



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ  
ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ  
ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ.)  
“ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ”

**ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΙΓ  
ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ-ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ  
ΣΥΓΚΟΛΛΗΜΕΝΑ ΔΟΚΙΜΙΑ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ  
ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ**

**ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ**

Χαρίτου Κωνσταντίνα  
Πολιτικός Μηχανικός ΔΠΘ

**ΕΠΙΒΛΕΨΗ**

Φούρλαρης Γεώργιος, Καθηγητής ΕΜΠ

Αθήνα, Οκτώβριος 2018



ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ  
ΔΙΑΤΜΗΜΑΤΙΚΟ ΠΡΟΓΡΑΜΜΑ  
ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΩΝ ΣΠΟΥΔΩΝ (Δ.Π.Μ.Σ.)  
“ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΥΛΙΚΩΝ”

**ΒΕΛΤΙΣΤΟΠΟΙΗΣΗ ΠΑΡΑΜΕΤΡΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ ΤΙΣ  
ΜΕΛΕΤΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗΣ-ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ ΙΔΙΟΤΗΤΩΝ ΣΕ  
ΣΥΓΚΟΛΛΗΜΕΝΑ ΔΟΚΙΜΙΑ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ  
ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ**

**ΜΕΤΑΠΤΥΧΙΑΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ**

Χαρίτου Κωνσταντίνα  
Πολιτικός Μηχανικός ΔΠΘ

**ΕΠΙΒΛΕΨΗ**

Φούρλαρης Γεώργιος, Καθηγητής ΕΜΠ

Εγκρίθηκε από την τριμελή εξεταστική επιτροπή στις 23 /10/2018

Φούρλαρης Γεώργιος, Καθηγητής ΕΜΠ .....

Χαριτίδης Κωνσταντίνος, Καθηγητής ΕΜΠ .....

Παπαευθυμίου Σπυρίδων, Επ. Καθηγητής ΕΜΠ .....

Αθήνα, Οκτώβριος 2018



## ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Αρχικά, θα ήθελα να ευχαριστήσω θερμά τον κ. Γ. Φούρλαρη, Καθηγητή της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου, για την ευκαιρία που μου έδωσε να ασχοληθώ με το θέμα της παρούσας εργασίας. Εκτιμώ την εμπιστοσύνη που μου έδειξε καθώς και τον χρόνο που διέθεσε για την επίβλεψη της Διπλωματικής Εργασίας μου, για την απόκτηση Μεταπτυχιακού Τίτλου Σπουδών.

Ιδιαίτερες ευχαριστίες οφείλω στον κ. Π. Σκαρβέλη, Δρ. Μηχανικό της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών, για την άψογη συνεργασία και την πολύτιμη βοήθειά του. Η καθοδήγησή του ήταν καθοριστική σε όλα τα στάδια εκπόνησης και ολοκλήρωσης της παρούσας Διπλωματικής Εργασίας.

Επίσης, ευχαριστώ τον κ. Π. Τσακιρίδη, για την συμβολή του κατά τη διεξαγωγή των αποτελεσμάτων (XRD, δοκιμές εφελκυσμού) του πειραματικού μέρους της εργασίας μου. Ευχαριστώ γενικότερα όλο το προσωπικό του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών και ειδικότερα τους υποψήφιους διδάκτορες για την προθυμία τους να με βοηθήσουν σε πρακτικά ζητήματα και θέματα λειτουργίας εντός του εργαστηρίου. Η παρουσία τους ήταν ουσιαστική τόσο στην ορθή διεκπεραίωση των πειραματικών διαδικασιών όσο και στη διαμόρφωση ενός άψογου κλίματος συνεργασίας.

Τέλος, θα ήθελα να ευχαριστήσω από καρδιάς την οικογένεια και τους φίλους μου, για την κατανόηση και την αμέριστη ψυχολογική υποστήριξη που μου παρείχαν, τα οποία αποτελούν καθοριστικούς παράγοντες για την επίτευξη της συγγραφής της Διπλωματικής μου εργασίας.

## ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ.....	i
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ .....	vi
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ .....	vii
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ .....	x
ΠΕΡΙΛΗΨΗ.....	xi
ABSTRACT .....	xiii
<b>1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ ΣΤΟΥΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΥΣ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΥΣ ΧΑΛΥΒΕΣ .....</b>	<b>1</b>
<b>1.1 Σιδηρούχα κράματα .....</b>	<b>1</b>
<b>1.2 Χάλυβες .....</b>	<b>1</b>
<b>1.3 Ανοξειδωτοι Χάλυβες.....</b>	<b>2</b>
<b>1.4 Κατηγορίες Ανοξειδωτων Χαλύβων .....</b>	<b>4</b>
1.4.1 Φερριτικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες .....	4
1.4.2 Μαρτενσιτικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες.....	5
1.4.3 Ανοξειδωτοι Χάλυβες με Σκλήρυνση από Κατακρήμνιση .....	5
1.4.4 Διφασικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες .....	5
1.4.5 Ωστενιτικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες .....	6
<b>1.5 Υποκατηγορίες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων .....</b>	<b>6</b>
1.5.1 Ωστενιτικές σειρές Cr-Ni .....	6
1.5.2 Ωστενιτικές σειρές Cr-Ni-Mo.....	7
1.5.3 Ωστενιτικές σειρές Cr-Mn-N.....	7
1.5.4 Ωστενιτικές σειρές υψηλής απόδοσης.....	7
1.5.5 Ωστενιτικές σειρές υψηλής θερμοκρασίας.....	8
<b>1.6 Ονοματολογία ανοξειδωτων χαλύβων .....</b>	<b>8</b>
<b>1.7 Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στους ανοξειδωτους χάλυβες.....</b>	<b>9</b>
1.7.1 Χρώμιο (Cr).....	10
1.7.2 Νικέλιο (Ni).....	10
1.7.3 Μολυβδαίνιο (Mo) .....	11
1.7.4 Μαγγάνιο (Mn).....	11
1.7.5 Άζωτο (N).....	11
1.7.6 Άνθρακας (C) .....	12
1.7.7 Άλλα κραματικά στοιχεία.....	12

<b>1.8</b>	<b>Δευτερογενείς φάσεις στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες .....</b>	<b>13</b>
1.8.1	Φάση σ.....	14
1.8.2	Φάση Laves .....	15
1.8.3	Φάση χ.....	15
1.8.4	Καρβίδια.....	16
1.8.5	Νιτρίδια .....	17
<b>1.9</b>	<b>Διαγράμματα ισορροπίας των φάσεων ανοξειδωτων χάλυβων .....</b>	<b>17</b>
1.9.1	Διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr.....	18
1.9.2	Διάγραμμα ισορροπίας Fe-Ni.....	19
1.9.3	Διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr-Ni.....	20
1.9.4	Διάγραμμα Schaeffler-Delong.....	21
<b>1.10</b>	<b>Χαρακτηριστικά και ιδιότητες ανοξειδωτων χάλυβων .....</b>	<b>22</b>
1.10.1	Ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες .....	22
1.10.1.1	Ανοξειδωτος ωστενιτικός χάλυβας 321 (S32100).....	25
1.10.2	Υπερωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες .....	25
1.10.2.1	Ανοξειδωτος υπερωστενιτικός χάλυβας 254 SMO .....	27
<b>2.</b>	<b>ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ .....</b>	<b>29</b>
<b>2.1</b>	<b>Μεταλλουργικές ζώνες σε μια τυπική συγκόλληση .....</b>	<b>29</b>
2.1.1	Ζώνη τήξης (Fusion Zone) .....	29
2.1.2	Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Heat Affected Zone) .....	30
2.1.3	Μέταλλο Βάσης (Base Metal).....	30
<b>2.2</b>	<b>Μεταλλουργία συγκολλήσεων στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες</b>	<b>30</b>
2.3.1	Πλήρως ωστενιτική στερεοποίηση τύπου A .....	31
2.3.2	Ωστενιτική-φερριτική στερεοποίηση τύπου AF.....	32
2.3.3	Φερριτική-ωστενιτική στερεοποίηση τύπου FA .....	34
2.3.4	Πλήρως φερριτική στερεοποίηση τύπου F .....	35
<b>2.3</b>	<b>Αστοχίες στις συγκολλήσεις των ανοξειδωτων ωστενιτικών χάλυβων .....</b>	<b>36</b>
2.3.1	Ευαισθητοποίηση-Περικρυσταλλική διάβρωση .....	36
2.3.2	Θερμή ρωγμάτωση .....	37
<b>2.4</b>	<b>Είδη συγκολλήσεων.....</b>	<b>38</b>
2.4.1	Συγκολλήσεις τήξης .....	38
2.4.2	Μέθοδοι συγκόλλησης με ηλεκτρικό τόξο.....	38
2.4.3	Μέθοδοι συγκόλλησης παρουσία προστατευτικού αερίου .....	39

2.4.4	Ειδικά χαρακτηριστικά των αερίων συγκόλλησης.....	40
<b>2.5</b>	<b>Η μέθοδος συγκόλλησης με ηλεκτρόδιο βολφραμίου (TIG).....</b>	<b>41</b>
2.5.1	Εξοπλισμός συγκολλήσεων TIG .....	43
2.5.2	Τύποι ρεύματος.....	43
2.5.3	Το ηλεκτρόδιο βολφραμίου .....	44
<b>3.</b>	<b>ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....</b>	<b>46</b>
<b>3.1</b>	<b>Περιγραφή υλικού .....</b>	<b>46</b>
<b>3.2</b>	<b>Στάδια πειραματικής διαδικασίας.....</b>	<b>47</b>
3.2.1	Κοπή των δοκιμίων .....	47
3.2.2	Πραγματοποίηση συγκολλήσεων .....	47
3.2.3	Ονομασία δοκιμίων .....	49
3.2.4	Προετοιμασία δοκιμίων για μεταλλογραφική μελέτη.....	50
3.2.4.1	Κοπή .....	50
3.2.4.2	Εγκιβωτισμός.....	50
3.2.4.3	Λείανση .....	51
3.2.4.4	Στίλβωση .....	52
3.2.4.5	Ηλεκτροχημική προσβολή.....	52
3.2.5	Μέθοδοι Μεταλλογραφικής Μελέτης .....	53
3.2.5.1	Οπτική Μικροσκοπία (Optical Microscopy).....	53
3.2.5.2	Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM) .....	54
3.2.5.3	Περιθλασιμετρία Ακτίνων X (XRD).....	54
3.2.6	Μέθοδοι Μελέτης Μηχανικών Ιδιοτήτων .....	55
3.2.6.1	Δοκιμή Εφελκυσμού.....	55
3.2.6.2	Δοκιμή μακροσκληρότητας.....	56
<b>4.</b>	<b>ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ-ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ.....</b>	<b>57</b>
<b>4.1</b>	<b>Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM).....</b>	<b>57</b>
4.1.1	Παραμετροποίηση συγκολλήσεων στα δοκίμια του χάλυβα AISI 321.....	57
4.1.2	Παραμετροποίηση συγκολλήσεων στα δοκίμια του χάλυβα 254 SMO™.....	71
<b>4.2</b>	<b>Περιθλασιμετρία ακτίνων X (XRD).....</b>	<b>85</b>
<b>4.3</b>	<b>Μελέτη Μακροσκληρότητας Vickers.....</b>	<b>87</b>
<b>4.4</b>	<b>Δοκιμή Εφελκυσμού .....</b>	<b>89</b>
4.4.1	Δοκίμιο 254-60A .....	90

4.4.2 Δοκίμο 254-90Α .....	91
<b>4.5 Θραυστογραφική Μελέτη.....</b>	<b>92</b>
<b>5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ .....</b>	<b>98</b>
<b>6. ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ .....</b>	<b>100</b>
<b>7. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ.....</b>	<b>101</b>



## ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

<b>Πίνακας 1.1:</b>	Τυπικές χημικές συστάσεις ορισμένων ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων .....	9
<b>Πίνακας 1.2:</b>	Κυριότερες δευτερεύουσες φάσεις στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες.....	14
<b>Πίνακας 1.3:</b>	Τυπικές μηχανικές ιδιότητες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων .....	24
<b>Πίνακας 1.4:</b>	Τυπικές μηχανικές ιδιότητες υπερωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων ...	26
<b>Πίνακας 1.5:</b>	Συγκριτικός πίνακας τυπικών συστάσεων των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων 321 και 254 SMO .....	28
<b>Πίνακας 1.6:</b>	Συγκριτικός πίνακας τυπικών μηχανικών ιδιοτήτων των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων 321 και 254SMO .....	28
<b>Πίνακας 3.1:</b>	Ονομαστική χημική σύσταση των προς μελέτη υλικών.....	46
<b>Πίνακας 3.2:</b>	Μεταβλητές παράμετροι συγκολλήσεων .....	48
<b>Πίνακας 3.3:</b>	Τυπική χημική σύσταση των χρησιμοποιούμενων filler metals .....	48
<b>Πίνακας 3.4:</b>	Τυπική χημική σύσταση των χρησιμοποιούμενων filler metals .....	49
<b>Πίνακας 4.1:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-1 <sup>η</sup> Δοκιμή .....	57
<b>Πίνακας 4.2:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-2 <sup>η</sup> Δοκιμή .....	60
<b>Πίνακας 4.3:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-3 <sup>η</sup> Δοκιμή .....	63
<b>Πίνακας 4.4:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-4 <sup>η</sup> Δοκιμή .....	67
<b>Πίνακας 4.5:</b>	Βέλτιστες παράμετροι συγκολλήσεων χάλυβα 321 .....	70
<b>Πίνακας 4.6:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 254 SMO <sup>TM</sup> -1 <sup>η</sup> Δοκιμή.....	71
<b>Πίνακας 4.7:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 254 SMO <sup>TM</sup> -2 <sup>η</sup> Δοκιμή.....	76
<b>Πίνακας 4.8:</b>	Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 254 SMO <sup>TM</sup> -3 <sup>η</sup> Δοκιμή.....	80
<b>Πίνακας 4.9:</b>	Βέλτιστες παράμετροι συγκολλήσεων χάλυβα 254 SMO <sup>TM</sup> .....	84
<b>Πίνακας 4.10:</b>	Τιμές μακροσκληρότητας Vickers (HV) για δοκίμιο 254 SMO <sup>TM</sup> .....	87
<b>Πίνακας 4.11:</b>	Τιμές μακροσκληρότητας Vickers (HV) για δοκίμιο AISI 321 .....	88
<b>Πίνακας 4.12:</b>	Τιμές των αποτελεσμάτων από δοκιμή εφελκυσμού για τα δύο είδη δοκιμίων και σύγκριση αυτών με τις αντίστοιχες ονομαστικές τιμές .....	91

## ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

<b>Εικόνα 1.1:</b>	Ταξινόμηση διαφόρων σιδηρούχων κραμάτων .....	2
<b>Εικόνα 1.2:</b>	Σχηματισμός προστατευτικού στρώματος οξειδίου του Cr .....	3
<b>Εικόνα 1.3:</b>	Αναπαραγωγή προστατευτικού στρώματος οξειδίου του Cr .....	3
<b>Εικόνα 1.4:</b>	Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Cr .....	18
<b>Εικόνα 1.5:</b>	Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Ni .....	19
<b>Εικόνα 1.6:</b>	Τρισδιάστατη απεικόνιση του συστήματος Fe-Cr-Ni(600-900°C) .....	20
<b>Εικόνα 1.7:</b>	Διάγραμμα Schaeffler-Delong για ανοξείδωτους χάλυβες .....	21
<b>Εικόνα 2.1:</b>	Ζώνες μιας ραφής συγκόλλησης τήξης .....	29
<b>Εικόνα 2.2:</b>	Ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni, WRC-1992 .....	31
<b>Εικόνα 2.3:</b>	Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου A, στη ζώνη τήξης .	32
<b>Εικόνα 2.4:</b>	Σχηματική απεικόνιση μικροδομών στερεοποίησης .....	33
<b>Εικόνα 2.5:</b>	Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου AF, στη ζώνη τήξης	34
<b>Εικόνα 2.6:</b>	Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου FA (skeletal), στη ζώνη τήξης .....	35
<b>Εικόνα 2.7:</b>	Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου FA (lathy), στη ζώνη τήξης .....	35
<b>Εικόνα 2.8:</b>	Τυπική διάταξη συγκόλλησης TIG .....	43
<b>Εικόνα 2.9:</b>	Μορφές γεωμετρίας ηλεκτροδίων βολφραμίου .....	44
<b>Εικόνα 4.1:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-60/40 .....	58
<b>Εικόνα 4.2:</b>	Γενικευμένη εικόνα της στοιχειακής ανάλυσης (EDS) της ζώνης τήξης..	58
<b>Εικόνα 4.3:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-60/40 .....	59
<b>Εικόνα 4.4:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) γωνιώδους κατακρημνίσματος στην περιοχή συμβολής άνω και κάτω πάσου και θερμικά επηρεασμένης ζώνης. ....	59
<b>Εικόνα 4.5:</b>	Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-1 .....	61
<b>Εικόνα 4.6:</b>	Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-1 .....	61
<b>Εικόνα 4.7:</b>	Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-1 .....	62
<b>Εικόνα 4.8:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) υλικού μήτρας.. .....	62

<b>Εικόνα 4.9:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	64
<b>Εικόνα 4.10:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	64
<b>Εικόνα 4.11:</b>	Γενική εικόνα της στοιχειακής ανάλυσης (EDS) της ζώνης τήξης.....	65
<b>Εικόνα 4.12:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) γωνιώδους κατακρημνίσματος.....	66
<b>Εικόνα 4.13:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-N.....	67
<b>Εικόνα 4.14:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-N.....	68
<b>Εικόνα 4.15:</b>	Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στην περιοχή της ζώνης τήξης.....	68
<b>Εικόνα 4.16:</b>	Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.....	69
<b>Εικόνα 4.17:</b>	Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-60-N.....	69
<b>Εικόνα 4.18:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	72
<b>Εικόνα 4.19:</b>	Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στη ζώνη τήξης.....	72
<b>Εικόνα 4.20:</b>	Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στα όρια της ζώνης τήξης με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη.....	73
<b>Εικόνα 4.21:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	73
<b>Εικόνα 4.22:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στη ζώνης τήξης.....	74
<b>Εικόνα 4.23:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στη ζώνης τήξης.....	74
<b>Εικόνα 4.24:</b>	Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στη ζώνης τήξης.....	75
<b>Εικόνα 4.25:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	76
<b>Εικόνα 4.26:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	77
<b>Εικόνα 4.27:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	77
<b>Εικόνα 4.28:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	78
<b>Εικόνα 4.29:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στη ζώνης τήξης.....	78

<b>Εικόνα 4.30:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στα όρια της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και της ζώνης τήξης, με στοιχεία αναθέρμανσης. ..	79
<b>Εικόνα 4.31:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	80
<b>Εικόνα 4.32:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). .....	81
<b>Εικόνα 4.33:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στα όρια κόκκου στο κέντρο της ζώνης τήξης.....	81
<b>Εικόνα 4.34:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	82
<b>Εικόνα 4.35:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS) στην περιοχή ενδιαφέροντος. ....	82
<b>Εικόνα 4.36:</b>	Συγκριτική στοιχειακή ανάλυση (EDS) μεταξύ της ζώνης τήξης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης.....	83
<b>Εικόνα 4.37:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). .....	93
<b>Εικόνα 4.38:</b>	Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	93
<b>Εικόνα 4.39:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS). Εντοπίζεται τυπική μορφολογία και στοιχειομετρία φάσης σ.....	94
<b>Εικόνα 4.40:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). .....	94
<b>Εικόνα 4.41:</b>	Στοιχειακή ανάλυση (EDS). Εντοπίζεται τυπική μορφολογία και στοιχειομετρία φάσης Laves. ....	95
<b>Εικόνα 4.42:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	95
<b>Εικόνα 4.43:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	96
<b>Εικόνα 4.44:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). .....	96
<b>Εικόνα 4.45:</b>	Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	97
<b>Εικόνα 4.46:</b>	Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM).....	97

## ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ

- Διάγραμμα 4.1:** Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκίμιο 254 SMO. .... 85
- Διάγραμμα 4.2:** Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκίμιο AISI 321. .... 86
- Διάγραμμα 4.3:** Τιμές σκληρότητας Vickers του δοκιμίου 254 SMO μετά τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης. .... 88
- Διάγραμμα 4.4:** Τιμές σκληρότητας Vickers του δοκιμίου AISI 321 μετά τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης. .... 89
- Διάγραμμα 4.5:** Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο 254 SMO, συγκολλημένο με τις προτεινόμενες βέλτιστες παραμέτρους και ένταση ρεύματος ίση με 60 A. .... 90
- Διάγραμμα 4.6:** Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο 254 SMO, συγκολλημένο με τις προτεινόμενες βέλτιστες παραμέτρους και ένταση ρεύματος ίση με 90 A. .... 91
- Διάγραμμα 4.7:** Συγκριτικό διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια 254 SMO συγκολλημένα με τις προτεινόμενες βέλτιστες παραμέτρους και ένταση ρεύματος ίση με 60 και 90 A αντιστοίχως. .... 92

## ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Αντικείμενο της παρούσας Διπλωματικής εργασίας ήταν ο σχεδιασμός και η μελέτη συγκολλήσεων με σκοπό τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης για δύο είδη ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων. Συγκεκριμένα, πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις, σύμφωνα με τα πρότυπα AWS, σε δοκίμια συμβατικού ανοξειδωτου ωστενιτικού χάλυβα AISI 321 (S32100) καθώς και σε δοκίμια ωστενιτικού ανοξειδωτου χάλυβα υψηλής απόδοσης (υπερωστενιτικού) του τύπου 254 SMO™ (S31254). Οι δύο αυτές κατηγορίες χαλύβων στάλθηκαν σε μορφή ελασμάτων από τη σουηδική εταιρεία Outokumpu Stainless AB (Avesta Research Centre). Οι εν λόγω συγκολλήσεις έλαβαν χώρα στο Εργαστήριο Συγκολλήσεων της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου. Εφαρμόστηκε κατ' αποκλειστικότητα η μέθοδος ηλεκτρικού τόξου με χρήση μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου βολφραμίου σε προστατευτική ατμόσφαιρα αδρανούς αερίου (GTAW/TIG). Σε συμφωνία και με την υπάρχουσα βιβλιογραφία, δεν θεωρήθηκε απαραίτητη οποιαδήποτε θερμική κατεργασία των δοκιμίων πριν ή μετά τη διαδικασία συγκόλλησης.

Κατά την απόπειρα εύρεσης των βέλτιστων παραμέτρων συγκόλλησης, έγινε χρήση διαφορετικών μετάλλων προσθήκης, κατάλληλων για το εκάστοτε μέταλλο βάσης από πλευράς χημικής σύστασης, με στόχο τη διατήρηση της ωστενιτικής δομής. Επιλέχθηκαν, επίσης, διαφορετικές συνθήκες, κάθε φορά, για το διάκενο μεταξύ των προς συγκόλληση τεμαχίων. Επιπλέον, δεν εφαρμόστηκε μια συγκεκριμένη ένταση ρεύματος καθ' όλη τη διάρκεια των συγκολλήσεων. Αντίθετα, δοκιμάστηκαν τιμές εντός του εύρους των 60-90 A, προκειμένου να επιτευχθεί η καλύτερη δυνατή διείσδυση και η πλήρης τήξη στο μέταλλο συγκόλλησης. Επιχειρήθηκαν τόσο μονόπλευρες όσο και αμφίπλευρες μετωπικές συγκολλήσεις. Τέλος, μελετήθηκε η επίδραση της προσθήκης αζώτου στο μείγμα προστατευτικού αερίου (Ar, καθαρότητας 99.998%). Οι παράμετροι συγκόλλησης καθορίστηκαν, πρωτίστως, στα δοκίμια του χάλυβα AISI 321 ώστε να διαμορφωθεί μια γενικότερη αρχική άποψη για την απόδοσή τους. Εφαρμόστηκαν, δευτερευόντως, στα δοκίμια του χάλυβα 254 SMO™, εφόσον πρόκειται για μέταλλο βάσης και μέταλλα προσθήκης υψηλής κραμάτωσης, προκειμένου να αποφευχθεί η άσκοπη σπατάλη ακριβών υλικών.

Για την αξιολόγηση της απόδοσης των συγκολλήσεων και την οριστικοποίηση των βέλτιστων παραμέτρων, εξήχθησαν μεταλλογραφικά δοκίμια και δοκίμια εφελκυσμού για τη μελέτη της μηχανικής τους απόκρισης. Ειδικότερα, πραγματοποιήθηκε μελέτη

μικροδομής με χρήση οπτικού μικροσκοπίου και ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Εντοπίστηκε ο σχηματισμός δευτερογενών φάσεων με τη μέθοδο μικροανάλυσης με φασματοφωτομετρία ακτίνων X (EDS) και ακολούθησε η προσπάθεια περαιτέρω ταυτοποίησης αυτών μέσω χρήσης περίθλασης ακτίνων X (XRD). Σε τελικό στάδιο, πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού, όπως επίσης και μετρήσεις μακροσκληρότητας τύπου Vickers, ούτως ώστε να διαπιστωθεί αν η προκύπτουσα μηχανική απόκριση είναι η αναμενόμενη που ορίστηκε από την κατασκευάστρια εταιρεία.

Σε γενικές γραμμές, και τα δύο είδη ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων εμφάνισαν αρκετά ικανοποιητική συγκολλησιμότητα. Κατά τη μεταλλογραφική μελέτη, στην πληθώρα των περιπτώσεων, κυρίαρχη φάση ήταν η ωστενιτική, ενώ σε κάποια δοκίμια του χάλυβα 321 εντοπίστηκαν ισοπαχείς κόκκοι δ-φερρίτη. Από τη στοιχειακή ανάλυση προέκυψαν μικροδιαφορισμοί στοιχείων σε κάποιες περιοχές. Τόσο στον χάλυβα AISI 321 όσο και στον 254 SMO εμφανίστηκε σχηματισμός καρβιδίων τύπου  $M_{23}C_6$ . Επίσης, στον συμβατικό χάλυβα 321 ανιχνεύθηκαν κατακρημνίσεις τύπου TiN. Στον υπερωστενιτικό χάλυβα 254 SMO, λόγω συμμετοχής πολλών κραματικών στοιχείων σε υψηλό ποσοστό, στα κατακρημνίσματα βρέθηκαν φάσεις πλούσιες σε Mo και Nb, σ φάση καθώς και φάση Laves. Ωστόσο, καμία από αυτές τις φάσεις δεν ταυτοποιήθηκε κατά τη μελέτη με περίθλαση ακτίνων X (XRD), πιθανότατα λόγω του περιορισμένου ποσοστιαίου όγκου τους στον συνολικό όγκο του υλικού.

Όσο αφορά τις μηχανικές ιδιότητες (όριο διαρροής, όριο θραύσης, ολκιμότητα και μακροσκληρότητα), και στα δύο κράματα παρουσιάστηκε μια αύξηση της μακροσκληρότητας σε σχέση με τις τυπικές τιμές. Κατά τη δοκιμή εφελκυσμού προέκυψαν αποτελέσματα, τα οποία οδήγησαν στο συμπέρασμα ότι η προσέγγιση που είχε προταθεί για τις βέλτιστες παραμέτρους συγκόλλησης για τα δοκίμια του χάλυβα 254 SMO ήταν αποδεκτή.

## ABSTRACT

The present Master's Thesis focuses on the optimization of process parameters in Tungsten Inert Gas welding (TIG) of two types of austenitic stainless steels. More specifically, Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) was used to join plates of conventional austenitic stainless steel, type AISI 321, and high performance austenitic stainless steel (superaustenitic), type 254 SMO, both produced by the Swedish company, Outokumpu Stainless AB (Avesta Research Centre). The whole study was conducted in the Laboratory of Physical Metallurgy of the School of Mining and Metallurgical Engineering of National Technical University of Athens.

During the research, input process parameters like welding current, filler metal rod and gap between mating parts were varied at different levels. The main purpose of varying process parameters was to achieve adequate penetration and complete root fusion. In addition, except for pure argon (99.998%), a mixture of argon and nitrogen were chosen to be used as shielding gases in welding. Both single sided and double sided butt welds were fabricated. In agreement with existing literature, none of the weldments was subjected to preheating or Post Weld Heat Treatment (PWHT).

In order to evaluate the quality of the weldings, the microstructure and the mechanical properties of the welded joint specimens were investigated. Microstructural study was performed using Optical Microscopy and Scanning Electron Microscopy (SEM). Microanalytical study was conducted by means of Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) and X-Ray Diffraction (XRD), in an effort to identify the phases formed in weld metal. Finally, hardness measurements (macro-hardness Vickers) and tensile tests were performed.

In general, both austenitic stainless steel grades displayed good weldability. In the metallographic observations for most of the welded specimens, austenite was found to be the dominant phase. Skeletal  $\delta$ -ferrite as well as titanium nitride (TiN) and  $M_{23}C_6$  carbide precipitations were detected on AISI 321 samples. Using EDS analysis, the microsegregation of alloying elements (mainly Mo) was inferred on 254 SMO welds. Due to the high alloying content of 254 SMO stainless steel, the formation of intermetallic phases, such as Laves and  $\sigma$  phase, was not avoided. In addition to  $M_{23}C_6$  carbides, precipitations of Mo-rich and Nb-rich phases were also spotted. However, the existence of these secondary phases was not clarified during XRD analysis, probably due to their limited content in the total volume of the matrix material.



As for the mechanical response of the welded specimens (proof strength, tensile strength, ductility and macro hardness), both alloys displayed increased hardness in comparison to standard values. Finally, based on the results of tensile strength test, it was confirmed that the approach proposed for the optimal welding parameters for the 254 SMO steel samples is acceptable.

# **1. ΕΙΣΑΓΩΓΗ ΣΤΟΥΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΥΣ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΥΣ ΧΑΛΥΒΕΣ**

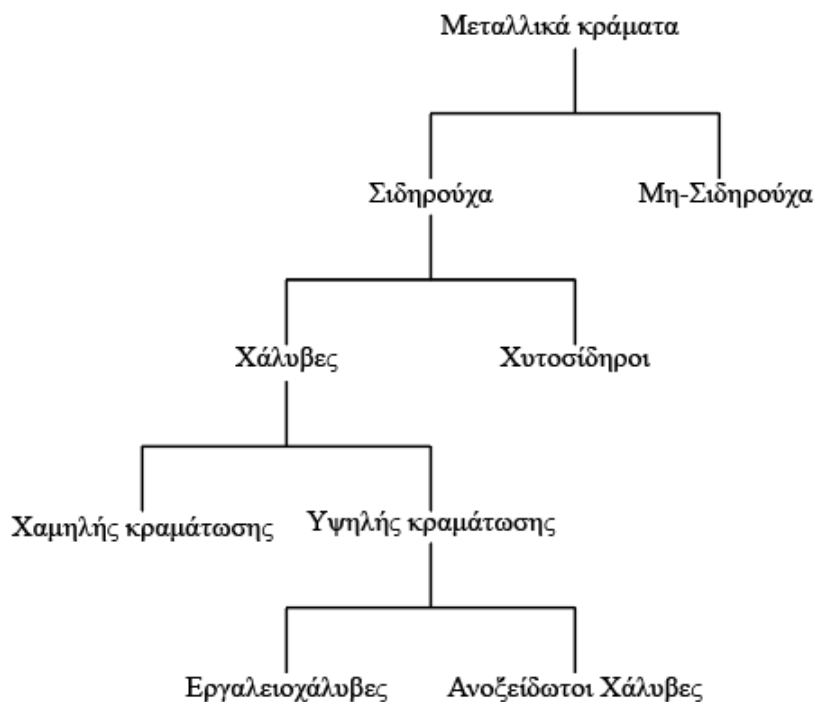
## **1.1 Σιδηρούχα κράματα**

Τα σιδηρούχα κράματα, στα οποία ο σίδηρος είναι το κύριο συστατικό, παράγονται σε μεγαλύτερες ποσότητες από οποιονδήποτε άλλο τύπο μετάλλου. Είναι ιδιαίτερα σημαντικά τεχνολογικά υλικά για κατασκευές. Η διαδεδομένη τους χρήση ερμηνεύεται από τρεις λόγους: (i) ενώσεις που περιέχουν σίδηρο βρίσκονται σε άφθονη ποσότητα εντός του φλοιού της γης, (ii) μεταλλικός σίδηρος και κράματα χάλυβα είναι δυνατό να παραχθούν χρησιμοποιώντας σχετικά οικονομική εξαγωγή από το ορυκτό, καθαρισμό, κραματοποίηση και τεχνικές επεξεργασίας, (iii) τα σιδηρούχα κράματα είναι εξαιρετικά πολλαπλών χρήσεων, με την έννοια ότι είναι δυνατό να προσαρμοσθούν ώστε να έχουν ένα μεγάλο εύρος μηχανικών και φυσικών ιδιοτήτων. Το κύριο μειονέκτημα πολλών σιδηρούχων κραμάτων είναι η ευαισθησία τους στη διάβρωση.[1]

## **1.2 Χάλυβες**

Οι χάλυβες είναι κράματα σιδήρου-άνθρακα (Fe-C) τα οποία είναι δυνατό να περιέχουν αξιοσημείωτες συγκεντρώσεις περισσότερων κραματικών στοιχείων. Υπάρχει μεγάλος αριθμός κραμάτων στα οποία εμφανίζονται διαφορετικές συνθέσεις και/ή θερμικές κατεργασίες. Οι μηχανικές ιδιότητες είναι ευαίσθητες στην περιεκτικότητα σε άνθρακα, η οποία είναι συνήθως μικρότερη από 2.0 wt%. Μερικοί από τους πιο κοινούς χάλυβες ταξινομούνται σύμφωνα με τη συγκέντρωση σε άνθρακα, και πιο συγκεκριμένα σε τύπους χαμηλής, μέσης και υψηλής περιεκτικότητας. Σε κάθε κατηγορία υπάρχουν και υποκατηγορίες οι οποίες χαρακτηρίζονται από τη συγκέντρωση άλλων κραματικών στοιχείων. Οι κοινοί ανθρακούχοι χάλυβες εκτός από άνθρακα (C) περιέχουν μόνο εναπομένουσες προσμίξεις και κάποια ποσότητα μαγγανίου (Mn). Στους κραματομένους χάλυβες, όπου το ποσοστό του άνθρακα (C) δεν ξεπερνά το 1.0%, προστίθενται περισσότερα κραματικά στοιχεία όπως Cr, Ni, Mo, Si, Cu, V, W σε καθορισμένες συγκεντρώσεις ανάλογα με τις τελικές ιδιότητες που επιδιώκονται.[1]

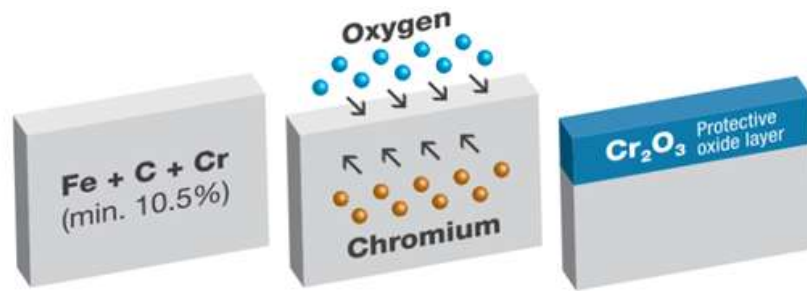
Στα πλαίσια της παρούσας εργασίας εξετάζεται η κατηγορία των χαλύβων υψηλής κραμάτωσης και ειδικότερα των ανοξείδωτων χαλύβων.



**Εικόνα 1.1:** Ταξινόμηση διαφόρων σιδηρούχων κραμάτων

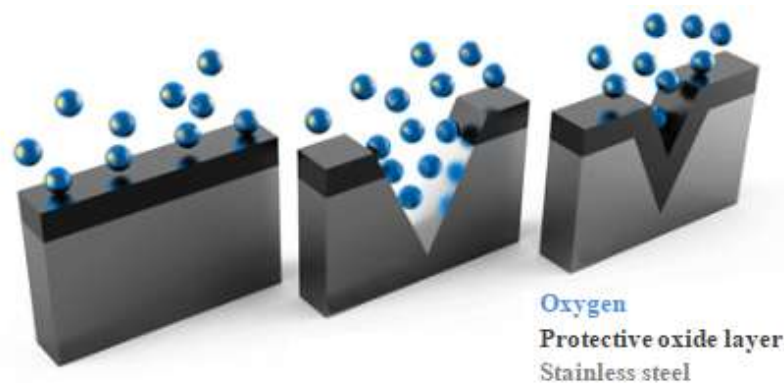
### 1.3 Ανοξειδωτοι Χάλυβες

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν υψηλή αντοχή στη διάβρωση (σκουριά) σε διάφορα περιβάλλοντα, και ιδιαίτερα στην περιβάλλουσα ατμόσφαιρα. Το κυρίαρχο στοιχείο κραμάτωσης είναι το χρώμιο (Cr), το οποίο απαιτείται να βρίσκεται σε συγκέντρωση 10.5 wt% κατ' ελάχιστο, ενώ το ποσοστό του άνθρακα (C) δεν θα πρέπει να υπερβαίνει το 1.2 wt%. Σε αυτά τα επίπεδα το Cr έχει την ιδιότητα, λόγω της μεγαλύτερης συγγένειάς του με το οξυγόνο, να δημιουργεί ένα μικροσκοπικό παθητικό στρώμα (passive layer, 3-5 nm) οξειδίου του χρωμίου ( $Cr_2O_3$ ) το οποίο προστατεύει το υποκείμενο μέταλλο από την οξείδωση όταν αυτό εκτεθεί σε συνθήκες διαβρωτικού περιβάλλοντος. Το στρώμα αυτό, αν και είναι εξαιρετικά λεπτό, προσφέρει ισχυρή προστασία στο υποκείμενο μέταλλο υπό την προϋπόθεση ότι αυτό βρίσκεται σε περιβάλλον πλούσιο σε οξυγόνου (O).



**Εικόνα 1.2:** Σχηματισμός προστατευτικού στρώματος οξειδίου του Cr

Σημαντική παράμετρος για την ανθεκτικότητα των ανοξειδωτων χαλύβων έναντι διάβρωσης, είναι η ικανότητα της προστατευτικής μεμβράνης του οξειδίου του Cr να αναπαράγεται αυτόματα σε περιπτώσεις τοπικών βλαβών ή απομάκρυνσης, εφόσον υπάρχει επαρκής ποσότητα οξυγόνου.



**Εικόνα 1.3:** Αναπαραγωγή προστατευτικού στρώματος οξειδίου του Cr

Εκτός από χρώμιο, οι ανοξειδωτοι χάλυβες μπορεί να περιέχουν και άλλα κραματικά στοιχεία, όπως νικέλιο (Ni), μολυβδαίνιο (Mo), μαγγάνιο (Mn) κλπ, τα οποία επιλέγονται με βάση τα χαρακτηριστικά που προβλέπεται να εμφανίσει το τελικό υλικό σύμφωνα με τις ανάγκες της περίπτωσης όπου θα γίνει χρήση αυτού. Τέλος, μπορεί να περιέχονται και μικρά ποσοστά ακαθαρσιών, όπως θείο (S), φώσφορος (P) και πυρίτιο (Si).

## 1.4 Κατηγορίες Ανοξειδωτων Χαλύβων

Σε αντίθεση με άλλα υλικά στα οποία η ταξινόμηση γίνεται σύμφωνα με τη σύστασή τους, οι ανοξειδωτοι χάλυβες κατηγοριοποιούνται βάσει της επικρατέστερης φάσης που εμφανίζεται στην κρυσταλλική τους δομή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Εν συνεχεία η κάθε κατηγορία από αυτές διαχωρίζεται σε ποικίλους τύπους χαλύβων με βάση τη χημική σύσταση.

Η μικροδομή ασκεί καθοριστική επίδραση στις ιδιότητες του χάλυβα. Οι τρεις βασικές φάσεις που συναντώνται στους ανοξειδωτους χάλυβες σε κανονικές συνθήκες θερμοκρασίας είναι ο ωστενίτης ( $\gamma$ -Fe), ο φερρίτης ( $\alpha$ -Fe) και ο μαρτενσίτης. Κατ'αντιστοιχία προκύπτουν οι ωστενιτικοί, οι φερριτικοί και οι μαρτενσιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες. Μια επιπλέον κατηγορία αποτελούν οι διφασικοί ή ωστενοφερριτικοί χάλυβες ή ανοξειδωτοι χάλυβες διπλής φάσης (duplex), οι οποίοι περιέχουν ωστενίτη και φερρίτη σε αναλογία που κυμαίνεται από 50:50 έως 40:60. Επίσης, συναντώνται οι ανοξειδωτοι χάλυβες με σκλήρωση από κατακρήμνιση (Precipitation Hardening steels, PH), οι οποίοι σχηματίζουν καρβίδια και είναι σκληρυνόμενοι με θερμική κατεργασία γήρανσης. Οι PH ανοξειδωτοι χάλυβες κατηγοριοποιούνται περαιτέρω σε ημι-ωστενιτικούς, ωστενιτικούς και μαρτενσιτικούς αναλόγως της φάσης της μήτρας στην οποία σχηματίζονται τα καρβίδια.

### 1.4.1 Φερριτικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες

Οι φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν χωροκεντρωμένη κυβική κρυσταλλική δομή (bcc), ίδια με αυτή του απλού σιδήρου (Fe) σε θερμοκρασία δωματίου. Σε αντίθεση με τους ωστενιτικούς χάλυβες, που θα παρουσιαστούν παρακάτω, η συγκεκριμένη κατηγορία ανοξειδωτων χαλύβων είναι φερρομαγνητική. Η ιδιότητα αυτή διατηρείται μέχρι τη λεγόμενη θερμοκρασία Curie, δηλαδή μέχρι τους  $750^{\circ}\text{C}$  περίπου. Το βασικό στοιχείο κραμάτωσης είναι το χρώμιο (Cr), η περιεκτικότητα του οποίου κυμαίνεται, συνήθως, μεταξύ των τιμών 11 και 17%, ενώ σε ορισμένους φερριτικούς τύπους έχουν παρατηρηθεί μεγαλύτερα ποσοστά Cr της τάξης του 30%. Περιέχουν χαμηλό ποσοστό άνθρακα (C) και ελάχιστο ή καθόλου νικέλιο (Ni). Το Ni αποτελεί ένα από τα πιο ακριβά κραματικά στοιχεία και ταυτόχρονα παρουσιάζει μεγάλη μεταβλητότητα στην τιμή. Επομένως, η χαμηλή περιεκτικότητά τους σε Ni τους δίνει μια σταθερότητα στην τιμή. Σε μερικούς προστίθεται μολυβδένιο (Mo) προς βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση ενώ η κραμάτωση με τιτάνιο (Ti) ή νιόβιο (Nb) βελτιώνει τη συγκολλησιμότητά τους.

#### **1.4.2 Μαρτενσιτικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες**

Οι μαρτενσιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες συνιστούν τη μικρότερη ομάδα στους ανοξειδωτους χάλυβες. Ο μαρτενσίτης είναι μετασταθής φάση που προκύπτει με απότομη ψύξη του ωστενίτη. Οι φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες μετασχηματίζονται σε μαρτενσιτικούς με κατάλληλη θερμική κατεργασία (βαφή με απότομη ψύξη και επαναφορά). Περιέχουν Cr σε ποσοστό 12-17%, το οποίο εξασφαλίζει τη δημιουργία κράματος υψηλής εμβαπτότητας (Hardenability), καθόλου ή ελάχιστο ποσοστό Ni και σπάνια Mo. Η περιεκτικότητα σε C είναι μεγαλύτερη σε σχέση με τις άλλες κατηγορίες χάλυβων. Μεγαλύτερα ποσοστά άνθρακα έχουν ως άμεσο αποτέλεσμα τη βελτίωση της αντοχής και την αύξηση της σκληρότητας σε σχέση με τους υπόλοιπους ανοξειδωτους χάλυβες. Παράλληλα, ο άνθρακας μειώνει τη συγκολλησιμότητά τους και γι' αυτό συνήθως απαιτείται η διενέργεια θερμικών κατεργασιών πριν και μετά τη διαδικασία συγκόλλησης. Οι μαρτενσιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες κρυσταλλώνονται σε χωροκεντρομένη τετραγωνική (bct) δομή και είναι μαγνητικοί.

#### **1.4.3 Ανοξειδωτοι Χάλυβες με Σκλήρυνση από Κατακρήμιση**

Εκτός από την υψηλή περιεκτικότητα σε χρώμιο, περιέχουν και άλλα κραματικά στοιχεία, όπως νικέλιο (Ni), ταντάλιο (Ta), νιόβιο (Nb), τιτάνιο (Ti), αλουμίνιο (Al) και η σκληρότητά τους προκύπτει κυρίως από μαρτενσιτικό μετασχηματισμό (βαφή) και κατακρήμιση μεσομεταλλικών ενώσεων τύπου  $Ni_3Al$ ,  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Nb$ .

#### **1.4.4 Διφασικοί Ανοξειδωτοι Χάλυβες**

Οι Duplex ανοξειδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν εξαιρετική μηχανική και αντιδιαβρωτική συμπεριφορά, ενώ ταυτόχρονα απαιτούν σχετικά χαμηλό κόστος παραγωγής. Για τον καλύτερο συνδυασμό αντοχής σε διάβρωση και μηχανικής αντοχής, είναι απαραίτητο να διατηρείται η αναλογία φερρίτη-ωστενίτη κοντά στην τιμή 1:1. Στους επεξεργασμένους τύπους, αυτή η αναλογία επιτυγχάνεται με ένα συνδυασμό επιλογής στοιχείων κραμάτωσης και μια κατάλληλη θερμική κατεργασία μετά την παραγωγή. Οι σύγχρονοι διφασικοί ανοξειδωτοι χάλυβες χαρακτηρίζονται από μικροδομή δύο φάσεων, η οποία αποτελείται από ένα μείγμα με περίπου 50% κατ' όγκο νησίδων ωστενίτη (fcc) μέσα σε κόκκους φερρίτη (bcc) και είναι μαγνητικοί λόγω της φερριτικής φάσης.

