

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Η παρούσα εργασία αφορά στη μελέτη της μικροδομής και των μηχανικών ιδιοτήτων σε συγκολλήσεις του υπερωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα SMO 254, όπως είναι η εμπορική ονομασία που του έχει αποδώσει η Σουηδική κατασκευάστρια εταιρεία OUTOKUMPU και του συμβατικού ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα τύπου 316L, κατά ASTM/AISI. Οι χάλυβες συγκολλούνται με τις μεθόδους ELECTRON BEAM WELDING (EBW) και GAS TUNGSTRE ARWELDING (GTAW).

Πραγματοποιήθηκαν συγκολλήσεις τεμαχίων του ίδιου κράμματος και με τους δύο τρόπους συγκόλλησης για το κάθε κράμα και εξήχθησαν μεταλλογραφικά δοκίμια προς μελέτη της μικροδομής. Έγινε μεταλλογραφική προετοιμασία και μελετήθηκε η μικροδομή σε οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο ενώ πραγματοποιήθηκε και μικροανάλυση με φασματοφωτομετρία ακτίνων X (EDS). Επιπρόσθετα έγινε προσπάθεια αναγνώρισης των υπάρχουσών φάσεων με περίθλαση ακτίνων X, ξεχωριστά στο Μέταλλο Βάσης και στην Ζώνη Τήξης, η οποία αποκόπηκε για το σκοπό αυτό. Παράλληλα εξήχθησαν δοκίμια εφελκυσμού και πραγματοποιήθηκαν δοκιμές εφελκυσμού, όπως επίσης και μετρήσεις της μικροσκληρότητας και της μακροσκληρότητας.

Όσον αφορά το Μέταλλο Βάσης στο κράμα 316L, καταδείχτηκε ότι αποτελείται εκτός από την φάση του ωστενίτη και από μικρό ποσοστό φερρίτη με την μορφή λεπτών και μακριών ράβδων (stringers), κατά μήκος των γραμμών έλασης. Το κράμα SMO 254 στο μέταλλο βάσης καταδείχτηκε ότι είναι 100% ωστενιτικό.

Στην Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη δεν είχαμε αύξηση του μεγέθους των κόκκων σε κανένα δοκίμιο, ούτε την δημιουργία άλλων φάσεων παρά μόνο τοπικά μικρή αύξηση των stringers του φερρίτη στα όρια των κόκκων της ΘΕΖ του κράματος 316L.

Στην Ζώνη Τήξης των συγκολλήσεων TIG, κατά την οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία, παρατηρήθηκαν και στα δύο κράματα 3 διαφορετικές περιοχές. Παρ' όλα αυτά η περίθλαση ακτίνων X κατέδειξε την ύπαρξη μόνο της φάσης του ωστενίτη. Απο την στοιχειακή ανάλυση προκύπτουν διαφορισμοί των στοιχείων σε κάθε περιοχή. Η μικρότερη σε ποσοστό φάση αποτελείται από εγκλείσματα τα οποία ξεχωρίζουν έντονα στις φωτογραφίες. Για τον χάλυβα SMO 254, τα αυξημένα ποσοστά σε Nb και Mo στα εγκλείσματα αυτά, καταδεικνύουν ότι πρόκειται για κατακρημνίσματα κάποιας δευτερεύουσας φάσης πλούσιας σε Nb και Mo (το Nb προκύπτει από το ηλεκτρόδιο P12 που χρησιμοποιήθηκε). Τα κατακρημνίσματα στην Ζώνη Τήξης του 316L δεν περιέχουν καθόλου Mo και έχουν πολύ

υψηλό ποσοστό Cr. Το XRD δεν ανίχνευσε την κρυσταλλική δομή των κατακρημνισμάτων λόγω του μικρού ποσοστιαία όγκου τους. Οι άλλες 2 περιοχές, που ξεχωρίζουν στην Ζώνη Τήξης των συγκολλήσεων TIG, είναι περίπου μοιρασμένες ποσοστιαία και υφίστανται μεταξύ τους διαφορισμοί στα κραματικά στοιχεία. Με βάση την περίθλαση ακτίνων X, όπου ανιχνεύθηκε μόνο ωστενίτης, συμπεραίνουμε ότι και οι δύο περιοχές αφορούν σε ωστενιτική φάση, η οποία δίνει διαφορετικές απεικονίσεις σε παρατήρηση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια (BES), λόγω των τοπικών μικροδιαφορισμών των κραματικών προσθηκών Cr, Ni και Mo, που οδηγούν σε διαφορετικό μέσο ατομικό αριθμό και παράμετρο πλέγματος, ανά περιοχή. Σε απεικόνιση δευτερογενών ηλεκτρονίων επίσης φαίνονται να έχουν διαφορετική μορφολογία γιατί, λόγω των μικροδιαφορισμών, η επιφάνεια έχει προσβληθεί διαφορετικά.

Στην Ζώνη τήξης των συγκολλήσεων EBW παρατηρούνται κατά την οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία και στα δύο κράματα 2 διαφορετικές περιοχές. Η περίθλαση ακτίνων X, στο κράμα 316L, μας δίνει ωστενίτη και φερρίτη. Από τους διαφορισμούς των κραματικών στοιχείων που ευνοούν τον φερρίτη, καταδεικνύεται ότι ο φερρίτης αφορά στο δίκτυο λεπτών γραμμών που παρατηρούμε. Αυτός ο φερρίτης στην διεθνή βιβλιογραφία χαρακτηρίζεται ως lathy[5]. Η περίθλαση ακτίνων X στην ζώνη τήξης του κράματος SMO 254 δίνει μόνο μία φάση, αυτή του ωστενίτη, παρόλο που η δεύτερη περιοχή φαίνεται να κατέχει μεγάλο ποσοστό. Οι στοιχειακές αναλύσεις δίνουν στην μία περιοχή χαρακτηριστικά περισσότερο από το βαρύτερο Mo. Έτσι συμπεραίνουμε ότι και οι δύο περιοχές αφορούν σε ωστενίτη και ότι ο τοπικός μικροδιαφορισμός του Mo οδηγεί σε διαφορά του μέσου ατομικού αριθμού μεταξύ των δύο περιοχών, με αποτέλεσμα να διαφοροποιούνται οπτικά στην απεικόνιση οπισθοσκεδαζομένων ηλεκτρονίων στο SEM. Η περιοχή με το περισσότερο (βαρύτερο) Mo φαίνεται πιο φωτεινή.

Οι μηχανικές ιδιότητες (όριο διαρροής, όριο θραύσης, ολκιμότητα και μικροσκληρότητα) παρουσίασαν τιμές αντίστοιχες με τις προβλεπόμενες από τον κατασκευαστή για το κάθε κράμα με μικρές αποκλίσεις. Στην ζώνη τήξης παρατηρείται γενικώς μια αύξηση της μικροσκληρότητας κατά 10 με 30 vickers, δηλαδή 5% με 17%. Εξάιρεση αποτελεί η ζώνη τήξης του κράματος 316L, της TIG συγκόλλησης, όπου παρατηρείται μείωση κατά 12 Vickers (8%) σε σχέση με την μικροσκληρότητα του μέταλλου βάσης που είναι 150 Vickers.

Συνεπώς η συγκόλληση TIG με ηλεκτρόδιο AVESTA P12 για το κράμα SMO 254 και με ηλεκτρόδιο P16 για το κράμα 316L και η συγκόλληση EBW που χρησιμοποιήθηκαν οδηγούν σε μορφολογίες στην Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη και στην Ζώνη τήξης που δεν

υποβαθμίζουν σημαντικά τις μηχανικές ιδιότητες των κραμάτων μας, όσον αφορά τον εφελκυσμό και την μικροσκληρότητα.

ABSTRACT

This project has to do with studying the microstructure and mechanical properties of superaustenitic stainless steel SMO 254 and conventional austenitic stainless steel 316L, both of them welded with methods ELECTRON BEAM WELDING (EBW) and GAS TUNGSTRENIUM ARC WELDING (GTAW).

Pieces of the same alloy were welded with both methods and microstructure was studied on optical and electronic microscopy (SEM). Also positron element analysis (EDS) and X-ray diffraction (XRD) were performed both at base metal and fusion zone. Finally tension tests were performed and microhardness was measured.

The base metal on alloy 316L was found to have beside austenite also ferrite with the form of stringers. The base metal of alloy SMO 254 was found fully austenitic.

On the heat affected zone no grain growth or new phase creation were noticed. Only a slight increase on ferrite stringers on alloy 316L.

On the fusion zone of TIG weldings 3 areas were noticed with microscopy. On the other hand XRD indicated only the existence of austenite. EDS analysis showed differences on the elements percentages between the areas. The compositionally less created area is clearly visible at both alloys fusion zones and has very high percentages of Nb and Mo at SMO 254 and high percentage of Cr at 316L. This leads us to the conclusion that these areas are Nb-Mo and Cr inclusions. XRD didn't recognize them possibly due to their low percentage. The other 2 areas noticed on the fusion zone are approximately equally distributed and alloying elements are slightly differentiated. The conclusion is that both areas are austenite which because of the element differences has different visualization on SEM backscattered electrons due to the different mean atomic mass and on secondary electrons, due to different extend of etching

On the fusion zone of EBW weldings we distinguish on the optical and SEM microscopy photos 2 different areas. XRD indicates that at SMO 254 EBW fusion zone only austenite exists and at 316L EBW fusion zone besides austenite and ferrite exists in the form of thin and long lines. This is known as lathy ferrite[5].

In terms of mechanical properties the Proof Strength, the Ultimate Tensile Strength, the Ductility and the Microhardness, were measured very close or slightly higher with the values that the manufacturer gives for each alloy. On fusion zone of each alloy a slight increase of microhardness is noticed from 5% to 17% except for 316L TIG fusion Zone where we have a decrease of microhardness of 8% (138 from 150 Vickers).

As a general conclusion TIG welding with P12 electrode for SMO 254 and P16 electrode for 316L, and EBW welding methods were found to give satisfactory results, in terms of tensile stress properties and microhardness.

ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ

ΠΕΡΙΛΗΨΗ.....	1
ABSTRACT	4
ΠΙΝΑΚΑΣ ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΩΝ.....	6
ΠΙΝΑΚΑΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ.....	10
ΠΙΝΑΚΑΣ ΕΙΚΟΝΩΝ	11
ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ	15
1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....	17
2 ΣΤΟΧΟΙ-ΣΚΟΠΟΙ.....	19
3 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ	20
3.1.1 Η ανάπτυξη των ανοξειδωτων χαλύβων	20
3.1.2 Η επιστήμη των ανοξειδωτων χαλύβων σήμερα	22
3.2 Κατηγορίες ανοξειδωτων χαλύβων	23
3.2.1 Φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες.....	24
3.2.2 Μαρτενσιτικοί και σκληρημένοι με κατακρήμνιση φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες	24
3.2.3 Διφασικοί ανοξειδωτοι χάλυβες.....	25
3.2.4 Ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες.....	26
3.3 Ονοματολογία χαλύβων	28
3.3.1 Ευρωπαϊκή Ένωση, EN (Euronorm) 10027-2	28

3.3.2	Οι Αμερικάνικοι οργανισμοί AISI- American Iron and Steel Institute, ASTM- American Society for Testing and Materials και SAE- Society of Automotive Engineers	29
3.3.3	Άλλες προδιαγραφές [1], [3].....	29
3.4	Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στους χάλυβες[1],[4]	34
3.4.1	Άνθρακας – C.....	34
3.4.2	Χρώμιο – Cr.....	34
3.4.3	Νικέλιο – Ni.....	35
3.4.4	Μολυβδαίνιο - Mo	35
3.4.5	Μαγγάνιο – Mn.....	35
3.4.6	Άζωτο – N.....	36
3.4.7	Άλλες προσθήκες	36
3.5	Διαγράμματα ισορροπίας των φάσεων ανοξειδωτων χάλυβων	37
3.5.1	Το διάγραμμα σιδήρου-χρωμίου Fe-Cr.....	37
3.5.2	Το διάγραμμα σιδήρου-χρωμίου-άνθρακα Fe-Cr-C	38
3.5.3	Το διάγραμμα του τριμερούς συστήματος σιδήρου-χρωμίου-νικελίου Fe-Cr-Ni.....	40
3.5.4	Το διάγραμμα Schaeffler Delong.....	43
3.5.5	Τα διαγράμματα WRC-1988 και WRC-1992	45
3.6	Οι δευτερεύουσες φάσεις.....	47
3.6.1	Φάση σίγμα (σ)	48
3.6.2	Φάση χι (χ)	49
3.6.3	Φάση laves	49
3.6.4	Νιτρίδια	50
3.6.5	Καρβίδια.....	50
3.7	Μηχανικές ιδιότητες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων	52
3.7.1	Ανοξειδωτος ωστενιτικός χάλυβας 316L (ASTM) ή 1.4404 (EN 10027-2).....	54
3.7.2	Ανοξειδωτος ωστενιτικός χάλυβας SMO 254 (OUTOKUMPU)	55
3.8	Μεταλλουργία συγκολλήσεων στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες.	57
3.8.1	Η μικροδομή στην Ζώνη Τήξης.....	57

3.8.2	Η μικροδομή στην Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη – ΘΕΖ.....	62
3.8.3	Είδη διεπιφανειών μικροδομής στα οστενιτικά μονοφασικά συγκολλημένα μέταλλα[5].....	64
3.9	Είδη αστοχιών στις συγκολλήσεις των οστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων[12].....	67
3.9.1	Θερμική Ευαισθητοποίηση.....	67
3.9.2	Σχηματισμός Δευτερεύουσων φάσεων.....	68
3.9.3	Ρωγμάτωση Συγκόλλησης κατά τη Στερεοποίηση (Weld solidification cracking – SC).....	68
3.9.4	Ρωγμάτωση εν Θερμώ στη ΘΕΖ (HAZ Liquation Cracking- HAZ LC).....	68
3.9.5	Ρωγμάτωση εν Θερμώ στο Μέταλλο Συγκόλλησης (Weld Metal Liquation Cracking – WMLC).....	68
3.9.6	Ρωγμάτωση λόγω Πτώσης Ολκιμότητας (Ductility-Dip Cracking- DDC).....	69
4	ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....	70
4.1	Περιγραφή Υλικού.....	70
4.2	Πραγματοποίηση Συγκολλήσεων.....	70
4.2.1	Electron Beam Welding (EBW).....	70
4.2.2	Tungstrem Arc Welding –TIG.....	71
4.3	Εξέταση των Μηχανικών Ιδιοτήτων.....	73
4.3.1	Δοκιμές Εφελκυσμού.....	73
4.3.2	Μικροσκληρομέτρηση.....	79
4.3.3	Μακροσκληρομέτρηση.....	82
4.4	Μελέτη Μικροδομής.....	84
4.4.1	Προετοιμασία Μεταλλογραφικών Δοκιμίων.....	84
4.4.2	Οπτική Μικροσκοπία.....	86
4.4.3	Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscopy- SEM) και Στοιχειακή Μικροανάλυση (Energy Dispersive Spectroscopy- EDS).....	93

4.4.4	Περίθλαση Ακτίνων X (X RAY Diffraction-XRD).....	103
5	ΕΡΜΗΝΕΙΑ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ-ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....	107
5.1	Δοκίμιο SMOTIG.....	107
5.1.1	SMOTIG-Μέταλλο Βάσης.....	107
5.1.2	SMOTIG - Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη	107
5.1.3	SMOTIG - Ζώνη Τήξης	107
5.1.4	SMOTIG Μηχανικές Ιδιότητες.....	108
5.2	Δοκίμιο SMOEB.....	109
5.2.1	SMOEB-Μέταλλο Βάσης	109
5.2.2	SMOEB – Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη	109
5.2.3	SMOEB – Ζώνη Τήξης	109
5.2.4	SMOEB-Μηχανικές Ιδιότητες	110
5.3	Δοκίμιο 316LTIG	110
5.3.1	316LTIG-Μέταλλο Βάσης.....	110
5.3.2	316LTIG-Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη	111
5.3.3	316LTIG- Ζώνη Τήξης	111
5.3.4	316LTIG-Μηχανικές ιδιότητες.....	112
5.4	Δοκίμιο 316LEB	112
5.4.1	316LEB-Μέταλλο Βάσης	112
5.4.2	316LEB-Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη.....	112
5.4.3	316LEB- Ζώνη Τήξης.....	113
5.4.4	316LEB-Μηχανικές Ιδιότητες	113
6	ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ.....	115
7	ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ.....	116

ΠΙΝΑΚΑΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΩΝ

Διαγραμμα 4-1: Καμπύλη εφελκυσμού SMOTIG1	75
Διαγραμμα 4-2: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOTIG1	75
Διαγραμμα 4-3: Καμπύλη εφελκυσμού SMOTIG2	75
Διαγραμμα 4-4: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOTIG2	75
Διαγραμμα 4-5: Καμπύλη εφελκυσμού SMOEB1	76
Διαγραμμα 4-6: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOEB1	76
Διαγραμμα 4-7: Καμπύλη εφελκυσμού SMOEB1	76
Διαγραμμα 4-8: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOEB2	76
Διαγραμμα 4-9: Καμπύλη εφελκυσμού 316LTIG1	77
Διαγραμμα 4-10: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LTIG1	77
Διαγραμμα 4-11: Καμπύλη εφελκυσμού 316LTIG2	78
Διαγραμμα 4-12: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LTIG2	78
Διαγραμμα 4-13: Καμπύλη εφελκυσμού 316LEB1	78
Διαγραμμα 4-15: Καμπύλη εφελκυσμού 316LEB2	78
Διαγραμμα 4-14: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LEB1	78
Διαγραμμα 4-16: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LEB2	78
Διαγραμμα 4-17: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για το Μέταλλο Βάσης του κράμματος SMO 254. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη	104
Διαγραμμα 4-18: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για το Μέταλλο Βάσης του κράμματος 316L. Παρατηρούνται 2 φάσεις. Ωστενίτης και Φερρίτης	104
Διαγραμμα 4-19: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης SMOTIG. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη	105
Διαγραμμα 4-20: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης SMOEB. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη	105
Διαγραμμα 4-21: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης 316TIG. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη	106
Διαγραμμα 4-22: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης 316EB. Παρατηρούνται 2 φάσεις. Ωστενίτης και Φερρίτης	106

ΠΙΝΑΚΑΣ ΕΙΚΟΝΩΝ

Εικόνα 1-1: Παγκόσμια παραγωγή ανοξείδωτου χάλυβα 1970-2010.....	17
Εικόνα 1-2: Παγκόσμια χρήση ανοξείδωτου χάλυβα ανα μορφή προϊόντος και ανά κατηγορία εφαρμογής	18
Εικόνα 3-1: Μικροδομή φερριτικού ανοξείδωτου χάλυβα[1]	24
Εικόνα 3-2: Μικροδομή μαρτενσιτικού ανοξείδωτου χάλυβα.....	25
Εικόνα 3-3: Μικροδομή διφασικού ανοξείδωτου χάλυβα. Οι σκούρες περιοχές είναι φερρίτης χημικά προσβεβλημένος και οι πιο φωτεινές είναι ωστενίτης.....	26
Εικόνα 3-4: Ωστενιτική μικροδομή ανοξείδωτου χάλυβα. Διακρίνονται οι ισοαξονικοί κόκκοι, διδυμίες ανόπτησης καθώς και κάποια εγκλείσματα	28
Εικόνα 3-5: Το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων σιδήρου-χρωμίου[5].....	37
Εικόνα 3-6: Επίδραση της προσθήκης άνθρακα στην επέκταση του βρόγχου ωστενίτη	38
Εικόνα 3-7: Ψευδοδιμερές διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr-C για σταθερή περιεκτικότητα σε χρώμιο 13%.....	39
Εικόνα 3-8: Ψευδοδιμερές διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr-C για σταθερή περιεκτικότητα σε χρώμιο 17%.....	40
Εικόνα 3-9: Πειραματική ισοθερμοκρασιακή τομή του τριμερούς συστήματος Fe-Cr-Ni στους 750°C[11].....	41
Εικόνα 3-10: Πειραματική ισοθερμοκρασιακή τομή του τριμερούς συστήματος Fe-Cr-C στους 850°C[11].....	41
Εικόνα 3-11: Ψευδοδιμερές διάγραμμα των φάσεων Fe-Cr-Ni για συγκέντρωση Fe 70%....	42
Εικόνα 3-12: Ψευδοδιμερές διάγραμμα των φάσεων Fe-Cr-Ni για συγκέντρωση Fe 60%....	42
Εικόνα 3-13: Το διάγραμμα Schaeffler Delong	44
Εικόνα 3-14: Το διάγραμμα πρόβλεψης WRC-1988	45
Εικόνα 3-15: Το διάγραμμα πρόβλεψης WRC-1992	46
Εικόνα 3-16: Επίδραση της φάσης σ στην δυσθραυστότητα των ανοξείδωτων χαλύβων	49
Εικόνα 3-17: Αναμενόμενη ποσότητα των δευτερεύουσων φάσεων συναρτήσει της θερμοκρασίας, σε κατάσταση θερμοδυναμικής ισορροπίας, για υπερωστενιτικό χάλυβα υψηλής απόδοσης SMO 254 (EN 1.4547)	51
Εικόνα 3-18: Διάγραμμα TTT σχηματισμού δευτερεύουσων φάσεων σε διάφορους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.....	51
Εικόνα 3-19: Επίδραση των κραματικών προσθηκών στο όριο διαρροής των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων.....	52

Εικόνα 3-20: Οι προκύπτουσες φάσεις στην ζώνη τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα με βάση το ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni για σταθερή περιεκτικότητα Fe.....	58
Εικόνα 3-21: Η στερεοποίηση της φάσης του ωστενίτη με την μορφή δεντριτών.....	58
Εικόνα 3-22: Μικροδομή της ζώνης τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα, κατά την στερεοποίηση σε πλήρη ωστενιτική δομή τύπου A[5]	59
Εικόνα 3-23: Μικροδομή ζώνης τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα κατά την στερεοποίηση τύπου AF. Η σχηματιζόμενη φάση του δ-φερρίτη διακρίνεται ως η πιο σκούρα φάση	60
Εικόνα 3-24: Ζώνη τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα κατά την στερεοποίηση τύπου FA και την δημιουργία skeletal δ-φερρίτη (σκούρα φάση)	61
Εικόνα 3-25 Ζώνη τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα κατά την στερεοποίηση τύπου FA και την δημιουργία lathy δ-φερρίτη (σκούρα φάση).....	61
Εικόνα 3-26: Μικροδομή της ΘΕΖ σε ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα όπου έχουμε την δημιουργία δ-φερρίτη (σκούρα φάση) στα όρια των ωστενιτικών κόκκων.....	63
Εικόνα 3-27: Σχηματική απεικόνιση ανάπτυξης των διάφορων ειδών διεπιφανειών.....	66
Εικόνα 3-28: Όρια που δημιουργούνται στην στερεοποιημένη ζώνη τήξης του ανοξειδωτού ωστενιτικού χάλυβα 304L	66
Εικόνα 4-1: Συσκευή EBW της EAB. Διακρίνονται ο θάλαμος συγκόλλησης και η κονσόλα ελέγχου	71
Εικόνα 4-2: Το όπλο ηλεκτρονίων με τα ελάσματα του 316L σε θέση συγκόλλησης	71
Εικόνα 4-3: Ο Χάλυβας SMO 254 της εργασίας συγκολλημένος με EBW	71
Εικόνα 4-4: Διάταξη συγκόλλησης TIG που χρησιμοποιήθηκε	72
Εικόνα 4-5: Χαλυβδόφυλλο 316L συγκολλημένο με TIG.....	72
Εικόνα 4-6: Συστάσεις των ηλεκτροδίων 316L-Si/SKR-Si (προτεινόμενο για 316L), P12 (SMO 254) και P16 (316L).	73
Εικόνα 4-7: Διαστάσεις κοπής των δοκιμίων εφελκυσμού σε mm με βάση το πρότυπο ASTM E8M-11.....	74
Εικόνα 4-8: Μηχανή εφελκυσμού INSTRON 4482 της σχολής μεταλλειολόγων μηχανικών του ΕΜΠ που χρησιμοποιήθηκε	74
Εικόνα 4-9: : Φωτογραφία 500X, μετάλλου βάσης (MB) ανοξειδωτού χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG	86
Εικόνα 4-10: Φωτογραφίες 500X και 200X, Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης (ΘΕΖ) ανοξειδωτού χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG.....	87

Εικόνα 4-11: Φωτογραφίες 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG	87
Εικόνα 4-12: Φωτογραφία 500X, μετάλλου βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.....	88
Εικόνα 4-13: Φωτογραφία 200X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.....	88
Εικόνα 4-14: Φωτογραφία 500X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW	89
Εικόνα 4-15: Φωτογραφία 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.....	89
Εικόνα 4-16: Φωτογραφία 500X, μετάλλου βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.....	90
Εικόνα 4-17: Φωτογραφία 500X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.....	90
Εικόνα 4-18: Φωτογραφίες 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.....	91
Εικόνα 4-19: Φωτογραφία 500X, μετάλλου βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW.....	92
Εικόνα 4-20: Φωτογραφία 500X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW.....	92
Εικόνα 4-21: Φωτογραφία 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW.....	93
Εικόνα 4-22: Φωτογραφίες 200X και 500X και στοιχειακή ανάλυση, Μέταλλου Βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG.....	94
Εικόνα 4-23: Φωτογραφία 250X Θερμικά Επηρεασμένης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG	95
Εικόνα 4-24: Φωτογραφίες 500X και 2000X, από ανιχνευτή δευτερογενών (SEI) και οπισθοσκεδαζομένων ηλεκτρονίων (BES), της Ζώνης Τήξης ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG	95
Εικόνα 4-25: Στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου SMOTIG.....	96
Εικόνα 4-26: Φωτογραφία 500X και στοιχειακή ανάλυση, Μέταλλου Βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.....	97

Εικόνα 4-27: Φωτογραφίες 250X και 500X Θερμικά Επηρεασμένης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW	97
Εικόνα 4-28: Φωτογραφίες 250X και 1000X, της Ζώνης Τήξης ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW	98
Εικόνα 4-29: Στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου SMOEB	98
Εικόνα 4-30: Φωτογραφία 1000X και στοιχειακές αναλύσεις των φάσεων του Μέταλλου Βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.....	99
Εικόνα 4-31: Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.....	99
Εικόνα 4-32: Φωτογραφίες 250X και 1000X, της Ζώνης Τήξης ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG	100
Εικόνα 4-33: Στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου 316LTIG	100
Εικόνα 4-34: Φωτογραφία 500X και στοιχειακή ανάλυση, Μέταλλου Βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW	101
Εικόνα 4-35: Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.....	101
Εικόνα 4-36: Φωτογραφίες 500X και 1000X και στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου 316LEB	102

ΚΑΤΑΛΟΓΟΣ ΠΙΝΑΚΩΝ

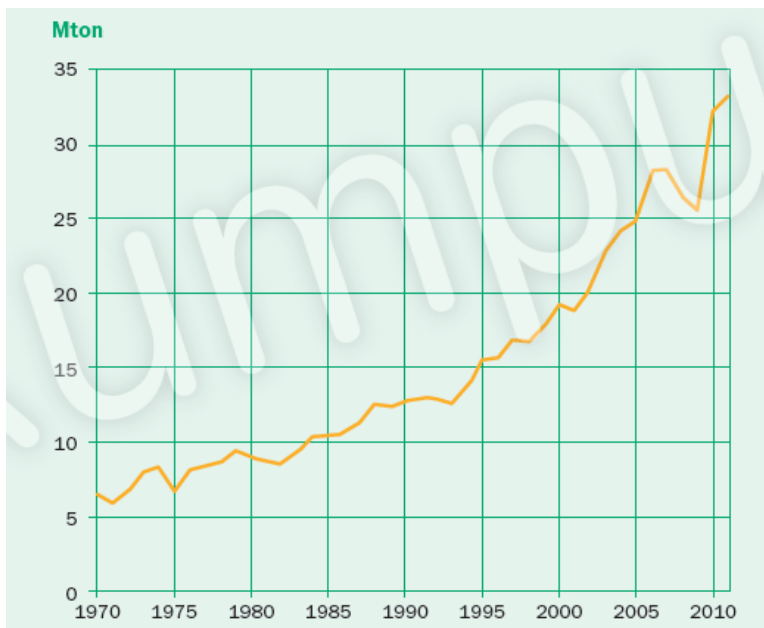
Πίνακας 3-1: Τύποι ανοξείδωτου χάλυβα που παράγει η Σουηδική εταιρεία Outokumpu και οι περιεκτικότητές τους	30
Πίνακας 3-2: Τύποι ανοξείδωτου χάλυβα που παράγει η Σουηδική εταιρεία Outokumpu και οι περιεκτικότητές τους (συνέχεια από πίνακα 3-1).....	31
Πίνακας 3-3: Ονομασίες ανοξείδωτων χάλυβων εταιρείας OUTOKUMPU βάση διαφορετικών προδιαγραφών	32
Πίνακας 3-4: Ονομασίες ανοξείδωτων χάλυβων εταιρείας OUTOKUMPU βάση διαφορετικών προδιαγραφών (συνέχεια από πίνακα 3-3).....	33
Πίνακας 3-5: Οι κυριότερες δευτερεύουσες φάσεις και τα κρυσταλλογραφικά χαρακτηριστικά τους.....	48
Πίνακας 3-6: Ελάχιστες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων για διάφορους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.....	53
Πίνακας 3-7: Ονομασίες του ASTM 316L βάση των πιο κοινών προδιαγραφών.....	54
Πίνακας 3-8: Χημική σύσταση του 316L (ASTM/AISI)	54
Πίνακας 3-9: Μηχανικές ιδιότητες ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων της κατηγορίας Cr-Ni-Mo, για ελάσματα Θερμής Έλασης/ Ψυχρής Έλασης. Ο πίνακας παρουσιάζει τις τυπικές τιμές σε θερμοκρασία 20°C.....	55
Πίνακας 3-10: Ονομασίες του SMO 254 (OUTOKUMPU) στις κυριότερες προδιαγραφές .	55
Πίνακας 3-11: Χημική σύσταση ανοξείδωτου ωστενιτικού χάλυβα υψηλής απόδοσης SMO 254 (OUTOKUMPU).....	56
Πίνακας 3-12: Τυπικές τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα SMO 254 σε θερμοκρασία 20°C.....	56
Πίνακας 3-13: Συγκριτικός πίνακας των τυπικών τιμών, των μηχανικών ιδιοτήτων των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων outokumpu 316L και SMO 254, για ελάσματα ψυχρής έλασης, σε θερμοκρασία δωματίου.	56
Πίνακας 4-1: Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού κράματος SMO254 σε σύγκριση με τις τυπικές τιμές που δίνει η κατασκευάστρια εταιρεία για φύλλα ψυχρής έλασης πάχους 1mm.....	77
Πίνακας 4-2: Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού κράματος 316L σε σύγκριση με τις τυπικές τιμές.	79
Πίνακας 4-3: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOTIG	80
Πίνακας 4-4: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOEB.....	80

Πίνακας 4-5: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LTIG.....	81
Πίνακας 4-6: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LEB.....	81
Πίνακας 4-7: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOTIG	82
Πίνακας 4-8: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOEB.....	82
Πίνακας 4-9: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LTIG.....	83
Πίνακας 4-10: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LEB	83
Πίνακας 4-11: Συγκριτικός πίνακας μικρο-μακροσκληρότητας.....	83

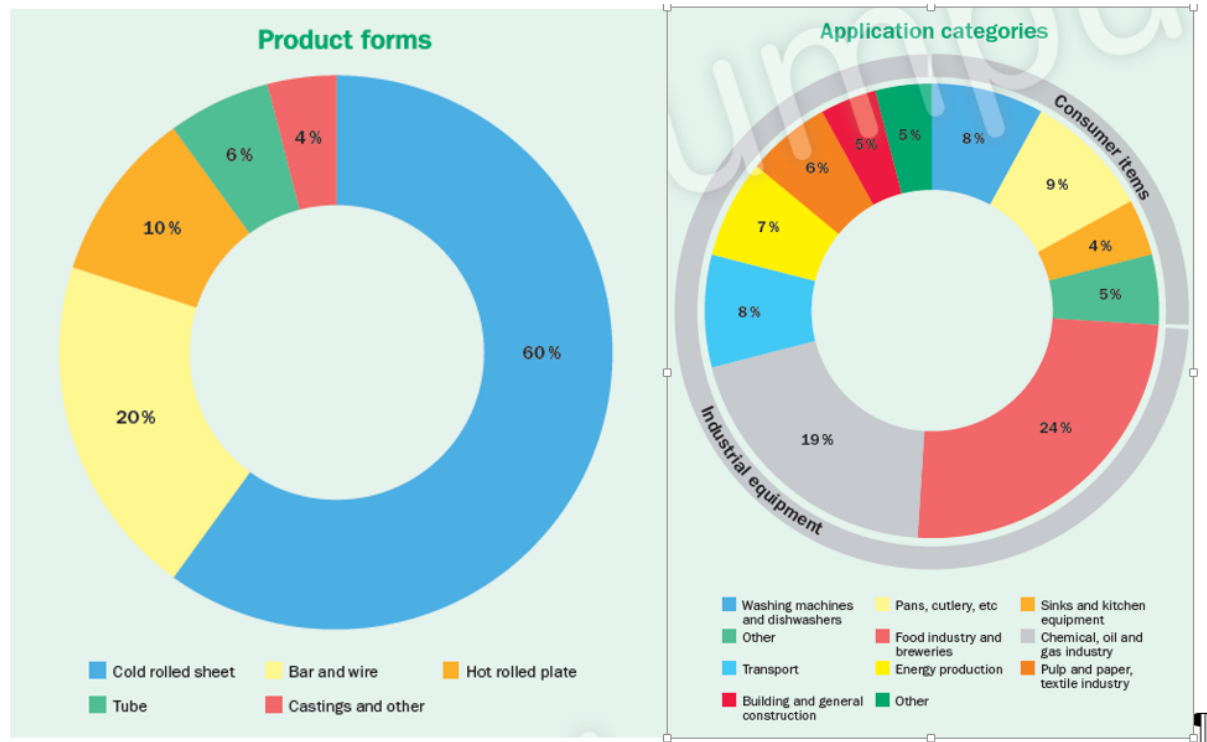
1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Ο Σίδηρος (Fe) και το πιο κοινό κράμα του σιδήρου με τον άνθρακα το ατσάλι, είναι εξαιρετικά επιρρεπή σε διάβρωση από το οξυγόνο, ένα φαινόμενο που είναι κοινώς γνωστό ως σκούριασμα. Επιπρόσθετα διαβρώνονται εύκολα από οξέα. Γι' αυτό έχει αναπτυχθεί μια σειρά από σιδηρούχα κράματα, τα κράματα Σιδήρου-Χρωμίου (Fe-Cr), συχνά και με προσθήκη Νικελίου (Ni), τα οποία είναι γνωστά ως Ανοξειδωτοί Χάλυβες. Οι ανοξειδωτοί χάλυβες δεν σκουριάζουν με το οξυγόνο της ατμόσφαιρας και είναι ανθεκτικοί έναντι των οξέων και σε θερμοκρασίες μέχρι τους 1100°C[1].

Αυτή η σημαντική ιδιότητα τους σε συνδιασμό με τις πολύ καλές μηχανικές τους ιδιότητες, κάνει τους ανοξειδωτους χάλυβες απαραίτητους για κάθε κατασκευαστή. Η χρήση τους είναι μικρή σε σύγκριση με την χρήση των απλών χάλυβων αλλά συνεχώς αυξάνεται όπως φαίνεται και στην *Εικόνα 1-1* όπου παρουσιάζεται η παγκόσμια παραγωγή ανοξειδωτου χάλυβα σε μεγατόνους από το 1970 μέχρι το 2010[1]. Επιπρόσθετα στην *Εικόνα 1-2* φαίνεται η παγκόσμια χρήση χάλυβα ανά μορφή προϊόντος και ανά κατηγορία εφαρμογής.



Εικόνα 1-1: Παγκόσμια παραγωγή ανοξειδωτου χάλυβα 1970-2010



Εικόνα 1-2: Παγκόσμια χρήση ανοξείδωτου χάλυβα ανα μορφή προϊόντος και ανά κατηγορία εφαρμογής

2 ΣΤΟΧΟΙ-ΣΚΟΠΟΙ

Οι στόχοι της παρούσας μεταπτυχιακής εργασίας είναι οι κατωτέρω:

α) Να πραγματοποιηθούν καλές ποιοτικά συγκολλήσεις σε ανοξείδωτο ωστενιτικό χάλυβα 316L και σε ανοξείδωτο υπερωστενιτικό χάλυβα SMO254, τόσο με την τεχνική TIG όσο και με την τεχνική EBW.

β) Να εξαχθούν μεταλλογραφικά δοκίμια στα οποία θα πραγματοποιηθεί λείανση, στίλβωση και ηλεκτρολυτική προσβολή με σκοπό να αποκαλυφθεί πλήρως η μικροδομή των συγκολλήσεων.

γ) Να παρατηρηθεί η μικροδομή σε οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (SEM) όλων των περιοχών της συγκόλλησης.

δ) Να αναλυθούν στοιχειακά όλες οι περιοχές της συγκόλλησης με τον φασματοφωτόμετρο ακτίνων X (EDS).

ε) Να διερευνηθούν με περιθλασιμετρία ακτίνων X οι περιοχές της συγκόλλησης για τις υπάρχουσες φάσεις.

στ) Να εξαχθούν δοκίμια εφελκυσμού σε διεύθυνση κάθετη της συγκόλλησης με σκοπό να μελετηθεί η συμπεριφορά σε εφελκυσμό.

ζ) Να πραγματοποιηθούν μετρήσεις μικροσκληρότητας Vickers και μακροσκληρότητας Vickers σε όλες τις περιοχές των συγκολλήσεων.

η) Να συσχετισθούν οι μετρηθείσες μηχανικές ιδιότητες με την μικροδομή των συγκολλήσεων.

3 ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

3.1.1 Η ανάπτυξη των ανοξειδωτων χαλύβων

Οι επιστήμονες και οι ερευνητές που ασχολήθηκαν με την ανάπτυξη των ανοξειδωτων χαλύβων ήταν αυτοί των χωρών της Γαλλίας, της Γερμανίας και του Ηνωμένου Βασιλείου. Ο πρώτος που ανακάλυψε ότι το Cr προσδίδει στον χάλυβα αντοχή στην διάβρωση ήταν ο Γάλλος μεταλλογράφος Πιερ Μπερτιέ το 1821 ο οποίος αναφέρει την αντίσταση των χρωμιωμένων χαλύβων σε προσβολή από οξέα. Το πρόβλημα όμως εκείνης της εποχής για τους χάλυβες ήταν η υψηλή περιεκτικότητα τους σε C, γεγονός το οποίο τους καθιστούσε ψαθυρούς και η χρήση τους ήταν περιορισμένη. Το 1872 οι Βρετανοί Γουντς (Woods) και Κλαρκ (Clark) έλαβαν δίπλωμα ευρεσιτεχνίας για κράμα με 30-35% Cr και 1,5-2% βολφράμιο που παρουσίαζε υψηλή αντοχή στην διάβρωση από οξέα. Ωστόσο, η δυσκολία παραγωγής χάλυβα με χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα (< 0,15%) παρέμενε εμπόδιο στην ανάπτυξη των ανοξειδωτων χαλύβων. Επιπρόσθετα το 1892 ο διάσημος Άγγλος μεταλλουργός Robert Hadfield ανέφερε ότι το Cr δεν είναι χρήσιμο για προστασία από διάβρωση. Η δήλωση του αυτή βασίστηκε σε δοκιμές που έκανε σε προσβολή από θειικό οξύ 50%. Αν είχε χρησιμοποιήσει αντί του θειικού οξέως θαλασσινό νερό ή νιτρικό οξύ θα είχε προχωρήσει χωρίς αμφιβολία ο ίδιος στην ανακάλυψη των ανοξειδωτων χαλύβων. Η ψαθυρότητα των χαλύβων γενικότερα ξεπεράστηκε το 1893 όταν ο Γερμανός Χανς Γκόλντσμιντ (Hans Goldschmidt) επινόησε την αλουμινοθερμική αποξείδωση του χάλυβα. Η ανακάλυψη του Γκόλντσμιντ επέτρεψε στις χαλυβουργίες να παράγουν στους μεταλλάκτες τους χάλυβα με υψηλή περιεκτικότητα σε οξυγόνο και πολύ χαμηλή περιεκτικότητα σε άνθρακα και κατόπιν να αποξειδώνουν τον τηγμένο χάλυβα με την προσθήκη μεταλλικού αλουμινίου. Το 1911 ο Monnartz δημοσίευσε ένα ενδελεχές άρθρο για τα κράματα σιδήρου με χρώμιο με έμφαση στην αντίσταση τους απέναντι στα οξέα και επεσήμανε ότι τα αποτελέσματα από τις παραδοσιακές δοκιμές με θειικό οξύ δεν πρέπει να γενικευτούν. Ήταν ο πρώτος που επεσήμανε την ευεργετική συμβολή του στοιχείου του μολύβδου στην αντοχή σε διάβρωση των χρωμιωμένων χαλύβων.

