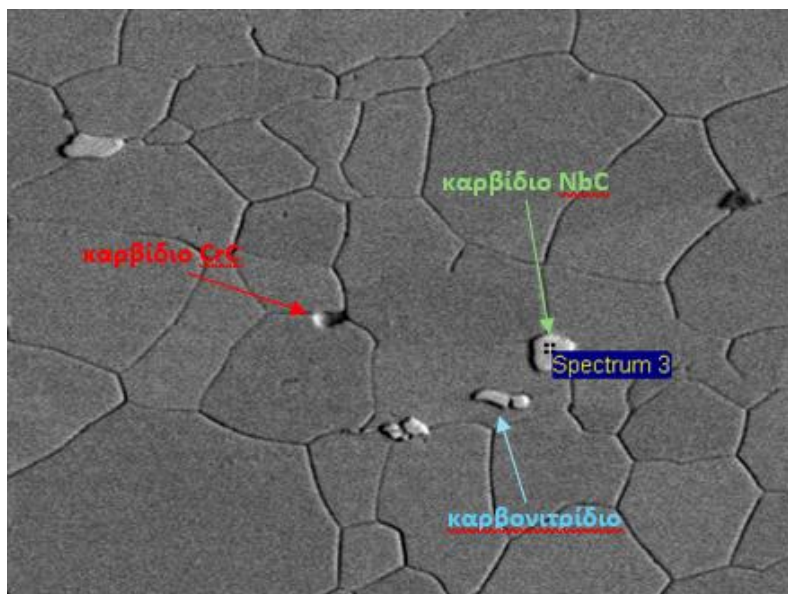


Εικόνα 3.25: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) του MB (Inconel 718) για μεγέθυνση 500X

Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.59	21.77
Fe	21.00	21.73
Ni	53.92	53.08
Nb	5.50	3.42

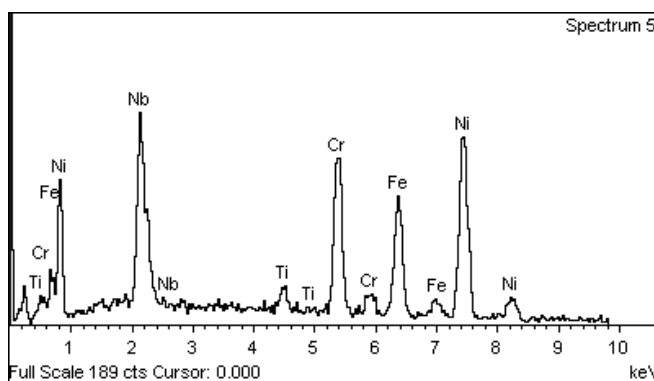




Εικόνα 3.26: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκαδίζομενων ηλεκτρονίων (BES) του MB (Inconel 718)

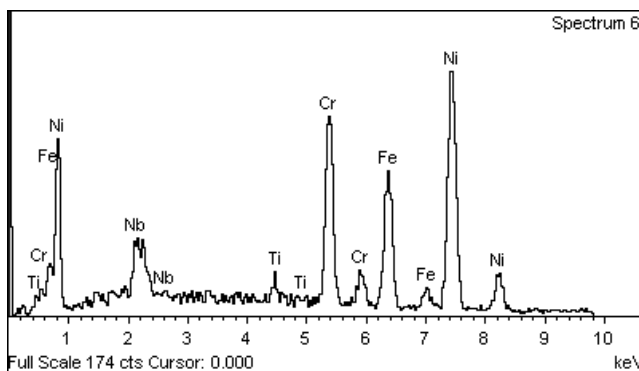
Μπλε βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	1.73	2.21
Cr	18.02	21.22
Fe	16.64	18.25
Ni	42.70	44.54
Nb	20.91	13.78



Κόκκινο βέλος

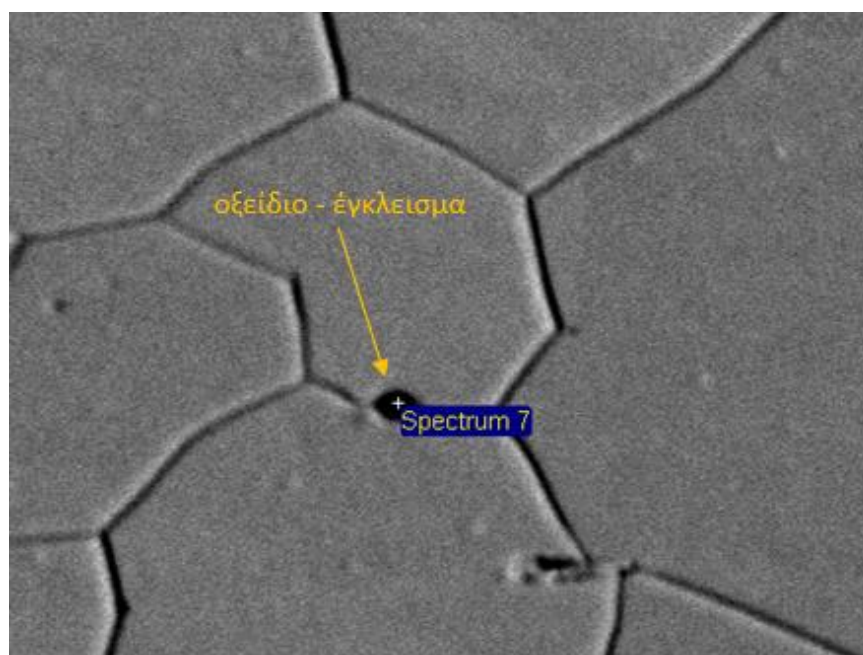
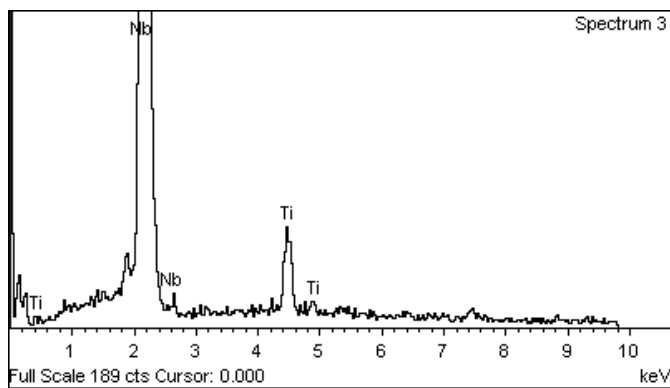
Element	Weight%	Atomic%
Ti	1.22	1.46
Cr	19.17	21.23



Fe	19.20	19.80
Ni	55.60	54.53
Nb	4.82	2.98

Πράσινο βέλος

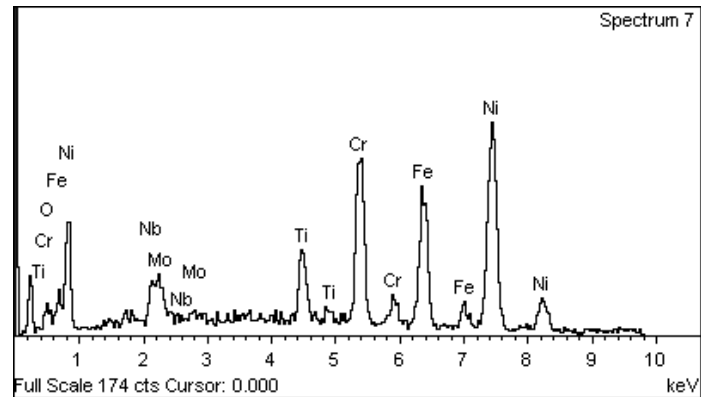
Element	Weight%	Atomic%
Ti	7.47	13.54
Nb	92.53	86.46



Εικόνα 3.27: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) του MB (Inconel 718)

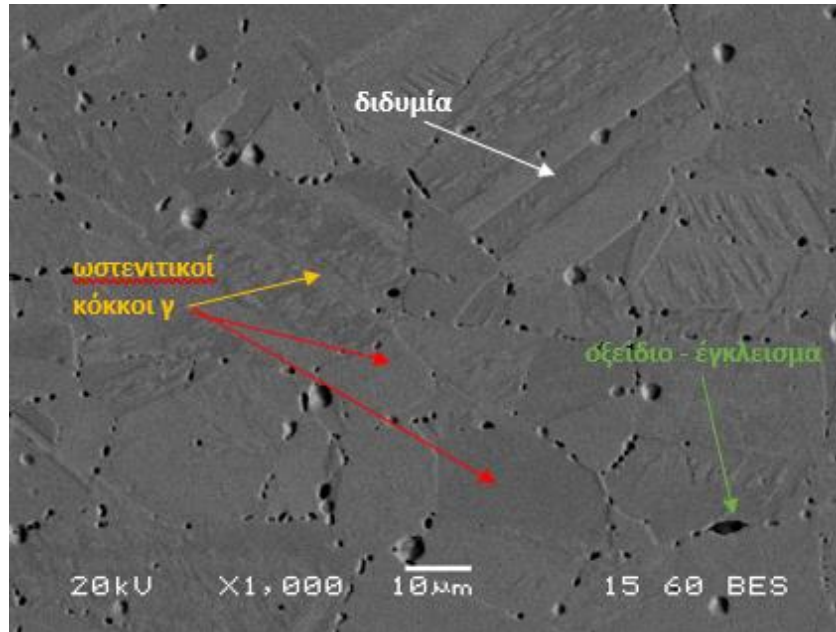
Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
O	2.68	9.04
Ti	5.02	5.67
Cr	17.58	18.28
Fe	19.83	19.19
Ni	47.06	43.33
Nb	4.49	2.61
Mo	3.34	1.88



Με την χρήση του EDS, κατά την στοιχειακή ανάλυση στον κόκκο όπου φαίνεται στην εικόνα 3.25 (πορτοκαλί βέλος), προκύπτει ότι αυτός είναι πλούσιος σε Ni (53.92%), στοιχείο που λειτουργεί ως σταθεροποιητικό του ωστενίτη γ, συνεπώς πρόκειται για έναν κόκκο μητρικής δομής γ (δομής fcc). Γύρω-γύρω εντοπίζονται και άλλοι τέτοιοι κόκκοι οι οποίοι όλοι μαζί αποτελούν την ωστενιτική μητρική φάση γ του υπερκράματος Inconel 718. Ακόμα, εντός της μητρικής φάσης εντοπίζονται κάποια ευμεγέθη κατακρημνίσματα, τόσο ενδοκρυσταλλικά όσο και περικρυσταλλικά, τα οποία είναι πιθανότατα καρβίδια, νιτρίδια ή/και βορίδια. Στην εικόνα 3.26, το κατακρημνισμα που δείχνει το πράσινο βέλος είναι ογκώδες, έχει σφαιρικό σχήμα, βρίσκεται πάνω σε όριο κόκκων της γ φάσης, και είναι πλούσιο σε Nb (92.53%), συνεπώς πρόκειται μάλλον για καρβίδιο του Nb (NbC). Το κατακρημνισμα που δείχνει το μπλε βέλος έχει κατακρημνιστεί ενδοκρυσταλλικά, και είναι σχετικά πλούσιο σε Nb (20.91%), σε Cr (18.02%), και σε Ni (42.70%), και πρόκειται μάλλον για κάποιο καρβονιτρίδιο. Τα καρβίδια αυτά φαίνονται πιο φωτεινά σε σχέση με την μητρική φάση γ καθώς περιέχουν μεγάλη ποσότητα Nb, στοιχείο με μεγαλύτερο ατομικό βάρος συγκριτικά με τα άλλα στοιχεία, με αποτέλεσμα να σκεδάζονται περισσότερα ηλεκτρόνια.

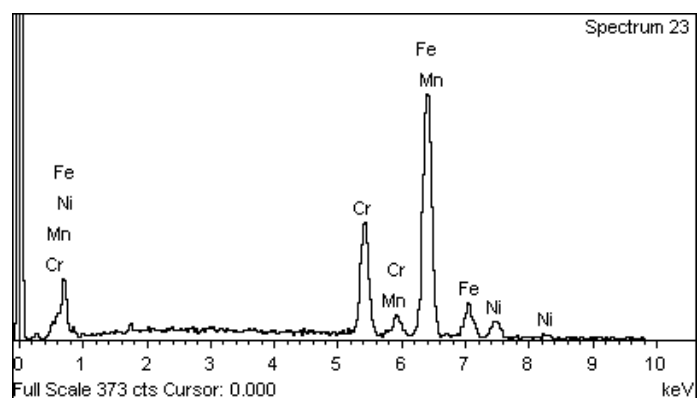
Το κατακρήμνισμα που δείχνει το κόκκινο βέλος έχει κατακρημνιστεί περικρυσταλλικά, και περιέχει μεγάλη σχετικά ποσότητα σε Cr (19.17%) και μικρότερη σε Nb (4.82%), συνεπώς πρόκειται κατά πάσα πιθανότητα για καρβίδιο του Cr ($M_{23}C_6$). Ακόμα, στην εικόνα 3.27, το σημείο που δείχνει το πορτοκαλί βέλος περιέχει ποσότητα οξυγόνου O_2 (2.68%), συνεπώς πρόκειται μάλλον για κάποιο οξείδιο – έγκλεισμα.



Εικόνα 3.28: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) του MB (SS 304L) για μεγέθυνση 1000X

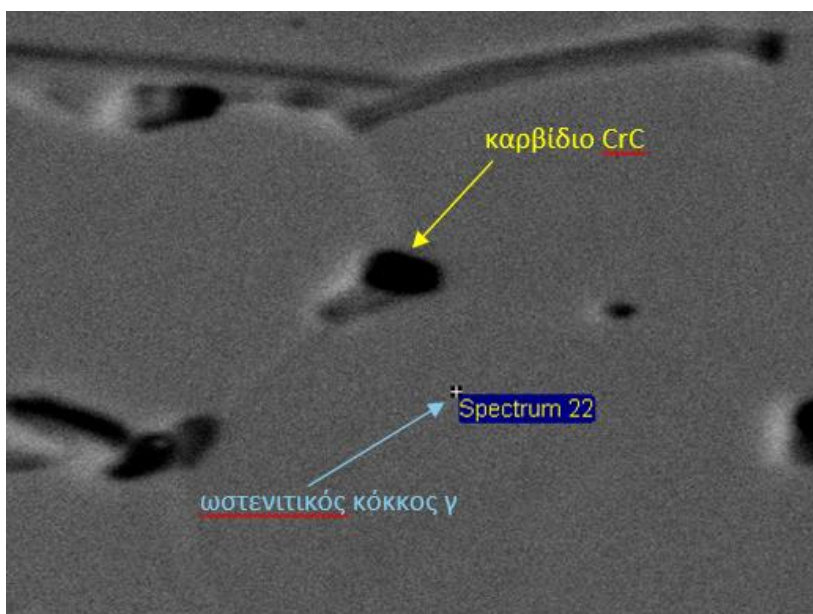
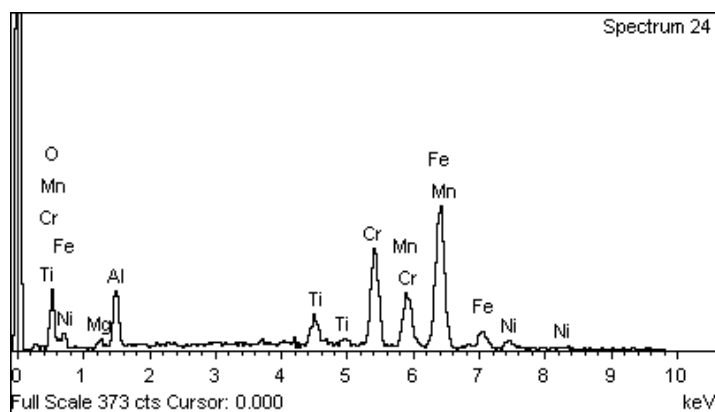
Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.57	20.80
Mn	1.48	1.49
Fe	70.63	69.89
Ni	8.31	7.82



Πράσινο βέλος

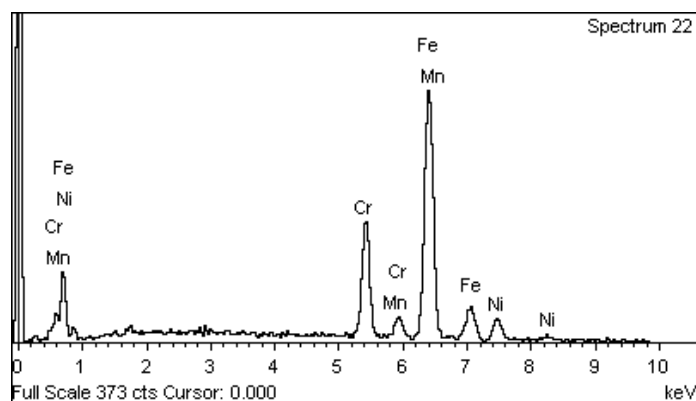
Element	Weight%	Atomic%
O	11.31	28.39
Mg	1.10	1.81
Al	6.85	10.20
Ti	3.76	3.16
Cr	20.06	15.49
Mn	11.26	8.23
Fe	42.34	30.45
Ni	3.31	2.26



Εικόνα 3.29: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) του MB (SS 304L)

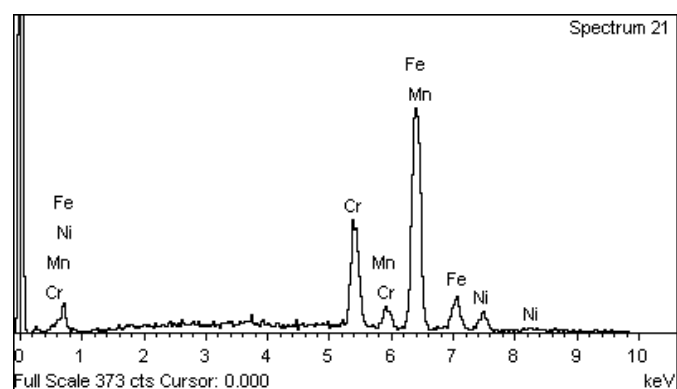
Μπλε βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.17	20.39
Mn	1.69	1.70
Fe	69.58	68.90
Ni	9.56	9.00



Κίτρινο βέλος

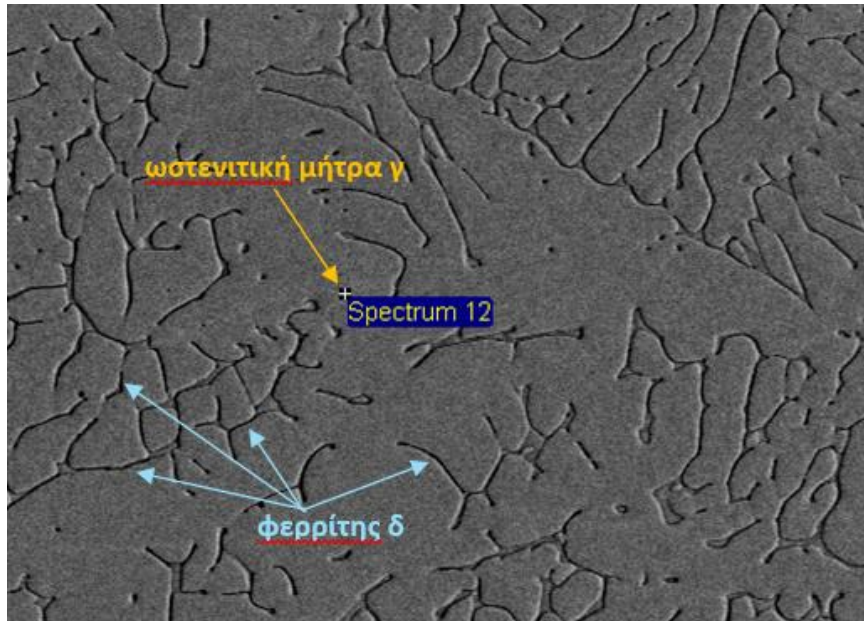
Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.41	20.61
Mn	1.69	1.70
Fe	71.72	70.93
Ni	7.18	6.75



Με την χρήση του EDS, κατά την στοιχειακή ανάλυση στους κόκκους που φαίνονται στην εικόνα 3.28 (πορτοκαλί – κόκκινα βέλη) και στην εικόνα 3.29 (μπλε βέλος), προκύπτει πως αυτοί περιέχουν ποσότητα Cr 19-20% κ.β. και Ni 8-10% κ.β. Η περιεκτικότητα των δύο αυτών στοιχείων συμβαδίζει με αυτή της τυπικής χημικής ανάλυσης του ανοξειδωτού χάλυβα SS 304L (πίνακας 1.4). Συνεπώς, πρόκειται για μητρικούς κόκκους γ (δομής fcc). Πλησίον αυτών εντοπίζονται και άλλοι τέτοιοι κόκκοι, που όλοι μαζί συνθέτουν την ωστενιτική μητρική φάση γ του ανοξειδωτού χάλυβα SS 304L. Το σημείο που δείχνει το πράσινο βέλος της εικόνας 3.28, περιέχει ποσότητα O₂ (11.31%), Mg (1.10%), και Al (6.85%), συνεπώς πρόκειται μάλλον για κάποιο οξειδίο – έγκλεισμα. Το κατακρήμνισμα που δείχνει το κίτρινο βέλος της εικόνας 3.29, έχει κατακρημνιστεί περικρυσταλλικά, και

περιέχει μεγάλη σχετικά ποσότητα σε Cr (19.41%), συνεπώς πρόκειται μάλλον για καρβίδιο του Cr ($M_{23}C_6$). Επίσης, παρατηρούνται και διδυμίες στην μικροδομή του SS 304L (εικόνα 3.28).

