



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ)
«ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ»

**ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ
ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ
ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ
ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ
ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG / GTAW)**

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΔΗΜΗΤΡΑΣ ΙΩΑΝΝΙΔΟΥ

Διπλωματούχου Μηχανικού Μεταλλείων – Μεταλλουργού Ε.Μ.Π.

Επιβλέπων:

Π. Τσακίριδης, Επίκ. Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Αθήνα, Οκτώβριος 2022



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ)
«ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ»

**ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ
ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ
ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ
ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ
ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG / GTAW)**

ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΔΗΜΗΤΡΑΣ ΙΩΑΝΝΙΔΟΥ

Διπλωματούχου Μηχανικού Μεταλλείων – Μεταλλουργού Ε.Μ.Π.

Τριμελής Εξεταστική Επιτροπή:

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

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

Α. Ζερβάκη, Επίκ Καθηγήτρια Ε.Μ.Π. (Υπογραφή)

Αθήνα, Οκτώβριος 2022

ΠΡΟΛΟΓΟΣ

Η παρούσα μεταπτυχιακή εργασία εκπονήθηκε στα Εργαστήρια Συγκολλήσεων και Μεταλλογνωσίας του Τομέα Μεταλλουργίας και Τεχνολογίας Υλικών της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών, στα πλαίσια του Διατμηματικού Προγράμματος Μεταπτυχιακών Σπουδών «Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών» του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Σκοπό της εργασίας αποτελεί η μελέτη και ο χαρακτηρισμός ετερογενών συγκολλήσεων μεταξύ κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V και υπερκράματος νικελίου Inconel® X-750. Πιο συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις με διαφορετικές παραμέτρους, προκειμένου να ερευνηθεί η επίδραση του ρεύματος συγκόλλησης, αλλά και δύο διαφορετικών μετάλλων πλήρωσης, στη μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης. Απώτερο σκοπό της εργασίας αποτελεί η μελέτη της συμβολής του χαλκού στη μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης, μέσω κατακρήμνισης ενώσεων (Ni, Cu)Ti, λιγότερο ψαθυρών συγκριτικά με τις ενώσεις NiTi, οι οποίες επίσης ψαθυροποιούν το μέταλλο συγκόλλησης.

Ευχαριστώ θερμά τον κ. Π. Τσακίριδη, Επίκ. Καθηγητή της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών, για την ανάθεση του θέματος και τη γενικότερη εκπαίδευση που έλαβα στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας, αλλά και στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM), καθώς επίσης για τη συμβολή του στην πραγματοποίηση των πειραμάτων Περίθλασης Ακτίνων X (XRD). Τον ευχαριστώ για την επικοινωνία, τη διαρκή και ουσιαστική παρουσία, την καθοδήγηση και την πολύτιμη βοήθειά του σε όλα τα στάδια της εργασίας.

Ευχαριστώ επίσης τον κ. Γ. Φούρλαρη, Καθηγητή της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών και Διευθυντή του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας, στο οποίο είχα την τιμή να πραγματοποιήσω το μεγαλύτερο μέρος της πειραματικής διαδικασίας, για τη συμμετοχή του στην τριμελή επιτροπή και την εκπαίδευση που έλαβα στη διάρκεια της φοίτησής μου.

Ευχαριστώ ιδιαιτέρως τον κ. Π. Σκαρβέλη, Δρ. Μηχανικό της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων – Μεταλλουργών για την καθοριστικής σημασίας συμβολή του, τόσο στην πραγματοποίηση των πειραμάτων και τη συγκόλληση των δοκιμίων, αλλά και για τον

χρόνο που διέθεσε, τις επιστημονικές συζητήσεις και συμβουλές του αναφορικά με τον χειρισμό του θέματος.

Ευχαριστώ από καρδιάς τους υποψήφιους διδάκτορες του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας Α. Καλδέλλη και Ν. Μακρή για την προθυμία, τον χρόνο που αφιέρωσαν για να με βοηθήσουν σε τεχνικά θέματα, τις συζητήσεις, την κατανόηση και την ψυχολογική υποστήριξη. Τους είμαι ευγνώμων για την παρουσία, την ενθάρρυνση και προτροπή τους σε όλη τη διάρκεια πραγματοποίησης της εργασίας.

Τέλος, ευχαριστώ τον Ι. Χαρλαμπίτα για την προθυμία του και τη βοήθειά του σε τεχνικά ζητήματα του Εργαστηρίου Συγκολλήσεων, αλλά και του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας.

ΣΥΝΟΨΗ

Η ετερογενής συγκόλληση μεταξύ κραμάτων τιτανίου και υπερκραμάτων νικελίου μπορεί να οδηγήσει στην απόκτηση ελαφρών δομών αυξημένης απόδοσης, με αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες και μειωμένο περιβαλλοντικό αποτύπωμα, ιδίως για εφαρμογές της αεροναυπηγικής βιομηχανίας. Ωστόσο, οι διαφορετικές φυσικές και μεταλλουργικές ιδιότητες των προαναφερθέντων κραμάτων, καθώς επίσης η κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων Ti_xNi_y , οι οποίες ψαθυροποιούν το μέταλλο συγκόλλησης (ΜΣ), επιφέρουν συχνά επιδείνωση των μηχανικών ιδιοτήτων των ανωτέρω συγκολλήσεων. Η παρούσα εργασία αποτελεί μια προσπάθεια συγκόλλησης κράματος τιτανίου και υπερκράματος νικελίου, καθώς επίσης διερεύνησης της συμβολής του χαλκού στη μικροδομή του ΜΣ, μέσω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων Ti-Ni-Cu, οι οποίες, σύμφωνα με προηγούμενες μελέτες, είναι λιγότερο ψαθυρές από τις ενώσεις Ti-Ni. Στα πλαίσια της Μεταπτυχιακής Εργασίας συγκολλήθηκαν μέσω Συγκόλλησης Ηλεκτρικού Τόξου με μη Καταναλισκόμενο Ηλεκτρόδιο Βολφραμίου και χρήση προστατευτικού Αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW) φύλλα Ti-6Al-4V και Inconel® X-750, με δύο διαφορετικά μέταλλα πλήρωσης (filler metals) και εφαρμογή διαφορετικών τιμών έντασης ρεύματος. Στην πλειονότητα των συγκολλημένων δοκιμίων παρατηρήθηκε απουσία ρωγμών, ενώ εντοπίστηκαν ενώσεις Ti-Ni, Ti-Cu και Ti-Ni-Cu, καθώς επίσης καρβίδια του τιτανίου (TiC). Βασικό σκοπό της εργασίας αποτελεί η μελέτη της μικροδομής του μετάλλου συγκόλλησης (ΜΣ), αλλά και της Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης (ΘΕΖ) και ο συσχετισμός της με τη σύσταση των δύο μετάλλων πλήρωσης και την εφαρμογή των διαφορετικών τιμών έντασης ρεύματος. Ο χαρακτηρισμός της μικροδομής έγινε μέσω Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (Scanning Electron Microscope, SEM), σε συνδυασμό με Φασματομέτρο Ακτίνων Χ Διεσπαρμένης Ενέργειας (Energy Dispersive Spectrometer) για στοιχειακή ανάλυση, ενώ η ταυτοποίηση των φάσεων έγινε μέσω Περιθλασιμετρίας Ακτίνων Χ (X-Ray Diffraction). Επίσης, μέσω Μικροσκληρομέτρου μετρήθηκε η σκληρότητα Vickers των δοκιμίων.

ABSTRACT

Dissimilar metal welding between titanium alloys and nickel-based superalloys can contribute to acquiring light, heat-resistant frameworks of enhanced efficiency and reduced environmental footprint, especially for aerospace applications. However, dissimilarities in thermo-physical and metallurgical properties, as well as the precipitation of brittle Ti_xNi_y intermetallic compounds (IMCs) often deteriorate the mechanical properties of such welds. The current study constitutes an attempt to obtain defect free joints, investigating the beneficial impact of copper on the microstructure of the weld metal, through precipitation of ternary Ti-Ni-Cu IMCs instead of binary Ti-Ni IMCs, reported as more brittle in previous studies. Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) was performed between Ti-6Al-4V and Inconel® X-750, varying the welding current and using different filler wires. Crack free joints were obtained, though with the presence of Ti-Ni, Ti-Cu and Ti-Ni-Cu IMCs as well as titanium carbides (TiC). The main purpose of the work was to investigate the microstructure of Weld Metal (WM) and Heat-Affected Zone (HAZ), correlating it with the composition of used electrodes and variation of welding current. The microstructural characterization of the weldment was conducted by Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), while phase identification was performed by X-Ray Diffraction (XRD). Additionally, the mechanical properties of the tested specimens were investigated through microhardness Vickers measurements.

ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Οι ετερογενείς συγκολλήσεις αποτελούν ένα σύγχρονο επιστημονικό ζήτημα, το οποίο υπαγορεύεται, μεταξύ άλλων, από την ανάγκη της βιομηχανίας για δομές μικρού βάρους με αυξημένη απόδοση και μειωμένο περιβαλλοντικό αποτύπωμα. Η συγκόλληση υλικών με διαφορετική μικροδομή, φυσικές και μεταλλουργικές ιδιότητες, δίνει τη δυνατότητα ανάπτυξης δομών και εξαρτημάτων που μπορούν να συνδυάσουν ιδιότητες επιθυμητές για την εκάστοτε εφαρμογή. Η τάση αυτή έχει παρατηρηθεί στην αυτοκινητοβιομηχανία [1, 2], την αεροναυπηγική [3, 4], την παραγωγή εμφυτευμάτων [5, 6] και άλλους τομείς της βιομηχανίας που άπτονται διαφορετικών επιστημονικών πεδίων. Εντούτοις, οι διαφορές μεταξύ των μηχανικών, θερμικών, μεταλλουργικών και φυσικών ιδιοτήτων καθιστούν συχνά δύσκολη την πραγματοποίηση των εν λόγω συγκολλήσεων, επιδεινώνοντας τις μηχανικές ιδιότητες του μετάλλου συγκόλλησης [7].

Ο σχεδιασμός δομών μικρού βάρους με δυνατότητα λειτουργίας σε υψηλές θερμοκρασίες αποτελεί, όπως προαναφέρθηκε, μια σύγχρονη τεχνολογική ανάγκη της αεροναυπηγικής βιομηχανίας. Τα κράματα τιτανίου είναι ιδιαίτερος ενδιαφέροντα λόγω του υψηλού λόγου αντοχής προς πυκνότητα, της υψηλής αντοχής σε εφελκυσμό, αλλά και τις υψηλής αντίστασής τους σε διάβρωση, ιδιότητες που τα καθιστούν ελκυστικά για χρήση σε αεροναυπηγικές εφαρμογές, όπως οι αεριωθούμενοι κινητήρες. Με τον όρο υπερκράματα νικελίου γίνεται αναφορά σε μία κατηγορία κραμάτων με βάση το νικέλιο, εξαιρετικής μηχανικής αντοχής, αντοχής σε οξειδωση και ερπυσμό, τα οποία λειτουργούν σε μεγάλο εύρος θερμοκρασιών, έως και τους 1300°F, και χρησιμοποιούνται κατά κόρον σε τουρμπίνες αεροσκαφών. Η συγκόλληση των προαναφερθέντων κραμάτων καθίσταται ελκυστική, ιδιαίτερα για εφαρμογές σε στροβιλοκινητήρες αεροσκαφών, καθώς θα μπορούσε να συμβάλει στην επίτευξη ελαφρύτερων δομών, με αποτέλεσμα αύξηση της απόδοσης των αεριωθούμενων κινητήρων.

Κατά τη συγκόλληση μεταξύ τιτανίου και νικελίου ή μεταξύ κραμάτων τους, έχει δειχθεί πως η κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων Ti-Ni, η οποία ακολουθεί τη διάχυση και ανάμιξη Ni και Ti, μπορεί να ψαθυροποιήσει το μέταλλο συγκόλλησης [8, 9, 10]. Για τον λόγο αυτόν, έχει δοκιμαστεί η χρήση ενδιάμεσων στρωμάτων (interlayers) διαφορετικών υλικών που είτε περιορίζουν τη διάχυση (π.χ. Nb) [11], ή

συμμετέχουν στις κατακρημνιζόμενες ενώσεις, μετατρέποντάς τις σε λιγότερο ψαθυρές, όπως ο χαλκός [12, 13].

Η εν λόγω πειραματική εργασία αποσκοπεί στην επίτευξη συγκολλήσεων μεταξύ κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V και υπερκράματος νικελίου Inconel® X-750 και τη μελέτη επίδρασης παραμέτρων όπως η ένταση του ρεύματος και η σύσταση του μετάλλου πλήρωσης στη μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης.

ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

ΠΡΟΛΟΓΟΣ	i
ΣΥΝΟΨΗ.....	iii
ABSTRACT.....	iv
ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....	v
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ.....	ix
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ	xix
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ.....	xix
1 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	1
1.1 Κράματα νικελίου	1
1.1.1 Φυσική μεταλλουργία κραμάτων νικελίου	1
1.1.2 Υπερκράματα νικελίου	6
1.1.3 Συγκολλήσεις υπερκραμάτων νικελίου	9
1.1.4 Inconel® X-750	13
1.2 Κράματα τιτανίου.....	16
1.2.1 Διαγράμματα φάσεων τιτανίου	17
1.2.2 Κατηγορίες κραμάτων τιτανίου	21
1.2.3 Κράμα Ti-6Al-4V	22
1.2.4 Συγκολλησιμότητα.....	24
1.2.5 Ρωγμάτωση κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (PWHT)	27
1.3 Διαγράμματα φάσεων	28
1.3.1 Διμερές διάγραμμα φάσεων Cu-Ti	28
1.3.2 Διμερές διάγραμμα φάσεων Ni-Ti.....	30
1.4 Συγκολλήσεις κραμάτων τιτανίου και κραμάτων νικελίου	32
1.4.1 Εισαγωγή	32

1.4.2	Συγκολλήσεις κραμάτων νικελίου και κραμάτων τιτανίου με χρήση ενδιάμεσου στρώματος μετάλλων (interlayers).....	38
1.4.3	Η συμβολή του χαλκού ως ενδιάμεσου στρώματος σε ετερογενείς συγκολλήσεις.....	39
2	ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	44
2.1	Περιγραφή υλικού.....	44
2.2	Περιγραφή πειραματικής διαδικασίας	44
2.2.1	Συγκόλληση ηλεκτρικού τόξου με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc Welding, GTAW/Tungsten Inert Gas, TIG)	44
2.2.2	Προετοιμασία δοκιμίων	48
2.2.3	Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM)	50
2.2.4	Περίθλαση ακτίνων X (X-Ray Diffraction, XRD)	53
2.2.5	Δοκιμές μικροσκληρότητας Vickers.....	54
3	ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ.....	57
3.1	Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM)	57
3.1.1	Μικρογραφίες δοκιμίου Cu ₅₀ (35).....	57
3.1.2	Μικρογραφίες δοκιμίου Cu ₅₀	66
3.1.3	Μικρογραφίες δοκιμίου Cu ₆₀	74
3.1.4	Μικρογραφίες δοκιμίου Cu ₈₀ (80).....	87
3.1.5	Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu ₆₀	93
3.1.6	Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu ₇₀	100
3.1.7	Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu ₈₀	107
3.1.8	Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu ₇₀ (70).....	114
3.1.9	Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu ₈₀ (80).....	118
3.2	Περίθλαση ακτίνων X (X-Ray Diffraction, XRD).....	121

3.3	Δοκιμές μικροσκληρότητας Vickers	122
4	ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ	126
5	ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ	134
6	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ	135

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1.1:	Κατηγοριοποίηση κραμάτων νικελίου σύμφωνα με τις κύριες κραματικές προσθήκες και τον μηχανισμό σκλήρυνσης [14].....	2
Εικόνα 1.2:	(α) φάση γ (fcc) (b) φάση γ' , κρυσταλλικής δομής $L1_2$ (primitive cubic): στις κορυφές του κύβου συναντώνται άτομα Al και στο κέντρο κάθε έδρας άτομα Ni. Κάθε άτομο Ni έχει τέσσερα γειτονικά άτομα Al και οκτώ γειτονικά άτομα Ni, ενώ κάθε άτομο Al γειτνιάζει με δώδεκα άτομα Ni [18]......	3
Εικόνα 1.3:	Μικρογραφίες κράματος Ni-Al-Mo, όπου απεικονίζεται η γ' και η επίδραση της κρυσταλλογραφικής αναντιστοιχίας στη μορφολογία της [21].....	4
Εικόνα 1.4:	Επίδραση κραματικών προσθηκών στη μορφολογία και τη μικροδομή των υπερκραμάτων νικελίου [14]	5
Εικόνα 1.5:	Κραματικές προσθήκες υπερκραμάτων νικελίου. Αριστερά το ύψος κάθε κύβου υποδεικνύει την ποσότητα κατά την οποία το εκάστοτε στοιχείο μπορεί να είναι παρόν. Τα ωφέλιμα για τη μικροδομή στοιχεία σημειώνονται με σταυρό, ενώ τα επιβλαβή με οριζόντιες γραμμές [14, 16].	7
Εικόνα 1.6:	Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας ρωγμάτωσης κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση. Το θερμοκρασιακό εύρος στο οποίο λαμβάνει χώρα η κατακρήμνιση είναι μεταξύ των θερμοκρασιών T_1 και T_2 (α). Η συγκόλληση θερμαίνεται έως τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης (solutionizing) προκειμένου να γίνει εκτόνωση τάσεων (b), περνώντας έτσι από το θερμοκρασιακό εύρος της κατακρήμνισης. Έτσι, σε περίπτωση που ο ρυθμός θέρμανσης δεν είναι αρκετά ταχύς ώστε να αποφευχθεί η τομή της καμπύλης κατακρήμνισης (precipitation C curve), γίνεται κατακρήμνιση και εμφανίζονται ρωγματώσεις. Οι αλλαγές στη μικροδομή ξεκινούν κυρίως στη ΘΕΖ (d) & (e) [17].....	11
Εικόνα 1.7:	Αριστερά: ρωγμάτωση κατά την PWHT σε κράμα Inconel X-750 και συγκόλληση πάχους 50mm. Η συγκόλληση πραγματοποιήθηκε στο κράμα κατόπιν γήρανσης, ενώ μετά τη συγκόλληση έγινε εκ νέου γήρανση στους 705°C για 20 ώρες.	

Δεξιά: συσχέτιση επιδεκτικότητας κραμάτων νικελίου σε συγκόλληση με την περιεκτικότητά τους σε αλουμίνιο και τιτάριο. Τα κράματα που βρίσκονται κάτω από τη διαγώνια γραμμή και έχουν μικρότερη περιεκτικότητα σε Al+Ti είναι πιο επιδεκτικά σε συγκόλληση. Το Inconel 718 δεν παρουσιάζει το φαινόμενο αυτό [14].....	12
Εικόνα 1.8:Αριστερά: επίδραση του ρυθμού θέρμανσης στην τάση για εμφάνιση ρωγμάτωσης ανοπτημένου κράματος René 41 κατά τη PWHT. Δεξιά: επίδραση σύστασης του κράματος (υψηλές και χαμηλές κραματικές προσθήκες σε Fe, Si, Mn, S) στην τάση για εμφάνιση ρωγμάτωσης κατά τη PWHT κράματος René 41 [14].....	13
Εικόνα 1.9: Inconel X-750 έπειτα από απόπτηση για 2 ώρες στους 1150°C, θέρμανση σε αέρα και στη συνέχεια γήρανση στους 815°C για 24 ώρες. Παρατηρείται λεπτοκρυσταλλική μικροδομή με ομοιόμορφη κατανομή κατακρημνισμάτων γ' και ευμεγέθη, ασυνεχή καρβίδια M ₂₃ C ₆ στα όρια των κόκκων. Προσβολή με glycergia, μεγέθυνση 15000x [14].....	14
Εικόνα 1.10: Κατάταξη μετάλλων ανάλογα με την πυκνότητά τους [44].....	16
Εικόνα 1.11: Μηχανικές ιδιότητες κραμάτων τιτανίου [44]	17
Εικόνα 1.12:Αριστερά: μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης όπου απεικονίζεται α φάση και μικρή ποσότητα διεσπαρμένης β φάσης, x250. Δεξιά: μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης, κράματος Ti-6Al-4V, όπου υπάρχει παρουσία βελονοειδούς α και β φάσης σε δομή Widmanstätten πρωτογενών κόκκων β φάσης, x250 [50].....	25
Εικόνα 1.13: (α) Μικροδομή ZT συγκολλημένου κράματος Ti-6Al-4V με συγκόλληση TIG [53], μικροδομή Ti-6Al-4V έπειτα από απόψυξη με ρυθμό (b) 410° C/s (c) 275°C/s: παρατηρείται ο βαθμιαίος σχηματισμός α φάσης [54]	27
Εικόνα 1.14: (α) Σχηματικό διάγραμμα απεικόνισης της εξέλιξης των διαφορετικών φάσεων που προέκυψαν κατά τη στερεοποίηση της συγκόλλησης laser μεταξύ Ti και Ni, (β) μικρογραφία SEM, όπου φαίνεται η ανάπτυξη των δενδριτών Ti ₂ Ni προς το μέταλλο βάσης στη διεπιφάνεια τήξης του Ti (στη μικρότερη εικόνα φαίνεται η ευτηκτική (Ti)+Ti ₂ Ni μεταξύ των δενδριτών) (γ) κατακρήμνιση Ti ₂ Ni στο λουτρό της συγκόλλησης και δενδρίτες NiTi, (δ), (ε) διαφορετικές ζώνες στη διεπιφάνεια τήξης του Ni, A: περιοχές (Ni) και Ni ₃ Ti, B: ευτηκτική μικροδομή Ni ₃ Ti και NiTi, C: NiTi [8].....	36
Εικόνα 1.15:Αριστερά: ανάπτυξη δενδριτών Ti ₂ Ni στη διεπιφάνεια του τιτανίου παρουσία ευτηκτικής δομής β-Ti + Ti ₂ Ni μεταξύ των δενδριτών, δεξιά: μικροδομή σε μεγαλύτερο βάθος από το τιτάριο στο λουτρό συγκόλλησης, όπου διακρίνονται δενδρίτες NiTi και Ti ₂ Ni να αναπτύσσονται σε αντίθετες κατευθύνσεις [10]	37

Εικόνα 1.16: Αριστερά: διάγραμμα φάσεων Nb-Ti, δεξιά: διάγραμμα φάσεων Nb-V [15].....	39
Εικόνα 1.17: Επίδραση πάχους ελάσματος χαλκού στη μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης (a) και (b) 50μm (c) & (d) 75μm (e) & (f) 100μm [12]	40
Εικόνα 1.18: Διατμητική αντοχή συγκολλήσεων με διαφορετική πρόσδοση θερμότητας: a) για ταχύτητα συγκόλλησης ίση με 90mm/min, b) για ταχύτητα συγκόλλησης ίση με 100mm/min, c) για ταχύτητα συγκόλλησης ίση με 110mm/min [80].....	41
Εικόνα 1.19: Μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης a) συγκόλληση με ρεύμα 80A, ταχύτητα 100mm/min: παρατηρήθηκαν ενδομεταλλικές ενώσεις Ti-Cu (TiCu, TiCu ₂ , TiCu ₄ , Ti ₂ Cu ₃) και μικρή ποσότητα τριμερών ενώσεων Ti-Ni-Cu (TiNi ₂ Cu, Ti ₂ NiCu ₈) b) & c) συγκόλληση με ρεύμα 90A, ταχύτητα 100mm/min: παρατηρήθηκαν κυρίως τριμερείς ενώσεις Ti-Ni-Cu (Ti ₂ (NiCu), TiNiCu, Ti(Ni, Cu), φάση γ και (Ni, Cu) ₃ Ti), d) συγκόλληση με ρεύμα 110A, ταχύτητα 100mm/min: παρατηρήθηκαν κυρίως διμερείς ενδομεταλλικές ενώσεις Ti-Ni (TiNi, TiNi ₃) και μικρή ποσότητα τριμερών (Ti ₂ (Ni, Cu)) [80].....	42
Εικόνα 1.20: Διάταξη συγκόλλησης Ti-6Al-4V και Inconel 718 με ενδιάμεσο στρώμα Cu & Nb [70].	43
Εικόνα 2.1: Σχηματικό διάγραμμα της μεθόδου GTAW (a) συνολικός εξοπλισμός (b) μεγέθυνση στην περιοχή της συγκόλλησης [17]	46
Εικόνα 2.2: Επίδραση του ρεύματος στη συγκόλληση (a) ΣΡΗΑ (b) ΣΡΗΘ (c) Εναλλασσόμενο ρεύμα [17].....	47
Εικόνα 2.3: Σχηματική απεικόνιση διάταξης του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης [89].....	51
Εικόνα 2.4: Απεικόνιση των ηλεκτρονίων που παράγονται κατά την αλληλεπίδραση της δέσμης με την εξεταζόμενη επιφάνεια [90].....	52
Εικόνα 2.5: Αριστερά: απεικόνιση της περίθλασης ακτίνων X στα κρυσταλλικά επίπεδα, Δεξιά: σχέση κίνησης πηγής και μετρητή ακτίνων X	54
Εικόνα 2.6: Απεικόνιση της διαδικασίας σκληρομέτρησης με τη μέθοδο Vickers.....	55
Εικόνα 3.1: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Παρουσιάζεται η γενικευμένη εικόνα του μετάλλου συγκόλλησης,.....	57
Εικόνα 3.2: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Διακρίνεται	

η μορφολογία του ΜΣ, όπως αναπτύχθηκε κοντά στο Ti-6Al-4V, στο άνω μέρος του δοκιμίου και κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων. Οι σκουρόχρωμες περιοχές, όπως παρουσιάζεται παρακάτω, αποτελούν ενώσεις με υψηλή περιεκτικότητα σε Cr.	58
Εικόνα 3.3: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Παρουσιάζεται δενδριτική μορφολογία, με υψηλή περιεκτικότητα σε Ni και Cu, τα οποία είναι σε % κ.ά. αναλογία 1:1 (στερεό διάλυμα Ni-Cu).	59
Εικόνα 3.4: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Στο μεγαλύτερο μέρος του δοκιμίου παρατηρείται στερεοποίηση Cu ₂ Ti (κατά προσέγγιση), ενώ διακρίνονται επίσης περιοχές με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Ti.....	60
Εικόνα 3.5: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Μεγέθυνση προηγούμενης εικόνας: παρουσιάζονται κόκκοι του ΜΣ, όπως στερεοποιήθηκαν στην πλευρά όπου συναντάται το κράμα Ti-6Al-4V.	61
Εικόνα 3.6: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Παρατηρείται μαρτενσιτική μικροδομή, πιθανώς αποτελούμενη από βελονοειδή (acicular) α' φάση (hcp). Διακρίνονται τα όρια κόκκων πρωτογενούς β φάσης.	62
Εικόνα 3.7: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₅₀ (35). Μεγέθυνση προηγούμενης εικόνας: υποδεικνύεται όριο κόκκου πρωτογενούς β φάσης (prior β GBs). Παρατηρούνται αποικίες πρωτογενούς μαρτενσιτικής φάσης α', με μορφή παράλληλων πλακιδίων, καθώς επίσης μικρότερου μεγέθους πλακίδια δευτερογενούς α'.....	62
Εικόνα 3.8: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₅₀ (35)	64
Εικόνα 3.9: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu ₅₀ . Διακρίνεται δενδριτική κυψελοειδής μορφολογία της ΖΤ. Το μέταλλο συγκόλλησης φαίνεται να αποτελείται κυρίως από άτομα Ni, κάποια από τα οποία φαίνεται να έχουν αντικατασταθεί από άτομα Cu στην κρυσταλλογραφική του δομή (στερεό διάλυμα Ni-Cu), καθώς επίσης από Ti σε μικρότερη περιεκτικότητα.	66

Εικόνα 3.10: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀	67
Εικόνα 3.11: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀ . Παρατηρείται διαφοροποίηση στη σύσταση της μικροδομής από το MΣ προς το MB. Από αριστερά προς τα δεξιά: στο MΣ η μικροδομή φαίνεται κυρίως να αποτελείται από στερεό διάλυμα Ni-Cu, στο οποίο υπάρχει μικρή ποσότητα Ti και άλλων κραματικών στοιχείων. Στην ενδιάμεση περιοχή βάσει στοιχειακής ανάλυσης εντοπίζεται μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Ti, ενώ στη δεξιά ανάλυση διακρίνεται κυρίως Ti: (NiCu)Ti ₃	68
Εικόνα 3.12: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀	69
Εικόνα 3.13: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀ . Παρατηρείται μετάβαση από επίπεδη σε δενδριτική κυψελοειδή μορφολογία.....	69
Εικόνα 3.14: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀ . Παρατηρείται βελονοειδής ανάπτυξη και έντονη συγκέντρωση σκουρόχρωμων ενώσεων, οι οποίες είναι πλούσιες σε Cr.....	70
Εικόνα 3.15: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₅₀ . Διακρίνεται στερεοποίηση φάσης κυρίως αποτελούμενης από Ni και Ti (NiTi), στη δομή της οποίας ενυπάρχουν άτομα Cu, βάσει της στοιχειακής ανάλυσης. Επίσης, διακρίνονται νησίδες ευτηκτικής μικροδομής, αποτελούμενης από σκουρόχρωμα και ανοιχτόχρωμα στρώματα, πλουσιότερα σε Ti και Ni, αντίστοιχα.....	Error! Bookmark not defined.
Εικόνα 3.16: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘEZ του δοκιμίου Cu ₅₀ . Παρατηρείται βελονοειδής μορφολογία μαρτενσιτικής α' φάσης σε πρωτογενείς κόκκους β φάσης.	72
Εικόνα 3.17: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘEZ του δοκιμίου Cu ₅₀ . Διακρίνεται μεγάλη συγκέντρωση κατακρημνισμάτων. Τα όρια των κόκκων παρουσιάζονται διαλυτοποιημένα, γεγονός που μπορεί να αποδοθεί στη θερμότητα που απορροφήθηκε από τη ΘEZ.....	73

Εικόνα 3.18: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Παρουσιάζεται η τυπική δενδριτική μορφολογία του ΜΣ.....	74
Εικόνα 3.19: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀	75
Εικόνα 3.20: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Διακρίνονται περιοχές επίπεδης ανάπτυξης μεταξύ των δενδριτών.....	75
Εικόνα 3.21: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Διακρίνεται βελονοειδής μορφολογία, χονδροειδούς μορφής, με προσεγγιστική σύσταση Ni ₆ Cu ₄ Ti ₅ . Παραπάνω, στην ίδια εικόνα, εντοπίστηκε μεγαλύτερο ποσοστό σε Ni (σκουρόχρωμες περιοχές), σε ποσοστό ~50% κ.ά. (NiCu) ₃ Ti.....	76
Εικόνα 3.22: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Παρατηρείται επίπεδη και κυψελοειδής μορφολογία, η οποία αποτελείται κυρίως από Ni και Cu, καθώς και συγκέντρωση κατακρημνισμάτων, αποτελούμενων κυρίως από Ti.	77
Εικόνα 3.23: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Η μικροδομή αποτελείται κυρίως από Ni και Cu, με μικρότερο ποσοστό Ti.....	78
Εικόνα 3.24: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀	79
Εικόνα 3.25: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Παρατηρείται παρουσία φάσης NiCuTi με παρουσία κάθε στοιχείου σε περίπου ίση συγκέντρωση κ.ά. . Επίσης, διακρίνονται σκουρόχρωμες περιοχές, οι οποίες, όπως προαναφέρθηκε, σχετίζονται με την παρουσία φάσεων πλουσίων σε Cr.	80
Εικόνα 3.26: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀ . Παρατηρείται παρουσία Ni και Cu, καθώς επίσης κατακρημνίσματα Ti ή Nb.....	81
Εικόνα 3.27: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀	82
Εικόνα 3.28: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου Cu ₆₀	83

Εικόνα 3.29: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₆₀ . Διακρίνεται διαλυτοποίηση των ορίων των κόκκων της ΘΕΖ.	84
Εικόνα 3.30: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₆₀ . Διακρίνονται στρογγυλά και γωνιάδη κατακρημνίσματα με υψηλή συγκέντρωση σε Nb και Ti, τα οποία πιθανώς αποτελούν καβίδια MC (NbC).	85
Εικόνα 3.31: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₆₀ . Παρουσιάζεται μαρτενσιτική μικροδομή αποτελούμενη από βελονοειδή α' φάση.	86
Εικόνα 3.32: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu ₆₀	86
Εικόνα 3.33: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu _{80 (80)} . Παρατηρείται παρουσία Ti και Cu στο μεγαλύτερο μέρος του ΜΣ, ενώ διακρίνεται παρουσία νησίδων αποτελούμενων κυρίως από Cu.	88
Εικόνα 3.34: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu _{80 (80)} , από το άνω μέρος του ΜΣ. Η σύσταση είναι παρόμοια με της παραπάνω εικόνας, κυρίως αποτελούμενη από Cu (TiCu ₂ και TiCu ₄), ενώ παρουσιάζεται δενδριτική κιονοειδής μορφολογία του ΜΣ.....	89
Εικόνα 3.35: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu _{80 (80)} , από το κατώτερο μέρος του ΜΣ, η οποία παρουσιάζει δενδριτική ανάπτυξη σε στήλες (columnar dendritic). Βάσει στοιχειακής ανάλυσης, η μικροδομή της ΖΤ αποτελείται κυρίως από Cu (σκουρόχρωμες περιοχές), αλλά και Ni και Ti σε ίση ποσότητα (NiTi).	90
Εικόνα 3.36: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu _{80 (80)} . Παρατηρείται παρουσία Ni και Ti σε ίσες συγκεντρώσεις (NiTi), καθώς και υψηλή περιεκτικότητα σε Cu.	91
Εικόνα 3.37: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu _{80 (80)} , από το άνω μέρος του ΜΣ. Διακρίνεται δενδριτική μορφολογία του ΜΣ.....	92

Εικόνα 3.38: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₆₀ . Διακρίνεται ρωγή κατά μήκος του ΜΣ, το οποίο αποτελείται από TiNi ₃ , με μικρότερη περιεκτικότητα σε Cu, Cr και άλλα κραματικά στοιχεία.....	93
Εικόνα 3.39: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₆₀ . Διακρίνεται παρουσία κατακρημνισμάτων NiTi.	94
Εικόνα 3.40: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₆₀ . Διακρίνεται κυρίως παρουσία Ni και Ti (Ti ₂ Ni) και χαμηλότερη συγκέντρωση Cu και άλλων κραματικών στοιχείων.	95
Εικόνα 3.41: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₆₀	96
Εικόνα 3.42: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₆₀	97
Εικόνα 3.43: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₆₀	98
Εικόνα 3.44: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₆₀ . Εικόνα 3.43 σε μεγέθυνση.	98
Εικόνα 3.45: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₆₀ . Διακρίνεται η ζώνη μερικής τήξης (ZMT), με έντονη συγκέντρωση κατακρημνισμάτων (λευκές περιοχές), καθώς και η ΘΕΖ του υπερκράματος Ni. Στη ZMT παρατηρείται υγροποίηση των ορίων των κόκκων.	99
Εικόνα 3.46: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₆₀ . Διαφαίνονται οι διδυμίες του MB Inconel® X-750 και κατακρημνίσματα στο εσωτερικό αλλά και στα όρια των κόκκων.....	99
Εικόνα 3.47: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₇₀	100
Εικόνα 3.48: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₇₀ . Παρατηρείται	

δενδριτική μικροδομή του ΜΣ στην πλευρά όπου συναντάται το κράμα Ti-6Al-4V, το οποίο αποτελείται κυρίως από Ni και Ti σε αναλογία 1:3 ή 1:2 (Ti ₂ Ni).....	101
Εικόνα 3.49: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₇₀	102
Εικόνα 3.50: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₇₀	102
Εικόνα 3.51: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₇₀	103
Εικόνα 3.52: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₇₀	104
Εικόνα 3.53: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₇₀	104
Εικόνα 3.54: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₇₀	105
Εικόνα 3.55: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu ₇₀ . Παρατηρούνται κατακρημνίσματα περικρυσταλλικά, αλλά και στο εσωτερικό των κόκκων, κάποια εκ των οποίων γωνιώδη, με υψηλή συγκέντρωση σε Nb (πιθανώς NbC).....	106
Εικόνα 3.56: : Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₈₀	107
Εικόνα 3.57: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₈₀ . Παρατηρείται βελονοειδής, μαρτενσιτική μικροδομή.	108
Εικόνα 3.58: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₈₀ . Διακρίνεται δενδριτική μορφολογία του ΜΣ.....	108
Εικόνα 3.59: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), από το άνω μέρος της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₈₀ . Η μικροδομή του ΜΣ αποτελείται κυρίως από κόκκους αποτελούμενους από Ti και Ni (TiNi ₃), ενώ περικρυσταλλικά αυτών διακρίνονται σκουρόχρωμες ενώσεις με υψηλή περιεκτικότητα σε Cr (~30% κ.ά.).	109
Εικόνα 3.60: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu ₈₀ . Στη συγκεκριμένη περιοχή, η οποία βρίσκεται στο κέντρο του δοκιμίου, το ΜΣ αποτελείται,	

σύμφωνα με τη στοιχειακή ανάλυση EDS, από $(\text{NiCu})_3\text{Ti}$, ενώ συναντώνται επίσης σκουρόχρωμες περιοχές στα όρια των κόκκων, στις οποίες εντοπίστηκε μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Ti, η οποία πιθανώς υποδηλώνει παρουσία καρβιδίων του Ti... 110

Εικόνα 3.61: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου NiCu_{80} . Στα όρια των κόκκων παρατηρούνται σκουρόχρωμες περιοχές, στις οποίες υπάρχει έντονη παρουσία Cr (~50% κ.ά.). Επίσης, διακρίνονται κατακρημνίσματα με μορφή σταυρού, τα οποία, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία, ταυτοποιούνται ως καρβίδια του Ti (TiC)..... 111

Εικόνα 3.62: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu_{80} 112

Εικόνα 3.63: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu_{80} 112

Εικόνα 3.64: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu_{80} 113

Εικόνα 3.65: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{70(70)}$ 114

Εικόνα 3.66: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{70(70)}$. Η μικροδομή του ΜΣ αποτελείται κυρίως από Ni, ενώ συναντάται μικρότερη ποσότητα Ti, Cu και άλλων κραματικών στοιχείων. 115

Εικόνα 3.67: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{70(70)}$ 116

Εικόνα 3.68: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{70(70)}$. Διακρίνεται δενδριτική ανάπτυξη, παρουσία NiCuTi_2 και NiTi μεταξύ των δενδριτών. 117

Εικόνα 3.69: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{80(80)}$. Παρατηρείται η τυπική βελονοειδής μορφολογία του ΜΣ..... 118

Εικόνα 3.70: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{80(80)}$ 119

Εικόνα 3.71: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), από το άνω μέρος της ZT του δοκιμίου $\text{NiCu}_{80(80)}$ 119

Εικόνα 3.72: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀ (80). Το ΜΣ αποτελείται κυρίως από Ni, Cu και Ti, με τα Ni και Ti σε αναλογία 3:1, ενώ περικρυσταλλικά των κόκκων συναντάται μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Cu. Επίσης, διακρίνονται κατακρημνίσματα μορφής σταυρού, τα οποία πιθανώς είναι καρβίδια του Ti. 120

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

Πίνακας 1.1: Ιδιότητες νικελίου	1
Πίνακας 1.2: Ονομαστική χημική σύσταση Inconel® X-750 [40].....	15
Πίνακας 1.3: Inconel® X-750 physical properties [40].....	15
Πίνακας 1.4: Επίδραση ορισμένων κραματικών στοιχείων που χρησιμοποιούνται στο τιτάνιο [47].....	21
Πίνακας 1.5: Τυπική χημική σύσταση κράματος Ti-6Al-4V	22
Πίνακας 1.6: Φυσικές ιδιότητες κράματος Ti-6Al-4V	23
Πίνακας 1.7: Προτεινόμενες συνθήκες συγκόλλησης GTAW τιτανίου [50]	25
Πίνακας 1.8: Προκύπτουσες φάσεις από το διμερές διάγραμμα Ti-Cu, περιεκτικότητα σε Cu και συμβολισμός Pearson για την κρυσταλλική δομή αυτών [59].....	29
Πίνακας 1.9: : Προκύπτουσες φάσεις από το διμερές διάγραμμα Ti-Ni, περιεκτικότητα σε Ni και συμβολισμός Pearson για την κρυσταλλική δομή αυτών [15]	31
Πίνακας 1.10: Φυσικές ιδιότητες των κραμάτων Ti-6Al-4V και Inconel® X-750.....	33
Πίνακας 2.1: Τυπική χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων Ti-6Al-4V και Inconel® X-750	44
Πίνακας 2.2: Χημικές συστάσεις (% κ.β.) μετάλλων πλήρωσης	47
Πίνακας 2.3: Παράμετροι συγκολλήσεων και ονομασία δοκιμίων.....	48

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ

Διάγραμμα 1.1: Τριμερές διάγραμμα Ni-Al-X, όπου απεικονίζεται η επίδραση των κραματικών προσθηκών στη φάση γ' [18]	8
Διάγραμμα 1.2: Πειραματικό διάγραμμα φάσεων πίεσης-θερμοκρασίας του τιτανίου [48].....	18

Διάγραμμα 1.3: Ταξινόμηση των διμερών διαγραμμάτων ισορροπίας κραμάτων τιτανίου. Τα "α" και "β" είναι οι φάσεις HCP και BCC στερεού διαλύματος αντιστοίχως και το "γ" αντιπροσωπεύει ενδομεταλλική ένωση [48].....	19
Διάγραμμα 1.4: Διαγράμματα ισορροπίας Ti-Al και Ti-V [46]	20
Διάγραμμα 1.5: Τρισδιάστατο διάγραμμα φάσεων για την κατηγοριοποίηση των κραμάτων τιτανίου [44]	22
Διάγραμμα 1.6: Διμερές διάγραμμα φάσεων Ti-Cu [58]	29
Διάγραμμα 1.7: Διμερές διάγραμμα φάσεων Ni-Ti [15]	31
Διάγραμμα 3.1: Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου Cu _{50 (35)} κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	65
Διάγραμμα 3.2: Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου Cu ₅₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	74
Διάγραμμα 3.3: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου Cu ₆₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	87
Διάγραμμα 3.4: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου Cu _{80 (80)} κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	92
Διάγραμμα 3.5: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu ₆₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	100
Διάγραμμα 3.6: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu ₇₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	107
Διάγραμμα 3.7: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu ₈₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	113
Διάγραμμα 3.8: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu _{70 (70)} κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.....	118

Διάγραμμα 3.9: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu _{80 (80)} κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.	121
Διάγραμμα 3.10: Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο δοκίμιο Cu _{50 (35)} . Παρατηρούνται φάσεις Cu-Ni-Ti, καθώς επίσης καρβιδίων του Ti (TiC).	121
Διάγραμμα 3.11: Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο δοκίμιο NiCu _{70 (70)} . Διακρίνονται φάσεις Cu-Ni-Ti, καθώς επίσης NiTi και Ni ₃ Ti.....	122
Διάγραμμα 3.12: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν χωρίς προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης.....	123
Διάγραμμα 3.13: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κάθετα στην τομή του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν χωρίς προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης.....	124
Διάγραμμα 3.14: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης.....	124
Διάγραμμα 3.15: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κάθετα στην τομή του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης.....	125
Διάγραμμα 4.1: Μορφολογίες στερεοποίησης σύμφωνα με τη θερμοκρασιακή βαθμίδα (Temperature Gradient, G) και την ταχύτητα στερεοποίησης (R ή v _s): επίπεδη (planar), κυψελοειδής (cellular), δενδριτική κυψελοειδής (cellular dendritic), δενδριτική κιονοειδής (columnar dendritic) και δενδριτική ισαξονική (equiaxed dendritic). Η ταχύτητα απόψυξης (v _r = dT/dt), η ταχύτητα στερεοποίησης (v _s = dx/dt) και η θερμοκρασιακή βαθμίδα (G _L = dT/dx) συνδέονται μέσω της σχέσης v _r = v _s · G [17, 94, 95].	126

1 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1.1 Κράματα νικελίου

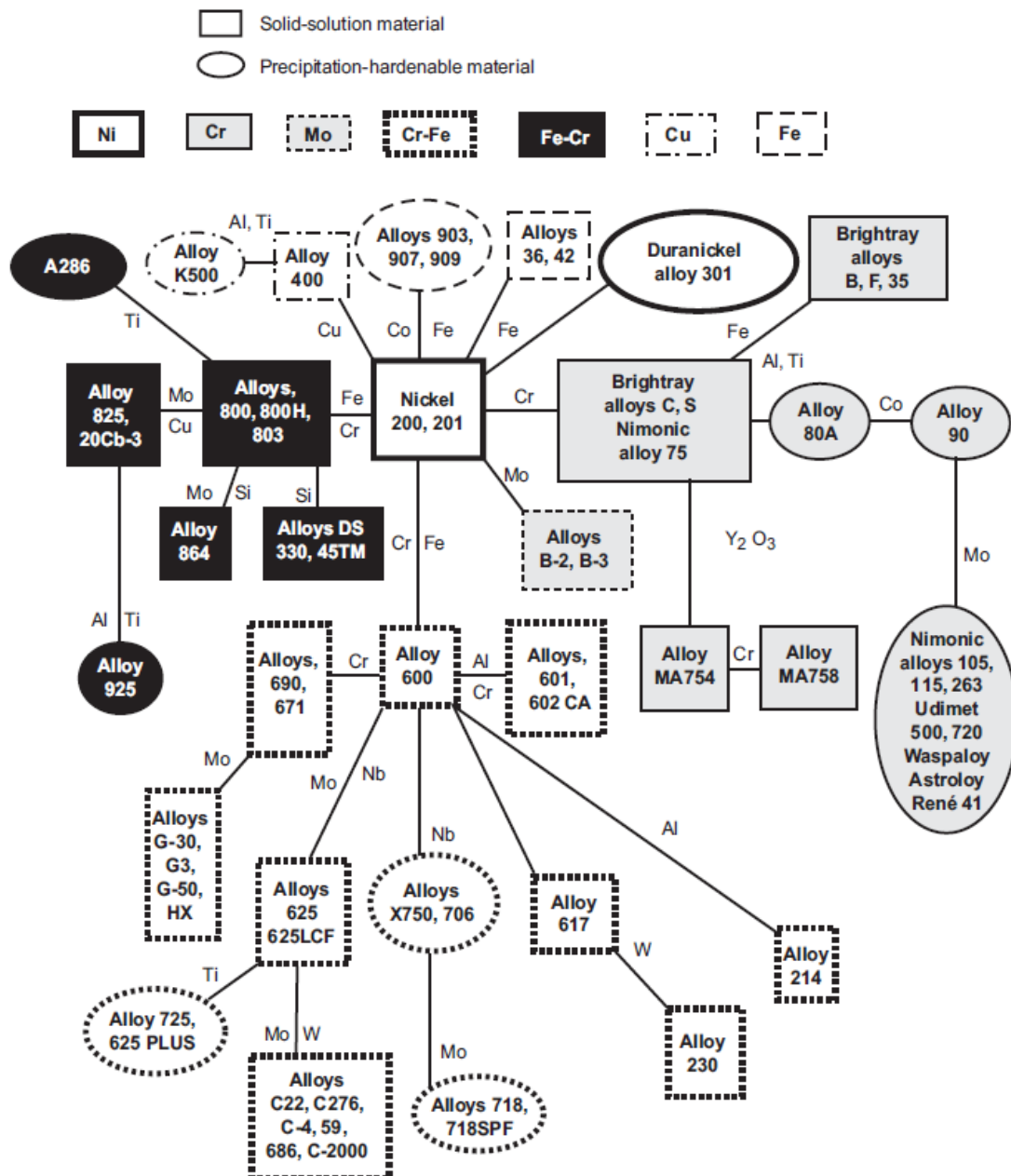
Το νικέλιο και τα κράματά του είναι ενδιαφέροντα από βιομηχανικής άποψης, καθώς λειτουργούν σε απαιτητικές συνθήκες όπως ισχυρά διαβρωτικά περιβάλλοντα, υψηλές θερμοκρασίες και τάσεις, ή συνδυασμό των παραπάνω, λόγω της ολκιμότητας του νικελίου, η οποία οφείλεται στην εδροκεντρωμένη κυβική (fcc) δομή που διατηρεί έως και τη θερμοκρασία τήξης του (1453°C) [14, 15]. Ως αποτέλεσμα, το νικέλιο και τα κράματά του δεν παρουσιάζουν συμπεριφορά μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή φάση, η οποία συναντάται σε άλλα μέταλλα, συμπεριλαμβανομένων των χαλύβων. Καθώς το νικέλιο έχει υψηλή στερεή διαλυτότητα για τα περισσότερα κραματικά στοιχεία (πλήρης στερεή διαλυτότητα με τον χαλκό, σχεδόν πλήρης στερεή διαλυτότητα με τον σίδηρο, διάλυση χρωμίου κατά ~35%, μολυβδαινίου ή βολφραμίου κατά 20%, τιτανίου, αλουμινίου, μαγγανίου, βαναδίου κατά 5-10%), η μικροδομή των κραμάτων νικελίου αποτελείται από την ωστενιτική εδροκεντρωμένη κυβική δομή γ , στην οποία συναντώνται επίσης κατακρημνίσματα. Η σκληρή, όλκιμη μητρική φάση γ μπορεί να διαλύσει εκτεταμένες ποσότητες κραματικών στοιχείων σε διάφορους συνδυασμούς, με αποτέλεσμα σκλήρυνση στερεού διαλύματος και βελτιωμένη αντίσταση σε διάβρωση και οξείδωση [14].

Πίνακας 1.1: Ιδιότητες νικελίου

Πυκνότητα (25°C)	8,902 g/cm ³
Σημείο τήξης	1453°C
Συντελεστής γραμμικής θερμικής διαστολής (0-100°C)	13,3 $\mu\text{m}/\text{m}\cdot\text{K}$
Ειδική θερμότητα (100°C)	0,471 kJ/kg·K
Θερμοκρασία ανακρυστάλλωσης	370°C
Θερμική αγωγιμότητα (100°C)	82.9 W/m·K

1.1.1 Φυσική μεταλλουργία κραμάτων νικελίου

Η εδροκεντρωμένη κυβική μητρική φάση γ μπορεί να σκληρυνθεί μέσω σκλήρυνσης στερεού διαλύματος, σκλήρυνσης με κατακρήμνιση (γήρανση), ή μέσω κατακρήμνισης καρβιδίων.



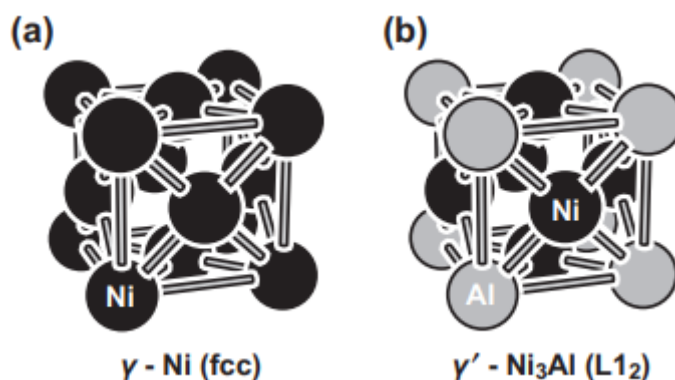
Εικόνα 1.1: Κατηγοριοποίηση κραμάτων νικελίου σύμφωνα με τις κύριες κραματικές προσθήκες και τον μηχανισμό σκλήρυνσης [14]

Η σκλήρυνση στερεού διαλύματος μπορεί να επιτευχθεί με την προσθήκη κραματικών στοιχείων όπως το κοβάλτιο, ο σίδηρος, το χρώμιο, το μολυβδαίνιο, το βολφράμιο, το βανάδιο, το τιτάνιο και το αλουμίνιο, των οποίων η ατομική ακτίνα διαφέρει από αυτήν του νικελίου κατά 1 έως 13%. Η παρατηρούμενη σκλήρυνση μπορεί να συσχετιστεί με αλλαγές στον κρυσταλλογραφικό ιστό, οι οποίες οφείλονται στην προαναφερθείσα διαφορά μεταξύ των ατομικών διαμέτρων. Σε θερμοκρασία μεγαλύτερη του $0.6T_m$ (σημείο τήξης), η σκλήρυνση εξαρτάται από τη διάχυση, ενώ άτομα όπως το μολυβδαίνιο και το βολφράμιο, τα οποία είναι μεγάλης διαμέτρου και καθυστερούν τη

διάχυση, συμβάλλουν καθοριστικά στη σκλήρυνση του κράματος και στη βελτίωση ιδιοτήτων, όπως η αντοχή σε ερπυσμό [14, 16].

Κατά τη σκλήρυνση με κατακρήμνιση (γήρανση), οι φάσεις που κατακρημνίζονται εξαρτώνται από τη χημεία του κράματος και τις θερμικές κατεργασίες στις οποίες έχει υποβληθεί προτού τεθεί σε λειτουργία, καθώς επίσης από τη θερμοκρασία και τον χρόνο έκθεσης κατά τη λειτουργία του. Η γήρανση επιτυγχάνεται κατά τη διαλυτοποίηση του κράματος μέσω θέρμανσης σε θερμοκρασία ανώτερη της θερμοκρασίας solvus, η οποία ακολουθείται από βαφή σε νερό και γήρανση στο θερμοκρασιακό εύρος της κατακρήμνισης. Στη βιομηχανία είναι σύνηθες, ωστόσο, τα κράματα να ψύχονται σε αέρα από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης (~1040-1180°C) σε μια ενδιάμεση θερμοκρασία γήρανσης, στην οποία παραμένουν για κάποιες ώρες προτού ψυχθούν περαιτέρω έως την τελική θερμοκρασία στην οποία πραγματοποιείται η γήρανση, περί τους 760°C. Μετά τη γήρανση στο τελικό αυτό στάδιο για 16 ώρες, τα κράματα ψύχονται με αέρα έως τη θερμοκρασία περιβάλλοντος [17].

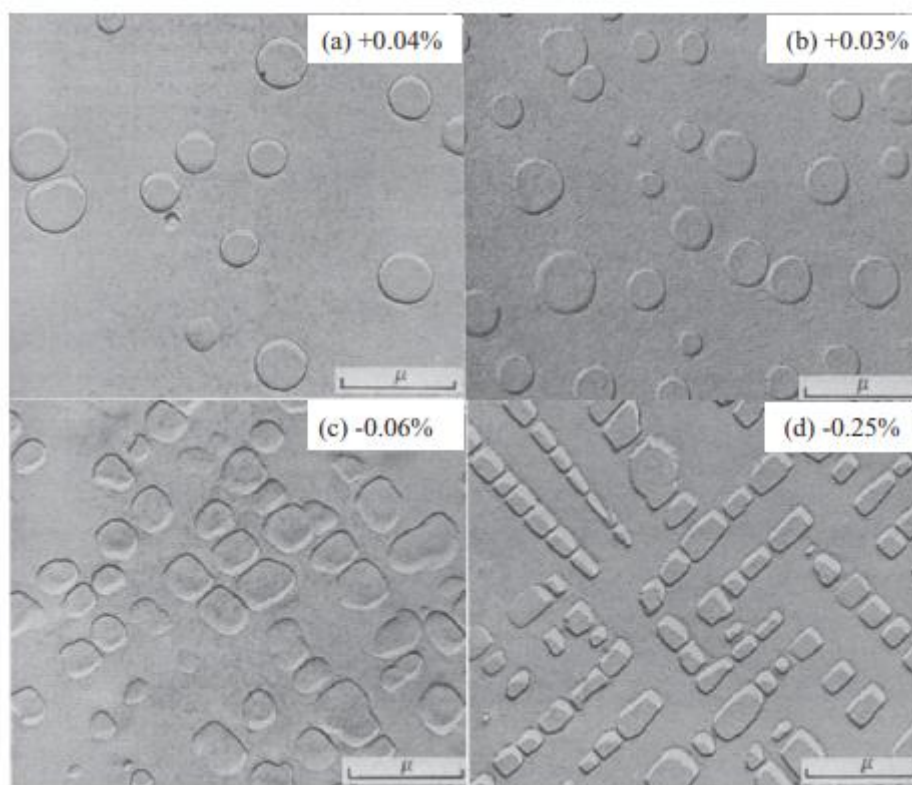
Η κατακρήμνιση της φάσης γ' , $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, έχει ως αποτέλεσμα σημαντική σκλήρυνση των κραμάτων νικελίου. Η φάση αυτή έχει εδροκεντρωμένη κυβική δομή (fcc), όμοια με αυτή της μητρικής φάσης και πλεγματική παράμετρο με αναντιστοιχία ίση ή μικρότερη από 1% με τη μητρική γ φάση, η οποία συνεπάγεται χαμηλή ενέργεια και σταθερότητα.



Εικόνα 1.2: (α) φάση γ (fcc) (β) φάση γ' , κρυσταλλικής δομής L_{12} (primitive cubic): στις κορυφές του κύβου συναντώνται άτομα Al και στο κέντρο κάθε έδρας άτομα Ni. Κάθε άτομο Ni έχει τέσσερα γειτονικά άτομα Al και οκτώ γειτονικά άτομα Ni, ενώ κάθε άτομο Al γειτνιάζει με δώδεκα άτομα Ni [18].

Οι κραματικές προσθήκες μπορούν να επηρεάσουν την αναντιστοιχία της γ' με τη μητρική φάση γ , καθώς επίσης την τη μορφολογία και τη σταθερότητά της [19, 20]. Η κατακρήμνιση της φάσης γ' από την υπερκορεσμένη μητρική φάση γ προκαλεί αύξηση

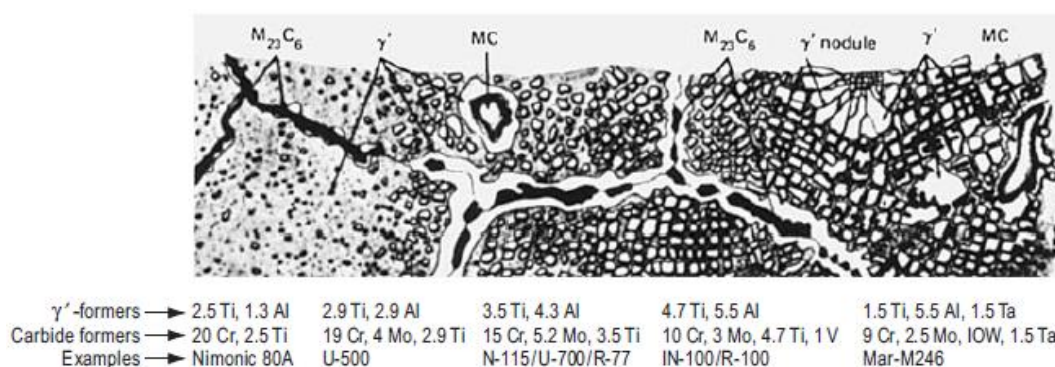
της αντοχής με την αύξηση της θερμοκρασίας κατακρήμνισης, έως και τη θερμοκρασία υπεργήρανσης.



Εικόνα 1.3: Μικρογραφίες κράματος Ni-Al-Mo, όπου απεικονίζεται η γ' και η επίδραση της κρυσταλλογραφικής αναντιστοιχίας στη μορφολογία της [21]

Η σκλήρυνση των κραμάτων με κατακρήμνιση της γ' είναι επίσης συνάρτηση του μεγέθους αυτής· η σκληρότητα αυξάνεται με την ανάπτυξη του μεγέθους του κόκκου, η οποία εξαρτάται από τη θερμοκρασία, τον χρόνο παραμονής και τον ρυθμό απόψυξης [22, 23]. Σημαντικό ρόλο διαδραματίζει επίσης το κλάσμα όγκου της γ' , καθώς η αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες αυξάνεται με την ποσότητα της φάσης που είναι παρούσα στη μικροδομή. Η σκλήρυνση της γ' μειώνεται σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες του $0,6T_m$, καθώς τα σωματίδια γίνονται τραχύτερα. Προκειμένου να καθυστερήσει το φαινόμενο αυτό, μπορούν να προστεθούν κραματικά στοιχεία που αυξάνουν το κλάσμα όγκου της γ' ή στοιχεία των οποίων η διάχυση είναι αργή, όπως το νιόβιο και το ταντάλιο [14, 16]. Η φάση γ' μπορεί να μετασχηματιστεί επίσης σε άλλα κατακρημνίσματα της μορφής Ni_3X εάν το κράμα υπερκορεστεί σε τιτάνιο, νιόβιο ή ταντάλιο. Η πλούσια σε τιτάνιο, μετασταθής γ' μπορεί να μετασχηματιστεί σε Ni_3Ti ή φάση η , μια εξαγωνική δομή πυκνής στίβαξης, η οποία μπορεί να μεταβάλει ιδιότητες των κραμάτων, για παράδειγμα να αυξήσει την αντοχή σε ερπυσμό [24], το μέτρο

ελαστικότητας και την ηλεκτρική αντίσταση [25]. Η παρουσία περίσσειας νιοβίου έχει ως αποτέλεσμα τον μετασχηματισμό της μετασταθούς η στην τετραγωνική χωροκεντρωμένη (bct) γ'' και τελικά στην ορθορομβική φάση ισορροπίας δ (Ni_3Nb). Κραματικές προσθήκες όπως το Ti και το Ta έχει βρεθεί [26] πως σταθεροποιούν τις φάσεις η και δ αντίστοιχα, ενώ βάσει της αναλογίας $\text{Al}/(\text{Nb} + \text{Ta} + \text{Ti})$ (σε % κ. ά.) μπορεί να προβλεφθεί ποια από τις δύο φάσεις έχει μεγαλύτερη πιθανότητα κατακρήμνισης. Οι φάσεις γ' και γ'' , μετά από παρατεταμένη έκθεση στο θερμοκρασιακό εύρος των 650-750°C μετασχηματίζονται στις η και δ , αντίστοιχα. Τόσο η κατακρήμνιση της γ' όσο και της γ'' συνοδεύονται από αυξημένη σκληρότητα, ενώ ο μετασχηματισμός σε Ni_3Nb έχει ως αποτέλεσμα τη μείωση αυτής [14, 16, 27].



Εικόνα 1.4: Επίδραση κραματικών προσθηκών στη μορφολογία και τη μικροδομή των υπερκραμάτων νικελίου [14]

Το νικέλιο δεν είναι στοιχείο καρβιδιογόνο, ωστόσο, ο άνθρακας που υπάρχει στα κράματα νικελίου, συνήθως σε ποσοστό περίπου ίσο με 0.2% κ.β., αντιδρά με άλλα κραματικά στοιχεία προς τον σχηματισμό καρβιδίων, εκ των οποίων τα συχνότερα συναντώμενα σε κράματα νικελίου είναι της μορφής MC, M_6C , M_7C_3 και M_{23}C_6 . Η παρουσία τους στα όρια των κόκκων των χυτών κραμάτων συμβάλλει στην αύξηση της αντοχής και της ολκιμότητάς τους. Το καρβίδιο MC είναι συνήθως μεγάλου μεγέθους, χονδροειδούς μορφολογίας (blocky), εμφανίζεται με τυχαία κατανομή και είναι γενικώς ανεπιθύμητο. Τα καρβίδια τύπου M_6C είναι παρόμοιας μορφολογίας, σχηματίζονται στα όρια των κόκκων και μπορούν να χρησιμεύσουν προκειμένου να επιτευχθεί έλεγχος του μεγέθους των κόκκων. Τα καρβίδια M_7C_3 (κυρίως Cr_7C_3) σχηματίζονται περικρυσταλλικά και είναι ωφέλιμα εάν κατακρημνιστούν ως διακριτά σωματίδια. Προκαλούν ψαθυροποίηση κατά τη συσσωμάτωσή τους, ιδίως κατά την παρατεταμένη έκθεση σε υψηλές θερμοκρασίες, καθώς σχηματίζουν συνεχείς μεμβράνες στα όρια των κόκκων. Τα καρβίδια M_{23}C_6 τείνουν να κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων, ενώ επιδρούν στις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων νικελίου,

ευνοώντας συγκεκριμένα την αντοχή σε ερπυσμό. Η παρατεταμένη έκθεση στους 760 έως 980°C προκαλεί κατακρήμνιση γωνιώδων περικρυσταλλικών καρβιδίων καθώς και σωματιδίων κατά μήκος των διδυμιών [14, 28, 29, 20].

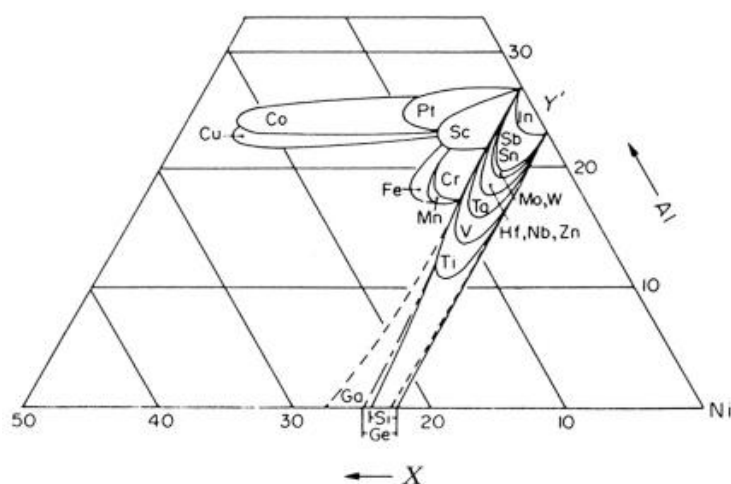
1.1.2 Υπερκράματα νικελίου

Η κατηγορία των υπερκράματων νικελίου περιλαμβάνει τα κράματα εκείνα που έχουν ως κύρια κραματική προσθήκη νικέλιο, σίδηρο και νικέλιο, ή κοβάλτιο και έχουν εδροκεντρωμένη κυβική δομή (fcc), η οποία παρουσιάζει εκτεταμένη διαλυτότητα σε κάποιες κραματικές προσθήκες, αυξημένη ολκιμότητα και ευνοεί την κατακρήμνιση φάσεων που επιφέρουν σκλήρυνση της μικροδομής. Τα κράματα αυτά συνδυάζουν υψηλή μηχανική αντοχή, αντίσταση σε οξειδωση και διάβρωση σε υψηλές θερμοκρασίες (άνω των 540°C) και χρησιμοποιούνται ευρέως στους κινητήρες αεροσκαφών, ιδίως στα θερμά μέρη, όπως τα σταθερά και κινητά πτερύγια, οι δίσκοι στροβίλου και ο θάλαμος καύσης, όπου επικρατούν θερμοκρασίες 900-1200°C. Επίσης, λόγω της υψηλής αντίστασής τους σε διάβρωση, χρησιμοποιούνται στη χημική βιομηχανία, συγκεκριμένα στη βιομηχανία πετρελαίου και φυσικού αερίου.

Τα υπερκράματα, τα οποία μπορούν να προέρχονται είτε από χύτευση ή διαμόρφωση, αποτελούνται από την ωστενιτική fcc μητρική φάση γ και άλλες δευτερεύουσες φάσεις όπως: τα καρβίδια MC , $M_{23}C_6$, M_6C και M_7C_3 ή τις ενδομεταλλικές ενώσεις $\gamma' Ni_3(Al, Ti)$ (fcc), $\gamma'' Ni_3Nb$ (bct), την εξαγωνική Ni_3Ti και την ορθορομβική δNi_3Nb . Τα υπερκράματα αντλούν την αντοχή τους κατά κύριο λόγο από κραματικά στοιχεία που συμβάλλουν στη σκλήρυνση στερεού διαλύματος και από κατακρημνιζόμενες φάσεις, π.χ. γ' και γ'' , των οποίων η σταθερότητα ευνοείται από τις κραματικές προσθήκες Al και Ti [14, 16, 27].

Τα υπερκράματα νικελίου και σιδήρου-νικελίου με κραματικές προσθήκες αλουμινίου και τιτανίου αποτελούνται από τη γ' , η οποία είναι διεσπαρμένη στη μητρική φάση γ , ενώ η αντοχή τους αυξάνεται με την αύξηση του κλάσματος όγκου της γ' . Το κλάσμα όγκου της γ' είναι περίπου ίσο με 0.2 ή λιγότερο στα υπερκράματα διαμόρφωσης Fe-Ni, ενώ μπορεί να υπερβεί το 0.6 στα υπερκράματα με βάση το νικέλιο. Πιο συγκεκριμένα, στα υπερκράματα Fe-Ni, καθώς και στα υπερκράματα νικελίου πρώτης γενιάς συναντάται μικρότερο κλάσμα όγκου της γ' (0.25), η οποία έχει σφαιροειδή μορφολογία όταν είναι παρούσα σε χαμηλό κλάσμα όγκου και κυβοειδή μορφολογία για κλάσμα όγκου μεγαλύτερο ή ίσο με 0.35. Τα υπερκράματα Ni-Nb αποτελούνται

Οι Ochiai et al. [18] μελέτησαν τον διατεταγμένο χαρακτήρα της γ' μέσω παρατήρησης τριμερών διαγραμμάτων Ni-Al-X, όπου X συναντώνται στοιχεία όπως τα Co, Cr, Mo, W. Σε κάθε περίπτωση, ο χώρος που καταλαμβάνει η γ' στο διάγραμμα φάσεων εκτείνεται προς μια κατεύθυνση που εξαρτάται από τη διαλυτότητα του εκάστοτε στοιχείου στη φάση γ' . Για παράδειγμα, στοιχεία όπως τα Co και Pt, επεκτείνουν την περιοχή της γ' παράλληλα στον άξονα Ni-X, υποδεικνύοντας σταθερό κλάσμα όγκου Al και επιβεβαιώνοντας προτιμητέα αντικατάσταση του Ni, ενώ στοιχεία όπως τα Ti και Ta επεκτείνουν την περιοχή της γ' προς παράλληλα στον άξονα Al-X, υποδεικνύοντας αντικατάσταση του Al.



