



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

**Βελτιστοποίηση συνθηκών συγκόλλησης ανοξείδωτου
χάλυβα τύπου 17-7 PH, αεροναυπηγικών εφαρμογών**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

ΣΠΥΡΟΥ ΛΙΑΒΑ

**Φοιτητή της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών
Ε.Μ.Π**

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ: Γ.Ν ΦΟΥΡΛΑΡΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π

ΑΘΗΝΑ, 2020



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

**Βελτιστοποίηση συνθηκών συγκόλλησης ανοξείδωτου
χάλυβα τύπου 17-7 PH, αεροναυπηγικών εφαρμογών**

ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ
ΣΠΥΡΟΥ ΛΙΑΒΑ

**Φοιτητή της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών
Ε.Μ.Π**

ΕΠΙΒΛΕΠΩΝ: Γ.Ν ΦΟΥΡΛΑΡΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π

Εγκρίθηκε από την τριμελή επιτροπή στις / /

Γεώργιος Φούρλαρης, Καθηγητής Ε.Μ.Π

Ηλιάννα Χαλικιά, Καθηγήτρια Ε.Μ.Π

Σπυρίδων Παπαευθυμίου, Αναπληρωτής Καθηγητής Ε.Μ.Π

ΑΘΗΝΑ, 2020

Copyright © Λιάβας Σπυρίδων, 2020

Με επιφύλαξη κάθε δικαιώματος. All rights reserved.

Απαγορεύεται η αντιγραφή, αποθήκευση και διανομή της παρούσας εργασίας, εξ ολοκλήρου ή τμήματος αυτής, για εμπορικό σκοπό. Επιτρέπεται η ανατύπωση, αποθήκευση και διανομή για σκοπό μη κερδοσκοπικό, εκπαιδευτικής ή ερευνητικής φύσης, υπό την προϋπόθεση να αναφέρεται η πηγή προέλευσης και να διατηρείται το παρόν μήνυμα. Ερωτήματα που αφορούν τη χρήση της εργασίας για κερδοσκοπικό σκοπό πρέπει να απευθύνονται προς το συγγραφέα.

ΕΥΧΑΡΙΣΤΙΕΣ

Για την διεξαγωγή αυτής της διπλωματικής Άσκησης, θα ήθελα να ευχαριστήσω το αξιότιμο καθηγητή Φυσικής Μεταλλουργίας, κύριο Γεώργιο Φούρλαρη, τον συνεργάτη ΥΔ Νικόλαο Μακρή, για την πολύτιμη βοήθεια, υπομονή και καθοδήγηση του, τους διδακτορικούς του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας, Άγγελο Καλδέλη, Σταύρο Δεληγιάννη και Αναστασία Αλεξανδράτου, για την συνδρομή τους, τον Παναγιώτη Σκαρβέλη για την βοήθεια του στην διεξαγωγή των συγκολλήσεων και την παροχή του υλικού και τέλος τους γονείς μου οι οποίοι με στήριξαν τις αποφάσεις και προσπάθειες μου όλο αυτό το διάστημα.

Περιεχόμενα

1.ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....	19
1.1 ΟΡΙΣΜΟΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ	19
1.2 ΙΣΤΟΡΙΚΗ ΑΝΑΔΡΟΜΗ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ	21
1.2.1 ΙΣΤΟΡΙΚΗ ΑΝΑΔΡΟΜΗ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ.....	23
1.3 ΚΡΑΜΑΤΙΚΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ.....	25
1.4 ΔΙΜΕΡΕΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ Fe-Cr.....	34
1.5 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΣΤΟ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ CCT ΚΑΙ ΣΤΗΝ MS,MF	37
1.6 ΠΡΟΒΛΕΨΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΩΝ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ	42
1.7 ΚΑΤΗΓΟΡΙΕΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ.....	45
1.7.1 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΦΕΡΡΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ.....	46
1.7.2 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ.....	48
1.7.3 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ	50
1.7.4 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ DUPLEX ΧΑΛΥΒΕΣ.....	53
1.7.5 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΣΚΛΗΡΥΝΟΜΕΝΟΙ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ ΧΑΛΥΒΕΣ	54
1.8 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΚΑΙ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΑ ΑΕΡΙΑ.....	66
1.9 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΜΕ ΤΗΝ ΜΕΘΟΔΟ TIG (GTAW).....	74
1.10 ΖΩΝΕΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ.....	79
1.11 ΣΤΕΡΕΟΠΟΙΗΣΗ ΚΑΙ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ	84
1.11.1 ΚΑΤΗΓΟΡΙΕΣ ΣΤΕΡΕΟΠΟΙΗΣΗΣ ΣΤΗΝ ΖΩΝΗ ΤΗΞΗΣ.....	91
1.11.2 Δ-ΦΕΡΡΙΤΗΣ ΚΑΙ ΘΕΡΜΗ ΡΩΓΜΑΤΩΣΗ	102
1.11.3 ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ ΑΛΛΩΝ ΕΝΔΟΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΦΑΣΕΩΝ.....	113

1.11.4 ΘΕΡΜΙΚΗ ΕΥΑΙΣΘΗΤΟΠΟΙΗΣΗ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ ΚΑΙ ΚΑΡΒΙΔΙΑ	116
1.11.5 ΑΛΛΑ ΦΑΙΝΟΜΕΝΑ ΚΑΙ ΣΦΑΛΜΑΤΑ ΣΥΓΚΩΛΛΗΣΕΩΝ.....	122
1.12 ΜΗ ΚΑΤΑΣΤΡΟΦΙΚΟΙ ΕΛΕΓΧΟΙ (NON DESTRUCTIVE TESTS-NDTS)	137
1.12.1 ΕΛΕΓΧΟΣ ΜΕ ΔΙΕΙΣΔΥΤΙΚΑ ΥΓΡΑ (LIQUID PENETRANT INSPECTION)	137
1.13 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ 17/7 ΡΗ.....	139
2. ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ.....	143
2.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΤΙΚΑ ΥΛΙΚΟΥ	143
2.2 ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ.....	145
2.2.1 ΔΟΚΙΜΕΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ TIG.....	145
2.2.2 ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ ΚΑΙ ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ.	148
2.3 ΚΟΠΕΣ	149
2.4 ΕΓΚΥΒΩΤΙΣΜΟΣ	150
2.5 ΛΕΙΑΝΣΗ-ΣΤΙΛΒΩΣΗ.....	152
2.6 ΧΗΜΙΚΗ ΚΑΙ ΗΛΕΚΤΡΟΧΗΜΙΚΗ ΠΡΟΣΒΟΛΗ	155
2.7 ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ	157
2.8 ΗΛΕΚΤΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΣΑΡΩΣΗΣ (Scanning Electron Microscopy)-SEM	160
2.9 ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΗ ΚΑΤΑ VICKERS (HV).....	163
2.10 ΔΟΚΙΜΗ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ	164
2.11 ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ	166
3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ.....	170
3.1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ.....	170
3.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΟΠΤΙΚΟΥ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟΥ.	171
3.2.1. ΔΟΚΙΜΙΟ 1: ΑΥΤΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ, 38 Α, ΑΝΕΥ BACKING GAS..	171

3.2.2 ΔΟΚΙΜΙΟ 2 : ΗΜΙΤΕΛΗΣ ΔΕΙΣΔΥΣΗ ,FILLER 17-7, 60 A, ANEY BACKING .	175
3.2.3 ΔΟΚΙΜΙΟ 3: ΑΤΕΛΗΣ ΤΗΞΗ –ΔΕΙΣΔΥΣΗ ,FILLER 17-7 ,60 A, ΠΟΡΟΣ.....	179
3.2.4 ΔΟΚΙΜΙΟ 4: ΑΥΤΟΓΕΝΕΣ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟ 17-7 ΡΗ, 60 A, ANEY BACKING 1.	183
3.2.5 ΔΟΚΙΜΙΟ 5 : ΑΥΤΟΓΕΝΕΣ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟ 17-7 ΡΗ, 60 A, ANEY BACKING 2.	185
3.2.6 ΔΟΚΙΜΙΟ 6 : ΑΤΕΛΗΣ ΤΗΞΗ 2, 60 A, FILLER 17-7 ΡΗ	187
3.2.7 ΔΟΚΙΜΙΟ 7: ΔΙΠΛΟ ΓΑΖΙ, FILLER 17-7, 60 A.....	190
3.2.8 ΔΟΚΙΜΙΟ 8, SPOT WELD, 60 A, ANEY BACKING.....	193
3.2.9 ΔΟΚΙΜΙΟ 9 : ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 1.....	196
3.2.10 ΔΟΚΙΜΙΟ 10 : ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 2.....	204
3.2.11 ΔΟΚΙΜΙΟ Α : HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 482°C/1.5 h.....	209
3.2.12 ΔΟΚΙΜΙΟ Β: HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 960°C/15 min, 510 °C/ 1.5 h.....	212
3.2.13 ΔΟΚΙΜΙΟ Γ: HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 960°C/15 min, 510 °C/ 1.5 h.....	216
3.2.14 ΔΟΚΙΜΙΟ Δ: HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 760 °C/1.5 h, 560 °C/ 1.5 h.....	221
3.3 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ SEM-EDS.....	225
3.3.1 ΔΟΚΙΜΙΟ 8: ΣΗΜΕΙΑΚΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ.....	226
3.3.2 ΔΟΚΙΜΙΟ 2.....	236
3.3.3 ΔΟΚΙΜΙΟ 9: ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 1.....	240
3.3.4 ΔΟΚΙΜΙΟ Α.....	243
3.3.5 ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 2.....	252
3.3.6 ΔΟΚΙΜΙΟ Β.....	265
3.3.7 ΔΟΚΙΜΙΟ Δ.....	268
3.3.8 ΘΡΑΥΣΤΟΓΡΑΦΙΕΣ ΠΡΟΤΥΠΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ 2.....	273
3.4 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΟΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ	282

3.5 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ.....	284
3.5.1 ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ ΚΑΙ ΣΥΝΔΕΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ.....	286
3.6 ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ.....	294
4. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.....	297
Αναφορές.....	303

Πίνακας Εικόνων

Εικόνα 1-Κατηγοριοποίηση των ανοξείδωτων χαλύβων ανάλογα με τα περιεχόμενα κραματικά στοιχεία (1).....	46
Εικόνα 2-Σύσταση χάλυβα 17-7 στο διάγραμμα Ni-Cr (30).....	60
Εικόνα 3-Σχηματική αναπαράσταση κύριων θερμικών κατεργασιών του 17-7 PH (27)	62
Εικόνα 4-Αναπαράσταση τόξου συγκόλλησης με ορθή πολικότητα (69)	68
Εικόνα 5-Σχηματική αναπαράσταση διαφορών μεταξύ ορθής ,αντίστροφης και εναλλασσόμενης πολικότητας σε συγκόλληση TIG (34).....	69
Εικόνα 6-Αναπαράσταση τόξου συγκόλλησης με ρεύμα ορθής πολικότητας.....	69
Εικόνα 7-Σχηματική αναπαράσταση διείδυσης με της χρήση διαφορετικών αερίων κατά την συγκόλληση TIG. (35).....	72
Εικόνα 8- Μορφολογία διείδυσης ανάλογα το επιλεγόμενο αέριο σε συγκόλληση MIG (35)	72
Εικόνα 9-Επιλογή αερίου ανάλογα με το είδος του κράματος της μεθόδου και της πολικότητας	73
Εικόνα 10-Αναπαράσταση κυκλώματος TIG/GTAW	74
Εικόνα 11-Αναπαράσταση του τόξου της μεθόδου TIG/GTMAW.....	75
Εικόνα 12-Αναπαράσταση επιρροής γωνίας τροχίσματος στο τόξο συγκόλλησης.....	77
Εικόνα 13-Αντιστοίχιση των διαφόρων ζωνών συγκόλλησης ενός κοινού ανθρακούχου χάλυβα με θερμοκρασιακές περιοχές στο διμερές διάγραμμα Fe-Fe ₃ C. (36).....	79
Εικόνα 14-Επιταξιακή και αναταγωνιστική ανάπτυξη στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης (38)	85

Εικόνα 15-Επιρροή ταχύτητας συγκόλλησης στην μορφή της ζώνης τήξης .(a) Μικρή τιμή θερμότητας σε συνδυασμό με χαμηλή ταχύτητα συγκόλλησης δημιουργώντας μία ελλειπτική μορφολογία λίμνης συγκόλλησης, (b) υψηλή ταχύτητα και υψηλή θερμότητα συγκόλλησης , (c) πολύ μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης και υψηλή θερμότητα,μορφολογία λίμνης συγκόλλησης σε σχήμα ‘δακρύου ‘ και δευτερογενής πυρηνοποίηση και φύτρωση στο κέντρο την ζωνής συγκόλλησης (2) .	86
Εικόνα 16-Δενδριτική ανάπτυξη και μορφολογία . (1)	88
Εικόνα 17-Βαθμός συστασιακής υπέρψυξης και επιρροή στον τρόπο στερεοποίησης. (39)	89
Εικόνα 18-Επιρροή της ταχύτητας και του χρόνου στην ανάπτυξη και μορφολογία των κόκκων (39)	89
Εικόνα 19-Μορφολογία δ-φερρίτη και ωστενίτη ανάλογα με το είδος στερεοποίησης σε ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες (43)	96
Εικόνα 20-Μορφολογία στερεοποίησης FA. Διακρίνουμε της διεπιφάνεια μετασχηματισμού φερρίτη προς ωστενίτη. (44)	96
Εικόνα 21-Πυρηνοποίηση ωστενίτη σε FA είδος στερεοποίησης . (45)	97
Εικόνα 22-Μορφολογία σκελετοειδούς και πλακοειδούς(lathy) φερρίτη σε FA είδος στερεοποίησης. (44)	97
Εικόνα 23-Στερεοποίηση σε FA mode σε ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα 309S.Παρατηρούνται σκελετοειδείς και πλακοειδείς m μορφολογίες φερρίτη. (42)	98
Εικόνα 24-Vermicular-Skeletal Ferrite σε χάλυβα 308. (42)	101
Εικόνα 25-Lathy Ferrite (Πλακοειδής φερρίτης) (42) σε χάλυβα 308.	101
Εικόνα 26-Acicular Ferrite (Βελονοειδής φερρίτης)σε χάλυβα 308. (42)	101
Εικόνα 27-Globular Ferrite (Σφαιροειδής φερρίτης)σε χάλυβα 308 . (42)	101
Εικόνα 28-Θερμή ρωγμάτωση σε ανοξειδωτο ωστενιτικό χάλυβα κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης (46)	103
Εικόνα 29-Τελικό στάδιο κατακρήμνισης της φάσης σ στον ωστενίτη (γκρι) και στον φερρίτη (λευκή περιοχή) σε ωστενιτικό χάλυβα 316 L (15)	111
Εικόνα 30-Ενδιάμεσο στάδιο κατακρήμνισης περιμετρικά σε κόκκο υπερφερριτικού χάλυβα DIN 1.4.Οι μαύρες περιοχές είναι οι φάση σ (50).	111
Εικόνα 31-Διάφορες μορφολογίες της ενδομεταλλικής φάσης Laves σε υπερκράμα νικελίου Inconel 718 . (52)	115

Εικόνα 32-Αναπαράσταση μηχανισμού κατακρήμνισης των καρβιδίων M23C6 στα όρια των κόκκων	118
Εικόνα 33-Απεικόνιση της ανάπτυξης του ενδοιάμεσου στρώματος καρβιδίων σε συνδυασμό με την ζώνη ελλιπή σε χρώμιο και ανάλογα με τον χρόνο έκθεσης σε συγκεκριμένη θερμοκρασία. (32)	119
Εικόνα 34-Αναπαράσταση αραίωσης συγκόλλησης	124
Εικόνα 35-Αναπαράσταση και υπολογισμός αραίωσης συγκόλλησης ανόμοιων μετάλλων (54).	124
Εικόνα 36-Αναπαράσταση πιθανών ρωγματώσεων σε μία συγκόλληση τύπου T. (55).....	128
Εικόνα 37-Άλλη αναπαράσταση ρωγματώσεων σε μία συγκόλληση (56).	129
Εικόνα 38-Αναπαράσταση σπηλαιώσεων – πόρων (56).....	130
Εικόνα 39-Εγλείσματα στο εσωτερικό μετάλλου συγκόλλησης (56).....	131
Εικόνα 40-Αναπαράσταση ατελής τήξης και ατελής διείσδυση. Οι τρεις πρώτες κατηγορίες αναφέρονται στην ατελή τήξη, οι υπόλοιπες δύο στην ατελή διείσδυση	132
Εικόνα 41-Αναπαράσταση Υποκοπής	133
Εικόνα 42-Υποπλήρωση . (56).....	134
Εικόνα 43-Υπερκάλυψη και Υπερβολική ενίσχυση όψης . (56).....	134
Εικόνα 44-Άλλα σφάλματα που παρουσιάζονται στις συγκολλήσεις. (56).....	135
Εικόνα 45-Συνοπτική απεικόνιση των σφαλμάτων συγκόλλησης (70).	136
Εικόνα 46-Αναπαράσταση βημάτων διαδικασίας ελέγχου με διεισδυτικά υγρά.....	138
Εικόνα 47-Επίδραση της χημικής προσβολής στην λεία μεταλλική επιφάνεια όσο αναφορά την ανακλαστικότητα. (a) μη προσβεβλημένη επιφάνεια όλη προσπίπτουσα ακτινοβολία ανακλάται ,(b) μερικώς προσβεβλημένη επιφάνεια απορρόφηση ακτινοβολίας στα όρια κόκκων,(c) πλήρως προσβεβλημένη επιφάνεια, αποκάλυψη και τις ενδοκρυσταλλικής δομής	159
Εικόνα 48-Αναπαράσταση διάταξης SEM (59).	161
Εικόνα 49-Αναπαράσταση εντυπώματος κατά την μέθοδο Vickers.....	163
Εικόνα 50-Τύπος υπολογισμού της σκληρότητας κατά την σκληρομέτρηση Vickers.	164
Εικόνα 51-Διάταξη μηχανήματος εφελκυσμού και μορφολογία δοκιμίου	165
Εικόνα 52-Εργαστηριακή διάταξη εφελκυσμού.	165

Εικόνα 53-Μικρογραφία δοκιμίου 17-7 PH , συγκολλημένου αυτογενώς με ένταση ρεύματος 38 A.	172
Εικόνα 54-Μικροδομή αυτογενούς συγκόλλησης 15-7 MO PH. Νησίδες δ –φερρίτη μέσα στην ωστενιτική μήτρα. Μικροδομη που παρατηρείται κυρίως στην ΘΕΖ μέσω του οπτικού μικροσκοπίου .Παρατηρούμε επίσης και ενδοκοκκικές βελονοειδείς μορφολογίες οι οποίες αποτελούνται από ωστενίτη και μαρτενσίτη σε αντίθεση με τον 17-7 . (61).....	172
Εικόνα 55-Ζώνη συγκόλλησης και αριστερή ΘΕΖ σε αυτογενή συγκόλληση χάλυβα 17-7 PH ,με 38 A.	173
Εικόνα 56-Κέντρο αυτογενούς συγκόλλησης 17-7 PH, με 38 A.	173
Εικόνα 57-Μακροσκοπική όψη της επιφάνειας αυτογενούς συγκόλλησης 17-7 PH, με 38 A.	174
Εικόνα 58-Ημιτελής τήξη χάλυβα 17-7 PH ,συγκόλληση με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και ένταση ρεύματος 60 A.....	175
Εικόνα 59-Ημιτελής τήξη του χάλυβα 17-7 PH , με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και ένταση ρεύματος 60 A.....	176
Εικόνα 60-Καπάκι συγκόλλησης ημιτελούς τήξης ,με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και 60 A ένταση ρεύματος.....	177
Εικόνα 61-Ατελής διείσδυση συγκόλληση του 17-7 PH ,με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης	179
Εικόνα 62-Ατελής διείσδυση σε συγκόλληση 17-7 με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και 60 A ένταση ρεύματος	182
Εικόνα 63-Καπάκι ατελής τήξης 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και 60 A ένταση ρεύματος	182
Εικόνα 64-Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH, με 60 A ένταση ρεύματος, 1.	183
Εικόνα 65- Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH και ρεύμα 60 A 1	184
Εικόνα 66- Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH και ρεύμα 60 A 1.	185
Εικόνα 67- Θερμή ρωγμάτωση σε συγκόλληση 17-7 PH ,με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,άνευ backing gas ,με ένταση ρεύματος 60 A.2.....	186
Εικόνα 68-Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH, και ένταση ρεύματος 60 A. 2.	187
Εικόνα 69- Ατελής συγκόλληση 2. Ένταση ρευματός 60 A και καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 PH. Ελάχιστη απόσταση μεταξύ των βασικών μετάλλων	188

Εικόνα 70- Ατελής συγκόλληση 2. Ένταση ρευματός 60 A και καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 PH. Ελάχιστη απόσταση μεταξύ των βασικών μετάλλων	189
Εικόνα 71-Διπλή ραφή συγκόλλησης ,σε δοκίμιο 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,60 A ένταση ρεύματος.....	190
Εικόνα 72- Καπάκι, Διπλή ραφή συγκόλλησης ,σε δοκίμιο 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,60 A ένταση ρεύματος.....	192
Εικόνα 73- Διπλή ραφή συγκόλλησης ,σε δοκίμιο 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,60 A ένταση ρεύματος.....	192
Εικόνα 74-Σημειακή συγκόλληση, 60 A, σημειακή συγκόλληση 17-7 PH.....	193
Εικόνα 75-Καπάκι. Σημειακή συγκόλληση, 60 A, συγκόλληση 17-7 PH, ίδιας σύστασης ηλεκτρόδιο.....	194
Εικόνα 76- Καπάκι. Σημειακή συγκόλληση, 60 A, συγκόλληση 17-7 PH, ίδιας σύστασης ηλεκτρόδιο.....	195
Εικόνα 77-Πρότυπη συγκόλληση 1, ΜΣ, ΘΕΖ, ΜΒ.....	196
Εικόνα 78- Πρότυπη συγκόλληση 1 ΜΣ, ΘΕΖ, ΜΒ.....	197
Εικόνα 79-Πρότυπη συγκόλληση 1, ΜΣ.....	198
Εικόνα 80-Πρότυπη συγκόλληση 1, εμβανθυση στο ΜΣ.	199
Εικόνα 81- Πρότυπη συγκόλληση 1, εμβανθυση στο ΜΣ.	200
Εικόνα 82-ΘΕΖ πρότυπης συγκόλλησης 1.....	202
Εικόνα 83- Οπτικό μικροσκόπιο. α) Μικροδομή as welded, b) μικροδομή μετά από συγκόλληση και γήρανση στους 465°C/1 h και c) μικροδομή μετά από θερμική κατεργασία στους 760 °C/ 1 h και γήρανση στους 620 °C/ 1 h. (60).....	202
Εικόνα 84- ΜΣ της πρότυπης συγκόλλησης 1 του 17-7 PH.	203
Εικόνα 85-ΜΣ πρότυπης συγκόλλησης 2	204
Εικόνα 86-ΜΣ πρότυπης συγκόλλησης 2.	205
Εικόνα 87-Πρότυπη συγκόλληση 2.....	206
Εικόνα 88- Πρότυπη συγκόλληση 2. ΜΣ.....	207
Εικόνα 89- Πρότυπη συγκόλληση 2.....	208
Εικόνα 90-Μικρογραφία Heat treat δοκιμίου, στους 482°C.	209
Εικόνα 91-Μικροδομή δοκιμίου Α. Παρόμοια με αυτή της προτύπης συγκόλλησης 1.....	210
Εικόνα 92-ΜΣ του δοκιμίου Α.....	211

Εικόνα 93-Δοκίμιο Β: εμβάθυνση στο ΜΣ.	212
Εικόνα 94-Δοκίμιο Β: εμβάθυνση στο ΜΣ 2.	213
Εικόνα 95- Δοκίμιο Β: εμβάθυνση στο ΜΣ 3.	214
Εικόνα 96-Δοκίμιο Β: ΜΒ,ΘΕΖ,ΜΣ.	215
Εικόνα 97- Ζώνη τήξης του Δοκιμίου Γ.	216
Εικόνα 98-Αριστερή ‘‘ΘΕΖ’’ δοκιμίου Γ.	217
Εικόνα 99-Δεξιά ΘΕΖ δοκιμίου 2.	218
Εικόνα 100-Δοκίμιο Γ: εμβάθυνση ΜΣ συγκόλλησης.....	219
Εικόνα 101-Μικροδομή της παύσης της έκτασης του μετάλλου συγκόλλησης του δοκιμίου Γ.	220
Εικόνα 102-ΘΕΖ δοκιμίου Δ.....	221
Εικόνα 103-ΜΣ δοκιμίου Δ.....	222
Εικόνα 104-Δοκίμιο Δ: εμβάθυνση στο ΜΣ.	223
Εικόνα 105-ΘΕΖ δοκιμίου Δ: 2.....	224
Εικόνα 106-Βασικό μέταλλο του δοκιμίου 8, ανάλυση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.....	226
Εικόνα 107-Μέταλλο βάσης 17-7 ΡΗ, ανάλυση δευτερευόντων ηλεκτρονίων.	229
Εικόνα 108-ΜΒ, ΘΕΖ, ΜΣ, με ανάλυση δευτερευόντων ηλεκτρονίων.....	230
Εικόνα 109-ΜΒ, ΘΕΖ, ΜΣ, με ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.	230
Εικόνα 110-ΘΕΖ/Ζώνη τήξης της συγκόλλησης, ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.	231
Εικόνα 111-Ρίζα συγκόλλησης δοκιμίου 8, ανάλυση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.....	234
Εικόνα 112-Ρωγμή και οξειδία στο ΜΣ του δοκιμίου 8.	235
Εικόνα 113-Ρωγμή στο ΜΣ του δοκιμίου 8.	235
Εικόνα 114-ΜΒ, ΘΕΖ, ΜΣ Δοκιμίου 2, με ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων	236
Εικόνα 115- ΜΣ δοκιμίου 2, ανάλυση με δευτερεύοντα ηλεκτρόνια 2.	237
Εικόνα 116-ΜΣ δοκιμίου 2, ανάλυση με δευτερεύοντα ηλεκτρόνια 1.	237
Εικόνα 117-ΜΣ δοκιμίου 2.	238
Εικόνα 118-Μέταλλο συγκόλλησης δοκιμίου 2 και νιτρίδιο του Ti.....	239
Εικόνα 119-Μέταλλο συγκόλλησης δοκιμίου 2.....	239
Εικόνα 120-ΜΒ Πρότυπης συγκόλλησης 1, με ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.	240

Εικόνα 121-MB, ΘΕΖ πρότυπης συγκόλλησης 1.Φάσμα οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων	241
Εικόνα 122-ΘΕΖ πρότυπης συγκόλλησης 1, οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια	242
Εικόνα 123-MB δοκιμίου Α, 2.	244
Εικόνα 124-MB δοκιμίου Α, 1.	244
Εικόνα 125-MB, ΘΕΖ, ΜΣ δοκιμίου Α.	246
Εικόνα 126- ΜΣ δοκιμίου Α, ανάλυση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.....	247
Εικόνα 127- ΘΕΖ του δοκιμίου Α,2.....	249
Εικόνα 128- ΘΕΖ, στου δοκιμίο Α.....	249
Εικόνα 129-Μακροσκοπική απεικόνιση πρότυπης συγκόλλησης 2.	252
Εικόνα 130- Όριο της περιοχής συγκόλλησης Π.Σ.2,2.	253
Εικόνα 131- Λήξη της περιοχής έκτασης του Μ.Σ της Π.Σ.2.....	253
Εικόνα 132-Όριο της περιοχής συγκόλλησης Π.Σ.2.	253
Εικόνα 133-Μορφολογία έκτασης του Μ της Π.Σ.2.....	253
Εικόνα 134-Εναλλαγή πυκνότητας των ζωνών των κατακρημνισμάτων του Μ.Σ, της Π.Σ.2.	253
Εικόνα 135-Εναλλαγή των περιοχών των κατακρημνισμάτων της Π.Σ.2.	253
Εικόνα 136- Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2,3.	255
Εικόνα 137- Εναλλαγές ζωνών κατακρημνισμάτων της Π.Σ.2.....	255
Εικόνα 138-Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2.	255
Εικόνα 139- Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2,4.	255
Εικόνα 140- Εναλλαγές ζωνών κατακρημνισμάτων της Π.Σ.2,2.....	255
Εικόνα 141-Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2,2.	255
Εικόνα 142, ΜΣ, κατανομή κατακρημνισμάτων στην Π.Σ.2.....	256
Εικόνα 143-Μέταλλο βάσης Δοκιμίου Β,1.....	265
Εικόνα 144- ΜΣ, Δοκιμίου Β,1.....	266
Εικόνα 145-ΜΣ, Δοκιμίου Β,2.....	267
Εικόνα 146- MB, Δοκιμίου Δ.....	268
Εικόνα 147- ΜΣ, Δοκιμίου Δ,2.....	270
Εικόνα 148-ΜΣ, Δοκιμίου Δ,1.....	270
Εικόνα 149-ΜΣ , Δοκιμίου Δ,3.....	271
Εικόνα 150-Μικροδομή θραυστογραφίας Π.Σ.2.....	273

Εικόνα 151-Μικροδομή θραυστογραφίας κέντρου του ΜΣ, της Π.Σ.2.....	274
Εικόνα 152- Μικροδομή θραυστογραφίας Π.Σ.2.....	274
Εικόνα 153- Οπές στην επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.....	275
Εικόνα 154-Μέτρηση διαμέτρου των οπών της επιφάνειας θραύσης της Π.Σ.2.	275
Εικόνα 155- Επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.	276
Εικόνα 156- Μέτρηση μικροοπών στην επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.....	276
Εικόνα 157-Κατακρήμνισμα στο κέντρο μικροοπής στην επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.....	277
Εικόνα 158-Κατακρήμνισμα στο κέντρο μικροοπής στην επιφάνεια θραύσης της συγκόλλησης.	277
Εικόνα 159- Χείλος διάτμησης και πλάτος των σχηματιζόμενων επιπέδων.	278
Εικόνα 160-Χείλος διάτμησης στο επίπεδο του κέντρου της Π.Σ.2.	278
Εικόνα 161-Πλάτος διατομής μετά από δοκιμή εφελυσμού.....	278
Εικόνα 162-Μηχανισμός όλκιμης θραύσης (25)	280
Εικόνα 163- Διαγράμματα εφελκυσμού των τριών δοκιμίων της Π.Σ.2	282
Εικόνα 164- Διάγραμμα XRD, δοκιμίων σε κατάσταση αυτογενούς as-welded συγκόλλησης και 2 θερμικών κατεργασιών γήρανσης. Παρατηρούμε την παρουσία του ωστενίτη και δ-φερρίτη . (60).....	286

Πίνακας Διαγραμμάτων

Διάγραμμα 1-Μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe ₃ C (10).....	25
Διάγραμμα 2-Διμερές διάγραμμα Fe-Cr. (12).....	27
Διάγραμμα 3- Διμερές διάγραμμα Fe-Ni.	35
Διάγραμμα 4-Σύστημα Fe-Cr-C.	36
Διάγραμμα 5- Τριμερές σύστημα Fe-Cr-Mo.....	36
Διάγραμμα 6- Επίδραση κραματικών στοιχείων στον βρόγχο του ωστενίτη.....	37
Διάγραμμα 7-Τυπικό διάγραμμα CCT για χάλυβες (16).....	38
Διάγραμμα 8-(α) χάλυβας χωρίς καρβιδιογόνα στοιχεία,(β) χάλυβας κραματομένος με καρβιδιογόνα στοιχεία.....	39
Διάγραμμα 9-Επίδραση της περιεκτικότητας του C % στην Ms (13).....	40
Διάγραμμα 10-Επίδραση κραματικών στοιχείων στην Ms υπό την παρουσία διαφορετικών περιεκτικότητων C. (19).....	41

Διάγραμμα 11-Διάγραμμα Schaeffler (1).....	43
Διάγραμμα 12-Διάγραμμα De Long.....	43
Διάγραμμα 13-Διάγραμμα WRC-1992, πρόβλεψη του φερριτικού αριθμού και το τρόπο στερεοποίησης	44
Διάγραμμα 14-Ποέκταση διαγράμματος -WRC 1992	45
Διάγραμμα 15-Αναπαράσταση θερμικών κύκλων των σημείων της ΘΕΖ ενός ανοξείδωτου ωστενιτικού χάλυβα (37)	82
Διάγραμμα 16-Αναπαράσταση συστασιακής υπέρψυξης.....	87
Διάγραμμα 17-Μικροδιαφορισμός του Ni και του Cr ανάλογα με τον τρόπο στερεοποίησης(a) Πλήρης φερριτική στερεοποίηση,(b) Πλήρης ωστενιτική στερεοποίηση,(c) κύρια ωστενιτική και φερριτική στερεοποίηση, (d)Κύρια φερριτική και ωστενιτική στερεοποίηση (41)	90
Διάγραμμα 18-Τριμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni στο οποίο παρουσιάζονται οι προβολές των γραμμών solidus και liquidus μαζί με τα αντίστοιχα διμερή διαγράμματα. (22).....	91
Διάγραμμα 19-Ψευδοδιμερές, τομέας του τριμερούς διαγράμματος Fe-Cr-Ni και πρόβλεψη τρόπων στερεοποίησης: A,AF,FA,F.....	92
Διάγραμμα 20-Επιδεκτικότητα σε θερμή ρωγμάτωση. Συνάρτηση του ποσοστού των ακαθαρσιών και της αναλογίας των ισοδυνάμων Cr,Ni. Παρατηρούμε ότι όσο μεγαλύτερη η αναλογία των ισοδυνάμων, τόσο μεγαλύτερη η ανεκτικότητα (22)	107
Διάγραμμα 21-Μετασχηματισμοί και φάσεις που παρατηρούνται σε θερμοκρασιακό εύρος τήξης και θερμοκρασίας δοματίου σε ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες (51)	120
Διάγραμμα 22- Τιμές σκληρομετρήσεων των δοκιμών θερμικών κατεργασιών και των Πρότυπων συγκολλησεων. 5% τ.α.....	285
Διάγραμμα 23- Διάγραμμα Σκληρομετρήσεων των δύο Πρότυπων συγκολλησεων και των τεσσάρων θερμικών κατεργασιών.....	285

Πίνακας Πινάκων

Πίνακας 1-Χημικές Συστάσεις 17-7 PH (30).....	61
Πίνακας 2-Συντελεστές κατανομής-διάχυσης των κραματικών στοιχείων και σημεία τήξης για τις αντίστοιχες εύτηκτες ενώσεις που σχηματίζονται. (22).....	104
Πίνακας 3-Ενδομεταλλικές φάσεις στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες.....	114

Πίνακας 4-Κυριότερα καρβίδια που εμφανίζονται στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες και τα χαρακτηριστικά τους (51)	121
Πίνακας 5-Δοκίμια και οι αντοίστιχες παραμέτρους συγκόλλησης και θερμικές κατεργασίες.	167

Πίνακας Εξισώσεων

Εξίσωση 1-Υπολογισμός Ms με συντελεστές τα ποσοστά των στοιχείων κραμάτωσης I. (17)	40
Εξίσωση 2-Υπολογισμός της Ms II. (18)	40

ΠΕΡΙΛΗΨΗ

Στα πλαίσια της διεξαγωγής της συγκεκριμένης διπλωματικής άσκησης, ο κύριος σκοπός μας ήταν αρχικά η βελτιστοποίηση ή ανάλυση των συνθηκών οι οποίοι απαιτούνται για την πραγματοποίησης συγκόλλησης η οποία θα ήταν αποδεκτή σε βιομηχανική κλίμακα. Το κράμα που χρησιμοποιήσαμε ως μέταλλο βάσης, ήταν ο ημιωστενιτικός ανοξείδωτος χάλυβας, σκλήρυνσης με κατακρήμνιση, 17-7 PH. Μετά την παρουσίαση κάποιων θεωρητικών στοιχείων για την μετέπειτα επεξήγηση μεταλλουργικών φαινομένων κατά την συγκόλληση, το πειραματικό μέρος περιλαμβάνει αρχικά την διεξαγωγή μίας σειράς δοκιμαστικών συγκολλήσεων στο εργαστήριο αλλά και σε βιομηχανικές εγκαταστάσεις, κατά την οποία μεταβάλλονταν παράμετροι των συγκολλήσεων όπως η απόσταση μεταξύ των δοκιμίων, η ένταση του ρεύματος, το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο κ.α. Έπειτα πραγματοποιήθηκε επεξεργασία μεταλλογραφικής φύσεως σε όλα τα προς μεταλλογραφικής ανάλυσης δοκίμια, συνοδευόμενη από παρατήρηση των επιφανειών στο οπτικό μικροσκόπιο αλλά και στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης (SEM + EDS) καθώς και δοκιμές σκληρομετρήσεων στα περισσότερα από αυτά. Πραγματοποιήθηκε στην συνέχεια, δοκιμή εφελύσμού σε τρία δοκίμια τα οποία δημιουργήθηκαν με μηχανουργική κατεργασία, με σκοπό την παρακολούθηση των μηχανικών αντοχών της πρότυπης συγκόλλησης καθώς και διαδικασία θραυστογραφίας. Τέλος διεξήχθησαν 3 θερμικές κατεργασίες, στις οποίες έλαβαν μέρος 4 δοκίμια, από τις 2 πρότυπες συγκολλήσεις, τα οποία ακολούθησαν την ίδια μεταλλογραφική επεξεργασία και ανάλυση όπως και τα προαναφερθέντα. Η θερμική κατεργασία πραγματοποιήθηκε για την παρατήρηση μεταλλουργικών φαινομένων σκλήρυνσης με άμεση επίπτωση στις μηχανικές ιδιότητες.



1.ΘΕΩΡΗΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

1.1 ΟΡΙΣΜΟΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

Οι ανοξείδωτοι χάλυβες είναι μία από τις πιο ευρείς και σημαντικές κατηγορίες κραμάτων-χυτών ή μηχανικά επεξεργασμένων τα οποία χρησιμοποιούνται σε ένα τεράστιο εύρος εφαρμογών ,σε ποικίλα περιβάλλοντα και συνθήκες λειτουργίας. Η χρήση των ανοξείδωτων χάλυβων παρατηρείται εκτενώς σε εφαρμογές που εμπλέκονται με την βιομηχανία παραγωγής ενέργειας (εφαρμογή σε μονάδες πυρηνικών εργοστασίων ,την χημική βιομηχανία) ,την βιομηχανία τροφίμων ,την παραγωγή οικιακών σκευών καθώς και την βιομηχανία παραγωγής χαρτιού .Η μεγάλη γκάμα εφαρμογών επιτρέπει στους ανοξείδωτους χάλυβες να χρησιμοποιηθούν και από τομείς όπως η αμυντική βιομηχανία και η παρασκευή ιατρικών και βιοσυμβατών υλικών μέχρι την κατασκευή απλών καθημερινών αντικειμένων όπως διακοσμητικά εσωτερικών χώρων μέχρι και την εγκατάσταση βιομηχανικού εξοπλισμού όπως πχ πετρελαϊκές βιομηχανίες (1) (2) (3). Η χρήση τους είναι τόσο διαδεδομένη επειδή υπερτερούν σε ιδιότητες των κοινών χάλυβων και άλλων κραμάτων και για τον λόγο ότι επιδεικνύουν ένα συνδυασμό μηχανικών ιδιοτήτων ,αντοχής στην διάβρωση ,αντοχής σε ερπυσμό καθώς και στο χαμηλό κόστος τους λόγω της πλήρους ανακυκλωσιμότητας τους και συγκριτικά με ένα μεγάλο αριθμό βιομηχανικών κραμάτων που φέρουν αντίστοιχες ιδιότητες όπως τα υπερκράματα νικελίου και τιτανίου σε ορισμένες περιπτώσεις (3).

Το κύριο σπουδαίο χαρακτηριστικό των ανοξείδωτων χάλυβων είναι η αντιδιαβρωτική και αντιοξειδωτική τους ιδιότητα ,σε υγρό και ξηρό περιβάλλον και ιδιαίτερα σε βιομηχανικές συνθήκες όπου παρατηρούμε χρήση αντικειμένων που διαβρέχονται ή είναι βυθισμένα σε διαβρωτικά διαλύματα και υγρά σε συνδυασμό με την διατήρηση υψηλών μηχανικών

ιδιοτήτων σε συνθήκες αντίστοιχα υψηλών θερμοκρασιών ,οι οποίες ενισχύουν το φαινόμενο της διάβρωσης και της κόπωσης .

Πρώτα από τις τελικές μορφοποιήσεις ανάλογα με τις απαιτήσεις και τις ανάγκες της βιομηχανίας, έρχονται οι μέθοδοι παραγωγής όπως η συνεχή και μη συνεχή χύτευση καθώς και η παρασκευή κραμάτων χρησιμοποιώντας μείγμα από μεταλλικές κόνες ή αλλιώς κοννιομεταλλουργία .

Επιπροσθέτως οι ανοξείδωτοι χάλυβες χαρακτηρίζονται από εξαιρετική διαμορφωσιμότητα καθώς διατίθενται σε μία πληθώρα μορφών τις οποίες έλαβαν κατά την διαμόρφωση εν ψυχρώ και εν θερμώ, όπως πλακοειδείς (plates),ελασμάτων (sheets), φύλλων (foils), ταινιών (strips), ράβδων (bars), σωλήνων (tubes). Περαιτέρω επεξεργασία όπως διαδικασία συγκόλλησεων με τήξη η και χωρίς τήξη είναι εφικτή και βιομηχανικώς απαραίτητη (2) (4).

Οι ανοξείδωτοι χάλυβες είναι κράματα με βάση τον σίδηρο (Fe) ,τα οποία περιέχουν C σε ποσοστό μέχρι 1.25% και τουλάχιστον 10-10.5 %Cr στην συστασή τους για να αποκτήσουν αυτόν τον "ανοξείδωτο" χαρακτήρα ,ελάχιστο ποσοστό το οποίο είναι απαραίτητο για την δημιουργία του συνεχούς ,αυτοσχηματιζόμενου και αόρατου με το ματί ,στρώματος της χρωμίας(Cr₂O₃) –οξειδίου του χρωμίου (5) (6) .Αυτό το προστατευτικό για χάλυβα φιλμ πάχους μερικών μm ,ανάλογα την περιεκτικότητα σε χρώμιο ,σχηματίζεται κατά την έκθεση σε ατμοσφαιρικές συνθήκες υπό την παρουσία οξυγόνου και επαναδημιουργείται σε περίπτωση μηχανικής αφαίρεσης υλικού από την επιφάνεια του χάλυβα πάλι υπό ατμοσφαιρικές συνθήκες .Το φαινόμενο δημιουργίας του στρώματος της χρωμίας ονομάζεται παθητικοποίηση και αντίστοιχα ο χάλυβας ονομάζεται παθητικοποιημένος (7) .Επί του πρακτέου παρατηρούνται ανοξείδωτοι χάλυβες με ποσοστό σε Cr από 9% w/w μέχρι και πάνω από 30% w/w καθώς και περιεκτικότητες σε Fe κάτω του 50% w/w ,γεγονός που λαμβάνει χώρα σε ισχυρά κραματωμένους χάλυβες .

Η μεταλλουργία των ανοξείδωτων χαλύβων όπως και θα αναλύσουμε περεταίρω ,βασίζεται πάνω στα διμερή και τριμερή συστήματα Fe-Cr, Fe-Cr-C, Fe-Cr-N, αλλά περιέχουν και πληθώρα κραματικών στοιχείων τα οποία μπορούν να μεταβάλλουν από την μικροδομή τους μέχρι τις ιδότητες τους. Τα πιο σημαντικά κραματικά στοιχεία είναι: Το χρώμιο(Cr),ο άνθρακας(C),το μολυβδαίνιο(Mo),το άζωτο(N),το πυρίτιο(Si), το νιόβιο(Nb),το τιτάνιο(Ti),

το αλουμίνιο(Al) (8) και άλλα στοιχεία τα οποία θα αναλυθούν στα επόμενα κεφάλαια. Αξιοσημείωτο είναι να δηλώσουμε την τροποποίηση στην κραμάτωση των χαλύβων αυτών με σκοπό την διευκόλυνση της παραγωγής συγκεκριμένων προϊόντων. Παράδειγμα αποτελεί η μεταβολή της χημικής σύστασης για την εύκολη παραγωγή των χυτών και των σωλήνων καθώς και την μετατροπές στην χημική σύσταση των ηλεκτροδίων έτσι ώστε να επιτευχθεί η κατάλληλη ποσοστιαία κραμάτωση στις εναπόθεση και στην τελική μικροδομή του μετάλλου προσθήκης και της ζώνης τήξης .

1.2 ΙΣΤΟΡΙΚΗ ΑΝΑΔΡΟΜΗ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

Η ανακάλυψη και η ανάπτυξη των ανοξειδωτων χαλύβων λαμβάνει χώρα στις αρχές του 20^{ου} αιώνα όταν Γάλλοι, Γερμανοί και Άγγλοι μεταλλουργοί άρχισαν την δημοσίευση μελετών και έρευνών πάνω στην δημιουργία και τεχνολογία σιδηρούχων κραμάτων χαμηλής κραμάτωσης σε άνθρακα και μερικής κραμάτωσης σε χρώμιο. Την περίοδο 1904-1909 Γάλλοι μεταλλουργοί άρχισαν την δημοσίευση ερευνών πάνω στην μικροδομή και στις ιδιότητες μαρτενσιτικών ανοξειδωτων με 13% Cr και φερριτικών ανοξειδωτων με 17% Cr, με την περιεκτικότητα σε C να κυμαίνεται από 0.12-1,2% . Το 1909 ο Guillet και ο Γερμανός μεταλλουργός W.Geisen (1), διεξήγαγαν μελέτες πάνω σε ωστενιτικούς χάλυβες σιδήρου-χρωμίου-νικελίου .Αυτές οι αρχικές μελέτες καθόρισαν την ταξινόμηση των ανοξειδωτων χαλύβων σε τρεις κύριες μεγάλες κατηγορίες .

- Μαρτενσιτικοί
- Ωστενιτικοί
- Φερριτικοί

Οι τρεις αυτές μεγάλες κατηγορίες, χωρίζονται σε υποκατηγορίες όπως και θα αναλύσουμε στη συνέχεια .

Στις αρχές του 1908 στην Γερμανία ,ο Philipp Monnartz διεξήγαγε μελέτες για το ρόλο του C στην αντίσταση σε διάβρωση πάνω σε χάλυβες σιδήρου χρωμίου.Κατά την διάρκεια της μελέτης συμπέρανε ότι η αύξηση της αντίστασης σε διάβρωση που επιδείκνυε ο χάλυβας, οφειλόταν στο φαινόμενο παθητικοποίησης (σχηματισμού στρώματος οξειδίου του χρωμίου

στην επιφάνεια).Η βιομηχανική χρησιμότητα των ανοξείδωτων χαλύβων ήρθε στο φώς την περίοδο 1910-1915. (9)

Το πρόβλημα της ανάκτησης πρώτης ύλης ,παρατηρήθηκε πρώτα κατά την διάρκεια του II Παγκοσμίου Πολέμου ,όπου η Αφρική και η Ασία,οι πιο σημαντικές ήπειροι για την εξόρυξη νικελίου ήταν υπό την μάστιγα εμφυλίου πολέμου .Αυτή η έλλειψη σε νικέλιο οδήγησε στην δημιουργία της σειράς κραμάτων AISI 200 , η οποία χαρακτηρίζεται από σημαντικές προσθήκες σε μαγγάνιο και άζωτο ,τα οποία έπαιξαν ρόλο υποκατάστατου του νικελίου .

Παρόλη την προαναφερθείσα πρόοδο στην μεταλλουργία των ανοξείδωτων χαλύβων και το επιτυχή χαρακτηρισμό και να αναγνώριση των μικρογραφικών συστατικών-φάσεων ,φερρίτη ωστενίτη και μαρτενσίτη ,οι ανοξείδωτοι χάλυβες Duplex άργησαν να εμφανιστούν .Παρόλο που η διεξαγωγή μελετών είχε ξεκινήσει από το 1930 ,δεν είχε πραγματοποιηθεί βιομηχανική παραγωγή τους μέχρι το 1960 ,χρονολογία κατά την οποία η έρευνα πάνω σε λεπτόκοκκους-εκλεπτυσμένους μικρογραφικά ωστενιτοφερριτικούς χάλυβες και η μελέτη της υπερπλαστικότητας τους, είχε λάβει ιδιαίτερο ενδιαφέρον και συνεπώς επανέφερε τους χάλυβες Duplex από την αφάνεια στο προσκήνιο (2) .

Όπως προαναφέραμε ,οι αζωτούχοι ανοξείδωτοι χάλυβες και οι Duplex μαζί με τους υπερωστενιτικούς και τους υπερφερριτικούς ανοξείδωτους ,έχουν αυξημένη αντοχή στην διάβρωση .

Το επόμενο βαρυσήμαντο βήμα για την μεταλλουργία και την παραγωγή χαλύβων όπως την γνωρίζουμε σήμερα είναι η μέθοδος AOD(argon-oxygen decarburization),δηλαδή η απανθράκωση του χάλυβα σε ειδικές καμίνους με την προστατευτική χρήση αδρανούς αερίου(Ar).Τον Απρίλιο του 1968 (1) η πρώτη μονάδα AOD εγκαταστάθηκε στην βιομηχανία και συγκεκριμένα στο Fort Wayne . Η χρήση της μεθόδου AOD ,έχει ως αποτέλεσμα την καλύτερη δυνατή απανθράκωση του χάλυβα χωρίς εκτεταμένη και ανεπιθύμητη οξείδωση ,βελτιωμένη δυνατότητα αποθείωσης(απομάκρυνσης του S) και ελέγχου της χημικής σύστασης του τήγματος και επιπλέον την δυνατότητα της επιπλέον κραμάτωσης του χάλυβα με την χρήση αερίου όπως το άζωτο(N). Επιπλέον της προσθήκης ποικίλων αερίων και την διαθέσιμη επιλογή αυξομείωσης της πίεσης καθώς και λόγω της αποφυγής της οξείδωσης ,τα ποσοστά του χρωμίου παρέμεναν ανέπαφα και δεν σημειωνόταν

απώλεια υλικού στην σκωρία του τήγματος. Έτσι ήταν πρακτικά εφικτό να δημιουργηθούν ανοξειδωτοι χάλυβες με σημαντικά ποσοστά σε χρώμιο αλλά και μικρα ποσοστά σε άνθρακα ,αλλά και οικονομικά δυνατό να παραχθούν χάλυβες με υψηλά ποσοστά σε χρώμιο και υψηλα αντιστοιχα σε άνθρακα ,γεγονος που μας αποτρέπει από το κόστος της ακριβής απανθράκωσης .

Στο AOD, σημαντικά κραματικά στοιχεία τα οποία όμως μπορούν να έχουν και αρνητική δράση όπως το άζωτο, το οξυγόνο και το θείο, μπορούν να ελεγχθούν πιο εύκολα και να χρησιμοποιηθούν υπέρ των ιδιοτήτων των χαλύβων .Συγκεκριμένα οι ακαθαρσίες S,O όταν μπορούν να ελεγχθούν και να περιέχονται σε μικρά ποσοστά στους χάλυβες ,συντελούν στην τεκμηριωμένη βελτίωση στις ιδιότητες κάποιων χαλύβων.

Με το πέρασμα του προηγούμενου αιώνα ,οι ανοξειδωτοι χάλυβες είναι πλέον ένα μεγάλο κεφάλαιο στην βιομηχανία και στην καθημερινή ζωή μας, καθώς έχουν βρεί εφαρμογές στον τομέα της μαγειρικής, των ηλεκτρονικών και ηλεκτρικών συσκευών ,στα είδη κοπτικών εργαλείων ,στις διακοσμητικές πρώτες ύλες ,και ακετεταμένη χρήση σε εφαρμογές μονάδων χημικής βιομηχανίας, γαλακτοκομικών και τροφών, υγείας και ιατρικής, πετρελαϊκής και πετροχημικής βιομηχανίας καθώς και στον τομέα της φαρμακευτικής και της μαζικής/ατομικής μεταφοράς. Αξιοσημείωτη είναι επίσης η αναφορά της δυνατότητας των ανοξειδωτων χαλύβων σε κρυογενικές εφαρμογές ,και εφαρμογές στις οποίες απαιτούνται υλικά με αντοχή σε πολύ υψηλές θερμοκρασίες.

1.2.1 ΙΣΤΟΡΙΚΗ ΑΝΑΔΡΟΜΗ ΑΝΟΞΕΪΔΩΤΩΝ ΣΚΛΗΡΥΝΣΗΣ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ

Η αναγκαιότητα για υλικά με καλή διαμορφωσιμότητα, αντοχή σε διάβρωση και μηχανική καταπόνηση καθώς και πιο διεξοδική μελέτη που αφορούσε τις συστάσεις των χαλύβων και τον ρόλο των κραματικών στοιχείων σε συνδυασμό με την μελέτη των μικροδομών και των ιδιοτητών, οδήγησαν στην ανάπτυξη των **ανοξειδωτων χαλύβων σκλήρυνσης με κατακρήμνιση**. Κατά την διάρκεια του II Παγκοσμίου Πολέμου η ανάγκη και οι απαιτήσεις σε υλικά με μεγαλύτερη αντοχή σε τριβή και διάβρωση όδηγησε στην δημιουργία του πρώτου

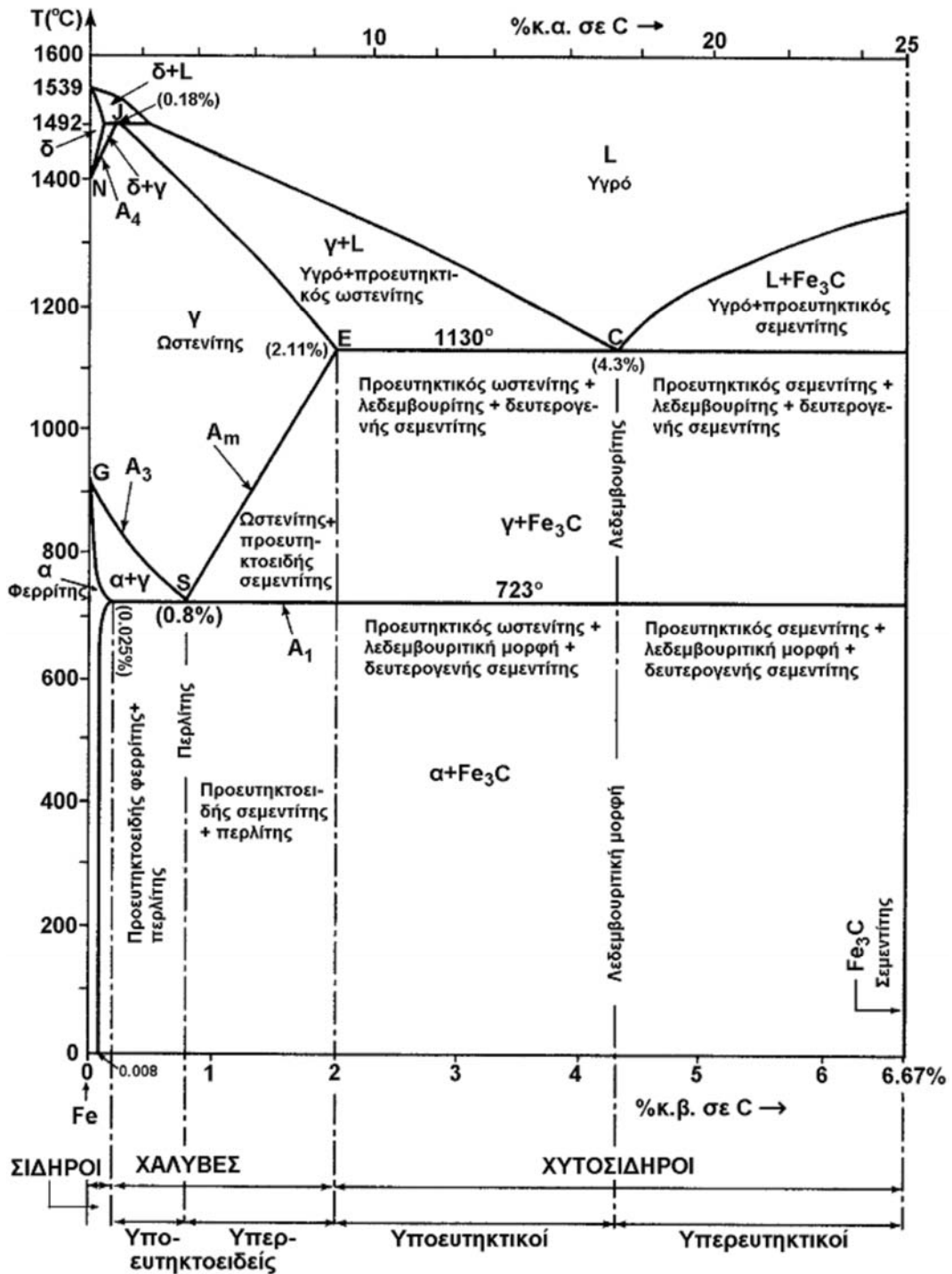
PH (precipitation hardening) χάλυβα, ο οποίος ήταν μαρτενσιτικού βαθμού με την ονομασία W. Το 1948 αναπτύχθηκε ένας άλλος μαρτενσιτικός PH ανοξειδωτος χάλυβας (9), ο λεγόμενος 17-4PH, ο οποίος ήταν αρχική δημιουργία της βιομηχανικής εταιρίας Armco.

Οι ωστενιτικοί PH χάλυβες εμφανίστηκαν στην βιομηχανία λίγο αργότερα από τους μαρτενσιτικούς, και αναπτύχθηκαν αρχικώς από την Allegheny Ludlum Steel Corporation ,με την εμφάνιση του ανοξειδωτου χάλυβα A-286 στην αγορά το 1951.

Ένα ακόμα βήμα για την σταδιακή πρόοδο στην μεταλλουργία των ανοξειδωτων χαλύβων ήταν η δημιουργία και η ανάπτυξη των πρώτων ημιωστενιτικών χαλύβων (8). Τα συγκεκριμένα κράματα επιδεικνύουν ωστενιτική δομή στην ανοπτημένη τους μορφή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος, αλλά μέσω θερμικών κατεργασιών υπάρχει η πιθανότητα μετασχηματισμού της ωστενιτικής δομής σε μαρτενσίτη. Το 1948, η Arcmo σύστησε στο βιομηχανικό κοινό τον ημιωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα **17-7PH**, ο οποίος χαρακτηρίζεται από δυνατότητα θερμικής κατεργασίας και σκλήρυνση με κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων λόγω προσθήκης κραματικών στοιχείων όπως το Al.

Έπειτα η Allegheny Lundlum, έφερε στο προσκήνιο το 1954 τον AM 355 ,ωστενιτικό ανοξειδωτο PH χάλυβα σε συνδυασμό με μία καινοτόμο μέθοδο σκλήρυνσης ,την λεγόμενη υπομηδενική κατεργασία σκλήρυνσης. Επιπροσθέτως το ωστενιτικό κράμα σκλήρυνσης A 355 και ο ημιωστενιτικός χάλυβας 15-7 PH ,αναπτύχθηκαν αντίστοιχα το 1955 και το 1957 (8).

1.3 ΚΡΑΜΑΤΙΚΑ ΣΤΟΙΧΕΙΑ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ.



Διάγραμμα 1-Μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C (10)

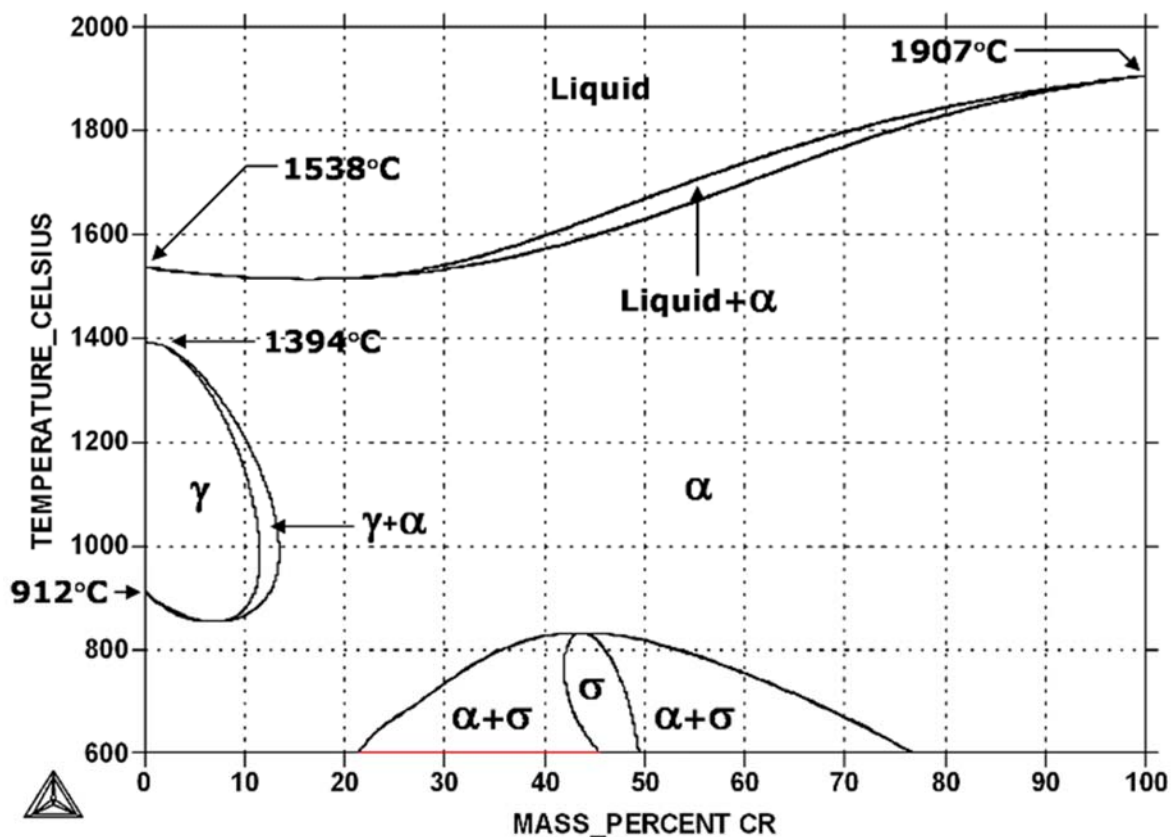
Τα κραματικά στοιχεία που προστίθενται γενικά στους χάλυβες διαχωρίζονται σε δύο μεγάλες κατηγορίες ανάλογα με το αν σταθεροποιούν την περιοχή του φερρίτη (α) ή αυτή του ωστενίτη (γ) χαρακτηρίζονται ως α -φερρογόνα και γ -φερρογόνα αντίστοιχα. Υπό την παρουσία αυτών των στοιχείων ανεξάρτητα από το ποιά από τις δύο κατηγορίες παρευρίσκεται στον χάλυβα, επηρεάζουν τις θερμοκρασίες μετασχηματισμών του μετασταθούς και θερμοδυναμικά σταθερού διαγράμματος ,σιδήρου-σεμεντίτη(Διάγραμμα 1) και σιδήρου-γραφίτη αντίστοιχα. Τα ίδια στοιχεία συμμετέχουν στην δημιουργία στερεού διαλύματος αντικατάστασης ή παρεμβολής και σε μηχανισμούς σκλήρυνσης με κατακρήμνιση καρβιδίων και ενδομεταλλικών φάσεων (11) .Τα περισσότερα στοιχεία που σταθεροποιούν τον ωστενίτη είτε έχουν εδροκεντρωμένη κυβική δομή με τον Fe ,είτε σχηματίζουν ενδομεταλλική φάση εδροκεντρωμένης δομής με τον Fe, είτε σχηματίζουν στερεό διάλυμα παρεμβολής ή αντικατάστασης με τον Fe .Αντίστοιχα τα α -φερρογόνα στοιχεία είτε έχουν χωροκεντρωμένη κυβική δομή ,είτε σχηματίζουν ενδομεταλλική φάση χωροκεντρωμένης κυβικής δομής, είτε σχηματίζουν στερεό διάλυμα αντικατάστασης ή παρεμβολής (5) .

Γ -φερρογόνα

Τα στοιχεία αυτά διαιρούνται σε δύο ομάδες, στην πρώτη κατατάσσονται τα στοιχεία που σχηματίζουν με τον Fe διαλύματα απεριόριστης διαλυτότητας στην στερεά κατάσταση ,όπως το Ni, Mn, Co κ.α. Στο μετασταθές διάγραμμα σιδήρου-σεμεντίτη (Διάγραμμα 1-Μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C), παρατηρούμε ότι τα στοιχεία αυτά μετατοπίζουν την A4 προς τα πάνω και την A3 προς τα κάτω .Στην δεύτερη κατηγορία ανήκουν τα στοιχεία που έχουν την ίδια δράση με τα προηγούμενα αλλά παρουσιάζουν περιορισμένη διαλυτότητα με τον Fe . Κραματικά στοιχεία τέτοιου είδους είναι ο C ,το N ,ο Cu κ.α. Τα γ -φερρογόνα στοιχεία όπως το νικέλιο και το μαγγάνιο ,υπό την παρουσία τους πάνω από κάποιες περιεκτικότητες, τείνουν να σταθεροποιούν τον ωστενίτη σε θερμοκρασίες κάτω από την A1 και από την θερμοκρασία δωματίου .Δηλαδή έχουν την δυνατότητα να μειώνουν την θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού (Ms) σε πολύ χαμηλές τιμές με ταυτόχρονη όμως αύξηση της εμβαπτότητας όμως , όπως θα αναφέρουμε και σε παρακάτω κεφάλαια.

A-φερρογόνα

Ονομάζονται τα κραματικά στοιχεία που περιορίζουν την έκταση του ωστενίτη χωρίς αναγκαστικά να διευρύνουν και την περιοχή του φερρίτη. Τα στοιχεία αυτά αυξάνουν την θερμοκρασία A4 και κατεβάζουν την θερμοκρασία A3 στο μετασταθές διάγραμμα Fe-Fe₃C(σεμεντίτη).



Διάγραμμα 2-Διμερές διάγραμμα Fe-Cr. (12)

Σε αυτήν την κατηγορία τα στοιχεία κατατάσσονται πάλι σε δύο ομάδες. Στην πρώτη ομάδα ανήκουν τα στοιχεία που στα διαγράμματα ισορροπίας που σχηματίζουν με τον Fe, ο βρόγχος του ωστενίτη περιορίζεται από μία διφασική περιοχή $\gamma+\alpha$, η οποία και αυτή με την σειρά της περιβάλλεται εξ ολοκλήρου από την φάση α όπως βλέπουμε στο Διάγραμμα 2 (5). Κάποια από αυτά τα στοιχεία είναι τα καρβιδιογόνα Cr, W, V, Ti, Mo αλλά και τα μη καρβιδιογόνα Al, Si, P κ.α. (13)

Στην δεύτερη κατηγορία ανήκουν τα στοιχεία που δημιουργούν διαγράμματα με τον σίδηρο στα οποία η φάση γ ,περιορίζεται από διφασικές περιοχές στις οποίες δεν παρατηρείται η φάση α . Τυπικό χαρακτηριστικό διάγραμμα, είναι αυτό του Fe-S. Κάποια από αυτά τα κραματικά στοιχεία είναι το S και το Nb .

Αξιοσημείωτη είναι η αναφορά σε στοιχεία όπως το χρώμιο (Cr), μολυβδαίνιο (Mo) και το πυρίτιο (Si). Αυτά τα στοιχεία ,όπως αναφέραμε ανήκουν στα α -φερρογόνα και "καταπολεμούν" την δημιουργία του ωστενίτη σε υψηλές θερμοκρασίες ,αλλά σε περίπτωση σχηματισμού ωστενίτη παρά την παρουσία τους , λειτουργούν ως σταθεροποιητές του μετασταθούς ωστενίτη κατά την ψύξη (9). Είναι σημαντικό λοιπόν να τονίσουμε την διαφορετική συμπεριφορά στην λειτουργία των υψηλών θερμοκρασιών των στοιχείων που διευκολύνουν τον σχηματισμό του ωστενίτη ή του φερρίτη , με την λειτουργία τους στην αποτροπή του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού, διατηρώντας έτσι ένα μετασταθή ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και κατώτερα.

Παρακάτω παρατίθενται πληροφορίες για το καθένα από τα προαναφερθέντα στοιχεία και την δράση τους στους ανοξείδωτους χάλυβες :

Άνθρακας (C)

Ο άνθρακας αποτελεί το πιο σημαντικό στοιχείο στους χάλυβες .Η αυξημένη διαλυτότητα του στον ωστενίτη (FCC) ,λόγω των οκταεδρικών θέσεων παρεμβολής ,σε αντίθεση με τον φερρίτη λόγω των τετραεδρικών θέσεων παρεμβολής (BCC) ,αποτελεί την βάση για όλες τις θερμικές κατεργασίες στους χάλυβες .Δημιουργεί στερεό διάλυμα παρεμβολής με τον Fe.Στους ανοξείδωτους χάλυβες βρίσκεται σε περιεκτικότητα 0,03-1.2% (2).Η αύξηση της περιεκτικότητας του άνθρακα έχει ως αποτέλεσμα την δυνατότητα για σκλήρυνση με θερμική κατεργασία ιδιαίτερα για τους μαρτενσιτικούς χάλυβες, αύξησή της σκληρότητας και μείωση της δυσθραυστότητας ,επέκταση του βρόγχου του ωστενίτη σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες χρωμίου στο διάγραμμα Fe-Cr (Διάγραμμα 2), αύξηση της αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες, δημιουργία γαλβανικών κελιών λόγω της κατακρίμνησης περικρυσταλλικών καρβιδίων και σενεπώς μείωση της αντοχής σε διάβρωση . Αυξημένο ποσοστό έχει αρνητικές επιπτώσεις στην συγκολλησιμότητα των χαλύβων .Τέλος αυξάνει την θερμοκρασία μετάβασης από όλκιμη σε ψαθυρή κατάσταση στον φερρίτη.

Νικέλιο (Ni)

Το νικέλιο είναι ισχύρο γ-φερρογόνο και κρυσταλλώνεται στο FCC. Σε αναλογία πάνω του 7% εξευγενίζει τον σίδηρο και προσδίδει στους χάλυβες που περιέχουν και σημαντική αναλογία χρωμίου, ωστενιτική δομή. Σχηματίζει στερεό διάλυμα αντικατάστασης με τον Fe. Σταθεροποιεί την φάση του ωστενίτη σε μετασταθή κατάσταση στην θερμοκρασία περιβάλλοντος. Προσδίδει μεγάλη αύξηση στην δυσθραυστότητα και την διατήρηση της σε υψηλές θερμοκρασίες καθώς και σημαντική αντίσταση στην διάβρωση υψηλών θερμοκρασιών. Επιπλέον αυξάνει την αντίσταση σε ερπυσμό και σε θερμικά σοκ, μειώνει την μηχανουργική επιδεκτικότητα του χάλυβα και αυξάνει όμως την ικανότητα διαμόρφωσης. Έχει απεριόριστη διαλυτότητα με τον Fe και μπορεί να προστεθεί σε οποιοδήποτε ποσοστό. Ποσοστά γύρω στο 10% μπορεί να αυξήσουν την επιδεκτικότητα σε εργοδιάβρωση, γεγονός που δεν παρατηρείται σε μεγαλύτερα ποσοστά. Τέλος, αυξάνει την δυνατότητα θερμικής επεξεργασίας όπως μαρτενσιτική βαφή και επαναφορά (αυξάνει την εμβαπτότητα, μειώνει την κρίσιμη ταχύτητα βαφής αλλά μειώνει και σημαντικά την Ms). Παρατηρούμε το διμερές διάγραμμα του με τον Fe παρακάτω.

Χρώμιο (Cr)

Αποτελεί το κύριο κραματικό στοιχείο των ανοξείδωτων χαλύβων, καθώς προσδίδει τον ανοξείδωτο "χαρακτήρα" αυτών των χαλύβων, με την δημιουργία παθητικού, επιφανειακού οξειδίου του χρωμίου. Λόγω της διατήρησης και επανασχηματισμού αυτού του προστατευτικού στρώματος οξειδίου, προσδίδει μηχανική αντοχή, αντοχή σε ερπυσμό και αντίσταση σε διάβρωση σε υψηλές θερμοκρασίες έκθεσης. Παρατηρείται στους χάλυβες σε ποσοστά από 10.5-30% και πάνω για ορισμένες περιπτώσεις χαλύβων.

Το χρώμιο και ο σίδηρος έχουν αμοιβαία, απεριόριστη διαλυτότητα και στην υγρή και στην στερεή κατάσταση για τον λόγο ότι χαρακτηρίζονται από το ίδιο αριθμό σθένους, την ίδια ατομική ακτίνα και την ίδια κρυσταλλική μορφή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος (BCC), έτσι δημιουργούν στερεό διάλυμα αντικατάστασης. Το χρώμιο όμως δεν έχει εδροκεντρωμένη αλλοτροπική μορφή όπως ο σίδηρος. Το χρώμιο είναι α-φερρογόνο, συντελεί στην διεύρυνση της φερριτικής περιοχής στο διάγραμμα Fe-Cr-C. Επιπλέον το χρώμιο είναι ισχυρό καρβιδιογόνο και σχηματίζει κυρίως καρβίδια τύπου $M_{23}C_6$, M_6C και M_7C_6 και συμβάλει

στην αύξηση της σκληρότητας και της αντίστασης σε φθορά . Όπως προαναφέραμε,λόγω αυτής της κατακρήμνισης ιδιαίτερα σε περικρισταλλικές περιοχές ,μπορει να προκληθεί ευαισθητοποίηση του χάλυβα και υποβάθμιση των μηχανικών και αντιδιαβρωτικών ιδιοτήτων .Τέλος αυξάνει την εμβαπτότητα, μειώνει, την κρίσιμη ταχύτητα μαρτενσιτικής βαφής και αυξάνει το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη.

Μαγγάνιο (Mn)

Το μαγγάνιο είναι γ-φερρογόνο, σταθεροποιητικό του ωστενίτη και διαστέλλει τον βρόγχο γ στο Διάγραμμα 2 . Είναι σύνηθες υποκατάστατο του νικελίου, Συμετέχει σε μικρά ποσοστά σχεδόν σε όλους τους εμπορικούς χάλυβες μέχρι 1 %.Συνήθως προστίθεται και ως αποξειδωτικό του χάλυβα κατά την παρασκευή του χάλυβα δευστεύοντας το οξυγόνο για την αποφυγή οξυσουλφιδίων (11).Είναι ασθενές καρβιδιογόνο αλλά δεν έχει την τάση να σχηματίζει δικά του καρβίδια παρά μόνο να συμετέχει στον σχηματισμό καρβιδίων άλλων στοιχείων όπως του Fe (σεμεντίτης) καθώς η χημική του συγγένεια με τον άνθρακα είναι λίγο μεγαλύτερη από ότι με τον Fe .Συμβάλει στην μηχανική αντοχή των χαλύβων ,μέσω της δημιουργίας στερεού διαλύματος αντικατάστασης και μέσω εκλέπτυνσης των πλακιδίων του φερρίτη (6).Επιπλέον το μαγγάνιο αυξάνει πολύ αποτελεσματικά την εμβαπτότητα του χάλυβα ,δίνοντας την δυνατότητα για μαρτενσιτική βαφή ειδικά σε περιεκτικότητες κοντά στο 0.8%και αυξάνει και την συγκολλησιμότητα. Τέλος το μαγγάνιο έχει μεγάλη σημασία για τους ανοξειδωτους χάλυβες ,ιδιαίτερα κατά την συγκόλληση τους ,επειδή έχει μεγάλη συγγένεια με το S και χρησιμοποιείται ως αποθειωτικό .Σχηματίζει το σουλφίδιο του μαγγανίου(MnS) αντί του ευκτικκού FeS (ψαθυρό) το οποίο έχοντας χαμηλό σημείο τήξης (14) ,διαφορίζεται στα όρια των δενδριτών και προκαλεί θερμή ρωγμάτωση. Το MnS αυξάνει την ολκιμότητα στους χάλυβες.

Μολυβδαίνιο (Mo)

Το μολυβδαίνιο είναι α-φερρογόνο και περιορίζει έντονα τον βρόγχο του ωστενίτη. Βελτιώνει σημαντικά την εμβαπτότητα και την αντοχή σε ερπυσμό των χαλύβων και μειώνει την ευθραυστότητα κατά την επαναφορά. Είναι ισχυρά καρβιδιογόνο στοιχείο, δρα ως εμπόδιο στην άυξηση του μέγεθους των κόκκων και αυξάνει την αντοχή σε διάβρωση σε υψηλές θερμοκρασίες και θαλάσσιο περιβάλλον. Σε υψηλές περιεκτικότητες ,σε μεγάλο χρόνο

έκθεσης σε υψηλές θερμοκρασίες μπορεί να σχηματιστεί η ψαθυρή φάση σ η οποία είναι απαγορευτική για τους χάλυβες.

Τιτάνιο (Ti)

Ανήκει στις σπάνιες γαίες, είναι ισχυρό α-φερρογόνο περιορίζοντας έντονα τον βρόγχο του ωστενίτη. Έχει μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο και χρησιμοποιείται ως ισχυρό αποξειδωτικό και απαζωτικό στοιχείο. Έχει την τάση να σχηματίζει εύκολα καρβίδια και νιτρίδια και ευνοεί την ανάπτυξη λεπτόκοκκης μικροδομής και αυξάνει την αντοχή στον ερπυσμό. Το τιτάνιο χρησιμοποιείται κυρίως στους ανοξείδωτους χάλυβες για την αποτροπή της περικρυσταλλικής διάβρωσης ή αλλιώς ευαισθητοποίησης του χάλυβα ,γιατί εξαιτίας των σταθερότερων του καρβιδίων έναντι αυτών του χρωμίου, εμποδίζει την κατακρήμνιση τους (αποχρωμίωση ορίων των κόκκων) και συνεπώς την δημιουργία γαλβανικών κελιών που είναι η αιτία για την διάβρωση στα όρια των κόκκων. Δρά λοιπόν ως σταθεροποιητικό στοιχείο. Αξιοσημείωτο είναι ότι το Ti όπως και το Al, ο Cu και το Nb με το Ta, χρησιμοποιούνται για την σκλήρυνση των χαλύβων μέσω θερμικής κατεργασίας κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων ,φαινόμενο που λαμβάνει χώρα στους ανοξείδωτους PH χάλυβες .Επίσης το τιτάνιο και το νιόβιο σε συνδυασμό με το θείο και τον φώσφορο ,σχηματίζουν με τον άνθρακα και το άζωτο ευκτικές ενώσεις χαμηλού σημείου τήξης, οι οποίες διαφορίζονται στα όρια των κόκκων και προκαλούν θερμή ρωγμάτωση. Τέτοια ένωση είναι το TiC. Το τιτάνιο επιπλέον έχει την τάση να σχηματίζει καρβίδια τύπου MC κατά την στερεοποίηση του χάλυβα. Τέλος λόγω της δέσμευσης του άνθρακα και του αζώτου ,ελαττώνει την περιεκτικότητα τους στον φερρίτη, με αποτέλεσμα την μείωση της θερμοκρασίας μετάπτωσης από την όλκιμη στην ψαθυρή συμπεριφορά/θραύση .

Αλουμίνιο (Al)

Το αλουμίνιο είναι ισχυρό α-φερρογόνο και περιορίζει τον βρόγχο του ωστενίτη .Μαζί με το κοβάλτιο είναι τα μοναδικά κραματικά στοιχεία τα οποία αυξάνουν την εμβαπτότητα αυξάνοντας την Ms. Το αλουμίνιο είναι το ισχυρότερο αποξειδωτικό και απαζωτικό στοιχείο και για αυτό χρησιμοποιείται και κατά την διαδικασία παραγωγής του χάλυβα, σχηματίζοντας οξείδια τα οποία απομακρύνονται κατά την σκωρία ,όπως το τιτάνιο και το μαγγάνιο. Σε μικρές αναλογίες υποστηρίζει την εκλέπτυνση των κόκκων μέσω της ετερογενούς φύτευσης .Χρησιμοποιείται στους ανοξείδωτους χάλυβες PH για την

κατακρήμνιση μέσω διαδικασία γήρανσης ,ενδομεταλλικών φάσεων τύπου NiAl και Ni₃Al.Τέλος σχηματίζει πολύ μικρά νιτρίδια και οξειδία και εμποδίζει την μεγέθυνση των κόκκων καθώς αυξάνει και την αντίσταση στην διάβρωση υψηλών θερμοκρασιών σχηματίζοντας FeAl,FeAl₃ για πάνω από 1% περιεκτικότητα κατά βάρος (6) .

Πυρίτιο (Si)

Το πυρίτιο είναι α φερρογόνο και σταθεροποιητικό του φερρίτη, συνήθως βρίσκεται στους ανοξειδωτους χάλυβες σε περιεκτικότητες κάτω του 1%.Χαρακτηρίζεται ως γραφιτογόνο και στους χάλυβες δεν έχει την τάση να σχηματίζει καρβίδια. Ο κύριος ρόλος του πυριτίου είναι η αποξειδωτική του δράση καθώς σχηματίζει οξειδία και πυριτικές ενώσεις, οι οποίες απομακρύνονται με την σκωρία .Μπορεί να προσδώσει αύξηση στην δυσθραυστότητα σε ανοξειδωτους που περιέχουν Mn,Cr,Ni (7) (11).Τέλος προσδίδει μεγάλη αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες λόγω σχηματισμού προστατευτικού φιλμ οξειδίου στην επιφάνεια των χαλύβων αλλά ταυτόχρονα δυσκολία στην επιφανειακή επεξεργασία πάνω από ένα ποσοστό.

Νιόβιο (Nb) και Ταντάλιο (Ta)

Είναι ισχυρά α φερρογόνα και σταθεροποιούν τον φερρίτη. Λόγω των παρόμοιων ιδιοτήτων τους τα δύο αυτά στοιχεία χρησιμοποιούνται μαζί σε μείγματα. Είναι ισχυρά κρβιδιογόνα στοιχεία και για αυτό χρησιμοποιούνται για την σταθεροποίηση κυρίως των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων έναντι της διάβρωσης από ευαισθητοποίηση όπως και το τιτάνιο. Λόγω του σχηματισμού λεπτομερών καρβιδίων στα όρια των κόκκων, χρησιμοποιούνται για την εκλέπτυνση και τον έλεγχο μεγέθους των κόκκων καθώς και για την αύξηση της αντοχής σε ερπυσμό.

Άζωτο (N)

Έχει μεγαλύτερη διαλυτότητα από τον C δημιουργεί στερεό διάλυμα οδηγώντας σε σκλήρυνση. Είναι Γ-φερρογόνο, σταθεροποιεί την φάση του ωστενίτη σε θερμοκρασία δωματίου και κάτω, και στους ωστενιτικούς χάλυβες αυξάνει το όριο ελαστικότητας ,την αντοχή και τις μηχανικές ιδιότητες εν θερμώ ,πάντα σε μικρές ποσότητες .Χρησιμοποιείται μαζί με το μαγγάνιο για την υποκατάσταση του νικελίου .Με την παρουσία μολυβδαινίου ,δρουν στην αύξηση της αντίστασης σε τοπική διάβρωση (6),αλλά αντίθετα με το μολυβδαίνιο ,παρεμποδίζει τον σχηματισμό της φάσης σ. Συμβάλει αρνητικά στην αντοχή σε εργογήρανση και μειώνει την συγκολλησιμότητα .Το άζωτο μπορεί να σχηματίζει νιτρίδια (Fe₄N), ή και να

εισχωρήσει στον χάλυβα σχηματίζοντας στερεό διάλυμα παρεμβολής. Και στις δύο περιπτώσεις ο χάλυβας καθίσταται ψαθυρός και ακατάλληλος για ψυξηλασία. Προσθήκες μέχρι 0.2% προκαλούν σοβαρή αύξηση του ορίου διαρροής. Επιπλέον μπορεί να παρουσιάσει αρνητική επίδραση στο φαινόμενο της θερμής ρωγμάτωσης στους ημιωστενιτικούς χάλυβες.

Χαλκός (Cu)

Ο χαλκός χρησιμοποιείται σπάνια στους ανοξειδωτους χάλυβες .Είναι γ-φερρογόνο και σταθεροποιεί την ωστενιτική δομή. Αυξάνει την εμβαπτότητα και σε μεγάλες ποσότητες μπορεί να προκαλέσει κατακρήμνιση ψαθυρών ενώσεων .Σε πολλές περιπτώσεις χρησιμοποιείται στους ανοξειδωτους PH χάλυβες για σκλήρυνση με κατακρήμνιση ενδομεταλλικών ενώσεων μέσω γήρανσης. Χαρακτηριστικό παράδειγμα είναι ο μαρτενσιτικός 17-4 PH.Συνήθως χρησιμοποιείται στους ανοξειδωτους χάλυβες για την αύξηση της αντίστασης στην γενική διάβρωση καθώς και την επιδεκτικότητα σε ψυξηλασία .

Θείο (S)

Το μέγιστο ποσοστό προσθήκης στους χάλυβες είναι 0.04% . Το θείο δημιουργεί εξαιρετικά έντονο μακροδιαφορισμό και μικροδιαφορισμό. Σχηματίζει ψαθυρές ευκτικικές ενώσεις όπως ο θειούχος σίδηρος (FeS), οι οποίες διαφορίζονται στα όρια των κόκκων λόγω της “απόρριψης” του S και του P και δημιουργούν θερμοψαθυρότητα .Ο FeS καλύπτει τα όρια των δενδριτών σαν λεπτός υμένας και λόγω του χαμηλού σημείου τήξης του, ρευστοποιείται σε χαμηλές θερμοκρασίες και είναι η κύρια αιτία για την ύπαρξη θερμής ρωγμάτωσης στις συγκολλήσεις .Το οξυγόνο είναι αρνητικός επιπλέον παράγοντας του φαινομένου .Για τον περιορισμό της δράσης του S ,χρησιμοποιείται ποσοστό μαγγανίου ,το οποίο δεσμεύει εκλεκτικά το S και σχηματίζει σφαιρικά εγλείσματα θειούχου μαγγανίου όπως προαναφέραμε. Επιπλέον μπορεί να χρησιμοποιηθούν και άλλα στοιχεία που αντιδρούν εύκολα με το S,όπως το Ca και οι σπάνιες γαίες. Επιθυμητό είναι και η ύπαρξη ενός ποσοστού δ-φερρίτη κατά την στερεοποίηση.

Φώσφορος (P)

Όπως και το θείο ,δημιουργεί διαφορικές ευκτικές ενώσεις οι οποίες κατά την στερεοποίηση των συγκολλήσεων ή σε μεγάλες θερμοκρασίες έκθεσης μετατρέπονται σε ρευστά φίλμ γύρω από τα όρια των κόκκων δημιουργώντας έτσι ψαθυροποίηση και θερμή ρωγμάτωση. Προκαλεί έντονο χημικό διαφορισμό ο οποίος είναι δύσκολο να αναιρεθεί λόγω της μικρής διαχυσιμότητας του υλικού ειδικά στον ωστενίτη,και πολλές φορές ψαθυροποίηση κατά την επαναφορά.Αυτός είναι και ο λόγος που χρησιμοποιείται και σε περιεκτικότητες από 0.04% και κάτω .Από την άλλη, ο P χρησιμοποιείται για την αύξηση της αντοχής σε διάβρωση από τις ατμοσφαιρικές συνθήκες όπως ο χαλκός ,καθώς και για την αύξηση του ορίου ελαστικότητας στους ανοξειδωτους χάλυβες..

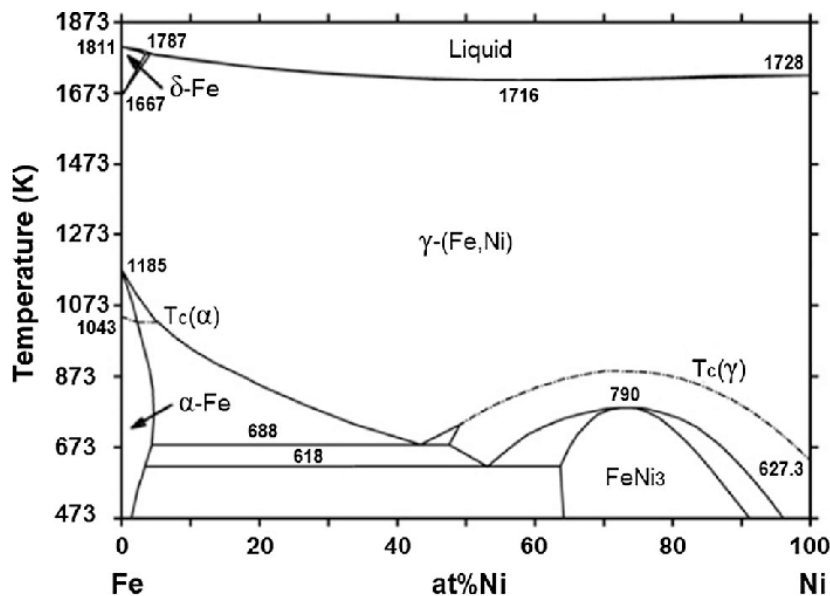
1.4 ΔΙΜΕΡΕΣ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ Fe-Cr

Για να αντιληφθούμε πως προκύπτουν οι κατηγορίες των ανοξειδωτων φερριτικών και των μαρτενιτικών χάλυβων θα πρέπει να ανατρέξουμε στο σύστημα Fe-Cr και να εξετάσουμε κατόπιν πως μεταβάλλεται και ποια είναι η δράση του άνθρακα στο συγκεκριμένο σύστημα .

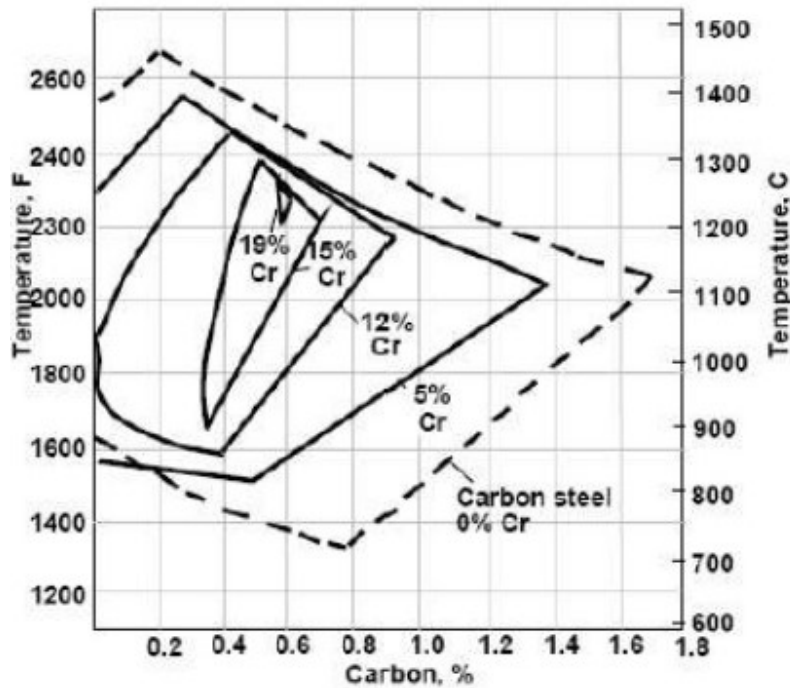
Αρχικά όπως προαναφέραμε το Cr και ο Fe ,έχουν απεριόριστη διαλυτότητα τόσο στην υγρή όσο και στην στερεή φάση για τον λόγο ότι μοιράζονται κοινά χαρακτηριστικά όπως αριθμό σθένους, παραπλήσιο ατομικό αριθμό καθώς και ίδια κρυσταλλική δομή (BCC). Όμως το Cr δεν έχει αλλοτροπική εδρωκεντρωμένη κρυσταλλική δομή (FCC), για αυτό όπως παρατηρούμε στο (Διάγραμμα 2-Διμερές διάγραμμα Fe-Cr.), το χρώμιο περιορίζει την περιοχή του ωστενίτη σε έναν βρόγχο γ , ο οποίος περιβάλλεται σε μία διφασική περιοχή $\gamma+\alpha$. Ο βρόγχος εκτείνεται στο θερμοκρασιακό εύρος 910-1400 °C και σε περιεκτικότητες χρωμίου από 11.5% και κάτω και η περιεκτικότητα της διφασικής περιοχής από 11.5 -13.4 %.Συμπεραίνουμε δηλαδή ότι η ωστενιτική φάση δεν υπάρχει σε καμία θερμοκρασία για κράματα με μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε χρώμιο από 13.4 %.Στην υπόλοιπη έκταση του διαγράμματος ,η φάση που επικρατεί είναι η φάση α , η οποία έχει χωροκεντρωμένη κυβική δομή BCC και είναι πλούσια σε χρώμιο. Μια άλλη ιδιομορφία του διαγράμματος είναι η εμφάνιση της φάσης σ κοντά στην ισοατομική αναλογία Fe-Cr ,δηλαδή περίπου στο 45% σε Cr - εξού και χημικός τύπος $FeCr$ -και για θερμοκρασιακό εύρος 450-830°C. Πάνω από τους 830 °C διαλύεται μέσα στην φάση α . Όπως φαίνεται στο διάγραμμα, η σ περιβάλλεται δεξιά και αριστερά από διφασικές περιοχές $\alpha+\sigma$ οι οποίες δεν είναι τελείως σαφείς στην έκταση

τους. Έτσι ακόμη και κράματα με μικρότερη περιεκτικότητα του 20% σε Cr ,μπορούν να εμφανίσουν κάτω από ορισμένες συνθήκες την φάση σ ,σε συνδυασμό με την δράση κραματικών στοιχείων όπως το Mo,με συνθήκες μικροδιαφορισμού και μακροδιαφορισμού καθώς με την παρατεταμένη έκθεση σε θερμοκρασίες όπου η φάση σ είναι σταθερή (π.χ 500 °C). Ο σχηματισμός της φάσης σ έχει βαρυσήμαντες επιπτώσεις στους ανοξείδωτους χάλυβες και ιδιαίτερα στις συγκολλήσεις ,για τον λόγο ότι υποβαθμίζει ραγδαία τις μηχανικές ιδιότητες και συνεπώς μειώνει την δυασθραυστότητα του κράματος (15).