Χαρακτηριστικό τους αποτελεί η υψηλή περιεκτικότητα σε Cr (20-25%) και η σχετικά χαμηλή περιεκτικότητα σε Ni (1.5-7%), γεγονός που συμβάλλει στη σταθερότητα της τιμής τους. Μολυβδαίνιο (Mo, 0.3-4%) και άζωτο (N) προστίθενται για την βελτίωση

της αντοχής σε διάβρωση. Σε υψηλές θερμοκρασίες η σταθερότητα της διπλοφασικής δομής επηρεάζεται περισσότερο από την παρουσία αζώτου παρά από το χρώμιο ή το μολυβδαίνιο.

#### **1.4.5 Ωστενιτικοί Ανοξειδωτοί Χάλυβες**

Οι ωστενιτικοί συνιστούν τη μεγαλύτερη κατηγορία ανοξειδωτων χαλύβων. Πρόκειται για ανοξειδωτους χάλυβες με κύρια φάση τον ωστενίτη ( $\gamma$ -Fe). Ο ωστενίτης αποτελεί αλλοτροπική μορφή του σιδήρου (Fe) και κρυσταλλώνεται στο εδροκεντρωμένο κυβικό σύστημα (fcc). Είναι παραμαγνητικός με αποτέλεσμα οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες να είναι πρακτικά μη μαγνητικοί υπό κανονικές συνθήκες. Επίσης, συνήθως δεν επιδέχονται θερμική κατεργασία.

Οι περισσότεροι ωστενιτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες περιέχουν τουλάχιστον 16% Cr και πολύ μικρό ποσοστό C ( $<0.08$  wt%), ενώ ορισμένοι τύποι μπορεί να περιέχουν άνθρακα έως 0.15%. Η ωστενιτική δομή σταθεροποιείται σε θερμοκρασία δωματίου με την προσθήκη κατάλληλων κραματικών στοιχείων, από τα οποία το νικέλιο (Ni) είναι το πιο συνηθισμένο. Ως στοιχεία σταθεροποίησης χρησιμοποιούνται, επίσης, το μαγγάνιο (Mn) καθώς και το άζωτο (N). Ο ωστενίτης παραμένει η σταθερή φάση σε όλο το θερμοκρασιακό εύρος από το σημείο τήξης του κράματος έως πολύ κάτω από τους  $0^{\circ}\text{C}$ . Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες παρουσιάζουν εξαιρετική αντοχή σε διάβρωση, καλή ολκιμότητα και συγκολλησιμότητα. Η δυσθραυστότητα τους σε χαμηλές θερμοκρασίες τους κάνει χρήσιμους σε κρυογενικές εφαρμογές. Η αντοχή τους μπορεί να αυξηθεί με ψυχρή έλαση. Έχουν χαμηλό όριο διαρροής, σχετικά υψηλή αντοχή σε εφελκυσμό και δυνατότητα εύκολης μορφοποίησης.

### **1.5 Υποκατηγορίες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων**

Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοί χάλυβες ταξινομούνται περαιτέρω σε πέντε υποκατηγορίες. Αυτές είναι οι σειρές με τους κλασικούς ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες νικελίου Cr-Ni και Cr-Ni-Mo, οι σειρές αντικατάστασης νικελίου με μαγγάνιο και άζωτο Cr-Mn-N, οι σειρές υψηλής απόδοσης και υψηλών θερμοκρασιών.

#### **1.5.1 Ωστενιτικές σειρές Cr-Ni**

Συχνά αναφέρονται ως τύποι 18-8 και 18-10 υπονοώντας τις περιεκτικότητες σε Cr και Ni αντίστοιχα. Ανήκουν στη σειρά 300, σύμφωνα με τα αμερικανικά πρότυπα

AISI-SAE. Μερικοί τύποι είναι κραματωμένοι με άζωτο (N) προς βελτίωση της αντοχής ή με S προς βελτίωση της εργασιμότητας. Υπάρχουν επίσης σταθεροποιημένοι τύποι όπου το Ti και το Nb προστίθενται προς βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων σε υψηλές θερμοκρασίες με τον σχηματισμό καρβιδίων. Παλαιότερα η σταθεροποίηση με Ti και Nb χρησιμοποιούνταν για να αποτρέψει την καταστροφική κατακρήμνιση καρβιδίων κατά την συγκόλληση αλλά για τους σύγχρονους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες Cr-Ni που έχουν χαμηλή περιεκτικότητα σε C αυτό δεν είναι απαραίτητο. Γενικά, οι ποιότητες της σειράς αυτής έχουν καλή αντοχή στη διάβρωση, μεγάλη δυνατότητα διαμόρφωσης, χαμηλό όριο διαρροής, σχετικά υψηλό όριο θραύσης και καλή ικανότητα συγκόλλησης, παρέχοντας ένα ευρύ φάσμα εφαρμογών.

### **1.5.2 Ωστενιτικές σειρές Cr-Ni-Mo**

Είναι επίσης γενικής χρήσης αλλά με αυξημένη αντοχή σε διάβρωση λόγω της προσθήκης Mo (2-3 wt%) και μερικές φορές χαρακτηρίζονται ως τύποι “ανθεκτικοί σε οξέα” (acid-proof). Το ποσοστό του Cr είναι περίπου 17% και του Ni 10-13%. Επίσης, N και S προστίθενται προς βελτίωση της αντοχής και της εργασιμότητας αντίστοιχα. Τα Ti, Nb έχουν την ίδια χρήση με τις σειρές Cr-Ni.

### **1.5.3 Ωστενιτικές σειρές Cr-Mn-N**

Εκτός από τη γνωστή και ευρέως χρησιμοποιούμενη σειρά 300 των νικελιούχων ωστενιτικών χάλυβων, υπάρχουν και οι μαγγανιούχοι της σειράς 200. Σε αυτές τις νέες ποιότητες παρατηρείται διαφορετική χημική σύσταση, η οποία διακρίνεται από μειωμένη ποσότητα χρωμίου (Cr, <15 wt%) και αρκετά χαμηλότερη περιεκτικότητα νικελίου. Το νικέλιο αντικαθίσταται μερικά από τη συνδυασμένη προσθήκη μαγγανίου-αζώτου που λειτουργεί ως σταθεροποιητής της ωστενιτικής δομής. Η μείωση του νικελίου με προσθήκη μαγγανίου, μειώνει την ποσότητα χρωμίου η οποία μπορεί να προστεθεί, επηρεάζοντας έτσι αρνητικά την αντοχή σε διάβρωση. Όμως η προσθήκη μαγγανίου, σε συνδυασμό με άζωτο, μπορεί να επιφέρει τα ίδια αποτελέσματα λειτουργώντας ευνοϊκά και στο κόστος. Εκτός από το γεγονός ότι οι ανοξειδωτοι χάλυβες χρωμίου-μαγγανίου είναι πιο οικονομικοί, προσφέρουν ταυτόχρονα αξιόλογες δυνατότητες μορφοποίησης και αντοχής ανάλογες των στοιχείων που διαμορφώνουν τη σύστασή τους.

### **1.5.4 Ωστενιτικές σειρές υψηλής απόδοσης**

Αναπτύχθηκαν για χρήση σε πολύ απαιτητικά περιβάλλοντα και έχουν υψηλά ποσοστά κραματικών στοιχείων. Η περιεκτικότητα σε Cr κυμαίνεται μεταξύ 17-25%, για



το Ni η διακύμανση των τιμών είναι 14-25% και για το Mo 3-7%. Το N προστίθεται για τη βελτίωση της αντοχής και της ανθεκτικότητας σε διάβρωση. Μερικοί τύποι περιέχουν χαλκό για την βελτίωση της αντοχής έναντι συγκεκριμένων οξέων.

### 1.5.5 Ωστενιτικές σειρές υψηλής θερμοκρασίας

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες υψηλής θερμοκρασίας είναι σχεδιασμένοι για χρήση σε περιβάλλοντα με θερμοκρασίες που υπερβαίνουν τους 550°C, δηλαδή στο εύρος των θερμοκρασιών όπου το φαινόμενο του ερπυσμού είναι καθοριστικός παράγοντας. Χαρακτηρίζονται από υψηλό ποσοστό σε Cr (17-25%) και Ni (8-20%) αλλά δεν περιέχουν Mo. Το Si και το Ce προστίθεται προς βελτίωση της αντοχής σε οξείδωση και το N για βελτίωση της αντοχής σε ερπυσμό.

## 1.6 Ονοματολογία ανοξείδωτων χάλυβων

Κατά κύριο λόγο, οι ανοξείδωτοι χάλυβες ταυτοποιούνται με τους τρεις παρακάτω τρόπους:

- Με αριθμούς σύμφωνα με το Unified Numbering System (UNS), που αναπτύχθηκαν από την American Society for Testing and Materials (ASTM) και από την Society of Automotive Engineers (SAE) για όλα τα εμπορικά μέταλλα και κράματα.
- Με σύστημα αρίθμησης σύμφωνα με το **American Iron and Steel Institute (AISI)**.
- Με ονόματα που στηρίζονται σε συντομογραφίες συστάσεων, σε ονομασίες με ιδιοκτησιακά δικαιώματα και σε εμπορικά σήματα.

Οι αριθμοί κατά το UNS περιλαμβάνουν έξι σύμβολα, δηλαδή ένα γράμμα ακολουθούμενο από πέντε αριθμούς (π.χ. S31254, S32654). Κατά το AISI χρησιμοποιείται ένα σύστημα με τρεις αριθμούς, οι οποίοι σε μερικές περιπτώσεις ακολουθούνται από ένα γράμμα, όπως για παράδειγμα οι ωστενιτικοί με Cr-Mn προσδιορίζονται με αριθμούς από τη σειρά 200, οι ωστενιτικοί με Cr-Ni από τη 300 και οι φερριτικοί και μαρτενσιτικοί με Cr από τη σειρά 400. Οι κυριότεροι τύποι (και η σύσταση αυτών) ωστενιτικών ανοξείδωτων χάλυβων παρουσιάζονται στον Πίνακα 1. [2], [3]

**Πίνακας 1.1:** Τυπικές χημικές συστάσεις ορισμένων ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων

<b>Χάλυβας κατά AISI</b>	<b>UNS</b>	<b>C (%wt)</b>	<b>Mn (%wt)</b>	<b>Cr (%wt)</b>	<b>Ni (%wt)</b>	<b>Άλλο (%wt)</b>
301	S30100	0.15 max	2	16-18	6-8	-
304	S30400	0.08 max	2	18-20	8-12	-
304L	S30403	0.03 max	2	18-20	8-12	-
309	S30900	0.20 max	2	22-24	12-15	-
310	S31000	0.25 max	2	24-26	19-22	-
316	S31600	0.08 max	2	16-18	10-14	2-3% Mo
316L	S31603	0.03 max	2	16-18	10-14	2-3% Mo
<b>321</b>	<b>S32100</b>	<b>0.08 max</b>	<b>2</b>	<b>17-19</b>	<b>9-12</b>	<b>(5 x %C) Ti min</b>
347	S34700	0.08 max	2	17-19	9-13	(10 x %C) Nb-Ta min

#### Άλλες προδιαγραφές [4]

- ISO/TS 4949- International Standardization Organization
- European Standards- EN10027
- BS/UK- British Steel Grades
- DIN- German Steel Grades
- GB/PR- China Steel Grades
- JIS- Japanese Steel Grades
- KS- Korea Steel Grades
- SS- Sweden Steel Grades

### 1.7 Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στους ανοξείδωτους χάλυβες

Ο ρόλος ενός κραματικού στοιχείου είναι σύνθετος. Επηρεάζει τη στερεά διαλυτότητα των άλλων κραματικών στοιχείων, τη θερμοδυναμική σταθερότητα των

φάσεων και εν γένει τη διαμόρφωση της μικροδομής στους χάλυβες καθώς και τις φυσικές και μηχανικές ιδιότητές τους. Τα σημαντικότερα κραματικά στοιχεία στους ανοξείδωτους χάλυβες, εκτός από το χρώμιο (Cr), είναι το νικέλιο (Ni), το μολυβδαίνιο (Mo), το μαγγάνιο (Mn), το άζωτο (N) και ο άνθρακας (C). Κάθε κραματικό στοιχείο έχει συγκεκριμένη επίδραση στις ιδιότητες του ανοξείδωτου χάλυβα. Αυτό που καθορίζει τελικά τις ιδιότητες του χάλυβα είναι η συνδυασμένη επίδραση των κραματικών στοιχείων, της θερμικής επεξεργασίας και ως ένα βαθμό των ακαθαρσιών. Η επίδραση κάθε στοιχείου προσθήκης πολλές φορές διαφέρει ανάλογα με την κατηγορία του ανοξείδωτου χάλυβα.

### **1.7.1 Χρώμιο (Cr)**

Είναι το πιο βασικό στοιχείο των ανοξείδωτων χαλύβων καθώς τους προσδίδει το χαρακτηριστικό της αντοχής στη διάβρωση. Η αντίσταση στη διάβρωση επιτυγχάνεται με το παθητικό επιφανειακό οξείδιο, στοιχειομετρίας  $(Fe,Cr)_2O_3$ , που σχηματίζει το Cr παρουσία οξυγόνου. Το ελάχιστο ποσοστό χρωμίου, που απαιτείται για τη δημιουργία της προστατευτικής μεμβράνης είναι 10.5% wt. Στην αναλογία αυτή το παθητικό επίστρωμα δεν είναι αρκετά συνεκτικό και προσφέρει αντιδιαβρωτική προστασία μόνο για ήπια διαβρωτικά περιβάλλοντα. Αύξηση του ποσοστού του χρωμίου στον χάλυβα (έως 30%), αυξάνει τη σταθερότητα του παθητικού επιστρώματος και την αντίσταση σε πιο διαβρωτικά περιβάλλοντα. Το χρώμιο είναι α-φερρογόνο στοιχείο προωθώντας τον σχηματισμό και τη διατήρηση του φερρίτη στη μικροδομή του ανοξείδωτου χάλυβα. Επίσης, είναι ισχυρός παράγοντας σχηματισμού καρβιδίων και ενδομεταλλικών ενώσεων κατά τη θερμική κατεργασία των ανοξείδωτων χαλύβων. [5]

### **1.7.2 Νικέλιο (Ni)**

Ως ισχυρά γ-φερρογόνο στοιχείο σταθεροποιεί την ωστενιτική δομή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ή ακόμα και σε χαμηλότερες από αυτή θερμοκρασίες. Η φάση του ωστενίτη είναι επιθυμητή, διότι ως δομή του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος (fcc) χαρακτηρίζεται από υψηλή ολκιμότητα, δυσθραυστότητα και καλύτερη αντοχή σε διάβρωση σε σχέση με τις άλλες δομές. Επίσης, με την προσθήκη Ni περιορίζεται η διάβρωση σε δραστικά χημικά περιβάλλοντα και ευνοείται η ικανότητα διαμόρφωσης του χάλυβα. Το νικέλιο δεν προάγει τον σχηματισμό καρβιδίων ή άλλων ενδομεταλλικών ενώσεων, γεγονός που προσδίδει στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες πολύ καλή συγκολλησιμότητα. [3]

### 1.7.3 Μολυβδαίνιο (Mo)

Το Mo είναι α-φερρογόνο στοιχείο και η παρουσία του προωθεί τον σχηματισμό και τη διατήρηση του φερρίτη στη μικροδομή. Η επίδραση της προσθήκης του Mo στους ανοξείδωτους χάλυβες είναι ανάλογη με τον τύπο του κάθε κράματος. Για τα φερριτικά, ωστενιτικά και duplex κράματα προστίθενται ποσότητες Mo μέχρι 6% κατά βάρος ώστε να βελτιωθεί η αντίσταση σε διάβρωση. Η αντίσταση αυτή αφορά κυρίως τη διάβρωση οπών (pitting) και διάβρωση χαραγής (crevice corrosion). Το μολυβδαίνιο συμβάλλει στη σταθεροποίηση της επιφανειακής παθητικής επίστρωσης και εμποδίζει τοπικές μορφές διάβρωσης, κυρίως από χλωριόντα. Η μέγιστη προσθήκη του μολυβδαίνιου στο χάλυβα για αντίσταση στην τοπική διάβρωση περιορίζεται από την τάση του για σχηματισμό της ψαθυρής φάσης σ [6]. Η προσθήκη Mo στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες αυξάνει επίσης την αντοχή τους σε υψηλές θερμοκρασίες [3].

### 1.7.4 Μαγγάνιο (Mn)

Το Mn προστίθεται γενικά σε όλους τους ανοξείδωτους χάλυβες. Συναντάται σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες (1-2% wt) καθώς ο κύριος ρόλος του είναι η σταθεροποίηση της ωστενιτικής δομής. Ως εκ τούτου, δύναται να αντικαταστήσει ως ένα βαθμό το Ni των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων, επιφέροντας οικονομικά οφέλη. Το Mn είναι πολύ δραστικό στη σταθεροποίηση του ωστενίτη σε χαμηλές θερμοκρασίες, ενώ η δραστικότητά του στην προώθηση του ωστενίτη σε υψηλές θερμοκρασίες εξαρτάται από τη συνολική σύσταση του κράματος. Ποσοστά μαγγανίου της τάξης του 2% wt οδηγούν στο σχηματισμό των σταθερών ενώσεων θείου (σουλφιδίων, MnS), με αποτέλεσμα την αύξηση της ολκιμότητας των ανοξείδωτων χαλύβων. Επιπλέον, το Mn συχνά προστίθεται σε ειδικά κράματα ώστε να επιτευχθεί αύξηση της διαλυτότητας του αζώτου (N) στην ωστενιτική φάση. Η συνεισφορά του Mn στις μηχανικές ιδιότητες του κράματος δεν είναι ιδιαίτερος σημαντική. [3], [6]

### 1.7.5 Άζωτο (N)

Το άζωτο, ως ισχυρά γ-φερρογόνο στοιχείο παρεμβολής, προστίθεται για τη σταθεροποίηση του ωστενίτη στις υψηλές θερμοκρασίες, αλλά και την αποφυγή μαρτενσιτικού μετασχηματισμού στις χαμηλές θερμοκρασίες με μείωση της θερμοκρασίας Ms [2]. Σε συνδυασμό με το μαγγάνιο αποτελεί, έναντι του ακριβού Ni, εναλλακτική οικονομικότερη λύση για τη σταθεροποίηση της ωστενιτικής δομής. Σαν στοιχείο παρεμβολής, βελτιώνει σημαντικά τη μηχανική αντοχή αλλά και την αντοχή σε διάβρωση,

κυρίως όταν συνδυαστεί με Mo [6]. Αν και η προσθήκη αζώτου στους υπερωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες καθυστερεί το σχηματισμό ενδομεταλλικών φάσεων (κυρίως της φάσης σ), η επίδραση του σχηματισμού νιτριδίου του χρωμίου ( $Cr_2N$ ), ιδιαίτερα στους υπερωστενιτικούς, όπου τα ποσοστά αζώτου είναι αυξημένα, έχει αρνητικές επιπτώσεις στην αντιδιαβρωτική ικανότητα του χάλυβα.

#### **1.7.6 Άνθρακας (C)**

Ο άνθρακας αποτελεί απαραίτητο στοιχείο για τους κοινούς χάλυβες. Στους ανοξειδωτους η περιεκτικότητά του δεν ξεπερνά το 1.0% wt, ενώ στους υπερωστενιτικούς βρίσκεται συνήθως σε ποσοστό μικρότερο του 0.03% wt. Θεωρείται ισχυρό γ-φερρογόνο στοιχείο και ευνοεί την ωστενιτική δομή. Καταλαμβάνει θέσεις παρεμβολής και αυξάνει την αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες. Επίσης, χρησιμοποιείται σαν μέσο σκλήρωσης στερεού διαλύματος (solid solution strengthening) [3]. Έχει, όμως, δυσμενή επίδραση στη μηχανουργική κατεργασιμότητα και συγκολλησιμότητα του χάλυβα. Υψηλά ποσοστά άνθρακα μειώνουν τη δυσθραυστότητα και την αντίσταση στην περικρυσταλλική διάβρωση, λόγω σχηματισμού καρβιδίων του χρωμίου ( $M_{23}C_6$ ) στα όρια των κόκκων. Για το λόγο αυτό παράγονται κράματα με μικρή περιεκτικότητα σε C (L grade). Εξαιρέση αποτελούν οι μαρτενσιτικοί χάλυβες, στους οποίους ο C είναι κρίσιμος για το μετασχηματισμό της φάσης του μαρτενσίτη.

#### **1.7.7 Άλλα κραματικά στοιχεία**

Ένα πλήθος στοιχείων κραμάτωσης προστίθενται στους ανοξειδωτους χάλυβες που προορίζονται για ειδικές εφαρμογές. Τέτοια στοιχεία είναι διάφορα καρβιδιογόνα, όπως το τιτάνιο (Ti) ή το νιόβιο (Nb) και κάποια άλλα όπως ο χαλκός (Cu) και το πυρίτιο (Si) [7].

Το τιτάνιο και το νιόβιο προστίθενται στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες ώστε να προσδώσουν σταθερότητα στον άνθρακα. Είναι ισχυρά α-φερρογόνα διότι ως καρβιδιογόνα δεσμεύουν και αδρανοποιούν τον γ-φερρογόνο άνθρακα, ώστε να ενισχύεται η αντίσταση σε περικρυσταλλική διάβρωση. Και τα δυο αυτά στοιχεία σχηματίζουν ένα καρβίδιο τύπου MC, το οποίο δεν διασπάται κατά την τήξη και τη θερμική κατεργασία, αποτρέποντας έτσι τον πλούσιο σε Cr σχηματισμό  $M_{23}C_6$ , το οποίο ευνοεί την περικρυσταλλική διάβρωση. Με τη δέσμευση του C βελτιώνεται, επίσης, η συγκολλησιμότητα και οι μηχανικές ιδιότητες σε υψηλές θερμοκρασίες. Το τιτάνιο έχει την τάση να προκαλεί έντονο χημικό διαφορισμό, ενώ με τη δέσμευση του άνθρακα στο σχηματισμό καρβιδίων μειώνεται η συνολική επίδραση του άνθρακα στη διατήρηση της

ωστενιτικής δομής. Η προσθήκη του γ-φερρογόνου χαλκού αυξάνει την αντίσταση στη διάβρωση σε όξινα περιβάλλοντα. Το α-φερρογόνο πυρίτιο αυξάνει την αντίσταση στην οξειδωση σε υψηλές θερμοκρασίες και σε όξινα περιβάλλοντα χαμηλών θερμοκρασιών.

## **1.8 Δευτερογενείς φάσεις στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες**

Η επίδραση των υψηλών θερμοκρασιών στους ανοξειδωτους χάλυβες οδηγεί στον μετασχηματισμό διαφόρων φάσεων στη μικροδομή των χάλυβων. Ένα πλήθος κατακρημνισμάτων και ενδομεταλλικών ενώσεων, τα οποία εξαρτώνται άμεσα από τη σύσταση και τη θερμική κατεργασία, μπορούν να επιφέρουν σημαντικά αρνητικά αποτελέσματα στην αντιδιαβρωτική ικανότητα αλλά και στις επιθυμητές μηχανικές ιδιότητες (πτώση δυσθραυστότητας και αντοχής) των ανοξειδωτων χάλυβων [8], [9]. Εφόσον η μελέτη της μικροδομής ανοξειδωτων ωστενιτικών και υπερωστενιτικών χάλυβων αποτελεί ένα βασικό τμήμα της παρούσας εργασίας, θα ακολουθήσει σύντομη περιγραφή των σημαντικότερων δευτερευουσών φάσεων που παρατηρούνται σε αυτούς τους τύπους. Στον Πίνακα 1.2 που ακολουθεί παρουσιάζονται τα διάφορα είδη κατακρημνισμάτων [3], η δομή και η στοιχειομετρία τους καθώς και το θερμοκρασιακό εύρος όπου εμφανίζονται. Από τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες πιο επιρρεπείς στη δημιουργία δευτερευουσών φάσεων είναι οι υψηλά κραματωμένοι. Σε όλους τους χάλυβες τα κατακρημνίσματα των ενδομεταλλικών φάσεων μπορούν να διαλυτοποιηθούν με ανόπτηση. Στους υψηλά κραματωμένους η πλήρης διαλυτοποίηση απαιτεί συνήθως μεγάλους χρόνους σε υψηλές θερμοκρασίες.

**Πίνακας 1.2:** Κυριότερες δευτερεύουσες φάσεις στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες

Είδος Δευτερεύουσας φάσης	Στοιχειομετρία	Κρυσταλλική δομή	Θερμοκρασιακό εύρος	Μεγαλύτερη πιθανότητα εμφάνισης
<b>σ-φάση</b>	Fe-Ni-Cr-Mo	Τετραγωνική	550-950°C	<b>AISI</b> 304/304L 316/316L 321;347
<b>Laves (η)</b>	Fe <sub>2</sub> Mo	Εξαγωνική	600-1000°C	<b>AISI</b> 316/316L 321;347
<b>χ-φάση</b>	Fe <sub>36</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>10</sub>	bcc	700-900°C	<b>AISI</b> 316/316L 321
<b>MC</b>	TiC NbC	fcc	700-950°C	<b>AISI</b> 321 347
<b>M<sub>6</sub>C</b>	(FeCr) <sub>3</sub> Mo <sub>3</sub> C, Fe <sub>3</sub> Nb <sub>3</sub> C, Mo <sub>5</sub> SiC	Diamond cubic	700-950°C	<b>AISI</b> 316/316L
<b>M<sub>23</sub>C<sub>6</sub></b>	(Cr, Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , (Cr,Fe, Mo) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	fcc	600-950°C	Σχεδόν σε όλους τους ανοξειδωτους
<b>ε Νιτρίδια (M<sub>2</sub>N)</b>	Cr <sub>2</sub> N	Εξαγωνική	700-900°C	<b>AISI</b> 304+N 316+N
<b>MN</b>	TiN, ZrN, NbN, VN	fcc	700-950°C	<b>AISI</b> 321

### 1.8.1 Φάση σ

Είναι η πιο συχνά παρατηρούμενη ενδομεταλλική φάση στους ανοξειδωτους χάλυβες, ιδίως σε αυτούς που έχουν υψηλά ποσοστά χρωμίου (Cr>16% wt) και μολυβδαινίου. Περιέχει Fe-Ni-Cr-Mo και απεικονίζεται στα διμερή διαγράμματα σιδήρου-χρωμίου, σιδήρου-μολυβδαινίου και στο τριμερές διάγραμμα σιδήρου-χρωμίου-μολυβδαινίου. Η κυψελίδα της κρυσταλλώνεται σε χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή. Στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες, σχηματίζεται πολύ αργά με κρίσιμο θερμοκρασιακό εύρος σχηματισμού περίπου μεταξύ των 550°C και 950°C, ενώ μπορεί να διευρυνθεί στους 1050°C για τους υπερωστενιτικούς χάλυβες.

Η φάση σ κατακρημνίζεται συνήθως στα όρια των κόκκων, τα οποία είναι περιοχές αυξημένης ελεύθερης ενέργειας, έχοντας σημαντικές επιπτώσεις στις ιδιότητες των ανοξειδωτων χαλύβων. Είναι σκληρή και ψαθυρή και μειώνει την ολκιμότητα και τη

δυσθραυστότητα, ιδιαίτερα στους ωστενιτικούς χάλυβες. Δεσμεύοντας το χρώμιο και το μολυβδαίνιο μειώνει σημαντικά την αντίσταση στη διάβρωση, κυρίως οπών και χαραγών, καθώς επίσης και τη συγκολλησιμότητα. Στον χώρο των συγκολλήσεων η ύπαρξή της είναι άκρως ανεπιθύμητο φαινόμενο και αποτελεί τον βασικό λόγο αστοχίας των συγκολλημένων ανοξείδωτων χάλυβων.

Εκτός του Cr και του Mo, παράγοντες που επηρεάζουν την ανάπτυξη της φάσης σ είναι η προσθήκη α-φερρογόνων κραματικών στοιχείων, όπως Ti και Si, το μέγεθος των κόκκων (μικρό μέγεθος κόκκων συμβάλλει στην ανάπτυξή της), η περιεκτικότητα σε C (δεσμεύει το χρώμιο προς σχηματισμό καρβιδίων, εμποδίζοντας τη δημιουργία της φάσης σ) και, τέλος, η πιθανή εν ψυχρώ κατεργασία που έχει υποστεί ο χάλυβας (επηρεάζει θετικά τη δημιουργία της φάσης σ). Η δημιουργία της φάσης σ είναι δυνατό να επιβραδυνθεί αν ο χάλυβας έχει υποστεί ανόπτηση, σε θερμοκρασία που ξεπερνά τους 1050°C, πριν την έκθεσή του στις κρίσιμες θερμοκρασίες (550°-950°C). Επίσης, μπορεί να επαναδιαλυτοποιηθεί με θέρμανση άνω των 1050°C. [3], [10]

### 1.8.2 Φάση Laves

Ο όρος «φάση Laves» αφορά μια ευρεία ομάδα ενδομεταλλικών ενώσεων που ακολουθούν τον στοιχειομετρικό τύπο  $AB_2$  και έχουν γενικό μοριακό τύπο  $Cr_2X$  ( $X=Ti, Mo, Nb, Zr, Hf$  ή  $Ta$ ). Η φάση Laves κρυσταλλώνεται στο εξαγωνικό σύστημα, σε υψηλές θερμοκρασίες, και στο κυβικό σε θερμοκρασία δωματίου. Στους ανοξείδωτους χάλυβες έχει χημικό τύπο  $(Cr, Fe)_2Mo$ . Η σύστασή της στους ωστενιτικούς και υπερωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες, περιλαμβάνει συνήθως μεγάλο ποσοστό σε μολυβδαίνιο, ενώ ο χημικός της τύπος είναι  $Fe_2X$ , όπου το X μπορεί να είναι Mo, Nb ή Ti. Η κατά πολύ μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε Mo και Cr σε σχέση με τη μήτρα του χάλυβα, στον οποίο εντοπίζεται η εν λόγω φάση, έχει ως αποτέλεσμα τη χαμηλότερη αντιδιαβρωτική ικανότητα στις φτωχότερες σε Mo και Cr περιοχές γύρω από τα κατακρημνίσματα της φάσης Laves. Αρνητική είναι, επίσης, η επίδρασή της και στις μηχανικές ιδιότητες των ανοξείδωτων χάλυβων. Το εύρος σχηματισμού της μεταβάλλεται ανάλογα με τη σύσταση του χάλυβα και τη θερμική κατεργασία. Χαρακτηριστικό γνώρισμα της φάσης Laves, αποτελεί το πυκνό δίκτυο των πλεγματικών ατελειών της μικροδομής της, το οποίο σε κάποιους χάλυβες οφείλεται στην παρουσία του άνθρακα. [3], [10]

### 1.8.3 Φάση χ

Προσδιορίζεται από τον χημικό τύπο  $(Fe, Ni)_{36}Cr_{18}Mo_4$  και κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα. Σχηματίζεται περίπου στο ίδιο θερμοκρασιακό εύρος



(700-950°C) με τη φάση σ και παρουσιάζουν παρόμοια μορφολογία, με τη διαφορά ότι η φάση χ περιέχει μεγαλύτερα ποσοστά Mo. Συνήθως, εμφανίζεται παράλληλα και στην ίδια περιοχή με αυτή, αλλά σε πολύ μικρότερο κλάσμα όγκου. Επίσης, συχνά, παρατηρείται η φύτευσή της κοντά σε καρβίδια  $M_{23}C_6$ , τα οποία επαναδιαλυτοποιούνται, τροφοδοτώντας την, έπειτα από γήρανση σε υψηλές θερμοκρασίες. Η φάση χ προωθεί τη διάβρωση οπών και χαραγών στους ανοξειδωτους χάλυβες, αφού δεσμεύει το χρώμιο και το μολυβδαίνιο, ελαττώνοντας τα ποσοστά τους στα όρια των κόκκων, όπως ακριβώς και η φάση σ. Γενικά, στους ανοξειδωτους χάλυβες, οι αρνητικές επιδράσεις της φάσης χ, οι οποίες αφορούν κυρίως τη μείωση της αντιδιαβρωτικής ικανότητας αλλά και τη μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων (δυσθραυστότητας), συνυπολογίζονται με τις επιπτώσεις της φάσης σ. [10]

#### 1.8.4 Καρβίδια

Πρόκειται για ενώσεις του άνθρακα με διάφορα μέταλλα που εμπεριέχονται στη σύσταση του χάλυβα. Εμφανίζονται σχεδόν σε κάθε ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα, δεδομένου ότι το χρώμιο είναι ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο. Προκύπτουν στους ανοξειδωτους χάλυβες μετά από γήρανση και φυτρώνουν προτιμητέα στα όρια των κόκκων του ωστενίτη ή και μέσα στους κόκκους σε διαταραχές. Στις κρίσιμες θερμοκρασίες 550-950°C, ο ωστενίτης έχει χαμηλή διαλυτότητα σε άνθρακα, οδηγώντας στην απόρριψη αυτού στα όρια των κόκκων και στη δημιουργία, τελικά, καρβιδίων πλούσιων σε χρώμιο ή/και σίδηρο ( $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ , MC,  $M_7C_3$ ,  $M_5C_2$ , όπου M αντιστοιχεί σε Cr ή/και Fe). Η παρουσία αυτών των καρβιδίων στα όρια των κόκκων, η οποία έχει επέλθει με δέσμευση Cr, ευαισθητοποιεί τον χάλυβα και μπορεί να οδηγήσει σε περικρυσταλλική διάβρωση καθώς και σε διάβρωση με βελονισμούς. Γι' αυτό τον λόγο, πιο επιβλαβή θεωρούνται τα καρβίδια του χρωμίου με πιο σύνηθες το  $Cr_{23}C_6$ . Στους ωστενιτικούς χάλυβες με υψηλές ποσότητες Mo μπορεί να εμφανιστεί το καρβίδιο  $M_6C$ , αντί του  $M_{23}C_6$ . Για την παρεμπόδιση του σχηματισμού καρβιδίων του Cr συνιστάται η προσθήκη έντονα καρβιδιογόνων στοιχείων όπως Ti, Nb, V, Zr και W, τα οποία δεσμεύουν τον C και σχηματίζουν καρβίδια (MC) λιγότερο επιβλαβή για τον χάλυβα [3]. Στους ωστενιτικούς χάλυβες με πολύ υψηλά ποσοστά άνθρακα μπορεί να προκύψουν καρβίδια  $M_7C_3$  ή  $M_5C_2$ . Γενικά, ο σχηματισμός καρβιδίων δεν υφίσταται στους χάλυβες υψηλών επιδόσεων, όπως είναι οι υπερωστενιτικοί ανοξειδωτοι, λόγω της ελάχιστης περιεκτικότητάς τους σε άνθρακα (μικρότερη του 0.03%). Στην παρεμπόδιση του

σχηματισμού τους συμβάλλει, επίσης, η μεγάλη περιεκτικότητα σε Ni, ενώ οι αυξημένες ποσότητες N ευνοούν τον σχηματισμό νιτριδίων. [10]

### 1.8.5 Νιτρίδια

Τα νιτρίδια που εντοπίζονται στους ωστενιτικούς, υπερωστενιτικούς και διφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες, μπορούν να ταξινομηθούν σε δύο κατηγορίες: (i) στα πρωτογενή νιτρίδια του τύπου MN, όπου M= Ti, Zr, Nb και V, τα οποία αναπτύσσονται στους χάλυβες που περιέχουν μικρά ποσοστά N, της τάξης του 0.1 wt%, και (ii) στα δευτερογενή νιτρίδια τύπου M<sub>2</sub>N, όπου M= Cr, Fe, τα οποία κατακρημνίζονται σε ανοξειδωτους χάλυβες με μεγαλύτερα ποσοστά N (0.1% έως 0.9% wt). Το άζωτο προστίθεται στους ανοξειδωτους χάλυβες προς βελτίωση των μηχανικών ιδιοτήτων και της αντοχής σε διάβρωση. Επιπλέον, ως έντονα γ-φερρογόνο στοιχείο σταθεροποιεί την ωστενιτική φάση.

Τα νιτρίδια MN παρουσιάζουν την ίδια κρυσταλλική δομή με τα καρβίδια MC, αλλά είναι περισσότερο σταθερά και δεν διαλυτοποιούνται κατά τη διαδικασία της ανόπτησης. Μπορούν να διαλύσουν μικρές ποσότητες από άλλα μεταλλικά υλικά, τα οποία υπάρχουν στη μήτρα του ανοξειδωτου χάλυβα, όπως τα Fe, Cr και Ni, αλλά μόνο πολύ μικρές ποσότητες άνθρακα, καθώς ο C αυξάνει τη μοναδιαία κυψελίδα και την πλεγματική τους παράμετρο. Λόγω της υψηλής σταθερότητας αυτών των νιτριδίων, σχεδόν όλο το άζωτο των ανοξειδωτων χαλύβων δεσμεύεται στα κατακρημνίσματα, ιδιαίτερα στους χάλυβες που έχουν σταθεροποιηθεί με Ti. Το μέγεθός τους κυμαίνεται συνήθως μεταξύ των 10-15 μm [11].

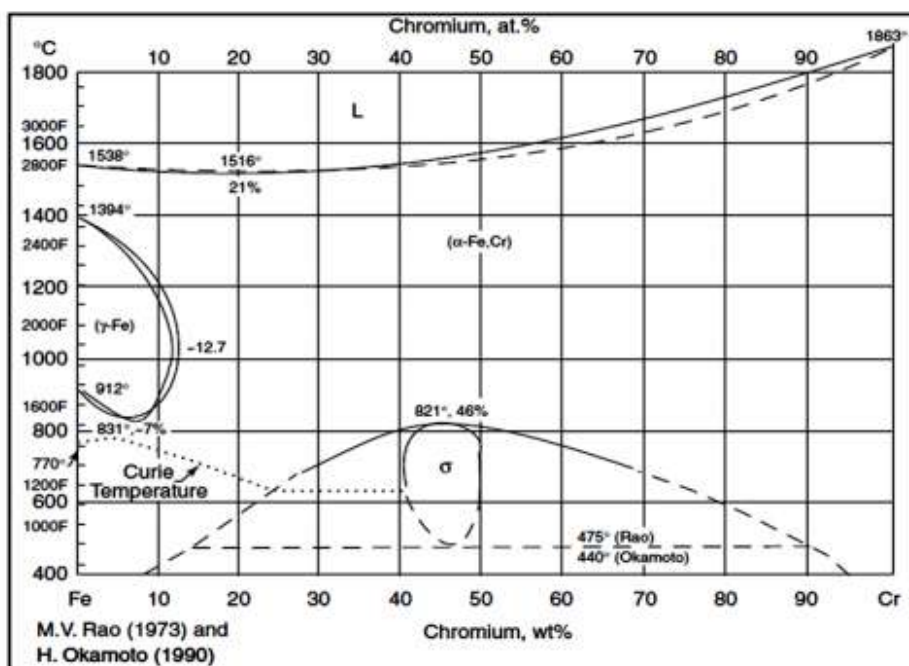
Στους ανοξειδωτους χάλυβες με περιεκτικότητα σε άζωτο που ξεπερνά το 0.1% wt σχηματίζονται, συνήθως, τα νιτρίδια του τύπου M<sub>2</sub>N. Τα σημαντικότερα από αυτά είναι το Cr<sub>2</sub>N και το CrN. Επικρατέστερο είναι το Cr<sub>2</sub>N, το οποίο συχνά αναφέρεται και ως νιτρίδιο β ή νιτρίδιο ε. Στην κατηγορία των ωστενιτικών χαλύβων, κατακρημνίζονται στο θερμοκρασιακό εύρος της ευαισθητοποίησης (400-900°C) και συνήθως εμφανίζονται ως λεπτομερή κατακρημνίσματα στα όρια των κόκκων, τα οποία είναι δύσκολο να διακριθούν από τη φάση σ και τα καρβίδια. [10], [12]

## 1.9 Διαγράμματα ισορροπίας των φάσεων ανοξειδωτων χάλυβων

Μέσω των διαγραμμάτων ισορροπίας φάσεων μπορούν να προβλεφθούν προσεγγιστικά οι σταθερές φάσεις καθώς και οι μετασχηματισμοί φάσεων που λαμβάνουν

χώρα σε καταστάσεις ισορροπίας για συγκεκριμένες συγκεντρώσεις δύο (διμερή διαγράμματα), ή τριών (τρίμερη διαγράμματα) στοιχείων σε ένα κράμα. Η απεικόνιση είναι προσεγγιστική διότι οι ανοξειδωτοι χάλυβες, συνήθως, αποτελούν κράματα πολλών διαφορετικών στοιχείων, τα οποία δεν είναι δυνατό να προσαρμοστούν εύκολα στα τυποποιημένα διαγράμματα φάσης. Επιπλέον, τα διαγράμματα φάσης βασίζονται σε συνθήκες ισορροπίας, οι οποίες δεν υφίστανται στην πληθώρα των περιπτώσεων, όπως για παράδειγμα κατά τις συνθήκες απόψυξης στη διαδικασία της βαφής.

### 1.9.1 Διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr



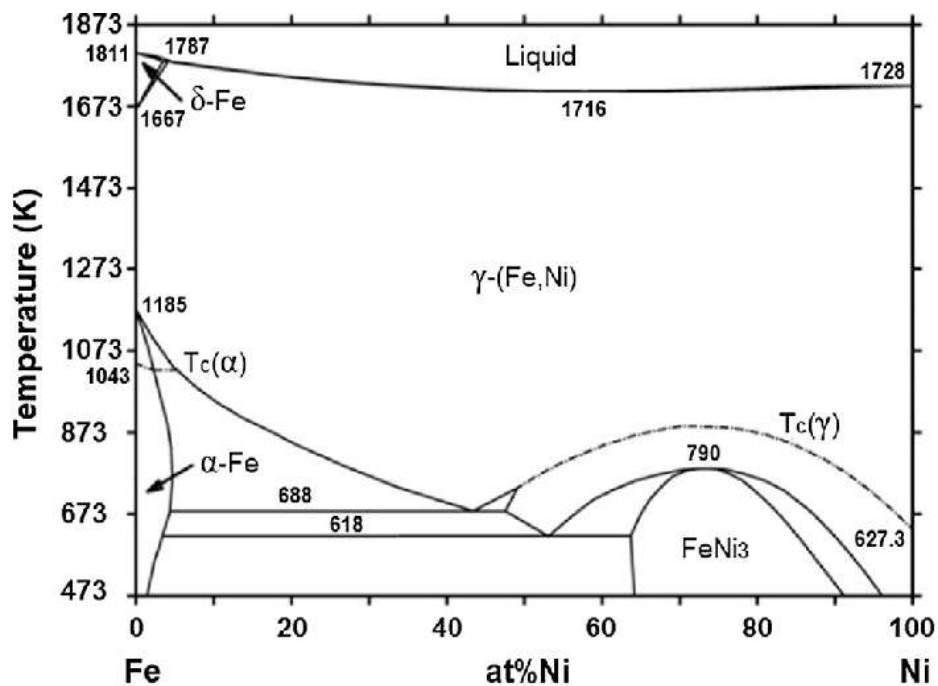
Εικόνα 1.4: Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Cr [13]

Το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων του διμερούς συστήματος Fe-Cr αποτελεί την αφετηρία για την περιγραφή της σταθερότητας των φάσεων στους ανοξειδωτους χάλυβες καθώς το χρώμιο είναι η πιο βασική κραματική προσθήκη. Επισημαίνεται ότι η διαλυτότητα του Cr στο κρυσταλλικό πλέγμα του Fe είναι πλήρης σε υψηλές θερμοκρασίες και ότι η στερεοποίηση όλων των κραμάτων Fe-Cr συμβαίνει στην κρυσταλλική δομή του φερρίτη. Σε χαμηλές περιεκτικότητες, περίπου μέχρι 11.2% wt, το Cr περιορίζει τη σταθερότητα του ωστενίτη, σε ένα μικρό εσωτερικό δακτύλιο που καλείται βρόγχος ωστενίτη (gamma loop) και εκτείνεται στο θερμοκρασιακό διάστημα 912-1394°C. Στο ίδιο εύρος θερμοκρασιών και για περιεκτικότητες χρωμίου μεταξύ των ποσοστών 11.2-12.7% wt, συνυπάρχουν οι φάσεις του φερρίτη και του ωστενίτη. Για

ποσοστά χρωμίου που ξεπερνούν το 13% wt και θερμοκρασίες άνω των 830°C, ο φερρίτης αποτελεί τη σταθερή φάση σε ολόκληρο το θερμοκρασιακό εύρος.

Σε χαμηλές θερμοκρασίες και για περιεκτικότητες σε Cr που ξεπερνούν το 20% σχηματίζεται η φάση σ. Επειδή η φάση σ σχηματίζεται σε χαμηλές θερμοκρασίες, η κινητική του σχηματισμού είναι αρκετά αργή και η κατακρήμνιση απαιτεί εκτεταμένους χρόνους στο θερμοκρασιακό εύρος των 600-830°C. Η διακεκομμένη οριζόντια γραμμή στην περιοχή της σ και α φάσης στους 475°C αντιστοιχεί στο φαινόμενο που είναι γνωστό ως ψαθυροποίηση στους 475°C, το οποίο είναι το αποτέλεσμα δημιουργίας κατακρημνισμάτων πλούσιων σε Cr μέσα στην κρυσταλλική δομή της α φάσης. Αυτές οι ενώσεις ονομάζονται α-τόνος (ά ή a-prime). Σχηματίζονται μεταξύ των θερμοκρασιών 400 και 540°C και προκαλούν σημαντική ψαθυροποίηση σε κράματα με ποσοστό Cr μεγαλύτερο από 14%.