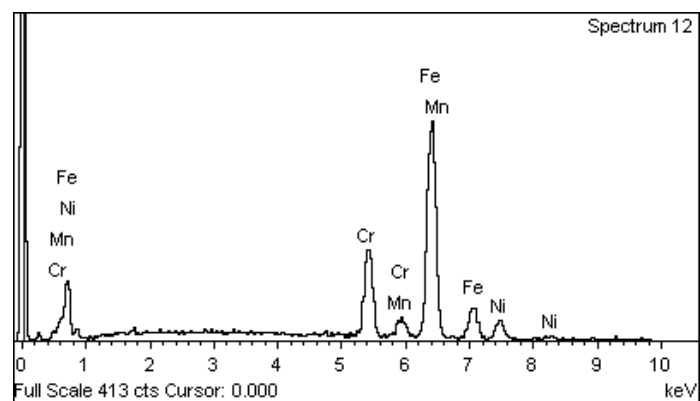
3.2.2. Δοκίμια 70.1 – 70.2

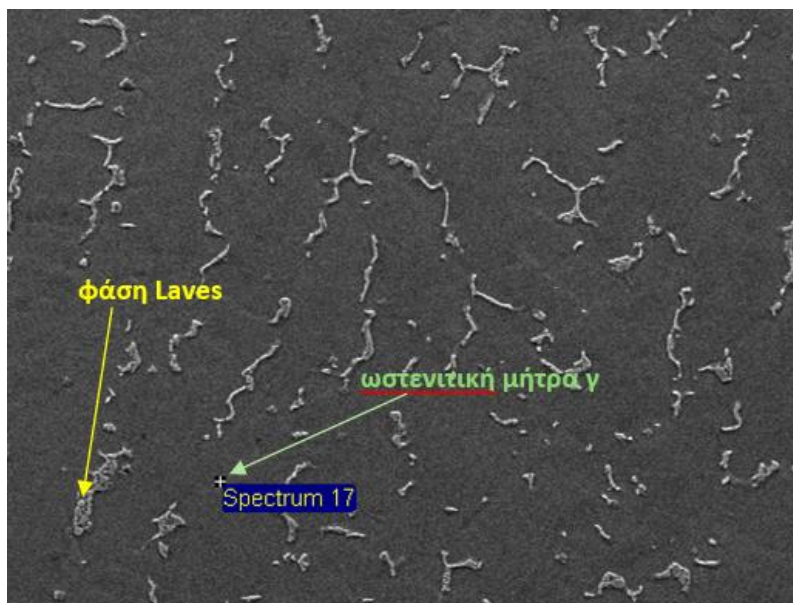


Εικόνα 3.30: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΘΕΖ του SS 304L (δοκίμιο 70.1) για μεγέθυνση 1000X

Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.06	19.22
Mn	1.61	1.62
Fe	71.60	70.93
Ni	8.73	8.22

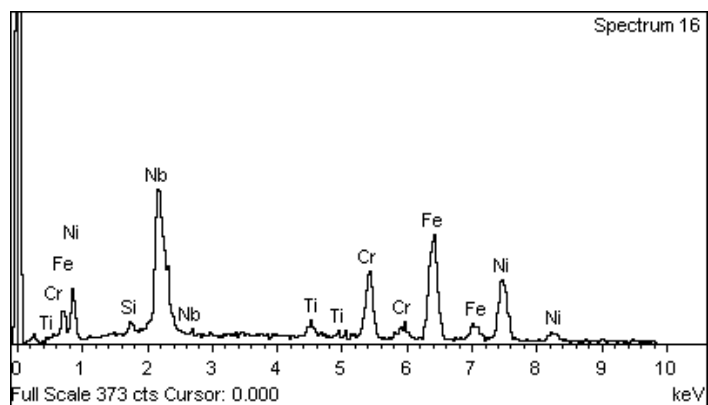




Εικόνα 3.31: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 70.1)

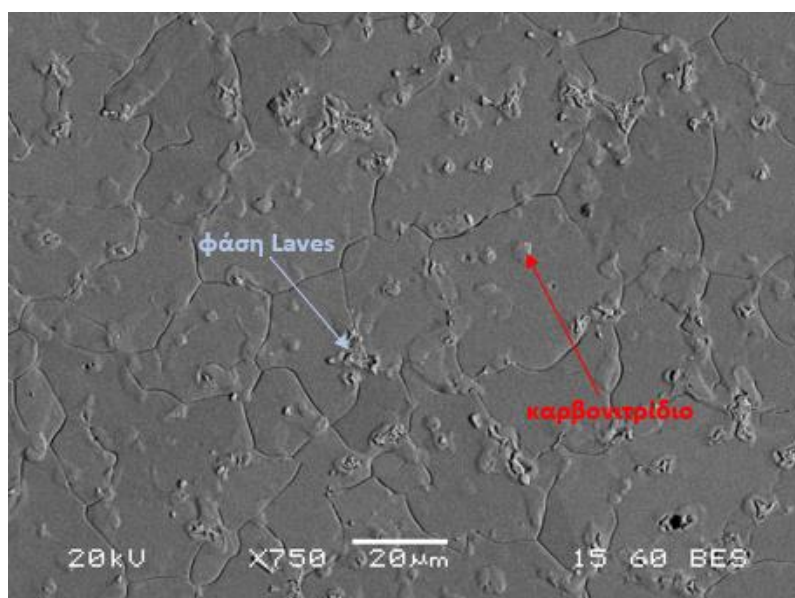
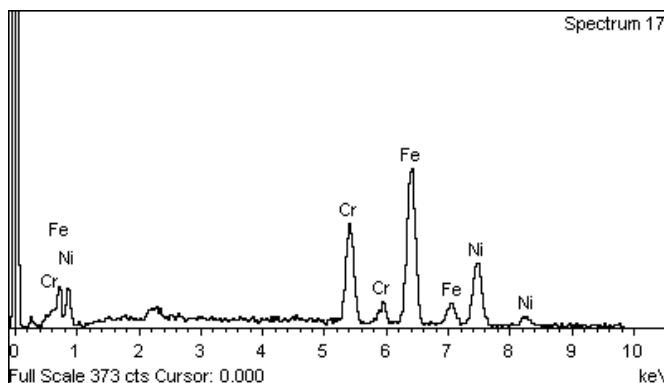
Κίτρινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Si	1.08	2.39
Ti	1.64	2.14
Cr	12.58	15.12
Fe	28.88	32.33
Ni	26.66	28.38
Nb	29.17	19.63



Πράσινο βέλος

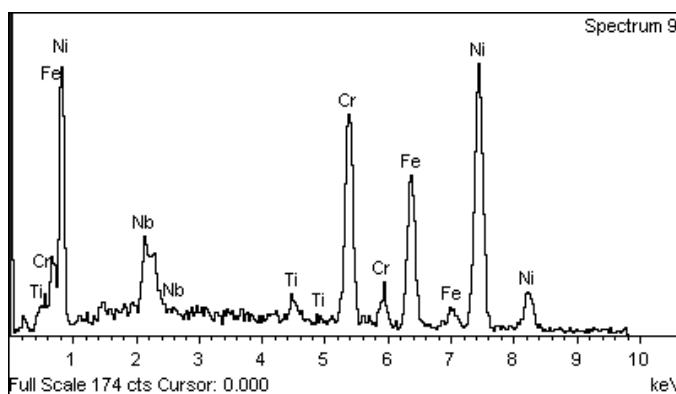
Element	Weight%	Atomic%
Cr	20.04	21.53
Fe	48.78	48.80
Ni	31.18	29.67



Εικόνα 3.32: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 70.1) για μεγέθυνση 750X

Κόκκινο βέλος

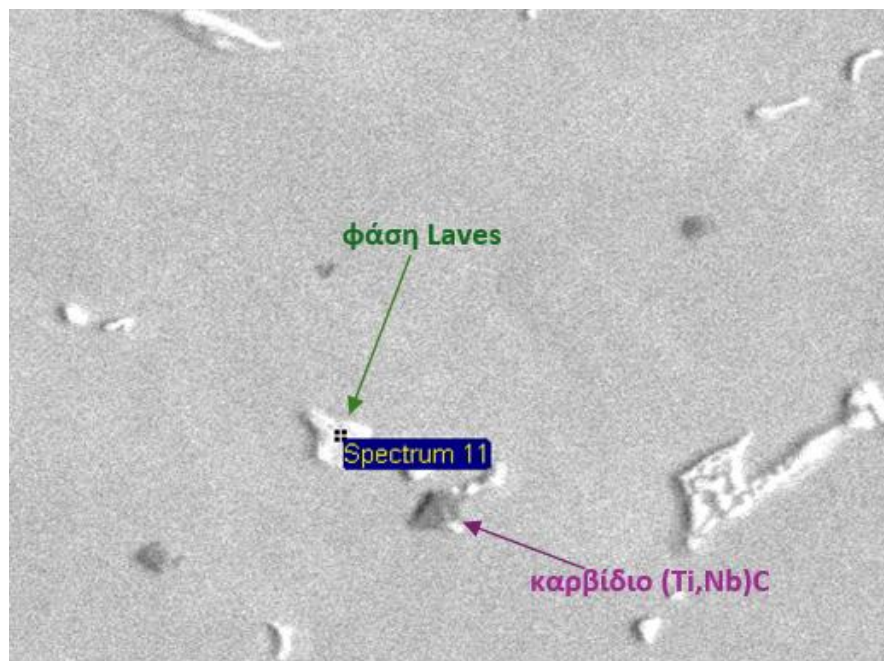
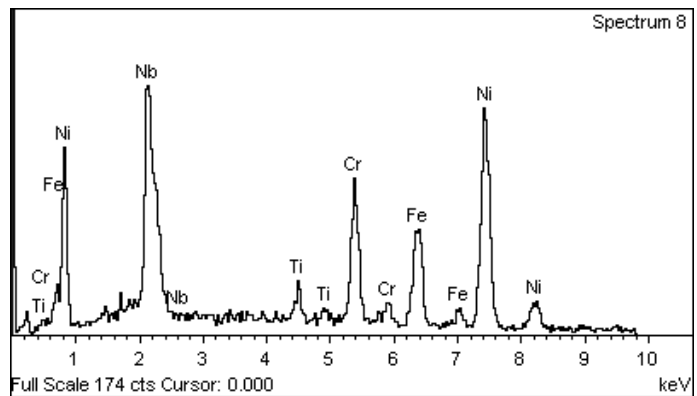
Element	Weight%	Atomic%
Ti	0.99	1.20
Cr	18.89	21.10
Fe	19.11	19.87



Ni	54.07	53.49
Nb	6.94	4.34

Μπλε βέλος

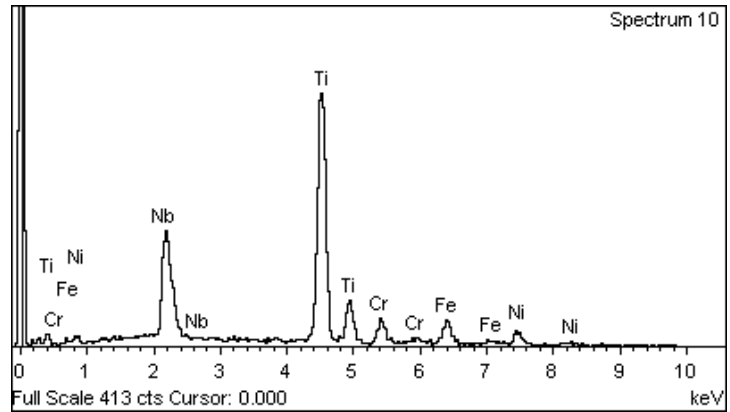
Element	Weight%	Atomic%
Ti	2.21	2.88
Cr	13.75	16.53
Fe	13.78	15.43
Ni	45.62	48.58
Nb	24.65	16.58



Εικόνα 3.33: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ZT (δοκίμιο 70.1)

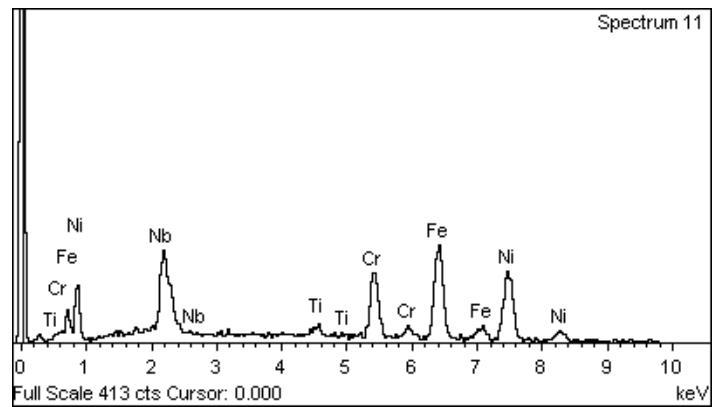
Μωβ βέλος

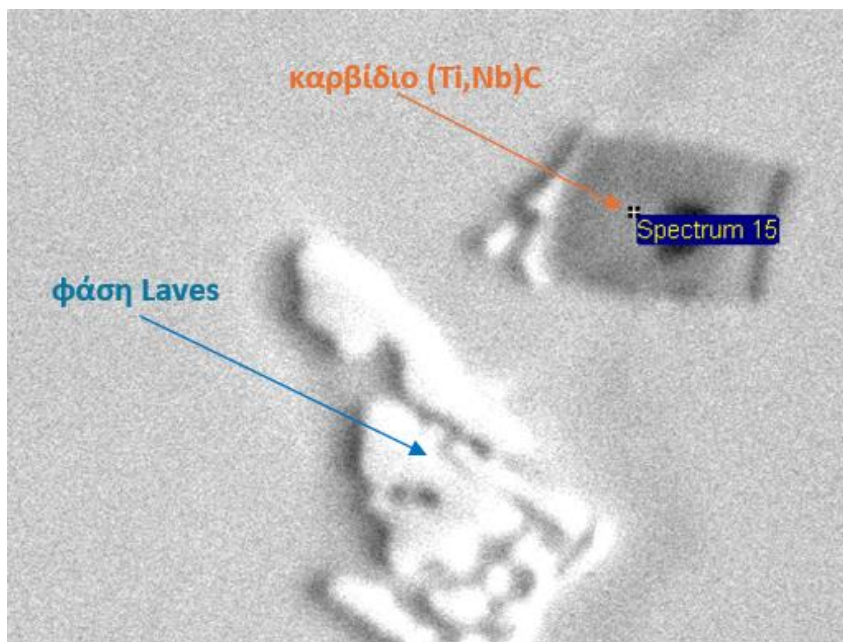
Element	Weight%	Atomic%
Ti	52.45	62.34
Cr	6.27	6.86
Fe	8.12	8.28
Ni	6.14	5.96
Nb	27.03	16.56



Πράσινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	1.27	1.62
Cr	15.29	17.90
Fe	29.36	32.00
Ni	34.22	35.48
Nb	19.85	13.00

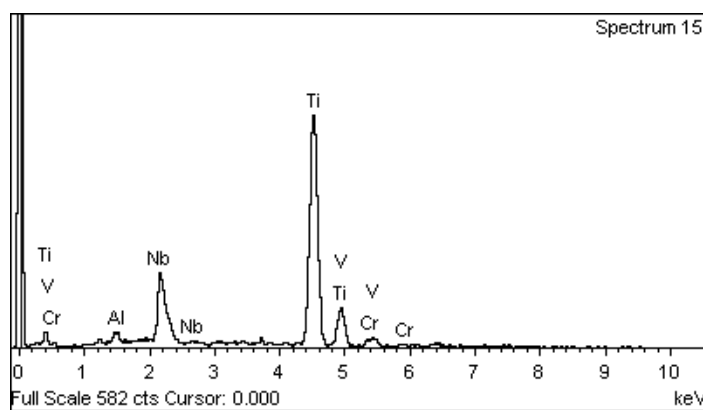




Εικόνα 3.34: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 70.1)

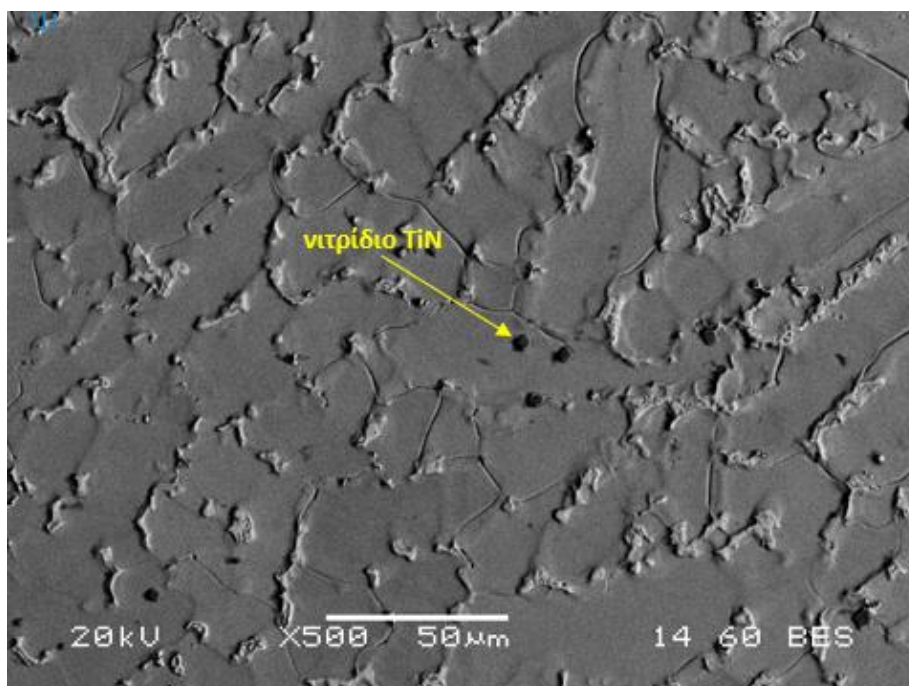
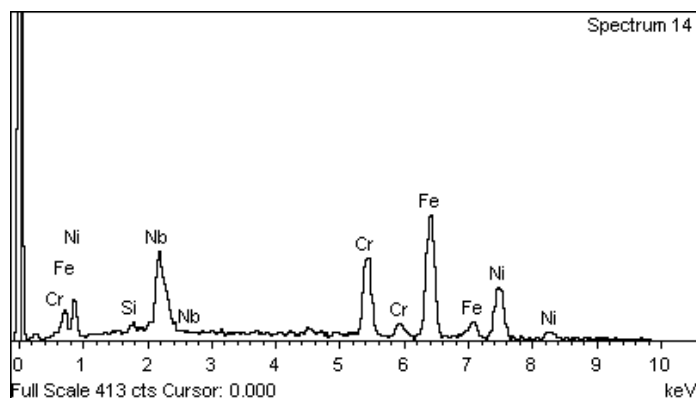
Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Al	1.47	2.94
Ti	69.37	77.87
V	1.92	2.03
Cr	3.06	3.17
Nb	24.18	14.00



Μπλε βέλος

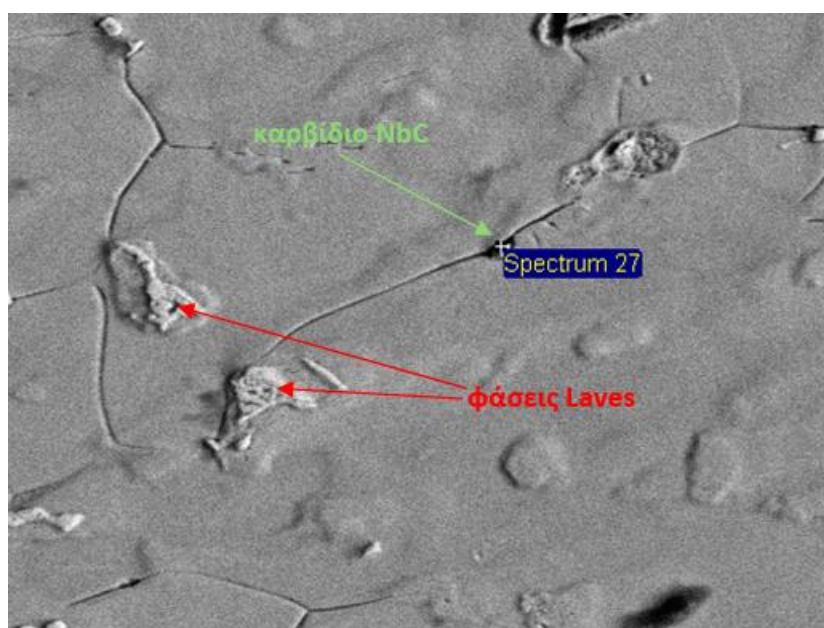
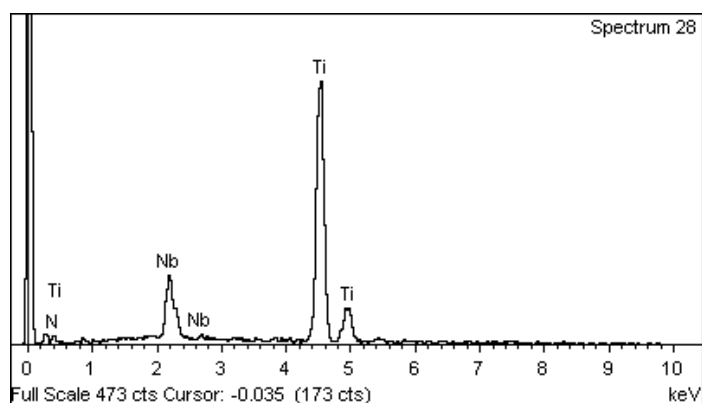
Element	Weight%	Atomic%
Si	0.82	1.73
Cr	17.25	19.70
Fe	38.91	41.36
Ni	26.13	26.42
Nb	16.89	10.79