Διάγραμμα 1.1: Τριμερές διάγραμμα Ni-Al-X, όπου απεικονίζεται η επίδραση των κραματικών προσθηκών στη φάση γ' [18]

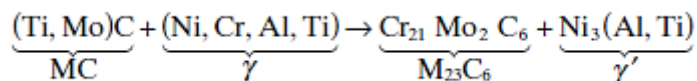
1.1.2.2 Κατακρήμνιση της γ''

Η γ'' , όπως προαναφέρθηκε, είναι δισκοειδούς μορφολογίας, ενώ συναντάται συχνά σε συνδυασμό με τη φάση γ' , σε κράματα που περιέχουν Nb σε ποσοστό μεγαλύτερο από 4% κ.β. . Συνήθως κατακρημνίζεται κατόπιν διαλυτοποίησης ή συγκόλλησης, γι' αυτό και συνηθίζεται σε κράματα σκληρυνόμενα με κατακρήμνιση της γ'' να πραγματοποιείται θερμική κατεργασία γήρανσης μετά τη συγκόλληση, προκειμένου να επιτευχθεί σκλήρυνση και αύξηση της αντοχής σε συνδυασμό με υψηλή ολκιμότητα. Η γ'' μπορεί επίσης να μετατραπεί σε γ' και δ φάση (Ni_3Nb) κατά την παρατεταμένη έκθεση σε θερμοκρασία άνω των 675°C , προκαλώντας μείωση της αντοχής [14, 31].

1.1.2.3 Κατακρήμνιση καρβιδίων

Η κατακρήμνιση καρβιδίων στα υπερκράματα νικελίου συναντάται είτε στα όρια των κόκκων, ή ενδοκρυσταλλικά. Επί παραδείγματι, το καρβίδιο M_{23}C_6 κατακρημνίζεται

στα υπερκράματα νικελίου περικρυσταλλικά μετά τη θερμική κατεργασία της γήρανσης, βελτιώνοντας την αντοχή σε ερπυσμό. Ένα σύνηθες φαινόμενο, το οποίο συναντάται σε κράματα όπως το Nimonic 80A και το Inconel-X 750, κατά την κατακρήμνιση του προαναφερθέντος καρβιδίου είναι ο σχηματισμός μιας ζώνης εξαντλημένης σε γ' στα όρια των κόκκων (precipitate-free zone, PFZ), η οποία επιδρά αρνητικά στην αντοχή υπερκράματων νικελίου και νικελίου-σιδήρου σε ερπυσμό (Εικόνα 1.4). Αυτό μπορεί να οφείλεται στη διάχυση του χρωμίου στα όρια των κόκκων προς σχηματισμό καρβιδίων, με αποτέλεσμα, λόγω έλλειψης Cr, να αυξάνεται η διαλυτότητα σε Ni και Al, εξαλείφοντας τελικά τη γ' . Ωστόσο, οι ζώνες αυτές δεν εμφανίζονται έντονα σε κράματα με υψηλότερο κλάσμα όγκου της γ' , πιθανώς λόγω της μεγαλύτερης περιεκτικότητάς τους σε στοιχεία που προάγουν την κατακρήμνιση της γ' .



Εξίσωση 2: αντίδραση καρβιδίου MC και μητρικής φάσης γ προς σχηματισμό $M_{23}C_6$ και γ' . Σε κάποιες περιπτώσεις, το καρβίδιο που κατακρημνίζεται από αυτή την αντίδραση εμφανίζεται στα όρια των κόκκων, περιβεβλημένο από τη φάση γ' (βλ. Εικόνα 1.4), μειώνοντας την αντοχή κραμάτων όπως το Udimet 700 σε ερπυσμό [17].

Τα καρβίδια που κατακρημνίζονται ενδοκρυσταλλικά δε συμβάλλουν σημαντικά στην αύξηση της αντοχής των υπερκράματων νικελίου και νικελίου-σιδήρου και, αναλόγως την κατεργασία, διαλυτοποιούνται μερικώς. Για παράδειγμα, τα καρβίδια τύπου MC δεν αποσυντίθεται εξ' ολοκλήρου χωρίς προηγούμενη τήξη του κράματος, είναι ωστόσο ασταθή και μπορούν να αποσυντεθούν προς $M_{23}C_6$ σε θερμοκρασίες κατώτερες των 815-870°C, ή να μετατραπούν σε M_6C σε θερμοκρασίες 980-1040°C εάν το κράμα έχει επαρκώς υψηλή περιεκτικότητα σε μολυβδαίνιο και βολφράμιο. Γενικώς, τα καρβίδια που συναντώνται ενδοκρυσταλλικά θεωρούνται ανεπιθύμητα, καθώς ευνοούν τις ρωγματώσεις και την οξείδωση της επιφάνειας των υπερκράματων [14, 29].

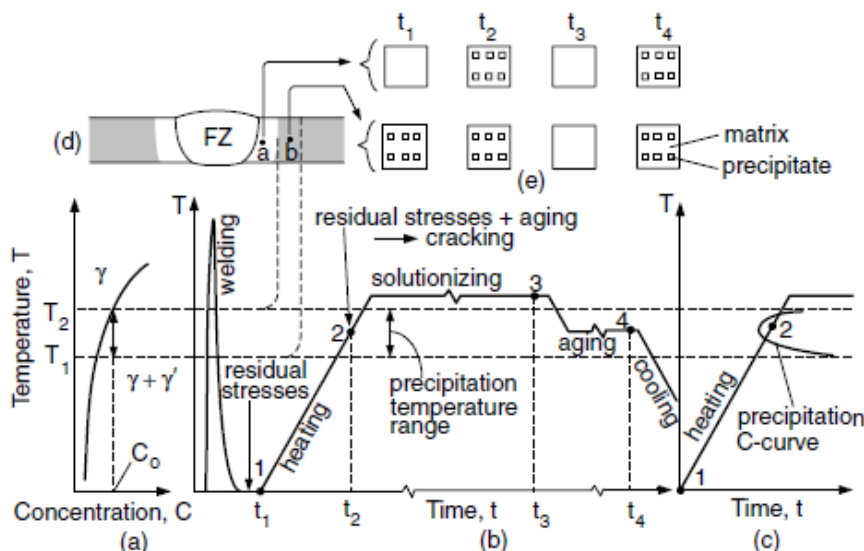
1.1.3 Συγκολλήσεις υπερκράματων νικελίου

Το νικέλιο και τα κράματά του μπορούν να συγκολληθούν με διαφορετικές τεχνικές συγκόλλησης. Τα όλκιμα κράματα που υφίστανται σκλήρυνση στερεού διαλύματος είναι τα περισσότερο επιδεκτικά σε συγκόλληση, ενώ δεν απαιτούν προθέρμανση ή θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση. Τα κράματα που σκληραίνουν με κατακρήμνιση είναι λιγότερο επιδεκτικά σε συγκόλληση, λόγω παρουσίας της φάσης

γ', η οποία επιφέρει θερμή ρωγμάτωση και ρωγμάτωση κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (strain age/delay cracking). Η ευκολία με την οποία εμφανίζεται θερμή ρωγμάτωση σχετίζεται άμεσα με την περιεκτικότητα σε αλουμίνιο και τιτάνιο (γ' formers). Η θερμή ρωγμάτωση συμβαίνει στη ΘΕΖ και ο βαθμός στον οποίο ρωγματώνεται το κράμα ποικίλλει ανάλογα με τη σύσταση και τις τάσεις στη συγκόλληση. Τα μέταλλα πλήρωσης που συνήθως χρησιμοποιούνται είναι όλκιμα ωστενιτικά κράματα, με αποτέλεσμα να μειώνεται η πιθανότητα θερμής ρωγμάτωσης. Οι επιτυχείς συγκολλήσεις περιορίζονται σε κράματα με χαμηλότερο κλάσμα όγκου (Vf) της γ' ($\leq 0,35$), συνήθως διαμόρφωσης. Τα συγκεκριμένα κράματα συνήθως συγκολλούνται σε ανοπτημένη κατάσταση, ενώ υπόκεινται επίσης σε θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (PWHT), προκειμένου να γίνει κατακρήμνιση της φάσης γ'. Συγκεκριμένα υπερκράματα είναι ιδιαίτερα επιδεκτικά στη συγκόλληση, όπως το Inconel 718, καθώς η φάση γ'' κατακρημνίζεται με πιο αργούς ρυθμούς, με αποτέλεσμα οι παραμορφώσεις που δημιουργούνται κατά τη συγκόλληση να ανακατανέμονται και να προσαρμόζονται ευκολότερα στο ΜΣ και τη ΘΕΖ. [14].

1.1.3.1 Ρωγμάτωση κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (Post Weld Heat-Treatment/Strain-Age Cracking)

Η θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (PWHT) γίνεται κυρίως για δύο λόγους: για την απομάκρυνση των παραμενουσών τάσεων και για την επίτευξη μέγιστης αντοχής. Προκειμένου να επιτευχθεί μέγιστη αντοχή, η συγκόλληση υπόκειται σε διαλυτοποίηση και στη συνέχεια σε γήρανση. Κατά τη διαλυτοποίηση απομακρύνονται επίσης οι παραμένουσες τάσεις από τη συγκόλληση. Ωστόσο, η γήρανση μπορεί να λάβει χώρα όσο η συγκόλληση θερμαίνεται στη θερμοκρασία διαλυτοποίησης, καθώς το θερμοκρασιακό εύρος της γήρανσης είναι χαμηλότερο από τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης.

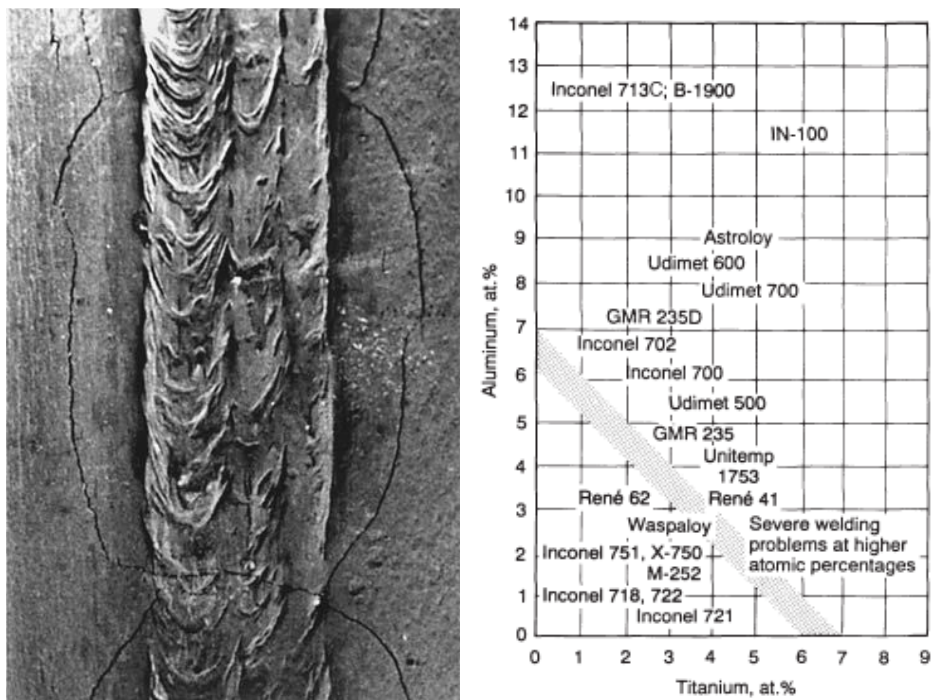


Εικόνα 1.6: Σχηματική αναπαράσταση της διαδικασίας ρωγμάτωσης κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση. Το θερμοκρασιακό εύρος στο οποίο λαμβάνει χώρα η κατακρήμνιση είναι μεταξύ των θερμοκρασιών T_1 και T_2 (a). Η συγκόλληση θερμαίνεται έως τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης (solutionizing) προκειμένου να γίνει εκτόνωση τάσεων (b), περνώντας έτσι από το θερμοκρασιακό εύρος της κατακρήμνισης. Έτσι, σε περίπτωση που ο ρυθμός θέρμανσης δεν είναι αρκετά ταχύς ώστε να αποφευχθεί η τομή της καμπύλης κατακρήμνισης (precipitation C curve), γίνεται κατακρήμνιση και εμφανίζονται ρωγματώσεις. Οι αλλαγές στη μικροδομή ξεκινούν κυρίως στη ΘΕΖ (d) & (e) [17].

Συνεπώς, εφόσον η γήρανση γίνεται πριν την απομάκρυνση των παραμενουσών τάσεων, εμφανίζονται ρωγματώσεις κατά την PWHT. Οι ρωγματώσεις αυτές συνήθως εμφανίζονται στη ΘΕΖ, ωστόσο μπορούν να διαδοθούν και σε περιοχές ανεπηρέαστες από τη θερμότητα της συγκόλλησης. Σημειώνεται πως κράματα με υψηλό ποσοστό Ni & Al είναι επιρρεπή σε ρωγματώσεις, καθώς ο ρυθμός με τον οποίο γίνεται σε αυτά η σκλήρυνση με κατακρήμνιση είναι ταχύς και η ολκιμότητά τους χαμηλή [14, 17].

1.1.3.2 Μηχανισμοί PWHT cracking

Η ρωγμάτωση κατά τη PWHT είναι αποτέλεσμα της χαμηλής ολκιμότητας και των υψηλών παραμορφώσεων στη ΘΕΖ [17]. Μεταξύ των μηχανισμών που προκαλούν χαμηλή ολκιμότητα είναι: η ρευστοποίηση ή οι αντιδράσεις στερεάς κατάστασης κατά τη συγκόλληση, η ευθραυστοποίηση των ορίων των κόκκων λόγω παρουσίας οξυγόνου κατά τη θερμική κατεργασία και η αλλαγή στον τρόπο παραμόρφωσης από διακρυσταλλική σε περικρυσταλλική ολίσθηση στα όρια των κόκκων (grain boundary sliding) [17]. Όσον αφορά τους μηχανισμούς που ευθύνονται για τις υψηλές παραμορφώσεις στη ΘΕΖ, αυτοί μπορεί να σχετίζονται με τάσεις που αναπτύσσονται κατά τη συγκόλληση, ή με τη θερμική διαστολή και συστολή του υλικού (η κατακρήμνιση των φάσεων προκαλεί συστολή, όπως προαναφέρθηκε, κατά τη γήρανση, επιφέροντας ρωγμάτωση κατά τη PWHT) [17].

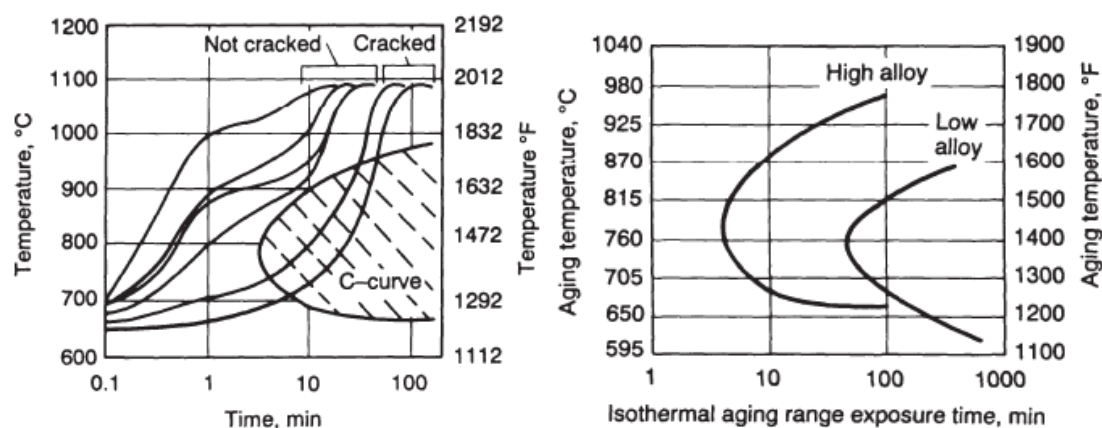


Εικόνα 1.7: Αριστερά: ρωγμάτωση κατά την PWHT σε κράμα Inconel X-750 και συγκόλληση πάχους 50mm. Η συγκόλληση πραγματοποιήθηκε στο κράμα κατόπιν γήρανσης, ενώ μετά τη συγκόλληση έγινε εκ νέου γήρανση στους 705°C για 20 ώρες. Δεξιά: συσχέτιση επιδεικτικότητας κραμάτων νικελίου σε συγκόλληση με την περιεκτικότητά τους σε αλουμίνιο και τιτάνιο. Τα κράματα που βρίσκονται κάτω από τη διαγώνια γραμμή και έχουν μικρότερη περιεκτικότητα σε Al+Ti είναι πιο επιδεικτικά σε συγκόλληση. Το Inconel 718 δεν παρουσιάζει το φαινόμενο αυτό [14]

1.1.3.3 Τρόποι αντιμετώπισης (παρατήρηση crack susceptibility C curves)

Για την αντιμετώπιση του προαναφερθέντος φαινομένου έχουν προταθεί στη βιβλιογραφία διάφοροι τρόποι, κυρίως όταν πρόκειται για τη συγκόλληση κραμάτων που υφίστανται σκλήρυνση με κατακρήμνιση, οι περισσότεροι από τους οποίους βασίζονται στην παρατήρηση διαγραμμάτων που αναπαριστούν τις καμπύλες κατακρήμνισης (precipitation C curves, Εικόνα 1.6c). Στο κράμα René 41 παρατηρήθηκε [32, 33] πως η υπεργήρανση (η οποία για το Inconel® X-750 συμβαίνει σε θερμοκρασία >760°C) πριν τη συγκόλληση, είτε σε διαφορετικά στάδια, ή μέσω αργής απόψυξης από τη θερμοκρασία ανόπτησης, μπορεί να μειώσει τις συγκεκριμένες ρωγματώσεις. Συγκεκριμένα, το μέταλλο βάσης ενός κράματος που έχει υποστεί υπεργήρανση είναι πιο όλκιμο και δε συστέλλεται κατά τη γήρανση στη PWHT, με αποτέλεσμα να αποφεύγεται η συσσώρευση παραμενουσών τάσεων στη ΘΕΖ. Ωστόσο, τα κατακρημνίσματα που προκύπτουν κατά την υπεργήρανση διαλύονται στη ΘΕΖ κατά τη συγκόλληση και έτσι η ΘΕΖ είναι πιθανό να υποστεί σκλήρυνση και διαστολή όταν λαμβάνει χώρα γήρανση κατά τη PWHT. Επίσης, το φαινόμενο των ρωγματώσεων μπορεί να περιοριστεί κατά την ανόπτηση πριν την πραγματοποίηση της συγκόλλησης. Εάν η συγκόλληση θερμανθεί με ταχύ ρυθμό κατά τη PWHT, είναι

δυνατό να γίνει εκτόνωση τάσεων προτού πραγματοποιηθεί σκλήρυνση και συστολή κατά τη γήρανση, με αποτέλεσμα να αποφευχθεί η εμφάνιση ρωγματώσεων (Εικόνα 1.8). Η συγκεκριμένη μέθοδος μπορεί να εφαρμοστεί όταν η συγκόλληση μπορεί να θερμανθεί ταχέως σε φούρνο και όταν οι διαταραχές που οφείλονται σε ανομοιόμορφη θέρμανση δεν είναι πολλές. Εναλλακτικά, η PWHT μπορεί να πραγματοποιηθεί σε αδρανή ατμόσφαιρα ή ατμόσφαιρα κενού, απουσία οξυγόνου, το οποίο ευθραυστοποιεί τα όρια των κόκκων κατά τη PWHT. Τέλος, έχει προταθεί η χρήση τεχνικών συγκόλλησης με χαμηλή πρόσδοση θερμότητας, η συγκόλληση υλικών με μικρό μέγεθος κόκκων και ο έλεγχος της σύστασης και των κραματικών προσθηκών (Εικόνα 1.8) [14, 17, 34].

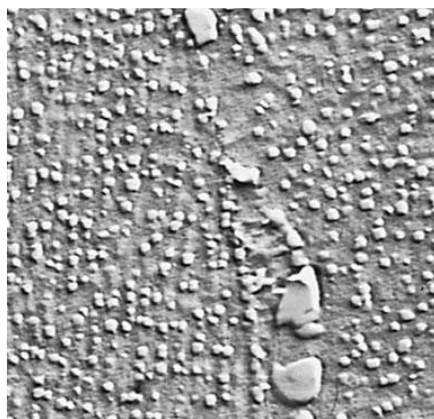


Εικόνα 1.8: Αριστερά: επίδραση του ρυθμού θέρμανσης στην τάση για εμφάνιση ρωγμάτωσης ανοπτημένου κράματος René 41 κατά τη PWHT. Δεξιά: επίδραση σύστασης του κράματος (υψηλές και χαμηλές κραματικές προσθήκες σε Fe, Si, Mn, S) στην τάση για εμφάνιση ρωγμάτωσης κατά τη PWHT κράματος René 41 [14].

1.1.4 Inconel® X-750

Το Inconel® X-750 αποτελεί ένα υπερκράμα νικελίου, το οποίο κατατάσσεται στην κατηγορία των κραμάτων που σκληραίνουν με κατακρήμνιση της γ' και δημιουργήθηκε για χρήση σε εφαρμογές όπου απαιτείται υψηλή αντίσταση σε οξείδωση και διάβρωση σε θερμοκρασίες άνω των 700°C, επί παραδείγματι στην αεροναυπηγική και την πυρηνική βιομηχανία. Το συγκεκριμένο κράμα είθισται, πριν την κατεργασία της γήρανσης να θερμαίνεται στους 1150°C για 2 έως 4 ώρες προκειμένου να διαλυτοποιηθεί και στη συνέχεια να ψύχεται σε αέρα. Η γήρανση μπορεί να περιλαμβάνει είτε θέρμανση στους 845°C, παραμονή για 24 ώρες, ψύξη σε αέρα και αναθέρμανση στους 705°C, παραμονή για 20 ώρες και ψύξη σε αέρα, ή θέρμανση στους 730°C, παραμονή για 8 ώρες, ψύξη σε φούρνο έως τους 620°C, παραμονή στον φούρνο έως ότου ο συνολικός χρόνος για τον θερμικό κύκλο της

γήρανσης ισούται με 18 ώρες και ψύξη σε αέρα [14]. Η μικροδομή του Inconel X-750 αποτελείται από τη μητρική γ φάση, στην οποία επίσης συναντώνται κατακρημνίσματα της γ' , αλλά και καρβίδια, όπως τα MC και $M_{23}C_6$, τα οποία συναντώνται ενδοκρυσταλλικά και περικρυσταλλικά των κόκκων και των διδυμίων.



Εικόνα 1.9: Inconel X-750 έπειτα από ανόπτηση για 2 ώρες στους 1150°C, θέρμανση σε αέρα και στη συνέχεια γήρανση στους 815°C για 24 ώρες. Παρατηρείται λεπτοκρυσταλλική μικροδομή με ομοιόμορφη κατανομή κατακρημνισμάτων γ' και ευμεγέθη, ασυνεγή καρβίδια $M_{23}C_6$ στα όρια των κόκκων. Προσβολή με glycergia, μεγέθυνση 15000x [14]

Έχει παρατηρηθεί [35, 36, 37] πως το μέγεθος κόκκου της γ' εξαρτάται από τη θερμική κατεργασία (θερμοκρασία και χρόνος) στην οποία έχει υποβληθεί το κράμα, ενώ μπορεί να έχει σχήμα κύβου όταν τα κατακρημνίσματα είναι μεγάλα και σφαιρικό όταν είναι μικρότερου μεγέθους. Η θερμοκρασία στην οποία γίνεται η διαλυτοποίηση επιδρά επίσης στο φαινόμενο εμφάνισης ζωνών στα όρια των κόκκων, στις οποίες, όπως προαναφέρθηκε, εκλείπουν κατακρημνίσματα (PFZ): συγκεκριμένα, όταν η διαλυτοποίηση γίνεται σε χαμηλές θερμοκρασίες, έχει παρατηρηθεί πως οι ζώνες αυτές είναι μικρότερες, ενώ προάγεται επίσης η κατακρήμιση καρβιδίων MC, με αποτέλεσμα μεγαλύτερο ποσοστό άνθρακα στο στερεό διάλυμα. Αντιθέτως, όταν το ποσοστό άνθρακα είναι μεγαλύτερο πριν την κατεργασία της γήρανσης, η αναλογία των κατακρημνιζόμενων καρβιδίων $M_{23}C_6$:MC είναι μεγαλύτερη. Η μορφολογία του καρβιδίου $M_{23}C_6$ επηρεάζεται από τη θερμοκρασία και τον χρόνο κατά τον οποίο πραγματοποιείται η γήρανση [38], ενώ η παρουσία του συνδέεται με το φαινόμενο απουσίας χρωμίου σε ζώνες κοντά στα όρια των κόκκων, γεγονός που καθιστά το κράμα επιρρεπές σε περικρυσταλλική διάβρωση [39].

Πίνακας 1.2: Ονομαστική χημική σύσταση Inconel® X-750 [40]

<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>	<i>Nb</i>	<i>Cu</i>	<i>C</i>
73.0	15.5	7.0	2.5	0.7	1.0	0.25 max	0.04

Πίνακας 1.3: Inconel® X-750 physical properties [40]

Ποκνότητα	8.28 g/cm ³
Θερμοκρασία τήξης	1393-1427°C

Πριν τη συγκόλληση, το Inconel® X-750 πρέπει να βρίσκεται σε ανοπτημένη κατάσταση. Μπορεί να συγκολληθεί κατόπιν γήρανσης, ωστόσο δεν πρέπει στη συνέχεια η ΖΤ ή η ΘΕΖ να υποστούν κατεργασία κατακρήμνισης ή να εκτεθούν στο θερμοκρασιακό εύρος όπου γίνεται κατακρήμνιση λόγω κινδύνου ρωγμάτωσης του υλικού. Εάν το Inconel® X-750 έχει σκληρυνθεί με κατακρήμνιση και στη συνέχεια συγκολληθεί και αναμένεται να εκτεθεί σε θερμοκρασίες κατακρήμνισης κατά τη διάρκεια λειτουργίας του, η συγκόλληση θα πρέπει να υποστεί ανόπτηση ή να υποβληθεί σε κατεργασία διαλυτοποίησης (solution treatment) και εκ νέου θερμική κατεργασία κατακρήμνισης. Σε κάθε περίπτωση, πρέπει να δίνεται προσοχή κατά τη συγκόλληση ώστε να ελαχιστοποιούνται οι υψηλές καταπονήσεις. Κατά την κατεργασία διαλυτοποίησης, η θέρμανση της συγκόλλησης πρέπει να γίνεται με ταχύ ρυθμό και ομοιόμορφα, ώστε ο χρόνος παραμονής στο θερμοκρασιακό εύρος της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση να είναι ελάχιστος. Ο πιο πρακτικός τρόπος να επιτευχθεί ταχύς ρυθμός θέρμανσης είναι να μπει το τεμάχιο σε προθερμασμένο φούρνο [17, 34].

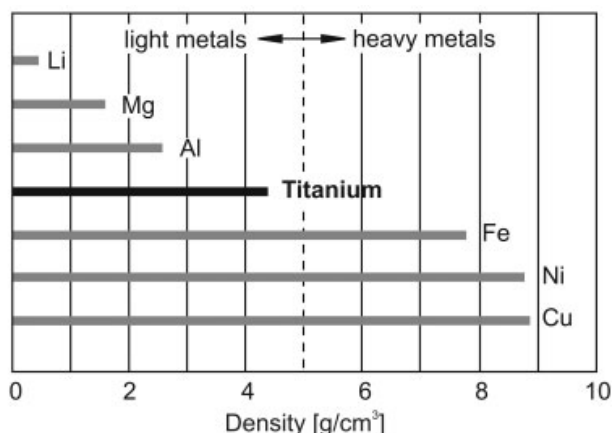
Η κατακρήμνιση της γ' απογυμνώνει τη μητρική φάση γ που την περιβάλλει από Al και Ti και έχει ως αποτέλεσμα μείωση της πλεγματικής παραμέτρου της μητρικής φάσης. Αυτή η μείωση προκαλεί την αποκαλούμενη συστολή κατά τη γήρανση (aging contraction), η οποία έχει παρατηρηθεί πως είναι της τάξης του 0,05% στο Inconel® X-750. Οι παραμορφώσεις που δημιουργούνται κατά τη συστολή αυτή εμποδίζουν την απομάκρυνση των παραμενουσών τάσεων στη ΘΕΖ και, συνεπώς, αυξάνουν τις πιθανότητες για εμφάνιση ρωγμάτωσης κατά τη PWHT [17]. Επίσης, όπως προαναφέρθηκε, σε κράματα όπως το Inconel® X-750, έχει παρατηρηθεί πως οι περιοχές στα όρια των κόκκων απογυμνώνονται από τη γ' , γεγονός που μπορεί να οφείλεται στη διάχυση του χρωμίου προκειμένου να δημιουργήσει καρβίδια στα όρια

των κόκκων. Εφόσον οι περιοχές αυτές απογυμνώνονται από χρώμιο, η διαλυτότητά τους σε Ni και Al αυξάνεται, προκαλώντας εξάλειψη της γ' [17].

Η θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση κράματος Inconel® X-750 με διαφορετικά ηλεκτρόδια (ERNiCrCoMo-1 και ERNiCrMo-3), για παράδειγμα η γήρανση στους 705°C για 22 ώρες, με σκοπό την εκτόνωση των τάσεων και τη διαλυτοποίηση στοιχείων της μητρικής φάσης έχει παρατηρηθεί πως μπορεί να αυξήσει τη σκληρότητα και να βελτιώσει την αντοχή της συγκόλλησης. Αντίθετα, η γήρανση σε υψηλή θερμοκρασία, ή η παρατεταμένη έκθεση στη θερμοκρασία γήρανσης, έχει βρεθεί πως συνδέεται με περισσότερα και μεγαλύτερου μεγέθους κατακρημνίσματα της γ' και μικρότερη ποσότητα καρβιδίων $M_{23}C_6$ στα όρια των κόκκων, γεγονός που προκαλεί μείωση της σκληρότητας του κράματος [41, 42, 43].

1.2 Κράματα τιτανίου

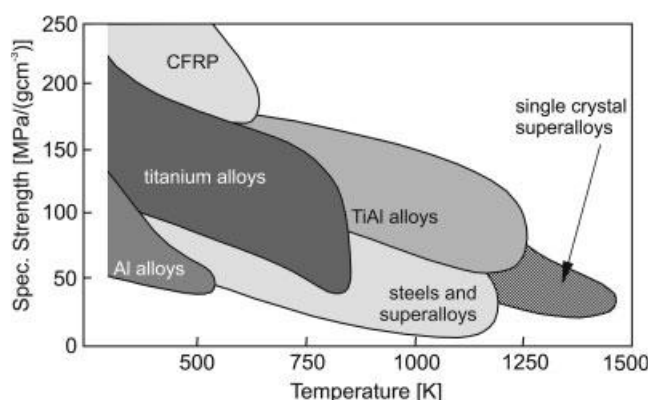
Το τιτάνιο ανακαλύφθηκε το 1791 από τον William Gregor, έχει πυκνότητα 4,5 g/cm³ και ανήκει μαζί με το αλουμίνιο και το μαγνήσιο στα ελαφρά μέταλλα (Εικόνα 1.10), ενώ κατατάσσεται ως το ένατο πιο άφθονο στοιχείο και το τέταρτο πιο άφθονο δομικό μέταλλο στον μανδύα της γης. Η μεταλλουργική διαδικασία εξαγωγής του τιτανίου από ορυκτές πρώτες ύλες παρουσίαζε συχνά τεχνικές δυσκολίες, οι οποίες καθιστούσαν αντιοικονομική την αξιοποίησή του. Για τον λόγο αυτόν, η χρήση του σε μεταλλική μορφή, στη βιομηχανία, ξεκίνησε το 1950 [44, 45].



Εικόνα 1.10: Κατάταξη μετάλλων ανάλογα με την πυκνότητά τους [44]

Το τιτάνιο και τα κράματά του είναι ελκυστικά διότι έχουν, συγκριτικά με άλλα μέταλλα, υψηλότερο λόγο μηχανικής αντοχής προς πυκνότητα, η οποία μάλιστα διατηρείται έως τους 700°C. Η αντίσταση του τιτανίου και των κραμάτων του σε διάβρωση είναι επίσης καλύτερη από εκείνη του ανοξειδωτού χάλυβα, λόγω της

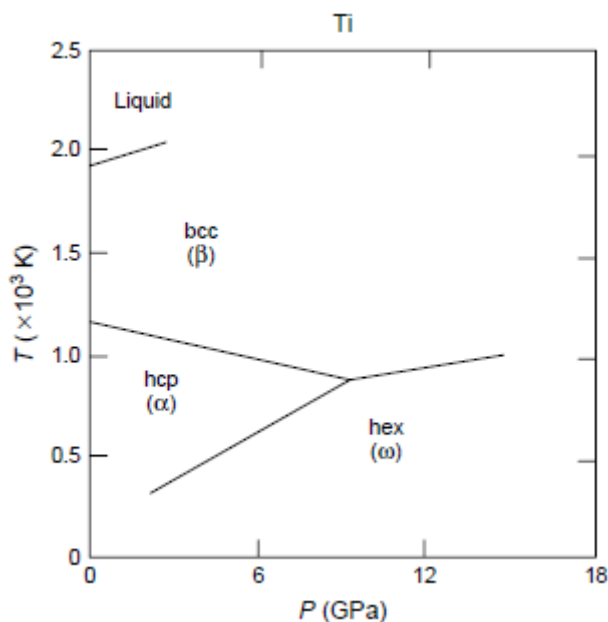
δημιουργίας παθητικού στρώματος TiO_2 , το οποίο παραμένει αναλλοίωτο έως τους $535^\circ C$. Ωστόσο, η υψηλή αντιδραστικότητα του τιτανίου, ιδιαίτερα στην τετηγμένη κατάσταση, παρουσιάζει ιδιαίτερη πρόκληση κατά τη χύτευσή του. Για παράδειγμα, το τιτάνιο αντιδρά έντονα με το διοξείδιο του πυριτίου και έχει αρκετά υψηλή διαλυτότητα στα περισσότερα από τα πυρίμαχα (συμπεριλαμβανομένων των οξειδίων, των καρβιδίων και των νιτριδίων) υλικά. Ως αποτέλεσμα, τα κράματα τιτανίου δεν μπορούν να τακούν σε πυρίμαχους φούρνους. Οι μηχανικές ιδιότητες του καθαρού εμπορικού τιτανίου είναι συνάρτηση του επιπέδου οξυγόνου, η αύξηση του οποίου συνεπάγεται αύξηση αντοχής και μείωση ολκιμότητας [45, 46]. Τα κράματα τιτανίου χρησιμοποιούνται ευρέως σε εξαρτήματα αεροναυπηγικής που λειτουργούν σε χαμηλές έως μέτρια αυξημένες θερμοκρασίες, συμπεριλαμβανομένων των εξαρτημάτων του αεροσκάφους και των κινητήρων, αλλά και στην αυτοκινητοβιομηχανία, σε εφαρμογές όπου απαιτείται ιδιαίτερα υψηλή αντοχή, στην πυρηνική και την πετροχημική βιομηχανία [47].



Εικόνα 1.11: Μηχανικές ιδιότητες κραμάτων τιτανίου [44]

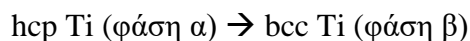
1.2.1 Διαγράμματα φάσεων τιτανίου

Το τιτάνιο υπάρχει ως α φάση (εξαγωνική-HCP) σε θερμοκρασία δωματίου υπό ατμοσφαιρική πίεση. Κατά την αύξηση της πίεσης, ενώ η θερμοκρασία διατηρείται σταθερή, μετασχηματίζεται στην εξαγωνική ω φάση με πίεση περίπου 2GPa. Υπό ατμοσφαιρική πίεση, η α φάση μετασχηματίζεται στην πυκνότερη β φάση (BCC) στα 1155K. Το τριπλό σημείο στο οποίο συναντώνται οι α , β και ω φάσεις είναι περίπου στα 9,0GPa και τους 940K (Διάγραμμα 1.2) [48].

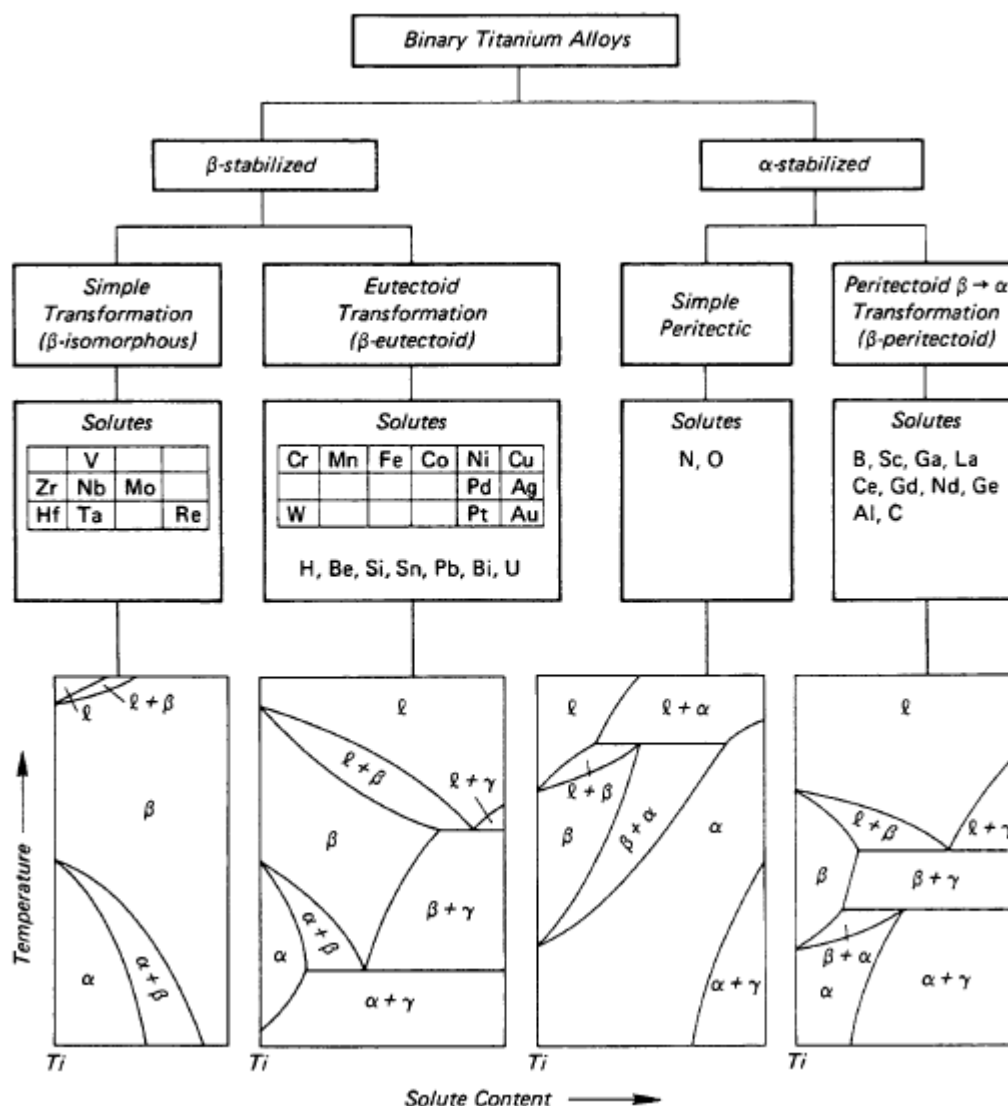


Διάγραμμα 1.2: Πειραματικό διάγραμμα φάσεων πίεσης-θερμοκρασίας του τιτανίου [48]

Τα διαγράμματα φάσεων του τιτανίου βασίζονται στις δύο υπάρχουσες αλλοτροπικές μορφές στερεού τιτανίου: το α -Ti (HCP), το οποίο είναι σταθερό σε θερμοκρασία δωματίου και έως τους 882°C και το β -Ti (BCC), που είναι σταθερό από τους 882°C έως τη θερμοκρασία τήξης.

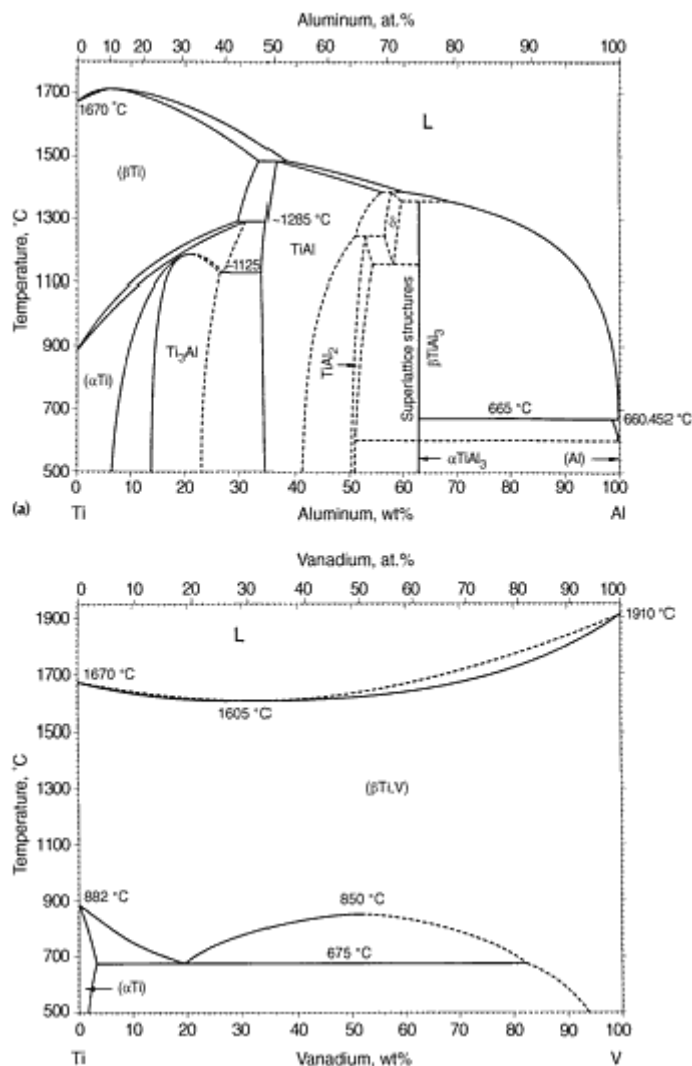


Ο μετασχηματισμός $\beta \rightarrow \alpha$ είναι μαρτενσιτικός και δε συνδέεται με μηχανισμό πυρηνοποίησης και ανάπτυξης. Εκτός από τις α και β φάσεις, οι οποίες είναι μέγιστης σημασίας για τα κράματα τιτανίου, υπάρχουν επίσης αρκετές ενδομεταλλικές ενώσεις, όπως οι α_2 -Ti₃Al, β -TiAl, TiAl₂ και TiAl₃.



Διάγραμμα 1.3: Ταξινόμηση των διμερών διαγραμμάτων ισορροπίας κραμάτων τιτανίου. Τα "α" και "β" είναι οι φάσεις HCP και BCC στερεού διαλύματος αντιστοίχως και το "γ" αντιπροσωπεύει ενδομεταλλική ένωση [48]

Τα περισσότερα κραματικά στοιχεία που χρησιμοποιούνται σε εμπορικά κράματα τιτανίου μπορούν να ταξινομηθούν ως α-σταθεροποιητές (όπως το αλουμίνιο) ή β-σταθεροποιητές (όπως το βανάδιο και το χρώμιο), ανάλογα με το αν η θερμοκρασία αλλοτροπικού μετασχηματισμού αυξάνεται ή μειώνεται με την κραματική προσθήκη, αντίστοιχα (Πίνακας 1.4).



Διάγραμμα 1.4: Διαγράμματα ισορροπίας Ti-Al και Ti-V [46]

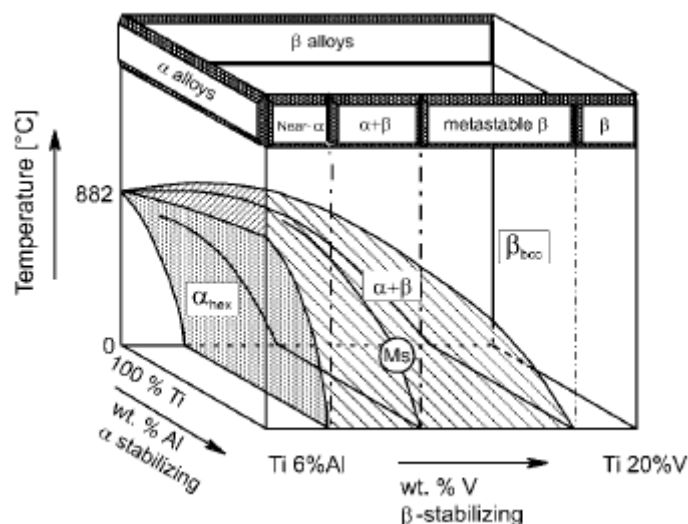
Οι κραματικές προσθήκες στοιχείων μετάπτωσης στο τιτάνιο αυξάνουν την ηλεκτρονιακή πυκνότητα, με αποτέλεσμα να σταθεροποιούν τη β φάση (bcc), δρώντας ως β-σταθεροποιητές. Οι β-σταθεροποιητές ταξινομούνται περαιτέρω ως εκείνοι που είναι πλήρως αναμιξιμοί με το β-Τί (όπως το βανάδιο, το μολυβδαίνιο, το ταντάλιο και το νιόβιο) και εκείνοι που σχηματίζουν ευτηκτοειδή συστήματα με τιτάνιο (όπως το χρώμιο και ο σίδηρος). Ο κασίτερος και το ζirkόνιο είναι επίσης συχνές κραματικές προσθήκες στο τιτάνιο, αλλά αντί να σταθεροποιούν τις φάσεις, έχουν εκτεταμένες διαλυτότητες τόσο στο α-Τί όσο και στο β-Τί. Η μικροδομή των εμπορικών κραμάτων τιτανίου είναι συνήθως περίπλοκη, καθώς τα περισσότερα από αυτά περιέχουν περισσότερους τους ενός από τους τέσσερις τύπους κραματικών προσθηκών [44, 46, 49].

Πίνακας 1.4: Επίδραση ορισμένων κραματικών στοιχείων που χρησιμοποιούνται στο τιτάνιο [47]

Κραματικό στοιχείο	% Σύσταση κ.β.	Επίδραση στη μικροδομή
Al	2-7	α σταθεροποιητής
Sn	2-6	α σταθεροποιητής
V	2-20	β σταθεροποιητής
Mo	2-20	β σταθεροποιητής
Cr	2-12	β σταθεροποιητής
Cu	2-6	β σταθεροποιητής
Zr	2-8	α και β σταθεροποιητής
Si	0.05-1	βελτίωση αντίστασης σε ερπυσμό

1.2.2 Κατηγορίες κραμάτων τιτανίου

Τα κράματα τιτανίου ταξινομούνται σε α, α+β και β με περαιτέρω υποδιαίρεση σε σχεδόν-α και μετασταθή-β κράματα, όπως απεικονίζεται σχηματικά στο τρισδιάστατο διάγραμμα φάσεων (Διάγραμμα 1.5), το οποίο αποτελείται από δύο διαγράμματα φάσεων, ένα με α- και ένα με β- σταθεροποιητές αντίστοιχα. Σύμφωνα με αυτό το διάγραμμα, τα α-κράματα περιλαμβάνουν εμπορικά καθαρό τιτάνιο και κράματα αποκλειστικά κραματωμένα με α-σταθεροποιητές και/ή ουδέτερα στοιχεία. Αν προστεθούν μικρές ποσότητες β-σταθεροποιητών, τότε αποκαλούνται σχεδόν-α κράματα. Τα κράματα α+β, η πιο συχνά χρησιμοποιούμενη ομάδα, σε θερμοκρασία δωματίου περιέχουν κλάσμα όγκου β-φάσης που κυμαίνεται από 5-40%, ενώ σε περίπτωση που περιέχουν β φάση σε ποσοστό μεγαλύτερο από 20%, δεν μπορούν να συγκολληθούν. Εάν η αναλογία των β-σταθεροποιητών αυξηθεί σε βαθμό που η β-φάση δε μετασχηματίζεται πλέον σε μαρτενσίτη μετά από γρήγορη βαφή, τότε τα κράματα αυτά παραμένουν στη διφασική περιοχή και εισέρχονται στην κατηγορία των μετασταθών β-κραμάτων. Τα κράματα αυτά έχουν ωστόσο τη δυνατότητα να παρουσιάσουν σε κατάσταση ισορροπίας κλάσμα όγκου φάσης-α μεγαλύτερο από 50% [44].



Διάγραμμα 1.5: Τρισδιάστατο διάγραμμα φάσεων για την κατηγοριοποίηση των κραμάτων τιτανίου [44]

1.2.3 Κράμα Ti-6Al-4V

Λόγω των ελκυστικών ιδιοτήτων τους, τα κράματα $\alpha+\beta$ συναντώνται σε εφαρμογές όπου επικρατούν υψηλές θερμοκρασίες στην αεροναυπηγική και την αυτοκινητοβιομηχανία. Μεταξύ των προαναφερθεισών ιδιοτήτων συναντώνται: χαμηλή πυκνότητα ($3,9\sim 4,1\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$), υψηλό όριο διαρροής (όριο διαρροής/πυκνότητα), υψηλή ακαμψία (μέτρο ελαστικότητας/πυκνότητα), καλή αντίσταση στην οξείδωση και καλές ιδιότητες ερπυσμού σε υψηλές θερμοκρασίες. Ιδιαίτερα σε θερμοκρασίες μεταξύ 600°C και 800°C τα κράματα αυτά έχουν ιδιαίτερα υψηλή αντοχή, η οποία, συγκριτικά με τα βαρύτερα κράματα νικελίου, είναι τουλάχιστον παρόμοια, αν όχι υψηλότερη [44].

Μεταξύ των κραμάτων αυτών, το κράμα Ti-6Al-4V, το οποίο δημιουργήθηκε το 1954, αποτελεί το πιο δημοφιλές, λόγω των ιδιοτήτων του και των πλεονεκτημάτων που προσφέρει η χρήση του σε διαφορετικές εφαρμογές, ιδιαίτερα στην αεροναυπηγική.

Πίνακας 1.5: Τυπική χημική σύσταση κράματος Ti-6Al-4V

Ti	Al	V	Fe	O	C	N	H
87.6-91	5.5-6.75	3.5-4.5	≤ 0.40	≤ 0.20	≤ 0.080	≤ 0.050	≤ 0.015

Ανάλογα με την εφαρμογή στη οποία πρόκειται να χρησιμοποιηθεί, η περιεκτικότητα σε οξυγόνο μπορεί να ποικίλλει από 0.08% έως 0.2% κ.β., η περιεκτικότητα σε άζωτο μπορεί να είναι περί το 0.05% κ.β., ενώ το αλουμίνιο και το βανάδιο έως 6.75 και 4.5 % κ.β., αντίστοιχα. Όσο μεγαλύτερη είναι η περιεκτικότητα των προαναφερθέντων

κραματικών στοιχείων, ιδιαίτερα του οξυγόνου και του αζώτου, τόσο αυξάνει και η αντοχή του κράματος. Ωστόσο, μικρές κραματικές προσθήκες οξυγόνου, αζώτου και αλουμινίου βελτιώνουν την ολκιμότητα, τη δυσθραυστότητα, την αντίσταση σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση και την αντίσταση στη διάδοση ρωγμών [49].

Πίνακας 1.6: Φυσικές ιδιότητες κράματος Ti-6Al-4V

Ποκνότητα	4.43 g/cm ³
Θερμοκρασία τήξης	1674 ή 1655°C
T_β	995°C
Σκληρότητα	300-400 HV
E	110-140 GPa

Το κράμα Ti-6Al-4V χρησιμοποιείται είτε στην ανοπτημένη κατάσταση ή μετά από ειδική κατεργασία με σκοπό την ενίσχυση της αντοχής του. Κατά την ανοπτηση σε θερμοκρασία ανώτερη της T_β, ή σε υψηλό σημείο της διφασικής περιοχής α+β, προκύπτει Widmanstätten ή φυλλώδης (lamellar) α+β μικροδομή με καλή δυσθραυστότητα, αντίσταση σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση και διάδοση ρωγμών, αλλά και αντίσταση σε ερπυσμό. Η μικροδομή των κραμάτων που έχουν υποβληθεί σε ανοπτηση και βαφή μπορεί να είναι είτε βελονοειδής μαρτενιτική α' (έπειτα από βαφή σε θερμοκρασία υψηλότερη της T_β) ή α'+α (έπειτα από βαφή από τους 800-900°C), μεταξύ των οποίων η δεύτερη είναι εξαιρετικά μαλακή και όλκιμη. Οι μικροδομές αυτές επιδιώκονται πριν από κατεργασίες γήρανσης. Κατά τη γήρανση σε θερμοκρασίες μεταξύ 300 και 600°C μπορεί να επιτευχθεί αντοχή έως και 1140MPa [49].

Η φάση α συνδέεται με υψηλή αντίσταση στην πλαστική παραμόρφωση, μειωμένη ολκιμότητα, ανισοτροπία μηχανικών και φυσικών ιδιοτήτων, υψηλή αντοχή σε ερπυσμό και ρυθμό διάχυσης μικρότερο κατά δύο τάξεις μεγέθους συγκριτικά με τη φάση β. Ωστόσο, η παρουσία β φάσης ενισχύει την εκλέπτυνση των κόκκων συνεπώς και την αντοχή, βελτιώνει την κατεργασιμότητα εν θερμώ, μειώνει την επιδεκτικότητα σε συγκόλληση και την αντοχή κάποιων κραμάτων σε ερπυσμό. Τα κράματα που περιέχουν α και β φάση μπορούν να σκληρυνθούν μέσω θερμικής κατεργασίας διαλυτοποίησης (solution treating) και γήρανσης (aging). Κάποια χρησιμοποιούνται επίσης στην ανοπτημένη κατάσταση [44, 50].

Γενικώς η θερμική κατεργασία μπορεί να προκαλέσει αύξηση του μεγέθους των κόκκων, ενώ δεν υπάρχει θερμική κατεργασία που να μπορεί να προκαλέσει

εκλέπτυνση αυτών, παρά μόνο κατεργασία εν ψυχρώ ακολουθούμενη από ανόπτηση ανακρυστάλλωσης (recrystallization annealing).

Το κράμα Ti-6Al-4V μπορεί να υποβληθεί σε διαφορετικές θερμικές κατεργασίες, μεταξύ των οποίων είναι η ανόπτηση σε θερμοκρασία περί τους 705-790°C για 1 έως 4 ώρες, ακολουθούμενη από ψύξη σε φούρνο ή αέρα, με σκοπό βελτίωση της ολκιμότητας, της δυσθραυστότητας και της αντοχής του σε ερπυσμό. Εναλλακτικά, προκειμένου να επιτευχθεί σκλήρυνση του κράματος, πραγματοποιείται διαλυτοποίηση σε υψηλή θερμοκρασία (~899-968°C) για 0.2 έως 2 ώρες στη διφασική περιοχή (α-β), ακολουθούμενη από βαφή σε αέρα, νερό ή άλλο μέσο. Η β φάση που είναι παρούσα μπορεί να διατηρηθεί πλήρως κατά την απόψυξη ή ένα μέρος αυτής να μετασχηματιστεί σε α (αναλόγως τη σύσταση, τη θερμοκρασία διαλυτοποίησης και τον ρυθμό απόψυξης). Ακολουθεί γήρανση στο θερμοκρασιακό εύρος των ~482-649°C. Κατά τη γήρανση, λεπτόκοκκα σωματίδια α φάσης κατακρημνίζονται στη διατηρημένη ή μετασχηματισμένη β φάση. Αυτή η διφασική δομή είναι πιο σκληρή και ανθεκτική από την ανοπτημένη.

1.2.4 Συγκολλησιμότητα

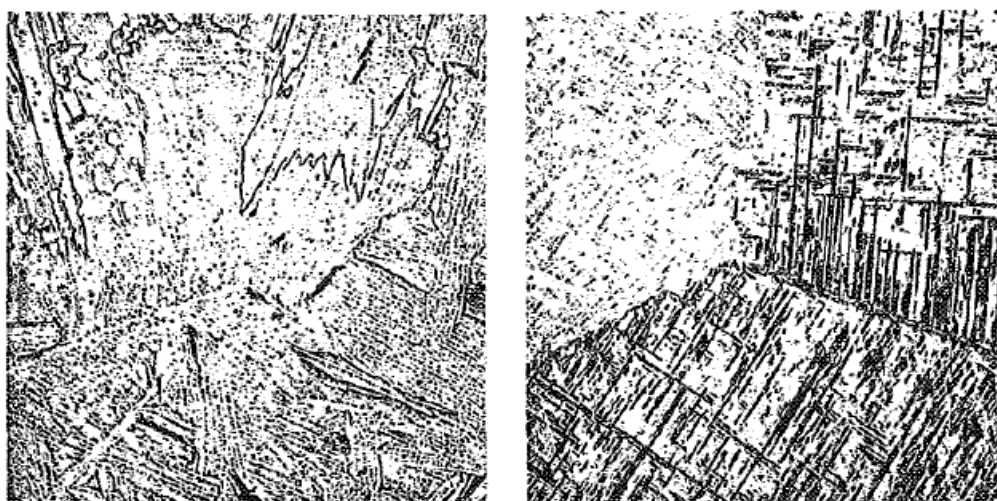
Κατά τις συγκολλήσεις κραμάτων τιτανίου, οι θερμοκρασίες προθέρμανσης και συγκόλλησης των ενδιάμεσων πάσων πρέπει να διατηρούνται χαμηλές ώστε να αποφεύγεται η δημιουργία οξειδίων στην επιφάνεια, που μπορούν στη συνέχεια να διαλυθούν στο τηγμένο ΜΣ. Συνήθως απαιτείται προθέρμανση προκειμένου να απομακρυνθεί η υγρασία που έχει απορροφηθεί στην επιφάνεια πριν τη συγκόλληση. Οι θερμοκρασίες αυτές δεν πρέπει να υπερβαίνουν τους 121°C, καθώς παρατεταμένη έκθεση σε υψηλότερες αυτής της θερμοκρασίας μπορεί να προκαλέσει τον σχηματισμό φιλμ οξειδίου στο ΜΣ και το ΜΒ (το οποίο στη συνέχεια θα πρέπει να αφαιρεθεί).

Η μέθοδος TIG χρησιμοποιείται για τη συγκόλληση κραμάτων τιτανίου, ιδιαίτερα για πάχη έως και ~3mm. Είναι προτιμότερο η συγκόλληση να γίνεται μετωπικά, ώστε να μην υπάρχουν απώλειες του αδρανούς αερίου και να προστατεύεται επαρκώς, και με ορθή πολικότητα. Οι συνθήκες συγκόλλησης εξαρτώνται από το πάχος, τον σχεδιασμό, τον εξοπλισμό και τη μέθοδο συγκόλλησης. Έτσι, για δεδομένο πάχος και σχεδιασμό συγκόλλησης, διαφορετικοί συνδυασμοί ρεύματος, τάσης, ταχύτητας συγκόλλησης και μετάλλου πλήρωσης μπορούν να χρησιμοποιηθούν (Πίνακας 1.7) [50].

Πίνακας 1.7: Προτεινόμενες συνθήκες συγκόλλησης GTAW τιτανίου [50]

Sheet thickness, in.	Filler wire		Shielding gas	Arc voltage, V	Welding current, A	Ravel speed, in./min
	Diam, in.	Feed, in./min				
0.008	none		He	14	10	16
0.030	none		Ar	10	25-30	10
0.060	none		Ar	10	90-100	10
0.060	0.062	22	Ar	10	120-130	12
0.090	none		Ar	12	190-200	10
0.090	0.062	22	Ar	12	200-210	12
0.125	0.062	20	Ar	12	220-230	10

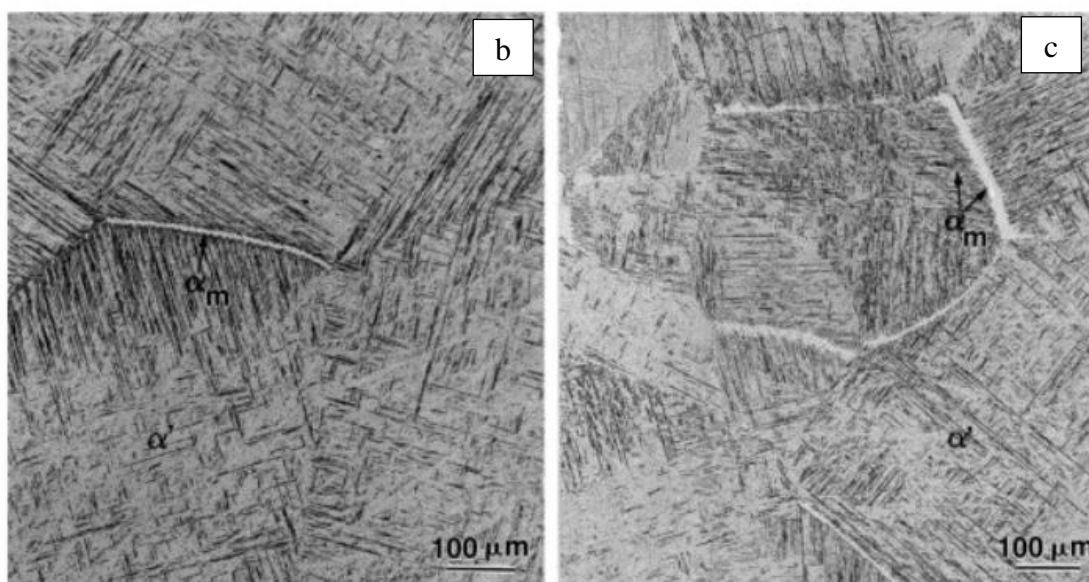
Κατά τις συγκολλήσεις τήξης κραμάτων τιτανίου, στερεοί κόκκοι β-Ti παρατηρούνται ακριβώς δίπλα από το τηγμένο μέταλλο. Στις ψυχρότερες περιοχές, μακριά από το ΜΣ, το στερεό τιτάνιο είναι με τη μορφή β φάσης, μιγμάτων α και β φάσης ή ως μονοφασική α, αναλόγως της σύστασης του κράματος. Η στερεοποίηση του ΜΣ συνοδεύεται από ανάπτυξη στερεών κόκκων β φάσης με την κατεύθυνση της στερεοποίησης. Καθώς η απόψυξη συνεχίζεται συμβαίνουν διάφοροι μετασχηματισμοί στο ΜΣ και τη ΘΕΖ, με τα σημαντικότερα μεταλλουργικά φαινόμενα να συμβαίνουν στο ΜΣ και τη β-φάση της ΘΕΖ. Στο εμπορικά καθαρό τιτάνιο, τα α και τα α-β κράματα, οι μεγάλοι κόκκοι β φάσης που σχηματίστηκαν σε υψηλές θερμοκρασίες μετασχηματίζονται σε α ή α-β μικροδομή όταν αποψυχθούν κάτω από την T_{β} (980°C για το Ti-6Al-4V). Η μικροδομή στους πρωτογενείς κόκκους β φάσης είναι βελονοειδής (acicular) & Widmanstätten για τα α-β κράματα (Εικόνα 1.12). Οι κόκκοι β φάσης στο β ή σχεδόν β ΜΣ είτε παραμένουν σταθεροί κατά τον πλήρη κύκλο απόψυξης, ή σχηματίζονται μικρές ποσότητες λεπτοκρυσταλλικής φάσης α στους κόκκους β.



Εικόνα 1.12: Αριστερά: μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης όπου απεικονίζεται α φάση και μικρή ποσότητα διεσπαρμένης β φάσης, x250. Δεξιά: μικροδομή μετάλλου συγκόλλησης, κράματος Ti-6Al-4V, όπου υπάρχει παρουσία βελονοειδούς α και β φάσης σε δομή Widmanstätten πρωτογενών κόκκων β φάσης, x250 [50].

Η ΘΕΖ δίπλα από το ΜΣ στα α-β κράματα εμφανίζει μεταλλουργικές και μηχανικές ιδιότητες όμοιες με αυτές του ΜΣ παρόμοιας σύστασης. Το Ti-6Al-4V μπορεί να υποστεί θερμική κατεργασία πριν συγκολληθεί προκειμένου να αυξηθεί η αντοχή του.

Η χαμηλή ολκιμότητα των περισσότερων συγκολλήσεων α-β κραμάτων οφείλεται στους μετασχηματισμούς φάσεων στο ΜΣ ή τη ΘΕΖ. Τα κράματα α-β μπορούν να συγκολληθούν με μη κραματωμένο τιτάνιο ή κράμα α-τιτανίου ως μέταλλο πλήρωσης, ώστε το ΜΣ να περιέχει μικρή ποσότητα β φάσης, με αποτέλεσμα τη βελτίωση της ολκιμότητας της συγκόλλησης. Ωστόσο, με τον τρόπο αυτόν δεν αποφεύγεται η χαμηλή ολκιμότητα της ΘΕΖ σε κράματα που περιέχουν μεγάλες ποσότητες β-σταθεροποιητών. Μεταξύ των α-β κραμάτων, το Ti-6Al-4V έχει την καλύτερη επιδεκτικότητα σε συγκόλληση. Μπορεί να συγκολληθεί είτε στην ανοπτημένη κατάσταση ή έπειτα από διαλυτοποίηση (solution treatment) και γήρανση (aging). Η γήρανση μπορεί να ολοκληρωθεί κατά την πραγματοποίηση μιας θερμικής κατεργασίας εκτόνωσης των τάσεων (postweld stress-relieving heat treatment) [50, 49]. Το συγκεκριμένο κράμα συνηθίζεται να συγκολλάται με τεχνικές κατά τις οποίες χρησιμοποιούνται δέσμες υψηλής πυκνότητας ενέργειας, όπως δέσμη ηλεκτρονίων ή δέσμη laser, καθώς έτσι επιτυγχάνεται μικρότερου πλάτους ραφή συγκόλλησης και ΘΕΖ, λεπτοκρυσταλλική μικροδομή και μειώνονται οι παραμορφώσεις συγκριτικά με συγκολλήσεις τήξης [51, 52]. Στη ΖΤ συγκόλλησης TIG κράματος Ti-6Al-4V έχει παρατηρηθεί [53] μικροδομή αποτελούμενη από βελονοειδή μαρτενσιτική α' φάση (hcp), αλλά και δευτερογενή α φάση στα όρια κόκκων β φάσης, ενώ και στη ΘΕΖ έχει παρατηρηθεί παρόμοια μικροδομή (Εικόνα 1.13). Η παρουσία α φάσης στα όρια κόκκων β φάσης συνδέεται με τον ρυθμό απόψυξης -συγκεκριμένα αναμένεται όταν ο ρυθμός απόψυξης είναι πιο αργός- συνεπώς είναι πιθανότερο να εμφανιστεί σε συγκολλήσεις με χαμηλότερο ρυθμό απόψυξης, όπως η συγκόλληση TIG, και λιγότερο σε συγκολλήσεις με χρήση δεσμών υψηλής ενέργειας [54]. Η προαναφερθείσα μικροδομή βελονοειδούς μαρτενσιτικής α' φάσης έχει παρατηρηθεί επίσης σε συγκολλήσεις με χρήση δέσμης laser, ενώ κατά την αύξηση της πρόσδοσης θερμότητας έχει βρεθεί πως το μέταλλο συγκόλλησης είναι περισσότερο λεπτοκρυσταλλικό [55, 56].



Εικόνα 1.13: (a) Μικροδομή ZT συγκολλημένου κράματος Ti-6Al-4V με συγκόλληση TIG [53], μικροδομή Ti-6Al-4V έπειτα από απόψυξη με ρυθμό (b) 410° C/s (c) 275° C/s: παρατηρείται ο βαθμιαίος σχηματισμός α φάσης [54]

Σε ετερογενείς συγκολλήσεις TIG-brazing (συγκόλληση μέσης θερμοκρασίας) κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V και κράματος αλουμινίου Al5052, έχει βρεθεί [57] πως η αύξηση του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας ευνοεί την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων (π.χ. $TiAl_3$), αυξάνοντας τη σκληρότητα και μειώνοντας την εφελκυστική αντοχή του μετάλλου συγκόλλησης.