Σε μία προσπάθεια του Γερμανού Krupp να βρεθεί κατάλληλο υλικό για τα θερμοζεύγη σωλήνων Pasel, οι Strauss και Maurer μελέτησαν τους χάλυβες Cr και Cr-Ni. Ανέφεραν ότι οι χάλυβες με υψηλό περιεχόμενο σε Cr ή Cr-Ni μπορούσαν να αποθηκευτούν για μήνες σε υγρό και επιθετικό περιβάλλον χωρίς να σκουριάσουν. Η πρώτη αίτηση διπλώματος ευρεσιτεχνίας

για φερριτικό η μαρτενσιτικό χάλυβα με 14% Cr (V1M) και για ωστενιτικό χάλυβα με με 20% Cr, 7% Ni (V2A) κατατέθηκε το 1912.

Την ίδια εποχή το 1913, στο Sheffield της Αγγλίας, ο βρετανός μεταλλουργός Χάρυ Μπρέαρλυ (Harry Brearley) πειραματιζόταν σε χάλυβες με 12%-14% Cr και παρατήρησε ότι δεν προσβάλλονταν από συνήθη οξεία. Επίσης παρατήρησε ότι οι χρωμιωμένοι χάλυβες αντιστέκονταν στην διάβρωση περισσότερο στην σκληρημένη και όχι στην ανοπτημένη κατάσταση. Ο Brearley ουσιαστικά ανακάλυψε τους μαρτενσιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες και αναγνώρισε της εμπορικές δυνατότητες τους στην κατασκευή μαγειρικών σκευών. Τους ονόμασε «rustless», δηλ. «ασκούριαστους». Λίγο καιρό μετά, τους έδωσε το όνομα «stainless», δηλ. «ακηλίδωτους» ή «άσπιλους». Γι' αυτόν τον λόγο, ο Μπρέαρλυ θεωρείται ο εφευρέτης του ανοξειδωτου χάλυβα.

Ο διάδοχος του Μπρέαρλυ στο εργαστήριο Μπράουν-Φερθ (Brown-Firth), ο Γουίλλιαμ Χάτφιλντ (W. H. Hatfield) παρασκεύασε το 1924 τον ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα 18/8 (18% Cr, 8% Ni), που έκτοτε παραμένει ο πιο αντιπροσωπευτικός και ο πιο διαδεδομένος ανοξειδωτος χάλυβας. και του έδωσε όνομα Ανοξειδωτος Χάλυβας. Κατοχύρωσε διπλώματα ευρεσιτεχνίας τόσο στην Αμερική όσο και σε διάφορες ευρωπαϊκές χώρες.

Παράλληλα με το έργο που γινόταν σε Αγγλία και Γερμανία, ο Becket εργαζόταν στους καταρράκτες του Νιαγάρα στην Αμερική και προσπαθούσε να βρει ένα φθινό και ανθεκτικό στην δημιουργία σκωρίας υλικό για ειδικούς φούρνους που δουλεύαν σε θερμοκρασίες μέχρι τους 1200°C. Ανακάλυψε ότι το ελάχιστο ποσοστό Cr προκειμένου να αποφύγει οξείδωση ήταν το 20%. Από αυτό το σημείο και μετά ξεκίνησε η ανάπτυξη των ανθεκτικών σε διάβρωση σε υψηλές θερμοκρασίες, χαλύβων.

Στη Σουηδία το ενδιαφέρον αυξήθηκε μετά την έκθεση στην πόλη Μάλμο το 1914 όπου παρουσιάστηκαν ανοξειδωτοι χάλυβες του Krupp. Αυτή η έκθεση οδήγησε στην κατασκευή φούρνων στην πόλη Αβέστα και η παραγωγή αυξήθηκε γρήγορα στις αρχές του 1920. Ο πρώτος εμπορικά διαθέσιμος χρωμιωμένος ανοξειδωτος χάλυβας παρασκευάστηκε τον Απρίλιο του 1924 με την ονομασία 393. Τον Απρίλιο του 1925 παράχθηκε ο τύπος 18-8 (Avesta 832) και τον επόμενο χρόνο ένα κράμα με Μόλυβδο. Παρόλα αυτά η ευρεία ανάπτυξη και χρήση των σύγχρονων ανοξειδωτων χαλύβων ήρθε μετά τον 2^ο παγκόσμιο πόλεμο με την αντίστοιχη ανάπτυξη της επιστήμης της μεταλλουργίας.

Η παραγωγή στην Γερμανία ξεκίνησε στο Krefeldt όταν στις 17-10-1912 η εταιρεία του Fried Krupp κατέθεσε αίτηση διπλώματος ευρεσιτεχνίας για “την κατασκευή αντικειμένων που απαιτούν υψηλή αντοχή σε διάβρωση”.

Οι διφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες αναπτύχθηκαν αρχικά στην Avesta το 1930 με σκοπό την επίτευξη δύο βασικών ιδιοτήτων, την αντοχή σε θέρμανση και αντοχή έναντι οξέων, με σύσταση 26% Cr - 5% Ni - 1% Mo. Αυτοί οι χάλυβες όμως δεν ήταν συγκολλησιμοί λόγω του υψηλού ποσοστού φερίτη που σχηματιζόταν στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Το πρόβλημα αυτό ξεπεράστηκε το 1970 με την προσθήκη αζώτου το οποίο σε κράματα με υψηλότερες περιεκτικότητες σε ωστενίτη οδήγησε στους σύγχρονους διφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες με χαρακτηριστικά παραδείγματα τους SAF 2205 της Sandvik και τον FALC223 της Γερμανικής Krupp Sudwestfallen.

3.1.2 Η επιστήμη των ανοξειδωτων χαλύβων σήμερα

Με την έλευση της μεθόδου της απανθράκωσης με αργό και οξυγόνο (ADD- Argon Oxygen Decarburization) το 1970, όπου μείγμα Ar-O₂ ψεκάζεται στο τηγμένο μέταλλο και σχηματίζονται αέρια CO και CO₂ τα οποία απελευθερώνονται από το τήγμα, νέα ανάπτυξη επακολούθησε αφού κατέστη δυνατή η επεξεργασία με μεγάλη ακρίβεια στον έλεγχο του αζώτου και του άνθρακα. Μειώθηκε σημαντικά το ποσοστό σε άνθρακα και το παλαιό πρόβλημα της περικρυσταλλικής διάβρωσης εξαλείφθηκε αφού αποφεύγεται η κατακρήμνιση καρβιδίων του χρωμίου με απλές διαδικασίες συγκόλλησης. Η ευνοϊκή επίδραση του αζώτου με την ένοια της καθυστέρησης της κατακρήμνισης της σ-φάσης ανακαλύφθηκε και το άζωτο εισάχθηκε σε ένα μεγάλο αριθμό κραμάτων. Έτσι κατέστη δυνατή πλέον η προσθήκη υψηλότερων ποσοστών σε Mo και Cr χωρίς την καταστροφική επίδραση της σ-φάσης. Οι μηχανισμοί συζητήθηκαν αρκετά και το επιχείρημα της αυξημένης σταθερότητας του ωστενίτη κέρδισε αρκετό έδαφος. Αυτό οδήγησε σε νέες έρευνες στο Royal Institute of Stockholm (KTH) στη Σουηδία όπου η επίδραση του αζώτου στην ισορροπία φάσεων στο σύστημα Fe-CR-Ni μελετήθηκε και η επίδραση του αζώτου αιτιολογήθηκε. Τα αποτελέσματα προστέθηκαν στην εξελισσόμενη θερμοδυναμική βάση ThermCalcTM, η οποία αποτέλεσε το κύριο εργαλείο ανάπτυξης στους ανοξειδωτους χάλυβες ειδικά στους διφασικούς. Αυτή η ανάπτυξη είναι αδιάκοπη και ο συνδιασμός πειραμάτων και θεωρητικών θερμοδυναμικών υπολογισμών έχει οδηγήσει σε ταχύτερη ανάπτυξη των προϊόντων κατά έναν παράγοντα 5 με 10, σε συνδιασμό πάντα με την αυξημένη κατανόηση των επιδράσεων των κραματικών προσθηκών. Η κουραστική πειραματική χαρτογράφηση μπορεί πλέον να αντικατασταθεί από εξομοιώσεις τόσο σε θέματα ισορροπίας όσο και κινητικής των μετασχηματισμών φάσεων.

Το πρόγραμμα IDS (Interdendritic Solidification) είναι ένα εξειδικευμένο εμπειρικό θερμοδυναμικό-κινητικό εργαλείο το οποίο έχει αναπτυχθεί για να εξομοιώσει πολύπλοκα

φαινόμενα στερεοποίησης κατά την χύτευση ανοξειδωτων χαλύβων. Οι προβλέψεις περιλαμβάνουν τους μετασχηματισμούς φάσεων από το σημείο τήξης μέχρι την θερμοκρασία δωματίου. Το μοντέλο αναπτύχθηκε στο εργαστήριο μεταλλουργίας του πανεπιστημίου τεχνολογίας της Φινλανδίας.

Οι θερμοδυναμικές βάσεις δεδομένων ήταν και είναι ισχυρά εξαρτώμενες από ακριβή πειραματική δεδομένα τα οποία συλλέγονται σε θερμοκρασιακές περιοχές όπου αναμένεται ισορροπία. Με σκοπό να κατανοηθούν οι αντιδράσεις στις χαμηλές θερμοκρασίες χρησιμοποιούνται πλέον υπολογισμοί που στηρίζονται στους βασικούς νόμους της φυσικής και της χημείας. Δεν χρειάζονται πειραματικές πληροφορίες και τα αποτελέσματα είναι αληθινές προβλέψεις. Ο Walter Kohn κέρδισε το βραβείο Νομπελ το 1998 για την ανάπτυξη της θεωρίας συναρτησιοειδούς πυκνότητας (DFT- Density Functional Theory) η οποία είναι ο βασικός δομικός λίθος για αυτήν την προσέγγιση. Προχωρημένοι υπολογισμοί συμβάλλουν στην κατανόηση της ατομικής κίνησης και στις προτιμώμενες θέσεις στις μεταλλικές μικροδομές και συνεπώς νέες προσεγγίσεις στην σκλήρυνση λόγω μαρτενσιτικού μετασχηματισμού ή ψυχρηλασίας και στις φυσικές ιδιότητες όπως η ανισοτροπία και το μέτρο ελαστικότητας. Αυτή η τεχνική στο άμεσο μέλλον δεν θα αντικαταστήσει τις θερμοδυναμικές βάσεις αλλά θα παίζει έναν συνεχώς αυξανόμενο βοηθητικό ρόλο [1].

3.2 Κατηγορίες ανοξειδωτων χαλύβων

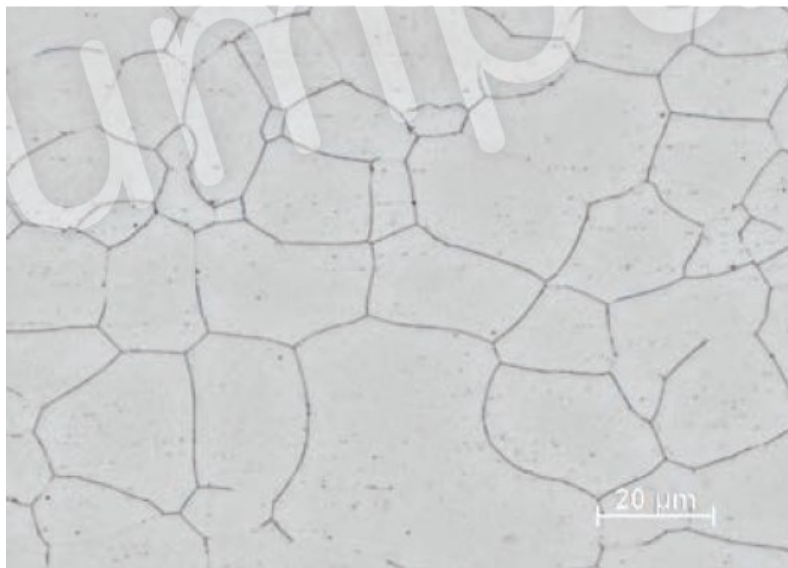
Οι ανοξειδωτοι χάλυβες διαχωρίζονται σε κατηγορίες κυρίως με βάση την μικροδομή και εν συνεχεία η κάθε κατηγορία από αυτές διαχωρίζεται σε πολλά είδη χαλύβων με βάση την χημική σύσταση.

Η μικροδομή ασκεί καθοριστική επίδραση στις ιδιότητες του χάλυβα. Οι τέσσερις κατηγορίες με βάση τις υπάρχουσες μικροδομές σε θερμοκρασία δωματίου είναι οι φερίτικοί, οι μαρτενσιτικοί και οι σκληρημένοι με κατακρήμνιση, οι διφασικοί (ωστενίτη-φερίτη) και οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες. Οι τελευταίοι που αποτελούν και αντικείμενο της παρούσας εργασίας διαχωρίζονται με βάση την σύσταση του σε σειρές Cr-Ni, σειρές Cr-Ni-Mo (π.χ. 316L), σειρές Cr-Mn, σειρές υψηλής απόδοσης (π.χ. SMO 254) και σειρές υψηλής θερμοκρασίας.

3.2.1 Φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες

Οι φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες είναι κραματωμένοι με 11,2-19% Cr αλλά με καθόλου ή πολύ λίγο Ni. Το Ni είναι από τα πιο ακριβά κραματικά στοιχεία και ταυτόχρονα παρουσιάζει μεγάλη μεταβλητότητα στην τιμή και έτσι η χαμηλή περιεκτικότητά τους σε αυτό τους δίνει μια σταθερότητα στην τιμή. Το μολυβδένιο προστίθεται σε μερικούς προς βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση ενώ η κραμάτωση με τιτάνιο ή νιόβιο βελτιώνει την συγκολλησιμότητά τους. Η φερριτική μικροδομή είναι μαγνητική.

Υπάρχουν και φερριτικές σειρές με αυξημένη αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες (800-1150°C). Αυτοί χρησιμοποιούνται κυρίως σε εφαρμογές σε θειούχα περιβάλλοντα (επειδή το θείο αντιδρά με το Ni στους ωστενιτικούς χάλυβες) και χαμηλές φορτίσεις. Είναι κραματωμένοι με περισσότερο άνθρακα σε σχέση με τους τυπικούς φερριτικούς χάλυβες με σκοπό την αύξηση της αντοχής σε ερπυσμό και με Si και Al για αύξηση της αντοχής σε διάβρωση.

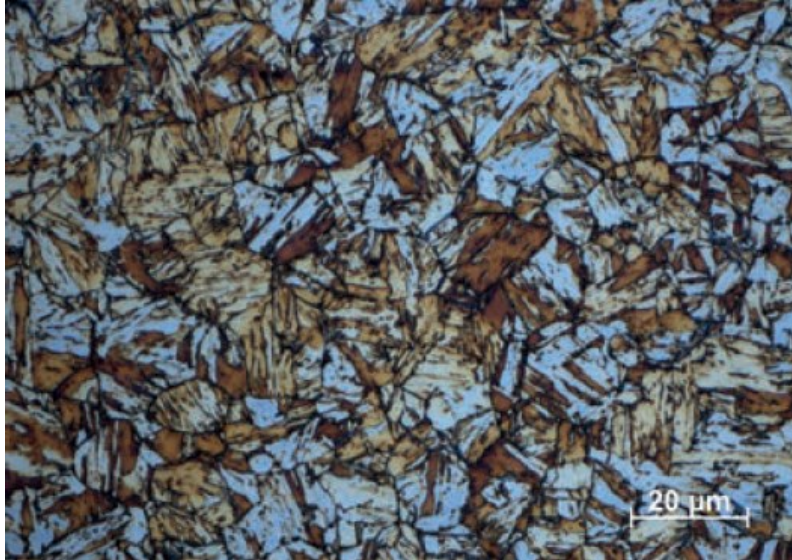


Εικόνα 3-1: Μικροδομή φερριτικού ανοξειδωτου χάλυβα[1]

3.2.2 Μαρτενσιτικοί και σκληρημένοι με κατακρήμνιση φερριτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες

Οι μαρτενσιτικοί συνιστούν την μικρότερη ομάδα στους ανοξειδωτους χάλυβες. Περιέχουν περισσότερο C σε σχέση με τις άλλες κατηγορίες προς βελτίωση της αντοχής τους και της εμβαπτότητας τους (Hardenability) και σε μερικές περιπτώσεις N για περαιτέρω

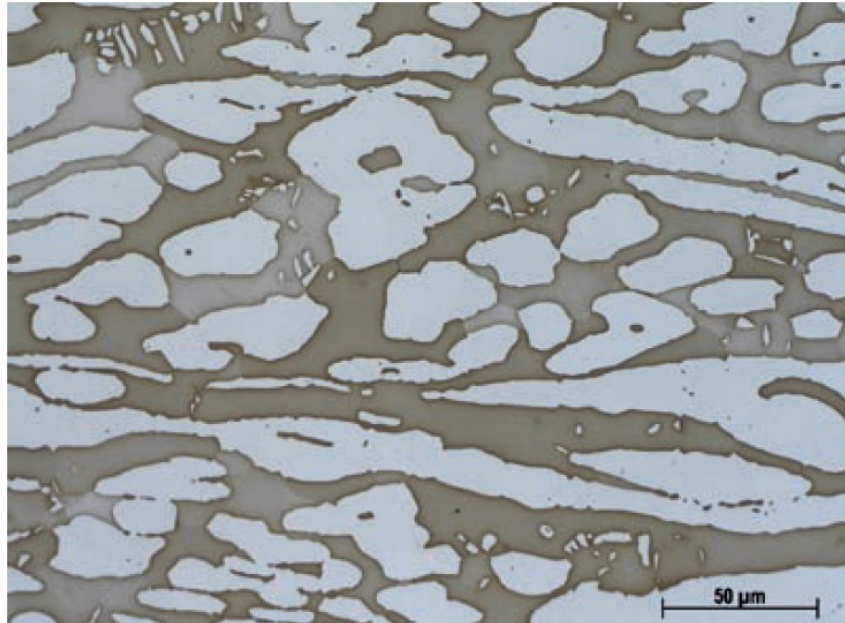
βελτίωση της αντοχής τους. Περιέχουν καθόλου ή πολύ λίγο Ni και σπάνια Mo. Προσθέτοντας λίγο Ni και μειώνοντας λίγο τον C βελτιώνεται η συγκολλησιμότητα τους. Το S προστίθεται προς βελτίωση της εργασιμότητας τους. Είναι μαγνητικοί και επιδέχονται σκλήρυνση.



Εικόνα 3-2: Μικροδομή μαρτενσιτικού ανοξειδωτού χάλυβα

3.2.3 Διφασικοί ανοξειδωτοί χάλυβες

Οι διφασικές σειρές έχουν μικροδομή φερρίτη-ωστενίτη σε ποσοστά φάσεων περίπου 50% φερρίτη 50% ωστενίτη. Συνδιάζουν πολλές από τις ιδιότητες και των δύο δομών. Η διφασική δομή προσδίδει υψηλή αντοχή και υψηλή αντοχή σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση. Χαρακτηριστικό τους αποτελεί η υψηλή περιεκτικότητα σε Cr (20,1-25,4%), αλλά η χαμηλή σε σχέση με τους ωστενιτικούς περιεκτικότητα σε Ni (1,4-7%) κάτι το οποίο τους κάνει να μην έχουν διακυμάνσεις στην τιμή τους όπως και οι φερριτικοί. Mo (0.3-4%) και N προστίθενται για την βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση. Το άζωτο επίσης αυξάνει την αντοχή τους. Το Mn προστίθεται σε μερικές περιπτώσεις ως μερικός αντικαταστάτης του Ni αλλά επίσης και για να αυξήσει την διαλυτότητα του N στο κράμα. Είναι μαγνητικοί λόγω της φερριτικής φάσης.



Εικόνα 3-3: Μικροδομή διφασικού ανοξείδωτου χάλυβα. Οι σκούρες περιοχές είναι φερριτικής χημικά προσβεβλημένος και οι πιο φωτεινές είναι ωστενίτης

3.2.4 Ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες

Οι ωστενιτικοί συνιστούν την μεγαλύτερη κατηγορία ανοξείδωτων χαλύβων και χωρίζονται σε 5 υποκατηγορίες. Αυτές είναι οι σειρές Cr-Mn, σειρές Cr-Ni, σειρές Cr-Ni-Mo, σειρές υψηλής απόδοσης και σειρές υψηλών θερμοκρασιών. Παρουσιάζουν εξαιρετική αντοχή σε διάβρωση, καλή ολκιμότητα και συγκολλησιμότητα. Η δυσθραυστότητα τους σε χαμηλές θερμοκρασίες τους κάνει χρήσιμους σε κρυογενικές εφαρμογές. Η ωστενιτική δομή τους καθιστά μη μαγνητικούς. Η ψυχρή έλαση αυξάνει την αντοχή τους. Ακολούθως περιγράφεται η κάθε κατηγορία ωστενιτικού ανοξείδωτου χάλυβα.

3.2.4.1 Ωστενιτικές σειρές Cr-Ni

Είναι γενικής χρήσης. Συχνά αναφέρονται ως τύποι 18-8 υπονοώντας τις περιεκτικότητες σε Cr και Ni αντίστοιχα. Μερικοί τύποι είναι κραματωμένοι με άζωτο 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.

3.2.4.2 Ωστενιτικές σειρές Cr-Ni-Mo

Είναι επίσης γενικής χρήσης αλλά με αυξημένη αντοχή σε διάβρωση λόγω της προσθήκης Mo (2-3%) και μερικές φορές χαρακτηρίζονται ως τύπος “ανθεκτικός σε οξέα” (acid-proof). Το ποσοστό σε Cr είναι γύρω στο 17% και στο 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.

3.2.4.3 Ωστενιτικές σειρές Cr-Mn

Είναι γνωστοί και ως σειρά 200 σύμφωνα με την ονοματολογία ASTM/AISI. Το Ni μειώνεται σημαντικά και η ωστενιτική δομή σταθεροποιείται με την αντικατάστασή του από Mn και N.

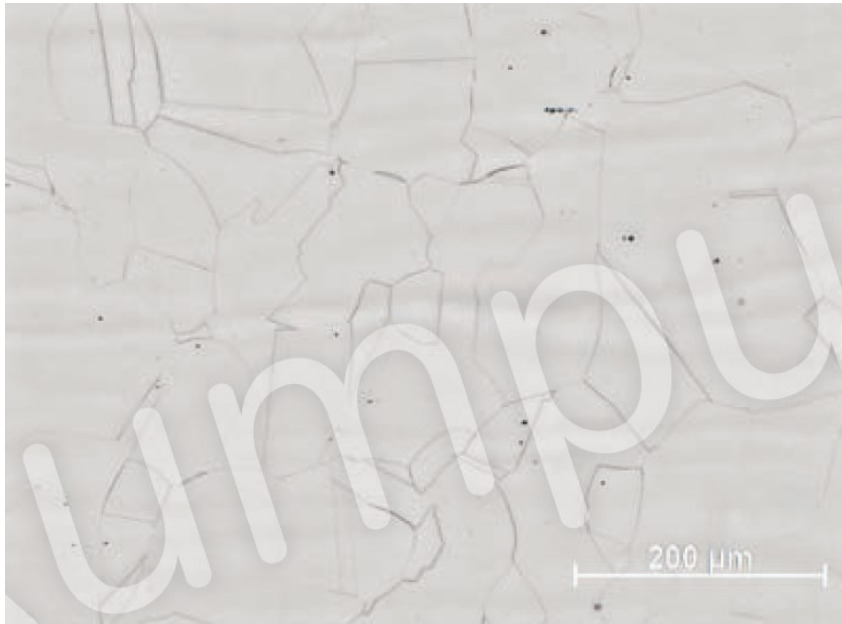
3.2.4.4 Ωστενιτικές σειρές υψηλής απόδοσης

Αναπτύχθηκαν για χρήση σε πολύ απαιτητικά περιβάλλοντα και έχουν υψηλά ποσοστά κραματικών στοιχείων. Το Cr κυμαίνεται στο 17-25%, το Ni 14-25% και το Mo στο 3-7%. Το N προστίθεται για την βελτίωση της αντοχής και της ανθεκτικότητας σε διάβρωση. Μερικοί τύποι περιέχουν χαλκό για την βελτίωση της αντοχής έναντι συγκεκριμένων οξέων. Ο τύπος 254 SMO που αποτελεί αντικείμενο της παρούσας εργασίας είναι υπερωστενιτικός ανοξειδωτος χάλυβας υψηλής απόδοσης που συχνά χαρακτηρίζεται και ως “6Mo υπερωστενιτικός τύπος”.

3.2.4.5 Ωστενιτικοί υψηλής θερμοκρασίας

Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες υψηλής θερμοκρασίας είναι σχεδιασμένοι για χρήση πάνω από τους 550°C, δηλαδή στο εύρος των θερμοκρασιών όπου το φαινόμενο του ερπυσμού είναι καθοριστικός παράγοντας. Η σύσταση αυτών των χάλυβων είναι σχεδιασμένη για να παρέχει υψηλή διάρκεια ζωής σε άνυδρα καυσαέρια σε υψηλές θερμοκρασίες (800-1150°C) τουτέστιν καλή αντοχή έναντι οξείδωσης παρά αντοχή σε υδάτινο περιβάλλον. Χαρακτηρίζονται από υψηλό Cr (17-25%) και υψηλό Ni (8-20%) αλλά δεν περιέχουν Mo. Το

Si και το Ce προστίθεται προς βελτίωση της αντοχής σε οξείδωση και το άζωτο για βελτίωση της αντοχής σε ερυσμό.



Εικόνα 3-4: Ωστενιτική μικροδομή ανοξειδωτου χάλυβα. Διακρίνονται οι ισοαξονικοί κόκκοι, διδυμίες ανόπτησης καθώς και κάποια εγκλείσματα

3.3 Ονοματολογία χάλυβων

Κατά καιρούς διάφοροι οργανισμοί έχουν προσπαθήσει να τυποποιήσουν και να κατηγοριοποιήσουν τους χάλυβες γενικότερα. Οι σημαντικότεροι είναι:

3.3.1 Ευρωπαϊκή Ένωση, EN (Euronorm) 10027-2

Συμφώνως EN 10027-2 χρησιμοποιούνται 5 ψηφία με μια τελεία μετά το πρώτο ψηφίο. Π.χ. 1.XX XX . Για τους χάλυβες το πρώτο ψηφίο είναι πάντα το 1. Τα επόμενα 2 ψηφία αφορούν την ομάδα χάλυβα και τα τελευταία 2 ψηφία είναι οι αύξοντες αριθμοί του υλικού με τους οποίους κατατίθενται στο Ευρωπαϊκό γραφείο καταχωρήσεων[2].

3.3.2 Οι Αμερικάνικοι οργανισμοί AISI- American Iron and Steel Institute, ASTM- American Society for Testing and Materials και SAE- Society of Automotive Engineers

Οι AISI και ASTM αρχικά συμφώνησαν σε ένα σύστημα ονοματολογίας των ανοξείδωτων χαλύβων με 3 ψηφία (ASTM/AISI). Αυτό περιείχε 3 κατηγορίες:

- Σειρά 200- Ωστενιτικοί με Cr-Mn
- Σειρά 300- Ωστενιτικοί με Cr-Ni
- Σειρά 400- Φερριτικοί και Μαρτενσιτικοί με Cr

Το σύστημα αυτό σύντομα αποδείχτηκε ανεπαρκές με την εμφάνιση όλο και περισσότερων τύπων και έτσι οι ASTM και SAE συνεργάστηκαν αυτή τη φορά και εισήγαγαν το σύστημα UNS-Unified Numbering System (ASTM/SAE). Αυτό χρησιμοποιεί το σύστημα ASTM/AISI των 3 ψηφίων ως βάση και προσθέτει 2 ακόμη ψηφία που προσδιορίζουν περαιτέρω τον χάλυβα. Επίσης συγκεκριμένα γράμματα μπροστά από τον πενταψήφιο αριθμό υποδεικνύουν την οικογένεια του χάλυβα. Π.χ. S για ανοξείδωτο χάλυβα (Stainless Steel) N για χάλυβες νικελίου. Π.χ. ο S30400 είναι στο σύστημα UNS ο 304 του συστήματος ASTM/AISI. [3]

3.3.3 Άλλες προδιαγραφές [1], [3]

- ISO/TS 4949- International Standardization Organization
- JIS- Japanese Steel Grades
- DIN- German Steel Grades
- GB/PR- China Steel Grades
- BS/UK- British Steel Grades
- NF- France Steel Grades
- SS- Sweden Steel Grades
- KS- Korea Steel Grades
- GOST- Russia Steel Grades

Από την ανακάλυψη των ανοξείδωτων χάλυβων μέχρι σήμερα οι κατηγορίες τους και ο αριθμός τους έχουν αυξηθεί πάρα πολύ. Οι Πίνακας 3-1 και Πίνακας 3-2 δείχνουν τις κατηγορίες και τους αντίστοιχους τύπους των ανοξείδωτων χαλύβων που παράγει σήμερα η εταιρεία Outokumpu, με τις αντίστοιχες συστάσεις τους. Στους Πίνακας 3-3 και Πίνακας 3-4 παρουσιάζονται συγκριτικά οι ονομασίες των ανοξείδωτων χάλυβων βάση διαφορετικών

προδιαγραφών. Εφεξής στην παρούσα εργασία για τα κράματα μας θα χρησιμοποιούνται οι πιο γνωστές ονομασίες τους που είναι 316L κατά ASTM/AISI και η εμπορική ονομασία που έχει δώσει η εταιρεία OUTOKUMPU στο υπερωστενιτικό κράμα υψηλής απόδοσης SMO 254.

Πίνακας 3-1: Τύποι ανοξείδωτου χάλυβα που παράγει η Σουηδική εταιρεία Outokumpu και οι περιεκτικότητές τους

Outokumpu steel name	International steel designation				Typical chemical composition, %					
	EN	ASTM	UNS	JIS	C	N	Cr	Ni	Mo	Others
FERRITIC GRADES										
4600	1.4600	-	-	-	0.02		11.2	0.85		Ti
4512	1.4512	409	-	SUS 409	0.02		11.5	0.2		Ti
4003	1.4003	-	S40977	-	0.02		11.5	0.5		
4000	1.4000	410S	S41008	SUS 403	0.03		12.5			
4589	1.4589	-	S42035	-	0.045		14	1.65	0.25	Ti
4016	1.4016	430	S43000	SUS 430	0.05		16.2			
4511	1.4511	-	-	-	0.02		16.2			Nb
4520	1.4520	-	-	-	0.02		16.2			Ti
4510	1.4510	439	S43035	SUS 430LX	0.02		17			Ti
4509	1.4509	-	S43940	-	0.02		18			Ti Nb
4607	1.4607 ¹	-	-	-	0.02		19			Ti Nb
4113	1.4113	434	S43400	-	0.045		16.5		1	
4513	1.4513	-	S43600	-	0.02		17		1	Ti
4521	1.4521	444	S44400	SUS 444	0.02		18		2	Ti Nb
MARTENSITIC AND PRECIPITATION HARDENING GRADES										
4006	1.4006	410	S41000	SUS 410	0.12		12			
4005	1.4005	416	S41600	SUS 416	0.10		13			S
4021	1.4021	420	S42000	SUS 420J1	0.20		13			
4031	1.4031	420	S42000	-	0.38		13.5			
4034	1.4034	420	S42000	-	0.45		13.7			
4028	1.4028	420	S42000	SUS 420J2	0.30		12.5			
4313	1.4313	-	S41500	SUS Ti6NM	0.03		12.5	4.1	0.6	
4542	1.4542	630	S17400 ³	SUS 630	0.02		15.5	4.8		3.4Cu Nb
4116	1.4116	-	-	-	0.5		14.4		0.55	V
4110	1.4110	-	-	-	0.5		14.8		0.63	
4568	1.4568	631	S17700	SUS 631	0.08		17	7		1Al
4122	1.4122	-	-	-	0.41		16.1		1	
4574	1.4574	632	S15700	-	0.08		14.5	7.5	2.2	1.1Al
FERRITIC HIGH TEMPERATURE GRADES										
4713	1.4713	-	-	-	0.06		6.5			0.8Si 0.8Al
4724	1.4724	-	-	-	0.07		12.5			1Si 0.9Al
4736	1.4736	-	-	-	0.02		17.5			1.8Al Ti
4742	1.4742	-	-	-	0.07		17.5			1Si 1Al
4762	1.4762	-	-	-	0.08		23.5			1Si 1.5Al
AUSTENITIC HIGH TEMPERATURE GRADES										
4948	1.4948	304H	S30409	SUS 304	0.05		18.1	8.3		
4878	1.4878 ²	321H	-	SUS 321	0.05		17.3	9.1		Ti
153 MA™	1.4818	-	S30415	-	0.05	0.15	18.5	9.5		1.3Si Ce
4833	1.4833 ²	309S ²	S30908	SUS 309	0.06		22.3	12.6		
4828	1.4828	-	-	SUH 309	0.04		20	12		2Si
253 MA®	1.4835	-	S30815	-	0.09	0.17	21	11		1.6Si Ce
4845	1.4845 ²	310S ²	S31008	SUS 310S	0.05		25	20		
4841	1.4841	314	S31400	-	0.07		24.5	19.5		2Si

¹ Designation according to Stahl Eisen Liste (register of European Steels).

² Additional creep resisting grades are: 1.4941, 1.4950, 1.4951.

³ Also available as S15500.

Πίνακας 3-2: Τύποι ανοξείδωτου χάλυβα που παράγει η Σουηδική εταιρεία Outokumpu και οι περιεκτικότητές τους (συνέχεια από πίνακα 3-1)

Outokumpu steel name	International steel designation				Typical chemical composition, %					
	EN	ASTM	UNS	JIS	C	N	Cr	Ni	Mo	Others
DUPLEX GRADES										
FDX 25™	1.4635*	-	S82012	-	0.022	0.23	20.2	1.4	0.4	Mn Cu Si B
FDX 27™	1.4637*	-	S82031	-	0.023	0.18	20.1	3.0	1.25	Mn Cu Si B
LDX 2101®	1.4162	-	S32101	-	0.03	0.22	21.5	1.5	0.3	5Mn Cu
2304 ¹	1.4362	-	S32304	-	0.02	0.10	23	4.8	0.3	Cu
LDX 2404®	1.4662*	-	S82441	-	0.02	0.27	24	3.6	1.6	3Mn Cu
2205	1.4462	-	S32205 ²	SUS 329J3L	0.02	0.17	22	5.7	3.1	
4501	1.4501	-	S32760	-	0.02	0.27	25.4	6.9	3.8	W Cu
2507	1.4410	-	S32750	-	0.02	0.27	25	7	4	
AUSTENITIC GRADES										
4310	1.4310	301	S30100	SUS 301	0.10		17	7		
4618	1.4618	-	-	-	0.06		16.6	4.6		7.9Mn 1.7Cu
4318	1.4318	301LN	S30153	SUS 301L	0.02	0.14	17.7	6.5		
4376	1.4376	-	-	-	0.035	0.2	17.5	4		6.8Mn
4372	1.4372	201	S20100	SUS 201	0.05	0.20	17	4		7Mn
4301	1.4301	304	S30400	SUS 304	0.04		18.1	8.1		
4307	1.4307	304L	S30403	-	0.02		18.1	8.1		
4311	1.4311	304LN	S30453	SUS 304LN	0.02	0.14	18.5	9.2		
4541	1.4541	321	S32100	SUS 321	0.04		17.3	9.1		Ti
4550	1.4550	347	S34700	SUS 347	0.05		17.5	9.5		Nb S
4305	1.4305	303	S30300	SUS 303	0.05		17.3	8.2		
4303	1.4303	305	S30500	SUS 305J1	0.04		17.7	12.5		
4306	1.4306	304L	S30403	SUS 304L	0.02		18.2	10.1		
4567	1.4567	-	S30430	SUS XM7	0.01		17.7	9.7		3Cu
4640	1.4640	-	-	-	0.06		18	6.5		1.7Cu 1.8Mn
4401	1.4401	316	S31600	SUS 316	0.04		17.2	10.1	2.1	
4404	1.4404	316L	S31603	-	0.02		17.2	10.1	2.1	
4427	1.4427 ⁴	-	-	-	0.05		16.9	10.7	2.5	S
4436	1.4436	316	S31600	SUS 316	0.04		16.9	10.7	2.6	
4432	1.4432	316L	S31603	-	0.02		16.9	10.7	2.6	
4406	1.4406	316LN	S31653	SUS 316LN	0.02	0.14	17.2	10.3	2.1	
4441	1.4441	-	-	-	0.02		17.6	14.5	2.8	
4429	1.4429	-	S31653	SUS 316LN	0.02	0.14	17.3	12.5	2.6	
4571	1.4571	316Ti	S32100	SUS 316Ti	0.04		16.8	10.9	2.1	Ti
4435 ³	1.4435 ³	316L	-	SUS 316L	0.02		17.3	12.6	2.6	
3952	1.3952 ⁴	-	-	-	0.02	0.18	16.9	13.2	2.7	
HIGH PERFORMANCE AUSTENITIC GRADES										
4438	1.4438	317L ⁶	S31703	SUS 317L	0.02		18.2	13.7	3.1	
4439	1.4439	317LMN ⁴	S31726	-	0.02	0.14	17.3	13.7	4.1	
725LN	1.4466	-	S31050	-	0.01	0.12	25	22.3	2.1	
3964	1.3964 ⁴	-	-	-	0.02	0.27	20.5	15.4	3.2	4.3Mn Nb
904L	1.4539	904L	N08904	-	0.01		20	25	4.3	1.5Cu
254 SMO ⁵	1.4547	-	S31254	SUS 312L	0.01	0.20	20	18	6.1	Cu
4529	1.4529	-	N08926 ⁵	-	0.01	0.20	20.5	24.8	6.5	Cu
4565	1.4565	-	S34565	-	0.02	0.45	24	17	4.5	5.5Mn
654 SMO ⁵	1.4652	-	S32654	-	0.01	0.50	24	22	7.3	3.5Mn Cu

* Designation according to Stahl Eisen Liste (Register of European Steels).

¹ Also available as EDX 2304™ with enhanced properties.

² Also available as S31803.

³ 724L is a modified version of 4435 for Urea applications.

⁴ 317LMN not available in all product forms.

⁵ Also available as N08367.

⁶ Also available as 317L with 11.7% Ni which is not consistent with 1.4438.