Εικόνα 3.35: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 70.2) για μεγέθυνση 500X

Κίτρινο βέλος

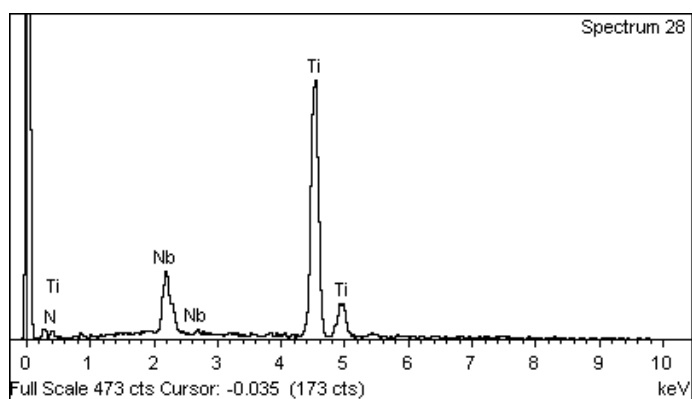
Element	Weight%	Atomic%
N	7.52	23.68
Ti	72.66	66.91
Nb	19.82	9.41



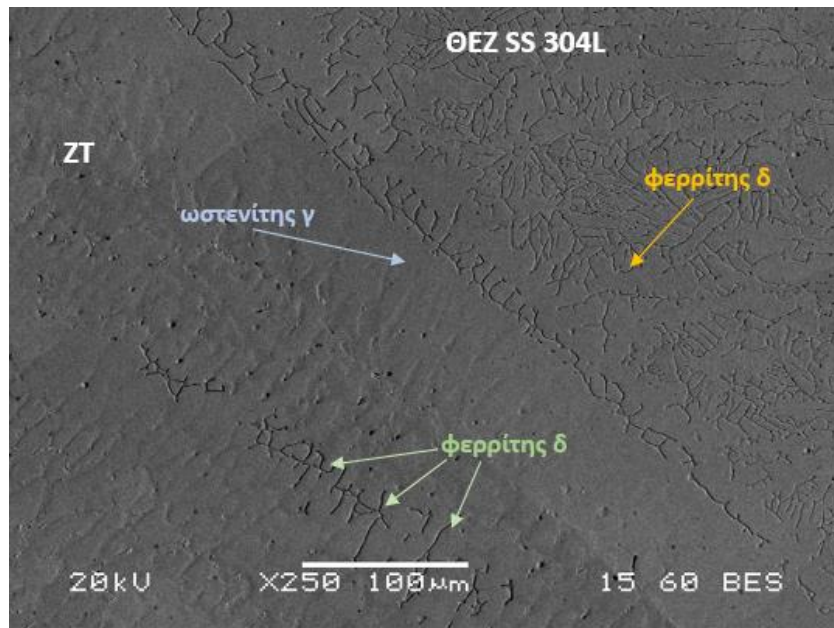
Εικόνα 3.36: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 70.2)

Πράσινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	3.70	5.28
Cr	11.45	15.05
Fe	13.08	16.01
Ni	25.36	29.53



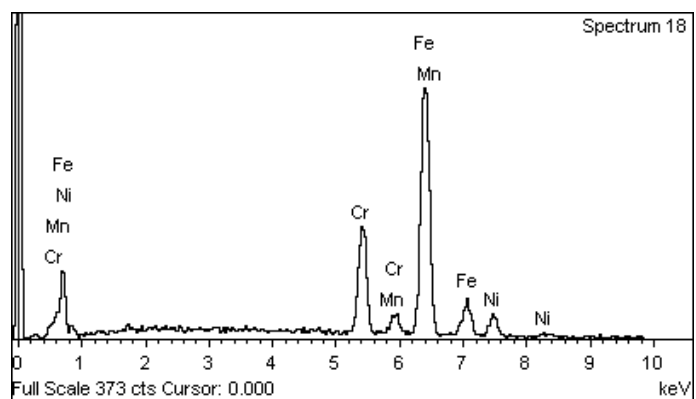
Nb	46.40	34.13
----	-------	-------



Εικόνα 3.37: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της διεπιφάνειας ZT / ΘΕΖ SS 304L για μεγέθυνση 250X (δοκίμιο 70.1)

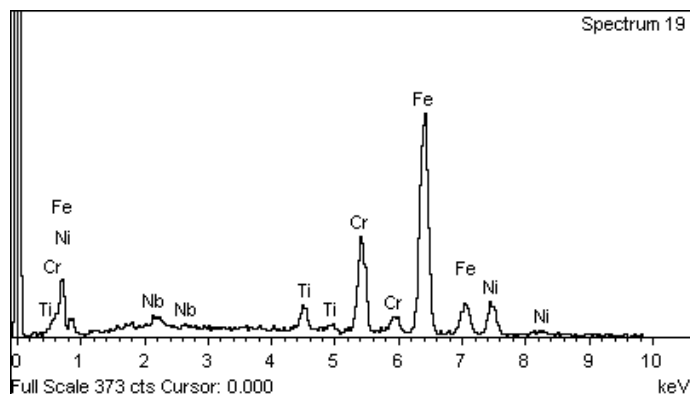
Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.37	19.54
Mn	1.94	1.95
Fe	71.16	70.47
Ni	8.54	8.04



Μπλε βέλος

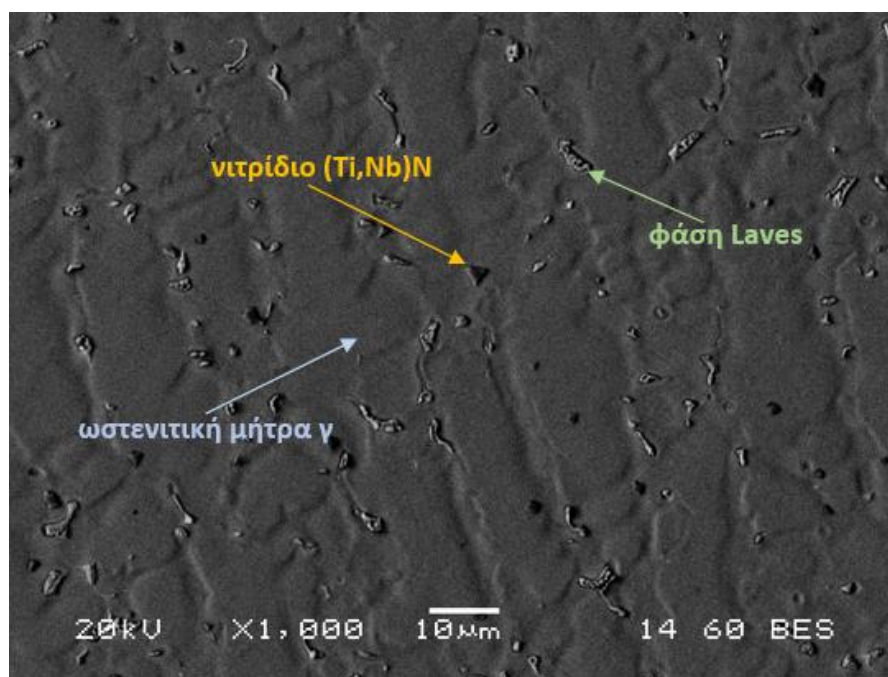
Element	Weight%	Atomic%
Ti	3.47	4.04
Cr	17.42	18.66
Fe	62.32	62.17
Ni	14.47	13.74
Nb	2.32	1.39



Με την χρήση του EDS, κατά την στοιχειακή ανάλυση στο σημείο της ΘΕΖ του SS 304L που φαίνεται στην εικόνα 3.30 (πορτοκαλί βέλος), προκύπτει πως αυτό περιέχει 18.06% κ.β. Cr και 8.73% κ.β. Ni, συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική μήτρα γ. Εντός της μήτρας αυτής εντοπίζεται και σημαντική ποσότητα φερριτή δ, η ύπαρξη της οποίας επιβεβαιώνεται και απ' το ακτινοδιάγραμμα XRD (διάγραμμα 3.1). Κατά την στοιχειακή ανάλυση της ΖΤ, και σύμφωνα με την εικόνα 3.31, εντοπίζεται η ωστενιτική μήτρα γ (πράσινο βέλος) που περιέχει περίπου 48.78% Fe, 20.04% Cr, και 31.18% Ni, ενώ εντός αυτής υπάρχει ένα ομοιόμορφα διασπαρμένο πλήθος φάσεων Laves ακανόνιστου σχήματος (κίτρινο βέλος), που περιέχουν σημαντική ποσότητα Nb (29.17%) και έχουν τύπο $(Ni,Cr,Fe)_2(Nb,Ti,Si)$, ενώ η ύπαρξή τους επιβεβαιώνεται και απ' το ακτινοδιάγραμμα XRD (διάγραμμα 3.1). Ακόμα, στην ΖΤ εντοπίζεται πλήθος καρβονιτριδίων, σαν αυτό που φαίνεται στην εικόνα 3.32 με το κόκκινο βέλος και περιέχει 0.99% Ti και 6.94% Nb. Το κατακρήμνισμα που δείχνει το μπλε βέλος περιέχει μεγάλη ποσότητα Nb (24.65%), και πιθανολογείται πως είναι φάση Laves. Στην εικόνα 3.33 (μικρογραφία SEM της ΖΤ), το κατακρήμνισμα που δείχνει το μωβ βέλος περιέχει σημαντική ποσότητα Ti (52.45%) και Nb (27.03%), συνεπώς πρόκειται για ένα καρβίδιο $(Ti,Nb)C$, ενώ το κατακρήμνισμα που δείχνει το πράσινο βέλος περιέχει μεγάλη ποσότητα Nb (19.85%) και μικρότερη Ti (1.27%), συνεπώς πρόκειται για φάση Laves. Αντίστοιχα, το κατακρήμνισμα που δείχνει το πορτοκαλί βέλος της εικόνας 3.34 περιέχει μεγάλη ποσότητα Ti (69.37%) και Nb (24.18%), συνεπώς πρόκειται για καρβίδιο $(Ti,Nb)C$, ενώ το κατακρήμνισμα του μπλε βέλους είναι φάση Laves, καθώς έχει ακανόνιστο σχήμα

και περιέχει σημαντική ποσότητα Nb (16.89%). Το κατακρήμνισμα που δείχνει το κίτρινο βέλος της εικόνας 3.35, περιέχει N (7.52%) και μεγάλη ποσότητα Ti (72.66%), συνεπώς πρόκειται για ένα νιτρίδιο TiN. Ακόμα, στην εικόνα 3.36, εντοπίζεται περικρυσταλλικά με το πράσινο βέλος ένα καρβίδιο NbC με σημαντική ποσότητα Nb (46.40%), καθώς και φάσεις Laves (κόκκινο βέλος). Τέλος, στην μικρογραφία SEM της διεπιφάνειας ZT / ΘΕΖ SS 304L, το σημείο που δείχνει το μπλε βέλος ανήκει στην ZT και περιέχει 14.47% Ni, συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική μήτρα γ εντός της οποίας εντοπίζεται και μικρή ποσότητα φερρίτη δ που σχηματίστηκε εξαιτίας ταχείας ψύξης και παρέμεινε εξαιτίας ατελούς τήξης. Το σημείο που δείχνει το πορτοκαλί βέλος, ανήκει στην ΘΕΖ του SS 304L, και περιέχει μεγάλο σχετικά ποσοστό Cr (18.37%), το οποίο λειτουργεί ως σταθεροποιητικό στοιχείο του φερρίτη, και μικρότερο ποσοστό Ni (8.54%), συνεπώς πρόκειται για φερρίτη δ , του οποίου το ποσοστό είναι σημαντικό εντός της ΘΕΖ.

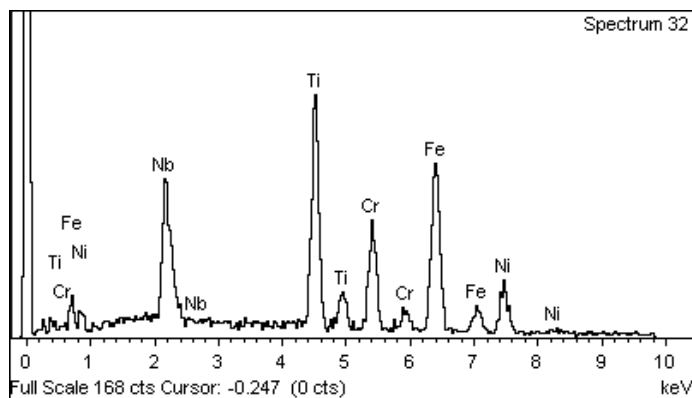
3.2.3. Δοκίμια 80.1 – 80.2



Εικόνα 3.38: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ZT (δοκίμιο 80.1) για μεγέθυνση 1000X

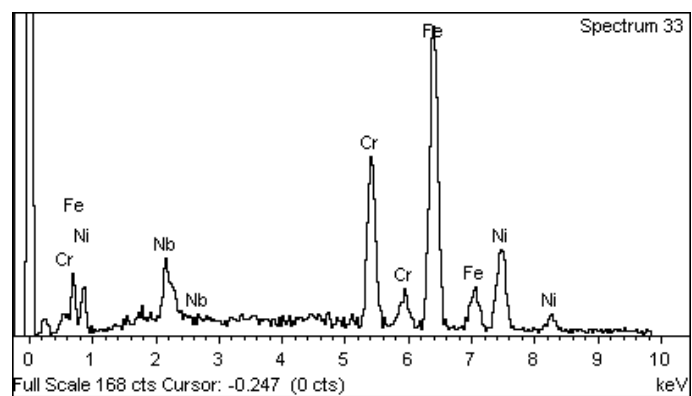
Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	22.68	27.24
Cr	14.39	15.92
Fe	32.87	33.86
Ni	12.05	11.81
Nb	18.01	11.16



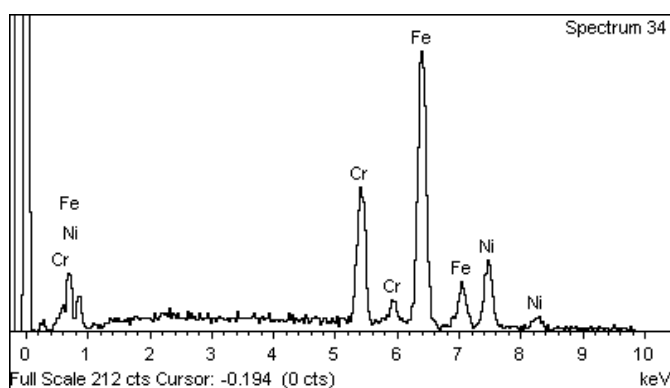
Πράσινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.62	20.54
Fe	51.72	53.14
Ni	22.25	21.75
Nb	7.41	4.57

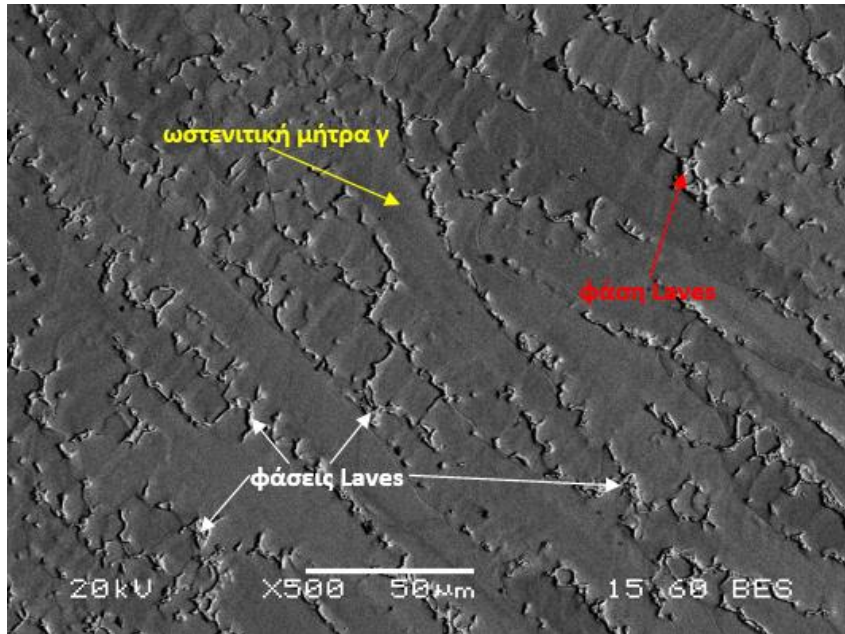


Μπλε βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.05	20.39
Fe	59.39	59.18



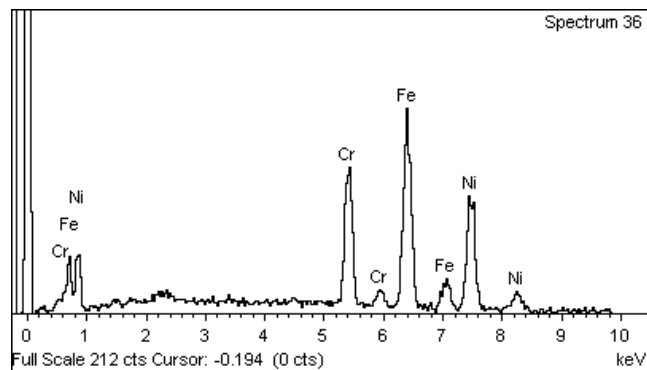
Ni	21.56	20.43
----	-------	-------



Εικόνα 3.39: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 500X

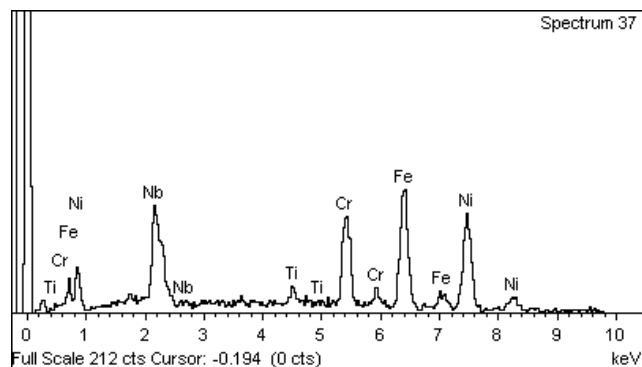
Κίτρινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	20.03	21.60
Fe	41.23	41.39
Ni	38.74	37.00

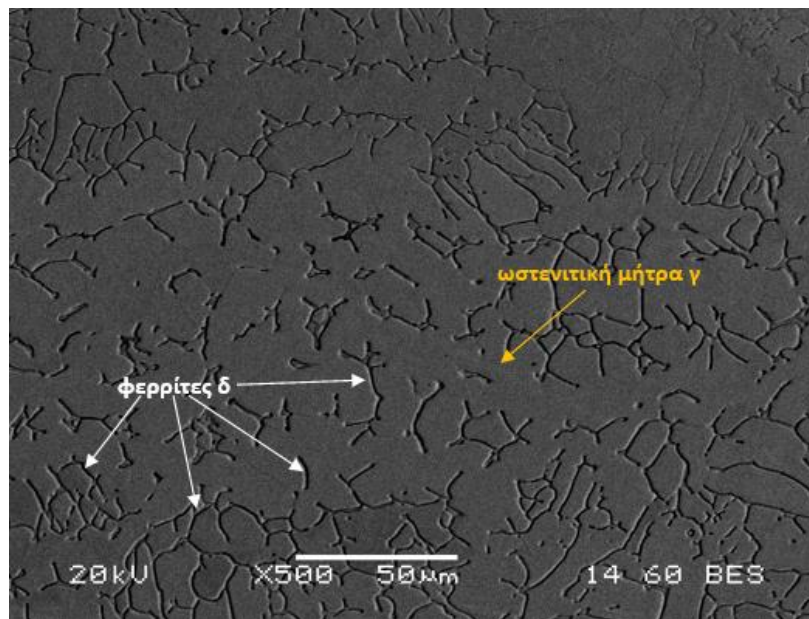


Κόκκινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	1.42	1.79



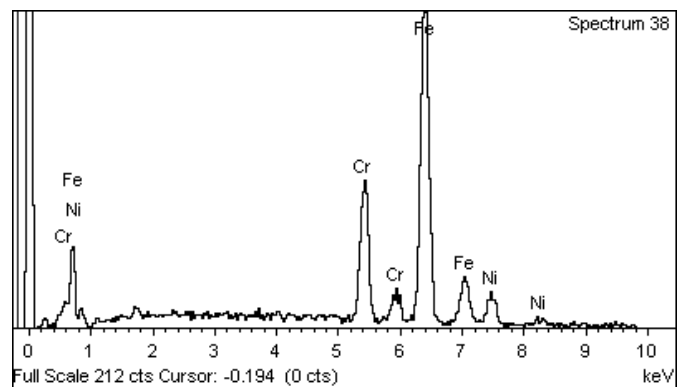
Cr	15.80	18.41
Fe	28.41	30.81
Ni	35.64	36.77
Nb	18.73	12.21