### 1.9.2 Διάγραμμα ισορροπίας Fe-Ni

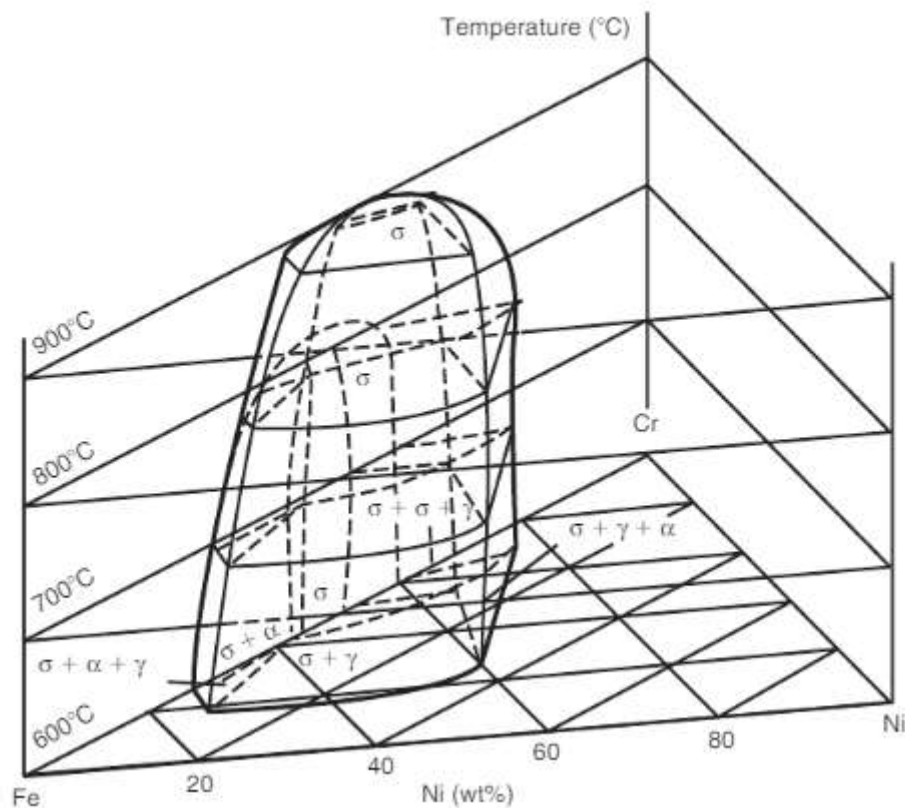


Εικόνα 1.5: Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Ni [14]

Από το διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Ni συμπεραίνεται πως η σταθερότητα του ωστενίτη στον ανοξειδωτο χάλυβα εξαρτάται άμεσα από την περιεκτικότητά του σε νικέλιο. Γενικά, αύξηση του ποσοστού του νικελίου αυξάνει την περιοχή σταθερότητας του ωστενίτη. Επίσης, αύξηση του ποσοστού του νικελίου έως ~50% κ.β. οδηγεί σε μείωση της θερμοκρασίας μετασχηματισμού  $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha$ .

### 1.9.3 Διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr-Ni

Το Ni ως ισχυρά  $\gamma$ -φερρογόνο στοιχείο επεκτείνει την περιοχή του βρόγχου του ωστενίτη και του επιτρέπει να είναι σταθερός σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Το τριμερές σύστημα Fe-Cr-Ni αποτελεί τη βάση για τους ωστενιτικούς και διφασικούς ανοξείδωτους χάλυβες. Στο διάγραμμα ισορροπίας αποτυπώνεται η ύπαρξη τριών μόνο στερεών φάσεων, της ωστενιτικής, της φερριτικής και της φάσης  $\sigma$ . Για μεγάλη αναλογία Cr/Ni, μπορεί να προκύψει  $\delta$ -φερρίτης κατά τη στερεοποίηση και η φάση  $\sigma$  κατά τη γήρανση σε θερμοκρασίες μεταξύ των 550 και 900°C. Όπως φαίνεται στην Εικόνα 1.6 η συνθετική ικανότητα της  $\sigma$  φάσης ευνοείται σε θερμοκρασίες μικρότερες των 900°C.



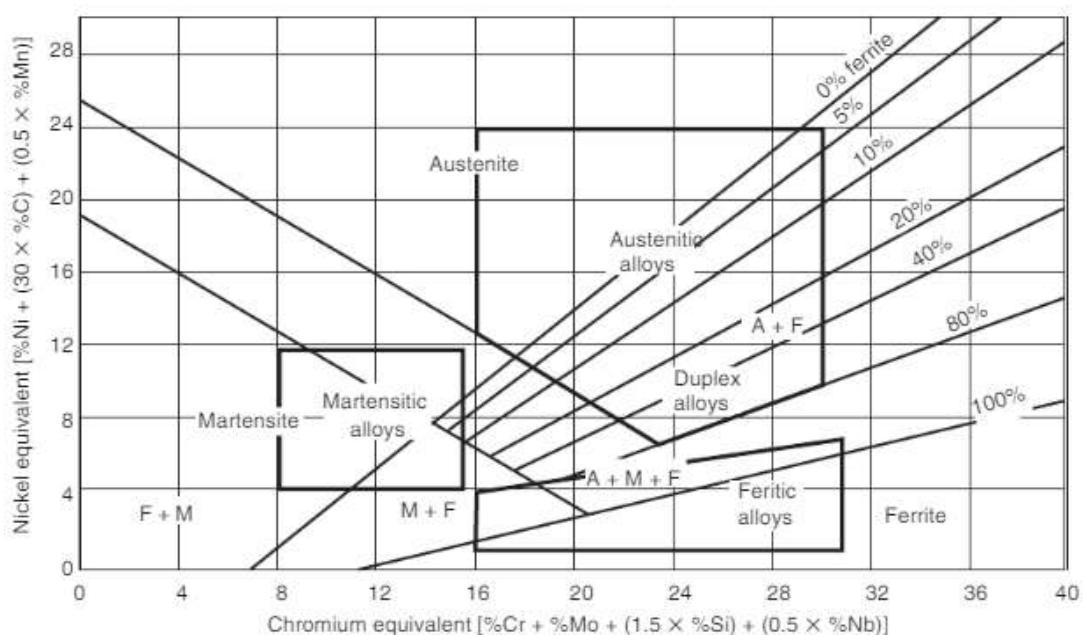
**Εικόνα 1.6:** Τρισδιάστατη απεικόνιση του συστήματος Fe-Cr-Ni (600-900°C) [11]

Η φάση  $\sigma$  και οι άλλες δευτερεύουσες φάσεις σταθεροποιούνται στις πιο χαμηλές θερμοκρασίες. Η περιοχή σταθερότητας της  $\sigma$  φάσης μειώνεται καθώς η θερμοκρασία αυξάνει από τους 600°C στους 900°C. Στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες το ανώτερο θερμοκρασιακό όριο σταθερότητας της  $\sigma$  φάσης έχει παρατηρηθεί περίπου στους 1050°C. Είναι, δηλαδή, υψηλότερο από το όριο των φερριτικών και των διφασικών ανοξείδωτων χαλύβων. Ο βαθμός στον οποίο αυτές οι φάσεις μπορούν να εμφανιστούν

εξαρτάται από την πραγματική χημεία, τη ταχύτητα στερεοποίησης, τις επιδράσεις του διαφορισμού και από τις θερμομηχανικές κατεργασίες.

#### 1.9.4 Διάγραμμα Schaeffler-Delong

Τα διαγράμματα Schaeffler-Delong είναι εμπειρικά διαγράμματα που χρησιμοποιούνται για την ποιοτική πρόβλεψη των σταθερών φάσεων σε έναν χάλυβα δεδομένης σύστασης. Μέσω των συγκεκριμένων διαγραμμάτων καθίσταται δυνατό να προβλεφθεί η τελική μικροδομή (ωστενιτική, φερριτική ή μαρτενσιτική), η οποία δημιουργείται στους ανοξείδωτους χάλυβες μετά την επίδραση των εκάστοτε κραματικών προσθήκων. Στην πραγματικότητα, δημιουργήθηκαν για να εκτιμάται η περιεκτικότητα του δ-φερρίτη στο τήγμα στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες. Επομένως, δεν πρόκειται για διαγράμματα ισορροπίας καθώς απεικονίζουν τη δομή που αποκτήθηκε ύστερα από γρήγορη απόψυξη από τους 1050°C σε θερμοκρασία δωματίου.



Εικόνα 1.7: Διάγραμμα Schaeffler-Delong για ανοξείδωτους χάλυβες [15]

Εκλέγοντας το Ni ως τυπικό γ-φερρογόνο στοιχείο και το Cr ως τυπικό α-φερρογόνο και συγκρίνοντας με άλλα στοιχεία τη δυνατότητα σχηματισμού ωστενίτη και φερρίτη, αντίστοιχα, βρέθηκε ένας εμπειρικός συντελεστής για κάθε στοιχείο, ώστε, τελικά, η χημική σύσταση να εκφράζεται με ισοδύναμες ποσότητες σε Cr και Ni. Ο οριζόντιος άξονας του διαγράμματος περιλαμβάνει την ισοδύναμη σύσταση του χρωμίου και ο κατακόρυφος άξονας την ισοδύναμη σύσταση του νικελίου. Διάφορες εξισώσεις έχουν

αναπτυχθεί για την εξαγωγή των δύο ισοδύναμων συστάσεων. Παρακάτω παρατίθενται δύο από τις ποικίλες βελτιστοποιημένες (σε σχέση με τις αρχικές) εξισώσεις που έχουν προταθεί για τον υπολογισμό των ισοδύναμων Cr και Ni.

#### Εξίσωση ισοδύναμου Cr

$$\% Cr_{eq} = \%Cr + 1.5x\%Mo + 2x\%Si + 17.5x\%Nb + 1.5x\%Ti + 2x\%W + 5\%V + 5.5x\%Al$$

#### Εξίσωση ισοδύναμου Ni

$$\% Ni_{eq} = \%Ni + 0.5x\%Mn + 30x\%C + 30x\%N + 0.5x\%Cu$$

Όπου, το % αναφέρεται στο κατά βάρος ποσοστό του στοιχείου στη σύσταση του κράματος. Ισοδύναμα χρωμίου θεωρούνται τα κραματικά στοιχεία εκείνα, τα οποία ευνοούν τη σταθεροποίηση του α-φερρίτη και είναι τα εξής: Cr, Mo, Si, Nb, Ti, W, Al. Τα αντίστοιχα κραματικά στοιχεία, τα οποία ευνοούν τη σταθεροποίηση του γ-φερρίτη και λαμβάνονται ως ισοδύναμα νικελίου, είναι τα εξής: Ni, C, Mn, Co, N.

Το διάγραμμα Schaeffler-Delong μπορεί να δώσει ποσοτική πρόβλεψη μόνο για τους χάλυβες που προκύπτουν μετά από συγκόλληση τόξου και ψύξη στον αέρα, αλλά χρησιμοποιείται για ποιοτικές προβλέψεις σε όλες τις μικροδομές των ανοξείδωτων χαλύβων. Ποσοτικές προβλέψεις δεν είναι δυνατές, διότι η σταθερότητα των φάσεων εξαρτάται από την ταχύτητα ψύξης. Το διάγραμμα είναι πολύ χρήσιμο στον καθορισμό του κατά πόσο ένας ειδικός χάλυβας είναι πιθανό να είναι πλήρως ωστενιτικός στη θερμοκρασία δωματίου.

Ένα αντίστοιχο, αλλά, περισσότερο σύγχρονο και αξιόπιστο καταστατικό διάγραμμα, που έχει προταθεί, είναι το διάγραμμα WRC-92 (Welding Research Council Subcommittee), όμως η χρήση του περιορίζεται στις συστάσεις συμβατικών ανοξείδωτων χαλύβων.

## **1.10 Χαρακτηριστικά και ιδιότητες ανοξείδωτων χάλυβων**

### **1.10.1 Ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες**

Βασικότερο γνώρισμα των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων είναι η εξαιρετική αντίσταση σε διάβρωση στα περισσότερα περιβάλλοντα και σε θερμοκρασίες περιβάλλοντος, ή και υψηλότερες. Γενικότερα, συνδυάζουν πολύ καλή αντοχή σε εφελκυσμό, ολκιμότητα, και δυσθραυστότητα σε ένα ευρύ θερμοκρασιακό φάσμα εφαρμογών. Μάλιστα, η πολύ ικανοποιητική δυσθραυστότητα (impact toughness), που

επιδεικνύουν σε υπομηδενικές θερμοκρασίες ( $-200^{\circ}\text{C}$ ), αποτελεί αποκλειστικό προνόμιο των χαλύβων αυτού του είδους, επιτρέποντας τη χρήση τους σε κρυογενικές εφαρμογές. Οι θερμοκρασίες λειτουργίας τους μπορούν να φτάσουν μέχρι τους  $760^{\circ}\text{C}$  ή ακόμα υψηλότερα, αλλά η αντοχή και η αντίσταση στην οξείδωση για τους περισσότερους από αυτούς τους χάλυβες είναι περιορισμένες, γι' αυτές τις θερμοκρασίες. Η αντοχή τους είναι ισοδύναμη με τους μέσους χάλυβες ( $500\text{-}600\text{ MPa}$ ), έχουν ελάχιστο όριο διαρροής περίπου  $250\text{ MPa}$  στη θερμοκρασία περιβάλλοντος και εμφανίζουν σημαντική επιμήκυνση ( $50\%$ ) κατά την επιβολή του φορτίου θραύσης. Παρουσιάζουν ξεχωριστά πλεονεκτήματα εφαρμοσμένης μηχανικής, ιδιαιτέρως όσο αφορά τη διαμορφωσιμότητα (formability) και τη συγκολλησιμότητά τους, γεγονός που τους καθιστά επικρατέστερους, παρά το υψηλότερο κόστος παραγωγής τους, μεταξύ των μαρτενσιτικών και των φερριτικών ανοξείδωτων χαλύβων. Η διαφορά αυτή στο κόστος οφείλεται στη μεγαλύτερη περιεκτικότητά τους, κυρίως, σε νικέλιο, αλλά και στα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία, τα οποία εμπεριέχονται στη σύστασή τους.

Χαρακτηρίζονται από μεγάλο βαθμό σκλήρυνσης με ενδοτράχυνση (εκθέτης ενδοτράχυνσης μεγάλος) κατά την παραμόρφωσή τους. Βελτίωση της αντοχής επιτυγχάνεται με αυξανόμενα ποσοστά των κραματικών προσθήκων N, C, καθώς και άλλων στοιχείων, έως ένα βαθμό. Η αύξηση του ποσοστού του C οφείλει να είναι ελεγχόμενη, διότι καθιστά τον χάλυβα πιο ευάλωτο σε περικρυσταλλική διάβρωση λόγω των καρβιδίων του C<sub>T</sub> που σχηματίζονται στα όρια των κόκκων. Η μικροδομή, επίσης, επηρεάζει την αντοχή τους κυρίως μέσω του μεγέθους των κόκκων του ωστενίτη. Αύξηση του μεγέθους των κόκκων οδηγεί σε μείωση της αντοχής. Επιπλέον, στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες η ψυχρηλασία μπορεί να επιφέρει σημαντική αύξηση της αντοχής. Οι μέθοδοι σκλήρυνσης μέσω κατακρήμνισης φάσεων (καρβίδια ή νιτρίδια) ή μετασχηματισμού δεν προσφέρουν σημαντική βελτίωση της αντοχής.

Οι ανοξείδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες είναι μη μαγνητικοί στην ανοπτημένη κατάσταση και παρουσιάζουν σημαντικά υψηλότερη θερμική διαστολή, συνεπώς και μεγαλύτερη στρέβλωση λόγω συγκόλλησης, από τους φερριτικούς χάλυβες, ενώ η θερμική τους αγωγιμότητα είναι μικρότερη. Στους χάλυβες αυτούς συμβαίνει, συχνά, το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης κατά τη βραδεία απόψυξη στο θερμοκρασιακό διάστημα  $900\text{-}400^{\circ}\text{C}$ , σε μικρότερο, όμως, βαθμό από ότι στους φερριτικούς, λόγω της μικρότερης ταχύτητας διάχυσης του άνθρακα στον ωστενίτη από ότι στο φερρίτη. Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι που στερεοποιούνται πρωτογενώς σε  $\gamma\text{-Fe}$ , δεν παρουσιάζουν τάση για ψαθυροποίηση στους  $475^{\circ}\text{C}$ . Τέλος, στους μετασταθείς ωστενιτικούς χάλυβες (χαμηλής



περιεκτικότητας σε Ni, π.χ 301,304) είναι δυνατό να πραγματοποιηθεί ο μερικός μετασχηματισμός σε μαρτενσίτη είτε λόγω ψύξης σε θερμοκρασία χαμηλότερη από αυτή του περιβάλλοντος, είτε λόγω πλαστικής παραμόρφωσης, είτε λόγω της επίδρασης και των δύο παραγόντων. Έτσι, αποκτούν σιδηρομαγνητικότητα και υψηλή αντοχή λόγω του μαρτενσίτη και δυσθραυστότητα λόγω του ωστενίτη.

Βρίσκουν εφαρμογή στην αρχιτεκτονική, τη δομική υποστήριξη και συγκράτηση, σε δοχεία αποθήκευσης, στον εξοπλισμό κουζίνας καθώς και σε ιατρικά προϊόντα. Ορισμένες υψηλά κραματωμένες κατηγορίες χρησιμοποιούνται για εφαρμογές σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες λειτουργίας (πάνω από 1000°C), όπως σε θερμικά κατεργασμένα εξαρτήματα. Λόγω του ότι οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες είναι μη μαγνητικοί στην ανοπτημένη κατάσταση, μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την κατασκευή τμημάτων ηλεκτρονικών μικροσκοπίων και φασματομέτρων μάζας [16].

**Πίνακας 1.3:** Τυπικές μηχανικές ιδιότητες ωστενιτικών ανοξείδωτων χάλυβων

Χάλυβας κατά AISI	Όριο διαρροής $R_{p0.2}$ MPa	Όριο διαρροής $R_{p1.0}$ MPa	Όριο θραύσης $R_m$ MPa	Επιμήκυνση $A_5$ %	Σκληρότητα HV
301LN	360	400	750	50	190
304	300	330	600	55	178
304L	300	330	600	55	178
316	260	300	570	55	175
316L	260	300	570	55	175
<b>321</b>	<b>270</b>	<b>310</b>	<b>590</b>	<b>55</b>	<b>160</b>
347	260	290	595	45	-

Οι τιμές του Πίνακα 1.3 αναφέρονται στις τυπικές μηχανικές ιδιότητες ορισμένων ωστενιτικών ανοξείδωτων χάλυβων της σειράς 300, όπως αυτές προτείνονται από την εταιρεία Outokumpu. Αφορούν ελάσματα ψυχρής έλασης και ανταποκρίνονται σε θερμοκρασία δωματίου.

Προκειμένου να διεξαχθεί το πειραματικό μέρος της παρούσας διπλωματικής

εργασίας, έγινε χρήση των ανοξειδωτων χαλύβων 321 (ωστενιτικός) και 254 SMO (ωστενιτικός υψηλής απόδοσης, υπερωστενιτικός), οπότε κρίνεται σκόπιμο, σε αυτό το σημείο, να γίνει μια περαιτέρω περιγραφή των χαρακτηριστικών τους.

#### **1.10.1.1 Ανοξειδωτος ωστενιτικός χάλυβας 321 (S32100)**

Αποτελεί μία παραλλαγή του βασικού ωστενιτικού ανοξειδωτου χάλυβα 304 με την προσθήκη τιτανίου ως σταθεροποιητή. Χαρακτηρίζεται, λοιπόν, ως ωστενιτικός ανοξειδωτος χάλυβας της σειράς Cr-Ni σταθεροποιημένος με Ti. Ως σταθεροποιημένος με τιτάνιο ωστενιτικός χάλυβας, χρησιμοποιείται για την εξαιρετική του αντοχή στην περικρυσταλλική διάβρωση, σε θερμοκρασίες όπου παρατηρείται κατακρήμνιση καρβιδίων του χρωμίου (427°C-816°C). Δεν υφίσταται περικρυσταλλική διάβρωση ακόμα και μετά τη συγκόλληση. Επίσης, έχει αυξημένη αντοχή στην ατμοσφαιρική διάβρωση, στα αποστειρωτικά διαλύματα, σε πολλά οργανικά χημικά καθώς επίσης και σε ένα μεγάλο εύρος μη οργανικών χημικών. Αντιθέτως, είναι επιρρεπής στη διάβρωση σε διαλύματα χλωρίου, ακόμα και σε μικρές συγκεντρώσεις. Είναι παραμαγνητικός και δεν υπόκειται σε βαφή. Συγκολλάται εύκολα και παρουσιάζει υψηλότερες τιμές ερπυσμού και ορίου θραύσης, σε σχέση με τα κράματα 304 και 304L. Παρουσιάζει μέτρια στιλπνότητα εξαιτίας της ύπαρξης τιτανίου και διατηρεί αναλλοίωτα τα μηχανικά του χαρακτηριστικά μέχρι τους 200-300°C.

Ιδιαίτερα συνιστάται για τμήματα που προορίζονται για συγκόλληση και για χρήσεις σε θερμοκρασίες μεταξύ 400 και 800°C, αφού δεν παρουσιάζει το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης, στο θερμοκρασιακό αυτό εύρος. Παραδείγματα τέτοιων χρήσεων αποτελούν τα συστήματα εξάτμισης αεροσκαφών καθώς και ο εξοπλισμός χημικών εργαστηρίων υψηλών θερμοκρασιών. Άλλες εφαρμογές είναι η βιομηχανία τροφίμων (εξοπλισμός και αποθήκευση), τα διυλιστήρια πετρελαίου (διαχείριση πολυθειονικού οξέος), η επεξεργασία αποβλήτων (δεξαμενές θερμικής οξείδωσης) και η φαρμακοβιομηχανία.

#### **1.10.2 Υπερωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες**

Οι χάλυβες της κατηγορίας αυτής, παρουσιάζουν δομή ίδια με αυτή των ωστενιτικών χαλύβων της σειράς 300, αλλά μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία (κυρίως Cr, Ni, Mo και N). Για τον λόγο αυτό, παρουσιάζουν ισχυρότερη αντίσταση στη διάβρωση οπών από χλωριόντα, στη διάβρωση χαραγών, στη διάβρωση με ταυτόχρονη μηχανική καταπόνηση καθώς και στην ομοιόμορφη διάβρωση. Με την υψηλή

κραμάτωση ευνοείται, όμως, η κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων ( $\sigma$ ,  $\chi$ , Laves). Οι μηχανικές ιδιότητες των υπερωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων παρέχουν άριστο συνδυασμό αντοχής, ολκιμότητας και δυσθραυστότητας σε ένα μεγάλο θερμοκρασιακό εύρος. Οι χαλύβες αυτής της κατηγορίας είναι ανθεκτικότεροι από τους τυπικούς ωστενιτικούς. Έτσι, κατά τον σχεδιασμό δίνεται η δυνατότητα μειωμένων διατομών άρα και μειωμένου συνολικού βάρους, το οποίο έχει θετική επίδραση στο τελικό κόστος. Η αυξημένη αντοχή αποτελεί ένα ακόμα αποτέλεσμα της υψηλότερης περιεκτικότητας των κραματικών στοιχείων, εξάλλου πολλά από αυτά αποτελούν μέσο σκλήρωσης στερεού διαλύματος. Οι υπερωστενιτικοί, συνήθως, σκληραίνουν αρκετά γρηγορότερα εν ψυχρώ σε σχέση με τους τυπικούς ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Οι υπερωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες είναι παραμαγνητικοί, εμφανίζουν καλή συγκολλησιμότητα και εξαιρετική ικανότητα διαμόρφωσης. Χρησιμοποιούνται, συνήθως, εκεί που η αντίσταση στη διάβρωση των χαλύβων της σειράς 300 και των διφασικών ανοξειδωτων χαλύβων δεν επαρκούν, ή σαν υποκατάστατο μειωμένου κόστους-αποτελεσματικότητας για κάποια κράματα νικελίου.

**Πίνακας1.4:** Τυπικές μηχανικές ιδιότητες υπερωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων [17]

Χάλυβας Outokumpu	Όριο διαρροής $R_{p0.2}$ MPa	Όριο διαρροής $R_{p1.0}$ MPa	Όριο θραύσης $R_m$ MPa	Επιμήκυνση $A_5$ %	Σκληρότητα HV
904L	260	285	600	50	152
<b>254 SMO</b>	<b>320</b>	<b>350</b>	<b>680</b>	<b>50</b>	<b>160</b>
4529	320	340	700	50	180
4565	440	480	825	55	200
654 SMO	460	490	860	60	200

Οι τιμές του Πίνακα 1.4 αναφέρονται στις τυπικές μηχανικές ιδιότητες ορισμένων υπερωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων, όπως αυτές προτείνονται από την εταιρεία Outokumpu. Αφορούν ελάσματα θερμής έλασης και ανταποκρίνονται σε θερμοκρασία δωματίου.

### 1.10.2.1 Ανοξειδωτος υπερωστενιτικός χάλυβας 254 SMO

Ο 254 SMO (S31254), είναι ένας από τους πιο κοινούς τύπους υπερωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων. Ο χαρακτηρισμός 254 SMO αποτελεί την εμπορική ονομασία του προϊόντος, που έχει καθιερωθεί από τη σουηδική εταιρεία Outokumpu. Πρόκειται για έναν ανοξειδωτο ωστενιτικό χάλυβα υψηλής απόδοσης, με υψηλή αντοχή σε διάβρωση χαραγής και βελονισμών και με πάρα πολύ υψηλή αντοχή σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση παρουσία χλωριόντων. Αυτές οι εξαιρετικές αντιδιαβρωτικές ικανότητες που εμφανίζει οφείλονται στα υψηλά ποσοστά χρωμίου, μολυβδαινίου και αζώτου, τα οποία συμμετέχουν στη σύστασή του. Εκτός από την ενίσχυση των μηχανικών ιδιοτήτων, η προσθήκη N κάνει δυνατή την παραγωγή χαλύβων με ποσοστά Mo έως 6 wt%, παρεμποδίζοντας τον σχηματισμό της φάσης σ. Το N σε συνδυασμό με το Mo, βελτιώνουν σημαντικά την αντίσταση στη διάβρωση οπών. Συχνά χρησιμοποιείται στις κρίσιμες θέσεις εξαρτημάτων μεγαλύτερων κατασκευών με σκοπό να αντικαταστήσει τύπους, όπως ο 316L ή 317L, που παρουσιάζουν αστοχία λόγω διάβρωσης (βελονισμών, χαραγής ή διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση σε περιβάλλον χλωριόντων). Η συγκολλησιμότητα του 254 SMO είναι αρκετά καλή, χωρίς να χρειάζεται προθέρμανση ή επαναδιαλυτοποίηση μετά την συγκόλληση. Η ανόπτηση στους 1150°C και η βαφή σε νερό είναι απαραίτητη, όταν το υλικό έχει εκτεθεί σε θερμοκρασίες κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων, οι οποίες μειώνουν τις μηχανικές και κυρίως τις αντιδιαβρωτικές ιδιότητες. Παρουσιάζει εξαιρετική ολκιμότητα, δυσθραυστότητα και σημαντικά μεγαλύτερη αντοχή από τους ωστενιτικούς χάλυβες της σειράς 300 (ASTM/AISI).

Οι βασικότερες εφαρμογές του 254 SMO είναι σε εξαρτήματα σε θαλάσσια περιβάλλοντα, σε εξοπλισμό χημικών επεξεργασιών, σε εξοπλισμό επεξεργασίας φαγητού, σε εξοπλισμό αφαλάτωσης, σε εξοπλισμό της βιομηχανίας καυσίμων και, γενικά, σε περιβάλλοντα με έντονες συνθήκες διάβρωσης. Στις σύγχρονες κατασκευές χρησιμοποιείται, αρκετά συχνά, ως ένα τεχνικά επαρκές υποκατάστατο του τιτανίου και των κραμάτων νικελίου, προκειμένου να επιτευχθεί σημαντική μείωση κόστους.

**Πίνακας 1.5:** Συγκριτικός πίνακας τυπικών συστάσεων των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων 321 και 254 SMO

Χάλυβας Outokumpu	C (%wt)	N (%wt)	Cr (%wt)	Ni (%wt)	Mo (%wt)	Άλλο (%wt)
321	0.04	-	17.3	9.1	-	Ti
254 SMO	0.01	0.20	20	18	6.1	Cu

**Πίνακας 1.6:** Συγκριτικός πίνακας τυπικών μηχανικών ιδιοτήτων των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων 321 και 254SMO

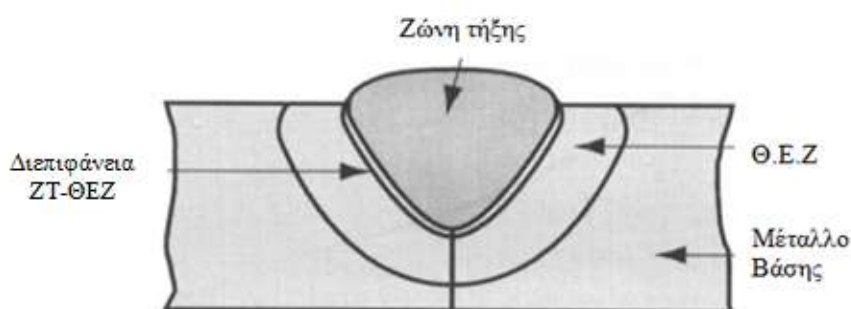
Χάλυβας Outokumpu	Όριο διαρροής $R_{p0.2}$ MPa	Όριο διαρροής $R_{p1.0}$ MPa	Όριο θραύσης $R_m$ MPa	Επιμήκυνση $A_5$ %	Σκληρότητα HV
321	250	290	570	55	165
254 SMO	320	350	680	50	160

Οι τιμές του Πίνακα 1.6 αναφέρονται στις τυπικές μηχανικές ιδιότητες των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων 321 και 254 SMO, όπως αυτές προτείνονται από την εταιρεία Outokumpu. Αφορούν ελάσματα θερμής έλασης και ανταποκρίνονται σε θερμοκρασία δωματίου.

## 2. ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

### 2.1 Μεταλλουργικές ζώνες σε μια τυπική συγκόλληση [18]

Μέσω μακρογραφικής παρατήρησης, μια ραφή συγκόλλησης τήξης χαρακτηρίζεται από τρεις ζώνες: τη ζώνη τήξης (ZT), τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) και το μέταλλο βάσης (MB). Η διαφοροποίηση αυτών των ζωνών εξαρτάται άμεσα από τη φύση του μετάλλου ή του κράματος (διάγραμμα φάσεων και τυχόν καταστάσεις εκτός ισορροπίας), την κατάστασή του (αν έχει υποστεί ανόπτηση ή ενδοτράχυνση) καθώς και από την ένταση των θερμικών φαινομένων, τα οποία λαμβάνουν χώρα κατά τη διαδικασία της συγκόλλησης.



Εικόνα 2.1: Ζώνες μιας ραφής συγκόλλησης τήξης

#### 2.1.1 Ζώνη τήξης (Fusion Zone)

Η ζώνη τήξης είναι η κεντρική ζώνη μιας συγκόλλησης και περιορίζεται από τα όρια της διεπιφάνειας της ζώνης τήξης με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Είναι η ζώνη στην οποία πραγματοποιείται η τήξη. Αποτελείται από μικρού μεγέθους και έντονα προσανατολισμένους δενδρίτες, που αναπτύσσονται λόγω ταχείας στερεοποίησης από την υγρή φάση. Οι ταχύτητες στερεοποίησης, που αναπτύσσονται είναι μεγάλες, της ίδιας τάξης μεγέθους της ταχύτητας της συγκόλλησης. Ο προσανατολισμός των δενδριτών ακολουθεί τη διεύθυνση των ισόθερων καμπυλών.

Η ζώνη τήξης έχει διαφορετική σύσταση από το μέταλλο βάσης. Δημιουργείται, δηλαδή, γαλβανικό στοιχείο μακροσκοπικά, μεταξύ ζώνης τήξης και μετάλλου βάσης, αλλά και μικροσκοπικά εντός αυτής (μικροδιαφορισμός λόγω στερεοποίησης στη ZT).

Ανάλογα με το εξεταζόμενο κράμα, είναι δυνατό να παρατηρηθούν έντονα φαινόμενα μικροδιαφορισμού, ωστόσο οι φάσεις που σχηματίζονται ακολουθούν, σε γενικές γραμμές, τα οριζόμενα διαγράμματα ισορροπίας. Σε αυτή τη περίπτωση, όμως, τα στερεά διαλύματα είναι υπέρκορα.

### **2.1.2 Θερμικά επηρεασμένη ζώνη (Heat Affected Zone)**

Η ζώνη αυτή στο βασικό μέταλλο είναι, συνήθως, περιοχή όπου οι θερμικές διαβαθμίσεις, λόγω συγκόλλησης, προκαλούν αλλαγές στη μικροδομή λόγω μετασχηματισμών φάσεων στη στερεά κατάσταση, αλλά δεν προκαλούν τήξη. Σε μονοφασικά μέταλλα, η ζώνη αυτή χαρακτηρίζεται μόνο από αύξηση του μεγέθους των κόκκων στη διεπιφάνεια συγκόλλησης (από το μέταλλο βάσης προς την ζώνη τήξης), που οδηγεί σε τοπική αύξηση της ευθραυστότητας του υλικού. Σε περίπτωση που το κράμα εμφανίζει αλλοτροπικό μετασχηματισμό, οφείλουν να μελετηθούν οι μετασχηματισμοί, τόσο κατά τη θέρμανση, όσο και κατά την απόψυξη του κράματος.

### **2.1.3 Μέταλλο Βάσης (Base Metal)**

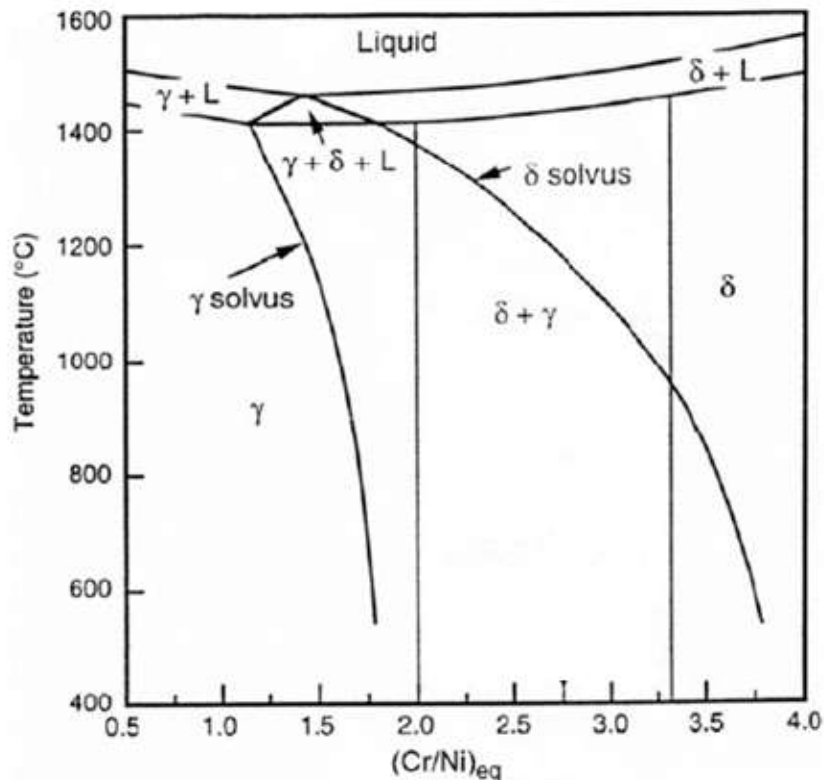
Είναι το γειτονικό μέταλλο της θερμικά επηρεασμένης ζώνης, το οποίο δεν περιέχει προφανείς μεταβολές στη μικροδομή. Ωστόσο, ενδέχεται να έχουν τροποποιηθεί κάποια παρόντα κατακρημνίσματα λόγω της αύξησης της θερμοκρασίας από τη διαδικασία της συγκόλλησης. Σε πολλές περιπτώσεις, το MB (όπως και ολόκληρη η συνδεσμολογία της συγκόλλησης) μπορεί να είναι φορέας παραμορφώσεων και παραμενουσών τάσεων ανάλογα με το βαθμό συγκράτησης των μερών της συγκόλλησης.

## **2.2 Μεταλλουργία συγκολλήσεων στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες**

Η μικροδομή των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων σε θερμοκρασία δωματίου συντίθεται, κατά βάση, από ωστενίτη. Ο βαθμός στον οποίο παραμένει σταθερή η ωστενιτική δομή, εξαρτάται άμεσα από τις κραματικές προσθήκες, οι οποίες συμμετέχουν στη σύστασή τους καθώς και από τις θερμικές κατεργασίες, στις οποίες υπόκεινται κάθε φορά. Σε αρκετές περιπτώσεις, και ιδιαιτέρως στις περιοχές συγκολλήσεων, είναι πολύ πιθανός ο σχηματισμός και δ-φερρίτη στην τελική δομή. Η ποσότητα, στην οποία εμφανίζεται ο δ-φερρίτης (Ferrite Number, FN), ποικίλλει και σχετίζεται άμεσα με την αναλογία των γ-φερρογόνων κραματικών στοιχείων έναντι των στοιχείων που ευνοούν τον

σχηματισμό φερριτικής δομής. Συνήθως εμφανίζεται σε χαμηλά ποσοστά της τάξης του 2-3%.

Στις περιπτώσεις συγκολλήσεων, οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες εμφανίζουν, κατά τη στερεοποίησή τους, τέσσερις πιθανές μικροδομές στη ζώνη τήξης. Ο τύπος της στερεοποίησης εξαρτάται, σε μεγάλο βαθμό, από το λόγο  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Μάλιστα, έχει παρατηρηθεί ότι όσο ο λόγος  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  αυξάνεται, τόσο το ποσοστό του ωστενίτη μειώνεται.



Εικόνα 2.2: Ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni, WRC-1992 [19]

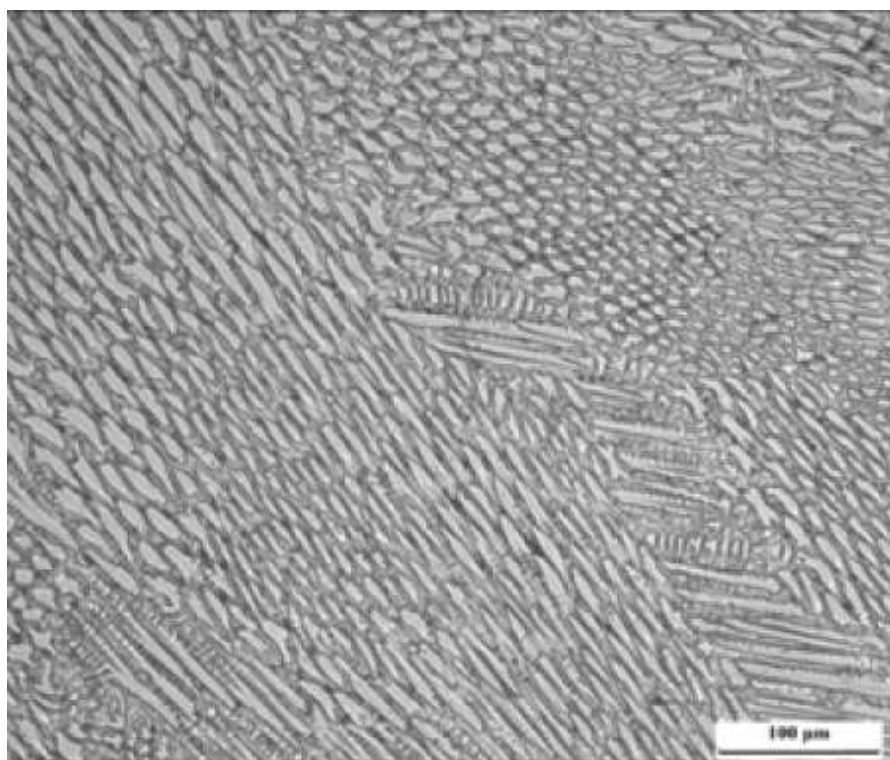
Στο ψευδοδιμερές διάγραμμα της Εικόνας 2.2, για σταθερή περιεκτικότητα Fe, περιγράφονται οι περιοχές των μικροδομών στερεοποίησης, που ισχύουν για τους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες. Σημειώνεται ότι για λόγους  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  μικρότερους της τιμής 1.25, η φάση που προκύπτει στη ζώνη τήξης κατά τη στερεοποίηση, είναι πλήρως ωστενιτική.

### 2.3.1 Πλήρως ωστενιτική στερεοποίηση τύπου A

Στο τέλος της στερεοποίησης (συγκόλλησης) παρατηρείται ο σχηματισμός 100% ωστενιτικών κόκκων, οι οποίοι, όμως, παρουσιάζουν διαφορετική μορφολογία από αυτήν



του μετάλλου βάσης. Εκτός από τους κόκκους του ωστενίτη, στη ζώνη τήξης ορατοί είναι και δενδρίτες, λόγω του φαινομένου της διακρυστάλλωσης. Οι κρύσταλλοι-κόκκοι, που σχηματίζονται, αναπτύσσονται προς το εσωτερικό της συγκόλλησης υπό μορφή δενδριτών, με φορά αντίθετη αυτής της ροής θερμότητας, και με την πλευρική ανάπτυξη αυτών να παρεμποδίζεται από τους γειτονικούς. Αυτή η μικρογραφική δομή είναι γνωστή ως βασαλτική και όσο μεγαλύτερη η ταχύτητα απόψυξης τόσο λεπτότεροι οι δενδρίτες. Σε ορισμένους τύπους ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων (όπως ο 304 και 316) έχει παρατηρηθεί ότι το Cr και το Mo, σε αυτόν τον τύπο στερεοποίησης, έχουν την τάση να συγκεντρώνονται στα όρια των δενδριτών και των ισοαξονικών κόκκων. [3]

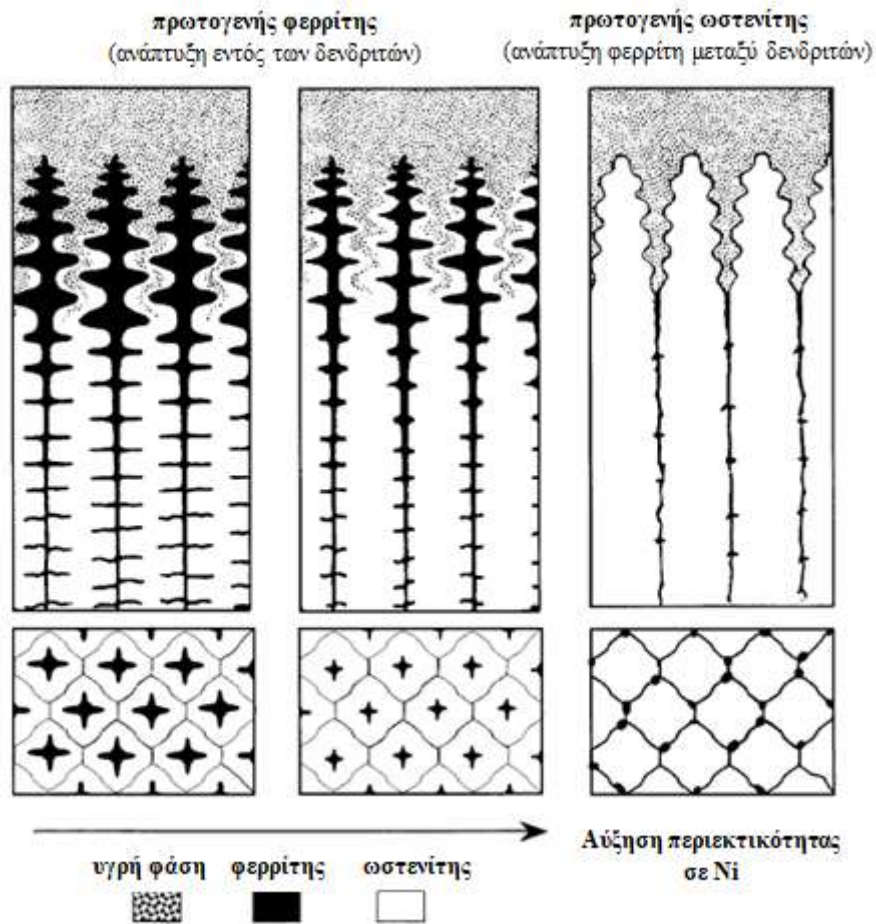


**Εικόνα 2.3:** Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου A, στη ζώνη τήξης [20]

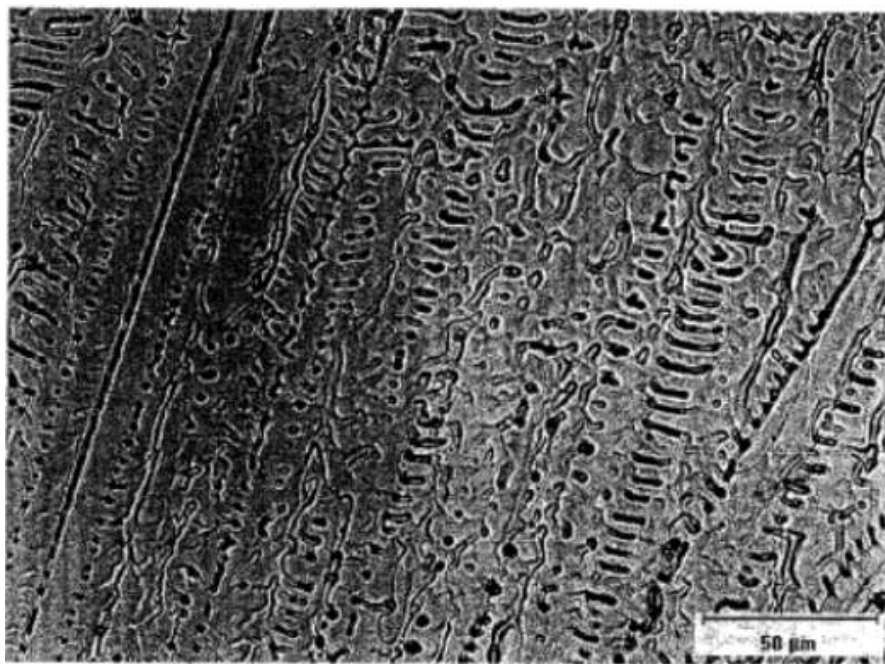
### **2.3.2 Ωστενιτική-φερριτική στερεοποίηση τύπου AF**

Η στερεοποίηση αυτού του τύπου αφορά την εμφάνιση μικρού ποσοστού φερριτικής δομής κατά το τέλος της αρχικής ωστενιτικής στερεοποίησης. Αυτό μπορεί να συμβεί με την ύπαρξη ικανής ποσότητας  $\alpha$ -φερρογόνων στοιχείων (κυρίως Cr και Mo) στα όρια των ωστενιτικών δενδριτών κατά τη στερεοποίηση. Κατά αυτό τον τρόπο προάγεται και διατηρείται η φερριτική δομή. Ο φερρίτης που σχηματίζεται στα όρια των κόκκων

είναι σχετικά σταθερός και δεν μετατρέπεται σε ωστενίτη κατά τη διάρκεια της δεύτερης φάσης της συγκόλλησης (όπου το μέταλλο επανέρχεται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος), λόγω του ότι υπερτερούν τα στοιχεία που προωθούν τον σχηματισμό του φερρίτη. Αυτή ορίζεται ως κυρίως ωστενιτική στερεοποίηση με μικρό ποσοστό φερρίτη.