Η προσθήκη C (γ-φερρογόνο) στο Διάγραμμα 2,έχει ως αποτέλεσμα την διαστολή του ωστενιτικού βρόγχου και έτσι ενώ για κράματα με 0% περιεκτικότητα σε C ,η περιοχή γ εκτείνεται μέχρι περιεκτικότητες 13.4 % Cr, για 0.25% C ο βρόγχος εκτείνεται μέχρι περιεκτικότητα 23% Cr κ.ο.κ (7). Η παραγωγή μαρτενσιτικών ανοξείδωτων χάλυβων πραγματοποιείται με βαφή από την ωστενιτική περιοχή σε χαμηλές θερμοκρασίες ,όπου ο ωστενίτης γίνεται μετασταθής και μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη. Πρέπει να τονίσουμε ότι αντίστοιχη δράση με αυτή του C, έχουν και τα υπόλοιπα γ-φερρογόνα όπως το νικέλιο και το άζωτο και επιπλέον μειώνουν και την θερμοκρασία μετασχηματισμού $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha$. Αντίστροφη δράση έχουν τα α-φερρογόνα τα οποία τείνουν να περιορίσουν την έκταση την ωστενιτικής περιοχής όπως παρατηρούμε στο Διάγραμμα 4 και στο Διάγραμμα 5.



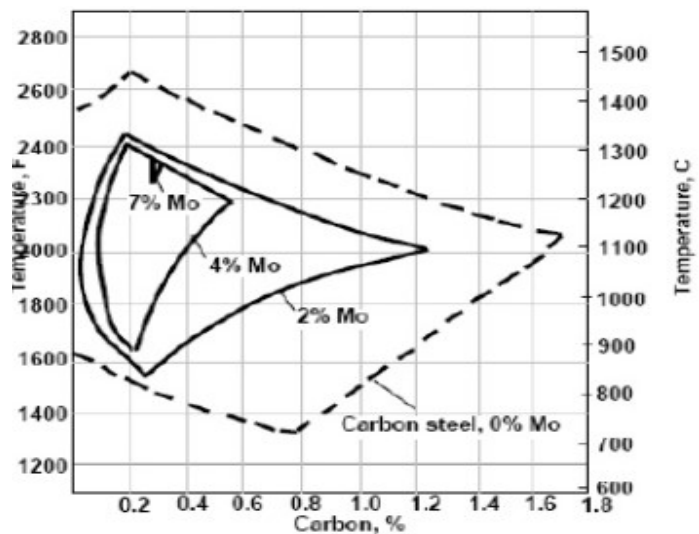
Διάγραμμα 3- Διμερές διάγραμμα Fe-Ni.

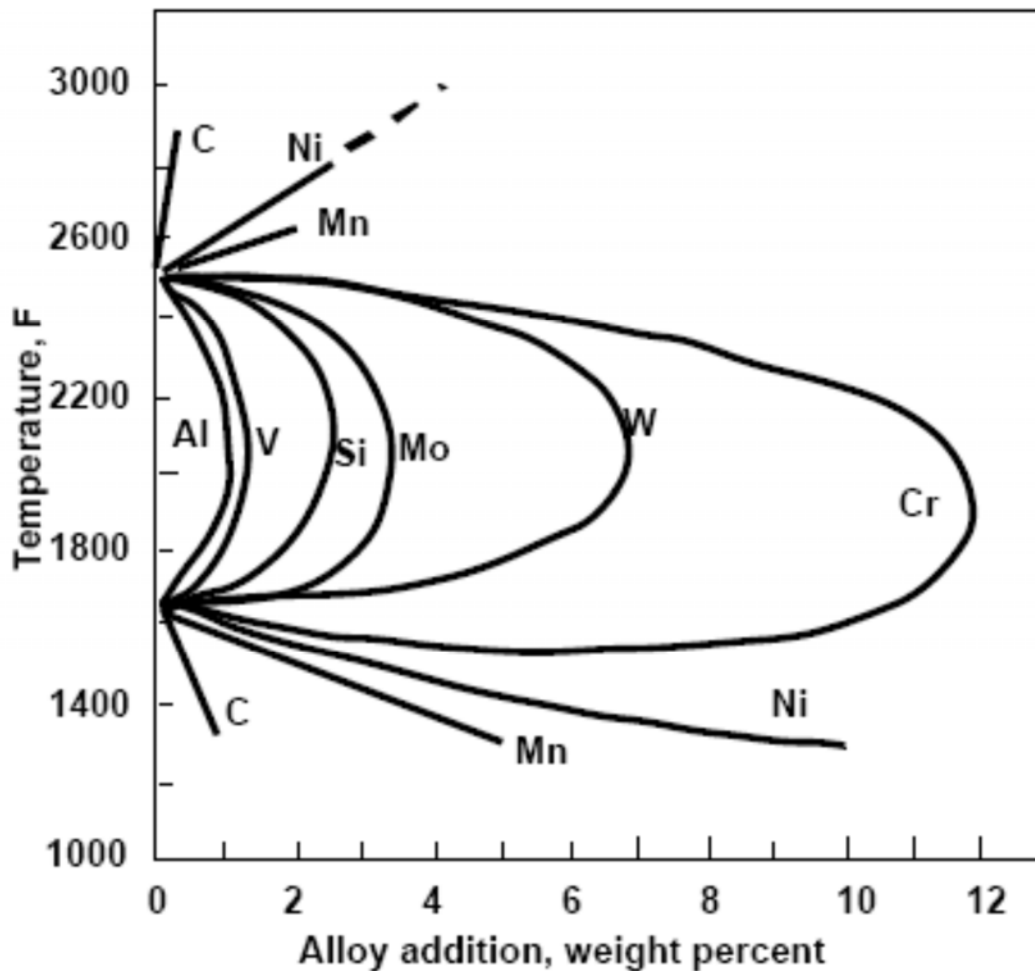


Διάγραμμα 4-Σύστημα Fe-Cr-C.

Στο Διάγραμμα 2, το Cr επιδρά στην έκταση της ωστενιτικής περιοχής. Παρατηρούμε ότι ο βρόγχος του ωστενίτη, επηρεαζόμενος από την συγκρουόμενη δράση του C (γ-φερογγόνο) με αυτήν του Cr, είναι στην μέγιστη έκταση του με 0% Cr και με μέγιστη γενικά περιεκτικότητα σε C όμως παρατηρούμε ότι για 0% C και 12.8% Cr, ο μετασχηματισμός $\alpha \rightarrow \gamma$ είναι αδύνατος. Όταν η περιεκτικότητα σε Cr γίνει 20%, ο μετασχηματισμός είναι αδύνατον να πραγματοποιηθεί για οποιαδήποτε περιεκτικότητα σε C (7).

Διάγραμμα 5- Τριμερές σύστημα Fe-Cr-Mo.



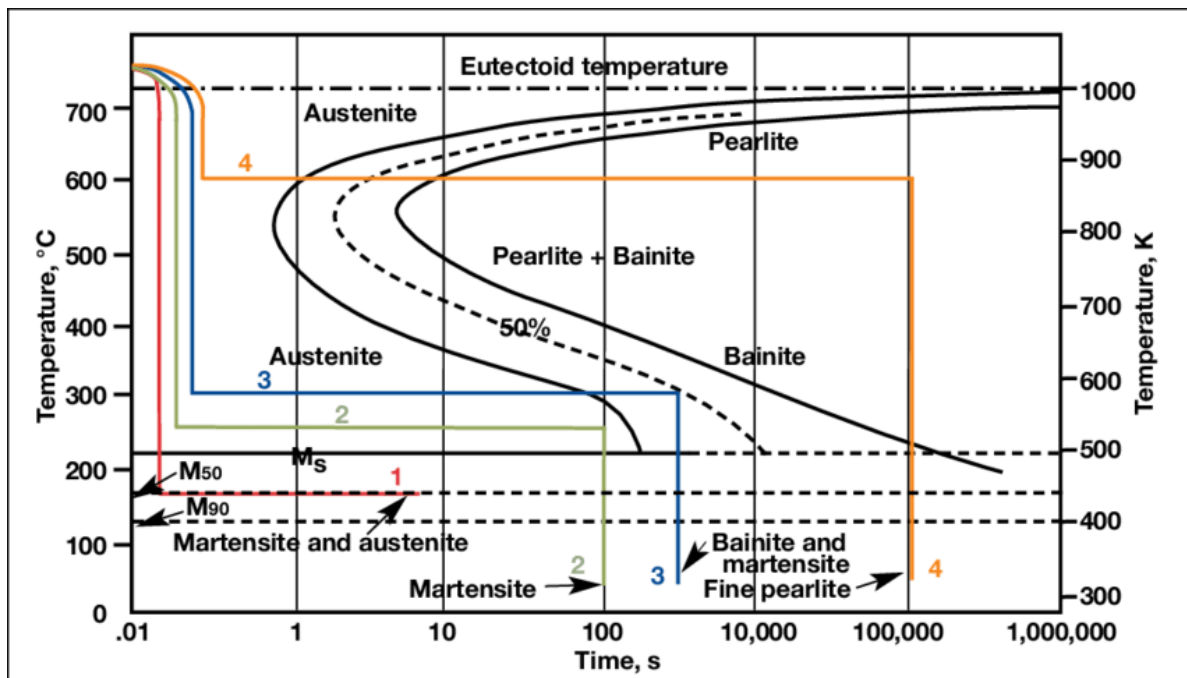


Διάγραμμα 6- Επίδραση κραματικών στοιχείων στον βρόγχο του ωστενίτη.

1.5 ΕΠΙΔΡΑΣΗ ΤΩΝ ΚΡΑΜΑΤΙΚΩΝ ΣΤΟΙΧΕΙΩΝ ΣΤΟ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑ CCT ΚΑΙ ΣΤΗΝ MS, MF .

Για να είμαστε σε θέση να προβλέψουμε την μικροδομή στην θερμοκρασία περιβάλλοντος και τις μεταλλουργικές διεργασίες που λαμβάνουν χώρα μέχρι την στερεοποίηση, ένας άλλος παράγοντας που θα πρέπει να εξετάσουμε είναι η επίδραση των κραματικών στοιχείων στους χρόνους των μετασχηματισμών που περιγράφουν τα διαγράμματα μετασχηματισμού συνεχής ψύξης (CCT-Continuous Cooling Transformation), καθώς και στην θερμοκρασία έναρξης και ολοκλήρωσης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού .

Για τον λόγο ότι και συνέχεια θα ασχοληθούμε με την διερεύνηση των συγκολλήσεων, καθώς με την μελέτη της στερεοποίησης και ψύξης χαλύβων σε πραγματικές συνθήκες, τα διαγράμματα συνεχούς ψύξης CCT είναι προφανώς πιο αντιπροσωπευτικά από τα TTT (Time Temperature Transformation), τα οποία περιγράφουν ισοθερμοκρασιακούς μετασχηματισμούς που δεν συμβαίνουν π.χ σε συνθήκες απόψυξης στον αέρα μετά από μία συγκόλληση. Παρόλα αυτά, η δράση των κραματικών στοιχείων ταυτίζεται στα δύο διαγράμματα. Η κύρια σχηματική διαφορά των διαγραμμάτων, είναι ότι τα CCT τοποθετούνται λίγο πιο δεξιά από ότι τα TTT, λόγω της συνεχούς ψύξης και διαχωρίζεται πιο έντονα η περιοχή του μαινιτικού μετασχηματισμού.

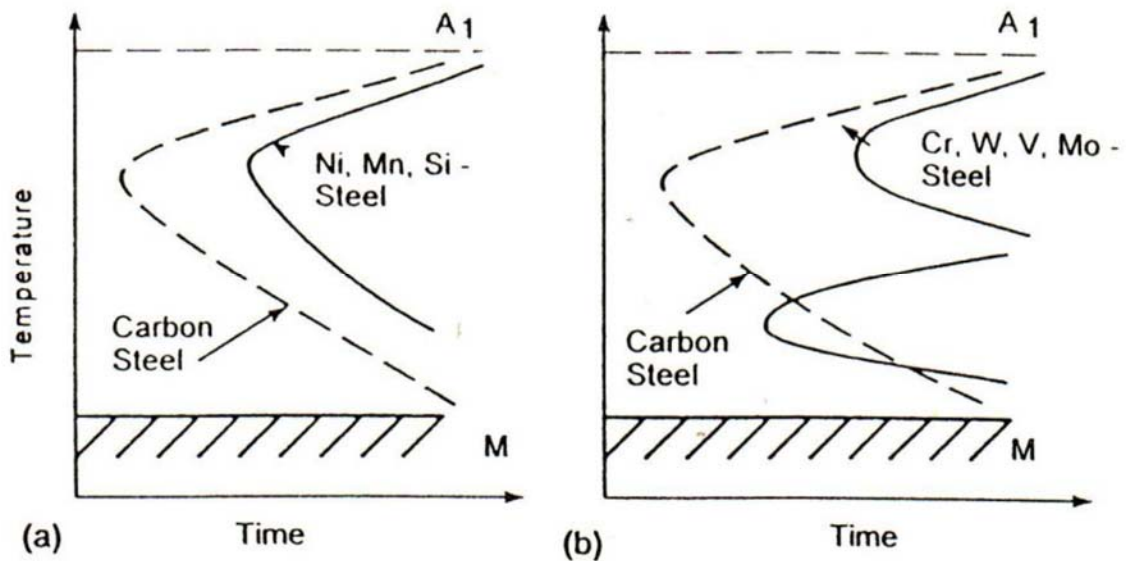


Διάγραμμα 7-Τυπικό διάγραμμα CCT για χάλυβες (16)

Ο άνθρακας και τα υπόλοιπα στοιχεία κραμάτωσης, πλην του Co και του Al που παρουσιάζει αντίθετη συμπεριφορά, ελαττώνουν την ταχύτητα και την κινητική των μετασχηματισμών, μετατοπίζουν τις καμπύλες TTT και CCT προς τα δεξιά και έτσι ελαττώνουν την κρίσιμη ταχύτητα βαφής και συνεπώς αυξάνουν την εμβαπτότητα του χάλυβα.

Κάποια α-φερρογόνα και καρβιδιογόνα στοιχεία όπως το Cr, Mo και το W, έχουν την δυνατότητα να μετατοπίσουν την προεξοχή του μετασχηματισμού του μαινιτή σε μεγαλύτερους χρόνους, μειώνοντας έτσι την V_c και να σχηματίσουν διαφορετική προεξοχή

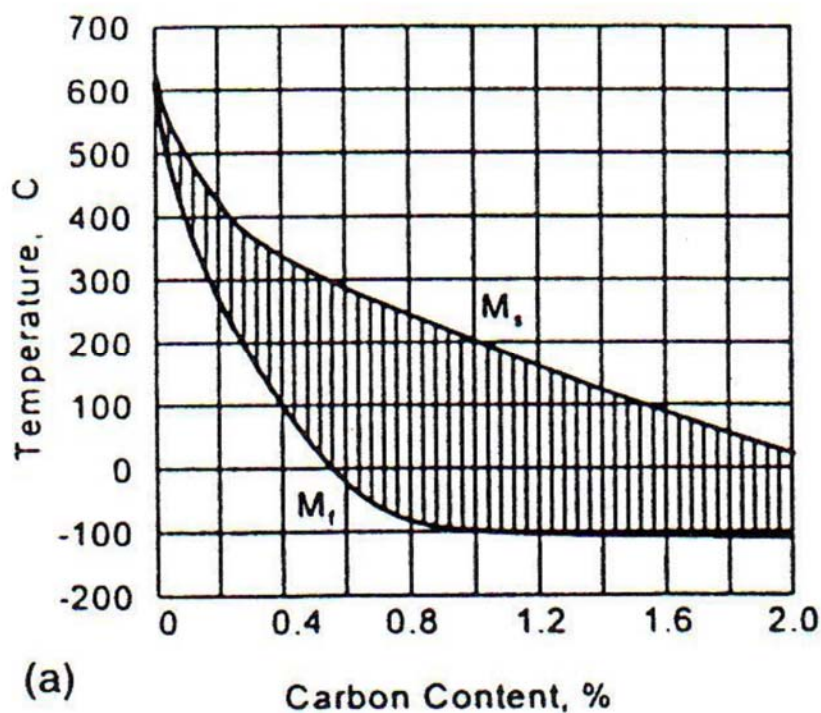
για τον μπαινίτη καθώς και πλήρη διαχωρισμό της περλιτικής από την μπαινιτική περιοχή (13). Έτσι ανοξείδωτοι χάλυβες με προσθήκες κραματικών στοιχείων που σχηματίζουν καρβίδια, παρουσιάζουν ένα διάγραμμα CCT, στο οποίο η μπαινιτική και η περλιτική περιοχή διαχωρίζονται από μία ενδιάμεση φάση, η οποία χαρακτηρίζεται από ένα σχετικής σταθερότητας ωστενίτη όπως φαίνεται και στο Διάγραμμα 8(β).



Διάγραμμα 8-(α) χάλυβας χωρίς καρβιδιογόνα στοιχεία, (β) χάλυβας κραματωμένος με καρβιδιογόνα στοιχεία.

Γενικά τα γ -φερρογόνα στοιχεία μετατοπίζουν τις καμπύλες TTT προς τα δεξιά, χωρίς να μεταβάλλουν ιδιαίτερα το σχήμα τους, ενώ τα α -φερρογόνα όπως προαναφέραμε προκαλούν μια μετατόπιση προς τα δεξιά η οποία είναι περισσότερο σημαντική για τον περλιτικό παρά για τον μπαινιτικό μετασχηματισμό. Συνήθως σε αυτήν την μετατόπιση της κλίμακας χρόνων, λαμβάνει χώρα και μετατόπιση των θερμοκρασιών, γεγονός που συντελεί στην απομάκρυνση των 2 περιοχών του μετασχηματισμού και την εμφάνιση μίας ζώνης μετασταθούς ωστενίτη (11). Εν ολίγης, η δράση των στοιχείων κραμάτωσης οδηγούν στην αύξηση της εμβαπτότητας η οποία είναι και ο αυτοσκοπός της προσθήκης τους στους ανοξείδωτους χάλυβες, καθώς σε πολλές περιπτώσεις θέλουμε να επιτεύξουμε μαρτενσιτική βαφή ειδικά σε περιπτώσεις κατεργασίας δοκιμίων μεγάλων διαστάσεων. Παρόλο που, όπως προαναφέραμε τα περισσότερα στοιχεία έχουν θετική επίδραση στην διαδικασία μετασχηματισμού $\gamma \rightarrow \alpha$, όσο αναφορά την θερμοκρασία έναρξης μαρτενσιτικού μετασχηματισμού έχουν διαφορετικά αποτελέσματα όπως θα παρατηρήσουμε και παρακάτω.

Η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού εξαρτάται κυρίως από την χημική σύσταση σε κραματικά στοιχεία, το μέγεθος του κόκκου του ωστενίτη καθώς και την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης. Η κύρια κραματική προσθήκη με ισχυρή επίδραση πάνω στην Ms, είναι αυτή του C και του N. Όπως παρατηρούμε στο Διάγραμμα 9, ακόμα και μικρές προσθήκες C, επιβάλλουν ραγδαία μείωση της Ms και συνεπώς της Mf.



Διάγραμμα 9-Επίδραση της περιεκτικότητας του C % στην Ms (13)

Τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία που διαλύονται μέσα στην φάση του ωστενίτη, με εξαίρεση το Al, το Co (προωθεί τον μαινιτικό μετασχηματισμό) και κάποιες φορές το W (ανάλογα την περιεκτικότητα), προκαλούν μείωση της Ms, όπως και παρουσιάζεται παρακάτω με την σχετική εξίσωση. Από τις πρώτες φόρμουλες που δημιουργήθηκαν είναι οι παρακάτω →

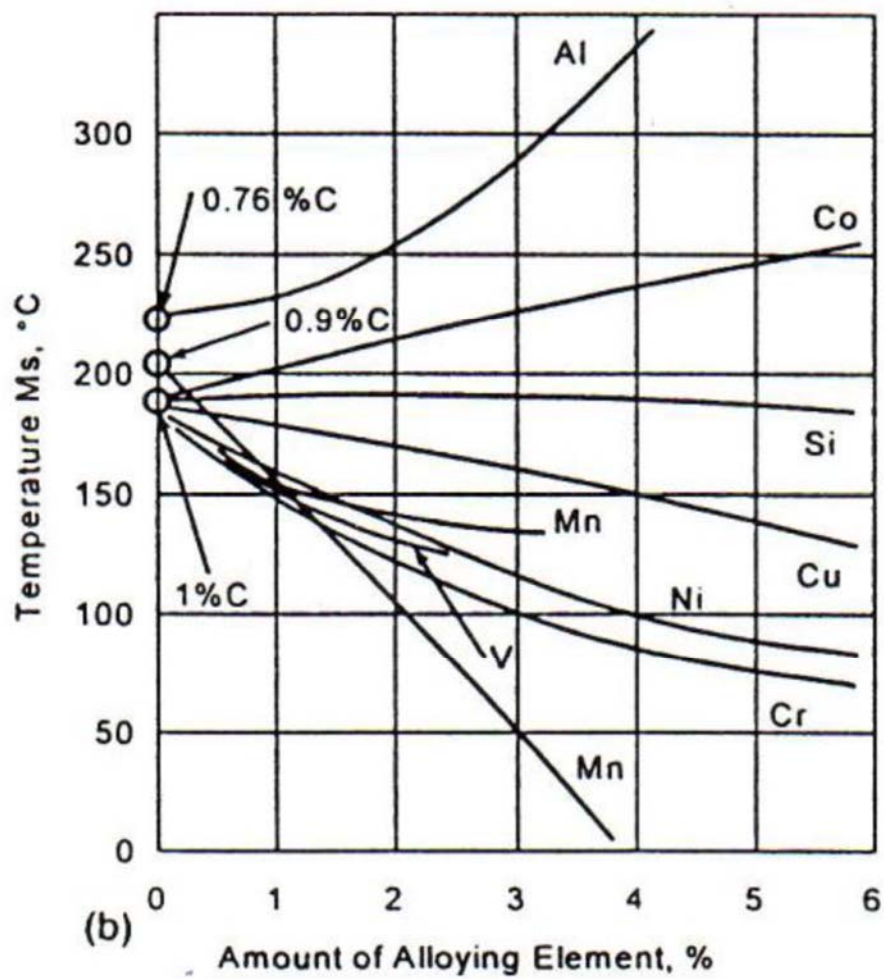
$$M_s(F) = 75(14.6 - \%Cr) + 110(8.9 - \%Ni) + 3000 [0.068 - \%C + N] + 60(1.33 + \%Mn) + 50(0.47 - \%Si).$$

Εξίσωση 1-Υπολογισμός Ms με συντελεστές τα ποσοστά των στοιχείων κραμάτωσης I. (17)

$$M_s(F) = 2160 - 66(\%Cr) - 102(\%Ni) - 2620(\%C + N).$$

Εξίσωση 2-Υπολογισμός της Ms II. (18)

Όπως παρατηρούμε από τις παραπάνω εξισώσεις, τα κραματικά στοιχεία παρεμβολής C, N ασκούν πιο έντονη επιρροή από ότι τα υπόλοιπα στοιχεία. Η δράση των τριών στοιχείων που προαναφέραμε ,ειδικά του W, είναι διαφορούμενη ανάλογα την περιεκτικότητα στην οποία βρίσκονται μέσα στον χάλυβα. Μπορούμε να παρατηρήσουμε την επίδραση κάποιων στοιχείων στην Ms υπό την παρουσία τριών περιεκτικότητων άνθρακα στο παρακάτω διάγραμμα .



Διάγραμμα 10-Επίδραση κραματικών στοιχείων στην Ms υπό την παρουσία διαφορετικών περιεκτικότητων C. (19)

1.6 ΠΡΟΒΛΕΨΗ ΜΙΚΡΟΔΟΜΩΝ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

Με βάση τον διαχωρισμό των κραματικών στοιχείων σε α-φερρογόνα και γ –φερρογόνα ,ο Schaeffler κατάφερε να συσχετίσει με σχετική ακρίβεια την παρουσία των μεταλλουργικών φάσεων με την περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία, κατά την στερεοποίηση των συγκολλήσεων ανοξειδωτων χαλύβων .

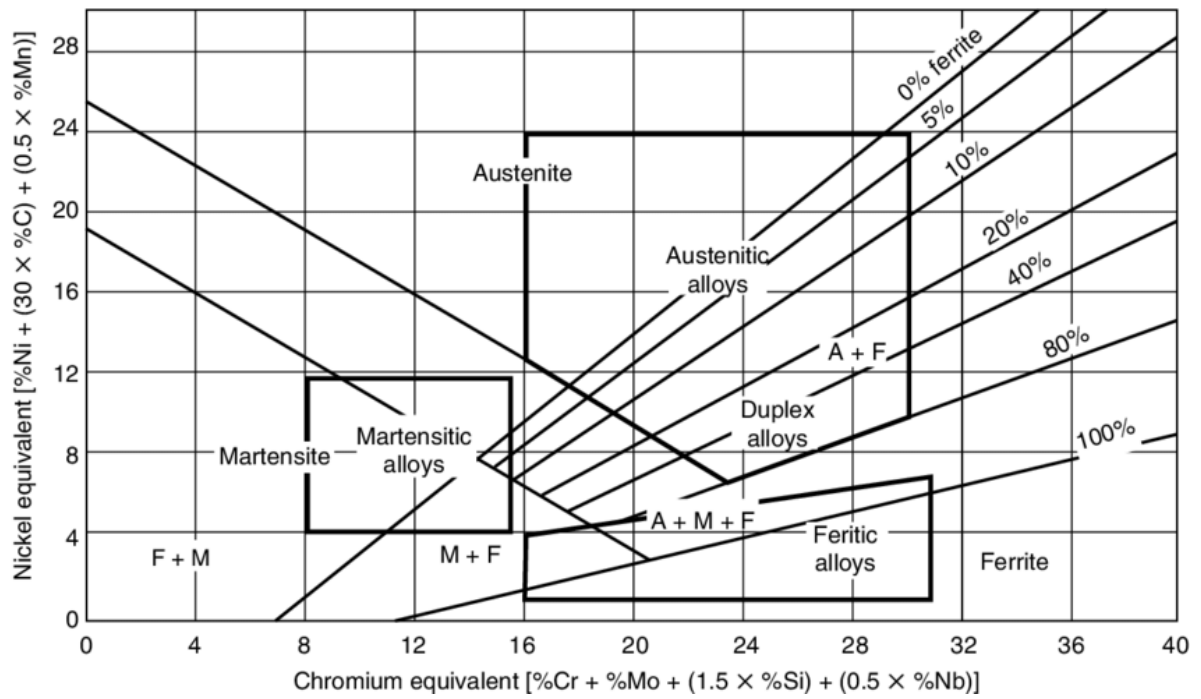
Θέτοντας το Ni ως το κύριο κραματικό στοιχείο σταθεροποίησης του ωστενίτη και αντίστοιχα το Cr ως το κύριο α-φερρογόνο και τέλος μετρώντας την δυναμικότητα των άλλων κραματικών στοιχείων ως προς την δράση τους για τον σχηματισμό του ωστενίτη και του φερρίτη αντίστοιχα ,δημιουργήθηκαν τα λεγόμενα ισοδύναμα χρωμίου και νικελίου ,χρησιμοποιώντας εμπειρικούς συντελεστές για την περιεκτικότητα κάθε στοιχείου έτσι ώστε αντί για κάθε στοιχείο ξεχωριστά ,να εκφράζονται όλα σε ποσότητες νικελίου και χρωμίου. Παρατίθενται παρακάτω οι εξισώσεις →

- $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb + \%Cb + 2\%W + 2.5\%Ti + 3\%Al$ (7)

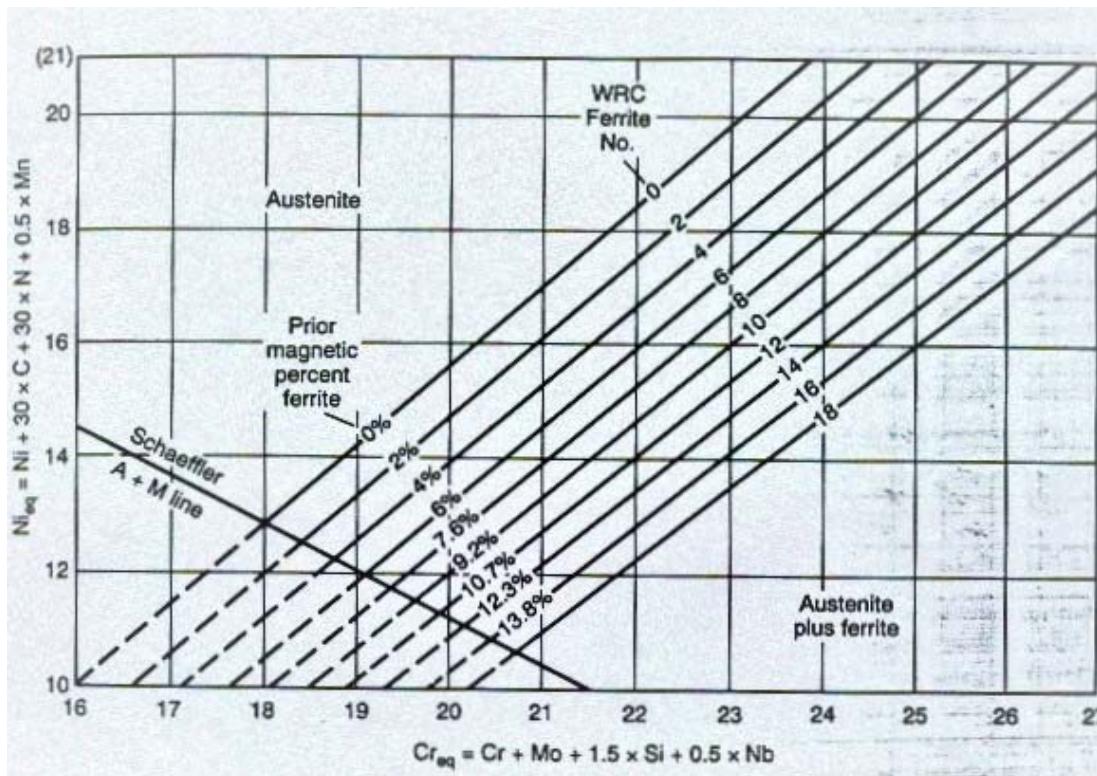
- $Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn + 0.5\%Co + 30\%N$ (20)

Έτσι δημιουργήθηκε το διάγραμμα Schaeffler, μέσω της απεικόνισης του ισοδύναμου χρωμίου (τετμημένη) και του ισοδύναμου νικελίου (τεταγμένη), περιγράφοντας έτσι το ποσοστό των φάσεων όλων των ανοξειδωτων χαλύβων κατά την στερεοποίηση. Οί ανοξειδωτοι χάλυβες απεικονίζονται σαν σημεία μέσα σε περιοχές τους διαγράμματος όπου φαίνονται οι διακριτές περιοχές του ωστενίτη , του φερρίτη, και του μαρτενσίτη καθώς και περιοχές όπου εμφανίζονται παραπάνω από μία φάση .

Στην συνέχεια ο De Long βελτίωσε το διάγραμμα Schaeffler , συμπεριλαμβάνοντας το %N στον τύπο του ισοδύναμου του νικελίου ,καθώς αποτελεί ισχυρό σταθεροποιητικό της φάσης του ωστενίτη και επιπλέον το ποσοστό του φερρίτη (δ-φερρίτης) εκφράζεται σε αριθμούς φερρίτη (FN-Ferrite Number) οι οποίοι αναπαράγονται καλύτερα από το ποσοστό σε φερρίτη και μπορούν να προσδιοριστούν με μαγνητικές μεθόδους.



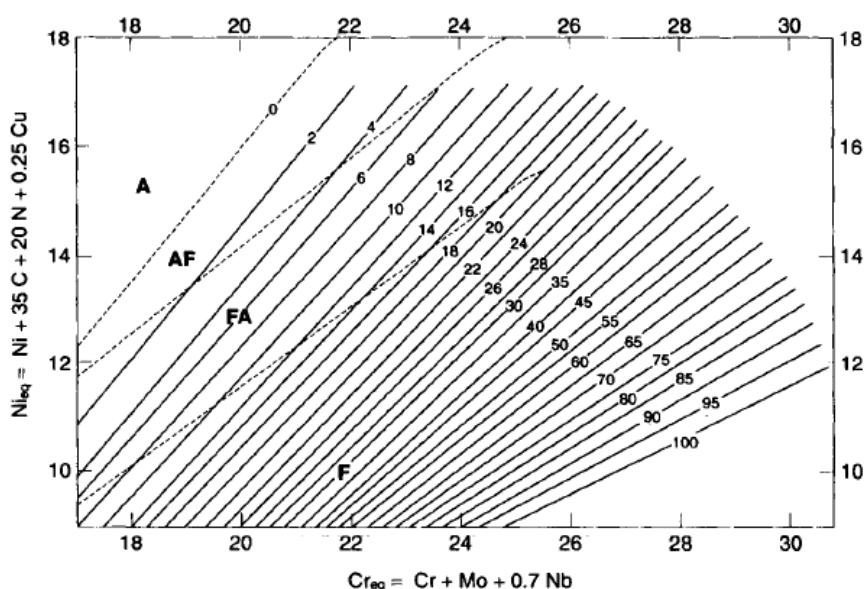
Διάγραμμα 11-Διάγραμμα Schaeffler (1)



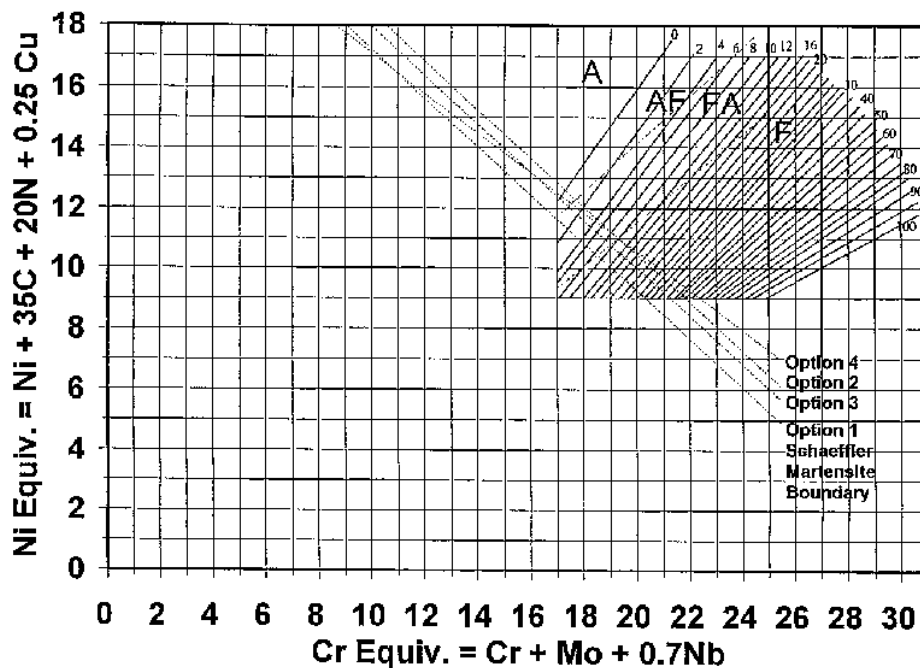
Διάγραμμα 12-Διάγραμμα De Long.

Τα διαγράμματα Schaeffler και De Long, χρησιμοποιούνται κυρίως για την πρόβλεψη του ποσοστού του δ-φερρίτη (αρχικού) και της μικροδομής μετά από συγκόλληση ανάλογα και με το επιλεγέν καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ,όμως αυτά τα διαγράμματα δεν δίνουν πληροφορίες για τον τρόπο στερεοποίησης ,η οποία παίζει σπουδαίο ρόλο στην πρόβλεψη της θερμής ρωγμάτωσης για ένα εύρος διαφορετικών συστάσεων ανοξειδωτων χαλύβων (20) (21) (22). Επιπλέον η δυνατότητα και η ακρίβεια πρόβλεψης είναι περιορισμένη .Το Διάγραμμα 11 δεν αποτελεί διάγραμμα ισορροπίας ,περιγράφει μόνο τις μικροδομές των ανοξειδωτων χαλύβων μετά το πέρας της απόψυξης και στερεοποίησης ,διεργασία που λαμβάνει χώρα κατά την ψύξη μετά από την συγκόλληση όταν ο χάλυβας είναι σε αρχική κατάσταση τήγματος.

Για αυτόν τον λόγο δημιουργήθηκε το διάγραμμα WRC 1992 ,το οποίο στην συνέχεια βελτιώθηκε (WRC 1998) ,προσθέτοντας στον τύπο του ισοδύναμου Ni τον συντελεστή του Cu, ως γ-φερρογόνο. Ουσιαστικά το προαναφερθέν διάγραμμα αποτελεί μια προέκταση του διαγράμματος Schaeffler όπως θα παρατηρήσουμε σε παρακάτω διάγραμμα. Το νεότερο διάγραμμα περιλαμβάνει επίσης σχετικά ακριβή περιγραφή του τρόπου στερεοποίησης του ωστενίτη και του φερρίτη (A,AF,FA,F), ο οποίος θα αναλυθεί διεξοδικά στα ακόλουθα κεφάλαια συγκολλήσεων των ανοξειδωτων ωστενιτικών και ημιωστενιτικών χαλύβων όπως και ο ρόλος του δ-φερρίτη στην συμπεριφορά και στις ιδιότητες της ζώνης τήξης και ΘΕΖ.



Διάγραμμα 13-Διάγραμμα WRC-1992,πρόβλεψη του φερρτικού αριθμού και το τρόπο στερεοποίησης .

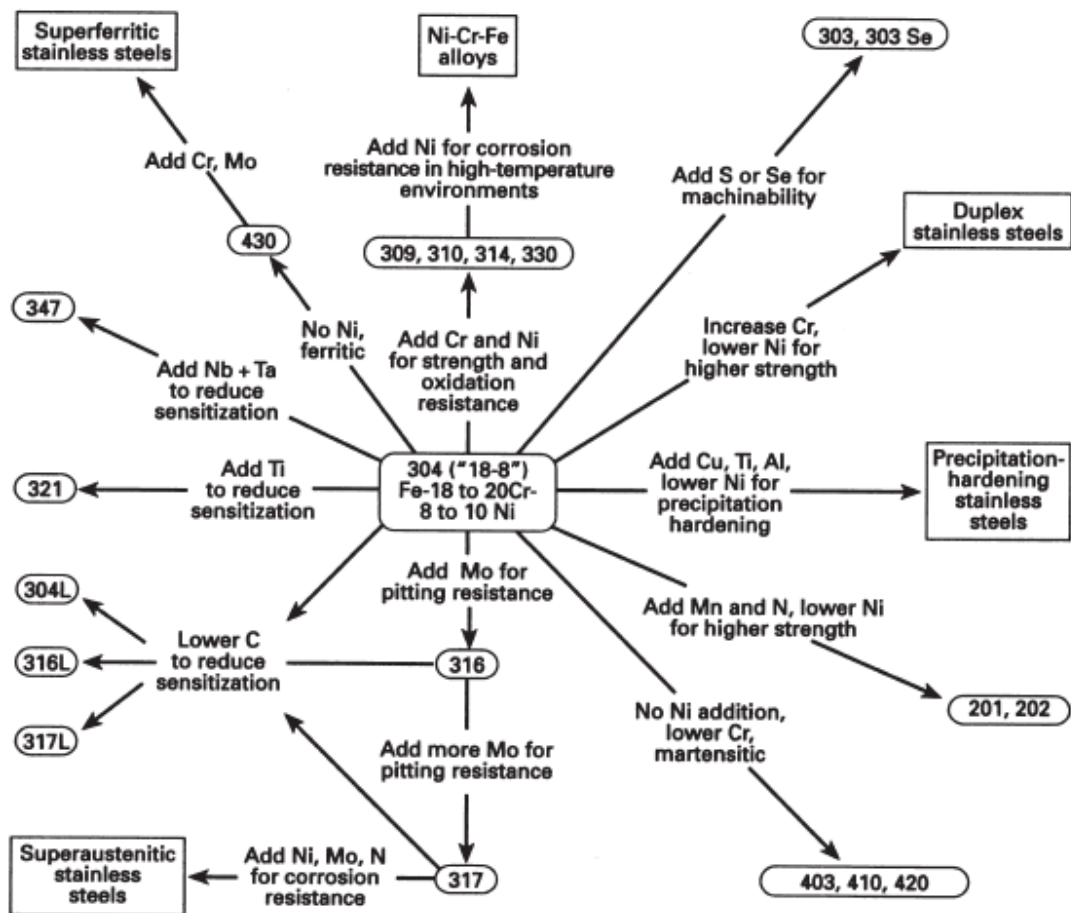


Διάγραμμα 14-Ποέκταση διαγράμματος -WRC 1992

1.7 ΚΑΤΗΓΟΡΙΕΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

Λαμβάνοντας υπόψιν όλα τα προαναφερθέντα, δηλαδή την επίδραση των κραματικών στοιχείων μεμονομένα αλλά και συνεργατικά με άλλα στοιχεία προσθήκης όσο αναφορά τις ιδιότητες του κράματος όπως αντοχή στην διάβρωση, όριο διαρροής κ.λ.π, αλλά και σε συνδυασμό με την επιρροή που έχουν στην μεταβολή των χρόνων των μετασχηματισμών και συνεπώς στην συμβολή τους στην αυξομείωση της εμβαπτότητας παράλληλα με την συμβολή των διαγραμμάτων Schaeffler, De Long και WRC (1992,1998) στην πρόβλεψη των μικροδομών των ανοξειδωτων χαλύβων, είμαστε σε θέση να κατέχουμε την δυνατότητα κατηγοριοποίησης των ανοξειδωτων χαλύβων στις εξής κύριες κατηγορίες:

- Ανοξειδωτοι Φερριτικοί
- Ανοξειδωτοι Μαρτενιτικοί
- Ανοξειδωτοι Ωστενιτικοί
- Ανοξειδωτοι Σληρυνόμενοι με Κατακρήμνιση
- Ανοξειδωτοι DUPLEX



Εικόνα 1-Κατηγοριοποίηση των ανοξείδωτων χαλύβων ανάλογα με τα περιεχόμενα κραματικά στοιχεία (1)

Οι παραπάνω κατηγορίες διαχωρίζονται και σε ενδιάμεσες κατηγορίες όπως **υπερμαρτενσιτικοί**, **υπεφερριτικοί** και **υπερωστενιτικοί**. Παρόλης της σημασίας και της πρόσφατης ανάπτυξης αυτών των χαλύβων, σε αυτήν την διπλωματική εργασία δεν θα πραγματοποιηθεί η ανάλυση των λειτουργιών τους και η ανάπτυξη της μεταλλουργίας τους.

1.7.1 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΦΕΡΡΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ

Οι ανοξείδωτοι φερριτικοί χάλυβες είναι κράματα που περιέχουν το χρώμιο ως κραματικό τους στοιχείο από 10.5%-32% Cr και με περιεκτικότητα σε C της τάξης του 0.08-0.12%. Όταν η περιεκτικότητα σε C είναι τόσο μικρή σε συνδυασμό με το μεγάλο ποσοστό σε χρώμιο, οι χάλυβες αυτοί επιδεικνύουν φερριτική δομή (κυβική χωροκεντρωμένη-BCC) για τα περισσότερα εύρη θερμοκρασιών και δεν μπορεί να υποστεί μαρτενσιτική βαφή μέσω

θερμικής κατεργασίας. Στο Διάγραμμα 2 παρατηρούμε ότι σύσταση των φερρτικών χάλυβων κυμαίνεται μεταξύ της περιοχής δεξιά του ωστενιτικού βρόγχου ο οποίος επεκτείνεται σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες χρωμίου με την παρουσία γ-φερρογόνων όπως ο C, οπότε συνήθως προστίθενται αντίστοιχα ποσοστά α-φερρογόνων για να αποτρέψουν τον σχηματισμό του ωστενίτη. Η μικροδομή τους αποτελείται από φερρίτη και κατακρημνίσματα καρβιδίων. Είναι σιδηρομαγνητικοί και παρουσιάζουν ολκιμότητα, δυσθραυστότητα και επιδεκτικότητα σε ψυξηλασία καθώς και δυνατότητα για κρυογενικές εφαρμογές μικρότερη από αυτήν των ωστενιτικών χάλυβων. Επιπλέον παρουσιάζουν μετάβαση από την όλκιμη στην ψαθυρή κατάσταση σε μικρό σχετικά εύρος θερμοκρασιών αλλά χαρακτηρίζονται από αρκετά υψηλή αντίσταση σε εργοδιάβρωση .

Οι φερριτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες διακρίνονται σε τρεις μεγάλες κατηγορίες .Στην πρώτη κατηγορία το ποσοστό του χρωμίου φτάνει το 12% και η περιεκτικότητα αντίστοιχα σε C είναι κάτω από 0.08%. Η συγκεκριμένη ομάδα ονομάζεται Low Chromium Grades, έχει χαμηλή ποσότητα σε χρώμιο για αυτό χρησιμοποιούνται προσθήκες α-φερρογόνων όπως το Al και το Ti κ.α. Το πρώτο χρησιμοποιείται για να δεσμεύει το N και το δεύτερο δεσμεύει τον C και το N σχηματίζοντας καρβίδια και νιτρίδια τύπου MC και MN. Έτσι το κράμα παρουσιάζει φερριτική δομή στις περισσότερες θερμοκρασίες. Τα νιτρίδια και τα καρβίδια που σχηματίζονται ,υποβοηθούν την αποτροπή της ψαθυρότητας από την αύξηση των κόκκων κατά την διάρκεια των συγκολλήσεων σε καινούργιους χάλυβες .

Η δεύτερη κατηγορία ανοξείδωτων φερριτικών χάλυβων χαρακτηρίζεται από μεγαλύτερες προσθήκες C που κυμαίνονται κοντά στο 1% , και επομένως μεγαλύτερες προσθήκες Cr περίπου 16% και πάνω .Σε υψηλές θερμοκρασίες άνω των 1250 °C παρουσιάζουν φερριτική δομή ,έπειτα σε χαμηλότερα εύρη μέχρι του 1030 °C βαθμούς ,έχουμε συνύπαρξη δ-φερρίτη και ωστενίτη καθώς και κατακρημνιση καρβιδίων .Κάτω από τους 930 °C η φάση του ωστενίτη εξαφανίζεται και η μικροδομή σε θερμοκρασία δωματίου αποτελείται από καρβίδια και φερρίτη. Υπάρχει περίπτωση να παραμείνει κάποια ποσότητα μετασταθούς, μικρομερούς ωστενίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ,γεγονός που συμβάλει στον περιορισμό της ψαθυρότητας λόγω αύξησης τους μέγεθους των κόκκων ,αλλά από την άλλη προκαλεί δυσκολία κατά την συγκόλληση λόγω σχηματισμού μαρτενσίτη.

Στην τρίτη κατηγορία κατηγορία φερριτικών χαλύβων ανήκουν οι χάλυβες με υψηλό χρώμιο από 20-30% και πολύ χαμηλό ποσοστό στοιχείων παρεμβολής όπως το N και ο C, της τάξης κάτω του 2% (1) και συνήθως προστίθενται και σταθεροποιητικά στοιχεία όπως το Ti και το Nb για να δεσμεύσουν τυχόν ελεύθερες ποσότητες από τα προαναφερθέντα. Οι συγκεκριμένοι χάλυβες χαρακτηρίζονται από φερριτική δομή σε όλες τις θερμοκρασίες αλλά προσπέφτουν σε ψαθυροποίηση από την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων μετά την έκθεση τους σε ορισμένα θερμοκρασιακά εύρη για κάποιο χρονικό διάστημα. Συγκεκριμένα οι χάλυβες της δεύτερης και της τρίτης ομάδας είναι ευαίσθητοι σε παρατεταμένη θέρμανση στους 475 °C, καθώς οδηγεί σε ψαθυροποίηση λόγω του σχηματισμού της φάσης α' , η οποία είναι πλούσια σε χρώμιο, και σε παρατεταμένες θερμοκρασίες (550-800 °C) και για περιεκτικότητες σε Cr μεγαλύτερες του 20% είναι επιρρεπής στον σχηματισμό της φάσης σ και της φάσης χ . Η σ φάση έχει στοιχειομετρικό τύπο συνήθως FeCr, όταν η φάση α' είναι μορφή φερρίτη πλούσια σε Cr και κατακρημνίζεται από φερρίτη ο οποίος είναι πλούσιος σε Fe. Η φάση χ είναι ενδομεταλλική ένωση πλούσια σε Cr, Mo, Fe η οποία εμφανίζεται κυρίως σε μολυβδαινιούχους φερριτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.

1.7.2 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΜΑΡΤΕΝΣΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ

Οι ανοξείδωτοι μαρτενσιτικοί χάλυβες είναι χάλυβες οι οποίοι περιέχουν 11-17% Cr και 0.25-1.2 % C. Επιδέχονται ωστενιτοποίηση σε μεγαλύτερες θερμοκρασίες και κατά την βαφή τους σε θερμοκρασίας περιβάλλοντος η και μικρότερη, σχηματίζουν μαρτενσίτη. Μεγαλύτερες περιεκτικότητες σε C αποφεύγονται για την αποφυγή της ευαισθητοποίησης του χάλυβα από τον σχηματισμό καρβιδίων του χρωμίου, ελαττώνοντας της αντίσταση στην διάβρωση. Ο άνθρακας και άλλα γ -φερρογόνα όπως έχουμε αναφέρει επεκτείνει τον βρόγχο του ωστενίτη σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες χρωμίου και έτσι το κράμα μπορεί να ωστενιτοποιηθεί συνεπώς σε μεγαλύτερο εύρος συστάσεων και να βαφεί. Άλλα κραματικά στοιχεία όπως το Ni επιβάλλεται να παρευρίσκονται σε μικρότερες περιεκτικότητες έτσι ώστε να μην προκληθεί μείωση της M_s σε πολύ χαμηλά επίπεδα και να αποφύγουμε την παρουσία νησίδων μετασταθούς ωστενίτη. Το Cr, πέρα από την αύξηση της αντοχής σε διάβρωση και φθορά, προκαλεί και κατακόρυφη αύξηση της εμβαιότητας σε συνδυασμό με μικρές ποσότητες κραματικών στοιχείων και με την κατάλληλη ποσότητα C, μας δίνει την

δυνατότητα για επίτευξη 100% μαρτενσιτικής βαφής .Σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ,η κρυσταλλική μορφή ισορροπίας είναι κυβική χωροκεντρωμένη ,αντιθέτως λόγω της βαφής και με την παρουσία των κραματικών στοιχείων, η αποκτωμένη μικροδομή είναι η μετασταθής χωροκεντρωμένη τετραγωνική δομή (BCT),χαρακτηριστικό του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού. Κραματικά στοιχεία όπως το V,W,Si,Mo και Nb (α-φερρογόνα-καρβιδιογόνα) προστίθενται για αυξημένη αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες, μέσω των σταθερών καρβιδίων που σχηματίζουν κατά την επαναφορά μαζί με πρωτογενή καρβίδια(MC) που δεν διαλύθηκαν κατά την διάρκεια της ωστενιτοποίησης .Επίσης μετά την επαναφορά μπορεί να επιδικνύουν φερριτική υπερκερασμένη δομή άνευ καρβιδίων . Χαρακτηρίζονται επιπλέον από υψηλή μηχανική αντοχή και σιδηρομαγνητικότητα/φερρομαγνητικότητα όπως και οι φερριτικοί .

Οι μαρτενσιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες διαχωρίζονται σε τρεις κατηγορίες ανάλογα με την ευπάθεια τους σε ψυχρή ρωγμάτωση υδρογόνου (θα αναλυθεί σε άλλο κεφάλαιο) ,η οποία εξαρτάται από το ποσοστό σε C που καθορίζει την σκληρότητα του μαρτενσίτη μετά τον μετασχηματισμό και συνεπώς και την συγκόλληση .Όσο αυξάνεται το ποσοστό του C ,τόσο το κράμα καθίσταται πιο επιρρεπές ψυχρή ρωγμάτωση λόγω μεγαλύτερης σκληρότητας του μαρτενσίτη. Για περιεκτικότητες της τάξης του 0.1% σε C ,μαρτενσίτης θα έχει σκληρότητα περίπου 35 HRC και για περιεκτικότητες 0.5% και πάνω επιτυγχάνεται σκληρότητα της τάξεως του 60-65 HRC η οποία δεν μεταβάλλεται αρκετά για μεγαλύτερες περιεκτικότητες σε C .Οι τελευταίοι επιδεικνύουν μεγάλη δυσκολία κατά την συγκόλληση λόγω του μεγάλου ποσοστού σε C ,καθώς και αρνητική συμπεριφορά κατά την μηχανουργική κατεργασία. Επίσης χρησιμοποιούνται σε εφαρμογές όπου χρειάζεται καθαρή και απρόσβλητη επιφάνεια και μεγάλη αντοχή όπως σε σφυρήλατα εργαλεία . Κύρια επίπτωση στην συγκόλληση είναι αυτός καθαυτός ο μετασχηματισμός του μαρτενσίτη ,ο οποίος λόγω των πολλαπλών τάσεων ψαθυροποιεί την συγκόλληση και την καθιστά επιρρεπή σε ρωγμάτωση λόγω της ελάχιστης διαλυτότητας του υδρογόνου το οποίο προστίθεται ακούσια στο τήγμα κατά την συγκόλληση .

Γενικά οι μαρτενσιτικοί χάλυβες είναι αυτόβαπτοι δηλαδή ακόμα και με μία πολύ αργή απόψυξη στον αέρα η στο λάδι ,λόγω της μεγάλης εμβαπτότητας ,θα παρουσιάσουν μαρτενσιτική δομή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ακόμα και για μεγάλα πάχη αντικειμένων .Αυτό σημαίνει ότι η κρίσιμη ταχύτητα V_c είναι πολύ μικρή και ότι η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού(M_s) βρίσκεται σε υψηλές τιμές έως και 400 °C . Λόγω

της μικρής θερμοκρασιακής απόστασης από την M_f , ο μετασχηματισμός ολοκληρώνεται πάνω από την θερμοκρασία δωματίου. Αν η M_f είναι κάτω από την θερμοκρασία δωματίου, τότε μπορεί να παρευρεθεί μετασταθής ωστενίτης στην μικροδομή. Ανάλογα με την περιεκτικότητα τους σε κραματικά στοιχεία η θερμοκρασία ωστενιτοποίησης κυμαίνεται από 950-1150 °C και η θερμοκρασία επαναφοράς από 350-580 °C (3) (4). Κατά την επαναφορά παρατηρείται αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων όπως αναφέραμε λόγω της προσθήκης κραματικών στοιχείων τα οποία σχηματίζουν καρβίδια όπως το $Cr_{23}C_6$ το οποίο όμως οδηγεί σε περικρυσταλλική διάβρωση. Το φαινόμενο σκλήρυνσης κατά την διάρκεια της επαναφοράς ονομάζεται δευτερογενής σκλήρυνση (7). Λόγω της χαμηλής περιεκτικότητας σε Cr και υψηλό ποσοστό σε C, δεν χαρακτηρίζονται από υψηλή αντοχή στην διάβρωση, όμως νέες προσθήκες σε Ni, N και Mo σε συνδυασμό με μικρότερες περιεκτικότητες σε C έχουν επιφέρει μία αύξηση στην αντοχή στην διάβρωση. Τέλος δεν συνιστάται συνήθως η χρήση τους σε μεγάλο εύρος θερμοκρασιών λόγω της υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων τους.

1.7.3 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ

Η σύσταση τους αποτελείται κυρίως 17-25% σε Cr και 7-35% σε νικέλιο (6). Οι ανοξείδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες έχουν εδροκεντρωμένη κυβική δομή (FCC) ακόμα και σε θερμοκρασίες χαμηλότερες από αυτήν του περιβάλλοντος. Αυτή η δομή οφείλεται στις εκτεταμένες κραματικές προσθήκες γ -φερρογόνων όπως αυτές του Ni, N και του Mn. Επιπλέον ο μαρτενσιτικός μετασχηματισμός του μετασταθούς ωστενίτη αποτρέπεται από την προσθήκη χρωμίου και νικελίου και άλλων γ -φερρογόνων τα οποία ελαττώνουν την M_s σε πολύ χαμηλές θερμοκρασίες. Έτσι αυτοί οι χάλυβες σε θερμοκρασία δωματίου σε ανοιχτή μορφή παρουσιάζουν πάντα ωστενιτική δομή με ένα πιθανό ποσοστό εναπομείναντα αρχικού φερρίτη ή αλλιώς δ -φερρίτη. Η ακριβής πρόβλεψη των μικροδομών πραγματοποιείται με την βοήθεια ψευδοδιμερών διαγραμμάτων.

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες έχουν σύσταση η οποία εξαρτάται από την ισορροπία μεταξύ των στοιχείων που προωθούν τον σχηματισμό του φερρίτη (α -φερρογόνα) και των στοιχείων που προωθούν τον ωστενίτη (γ -φερρογόνα). Το κύριο φερριτίζον στοιχείο είναι το Cr, συνοδευόμενο από το Mo, Ti, Al, W και το V κ.α. Το κύριο γ -φερρογόνο είναι το Ni μαζί με τον C, N και τον Cu, όλα προωθούν τον μετασχηματισμό του φερρίτη σε ωστενίτη σε υψηλές

θερμοκρασίες .Επιπροσθέτως το Mn ενώ δεν φαίνεται να παρουσιάζει τάση για προώθηση μετασχηματισμού όπως τα προηγούμενα στοιχεία ,σταθεροποιεί την φάση του ωστενίτη σε χαμηλές θερμοκρασίες ,δράση αντίθετη όσο αναφορά τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό. Επιπλέον το Mn προωθεί την διαλυτότητα σε άλλα κραματικά στοιχεία όπως το N(παρόμοια δράση και το Cr),καθιστώντας δυνατή την δημιουργία ωστενιτικών χαλύβων με χαμηλό ποσοστό σε Ni αλλά υψηλά ποσοστά σε N και Mn. Επίσης οι προσθήκες Mn,Cr,Ni επιβραδύνουν τον μετασχηματισμό από $\gamma \rightarrow \alpha$,δηλαδή καθυστερούν την διάχυση .Προσθήκες μολυβδαινίου σε ποσοστά του 2-4% προσφέρουν αντοχή σε θαλάσσια διάβρωση αλλά μπορεί να προκαλέσουν ψαθυρότητα λόγω του σχηματισμού της φάσης σ μετά από παρατεταμένη έκθεση σε θερμοκρασιακό εύρος 600-900 °C σε συνδυασμό της παρουσίας του δ -φερρίτη (μήτρα κατακρήμνισης) και από της προσθήκης Cr και Si.

Ο κυριότερος και πιο συνηθισμένος τύπος ωστενιτικού χάλυβα είναι γνωστός ως ανοξειδωτος χάλυβας 18/8 που περιέχει 0.1% σε C ,1% Mn ,18% Cr και 8% σε Ni.Υπάρχουν και άλλες κατηγορίες ανάλογα με την περιεκτικότητα σε C και την \rightarrow

- *L-Grades*

Αυτοί οι χάλυβες χαρακτηρίζονται από χαμηλή περιεκτικότητα σε C και έτσι αποτρέπεται η πιθανότητα σχηματισμού περικρυσταλλικών καρβιδίων του χρωμίου και έτσι αποφεύγεται το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης και συνεπώς της μείωσης της αντοχής σε διάβρωση .

- *Stabilized Grades*

Ονομάζονται έτσι οι χάλυβες ,οι οποίοι περιέχουν στοιχεία σταθεροποίησης όπως το Nb και το Ti. Ονομάζονται σταθεροποιημένοι χάλυβες γιατί τα συγκεκριμένα κραματικά στοιχεία δεσμεύουν τον C και σχηματίζουν σταθερά καρβίδια τύπου MC,έτσι αποτρέπεται ο σχηματισμός και κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων τύπου M_23C_6 τα οποία προκαλούν περικρυσταλλική διάβρωση λόγω δέσμευσης του Cr.Η περιεκτικότητα αυτών των στοιχείων σε ποσοστό του 1% οδηγεί στην μείωση της ποσότητας του C της μήτρας και περιορίζει την κατακρήμνιση καρβιδίων .Επιπλέον αυτά τα στοιχεία προστίθενται ειδικά και σε καταστάσεις όπου το κράμα πρόκειται να συγκολληθεί και δεν μπορούμε να ελέγξουμε την ταχύτητα απόψυξης και άρα την πιθανότητα σχηματισμού καρβιδίων του χρωμίου για το θερμοκρασιακό εύρος 450-850 °C.

- *N-Grades*

Είναι χάλυβες οι οποίοι χαρακτηρίζονται από υψηλά ποσοστά σε N της τάξης του 0.2%, υψηλό γενικά ποσοστό όσο αναφορά τους ανοξείδωτους χάλυβες. Η προσθήκη N προκαλεί αύξηση του ορίου διαρροής χωρίς μείωση της ολκιμότητας ιδιαίτερα σε χαμηλές θερμοκρασίες. Επιπλέον αυτοί οι χάλυβες επιδεικνύουν πολύ καλή αντοχή σε φθορά και διάβρωση.

Γενικά οι ανοξείδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες παρουσιάζουν καλή συγκολλησιμότητα σε χαμηλό ποσοστό σε C, όμως δεν συνιστάται οι παρουσία ακαθαρσιών όπως το S, P και το Se για τον λόγο ότι προκαλούν θερμή ρωγμάτωση στην περίπτωση των συγκολλήσεων αλλά χρησιμοποιούνται σε μικρές ποσότητες για την βελτίωση της κατεργασιμότητας. Χρησιμοποιούνται σε περιπτώσεις κρυογενικών εφαρμογών –υπομηδενικών θερμοκρασιών, λόγω της πολύ χαμηλής –λόγω του Mn και του Ni- θερμοκρασίας έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού. Επιπλέον παρουσιάζουν διατήρηση της ολκιμότητας και της δυσθραυστότητας ακόμα και κάτω από τους -250 °C, λόγω ότι το FCC δεν παρουσιάζει μετάπτωση από την όλκιμη στην ψαθυρή κατάσταση. Σε αντίθεση με τους μαρτενσιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες, δεν είναι επιδεκτικοί σε σκλήρυνση με θερμική κατεργασία παρά μόνο με εφαρμογή μεθόδων ψυχρηλασίας λόγω της μεγάλης ολκιμότητας τους και είναι πιο αποτελεσματικοί στην σκλήρυνση με ενδοτράχυνση από ότι οι ανοξείδωτοι φερριτικοί χάλυβες. Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι είναι μη μαγνητικοί στην ανοπτημένη κατάσταση, όμως μπορούν να καθιστούν εύκολα μαγνητικοί εάν υποστούν ψυχρηλασία όπου συμβαίνει μετασχηματισμός σε μαρτενσίτη σε ποσοστό αναλογικά με το ποσοστό της ψυχρηλασίας, εφαρμογή που παρατηρείται σε συνήθως στους ημιωστενιτικούς ή σε ωστενιτικούς με ελαφρώς σταθεροποιημένο ωστενίτη.

Οι κύριες μικροδομές των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων χαρακτηρίζονται από πλήρης ωστενιτική δομή που αποτελείται από ισοσαζονικούς κόκκους και διδυμίες. Σε άλλες περιπτώσεις λόγω του διαφορισμού των α-φερρογόνων κατά την στερεοποίηση μετά την συγκόλληση ή χύτευση και κυρίως του Cr, και την αναλογία των κραματικών στοιχείων, παρατηρούμε ότι στην μικροδομή εμπεριέχονται "υπολείμματα" δ- φερρίτη ο οποίος παρουσιάζεται είτε με την μορφή διασκορπισμένων νησίδων, είτε με γραμμοειδείς

μορφολογίες κατά μήκος της θερμής ή της ψυχρής έλασης .Γενικά ο δ-φερρίτης παρουσιάζει διάφορες μορφολογίες ανάλογα την ταχύτητα ψύξης τον τρόπο στερεοποίησης και την περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία όπως θα αναλύσουμε άλλωστε περαιτέρω στα επακόλουθα κεφάλαια των συγκολλήσεων.

1.7.4 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ DUPLEX ΧΑΛΥΒΕΣ

Η μικροδομή των χαλύβων Duplex αποτελείται από κόκκους φερρίτη μέσα σε μήτρα ωστενίτη και το αντίστροφο .Το ποσοστό της κάθε φάσης ,είναι μία συνάρτηση της κραματικής σύστασης και της θερμικής κατεργασίας που πραγματοποιήθηκε .Τα περισσότερα κράματα αυτού του είδους έχουν σχεδιαστεί να εμπεριέχουν περίπου ίδιες ποσότητες από την κάθε φάση στην ανοπτημένη τους μορφή. Αυτή η μικροδομή είναι αποτέλεσμα της αύξησης του ποσοστού του χρωμίου 18-29% και της μείωσης του ποσοστού του νικελίου σε τιμές 3-8% ,μικρές περιεκτικότητες σε C κάτω από 0.05% καθώς και συνδυασμός από άλλα κραματικά στοιχεία που σταθεροποιούν αντίστοιχα τον ωστενίτη και τον φερρίτη . Τα κύρια κραματικά στοιχεία είναι το Cr ,Ni,Mo,Cu,Si,W,N από τα οποία τα 5 τελευταία προστίθενται στο κράμα για την βελτίωση της αντοχής σε συνθήκες διάβρωσης .

Η παραγωγή αυτών των κραμμάτων πραγματοποιήθηκε για την επιβελτίωση ουσιαστικά των ιδιοτήτων των κραμάτων των ωστενιτικών χαλύβων .Οι ανοξειδωτοι Duplex δεν είναι εύθραυστοι όπως οι φερριτικοί αλλά συγχρόνως το όριο διαρροής τους έχει τριπλάσια τιμή από ότι έχουν οι ανοξειδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες .Επιπλέον παρουσιάζουν πολύ καλή αντοχή και συμπεριφορά σε διάβρωση, σε διάβρωση υπό μηχανική καταπόνηση καθώς και υψηλή αντίσταση στην διάβρωση λόγω κόπωσης (23).Η μικροδομή των δύο φάσεων φερρίτη και ωστενίτη ευνοεί την αντίσταση στην επιρρέπεια σε διάβρωση οπών και σε εργοδιάβρωση. Οι προσθήκες Mo και Cr ,σταθεροποιούν τον παθητικό φιλμ σε χλωριούχα περιβάλλοντα και έτσι αυξάνουν την αντιδιαβρωτική ικανότητα .Οι προσθήκες N ,προσφέρουν μείωση του διαφορισμού του χρωμίου και του μολυβδαινίου και αποτροπή της δημιουργίας γαλβανικών κελιών διάβρωσης ,καθώς και αύξηση των μηχανικών ιδιοτήτων χωρίς μείωση της δυσθραυστότητας και της ολκιμότητας .

Λόγω του μεγάλου ποσοστού του φερρίτη είναι επιρρεπής σε ψαθυροποίηση μέσω θερμικής επεξεργασίας ,μέσω του μετασχηματισμού του δ φερρίτη σε καρβίδια, ωστενίτη, φάση α και φάση σ κατά την παρατεταμένη έκθεση σε θερμοκρασίες 300-500 °C. Στην περίπτωση

παρουσίας ποσότητας C ,κατακρημνίζονται καρβίδια του χρωμίου τύπου $M_{23}C_6$, τα οποία σχηματίζονται γρήγορα σε θερμοκρασίες 500-900 °C.

1.7.5 ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΣΚΛΗΡΥΝΟΜΕΝΟΙ ΜΕ ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΣΙΣΗ ΧΑΛΥΒΕΣ

Οι ανοξείδωτοι χάλυβες στους οποίους πραγματοποιείται σκλήρυνση με κατακρήμνιση ,είναι κράματα Fe-Cr-Ni τα οποία παρουσιάζουν εξαιρετική αντιδιαβρωτική ικανότητα συνδυάζοντας μεγάλη διαμορφωσιμότητα παράλληλα με πολύ υψηλές τιμές ορίου διαρροής της τάξης των 1800 Mpa και άνω. Το μεγάλο πλεονέκτημα αυτών των χάλυβων είναι ότι μπορούν να διαμορφωθούν ή να επεξεργαστούν μηχανουργικά στην κατάσταση ωστενιτοποίησης (μαρτενσιτικοί) ή στην κατάσταση ανόπτησης (ημιωστενιτικοί), όπου είναι όλκιμοι. Επιδεικνύουν επιπλέον και μεγάλη συγκολλησιμότητα εκτός δυσκολιών που παρουσιάζονται στους μαρτενσιτικούς. Οι προηγούμενες αντοχές είναι αποτέλεσμα κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων μέσα ή στα όρια μαρτενσιτικής ή ωστενιτικής μήτρας ,με την συμβολή ενός από τα παρακάτω στοιχεία όπως Cu,Ti,Al,Nb και Mo. Συνήθως η διαδικασία σκλήρυνσης μέσω κατακρήμνισης των ενδομεταλλικών φάσεων πραγματοποιείται στην μαρτενσιτική φάση με βιομηχανικές κατεργασίες γήρανσης. Οι ανοξείδωτοι Precipitation Hardening χάλυβες μπορούν να διαχωριστούν σε τρεις μεγάλες κατηγορίες ανάλογα με την μορφή που λαμβάνουν κατά την ψύξη τους από μία κατάλληλη θερμοκρασία ανόπτησης. Δηλαδή κατηγοριοποιούνται και ανάλογα τις τιμές της θερμοκρασίας έναρξης (Ms) και λήξης (Mf) του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού σε 3 είδη :

Οι **μαρτενσιτικοί (απλής θερμικής κατεργασίας) PH** χάλυβες όπως ο 17-4 PH, λόγω της πολύ μεγάλης εμβαπτότητας η Mf παρατηρείται σε τιμές πάνω από την θερμοκρασία δωματίου, πράγμα το οποίο υποδηλώνει τον ολοκληρωτικό μετασχηματισμό σε 100% μαρτενσιτική δομή κατά την απόψυξη στον αέρα (αυτόβαπτοι) από την θερμοκρασία ωστενιτοποίησης (1050-1170 °C) και έτσι παρουσιάζουν μαρτενσιτική μορφή σε ανοπτημένη κατάσταση. Ο σχηματιζόμενος μαρτενσίτης είναι υπερκορεσμένος στα προαναφερθέντα κραματικά στοιχεία. Η περαιτέρω σκλήρυνση πραγματοποιείται με την εφαρμογή μίας απλής θερμικής κατεργασίας γήρανσης για μία έως τέσσερις ώρες σε θερμοκρασιακό εύρος 480-620 °C, κατά την διάρκεια της οποίας κατακρημνίζονται υπομικροσκοπικές ενδομεταλλικές φάσεις που ενισχύουν τον μαρτενσίτη .Χρησιμοποιούνται για την υψηλή τους μηχανική

αντοχή, αντίσταση στην διάβρωση αλλά και σε αεροδιαστημικές εφαρμογές. Κάποιες από τις ενδομεταλλικές φάσεις κρατακρήμνισης που παρατηρούμε στους μαρτενσιτικούς PH χάλυβες είναι η φάσεις Laves (παρόμοια), $NiAl$, Ni_3Al κ.α.

Οι **ωστεντικοί PH** χάλυβες, όπως ο A-286, λόγω των γ -φερρογόνων κραματικών στοιχείων και κυρίως του Ni, χαρακτηρίζονται από τιμή θερμοκρασίας Ms, πολύ χαμηλότερη από την θερμοκρασία δωματίου, άρα ο μετασταθής ωστενίτης χαρακτηρίζεται από μεγάλη σταθερότητα στην προκειμένη κατάσταση, γεγονός που δεν τους καθιστά επιρρεπείς σε μαρτενσιτικό μετασχηματισμό μετά την ωστενιτοποίηση και την βαφή σε θερμοκρασία περιβάλλοντος. Η σκλήρυνση με κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων πραγματοποιείται παρομοίως με διαδικασία γήρανσης σε θερμοκρασιακό εύρος 700-800 °C και για χρονικό διάστημα ανώτερο των 15 ωρών κάποιες σε μερικές περιπτώσεις. Ακόμα και μετά την διαδικασία γήρανσης και την κατακρήμνιση μικροσκοπικών ενδομεταλλικών ενώσεων $Ni_3(Al, Ti)$, παραμένουν ωστεντικοί λόγω της μεγάλης περιεκτικότητας γ -φερρογόνων.

Γενικά οι ανοξείδωτοι **ημιωστεντικοί PH** χάλυβες χαρακτηρίζονται από μεγαλύτερες αντοχές από τους αντίστοιχους μαρτενσιτικούς (9). Οι ανοξείδωτοι **ημιωστεντικοί PH (διπλής θερμικής κατεργασίας)** χάλυβες όπως ο 17-7PH, έχουν τέτοια αναλογία κραματικών στοιχείων, έτσι ώστε η θερμοκρασία έναρξης του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού Ms είναι αρκετά κάτω από την θερμοκρασία δωματίου και έτσι κατά την διάρκεια της απόψυξης από την θερμοκρασία απόψυξης στην θερμοκρασία δωματίου, η μικροδομή τους αποτελείται από **κυριάρχη μετασταθής ωστενιτική φάση** που συνοδεύεται με κάποιο ποσοστό (5-25% σε ανοπτημένη μορφή) εναπομείναντα δ -φερρίτη. Έτσι ακόμα και με την μεταφορά η την αποθηκευτή τους σε υπομηδενικές συνθήκες να μην παρατηρηθούν αλλαγές λόγω μετασχηματισμού. Σε αυτήν την μορφή, λόγω της μεγάλης ολκιμότητας τους, επιδεικνύουν μεγάλη διαμορφωσιμότητα όπως ακριβώς και οι ωστεντικοί χάλυβες. Επιπλέον η συγκόλληση πραγματοποιείται μόνο στην ανοπτημένη κατάσταση με εξαίρεση μεγάλα μεγέθη τεμαχίων στα οποία πραγματοποιείται πρώτα η θερμική διεργασία γήρανσης και αποσταθεροποίησης.

1.7.5.1 ΘΕΡΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ ΗΜΙΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΡΗ ΧΑΛΥΒΩΝ.

Μετά την ανόπτηση και την μορφοποίηση, λαμβάνει χώρα ο μετασχηματισμός του του ωστενίτη σε μαρτενσίτη (VCT) μέσω μιάς θερμικής κατεργασίας που ονομάζεται "αποσταθεροποίηση του ωστενίτη" (**austenite conditioning**). Ο σχηματιζόμενος μαρτενσίτης αναπτύσσεται με πλήρη κρυσταλλογραφική αντιστοιχία με τον αρχικό ωστενίτη. Ο μετασχηματισμός πραγματοποιείται με ένα μηχανισμό διάτμησης του πλέγματος του ωστενίτη, φτάνοντας ταχύτητες ανάπτυξης όσο αυτή της διάδοσης του ήχου.

Αυτή η θερμική κατεργασία έχει ως αποτέλεσμα την αποσταθεροποίηση του ωστενίτη, κατακρημνίζοντας καρβίδια του χρωμίου $Cr_{23}C_6$. Η κατακρήμνισή αυτών των καρβιδίων λαμβάνει χώρα σε σημεία υψηλής εσωτερικής ενέργειας με μηχανισμούς πυρηνοποίησης και ανάπτυξης. Τα όρια κόκκων, όρια φάσεων αλλά οι διευθύνσεις ολίσθησης καθιστούν τέτοια σημεία (8). Κατά την διαδικασία αυτή λοιπόν, τα καρβίδια κατακρημνίζονται στα όρια κόκκων και στα όρια φάσεων. Στο ανοπτημένο αλλά υπό ψυξηλασία δοκίμιο υπάρχει κατακρήμνιση και στις διευθύνσεις ολίσθησης. Λόγω της απώλειας λοιπόν του C και των υπολοίπων κραματικών στοιχείων από το στερεό διάλυμα, ο ωστενίτης καθίσταται μετασταθής και συνεπώς η Ms και η Mf μετατοπίζονται σε υψηλότερες θερμοκρασιακές τιμές. Ανάλογα με την περιεκτικότητα του C και του Cr που θα διαχυθεί μέσα από τον ωστενίτη, αποσταθεροποιείται τόσο και ο ωστενίτης, άρα για μεγαλύτερες απώλειες σε C, Cr και κραματικών στοιχείων, τόσο μεγαλύτερη είναι και η άνοδος των θερμοκρασιών Mf και Ms. Εάν το θερμοκρασιακό εύρος είναι μεταξύ 730-760 °C, αποβάλλεται περισσότερος C, η Mf ανεβαίνει σε θερμοκρασίες πάνω από την θερμοκρασία δωματίου, έτσι λόγω της μεγάλης εμβαπτότητας ο χάλυβας κατά την απόψυξη θα παρουσιάσει 100% μαρτενσιτική δομή όσο αναφορά το ποσοστό του ωστενίτη που μετασχηματίζεται. Σε μεγαλύτερες θερμοκρασίες αποσταθεροποίησης (930-960 °C), διαχέεται λιγότερος C, άρα η Mf παραμένει ακόμα κάτω από την θερμοκρασία δωματίου και έτσι για να αποκτηθεί μαρτενσιτική μικροδομή, απαιτείται βαφή σε υπομηδενικές θερμοκρασίες. Παρόλα αυτά σε αυτήν την περίπτωση αυτή ο μαρτενσίτης θα χαρακτηρίζεται από μεγαλύτερη αντοχή λόγω της μικρότερης απώλειας C. Εναλλακτικά ο μετασχηματισμός πραγματοποιείται μέσω εφαρμογής ψυξηλασίας πάνω από ένα ποσοστό μείωσης του πάχους. Λόγω της υπερβολικής αποσταθεροποίησης του ωστενίτη και την δημιουργία συνεχών φίλμ καρβιδίων του χρωμίου στα όρια των κόκκων, υπάρχει

περίπτωση της δημιουργίας γαλβανικού κελιού που οδηγεί σε εντατική ηλεκτροχημική διάβρωση σε ιονικές συνθήκες ,λόγω της διαφοράς σε περιεκτικότητα Cr μεταξύ του κέντρου του κόκκου και των "φτωχών" ορίων λόγω κατακρήμνισης .Αυτό το φαινόμενο ονομάζεται "ευαισθητοποίηση"(sensitization) του χάλυβα .Το φαινόμενο περιορίζεται με την εφαρμογή ψυχρηλασίας πριν ή μετά την θερμική κατεργασία αποσταθεροποίηση, περιορίζοντας την συνέχεια των καρβιδίων στα όρια των κόκκων καθώς και την συνέχεια των "φτωχών " σε Cr περιοχών .

Μετά την απόψυξη από την θερμοκρασία αποσταθεροποίησης πραγματοποιείται διαδικασία γήρανσης στο θερμοκρασιακό εύρος 455-565 °C , το οποίο οδηγεί σε κατακρήμνιση υπομικροσκοπικών-νανοσκοπικών κατακρημνισμάτων NiAl,Ni₃Al,Cr₂N κ.α. Ανάλογα με τις θερμοκρασίες και το είδος των θερμικών κατεργασιών, λαμβάνουμε ποικίλες τάξεις (grades) χαλύβων ανάλογα τις προδιαγραφές της εφαρμογής για την οποία απαιτείται . Αυτή η διαδικασία εφαρμογής θερμικής κατεργασίας ,μας προσδίδει το γεγονός ότι στην μικροδομή μετά το πέρας της γήρανσης ,η λαμβανόμενη μικροδομή αποτελείται από δ-φερρίτη και μαρτενσίτη ή δ-φερρίτη ,μαρτενσίτη και εναπομείναντα ωστενίτη .

Η θεωρία της συνεκτικότητας μεταξύ του κατακρημνίσματος και της μητρικής φάσης, εξαρτάται κυρίως από τον τρόπο με τον οποίο το κατακρήμνισμα θα αναπτυχθεί κατά την θερμική διεργασία (24).Όταν οι συνθήκες είναι τέτοιες και μπορεί να συμβεί κατακρήμνιση ,η διαδικασία αρχίζει με την συγκέντρωση ατόμων σε συγκεκριμένες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις .Το πλέγμα του πρωτοεμφανιζόμενου κατακρημνίσματος είναι συνεκτικό (πλήρης αντιστοιχία) με το πλέγμα της μήτρας .Λόγω των συνεκτικών και των ημισυνεκτικών διαφασικών περιοχών ,λόγω της τάσης για την διατήρηση της συνέχειας του πλέγματος, αναπτύσσονται ισχυρές δυνάμεις στις οποίες οφείλεται η άνοδος της σκληρότητας .Ουσιαστικά απαιτείται μεγαλύτερη ενέργεια για την "προσπεραση" αυτών των εμποδίων από τις διαταραχές ,πράγμα το οποίο συνεπάγεται σε σκλήρωση (25) .Η αύξηση του χρόνου γήρανσης έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση του μεγέθους του κατακρημνίσματος . Οι συνεκτικές/ημισυνεκτικές τάσεις αυξάνονται αναλογικά με το μέγεθος του κατακρημνίσματος (λόγω παραμόρφωσης) μέχρι μία συγκεκριμένη κρίσιμη τιμή .Όταν αυτή η τάση αυξηθεί πάνω από την κρίσιμη τιμή, τότε πραγματοποιείται διάτμηση στο πλέγμα και απώλεια των συνεκτικών και ημισυνεκτικών τάσεων με αποτέλεσμα την μείωση την σκληρότητας .Η θεωρία της συνεκτικότητας του πλέγματος υποδεικνύει η σκλήρυνση πραγματοποιείται πριν

τα κατακρημνίσματα γίνουν εμφανή στο μικροσκόπιο .Μόνο τα μη συνεκτικά κατακρημνίσματα μπορούν να γίνουν αντιληπτά με το μικροσκόπιο. Τα συνεκτικά κατακρημνίσματα δεν είναι ορατά λόγω του μικρού μεγέθους τους καθώς και της επίδρασης τους όσο αναφορά την ροή των ηλεκτρονίων ,στην συμβολή τους δηλαδή στην ηλεκτρική αντίσταση (8).

Συγκεκριμένα το πρώτο στάδιο που πραγματοποιείται ως διαδικασία κατακρήμνισης , είναι η θερμική κατεργασία ανόπτησης έτσι ώστε διαλυθούν όλα τα κραματικά στοιχεία μέσα στον ωστενίτη, είτε μπορεί να εξυπηρετήσει ως διαδικασία αποσταθεροποίησης του ωστενίτη στους ανοξειδωτους χάλυβες .Το δεύτερο στάδιο είναι η δημιουργία συνθηκών υπερκορεσμού του στερεού διαλύματος .Μιας και τα περισσότερα κραματικά στοιχεία είναι περισσότερο διαλυτά στην θερμοκρασία ανόπτησης παρά στην θερμοκρασία δωματίου, μπορούμε να δημιουργήσουμε συνθήκες κορεσμού πραγματοποιώντας βαφή σε θερμοκρασία δωματίου και κάτω. Έτσι αποτρέπεται η κατακρήμνιση διαλελυμένων φάσεων λόγω φαινομένου διάχυσης ,μειώνοντας τον χρόνο στον οποίο οι μικροσκοπικοί πυρήνες τείνουν να σταθεροποιηθούν πάλι μέσω διάχυσης .Σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ,η διάχυση είναι τόσο μικρή που δεν παρατηρείται κανένα φαινόμενο κατακρήμνισης. Τα περισσότερα κραματικά στοιχεία είναι πολύ περισσότερο διαλυτά στον ωστενίτη (FCC) παρά στον μαρτενσίτη (BCT).Τα στοιχεία τα οποία παραμένουν σε μορφή στερεού διαλύματος στον ωστενίτη ,παραμένουν και μετά τον μαρτενσιτικό μετασχηματισμό ,έτσι επιτυγχάνεται υπερκορεσμός .

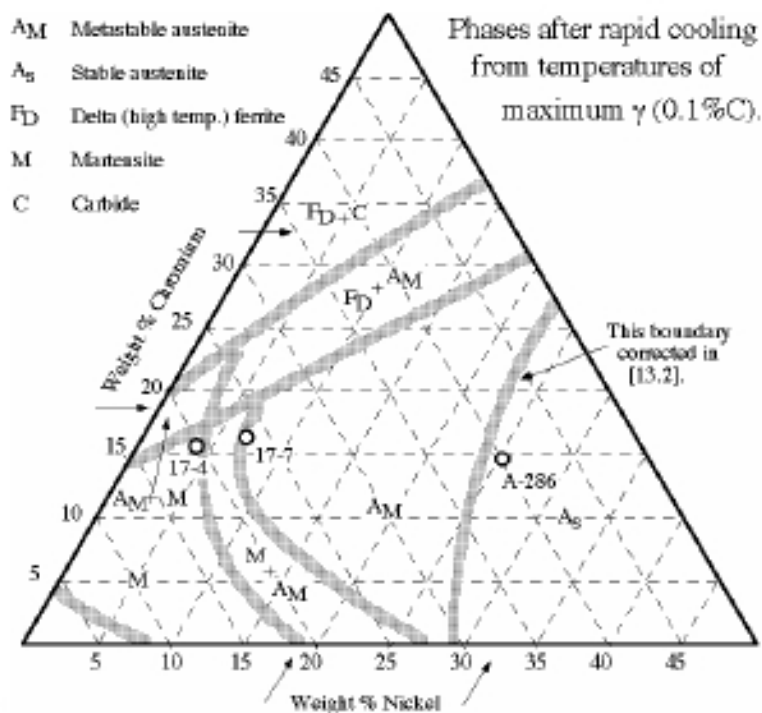
Το τρίτο στάδιο αποτελείται από την διαδικασία γήρανσης η οποία αποτελείται από την παρατεταμένη έκθεση σε ενδιάμεση θερμοκρασία όπως προαναφέρθηκε .Ο υψηλός υπερκορεσμός της μαρτενσιτικής ή της ωστενιτικής φάσης (ωστενιτικοί PH), αποτελεί την αφετηρία για την διεργασία κατακρήμνισης .Όμως επειδή στην θερμοκρασία δωματίου δεν είναι δυνατή η διάχυση ,πρέπει να δημιουργήσουμε διαχυσιακές συνθήκες εκθέτοντας το κράμα σε υψηλότερες θερμοκρασίες οι οποίες θα επιτρέψουν την μετακίνηση ατόμων για τον σχηματισμό κατακρημνισμάτων , χωρίς όμως την μετατροπή σε ωστενίτη και την απώλεια του υπερκορεσμού. Το μέγεθος και η κατανομή των κατακρημνισμάτων είναι συνάρτηση πολλών παραμέτρων όπως θερμοκρασία και η διάρκεια παραμονής. Μικρότερες θερμοκρασίες προάγουν τον σχηματισμό, λεπτομερών αλλά πολυπληθέστερων και ομογενώς κατανεμημένων, συνεκτικών κατακρημνισμάτων, αλλά απαιτείται μεγαλύτερος χρόνος έκθεσης. Μεγαλύτερες θερμοκρασίες προωθούν τον σχηματισμό για πιο ευμεγέθη αλλά

ανομοιογενώς κατανεμημένα κατακρημνίσματα, οπότε εκεί συνιστάται μείωση του χρόνου έκθεσης για την επίτευξη επιθυμητής σκληρότητας .Σε αρκετά υψηλές θερμοκρασίες τα σωματίδια είναι λιγότερα , αναπτύσσονται πολύ γρήγορα και γίνονται μη συνεκτικά οδηγώντας έτσι στην μείωση της σκληρότητας και των μηχανικών ιδιοτήτων (9).

1.7.5.2 17-7 PH ΚΑΙ ΘΕΡΜΙΚΗ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΑ.

Ο 17-7 είναι κατηγοριοποιημένος σαν ένας ωστενιτικός-μαρτενσιτικός ανοξειδωτος χάλυβας υψηλής αντοχής ,ευρέως χρησιμοποιούμενος για εφαρμογές όπως αεροναυπηγική, μονάδες παραγωγής ενέργειας(πυρηνική πχ),διαστημική βιομηχανία καθώς και ιατρικές εφαρμογές κ.α. Ο χάλυβας 17-7 σχεδιάστηκε για να παρέχει υψηλή μηχανική αντοχή σε συνδυασμό κυρίως με μία υψηλή αντίσταση στην διάβρωση λόγω της δυνατότητας σκλήρυνσης του με γήρανση. Ο χάλυβας 17-7 PH , είναι λοιπόν ένας ημιωστενιτικός ανοξειδωτος χάλυβας με μέση περιεκτικότητα σε κύρια κραματικά στοιχεία **0.07% C, 7% Ni, 17% Cr and 1.1% Al,1% Si, 0.04% P, 0.03% S** . Η αναλογία των κραματικών στοιχείων και συγκεκριμένα του Cr και του Ni ,σταθεροποιούν τον ωστενίτη, κατεβάζοντας την Ms και την Mf σε θερμοκρασίες ,κάτω του περιβάλλοντος και έτσι δίνει την δυνατότητα ύπαρξης ωστενιτικής μετασταθούς δομής κατά την απόψυξη σε θερμοκρασία δωματίου ,με την παρουσία ωστόσο ενός ποσοστού δ-φερρίτη (13).Η πιο εμπορεύσιμη μορφή στην οποία διατίθεται είναι αυτή του **Condition A (AMS 5528)**.Σε αυτήν την κατάσταση έχει υποστεί θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης σε θερμοκρασία **1065 °C (1950 F°)** περίπου κατά την οποία τα καρβίδια και κραματικά στοιχεία διαλυτοποιούνται μέσα στο πλέγμα του ωστενίτη και κατανέμονται ομογενώς .Η αρχική μορφή στερεοποίησης αυτών των κραμάτων είναι στην μορφή του δ-φερρίτη όπου σε κατώτερες θερμοκρασίες πραγματοποιείται ο μετασχηματισμός δ-φερρίτη σε ωστενίτη όπως και θα εξετάσουμε και στα κεφάλαια των συγκολλήσεων . Στην μορφή **solution annealed (Condition A)** λοιπόν μετά την ψύξη από την θερμική διεργασία διαλυτοποίησης των κραματικών στοιχείων στην περιοχή του ωστενίτη ,ο χάλυβας αποτελείται από από ωστενίτη και παραμένον δ-φερρίτη σε ποσοστό περίπου 5-20% (9).Η συγκεκριμένη μικροδομή προσδίδει την ικανότητα εύκολης κατεργασίας και διαμόρφωσης όπως και οι ωστενιτικοί χάλυβες λόγω της μεγάλης ολκιμότητας του, αλλά μικρή αντοχή .Λόγω της μικροδομής αυτής ο χάλυβας καθίσταται ασθενώς φερρομαγνητικός (1) (26) (9).