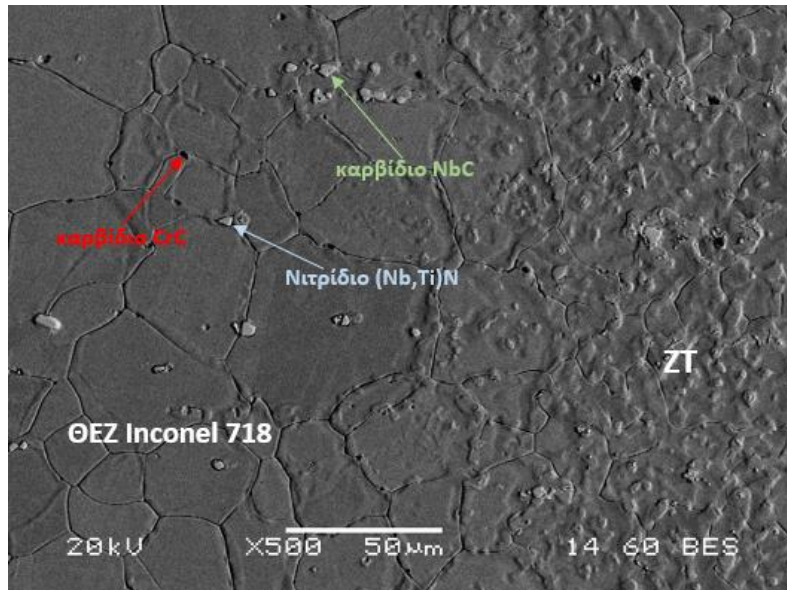


Εικόνα 3.40: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΘΕΖ του SS 304L (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 500X

Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.28	20.51
Fe	70.91	70.24
Ni	9.81	9.25

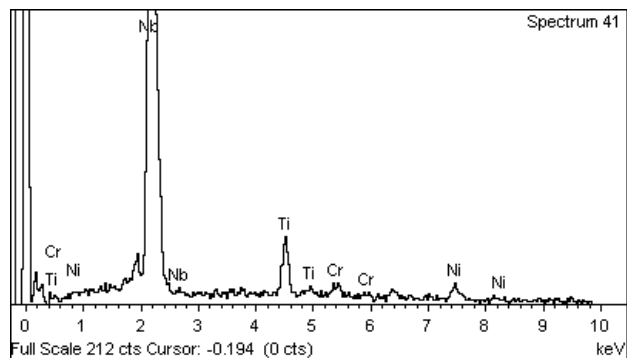




Εικόνα 3.41: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της διεπιφάνειας ΖΤ / ΘΕΖ Inconel 718 (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 500X

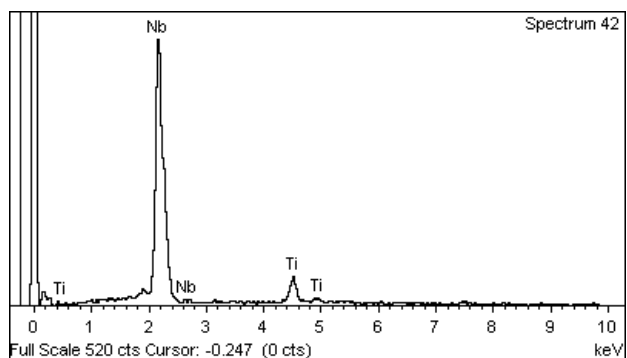
Πράσινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	6.96	12.22
Cr	1.85	3.00
Ni	4.33	6.20
Nb	86.85	78.58



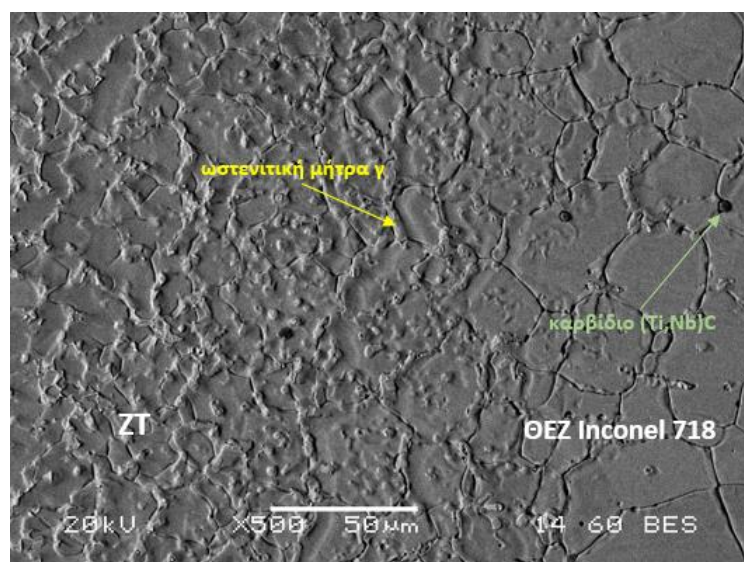
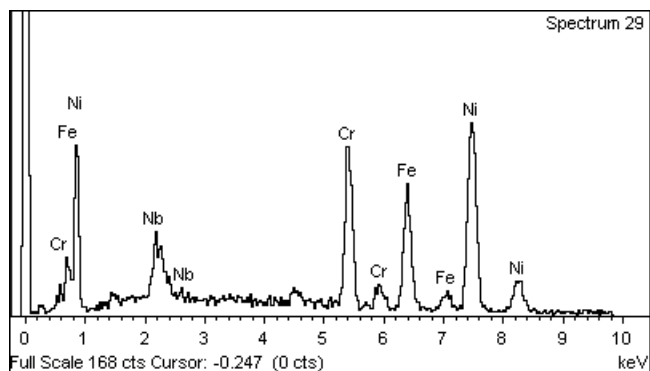
Μπλε βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	8.82	15.79
Nb	91.18	84.21



Κόκκινο βέλος

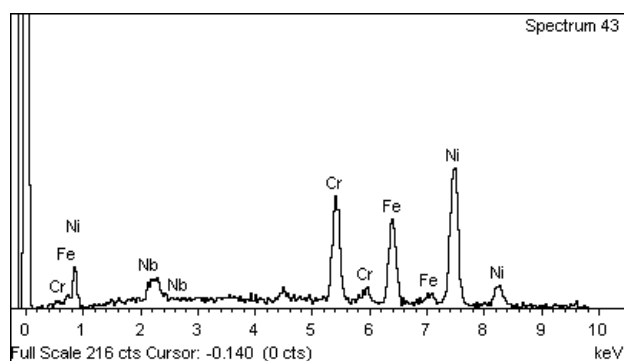
Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.69	20.65
Fe	21.20	21.80
Ni	56.60	55.38
Nb	3.51	2.17



Εικόνα 3.42: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της διεπιφάνειας ZT / ΘΕΖ Inconel 718 (δοκίμιο 80.1) για μεγέθυνση 500X

Κίτρινο βέλος

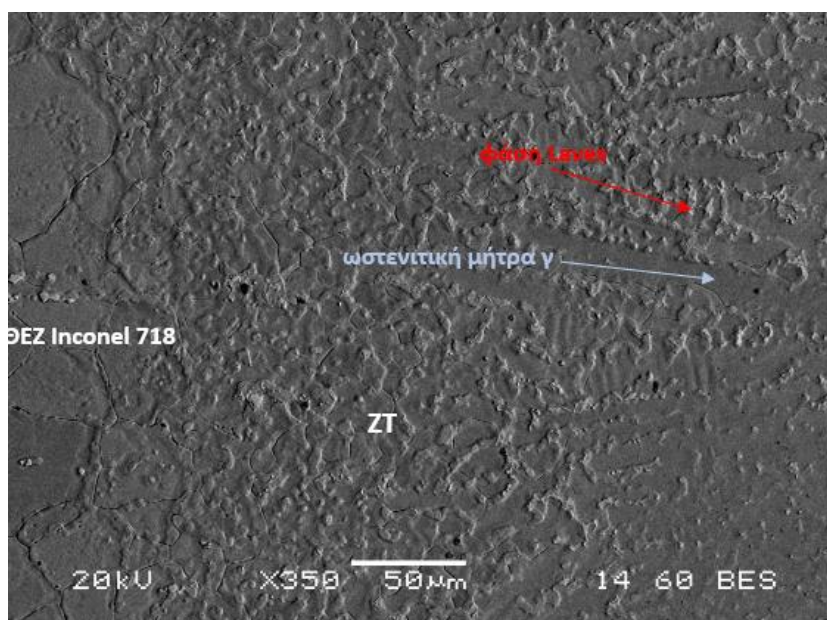
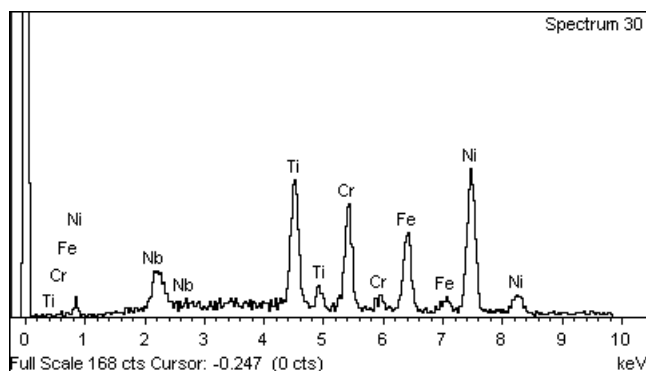
Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.12	21.32
Fe	19.94	20.71
Ni	54.83	54.16



Nb	6.10	3.81
----	------	------

Πράσινο βέλος

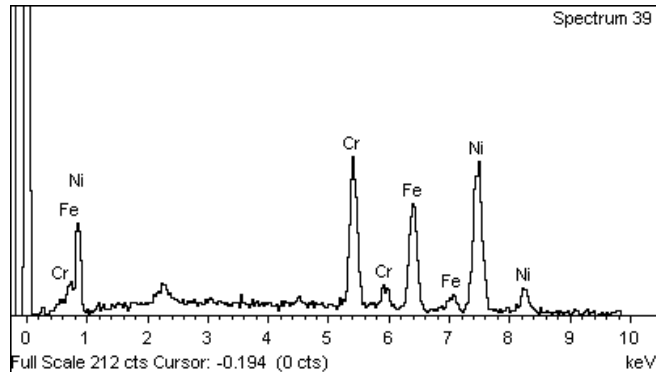
Element	Weight%	Atomic%
Ti	14.75	17.30
Cr	15.52	16.77
Fe	17.60	17.71
Ni	47.43	45.38
Nb	4.70	2.84



Εικόνα 3.43: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της διεπιφάνειας ZT / ΘΕΖ Inconel 718 (δοκίμιο 80.2) για μεγέθυνση 350X

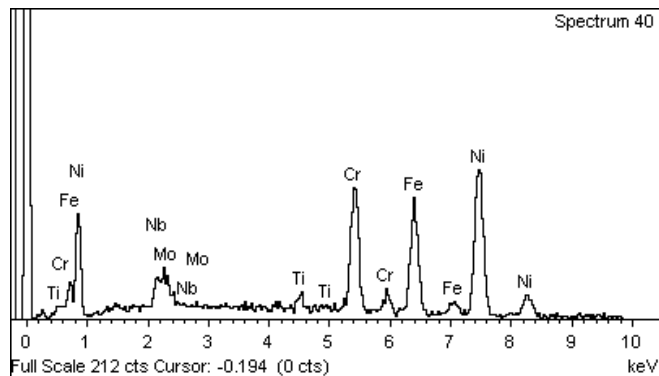
Μπλε βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	21.92	23.78
Fe	24.00	24.25
Ni	54.08	51.97



Κόκκινο βέλος

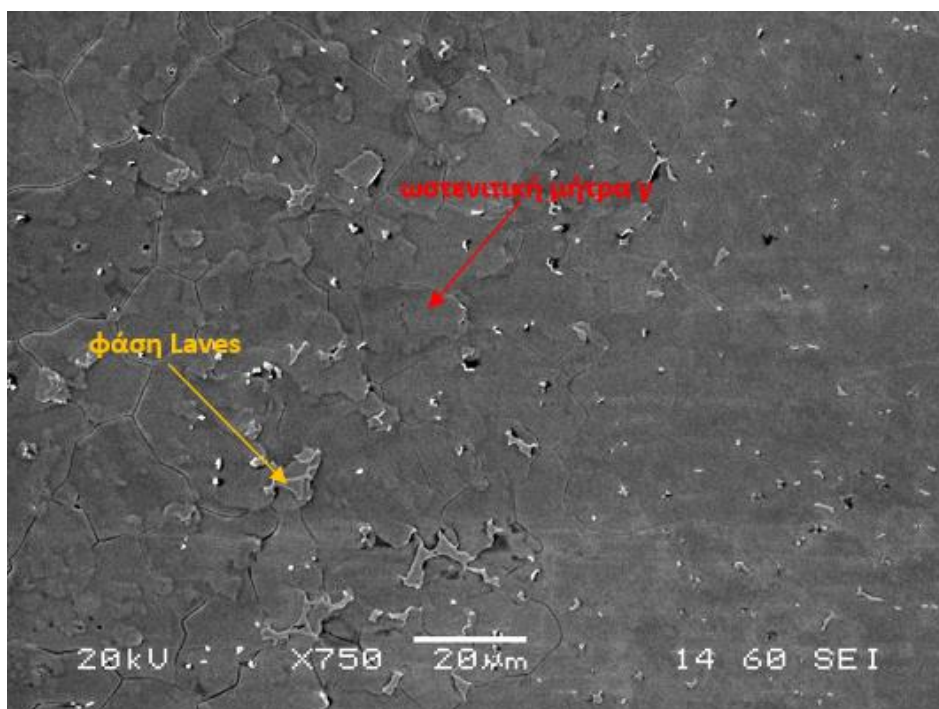
Element	Weight%	Atomic%
Ti	1.35	1.65
Cr	19.16	21.47
Fe	21.24	22.17
Ni	49.92	49.55
Nb	4.92	3.09
Mo	3.41	2.07



Με την χρήση του EDS, κατά την στοιχειακή ανάλυση στο σημείο της ZT που φαίνεται στην εικόνα 3.38 (μπλε βέλος), προκύπτει πως αυτό περιέχει σημαντική ποσότητα Ni (21.56%) και μικρότερη ποσότητα Cr (19.05%), συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική μητρική φάση γ. Το κατακρήμνισμα που δείχνει το πράσινο βέλος έχει ακανόνιστο σχήμα και περιέχει 7.41% Nb, συνεπώς είναι φάση Laves, ενώ το κατακρήμνισμα του πορτοκαλί βέλους είναι γωνιώδες και περιέχει σημαντική ποσότητα Nb (18.01%) και Ti (22.68%), συνεπώς πρόκειται για νιτρίδιο (Ti,Nb)N. Όσον αφορά την μικρογραφία SEM της ZT του δοκιμίου 80.2 (εικόνα 3.39), η φάση του κίτρινου βέλους περιέχει αρκετό Ni (38.74%), συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική μητρική φάση γ, ενώ η φάση του κόκκινου βέλους

περιέχει 18.73% Nb, είναι δηλαδή φάση Laves η οποία υφίσταται σε αξιοσημείωτη ποσότητα εντός της μήτρας γ . Κατά την στοιχειακή ανάλυση του σημείου που δείχνει το πορτοκαλί βέλος της ΘΕΖ του SS 304L (εικόνα 3.40), προκύπτει πως αυτό περιέχει 19.28% Cr και 9.81% Ni, συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική γ φάση, ενώ εντός αυτής εντοπίζονται αρκετοί φερρίτες με την μορφή γραμμών. Στην μικρογραφία SEM της διεπιφάνειας ΖΤ / ΘΕΖ Inconel 718 (εικόνα 3.41), το κατακρήμνισμα του πράσινου βέλους που βρίσκεται στην ΘΕΖ του Inconel 718, περιέχει μεγάλη ποσότητα Nb (86.85%), συνεπώς πρόκειται για καρβίδιο NbC. Το κατακρήμνισμα του μπλε βέλους είναι γωνιώδες, έχει κατακρημνιστεί περικρυσταλλικά, και περιέχει 91.18% Nb και 8.82% Ti, συνεπώς πρόκειται κατά πάσα πιθανότητα για νιτρίδιο (Nb,Ti)N, ενώ το κατακρήμνισμα του κόκκινου βέλους περιέχει 18.69% Cr και μικρότερη ποσότητα Nb (3.51%), συνεπώς πρόκειται μάλλον για καρβίδιο του χρωμίου ($M_{23}C_6$). Στην διεπιφάνεια ΖΤ / ΘΕΖ Inconel 718 της εικόνας 3.42, το κίτρινο βέλος υποδεικνύει την ωστενιτική γ της ΖΤ που περιέχει σημαντική ποσότητα Ni (54.83%), ενώ το πράσινο βέλος υποδεικνύει ένα καρβίδιο (Ti,Nb)C, το οποίο βρίσκεται στην ΘΕΖ του Inconel 718 και αποτελείται από 14.75% Ti και 4.70% Nb. Τέλος, στην διεπιφάνεια ΖΤ / ΘΕΖ Inconel 718 της εικόνας 3.43, το μπλε βέλος υποδεικνύει την ωστενιτική γ της ΖΤ (με 54.08% Ni), ενώ το κόκκινο βέλος υποδεικνύει την φάση Laves που περιέχει 4.92% Nb και 3.41% Mo.

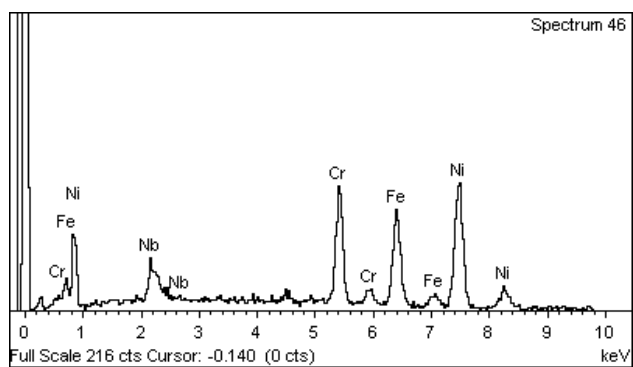
3.2.4. Δοκίμια 90.1 – 90.2



Εικόνα 3.44: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ZT (δοκίμιο 90.1) για μεγέθυνση 750X

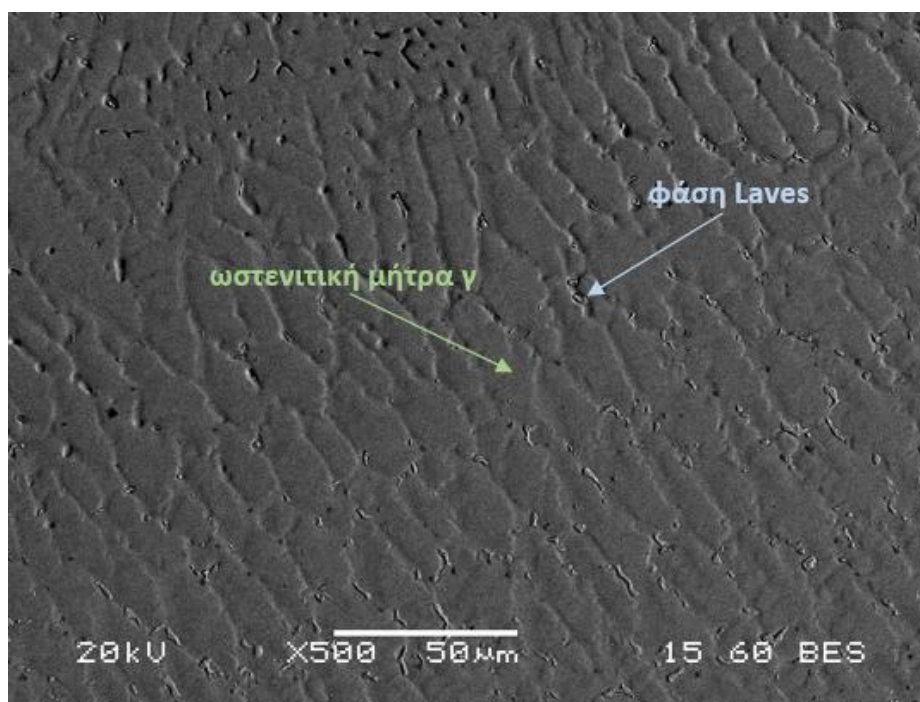
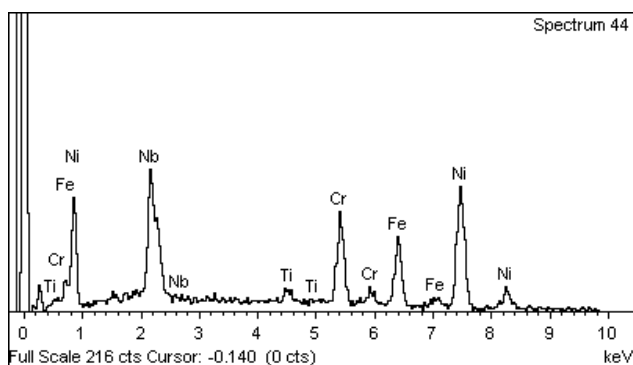
Κόκκινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	20.47	22.83
Fe	22.35	23.20
Ni	50.35	49.71
Nb	6.83	4.26



Πορτοκαλί βέλος

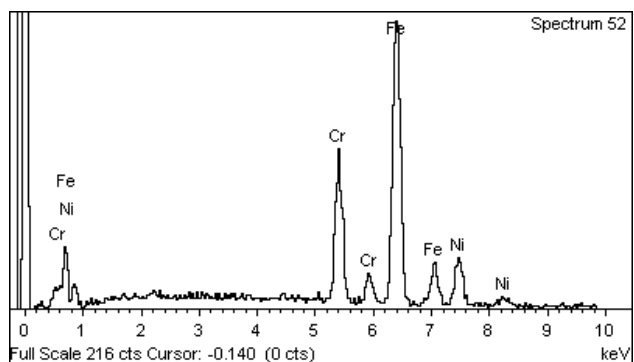
Element	Weight%	Atomic%
Ti	1.47	1.92
Cr	14.67	17.58
Fe	15.23	17.00
Ni	44.70	47.45
Nb	23.93	16.05