1.2.5 Ρωγμάτωση κατά τη θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (PWHT)

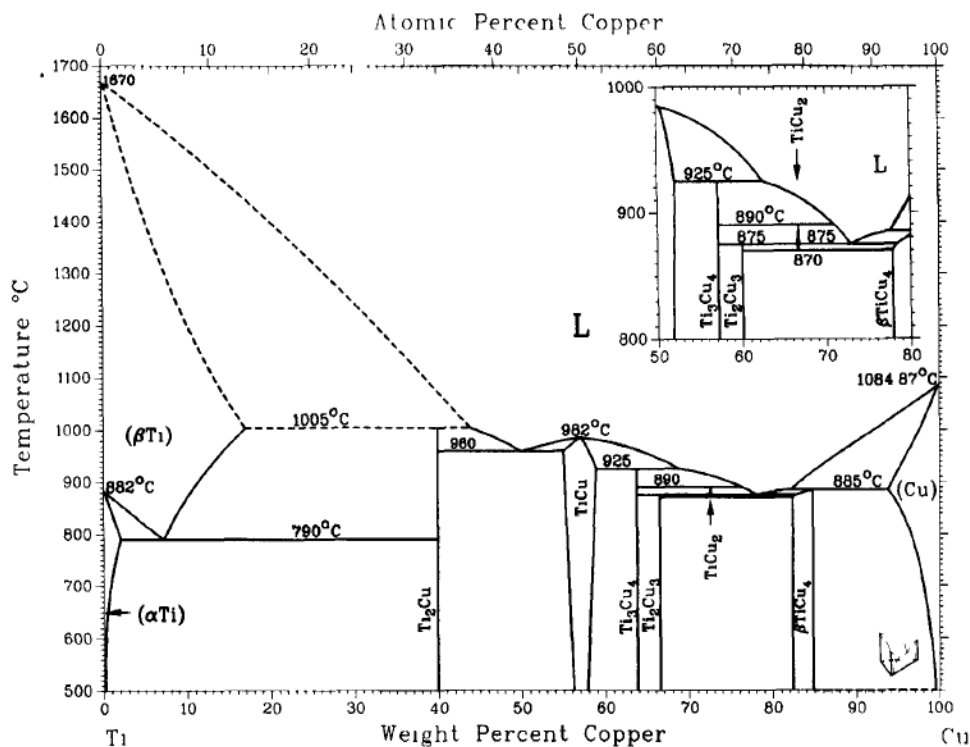
Όταν οι παραμένουσες τάσεις αναμένεται να αποτελέσουν πρόβλημα, η συγκόλληση πρέπει να θερμανθεί σε κατάλληλη θερμοκρασία και να παραμείνει σε αυτή για επαρκή χρόνο ώστε να εκτονωθούν οι τάσεις (βλ. παραπάνω stress relieving). Μια κατεργασία ανόπτησης έχει επίσης ως αποτέλεσμα την άμεση εκτόνωση των τάσεων. Η ελάχιστη

θερμοκρασία που απαιτείται για την επίτευξη εκτόνωσης των τάσεων είναι ~538-704°C για λειτουργία σε μικρά χρονικά διαστήματα. Πριν την επιλογή της κατάλληλης θερμοκρασίας και του χρόνου, ωστόσο, είναι σημαντικό να καθορίζονται οι επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης, καθώς μπορεί να λάβει χώρα και γήρανση κατά την εκτόνωση των τάσεων σε κράματα που κατεργάζονται εν θερμώ (heat-treatable alloys). Πριν τη θέρμανση της συγκόλλησης πρέπει να προηγείται καθαρισμός, ώστε να αποφευχθούν μολύνσεις και ρωγμάτωση κατά τη διάβρωση υπό τάση [50, 49].

1.3 Διαγράμματα φάσεων

1.3.1 Διμερές διάγραμμα φάσεων Cu-Ti

Οι φάσεις ισορροπίας του διμερούς συστήματος Ti-Cu είναι: τα στερεά διαλύματα που βασίζονται στα καθαρά συστατικά όπως το hcp α -Ti, το bcc β -Ti και ο fcc Cu, η ένωση Ti_2Cu , η $TiCu$, η οποία διατηρεί την ομοιογένειά της για περιεκτικότητα σε Cu 48-52% κ.ά. και τήκεται στους 984° C, οι στοιχειομετρικές ενώσεις Ti_3Cu_4 , Ti_2Cu_3 και Ti_2Cu και οι αλλοτροπικές μορφές $\beta TiCu_4$ και $\alpha TiCu_4$, με ομοιογένεια για 78-80.9% κ.ά. Cu. Η μέγιστη διαλυτότητα σε του Cu σε α -Ti και β -Ti είναι 1.6 και 13.5% κ.ά. στους 790 και 1005° αντίστοιχα, ενώ η μέγιστη διαλυτότητα του Ti στον (Cu) είναι 8% κ.ά. στους 885° C. Μεταξύ του σημείου τήξης της $TiCu$ και της ευτηκτικής αντίδρασης που λαμβάνει χώρα για περιεκτικότητα Cu ίση με 73% κ.ά., συναντάται μια σειρά περιτηκτικών αντιδράσεων, οι οποίες περιλαμβάνουν τις ενώσεις Ti_3Cu_4 , Ti_2Cu_3 , $TiCu_2$ και $TiCu_4$, όπως περιγράφονται παρακάτω.



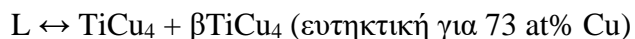
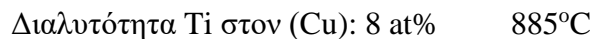
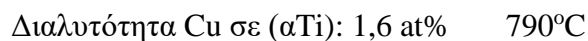
Διάγραμμα 1.6: Διμερές διάγραμμα φάσεων Ti-Cu [58]

Παρακάτω απεικονίζονται οι φάσεις που περιλαμβάνονται στο διμερές διάγραμμα Ti-Cu, η περιεκτικότητά τους σε Cu, ο συμβολισμός Pearson, ο οποίος περιγράφει την κρυσταλλική τους δομή, καθώς και κάποιες από τις αντιδράσεις που προκύπτουν από το προαναφερθέν διάγραμμα.

Πίνακας 1.8: Προκύπτουσες φάσεις από το διμερές διάγραμμα Ti-Cu, περιεκτικότητα σε Cu και συμβολισμός Pearson ¹για την κρυσταλλική δομή αυτών [59]

Φάση	wt% Cu	Pearson symbol
Ti ₂ Cu	39,9	tI6
TiCu	55-59	tP4 (τήξη στους 985°C)
Ti ₃ Cu ₄	63,9	tI14
Ti ₂ Cu ₃	67	tp10
TiCu ₂	72,7	oC12
TiCu ₄	83-84,9	oP20
αTiCu ₄	~83-84,9	tI10
TiCu ₃ (μετασταθής)		oP8
β'' (μετασταθής)		tP2

¹ tI: body-centered tetragonal
tP: primitive tetragonal
oC: face-centered orthorhombic
oP: primitive orthorhombic

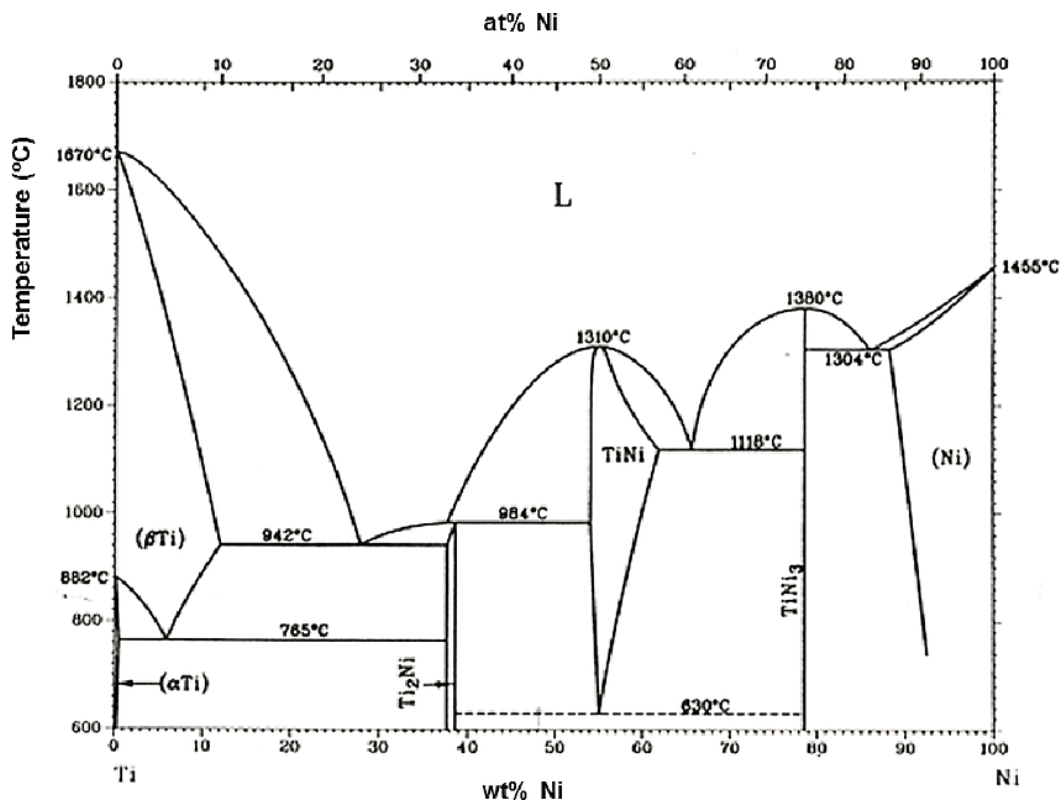


Μεταξύ των ανωτέρω, συναντάται μια σειρά περιτηκτικών αντιδράσεων:



1.3.2 Διμερές διάγραμμα φάσεων Ni-Ti

Όπως διακρίνεται στο παρακάτω διάγραμμα φάσεων, υπάρχουν τρεις ενδομεταλλικές ενώσεις ισορροπίας στο σύστημα νικελίου-τιτανίου, οι οποίες μπορούν να προκύψουν κατά τη στερεοποίηση από την υγρή φάση μέσω διαφορετικών αντιδράσεων (Ti_2Ni , TiNi , TiNi_3). Ως αποτέλεσμα, υπάρχουν διαφορετικά «μονοπάτια» στερεοποίησης που μπορούν να επιλεγούν από το σύστημα βάσει τοπικών θερμοδυναμικών και κινητικών περιορισμών.

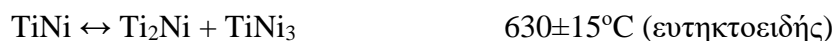


Διάγραμμα 1.7: Διμερές διάγραμμα φάσεων Ni-Ti [15]

Στον παρακάτω πίνακα απεικονίζονται φάσεις που περιλαμβάνονται στο διμερές σύστημα Ti-Ni, η περιεκτικότητά τους σε Ni, ο συμβολισμός Pearson και αντιδράσεις από τις οποίες προκύπτουν.

Πίνακας 1.9: Προκύπτουσες φάσεις από το διμερές διάγραμμα Ti-Ni, περιεκτικότητα σε Ni και συμβολισμός Pearson² για την κρυσταλλική δομή αυτών [15]

Φάση	wt% Ni	Pearson symbol
Ti ₂ Ni	38	cF96
TiNi (μετασταθής)	~54-58	mP4
TiNi	54,6-62	cP2
γ'' TiNi ₃ (μετασταθής)	~77	hR21
TiNi ₃	79	hP16
γ' TiNi ₃ (μετασταθής)	~86-90	cP4



² cF: all faces centered cubic
mP: primitive monoclinic
cP: primitive cubic
hR: rhombohedral centering cubic
hP: primitive hexagonal



Η κατακρήμνιση της TiNi_3 από υπέρκορο (Ni) σε χαμηλή θερμοκρασία ακολουθείται από μια συνεκτική μετασταθή φάση $\gamma'\text{TiNi}_3$. Η $\gamma'\text{TiNi}_3$ (για 86% κ.ά. Ni) κατακρημνίζεται μέσω διαχωρισμού χωρίς πυρηνοποίηση (spinodal decomposition), αλλά συνεχούς ανακατανομής μεταξύ των στοιχείων [15, 59].

1.4 Συγκολλήσεις κραμάτων τιτανίου και κραμάτων νικελίου

1.4.1 Εισαγωγή

Η ετερογενής συγκόλληση κραμάτων τιτανίου και υπερκραμάτων νικελίου είναι ενδιαφέρουσα από βιομηχανικής άποψης, καθώς μέσω αυτής μπορούν να επιτευχθούν δομές μικρού βάρους, με δυνατότητα λειτουργίας σε υψηλές θερμοκρασίες. Ωστόσο, οι συγκεκριμένες συγκολλήσεις καθίστανται συχνά μη επιτυχείς λόγω διαφορών στις φυσικές ιδιότητες των δύο διαφορετικών μετάλλων βάσης (Πίνακας 1.10), όπως ο συντελεστής θερμικής διαστολής και η θερμική αγωγιμότητα, που μπορούν να προκαλέσουν την εμφάνιση ρωγμών κατά την απόψυξη και τη στερεοποίηση [13]. Οι κύριες φυσικές ιδιότητες που επηρεάζουν τη συγκόλληση είναι η θερμική αγωγιμότητα, η (absorptivity), η πυκνότητα, η ειδική θερμοχωρητικότητα, ο συντελεστής θερμικής διαστολής και η θερμοκρασία τήξης. Σημαντική διαφορά μεταξύ των συντελεστών θερμικής διαστολής των δύο μετάλλων βάσης μπορεί να οδηγήσει σε ανάπτυξη παραμενουσών τάσεων, η οποία έχει αρνητική επίδραση στην αντοχή και τις μηχανικές ιδιότητες του μετάλλου συγκόλλησης και ευθύνεται για την εμφάνιση ρωγμών [13, 60]. Πρόκειται για μια ιδιότητα, η οποία ελέγχει έμμεσα τη σύσταση του μετάλλου συγκόλλησης, με αποτέλεσμα, σε ετερογενείς συγκολλήσεις όπως αυτές μεταξύ νικελίου και τιτανίου, η μεταφορά θερμότητας (heat transfer) να καθίσταται άνιση/ασύμμετρη, λόγω της μεγαλύτερης θερμικής αγωγιμότητας του νικελίου συγκριτικά με αυτής του τιτανίου. Στο γεγονός αυτό συμβάλλει επίσης η χαμηλή θερμική διαχυσιμότητα του τιτανίου, με αποτέλεσμα τη μεγαλύτερη τήξη αυτού, συγκριτικά με το νικέλιο, το οποίο θερμαίνεται τοπικά. Τέλος, ο θερμικός συντελεστής/συντελεστής θερμοκρασίας επιφανειακής τάσης ($d\gamma/dT$), επηρεάζει την

επιφανειακή τάση, η οποία οδηγείται από τη ροή του ρευστού στο τήγμα, συνεπώς και την τελική γεωμετρία της συγκόλλησης [8, 10, 9, 61]. Επίσης, οι διαφορετικές θερμοκρασίες liquidus των μετάλλων βάσης σε μια ετερογενή συγκόλληση, έχει παρατηρηθεί πως ευθύνονται για μακροδιαφορισμό στοιχείων στη ζώνη τήξης, ο οποίος εμφανίζεται με τη μορφή «νησίδων» όμοιας σύστασης με ένα εκ των δύο μετάλλων βάσης. Το φαινόμενο αυτό εξηγείται ως εξής: λόγω της μειωμένης ροής της υγρής φάσης στο λουτρό της συγκόλλησης, μπορεί να σχηματιστεί ένα στρώμα μη αναμειγμένου μετάλλου βάσης, όμοιας σύστασης με το κράμα από το οποίο προέρχεται. Ωστόσο, εφόσον ο όγκος του λουτρού της συγκόλλησης έχει διαφορετική σύσταση από τα δύο μέταλλα βάσης, θα έχει και διαφορετική θερμοκρασία liquidus. Λόγω της μεταφοράς θερμότητας, το προαναφερθέν μη αναμειγμένο στρώμα δύναται να μεταφερθεί στο λουτρό της συγκόλλησης, όπου, λόγω μειωμένης θερμοκρασίας liquidus, θα αποτελέσει μια περιοχή με θερμοκρασία κατώτερη της θερμοκρασίας liquidus. Έτσι, μπορεί να λάβει χώρα ταχεία στερεοποίηση δίχως να προηγηθεί ανάμιξη με την περιβάλλουσα υγρή φάση [62, 63].

Πίνακας 1.10: Φυσικές ιδιότητες των κραμάτων Ti-6Al-4V και Inconel® X-750

	Ti-6Al-4V	Inconel® X-750
Σκληρότητα (H _v)	353	
Σημείο τήξης (°C)	1655	1393-1427°C
Σημείο βρασμού (°C)	3315	
Πυκνότητα (g/cm ³)	4,42	8,28
Ειδική θερμότητα (J/kg °C)	610	
Συντελεστής θερμικής διαστολής (10 ⁻⁶ °C ⁻¹)	8,0	
Θερμοκρασία solidus (°C)	1605	
Θερμοκρασία liquidus (°C)	1655	
Θερμική αγωγιμότητα (W/m °C) στους 20°C	5,8	
Θερμική αγωγιμότητα (W/m °C) σε T _m /2	17,5	
Θερμική διαχυσιμότητα (m ² /sec) στους 20°C	2,15 × 10 ⁻⁶	
Θερμική διαχυσιμότητα (m ² /sec) σε T _m /2	6,49 × 10 ⁻⁶	

Οι διαφορές των μεταλλουργικών (χημικών) ιδιοτήτων μεταξύ των δύο μετάλλων βάσης, μπορούν να προκαλέσουν διάχυση στοιχείων –από το κράμα με το υψηλότερο σημείο τήξης σε εκείνο με το χαμηλότερο σημείο τήξης– με αποτέλεσμα τον σχηματισμό ανεπιθύμητων φάσεων και την επιδείνωση των μηχανικών ιδιοτήτων του

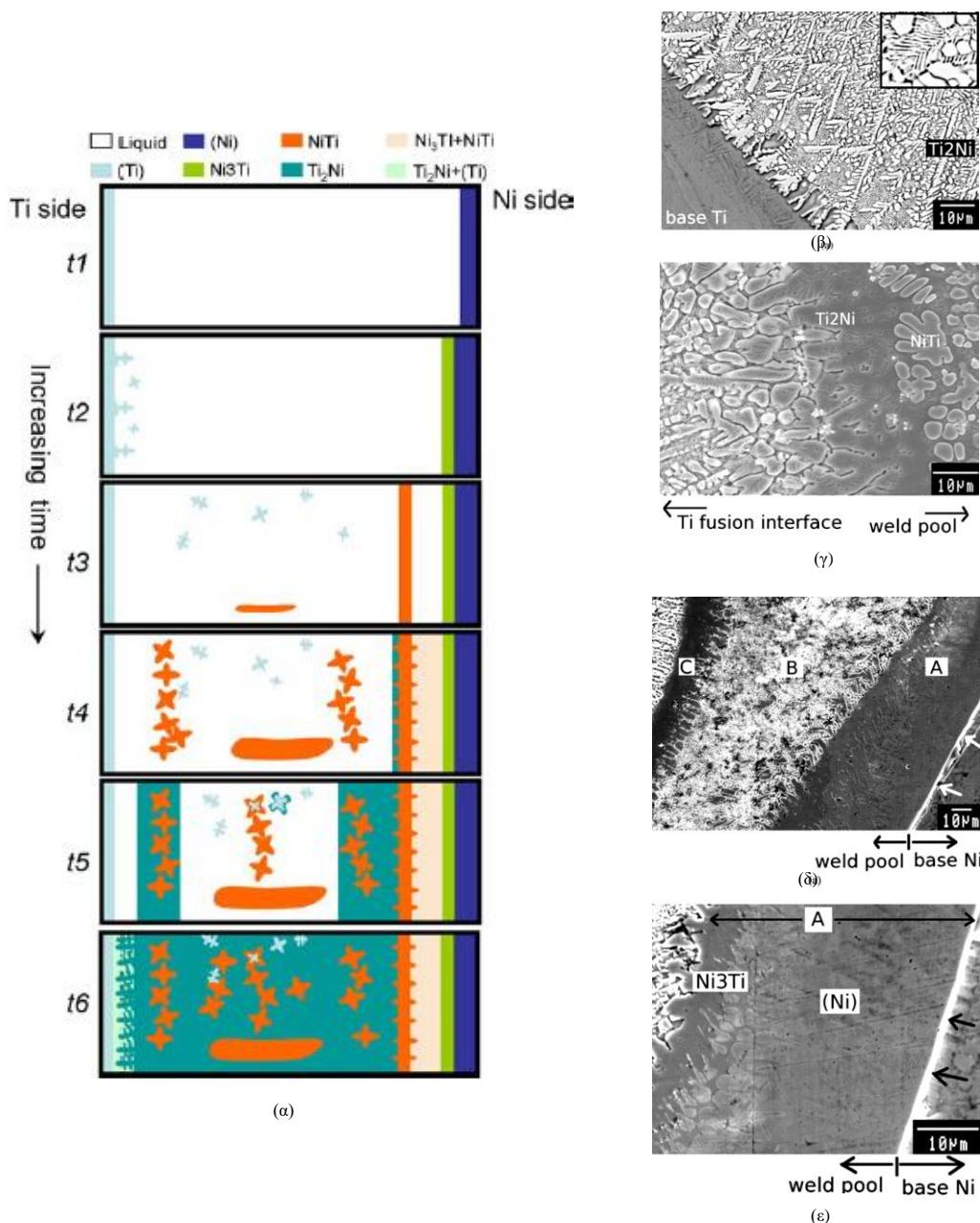
μετάλλου συγκόλλησης. Οι μετασχηματισμοί φάσεων καθορίζονται από την αναμιξιμότητα στην υγρή και τη στερεά κατάσταση, η οποία εξαρτάται από το σχετικό ατομικό μέγεθος, την κρυσταλλική δομή, τη χημική συγγένεια και το σθένος. Επί παραδείγματι, ο χαλκός και το νικέλιο, στοιχεία ηλεκτροθετικά, με ένα ηλεκτρόνιο σθένους και παραπλήσιες ατομικές διαμέτρους, τα οποία κρυσταλλώνονται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (FCC), σχηματίζουν στερεό διάλυμα υποκατάστασης σε όλο το εύρος της σύστασής τους. Έτσι, μπορεί να προκύψει στερεό διάλυμα με καλές μεταλλουργικές και μηχανικές ιδιότητες και καλή επιδεκτικότητα σε συγκόλληση [60].

Επιπρόσθετα, η ευθραυστότητα των συγκολλήσεων αυτών αυξάνεται λόγω της κατακρήμνισης ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων όπως οι Ti_2Ni , $TiNi_3$ και $TiNi$ [64], η οποία οφείλεται στην υψηλή αντιδραστικότητα του τιτανίου με τα περισσότερα στοιχεία του περιοδικού πίνακα [13]. Οι ενώσεις αυτές αποτελούν, όπως προαναφέρθηκε, εναλλακτικά «μονοπάτια» στερεοποίησης που επιλέγονται από το σύστημα βάσει θερμοδυναμικών και κινητικών περιορισμών και παρουσιάζουν διαφορετική κρυσταλλική δομή από τα μέταλλα βάσης [8, 9]. Σε ετερογενείς συγκολλήσεις, έχει παρατηρηθεί [65] πως κατά τη στερεοποίηση του τήγματος δε λαμβάνει απαραίτητα χώρα επιταξιακή ανάπτυξη των κόκκων του μετάλλου βάσης στο μέταλλο συγκόλλησης, αλλά ετερογενής πυρήνωση μικρού μεγέθους και διαφορετικής κρυσταλλικής δομής κόκκων της νέας φάσης, στους μερικώς τηγμένους κόκκους του υποστρώματος, γεγονός που μπορεί να αυξήσει την τάση για αστοχία του μετάλλου συγκόλλησης.

Μια πρώιμη προσπάθεια συγκόλλησης με χρήση δέσμης laser καθαρού νικελίου με καθαρό τιτάνιο έγινε από τους Seretsky και Ryba [66], με σκοπό να διαπιστωθεί εάν είναι δυνατή η αποφυγή κατακρήμνισης ψαθυρών φάσεων, λόγω της ταχείας στερεοποίησης που επιτυγχάνεται μέσω της συγκεκριμένης μεθόδου. Κατά την εξέταση των δειγμάτων, παρατηρήθηκαν ρωγματώσεις στο μέταλλο συγκόλλησης, χωρίς ωστόσο να ερμηνευτεί με βεβαιότητα εάν οφείλονταν στην ταχεία στερεοποίηση ή χημικές/μεταλλουργικές αλληλεπιδράσεις μεταξύ του τιτανίου και του νικελίου. Η παρατηρούμενη μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης φάνηκε επίσης να αποτελείται από σπείρες, λόγω ελλιπούς ανάμιξης των δύο στοιχείων στην υγρή φάση. Για τον λόγο αυτόν πραγματοποιήθηκε θερμική κατεργασία μετά τη συγκόλληση (PWHT), συγκεκριμένα ανόπτηση στους $900^{\circ}C$ για δύο ώρες, η οποία είχε ως αποτέλεσμα τη

διάχυση σε στερεά κατάσταση, δίχως όμως να παρατηρηθεί τελικά βελτίωση της μικροδομής.

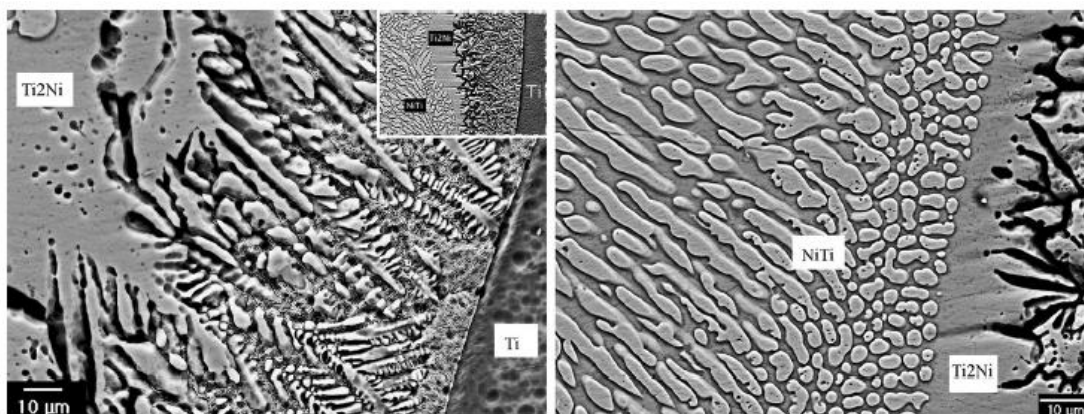
Οι Chatterjee κ.ά. μελέτησαν τη μικροδομή συγκολλήσεων με χρήση δεσμών υψηλής πυκνότητας ενέργειας (δέσμη laser, δέσμη ηλεκτρονίων) μεταξύ νικελίου και τιτανίου, δίνοντας έμφαση στην κατανόηση των μηχανισμών κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων Ti-Ni κατά τη στερεοποίηση του μετάλλου συγκόλλησης. Κατά τη συγκόλληση με δέσμη laser, παρατηρήθηκε μεγαλύτερη τήξη του τιτανίου, λόγω χαμηλότερης θερμικής διαχυσιμότητας αυτού συγκριτικά με το νικέλιο, η οποία είχε ως αποτέλεσμα ασυμμετρία στην τελική ραφή της συγκόλλησης. Οι διαφορετικές πυκνότητες των δύο μετάλλων επηρέασαν τη ροή του τήγματος, με αποτέλεσμα τον μακροδιαφορισμό στοιχείων αλλά και τη μεταφορά δενδριτών τιτανίου στο μέταλλο συγκόλλησης, το οποίο αποτελούνταν από δενδρίτες NiTi και κόκκους Ti₂Ni μεταξύ των δενδριτών. Παρατηρήθηκε επίσης, πως η ύπαρξη απότομης βαθμίδας συγκέντρωσης –χαρακτηριστικό των ετερογενών συγκολλήσεων– στη διεπιφάνεια της ζώνης τήξης παρεμπόδιζε την ανάπτυξη κόκκων του μετάλλου βάσης στο τήγμα. Τέλος, κατόπιν αναλύσεων EDS, προτάθηκε μια πιθανή εξέλιξη της μικροδομής κατά τη στερεοποίηση της συγκόλλησης των δύο μετάλλων, όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.14 (α) [8, 9].



Εικόνα 1.14: (α) Σχηματικό διάγραμμα απεικόνισης της εξέλιξης των διαφορετικών φάσεων που προέκυψαν κατά τη στερεοποίηση της συγκόλλησης laser μεταξύ Ti και Ni, (β) μικρογραφία SEM, όπου φαίνεται την ανάπτυξη των δενδριτών Ti_2Ni προς το μέταλλο βάσης στη διεπιφάνεια τήξης του Ti (στη μικρότερη εικόνα φαίνεται η ευθηκτική $(Ti)+Ti_2Ni$ μεταξύ των δενδριτών) (γ) κατακρήμνιση Ti_2Ni στο λουτρό της συγκόλλησης και δενδρίτες $NiTi$, (δ), (ε) διαφορετικές ζώνες στη διεπιφάνεια τήξης του Ni, A: περιοχές (Ni) και Ni_3Ti , B: ευθηκτική μικροδομή Ni_3Ti και $NiTi$, C: $NiTi$ [8]

Παρόμοια μικροδομή παρατηρήθηκε στη διεπιφάνεια της ζώνης τήξης του τιτανίου κατά τη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων (EBW), με παρουσία δενδριτών Ti_2Ni , οι οποίοι αναπτύσσονταν με κατεύθυνση από το μέταλλο συγκόλλησης προς τη διεπιφάνεια της ζώνης τήξης. Το φαινόμενο αυτό ερμηνεύτηκε ως εξής: η ενδομεταλλική ένωση Ti_2Ni σχηματίζεται μέσω περιτηκτικής αντίδρασης και έχει το χαμηλότερο σημείο τήξης ($984^{\circ}C$) στο διάγραμμα φάσεων Ti-Ni (Διάγραμμα 1.7). Εφόσον το σημείο τήξης του καθαρού νικελίου είναι στους $1670^{\circ}C$, το πλούσιο σε

νικέλιο τήγμα κοντά τη διεπιφάνεια τήξης πρέπει να ψυχθεί προτού σχηματιστεί η ενδομεταλλική ένωση Ti_2Ni . Η παρατήρηση ότι το επίπεδο μέτωπο στερεοποίησης Ti_2Ni , προχωρώντας από το εσωτερικό της συγκόλλησης, διασπάται για να σχηματίσει δενδρίτες που στη συνέχεια αναπτύσσονται προς τη διεπιφάνεια τήξης, υποδηλώνει ότι στην ετερογενή συγκόλληση τιτανίου και νικελίου, το μέτωπο στερεού-υγρού κινείται κυρίως από την πλευρά του νικελίου προς την πλευρά του τιτανίου [10].

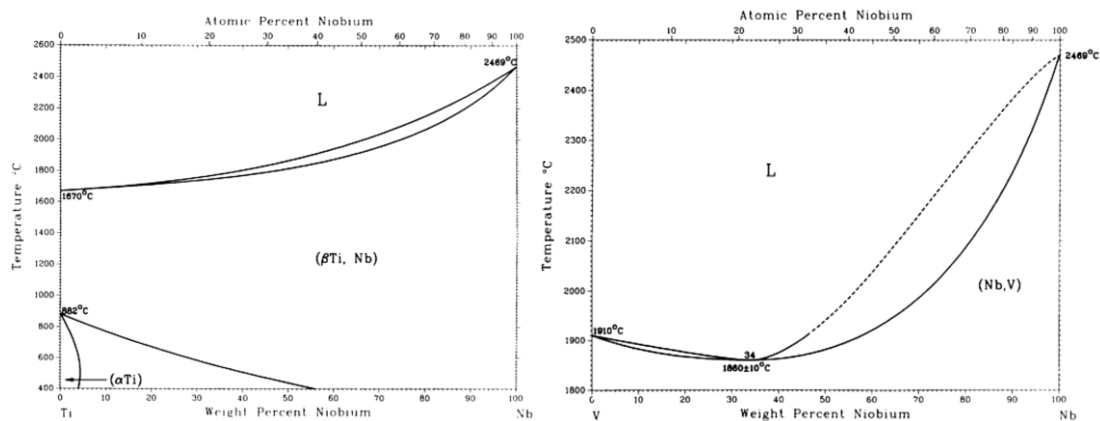


Εικόνα 1.15: Αριστερά: ανάπτυξη δενδριτών Ti_2Ni στη διεπιφάνεια του τιτανίου παρουσία ευθηκτικής δομής $\beta-Ti + Ti_2Ni$ μεταξύ των δενδριτών, δεξιά: μικροδομή σε μεγαλύτερο βάθος από το τίτανο στο λουτρό συγκόλλησης, όπου διακρίνονται δενδρίτες $NiTi$ και Ti_2Ni να αναπτύσσονται σε αντίθετες κατευθύνσεις [10]

Κατά τη συγκόλληση με δέσμη laser κράματος $Ti-6Al-4V$ και κράματος μνήμης σχήματος (Shape Memory Alloy) $NiTi$, έχει παρατηρηθεί επίσης κατακρήμνιση της ενδομεταλλικής ένωσης Ti_2Ni μεταξύ δενδριτών $\beta-Ti$ ή $NiTi$, αλλά και σε ενδιάμεσες περιοχές του μετάλλου συγκόλλησης, η οποία συσχετίστηκε με την εμφάνιση ρωγμών περικρυσταλλικά και κατά μήκος των κόκκων [67]. Οι Chen κ.ά., ωστόσο, παρατήρησαν [3] πως κατά τη συγκόλληση με χρήση δέσμης laser κράματος $Ti-6Al-4V$ και υπερκράματος νικελίου Inconel® 718, η κατακρήμνιση ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων παρεμποδίστηκε κατά την εφαρμογή υψηλής ισχύος και εστίασης της δέσμης στο Inconel® 718 (σε απόσταση 35 μm από την επιφάνεια επαφής των δύο κραμάτων), σε συνδυασμό με μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης. Το συμπέρασμα αυτό βασίστηκε στο γεγονός πως κατά την εστίαση της δέσμης στο υπερκράμα νικελίου, παρατηρήθηκε μειωμένη σκληρότητα του μετάλλου συγκόλλησης συγκριτικά με πειράματα κατά τη οποία η δέσμη εστίασε είτε στη διεπιφάνεια των δύο μετάλλων, ή στο κράμα $Ti-6Al-4V$, υποδεικνύοντας περιορισμό της κατακρήμνισης ενδομεταλλικών ενώσεων $Ti-Ni$ που αυξάνουν τη σκληρότητα και την αντοχή, ωστόσο μειώνουν την ολκιμότητα της συγκόλλησης.

1.4.2 Συγκολλήσεις κραμάτων νικελίου και κραμάτων τιτανίου με χρήση ενδιάμεσου στρώματος μετάλλων (interlayers)

Προκειμένου να περιοριστεί η διάχυση και η ανάμιξη μεταξύ των στοιχείων στο λουτρό της συγκόλλησης, η οποία συνεπάγεται την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων, αλλά και να παρεμποδιστεί η διάδοση ρωγμών στο μέταλλο συγκόλλησης, έχει προταθεί στη βιβλιογραφία η εφαρμογή μεθόδων συγκόλλησης που περιλαμβάνουν αυξημένο ρυθμό στερεοποίησης (π.χ. συγκόλληση laser, συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων) του μετάλλου συγκόλλησης και η χρήση ενδιάμεσου στρώματος δύστηκτων μετάλλων (interlayers) [64, 11, 68, 69, 70]. Τα μέταλλα αυτά (π.χ. Nb, Mo, Ta, V) επιλέγονται βάσει κριτηρίων, όπως η αναμιξιμότητα και η απουσία κατακρήμνισης ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων (Εικόνα 1.16) [71, 72]. Οι Oliveira κ.ά. μελέτησαν τη συγκόλληση με δέσμη laser κράματος NiTi και Ti-6Al-4V με χρήση ενδιάμεσου στρώματος νιοβίου. Το νιόβιο επιλέχθηκε, καθώς πληροί τα προαναφερθέντα κριτήρια και έχει υψηλό σημείο τήξης (2477°C), με αποτέλεσμα να εμποδίζει τη διάχυση στοιχείων στο λουτρό της συγκόλλησης. Στα πειράματα που πραγματοποιήθηκαν, έγινε εστίαση της δέσμης στο κράμα Ti-6Al-4V (σε απόσταση 250μm από την επιφάνεια επαφής των δύο μετάλλων βάσης), με αποτέλεσμα να πραγματοποιηθεί συγκόλληση τήξης μεταξύ Ti-6Al-4V και νιοβίου και ευτηκτική σύνδεση μεταξύ νιοβίου και NiTi. Επίσης, από τις μηχανικές δοκιμές που έγιναν στα πλαίσια της συγκεκριμένης μελέτης, προέκυψε εφελκυστική αντοχή 300MPa και επιμήκυνση 2% στο μέταλλο συγκόλλησης [11]. Με παρόμοιους μηχανισμούς παρατηρήθηκε [69] πως επιτυγχάνεται η συγκόλληση μεταξύ κράματος Ti-6Al-4V και Inconel® 718 με χρήση ενδιάμεσου στρώματος νιοβίου κατά την εστίαση της δέσμης laser στο κράμα τιτανίου. Στη διεπιφάνεια νιοβίου και Ti-6Al-4V δεν παρατηρήθηκε κατακρήμνιση ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων, όπως αναμένεται και από τα αντίστοιχα διαγράμματα φάσεων (Εικόνα 1.16), ενώ στη διεπιφάνεια του νιοβίου και του υπερκράματος Inconel® 718, η θερμότητα που απορροφήθηκε από τη δέσμη laser διευκόλυνε τη διάχυση των στοιχείων και τελικά τη σύνδεση μέσω ευτηκτικής αντίδρασης παρουσία των ενδομεταλλικών ενώσεων Nb₇Ni₆ και NbNi₃.

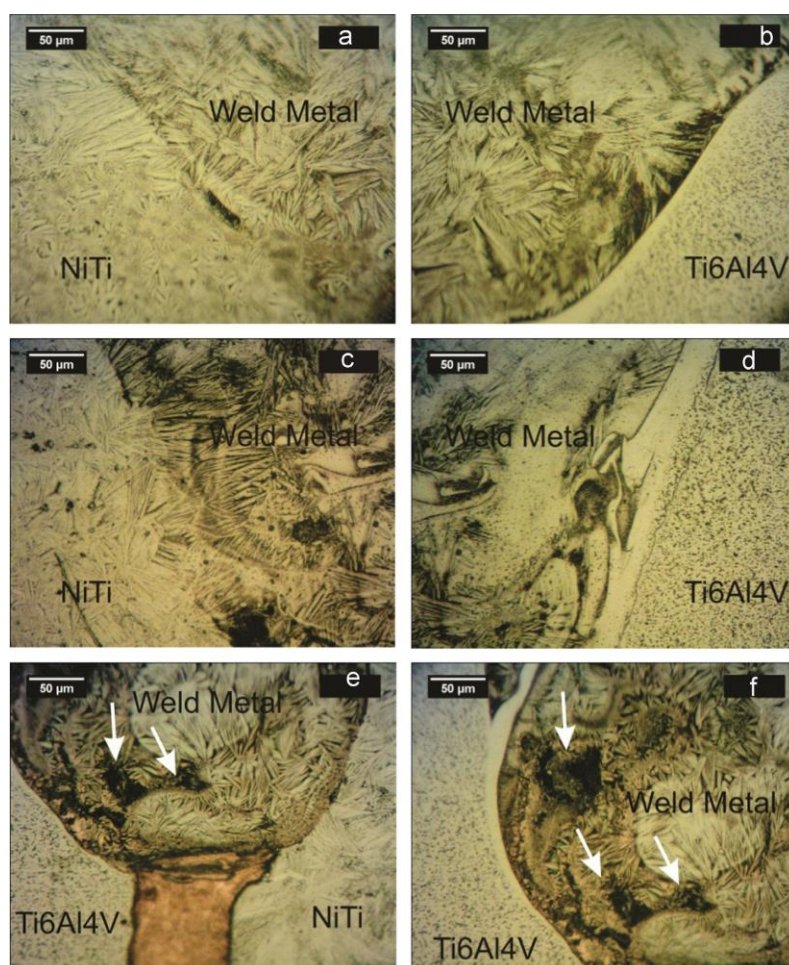


Εικόνα 1.16: Αριστερά: διάγραμμα φάσεων Nb-Ti, δεξιά: διάγραμμα φάσεων Nb-V [15]

1.4.3 Η συμβολή του χαλκού ως ενδιάμεσου στρώματος σε ετερογενείς συγκολλήσεις

Αντί των προαναφερθέντων δύστηκτων μετάλλων, τα οποία μπορούν να χρησιμοποιηθούν ως ενδιάμεσα στρώματα με σκοπό την επίτευξη ετερογενών συγκολλήσεων κραμάτων τιτανίου και κραμάτων νικελίου ή χαλύβων, έχει προταθεί στη βιβλιογραφία η χρήση χαλκού, αργύρου ή νικελίου, μέταλλα τα οποία είναι χαμηλότερου κόστους και ευκολότερα προσβάσιμα [73, 74, 75]. Τα στοιχεία αυτά αντιδρούν με το τιτάνιο προς κατακρήμνιση ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων (π.χ. CuTi , CuTi_2 , CuTi_3 , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti και Cu_4Ti_3) [61, 76, 77], ωστόσο η σκληρότητα αυτών έχει βρεθεί [73, 78], σε συγκολλήσεις μεταξύ Ti-6Al-4V και ανοξείδωτου χάλυβα 316L, μικρότερη από εκείνη των ενώσεων που κατακρημνίζονται κατά την ανάμιξη των στοιχείων των μετάλλων βάσης. Επιπρόσθετα, ο χαλκός, λόγω της ολκιμότητας και του χαμηλότερου σημείου τήξης του συγκριτικά με το σημείο τήξης των δύο μετάλλων βάσης, δύναται να εξαλείψει/αντισταθμίσει τη θερμική αναντιστοιχία μεταξύ αυτών κατά τη στερεοποίηση. Οι Bricknell κ.ά. έδειξαν [79], επίσης, πως σε κράματα μνήμης σχήματος Ti-Cu-Ni, τα άτομα νικελίου μπορούν να αντικατασταθούν από άτομα χαλκού στην κρυσταλλογραφική δομή του Nitinol ($\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}\text{Ti}_{50}$), με αποτέλεσμα τον σχηματισμό κράματος Ti(Ni, Cu), με διαφορετικές θερμοκρασίες μετασχηματισμού, γεγονός που αποδεικνύει τη συμβατότητα του χαλκού με το Nitinol. Ωστόσο, έχει παρατηρηθεί πως κατά τη συγκόλληση κράματος NiTi και Ti-6Al-4V με δέσμη laser και χρήση ενδιάμεσου ελάσματος χαλκού, η κατακρήμνιση Ti_2Ni μπορεί να περιοριστεί, δίχως να εξαλειφθεί εξ ολοκλήρου, εφόσον η παρουσία χαλκού συνεπάγεται περιορισμένη παρουσία νικελίου και τιτανίου στο μέταλλο συγκόλλησης. Η συγκεκριμένη μέθοδος είχε ως αποτέλεσμα τη μείωση

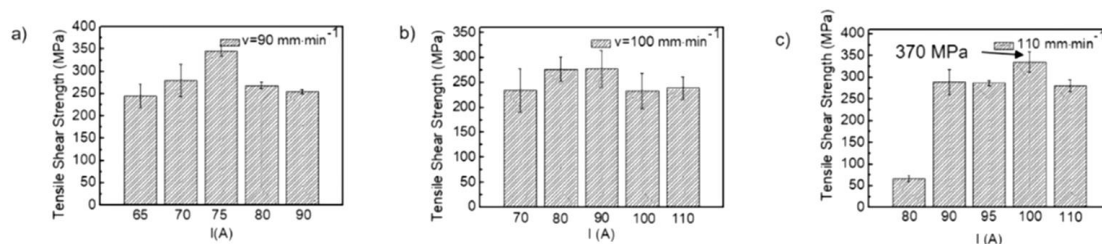
εμφάνισης ρωγμών στο μέταλλο συγκόλλησης και την επίτευξη εφελκυστικής αντοχής 300MPa [13]. Παράλληλα, η αύξηση του πάχους του ελάσματος (από 50 μ m σε 100 μ m) φάνηκε να επιδρά αρνητικά στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες του μετάλλου συγκόλλησης, γεγονός που αποδόθηκε στην εμφάνιση κοιλοτήτων και ενδομεταλλικών ενώσεων πλούσιων σε χαλκό. Η παρατήρηση αυτή εξηγήθηκε βάσει του υψηλού συντελεστή θερμικής συστολής του χαλκού συγκριτικά με τα δύο μέταλλα βάσης, που είχε ως αποτέλεσμα την ταχεία συστολή της πλούσιας σε χαλκό υγρής φάσης κατά την ολοκλήρωση της στερεοποίησης [12].



Εικόνα 1.17: Επίδραση πάχους ελάσματος χαλκού στη μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης (a) και (b) 50 μ m (c) & (d) 75 μ m (e) & (f) 100 μ m [12]

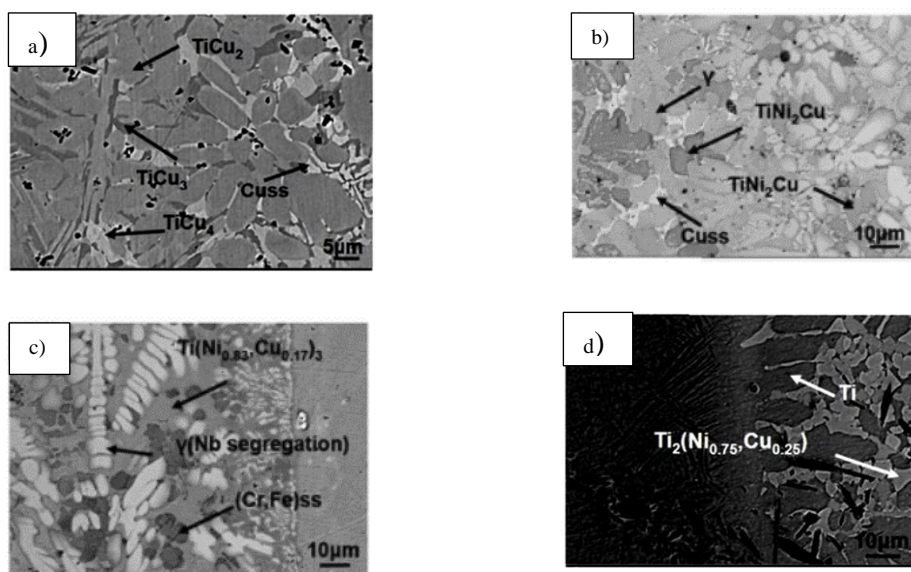
Οι Gao κ.ά. μελέτησαν την επίδραση του ρεύματος και της ταχύτητας σε συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου με χρήση μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου βολφραμίου σε προστατευτική ατμόσφαιρα αδρανούς αερίου, μεταξύ σύνθετου υλικού τιτανίου TiBw/Ti-6Al-4V και υπερκράματος νικελίου Inconel® 718. Συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις επικάλυψης (lap joints) με χρήση ενδιάμεσου φύλλου χαλκού πάχους 0,1mm, ενώ δόθηκε έμφαση στον χαρακτηρισμό των

ενδομεταλλικών ενώσεων του μετάλλου συγκόλλησης και στην αξιολόγηση των μηχανικών ιδιοτήτων. Παρατηρήθηκε πως η αύξηση του ρεύματος, για όμοια ταχύτητα δύναται αρχικά να αυξήσει και εν συνεχεία να μειώσει την αντοχή της συγκόλλησης σε διάτμηση (Εικόνα 1.18), ενώ η σκληρότητα του μετάλλου συγκόλλησης αυξήθηκε συγκριτικά με αυτή των δύο μετάλλων βάσης, λόγω της διάλυσης χαλκού και της παρουσίας ενδομεταλλικών ενώσεων. Ωστόσο, η χαμηλότερη τιμή σκληρότητας επιτεύχθηκε κατά την εφαρμογή ενδιάμεσης πρόσδοσης θερμότητας.



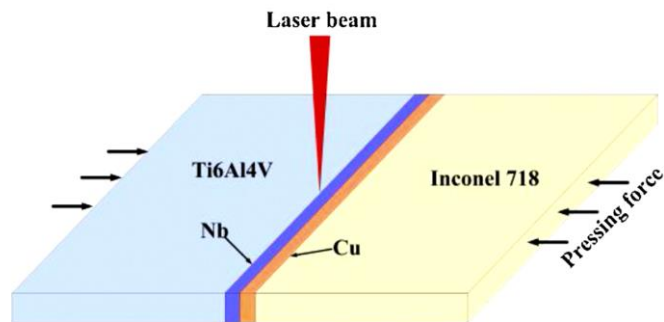
Εικόνα 1.18: Διατμητική αντοχή συγκολλήσεων με διαφορετική πρόσδοση θερμότητας: a) για ταχύτητα συγκόλλησης ίση με 90mm/min, b) για ταχύτητα συγκόλλησης ίση με 100mm/min, c) για ταχύτητα συγκόλλησης ίση με 110mm/min [80]

Επιπρόσθετα, το είδος των ενώσεων που κατακρημνίστηκαν στο μέταλλο συγκόλλησης, συσχετίστηκε με τη θερμότητα σχηματισμού και την αναλογία των ατόμων που συμμετείχαν σε αυτές. Κατά την πρόσδοση μικρής ποσότητας θερμότητας, παρατηρήθηκε πως ο κύριος παράγοντας που επιδρά στην κατακρήμνιση των ενώσεων αυτών είναι η αναλογία των ατόμων, ενώ κατά την πρόσδοση μεγαλύτερης ποσότητας θερμότητας, η κατακρήμνιση φάνηκε πως ελέγχεται από τη θερμοκρασία σχηματισμού τους (Εικόνα 1.19) [80].



Εικόνα 1.19: Μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης α) συγκόλληση με ρεύμα 80A, ταχύτητα 100mm/min: παρατηρήθηκαν ενδομεταλλικές ενώσεις Ti-Cu ($TiCu$, $TiCu_2$, $TiCu_4$, Ti_2Cu_3) και μικρή ποσότητα τριμερών ενώσεων Ti-Ni-Cu ($TiNi_2Cu$, Ti_2NiCu_8) β) & γ) συγκόλληση με ρεύμα 90A, ταχύτητα 100mm/min: παρατηρήθηκαν κυρίως τριμερείς ενώσεις Ti-Ni-Cu ($Ti_2(NiCu)$, $TiNiCu$, $Ti(Ni, Cu)$, φάση γ και $(Ni, Cu)_3Ti$), δ) συγκόλληση με ρεύμα 110A, ταχύτητα 100mm/min: παρατηρήθηκαν κυρίως διμερείς ενδομεταλλικές ενώσεις Ti-Ni ($TiNi$, $TiNi_3$) και μικρή ποσότητα τριμερών ($Ti_2(Ni, Cu)$) [80].

Από την ίδια ομάδα πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις επικάλυψης (lap joints) GTAW μεταξύ των προαναφερθέντων κραμάτων, με χρήση ενδιάμεσων στρωμάτων είτε νιοβίου (0,04mm και 0,1mm) ή χαλκού (0,04mm, 0,1mm και 0,2mm) και εφαρμογή διαφορετικών τιμών έντασης ρεύματος (60-120A). Η χρήση νιοβίου περιόρισε την κατακρήμνιση ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων Ti-Ni στο μέταλλο συγκόλλησης, δίχως ωστόσο, οι εν λόγω συγκολλήσεις να χαρακτηριστούν επιτυχείς λόγω παρουσίας φάσεων Laves και δ. Εντούτοις, η χρήση λεπτών ελασμάτων χαλκού αποδείχθηκε ευνοϊκότερη, λόγω του χαμηλού σημείου τήξης και της συμβατότητάς του με τα δύο μέταλλα βάσης. Τέλος, παρατηρήθηκε πως η μεταβολή του πάχους των ελασμάτων δεν επηρέασε σημαντικά το είδος των ενδομεταλλικών ενώσεων που εντοπίστηκαν στο μέταλλο συγκόλλησης (κυρίως τριμερείς ενώσεις Ti-Ni-Cu), επηρέασε ωστόσο την αντοχή σε διάτμηση, η οποία εμφάνισε αύξηση με την αύξηση του πάχους, γεγονός που αποδόθηκε στην ικανότητα του υπολειπόμενου χαλκού να εκτονώνει τις παραμένουσες τάσεις της συγκόλλησης [64]. Οι Liu κ. ά. πραγματοποίησαν επίσης συγκολλήσεις laser μεταξύ κράματος Ti-6Al-4V και Inconel® 718 με ταυτόχρονη χρήση ενδιάμεσων στρωμάτων νιοβίου και χαλκού, σύμφωνα με την παρακάτω διάταξη (Εικόνα 1.20), ενώ έγινε εστίαση της δέσμης στη διεπιφάνεια Ti-6Al-4V/Nb, ώστε το νιόβιο να τακεί μερικώς και να περιοριστεί η κατακρήμνιση ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων [70]. Επίσης, παρατηρήθηκε πειραματικά, πως το πάχος του ενδιάμεσου στρώματος νιοβίου πρέπει να λαμβάνει ενδιάμεσες τιμές προκειμένου οι συγκεκριμένες συγκολλήσεις να χαρακτηριστούν επιτυχείς, καθώς σε μικρά πάχη δεν περιορίστηκε η ανάμιξη μεταξύ των στοιχείων, ενώ σε μεγάλα πάχη παρατηρήθηκαν κενά και ρωγμές λόγω επικράτησης χαμηλής θερμοκρασίας στη διεπιφάνεια Nb/Cu/Inconel® 718.



Εικόνα 1.20: Διάταξη συγκόλλησης Ti-6Al-4V και Inconel 718 με ενδιάμεσο στρώμα Cu & Nb [70].

Μεταξύ του κράματος τιτανίου και του ενδιάμεσου στρώματος νιοβίου πραγματοποιήθηκε συγκόλληση τήξης παρουσία στερεών διαλυμάτων με βάση το τιτάνιο και το νιόβιο, ενώ μεταξύ νιοβίου και Inconel® 718 πραγματοποιήθηκε σύνδεση παρόμοια με αυτή που επιτυγχάνεται κατά τη συγκόλληση μέσης θερμοκρασίας (brazing), παρουσία στερεών διαλυμάτων νιοβίου, χαλκού και νικελίου. Τέλος, η εν λόγω συγκόλληση βρέθηκε πως είχε αντοχή σε εφέλκυσμό ίση με 260MPa.

2 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

2.1 Περιγραφή υλικού

Στην παρούσα εργασία πραγματοποιήθηκαν ετερογενείς συγκολλήσεις μεταξύ κράματος τιτανίου Ti-6Al-4V και υπερκράματος νικελίου Inconel® X-750, τα οποία λήφθηκαν σε μορφή ελασμάτων πάχους 1.2mm και 1.5mm αντίστοιχα, μέσω της τεχνικής Συγκόλλησης Ηλεκτρικού Τόξου με Χρήση μη Καταναλισκόμενου Ηλεκτροδίου Βολφραμίου σε Προστατευτική Ατμόσφαιρα Αδρανούς Αερίου (Gas Tungsten Arc Welding-GTAW/Tungsten Inert Gas-TIG). Παρακάτω (Πίνακας 2.1) απεικονίζονται οι τυπικές χημικές συστάσεις των κραμάτων που χρησιμοποιήθηκαν.

Πίνακας 2.1: Τυπική χημική σύσταση (% κ.β.) των κραμάτων Ti-6Al-4V και Inconel® X-750

Κράμα	Στοιχείο					
Ti-6Al-4V	Ti	Al	V	Fe		
	Balance	5.50-6.75	3.50-4.50	<0.30		
Inconel® X-750	Ni	Cr	Fe	Ti	Al	Nb (+Ta)
	<70.00	14.00-17.00	5.00-9.00	2.25-2.75	0.4-1.00	0.70-1.20

2.2 Περιγραφή πειραματικής διαδικασίας

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

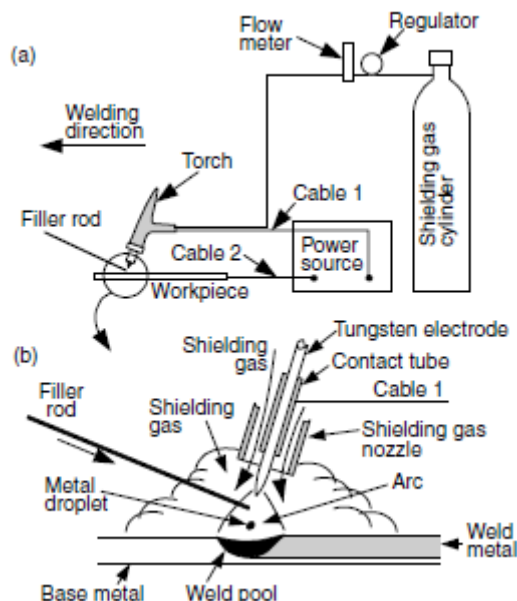
Σκοπός της πειραματικής εργασίας είναι η μελέτη της συμβολής του χαλκού και της επίδρασης διαφορετικών εντάσεων ρεύματος στη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες ετερογενών συγκολλήσεων των προαναφερθέντων κραμάτων. Οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν στο εργαστήριο Συγκολλήσεων, ενώ το υπόλοιπο μέρος της Πειραματικής διαδικασίας πραγματοποιήθηκε στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών, του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου.

Η Συγκόλληση Τόξου με Ηλεκτρόδιο Βολφραμίου και Προστασία Αερίου είναι μία διαδικασία συγκόλλησης, κατά την οποία δημιουργείται ηλεκτρικό τόξο ανάμεσα σε ένα μη καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο βολφραμίου και τα προς συγκόλληση τεμάχια, το οποίο έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία τού λουτρού της συγκόλλησης, ενώ χρησιμοποιείται αδρανές προστατευτικό αέριο –συνήθως αργό (Ar)- για προστασία

από την ατμόσφαιρα κατά τη στερεοποίηση. Για τον λόγο αυτόν, πολλές φορές η μέθοδος ονομάζεται και TIG (Tungsten Inert Gas Welding). Ο βασικός εξοπλισμός, όπως φαίνεται και στην Εικόνα 2.1, περιλαμβάνει μια μηχανή συγκόλλησης (Kemprotig AC/DC 250), ένα πιστόλι συγκόλλησης, στο εσωτερικό του οποίου υπάρχει το μη καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο βολφραμίου, ένα καλώδιο γείωσης και μια φιάλη που περιέχει το πεπιεσμένο προστατευτικό αέριο. Επίσης, μπορεί να χρησιμοποιηθεί μέταλλο πλήρωσης (filler metal) σε μορφή ράβδου ή σύρματος.

Κατά την εφαρμογή της μεθόδου, ο συγκολλητής πλησιάζει το πιστόλι της συγκόλλησης³, που παρέχει επίσης το μέσο για τη μεταφορά του προστατευτικού αερίου, στα προς συγκόλληση τεμάχια προκειμένου να δημιουργηθεί το τόξο. Η έναυση του τόξου γίνεται είτε εξ' επαφής, ή μέσω υψηλής συχνότητας. Κατά την έναυση με υψηλή συχνότητα εφαρμόζεται υψηλή τάση, με αποτέλεσμα τον ιονισμό του αερίου ανάμεσα στο ηλεκτρόδιο και τα προς συγκόλληση τεμάχια· το αέριο στη συνέχεια επάγει το ρεύμα και προκαλεί την έναυση του τόξου. Το ρεύμα ρέει μέσω του ηλεκτροδίου βολφραμίου και περνά μέσω του αγωγίμου, ιονισμένου προστατευτικού αερίου στα προς συγκόλληση τεμάχια, δημιουργώντας έντονη και εστιασμένη θερμότητα, η οποία τήκει το μέταλλο, ξεκινώντας τη συγκόλληση.

³ Το πιστόλι της συγκόλλησης μπορεί κατά τη διάρκεια της διαδικασίας να ψύχεται με αέρα ή νερό [82, 83].



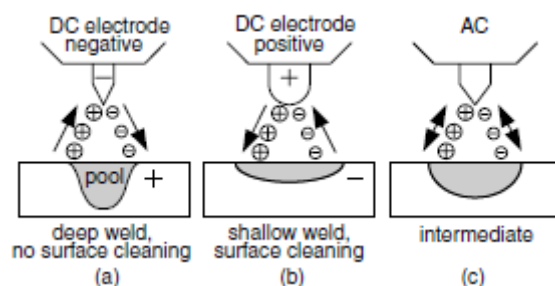
Εικόνα 2.1: Σχηματικό διάγραμμα της μεθόδου GTAW (a) συνολικός εξοπλισμός (b) μεγέθυνση στην περιοχή της συγκόλλησης [17]

Ο συγκολλητής μετακινεί το πιστόλι συγκόλλησης κατά μήκος των προς συγκόλληση τεμαχίων και τροφοδοτεί κατάλληλα το μέταλλο πλήρωσης στο λουτρό της συγκόλλησης. Το ηλεκτρόδιο βολφραμίου έχει υψηλό σημείο τήξης και για τον λόγο αυτόν δεν καταναλώνεται [17, 81, 82, 83, 84, 85]. Στα πλαίσια της παρούσας εργασίας χρησιμοποιήθηκε ηλεκτρόδιο βολφραμίου WC 20 (~ 98% W, 2% Ce), διαστάσεων 2.4 x 175mm (DIN EN 26848).

Μεταξύ των βασικών παραμέτρων που επηρεάζουν την ποιότητα και τα χαρακτηριστικά των συγκολλήσεων GTAW είναι η τάση, το ρεύμα, η ταχύτητα με την οποία κινείται το πιστόλι της συγκόλλησης η ταχύτητα τροφοδοσίας του μετάλλου προσθήκης και του προστατευτικού αερίου, και η διάμετρος του ακροφυσίου⁴. Η τάση, η οποία σχετίζεται με το μήκος του τόξου, επηρεάζει το πλάτος το λουτρού συγκόλλησης και τη διείσδυση και είναι προτιμότερο να είναι χαμηλή. Το ρεύμα ελέγχει επίσης τη διείσδυση και μπορεί να είναι είτε συνεχές (DC) ή εναλλασσόμενο (AC) [83]. Έχει δειχθεί [86, 87] πως η αύξηση του ρεύματος επιφέρει διεύρυνση του πλάτους και του βάθους τού μετάλλου συγκόλλησης. Στις πραγματοποιηθείσες συγκολλήσεις εφαρμόστηκε ορθή πολικότητα (Συνεχές Ρεύμα Ηλεκτρόδιο Αρνητικό-ΣΡΗΑ ή DCEN)· το ηλεκτρόδιο βολφραμίου συνδέθηκε με το αρνητικό άκρο της

⁴ Η διάμετρος από την οποία γίνεται παροχή του προστατευτικού αερίου πρέπει να είναι τουλάχιστον τριπλάσια της διαμέτρου του ηλεκτροδίου, ώστε να παρέχεται επαρκής ποσότητα αερίου [84].

παροχής, συνεπώς τα ηλεκτρόνια εκπέμπονταν από αυτό και επιταχύνονταν περνώντας από το τόξο. Η χρήση ορθής πολικότητας έχει ως αποτέλεσμα βαθιά και στενή διείσδυση και υψηλότερη ταχύτητα, γι' αυτό και συνήθως προτιμάται. Αντίθετα, η χρήση ανάστροφης πολικότητας (Συνεχές Ρεύμα Ηλεκτρόδιο Θετικό-ΣΡΗΘ ή DCEP), έχει δειχθεί [88] πως δεν ευνοεί τη σταθερότητα και τη θερμική απόδοση του τόξου και γενικώς χρησιμοποιείται σπάνια, λόγω υπερθέρμανσης του ηλεκτροδίου, κυρίως για συγκολλήσεις αλουμινίου ή μαγνησίου, στις οποίες δημιουργούνται οξείδια, προκειμένου να επιτευχθεί καθοδικός καθαρισμός. Το εναλλασσόμενο ρεύμα (AC) χρησιμοποιείται για βελτίωση της ευστάθειας του τόξου και επιτυγχάνει σχετικά καλή διείσδυση και καθαρισμό επιφανείας [17, 85].



Εικόνα 2.2: Επίδραση του ρεύματος στη συγκόλληση (α) ΣΡΗΑ (β) ΣΡΗΘ (γ) Εναλλασσόμενο ρεύμα [17]

Κατόπιν κοπής των αρχικών ελασμάτων σε μικρότερα ίσα τμήματα με χρήση δισκοτόμου (βλ. 2.2.2), και καθαρισμού με ακετόνη, πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις TIG, ορθής πολικότητας, μεταξύ Ti-6Al-4V και Inconel® X-750 με σταθερή παροχή αερίου αργού (Ar 99.999%) 20L min^{-1} σε διαφορετικές τιμές έντασης ρεύματος (Πίνακας 2.3). Οι συστάσεις των δύο μετάλλων πλήρωσης που χρησιμοποιήθηκαν κατά την πραγματοποίηση των εν λόγω συγκολλήσεων δίνονται παρακάτω (Πίνακας 2.2). Σημειώνεται, πως το μέταλλο πλήρωσης NiCu, αρχικής διαμέτρου 2.5mm υπέστη ολική προκειμένου να επιτευχθεί μείωση της διατομής του έως τα 0.115mm.

Πίνακας 2.2: Χημικές συστάσεις (% κ.β.) μετάλλων πλήρωσης

Μέταλλο πλήρωσης	Στοιχείο									
Cu	Cu	Si								
	99.67	0.33								
NiCu	Cu	Si	C	Mn	Ni	Fe	Cr	Mo	V	
	29.90	0.56	0.48	1.81	64.20	3.50	0.035	0.015	0.003	

Στις συγκολλήσεις που πραγματοποιήθηκαν με χρήση μετάλλου πλήρωσης καθαρού χαλκού, παρατηρήθηκε πως κατά την υπέρβαση της έντασης του ρεύματος άνω των 60Α, η συγκόλληση δεν ήταν δυνατό να πραγματοποιηθεί, συνεπώς δοκιμάστηκε αρχικά απόθεση του μετάλλου πλήρωσης (με χαμηλότερη ένταση ρεύματος) σε κάθε μέταλλο βάσης και εν συνεχεία ετερογενής συγκόλληση με το κράμα Ti-6Al-4V (Cu₅₀₍₃₅₎, Cu₈₀₍₈₀₎). Όμοιες συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν με το μέταλλο πλήρωσης NiCu (NiCu₇₀₍₇₀₎, NiCu₈₀₍₈₀₎), προκειμένου να μελετηθεί εάν η συγκεκριμένη τεχνική έχει θετική επίδραση στην τελική μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες του μετάλλου συγκόλλησης.

Πίνακας 2.3: Παράμετροι συγκολλήσεων και ονομασία δοκιμίων

Μέταλλο πλήρωσης	Cu Ø 1mm				NiCu Ø 1.15mm				
Ένταση ρεύματος	50(35)	50	60	80(80)	60	70	80	70(70)	80(80)
Δοκίμιο	Cu ₅₀₍₃₅₎	Cu ₅₀	Cu ₆₀	Cu ₈₀₍₈₀₎	NiCu ₆₀	NiCu ₇₀	NiCu ₈₀	NiCu ₇₀₍₇₀₎	NiCu ₈₀₍₈₀₎
Ηλεκτρόδιο	WC 20 gray, Ø 2.40 x 175mm, DIN EN 26848								
Αέριο	Ar 99,999%								

2.2.2 Προετοιμασία δοκιμίων

Η μεταλλογραφική προετοιμασία των δοκιμίων θεωρείται σημαντικό στάδιο, μετά από το οποίο η επιφάνειά τους καθίσταται κατάλληλη για παρατήρηση μέσω οπτικής, ηλεκτρονικής ή άλλου είδους μικροσκοπίας. Η προετοιμασία των δοκιμίων έγινε στα στάδια της κοπής, του εγκιβωτισμού, της λείανσης και της στίλβωσης. Τα δοκίμια κόπηκαν με δισκοτόμο τύπου Struers Discotom. Κατά τη διαδικασία της κοπής, τα δοκίμια ψύχονταν με αραιωμένο ψυκτικό γαλάκτωμα, ώστε να αποφευχθεί η υπερθέρμανσή τους, ενώ δόθηκε προσοχή στην ασκούμενη δύναμη κοπής, προκειμένου να μην επηρεαστεί η τελική δομή των υλικών. Τα δοκίμια κόπηκαν εγκάρσια στη διεύθυνση συγκόλλησης, σε διαστάσεις τέτοιες ώστε να εμπεριέχονται σε κάθε δοκίμιο όλες οι ζώνες της συγκόλλησης (ζώνη τήξης, θερμικά επηρεασμένη ζώνη, μέταλλο βάσης) αλλά ταυτόχρονα να είναι εφικτή και η τοποθέτησή τους στην τράπεζα του ηλεκτρονικού (SEM) μικροσκοπίου μετά τον εγκιβωτισμό τους.