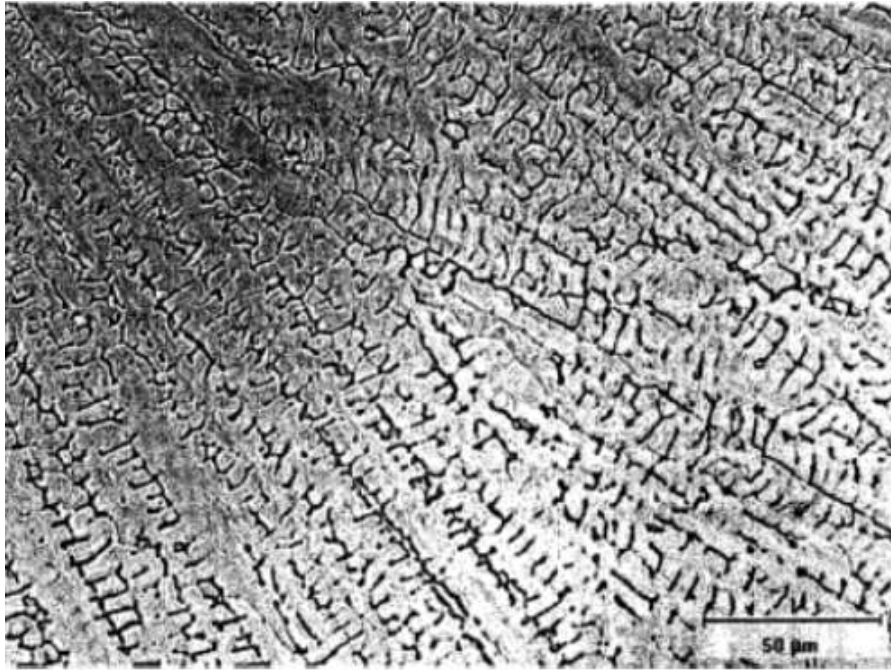
**Εικόνα 2.4:** Σχηματική απεικόνιση μικροδομών στερεοποίησης [21]



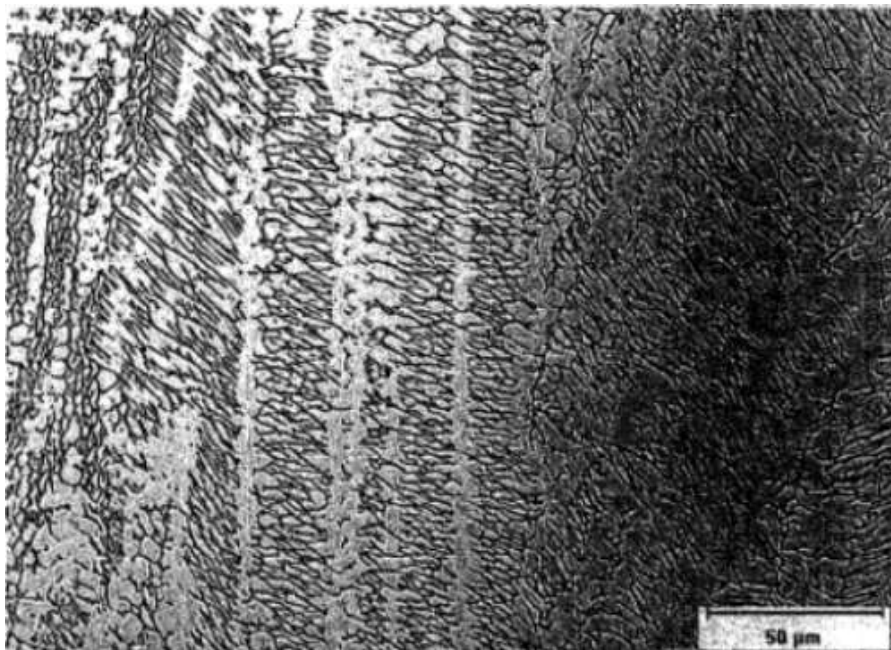
**Εικόνα 2.5:** Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου AF, στη ζώνη τήξης [22]

### 2.3.3 Φερριτική-ωστενιτική στερεοποίηση τύπου FA

Στον τύπο FA, η στερεοποίηση πραγματοποιείται, κυρίως, σε δ-φερρίτη με τον σχηματισμό μικρής ποσότητας ωστενίτη στα όρια των κόκκων και των δενδριτών. Εφόσον ο ρυθμός ψύξης είναι αργός, ο φερρίτης, συνήθως, μετατρέπεται σε μεγάλο ποσοστό σε ωστενίτη μέσω μιας διαδικασίας που ελέγχεται από μηχανισμούς διάχυσης. Έτσι τελικά προκύπτει περισσότερος ωστενίτης και λιγότερο δ-φερρίτης (παρόλο που αρχικά η στερεοποίηση έγινε, κυρίως, σε φερρίτη). Με αυτή τη διαδικασία μετατροπής, είναι δυνατό να σχηματιστούν 2 διαφορετικές δομές φερρίτη. Ο σκελετοειδής (skeletal) και ο πλακοειδής (lathy) δ-φερρίτης [3]. Ο σκελετοειδής δ-φερρίτης προκύπτει για χαμηλότερους λόγους  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , ενώ ο πλακοειδής για υψηλότερους λόγους  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , λόγω της περιορισμένης δυνατότητας διάχυσης κατά τη μετατροπή φερρίτη σε ωστενίτη.



**Εικόνα 2.6:** Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου FA (skeletal), στη ζώνη τήξης [22]



**Εικόνα 2.7:** Μεταλλογραφική απεικόνιση στερεοποίησης τύπου FA (lathy), στη ζώνη τήξης [22]

#### 2.3.4 Πλήρως φερριτική στερεοποίηση τύπου F

Στον τύπο F, η στερεοποίηση στη ζώνη τήξης συμβαίνει σε δομή πλήρως δ-φερριτική. Η ακριβής μικροδομή εξαρτάται από τον ρυθμό ψύξης και το λόγο των

ισοδύναμων συγκεντρώσεων χρωμίου και νικελίου  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Σε αυτήν την περίπτωση, ο δ-φερρίτης εμφανίζεται με βελονοειδή (acicular) δομή. Στην πράξη η στερεοποίηση τύπου F είναι σπάνια στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Συναντάται, κυρίως, στους διφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες.

## **2.3 Αστοχίες στις συγκολλήσεις των ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων [18]**

Γενικά, οι ανοξειδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες παρουσιάζουν εξαιρετική ικανότητα συγκόλλησης. Μάλιστα, στις περισσότερες περιπτώσεις, δεν κρίνεται απαραίτητο να υποβληθούν σε θερμικές κατεργασίες πριν ή μετά την ολοκλήρωση της συγκόλλησης. Ωστόσο, εμφανίζουν κάποια βασικά είδη αστοχιών σε πολύ μεγαλύτερη συχνότητα σε σχέση με ανοξειδωτους χάλυβες άλλων κατηγοριών.

### **2.3.1 Ευαισθητοποίηση-Περικρυσταλλική διάβρωση**

Η περικρυσταλλική διάβρωση (Intergranular Corrosion, IGC ή Intergranular Attack-IGA) αποτελεί τον σημαντικότερο μηχανισμό διάβρωσης στις συγκολλήσεις ανοξειδωτων χαλύβων. Είναι αποτέλεσμα του φαινομένου της ευαισθητοποίησης (sensitization) που σχετίζεται, κυρίως, με τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες, στους οποίους συμβαίνει κατά κόρον. Ευαισθητοποίηση, όμως, παρουσιάζουν και οι φερριτικοί τύποι.

Αφορά την κατακρήμνιση καρβιδίων (ή/και νιτριδίων) πλούσιων σε χρώμιο κατά μήκος των ορίων των κόκκων. Συχνότερη εμφάνιση των κατακρημνίσεων αυτών ( $M_{23}C_6$ ) παρατηρείται στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη και σε θερμοκρασίες εντός του διαστήματος των 600 έως 850°C. Συνέπεια της ευαισθητοποίησης είναι η δημιουργία μιας ζώνης φτωχής σε χρώμιο στα όρια των κόκκων, η οποία είναι επιρρεπής σε διάβρωση. Το αποτέλεσμα της ευαισθητοποίησης είναι συνήθως η απώλεια μετάλλου σε μία περιοχή παράλληλη προς την ραφή συγκόλλησης.

Με χρησιμοποίηση χαλύβων χαμηλού ποσοστού σε άνθρακα (τύπου L), ελαχιστοποιείται η πιθανότητα ευαισθητοποίησης, καθώς επιβραδύνεται σημαντικά η αντίδραση σχηματισμού καρβιδίων. Αυτό επιτυγχάνεται και με την προσθήκη Mo σε ωστενιτικούς χάλυβες που περιέχουν υψηλότερα ποσοστά N, ενώ ταυτόχρονα ενισχύεται η παθητικοποίηση του μετάλλου. Επίσης, οι χάλυβες που σταθεροποιούνται με Ti και Nb συμβάλλουν στον περιορισμό του φαινομένου, καθώς οι ισχυρές αυτές καρβιδιογόνες

προσθήκες δεσμεύουν τον C σχηματίζοντας καρβίδια αντί του χρωμίου, τα οποία κατανέμονται σε όλη τη μάζα των κόκκων και όχι αποκλειστικά στα όριά τους. Επιπλέον, προτείνονται χαμηλές θερμοκρασίες κατά τις εναποθέσεις ώστε να επιτυγχάνονται υψηλοί ρυθμοί απόψυξης. Με αυτό τον τρόπο, πραγματοποιείται μείωση του χρόνου παραμονής στις κρίσιμες προς σχηματισμό καρβιδίων θερμοκρασίες (600 έως 850°C). Τέλος, ευεργετική θεωρείται η ανόπτηση του συγκολλημένου χάλυβα στο θερμοκρασιακό εύρος 900-1100°C (άνω της θερμοκρασίας σχηματισμού καρβιδίων) και η μετέπειτα ταχύτατη ψύξη με βαφή, που έχουν ως αποτέλεσμα την εκ νέου ωστενιτοποίηση και διάλυση των καρβιδίων και την αποφυγή επανασηματισμού τους αντίστοιχα.

### 2.3.2 Θερμή ρωγμάτωση

Η θερμή ρωγμάτωση (hot cracking) πραγματοποιείται κατά τη στερεοποίηση της συγκόλλησης και κυρίως, στο τελευταίο στάδιο αυτής. Έχει να κάνει με τη δημιουργία ενός λεπτού υγρού υμένα γύρω από τους σχηματιζόμενους δενδρίτες, ο οποίος παρεμποδίζει τη συνοχή του πολυκρυσταλλικού πλέγματος. Λόγω των υψηλών θερμικών τάσεων που αναπτύσσονται (συστολή κατά τη ψύξη) στα σημεία αυτά γύρω από τους δενδρίτες, εμφανίζονται ρωγμές. Η θερμή ρωγμάτωση εξαρτάται κυρίως από τη σύνθεση του βασικού μετάλλου και του μετάλλου συγκόλλησης, καθώς και από το ποσοστό των ακαθαρσιών.

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες είναι αρκετά επιρρεπείς στην εμφάνιση του φαινομένου αυτού. Μάλιστα, τα μέταλλα συγκόλλησης που έχουν στερεοποιηθεί πλήρως ωστενιτικά (στερεοποίηση τύπου A), είναι και τα πιο ευπαθή. Σε αντίθεση, τα μέταλλα συγκόλλησης που έχουν στερεοποιηθεί κυρίως φερριτικά με μικρό ποσοστό ωστενίτη (στερεοποίηση τύπου FA), συνήθως δεν εμφανίζουν τέτοια προβλήματα.

Υψηλά ποσοστά ακαθαρσιών (ιδιαίτερος θείου, S και φωσφόρου, P) στη σύσταση των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων, δημιουργούν μικρο- και μακρο-διαφορισμό και επιτείνουν το φαινόμενο της θερμής ρωγμάτωσης σε μέταλλα συγκόλλησης τύπου A και AF.

Στην περίπτωση της στερεοποίησης FA, στις διεπιφάνειες των κόκκων συνυπάρχει φερρίτης με ωστενίτη. Συνεπώς, δημιουργείται μια πολυεπίπεδη διεπιφάνεια μεταξύ των ορίων των κόκκων. Με αυτό τον τρόπο, περιορίζεται ως ένα βαθμό η διάδοση των δημιουργούμενων ρωγμών. Κατά τη στερεοποίηση τύπου A ή F (πλήρης ωστενιτική ή φερριτική στερεοποίηση), τα όρια των κόκκων είναι αρκετά πιο ομαλά, γεγονός που διευκολύνει τη διάδοση των ρωγμών. Στη στερεοποίηση τύπου AF (ωστενιτική

στερεοποίηση με μικρό αριθμό φερρίτη) , το μικρό ποσοστό φερρίτη που συνυπάρχει στη σχετικά ομαλή διεπιφάνεια των κόκκων του οστενίτη, συμβάλει με τέτοιο τρόπο, ώστε τελικά η αντίσταση στη διάδοση ρωγμών να είναι ανώτερη από αυτή της πλήρους οστενιτικής στερεοποίησης τύπου A.

## **2.4 Είδη συγκολλήσεων [23]**

Με τον τεχνικό όρο συγκόλληση εννοείται η ένωση δύο ή περισσότερων μεταλλικών τεμαχίων με τη βοήθεια της θέρμανσης ή της πίεσης ή, ακόμη, και με ταυτόχρονη εφαρμογή και των δύο. Σήμερα, οι μέθοδοι της συγκόλλησης και τα συγκολλητικά υλικά έχουν αναπτυχθεί τόσο, ώστε να πραγματοποιούνται κατασκευές με ποιότητα, αξιοπιστία και αντοχή. Οι συγκολλήσεις κατατάσσονται σε τρεις μεγάλες κατηγορίες, ανάλογα με το χρησιμοποιούμενο μέσο, οι οποίες περιλαμβάνουν τις συγκολλήσεις τήξης, τις συγκολλήσεις δια τριβής και τις ειδικές συγκολλήσεις.

### **2.4.1 Συγκολλήσεις τήξης**

Οι συγκολλήσεις τήξης συνοδεύονται από το φαινόμενο της τήξης των μετάλλων στο σημείο συγκόλλησής τους. Η θερμοκρασία αυξάνεται μέχρι το σημείο τήξης των μετάλλων στα σημεία συγκόλλησής τους, με συνέπεια τα μόρια του ενός μετάλλου να εισχωρούν στα μόρια του άλλου και έτσι να πραγματοποιείται η σύνδεσή τους, μετά την επαναφορά τους στη θερμοκρασία του περιβάλλοντος. Μία κατηγοριοποίηση των συγκολλήσεων τις κατατάσσει σε δύο κατηγορίες, τις αυτογενείς συγκολλήσεις και τις ετερογενείς συγκολλήσεις. Στις αυτογενείς συγκολλήσεις απαιτείται τοπικά λιώσιμο των προς συγκόλληση τεμαχίων και τοποθέτηση ή όχι ενός συγκολλητικού μέσου. Στις ετερογενείς συγκολλήσεις δε χρειάζεται τοπική τήξη των αντικειμένων, που θα συγκολληθούν, παρά μόνο θέρμανση και εναπόθεση λιωμένου συγκολλητικού υλικού. Μια επιπλέον κατηγοριοποίηση γίνεται ανάλογα με τον τρόπο που η θερμότητα μεταφέρεται ή δημιουργείται στα προς συγκόλληση τεμάχια, οπότε και αυτές διακρίνονται σε συγκολλήσεις ηλεκτρικής αντίστασης, μεταφερόμενης ακτινοβολίας-δέσμης ηλεκτρονίων ή laser και συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου.

### **2.4.2 Μέθοδοι συγκόλλησης με ηλεκτρικό τόξο**

Η ηλεκτροσυγκόλληση τόξου είναι μία από τις πολλές μεθόδους συγκόλλησης τήξης που χρησιμοποιούνται για την συνένωση των μετάλλων. Διά της εφαρμογής έντονης

θερμότητας, το μεταλλικό υλικό στην περιοχή της σύνδεσης ανάμεσα σε δύο μέρη τήκεται, και προκαλείται ανάμειξη των δύο μερών, είτε απ' ευθείας, είτε, συνηθέστερα, μέσω ενδιάμεσου, τηκόμενου, μεταλλικού υλικού πλήρωσης. Μετά την ψύξη και στερεοποίηση της τηγμένης περιοχής, προκύπτει ισχυρή μεταλλουργική σύνδεση. Λόγω του ότι η σύνδεση προέρχεται από την ανάμειξη του υλικού του ενός μέρους με υλικό του δεύτερου μέρους, με ή χωρίς τη χρήση ενδιάμεσου παρόμοιου υλικού, η τελική συγκολλητή σύνδεση έχει τη δυνατότητα να παρουσιάζει παρόμοιες μηχανικές ιδιότητες, στην περιοχή της συγκόλλησης, με αυτές του μετάλλου βάσης των δύο προς συγκόλληση μερών. Το γεγονός αυτό έρχεται σε πλήρη αντίθεση με ότι συμβαίνει στις μεθόδους σύνδεσης χωρίς τήξη, όπου οι μηχανικές και φυσικές ιδιότητες των μετάλλων βάσης δεν είναι δυνατό να αναπαραχθούν στην περιοχή της σύνδεσης.

Στη συγκόλληση τόξου, η απαραίτητη έντονη θερμότητα που απαιτείται για την τήξη των μετάλλων, παράγεται με την βοήθεια ηλεκτρικού τόξου. Το τόξο δημιουργείται ανάμεσα στα μέρη που πρόκειται να συνδεθούν και σε ένα ηλεκτρόδιο το οποίο κινείται, κατά μήκος της σύνδεσης, είτε χειροκίνητα, είτε μηχανικά (ή μπορεί τα μέρη προς συγκόλληση να κινούνται ώστε η περιοχή της σύνδεσης να βρίσκεται διαρκώς κάτω από ένα στάσιμο ηλεκτρόδιο). Το ηλεκτρόδιο μπορεί να είναι μια ράβδος άνθρακα ή βολφραμίου, μοναδικός σκοπός της οποίας ράβδου είναι να μεταφέρει το ρεύμα και να διατηρεί το ηλεκτρικό τόξο ανάμεσα στο άκρο της και τα προς συγκόλληση μέρη. Επίσης, μπορεί και να είναι μια ειδικά παρασκευασμένη ράβδος ή σύρμα, τα οποία όχι μόνο άγουν το ρεύμα και διατηρούν το τόξο αλλά επίσης τήκονται και παρέχουν μέταλλο πλήρωσης στην περιοχή της συγκόλλησης. Στην περίπτωση που το ηλεκτρόδιο είναι ράβδος άνθρακα ή βολφραμίου (μη αναλίσκόμενη), και στην περιοχή της σύνδεσης απαιτείται υλικό πλήρωσης, αυτό το υλικό παρέχεται από ξεχωριστή ράβδο ή σύρμα μεταλλικού υλικού πλήρωσης.

### **2.4.3 Μέθοδοι συγκόλλησης παρουσία προστατευτικού αερίου**

Στις συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου είναι απαραίτητη η παρουσία προστατευτικής ατμόσφαιρας. Ο ρόλος της είναι να προστατεύσει το λουτρό τήξης και το ηλεκτρόδιο συγκόλλησης από τις βλαβερές συνέπειες της επαφής με τον ατμοσφαιρικό αέρα (κυρίως οξειδωση), και να προσδώσει στο τόξο σταθερά χαρακτηριστικά λειτουργίας. Η προστατευτική ατμόσφαιρα αερίου μπορεί να προέρχεται είτε από την εξάχνωση συστατικών της επένδυσης ή του πυρήνα των ηλεκτροδίων, είτε από την εξάχνωση της σκόνης συγκόλλησης, είτε με ξεχωριστή, απευθείας παροχή κατάλληλων



αερίων. Η τελευταία περίπτωση αναφέρεται στις “Συγκολλήσεις Τόξου με Προστατευτική Ατμόσφαιρα Αερίου” (Gas Shielded Arc Welding Processes).

Οι μέθοδοι συγκόλλησης τόξου με προστατευτική ατμόσφαιρα αερίου, διαχωρίζονται ανάλογα με το προστατευτικό αέριο που χρησιμοποιείται, και το είδος του ηλεκτροδίου (αναλυσκόμενο ή μη αναλυσκόμενο). Διακρίνονται δύο βασικές κατηγορίες μεθόδων συγκόλλησης. Στην πρώτη, το ηλεκτρόδιο που παράγει το τόξο είναι αναλυσκόμενο και προστίθεται στη συγκόλληση (gas shielded metal arc welding). Στη δεύτερη, το ηλεκτρόδιο που παράγει το τόξο (ηλεκτρόδιο βολφραμίου) είναι μη αναλυσκόμενο (gas shielded tungsten arc welding). Για κάθε κατηγορία έχουν αναπτυχθεί διάφορες παραλλαγές που έχουν να κάνουν κυρίως με το είδος και το τρόπο παροχής του προστατευτικού αερίου.

#### **2.4.4 Ειδικά χαρακτηριστικά των αερίων συγκόλλησης**

Το αέριο το οποίο χρησιμοποιείται κατά κόρον στις συγκολλήσεις τόξου με προστατευτική ατμόσφαιρα είναι το αργό (Ar). Το Ar ιονίζεται σχετικά εύκολα, γεγονός που συμβάλει στη σταθερότητα του τόξου και στην εύκολη έναυση (και επανέναυση) του. Αποτελεί τη βάση για τα αέρια που χρησιμοποιούνται στις περισσότερες περιπτώσεις. Το τόξο που παράγει είναι ήπιο και αρκετά σταθερό. Έχει σχετικά χαμηλή θερμική αγωγιμότητα, και έτσι δημιουργεί ένα θερμό πυρήνα στο πλάσμα του τόξου, που οδηγεί σε ισχυρή διεύθυνση, ιδιαίτερης όμως μορφής. Προκύπτει επίσης χαμηλή τιμή διάλυσης, μέγεθος που εκφράζει το ποσοστό ανάμειξης τηγμένου-βασικού μετάλλου στην περιοχή της συγκόλλησης.

Επίσης, συχνά χρησιμοποιείται μείγμα αργού με υδρογόνο (H). Η προσθήκη υδρογόνου στο αέριο προστασίας βοηθάει στην απομάκρυνση του οξυγόνου από την περιοχή της συγκόλλησης δίνοντας μια πολύ καθαρή επιφάνεια συγκόλλησης. Το αποτέλεσμα είναι η σημαντική μείωση κόστους και η επιτάχυνση της παραγωγικής διαδικασίας. Με το μείγμα αργού-υδρογόνου δημιουργείται ένα πιο ρευστό λουτρό, το οποίο όχι μόνο βελτιώνει την ταχύτητα συγκόλλησης, αλλά επιπλέον, κάνει πιο εύκολο στον συγκολλητή τον έλεγχο του λουτρού τήξης. Έτσι, μειώνεται το ρίσκο ατελειών όπως πόροι και ατελής τήξη.

Προσθήκη ενός ποσοστού αζώτου (N) στο μείγμα αερίου συμβάλλει στην εξισορρόπηση της μικροδομής του μετάλλου συγκόλλησης, βελτιώνοντας την αντίσταση στη διάβρωση και ιδιαίτερα στη διάβρωση βελονισμών, που εμφανίζεται συχνά στους ανοξείδωτους οστενιτικούς χάλυβες. Το άζωτο, επίσης, ευνοεί τη σταθεροποίηση της

ωστενιτικής δομής και χρησιμοποιείται στις συγκολλήσεις υψηλά κραματωμένων χαλύβων.

Τέλος, η προσθήκη ηλίου (He) στο αργό αυξάνει την εισαγωγή θερμότητας στο λουτρό της συγκόλλησης καθιστώντας την πιο ρευστή. Έτσι, αυξάνεται το προφίλ διείσδυσης και τα χαρακτηριστικά τήξης της συγκόλλησης. Τα δύο αυτά χαρακτηριστικά συμβάλλουν στη μείωση της πιθανότητας να χαρακτηριστεί η συγκόλληση μη αποδεκτή. Οι ταχύτητες συγκόλλησης είναι, επίσης, υψηλότερες από εκείνες του καθαρού αργού, γεγονός που μειώνει το κόστος παραγωγής και βελτιώνει την παραγωγικότητα.

## **2.5 Η μέθοδος συγκόλλησης με ηλεκτρόδιο βολφραμίου (TIG)**

Η μέθοδος συγκόλλησης TIG, είναι η μέθοδος συγκόλλησης με ηλεκτρόδιο βολφραμίου, σε προστατευτική ατμόσφαιρα αδρανούς αερίου. Το ακρωνύμιο TIG προέρχεται από τα αρχικά των λέξεων Tungsten (βολφράμιο) Inert (αδρανές) Gas (αέριο). Στις ΗΠΑ, για την ίδια μέθοδο χρησιμοποιείται το ακρωνύμιο GTAW (Gas Tungsten Arc Welding). Σύμφωνα με το πρότυπο EN ISO 4063, το νούμερο για το συμβολισμό της μεθόδου είναι το 141.

Στη μέθοδο TIG, η απαραίτητη θερμότητα για τη τήξη των βασικών υλικών καθώς και του προσθετικού μετάλλου, όπου αυτό χρησιμοποιείται, προέρχεται από ένα τόξο που διατηρείται ανάμεσα σε ένα μη αναλίσκόμενο ηλεκτρόδιο βολφραμίου και στο βασικό μέταλλο. Το λουτρό του ρευστού μετάλλου σχηματίζεται χωρίς τη συμμετοχή συλλιπασμάτων, άρα είναι απαλλαγμένο από μη μεταλλικά εγκλείσματα στην κόλληση και στην επιφάνειά της, ενώ η τήξη του μητρικού μετάλλου και του εναποτιθέμενου υλικού πραγματοποιείται χωρίς αλλαγές στη χημική του σύνθεση. Η απαραίτητη για συγκολλήσεις τόξου προστατευτική ατμόσφαιρα, προέρχεται από αδρανές αέριο καθώς μόνο έτσι αποφεύγεται η οξειδωση του ηλεκτροδίου βολφραμίου. Το συχνότερα χρησιμοποιούμενο αέριο, λόγω της πλήρους αδράνειας του, είναι το αργό. Συχνά, για λόγους καλύτερης παραγωγικότητας και ποιότητας μπορεί να προστίθενται ήλιο ή και υδρογόνο, που αυξάνουν τη θερμική παροχή στο βασικό μέταλλο λόγω αυξημένης θερμικής αγωγιμότητας. Στους ανοξειδωτους χάλυβες μπορεί να προστεθεί υδρογόνο από 1 έως 7% για αύξηση της ταχύτητας της συγκόλλησης και της επιτυγχανόμενης διείσδυσης.

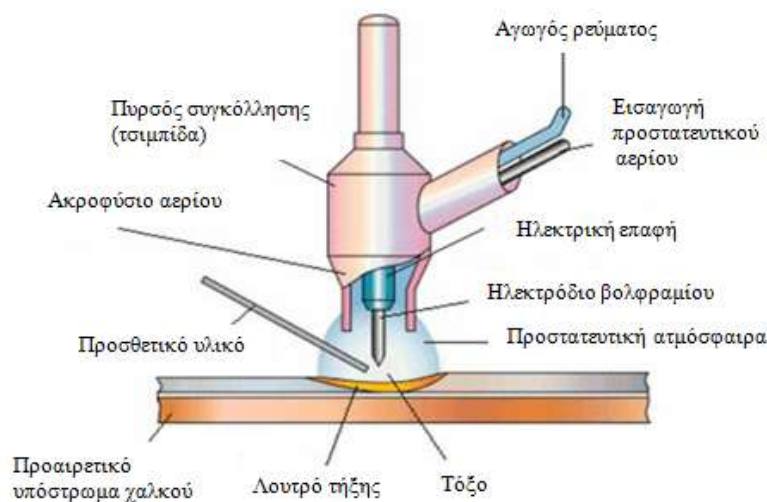
Προσθήκη προσθετικού υλικού μπορεί να απαιτείται μπορεί και όχι. Το ηλεκτρόδιο που συντηρεί το τόξο, έχει επικρατήσει να είναι από βολφράμιο, λόγω του

υψηλού σημείου τήξης του, που φτάνει τους 3370°C, θερμοκρασία αρκετά υψηλότερη από αυτή των περισσότερων γνωστών μετάλλων.

Η μέθοδος συγκόλλησης TIG, είναι ιδανική για τη σύνδεση ελασμάτων μικρού σχετικά πάχους, καθώς και για τη συγκόλληση του πρώτου κορδονιού (ρίζας) σε συγκολλήσεις πλήρους διείσδυσης όπου η πρόσβαση είναι εφικτή μόνο από τη μία πλευρά της συγκόλλησης. Στη περίπτωση που απαιτείται υλικό πλήρωσης (filler metal), αυτό παρέχεται χειροκίνητα (μέσω ξεχωριστής ράβδου ή και σύρματος από ειδικά διαμορφωμένα ρολά). Στην αυτοματοποιημένη εκδοχή της μεθόδου, το υλικό πλήρωσης (σύρμα από ρολό) παρέχεται από ειδικά τροφοδοτικά. Λόγω του ότι το ηλεκτρόδιο βολφραμίου, που συντηρεί το τόξο, δεν είναι αναλίσκόμενο, είναι η κατάλληλη μέθοδος για συνδέσεις όπου είναι επιθυμητή η τήξη και σύνδεση των βασικών μετάλλων, χωρίς την προσθήκη προσθετικού υλικού (αυτογενείς συγκολλήσεις).

Μπορεί να χρησιμοποιηθεί για τη συγκόλληση των περισσότερων μετάλλων, αλλά συνήθως δεν εφαρμόζεται στη συγκόλληση μετάλλων χαμηλού σημείου τήξης, όπως ο μολύβδος και ο κασσίτερος. Είναι επίσης ιδανική για τη συγκόλληση των μετάλλων που αντιδρούν εύκολα με τον ατμοσφαιρικό αέρα, σχηματίζοντας πολύ σταθερά επιφανειακά οξειδία. Τέτοια μέταλλα είναι το αλουμίνιο, το μαγνήσιο, το τιτάνιο και το ζirkόνιο.

Αυτή η μέθοδος είναι μέθοδος υψηλών δυνατοτήτων όσο αφορά τις ποιοτικές απαιτήσεις της συγκόλλησης και χρησιμοποιείται κυρίως σε ανοξείδωτα και μη σιδηρούχα κράματα. Θεωρείται ιδιαίτερα ποιοτική μέθοδος συγκόλλησης, και χρησιμοποιείται συχνά για τη σύνδεση των ακριβότερων μετάλλων καθώς και σε κατασκευές που προορίζονται για δύσκολες συνθήκες λειτουργίας. Η μέθοδος TIG μπορεί επίσης να χρησιμοποιηθεί για διμεταλλικές συγκολλήσεις καθώς και για την επίστρωση σκληρών προστατευτικών επικαλύψεων πάνω σε μεταλλικά υποστρώματα.



**Εικόνα 2.8:** Τυπική διάταξη συγκόλλησης TIG

### 2.5.1 Εξοπλισμός συγκολλήσεων TIG

Ο εξοπλισμός αποτελείται από τρία κυκλώματα: Το ηλεκτρικό κύκλωμα, το οποίο περιλαμβάνει τη πηγή ρεύματος, τα απαραίτητα καλώδια, και καταλήγει στη τσιμπίδα της συγκόλλησης. Το κύκλωμα παροχής αερίου, που αποτελείται από τη φιάλη αερίου, τους εύκαμπτους σωλήνες μεταφοράς του αερίου, ένα ρυθμιστικό ροής και ένα ροόμετρο. Τέλος, το κύκλωμα ψύξης (όπου χρησιμοποιείται) το οποίο μεταφέρει προς, και απάγει από, τη τσιμπίδα το απαραίτητο υγρό υγρόψυξης μέσω εύκαμπτων επίσης σωλήνων.

### 2.5.2 Τύποι ρεύματος

Στις συγκολλήσεις με τη μέθοδο TIG μπορεί να γίνει χρήση τόσο συνεχούς όσο και εναλλασσόμενου ρεύματος. Ανάλογα με την περίπτωση, το συνεχές ρεύμα μπορεί να είναι είτε αρνητικής είτε θετικής πολικότητας. Στην πρώτη περίπτωση η θερμική παροχή προς τα βασικά μέταλλα είναι μεγαλύτερη συγκριτικά με αυτή στη περιοχή του ηλεκτροδίου. Το ποσοστό είναι περίπου 70% με 30%. Στην περίπτωση της θετικής πολικότητας, το μεγαλύτερο ποσοστό θερμικής παροχής διοχετεύεται στη περιοχή του ηλεκτροδίου. Κατά κόρον χρησιμοποιείται ορθή πολικότητα ρεύματος με εξαίρεση τις περιπτώσεις συγκόλλησης τεμαχίων από Al. Στη συγκόλληση με εναλλασσόμενο ρεύμα, τα πλεονεκτήματα και μειονεκτήματα που ισχύουν για το συνεχές ρεύμα είτε θετικής είτε αρνητικής πολικότητας, συνδυάζονται. Έτσι, η πολικότητα αλλάζει διαρκώς, καθώς αλλάζει και η κυματομορφή του εναλλασσόμενου ρεύματος. Σε αυτή τη περίπτωση, η θερμική παροχή ισομοιράζεται ανάμεσα στο ηλεκτρόδιο βολφραμίου και το βασικό

μέταλλο. Αυτή η παραλλαγή της μεθόδου είναι ιδανική για τη συγκόλληση μετάλλων και κραμάτων τους που σχηματίζουν εύκολα επιφανειακά οξειδία, όπως το αλουμίνιο. Τέλος, αναφέρεται η δυνατότητα χρήσης κυματομορφών παλμικού τύπου. Η μέθοδος συγκόλλησης TIG είναι μία από τις μεθόδους στην οποία αυτή η τεχνολογία μπορεί να χρησιμοποιηθεί.

### 2.5.3 Το ηλεκτρόδιο βολφραμίου

Ένα από τα βασικότερα στοιχεία της μεθόδου συγκόλλησης TIG, είναι το ηλεκτρόδιο βολφραμίου. Επηρεάζει άμεσα το τόξο συγκόλλησης και πολλούς άλλους παράγοντες, με αποτέλεσμα η σωστή επιλογή τόσο του τύπου όσο και των διαστάσεων του, να θεωρείται από τις βασικότερες προϋποθέσεις επιτυχίας της μεθόδου.



**Εικόνα 2.9:** Μορφές γεωμετρίας ηλεκτροδίων βολφραμίου

Τα ηλεκτρόδια βολφραμίου χαρακτηρίζονται και ταξινομούνται σύμφωνα με το χρώμα τους, το οποίο προκύπτει από τη χημική τους σύσταση. Το μήκος τους είναι συνήθως 175 mm. Συχνά, χρησιμοποιούνται ηλεκτρόδια, όπου στο βολφράμιο έχουν προστεθεί προσμίξεις, οξειδία κυρίως, για να βελτιώσουν τη συμπεριφορά και την αντοχή τους σε υψηλότερες τιμές ρεύματος. Τα ηλεκτρόδια βολφραμίου πρέπει να διατηρούνται καθαρά. Ακαθαρσίες, όπως λίπη, γράσο, λιπαντικό κ.λ.π., επιδρούν αρνητικά στη ποιότητα της συγκόλλησης. Κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, το ηλεκτρόδιο βολφραμίου δε πρέπει να έρχεται σε επαφή με τα βασικά μέταλλα, το υλικό πλήρωσης ή το λουτρό τήξης. Αυτό θα είχε σα συνέπεια τη πιθανή εμφάνιση εγκλεισμάτων βολφραμίου στη

συγκόλληση, και σίγουρα, τη “μόλυνση”, δηλαδή τη κραμάτωση του ηλεκτροδίου στην άκρη του, ή και στη περιοχή του ακροφυσίου. Τα χαρακτηριστικά του τόξου τότε επηρεάζονται άμεσα, και το τόξο διαταράσσεται. Το ρεύμα του αερίου προστασίας επίσης διαταράσσεται και υπάρχει η πιθανότητα να εισαχθεί αέρας και κατά συνέπεια οξυγόνο, που στη συνέχεια θα διοχετευθεί προς τη συγκόλληση. Η συγκόλληση πρέπει να διακοπεί και το ηλεκτρόδιο να καθαριστεί, κατά προτίμηση σε σφυριδοτροχό, χωρίς να αλλάξει η γεωμετρία του. Μπορεί αυτό να μην αρκεί, οπότε απαιτείται απομάκρυνση του ηλεκτροδίου από τη τσιμπίδα και επανατόχιση του από την αρχή για τη διαμόρφωση του. Προσοχή πρέπει να δίνεται, ειδικά σε δύσκολες θέσεις συγκόλλησης, στα πιθανά πιτσιλίσματα (spatter) της συγκόλλησης, ώστε αυτά να μην έρχονται σε επαφή με το ηλεκτρόδιο και το μολύνουν.

### 3. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

#### 3.1 Περιγραφή υλικού

Προκειμένου να διεξαχθεί το πειραματικό μέρος της παρούσας διπλωματικής εργασίας, πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις δοκιμίων του ωστενιτικού χάλυβα 18-10Ti καθώς και του υπερωστενιτικού υψηλής απόδοσης χάλυβα 254 SMO™ της σουηδικής εταιρείας Outokumpu Stainless AB (Avesta Research Centre). Οι συγκεκριμένες ονομασίες έχουν δοθεί από την εταιρεία κατασκευής και αντιστοιχούν στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες AISI 321 (UNS S32100) και AISI 254 SMO™ (UNS 31254). Τα υλικά αυτά παρελήφθησαν υπό μορφή φύλλων μεγέθους A4 (210x297 mm), μορφοποιημένα με ψυχρή έλαση σε ανοπτημένη κατάσταση. Το πάχος των φύλλων 321 και 254 SMO ήταν ίσο με 3 mm. Η χημική σύσταση των υλικών, όπως αυτή δόθηκε από την Outokumpu, δίνεται στον πίνακα 3.1.

**Πίνακας 3.1:** Ονομαστική χημική σύσταση των προς μελέτη υλικών

<b>Χάλυβας</b> Outokumpu	<b>321</b>	<b>254 SMO</b>
<b>C</b> (wt %)	0.05	0.014
<b>Si</b> (wt %)	0.57	0.39
<b>Mn</b> (wt %)	1.44	0.55
<b>P</b> (wt %)	0.031	0.014
<b>S</b> (wt %)	0.001	0.001
<b>Cr</b> (wt %)	<b>17.4</b>	<b>20.04</b>
<b>Ni</b> (wt %)	<b>9.2</b>	<b>17.75</b>
<b>Mo</b> (wt %)	<b>0.5</b>	<b>6.06</b>
<b>N</b> (wt %)	0.013	0.194
<b>Cu</b> (wt %)	0.37	0.76
<b>Ti</b> (wt %)	0.41	0
<b>Ce</b> (wt %)	0	0

## **3.2 Στάδια πειραματικής διαδικασίας**

### **3.2.1 Κοπή των δοκιμίων**

Όπως αναφέρθηκε παραπάνω, η αρχική μορφή των προς μελέτη υλικών ήταν φύλλα μεγέθους A4. Προκειμένου, λοιπόν, να συγκεντρωθεί ένας ικανοποιητικός αριθμός κατάλληλου μεγέθους δειγμάτων προς συγκόλληση, κρίθηκε απαραίτητη η κοπή των ελασμάτων αυτών σε επιμέρους ίσα τμήματα. Η κοπή πραγματοποιήθηκε με ψαλίδι, σε διαστάσεις τέτοιες ώστε να είναι εφικτή η δημιουργία δοκιμίων εφελκυσμού (κατά τα πρότυπα ASTM E8M) μετά το στάδιο της συγκόλλησης.

### **3.2.2 Πραγματοποίηση συγκολλήσεων**

Οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν στο Εργαστήριο Συγκολλήσεων της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου. Όλα τα δοκίμια συγκολλήθηκαν χειρωνακτικά με την μέθοδο TIG. Η συσκευή TIG που διαθέτει το εργαστήριο, είναι το μοντέλο Kemprotig AC/DC 250 της εταιρείας KEMPROI. Οι συγκολλήσεις υλοποιήθηκαν μετωπικά, κατά τη διεύθυνση έλασης L, χωρίς διαμόρφωση λοξοτομής. Όλες οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν με συνεχές ρεύμα ορθής πολικότητας (DCEN) και χρήση ηλεκτροδίου βολφραμίου με προσθήκη οξειδίου του δημητρίου ( $W+2\%CeO_2$ ). Η παροχή του προστατευτικού αερίου (backing gas) ρυθμίστηκε στα 5 lt/min. Τα δοκίμια δεν υποβλήθηκαν σε θερμικές κατεργασίες (Pre-Weld, Post-Weld Heat Treatment) σε καμία φάση του πειραματικού σταδίου της συγκόλλησης.

Κατά τη διάρκεια του πειραματικού έργου, εφαρμόστηκαν διαφορετικές παράμετροι συγκόλλησης στα δύο υλικά (Πίνακας 3.2), με σκοπό να επιτευχθούν τελικά τα βέλτιστα δυνατά αποτελέσματα. Προκειμένου να γίνει όσο το δυνατό μικρότερη κατανάλωση του πιο εξεζητημένου και ακριβού χάλυβα 254 SMO, οι αρχικές παράμετροι συγκόλλησης και για τα δύο υλικά καθορίστηκαν βάσει των δοκιμών που πραγματοποιήθηκαν στα δείγματα του χάλυβα 321. Στη συνέχεια, οι παράμετροι προσαρμόστηκαν στις απαιτήσεις συγκόλλησης του τύπου 254 SMO.



**Πίνακας 3.2:** Μεταβλητές παράμετροι συγκολλήσεων

<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	321	254 SMO
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	308L 347	625 Hastelloy X Hastelloy W
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	60, 70, 80, 90	
<b>Διάκενο (gap)</b>	Χωρίς διάκενο 1mm	
<b>Πλευρά Συγκόλλησης</b>	Μονόπλευρη Αμφίπλευρη	
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%) Ar + 2%N <sub>2</sub>	

**Πίνακας 3.3:** Τυπική χημική σύσταση των χρησιμοποιούμενων filler metals

<b>Μέταλλο προσθήκης</b>	<b>308L</b>	<b>347</b>
<b>C</b> (wt %)	0.01	0.04
<b>Si</b> (wt %)	0.37	0.40
<b>Mn</b> (wt %)	1.77	1.40
<b>P</b> (wt %)	0.021	0.03
<b>S</b> (wt %)	0.003	0.03
<b>Cr</b> (wt %)	19.75	19.3
<b>Ni</b> (wt %)	9.64	9.50
<b>Mo</b> (wt %)	0.03	0.10
<b>N</b> (wt %)	0.019	-
<b>Cu</b> (wt %)	0.04	0.05
<b>Nb</b> (wt %)	-	0.50

**Πίνακας 3.4:** Τυπική χημική σύσταση των χρησιμοποιούμενων filler metals

<b>Μέταλλο προσθήκης</b>	<b>625</b>	<b>Hastelloy X</b>	<b>Hastelloy W</b>
<b>C</b> (wt %)	0.02	0.10	0.12
<b>Si</b> (wt %)	0.06	1.00	-
<b>Mn</b> (wt %)	0.04	1.00	1.00
<b>P</b> (wt %)	-	-	0.04
<b>S</b> (wt %)	-	0.03	0.03
<b>Cr</b> (wt %)	<b>22.7</b>	<b>21.8</b>	<b>5</b>
<b>Ni</b> (wt %)	<b>64.8</b>	<b>bal.</b>	<b>bal.</b>
<b>Mo</b> (wt %)	<b>8.6</b>	<b>9</b>	<b>25</b>
<b>Fe</b> (wt %)	<b>0.3</b>	<b>18.5</b>	<b>6</b>
<b>Nb+Ta</b> (wt %)	<b>3.5</b>	-	-
<b>Co</b> (wt %)	-	1.5	2.50
<b>W</b> (wt %)	-	0.60	-
<b>V</b> (wt %)	-	-	0.60

### 3.2.3 Ονομασία δοκιμίων

Η αρχική διάκριση των δοκιμίων έγινε με βάση το είδος του χάλυβα που κάθε φορά χρησιμοποιήθηκε, δηλαδή, 321 ή 254 SMO. Επίσης, στο όνομα κάθε δοκιμίου δόθηκε σαφής διευκρίνιση σχετικά με τις διαφορετικές παραμέτρους συγκόλλησης που εφαρμόστηκαν σε κάθε περίπτωση. Οι παραμετροποίηση αυτή αφορά κυρίως την ένταση του ρεύματος της συσκευής TIG καθώς και το μέταλλο προσθήκης που επιλέχθηκε σε κάθε συγκόλληση.