Εικόνα 3.45: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 90.2) για μεγέθυνση 500X

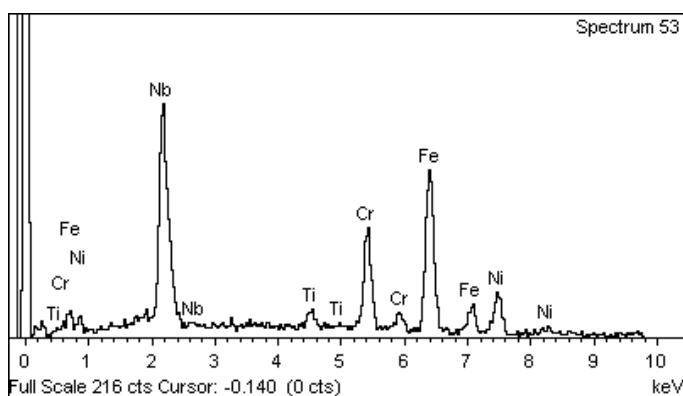
Πράσινο βέλος

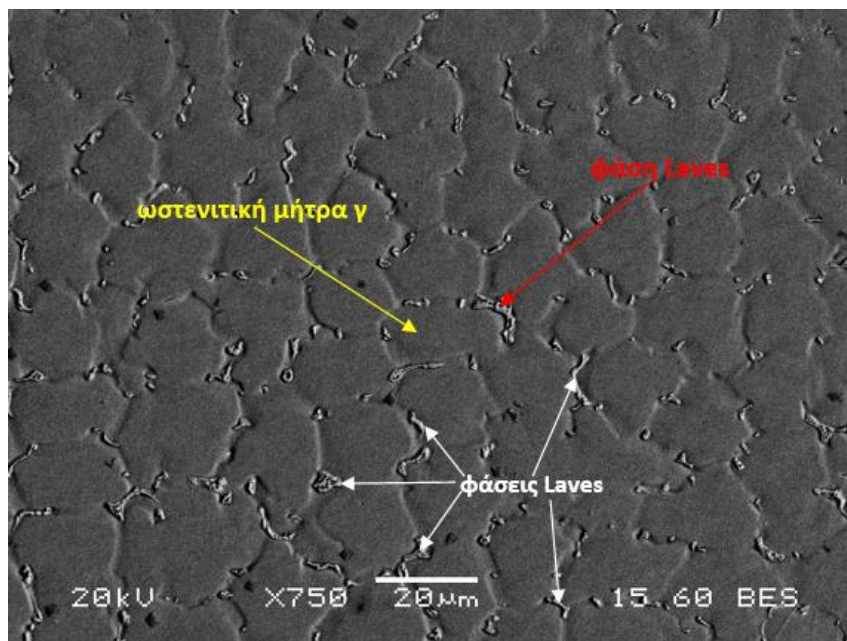
Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.94	20.22
Fe	64.62	64.23
Ni	16.45	15.55



Μπλε βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Ti	2.05	2.75
Cr	15.13	18.73
Fe	35.33	40.74
Ni	12.03	13.19
Nb	35.46	24.58

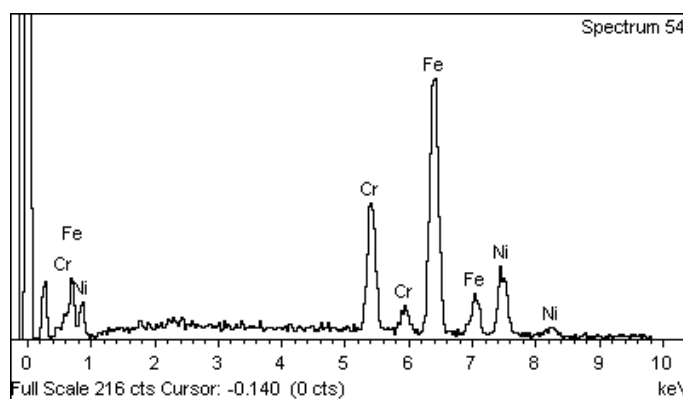




Εικόνα 3.46: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΖΤ (δοκίμιο 90.2) για μεγέθυνση 750X

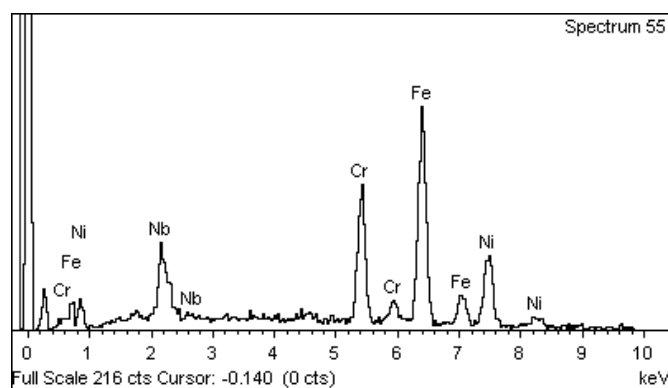
Κίτρινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.36	19.66
Fe	59.85	59.68
Ni	21.78	20.66

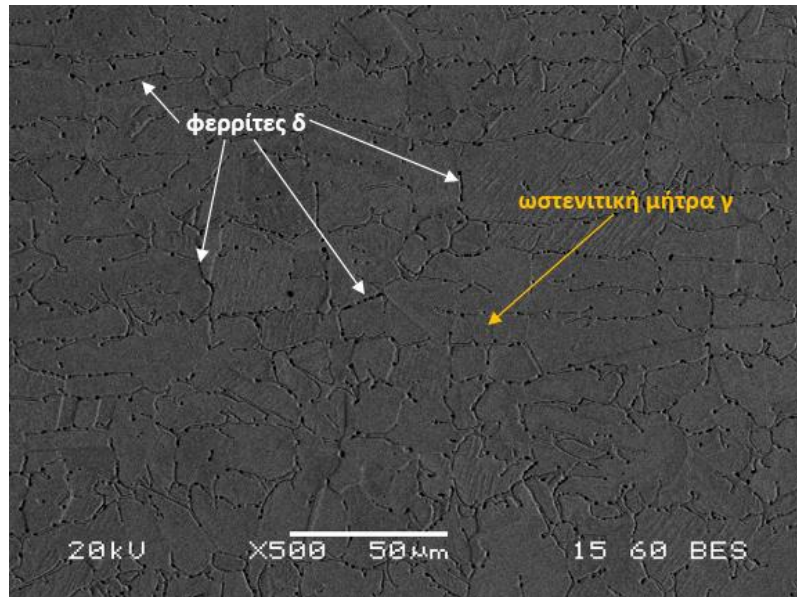


Κόκκινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.85	21.13
Fe	45.16	47.13
Ni	25.09	24.91



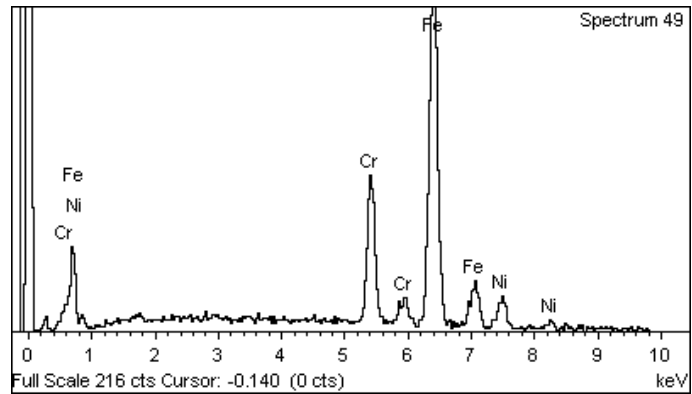
Nb	10.90	6.84
----	-------	------

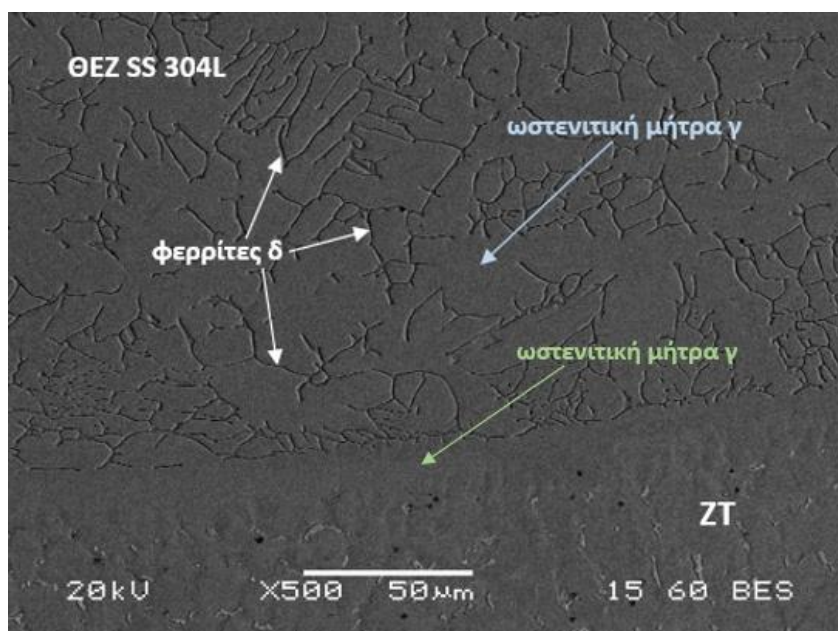


Εικόνα 3.47: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ΘΕΖ του SS 304L (δοκίμιο 90.1) για μεγέθυνση 500X

Πορτοκαλί βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	18.39	19.57
Fe	72.73	72.06
Ni	8.88	8.36

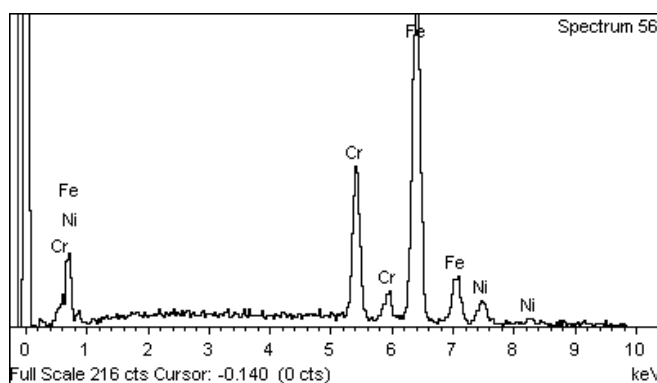




Εικόνα 3.48: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της διεπιφάνειας ZT / ΘΕΖ SS 304L (δοκίμιο 90.2) για μεγέθυνση 500X

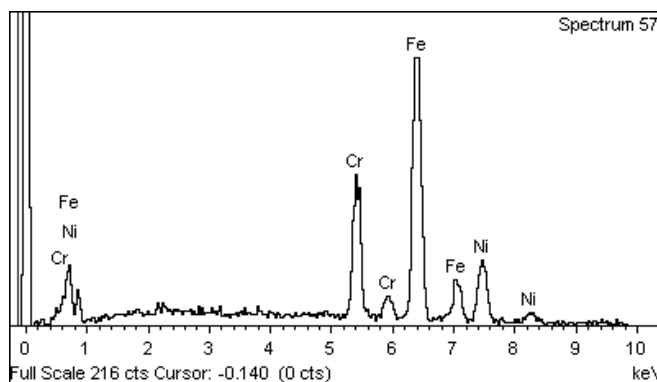
Μπλε βέλος

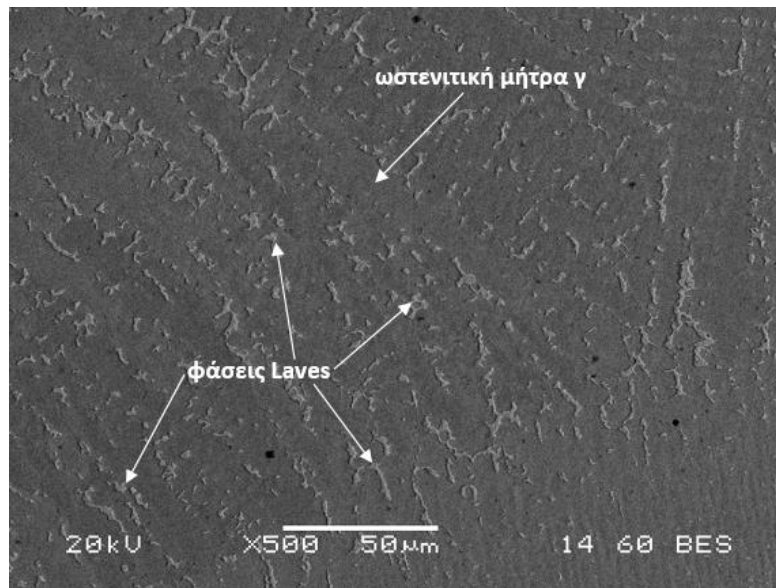
Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.70	20.93
Fe	72.73	71.95
Ni	7.56	7.12



Πράσινο βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Cr	19.31	20.66
Fe	59.37	59.14
Ni	21.32	20.20





Εικόνα 3.49: Μικρογραφία SEM, οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) της ZT (δοκίμιο 90.1) για μεγέθυνση 500X

Με την χρήση του EDS, κατά την στοιχειακή ανάλυση στο σημείο της ZT που φαίνεται στην εικόνα 3.44 (κόκκινο βέλος), προκύπτει πως αυτό περιέχει σημαντική ποσότητα Ni (50.35%) και μικρότερη ποσότητα Cr (20.47%), συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική μητρική φάση γ. Το κατακρήμνισμα που δείχνει το πορτοκαλί βέλος έχει ακανόνιστο σχήμα και περιέχει 23.93% Nb, συνεπώς πρόκειται για φάση Laves (Fe,Cr,Ni)₂(Nb,Ti). Ακόμα, εντός της ZT εντοπίζεται και πλήθος κατακρημνισμάτων (καρβίδια, βορίδια ή/και νιτρίδια). Στην εικόνα 3.45 (μικρογραφία SEM της ZT του δοκιμίου 90.2), το πράσινο βέλος υποδεικνύει την ωστενιτική φάση γ, ενώ το μπλε βέλος υποδεικνύει την φάση Laves που είναι πλούσια σε Nb (35.46%). Παρομοίως, στην εικόνα 3.46 (μικρογραφία SEM της ZT του δοκιμίου 90.2), το κίτρινο βέλος υποδεικνύει την ωστενιτική μητρική φάση γ που είναι πλούσια σε Ni (21.78%), ενώ το κόκκινο βέλος υποδεικνύει την φάση Laves που είναι πλούσια σε Nb (10.90%). Στην εικόνα 3.47 (μικρογραφία SEM της ΘΕΖ του SS 304L), το σημείο που δείχνει το πορτοκαλί βέλος περιέχει 18.39% Cr και 8.88% Ni, συνεπώς πρόκειται για την ωστενιτική μητρική φάση γ, ενώ εντός αυτής εντοπίζεται και μικρή ποσότητα φερριτών δ. Τέλος, στην εικόνα 3.48 (μικρογραφία SEM της διεπαφής ZT / ΘΕΖ SS 304L), το πράσινο βέλος υποδεικνύει την ωστενιτική μητρική φάση της ZT [πλούσια σε Ni (21.32%)], ενώ το μπλε βέλος υποδεικνύει την ωστενιτική μητρική φάση γ της ΘΕΖ του

SS 304L, η οποία έχει σύσταση 19.70% σε Cr και 7.56% σε Ni, και εντός αυτής εντοπίζεται αξιοσημείωτη ποσότητα δ φερριτών με την μορφή γραμμών.

Συγκρίνοντας τις ΖΤ για τα 3 ρεύματα (70Α, 80Α, 90Α), προκύπτει πως όσο αυξάνεται το ρεύμα της συγκόλλησης, τόσο αυξάνεται και η ποσότητα της φάσης Laves που είναι διασπαρμένη εντός της ωστενιτικής μήτρας. Αυτό συμβαίνει γιατί όσο αυξάνεται το ρεύμα, τόσο αυξάνεται και το ποσό της εισερχόμενης θερμότητας στα δοκίμια, με αποτέλεσμα να ελαττώνεται ο ρυθμός ψύξης. Με ελάττωση του ρυθμού ψύξης, τόσο ευνοείται ο διαφορισμός των Nb και Mo στην πλούσια σε Ni, Fe, Cr ωστενιτική μητρική φάση της ΖΤ, καθώς υπάρχει αρκετός χρόνος για την αναδιάταξη των κραματικών στοιχείων σε αυτήν, με αποτέλεσμα να ευνοείται και ο σχηματισμός των φάσεων Laves, οι οποίες γενικά σχηματίζονται όταν τα στοιχεία Nb, Mo, Ti και Si υπερβούν το όριο διαλυτότητάς τους στην μήτρα του ωστενίτη. Για την αποφυγή, λοιπόν, σχηματισμού μεγάλης ποσότητας Laves, πρέπει η συγκόλληση να πραγματοποιείται με όσο το δυνατόν χαμηλότερο ρεύμα, το οποίο όμως να μην προκαλεί προβλήματα ελλειπούς σύντηξης των μετάλλων. Ως γνωστόν, οι φάσεις Laves έχουν εξαγωνική κρυσταλλική δομή και είναι ανεπιθύμητες γιατί έχουν ψαθυρή συμπεριφορά. Ακόμα, επιδρούν αρνητικά στις τεχνολογικές ιδιότητες των κραμάτων, λειτουργώντας ως σημεία έναρξης ρωγματώσεων, εξαιτίας της έλλειψης πολλαπλών συστημάτων ολίσθησης, και ελαττώνουν τις ιδιότητες ερπυσμού, ενώ επηρεάζουν την ολκιμότητα, την αντοχή προς κόπωση και θραύση και τις εφελκυστικές ιδιότητες του τελικού προϊόντος. Για την εξάλειψη του διαφορισμού μπορεί να πραγματοποιηθεί ανόπτηση σε υψηλή θερμοκρασία, η οποία όμως μπορεί να μεγεθύνει τους κόκκους επιφέροντας πτώση της εφελκυστικής αντοχής, καθώς και της αντιδιαβρωτικής και αντιοξειδωτικής συμπεριφοράς. Συγκεκριμένα, σε θερμοκρασίες υψηλότερες των 1150°C για παρατεταμένα χρονικά διαστήματα, επιτυγχάνεται διαλυτοποίηση των φάσεων Laves. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως μικρότερη περιεκτικότητα του κράματος σε Nb και μεγάλη περιεκτικότητα σε C, μπορεί να καταστείλει πλήρως την δημιουργία φάσεων Laves. **(1),(4),(18),(19),(25),(46)**

Τέλος, αξίζει να αναφερθεί πως στην ΖΤ των 6 δοκιμίων, δεν παρατηρήθηκε καθόλου η ύπαρξη της φάσης του φερρίτη δ. Αυτό συμβαίνει, πιθανόν, γιατί ο ρυθμός ψύξης δεν ήταν τόσο μεγάλος όσο χρειάζεται για να πραγματοποιηθεί ο ατελής μετασχηματισμός γ→δ. Γενικά, αυτό που ισχύει είναι ότι όσο μεγαλύτερος είναι ο ρυθμός ψύξης τόσο μεγαλύτερη θα είναι η ποσότητα του δ φερρίτη στην ΖΤ. Η φάση του φερρίτη δ αποτρέπει την θερμή

ρωγάτωση και βελτιώνει την ολκιμότητα, την σκληρότητα και την αντοχή στην διάβρωση, ωστόσο ποσότητες δ φερρίτη μεγαλύτερες από 10% μπορούν να ελαττώσουν την θερμή κατεργασιμότητα και τις αντιδιαβρωτικές ικανότητες, και παρέχουν κινδύνους ευθραυστοποίησης (δημιουργία φάσης σ) για θερμοκρασίες λειτουργίας κοντά στους 550°C. Για την ακύρωση της παρουσίας τυχόν παραμένουστος φερρίτη δ, θερμαίνεται η συγκόλληση σε θερμοκρασία ανώτερη των 1050°C, επιτυγχάνεται έτσι επαναδιαλυτοποίηση του φερρίτη δ, και στην συνέχεια με αρκετά γρήγορη ψύξη ακυρώνεται ο επανασηματισμός της.
(35),(36),(37),(41),(42)

3.3. Δοκιμές σκληρομέτρησης κατά Vickers

Στην παρούσα πειραματική εργασία, όπως έχει προαναφερθεί, πραγματοποιήθηκε μέτρηση της μικροσκληρότητας και μακροσκληρότητας των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2.

3.3.1. Μικροσκληρομετρήσεις Vickers

Οι μικροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με βήμα 200 μm, ξεκινώντας από το κέντρο των δοκιμίων, δηλαδή από την ζώνη τήξης (ZT), και προχωρώντας οριζόντια προς τα μέταλλα βάσης (MB) Inconel 718 και SS 304L. Τα αποτελέσματα παρατίθενται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 3.1).