Στη συνέχεια πραγματοποιήθηκε εγκιβωτισμός των δοκιμίων. Κατά τον εγκιβωτισμό τα δοκίμια μπήκαν σε καλούπια⁵, στα οποία προστέθηκε ρητίνη. Για κάθε δοκίμιο

⁵ Στα καλούπια αρχικά τοποθετείται βαζελίνη, προκειμένου να διευκολυνθεί ο απεγκιβωτισμός.

χρησιμοποιήθηκαν 15ml ρητίνης και 2.1ml σκληρυντή (πολυμερές), προκειμένου αυτή να στερεοποιηθεί.

Το επόμενο στάδιο της μεταλλογραφικής προετοιμασίας είναι η λείανση, η οποία έγινε προκειμένου να απομακρυνθούν οξείδια που είχαν σχηματιστεί στην επιφάνεια των δοκιμίων κατά την έκθεσή τους στις ατμοσφαιρικές συνθήκες. Η λείανση πραγματοποιήθηκε σε οριζόντιο, υδρόψυκτο⁶, περιστρεφόμενο δίσκο λείανσης. Ως μέσο λείανσης χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά λείανσης καρβιδίου του πυριτίου (SiC). Τα χαρτιά λείανσης SiC χαρακτηρίζονται από έναν αριθμό ο οποίος αντιστοιχεί σε ένα μέγεθος κόκκου του λειαντικού μέσου (grit). Για παράδειγμα, ο αριθμός 400grit εκφράζει ότι το χαρτί έχει 400 κόκκους καρβιδίων του πυριτίου ανά τετραγωνική ίντσα. Τα χαρτιά που χρησιμοποιήθηκαν διαδοχικά ήταν 400, 800, 1200, 2000 και 3000grit. Μετά το πέρας της λείανσης σε κάθε στάδιο, τα δοκίμια πλένονταν με νερό αρχικά και στη συνέχεια με αιθανόλη και στεγνώνονταν με ρεύμα θερμού αέρα με σκοπό να καθαριστούν από υπολειπόμενα καρβίδια από το χαρτί λείανσης καθώς και από προϊόντα οξείδωσης του υλικού.

Ακολούθως, έγινε στίλβωση των δοκιμίων, προκειμένου να δημιουργηθεί ομοιόμορφη, επίπεδη επιφάνεια, απαλλαγμένη από σφάλματα λείανσης, με αδαμαντόπαστα μεγέθους κόκκου διαμαντιού 3μm και 1 μm. Στο τέλος κάθε σταδίου γίνονταν εκ νέου καθαρισμός των δοκιμίων, τα οποία εν συνεχεία στεγνώνονταν με ρεύμα θερμού αέρα. Στο τελικό στάδιο της προετοιμασίας, τα δοκίμια στιλβώθηκαν με διάλυμα Colloidal Silica, ενώ κατά τη διαδικασία αυτή, το πανί στο οποίο γίνονταν η στίλβωση διαβρέχονταν με απιονισμένο νερό προς αποφυγή δημιουργίας κρυστάλλων που θα χάρασσαν την επιφάνεια του δοκιμίου. Μετά από την προετοιμασία, τα δείγματα καθαρίστηκαν με βαμβάκι και νερό, στη συνέχεια με αιθανόλη και στεγνώθηκαν με ρεύμα θερμού αέρα.

Ακολούθως, έγινε χημική προσβολή των δοκιμίων με κατάλληλα αντιδραστήρια, με σκοπό την εμφάνιση της μικροδομής τους. Η προσβολή έγινε με δύο διαφορετικά αντιδραστήρια, λόγω παρουσίας διαφορετικών κραμάτων στα συγκολλημένα δοκίμια. Κάθε δείγμα προσβλήθηκε κατά το ήμισυ, στην πλευρά που περιελάμβανε το μέταλλο βάσης Ti-6Al-4V και τη ζώνη τήξης με διάλυμα 5% HF + 15% HNO₃ + 80% H₂O, ενώ το υπόλοιπο δοκίμιο (Inconel® X-750) προσβλήθηκε με το αντιδραστήριο Kalling's

⁶ Για να αποφεύγεται η διάβρωση απ' την αύξηση της θερμοκρασίας λόγω τριβής

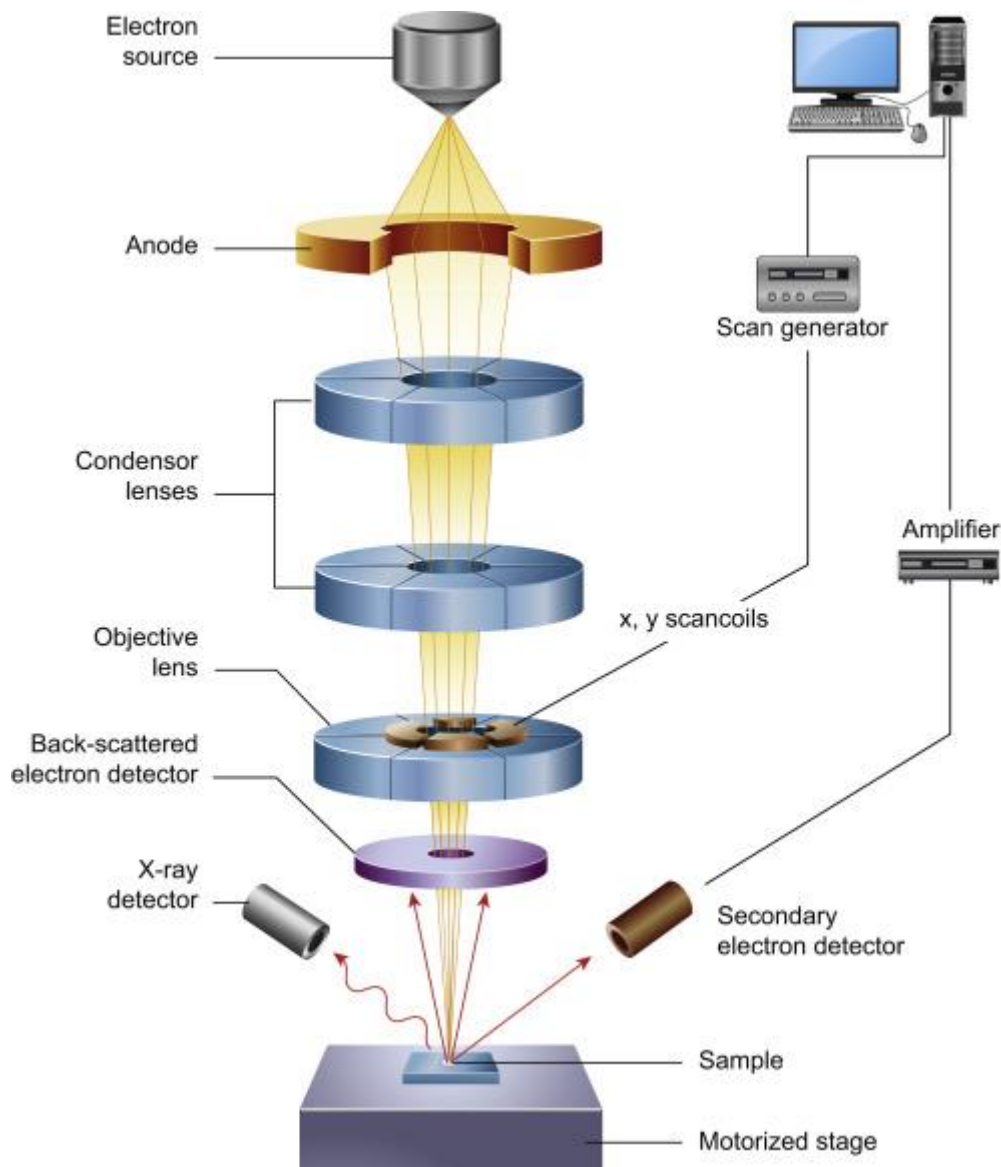
No.2 (2g CuCl₂ + 40ml HCl + 40-80ml αιθανόλη), το οποίο ενδείκνυται για την προσβολή υπερκραμάτων νικελίου.

2.2.3 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM)

Το Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscope – SEM) χρησιμεύει για την παρατήρηση επιφανειών και, σε συνδυασμό με κατάλληλα συστήματα μικροανάλυσης, για τη στοιχειακή ανάλυση συγκεκριμένων περιοχών της υπό παρατήρηση εικόνας. Πρόκειται για μέθοδο υψηλής διακριτικής ικανότητας, μεγάλου βάθους πεδίου και δυνατότητας επίτευξης μεγεθύνσεων έως και 30,000x.

Η αρχή λειτουργίας της μεθόδου βασίζεται στην αλληλεπίδραση μιας ενεργειακά ισχυρής προσπίπτουσας δέσμης ηλεκτρονίων (που σαρώνει την επιφάνειά του με υψηλή ταχύτητα), με το προς εξέταση υλικό. Τα βασικά μέρη από τα οποία αποτελείται το Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης είναι η στήλη παραγωγής δέσμης ηλεκτρονίων (electron source), ένα σύστημα κατεύθυνσης της δέσμης, ο θάλαμος, εντός του οποίου τοποθετείται το δείγμα, η αντλία κενού και το σύστημα ανιχνευτών και παρουσίας (Εικόνα 2.3). Η δέσμη των ηλεκτρονίων παράγεται στο ανώτερο μέρος του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου, σε ατμόσφαιρα κενού, ύστερα από τη θέρμανση λεπτού νήματος βολφραμίου. Στη συνέχεια ακολουθεί μια κατακόρυφη πορεία, διαμέσου της οπτικής στήλης του μικροσκοπίου και εστιάζεται με τη βοήθεια ηλεκτρομαγνητικών φακών (condensor lenses) στο παρατηρούμενο δείγμα (sample). Η εστιασμένη δέσμη ηλεκτρονίων, διερχόμενη από ζεύγη πηνίων σάρωσης, εκτρέπεται οριζόντια και κάθετα, σαρώνοντας την υπό μελέτη επιφάνεια.

Κατά την αλληλεπίδραση της δέσμης με το δοκίμιο, παράγονται δευτερογενή ηλεκτρόνια, τα οποία συλλέγονται από ειδικούς ανιχνευτές (Back-scattered electron detector, X-ray detector, Secondary electron detector) και μετατρέπονται σε οπτικό σήμα που μπορεί να ληφθεί από το σύστημα. Η εκπεμπόμενη-δευτερογενής ακτινοβολία μπορεί να είναι, όπως φαίνεται και στην Εικόνα 2.4:



Εικόνα 2.3: Σχηματική απεικόνιση διάταξης του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης [89]

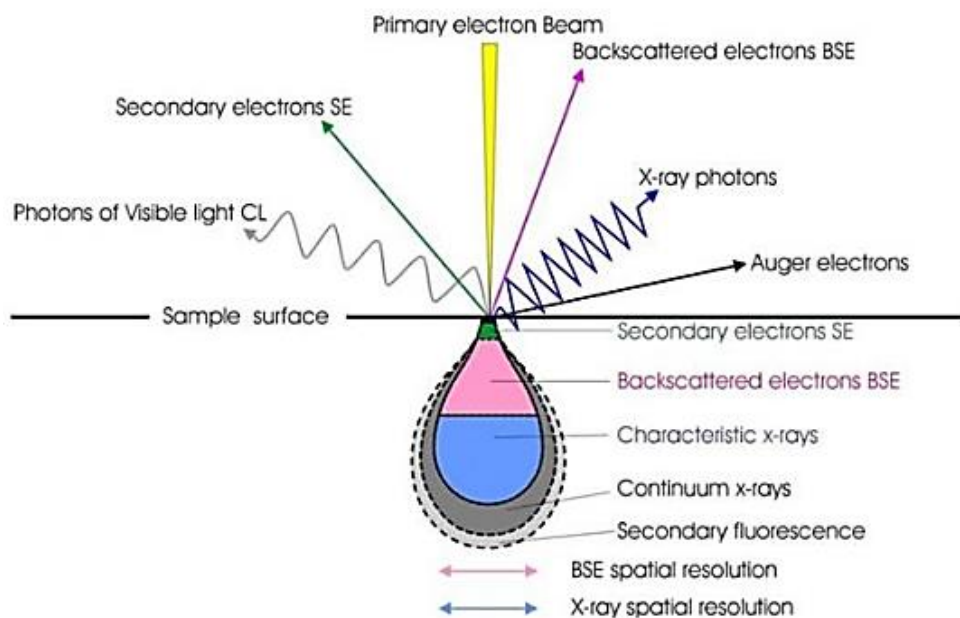
Ηλεκτρόνια Auger: προκύπτουν από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τις υποστοιβάδες των επιφανειακών ατόμων, σε βάθος 1nm και το φάσμα που προκύπτει χρησιμοποιείται για την ανάλυση των επιφανειών.

Δευτερογενή ηλεκτρόνια (Secondary electron image-SEI): προκύπτουν από ανελαστική σύγκρουση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα άτομα της επιφανειακής στοιβάδας σε βάθος 1-10nm, έχουν μικρή σχετικά ενέργεια (50eV) και δίνουν πληροφορίες για την τοπογραφία της επιφάνειας. Η ένταση του σήματος εξαρτάται από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και τις ανωμαλίες της επιφάνειας.

Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια (Back-scattered electrons-BES): από τις ελαστικές συγκρούσεις ανάμεσα στα επιφανειακά άτομα και τα πρωτογενή ηλεκτρόνια σε βάθος 0,1-1μm, παράγονται τα οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια, με ενέργειες μεταξύ 5 και 50 eV, ενώ ένταση του σήματος εξαρτάται από τον ατομικό αριθμό των στοιχείων της

επιφάνειας και από τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Δίνουν πληροφορίες για την σύσταση, καθώς συσχετίζεται η αντίθεση πεδίου με το μέσο ατομικό αριθμό, αλλά και για τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό και την τοπογραφία της επιφάνειας.

Ακτίνες X: παράγονται από τις ανελαστικές συγκρούσεις των ηλεκτρονίων της προσπίπτουσας δέσμης με τα ηλεκτρόνια των ατόμων του δοκιμίου σε βάθος έως 2μm και εξαρτώνται από το είδος των ατόμων που βρίσκονται στην επιφάνεια. Όταν ένα ηλεκτρόνιο εγκαταλείπει την εσωτερική στοιβάδα, τότε ένα άλλο, προερχόμενο από μια ενεργειακά υψηλότερη στοιβάδα καλύπτει το κενό, εκπέμποντας ακτινοβολία (ακτίνες X). Η ενέργεια αυτής της ακτινοβολίας είναι χαρακτηριστική της μετάπτωσης και κατά συνέπεια του ατόμου.



Εικόνα 2.4: Απεικόνιση των ηλεκτρονίων που παράγονται κατά την αλληλεπίδραση της δέσμης με την εξεταζόμενη επιφάνεια [90]

Το Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης δίνει επίσης τη δυνατότητα Στοιχειακής Μικροανάλυσης με Φασματόμετρο Ακτίνων X. Κατά τη λειτουργία αυτή, ένας ανιχνευτής πυριτίου (Si) με πρόσμιξη λιθίου (Li) συλλέγει και μεταφέρει τις ακτίνες X σε έναν αναλυτή, από τον οποίο στη συνέχεια εισέρχονται σε φασματογράφο διασποράς ενέργειας. Οι ενσωματωμένες πληροφορίες (το φάσμα των παλμών συναρτήσεως της ενέργειας της ακτινοβολίας σε keV), μετά την επεξεργασία σε μικροϋπολογιστή, εμφανίζονται στην οθόνη, παρέχοντας ποιοτική και ημιποσοτική ανάλυση της σύνθεσης. Σημειώνεται πως λόγω της παρεμβολής του βηρυλλίου (Be) μπροστά από τον ανιχνευτή, δεν είναι δυνατή η ανάλυση στοιχείων με ατομικό αριθμό μικρότερο του 11 (Na) [45, 91].

Στα πλαίσια της πειραματικής εργασίας, λήφθηκαν από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης JEOL JSM 6380-LV (επιταχυνόμενη τάση 20 kV) φωτογραφίες δευτερογενών (SEI), και οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), οι οποίες έδωσαν πληροφορίες που αφορούν τη χημική σύσταση και την τοπογραφία της επιφάνειας και συνέβαλαν στη μελέτη και τον χαρακτηρισμό της ζώνης τήξης αλλά και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης των συγκολλημένων δοκιμίων. Επιπλέον, κατέστη εφικτή η ποιοτική και ημιποσοτική ανάλυση των στοιχείων που περιέχονταν στη μικροδομή, με χρήση της μικροανάλυσης ακτίνων X (EDS, Energy Dispersive System). Οι στοιχειακές αναλύσεις πραγματοποιήθηκαν στα δοκίμια με το προσαρμοσμένο σύστημα μικροανάλυσης INCA X-Sight της Oxford Instruments. Επιπρόσθετα, πραγματοποιήθηκαν αναλύσεις κατά μήκος της ζώνης τήξης των συγκολλημένων δοκιμίων, προκειμένου να εκτιμηθεί η διάχυση κραματικών στοιχείων (Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu) στο μέταλλο συγκόλλησης.

2.2.4 Περίθλαση ακτίνων X (X-Ray Diffraction, XRD)

Η μέθοδος XRD είναι η βασικότερη τεχνική ανάλυση της κρυσταλλικής δομής και χαρακτηρισμού υλικών καθώς επιτρέπει την ποιοτική και ποσοτική ανάλυση φάσεων και την ανίχνευση κρυσταλλογραφικού ιστού. Πρόκειται για μέθοδο που στηρίζεται στην αλληλεπίδραση της ακτινοβολίας με την ύλη και πραγματοποιείται με την εκπομπή δέσμης ακτίνων X και την ανάκλασή τους. Στα κρυσταλλικά υλικά, η απόσταση μεταξύ των πλεγματικών επιπέδων είναι της ίδιας τάξης μεγέθους με το μήκος κύματος της ακτινοβολίας, οπότε κατά την πρόσπτωση δέσμης ακτίνων-X συγκεκριμένου μήκους κύματος λ σε ένα κρυσταλλικό στερεό μπορούν να συμβούν τα εξής:

- Όταν η διαφορά των μηκών διαδρομής είναι ακέραιο πολλαπλάσιο του μήκους κύματος, τα σκεδαζόμενα κύματα είναι σε συμφωνία φάσης, οπότε ενισχύονται αμοιβαία (ή συμβάλλουν ενισχυτικά).
- Όταν η διαφορά των μηκών διαδρομής είναι ακέραιο πολλαπλάσιο του μισού του μήκους κύματος, τότε τα σκεδαζόμενα κύματα είναι σε αντίθετη φάση, οπότε τα αντίστοιχα πλάτη εκμηδενίζονται (ή συμβάλλουν αναιρετικά).

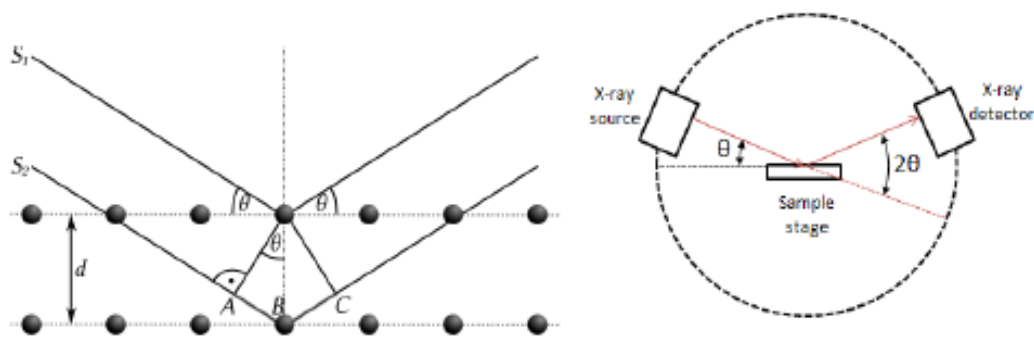
Οι ανακλώμενες δέσμες συμβάλλουν για συγκεκριμένη γωνία πρόσπτωσης θ , η οποία συνδέεται με το μήκος κύματος λ και την διαπλεγματική απόσταση d με την παρακάτω εξίσωση (Bragg):

$$n\lambda = 2d\mu\theta$$

όπου n είναι η τάξη της περίθλασης.

Τα προσδιορισθέντα d είναι χαρακτηριστικά για κάθε κρυσταλλική φάση και με τον προσδιορισμό τους γίνεται αναγνώριση της φάσης ή των φάσεων που συνιστούν το εξεταζόμενο υλικό. Η ένταση της περιθλώμενης ακτινοβολίας σε κάθε γωνία θ είναι συνάρτηση της ποσότητας της κρυσταλλικής ένωσης. Οι κορυφές του διαγράμματος που προκύπτει δηλώνουν την κρυσταλλική δομή και μόνο σε αυτές γίνεται ανάκλαση της ακτινοβολίας. Όσο πιο οξεία είναι η κορυφή τόσο πιο κρυσταλλική είναι η ένωση.

Μια τυπική διάταξη περίθλασης ακτίνων-Χ αποτελείται από πηγή ακτίνων-Χ με συγκεκριμένο μήκος κύματος, γωνιόμετρο και ανιχνευτή των ακτίνων (απαριθμητής). Με τη μέθοδο αυτή πραγματοποιείται η καταγραφή της έντασης της περιθλώμενης ακτινοβολίας ως συνάρτηση της γωνίας 2θ , οπότε από την εξίσωση του Bragg υπολογίζονται οι πλεγματικές αποστάσεις (hkl).



Εικόνα 2.5: Αριστερά: απεικόνιση της περίθλασης ακτίνων Χ στα κρυσταλλικά επίπεδα, Δεξιά: σχέση κίνησης πηγής και μετρητή ακτίνων Χ

Συνήθως, τα αποτελέσματα συγκρίνονται με πρότυπα ακτινοδιαγράμματα περίθλασης και έτσι πραγματοποιείται ταυτοποίηση των συμμετεχουσών φάσεων του εκάστοτε υλικού. Με αυτόν τον τρόπο έγινε δομικός χαρακτηρισμός των δοκιμίων [92].

2.2.5 Δοκιμές μικροσκληρότητας Vickers

Η μέτρηση της μικροσκληρότητας των δοκιμίων έγινε σε αυτόματο μικροσκληρόμετρο Vickers HV-1000Z με δυνατότητα εφαρμογής βάρους 10-1000g (0.098-9.807N). Κατά τη μικροσκληρομέτρηση Vickers χρησιμοποιείται ως διεισδυτής πυραμίδα διαμαντιού τετραγωνικής βάσης με γωνία κορυφής $\alpha=136^\circ$. Η δύναμη εφαρμόζεται σταδιακά και η επαφή με την επιφάνεια του δοκιμίου διαρκεί 10-15 δευτερόλεπτα. Μετά την αφαίρεση της δύναμης, μετρούνται οι δυο διαγώνιες και χρησιμοποιείται ο μέσος όρος για τον υπολογισμό της σκληρότητας κατά Vickers σύμφωνα με τη σχέση:

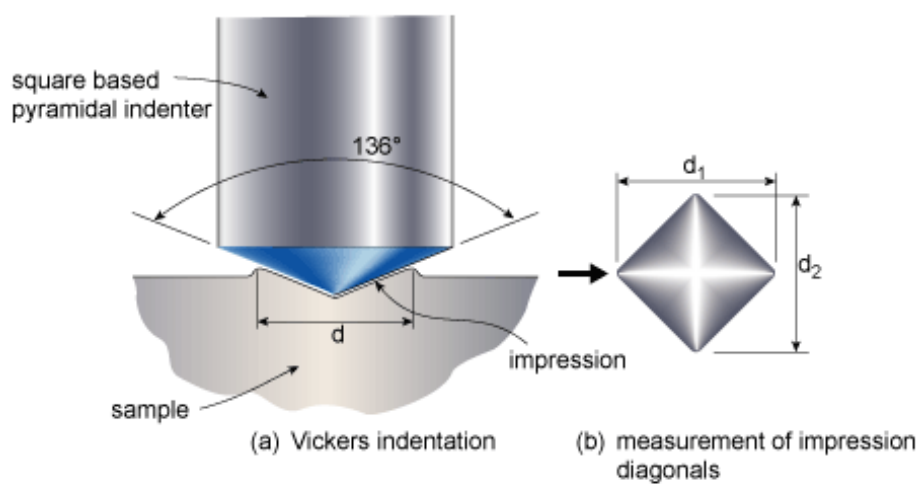
$$HV = \frac{2000 \times P \times \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = \frac{1854,4 \times P}{d^2}$$

όπου:

d: μέσος όρος διαγωνίων σε μm

α : γωνία κορυφής = 136°

P: δύναμη σε g



Εικόνα 2.6: Απεικόνιση της διαδικασίας σκληρομέτρησης με τη μέθοδο Vickers

Η διαδικασία που ακολουθήθηκε έχει ως εξής: το δείγμα τοποθετήθηκε στην τράπεζα του οργάνου και μέσω του μικροσκοπίου που διαθέτει έγινε εστίαση αρχικά στον φακό 10x και εν συνεχεία στον φακό 40x⁷, ώστε να διακριθεί καθαρά η μικροδομή του. Σημειώνεται, πως για τη λήψη σωστών μετρήσεων είναι σημαντικό η άνω επιφάνεια του δοκιμίου να είναι παράλληλη με την κάτω, ώστε το δοκίμιο να εφάπτεται καλά στην τράπεζα του οργάνου αλλά και ο διεισδυτής να πιέζει κάθετα την επιφάνεια του υλικού. Το φορτίο που επιλέχθηκε ήταν 1.962N και ο χρόνος διείσδυσης ρυθμίστηκε στα 15sec. Έγινε εστίαση στην περιοχή που ήταν επιθυμητή η μέτρηση της σκληρότητας και αντικαταστάθηκε ο φακός του μικροσκοπίου από τον διεισδυτή. Πατώντας το κουμπί start η πυραμίδα διείσδυσε στην επιφάνεια του δοκιμίου δημιουργώντας ένα αποτύπωμα. Γυρίζοντας στο μικροσκόπιο υπολογίστηκαν οι διαγώνιες του αποτυπώματος της πυραμίδας που είχε σχηματιστεί και εν συνεχεία οι τιμές σκληρότητας σε HVN (Hardness Vickers Number).

⁷ Το όργανο διαθέτει επίσης προσοφθάλμιο φακό 10x.

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)

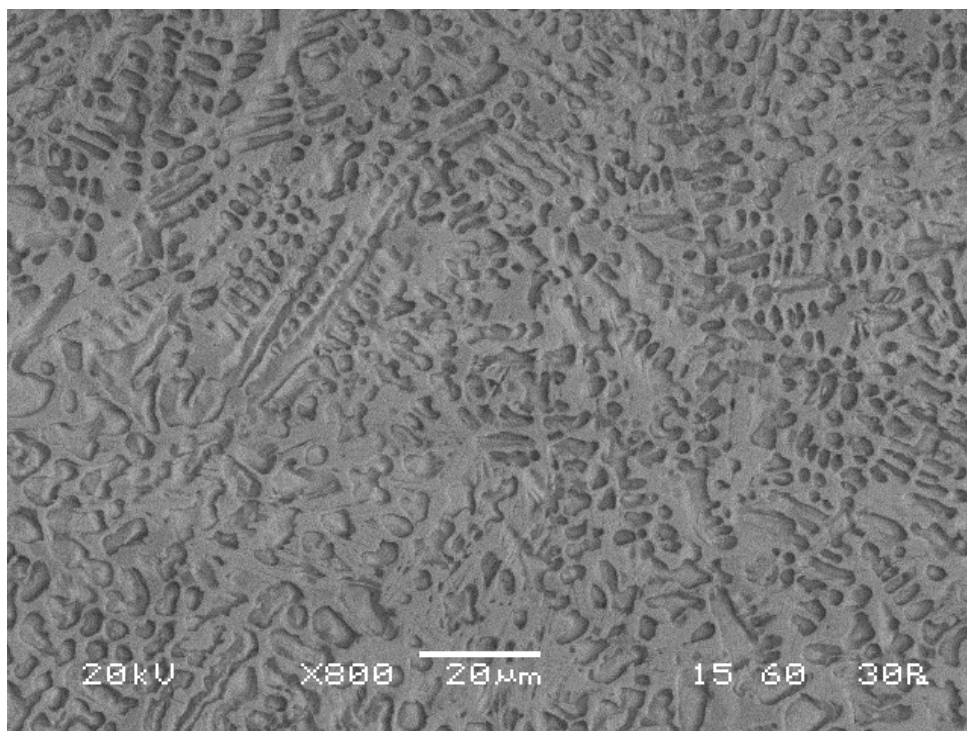
Σημειώνεται πως σε κάθε δοκίμιο έγιναν μετρήσεις με βήμα 0.25mm οριζόντια, αλλά και κάθετα στο μέταλλο συγκόλλησης.

3 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ

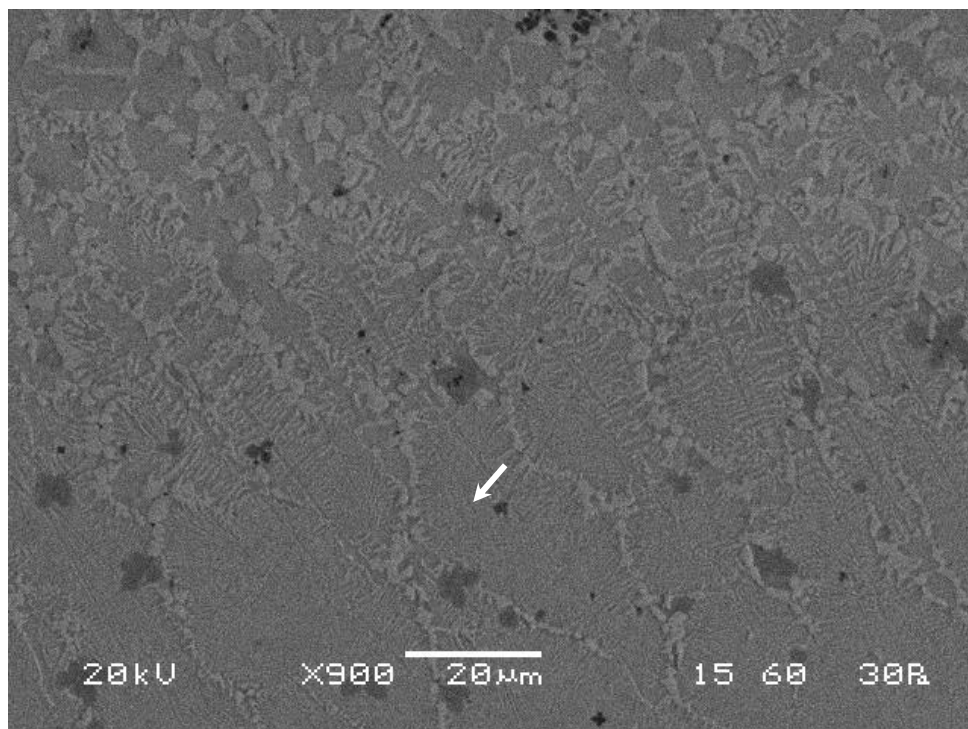
3.1 Ηλεκτρονική μικροσκοπία σάρωσης (Scanning Electron Microscopy, SEM)

Στην ενότητα που ακολουθεί παρατίθενται αντιπροσωπευτικές μικρογραφίες δευτερογενών και οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, οι οποίες λήφθηκαν από κάθε δοκίμιο μέσω του Ηλεκτρονικού Μικροσκοπίου Σάρωσης (SEM) και στοιχειακές ποιοτικές-ημιποσοτικές αναλύσεις, με σκοπό τον χαρακτηρισμό της Ζώνης Τήξης, αλλά και της Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης.

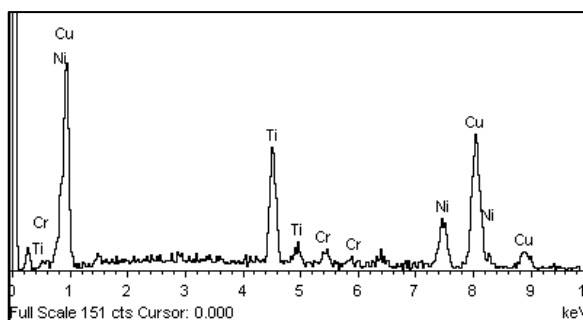
3.1.1 Μικρογραφίες δοκιμίου Cu₅₀(35)



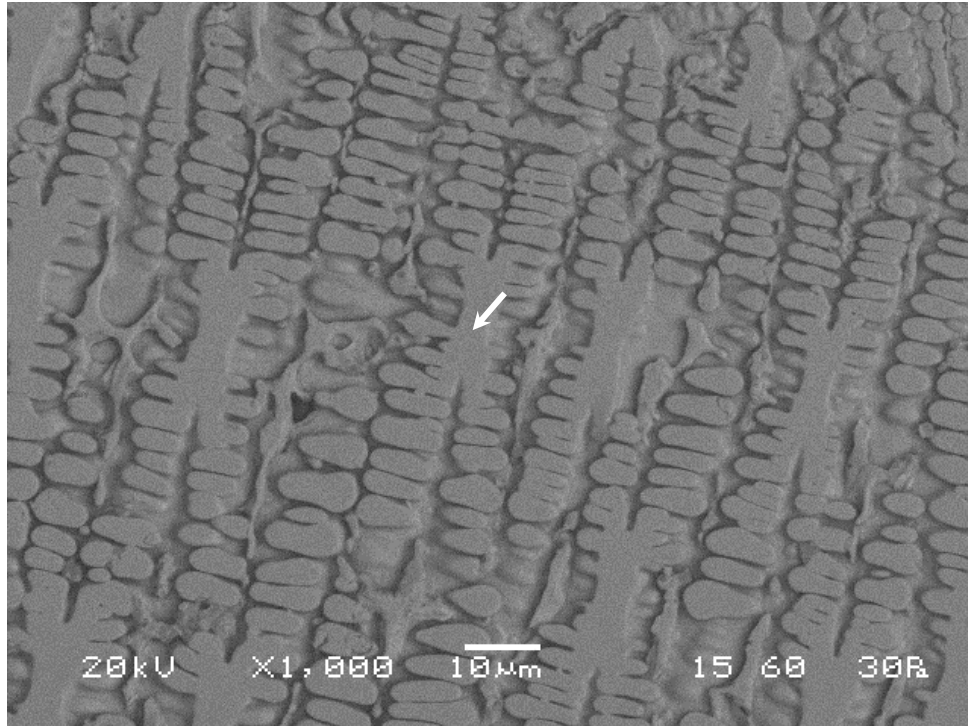
Εικόνα 3.1: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀(35). Παρουσιάζεται η γενικευμένη εικόνα του μετάλλου συγκόλλησης.



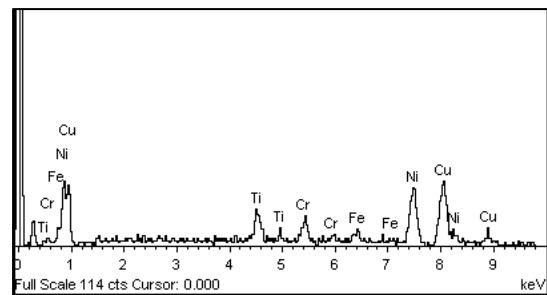
Element	Weight %	Atomic %
Ti	16.77	20.72
Cr	2.43	2.77
Ni	16.10	16.24
Cu	64.70	60.28



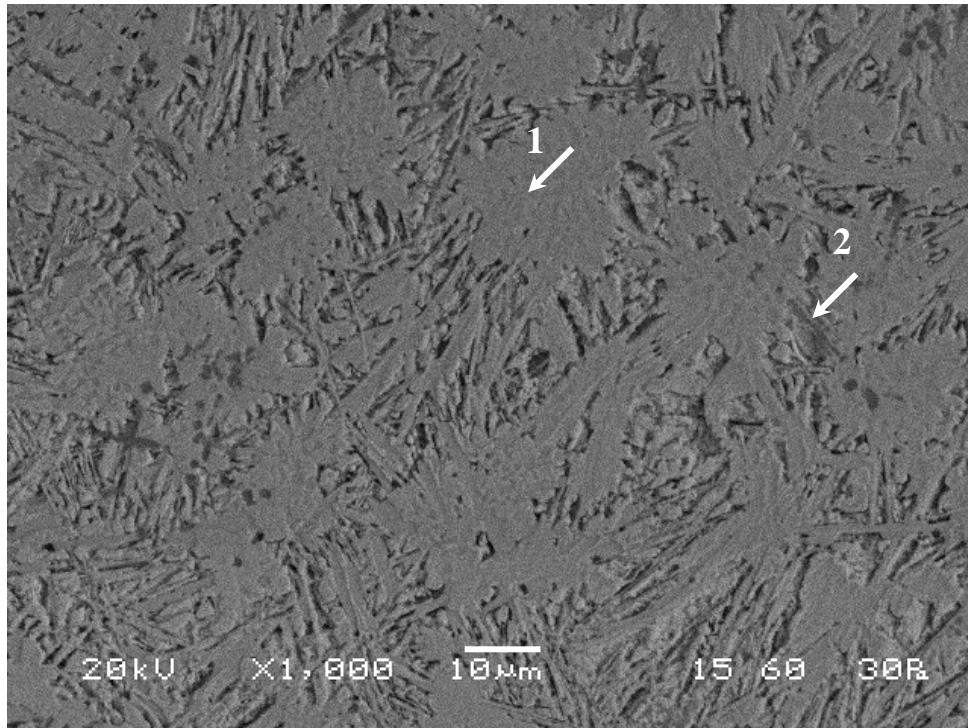
Εικόνα 3.2: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀ (35). Διακρίνεται η μορφολογία του ΜΣ, όπως αναπτύχθηκε κοντά στο Ti-6Al-4V, στο άνω μέρος του δοκιμίου και κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων. Οι σκουρόχρωμες περιοχές, όπως παρουσιάζεται παρακάτω, αποτελούν ενώσεις με υψηλή περιεκτικότητα σε Cr.



Element	Weight %	Atomic %
Ti	7.32	9.07
Cr	6.86	7.82
Fe	2.50	2.66
Ni	35.11	35.46
Cu	48.21	35.46

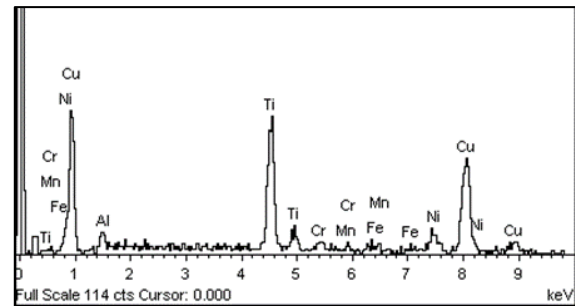


Εικόνα 3.3: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀₍₃₅₎. Παρουσιάζεται δενδριτική μορφολογία, με υψηλή περιεκτικότητα σε Ni και Cu, τα οποία είναι σε % κ.ά. αναλογία 1:1 (στερεό διάλυμα Ni-Cu).



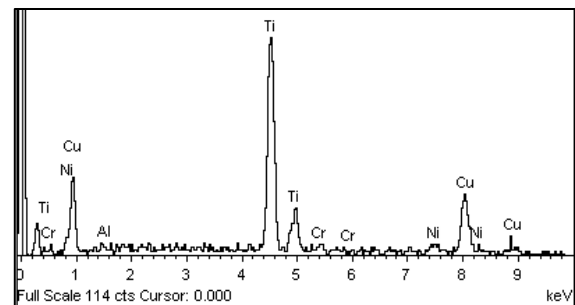
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	2.99	6.21
Ti	24.77	29.00
Cr	1.42	1.53
Mn	0.37	0.37
Fe	0.61	0.61
Ni	8.97	8.57
Cu	60.87	53.71

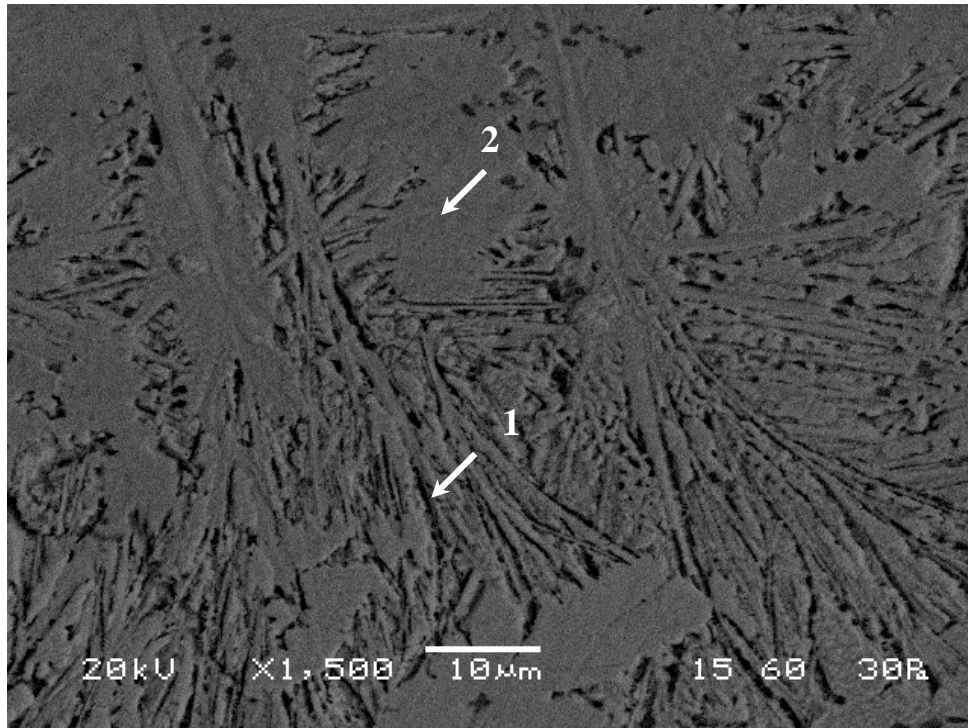


2

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.48	0.97
Ti	50.95	57.27
Cr	1.78	1.84
Ni	3.97	3.64
Cu	42.81	36.28

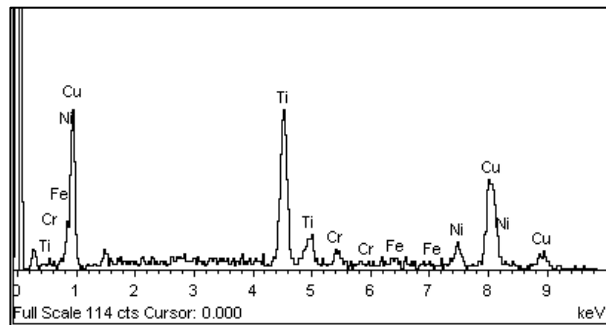


Εικόνα 3.4: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀ (35). Στο μεγαλύτερο μέρος του δοκιμίου παρατηρείται στερεοποίηση Cu₂Ti (κατά προσέγγιση), ενώ διακρίνονται επίσης περιοχές με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Ti.



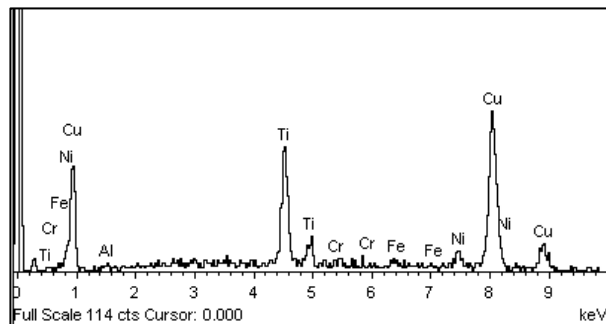
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.37	0.82
Ti	16.84	20.95
Cr	0.87	0.99
Fe	0.51	0.54
Ni	4.57	4.64
Cu	76.84	72.02

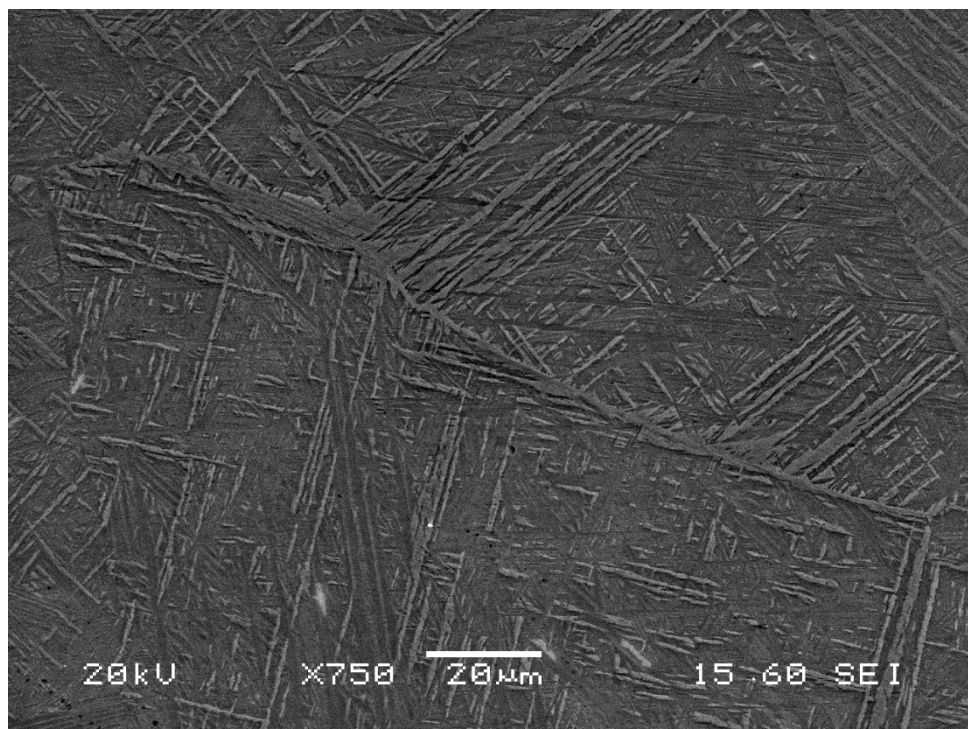


2

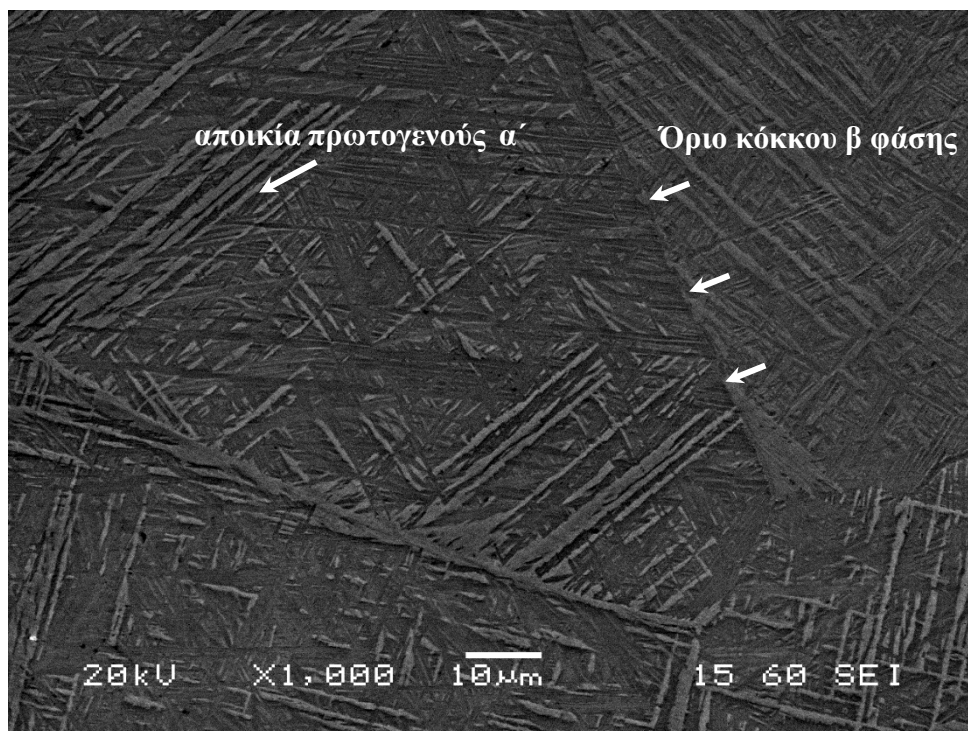
Element	Weight %	Atomic %
Ti	27.87	33.38
Cr	2.66	2.93
Fe	1.72	1.77
Ni	9.98	9.75
Cu	57.77	52.17



Εικόνα 3.5: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu50 (35). Μεγέθυνση προηγούμενης εικόνας: παρουσιάζονται κόκκοι του ΜΣ, όπως στερεοποιήθηκαν στην πλευρά όπου συναντάται το κράμα Ti-6Al-4V.

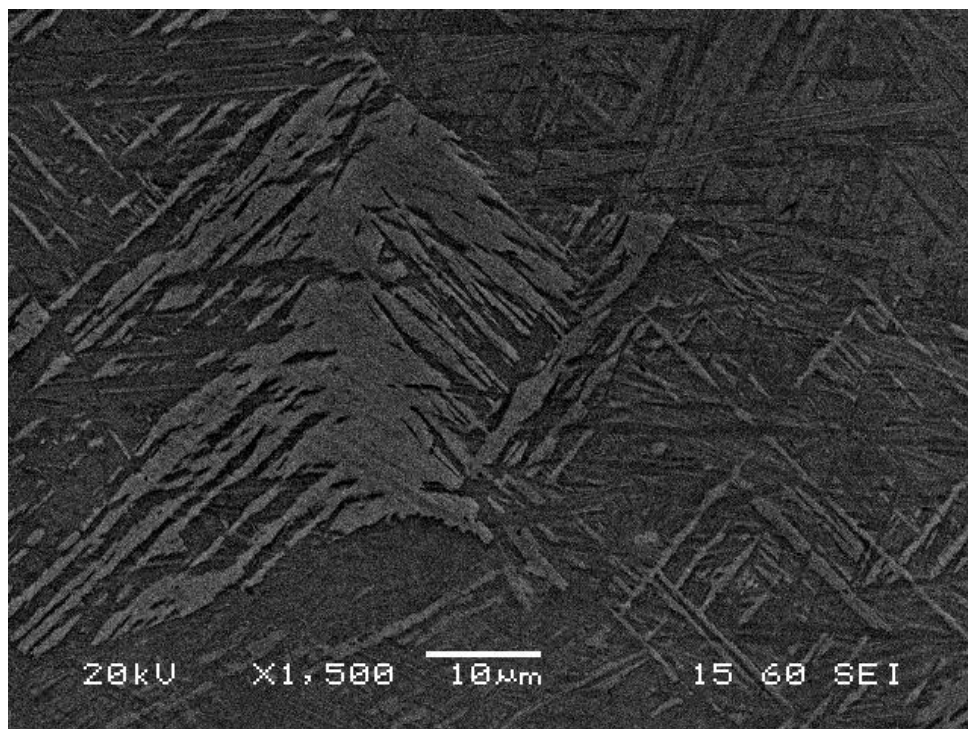


Εικόνα 3.6: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu₅₀ (35). Παρατηρείται μαρτενσιτική μικροδομή, πιθανώς αποτελούμενη από βελονοειδή (acicular) α' φάση (hcp). Διακρίνονται τα όρια κόκκων πρωτογενούς β φάσης.

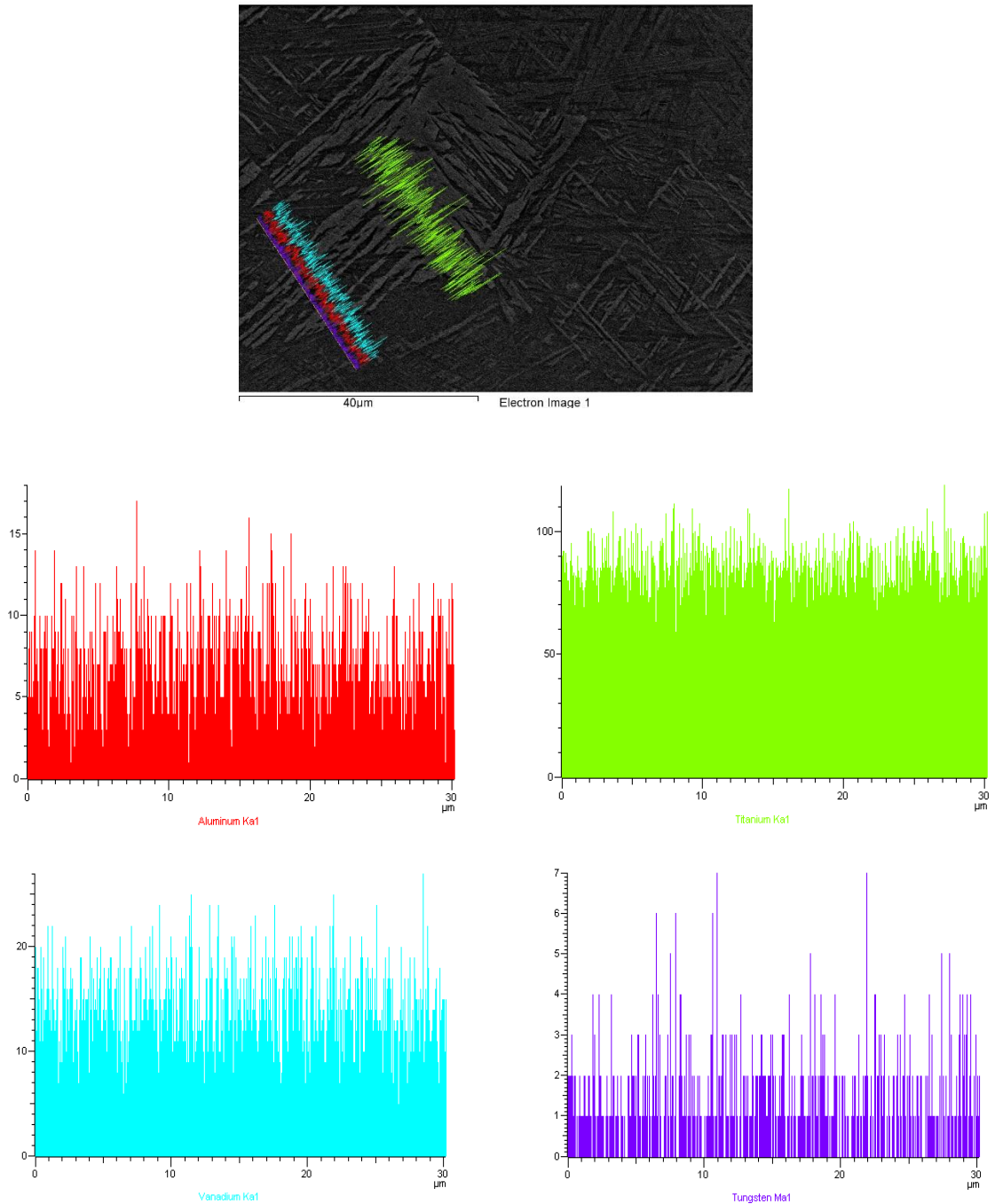


Εικόνα 3.7: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu₅₀ (35). Μεγέθυνση προηγούμενης εικόνας: υποδεικνύεται όριο κόκκου πρωτογενούς β φάσης (prior β GBs). Παρατηρούνται αποικίες πρωτογενούς μαρτενσιτικής φάσης α', με μορφή παράλληλων πλακιδίων, καθώς επίσης μικρότερου μεγέθους πλακίδια δευτερογενούς α'.

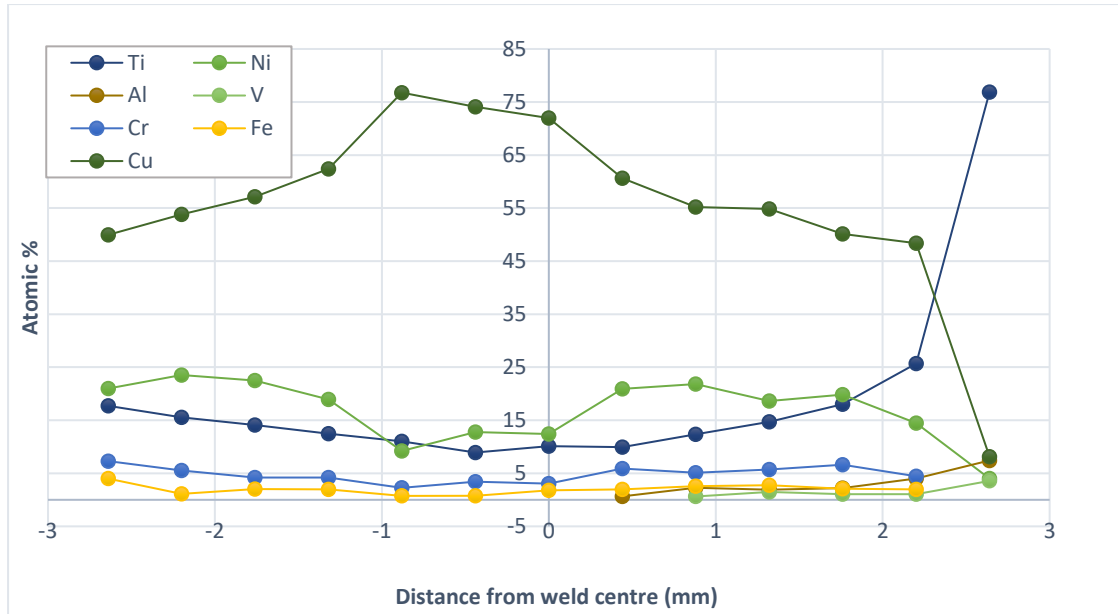
ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)



ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΛΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)

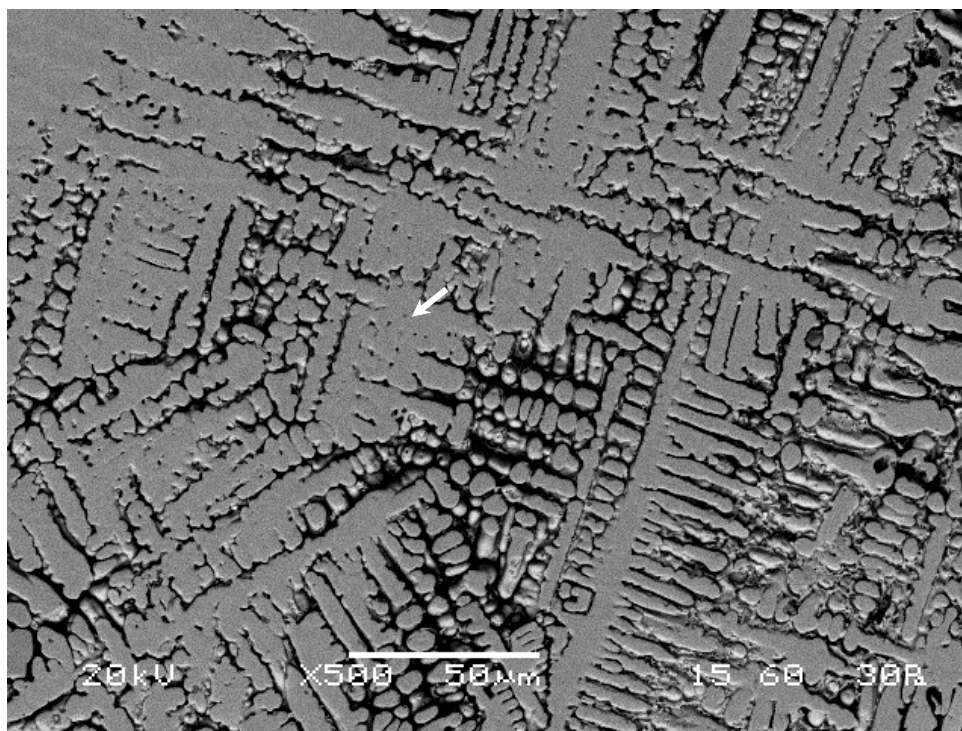


Εικόνα 3.8: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου $Cu_{50(35)}$

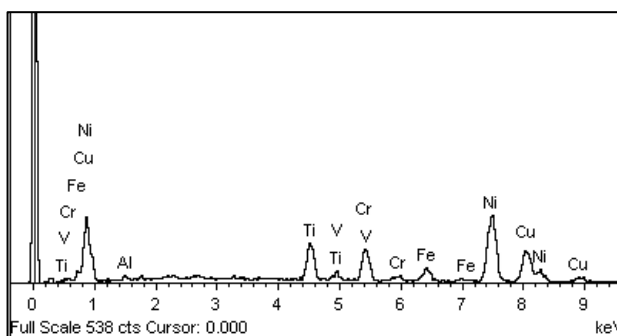


Διάγραμμα 3.1: Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου $Cu_{50(35)}$ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

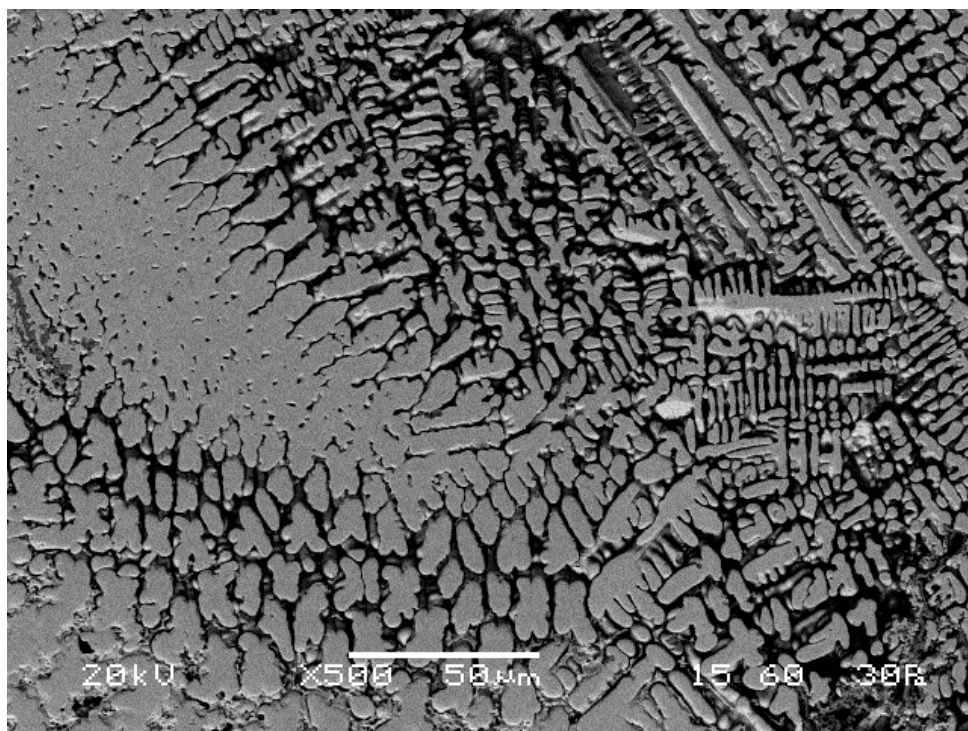
3.1.2 Μικρογραφίες δοκιμίου Cu₅₀



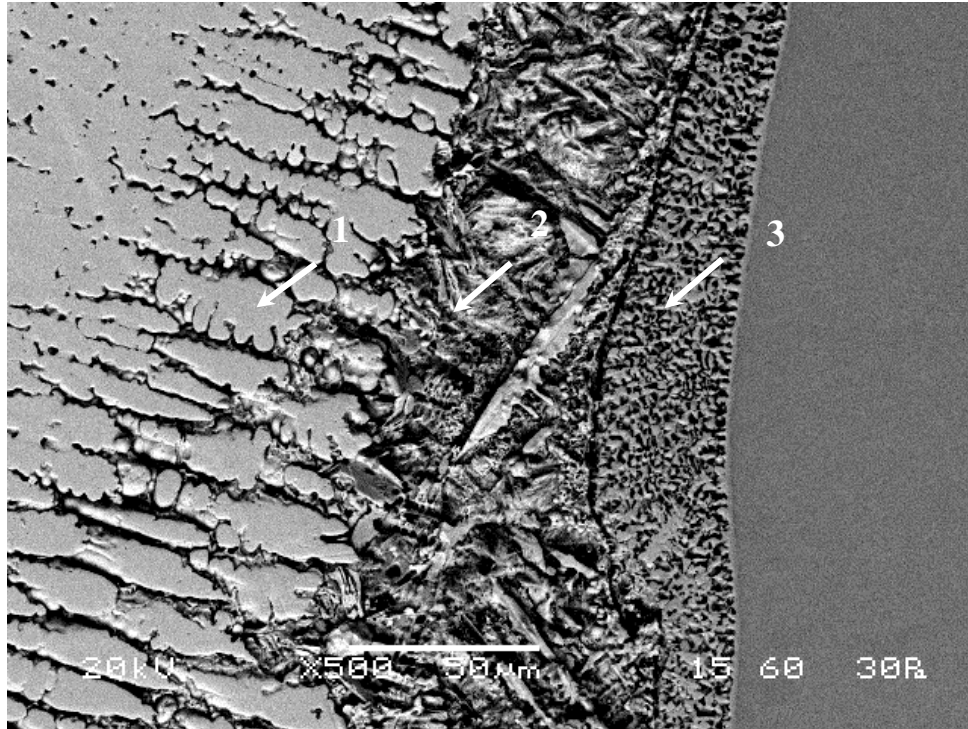
Element	Weight %	Atomic %
Al	0.85	1.80
Ti	9.25	11.06
V	0.54	0.61
Cr	10.28	11.31
Fe	4.51	4.62
Ni	46.36	45.19
Cu	28.21	25.41



Εικόνα 3.9: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀. Διακρίνεται δενδριτική κυψελοειδής μορφολογία της ΖΤ. Το μέταλλο συγκόλλησης φαίνεται να αποτελείται κυρίως από άτομα Ni, κάποια από τα οποία φαίνεται να έχουν αντικατασταθεί από άτομα Cu στην κρυσταλλογραφική του δομή (στερεό διάλυμα Ni-Cu), καθώς επίσης από Ti σε μικρότερη περιεκτικότητα.



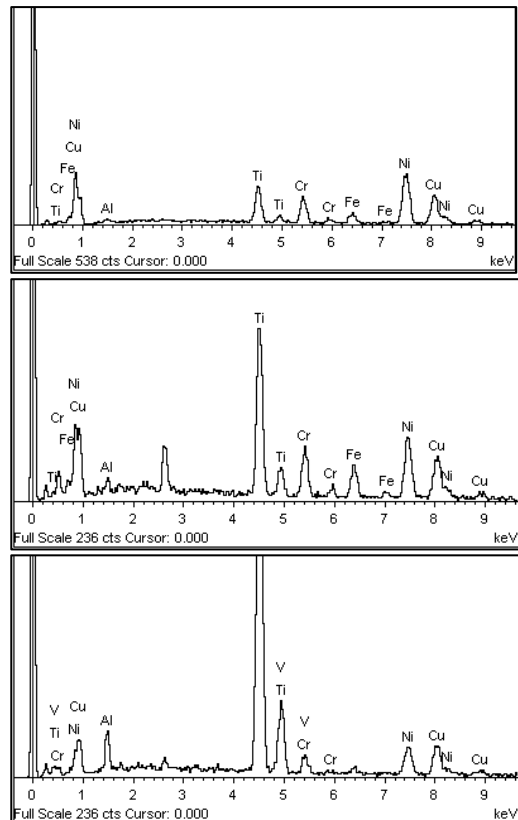
Εικόνα 3.10: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀.