Παραλλαγές στην θερμοκρασία διαλυτοποίησης (annealing temperature), δεν έχουν σοβαρές επιπτώσεις στις ιδιότητες και στις τιμές αντοχής του Condition A, αλλά παίζουν σπουδαίο ρόλο όσο αναφορά την επίπτωση τους στις ακολουθίες των διαδικασιών αποσταθεροποίησης και γήρανσης μετέπειτα. Αν οι θερμοκρασίες ανόπτησης είναι αρκετά υψηλότερη από τους 1065 °C, παρατηρείται μείωση της αντοχής και της ολκιμότητας. Θερμοκρασίες αρκετά χαμηλότερες από τους 1065 °C, προσδίδουν πτώση στην ολκιμότητα αλλά αύξηση της μηχανικής αντοχής. Το κατάλληλο εύρος θερμοκρασιών είναι (-25,+25 °C) από τους 1065°C. Σε αυτή την μορφή, σε περίπτωση που επιλεγθεί εφαρμογή ψυξηλασίας πάνω από ένα ποσοστό μείωσης της διατομής, μπορεί να προκαλέσει μηχανικά τον μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη και επομένως να χρειαστεί συμπληρωματική θερμική κατεργασία (solution annealing) για να επαναφέρουμε το δοκίμιο στην αρχική του κατάσταση (8), αλλιώς όπως θα αναφέρουμε παρακάτω μπορεί να πραγματοποιηθεί κατευθείαν μία θερμική κατεργασία σκλήρυνσης.



Εικόνα 2-Σύσταση χάλυβα 17-7 στο διάγραμμα Ni-Cr (30)

Παρατεταμένη θέρμανση στους 1065 °C μας επαναφέρει την ολκιμότητα και στα δοκίμια που έχουν υποστεί εργοσκλήρυνση (27).

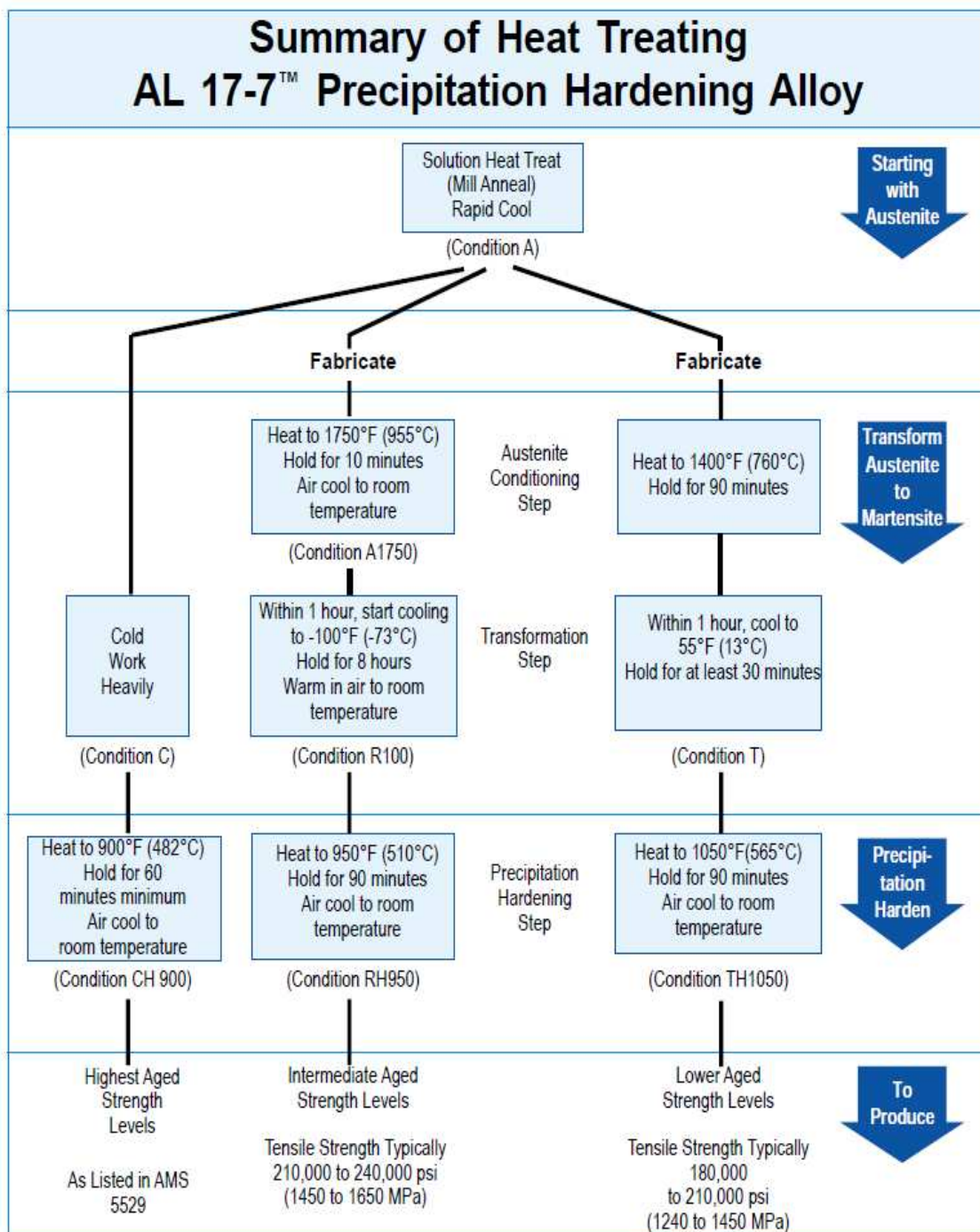
To AMS 5528 (Condition A) λοιπόν, διατίθεται στην αγορά με μία μεγάλη γκάμα προϊόντων όπως πλάκες ,σωλήνες ,καταναλισκόμενα ηλεκτρόδια/σύρματα συγκόλλησής κ.α .Η μορφή που θα εξετάσουμε εκτενέστερα είναι αυτή του “ **sheet**” .Για την συγκεκριμένη μορφή προϊόντος οι βασικές μηχανικές προδιαγραφές ανάλογα με τις κυμαινόμενες τιμές λόγω διαφορετικών κατασκευαστών είναι **725 -1035 MPA μέγιστη εφελκυστική αντοχή (UTS)** ,από **275-450 MPA όριο διαρροής (Yield Strength)** που αντιστοιχεί στο 0.2% παραμόρφωση επιμήκυνσης ,και **μέγιστη παραμόρφωση από 20-30%**.Η σκληρότητα λαμβάνει τιμές στο εύρος **162-200 HV** ανάλογα την κραμάτωση και την μηχανική παραμόρφωση. (28) (29)

Παρακάτω παρατίθεται πίνακας με τις ακριβείς συστάσεις ανάλογα με διάφορους επαγγελματικούς φορείς.

Πίνακας 1-Χημικές Συστάσεις 17-7 PH (30)

	Chemical composition, %							
	C, max	Si, max	Mn, max	P, max	S, max	Cr	Ni	Al
BAS EN 10088-5	0,09	0,7	1,0	0,040	0,015	16-18	6,5-7,8	0,7-1,5
ASTM A564/A564M	0,09	1,0	1,0	0,040	0,030	16-18	6,5-7,75	0,75-1,5
High Temp Metals	0,09	1,0	1,0	0,04	0,030	16-18	6,5-7,75	0,7-1,5

Όπως αναφέραμε , το Condition A είναι η πιο εύκολα διαμορφώσιμη και συγκολλησιμη αλλά και η πιο ασθενής σε αντοχή και σκληρότητα μορφή του χάλυβα 17-7PH. Για τον λόγο αυτό αναπτύχθηκαν όπως αναφέραμε ειδικά και για τους ημιωστενιτικούς PH χάλυβες ,θερμικές κατεργασίες που αποτελούνται από **1) αποσταθεροποίηση του ωστενίτη ,2) σχηματισμό μαρτενσίτη και γήρανση ή μηχανική παραμόρφωση και 3) θερμική κατεργασία γήρανσής**, προκειμένου να αποκτηθούν οι απαραίτητες αντιδιαβρωτικές και μηχανικές ιδιότητες ειδικές για την πρόσδοση μηχανικής αντοχής και αντίσταση σε διάβρωση υψηλών θερμοκρασιών .



Εικόνα 3-Σχηματική αναπαράσταση κύριων θερμικών κατεργασιών του 17-7 PH (27)

Condition TH 1050

Η αποσταθεροποίηση του ωστενίτη ,διεξάγεται σε θερμοκρασία 760 °C για χρονικό διάστημα 90 λεπτών. Κατά την διάρκεια της διαδικασίας καρβίδια του χρωμίου $M_{23}C_6$ κατακρημνίζονται στα όρια των κόκκων, στα όρια φάσεων και πιθανόν και στις διευθύνσεις ολίσθησης ,μειώνοντας το ποσοστό του C και του Cr τα οποία ήταν σε μορφή διαλύματος στον ωστενίτη και λόγω της ανόδου της εμβαπτότητας λόγω της απώλειας των στοιχείων , οδηγεί σε μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Αυτός ο μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα σε θερμοκρασία κοντά στους 100°C και ολοκληρώνεται μετά από παραμονή για μίση ώρα στους 13-15°C (31). Είναι σημαντικό να τονίσουμε ότι η μετάβαση από τους 760 °C στους 15 °C, θα πρέπει να πραγματοποιηθεί σε χρονικό διάστημα μίας ώρας έτσι ώστε να πραγματοποιηθεί ολοκληρωτικά ο μετασχηματισμός.Περαιτέρω σκλήρυνση πραγματοποιείται με την διαδικασία γήρανσης σε θερμοκρασία (1050F) 560 °C σε χρονικό διάστημα μιάμισης ώρας ,όπου πραγματοποιείται κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων και άλλων καρβιδίων στην μήτρα του μαρτενσίτη και στα όρια κόκκων /φάσεων .

Condition RH 950

Η αποσταθεροποίηση του ωστενίτη πραγματοποιείται σε θερμοκρασία σε μεγαλύτερη θερμοκρασία από το TH1050, δηλαδή στους 955 °C για διάρκεια 10 λεπτών .Η απώλεια C και Cr έχει ως αποτέλεσμα την άνοδο της Ms κοντά στην θερμοκρασία περιβάλλοντος .Η απόψυξη όμως στην θερμοκρασία δωματίου δεν επιφέρει μαρτενσιτικό μετασχηματισμό γιατί η ποσότητα του C και του Cr, είναι ακόμη σε υψηλά επίπεδα μέσα στον ωστενίτη. Έτσι μετά την αποσταθεροποίηση πραγματοποιείται ψύξη του υλικού σε θερμοκρασία -75 °C για την χρονική διάρκεια των 8 ωρών και την μετέπειτα θέρμανση του αφήνοντας σε θερμοκρασία δωματίου. Κατά αυτόν τον τρόπο πραγματοποιείται πλήρης μαρτενσιτικός μετασχηματισμός με παρατηρούμενη μεγαλύτερη σκληρότητα μαρτενσίτη λόγω της μεγαλύτερης περιεκτικότητας του προϋπάρχοντος ωστενίτη σε C. Έπειτα η διαδικασία της γήρανσης περιλαμβάνει την έκθεση σε θερμοκρασία 510 °C (950 F) για χρονικό διάστημα μίας έως μιάμιση ώρας όπου κατακρημνίζονται υποмикροσκοπικές ενδομεταλλικές ενώσεις που αποτελούνται από Ni και Al ,όπως ακριβώς και στην κατάσταση TH 1050. Παρατηρείται

άνοδος της σκληρότητας από την προηγούμενη κατάσταση, λόγω της μεγαλύτερης περιεκτικότητας σε C στον μαρτενσίτη.

Condition CH 900

Το υλικό μας μετά την διαλυτοποίηση στους 1065 °C, υπόκειται σε ψυξηλασία 60 %. Λόγω της αστάθειας του ωστενίτη μέσω της παραμόρφωσης ,προκαλείται μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη και έτσι δημιουργείται το Condition CH συγκεκριμένη μορφή παρουσιάζει σκληρότητα τουλάχιστον 390 HV, UTS 1400 MPA και όριο διαρροής 1200 MPA . Μετά την ψυχρή κατεργασία ,πραγματοποιείται διαδικασία γήρανσης σε θερμοκρασία 482 °C(900 F), και ακολουθεί παρόμοια κατακρήμνιση όπως και στις υπόλοιπες διαδικασίες .Ο μετασχηματισμός που προκαλείται μέσω παραμόρφωσης προσδίδει μεγαλύτερη αύξηση της αντοχής από ότι οι διαχυσιακές μέθοδοι θερμικά. Αυτό συμβαίνει για τον λόγο ότι η ψυξηλασία εισαγάγει ενέργεια παραμόρφωσης και προάγει τον μετασχηματισμό σε μαρτενσίτη ο οποίος από μόνος του αποτελεί σκληρότερη φάση. Συμπληρωματικά η διαδικασία γήρανσης προκαλεί κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων στο πλέγμα του μαρτενσίτη και προσδίδει ακόμα μεγαλύτερη ποσότητα στον ήδη σκληρωμένο χάλυβα .Ο μαρτενσίτης σε αυτήν την περίπτωση καθίσταται ακόμα πιο σκληρός από ότι στις άλλες δύο μεθόδους για τον λόγο ότι περιέχει όλη την ποσότητα του C που περιείχε εξ αρχής ο μετασταθής ωστενίτης .

Δευτερεύουσες Φάσεις στον 17-7 PH

Ο μετασχηματισμός του ωστενίτη μέσω της θερμικής κατεργασίας αποσταθεροποίησης συντελεί στον σχηματισμό μαρτενσίτη με μικρή περιεκτικότητα σε C σκληρότητας 320-450 HV (31), μικρότερη από αυτή στους μαρτενσιτικούς χάλυβες. Κατά την γήρανση κατακρημνίζεται στο πλέγμα του μαρτενσίτη στο ενδομεταλλικές νανοσκοπικές φάσεις τύπου Ni₃Al καθώς και ημισυνεκτικά καρβίδια τύπου M₂₃C₆ (FCC) στα όρια των κόκκων (32) .Περαιτέρω σκλήρυνση πραγματοποιείται και με την λεπτομερές κατακρήμνιση δευτερεύουσας υπομικροσκοπικής φάσης NiAl (ordered BCC). Η φάση Ni₃Al γνωστή ως **γ'φάση** και έχει ισχυρή διατεταγμένη υπερδομή τύπου L1₂ στην οποία τα άτομα του Al καταλαμβάνουν τις κορυφές της κυβικής εδροκεντρωμένης (FCC) κυψελίδας και τα άτομα του Ni καταλαμβάνουν τα μέσα των εδρών της κυβικής κυψελίδας. Η συγκεκριμένη δομή

χαρακτηρίζεται ως εξαιρετικά συνεκτική με την φάση γ και μπορεί να διατηρήσει το πλέγμα της έως του 1385 °C (33), εξού και ο λόγος της αύξησης αντοχής σε ερπυσμό και διάβρωση αυτών των κραμάτων. Η φάση γ' κατακρημνίζεται σαν συνεκτικό κατακρήμνισμα μέσα στο πλέγμα του μαρτενσίτη και στα όρια των κόκκων ως λεπτομερής διασπορά τεμαχιδίων. Αυτή η φάση κατατάσσεται στην κατηγορία των **Geometrically Closed Packed Phases (GCP)** μαζί με άλλες φάσεις όπως γ' -Ni₃Ti(FCC), γ' -Ni₃Nb(BCT), η -Ni₃Ti και δ -Ni₃Nb.

Η συνεκτικότητα σημαίνει μεγάλη σταθερότητα κατακρημνίσματος και συνεπάγεται με πολύ χαμηλή επιφανειακή ενέργεια ανά μονάδα επιφάνειας μεταξύ κατακρημνίσματος και μητρικής φάσης. Οι παράγοντες της σκλήρυνσης του κράματος λόγω της γ' είναι η ενέργεια επιστοίβαξης, οι συνεκτικές τάσεις που δημιουργούνται λόγω ελαστικής παραμόρφωσης, ο αριθμός και το μέγεθος των κατακρημνισμάτων (30). Η φάση γ' λόγω της υψηλής συνεκτικότητας της (μικρή αναντιστοιχία πλέγματος) και του μικρού μεγέθους της (1-10nm) μπορεί να πραγματοποιήσει σκλήρυνση χωρίς να είναι ορατή στα μέσα αναγνώρισης της μικρογραφίας. Η συνεκτικότητα της γ' όταν επιτυγχάνεται, είναι η μείωση της επιφανειακής ενέργειας και συνεπώς η αύξηση της αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες μέσω της αποτροπής της τάσης για διόγκωση των κατακρημνισμάτων λόγω του χαμηλού ενεργειακού επιπέδου. Η απαιτούμενη ενέργεια που χρειάζεται για την υπερπήδηση ή την προσπέραση μίας διαταραχής εξαρτάται από την ελαστική συνεκτική τάση που περικλείει το κατακρήμνισμα. Για να επιτευχθεί το βέλτιστο αποτέλεσμα της σκλήρυνσης πρέπει να λάβουμε υπόψιν ότι η κατακρήμνιση είναι μία διαδικασία φύτρωσης και ανάπτυξης. Μόλις τα φύτρα γίνουν θερμοδυναμικά σταθερά, αναπτύσσονται μέσω διάχυσης με των ατόμων διαμέσου της επιφάνειας της μητρικής φάσης με το κατακρήμνισμα. Όσο υψηλότερη είναι η θερμοκρασία τόσο μικρότερος ο αριθμός αλλά τόσο μεγαλύτερο το μέγεθος των φύτρων. Το αντίθετο και επιθυμητό συμβαίνει σε χαμηλές θερμοκρασίες. Επιπλέον για σταθερή θερμοκρασία και παρατεταμένο χρόνο έκθεσης σε αυτήν, το μέγεθος του κατακρημνίσματος αυξάνει. Η μέγιστη αντοχή σε διάβρωση και θραύση επιτυγχάνεται με την επίτευξη μιας κρίσιμης τιμής μεγέθους η οποία παρουσιάζει την κατάλληλη συνεκτικότητα και συνεπώς προσδίδει τις βέλτιστες συνεκτικές τάσεις για σκλήρωση, πρώτου για μεγαλύτερους χρόνους ελαττωθεί με λόγω υπεργήρανσης –διόγκωσης των κατακρημνισμάτων και απώλειας των συνεκτικών, ημισυνεκτικών τάσεων όπως προαναφέραμε. Πρέπει να το τονίσουμε πως η μέγιστη εφικτή σκληρότητα αυξάνεται καθώς η θερμοκρασία γήρανσης ελαττώνεται. (33)

1.8 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΗΛΕΚΤΡΙΚΟΥ ΤΟΞΟΥ ΚΑΙ ΠΡΟΣΤΑΤΕΥΤΙΚΑ ΑΕΡΙΑ

Τα αέρια σε κανονικές συνθήκες παρουσιάζουν κάποια ποσότητα ενέργειας. Καθώς αυξάνεται η θερμοκρασία τα αέρια εμφανίζουν περισσότερη ενέργεια. Σε υψηλότερες θερμοκρασίες, τα διατομικά μόρια όπως το O_2 και το H_2 απορροφούν ενέργεια την ενέργεια αυτή πρώτα ως περιστροφική κίνηση και έπειτα ως ταλαντωτική κίνηση. Εάν η ενέργεια ταλάντωσης φτάσει σε ένα υψηλό σημείο, είναι ικανή να προκαλέσει την διάσπαση των δεσμών που συγκρατούν τα δύο άτομα μεταξύ τους, συνεπώς τα διατομικά μόρια καθίστανται μονατομικά. Για τιμές ακόμα μεγαλύτερων θερμοκρασιών, η ενέργεια που απορροφάται από την εξωτερική ηλεκτρονιακή στοιβάδα των ατόμων γεγονός που συντελεί στην απόσπαση ενός ηλεκτρονίου της στοιβάδας αυτής. Τότε παρατηρούμε το φαινόμενο που ονομάζεται ιονισμός και συντελεί στην διάσπαση του αρχικού ατόμου σε ένα ηλεκτρόνιο και ένα κατιόν. Συνεπώς σε ακόμα μεγαλύτερες θερμοκρασίες παρατηρούμε πολλαπλό ιονισμό καθώς τα άτομα χάνουν περισσότερα από ένα ηλεκτρόνια (23) (7). Το αέριο το οποίο παρουσιάζει ουδέτερη ηλεκτρική συμπεριφορά ονομάζεται πλάσμα και αποτελεί την στήλη (αέριο) του ηλεκτρικού τόξου που χρησιμοποιείται στις συγκολλήσεις. Η στήλη του τόξου αποτελεί την περιοχή που βρίσκεται μεταξύ της ανόδου και της καθόδου πτώσης της τάσης και αποτελείται από ουδέτερα σωματίδια και φορτισμένα σωματίδια όπως ηλεκτρόνια και ιόντα. Καθίσταται ηλεκτρικά ουδέτερη λόγω του ότι υπάρχει ίσος αριθμός ηλεκτρονίων και θετικών σωματιδίων κατ' όγκο, όμως τα ηλεκτρόνια λόγω της μικρής μάζας τους παρουσιάζουν πολύ μεγάλη κινητικότητα με αποτέλεσμα να είναι αυτά οι φορείς του ρεύματος της συγκόλλησης. Στο πλάσμα παρατηρείται θερμική ισορροπία, δηλαδή η κατανομή ενέργειας των σωματιδίων του είναι ομοιογενής και παράλληλα η θερμοκρασία των ηλεκτρονίων είναι παρόμοια με αυτήν των μη φορτισμένων σωματιδίων.

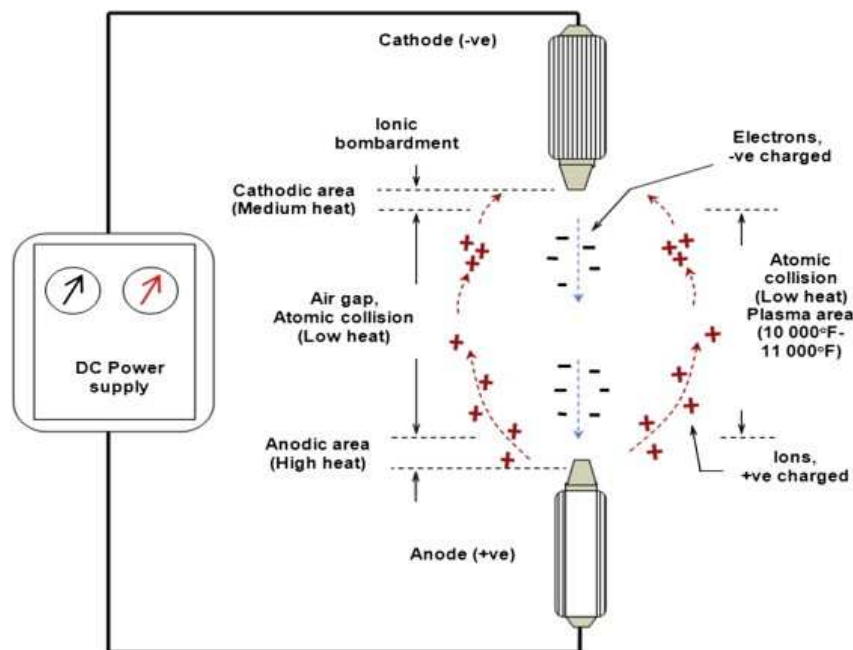
Η ενέργεια ιονισμού ονομάζεται η απαιτούμενη ενέργεια για να δημιουργηθεί ένα ιόν, δηλαδή η ενέργεια που χρειάζεται για την απομάκρυνση ενός ηλεκτρονίου από την εξωτερική στοιβάδα. Σε περίπτωση που το αέριο της συγκόλλησης διαθέτει ποσότητα συγκέντρωσης ιόντων, η ποσότητα των ιόντων αυτών μειώνει την απαιτούμενη ενέργεια ιονισμού για ένα ουδέτερο άτομο που βρίσκεται κοντά. Άρα η φαινόμενη ενέργεια ιονισμού είναι μικρότερη

από την τυπική για το συγκεκριμένο άτομο. Η τιμή της ενέργεια ιονισμού εξαρτάται από την δομή των ατόμων και των μορίων που αποτελούν το αέριο .

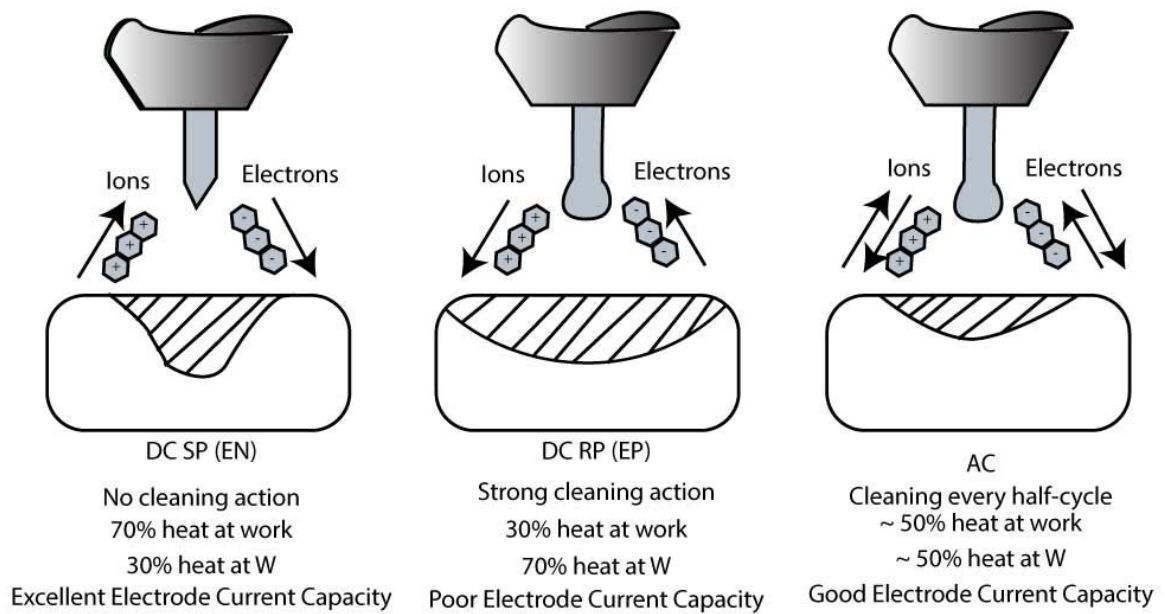
Ηλεκτρική εκκένωση ονομάζουμε την δίοδο του ηλεκτρικού ρεύματος μέσα από ένα αέριο μέσο. Όταν ένα αέριο βρίσκεται κάτω από την επίδραση ηλεκτρικής τάσης πραγματοποιείται ιονισμός του. Η εκκένωση πραγματοποιείται από την τάση για κίνηση των θετικών ιόντων προς την κάθοδο (ηλεκτροαρνητικό ηλεκτρόδιο) και των αρνητικών (ηλεκτρονίων προς την άνοδο (ηλεκτροθετικό ηλεκτρόδιο)).Γνωρίζουμε ότι υπάρχουν αρκετά είδη ηλεκτρικών εκκενώσεων ανάλογα της τάσης ,της έντασης του ρεύματος και της ατμόσφαιρας όμως εμείς θα ασχοληθούμε με ένα συγκεκριμένο αυτό της ηλεκτρικής εκκένωσης .Το συγκεκριμένο είδος εκκένωσης που εμπεριέχει και το ηλεκτρικό τόξο συγκόλλησης ,περιγράφεται από την ηλεκτρική εκκένωση μεταξύ δύο ηλεκτροδίων σε ατμόσφαιρα αερίων η ατμών από το ίδιο το αγώγιμο υλικό των ηλεκτροδίων ή αγώγιμης επιφάνειας ,στην οποία η πτώση της τάσης μεταξύ των δύο άκρων να είναι της τάξης μεγέθους της ενέργειας ιονισμού του αδρανούς προστατευτικού αερίου .Το ηλεκτρικό τόξο δημιουργείται με την επαφή των δύο αγώγιμων επιφανειών και έπειτα απομακρύνοντας τα μέχρι κάποια απόσταση .Το αγώγιμο υλικό συνδεδεμένο στον θετικό πόλο ονομάζεται άνοδος και το συνδεδεμένο στον αρνητικό κάθοδος. Ο χώρος που εκτείνεται το τόξο μεταξύ των ηλεκτροδίων ονομάζεται πλάσμα ή στήλη τόξου. Τα ηλεκτρόνια αποστέλλονται από την κάθοδο και προσλαμβάνονται από την άνοδο (2) .

Γενικά ο ρόλος του τόξου στην συγκόλληση είναι διττός ,δηλαδή χρησιμεύει ως πηγή θερμότητας εύκολα ελέγξιμη και υψηλής έντασης προκαλώντας τοπική τήξη στην περιοχή κατεύθυνσής του και έχει την ιδιότητα να κατευθύνει το τηγμένο μέταλλο στην επιθυμητή περιοχή σύνδεσης προκειμένου να δημιουργηθεί μεταλλουργικός δεσμός ανεξάρτητα της δύναμης της βαρύτητας .Σε πραγματικές συνθήκες το τόξο στην περιοχή μεγάλων εντάσεων προκειμένου να είναι πιο στενό και ακριβές (7) .Δυνάμεις ηλεκτρομαγνητικής φύσης οδηγούν τα σταγονίδια του τηγμένου μετάλλου από την κορυφή του τόξου στην βάση του μετάλλου .Τα ηλεκτρόνια οδεύουν προς τον θετικό πόλο(άνοδος) ,επιταχύνονται με μεγάλες ταχύτητες και προσκρούόμενα πάνω στο μέταλλο το θερμαίνουν και εν τελή το τήκουν μαζί με το καταναλισκόμενο -αν υπάρχει- ηλεκτρόδιο .Παρατηρείται ότι η κάθοδος θερμένεται αρκετά λιγότερο ,επειδή τα θετικά ιόντα που συγκρούονται με την επιφάνεια της ,λαμβάνουν μικρότερη επιτάχυνση σε σχέση με τα ηλεκτρόνια που κατευθύνονται στην άνοδο.

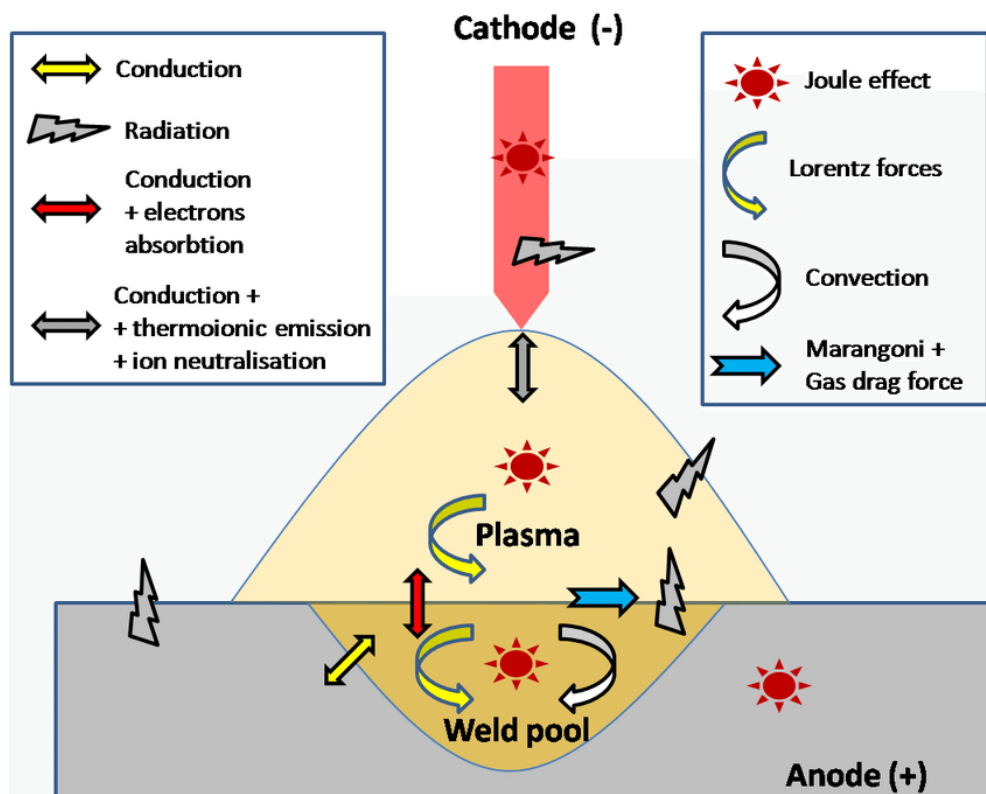
Εάν επιλέξουμε να χρησιμοποιήσουμε συνεχές ρεύμα (DC), εάν συνδέσουμε τον αρνητικό πόλο της πηγής με το ηλεκτρόδιο ,τότε λέμε ότι χρησιμοποιούμε “ορθή” πολικότητα .Εάν συνδέσουμε τον θετικό πόλο της πηγής με το ηλεκτρόδιο ,τότε ονομάζουμε την συγκεκριμένη πολικότητα “αντίστροφη ”. Όταν επιλέγουμε ορθή πολικότητα παρατηρούμε την αύξηση της θερμότητας στο μέταλλο βάσης και κατά συνέπεια επιτυγχάνεται μεγαλύτερη τήξη και διείσδυση κατά την συγκόλληση. Η αντίστροφη πολικότητα υποβοηθάει την τήξη του ηλεκτροδίου άνευ μεγάλης διείσδυσης σε σχέση με την ορθή πολικότητα και για αυτό χρησιμοποιείται σε μικρότερη κλίμακα στις συγκολλήσεις και σε μεγαλύτερη σε εφαρμογές όπως οι επικαλύψεις .Ένα τρίτο είδος πολικότητας ονομάζεται “εναλλασσόμενη” πολικότητα και ουσιαστικά αποτελείται από την εναλλαγή των δύο προηγούμενων μεθόδων δηλαδή από εναλλαγές της φοράς του ρεύματος από ορθή σε αντίστροφη πολικότητα .Αυτή η μέθοδος προσδίδει καθαριστική ιδιότητα στο τόξο συγκόλλησης και συνδέεται με την ικανότητα του τόξου να απομακρύνει επιφανειακά οξειδία του αλουμινίου και άλλα πυρίμαχα στρώματα έτσι ώστε να επιτύχουμε μία υγιής συγκόλλησης χωρίς επιφανειακά στρώματα τα οποία δημιουργούνται δεσμεύοντας το κραματικό φορτίο και επηρεάζοντας τις ιδιότητες της συγκόλλησης.



Εικόνα 4-Αναπαράσταση τόξου συγκόλλησης με ορθή πολικότητα (69)



Εικόνα 5-Σχηματική αναπαράσταση διαφορών μεταξύ ορθής, αντίστροφης και εναλλασσόμενης πολικότητας σε συγκόλληση TIG (34).



Εικόνα 6-Αναπαράσταση τόξου συγκόλλησης με ρεύμα ορθής πολικότητας.

Οι Συγκολλήσεις με προστατευτικά αέρια αποτελεί μια συγκεκριμένη κατηγορία τεχνικών κατά τις οποίες ο προστατευτικός ρόλος της σκωρίας έχει αντικατασταθεί από προστατευτική τοπική ατμόσφαιρα αερίων που περιβάλλει το τόξο και το τήγμα .Με την αντικατάσταση των σιλιπασμάτων, αυτές οι μέθοδοι έδωσαν την δυνατότητα για συγκόλληση πιο προηγμένων κραμάτων όπως οι ανοξείδωτοι χάλυβες και τα κράματα αλουμινίου καθώς και την εφαρμογή τους σε βιομηχανικά αυτοματοποιημένες συνθήκες παραγωγής .

Τα προστατευτικά αέρια διακρίνονται με βάση τρεις ιδιότητες τους: **1) την χημική τους δραστηριότητα, 2) την θερμική αγωγιμότητα και 3) το δυναμικό ιονισμού** όπως αναφέραμε και πιο πάνω .Με βάση την χημική δραστηριότητα τα αέρια μπορούν να χαρακτηριστούν ως αδρανή ,οξειδωτικά, αναγωγικά και άλλα με ειδική δράση .Τα αδρανή αέρια έχουν ουδέτερη χημική συμπεριφορά και δεν συμμετέχουν σε κάποια μεταλλουργική διεργασία της συγκόλλησης καθώς δεν μεταβάλλουν την σύνθεση του μετάλλου που συγκολλούμε .Τα αέρια αυτά πρέπει να καθίστανται μεγάλης καθαρότητας καθώς χρησιμοποιούνται για δύσκολες περιπτώσεις όπως συγκολλήσεις ζirkονίου και τιτανίου .

Η σχετική πυκνότητα ως προς την ατμόσφαιρα η αλλιώς ειδικό βάρος υποδεικνύει την ικανότητα του αερίου για την επικάλυψη και την προστασία του τόξου καθώς και την ποσότητα της παροχής του αερίου .Για την ίδια τιμή παροχής, ένα βαρύ αέριο είναι πιο αποτελεσματικό από ένα ελαφρύτερο.

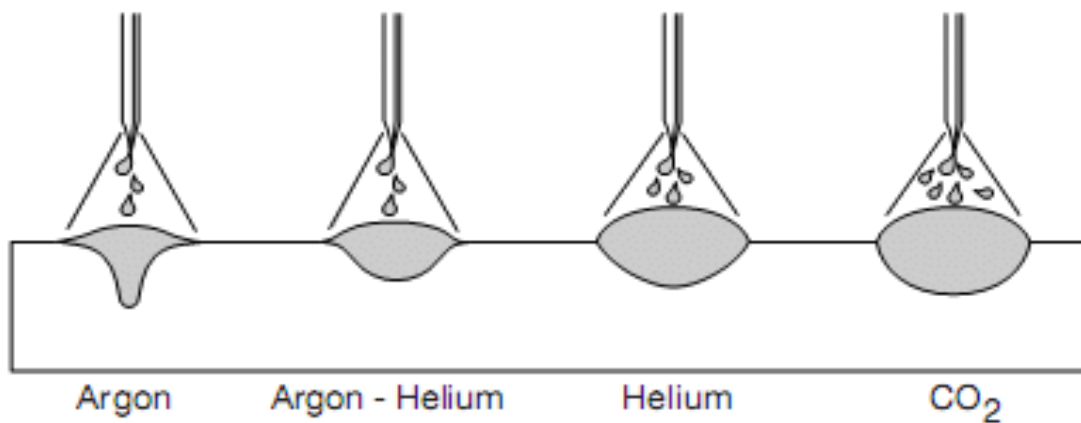
Τα προστατευτικά αέρια χρησιμοποιούνται στις συγκολλήσεις για την προστασία του τόξου από την ατμοσφαιρικές συνθήκες και τον έλεγχο της συγκόλλησης μέσω της αποτροπής της επαφής και αντίδρασης της λίμνης συγκόλλησης με το οξυγόνο(οξείδωση κραματικών στοιχείων-σηματισμός οξειδίων),την αποτροπή απαγωγής θερμότητας προς το περιβάλλον, τον έλεγχο της τάσης και της εύρυθμη λειτουργία του τόξου και τον έλεγχο της μορφολογίας της διείσδυσης καθώς την κραμάτωση και τον έλεγχο των μεταλλουργικών αντιδράσεων που λαμβάνουν χώρα κατά της συγκόλλησης. Τα αδρανή αέρια όπως το Ar και το He, έχουν τα υψηλότερα δυναμικά ιονισμού. Όσο υψηλότερο είναι το δυναμικό ιονισμού τόσο μεγαλύτερη είναι η τάση λειτουργίας τους τόξου και τόσο μεγαλύτερη είναι η έκλυση θερμότητας στην συγκόλληση. Συνεπώς επιτυγχάνουμε καλύτερη διείσδυση και μεγαλύτερη ταχύτητα συγκόλλησης . Παρακάτω θα εξετάσουμε τα 2 κυριότερα χρησιμοποιούμενα αδρανή αέρια →

Αργό(Ar)

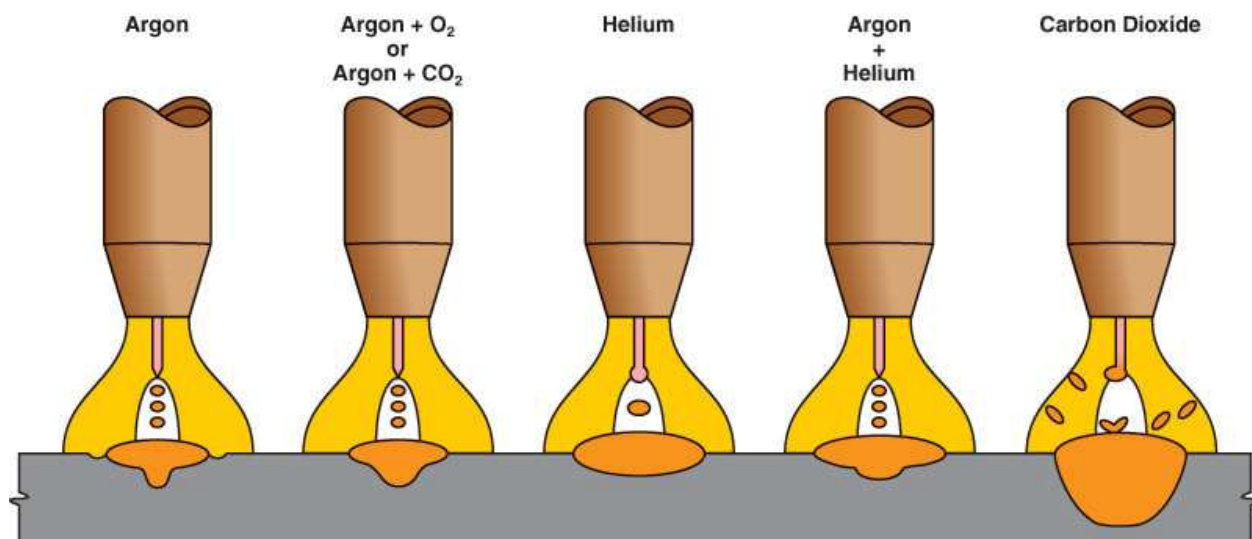
Παραλαμβάνεται από τον ατομοσφαιρικό αέρα και έχει υψηλό κόστος .Χαρακτηρίζεται από καλή θερμική αγωγιμότητα και αρκετά χαμηλό δυναμικό ιονισμού .Ανάλογα με την τάση και την ένταση μπορεί να εξασφαλίσει οποιαδήποτε από τις τεχνικές όπως βραχυκυκλωμένου τόξου ,μεταφορές με σταγόνες ή αξονικής μεταφοράς με καταιονισμό (23) .Το τόξο σε ατμόσφαιρα Ar είναι πολύ σταθερό λόγω του χαμηλού δυναμικού ιονισμού και της χαμηλής θερμικής αγωγιμότητας που δεν αφήνει την θερμότητα να διαχυθεί προς το περιβάλλον .Η μορφής της λίμνης συγκόλλησης αποτελείται από μία πλατιά και ατελή διείσδυση στην επιφάνεια και μια βαθιά διείσδυση στο κέντρο της λίμνης .Η αβαθής διείσδυση οφείλεται στο χαμηλό δυναμικό (15.7 V), ενώ η κεντρική προκαλείται από τον θερμό πυρήνα του τόξου και οφείλεται στην μικρή θερμική αγωγιμότητα .Η βελτίωση αυτής ανομοιογενούς μορφής πραγματοποιείται με την προσθήκη διαφόρων άλλων αερίων σε μορφή μείγματος ο όπως συνδυασμός του με το He και το O₂.

Ήλιο(He)

Παραλαμβάνεται από τις πηγές φυσικού αερίου στις ΗΠΑ και στον Καναδά και αποτελεί ένα πολύ ακριβό αέριο με χρήση μόνο όπου οι συνθήκες το καθιστούν απαραίτητο .Λόγω του ότι είναι το ελαφρύτερο αέριο με την πιο μικρή πυκνότητα ,για την διεξαγωγή του ίδιου αποτελέσματος απαιτείται περίπου η τριπλάσια παροχή σε σχέση με το Ar. Επιπλέον έχει την υψηλότερη απαιτούμενη ενέργεια ιονισμού (24.4V) και υψηλή θερμική αγωγιμότητα . Συνεπώς η δράση του στην λίμνη συγκόλλησης είναι ακριβώς αντίθετη από αυτήν του αργού, προσδίδει δηλαδή πιο ασταθές τόξο και μεγαλύτερη διείσδυση όπως παρατηρούμε και στα παρακάτω σχήματα (23) .



Εικόνα 7-Σχηματική αναπάσταση διείδυδης με της χρήση διαφορετικών αερίων κατά την συγκόλληση TIG. (35)



Εικόνα 8- Μορφολογία διείδυσης ανάλογα το επιλεγόμενο αέριο σε συγκόλληση MIG (35)

Shielding Gases for MIG (GMA) and TIG (GTAW) Processes

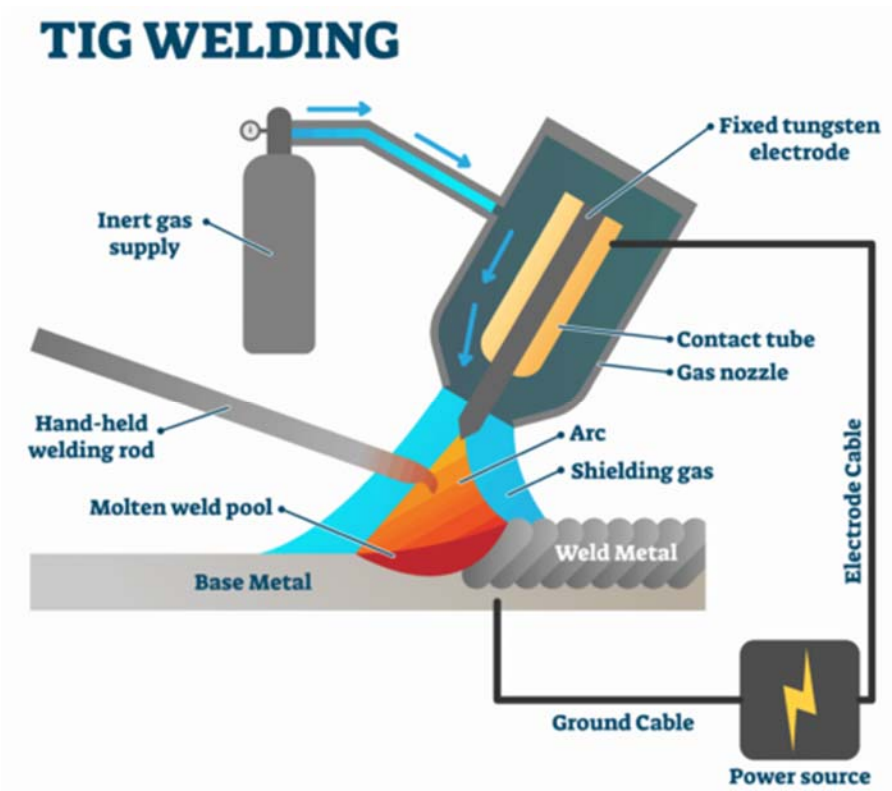
METALS	ARGON	HELIUM	CO ₂	O ₂	H ₂	N ₂	METHOD		Polarity
							(GTAW)	(GMAW)	
Aluminum Alloys	100							*	DCRP
	100						*		ACHF
		100						*	DCSP
	25	75						*	
Aluminum Bronze	100						*	*	DCSP
Copper	25	75					*	*	
	100							*	DCSP
		100					*		
Magnesium	95					5			
	100							*	DCRP
Nickel	100						*		ACHF
	20	80						*	ACHF
Silicon Bronze		100					*A		DCSP
	100						*	*	ACHF
Steel mild	100						*	*	ACHF
	75		25				*	*	DCSP
		100					*A	*	DCRP
			100					*	
Low alloy	98			2				*	
	97			3				*	DCRP
	95			5				*	
	80				20			*	
Stainless	80		20					*	
	99			1				*	DCRP
	95			5				*	
	100				20		*	*	DCSP
Titanium		100					*A		
	100						*	*	DCSP
		100					*A		
Dissimilar Metals Backup Gas	100				5	80	*	*	DCSP

Copyright WcWelding.com

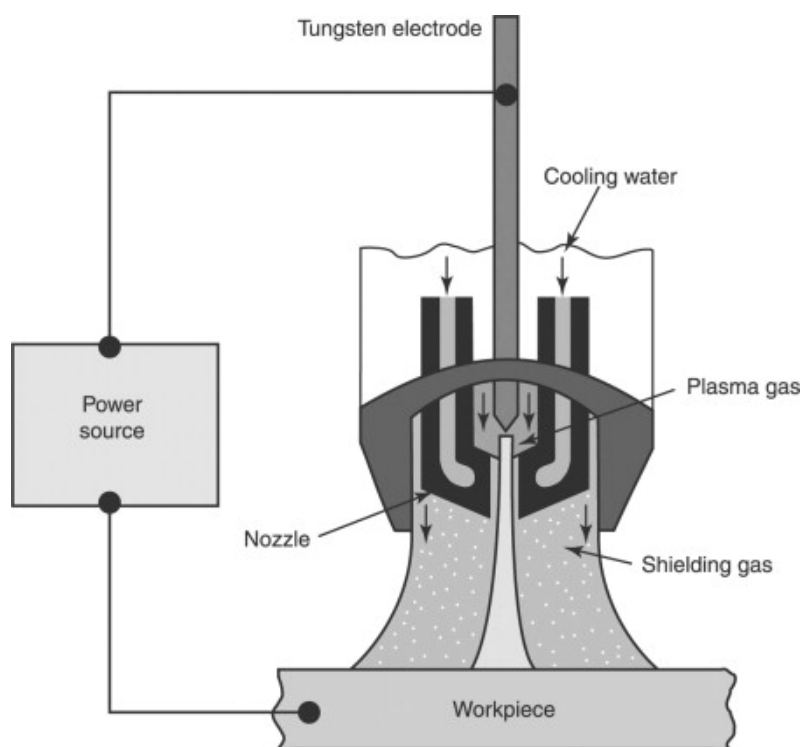
Εικόνα 9-Επιλογή αερίου ανάλογα με το είδος του κράματος της μεθόδου και της πολικότητας .

1.9 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΜΕ ΤΗΝ ΜΕΘΟΔΟ TIG (GTAW)

Η συγκόλληση Gas Tungsten Arc Welding (TIG), ονομάζεται η μέθοδος συγκόλλησης κατά την οποία χρησιμοποιείται ένα μη τηκόμενο ηλεκτρόδιο βολφραμίου το οποίο μαζί το μέταλλο βάσης, συντηρεί το ηλεκτρικό τόξο που συντελεί στη τήξη του μετάλλου βάσης καθώς και του καταναλισκόμενου μετάλλου (ράβδος) συγκόλλησης. Για την προστασία το τόξου και της λίκνης συγκόλλησης καθώς και το ηλεκτρόδιο βολφραμίου χρησιμοποιείται αδρανές προστατευτικό αέριο το οποίο συνήθως είναι η Ar, He ή μείγμα των δύο τελευταίων καθώς και άλλα αέρια ή μείγματα αερίων. Λόγω του αδρανούς αερίου η μέθοδος ονομάζεται ακόμα TIG(Tungsten Inert Gas Welding). Το μέταλλο προσθήκης, υπό μορφή ράβδου ή σύρματος άνευ πάστας περιμετρικά, μέσω της κίνησης του χεριού του ηλεκτροσυγκολλητή, προωθείται στην περιοχή του τόξου, τήκεται και κατευθυνόμενο από το τόξο αναμιγνύεται με το τηγμένο μέταλλο βάσης στην λίκνη συγκόλλησης. Η μέθοδος μπορεί να πραγματοποιηθεί χωρίς προσθήκη συνδετικού μετάλλου, δηλαδή μπορεί να είναι αυτογενής, χωρίς καμία περεταίρω αραίωση της ζώνης τήξης.



Εικόνα 10-Αναπαράσταση κυκλώματος TIG/GTAW.



Εικόνα 11-Αναπαράσταση του τόξου της μεθόδου TIG/GTMAW.

Όπως παρατηρούμε στην Εικόνα 10, το κύκλωμα συγκόλλησης αποτελείται από την λαβίδα που φέρει το ηλεκτρόδιο βολφραμίου και το ακροφύσιο του προστατευτικού αερίου καθώς και τον διακόπτη τροφοδοσίας του αερίου και έναρξης του τόξου. Επιπλέον από την φιάλη του αερίου και το ρυθμιστικό σύστημα της παροχής που διαθέτει καθώς και η πηγή ρεύματος και η μονάδα ρύθμισης που είναι ενσωματωμένο πάνω της .

Η πηγή ρεύματος που χρησιμοποιούμε είναι συνεχούς ρεύματος εκτός από τις περιπτώσεις συγκολλήσεων του αλουμινίου και του μαγνησίου (23) όπου χρησιμοποιούμε εναλλασσόμενο ρεύμα .Λόγω του κινδύνου τήξης και απώλειας κομματιών από το ηλεκτρόδιο βολφραμίου από την υπερθέρμανση και κατά συνέπεια την μόλυνση της ζώνης τήξης ,κατά την μέθοδο TIG περιοριζόμαστε στην χρήση της εφαρμογής ορθής πολικότητας ,δηλαδή το ακροφύσιο με το ηλεκτρόδιο να είναι η κάθοδος (αρνητικό) και το μέταλλο βάσης να είναι η άνοδος (θετικό) . Όπως παρατηρούμε και στην Εικόνα 5, η εφαρμογή της θερμότητας στο ηλεκτρόδιο βολφραμίου κατά την εφαρμογή της αντίστροφης πολικότητας (DCEP) είναι πολύ μεγάλη ,γεγονός που μας αποτρέπει από το να χρησιμοποιήσουμε μεγάλη ένταση προκειμένου να μην προκληθεί καταστροφή του ηλεκτροδίου και αλλοίωση της μορφής και κατανομής του τόξου , ενώ με την εφαρμογή ορθής πολικότητας (DCEN) μπορούμε να χρησιμοποιήσουμε πολύ

μεγαλύτερες τιμές έντασης ρεύματος καθώς το μεγαλύτερο ποσοστό της θερμότητας του τόξου κατανέμεται στο μέταλλο βάσης .Όπως προαναφέραμε η ορθή πολικότητα προσφέρει μεγαλύτερη διείσδυση αλλά υστερεί καθαριστικής ικανότητας έναντι στα δύστηκτα οξειδία που σχηματίζονται στην επιφάνεια της συγκόλλησης .Σε αυτήν την περίπτωση συνιστάται η χρήση εναλλασσόμενου ρεύματος το οποίο δρα καθαριστικά έναντι στα οξειδία(Al,Mg) .Ουσιαστικά δηλαδή προστίθεται ρεύμα υψηλής συχνότητας και τάσης για την βελτίωση της ευστάθειας του τόξου, η θερμότητα ισομοιράζεται ανάμεσα στο ηλεκτρόδιο και στο μέταλλο βάσης και έτσι η διείσδυση είναι ενδιάμεση μεταξύ των ακραίων τιμών της ορθής και της αντίστροφης πολικότητας (23) .

Ανάλογα με τις συστάσεις και με την καθαρότητα σε W ,τα ηλεκτρόδια ταξινομούνται στις παρακάτω κατηγορίες:

1)Ηλεκτρόδια καθαρού βολφραμίου (EWP)-Είναι τα φτηνότερα ηλεκτρόδια της αγοράς και έχουν σημείο τήξης κοντά στους 3410 °C και χρησιμοποιούνται για χρήση εναλλασσόμενου ρεύματος στις συγκολλήσεις μαγνησίου και αλουμινίου (7).

2)Ηλεκτρόδια βολφραμίου με 1.5-2.2% θόριο (EWPTh2)-Τα ηλεκτρόδια τα οποία είναι θοριομένα ,είναι καλύτερα από τα 100% βολφραμίου για τον λόγο ότι ιονίζονται καλύτερα ,έχουν υψηλότερο σημείο τήξης και συνεπώς είναι μακροβιότερα ,δέχονται αυξημένες εντάσεις ρεύματος και προβάλλουν μεγαλύτερη αντίσταση στην πρόσληψη ακαθαρσιών από το περιβάλλον .Επίσης αυτά τα ηλεκτρόδια έχουν την δυνατότητα πιο εύκολης έναυσης του τόξου καθώς και τον καλύτερο χειρισμό του τόξου από τον ηλεκτροσυγκολλητή .Η χρήση τους παρατηρείται συνήθως σε συγκολλήσεις σταθερού ρεύματος και ορθής πολικότητας σε κράματα ανθρακούχων ανοξειδωτων χαλύβων καθώς και κραμάτων νικελίου .Η σκόνη που παράγουν κατά το τρόχισμα είναι ελαφρώς ραδιενεργή (7).

3) Ηλεκτρόδια βολφραμίου με λανθάνιο 1.3-1.7 (EWLa1.5) -Η συγκεκριμένη κατηγορία ηλεκτροδίων τείνουν να αντικαταστήσουν τα ηλεκτρόδια θορίου. Χαρακτηρίζονται από μεγάλη διάρκεια ζωής και καλή σταθερότητα τόξου. Χρησιμοποιούνται παράλληλα με την χρήση σταθερού αλλά και εναλλασσόμενου ρεύματος .

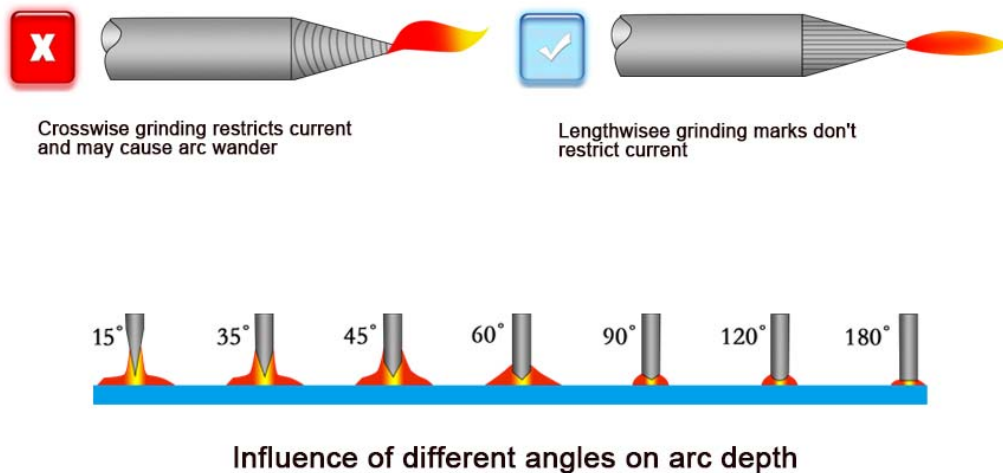
4) Ηλεκτρόδια βολφραμίου με Δημήτριο 1.8-2.2%(EWCe-2)-Τα συγκεκριμένα ηλεκτρόδια δημητρίου χρησιμοποιούνται κυρίως σε συνθήκες χαμηλής και σταθερής έντασης ρεύματος

.Παρουσιάζουν εύκολη έναυση του τόξου και χρησιμοποιούνται για την συγκόλληση ανοξείδωτων χαλύβων και σωλήνων.

5) Ηλεκτρόδια βολφραμίου με 0.15-0.40% ζirkόνιο (EWZr-1)-Χρησιμοποιούνται σε περιπτώσεις εναλλασσόμενου ρεύματος και προσδίδουν σχετικά σταθερό τόξο συγκόλλησης

6) Ηλεκτρόδια βολφραμίου με προσθήκη σπάνιων γαιών (EWD)-Περιέχουν συνδυασμό οξειδίων σπάνιων γαιών για την επίτευξη των επιθυμητών ιδιοτήτων . (7)

Πρέπει να τονίσουμε ότι η γωνία που σχηματίζει στο άκρο του το ηλεκτρόδιο βολφραμίου ,παίζει σπουδαίο ρόλο στην μορφή της διείδυσης ,εξού και το τρόχισμα που υφίστανται στη πριν την συγκόλληση αλλά και με διακοπή της διεργασίας της συγκόλλησης λόγω φθοράς του ηλεκτροδίου. Όταν η γωνία τροχίσματος είναι πολύ μικρή δημιουργείται μεγάλη πυκνότητα ρεύματος που συνοδεύεται από ηλεκτρομαγνητική στένωση του τόξου .Οπότε η διείδυση θα χαρακτηρίζεται από βάθος και στενότητα. Ενώ όταν η γωνία είναι αμβλεία τότε δεν παρατηρείται ηλεκτρομαγνητική στένωση αλλά ατελής διείδυση και μη συμπυκνωμένος πυρήνας πλάσματος .

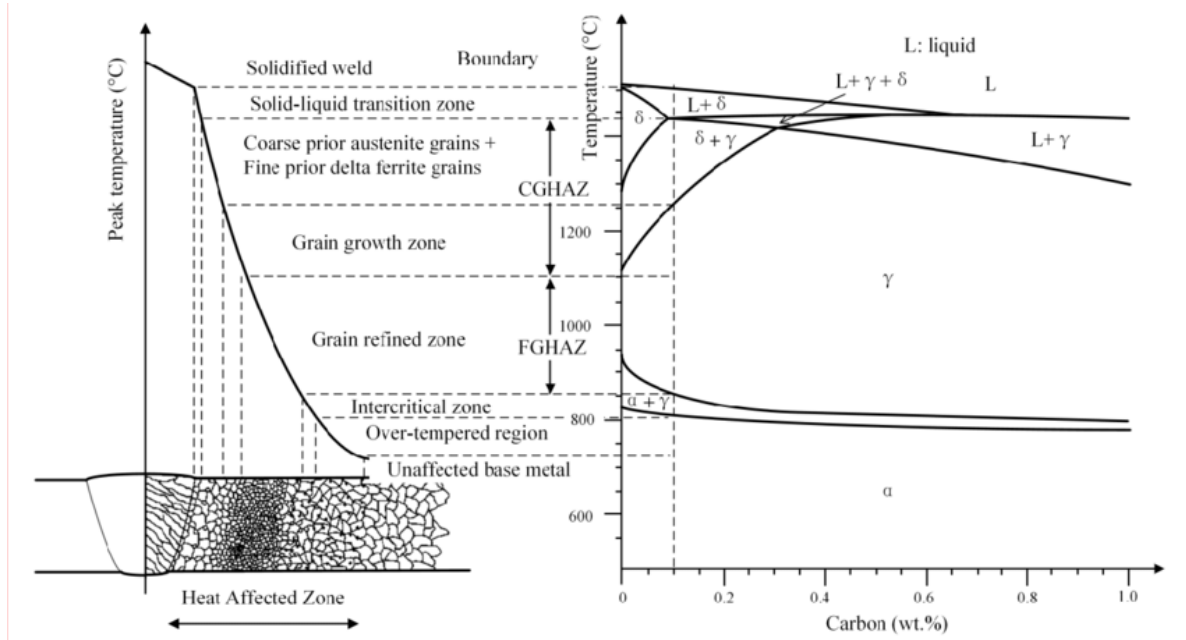


Εικόνα 12-Αναπαράσταση επιρροής γωνίας τροχίσματος στο τόξο συγκόλλησης.

Η μέθοδος TIG ως επι το πλείστον χαρακτηρίζεται από μεγάλη ακρίβεια ,δηλαδή επακριβή έλεγχο του τόξου και της λίμνης συγκόλλησης δίνοντας έτσι ισχυρές και ευπαρουσίαστες συγκολλήσεις .Επιπλέον παρέχει καλό έλεγχο των ιδιοτήτων λόγω της καλά ελεγχόμενης εναπόθεσης θερμότητας. Παράλληλα καθίσταται ως μία πολύ καθαρή μέθοδος χωρίς την αλλοίωση των επιφανειών ,με δυνατότητα συγκόλλησης έως πολύ λεπτών ελασμάτων λόγω του ελέγχου της θερμότητας εισόδου όπως προαναφέραμε. Τέλος παρέχει την δυνατότητα συγκόλλησης ανομοιογενών μετάλλων με διαφορετικό σημείο τήξης για όλα σχεδόν τα εύρη κραμάτων και καθιστά δυνατή την συγκόλληση χωρίς μέταλλο προσθήκης . Το γεγονός ότι οι τελικές συγκολλήσεις παρουσιάζουν την ίδια σχεδόν σύσταση σε σχέση με το μέταλλο βάσης ,μας δίνουν την δυνατότητα για την επίτευξη συγκολλήσεων μεγάλης αντοχής στην διάβρωση και μας καθιστούν την μέθοδο εφαρμόσιμη σε συγκολλήσεις υψηλών απαιτήσεων (7) (21) (20).

Στον αντίποδα η μέθοδος TIG είναι πολύ ευαίσθητη στην παρουσία ακαθαρσιών και σε περιπτώσεις που τα μέταλλα βάσης έχουν χαμηλό σημείο τήξης. Επίσης χαρακτηρίζεται ως ακριβή μέθοδος λόγω των αναλωσίμων που απαιτεί καθώς και δύσκολη στην μετακίνηση .Επιπλέον απαιτείται άριστη τεχνική από τον ηλεκτροσυγκολλητή και μεγάλη προσοχή στην επιμόλυνση της ζώνης τήξης από τηγμένα ψήγματα βολφραμίου ,γεγονός που καθιστά την συγκόλλησης ψαθυρή και εύθραυστη .Σε περίπτωση μη ικανοποιητικής προστασίας του αερίου τότε υπάρχει μεγάλη πιθανότητα μόλυνσης της λίμνης συγκόλλησης .Η συγκεκριμένη μέθοδος μεν αποτρέπει την δημιουργία εγκλεισμάτων και πόρων αλλά δεν μπορεί να αποτρέψει το φαινόμενο κατακρήμνισης καρβιδίων στα όρια των κόκκων των ισχυρά κραματωμένων ωστενιτικών χαλύβων (23) .

1.10 ΖΩΝΕΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ



Εικόνα 13-Αντιστοίχιση των διαφόρων ζωνών συγκόλλησης ενός κοινού ανθρακούχου χάλυβα με θερμοκρασιακές περιοχές στο διμερές διάγραμμα Fe-Fe₃C. (36)

Καθώς παρατηρούμε μακρογραφικά μία ραφή συγκόλλησης ,διακρίνουμε 4 κύριες ζώνες :

- 1) Το μέταλλο συγκόλλησης ή Ζώνη τήξης (Weld Metal –Fusion Zone)-ΜΣ
- 2) Την Ζώνη μερικής τήξης (Partially melted zone)-ZMT
- 3) Την θερμικά επηρεασμένη Ζώνη (Heat Affected Zone)-ΘΕΖ
- 4) Το μέταλλο βάσης (Base Metal)-MB

Το ΜΣ συνορεύει με την ZMT και αυτήν με την σειρά της με την ΘΕΖ όπως και παρατηρούμαι και στο Εικόνα 13. Οι τελευταίες 2 ζώνες χαρακτηρίζονται από παρόμοια χημική σύσταση με το μέταλλο βάσης για τον λόγο ότι δεν υφίστανται μεταλλουργικές προσθήκες όπως το μέταλλο της συγκόλλησης όπως και θα αναλύσουμε παρακάτω.

1) Το **ΜΣ** ενός καθαρού μετάλλου ή κράματος είναι η περιοχή, στην οποία έχει πραγματοποιηθεί τήξη λόγω θέρμανσης του υλικού πάνω από την θερμοκρασία τήξης/liquidus .Αποτελείται από μικρούς μεγέθους και έντονα προσανατολισμένους δενδρίτες οι οποίοι αναπτύσσονται λόγω ταχείας στερεοποίησης από την υγρή φάση του μετάλλου συγκόλλησης .Ο προσανατολισμός των δενδριτών ακολουθεί την διεύθυνση των ισόθερων καμπυλών καθώς και την διεύθυνση επαγωγής της θερμότητας. Το μέταλλο τήξης λόγω του ότι αρχικά τήκεται και στην συνέχεια στερεοποιείται ,παρουσιάζει διαφορετική δομή και ιδιότητες από το MB ,ακόμη και σε περιπτώσεις αυτογενών συγκολλήσεων .Επιπλέον η χημική σύσταση της ζώνης τήξης μπορεί να μεταβληθεί λόγω εξάχνωσης κάποιας κραματικής προσθήκης ,είτε λόγω της προσθήκης συνδετικού καταναλισκόμενου μετάλλου διαφορετικής χημικής σύστασης .Συνεπώς λόγω της διαφοράς της ζώνης τήξης και του μετάλλου βάσης δημιουργείται γαλβανικό στοιχείο μεταξύ των δύο αυτών ζωνών παράλληλα με το φαινόμενο του διαφορισμού το οποίο θα αναλυθεί παρακάτω. Στην πραγματικότητα η συγκόλληση τήξης είναι διαδικασία εκτός ισορροπίας η οποία επηρεάζεται άμεσα με τον ρυθμό ψύξης και στερεοποίησης .Επομένως θα πρέπει να ληφθούν υπόψιν οι παράγοντες όπως ακαθαρσίες/προσμίξεις, η αραίωση του αρχικού μετάλλου βάσης, οι μεγάλες θερμοκρασιακές διαφορές που παρατηρούνται κατά μήκος της συγκόλλησης, και οι οποίες πυροδοτούν αντιδράσεις και μετασχηματισμούς εκτός ισορροπίας, η ροή της θερμότητας και τέλος η πιθανή προθέρμανση του βασικού μετάλλου ή η μετέπειτα θέρμανση του συγκολλημένου μετάλλου (Pre-Post Weld heat treatment).

2) Η **ζώνη μερικής τήξης –ZMT** ενός συγκολλημένου δοκιμίου ονομάζεται η ζώνη η οποία οριοθετείται από το ΜΣ και την ΘΕΖ και περικλείει το μέταλλο της συγκόλλησης .Η ζώνη αυτή έχει υποστεί μερική ανάμιξη εφόσον οι δυνάμεις συναγωγής του λουτρού δεν μπορούν να υπερνικήσουν τις δυνάμεις της τριβής του ρευστού .Στην περίπτωση κατά την οποία συνιστάται η χρήση καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου διαφορετικής σύστασης από το μέταλλο βάσης ,τότε η σύσταση της ZMT παρουσιάζει σημαντικές διαφορές και είναι επιρρεπής σε φαινόμενα διάβρωσης. Στην περίπτωση συγκόλλησης καθαρών μετάλλων ,αποφεύγεται ο σχηματισμός ζώνης μερικής τήξης ή καθίσταται δυσδιάκριτη .Αντιθέτως στην περίπτωση μεταλλικών κραμάτων η καθαρών μετάλλων, η ζώνη μερικής τήξης είναι εμφανής και να φέρει ίχνη μερικής τήξης τα οποία δημιουργούνται λόγω της θερμοκρασιακής ανόδου του βασικού μετάλλου εντός θερμοκρασιακού εύρους liquidus και solidus .Το ποσοστό της υγρής

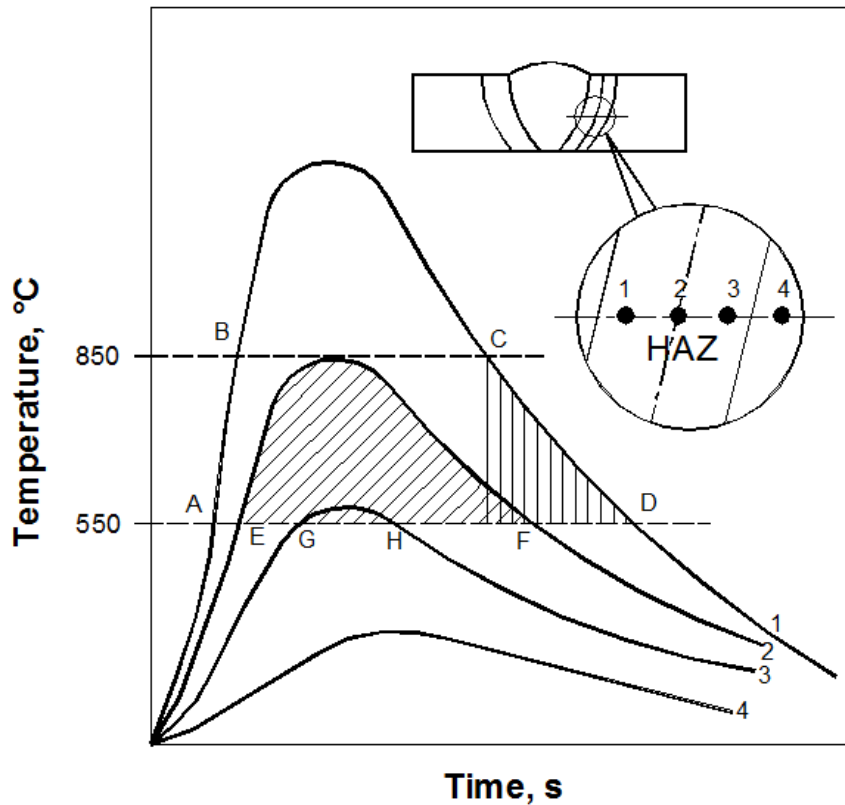
και της στερεής φάσης οι οποίες θα συνυπάρχουν αρχικά μετά την συγκόλληση, εξαρτάται με ανάλογη σχέση από το πόσο υψηλή είναι η θερμοκρασία στην οποία βρέθηκε το δοκίμιο.

3) Η ΘΕΖ δημιουργείται λόγω της θερμικής αγωγής-μεταφοράς θερμότητας από το ΜΣ προς το ΜΒ. Δηλαδή είναι η περιοχή του βασικού μετάλλου η οποία δεν τήκεται κατά την συγκόλληση και της οποίας η μικροδομή και η μηχανικές ιδιότητες εξαρτώνται από την θερμοκρασία που αναπτύσσεται κατά την διάρκεια της συγκόλλησης καθώς και από τους μηχανισμούς ισχυροποίησης του .Σε αυτήν την περιοχή πραγματοποιείται συνήθως ωστενιτοποίηση λόγω θέρμανσης .Κατά την απόψυξη στην περίπτωση των χαλύβων πραγματοποιούνται μετασχηματισμοί στερεάς φάσης ,οι οποίοι έχουν άμεση σχέση με την ταχύτητα απόψυξης, το είδος και την σύσταση του χάλυβα (κραματικά στοιχεία).Για αυτόν τον λόγο τα διαγράμματα TTT και ιδιαίτερα τα διαγράμματα CCT αποτελούν βασικά στοιχεία για την πρόβλεψη της μικροδομής των χαλύβων (7) .

Όπως και αναφέραμε, στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη αναπτύσσονται θερμοκρασίες αρκετά υψηλές έτσι ώστε να πραγματοποιούνται μετασχηματισμοί αλλά ταυτόχρονα και αρκετά χαμηλές ώστε να μην επιφέρουν την τήξη στον χάλυβα ($T < T_{\text{Solidus}}$). Επιπλέον ανάλογα την απόσταση τους από την εφαρμογή του ηλεκτρικού τόξου της συγκόλλησης ,το κάθε σημείο της ΘΕΖ υφίσταται διαφορετικό θερμικό κύκλο ο οποίος χαρακτηρίζεται από την μέγιστη θερμοκρασία και τον ρυθμό ψύξης .Επομένως παρατηρούνται διαφορετικά χαρακτηριστικά μικροδομής και άλλη επιδεκτικότητα σε διάβρωση στο κάθε σημείο.

Στην περίπτωση συγκόλλησης ενός κράματος ή ενός καθαρού μετάλλου που δεν παρουσιάζει αλλοτροπικό μετασχηματισμό όπως αρκετοί ανοξείδωτοι ωστενιτικοί και όλοι οι υπερωστενιτικοί χάλυβες ,τότε στην ΘΕΖ **παρατηρείται αύξηση του μεγέθους των κόκκων** που οδηγεί σε μείωση της σκληρότητας και του ορίου διαρροής ,μείωση της δυσθραυστότητας και της ολκιμότητας καθώς και μείωση της αντοχής σε διάβρωση .Σε περίπτωση που το κράμα εμφανίσει αλλοτροπικό μετασχηματισμό θα πρέπει να εξεταστούν οι μετασχηματισμοί ,τόσο κατά την θέρμανση όσο και κατά την ψύξη.

Στην περίπτωση συγκολλήσεων ανθρακούχων χαλύβων ,η ΘΕΖ διαχωρίζεται σε περιοχές οι οποίες εμφανίζουν διαφορετικά μεταλλουργικά φαινόμενα ανάλογα με την θερμοκρασία στην οποία έχει εκτεθεί η κάθε υποπεριοχή όπως και παρατηρούμε στο Εικόνα 13.



Διάγραμμα 15-Αναπαράσταση θερμικών κύκλων των σημείων της ΘΕΖ ενός ανοξείδωτου ωστενιτικού χάλυβα (37) .

Επιπλέον στην ΘΕΖ μπορούν να λάβουν χώρα και περιπτώσεις ρωγματώσεων ,όπως το φαινόμενο της ψυχρής ρωγμάτωσης ή ψαθυροποίησης Υδρογόνου (cold cracking) σε περίπτωση ύπαρξης μαρτενσίτη ,η ρωγμάτωση επαναθέρμανσης και η ρωγμάτωση διαστρωμάτωσης .Οι ρωγματώσεις αυτές επηρεάζουν άμεσα τις μηχανικές ιδιότητες των συγκολλήσεων και απαιτούνται ειδικές διαδικασίες συγκόλλησης για την αποφυγή τους (4) .

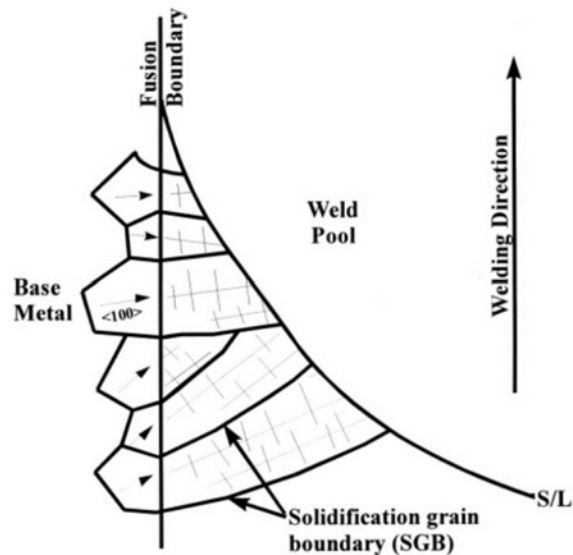
Οι διαδικασίες περιλαμβάνουν μεταξύ άλλων την προθέρμανση (preheating-Pre Weld Heat Treatment) για την μείωση του ρυθμού ψύξης ,την χρήση ηλεκτροδίων χαμηλού υδρογόνου, την χρήση ειδικών ανοξείδωτων ηλεκτροδίων χαμηλού άνθρακα καθώς και θερμικές κατεργασίες οι οποίες λαμβάνουν χώρα μετά την συγκόλληση (Post Weld Heat Treatments),οι οποίες έχουν ως σκοπό την είτε την εκτόνωση των παραμενουσών τάσεων ,είτε την διαμόρφωση της τελικής μικροδομής και συνεπώς της ολκιμότητας και της μηχανικής αντοχής της συγκόλλησης.

1.11 ΣΤΕΡΕΟΠΟΙΗΣΗ ΚΑΙ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

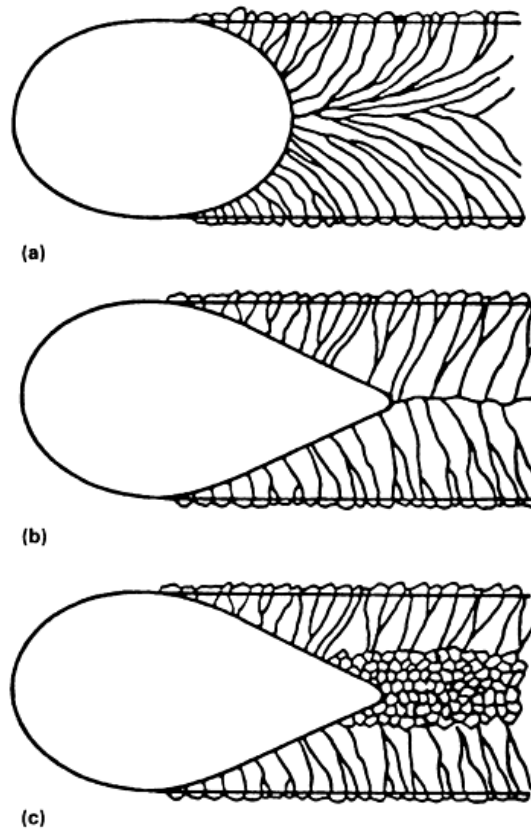
Ο χάλυβας 17-7 PH ,για τον οποίο διεξήχθη και η πειραματική διαδικασία αυτής της διπλωματικής άσκησης ,χαρακτηρίζεται ως ένας ωστενιτικός –ωστενιτοφερριτικός χάλυβας με χαρακτηριστικά σκλήρυνσης με κατακρήμνιση σε μαρτενσιτική όμως φάση, καθώς η αρχική μορφή του μετά από ανόπτηση και ψύξη είναι ωστενιτική συνοδευόμενη με ένα ποσοστό δ-φερρίτη . Λόγω αυτού του γεγονότος θα ήταν δόκιμο να εξετάσουμε αρχικά την μικροδομή που προκύπτει από την στερεοποίηση και συνεπώς την μικροδομή μετέπειτα από την συγκόλληση των γενικά χαρακτηριζόμενων **ωστενιτικών χαλύβων** ,σε συνδυασμό της βοήθειας των διαγραμμμάτων πρόβλεψης μικροδομών και ποσοστού δ-φερρίτη .

Η στερεοποίηση των ωστενιτικών χαλύβων ξεκινάει κατερχόμενοι στην θερμοκρασία liquidus, όταν οι πρώτοι πυρήνες αρχίζουν να σχηματίζονται και ολοκληρώνεται στην θερμοκρασία solidus. Οι θερμοκρασίες liquidus και solidus εξαρτώνται από την σύσταση του αντίστοιχου κράματος. Κάθε κράμα δηλαδή παρουσιάζει μοναδικές θερμοκρασίες εύρους στερεοποίησης ανάλογα με την περιεκτικότητα σε κραματικές προσθήκες στοιχείων .Η διαμόρφωση και η ανάπτυξη των κόκκων ξεκινάει με τον σχηματισμό των πρώτων πυρήνων σε θέσεις υψηλής ενέργειας όπως προαναφέραμε ,σε θερμοκρασία ίση η μικρότερη της θερμοκρασίας liquidus, στην διεπιφάνεια στερεού-υγρού. Το υλικό γύρω από την εστία πυρηνοποίησης, αρχίζει να στερεοποιείται μεταπέφτοντας σε χαμηλότερη ενεργειακή κατάσταση δίνοντας ώθηση για την ανάπτυξη του κόκκου η οποία λαμβάνει χώρα σε κάθετη κατεύθυνση σε σχέση με την διεπιφάνεια στερεού υγρού .Εάν σχηματιστεί τυχαία μία προεξοχή στην διεπιφάνεια στερεού-υγρού λόγω τοπικής μεταβολής της ταχύτητας στερεοποίησης. Με την πρόοδο της στερεοποίησης και λόγω της αρνητικής θερμοκρασιακής κλίσης στο υγρό ,η απαγωγή της θερμότητας πραγματοποιείται πιο αποτελεσματικά από την επίπεδη γειτονική επιφάνεια ,έτσι η ταχύτητα ανάπτυξης της τυχαίας προεξοχής θα μεγαλώσει .Έτσι η διεπιφάνεια με την πρόοδο του φαινομένου παρουσιάζει όλο και περισσότερες προεξοχές καθώς και δευτερογενείς και τριτογενείς αυτών. Το σχηματιζόμενο στερεό ονομάζεται **δενδρίτης** όπως θα παρατηρήσουμε στην Εικόνα 16 .

Η ανάπτυξη των κόκκων κατά την διάρκεια την συγκόλλησης ,παρατηρείται ότι διατηρεί τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό του πρωταρχικού κόκκου λόγω της επιταξιακής πυρηνοποίησης και λόγω της ανταγωνιστικής ανάπτυξης τους .Η ανταγωνιστική ανάπτυξη των κόκκων είναι αποτέλεσμα της τάσης για ανάπτυξη σύμφωνα με συγκεκριμένες κρυσταλλογραφικές διευθύνσεις του αρχικού κόκκου, λόγω της χαμηλής ενέργειας που απαιτείται για την ανάπτυξη. Με άλλα λόγια λόγω της μεγαλύτερης ενέργειας εξαιτίας πυκνότητας που χαρακτηρίζει τις συγκεκριμένες διευθύνσεις ,τις καθιστά πιο ικανές για την ανάπτυξη των κόκκων λόγω του ότι το ενεργειακό φράγμα πυρηνοποίησης και ανάπτυξης έχει σχεδόν συμπληρωθεί από την προ υπάρχουσα ενέργεια .Οι αναπτυσσόμενοι κόκκοι σε αυτές τις διευθύνσεις υπερτερούν άλλων κόκκων που αναπτύσσονται σε διαφορετικές διευθύνσεις, με αποτέλεσμα την αποτροπή ανομοιόμορφης ανάπτυξης .Ο προσανατολισμός της διεπιφάνειας στερεού-υγρού και της ανάπτυξης των κόκκων εξαρτάται από μορφολογία της λίμνης του τήγματος της συγκόλλησης η οποία επηρεάζεται από το ποσό της θερμότητας που εφαρμόζεται ,από την ροή της θερμότητας και τον τρόπο απαγωγής/επαγωγής καθώς και από την ταχύτητα της συγκόλλησης. Η ανάπτυξη των κόκκων και η μετακίνηση της διεπιφάνειας στερεού υγρού παρουσιάζεται στην παρακάτω εικόνα .



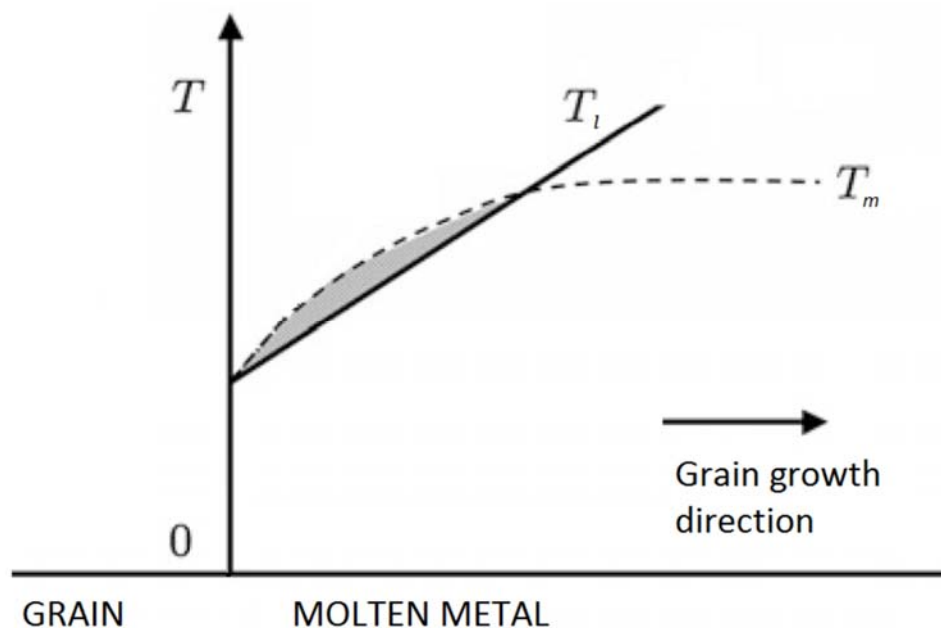
Εικόνα 14-Επιταξιακή και ανταγωνιστική ανάπτυξη στην ζώνη τήξης της συγκόλλησης (38) .



Εικόνα 15-Επιρροή ταχύτητας συγκόλλησης στην μορφή της ζώνης τήξης .(a) Μικρή τιμή θερμότητας σε συνδυασμό με χαμηλή ταχύτητα συγκόλλησης δημιουργώντας μία ελλειπτική μορφολογία λίμνης συγκόλλησης, (b) υψηλή ταχύτητα και υψηλή θερμότητα συγκόλλησης ,(c) πολύ μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης και υψηλή θερμότητα ,μορφολογία λίμνης συγκόλλησης σε σχήμα 'δακρύου ' και δευτερογενής πυρηνοποίηση και φύτευση στο κέντρο την ζώνης συγκόλλησης (2) .

Η συνεχής στερεοποίηση της συγκόλλησης απαιτεί η θερμοκρασία του υγρού μετάλλου μπροστά από την διεπιφάνεια στερεού-υγρού, να είναι σε χαμηλότερη θερμοκρασία από την liquidus. Η υπέρψυξη της διεπιφάνειας μπορεί να πραγματοποιηθεί με δύο τρόπους: Ο πρώτος τρόπος περιγράφει την απαγωγή της θερμότητας μέσω της στερεοποίησης των κόκκων ,και ο δεύτερος τρόπον την απαγωγή της θερμότητας μέσω της στερεοποίησης αλλά και την μετάδοση της στο υγρό μέταλλο αντίστοιχα . Ο πρώτος τρόπος συμβαίνει σε περίπτωση που η θερμοκρασία του υγρού μπροστά από την διεπιφάνεια είναι κάτω από την θερμοκρασία liquidus. Ο δεύτερος τρόπος πραγματοποιείται όταν και οι αναπτυσσόμενοι κόκκοι αλλά και το υγρό βρίσκονται σε θερμοκρασίες μικρότερες της liquidus. Αυτό το είδος της υπέρψυξης είναι το χαρακτηριστικό της δενδριτικής ανάπτυξης .

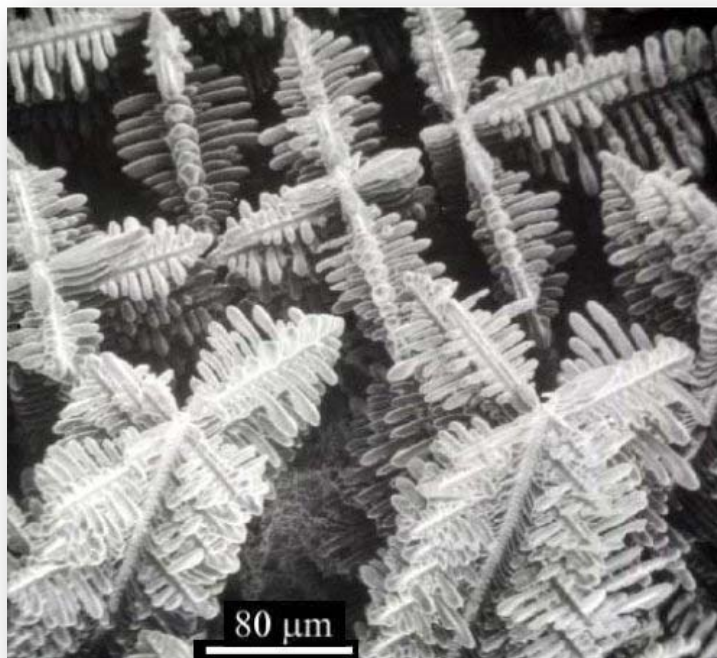
Η **συστασιακή υπέρψυξη** είναι φαινόμενο συνδεδεμένο με την ανάπτυξη των κόκκων στις συγκολλήσεις κραματωμένων χαλύβων κατά την διάρκεια της στερεοποίησης . Προκειμένου να αναπτυχθούν, οι κόκκοι "καταναλώνουν" κραματικά στοιχεία απορροφώντας τα από υγρό μέταλλο ,προκαλώντας μεταβολή στην σύσταση του υγρού μετάλλου κοντά στην διεπιφάνεια στερεού-υγρού (μικροδιαφορισμός). Το σημείο τήξης της υγρής φάσης κοντά στην διεπιφάνεια όπως αναφέραμε είναι μικρότερο σε σχέση με αυτό της υγρής φάσης σε μεγαλύτερη απόσταση μέσα στην λίμνη συγκόλλησης, επειδή οι θερμοκρασίες solidus και liquidus του κράματος εξαρτώνται από την περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία. Η θερμοκρασία του υγρού μετάλλου T_l είναι μικρότερη από την θερμοκρασία τήξης T_m ,ενεργοποιώντας έτσι την ανάπτυξη των κόκκων στην υγρή φάση σε σχέση με την διεπιφάνεια στερεού-υγρού.



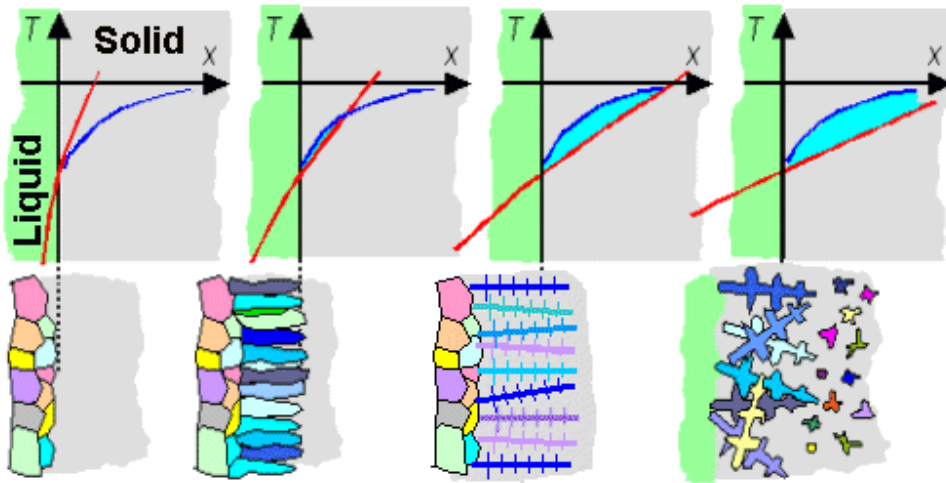
Διάγραμμα 16-Αναπαράσταση συστασιακής υπέρψυξης.