### **3.2.4 Προετοιμασία δοκιμίων για μεταλλογραφική μελέτη**

#### **3.2.4.1 Κοπή**

Πραγματοποιήθηκε κοπή των συγκολλημένων δοκιμίων στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών του Εθνικού Μετσόβιου Πολυτεχνείου, με τη χρήση δισκοτόμου, τύπου Struers Discotom και δίσκου 30A24, στις 4060rpm. Κατά τη διαδικασία της κοπής, τα δοκίμια ψύχονταν με αραιωμένο ψυκτικό γαλάκτωμα, ώστε να αποφευχθεί η υπερθέρμανσή τους. Τα δοκίμια κόπηκαν εγκάρσια προς τη 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 οπτικού και ηλεκτρονικού (SEM) μικροσκοπίου μετά τον εγκιβωτισμό τους. Κατά τη διαδικασία αυτή, δόθηκε ιδιαίτερη προσοχή στην εφαρμοζόμενη δύναμη κοπής και στη σταθερή συγκράτηση των δοκιμίων καθ' όλη τη διάρκεια κοπής καθώς οι παράμετροι αυτές επηρεάζουν την τελική δομή του υλικού.

#### **3.2.4.2 Εγκιβωτισμός**

Μετά τη διαδικασία της κοπής των μεταλλικών δοκιμίων στο επιθυμητό μέγεθος, ακολούθησε ο εγκιβωτισμός τους, προκειμένου να είναι ευκολότερη η διαχείρισή τους στις περαιτέρω διεργασίες (λείανση, στίλβωση). Κατά τον εγκιβωτισμό, το κάθε δοκίμιο τοποθετήθηκε στο κέντρο της βάσης ενός πρότυπου κυλινδρικού καλουπιού. Είχε προηγηθεί επάλειψη με βαζελίνη στη βάση και στα τοιχώματα του καλουπιού ώστε να διευκολυνθεί η μετέπειτα εξαγωγή του δοκιμίου από αυτό. Ο εγκιβωτισμός πραγματοποιήθηκε με χρήση ρητίνης, η οποία στερεοποιήθηκε γύρω από το δείγμα, αφήνοντας ακάλυπτη την προς εξέταση επιφάνεια. Επιπλέον, έμεινε ελεύθερο ένα τμήμα του δοκιμίου στο επάνω μέρος, ώστε να είναι εφικτή η ηλεκτρολυτική προσβολή στη συνέχεια. Η ρητίνη που χρησιμοποιήθηκε ήταν διαφανής πολυεστερική ταχείας πήξεως. Η αναλογία ανάμειξης σκληρυντή-ρητίνης ήταν 7 σταγόνες σκληρυντή στα 10ml ρητίνης. Κατά την παρασκευή του μείγματος έγινε ισχυρή ανάδευση για περίπου 30 δευτερόλεπτα, ώστε να αποφευχθεί ο σχηματισμός ανεπιθύμητων φυσαλίδων στο μείγμα. Ο χρόνος στερεοποίησης της ρητίνης ήταν περίπου 60 λεπτά, κατά τον οποίο έλαβε χώρα εξώθερμη αντίδραση.

### 3.2.4.3 Λείανση

Το στάδιο της λείανσης ήταν απαραίτητο προκειμένου να μειωθεί η τραχύτητα της επιφάνειας (λόγω της κοπής) κάθε δοκιμίου και να αποκαλυφθεί η μικροδομή του μετά την ηλεκτρολυτική προσβολή. Η λείανση, σε συνδυασμό με το στάδιο της στίλβωσης ήταν παρεμβαλλόμενα στάδια, πριν σχεδόν από κάθε διαδικασία. Δηλαδή, εκτός από την παρατήρηση στο οπτικό και ηλεκτρονικό (SEM) μικροσκόπιο, πραγματοποιήθηκαν και πριν τη μελέτη με περίθλαση ακτίνων X (XRD) καθώς και πριν τη μακροσκληρομέτρηση Vickers.

Η λείανση πραγματοποιήθηκε στον οριζόντιο, υδρόψυκτο, μονοαξονικά περιστρεφόμενο τροχό, τύπου Struers LaboPol-5, του Εργαστηρίου Μεταλλογνωσίας. Η εφαρμογή των δοκιμίων πάνω στον περιστρεφόμενο δίσκο έγινε χειρωνακτικά. Σαν μέσο λείανσης χρησιμοποιήθηκαν χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου, κυκλικά κομμένα και τοποθετημένα πάνω στην επιφάνεια του δίσκου. Το καρβίδιο του πυριτίου (Silicon Carbide) των λειαντικών χαρτιών αποτελεί ένα κρυσταλλικό υλικό ιδιαίτερα πυρίμαχο και σχεδόν ίδιας σκληρότητας με αυτή του διαμαντιού. Τα χαρτιά SiC χαρακτηρίζονται από έναν αριθμό, ο οποίος αντιστοιχεί στην κοκκομετρία του λειαντικού μέσου (grit) και καθορίζει την τραχύτητά του. Όσο αυξάνεται ο αριθμός αυτός, μειώνεται η τραχύτητα του χαρτιού. Για παράδειγμα, ο αριθμός 220 grit εκφράζει ότι το συγκεκριμένο χαρτί έχει 220 κόκκους καρβιδίων του πυριτίου ανά τετραγωνική ίντσα. Η πρώτη λείανση ξεκίνησε με χαρτί 220 grit. Στη συνέχεια έγινε διαδοχική εναλλαγή χαρτιών αυξανόμενου αριθμού (400 grit, 800 grit, 1200 grit, 2000 grit και 3000 grit) έως ότου το εκάστοτε δοκίμιο να αποκτήσει την, όσο το δυνατό, πιο λεία επιφάνεια. Η διαβάθμιση αυτή αφορά τα δοκίμια που προετοιμάζονταν για μεταλλογραφική παρατήρηση. Για τις δοκιμές σκληρομέτρησης και την εξέταση XRD η λείανση σταμάτησε σε χαρτί 1200 grit.

Ο χρόνος λείανσης σε κάθε χαρτί ήταν περίπου 5-7 min σε ταχύτητα περιστροφής του δίσκου ίση με 200 rpm (στροφές/min). Πριν τη χρήση του επόμενου χαρτιού, κάθε δοκίμιο ξεπλενόταν με νερό και η επανατοποθέτησή του στο νέο χαρτί γινόταν με περιστροφή κατά 90° ώστε να απαλειφθούν οι γραμμές λείανσης που δημιουργήθηκαν στο προηγούμενο στάδιο. Καθ' όλη τη διάρκεια της διαδικασίας της λείανσης, εφαρμόστηκε ισοκατανεμημένη μέτρια πίεση στην επιφάνεια κάθε δοκιμίου, στο βαθμό που ήταν αυτό εφικτό, εφόσον δεν επρόκειτο για αυτοματοποιημένη λείανση. Επίσης, ήταν συνεχής η παροχή νερού ώστε να αποτραπεί η θέρμανση των δοκιμίων και να απομακρυνθούν τα προκύπτοντα γρέζια.

#### **3.2.4.4 Στίλβωση**

Μετά το πέρας της λείανσης ακολούθησε η στίλβωση της επιφάνειας των δοκιμίων. Η διαδικασία αυτή, ουσιαστικά, είναι όμοια της λείανσης αλλά σε επίπεδο μm. Πραγματοποιήθηκε με σκοπό την εξαφάνιση των γραμμών λείανσης και τη δημιουργία δειγμάτων με όσο το δυνατό πιο επίπεδη και στιλπνή επιφάνεια, χωρίς ατέλειες ώστε να γίνει πιο ευδιάκριτη η παρατήρησή τους στο μικροσκόπιο.

Η διάταξη ήταν και πάλι οριζόντιος μονοαξονικά περιστρεφόμενος τροχός (200 rpm), χωρίς παροχή νερού για ψύξη, τύπου DP-U2 της Struers. Πριν την έναρξη της διαδικασίας αλλά και σε κάθε επιμέρους βήμα, τα δοκίμια ξεπλύθηκαν σχολαστικά με απιονισμένο νερό και βαμβάκι, καθαρίστηκαν με αιθανόλη και στεγνώθηκαν με παροχή κρύου αέρα. Η στίλβωση έγινε χειρωνακτικά σε δύο στάδια. Στο πρώτο στάδιο, τα δοκίμια στίλβώθηκαν με διαμαντόπαστα, με μέγεθος κόκκου διαμαντιού 3μm και στο δεύτερο με διαμαντόπαστα, με μέγεθος κόκκου διαμαντιού 1μm. Η διαμαντόπαστα απλώθηκε ομοιόμορφα πάνω σε κατάλληλα, για το κάθε στάδιο, υφάσματα, τα οποία τοποθετήθηκαν στον περιστρεφόμενο τροχό. Χρησιμοποιήθηκε υγρό λιπαντικό μέσο MetaDi fluid 40-6032 της εταιρείας Buehler, προκειμένου να επιτευχθεί καλή διασπορά των κόκκων της πάστας πάνω στο πανί. Κατά τη διάρκεια της στίλβωσης, πραγματοποιήθηκε οπτικός έλεγχος της επιφάνειας των δοκιμίων σε τακτά χρονικά διαστήματα. Τα δοκίμια υποβλήθηκαν στη διαδικασία στίλβωσης για περισσότερη ώρα και με μικρότερη ταχύτητα σε σχέση με τη διαδικασία λείανσης.

#### **3.2.4.5 Ηλεκτροχημική προσβολή**

Αμέσως μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας στίλβωσης, ακολούθησε το τελευταίο στάδιο της προετοιμασίας των δοκιμίων για μεταλλογραφική μελέτη, το οποίο ήταν η προσβολή. Η προσβολή ήταν απαραίτητη προκειμένου να αποκαλυφθεί η μικροδομή (όρια κόκκων, διάφορες φάσεις και κατακρημνίσεις) του εξεταζόμενου υλικού για παρατήρηση με μεθόδους μικροσκοπίου, ενώ δεν ήταν αναγκαία για την εξέταση με άλλες μεθόδους, όπως για παράδειγμα με περίθλαση ακτίνων X. Εφόσον στην παρούσα εργασία μελετάται η μικροδομή ανοξειδωτων χαλύβων, οι οποίοι παρουσιάζουν εντονότερη αντίσταση σε διάβρωση, προτιμήθηκε η ηλεκτροχημική προσβολή των δοκιμίων έναντι της χημικής προσβολής.

Κατά τη διαδικασία της ηλεκτρολυτικής προσβολής, το δοκίμιο τοποθετήθηκε στην άνοδο (+) ενός ηλεκτρολυτικού κελιού και στην κάθοδο (-) τοποθετήθηκε ένα ανοξειδωτο δοχείο, το οποίο περιείχε και το διάλυμα προσβολής. Στη συνέχεια επιβλήθηκε

δυναμικό σταθερής τάσης (DC) μέσω ποτενσιοστάτη και παρατηρήθηκε ότι το κύκλωμα διαρρέεται από ρεύμα, όταν το δοκίμιο ήρθε σε επαφή με το διάλυμα. Ως διάλυμα προσβολής επιλέχθηκε, και για τα δύο είδη ανοξειδωτών χαλύβων (321 και 254 SMO), 10% v/v διάλυμα οξαλικού οξέος. Για την παρασκευή του διαλύματος διαλύθηκαν 10 ml κορεσμένου διαλύματος οξαλικού οξέως σε 90 ml απιονισμένο νερό.

Η διαδικασία σε κάθε δοκίμιο έγινε πολύ προσεκτικά σε διαδοχικά βήματα, με μικρούς χρόνους προσβολής και ελεγχόμενη τάση, προκειμένου να αποφευχθεί η υπερβολική προσβολή που θα είχε καταστροφικά αποτελέσματα στην επιφάνεια του δοκιμίου που επρόκειτο να μελετηθεί. Σε κάθε βήμα το δοκίμιο ξεπλενόταν με νερό και σκουπιζόταν με βαμβάκι άμεσα, ενώ ακολουθούσε καθαρισμός με αιθανόλη και στέγνωμα με κρύο αέρα προκειμένου να παρατηρηθεί η έκταση της προσβολής στο οπτικό μικροσκόπιο. Εφόσον η μικροδομή ήταν ικανοποιητικά ορατή στο οπτικό μικροσκόπιο, η διαδικασία προσβολής σταματούσε. Διαφορετικά, η ηλεκτρολυτική προσβολή συνεχιζόταν κατά την ίδια μεθοδολογία για μερικά επιπλέον δευτερόλεπτα και ακολουθούσε εκ νέου έλεγχος του δοκιμίου στο μικροσκόπιο. Τυπική ένδειξη για την ολοκλήρωση της διαδικασίας αποτελούσε η μείωση της διαύγειας της επιφάνειας του δοκιμίου σταδιακά από τη ζώνη τήξης προς το μέταλλο βάσης.

Πραγματοποιήθηκαν διάφορες δοκιμές, ώστε τελικά ως παράμετροι προσβολής ορίστηκαν στα 3-3.5 V για την τάση του ρεύματος και στα 30-45 sec για το χρονικό διάστημα προσβολής κάθε δοκιμίου. Τα δοκίμια είχαν σχετικά παρόμοια απόκριση και τελικά επετεύχθη ικανοποιητική αποκάλυψη της μικροδομής τόσο στη ζώνη τήξης όσο και στο μέταλλο βάσης.

### **3.2.5 Μέθοδοι Μεταλλογραφικής Μελέτης**

#### **3.2.5.1 Οπτική Μικροσκοπία (Optical Microscopy)**

Αμέσως μετά το στάδιο της ηλεκτρολυτικής προσβολής, κάθε δοκίμιο εξετάστηκε στο μεταλλογραφικό οπτικό μικροσκόπιο, τύπου Olympus BX41M, που διατίθεται στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας. Τα δείγματα παρουσίασαν ικανοποιητική ποιότητα εικόνας με ευδιάκριτη απεικόνιση της μικροδομής τους. Επομένως, δεν κρίθηκε αναγκαίο να επαναληφθεί κάποιο από τα προηγούμενα στάδια προετοιμασίας και ακολούθησε ο περαιτέρω μεταλλογραφικός έλεγχος στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscope, SEM).

### 3.2.5.2 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

Εφόσον επιβεβαιώθηκε η επιτυχημένη προετοιμασία των δοκιμίων στο οπτικό μικροσκόπιο, ακολούθησε η αναλυτική μεταλλογραφική μελέτη στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscope, SEM) της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών. Η μελέτη με τη τεχνική αυτή στηρίζεται στην αλληλεπίδραση του προς εξέταση δείγματος με την προσπίπτουσα σε αυτό δέσμη ηλεκτρονίων. Πραγματοποιείται προκειμένου να παρατηρηθούν οι επιφάνειες των δοκιμίων και να γίνουν στοιχειακές αναλύσεις συγκεκριμένων περιοχών μέσω κατάλληλων συστημάτων μικροανάλυσης. Η απεικόνιση που λαμβάνεται σε κάθε περίπτωση, καθορίζεται από τη διαφορά του ατομικού αριθμού (Z) μεταξύ των στοιχείων της επιφάνειας, που περιέχονται στα κατακρημνίσματα και στη μητρική φάση.

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης που χρησιμοποιήθηκε ήταν Jeol 6380 LV, επιταχυνόμενης τάσης 20 kV. Επιπλέον, ήταν εφικτός ο ποιοτικός και ποσοτικός προσδιορισμός των στοιχείων που περιέχονταν στις ενδομεταλλικές φάσεις που κατακρημνίστηκαν, με χρήση της μικροανάλυσης ακτίνων X (EDS, Energy Dispersive Spectroscopy). Ο στοιχειακός μικροαναλυτής που διαθέτει το SEM είναι το μοντέλο Oxford Inca X-Sight. Έγινε λήψη εικόνων δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI), οι οποίες παρείχαν πληροφορίες σχετικά με την τοπογραφία της μελετώμενης επιφάνειας των συγκολλημένων δοκιμίων, καθώς και εικόνων οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES), οι οποίες έδωσαν πληροφορίες για τη χημική σύσταση, την κρυσταλλογραφία και την τοπογραφία της επιφάνειας.

### 3.2.5.3 Περιθλασιμετρία Ακτίνων X (XRD)

Η μέθοδος XRD (X-Ray Diffraction) αποτελεί τη βασικότερη τεχνική ανάλυσης για την κρυσταλλική δομή και τον χαρακτηρισμό υλικών, καθώς επιτρέπει την ποιοτική και ποσοτική ανάλυση φάσεων και την ανίχνευση κρυσταλλογραφικού ιστού. Βασίζεται στην περίθλαση μονοχρωματικής ακτινοβολίας ακτίνων X, γνωστού μήκους κύματος  $\lambda$ , επάνω στα επίπεδα του κρυσταλλικού πλέγματος των εξεταζόμενων ενώσεων. Με σκοπό, λοιπόν, την ταυτοποίηση των φάσεων που παρατηρήθηκαν στο οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο, τα δοκίμια εξετάστηκαν περαιτέρω με περίθλαση ακτίνων X (XRD).

Έγινε χρήση του περιθλασίμετρου τύπου Bruker D8 Focus με ακτινοβολία CuK $\alpha$  (λάμπα χαλκού), της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών. Η σάρωση πραγματοποιήθηκε με μήκος κύματος  $\lambda=1.5406 \text{ \AA}$ , εφαρμοζόμενη γωνία  $2\theta$  από  $20-90^\circ$ , βήμα  $0.02^\circ/\text{sec}$  και διάρκεια  $3 \text{ sec}/\text{βήμα}$ . Η εφαρμοζόμενη τάση ρυθμίστηκε στα 40 kV και

η ένταση στα 40mA. Με το XRD έγινε η ταυτοποίηση των μητρικών υλικών, 254 SMO και 321, καθώς και των συγκολλημένων δοκιμίων τους, μετά την οριστικοποίηση των βέλτιστων παραμέτρων συγκόλλησης.

### **3.2.6 Μέθοδοι Μελέτης Μηχανικών Ιδιοτήτων**

Προκειμένου να αξιολογηθούν και να χαρακτηριστούν ως αποδεκτές οι συγκολλήσεις που πραγματοποιήθηκαν, κρίθηκε αναγκαίος ο προσδιορισμός των μηχανικών ιδιοτήτων των συγκολλημένων δοκιμίων. Συγκεκριμένα, τα δοκίμια που προέκυψαν μετά τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης, υποβλήθηκαν σε δοκιμή εφελκυσμού και μέτρηση μακροσκληρότητας, ώστε να διαπιστωθεί κατά πόσο οι τιμές που προέκυψαν για το όριο θραύσης και τη σκληρότητα κυμαίνονται εντός των επιτρεπόμενων ορίων.

#### **3.2.6.1 Δοκιμή Εφελκυσμού**

Η δοκιμή εφελκυσμού αποτελεί βασικό κριτήριο για τη μέτρηση μηχανικών ιδιοτήτων ενός συγκολλημένου δείγματος. Το δοκίμιο υποβάλλεται σε εφελκυστική καταπόνηση κατά τη διάρκεια της οποίας καταγράφεται η προκαλούμενη σε αυτό επιμήκυνση  $\Delta l$ . Το δοκίμιο επιδέχεται παραμόρφωση με σταθερό ρυθμό.

Η συσκευή που χρησιμοποιήθηκε είναι η INSTRON 4482 που βρίσκεται στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών, με δυνατότητα επιβολής φορτίου έως 100KN (10tn). Εφαρμόστηκε σταθερός ρυθμός παραμόρφωσης 1mm/min. Η δοκιμή εφελκυσμού διεξήχθη βάσει των προτύπων ASTM E8M, από τα οποία καθορίστηκαν, επίσης, και οι διαστάσεις των υπό μελέτη δοκιμίων.

Δοκιμή εφελκυσμού πραγματοποιήθηκε μόνο στα συγκολλημένα, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκίμια του χάλυβα 254 SMO, για τα οποία προέκυψαν τα χαρακτηριστικά διαγράμματα τάσης-παραμόρφωσης. Μετά τη θραύση, κόπηκε με δισκοτόμο μικρό τμήμα από την περιοχή αστοχίας των δοκιμίων, ώστε να μελετηθεί η θραυστογραφία τους στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM).

Η θραυστογραφική ανάλυση των δοκιμίων του χάλυβα 321 θεωρήθηκε περιττή, καθώς οι συγκολλήσεις του ουσιαστικά λειτούργησαν ως βοηθητικός παράγοντας για την ταχύτερη παραμετροποίηση των συγκολλήσεων του 254 SMO, προκειμένου να αποφευχθεί η άσκοπη κατανάλωση ακριβού υλικού. Ως εκ τούτου δεν πραγματοποιήθηκε δοκιμή εφελκυσμού στα συγκολλημένα δοκίμια του 321.



### 3.2.6.2 Δοκιμή μακροσκληρότητας

Η μέθοδος που χρησιμοποιήθηκε για τη μέτρηση της σκληρότητας των δοκιμίων ήταν η μέθοδος Vickers. Κατά τη μέθοδο αυτή, μια αδαμάντινη πυραμίδα, τετραγωνικής βάσης (με γωνία κορυφής  $136^\circ$ ), διεισδύει στην επιφάνεια του υπό μελέτη δοκιμίου, αφήνοντας ένα αποτύπωμα ρομβοειδούς διατομής. Στη συνέχεια, μετρώνται οι διαγώνιοι  $d_1$  και  $d_2$  του αποτυπώματος, με τη βοήθεια μικροσκοπίου με ενσωματωμένο εργαλείο μέτρησης. Εξάγεται ο μέσος όρος  $d$  των διαγωνίων και μέσω κατάλληλου πίνακα μετατροπής, προκύπτει η σκληρότητα του δείγματος.

Η μακροσκληρομέτρηση Vickers εφαρμόστηκε με τη συσκευή KARL FRANK GMBH Type 38532, στο Εργαστήριο Μεταλλογνωσίας της Σχολής Μηχανικών Μεταλλείων-Μεταλλουργών. Η δύναμη διείσδυσης της κεφαλής του σκληρόμετρου ορίστηκε στα 98 Newton. Για μεγαλύτερη αξιοπιστία των αποτελεσμάτων ελήφθησαν 12 μετρήσεις από κάθε δοκίμιο και υπολογίστηκε ο μέσος όρος τους. Οι μετρήσεις πραγματοποιήθηκαν σε αποστάσεις τέτοιες ώστε να μην έγκειται κίνδυνος αλλοίωσης του αποτελέσματος, λόγω των μεταξύ τους αλληλεπιδράσεων.

## 4. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ-ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ

### 4.1 Ηλεκτρονική Μικροσκοπία Σάρωσης (SEM)

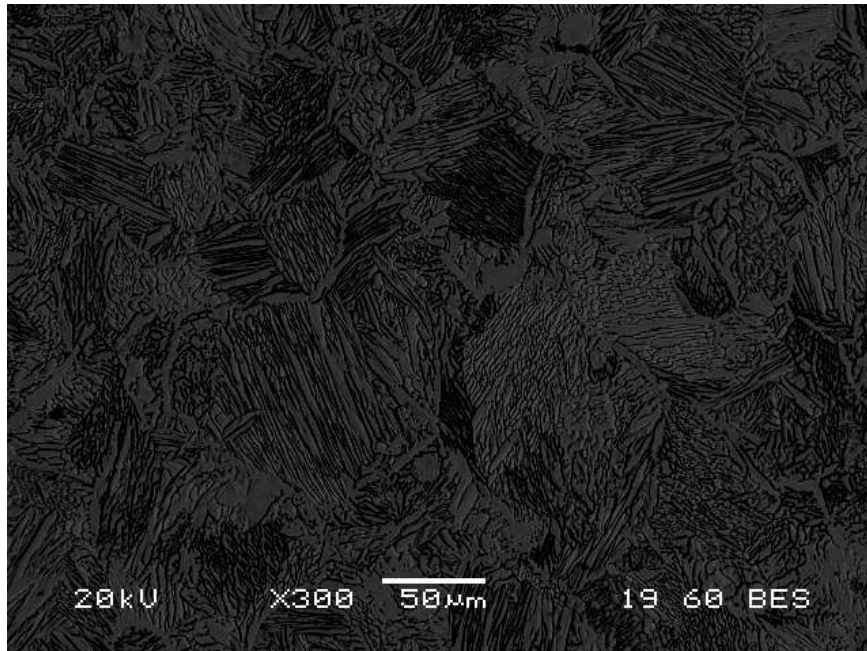
Στο παρόν κεφάλαιο, περιγράφονται και αναλύονται οι μικροδομές, οι οποίες προέκυψαν μετά τη συγκόλληση των δοκιμίων με τη μέθοδο TIG. Παρουσιάζονται ενδεικτικά και τα ενδιάμεσα στάδια παραμετροποίησης των συγκολλήσεων, τα οποία τελικώς οδήγησαν στις βέλτιστες παραμέτρους συγκόλλησης του υπερωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα 254 SMO. Τα στάδια παραμετροποίησης αφορούν, σε πρώτη φάση, τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων στα δοκίμια του ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα 321. Ο μεταλλογραφικός έλεγχος πραγματοποιήθηκε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης, με χρήση της χημικής ανάλυσης μικροσυστατικών με φασματοσκοπία ενέργειας (EDS), του ανιχνευτή οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) καθώς και των μικρογραφιών δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI).

#### 4.1.1 Παραμετροποίηση συγκολλήσεων στα δοκίμια του χάλυβα AISI 321

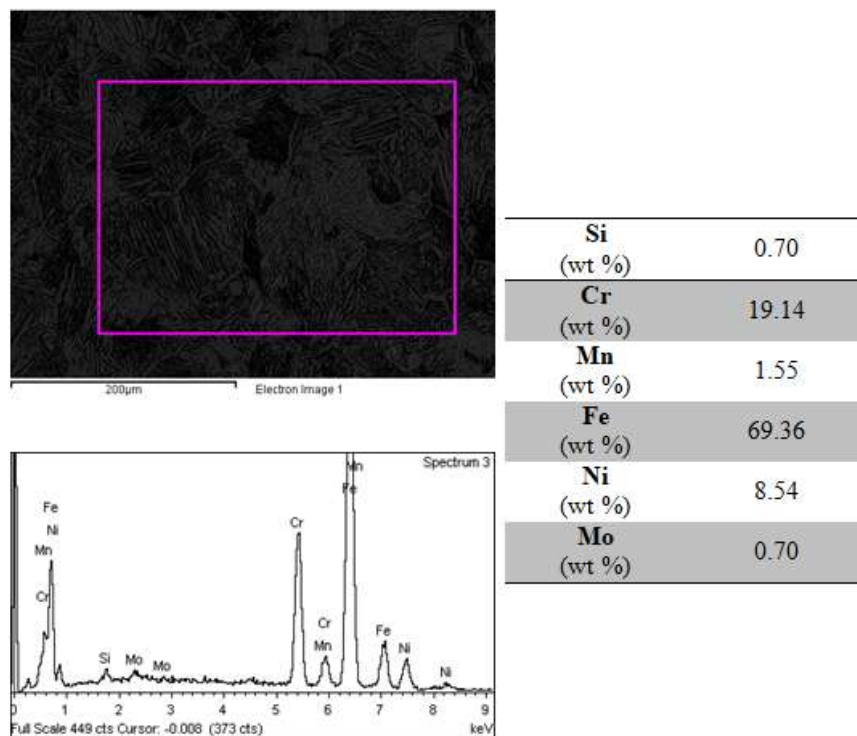
Κατά τη πειραματική πορεία δοκιμάστηκαν διαφορετικές παράμετροι συγκόλλησης μέχρι την επίτευξη των βέλτιστων δυνατών αποτελεσμάτων. Θα παρουσιαστούν οι πιο αντιπροσωπευτικές εξ αυτών. Οι αρχικές παράμετροι που επιλέχθηκαν αναγράφονται στον Πίνακα 4.1.

**Πίνακας 4.1:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-1<sup>n</sup> Δοκιμή

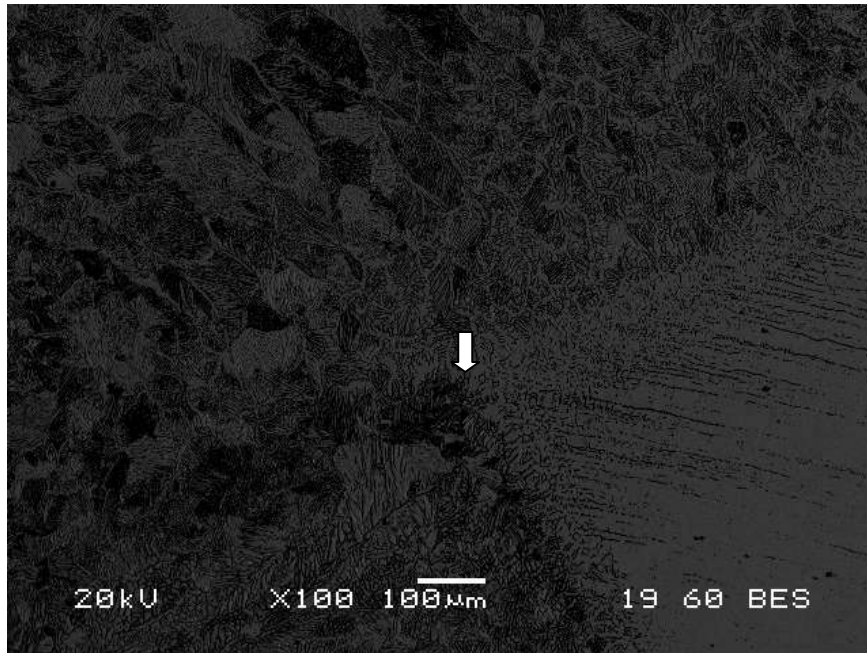
<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	AISI 321
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	308L
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	60\40
<b>Διάκενο (gap)</b>	Χωρίς διάκενο
<b>Πλευρά συγκόλλησης</b>	Αμφίπλευρη
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%)
<b>Ονομασία δοκιμίου</b>	321-60/40



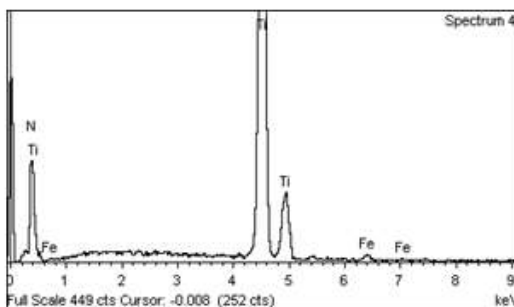
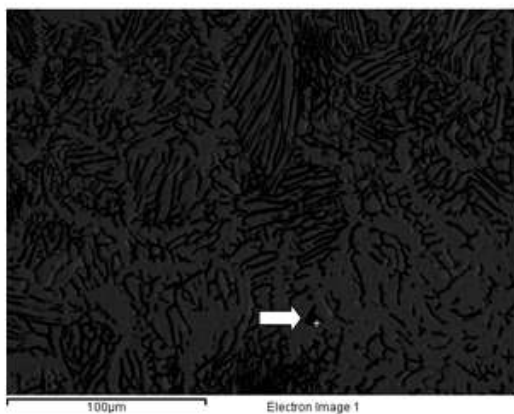
**Εικόνα 4.1:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-60/40. Παρουσιάζεται τυπική μορφολογία συγκόλλησης.



**Εικόνα 4.2:** Γενικευμένη εικόνα της στοιχειακής ανάλυσης (EDS) της ζώνης τήξης. Η χημική σύσταση προσεγγίζει τη σύσταση του μετάλλου βάσης.



**Εικόνα 4.3:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-60/40. Παρουσιάζεται η διεπιφάνεια ζώνης τήξης-θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Διακρίνεται η συμβολή άνω και κάτω πάσου.



<b>N</b> (wt %)	23.27
<b>Ti</b> (wt %)	75.36
<b>Fe</b> (wt %)	1.37

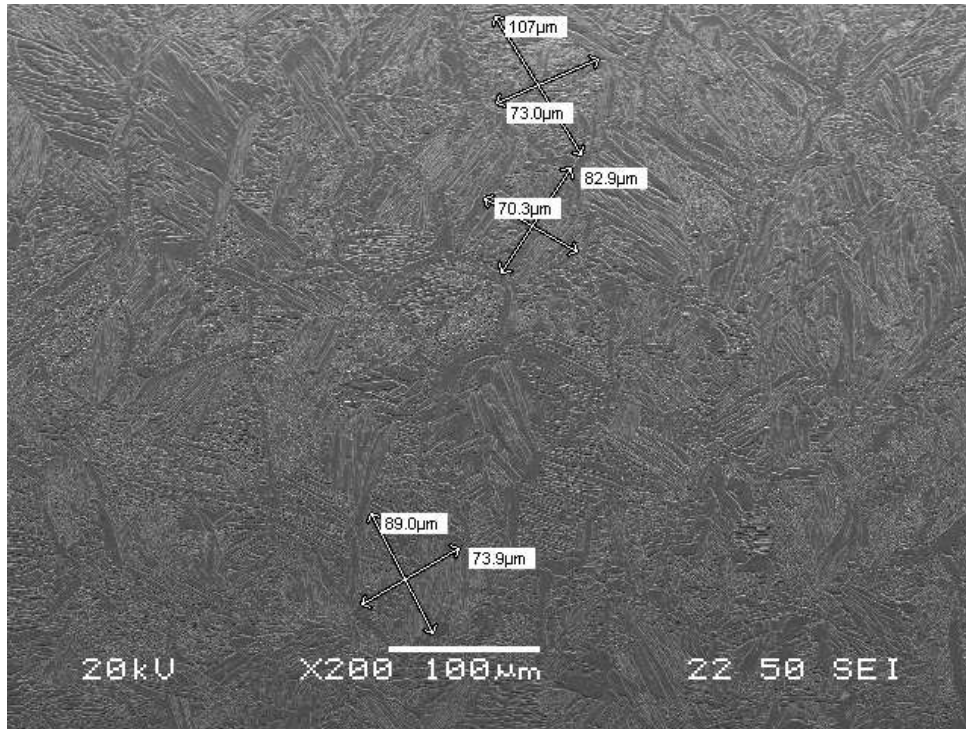
**Εικόνα 4.4:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) γωνιώδους κατακρημνίσματος στην περιοχή συμβολής άνω και κάτω πάσου και θερμικά επηρεασμένης ζώνης.

Γενικά, η συγκόλληση με τις δεδομένες παραμέτρους είχε ικανοποιητική απόδοση. Η ζώνη τήξης παρουσίασε μια τυπική μορφολογία στερεοποίησης σε δίκτυο άτακτα προσανατολισμένων δενδριτών. Από τη στοιχειακή ανάλυση επιβεβαιώνεται ότι έγινε σωστή επιλογή μετάλλου προσθήκης, καθώς εμφανίζει παρόμοια σύσταση με το μέταλλο βάσης. Στη διεπιφάνεια ζώνης τήξης και θερμικά επηρεασμένης ζώνης οι κόκκοι απεικονίζονται με μια σχετικά πιο ομοιόμορφη δομή λόγω της αναθέρμανσης που προκλήθηκε από τη δημιουργία του δεύτερου κορδονιού. Στην περιοχή συμβολής της ΘΕΖ με τα δύο πάσα παρατηρήθηκε κατακρήμνιση TiN, η οποία είναι χαρακτηριστική για τους χάλυβες αυτού του τύπου, και συχνά αποτελεί σημείο έναρξης διάβρωσης. Η ταυτοποίηση της ψαθυρής αυτής φάσης ήταν εύκολη λόγω της χαρακτηριστικής γωνιακής μορφολογίας που παρουσιάζουν οι ενώσεις TiN. Επιβεβαιώθηκε, επίσης, και από την στοιχειακή ανάλυση EDS.

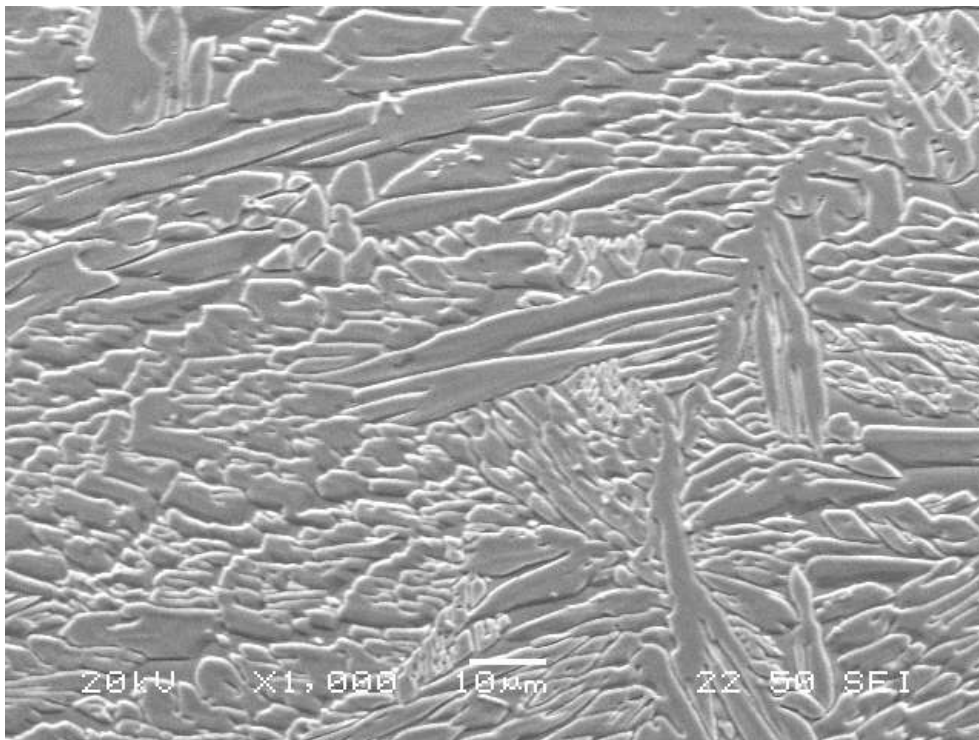
Κατά τη δεύτερη προσπάθεια παραμετροποίησης, διατηρήθηκε το ίδιο filler metal, όμως τα δοκίμια συγκολλήθηκαν, επιπλέον, και με διάκενο 1mm μεταξύ τους. Επίσης, αυξήθηκε η ένταση του ρεύματος στα 80A, προκειμένου να προκύψει συγκόλληση ενός κορδονιού. Οι παράμετροι παρουσιάζονται συνοπτικά στον Πίνακα 4.2.

**Πίνακας 4.2:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-2<sup>η</sup> Δοκιμή

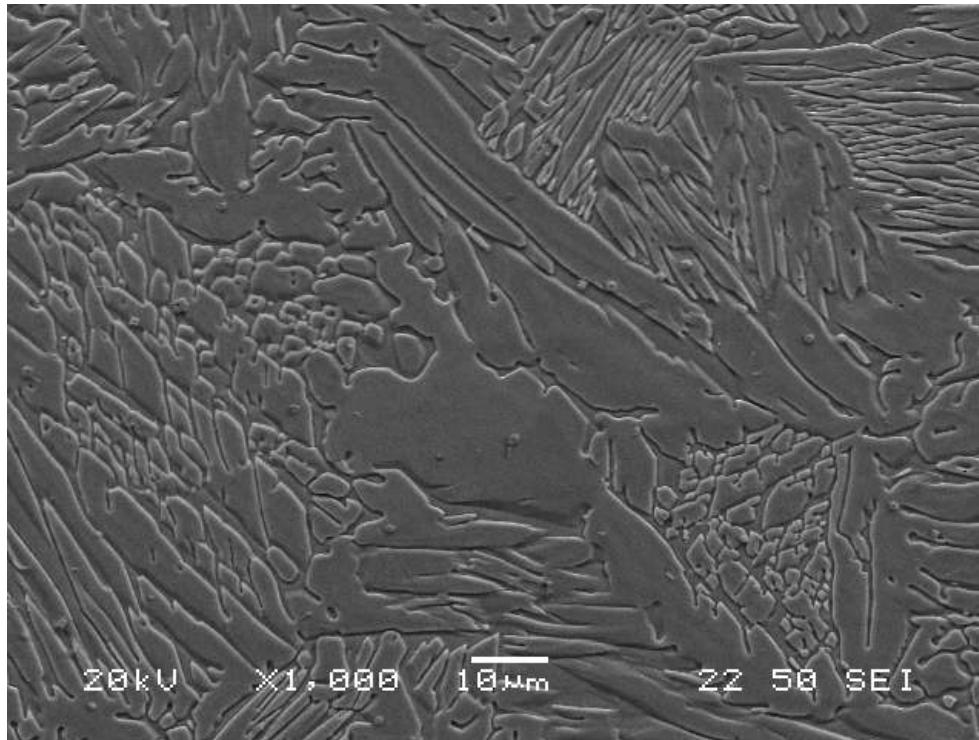
<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	AISI 321
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	308L
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	80
<b>Διάκενο (gap)</b>	1mm Χωρίς διάκενο
<b>Πλευρά συγκόλλησης</b>	Μονόπλευρη
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%)
<b>Ονομασία δοκιμίου</b>	321-80-1 321-80-nogap



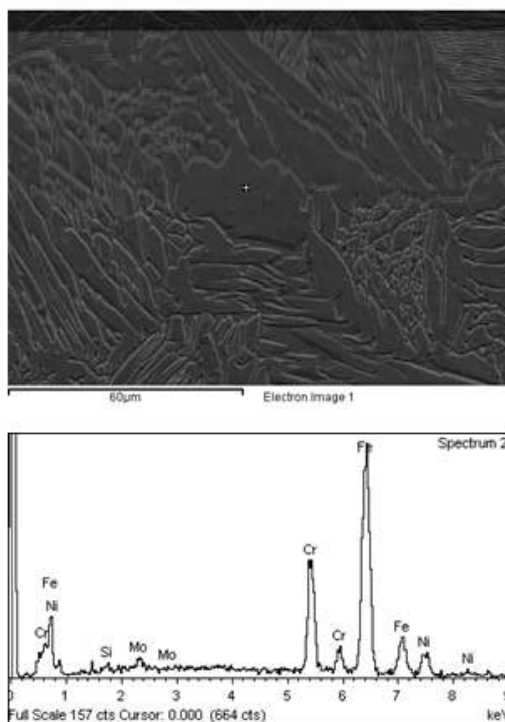
**Εικόνα 4.5:** Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-1. Παρουσιάζεται η γενική εικόνα της μορφολογίας της ζώνης τήξης. Εμφανίζονται ισοπαχείς κόκκοι δ-φερρίτη.



**Εικόνα 4.6:** Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-1. Παρουσιάζεται η μορφολογία της ζώνης τήξης σε μεγέθυνση.



**Εικόνα 4.7:** Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-1. Παρουσιάζεται η μορφολογία της ζώνης τήξης σε μεγέθυνση.



<b>Si</b> (wt %)	<b>0.58</b>
<b>Cr</b> (wt %)	<b>20.98</b>
<b>Fe</b> (wt %)	65.96
<b>Ni</b> (wt %)	10.34
<b>Mo</b> (wt %)	2.14

**Εικόνα 4.8:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) υλικού μήτρας. Ταυτοποίηση πρωτογενούς ωστενίτη.

Οι συγκολλήσεις που πραγματοποιήθηκαν κατά τη δεύτερη δοκιμή παραμετροποίησης ήταν σχετικά ικανοποιητικές. Παρουσίασαν πολύ παρόμοιες αποδόσεις

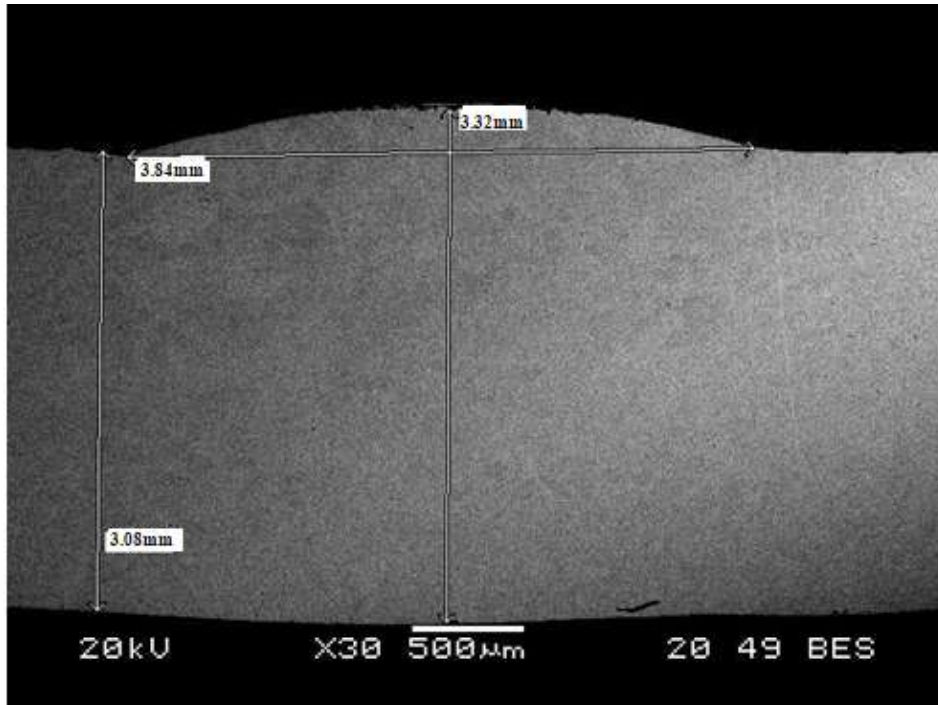
μεταξύ τους, με αυτή του δοκιμίου 321-80-1 να είναι επικρατέστερη. Για τον λόγο αυτό, κρίθηκε περιττή η παρουσίαση της μεταλλογραφικής ανάλυσης του δοκιμίου 321-80-nogap. Η στρερεοποίηση της ζώνης τήξης ήταν, και για τις δύο περιπτώσεις, τύπου FA.