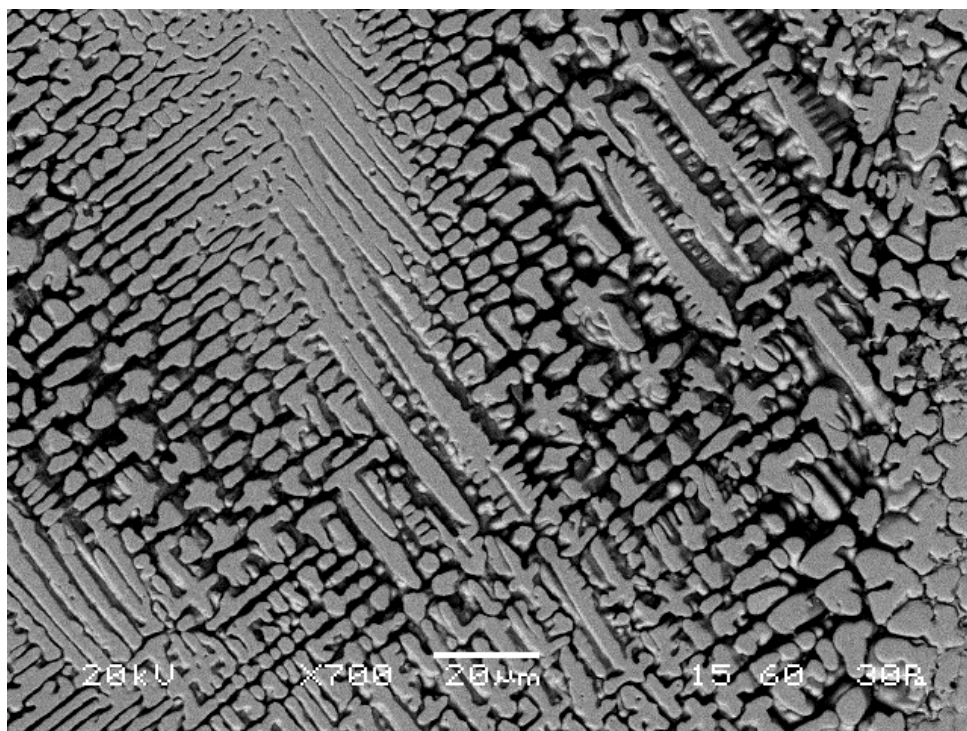
1	Element	Weight %	Atomic %
	Al	1.03	2.17
	Ti	11.01	13.10
	Cr	10.40	11.39
	Fe	4.88	4.98
	Ni	43.15	41.87
	Cu	29.54	26.49

2	Element	Weight %	Atomic %
	Al	1.63	3.28
	Ti	28.40	32.12
	Cr	10.38	10.81
	Fe	9.60	9.31
	Ni	26.64	24.58
	Cu	23.36	19.91

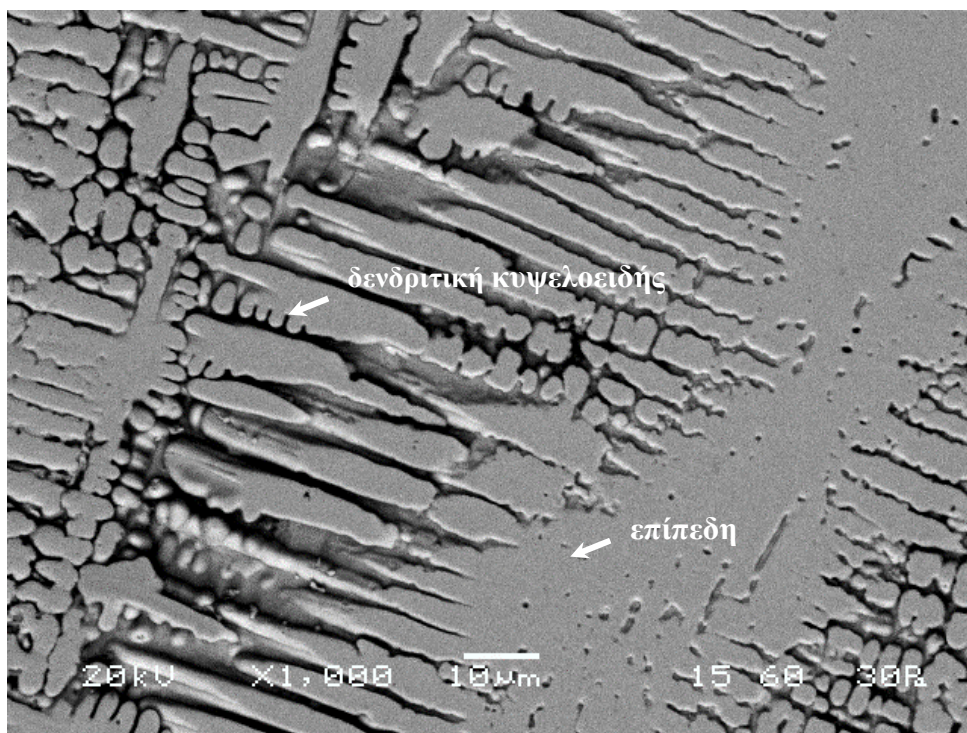
3	Element	Weight %	Atomic %
	Al	4.26	7.80
	Ti	61.94	63.92
	V	3.47	3.37
	Cr	3.44	3.27
	Ni	11.35	9.55
	Cu	15.54	12.09



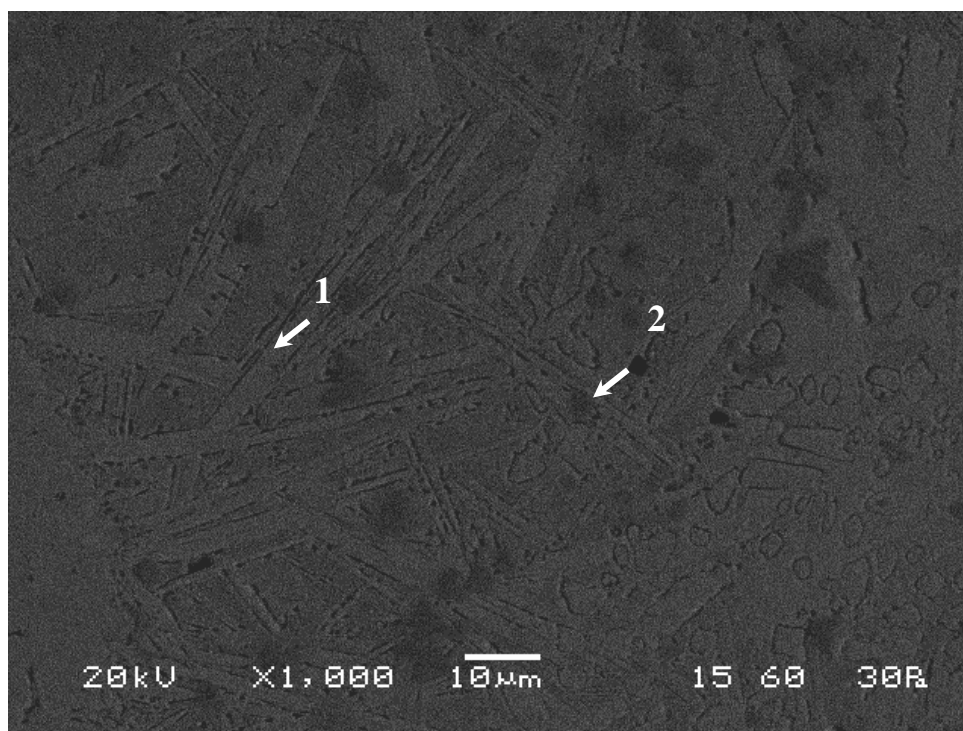
Εικόνα 3.11: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀. Παρατηρείται διαφοροποίηση στη σύσταση της μικροδομής από το ΜΣ προς το ΜΒ. Από αριστερά προς τα δεξιά: στο ΜΣ η μικροδομή φαίνεται κυρίως να αποτελείται από στερεό διάλυμα Ni-Cu, στο οποίο υπάρχει μικρή ποσότητα Ti και άλλων κραματικών στοιχείων. Στην ενδιάμεση περιοχή βάσει στοιχειακής ανάλυσης εντοπίζεται μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Ti, ενώ στη δεξιά ανάλυση διακρίνεται κυρίως Ti: (NiCu)Ti₃.



Εικόνα 3.12: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀



Εικόνα 3.13: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀. Παρατηρείται μετάβαση από επίπεδη σε δενδριτική κυψελοειδή μορφολογία.



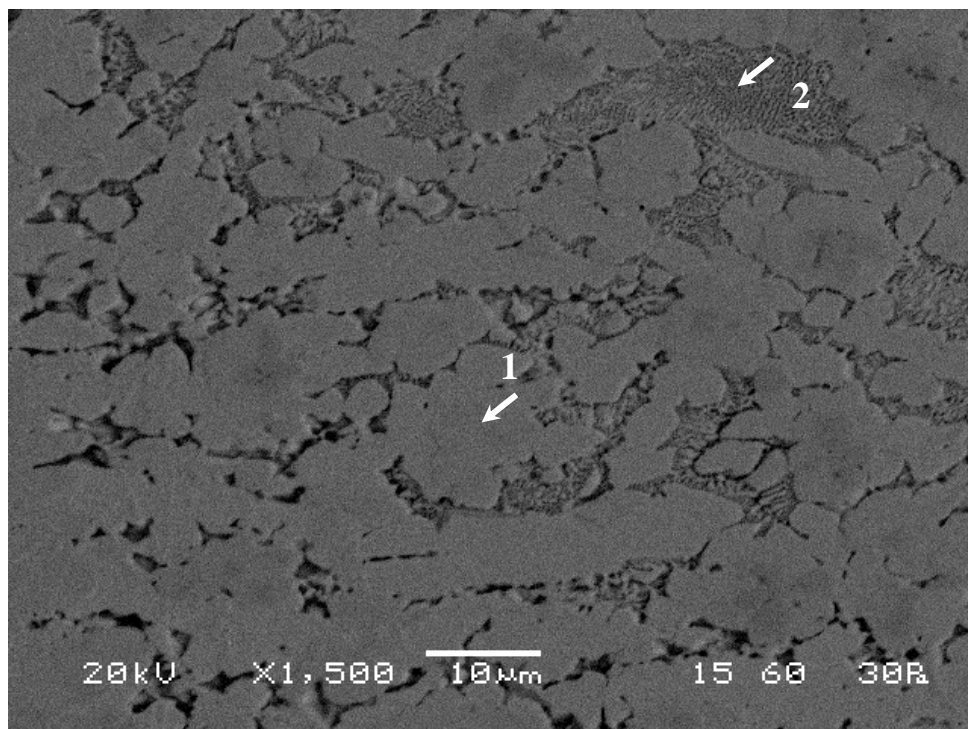
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.02	2.15
Ti	16.66	19.76
V	1.65	1.84
Cr	3.82	4.18
Fe	1.96	1.99
Ni	42.17	40.81
Cu	32.72	29.26

2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	5.95	6.65
V	5.79	6.09
Cr	61.51	63.35
Fe	4.93	4.73
Ni	11.42	10.41
Cu	10.39	8.76

Εικόνα 3.14: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀. Παρατηρείται βελονοειδής ανάπτυξη και έντονη συγκέντρωση σκουρόχρωμων ενώσεων, οι οποίες είναι πλούσιες σε Cr.



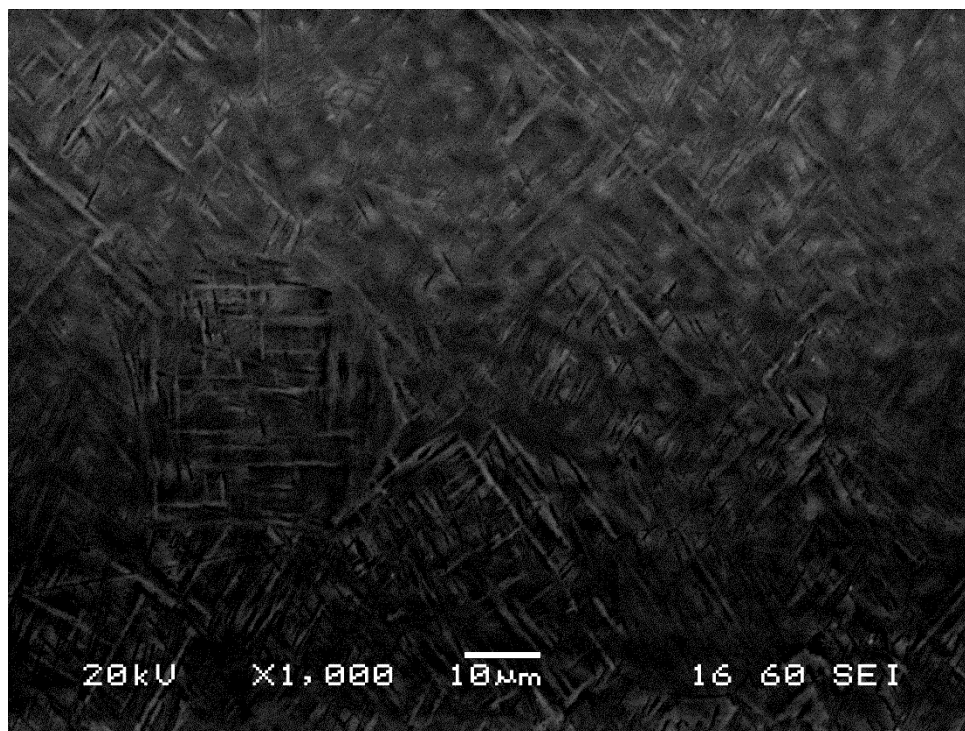
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	4.08	8.05
Ti	27.30	30.35
V	1.81	1.89
Cr	7.03	7.20
Fe	2.53	2.41
Ni	34.94	31.69
Cu	21.20	17.77
Nb	1.12	0.64

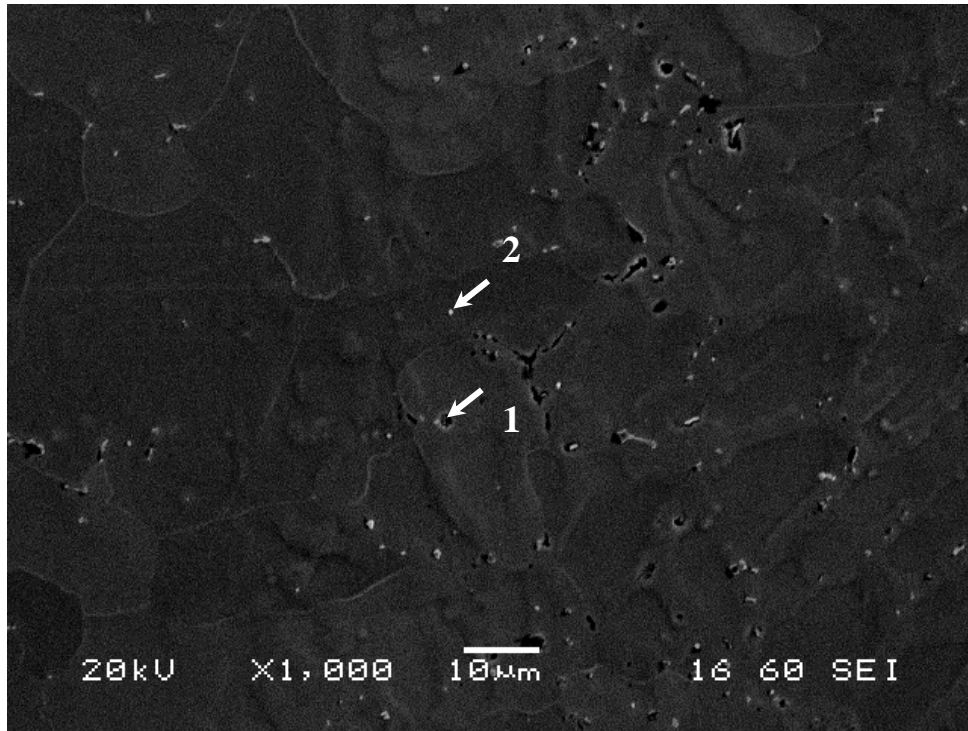
2

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.80	3.54
Si	2.96	5.58
Ti	27.27	30.11
V	1.25	1.30
Cr	7.30	7.43
Mn	0.11	0.11
Fe	5.75	5.45
Ni	29.68	26.74
Cu	23.41	19.49
Nb	0.46	0.26

Εικόνα 3.15: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu50. Διακρίνεται στερεοποίηση φάσης κυρίως αποτελούμενης από Ni και Ti (NiTi), στη δομή της οποίας ενπάρχουν άτομα Cu, βάσει της στοιχειακής ανάλυσης. Επίσης, διακρίνονται νησίδες ευτηκτικής μικροδομής, αποτελούμενης από σκουρόχρωμα και ανοιχτόχρωμα στρώματα, πλουσιότερα σε Ti και Ni, αντίστοιχα.

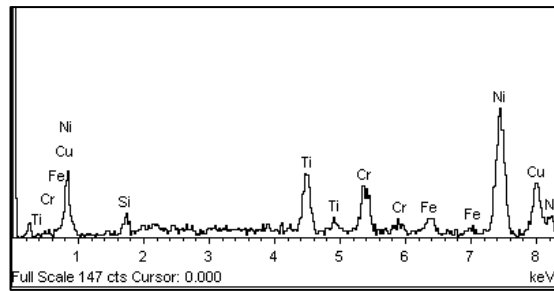


Εικόνα 3.16: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu₅₀. Παρατηρείται βελονοειδής μορφολογία μαρτενσιτικής α' φάσης σε πρωτογενείς κόκκους β φάσης.



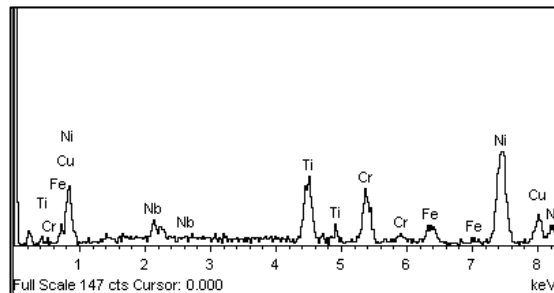
1

Element	Weight %	Atomic %
Si	1.88	3.78
Ti	9.29	10.97
Cr	9.65	10.50
Fe	3.67	3.72
Ni	51.34	49.49
Cu	24.19	21.54

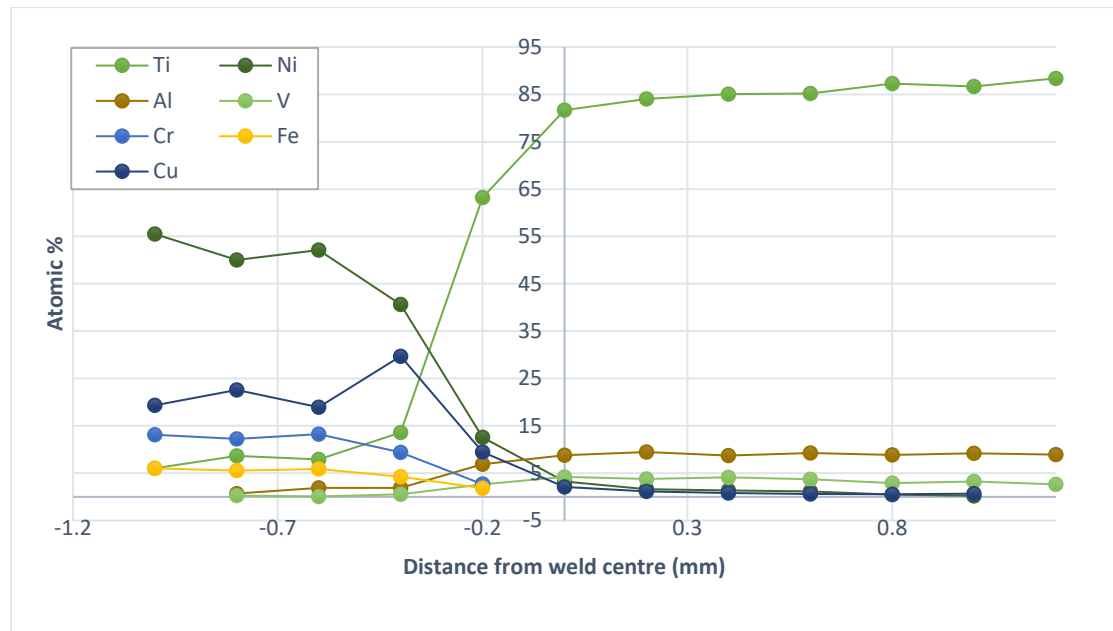


2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	11.70	14.13
Cr	11.65	12.97
Fe	4.94	5.12
Ni	51.24	50.51
Cu	15.66	14.27
Nb	4.81	2.99

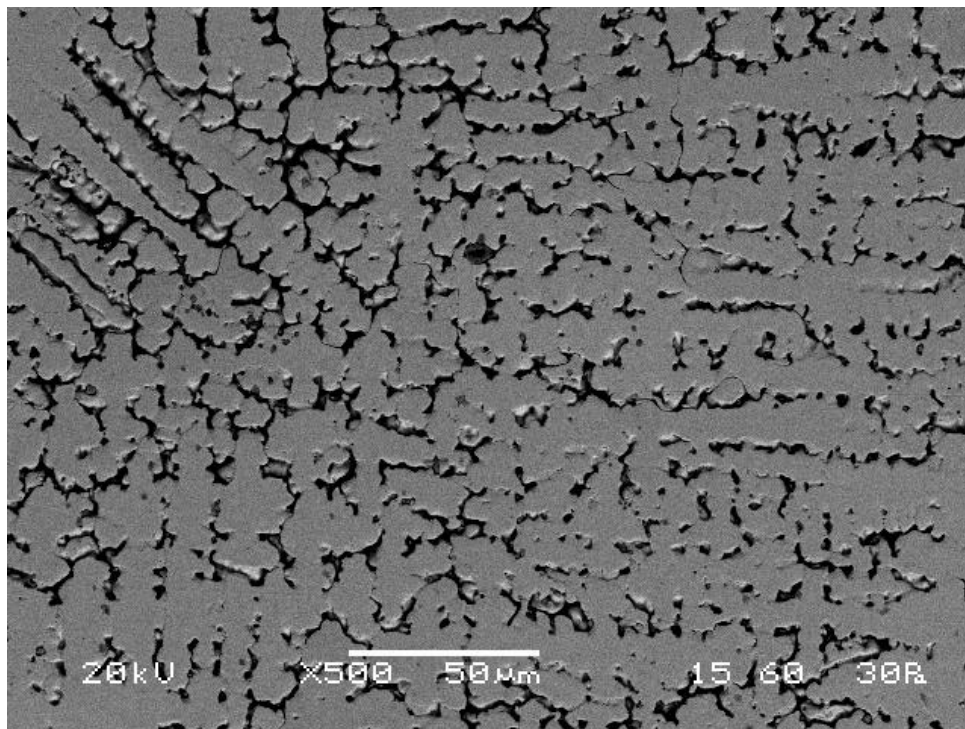


Εικόνα 3.17: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cuso. Διακρίνεται μεγάλη συγκέντρωση κατακρημνισμάτων. Τα όρια των κόκκων παρουσιάζονται διαλυτοποιημένα, γεγονός που μπορεί να αποδοθεί στη θερμότητα που απορροφήθηκε από τη ΘΕΖ.

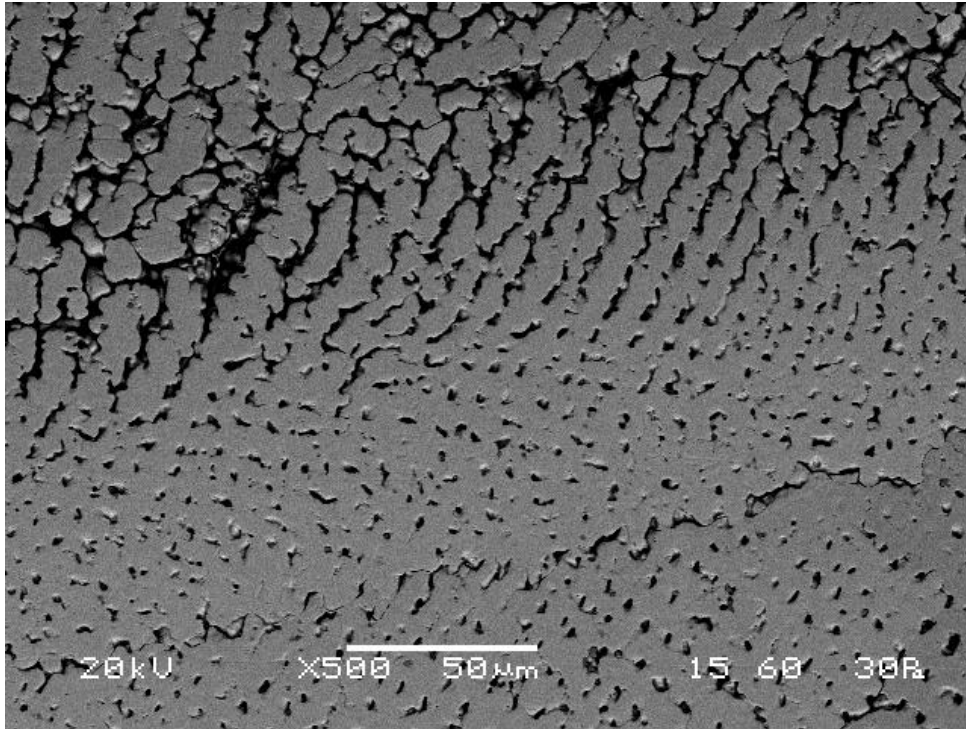


Διάγραμμα 3.2: Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου Cu₅₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS..

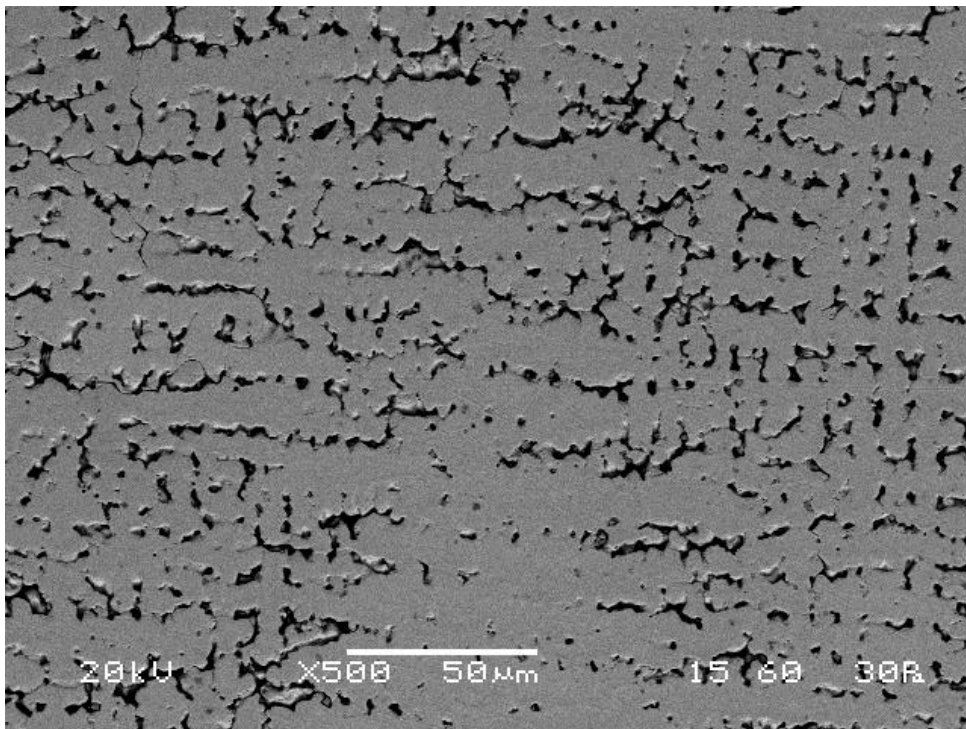
3.1.3 Μικρογραφίες δοκιμίου Cu₆₀



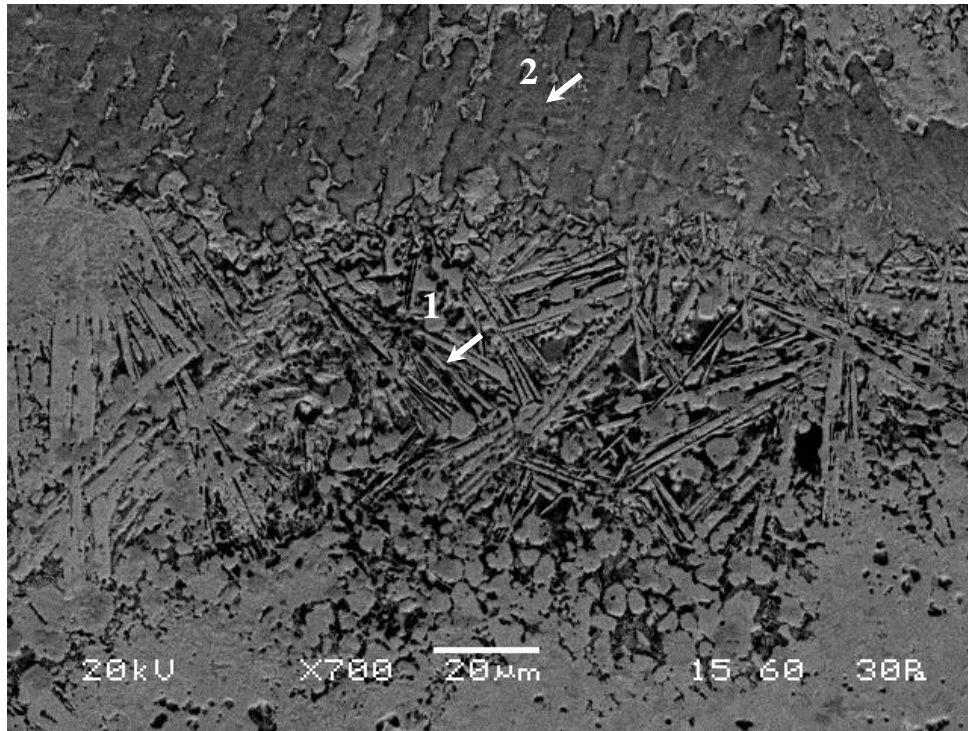
Εικόνα 3.18: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀. Παρουσιάζεται η τυπική δένδριτική μορφολογία του ΜΣ.



Εικόνα 3.19: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀.

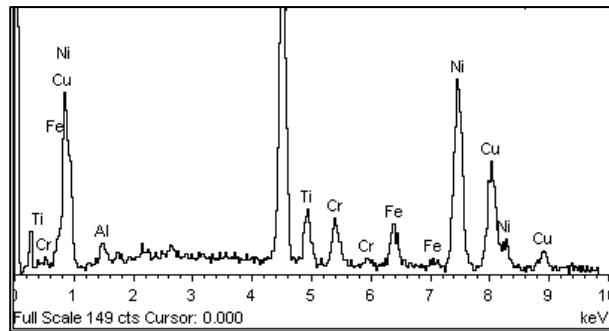


Εικόνα 3.20: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀. Διακρίνονται περιοχές επίπεδης ανάπτυξης μεταξύ των δενδριτών.



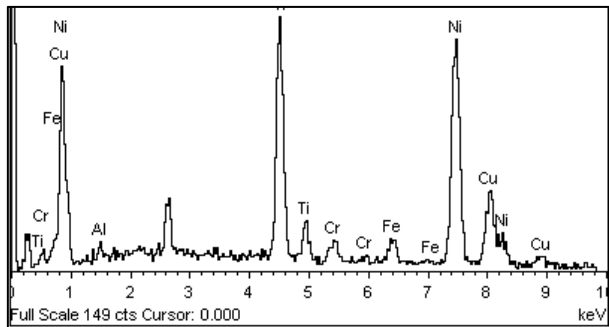
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.19	2.45
Ti	25.64	29.65
Cr	3.74	3.99
Fe	4.94	4.90
Ni	38.62	36.45
Cu	25.87	22.56

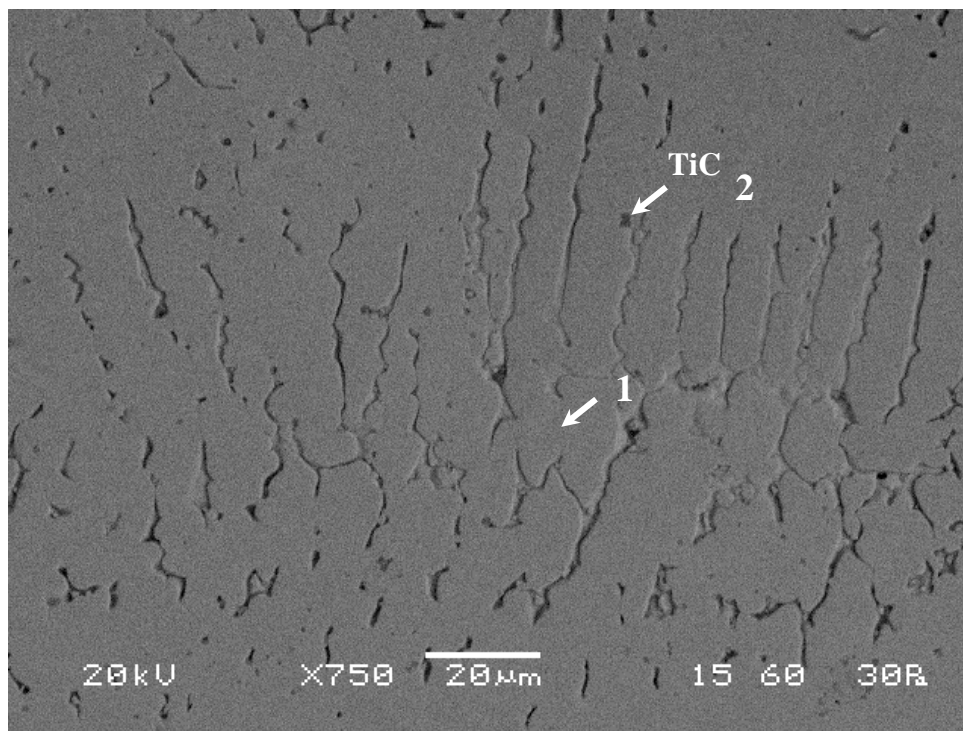


2

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.96	1.99
Ti	20.31	23.80
Cr	2.27	2.45
Fe	3.02	3.04
Ni	52.72	50.41
Cu	20.72	18.31

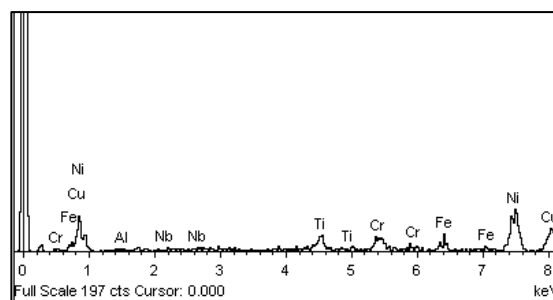


Εικόνα 3.21: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀. Διακρίνεται βελονοειδής μορφολογία, χονδροειδούς μορφής, με προσεγγιστική σύσταση Ni₆Cu₄Ti₅. Παραπάνω, στην ίδια εικόνα, εντοπίστηκε μεγαλύτερο ποσοστό σε Ni (σκουρόχρωμες περιοχές), σε ποσοστό ~50% κ.ά. (NiCu)₃Ti.



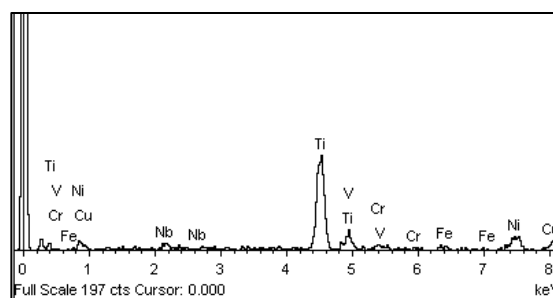
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.33	0.71
Ti	6.77	8.27
Cr	6.89	7.76
Fe	5.67	5.94
Ni	45.02	44.88
Cu	35.00	32.24
Nb	0.34	0.21

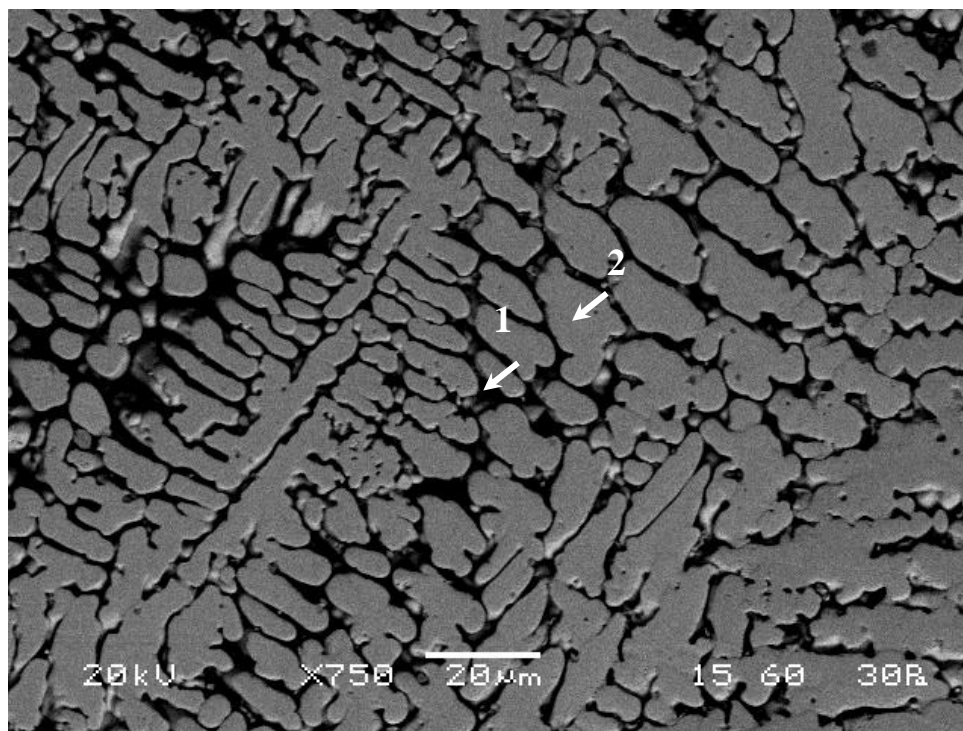


2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	56.83	62.95
V	0.12	0.13
Cr	3.07	3.13
Fe	2.19	2.08
Ni	19.33	17.47
Cu	14.02	11.71
Nb	4.43	2.53

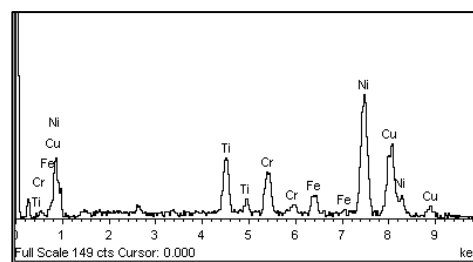


Εικόνα 3.22: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu60. Παρατηρείται επίπεδη και κυψελοειδής μορφολογία, η οποία αποτελείται κυρίως από Ni και Cu, καθώς και συγκέντρωση κατακρημνισμάτων, αποτελούμενων κυρίως από Ti.



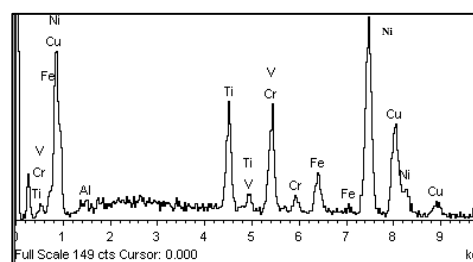
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	8.40	10.24
Cr	8.37	9.40
Fe	4.67	4.88
Ni	44.19	43.93
Cu	34.36	31.56

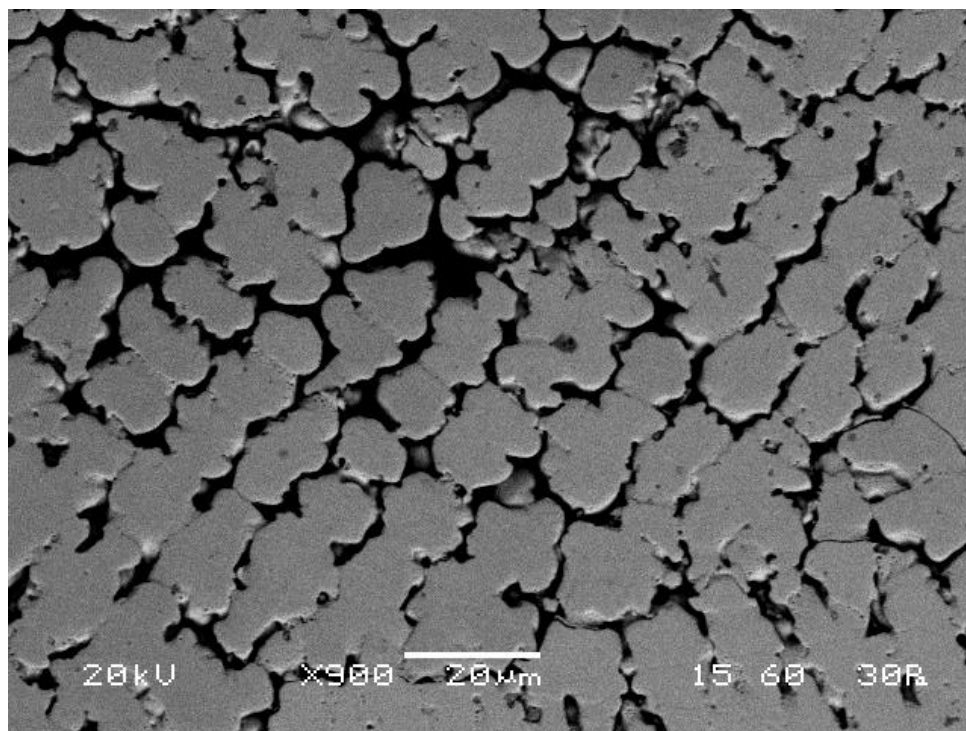


2

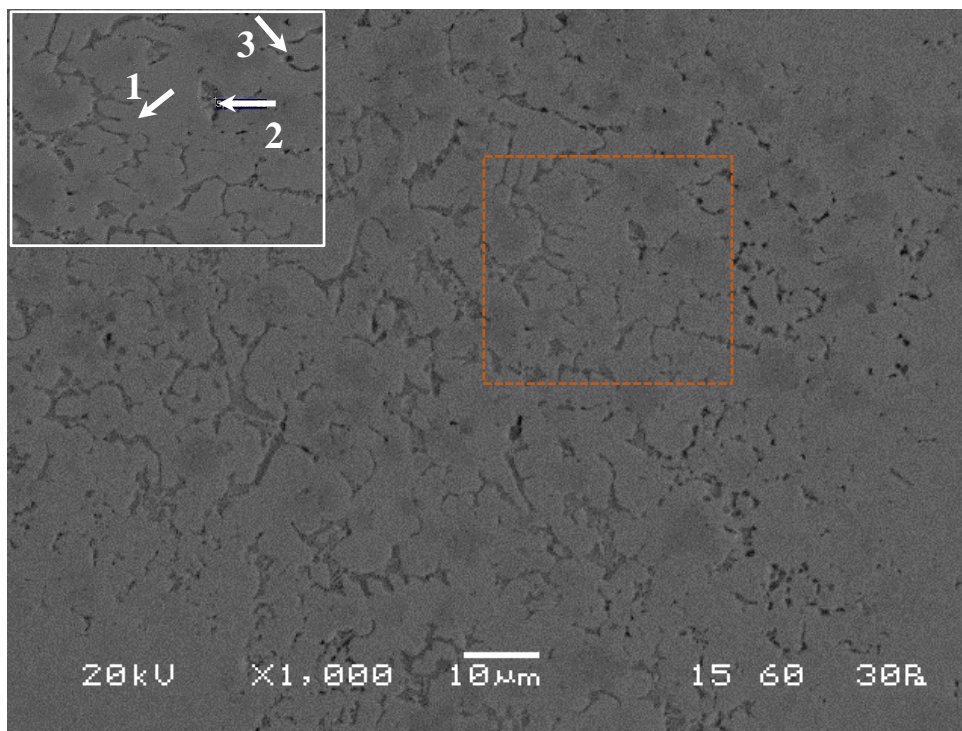
Element	Weight %	Atomic %
Al	0.72	1.54
Ti	8.35	10.01
V	0.35	0.40
Cr	10.95	12.08
Fe	5.45	5.60
Ni	45.52	44.49
Cu	28.66	25.89



Εικόνα 3.23: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀. Η μικροδομή αποτελείται κυρίως από Ni και Cu, με μικρότερο ποσοστό Ti.

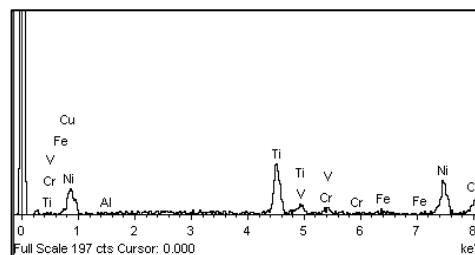


Εικόνα 3.24: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀



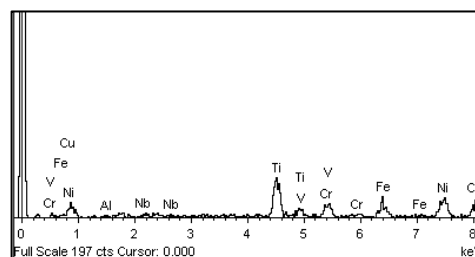
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.58	1.19
Ti	27.71	32.18
V	0.22	0.24
Cr	4.02	4.30
Fe	1.32	1.31
Ni	39.58	37.50
Cu	26.58	23.27



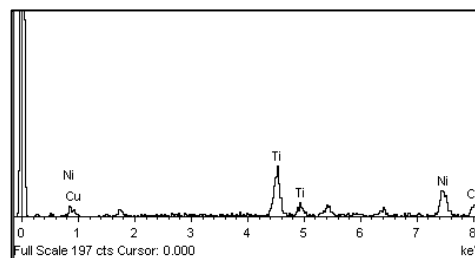
2

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.73	1.52
Ti	21.29	24.84
V	0.81	0.89
Cr	9.13	9.81
Fe	11.62	11.63
Ni	28.69	27.32
Cu	26.26	23.11
Nb	1.46	0.88

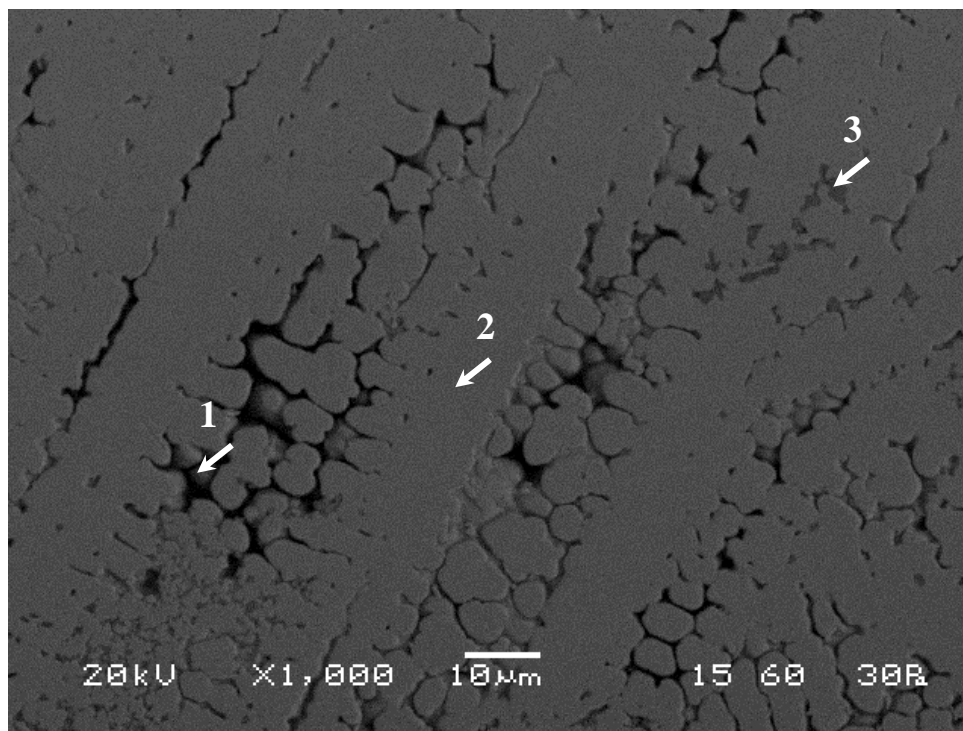


3

Element	Weight %	Atomic %
Ti	29.29	34.29
Ni	45.44	43.41
Cu	25.27	22.30

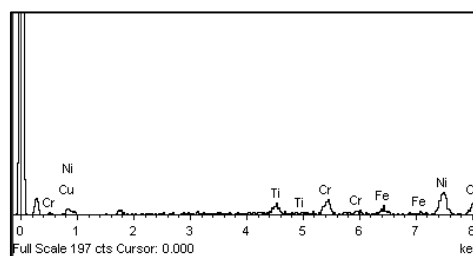


Εικόνα 3.25: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀. Παρατηρείται παρουσία φάσης NiCuTi με παρουσία κάθε στοιχείου σε περίπου ίση συγκέντρωση κ.ά. . Επίσης, διακρίνονται σκουρόχρωμες περιοχές, οι οποίες, όπως προαναφέρθηκε, σχετίζονται με την παρουσία φάσεων πλουσίων σε Cr.



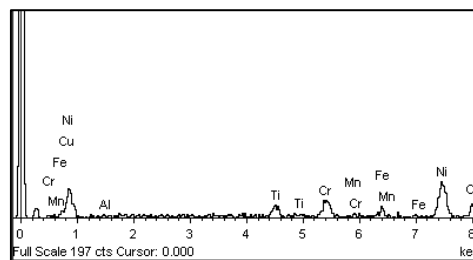
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	5.76	7.02
Cr	13.12	14.73
Fe	3.72	3.89
Ni	42.90	42.66
Cu	34.51	31.70



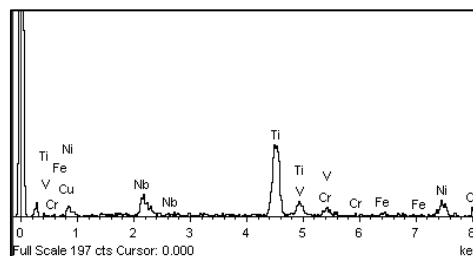
2

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.48	1.04
Ti	5.44	6.57
Cr	10.33	11.48
Mn	0.11	0.12
Fe	6.48	6.70
Ni	51.64	50.86
Cu	25.52	23.22

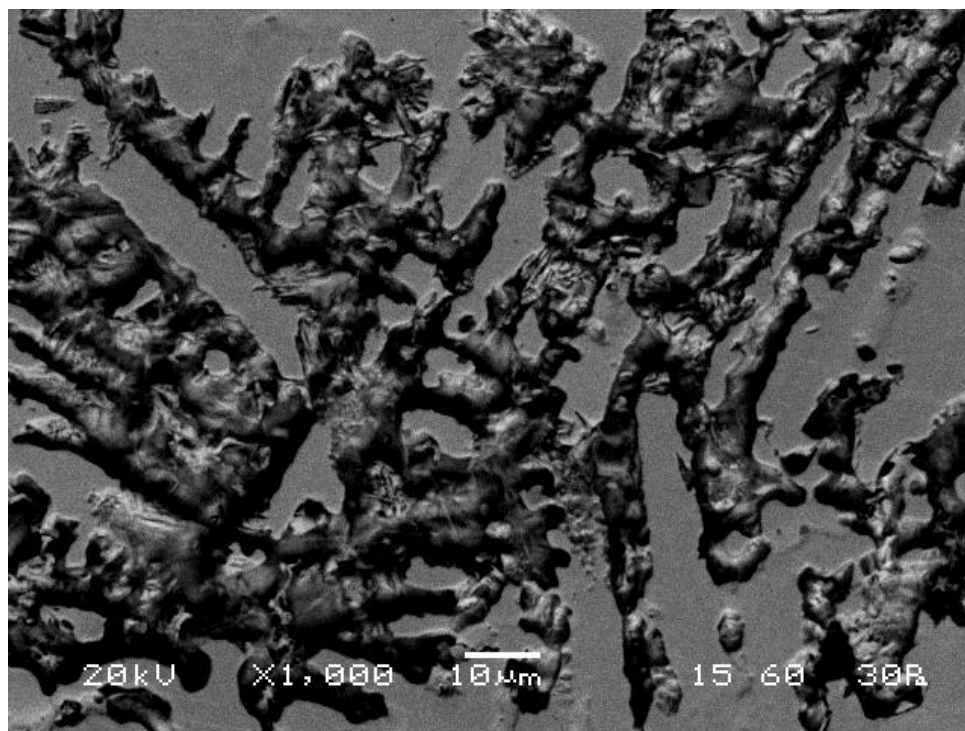


3

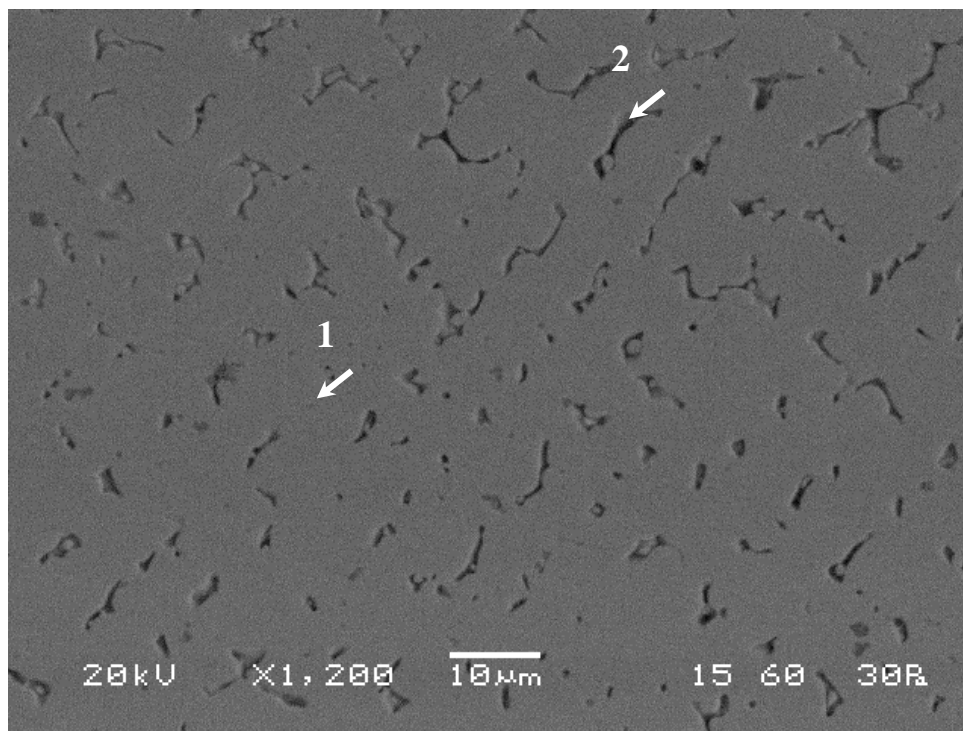
Element	Weight %	Atomic %
Ti	48.97	56.83
V	1.30	1.42
Cr	4.72	5.05
Fe	1.85	1.84
Ni	15.83	14.99
Cu	12.72	11.12
Nb	14.61	8.74



Εικόνα 3.26: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀. Παρατηρείται παρουσία Ni και Cu, καθώς επίσης κατακρημνίσματα Ti ή Nb.

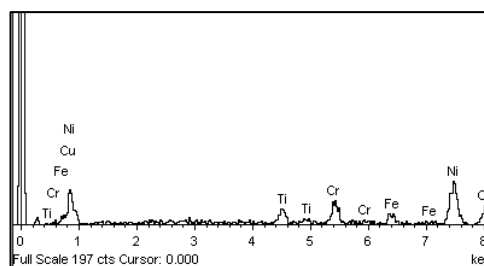


Εικόνα 3.27: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₆₀



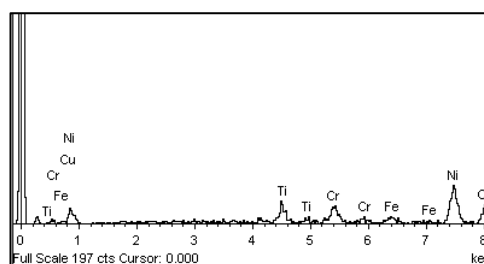
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	6.16	7.45
Cr	12.35	13.75
Fe	6.82	7.07
Ni	49.83	49.12
Cu	24.83	22.62

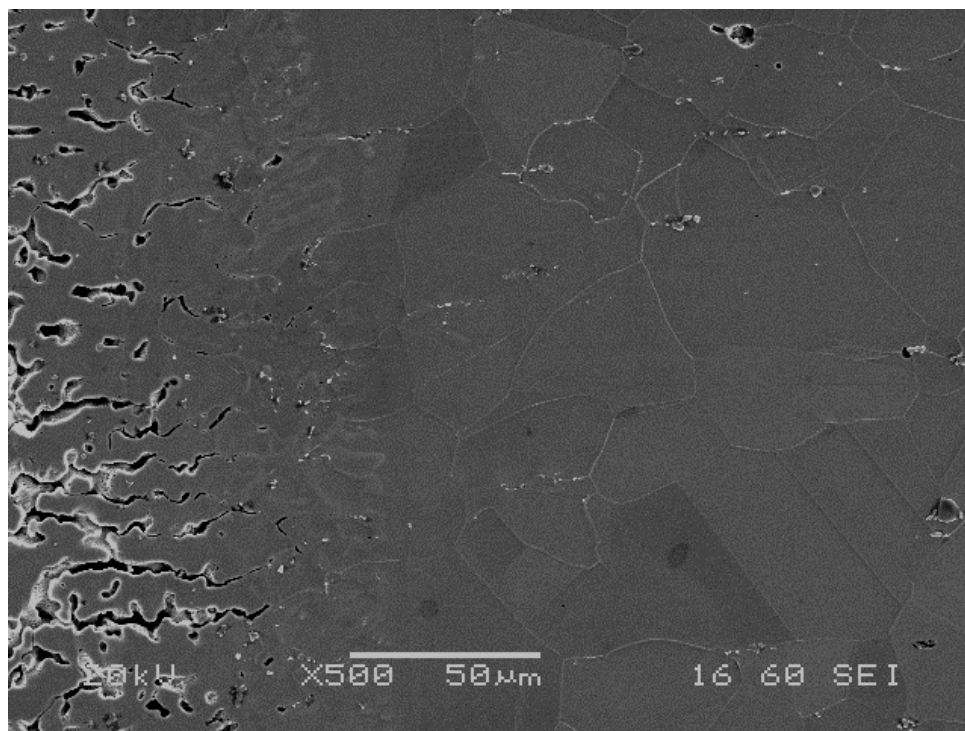


2

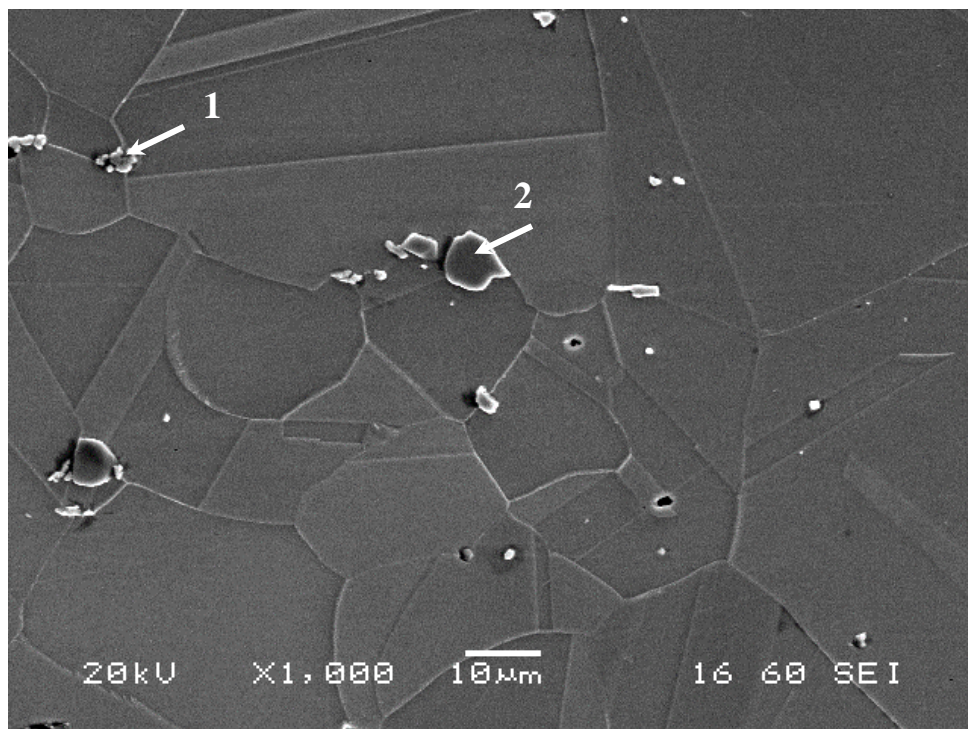
Element	Weight %	Atomic %
Ti	7.23	8.79
Cr	10.17	11.39
Fe	3.94	4.12
Ni	46.96	46.62
Cu	31.70	29.08



Εικόνα 3.28: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu60

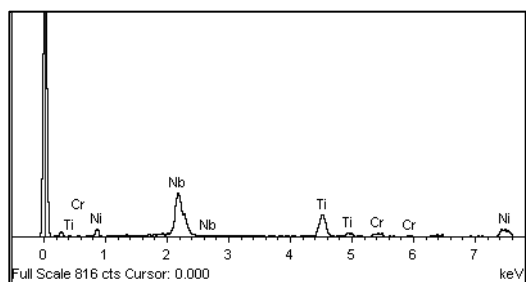


Εικόνα 3.29: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu_{60} . Διακρίνεται διαλυτοποίηση των ορίων των κόκκων της ΘΕΖ.



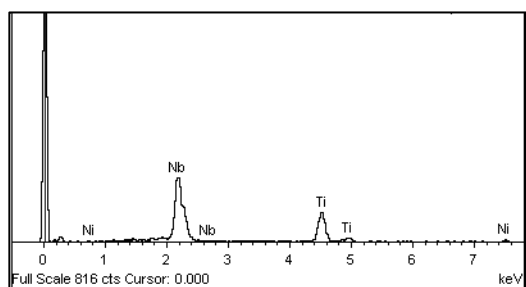
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	22.52	31.84
Cr	5.22	6.80
Ni	20.47	23.61
Nb	51.79	37.75

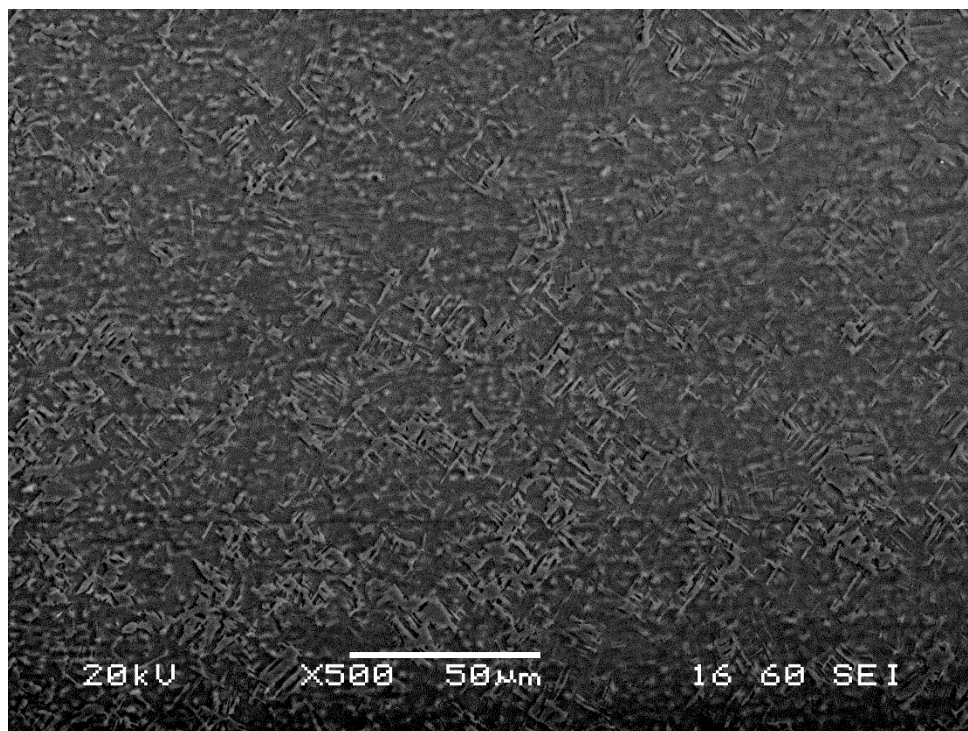


2

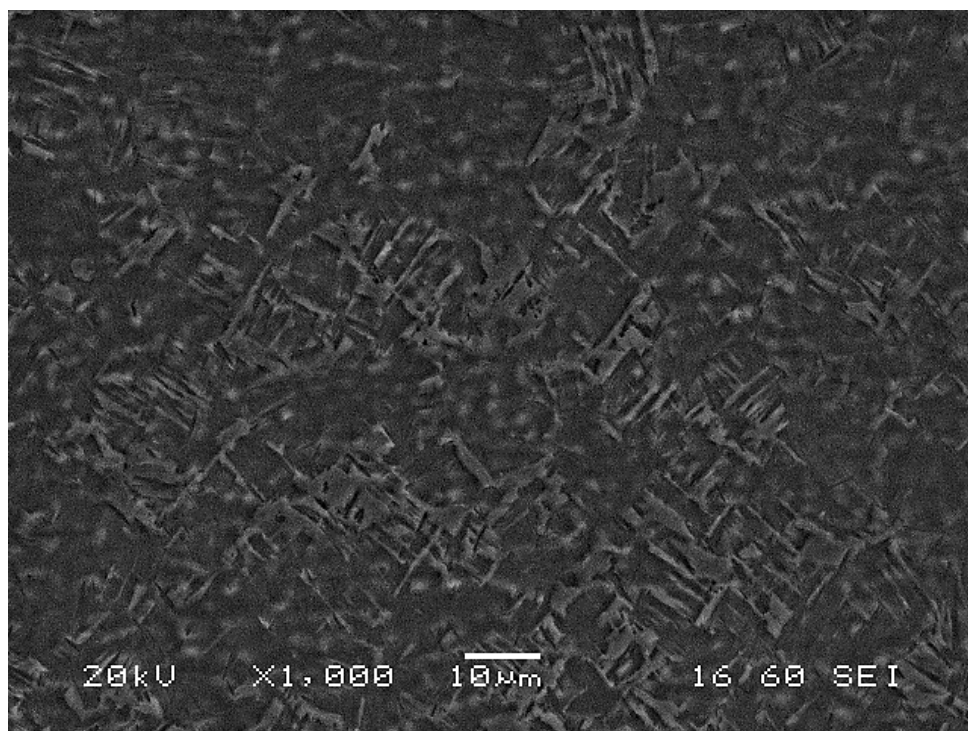
Element	Weight %	Atomic %
Ti	29.36	44.02
Ni	3.02	3.69
Nb	67.62	52.28



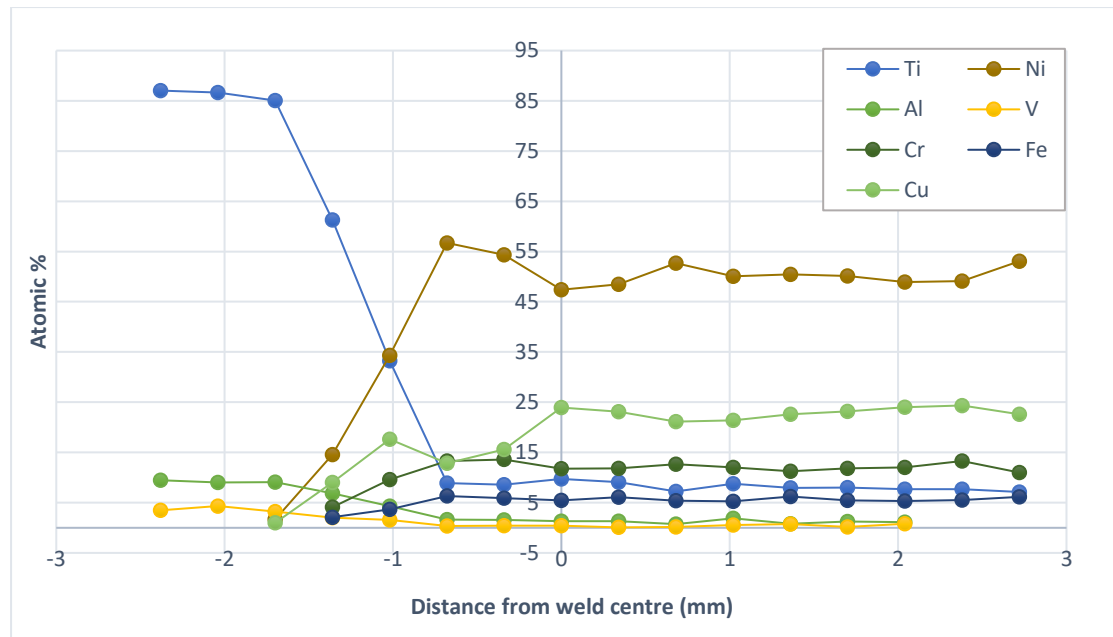
Εικόνα 3.30: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu_{60} . Διακρίνονται στρογγυλά και γωνιώδη κατακρημνίσματα με υψηλή συγκέντρωση σε Nb και Ti, τα οποία πιθανώς αποτελούν καβίδια MC (NbC).



Εικόνα 3.31: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu₆₀. Παρουσιάζεται μαρτενσιτική μικροδομή αποτελούμενη από βελονοειδή α' φάση.