Όπως παρατηρούμε στην Εικόνα 15, στο (a) για μικρή ταχύτητα συγκόλλησης, η γεωμετρία της λίμνης είναι σχεδόν κυκλική ,ενώ η ταχύτητα σε στερεοποίησης μεταβάλλεται από σημείο σε σημείο της διεπιφάνειας στερεού υγρού. Η μεταβολή του μεγέθους της ταχύτητας

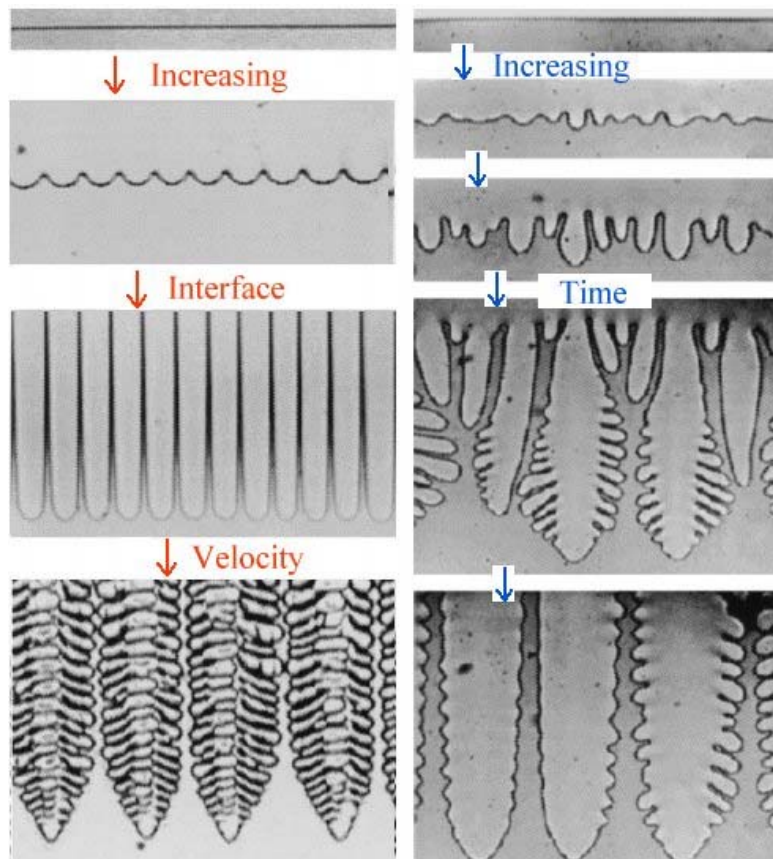
στερεοποίησης επιφέρει μία αντίστοιχη μεταβολή στην μορφολογία στερεοποίησης .Λόγω της συστασιακής υπέρψυξης ,το επίπεδο μέτωπο διασπάται σε δενδρίτες και η αποκτωμένη μικροδομή ονομάζεται **κιονοειδής**, δηλαδή κατευθυντική ανάπτυξη αντίθετα στην διεύθυνση της θερμοροής ,κάθεται στην διεύθυνση της συγκόλλησης χαρακτηριζόμενη από δομή σχάματος "κολώνας". (b) Όταν η ταχύτητα της συγκόλλησης είναι μεγάλη, με αποτέλεσμα να μην υπάρχει μεταβολή στην φορά της ταχύτητας στερεοποίησης στην περιφέρεια της λίμνης συγκόλλησης. Έτσι δημιουργείται δενδριτική ,κιονοειδής δομή χωρίς μεταβολή στην διεύθυνση ανάπτυξης. (c) Η ακόμα μεγαλύτερη ταχύτητα συγκόλλησης έχει ως αποτέλεσμα την δημιουργία **ισοσαξονικής** δομής στο κέντρο της συγκόλλησης ,δηλαδή την ταυτόχρονη πυρήνωση πολλών κρυστάλλων στο υγρό κάτω από συνθήκες συστασιακής υπέρψυξης είτε από την θραύση κλάδων των δενδριτών από την ανάδευση του υγρού .Αυτό συντελεί στην άτακτη ανάπτυξη των δενδριτών χωρίς κάποιο συγκεκριμένο προσανατολισμό. Η μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης συντελεί στο φαινόμενο του μικροδιαφορισμού κραματικών στοιχείων και στην εμφάνιση ήπιας θερμοκρασιακής κλίσης προκαλώντας έτσι συστασιακή υπέρψυξη και φαινόμενο δημιουργίας καινούργιων κόκκων (πυρηνοποίηση και φύτρωση).



Εικόνα 16-Δενδριτική ανάπτυξη και μορφολογία . (1)

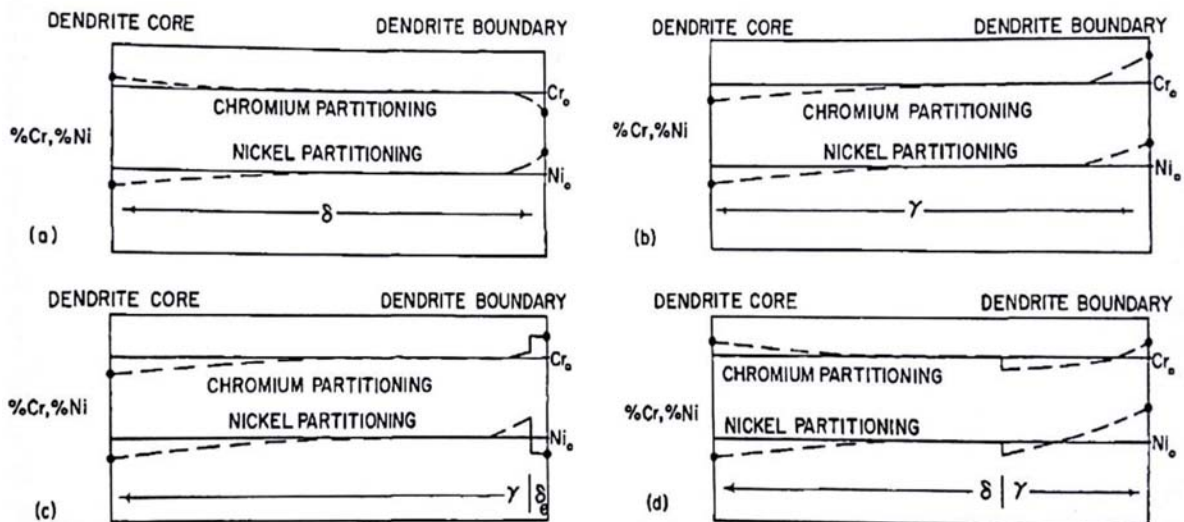


Εικόνα 17-Βαθμός συστασιακής υπέρψυξης και επιρροή στον τρόπο στερεοποίησης. (39)



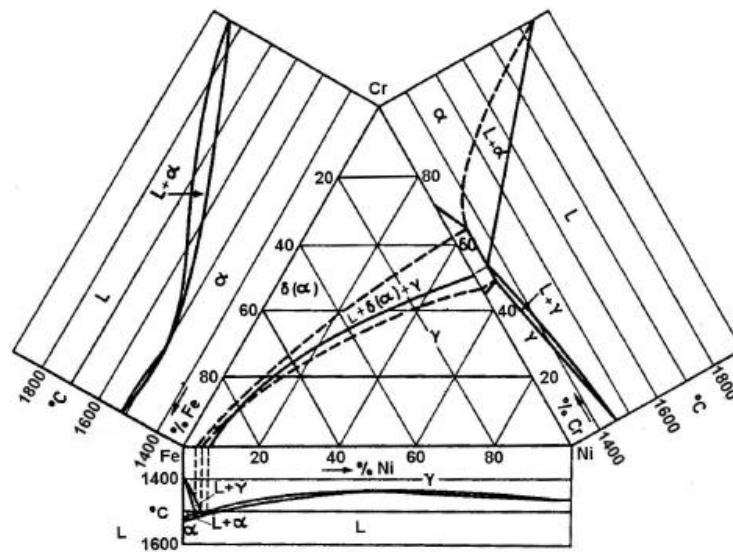
Εικόνα 18-Επιρροή της ταχύτητας και του χρόνου στην ανάπτυξη και μορφολογία των κόκκων (39)

Ένα άλλο σημαντικό φαινόμενο που θα πρέπει να εξετάσουμε πριν να εμβαθύνουμε, είναι αυτό του κραματικού διαφορισμού στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες. Οι συγκεντρώσεις των στοιχείων προσθήκης και των ακαθαρσιών ποικίλουν ανάμεσα στην υγρή και στην στερεή φάση κατά την διάρκεια της στερεοποίησης της συγκόλλησης. Οι ταχύτητες ψύξης κατά την συγκόλληση είναι τόσο μεγάλες που δεν επιτρέπουν την ομογενή στερεοποίηση του τήγματος, προκαλώντας έτσι κραματικό διαφορισμό κατά την διαδικασία στερεοποίησης. Οι διαφορές στις συγκεντρώσεις των κραματικών στοιχείων ανάμεσα την υγρή και στην στερεή κατάσταση, αυξάνονται καθώς οι δημιουργούμενες φάσεις ωστενίτη και φερρίτη "καταναλώνουν" και απορροφούν κραματικό φορτίο από το υγρό μέταλλο. Ο διαφορισμός διαφορετικών κραματικών στοιχείων μεταβάλλεται ανάλογα στο είδος στερεοποίησης όπως θα αναλύσουμε παρακάτω. Όπως είναι και αναμενόμενο η ωστενιτική φάση απορροφάει γ-φερρογόνα και η φερριτική α-φερρογόνα συντελώντας σε σταθεροποίηση των φάσεων μετά από ένα σημείο ανάλογα και με τις υπόλοιπες συνθήκες.



Διάγραμμα 17-Μικροδιαφορισμός του Ni και του Cr ανάλογα με τον τρόπο στερεοποίησης (α) Πλήρης φερριτική στερεοποίηση, (b) Πλήρης ωστενιτική στερεοποίηση, (c) κύρια ωστενιτική και φερριτική στερεοποίηση, (d) Κύρια φερριτική και ωστενιτική στερεοποίηση (41).

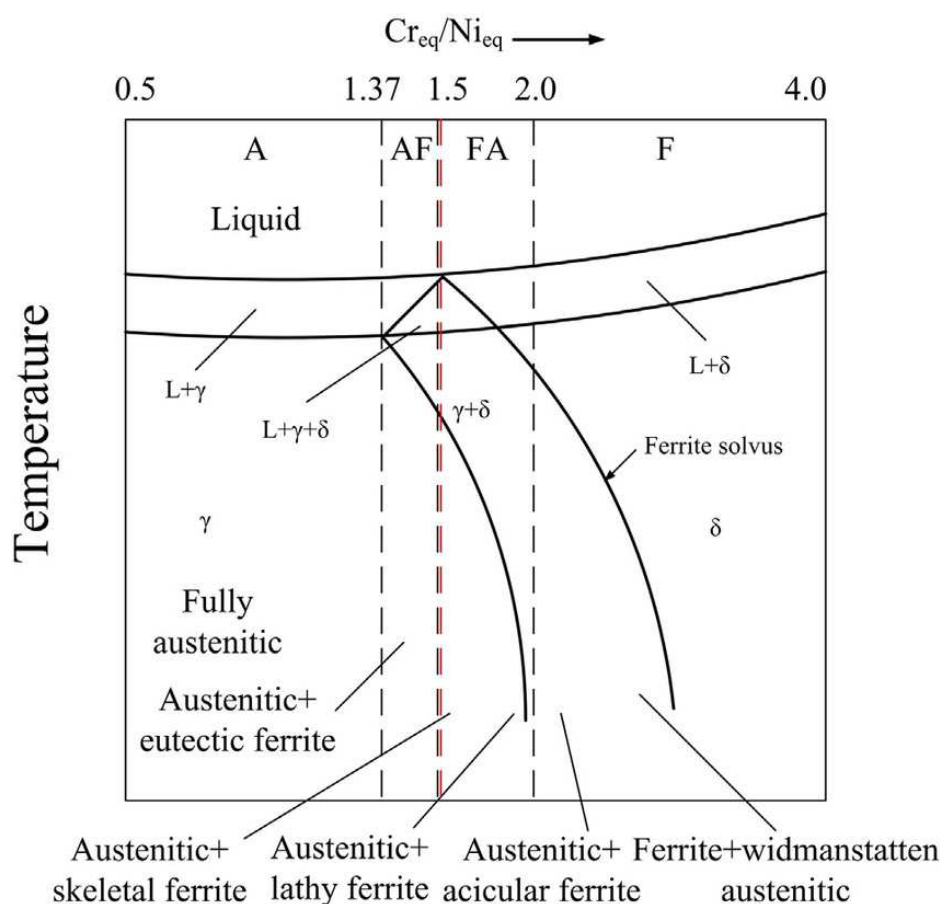
1.11.1 ΚΑΤΗΓΟΡΙΕΣ ΣΤΕΡΕΟΠΟΙΗΣΗΣ ΣΤΗΝ ΖΩΝΗ ΤΗΞΗΣ



Διάγραμμα 18-Τριμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni στο οποίο παρουσιάζονται οι προβολές των γραμμών solidus και liquidus μαζί με τα αντίστοιχα διμερή διαγράμματα. (22)

Για να κατανοήσουμε στη συνέχεια την συμπεριφορά των συγκολλήσεων των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων, πρέπει να μελετήσουμε την το τριμερές σύστημα του Fe-Cr-Ni. Οι προβολές των περιοχών του εύρους στερεοποίησης solidus και liquidus καθώς και τα αντίστοιχα διμερή διαγράμματα παρουσιάζονται στο Διάγραμμα 18-Τριμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni στο οποίο παρουσιάζονται οι προβολές των γραμμών solidus και liquidus μαζί με τα αντίστοιχα διμερή διαγράμματα. . Η Το διάγραμμα Fe-Cr είναι ισόμορφο για θερμοκρασίες κάτω από το θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης. Το σύστημα του Fe-Ni παρουσιάζει μία ευκτική αντίδραση στους 1345 °C και σε περιεκτικότητα σε Ni , 49%. Στο ίδιο διάγραμμα η φάση του δ-φερρίτη στην μεριά του Fe, δημιουργεί έναν περιτηκτικό βρόγχο μικρού εύρους και μετέπειτα παρατηρείται πλήρης διαλυτότητα του Ni μέχρι και περιεκτικότητα της τάξης του 100%. Η προβολή της γραμμής τήξης (liquidus) στο τριμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni, ξεκινάει στο περιτηκτικό σημείο στο εμπεριέχον διάγραμμα Fe-Ni ($\delta + L \leftrightarrow \gamma$) και στην συνέχεια σε κατώτερο σημείο πραγματοποιείται η ευκτική αντίδραση ($L \leftrightarrow \delta + \gamma$) στο σύστημα Cr-Ni αντίστοιχα. Στα σημεία του τριμερούς διαγράμματος τα οποία είναι πλούσια σε Cr και Ni παρατηρείται μία ευκτική αντίδραση στους 1300 °C .Όπως θα δούμε στην συνέχεια όλα τα ψευδοδιμερή διαγράμματα παρουσιάζουν ευκτικά " τρίγωνα " ($L + \gamma + \delta$), τα οποία υποδεικνύουν τις περιοχές όπου συνυπάρχουν και οι τρεις φάσεις.

Η αρχική φάση στερεοποίησης λοιπόν, καθορίζεται από την θέση του κράματος, όσο αναφορά την διεπιφάνεια τήγματος-στερεού, η οποία κάτω από συνθήκες ισορροπίας οδεύει προς την ευτικτική-περιτηκτική αντίδραση προτού ολοκληρωθεί η στερεοποίηση. Οι περισσότερες συστάσεις των οστενιτικών χαλύβων σε μεγάλο εύρος χρήσεων, προβλέπονται από την κάθετη τομή του διαγράμματος Fe-Cr-Ni και στο τμήμα που περιέχει 70% Fe. Το συγκεκριμένο ψευδοδιμερές σύστημα μας δίνει την δυνατότητα πρόβλεψης των πρωταρχικών φάσεων και διαδικασιών στερεοποίησης ανάλογα με τις συστάσεις $Ni_{eq}-Cr_{eq}$. Παρατηρούμε τις τριφασικές και διφασικές περιοχές καθώς και τους μετασχηματισμούς που παρουσιάζονται στο Διάγραμμα 19.



Διάγραμμα 19-Ψευδοδιμερές, τομές του τριμερούς διαγράμματος Fe-Cr-Ni και πρόβλεψη τρόπων στερεοποίησης: A,AF,FA,F.

Τέσσερις κύριες ευδιάκριτες κατηγορίες μπορούμε να διακρίνουμε με βάση τον τρόπο στερεοποίησης ανάλογα την πρωτογενή φάση που σχηματίζεται και τις ακόλουθες φάσεις που

σχηματίζονται → Την ωστενιτική (A), την ωστενιτική-φερριτική ή κύρια ωστενιτική (AF), την φερριτική-ωστενιτική ή κύρια φερριτική (AF) και τέλος την φερριτική (F). Στο παραπάνω διάγραμμα μπορούμε να παρατηρήσουμε το ευκτικτικό τρίγωνο (L+δ+γ). Τα εύρη περιεκτικότητας στα οποία προκύπτουν οι ανώτερες κατηγορίες παρουσιάζονται στο παραπάνω διάγραμμα καθώς και στο Διάγραμμα 14-WRC 92, στο οποίο παρουσιάζεται και το ποσοστό του προβλεπόμενου περιεχόμενου δ-φερρίτη όπως και στο διάγραμμα Schaeffler. Τα κράματα τα οποία στερεοποιούνται κατά την κατηγορία A, δηλαδή αριστερά και έξω από το ευκτικτικό τρίγωνο στην πλούσια σε Νί περιοχή του διαγράμματος, στερεοποιούνται σχηματίζοντας πρωτογενή ωστενίτη ο οποίος παραμένει σταθερός μέχρι την θερμοκρασία δωματίου (A). Πιο δεξιά στο διάγραμμα, με την πρόοδο της στερεοποίησης αναπτύσσονται ωστενιτικοί δενδρίτες ενώ σχηματίζεται ευκτικτικός δ-φερρίτης στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης όταν η ψύξη εισέλθει στο ευκτικτικό τρίγωνο. Ο δ-φερρίτης αναπτύσσεται ανάμεσα στους πρωτογενείς και δευτερογενείς δενδριτικούς κλάδους (**ενδοδενδριτικός φερρίτης**) λόγω της συγκέντρωσης μεγαλύτερων περιεκτικότητας α-φερρογόνων στις συγκεκριμένες περιοχές. Αυτή η στερεοποίηση λαμβάνει χώρα για συστάσεις στο αριστερό μέρος του ευκτικτικού τριγώνου και χαρακτηρίζεται από πρωτογενή φάση ωστενίτη (**primary austenite solidification**) ή αναφέρεται ως τύπου **AF (Austenite-Ferrite)** (40).

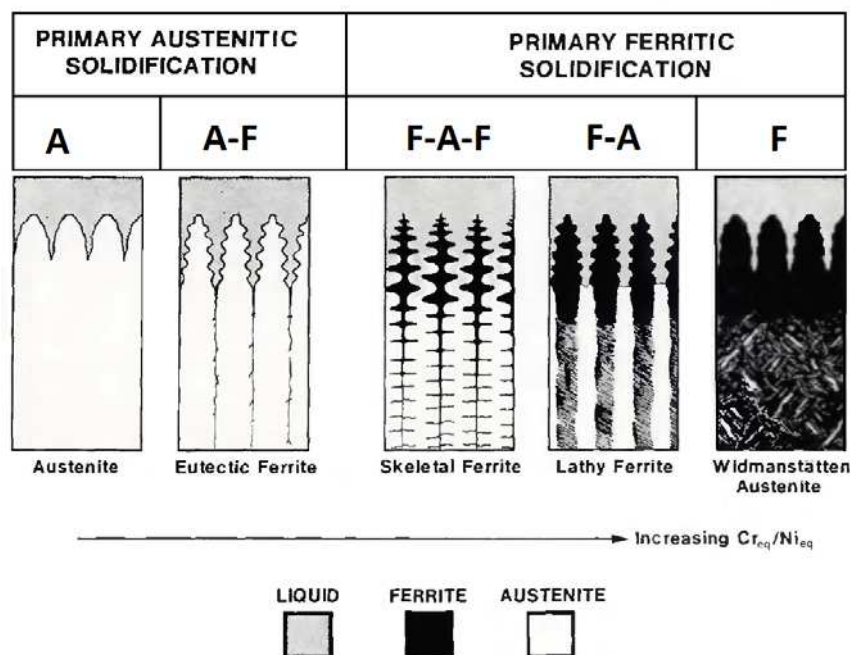
Ακριβώς δεξιά από την μύτη αλλά για περιοχές που εκτείνονται **μέσα στο ευκτικτικό τρίγωνο** (41), οι συστάσεις αυτές σχηματίζουν δ-φερρίτη ως πρωτογενή φάση στερεοποίησης αλλά κατά την απόψυξη σχηματίζεται κάποια ποσότητα ωστενίτη στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης. Αυτό το είδος χαρακτηρίζεται από πρωτογενή φάση φερρίτη (**primary ferrite solidification**) ή αλλιώς **FA (Ferritic-Austenitic)**. Μετά το πέρας της στερεοποίησης, περαιτέρω απόψυξη προκαλεί μετασχηματισμό στερεάς κατάστασης του δ-φερρίτη σε ωστενίτη σύμφωνα με τις συνθήκες ισορροπίας, αλλά σε συνθήκες συγκόλλησης λόγω της γρήγορης απόψυξης, στο κράμα παρουσιάζεται μια ποσότητα παραμένου δ-φερρίτη ο οποίος "απέφυγε" τον μετασχηματισμό. Ο ωστενίτης "καταναλώνει" τον προυπάρχον φερρίτη μέσω διάχυσης στοιχείων σε βάθος τέτοιο ώπου ο εναπομείναντας φερρίτης είναι εμπλουτισμένος, λόγω συγκέντρωσης και διαφορισμού κραματικών στοιχείων, με κυρίως α-φερρογόνα στοιχεία και μικρή περιεκτικότητα γ-φερρογόνων, γεγονός που τον καθιστά σταθερό σε χαμηλές θερμοκρασίες. Όπως θα εξετάσουμε και παρακάτω οι μορφολογίες του φερρίτη εξαρτώνται από την αναλογία $C_{T_{eq}} / Ni_{eq}$ και από την ταχύτητα της απόψυξης ειδικά

και στις περιπτώσεις των συγκολλήσεων. Στην περίπτωση της FA, οι κεντρικές περιοχές των φερριτικών δενδριτικών κλάδων, οι οποίοι σχηματίζονται στην αρχή της στερεοποίησης είναι πλουσιότερες από τα άκρα των δενδριτών σε Cr. Μετά το τέλος της στερεοποίησης, πραγματοποιείται ψύξη στην διφασική περιοχή δ+γ, όπου μετασχηματίζονται τα άκρα των δενδριτών σε ωστενίτη, αφήνοντας τον φερρίτη στο κέντρο-“σκελετό” των κλάδων. Ο φερρίτης αυτός ονομάζεται **σκελετοειδής (skeletal ferrite)** ή αλλιώς και **vermicular ferrite**. Εκτός από τον σκελετοειδή φερρίτη, είναι δυνατόν όλος ο δενδριτικός κλάδος να σχηματιστεί με την μορφή πλακοειδών ραβδώσεων (**lathy ferrite**) (23). Η στερεοποίηση FA μπορεί οδηγήσει και σε μία άλλη κατηγορία στερεοποίησης. Αυτό το γεγονός συμβαίνει λόγω της ασυμμετρίας της διφασικής περιοχής που παρατηρούμε στο Διάγραμμα 19, δηλαδή παρατηρείται από τα κράματα που ανήκουν στην FA και στην F να διαπερνούν την διφασική περιοχή δ+γ και να ξαναμπάνουν στην μονοφασική περιοχή γ ή δ αντίστοιχα. (40) Επιπλέον υπάρχει η δυνατότητα σχηματισμού μικρής ποσότητας δ-φερρίτη στο τέλος της στερεοποίησης λόγω του διαφορισμού των κραματικών στοιχείων στην υγρή φάση κατά την διάρκεια σχηματισμού του ωστενίτη από τον αρχικό πρωτογενή δ-φερρίτη (FA-F).

Τέλος τα κράματα με σύσταση δεξιά από την περιοχή του ευκτικτικού τριγώνου στο Διάγραμμα 19, παρουσιάζουν πλήρη φερριτική στερεοποίηση, με την εμφάνιση δ-φερρίτη ως πρωτογενή φάση στερεοποίησης. Μετά το πέρας της στερεοποίησης, πραγματοποιείται στην μικρόδομη μετασχηματισμός στερεής κατάστασης την πρωτογενής φάσης του δ-φερρίτη σε ωστενίτη, μέσω φαινομένου της διάχυσης στην στερεά κατάσταση. Ο δ-φερρίτης μετασχηματίζεται σε ένα ποσοστό, σε αρκετά χαμηλές θερμοκρασίες **άνευ** ευκτικτικής αντίδρασης. Υψηλές αναλογίες Cr_{eq} / Ni_{eq} συντελούν στην προώθηση σχηματισμού φερριτικής μικροδομής με περιεχόμενο ωστενίτη (Widmstätten Austenite). Η στερεοποίηση τύπου **F (solidification mode F)** παρατηρείται αρκετά σπάνια στους χάλυβες.

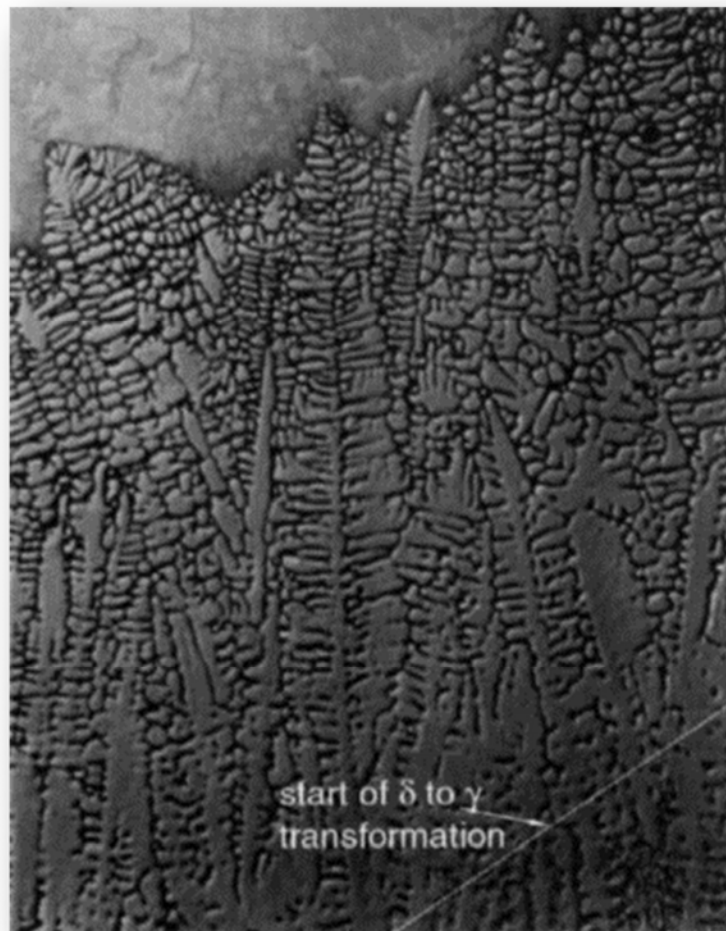
Πιο αναλυτικά, κατά την διάρκεια των συγκολλήσεων δεν επικρατούν συνθήκες θερμοδυναμικής ισορροπίας και συνεπώς το φαινόμενο του κραματικού διαφορισμού είναι η κινητήρια δύναμη για τις μεταβολές των φάσεων και των συστάσεων τους. Σε πλήρως ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες, οι ενδοδενδριτικές περιοχές είναι εμπλουτισμένες τόσο σε Cr όσο και σε Ni, καθώς στον τύπο AF παρατηρείται παραπάνω εμπλουτισμός σε ποσότητα Cr και μείωση της ποσότητας Ni σε αντίστοιχες περιοχές. Ο φερρίτης πυρηνοποιείται στις περιοχές πλούσιες σε Cr και φτωχές σε Ni ως μετασταθή φάση. Στις

στερεοποιήσεις τύπου FA,F, ο φερριτικός δενδρίτης είναι στο κέντρο του εμπλουτισμένος σε Cr και φτωχός σε Ni. Ο διαφορισμός του Cr στον φερρίτη και του Ni στον ωστενίτη κατά την διάρκεια της στερεοποίησης, παίζουν σπουδαίο ρόλο στην επιθυμητή σταθεροποίηση, σε ένα ποσοστό, του δ-φερρίτη στο σημείο που λαμβάνουν χώρα μετασχηματισμοί στερεάς κατάστασης (42). Στα FA,F είδη στερεοποίησης, 70-100% δ-φερρίτης μπορεί να σχηματιστεί κατά το πέρας της στερεοποίησης, οποίος μετασχηματίζεται στην πορεία σχεδόν πλήρως σε ωστενίτη με μετασχηματισμό που λαμβάνει χώρα σε στερεά κατάσταση. Για συγκολλήσεις με αναλογίες $C_{req}/Ni_{eq} > 3$, αμέσως μετά την στερεοποίηση, η φάση που παρατηρείται είναι αυτή του δ-φερρίτη, η οποία στην συνέχεια μετασχηματίζεται εν μέρη σε ωστενίτη (22). Σε αναλογίες $C_{req}/Ni_{eq} 2:1$, είτε σχηματίζεται πρώτος δ-φερρίτης, είτε παρατηρούμε ταυτόχρονη ανάπτυξη ωστενίτη και δ-φερρίτη. Μετά το πέρας της στερεοποίησης ο δ-φερρίτης μετασχηματίζεται σχεδόν ολοκληρωτικά σε ωστενίτη. Για αναλογίες $C_{req}/Ni_{eq} = 1$, οι συγκολλήσεις χαρακτηρίζονται από κύρια ωστενιτική φάση, για αναλογίες $C_{req}/Ni_{eq} = 1.3-1.6$, οι συγκολλήσεις περιέχουν ένα μικρό κλάσμα δ-φερρίτη, οι αναλογίες $C_{req}/Ni_{eq} > 1.9$ μπορεί να παρουσιάζουν αρκετά μεγάλη ποσότητα βελονοειδούς φερρίτη (**acicular ferrite**-μορφή βελόνων με τυχαίο προσανατολισμό) μαζί με **lathy** και **skeletal ferrite** και τέλος για $C_{req}/Ni_{eq} > 2.5$, η συγκόλληση αποτελείται από κύρια φάση δ-φερρίτη και μικρή ποσότητα ωστενίτη (Widmannstatten ή βελονοειδείς μορφολογίες). (22) (43)

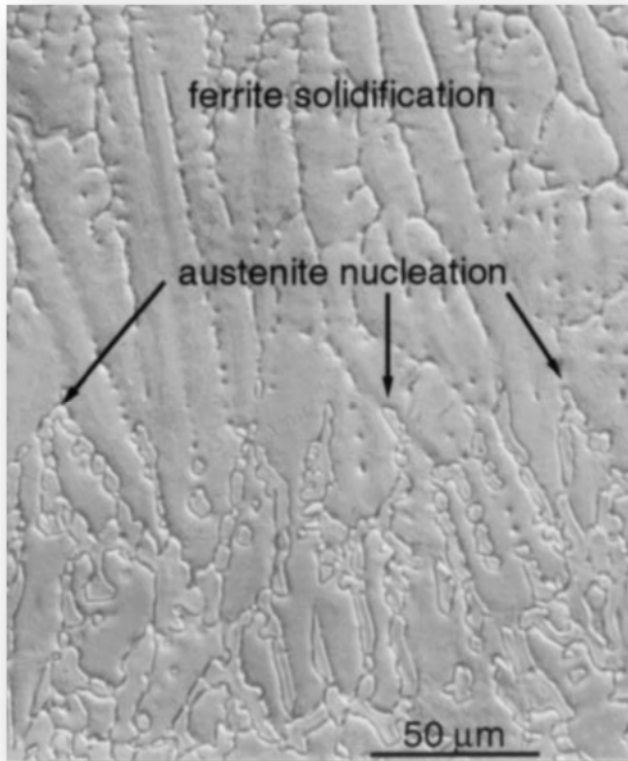


Εικόνα 19-Μορφολογία δ-φερρίτη και ωστενίτη ανάλογα με το είδος στερεοποίησης σε ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες (43)

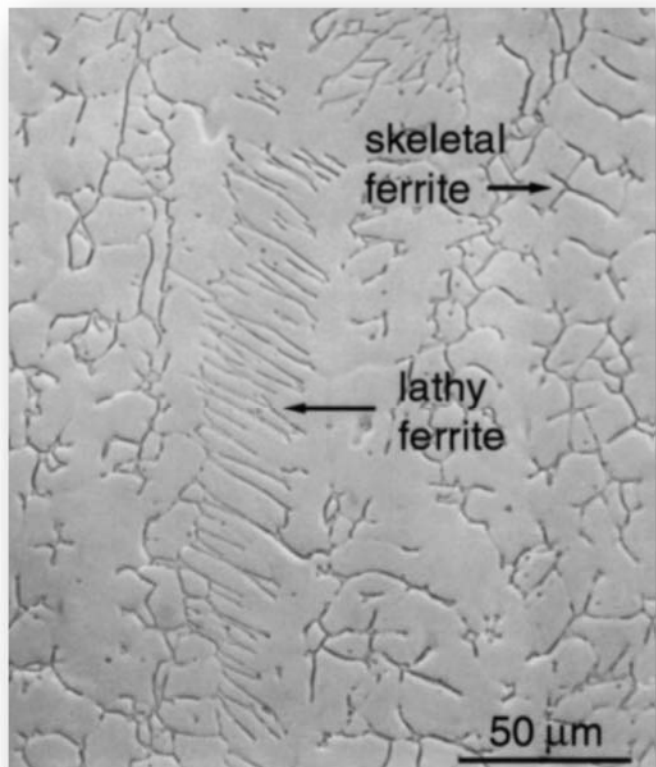
Για μεγάλες τιμές αναλογίας στα FA,F είδη στερεοποίησης, ο φερρίτης είναι πολύ σταθερός και η θερμοκρασία μετασχηματισμού $\delta \rightarrow \delta + \gamma$ μεταφέρεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες .Η μορφολογία και το ποσοστό του φερρίτη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος εξαρτάται και από την ταχύτητα στερεοποίησης του κράματος και το είδος του κραματικού διαφορισμού.



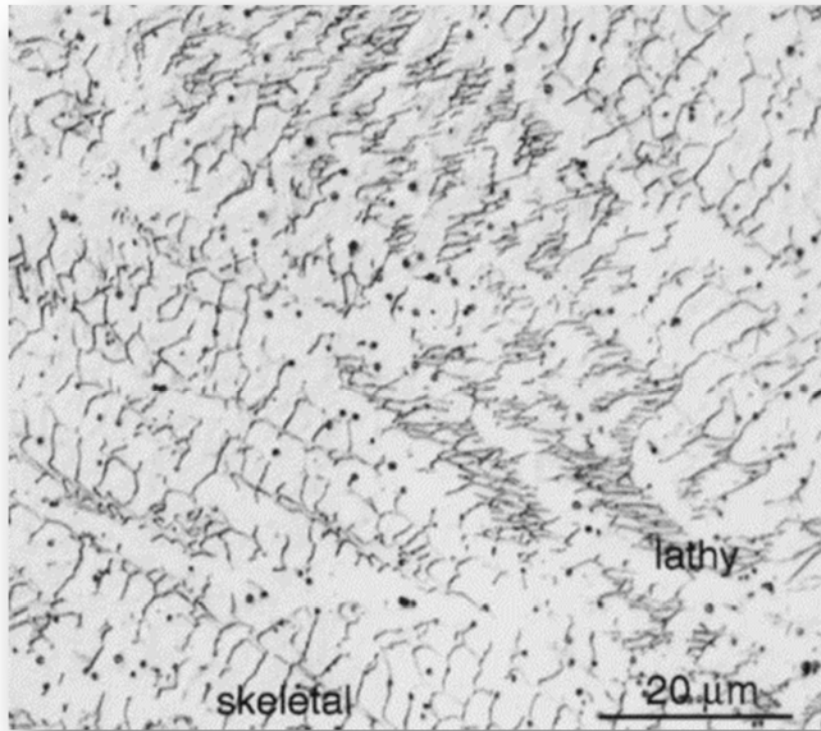
Εικόνα 20-Μορφολογία στερεοποίησης FA .Διακρίνουμε της διεπιφάνεια μετασχηματισμού φερρίτη προς ωστενίτη . (44)



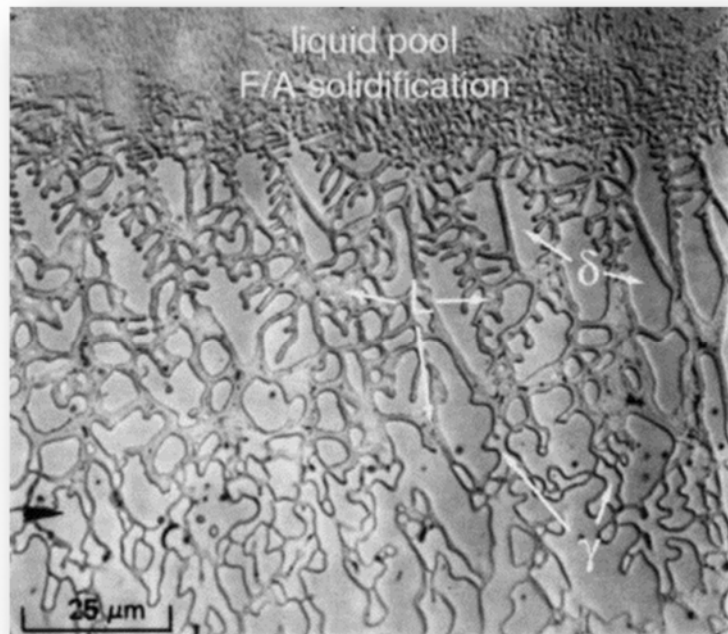
Εικόνα 21-Πυρηνοποίηση ωστενίτη σε FA είδος στερεοποίησης. (45)



Εικόνα 22-Μορφολογία σκελετοειδούς και πλακοειδούς(lathy) φερρίτη σε FA είδος στερεοποίησης. (44)



Εικόνα 23-Στερεοποίηση σε FA mode σε ωστενιτικό ανοξείδωτο χάλυβα 309S. Παρατηρούνται σκελετοειδείς και πλακοειδείς μορφολογίες φερρίτη. (42)



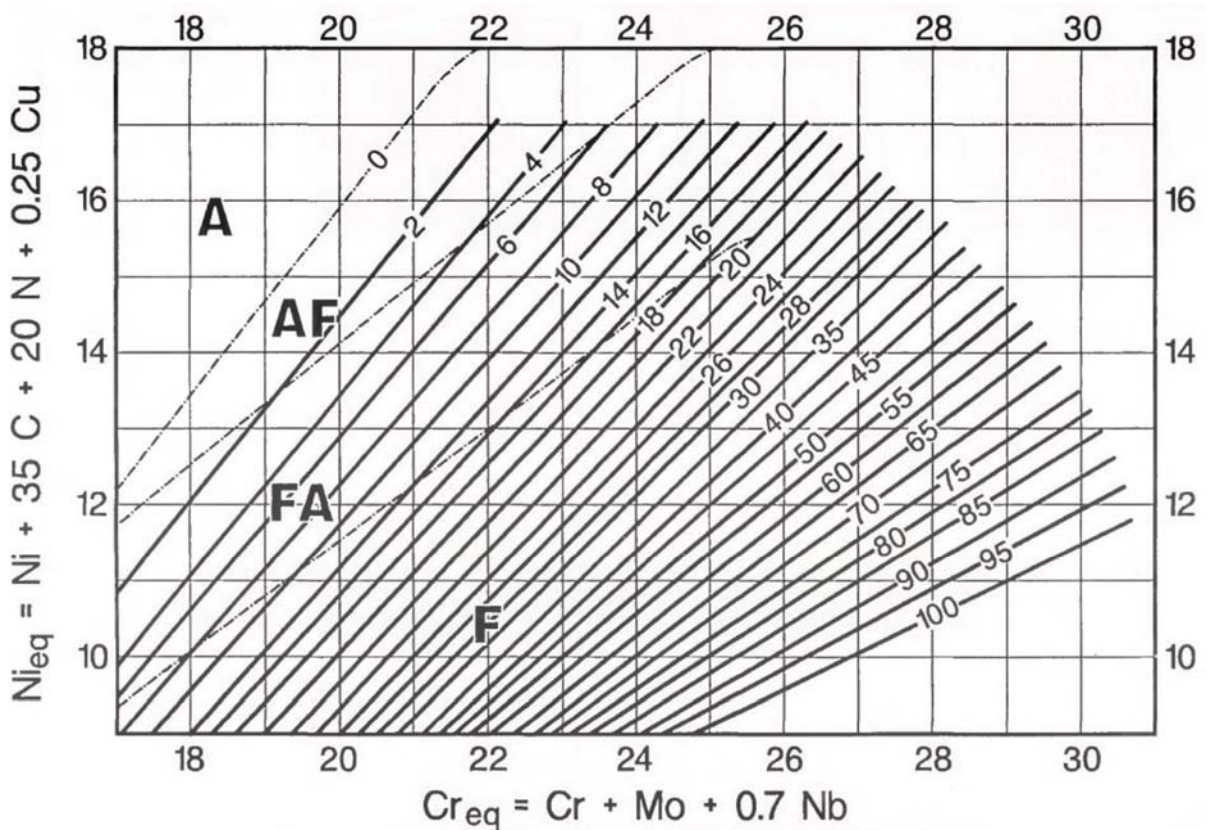
Στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες, η διατήρηση μετασταθούς δ-φερρίτη σε θερμοκρασία δωματίου ,από ένα πολύ μικρό ποσοστό μέχρι και 15-20%, προωθείται από 2 παράγοντες. Ο πρώτος αναφέρεται στο είδος του διαφορισμού του Cr και του Ni και ο δεύτερος στο είδος στερεοποίησης .Ένας μεγάλος αριθμός ερευνών και βιβλιογραφίας είναι αφιερωμένο στην μελέτη και ενδεδειγμένη πρόβλεψη του ποσοστού του περιεχόμενου δ-φερρίτη στις συγκολλήσεις των ανοξειδωτων χάλυβων. Όπως έχουμε αναφέρει στο κεφάλαιο της πρόβλεψης των φάσεων στην θερμοκρασία περιβάλλοντος ,λόγω της επικράτησης συνθηκών μη-θερμοδυναμικής ισορροπίας και λαμβάνοντας υπόψιν και την δράση των κραματικών στοιχείων ,οδηγηθήκαμε στην δημιουργία ισοδύναμων Cr και Ni. Καθώς η επιδεκτικότητα στην θερμή ρωγμάτωση και ρωγμάτωση κατά την στερεοποίηση έγιναν από τα πιο σοβαρά θέματα προς μελέτη, η πρόβλεψη του ποσοστού του παραμένουτος φερρίτη σαν μικρογραφικό συστατικό της συγκόλλησης καθώς και ο τρόπος στερεοποίησης αποτέλεσε μείζονος σημασίας για την συμπεριφορά της συγκόλλησης και οδήγησε στην ανάπτυξη διαγραμμάτων πρόβλεψης φάσεων και τρόπων στερεοποίησης για ένα μεγάλο εύρος εναλλαγών των συστάσεων των κραματικών στοιχείων , σε θερμοκρασία περιβάλλοντος μετά από διαδικασία συγκόλλησης (43) .

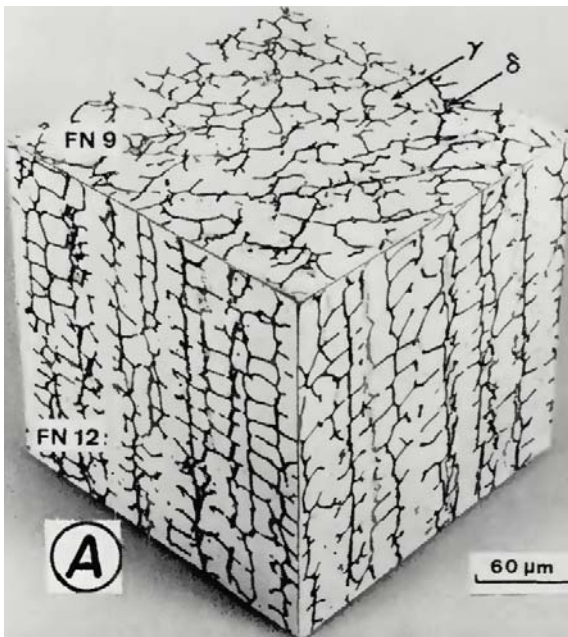
Πέρα από την φόρμουλα ισοδυνάμων χρωμίου και νικελίου που προτάθηκε από το διάγραμμα Schaeffler (Διάγραμμα 11) και τις παρόμοιες προβλέψεις του διαγράμματος De Long (Διάγραμμα 12), ακόμη πιο ακρίβεια στην πρόβλεψη των φάσεων μας προσδίδει το νεότερο διάγραμμα του Συμβουλίου της έρευνας Συγκολλήσεων WRC-1992(Διάγραμμα 13) ,το οποίο με την σειρά του βελτιώθηκε προσθέτοντας στο ισοδύναμο του Ni ,τον συντελεστή του Cu. Περιλαμβάνοντας τους συντελεστές του N και του Cu στο ισοδύναμο του Ni ,ως σταθεροποιητές του ωστενίτη , είμαστε σε θέση να προβλέψουμε με μεγαλύτερη ακρίβεια το ποσοστό του φερρίτη ο οποίος εκφράζεται μέσω του **φερριτικού αριθμού (FN)** που προσδιορίζεται πολύ εύκολα μέσω της βοήθειας μαγνητικών μέσων .Τα ισοδύναμα Cr και Ni σε αυτήν την περίπτωση είναι →

- $Cr_{eq} = Cr + Mo + 20N + 0.5Nb$

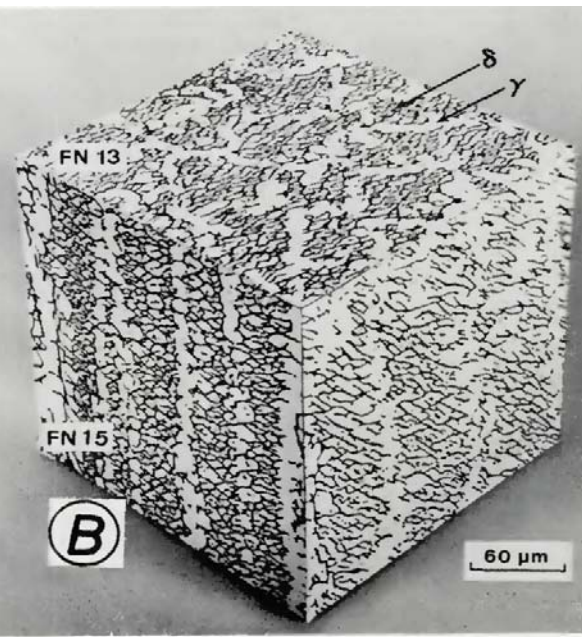
- $Ni_{eq} = Ni + 35C + 20N + 0.25Cu$

Οι άξονες στο συγκεκριμένο διάγραμμα μπορούν να επεκταθούν προκειμένου να γίνουν οι αντίστοιχοι υπολογισμοί για την συγκόλληση ανόμοιων χαλύβων όπως και στο διάγραμμα Schaeffler .Συγκεκριμένα οι άξονες μπορούν να επεκταθούν και σε περίπτωση συγκόλλησης ανόμοιων χαλύβων ακόμα και υπό παρουσία καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου μπορούμε να βρούμε με αρκετά μεγάλη ακρίβεια τον φερριτικό αριθμό της συγκόλλησης χρησιμοποιώντας το Διάγραμμα 13 σε συνδυασμό με τον κανόνα του μοχλού. Επιπλέον παράλληλα με την πρόβλεψη του φερριτικού αριθμού , στο διάγραμμα μπορούμε να διακρίνουμε τα όρια των συστάσεων και των περιοχών στερεοποίησης ,γεγονός που μας δίνει την δυνατότητα πρόβλεψης επιδεκτικότητας σε θερμή ρωγμάτωση όπως και θα εξετάσουμε στα επόμενα κεφάλαια .

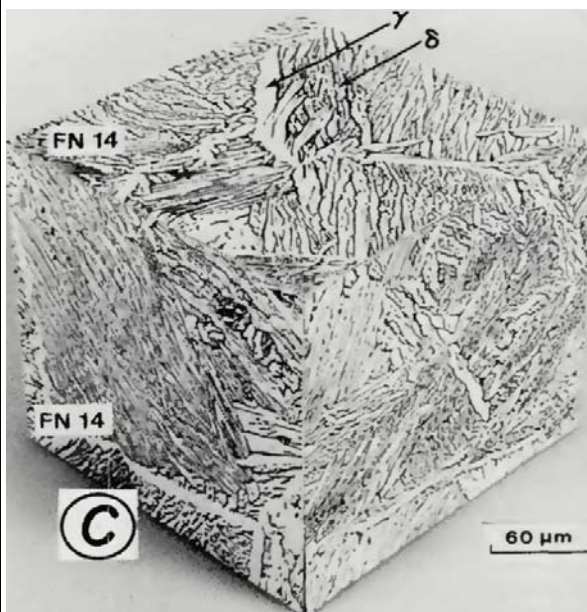




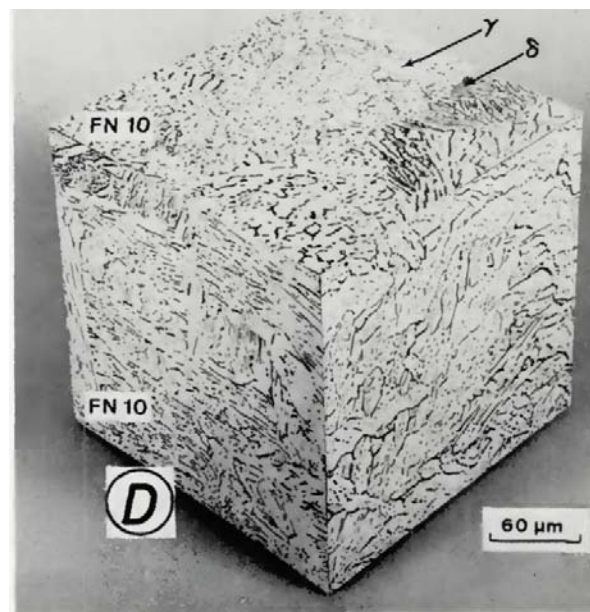
Εικόνα 24-Vermicular-Skeletal Ferrite σε χάλυβα 308. (42)



Εικόνα 25-Lathy Ferrite (Πλακοειδής φερρίτης (42) σε χάλυβα 308.



Εικόνα 26-Acicular Ferrite (Βελονοειδής φερρίτης)σε χάλυβα 308. (42)



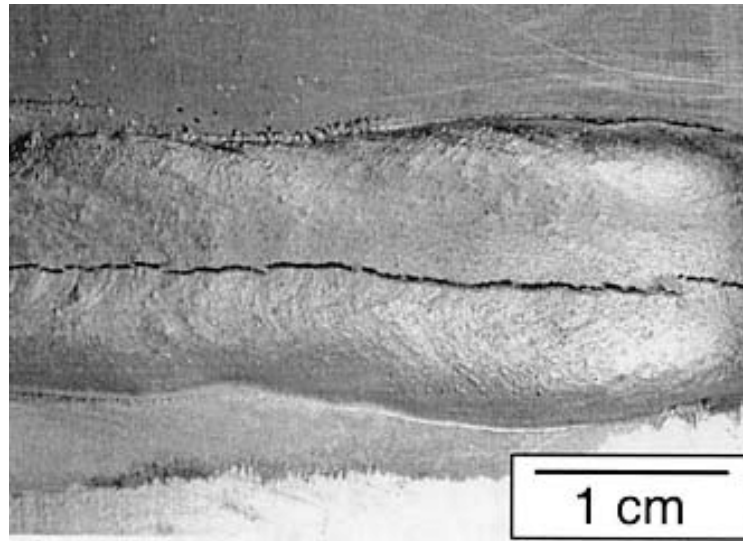
Εικόνα 27-Globular Ferrite (Σφαιροειδής φερρίτης)σε χάλυβα 308. (42)

Μορφολογίες φερρίτη σχηματιζόμενες ανάλογα με τον αντίστοιχο φερριτικό αριθμό .

1.11.2 Δ-ΦΕΡΡΙΤΗΣ ΚΑΙ ΘΕΡΜΗ ΡΩΓΜΑΤΩΣΗ .

Τόσο στην ζώνη τήξης/συγκόλλησης όσο και στην ζώνη της ΘΕΖ (θερμικά επηρεασμένη ζώνη), κατά την διάρκεια της στερεοποίησης των συγκολλήσεων παρατηρείται το παρακάτω δυσμενές φαινόμενο το οποίο κατατάσσεται στα **μεταλλουργικά σφάλματα των συγκολλήσεων** όπως θα αναλυθεί και παρακάτω.

Η Θερμή Ρωγμάτωση ή αλλιώς Ρωγμάτωση εν Θερμώ (Hot Cracking) καθίσταται ως ένα βαρυσήμαντο πρόβλημα στις συγκολλήσεις των ανοξείδωτων χαλύβων και συγκεκριμένα στους σταθεροποιημένους (περιέχεται Ti ,Nb) και μη ,ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες .Η ρωγμάτωση στερεοποίησης στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς προκαλείται από ευतिकτικές ενώσεις -χαμηλού σημείου τήξης-οι οποίες σχηματίζονται από ακαθαρσίες όπως το S,P και κραματικά στοιχεία όπως το Ti και το Nb .Το S και ο P διαφορίζονται στα όρια των κόκκων και μέσω των ρευστών φιλμ ,αυξάνεται το θερμοκρασιακό εύρος για το οποίο τα όρια των κόκκων είναι σε ρευστή κατάσταση και συνεπώς αυξάνεται και η πιθανότητα πρόκλησης ρωγμών (7). Η θερμή ρωγμάτωση πήρε την ονομασία της από το γεγονός ότι πραγματοποιείται στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης της ζώνης-''γαζιού'' συγκόλλησης ,όταν το μέταλλο δηλαδή είναι ακόμα θερμό .Στην τελική φάση λοιπόν της στερεοποίησης οι δενδρίτες που έχουν σχηματιστεί περιβάλλονται από ένα λεπτό στρώμα/υμένα υγρού το οποίο αναμένεται να στερεοποιηθεί. Παράλληλα στην συγκόλληση αναπτύσσονται υψηλές εφελκυστηκες τάσεις από την αντίσταση που προβάλλει το βασικό μέταλλο στην εγκάρσια συστολή του μετάλλου συγκόλλησης .Το υγρό φιλμ μετάλλου δεν είναι ικανό να προβάλλει αντίσταση στις τάσεις αυτές, παρεμποδίζοντας την συνοχή του πολυκρυσταλλικού πλέγματος και έτσι το υλικό διαχωρίζεται στα όρια των κόκκων και δενδριτών (περικρυσταλλικά). Μερικοί παράγοντες οι οποίοι επηρεάζουν την θερμή ρωγμάτωση είναι το εύρος στερεοποίησης, η περιεκτικότητα σε ακαθαρσίες και άλλα κραματικά στοιχεία ,η μορφολογία των κόκκων, οι αναπτυσσόμενες εφελκυστηκες τάσεις και τέλος ο μηχανικός περιορισμός τής συγκόλλησης. Άλλοι σημαντικοί παράγοντες είναι η ποσότητα και η κατανομή του υγρού στην τελική φάση στερεοποίησης, το αρχικό στάδιο της στερεοποίησης και τέλος η επιφανειακή τάση του υγρού στα όρια των κόκκων (23) .



Εικόνα 28-Θερμή ρωγμάτωση σε ανοξείδωτο ωστενιτικό χάλυβα κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης (46) .

Συγκεκριμένα, το εύρος στερεοποίησης είναι η διαφορά μεταξύ των θερμοκρασιών liquidus και solidus T_L - T_s . Όσο πιο μεγάλο είναι το εύρος στερεοποίησης, τόσο μεγαλύτερη η ζώνη συνύπαρξης στερεού-υγρού και τόσο πιο επιρρεπές γίνεται το μέταλλο συγκόλλησης στην εμφάνιση της θερμής ρωγμάτωσης (20). Το εύρος στερεοποίησης αυξάνεται με την προσθήκη κραματικών στοιχείων ή και με την παρουσία της περιεκτικότητας κυρίως ακαθαρσιών όπως το S, ο P και το N σε μερικές περιπτώσεις όπως θα δούμε παρακάτω. Για μικρές συγκεντρώσεις δεν παρατηρείται μεγάλη ευαισθησία στην θερμή ρωγμάτωση γιατί το εύρος στερεοποίησης είναι μικρό. Σε μεγάλες περιεκτικότητες το εύρος στερεοποίησης είναι πολύ μεγάλο αλλά παράλληλα υπάρχει σημαντική ποσότητα υγρής φάσης στα τελευταία στάδια της στερεοποίησης το οποίο γεμίζει σχηματιζόμενες θερμορωγμές. Αυτό το γεγονός μας υποδηλώνει ότι τα κράματα ανοξείδωτων χαλύβων με ενδιάμεσες περιεκτικότητες είναι αυτά που είναι πιο επιρρεπή σε θερμή ρωγμάτωση για τον λόγο ότι υπάρχει ποσότητα υγρού στο τέλος της στερεοποίησης, η οποία είναι αρκετή για τον σχηματισμό συνεχούς υμένα στα όρια των δενδριτών και συνεπώς την πρόκληση του φαινομένου της θερμής ρωγμάτωσης.

Αναφερόμενοι στην μορφολογία των κόκκων του μετάλλου συγκόλλησης, παρατηρείται ότι η **κιονοειδής δομή** καθίσταται πιο επιρρεπής στην θερμή ρωγμάτωση από την **ισαξονική δομή**. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι στην ισαξονική δομή παρατηρείται μεγαλύτερη ταχύτητα

ροής ενδοδενριτικού υγρού και επομένως μεγαλύτερη πιθανότητα κάλυψης των σχηματιζόμενων θερμωγμών .

Όσο αναφορά την επίδραση των ανεπιθύμητων κραματικών στοιχείων ,τα πιο σημαντικά στοιχεία με αρνητική δράση αναφέρεται από τις διάφορες μελέτες πως είναι το S,P,B,Ti,Nb και το Si.Αυτά τα κραματικά στοιχεία διαφορίζονται στην υγρή φάση κατά την στερεοποίηση , μερικά από αυτά διαθέτουν χαμηλά σημεία τήξης και σχηματίζουν ευκτικτικές ενώσεις με τον Fe, το Cr και το Ni. Όσο χαμηλότερες είναι οι θερμοκρασίες τήξης των ευκτικτικών ενώσεων ,τόσο χαμηλότερα κυμαίνεται η θερμοκρασία solidus του κράματος κατά την στερεοποίηση. Ωστόσο παρατηρείται από μερικά στοιχεία όπως το Mo,Mn και το N θετική συνεισφορά όσο αναφορά την αύξηση στην αντίσταση στην θερμή ρωγμάτωση ,ιδιαίτερα στους πλήρως ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες επειδή καθυστερούν το φαινόμενο της πολυγωνιοποίησης .Συνεπώς αυτά τα κραματικά στοιχεία ''προσκολούνται'' στις ατέλειες του πλέγματος κατά την στερεοποίηση και μειώνουν την πυκνότητα των σφαλμάτων κατά την στα όρια των γειτονικών κόκκων ,ελαττώνοντας έτσι το φαινόμενο της διαβροχής τους από τις εναπομείναντες υγρές φάσεις .

Constituent	Temp. (K)	Partition coeff.		Low-melting phases	
		δ	γ	Structure	m p (K)
Sulphur	1638	0.091	0.035	Eutectic Fe-FeS	1261
				Eutectic Ni-NiS	903
Phosphorus	1523	0.23	0.13	Eutectic Fe-Fe ₃ P	1321
				Eutectic Ni-Ni ₃ P	1148
Boron	1654	0.125	0.001	Eutectic Fe-Fe ₂ B	1450
				Eutectic Ni-Ni ₂ B	1413
				Eutectic (Fe, Cr) ₂ B- γ	1453
Niobium	1573	0.28	*	Eutectic Fe-Fe ₂ Nb	1643
				Eutectic NbC- γ	1588
				Nb-Ni rich phase	1433
Titanium	1573	0.57	*	Eutectic Fe-Fe ₂ Ti	1563
				Eutectic TiC- γ	1593
Silicon	1573	0.77	0.52	Eutectic Fe-Fe ₂ Si	1485
				Eutectic NiSi-Ni ₃ Si ₂	1237
				NiSi- γ	1269

*Not known

Πίνακας 2-Συντελεστές κατανομής-διάχυσης των κραματικών στοιχείων και σημεία τήξης για τις αντίστοιχες εϋκτικτες ενώσεις που σχηματίζονται. (22)

Το S είναι γνωστό ότι καθίσταται ένα ανεπιθύμητο κραματικό στοιχείο όσο αναφορά τις συγκολλήσεις ανοξειδωτων χαλύβων λόγω του σχηματισμού σουλφιδίων χαμηλού σημείου τήξης όπως το FeS, ανάμεσα στις ενδοδενδριτικές και ενδοκοκκικές περιοχές .Το S έχει ελάχιστη διαλυτότητα στα σημαντικότερα κραματικά στοιχεία όπως το Cr, το Ni και τον Fe. Αυτό απορρέει από την ερμηνεία των διμερών διαγραμμάτων του S με κάθε ένα από τα τρία στοιχεία .Κάθε ένα από τα τρία διαγράμματα εμφανίζουν διφασικές περιοχές υγρής και στερεής κατάστασης με χαμηλό συντελεστή κατανομής του S στον ωστενίτη (47) .Το S αποβάλλεται συνεπώς εντόνως μέσα στην υγρή φάση κατά την διάρκεια στερεοποίησης του ωστενίτη ,μειώνοντας έτσι άμεσα το σημείο τήξης του ενδοδενδριτικού υγρού ακόμα και σε πολύ μικρές περιεκτικότητες .Αντιθέτως ο δ-φερρίτης παρουσιάζει πολύ μεγαλύτερη διαλυτότητα για αντίστοιχα ανεπιθύμητες προσθήκες όπως το S, P ,Si και τέλος το Nb (41). Η στερεοποίηση της μορφής FA έχει πολύ μεγάλη ανεκτικότητα σε υψηλά ποσοστά S ,μέχρι την τάξη του 0.05% ,με αποτροπή του κινδύνου για πραγματοποίηση θερμής ρωγμάτωσης .Επιπλέον μελέτες όπως αυτή του Lundin το 1988 ,έδειξαν ότι η F μορφή στερεοποίησης είναι ικανή να "ανεχτεί" ποσοστά S μέχρι και 0.35% κατά βάρος χωρίς να παρουσιάζεται κίνδυνος για θερμή ρωγμάτωση κατά την διαδικασία συγκόλλησης (22). Ο Matsuda το 1981 μέσω της μελέτης του, συμπέρανε ότι για πλήρως ωστενιτικούς χάλυβες οι μέγιστες περιεκτικότητες χωρίς την ύπαρξη κινδύνου για θερμή ρωγμάτωση στην ζώνη τήξης, σε S και P είναι αντίστοιχα 0.005 και 0.006 % κατά βάρος ,γεγονός που υποδεικνύει την επικινδυνότητα ακόμα και των πολύ μικρών ποσοτήτων των συγκεκριμένων κραματικών στοιχείων. Παλαιότερες μελέτες παρουσίασαν τον σχηματισμό σουλφιδίων και καρβοςουλφιδίων του τιτανίου τα οποία μειώνουν αισθητά την ολκιμότητα των ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων για το θερμοκρασιακό εύρος 1373-1570 K (40).

Ο P έχει την αμέσως επόμενη θέση μετά το S,όσο αναφορά τα στοιχεία τα οποία έχουν δυσμενείς επιπτώσεις στις συγκολλήσεις των ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων .Όπως αναφέραμε ο φώσφορος σχηματίζει ευτυκτικές ενώσεις ,με χαμηλό σημείο τήξης, με τον Fe,Cr και το Ni,όπως αντίστοιχα και το S.Η μέγιστη διαλυτότητα του P με τον Fe στον ωστενίτη στο ευτυκτικό σημείο (1143 °C), είναι 0.25% και στον φερρίτη 2.8% κατά βάρος στους 1040 °C.Τα συγκεκριμένα φωσφίδια παρατηρούνται ότι αυξάνουν το εύρος των θερμοκρασιών ψαθυρότητας σε ενδοδενδριτικές περιοχές. Συγκεκριμένα ο P δημιουργεί εκτενή υγρά φίλμ που παραμένουν κατά την στερεοποίηση ιδιαίτερα σε περιπτώσεις πλήρως ωστενιτικών

χαλύβων καθώς "διακατέχεται" από μεγάλη τάση για διαφορισμό στα όρια των κόκκων και στις ενδοδενδριτικές περιοχές αλλά συνάμα χαρακτηρίζεται από πολύ χαμηλή διαχυσιμότητα στον φερρίτη και ακόμα πιο χαμηλή στον ωστενίτη .

Οι αρνητικές επιπτώσεις των δύο αυτών ακαθαρσιών μας οδήγησαν στην διεξαγωγή μελετών προκειμένου να καταπολεμήσουμε την δράση τους .Συγκεκριμένα οι προσθήκες Mn προωθούν τον σχηματισμό του MnS το οποίο διαθέτει υψηλότερο σημείο τήξης από το FeS,μειώνοντας έτσι το φαινόμενο παρουσίας της θερμής ρωγμάτωσης .Περεταίρω προσθήκες λανθανίδων και άλλων σπάνιων γαιών ,δεσμεύουν το S και το P και δημιουργούν σταθερότερες φάσεις (14).

Άλλες προσθήκες όπως το Ti και το Nb τα οποία παρευρίσκονται σε μεγαλύτερα ποσοστά ιδιαίτερα στους σταθεροποιημένους χάλυβες ,αντιδρούν έντονα με το S και το P,καθώς και με στοιχεία παρεμβολής όπως το N και ο C.Αυτές οι αντιδράσεις έχουν ως αποτέλεσμα τον σχηματισμό ,όπως προαναφέραμε ψαθυρών ενώσεων με χαμηλό σημείο τήξης (βλ.Πίνακας 2).

1.11.2.1 Δ-ΦΕΡΡΙΤΗΣ

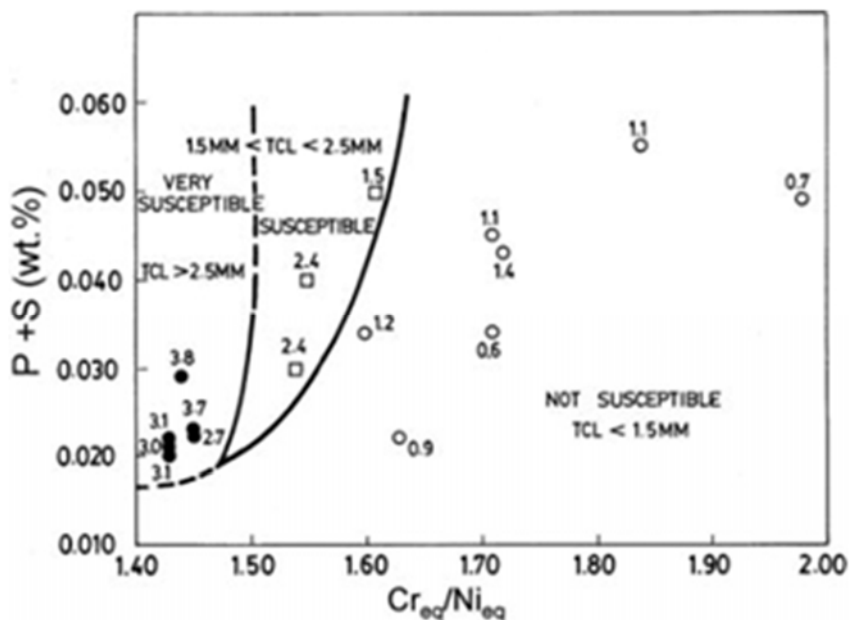
Ο δ-φερρίτης λοιπόν μπορεί να εμφανιστεί γενικά στις συγκολλήσεις χαλύβων χαμηλής περιεκτικότητας σε C, σε φερριτικούς χάλυβες υψηλής κραμάτωσης χρωμίου και σε ωστενιτικούς CrNi/CrNiMo χάλυβες υψηλής κραμάτωσης .

Στους χάλυβες χαμηλής περιεκτικότητας σε C,ο δ-φερρίτης υπάρχει μόνο σε θερμοκρασίες χαμηλότερες των 1400 °C.Όπως αναφέραμε, σε υψηλές περιεκτικότητες α-φερρογόνων, ο δ-φερρίτης παραμένει σταθερός σε ένα μεγάλο εύρος θερμοκρασιών εάν φυσικά δεν μετασχηματιστεί σε ωστενίτη ,σ φάση ή υποστεί μετάπτωση σε α-φερρίτη υψηλής ή χαμηλής περιεκτικότητας σε Cr σε περιοχές πλούσιες σε Fe,γεγονός που συντελεί στην ονομαζόμενη ψαθυρότητα προκαλούμενη στους 475 °C.

Με εξαίρεση τους διφασικούς ανοξειδωτους χάλυβες ,σε όλες τις υπόλοιπες περιπτώσεις συγκολλήσεων ωστενιτικών χαλύβων , η ποσότητα του δ- φερρίτη μπορεί να κυμαίνεται από 2-35% περίπου κατά βάρος. Ο Δ-φερρίτης προκαλεί αύξηση του ορίου διαρροής σε χρωμιονικελιούχους ανοξειδωτους χάλυβες και συγκεκριμένα σε χάλυβες χαμηλού χρωμίου και με περιεκτικότητες σε N της τάξης του 0.05% κ.β. Επιπλέον αυξάνει την αντίσταση σε

διάβρωση υπό τάση των χαλύβων και των συγκολλήσεων τους, ιδιαίτερα σε έντονα χημικά περιβάλλοντα τα οποία δεν τον επηρεάζουν αρνητικά. Η αύξηση των παραπάνω ιδιοτήτων των συγκολλήσεων των ωστενιτικών χαλύβων συνδέεται περισσότερο με την σημαντική τιμή του ορίου διαρροής του παραμένουτος δ-φερρίτη παρά με αυτήν του ωστενίτη.

Όπως προαναφέραμε, ο δ-φερρίτης και το ποσοστό του το οποίο εξαρτάται και από τον τρόπο στερεοποίησης ανάλογα με την κραμάτωση, έχει τεράστια σημασία για την αποφυγή της θερμής ρωγμάτωσης ακόμα και σε πολύ μικρά ποσοστά της τάξης του 3- 5% (48). Γενικότερα για ποσοστά μέχρι και 35% περίπου, η αντίσταση στην θερμή ρωγμάτωση είναι αρκετά υψηλή. Για μεγαλύτερα ποσοστά όμως, παρατηρείται αντίθετη δράση δηλαδή αύξηση της επιδεκτικότητας σε θερμή ρωγμάτωση. Περεταίρω μελέτες έχουν υποδείξει ότι η μορφές στερεοποίησης F/FA είναι αυτές οι οποίες έχουν την πιο ικανοποιητική συμπεριφορά όσο αναφορά την αντίσταση στο φαινόμενο. Παρακάτω παρατίθεται διάγραμμα επιδεκτικότητας σε θερμή ρωγμάτωση, η οποία είναι συνάρτηση της αναλογίας Cr_{eq}/Ni_{eq} και του αθροιστικού ποσοστού των P και του S.



Διάγραμμα 20-Επιδεκτικότητα σε θερμή ρωγμάτωση. Συνάρτηση του ποσοστού των ακαθαρσιών και της αναλογίας των ισοδύναμων Cr, Ni. Παρατηρούμε ότι όσο μεγαλύτερη η αναλογία των ισοδύναμων, τόσο μεγαλύτερη η ανεκτικότητα (22).

Από την ανάλυση του παραπάνω διαγράμματος μπορούμε να συμπεράνουμε ότι για την στερεοποίηση τύπου AF στην οποία η αναλογία C_{req}/N_{req} έχει τιμή $<1.5-1.6$, η επιδεκτικότητα σε θερμή ρωγμάτωση είναι μεσαία τάξης μεγέθους, ανάμεσα δηλαδή στις κατηγορίες FA/F και στην A μορφή στερεοποίησης. Για μεγαλύτερες αναλογίες, δηλαδή άνω του 1.6 και συνεπώς μία μέση περιεκτικότητα κατά βάρος σε δ-φερρίτη, οι μορφές στερεοποίησης FA,F επιδεικνύουν καλύτερη αντίσταση σε θερμή ρωγμάτωση ακόμα και σε ποσοστά ακαθαρσιών υψηλότερα του 0.04%. Την ίδια στιγμή η πλήρης ωστενιτική στερεοποίηση ($C_{req}/N_{req} < 1.5$), η θερμή ρωγμάτωση είναι πιθανή ακόμα και για πολύ μικρά ποσοστά ακαθαρσιών της τάξης του 0.015%.

Από τα προαναφερόμενα μπορούμε να συμπεράνουμε ότι οι μορφές στερεοποίησης **FA/F** κατά την συγκόλληση, είναι οι ικανοποιητικές όσο αναφορά την αντίσταση στην θερμή ρωγμάτωση. Ο συνδυασμός δηλαδή της αναλογίας ωστενίτη/δ-φερρίτη είναι τέτοιος έτσι ώστε να επιτυγχάνεται (α) μεγαλύτερη διαλυτότητα των ακαθαρσιών όπως το S και ο P στον φερρίτη και συνεπώς να μην διαφορίζονται με την μορφή διαλύματος στις ενδοδενδριτικές περιοχές, (β) μικρότερη διαβροχή των ορίων των κόκκων λόγω της διφασικής δομής καθώς και (γ) εκλέπτυνση και έλεγχος του μεγέθους του κόκκου κατά την διάρκεια της FA στερεοποίησης (49) (22).

Παρακάτω παρατίθενται αναλυτικά τα θετικά χαρακτηριστικά που προσδίδει η ελεγχόμενη παρουσία του δ-φερρίτη στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες :

(1) Η παρουσία του δ-φερρίτη λόγω της μεγαλύτερης διαλυτότητας των ακαθαρσιών σε αυτόν, οδηγεί σε μικρότερο ενδοδενδρικό διαφορισμό ακαθαρσιών και μειώνει την πιθανότητα για θερμή ρωγμάτωση.

(2) Η ρωγμάτωση εμποδίζεται ή "εκτονώνεται" από την διφασική οδό που προσφέρει η φερριτική-ωστενιτική δομή. Η περιτήκτική/ευτικτική διεπιφάνεια της αντίδρασης, απορροφάει εναπομείναντα ψήγματα υγρής φάσης και συνεπώς αποτρέπει την ρωγμάτωση στερεοποίησης.

(3) Η επιφανειακή ενέργεια της διεπιφάνειας γ-δ, είναι μικρότερη συγκριτικά με αυτή των γ-γ και δ-δ διεπιφανειών καθώς έχει και μικρότερη επιδεκτικότητα στην διαβροχή από τα υγρά φιλμ, γεγονός που οφείλεται στην ευτικτική αντίδραση.

- (4) Η ολκιμότητα του δ-φερρίτη είναι μεγαλύτερη σε υψηλές θερμοκρασίες συγκριτικά με αυτήν του ωστενίτη ,και έτσι επιτρέπεται η εκτόνωση των θερμικών τάσεων.
- (5) Ο συντελεστής θερμικής διαστολής του φερρίτη είναι συγκριτικά πολύ πιο μικρός από αυτόν του ωστενίτη και αυτό συντελεί στην μικρότερη συγκέντρωση συστολικών τάσεων και στην αποτροπή δημιουργίας ρωγμών .
- (6) Το θερμοκρασιακό εύρος στερεοποίησης του πρωτογενούς φερρίτη είναι πολύ μικρότερο από αυτό του πρωτογενούς ωστενίτη στις συγκολλήσεις ,παρέχοντας έτσι μειωμένη πιθανότητα για ρωγμάτωση λόγω του ότι μειώνει το κρίσιμο εύρος στερεοποίησης .
- (7) Η παρουσία του δ-φερρίτη συνεισφέρει στην διατήρηση και εκλέπτυνση του μεγέθους των στερεοποιούμενων κόκκων ,το οποίο οδηγεί αυξημένες μηχανικές ιδιότητες .
- (8) Ο μεγαλύτερος συντελεστής διάχυσης των ακαθαρσιών στον φερρίτη σε σύγκριση με τον ωστενίτη ,συμβάλει στην γρήγορη ομογενοποίηση και στην μείωση της πιθανότητας ρωγμάτωσης .
- (9) Η απουσία του δ-φερρίτη στους πλήρως ωστενιτικούς χάλυβες ,οδηγεί στην υπέρμετρη αύξηση του κόκκου λόγω της ανακρυστάλλωσης και της ανάπτυξης που συμβαίνει στην HAZ των ανοξειδωτων ωστενιτικών χάλυβων .
- (10) Η συστολή λόγω του μετασχηματισμού δ-γ μειώνει τις εφελκυστικές τάσεις και την τάση για σχηματισμό ρωγμής .

1.11.2.2 ΦΑΣΗ Σ ΚΑΙ Δ-ΦΕΡΡΙΤΗΣ

Το κύριο αρνητικό γεγονός που μπορεί να προκληθεί από την παρουσία μεγάλου ποσοστού της φάσης του δ-φερρίτη είναι ο σχηματισμός της ψαθυρής και σκληρής ενδομεταλλικής **φάσης σ** η οποία προκαλείται από αργή απόψυξη μετά το πέρας της διαδικασίας συγκόλλησης ή κατά την διάρκεια εκτεταμένης έκθεσης σε ένα συγκεκριμένο εύρος θερμοκρασιών .Αυτό το φαινόμενο και υποβαθμίζει κατακόρυφα τις μηχανικές ιδιότητες των ανοξειδωτων ωστενιτικών και μη ,χάλυβων όπως και θα αναλύσουμε παρακάτω.

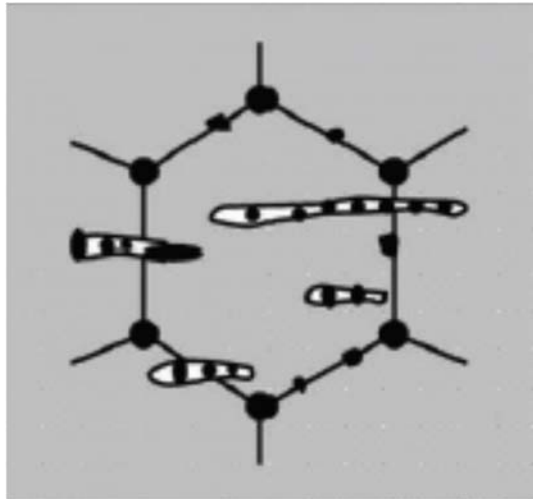
Η σ φάση είναι μία ενδομεταλλική TCP (Topologically closed pack phase), σκληρή και ψαθυρή λοιπόν φάση με γενικό στοιχειομετρικό τύπο **FeCr**, αλλά παρατηρούνται και

παραλλαγές στην αναλογία Cr και Fe σε διάφορους χάλυβες καθώς και συνδυασμοί διαφορετικών στοιχείων όπως FeMo, FeCrMo, FeCrNi ή (FeNi)_x(CrMo)_y και πολλοί άλλοι οι οποίοι φτάνουν σε αριθμό τους 50 (15). Είναι πολύ δύσκολο να αποτρέψουμε την κατακρήμνιση της φάσης σ από τον δ-φερρίτη ειδικά όταν η περιεκτικότητα σε Cr είναι απάνω από 20% στους ανοξείδωτους χάλυβες. Οι προσθήκες ισχυρών α -φερρογόνων κραματικών στοιχείων όπως το Mo, Si, Ti, και το Cr σε συνδυασμό με τις κατάλληλες θερμοκρασιακές συνθήκες μπορούν να συνδράμουν στον γρήγορο σχηματισμό της φάσης σ . Αυτό συνεπάγεται ότι ο μετασχηματισμός $\delta \rightarrow \sigma$ επιτυγχάνεται πιο γρήγορα από την διάχυση των παραπάνω στοιχείων στον δ-φερρίτη. Η σ φάση παρουσιάζει τετραγωνική κρυσταλλική δομή (BCT) και γενικά κατακρημνίζεται σε θερμοκρασιακό εύρος περίπου 550-900 °C. Η σ φάση προκύπτει και από τον μετασχηματισμό φάσεων της $\delta \rightarrow \sigma$ κατά τον οποίο θα κατακρημνιστεί σε περιοχή του δ-φερρίτη υψηλής περιεκτικότητας σε Cr και λαμβάνει χώρα κατευθείαν στους ήδη υπάρχοντες κόκκους του φερρίτη. Ορισμένες μελέτες μαρτυρούν ότι ένα άλλο κατάλληλο σημείο στο οποίο προωθείται η κατακρήμνιση της σ φάσης είναι το διαφασικό όριο γ/δ λόγω της υψηλής ενέργειας του, γεγονός που προωθεί την ετερογενή πυρήνωση. Γεγονός αποτελεί, η απαιτούμενη για την κατακρήμνιση, ημισενεκτικότητα των δύο πλεγμάτων δ και γ η οποία υποβοηθάει λόγω της υψηλής ενέργειας, την υπερπήδηση του ενεργειακού φράγματος πυρήνωσης και σχηματισμού της φάσης σ .

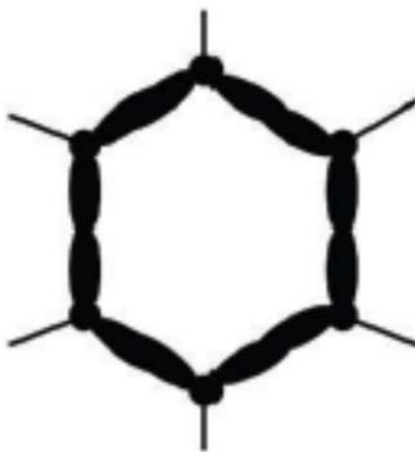
Επιπλέον η σ -φάση μπορεί να κατακρημνιστεί και στο πλέγμα του ωστενίτη αλλά αυτό το γεγονός είναι αρκετά απίθανο για τον λόγο ότι τα κρυσταλλογραφικά πλέγματα της σ και της γ φάσης είναι μη συνεκτικά και δεύτερον επειδή σε αντίθεση με τον δ-φερρίτη ο ωστενίτης είναι φτωχός σε Cr, και η ταχύτητα διάχυσης του στον ωστενίτη είναι εξαιρετικά μικρή λόγω του ότι το Cr (κύριο α -φερρογόνο) διαχέεται πιο εύκολα στο BCC από ότι στο FCC. Η ταχύτητα σχηματισμού της σ φάσης στον φερρίτη, είναι 100 φορές μεγαλύτερη λόγω του μεγάλου ποσοστού του χρωμίου σε σύγκριση με αυτήν στον ωστενίτη όπως και η ταχύτητα διάχυσης των στοιχείων που την αποτελούν.

Τέλος τα κραματικά στοιχεία παρεμβολής C και N είναι μη διαλυτά στην φάση σ και για αυτό τον λόγο ο σχηματισμός καρβιδίων και νιτριδίων λαμβάνει χώρα πριν τον σχηματισμό της σ φάσης καθυστερώντας ακόμα περισσότερο την κατακρήμνιση της σ . Αξιοσημείωτο είναι το γεγονός του σχηματισμού δευτερογενούς ωστενίτη (γ_2), μέσω της αντίδρασης $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$. λόγω της ταυτόχρονης μείωσης του ποσοστού του Cr και του Mo και της αύξησης του

ποσοστού του Ni αντίστοιχα κατά την διάρκεια της προηγηθείσας κατακρήμνισης της φάσης σ , καθώς και της δημιουργίας ζώνης απαλλαγμένης σε Cr (Chromium depleted zone) που οδηγεί σε μείωση της αντοχής σε διάβρωση καθώς και την δημιουργία γαβλανικού κελιού μεταξύ ωστενίτη και φάσης σ .



Εικόνα 29-Τελικό στάδιο κατακρήμνισης της φάσης σ στον ωστενίτη(γκρι) και στον φερρίτη(λευκή περιοχή) σε ωστενιτικό χάλυβα 316 L (15)



Εικόνα 30-Ενδιάμεσο στάδιο κατακρήμνισης περιμετρικά σε κόκκο υπερφερριτικού χάλυβα DIN 1.4. Οι μαύρες περιοχές είναι οι φάση σ (50).

Η ψαθυροποίηση μέσω του σχηματισμού της φάσης σ πραγματοποιείται σε θερμοκρασιακό εύρος 550-900 °C κατά την διάρκεια της διαδικασίας συγκόλλησης των οστενιτικών χαλύβων μετά από την διαδικασία αργής απόψυξης. Έτσι ο ρυθμός απόψυξης και το ενεργειακό φορτίο που εφαρμόζεται κατά την συγκόλληση πρέπει να ελέγχεται έτσι ώστε να μην παρατηρείται υπέρμετρη αύξηση των κόκκων και κατακρήμνιση της φάσης σ , η οποία μειώνει την αντοχή και την επιμήκυνση. Η περιοχή ψαθυρότητας της φάσης σ μπορεί να παρατηρηθεί και στο Διάγραμμα 11-Διάγραμμα Schaeffler για περιεκτικότητες Cr πάνω από 24 % κ.β. Η περιοχή αυτή εκτείνεται, στο μεγαλύτερο μέρος της, στην διφασική περιοχή A+F. Αντιθέτως η μονοφασική περιοχή του οστενίτη (A) παρουσιάζει μικρό εύρος ψαθυροποίησης μέσω της σ φάσης. Συνεπώς καταλαβαίνουμε σε συνδυασμό με τα προαναφερθέντα, ότι ο σχηματισμός της φάσης σ είναι λιγότερο πιθανός στους πλήρως οστενιτικούς χάλυβες, γεγονός όμως που καταρρίπτεται σε αυξημένες περιεκτικότητες Cr. Πρέπει να σημειώσουμε ότι η φάση σ δημιουργείται εξαιτίας της τάσης του φερρίτη να μην υφίσταται αλλοτροπικό μετασχηματισμό και συνεπώς να οδηγούμαστε σε πάχυνση και διόγκωση των κόκκων του. Επιπλέον η σ φάση μπορεί να προκύψει κατά την ψύξη των συγκολλήσεων οστενιτοφερριτικών χαλύβων σε θερμοκρασίες άνω των 600 °C, ή από μια πολύ αργή απόψυξη από του 820 °C. Όσο μεγαλύτερη η ποσότητα του δ -φερρίτη, τόσο το συντομότερο θα παρατηρηθεί ο σχηματισμός της φάσης σ κατά την διάρκεια έκθεσης σε θερμοκρασίες 550-900 °C όπως αναφέραμε σε προηγούμενες παραγράφους. Η ψυχρή παραμόρφωση εντείνει το φαινόμενο του σχηματισμού ιδιαίτερα σε περίπτωση ανακρυστάλλωσης. Αντιθέτως η αύξηση της θερμοκρασίας ανόπτησης καθυστερεί την έναρξη της κατακρήμνισης λόγω των μεγαλύτερων απαιτούμενων χρόνων διάχυσης (ευμεγέθεις κόκκοι) (51).

Ένα άλλο μεταλλουργικό φαινόμενο το οποίο μπορεί να πραγματοποιηθεί σε συνδυασμό με την παρουσία της σ φάσης αλλά αφορά κυρίως την διαδικασία απόψυξης και έκθεσης σε θερμοκρασιακά εύρη, είναι η λεγόμενη **ψαθυροποίηση στους 475 °C**. Το συγκεκριμένο φαινόμενο οφείλεται στην μετάπτωση του δ -φερρίτη σε α -φερρίτη λόγω διαφορισμού, ο οποίος χαρακτηρίζεται από εναλλαγές κόκκων με υψηλό ποσοστό σε Cr και χαμηλό ποσοστό σε Cr. Οι περιεκτικότητες μπορούν να λαμβάνουν τιμές από 15-80 % (48). Η ένταση του φαινομένου αυξάνεται ανάλογα με το ποσοστό του δ -φερρίτη που περιέχεται στο κράμα. Ο διαφορισμός του Cr πραγματοποιείται σε θερμοκρασίες πάνω από τους 300 °C αλλά η ένταση του φαινομένου αυξάνεται σε θερμοκρασία 500 °C. Το συγκεκριμένο φαινόμενο παρατηρείται

σε φερριτικούς αλλά και ωστενιτοφερριτικούς χάλυβες συνήθως σε περιπτώσεις όπου η περιεκτικότητα του φερρίτη ξεπερνάει το 10% όσο λοιπόν αυξάνεται το ποσοστό του δ-φερρίτη και του Cr, τόσο μειώνεται ο απαιτούμενος χρόνος για τον σχηματισμό της α -φάσης. Η ψαθυροποίηση στους 475 °C μπορεί να πραγματοποιηθεί κατά την διάρκεια αργής απόψυξης σε θερμοκρασία περιβάλλοντος από τους 600 °C. Ξεκινάει με τον διαφορισμό του Cr και συνεπώς τον σχηματισμό κόκκων α φερρίτη με χαμηλό ποσοστό σε Cr και κόκκων α φερρίτη με πολύ υψηλό ποσοστό αντίστοιχα.

1.11.3 ΚΑΤΑΚΡΗΜΝΙΣΗ ΑΛΛΩΝ ΕΝΔΟΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΦΑΣΕΩΝ

Τρεις κύριες ενδομεταλλικές φάσεις συναντάμε συνήθως στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες :την φάση σ , την φάση χ και την φάση Laves(η).Αλλές ενδομεταλλικές φάσεις μπορούν να παρατηρηθούν πιο σπάνια όπως η φάση G,R, μ (μ), γ' , γ'' , η -Ni₃Ti και δ -Ni₃Nb. Η κατακρήμνιση των ενδομεταλλικών φάσεων συνήθως είναι συνυφασμένη με αρνητικές επιπτώσεις για τον λόγο ότι η παρουσία τους προκαλεί απώλεια κραματικών στοιχείων από την μήτρα του μετάλλου όπως Cr,Ti,Mo και Nb, επιπλέον προκαλεί μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων όπως σκληρότητα και ολκιμότητα καθώς και μείωση της αντίστασης σε διάβρωση.Οι εξαιρέσεις σε αυτό το φαινόμενο αποτελούν οι γ' -Ni₃(Al,Ti),NiAl, και Laves οι οποίες λαμβάνουν κρίσιμο ρόλο στην διαδικασία σκλήρυνσης με κατακρήμνιση σε υπερκάματα νικελίου και ανοξειδωτους χάλυβες σκληρυνόμενους με κατακρήμνιση μέχρι ένα κρίσιμο σημείο κατακρήμνισης και σε ορισμένες περιπτώσεις.

Ενδομεταλλικές φάσεις που παρατηρούνται στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες, διακρίνονται σε δύο κατηγορίες : **1) Topologically Closed Packed Phase (TCP)** όπως η φάση σ , χ , Laves(η),G,R και μ (μ) και **2) Geometrically Closed Packed Phases (GCP)** όπως η γ' , γ'' , η -Ni₃Ti και δ -Ni₃Nb. Οι TCP φάσεις χαρακτηρίζονται όσο αναφορά την δομή από υψηλής πυκνότητας στρώματα ατόμων τα οποία όμως χωρίζονται από μια σχετικά μεγάλη ενδοατομική απόσταση. Τα πυκνά στρώματα των ατόμων διαχωρίζονται από μεγάλα ενδιάμεσα άτομα αναπτύσσοντας έτσι μια χαρακτηριστική κρυσταλλογραφική τοπογραφία. Σε αντίθεση, οι ενδομεταλλικές φάσεις GCP, χαρακτηρίζονται από υψηλή πυκνότητα σε όλες τις κατευθύνσεις έκτασης τους. Επιπλέον παρατηρούνται να σχηματίζονται ως επί το

πλείστον σε κράματα με βάση το Ni ενώ οι TCP φάσεις σχηματίζονται σε κράματα με βάση τον Fe .