Κατά την επόμενη δοκιμή για τον καθορισμό παραμέτρων συγκόλλησης, έγιναν δύο συγκολλήσεις με χρήση διαφορετικού μετάλλου προσθήκης και διατήρηση του ίδιου διακένου μεταξύ των δοκιμίων (1mm). Επίσης, εφαρμόστηκαν διαφορετικές εντάσεις ρεύματος. Οι παράμετροι παρουσιάζονται συνοπτικά στον Πίνακα 4.3.

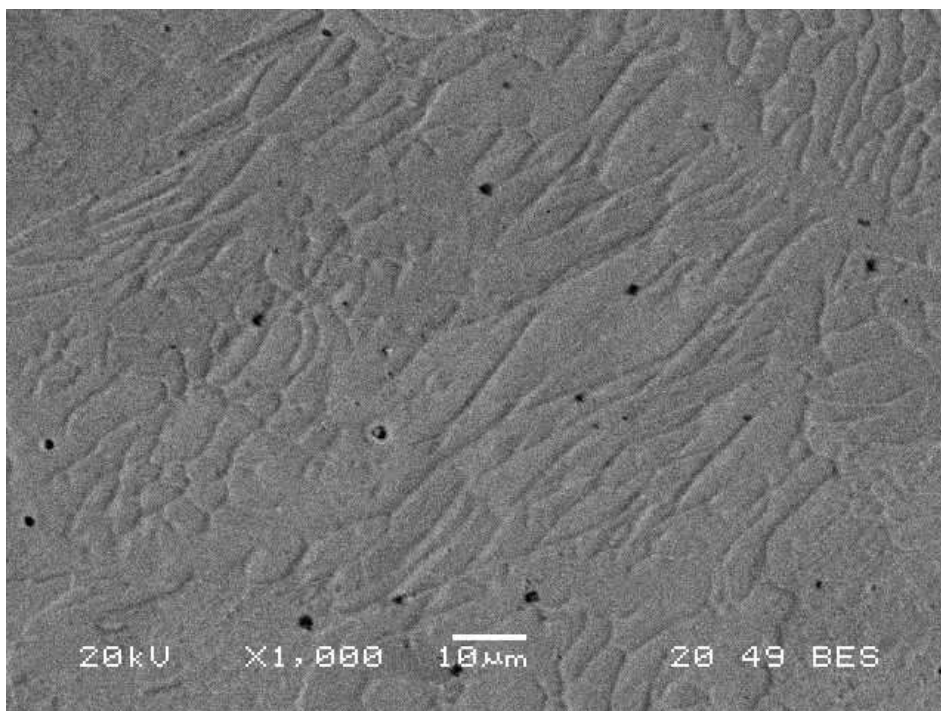
**Πίνακας 4.3:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-3<sup>η</sup> Δοκιμή

<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	AISI 321
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	347
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	80 60
<b>Διάκενο (gap)</b>	1mm
<b>Πλευρά συγκόλλησης</b>	Μονόπλευρη
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%)
<b>Ονομασία δοκιμίου</b>	321-347-60 321-347-80

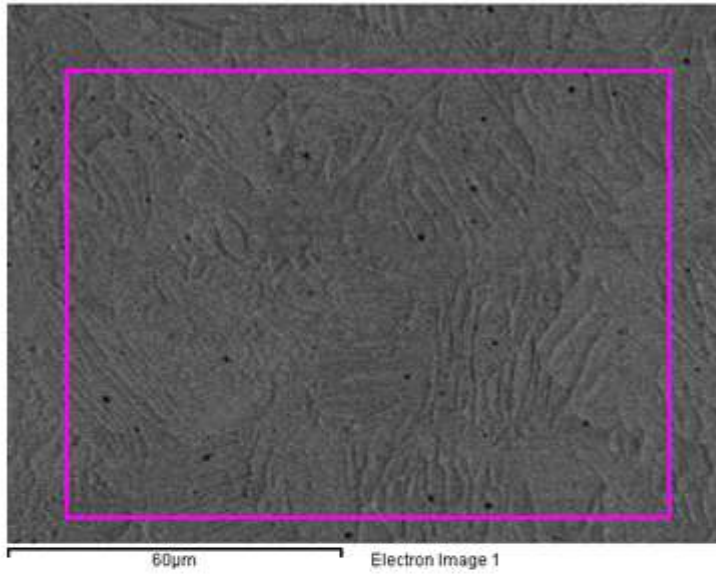




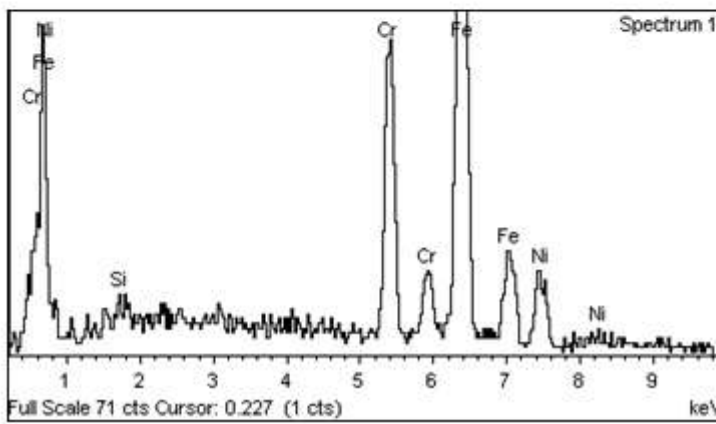
**Εικόνα 4.9:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται η διατομή (cross section) της συγκόλλησης του δοκιμίου 321-347-60. Υπάρχει πλήρης τήξη μεταξύ των δύο τεμαχίων. Παρατηρείται η επιθυμητή διείσδυση του μετάλλου συγκόλλησης χωρίς απόθεση υπερβολικού όγκου υλικού. Συγκεκριμένα, το κεφάλωμα υπολογίστηκε στο 10% του πάχους συγκόλλησης, σύμφωνα με το πρότυπο AWS D17.1.



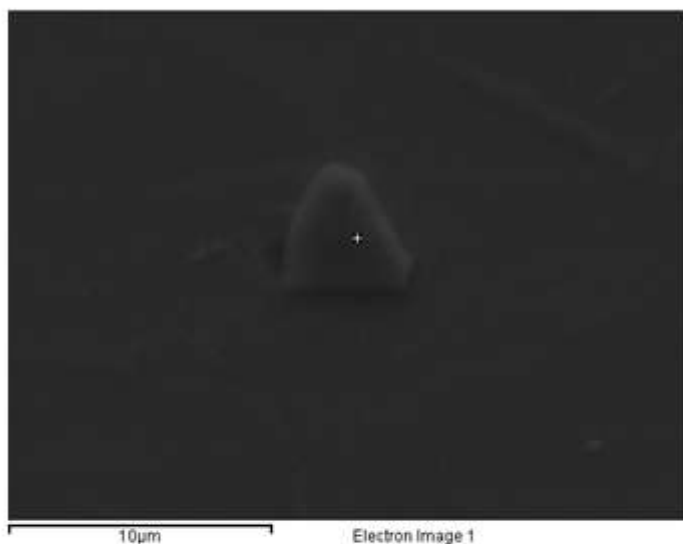
**Εικόνα 4.10:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται σε μεγέθυνση η μορφολογία της ζώνης τήξης του δοκιμίου 321-347-60. Είναι εμφανής η ύπαρξη κατακρημνίσεων στα όρια των κόκκων.



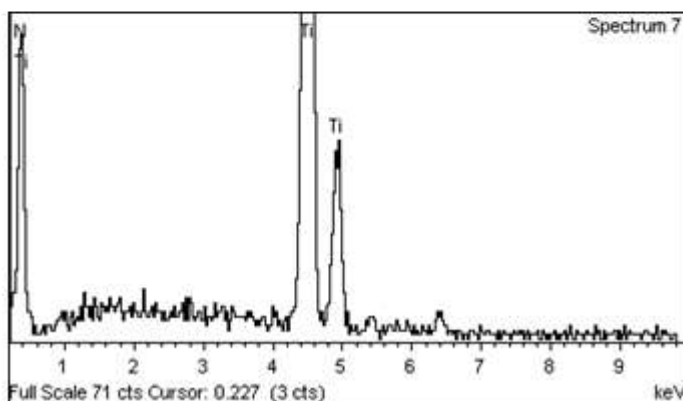
Si (wt %)	0.49
Cr (wt %)	18.83
Fe (wt %)	73.02
Ni (wt %)	8.67



**Εικόνα 4.11:** Γενική εικόνα της στοιχειακής ανάλυσης (EDS) της ζώνης τήξης. Αύξηση του ποσοστού του Cr με ταυτόχρονη μείωση του Ni ενδέχεται να υποδηλώνει σχηματισμό δ-φερρίτη (σκελετοειδούς μορφής) κατά τη στερεοποίηση της ζώνης τήξης.



<b>Ti</b> (wt %)	64.60
<b>Cr</b> (wt %)	4.46
<b>Fe</b> (wt %)	10.66

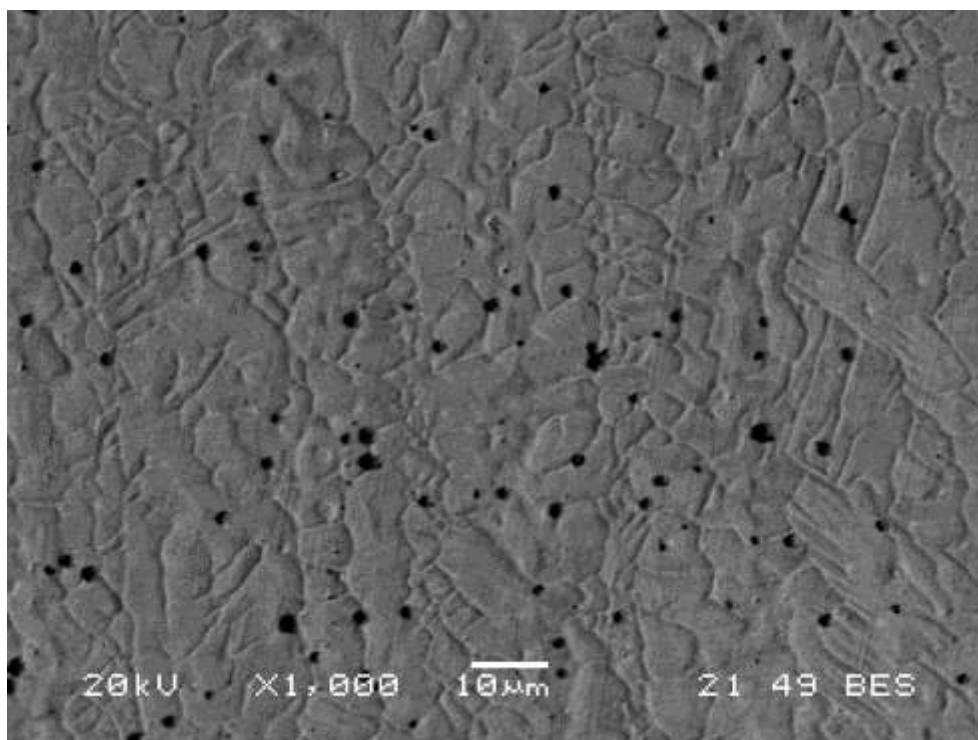


**Εικόνα 4.12:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) γωνιώδους κατακρημνίσματος. Τυπική μορφή ενδομεταλλικής ένωσης σε όλες τις υπό μελέτη περιοχές (ζώνη τήξης, θερμικά επηρεασμένη ζώνη και μέταλλο βάσης). Ταυτοποιείται ως νιτρίδιο του τιτανίου.

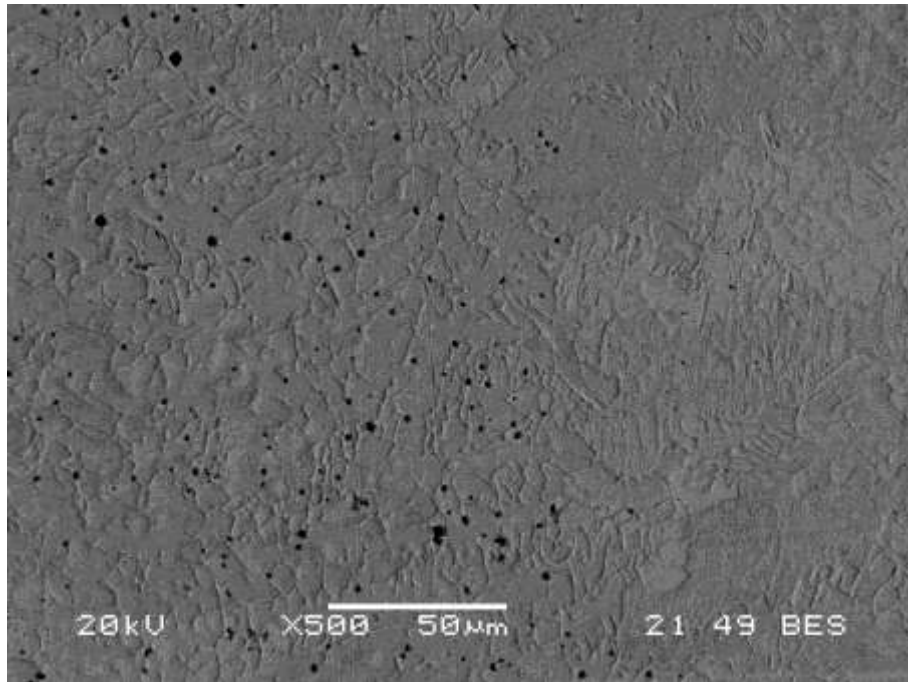
Κατά την τελευταία απόπειρα βελτιστοποίησης των παραμέτρων συγκόλλησης, έγιναν δύο επιπλέον συγκολλήσεις με χρήση του ίδιου μετάλλου προσθήκης, χωρίς διάκενο μεταξύ των δοκιμίων. Επίσης, εφαρμόστηκαν διαφορετικές εντάσεις ρεύματος. Στο μείγμα αερίου προστέθηκε ποσοστό αζώτου, προκειμένου να διασφαλιστεί η σταθεροποίηση της ωστενιτικής δομής. Οι παράμετροι παρουσιάζονται συνοπτικά στον Πίνακα 4.4.

**Πίνακας 4.4:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 321-4<sup>η</sup> Δοκιμή

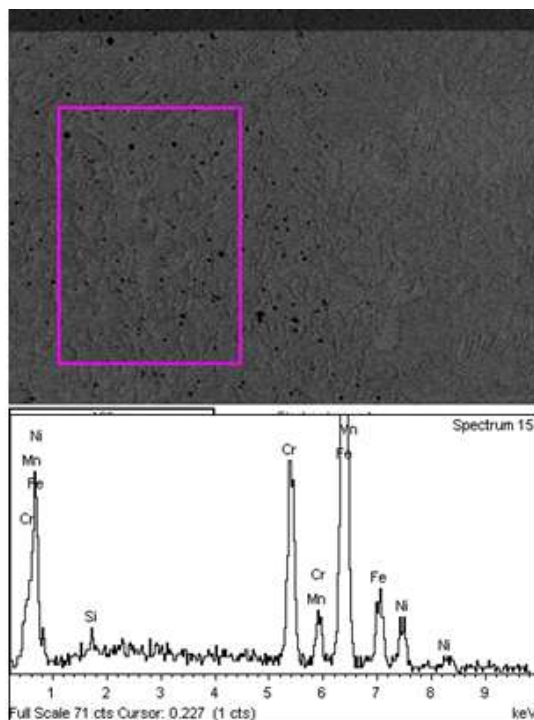
Υλικό προς συγκόλληση	AISI 321
Μέταλλο προσθήκης (filler metal)	347
Ένταση ρεύματος (A)	80 60
Διάκενο (gap)	Χωρίς διάκενο
Πλευρά συγκόλλησης	Μονόπλευρη Αμφίπλευρη
Προστατευτικό αέριο (backing gas)	Ar+2%N <sub>2</sub>
Ονομασία δοκιμίου	321-80-N 321-60-N



**Εικόνα 4.13:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-N. Παρουσιάζεται μεγέθυνση της ζώνης τήξης, όπου διακρίνεται έντονη συγκέντρωση κατακρημνισμάτων λόγω της προσθήκης αζώτου.

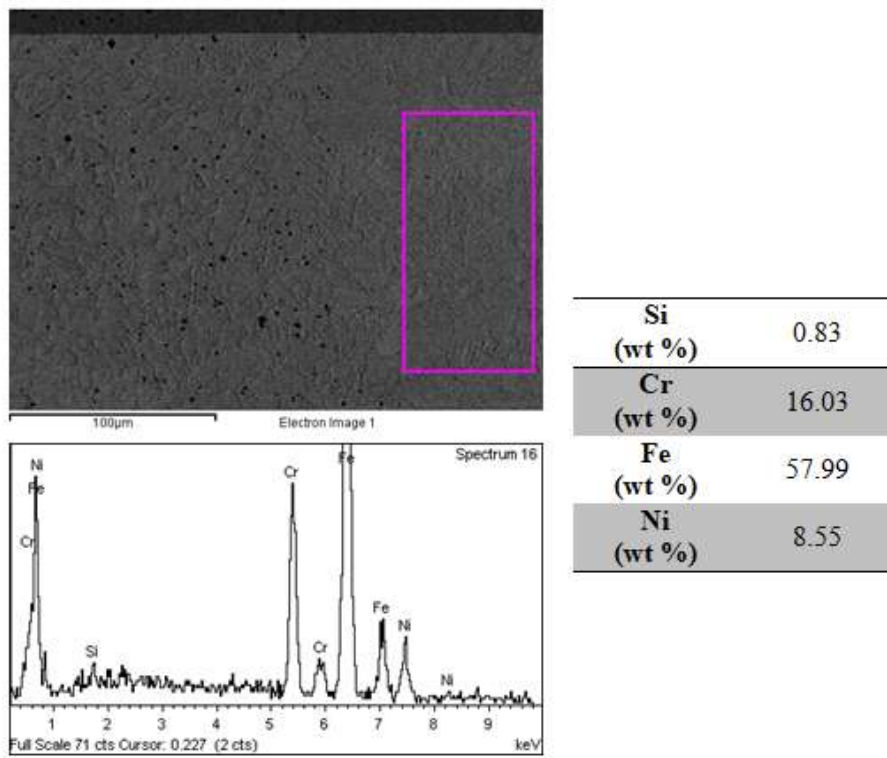


**Εικόνα 4.14:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-80-N. Παρουσιάζεται η διεπιφάνεια ζώνης τήξης-θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Υπάρχει μεγάλος όγκος κατακρημνισμένων φάσεων στη μεριά της ζώνης τήξης.

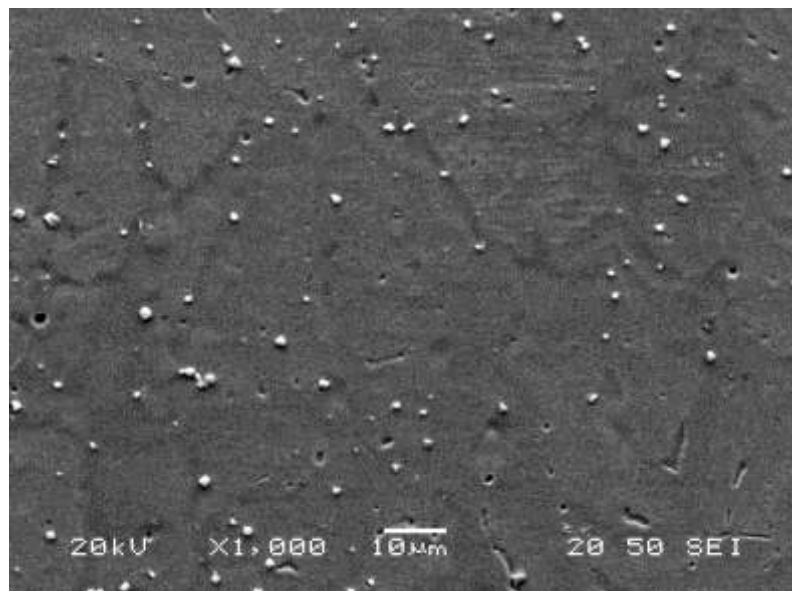


<b>Si</b> (wt %)	0.81
<b>Cr</b> (wt %)	16.52
<b>Mn</b> (wt %)	2.40
<b>Fe</b> (wt %)	59.18
<b>Ni</b> (wt %)	7.99

**Εικόνα 4.15:** Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στην περιοχή της ζώνης τήξης. Με την προσθήκη του αζώτου επήλθε ολοκληρωτική δέσμευση του Ti, καθώς και κάποιου ποσοστού του Cr. Συνεπώς, ο όγκος των νιτριδίων αυξήθηκε σημαντικά.



**Εικόνα 4.16:** Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Δεν πραγματοποιήθηκε σημαντική αραίωση. Δεν παρατηρούνται φαινόμενα διάχυσης ή μικροδιαφορισμού.



**Εικόνα 4.17:** Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM) του δοκιμίου 321-60-N. Παρουσιάζεται η μορφολογία της ζώνης τήξης σε μεγέθυνση. Παρατηρείται η επαναδιαλυτοποίηση των ορίων των κόκκων λόγω της αναθέρμανσης που προκλήθηκε από τη δημιουργία του δεύτερου πάσου.

Βάσει των μεταλλογραφικών αποτελεσμάτων η προσθήκη αζώτου στο μείγμα του προστατευτικού αερίου θεωρήθηκε περιττή. Το άζωτο θα μπορούσε να συμβάλλει στην αντιμετώπιση του σχηματισμού σκελετοειδούς φερρίτη στα συγκολλημένα δείγματα, ο οποίος μειώνει την αντοχή σε διάβρωση και ευνοεί τον σχηματισμό βελονισμών (pits). Ωστόσο, δεν παρατηρήθηκε ικανή ποσότητα σκελετοειδούς φερρίτη σε προηγούμενο στάδιο. Επιπλέον, λόγω της παρουσίας του αζώτου προέκυψε ένα μεγαλύτερο ποσοστό κατακρημνισμένων φάσεων, που κατά βάση αντιστοιχούν σε ενώσεις TiN. Οι ενώσεις αυτές ενδέχεται να δημιουργήσουν εστίες ευπαθείς σε διάβρωση.

Συμπερασματικά, η βελτιστοποίηση των συγκολλήσεων του χάλυβα AISI 321 προκύπτει από τις παραμέτρους που εφαρμόστηκαν κατά την 3<sup>η</sup> δοκιμή. Συγκεκριμένα, είναι αυτές που παρουσιάζονται στον Πίνακα 4.5. Χρησιμοποιώντας ως υπόβαθρο τις παραμέτρους αυτές, πραγματοποιήθηκαν, σε επόμενο στάδιο, οι συγκολλήσεις των δοκιμών του υπερστενιτικού χάλυβα 254 SMO.

**Πίνακας 4.5:** Βέλτιστες παράμετροι συγκολλήσεων χάλυβα 321

<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	AISI 321
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	347
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	60
<b>Διάκενο (gap)</b>	1mm
<b>Πλευρά συγκόλλησης</b>	Μονόπλευρη
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%)

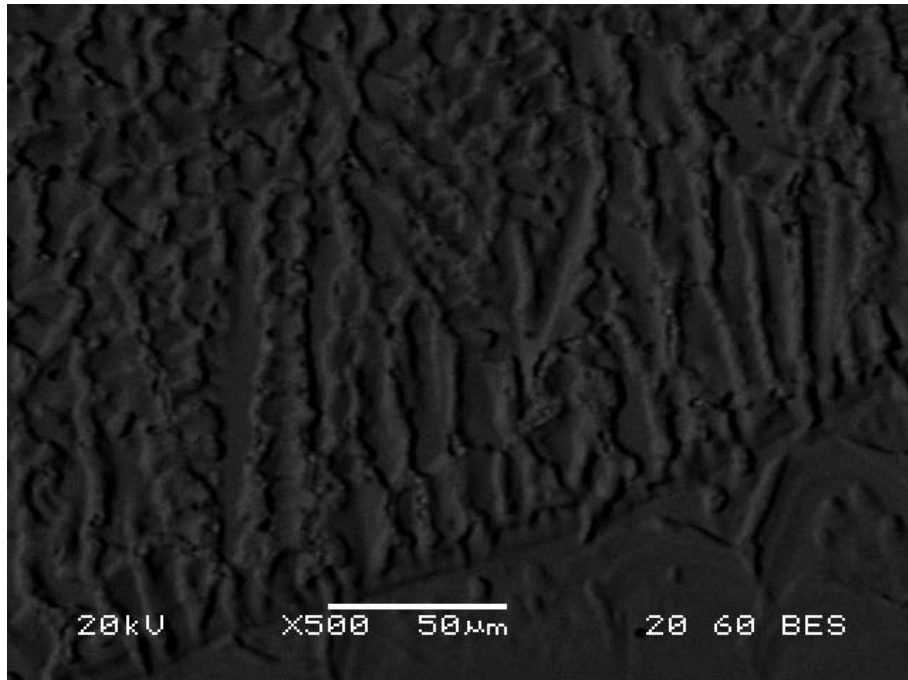
#### 4.1.2 Παραμετροποίηση συγκολλήσεων στα δοκίμια του χάλυβα 254 SMO™

Με γνώμονα τα αποτελέσματα που διεξάχθηκαν από τις προαναφερθείσες συγκολλήσεις, πραγματοποιήθηκαν εκ νέου δοκιμές για την τελική βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης του υπερωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα 254 SMO™. Οι αρχικές παράμετροι αναγράφονται στον Πίνακα 4.6.

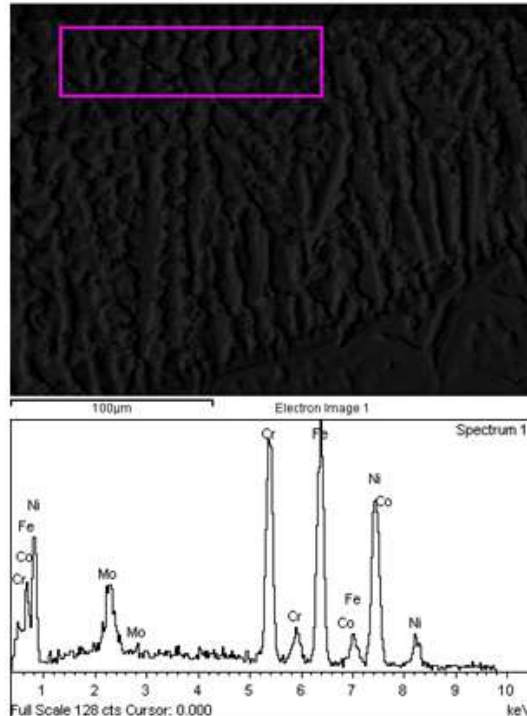
**Πίνακας 4.6:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 254 SMO™-1<sup>η</sup> Δοκιμή

<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	Outokumpu 254 SMO™
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	Inconel 625
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	60
<b>Διάκενο (gap)</b>	1mm
<b>Πλευρά συγκόλλησης</b>	Μονόπλευρη
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%)
<b>Ονομασία δοκιμίου</b>	254-625



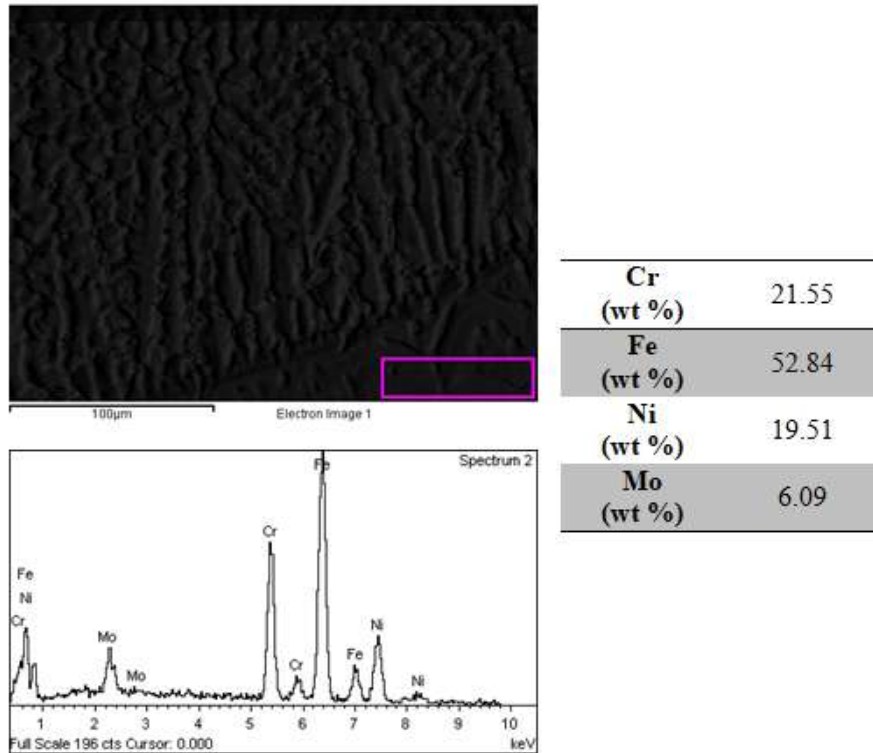


**Εικόνα 4.18:** Μικρογραφία οπισθοσκηδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται η διεπιφάνεια μεταξύ της ζώνης τήξης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης του δοκιμίου 254-625. Διακρίνεται τυπική μορφολογία απλού υπερκράματος νικελίου με βελονοειδείς κόκκους λόγω ταχείας απόψυξης.

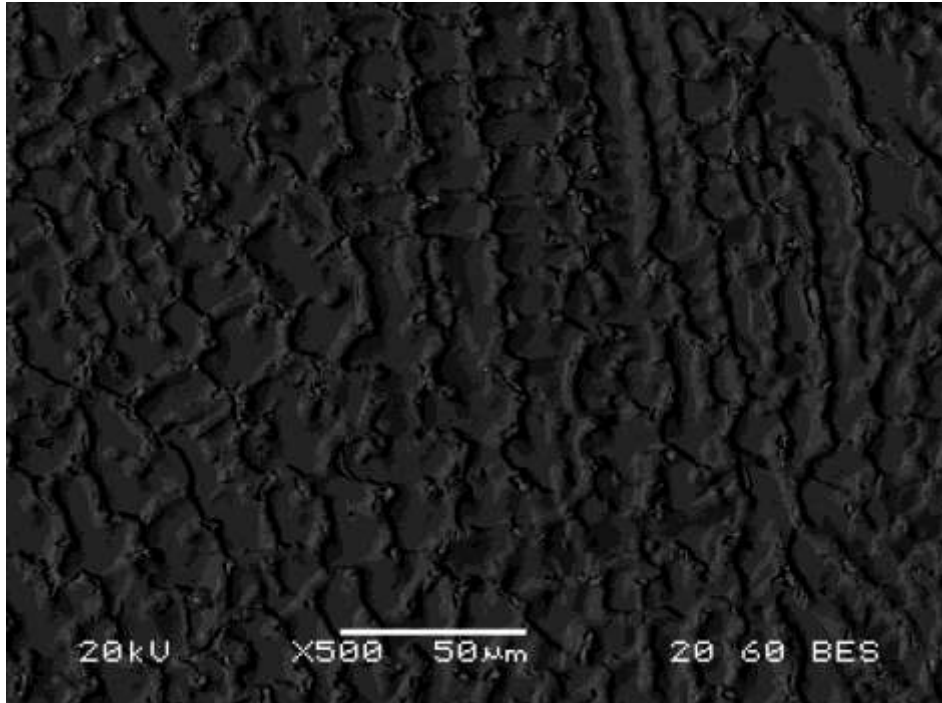


<b>Cr</b> (wt %)	21.94
<b>Fe</b> (wt %)	32.21
<b>Co</b> (wt %)	1.06
<b>Ni</b> (wt %)	38.32
<b>Mo</b> (wt %)	6.47

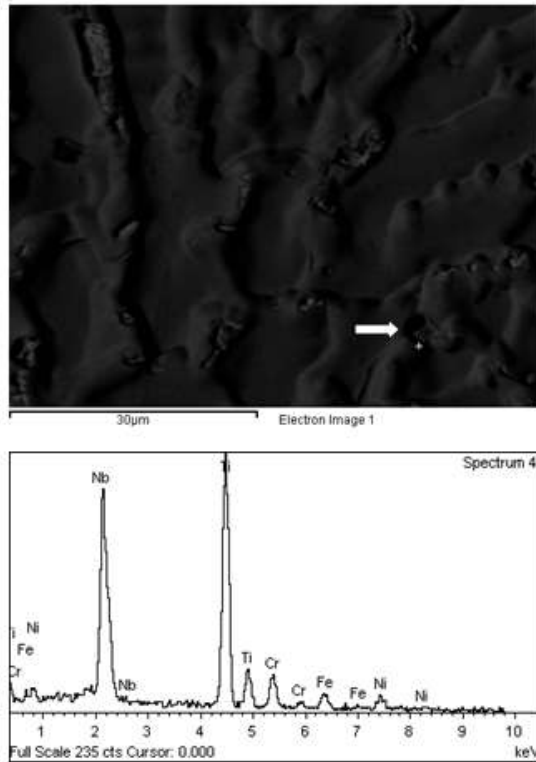
**Εικόνα 4.19:** Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στη ζώνη τήξης. Σε συνδυασμό με την ανάλυση στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη θα εκτιμηθεί η αραιώση του μετάλλου προσθήκης.



**Εικόνα 4.20:** Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στα όρια της ζώνης τήξης με τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Παρατηρείται σημαντική αραίωση (58%) Ni από το μέταλλο προσθήκης.

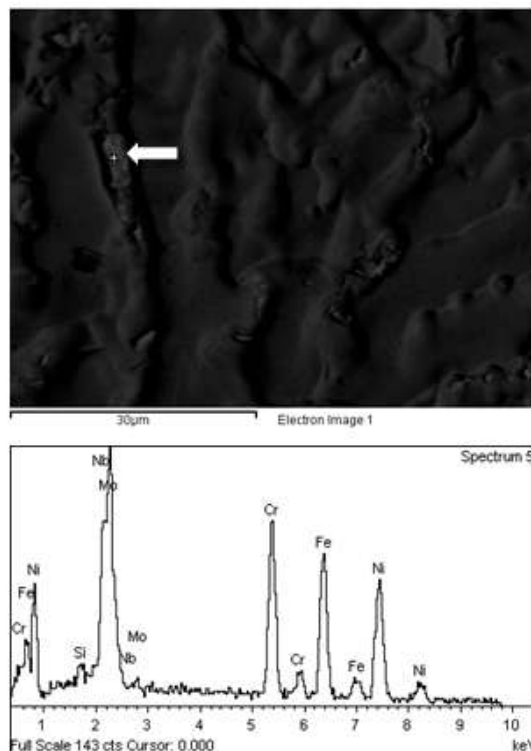


**Εικόνα 4.21:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρατηρείται έντονη συγκέντρωση κατακρημνίσεων. Η ανάπτυξη της βασαλτικής δομής περιορίζει τον σχηματισμό κατακρημνισμάτων στα όρια των κόκκων.



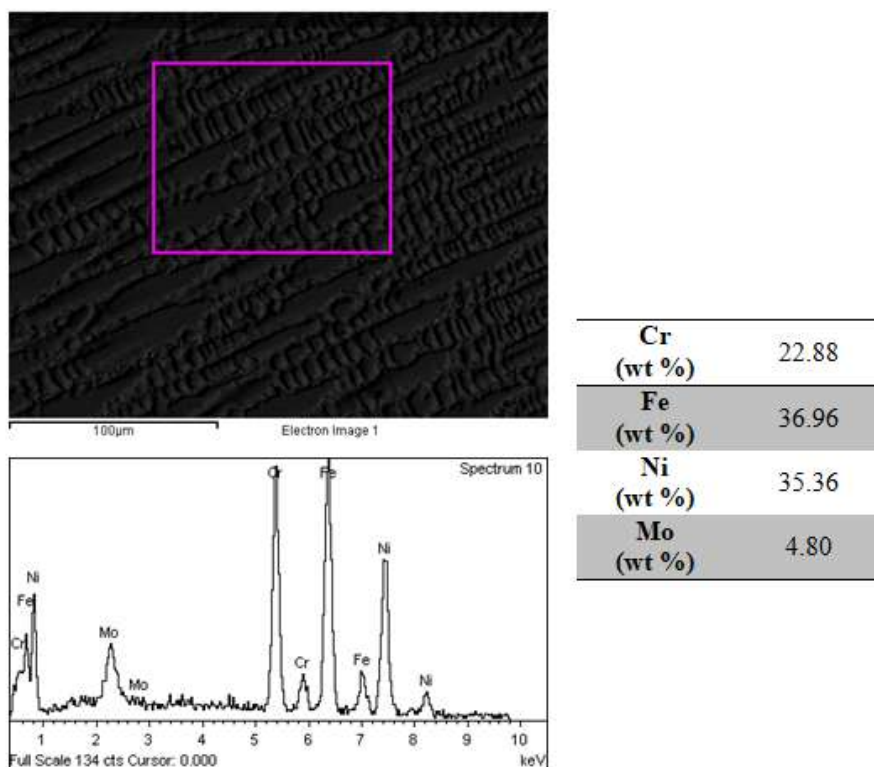
<b>Ti</b> (wt %)	42.36
<b>Cr</b> (wt %)	7.05
<b>Fe</b> (wt %)	4.41
<b>Ni</b> (wt %)	5.72
<b>Nb</b> (wt %)	40.46

**Εικόνα 4.22:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στη ζώνης τήξης. Παρατηρείται κατακρήμνιση με Nb, κυβικής μορφολογίας. Πιθανώς, πρόκειται για καρβίδιο τύπου MC.



<b>Si</b> (wt %)	0.90
<b>Cr</b> (wt %)	17.61
<b>Fe</b> (wt %)	20.66
<b>Ni</b> (wt %)	25.02
<b>Nb</b> (wt %)	16.09
<b>Mo</b> (wt %)	19.72

**Εικόνα 4.23:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στη ζώνης τήξης. Παρατηρείται κατακρήμνιση με τοπική υπερσυγκέντρωση Mo, πορώδους μορφολογίας. Πιθανώς, πρόκειται είτε για  $A_2B$  φάση (Laves) είτε για καρβίδιο τύπου  $M_{23}C_6$ .

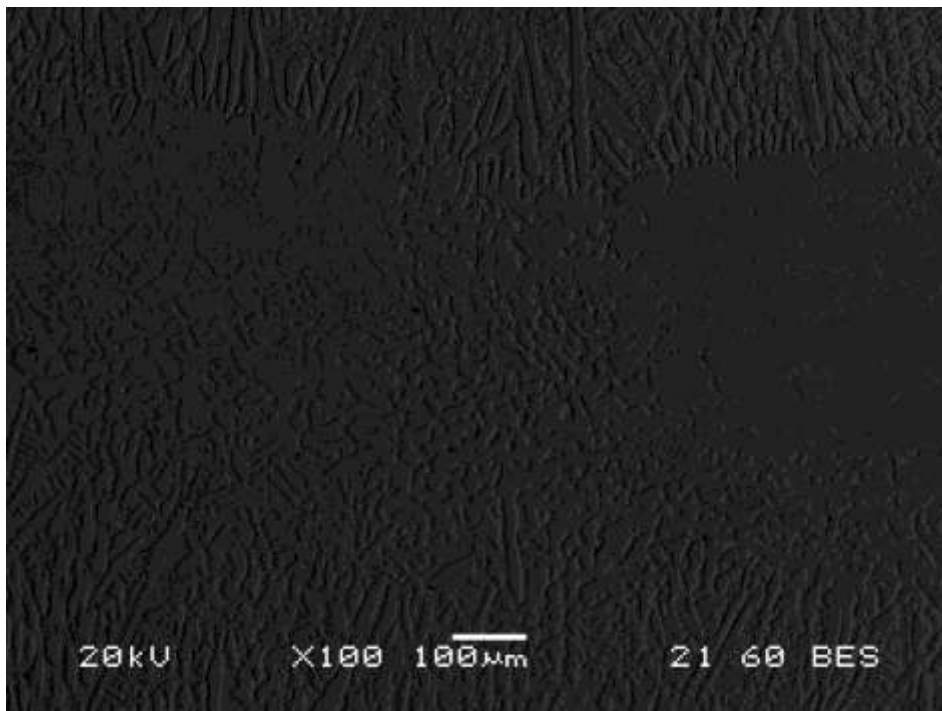


**Εικόνα 4.24:** Γενική στοιχειακή ανάλυση (EDS) στη ζώνης τήξης. Παρατηρείται η συγκεκριμένη μορφολογία λόγω του ρυθμού απόψυξης των κόκκων κατά αυτόν τον προσανατολισμό. Παρουσιάζεται μειωμένη συγκέντρωση Mo.

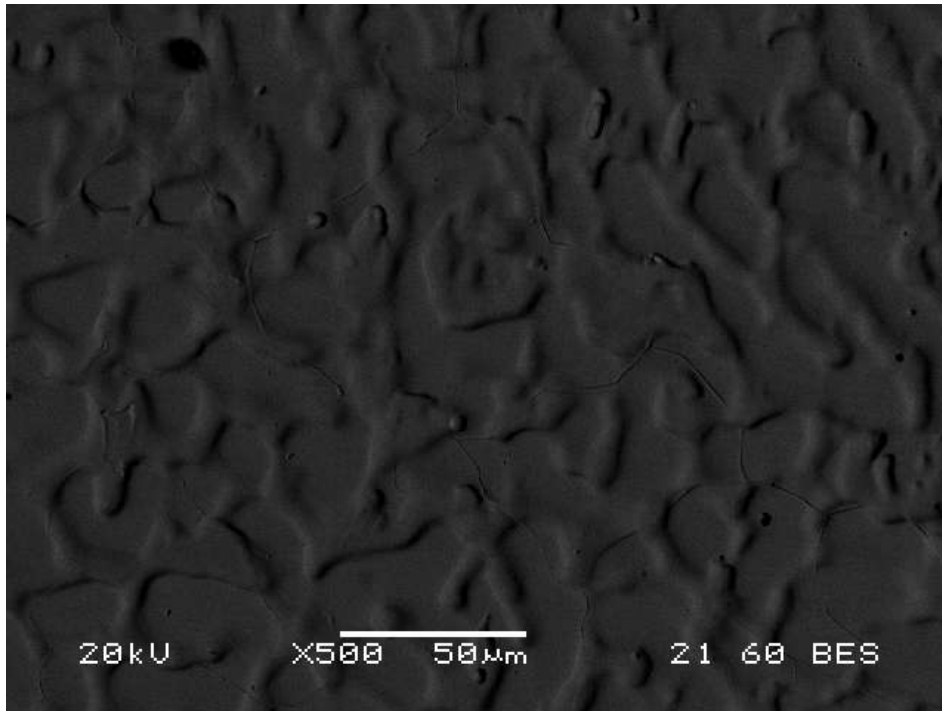
Η συγκόλληση με τα παραπάνω χαρακτηριστικά είχε αρκετά ικανοποιητική απόδοση. Πραγματοποιήθηκε πλήρης τήξη στο μέταλλο συγκόλλησης, χωρίς οπτικά εμφανείς αστοχίες. Η συγκέντρωση κατακρημνισμένων φάσεων ήταν η αναμενόμενη κατ' αναλογία με τους ισχυρά κραματωμένους ανοξείδωτους χάλυβες που χρησιμοποιήθηκαν τόσο στο μέταλλο βάσης όσο και στο μέταλλο προσθήκης. Ωστόσο, συνεχίστηκαν οι δοκιμές παραμετροποίησης, καθώς υπήρξε διάθεση αντίστοιχων μετάλλων προσθήκης υψηλών αποδόσεων. Κατά τη δεύτερη προσπάθεια, λοιπόν, έγινε χρήση διαφορετικού filler metal και η συγκόλληση πραγματοποιήθηκε με δημιουργία πάσου και στις δύο πλευρές. Οι παράμετροι αναγράφονται αναλυτικά στον Πίνακα 4.7.