Πίνακας 3.1: Μικροσκληρομετρήσεις HV των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 αναφορικά με την απόσταση από το κέντρο της ZT (σε μm)

Απόσταση από το κέντρο (σε μm)	HV (70.1)	HV (70.2)	HV (80.1)	HV (80.2)	HV (90.1)	HV (90.2)
-7000	-	-	-	-	182.2 (MB)	-
-6800	-	-	-	-	188.4	183.2 (MB)
-6600	-	182.2 (MB)	-	-	149.5	183.7
-6400	-	188.9	-	-	204.2	180.7 (MB)
-6200	-	184.2	-	173 (MB)	185.2 (MB)	171.1 (ΘEZ)
-6000	-	180.7	-	186.8	196 (ΘEZ)	156.1
-5800	-	184.7	-	182.7	190.5	169.7
-5600	-	186.8	-	175.3	174.8	184.7
-5400	-	181.7	181.2 (MB)	177.7	192.2	164.9
-5200	-	174.4	176.3	179.2	156.9	185.2
-5000	-	182.7	196 (MB)	172.5 (MB)	183.7	190 (ΘEZ)
-4800	172.5 (MB)	184.2 (MB)	189.5 (ΘEZ)	187.3 (ΘEZ)	187.3 (ΘEZ)	148.4 (ZT)
-4600	183.2	176.8 (ΘEZ)	201.8	175.3	192.2 (ZT)	139.9

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΚΑΙ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ ΜΕ ΤΗΝ ΜΕΘΟΔΟ
TIG/GTAW

-4400	161.4	190	193.3	176.8	187.3	149.1
-4200	174.8	172.5	194.9	193.3 (ΘΕΖ)	175.3	169.7
-4000	172	194.4	204.2	182.2 (ΖΤ)	191.1	180.2
-3800	169.7	173.9	173.4 (ΘΕΖ)	197.7	186.3	156.1
-3600	182.2 (ΜΒ)	176.8	141.2 (ΖΤ)	186.8	180.2	150.3
-3400	185.8 (Μακροδιαφορισμός)	174.8	153.3	187.3	215.4	156.9
-3200	173.4	173.4	148	191.1	196	152.6
-3000	170.6 (Μακροδιαφορισμός)	190 (ΘΕΖ)	143.3	193.3	222.7	154.9
-2800	143 (ΖΤ)	156.9 (ΖΤ)	141.9	189.5	210.9	156.1
-2600	135.9	150.6	137.2	186.3	237.7	144.8
-2400	146.2	157.7	154.1	191.1	204.2	150.3
-2200	154.5	152.2	155.3	184.2	205.4	152.6
-2000	174.4	157.7	156.1	183.7	214.7	153.7
-1800	179.7	159.4	163.1	196	218	152.6
-1600	171.6	168.8	161.4	185.8	206	153.7
-1400	194.9	162.3	176.8	187.3	187.9	150.3
-1200	231.8	165.3	171.6	190	194.9	157.3

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΚΑΙ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ ΜΕ ΤΗΝ ΜΕΘΟΔΟ
TIG/GTAW

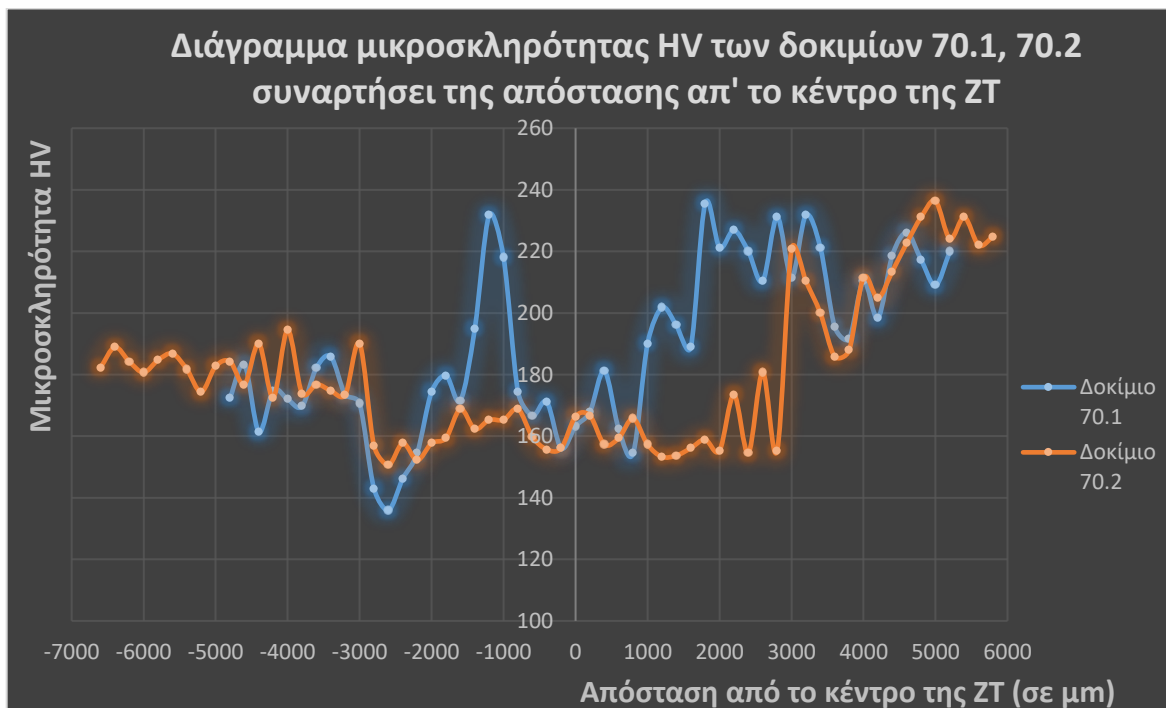
-1000	218	165.3	172.5	139.2	202.4	162.7
-800	174.4	168.8	182.2	191.6	214.1	132.7
-600	166.6	159.8	184.2	175.8	203.6	151.8
-400	171.1	155.7	188.4	189.5	207.2	152.9
-200	156.1	156.1	180.7	191.6	212.2	150.3
0	163.2 (ZT)	166.4 (ZT)	182.7 (ZT)	184.6 (ZT)	211.9 (ZT)	154.7 (ZT)
200	167.9	166.6	148	184.2	214.1	158.5
400	181.2	157.3	173.4	191.6	204.2	161.4
600	162.3	159.4	164	186.3	203.6	165.3
800	154.5	165.7	173.4	184.7	208.4	163.6
1000	190	157.3	176.3	192.2	200	152.6
1200	201.8	153.3	168.8	179.7	206	148
1400	196	153.7	164.9	194.4	202.4	157.7
1600	188.9	156.1	171.1	189.5	210.9	154.9
1800	235.5	158.9	183.7	198.9	220.7	161
2000	221.3	155.3	178.2	183.2	213.5	159.8
2200	226.9	173.4	182.8	191.6	220.7	160.6
2400	220	154.5	185.2	186.8	221.3	162.7
2600	210.3	180.7	178.7	181.7	203.6	149.9
2800	231.1	155.3 (ZT)	159.4	187.9	197.2	144.4

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΚΑΙ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ ΜΕ ΤΗΝ ΜΕΘΟΔΟ
TIG/GTAW

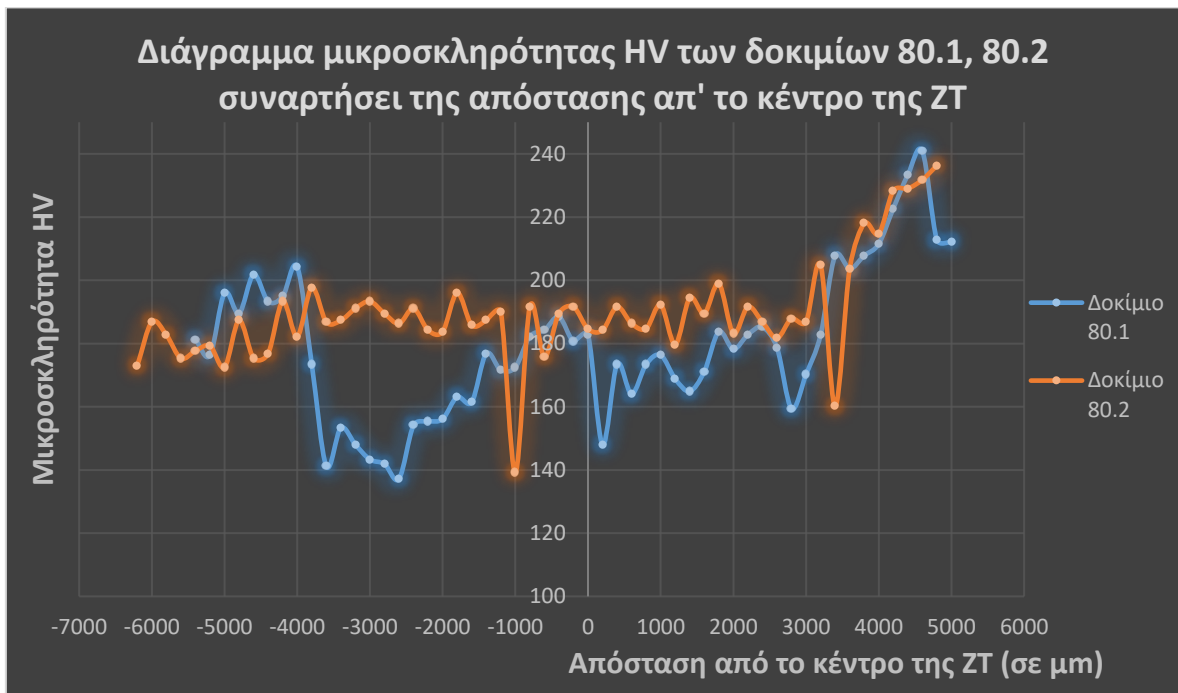
3000	211.5 (ZT)	220.7 (ΘEZ)	170.2	186.8 (ZT)	202.4	154.9
3200	231.8 (ZMT)	210.3	182.7 (ZT)	204.8 (ΘEZ)	214.7	154.5
3400	221.3 (ZMT)	200	207.8 (ΘEZ)	160.2	203	151.8
3600	195.5 (ΘEZ)	185.8	203.6	203.6 (ΘEZ)	202.4	161.4
3800	191.6	187.9 (ΘEZ)	207.8 (ΘEZ)	218 (MB)	185.8	173.4
4000	210.3	211.5 (MB)	211.5 (MB)	214.7	204.2 (ZT)	166.2
4200	198.3 (ΘEZ)	204.8	222.7	228.3	215.4 (ZMT)	164
4400	218.7 (MB)	213.5	233.3	229	217.3 (ΘEZ)	160.2 (ZT)
4600	226.1	222.7	240.8	231.8	209 (ΘEZ)	207.8 (ZMT)
4800	217.3	231.1	212.8	236.3 (MB)	206.6 (MB)	222 (ΘEZ)
5000	209	236.3	212.2 (MB)	-	220.7	218.7 (ΘEZ)
5200	220 (MB)	224.1	-	-	229	220.7 (MB)
5400	-	231.1	-	-	229	208.4

5600	-	222	-	-	216.7	229.7
5800	-	224.8 (MB)	-	-	225.5 (MB)	226.1
6000	-	-	-	-	-	217.3
6200	-	-	-	-	-	229.7
6400	-	-	-	-	-	229 (MB)

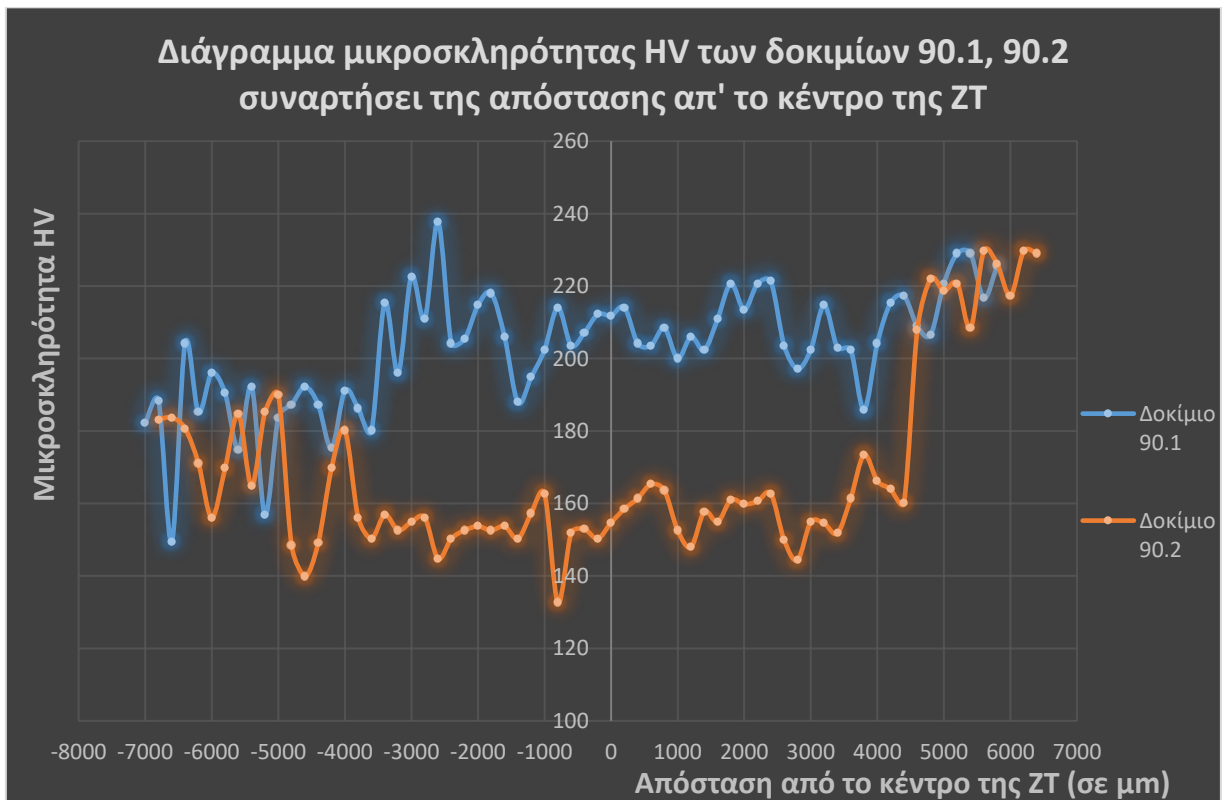
Με βάση τις μετρήσεις που πραγματοποιήθηκαν, προκύπτουν τα παρακάτω διαγράμματα, όπου προς αρνητικές τιμές απόστασης βρίσκεται το MB (SS 304L), ενώ προς θετικές τιμές βρίσκεται το MB (Inconel 718).



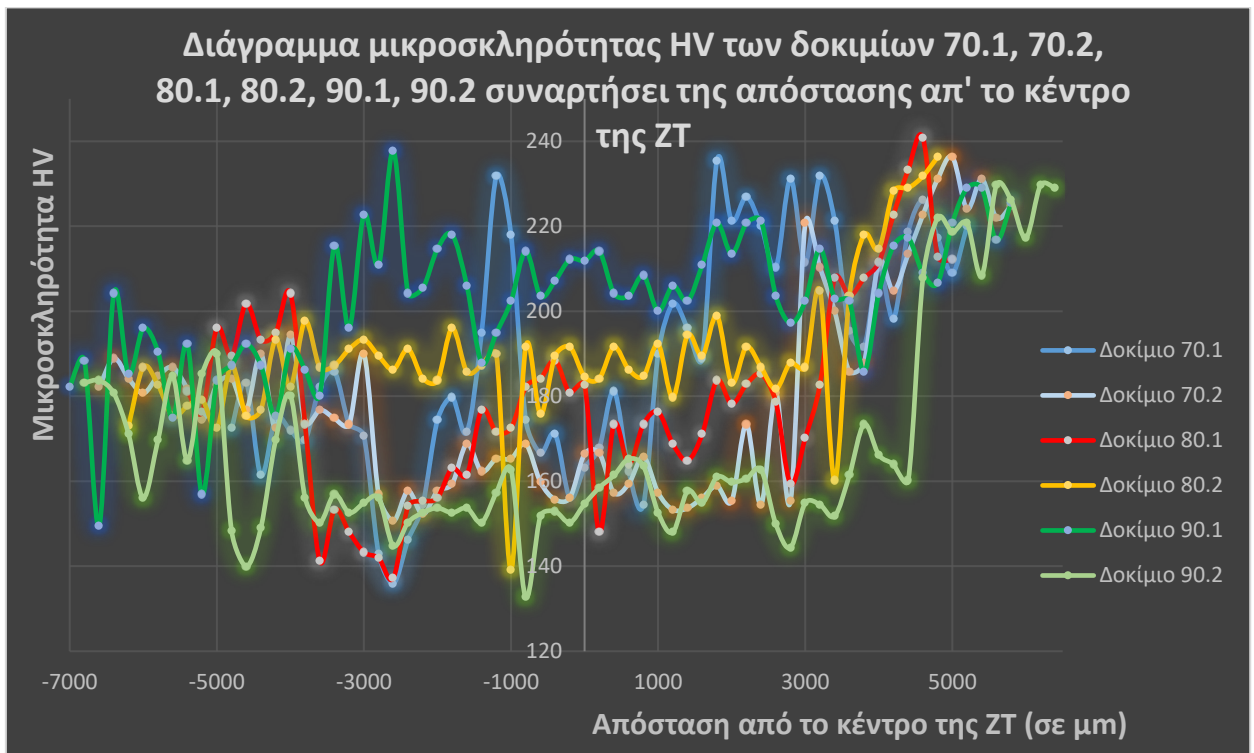
Διάγραμμα 3.2: Μικροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 70.1, 70.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



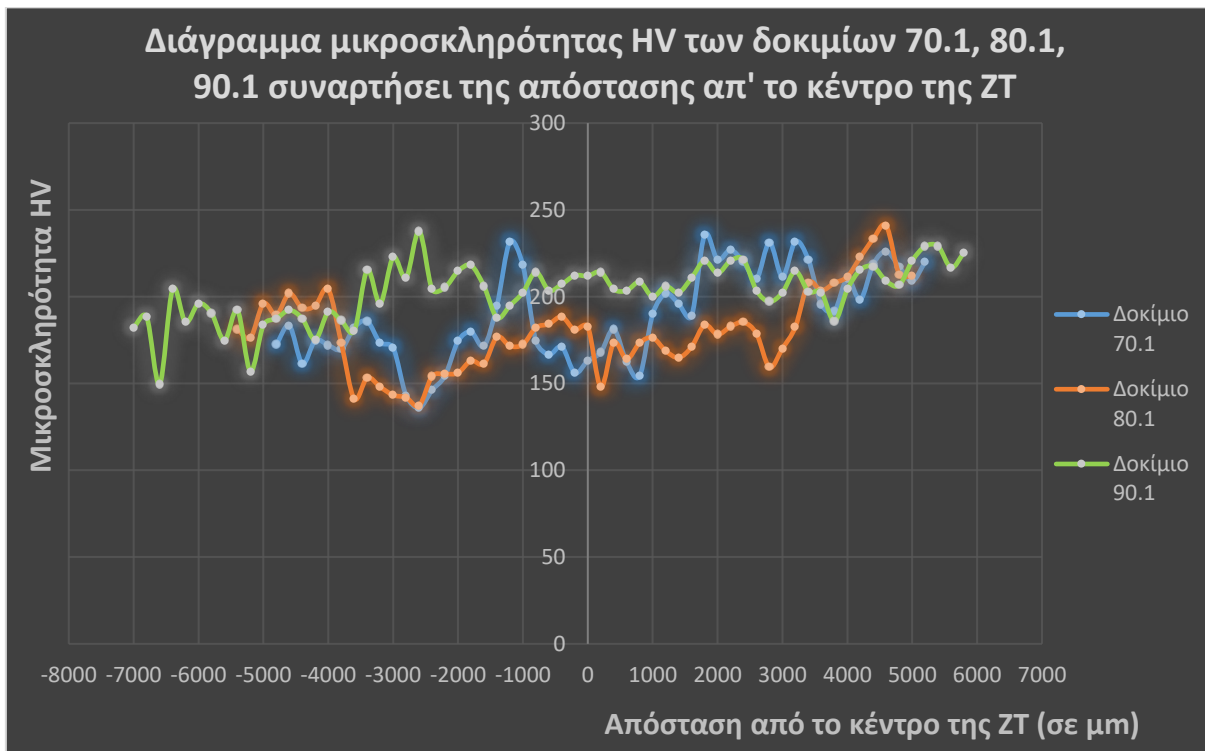
Διάγραμμα 3.3: Μικροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 80.1, 80.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



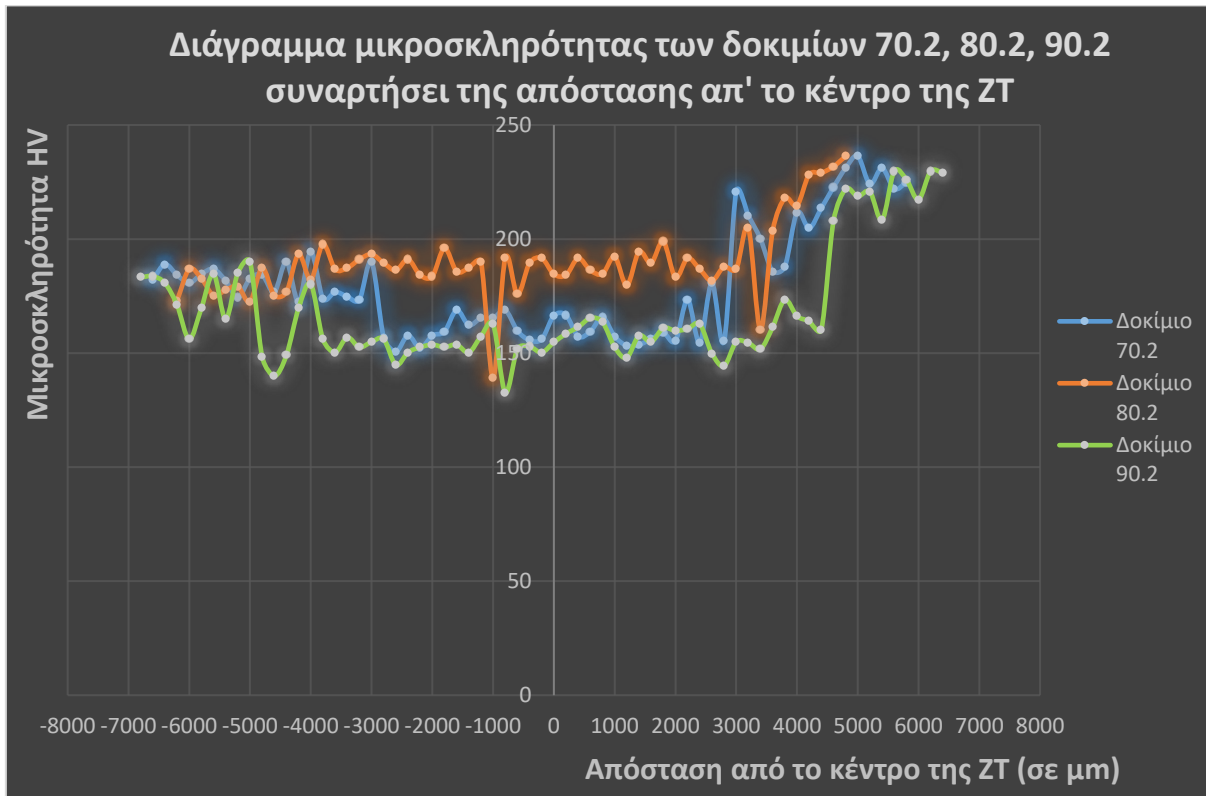
Διάγραμμα 3.4: Μικροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 90.1, 90.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



Διάγραμμα 3.5: Συγκριτικό διάγραμμα μικροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



Διάγραμμα 3.6: Συγκριτικό διάγραμμα μικροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.1, 80.1, 90.1, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



Διάγραμμα 3.7: Συγκριτικό διάγραμμα μικροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμίων 70.2, 80.2, 90.2, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ

Ακόμα, με βάση τις τιμές του πίνακα 3.1, παρατίθεται παρακάτω ο πίνακας 3.2, ο οποίος δείχνει την μέση μικροσκληρότητα HV των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 σε κάθε ζώνη συγκόλλησης (MB, ΘΕΖ, ΖΤ). Σημειώνεται πως στην ΘΕΖ των SS 304L και Inconel 718 συμπεριλήφθη και η ΖΜΤ.