Συμπεραίνουμε λοιπόν ότι η ανάλυση της TCP ενδομεταλλικής φάσης σ ,θα έπρεπε να συμπεριλαμβάνεται σε αυτό το κεφάλαιο όμως παραλήφθηκε και προστέθηκε στο προηγούμενο ,για το λόγο ότι έχρηζε πρέπον να αναλυθεί σε συνδυασμό με την δράση του δ-φερρίτη από τον οποίο και προέρχεται λόγω μετασχηματισμού του στις περισσότερες των περιπτώσεων .Επομένως θα δούμε αναλυτικά μερικές από τις υπόλοιπες αξιοσημείωτες TCP και GCP φάσεις .

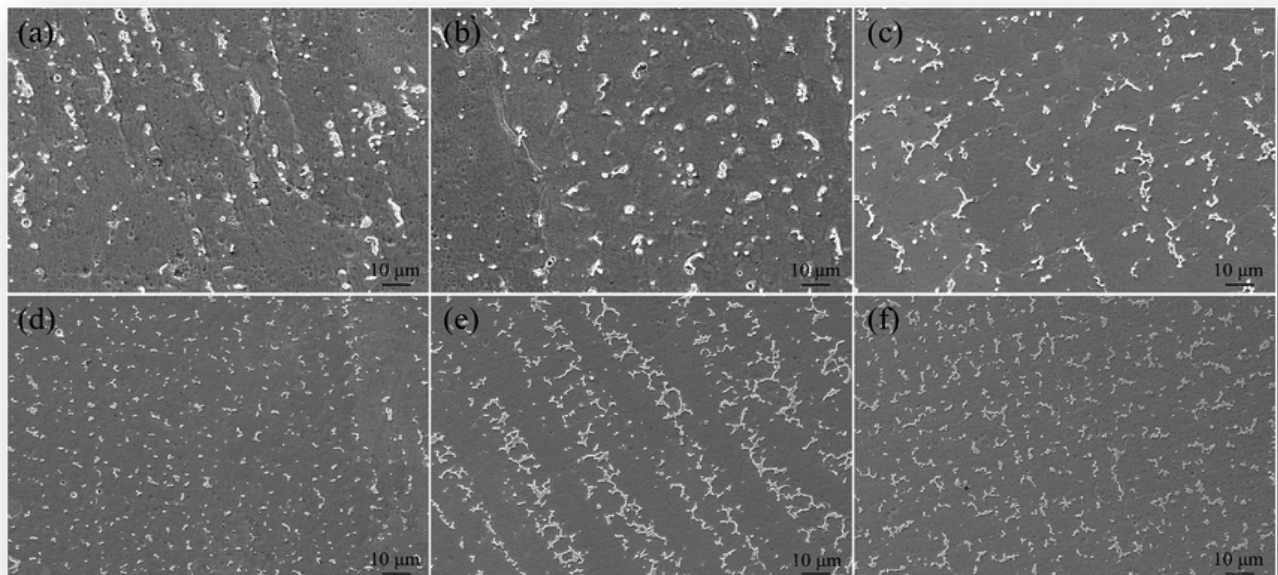
Στον επόμενο πίνακα διακρίνουμε τις διάφορες TCP και GCP ενδομεταλλικές φάσεις καθώς και στοιχεία για την κρυσταλλική δομή τους ,τον αριθμό των ατόμων στην κυψελίδα τους ,τις πλεγματικές παραμέτρους, τον στοιχειομετρικό τύπο καθώς και τους χάλυβες στους οποίους είναι πιο πιθανό να παρατηρηθούν .

Πίνακας 3-Ενδομεταλλικές φάσεις στους ανοξείδωτους ωστενιτικούς χάλυβες.

Phase	Unit cell	Atoms per cell	Space group	Lattice parameters (nm)	Composition	Occurrence
Sigma (σ)	bct	30	P4 ₂ /mnm	a = 0.87-0.92 c = 0.4554-0.48	(Fe,Ni) _x (Cr,Mo) _y	AISI 304; AISI 304L; AISI 316; AISI 316L; AISI 321; AISI 347
Chi (χ)	bcc	58	I43m	a = 0.881-0.895	(Fe,Ni) ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	AISI 316; AISI 316L; AISI 321
Laves (η)	hex.	12	P6 ₃ /mmc	a = 0.473-0.483 c = 0.772-0.786	Fe ₂ Mo; Fe ₂ Nb; Fe ₂ Ta; Fe ₂ Ti; Fe ₂ W	AISI 316; AISI 316L; AISI 321; AISI 347
G	fcc	116	Fd3m	a = 1.115-1.120	Ni ₁₆ Nb ₆ Si ₇ ; Ni ₁₆ Ti ₆ Si ₇ ; (Ni,Fe,Cr) ₁₆ (Nb,Ti) ₆ Si ₇	AISI 308; AISI 310S; AISI 329; Fe-20Cr-25Ni-Nb
R	hex.	53 (159)	R3	a = 1.090; c = 1.934	Fe ₂₂ Mo ₁₈ Cr ₁₃ ; (Fe,Ni) ₁₀ Cr ₅ Mo ₃ Si ₂	Duplex Fe-22Cr-8Ni-3Mo; Superaustenitic UNS S32654; Maraging Fe-12Cr-9Ni-4Mo
Mu (μ)	rhombohedral	13	R3m	a = 0.4762; c = 2.5015	(Fe,Co) ₇ (Mo,W) ₆ ; (Cr,Fe) ₇ (Mo) ₂ (Cr,Fe,Mo) ₄	Fe-17Cr-14Ni-6W; Fe-15Cr-40Ni-4W-2Mo-Al-Ti
γ'	fcc	4	Pm3m	a = 0.3565-0.3601	(Ni,Co,Fe,Cr) ₃ (Al,Ti)	Incoloy 800 and alloy A-286
γ''	bct	8	P4 ₂ /mnm I4/mmm	a = 0.3624; c = 0.7406	Ni ₃ Nb	Inconel 718
η	hex.	8	P6 ₃ /mmc	a = 0.5109; c = 0.8299	Ni ₃ Ti	Overaged Incoloy 800 and alloy A-286
δ	orthorombic	8	Pmmn	a = 0.5116 b = 0.4259 c = 0.4565	Ni ₃ Nb	Overaged Inconel 718

Φάση Laves

Παρατηρούνται τρεις τύποι αυτής της φάσης συνήθως στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες ,και οι τρεις χαρακτηρίζονται όμως από της ίδια στοιχειομετρία, A_2B : C14 ($MgZn_2$), C15 (Cu_2Mg) και C36 ($MgNi_2$). Οι φάσεις Laves οι οποίες παρατηρούνται στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες έχουν εξαγωνική υψηλής πυκνότητας κρυσταλλική δομή (HCP) παρόμοια με αυτήν του τύπου C14 ($MgZn_2$) .Οι μορφές που παρατηρούνται πιο συχνά είναι οι Fe_2Mo , Fe_2Nb και Fe_2Ti ,ή ο συνδυασμός των τριών, $Fe_2(Mo,Nb,Ti)$ (33). Η φάση Laves είναι σχετικά σταθερή κάτω από θερμοκρασίες της τάξης των 820 °C (εξαρτάται και από την κραμάτωση) και για περιεκτικότητες σε Mo, Ti και Nb της τάξης περίπου του 2-3%, 0.5 % και 0.07% κ.β αντίστοιχα. Μπορεί να δημιουργηθεί κατά την έκθεση σε παρόμοιες θερμοκρασιακές συνθήκες με την φάση σ ,κατά την διαδικασία θερμικών κατεργασιών και κατά την διάρκεια της αργής ψύξης των συγκολλήσεων ,στην ζώνη τήξης και στην ΘΕΖ. Αξιοσημείωτο είναι το γεγονός ότι η κατακρήμνιση της φάσης προωθείται από την παρουσία ποσοστών Si και καθυστερείται από την παρουσία διαλελυμένου ποσοστού C στο κρυσταλλικό πλέγμα. Συνήθως παρατηρείται κατακρήμνιση της ενδομεταλλικής φάσης Laves σε συνεκτικά διαφασικά όρια , όρια κόκκων και κυρίως σε ενδοκοκκικές περιοχές παρέχοντας φαινόμενο σκλήρυνσης με κατακρήμνιση σε ένα σημαντικό βαθμό έως κάποιο ποσοστό.



Εικόνα 31-Διάφορες μορφολογίες της ενδομεταλλικής φάσης Laves σε υπερκράμα νικελίου Inconel 718 . (52)

Φάση χ

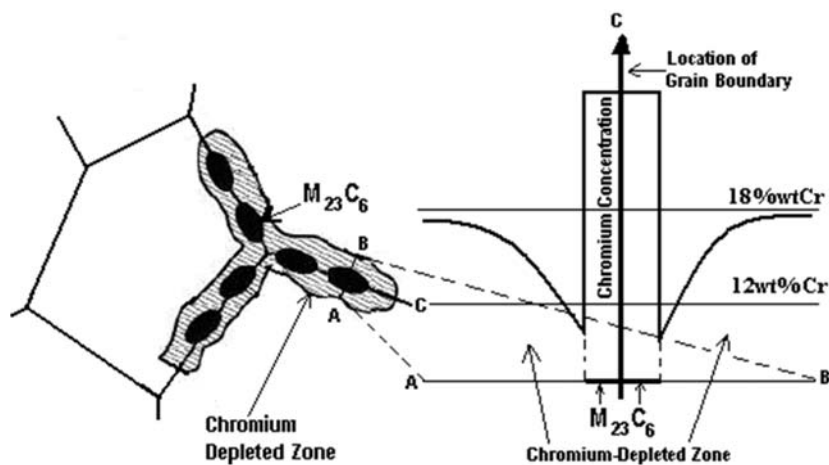
Η φάση χ παρουσιάζει γενικούς στοιχειομετρικούς τύπους $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ και $Fe_{35}Ni_3Cr_{13}Ti_7$, επιδεικνύοντας έτσι ένα μεγάλο εύρος τιμών πλεγματικών παραμέτρων και στοιχειομετριών ανάλογα με την κραμάτωση. Η εμφάνισή της αποτελεί φαινόμενο υποβάθμισης των μηχανικών ιδιοτήτων των χαλύβων. Διαθέτει κρυσταλλική χωροκεντρωμένη κρυσταλλική (BCC) δομή και κατακρημνίζεται σε παρόμοιο έως μικρότερο θερμοκρασιακό εύρος συγκριτικά με την σ φάση (550-900°C) ανάλογα με την περιεκτικότητα σε Mo κ. β (33). Όπως και το καρβίδιο M_6C , η κατακρήμνιση της φάσης χ, μπορεί να πραγματοποιηθεί υπό την παρουσία περιεκτικότητας Mo και Ti. Σε πολλές περιπτώσεις ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων έχει παρατηρηθεί ότι η σύσταση της χ φάσης είναι παρόμοια με αυτήν της φάσης σ, με την μόνη κύρια διαφορά την ικανότητα της χ φάσης να διαλύει τον C στο κρυσταλλικό πλέγμα της. Η φάση χ συνήθως κατακρημνίζεται/σηματίζεται στα όρια κόκκων, στα ασυνεκτικά διαφασικά όρια, στα συνεκτικά διαφασικά όρια καθώς και σε περιοχές συμπλέγματος διαταραχών λόγω της υψηλής προσφερόμενης ενέργειας ενεργοποίησης που παρατηρείται σε αυτά τα σημεία. Διακατεχόμενη από την ικανότητα να διαλύει τον C σε συνδυασμό της πιο εύκολης πυρηνοποίησης, η κατακρήμνιση της φάσης χ προηγείται πολλές φορές του σχηματισμού της φάσης σ. Αύξηση στην θερμοκρασία ανόπτησης δεν φαίνεται να επηρεάζει τον σχηματισμό της φάσης χ, αλλά παρατηρείται ότι η ψυχρηλασία επιταχύνει την κατακρήμνιση της, παρόμοια με την φάση σ και φάση Laves και κατακρημνίζεται συνήθως στο ίδιο εύρος θερμοκρασιών με την φάση σ έπειτα από παρατεταμένη έκθεση η αργή απόψυξη κατά την διάρκεια των συγκολλήσεων.

1.11.4 ΘΕΡΜΙΚΗ ΕΥΑΙΣΘΗΤΟΠΟΙΗΣΗ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ ΚΑΙ ΚΑΡΒΙΔΙΑ.

Σε πολλές περιπτώσεις συγκολλήσεων ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων, η ζώνη τήξης και ακόμα πιο πιθανά η ΘΕΖ λόγω του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης, μπορεί να καθιστούν επιρρεπείς στο φαινόμενο της **περικρυσταλλικής διάβρωσης (intergranular corrosion)**. Το συγκεκριμένο φαινόμενο ονομάζεται και αλλιώς ως **ευαισθητοποίηση (sensitization)** των χαλύβων. Η περικρυσταλλική διάβρωση οφείλεται στην κατακρήμνιση ημισυνεκτικών

καρβιδίων του Cr, τύπου $M_{23}C_6$ στα σύνορα των κόκκων τα οποία κατακρημνίζονται πολύ γρήγορα σε θερμοκρασιακό εύρος 450-900 °C περίπου (53). Το συγκεκριμένο είδος καρβιδίων χαρακτηρίζεται από κυβική εδρωκεντρωμένη κρυσταλλική δομή (FCC), παρόμοια δηλαδή δομή με την μητρική ωστενιτική φάση. Το Cr,Mo,Ni και ο Fe ,έχουν την δυνατότητα να λάβουν μέρος στον σχηματισμό τους στην "θέση" του γράμματος "Μ",ενώ τα κραματικά στοιχεία αντικατάστασης όπως το N και το B μπορούν αντικαταστήσουν τον C .Τα $M_{23}C_6$ μπορεί να προκύψουν από την διάσπαση των πρωτογενών καρβιδίων MC και χαρακτηρίζονται από πλεγματική ημισυνεκτικότητα σε σχέση με την μητρική φάση .

Το Cr το οποίο απαιτείται για τον σχηματισμό τους ,διαχέεται από την ωστενιτική μήτρα με αποτέλεσμα την εξασθένηση της σε Cr με το φαινόμενο να εντείνεται στην περιοχή γύρω από τα όρια των κόκκων .Επομένως δημιουργούνται ζώνες απεμπλουτισμένες σε Cr (Chromium depleted zones) καθώς και γαλβανικά κελιά διάβρωσης στα όρια των κόκκων . Οι ζώνες οι οποίες στερούνται ικανοποιητική περιεκτικότητα σε Cr γίνονται ιδιαίτερα ευαίσθητες σε περικρυσταλλική διάβρωση, ειδικά όταν το ποσοστό του Cr πέσει κάτω από το 11% κ.β, δηλαδή το ποσοστό το οποίο είναι απαραίτητο για την δημιουργία του προστατευτικού παθητικοποιημένου φιλμ οξειδίου .Εάν εξετάσουμε το διάγραμμα εμφάνισης των καρβιδίων σε ένα συγκεκριμένο ανοξείδωτο ωστενιτικό χάλυβα, θα παρατηρήσουμε ότι πάνω από την καμπύλη solvus , τα καρβίδια διαλυτοποιούνται . Όταν ο χάλυβας ψύχεται σχετικά αργά πραγματοποιείται επανακατακρήμνιση των καρβιδίων στα όρια των κόκκων .Αντιθέτως όταν η ψύξη λαμβάνει μεγάλη ταχύτητα ,δεν προλαβαίνει να λάβει χώρα η διάχυση του Cr και έτσι αποφεύγεται η κατακρήμνιση των καρβιδίων-συνήθως στο ΜΣ δηλαδή .



Παρατηρείται γενικά πως η περιοχή ευαισθητοποίησης καθίσταται η ΘΕΖ ,στην οποία η μέγιστη θερμοκρασία του θερμικού κύκλου βρίσκεται μέσα στο θερμοκρασιακό εύρος ευαισθητοποίησης (7) όπως παρατηρούμε και στο Διάγραμμα 15.Στην ζώνη της συγκόλλησης ,η μέγιστη θερμοκρασία ,μέσω του τόξου, ξεπερνάει την θερμοκρασία solvus και επειδή ο ρυθμός ψύξης είναι μεγάλος δεν προλαβαίνουν να κατακρημνιστούν καρβίδια. Αντίστοιχα σε πιο απομακρυσμένες περιοχές από την ζώνη τήξης ,η θερμοκρασία δεν βρίσκεται μέσα στην περιοχή του εύρους ευαισθητοποίησης (23). Μπορούν επίσης να σχηματιστούν και κατά την διαδικασία γήρανσης του 17/7 PH.

Η αντιμετώπιση της ευαισθητοποίησης στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες πραγματοποιείται με τρεις τρόπους:

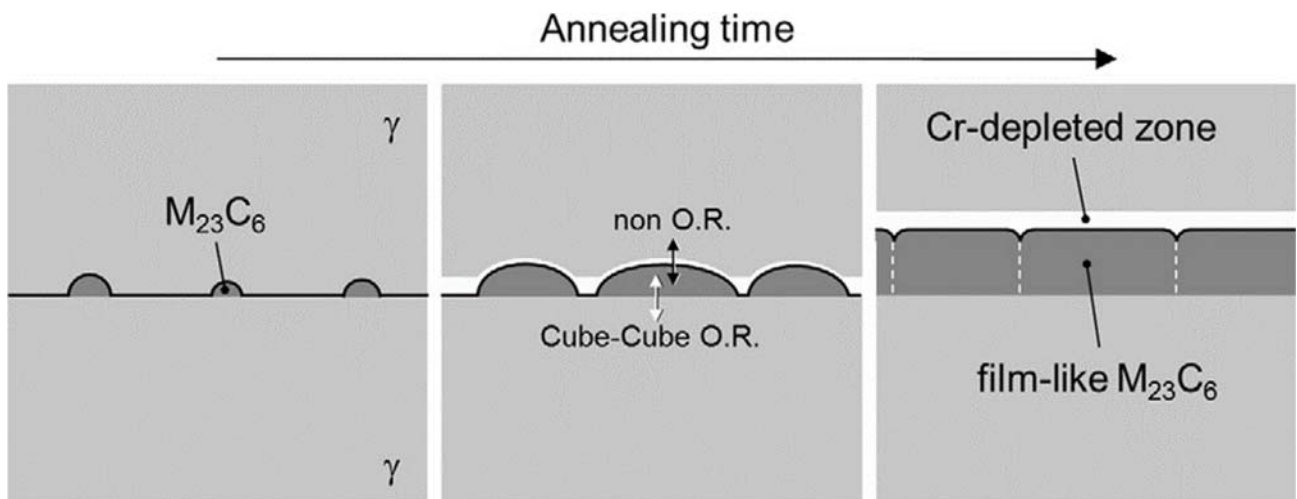
(α) Θερμική κατεργασία μετά την συγκόλληση (Post Welding Heat Treatment),η οποία υποδεικνύει θέρμανση πάνω από την θερμοκρασία solvus (1100°C) για να πραγματοποιηθεί διαλυτοποίηση των καρβιδίων και μετά επακόλουθη βαφή για να μην προλάβουν τα καρβίδια να επανακατακρημνιστούν στην ΘΕΖ (23).

(β) Ενδείκνυται η χρήση χάλυβων με χαμηλή περιεκτικότητα σε C .Τα καρβίδια απαιτούν για τον σχηματισμό τους αρκετή ποσότητα C ,άρα με την μείωση της περιεκτικότητας καθίσταται πιο δύσκολο να κατακρημνιστούν (7) .

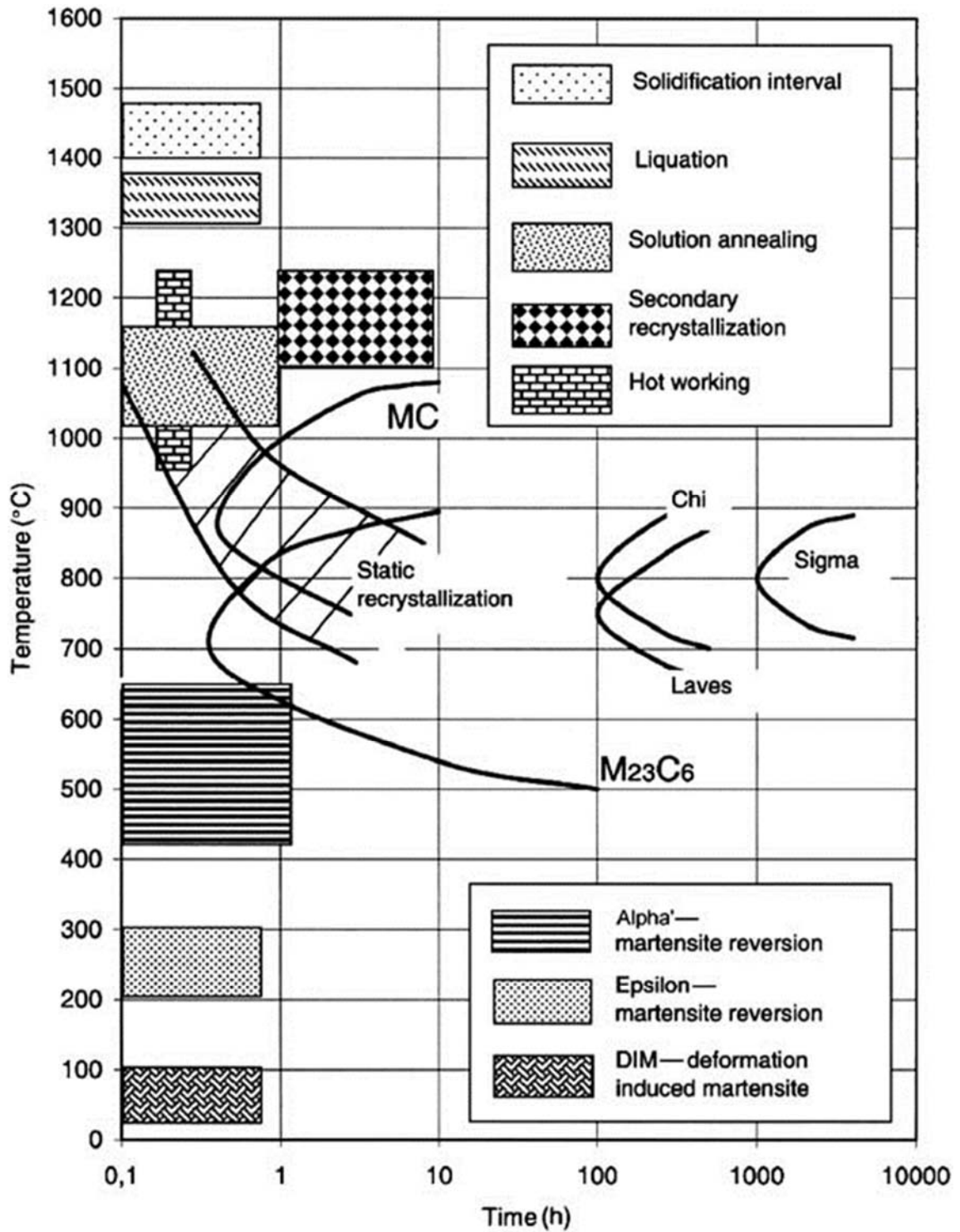
(γ) Προσθήκη ισχυρά καρβιδιογόνων στοιχείων όπως το Ti,Nb και το V ,τα οποία μειώνουν την διαλυτότητα του C ,τον δεσμεύουν και σχηματίζουν καρβίδια τύπου MC αποτρέποντας έτσι την κατακρήμνιση των $M_{23}C_6$.Τα συγκεκριμένα κραματικά στοιχεία προσδίδουν αντίσταση στην ευαισθητοποίηση καλούνται σταθεροποιητές και οι αντίστοιχοι χάλυβες που τα εμπεριέχουν στην σύσταση τους ονομάζονται σταθεροποιημένοι .

Τα MC καρβίδια (M=Ti, Zr, Hf, V, Nb και Ta) ή M(C,N) καρβονιτρίδια, είναι πολύ σταθερά και κατακρημνίζονται πρώτα σε σειρά, δηλαδή σε υψηλότερη θερμοκρασία ,πολλές αμέσως μετά την στερεοποίηση , συγκριτικά με τα άλλα καρβίδια . Τα MC διαλυτοποιούνται σε έκθεση σε θερμοκρασίες της τάξης των 1050 έως 1150°C κατά την διαδικασία του solution

annealing, και επανακατακρημνίζονται με την μορφή λεπτομερούς διασποράς έπειτα από διαδικασία γήρανσης (π.χ. 24 h στους 900°C) ή από παρατεταμένη έκθεση σε υψηλές θερμοκρασίες και συνήθως κατακρημνίζονται σε ενδοκοκκικές περιοχές, διαταραχές και σε σφάλματα επιστοιβάξης σε αντίθεση με τα $M_{23}C_6$ τα οποία παρατηρούνται συνήθως διακρυσταλλικά (51). Η κρυσταλλική τους δομή χαρακτηρίζεται σαν κυβική εδροκεντρωμένη (FCC) παρόμοια με αυτή δηλαδή των $M_{23}C_6$ και των MN. Οι δύο κύριες μορφές με τις οποίες παρατηρούνται στους ανοξειδωτους, ωστενιτικούς και μη χάλυβες, είναι (1) ως ευμεγέθη σωματίδια διασποράς με μέγεθος 1-10μm τα οποία παρατηρούνται κατά την διάρκεια της στερεοποίησης και (2) όπως προαναφέραμε, με την μορφή λεπτομερών δευτερογενών τεμαχιδίων κατακρήμνισης, της τάξης μεγέθους των 5-500 nm. Μπορεί να παρατηρηθεί μετασχηματισμός των MC σε $M_{23}C_6$ μέσω του μετασχηματισμού $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$, φαινόμενο που συμβαίνει ως επί το πλείστον στα υπερκράματα νικελίου. Χαρακτηρίζονται επίσης από σταθερότητα όσο αναφορά την αντίσταση στην αύξηση του μεγέθους τους – πάχυνση και επιπλέον ο σχηματισμός ενδοκοκκικά αποτρέπει την κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων που οδηγούν στην ευαισθητοποίηση.



Εικόνα 33-Απεικόνιση της ανάπτυξης του ενδοιάμεσου στρώματος καρβιδίων σε συνδυασμό με την ζώνη ελλιπή σε χρώμιο και ανάλογα με τον χρόνο έκθεσης σε συγκεκριμένη θερμοκρασία. (32)



Διάγραμμα 21-Μετασχηματισμοί και φάσεις που παρατηρούνται σε θερμοκρασιακό εύρος τηξης και θερμοκρασίας δωματίου σε ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες (51).

Μια σημαντική αναφορά που πρέπει να συμπεριλάβουμε στα πλαίσια της ανάλυσης των μικρογραφικών συστατικών των ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων και ειδικά όσο αναφορά την ανάλυση των κατακρημνισμάτων και των καρβιδίων ,είναι το φαινόμενο σχηματισμού του καρβιδίου M_6C .

Το καρβίδιο του τύπου M_6C ($M=Fe,W,Mo,V,Nb$), είναι γνωστό και ως η-καρβίδιο και παρατηρείται συνήθως στους ωστεντικούς ανοξειδωτους χάλυβες οι οποίοι περιέχουν ποσοστά κραματικών στοιχείων όπως το βολφράμιο, το νιόβιο και ιδιαίτερα το μολυβδαίνιο .Το συγκεκριμένο καρβίδιο μπορεί να περιέχει παραπάνω από ένα μεταλλικά στοιχεία στην στοιχειομετρία του ,παίρνοντας τις παρακάτω δομές : A_3B_3C ή A_4B_2C .Παρουσιάζει FCC κρυσταλλική δομή .Οι προσθήκες N πιστεύεται ότι προωθούν τον σχηματισμό του M_6C έναντι του $M_{23}C_6$,επειδή το πρώτο είναι ικανό να διαλύσει παραπάνω N από το τελευταίο. Τα άτομα του N αντικαθιστούν τα άτομα του C, μειώνοντας τις πλεγματικές παραμέτρους και σταθεροποιώντας το καρβίδιο. Όσο το $M_{23}C_6$ απορροφάει Mo κατά την διαδικασία της γήρανσης, εάν ξεπεραστεί μία κρίσιμη περιεκτικότητα, τότε μπορεί να πραγματοποιηθεί ένας *in situ* μετασχηματισμός $M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$. Στον παρακάτω Πίνακα 4 παρατηρούμε συνοπτικά τα κυριότερα καρβίδια που εμφανίζονται στους ωστεντικούς ανοξειδωτους χάλυβες σε συνδυασμό με τις κρυσταλλικές δομές ,αριθμό ατόμων της κυψελίδας ,πλεγματικές παραμέτρους ,κύρια μεταλλικά στοιχεία καθώς και τύπος χαλύβων όπου υπάρχει πιθανότητα εμφάνισης .

Carbide	Unit cell	Atoms per cell	Space group	Lattice parameters (nm)	Principal metallic elements	Occurrence
$M_{23}C_6$	fcc	116	Fm3m	a = 1.057-1.068	Cr, Fe, Mo, Ni	Nearly all stainless steels
MC	ord fcc	8	Fm3m	a = 0.4131-0.4698	Ti, Nb, V and/or Zr	AISI 321, AISI 347
M_6C	fcc	112	Fd3m	a = 1.085-1.128	Fe, Mo,Cr	AISI 316, AISI 316L
M_7C_3	pseudo hex.	40	Pnma	a = 0.6928-0.6963 c = 0.4541-0.4511	Cr, Fe	HH 40, HK 40, HP40

Πίνακας 4-Κυριότερα καρβίδια που εμφανίζονται στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες και τα χαρακτηρισικά τους (51) .

1.11.5 ΑΛΛΑ ΦΑΙΝΟΜΕΝΑ ΚΑΙ ΣΦΑΛΜΑΤΑ ΣΥΓΚΩΛΛΗΣΕΩΝ

Αρχικά προτού προβούμε στην ανάλυση των, ανάλογα με την φύση τους, σφαλμάτων πρέπει πρώτα να αναφέρουμε κάποια γενικά φαινόμενα να τα οποία παρατηρούνται στην στερεοποίηση όχι μόνο των ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων και επιδεικνύουν συνήθως αρνητικές επιπτώσεις στις συγκολλήσεις .Τα συγκεκριμένα φαινόμενα παρατηρούνται κατά την στερεοποίηση του μετάλλου συγκόλλησης ή αλλιώς της στερεοποίησης της ζώνης συγκόλλησης .Κάποια από τα πιο άξια για αναφορά είναι το φαινόμενο της **1) αραίωσης του βασικού μετάλλου και 2) το φαινόμενο του μικρο-και μακρο-διαφορισμού.**

1) Αρχικά στις περισσότερες συγκολλήσεις χρησιμοποιείται κάποιο μέταλλο προσθήκης (filler metal).Στις ομογενείς συγκολλήσεις παρουσιάζει την ίδια χημική σύσταση με το μέταλλο βάσης ενώ στις ετερογενείς συγκολλήσεις το μέταλλο προσθήκης επιδεικνύει διαφορετική χημική σύσταση από ότι το μέταλλο βάσης αντίστοιχα.

Στην περίπτωση της ομογενούς συγκόλλησης ,παρατηρείται πλήρης συμβατότητα(φυσική, μηχανική και κυρίως χημική) μεταξύ του μετάλλου συγκόλλησης και του μετάλλου βάσης ,δηλαδή υπάρχει πλήρης ανάμιξη ,ομοιόμορφη χημική δραστηριότητα και αντίσταση στην διάβρωση σε όλο το μήκος και πλάτος της ζώνης συγκόλλησης και του βασικού μετάλλου καθώς και παρόμοιες μηχανικές ιδιότητες οι οποίες επηρεάζονται καίρια από την τελική δομή τη συγκόλλησης .

Στις ετερογενείς συγκολλήσεις παρατηρούμε συγκολλήσεις όπου και τα δύο προς συγκόλληση τεμάχια έχουν διαφορετική χημική σύσταση μεταξύ τους επομένως και το μέταλλο προσθήκης θα είναι και το ίδιο με την σειρά του διαφορετικό ,είτε παρατηρούμε συγκολλήσεις όπου το μέταλλο προσθήκης είναι διαφορετικής χημικής σύστασης από τα δύο ή περισσότερα προς συγκόλληση τεμάχια τα οποία είναι ταυτόσημα ,για διάφορους λόγους .Συνήθως χρησιμοποιούνται καταναλισκόμενα ηλεκτρόδια υψηλότερης περιεκτικότητας σε κραματικά στοιχεία για τον λόγο της πρόληψης της απώλειας σε κραματικό φορτίο λόγω της εξάχνωσης καθώς και της διαμόρφωσης παρόμοιας δομής και χαρακτηριστικών με το μέταλλο βάσης (παρόμοιες ιδιότητες).

Επομένως λοιπόν στις ετερογενείς συγκολλήσεις τήξης ,κατά την διάρκεια λειτουργίας του ηλεκτρικού τόξου ,το μέταλλο προσθήκης τήκεται μαζί με ένα ποσοστό των δύο προς συγκόλληση βασικών μετάλλων και συνεπώς παρατηρείται μία αραίωση (dilution) της χημικής σύστασης του μετάλλου προσθήκης-ηλεκτροδίου εξαιτίας της τήξης του βασικού μετάλλου. Η αραίωση (D) εκφράζεται ως ο λόγος του βάρους του βασικού μετάλλου που τήκεται (W_{BMT}) και συμμετέχει στο μέταλλο συγκόλλησης προς το συνολικό βάρος του μετάλλου συγκόλλησης ($W_{M\Sigma}$). Αλλιώς δηλαδή η αραίωση εκφράζεται ως η συμμετοχή του μετάλλου βάσης στο τελικό σύνολο του μετάλλου συγκόλλησης της ζώνης τήξης με την παρακάτω εξίσωση :

$$D = \frac{WBMT}{WM\Sigma} \times 100\%$$

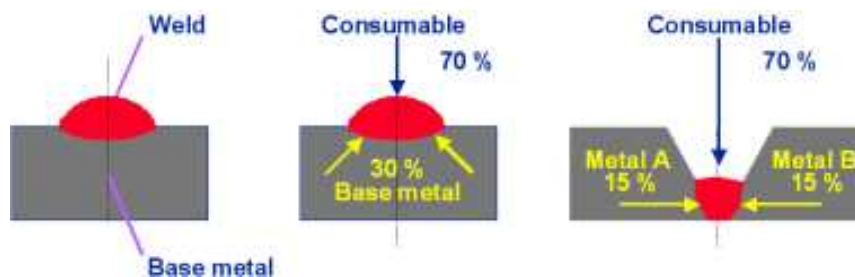
Σχέση 1 .

Στην προηγούμενη σχέση μπορούμε να αντικαταστήσουμε τα βάρη με την αντίστοιχη διατομή ή άθροισμα των διατομών αντίστοιχα .Στην περίπτωση που θέλουμε να υπολογίσουμε την περιεκτικότητα ενός συγκεκριμένου κραματικού στοιχείου στο μέταλλο συγκόλλησης όπως του C γ τότε χρησιμοποιούμε την παρακάτω σχέση 2:

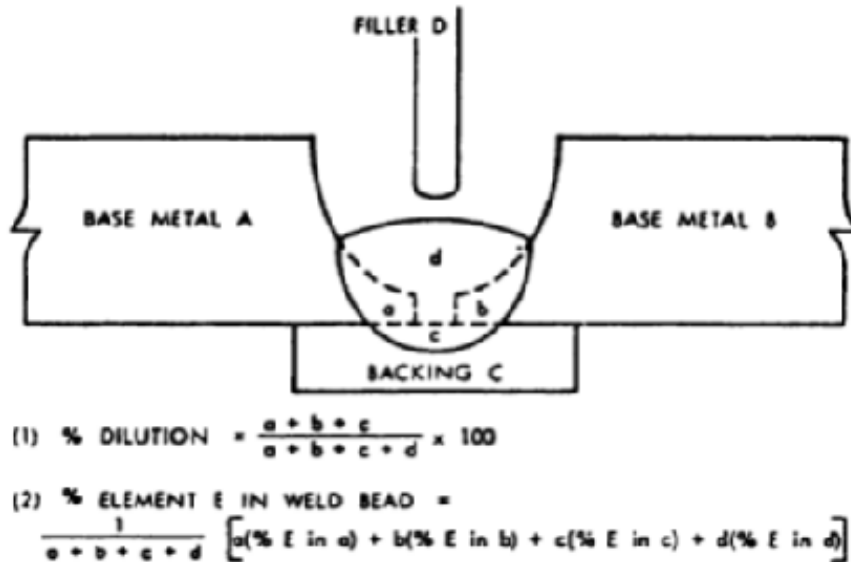
$$X_{\mu\sigma} = \frac{\alpha \cdot X_{\alpha} + \beta \cdot X_{\beta} + \gamma \cdot X_{\gamma}}{\alpha + \beta + \gamma}$$

Σχέση 2.

Όπου τα α , β είναι οι συμμετοχές των μετάλλων βάσης και γ η συμμετοχή του τηκόμενου ηλεκτροδίου ,τα X_{α} , X_{β} , X_{γ} ορίζονται ως οι περιεκτικότητες (%κ.β) του στοιχείου στις προαναφερθέντες αντίστοιχες διατομές/περιοχές.



Εικόνα 34-Αναπαράσταση αραίωσης συγκόλλησης .



Εικόνα 35-Αναπαράσταση και υπολογισμός αραίωσης συγκόλλησης ανόμοιων μετάλλων (54).

Συγκεκριμένα στην μέθοδο TIG οι τιμές της αραίωσης φτάνουν συνήθως το μέγιστο τιμές της τάξης του 25% ενώ άλλες μεθόδους συγκολλήσεων μπορεί και να φτάσουν τις τιμές του 100% , όπως στην συγκόλληση με αντίσταση .

2) Το δεύτερο σημαντικό φαινόμενο, που έχουμε προαναφέρει και σε προηγούμενα κεφάλαια και αναφέρετε σε διαδικασίες κατά την στερεοποίηση, είναι αυτό του **διαφορισμού** (segration) και θα αναφερθούμε σε αυτό εκτενέστερα .

Κατά την στερεοποίηση λοιπόν μιας συγκόλλησης, στην διεπιφάνεια υγρού –στερεού παρατηρείται ανομοιογενής κατανομή των κραματικών στοιχείων από το κέντρο του νεοσχηματιζόμενου κόκκου μέχρι την περιφέρεια του .Ανάλογα με την έκταση που θα λάβει το φαινόμενο του διαφορισμού, συντελεί είτε στον μακροδιαφορισμό είτε στον μικροδιαφορισμό.

(α) Όταν η χημική ανομοιογένεια λαμβάνει χώρα καθ' όλο τον όγκο του μετάλλου ονομάζεται **μακροδιαφορισμός**. Η κύρια αιτία αυτού του φαινομένου καθίσταται η πολύ αργή στερεοποίηση του τηγμένου μετάλλου. Κατά την στερεοποίηση, το υγρό μέταλλο εμπλουτίζεται συνεχώς με ακαθαρσίες συνεπώς το τμήμα που στερεοποιείται πρώτο διακρίνεται από μικρότερο ποσοστό και το τμήμα που στερεοποιείται τελευταίο χαρακτηρίζεται από μεγαλύτερο ποσοστό από τα υπόλοιπα. Μία άλλη αιτία για το φαινόμενο του διαφορισμού είναι η ύπαρξη ποσοστού ακαθαρσιών μπροστά από την λίμνη συγκόλλησης και η μετέπειτα συσσώρευση τους λόγω του ότι παρασύρονται από την υγρή φάση, προς τον κεντρικό άξονα της συγκόλλησης. Επιπλέον το φαινόμενο αυτό εντείνεται από την συρρίκνωση που λαμβάνει χώρα κατά την στερεοποίηση του μετάλλου συγκόλλησης. Τέλος από τις πιο σημαντικές αιτίες για την ύπαρξη μακροδιαφορισμού, καθίσταται η συγκόλληση ανόμοιων μετάλλων δηλαδή παρατηρείται κατά την διάρκεια της ανάμιξης τους σε συνδυασμό με μεγάλα μεγέθη ελασμάτων, αργές αποψύξεις και βαρύ κραματικό φορτίο. Πέρα από την μείωση των μηχανικών ιδιοτήτων και την μείωση της αντίστασης στην διάβρωση και ερπυσμό, το φαινόμενο προκαλεί και επίσης την συσσώρευση αερίων (λόγω αυξημένης διαλυτότητας στην υγρή φάση), τα οποία εγκλωβίζονται στο εσωτερικό των μετάλλων σχηματίζοντας θύλακες οι οποίοι προκαλούν ευθραυστότητα στο μέταλλο συγκόλλησης, φαινόμενο το οποίο θα αναλύσουμε σε παρακάτω παραγράφους.

(β) Όταν η χημική ανομοιογένεια παρατηρείται σε κλίμακα κόκκου και δενδριτών, τότε το φαινόμενο ονομάζεται **μικροδιαφορισμός**. Αντίθετα με το συναφές φαινόμενο του μακροδιαφορισμού, η κύρια αιτία εδώ είναι η πολύ γρήγορη στερεοποίηση του κράματος. Ο μικροδιαφορισμός είναι το αποτέλεσμα της ανακατανομής του διαλελυμένου κραματικού στοιχείου στην διεπιφάνεια στερεού-υγρού, κατά την στερεοποίηση του κράματος. Αυτό το φαινόμενο παρατηρείται στην διαδικασία των συγκολλήσεων όσο αναφορά την δενδριτική ανάπτυξη. Οι δενδρίτες παρουσιάζουν διαφορετική χημική σύσταση στο κέντρο τους από ότι στην περιφέρεια τους, ενώ μεταξύ τους σχηματίζονται λεπτές ζώνες-υμένες πλούσιες σε κραματικά στοιχεία και ακαθαρσίες, καθώς εκεί παγιδούνται ποσότητες υγρές φάσεις με χαμηλό σημείο τήξης, οι οποίες στερεοποιούνται τελευταίες. Ένας άλλος παράγοντας που συντελεί στην εμφάνιση του φαινομένου του μικροδιαφορισμού, είναι η μεταβολή του ρυθμού στερεοποίησης ο οποίος επηρεάζει άμεσα το ποσοστό της απόρριψης των κραματικών

στοιχείων και ακαθαρσιών σε ενδοδενδριτικές περιοχές, που λαμβάνει χώρα κατά την διάρκεια της στερεοποίησης ,καθώς και την επακόλουθη επανακατανομή. Ως αποτέλεσμα αυτού του φαινομένου λοιπόν ,καθίσταται η ανομοιογένεια των μηχανικών ιδιοτήτων σε όλα τα μήκη και πλάτη του μετάλλου καθώς και η μεταβαλλόμενη επιδεκτικότητα σε διάβρωση, αντίστοιχα όπως και στο φαινόμενο του μακροδιαφορισμού.

1.11.5.1 ΣΦΑΛΜΑΤΑ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ

Γενικά ως *σφάλμα* (defect), το I.I.W ορίζει κάθε απόκλιση ενός κατασκευασμένου προϊόντος από το ιδανικό ,θεωρητικό προϊόν (7). Τα σφάλματα αυτά παρατηρούνται σε κατασκευασμένα δοκίμια και λαμβάνονται υπόψη με βάση και χρήση κατάλληλων συντελεστών ασφαλείας .Συνεπώς η ύπαρξη μερικών σφαλμάτων ανάλογα με το βαθμό έντασης τους ,μπορεί να καθίσταται και αποδεκτή λόγω των συγκεκριμένων συντελεστών ασφαλείας που ισχύουν για την συγκεκριμένη κατασκευή .

Ως *σφάλματα συγκολλήσεων* από την άλλη, ορίζονται οι γεωμετρικές και μεταλλουργικές ατέλειες μίας συγκόλλησης οι οποίες εμπεριέχουν έννοιες όπως η χημική σύσταση ,μηχανικές ιδιότητες (σκληρότητα, δυσθραυστότητα ,ολκιμότητα) και μεταλλουργικά φαινόμενα στις διάφορες ζώνες της συγκόλλησης . Λαμβάνοντας υπόψη όλα τα προαναφερθέντα ,ένας μηχανικός μπορεί να αξιολογήσει την καταλληλότητα της συγκόλλησης ως προς την διεξαγωγή συγκεκριμένου έργου και λειτουργίας (23).

Συγκεκριμένα χρησιμοποιούνται δύο συστήματα ταξινόμησης των τυπικών σφαλμάτων τα οποία παρατηρούνται στις συγκολλήσεις .

Η **πρώτη** ταξινόμηση πραγματοποιείται με βάση την **A.W.S (American Welding Society)** και κατατάσσει τα σφάλματα σε συγκεκριμένα 2 κύριες κατηγορίες :

1) Σφάλματα που οφείλονται στην μέθοδο και εκτέλεση της συγκόλλησης .

Η συγκεκριμένη κατηγορία περιλαμβάνει σφάλματα όπως η υποκοπή (*undercut*),ατελής διείσδυση(*lack of penetration*),ατελής τήξη (*lack of fusion*),συστολή (*shrinkage*), υπερκάλυψη(*overlap*),λανθασμένη ευθυγράμμιση βασικών μετάλλων ,υπερβολική διείσδυση καθώς και εγκλείσματα σκωρίας ,οξειδίων, βολφραμίου και εκτοξεύσεις μετάλλου(*spatters*).

2) *Μεταλλουργικά σφάλματα.*

Σε αυτήν την κατηγορία περιλαμβάνονται σφάλματα όπως *θερμές και ψυχρές ρωγμές (hot cracking ,hydrogen cracking), φυλλοειδείς ρωγμές (lamellar cracking)* καθώς και φαινόμενα δημιουργίας πόρων (*σφαιρικοί, επιμήκεις και σωληνοειδείς*).

Η **δεύτερη** ταξινόμηση γίνεται κατά το σύστημα που ενδείκνυται από την **I.I.W (International Institute of Welding)** η οποία περιλαμβάνει 6 κατηγορίες σφαλμάτων που εκφράζονται με μια μορφή κωδικοποίησης τριψηφίων αριθμών .Παρακάτω παρουσιάζονται οι συγκεκριμένες κατηγορίες αναλυτικά :

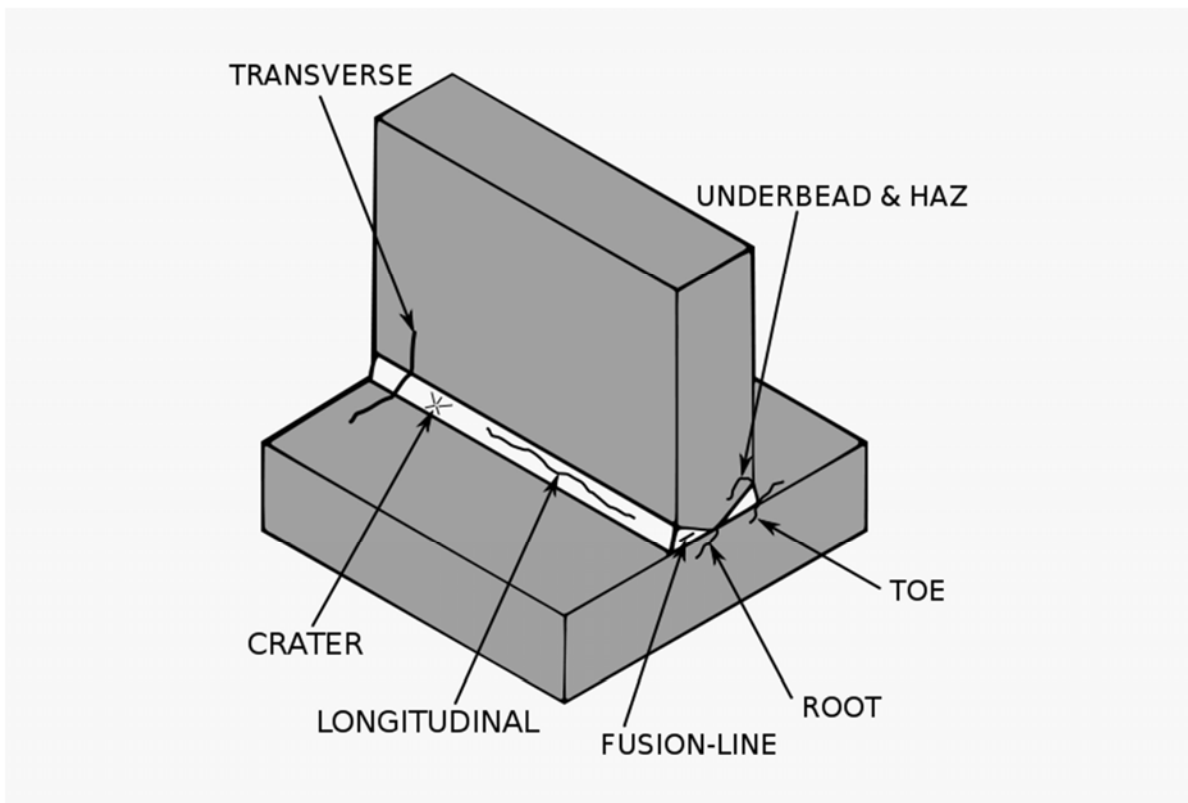
ΡΩΓΜΕΣ (CRACKS)

Οι ρωγμές καθίστανται από τις πιο κύριες αιτίες για την υποβάθμιση των ιδιοτήτων της συγκόλλησης και ορίζονται ως η ασυνέχεια ενός υλικού που οφείλεται σε θραύση .Οι ρωγμές κάτω από κατάλληλες συνθήκες μπορούν να επεκταθούν με μεγάλη ταχύτητα και έτσι να επιφέρουν την διάλυση της κατασκευής .Επιπλέον παρατηρούνται στην επιφάνεια της συγκόλλησης ,το εσωτερικό του μετάλλου συγκόλλησης και την θερμικά επηρεασμένη ζώνη .Οι ρωγμές συνήθως προκαλούνται από μεταλλουργικά φαινόμενα όπως η απορρόφηση H₂ στο τηγμένο μέταλλο ή στην ΘΕΖ ,την ύπαρξη ακαθαρσιών στα όρια των δενδριτών, εγκλείσματα οξειδίων καθώς και από παράγοντες όπως η συστολή κατά την ταχεία ψύξη ,μηχανική καταπόνηση ,παραμένουσες τάσεις μετά το πέρας της συγκόλλησης καθώς και συνδυασμός των προηγούμενων με συνθήκες διάβρωσης .Η κάθε ρωγμή έχει πολύ έντονα άκρα τα οποία δρουν ως σημεία υψηλής συγκέντρωσης τάσεων, για τον λόγο αυτό ,οι κανονισμοί ασφαλείας δεν επιτρέπουν την ύπαρξη τους ακόμα και σε μικρά μεγέθη .

Τα είδη των ρωγμών κατηγοριοποιούνται ανάλογα με 1) **την εμφάνιση και την θέση τους** και 2) **με κριτήριο της συνθήκες δημιουργίας τους** .Αναλυτικότερα παρατηρούμε παρακάτω στην κατάταξη :

- 1) (α) **εγκάρσιες** (transverse)-κάθετες στον άξονα της συγκόλλησης και πιθανή εξάπλωση τους στο βασικό μέταλλο ,(β) **διαμήκεις** (longitudinal) – παράλληλες στον άξονα της συγκόλλησης και συνήθως παρατηρούνται στο κέντρο της ζώνης τήξης και

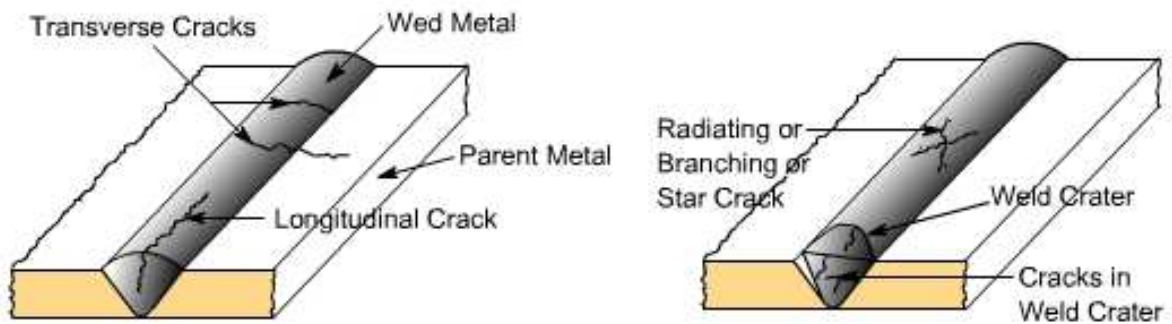
(γ) **ρωγμές κρατήρα** (crater cracks)-εμφανίζονται όταν πραγματοποιείται λανθασμένη παύση του τόξου συγκόλλησης .Αυτές οι περιπτώσεις με την σειρά τους μπορούν να διαιρεθούν σε υποκατηγορίες ανάλογα με συγκεκριμένες περιοχές της συγκόλλησης όπως **ρωγματώσεις ρίζας ,επιφάνειας και κέντρου** του μετάλλου συγκόλλησης , θερμικά επηρεαζόμενης ζώνης ,ρωγματώσεις του πόδα της συγκόλλησης(παράλληλα της ζώνης τήξης) κλπ.



Εικόνα 36-Αναπαράσταση πιθανών ρωγματώσεων σε μία συγκόλληση τύπου T. (55)

- 2) (α) θερμή ρωγμάτωση ,(β) ψυχρή ρωγμάτωση ,(γ) φυλλοειδής ρωγμάτωση (lamellar tearing)- εμφανίζεται σε συγκολλήσεις όπως στην Εικόνα 36 ,δηλαδή τύπου T και από τις 2 πλευρές και λαμβάνει χώρα παράλληλα με το επίπεδο έλασης κατώ από την ΘΕΖ (7).(δ) Ρωγμάτωση κατά την στερεοποίηση(solidification cracking) και (ε) ρωγμάτωση

κατά την αναθέρμανση (reheat cracking) όπως έχουμε προαναφέρει και σε προηγούμενα κεφάλαια .



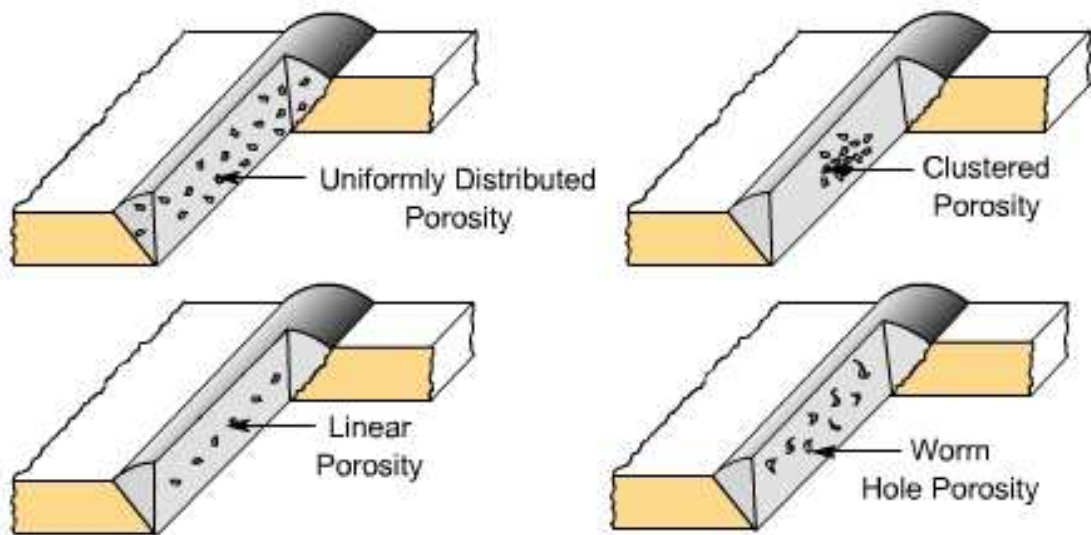
Εικόνα 37-Άλλη αναπαράσταση ρωγματώσεων σε μία συγκόλληση (56).

Για να αποτρέψουμε την παρουσία των ρωγμών, λαμβάνεται μία σειρά μέτρων όπως τα παρακάτω :Επιλογή κατάλληλου ηλεκτροδίου που δεν περιέχει καθόλου υδρογόνο καθώς και θερμική κατεργασία για την απόρριψη του από το μέταλλο συγκόλλησης, βελτίωση μεθόδου και ταχύτητας συγκόλλησης για την επίτευξη καλύτερης εναπόθεσης μετάλλου συγκόλλησης ,έλεγχος μεθόδου συγκόλλησης και αποφυγή συνθηκών ταχείας απόψυξης για την αποφυγή των τάσεων συστολής και της ψαθυροποίησης της και τέλος συνδυασμός θερμικών κατεργασιών για την πριν και μετά το πέρας της συγκόλλησης (pre-heat,post-heat) για την αποφυγή των θερμικών τάσεων και την επιτυχία αργής και ομαλής απόψυξης .

ΠΟΡΟΙ – ΣΠΗΛΑΙΩΣΕΙΣ (CAVITIES)

Πόροι ή Σπηλαιώσεις ονομάζονται οι σπηλαιώδεις ασυνέχειες οι οποίες δημιουργούνται συνήθως από την παγίδευση και έκλυση αερίων όπως τα H_2, O_2, CO_2, CO, He κλπ, στο μέταλλο συγκόλλησης ή στην ΘΕΖ κατά την διάρκεια της στερεοποίησης . Αυτές οι ασυνέχειες συνήθως παρατηρούνται να έχουν σφαιρικό σχήμα αλλά παρουσιάζουν σπανίως και σκωληκοειδές σχήμα .Η σκουριά ,η υγρασία , διάφορα έλαια καθώς και πληθώρα ακαθαρσιών οι οποίες μπορεί να βρίσκονται πάνω στην επιφάνεια των βασικών μετάλλων ή να

επικαλύπτουν το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο, είναι επίσης πηγές των προαναφερθέντων στοιχείων τα οποία κατά την συγκόλληση, εξαχνώνονται και παγιδεύονται μέσα στο μέταλλο συγκόλλησης .



Εικόνα 38-Αναπαράσταση σπηλαιώσεων – πόρων (56)

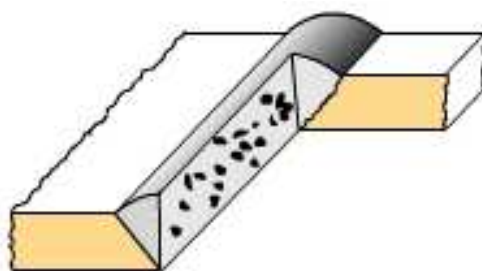
Οι πόροι κατατάσσονται ανάλογα με την μορφή την κατανομή της διασποράς τους σε 4 κατηγορίες όπως παρατηρούμε και στην παραπάνω Εικόνα 38 :

- 1) **Ομοιόμορφα κατανεμημένοι** (Uniformly Distributed Porosity)→Παρατηρούνται στις συγκολλήσεις με πολλαπλά πάσα ,και η παρουσία τους οφείλεται στην λανθασμένη επιλογή υλικών και μεθόδου συγκόλλησης .
- 2) **Συγκεντρωμένοι Πόροι** (Clustered Porosity)→Παρατηρούνται στις συγκολλήσεις με πολλαπλά πάσα όταν πραγματοποιείται λανθασμένη έναυση ή παύση του τόξου .
- 3) **Γραμμικά κατανεμημένοι** (Linear Porosity)→Παρατηρούνται πάλι σε συγκολλήσεις πολλαπλών πασών και οφείλονται σε εγκλείσματα αερίων που δημιουργούνται/εκτονώνονται κατά μήκος μιας επιφάνειας/πάσου .
- 4) **Σωληνοειδείς πόροι** (Worm Hole Porosity)→ Επιμήκεις πόροι που παρατηρούνται σε περιπτώσεις αυχενικών συγκολλήσεων και εκτείνονται συνήθως κατά μήκος της διεύθυνσης συγκόλλησης .

Το πορώδες μπορεί να αποφευχθεί μέσω της σωστής απομάκρυνσης των ακαθαρσιών από την επιφάνεια των βασικών μετάλλων ,το επαρκές ψήσιμο των ηλεκτροδίων για την απομάκρυνση της υγρασίας καθώς και την μείωση των υψηλών ρευμάτων συγκόλλησης, των υψηλών ταχυτήτων και του μεγάλου μήκους του τόξου.

ΕΓΚΛΕΙΣΜΑΤΑ (INCLUSIONS)

Τα στερεά εγκλείσματα πρόκειται για ξένες ουσίες οι οποίες παγιδεύονται στο μέταλλο συγκόλλησης .Κάποια από τα πιθανά ήδη ουσιών που παρατηρούνται είναι εγκλείσματα σκωρίας ,σκόνης ,οξειδίων ,εγκλείσματα βολφραμίου τα οποία προκαλούνται από υψηλό ρεύμα συγκόλλησης το οποίο προκαλεί την τήξη του ηλεκτροδίου και την μεταφορά ψηγμάτων W μέσα στην λίμνη της συγκόλλησης καθώς και από την επαφή του ηλεκτροδίου με το μέταλλο τήξης ,και εγκλείσματα Cu.



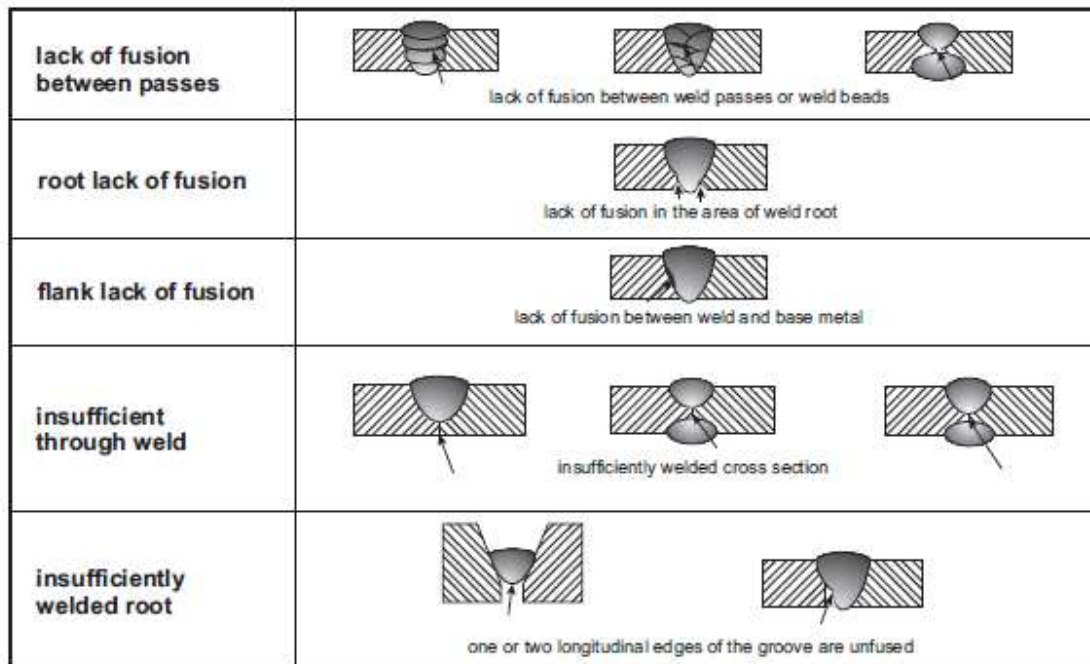
Εικόνα 39-Εγκλείσματα στο εσωτερικό μέταλλο συγκόλλησης (56).

ΑΤΕΛΗΣ ΤΗΞΗ ΚΑΙ ΑΤΕΛΗΣ ΔΙΕΙΣΔΥΣΗ (LACK OF FUSION, LACK OF PENETRATION)

Οι παραπάνω δύο όροι αν και διαφορετικοί , συνήθως ταυτίζονται λανθασμένα οδηγώντας στην παρερμηνεία πολλών φαινομένων και σφαλμάτων των συγκολλήσεων .

Συγκεκριμένα με τον όρο ατελής τήξη ονομάζουμε την ατελής τήξη του μετάλλου σύνδεσης με το μέταλλο βάσης ή του καινούργιου στρώματος/πάσου συγκόλλησης , με τα παλαιότερα πάσα .Δηλαδή το μέταλλο της συγκόλλησης δεν γέμισε ολοκληρωτικά την κενό διάστημα το οποίο είναι διαθέσιμο για την σύνδεση των βασικών μετάλλων ή την επικάλυψη των πάσων

.Αυτό το φαινόμενο οφείλεται σε παράγοντες όπως η χαμηλή ένταση του ρεύματος ή μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης ,ακατάλληλα υλικά ,λανθασμένη τοποθέτηση των προς συγκόλληση μετάλλων ,οξειδωμένη επιφάνεια και λανθασμένη διαμόρφωση ακμών και πλευρών προς συγκόλληση .Οι επιπτώσεις στις μηχανικές αντοχές εξαιτίας του συγκεκριμένου φαινομένου είναι παρόμοιες με αυτές των πόρων και των εγκλεισμάτων.



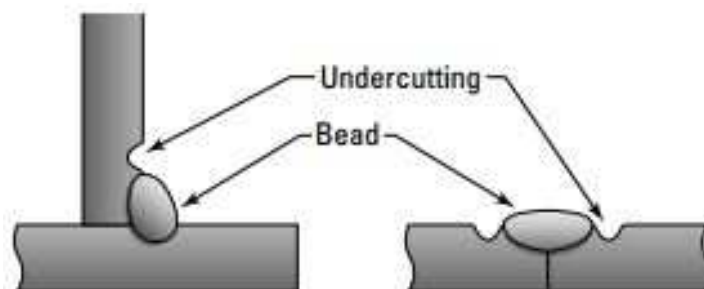
Εικόνα 40-Αναπαράσταση ατελής τήξης και ατελής διείσδυση. Οι τρεις πρώτες κατηγορίες αναφέρονται στην ατελή τήξη, οι υπόλοιπες δύο στην ατελή διείσδυση .

Με τον όρο ατελής διείσδυση ονομάζουμε το φαινόμενο κατά το οποίο το βάθος του μετάλλου συγκόλλησης δεν παρατηρείται να είναι αυτό που απαιτείται από τις προδιαγραφές της συγκόλλησης .Δηλαδή ο όρος χρησιμοποιείται όταν η συγκόλληση αποτύχει να διεισδύσει στην περιοχή της ένωσης για την οποία απαιτείται διείσδυση .Οι παράγοντες που συντελούν στην εμφάνιση του φαινομένου είναι ταυτόσημοι με αυτούς που προαναφέρθηκαν για το φαινόμενο της ατελής τήξης .Συγκεκριμένα παρατηρούμε το φαινόμενο στην παραπάνω Εικόνα 40 ,στις δύο τελευταίες κατηγορίες .

ΑΤΕΛΕΣ ΣΧΗΜΑ –ΑΝΩΜΑΛΙΕΣ ΟΨΗΣ (UNACCEPTABLE WELD PROFILES)

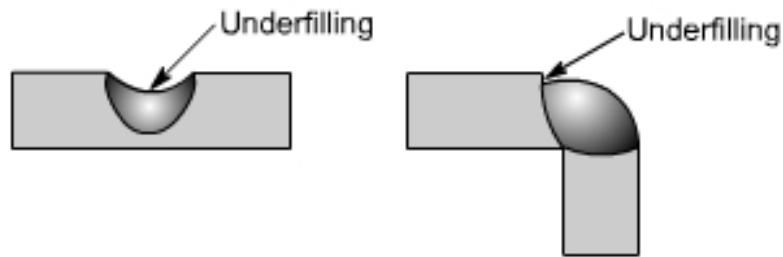
Στην παρακάτω κατηγορία ανήκουν σφάλματα τα οποία σχετίζονται με την γεωμετρία της ραφής ,παρόμοια δηλαδή με την προηγούμενη κατηγορία σφαλμάτων .Τα σημαντικότερα από αυτά αναλύονται παρακάτω :

- 1) Υποκοπή (Undercut)**→Χαρακτηρίζεται ως γεωμετρική ασυνέχεια που εμφανίζεται με την μορφή εγκοπής/υποσκάματος , η οποία έχει σχηματιστεί μέσω της τήξης του βασικού μετάλλου που δεν συμπληρώθηκε από μέταλλο συγκόλλησης .Συνήθως παρατηρείται στις περιοχές κοντά στην ρίζα και στην ραφή της συγκόλλησης ,παράλληλα προς το μέταλλο τήξης και το βασικό μέταλλο .Κύριες αιτίες για την δημιουργία του φαινομένου είναι (α) η εφαρμογή μεγάλης τάσης ρεύματος ,(β) η μεγάλη ταχύτητα συγκόλλησης σε συνδυασμό με μεγάλη τάση και (γ) λανθασμένη επιλογή της μεθόδου συγκόλλησης καθώς και (δ) μεγάλη διάμετρος του τόξου.



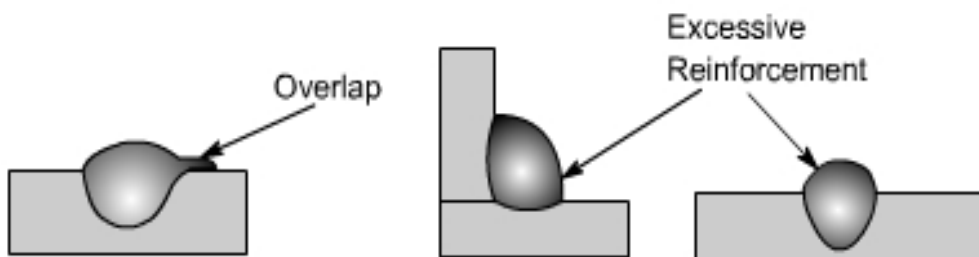
Εικόνα 41-Αναπαράσταση Υποκοπής .

- 2) Ανεπαρκές γέμισμα-Υποπλήρωση (Underfill)**→ Χαρακτηρίζεται ως εσοχή στην επιφάνεια ή την ρίζα της συγκόλλησης και βρίσκεται σε χαμηλότερο επίπεδο από αυτό των μετάλλων βάσης .Η κύρια αιτία του φαινομένου καθίσταται η ελλιπής πλήρωση των απαιτούμενων ραφών/πάσων συγκόλλησης από τον εκάστοτε ηλεκτροσυγκολλητή αλλά και από την χρήση μικρών ηλεκτροδίων και εντάσεων ρεύματος ,υψηλών ταχυτήτων και συνεπώς διορθώνεται με την προσθήκη περισσότερων στρώσεων μετάλλου συγκόλλησης ή την μεταβολή των προηγούμενων παραμέτρων .



Εικόνα 42-Υποπλήρωση . (56)

- 3) **Υπερκάλυψη (Overlap)** και **Υπερβολική ενίσχυση όψης (Excessive reinforcement)**→(α) Το πρώτο φαινόμενο χαρακτηρίζεται από την επέκταση του μετάλλου συγκόλλησης και την κάλυψη του μετάλλου βάσης πέρα από τον πόδα ή την ρίζα της συγκόλλησης. (β) Το δεύτερο αντίστοιχα φαινόμενο αναφέρεται στο αντίθετο συμβάν από το σφάλμα της ανεπαρκούς διείσδυσης ,δηλαδή την υπερβολική πλήρωση της ραφής συγκόλλησης και την δημιουργία εξογκώματος ψηλότερα από το επίπεδο των μετάλλων βάσης. Προκαλείται επίσης από την χρήση χαμηλής ταχύτητας συγκόλλησης ,μικρή διάμετρο ηλεκτροδίου καθώς και υψηλές εντάσεις και χαμηλές τάσεις ρεύματος αντίστοιχα. Συγκεκριμένα παρατηρούμε τα δύο φαινόμενα στην παρακάτω εικόνα .

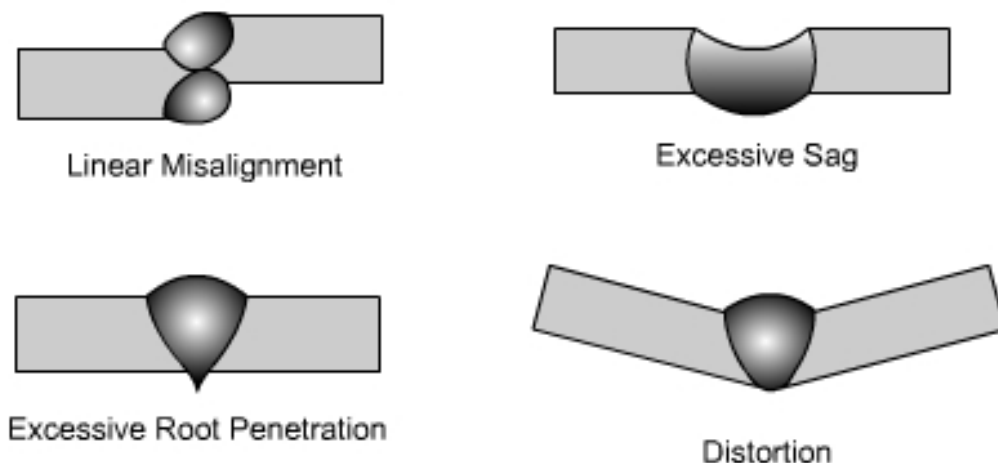


Εικόνα 43-Υπερκάλυψη και Υπερβολική ενίσχυση όψης . (56)

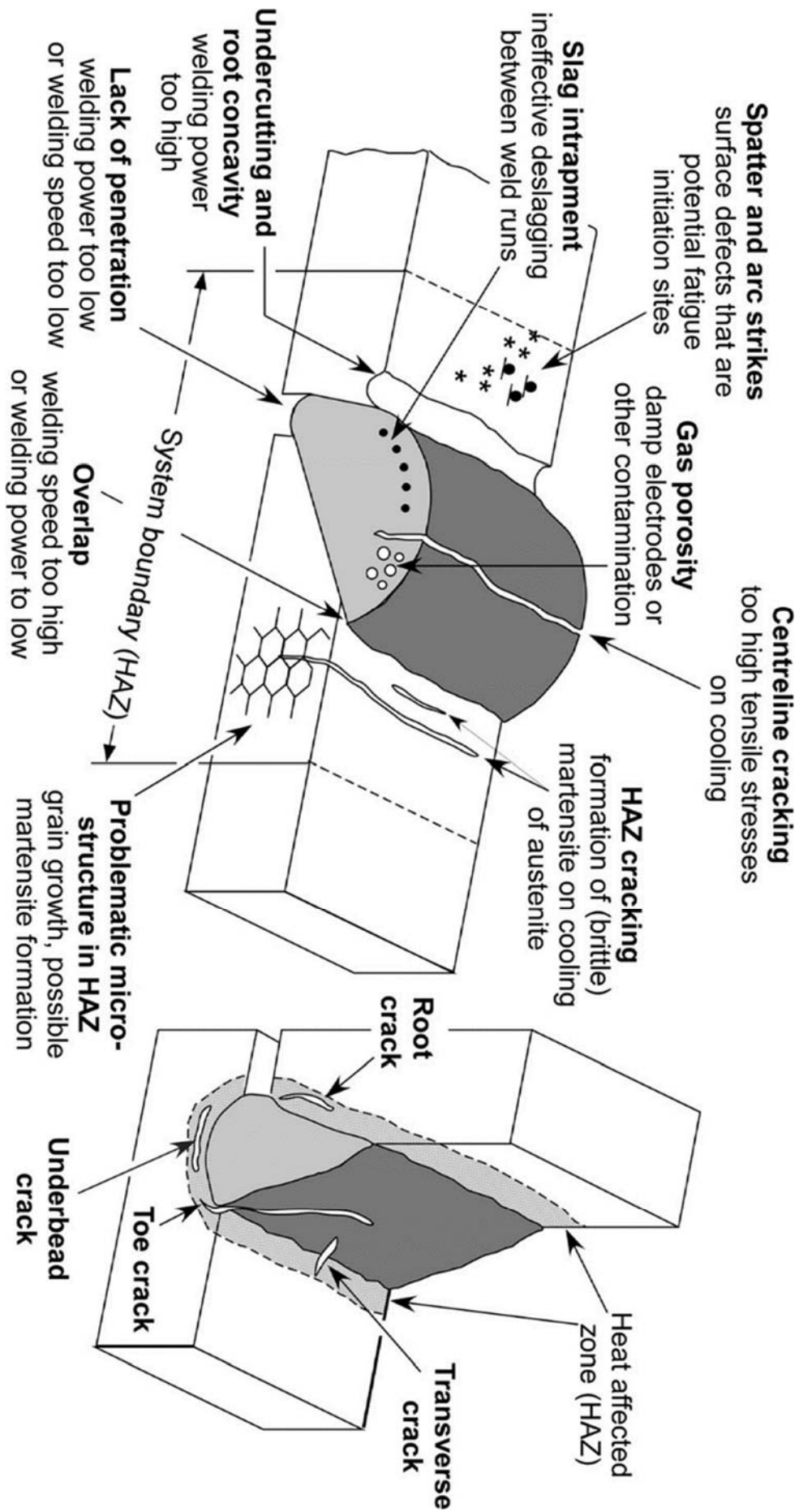
ΔΙΑΦΟΡΑ ΑΛΛΑ ΣΦΑΛΜΑΤΑ

Σε αυτήν την κατηγορία σφαλμάτων ανήκουν φαινόμενα τα οποία δεν εντάσσονται σε καμία άλλη ενότητα σφαλμάτων .Τα σημαντικότερα από αυτά τα σφάλματα παρουσιάζονται συνοπτικά παρακάτω:

- 1) **Διαμπερής τήξη**→ Προκαλείται από την χρήση υψηλή έντασης ρεύματος και χαμηλής ταχύτητας συγκόλλησης για σχετικά μικρά πάχη ελασμάτων .
- 2) **Έναυση τόξου –Arc Strikes** → Λανθασμένες εναύσεις τόξου οι οποίες προκαλούν τήξη μικρού επιφανειακού μέρους του μετάλλου της επιφάνειας ,δημιουργώντας επιφανειακούς πόρους .
- 3) **Εκτόξευση μετάλλου (Spatters)**→ Πρόκειται για σωματίδια τα οποία εκτοξεύονται από την λίμνη της συγκόλλησης στην γύρω περιοχή και οφείλονται σε αυξημένη ένταση ρεύματος, μαγνητικό φύσημα καθώς και σε υπερβολικά μεγάλο μήκος τόξου αλλά και λανθασμένη τεχνική του ηλεκτροσυγκολλητή .
- 4) **Ελαττωματική ευθυγράμμιση ελασμάτων (misalignment).**
- 5) **Λανθασμένη προετοιμασία πλευρών και ακμών (incorrect joint preparation)**→ Ορίζεται ως η λάθος τοποθέτηση τεμαχίων για γωνιακές συγκολλήσεις ,ανεπαρκές τρόχισμα και διάκενο των πλευρών και των ακμών.
- 6) **Κύρτωση λόγω συστολικών τάσεων .**
- 7) **Σχηματισμός κρατήρα στον τερματισμό της γραμμής συγκόλλησης .**



Εικόνα 44-Άλλα σφάλματα που παρουσιάζονται στις συγκολλήσεις. (56)



Εικόνα 45-Συνοπτική απεικόνιση των σφαλμάτων συγκόλλησης (70).

1.12 ΜΗ ΚΑΤΑΣΤΡΟΦΙΚΟΙ ΕΛΕΓΧΟΙ (NON DESTRUCTIVE TESTS-NDTS)

Ο όρος μη καταστροφικός έλεγχος αναφέρεται σε όλες τις διαδικασίες δοκιμών και ελέγχου μιας πραγματοποιηθείσας συγκόλλησης ,προκειμένου να επιτευχθεί ο εντοπισμός ενός σφάλματος και συγκεκριμένα ασυνέχειας στην εκάστοτε συγκόλληση .Ανάλογα με τα πρότυπα αξιολόγησης και των προδιαγραφών ,κρίνεται κατάλληλη ή ακατάλληλη σε συνάρτηση με τον βαθμό έντασης του φαινόμενου σφάλματος . Ο όρος "μη καταστρέπτικός " σημαίνει ότι ο έλεγχός διαξαγάγεται μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας συγκόλλησης και χωρίς να πραγματοποιείται καμία καταστρεπτική επέμβαση πάνω στην συγκόλληση (23).

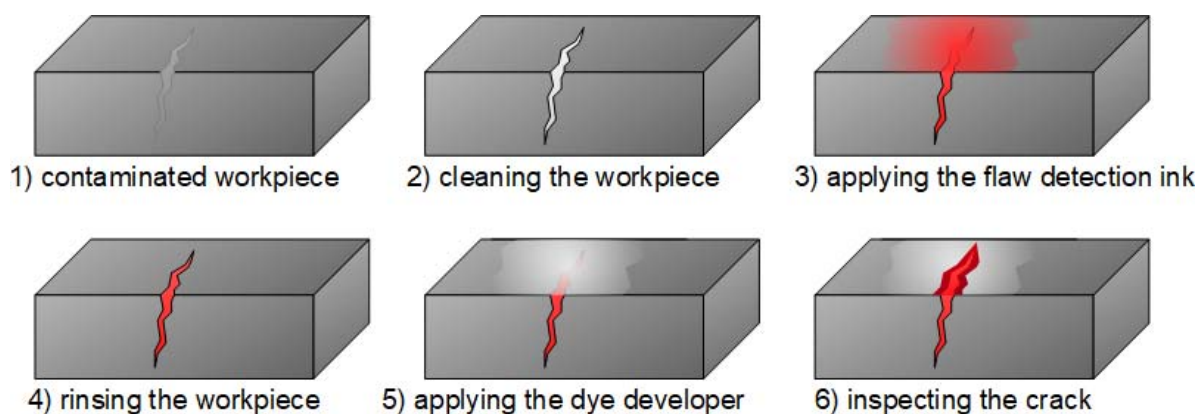
Οι μέθοδοι τέτοιου είδους χρησιμοποιούν διάφορα μέσα ,από τα οποία τα πιο σημαντικά αναγράφονται παρακάτω :

1. Οπτικός έλεγχος
2. Διεισδυτικά Υγρά
3. Μαγνητικά σωματίδια
4. Υπέρηχοι
5. Δινορρέυματα
6. Ραδιογραφία.

1.12.1 ΕΛΕΓΧΟΣ ΜΕ ΔΙΕΙΣΔΥΤΙΚΑ ΥΓΡΑ (LIQUID PENETRANT INSPECTION)

Συγκεκριμένα θα αναλύσουμε την μέθοδο αυτή για τον λόγο του ότι χρησιμοποιήθηκε για την διαπεραίωση της διπλωματικής άσκησης ,καθώς εφαρμόστηκε στον έλεγχο των δοκιμίων τα οποία είχαν υποστεί διαδικασίες συγκολλήσεων με τις πρότυπες παραμέτρους .

Η μέθοδος των διεισδυτικών υγρών ενδείκνυται για περιπτώσεις στις οποίες ,τα σφάλματα (ρωγμές ,πόροι ,φυλλοειδείς ρωγματώσεις) , εμφανίζονται στην επιφάνεια της συγκόλλησης .Η μέθοδος είναι βασισμένη στην διείσδυση ενός ειδικού υγρού (διεισδυτής) στο εσωτερικό μιας ασυνέχειας λόγω της τριχοειδούς έλξης .Έπειτα ,με την εφαρμογή ενός spray (εμφανιστής) ,εξαναγκάζουμε τον διεισδυτή να εξέλθει από την ασυνέχεια και συνεπώς να προσδώσει και την ακριβή θέση της .



Εικόνα 46-Αναπαράσταση βημάτων διαδικασίας ελέγχου με διεισδυτικά υγρά.

Όπως παρατηρούμε και στην παραπάνω εικόνα ,το πρώτο βήμα της διαδικασίας είναι αρχικά ο προσεκτικός καθαρισμός της επιφάνειας της συγκόλλησης ,έπειτα η εφαρμογή του διεισδυτή , στην συνέχεια το πλύσιμο και η απομάκρυνση του πλεονάζοντος διεισδυτή ,η εφαρμογή του εμφανιστή ,η οπτική παρατήρηση της επιφάνειας και τέλος ο τελικός καθαρισμός του δοκιμίου. Εάν δεν ελέγχεται η παρατήρηση του διεισδυτή μετά την εφαρμογή του εμφανιστή ,τότε συμπεραίνουμε ότι το δοκίμιο δεν χαρακτηρίζεται από ασυνέχειας τουλάχιστον στην επιφάνεια του μετάλλου συγκόλλησης .

1.13 ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ ΤΟΥ 17/7 PH

Όπως αναφέραμε , ο 17-7 PH είναι ένας ανοξειδωτος χάλυβας ο οποίος κατατάσσεται στην ευρύτερη κατηγορία των ανοξειδωτων χαλύβων σκλήρυνσης με κατακρήμνιση ,και συγκεκριμένα στην υποκατηγορία των ημιωστενιτικών χαλύβων διπλής θερμικής κατηγορίας .Ο όρος "ημιωστενιτικός " , προσδίδεται για τον λόγο ότι μέσω της διπλής θερμικής κατεργασίας αποσταθεροποίησης του ωστενίτη μέσω σχηματισμού καρβιδίων, σχηματισμού του μαρτενσίτη και τέλος της κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων (μη ορατά) , όχι μόνο συντελεί στη αύξηση της σκληρότητας αλλά όπως είναι επόμενο, και σε μία πολύπλοκη μικροδομή η οποία αποτελείται από μαρτενσίτη, δ-φερρίτη και εναπομείναντα ωστενίτη .Τα ποσοστά των μικροδομών εξαρτώνται από το είδος των θερμικών κατεργασιών (2) .

Παρόλο που παρατηρούμε τις ιδιότητες αυτής της κατηγορίας των χαλύβων ,εμείς στην εκπόνηση της διπλωματικής μας άσκησης ,αναλύσαμε τα χαρακτηριστικά της στερεοποίησης των ωστενιτικών χαλύβων επειδή ο 17-7 επιδεικνύει καθαρά "ωστενιτικό" χαρακτήρα με κατά της στερεοποίηση και ανόπτηση του ,ανεξάρτητα από τα χαρακτηριστικά σκλήρυνσης με κατακρήμνιση τα οποία δεν είναι άλλα από την προσθήκη κραματικών στοιχείων όπως το Al και την μελέτη για μεταστάθεια του ωστενίτη ανάλογα την κραμάτωση .Με άλλα λόγια ,μπορεί ο χάλυβας να ανήκει σε διαφορετική κατηγορία από τους ωστενιτικούς και να επιδεικνύει δυνατότητα σκλήρυνσης με κατακρήμνιση ,αλλά στην ουσία όσο αναφορά την αρχική συμπεριφορά του σαν κράμα ,χαρακτηρίζεται ως ωστενιτικός χάλυβας αλλά ταυτιζόμενος με τους ημιωστενιτικούς .Όσο αναφορά της διαδικασία των συγκολλήσεων όμως ,η διάκριση μεταξύ χρήζει ιδιαίτερης προσοχής όπως θα παρατηρήσουμε και παρακάτω.

Οι ημιωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες όπως ο 17-7 PH ,έχουν τέτοια αναλογία κραματικών στοιχείων (α και γ –φερρογόνων) ,που κατά την την στερεοποίηση τους λοιπόν χαρακτηρίζονται συνήθως από κύρια φερριτική στερεοποίηση (**primary ferrite solidification –FA**), και συνεπώς κατά την ψύξη ο δ-φερρίτης μετασχηματίζεται στο μεγαλύτερο ποσοστό του σε ωστενίτη, μέσω αντίδρασης Widmanstätten (21). Ο δ-φερρίτης που παραμένει σε μετασταθή μορφή ,παρουσιάζει επιπλέον σκελετοειδείς και πλακοειδείς μορφολογίες (lathy ,skeletal ferrite). Ο σχηματιζόμενος ωστενίτης, έχει τόση σταθερότητα που κατά την διαδικασία της συγκόλλησης και στερεοποίησης ο χάλυβας συνεπώς και θα επιδεικνύει

ωστενιτική με κάποια ποσοστά δ-φερρίτη, μικροδομή. Στην συγκολλημένη κατάσταση ,η ΘΕΖ με την σειρά της εμφανίζει παρόμοια μικροδομή αλλά με μεγαλύτερα ποσοστά δ-φερρίτη και εμφανώς διευρυμένους κόκκους, ιδιαίτερα στην ζώνη μερικής τήξης και ζώνη υψηλών θερμοκρασιών ανάμεσα δηλαδή στην ΘΕΖ και στο ΜΣ .Λόγω λοιπόν της ικανότητας επίτευξης μίας κυρίαρχης ωστενιτικής δομής στο μέταλλο συγκόλλησης και στην ΘΕΖ ακόμα και χωρίς την προσθήκη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου, λόγω της μεγάλης ολκιμότητας και της παρουσίας μικρού ποσοστού δ-φερρίτη, το μέταλλο δεν καθίσταται επιρρεπές στην θερμική και ψυχρή ρωγμάτωση (άνευ ύπαρξης μαρτενσίτη). Συνεπώς ο 17-7 PH ,μπορεί να συγκολληθεί στην μορφή οποιουδήποτε condition άνευ ανάγκης για θερμική κατεργασία πριν την διαδικασία συγκόλλησης και χωρίς διεξοδικό έλεγχο για την θερμοκρασία του τόξου και τον ρυθμό απόψυξης . (58) (8)

Όπως προαναφέραμε ,η αυτογενής συγκόλληση του 17-7 PH δεν χαρακτηρίζεται από πλήρως ωστενιτική δομή ,αλλά συνοδεύεται από ένα σημαντικό ποσοστό δ-φερρίτη της τάξης του 25% περίπου σε αντίθεση με το μέταλλο βάσης το οποίο περιέχει περίπου 10-15% .Το ποσοστό του μετασταθούς δ-φερρίτη εξαρτάται κυρίως από την σύσταση του κράματος ,αλλά συνήθως υψηλά ποσοστά δ-φερρίτη "αποθαρρύνονται " από παραμέτρους όπως μεγαλύτερα πάχη των γαζιών συγκόλλησης ,υψηλότερες τιμές έντασης ρεύματος και υψηλές τιμές ταχύτητας συγκόλλησης .Υψηλά ποσοστά του δ-φερρίτη τα οποία εμφανίζονται συνήθως στο **F (Fully Ferrite)** είδος στερεοποίησης ,έχουν δυσμενή αποτελέσματα όσο αναφορά την επιδεκτικότητα σε θερμική ρωγμάτωση καθώς και στην ολκιμότητα του κράματος ,τόσο στην αρχική μορφή του (Condition A) όσο και στις υπόλοιπες θερμικά επεξεργασμένες. Για αυτό τον λόγο η επιλογή και η ανάπτυξη κατάλληλων ηλεκτροδίων είναι βαρυσήμαντη για τον έλεγχο του φερριτικού αριθμού του μετάλλου συγκόλλησης . (46)

Τα καταναλισκόμενα ηλεκτρόδια τα οποία έχουν αναπτυχθεί για την συγκόλληση του 17-7 ,είναι έτσι διαμορφωμένα ώστε να σχηματίζουν ζώνες συγκόλλησης με μικρότερα ποσοστά σε δ-φερρίτη από ότι θα παράγονταν σε μία αυτογενή συγκόλληση και ταυτόχρονα όμως να επιτυγχάνουν παρόμοια επιδεκτικότητα σε θερμική κατεργασία με το μέταλλο βάσης .Επικαλυμμένα ηλεκτρόδια δεν έχουν αναπτυχθεί για τους ημιωστενιτικούς χάλυβες PH,λόγω του έντονου φαινομένου της οξειδωσης του Al που λαμβάνει χώρα κατά την διάρκεια της χρήσης τους με ότι συνεπάγεται αυτό .Παρόλα αυτά, εξαίρεση αποτελεί το επικαλυμμένο ηλεκτρόδιο τύπου 630 (17-4 PH-μαρτενσιτικός),χρησιμοποιήθηκε επιτυχώς για την

συγκόλληση του 17-7 PH. Τα πιο συνηθισμένα ηλεκτροδία-σύρματα που χρησιμοποιούνται είναι τα χρωμιονικελιούχα ωστενιτικά 308, 308L, 309, 347, οι PH 17-7, 17-4, 13-9, 15-7 και τα κάποια υπερκράματα νικελίου όπως το Inconel 82, τα οποία χρησιμοποιούνται στην συγκόλληση ανόμοιων μετάλλων βάσης. Με εξαίρεση την κατηγορία των PH ηλεκτροδίων, τα υπόλοιπα δεν θα ανταποκριθούν στις προκαθορισμένες θερμικές κατεργασίες κατά τον ίδιο τρόπο με τον οποίο συμπεριφέρεται το βασικό μέταλλο ή η αυτογενής συγκόλληση. Η συμπεριφορά των συγκεκριμένων ηλεκτροδίων εξαρτάται από την αναλογία α και γ -φερρογόνων καθώς και στην αραίωση του ηλεκτροδίου από το μέταλλο βάσης. Γενικά στις περισσότερες περιπτώσεις που χρησιμοποιούνται ηλεκτροδία των οποίων η σύσταση αποκλίνει αρκετά από το βασικό μέταλλο ή από το filler metal 17-7 PH (AMS 5824), η μηχανική αντοχή του ΜΣ δεν μπορεί να φτάσει τις ιδιότητες του βασικού μετάλλου μέσω θερμική κατεργασίας αλλά η ολκιμότητα και η ανθεκτικότητα θα είναι υψηλότερες. (30)

Επειδή ο 17-7 PH χρησιμοποιείται κυρίως με την μορφή sheet και strip, η κύρια μέθοδος συγκόλλησης που χρησιμοποιείται είναι η TIG ή αλλιώς GTA (Gus Tungsten Arc) και γιατί η μεταφορά θερμότητας είναι πιο λεπτομερώς ελεγχόμενη, γεγονός που το καταλαβαίνουμε από το μικρό πάχος της ΘΕΖ. Όπως αναφέραμε λόγω της μικροδομής που επιτυγχάνεται από το μέταλλο συγκόλλησης και την θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη κατά την ψύξη στην θερμοκρασία δωματίου, η θερμική επεξεργασία για την πρόληψη θερμών και ψυχρών ρωγματώσεων πριν και μετά την συγκόλληση, κρίνεται αχρείαστη. Παρόλη την ευκολία της συγκόλλησης να σχηματίζει την συγκεκριμένη παρόμοια δομή με τους ωστενιτικούς χάλυβες, οι διάφοροι παράμετροι της συγκόλλησης χρήζουν ιδιαίτερης μελέτης παραπάνω από των ωστενιτικών. Σαν προστατευτικό αέριο χρησιμοποιείται το He έναντι του Ar, διότι το He αποτρέπει την εκτενή δημιουργία του προστατευτικού φιλμ οξειδίου του Al (Al_2O_3) το οποίο μέσω του σχηματισμού του, μειώνει την θερμότητα που μεταφέρεται στην λίμνη συγκόλλησης από το ηλεκτρόδιο. Επιπλέον συνιστάται η χρήση εναλλασσόμενου ρεύματος για την απομάκρυνση και την αποτροπή σχηματισμού αυτού του υμενίου, έναντι της ορθής πολικότητας (DCEN) κατά την οποία σχηματίζεται εκτενέστερα. Το ιδανικότερο μείγμα αερίων για την συγκόλληση του 17-7 PH, ενδείκνυται το 75He-25Ar. (44)

Στις περισσότερες των περιπτώσεων, η διαδικασία της συγκόλλησης πραγματοποιείται στην μορφή του solution annealing (Condition A) και μετά πραγματοποιούνται οι τυποποιημένες θερμικές κατεργασίες με εξαίρεση τις περιπτώσεις βαρέων τεμαχίων (πρώτα heat treat).