Πίνακας 3-3: Ονομασίες ανοξείδωτων χάλυβων εταιρείας OUTOKUMPU βάση διαφορετικών προδιαγραφών

Outokumpu steel name	ISO	National designations superseded by EN						
		BS/UK	DIN/Germany	NF/France	SS/Sweden	GB/PR China	KS/Korea	GOST/Russia
FERRITIC GRADES								
4600	-	-	1.4600	-	-	-	-	-
4512	-	409S 19	1.4512	Z3 CT12	-	-	-	-
4003	4003-410-77-I	-	1.4003	-	-	-	-	-
4000	4000-410-08-I	403S17	1.4000	Z8 C12	2301	-	-	08X13
4589	4589-429-70-E	-	1.4589	-	-	-	-	-
4016	4016-430-00-I	430S17	1.4016	Z8 C17	2320	1Cr17	STS 430	12X17
4511	4511-430-71-I	-	1.4511	Z4 CNb17	-	-	-	-
4520	4520-430-70-I	-	1.4520	-	-	-	-	-
4510	4510-430-35-I	-	-	-	-	-	-	-
4509	4509-439-40-X	-	1.4509	Z3 CT Nb 18	-	-	-	-
4607	-	-	1.4607	-	-	-	-	-
4113	4113-434-00-I	434S 17	1.4113	-	-	-	-	-
4513	4513-436-00-J	-	1.4513	-	-	-	-	-
4521	4521-444-00-I	-	1.4521	Z3 CDT 18-02	2326	-	-	-
MARTENSITIC AND PRECIPITATION HARDENING GRADES								
4006	4006-410-00-I	410S21	1.4006	Z10 C13	2302	1Cr12	STS 410	12X13
4005	4005-416-00-I	416S21	1.4005	Z11 CF13	2380	Y1Cr13	STS 416	-
4021	4021-420-00-I	420S29	1.4021	Z20 C13	2303	2Cr13	STS 420J1	20X13
4031	4031-420-00-I	420S45	1.4031	Z33 C13	2304	-	-	-
4034	4034-420-00-I	-	1.4034	Z44 C14	-	-	-	-
4028	4028-420-00-I	420S45	1.4028	Z33 C13	2304	3Cr13	STS 420J2	30X13
4313	4313-415-00-I	-	1.4313	Z6 CN 13-04	2385	-	-	-
4542	-	-	1.4542	Z7 CNU 16-04	-	-	-	-
4116	4116-420-77-E	-	1.4116	Z50 CD15	-	-	-	-
4110	4110-420-69-E	-	1.4110	-	-	-	-	-
4568	-	-	1.4568	Z9 CNA 17-07	2388	-	-	-
4122	4122-434-09-I	-	1.4122	-	-	-	-	-
4574	-	-	1.4574	-	-	-	-	-
FERRITIC HIGH TEMPERATURE GRADES								
4713	-	-	1.4713	-	-	-	-	-
4724	4724-405-77-I	-	1.4724	Z13 C13	-	-	-	10X13C10
4736	-	-	1.4736	-	-	-	-	-
4742	4742-430-77-I	-	1.4742	Z12 CAS18	-	-	-	-
4762	4762-445-72-I	-	1.4762	Z12 CAS25	-	-	-	-
AUSTENITIC HIGH TEMPERATURE GRADES								
4948	4948-304-09-I	304S51	1.4948	Z6 CN 18-09	2333	1Cr18Ni9	STS 304	08X18H10
4878	-	321S51	1.4878	Z6 CNT 18-10	2337	1Cr18Ni9Ti	STS 321	08X18H10T
153 MA™	4818-304-15-E	-	-	-	2372	-	-	-
4833	4833-309-08-I	309S16	1.4833	Z15 CN 23-13	-	0Cr23Ni13	STS 309S	20X23H13
4828	4828-305-09-I	-	1.4828	Z17 CNS 20-12	-	1Cr20Ni14Si2	-	08X20H14C2
253 MA®	4835-308-15-U	-	1.4835	-	2368	-	-	-
4845	4845-310-08-E	310S16	1.4845	Z8 CN 25-20	2361	0Cr25Ni20	-	10X23H18
4841	4841-314-00-E	-	1.4841	Z15 CNS 25-20	-	-	-	20X25H2052

Πίνακας 3-4: Ονομασίες ανοξείδωτων χάλυβων εταιρείας OUTOKUMPU βάση διαφορετικών προδιαγραφών (συνέχεια από πίνακα 3-3)

Outokumpu steel name	ISO	National designations superseded by EN						
		BS/UK	DIN/ Germany	NF/France	SS/Sweden	GB/PR China	KS/Korea	GOST/Russia
DUPLEX GRADES								
FDX 25™	–	–	–	–	–	–	–	–
FDX 27™	–	–	–	–	–	–	–	–
LDX 2101®	4162-321-01-E	–	–	–	–	–	–	–
2304	4362-323-04-I	–	1.4362	Z3 CN 23-04 Az	2327	–	–	–
LDX 2404®	–	–	–	–	–	–	–	–
2205	4462-318-03-I	318S13	1.4462	Z3 CND 22-05 Az	2377	00Cr22Ni5Mo3N	STS 329J3L	–
4501	4501-327-60-I	–	–	–	–	–	–	–
2507	4410-327-50-E	–	–	Z3 CND 25-06 Az	2328	–	STS 329J4L	–
AUSTENITIC GRADES								
4310	4310-301-00-I	301S21	1.4310	Z11 CN 18-08	2331	1Cr17Ni7	STS 301	07X16H6
4618	4618-201-76-E	–	1.4618	–	–	–	–	–
4318	4318-301-53-I	–	–	Z3 CN 18-07 Az	–	–	STS 301L	–
4376	–	1.4376	–	–	–	–	–	–
4372	4372-201-00-I	284S16	–	Z12 CMN 17-07 Az	–	1Cr17Mn6Ni5N	STS 201	–
4301	4301-304-00-I	304S31	1.4301	Z7 CN 18-09	2333	0Cr18Ni9	STS 304	08X18H10
4307	4307-304-03-I	304S11	1.4307	Z3 CN 18-10	2352	00Cr19Ni10	STS 304L	3X18H11
4311	4311-304-53-I	304S61	1.4311	Z3 CN 18-10 Az	2371	00Cr18Ni10N	STS 304LN	–
4541	4541-321-00-I	321S31	1.4541	Z6 CNT 18-10	2337	0Cr18Ni10Ti	STS 321	08X18H10T
4550	4550-347-00-I	347S31	1.4550	Z6 CNNb 18-10	2338	0Cr18Ni11Nb	STS 347	08X18H125
4305	4305-303-00-I	303S31	1.4305	Z8 CNF 18-09	2346	Y1Cr18Ni9	–	12X18H10E
4303	4303-305-00-I	305S19	1.4303	Z1 CN 18-12	2333	1Cr18Ni12	STS 305	06X18H11
4306	4306-304-03-I	304S11	1.4306	Z3 CN 18-10	2352	00Cr19Ni10	STS 304L	03X18H11
4567	4567-304-30-I	304S17	1.4567	Z3 CNU 18-09 FF	–	0Cr18Ni9Cu3	–	–
4640	–	–	1.4640	–	–	–	–	–
4401	4401-316-00-I	316S31	1.4401	Z7 CND 17-11-02	2347	0Cr17Ni12Mo2	STS 316	–
4404	4404-316-03-I	316S11	1.4404	Z3 CND 17-11-02	2348	00Cr17Ni14Mo2	STS 316L	03X17H14M2
4427	–	–	–	–	–	–	–	–
4436	4436-316-00-I	316S33	1.4436	Z7 CND 18-12-03	2343	0Cr17Ni12Mo2	STS 316	–
4432	4432-316-03-I	316S13	1.4432	Z3 CND 18-14-03	2353	00Cr17Ni14Mo2	STS 316L	03X17H14M3
4406	4406-316-53-I	316S61	1.4406	Z3 CND 17-11 Az	–	00Cr17Ni12Mo2N	STS 316LN	–
4441	–	–	1.4441	–	–	–	–	–
4429	4429-316-53-I	316S63	1.4429	Z3 CND 17-12 Az	2375	00Cr17Ni13Mo2N	STS 316LN	–
4571	4571-316-35-I	320S31	1.4571	Z6 CNDT 17-12	2350	0Cr18Ni12Mo2Ti	STS 316Ti	08X17H13M2T
4435	4435-316-91-I	316S13	1.4435	Z3 CND 18-14-03	2353	00Cr17Ni14Mo2	STS 316L	03X17H14M3
HIGH PERFORMANCE AUSTENITIC GRADES								
4438	4438-317-03-I	317S12	1.4438	Z3 CND 19-15-04	2367	00Cr19Ni13Mo3	STS 317L	–
4439	4439-317-26-E	–	1.4439	Z3 CND 18-14-05 Az	–	–	–	–
725LN	4466-310-50-E	–	–	–	–	–	–	–
3964	–	–	–	–	–	–	–	–
904L	4539-089-04-I	904S13	1.4539	Z2 NCDU 25-20	2562	–	STS 317J5L	–
254 SMO®	4547-312-54-I	–	–	–	2378	–	–	–
4529	4529-089-26-I	–	–	–	–	–	–	–
4565	4565-345-65-I	–	1.4565	–	–	–	–	–
654 SMO®	4652-326-54-I	–	–	–	–	–	–	–

3.4 Η επίδραση των κραματικών στοιχείων στους χάλυβες[1],[4]

Κάθε κραματικού στοιχείο έχει συγκεκριμένες επιδράσεις στις ιδιότητες του ανοξειδωτου 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. Ακολούθως θα δοθεί μια σύντομη περιγραφή των κραματικών στοιχείων και των επιδράσεων του καθενός στην μικροδομή και τις τελικές ιδιότητες. Επισημαίνεται ότι η επίδραση του κάθε στοιχείου πολλές φορές διαφέρει ανάλογα με την κατηγορία του ανοξειδωτου χάλυβα.

3.4.1 Άνθρακας – C

Ο C είναι στοιχείο που ευνοεί την ωστενιτική δομή. Θεωρείται ισχυρό γ-φερρογόνο στοιχείο. Καταλαμβάνει θέσεις παρεμβολής και αυξάνει την αντοχή και την σκληρότητα. Το μειονέκτημα του είναι ότι σε συγκεντρώσεις $>0,03\%$ κάνει τον ανοξειδωτο χάλυβα επιρρεπή σε περικρυσταλλική διάβρωση λόγω του σχηματισμού καρβιδίων με το Cr στα όρια των κόκκων, κάτι το οποίο ήταν σημαντικό πρόβλημα στους πρώτους χάλυβες. Στους σύγχρονους χάλυβες αυτό το πρόβλημα ξεπεράστηκε με την χαμηλή περιεκτικότητα σε C.

3.4.2 Χρώμιο – Cr

Είναι το πιο βασικό στοιχείο των ανοξειδωτων χαλύβων καθώς τους δίνει το χαρακτηριστικό της αντοχής στη διάβρωση. Αυτό συμβαίνει γιατί μόλις έρθει σε επαφή με το οξυγόνο του ατμοσφαιρικού αέρα σχηματίζεται ένα στρώμα τριοξειδίου του χρωμίου (Cr_2O_3) στην επιφάνεια του χάλυβα με πάχος μερικά μm. Αυτό το στρώμα έχει πολύ καλή πρόσφυση και είναι συνεκτικό. Όλοι οι ανοξειδωτοι χάλυβες έχουν τουλάχιστον $10,5\%$ Cr και η αντοχή στη διάβρωση αυξάνεται όσο αυξάνεται αυτό το ποσοστό. Επίσης προστατεύει από την οξείδωση σε υψηλές θερμοκρασίες. Το Cr ευνοεί την φερριτική μικροδομή είναι δηλαδή α-φερογόνο, αλλά σε συνδυασμό με το Ni και το Mn σταθεροποιεί σε θερμοκρασία περιβάλλοντος την ωστενιτική δομή. Επίσης όσο περισσότερο αυξάνεται το ποσοστό του Cr τόσο αυξάνεται και η πιθανότητα σχηματισμού ενδομεταλλικών ενώσεων του Cr, κατά την θερμική κατεργασία του χάλυβα με σημαντικότερη την φάση σίγμα (σ).

3.4.3 Νικέλιο – Ni

Είναι ισχυρά γ-φερρογόνο στοιχείο και συνεπώς προστίθεται γιατί σταθεροποιεί την ωστενιτική δομή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Συνεπώς με το Ni κερδίζουμε τα πλεονεκτήματα της ωστενιτικής δομής που είναι αύξηση της ολκιμότητας της δυσθραυστότητας και της καλύτερης αντοχής σε διάβρωση σε σχέση με τις άλλες δομές. Επίσης περιορίζει την διάβρωση σε δραστικά χημικά περιβάλλοντα. Το ποσοστό του γ-φερρογόνου C και των υπολοίπων κραματικών στοιχείων είναι αυτά που θα καθορίσουν τελικά το ελάχιστο τελικό ποσοστό Ni που απαιτείται για να σταθεροποιηθεί η ωστενιτική δομή. Μειονέκτημα του αποτελεί το γεγονός ότι είναι πολύ ακριβό μέταλλο και γι' αυτό τα τελευταία χρόνια γίνονται προσπάθειες αντικατάστασης του από το N και το Mn τα οποία επίσης είναι γ-φερρογόνα και σημαντικά φθηνότερα.

3.4.4 Μολυβδαίνιο - Mo

Το Mo όπως και το Cr είναι α-φερρογόνο. Σε συνδιασμό με άλλα στοιχεία αυξάνει την αντοχή σε διάβρωση. Κυρίως βελτιώνει την αντοχή σε διάβρωση με βελονισμούς και διάβρωση σχισμής. Επίσης αυξάνει την μηχανική αντοχή ιδιαίτερα σε υψηλές θερμοκρασίες[5]. Στους υπερωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες το ποσοστό του ανέρχεται μέχρι το 7-8%. Τέλος αυξάνει τον κίνδυνο σχηματισμού δευτερευουσών φάσεων στους φερριτικούς, διφασικούς και ωστενιτικούς χάλυβες.

3.4.5 Μαγγάνιο – Mn

Αρχικά θεωρούταν αποκλειστικά γ-φερρογόνο και όπως αναφέρθηκε πιο πάνω χρησιμοποιείται μαζί με το άζωτο προς αντικατάσταση του Ni στη σταθεροποίηση της ωστενιτικής δομής. Παρόλα αυτά νεώτερες έρευνες έχουν δείξει ότι μπορεί να δρα και ως α-φερρογόνο σε υψηλότερες περιεκτικότητες και θερμοκρασίες ή υπο την επίδραση και άλλων κραματικών στοιχείων. Επιπλέον αυξάνει την διαλυτότητα του N στον χάλυβα και χρησιμοποιείται όταν θέλουμε να έχουμε υψηλή περιεκτικότητα σε N σε διφασικούς και ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.

3.4.6 Άζωτο – N

Είναι ισχυρά γ-φερρογόνο στοιχείο. Τα τελευταία χρόνια συγκεντρώνει πάνω του αρκετά μεγάλο κομμάτι της έρευνας καθώς όπως αναφέρθηκε γίνονται προσπάθειες μαζί με το Mn να αντικαταστήσουν πλήρως το Ni στην σταθεροποίηση της ωστενιτικής δομής. Ως στοιχείο με ατομικό αριθμό αρκετά μικρότερο του Fe καταλαμβάνει θέσεις παρεμβολής όπως και ο C και αυξάνει σημαντικά την αντοχή αλλά και την αντοχή σε διάβρωση κυρίως μαζί με το Mo. Επίσης καθυστερεί την εμφάνιση δευτερευουσών φάσεων και κυρίως της φάσης σ.

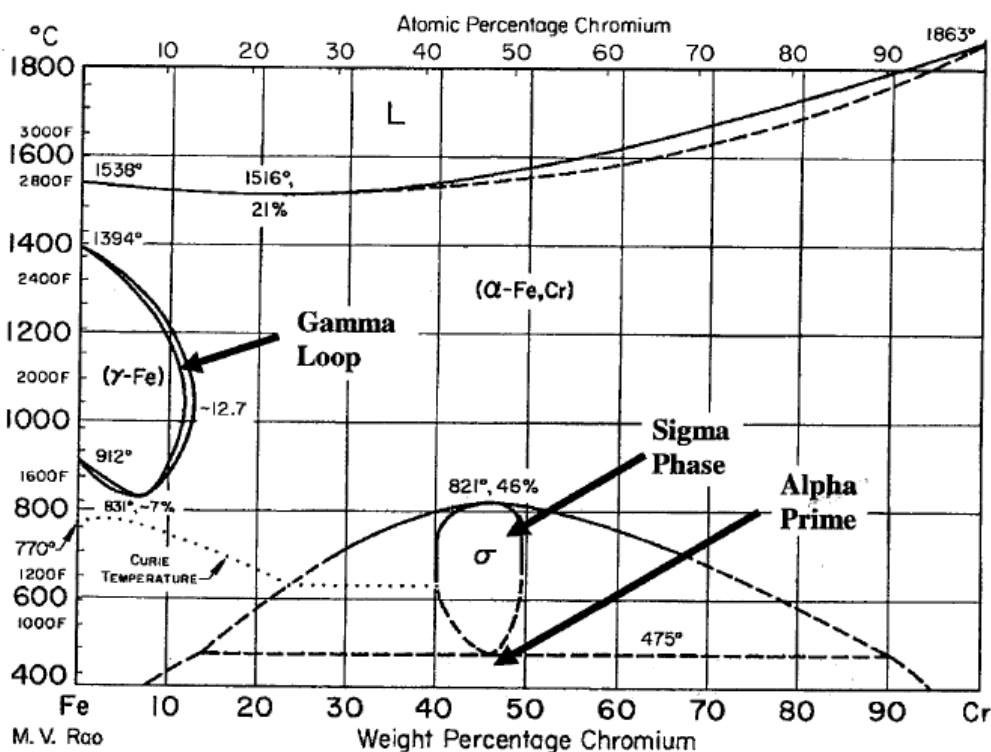
3.4.7 Άλλες προσθήκες

Άλλες κραματικές προσθήκες είναι τα καρβιδιογόνα τιτάνιο (Ti), νιόβιο (Nb), βανάδιο (V) και βολφράμιο (W), ο χαλκός (Cu), το πυρίτιο (Si), το αλουμίνιο (Al), το θείο (S) το κοβάλτιο (Co), και το δημήτριο (Ce). Τα τιτάνιο, νιόβιο, βολφράμιο, βανάδιο είναι ισχυρά α-φερρογόνα επειδή ως καρβιδιογόνα δεσμεύουν και αδρανοποιούν τον γ-φερρογόνο άνθρακα [5] και προστίθενται στους ωστενιτικούς χάλυβες γιατί βελτιώνουν τις μηχανικές ιδιότητες σε υψηλές θερμοκρασίες. Επιπρόσθετα η δέσμευση του άνθρακα ενισχύει την αντίσταση σε περικρυσταλλική διάβρωση και βελτιώνει την συγκολλησιμότητα. Ο χαλκός είναι γ-φερρογόνο και αυξάνει την αντίσταση σε διάβρωση σε όξινα περιβάλλοντα. Το πυρίτιο είναι α-φερρογόνο και αυξάνει την αντίσταση σε οξείδωση σε υψηλές θερμοκρασίες και σε όξινα περιβάλλοντα χαμηλών θερμοκρασιών. Το αλουμίνιο σε μεγάλα ποσοστά αυξάνει την αντίσταση σε οξείδωση υψηλών θερμοκρασιών στους ωστενιτικούς χάλυβες. Το θείο προστίθεται σε μερικές περιπτώσεις προς βελτίωσης της εργασιμότητας των χάλυβων. Μειώνει ελαφρώς την αντοχή σε διάβρωση, την ολκιμότητα και την συγκολλησιμότητα. Το κοβάλτιο χρησιμοποιείται στους μαρτενσιτικούς χάλυβες όπου αυξάνει την σκληρότητα και την αντίσταση σε επαναφορά. Το βανάδιο σχηματίζει καρβίδια και νιτρίδια σε χαμηλές θερμοκρασίες, προάγει την φερριτική μικροδομή και αυξάνει την σκληρότητα. Το βολφράμιο τις περισσότερες φορές στους ανοξειδωτους χάλυβες είναι παρόν ως ακαθαρσία. Σε συγκεκριμένες περιπτώσεις προστίθεται για την βελτίωση της αντίστασης σε διάβρωση με βελονισμούς. Τέλος το δημήτριο ανήκει στην κατηγορία των σπάνιων γαιών και προστίθεται σε μικρά ποσοστά σε χάλυβες ανθεκτικούς στη θερμότητα με σκοπό να βελτιώσει την αντίσταση σε οξείδωση υψηλών θερμοκρασιών.

3.5 Διαγράμματα ισορροπίας των φάσεων ανοξειδωτων χάλυβων

3.5.1 Το διάγραμμα σιδήρου-χρωμίου Fe-Cr

Η Εικόνα 3-5 μας δείχνει το διαγράμμά ισορροπίας των φάσεων του διμερούς συστήματος Fe-Cr και 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 α φερρίτη. Σε χαμηλές συγκεντρώσεις Cr περίπου μέχρι 12,7% ο ωστενίτης σχηματίζεται στην περιοχή μεταξύ 912 και 1394°C που καλείται βρόγχος ωστενίτη.



Εικόνα 3-5: Το διάγραμμα ισορροπίας των φάσεων σιδήρου-χρωμίου[5]

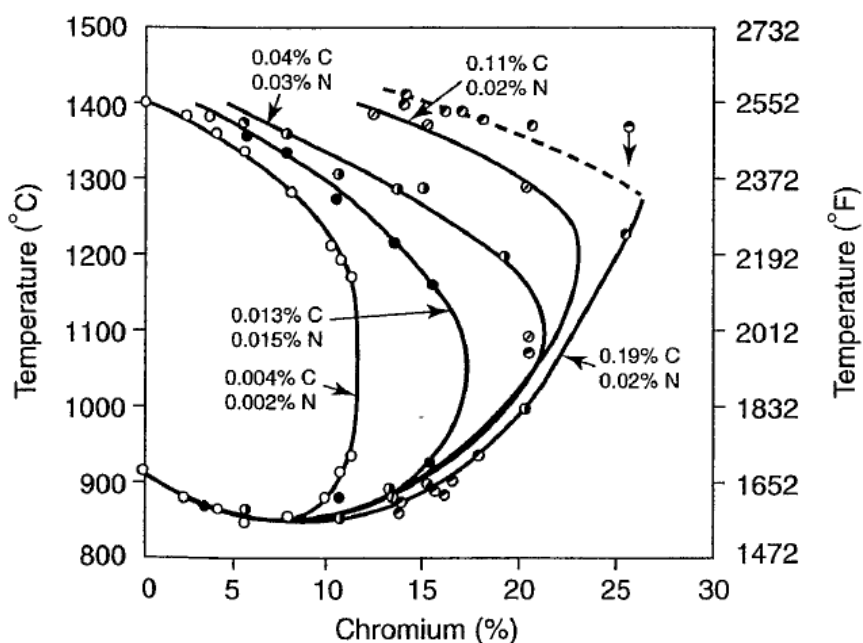
Σε χαμηλές θερμοκρασίες και για περιεκτικότητες σε Cr που ξεπερνούν το 20% σχηματίζεται η φάση σίγμα. Επειδή σχηματίζεται σε σχετικά χαμηλές θερμοκρασίες είναι αργός μετασχηματισμός και απαιτείται αρκετός χρόνος παραμονής στους 600-800°C

προκειμένου να πραγματοποιηθεί. Είναι μια σκληρή και ψαθυρή φάση και γι' αυτό ανεπιθύμητη στους ανοξειδωτους χάλυβες.

Η διακεκομμένη οριζόντια γραμμή στην περιοχή της $\sigma + \alpha$ 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 α -prime). Σχηματίζονται μεταξύ των θερμοκρασιών 400 και 540°C και προκαλούν σημαντική ψαθυροποίηση σε κράματα με ποσοστό Cr μεγαλύτερο από 14% [5].

3.5.2 Το διάγραμμα σιδήρου-χρωμίου-άνθρακα Fe-Cr-C

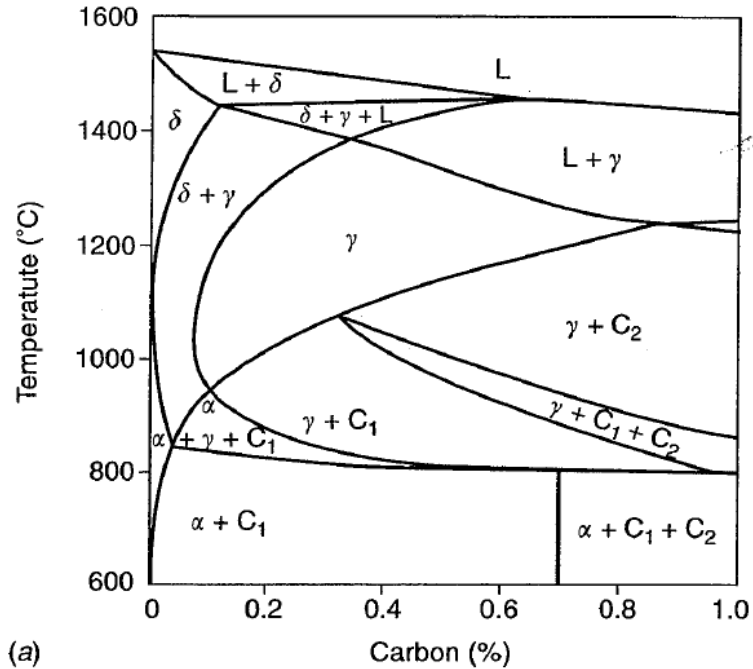
Ο C είναι στοιχείο γ -φερρογόνο και η παρουσία του επεκτείνει τον βρόγχο ωστενίτη σε υψηλότερες περιεκτικότητες Cr όπως φαίνεται στο διάγραμμα της *Εικόνα 3-6* που μας δείχνει την επίδραση του άνθρακα στην επέκταση του βρόγχου ωστενίτη.



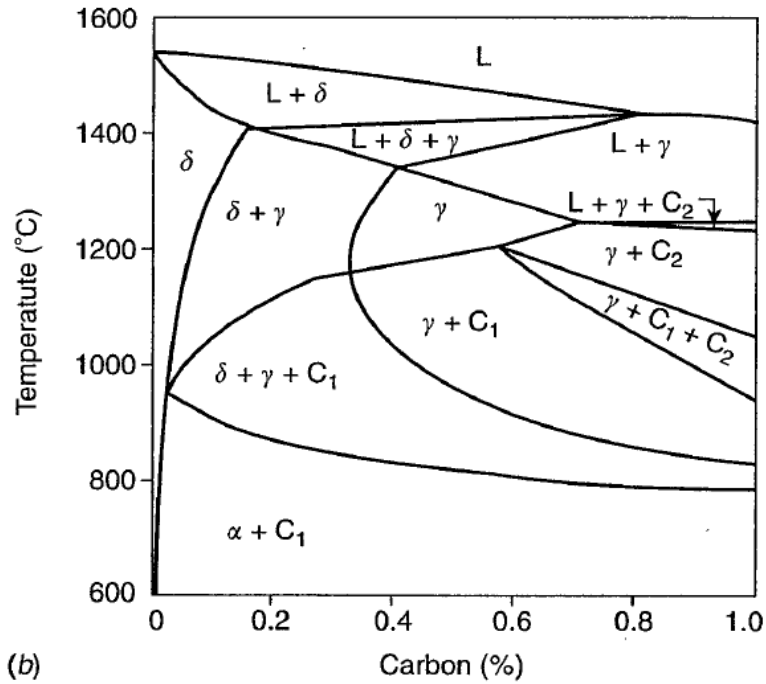
Εικόνα 3-6: Επίδραση της προσθήκης άνθρακα στην επέκταση του βρόγχου ωστενίτη

Για να γίνει δυνατή η παρουσίαση του τριμερούς συστήματος Fe-Cr-C συναρτήσει της θερμοκρασίας είναι απαραίτητο να γίνει αναγωγή στο ψευδοδιμερές διάγραμμα φάσης στο οποίο η σύσταση του ενός από τα 3 κραματικά στοιχεία διατηρείται σταθερή. Το διάγραμμα αυτό ουσιαστικά αποτελεί την δισδιάστατη προβολή ενός τρισδιάστατου συστήματος. Στα ψευδοδιμερή διαγράμματα δεν μπορεί να γίνει χρήση του κανόνα του μοχλού για υπολογισμό

του ποσοστού των φάσεων αλλά είναι πολύ χρήσιμα για την κατανόηση του μετασχηματισμού και της ισορροπίας των φάσεων των τριμερών συστημάτων. Στις *Εικόνα 3-7* και *Εικόνα 3-8* φαίνονται τα ψευδοδιμερή διαγράμματα Fe-Cr για σταθερές συγκεντρώσεις Cr 13% και 17% αντίστοιχα.



Εικόνα 3-7: Ψευδοδιμερές διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr-C για σταθερή περιεκτικότητα σε χρώμιο 13%

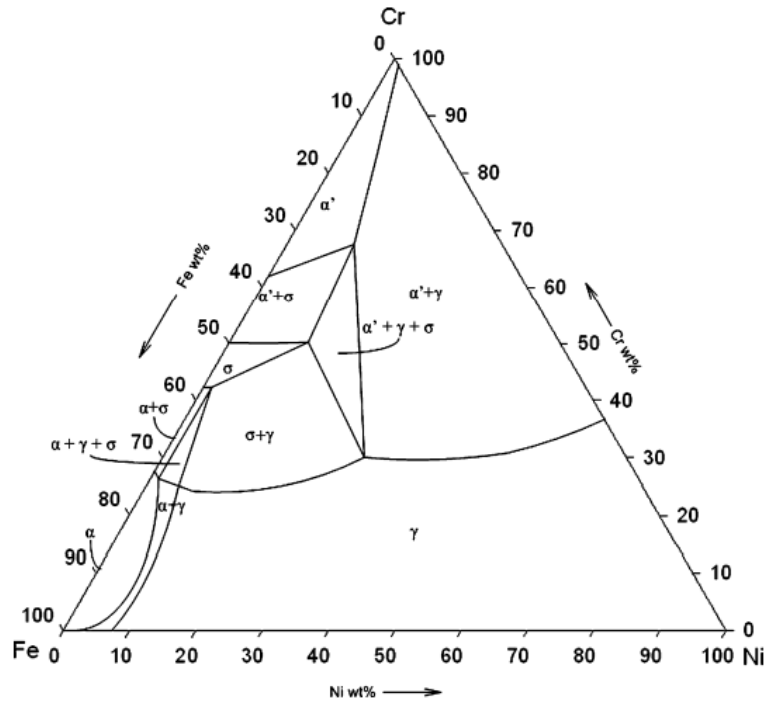


Εικόνα 3-8: Ψευδοδιμερές διάγραμμα ισορροπίας Fe-Cr-C για σταθερή περιεκτικότητα σε χρώμιο 17%

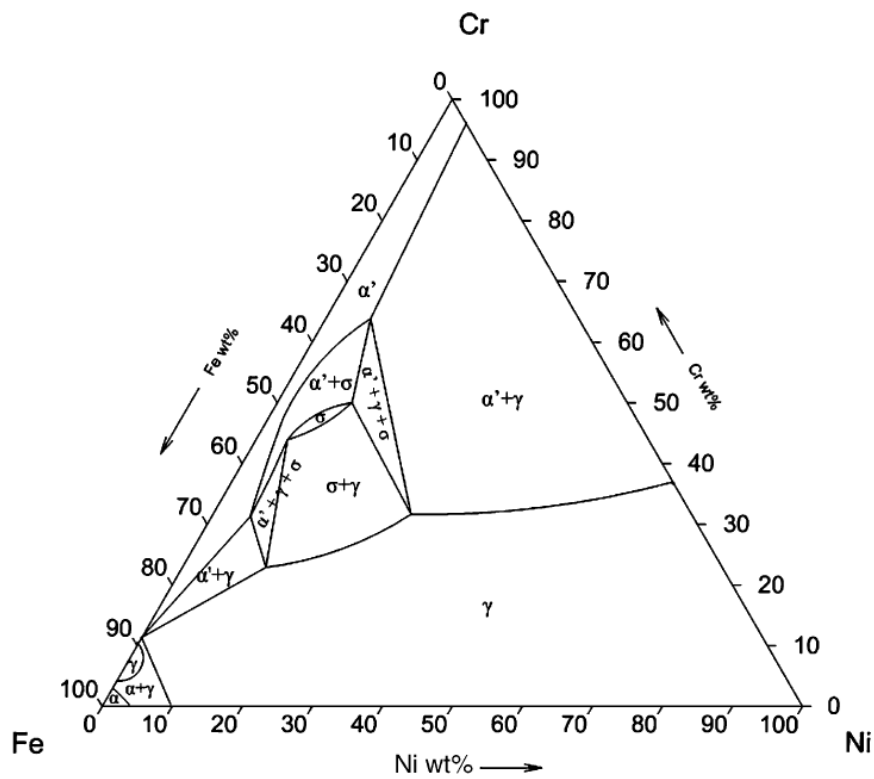
Για περιεκτικότητες σε C μεγαλύτερες του 0,1% παρατηρούμε ότι δημιουργείται ωστενίτης σε υψηλές θερμοκρασίες παρόλο που η συγκέντρωση του Cr 13 και 17% αντιστοιχούν σε περιοχές έξω από τον βρόγχο ωστενίτη στο διάγραμμα Fe-Cr[5].

3.5.3 Το διάγραμμα του τριμερούς συστήματος σιδήρου-χρωμίου-νικελίου Fe-Cr-Ni

Το Ni ως ισχυρό γ-ferroγόνο στοιχείο επεκτείνει την περιοχή του βρόγχου του ωστενίτη και του επιτρέπει να είναι σταθερός σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Το τριμερές σύστημα Fe-Cr-Ni αποτελεί την βάση για τους ανοξειδωτους χάλυβες. Στις *Εικόνα 3-9* και *Εικόνα 3-12* φαίνονται τα τριμερή διαγράμματα ισορροπίας στους 750°C και στους 850 °C. Οι περιοχές σταθερότητας των δευτερεύουσων φάσεων μειώνονται καθώς η θερμοκρασία ανεβαίνει από τους 750 στους 850°C[11].

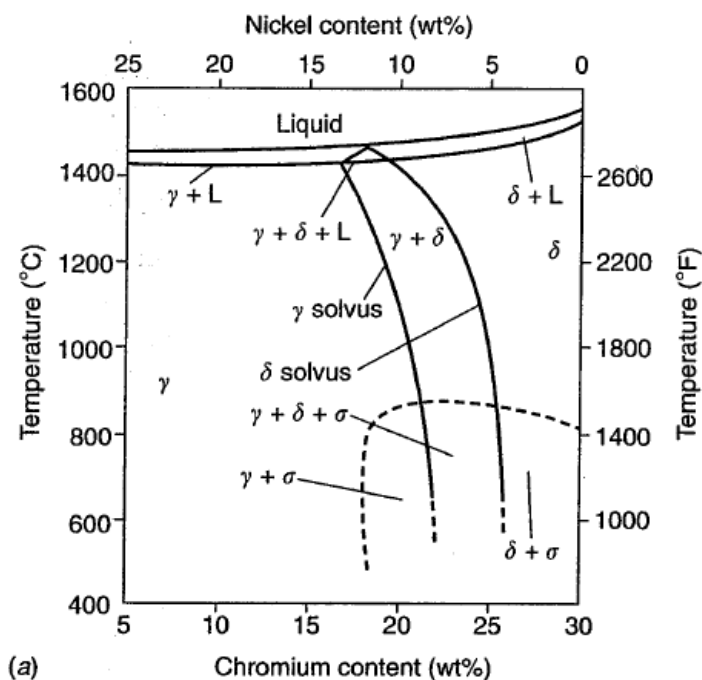


Εικόνα 3-9: Πειραματική ισοθερμοκρασιακή τομή του τριμερούς συστήματος Fe-Cr-Ni στους 750°C[11]

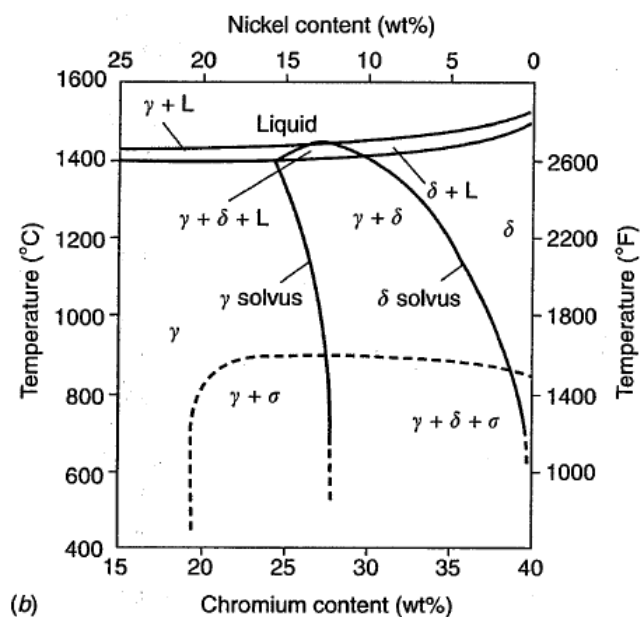


Εικόνα 3-10: Πειραματική ισοθερμοκρασιακή τομή του τριμερούς συστήματος Fe-Cr-Ni στους 850°C[11]

Θεωρώντας σταθερή την συγκέντρωση του Fe και συνεπώς λαμβάνοντας μια τομή στο τριμερές διάγραμμα των φάσεων Fe-Cr-Ni μπορούμε να σχεδιάσουμε το ψευδοδιμερές διάγραμμα. Στις ακόλουθες *Εικόνα 3-11* και *Εικόνα 3-12* φαίνονται τα ψευδοδιμερή διαγράμματα των φάσεων Fe-Cr-Ni για συγκεντρώσεις Fe 70% και 60% αντίστοιχα.



Εικόνα 3-11: Ψευδοδιμερές διάγραμμα των φάσεων Fe-Cr-Ni για συγκέντρωση Fe 70%

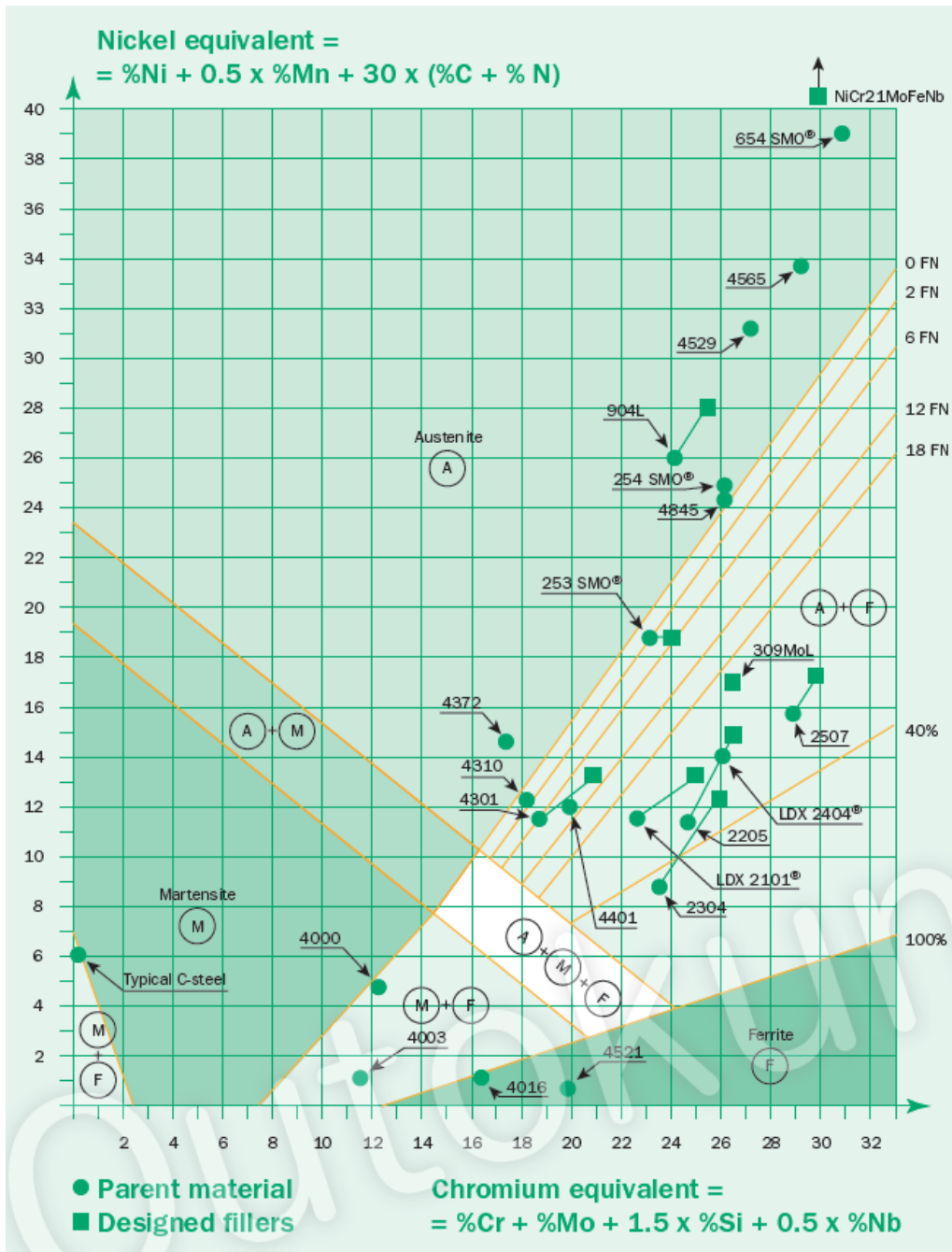


Εικόνα 3-12: Ψευδοδιμερές διάγραμμα των φάσεων Fe-Cr-Ni για συγκέντρωση Fe 60%

Παρατηρούμε ότι υπάρχει μια μικρή τριγωνική περιοχή μεταξύ των γραμμών liquidus και solidus στην οποία συνυπάρχουν ωστενίτης, δ-φερρίτης και υγρό. Αυτή η τριγωνική περιοχή διαχωρίζει τα κράματα τα οποία στερεοποιούνται σε ωστενίτη που βρίσκονται αριστερά της και τα κράματα τα οποία στερεοποιούνται σε δ-φερρίτη. Σε στερεά κατάσταση παρατηρούμε ότι έχουμε σταθερό δ-φερρίτη σε υψηλές θερμοκρασίες και για συγκεντρώσεις Cr μεγαλύτερες από 20% κ.β. Χαμηλώνοντας την θερμοκρασία αυτός ο δ-φερρίτης θα μετασχηματιστεί σταδιακά σε ωστενίτη στο εύρος 20% με 25% κ.β. Cr. Αριστερά της τριγωνικής περιοχής λοιπόν τα κράματα στερεοποιούνται σε ωστενίτη. Για συγκεντρώσεις δεξιά και κοντά στην τριγωνική περιοχή στερεοποιούνται διαμέσου της περιοχής γ+δ οπότε κάποια ποσότητα του δ-φερρίτη θα μετασχηματιστεί σε ωστενίτη και θα καταλήξουμε σε δομή δ-φερρίτη+ωστενίτη σε θερμοκρασία δωματίου. Για συγκεντρώσεις αρκετά δεξιότερα της τριγωνικής περιοχής δηλαδή σε υψηλότερο λόγο συγκεντρώσεων Cr/Ni, ο δ-φερρίτης γίνεται όλο και πιο σταθερός ώστε στο δεξί άκρο του διαγράμματος να έχουμε δομή δ-φερριτική.

3.5.4 Το διάγραμμα Schaeffler Delong

Το διάγραμμα Schaeffler Delong είναι ένα εμπειρικό διάγραμμα το οποίο χρησιμοποιείται στους ανοξείδωτους χάλυβες για να μας δείξει αν η επίδραση των κραματικών προσθήκων οδηγεί τελικά στην δημιουργία ωστενιτικής ή φερριτικής μικροδομής και φαίνεται στην κατωτέρω *Εικόνα 3-13*. Χρησιμοποιεί δύο εξισώσεις την ισοδύναμη εξίσωση Ni ως στοιχείο γ-φερρογόνο και την ισοδύναμη εξίσωση Cr ως στοιχείο α-φερρογόνο. Επιλύοντας τις δύο εξισώσεις βρίσκουμε το ισοδύναμο Ni το οποίο είναι η τεταγμένη μας στο διάγραμμα και το ισοδύναμο Cr το οποίο είναι η τετημημένη μας και βλέπουμε σε ποια περιοχή ανήκει ο ανοξείδωτος χάλυβας μας.