Πίνακας 3.2: Η μέση τιμή μικροσκληροτήτων HV των δοκιμών 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 αναφορικά με τις ζώνες συγκόλλησης

		Μέση τιμή μικροσκληροτήτων HV				
	Δοκίμιο 70.1	Δοκίμιο 70.2	Δοκίμιο 80.1	Δοκίμιο 80.2	Δοκίμιο 90.1	Δοκίμιο 90.2
MB (SS 304L)	174	183	185	179	182	183
ΘEZ (SS 304L)	-	180	193	183	183	175
ZT	186	160	167	187	205	156
ΘEZ (Inconel 718)	208	201	206	190	214	216
MB (Inconel 718)	218	222	222	226	221	223

Κατά μήκος της διατομής της συγκόλλησης, παρατηρείται ποικιλία στις τιμές μικροσκληρομετρήσεων, η οποία οφείλεται στην διάχυση των διαφόρων στοιχείων, στον μακροδιαφορισμό, καθώς και στο διαφορετικό ρεύμα συγκόλλησης. Σύμφωνα με τον πίνακα 3.1, η τιμή μικροσκληρότητας του MB (SS 304L) κυμαίνεται από 160-200 HV, με μέση μικροσκληρότητα τα 181 HV περίπου (πίνακας 3.2), ενώ η τιμή μικροσκληρότητας του MB (Inconel 718) κυμαίνεται από 200-240 HV, με μέση μικροσκληρότητα τα 222 HV περίπου. Ακόμα, σύμφωνα με τους πίνακες 3.1, 3.2 και τα διαγράμματα 3.2-3.7, προκύπτει πως η μικροσκληρότητα της ΘEZ του SS 304L (170-200 HV) κυμαίνεται περίπου στα ίδια επίπεδα με το MB (SS 304L), ενώ σε γενικές γραμμές η ZT παρουσιάζει τις μικρότερες τιμές μικροσκληρότητας (135-200 HV), με μέση τιμή τα 170 HV περίπου, και οι οποίες

αποδίδονται στην μικτή μικροδομή που αποκτά η συγκόλληση εξαιτίας ανομοιόμορφης στερεοποίησης και θέρμανσης, καθώς και στην μεγάλη θερμότητα που αναπτύσσεται εκεί απ' την διαδικασία της συγκόλλησης που οδηγεί σε ανόπτηση. Επιπλέον, η χαμηλή σκληρότητα της ΖΤ αποδίδεται ενδεχομένως και στην μείωση των στοιχείων Nb, Ti, Mo που προσφέρουν σκλήρυνση της δομής, καθώς και στην έλλειψη των κατακρημνισμάτων που συμβάλλουν στην σκλήρωση της δομής, όπως η φάση γ'' , η απουσία της οποίας αποδίδεται στην ταχεία ψύξη της συγκόλλησης. Ακόμα, αξίζει να αναφερθεί πως όσο μεγαλύτερη είναι η περιεκτικότητα της φάσης Laves σε Nb, τόσο μικρότερη θα είναι η σκληρότητα της ΖΤ, ενώ η ΖΤ παρουσιάζει μικρότερη τιμή σκληρότητας συγκριτικά με τις ΘΕΖ, ενδεχομένως λόγω διαφορετικής μορφολογίας και μικρότερης ποσότητας φερρίτη, ο οποίος είναι σκληρότερος απ' τον ωστενίτη. Ωστόσο, το δοκίμιο 80.2 και ιδίως το δοκίμιο 90.1, παρουσιάζουν αρκετά υψηλές τιμές σκληρότητας καθ' όλο το πλάτος της ΖΤ, ενώ η μεγαλύτερη τιμή σκληρότητας εμφανίζεται σε απόσταση -2600 μm από το κέντρο της ΖΤ του δοκιμίου 90.1, και ισούται με 237.7 HV. Επίσης, παρατηρείται πως η ΖΤ προς την περιοχή του Inconel 718 παρουσιάζει μεγαλύτερη σκληρότητα συγκριτικά με την ΖΤ προς την περιοχή του SS 304L, ενώ η μικροσκληρότητα της ΘΕΖ του Inconel 718 κυμαίνεται μεταξύ των τιμών 180-230 HV, λαμβάνει δηλαδή τιμές μεγαλύτερες, τόσο από την ΖΤ, λόγω συσσώρευσης πλήθους καρβιδίων, όσο και από την ΘΕΖ του SS 304L. Εκτός αυτών, η αύξηση της σκληρότητας της ΖΤ και της ΘΕΖ, πλησίον του Inconel 718, οφείλεται πιθανώς στον διαφορισμό των στοιχείων Nb, Ni και C. Τις μεγαλύτερες τιμές σκληρότητας τις παρουσιάζει το MB (Inconel 718), όπου η μικροσκληρότητα κυμαίνεται μεταξύ 200-240 HV, ενώ η σκληρότητα της ΘΕΖ του Inconel 718 είναι μικρότερη από αυτή του MB (Inconel 718) εξαιτίας μεγέθυνσης κόκκων της πρώτης περιοχής. **(50),(51),(52),(53),(54),(55)**

Αξίζει επίσης να αναφερθεί, πως στα δοκίμια 70.1 και 90.1 κατά κύριο λόγο, παρατηρείται στην ΖΤ κυρίως, πως κάποιες μετρήσεις εμφανίζουν αρκετά μεγαλύτερη τιμή μικροσκληρότητας από την μέση τιμή, κάτι που οφείλεται μάλλον στο γεγονός πως σε αυτές τις περιοχές μέτρησης υπάρχει μεγαλύτερη ποσότητα κάποιας φάσης με υψηλή σκληρότητα, όπως η φάση Laves. Ακόμα, είναι αξιοσημείωτο πως απ' τον πίνακα 3.1, παρατηρείται ότι με αύξηση του ρεύματος συγκόλλησης αυξάνεται το πλάτος της ΖΤ, κάτι απόλυτα λογικό εξαιτίας αύξησης της εισερχόμενης θερμότητας. Η μέση τιμή της μικροσκληρότητας της ΖΤ, σύμφωνα με τον πίνακα 3.2, προκύπτει 173 HV, 177 HV, και 180.5 HV, για τα ρεύματα συγκόλλησης 70A, 80A, και 90A, αντίστοιχα. Με αύξηση δηλαδή του ρεύματος συγκόλλησης παρατηρείται και μικρή αύξηση της μέσης μικροσκληρότητας της ΖΤ. Η

διακύμανση αυτή της σκληρότητας οφείλεται στην αλλαγή του ρυθμού ψύξης. Ειδικότερα, όπως έχει προαναφερθεί, όσο αυξάνεται το ρεύμα της συγκόλλησης, τόσο ελαττώνεται ο ρυθμός ψύξης/στερεοποίησης, οπότε ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε φερρίτη είναι μεγαλύτερος, και συνεπώς η μικροσκληρότητα είναι μεγαλύτερη (51). Ακόμα, η αύξηση αυτή της σκληρότητας αποδίδεται και στην αύξηση του ποσοστού της ψαθυρής φάσης Laves στην ΖΤ.

3.3.2. Μακροσκληρομετρήσεις Vickers

Οι μακροσκληρομετρήσεις πραγματοποιήθηκαν με βήμα 500 μm , ξεκινώντας από το μέταλλο βάσης (MB) του SS 304L, και προχωρώντας οριζόντια προς το μέταλλο βάσης (MB) του Inconel 718. Τα αποτελέσματα παρατίθενται στον παρακάτω πίνακα (πίνακας 3.3).

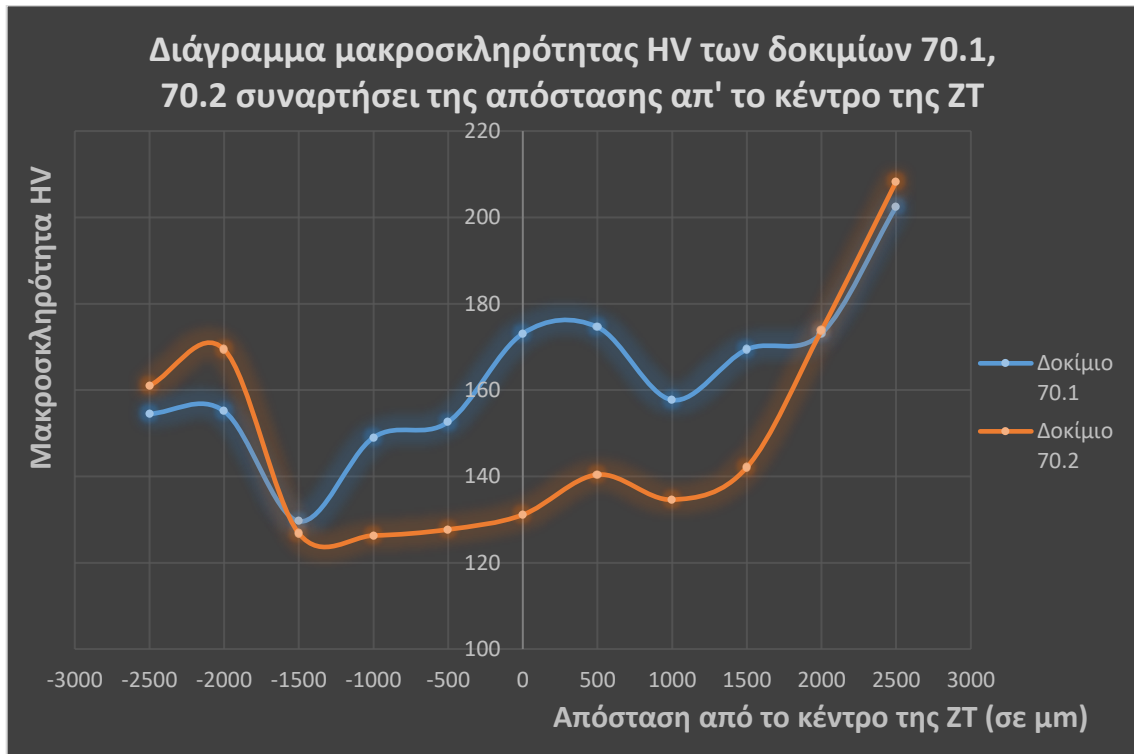
Πίνακας 3.3: Μακροσκληρομετρήσεις HV των δοκιμίων 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2 αναφορικά με την απόσταση από το κέντρο της ΖΤ (σε μm)

Απόσταση από το κέντρο (σε μm)	HV (70.1)	HV (70.2)	HV (80.1)	HV (80.2)	HV (90.1)	HV (90.2)
-2500	154.5 (MB)	161 (MB)	163 (MB)	153.3 (MB)	163.7 (MB)	159.7 (MB)
-2000	155.1 (ΘΕΖ)	169.4 (ΘΕΖ)	163.7 (ΘΕΖ)	155.1 (ΘΕΖ)	157.1 (ΘΕΖ)	148.4 (ΘΕΖ)
-1500	129.6 (ΖΤ)	126.8 (ΖΤ)	130.1 (ΖΤ)	161 (ΖΤ)	173.1 (ΖΤ)	148.4 (ΖΤ)
-1000	149	126.3	139.9	161	170.1	132.1
-500	152.6	127.7	152.6	165.8	175.3	139.9
0	173.1 (ΖΤ)	131.1 (ΖΤ)	163 (ΖΤ)	157.7 (ΖΤ)	174.6 (ΖΤ)	139.3 (ΖΤ)

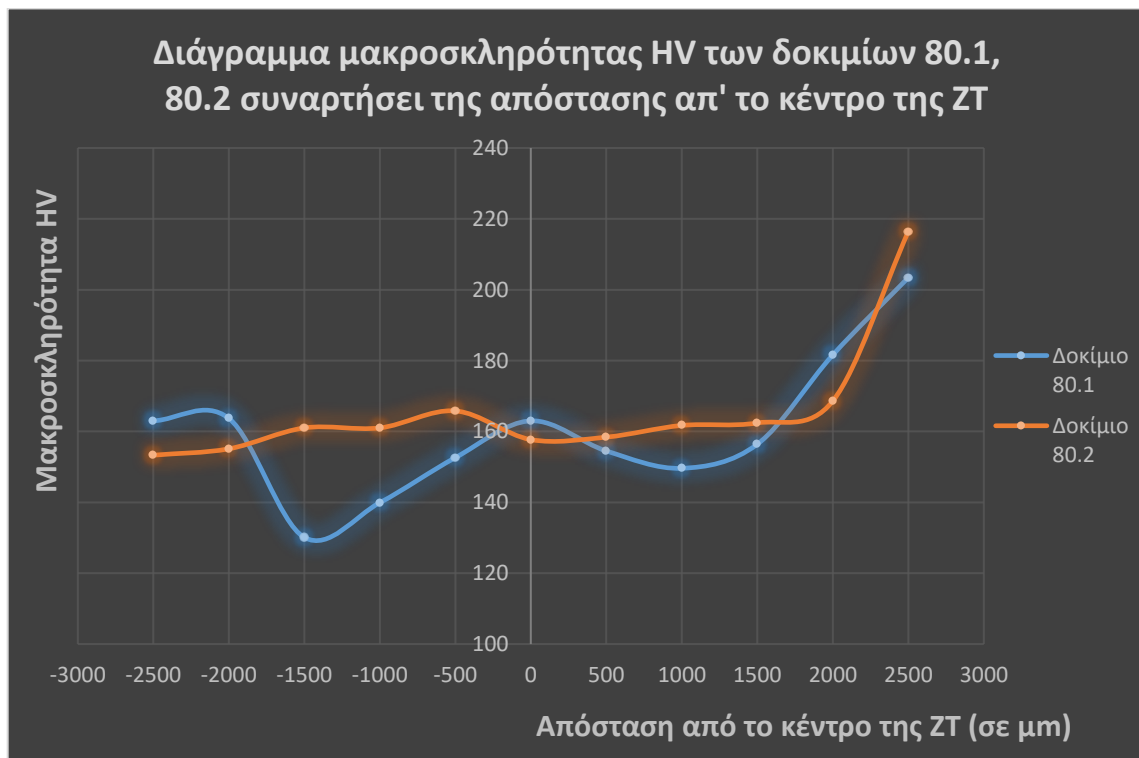
500	174.6	140.4	154.5	158.4	186.5	136.7
1000	157.7	134.6	149.6	161.7	186.5	135.6
1500	169.4 (ZT)	142.1 (ZT)	156.4 (ZT)	162.4 (ZT)	192.5	138.8
2000	173.1 (ΘEZ)	173.8 (ΘEZ)	181.6 (ΘEZ)	168.6 (ΘEZ)	181.6 (ZT)	138.8 (ZT)
2500	202.5 (MB)	208.3 (MB)	203.4 (MB)	216.4 (MB)	181.6 (ΘEZ)	186.5 (ΘEZ)
3000	-	-	-	-	200.6 (MB)	200.6 (MB)

Η μέση τιμή μακροσκληροτήτων HV της ZT προκύπτει 158 HV, 133 HV, 149 HV, 161 HV, 180 HV, 138.7 HV, αντίστοιχα για τα δοκίμια, 70.1, 70.2, 80.1, 80.2, 90.1, 90.2.

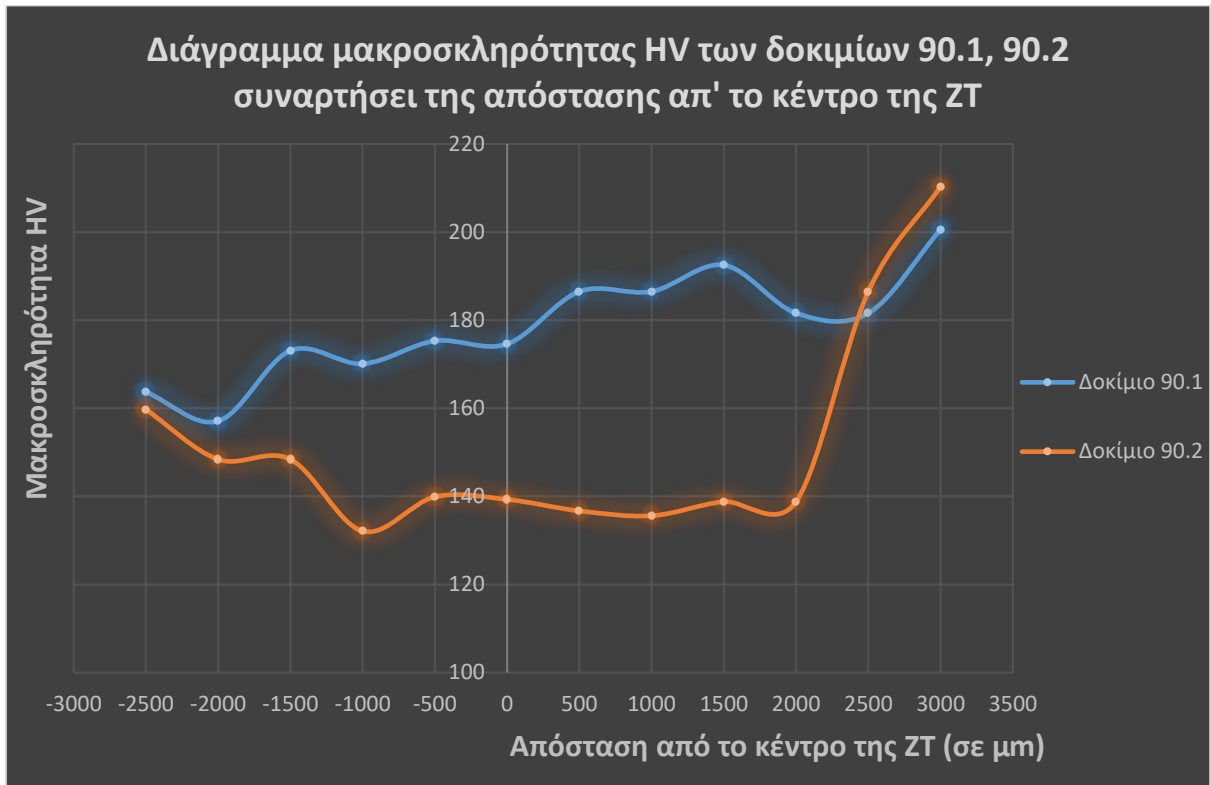
Με βάση τις μετρήσεις που λήφθηκαν, προκύπτουν τα παρακάτω διαγράμματα, όπου προς αρνητικές τιμές απόστασης βρίσκεται το MB (SS 304L), ενώ προς θετικές τιμές βρίσκεται το MB (Inconel 718).