Επιπλέον σε πολλές περιπτώσεις ενδείκνυται αμέσως μετά την συγκόλληση στο Condition A αντί να πραγματοποιηθεί κατευθείαν θερμική κατεργασία σκλήρυνσης, να λάβει χώρα πρώτα μία θερμική κατεργασία διαλυτοποίησης (solution annealing) στους 1065°C η οποία βελτιώνει σε μικρό ποσοστό την ολκιμότητα αλλά και την μετέπειτα αύξησης της εμβαπτότητας λόγω αύξησης μεγέθους του κόκκου του ωστενίτη και συνεπώς την πιο αποτελεσματική αποσταθεροποίηση και συνεπώς την μετέπειτα διάτμηση του πλέγματος κατά την βαφή. Όμως λόγω του κόστους της διαδικασίας αποφεύγεται σε βιομηχανική κλίμακα μιας και δεν έχει σοβαρό αντίκτυπο στις μηχανικές ιδιότητες . (9)

2.ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΟ ΜΕΡΟΣ

2.1 ΧΑΡΑΚΤΗΡΙΣΤΙΚΑ ΥΛΙΚΟΥ

Το υλικό που χρησιμοποιήθηκε για την διεξαγωγή της συγκεκριμένης Διπλωματικής Άσκησης ,όπως και λογικά συμπεραίνουμε και από τις αναφορές του θεωρητικού μέρους , είναι ο ανοξείδωτος ημιωστενιτικός χάλυβας 17-7 PH .Ο συγκεκριμένος χάλυβας που χαρακτηρίζεται από σκλήρυνση με κατακρήμνιση ,μας έχει παραδοθεί από εξωτερικούς συνεργάτες του ΕΜΠ και ειδικότερα του εργαστηρίου της Μεταλλογνωσίας ,στην πιο συχνά εμπορεύσιμη τυποποίηση του, στο **Condition A (AMS 5528)** και με την μορφοποίηση του σε τύπο Sheet με την εφαρμογή ψυχρηλασίας .Η μορφή αυτή του χάλυβα όπως προαναφέραμε από την βιβλιογραφία και τους κατασκευαστές έχει υποστεί θερμική διεργασία solution annealing ,δηλαδή διαδικασία διαλυτοποίησης των κραματικών στοιχείων, καρβιδίων και ενδομεταλλικών φάσεων και μετέπειτα υπόκειται σε ψύξη σε θερμοκρασία περιβάλλοντος όπου εμφανίζει κυρίαρχη ωστενιτική δομή με ποσοστό δ-φερρίτη με μέγιστη τιμή 20%. Όπως έχουμε αναφέρει και σε προηγούμενες παραγράφους ,οι εργοστασιακές προδιαγραφές όσο αναφορά τις μηχανικές αντοχές και την σκληρότητα για τον συγκεκριμένο χάλυβα στο **Condition A** είναι οι εξής :

1. **725 -1035 MPA μέγιστη εφελκυστική αντοχή (UTS).** (27)
2. **275-450 MPA όριο διαρροής (Yield Strength) για 0.2% παραμόρφωση.** (57)
3. **162-200 HV (Vickers Hardness).** (58)
4. **20-30% μέγιστη παραμόρφωση.** (8)

Οι παραπάνω πληροφορίες προήλθαν από εξέταση διαφόρων βιβλιογραφικών πηγών καθώς και διαφόρων τεχνικών φυλλαδίων τα οποία έχουν δημιουργηθεί από κατασκευαστές του συγκεκριμένου χάλυβα και εξαρτώνται σημαντικά από την σύσταση και το βαθμό ψυχρής κατεργασίας του καθώς και ελάχιστα από την θερμοκρασία της ανόπτησης που κυμαίνεται κοντά στους **1065°C** .Επιπλέον περαιτέρω εξέταση της σκληρότητας πραγματοποιήθηκε και εργαστηριακά όπως και θα αναλύσουμε παρακάτω για έναν μεγάλο αριθμό δοκιμών .

Λόγω της έλλειψης τεχνικών φυλλαδίων για τον χάλυβα που μας δόθηκε ,δεν μπορούμε να επακριβώς να γνωρίζουμε για την χημική του σύσταση ούτε για τις ακριβείς τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων για αυτό θεωρούμε ότι κυμαίνονται στα εύρη που έχουμε αναφέρει και παραπάνω. Πραγματοποιήθηκαν ωστόσο κάποιες μικρογραφικές αναλύσεις με την διάταξη της Ηλεκτρονικής Μικροσκοπίας Σάρωσης (SEM) και συγκεκριμένα παραγματοποιήθηκε ημιποσοτική χημική ανάλυση με την διάταξη EDS, αλλά τα αποτελέσματα δεν είναι εντελώς ακριβή, για τον λόγο ότι δεν μπορούν να ανιχνευθούν στοιχεία κάτω του N, όπως ο C λόγω του μικρού τους μεγέθους. Για να μπορέσουμε να προσδιορίσουμε και να παραθέσουμε την ακριβή σύσταση του κράματος, καθώς ακόμα και μία πολύ μικρή απόκλιση θα μπορούσε να μεταβάλλει θεωρητικά τις τελικές προβλέψεις των φάσεων και των μηχανικών ιδιοτήτων .Βλέπουμε λοιπόν πάλι και τον Πίνακα 1 (30) με τις χημικές συστάσεις ανάλογα με τις τιμές που δίνουν οι αντίστοιχοι παγκόσμιοι φορείς τυποποίησης :

	Chemical composition, %							
	C, max	Si, max	Mn, max	P, max	S, max	Cr	Ni	Al
BAS EN 10088-5	0,09	0,7	1,0	0,040	0,015	16-18	6,5-7,8	0,7-1,5
ASTM A564/A564M	0,09	1,0	1,0	0,040	0,030	16-18	6,5-7,75	0,75-1,5
High Temp Metals	0,09	1,0	1,0	0,04	0,030	16-18	6,5-7,75	0,7-1,5

Τα ελάσματα που μας δόθηκαν από τον εξωτερικό μας συνεργάτη είχαν πάχος **1/16** της ίντσας η αλλιώς κάτι λιγότερο από **1.6 mm**. Στο κεφάλαιο των κοπών θα αναλυθούν παραπάνω οι διαστάσεις των επιμέρους δοκιμίων που παράχθηκαν για να λειτουργήσουν ως β μέταλλα βάσης που προορίζονται για συγκόλληση καθώς και τα δοκίμια των ήδη συγκολλησμένων ελασμάτων τα οποία κόπηκαν σε κατάλληλα μεγέθη προκειμένου να υπάρχει δυνατότητα εγκυβώτισμού και περεταίρω μεταλλογραφικής προετοιμασίας (λείανσης ,στύλβωσης αλλά και χημικής προσβολής) .

2.2 ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ

2.2.1 ΔΟΚΙΜΕΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ TIG

Η αρχική διαδικασία των συγκολλήσεων των δοκιμίων που αποκόπηκαν από το αρχικό έλασμα (sheet) , πραγματοποιήθηκε στο εργαστήριο συγκολλήσεων της σχολής Μηχανικών Μεταλλείων Μεταλλουργών .Για την συγκόλληση χρησιμοποιήθηκαν ανεξάρτητα από τα δοκίμια αυτά καθαυτά, μηχανή συγκόλλησης TIG, αγκίδα βολφραμίου, παροχυμένο προστατευτικό αέριο ,καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο συγκόλλησης ,δέστρες για την ακινητοποίηση του δείγματος καθώς και οπίσθια υποστήριξη για την καλύτερη επαγωγή της θερμότητας και την επιτυχή επικάλυψη του αερίου, λόγω της έντονης επιφανειακής οξείδωσης η οποία λαμβάνει χώρα στο μέταλλο κατά την διάρκεια της συγκόλλησης .

Για την διεξαγωγή των συγκολλήσεων χρησιμοποιήθηκε **συνεχές ρεύμα ορθής πολικότητας (DCEN)**, λόγω του καλύτερου ελέγχου του τόξου, της καλύτερης διείσδυσης και της αποτροπής του κινδύνου της φθοράς του ηλεκτροδίου βολφραμίου και συνεπώς την μόλυνση της λίμνης συγκόλλησης. Η επιλογή της συγκεκριμένης πολικότητας ήταν και η αιτία για την εκτεταμένη οξείδωση που παρατηρήσαμε στην επιφάνεια της συγκόλλησης όπως είχαμε πληροφορηθεί και βιβλιογραφικά .

Η αγκίδα βολφραμίου (W), η οποία χρησιμοποιήθηκε εργαστηριακά ανήκει στη κατηγορία ηλεκτροδίων **EWTh-2** 0.063 ίντσες διάμετρο και 45% κλήση. Η συγκεκριμένη κατηγορία ,όπως αναφέρουμε και στην βιβλιογραφία, περιέχει έως 2% Th, χαρακτηρίζεται από μεγαλύτερη εκπομπή ηλεκτρονίων από τα ηλεκτρόδια καθαρού W, έχει μεγαλύτερη διάρκεια ζωής και αντίσταση στην προσρόφηση ακαθαρσιών. Το τρόχισμα της αγκίδας πραγματοποιήθηκε σε τροχό πέτρας με αδαμάντινη επικάλυψη για μεγαλύτερη σκληρότητα και δυνατότητα λείανσης με σχηματιζόμενη γωνία 45°.

Το προστατευτικό αδρανές αέριο το οποίο χρησιμοποιήθηκε για την προστασία του τόξου της συγκόλλησης ήταν μείγμα καθαρού Ar καθαρότητας **99.98%**. Χρησιμοποιήσαμε το συγκεκριμένο αδρανές αέριο για τον λόγο του ότι είναι πιο φθηνό από το He, παρόλο που το He ενδείκνυται για την συγκεκριμένη συγκόλληση ,και γιατί ήταν το μόνο αέριο που είχαμε στην διάθεση μας εργαστηριακά .Η βέλτιστη παροχή του αερίου για την συγκεκριμένη συγκόλληση είναι 5 L/min αν και παραπάνω τιμές δεν επιφέρουν αρνητικά αποτελέσματα. Οι

μπουκάλες στις οποίες φυλάσσεται το αδρανές αέριο, είναι κατασκευασμένες από κοινό ανθρακούχο χάλυβα και η συνήθης ποσότητα που περιέχουν σε συμπιεσμένο υγρό αέριο είναι 8 L.

Συγκεκριμένα η μηχανή Συγκόλλησης TIG είναι κατασκευασμένη από την εταιρία Lincoln Electric και το μοντέλο PF 46, η οποία έχει δυνατότητα συγκόλλησης με τις μεθόδους MIG/MAG, TIG, MMA (GMAW) και MIG με ηλεκτρόδιο σιλιπάσματος (flux cored wire). Οι παράμετροι της μηχανής συγκόλλησης ήταν όπως είναι και επόμενο, ποικίλες για τον λόγο ότι ένα ζητούμενο της διπλωματικής άσκησης ήταν η προτυποποίηση των και συνεπώς προκειμένου να βρούμε τις βέλτιστες, μεταβάλλαμε τις τιμές σε ένα μεγάλο εύρος προκειμένου να δούμε την συμπεριφορά της συγκόλλησης και μεταλλουργικά αλλά και μακροσκοπικά από θέμα διάταξης και δομής.

Αρχικά μεταβάλλαμε την ένταση του ρεύματος χωρίς την χρήση καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου, από τιμές **30-60 A**, γεγονός που συντέλεσε σε διάφορες μορφολογίες της ραφής της συγκόλλησης καθώς και της εμφάνισης σφαλμάτων όπως και θα αναλύσουμε στις παρακάτω παραγράφους παράθεσης των αποτελεσμάτων .

Προκειμένου να διακρίνουμε τις διαφορές μεταξύ της αυτογενούς συγκόλλησης και αυτής με χρήση ηλεκτροδίου, αρχικά χρησιμοποιήσαμε αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο το οποίο δημιουργήσαμε αποκόπτοντας με ψαλίδι κοπής στο εργαστήριο μεταλλογνωσίας .Όπως είναι λογικό το ηλεκτρόδιο ήταν ακριβώς ίδιας σύστασης με το μέταλλο βάσης. Η συγκόλληση με το αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο πραγματοποιήθηκε με ένταση ρεύματος 60 A και χωρίς την ύπαρξη κενού μεταξύ των δύο μετάλλων βάσης .

Στην συνέχεια χρησιμοποιήσαμε για αρκετές συγκολλήσεις το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο **17-7 PH (AMS 5824)**. Η χρήση του συγκεκριμένου ηλεκτροδίου έλαβε χώρα σε συγκολλήσεις των βασικών μετάλλων με την εφαρμογή ρεύματος 60 A, σε συνδυασμό με διαφορετικές ταχύτητες συγκολλήσεων ,διαφορετικές αποστάσεις μεταξύ των βασικών ελασμάτων, διαφορετικές παραμέτρους προστατευτικών αερίων (με η χωρίς backing) και διαφορετικό αριθμό επικαλύψεων στην ρίζα και στο καπάκι της συγκόλλησης, όπως θα δούμε και παρακάτω. Συγκρατήσαμε το συγκεκριμένο ηλεκτρόδιο μιας και είναι το ιδανικό για τον σχηματισμό ζώνης τήξης αλλά και ΘΕΖ με πλήρης επιδεκτικότητα σε σειρά θερμικών κατεργασιών σκλήρυνσης με κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων, ακριβώς ίδια με την

δυνατότητα που κατέχει το μέταλλο βάσης. Αυτό συμβαίνει για τον λόγο ότι το συγκεκριμένο ηλεκτρόδιο διαθέτει παρόμοια χημική σύσταση με το μέταλλο βάσης ,με ταυτόχρονο έλεγχο μέσω της κραμάτωσης για το ποσοστό του παραμένουτος δ-φερρίτη. Επιπλέον πέρα από ταυτόσημη χημική σύσταση παρουσιάζει και ίδια σκληρότητα στην αρχική του μορφή ,δηλαδή είναι σε ανοπτημένη κατάσταση όπως και το βασικό μέταλλο. Συνεπώς πέρα από την αυτογενή συγκόλληση δεν χρησιμοποιήσαμε άλλο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο, από αυτά δηλαδή που παρατέθηκαν και σε προηγούμενα κεφάλαια της θεωρίας.

Πραγματοποιώντας εν τέλη ποικίλες δοκιμές μεταβάλλοντας παραμέτρους όπως η ταχύτητα του ρεύματος ,η απόσταση μεταξύ των δοκιμίων ,η παροχή μεγαλύτερης ποσότητας αδρανούς αερίου στην περιοχή της ρίζας με την συμβολή συστήματος υποστήριξης (οπές τροφοδοσίας αερίου) από πλάκα χαλκού το οποίο συνέβαλε και αποτελεσματική επαγωγή της θερμότητας αλλά διατηρώντας πάντα την παράμετρο του ηλεκτροδίου (17-7 PH-AMS 5824) σταθερή ,φτάσαμε στο συμπέρασμα ότι οι βέλτιστες παράμετροι για την πραγματοποίηση της συγκόλλησης του 17-7 PH είναι όσο αναφορά την ένταση του ρεύματος **(I), 60 A (πειραματικά και βιβλιογραφικά)**, την απόσταση μεταξύ των δοκιμίων να διπλάσια με το πάχος του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου δηλαδή **1.2 mm (d)** και την ροή του αερίου σε συνάρτηση με το είδος του κράματος ,την διάμετρο του κεραμικού στομίου του πιστολιού της συγκόλλησης TIG, την διάμετρο του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου και το πάχος του βασικού μετάλλου, **20 psi**. Επιπλέον η ταχύτητα συγκόλλησης παρατηρήθηκε ότι θα πρέπει να κυμαίνεται χειροκίνητα σε τιμές περίπου στα **5mm/sec** κρατώντας πάντα την παράμετρο του ηλεκτροδίου σταθερή όπως αναφέραμε. Αυτές οι τιμές των παραμέτρων ήταν ικανές να συμβάλλουν στον σχηματισμό βέλτιστων ,τουλάχιστον εργαστηριακά, δοκιμών συγκολλήσεων, μεταλλουργικά αλλά και οπτικά (ύπαρξη σφάλματος) .Επιπλέον η συγκολλήσεις πραγματοποιήθηκαν **κάθετα στην διεύθυνση ψυχρής έλασης** για την επιτυχία καλύτερου αποτελέσματος ,πληροφορία που πάρθηκε από την βιβλιογραφία.

Τέλος θεωρήσαμε απολύτως αναγκαίο την επιπλέον παροχή αδρανούς αερίου (backing gas) και από την μεριά της ρίζας της συγκόλλησης λόγω της σφοδρής οξειδωσης που υφίσταται το Al,γεγονός που οδηγεί στην απώλεια του συνοδευόμενη αρκετές μεταλλουργικές επιπτώσεις στην αρχική λειτουργία του κράματος. Λόγω έλλειψης εξοπλισμού η αυτοσχέδια υποστήριξη αερίου δεν ήταν αρκετή για την διεξαγωγή βέλτιστης δυνατής συγκόλλησης σε εργαστηριακό περιβάλλον λόγω ανεπαρκούς επικάλυψης και μόνωσης του τόξου. Επιπλέον υπήρχε

προοπτική για καλύτερα αποτελέσματα με διεξαγωγή της συγκόλλησης σε βιομηχανικές συνθήκες όσο αναφορά την μόνωση από το αδρανές αέριο αλλά και από μεριά χειρωνακτικής τεχνικής του ηλεκτροσυγκολλητή.

Πρέπει να σημειώσουμε ότι δεν μπορέσαμε να αποκτήσουμε το WPS (Welding Process Specification), όπως και το specification, για τον συγκεκριμένο χάλυβα δεν μας διετεθήκαν, οπότε αντιμετωπίσαμε έλλειψη υποδείξεων όσο αναφορά την διεξαγωγή της συγκόλλησης .

Επιπλέον, όπως αναφέραμε το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο είναι σύστασης ίδιας με το 17-7 PH, αλλά δεν κατέχουμε ούτε για αυτό πληροφορίες από τον αντίστοιχο παραγωγό όπως η ακριβής χημική σύσταση, μηχανικές ιδιότητες ανάλογα και με τις θερμικές κατεργασίες κλπ, οπότε υποθέσαμε ότι είναι ακριβώς χημική σύσταση με το μέταλλο βάσης .

2.2.2 ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΕΣ ΔΟΚΙΜΕΣ ΚΑΙ ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ.

Λαμβάνοντας υπόψιν όλα τα προαναφερθέντα σχετικά με τις εργαστηριακές συνθήκες συγκόλλησης, θεωρήθηκε πρέπον να στείλουμε τα δοκίμια για συγκόλληση σε βιομηχανικές συνθήκες σε εξωτερικό συνεργάτη της **σχολής M.M.M**, από τον οποίο είχαμε λάβει και τα ελάσματα. 2 ζεύγη ελασμάτων στάλθηκαν, διαδοχικά για να συγκολληθούν με βάση τα βιομηχανικά πρότυπα. Σημειώνουμε ότι στο δεύτερο ζεύγος ελασμάτων θα πραγματοποιούνταν η **καθαρά πρότυπη** συγκόλληση μιας και αυτό θα ήταν το δείγμα από το οποίο θα λαμβάναμε τα 3 δοκίμια εφελκυσμού και τα συνεπώς και τα δοκίμια που προορίζονταν για μεταλλογραφία και μικρογραφική ανάλυση .

Η ταχύτητα συγκόλλησης, η παροχή και το διαθέσιμο μείγμα αερίου καθώς και τα υπόλοιπα βοηθητικά μέσα, μας είναι άγνωστα. Η αγκίδα βολφραμίου που χρησιμοποιήθηκε για την συγκόλληση σε βιομηχανικό επίπεδο ανήκει στην κατηγορία EWCe-2. Η συγκεκριμένη κατηγορία χαρακτηρίζεται από προσθήκες δημητρίου (Ce) έως και 2% και συνιστάται σε περιπτώσεις ανοξειδωτων χαλύβων, λεπτών ελασμάτων και επιπλέον διαθέτει αυξημένη ικανότητα για την εύκολη εύναυξη του τόξου σε συνθήκες χαμηλού και σταθερού ρεύματος

Το πρώτο ζεύγος ελασμάτων λοιπόν συγκολλήθηκε θεωρητικά με βάση τις πρότυπες παραμέτρους τις οποίες είχαμε αναπτύξει στο εργαστήριο των συγκολλήσεων, με τις κύριες από αυτές να είναι το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο (17-7 PH), η ένταση του ρεύματος (60A)

και ο πρόσθετος μηχανισμός παροχής αδρανούς αερίου και απομάκρυνσης θερμότητας .Μετά από την πραγματοποίηση της διαδικασίας συγκόλλησης τα συγκολλημένα ελάσματα μας επιστράφηκαν πίσω στον εργαστήριο μεταλλογνωσίας όπου ξεκίνησαν οι διεργασίες επεξεργασίας προκειμένου να αναγνωριστεί και να αξιολογηθεί μεταλλογραφικά (κοπή , εγκυβώτισμος, λείανση κ.ο.κ) όπως θα παρατηρήσουμε και στα αποτελέσματα του πειραματικού.

Το δεύτερο ζεύγος ελασμάτων της πρότυπης συγκόλλησης ακολούθησε την ίδια διαδικασία, με εξαίρεση την διεξαγωγή μηχανουργικής διεργασίας υδροκοπής και την δημιουργία τριών δοκιμίων ειδικού σχήματος και διαστάσεων προκειμένου να εξεταστούν μετέπειτα σε δοκιμή εφελκυσμού. Έτσι από αυτό το ζεύγος συγκολλημένων ελασμάτων αποκτήσαμε 3 δοκίμια εφελκυσμού και αλλά 3 δοκίμια προοριζόμενα για μεταλλογραφία .Περεταίρω σχόλια για τα αναλώσιμα που χρησιμοποιήθηκαν πάνω στις διαδικασίες που ακολούθησαν θα παρακολουθήσουμε στα επόμενα κεφάλαια. Σημειώνεται ότι σε κανένα δοκίμιο δεν είχε πραγματοποιηθεί μηχανική επεξεργασία αφαίρεσης επιφανειακού υλικού πριν την διαδικασία της συγκόλλησης .

2.3 ΚΟΠΕΣ

Οι κοπές πραγματοποιήθηκαν σε δισκοτόμο στο εργαστήριο μεταλλογνωσίας υπό την παρουσία ειδικού προσωπικού για λόγους ασφαλείας. Ο δισκοτόμος ήταν της εταιρίας Struers και ο δίσκος κοπής διαμέτρου 300 mm ,οποίος άνηκε στην ίδια εταιρία ,ήταν κατασκευασμένος από σκληρό οξείδιο του αλουμινίου (Al_2O_3) και χαρακτηρίζεται κατάλληλος για κοπή ανοξειδωτων χαλύβων και γενική χρήση για σκληρότητες της τάξης των 200-500 HV. Τα ελάσματα τοποθετήθηκαν στην ειδική εσοχή του μηχανήματος ,ακινητοποιήθηκαν με την σύσφιξη ειδικών δεστρών του δισκοτόμου και στην συνέχεια έλαβε χώρα η διαδικασία κοπής με την εφαρμογή αυξομειούμενης δύναμης χειρωνακτικά σε ειδικό μοχλό της κατασκευής. Η συνιστώμενη ταχύτητα περιστροφής του δίσκου έφτανε τα 4000 rpm ,ενώ η αντίστοιχη ταχύτητα του μηχανήματος όπως και ήταν εγγεγραμμένη , είχε τιμή 3000 rpm. Για την αποφυγή ανάπτυξης υψηλών θερμοκρασιών λόγω μεγάλης τριβής

κατά την κοπή ,ο δισκοτόμος χρησιμοποιεί ένα υδραυλικό σύστημα λίπανσης και ψύξης που λαμβάνει χώρα κατά την διάρκεια της διαδικασίας κοπής .

Τα δοκίμια στα οποία πραγματοποιήθηκε διαδικασία κοπής από τα ελάσματα προκειμένου να δημιουργηθούν υλικά για συγκόλληση ,κόπηκαν σε ορθογώνιο σχήμα με διαστάσεις **50×70 mm** .Τα δοκίμια κόπηκαν με τέτοιο τρόπο ώστε να μπορούμε να συγκολλήσουμε εγκάρσια και κάθετα στην μεγάλη διάσταση (70 mm), η οποία θα ήταν παράλληλη με την διεύθυνση και τις γραμμές έλασης .Σε αντίθεση με τα συγκολλημένα δοκίμια ,αυτά μετέπειτα μεταφέρθηκαν στο εργαστήριο και στην βιομηχανία προκειμένου να συγκολληθούν

Τα δοκίμια των συγκολλημένων ελασμάτων ,όπως ήταν και επόμενο προχώρησαν προς την διαδικασία κοπής προκειμένου να εγκιβωτιστούν και προοριστούν για τις επόμενες διαδικασίες αναγνώρισης .Οι διαστάσεις των δοκιμίων ήταν τέτοιες ώστε μετέπειτα να μπορούν να εισχωρήσουν χωρίς πρόβλημα στο εσωτερικό των κυλίνδρων εγκυβωτισμού καθώς και να διαθέτουν το απαραίτητο πλάτος στην επιφάνεια εγκάρσια της συγκόλλησης έτσι ώστε να εμπεριέχουν επίσης τις απαραίτητες πληροφορίες για την μεταλλογραφική μελέτη και την αναγνώριση όλου του εύρους της συγκόλλησης όπως μέταλλο βάσης ,θερμικά επηρεαζόμενη ζώνη και ζώνη τήξης .Το μήκος των δοκιμίων είναι και αυτό εξαιρετικής σημασίας για τον λόγο του ότι το ύψος του δοκιμίου θα πρέπει να ξεπερνάει την επιφάνεια-επίπεδο της στάθμης της ρητίνης εγκυβωτισμού έτσι ώστε μετά τον εγκυβωτισμό ,να υπάρχει έτοιμη αγωγίμη επιφάνεια μετάλλου για να πραγματοποιηθεί ηλεκτροχημική προσβολή και να αποφευχθεί η θραύση της ρητίνης για την δημιουργία αγωγίμης επιφάνειας .

Έτσι ο μέσος όρος των μεγεθών των δοκιμίων των συγκολλημένων ελασμάτων τα οποία κόπηκαν στον δισκοτόμο ,είχαν διαστάσεις **15×22 mm** με την μικρότερη πλευρά από τις δύο, να είναι αυτή που θα εξεταστεί.

2.4 ΕΓΚΥΒΩΤΙΣΜΟΣ

Καταρχάς πριν την διαδικασία του εγκυβωτισμού πραγματοποιείται μια διαδικασία λείανσης των ακμών και των πλευρών των συγκολλημένων δοκιμίων, διότι η διαδικασία κοπής ,ιδιαίτερα αν είναι και έντονη (μεγάλη ταχύτητα και πίεση), επιφέρει κατάλοιπα

κομμένου/θραυσμένου μετάλλου στην άκρη των πλευρών. Τα συγκεκριμένα κατάλοιπα (γρεζία) εάν εγκιβωτισθούν προκαλούν δυσκολίες κατά την λείανση επηρεάζοντας την επιφάνεια που εφαρμόζεται στο λειαντικό, προκαλούν ανομοιόμορφη κατανομή και φθορά της ριτίνης και δυσκολεύουν στην τοποθέτηση του δοκιμίου μέσα στον κύλινδρο εγκυβωτισμού. Η λείανση αυτή για την απομάκρυνση των γρεζιών πραγματοποιείται με ηλεκτροκίνητο τροχό πέτρας στον χώρο του εργαστηρίου μεταλλογνωσίας.

Ο εγκυβωτισμός ορίζεται ως η διαδικασία σχηματισμού επεξεργάσιμης δομής η οποία εμπεριέχει το επιθυμητό έλασμα ,προκειμένου να μπορούμε να αναγνωρίσουμε και να μελετήσουμε την δομή του εκάστοτε υλικού . Τα διαθέσιμα υλικά που χρησιμοποιούμε για την δημιουργία τέτοιας δομής είναι τα κυλινδρικά καλούπια που δέχονται την ριτίνη , μεταλλικά ελατήρια για την ακινητοποίηση του υλικού μας, εποξική ρητίνη και ο αντίστοιχος σκληρυντής της. Οι εποξικές ρητίνες αποτελούν σύνθετα υλικά τα οποία είναι ενισχυμένα με ίνες πολυμερών συνθέτων. Αποτελούνται από δυο συστατικά : την ρητίνη και τον σκληρυντή. Με την δημιουργία μείγματος με τα προαναφερθέντα συστατικά δημιουργείται διάλυμα αυτοσκληρυνόμενο έπειτα ενός συγκεκριμένου χρονικού διαστήματος ανάλογα και με την προσθήκη καταλύτη για μεγαλύτερη ταχύτητα στερεοποίησης. Χαρακτηρίζονται ως ελαφρώς παχύρευστες ,διαφανείς ,έχουν μεγάλο χρόνο πολυμερισμού και εξαιρετικό βαθμό συρρίκνωσης. Επίσης προσκολούνται πολύ εύκολα στα περισσότερα υλικά. Ο βαθμός και η αναλογία με την οποία πρέπει να προστεθεί ο σκληρυντής είναι διαφορετικός ανάλογα με το είδος της ρητίνης και τον κατασκευαστή. Στο συγκεκριμένο πείραμα εμείς χρησιμοποιήσαμε εποξική ρητίνη της οποίας η απαιτούμενη αναλογία ήταν 5 σταγόνες σκληρυντή ανά 10 ml ρητίνης .

Αρχικά υπολογίζουμε την ποσότητα της ρητίνης συναρτήσει του όγκου του καλουπιού (20 ml), του όγκου που καταλαμβάνει το δοκίμιο και της ανάγκης για προεξοχή του μεταλλικού δοκιμίου για ηλεκτροχημική προσβολή .

Λόγω του διαφορετικού μεγέθους των δοκιμιών μας και της πιθανότητας για την αποτροπή διεξαγωγής ηλεκτροχημικής προσβολής ,δεν υπάρχει ακριβής ποσότητα μείγματος ρητίνης σαν γενικευμένο μοτίβο στην διπλωματική αυτή .

Αρχικά για κάθε δοκίμιο ,εφόσον είχαμε επικαλύψει όλες τις εσωτερικές επιφάνειες του καλουπιού με βαζελίνη για διευκόλυνση της μετέπειτα αφαίρεσης του ,τοποθετήσαμε την

επιθυμητή πλευρά του στον πάτο του κυλίνδρου και εξασφαλίζαμε την επίπεδη εφαρμογή με το καλούπι με την βοήθεια μικρών μεταλλικών ελασμάτων.

Έπειτα δημιουργούσαμε μείγμα σκληρυντή και ρητίνης με τον ανάλογο υπολογισμό ποσοτήτων και το ρίχναμε μέσα στο καλούπι εγκυβώτισης με προσοχή προκειμένου να μην δημιουργηθούν και παγιδευτούν φυσαλίδες αέρα. Λίγο πριν την εφαρμογή της ρητίνης στο καλούπι τοποθετήσαμε τις ονομασίες των δοκιμίων ανάλογα με την κατεργασία τους ,σε μορφή χαρτιού μέσα στην ρητίνη έτσι ώστε να είναι εμφανή μετά την στερεοποίηση .

Τέλος μετά την ολοκλήρωση της διαδικασίας αφήσαμε τα δοκίμια να παραμένουν ακίνητα για διάστημα τριών ωρών προκειμένου να στερεοποιηθούν εντελώς ,σε έναν απαγωγό αερίων επειδή η μυρωδιάς που εκκρίνουν οι συγκεκριμένες ρητίνες είναι βλαβερές για το αναπνευστικό σύστημα .

2.5 ΛΕΙΑΝΣΗ-ΣΤΙΑΒΩΣΗ

Μετά την στερεοποίηση των ρητινών ,διαχωρίζουμε τη ρητίνη από το πλαστικό καλούπι και είμαστε έτοιμοι για την λείανση του δοκιμίου από την πλευρά που βρισκόταν στον πάτο του κυλίνδρου εγκιβώτισης ,δηλαδή την πλευρά που θέλουμε να εξετάσουμε .Για την διαδικασία της λείανσης χρησιμοποιήσαμε στο εργαστήριο μεταλλογνωσίας λειαντικό μηχάνημα μάρκας Struers το οποίο αποτελείται από περιστρεφόμενη βάση-δίσκο με δυνατότητα αυξομείωσης της ταχύτητας περιστροφής μέσω ενός περιστρεφόμενου έμβολου. Πάνω στην βάση υπάρχουν οπές κατασκευασμένες για ενσωμάτωση ειδικού δεύτερου δίσκου με επιφάνεια ενσωμάτωσης και πρόσδεσης λειαντικών χαρτιών μέσω μίας περιμετρικής μεταλλικής στεφάνης που κομπώνει στην περιφέρεια του δίσκου και τα συγκρατεί .Η λείανση πραγματοποιείται ασκώντας πίεση στο εγκιβωτισμένο δοκίμιο πάνω στην επιφάνεια του λειαντικού χαρτιού καθώς περιστρέφεται γύρω από τον έκκεντρο άξονα του πάω στο μηχάνημα λείανσης.

Τα χαρτιά λείανσης τα αποτελούνται από χαρτί το οποίο στην μία πλευρά του είναι επικαλυμμένο με μία επένδυση-στρώμα καρβιδίου του πυριτίου (SiC) το οποίο είναι πολύ σκληρό και προσδίδει την λειαντική ικανότητα .Τα χαρτιά λείανσης διαχωρίζονται πέρα από το είδος του λειαντικού υλικού που χρησιμοποιούν επιφανειακά ,κατατάσσονται ανάλογα με

τον αριθμό των κόκκων που διαθέτουν ανά τετραγωνική ίντσα ή αλλιώς **grit** και ταυτόχρονα ονομάζονται και με αυτόν τον αριθμό. Συνήθως υπάρχει διαφορετικό χαρτί λείανσης ανά 150-200 grit .Όσο περισσότερα grit τόσο πιο λεπτομερείς οι κόκκοι στην επιφάνεια του χαρτιού λείανσης. Αντιθέτως όσο πιο λίγοι οι κόκκοι ,τόσο μεγαλύτεροι και τόσο πιο τραχεία η επιφάνεια του χαρτιού. Έτσι προκειμένου να αρχίσουμε την λείανση σε μία επιφάνεια δοκιμίου που είναι ανεπεξέργαστη, θα χρησιμοποιηθεί αρχικά χαρτί λείανσης με μικρό grit για να αφαιρέσει εν τέλη μεγάλη ποσότητα υλικού .Όσο αλλάζουμε χαρτιά και ανεβαίνουμε αριθμούς ,η επιφάνεια του δοκιμίου γίνεται όλο και πιο λεπτομερής και οι γραμμές λείανσης στην επιφάνεια τείνουν να λεπτύνουν και να εξαφανίζονται. Έτσι όταν θα φτάσουμε το αριθμό των 3000 grit, παρατηρούμε ότι η επιφάνεια σχεδόν θα γυαλίζει αντανακλώντας το φως. Άρα χρησιμοποιούμε αρχικά χαρτί με μικρό αριθμό κόκκων και ανεβαίνουμε σταδιακά χρησιμοποιώντας το επόμενο χαρτί ακριβώς μέχρι το επιθυμητό αποτέλεσμα .Εάν θέλουμε να εξετάσουμε μικρογραφικά το δοκίμιο πρέπει να εξαντλήσουμε τα διαθέσιμα χαρτιά ,αντιθέτως σε περίπτωση που θέλουμε να πραγματοποιήσουμε σκληρομέτρηση έχουμε ικανοποιητικά αποτελέσματα φτάνοντας στα 800 με 1200 grit .

Σε αυτήν την διπλωματική άσκηση χρησιμοποιήσαμε με αύξουσα σειρά διαδοχικά τα εξής χαρτιά για την λείανση των δοκιμίων : 400,600,800,1200,2000 και 3000 grit. Σε κάθε χαρτί εφαρμόσαμε λείανση της επιφάνειας του δοκιμίου ασκώντας πίεση περίπου για 1 λεπτό .Επιπλέον κάθε φορά που αλλάζαμε χαρτί λείανσης εφαρμόζαμε την επιφάνεια του δοκιμίου (την καινούργια διεύθυνση λείανσης) κάθετα ως προς την διεύθυνση λείανσης του προηγούμενου χαρτιού προκειμένου να εξαφανιστούν-εξουδετερωθούν οι γραμμές λείανσης και να μην ενισχύονται προκαλώντας παγίδευση ακαθαρσιών και καταλοίπων της λείανσης. Παράλληλα μετά από κάθε αλλαγή χαρτιού καθαρίζαμε πολύ καλά την επιφάνεια του δοκιμίου με βάμβακι με νερό ,έπειτα βάμβακι με αιθανόλη και τέλος στέγνωμα σε πηγή θερμού η ψυχρού αέρα. Τέλος όταν φτάσαμε στα χαρτιά με 2000 grit και 3000 grit, επαναλάβαμε την διαδικασία εναλλαγής κατεύθυνσης λείανσης στο κάθε ένα από τα δύο πριν αλλάξουμε χαρτί .Η ταχύτητα περιστροφής συνιστάται να παίρνει τιμές μέχρι τα 300 rpm .

Όταν φτάνουμε στο τελευταίο χαρτί της σειράς (3000) ,το επόμενο στάδιο της επεξεργασίας είναι η διαδικασία της στίλβωσης. Η στίλβωση αποτελεί ένα είδος ακόμα πιο λεπτομερούς επεξεργασίας της επιφάνειας δηλαδή μηχανικής αφαίρεσης υλικού προκειμένου να γίνει πιο λεία.

Πραγματοποιείται στο ίδιο περιστροφικό μηχάνημα με την λείανση, αλλά αντί για χαρτί λείανσης με επικάλυψη καρβιδίου που προσκολλάται πάνω στον δίσκο ,χρησιμοποιείται ειδικός δίσκος στίλβωσης ο οποίος έχει εξαρχής εργοστασιακά ενσωματωμένο βελούδινο πανί . Το βελούδινο στρώμα χρησιμεύει ως βάση για ένα ρευστό αιώρημα το οποίο σχηματίζεται με μικρή ποσότητα αδαμαντόπαστας (πάστας με κόκκους διαμαντιού 1μm και 6 μm) και μεγαλύτερης ποσότητας λιπαντικού το οποίο έχει βάση το νερό ή την αιθανόλη(εξατμίζεται και χρειάζεται πιο συχνά τροφοδοσία). Τοποθετώντας μία μικρή ποσότητα από πάστα και στην συνέχεια διαλύτη ,πάνω στην επιφάνεια του βελούδινου στρώματος , δημιουργούμε χειρωνακτικά αιώρημα κόκκων διαμαντιού και με μία ταχύτητα έκκεντρης περιστροφής της τάξης των 150 rpm μέγιστο ,ασκούμε πίεση τοποθετώντας το δοκίμιο πάνω στην επιφάνεια του βελούδινου στρώματος εφόσον πρώτα απλώσουμε πολύ προσεκτικά το αιώρημα στο κέντρο της επιφάνειας του .Καθώς περιστρέφεται ο δίσκος και κρατώντας σταθερό το δοκίμιο στίλβωντάς το, ασκούμε πίεση στην ριτίνη σε συνδυασμό με το δοκίμιο για να επιτευξουμε την συγκράτηση του αιωρήματος μέσα στα όρια της επιφάνειας του δίσκου προκειμένου να μην έχουμε απώλεια σε λειαντικό υλικό.

Πρώτα εφαρμόζουμε την πάστα των 6 μm και μετέπειτα την πάστα των 1 μm ακολουθώντας την ίδια λογική όπως και τα χαρτιά λείανσης. Αξιοσημείωτο είναι ότι η εφαρμογή κάθε πάστας απαιτεί ξεχωριστό πανί στίλβωσης για να αποφευχθεί η φθορά από την εναλλαγή της διαφορετικής κοκκομετρίας των παστών. Επιπλέον κατά την εναλλαγή των δίσκων στίλβωσης ,πραγματοποιείται πάλι καθαρισμός της επιφάνειας των δοκιμίων με την ίδια σειρά αναλωσίμων. Αν και δεν είναι απαραίτητο ,συνιστάται κατά την εναλλαγή πανιών και συνεπώς παστών ,να μεταβάλλουμε πάλι την διεύθυνση στίλβωσης κάθετα σχετικά με τις προηγούμενες γραμμές στίλβωσης ή τις προηγούμενες γραμμές λείανσης αν αναφερόμαστε στο στάδιο της πάστας των 6 μm.

Μετά τον καθαρισμό της επιφάνειας του δοκιμίου με την ίδια διαδικασία ακολουθεί η εξέταση για τυχόν γραμμές στο οπτικό μικροσκόπιο όπως και θα αναλύσουμε και σε παρακάτω κεφάλαιο. Εφόσον βεβαιωθούμε ότι η επιφάνεια δεν περιέχει επιφανειακά κατάλοιπα, ακαθαρσίες και έντονα χαρακτηριστικά γραμμών (πιθανότητα επανάληψης σταδίων στίλβωσης ή και τελευταίου σταδίου λείανσης μαζί με στίλβωση) ,είμαστε σε θέση

να προχωρήσουμε στο επόμενο στάδιο προς το δρόμο για μεταλλογραφική αναγνώριση, την ηλεκτροχημική προσβολή.

2.6 ΧΗΜΙΚΗ ΚΑΙ ΗΛΕΚΤΡΟΧΗΜΙΚΗ ΠΡΟΣΒΟΛΗ

Πριν αναλύσουμε την ηλεκτροχημική προσβολή ,πρώτα θα αναλύσουμε την απλή χημική προσβολή καθώς είναι η βάση για την ανάπτυξη της πιο ειδικής μεθόδου που χρησιμοποιήσαμε .

Η χημική προσβολή χρησιμοποιείται στην μεταλλογραφία για την αποκάλυψη της μικροδομής ενός δοκιμίου και την παρατήρηση του στο οπτικό μικροσκόπιο και στο SEM. Το δοκίμιο για να είναι κατάλληλο για χημική προσβολή, πρέπει να έχει μια προσεχτικά γυαλισμένη επίπεδη επιφάνεια, επιφάνεια η οποία να μην διακρίνεται από παραμορφώσεις, ακαθαρσίες και άλλα επιφανειακά ελαττώματα όπως ροή υλικών και γρατζουνιές.

Η προσβολή είναι κατά κύριο λόγο ελεγχόμενη διαδικασία διάβρωσης η οποία είναι το αποτέλεσμα της ηλεκτρολυτικής αντίδρασης ανάμεσα σε επιφάνειες του δοκιμίου με διαφορετικό δυναμικό. Η προσβολή πραγματοποιείται με ηλεκτρολυτική δράση σε δομικές διαφοροποιήσεις στην επιφάνεια του δοκιμίου. Η ηλεκτρολυτική δράση οφείλεται από τοπικές χημικές και φυσικές ετερογένειες οι οποίες καθιστούν κάποια χαρακτηριστικά ανοδικά και κάποια καθοδικά κάτω από τις συγκεκριμένες συνθήκες προσβολής ,λόγω της διαφοράς δυναμικού που τα χαρακτηρίζει .Τα χημικά διαλύματα προσβολής εκμεταλλεύονται την μεταλλογραφική αντίθεση όπως π.χ τις έντονες συνθήκες που επικρατούν στα όρια κόκκων (μεγαλύτερη ταχύτητα προσβολής) και φάσεων και έτσι δημιουργούνται επιφανειακές βαθμίδες, αυλακώσεις και εν τέλη διαφορές ανακλαστικότητας .

Με τα καθαρά μέταλλα και τα μονοφασικά κράματα , η διαφορά δυναμικού παράγεται ανάμεσα στους κόκκους που έχουν διαφορετικό προσανατολισμό ,ανάμεσα στα όρια κόκκων και το εσωτερικό τους ,ανάμεσα στην μητρική φάση και στις ακαθαρσίες ή ανάμεσα στις βαθμίδες συγκέντρωσης στα μονοφασικά κράματα. Στην περίπτωση των πολυφασικών κραμάτων οι διαφορές δυναμικού εμφανίζονται ανάμεσα σε φάσεις με διαφορετική σύσταση χρησιμοποιούνται για να παράγουν ελεγχόμενη διαλυτοποίηση .Κατά την διάρκεια της προσβολής ,προσβάλλεται περισσότερο η ηλεκτροθετική ανοδική φάση ενώ η ηλεκτραρνητική κάθοδος δεν προσβάλλεται σχεδόν καθόλου. Καθώς η διαφορά δυναμικού

ανάμεσα στις δύο φάσεις μεγαλώνει ,ο χρόνος προσβολής πρέπει να ελέγχεται για να αποφευχθούν φαινόμενα υπερβολικής διάβρωσης .Εξαιτίας της μεγάλης διαφοράς δυναμικού ,τα πολυφασικά κράματα συνήθως προσβάλλονται πιο γρήγορα από ότι τα καθαρά μέταλλα και τα μονοφασικά κράματα .Μετά το πέρας της προσβολής, η απρόσβλητη καθοδική φάση είναι υπερυψωμένη και φαίνεται φωτεινή στο οπτικό μικροσκόπιο ενώ η άνοδος έχει υποχωρήσει κάτω από το αρχικό επίπεδο της γυαλισμένης επιφάνειας και παρουσιάζει τραχεία επιφάνεια ανάλογα με το διάλυμα και την σύσταση του κράματος .Οι διαφορές δυναμικού ανάμεσα στα όρια των κόκκων και στο εσωτερικό τους ασκούν λιγότερη επιρροή στην προσβολή, ενώ οι ακαθαρσίες οι οποίες εναποθέτονται όμως στα όρια των κόκκων μπορούν να βελτιώσουν αισθητά την απόδοση της προσβολής. (21)

Στα καθιερωμένα χημικά προσβολής παρατηρούνται 3 κοινά χαρακτηριστικά :1) Ένα διαβρωτικό μέσο, 2) Ένα μετατροπέα (μειώνει τον ιονισμό) και 3) Ένα οξειδωτικό μέσο (όπως το υπεροξείδιο του υδρογόνου).Σε ορισμένα διαβρωτικά διαλύματα το ένα συστατικό καλύπτει ταυτόχρονα και τους 2 υπόλοιπους ρόλους ,όπως το νιτρικό οξύ στο Nital. Στα ηλεκτρολυτικά διαλύματα προσβολής ,το ρεύμα που ασκείται λαμβάνει τον ρόλο του οξειδωτικού μέσου .Η χρήση του οξειδωτικού μέσου στα διαλύματα πρέπει να ελέγχεται προσεκτικά γιατί ο αριθμός των ιόντων του οξυγόνου στο διάλυμα αυξάνει τον ρυθμό διαλυτοποίησης και είναι προτιμότερο να χρησιμοποιείται στην παρασκευή των διαλυμάτων απιονισμένο νερό.

Η ηλεκτροχημική προσβολή χρησιμοποιεί ένα διαβρωτικό διάλυμα ως ηλεκτρολύτη ,μία άνοδο και μία κάθοδο όπως αναφέραμε .Το μεταλλικό δοκίμιο που προορίζεται για προσβολή συνδέεται στον θετικό πόλο μιας πηγής συνεχούς ηλεκτρικού ρεύματος .Ένα άλλο μέταλλο (δοχείο συγκράτησης διαλύματος προσβολής ή άλλο μέταλλο μέσα στο δοχείο) ,συνδέεται με τον αρνητικό πόλο της πηγής (κάθοδος). Για να αποφύγουμε ανεπιθύμητα ηλεκτροχημικά φαινόμενα ,κανονικά συνιστάται να χρησιμοποιούνται ίδια μέταλλα στην άνοδο και στην κάθοδο .Ομοίως, ίδιο υποδεικνύεται να είναι και το κατιόν του ηλεκτρολύτη που χρησιμοποιείται .Όταν εφαρμόζουμε τάση στα άκρα μέσω των πόλων της πηγής ,τότε παρατηρούμε την ύπαρξη ηλεκτρικού ρεύματος μέσω του κυκλώματος πηγή –κάθοδος-διάλυμα-άνοδος. Παράλληλα όμως παρατηρείται ότι το μέταλλο της ανόδου διαλύεται και μετατρέπεται στο ίδιο κατιόν με αυτό του διαλύματος και ταυτόχρονα μία ποσότητα κατιόντων μετατρέπεται σε μέταλλο το οποίο εναποτίθεται στην κάθοδο .

Στην περίπτωση των πολυφασικών κραμάτων όπως οι ανοξείδωτοι χάλυβες και άλλα αντιδιαβρωτικά κράματα, η ηλεκτροχημική προσβολή, εφαρμόζοντας διαφορά δυναμικού, ενισχύει την δράση του διαβρωτικού και του φαινομένου της υδρόλυσης καθώς την ανομοιομορφία στο ανάγλυφο της επιφάνειας του δοκιμίου ακολουθώντας τις αρχές της απλής χημικής προσβολής. Τα άτομα που ανήκουν σε διαφορετικά κρυσταλλικές πλεγματα και φάσεις, διαλύονται με διαφορετικούς ρυθμούς με αποτέλεσμα την δημιουργία αντίθεσης στην επιφάνεια και την εμφάνιση και απεικόνιση των μικροδομικών χαρακτηριστικών κατά την οπτική μικροσκοπία.

Κατά την διάρκεια της εργαστηριακής άσκησης, χρησιμοποιήσαμε σαν ηλεκτρολύτη – διαβρωτικό μέσο διάλυμα οξαλικού οξέος ($C_2H_2O_4$) περιεκτικότητας 10% εφαρμόζοντας διαφορά δυναμικού 2 V και χρόνο προσβολής για κάθε δοκίμιο περίπου 20 sec. Η κάθοδος που χρησιμοποιήσαμε ήταν εργαστηριακό χαλύβδινο δοχείο στο οποίο τοποθετήσαμε το διαβρωτικό διάλυμα καθώς δεν ήταν αναγκαίο να χρησιμοποιήσουμε ίδιο ακριβώς μέταλλο. Το συγκεκριμένο οξύ που χρησιμοποιήσαμε, παρουσίασε εξαιρετικά αποτελέσματα όσο αναφορά την εμφάνιση των φάσεων της μικροδομής στην ζώνη συγκόλλησης και ΘΕΖ, αλλά επίσης παρουσίασε ελλιπή δυνατότητα εμφάνισης της μικροδομής του βασικού μετάλλου σε ικανοποιητικό βαθμό.

Μετά το τέλος της ηλεκτροχημικής προσβολής, το δοκίμιο ξεπλύθηκε με καθαρό νερό για την απομάκρυνση των χημικών και την διακοπή της αντίδρασης. Στην συνέχεια ξεπλύθηκε με βαμβάκι εμποτισμένο με οινόπνευμα και στεγνώθηκε σε ρεύμα θερμού αέρα. Το οινόπνευμα επιταχύνει το στέγνωμα και εμποδίζει την δημιουργία λεκέδων από το νερό.

Όταν τα γυαλισμένα και χημικά προσβεβλημένα δοκίμια πρόκειται να διατηρηθούν για μεγάλα χρονικά διαστήματα, πρέπει να προστατευθούν από την ατμοσφαιρική διάβρωση. Οι συσκευές αποξήρανσης είναι ο πιο προσιτός τρόπος αποθήκευσης δοκιμίων αλλά χρησιμοποιούνται και πλαστικά επιθέματα και σακούλες.

2.7 ΟΠΤΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ

Προκειμένου να εξετάσουμε την μικροδομή που εμφάνισε στην επιφάνεια του δοκιμίου η διαδικασία της χημικής προσβολής, αλλά και για να εξετάσουμε την επιφάνεια του δοκιμίου που σχηματίζεται στα ενδιάμεσα στάδια των διαδικασιών της λείανσης και της στίλβωσης

χρησιμοποιήσαμε την μέθοδο της οπτικής μικροσκοπίας και συγκεκριμένα το μικροσκόπιο τύπου Olympus BX41M προκειμένου να αναλύσουμε σε αρχικό στάδιο τα χαρακτηριστικά της μικροδομής. Τα περισσότερα δοκίμια που εξετάστηκαν στο οπτικό μικροσκόπιο κατά την διαξαγωγή της διπλωματικής άσκησης, οδηγήθηκαν στο SEM για περαιτέρω ανάλυση της μικρογραφίας και της χημικής σύστασης.

Η πηγή ακτινοβολίας χρησιμοποιεί συνήθως λευκό φως και η διακριτική ικανότητα φτάνει και μέχρι τα 200 nm θεωρητικά δηλαδή επί 1000 μεγέθυνση και βάθος πεδίου περίπου ίδιας τάξης μεγέθους. Η **διακριτική ικανότητα (δ)** είναι η ελάχιστη απόσταση μεταξύ δύο διακριτών σημείων του υλικού που κατά την απεικόνιση τους μοιάζουν διαχωρισμένα. Όσο πιο μικρή η απόσταση τόσο πιο μεγάλη η διακριτική αλλά και η μεγεθυντική ικανότητα του μικροσκοπίου. Το **βάθος πεδίου (D)**, είναι η μέγιστη διαδρομή μέσα στην οποία μπορεί να κινηθεί το δοκίμιο χωρίς να αλλοιωθεί η ποιότητα της εικόνας του (4).

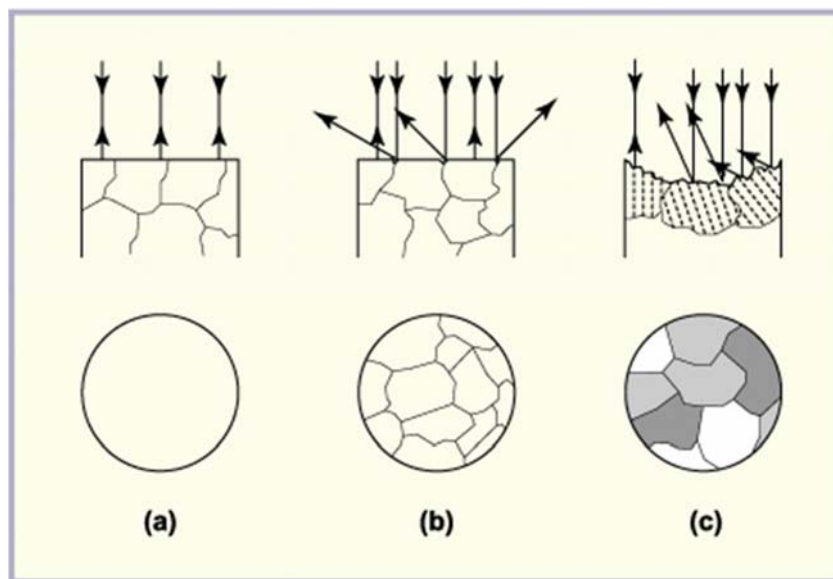
Η παρεμβολή κατάλληλων φακών τόσο μεταξύ του συμπυκνωτή φακού και του ανακλαστικού κατόπτρου του οπτικού μικροσκοπίου, όσο και μεταξύ του αντικειμενικού και του προσοφθάλμιου φακού, έχει ως αποτέλεσμα την δημιουργία επίπεδα πολωμένου φωτός. Η αλληλεπίδραση της πολωμένης δέσμης φωτός με μια κρυσταλλογραφικά ανισότροπη επιφάνεια, προκαλεί την διαφορική ανάκλαση και απεικόνιση των περιοχών που ανήκουν σε διαφορετικό κρυσταλλικό πλέγμα ή έχουν διαφορετικό κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό. Με την ανακλαστική μικροσκοπία έχουμε σημαντική αύξηση της αντίθεσης (4). Παράλληλα χρησιμοποιούνται και άλλες τεχνικές απεικόνισης φωτισμού όπως τον κάθετο φωτισμό, τον πάγιο φωτισμό και το σκοτεινό πεδίο.

Η συγκεκριμένη μέθοδο αναγνώρισης παρουσιάζεται μια διάταξη όπου χρησιμοποιείται μια ποικιλία από πηγές φωτός όπως χαμηλής τάσης λάμπες βολφραμίου, οι λυχνίες βολταϊκού τόξου ξένου (παρόμοια με φυσικό φως μέρας) και τα νήματα πυρακτώσεως βολφραμίου-αλογόνου.

Ένας ρυθμιζόμενος φακός ελεύθερος από σφαιρική παρέκκλιση και κόμη, τοποθετείται μπροστά από την φωτεινή πηγή για να εστιάσει το φως στο επιθυμητό σημείο, στην οπτική διαδρομή. Ένα διάφραγμα πεδίου τοποθετείται μπροστά από τον φακό για να μειώσει την εσωτερική ακτινοβολία και τις αντανάκλασεις μέσα στο μικροσκόπιο. Ένα δεύτερο ρυθμιζόμενο διάφραγμα, το διάφραγμα οπής, τοποθετείται στην διαδρομή του φωτός πριν από τον κάθετο φωτιστή. Το άνοιγμα και το κλείσιμο του διαφράγματος αλλάζει την ποσότητα του

φωτός και την γωνία του κώνου φωτός που εισέρχεται μέσα στον αντικειμενικό φακό .Καθώς η μεγέθυνση μεγαλώνει ,το διάφραγμα της οπής μικραίνει. Το άνοιγμα αυξάνει την οξύτητα της εικόνας αλλά μειώνει την αντίθεση .Το κλείσιμο λειτουργεί αντίστροφα.

Έπειτα ο **αντικειμενικός φακός** σχηματίζει την πρωταρχική εικόνα της μικροδομής και αποτελεί το πιο σημαντικό εξάρτημα του οπτικού μικροσκοπίου. Ο αντικειμενικός φακός συλλέγει όσο το δυνατόν περισσότερο φως που ανακλάται από την επιφάνεια του δοκιμίου και συνδυάζει αυτό το φως για να παράγει την εικόνα .Το αριθμητικό άνοιγμα του



Εικόνα 47-Επίδραση της χημικής προσβολής στην λεία μεταλλική επιφάνεια όσο αναφορά την ανακλαστικότητα. (a) μη προσβεβλημένη επιφάνεια όλη προσπίπτουσα ακτινοβολία ανακλάται ,(b) μερικώς προσβεβλημένη επιφάνεια απορρόφηση ακτινοβολίας στα όρια κόκκων,(c) πλήρως προσβεβλημένη επιφάνεια, αποκάλυψη και τις ενδοκρυσταλλικής δομής .

αντικειμενικού φακού ορίζεται με την σχέση : $NA = n \sin a$, όπου το n είναι ο μικρότερος δείκτης διάθλασης του υλικού ανάμεσα στο δοκίμιο και στον φακό ,και a είναι η μισή γωνία των περισσότερων πλάγιων ακτινών φωτός οι οποίες εισέρχονται στο μπροστινό φακό του αντικειμενικού . Οι αντικειμενικοί φακοί μπορεί να είναι και μέχρι 6 σε ένα μικροσκόπιο και χαρακτηρίζονται από διαδοχικά αυξητική μεγέθυνση ($\times 5,10,20,50$) ο καθένας προσφέροντας ομαλή εστίαση . Στην συνέχεια ο προσοφθαλμιαίος φακός ,μεγεθύνει την εικόνα που παράγεται από τον αντικειμενικό φακό .Ο τυπικός προσοφθαλμιαίος φακός έχει διάμετρο περίπου 24 mm.

Το δοκίμιο τοποθετείται πάνω σε μία αντικειμενοφόρο πλάκα , η οποία παρέχει δυνατότητα κίνησης τριών κατευθύνσεων προκειμένου να επιτύχει ο χρήστης την επιθυμητή εστίαση .Η

τοποθέτηση και ακινητοποίηση του δοκιμίου λόγω της αστάθειας του ,πραγματοποιείται με το σφήνωμα του σε πλαστελίνη μέσα σε ένα δείγμα εγκιβωτισμένης ρητίνης. Σημειώνεται ότι πρέπει η επιφάνεια του δοκιμίου να βρίσκεται σε απόλυτη ευθεία παράλληλα με το επίπεδο της πλάκας έτσι ώστε να επιτυγχάνουμε την καλύτερη δυνατή απεικόνιση .

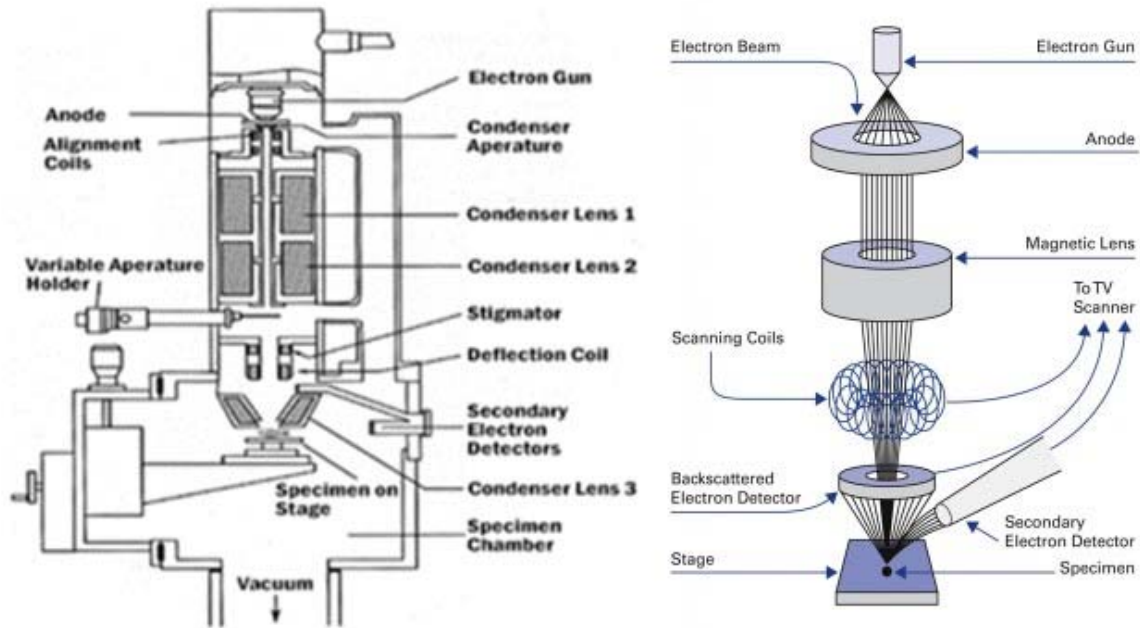
2.8 ΗΛΕΚΤΡΟΝΙΚΗ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΑ ΣΑΡΩΣΗΣ (Scanning Electron Microscopy)-SEM

Μετά από την στίλβωση και την εξέταση στο οπτικό μικροσκόπιο για την παρατήρηση της αρχικής εικόνας της μικροδομής, σειρά έχει η περαιτέρω εξέταση στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης .Με αυτήν την μέθοδο θα παρατηρήσουμε πιο αναλυτικά τις διάφορες φάσεις της μικροδομής του χάλυβα αλλά την χημική σύσταση τους σε κραματικά στοιχεία όπως και θα παρουσιαστεί στο κεφάλαιο των αποτελεσμάτων .

Το ηλεκτρονικό μικροσκόπιο έδωσε λύση στο πρόβλημα της μικρής μεγέθυνσης του οπτικού μικροσκοπίου. Η λειτουργία του στηρίζεται στην αρχή ότι υπό ορισμένες συνθήκες, ταχέως κινούμενα ηλεκτρόνια συμπεριφέρονται σαν ακτινοβολία πολύ μικρού μήκους κύματος. Η ηλεκτρονιακή δέσμη έχει μήκος κύματος περίπου 100.000 φορές μικρότερο από το μήκος κύματος του ορατού φωτός. Αυτό σημαίνει ότι η ευκρίνεια μπορεί να αυξηθεί σημαντικά ακόμη και για πολύ μεγάλες μεγεθύνσεις. Αν και η αρχή του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου είναι όμοια με αυτή του οπτικού η εμφάνισή του είναι εντελώς διαφορετική. Είναι πολύ μεγαλύτερο σε μέγεθος επειδή χρειάζονται τα συγκροτήματα παραγωγής και ελέγχου της ηλεκτρονιακής δέσμης. Το όλο σύστημα πρέπει να βρίσκεται σε υψηλό κενό ($<10^{-3}$ Pa) διότι ο αέρας επηρεάζει την κίνηση των ηλεκτρονίων. Οι φακοί του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου χαρακτηρίζονται από ισχυρά μαγνητικά πεδία που αναπτύσσονται από πηνία και η εικόνα εστιάζεται με μεταβολή της εντάσεως των μαγνητικών πεδίων, ενώ στο οπτικό μικροσκόπιο η εστίαση γίνεται διά μεταβολής της αποστάσεως μεταξύ των φακών.

Τα ηλεκτρόνια εκπέμπονται από θερμαινόμενη κάθοδο βολφραμίου επιταχύνονται από την άνοδο και σχηματίζουν δέσμη υψηλής ταχύτητας. Ένα Σύγχρονο Ηλεκτρονικό Μικροσκόπιο μπορεί να δώσει μεγεθύνσεις έως $350.000 \times$. Ο χειρισμός του πραγματοποιείται μέσω Η/Υ.

Η διερχόμενη δέσμη των ηλεκτρονίων, επιταχύνεται μέσω των μαγνητικών φακών ,συγκεντρώνεται και εστιάζεται στην χημικά προσβεβλημένη επιφάνεια του δοκιμίου η οποία σαρώνεται από την προσπίπτουσα δέσμη ηλεκτρονίων και τα εκπεμπόμενα από την επιφάνεια του δοκιμίου ηλεκτρόνια συλλέγονται και ενισχύονται έτσι ώστε να δημιουργήσουν οπτικό σήμα.



Εικόνα 48-Αναπαράσταση διάταξης SEM (59).

Η οπτική απεικόνιση του σήματος οφείλεται στο είδος της ακτινοβολίας η οποία εκπέμπεται από την επιφάνεια του δοκιμίου και η οποία με την σειρά της εξαρτάται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των ατόμων :

- 1) **Ηλεκτρόνια Auger** - Είναι τα ηλεκτρόνια που προέρχονται από την αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των υποστοιβάδων των επιφανειακών ατόμων. Μέσω της αλληλεπίδρασης παράγεται φάσμα το οποίο παρέχει πληροφορίες από στοιχειακές χημικές αναλύσεις της επιφάνειας του δοκιμίου.

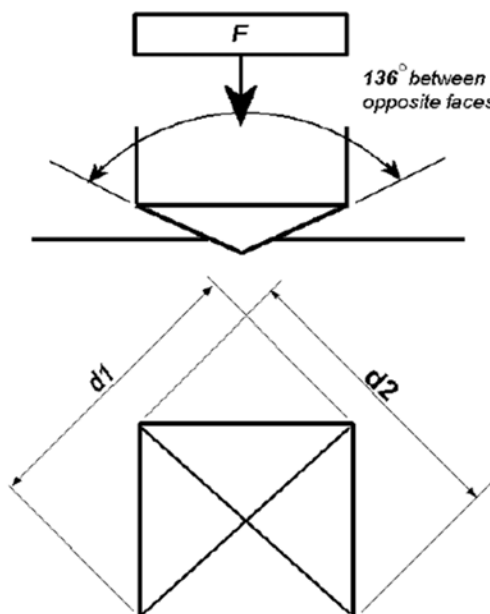
- 2) **Δευτερογενή ηλεκτρόνια** - Είναι τα ηλεκτρόνια που προέρχονται από τις συγκρούσεις ανελαστικής φύσεως μεταξύ των πρωτογενών ηλεκτρονίων της δέσμης και των επιφανειακών στρωμάτων .Οι πληροφορίες που συλλέγονται από τη δέσμη των δευτερογενών ηλεκτρονίων αφορούν κυρίως την τοπογραφία της επιφάνειας έως και 10 nm βάθος .
- 3) **Οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια** - Είναι τα ηλεκτρόνια που προέρχονται από τις ελαστικές συγκρούσεις των πρωτογενών ηλεκτρονίων και των ατόμων των επιφανειακών στρωμάτων έως το βάθος των 100 nm. Η ένταση του παραγόμενου σήματος εξαρτάται από το ατομικό αριθμό και τον κρυσταλλογραφικό προσανατολισμό των στοιχείων της επιφάνειας .Η αντίθεση που δημιουργείται είναι πολύ μεγαλύτερη από το φάσμα των δευτερογενών ηλεκτρονίων .Οι πληροφορίες που απορρέουν αφορούν την κρυσταλλογραφία και την τοπογραφία της επιφάνειας καθώς και την χημική σύσταση. Η ανάλυση των συγκεκριμένων ηλεκτρονίων είναι γνωστή και ως **EBSD (Electron Backscatter Diffraction)** και χρησιμοποιείται ευρέως στο SEM (3).
- 4) **Ακτίνες X** – Η ερμηνεία των πληροφοριών μέσω ακτινών X ,ονομάζεται **EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy)** και στηρίζεται στην αλληλεπίδραση των πρωτογενών ηλεκτρονίων με τα ηλεκτρόνια των ατόμων της εξωτερικής στοιβάδας και στην πληροφορία ότι το κάθε στοιχείο έχει την δικιά του ξεχωριστή ατομική δομή και συνεπώς και μοναδική κορυφή στο φάσμα των ηλεκτρομαγνητικών συχνοτήτων και ακτινοβολιών . Έτσι μετρώντας την χαρακτηριστική για κάθε στοιχείο , διαφορά της ενέργειας με την μορφή ακτινών X μεταξύ ηλεκτρονίων υψηλότερης ενέργειας (εσωτερικής στοιβάδας) και ηλεκτρονίων χαμηλότερης ενέργειας (εξωτερικής στοιβάδας) ,όταν τα πρώτα αντικαθιστούν τα δεύτερα , μπορούμε να λάβουμε πληροφορίες για την επιφανειακή χημική σύσταση του δοκιμίου προς εξέταση.

2.9 ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΗ ΚΑΤΑ VICKERS (HV)

Προκειμένου να αναγνωρίσουμε τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού αλλά ακόμα πιο σημαντικά ,να προβλέψουμε και να ποσοτικοποιήσουμε τις μεταλλογραφικές φάσεις σε κάθε μικρογραφία των δοκιμίων που εξετάσαμε με τις μεθόδους της οπτικής μικροσκοπίας αλλά και του SEM, δεν θα μπορούσαμε να παραλείψουμε να εφαρμόσουμε μεθόδους μέτρησης σκληρότητας και συγκεκριμένα της μεθόδου Vickers η οποία είναι διαθέσιμη στο εργαστήριο μεταλλογνωσίας .Επιπλέον σχεδιάσαμε και διαφορετικές θερμικές κατεργασίες προκειμένου να παρατηρήσουμε την αλλαγή της σκληρότητας με βάση τις φάσεις και τους μετασχηματισμούς που λαμβάνουν χώρα και συνεπώς μεταβάλλουν την σκληρότητα .

Γενικά η σκληρότητα ορίζεται ως η αντίσταση που προβάλλει το υλικό ,στην μόνιμη πλαστική παραμόρφωση και συνδέεται άμεσα με τις υπόλοιπες μηχανικές ιδιότητες όπως τη μέγιστη εφελκυστική τάση ,το όριο διαρροής το μέτρο ελαστικότητας κ.α. Συνήθως στις δοκιμές σκληρότητας εφαρμόζουμε σταθερή δύναμη σε μία αιχμή για συγκεκριμένο χρονικό διάστημα, και αναλόγως τις διαστάσεις του αποτυπώματος ,χρησιμοποιούμε διάφορους τύπους για να ερμηνεύσουμε την σκληρότητα ανάλογα την μέθοδο που επιλέγουμε.

Η μέθοδος σκληρομέτρησης κατά Vickers χρησιμοποιεί σαν εντυπωτή-διεισδυτή μια αδαμάντινη πυραμίδα τετραγωνικής βάσης και γωνίας κορυφής μεταξύ των απέναντι εδρών της τάξης των 136° .Εφαρμόζεται φορτίο από 5-120 kg για χρονικό διάστημα 15 sec και η δίνεται για τιμές kg/mm^2 . Στην κλίμακα Vickers υπάρχει δυνατότητα να παρθούν τιμές από 5-1000 HV.



Εικόνα 49-Αναπαράσταση εντυπώματος κατά την μέθοδο Vickers.

$$HV = \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad HV = 1.854 \frac{F}{d^2} \text{ approximately}$$

Εικόνα 50-Τύπος υπολογισμού της σκληρότητας κατά την σκληρομέτρηση Vickers.

Όπου d η μέση τιμή διαγώνιων $d1$ και $d2$ και F η εφαρμοσμένη δύναμη .

Κατά τη μέτρηση Vickers το πάχος του δοκιμίου πρέπει να είναι τέτοιο ώστε να μην παρουσιάζεται εξόγκωμα από την πίσω πλευρά της μέτρησης και οπωσδήποτε το πάχος δεν μπορεί να είναι μικρότερο από το $1\frac{1}{2}$ του μήκους της διαγώνιου της εντύπωσης.

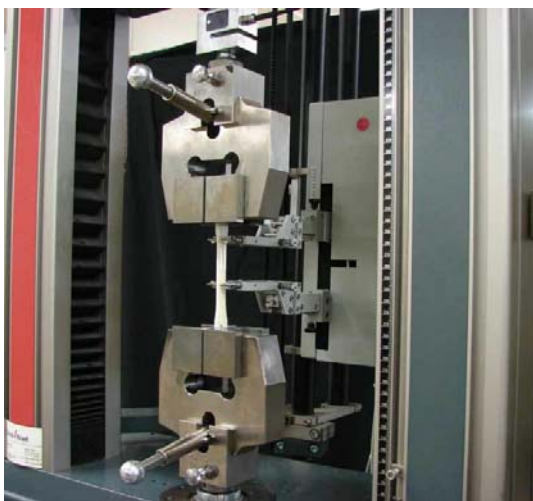
Κατά την διεξαγωγή της πειραματικής διαδικασίας πραγματοποιήσαμε τουλάχιστον 7 σκληρομετρήσεις κατά μήκος της επιφάνειας των συγκολλημένων τεμαχιδίων με φορτίο 294 N. Δηλαδή πραγματοποιήσαμε τουλάχιστον 2 σκληρομετρήσεις σε κάθε μια από τις ζώνες (ΘΕΖ,ΜΣ) συμπεριλαμβανομένου και του μετάλλου βάσης. Η προετοιμασία των συγκολλημένων δοκιμίων για την σκληρομέτρηση ήταν λείανση μέχρι τα 800 grit χωρίς πραγματοποίηση χημική προσβολή ή άλλης επεξεργασίας .Το δοκίμιο τοποθετείται έπειτα πάνω στην τράπεζα του μηχανήματος σκληρομετρικής και με την βοήθεια ενός μεγεθυντικού φακού ,μας παρέχεται η δυνατότητα εστίασης στην επιφάνεια του δοκιμίου. Στην θέση που παρατηρούμε καλύτερη εικόνα ,βρίσκεται και η κατάλληλη θέση του δοκιμίου. Προσοχή χρειάζεται στο γεγονός ότι το επίπεδο της επιφάνειας του δοκιμίου, πρέπει να βρίσκεται σε απόλυτη ευθεία με την βάση, αλλιώς μπορεί να παρατηρήσουμε μεγάλη απόκλιση στις τιμές των δύο διαγώνιων λόγω της μη ευθείας εισχώρησης της πυραμίδας στην επιφάνεια του δοκιμίου.

2.10 ΔΟΚΙΜΗ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

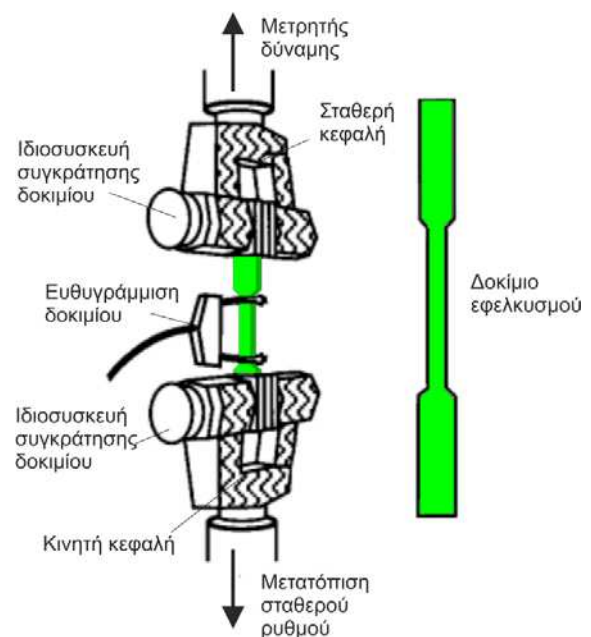
Όπως αναφέραμε και στο κεφάλαιο όπου παρουσιάζονται τα βήματα της πειραματικής διαδικασίας και διεξαγωγής των συγκολλήσεων, δύο ζεύγη ελασμάτων απεστάλησαν σε βιομηχανική μονάδα προκειμένου να συγκολληθούν με βάση τα βιομηχανικά πρότυπα χρησιμοποιώντας και τα κατάλληλα βοηθήματα και παραμέτρους. Στο δεύτερο ζεύγος των ελασμάτων, μετά την συγκόλληση του με άγνωστο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο και

άγνωστες τις **υπόλοιπες παραμέτρους συγκόλλησης** εκτός του προστατευτικού αδρανούς αερίου και της πρόσθετης διάταξης για την παροχή αερίου στην ρίζα αλλά και την επαγωγή της θερμότητας, πραγματοποιήθηκε διαδικασία υδροκοπής για την παραγωγή δοκιμίων εφελκυσμού. Το αποτέλεσμα ήταν η παραγωγή τριών δοκιμίων εφελκυσμού και τριών δοκιμίων τα για μεταλλογραφική αναγνώριση. Τα δοκίμια του εφελκυσμού αφαιρέθηκαν κάθετα από τα ελάσματα σε σχέση με την γραμμή συγκόλλησης προκειμένου η συγκόλληση να βρίσκεται στο κέντρο του δοκιμίου. Οι ενδιάμεσες περιοχές που παρέμειναν στα ελάσματα ως η εναπομένουσα γραμμή συγκόλλησης ακολούθησαν τα στάδια επεξεργασίας από διαδικασία κοπής μέχρι την χημική προσβολή και την εξέταση στο οπτικό προκειμένου να προχωρήσουν για μεταλλογραφική ανάλυση το SEM. Ο εφελκυσμός πραγματοποιήθηκε κατά το πρότυπο DIN EN ISO 6892 και με ταχύτητα επιμήκυνσης 1 mm/s.

Στα τρία δοκίμια πραγματοποιήθηκε μοναξονικός εφελκυσμός, σε μηχανή εφελκυσμού που βρίσκεται στο εργαστήριο της μεταλλογνωσίας. Όταν στα δοκίμια επήλθε θραύση, μέσω ηλεκτρονικού υπολογιστή ανακτήσαμε τα δεδομένα της διαδικασίας. Τα αποτελέσματα της διαδικασίας παρουσιάζονται με την μορφή καμπυλών εφελκυσμού τάσης- παραμόρφωσης (σ MPa-ε %). Η καταγραφή της καμπύλης $\sigma = f(\epsilon)$ του εφελκυσμού είναι χαρακτηριστική για κάθε μεταλλικό υλικό και μαρτυρά την όλκιμη ή ψαθυρή συμπεριφορά του υλικού όπως θα δούμε και παρακάτω σε συνδυασμό και με την θραυστογραφία.



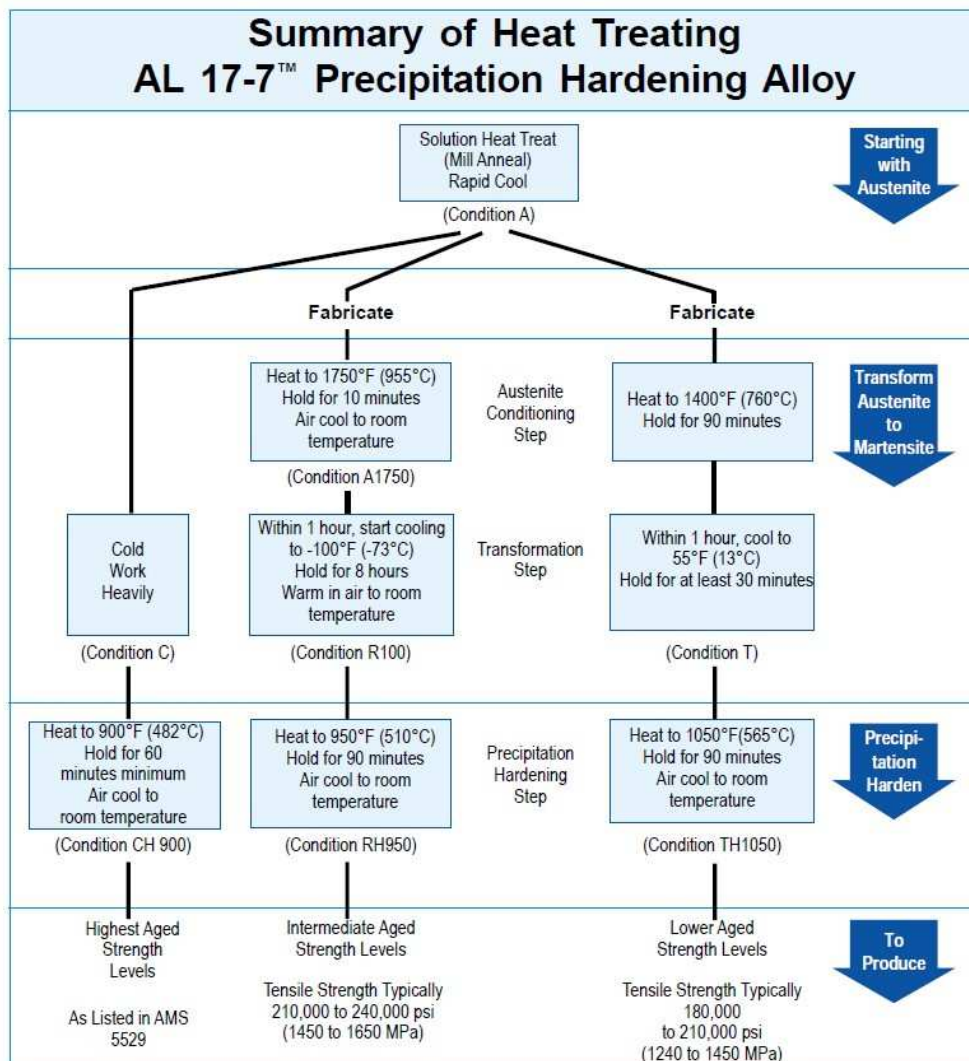
Εικόνα 52-Εργαστηριακή διάταξη εφελκυσμού.



Εικόνα 51-Διάταξη μηχανήματος εφελκυσμού και μορφολογία δοκιμίου.

Η παρατήρηση και η ανάλυση αυτών των καμπυλών μας δίνουν επιπλέον δεδομένα όπως την τάση μετάβασης από την ελαστική στην πλαστική περιοχή (όριο διαρροής) ,την μέγιστη εφελκυστική αντοχή ,την τάση θραύσης, την μέγιστη επιμήκυνση πριν την θραύση και πολλές άλλες πληροφορίες για την μηχανική συμπεριφορά του δοκιμίου. Γενικά η δοκιμή πραγματοποιείται με δοκίμια εφελκυσμού κυκλικής η τυποποιημένης διατομής τα οποία υφίστανται μονοαξονική φόρτιση συγκρατώμενα από τα άκρα τους τα οποία έχουν ισχυρότερη διατομή .

2.11 ΘΕΡΜΙΚΕΣ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΕΣ



Μετά την διεξαγωγή των προαναφερθέντων πειραματικών διαδικασιών, πραγματοποιήσαμε κάποιες θερμικές κατεργασίες σε **4 συγκολλημένα** δοκίμια. Ο λόγος της διεξαγωγής αυτών των θερμικών διαδικασιών, αν και το κύριο θέμα μας ήταν η διεξαγωγή των συγκολλήσεων . ήταν γιατί μέσω της αποσταθεροποίησης του ωστενίτη ,τον σχηματισμό μαρτενσίτη αλλά και την διαδικασία γήρανσης αυτή καθαυτή , είμαστε σε θέση να αναγνωρίσουμε και να παρατηρήσουμε τις αρχικές φάσεις που περιέχει το μέταλλο βάσης, η ΘΕΖ και το ΜΣ , τις διαφορές φάσεων μεταξύ ΜΒ, ΘΕΖ και ΜΣ αλλά και τις φάσεις κατακρήμνισης στις οποίες οφείλεται το φαινόμενο της σκλήρυνσης. Ουσιαστικά σχεδιάσαμε δηλαδή κάποιες θερμικές κατεργασίες επιπλέον ξεφεύγοντας από την κύρια ιδέα των συγκολλήσεων για να παρατηρήσουμε λεπτομέρειες στην μικροδομή σε συνδυασμό με την διαφοροποίηση στην σκληρότητα οι οποίες θα μας έδιναν την δυνατότητα για πιο ακριβείς μεταλλουργικές προβλέψεις και θεωρήσεις όσο αναφορά τις συγκολλήσεις του συγκεκριμένου χάλυβα και κατά επέκταση την συνολική εφαρμογή του (μικροδομή, ιδιότητες κλπ.)

Πίνακας 5-Δοκίμια και οι αντιστιχες παραμέτρους συγκόλλησης και θερμικές κατεργασίες.

ΠΙΝΑΚΑΣ ΔΟΚΙΜΙΩΝ ΘΕΡΜΙΚΩΝ ΚΑΤΕΡΓΑΣΙΩΝ					
ΔΟΚΙΜΙΑ	I (A)	FILLER	ΑΠΟΣΤΑΣΗ (mm)	INERT GAS	HEAT TREAT
Δοκίμιο Α	60	17-7 PH	0.6	99.998 % Ar	As received και γήρανση στους 482°C για 1.5 h.
Δοκίμιο Β	60	17-7 PH	0.6	99.998 % Ar	15 min στους 960 °C, βαφή σε νερό ,γήρανση στους 510 °C για 1.5 h.
Δοκίμιο Γ	60	Άγνωστο	Άγνωστο	Άγνωστο	15 min στους 960 °C, βαφή σε νερό ,γήρανση στους 510 °C για 1.5 h.
Δοκίμιο Δ	60	17-7 PH	0.6	99.998 % Ar	1+1/2 h στους 760 °C, βαφή σε νερό , γήρναση στους 560 °C για 1.5 h.

Όπως παρατηρούμε και στο παραπάνω διάγραμμα, πραγματοποιούνται 3 σειρές θερμικών κατεργασιών, δημιουργώντας αντίστοιχα grades του χάλυβα αυξανόμενης σκληρότητας προκειμένου να επιτεύξουμε τις επιθυμητές ιδιότητες .

Στην συγκεκριμένη διπλωματική άσκηση λόγω της έλειψης εξοπλισμού ψύξης όπως υγρό άζωτο ,και πληθώρα φούρνων για πολύπλοκές θερμικές κατεργασίες ,λάβαμε υπόψη τις τυπικές θερμικές κατεργασίες και τις απλουστεύσαμε για να πάρουμε παρόμοια ή παραπλήσια αποτελέσματα όσο αναφορά την σκληρότητα και την σχηματιζόμενη μικροδομή.

Συγκεκριμένα, προκειμένου να αναγνωρίσουμε εάν υπάρχει η φάση του μαρτενσίτη είτε στο βασικό μέταλλο είτε στο μέταλλο συγκόλλησης και στην ΘΕΖ, εφαρμόσαμε κατευθείαν το στάδιο της γήρανσης του grade CH900 στο **δοκίμιο Α**, δηλαδή γήρανση στους 482 °C για την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων, για χρονικό διάστημα 1.5 ώρας. Λόγω του ότι το δοκίμιο στην μορφή του Sheet έχει υποστεί ψυξηλασία, η πιθανότητα της ύπαρξης μαρτενσίτη στο βασικό μέταλλο, ήταν πολύ υψηλή (**strain induced martensite**). Επιπλέον υπήρχε εξίσου η πιθανότητα ύπαρξης της φάσης του μαρτενσίτη και στο μέταλλο συγκόλλησης και στην ζώνη τήξης λόγω της ταχείας απόψυξης και της αστάθειας του ωστενίτη. Έτσι, σκεπτόμενοι ότι η διαδικασία της γήρανσης εκμεταλλεύεται την υπερκορεσμένη φάση του μαρτενσίτη προκειμένου να κατακρημνίσει ενδομεταλλικές φάσεις, εφαρμόσαμε την συγκεκριμένη θερμική κατεργασία με σκοπό να εξακριβώσουμε την ύπαρξη μαρτενσίτη μέσα από την άνοδο της σκληρότητας και την παρατήρηση ενδομεταλλικών φάσεων. Εάν παρατηρούσαμε τα προαναφερθέντα σε συνδυασμό και με μία υψηλή αρχική σκληρότητα του μετάλλου βάσης και της ζώνης τήξης ,τότε είναι σχεδόν σίγουρο ότι θα είχαμε μαρτενσιτική φάση στο δοκίμιο .Επιπλέον άνευ ύπαρξης μαρτενσίτη, υπάρχει και πάλι πιθανότητα κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων σκλήρυνσης ,αλλά αυτό υποθέσαμε ότι είναι σχετικά πιο απίθανο , και θα απαιτεί πολύ μεγαλύτερους χρόνους έκθεσης στην θερμοκρασία γήρανσης.