Εικόνα 3-13: Το διάγραμμα Schaeffler Delong

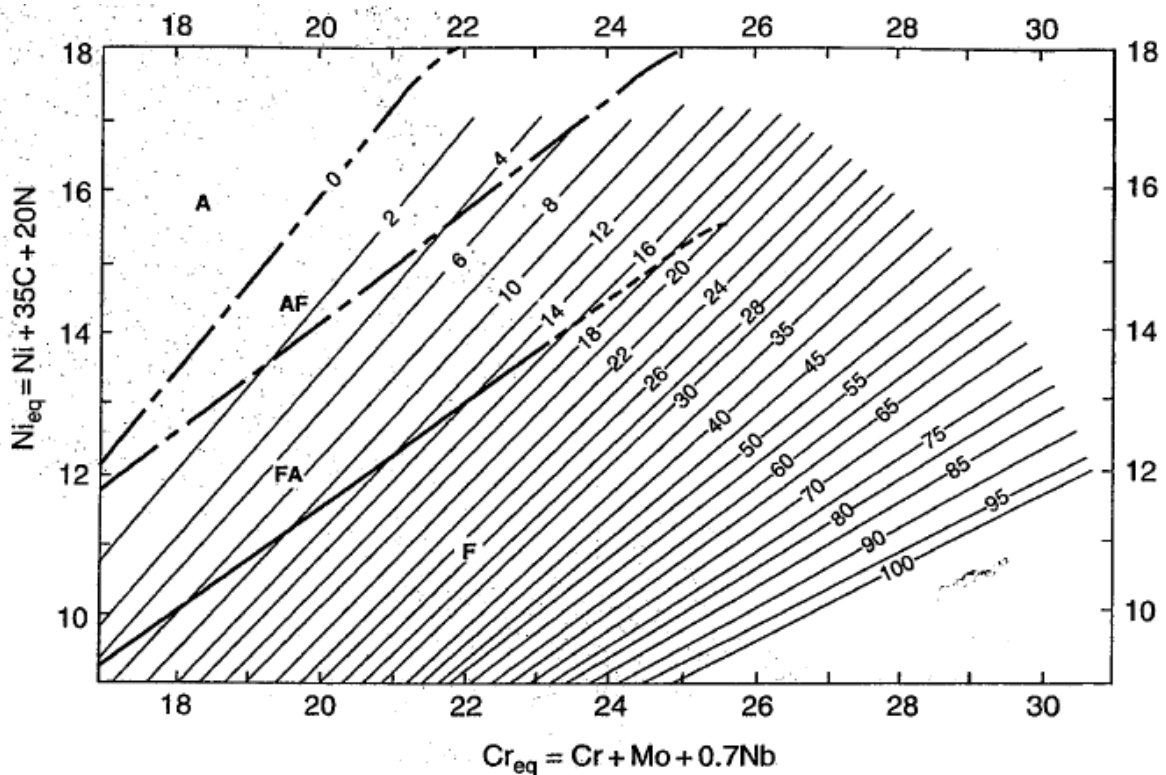
Το διάγραμμα αυτό αρχικά σχεδιάστηκε για συγκολλημένα μέταλλα και συνεπώς δίνει την μικροδομή μετά από τήξη και ταχεία ψύξη αλλά στην πορεία διαπιστώθηκε ότι λειτουργεί και για τα σφυρηλατά και ανοπτημένα υλικά. Παρ' όλα αυτά ανοπτημένοι χάλυβες με πρόβλεψη φερρίτη στην περιοχή 0-5% στην πράξη περιέχουν πολύ λιγότερο φερρίτη, επομένως σε αυτά τα υλικά δεν μπορεί να θεωρηθεί 100% ακριβές. Έτσι με το πέρασμα των χρόνων έχουν προκύψει διάφορες παραλλαγές των ανωτέρω εξισώσεων. Το μεγάλο

μειονέκτημα αυτών των εξισώσεων είναι ότι δεν λαμβάνουν υπόψη τις αλληλεπιδράσεις των κραματικών προσθηκών καθώς οι συντελεστές τους παραμένουν σταθεροί [1],[4].

3.5.5 Τα διαγράμματα WRC-1988 και WRC-1992

Στα μέσα της δεκαετίας του 1980 μια επιτροπή του οργανισμού “Welding Research Council- WRC” ανέλαβε να αναθεωρήσει και να επεκτείνει τα διαγράμματα Schaeffler-Delong με σκοπό να βελτιώσει την ακρίβεια πρόβλεψης του ποσοστού του φερρίτη στους συγκολλημένους ανοξείδωτους χάλυβες.

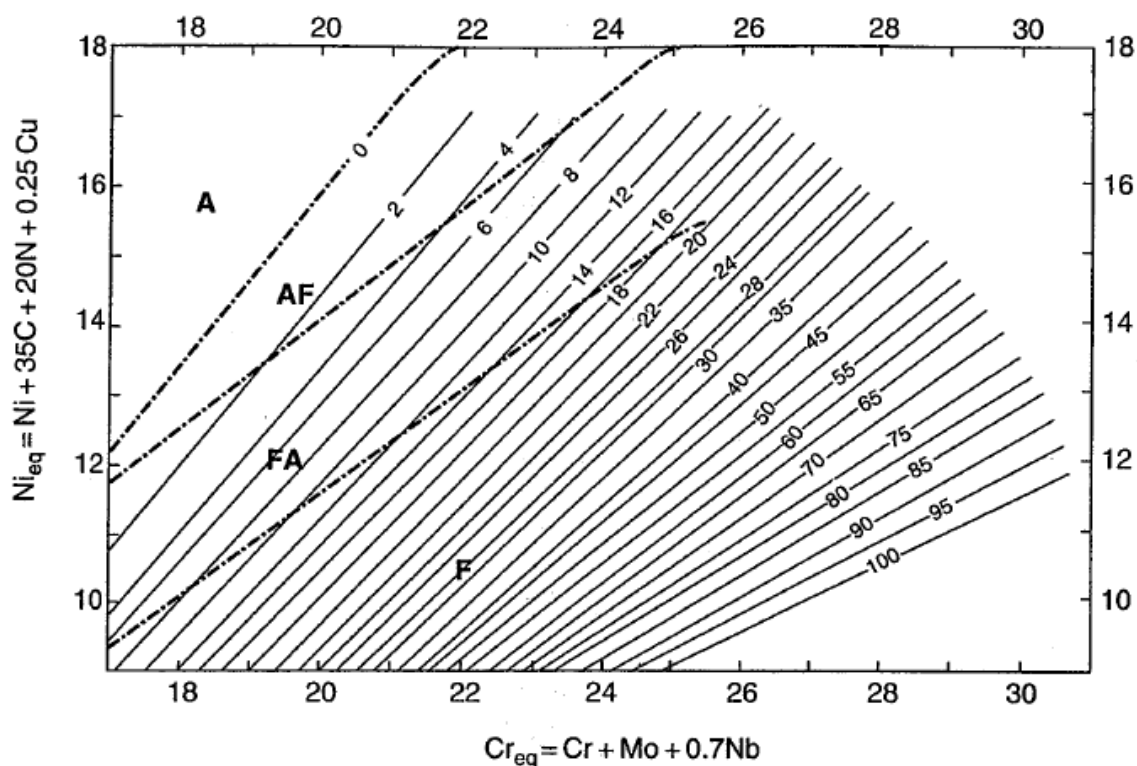
Το 1988 ο Siewert πρότεινε ένα διάγραμμα το οποίο αναπτύχθηκε από μια βάση δεδομένων 950 συγκολλήσεων που συγκεντρώθηκαν από κατασκευαστές ηλεκτροδίων συγκόλλησης, ερευνητικά ιδρύματα και την υπάρχουσα βιβλιογραφία και το οποίο ήταν το πρώτο που είχε γραμμές οι οποίες ορίζαν τον τύπο της στερεοποίησης με βάση όσα αναφέρονται στο Κεφάλαιο 3.8.1 Αυτό ονομάστηκε διάγραμμα WRC-1988 και φαίνεται στην κατωτέρω *Εικόνα 3-14*.



Εικόνα 3-14: Το διάγραμμα πρόβλεψης WRC-1988

Από την ισοδύναμη εξίσωση του νικελίου αφαιρέθηκε η επίδραση του μαγγανίου περιορίζοντας έτσι την συστηματική υπερεκτίμηση του ποσοστού του φερρίτη που συνέβαινε για τα υψηλής κραμμάτωσης συγκολλημένα μέταλλα. Ένα άλλο σημαντικό χαρακτηριστικό του ήταν ότι επειδή τα δεδομένα της χημικής ανάλυσης προερχόντουσαν από πληθώρα πηγών, σε αντίθεση με τις περιορισμένες πηγές που είχαν χρησιμοποιηθεί στα μέχρι τότε διαγράμματα, μπορούσε να θεωρηθεί ανεξάρτητο των επιδράσεων στην χημική ανάλυση. Με τα υπάρχουσα δεδομένα συγκρίθηκε το διάγραμμα WRC-1988 με το προϋπάρχον διάγραμμα DeLong και διαπιστώθηκε ότι το WRC-1988 ήταν σημαντικά πιο ακριβές.

Μετά την δημιουργία του διαγράμματος WRC-1988 άρχισε να συζητείται πάρα πολύ η επίδραση του γ-φερρογόνου χαλκού λόγω της αυξημένης χρήσης των διφασικών ανοξειδωτων χάλυβων οι οποίοι εμπεριείχαν χαλκό σε ποσοστά μέχρι 2%. Διάφοροι συντελεστές προτάθηκαν για τον χαλκό προκειμένου να συμπεριληφθεί στην ισοδύναμη εξίσωση του νικελίου οι οποίοι κυμαίνονταν από 0,25 έως 0,6. Το 1992 οι Kotecki και Siewert εισήγαγαν ένα νέο διάγραμμα το οποίο ήταν ακριβώς ίδιο με το διάγραμμα WRC-1988 με την διαφορά ότι συμπεριλάμβανε και τον χαλκό στην ισοδύναμη εξίσωση του νικελίου με συντελεστή 0,25. Αυτό ονομάστηκε διάγραμμα WRC-1992 και φαίνεται στην κατωτέρω *Εικόνα 3-15*.



Εικόνα 3-15: Το διάγραμμα πρόβλεψης WRC-1992

Σήμερα το διάγραμμα WRC-1992 είναι το πιο αξιόπιστο και ακριβές διαθέσιμο διάγραμμα για την πρόβλεψη του ποσοστού του φερρίτη στην ζώνη τήξης των ωστενιτικών και των διαφασικών ανοξειδωτων χάλυβων. Έχει γίνει αποδεκτό σε όλο τον κόσμο και έχει συμπεριληφθεί σε πληθώρα προδιαγραφών. Δυνητικά θα μπορούσε να θεωρηθεί μειονέκτημα του (όπως και όλων των προηγούμενων διαγραμμάτων) η απουσία ενός συντελεστή για την κραμματική προσθήκη του τιτανίου. Όπως και το νιόβιο το τιτάνιο είναι ένα ισχυρό καρβιδιογόνο και μπορεί να επηρεάσει τις ισορροπίες αφαιρώντας άνθρακα από την κρυσταλλική δομή. Αν και πολύ λίγοι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες περιέχουν τιτάνιο όταν αυτό εμπεριέχεται σε ποσοστό μεγαλύτερο του 0,2% θεωρείται ότι ο συνυπολογισμός του στην εξίσωση του ισοδύναμου χρωμίου, με έναν συντελεστή μεταξύ του 2 και του 3, βελτιώνει την ακρίβεια της πρόβλεψης του ποσοστού του φερρίτη.

3.6 Οι δευτερεύουσες φάσεις

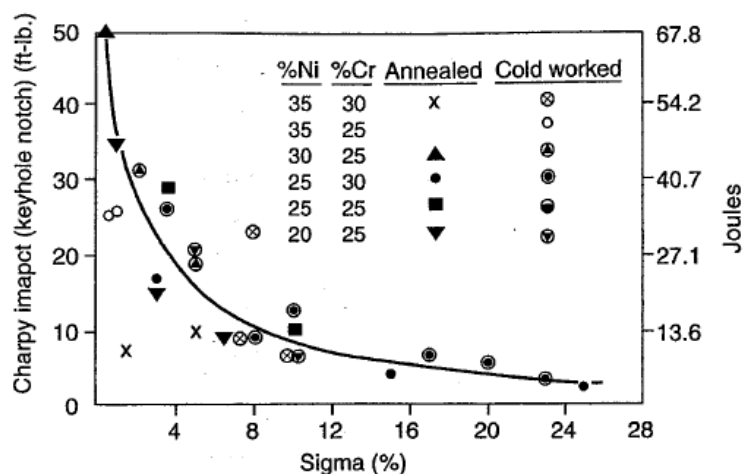
Οι δευτερεύουσες φάσεις αφορούν ανεπιθύμητες ενδομεταλλικές φάσεις που μπορούν να δημιουργηθούν στους ανοξειδωτους χάλυβες κατά την θερμική επεξεργασία τους στο εύρος 600-1000°C. Το κοινό χαρακτηριστικό τους είναι η υψηλή περιεκτικότητα σε Cr και η ψαθυρότητα. Συνεπώς η σε μεγάλο ποσοστό κατακρήμιση αυτών των φάσεων οδηγεί σε μείωση της αντοχής του ανοξειδωτου χάλυβα και μείωση της αντοχής σε συγκεκριμένους τύπους διάβρωσης. Ο υψηλά κραματωμένος φερρίτης ευνοεί την δημιουργία τους καθώς και η παρουσία των κραματικών προσθηκών Si, Mo και W. Από τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες επιρρεπής στην δημιουργία τους είναι οι υψηλά κραματωμένοι. Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες με χαμηλή περιεκτικότητα Cr και καθόλου Mo απαιτούν μεγάλους χρόνους σε υψηλές θερμοκρασίες προκειμένου να δημιουργήσουν ενδομεταλλικές φάσεις και συνεπώς είναι λιγότερο επιρρεπής στην δημιουργία τους. Σε όλους τους χάλυβες τα κατακρημνίσματα των ενδομεταλλικών φάσεων μπορούν να διαλυθούν με ανόπτηση. Σε υψηλά κραματωμένους χάλυβες για την διάλυση τους απαιτούνται συνήθως μεγάλοι χρόνοι σε υψηλές θερμοκρασίες[1]. Οι κυριότερες δευτερεύουσες φάσεις συνοψίζονται στον κατωτέρω Πίνακας 3-5.[5]

Πίνακας 3-5: Οι κυριότερες δευτερεύουσες φάσεις και τα κρυσταλλογραφικά χαρακτηριστικά τους

Precipitate	Crystal Structure	Lattice Parameters (nm)	Stoichiometry
MC	FCC	$a = 0.424-0.447$	TiC, NbC
M_6C	Diamond cubic	$a = 1.062-1.128$	(FeCr) ₃ Mo ₃ C, Fe ₃ Nb ₃ C, Mo ₅ SiC
$M_{23}C_6$	FCC	$a = 1.057-1.068$	(Cr,Fe) ₂₃ C ₆ , (Cr,Fe,Mo) ₂₃ C ₆
NbN	FCC	$a = 0.440$	NbN
Z phase	Tetragonal	$a = 0.307, c = 0.7391$	CrNbN
Sigma phase	Tetragonal	$a = 0.880, c = 0.454$	Fe-Ni-Cr-Mo
Laves phase (η)	Hexagonal	$a = 0.473, c = 0.772$	Fe ₂ Mo, Fe ₂ Nb
Chi phase (χ)	BCC	$a = 0.8807-0.8878$	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀
G phase	FCC	$a = 1.12$	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₇ , Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇
R	Hexagonal	$a = 1.0903, c = 1.9342$	Mo-Co-Cr
	Rhombohedral	$a = 0.9011, \alpha = 74^\circ 27.5'$	Mo-Co-Cr
ϵ Nitride (Cr ₂ N)	Hexagonal	$a = 0.480, c = 0.447$	Cr ₂ N
Ni ₃ Ti	Hexagonal	$a = 0.9654, c = 1.5683$	Ni ₃ Ti
Ni ₃ (Al,Ti)	FCC	$a = 0.681$	Ni ₃ Al

3.6.1 Φάση σίγμα (σ)

Περιέχει Fe-Cr-Mo τα οποία κρυσταλλώνονται σε χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή. Είναι η πιο συνηθισμένη ενδομεταλλική φάση στους ανοξειδωτους χάλυβες και κατακρημίζεται με περιεκτικότητα Cr από 16% και πάνω. Η φάση σίγμα αποτελεί την βασική αιτία αστοχίας των συγκολλήσεων όταν δημιουργείται στις συγκολλημένες περιοχές. Είναι σκληρή και ψαθυρή και συνεπώς μειώνει την ολκιμότητα και την δυσθραυστότητα[4]. Ένα παράδειγμα της αρνητικής επίδρασης της φάσης σίγμα στην δυσθραυστότητα φαίνεται στο κατωτέρω διάγραμμα της *Εικόνα 3-16*. Επισημαίνεται ότι περιεκτικότητα σε φάση σίγμα 5% μειώνει την δυσθραυστότητα κατά 50%[5].



Εικόνα 3-16: Επίδραση της φάσης σ στην δυσθραυστότητα των ανοξείδωτων χαλύβων

3.6.2 Φάση χ (χ)

Έχει χημικό τύπο $(\text{Fe,Ni})_{36}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$ και κρυσταλλώνεται στο χωροκεντρωμένο κυβικό σύστημα. Συνήθως συνυπάρχει με την φάση σίγμα αλλά σε αρκετά μικρότερο ποσοστό. Μοιάζει στην μορφολογία με την φάση σίγμα. Η κύρια διαφορά της είναι ότι περιέχει περισσότερο Mo επομένως μπορούμε να την ξεχωρίσουμε εύκολα από την φάση σίγμα στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο με την τεχνική των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων. Επηρεάζει επίσης αρνητικά την αντοχή σε διάβρωση και τις μηχανικές ιδιότητες των ανοξείδωτων χαλύβων αλλά σε μικρότερο βαθμό από ότι η φάση σίγμα.[4]

3.6.3 Φάση laves

Στους ανοξείδωτους χάλυβες η φάση laves έχει χημικό τις τύπο $(\text{Cr, Fe})_2\text{Mo}$, Στους ωστενιτικούς και υπερωστενιτικούς χάλυβες συνήθως έχει τον μοριακό τύπο Fe_2X όπου το X μπορεί να είναι Mo, Nb ή Ti. Κρυσταλλώνεται στο εξαγωνικό σύστημα αλλά σε χαμηλότερες θερμοκρασίες μπορεί να κρυσταλλωθεί και στο κυβικό. Έχει επίσης αρνητικές επιπτώσεις στις μηχανικές και αντιδιαβρωτικές ιδιότητες του χάλυβα. Το χαρακτηριστικό της το οποίο την διαχωρίζει έντονα από τις φάσεις σίγμα και χ ή από καρβίδια στο μικροσκόπιο είναι ότι παρουσιάζει στην μικροδομή της πυκνό δίκτυο ατελειών.[4]

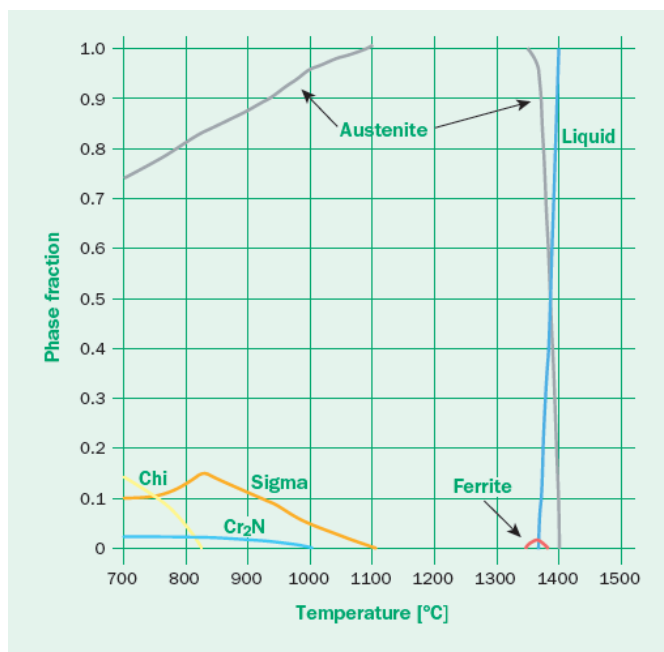
3.6.4 Νιτρίδια

Τα νιτρίδια παρατηρούνται κυρίως στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες υψηλής απόδοσης και στους διφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Αφορούν το Cr₂N-τύπου β και το CrN-τύπου ε. Στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες εμφανίζονται ως λεπτά κατακρημίσματα στα όρια των κόκκων.[4]

3.6.5 Καρβίδια

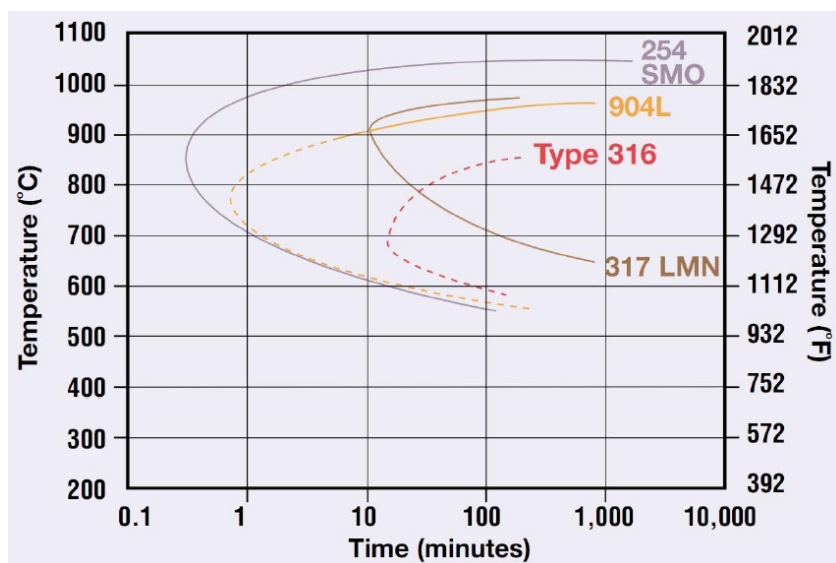
Τα καρβίδια είναι ενώσεις του C με κάποιο μέταλλο τα οποία συνήθως σχηματίζονται στα όρια των κόκκων του ανοξειδωτου χάλυβα. Σχηματίζονται σε θερμοκρασίες μεταξύ 550 και 950°C και τα πιο επιβλαβή είναι τα καρβίδια του χρωμίου με πιο κοινό το Cr₂₃C₆ επειδή δεσμεύουν μεγάλες ποσότητες Cr στα όρια των κόκκων και οδηγούν σε περικρυσταλλική διάβρωση. Η υψηλή περιεκτικότητα σε C ευνοεί την δημιουργία τους και θεωρείται ότι στους υπερωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες περιεκτικότητες κάτω από 0,03% σε C δεν οδηγούν στο σχηματισμό καρβιδίων. Για την παρεμπόδιση σχηματισμού των καρβιδίων του Cr προστίθενται ισχυρά καρβιδιογόνα μέταλλα όπως τα Ti, Nb, V, Zr και W τα οποία σχηματίζουν αυτά καρβίδια λιγότερο επιβλαβή για τον χάλυβα από ότι το Cr[4].

Στο κατωτέρω διάγραμμα της *Εικόνα 3-17* φαίνεται η αναμενόμενη ποσότητα των δευτερεύουσων φάσεων συναρτήσει της θερμοκρασίας σε κατάσταση θερμοδυναμικής ισορροπίας για υπερωστενιτικό χάλυβα υψηλής απόδοσης SMO 254 (EN 1.4547).[4]



Εικόνα 3-17: Αναμενόμενη ποσότητα των δευτερεύουσων φάσεων συναρτήσει της θερμοκρασίας, σε κατάσταση θερμοδυναμικής ισορροπίας, για υπερωστενιτικό χάλυβα υψηλής απόδοσης SMO 254 (EN 1.4547)

Βλέπουμε ότι στους 800°C ο ανοξειδωτός χάλυβας υψηλής απόδοσης SMO 254 σε κατάσταση θερμοδυναμικής ισορροπίας αναμένεται να δημιουργήσει περίπου 0,12% φάση σίγμα, 0,03% Cr₂N και 0,05% φάση χ. Στην *Εικόνα 3-18* παρουσιάζεται ένα διάγραμμα TTT όπου φαίνεται ο χρόνος που απαιτείται για τον σχηματισμό δευτερεύουσων φάσεων σε διάφορους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες. [4]

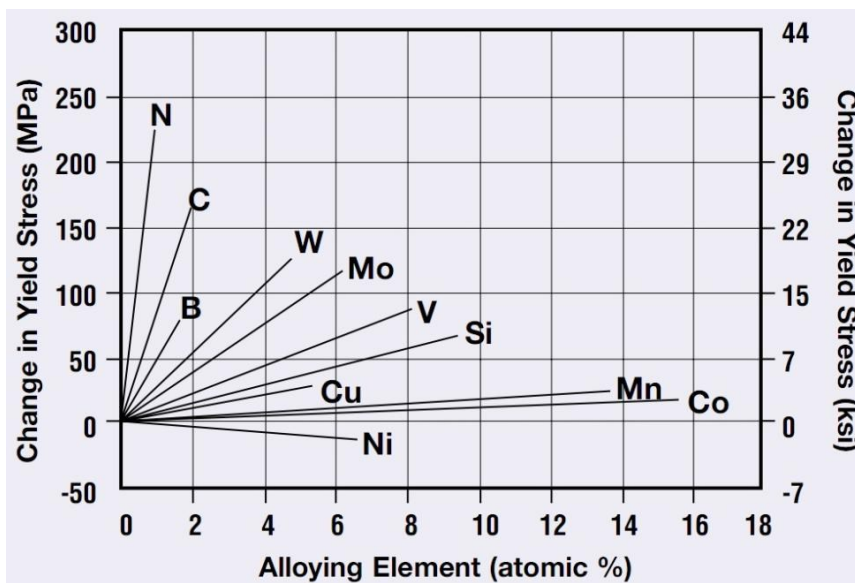


Εικόνα 3-18: Διάγραμμα TTT σχηματισμού δευτερεύουσων φάσεων σε διάφορους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες

Παρατηρούμε ότι για τον SMO 254 αρκεί μισό λεπτό στους 850°C για να ξεκινήσει η δημιουργία των δευτερεύουσων φάσεων ενώ ο 316 απαιτεί περίπου 20 λεπτά στους 700°C (ή 100 λεπτά στους 850°C)

3.7 Μηχανικές ιδιότητες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων

Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες έχουν χαμηλό σε σχέση με τους άλλους τύπους (φερριτικού, διφασικούς, μαρτενσιτικούς) όριο διαρροής αλλά χαρακτηρίζονται από μεγάλο βαθμό σκλήρυνσης με ενδοτράχυνση (εκθέτης ενδοτράχυνσης μεγάλος). Η αντοχή τους αυξάνει με αυξανόμενα ποσοστά των κραματικών προσθήκων N, C και μέχρι ενός βαθμού και άλλων στοιχείων.[1] Η επίδραση των κραματικών προσθηκών στην αύξηση του ορίου διαρροής στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες φαίνεται στο κατωτέρω διάγραμμα της *Εικόνα 3-19*[4]. 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.



Εικόνα 3-19: Επίδραση των κραματικών προσθηκών στο όριο διαρροής των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων

Βεβαίως όσο το ποσοστό του C αυξάνεται αυξάνεται και ο κίνδυνος ευαισθητοποίησης του ανοξειδωτου χάλυβα σε περικρυσταλλική διάβρωση λόγω του φαινομένου του σχηματισμού καρβιδίων του Cr στα όρια των κόκκων. Αυτό αντιμετωπίζεται εν μέρει με την

σταθεροποίηση του κράματος με την προσθήκη των ισχυρών καρβιδιογόνων Ti και Nb τα οποία δημιουργούν καρβίδια τα ίδια και έτσι το C_T δεν δεσμεύεται. Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες παρουσιάζουν μεγάλη ολκιμότητα, με σημαντική επιμήκυνση μέχρι την θράυση και είναι πολύ σκληροί στις χαμηλές θερμοκρασίες.

Στον Πίνακα 3-6 δίνονται οι ελάχιστες τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων για τους πιο κοινούς ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες σε θερμοκρασία δωματίου[5].

Πίνακας 3-6: Ελάχιστες τιμές μηχανικών ιδιοτήτων για διάφορους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες

Alloy	Tensile Strength		Yield Strength		Elongation (%)	Reduction in Area (%)
	MPa	ksi	MPa	ksi		
302	515	75	205	30	40	50
304	515	75	205	30	40	50
304L	480	70	170	25	40	50
308	515	75	205	30	40	50
309	515	75	205	30	40	50
310	515	75	205	30	40	50
316	515	75	205	30	40	50
316L	480	70	170	25	40	50
317	515	75	205	30	40	50
321	515	75	205	30	40	50
330	480	70	205	30	30	—
347	515	75	205	30	40	50

Ο ανωτέρω πίνακας αντιστοιχεί σε ανοπτημένη κατάσταση. Στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες μπορούμε να επιτύχουμε σημαντική αύξηση της αντοχής με ψυχρηλασία. Οι μέθοδοι της σκλήρυνσης μέσω κατακρημνισμάτων ή μετασχηματισμού δεν προσφέρουν σημαντική βελτίωση της αντοχής[5].

Μερικοί ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες χαμηλής κραμάτωσης μπορεί να είναι μετασταθής σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και να έχουν την τάση να δημιουργήσουν μαρτενσίτη είτε λόγω ψήξης σε θερμοκρασία χαμηλότερη από αυτή του περιβάλλοντος είτε λόγω πλαστικής παραμόρφωσης είτε λόγω επίδρασης και των δύο ανωτέρω παραγόντων. Ο μετασχηματισμός σε μαρτενσίτη θα αυξήσει σημαντικά την αντοχή και θα επηρεάσει της μαγνητικές ιδιότητες.

Ακολούθως θα περιγραφούν οι μηχανικές ιδιότητες των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων 1.4404 (EN 10027-2) ή 316L (ASTM/AISI) και 1.4547 (EN 10027-2) ή 254 SMO (ονομασία βάση κατασκευάστριας εταιρείας OUTOKUMPU).

3.7.1 Ανοξείδωτος ωστενιτικός χάλυβας 316L (ASTM) ή 1.4404 (EN 10027-2)

Ο ανοξείδωτος χάλυβας 316L (ASTM/AISI), είναι ωστενιτικός της κατηγορίας Cr-Ni-Mo με βάση την κατηγοριοποίηση των ωστενιτικών που περιγράψαμε στο κεφάλαιο 3.2.4. Έχει περιεκτικότητα σε C 0,02% και το γράμμα L δηλώνει ακριβώς ότι η περιεκτικότητα του σε C είναι χαμηλή (<0,03%) και μπαίνει για να τον διαφοροποιήσει από τον ανοξείδωτο χάλυβα ASTM 316 ο οποίος έχει περιεκτικότητα σε C 0,04%. Επομένως είναι ανοξείδωτος χάλυβας με υψηλή αντοχή σε περικρυσταλλική διάβρωση ενώ η παρουσία του Mo τον κάνει ανθεκτικό σε διάβρωση από οξέα.

Ακολούθως δίνονται οι ονομασίες του 316L (ASTM/AISI) στις κυριότερες προδιαγραφές.

Πίνακας 3-7: Ονομασίες του ASTM 316L βάση των πιο κοινών προδιαγραφών

ASTM/AISI	UNS	EN	ISO	JIS
316L	S31603	1.4404	4404-316-03-1	-

Λόγω των πολύ καλών αντοχών του σε διάβρωση χρησιμοποιείται σε εφαρμογές όπου οι αντιδιαβρωτικές απαιτήσεις είναι αυξημένες. Πιο συγκεκριμένα χρησιμοποιείται στην βιομηχανία χαρτιού, σε εναλλάκτες θερμότητας, σε δεξαμενές αποθήκευσης, σε σωλήνες, σε πισίνες, στην βιομηχανία τροφίμων και αναψυκτικών, στην φαρμακευτική βιομηχανία, στην χημική βιομηχανία, σε μεταλλικά έπιπλα, μεταλλικές επενδύσεις, στην τέχνη μεταλλικών αντικειμένων κ.α.

Στον κατωτέρω πίνακα φαίνεται η χημική σύσταση του 316L (ASTM/AISI).

Πίνακας 3-8: Χημική σύσταση του 316L (ASTM/AISI)

	C	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Other
Typical	0.020		17.2	10.1	2.1		

Οι μηχανικές ιδιότητες του ASTM/AISI 316L φαίνονται στον κατωτέρω Πίνακας 3-9 της εταιρείας Outokumpu. Η ονομασία που αποδίδει η εταιρεία στον 316L είναι 4404 εκ του EN 1.4404.

Πίνακας 3-9: Μηχανικές ιδιότητες ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων της κατηγορίας Cr-Ni-Mo, για ελάσματα Θερμής Έλασης/ Ψυχρής Έλασης. Ο πίνακας παρουσιάζει τις τυπικές τιμές σε θερμοκρασία 20°C

Steel grade	Proof strength		Tensile strength	Elongation	Hardness HB
	R _{p0.2} MPa	R _{p1.0} MPa	R _m MPa	A ₅ %	
4401	280/290	320/320	570/590	55/55	160
4404	280/290	320/320	570/590	55/55	165
4436	300/300	340/340	590/600	50/55	165
4432	280/300	320/330	570/600	50/55	165
4406	320/	360/	620/	50/	
4429	350/350	390/390	670/670	45/45	180
4571	270/270	310/310	570/590	50/55	165
4435	270/300	310/340	570/600	55/55	150

Παρατηρούμε ότι η τυπική τιμή για το όριο διαρροής είναι 290 MPa, για το όριο αντοχής 590 MPa, για την ολκιμότητα 55% και για την σκληρότητα 165 HB (Hardness Brinell) = 83,5 HRB = 160 HV [15, table 2].

3.7.2 Ανοξειδωτος ωστενιτικός χάλυβας SMO 254 (OUTOKUMPU)

Πρόκειται για έναν ανοξειδωτο ωστενιτικό χάλυβα υψηλής απόδοσης, με υψηλή αντοχή σε διαβρωση σχισμής και βελονισμών και με πάρα πολύ υψηλή αντοχή σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση παρουσία χλωριώντων. Έχει μεγαλύτερη αντοχή από τους ωστενιτικούς χάλυβες της σειράς 300 (ASTM/AISI). Παρουσιάζει εξαιρετική δυσθραυστότητα, επεξεργασιμότητα και συγκολλησιμότητα.

Ακολούθως δίνονται οι ονομασίες του SMO 254 (OUTOKUMPU) στις κυριότερες προδιαγραφές.

Πίνακας 3-10: Ονομασίες του SMO 254 (OUTOKUMPU) στις κυριότερες προδιαγραφές

OUTOKUMPU	ASTM	UNS	EN	ISO	JIS
SMO 254	-	31254	1.4547	4547-312-54-1	-

Οι βασικότερες εφαρμογές του είναι σε εξαρτήματα που είναι σε επαφή με το θαλασσινό νερό, σε εξοπλισμό χημικών επεξεργασιών, σε εξοπλισμό επεξεργασίας φαγητού, σε εξοπλισμό αφαλάτωσης, σε εξοπλισμό της βιομηχανίας καυσίμων κ.α.

Στον κατωτέρω πίνακα φαίνεται η χημική σύσταση του 1.4547 (EN 10027-2).

Πίνακας 3-11: Χημική σύσταση ανοξειδωτού ωστενιτικού χάλυβα υψηλής απόδοσης SMO 254 (OUTOKUMPU)

SMO 254	C	N	Cr	Ni	Mo	Cu	Si	Mn	S	P
%	0,01	0,2	21	18	6,1	0,5-1	0,8max	1max	0,01max	0,03max

Οι μηχανικές ιδιότητες του SMO 254 φαίνονται στον κατωτέρω Πίνακας 3-12.

Πίνακας 3-12: Τυπικές τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων του χάλυβα SMO 254 σε θερμοκρασία 20°C

				Minimum values according to EN 10088			Typical values		
				P	H	C	P (15 mm)	H (4 mm)	C (1 mm)
254 SMO [®]	Proof strength	R _{p0.2}	MPa	300	300	320	320	390	375
	Proof strength	R _{p1.0}	MPa	340	340	350	350	440	415
	Tensile strength	R _m	MPa	650	650	650	680	740	735
	Elongation	A ₅	%	40	35	35 ¹	50	45	41 ¹
	Hardness	HB		-	-	-	160	190	87 ²

P=hot rolled plate. H=hot rolled strip. C=cold rolled coil and sheet. *new product, typical values under establishment. ¹A₅₀, ²HRB.

Παρατηρούμε ότι για έλασμα ψυχρής έλασης η τυπική τιμή του ορίου διαρροής είναι 375 MPa, του ορίου αντοχής 735 MPa, της ολκιμότητας 41% και της σκληρότητας 87 HRB (Hardness Rockwell B) = 178 HBS=172HV [15, table 2].

Στον κατωτέρω Πίνακας 3-13 παρατίθενται συγκριτικά οι μηχανικές ιδιότητες των χαλύβων 316L και SMO 254, που αποτελούν το αντικείμενο της παρούσας εργασίας.

Πίνακας 3-13: Συγκριτικός πίνακας των τυπικών τιμών, των μηχανικών ιδιοτήτων των ανοξειδωτών ωστενιτικών χαλύβων outokumpu 316L και SMO 254, για ελάσματα ψυχρής έλασης, σε θερμοκρασία δωματίου.

Outokumpu name	Όριο διαρροής R _{p0.2} , σε MPa	Όριο αντοχής R _m , σε MPa	Ολκιμότητα %, A ₅	Σκληρότητα κατά Vickers (HV)
316L	290 MPa	590 MPa	55 %	160
SMO 254	375 MPa	735 MPa	41 %	172

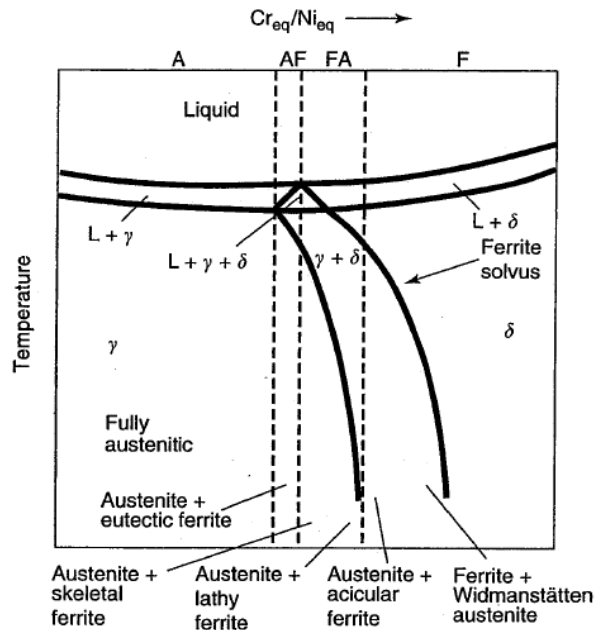
3.8 Μεταλλουργία συγκολλήσεων στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες είναι οι ανοξείδωτοι χάλυβες των οποίων η μικροδομή σε θερμοκρασία δωματίου αποτελείται κυρίως από ωστενίτη. Αυτό επιτυγχάνεται με προσεκτικό σχεδιασμό των κραματικών προσθηκών και της θερμομηχανικής επεξεργασίας που θα υποστούν. Πολύ συχνά στην τελική δομή και ιδιαίτερα στις περιοχές των συγκολλήσεων είναι δυνατό να έχουμε τον σχηματισμό και δ-φερρίτη που η ποσότητα του θα ποικίλλει ανάλογα με την ισορροπία των γ-φερρογόνων κραματικών προσθηκών έναντι των στοιχείων που ευνοούν τον σχηματισμό φερρίτη. Αυτός ο φερρίτης είναι το αποτέλεσμα του διαχωρισμού των α-φερρογόνων στοιχείων (κυρίως του Cr) και της θερμομηχανικής επεξεργασίας. Συνήθως υπάρχει σε χαμηλά ποσοστά 2 με 3%. Παρακάτω θα παρουσιαστούν οι διάφορες μικροδομές ωστενίτη και δ-φερρίτη που μπορεί να προκύψουν στην Ζώνη Τήξης και στην Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη των συγκολλήσεων κατά την στερεοποίηση.