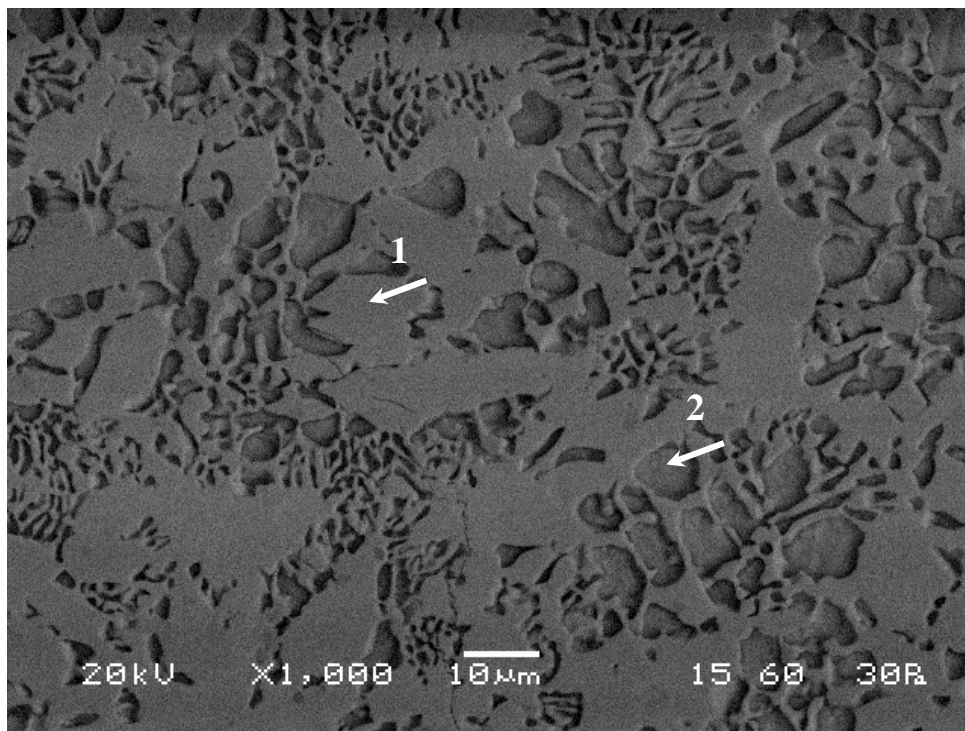


Εικόνα 3.32: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου Cu₆₀



Διάγραμμα 3.3: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου Cu₆₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS..

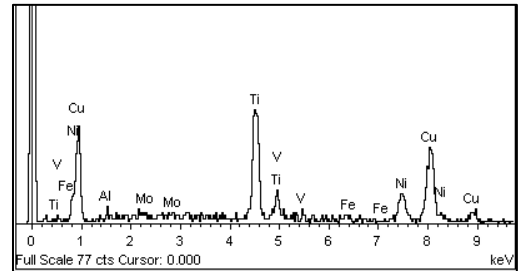
3.1.4 Μικρογραφίες δοκιμίου Cu₈₀ (80)



ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΛΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)

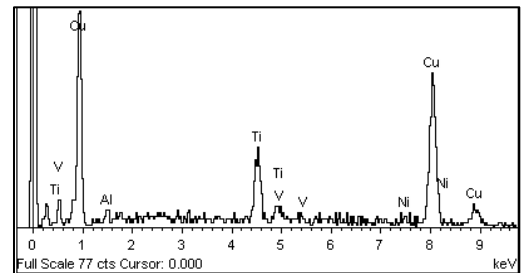
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.28	0.59
Ti	26.49	31.83
V	1.48	1.68
Fe	0.93	0.96
Ni	12.52	12.27
Cu	57.88	52.42
Mo	0.41	0.25

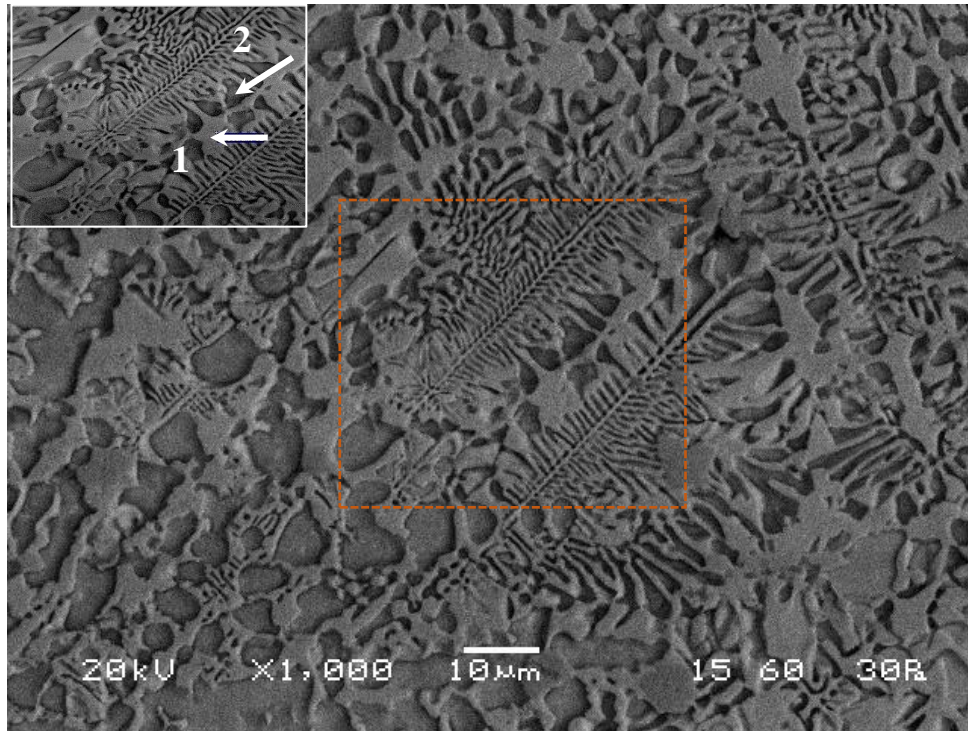


2

Element	Weight %	Atomic %
Al	2.31	5.07
Ti	11.53	14.27
V	0.50	0.58
Ni	2.21	2.23
Cu	83.45	77.84

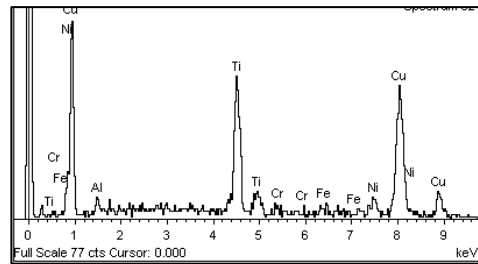


Εικόνα 3.33: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₈₀ (80). Παρατηρείται παρουσία Ti και Cu στο μεγαλύτερο μέρος του ΜΣ, ενώ διακρίνεται παρουσία νησίδων αποτελούμενων κυρίως από Cu.



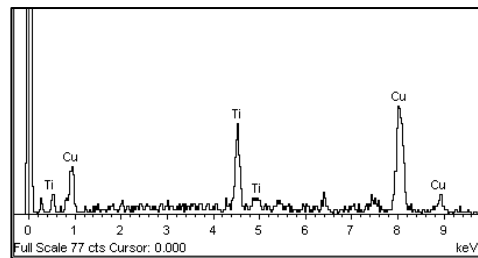
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	2.05	4.37
Ti	21.93	26.30
Cr	0.76	0.84
Fe	0.80	0.82
Ni	4.97	4.86
Cu	69.49	62.81

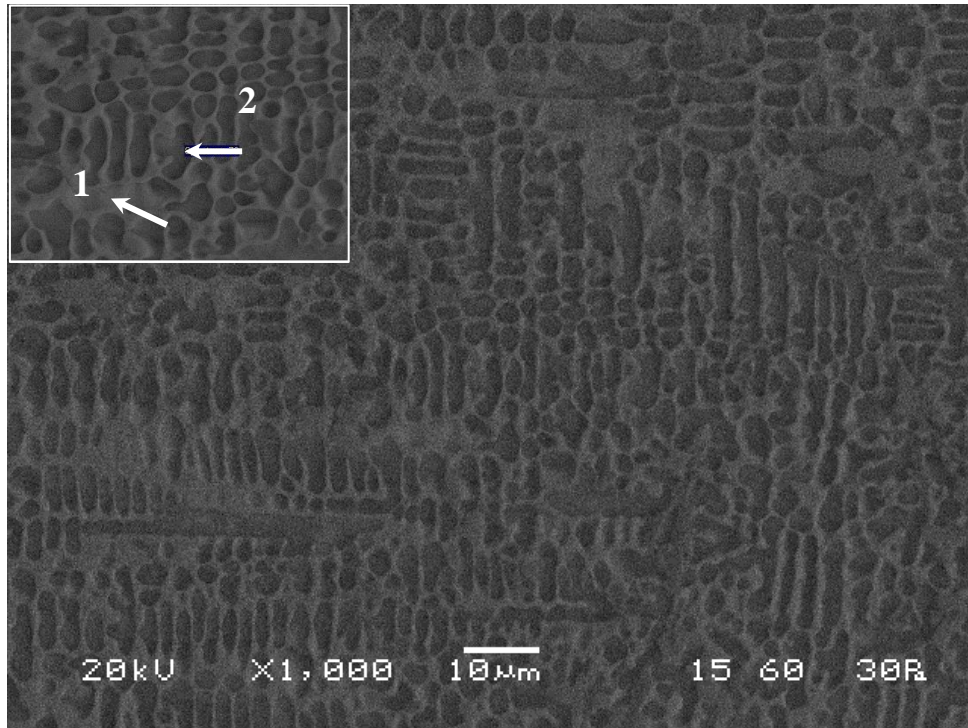


2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	16.74	21.06
Cu	83.26	78.94

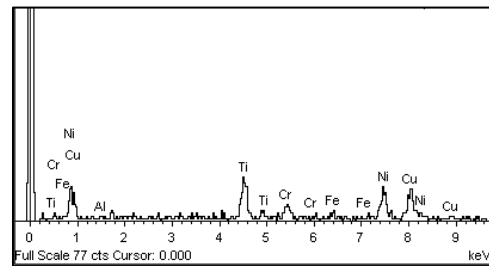


Εικόνα 3.34: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου $Cu_{80}(80)$, από το άνω μέρος του ΜΣ. Η σύσταση είναι παρόμοια με της παραπάνω εικόνας, κυρίως αποτελούμενη από Cu ($TiCu_2$ και $TiCu_4$), ενώ παρουσιάζεται δενδρική κιονοειδής μορφολογία του ΜΣ.



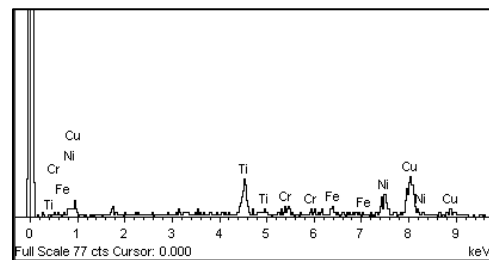
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.89	3.91
Ti	20.82	24.28
Cr	8.13	8.73
Fe	2.78	2.78
Ni	26.70	25.40
Cu	39.69	34.89

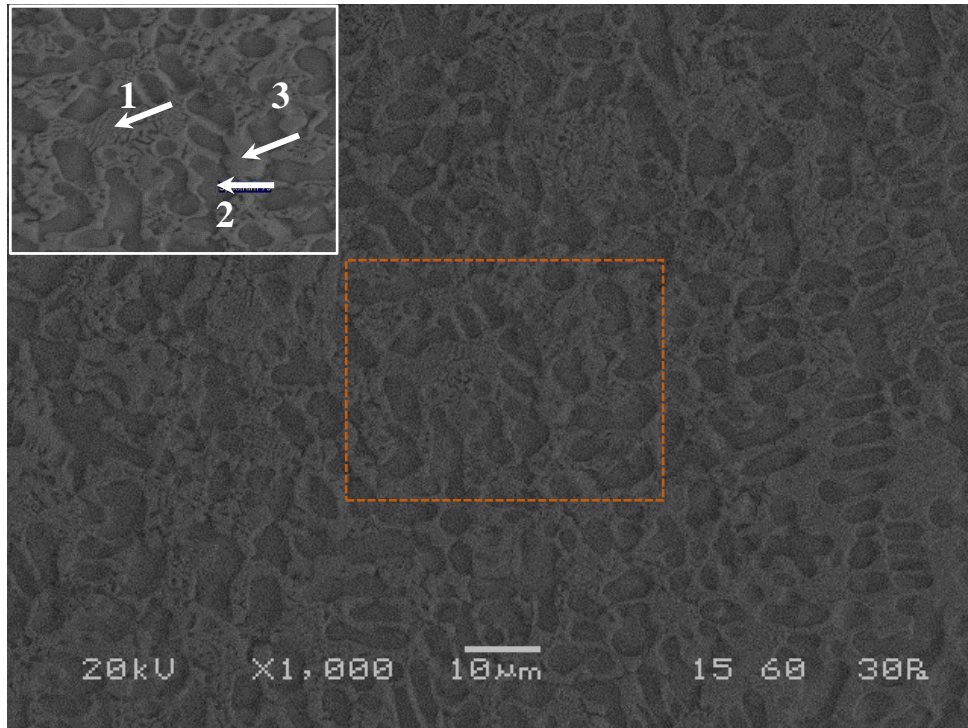


2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	12.69	15.72
Cr	3.36	3.84
Fe	4.37	4.64
Ni	18.98	19.18
Cu	60.61	56.62

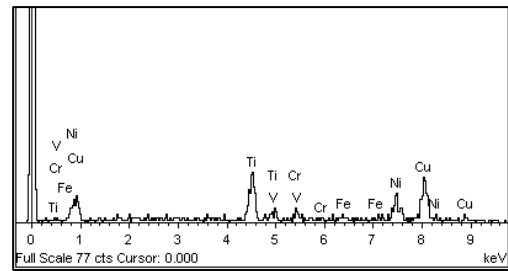


Εικόνα 3.35: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκμίου Cu₅₀ (80), από το κατώτερο μέρος του ΜΣ, η οποία παρουσιάζει δενδριτική ανάπτυξη σε στήλες (columnar dendritic). Βάσει στοιχειακής ανάλυσης, η μικροδομή της ΖΤ αποτελείται κυρίως από Cu (σκουρόχρωμες περιοχές), αλλά και Ni και Ti σε ίση ποσότητα (NiTi).



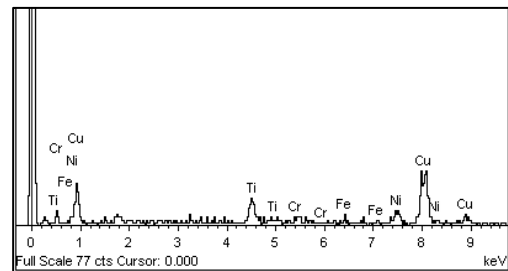
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	19.66	23.79
V	1.65	1.87
Cr	3.81	4.25
Fe	2.60	2.70
Ni	19.93	19.66
Cu	52.35	47.73



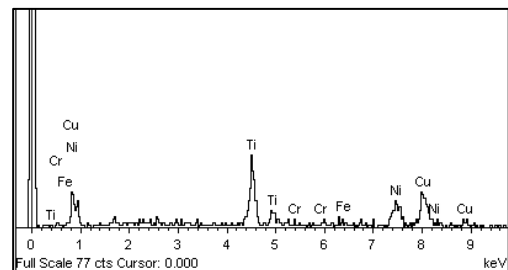
2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	10.27	12.97
Cr	2.42	2.82
Fe	2.54	2.75
Ni	9.54	9.83
Cu	75.23	71.64

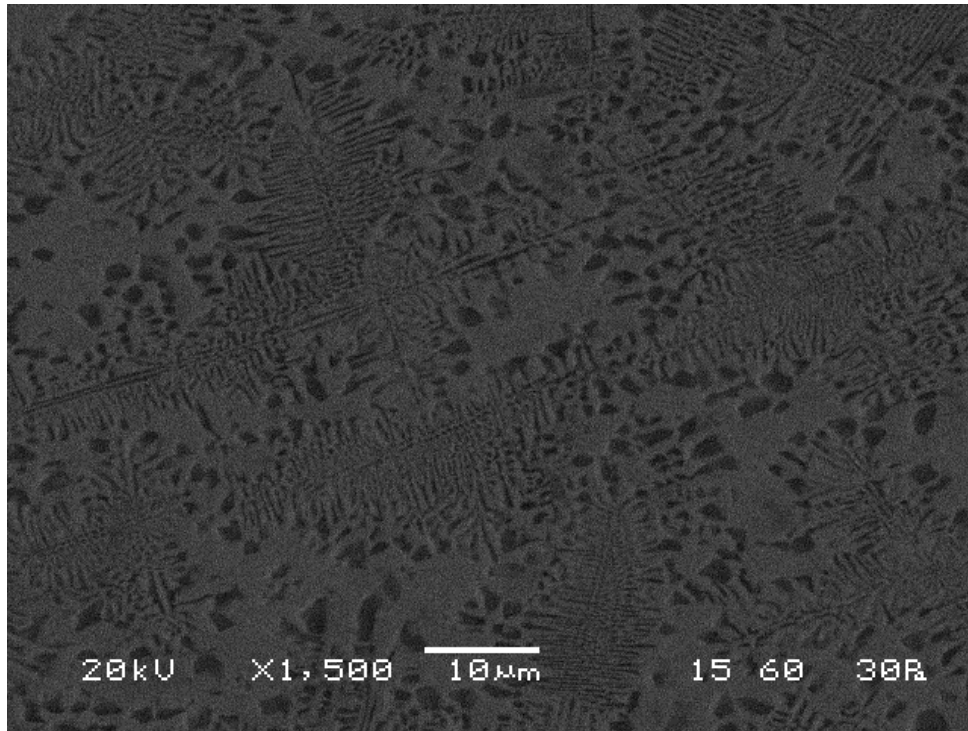


3

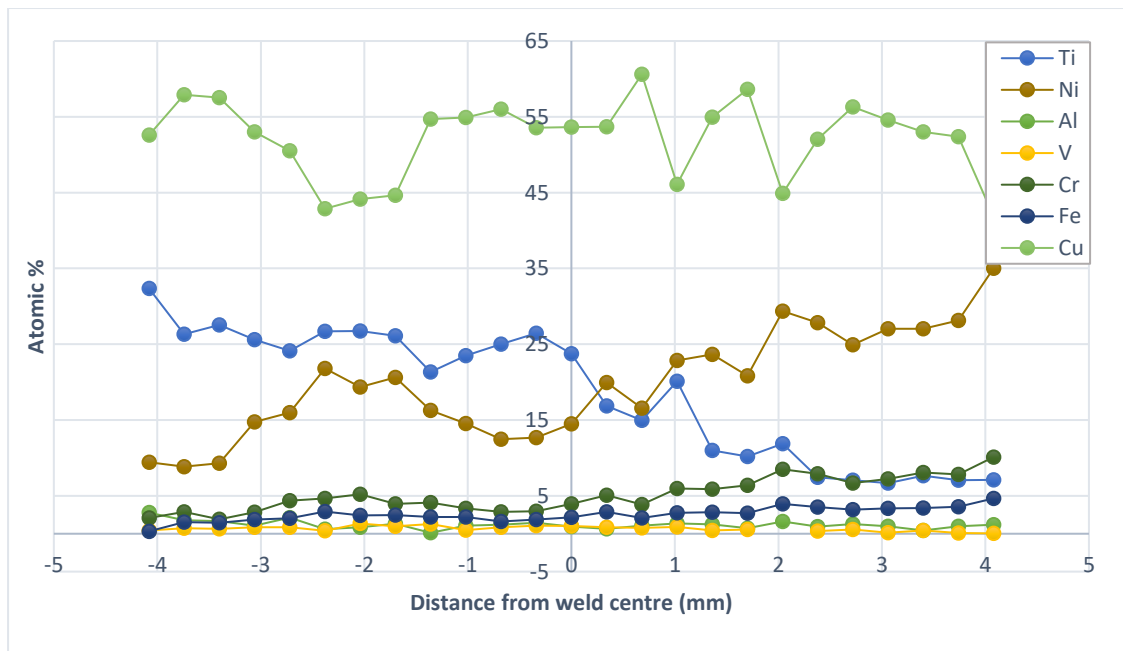
Element	Weight %	Atomic %
Ti	25.16	30.14
Cr	0.72	0.79
Fe	1.68	1.73
Ni	25.64	25.06
Cu	46.81	42.28



Εικόνα 3.36: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου Cu₈₀ (80). Παρατηρείται παρουσία Ni και Ti σε ίσες συγκεντρώσεις (NiTi), καθώς και υψηλή περιεκτικότητα σε Cu.

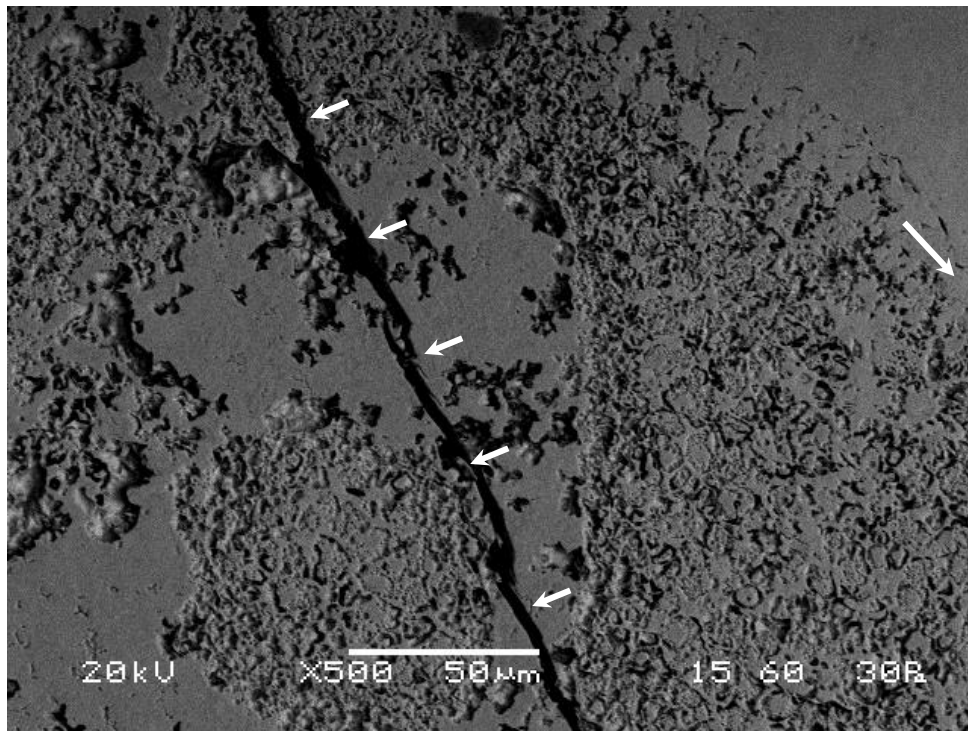


Εικόνα 3.37: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου $Cu_{80(80)}$, από το άνω μέρος του ΜΣ. Διακρίνεται δενδριτική μορφολογία του ΜΣ.

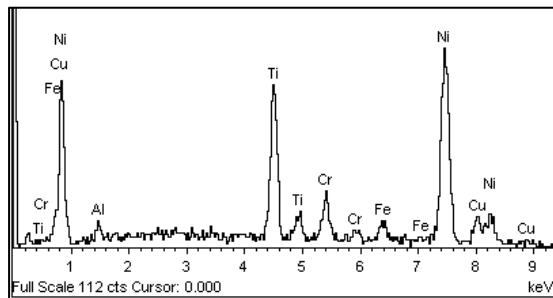


Διάγραμμα 3.4: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου $Cu_{80(80)}$ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

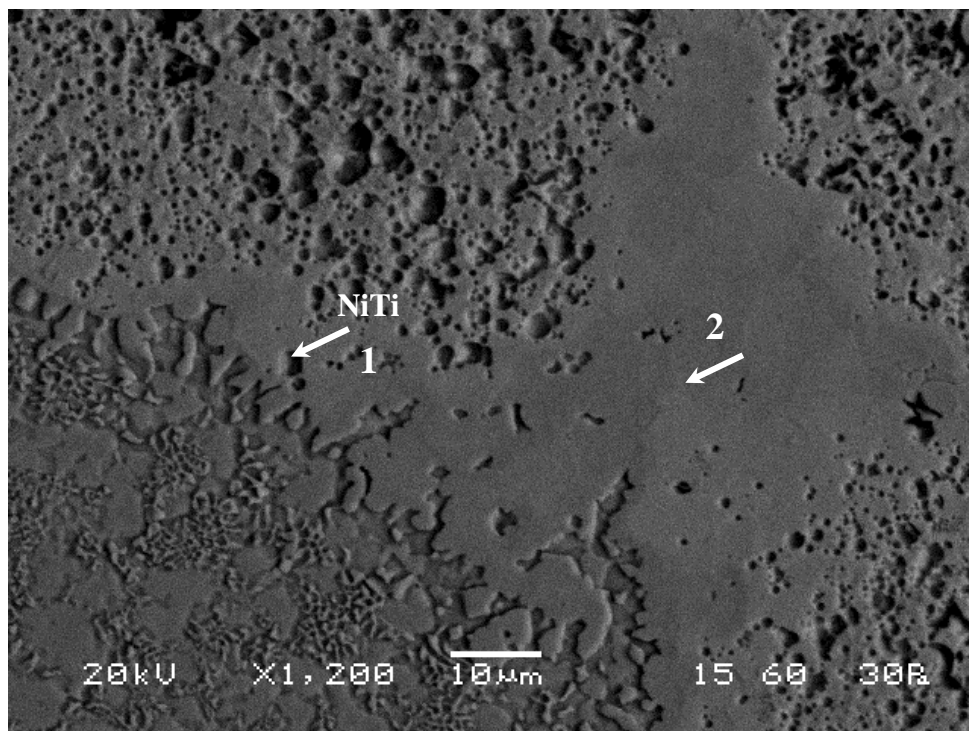
3.1.5 Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu₆₀



Element	Weight %	Atomic %
Al	1.27	2.62
Ti	18.53	21.43
Cr	6.33	6.75
Fe	3.70	3.67
Ni	60.45	57.05
Cu	9.72	8.48



Εικόνα 3.38: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₆₀. Διακρίνεται ρωγμή κατά μήκος του ΜΣ, το οποίο αποτελείται από TiNi₃, με μικρότερη περιεκτικότητα σε Cu, Cr και άλλα κραματικά στοιχεία.



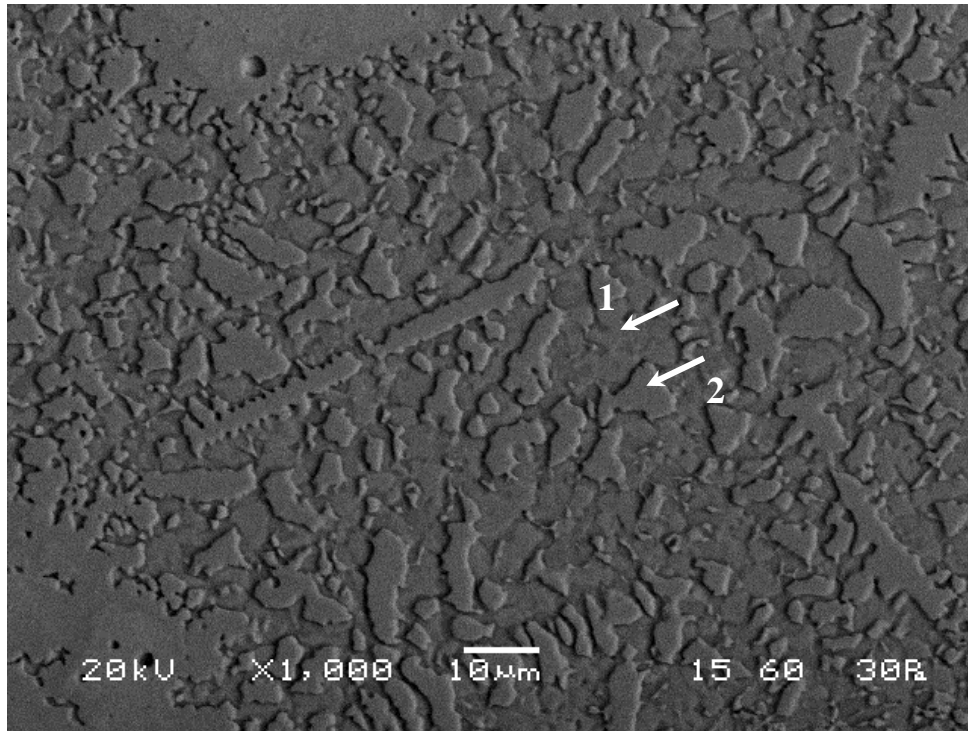
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	33.60	37.86
V	2.99	3.17
Cr	7.87	8.17
Fe	5.09	4.92
Ni	43.22	39.73
Cu	7.23	6.15

2

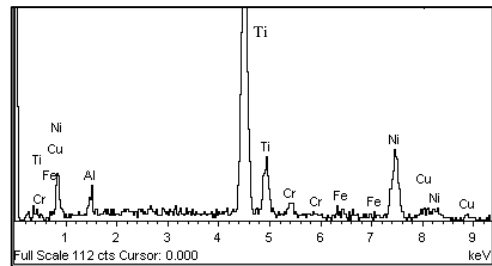
Element	Weight %	Atomic %
Al	2.43	4.68
Ti	43.33	46.98
V	1.09	1.11
Cr	4.43	4.43
Fe	2.87	2.67
Ni	39.61	35.04
Cu	6.23	5.09

Εικόνα 3.39: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₆₀. Διακρίνεται παρουσία κατακρημνισμάτων NiTi.



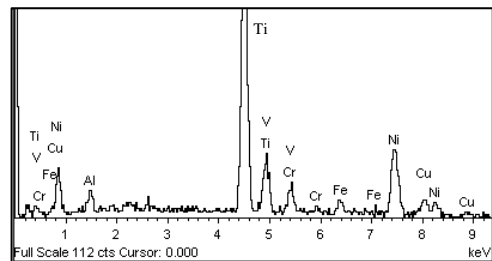
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	2.71	5.05
Ti	59.35	62.30
Cr	3.47	3.36
Fe	1.33	1.20
Ni	28.87	24.72
Cu	4.27	3.38

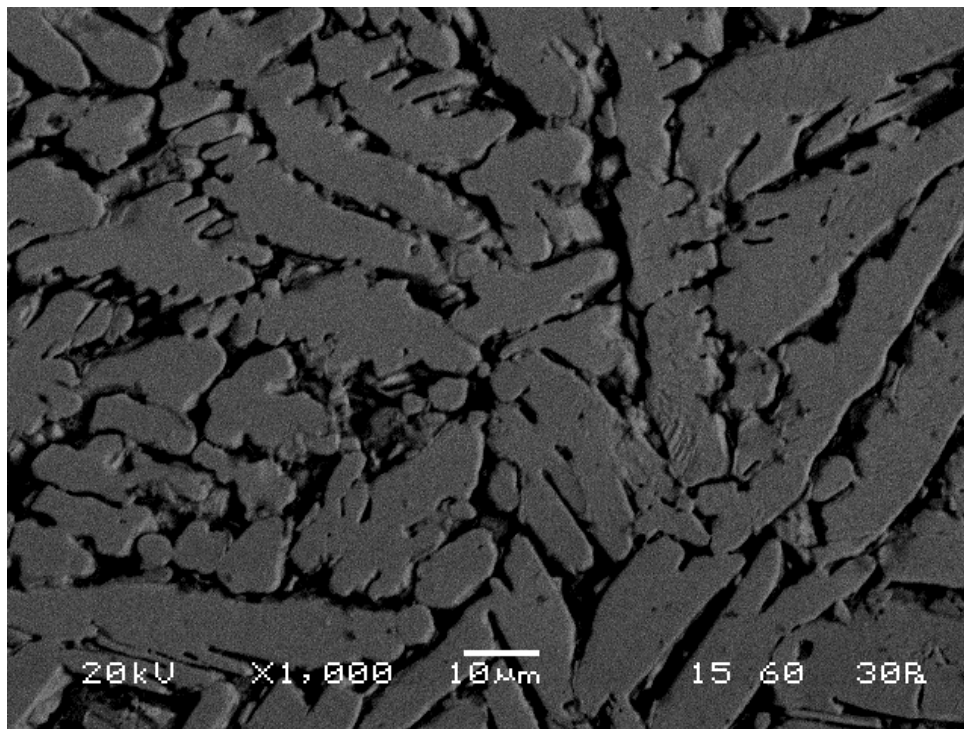


2

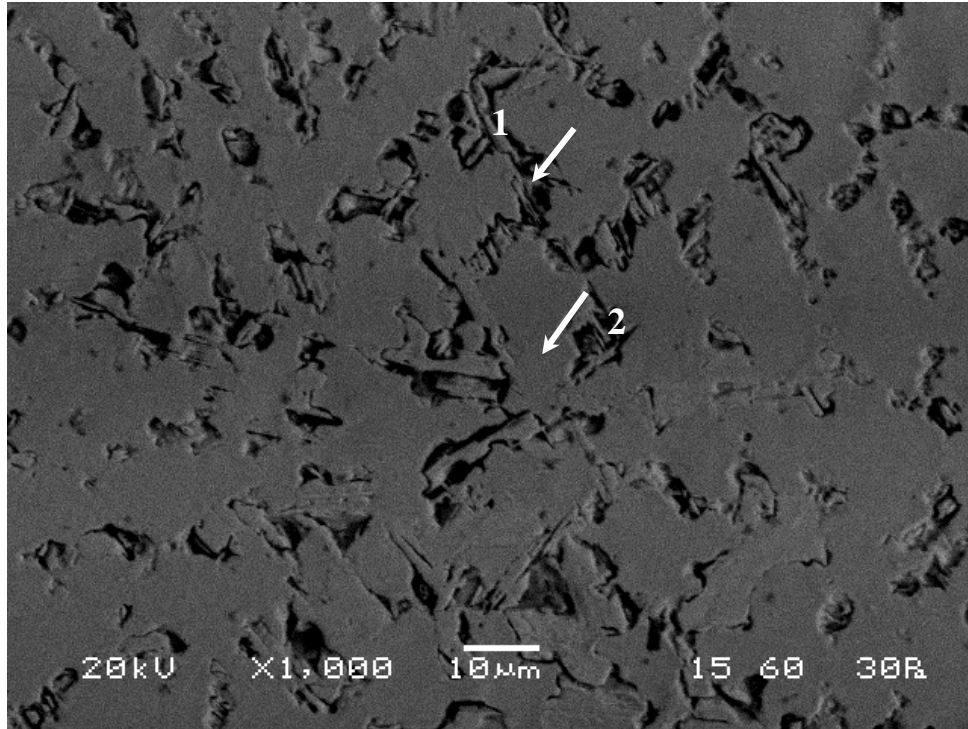
Element	Weight %	Atomic %
Al	2.42	4.59
Ti	48.26	51.66
V	2.84	2.86
Cr	5.57	5.50
Fe	3.41	3.13
Ni	30.01	26.21
Cu	7.50	6.05



Εικόνα 3.40: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκίμιου NiCu₆₀. Διακρίνεται κυρίως παρουσία Ni και Ti (Ti₂Ni) και χαμηλότερη συγκέντρωση Cu και άλλων κραματικών στοιχείων.

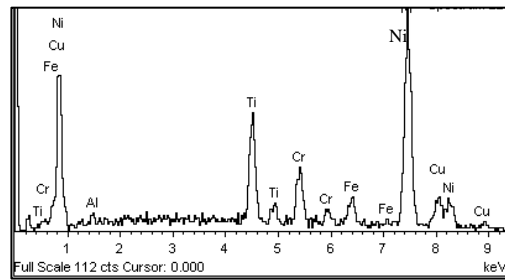


Εικόνα 3.41: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₆₀



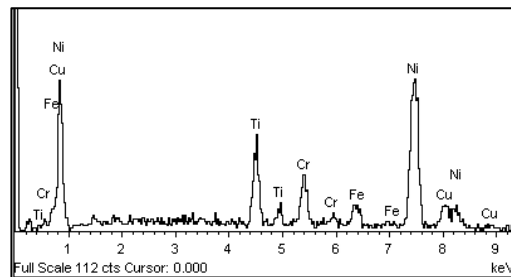
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.09	2.27
Ti	12.40	14.54
Cr	8.55	9.24
Fe	4.32	4.35
Ni	61.92	59.24
Cu	11.72	10.36

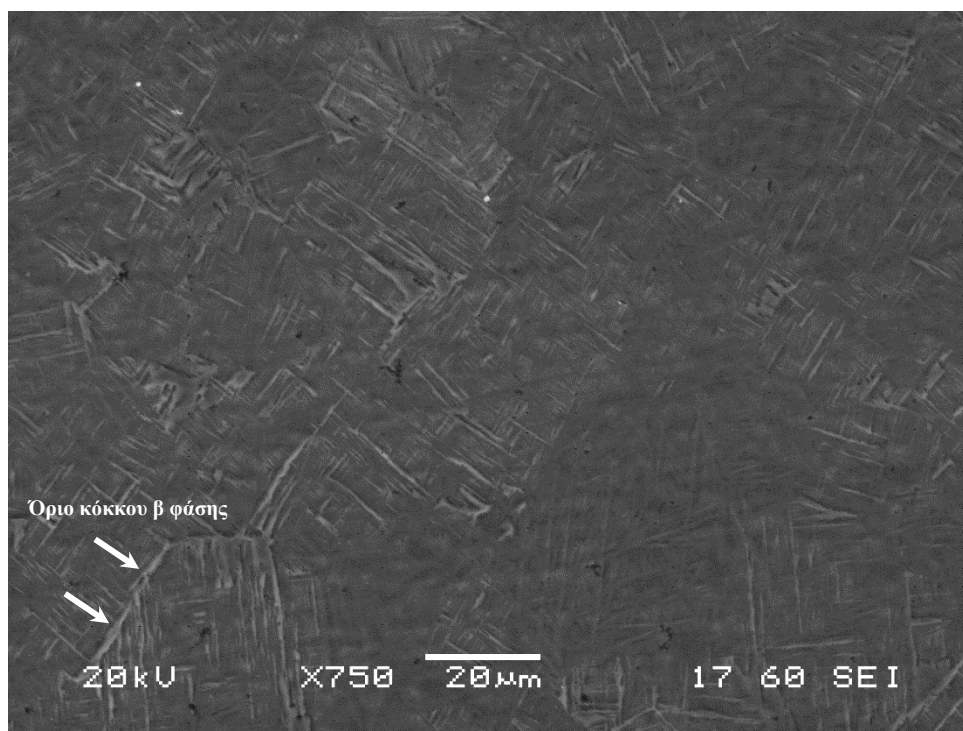


2

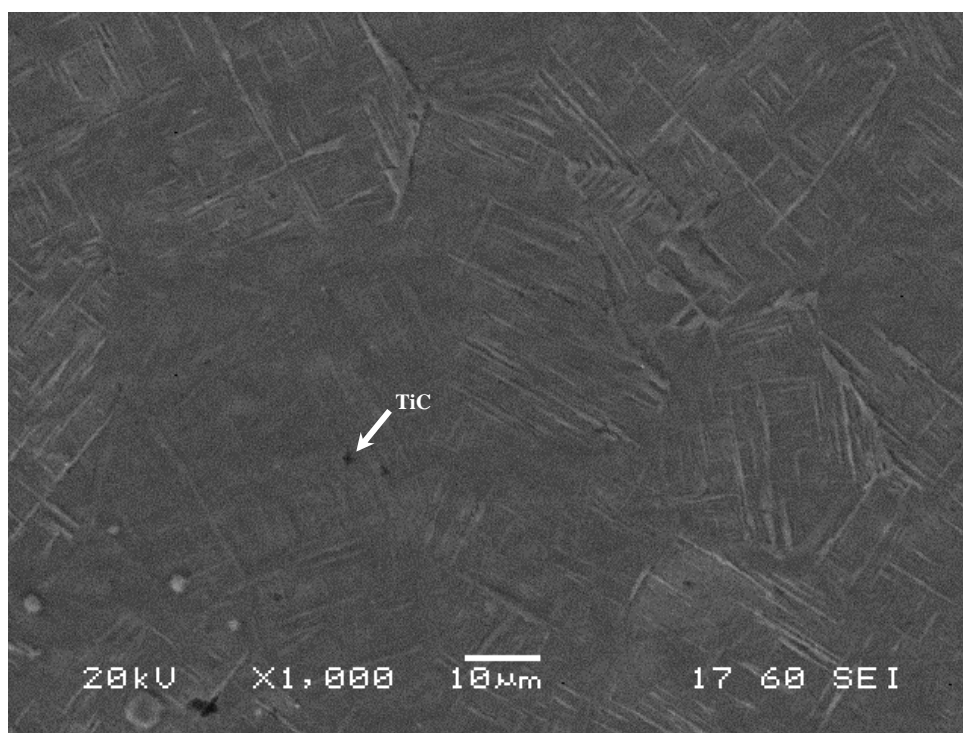
Element	Weight %	Atomic %
Ti	11.91	14.16
Cr	7.74	8.48
Fe	4.63	4.72
Ni	64.37	62.46
Cu	11.36	10.18



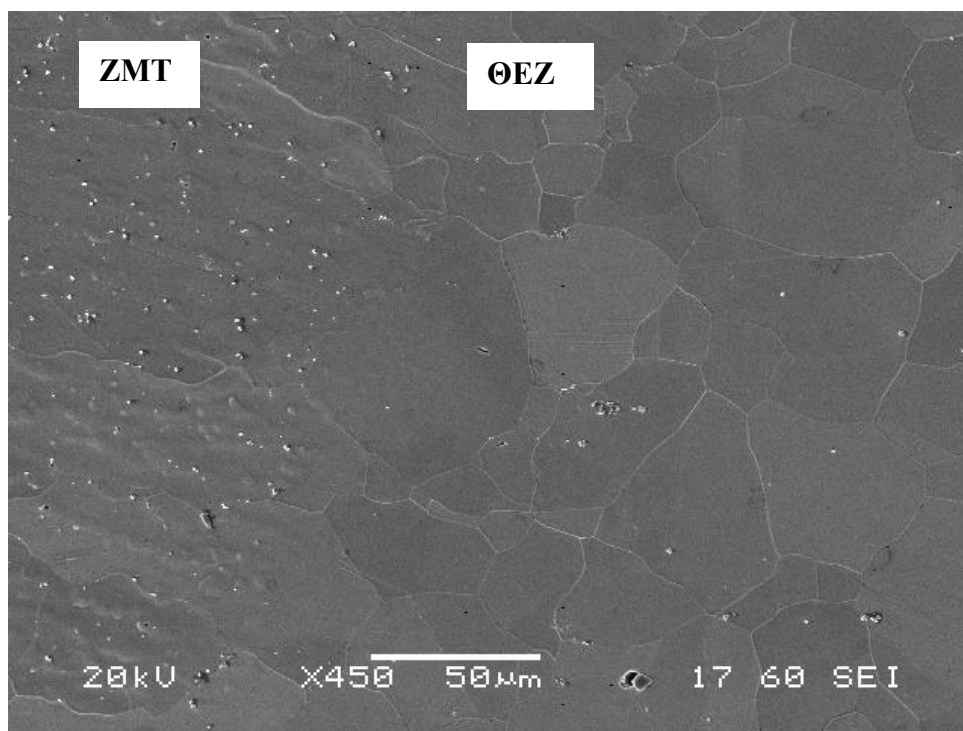
Εικόνα 3.42: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₆₀



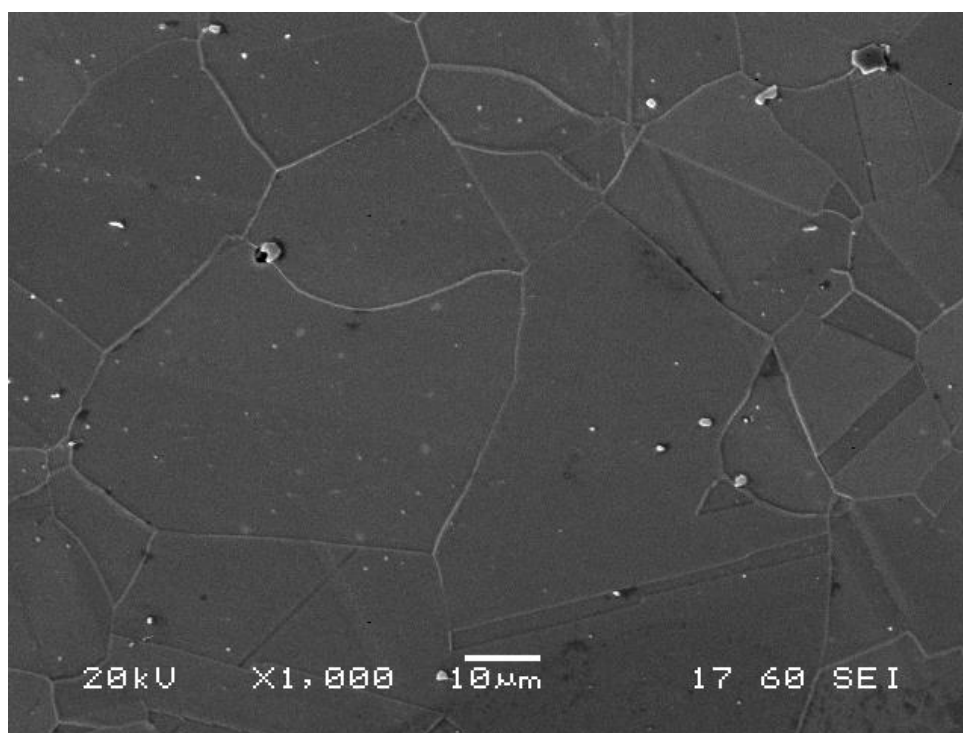
Εικόνα 3.43: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₆₀.



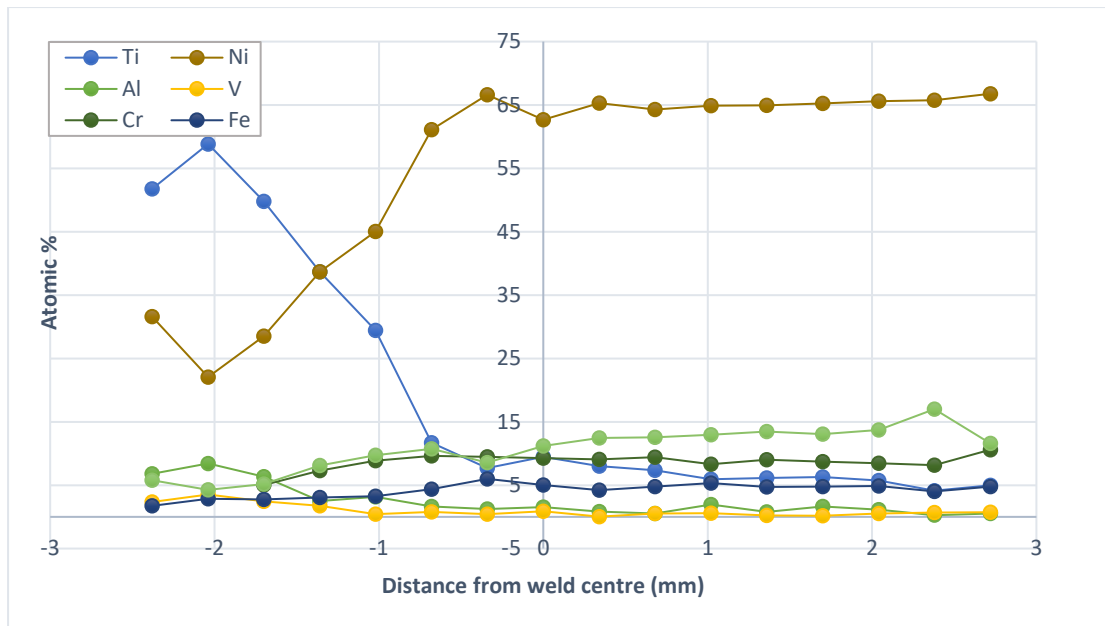
Εικόνα 3.44: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₆₀. Εικόνα 3.43 σε μεγέθυνση.



Εικόνα 3.45: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₆₀. Διακρίνεται η ζώνη μερικής τήξης (ΖΜΤ), με έντονη συγκέντρωση κατακρημνισμάτων (λευκές περιοχές), καθώς και η ΘΕΖ του υπερκράματος Ni. Στη ΖΜΤ παρατηρείται υγροποίηση των ορίων των κόκκων.

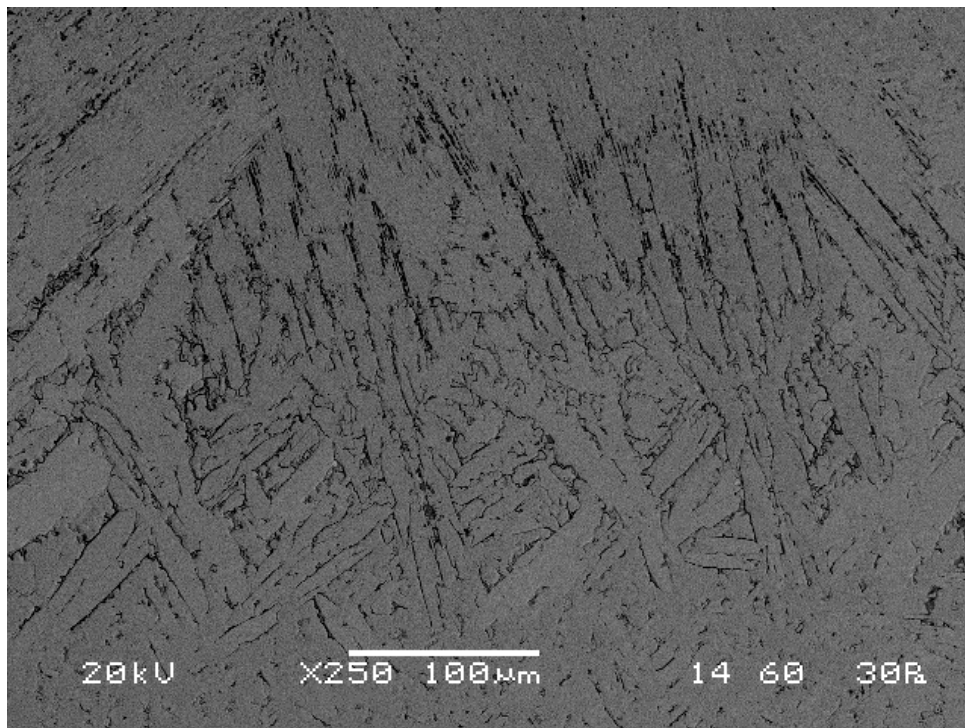


Εικόνα 3.46: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₆₀. Διαφαίνονται οι διδυμίες του MB Inconel® X-750 και κατακρημνίσματα στο εσωτερικό αλλά και στα όρια των κόκκων.

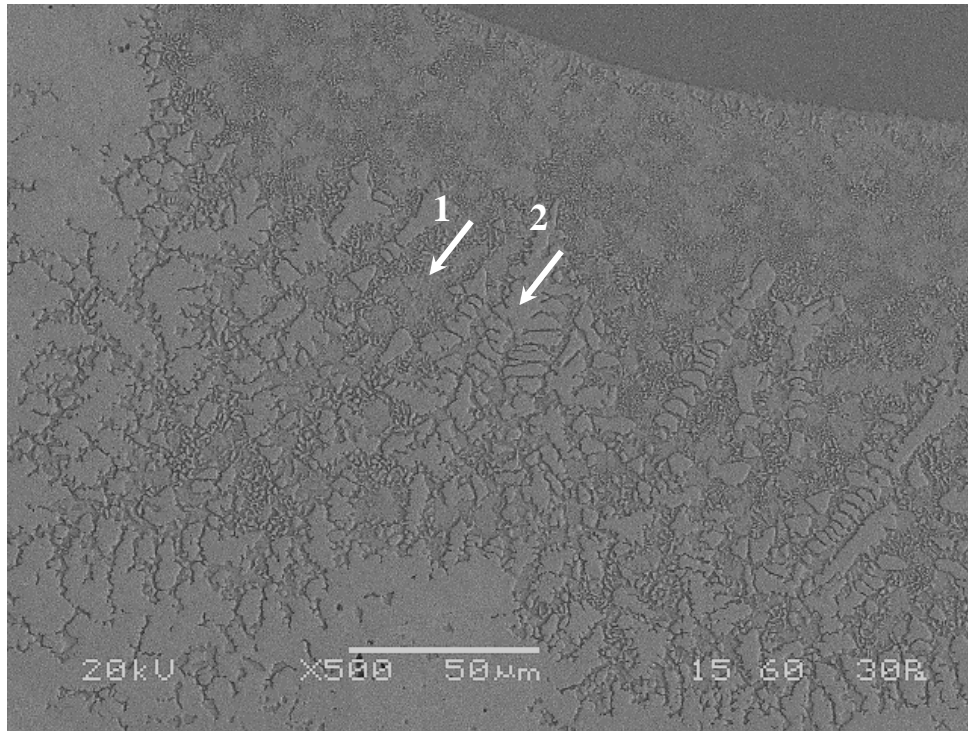


Διάγραμμα 3.5: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu₆₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

3.1.6 Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu₇₀

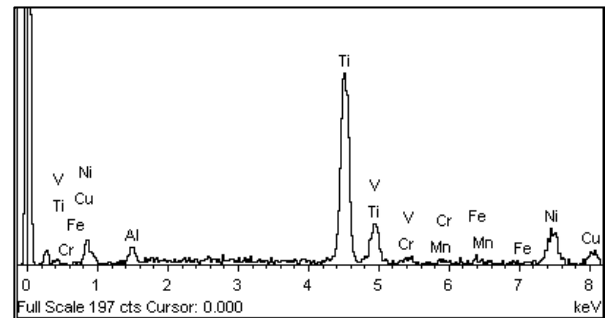


Εικόνα 3.47: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀.



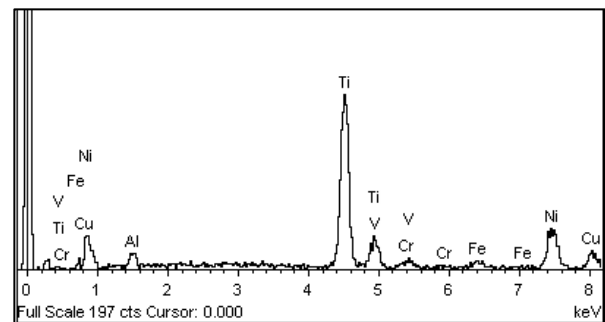
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	3.15	5.89
Ti	56.04	59.09
V	3.23	3.20
Cr	0.56	0.54
Mn	1.28	1.18
Fe	1.41	1.27
Ni	23.48	20.20
Cu	10.85	8.62

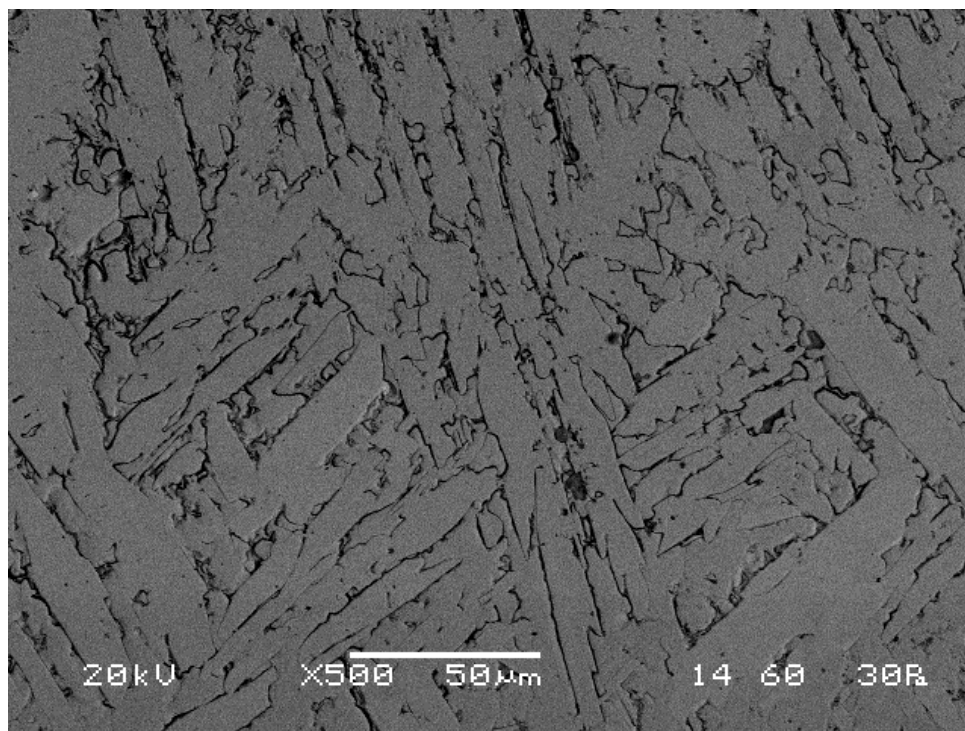


2

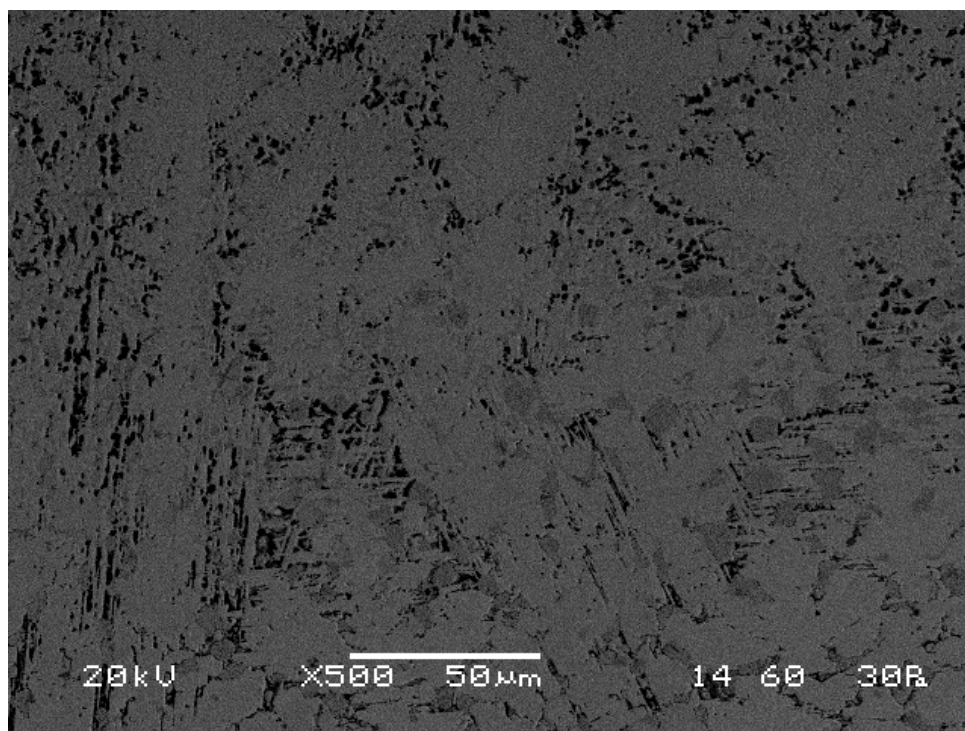
Element	Weight %	Atomic %
Al	2.76	5.28
Ti	49.27	53.05
V	1.59	1.61
Cr	1.75	1.74
Fe	1.90	1.75
Ni	28.41	24.96
Cu	14.32	11.62



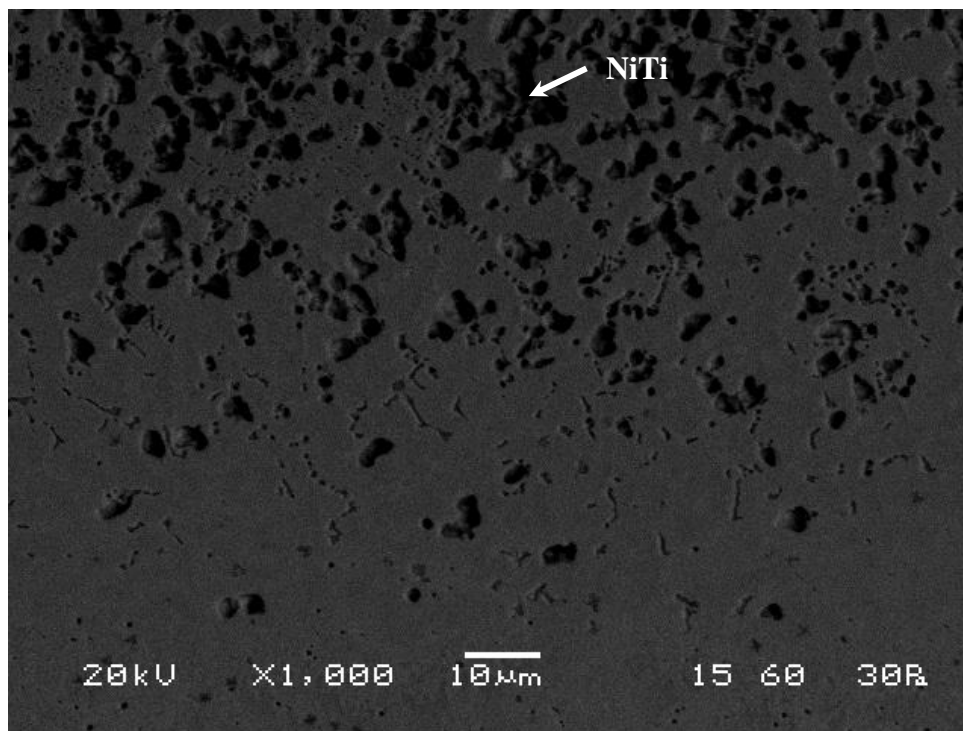
Εικόνα 3.48: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀. Παρατηρείται δενδρική μικροδομή του ΜΣ στην πλευρά όπου συναντάται το κράμα Ti-6Al-4V, το οποίο αποτελείται κυρίως από Ni και Ti σε αναλογία 1:3 ή 1:2 (Ti₂Ni).



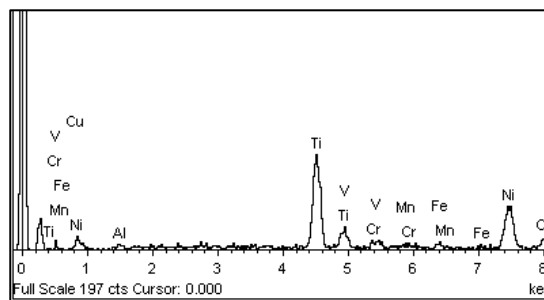
Εικόνα 3.49: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀



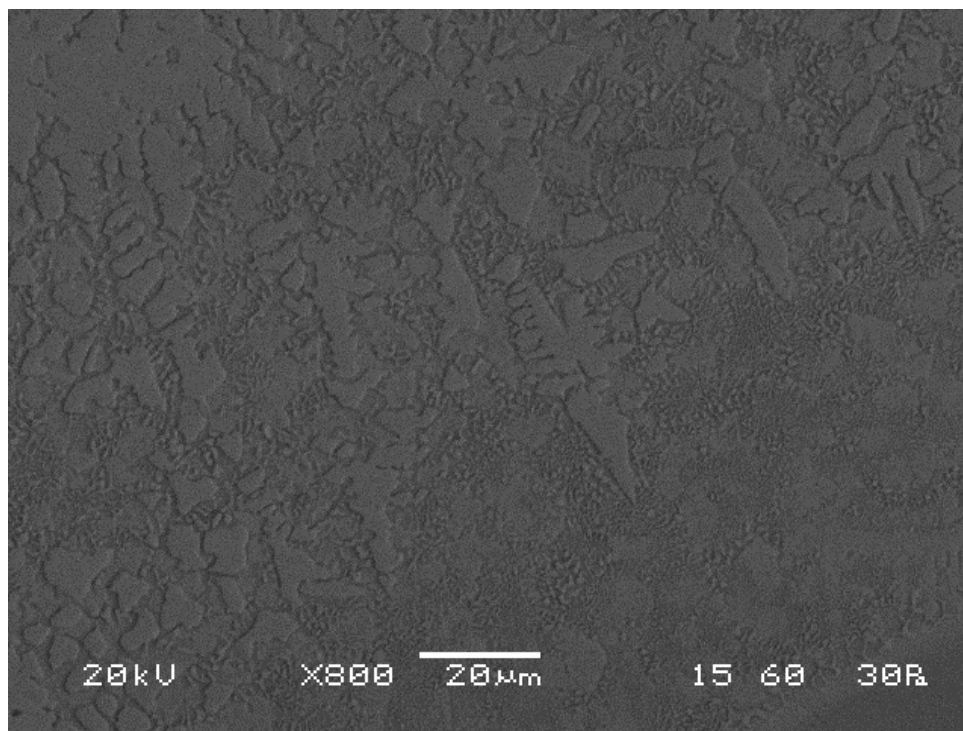
Εικόνα 3.50: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀.



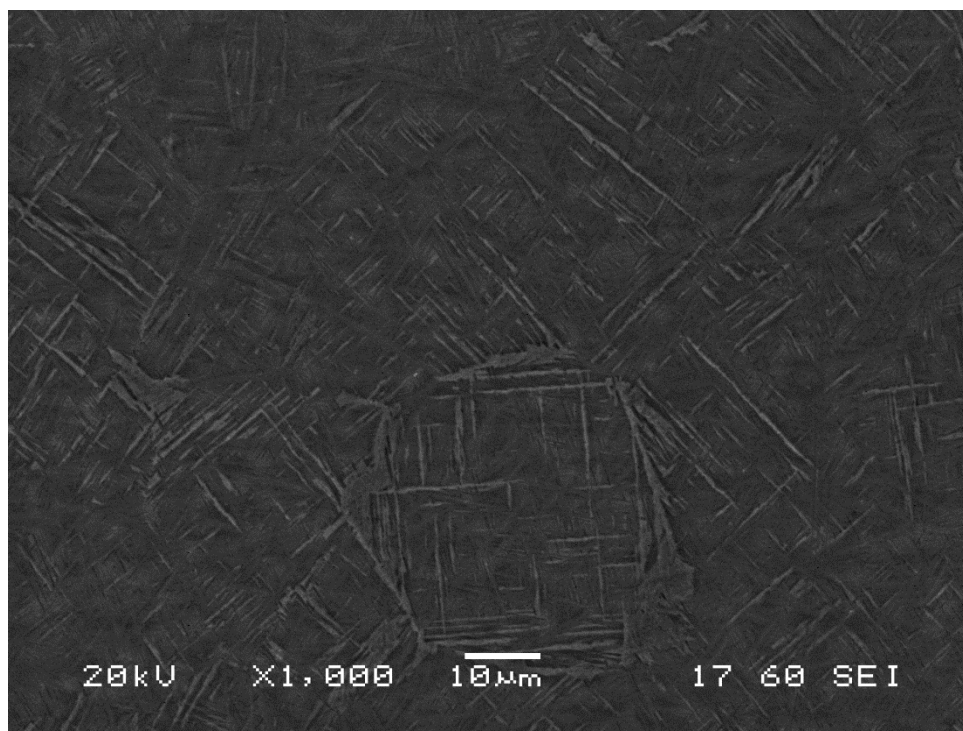
Element	Weight %	Atomic %
Al	1.03	2.06
Ti	35.22	39.71
V	1.55	1.65
Cr	2.28	2.37
Mn	0.85	0.84
Ni	41.63	38.30
Cu	15.27	12.98



Εικόνα 3.51: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu70.