Στο **δοκίμιο Β** και στο **δοκίμιο Γ**, τα οποία είναι πανομοιότυπα με μόνη διαφορά το καναλισκόμενο ηλεκτρόδιο που χρησιμοποιήθηκε , εφαρμόστηκε θερμική κατεργασία παρόμοια με αυτή του grade RH 950. Συγκεκριμένα, ξεκινήσαμε την διαδικασία θερμίζοντας το δοκίμιο as received, που έχει υποστεί ανόπτηση στους 1065 °C, σε θερμοκρασία των 960 °C για 15 λεπτά (5 λεπτά παραπάνω από την τυποποιημένη διαδικασία) για την

αποσταθεροποίηση του ωστενίτη αλλά έπειτα, αντί να το ψύξουμε σε θερμοκρασία $-73\text{ }^{\circ}\text{C}$ προκειμένου να πραγματοποιηθεί μαρτενσιτικός μετασχηματισμός ,εμείς πραγματοποιήσαμε κατευθείαν βαφή σε νερό με την ελπίδα σχηματισμού μαρτενσίτη σε συνδυασμό με το μεγαλύτερο χρονικό διάστημα αποσταθεροποίησης .

Έπειτα πραγματοποιήσαμε θερμική κατεργασία γήρανσης στον $510\text{ }^{\circ}\text{C}$ για διάρκεια $1+1/2$ ώρας. Η πιθανότητα κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων από τον μαρτενσίτη ή η πιθανότητα σχηματισμού του μαρτενσίτη αυτή καθαυτή , ήταν αρκετά μικρή λόγω του μικρού χρόνου αποσταθεροποίησης αλλά λόγω εξοπλισμού επιλέξαμε αυτήν διαδικασία βαφής .

Στο **δοκίμιο Δ** πραγματοποιήσαμε θερμική κατεργασία παρόμοια με αυτήν που υφίσταται το μέταλλο για να αποκτήσει το grade TH 1050. Συγκεκριμένα πραγματοποιήσαμε διαδικασία αποσταθεροποίησης του ωστενίτη, σε δοκίμιο πρότυπης συγκόλλησης 17 /7 PH με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 PH, θερμένοντας το για χρονικό διάστημα $1+1/2$ ώρας ,στην θερμοκρασία 760°C . Έπειτα πραγματοποιήσαμε βαφή σε νερό προκειμένου να σχηματιστεί μαρτενσίτης, αντί να ακολουθήσουμε την σταδιακή ψύξη μέχρι τους $13\text{ }^{\circ}\text{C}$ μέσα σε χρονικό διάστημα μίας ώρας και την παραμονή σε αυτήν την θερμοκρασία για διάστημα μίσης ώρας. Τέλος πραγματοποιήσαμε θερμική κατεργασία γήρανσης σε θερμοκρασία των $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ για χρονικό διάστημα μιάμισης ώρας.

Οι θερμικές κατεργασίες πραγματοποιήθηκαν σε φούρνο με μεταλλικές αντιστάσεις και κεραμική εσωτερική επένδυση, ο οποίος μας έδινε την δυνατότητα να επιλέξουμε ακόμα και το βήμα του ρυθμού θέρμανσης της εσωτερικής θερμοκρασίας του. Για να αποφευχθεί η οξείδωση των κραμάτων προς θερμική κατεργασία, χρησιμοποιείται αδρανές αέριο περιεκτικότητας 99,998 % σε Ar για την δημιουργία εσωτερικής ατμόσφαιρας αλλά και τεμάχια C για να αποτρέψουμε την οξείδωση σε άλλες περιπτώσεις.

Πρέπει να σημειώσουμε ότι τα ελάσματα των παραμάνω θερμικών κατεργασιών, είναι όλα δοκίμια της μορφής as received AMS 5528, δηλαδή έχουν υποστεί πριν την διαδικασία συγκόλλησης, ανόπτηση στους $1065\text{ }^{\circ}\text{C}$ (διαλυτοποίηση) και έπειτα μία ήπια ψυχρηλασία για διαμορφωθεί η μορφή του Sheet για την οποία όμως δεν γνωρίζουμε το ποσοστό.

3. ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΚΑΙ ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ

3.1 ΕΙΣΑΓΩΓΗ

Αρχικά θα πρέπει να τονίσουμε ότι πολλές διαδικασίες συγκολλήσεων οι οποίες εφαρμόστηκαν σε πολλά δοκίμια, ήταν δοκιμαστικές και δεν προορίζονταν για περαιτέρω μεταλλογραφική εξέταση και μελέτη. Ο σκοπός αυτών των συγκολλήσεων ήταν η παρατήρηση και η απόκτηση γνώσης σχετικά με το πώς επηρεάζεται η μορφολογία και η ομοιομορφία του μετάλλου συγκόλλησης όταν μεταβάλλονται παράμετροι όπως, η ένταση του ρεύματος, η απόσταση των βασικών μετάλλων, η ύπαρξη ή μη καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου αλλά και το είδος του, η ταχύτητα συγκόλλησης, ο αριθμός των ραφών συγκόλλησης και οι τρόποι της μόνωσης από προστατευτικό αδρανές αέριο.

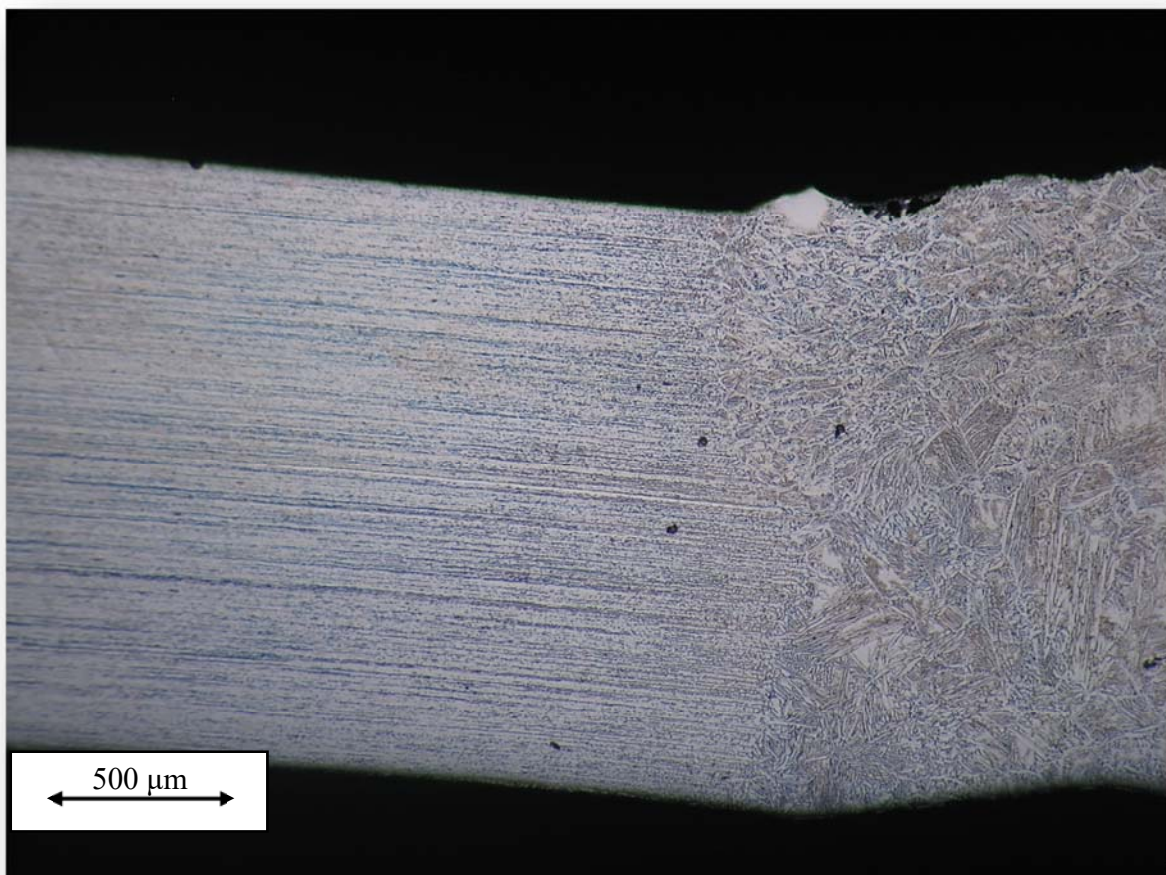
Αναφέρουμε τα προηγούμενα για κανουμε σαφές ότι η μορφολογία της συγκόλλησης μπορεί να μεταβάλλεται στις περισσότερες μικρογραφίες των συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν, αλλά δεν είναι οι άξιες ενδιαφέροντος από μεταλλουργικής άποψης. Δηλαδή δεν μεταβάλλονται μεταλλουργικοί παραγόντες (εκτός από την περίπτωση του 2^{ου} ζεύγους των ελασμάτων της πρότυπης συγκόλλησης) αλλά παρουσιάζονται μόνο σφάλματα στην δομή της συγκόλλησης όπως πόροι, ατελείς τήξεις και διεισδύσεις κλπ. Έτσι λόγω έλλειψης χρόνου και χώρου, πολλά από αυτά τα δοκίμια δεν δέχθηκαν προετοιμασία για μετέπειτα επεξεργασία και ανάλυση στο SEM, παρά μόνο μακροσκοπική αναγνώριση στο οπτικό μικροσκόπιο και λείψη φωτογραφιών για την αναγνώριση των δομών από προσαρμοσμένη κάμερα η οποία συνδέεται με την διάταξη του οπτικού μικροσκοπίου. Ουσιαστικά τα περισσότερα από τα αρχικά δοκίμια εργαστηριακών δοκιμών θα παρουσιαστούν στα παρακάτω κεφάλαια μόνο με την μορφή μικρογραφιών οπτικού μικροσκοπίου και δεν θα παρουσιαστούν σε άλλα κεφάλαια παρά μόνο όταν θα είναι χρήσιμη κάποια αντίστοιχη μικρογραφία τους για την επεξήγηση κάποιας περαιτέρω πληροφορίας και την διεξαγωγή κάποιας ανάλυσης. Σε αντίθεση, τα δοκίμια των θερμικών κατεργασιών και των πρότυπων συγκολλήσεων θα αναλυθούν εκτενέστερα, με την συμβολή όμως μικρογραφιών από το οπτικό μικροσκόπιο, SEM και EDS αλλά και από μικρογραφίες υπολοίπων δοκιμών για πρακτικούς λόγους. Επιπλέον έχουν παραλήφθει από την γενικότερη ανάλυση, δοκίμια στα οποία έχουμε μεταβάλει μόνο την ένταση του ρεύματος γιατί παρουσιάζουν παρόμοια χαρακτηριστικά με τα δοκίμια των επόμενων συγκολλήσεων.

3.2 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΟΠΤΙΚΟΥ ΜΙΚΡΟΣΚΟΠΙΟΥ.

Σε αυτήν την παράγραφο θα παρουσιαστούν με την σειρά μικρογραφίες του κάθε διαθέσιμου συγκολλημένου δοκιμίου οι οποίες είναι αποτέλεσμα την αρχικής πειραματικής επεξεργασίας επεξεργασίας της επιφάνειας των δοκιμίων και της μετέπειτα φωτογράφισης στο οπτικό μικροσκόπι. Μετά από την παράθεση των αποτελεσμάτων θα ακολουθήσει σχολιασμός των παρουσιαζόμενων μικρογραφιών σε μικρό βαθμό καθώς εκτενέστερη συζήτηση πάνω στα αποτελέσματα θα διεξαχθεί στο κεφάλαιο της **συζήτησης των αποτελεσμάτων**. Παρακάτω αρχίζει η παράθεση των μικρογραφιών ξεχωριστά για το κάθε ένα δοκίμιο.

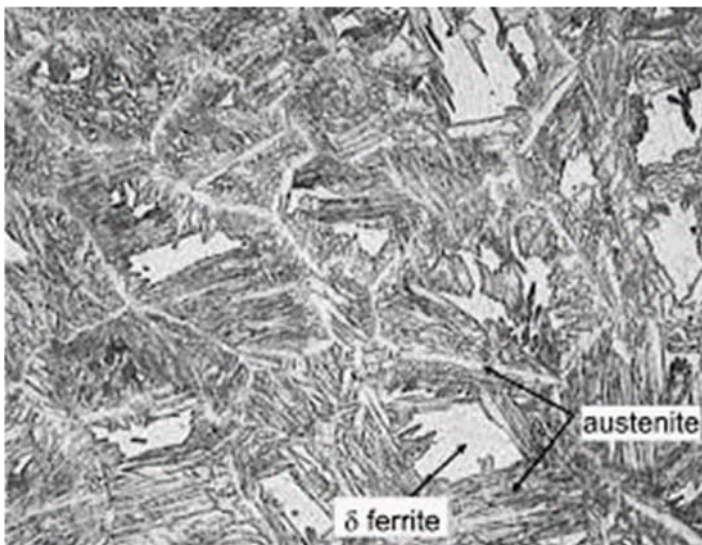
Υπενθυμίζουμε ότι τα παρακάτω δοκίμια έχουν υποστεί λείανση μέχρι τα 3000 grit ,έπειτα στύλβωση μέχρι την πάστα των 1 μ m και τέλος ηλεκτροχημική προσβολή με διάλυμα οξαλικού οξέος 10 %, για χρονικό διάστημα 20 δευτερολέπτων υπό την εφαρμογή διαφοράς δυναμικού της τάξης των 2 V.

3.2.1. ΔΟΚΙΜΙΟ 1: ΑΥΤΟΓΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ, 38 A, ANEY BACKING GAS.

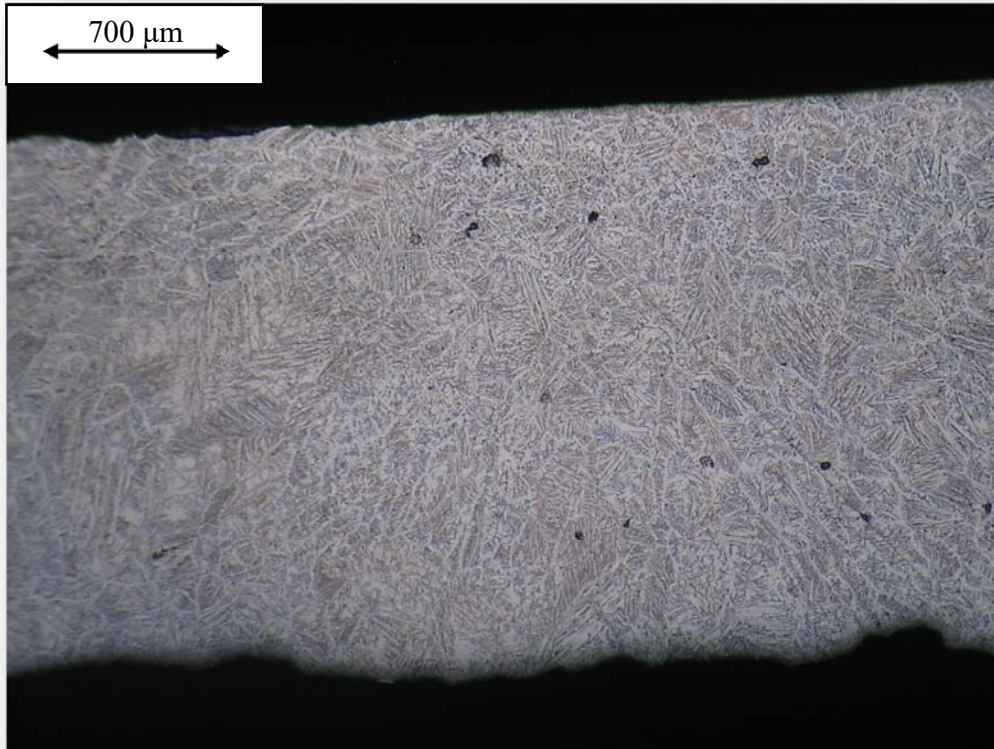


Η συγκεκριμένη φωτογραφία απεικονίζει μακροσκοπικά την περιοχή αριστερά της συγκόλλησης και περιλαμβάνει τις περιοχές με την σειρά : MB, ΘEZ και ΜΣ .Μπορούμε να παρατηρήσουμε ξεκάθαρα την διάκριση των περιοχών ιδιαίτερα αυτήν του μετάλλου βάσης και την ζώνης συγκόλλησης ,όπου στην πρώτη διακρίνονται χαρακτηριστικά οι γραμμές διεύθυνσης της ψυξηλασίας καθώς και το μικρομερές μέγεθος των κόκκων. Στην δεύτερη αναφερόμενη (ΜΣ), φαίνονται χαρακτηριστικά οι δενδριτικές αναπτύξεις ενδοκοκκικά, που δημιουργούνται κατά την απόψυξη του χάλυβα ,του ωστενίτη και του δ-φερρίτη καθώς και " λευκές οδούς " ,οποίες περικλείουν χαρακτηριστικά τους κόκκους .Αυτές οι περιοχές θεωρούνται ότι είναι ωστενιτικές (21) (9) (60), πράγμα το οποίο θα το αποδείξουμε και στα παρακάτω κεφάλαια των αποτελεσμάτων .

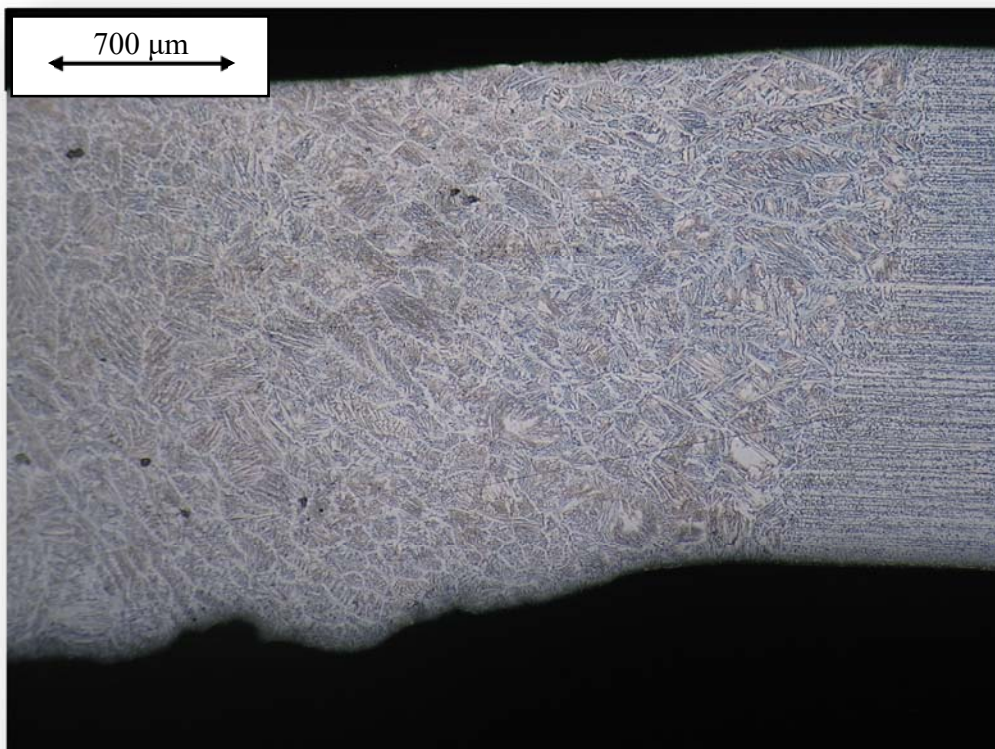
Ένα άλλο χαρακτηριστικό της παραπάνω συγκόλλησης είναι ότι παρουσιάζει διευρυμένους κόκκους στην περιοχή της ΘEZ, οι οποίοι ταυτοποιούνται αρχικά ως δ-φερρίτης, μέσω τις βιβλιογραφίας (61) (60) και έπειτα από τις άλλες μεθόδους που θα χρησιμοποιήσουμε .Σύμφωνα με την βιβλιογραφία και με τον σχεδιασμό του συγκεκριμένου χάλυβα, ο δ-φερρίτης που περιέχεται στην ΘEZ, βρίσκεται σε μεγαλύτερη περιεκτικότητα από ότι στο βασικό μέταλλο και στο μέταλλο συγκόλλησης εξού και το μεγαλύτερο μέγεθος των λευκών ,τραπεζοειδούς σχήματος σχηματισμών. Αντίστοιχη μορφολογία παρατηρούμε και στην συγκόλληση του ημιωστενιτικού χάλυβα 15-7 PH.



Εικόνα 54-Μικροδομή αυτογενούς συγκόλλησης 15-7 MO PH. Νησίδες δ-φερρίτη μέσα στην ωστενιτική μήτρα. Μικροδομή που παρατηρείται κυρίως στην ΘEZ μέσω του οπτικού μικροσκοπίου .Παρατηρούμε επίσης και ενδοκοκκικές βελονοειδείς μορφολογίες οι οποίες αποτελούνται από ωστενίτη και μαρτενσίτη σε αντίθεση με τον 17-7 . (61)



Εικόνα 56-Κέντρο αυτογενούς συγκόλλησης 17-7 PH, με 38 A.



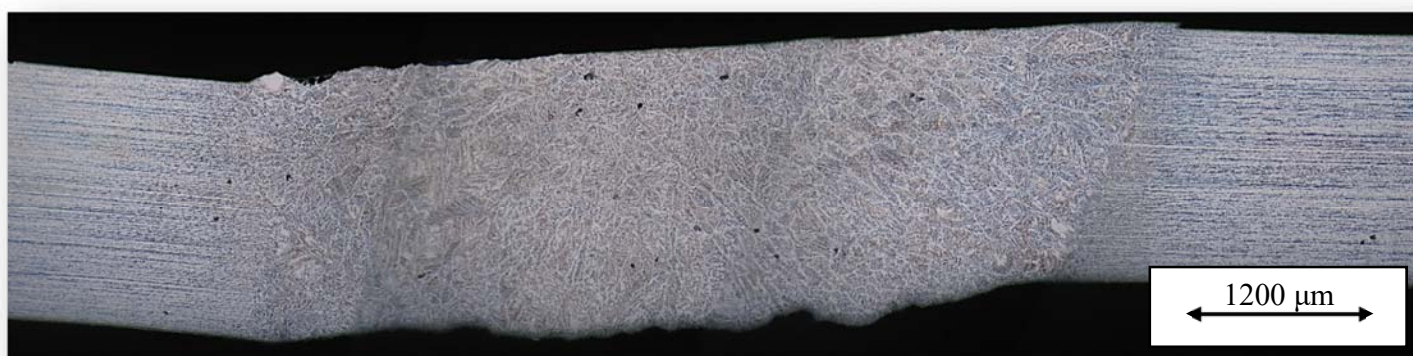
Εικόνα 55-Ζώνη συγκόλλησης και αριστερή ΘΕΖ σε αυτογενή συγκόλληση χάλυβα 17-7 PH ,με 38 A.

Στις παραπάνω μικροδομές παρατηρούμε το πόσο μικρό είναι το πλάτος της ΘΕΖ (200μm) το οποίο μπορεί να οφείλεται στην καλή επιλογή της μεθόδου, αλλά επιπλέον να τονίσουμε και την ανομοιομορφία στην γωνία της εγκάρσιας έκτασης της ΘΕΖ. Η αριστερή μορφολογία της ΘΕΖ διαφέρει σε έναν βαθμό από την αντίστοιχη δεξιά πλευρά του δοκιμίου, γεγονός που μπορεί να οφείλεται στην κακή εφαρμογή του τόξου κατά την διάρκεια της συγκόλλησης και σε λανθασμένους χειρισμούς του ηλεκτροσυγκολλητή.

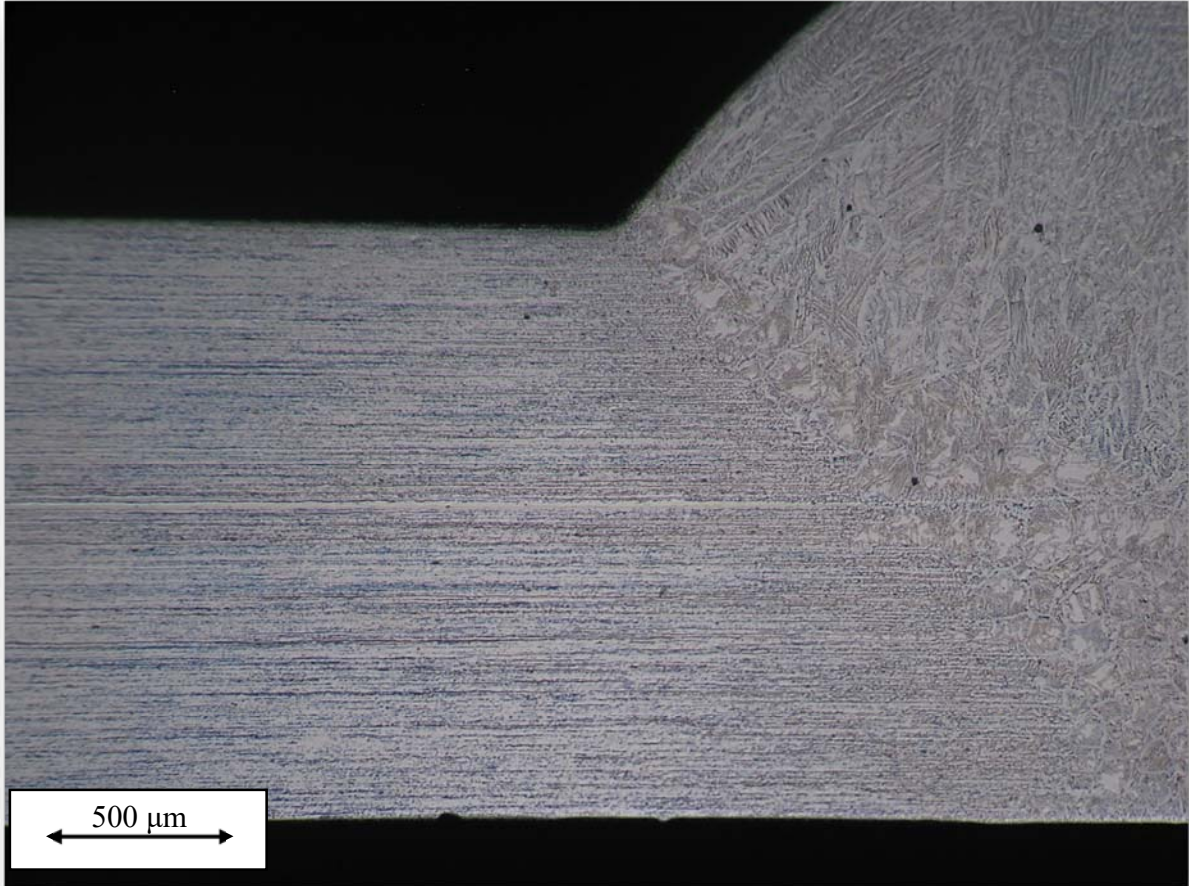
Επιπλέον, είμαστε σε θέση να διακρίνουμε ένα misalignment στα μέταλλα βάσης, δηλαδή μία ασυμμετρία στο επίπεδο που συγκολλήθηκαν και δεν βρίσκονται σε ευθεία διεύθυνση. Αυτό μπορεί να οφείλεται στο γεγονός, ότι δεν πραγματοποιήθηκε καλή συγκράτηση των δοκιμίων κατά την διάρκεια της συγκόλλησης ή δεν υπήρχε και μηχανική υποστήριξη από την μεριά της ρίζας καθώς πιθανόν κύρτωση λόγω συστολικών και όχι μόνο τάσεων.

Τέλος είναι εμφανή μια ανομοιομορφία και τραχύτητα κάτω από καπάκι της συγκόλλησης δηλαδή στην μεριά της ρίζας. Αυτό μπορεί να οφείλεται στην αρχική ύπαρξη κενού μεταξύ των δύο ελασμάτων κατά την αυτογενή συγκόλληση, στην ελλιπή υποστήριξη της και στην μη ολοκληρωμένη προστασία από το αδρανές αέριο (μπορεί να απαιτούνταν και οπίσθια υποστήριξη και παροχή από την μεριά της ρίζας). Επιπροσθέτως, ένας άλλος λόγος για την τραχειά μορφολογία μπορεί να είναι και η μικρή ταχύτητα συγκόλλησης σε συνδυασμό με την συγκεκριμένη ένταση γεγονός που επιτρέπει την πραγματοποίηση τήξης σε υπερβολικό βαθμό και δημιουργίας ανομοιόμορφης μορφολογίας ρίζας μαζί με έναν κακό του χειρισμό τόξου. Ένα **εύλογο ερώτημα** το οποίο μας απασχόλησε κατά την διάρκεια της διεξαγωγής και συγγραφής αυτής της διπλωματικής άσκησης, ήταν το δίλλημα για το αν η μορφολογία στο μέταλλο συγκόλλησης αποτελούνταν από ποσοστά φάσεων ωστενίτη και δ- φερρίτη ή από ωστενίτη, μαρτενσίτη και δ- φερρίτη. Το συγκεκριμένο δίλλημα θα ληθεί παρακάτω.

Εικόνα 57-Μακροσκοπική όψη της επιφάνειας αυτογενούς συγκόλλησης 17-7 PH, με 38 Α.



3.2.2 ΔΟΚΙΜΙΟ 2: ΗΜΙΤΕΛΗΣ ΔΕΙΣΔΥΣΗ, FILLER 17-7, 60 A, ANEY BACKING.

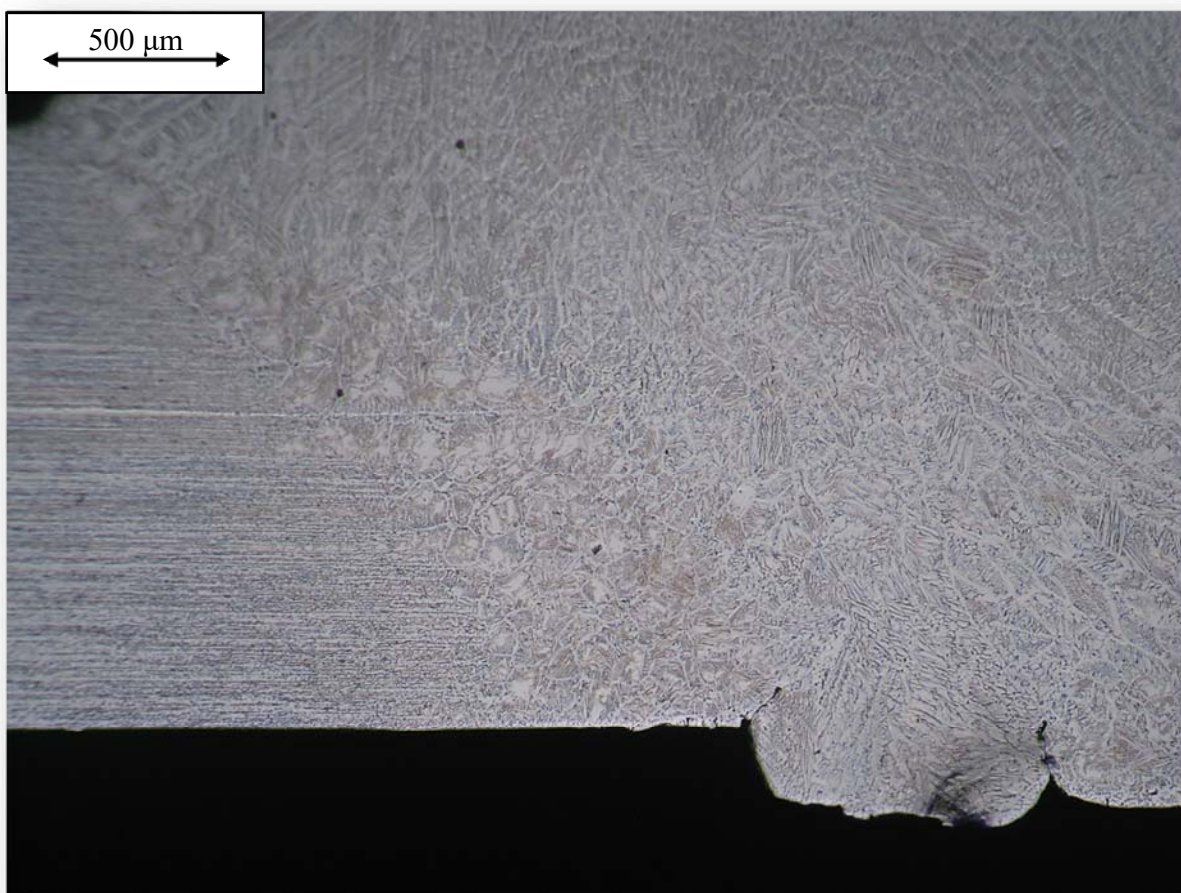


Εικόνα 58-Ημιτελής τήξη χάλυβα 17-7 PH ,συγκόλληση με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και ένταση ρεύματος 60 A.

Στην συγκεκριμένη μικρογραφία (Εικόνα 58), παρατηρούμε πολύ διαυγώς, την ομαλή μετάβαση των ζωνών της συγκόλλησης σε συνδυασμό με την ομοιόμορφη και ομαλή μετάβαση του βασικού μετάλλου και της ευθείας του επιπέδου του ,με την καμπύλη που σχηματίζει το καπάκι της συγκόλλησης. Η ένωση δηλαδή που πραγματοποιεί το καταναλισκόμενο μέταλλο ,με το βασικό μέταλλο σχηματίζοντας δηλαδή το μέταλλο της συγκόλλησης χαρακτηρίζεται από εύλογη συνέχεια όσο αναφορά την δομή. Επιπλέον στο σημείο της μετάβασης του επιπέδου του βασικού μετάλλου με το καπάκι της συγκόλλησης ,δηλαδή πάνω από το υψός της ΘΕΖ, δεν παρατηρείται ύχνος υποκοπής (undercut), ούτε υπερπλήρωσης (overlap).

Παρατηρούμε την ίδια δενδριτική μορφολογία όπως και στην προηγούμενη συγκόλληση όπου δεν χρησιμοποιήθηκε καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης .

Παράλληλα παρατηρούμε τον μπλε χρωματισμό του μετάλλου βάσης όπως και στο **δοκίμιο 1**, ο οποίος οφείλεται σε πιθανό ψήγματα-κατάλοιπα αιθανόλης τα οποία προκύπτουν και παραμένουν στην επιφάνεια, από τα τελευταία στάδια της επεξεργασίας της λείανσης, της στίλβωσης αλλά και της χημικής προσβολής, όπου χρησιμοποιήσαμε νερο, αιθανόλη και θερμό ρεύμα αέρα προκειμένου να καθαρίσουμε και να στεγνώσουμε το δοκίμιο όπως προαναφέραμε, έτσι ώστε να είναι έτοιμο για μεταλλογραφική ανάλυση. Μερικές φορές ακόμα και αν στεγνώσουμε πολύ καλά της επιφάνεια του γυαλισμένου δοκιμίου όπως βλέπουμε, υπάρχει πιθανότητα να διακρίνουμε κατάλοιπα αιθανόλης από την προηγούμενη επεξεργασία της επιφάνειας ανεξάρτητα της ποιότητας του καθαρισμού ή θα μπορούσε να έχει υποστεί έντονη ηλεκτροχημική προσβολή η οποία να αφήνει μία ελαφριά μπλέ απόχρωση στο μέταλλο βάσης.



Εικόνα 59-Ημιτελής τήξη του χάλυβα 17-7 PH , με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και ένταση ρεύματος 60 A.

Στην παραπάνω εικόνα, παρατηρούμε στην μικρογραφία εμφανέστερα τις ζώνες συγκόλλησης καθώς και την ιδιαίτερη ρίζα η οποία σχηματίζεται ακριβώς στην μέση. Η συγκεκριμένη μορφολογία πιθανόν να οφείλεται στην έλλειψη διάταξης για την υποστηρίξει της βάσης της συγκόλλησης της επαγωγής της θερμότητας και της τροφοδοσίας αερίου, όσο το τόξο της συγκόλλησης είναι σε λειτουργία. Συνδυαστικά με το φαινόμενο λειτουργεί και με την ελλιπή τεχνική του ηλεκτροσυγκολλητή που επηρεάζει παραμέτρους όπως είναι η γωνία του τόξου της συγκόλλησης και η απόσταση της ακίδας βολφραμίου από την λίμνη συγκόλλησης, παράγοντας που επηρεάζει το πλάτος του τόξου. Το κύριο φαινόμενο που επικρατεί είναι η χαρακτηριστική ελλειπής διείσδυση και η αδυναμία της τήξης κυρίως της περιοχής στο επίπεδο της ρίζας. Έτσι μια πολύ μικρή ποσότητα τηγμένου μετάλλου κατάφερε να διπεράσει από αυτό το μικρό "άνοιγμα" στην βάση των ελασμάτων και να σχηματίσει την υποτιθέμενη ρίζα που παρατηρούμε. Βλέπουμε ότι όσο κατεβαίνουμε προς την ρίζα της συγκόλλησης, η ΘΕΖ εκτείνεται αυξητικά σε πάχος γεγονός που θα έχει δυσμενείς επιπτώσεις για τις μηχανικές ιδιότητες της συγκόλλησης και οφείλεται πάλι στην λανθασμένη τεχνική του



Εικόνα 60-Καπάκι συγκόλλησης ημιτελούς τήξης ,με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και 60 A ένταση ρεύματος.

ηλεκτροσυγκολλητή προκαλώντας την ελλιπή διείσδυση των μετάλλων βάσης.

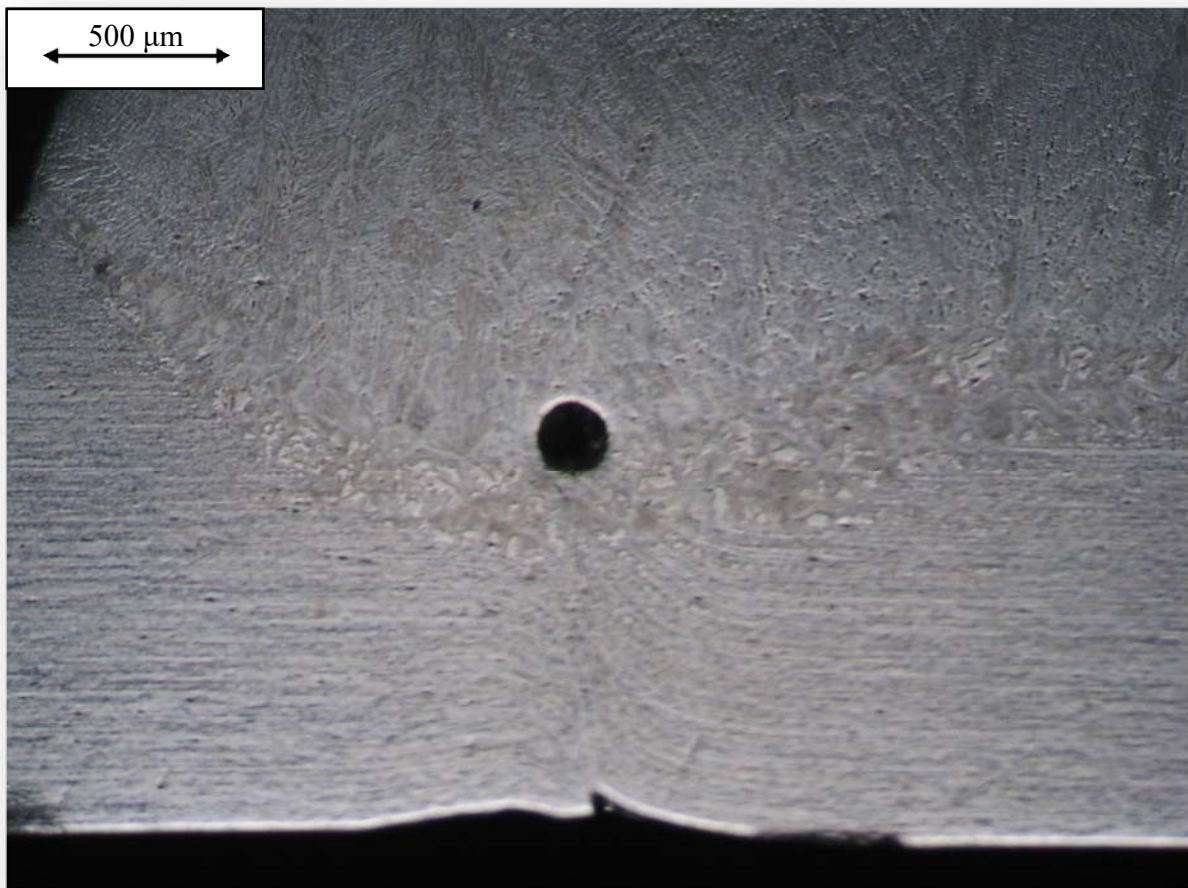
Αντί να σχηματιστεί μια ομοιογενής τήξη στην βάση της συγκόλλησης, υπάρχει τοπική κατακράτηση θερμότητας πάνω από την ρίζα γεγονός που οδηγεί στην πλάγια πάχυνση της ΘΕΖ διογκώνοντας ακόμα παραπάνω τους κόκκους. Μια κύρια αιτία, είναι η μεγάλη ταχύτητα του τόξου και η τήξη κυρίως του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου προσθήκης. Ένα άλλο φαινόμενο που παρατηρούμε πάλι στην Εικόνα 59, είναι η απόκλιση των δύο βασικών μετάλλων όσο αναφορά το επίπεδο της βάσης τους. Βλέπουμε χαρακτηριστικά δηλαδή ότι το δεξιά έλασμα είναι σε κατώτερο ύψος από ότι το αριστερά. Αυτό δυσχεραίνει το φαινόμενο της λανθασμένης μορφολογίας της ρίζας γιατί ενθαρύνει την έλλειψη ομαλής τήξης αλλά και την δυνατότητα διείσδυσης λόγω της υψομετρικής διαφοράς των ελασμάτων .

Στην Εικόνα 60 παρατηρούμε πάλι (όπως και θα κάνουμε στην συνέχεια) με σαφήνεια το μικρογραφικό σύμπλεγμα που χαρακτηρίζει την στερεοποίηση του χάλυβα 17-7 PH, δηλαδή τις λευκές περιοχές του ωστενίτη και τις ενδοκοκκικές περιοχές τις οποίες επιβεβαιώνουμε προς το παρόν μόνο από την βιβλιογραφία και τους κατασκευαστές, ότι είναι εναλλαγές διαφόρων μορφολογιών του δ- φερρίτη και του ωστενίτη λόγω της μεγάλης ταχύτητας απόψυξης και κραματικού διαφορισμού, όπως θα αποδείξουμε και παρακάτω. Επίσης μπορούμε να επιβεβαιώσουμε την ελλιπή διείσδυση κυρίως από το φαινόμενο του πολύ υψηλού επιπέδου του καπακιού της συγκόλλησης και μπορούμε με ευκολία να συμπεράνουμε ότι οφείλεται και αυτό στο γεγονός της τήξης κυρίως του καταναλισκόμενου μετάλλου ,γεγονότα τα οποία συνδέονται με ελλιπή τεχνική συγκόλλησης (μεγάλη ταχύτητα,γωνία τόξου κυρίως) η οποία οδήγησε επιπλέον σε ημιτελής διείσδυση και τήξη του κάτωτερου επιπέδου των ελασμάτων και συνεπώς τον σχηματισμό ανεπαρκούς ρίζας της συγκόλλησης .

Παράλληλα με το πολύ υψηλό επίπεδο το καπακιού το οποίο συντελεί στο φαινόμενο της υπεροβολικής ενίσχυση της όψης, στην Εικόνα 59 βλέπουμε και μία επιφανειακή παραμόρφωση στην επιφάνεια τη συγκόλλησης. Αυτό το γεγονός οφείλεται στο φαινόμενο του arc strike (λανθασμένη έναυση τόξου), το οποίο προκαλεί την μερική τήξη επιφανειακών περιοχών και την δημιουργία πόρων ή στο φαινόμενο της ρωγμάτωσης κρατήρα που οφείλεται στην λανθασμένη παύση του τόξου προκαλώντας επιφανειακή ρωγμή .

Ένας άλλος λόγος για την αστοχία της συγκεκριμένης συγκόλλησης ,είναι και η επιλογή απόστασης μικρότερης των 0.6 mm, όπως βλέπουμε και στην Εικόνα 59, γεγονός που μπορεί να συντελεί στην απαίτηση για μεγαλύτερη ένταση ρεύματος και χαμηλότερη ταχύτητα συγκόλλησης. Το 1.2mm είναι το πάχος του χρησιμοποιούμενου ηλεκτροδίου. Το πάχος του ηλεκτροδίου γενικότερα ταυτίζεται περίπου στις περισσότερες των περιπτώσεων με την ιδανική απόσταση που συνιστάται για τα ελάσματα που συγκολλούνται ετερογενώς με ένα συγκεκριμένο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο.

3.2.3 ΔΟΚΙΜΙΟ 3: ΑΤΕΛΗΣ ΤΗΞΗ –ΔΙΕΙΣΔΥΣΗ ,FILLER 17-7 ,60 Α, ΠΟΡΟΣ.



Εικόνα 61-Ατελής διείσδυση συγκόλληση του 17-7 PH ,με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ίδια σύστασης

Στην παραπάνω εικόνα, παρατηρούμε την μικρογραφία του δοκιμίου 3, μέσω του οπτικού μικροσκοπίου. Η εικόνα παρουσιάζεται θολή στο κάτω μέρος της. Αυτό συμβαίνει για τον λόγο ότι η κάμερα που χρησιμοποιήσαμε, δεν είναι έχει την δυνατότητα να εστιάσει εξίσου σε όλη την επιφάνεια του δοκιμίου καθώς εμβαθύνουμε. Επιπλέον το φαινόμενο, το οποίο παρατηρείται και σε άλλες εικόνες μικρογραφιών και ιδιαίτερα εστιασμένες, οφείλεται και στο επίπεδο της επιφάνειας του δοκιμίου προς εξέταση. Όπως προαναφέραμε αν το επίπεδο της επιφάνειας δεν είναι ακριβώς παράλληλο με το επίπεδο της βάσης της δειγματοληπτικής πλάκας, τότε παρουσιάζονται προβλήματα με τα οπτικά αποτελέσματα, επειδή το φως σκεδάζεται πάνω στα πλαγια επίπεδα δίνοντας σαν αποτέλεσμα θολές μικρογραφίες.

Ανεξάρτητα από αυτό λοιπόν, παρατηρούμε στην μικρογραφία ένα πολύ πιο έντονο φαινόμενο σχετικά με αυτό που παρατηρήσαμε στο δοκίμιο 2 .

Αρχικά πρέπει να τονίσουμε ότι τα μεταλλουργικά χαρακτηριστικά της συγκόλλησης φαίνονται ίδια ανεξάρτητα τις λειτουργικές παραμέτρους, δηλαδή η μικροδομή του μεταλλου συγκόλλησης είναι παρόμοια με τα πρηγούμενα δοκίμια μιάς και χρησιμοποιήσαμε καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης με το βασικό μέταλλο οπότε ανεξάρτητα την μορφολογία της συγκόλλησης , παρατηρούμε την ίδια μικρογραφική συμπεριφορά όσο αναφορά τις φάσεις της συγκόλλησης .

Έπειτα, κύριο φαινόμενο που παρατηρούμε, είναι παρόμοιο με αυτό του προηγούμενου δοκιμίου ,αλλά πολύ πιο έντονο.Τα μέταλλα συγκόλλησης φαίνονται να έχουν μηδενική ή και ανύπαρκτη απόσταση σε περίπτωση που ο ηλεκτροσυγκολλητής διεξήγαγε την διαδικασία πάνω σε συμπαγές μέταλλο ,δηλαδή δεν υπήρχε πρόθεση για την συγκόλλησης 2 ελασμάτων, αλλά για την ενίσχυση της όψης της επιφάνειας του ελάσματος .Όποια και να είναι η περίπτωση παρατηρούμε χαρακτηριστικά συγκόλλησης όποτε θα την εξετάσουμε ως έχει.

Αρχικά ,βλέπουμε ότι στην επιφάνεια του υλικού είναι υπερβολικά ανυψωμένη (ενίσχυση όψης) διότι μέσω μεγάλης ταχύτητας αλλά και έλλειψης κενού ,ο ηλεκτροσυγκολλητής κατάφερε να πραγματοποιήσει την τήξη μόνο του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου κυρίως .Αυτό το γεγονός έχει σαν αποτέλεσμα την ελλιπή διείδυση του μετάλλου συγκόλλησης και άρα γιαυτό σε καμία περίπτωση δεν παρατηρούμε την ύπαρξη ρίζας.

Ένα άλλο φαινόμενο που διακρίνουμε, είναι η μορφολογία κυρτότητας όσο αναφορά τα μέταλλα βάσης στο ύψος κάτω από το μέταλλο συγκόλλησης. Παρατηρούμε δηλαδή μία

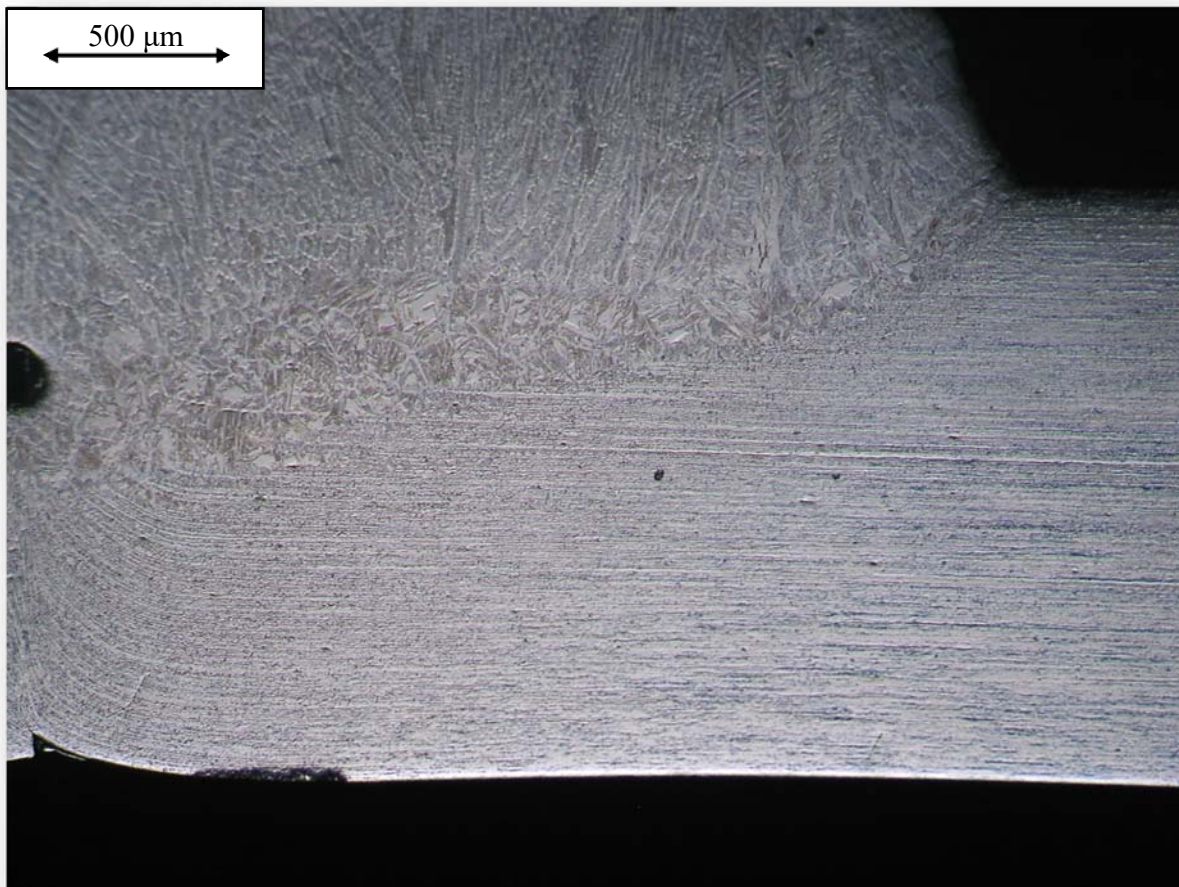
χαρακτηριστική κύρτωση των οριζόντιων επιπέδων ψυχρηλασίας ,με κατεύθυνση προς το κέντρο της συγκόλλησης. Αυτό συμβάνει εξαιτίας της συστολής που πραγματοποιείται λόγω της στερεοποίησης του "γάζιού" του μετάλλου συγκόλλησης πάνω στο βασικό μέταλλο ,τραβώντας έτσι κομμάτι του άτηκτου βασικού μετάλλου προς την συγκόλληση.

Χαρακτηριστική μορφολογία έχει σχηματιστεί γύρω από το μέταλλο συγκόλλησης ,όπου βλέπουμε ότι η ΘΕΖ έχει σχηματιστεί περιμετρικά από το μέταλλο συγκόλλησης λόγω, αδυναμίας για διείσδυση και της ανύπαρκης απόστασης για δημιουργία ρίζας .

Τέλος παρατηρούμε στο κέντρο του μετάλλου συγκόλλησης ,ακριβώς στην επαφή (περιοχή μετάβασης) του μετάλλου συγκόλλησης με την ΘΕΖ ,ένα σχετικά μεγάλο και ομοιόμορφο πόρο .Αυτό το είδος του πορώδους των συγκολλήσεων ονομάζεται διαμήκης ή σκωληκοειδής πόρος γιατί όπως βλέπουμε από την εγκάρσια τομή του εκτείνεται σε βάθος κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης .Τέτοιες μορφολογίες οφείλονται σε μεγάλες ποσότητες αερίων οι οποίες εκλύονται κατά την συγκόλληση και προέρχονται από την τήξη ακαθαρσιών και οργανικών ουσιών όπως έλαια ή χρώματα και επικαλύψεις , στην επιφάνεια των συγκολλήσεων ή στην περιφέρεια των καταναλισκόμενων ηλεκτροδίων.



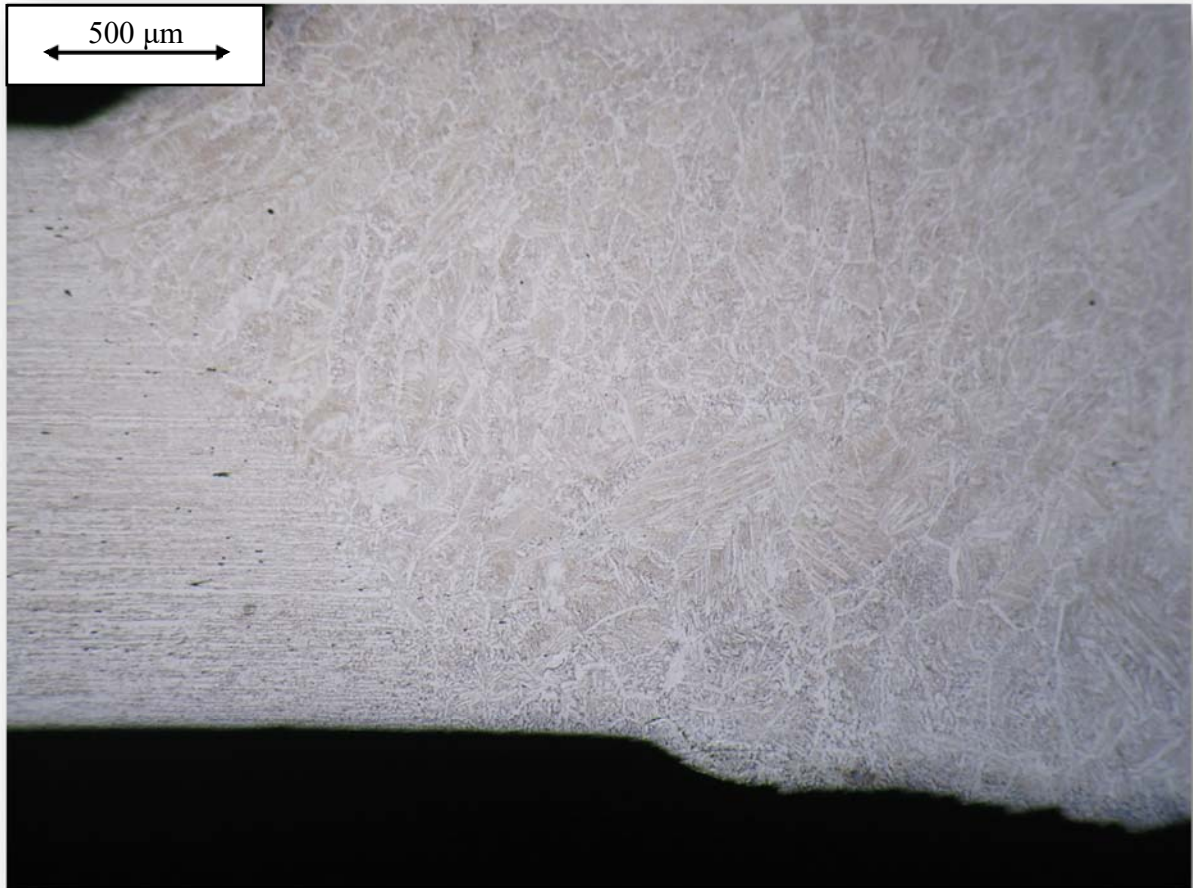
Εικόνα 63-Καπάκι ατελής τήξης 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και 60 A ένταση ρεύματος .



Εικόνα 62-Ατελής διείσδυση σε συγκόλληση 17-7 με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και 60 A ένταση ρεύματος .

Στην Εικόνα 63 βλέπουμε και άλλους πόρους αυτήν την φορά στην επιφάνεια του καπακιού του μετάλλου συγκόλλησης τα οποία φέρονται να παρουσιάζουν ίδια μορφολογία με το κεντρικό πορώδες που αναλύσαμε. Επομένως η κύρια αιτία για την πρόκληση τους είναι η έκλυση των αερίων λόγω της τήξης οργανικών ουσιών και άλλων ακαθαρσιών .Παρατηρούμε πάλι συγκεκριμένα την μορφολογία του κυρτώμενου βασικού μετάλλου αυτήν την φορά από την δεξιά μεριά της συγκόλλησης και χαρακτηριστικά την πάχυνση της ΘΕΖ καθώς εκτείνεται σε βάθος ,κεκλιμένα προς το κέντρο του μετάλλου συγκόλλησης. Γεγονός που οφείλεται στην μεγάλη συγκέντρωση θερμότητας στο κέντρο του λίμνης συγκόλλησης και συνεπώς διόγκωσης της ΘΕΖ.

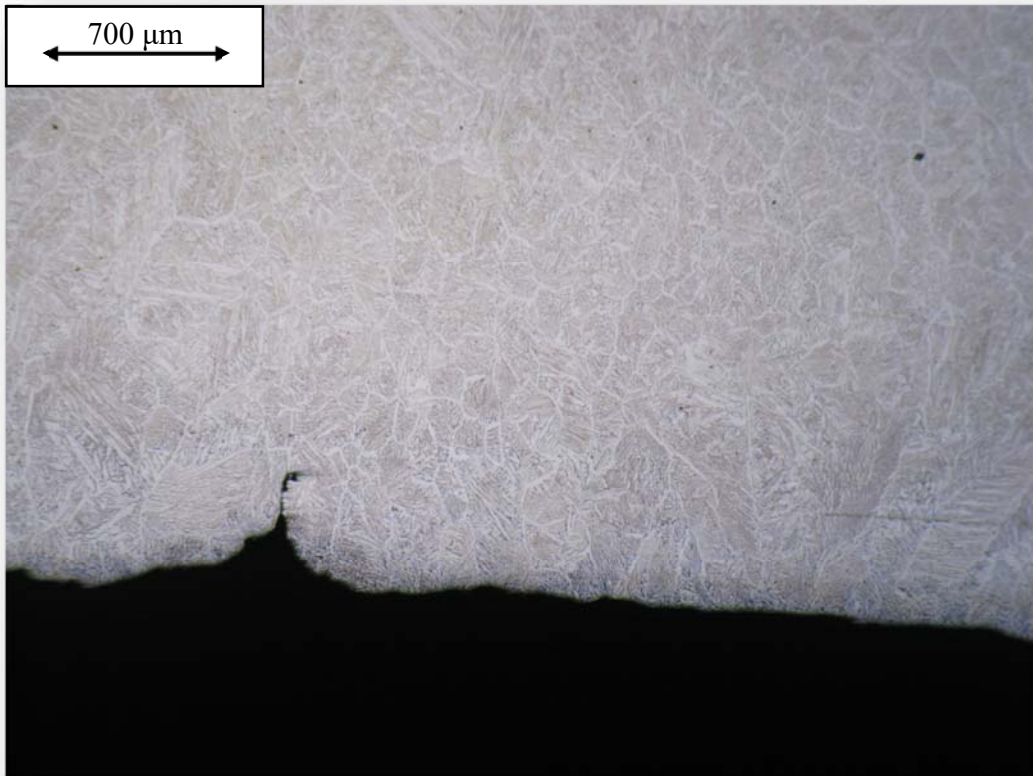
3.2.4 ΔΟΚΙΜΙΟ 4: ΑΥΤΟΓΕΝΕΣ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟ 17-7 PH, 60 A, ANEY BACKING 1.



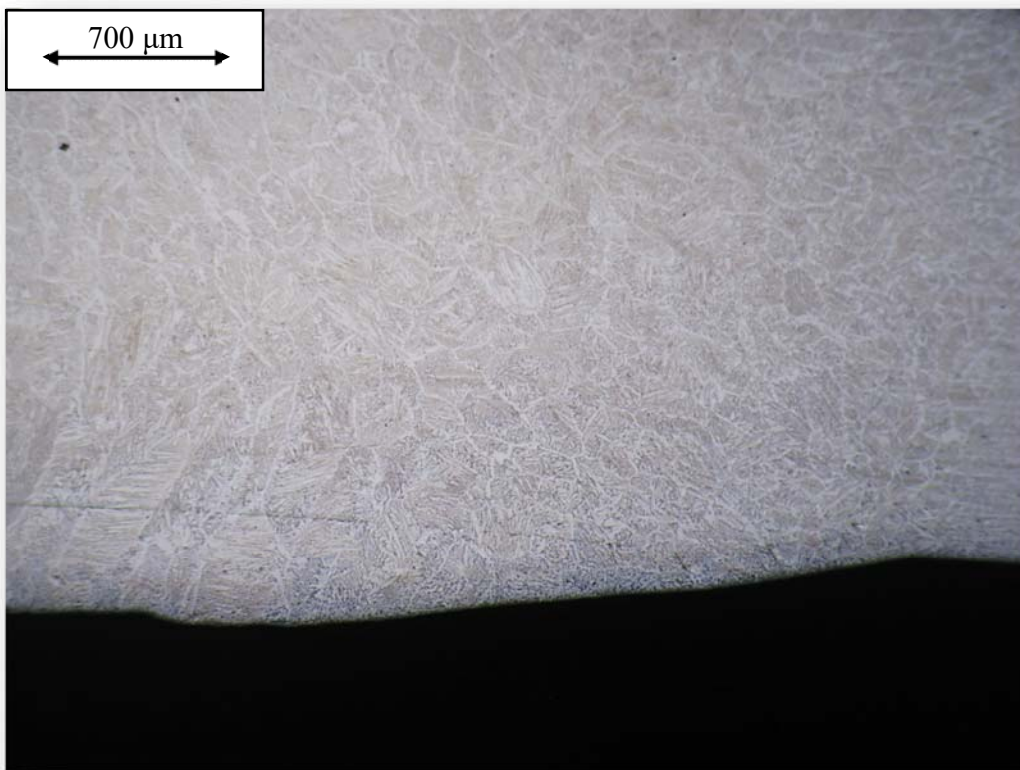
Εικόνα 64-Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH, με 60 A ένταση ρεύματος, 1.

Η Συγκεκριμένη συγκόλληση παράχθηκε με αυτόσχέδιο ηλεκτρόδιο (1.8 mm) 17-7 PH, το οποίο κόπηκε εργαστηριακά με μηχανικό "ψαλίδι" προκειμένου να καλύψουμε τις πρώτες περιπτώσεις συγκολλήσεων με ρεύμα 60 A.

Από την πρώτη κιόλας ματιά μπορούμε να αντιληφθούμε την λανθασμένη δομή της συγκόλλησης. Συγκεκριμένα στην βάση της συγκόλλησης παρατηρούμε το ακανόνιστο σχήμα της ρίζας και είναι εμφανές ότι δεν έχει χρησιμοποιηθεί υποστήριξη από την κάτω μεριά της συγκόλλησης (χάλκινη πλάκα για την υποστήριξη και τροφοδοσία αερίου).



Εικόνα 65- Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH και ρεύμα 60 A I



Και οι 2 παραπάνω φωτογραφίες οι οποίες αναπαριστούν το κάτω μέρος της συγκόλλησης, παρατηρούμε την ανομοιογένεια της συγκόλλησης καθώς και τα ανομοιογενή αποτελέσματα που επιφέρει όταν δεν πραγματοποιείται έλεγχος και μέριμνα για την οπίσθια μηχανική αλλά και μονωτική προστασία της συγκόλλησης αλλά και της αλόγιστης χρήσης ενός πολύ μεγαλύτερου από το απαιτούμενο, καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου .

Επιπλέον βλέπουμε μια μορφολογία εγκοπής στην ρίζα του δοκιμίου συγκόλλησης .Το συγκεκριμένο φαινόμενο κατά πάσα πιθανότητα οφείλεται στην άτακτη και ανομοιογενή κατανομή της θερμότητας και του τηγμένο μετάλλου συγκόλλησης ,γεγονός το οποίο προκαλεί ισχυρά φαινόμενα συστολής και δημιουργίας τάσεων δίνοντας πάτημα σε φαινόμενα όπως επιφανειακές και ρωγματώσεις ρίζας.

Μιά άλλη πιο πιθανή εξήγηση του φαινομένου ,πέρα από την αλόγιστη κατανομή θερμότητας και μετάλλου, είναι ότι το φαινόμενο αντί για μία επιφανειακή ανομοιομορφία , χαρακτηρίζεται από συμβάν θερμής ρωγμάτωσης .Λόγω της απουσίας backing gas από την μεριά της ρίζας όπως και στην πάνω πλευρά της συγκόλλησης σε μικρότερο βαθμό, το Al υφίσταται σφοδρή οξείδωση λόγω της χημικής συγγένειας του με το O₂ και σε συνδυασμό με την θερμότητα από την λανθασμένη τεχνική και την μορφολογία του ηλεκτροδίου άνευ προστατευτικού αερίου και από την μεριά της ρίζας .Έτσι μειώνεται εκτενώς η ποσότητα ενός σημαντικού α-φερρογόνου το οποίο προωθεί όπως είναι και λογικό τον σχηματισμό την διατήρηση του δ-φερρίτη κατά την στερεοποίησης. Όπως αναφέραμε όμως και στην θεωρία ,το ποσοστό του δ-φερρίτη έχει κατά κύριο λόγο την καταπολέμηση του φαινομένου της θερμής ρωγμάτωσης ,λόγω της πολύ υψηλής σχετικά με τον ωστενίτη, διαλυτότητας όσο αναφορά τις ακαθαρσίες και τις εύτικτες ενώσεις που σχηματίζονται από το S, το P και το Ti, ενδοδενδριτικά. Έτσι όταν μειώνεται το ποσοστό του δ –φερρίτη αυξάνεται και η επιδεκτικότητα στην θερμή ρωγμάτωση και ειδικά στην ρίζα όπου η προστασία από το αδρανές αέριο είναι μηδαμινή , λόγω έλειψης διάταξης backing gas .Παρατηρούμε χαρακτηριστικά την Εικόνα 28 όπως και θα δούμε μακροσκοπικά σε παρακάτω κεφάλαια.

3.2.5 ΔΟΚΙΜΙΟ 5 : ΑΥΤΟΓΕΝΕΣ ΗΛΕΚΤΡΟΔΙΟ 17-7 PH, 60 A, ANEY BACKING 2.

Παρομοίως και με το δοκίμιο 4 όπου παλί πραγματοποιήθηκε συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτροδίο, το δοκίμιο 5 παρουσιάζει την ίδια περίπτωση λανθασμένη δομής της συγκόλλησης χωρίς την χρήση backing gas και μηχανικής υποστήριξης. Παρατηρείται πάλι το φαινόμενο της θερμής ρωγμάτωσης στην ρίζα της συγκόλλησης και επειδή συγκολλήθηκαν με τον ίδιο τρόπο, θεωρούμε ότι οι λόγοι είναι ταυτόσημοι και στις 2 περιπτώσεις. Και στα 2 τελευταία δοκίμια εφαρμόστηκε κατά την συγκόλληση με ρεύμα 60 A

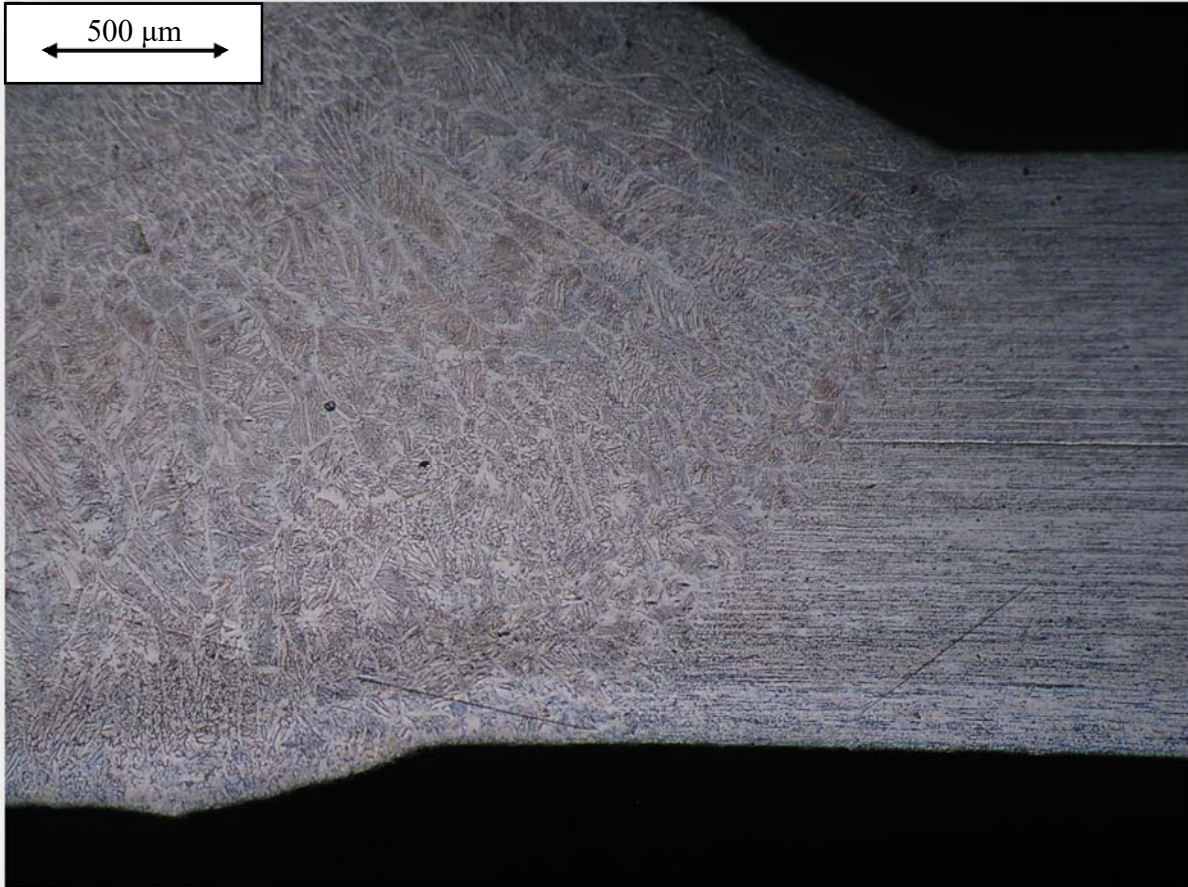


Εικόνα 67- Θερμή ρωγμάτωση σε συγκόλληση 17-7 PH ,με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,άνευ backing gas ,με ένταση ρεύματος 60 A.2

και μηδενική απόσταση μεταξύ των βασικών ελασμάτων, τα οποία ήταν σε απόλυτη επαφή κατά την συγκόλληση .

Χαρακτηριστικό είναι ότι παρατηρούμε τις ίδες μικρογραφικές μορφολογίες και φάσεις σε κάθε περίπτωση συγκόλλησης μέχρι στιγμής παρά την μορφολογία. Συγκεκριμένα

παρατηρούμε όλες τις μικρογραφικές δομές που πας παρουσιάζονται στις εικόνες βρίσκονται στις : Εικόνα 24, Εικόνα 25, Εικόνα 26, Εικόνα 27. (Μορφολογίες δ-φερρίτη και ωστενίτη).



Εικόνα 68-Συγκόλληση με αυτοσχέδιο ηλεκτρόδιο 17-7 PH, και ένταση ρεύματος 60 A. 2

Παρατηρούμε παρόμοια άτακτη μορφολογία όπως και στο δοκίμιο 4. Χαρακτηριστικό στο συγκεκριμένο δοκίμιο είναι πολύ λεπτή σχετικά με το μέταλλο συγκόλλησης, ΘΕΖ. Η απουσία του Backing για την μηχανική υποστήριξη της συγκόλλησης στην ρίζα καθώς και η υπερβολική ενίσχυση όψης, κάνουν μεγαλύτερη αίσθηση στην Εικόνα 68.

3.2.6 ΔΟΚΙΜΙΟ 6 : ΑΤΕΛΗΣ ΤΗΞΗ 2, 60 A, FILLER 17-7 PH .



Εικόνα 69- Ατελής συγκόλληση 2. Ένταση ρευματός 60 Α και καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 ΡΗ. Ελάχιστη απόσταση μεταξύ των βασικών μετάλλων .

Στο παραπάνω δοκίμιο παρουσιάζεται μία συγκόλληση του 17-7 ΡΗ , με το τυποποιημένο ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης, μονο που σε αυτή την συγκόλληση παρουσιάζεται μια πολύ παράξενη διαρύθμιση του μετάλλου της συγκόλλησης .Αρχικά στην αριστερή πλευρά της συγκόλλησης παρατηρούμε ίδια μικροδομή όπως και σε κάθε συγκόλληση με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης. Η μορφολογία της συγκόλλησης σχηματικά, είναι παρόμοια με το δοκίμιο 3 ,δηλαδή φαινόμενο ατελούς διείσδυσης, δημιουργίας ΘΕΖ σε παράλληλο επίπεδο με την βάση των ελασμάτων περιμετρικά του μετάλλου συγκόλλησης και υπερβολική ενίσχυση όψης λόγω της τήξης κυρίως του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου άνευ δημιουργίας ρίζας. Επίσης λόγω και της μηδαμινής απόστασης της συγκόλλησης παρατηρούμε πάλι κύρτωση του υλικού μέσω των επιπέδων έλασης προς το κέντρο της συγκόλλησης ,γεγονός που οφείλεται στην συστολή κατά την στερεοποίηση του μετάλλου συγκόλλησης "τραβώντας" το μέταλλο βάσης.



Εικόνα 70- Ατελής συγκόλληση 2. Ένταση ρευματός 60 A και καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 PH. Ελάχιστη απόσταση μεταξύ των βασικών μετάλλων .

Από την αριστερή μεριά παρατηρείται ότι το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο έχει σχηματίσει ενιαία-συμπαγής ρίζα με το αριστερό μέταλλο βάσης διεισδύοντας μέχρι βάθος όσο αναφορά το εγκάρσιο μέγεθος στην βάση του δοκιμίου. Βλέπουμε την ίδια κυρτότητα στην βάση και του αριστερού μετάλλου βάσης, σχηματίζοντας πάλι μία εγκοπή η οποία όμως δεν προκαλείται από την οξείδωση του Al και συνεπώς την μείωση του ποσοστού δ-φερρίτη και άρα απόδίδεται σε θερμή ρωγμάτωση, αλλά προκαλείται από την μερική ένωση των βασικών μετάλλων από το μέταλλο συγκόλλησης. Πιο συγκεκριμένα παρατηρούμε ότι η ΘΕΖ η οποία φέρεται πιο έντονα στην δεξιά πλευρά, δεν εκτείνεται σχεδόν καθόλου στην αριστερή πλευρά. Επιπλέον δεν παρατηρούμε κανένα σημείο ένωσης δύο εναποθέσεων (ΘΕΖ).

Αρα συμπεραίνουμε ότι δεν πραγματοποιήθηκαν δύο “γαζιά” συγκόλλησης αλλά μόνο λανθασμένη τεχνική από την πλευρά του ηλεκτροσυγκολλητή ο οποίος πραγματοποιώντας ασύμμετρη τήξη, επέτρεψε τον σχηματισμό της ρίζας με το αριστερό βασικό μέταλλο, ενώ στην συνέχεια με μία καμπυλωτή-μεταφορική κίνηση του τόξου προς την δεξιά πλευρά, σχηματίστηκε ζώνη συγκόλλησης που χαρακτηρίζεται από ελλειπή διείσδυση λόγω της μικρής χρονικής παραμονής.



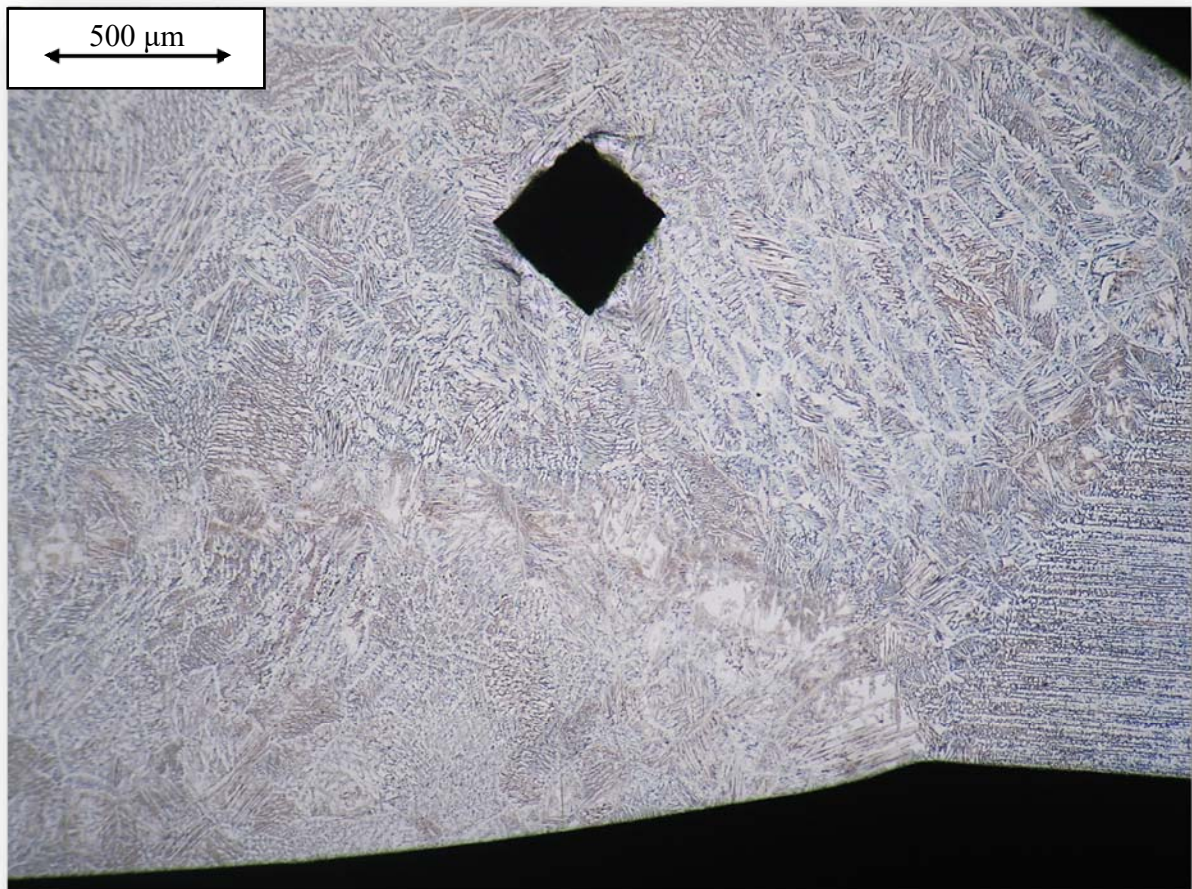
Εικόνα 71-Διπλή ραφή συγκόλλησης ,σε δοκίμιο 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,60 A ένταση ρεύματος.

3.2.7 ΔΟΚΙΜΙΟ 7: ΔΙΠΛΟ ΓΑΖΙ, FILLER 17-7, 60 A.

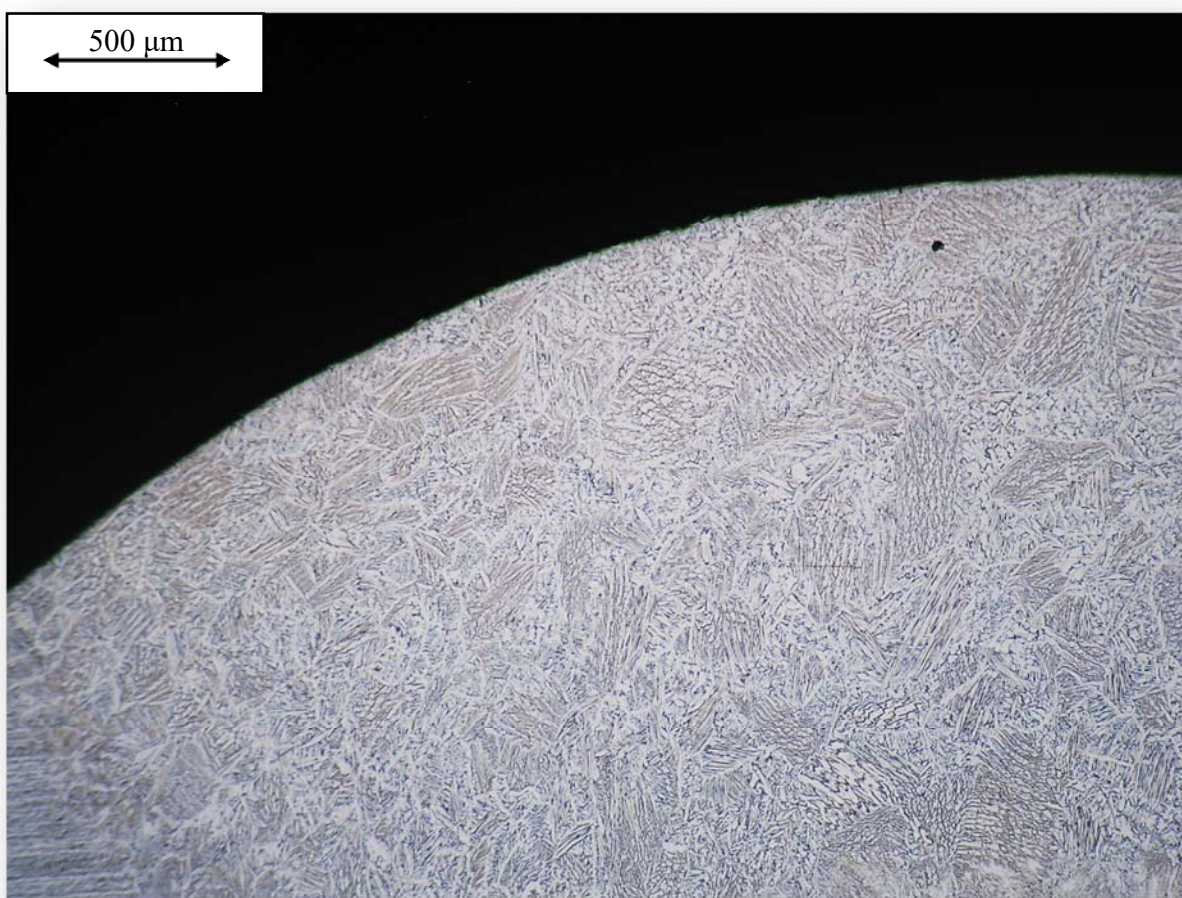
Στην παραπάνω φωτογραφία παρατηρούμε ξεκάθαρα μέσω της πολύ καλής επεξεργασίας την μικροδομή της συγκόλλησης των βασικών μετάλλων του 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης και ένταση ρεύματος της τάξης των 60 A. Η συγκεκριμένη ένταση ρεύματος την οποία χρησιμοποιούμε, προέκυψε από πολλές εργαστηριακές δοκιμές τις οποίες δεν θα παρουσιάσουμε για πρακτικούς λόγους, αλλά και από διάφορες επιστημονικές πηγές και

νόρμες υπολογισμών της έντασης του ρεύματος ανάλογα με τις παραμέτρους της συγκόλλησης όπως το πάχος των δοκιμίων, του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου, αλλά και τις διαμέτρου της αγκίδας βολφραμίου, την σύσταση του αδρανούς αερίου και το είδος του χάλυβα. Έχοντας ένα εύρος τιμών από 50 έως 80 A, είδαμε ότι στην προκείμενη περίπτωση η ένταση ρεύματος των 60 A σε συνδυασμό και με την κατάλληλη απόσταση μεταξύ των μετάλλων βάσης, είναι ιδανική και επιφέρει τα επιθυμητά, τουλάχιστον μακροσκοπικά αποτελέσματα όσο αναφορά την δομή, την απουσία σφαλμάτων και την ικανότητα διάκρισης των ζωνών και φάσεων με την κατάλληλη επεξεργασία.

Συνεχίζοντας τον σχολιασμό της μικρογραφίας του δοκιμίου παρατηρούμε μία πολύ σαφής μικροδομή, η οποία ακολουθεί το ίδιο μικρογραφικό μοτίβο όσο αναφορά την μορφολογία και την κατανομή φάσεων, με προηγούμενα δοκίμια που παρακολούθησαμε. Η μεγάλη διαφορά, συγκριτικά με τα άλλα δοκίμια, είναι η διπλή περιοχή μετάλλου συγκόλλησης καθώς παρατηρούμε την πολύ χαρακτηριστική ΘΕΖ η οποία βρίσκεται σε ύψος περίπου στο κέντρο του δοκιμίου διαγράφοντας ημικυκλική τροχία, υποδικνύοντας ότι πέρα από το αρχικό γαζί,



Εικόνα 73- Διπλή ραφή συγκόλλησης ,σε δοκίμιο 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,60 A ένταση ρεύματος

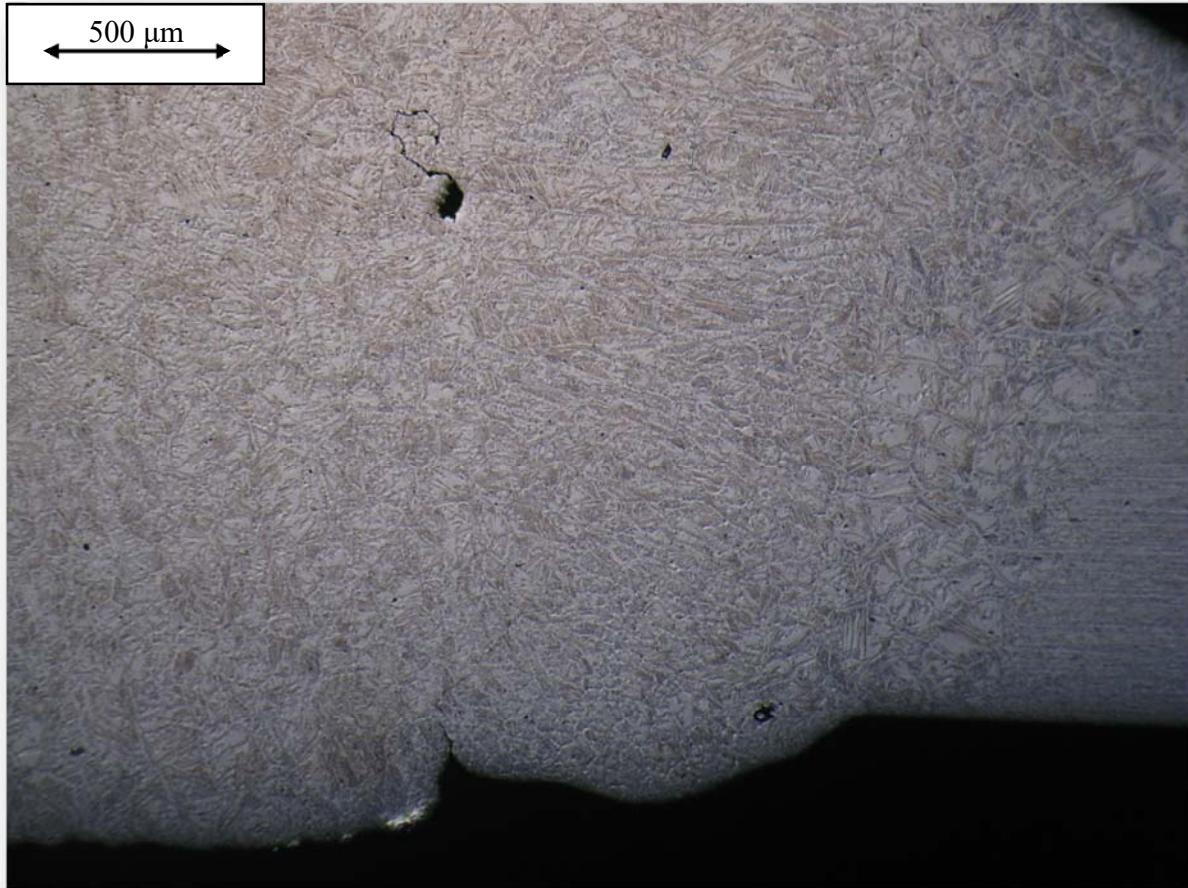


Εικόνα 72- Καπάκι, Διπλή ραφή συγκόλλησης ,σε δοκίμιο 17-7 PH, με ηλεκτρόδιο ίδιας σύστασης ,60 A ένταση ρεύματος.

πραγματοποιήθηκε και δεύτερη απόπειρα συγκόλλησης όχι όμως από την πλευρά του καπακιού, αλλά από την μεριά της ρίζας.

Η συγκεκριμένη συγκόλληση, αγνωρίζεται από καλά χαρακτηριστικά όσο αναφορά την δομή, την κατανομή του μετάλλου συγκόλλησης και την μεταλλουργική συμπεριφορά. Η δεύτερη ραφή στην ρίζα δεν επιφέρει αρνητικά αποτελέσματα όσο αναφορά τα χαρακτηριστικά και την ομαλότητα της δομής της ρίζας. Υπάρχουν όμως για την καταλληλότητα της ύπαρξης ΘΕΖ ανέμεσα από τα δύο μέταλλα συγκόλλησης για το συγκεκριμένο κράμα και πάχος δοκιμίου και επιπλέον παρατηρείται συγκέντρωση μεγάλης ποσότητας μετάλλου συγκόλλησης από την

μεριά του καπακιού, συντελώντας σε ανομοιόμορφο σχετικά, ύψος ραφής της συγκόλλησης συγκριτικά με το επίπεδο του μετάλλου βάσης, γεγονός που οφείλεται ωστόσο και στην



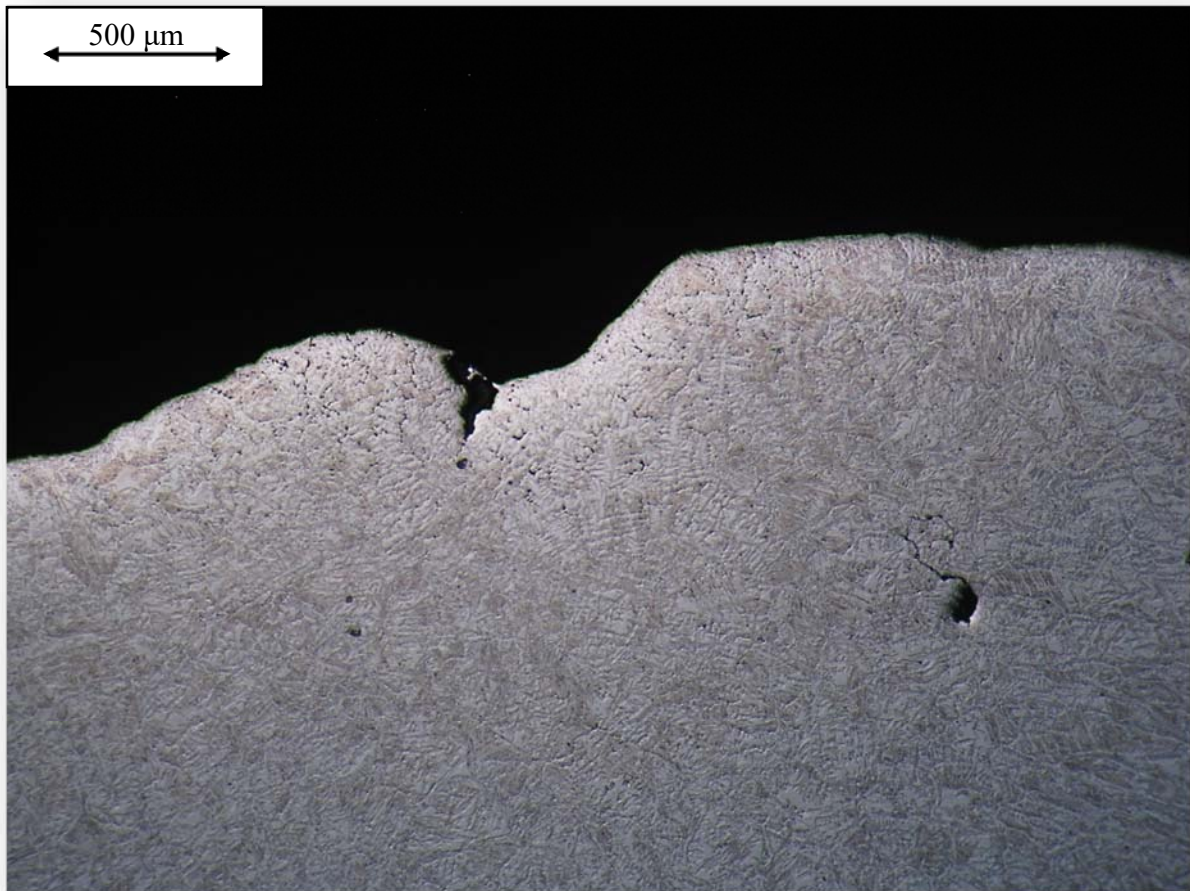
Εικόνα 74-Σημειακή συγκόλληση, 60 A, σημειακή συγκόλληση 17-7 PH.