3.8.1 Η μικροδομή στην Ζώνη Τήξης

Η μικροδομή της ζώνης τήξης στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες εξαρτάται από τους μετασχηματισμούς φάσης που θα λάβουν χώρα και που περιγράφηκαν στο κεφάλαιο 3.5. Όλοι οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες στερεοποιούνται με κυρίαρχουσα φάση είτε την ωστενιτική είτε την δέλτα φερριτική. Η σύσταση του ωστενιτικού ανοξείδωτου χάλυβα είναι αυτή που θα καθορίζει αν η κυρίαρχη φάση θα είναι ο ωστενίτης ή ο φερρίτης. Στα ψευδοδιμερή διαγράμματα των Εικόνα 3-11 Εικόνα 3-12 είδαμε ότι αυτό καθορίζεται από τον λόγο των συγκεντρώσεων $(Cr/Ni)_{eq}$.

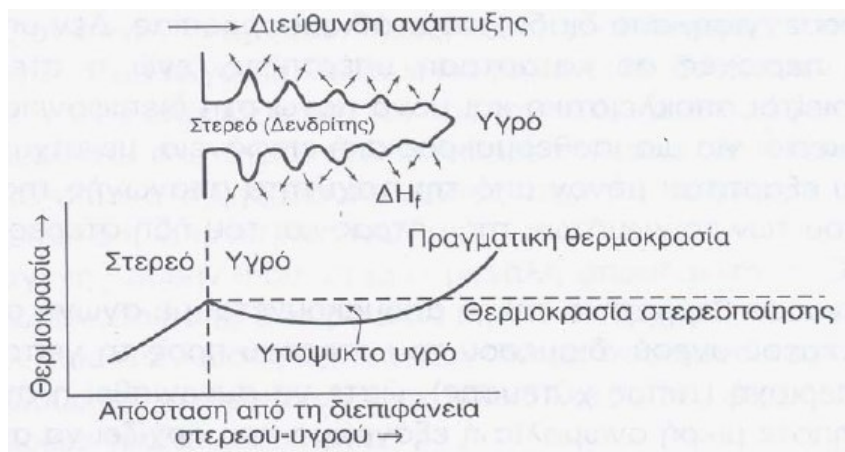
Για την ζώνη τήξης των ωστενιτικών ανοξείδωτων χάλυβων υπάρχουν 4 κύριοι τύποι στερεοποίησης που φαίνονται αναλυτικά στο κατωτέρω ψευδοδιμερές διαγραμμα της Εικόνα 3-20[5].



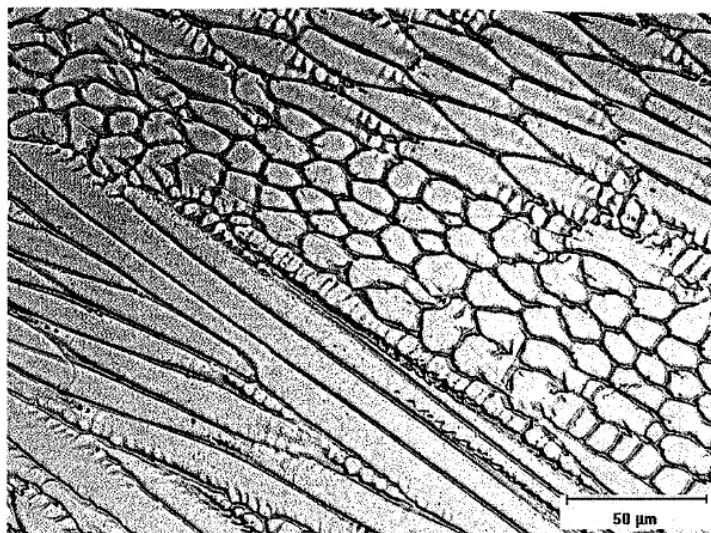
Εικόνα 3-20: Οι προκύπτουσες φάσεις στην ζώνη τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα με βάση το ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni για σταθερή περιεκτικότητα Fe.

3.8.1.1 Στερεοποίηση τύπου A: Πλήρως ωστενιτική στερεοποίηση[5].

Η στερεά περιοχή αναπτύσσεται με την μορφή δενδριτών όπως φαίνεται στην Εικόνα 3-21. Στο τέλος της στερεοποίησης έχουμε τον σχηματισμό 100% ωστενιτικών κόκκων οι οποίοι όμως έχουν διαφορετική μορφολογία από αυτήν του μετάλλου βάσης. Στην Εικόνα 3-22 φαίνεται αυτή η διαφορά.



Εικόνα 3-21: Η στερεοποίηση της φάσης του ωστενίτη με την μορφή δενδριτών

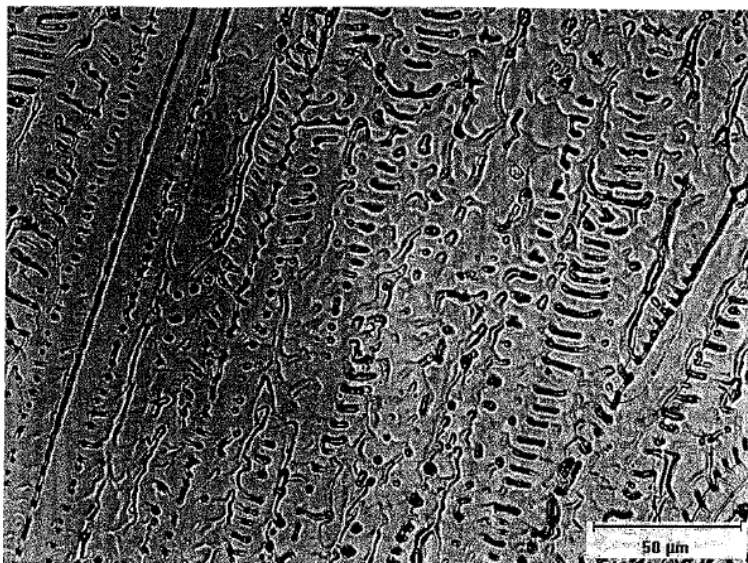


Εικόνα 3-22: Μικροδομή της ζώνης τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτούς χάλυβα, κατά την στερεοποίηση σε πλήρη ωστενιτική δομή τύπου Α[5]

Επιπρόσθετα παρατηρούμε ότι είναι ορατοί στην ζώνη τήξης εκτός από τους κόκκους του ωστενίτη και οι δενδρίτες. Το Cr και το Mo σε αυτόν τον τύπο της στερεοποίησης έχουν την τάση να συγκεντρώνονται στα όρια των δενδριτών και των ισοαξονικών κόκκων[5].

3.8.1.2 Στερεοποίηση τύπου AF. Ωστενιτική-Φερριτική.

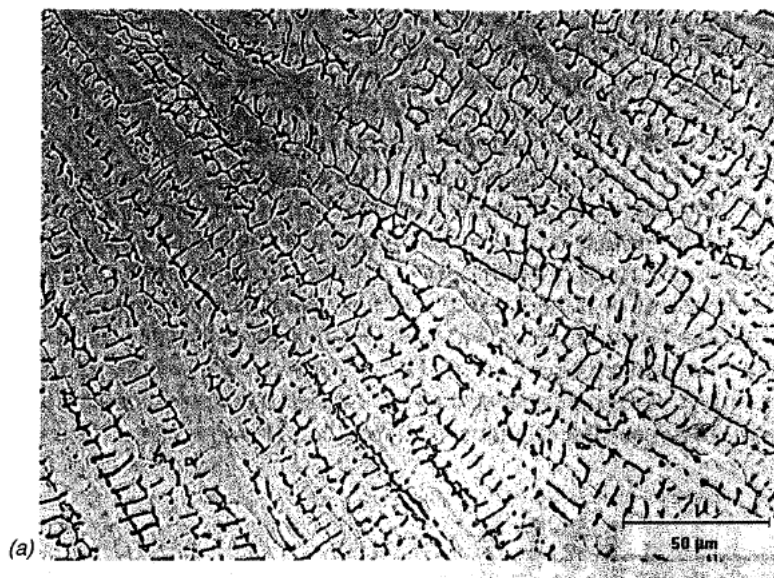
Υπάρχει η περίπτωση κατά την στερεοποίηση σε ωστενίτη να σχηματιστεί και μια ποσότητα φερρίτη δια μέσου ευτηκτικής αντιδράσεως. Αυτό θα συμβεί όταν ικανή ποσότητα από τα α-φερρογόνα στοιχεία Cr και Mo διαχωριστεί στα όρια των ωστενιτικών δενδριτών ώστε να προάγει και να διατηρήσει την φερριτική δομή. Η μικροδομή αυτή φαίνεται στην Εικόνα 3-23.



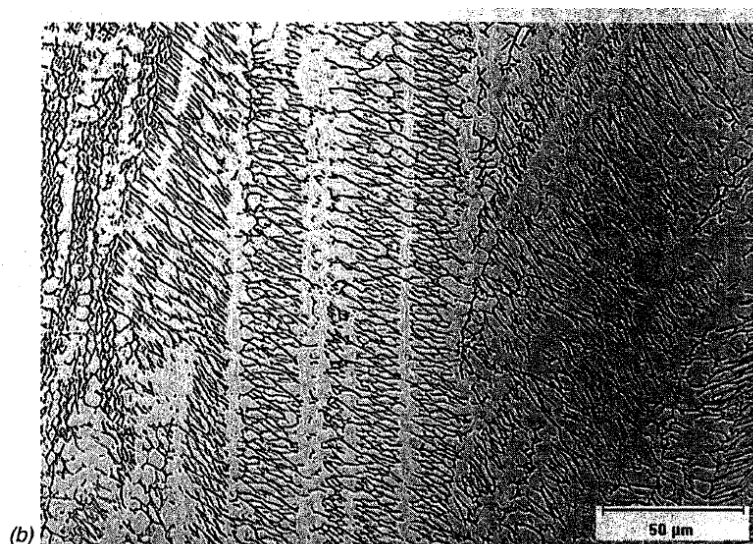
Εικόνα 3-23: Μικροδομή ζώνης τήξης οστενιτικού ανοξειδωτούς χάλυβα κατά την στερεοποίηση τύπου AF. Η σχηματιζόμενη φάση του δ-φερρίτη διακρίνεται ως η πιο σκούρα φάση

3.8.1.3 Στερεοποίηση τύπου FA. Φέρριτο-Ωστενιτική.

Όταν αρχικά η στερεοποίηση γίνεται κυρίως σε δ-φερρίτη με τον σχηματισμό λίγου οστενίτη στα όρια των κόκκων και των δεντριτών μέσω μιας περιτηκτικής-ευτηκτικής αντίδρασης, τότε έχουμε την φερριτο-ωστενιτική στερεοποίηση τύπου AF. Σε αυτού του τύπου την στερεοποίηση αν ο ρυθμός ψύξης είναι αργός ο φερρίτης συνήθως μετατρέπεται σε οστενίτη σε μεγάλο ποσοστό μέσω μιας διαδικασίας που ελέγχεται από μηχανισμούς διάχυσης. Έτσι τελικά συνήθως θα έχουμε περισσότερο οστενίτη και λιγότερο δ-φερρίτη (παρόλο που αρχικά η στερεοποίηση έγινε κυρίως σε φερρίτη). Με αυτή την διαδικασία μετατροπής μπορεί να προκύψουν 2 διαφορετικές δομές φερρίτη. Η skeletal και η lathy σύμφωνα με την ορολογία των Lippold και Kotecki. Οι μικροδομές αυτές φαίνονται στις κατωτέρω *Εικόνα 3-24* *Εικόνα 3-25* αντίστοιχα, όπου ο δ-φερρίτης είναι η πιο σκούρα φάση. Όπως φαίνεται και στο ψευδοδιμερές διάγραμμα των φάσεων της *Εικόνα 3-20*, ο skeletal δ-φερρίτης θα προκύψει σε χαμηλότερους λόγους $(Cr/Ni)_{eq}$ και ο lathy δ-φερρίτης θα προκύψει σε υψηλότερους λόγους $(Cr/Ni)_{eq}$, πάντα για τον ίδιο αργό ρυθμό ψύξης ώστε να επιτραπεί η διάχυση και πάντα μέσα στην FA περιοχή. Κατά την φερριτωστενιτική στερεοποίηση ο skeletal φερρίτης είναι λιγότερος από τον lathy καθώς ο lathy δημιουργείται πιο δεξιά στο διάγραμμα της *Εικόνα 3-20*.



Εικόνα 3-24: Ζώνη τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα κατά την στερεοποίηση τύπου FA και την δημιουργία skeletal δ-φερρίτη (σκούρα φάση)



Εικόνα 3-25 Ζώνη τήξης ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα κατά την στερεοποίηση τύπου FA και την δημιουργία lathy δ-φερρίτη (σκούρα φάση)

3.8.1.4 Στερεοποίηση τύπου F. Πλήρως δ-φερριτική.

Όταν η στερεοποίηση στην ζώνη τήξης συμβαίνει σε δομή πλήρως δ-φερριτική τότε χαρακτηρίζεται ως τύπου F. Η ακριβής μικροδομή εξαρτάται από τον ρυθμό ψύξης και τον λόγο των ισοδύναμων συγκεντρώσεων χρωμίου και νικελίου C_{Feq}/Ni_{eq} . Δεν θα αναλυθεί παραπάνω στην παρούσα εργασία γιατί στην πράξη η στερεοποίηση τύπου F είναι σπάνια στους ωστενιτικούς ανοξειδωτούς χάλυβες και συναντάται κυρίως στους διφασικούς ανοξειδωτούς χάλυβες. Συνήθως στους ωστενιτικούς ανοξειδωτούς χάλυβες η σύσταση των

ηλεκτροδίων συγκόλλησης διαμορφώνεται έτσι ώστε η στερεοποίηση να γίνεται στην φερριτώ-ωστενιτική περιοχή (FA).

3.8.2 Η μικροδομή στην Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη – ΘΕΖ

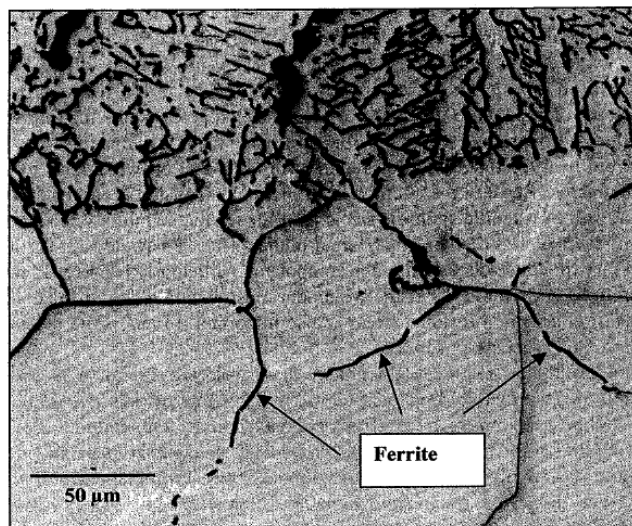
Η μικροδομή της θερμικά επηρεασμένης ζώνης στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες εξαρτάται από την σύσταση και από την μικροδομή του μετάλλου βάσης. Οι μεταλλουργικές αντιδράσεις που συμβαίνουν στην ΘΕΖ είναι οι κατωτέρω:

3.8.2.1 Ανάπτυξη των κόκκων στην ΘΕΖ

Οι περισσότεροι ανοξείδωτοι χάλυβες συγκολλούνται σε ανοπτημένη κατάσταση ή έχουν επεξεργαστεί με θερμή έλαση οπότε φαινόμενα ανάπτυξης των κόκκων δεν συμβαίνουν εκτός και αν υποστούν πολύ μεγάλη θέρμανση κατά την συγκόλληση. Η ανακρυστάλλωση και ανάπτυξη των κόκκων συμβαίνει σε ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες που έχουν υποστεί ψυχρή έλαση. Σε αυτήν την περίπτωση έχουμε σημαντική ελάττωση της αντοχής στην ΘΕΖ ενώ η μικροδομή της ξεχωρίζει από το μέταλλο βάσης καθώς αποτελείται από μεγαλύτερους κόκκους.

3.8.2.2 Σχηματισμός φερρίτη στη ΘΕΖ

Όπως φαίνεται στα ψευδοδιμερή διαγράμματα των *Εικόνα 3-11* και *Εικόνα 3-12*, ανοξείδωτοι χάλυβες στους οποίους ο λόγος C_{req}/Ni_{eq} είναι υψηλός θα σχηματίσουν φερρίτη όταν θερμανθούν σε θερμοκρασίες ακριβώς κάτω από την θερμοκρασία *solidus* το ποσοστό του οποίου αυξάνεται όσο αυξάνεται αυτός ο λόγος. Αυτός ο φερρίτης σχηματίζεται στα όρια των κόκκων όπως φαίνεται στην κατωτέρω *Εικόνα 3-26* και θα περιορίσει το φαινόμενο ανάπτυξης των κόκκων ενώ επιπρόσθετα θα μειώσει την πιθανότητα για ρωγμάτωση εν θερμώ στην ΘΕΖ (HAZ liquation cracking). Το ποσοστό αυτού του φερρίτη συνήθως είναι πολύ μικρό αφού ο μετασχηματισμός του ωστενίτη σε φερρίτη είναι μια διαδικασία αργή ενώ συνήθως ο θερμικός κύκλος της ΘΕΖ είναι αρκετά ταχύς.



Εικόνα 3-26: Μικροδομή της ΘΕΖ σε ωστενιτικό ανοξείδωτο χάλυβα όπου έχουμε την δημιουργία δ-φερρίτη (σκούρα φάση) στα όρια των ωστενιτικών κόκκων

3.8.2.3 Κατακρήμιση στη ΘΕΖ

Η θερμοκρασία στην ΘΕΖ φτάνει κοντά στην θερμοκρασία solidus του κράματος, που είναι οι 1400 °C και συνεπώς πολλά από τα κατακρημνίσματα που είναι παρόντα στο μέταλλο βάσης θα διαλυθούν και η ωστενιτική μήτρα θα διαποτιστεί από αυτά οδηγώντας στον σχηματισμό διάφορων νέων κατακρημνισμάτων κατά την ψύξη. Συνήθως είναι καρβίδια και νιτρίδια και η παρουσία τους είναι πολύ συχνή στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες. Εμφανίζονται στα όρια των κόκκων ή στην διεπιφάνεια ωστενίτη-φερρίτη.

3.8.2.4 Υγροποίηση στα όρια των κόκκων στη ΘΕΖ (HAZ Grain Boundary Liquation)

Μερικές φορές συμβαίνει υγροποίηση κατά μήκος των ορίων των κόκκων του ωστενίτη ως αποτέλεσμα του διαφορισμού ακαθαρσιών στα όρια των κόκκων που οδηγούν στην μείωση του σημείου τήξης των ορίων των κόκκων. Το Ti και το Nb με τον σχηματισμό των καρβιδίων τύπου MC καθώς και ο φώσφορος και το θείο όταν διαφορίζονται στα όρια των κόκκων οδηγούν συχνά σε υγροποίηση στα όρια των κόκκων της ΘΕΖ στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες[5].

3.8.3 Είδη διεπιφανειών μικροδομής στα ωστενιτικά μονοφασικά συγκολλημένα μέταλλα[5]

Τα όρια και οι διεπιφάνειες που σχηματίζονται σε μια συγκόλληση είναι πολύ σημαντικά καθώς σχετίζονται άμεσα με τα ελαττώματα που εμφανίζονται στην ζώνη τήξης τόσο κατά την πραγματοποίηση της συγκόλλησης όσο και κατά την χρήση του ανοξειδωτού χάλυβα. Ακολούθως περιγράφονται τα είδη των διεπιφανειών που σχηματίζονται κάνοντας χρήση της ορολογίας των Lippold και Kotecki στην αγγλική. Σχηματικά και φωτογραφικά περιγράφονται στις *Εικόνα 3-27* *Εικόνα 3-28*.

3.8.3.1 Solidification Subgrain Boundaries (SSGB)

Οι subgrain (υποκόκκοι) αποτελούν την αρτιότερη δομή που μπορεί να αναλυθεί στο οπτικό μικροσκόπιο. Ως υποκόκκος χαρακτηρίζεται ο δεντρίτης ή το κελί το οποίο είναι το στοιχείο με το οποίο προχωράει η στερεοποίηση. Καθώς 2 δεντρίτες που κρυσταλλώνονται με τον ίδιο προσανατολισμό αυξάνουν το μέγεθος τους κάποια στιγμή τα όρια στερεοποίησης τους συναντιούνται και σχηματίζεται το Όριο Στερεοποίησης Υποκόκκου (Solidification Subgrain Boundary ή SSGB). Αυτά τα όρια είναι εμφανή στην μικροδομή γιατί η σύσταση τους είναι διαφορετική από αυτήν του κυρίως όγκου του υλικού καθώς οι μοναδιαίες κυψελίδες της δομής εκεί δεν είναι ολοκληρωμένες λόγω της σύγκρουσης των ορίων των δεντρίτων. Τα όρια αυτά παρουσιάζουν μεγάλη ομοιομορφία ως προς τον προσανατολισμό τους λόγω της ανάπτυξης των υποκόκκων κατά την διεύθυνση ιδίων κρυσταλλογραφικών διευθύνσεων.

3.8.3.2 Solidification Grain Boundaries (SGB)

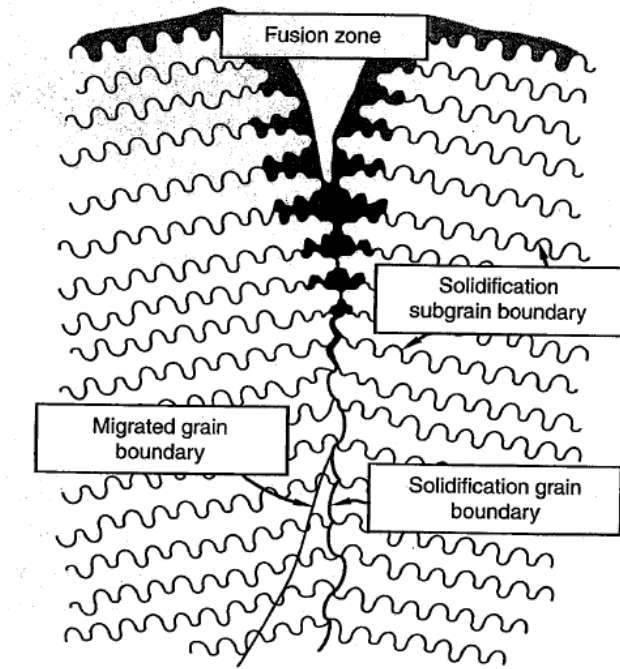
Είναι τα όρια που προκύπτουν κατά την στερεοποίηση ως το αποτέλεσμα της σύγκρουσης ομάδων υποκόκκων που αναπτύσσονται σε διαφορετικές κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις. Γι' αυτό τον λόγο δεν παρουσιάζουν κάποιο συγκεκριμένο προσανατολισμό. Θα μπορούσαν λοιπόν να περιγραφούν ως τα όρια στερεοποίησης των κόκκων. Συχνά εμπεριέχουν υψηλό ποσοστό διαλυμένων κραματικών στοιχείων ή ακαθαρσιών οι οποίες μπορεί να οδηγήσουν στην ρωγμάτωση της συγκόλλησης κατά την στερεοποίηση (Weld Solidification Cracking). Συνεπώς όπως και τα SSGB διαφέρουν από τον κύριο όγκο του υλικού τόσο στον προσανατολισμό όσο και στην σύσταση τους.

3.8.3.3 Migrated Grain Boundaries (MGB)

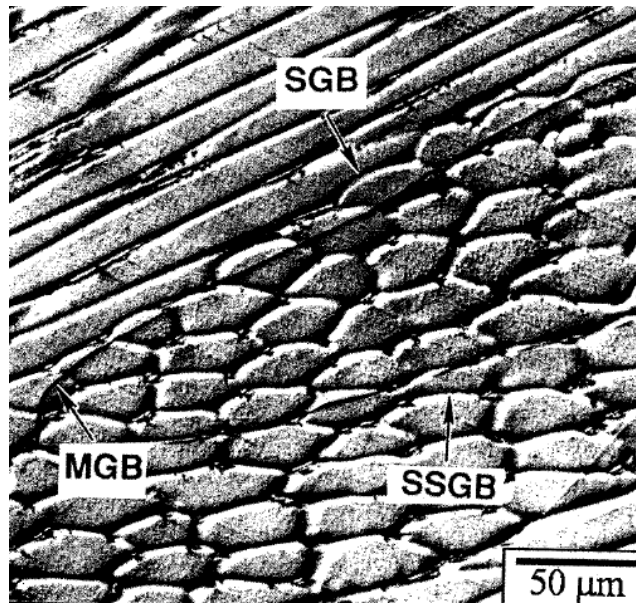
Όπως αναφέρθηκε, τα όρια στερεοποίησης των κόκκων διαφοροποιούνται σε δύο παραμέτρους από τον κύριο όγκο του υλικού. Οι παράμετροι αυτοί είναι ο προσανατολισμός τους και η σύσταση τους. Σε κάποιες περιπτώσεις είναι πιθανό η παράμετρος του κρυσταλλογραφικού προσανατολισμού να διαχωριστεί από την παράμετρο της σύστασης. Έτσι θα δημιουργηθεί ένα καινούργιο όριο το οποίο θα είναι εμφανές και θα χαρακτηρίζεται από τον προσανατολισμό του ορίου στερεοποίησης των κόκκων από το οποίο προέκυψε. Αυτό ονομάζεται Migrated Grain Boundary – MGB και θα μπορούσε να αποδοθεί στα ελληνικά ως «όριο κόκκου μετανάστευσης».

Το όριο κόκκου μετανάστευσης δημιουργείται για λόγους ελαχιστοποίησης της ενέργειας της διεπιφάνειας. Τα αρχικά όρια κόκκων εμπεριέχουν υψηλότερη ενέργεια καθώς είναι το αποτέλεσμα σύγκρουσης αναπτυσσόμενων κόκκων και δενδριτών. Το όριο χαμηλώνει την ενέργεια του με ευθυγράμμιση και στην διαδικασία αυτή αποκλίνει από το αρχικό όριο. Επιπρόσθετα η σύσταση του μπορεί να ποικίλλει ανάλογα με την σύσταση της περιοχής στην οποία έχει μετακινηθεί.

Τα όρια κόκκων μετανάστευσης εμφανίζονται πολύ συχνά στα πλήρως ωστενιτικά συγκολλημένα μέταλλα. Στην περίπτωση της στερεοποίησης τύπου AF ο δ-φερρίτης δημιουργείται στα όρια στερεοποίησης των υποκόκκων-SSGB και στα όρια στερεοποίησης των κόκκων-SGB. Αυτός ο δ-φερρίτης κατά κάποιο τρόπο αγκιστρώνει την κρυσταλλογραφική παράμετρο του SGB και δεν επιτρέπει την απόκλιση από το αρχικό όριο. Σε αυτήν την περίπτωση λοιπόν δεν δημιουργείται όριο κόκκου μετανάστευσης-MGB. Στις *Εικόνα 3-27* και *Εικόνα 3-28* που ακολουθούν φαίνονται χαρακτηριστικά τα ανωτέρω όρια στην στερεοποιημένη ζώνη τήξης του ανοξειδωτού ωστενιτικού χάλυβα 304L.



Εικόνα 3-27: Σχηματική απεικόνιση ανάπτυξης των διάφορων ειδών διεπιφανειών



Εικόνα 3-28: Όρια που δημιουργούνται στην στερεοποιημένη ζώνη τήξης του ανοξείδωτου ωστενιτικού χάλυβα 304L

3.9 Ειδη αστοχιών στις συγκολλήσεις των ωστενιτικών ανοξειδωτων χάλυβων[12]

Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες εμφανίζουν εξαιρετική συγκολλησιμότητα καθώς δεν ευθραστοποιούνται εύκολα κατά την θέρμανση καθώς τα φαινόμενα διαφορισμού, δημιουργίας καρβιδίων και δευτερεύουσων φάσεων (σίγμα, χι, laves) δεν είναι τόσο έντονα, σε αντίθεση με ότι συμβαίνει στους φερριτικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Συνεπώς δεν απαιτείται προθέρμανση ή μεταθέρμανση κατά την συγκόλληση και χρησιμοποιούνται ηλεκτρόδια ίδιας σύστασης. Οι αστοχίες που είναι πιθανό να συμβούν περιγράφονται κατωτέρω.

3.9.1 Θερμική Ευαισθητοποίηση.

Θερμική ευαισθητοποίηση καλείται το φαινόμενο της κατακρήμνησης καρβιδίων του χρωμίου $Cr_{23}C_6$ στα όρια των κόκκων με συχνότερη εμφάνιση στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη. Το φαινόμενο συμβαίνει μεταξύ των θερμοκρασιών 600 και 850°C. Το χρώμιο για τα καρβίδια αντλείται από τις γειτονικές περιοχές οι οποίες γίνονται επιρρεπής σε διάβρωση ενώ ταυτόχρονα δημιουργούνται και τοπικά γαλβανικά στοιχεία μεταξύ των καρβιδίων και της φτωχής σε Cr περιοχής. Το αποτέλεσμα της ευαισθητοποίησης είναι συνήθως η απώλεια μετάλλου σε μία περιοχή παράλληλη προς την ραφή συγκόλλησης.

Η αντιμετώπιση της θερμικής ευαισθητοποίησης γίνεται με τους κατωτέρω τρόπους.

- Μετά την συγκόλληση ανόπτηση του χάλυβα θέρμανση σε θερμοκρασία υψηλότερη από τους 850°C που είναι η θερμοκρασία σχηματισμού των καρβιδίων, που έχει ως αποτέλεσμα την εκ νέου ωστενιτοποίηση και την διάλυση των καρβιδίων και στην συνέχεια ταχύτατη ψύξη ώστε αυτά να μην προλάβουν να ξανασηματιστούν.

- Χρήση ανοξειδωτων χάλυβων τύπου L δηλαδή με ποσοστό σε C μικρότερο από 0,03%. Μέχρι το 1893 όπου ο Γκόλντσμιν ανακάλυψε την αλουμινοθερμική αποξείδωση του χάλυβα αυτό ήταν αδύνατο καθώς ο C εμπεριέχεται σε υψηλό ποσοστό στις πρώτες ύλες ως ακαθαρσία. Σήμερα οι χάλυβες τύπου L (ASTM/AISI 304L, 316L) παράγονται με την μέθοδο της απανθράκωσης αργού-οξυγόνου (Argon-Oxygen Decarburization) όπου μείγμα Ar-O₂ ψεκάζεται στο τηγμένο μέταλλο και σχηματίζονται αέρια CO και CO₂ τα οποία απελευθερώνονται από το τήγμα.

- Χρήση σταθεροποιημένων χάλυβων οι οποίοι περιέχουν κραματικές προσθήκες τιτανίου και νιοβίου τα οποία είναι ισχυρά καρβιδιογόνα και κάνουν αυτά καρβίδια αντί να

κάνει το χρώμιο τα οποία είναι διασπαρμένα σε όλη την μάζα των κόκκων και όχι στα όρια τους και ο κίνδυνος της ευασθητοποίησης εξαλείφεται.

3.9.2 Σχηματισμός Δευτερεύουσων φάσεων.

Οι δευτερεύουσες φάσεις περιγράφηκαν στο κεφάλαιο 3.6. Ουσιαστικά αποτελούν ανεπιθύμητες μεσομεταλλικές ενώσεις οι οποίες υποβαθμίζουν τις μηχανικές και αντιδιαβρωτικές ικανότητες του χάλυβα.

3.9.3 Ρωγμάτωση Συγκόλλησης κατά τη Στερεοποίηση (Weld solidification cracking – SC)

Είναι το φαινόμενο της δημιουργίας ρωγμών στην περιοχή της ζώνης τήξης, κατά την στερεοποίηση της συγκόλλησης, όταν οι εφελκυστικές τάσεις που αναπτύσσονται στο σχεδόν στερεοποιημένο μέταλλο ξεπεράσουν την αντοχή του. Το φαινόμενο της δημιουργίας ρευστού φίλμ στα όρια των κόκκων που περιγράφηκε για την ΘΕΖ στην παράγραφο 3.8.2.4 αυξάνει την πιθανότητα ρωγμάτωσης. Ως αποτρεπτικό μέτρο χρησιμοποιείται η παρουσία φερρίτη στο μέταλλο συγκόλλησης σε ποσοστό 5-10%.

3.9.4 Ρωγμάτωση εν Θερμώ στη ΘΕΖ (HAZ Liquation Cracking- HAZ LC)

Οφείλεται στο σχηματισμό των ρευστών φίλμ κατά μήκος των ορίων των κόκκων που περιγράφηκαν στο κεφάλαιο 3.8.2.4. Και εδώ αποτρεπτικά λειτουργεί η παρουσία μεικτής δομής ωστενίτη-φερρίτη κατά μήκος της διεπιφάνειας ΘΕΖ-ZT που αποτρέπει την δημιουργία ενώσεων χαμηλού σημείου τήξης στα όρια των κόκκων.

3.9.5 Ρωγμάτωση εν Θερμώ στο Μέταλλο Συγκόλλησης (Weld Metal Liquation Cracking – WMLC)

Πρόκειται για ρωγμές που δημιουργούνται στην περιοχή της ζώνης τήξης όταν παρατηρείται μεγάλη συγκέντρωση τάσεων στην συγκόλληση. Δημιουργούνται στενές και διασκορπισμένες ρωγμές μικρού μήκους (1 με 2mm) και παρατηρούνται πιο συχνά σε συγκολλήσεις πολλαπλών περασμάτων.

3.9.6 Ρωγμάτωση λόγω Πτώσης Ολκιμότητας (Ductility-Dip Cracking- DDC)

Αυτή η ρωγματώση εμφανίζεται τόσο στην ΘΕΖ όσο και στην Ζώνη Τήξης και οφείλεται στην απότομη πτώση της ολκιμότητας του μετάλλου σε θερμοκρασίες μεγαλύτερες από το μισό της θερμοκρασίας τήξης. Η παρουσία φερρίτη ή καρβιδίων του τιτανίου και του νιοβίου λειτουργούν αποτρεπτικά σε αυτό το φαινόμενο καθώς συμβάλλουν στην συγκράτηση των ορίων των κόκκων.

4 ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

4.1 Περιγραφή Υλικού

Στην παρούσα μεταπτυχιακή εργασία μελετάται η σχέση μικροδομής και μηχανικών ιδιοτήτων σε συγκολλήσεις που έχουν πραγματοποιηθεί με τις τεχνικές της συγκόλλησης με δέσμη ηλεκτρονίων (Electron Beam Welding-EBW) και συγκόλληση με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Tungstrem Inert Gas-TIG) σε ελάσματα ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων. Τα κράμματα που χρησιμοποιήθηκαν είναι τα S31254 και S31603 κατά UNS (United Numbering System). Πρόκειται για τον ανοξείδωτο ωστενιτικό χάλυβα χαμηλής περιεκτικότητας σε άνθρακα που είναι κοινώς γνωστός με την ονομασία 316L (κατά ASTM/AISI) και για τον ανοξείδωτο υπερωστενιτικό χάλυβα υψηλής απόδοσης που είναι εμπορικά γνωστός ως SMO 254 (βάση ονομασίας κατασκευάστριας εταιρείας) αντίστοιχα. Η εταιρεία παραγωγής αυτών των δύο κραμάτων είναι η OUTOKUMPU με έδρα την Σουηδία. Τα υλικά παρελήφθησαν υπό την μορφή ελασμάτων διαστάσεων διαστάσεων 20x20cm και πάχος 3mm,. Η χημική σύσταση των δύο κραμάτων δίνεται στους Πίνακας 3-8Πίνακας 3-11.

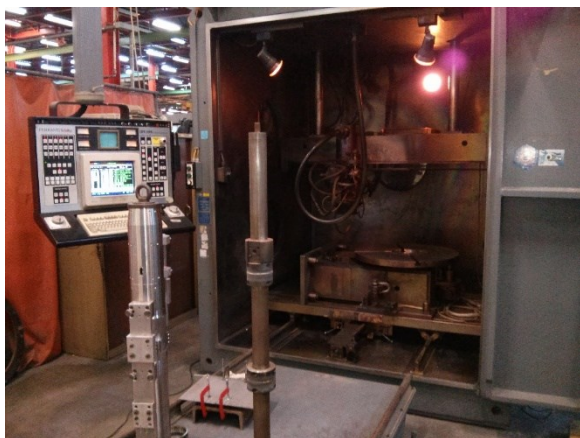
4.2 Πραγματοποίηση Συγκολλήσεων

Οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν στις εγκαταστάσεις της Ελληνικής Αεροπορικής Βιομηχανίας (EAB AE) στο Σχηματάρι Βοιωτίας. Τα ελάσματα κόπηκαν στην μέση σε διαστάσεις 20cm x 15cm και εν συνεχεία η ακμές των 20cm λειάνθηκαν σε τόρνο. Οι συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν κατά τις λειασμένες ακμές των 20cm έτσι ώστε τελικά προέκυψαν δύο συγκολλημένα ελάσματα για το κάθε κράμα, διαστάσεων 20cm x 30cm, το ένα συγκολλημένο με Electron Beam Welding (EBW) και το άλλο συγκολλημένο με Tungstrem Arc Welding (TIG).

4.2.1 Electron Beam Welding (EBW)

Η συσκευή EBW που χρησιμοποιήθηκε είναι της εταιρίας Sciaky, Inc. το μοντέλο VX.3-68x68x84in και ανήκει στην EAB AE. Οι παράμετροι λειτουργίας που χρησιμοποιήθηκαν ήταν, Accelerating Voltage (AV) 50KV, Beam Current (BC) 95mA, Beam Focus (BF) 6.90 A, Travel Speed 65 ipm. Το κενό που αναπτύχθηκε στο θάλαμο συγκόλλησης ήταν 177 nbar. Οι ακμές των δύο ελασμάτων τοποθετήθηκαν σε επαφή χωρίς λοξοτομή. Στην Εικόνα 4-1

φαίνεται η συσκευή EBW της EAB και στην Εικόνα 4-3 τα συγκολλημένα ελάσματα του SMO 254.



Εικόνα 4-1: Συσκευή EBW της EAB. Διακρίνονται ο θάλαμος συγκόλλησης και η κονσόλα ελέγχου



Εικόνα 4-2: Το όπλο ηλεκτρονίων με τα ελάσματα του 316L σε θέση συγκόλλησης



Εικόνα 4-3: Ο Χάλυβας SMO 254 της εργασίας συγκολλημένος με EBW

4.2.2 Tungstrem Arc Welding –TIG

Η συσκευή TIG που χρησιμοποιήθηκε είναι η Syncrowave 300 της εταιρείας Miller με προστασία αερίου Ar. Το ηλεκτρόδιο βολφραμίου ήταν το EW-Th2 (2% Θόριο) διαμέτρου 3/32in (2,4mm). Πραγματοποιήθηκε λοξοτομή στις 45° στο μισό του πάχους. Η πολικότητα ήταν ορθή. Η τάση και το ρεύμα ρυθμιζόντουσαν από τον συγκολλητή καθ' όλη την διάρκεια της συγκόλλησης μέσω πεταλιέρας και κυμαινόntonταν για τον SMO 254 μεταξύ των τιμών

20-24 Volt και 220-280 Amper ενώ για τον 316L ήταν σταθερές στις τιμές 21Volt και 250 Amper.



Εικόνα 4-4: Διάταξη συγκόλλησης TIG που χρησιμοποιήθηκε



Εικόνα 4-5: Χαλυβδόφυλλο 316L συγκολλημένο με TIG

4.2.2.1 Ηλεκτρόδια (Filler Metals)

Τα filler metal που χρησιμοποιήθηκαν είναι της εταιρείας Avesta τα P12 για τον SMO 254 και P16 για τον 316L. Τα ηλεκτρόδια αυτά έχουν ως βάση το νικέλιο και περιεκτικότητα σε Fe μικρότερη από 1%. Εδώ να επισημάνουμε ότι τα P12 και P16 προτείνονται και τα 2 από την Avesta για τον 254 SMO (το P16 ως δεύτερη επιλογή) και για τον 316L προτείνεται το ηλεκτρόδιο 316L-Si/SKR-Si. Παρόλα αυτά λόγω μη διαθεσιμότητας του τελευταίου χρησιμοποιήθηκε το ηλεκτρόδιο P16 για τον χάλυβα 316L. Η σύσταση και των τριών φαίνεται στην κατωτέρω Εικόνα 4-6.