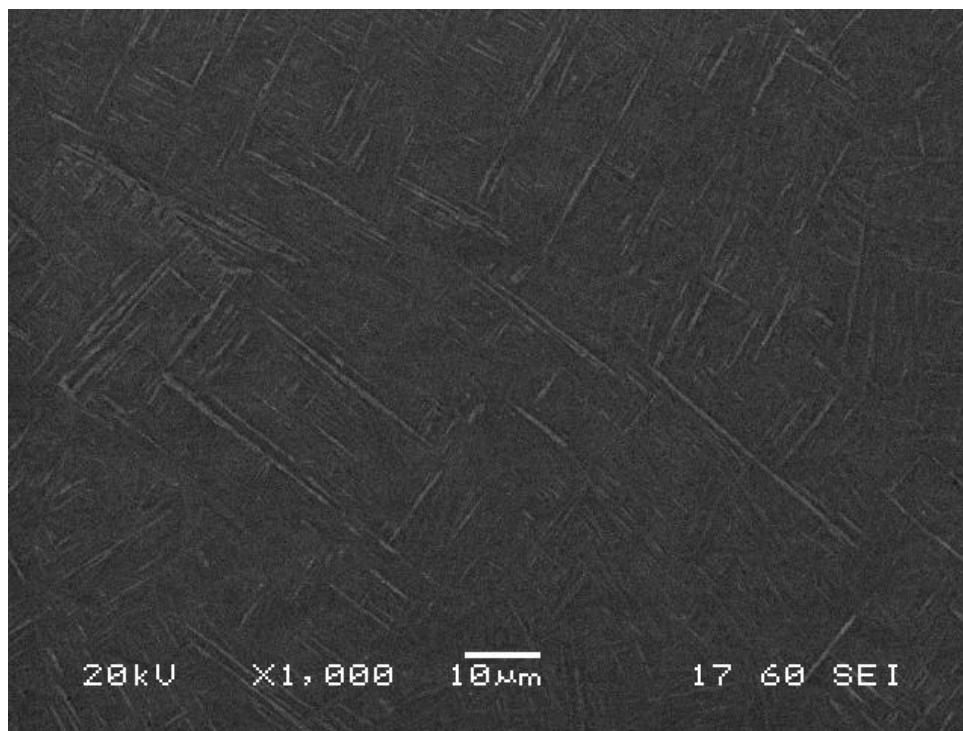


Εικόνα 3.52: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀

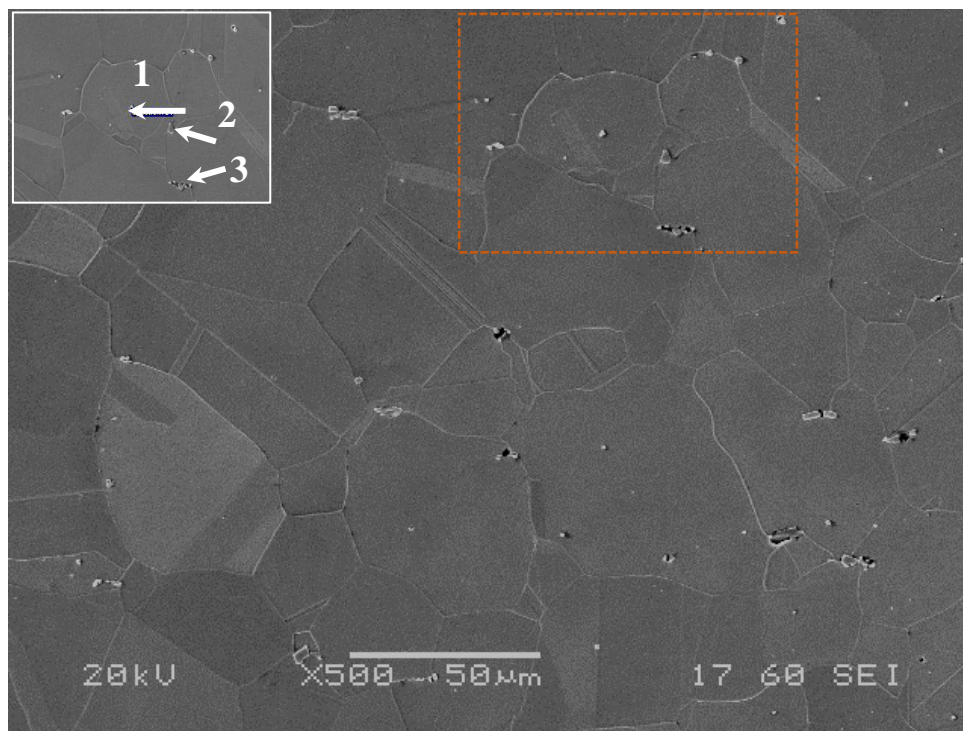


Εικόνα 3.53: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₇₀

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΛΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)



Εικόνα 3.54: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₇₀



1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	4.93	6.03
Cr	15.52	17.48
Fe	7.43	7.79
Ni	63.31	63.15
Nb	8.81	5.55

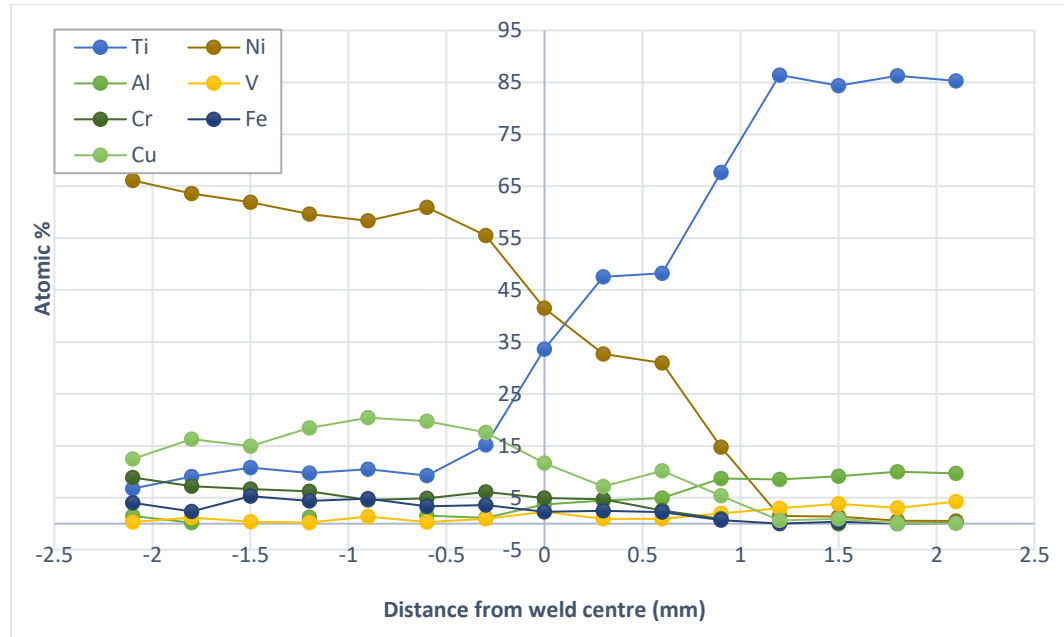
2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	33.92	47.93
Cr	2.03	2.64
Ni	6.50	7.49
Nb	57.55	41.93

3

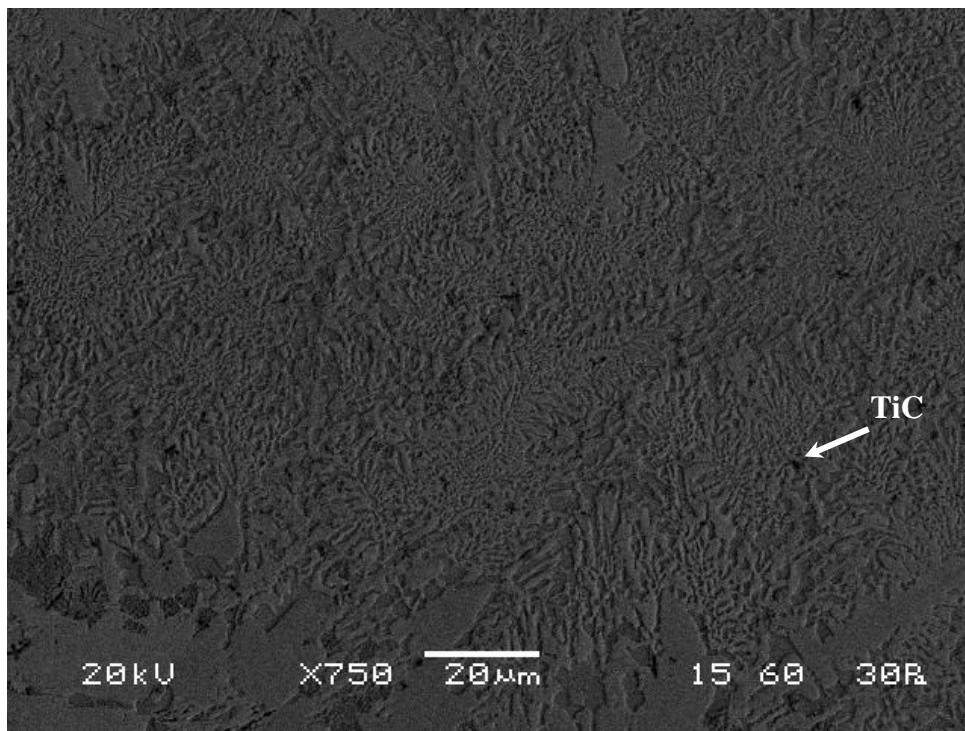
Element	Weight %	Atomic %
Ti	19.48	26.35
Cr	7.32	9.12
Fe	3.69	4.28
Ni	28.95	31.95
Nb	40.57	28.30

Εικόνα 3.55: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu70. Παρατηρούνται κατακρημνίσματα περικρυσταλλικά, αλλά και στο εσωτερικό των κόκκων, κάποια εκ των οποίων γωνιώδη, με υψηλή συγκέντρωση σε Nb (πιθανώς NbC).

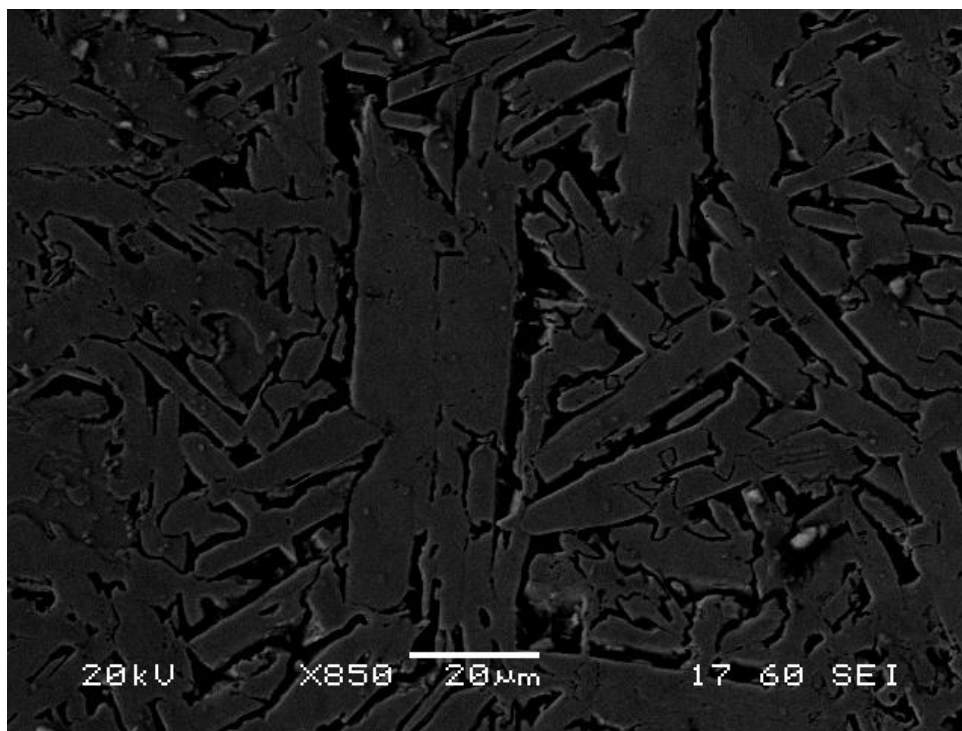


Διάγραμμα 3.6: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu₇₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

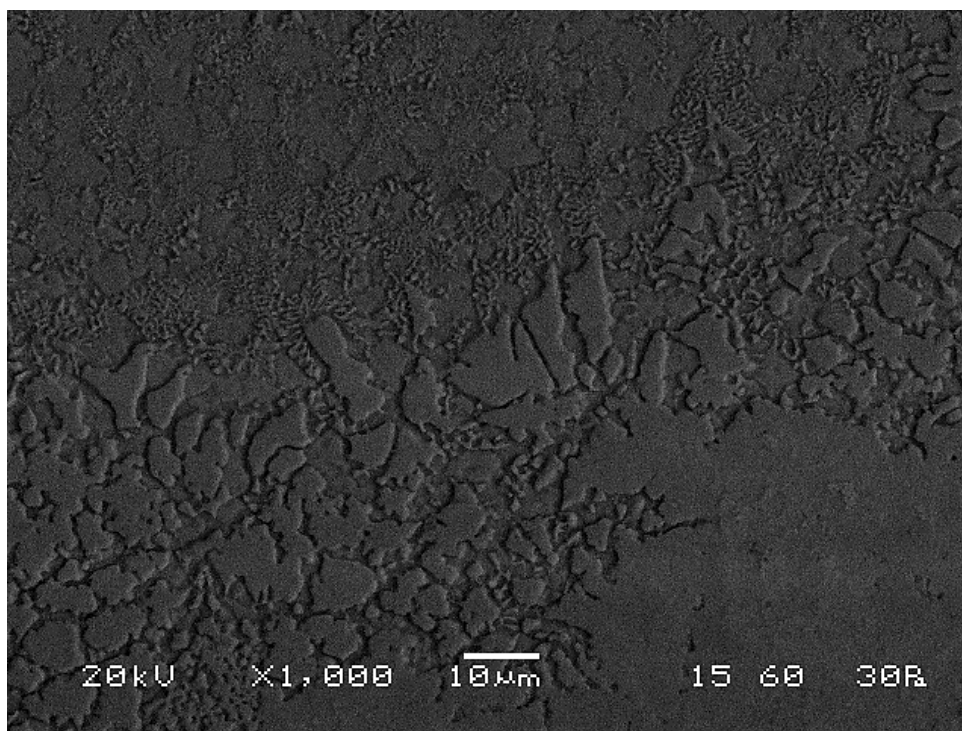
3.1.7 Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu₈₀



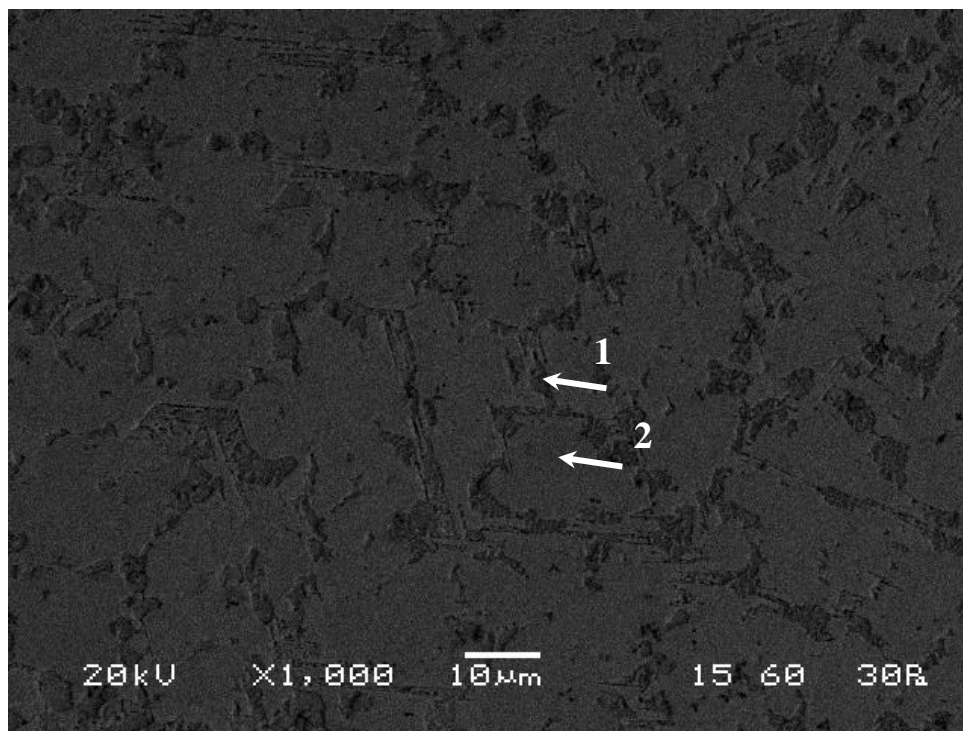
Εικόνα 3.56: : Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀.



Εικόνα 3.57: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀. Παρατηρείται βελονοειδής, μαρτενσιτική μικροδομή.

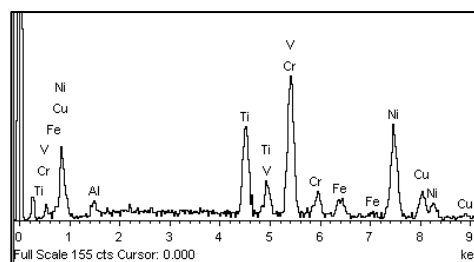


Εικόνα 3.58: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀. Διακρίνεται δένδριτική μορφολογία του ΜΣ.



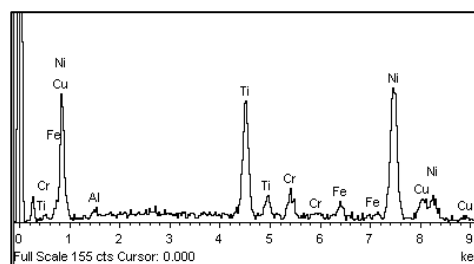
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.65	3.30
Ti	13.53	15.26
V	3.37	3.57
Cr	29.51	30.66
Fe	4.13	3.99
Ni	36.37	33.47
Cu	11.45	9.74

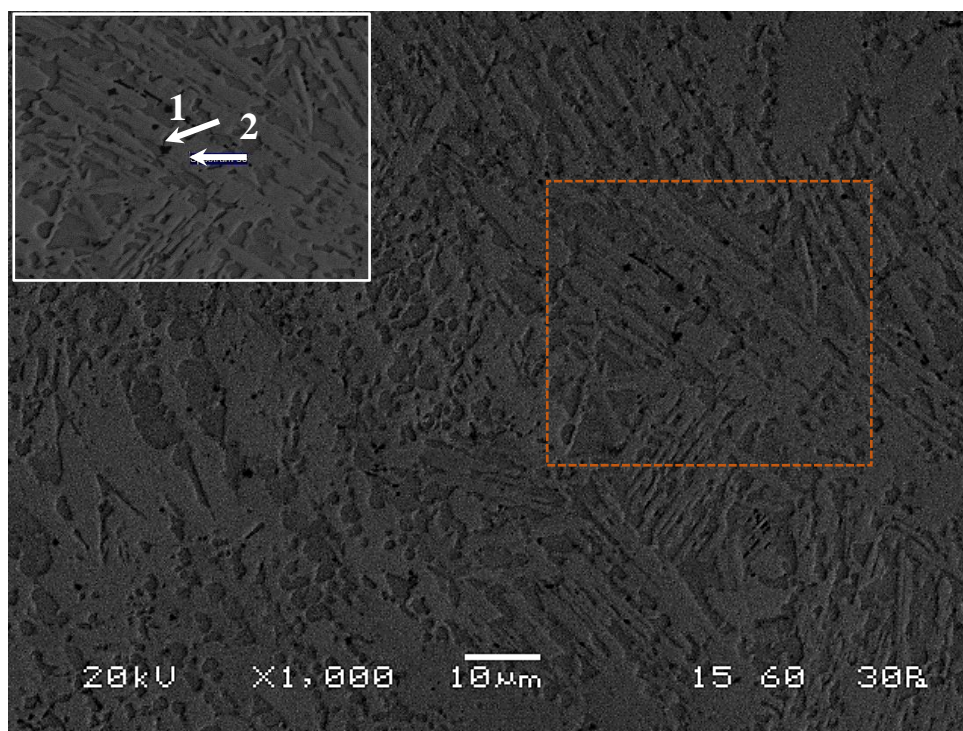


2

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.05	2.17
Ti	19.05	22.13
Cr	4.93	5.28
Fe	3.11	3.10
Ni	61.39	58.17
Cu	10.46	9.16

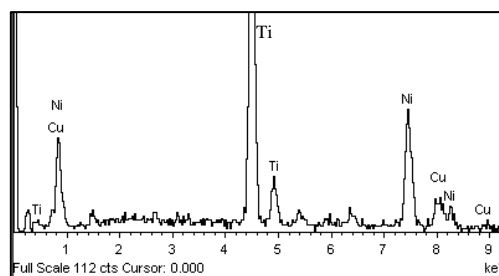


Εικόνα 3.59: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), από το άνω μέρος της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀. Η μικροδομή του ΜΣ αποτελείται κυρίως από κόκκους αποτελούμενους από Ti και Ni (TiNi₃), ενώ περικρυσταλλικά αυτών διακρίνονται σκουρόχρωμες ενόψεις με υψηλή περιεκτικότητα σε Cr (~30% κ.ά.).



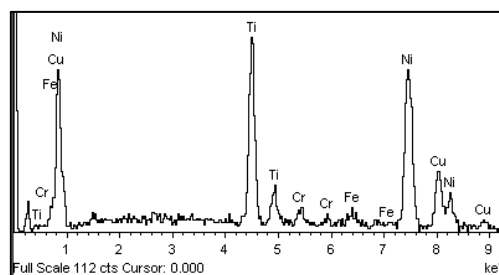
1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	46.64	52.16
Ni	41.04	37.45
Cu	12.33	10.39

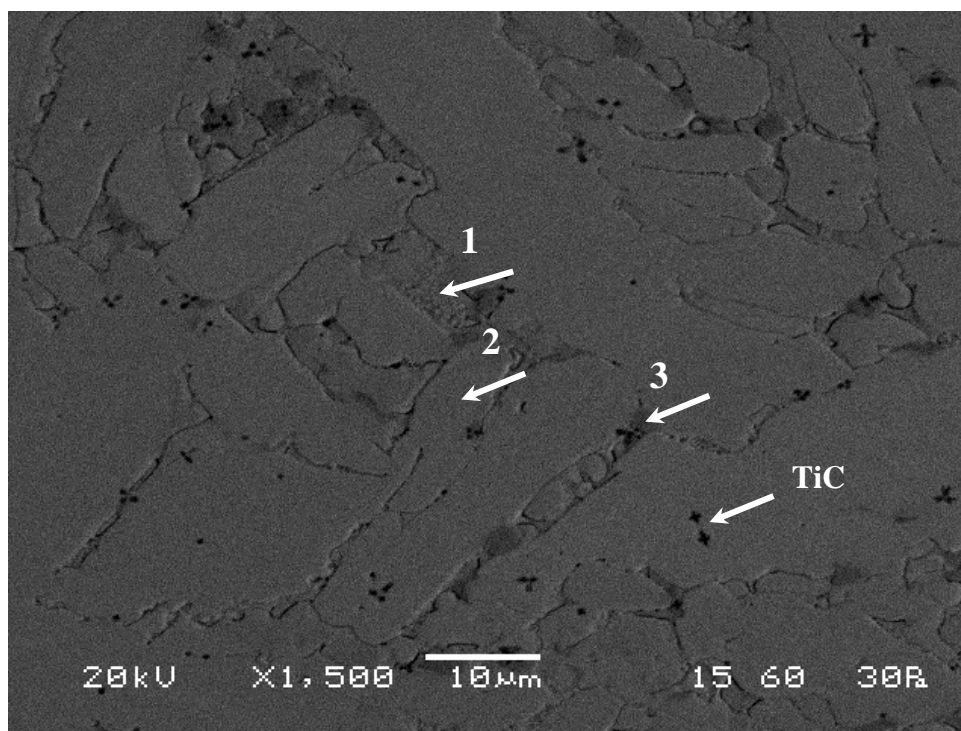


2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	21.32	25.25
Cr	1.56	1.70
Fe	1.71	1.74
Ni	54.48	52.64
Cu	20.92	18.68



Εικόνα 3.60: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀. Στη συγκεκριμένη περιοχή, η οποία βρίσκεται στο κέντρο του δοκιμίου, το ΜΣ αποτελείται, σύμφωνα με τη στοιχειακή ανάλυση EDS, από (NiCu)₃Ti, ενώ συναντώνται επίσης σκουρόχρωμες περιοχές στα όρια των κόκκων, στις οποίες εντοπίστηκε μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Ti, η οποία πιθανώς υποδηλώνει παρουσία καρβιδίων του Ti.



1

Element	Weight %	Atomic %
Ti	12.85	15.50
Cr	5.89	6.55
Mn	1.28	1.34
Fe	5.74	5.94
Ni	46.90	46.15
Cu	26.12	23.75
Nb	1.23	0.76

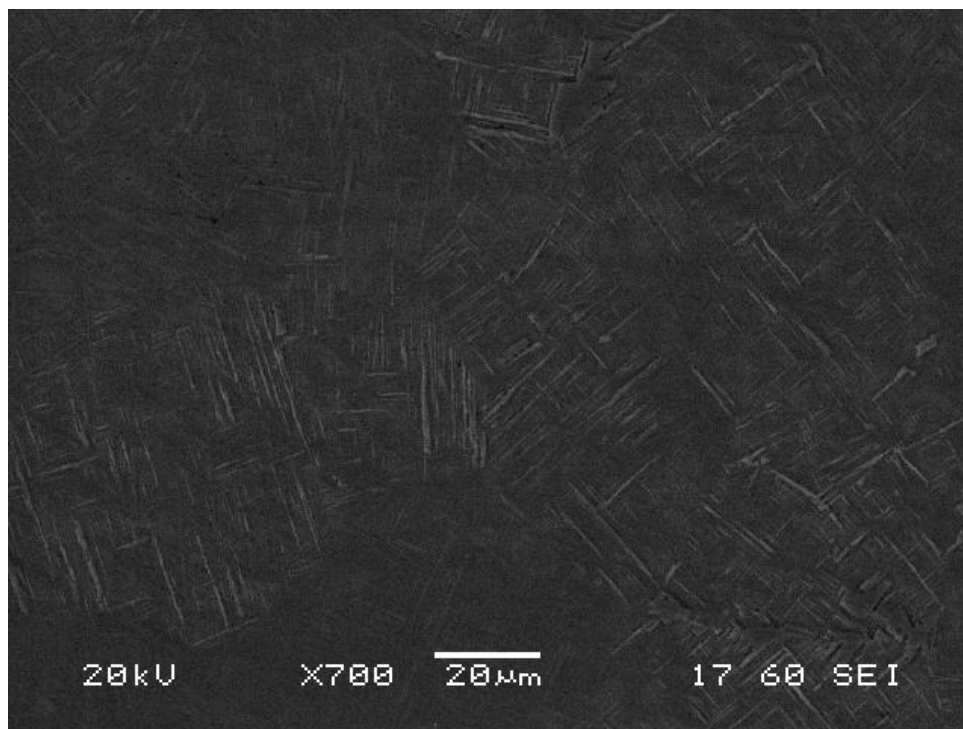
2

Element	Weight %	Atomic %
Ti	15.29	18.16
Cr	5.99	6.55
Fe	3.52	3.58
Ni	62.63	60.66
Cu	11.85	10.61
Nb	0.71	0.43

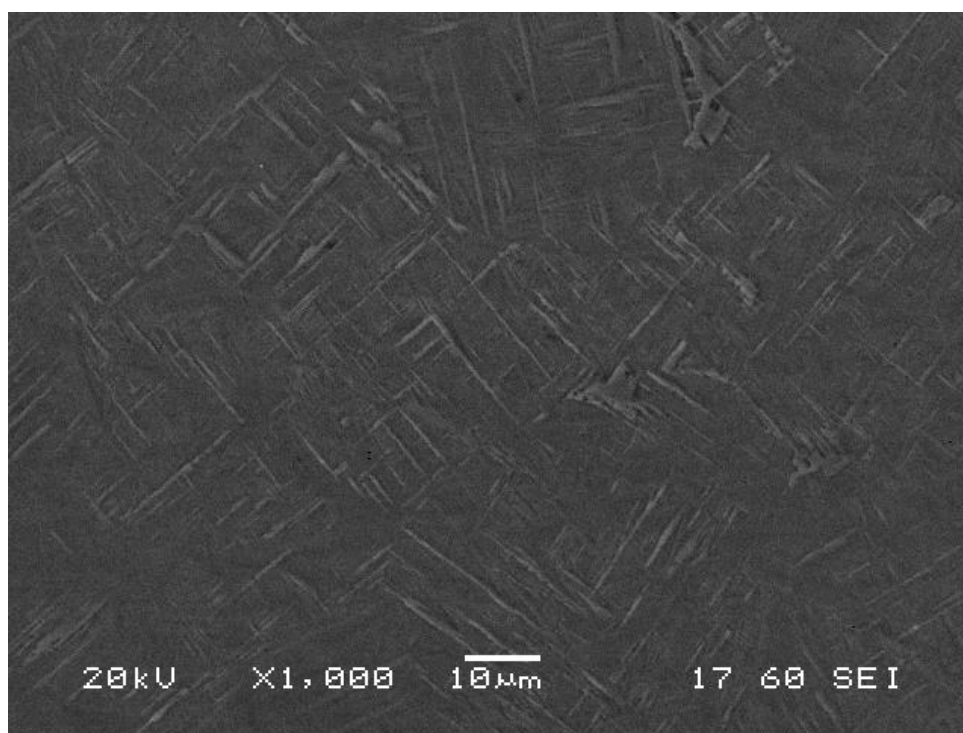
3

Element	Weight %	Atomic %
Ti	7.37	8.37
Cr	48.51	50.76
Fe	7.41	7.22
Ni	31.53	29.22
Cu	5.18	4.44

Εικόνα 3.61: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀. Στα όρια των κόκκων παρατηρούνται σκουρόχρωμες περιοχές, στις οποίες υπάρχει έντονη παρουσία Cr (~50% κ.ά.). Επίσης, διακρίνονται κατακρημνίσματα με μορφή σταυρού, τα οποία, σύμφωνα με τη βιβλιογραφία, ταυτοποιούνται ως καρβίδια του Ti (TiC).

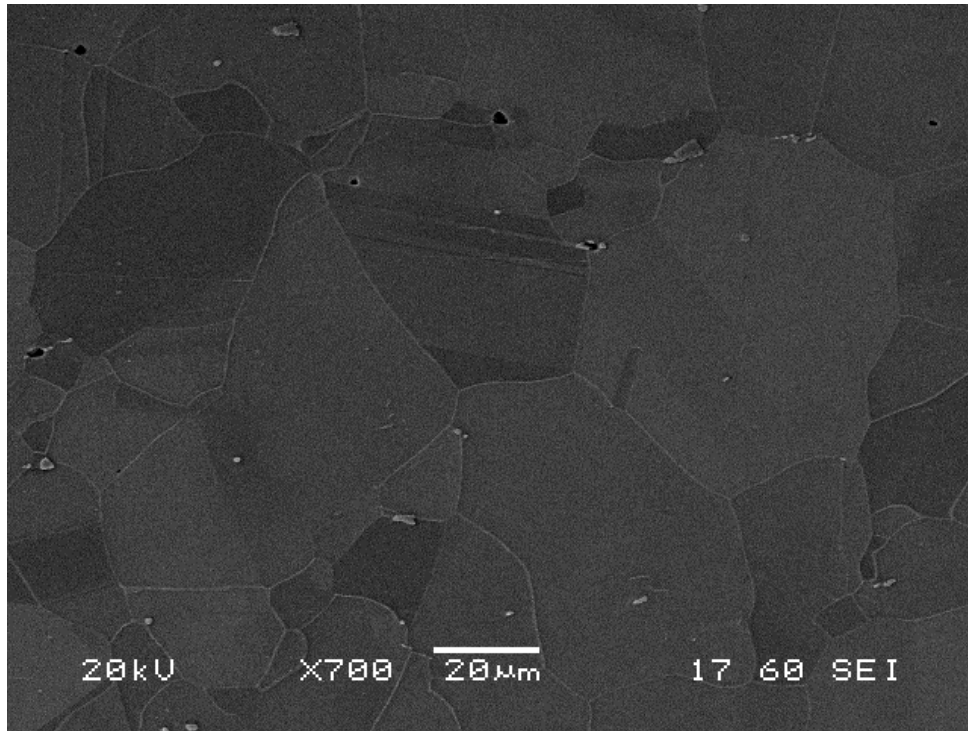


Εικόνα 3.62: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₈₀

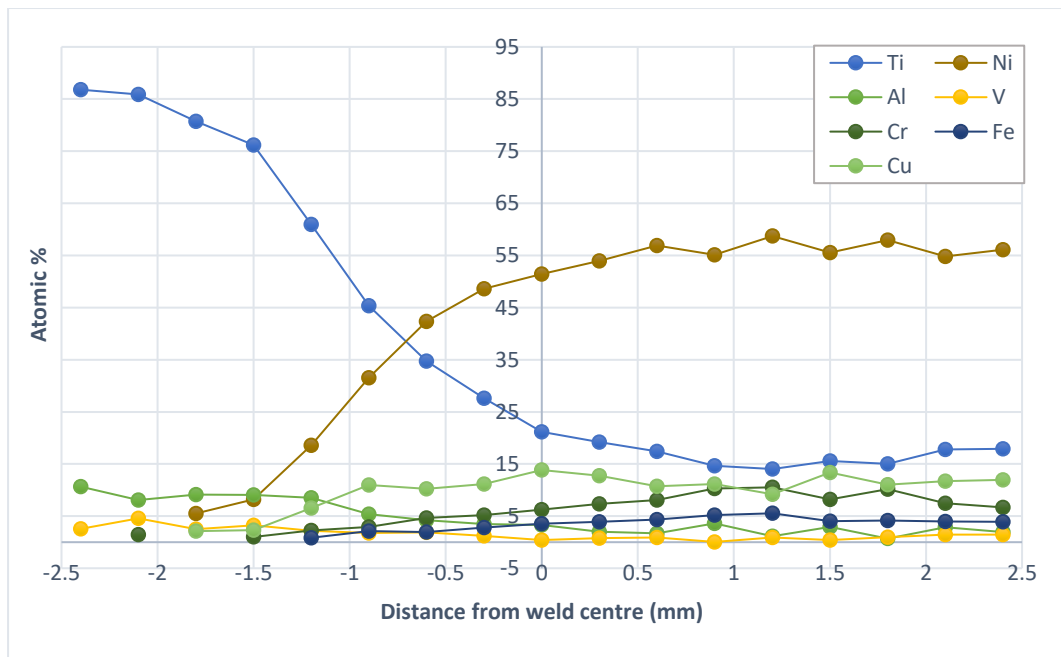


Εικόνα 3.63: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₈₀

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΛΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)

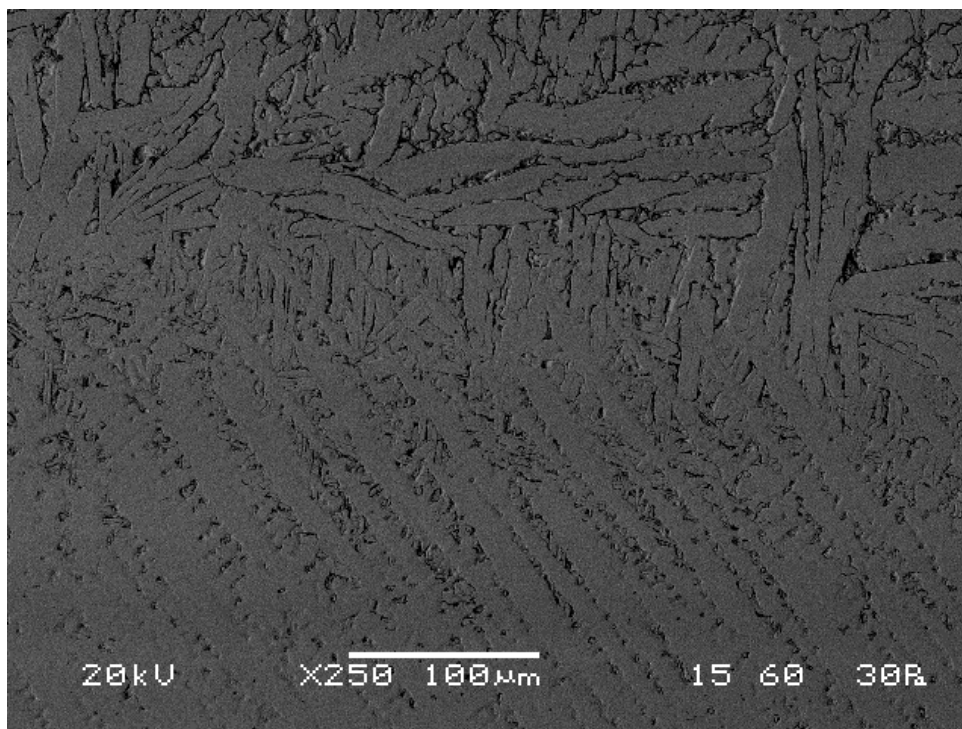


Εικόνα 3.64: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), της ΘΕΖ του δοκιμίου NiCu₈₀

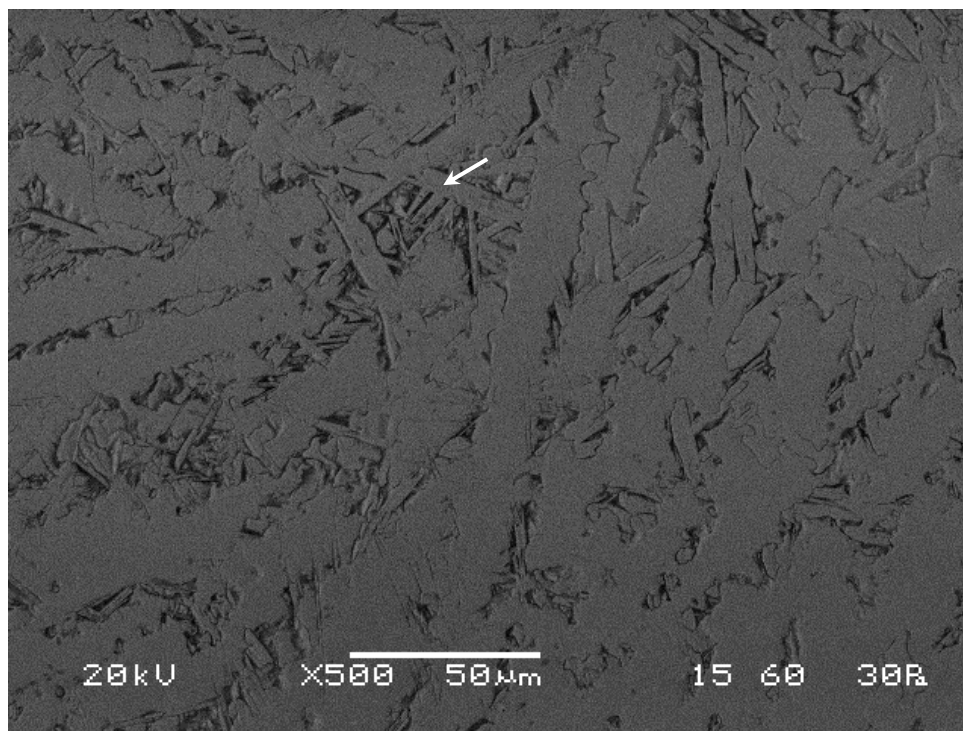


Διάγραμμα 3.7: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu₈₀ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

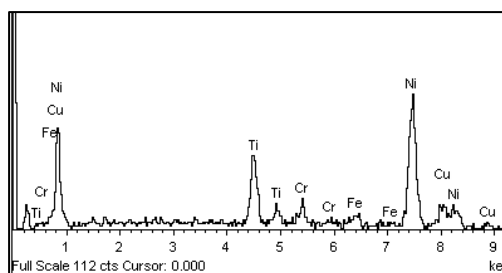
3.1.8 Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu₇₀ (70)



Εικόνα 3.65: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀ (70)

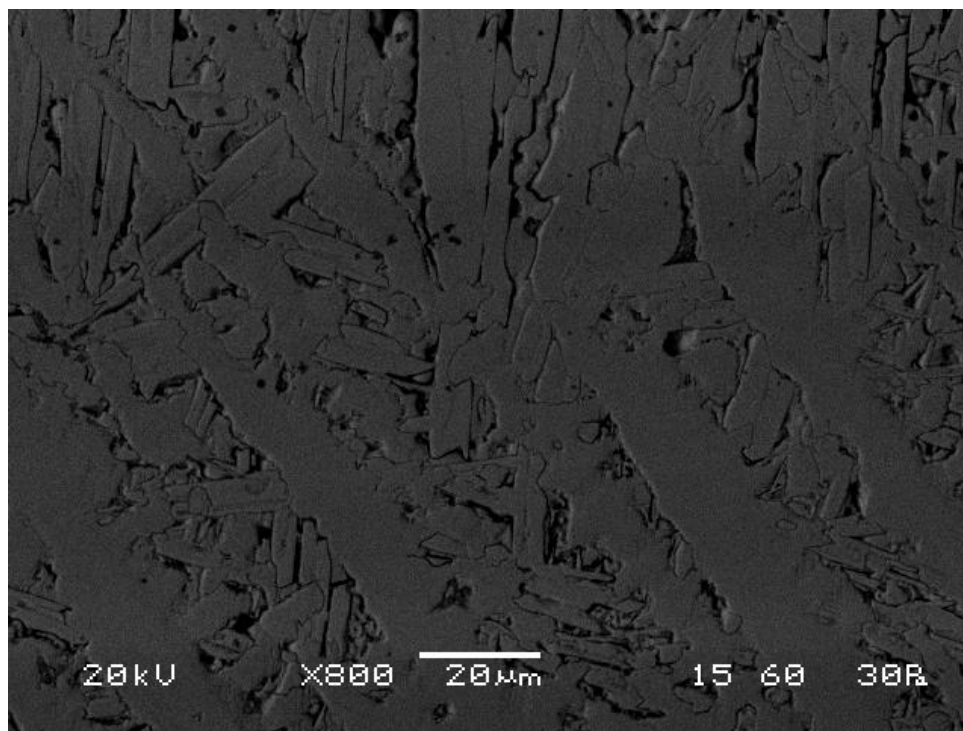


Element	Weight %	Atomic %
Ti	13.16	15.74
Cr	3.68	4.05
Fe	2.46	2.53
Ni	66.82	65.17
Cu	13.88	12.51

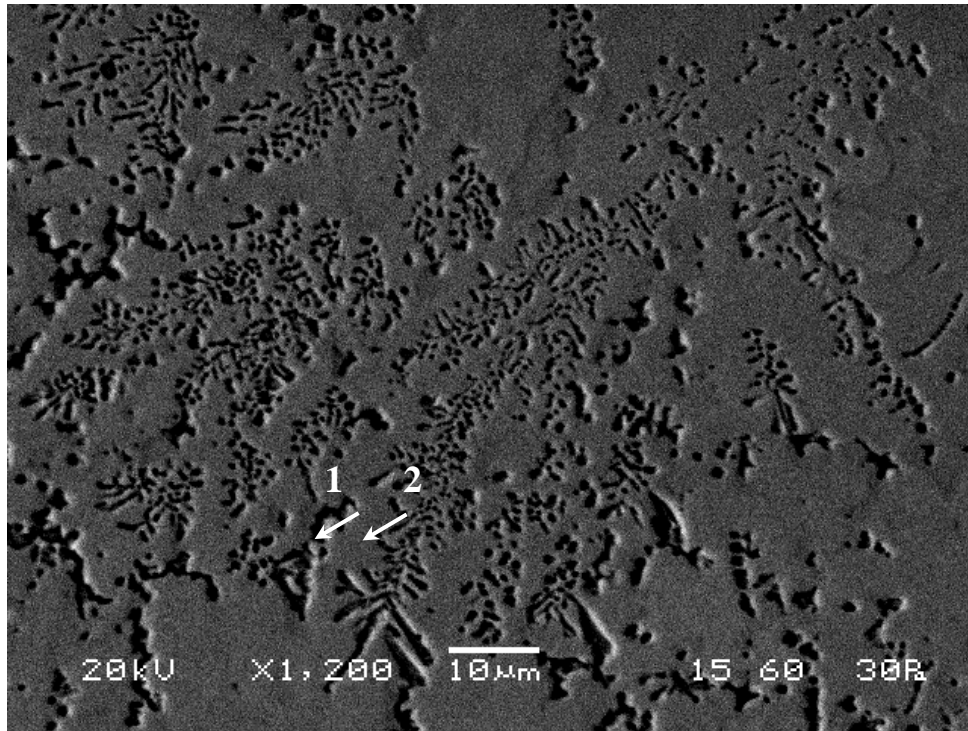


Εικόνα 3.66: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀₍₇₀₎. Η μικροδομή του ΜΣ αποτελείται κυρίως από Ni, ενώ συναντάται μικρότερη ποσότητα Ti, Cu και άλλων κραματικών στοιχείων.

ΑΝΟΜΟΙΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΚΡΑΜΑΤΩΝ ΤΙΤΑΝΙΟΥ ΚΑΙ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ ΜΕΣΩ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΜΕ ΧΡΗΣΗ ΜΗ ΚΑΤΑΝΑΛΙΣΚΟΜΕΝΟΥ ΗΛΕΚΤΡΟΛΙΟΥ ΒΟΛΦΡΑΜΙΟΥ ΣΕ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΗ ΑΤΜΟΣΦΑΙΡΑ ΑΔΡΑΝΟΥΣ ΑΕΡΙΟΥ (TIG /GTAW)

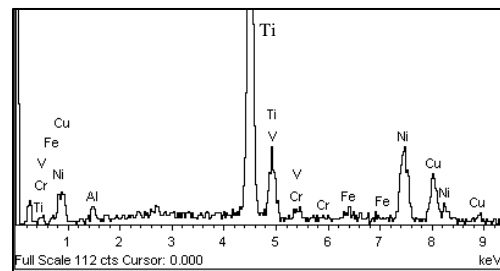


Εικόνα 3.67: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀₍₇₀₎



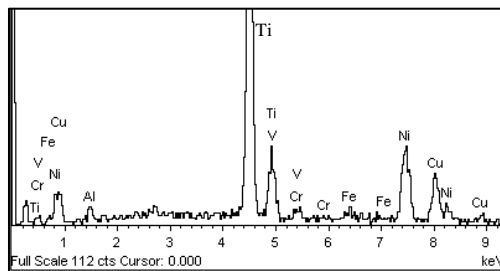
1

Element	Weight %	Atomic %
Al	1.51	2.96
Ti	45.27	50.04
V	2.14	2.22
Cr	1.07	1.09
Fe	0.99	0.94
Ni	27.47	24.78
Cu	21.55	17.96

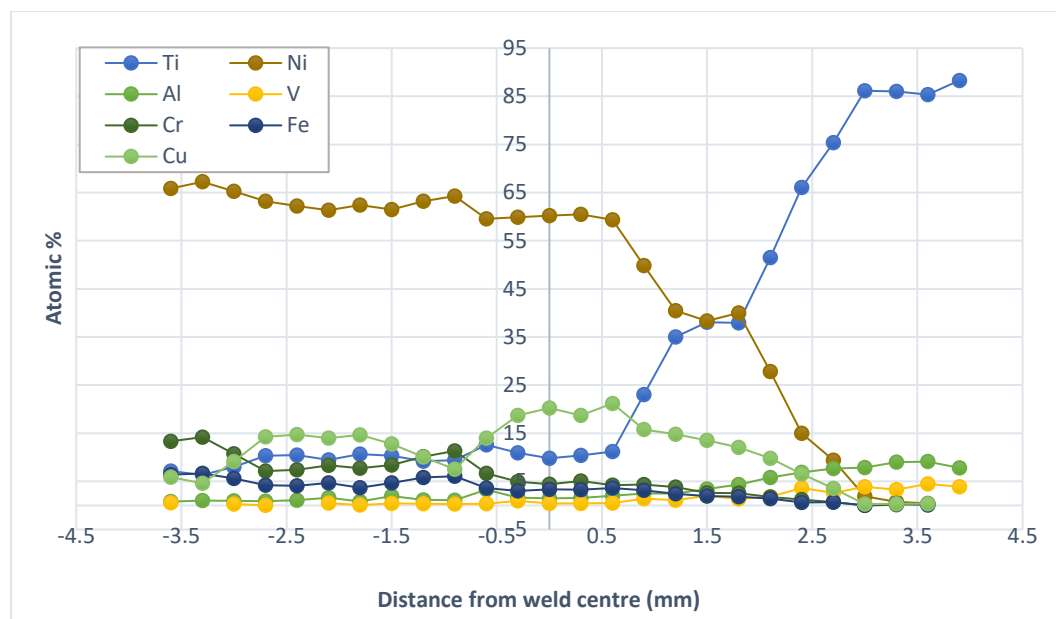


2

Element	Weight %	Atomic %
Al	2.34	4.52
Ti	43.87	47.78
V	1.74	1.78
Cr	2.40	2.41
Fe	2.12	1.98
Ni	37.31	33.15
Cu	10.21	8.38

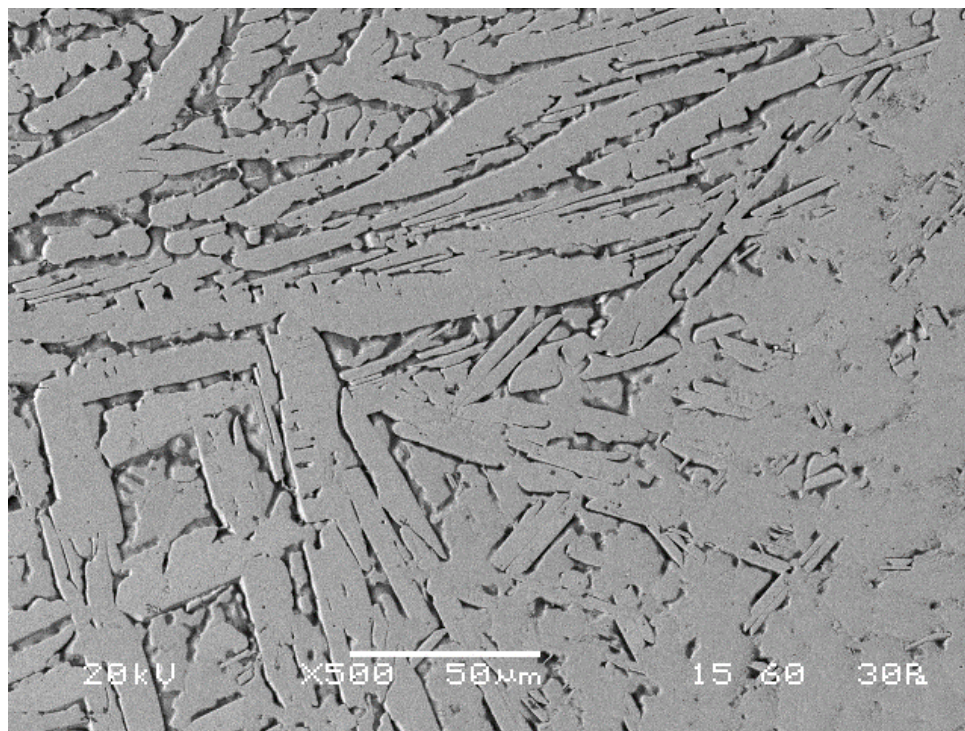


Εικόνα 3.68: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₇₀(70). Διακρίνεται δενδριτική ανάπτυξη, παρουσία NiCuTi₂ και NiTi μεταξύ των δενδριτών.

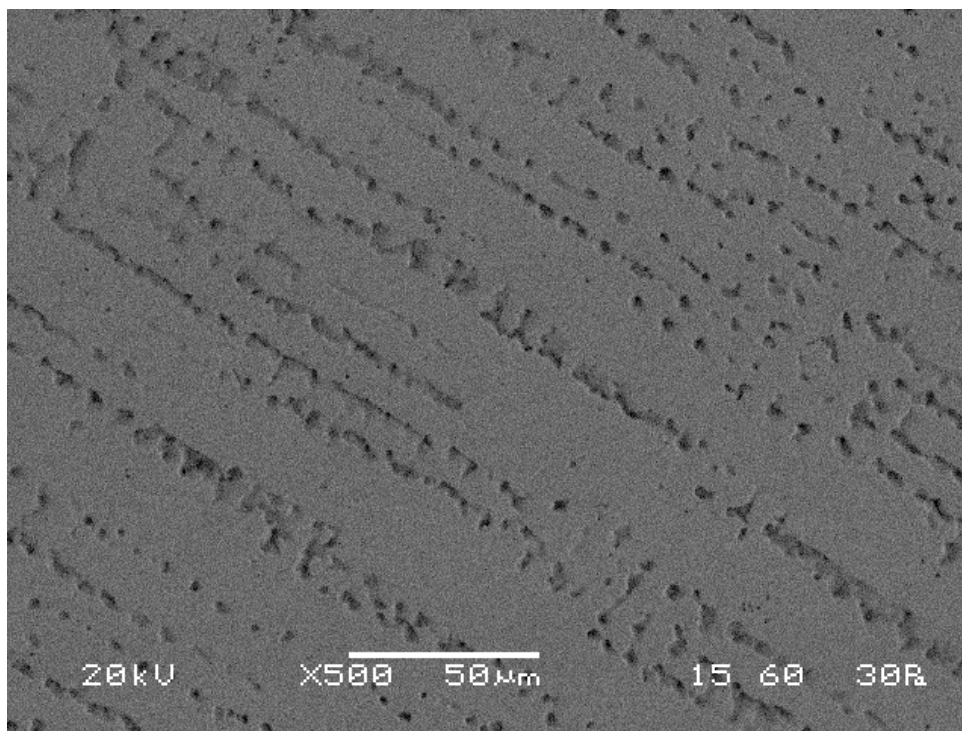


Διάγραμμα 3.8: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu₇₀ (70) κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

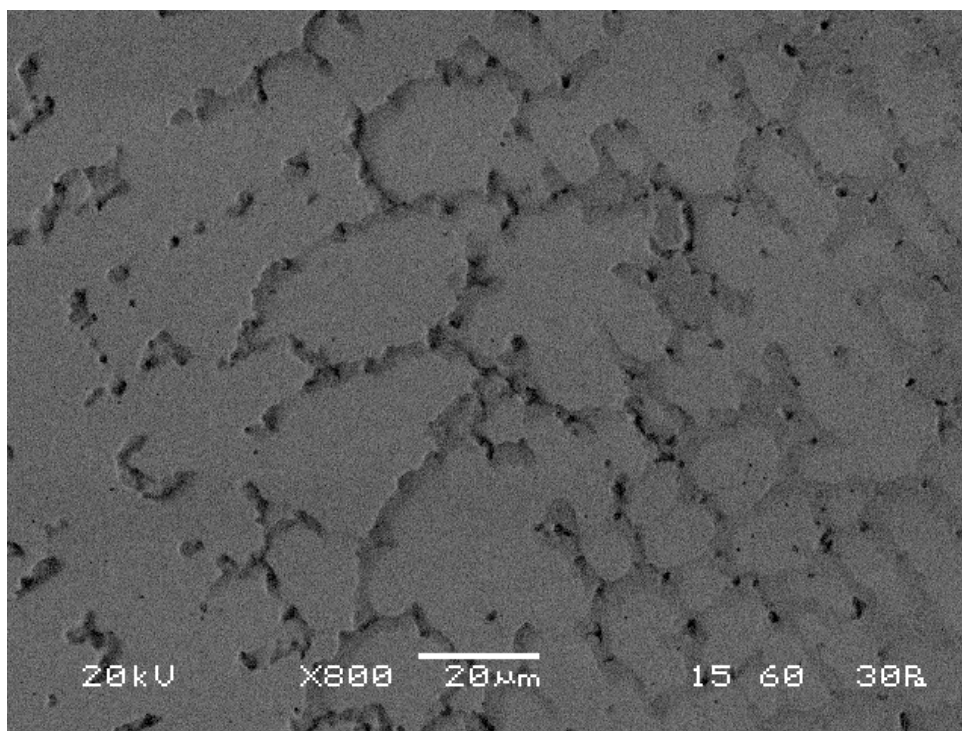
3.1.9 Μικρογραφίες δοκιμίου NiCu₈₀ (80)



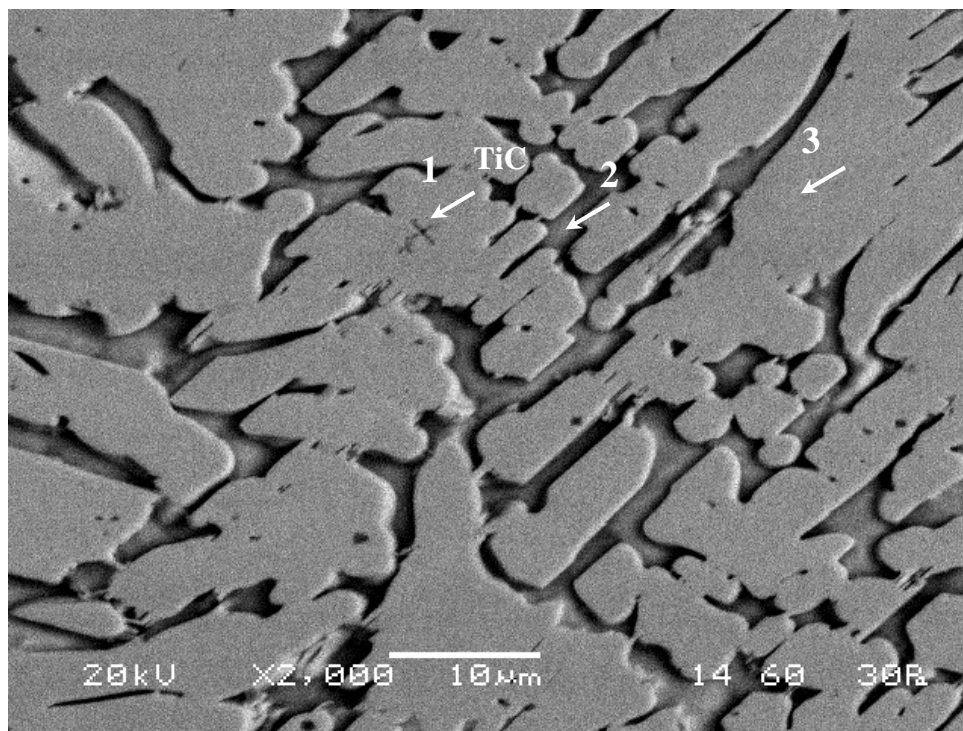
Εικόνα 3.69: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀ (80). Παρατηρείται η τυπική βελονοειδής μορφολογία του ΜΣ.



Εικόνα 3.70: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀ (80)



Εικόνα 3.71: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), από το άνω μέρος της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀ (80)



1

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.90	1.83
Ti	30.10	34.59
V	0.47	0.51
Cr	1.11	1.18
Mn	0.29	0.30
Fe	1.58	1.56
Ni	47.89	44.90
Cu	17.06	14.78
Nb	0.59	0.35

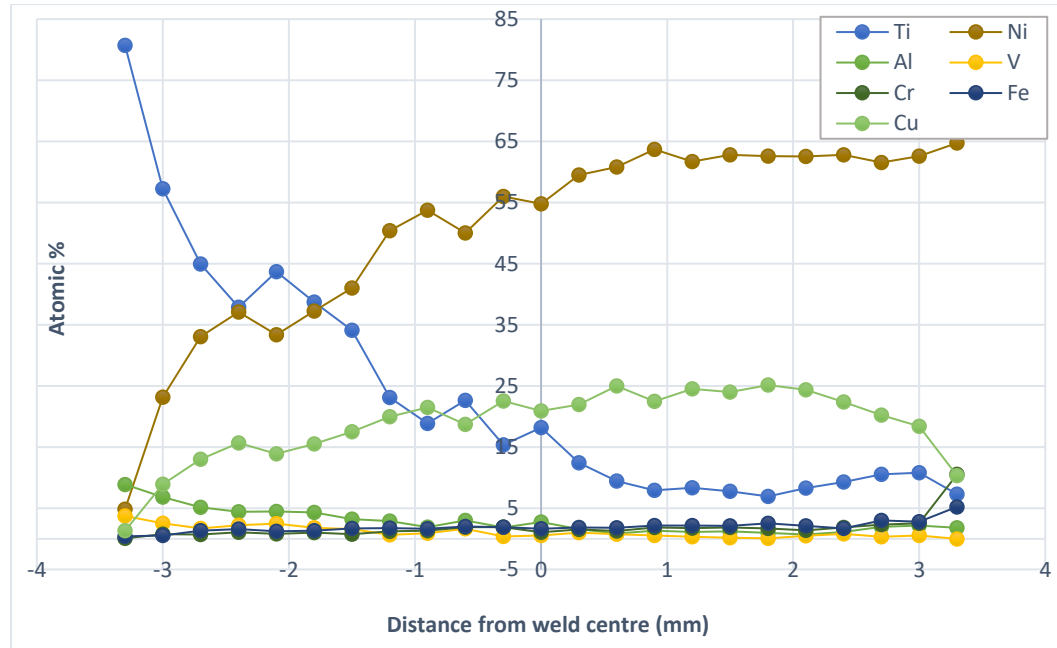
2

Element	Weight %	Atomic %
O	5.18	16.32
Al	0.85	1.59
Ti	13.20	13.90
V	1.75	1.73
Cr	2.82	2.74
Mn	0.33	0.31
Fe	2.38	2.15
Ni	45.14	38.78
Cu	28.34	22.49

3

Element	Weight %	Atomic %
Al	0.70	1.47
Ti	18.26	21.47
V	0.45	0.49
Cr	0.98	1.06
Mn	0.42	0.43
Fe	1.82	1.84
Ni	64.14	61.52
Cu	13.22	11.71

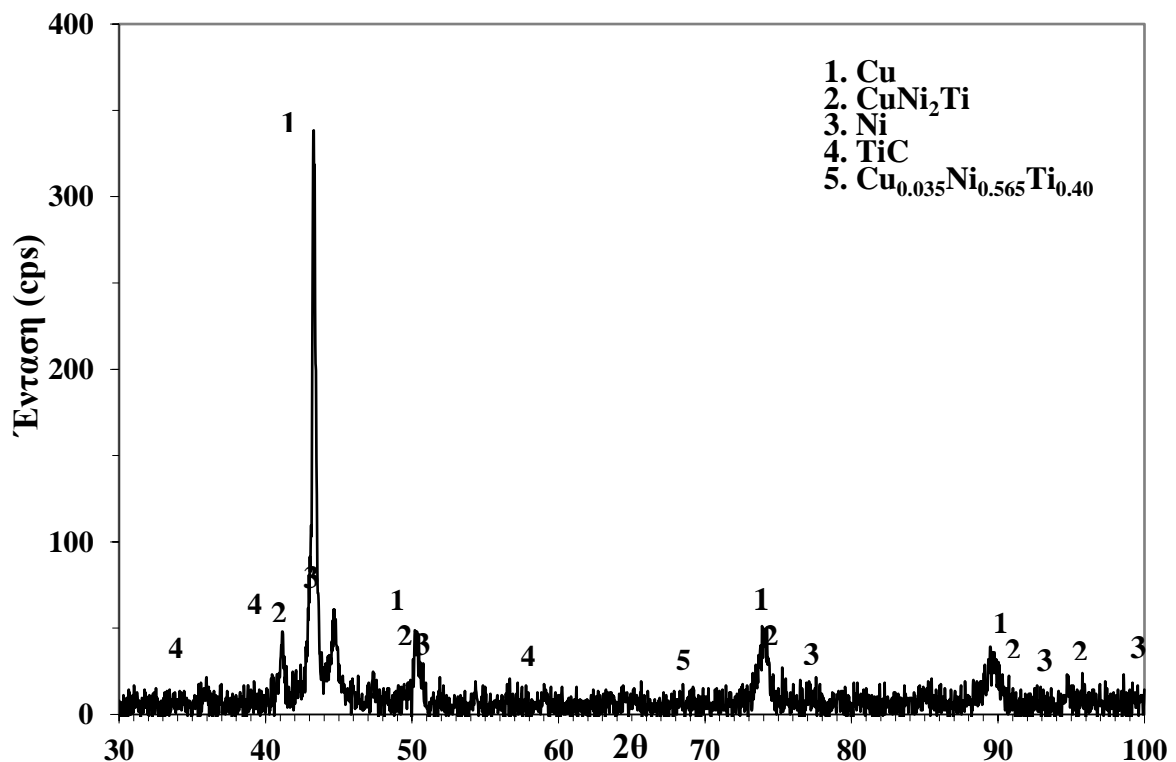
Εικόνα 3.72: Μικρογραφία ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM), οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), της ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀ (80). Το ΜΣ αποτελείται κυρίως από Ni, Cu και Ti, με τα Ni και Ti σε αναλογία 3:1, ενώ περικρυσταλλικά των κόκκων συναντάται μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Cu. Επίσης, διακρίνονται κατακρημνίσματα μορφής σταυρού, τα οποία πιθανώς είναι καρβίδια του Ti.



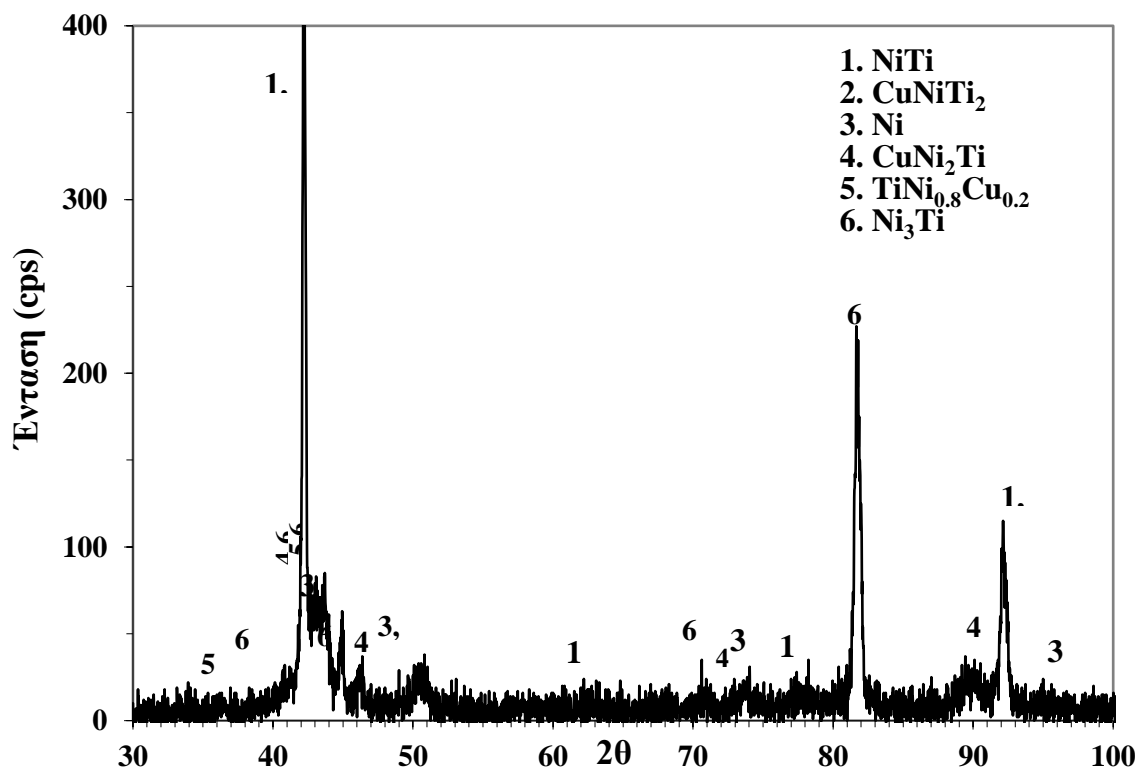
Διάγραμμα 3.9: : Προφίλ διάχυσης του δοκιμίου NiCu₈₀₍₈₀₎ κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης για τα στοιχεία Ti, Ni, Al, V, Cr, Fe, Cu, βάσει των αναλύσεων EDS.

3.2 Περίθλαση ακτίνων X (X-Ray Diffraction, XRD)

Παρακάτω παρατίθενται δύο ενδεικτικά διαγράμματα XRD συγκολλημένων δοκιμίων με τα διαφορετικά μέταλλα πλήρωσης.



Διάγραμμα 3.10: Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο δοκίμιο Cu₅₀₍₃₅₎. Παρατηρούνται φάσεις Cu-Ni-Ti, καθώς επίσης καρβιδίων του Ti (TiC).



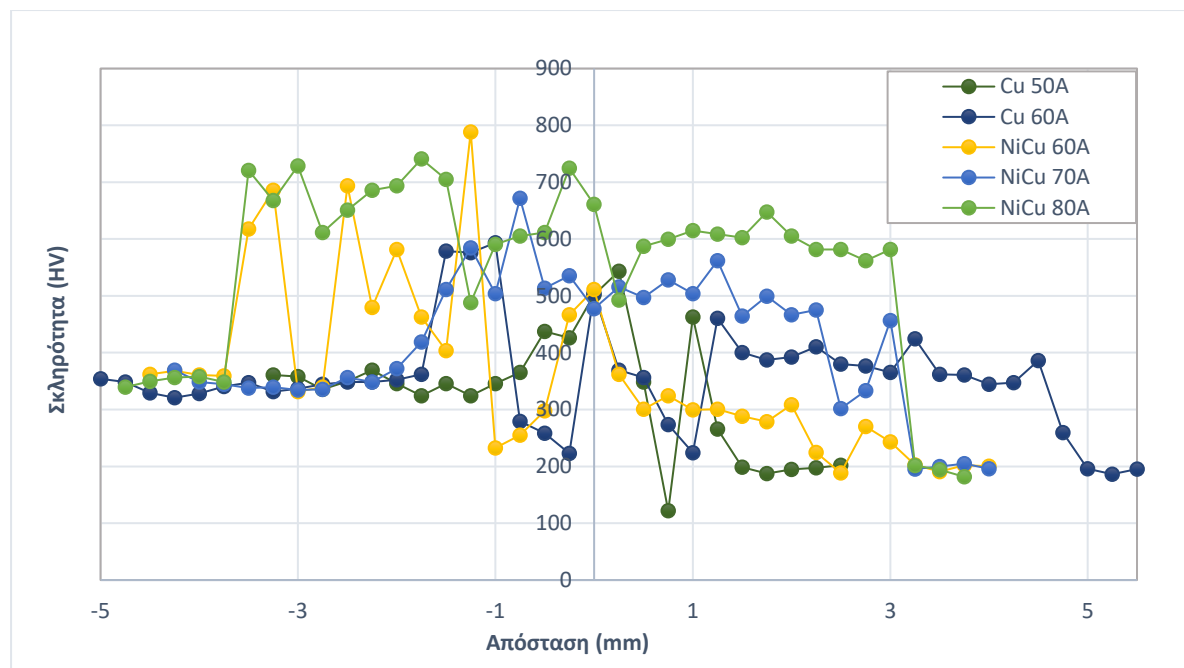
Διάγραμμα 3.11: Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο δοκίμιο NiCu₇₀ (70). Διακρίνονται φάσεις Cu-Ni-Ti, καθώς επίσης NiTi και Ni₃Ti.