**Πίνακας 4.7:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 254 SMO™-2<sup>η</sup> Δοκιμή

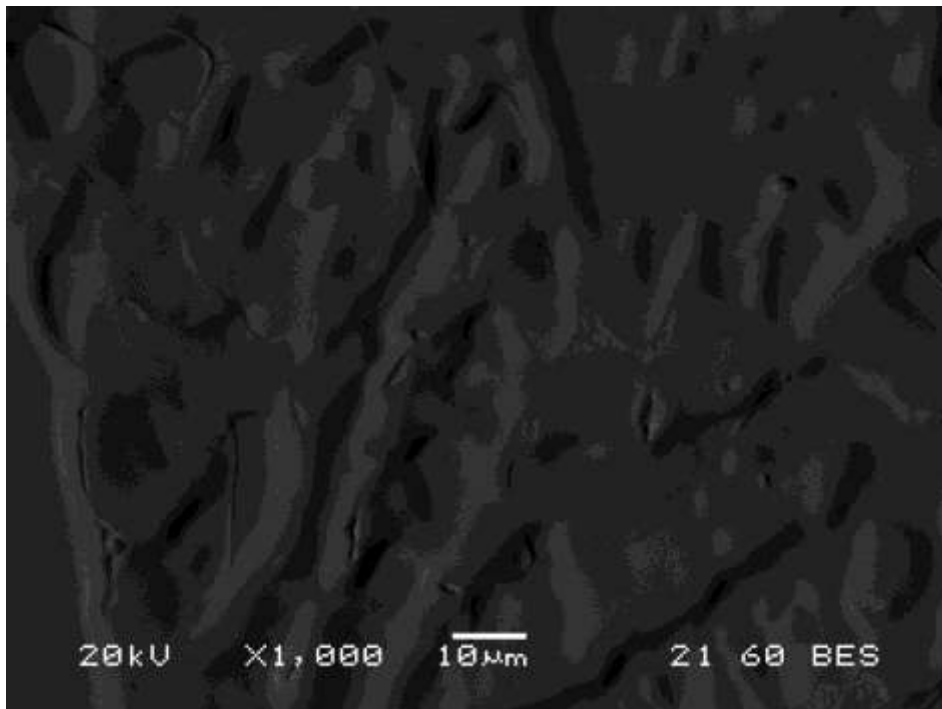
Υλικό προς συγκόλληση	Outokumpu 254 SMO™
Μέταλλο προσθήκης (filler metal)	Hastelloy X
Ένταση ρεύματος (A)	60
Διάκενο (gap)	1mm
Πλευρά συγκόλλησης	Αμφίπλευρη
Προστατευτικό αέριο (backing gas)	Ar (99.998%)
Ονομασία δοκιμίου	254-HX



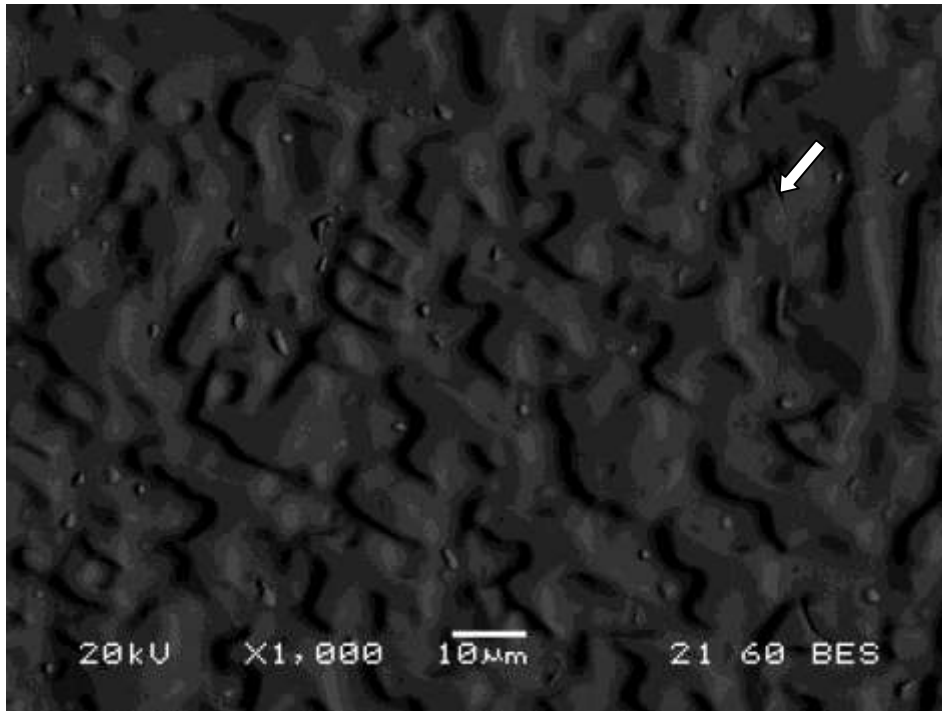
**Εικόνα 4.25:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται ανεπαρκής τήξη του μετάλλου συγκόλλησης.



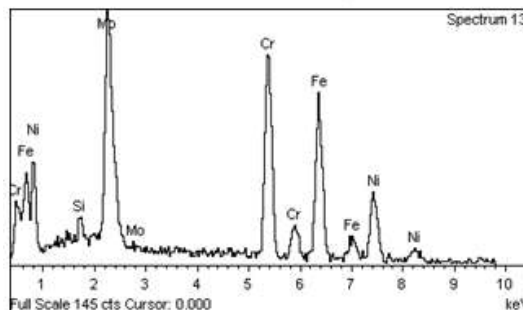
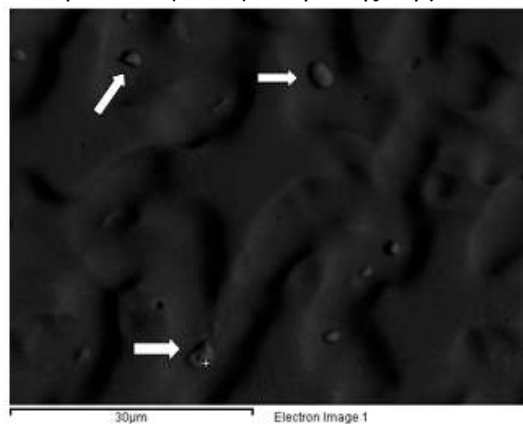
**Εικόνα 4.26:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Διακρίνεται ζώνη αναθέρμανσης εξαιτίας της δεύτερης συγκόλλησης. Οι δενδρίτες που σχηματίστηκαν κατά τη στερεοποίηση εμφανίζονται με μια πιο κυβισμένη δομή λόγω της αναθέρμανσης.



**Εικόνα 4.27:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται σε μεγέθυνση η ζώνη αναθέρμανσης. Διακρίνεται περιορισμένος όγκος κατακρημνίσεων.

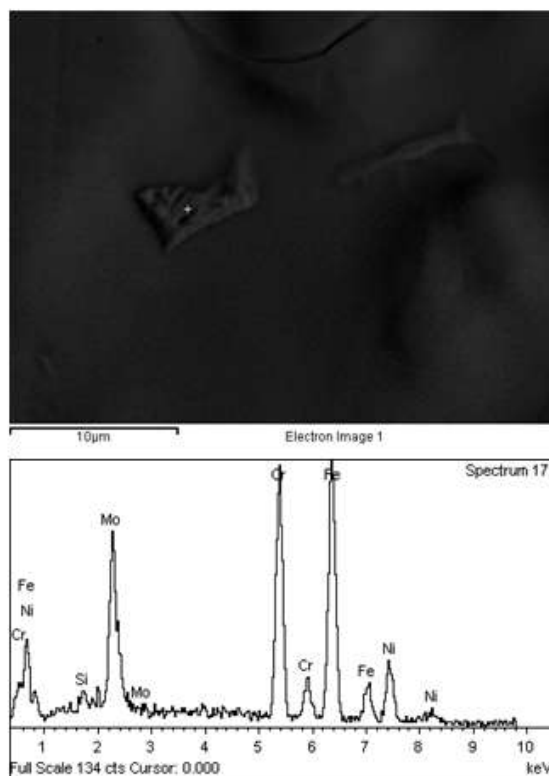


**Εικόνα 4.28:** Μικρογραφία οπισθοσκηδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται σε μεγέθυνση τμήμα της ζώνης τήξης εκτός της περιοχής αναθέρμανσης. Διακρίνεται μεγαλύτερο ποσοστό κατακρημνίσεων, γεγονός που επιβεβαιώνει τη διαλυτοποίησή τους κατά τη διαδικασία αναθέρμανσης. Επίσης, διακρίνεται μορφή διαταραχής στα όρια των δενδριτών λόγω συγκέντρωσης θερμικών τάσεων κατά την δενδριτική ανάπτυξη.



Si (wt %)	1.09
Cr (wt %)	25.44
Fe (wt %)	26.19
Ni (wt %)	16.81
Mo (wt %)	30.47

**Εικόνα 4.29:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στη ζώνης τήξης. Παρατηρείται κατακρημνιση με τοπική υπερσυγκέντρωση Mo, συμπαγούς μορφολογίας. Μορφολογικά και στοιχειομετρικά ταυτοποιείται ως σ φάση. Ο σχηματισμός της, πιθανότατα, οφείλεται στην υψηλή περιεκτικότητα του μετάλλου προσθήκης σε Fe.



Si (wt %)	0.90
Cr (wt %)	25.25
Fe (wt %)	41.59
Ni (wt %)	13.70
Mo (wt %)	18.56

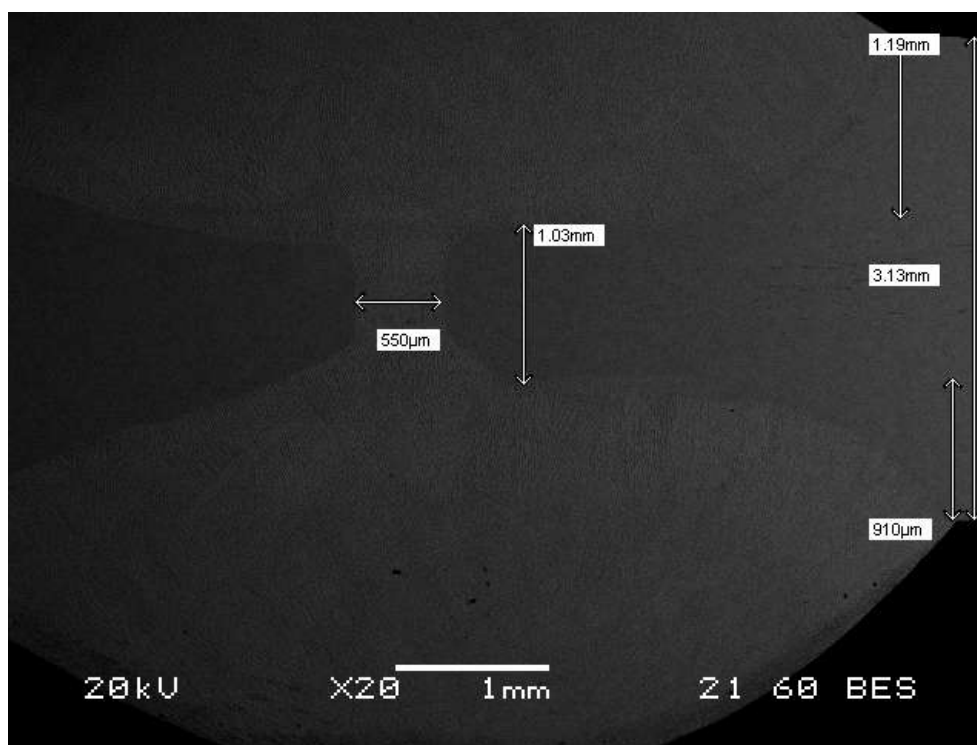
**Εικόνα 4.30:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στα όρια της θερμικά επηρεασμένης ζώνης και της ζώνης τήξης, με στοιχεία αναθέρμανσης. Παρατηρείται κατακρήμνιση με τοπική υπερσυγκέντρωση Fe και Mo, πορώδους μορφολογίας. Μορφολογικά και στοιχειομετρικά ταυτοποιείται ως φάση Laves ( $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ).

Η συγκόλληση, στην οποία εφαρμόστηκε η παραπάνω παραμετροποίηση θεωρήθηκε ανεπιτυχής, καθώς δεν πραγματοποιήθηκε πλήρης τήξη μεταξύ των τεμαχίων. Επιπλέον, παρατηρήθηκε προώθηση του σχηματισμού ψαθυρής φάσης σ, λόγω του υψηλού ποσοστού σιδήρου στη σύσταση του μετάλλου προσθήκης. Επομένως, κατά την επόμενη προσέγγιση έγινε χρήση διαφορετικού filler metal, μεγαλύτερης περιεκτικότητας σε Mo αντί για Fe. Επίσης, ακολουθήθηκε διαφορετική μέθοδος στον σχεδιασμό των συγκολλήσεων. Βάσει των προηγούμενων αποτελεσμάτων, τέθηκε ως στόχος η ελάχιστη δυνατή περιοχή πλήρους τήξης μεταξύ των δύο τμημάτων και όχι απαραίτητα η ολοκληρωτική τήξη αυτών. Προκειμένου να είναι εφικτός ο λεπτότερος χειρισμός της τσιμπίδας και ταυτόχρονα ο ταχύτερος ρυθμός συγκόλλησης πραγματοποιήθηκε αύξηση της έντασης του ρεύματος στα 80 A. Οι παράμετροι συγκόλλησης περιγράφονται αναλυτικά στον Πίνακα 4.8.

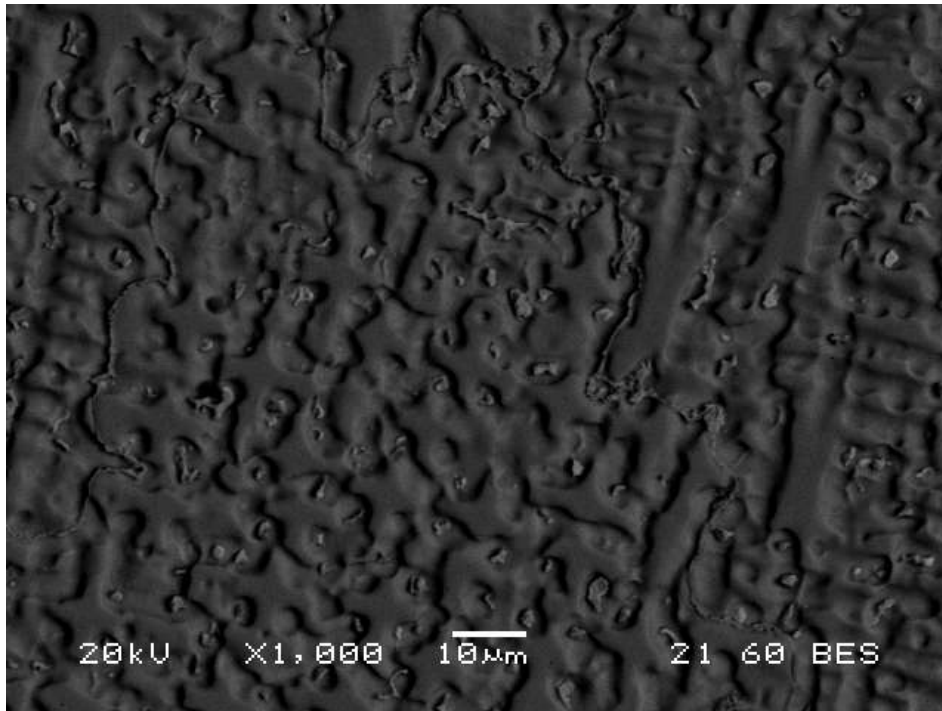


**Πίνακας 4.8:** Παράμετροι συγκόλλησης χάλυβα 254 SMO™-3<sup>η</sup> Δοκιμή

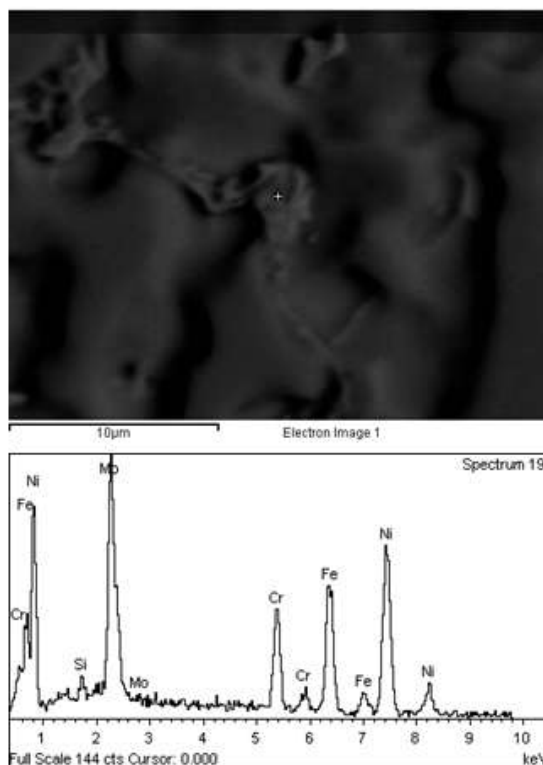
Υλικό προς συγκόλληση	Outokumpu 254 SMO™
Μέταλλο προσθήκης (filler metal)	Hastelloy W
Ένταση ρεύματος (A)	80
Διάκενο (gap)	1mm
Πλευρά συγκόλλησης	Αμφίπλευρη
Προστατευτικό αέριο (backing gas)	Ar (99.998%)
Ονομασία δοκιμίου	254-HW



**Εικόνα 4.31:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται η διατομή (cross section) της συγκόλλησης. Υπάρχει πλήρης τήξη μεταξύ των δύο τμημάτων στο ελάχιστο εύρος των 0.5mm που επιδιώχθηκε κατά τον σχεδιασμό. Η μορφολογία της συγκόλλησης θεωρείται καθ' όλα επιτυχής.

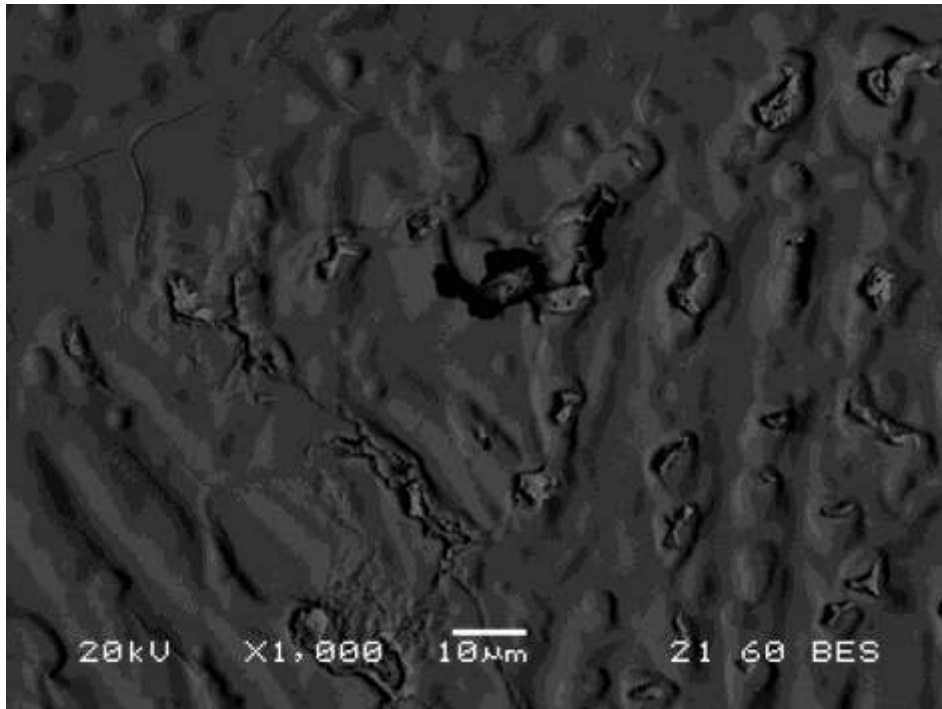


**Εικόνα 4.32:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται σε μεγέθυνση τμήμα της ζώνης τήξης. Διακρίνεται πολύ μεγάλο ποσοστό κατακρημνίσεων στα όρια των κόκκων. Μορφολογικά θα μπορούσαν να χαρακτηριστούν ως καρβίδια τύπου  $M_{23}C_6$  και δευτερευόντως ως κατακρημνίσεις τύπου  $A_2B$  πλούσιες σε Mo.

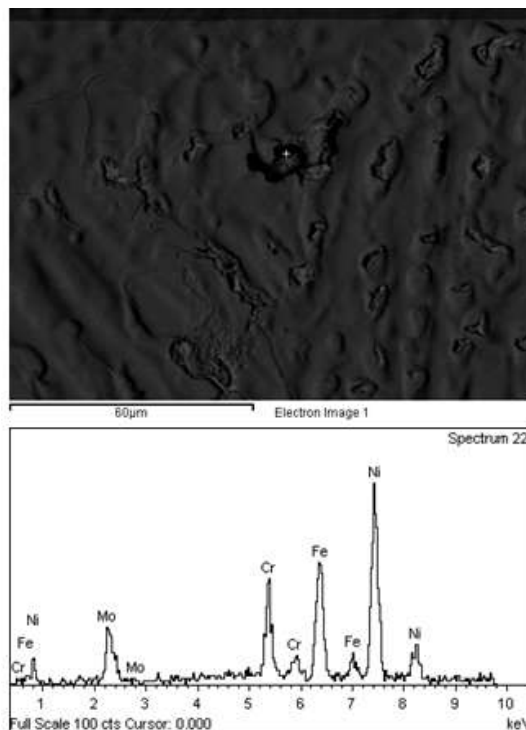


Si (wt %)	0.96
Cr (wt %)	11.17
Fe (wt %)	20.05
Ni (wt %)	39.36
Mo (wt %)	28.47

**Εικόνα 4.33:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) σε τοπικό επίπεδο στα όρια κόκκου στο κέντρο της ζώνης τήξης. Δεν ανιχνεύθηκε κορυφή C οπότε η κατακρημνίση αυτή ταυτοποιείται ως φάση Laves (τύπου  $A_2B$ , εδώ  $A=Fe$ ,  $B=Ni$ ).

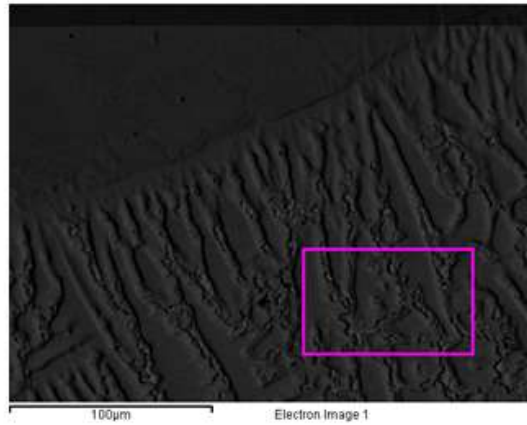


**Εικόνα 4.34:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται σε μεγέθυνση τμήμα της ζώνης τήξης. Διακρίνεται μια περιοχή αναθέρμανσης στα όρια των κόκκων καθώς και ένα έντονα σκούρο σημείο που πιθανώς απεικονίζει κάποια επιμόλυνση (από την γενικότερη διεργασία συγκόλλησης).

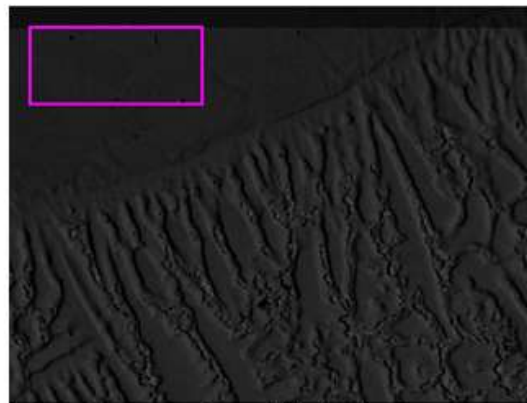
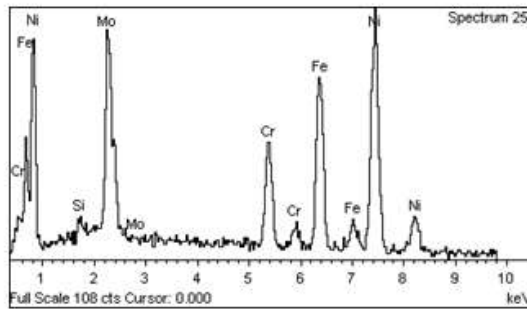


<b>Cr</b> (wt %)	<b>11.97</b>
<b>Fe</b> (wt %)	<b>24.57</b>
<b>Ni</b> (wt %)	<b>55.62</b>
<b>Mo</b> (wt %)	<b>7.83</b>

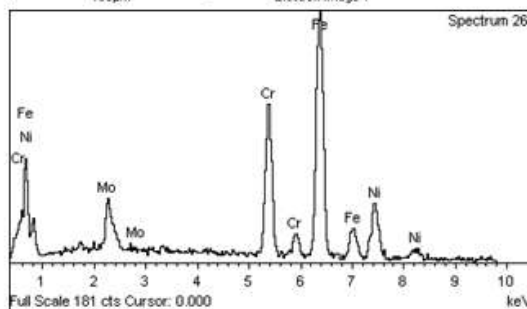
**Εικόνα 4.35:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS) στην περιοχή ενδιαφέροντος. Δεν υπάρχει κάποια ένδειξη για ύπαρξη οξειδίων, επομένως η αρχική εκτίμηση ήταν ατυχής. Αντιθέτως, εντοπίστηκε Ni σε ποσοστό 55%, το οποίο αποδεικνύει πως πρόκειται για ρωγμή (crack) που δημιουργήθηκε λόγω της γενικότερης ψαθυροποίησης που προκαλείται από τη φάση τύπου A<sub>2</sub>B.



<b>Cr</b> (wt %)	9.95
<b>Fe</b> (wt %)	22.17
<b>Ni</b> (wt %)	45.82
<b>Mo</b> (wt %)	21.26



<b>Cr</b> (wt %)	21.21
<b>Fe</b> (wt %)	53.22
<b>Ni</b> (wt %)	17.95
<b>Mo</b> (wt %)	7.93



**Εικόνα 4.36:** Συγκριτική στοιχειακή ανάλυση (EDS) μεταξύ της ζώνης τήξης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Είναι εμφανής η πολύ έντονη συγκέντρωση των κατακρημνίσεων, που δεσμεύουν σε μεγάλο βαθμό τα κραματικά στοιχεία κατά τον σχηματισμό τους.

Βάσει των μεταλλογραφικών αποτελεσμάτων, η μέθοδος σχεδιασμού της συγκόλλησης κρίθηκε επιτυχής και αποδεκτή. Ωστόσο, η εμφάνιση υπερβολικής συγκέντρωσης κατακρημνισμάτων θεωρήθηκε ανεπιθύμητη, λόγω της πιθανής ψαθυροποίησης που ενδέχεται να προκαλέσει. Θα ήταν χρήσιμη η περαιτέρω θερμική κατεργασία, προκειμένου να διαλυτοποιηθούν οι κατακρημνισμένες φάσεις, ή η εξαρχής εφαρμογή μεγαλύτερης έντασης ρεύματος κατά τη διαδικασία συγκόλλησης.

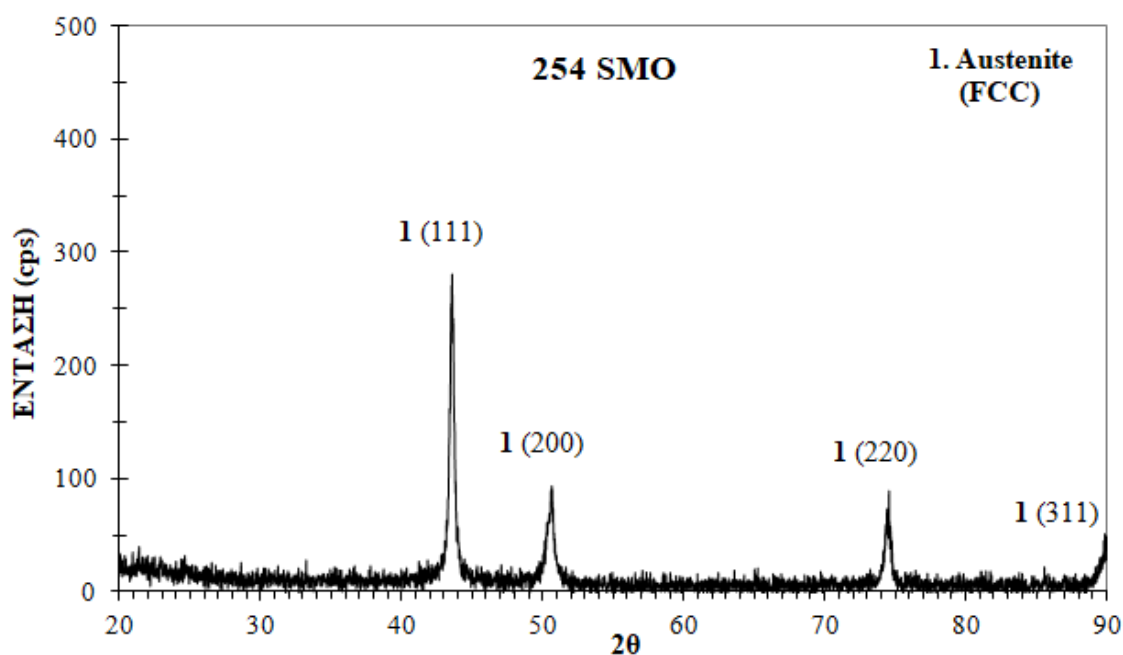
Συμπερασματικά, η βελτιστοποίηση των συγκολλήσεων του χάλυβα 254 SMO™ προκύπτει από τις παραμέτρους που εφαρμόστηκαν κατά την 1<sup>η</sup> δοκιμή. Συγκεκριμένα, είναι αυτές που παρουσιάζονται στον Πίνακα 4.9. Με βάση την απόδοση όλων των συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν κατά την προσπάθεια παραμετροποίησης, σημειώνεται ότι θα ήταν αποδεκτό να εφαρμοστεί ένταση ρεύματος συγκόλλησης εντός του εύρους των 60-90 A.

**Πίνακας 4.9:** Βέλτιστες παράμετροι συγκολλήσεων χάλυβα 254 SMO™

<b>Υλικό προς συγκόλληση</b>	254 SMO™
<b>Μέταλλο προσθήκης (filler metal)</b>	Inconel 625
<b>Ένταση ρεύματος (A)</b>	60-90
<b>Διάκενο (gap)</b>	1mm
<b>Πλευρά συγκόλλησης</b>	Μονόπλευρη
<b>Προστατευτικό αέριο (backing gas)</b>	Ar (99.998%)

## 4.2 Περιθλασιμετρία ακτίνων X (XRD)

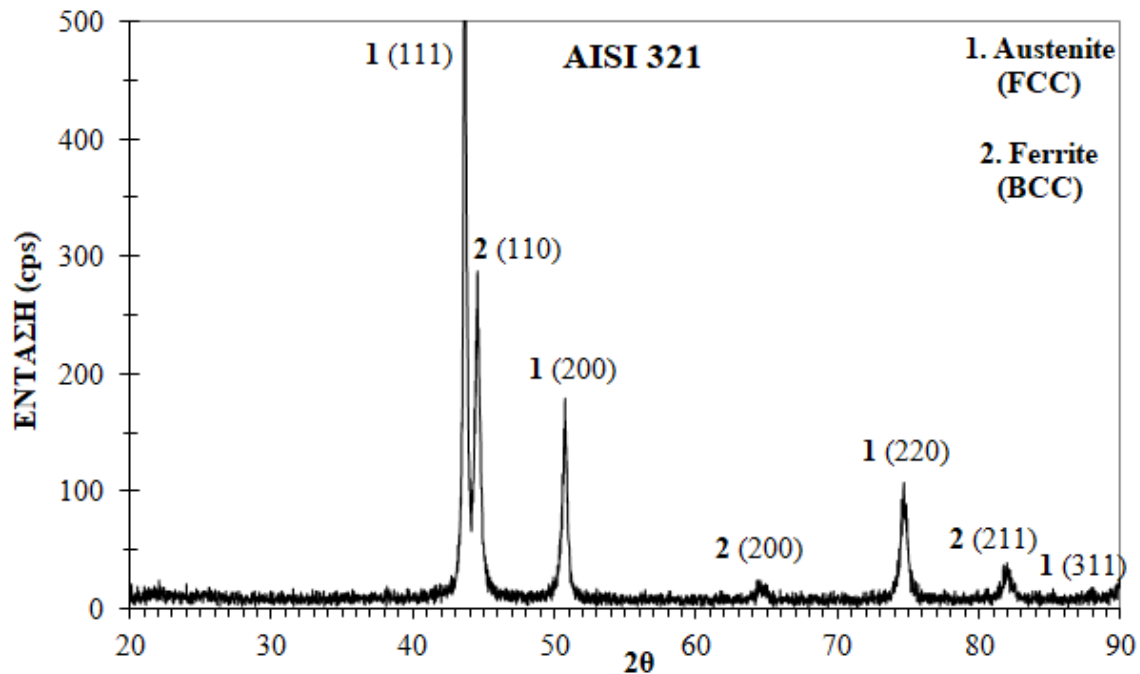
Τα αποτελέσματα που ελήφθησαν από την μεταλλογραφική μελέτη με περίθλαση ακτίνων X (XRD), για το δοκίμιο 254 SMO™, με τις βέλτιστες παραμέτρους συγκόλλησης, παρατίθενται παρακάτω. Για την επιβεβαίωση της ταυτοποίησης των παρατηρούμενων φάσεων, εξετάστηκαν παράλληλα όλες οι ζώνες συγκόλλησης (ζώνη τήξης, θερμικά επηρεασμένη ζώνη, μέταλλο βάσης), λόγω της περιορισμένης επιφάνειας που καταλαμβάνει μεμονωμένα κάθε ζώνη πάνω στο δοκίμιο.



**Διάγραμμα 4.1:** Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκίμιο 254 SMO. Ταυτοποιήθηκαν οι κορυφές του εδροκεντρωμένου κυβικού συστήματος (fcc), που αποδεικνύουν την ύπαρξη ωστενιτικής φάσης, ενώ δεν ανιχνεύθηκε κάποιο άλλο σύστημα κρυστάλλωσης στο υλικό.

Βάσει της περιθλασιμετρίας ακτίνων X ταυτοποιείται μόνο η ωστενιτική μήτρα του υλικού. Η αδυναμία αναγνώρισης των κατακρημνισμένων φάσεων, που ανιχνεύθηκαν με τη μέθοδο ανάλυσης EDS, πιθανώς οφείλεται σε αδυναμία του μηχανήματος εξέτασης λόγω της ετερογένειας των κατακρημνισμάτων και του περιορισμένου κλάσματος που καταλαμβάνουν στον όγκο του υλικού.

Στη συνέχεια, παρατίθεται ενδεικτικά το αντίστοιχο διάγραμμα που προέκυψε κατά τη μεταλλογραφική μελέτη του συγκολλημένου, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκιμίου AISI 321.



**Διάγραμμα 4.2:** Ανάλυση περίθλασης ακτίνων X για το συγκολλημένο, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκίμιο AISI 321. Ταυτοποιήθηκαν οι κορυφές της ωστενιτικής φάσης (fcc) καθώς και οι μικρότερης έντασης κορυφές του υπολειπόμενου φερρίτη (bcc).

Παρατηρείται, και σε αυτήν την περίπτωση, αδυναμία ταυτοποίησης τυχόν κατακρημνίσεων, που είχαν εντοπιστεί κατά την στοιχειακή μικροανάλυση με την χρήση της μεθόδου EDS. Όπως αναφέρθηκε και παραπάνω, η αδυναμία αυτή οφείλεται στο μικρό ποσοστό που καταλαμβάνουν οι φάσεις αυτές στο σύνολο του όγκου του υλικού.

### 4.3 Μελέτη Μακροσκληρότητας Vickers

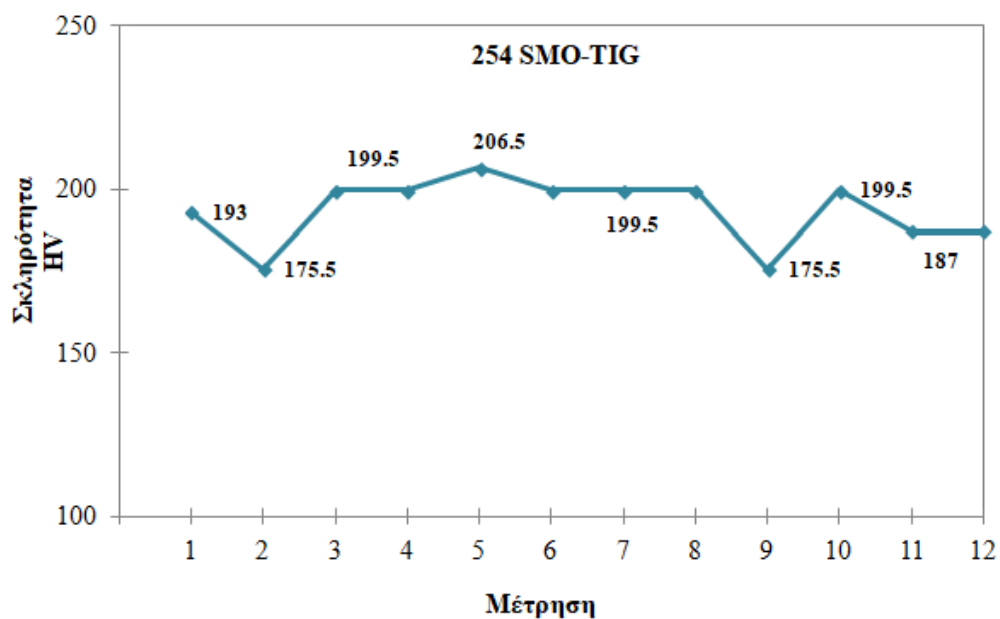
Μετά την οριστικοποίηση των βέλτιστων παραμέτρων στα δοκίμια του χάλυβα 254 SMO™, πραγματοποιήθηκε η διαδικασία μέτρησης της σκληρότητας με τη μέθοδο Vickers. Σκοπός της σκληρομέτρησης ήταν η συγκριτική μελέτη της ονομαστικής σκληρότητας του υλικού με αυτή που προέκυψε μετά τη συγκόλληση με τις παραμέτρους που ορίστηκαν ως βέλτιστες. Το αποτέλεσμα της μελέτης σύγκρισης αποτελεί ένα μέτρο για το κατά πόσο αποδεκτή μπορεί να θεωρηθεί, τελικά, η συγκόλληση που προκύπτει με τις προτεινόμενες παραμέτρους.

**Πίνακας 4.10:** Τιμές μακροσκληρότητας Vickers (HV) για δοκίμιο 254 SMO™

Αριθμός μέτρησης	Σκληρότητα HV
1	193
2	175.5
3	199.5
4	199.5
5	206.5
6	199.5
7	199.5
8	199.5
9	175.5
10	199.5
11	187
12	187
<b>M.O</b>	<b>193</b>
Τυπική απόκλιση, σ	<b>9.65</b>

Παρατηρείται ότι ο μέσος όρος από τις μετρήσεις που πραγματοποιήθηκαν ορίζει μια τιμή σκληρότητας κατά 10%, περίπου, αυξημένη σε σχέση με την ονομαστική τιμή σκληρότητας (175 HV). Η αύξηση αυτή πιθανώς οφείλεται στα κατακρημνίσματα σκληρότερων φάσεων (π.χ φάση σ) που σχηματίστηκαν κατά τη διαδικασία συγκόλλησης. Βάσει των αποτελεσμάτων η συγκόλληση θεωρείται αποδεκτή.



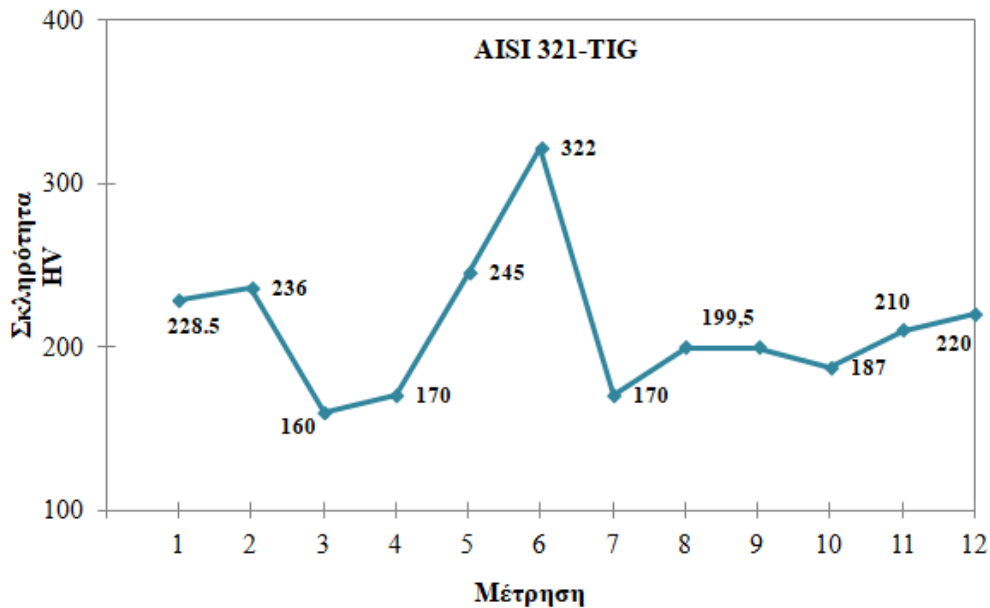


**Διάγραμμα 4.3:** Τιμές σκληρότητας Vickers του δοκιμίου 254 SMO μετά τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης.

Στη συνέχεια, παρατίθεται ενδεικτικά το αντίστοιχο διάγραμμα που προέκυψε κατά τη μακροσκληρομέτρηση του συγκολλημένου, με τις βέλτιστες παραμέτρους, δοκιμίου AISI 321.

**Πίνακας 4.11:** Τιμές μακροσκληρότητας Vickers (HV) για δοκίμιο AISI 321

Αριθμός μέτρησης	Σκληρότητα HV
1	228.5
2	236
3	160
4	170
5	245
6	322
7	170
8	199.5
9	199.5
10	187
11	210
12	220
<b>M.O</b>	<b>212</b>
<b>Τυπική Απόκλιση, σ</b>	<b>42.10</b>



**Διάγραμμα 4.4:** Τιμές σκληρότητας Vickers του δοκιμίου AISI 321 μετά τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης.

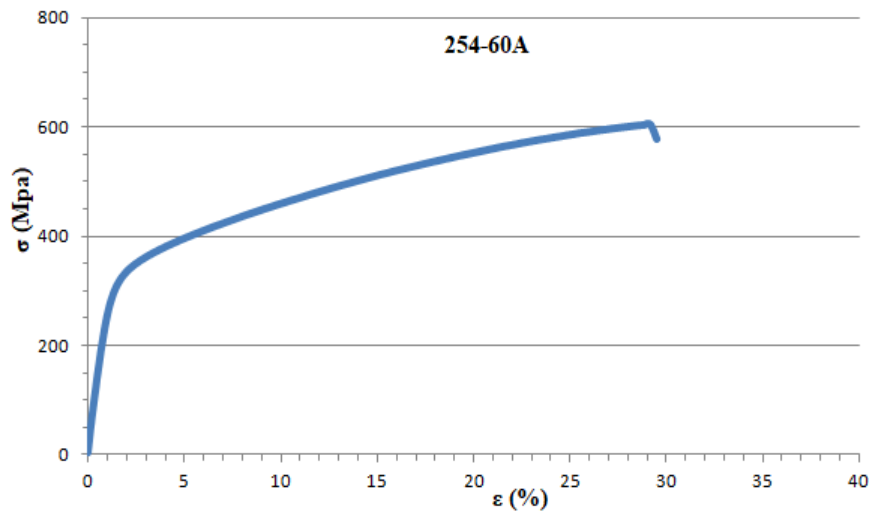
Και σε αυτήν την περίπτωση παρατηρείται ότι ο μέσος όρος από τις μετρήσεις που πραγματοποιήθηκαν ορίζει μια τιμή σκληρότητας κατά 18%, περίπου, αυξημένη σε σχέση με την ονομαστική τιμή σκληρότητας (180 HV), για το συγκεκριμένο υλικό.

#### 4.4 Δοκιμή Εφελκυσμού

Τα δοκίμια που προέκυψαν μετά τη βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης του χάλυβα 254 SMO υποβλήθηκαν σε δοκιμή εφελκυσμού, προκειμένου να διαπιστωθεί αν η απόκρισή τους ήταν ανάλογη αυτής που δόθηκε από την κατασκευάστρια εταιρεία. Η απόκρισή τους αφορά τα κρίσιμα μεγέθη του ορίου διαρροής, του ορίου θραύσης καθώς και της επιμήκυνσης που δέχονται κατά την παραμόρφωση.

Κατά τον καθορισμό των βέλτιστων παραμέτρων, προτάθηκε συγκόλληση με εφαρμοζόμενη ένταση ρεύματος μεταξύ του εύρους των 60-90 A. Επομένως, επιλέχθηκε να πραγματοποιηθούν δοκιμές εφελκυσμού σε τέσσερα συνολικά δοκίμια, εκ των οποίων τα δύο είχαν συγκολληθεί με ένταση ρεύματος 60 A και τα άλλα δύο με ένταση ρεύματος 90 A. Τα δοκίμια του κάθε είδους είχαν πολύ παρόμοια συμπεριφορά και γι' αυτόν τον λόγο αποφασίστηκε να παρουσιαστούν ενδεικτικά τα αποτελέσματα από την δοκιμή εφελκυσμού του ενός δοκιμίου από το κάθε είδος.

#### 4.4.1 Δοκίμιο 254-60A

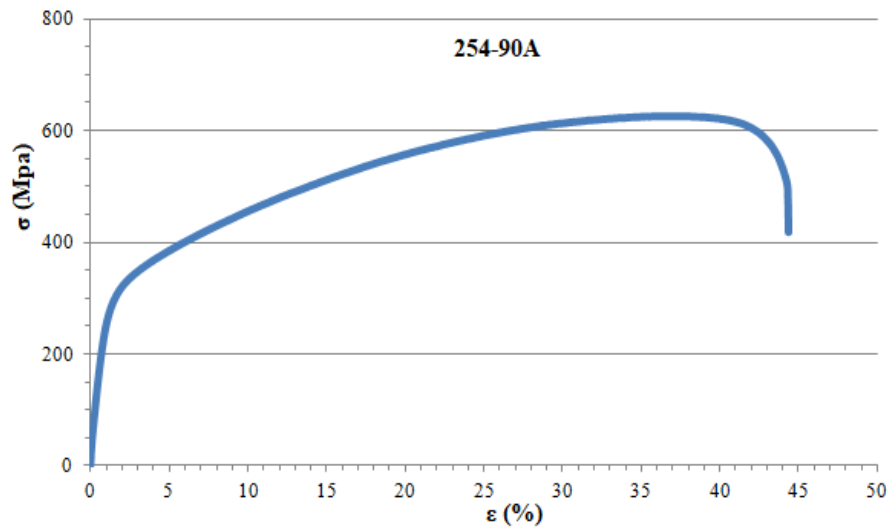


**Διάγραμμα 4.5:** Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο 254 SMO, συγκολλημένο με τις προτεινόμενες βέλτιστες παραμέτρους και ένταση ρεύματος ίση με 60 A. Παρατηρείται χαρακτηριστική καμπύλη όλκιμης θραύσης με διακριτή περιοχή πλαστικής παραμόρφωσης.

Τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με εφαρμοζόμενη ένταση ρεύματος ίση με 60 A, δεν παρουσίασαν την προσδοκώμενη ικανότητα παραμόρφωσης και υπέστησαν θραύση εντός της ζώνης τήξης. Οι πιθανοί λόγοι αστοχίας εξετάζονται σε επόμενο στάδιο κατά τη μελέτη θραυστογραφίας στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM).