Electrode 316L-Si/SKR-Si

Typical composition of welding rod (Wt-%)					
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
0,02	0,85	1,7	18,5	12,0	2,6
Ferrite 6 FN;WRC-92					

Electrode P12

Typical composition of welding rod (Wt-%)							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe
0,01	0,2	0,1	22,0	Bal.	9,0	3,6	< 1,0
Ferrite 0 FN							

Electrode P16**Chemical composition, wire
(typical values, %)**

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe
0.01	0.5	0.2	22.2	bal.	15.9	<0.1	<0.5

Ferrite 0 FN

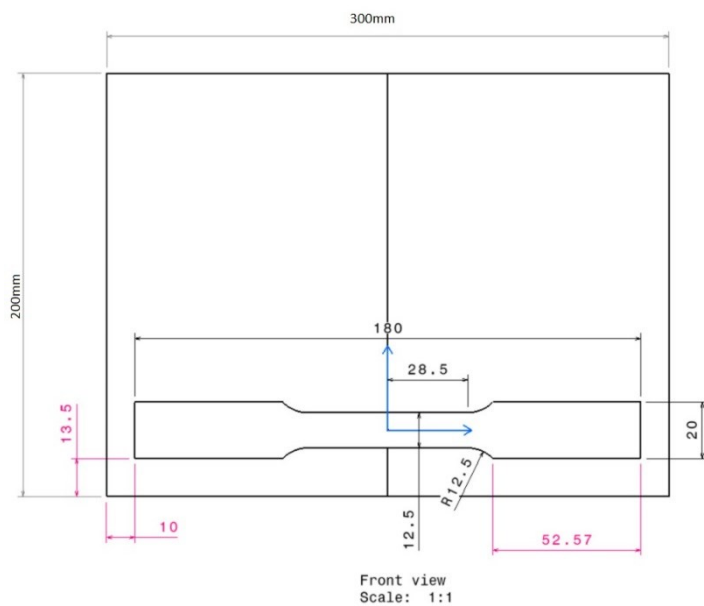
Εικόνα 4-6: Συστάσεις των ηλεκτροδίων 316L-Si/SKR-Si (προτεινόμενο για 316L), P12 (SMO 254) και P16 (316L).

4.3 Εξέταση των Μηχανικών Ιδιοτήτων

Οι μηχανικές ιδιότητες που μελετήθηκαν είναι η αντοχή σε εφελκυσμό και η σκληρότητα.

4.3.1 Δοκιμές Εφελκυσμού

Η συσκευή που χρησιμοποιήθηκε είναι η INSTRON 4482 του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας της σχολής μεταλλειολόγων μηχανικών του ΕΜΠ της Εικόνα 4-8, με δυνατότητα μέγιστου φορτίου 100KN (10tn). Εφαρμόστηκε σταθερός ρυθμός παραμόρφωσης 1mm/min. Το πρότυπο εφελκυσμού που χρησιμοποιήθηκε είναι η ASTM E8M-01[16]. Με βάση το πρότυπο αυτό οι διαστάσεις των δοκιμών εφελκυσμού σε mm φαίνονται στην *Εικόνα 4-7*. Τα δοκίμια εξάχθηκαν από τα ελάσματα με υδροκοπή σε ιδιωτική εταιρεία.



Εικόνα 4-7: Διαστάσεις κοπής των δοκιμίων εφελκυσμού σε mm με βάση το πρότυπο ASTM E8M-11



Εικόνα 4-8: Μηχανή εφελκυσμού INSTRON 4482 της σχολής μεταλλειολόγων μηχανικών του ΕΜΠ που χρησιμοποιήθηκε

Από το κάθε συγκολλημένο έλασμα εξάχθηκαν 2 δοκίμια εφελκυσμού και πραγματοποιήθηκε θραύση τους. Στην παρουσίαση των αποτελεσμάτων θα χρησιμοποιείται ονοματολογία της μορφής SMOTIG1 για το πρώτο δοκίμιο του χάλυβα SMO 254 που συγκολλήθηκε με TIG. Αντίστοιχα π.χ. το όνομα του δευτέρου δοκιμίου του χάλυβα 316L που συγκολλήθηκε με EBW θα είναι 316LEBW2.

Οι καμπύλες εφελκυσμού σε κάποια εκ των διαγραμμάτων παρουσιάζουν στην αρχή τους μια μη γραμμική περιοχή που αντιστοιχεί σε φαινόμενα όπως η ολίσθηση των αρπάγων πάνω στο δοκίμιο, που έχει ως συνέπεια την αύξηση της ένδειξης της παραμόρφωσης καθώς οι άρπαγες απομακρύνονται μεταξύ τους χωρίς αντίστοιχη αύξηση της τάσης ή στις ανοχές που παρουσιάζουν τα μηχανικά μέρη της μηχανής εφελκυσμού κατά την αρχική φόρτιση. Όπου αυτή η μη γραμμική περιοχή είναι έντονη προεκτάθηκε η γραμμική περιοχή μέχρι να τμήσει τον άξονα των παραμορφώσεων και το σημείο τομής αυτό θεωρήθηκε η αρχή προκειμένου να σχεδιαστεί η παράλληλη στην γραμμική περιοχή ευθεία, σε απόσταση 0,2% παραμόρφωσης, προκειμένου να βρεθεί το όριο διαρροής.

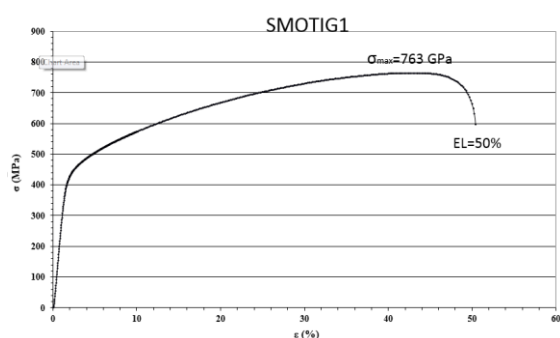
Τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με TIG παρουσίασαν την θραύση πάνω στο μέταλλο βάσης ενώ τα δοκίμια που συγκολλήθηκαν με EB παρουσίασαν την θραύση πάνω στην ζώνη τήξης. Αυτό είναι αναμενόμενο καθώς στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης TIG το έλασμα έχει

μεγαλύτερο πάχος από ότι στο μέταλλο βάσης λόγω της εναπόθεσης υλικού από το τηκόμενο ηλεκτρόδιο. Αντίστοιχα στην συγκόλληση με EBW η ζώνη τήξης δεν ενισχύεται στο πάχος καθώς δεν έχουμε προσθήκη υλικού και παρουσιάζει μεταβολές στην δομή της που μειώνουν ελαφρά την αντοχή της σε σχέση με το μέταλλο βάσης.

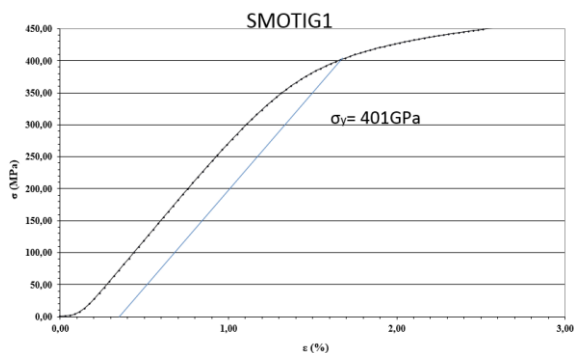
4.3.1.1 Αποτελέσματα Εφελκυσμού Ανοξειδωτου Χάλυβα SMO

254

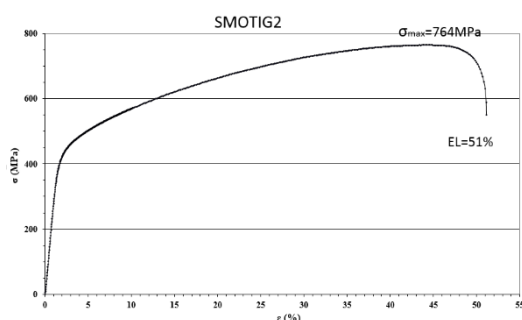
Τα διαγράμματα εφελκυσμού καθώς και οι τιμές της αντοχής σε εφελκυσμό σ_{max} , της ολκιμότητας EL% και του ορίου διαρροής σ_y για τον SMO254 φαίνονται στα κατωτέρω διαγράμματα.



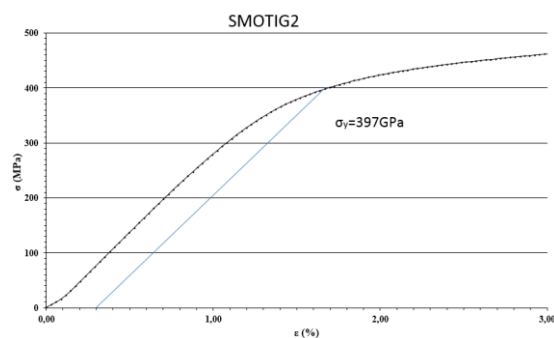
Διαγραμμα 4-1: Καμπύλη εφελκυσμού SMOTIG1



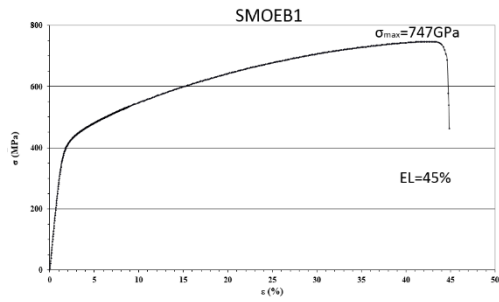
Διαγραμμα 4-2: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOTIG1



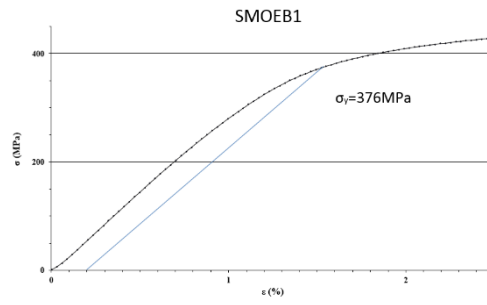
Διαγραμμα 4-3: Καμπύλη εφελκυσμού SMOTIG2



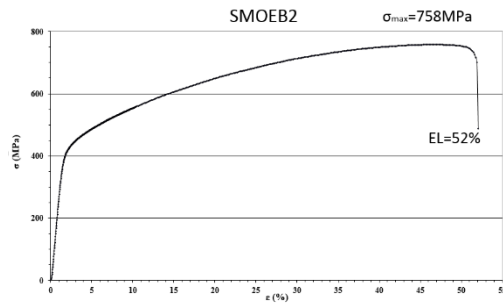
Διαγραμμα 4-4: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOTIG2



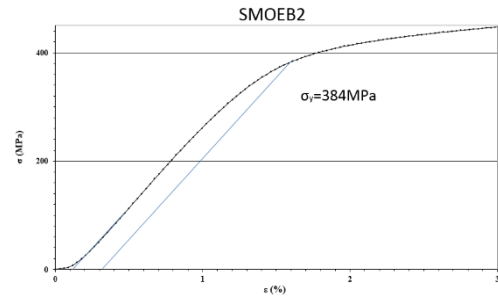
Διαγραμμα 4-5: Καμπύλη εφελκυσμού SMOEB1



Διαγραμμα 4-6: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOEB1



Διαγραμμα 4-7: Καμπύλη εφελκυσμού SMOEB1



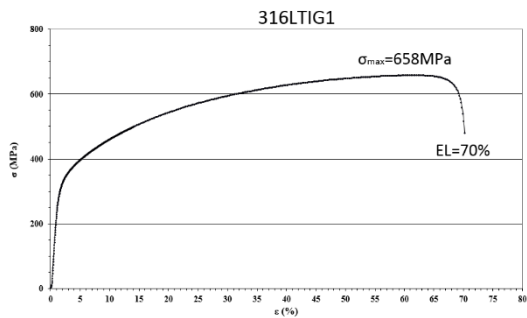
Διαγραμμα 4-8: Υπολογισμός ορίου διαρροής SMOEB2

Πίνακας 4-1: Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού κράματος SMO254 σε σύγκριση με τις τυπικές τιμές που δίνει η κατασκευάστρια εταιρεία για φύλλα ψυχρής έλασης πάχους 1mm.

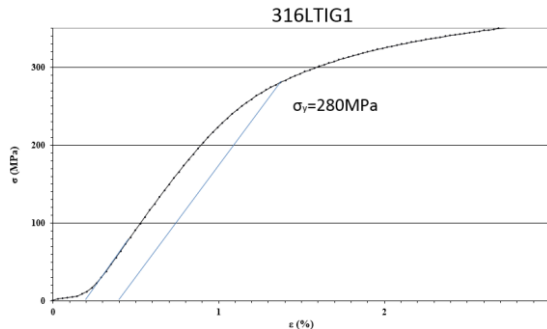
	σ_y (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	EL%
SMO_{typical} [13]	375	735	41 (A₈₀)
SMOTIG1	391	763	50
SMOTIG2	388	764	51
SMOTIG _{mean}	389,5	763,5	50,5
ΔSMOTIG	14,5	28,5	9,5
SMOEB1	376	747	45
SMOEB2	384	758	52
SMOEB _{mean}	380	752,5	48,5
ΔSMOEB	5	17,5	7,5

4.3.1.2 Αποτελέσματα Εφελκυσμού Ανοξειδωτου Χάλυβα 316L

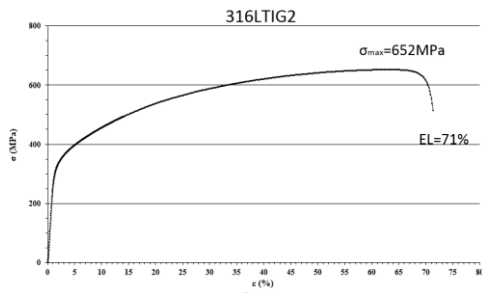
Τα διαγράμματα εφελκυσμού καθώς και οι τιμές της αντοχής σε εφελκυσμό σ_{max} , της ολκιμότητας EL% και του ορίου διαρροής σ_y για τον χάλυβα 316L φαίνονται στα κατωτέρω διαγράμματα.



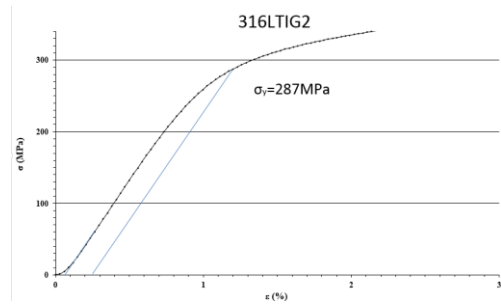
Διαγραμμα 4-9: Καμπύλη εφελκυσμού 316LTIG1



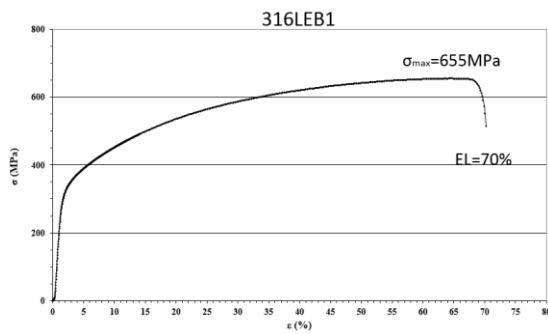
Διαγραμμα 4-10: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LTIG1



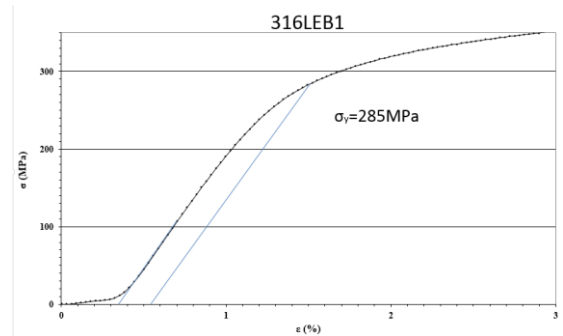
Διαγραμμα 4-11: Καμπύλη εφελκυσμού 316LTIG2



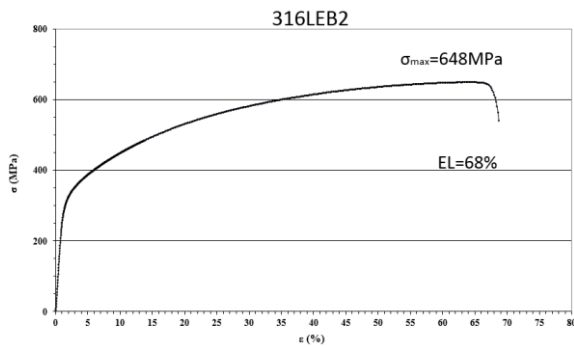
Διαγραμμα 4-12: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LTIG2



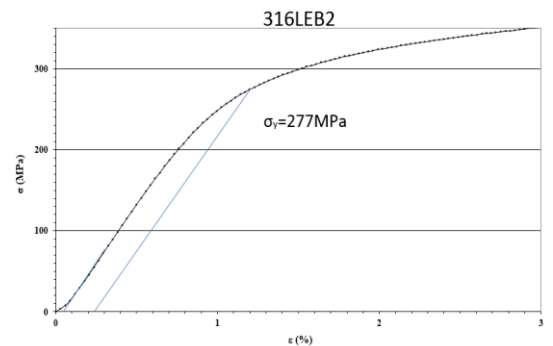
Διαγραμμα 4-13: Καμπύλη εφελκυσμού 316LEB1



Διαγραμμα 4-15: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LEB1



Διαγραμμα 4-14: Καμπύλη εφελκυσμού 316LEB2



Διαγραμμα 4-16: Υπολογισμός ορίου διαρροής 316LEB2

Πίνακας 4-2: Συγκεντρωτικά αποτελέσματα μηχανικών ιδιοτήτων εφελκυσμού κράματος 316L σε σύγκριση με τις τυπικές τιμές.

	σ_y (Mpa)	σ_{max} (Mpa)	EL%
316Ltypical [14]	290	590	55 (A₅)
316LTIG1	280	658	70
316LTIG2	287	652	71
316LTIGmean	283,5	655	70,5
Δ316LTIG	-6,5	65	15,5
316LEB1	285	655	70
316LEB2	277	648	68
316LEBmean	281	651,5	69
Δ316LEB	-9	61,5	14

4.3.2 Μικροσκληρομέτρηση

Η μέθοδος σκληρομέτρησης που εφαρμόστηκε ήταν η Μικροσκληρομέτρηση Vickers με την συσκευή HMV-2000 SHIMADZU. Πραγματοποιήθηκε βαθμονόμηση του σκληρόμετρου με πρότυπο δοκίμιο σκληρότητας 238 Vickers. Οι παράμετροι της μικροσκληρομέτρησης ήταν 100g – 5 sec. Η παρατήρηση γινόταν με φακό μεγέθυνσης 50X. Λήφθηκαν 10 μετρήσεις από κάθε περιοχή της συγκόλλησης (Μέταλλο Βάσης – Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη – Ζώνη Τήξης) και εξάχθηκε ο μέσος όρος προκειμένου να εξαχθεί ασφαλέστερο συμπέρασμα. Οι μετρήσεις παρατίθενται κατωτέρω.

4.3.2.1 Αποτελέσματα Μικροσκληρομέτρησης Ανοξείδωτου Χάλυβα SMO 254

Η κατασκευάστρια εταιρεία Outokumpu δίνει ως τυπική τιμή της σκληρότητας Brinell για ελάσματα χάλυβα 254 SMO, ψυχρής έλασης, στους 20 °C, τα 87 HRB (Hardness Rockwell Scale B) [13]. Με βάση τους υπάρχοντες πίνακες μετατροπής της σκληρότητας βρίσκουμε ότι αυτό αντιστοιχεί στα 172 Vickers.

Πίνακας 4-3: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOTIG

SMOTIG			
	M.B.	Θ.Ε.Ζ.	Z.T.
1	168	187	184
2	179	189	189
3	183	190	183
4	172	181	176
5	174	173	173
6	169	158	189
7	180	166	177
8	181	168	184
9	176	188	172
10	173	174	184
M.O.	175,5	177,4	181,1

Παρατηρούμε ότι η σκληρότητα του μετάλλου βάσης είναι 175 Vickers, τιμή η οποία είναι πολύ κοντά στην τυπική τιμή που δίνει η κατασκευάστρια εταιρεία (172 Vickers). Επίσης παρατηρείται μια μικρή αύξηση της σκληρότητας διαδοχικά στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη στα 177 Vickers και εν συνεχεία στην ζώνη τήξης στα 181 Vickers.

Πίνακας 4-4: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOEB

SMOEB			
	M.B.	Θ.Ε.Ζ.	Z.T.
1	164	180	199
2	155	185	195
3	154	190	178
4	170	195	195
5	175	188	220
6	167	180	196
7	180	176	210
8	172	174	183
9	180	180	197
10	174	181	217
M.O.	169,1	182,9	199

Επίσης παρατηρούμε ότι η σκληρότητα του μετάλλου βάσης είναι πολύ κοντά στην τυπική που δίνει η κατασκευάστρια εταιρεία. Ομοίως παρατηρείται αύξηση της σκληρότητας πηγαίνοντας στην ΘΕΖ στα 182 Vickers και στην ΖΤ στα 199 Vickers.

4.3.2.2 Αποτελέσματα Μικροσκληρομέτρησης Ανοξειδωτου Χάλυβα 316L

Η κατασκευάστρια εταιρεία Outokumpu δίνει ως τυπική τιμή της σκληρότητας Brinell για ελάσματα χάλυβα 316L, ψυχρής έλασης, στους 20 °C, τα 165 HB (Hardness Brinell) [14]. Με βάση τους υπάρχοντες πίνακες μετατροπής της σκληρότητας βρίσκουμε ότι αυτό αντιστοιχεί στα 160Vickers.

Πίνακας 4-5: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LTIG

316LTIG			
	M.B.	Θ.Ε.Ζ.	Z.T.
1	149	143	143
2	145	141	137
3	145	145	128
4	151	148	133
5	142	154	151
6	142	139	155
7	160	147	143
8	162	147	132
9	153	145	123
10	151	156	135
M.O.	150	146,5	138

Παρατηρούμε ότι η σκληρότητα του μετάλλου βάσης είναι 150 Vickers, τιμή η οποία είναι μικρότερη κατά 10 Vickers από την τυπική τιμή που δίνει η κατασκευάστρια εταιρεία (160 Vickers). Επίσης παρατηρείται μια μικρή μείωση της σκληρότητας διαδοχικά στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη στα 146 Vickers και εν συνεχεία στην ζώνη τήξης στα 138 Vickers.

Πίνακας 4-6: Αποτελέσματα μικροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LEB

316LEB			
	M.B.	Θ.Ε.Ζ.	Z.T.
1	148	156	156
2	144	156	152
3	141	147	156
4	140	160	153
5	135	153	157
6	142	152	153
7	142	150	169

8	146	149	166
9	150	154	151
10	140	158	165
M.O.	142,8	153,5	157,8

Παρατηρούμε ότι η σκληρότητα του μετάλλου βάσης είναι 142 Vickers, τιμή η οποία είναι μικρότερη κατά 31 Vickers από την τυπική τιμή που δίνει η κατασκευάστρια εταιρεία (173 Vickers). Επίσης παρατηρείται μια μικρή αύξηση της σκληρότητας διαδοχικά στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη στα 153 Vickers και εν συνεχεία στην ζώνη τήξης στα 158 Vickers.

4.3.3 Μακροσκληρομέτρηση

Εφαρμόστηκε μακροσκληρομέτρηση Vickers με την συσκευή KARL FRANK GMBH TYPE 38532. Η δύναμη διύσδεισης της κεφαλής του σκληρόμετρου στους χάλυβες μας επιλέχθηκε στα 98 Newton. Λήφθηκαν 5 μετρήσεις από την ζώνη τήξης και 5 μετρήσεις από το μέταλλο βάσης για κάθε δοκίμιο και εξάχθηκε ο μέσος όρος προκειμένου να εξαχθεί ασφαλέστερο συμπέρασμα. Η θερμικά επηρεασμένη ζώνη δεν ήταν δυνατό να μετρηθεί στην μακροκλίμακα. Οι μετρήσεις παρατίθενται κατωτέρω.

Πίνακας 4-7: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOTIG

SMOTIG		
	M.B.	Z.T.
1	199	199
2	220	206
3	193	181
4	199	170
5	206	180
M.O.	203,4	187,2

Πίνακας 4-8: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου SMOEB

SMOEB		
	M.B.	Z.T.
1	283	206
2	227	206
3	274	236
4	220	217
5	206	206
M.O.	242	214,2

Πίνακας 4-9: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LTIG

316LTIG		
	M.B.	Z.T.
1	193	170
2	193	170
3	181	170
4	187	176
5	199	165
M.O.	190,6	170,2

Πίνακας 4-10: Αποτελέσματα μακροσκληρομέτρησης δοκιμίου 316LEB

316LEB		
	M.B.	Z.T.
1	165	181
2	165	193
3	160	181
4	170	187
5	165	193
M.O.	165	187

Πίνακας 4-11: Συγκριτικός πίνακας μικρο-μακροσκληρότητας

HV		Μίκροσκληροτητα	Μακροσκληρότητα
SMOTIG	MB	175,5	203,4
	ZT	181,1	187,2
SMOEB	MB	169,1	242
	ZT	199	214,2
316LTIG	MB	150	190,6
	ZT	138	170,2
316LEB	MB	142,8	165
	ZT	157,8	187

4.4 Μελέτη Μικροδομής

Η μελέτη της μικροδομής των συγκολλήσεων έγινε με χρήση οπτικής μικροσκοπίας και ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης στις εγκαταστάσεις του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας της σχολής μεταλλειολόγων μηχανικών του ΕΜΠ στο οποίο και ανήκουν όλες οι συσκευές-υλικά που αναφέρονται στο παρόν κεφάλαιο.

4.4.1 Προετοιμασία Μεταλλογραφικών Δοκιμίων

4.4.1.1 Κοπή Δοκιμίων

Εξάχθηκαν μεταλλογραφικά δοκίμια διαστάσεων περίπου 2 x 1,5cm ένα για το κάθε κράμα και για τον κάθε τύπο συγκόλλησης, με χρήση δισκοτόμου τύπου Struers Discotom. Οι διαστάσεις των δοκιμίων εκτιμήθηκαν έτσι ώστε να εμπεριέχονται σε κάθε δοκίμιο όλες οι ζώνες της συγκόλλησης (ΖΤ, ΘΕΖ, ΜΒ) αλλά και να είναι δυνατή η τοποθέτηση των δοκιμίων στην τράπεζα του οπτικού μικροσκοπίου και του SEM μετά τον εγκιβωτισμό τους.

4.4.1.2 Εγκιβωτισμός

Ο εγκιβωτισμός πραγματοποιήθηκε σε κυλινδρικά καλούπια διαμέτρου 3cm έτσι ώστε να είναι εύκολος ο χειρισμός τους κατά την λείανση-στίλβωση. Χρησιμοποιήθηκε διαφανής πολυεστερική ρητίνη και σκληρυντής υπεροξειδίου μεθυλικής αιθυλικής κετόνης σε ποσότητα 6 σταγόνες σκληρυντή ανά 10ml ρητίνης. Το δοκίμιο εγκιβωτίστηκε ώστε να μελετηθεί η επιφάνεια διαστάσεων 0,3x2cm. Δεν καλύφθηκαν πλήρως με ρητίνη προκειμένου να είναι δυνατή η εφαρμογή της λαβίδας του ποτενσιοστάτη για την ηλεκτρολυτική προσβολή. Ο χρόνος στερεοποίησης της ρητίνης ήταν περίπου 60min. Σε κάθε δοκίμιο εγκιβωτίζονταν και χαρτί με τις απαραίτητες πληροφορίες για την ταυτοποίηση του π.χ. 316LTIG.

4.4.1.3 Λείανση

Η λείανση έγινε σε οριζόντιο υδρόψυκτο περιστρεφόμενο τροχό τύπου Struers LaboPol-5. Χρησιμοποιήθηκαν λειαντικά χαρτιά καρβιδίου του πυριτίου της εταιρείας Smirdex τραχύτητας διαδοχικά 220P, 400P, 800P, 1200P και 2000P. Οι αριθμοί αυτοί αντιστοιχούν στον αριθμό των κόκκων του SiC ανά τετραγωνική ίντσα. Η εφαρμογή των δοκιμίων πάνω στον περιστρεφόμενο δίσκο έγινε με τοποθέτηση τους στον αυτόματο περιστρεφόμενο υποδοχέα και όχι χειρωνακτικά γιατί κατά την προσπάθεια εφαρμογής με το χέρι δημιουργούνταν πολλαπλά επίπεδα στην επιφάνεια λείανσης λόγω χαμηλής σκληρότητας της πολυεστερικής ρητίνης που επιλέχθηκε. Η λείανση πραγματοποιούνταν σε κάθε χαρτί για 5-

7min και εν συνεχεία το δοκίμιο ξεπλενόταν με νερό σκουπίζοντας παράλληλα την επιφάνεια με βαμβάκι. Ο χρόνος λείανσης για κάθε χαρτί ήταν 7 min σε ταχύτητα περιστροφής 100 rpm. Από τα 800P και μετά είναι απαραίτητο η λείανση να γίνεται χειρωνακτικά στις 200 rpm, με την ελάχιστη δυνατή πίεση. Έτσι διατηρώντας το δοκίμιο σταθερό σε σχέση με τον περιστρεφόμενο δίσκο δημιουργούνται από το χαρτί καμπύλες γραμμές λείανσης συγκεκριμένης διεύθυνσης οι οποίες είναι παρατηρήσιμες στο οπτικό μικροσκόπιο. Κατά την μετάβαση στο χαρτί 1200P αλλάζουμε την θέση του δοκιμίου ως προς τον περιστρεφόμενο δίσκο κατά 90° και έτσι το 1200P δημιουργεί νέες καμπύλες γραμμές λείανσης πιο λεπτές οι οποίες είναι προσανατολισμένες σε διεύθυνση διαφορετική κατά 90° ως προς τις προηγούμενες. Έτσι η λείανση συνεχίζεται μέχρι να εξαφανιστούν πλήρως οι καμπύλες γραμμές λείανσης από το προηγούμενο χαρτί. Η ίδια διαδικασία επαναλήφθηκε και στο χαρτί 2000P.

Η στίλβωση πραγματοποιήθηκε χειρωνακτικά στον περιστρεφόμενο δίσκο στις 200rpm με αδαμαντόπαστα διάστασης κόκκου 6μm και 1μm, πάνω σε τσόχα και λίπανση με το υγρό meta Di fluid 40-6032. Τα προϊόντα που χρησιμοποιήθηκαν είναι της εταιρείας Buehler. Κατά την διάρκεια της στίλβωσης ελέγχονταν η επιφάνεια σε τακτά χρονικά διαστήματα οπτικά καθώς και σε οπτικό μικροσκόπιο προκειμένου να εκτιμηθεί το επιθυμητό αποτέλεσμα. Προκειμένου να ελεγχθεί ως ανωτέρω η επιφάνεια ξεπλενόταν με νερό με παράλληλο καθαρίσμα με βαμβάκι και ακολουθούσε ξέπλυμα με αιθανόλη και άμεσα στέγνωμα με ζεστό αέρα ώστε να μην προλάβουν να δημιουργηθούν στην επιφάνεια λεκέδες. Προκειμένου να επιτευχθεί ικανοποιητικό αποτέλεσμα στην στίλβωση απαιτήθηκε μεγάλη χειρωνακτική πίεση επί των δοκιμίων σε αντίθεση με την διαδικασία της λείανσης όπου η χειρωνακτική πίεση έπρεπε να είναι η ελάχιστη δυνατή.

4.4.1.4 Ηλεκτρολυτική Προσβολή

Το στάδιο της ηλεκτρολυτικής προσβολής έχει ως σκοπό να αποκαλύψει την μικροδομή, δηλαδή τα όρια των κόκκων και τις διάφορες φάσεις στον βαθμό που αυτά να είναι ορατά σε οπτικό και ηλεκτρονικό μικροσκόπιο. Το στάδιο αυτό παρουσίασε αντικειμενικές δυσκολίες καθώς οι ανοξειδωτοί χάλυβες προσβάλλονται ιδιαίτερα δύσκολα από διάβρωση. Το δοκίμιο τοποθετήθηκε στην άνοδο (+) του ηλεκτρολυτικού κελιού και στην κάθοδο (-) τοποθετήθηκε ένα ανοξειδωτο δοχείο το οποίο περιείχε και το διάλυμα προσβολής. Στη συνέχεια επιβλήθηκε δυναμικό σταθερής τάσης μέσω ποτενσιοστάτη και το κύκλωμα διαρρέοταν από ρεύμα. Ως διάλυμα προσβολής επιλέχτηκε υδατικό διάλυμα οξαλικού οξέως (αιθανοδικό οξύ). Η διαδικασία σε κάθε δοκίμιο έγινε πολύ προσεκτικά σε διαδοχικά βήματα, με μικρούς χρόνους

προσβολής, τάση, και περιεκτικότητες του διαλύματος του οξέως, προκειμένου να αποφευχθεί υπερβολική προσβολή που θα είχε ως αποτέλεσμα την καταστροφή των επιφανειών των φάσεων. Σε κάθε βήμα ξεπλενόταν το δοκίμιο με νερό και σκουπιζόταν με βαμβάκι άμεσα, ενώ ακολουθούσε ξέπλυμα και με αιθανόλη και στέγνωμα με ζεστό αέρα προκειμένου να παρατηρηθεί στο οπτικό μικροσκόπιο η έκταση της προσβολής. Το οπτικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε ήταν το OLYMPUS BX41M.

Πραγματοποιήθηκαν διάφορες προσπάθειες με οξαλικό οξύ και βασιλικό ύδωρ και η καλύτερη προσβολή επετεύχθη με οξαλικό οξύ 10% και τάση 1,7 Volt, τα οποία δημιούργησαν ρεύμα 0,01 Ampere. Οι χρόνοι προσβολής ήταν συνολικά 3 με 5 λεπτά τόσο για το 316L όσο και για το 254SMO. Επετεύχθη πολύ καλή αποκάλυψη της μικροδομής τόσο στο μέταλλο βάσης όσο και στην ζώνη τήξης.

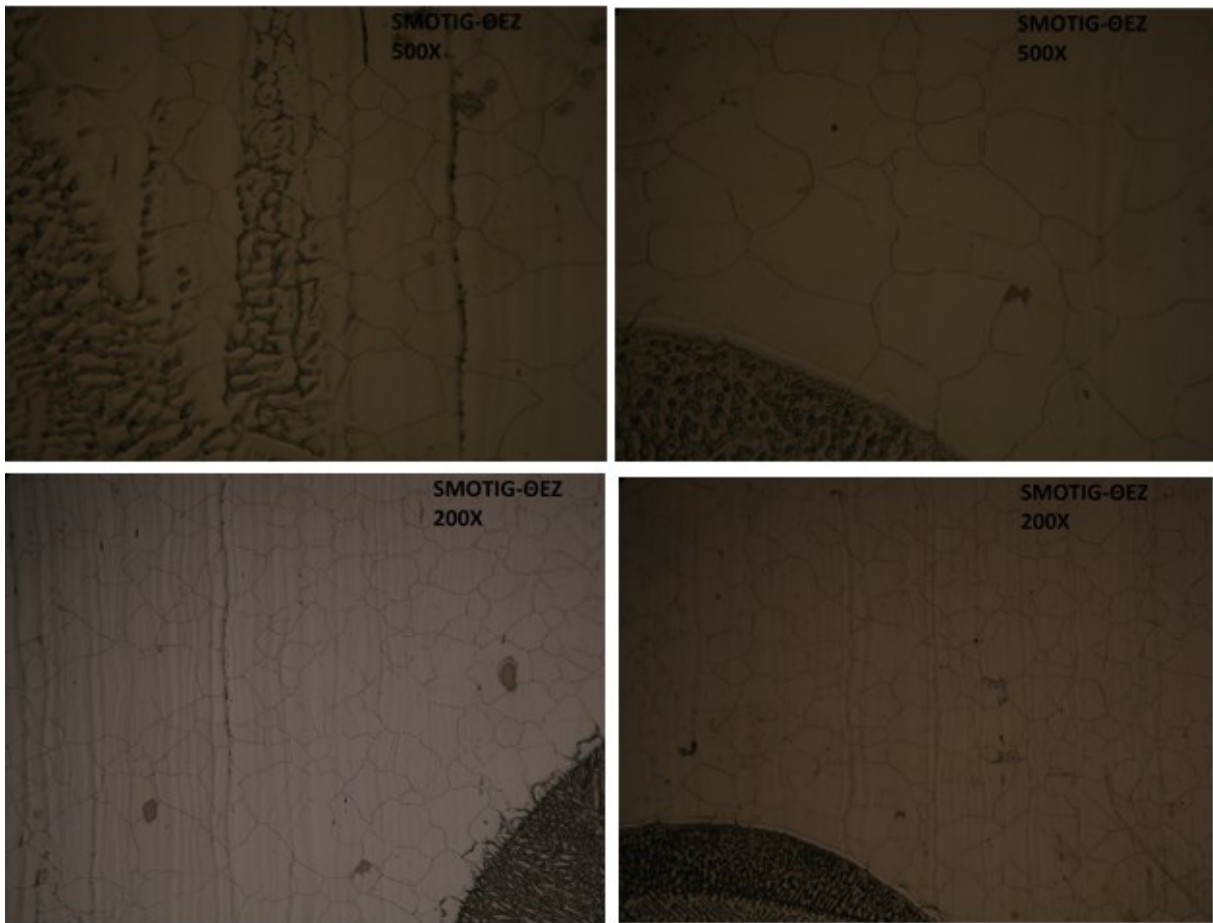
4.4.2 Οπτική Μικροσκοπία

Το οπτικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε είναι το OLYMPUS BX41M. Λήφθηκαν φωτογραφίες της μικροδομής σε μεγέθυνση 200X και 500X οι οποίες παρατίθενται κατωτέρω.