3.3 Δοκιμές μικροσκληρότητας Vickers

Παρακάτω παρατίθενται τα αποτελέσματα των μικροσκληρομετρήσεων Vickers, οι οποίες πραγματοποιήθηκαν τόσο οριζόντια, όσο και κάθετα στην τομή του μετάλλου συγκόλλησης. Στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με μέταλλο πλήρωσης καθαρού χαλκού, παρατηρείται από τις μετρήσεις που έγιναν κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης, πως η αύξηση της έντασης του ρεύματος είχε ως αποτέλεσμα αύξηση της μικροσκληρότητας στη ΘΕΖ αλλά και τη ΖΤ (500-600HV) σε έναν βαθμό, εάν και δεν μπορεί να υποθεθεί με βεβαιότητα, λόγω της ανομοιομορφίας που παρατηρείται στη ΖΤ. Παρόμοια τάση αύξησης της μικροσκληρότητας κατά την αύξηση της έντασης του ρεύματος παρατηρήθηκε στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με μέταλλο πλήρωσης Ni-Cu, όπως φαίνεται στο Διάγραμμα 3.12. Οι παρατηρήσεις αυτές αποδίδονται στην παρουσία σκληρών και ψαθυρών ενδομεταλλικών ενώσεων (π.χ. NiTi) στη ζώνη τήξης των δοκιμίων.

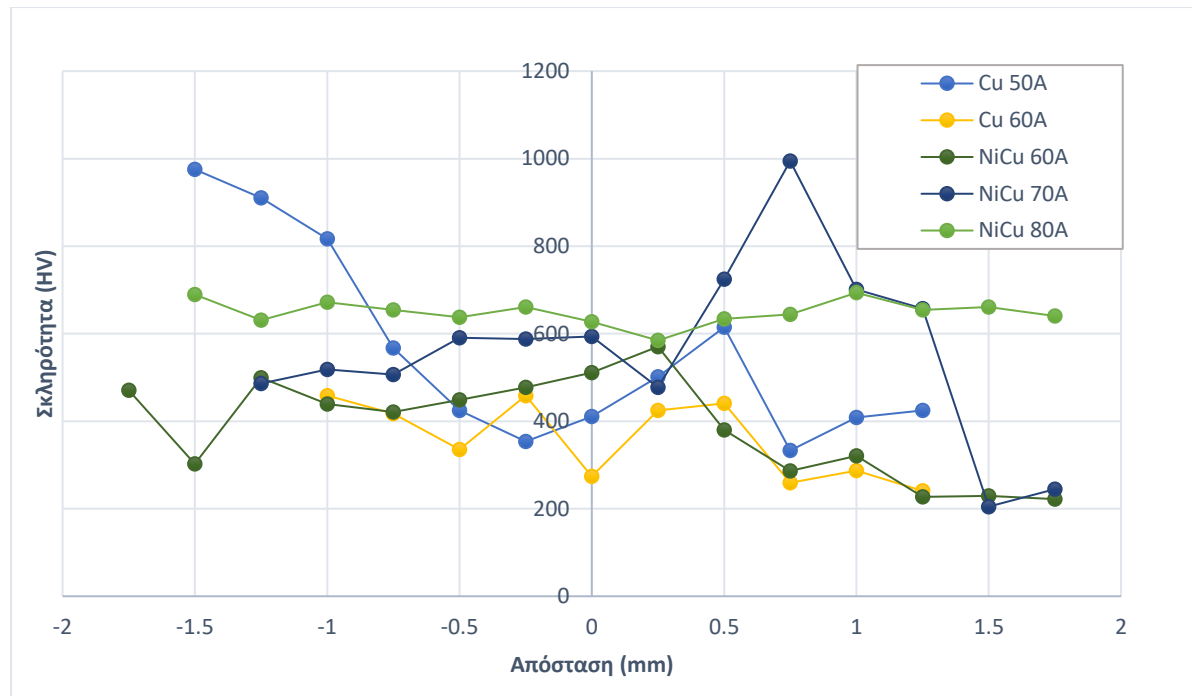
Στη ΘΕΖ, η μικροσκληρότητα των δοκιμίων Cu₅₀ και Cu₆₀ παρουσιάζει μεγαλύτερη ανομοιομορφία στη διεπιφάνεια με το MB Inconel® X-750 απ' ό,τι στη διεπιφάνεια με το Ti-6Al-4V. Αντίθετα, η ΘΕΖ των δοκιμίων NiCu₆₀, NiCu₇₀, NiCu₈₀, χαρακτηρίζεται

περισσότερο ανομοιόμορφη στη διεπιφάνεια επαφής με το Inconel® X-750, κυρίως για τα δοκίμια NiCu₆₀ και NiCu₈₀. Η μικροσκληρότητα των δύο μετάλλων βάσης υπολογίστηκε περί τα 350HV για το Ti-6Al-4V και 195HV για το Inconel® X-750.

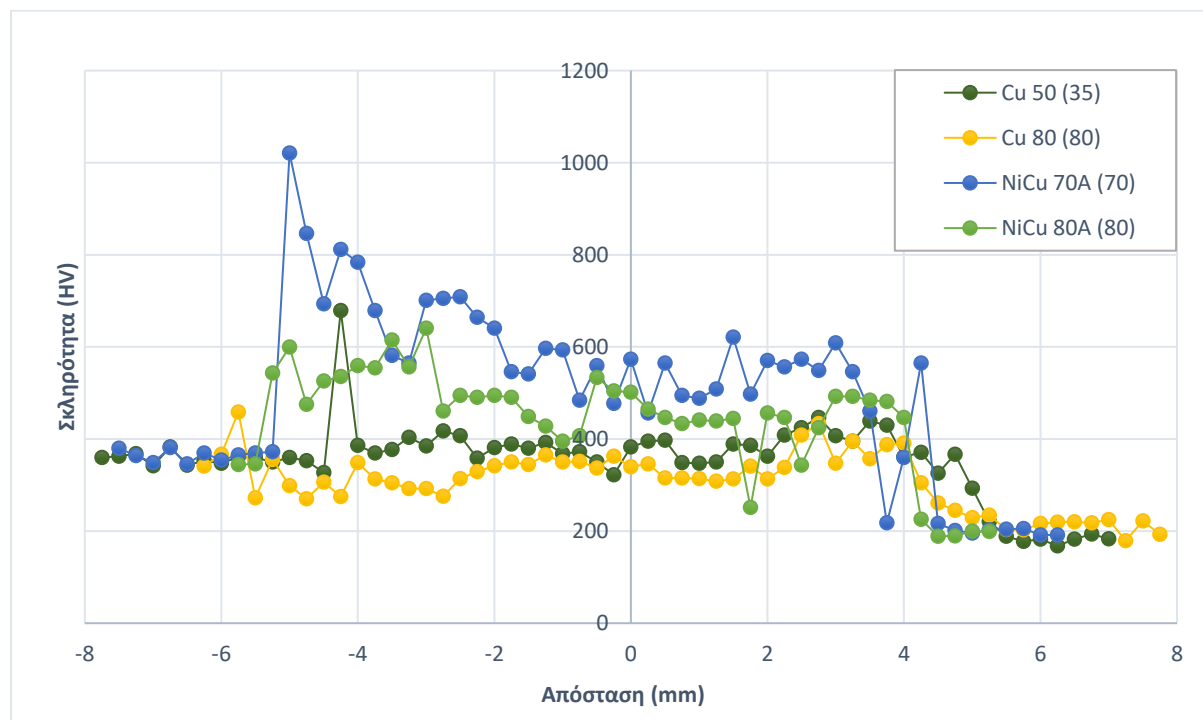


Διάγραμμα 3.12: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν χωρίς προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης

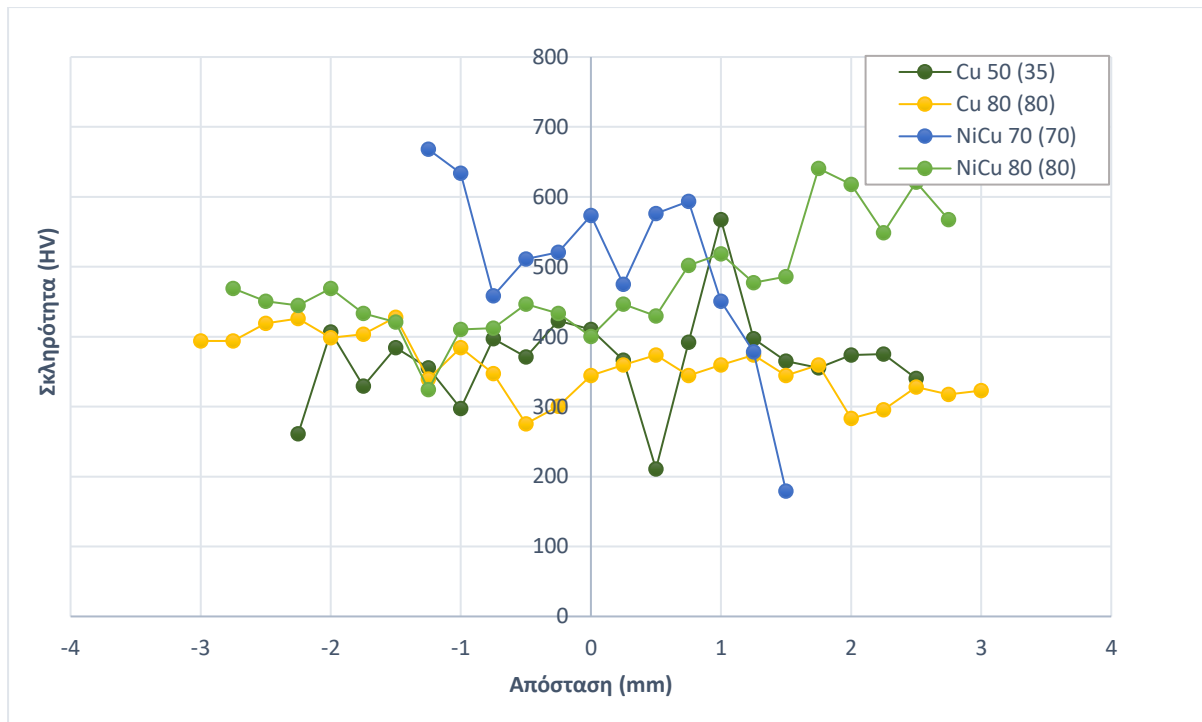
Από το ίδιο διάγραμμα μπορούν να εξαχθούν συμπεράσματα αναφορικά με την επίδραση του μετάλλου πλήρωσης στη μικροσκληρότητα του μετάλλου συγκόλλησης: συγκεκριμένα, παρατηρείται πως η συγκόλληση με μέταλλο πλήρωσης καθαρού χαλκού είχε ως αποτέλεσμα μικρότερες τιμές μικροσκληρότητας συγκριτικά με τη συγκόλληση με χρήση μετάλλου πλήρωσης Ni-Cu, γεγονός που μπορεί να αποδοθεί στην παρουσία και τη συμμετοχή του χαλκού σε ενδομεταλλικές ενώσεις (π.χ. ενώσεις Ti-Ni-Cu, Cu-Ti), οι οποίες έχουν μειωμένη σκληρότητα και δυσθραυστότητα [78, 93]. Επί παραδείγματι, κοντά στη ΘΕΖ του δοκιμίου Cu₈₀ (80), όπου πιθανολογείται πως υπάρχει παρουσία ενώσεων Cu-Ti (π.χ. TiCu₂, TiCu₄, Εικόνα 3.33), παρατηρήθηκε σκληρότητα περί τα 250HV, χαρακτηριστική των ενώσεων αυτών, όπως έχει βρεθεί σε προηγούμενες μελέτες [93].



Διάγραμμα 3.13: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κάθετα στην τομή του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν χωρίς προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης



Διάγραμμα 3.14: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κατά μήκος της τομής του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης



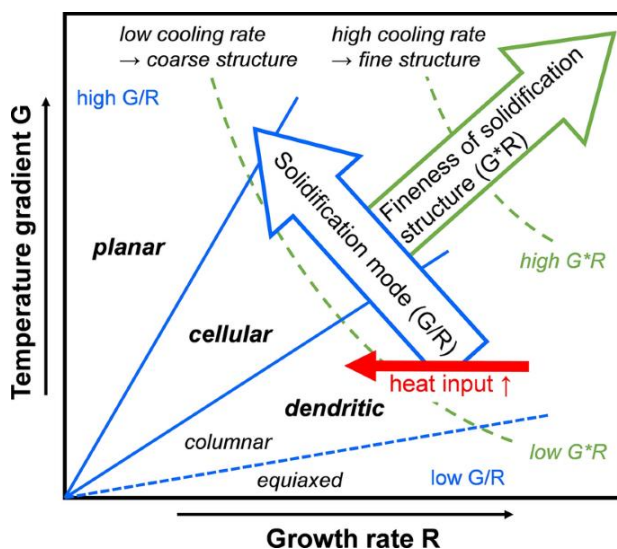
Διάγραμμα 3.15: Κατανομή μικροσκληρότητας Vickers κάθετα στην τομή του μετάλλου συγκόλλησης, δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με προαπόθεση του μετάλλου πλήρωσης

4 ΣΥΖΗΤΗΣΗ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

Στο κεφάλαιο που ακολουθεί γίνεται εκτενέστερος σχολιασμός των αποτελεσμάτων του Κεφαλαίου 3 για κάθε συγκολλημένο δοκίμιο, αλλά και σύγκριση μεταξύ των δοκιμίων, αναφορικά με τη μικροδομή και τις μηχανικές ιδιότητες, όπως προέκυψαν κατόπιν συγκόλλησης με τα δύο μέταλλα πλήρωσης και τις διαφορετικές τιμές έντασης του ρεύματος συγκόλλησης.

Στη ΖΤ του δοκιμίου Cu₅₀ (35) παρατηρήθηκαν διαφορετικές μορφολογίες, οι οποίες ποικίλλουν ανάλογα με τη θέση τους στο ΜΣ και την εγγύτητα στο εκάστοτε ΜΒ. Η μορφολογία που αναπτύχθηκε κατά τη στερεοποίηση του ΜΣ κοντά στο Inconel® X-750, όπως απεικονίζεται στην

Εικόνα 3.3, είναι κατά κύριο λόγο δενδριτική κυψελοειδής και ευνοείται, όπως φαίνεται και από το Διάγραμμα 4.1 από τη σχετικά υψηλή ταχύτητα στερεοποίησης και την υψηλή θερμοκρασιακή βαθμίδα (G_L), ενώ συνεπικουρείται από υψηλές τιμές συγκέντρωσης του διαλυόμενου στοιχείου, στην προκειμένη περίπτωση του Cu, ο οποίος, όπως φαίνεται στη στοιχειακή ανάλυση της ίδιας εικόνας, εντοπίζεται σε ίση περιεκτικότητα κ.ά. με το κύριο κραματικό στοιχείο του υπερκράματος, το Ni [17].



Διάγραμμα 4.1: Μορφολογίες στερεοποίησης σύμφωνα με τη θερμοκρασιακή βαθμίδα (Temperature Gradient, G) και την ταχύτητα στερεοποίησης (R ή v_s): επίπεδη (planar), κυψελοειδής (cellular), δενδριτική κυψελοειδής (cellular dendritic), δενδριτική κίονοειδής (columnar dendritic) και δενδριτική ισαξονική (equiaxed dendritic). Η ταχύτητα απόψυξης ($v_r = dT/dt$), η ταχύτητα στερεοποίησης ($v_s = dx/dt$) και η θερμοκρασιακή βαθμίδα ($G_L = dT/dx$) συνδέονται μέσω της σχέσης $v_r = v_s \cdot G$ [17, 94, 95].

Η μικροδομή του ΜΣ σε κοντινή απόσταση από το Inconel® X-750, βάσει στοιχειακής ανάλυσης (Εικόνα 3.3), αποτελείται κυρίως από στερεό διάλυμα Cu-Ni, όπου

συναντώνται μικρότερες ποσότητες άλλων κραματικών στοιχείων (Ti, Cr, Fe). Κοντά στο κράμα τιτανίου παρατηρείται διαφοροποίηση της μικροδομής, όπως φαίνεται στην Εικόνα 3.2 και την Εικόνα 3.4. Πιο συγκεκριμένα, στην Εικόνα 3.2 παρατηρείται μικροδομή αποτελούμενη κυρίως από Cu, και σχεδόν ίσα ποσοστά Ti και Ni, ενώ επίσης διακρίνονται σκουρόχρωμες ενώσεις στα όρια κόκκων, οι οποίες, όπως διακρίνεται παρακάτω (π.χ. Εικόνα 3.14), έχουν υψηλή περιεκτικότητα σε Cr. Επιπρόσθετα, η μικροδομή φαίνεται να αποτελείται από εναλλασσόμενα στρώματα φάσεων πλουσιότερων σε Cu (ανοιχτόχρωμες περιοχές) ή Ti (σκουρόχρωμες περιοχές), χαρακτηριστικό ευτηκτικής μικροδομής. Μεταξύ των στρωμάτων αυτών, εντοπίστηκαν, στο ίδιο δοκίμιο, ανοιχτόχρωμες περιοχές πρωτογενούς φάσης α, πλούσιας σε Cu, καθώς επίσης μεγάλη ποσότητα καρβιδίων του Ti (TiC), όπως επαληθεύεται και από την ανάλυση XRD (Διάγραμμα 3.10). Στην Εικόνα 3.4 απεικονίζεται διαφορετική μορφολογία του ΜΣ, αποτελούμενη από κόκκους, περικρυσταλλικά των οποίων διακρίνεται βελονοειδής μαρτενσιτική μικροδομή. Στη ΘΕΖ του συγκεκριμένου δοκιμίου παρατηρήθηκε μαρτενσιτική μικροδομή, αποτελούμενη από αποικίες παράλληλων πλακιδίων βελονοειδούς α' φάσης σε πρωτογενείς κόκκους β' φάσης, καθώς επίσης μικρότερου μεγέθους πλακίδια δευτερογενούς α' (Εικόνα 3.7) [96, 97]. Σημειώνεται πως στην περίπτωση των κραμάτων τιτανίου, η μαρτενσιτική α' (hcp) αποτελεί υπέρκορο στερεό διάλυμα αντικατάστασης (substitutional solid solution) και συναντάται σε βελονοειδή μορφολογία, σε κράματα όπως το Ti-6Al-4V [97].

Αναφορικά με το προφίλ διάχυσης, παρατηρείται από το Διάγραμμα 3.1 πως η πλειονότητα των κραματικών στοιχείων έχει σχετικά ομοιόμορφη κατανομή σε όλο το μήκος του δοκιμίου, συμπεριλαμβανομένου του Cu, η περιεκτικότητα του οποίου μειώνεται κοντά στο Ti-6Al-4V. Η σχετικά σταθερή περιεκτικότητα σε Cu (~50% κ.ά.) που παρατηρείται στο ΜΣ μπορεί εν μέρει να αποδοθεί στην απόθεση Cu που έλαβε χώρα κατά το πέρασμα ενός πρώτου πάσου στο κάθε MB.

Η μικροδομή του δοκιμίου Cu₈₀ (80) παρατηρήθηκε πως, κοντά στο κράμα τιτανίου, αποτελούνταν κυρίως από Cu και Ti σε αναλογία περίπου ίση με 5:3 και πιο συγκεκριμένα, από νησίδες πλουσιότερες σε Cu (~78% κ.ά.) και φυλλοειδή ευτηκτική μορφολογία, αποτελούμενη από εναλλασσόμενα στρώματα πλουσιότερα Cu ή Ti (Εικόνα 3.33). Η ευτηκτική αυτή μικροδομή προκύπτει κατά την ανακατανομή, μέσω ατομικής διάχυσης, των Cu και Ti, με αποτέλεσμα τον ταυτόχρονο σχηματισμό

στρωμάτων [92]. Στο ανώτερο μέρος του ΜΣ, όπου η ταχύτητα στερεοποίησης είναι μεγαλύτερη και ο χρόνος για να πραγματοποιηθεί διάχυση των στοιχείων του κράματος στο τηγμένο μέταλλο δεν επαρκεί, παρατηρήθηκε δενδριτική κιονοειδής μορφολογία (Εικόνα 3.34 και Εικόνα 3.37), παρόμοιας σύστασης με εκείνης που βρέθηκε στην Εικόνα 3.33, με πιθανή παρουσία -βάσει στοιχειακής ανάλυσης- $TiCu_2$ και $TiCu_4$. Εντούτοις, στο κάτω μέρος του ΜΣ παρατηρήθηκε δενδριτική κυψελοειδής μορφολογία (Εικόνα 3.35) η οποία αποδίδεται σε μικρότερη ταχύτητα στερεοποίησης, αλλά και χαμηλότερη συγκέντρωση διαλυόμενου στοιχείου (Cu) συγκριτικά με εκείνη που βρέθηκε στην Εικόνα 3.34, καθώς επίσης παρουσία Ni, σε σχεδόν ίση συγκέντρωση με εκείνη του Ti (NiTi) μεταξύ των δενδριτών [17].

Η διάχυση των στοιχείων φαίνεται πως υπήρξε περισσότερο ομοιόμορφη στο ΜΣ του δοκιμίου Cu_{80} (80), όπως απεικονίζεται στο Διάγραμμα 3.4. Η προηγούμενη απόθεση Cu στα δύο MB, σε συνδυασμό με την αύξηση του ρεύματος, συνεπώς και του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας (heat input) ευνόησε τη διάχυση του Cu σε όλο το μήκος της ΖΤ του δοκιμίου, η συγκέντρωση του οποίου διατηρήθηκε επίσης σε υψηλές τιμές (40-60% κ.ά.). Επιπρόσθετα, τα κύρια κραματικά στοιχεία των δύο MB, το Ti και το Ni, φαίνεται πως έχουν επίσης διαχυθεί και κατανεμηθεί σχετικά ομοιόμορφα.

Η ΖΤ του δοκιμίου Cu_{50} παρουσίασε διαφορετική μορφολογία στο μεγαλύτερο μέρος του ΜΣ, η οποία ήταν κατά κύριο λόγο δενδριτική κυψελοειδής (Εικόνα 3.9, Εικόνα 3.12), και σε κάποια σημεία επίπεδη (Εικόνα 3.13). Μέσω μακροσκοπικής παρατήρησης του ΜΣ, εξήχθη το συμπέρασμα ότι η τήξη ήταν ατελής, καθώς ήταν διακριτά σε έναν βαθμό τα δύο MB. Κοντά στο υπερκράμα Ni, παρατηρείται πως το ΜΣ αποτελείται κυρίως από Ni και Cu σε στερεό διάλυμα (Εικόνα 3.9), ενώ σε μικρότερη περιεκτικότητα συναντώνται άλλα κραματικά στοιχεία, όπως τα Ti, Cr, Fe και Al. Επίσης κοντά στο Inconel® X-750, παρατηρήθηκε βελονοειδής μικροδομή (Εικόνα 3.14), αποτελούμενη κυρίως από Ni, Cu και Ti σε μικρότερο ποσοστό. Στη μορφολογία αυτή συναντάται επίσης παρουσία φάσεων πλούσιων σε Cr (~60% κ.ά.), αλλά και καρβιδίων του Ti (TiC). Στην Εικόνα 3.15 παρατηρείται η μορφολογία που εντοπίστηκε στο κάτω μέρος του ΜΣ, στην οποία, βάσει στοιχειακής ανάλυσης, υπάρχει Ni και Ti σε σχεδόν ίση περιεκτικότητα, ενώ συναντάται επίσης Cu (κατά προσέγγιση $Cu_{0.5}NiTi$), καθώς επίσης νησίδες ευτηκτικής σύστασης, οι οποίες αποτελούνται από εναλλασσόμενα στρώματα. Κοντά στο κράμα Ti-6Al-4V (Εικόνα 3.11) παρατηρείται επίσης δενδριτική κυψελοειδής μικροδομή, η οποία, προς τη ΘΕΖ

μετατρέπεται σε βελονοειδή. Σε σημείο της προαναφερθείσας περιοχής εντοπίστηκαν Ti, Ni και Cu σε σχεδόν ίσες ποσότητες. Παρατηρείται επίσης ανάπτυξη των δενδριτών σε κατεύθυνση αντίθετη της απομάκρυνσης θερμότητας, προς το MB, γεγονός που έχει αποδοθεί, σε συγκολλήσεις μεταξύ καθαρού Ni και Ti, στην κατά τι μεγαλύτερη θερμική διαχυσιμότητα του Ni από αυτή του Ti. Ως αποτέλεσμα, η απαγωγή θερμότητας γίνεται ταχύτερα από το υπερκράμα Ni, συνεπώς στερεοποιείται πρώτο [10]. Στην ίδια εικόνα παρατηρείται επίσης, πως η σύνδεση που επιτυγχάνεται στη διεπιφάνεια Ti-6Al-4V δεν είναι μέσω τήξης, αλλά παρόμοια με εκείνη που λαμβάνει χώρα κατά τις συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας (brazing), μέσω φαινομένων διάχυσης [70, 85]. Το είδος αυτού του μεταλλουργικού δεσμού παρουσιάστηκε σε όλα τα υπό εξέταση δοκίμια και αποτελεί τη βασική αιτία ελλιπούς ανάμιξης που συναντάται στα διαγράμματα διάχυσης της παρούσας εργασίας. Η ΘΕΖ του συγκεκριμένου δοκιμίου στην πλευρά του κράματος τιτανίου παρουσιάζει όμοια, βελονοειδή μορφολογία με του δοκιμίου Cu₅₀ (35), παρατηρήθηκε ωστόσο πιο λεπτοκρυσταλλική μικροδομή και συγκεκριμένα μικρότερου μήκους πλακίδια φάσης α', προερχόμενης από κόκκους β φάσης, γεγονός που αποδίδεται στον μεγαλύτερο ρυθμό εισαγωγής θερμότητας. Στην πλευρά του υπερκράματος, παρατηρείται υψηλή συγκέντρωση κατακρημνισμάτων στα όρια των κόκκων, τα οποία επίσης παρουσιάζονται διαλυτοποιημένα, λόγω της θερμότητας που απορροφήθηκε στη συγκεκριμένη περιοχή.

Αναφορικά με το προφίλ διάχυσης του συγκεκριμένου δοκιμίου, από το Διάγραμμα 3.2 διαφαίνεται ότι, όπως προαναφέρθηκε, δεν έχει γίνει επαρκής τήξη μεταξύ των δύο MB, καθώς η συγκέντρωση των δύο κύριων κραματικών στοιχείων των MB (Ni και Ti) παρουσιάζει σημαντική διαβάθμιση, ενώ ο Cu δεν έχει διαλυθεί σε μεγάλο βαθμό, παρά μόνο στο Inconel. Η ασυμμετρία αυτή αποδίδεται στη χαμηλή θερμική διαχυσιμότητα του Ti, συγκριτικά με το Ni.

Το ΜΣ του δοκιμίου Cu₆₀ παρουσίασε δενδριτική μορφολογία, παρόμοια με αυτή του δοκιμίου Cu₅₀, ωστόσο πιο λεπτοκρυσταλλική, αποτελούμενη από στερεό διάλυμα Ni-Cu και μικρότερη ποσότητα άλλων κραματικών στοιχείων (π.χ. Ti, Cr, Fe) (Εικόνα 3.23). Παρατηρήθηκε επίσης κυψελοειδής μορφολογία, παρόμοιας σύστασης, στην οποία βρέθηκε μικρή ποσότητα καρβιδίων του τιτανίου (Εικόνα 3.22, Εικόνα 3.26). Η μικροδομή που παρουσιάζεται στην Εικόνα 3.25 φαίνεται πως αποτελείται από σχεδόν ίσα ποσοστά Ni, Cu και Ti (NiCuTi), ενώ διακρίνεται επίσης παρουσία ενώσεων

πλούσιων σε Cr (όμοια με Εικόνα 3.14). Επιπρόσθετα, παρατηρείται ομοιότητα της μορφολογίας που παρουσιάστηκε στην **Error! Reference source not found.** με την Εικόνα 3.25, απουσία των ευτηκτικών δομών, ο σχηματισμός των οποίων πιθανώς δεν ευνοήθηκε από τον υψηλό ρυθμό εισαγωγής θερμότητας και την ταχεία απόψυξη. Κοντά στο κράμα τιτανίου παρατηρείται μαρτενσιτική μικροδομή, όπως φαίνεται στην Εικόνα 3.21 με προσεγγιστική στοιχειομετρία Ni₆Cu₄Ti₅. Η ΘΕΖ του δοκιμίου έχει παρόμοια μικροδομή με αυτή των προηγούμενων, ωστόσο, το μέγεθος των πλακιδίων είναι μικρότερο, όπως διακρίνεται στην Εικόνα 3.32.

Η διάχυση των στοιχείων στο δοκίμιο Cu₆₀ φαίνεται πως ευνοήθηκε από την αύξηση του ρεύματος συγκριτικά με το δοκίμιο Cu₅₀ (Διάγραμμα 3.2). Στο Διάγραμμα 3.3 παρατηρείται πως υπήρξε και σε αυτό το δοκίμιο ανεπαρκής τήξη, ωστόσο η διάχυση των κραματικών στοιχείων, και ιδιαίτερα του Cu από τον οποίο αποτελούνταν το μέταλλο πλήρωσης, υπήρξε υψηλότερη κατά μήκος του ΜΣ, ενώ διατηρήθηκε σε περιεκτικότητα περίπου ίση με 25% κ.ά. στο Inconel και 15% κ.ά. στο Ti-6Al-4V.

Στην Εικόνα 3.38 διακρίνεται η μορφολογία που αναπτύχθηκε στο ΜΣ του δοκιμίου NiCu₆₀, κοντά στο Ti-6Al-4V, κατά μήκος της οποίας παρουσιάστηκε ρωγμάτωση κατά τη στερεοποίηση, όπως φαίνεται στην Εικόνα 3.38. Παρόμοια μορφολογία παρουσιάζεται στην Εικόνα 3.39, παρουσία ενώσεων σφαιροειδούς μορφολογίας, οι οποίες ταυτοποιούνται ως NiTi. Σε μεγαλύτερο βάθος, το ΜΣ παρουσίασε δενδριτική μορφολογία, με το εσωτερικό των δενδριτών να αποτελείται από Ni και Ti σε αναλογία 1:2 (Ti₂Ni) και άλλα κραματικά στοιχεία σε μικρότερες συγκεντρώσεις (Εικόνα 3.40). Στην Εικόνα 3.42 φαίνεται η μικροδομή που εντοπίστηκε κοντά στο Inconel® X-750, η οποία αποτελείται κυρίως από Ni (~60% κ.ά.), και σε μικρότερο ποσοστό Ti και Cu. Η ΘΕΖ του συγκεκριμένου δοκιμίου στην πλευρά του κράματος τιτανίου έχει τη συνήθη μαρτενσιτική μικροδομή που συναντάται στα προηγούμενα δοκίμια, εντός της οποίας διακρίνεται συγκέντρωση μικρού μεγέθους καρβιδίων του τιτανίου (Εικόνα 3.43, Εικόνα 3.44), μορφολογίας σταυρού, τα οποία έχουν επίσης εντοπιστεί σε συγκολλήσεις κράματος μνήμης NiTi [98]. Κοντά στο υπερκράμα νικελίου διακρίνεται η ζώνη μερικής τήξης (ZMT), καθώς επίσης η ΘΕΖ, στην οποία επίσης συναντώνται κατακρημνίσματα, περικρυσταλλικά αλλά και ενδοκρυσταλλικά.

Η διάχυση των στοιχείων δεν υπήρξε ομοιόμορφη σε όλο το μήκος του ΜΣ, παρά μόνο του Ni, που αποτελεί την κύρια κραματική προσθήκη του μετάλλου πλήρωσης. Ο Cu

διαλύθηκε κυρίως στο υπερκράμα νικελίου και λιγότερο στο Ti-6Al-4V, εντούτοις διατηρήθηκε σε χαμηλή συγκέντρωση κατά μήκος του δοκιμίου (~10% κ.ά.).

Το δοκίμιο NiCu₇₀ παρουσίασε παρόμοια δενδριτική μορφολογία κοντά στο Ti-6Al-4V, με παρουσία κυρίως Ni και Ti (Ti₂Ni) (Εικόνα 3.48, Εικόνα 3.52), καθώς επίσης ενώσεων NiTi (Εικόνα 3.51), με μικρή ποσότητα Cu και άλλων κραματικών στοιχείων όπως Al, V και Cr. Η κατεύθυνση ανάπτυξης των δενδριτών ήταν, όπως παρατηρήθηκε και εξηγήθηκε παραπάνω, προς το MB (Ti-6Al-4V). Κοντά στο Inconel παρουσιάστηκε βελονοειδής μαρτενσιτική μικροδομή, όπως απεικονίζεται στην Εικόνα 3.49, με παρουσία ενώσεων Ni-Cu-Ti, καρβιδίων του τιτανίου, (Ni, Cu)₂Ti, αλλά και ενώσεων πλούσιων σε Cr (~56% κ.ά.). Η διάχυση του Cu υπήρξε μεγαλύτερη κοντά στο Inconel, χαρακτηριστικό του διμερούς συστήματος Ni-Cu και της ιδιότητας των δύο στοιχείων να σχηματίζουν στερεό διάλυμα αντικατάστασης .

Η διάχυση του νικελίου ευνοήθηκε λιγότερο από την αύξηση του ρεύματος, συγκριτικά με το δοκίμιο NiCu₆₀, ενώ παρατηρήθηκε μεγαλύτερη ασυμμετρία κατανομής των στοιχείων κατά μήκος του ΜΣ (Διάγραμμα 3.6), συμπεριλαμβανομένου του Cu, του οποίου η συγκέντρωση παρουσίασε μεγαλύτερη διακύμανση.

Η αύξηση του ρεύματος δεν επέφερε σημαντική μεταβολή της μικροδομής όσον αφορά το δοκίμιο NiCu₈₀, στο οποίο παρατηρήθηκαν παρόμοιες μορφολογίες με αυτές των υπολοίπων δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με το μέταλλο πλήρωσης NiCu, σε όμοιες θέσεις και εγγύτητα με το εκάστοτε MB. Κοντά στο κράμα τιτανίου παρατηρήθηκε επίσης δενδριτική μορφολογία (Εικόνα 3.58), καθώς επίσης παρουσία TiC (Εικόνα 3.56). Η στερεοποίηση του ΜΣ κοντά στο υπερκράμα νικελίου υπήρξε κυρίως βελονοειδής, όπως διακρίνεται στην Εικόνα 3.57 (όμοια με Εικόνα 3.49), με σημαντική συγκέντρωση κατακρημνισμάτων και καρβιδίων κυρίως στα όρια των κόκκων (Εικόνα 3.60, Εικόνα 3.61). Στο ανώτερο μέρος του ΜΣ εντοπίστηκε παρόμοια μορφολογία με εκείνη του δοκιμίου NiCu₆₀ (Εικόνα 3.42), ωστόσο πιο λεπτοκρυσταλλική (Εικόνα 3.59), γεγονός που αποδίδεται στην αύξηση της έντασης του ρεύματος, άρα και του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας.

Η συγκόλληση χαρακτηρίζεται επίσης από ασυμμετρία, όπως φαίνεται από το προφίλ διάχυσης (Διάγραμμα 3.7), η οποία ωστόσο εστιάζεται στην πλευρά του κράματος τιτανίου. Η συγκέντρωση του Cu, αλλά και του Ni, δε φαίνονται να παρουσιάζουν μεγάλη διακύμανση κατά μήκος του δοκιμίου, παρά μόνο προς το Ti-6Al-4V.

Η μορφολογία που αναπτύχθηκε κατά μήκος του δοκιμίου NiCu₇₀ (70) ήταν κυρίως βελονοειδής. Συγκεκριμένα, κοντά στο Ti-6Al-4V εμφανίστηκε η μαρτενιτική μικροδομή που παρουσιάζεται στην Εικόνα 3.65, η οποία αποτελείται κυρίως από Ni (~65% κ.ά.) και σε μικρότερη συγκέντρωση Ti και Cu (Εικόνα 3.66), καθώς επίσης μορφολογία όμοια με εκείνη που παρουσιάστηκε στην Εικόνα 3.59. Στην Εικόνα 3.68 παρατηρείται δενδριτική ανάπτυξη, παρουσία NiCuTi₂ αλλά και NiTi μεταξύ των δενδριτών, όπως επιβεβαιώνεται και από την ανάλυση περίθλασης ακτίνων Χ (Διάγραμμα 3.11).

Το προφίλ διάχυσης των στοιχείων κατά μήκος του ΜΣ παρουσιάζει ομοιότητες με των προηγούμενων δοκιμίων, ενώ παρατηρείται και σε αυτό το δοκίμιο ασυμμετρία και έλλειψη πλήρους τήξης στην πλευρά του κράματος τιτανίου. Η προηγούμενη απόθεση Cu είχε ως αποτέλεσμα τη διατήρηση σχετικά υψηλότερης συγκέντρωσης του συγκεκριμένου στοιχείου μόνο σε απόσταση κοντινή στη ΖΤ. Στη ΖΤ του δοκιμίου NiCu₈₀ (80) παρατηρήθηκε επίσης βελονοειδής μορφολογία (Εικόνα 3.69), όμοια με του δοκιμίου NiCu₇₀ (70) (Εικόνα 3.65), αποτελούμενη σε μεγαλύτερο ποσοστό από Ni (~60% κ.ά.) και μικρότερη συμμετοχή Cu στο εσωτερικό (11.71% κ.ά.) και μεγαλύτερη περικρυσταλλικά των κόκκων (22.49% κ.ά.), όπως διακρίνεται και στην Εικόνα 3.72. Στο ανώτερο μέρος του ΜΣ, η μορφολογία αυτή διαφοροποιήθηκε, ούσα κατά κύριο λόγο κυψελοειδής (Εικόνα 3.71).

Η αύξηση της έντασης του ρεύματος ευνόησε τη διάχυση των στοιχείων κατά μήκος του ΜΣ, συμπεριλαμβανομένου του Cu, ο οποίος, εν αντιθέσει με το δοκίμιο NiCu₇₀ (70), διατηρήθηκε σε σχετικά σταθερή αλλά και υψηλότερη συγκέντρωση στα δύο MB (~20% κ.ά.).

Συνοψίζοντας, εξάγεται το συμπέρασμα πως η χρήση διαφορετικών μετάλλων πλήρωσης, η εφαρμογή διαφορετικών τιμών έντασης ρεύματος, αλλά και η απόθεση του μετάλλου πλήρωσης στα MB πριν τη συγκόλληση, αποτελούν παράγοντες που επηρεάζουν την τελική μικροδομή του ΜΣ. Η μικροδομή των δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με μέταλλο πλήρωσης καθαρού Cu αποτελούνταν κυρίως από στερεό διάλυμα (Ni, Cu) κοντά στο υπερκράμα και ενώσεις Ti-Ni-Cu στην υπόλοιπη έκτασή τους. Ανάλογα με την περιοχή του ΜΣ και τον ρυθμό απόψυξης και στερεοποίησης που λαμβάνει χώρα σε αυτήν, εμφανίστηκαν επίσης διαφορετικές μορφολογίες όπως δενδριτική κυψελοειδής ή κιονοειδής, καθώς επίσης ευτηκτικές μικροδομές,

αποτελούμενες από εναλλασσόμενα στρώματα διαφορετικών φάσεων. Επίσης, στα δοκίμια αυτά παρουσιάστηκαν ενώσεις πλούσιες σε Cr, αλλά και καρβίδια του τιτανίου (TiC), με μορφολογία σταυρού. Η αύξηση του ρεύματος, συνεπώς και του ρυθμού εισαγωγής θερμότητας (heat input), είχε ως αποτέλεσμα μικροδομές περισσότερο λεπτοκρυσταλλικές, λόγω του υψηλότερου ρυθμού στερεοποίησης και απόψυξης, αλλά και μεγαλύτερη ομοιομορφία όσον αφορά την κατανομή των στοιχείων στο ΜΣ. Η απόθεση μετάλλου πλήρωσης στα MB είχε επίσης ως αποτέλεσμα αύξηση της συγκέντρωσης Cu στο ΜΣ.

Οι συγκολλήσεις με χρήση μετάλλου πλήρωσης Ni-Cu παρουσίασαν διαφορετικές μορφολογίες, κατά κύριο λόγο βελονοειδείς, καθώς επίσης ενώσεις Ti₂Ni και NiTi, σφαιροειδούς μορφολογίας, οι οποίες τείνουν να ευθραυστοποιήσουν το ΜΣ. Στα δοκίμια αυτά παρατηρήθηκε επίσης υψηλή συγκέντρωση καρβιδίων του τιτανίου (TiC), ιδίως στα όρια των κόκκων.

Η μικροδομή της ΘΕΖ παρατηρήθηκε πως, κοντά στο κράμα τιτανίου, αποτελούνταν από βελονοειδή α' φάση, εντός κόκκων β' φάσης, το μέγεθος των οποίων μειώθηκε με την αύξηση της έντασης του ρεύματος. Επίσης, κοντά στο Ti-6Al-4V, η μεταλλουργική σύνδεση δεν επιτεύχθηκε μέσω τήξης, αλλά μέσω διάχυσης, όμοια με τις συγκολλήσεις μέσης θερμοκρασίας (brazing). Η χρήση καθαρού χαλκού ως μετάλλου πλήρωσης είχε ως αποτέλεσμα μικρότερη διακύμανση της σκληρότητας κοντά στη ΘΕΖ, συγκριτικά με τη χρήση Ni-Cu, γεγονός που αποδίδεται στην κατακρήμνιση ψαθυρών ενώσεων NiTi και Ti₂Ni.

5 ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

- Η χρήση χαλκού ως μετάλλου πλήρωσης περιόρισε την κατακρήμνιση ενώσεων Ti-Ni, ενώ προώθησε την κατακρήμνιση ενώσεων (Ni, Cu)_xTi_y.
- Στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με μέταλλο πλήρωσης Ni-Cu, βρέθηκαν ενώσεις NiTi και Ti₂Ni, οι οποίες είναι γνωστό πως ψαθυροποιούν το ΜΣ, καθώς επίσης ρωγμάτωση σε περιοχή πλησίον των ενώσεων αυτών.
- Η αύξηση του ρεύματος και η απόθεση μετάλλου πλήρωσης στα δύο MB πριν τη συγκόλληση ευνόησε τη διάχυση των στοιχείων και την ομοιόμορφη κατανομή τους στο ΜΣ. Επηρέασε, επίσης, το μέγεθος κόκκων του ΜΣ, μειώνοντάς το, λόγω αύξησης του ρυθμού στερεοποίησης και απόψυξης.
- Στα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με καθαρό Cu παρατηρήθηκε παρουσία ενώσεων πλούσιων σε Cr, καθώς επίσης καρβιδίων του τιτανίου (TiC).
- Στη ΘΕΖ των δοκιμίων, κοντά στο κράμα τιτανίου, βρέθηκαν επίσης κατακρημνίσματα TiC.
- Η μεταλλουργική σύνδεση κοντά στο υπερκράμα νικελίου επιτεύχθηκε μέσω τήξης, ενώ κοντά στο Ti-6Al-4V έγινε σύνδεση παρόμοια με εκείνη των συγκολλήσεων μέσης θερμοκρασίας (brazing).
- Η σκληρότητα των δοκιμίων που συγκολλήθηκαν χωρίς προηγούμενη απόθεση του μετάλλου πλήρωσης αυξήθηκε με την αύξηση του ρεύματος, γεγονός που αποδίδεται στην αύξηση του ρυθμού απόψυξης και στερεοποίησης, καθώς επίσης την κατακρήμνιση σκληρότερων, ψαθυρών ενώσεων όπως NiTi ή καρβιδίων (TiC).
- Η σκληρότητα των δοκιμίων που συγκολλήθηκαν με προηγούμενη απόθεση του μετάλλου πλήρωσης παρουσίασε λιγότερες διακυμάνσεις, που πιθανώς οφείλονται στην καλύτερη ανάμιξη του μετάλλου πλήρωσης με τα δύο μέταλλα βάσης.
- Η χρήση καθαρού Cu ως μετάλλου πλήρωσης αποδείχθηκε ευνοϊκότερη, συγκριτικά με το μέταλλο πλήρωσης Ni-Cu, συγκεκριμένα στη μείωση της σκληρότητας μέσω κατακρήμνισης φάσεων Ni-Cu-Ti, χαμηλότερης σκληρότητας των Ni-Ti.

6 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] L. H. Shah και M. Ishak, «Review of Research Progress on Aluminum–Steel Dissimilar Welding,» *Materials and Manufacturing Processes*, τόμ. 29, αρ. 8, pp. 928-933, 2014.
- [2] M. Rossini, P. Russo Spena, L. Cortese, P. Matteis και D. Firrao, «Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 628, pp. 288-296, 2015.
- [3] H.-C. Chen, A. Pinkerton και L. Li, «Fibre laser welding of dissimilar alloys of Ti-6Al-4V and Inconel 718 for aerospace applications,» *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, τόμ. 52, αρ. 9, pp. 977-987, 2011.
- [4] A. Mishra, «Friction Stir Welding of Dissimilar Metal: A Review,» 17 01 2018. [Ηλεκτρονικό]. Available: <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.3104223>. [Πρόσβαση 15 08 2022].
- [5] M. Mehrpouya, A. Gisario και M. Elahinia, «Laser welding of NiTi shape memory alloy: A review,» *Journal of Manufacturing Processes*, τόμ. 31, pp. 162-186, 2018.
- [6] T. Deepan Bharathi Kannan, T. Ramesh και P. Sathiya, «A Review of Similar and Dissimilar Micro-joining of Nitinol,» *The Journal of The Minerals*, τόμ. 68, pp. 1227-1245, 2016.
- [7] K. Martinsen, S. Hu και B. Carlson, «Joining of dissimilar materials,» *CIRP Annals*, τόμ. 64, αρ. 2, pp. 679-699, 2015.
- [8] S. Chatterjee, T. A. Abinandanan και K. Chattopadhyay, «Microstructure development during dissimilar welding: Case of laser welding of Ti with Ni involving intermetallic phase formation,» *Journal of Materials Science*, τόμ. 41, p. 643–652, 2006.

- [9] S. Chatterjee, T. Abinandanan και K. Chattopadhyay, «Phase formation in Ti/Ni dissimilar welds,» *Materials Science and Engineering A*, τόμ. 490, p. 7–15, 2008.
- [10] S. Chatterjee, T. A. Abinandanan, G. M. Reddy και K. Chattopadhyay, «Microstructure Formation in Dissimilar Metal Welds: Electron Beam Welding of Ti/Ni,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, τόμ. 47, p. 769–776, 2016.
- [11] J. Oliveira, B. Panton, Z. Zeng, C. Andrei, Y. Zhou, R. Miranda και F. Braz Fernandes, «Laser joining of NiTi to Ti6Al4V using a Niobium interlayer,» *Acta Materialia*, τόμ. 105, pp. 9-15, 2016.
- [12] A. Shojaei Zoeram και S. Akbari Mousavi, «Effect of interlayer thickness on microstructure and mechanical properties of as welded Ti6Al4V/Cu/NiTi joints,» *Materials Letters*, τόμ. 133, pp. 5-8, 2014.
- [13] A. Shojaei Zoeram και S. Akbari Mousavi, «Laser welding of Ti–6Al–4V to Nitinol,» *Materials & Design*, τόμ. 61, pp. 185-190, 2014.
- [14] J. R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys*, Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- [15] ASM International, *ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams*, τόμ. 3, Materials Park, OH: ASM International, 1992.
- [16] L. Liu, J. Zhang και C. Ai, «Nickel-Based Superalloys,» σε *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*, τόμ. 1, 2022, pp. 294-304.
- [17] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 2nd επιμ., John Wiley & Sons, Inc, 2003, pp. 375-390.
- [18] S. Ochiai, Y. Oya και T. Suzuki, «Alloying behaviour of Ni₃Al, Ni₃Ga, Ni₃Si and Ni₃Ge,» *Acta Metallurgica*, τόμ. 32, αρ. 2, pp. 289-298, 1984.
- [19] B. M. Grant, E. M. Francis, J. Quinta da Fonseca, M. Preuss και M. R. Daymond, «The effect of γ' size and alloy chemistry on dynamic strain ageing

- in advanced polycrystalline nickel base superalloys,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 573, pp. 54-61, 2013.
- [20] H. K. D. H. Bhadeshia, «Nickel Based Superalloys,» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2003/nickel.html>. [Πρόσβαση 16 08 2022].
- [21] V. Biss και D. L. Sponseller, «The effect of molybdenum on γ' coarsening and on elevated-temperature hardness in some experimental nickel-base superalloys,» *Metallurgical Transactions*, τόμ. 4, αρ. 8, pp. 1953-1960, 1973.
- [22] H. Huang, G. Liu, H. Wang, Z. Wang, H. Zhang, Y. Shao και B. Hu, «Effect of cooling rate and resulting microstructure on tensile properties and deformation mechanisms of an advanced PM nickel-based superalloy,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 805, pp. 1254-1259, 2019.
- [23] M. Jackson και R. Reed, «Heat treatment of UDIMET 720Li: the effect of microstructure on properties,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 259, αρ. 1, pp. 85-97, 1999.
- [24] 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.
- [25] 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.
- [26] 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.
- [27] J. Weber και M. Banerjee, «Nickel-Based Superalloys: Alloying,» σε *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, 2001, pp. 6146-6149.

- [28] R. Reed και C. Rae, «Physical Metallurgy of the Nickel-Based Superalloys,» σε *Physical Metallurgy*, 5th επιμ., Elsevier, 2014, pp. 2215-2290.
- [29] E. Nembach και G. Neite, «Precipitation hardening of superalloys by ordered γ' -particles,» *Progress in Materials Science*, τόμ. 29, αρ. 3, pp. 177-319, 1985.
- [30] D. P. Pope και S. S. Ezz, «Mechanical properties of Ni₃Al and nickel-base alloys with high volume fraction of γ' ,» *International Metals Reviews*, τόμ. 29, αρ. 1, pp. 136-167, 1984.
- [31] R. C. Reed, *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [32] W. P. Hughes και T. F. Berry, «A Study of the Strain-Age Crack Sensitivity of René 41,» *Weld J*, τόμ. 46, p. 505, 1967.
- [33] E. G. Thompson, S. Nunez και M. Prager, «Practical solutions to strain-age cracking of Rene 41,» *Weld J*, τόμ. 47, p. 299, 1968.
- [34] J. C. Lippold, J. N. DuPont και S. D. Kiser, *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [35] T. Kekkonen και H. Hänninen, «The effect of heat treatment on the microstructure and corrosion resistance of inconel X-750 alloy,» *Corrosion Science*, τόμ. 25, αρ. 8-9, pp. 789-803, 1985.
- [36] A. K. Sinha και J. J. Moore, «Study of precipitation and growth of γ' and dislocation structure in Inconel X-750,» *Metallography*, τόμ. 19, αρ. 1, pp. 75-86, 1986.
- [37] J. W. Ha, B. S. Seong, H. W. Jeong, Y. S. Choi και N. Kang, «Effects of the aging temperature and stress relaxation conditions on γ' precipitation in Inconel X-750,» *Journal of Nuclear Materials*, τόμ. 457, pp. 362-368, 2015.
- [38] A. K. Sinha και J. J. Moore, «Precipitation of M₂₃C₆ carbides in an aged Inconel X-750,» *Metallography*, τόμ. 19, αρ. 1, pp. 87-98, 1986.

- [39] B. Mishra και J. Moore, «Inconel X-750: Selection of heat treatment for PWR applications,» *Scripta Metallurgica*, τόμ. 21, αρ. 9, pp. 1179-1184, 1987.
- [40] Special Metals Corporation, «Inconel X-750,» 2004.
- [41] P. Peasura και B. Poopat, «Investigation into the influence of post-weld heat treatment on the microstructure and hardness of Inconel X-750,» *Advances in Mechanical Engineering*, τόμ. 7, αρ. 4, 2015.
- [42] K. D. Ramkumar, S. R. Krishnan, R. Ramanand, S. Logesh, T. Satyandas, A. Ameer και N. Arivazhagan, «Structure–property relationships of PCGTA welds of Inconel X750 in as-welded and post-weld heat treated conditions—A comparative study,» *Journal of Manufacturing Processes*, τόμ. 20, pp. 1-14, 2015.
- [43] J. M. Wells, «Evaluation of Inconel X750 Weldments for Cryogenic Applications,» *Advances in Cryogenic Engineering*, τόμ. 22, pp. 80-90, 1977.
- [44] C. Leyens και M. Peters, Επιμ., *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, 2003.
- [45] Γ. Δ. Χρυσουλάκης και Δ. Ι. Παντελής, *Επιστήμη και Τεχνολογία των Μεταλλικών Υλικών*, 2η Έκδοση επιμ., Αθήνα: Παπασωτηρίου, 2007-2008.
- [46] ASM International, *Metals Handbook Desk Edition*, 2η Έκδοση επιμ., OH, 1998.
- [47] ASM, *ASM Metals Handbook, Vol 02 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM International, 1990.
- [48] S. Banerjee και P. Mukhopadhyay, *Phase Transformations: Examples from Titanium and Zirconium Alloys*, Elsevier, Academic Press, 2007.
- [49] ASM International, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, Ohio: ASM International, 1994.

- [50] American Welding Society, *Welding Handbook: Metals and Their Weldability*, 7th επιμ., τόμ. 4, W. H. Kearns, Επιμ., Miami: American Welding Society, 1982.
- [51] J. X. Zhang, Y. Xue και S. L. Gong, «Residual welding stresses in laser beam and tungsten inert gas weldments of titanium alloy,» *Science and Technology of Welding and Joining*, τόμ. 10, αρ. 6, pp. 643-646, 2005.
- [52] J. X. Zhang, Y. Xue και S. L. Gong, «Residual welding stresses in laser beam and tungsten inert gas weldments of titanium alloy,» *Science and Technology of Welding and Joining*, τόμ. 10, αρ. 6, pp. 643-646, 2005.
- [53] X.-L. Gao, L.-J. Zhang, J. Liu και J.-X. Zhang, «A comparative study of pulsed Nd:YAG laser welding and TIG welding of thin Ti6Al4V titanium alloy plate,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 559, pp. 14-21, 2013.
- [54] T. Ahmed και H. Rack, «Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 243, αρ. 1-2, pp. 206-211, 1998.
- [55] H. Ertek Emre, «The corrosion behaviour of as-welded and post-weld heat treated Ti6Al4V alloy in simulated body fluid,» *Materials Letters*, τόμ. 254, pp. 162-166, 2019.
- [56] Q. Yunlian, D. Ju, H. Quan και Z. Liying, «Electron beam welding, laser beam welding and gas tungsten arc welding of titanium sheet,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 280, αρ. 1, pp. 177-181, 2000.
- [57] H. Wang, X. Yuan, T. Li, K. Wu, Y. Sun και C. Xu, «TIG welding-brazing of Ti6Al4V and Al5052 in overlap configuration with assistance of zinc foil,» *Journal of Materials Processing Technology*, τόμ. 251, pp. 26-36, 2018.
- [58] A. International, *Binary Alloy Phase Diagrams*, τόμ. I, T. B. Massalski, Επιμ., USA, 1986.
- [59] ASM International, *Binary Alloy Phase Diagrams*, τόμ. 1, T. Massalski, Επιμ., Materials Park, OH: ASM International, 1986.

- [60] Z. Sun και J. C. Ion, «Laser welding of dissimilar metal combinations,» *Journal of Materials Science*, τόμ. 30, p. 4205–4214, 1995.
- [61] S. Guo, Q. Zhou, Y. Peng, X. Xu, C. Diao, J. Kong, T. Y. Luo, K. H. Wang και J. Zhu, «Study on strengthening mechanism of Ti/Cu electron beam welding,» *Materials & Design*, τόμ. 121, pp. 51-60, 2017.
- [62] T. Soysal, S. Kou, D. Tat και T. Pasang, «Macrosegregation in dissimilar-metal fusion welding,» *Acta Materialia*, τόμ. 110, pp. 149-160, 2016.
- [63] J. Oliveira, Z. Zeng, C. Andrei, F. Braz Fernandes, R. Miranda, A. J. Ramirez, T. Omori και N. Zhou, «Dissimilar laser welding of superelastic NiTi and CuAlMn shape memory alloys,» *Materials & Design*, τόμ. 128, pp. 166-175, 2017.
- [64] Y. Gao, L. Huang, Y. Bao, Q. An, Y. Sun, R. Zhang, L. Geng και J. Zhang, «Joints of TiBw/Ti6Al4V composites- Inconel 718 alloys dissimilar joining using Nb and Cu interlayers,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 822, 27 12 2019.
- [65] T. W. Nelson, J. C. Lippold και M. J. Mills, «Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part 1 — Nucleation and Growth,» *The Welding Journal*, τόμ. 78, p. 329–337, 1999.
- [66] J. Seretsky και E. R. Ryba, «Laser Welding of Dissimilar Metals: Titanium to Nickel,» *Weld J*, τόμ. 55, pp. 208-211, 1976.
- [67] R. M. Miranda, E. Assunção, R. J. C. Silva, J. P. Oliveira και L. Quintino, «Fiber laser welding of NiTi to Ti-6Al-4V,» *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, τόμ. 81, p. 1533–1538, 2015.
- [68] S. Kundu και S. Chatterjee, «Evolution of Interface Microstructure and Mechanical Properties of Titanium/304 Stainless Steel Diffusion Bonded Joint Using Nb Interlayer,» *ISIJ International*, τόμ. 50, αρ. 10, pp. 1460-1465, 2010.
- [69] X.-L. Gao, J. Liu και L.-J. Zhang, «Dissimilar metal welding of Ti6Al4V and Inconel 718 through pulsed laser welding-induced eutectic reaction

- technology,» *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, τόμ. 96, p. 1061–1071, 2018.
- [70] J. Liu, H. Liu, X.-L. Gao και H. Yu, «Microstructure and mechanical properties of laser welding of Ti6Al4V to Inconel 718 using Nb/Cu interlayer,» *Journal of Materials Processing Technology*, τόμ. 277, 2020.
- [71] M. Torkamany, F. Malek Ghaini και R. Poursalehi, «Dissimilar pulsed Nd:YAG laser welding of pure niobium to Ti–6Al–4V,» *Materials and Design*, τόμ. 53, p. 915–920, 2014.
- [72] X.-L. Gao, H. Liu, J. Liu και H. Yu, «Laser welding of Ti6Al4V to Cu using a niobium interlayer,» *Journal of Materials Processing Technology*, τόμ. 270, pp. 293-305, 2019.
- [73] I. Tomashchuk, P. Sallamand, H. Andrzejewski και D. Grevey, «The formation of intermetallics in dissimilar Ti6Al4V/copper/AISI 316 L electron beam and Nd:YAG laser joints,» *Intermetallics*, τόμ. 19, αρ. 10, pp. 1466-1473, 2011.
- [74] I. Mitelea, C. Groza και C. Craciunescu, «Copper Interlayer Contribution on Nd:YAG Laser Welding of Dissimilar Ti-6Al-4V Alloy with X5CrNi18-10 Steel,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, τόμ. 22, p. 2219–2223, 2013.
- [75] I. Tomashchuk, P. Sallamand, N. Belyavina και M. Pilloz, «Evolution of microstructures and mechanical properties during dissimilar electron beam welding of titanium alloy to stainless steel via copper interlayer,» *Materials Science and Engineering: A*, τόμ. 585, pp. 114-122, 2013.
- [76] Z. Han, P. Zhu, L. Xu, C. S. Kannan, S. Guo, J. Liu, S. Koppala και S. Ju, «Electrochemical properties of the IrO₂-Ta₂O₅ coated anodes with Al/Ti and Cu/Ti layered composites substrates,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 769, pp. 210-217, 2018.

- [77] Y. Wang, H. Liu, Q. Chen, F. Zheng και Z. Jin, «The isothermal section at 923 K of the Co–Cu–Ti ternary system measured by using diffusion triple,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 439, αρ. 1-2, pp. 196-200, 2007.
- [78] J. Yang, J. Huang, Z. Ye, D. Fan, S. Chen και Y. Zhao, «First-principles calculations on structural energetics of Cu-Ti binary system intermetallic compounds in Ag-Cu-Ti and Cu-Ni-Ti active filler metals,» *Ceramics International*, τόμ. 43, αρ. 10, pp. 7751-7761, 2017.
- [79] R. H. Bricknell, K. N. Melton και O. Mercier, «The Structure of NiTiCu Shape Memory Alloys,» *Metallurgical Transactions A*, τόμ. 10, αρ. 6, pp. 693-697, 1979.
- [80] Y. Gao, L. Huang, Q. An, Y. Bao, X. Li, J. Zhang και L. Geng, «Microstructure evolution and mechanical properties of titanium matrix composites and Ni-based superalloy joints with Cu interlayer,» *Journal of Alloys and Compounds*, τόμ. 764, pp. 665-673, 2018.
- [81] Lincoln Electric Company, *Welding Guide. Stainless Steels*, Ohio: Lincoln Electric Company, 2003.
- [82] J. Haynes, *Welding Manual (Haynes Manuals)*, California: Haynes Manuals, Inc., 1995.
- [83] A. O'Brien, *Welding Handbook: Welding processes, Part 1*, 9η Έκδοση επιμ., τόμ. 2, Miami, Florida: American Welding Society, 2004.
- [84] Miller, *Guidelines to Gas Tungsten Arc Welding*, 2003.
- [85] Δ. Ι. Παντελής, Β. Ι. Παπάζογλου και Γ. Ν. Χαϊδεμενόπουλος, *Επιστήμη και Τεχνολογία των Συγκολλήσεων*, Θεσσαλονίκη: Εκδόσεις Τζιόλα, 2017.
- [86] N. Moslemi, N. Redzuan, N. Ahmad και T. N. Hor, «Effect of Current on Characteristic for 316 Stainless Steel Welded Joint Including Microstructure and Mechanical Properties,» *Procedia CIRP*, τόμ. 26, pp. 560-564, 27 March 2015.






- [87] S. Kumar και A. Shahi, «Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints,» *Materials & Design*, τόμ. 32, αρ. 6, pp. 3617-3623, June 2011.
- [88] M. B. Nasiri, M. Behzadinejad, H. Latifi και J. Martikainen, «Investigation on the influence of various welding parameters on the arc thermal efficiency of the GTAW process by calorimetric method,» *Journal of Mechanical Science and Technology*, τόμ. 28, p. 3255–3261, 15 August 2014.
- [89] B. Inkson, «Scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) for materials characterization,» *Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods*, pp. 17-43, 2016.
- [90] University of Glasgow, «Scanning Electron Microscopy (SEM),» [Ηλεκτρονικό]. Available: <https://www.gla.ac.uk/schools/ges/research/researchfacilities/isaac/services/scanningelectronmicroscopy/>. [Πρόσβαση 06 08 2020].
- [91] ASM International, *ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures*, G. F. V. Voort, Ed., ASM International, 2004.
- [92] D. W. Callister και G. D. Rethwisch, *Materials Science and Engineering*, 9η Έκδοση επιμ., Θεσσαλονίκη: Εκδόσεις Τζιόλα, 2016.
- [93] N. Kahraman και B. Gülenç, «Microstructural and mechanical properties of Cu–Ti plates bonded through explosive welding process,» *Journal of Materials Processing Technology*, τόμ. 169, p. 67–71, 2005.
- [94] H. Schönmaier, R. Krein, M. Schmitz-Niederer και R. Schnitzer, «Influence of the Heat Input on the Dendritic Solidification Structure and the Mechanical Properties of 2.25Cr-1Mo-0.25V Submerged-Arc Weld Metal,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, τόμ. 30, p. 7138–7151, 2021.
- [95] C. Hagenlocher, F. Fetzner, D. Weller, R. Weber και T. Graf, «Explicit analytical expressions for the influence of welding parameters on the grain

- structure of laser beam welds in aluminium alloys,» *Materials and Design*, τόμ. 174, 2019.
- [96] Y. Fu, N. Guo, L. Zhou, Q. Cheng και J. Feng, «Underwater wire-feed laser deposition of the Ti–6Al–4V titanium alloy,» *Materials & Design*, τόμ. 186, 2020.
- [97] M. Motyka, «Martensite Formation and Decomposition during Traditional and AM Processing of Two-Phase Titanium Alloys—An Overview,» *Metals*, τόμ. 11, αρ. 3, 2021.
- [98] C. Van der Eijk, H. Fostervoll, Z. K. Sallom και O. M. Akselsen, «Plasma Welding of NiTi to NiTi, Stainless Steel and Hastelloy C276,» σε *ASM Materials Solutions*, Pittsburgh, 2003.
- [99] G. F. Vander Voort, *Metallography Principles and Practice*, Materials Park, Ohio: ASM International, 1999.

Δήμητρα Ιωαννίδου



ΠΡΟΣΩΠΙΚΕΣ ΠΛΗΡΟΦΟΡΙΕΣ

 Δήμητρα Ιωαννίδου
 Μπουρμάχη 19
18543 Πειραιάς
 +30 6986900449
 dimitraioannidou.96@gmail.com
 www.linkedin.com/in/dimitra-ioannidou-0187021a6

ΞΕΝΕΣ ΓΛΩΣΣΕΣ

Αγγλικά C2
Γαλλικά C2
Ισπανικά B2

ΓΝΩΣΕΙΣ Η/Υ

 Microsoft Word
 Microsoft Excel

Επαγγελματική εμπειρία

Πρακτική Άσκηση

Νοέ 2019-Ιαν 2020

Fundación Centro Tecnológico de Miranda de Ebro, Miranda de Ebro

Τμήμα Έρευνας και Ανάπτυξης

Ανάπτυξη και χαρακτηρισμός υλικών από θερμικό ψεκασμό (APS, HVOF)

- Μεταλλογραφική προετοιμασία δοκιμίων
- Χαρακτηρισμός επικαλύψεων θερμικού ψεκασμού μέσω Οπτικής Μικροσκοπίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης
- Στοιχειακή ανάλυση EDS
- Διεξαγωγή σκληρομετρήσεων Vickers
- Μελέτη διάβρωσης και αστοχίας μετάλλων

Πρακτική Άσκηση

Ιού 2018-Aug 2018

ELKEME S.A., Oinofyta

Τμήμα Μεταλλογραφίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας

Μελέτη του προσδιορισμού του κρυσταλλογραφικού ιστού από διαφορετικές κατευθύνσεις φύλλων χαλκού και ορειχάλκου

- Μεταλλογραφική προετοιμασία δοκιμίων
- Χαρακτηρισμός υλικών μέσω Οπτικής Μικροσκοπίας
- Ανάλυση κρυσταλλογραφικού ιστού μέσω Περίθλασης Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (EBSD)

Σπουδές και επιμόρφωση

Μεταπτυχιακό πρόγραμμα σπουδών Επιστήμης και Τεχνολογίας Υλικών

Σεπ 2020-Σήμερα

Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Αθήνα

Δίπλωμα Μηχανικού Μεταλλείων-Μεταλλουργού

Σεπ 2014-Οκτ 2020

Εθνικό Μετσόβιο Πολυτεχνείο, Αθήνα

Βαθμός πτυχίου: 7,68/10

Κατεύθυνση σπουδών: Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών

Διπλωματική εργασία: Μελέτη συμπεριφοράς της διάβρωσης συγκολλημένων δοκιμίων SMO 254 και 316L με τις μεθόδους GTAW και EBW. Πραγματοποιήθηκε πειραματική μελέτη συγκολλημένων δοκιμίων σε υδατικά διαλύματα NaCl (3,5% w/v) διαφορετικών pH (3,7,11) και θερμοκρασιών (28°C and 80°C). Η ηλεκτροχημική συμπεριφορά των δοκιμίων μελετήθηκε μέσω πειραμάτων ποτενοδυναμικής πόλωσης. Η επίδραση της μεθόδου συγκόλλησης, της μικροδομής, της θερμοκρασίας και του pH στη μεταλλουργική συμπεριφορά αλλά και τη συμπεριφορά σε διάβρωση των συγκολλημένων δοκιμίων 254 SMO και 316L εκτιμήθηκε μέσω Οπτικής Μικροσκοπίας και Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης.

Απολυτήριο Γενικού Λυκείου

Σεπ 2008-Ιού 2014

Πρότυπο Λύκειο Ιωνιδείου Σχολής Πειραιά

Βαθμός απολυτηρίου: 18,3/20

Επιστημονικές δημοσιεύσεις

Ioannidou, D., Kaldellis, A., Makris, I., Skarvelis, P., Stergiou, V., Tsakiridis, P.E., "Microstructural and Mechanical Properties Evaluation of Gas Tungsten Arc Welded TI-6AL-4V to Inconel® X-750", *Proceedings of the 8th International Conference of the Hellenic Metallurgical Society*, Patras, Greece, December 2022

Δεξιότητες

- Οργανωτικότητα
- Επικοινωνία
- Ομαδικότητα
- Προσαρμοστικότητα
- Δημιουργικότητα