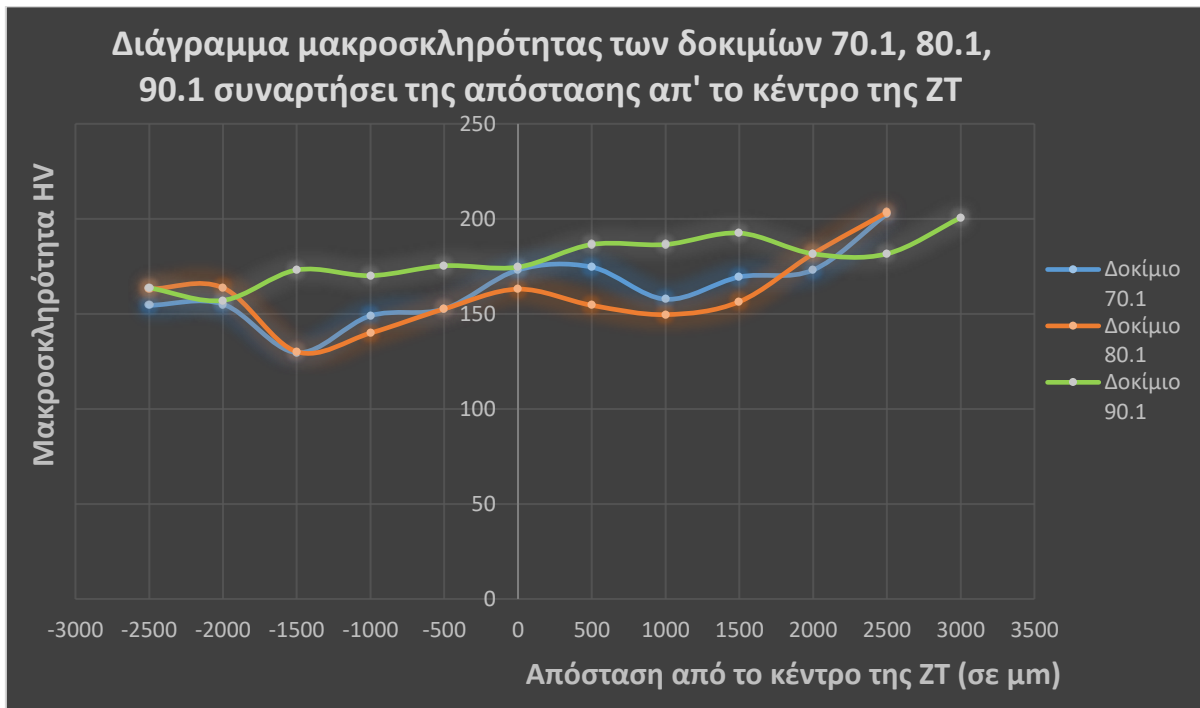
Διάγραμμα 3.8: Μακροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 70.1, 70.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



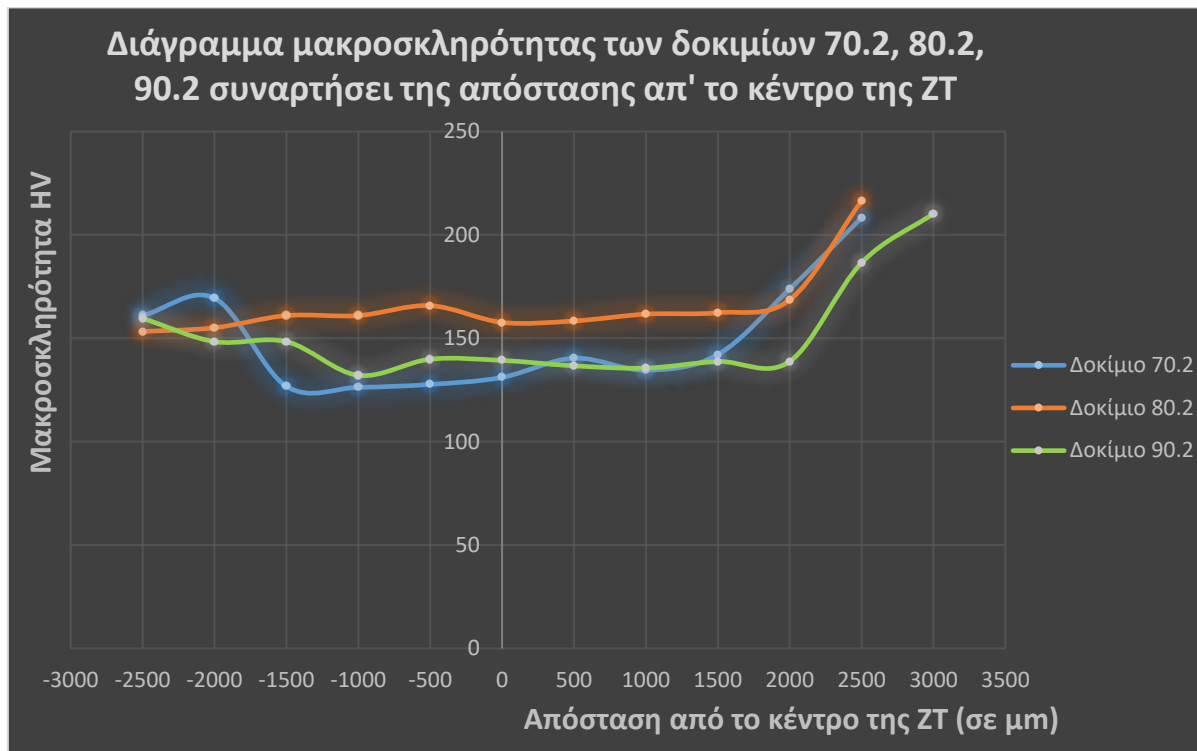
Διάγραμμα 3.9: Μακροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 80.1, 80.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



Διάγραμμα 3.10: Μακροσκληρότητα κατά HV των δοκιμών 90.1, 90.2 συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



Διάγραμμα 3.11: Συγκριτικό διάγραμμα μακροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμών 70.1, 80.1, 90.1, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ



Διάγραμμα 3.12: Συγκριτικό διάγραμμα μακροσκληρότητας HV μεταξύ των δοκιμίων 70.2, 80.2, 90.2, συναρτήσει της απόστασης από το κέντρο της ΖΤ

Όσον αφορά τις μακροσκληρομετρήσεις, προκύπτει από τον πίνακα 3.3 και τα διαγράμματα 3.8-3.12, πως την χαμηλότερη σκληρότητα την έχει η ΖΤ (125-195 HV), και στην συνέχεια ακολουθεί το MB (SS 304L) με σκληρότητα 150-165 HV. Η σκληρότητα της ΘΕΖ του SS 304L (150-170 HV) κυμαίνεται περίπου στα ίδια επίπεδα με αυτή του MB (SS 304L), ενώ όσον αφορά την σκληρότητα της ΘΕΖ του Inconel 718, αυτή κυμαίνεται μεταξύ των τιμών 170-185 HV. Τέλος, την μεγαλύτερη σκληρότητα την παρουσιάζει το MB (Inconel 718), με τιμές 200-220 HV.

ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

- Μετά το πέρας της διαδικασίας συγκόλλησης παρατηρήθηκε ότι, οπτικά, οι καλύτερες συγκολλήσεις είναι αυτές που πραγματοποιήθηκαν με ρεύμα 80A.
- Σύμφωνα με τις εικόνες του οπτικού μικροσκοπίου, βρέθηκε πως τα MB (Inconel 718 και SS 304L) αποτελούνται απ' την ωστενιτική μήτρα γ , εντός της οποίας υπάρχει ένα ομοιόμορφα διασπαρμένο πλήθος κατακρημνισμάτων, τα οποία έχουν κατακρημνισθεί τόσο ενδοκρυσταλλικά όσο και περικρυσταλλικά. Αυτά είναι κατά κύριο λόγο καρβίδια, νιτρίδια ή/και βορίδια, ενώ εντοπίζονται και διδυμίες. Η ΖΤ των δοκιμίων αποτελείται από λεπτόκοκκη, πλήρως ωστενιτική μικροδομή, όπου οι δενδρίτες έχουν στερεοποιηθεί με διαφορετικό προσανατολισμό ανά περιοχές, ενώ στις ενδοδενδριτικές περιοχές εντοπίζεται πλήθος κατακρημνισμάτων. Οι ΘΕΖ των Inconel 718 και SS 304L αποτελούνται επίσης από πολλά κατακρημνίσματα και διδυμίες, όπου τα περισσότερα από αυτά τα κατακρημνίσματα εντοπίζονται στην ΘΕΖ του Inconel 718, ενώ στην ΘΕΖ του SS 304L εντοπίζεται και ποσότητα φερριτών δ με σκελετοειδή μορφή, που είναι μεγαλύτερη κοντά στην ΖΤ. Ακόμα, οι ΘΕΖ παρουσίασαν μεγαλύτερους κόκκους συγκριτικά με τα MB, ενώ με αύξηση του ρεύματος, εκτός από αύξηση του πλάτους της ΖΤ, υπήρξε και μικρή αύξηση του μεγέθους των κόκκων των δύο ΘΕΖ, καθώς και των δενδριτών, λόγω ελάττωσης του ρυθμού ψύξης. Επίσης, στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με 70A και 90A παρατηρήθηκε το φαινόμενο του μακροδιαφορισμού του SS 304L εντός της ΖΤ, ενώ στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με 70A και 80A υπήρξε ατελής τήξη που παρατηρήθηκε στην διεπιφάνεια ΖΤ / ΘΕΖ SS 304L.
- Σύμφωνα με τις εικόνες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) και της στοιχειακής ανάλυσης (EDS), τα κατακρημνίσματα εντός της ΖΤ, των MB, και των ΘΕΖ, είναι κατά κύριο λόγο καρβονιτρίδια (NbC , TiC , TiN , $(Ti,Nb)C$, $(Ti,Nb)N$). Επίσης, στις ενδοδενδριτικές περιοχές της ΖΤ κατακρημνίζεται σημαντική ποσότητα φάσεων Laves που είναι πλούσιες σε Nb. Όσο αυξάνεται το ρεύμα της συγκόλλησης μάλιστα, τόσο αυξάνεται και η ποσότητα της φάσης Laves που είναι διασπαρμένη εντός της ωστενιτικής μήτρας γ . Αυτό συμβαίνει γιατί όσο αυξάνεται το ρεύμα, τόσο αυξάνεται και το ποσό της εισερχόμενης θερμότητας στα δοκίμια, με αποτέλεσμα να ελαττώνεται ο ρυθμός ψύξης. Με ελάττωση του ρυθμού ψύξης, τόσο ευνοείται ο διαφορισμός των Nb και Mo στην πλούσια σε Ni, Fe, Cr ωστενιτική μήτρα της ΖΤ, καθώς υπάρχει αρκετός χρόνος για την αναδιάταξη των κραματικών στοιχείων σε αυτήν, με αποτέλεσμα να ευνοείται και ο σχηματισμός των φάσεων Laves.

- Η παρουσία των φάσεων Laves στην ΖΤ, και του φερρίτη δ στην ΘΕΖ και το MB του SS 304L, επιβεβαιώνεται και από την περιθλασιμετρία ακτίνων Χ (XRD).
- Η τιμή μικροσκληρότητας του MB (SS 304L) κυμαίνεται από 160-200 HV, με μέση μικροσκληρότητα τα 181 HV περίπου, ενώ η τιμή μικροσκληρότητας του MB (Inconel 718) κυμαίνεται από 200-240 HV, με μέση μικροσκληρότητα τα 222 HV περίπου, παρουσιάζοντας την μεγαλύτερη σκληρότητα. Ακόμα, προκύπτει πως η μικροσκληρότητα της ΘΕΖ του SS 304L (170-200 HV) κυμαίνεται περίπου στα ίδια επίπεδα με αυτή του MB (SS 304L), ενώ σε γενικές γραμμές η ΖΤ παρουσιάζει τις μικρότερες τιμές μικροσκληρότητας (135-200 HV), με μέση τιμή τα 170 HV περίπου, και οι οποίες αποδίδονται στην μικτή μικροδομή που αποκτά η συγκόλληση εξαιτίας ανομοιόμορφης στερεοποίησης και θέρμανσης, καθώς και στην μείωση των στοιχείων Nb, Ti, Mo που προσφέρουν σκλήρυνση της δομής. Η μικροσκληρότητα της ΘΕΖ του Inconel 718 κυμαίνεται μεταξύ των τιμών 180-230 HV. Ακόμα, με αύξηση του ρεύματος συγκόλλησης παρατηρείται και μικρή αύξηση της μέσης μικροσκληρότητας της ΖΤ, κάτι που οφείλεται κατά κύριο λόγο στην αύξηση του ποσοστού της ψαθυρής φάσης Laves στην ΖΤ.

ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] Φούρλαρης, Γ. (2022) Σημειώσεις μαθήματος ‘‘Βιομηχανικά Κράματα’’, Αθήνα: ΕΜΠ
- [2] J. R. Davis, ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys, Materials Park, OH: ASM International, 2000
- [3] ASM International, ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams, τόμ. 3, Materials Park, OH: ASM International, 1992
- [4] Τριανταφυλλίδης, Γ.Κ. (2016) Μεταλλογνωσία (3^η έκδοση), Αθήνα: Εκδόσεις Τζιόλα
- [5] B. Geddes, H. Leon, and X. Huang, Superalloys : alloying and performance. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010
- [6] 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
- [7] S. Ochial, Y. Oya και T. Suzuki, «Alloying behaviour of Ni₃Al, Ni₃Ga, Ni₃Si and Ni₃Ge,» Acta Metallurgica, τόμ. 32, αρ. 2, pp. 289-298, 1984
- [8] Aikaterini Plati, ‘‘Modelling of γ ’ Precipitation in Superalloys ,’’ 2003
- [9] R. C. Reed, The Superalloys: Fundamentals and Applications, Cambridge: Cambridge University Press, 2006
- [10] Μπαξεβάνης Γ. Μελέτη Συγκόλλησης με Δέσμη Ηλεκτρονίων (Electron Beam) Μικρωκραματωμένου Χάλυβα με Υπερκράμα Νικελίου, 2021
- [11] M. Charre, The microstructure of superalloys. CRC PRESS, 1997
- [12] C. Kim, J. Park, H.-U. Hong, J. Gu και Y. Song, «Role of stabilization heat treatment inducing γ '- γ '' co-precipitates and grain boundary η phase on tensile and creep behaviors of Inconel 706,» Journal of Alloys and Compounds, τόμ. 900, 2022

- [13] M. Jahangiri, «Different effects of γ' and η phases on the physical and mechanical properties of superalloys,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 802, pp. 535-545, 2019
- [14] R. Reed και C. Rae, «Physical Metallurgy of the Nickel-Based Superalloys,» *Physical Metallurgy*, 5th επιμ., Elsevier, 2014, pp. 2215-2290
- [15] S. Antonov, M. Detrois, R. C. Helmink και S. Tin, «Precipitate phase stability and compositional dependence on alloying additions in γ - γ' - δ - η Ni-base superalloys,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 626, pp. 76-86, 2015
- [16] P. M. Mignanelli et al., “Gamma-gamma prime-gamma double prime dual-superlatticesuperalloys,” *Scripta Materialia*, vol. 136, Jul. 2017, doi:10.1016/j.scriptamat.2017.04.029
- [17] 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
- [18] 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
- [19] B. G. Muralidharan, T. P. S. Gill, and v. Shankar, *Weldability of Inconel 718: A Review*. Indira Gandhi Centre for Atomic Research, 1996
- [20] 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
- [21] 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
- [22] AZO MATERIALS - Nickel Alloy Inconel 718 – Properties and Applications by United Performance Metals, 2008
- [23] Matmatch - Inconel 718: Properties, Applications and Production

[24] 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

[25] G. A. Knorovsky, M. J. Cieslak, T. J. Headley, A. D. Romig, and W. F. Hammetter, “INCONEL 718: A solidification diagram,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, no. 10, Oct. 1989, doi: 10.1007/BF02650300

[26] 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

[27] 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

[28] 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

[29] S.Venukumar, “Microstructural and mechanical properties of Inconel 718 TIG weldments”, *Materials Today: Proceedings* 5 (2018) 8480–8485

[30] INOXMETAL ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ – Ιστορία

[31] *The History of Stainless Steel* (by Great Plains Stainless), 2018

[32] Μαντά, Ε. (2012), ‘Εργοδιάβρωση ανοξείδωτου χάλυβα 316L’, Αθήνα: ΕΜΠ

[33] Τσακτσήρας, Κ. (2015), ‘Επιφανειακές κατεργασίες υπερωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων’, Αθήνα: ΕΜΠ

[34] Παπαδόπουλος, Π. (2019), ‘Θερμικά σοκ σε υπερκράμα νικελίου τύπου Haynes και συνακόλουθες μηχανικές ιδιότητες’, Αθήνα: ΕΜΠ

[35] Φούρλαρης, Γ. (2020), *Φυσική Μεταλλουργία Ανοξείδωτων Χαλύβων (Σημειώσεις-Διαλέξεις)*, Αθήνα: ΕΜΠ

[36] Παπαδημητρίου Γ.Δ. (2000), *Φυσική Μεταλλουργία Σιδήρου και Χάλυβα*, Αθήνα: ΕΜΠ

- [37] Χαϊδεμενόπουλος Γ., Παπάζογλου Β., Παντελής Δ. (2017), *Επιστήμη και Τεχνολογία Των Συγκολλήσεων*, Εκδόσεις Τζιόλα
- [38] QIYUAN METAL – 304L Stainless steel plate
- [39] Thyssenkrupp (Materials UK) – Stainless Steel 304L 1.4307
- [40] PENN STAINLESS PRODUCTS – 304L STAINLESS STEEL
- [41] Mirshekari G.R., Tavakoli E., Atapour M., Sadeghian B. (2013) - Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel, *Materials and Design* 55 (2014)
- [42] David S.A., Vitek J.M., Reed R.W., Hebble T.L. (1987), Effect of Rapid Solidification on Stainless Steel Weld Metal Microstructures and Its Implications on the Schaeffler Diagram
- [43] Χαϊδεμενόπουλος Γ. (2020), *Φυσική Μεταλλουργία (2^η έκδοση)*, Εκδόσεις Τζιόλα
- [44] Bhavsar A., Patel V. (2016), Influence of process parameters of TIG welding process on mechanical properties of SS304L welded joint – IRJET
- [45] Παπαευθυμίου Σ., Λουκαδάκης Β. (2021-2022), *Μεταλλουργία, Τεχνολογία και Έλεγχος Συγκολλήσεων (Σημειώσεις-Διαλέξεις)*, Αθήνα: ΕΜΠ
- [46] Venukumar S., Sarkar P., Sai Sashank J., Sampath P., Saikiran K. (2017), Microstructural and mechanical properties of Inconel 718 TIG weldments – *Materials Today*
- [47] Tharappel Jose Tom, Babu Jalumedi (2017), Welding processes for Inconel 718 - A brief review – ICRAMMCE
- [48] Alexopoulos N., Argyriou N., Stergiou V., Kourkoulis S. (2014), Fatigue Behavior of Inconel 718 Tig Welds – JMEPEG
- [49] Prabakaran T., Sakthivel P., Shanmugam M., Satish S., Muniyappan M., Shaisundaram V.S. (2020), Modelling and experimental validation of TIG welding of INCONEL 718
- [50] Sonar T., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Venkateswaran T., Sivakumar D. (2021), An overview on welding of Inconel 718 alloy - Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints – ELSEVIER
- [51] Pramod Kumar, Amar Nath Sinha, Chetan Kumar Hirwani, Murugan M., Saravanan A., Akhilesh Kumar Singh (2021), Effect of welding current in TIG welding 304L steel on temperature distribution, microstructure and mechanical properties - *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*
- [52] Sirohi S., Pandey S.M., Swierczynska A., Rogalski G., Kumar N., Landowski M., Fydrych D., Pandey C. (2022), Microstructure and Mechanical Properties of Combined

GTAW and SMAW Dissimilar Welded Joints between Inconel 718 and 304L Austenitic Stainless Steel – MDPI

[53] Salian Sagar Shyam Sunder, Saurabh Dewangan (2023), Critical Analysis into Mechanical Properties and Microstructure of Dissimilar Welded Joint Between Stainless Steel-304 and Inconel-718 - Journal of The Institution of Engineers

[54] Kumar N., Kumar P., Upadhyaya R., Kumar S., Panday C. (2023), Assessment of the Structural Integrity of a Laser Weld Joint of Inconel 718 and ASS 304L

[55] Nana Kwabena Adomako, Heon Joon Park, Sung Chul Cha, Mokyoung Lee, Jeoung Han Kim (2020), Microstructure evolution and mechanical properties of the dissimilar joint between IN718 and STS304 – ELSEVIER

[56] Σημειώσεις τετραδίων πεπραγμένων (εργαστήριο μεταλλογνωσίας), Αθήνα: ΕΜΠ (2022)

[57] How Does a Light Microscope Work? (2015) - MicroscopeWorld

[58] Κανελλόπουλος Χ. (2017), Περιθλασιομετρία ακτίνων Χ – Οδηγός εκτέλεσης και αποτίμησης ακτινοδιαγραμμάτων με χρήση του λογισμικού EVA της Bruker, Αθήνα: ΕΜΠ

[59] Μονάδα Περίθλασης Ακτίνων Χ (XRD) κόνεως, Δίκτυο εργαστηρίων υποστήριξης έρευνας – Πανεπιστήμιο Ιωαννίνων

[60] Περίθλαση ακτίνων – Χ από έναν κρύσταλλο (Διάλεξη 5^η)

[61] Φουντουκίδης Ε. (2013), Έλεγχος Ποιότητας και Τεχνολογία Δομικών Υλικών – Σκληρομέτρηση Μεταλλικών Υλικών (Ενότητα 2 – opencourses)