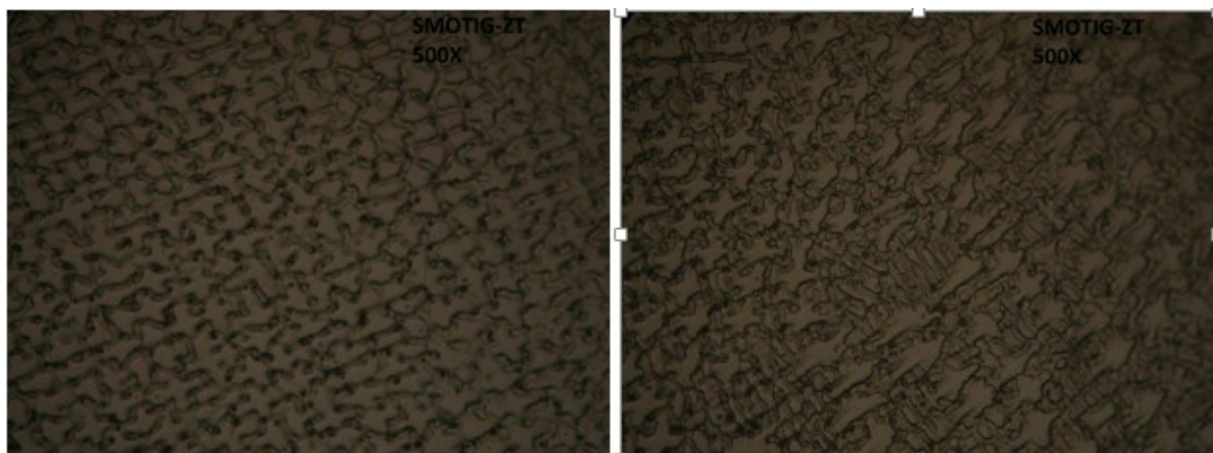
4.4.2.1 Οπτική μικροσκοπία δοκιμίου SMOTIG



Εικόνα 4-9: : Φωτογραφία 500X, μετάλλου βάσης (MB) ανοξειδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG

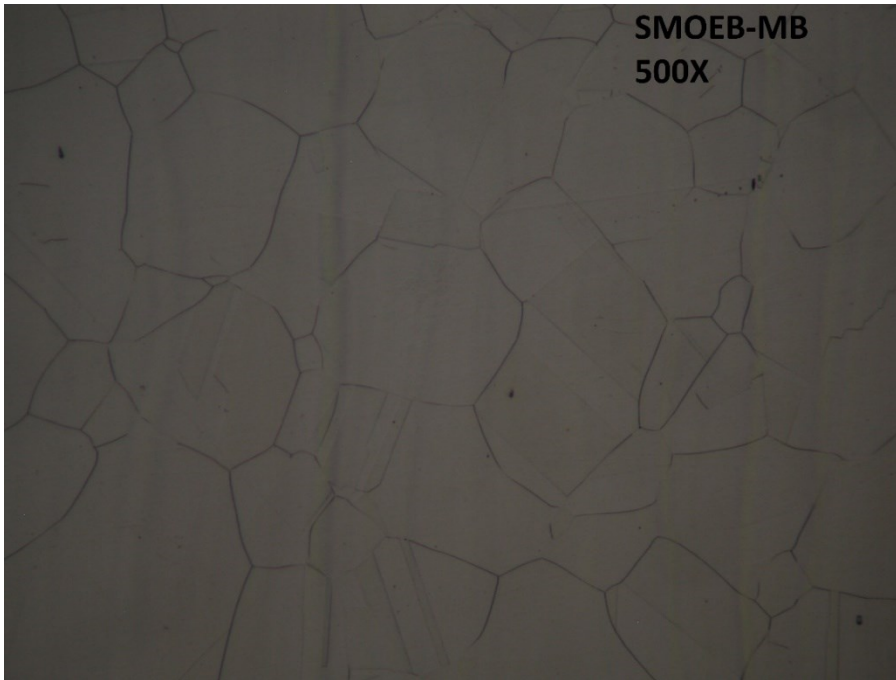


Εικόνα 4-10: Φωτογραφίες 500X και 200X, Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG

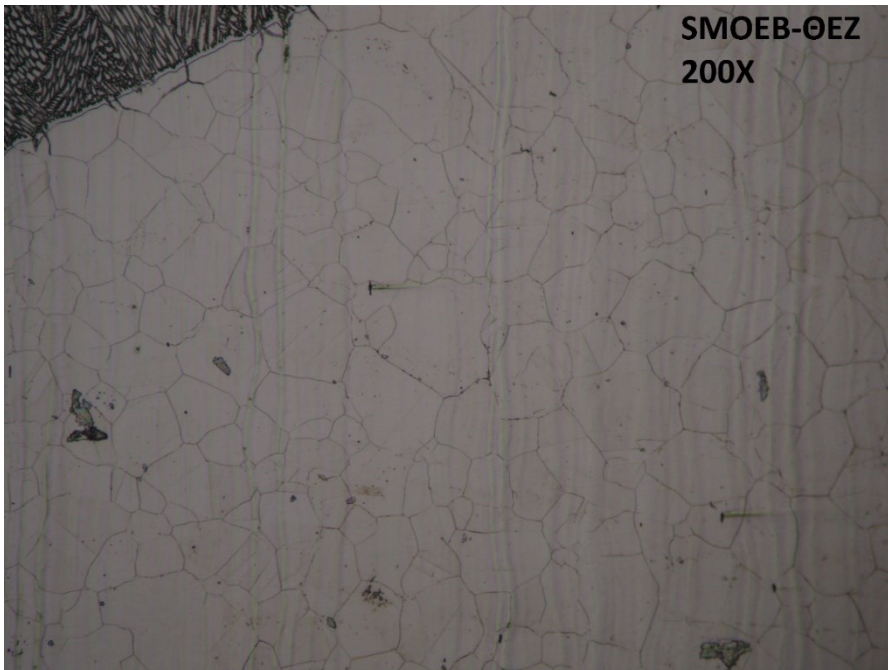


Εικόνα 4-11: Φωτογραφίες 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG

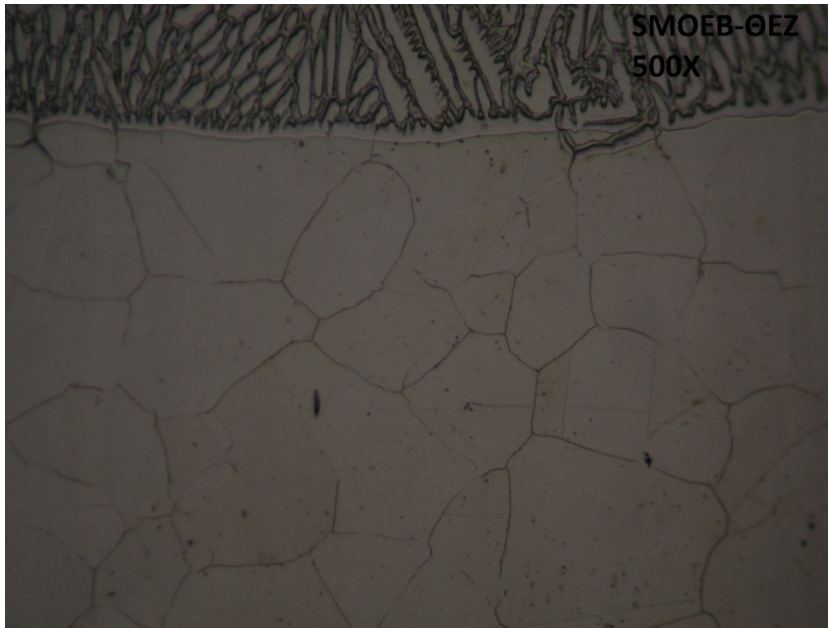
4.4.2.2 Οπτική μικροσκοπία δοκιμίου SMOEB



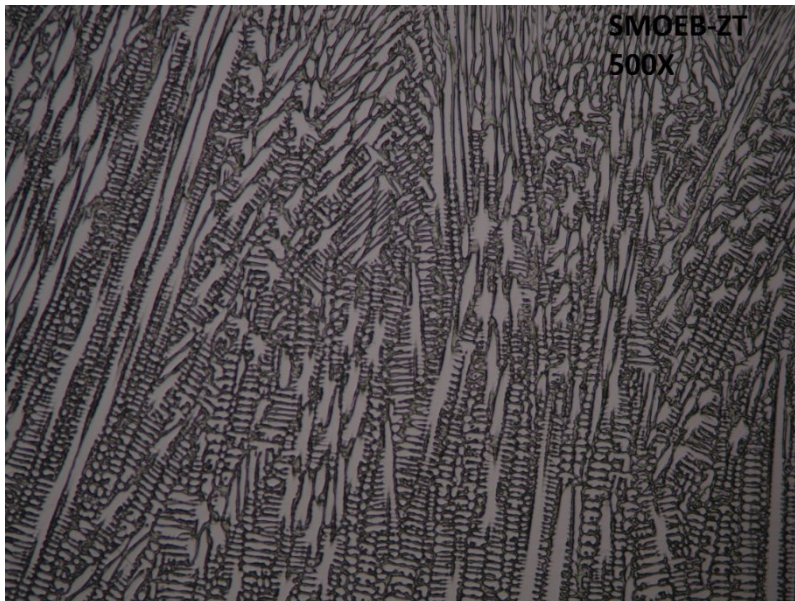
Εικόνα 4-12: Φωτογραφία 500X, μέταλλου βάσης (MB) ανοξειδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.



Εικόνα 4-13: Φωτογραφία 200X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘEZ) ανοξειδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.



Εικόνα 4-14: Φωτογραφία 500X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘEZ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW



Εικόνα 4-15: Φωτογραφία 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW.

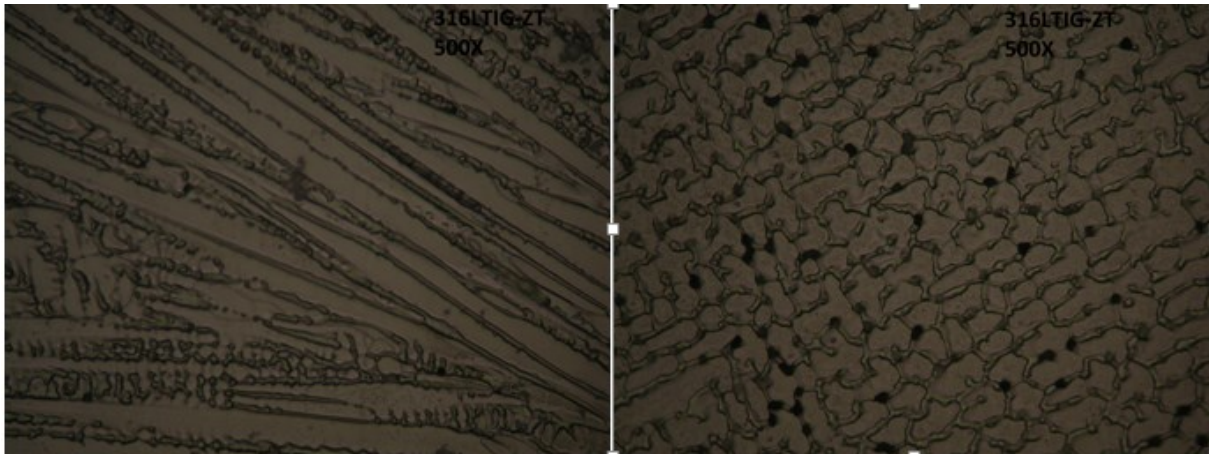
4.4.2.3 Οπτική μικροσκοπία δοκιμίου 316LTIG



Εικόνα 4-16: Φωτογραφία 500X, μέταλλου βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.

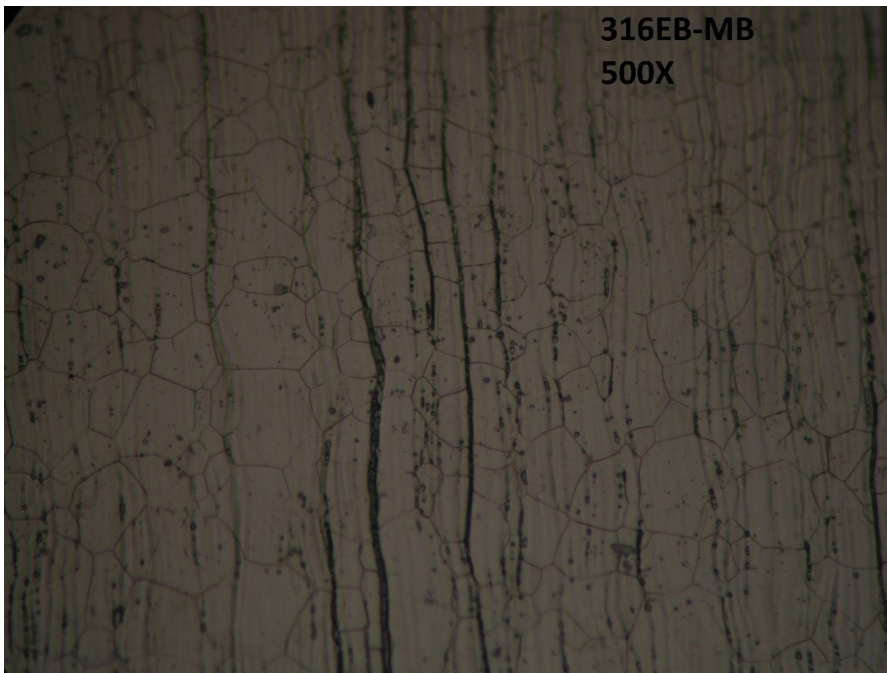


Εικόνα 4-17: Φωτογραφία 500X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘEZ) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.

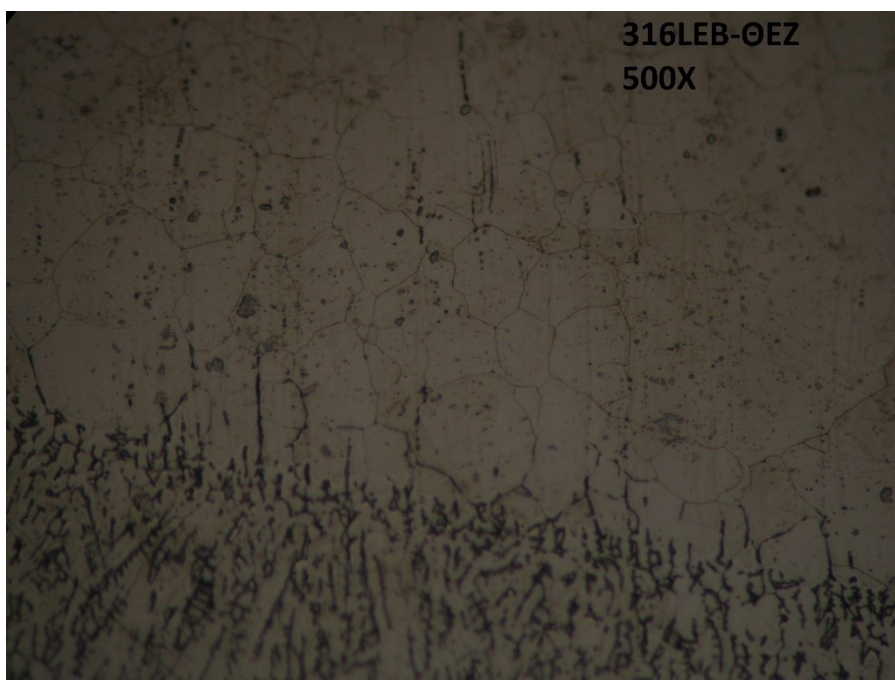


Εικόνα 4-18: Φωτογραφίες 500X, ζώνης τήξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG.

4.4.2.4 Οπτική μικροσκοπία δοκιμίου 316LEB



Εικόνα 4-19: Φωτογραφία 500X, μετάλλου βάσης (MB) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW.



Εικόνα 4-20: Φωτογραφία 500X, θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW.

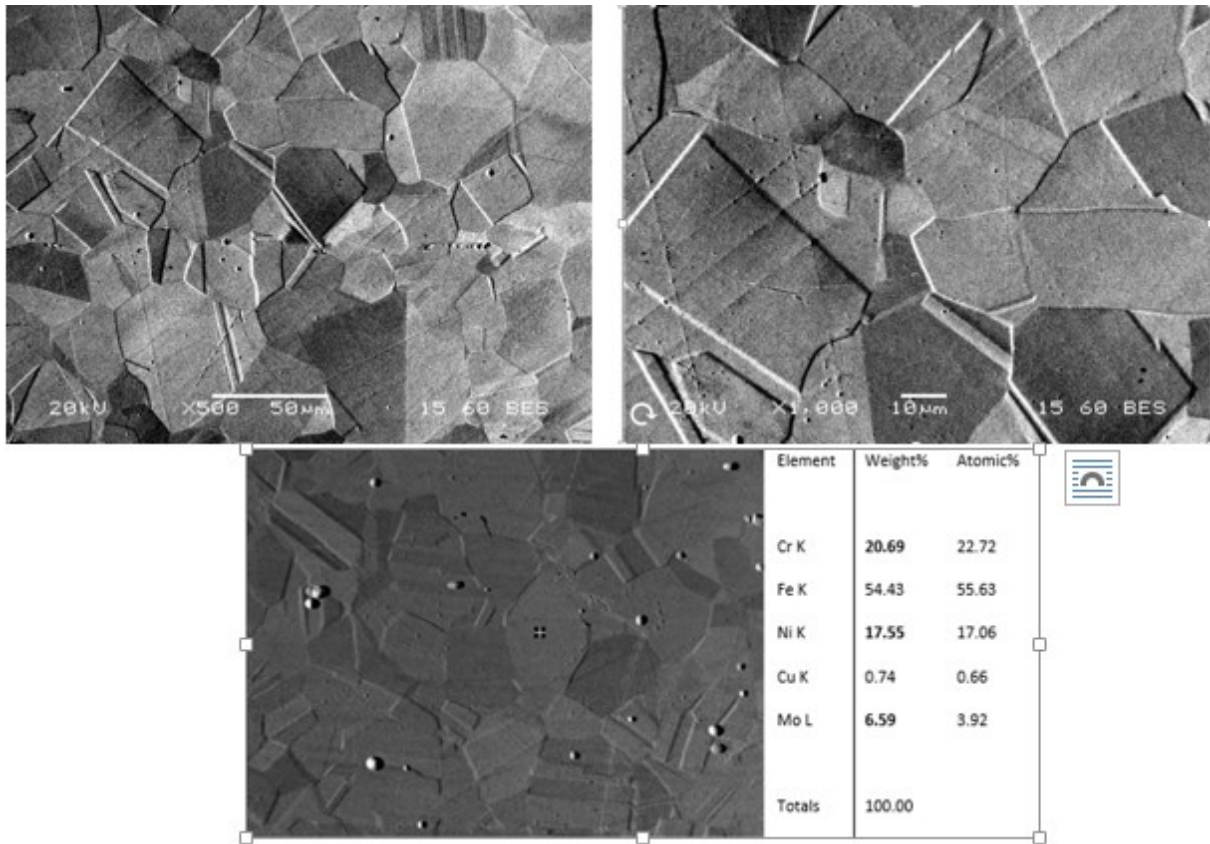


Εικόνα 4-21: Φωτογραφία 500X, ζώνης τηξης (ZT) ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW

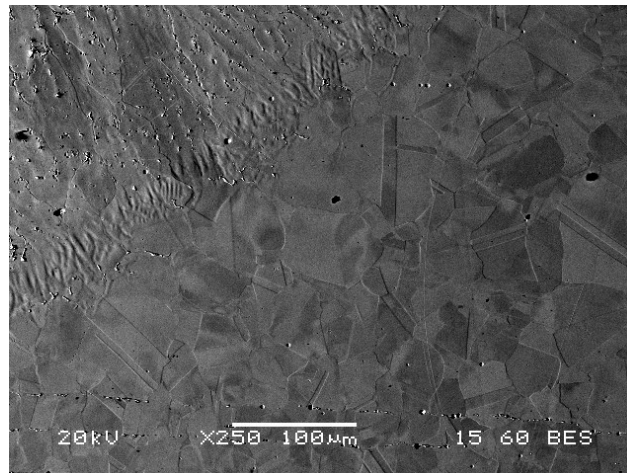
4.4.3 Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο Σάρωσης (Scanning Electron Microscopy- SEM) και Στοιχειακή Μικροανάλυση (Energy Dispersive Spectroscopy- EDS).

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο που χρησιμοποιήθηκε είναι το JEOL6380LV και ο στοιχειακός μικροαναλυτής το μοντέλο Oxford Inca X-Sight. Οι φωτογραφίες που λήφθηκαν καθώς και οι στοιχειακές αναλύσεις παρατίθενται κατωτέρω.

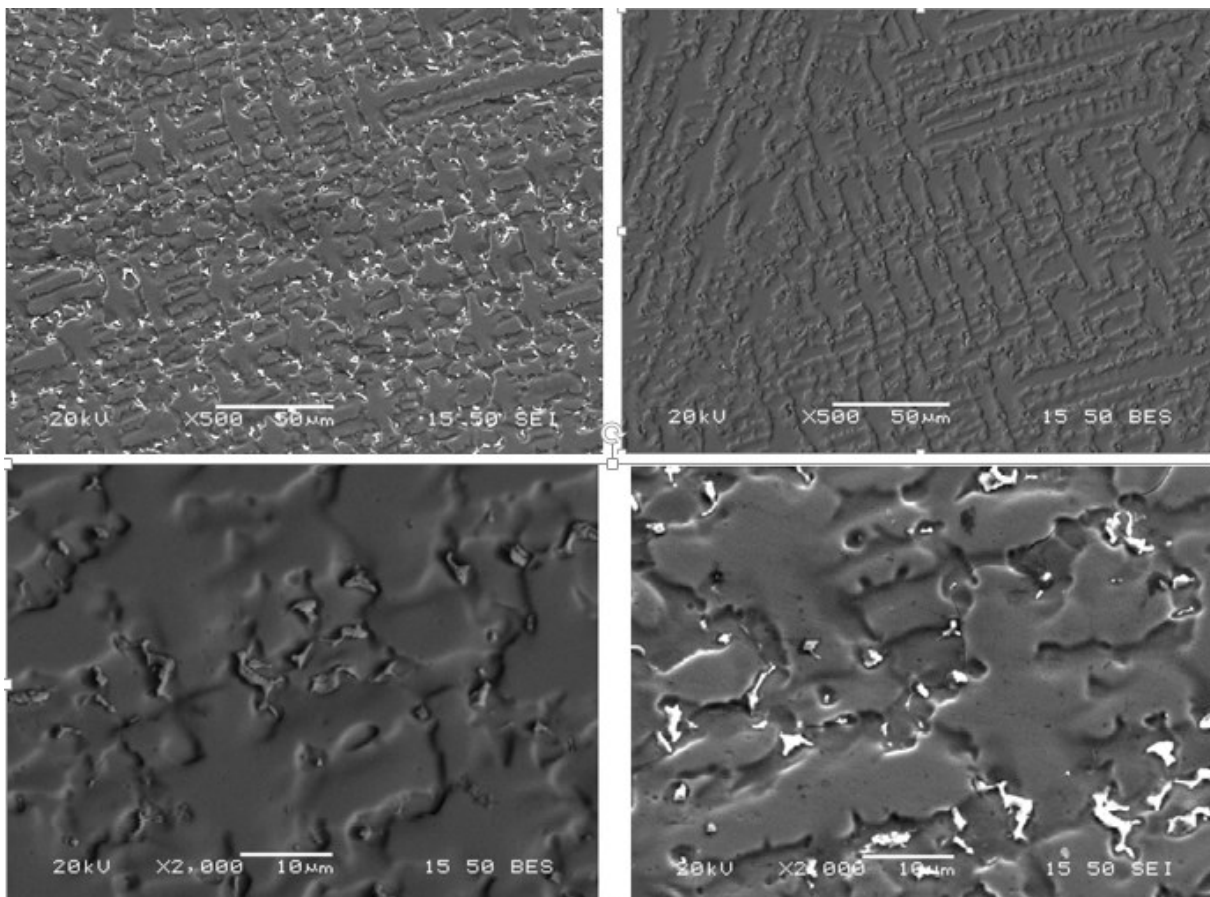
4.4.3.1 Ηλεκτρονική μικροσκοπία δοκιμίου SMOTIG



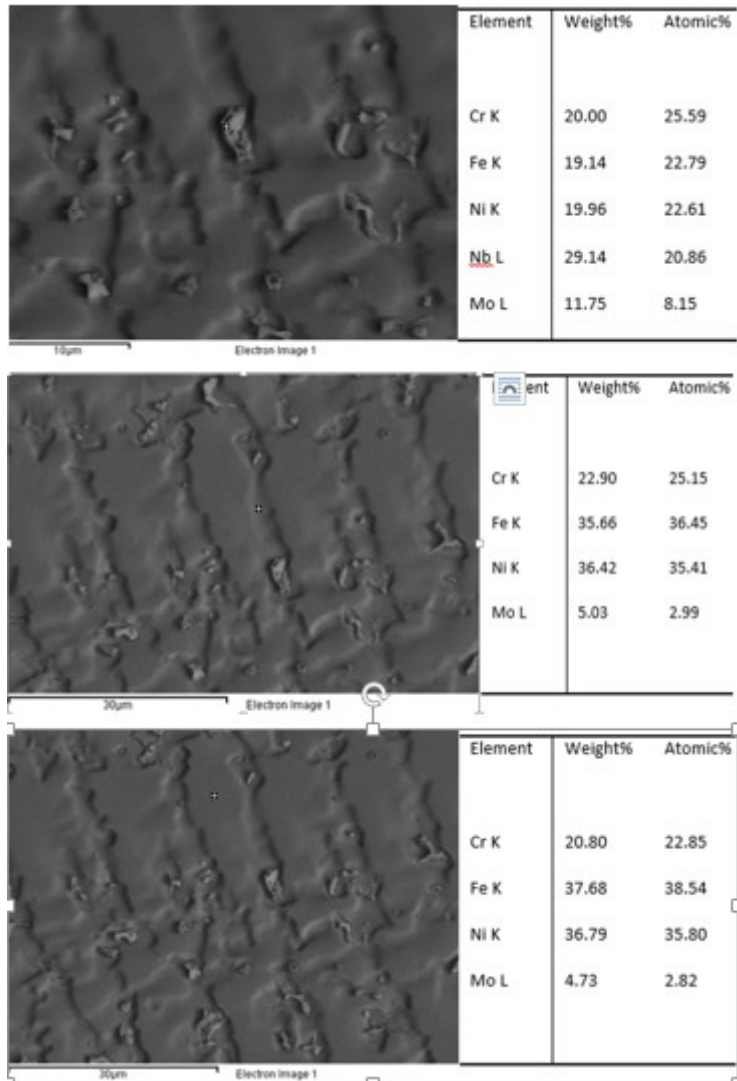
Εικόνα 4-22: Φωτογραφίες 200X και 500X και στοιχειακή ανάλυση, Μέταλλου Βάσης (MB) ανοξειδώτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG



Εικόνα 4-23: Φωτογραφία 250X Θερμικά Επηρεασμένης (ΘΕΖ) ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG

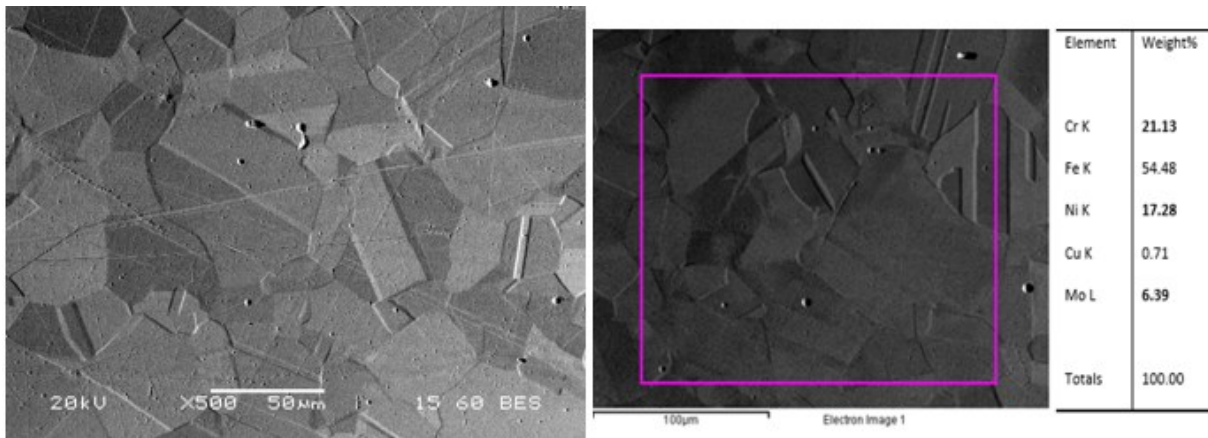


Εικόνα 4-24: Φωτογραφίες 500X και 2000X, από ανιχνευτή δευτερογενών (SEI) και οπισθοσκεδαζομένων ηλεκτρονίων (BES), της Ζώνης Τήξης ανοξείδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με TIG

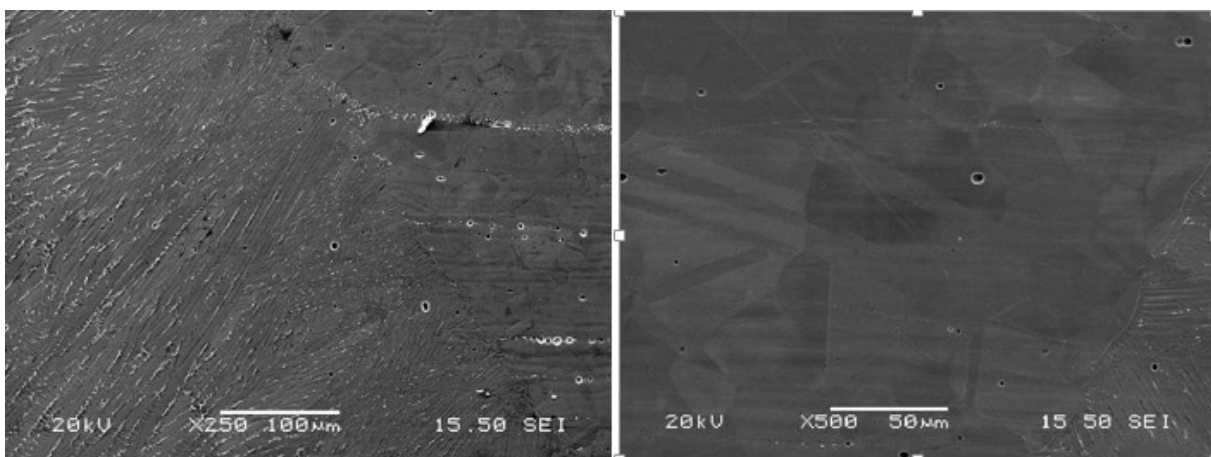


Εικόνα 4-25: Στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου SMOTIG

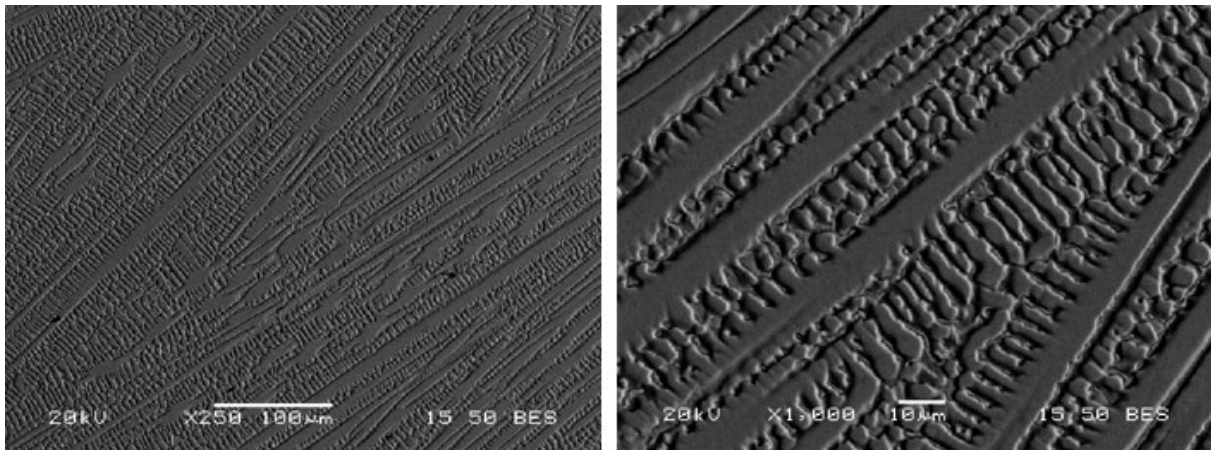
4.4.3.2 Ηλεκτρονική μικροσκοπία δοκιμίου SMOEB



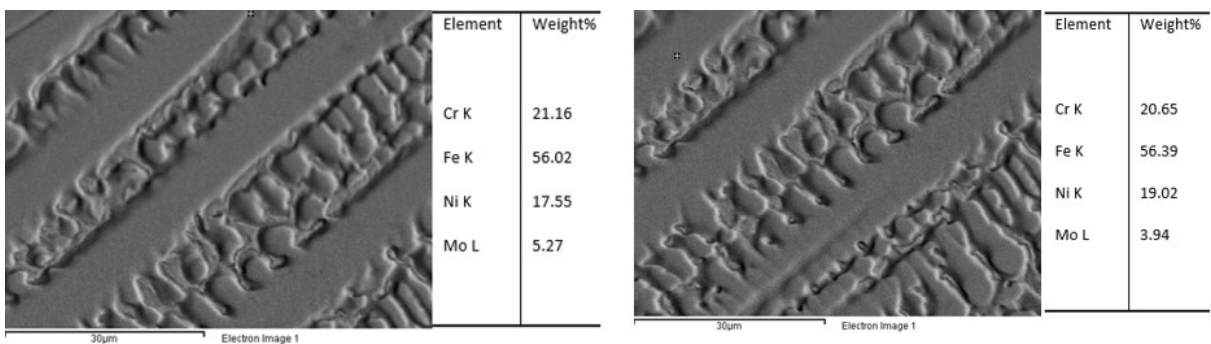
Εικόνα 4-26: Φωτογραφία 500X και στοιχειακή ανάλυση, Μόταλλου Βάσης (MB) ανοξειδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW



Εικόνα 4-27: Φωτογραφίες 250X και 500X Θερμικά Επηρεασμένης (ΘΕΖ) ανοξειδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW

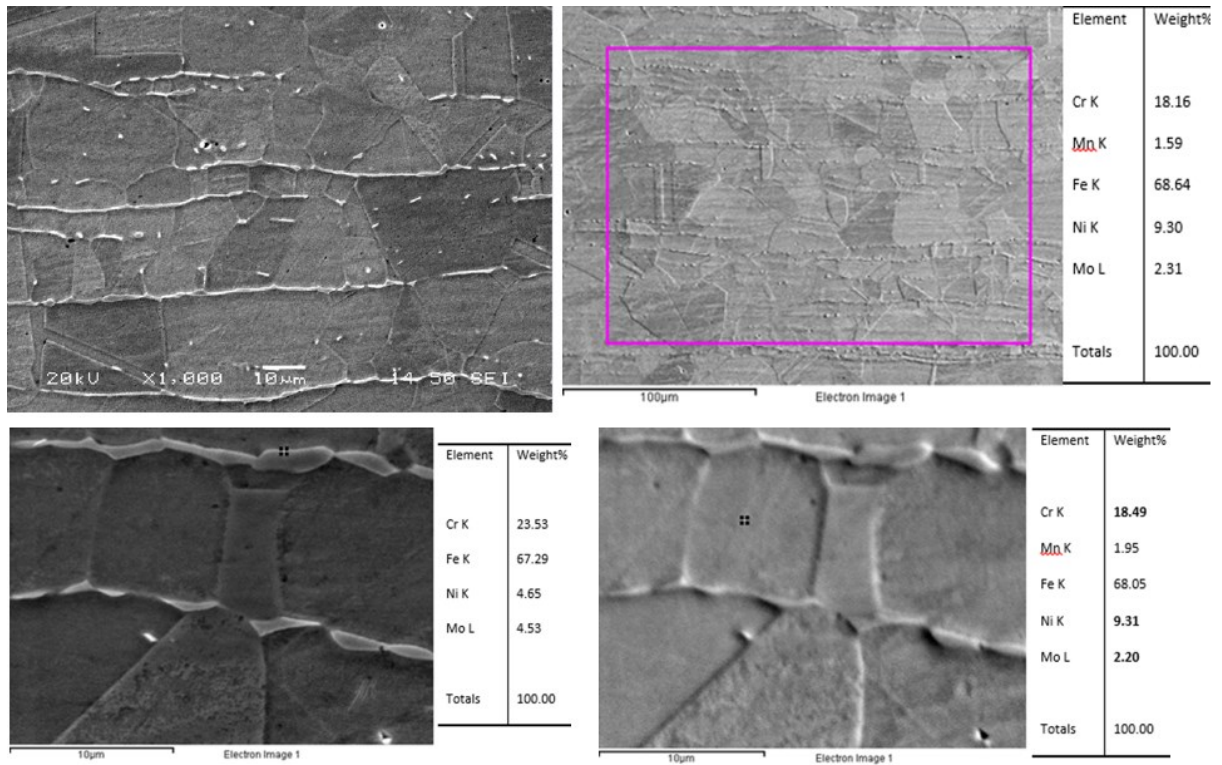


Εικόνα 4-28: Φωτογραφίες 250X και 1000X, της Ζώνης Τήξης ανοξειδωτου χάλυβα SMO 254 συγκολλημένου με EBW



Εικόνα 4-29: Στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου SMOEB

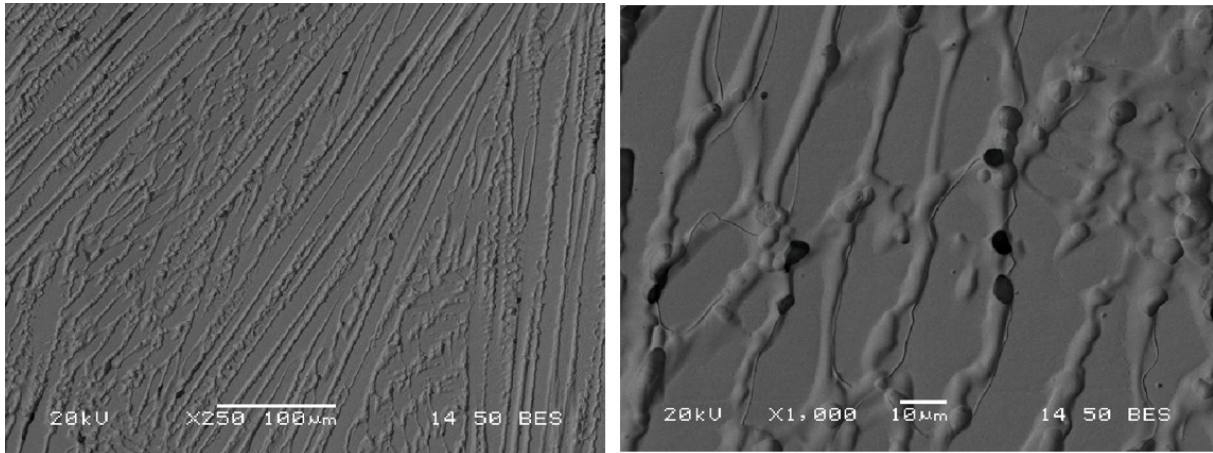
4.4.3.3 Ηλεκτρονική μικροσκοπία δοκιμίου 316LTIG



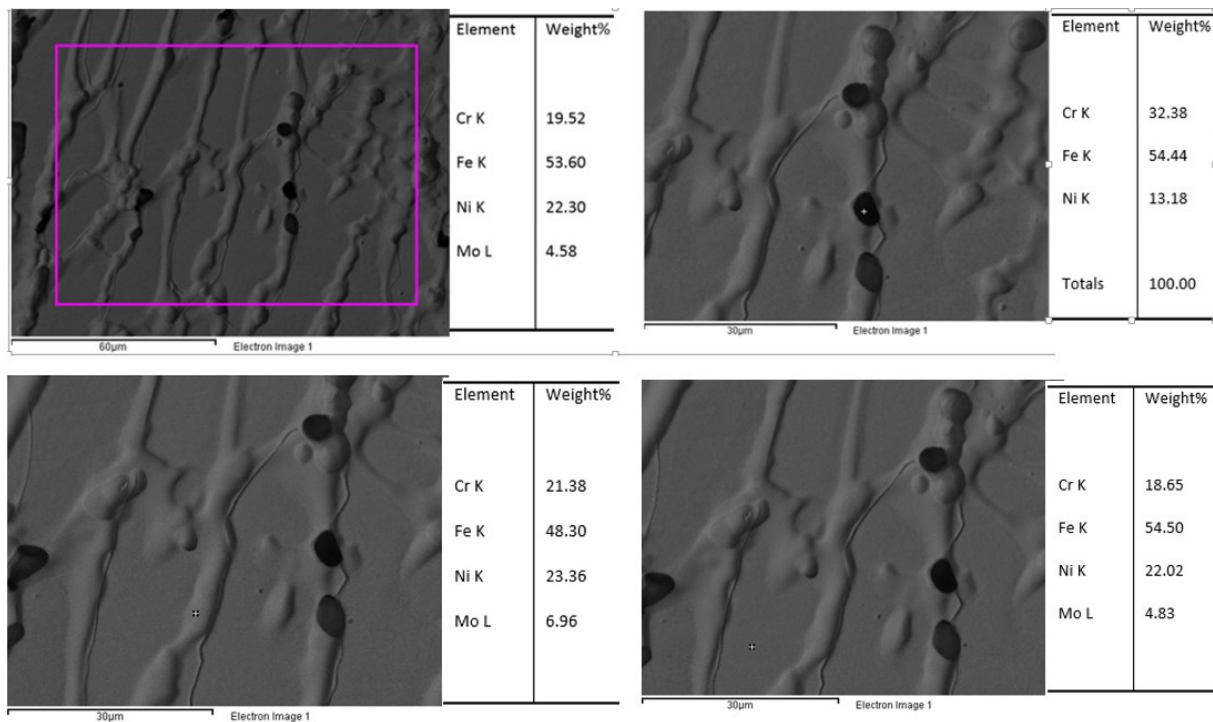
Εικόνα 4-30: Φωτογραφία 1000X και στοιχειακές αναλύσεις των φάσεων του Μόταλλου Βάσης (MB) ανοξειδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG



Εικόνα 4-31: Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (ΘΕΖ) ανοξειδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG

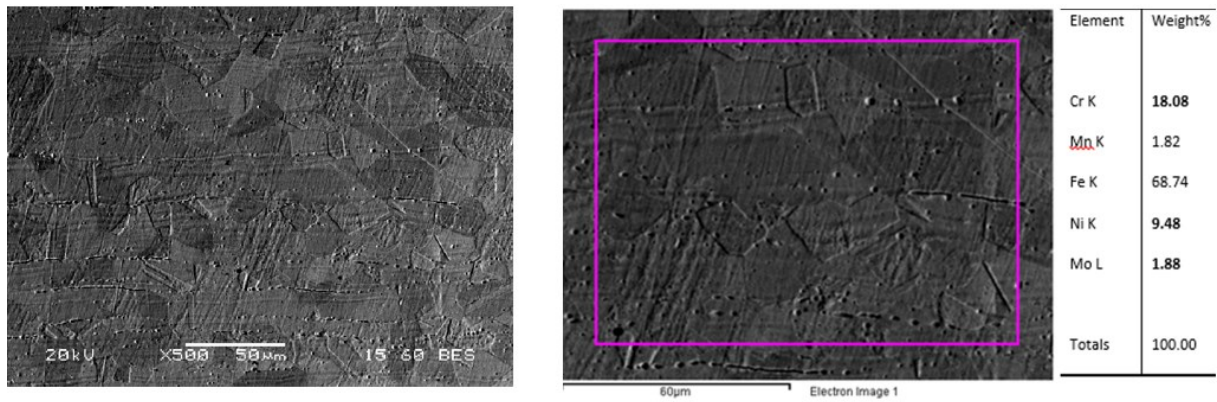


Εικόνα 4-32: Φωτογραφίες 250X και 1000X, της Ζώνης Τήξης ανοξείδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG

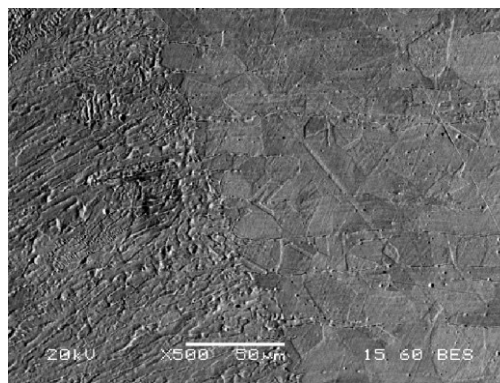


Εικόνα 4-33: Στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου 316LTIG

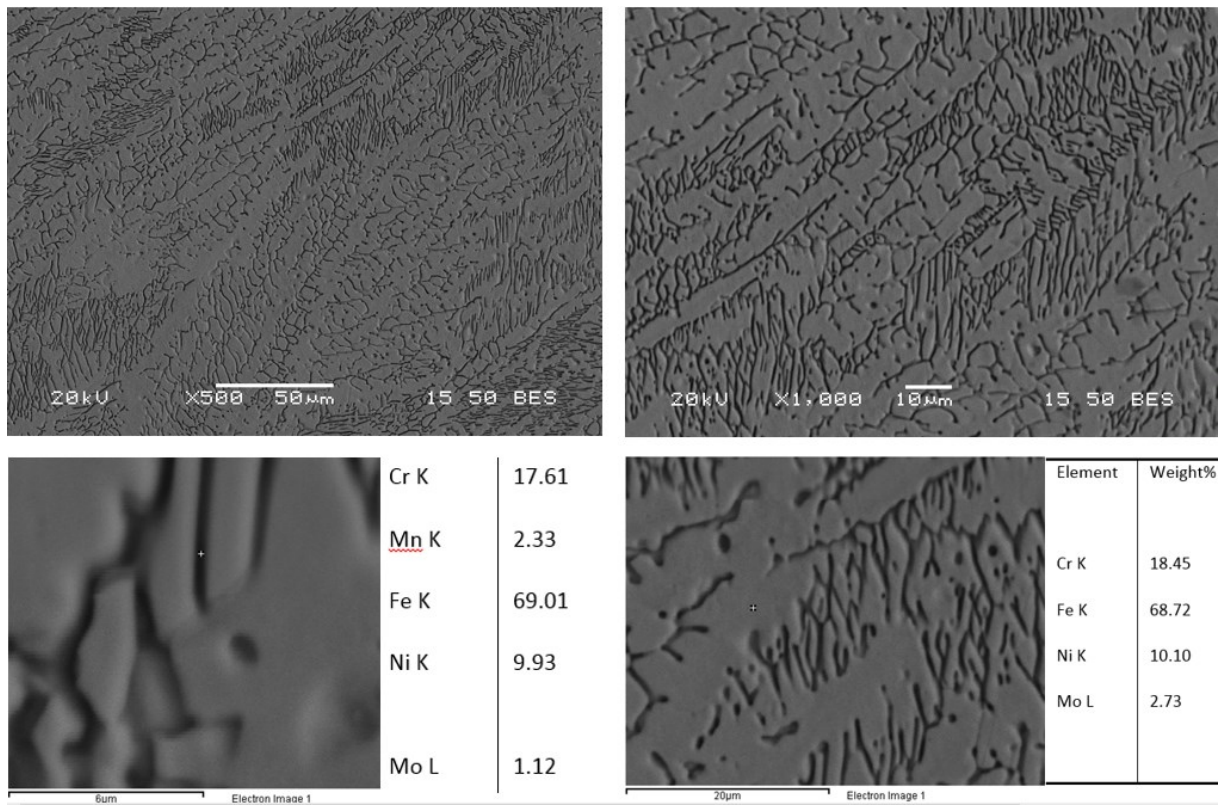
4.4.3.4 Ηλεκτρονική μικροσκοπία δοκιμίου 316LEB



Εικόνα 4-34: Φωτογραφία 500X και στοιχειακή ανάλυση, Μεταλλου Βάσης (MB) ανοξειδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με EBW



Εικόνα 4-35: Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (ΘΕΖ) ανοξειδωτου χάλυβα 316L συγκολλημένου με TIG



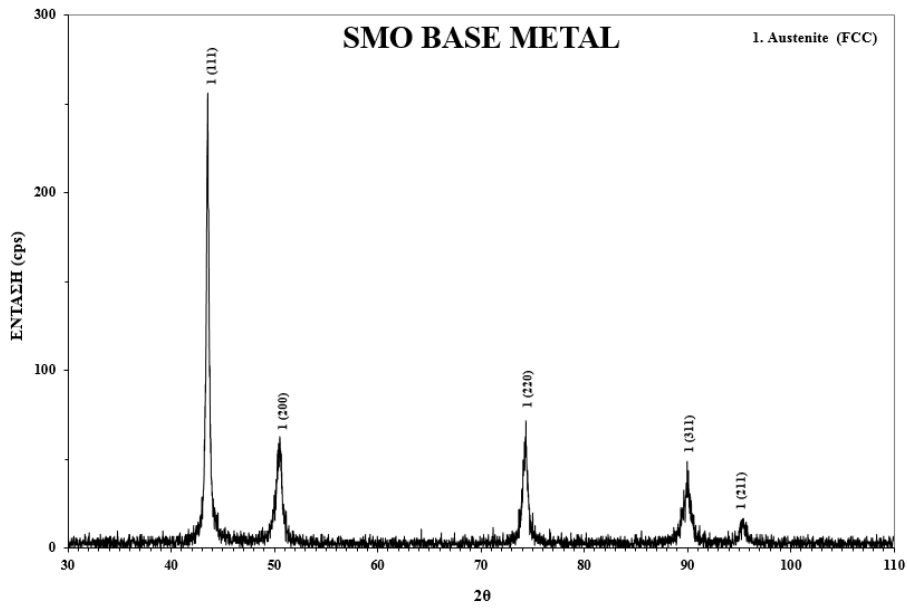
Εικόνα 4-36: Φωτογραφίες 500X και 1000X και στοιχειακές αναλύσεις των διάφορων φάσεων στην Ζώνη Τήξης του δοκιμίου 316LEB

4.4.4 Περίθλαση Ακτίνων X (X RAY Diffraction-XRD)

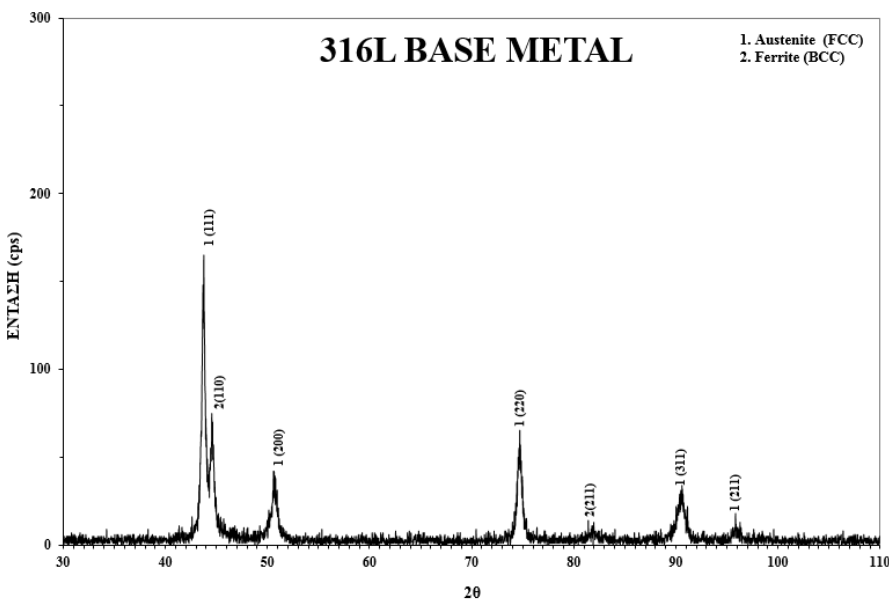
Το περιθλασίμετρο ακτίνων X που χρησιμοποιήθηκε είναι το Bruker D8 Focus. Αρχικά πραγματοποιήθηκε XRD για κάθε κράμα στο μέταλλο βάσης. Αποκόπηκαν δοκίμια διαστάσεων 2 x 2 cm τα οποία εγκιβωτίστηκαν και λειάνθηκαν με χαρτί μέχρι το 1200P.

Εν συνεχεία έγινε προσπάθεια εφαρμογής XRD μόνο στις Ζώνες τήξης για κάθε κράμα και για κάθε τύπο συγκόλλησης. Για το σκοπό αυτό λήφθηκαν δοκίμια διαστάσεων 2 x 1,5 cm τα οποία εμπεριείχαν όλες τις ζώνες της συγκόλλησης (ZT, ΘEZ, MB). Αυτά εγκιβωτίστηκαν, λειάνθηκαν μέχρι 2000P και εν συνεχεία προσβλήθηκαν με βασιλικό ύδωρ αδρά μέχρι να διαγραφεί η Ζώνη Τήξης (περίπου για 1 min). Εν συνεχεία οι ζώνες τήξης αποκόπηκαν με χρήση δισκοτόμου τύπου Struers Discotom. Τα δοκίμια των ζώνων τήξης που προέκυψαν τελικά είχαν τις ακόλουθες διαστάσεις. 316EB και SMOEB 2cm x 0,3cm, 316TIG 2cm x 0,9 cm, SMOTIG 2cm x 0,5 cm. Εδώ επισημαίνεται ότι λόγω του ότι η επιφάνεια της προσπίπτουσας δέσμης των ακτίνων X στο περιθλασίμετρο Bruker D8 Focus είναι 1mm² και το πλάτος της ζώνης τήξης της συγκόλλησης με EBW μόλις 3mm, ήταν αμφίβολο αν η δέσμη των ακτίνων X θα προσπέσει πάνω στο δοκίμιο προκειμένου να ληφθεί αποτέλεσμα.

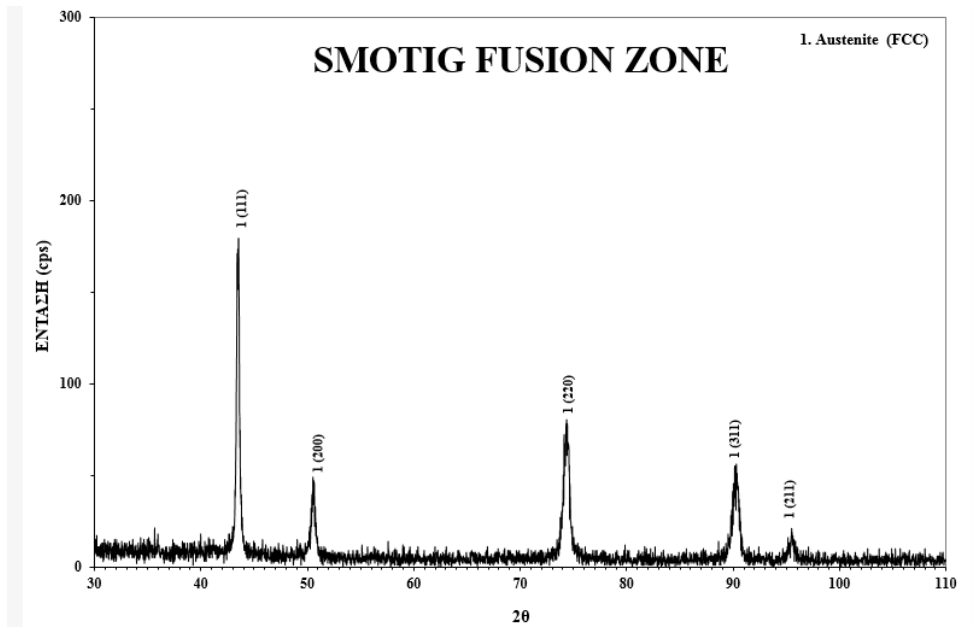
Τα αποτελέσματα φαίνονται στα κατωτέρω διαγράμματα:



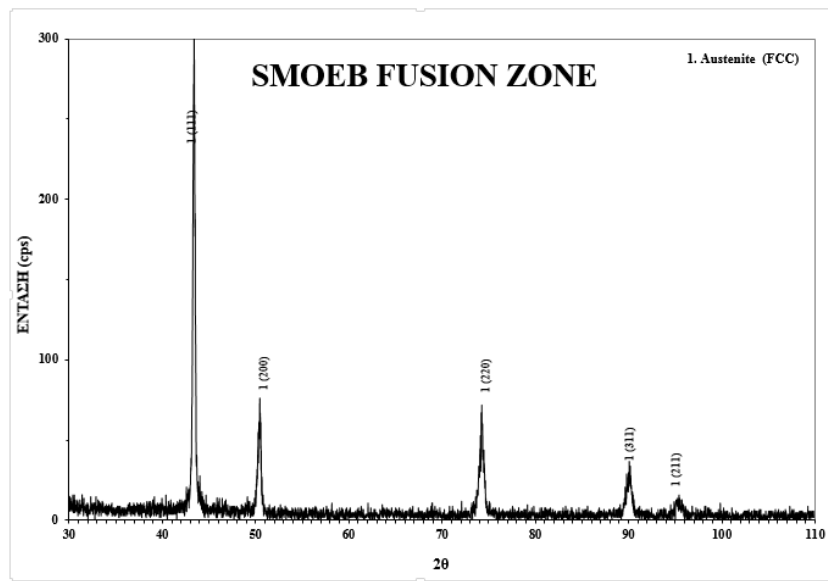
Διαγραμμα 4-17: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για το Μέταλλο Βάσης του κράμματος SMO 254. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη



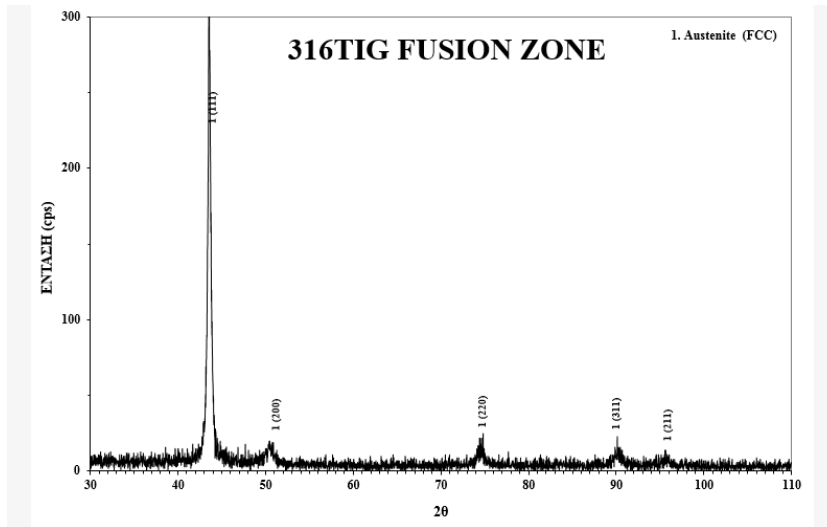
Διαγραμμα 4-18: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για το Μέταλλο Βάσης του κράμματος 316L. Παρατηρούνται 2 φάσεις. Ωστενίτης και Φερρίτης



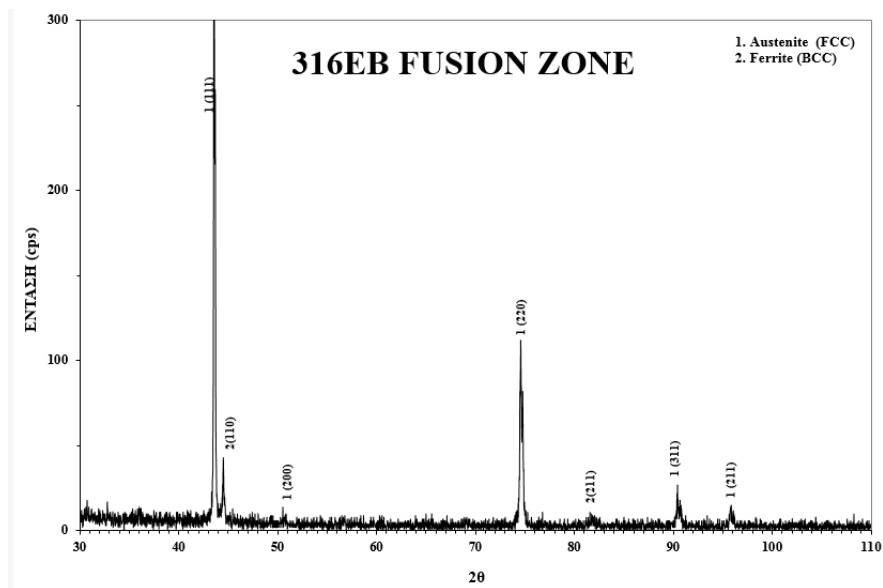
Διαγραμμα 4-19: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης SMOTIG. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη



Διαγραμμα 4-20: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης SMOEB. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη



Διαγραμμα 4-21: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης 316TIG. Παρατηρείται μόνο η φάση του ωστενίτη



Διαγραμμα 4-22: Κορυφές περίθλασης ακτίνων X για την Ζώνη Τήξης της συγκόλλησης 316EB. Παρατηρούνται 2 φάσεις, Ωστενίτης και Φερρίτης

5 ΕΡΜΗΝΕΙΑ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ-ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Από το σύνολο των ανωτέρω πειραματικών δεδομένων, της οπτικής μικροσκοπίας, της ηλεκτρονικής μικροσκοπίας σάρωσης, της περίθλασης των ακτίνων X, τις μετρήσεις σε εφελκυσμό και της μετρήσεις σκληρότητας, οδηγούμαστε στα κατωτέρω συμπεράσματα.

5.1 Δοκίμιο SMOTIG

5.1.1 SMOTIG-Μέταλλο Βάσης

Η μικροδομή του μετάλλου βάσης του κράματος SMO 254 βάση των διαγραμμάτων Schaeffler-Delong και WRC 92, αναμένεται 100% ωστενιτική. Πράγματι η περίθλαση των ακτίνων X στο μέταλλο βάσης μας έδωσε μόνο ωστενιτική φάση όπως φαίνεται στο *Διαγραμμα 4-17*. Η οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία, όπως φαίνεται στις *Εικόνα 4-9* και *Εικόνα 4-22*, μας δείχνουν ότι η ωστενιτική μικροδομή αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους μεγέθους από 10μm έως 60μm. Η ανάλυση με EDS στο μέταλλο βάσης (*Εικόνα 4-22*) μας δείχνει ότι η ακριβής σύσταση του κράματος είναι 20,6% Cr , 17,5% Ni , 6,6% Mo και 0,7% Cu. Ο άνθρακας και το άζωτο όπως και τα πιθανώς υπάρχοντα πυρίτιο, μαγγάνιο, θείο και φώσφορος επειδή εμπεριέχονται σε πολύ μικρό ποσοστό δεν είναι δυνατό να ανιχνευτούν με την μέθοδο EDS. Δεν παρατηρείται σχηματισμός κάποιας άλλης φάσης στο μέταλλο βάσης.

5.1.2 SMOTIG - Θερμικά Επηρασμένη Ζώνη

Οι φωτογραφίες της ΘΕΖ από το οπτικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-10*) και από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-23*), μας δείχνουν ότι δεν έχει πραγματοποιηθεί μεγέθυνση των κόκκων. Σε πολύ μικρό ποσοστό φαίνεται να έχει δημιουργηθεί μια δεύτερη φάση στα όρια των κόκκων της ΘΕΖ, σε συγκεκριμένες περιοχές και όχι σε όλη την έκταση της. Η φάση αυτή φαίνεται όμοια με τον φερρίτη του μετάλλου βάσης.

5.1.3 SMOTIG - Ζώνη Τήξης

Η ζώνη τήξης όπως φαίνεται στις φωτογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-11*) και στις φωτογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-24*), δείχνει να

αποτελείται από 3 διαφορετικές περιοχές. Ωστόσο το το XRD του Διαγραμμα 4-19 μας δίνει μόνο ωστενίτη.

Η περιοχή που αφορά το μικρό ποσοστό σε σχέση με τις άλλες δύο και είναι διασκορπισμένη στο κράμα με την μορφή κατακρημνισμάτων, στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο με τον ανιχνευτή BES φαίνεται πιο φωτεινή και συνεπώς αναμένεται να περιέχει υψηλότερα ποσοστά Mo και Nb. Η στοιχειακή ανάλυση της Εικόνα 4-25 το επιβεβαιώνει καθώς δίνει πολύ υψηλά ποσοστά σε νιόβιο (29,1%) και σε μολυβδένιο (11,1%). Το Nb προέρχεται από το ηλεκτρόδιο P12 που χρησιμοποιήθηκε το οποίο έχει 3,6% Nb και 9% Mo (σε σχέση με το 6% Mo του SMO254). Συνεπώς αυξημένα ποσοστά νιοβίου και μολυβδενίου στην ζώνη τήξης είναι αναμενόμενα. Παρατηρούμε ότι οι σκουρόχρωμες φάσεις δεν περιέχουν Nb άρα όλο το Nb διαφορίζεται στην ανοιχτόχρωμη φάση. Πιθανόν αφορά κατακρημνίσματα κάποιας δευτερεύουσας φάσης του Πίνακας 3-5. Ο λόγος που το XRD του Διαγραμμα 4-19 δεν έδειξε αυτή την φάση είναι το γεγονός ότι σχηματίζεται σε πολύ μικρό ποσοστό.

Οι δύο σκουρόχρωμες φάσεις κυριαρχούν ποσοτικά. Η στοιχειακή ανάλυση (EDS) της Εικόνα 4-25, σε ανιχνευτή BES, δείχνει ότι στην μία από τις 2, η οποία έχει απόχρωση ελαφρώς πιο ανοιχτόχρωμη, το Cr περιέχεται σε μεγαλύτερο ποσοστό (22,9%) από ότι στην 2η (20,8%). Το γεγονός ότι το XRD (Διαγραμμα 4-19) έχει δείξει μόνο φάση ωστενίτη, μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι και οι δύο περιοχές αφορούν ωστενιτική φάση, όπου έχει συμβεί διαφορισμός του χρωμίου και διαφέρει ο μέσος ατομικός αριθμός, με αποτέλεσμα η μια να φαίνεται πιο ανοιχτόχρωμη.

Διευκρινίζεται ότι η περιεκτικότητα των Cr, Ni και Mo του ωστενίτη στην ζώνη τήξης είναι μεγαλύτερη από την περιεκτικότητα αυτών των στοιχείων στον ωστενίτη του μετάλλου βάσης γιατί το ηλεκτρόδιο P12, που έχει χρησιμοποιηθεί, περιέχει 50% Ni, Cr 22% και Mo 9%.

5.1.4 SMOTIG Μηχανικές Ιδιότητες

Τα συγκεντρωτικά αποτελέσματα της δοκιμής εφελκυσμού φαίνονται στον Πίνακας 4-1. Το δοκίμιο SMOTIG παρουσίασε τιμές πολύ κοντά και λίγο παραπάνω στο όριο διαρροής, την αντοχή εφελκυσμού και την ολκιμότητα του. Η θραύση του συνέβη στο μέταλλο βάσης και όχι επί της συγκόλλησης κάτι το οποίο είναι λογικό, αφού η συγκόλληση στην μέθοδο TIG έχει πλεόνασμα υλικού και συνεπώς το δοκίμιο επί της συγκόλλησης είναι πιο παχύ.

Οι τιμές της μικροσκληρότητας φαίνονται στον Πίνακα 4-3 και είναι κοντά στις αναμενόμενες για το κράμα SMO 254, δηλ. στα 170 Vickers, με μία αύξηση στην ζώνη τήξης κατά 10 vickers.

Τα αποτελέσματα της μακροσκληρομέτρησης είναι αυξημένα σε σχέση με τα αποτελέσματα της μικροσκληρομέτρησης. Επιπρόσθετα παρουσιάζουν μείωση στην ζώνη τήξης κατά 10 με 20 vickers κάτι το οποίο έρχεται σε αντίθεση με τα αποτελέσματα της μικροσκληρότητας, που παρουσιάζουν μείωση στη ζώνη τήξης. Λόγω της παλαιότητας του οργάνου μέτρησης της μακροσκληρότητας που χρησιμοποιήθηκε και των αντικειμενικών δυσκολιών στην ακριβή ανάγνωση της μέτρησης, εξαιτίας της μη ικανοποιητικής διάκρισης της σκιάς του αποτυπώματος του διεισδυτή, τα αποτελέσματα αυτά θεωρήθηκαν ως μη ακριβή.

5.2 Δοκίμιο SMOEB

5.2.1 SMOEB-Μέταλλο Βάσης

Ομοίως με παράγραφο 5.1.1.

5.2.2 SMOEB – Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη

Οι φωτογραφίες της ΘΕΖ από το οπτικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-14*) και από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-27*), μας δείχνουν ότι δεν έχει πραγματοποιηθεί μεγέθυνση των κόκκων, ούτε δημιουργία κάποιας άλλης φάσης.

5.2.3 SMOEB – Ζώνη Τήξης

Η ζώνη τήξης όπως φαίνεται στην φωτογραφία του οπτικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-15*) και στις φωτογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-28* *Εικόνα 4-29*) δείχνει να αποτελείται από 2 διαφορετικές περιοχές. Παρόλα αυτά το το XRD του *Διαγραμμα 4-20*, όπως και στην περίπτωση της συγκόλλησης TIG, μας δίνει μόνο την φάση του ωστενίτη. Παρατηρώντας την *Εικόνα 4-29* με την ανάλυση των συστάσεων, βλέπουμε ότι στην μία περιοχή υπάρχει σημαντικά περισσότερο Mo. Έτσι οδηγούμαστε στο συμπέρασμα ότι η ζώνη τήξης αποτελείται αποκλειστικά από ωστενιτική φάση που δίνει διαφορετική μορφολογία στην εικόνα του BES ανιχνευτή λόγω του διαφορισμού των στοιχείων.

5.2.4 SMOEB-Μηχανικές Ιδιότητες

Τα συγκεντρωτικά αποτελέσματα της δοκιμής εφελκυσμού φαίνονται στον Πίνακα 4-1. Το δοκίμιο SMOEB παρουσίασε τιμές πολύ κοντά και λίγο παραπάνω στο όριο διαρροής, την αντοχή εφελκυσμού και την ολκιμότητα του. Η θραύση του συνέβη επί της συγκόλλησης κάτι το οποίο σημαίνει ότι η συγκόλληση είναι ασθέστερη ελαφρώς σε σχέση με τις υπόλοιπες περιοχές. Αυτό αποδίδεται στην πολύ μικρή μείωση της διατομής του υλικού επί της συγκόλλησης καθώς η επαφή των ελασμάτων κατά την πραγματοποίηση της συγκόλλησης δεν ήταν τέλεια. Παρόλα αυτά η αντοχή της είναι ικανοποιητική.

Οι τιμές της μικροσκληρότητας φαίνονται στον Πίνακα 4-4 και είναι κοντά στις αναμενόμενες για το κράμα SMO 254 δηλ. στα 170 Vickers με μία αύξηση στην ζώνη τήξης λίγο παραπάνω από ότι στην TIG, δηλαδή κατά 30 Vickers. Η αύξηση αυτή οφείλεται στην διαφορετική μικροδομή της ζώνης τήξης.

5.3 Δοκίμιο 316LTIG

5.3.1 316LTIG-Μέταλλο Βάσης

Η μικροδομή του μετάλλου βάσης του κράματος 316L, βάση του διαγράμματος Scheffler Delong της *Εικόνα 3-13* και του διαγράμματος WRC-92 της *Εικόνα 3-15*, αναμένεται να είναι κυριώς ωστενιτική, με ένα ποσοστό δ- φερρίτη το οποίο αντιστοιχεί σε 10 F.N. (Ferrite Number). Επίσημαίνεται εδώ ότι για 0 έως 10 F.N. η κλίμακα F.N. ταυτίζεται σχεδόν με το επί τοις εκατό ποσοστό[5]. Έτσι λοιπόν με ικανοποιητική ακρίβεια μπορούμε να θεωρήσουμε ότι αναμένεται το Μέταλλο Βάσης να έχει 10% δ-φερρίτη. Αυτός ο φερρίτης σχηματίζεται συνήθως με την μορφή στενόμακρων λουρίδων (stringers) στα όρια των κόκκων του ωστενίτη και κατά μήκος των γραμμών έλασης[5]. Πράγματι η περίθλαση των ακτίνων X, στο μέταλλο βάσης του Διαγραμματος 4-18, μας έδωσε ωστενίτη και φερρίτη. Η οπτική και ηλεκτρονική μικροσκοπία όπως φαίνεται στις *Εικόνα 4-16* και *Εικόνα 4-30* μας δείχνουν ότι η ωστενιτική μικροδομή αποτελείται από ισοαξονικούς κόκκους ωστενίτη, μεγέθους από 30μm έως 40μm και τα stringers δ-φερρίτη που έχουν πλάτος περίπου 2 μm. Η ανάλυση με EDS στο μέταλλο βάσης (*Εικόνα 4-30*) μας δείχνει ότι η ακριβής σύσταση του κράματος είναι 18,1% Cr , 9,3% Ni, και 2,3% Mo. Οι διαφορισμοί των στοιχείων επιβεβαιώνουν την διαπίστωση ότι τα stringers είναι η αναμενόμενη φάση του δ-φερρίτη, καθώς έχουν υψηλότερο ποσοστό στα α-φερογόνα

στοιχεία Cr και Mo και χαμηλότερο ποσοστό του γ -φερογόνου Ni σε σχέση με τους κόκκους του ωστενίτη.

5.3.2 316LTIG-Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη

Οι φωτογραφίες της ΘΕΖ από το οπτικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-17*) και από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-31*), μας δείχνουν ότι δεν έχει πραγματοποιηθεί μεγέθυνση των κόκκων αλλά ότι έχει δημιουργηθεί αρκετός δ -φερρίτης στα όρια των κόκκων.

5.3.3 316LTIG- Ζώνη Τήξης

Η ζώνη τήξης όπως φαίνεται στις φωτογραφίες του οπτικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-18*) και στις φωτογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-32* και *Εικόνα 4-33*), δείχνει να αποτελείται από 3 διαφορετικές περιοχές. Παρόλα αυτά το XRD του *Διαγράμμα 4-21* μας δίνει μόνο ωστενίτη.

Η περιοχή που κατέχει πολύ μικρό ποσοστό σε σχέση με τις άλλες δύο και είναι διασκορπισμένη στο κράμα με την μορφή μικρών μαύρων εγκλεισμάτων, στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο με τον ανιχνευτή BES φαίνεται σκούρα και συνεπώς αναμένεται να περιέχει υψηλότερα ποσοστά του χαμηλότερου σε ατομικό αριθμό Cr σε σχέση με τον ατομικό αριθμό των Ni, Fe, Mo. Η στοιχειακή ανάλυση της *Εικόνα 4-33* το επιβεβαιώνει καθώς δίνει πολύ υψηλό ποσοστό σε Cr 32% σε σχέση με το 19% του μέσου όρου του Cr για την ζώνη τήξης. Επίσης σε αυτές τις περιοχές ο Fe και το Ni είναι πολύ πεσμένα σε σχέση με τον Μ.Ο. της ζώνης τήξης. Συνεπώς οι μαύρες περιοχές λόγω της υψηλής περιεκτικότητας σε Cr πιθανόν να αφορούν σε κατακρημνίσματα κάποιας δευτερεύουσας φάσης πλούσιας σε Cr. Δεν μπορούμε αυτό να το συμπεράνουμε αυτό με βεβαιότητα, γιατί το XRD δεν ανίχνευσε την κρυσταλλική δομή των περιοχών αυτών, πιθανότατα λόγω του πολύ μικρού όγκου που κατέχουν σε σχέση με τον κυρίως όγκο της ζώνης τήξης. Το αυξημένο Mo και Ni στην Ζ.Τ. προέρχονται από το ηλεκτρόδιο P16 που χρησιμοποιήθηκε το οποίο έχει 15,9% Mo (σε σχέση με το 2% Mo του 316L).

Οι δύο σκουρόχρωμες περιοχές κυριαρχούν ποσοτικά και διαχωρίζονται εμφανισιακά. Η στοιχειακή ανάλυση (EDS) της *Εικόνα 4-33*, σε ανιχνευτή BES, δείχνει ότι στην φάση που είναι και πιο ανοιχτόχρωμη το βαρύτερο Mo έχει αναλογικά μεγαλύτερη σύσταση (6,9% αντί του 4,8% της κοιλιάδας) και αυτός ο διαφορισμός οδηγεί στην διαφορετική φωτεινότητα σε BES και στην διαφορετική μορφολογία μετά την ηλεκτρολυτική προσβολή (η διαφορετική

μορφολογία φαίνεται σε απεικόνιση δευτερογενών ηλεκτρονίων SE στο SEM). Το γεγονός ότι το XRD του *Διαγραμμα 4-21* έχει δείξει μόνο φάση ωστενίτη, μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι και οι δύο περιοχές είναι ωστενιτικές φάσεις, όπου έχει συμβεί διαφορισμός των στοιχείων και διαφέρει ο μέσος ατομικός αριθμός, με αποτέλεσμα σε απεικόνιση οπισθογενών ηλεκτρονίων (BES) να ξεχωρίζουν.

Διευκρινίζεται ότι η περιεκτικότητα των Cr, Ni και Mo του ωστενίτη στην ζώνη τήξης είναι μεγαλύτερη από την περιεκτικότητα αυτών των στοιχείων στον ωστενίτη του μετάλλου βάσης γιατί το ηλεκτρόδιο P16 που έχει χρησιμοποιηθεί περιέχει 60% Ni, Cr 22% και Mo 15,9%.

5.3.4 316LTIG-Μηχανικές ιδιότητες

Τα συγκεντρωτικά αποτελέσματα της δοκιμής εφελκυσμού φαίνονται στον Πίνακα 4-2. Το δοκίμιο 316TIG παρουσίασε επίσης τιμές πολύ κοντά στις τυπικές, στο όριο διαρροής, την αντοχή εφελκυσμού και την ολκιμότητα του. Η θραύση του συνέβη στο μέταλλο βάσης και όχι επί της ζώνης τήξης, κάτι το οποίο είναι λογικό αφού η ζώνη τήξης στην μέθοδο TIG έχει πλεόνασμα υλικού και συνεπώς το δοκίμιο επί της ζώνης τήξης είναι πιο παχύ.

Οι τιμές της μικροσκληρότητας φαίνονται στον Πίνακα 4-5. Στο μέταλλο βάσης η μικροσκληρότητα είναι κατά 10 Vickers μικρότερη από την τυπική τιμή (160 αντί 170 vickers) και στην ζώνη τήξης μειώνεται ακόμη περισσότερο κατά 12 Vickers, δηλαδή μείωση 8% (138 από τα 150 Vickers). Παρατηρούμε εδώ δηλαδή ότι η διαφορετική σύσταση που προσδίδει το ηλεκτρόδιο P16 στην ζώνη τήξης καθώς και η μικροδομή της ζώνης τήξης που προκύπτει οδηγούν σε ελαφρώς μικρότερη μικροσκληρότητα.

5.4 Δοκίμιο 316LEB

5.4.1 316LEB-Μέταλλο Βάσης

Ομοίως με παράγραφο 5.3.1.

5.4.2 316LEB-Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη

Οι φωτογραφίες της ΘΕΖ από το οπτικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-20*) και από το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο (*Εικόνα 4-35*), μας δείχνουν ότι δεν έχει πραγματοποιηθεί

μεγέθυνση των κόκκων αλλά ότι έχει δημιουργηθεί περισσότερος δ-φερρίτης στα όρια των κόκκων σε σχέση με τον φερρίτη που υπάρχει ήδη στο μέταλλο βάσης και του οποίου η παρουσία έχει πιστοποιηθεί στο μέταλλο βάσης, με το XRD, αλλά και με βάση τους διαφορισμούς των α-φερρογόνων στοιχείων.

5.4.3 316LEB- Ζώνη Τήξης

Η ζώνη τήξης όπως φαίνεται στις φωτογραφίες του οπτικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-21*) και στις φωτογραφίες του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου (*Εικόνα 4-36*), δείχνει να αποτελείται από 2 διαφορετικές περιοχές. Το XRD του *Διαγράμμα 4-22*, που πραγματοποιήθηκε στην ζώνη τήξης, μας πιστοποιεί ότι πρόκειται για 2 διαφορετικές φάσεις καθώς ανιχνεύει την φάση του ωστενίτη και την φάση του φερρίτη. Από το μέγεθος των κορυφών του ωστενίτη αλλά και από τον διαφορισμό του γ-φερογόνου Ni, όπως φαίνεται στην ποσοτική ανάλυση των στοιχείων της *Εικόνα 4-36*, επιβεβαιώνεται ότι η ανοικτόχρωμη φάση που επικρατεί ποσοτικά είναι ο ωστενίτης.

Ο φερρίτης εμφανίζεται με την μορφή σκουρόχρωμων λεπτών και μακριών γραμμών που σχηματίζουν ένα δίκτυο. Το ότι φαίνεται πιο σκούρος σε BES συμφωνεί με το χαμηλότερο ποσοστό Mo που περιέχει και τα υψηλότερα ποσοστά από το πιο «ελαφρύ» Cr. Οι διαφορισμοί των α-φερογόνων Cr, Mo σε σχέση με τα γ φερογόνα δεν συνηγορούν με το συμπέρασμα μας. Αυτό αποδίδεται στη μη ικανοποιητική ακρίβεια της στόχευσης της δέσμης των ακτίνων X, καθώς το πλάτος των φερριτικών περιοχών είναι πολύ μικρό (περίπου 1 με 2 μικρά).

5.4.4 316LEB-Μηχανικές Ιδιότητες

Τα συγκεντρωτικά αποτελέσματα της δοκιμής εφελκυσμού φαίνονται στον Πίνακα 4-2. Το δοκίμιο SMOTIG παρουσίασε κατά 9 MPa μικρότερο όριο διαρροής και κατά 60MPa και 14% αντίστοιχα μεγαλύτερη αντοχή εφελκυσμού και ολκιμότητα από τις τυπικές τιμές. Η θραύση του συνέβη επί της συγκόλλησης κάτι το οποίο σημαίνει ότι η συγκόλληση είναι ασθενέστερη ελαφρώς σε σχέση με τις υπόλοιπες περιοχές. Αυτό αποδίδεται στην πολύ μικρή μείωση της διατομής του υλικού επί της συγκόλλησης καθώς η επαφή των ελασμάτων κατά την πραγματοποίηση της συγκόλλησης δεν ήταν τέλεια. Παρόλα αυτά η αντοχή της είναι ικανοποιητική.

Οι τιμές της μικροσκληρότητας φαίνονται στον Πίνακα 4-6. Το μέταλλο βάσης παρουσίασε κατά 18 Vickers μικρότερη σκληρότητα από την τυπική τιμή, ενώ στην ζώνη τήξης

έχουμε αύξηση της μικροσκληρότητας κατά 11% (16 Vickers), σε αντίθεση με την ζώνη τήξης του TIG όπου έχουμε μείωση.

6 ΠΡΟΤΑΣΕΙΣ ΓΙΑ ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΕΡΕΥΝΑ

Προς περαιτέρω έρευνα, ως συνέχεια της παρούσας μεταπτυχιακής εργασίας, προτείνονται τα ακόλουθα:

α) Πραγματοποίηση Περιθλασιμετρίας Οπισθοσκεδαζομένων Ηλεκτρονίων (Electron Back Scattered Diffraction EBSD), με σκοπό να αναγνωριστεί η κρυσταλλική δομή των κατακρημνισμένων φάσεων στις Ζώνες Τήξης των δοκιμίων που, λόγω του χαμηλού ποσοστιαία όγκου τους, στο XRD δεν ανιχνεύθηκαν.

β) Μετρήσεις δυσθραυστότητας.

γ) Μελέτη της συμπεριφοράς σε διάβρωση των συγκολλήσεων σε διάφορα περιβάλλοντα.

7 ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΑ

- [1] Handbook of Stainless Steel/October 2013/Outokumpu
- [2] Η Ευρωπαϊκή τυποποίηση των χαλύβων και χυτοσιδήρων/ Κωνσταντίνος Γ. Πασπαλάς/ 2009/ Συλλογος Μηχανολόγων Ηλεκτρολόγων Β. Ελλάδος, Θεσσαλονίκη
- [3] [http://el.wikipedia.org/wiki/ Ανοξειδωτος χαλυβας](http://el.wikipedia.org/wiki/Ανοξειδωτος_χαλυβας)
- [4] Σχέση μικροδομής –ιδιοτήτων σε υπερωστενιτικούς ανοξειδωτους χαλύβες/Διδακτορική διατριβή Κουτσούκη Κ. Θεόδωρου/Μάρτιος 2011
- [5] Lippold, J. C. and Kotecki, D. J.: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, Wiley-Interscience, New Jersey, 2005.
- [6] Χρυσουλάκης, Γ.Δ., Παντελής, Δ.Ι.: Επιστήμη και τεχνολογία των μεταλλικών υλικών, Παπασωτηρίου, Αθήνα, 1996
- [7] Παπαδημητρίου, Γ. Δ. : Γενική Μεταλλογνωσία ΙΙ, ΕΜΠ, Αθήνα, 1993
- [8] Callister, W. D.: Επιστήμη και τεχνολογία των υλικών, 5η έκδοση, Εκδόσεις Τζιόλα, Θεσσαλονίκη, 2004
- [9] Outokumpu, ASTM Type 316L data sheet
- [10] Outokumpu, Type 254 SMO data sheet
- [11] Phase equilibria of the Fe-Cr-Ni ternary systems and interfacial reactions in Fe-Cr alloys with Ni substrate, Yee-wen Yen, Jian-wei Su, Dong-ping Huang, Journal of Alloys and Compounds 457 (2008) 270-278.
- [12] Επιστήμη και τεχνική των συγκολλήσεων, Βασίλειος Ι. Παπάζογλου, Δημήτριος Ι. Παντέλης, εκδόσεις ΕΜΠ, Αθήνα 2013
- [13] High performance Austenitic Stainless Steel, Outokumpu, May 2013
- [14] Standard Cr-Ni-Mo Stainless Steels, Outokumpu, March 2006.
- [15] ASTM E 140-02. “Standard Hardness Conversion Tables for Metals, Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness and Scleroscope.
- [16] ASTM E8M/01, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.