Τα δοκίμια παρουσίασαν συμβατικό όριο διαρροής  $R_{p0.2} = 310$  MPa, όριο θραύσης  $R_m = 600$  MPa και επιμήκυνση  $A_5 = 30\%$ . Οι τιμές αυτές παρουσιάζουν απόκλιση περίπου 20% κάτω από τις αντίστοιχες ονομαστικές.

#### 4.4.2 Δοκίμιο 254-90A



**Διάγραμμα 4.6:** Διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για το δοκίμιο 254 SMO, συγκολλημένο με τις προτεινόμενες βέλτιστες παραμέτρους και ένταση ρεύματος ίση με 90 A. Παρατηρείται χαρακτηριστική καμπύλη όλκιμης θραύσης με διακριτή περιοχή πλαστικής παραμόρφωσης.

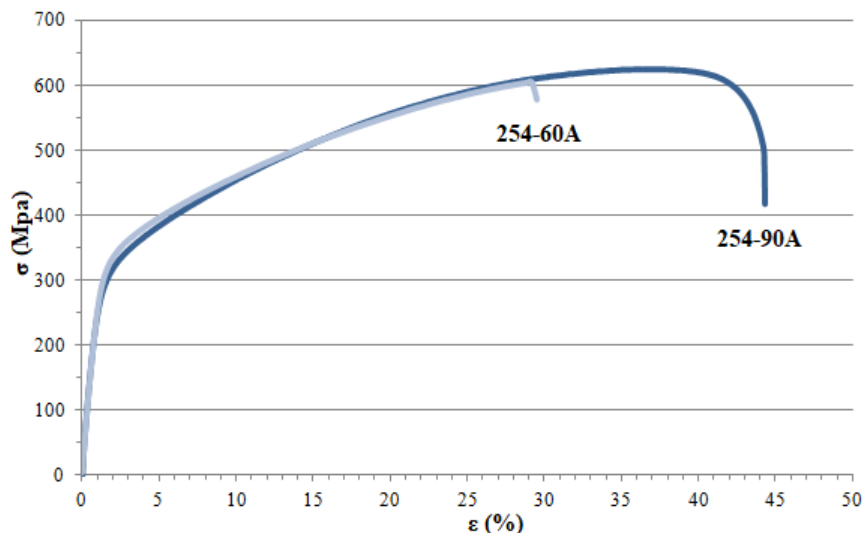
Τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με εφαρμοζόμενη ένταση ρεύματος ίση με 90 A, παρουσίασαν την προσδοκώμενη ικανότητα παραμόρφωσης και υπέστησαν θραύση στην περιοχή του μετάλλου βάσης, σε σημαντική, μάλιστα, απόσταση από τη ζώνη συγκόλλησης. Η περιοχή αστοχίας εξετάστηκε περαιτέρω, κατά τη μελέτη θραυστογραφίας στο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (SEM).

Τα δοκίμια παρουσίασαν συμβατικό όριο διαρροής  $R_{p0.2} = 320$  MPa, όριο θραύσης  $R_m = 625$  MPa και επιμήκυνση  $A_5 = 44\%$ . Είναι αξιοσημείωτη η απόλυτη αντιστοιχία του ποσοστού παραμόρφωσης, με το ποσοστό που ορίστηκε από την εταιρεία κατασκευής.

Παρακάτω παρατίθεται ο συγκεντρωτικός πίνακας των αποτελεσμάτων καθώς και το συγκριτικό διάγραμμα, όπου απεικονίζεται η μηχανική απόκριση για τα δύο είδη συγκολλήσεων.

**Πίνακας 4.12:** Τιμές των αποτελεσμάτων από δοκιμή εφελκυσμού για τα δύο είδη δοκιμίων

	$R_{p0.2}$ MPa	$R_m$ MPa	$A_5$ %
254-60A	310	600	30
254-90A	320	625	44



**Διάγραμμα 4.7:** Συγκριτικό διάγραμμα τάσης-παραμόρφωσης για τα δοκίμια 254 SMO συγκολλημένα με τις προτεινόμενες βέλτιστες παραμέτρους και ένταση ρεύματος ίση με 60 και 90 A αντιστοίχως. Είναι εμφανής η μεγαλύτερη ολκιμότητα που εμφάνισαν τα δοκίμια 254-90A.

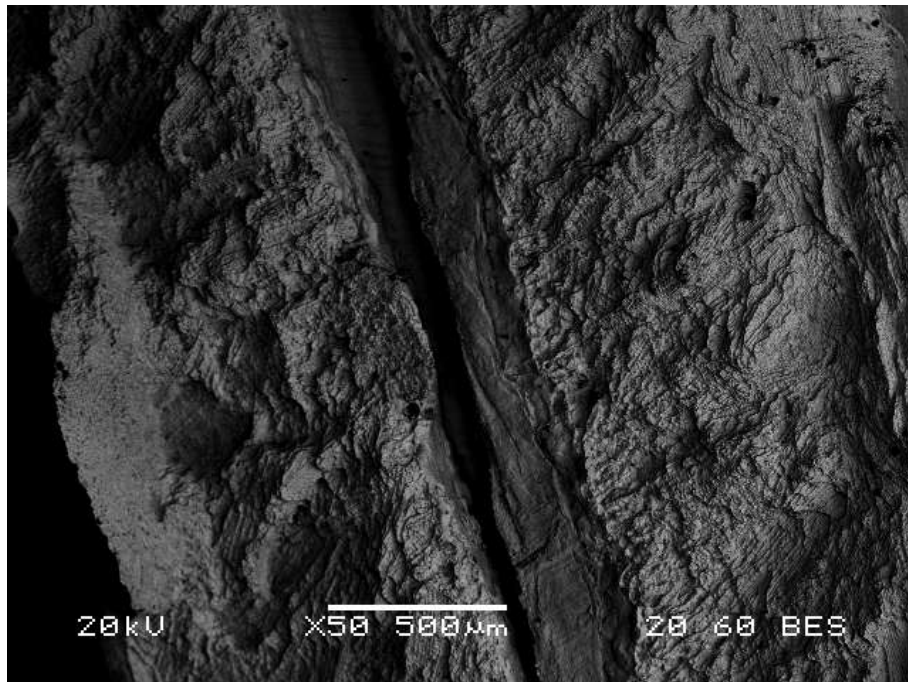
#### 4.5 Θραυστογραφική Μελέτη

Αφού ολοκληρώθηκε η δοκιμή εφελκυσμού, κρίθηκε αναγκαία η περαιτέρω μελέτη τους ώστε να εξαχθούν αξιόπιστα συμπεράσματα για τα αίτια που οδήγησαν στην αστοχία τους. Αμέσως μετά τη θραύση των δοκιμίων, κόπηκε με δυσκοτόμο τμήμα κατάλληλων διαστάσεων, από την περιοχή αστοχίας του, προκειμένου να εξεταστεί μεταλλογραφικά η επιφάνεια θραύσης τους. Η μελέτη πραγματοποιήθηκε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM), με χρήση της χημικής ανάλυσης μικροσυστατικών με φασματοσκοπία ενέργειας (EDS), του ανιχνευτή οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) καθώς και των μικρογραφιών δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI).

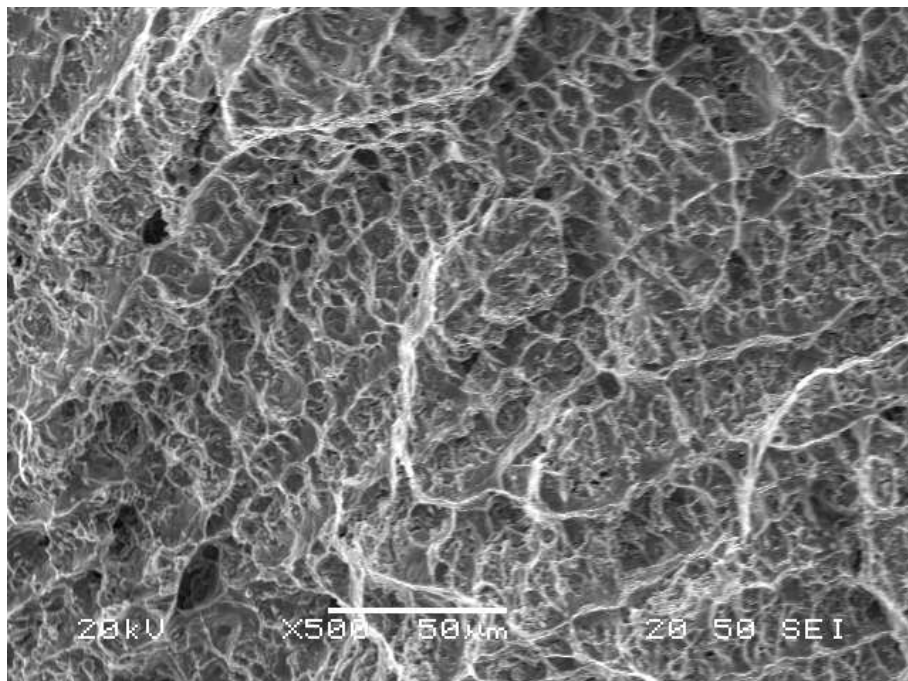
Όπως αναφέρθηκε προτύτερα, εξετάστηκαν δύο δοκίμια από την κάθε κατηγορία βελτιστοποιημένης παραμετροποίησης. Δεδομένου ότι παρουσιάστηκαν παρόμοιες εικόνες αστοχίας για τα δύο δοκίμια κάθε είδους, θα γίνει παράθεση των αποτελεσμάτων ενδεικτικά, για το ένα από τα δύο δοκίμια. Επομένως, παρακάτω εξετάζεται η θραυστογραφία των δοκιμίων 254-60A και 254-90A.

Μέσω της συγκριτικής μελέτης των επιφανειών θραύσης, συμπεραίνεται ότι και στις δύο περιπτώσεις η αστοχία επήλθε διακρυσταλλικά υπό συνθήκες ολκιμότητας.

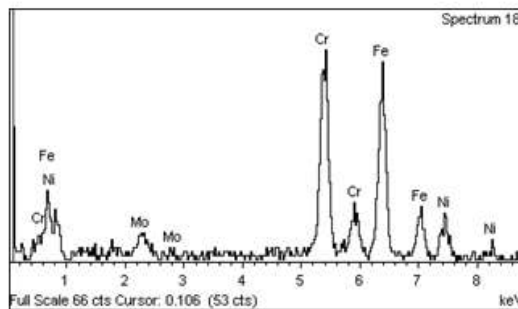
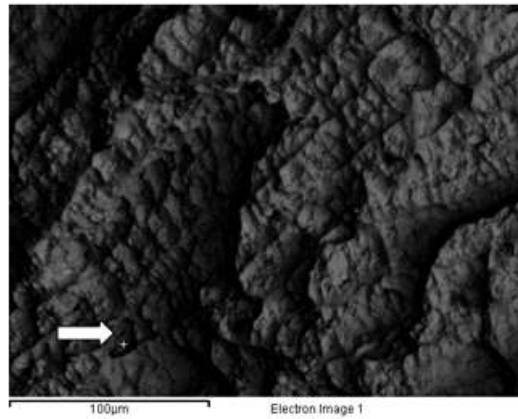
#### 4.5.1 Δοκίμιο 254-60A



**Εικόνα 4.37:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται η γενικότερη εικόνα της επιφάνειας θραύσης. Διακρίνεται ατελής διείδυση, η οποία αποτελεί το βασικότερο σφάλμα της συγκόλλησης με αποτέλεσμα την αστοχία του δοκιμίου στην ζώνη τήξης.

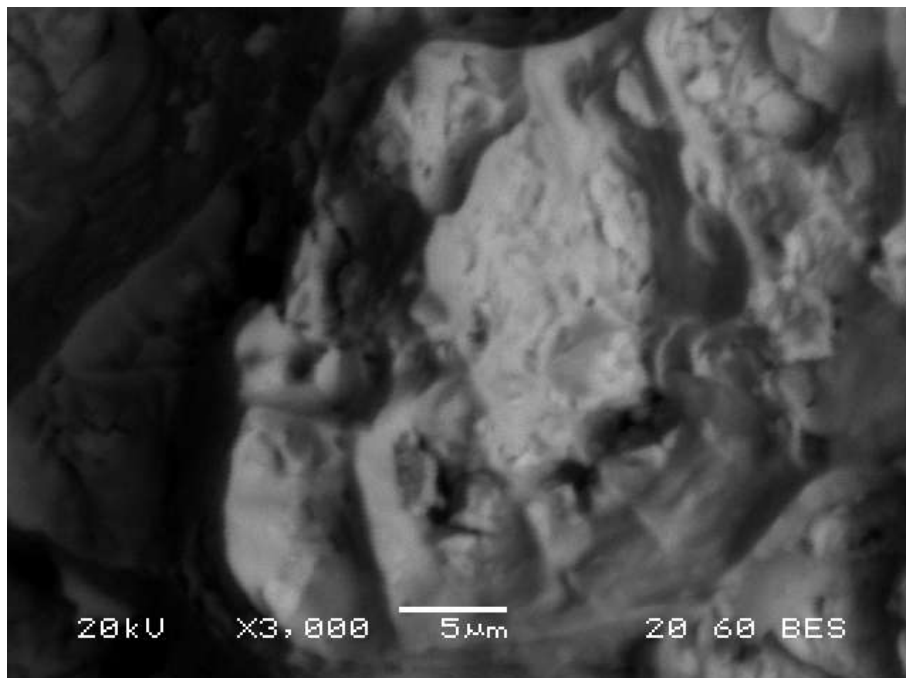


**Εικόνα 4.38:** Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζονται κοιλότητες, που αποτελούν χαρακτηριστικές μορφές διακρυσταλλικής όλκιμης θραύσης (dimpled fracture surface).

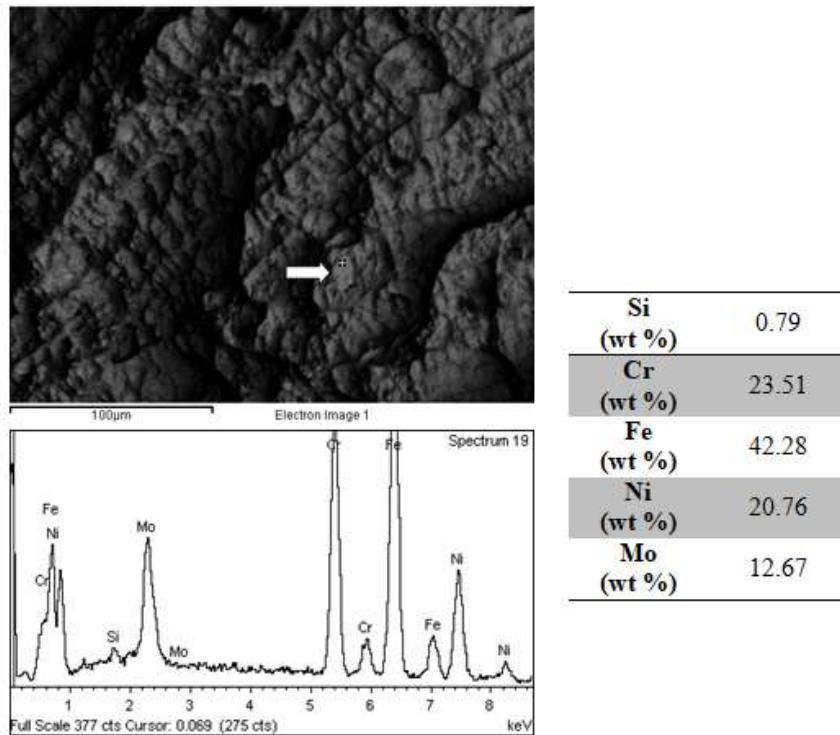


<b>Cr</b> (wt %)	35.23
<b>Fe</b> (wt %)	46.92
<b>Ni</b> (wt %)	14.27
<b>Mo</b> (wt %)	3.59

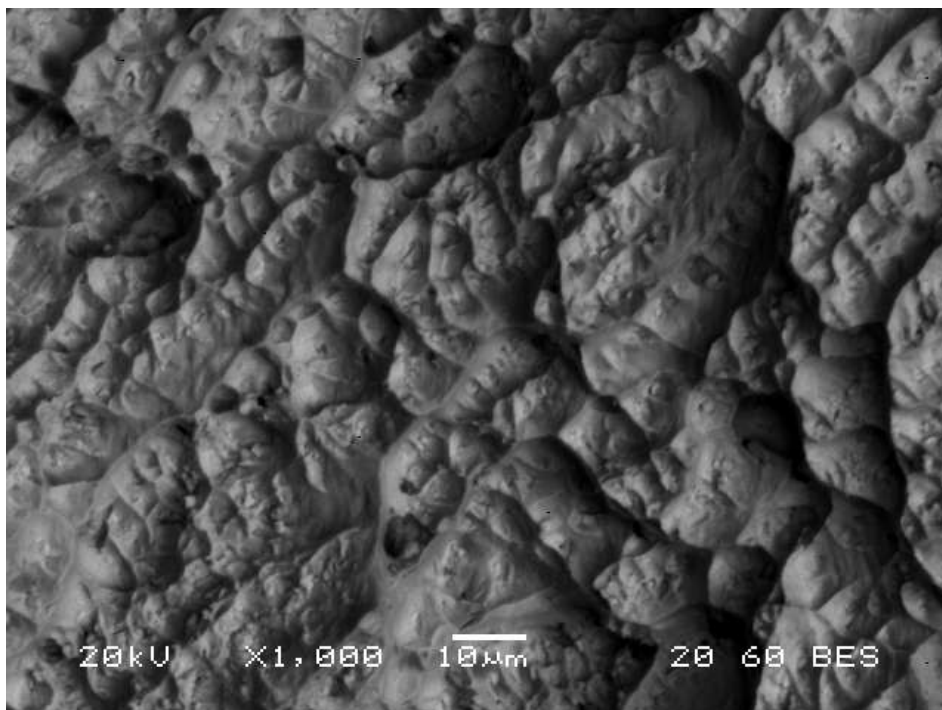
**Εικόνα 4.39:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS). Εντοπίζεται τυπική μορφολογία και στοιχειομετρία φάσης σ. Πρόκειται για σκληρή και ψαθυρή φάση, η οποία σε ικανές συγκεντρώσεις ενδέχεται να αποτελέσει αίτιο αστοχίας της συγκόλλησης.



**Εικόνα 4.40:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Διακρίνεται διαφορισμός ενός βαρύτερου στοιχείου (λόγω λευκότερου χρώματος) εντός του dimple. Πιθανώς πρόκειται για Mo. Η μορφολογία παραπέμπει σε φάση Laves.

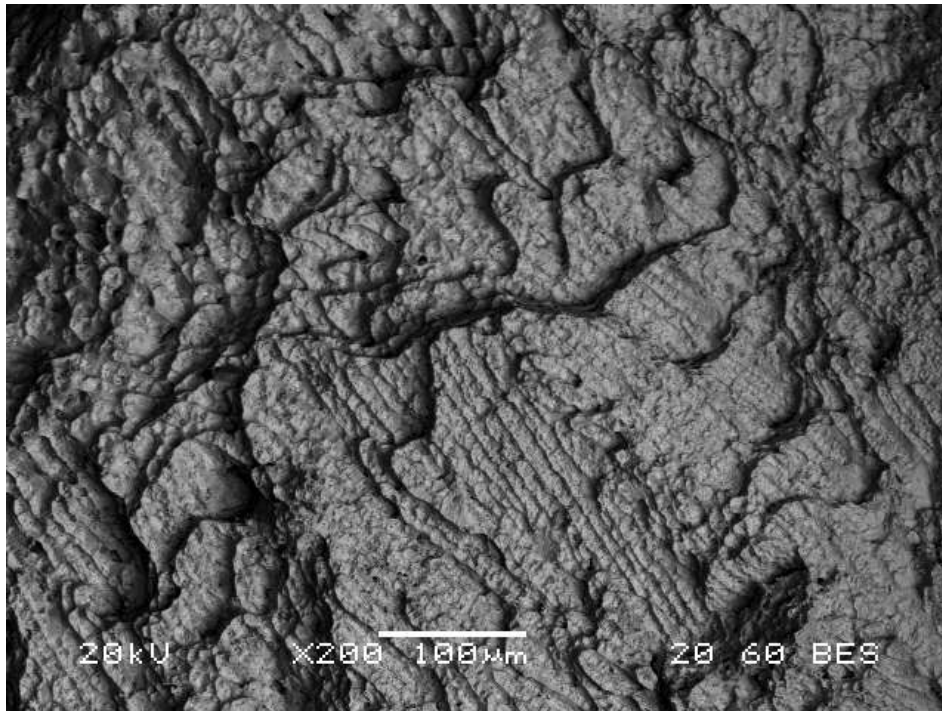


**Εικόνα 4.41:** Στοιχειακή ανάλυση (EDS). Εντοπίζεται τυπική μορφολογία και στοιχειομετρία φάσης Laves.

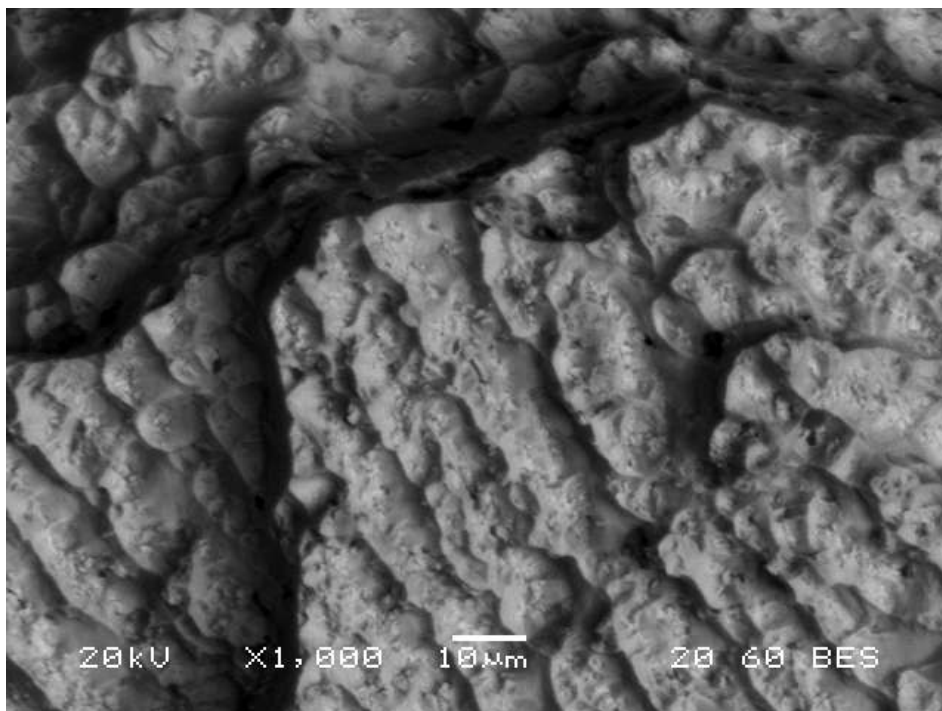


**Εικόνα 4.42:** Μικρογραφία οπισθοσκηδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Διακρίνεται συγκέντρωση κατακρημνισμάτων σ φάσης (οι πιο σκούρες περιοχές) και ενδομεταλλικών ενώσεων πλούσιων σε Mo (οι πιο λευκές περιοχές).



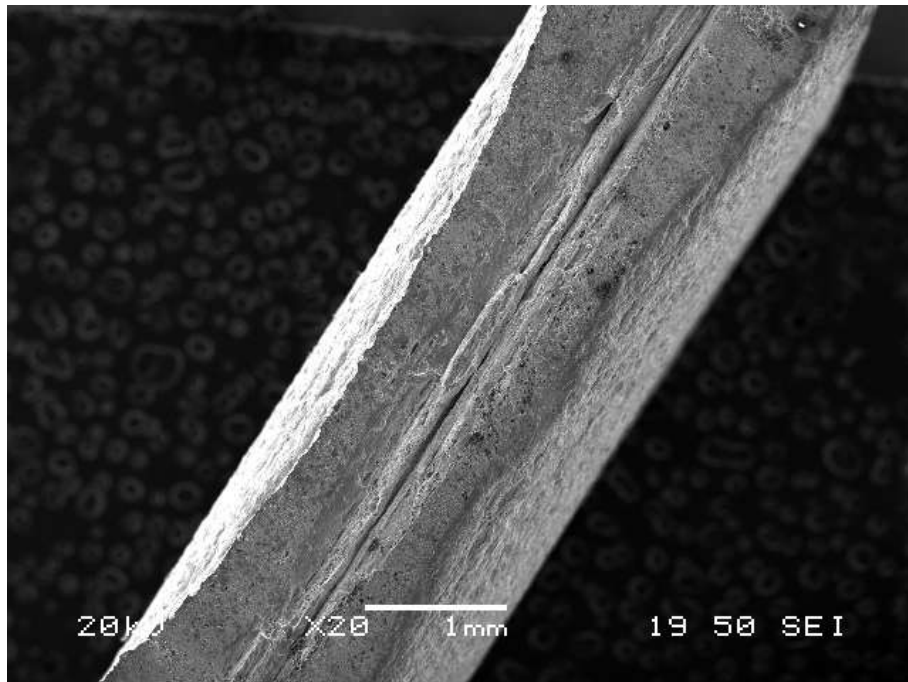


**Εικόνα 4.43:** Μικρογραφία οπισθοσκηδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Διακρίνονται τα επίπεδα ολίσθησης της θραύσης (rupture slip bands).

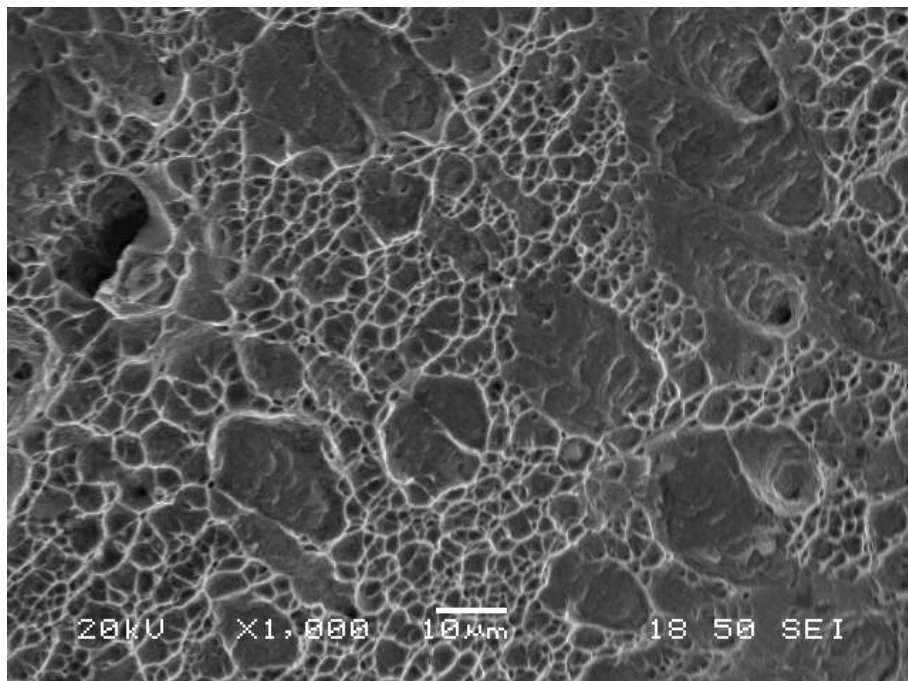


**Εικόνα 4.44:** Μικρογραφία οπισθοσκηδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται περιοχή απεμπλουτισμού σε Cr λόγω της επίδρασης καρβιδίων τύπου  $M_{23}C_6$ .

#### 4.5.2 Δοκίμιο 254-90Α



**Εικόνα 4.45:** Μικρογραφία οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων (BES) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζεται η γενικότερη εικόνα της επιφάνειας θραύσης, η οποία πραγματοποιήθηκε στο μέταλλο βάσης, σε σημαντική απόσταση από τη ζώνη τήξης. Διακρίνεται ικανοποιητική διείσδυση.



**Εικόνα 4.46:** Μικρογραφία δευτερογενών ηλεκτρονίων (SEI) ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης (SEM). Παρουσιάζονται κοιλότητες, που αποτελούν χαρακτηριστικές μορφές διακρυσταλλικής όλκιμης θραύσης (dimpled fracture surface). Δεν παρατηρούνται κατακρημνίσεις και δευτερογενείς φάσεις.

## 5. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Στόχος της παρούσας διπλωματικής εργασίας ήταν, πρωτίστως, η βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης του ανοξειδωτου ωστενιτικού χάλυβα υψηλής απόδοσης, 254 SMO. Για τη διευκόλυνση της όλης διαδικασίας, εξήχθησαν δοκίμια από τον συμβατικό ωστενιτικό χάλυβα AISI 321 και εφαρμόστηκε σε αυτά η αρχική παραμετροποίηση ώστε να αποκτηθεί μια γενική βάση για την απόκριση των συγκολλήσεων. Από το σύνολο των πειραματικών δεδομένων που παρατέθηκαν παραπάνω, καθώς και των αποτελεσμάτων που προέκυψαν από τη μεταλλογραφική μελέτη (SEM/EDS, XRD) και τη μελέτη μηχανικών ιδιοτήτων (δοκιμή εφελκυσμού, μακροσκληρομέτρηση), συμπεραίνεται ότι οι συγκολλήσεις των δοκιμίων του 254 SMO, οι οποίες παρήχθησαν με εφαρμογή των παραμέτρων που προτάθηκαν ως βέλτιστες, κρίνονται ως αποδεκτές και λειτουργικές όσο αφορά τα σημεία στα οποία ελέγχθησαν.

Συγκεκριμένα, η συγκόλληση τεμαχίων, πάχους 3 mm, του εν λόγω χάλυβα με εφαρμογή ρεύματος έντασης 90 A, με χρήση του μετάλλου προσθήκης Inconel 625 και διάκενο 1 mm, παρουσίασε πλήρη τήξη χωρίς εμφανείς αστοχίες και αρκετά ικανοποιητική διείδυση στο μέταλλο συγκόλλησης, αποτελέσματα που επαληθεύονται και από την υπάρχουσα βιβλιογραφία. Μάλιστα, σημειώθηκε σημαντική αραίωση Ni από το filler metal σε ποσοστό 58%, όπως υπολογίστηκε με βάση την ανάλυση EDS στη ζώνη τήξης. Η προστατευτική ατμόσφαιρα με Ar καθαρότητας 99.998% απέδωσε με τον επιθυμητό τρόπο, επιβεβαιώνοντας πως η προσθήκη αζώτου στο μείγμα αερίου, που επιχειρήθηκε στα αρχικά δοκίμια, ήταν περιττή. Στην προκειμένη περίπτωση, το αποτέλεσμα της προσθήκης αζώτου θα ήταν η μεγαλύτερη συγκέντρωση του όγκου των κατακρημνισμάτων. Από τη δοκιμή εφελκυσμού διαπιστώθηκε ότι τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με εφαρμογή έντασης ρεύματος 90 A, αστόχησαν σε περιοχή εκτός ζώνης τήξης και θερμικά επηρεασμένης ζώνης, χωρίς να εντοπιστούν κατακρημνίσεις και ενδομεταλλικές ενώσεις. Επήλθε όλκιμη αστοχία διακρυσταλλικά. Η τιμή του ορίου θραύσης και της επιμήκυνσης, που πραγματοποιήθηκε κατά την παραμόρφωση πριν τη θραύση, ήταν σε πλήρη συμφωνία με τις ονομαστικές τιμές των ορίων αυτών. Σε αντιστοιχία (με μικρή απόκλιση προς τα πάνω) ήταν, επίσης, οι τιμές που μετρήθηκαν πειραματικά για την σκληρότητα Vickers με τις τυπικές τιμές σκληρότητας για το υπό μελέτη υλικό.

Τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με εφαρμογή έντασης ρεύματος 60 A εμφάνισαν όλκιμη θραύση, όμως αστόχησαν εντός της ζώνης τήξης χωρίς να παρουσιάσουν την

αναμενόμενη επιμήκυνση. Κατά τη μεταλλογραφική τους μελέτη και κατά τη μελέτη των επιφανειών θραύσης, παρατηρήθηκε συγκέντρωση κατακρημνισμάτων στα όρια των δενδριτών στην περιοχή της ζώνης τήξης. Εντοπίστηκαν καρβίδια τύπου MC κυβικής μορφολογίας πλούσια σε Nb, εξαιτίας της σύστασης του μετάλλου προσθήκης. Παρουσιάστηκαν μικροδιαφορισμοί στοιχείων καθώς και τοπική υπερσυγκέντρωση Mo, πορώδους μορφολογίας, η οποία αντιστοιχεί είτε σε φάση τύπου  $A_2B$  (Laves, ευτηκτική φάση) είτε σε καρβίδια τύπου  $M_{23}C_6$ . Παρατηρήθηκε, σε τοπική κλίμακα, απεμπλουτισμός σε Cr (ανάπτυξη φαινομένου ευαισθητοποίησης), λόγω της ύπαρξης των καρβιδίων. Σε μικρότερο βαθμό, ανιχνεύθηκαν κατακρημνίσματα με έντονη συγκέντρωση σε Mo αλλά συμπαγούς μορφολογίας, τα οποία υποδεικνύουν την ανάπτυξη ψαθυρής φάσης σ. Πιθανότατα, η τοπική αύξηση της μακροσκληρότητας, όπως αυτή υποδείχθηκε κατά τη δοκιμή σκληρομέτρησης Vickers, να οφείλεται στον σχηματισμό της σ φάσης (μέσω του μηχανισμού σκλήρωσης με κατακρήμνιση). Η έντονη συγκέντρωση κατακρημνίσεων θα μπορούσε να περιοριστεί με εφαρμογή υψηλότερης έντασης ρεύματος, όπως επιβεβαιώθηκε στην περίπτωση των δοκιμών των 90 A, είτε με πραγματοποίηση αμφίπλευρων συγκολλήσεων όπου η αναθέρμανση λόγω του δεύτερου πάσου θα προκαλούσε διαλυτοποίηση κάποιου ποσοστού των δευτερογενών φάσεων.

## 6. ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ

Στην παρούσα διπλωματική εργασία επιχειρήθηκε η βελτιστοποίηση των παραμέτρων συγκόλλησης για τον υπερωστενιτικό ανοξείδωτο χάλυβα 254 SMO. Προκειμένου να εξαχθούν τα απαραίτητα συμπεράσματα για την ποιότητα των συγκολλήσεων, πραγματοποιήθηκε μελέτη μικροδομής και μηχανικών ιδιοτήτων. Ωστόσο, για την καλύτερη αξιολόγηση των αποτελεσμάτων, κρίνεται θεμιτή η διενέργεια περαιτέρω έρευνας στην υφιστάμενη πειραματική μελέτη. Παρατίθενται οι παρακάτω προτάσεις.

➤ Για την γενικότερη αξιολόγηση της ποιότητας των συγκολλήσεων και την ανίχνευση τυχόν σφαλμάτων, προτείνεται η εφαρμογή μεθόδων Μη Καταστροφικών Ελέγχων (Non Destructive Testing, NDT), όπως για παράδειγμα ο Έλεγχος με Διεισδυτικά Υγρά (Penetrant Testing) και ο Έλεγχος με Υπερήχους (Ultrasonic Testing).

➤ Θεωρείται αναγκαία η επιπλέον μεταλλογραφική μελέτη των συγκολλημένων δοκιμίων μέσω Περιθλασιμετρίας Οπισθοσκεδαζόμενων Ηλεκτρονίων (Electron Backscattered Diffraction, EBSD), με σκοπό την ταυτοποίηση της κρυσταλλικής δομής των κατακρημνισμένων φάσεων, οι οποίες δεν ήταν δυνατό να ανιχνευθούν στο XRD λόγω του χαμηλού ποσοστιαίου όγκου τους.

➤ Με σκοπό τον περαιτέρω έλεγχο μηχανικών ιδιοτήτων, προτείνεται η δοκιμή δυσθραυστότητας (Charpy impact test). Τα αποτελέσματα δοκιμών δυσθραυστότητας ιδιαίτερα χαμηλών θερμοκρασιών αποτελούν χρήσιμο εργαλείο για τη διεξαγωγή συμπερασμάτων ως προς τις κρυογενικές εφαρμογές.

➤ Επίσης, σημαντικά συμπεράσματα θα προέκυπταν από τη διεξαγωγή πειραμάτων διάβρωσης ώστε να μελετηθεί η συμπεριφορά των συγκολλημένων δοκιμίων σε διάφορα διαβρωτικά περιβάλλοντα. Με αυτόν τον τρόπο θα ήταν δυνατό να διερευνηθεί ο βαθμός, στον οποίο ο σχηματισμός των κατακρημνισμάτων επηρέασε την αντιδιαβρωτική ικανότητα του υλικού.

## 7. ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ

- [1] Callister W.D., “Materials Science and Engineering, An introduction”, 5<sup>η</sup> Έκδοση, Εκδόσεις Τζιόλα, Θεσσαλονίκη, 2004.
- [2] Sedriks A. J., “Corrosion of Stainless Steels”, Wiley-Interscience, New York, 1996.
- [3] Lippold J.C. and Kotecki D.J., “Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels”, Wiley-Interscience, New Jersey, 2005.
- [4] Outokumpu, “Handbook of Stainless Steel”, Sandvikens Tryckeri, pp. 1-89, 2013.
- [5] K.K Lo, C.H Shek, J.K.L. Lai, “Recent Developments in Stainless Steels”, Materials Science and Engineering:Reports, pp. 39- 104, 2009.
- [6] Λεκάτου, Α.: Βιομηχανικά Κράματα, Παπασωτηρίου, Αθήνα, 2005.
- [7] A. F. Padilha, I. F. Machado, and R. L. Plaut, “Microstructures and mechanical properties of Fe-15% Cr-15% Ni austenitic stainless steels containing different levels of niobium additions submitted to various processing stages”, Journal of Materials Processing Technology, vol. 170, no. 1-2, pp. 89-96, 2005.
- [8] Leffler, Béla, “Stainless steels and their properties”, από την ηλεκτρονική διεύθυνση: [www.outokumpu.com](http://www.outokumpu.com).
- [9] Παπαδημητρίου Γ. Δ., “Γενική Μεταλλογνωσία ΙΙ”, ΕΜΠ, Αθήνα, 1993.
- [10] Κουτσούκης Κ. Θεόδωρος, “Σχέση μικροδομής-ιδιοτήτων σε υπερωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες”, Διδακτορική διατριβή, ΕΜΠ, Αθήνα, 2011
- [11] A. F. Padilha and P. R. Rios, “Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels,” ISIJ International, vol. 42, no. 4, pp. 325-327, 2002.
- [12] Kovach, C. W., “High Performance Stainless Steels”, από την ηλεκτρονική διεύθυνση: [www.stainless-steel-world.net](http://www.stainless-steel-world.net).
- [13] Bandar AL-Mangour, “Powder metallurgy of stainless steel: state-of-the art, challenges, and development”, Chapter 2, Stainless Steel, A. Pramanik and A. K. Basak, Nova Science Publishers, 2015.
- [14] O. Cortez, F. Moura, E. de Albuquerque Brocchi et al., “Fe-Ni Alloy Synthesis Based on Nitrates Thermal Decomposition Followed by H<sub>2</sub> Reduction,”

- Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science, vol. 45, no. 6, pp. 2033-2039, 2014.
- [15] A. F. Padilha and R. L. Plaut, “Stainless steel heat treatment,” Steel Heat Treatment Handbook, Chapter 12, pp. 695-735, 2006.
- [16] Χρυσουλάκης Γ.Δ., Παντελής Δ.Ι., “Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών”, Παπασωτηρίου, Αθήνα, 2003.
- [17] Liljas M., “Development of Superaustenitic Stainless Steels”, Avesta Sheffield, Sweden, 1995, από την ηλεκτρονική διεύθυνση: [www.avestapolarit.fi](http://www.avestapolarit.fi).
- [18] Παπάζογλου Β.Ι., Παντελής Δ.Ι., “Επιστήμη και Τεχνική των Συγκολλήσεων”, Πανεπιστημιακές Σημειώσεις, ΕΜΠ, Αθήνα, 2014
- [19] C.R. Xavier, H.G. Delgado Junior, J.A. de Castro, “An Experimental and Numerical Approach for the Welding Effects on the Duplex Stainless Steel Microstructure,” Materials Research, vol. 18, no. 3, pp. 489-502, 2015.
- [20] K.S. Bang, S.H. Pak, S.K. Ahn, “Evaluation of weld metal hot cracking susceptibility in superaustenitic stainless steel”, Metals and Materials International, vol. 19, no. 6, pp. 1267-1273, 2013.
- [21] S. Fukumoto, T. Okane, T. Umeda, W. Kurz, “Crystallographic Relationships between  $\delta$ -Ferrite and  $\gamma$ -Austenite during Unidirectional Solidification of Fe-Cr-Ni Alloys,” ISIJ International, vol. 40, no. 7, pp. 677-684, 2000.
- [22] S. Katayama, T. Fujimoto, A. Matsunawa, “Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals”, Transactions of JWRI, 1985.
- [23] Εγχειρίδιο “Τεχνικός Συγκολλήσεων”, Εμπορικό και Βιομηχανικό Επιμελητήριο Πειραιώς, Αθήνα, 2013.
- [24] Φούρλαρης Γ., “Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών”, Πανεπιστημιακές Σημειώσεις, Δ.Π.Μ.Σ Επιστήμη και Τεχνολογία Υλικών, ΕΜΠ, Αθήνα, 2013.
- [25] Φούρλαρης Γ., “Ηλεκτρονική Μικροσκοπία και Μικροανάλυση”, Πανεπιστημιακές Σημειώσεις, Σχολή Μηχ.Μετ.Μεταλλουργών, Ε.Μ.Π., Αθήνα, 2014.
- [26] Welding Journal, Published by the American Welding Society, 2016.

- [27] J.W. Fu, Y.S. Yang, "Origin of the lathy ferrite in AISI 304 stainless steel during directional solidification," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 580, pp. 191-194, 2013
- [28] A.Sriba, J.V.S. Amara, "Microstructure , Micro-hardness and Impact Toughness of Welded Austenitic Stainless Steel 316L", *Transactions of the Indian Institute of Metal.*, vol. 71, no. 9, pp. 2303-2314, 2018.
- [29] V. Shankar, T.P.S. Gill, S.L. Mannan, S. Sundaresan, "Fusion zone and heat affected zone cracking susceptibility of stabilised austenitic stainless steels", *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 3, no. 1, 1998.
- [30] C.W. Kovach, "High-Performance Stainless Steels," p. 94, 2016.
- [31] P. Petrzak, K. Kowalski, M. Blicharski, "Analysis of phase transformations in Inconel 625 alloy during annealing," *Acta Physica Polonica A*, vol. 130, no. 4, pp. 1041-1044, 2016.
- [32] B. Choudhury, M. Chandrasekaran, "Investigation on welding characteristics of aerospace materials-A review," *Materials Today:Proceedings*, vol. 4, no. 8, pp. 7519-7526, 2017.
- [33] A. Sheffield, *Avesta Welding Manual*, 2004.
- [34] S.N. Monteiro, L.F.C. Nascimento, É.P. Lima et al., "Strengthening of stainless steel weldment by high temperature precipitation," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 6, no. 4, pp. 385-389, 2017.
- [35] D. Zipperian, "Metallographic Handbook", Dace Technologies, p. 328, 2011.
- [36] Outokumpu, "Type 254 SMO UNS S31254", 2012.
- [37] Avesta Welding, "Avesta P-12 Filler Metal 254SMO", 2013.
- [38] Inconel, "Inconel Filler Metal 625 254SMO".
- [39] Outokumpu, "How To Weld Type 254 SMO® Stainless Steel," EN, Schaumburg, USA, 2004.
- [40] V. Anand Rao, R. Deivanathan, "Experimental investigation for welding aspects of stainless steel 310 for the process of TIG welding," *Procedia Engineering*, vol. 97, pp. 902-908, 2014.
- [41] S.A. Bill Taylor, Anne Guesnier, "Metallography of Welds", *Application Notes*,



Struers A/S Copenhagen, Denmark.

- [42] Damian Kotecki, Frank Armao, “Stainless Steels Welding Guide,” The Lincoln Electric Company, pp. 15-17, Cleveland, USA, 2003.
- [43] D. Hu, S. Li, S. Lu, “Effects of TIG process on corrosion resistance of 321 stainless steel welding joint,” *Materials Science Forum*, vol. 749, pp. 173-179, 2013.
- [44] V. Anand Rao, R. Deivanathan, “Experimental investigation for welding aspects of stainless steel 310 for the process of TIG welding,” *Procedia Engineering*, vol. 97, pp. 902-908, 2014.
- [45] U.A. Taparli, L. Jacobsen, A. Griesche et al., “In situ laser-induced breakdown spectroscopy measurements of chemical compositions in stainless steels during tungsten inert gas welding,” *Spectrochimica Acta-Part B Atomic Spectroscopy*, vol. 139, pp. 50-56, 2018.
- [46] A. Kumar et al., “Experimental Process of Tungsten Inert Gas Welding of a Stainless Steel Plate,” *Materials Today: Proceedings*, vol. 2, pp. 3260-3267, 2015.
- [47] A.K. Singh, V. Dey, R.N. Rai, “Techniques to improve weld penetration in TIG welding (A review),” *Materials Today: Proceedings*, vol. 4, pp. 1252-1259, 2017.
- [48] S. Okano and M. Mochizuki, “Transient distortion behavior during TIG welding of thin steel plate,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 241, pp. 103-111, 2017.
- [49] R. Kumar, S. Chattopadhyaya, S. Kumar, “Influence of Welding Current on Bead Shape, Mechanical and Structural Property of Tungsten Inert Gas Welded Stainless Steel Plate,” *Materials Today: Proceedings*, vol. 2, pp. 3342-3349, 2015.
- [50] ASTM E8M/01, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.