μικρότερη από την απαιτούμενη απόσταση μεταξύ των δοκιμίων. Επιπλέον για τόσο μικρό πάχος δοκιμίου δεν συνιστάται να χρησιμοποιούνται 2 ραφές συγκόλλησης.

3.2.8 ΔΟΚΙΜΙΟ 8, SPOT WELD, 60 A, ANEY BACKING.

Η παραπάνω συγκόλληση πραγματοποιήθηκε με αυτοσχέδιο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 ,όπως και τα δοκίμια 4 και 5, άνευ μηχανικής υποστήριξης και συμβολής του Backing gas μηχανισμού, αλλά με ρεύμα συγκόλλησης της τάξης των 60 A.

Η μόνη διαφορά με τα προαναφερόμενα δοκίμια είναι ότι η συγκεκριμένη συγκόλληση δεν πραγματοποιήθηκε με την συνεχόμενη μορφή ραφής αλλά με την μορφή σημειακής



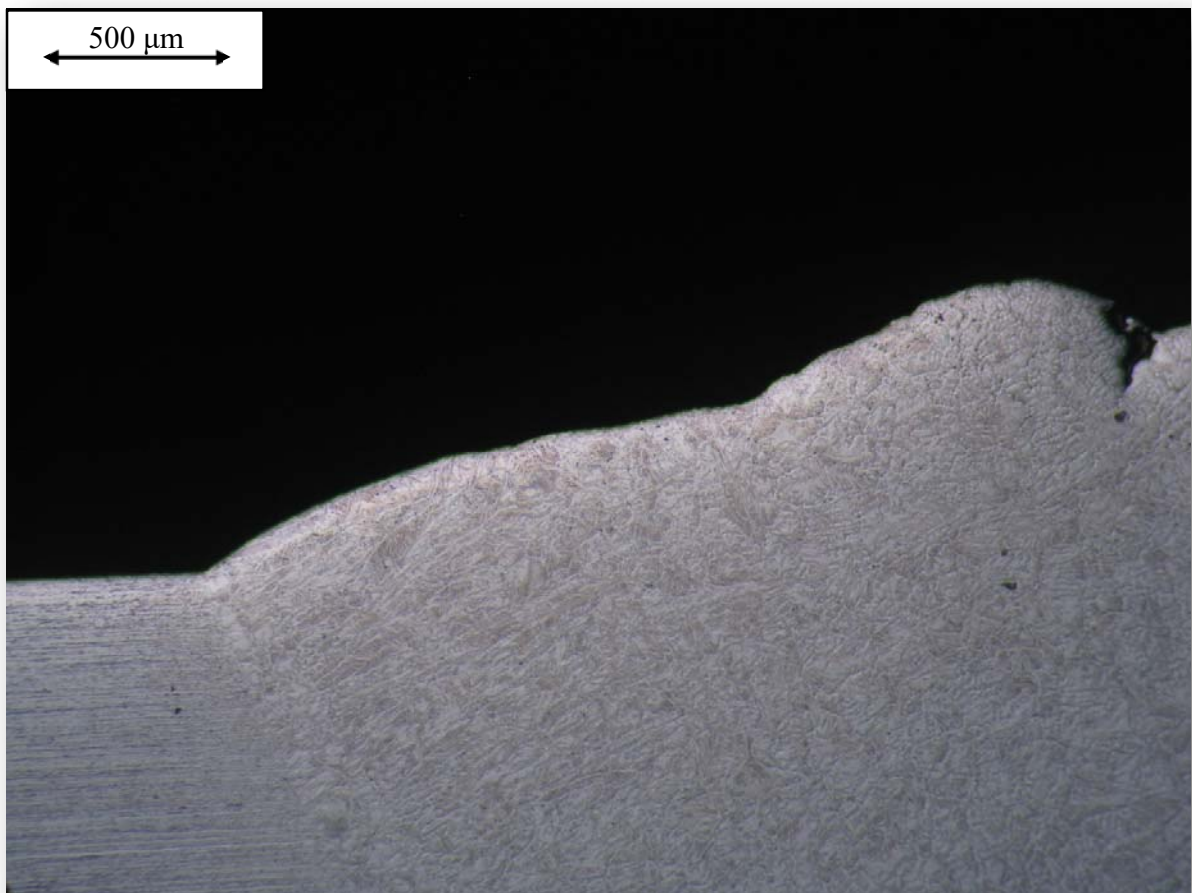
Εικόνα 75-Καπάκι. Σημειακή συγκόλληση, 60 A, συγκόλληση 17-7 PH, ίδιας σύστασης ηλεκτροδίου.

συγκόλλησης δηλαδή την εναπόθεση μετάλλου σε ένα μόνο σημείο προκειμένου να στερεοποιήσουμε τα άκρα των βασικών ελασμάτων. Στην συγκεκριμένη περίπτωση η απόσταση μεταξύ των ελασμάτων ήταν μηδενική και η συγκόλληση πραγματοποιήθηκε άνευ μηχανικής συγκράτησης. Ειδικά η αριστερή ΘΕΖ, παρατηρείται ότι έχει εκτενώς αναπτυχθεί σε βάθος στην συγκόλληση επιδικνύοντας μεγαλύτερο πάχος. Η περίπτωση είναι ακριβώς ίδια με προηγούμενα δοκίμια στα οποία η κατανομή του μετάλλου συγκόλλησης ήταν τελείως λανθασμένη. Ένας παράγοντας για το φαινόμενο είναι και η μηδενική απόσταση της συγκόλλησης και οι υπέρογκες διαστάσεις του αυτοσχέδιου ηλεκτροδίου. Μια άλλη παράμετρος που επηρεάζει την μορφολογία, είναι η έλλειψη της μηχανικής υποστήριξης στην ρίζα. Επιπλέον παρατηρούμε και αλλή μια ρωγμάτωση από την μεριά της ρίζας, η οποία

οφείλεται πιθανόν σε λανθασμένο χειρισμό του ηλεκτροσυγκολλητή αλλά και σε μεταλλουργικά αίτια όπως είναι η ψυχρή ρωγμάτωση.

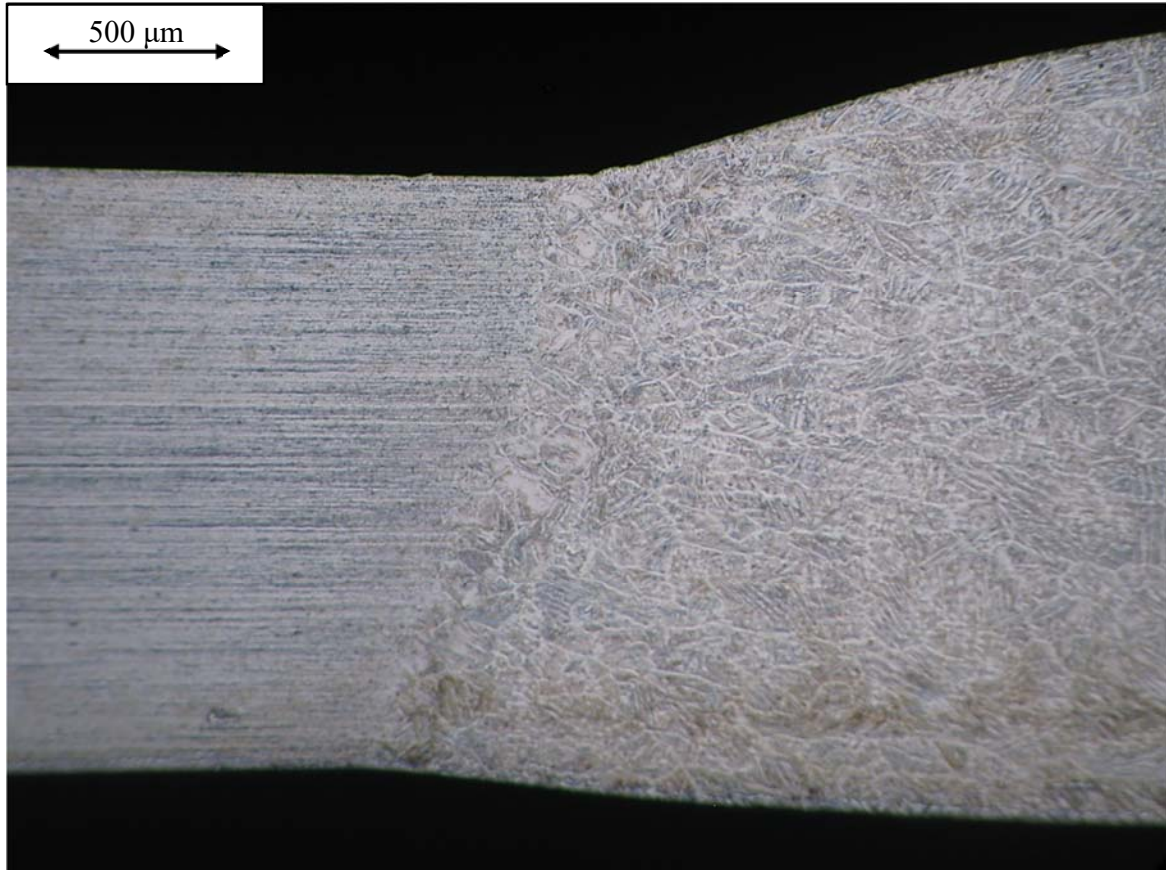
Όπως παρατηρούμε στην παραπάνω εικόνα, λόγω της σημειακής συγκόλλησης, έχει δημιουργηθεί στην επιφάνεια του καπακιού, μία ρωγμάτωση. Η συγκεκριμένη ρωγμάτωση οφείλεται στην λανθασμένη έναυση του τόξου της συγκόλλησης και έτσι χαρακτηρίζεται ως ρωγμάτωση κρατήρα η οποία έχει δυσμενείς επιπτώσεις για την μηχανικές ιδιότητες.

Τέλος, πέρα από την ανομοιομορφία στην δομή του ΜΣ και της ΘΕΖ αλλά και στην κατανομή και το ύψος του μετάλλου συγκόλλησης, παρατηρούμε και μία ρωγμάτωση στο κέντρο της συγκόλλησης. Η συγκεκριμένη ρωγμάτωση στην πραγματικότητα δεν είναι ρωγμάτωση αλλά πόρος ο οποίος προκλήθηκε από ακαθαρσιές όπως έλαια και οργανικές



Εικόνα 76- Καπάκι. Σημειακή συγκόλληση, 60 A, συγκόλληση 17-7 PH, ίδιας σύστασης ηλεκτρόδιο.

ουσίες, οι οποίες κατακάθονται στην επιφάνεια του δοκιμίου αλλά και στο ηλεκτρόδιο. Στην προσπάθεια του να διαφύγει μέσω του μετάλλου κατά το τέλος της στεροποίησης, το αέριο



Εικόνα 77-Πρότυπη συγκόλληση 1, ΜΣ, ΘΕΖ, ΜΒ.

δημιούργησε αυτήν την ρωγμάτωση. Ο πόρος ανήκει στην κατηγορία του σκωληκοειδούς πορώδους το οποίο δεν είναι απόλυτο ότι θα εκτείνεται παράλληλα με την ραφή του ΜΣ.

3.2.9 ΔΟΚΙΜΙΟ 9 : ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 1.

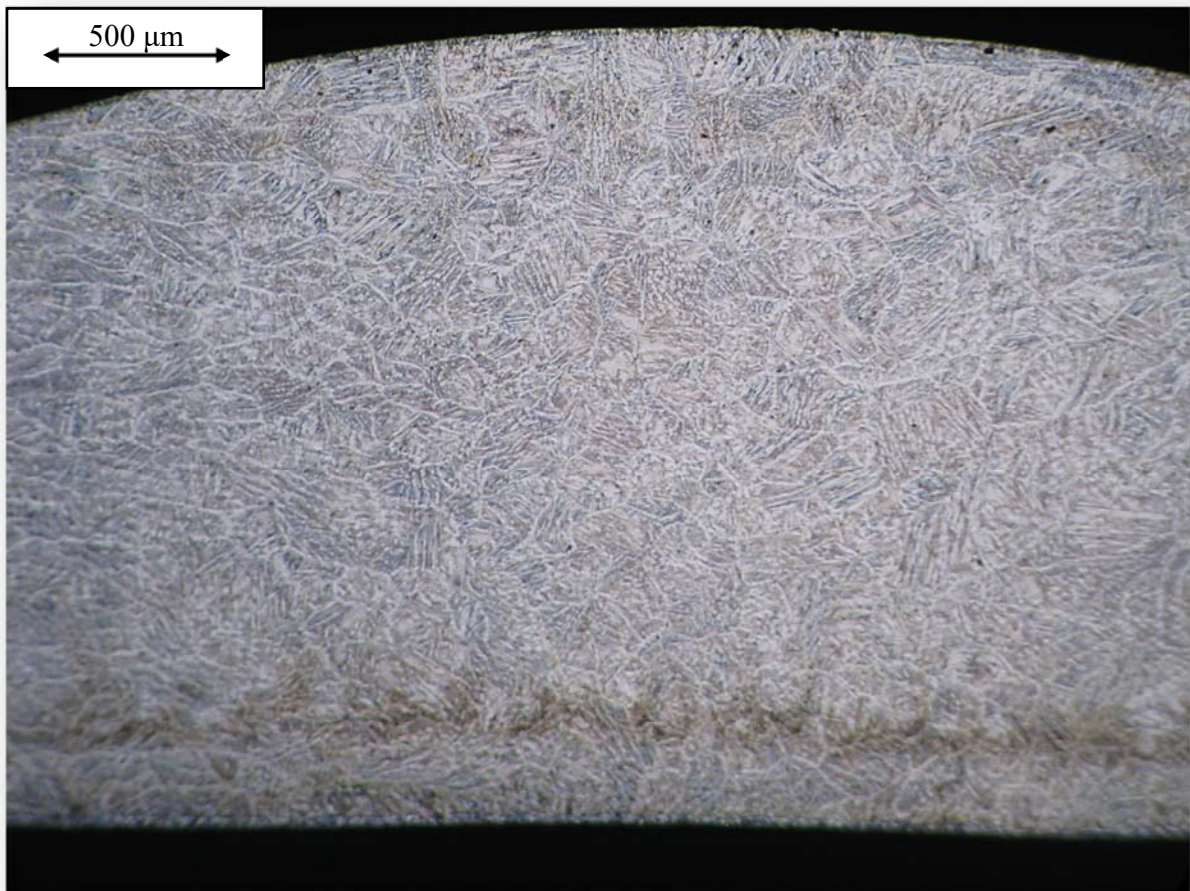


Εικόνα 78- Πρότυπη συγκόλληση I MS, ΘEZ, MB.

Εδώ παρατηρούμε την πρώτη απόπειρα της πρότυπης συγκόλλησης, η οποία διεξήχθη σε βιομηχανικές εγκαταστάσεις με όλα τα απαραίτητα βοηθήματα. Οι παράμετροι της συγκόλλησης ήταν αυτοί που αναφέραμε στο πειραματικό μέρος και θεωρήθηκαν ως οι πρότυπες και ιδανικές για την διεξαγωγή της συγκόλλησης στον συγκεκριμένο χάλυβα. Όπως παρατηρούμε η δομή, είναι ίδια μεταλλουργικά με τις προηγούμενες συγκολλήσεις .

Χαρακτηριστικό είναι, η διάκριση των λευκών τραπεζοειδών κόκκων στην ΘEZ, οι οποίοι βιβλιογραφικά χαρακτηρίζονται ως δ-φερρίτης.

Από τη πρώτη παρατήρηση μπορούμε να συνειδητοποιήσουμε το πόσο καλά δομημένη είναι η συγκόλληση. Η ομοιομορφία και ο ομαλότητα στην μετάβαση των ζωνών συγκόλλησης είναι χαρακτηριστική όπως και η κατανομή του μετάλλου συγκόλλησης . Το πάχος των 2

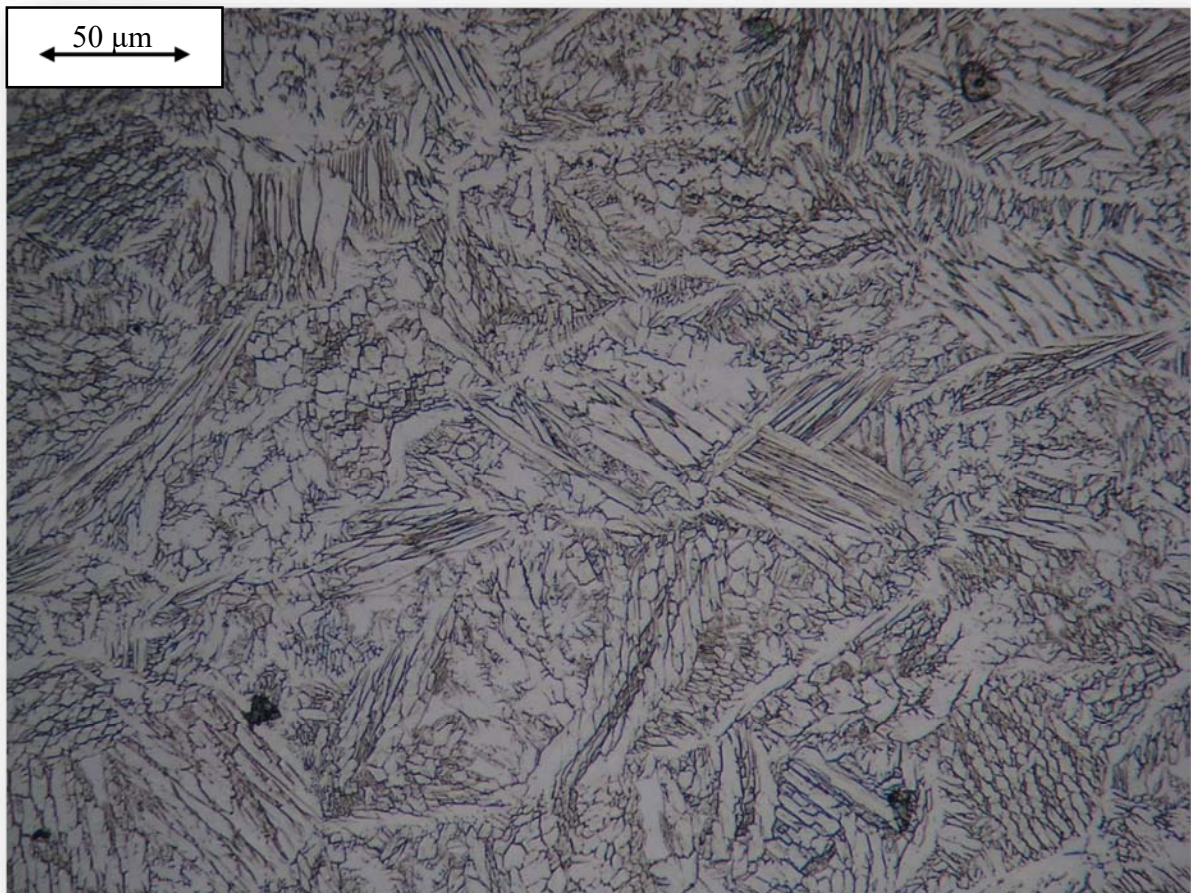


Εικόνα 79-Πρότυπη συγκόλληση Ι, ΜΣ.

ΘΕΖ, είναι αποδεκτό και μπορούμε να διακρίνουμε την εξαιρετική γωνία διαβροχής του μετάλλου συγκόλλησης με την ΘΕΖ και συνεπώς και το βασικό μέταλλο .

Η βάση στην ρίζα της συγκόλλησης, παρατηρείται να είναι σχεδόν παράλληλη και στο ίδιο επίπεδο με την βάση του βασικού μετάλλου, διατηρώντας όμως την απαραίτητη καμπυλότητα η οποία είναι απαραίτητη για την ομαλή μηχανική συμπεριφορά της ρίζας .

Παρατηρούμε χαρακτηριστικά το πλάτος της συγκόλλησης σε συνδυασμό με την ομαλότητα κατανομής του μετάλλου συγκόλλησης .Οι παράμετροι που στους οποίους οφείλεται το συγκεκριμένο γεγονός είναι η επαρκής απόσταση μεταξύ των μετάλλων βάσης η οποία είναι συνάτηση του πάχους των ελασμάτων και της διαμέτρου του ηλεκτροδίου , η μηχανική υποστήριξη και μόνωση και από την μεριά της ρίζας, καθώς και καλή κατανομή θερμότητας μέσω του χειρισμού του τόξου από τον ηλεκτροσυγκολλητή.



Εικόνα 80-Πρότυπη συγκόλληση 1, εμφανθυση στο ΜΣ.

Από τις παραπάνω εικόνες παρατηρούμε ότι στην βάση των ελασμάτων πάνω από από το, πάτο του δοκιμίου στην μικρογραφία, υπάρχει ένας χρωματισμός απόχρωσης καφέ .Το συγκεκριμένο γεγονός οφείλεται στην λανθασμένη διαδικασία ηλεκτροχημικής προσβολής. Κατά την διάρκεια της διαδικασίας, η κάθοδος ήρθε σε επαφή με την άνοδο, πραγματοποιήθηκε βραχυκύκλωμα συντελώντας στο τοπικό κάψιμο της επιφάνειας .

Αρχικά θα πρέπει να τονίσουμε την αδυναμία της κάμερας να εμβαθύνει επαρκώς στην εγκάρσια επιφάνεια του δοκιμίου, χωρίς να παρουσιάσει προβλήματα σε σχέση με την εμφάνιση των μικρογραφιών. Συγκεκριμένα, το οπτικό έχει την δυνατότητα να εμβαθύνει σε μία περιοχή της επιφάνειας. Η χρήση όμως της ψηφιακής κάμερας έχει μεν την δυνατότητα της καταγραφής εικόνων αλλά έχει και αρνητικά αποτελέσματα διαστρεβλώνοντας όμως το οπτικό ερέθισμα των υπολοίπων γειτονικών περιοχων καθώς εστιάζει σε μία περιοχή. Γιαντό παρατηρούμε θολωμένες τις περιοχές γύρω από το κέντρο της απεικόνισης της μικρογραφίας.



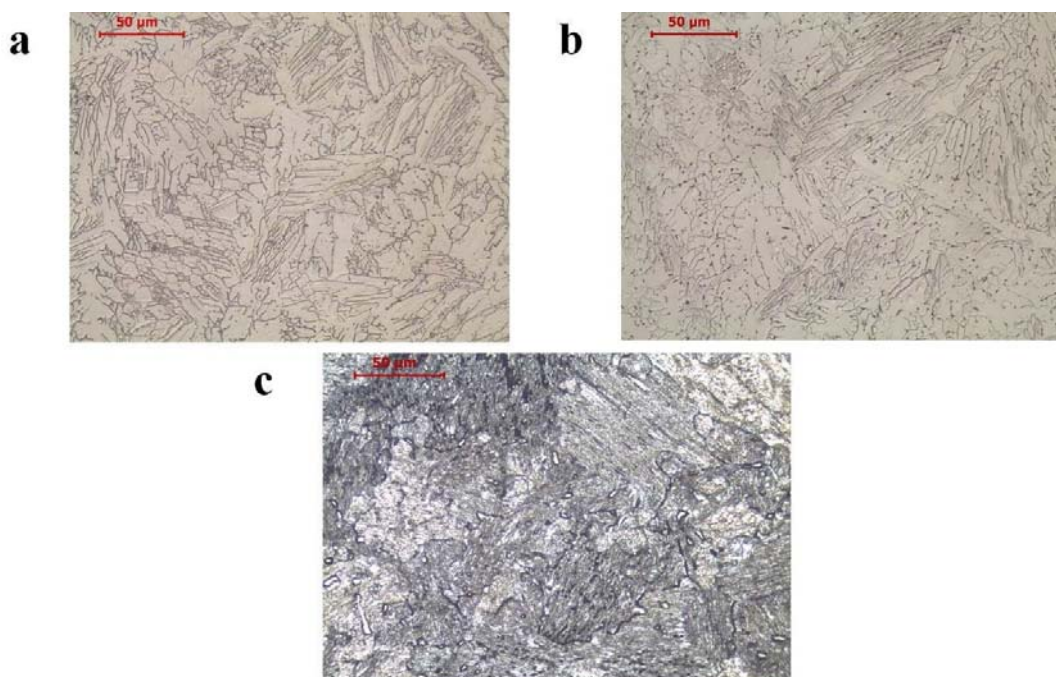
Εικόνα 81- Πρότυπη συγκόλληση 1, εμφανθυση στο ΜΣ.

Στις δύο παραπάνω φωτογραφίες, παρατηρούμε διεξωδικά το κέντρο του μετάλλου της συγκόλλησης, το οποίο παρακολουθήσαμε πιο μακροσκοπικά σε όλες τις προηγούμενες μικρογραφίες.

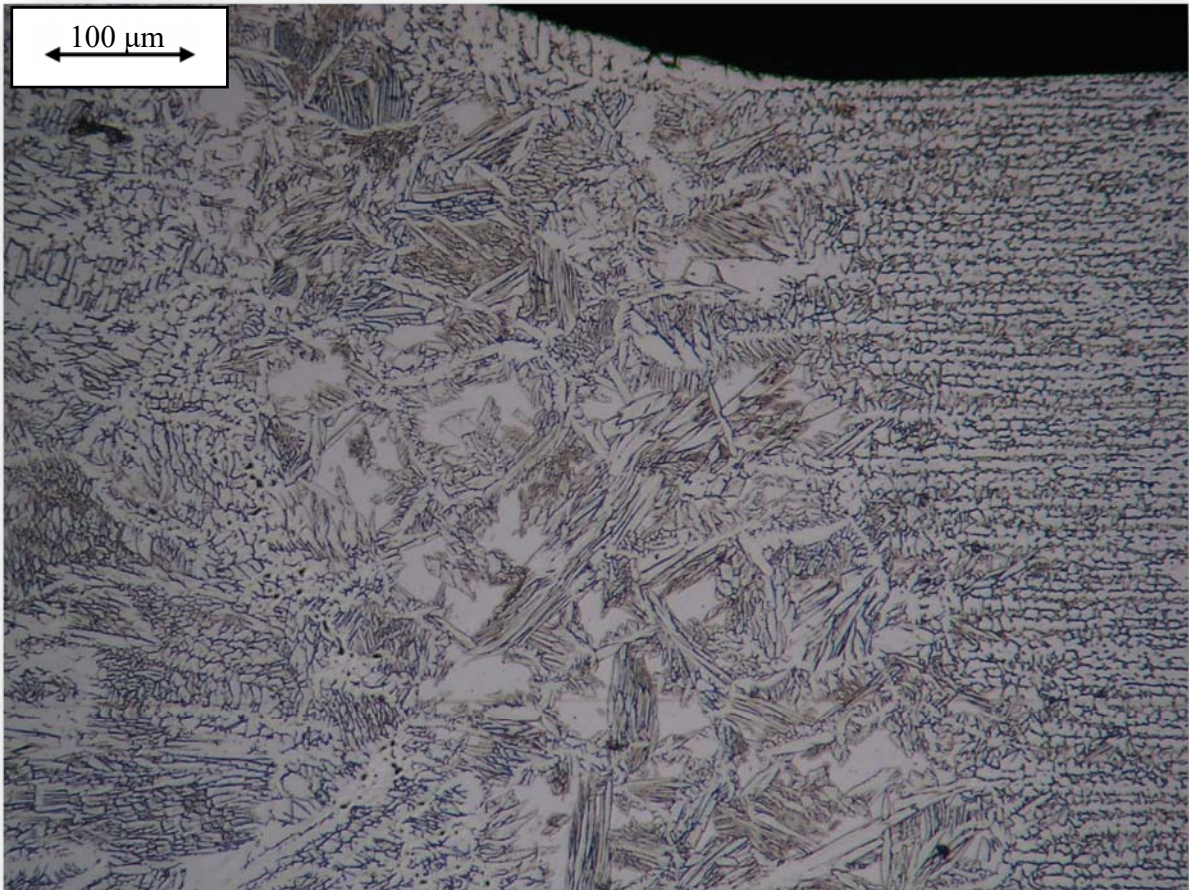
Βλέπουμε αναλυτικά τις μορφολογίες των δενδριτών και των κατευθύνσεων απόψυξης και ανάπτυξης που παρουσιάζονται ενδοκοκκικά καθώς και τις εναλλαγές μορφολογίας και φάσεων σε όλο το οπτικό φάσμα της εικόνας. Οι διάφορες μορφολογίες που μας παρουσιάζονται εξαρτώνται από τον κραματικό διαφορισμό, την ταχύτητα απόψυξης αλλά και γενικότερα τον σχεδιασμό της λειτουργίας του κράματος. Τα παραπάνω μικρογραφικά συστατικά είναι εναλλαγές μορφολογιών ωστενίτη και δ-φερρίτη. Η συγκεκριμένη ικασία, προέρχεται αρχικά από βιβλιογραφικές πηγές και θα την απόδειξουμε στην πορεία σε συνάρτηση με την σκληρότητα και την χημική, μικρογραφική ανάλυση. Συγκεκριμένα όπως

θα δούμε και παρακάτω τις συγκεκριμένες μορφολογίες μπορούμε να τις δούμε ανατρέχοντας στις εικόνες : Εικόνα 24, Εικόνα 25, Εικόνα 26, Εικόνα 27, Εικόνα 20, Εικόνα 21, Εικόνα 23, όπου αναπαρίστανται οι αντίστοιχες μικροδομές.

Επιπλέον υπάρχει η πιθανότητα κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων κατά την στερεοποίηση της συγκόλλησης, γεγονός το οποίο δεν μπορούμε να παρατηρήσουμε στην συγκεκριμένη μικροδομή γιατί γενικότερα δεν είναι συχνό φαινόμενο αλλά μπορεί να υπάρχουν κατακρημνίσματα σε πολύ μικρό αριθμό και γιαυτό τον λόγο να μην μπορούμε να τα διακρίνουμε. Επιπλέον και να υπήρχαν κατακρημνίσματα το πιο πιθανόν είναι να μην μπορούσαμε να τα δούμε καθόλου ειδικά από το οπτικό μικροσκόπιο, εξαιτίας της συνεκτικότητας τους με το πλέγμα του ωστενίτη και της αδυναμίας για ξεχωριστή χρωμάτωση στο μικροσκόπιο. Το φαινόμενο της κατακρήμνισης, όπως και αν λαμβάνει χώρα κατά την διάρκεια της συγκόλλησης αλλά και των θερμικών κατεργασιών, θα το εξακριβώσουμε και με την εξέταση των τιμών των σκληρομετρήσεων καθώς μία άνοδο της σκληρότητας του βασικού μετάλλου και του μετάλλου συγκόλλησης (οι οποίες ταυτίζονται), θα μαρτυρούσαν το φαινόμενο μίας σκλήρωσης, είτε από κάποιον μετασχηματισμό φάσεων, είτε από την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων, είτε συνδυασμό και των δύο, χαρακτηριστικό του συγκεκριμένου χάλυβα, λόγω των θερμικών κατεργασιών αλλά και κύκλων θερμοκρασιών.



Εικόνα 83- Οπτικό μικροσκόπιο. α) Μικροδομή as welded, b) μικροδομή μετά από συγκόλληση και γήρανση στους 465°C/1 h και c) μικροδομή μετά από θερμική κατεργασία στους 760°C/ 1 h και γήρανση στους 620 °C/ 1 h. (60)



Εικόνα 82-ΘΕΖ πρότυπης συγκόλλησης 1.

Παρατηρούμε την χαρακτηριστική μορφολογία της ΘΕΖ στην επιφάνεια της πρότυπης συγκόλλησης του 17-7 PH, συγκολλημένο με ηλεκτρόδιο ίδιας χημικής σύστασης υπό την παρουσία backing gas και με ένταση ρεύματος της τάξης των 60 A. Δεξιά βρίσκεται το μέταλλο βάσης το οποίο είναι πολύ πιο εμφανές (λεπτομερές) από προηγούμενες μικρογραφίες και αριστερά βρίσκεται το μέταλλο συγκόλλησης (ΜΣ). Παρατηρούμε χαρακτηριστικά τους τραπεζοειδείς κόκκους του δ-φερρίτη στην ΘΕΖ, μέσα σε μία μήτρα από βελονοειδείς μορφολογίες. Αριστερα στην ζώνη συγκόλλησης, παρατηρούμε μορφολογίες lathy και skeletal φερρίτη σε συνδυασμό με ωστενίτη.



Εικόνα 84- ΜΣ της πρότυπης συγκόλλησης 1 του 17-7 PH.

Παρατηρώντας τις παραπάνω μικρογραφίες και αναλογιζόμενοι τα μικρογραφικά χαρακτηριστικά, παρατηρούμε ότι ο συγκεκριμένος χάλυβας παρουσιάζει πολλές βελονοειδείς δομές οι οποίες, βιβλιογραφικά χαρακτηρίζονται και αναλύονται ως μορφολογίες ωστενίτη και φερρίτη (acicular, lathy, skeletal φερρίτης, Widmastatten ωστενίτης) αλλά σε σπάνιες περιπτώσεις άρθρων, αναφέρονται και σαν δομές εναλλαγών ωστενίτη, δ-φερρίτη και μαρτενσίτη. Λόγω όμως των μαρτενσιτικού τύπου δομών, σε συνδυασμό όμως με την χαμηλή σκληρότητα όπως θα δούμε παρακάτω, μπορεί να σημαίνει μία παρερμίνευση των δομών και να υποδικνύει την ύπαρξη μαρτενσίτη χαμηλής σκληρότητας λόγω χαμηλού ποσοστού C, τετραγωνικής (BCT) ή χωροκεντρομένης κυβικής δομής, θεωρία που εξακριβώνεται με την βοήθεια διάταξης XRD. Επιπλέον η χημική σύσταση του χάλυβα σε βιομηχανικές μπορεί κάποιες φορές να μεταβληθεί, συντελώντας στην διαφορετική εμφάνιση φάσεων ανά σύσταση

Δηλαδή η μεταβολή των χημικών συστάσεων μπορεί να συντελεί στην εμφάνιση ποσοστού μαρτενσίτη κατά την στερεοποίηση, λόγω χαμηλής σταθερότητας του ωσενίτη.

3.2.10 ΔΟΚΙΜΙΟ 10 : ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 2.



Εικόνα 85-ΜΣ πρότυπης συγκόλλησης 2 .

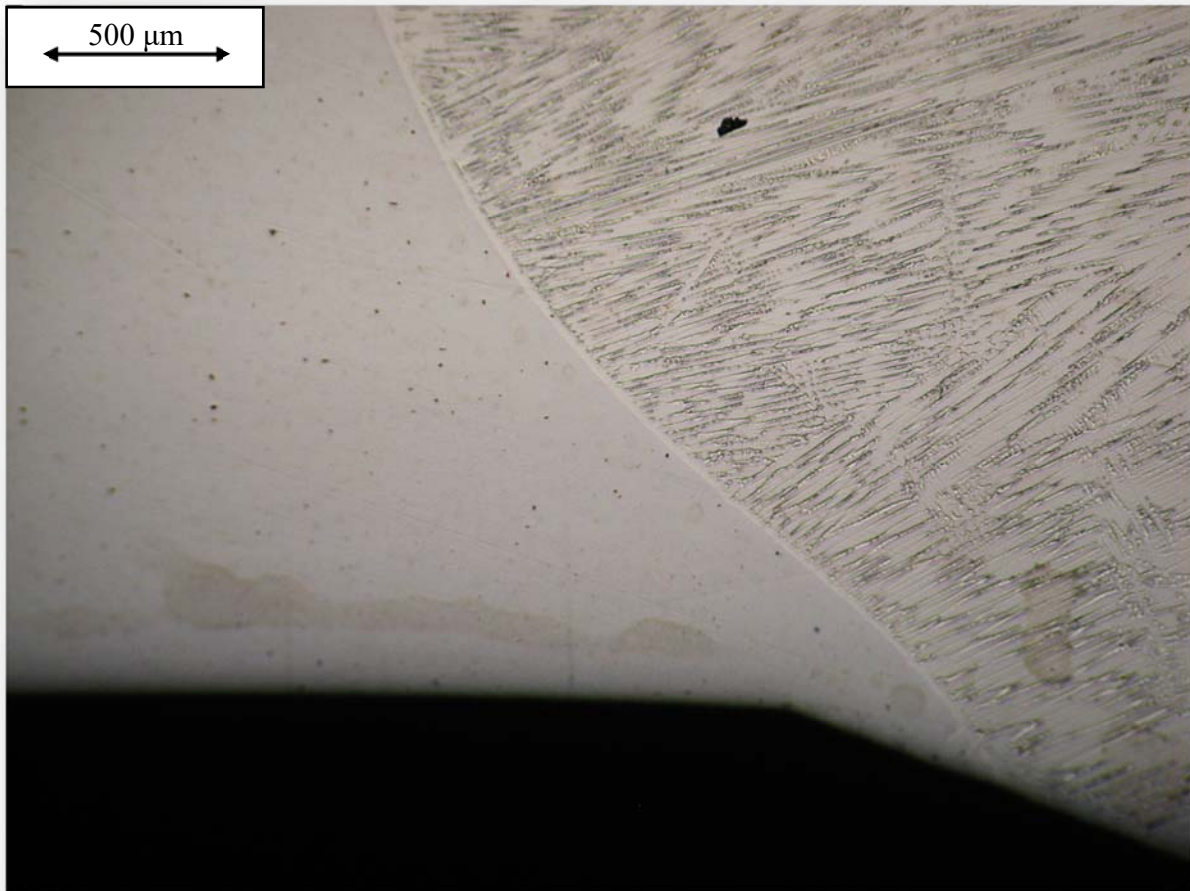
Στην παραπάνω εικόνα, παρακολουθούμε την εγκάρσια μικρογραφία της πρότυπης συγκόλλησης 2 η οποία πραγματοποιήθηκε υπό βιομηχανικές συνθήκες με μόνες γνωστές παραμέτρους το μέταλλο βάσης και την απόσταση του δοκιμίου και το Backing Gas. Το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο είναι άγνωστο καθώς δεν μας δώθηκαν τα χαρακτηριστικά του από τους συνεργάτες μας στην βιομηχανία.



Εικόνα 86-ΜΣ πρότυπη συγκόλλησης 2.

Απί την πρώτη κιόλας ματιά, μπορούμε να συμπεράνουμε ότι η συγκεκριμένη συγκόλληση δεν έχει καμία απόλυτως ομοιότητα από μεταλλουργικής και μορφολογικής άποψης σε σχέση με την προηγούμενη πρότυπη συγκόλληση 1, η οποία πραγματοποιήθηκε με το υποδεδηγμένο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο 17-7 PH.

Αρχικά παρατηρούμε μέσω των εικόνων ότι δεν υπάρχει καμία διάκριση των συνηθισμένων ζωνών συγκόλλησης τις οποίες παρατηρούσαμε στις αυτογενείς και μη, συγκολλήσεις του 17-7 PH.



Εικόνα 87-Πρότυπη συγκόλληση 2.

Στις παραπάνω μικρογραφίες παρατηρείται ένα τεράστο φαινόμενο διαφορισμού. Βλέπουμε κυκλικές ζώνες οι οποίες χαρακτηρίζονται από κατακρήμνιση φάσεων σε όλη την έκταση τους, και παρουσιάζονται και εκτείνονται σε ομοκεντρο σχηματισμό, με κέντρο το κέντρο του ΜΣ της συγκόλλησης .

Όπως παρατηρούμε η κάθε ομόκεντρη ζώνη, της οποίας το εμβαδόν και συνεπώς η ακτίνα μεγαλώνει καθώς απομακρυνόμαστε από το κέντρο της συγκόλλησης , χαρακτηρίζεται από την δικιά της δομή όσο αναφορά την κατακρημισμένη φάση στην μητρική φάση .

Χαρακτηριστικό είναι ότι η μητρική φάση, φέρεται να είναι ίδια σε όλη την έκταση της συγκόλλησης χωρίς δυνατότητα διάκρισης θερμικά επηρεασμένης ζώνης, με την μόνη μεταβολή την σχηματική μορφολογία της κατακρημισμένης ενδομεταλλικής φάσης.

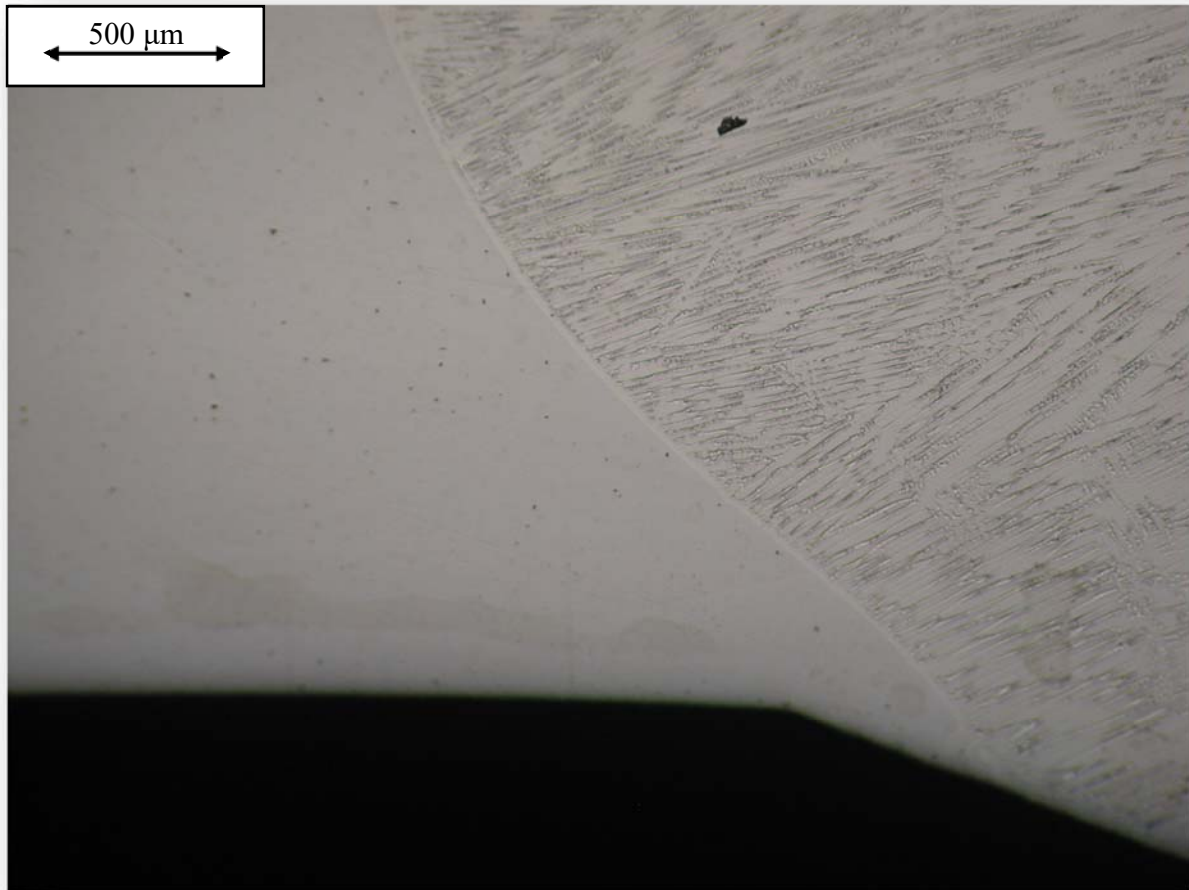


Εικόνα 88- Πρότυπη συγκόλληση 2. ΜΣ

Αξιοσημείωτο είναι ότι η κατά μήκος της έκτασης της αύξησης της ακτίνας των όμοκεντρων κυκλικών ζωνών, παρατηρούνται και ζώνες οι οποίες είναι απαλλαγμένες από τις φάσεις κατακρημνισης , γεγονός το οποίο είναι εξαιρετικά παράξενο για την διαδικασία της συγκόλλησης. Το συγκεκριμένο φαινόμενο διαφορισμού αλλά και της αμομοιόμορφης κατανομής της συγκόλλησης μας βάζει σε σκέψεις για την διαδικασία πραγματοποίησης της συγκόλλησης, καθώς είναι λογικό να σκεφτούμε ότι μπορεί να έχει πραγματοποιηθεί με άλλη μέθοδο συγκόλλησης.

Όπως παρατηρούμε και στις παραπάνω μικρογραφίες, τα όρια των ομόκεντρων ζωνών είναι αυστηρά ορισμένα καθώς οι μορφολογίες των φάσεων αλλάζουν ριζικά στο όριο των ζωνών με εξαίρεση αρκετά ακαθόριστα σημεία .Οι παρατηρούμενες ζώνες χωρίζονται σε υποζώνες

οι οποίες και αυτές με την σειρά τους υποδικνύουν διαφορετική μορφολογία σχετικά με την κατακρήμνιση των φάσεων μέσα στην μήτρα. Οι παρατηρούμενες φάσεις, πιστεύουμε προς το παρόν ότι ανήκουν στην κατηγορία TCP και πιθανόν να αναγνωρίζονται ως **σ φάση** ή **Laves**, ανάλογα την χημική σύσταση και αναλογία που θα μας παρουσιαστούν στα επόμενα

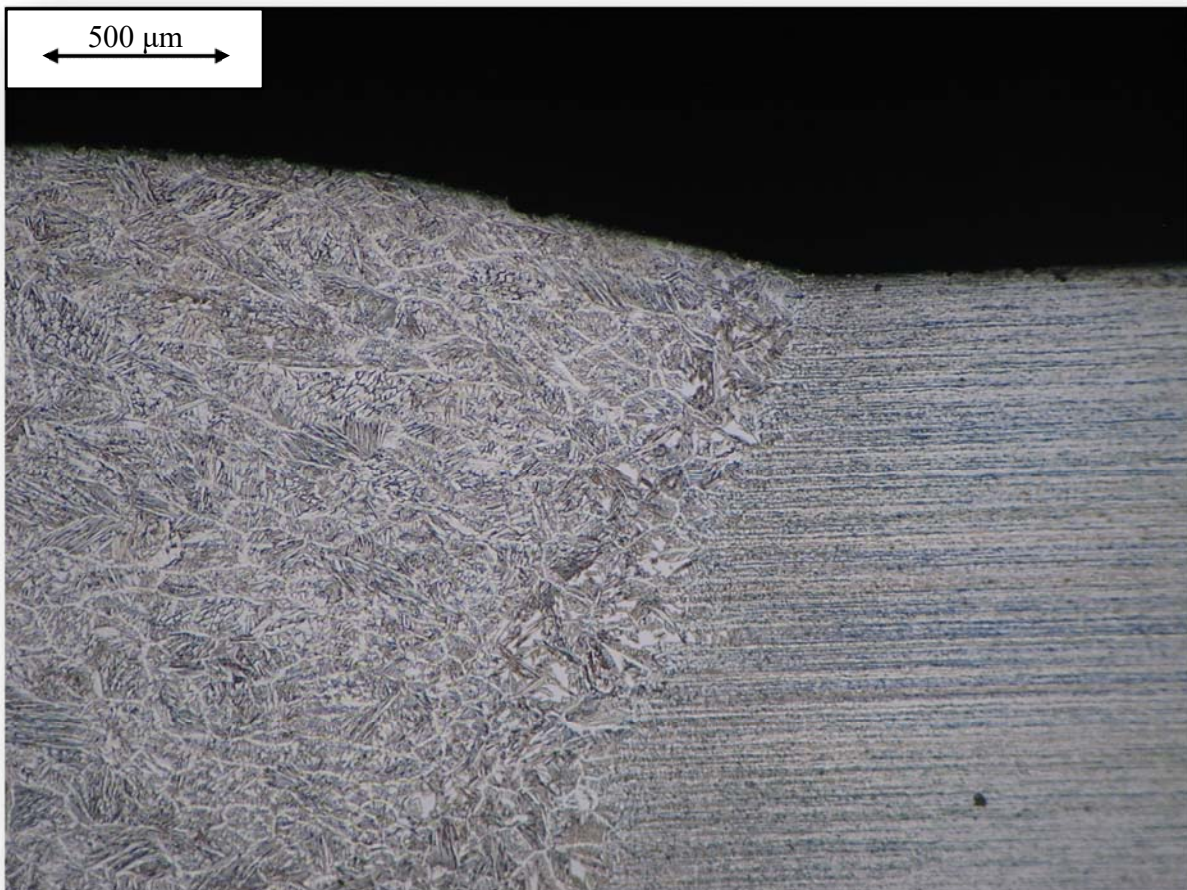


Εικόνα 89- Πρότυπη συγκόλληση 2.

κεφάλαια της ανάλυσης. Το αξιοσημείωτο είναι ότι ανεξάρτητα το είδος της φάσης, παρατηρούμε υπερβολικά μεγάλη κατακρήμνιση από την μητρική φάση, γεγονός που μας υποδηλώνει την πολύ υψηλή κραμάτωση και τάση για κατακρήμνιση, σε συνδυασμό με την θερμοκρασία και την απόψυξη κατά την διάρκεια της συγκόλλησης. Στην παραπάνω εικόνα βλέπουμε ότι παράλληλα στην τελευταία ζώνη έκτασης της κατακρήμισμένης φάσης, βρίσκεται προσκόμενη μία depleted zone, φαινομενικά από κραματικά στοιχεία,

υποδηλώνοντας το τέλος αυτής της **ενιαίας** περιοχής συγκόλλησης. Παρατηρούμε ότι η μορφολογία λόγω της απόψυξης κατά την συγκόλληση στα άκρα της περιοχής χαρακτηρίζεται από πιο επιμήκεις δομές κατακρήμνισης, ενώ αντίθετα στο κέντρο οι δομές χαρακτηρίζονται από πιο σφαιρικές και περικρυσταλλικές μορφολογίες τύπου πλέγματος αλλά και βελονοειδείς μορφές. Τέλος παρατηρούμε επίσης την κατακρήμνιση και νιτριδίων του τιτανίου TiN (FCC όπως και τα MC), τα οποία κατακρημνίζονται στην μήτρα του μετάλλου βάσης κατά την κατασκευή του και την απόψυξη από την θερμοκρασία χύτευσης πιθανώς, και χαρακτηρίζονται από πορτοκαλί χρώμα και κυβικό σχήμα στο οπτικό μικροσκόπιο. Τέτοια νιτρίδια μπορούμε να παρατηρήσουμε και στις μικρογραφίες του οπτικού, του μετάλλου βάσης και άλλων δοκιμών προφανώς, αλλά και στην ΘΕΖ .

3.2.11 ΔΟΚΙΜΙΟ Α : HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 482°C/1.5 h.



Εικόνα 90-Μικρογραφία Heat treat δοκιμίου, στους 482°C.

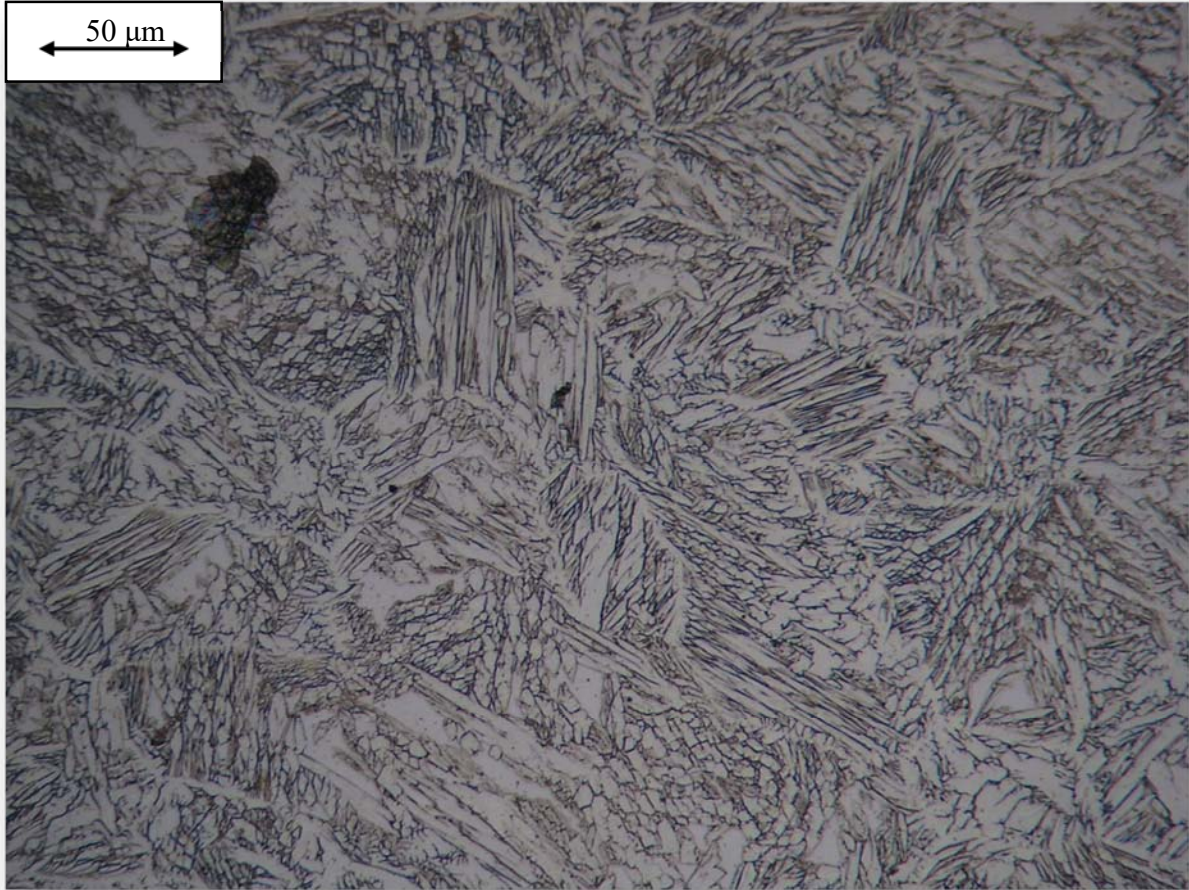
Όπως παρατηρούμε, η μικρογραφία που αναπαριστάται στην παραπάνω εικόνα είναι παρόμοια με αυτές του δοκίμιου 9 , δηλαδή της πρότυπης συγκόλλησης 1. Αυτό συμβαίνει για τον λόγο του ότι, το θερμικά επεξεργασμένο δοκίμιο, αποτελεί κομμάτι της συγκόλλησης από την οποία πήραμε και το δοκίμιο 9. Ο σκοπός τώρα όμως είναι να αντιληφθούμε και να αναγνωρίσουμε και τις μεταλλουργικές διαφορές ή ομοιότητες με το δοκίμιο της πρότυπης συγκόλλησης .



Εικόνα 91-Μικροδομή δοκίμιου Α. Παρόμοια με αυτή της πρότυπης συγκόλλησης 1.

Όπως παρατηρούμε, η κατανομή της μικροδομής χαρακτηρίζεται ακριβώς ίδια με αυτήν του δοκίμιου 9. Λόγω διαφορετικού βαθμού λείανσης αλλά και χημικής προσβολής, παρατηρούμε μια ελαφρώς πιο σκούρα μικροδομή σχετικά με την πρότυπη συγκόλληση. Διακρίνουμε ξεκάθαρα τις βελοειδείς προαναφερόμενες, εναλλασσόμενες μορφολογίες δ-φερρίτη και

ωστενίτη, καθώς και τους χαρακτηριστικούς κόκκους του διογκωμένου δ-φερρίτη στην έκταση της μικροδομής της ΘΕΖ αλλά και σε μερικά σημεία του ΜΣ.



Εικόνα 92-ΜΣ του δοκιμίου Α.

Η μικροδομή του συγκεκριμένου δοκιμίου φέεται να μην διαφέρει σε τίποτα τουλάχιστον σε μακροσκοπικό επίπεδο και από αναγνώριση στο οπτικό μικροσκόπιο, από την μικροδομή ενός δοκιμίου συγκολλημένο απλώς με τις πρότυπες συνθήκες τις οποίες αναφέραμε. Συγκεκριμένα η μικροδομή ταυτίζεται εξαιρετικά με την μικρομή από τις εικόνες : Εικόνα 80, Εικόνα 81, Εικόνα 84.

Εφόσον δεν βλέπουμε κατακρημνίσματα γήρανσης δεν μπορούμε να συμπεράνουμε κάποια μεταβολή στο δοκίμιο, γεγονός το οποίο θα μας το επικυρώσει και η δοκιμή της σκληρότητας καθώς και η εξέταση της χημικής ανάλυσης μέσω του EDS. Εάν υπήρχε πάντως περιεχόμενος μαρτενσίτης θα έπρεπε να παρατηρούσαμε κάποιο βαθμό κατακρήμνισης όπως και στην

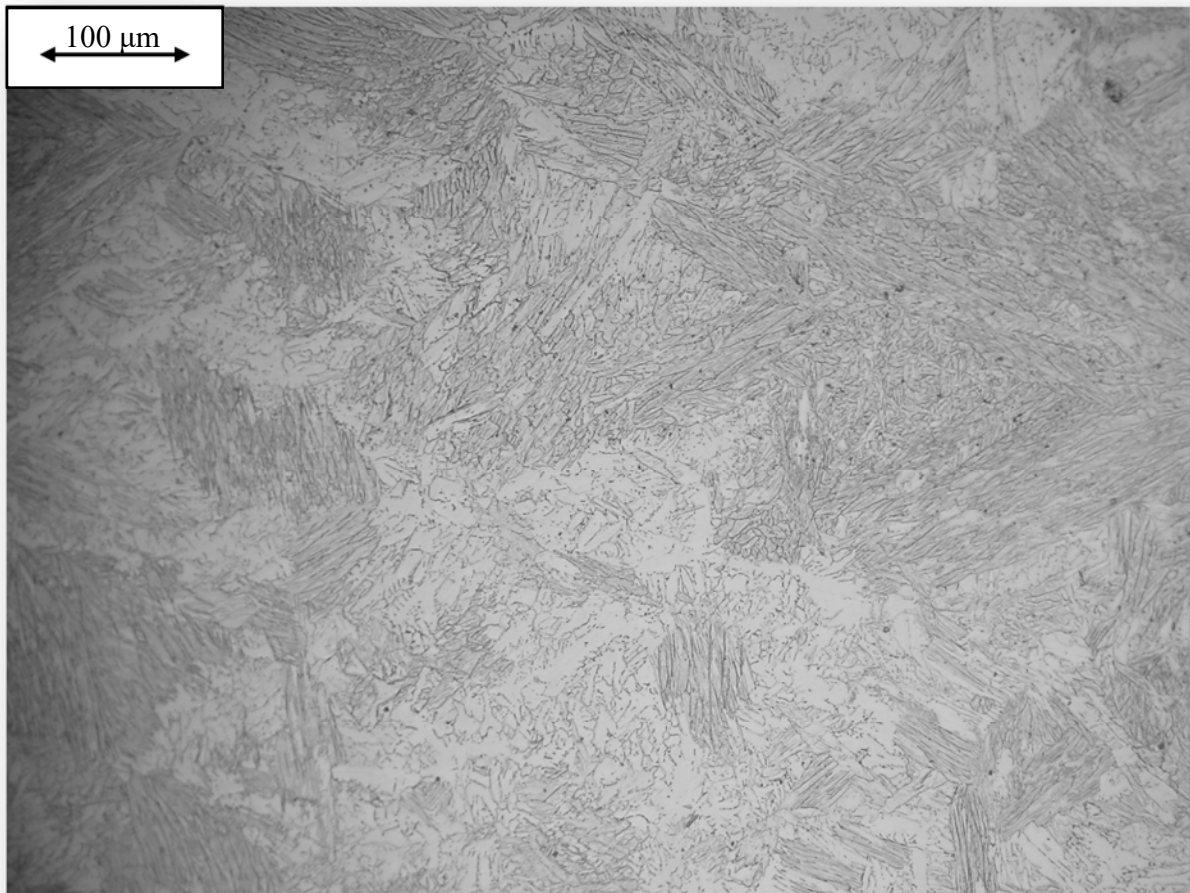
εικόνα Εικόνα 83 (b), ακόμα όμως δεν μπορούμε να πούμε με σιγουριά για την αναλογία και το είδος των περιεχόμενων φάσεων του βασικού μετάλλου και της ζώνης συγκόλλησης.

Μελέτες και πειράματα που υποστηρίζουν την οστενιτοφερριτική αρχική κατάσταση του συγκολλημένου δοκιμίου (60), διεξήγαγαν αντίστοιχο πείραμα γήρανσης και παρατήρησαν ευμεγέθη κατακρημνίσματα, άνευ εκ των προτέρων θερμικής κατεργασίας αποσταθεροποίησης του οστενίτη και δημιουργία μαρτενσίτη, φαινόμενο που δεν θα παρατηρήσουμε μετέπειτα στην συγκεκριμένη περίπτωση διπλωματικής άσκησης.

3.2.12 ΔΟΚΙΜΙΟ Β: HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 960°C/15 min, 510 °C/ 1.5 h.



Εικόνα 93-Δοκίμιο Β: εμφάνιση στο ΜΣ.



Εικόνα 94-Δοκίμιο Β: εμφάνιση στο ΜΣ 2.

Όπως παρατηρούμε και στις 2 παραπάνω εικόνες, αναπαρίστανται οι μικρογραφίες του μετάλλου συγκόλλησης του δοκιμίου Β, το οποίο έχει υποστεί θερμική κατεργασία όπως περιγράψαμε στην πειραματική διαδικασία. Το δοκίμιο β χαρακτηρίζεται από την ίδια διαδικασία συγκόλλησης και συνεπώς, όπως και το δοκίμιο Α και Δ που θα δούμε στην πορεία, μοιράζονται κάποια κοινά χαρακτηριστικά για τον λόγο ότι ανήκουν στην ίδια συγκόλληση, μίας και οι θερμικές κατεργασίες είναι ικανές να μεταβάλλουν βασικά χαρακτηριστικά της συγκόλλησης. Έτσι λοιπόν παρατηρούμε ότι και η μικρογραφία του δοκιμίου β, στο κέντρο της συγκόλλησης όπως και στην ΘΕΖ, επιδικνύει παρόμοια μορφολογία με τα προηγούμενα δοκίμια. Δηλαδή παρατηρούμε συγκεκριμένα την βελονοειδή μορφολογία εναλλαγής φάσεων αλλά και τους ευμεγέθεις κόκκους δ-φερρίτη και ωστενίτη σποραδικά. Η διαφορά με τις υπόλοιπες μικρογραφίες της συγκόλλησης του 17-7 PH με filler

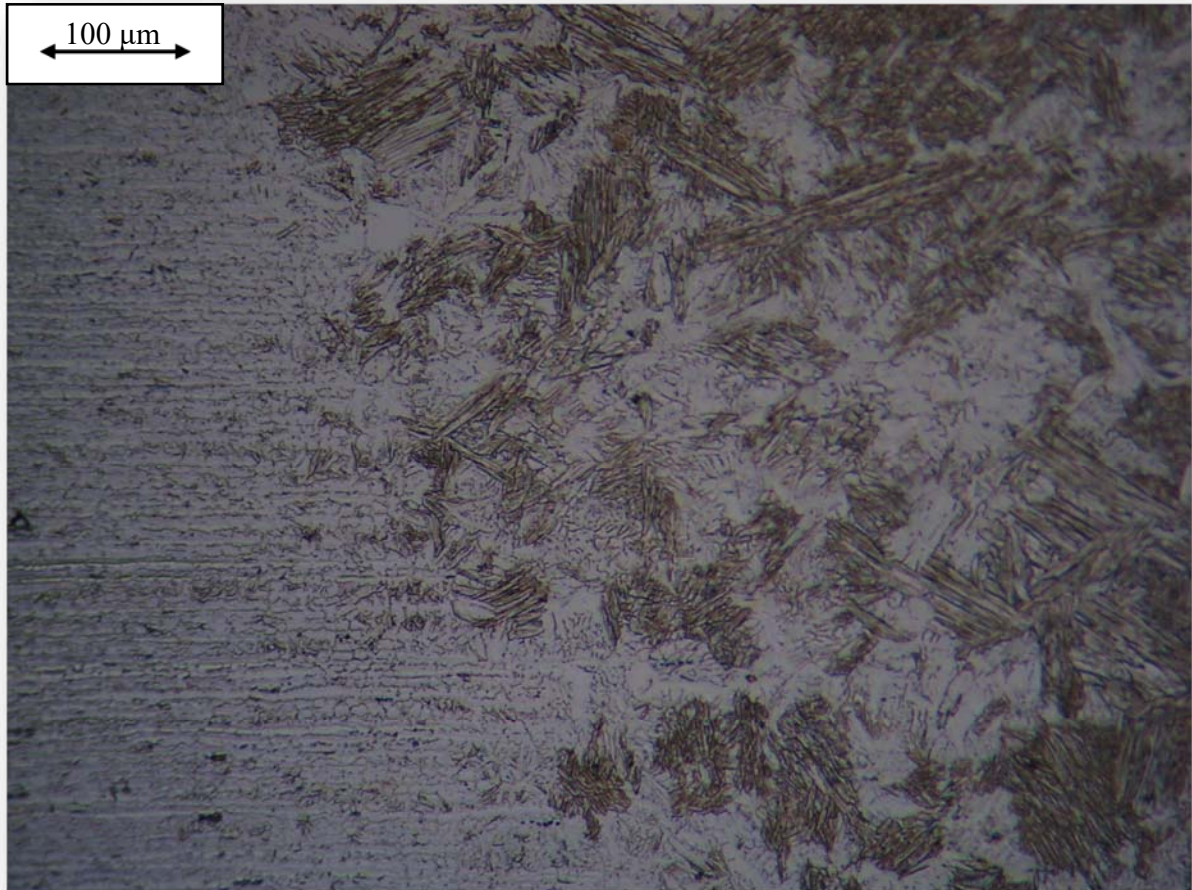


Εικόνα 95- Δοκίμο Β: εμφάνιση στο ΜΣ 3.

metal ίδιας σύστασης, την οποία παρατηρούμε εμφανώς, είναι η τοπικός χρωματισμός μερικών περιοχών μετά το πέρας της ηλεκτροχημικής προσβολής με βαθύ πορτοκαλί απόχρωση. Επαναλάβαμε την διαδικασία και ξανασυναίβει ακριβώς το ίδιο. Συνεπώς συμπεραίνουμε ότι υπάρχει κάποια φάση η οποία είναι πιο ευαίσθητη στην προσβολή και διακρίνεται πολύ πιο εύκολα σε πολύ λιγότερο χρόνο από τα 20 sec. Σε συνδυασμό με την άνοδο της σκληρότητας και των θερμικών κατεργασιών, σκεφτόμαστε την ύπαρξη μαρτενσίτη σαν ένα σοβαρό ενδεχόμενο μίας και βιβλιογραφικά υποδικνύει μεγαλύτερη ευαισθησία έναντι της ηλεκτροχημικής προσβολής με οξαλικό οξύ (BCC, BCT).

Στις παραπάνω μικρογραφίες επιπλέον παρατηρείται ότι, μέσα στην έκταση της βελονειδούς καφέ μορφολογίας (πιθανώς μαρτενσίτης), διακρίνονται πολύ μικρά σωματίδια τα οποία εκτείνονται σε αρκετά μεγάλο εμβαδόν της φάσης. Η αρχική μας σκεψη είναι, ότι τα

συγκεκριμένα σωματίδια είναι προϊόν της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση μέσα στην μήτρα και στα όρια κόκκων του μαρτενσίτη που προέκυψε από την αποσταθεροποίηση στους 960°C.



Εικόνα 96-Δοκίμιο Β: ΜΒ,ΘΕΖ,ΜΣ.

Το συγκεκριμένο φαινόμενο θα το επιβεβαιώσουμε και μέσω των σκληρομετρήσεων και του SEM. Στην παραπάνω εικόνα βλέπουμε την μικρογραφία της ΘΕΖ του δοκιμίου Β, παρατηρούμε ότι, οι σκούρες καφέ περιοχές υπάρχουν σε όλη την έκταση της αλλά σε όχι τόσο μεγάλο βαθμό συγκριτικά με το μέταλλο συγκόλλησης. Βλέπουμε ακόμα τις τραπεζοειδείς μορφολογίες του φερρίτη οι οποίες παραμένουν κατά την θερμική κατεργασία η οποία στοχεύει στον μετασχηματισμό του ωστενίτη. Επιπλέον παρατηρούμε ότι στο μέταλλο βάσης δεν έχει πραγματοποιηθεί κάποιος μετασχηματισμός η μεταβολή στον χρωματισμό και στο μέγεθος των κόκκων ως αποτέλεσμα της κατεργασίας. Οι δοκιμές των σκληρομετρήσεων πάλο, θα μας υποδείξουν εάν όντως οι θεωρήσεις μας έχουν βάση για τις υπάρχουσες φάσεις.

3.2.13 ΔΟΚΙΜΙΟ Γ: HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 960°C/15 min, 510 °C/ 1.5 h.

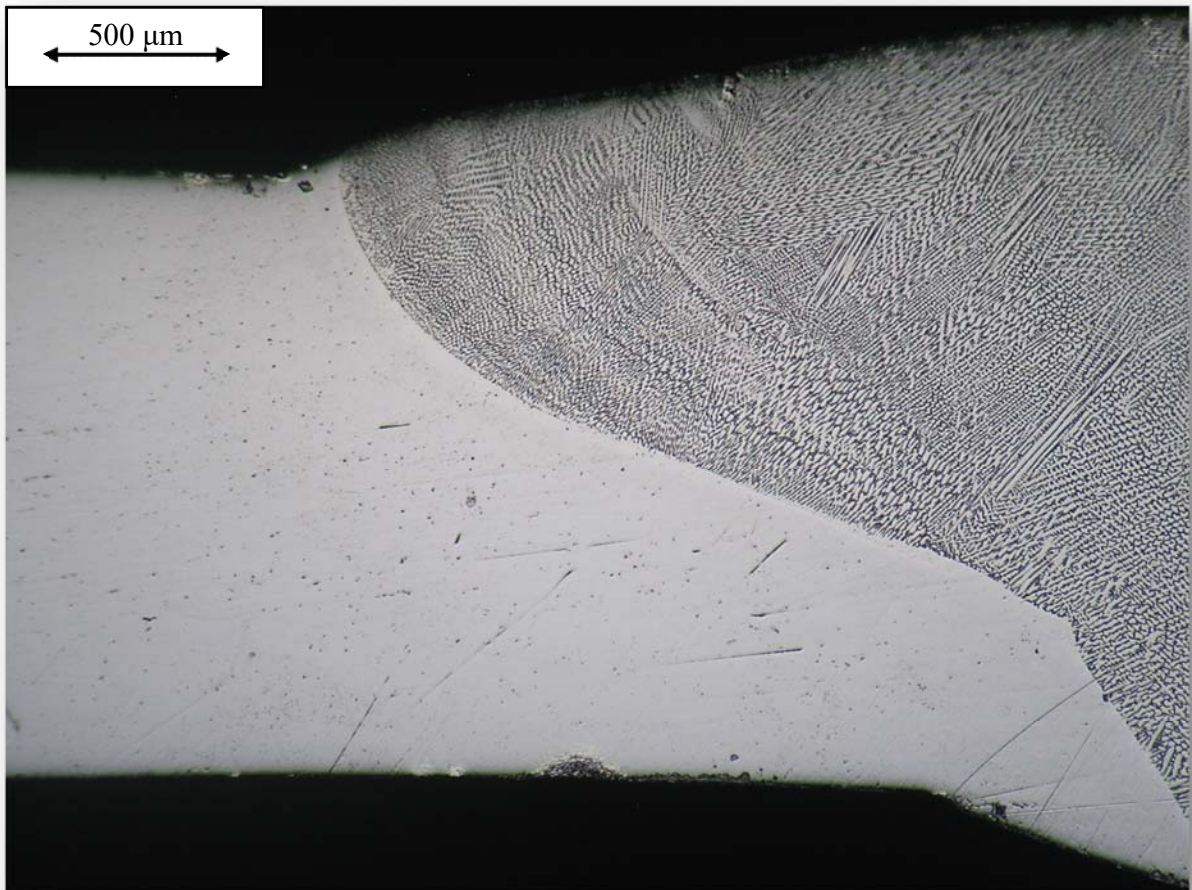


Εικόνα 97- Ζώνη τήξης του Δοκίμιου Γ.

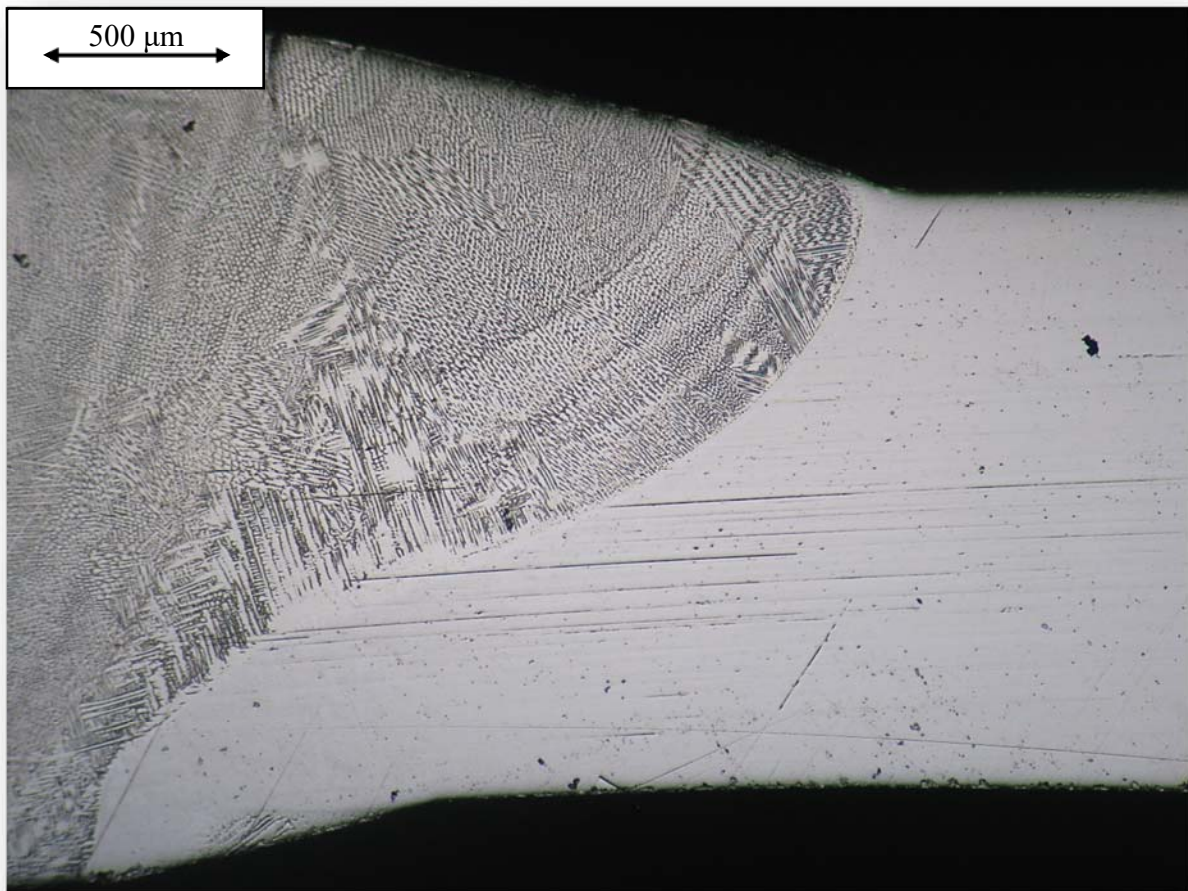
Στην συγκεκριμένη εικόνα παρατηρούμε το δοκίμιο Γ, το οποίο έλαβε την ίδια θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης και γήρανσης, με το δοκίμιο Β. Η κύρια διαφορά τους όπως και παρατηρούμε είναι ότι το δοκίμιο Β, προέρχεται από την ίδια ραφή συγκόλλησης όπως και το δοκίμιο της πρότυπης συγκόλλησης 1, ενώ το δοκίμιο Γ, προέρχεται από την ίδια διαδικασία και ραφή συγκόλλησης όπως και το δοκίμιο της πρότυπης συγκόλλησης 2 η οποία πραγματοποιήθηκε με άγνωστο filler metal.

Από αυτήν την μικρογραφία μπορούμε να αντιληφθούμε το πόσο ανομοιόμορφη είναι η μορφολογία και η κατανομή του μετάλλου συγκόλλησης κατά την διάρκεια της δεύτερης βιομηχανικής πρότυπης διαδικασίας. Έμφανση δίνεται στο φαινόμενο της μορφολογίας της

ρίζας, η οποία δεν αναπτοκρίνεται καθόλου ομοιόμορφα όσο αναφορά την κατανομή του μετάλλου συγκόλλησης. Βλέπουμε δηλαδή ένα φαινόμενο ατελής τήξης στην ρίζα του δοκιμίου κατά την οποία, το μέταλλο συγκόλλησης κατάφερε να διεισδύσει σε έναν μικρο βαθμό σε σχέση με το μέγεθος της ραφής και την κατανομή στην επιφάνεια του δοκιμίου. Χαρακτηριστική μορφολογία, είναι η γωνία που σχηματίζει το μέταλλο συγκόλλησης με τα μέταλλα βάσης, οι οποίες διαφέρουν μεταξύ τους, άλλο φαινόμενο που ενισχύει την θεωρία της λανθασμένης σε τεράστιο βαθμό συγκόλλησης, σε συνδυασμό με τα άλλα πολλαπλά στοιχεία που βλέπουμε. Για άλλη μια φορά επισημαίνουμε την αδυναμία της διάκρισης των ζωνών συγκόλλησης .



Εικόνα 98-Αριστερή "ΘΕΖ" δοκιμίου Γ.

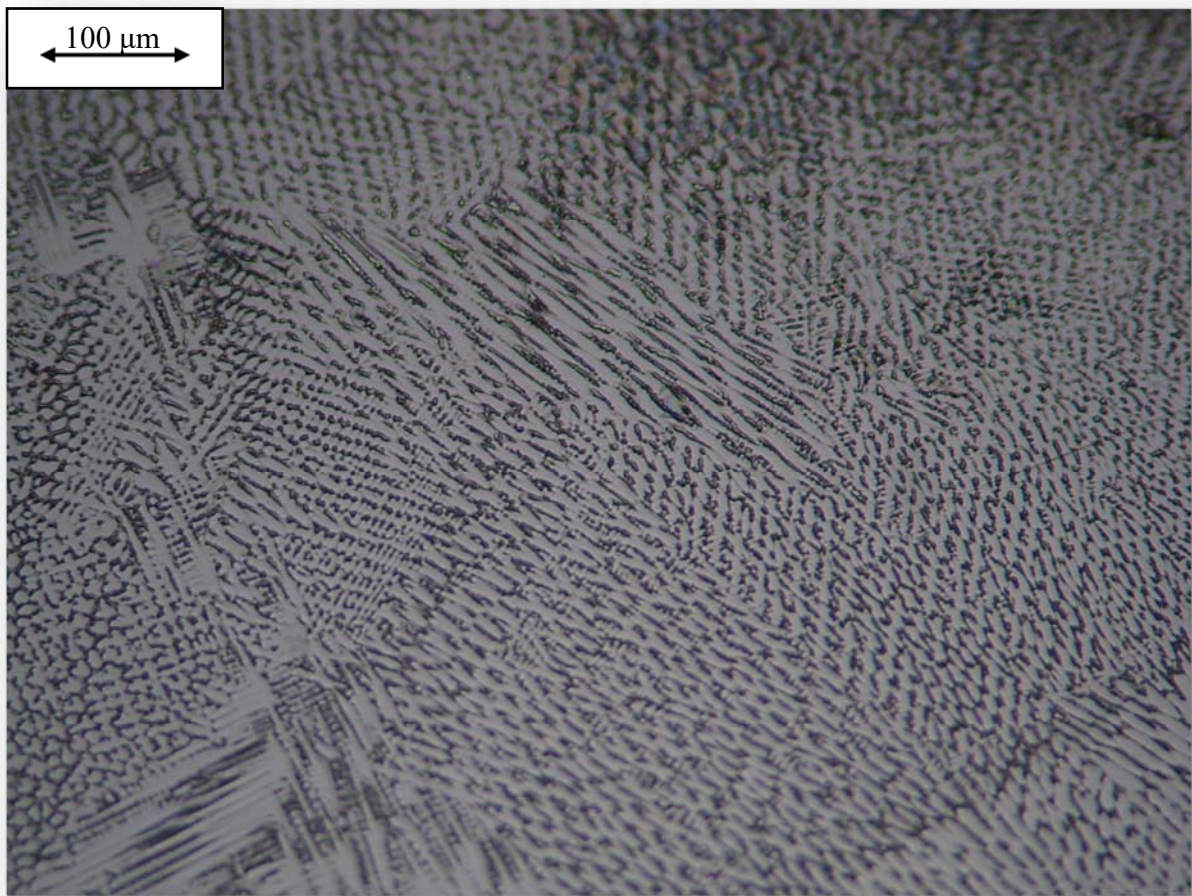


Εικόνα 99-Δεξιά ΘΕΖ δοκιμίου 2.

Επιπλέον παρατηρούμε την ανομοιομορφία μεταξύ μικροδομής των 2 ΘΕΖ. Η κατανομή των φάσεων στην δεξιά μεριά χαρακτηρίζεται από τελείως ανομοιόμορφη μορφολογία διαφόρων κατανομών και συμπλεγμάτων ενδομεταλλικής φάσης κατακρήμνισης.

Η συγκεκριμένη μικροδομή που παρατηρούμε δεν διαφέρει καθόλου από την μικροδομή του δοκιμίου της πρότυπης συγκόλλησης 2, καθώς βλέπουμε ακριβώς την ίδια κατανομή και ποικιλία μορφολογίας της ενδομεταλλικής φάσης της συγκόλλησης απλά με διαφορετική χρωματική απόχρωση.

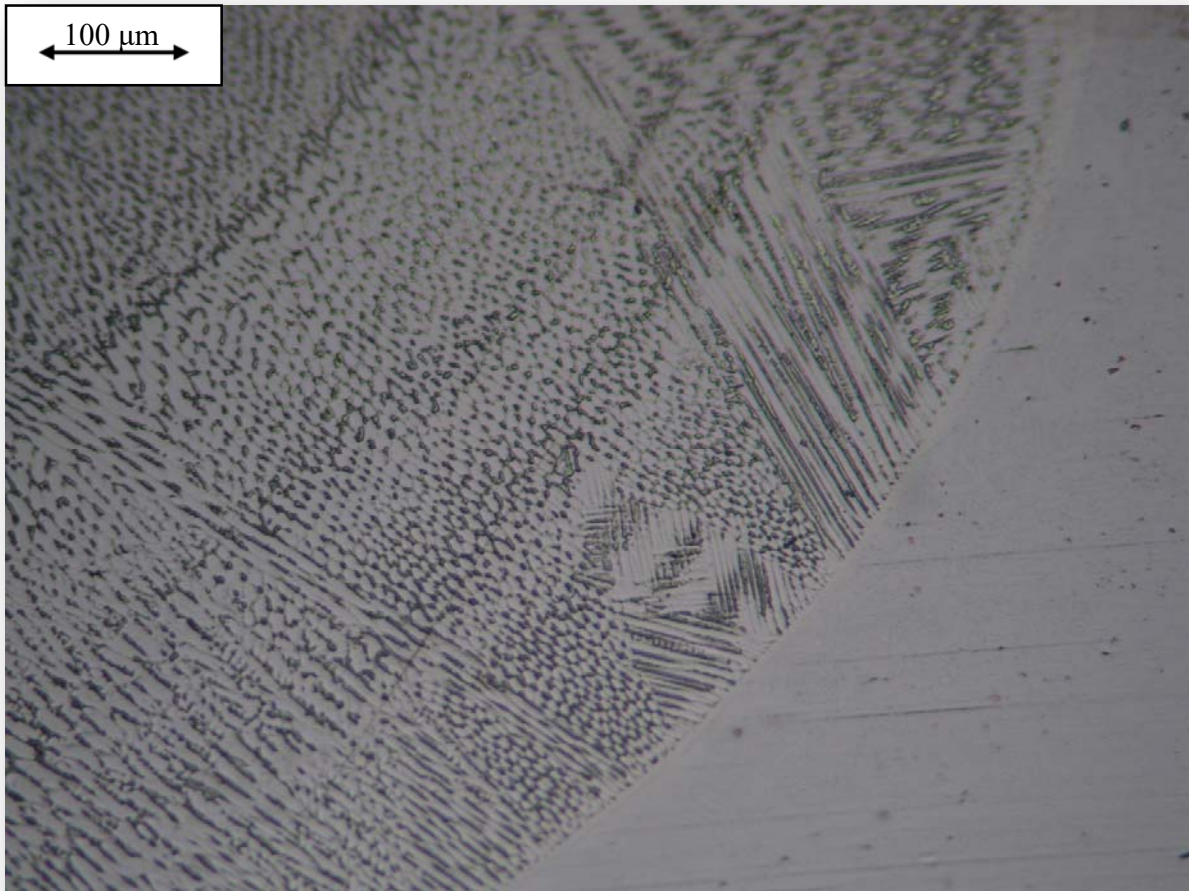
Επιπλέον παρατηρούμε ότι στο συγκεκριμένο είδος δοκιμίων, υπάρχει μία αδυναμία για προσβολή του μετάλλου βάσης. Αυτό συμβάνει λόγω των χαρακτηριστικών του μετάλλου συγκόλλησης και της διαφοράς δυναμικού που παρουσιάζεται μεταξύ του και της καθόδου,



Εικόνα 100-Δοκίμιο Γ: εμφάνιση ΜΣ συγκόλλησης.

κάνοντας το πιο επιρρεπές για προσβολή και ανταλλαγή ιόντων, μειώνοντας έτσι την δυνατότητα και την τάση του μετάλλου βάσης να προσβληθεί.

Αξιοσημείωτο είναι ότι η μικροδομή της παραπάνω εικόνας ταυτίζεται με την μικροδομή του μετάλλου συγκόλλησης της πρότυπης συγκόλλησης 2. Αυτό σημαίνει ότι η παραποιημένη θερμική κατεργασία για το είδος του χάλυβα RH 950, δεν μετέβαλε τουλάχιστον οπτικά την μικροδομή του δοκιμίου συγκριτικά με την δεύτερη βιομηχανική πρότυπη συγκόλληση. Αν και η μικροδομή είναι παρόμοια με όλα τα χαρακτηριστικά της όπως ανομοιομορφία, εναλλαγές μορφολογίας, μεταβολή πλέγματος κατακρημνισμάτων, η μηχανική συμπεριφορά μπορεί να είναι διαφορετική και αυτό θα μας παρουσιαστεί στο παρακάτω

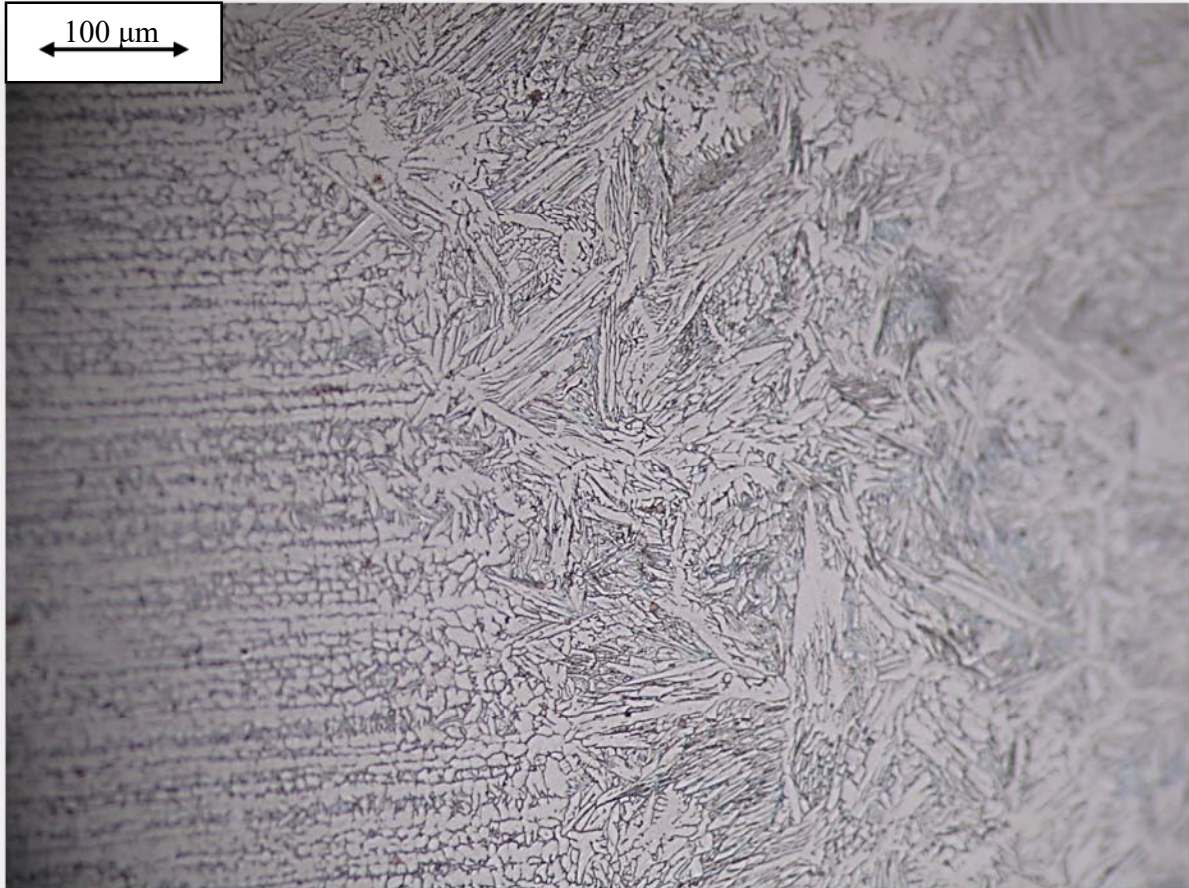


Εικόνα 101-Μικροδομή της παύσης της έκτασης του μετάλλου συγκόλλησης του δοκιμίου Γ.

κεφάλαιο των σκληρομετρήσεων. Είναι πραγματικά αξιοσημείωτο, η αιτία και οι θερμοδυναμικές συνθήκες για την πραγματοποίηση τόσο μεγάλης πολυπλοκότητας στην μορφολογία και στην κατανομή των κατακρήμνισμάτων γεγονός που μαρτυράει και μια ανωμαλία στις συνθήκες στερεοποίησης και επαγωγής της θερμότητας.

Όπως παρατηρούμε και στην παραπάνω μικροδομή, το πολύπλοκο σύμπλεγμα των διαφόρων μορφολογιών και κατανομών της φάσης κατακρήμνισης διακόπτεται παραξένως πολύ απότομα, καθιστώντας μας αδύνατο να διαχωρίσουμε ζώνες συγκόλλησης, ΘΕΖ και ζώνες μερική τήξης. Το μόνο που παρατηρούμε, όπως έχουμε προαναφέρει, είναι μία ζώνη απαλλαγμένη όπως φέεται σε κραματικό στοιχείο, το οποίο χρησιμεύει λογικά για τον σχηματισμό της περιμέτρου του τελευταίου στρώματος κατακρημνισμάτων. Αυτό μας υποδηλώνει ότι αυτό το στρώμα μπορεί να είναι μία μικροσκοπική υποτιθέμενη ΘΕΖ.

3.2.14 ΔΟΚΙΜΙΟ Δ: HEAT TREAT ΣΤΟΥΣ 760 °C/1.5 h, 560 °C/ 1.5h.

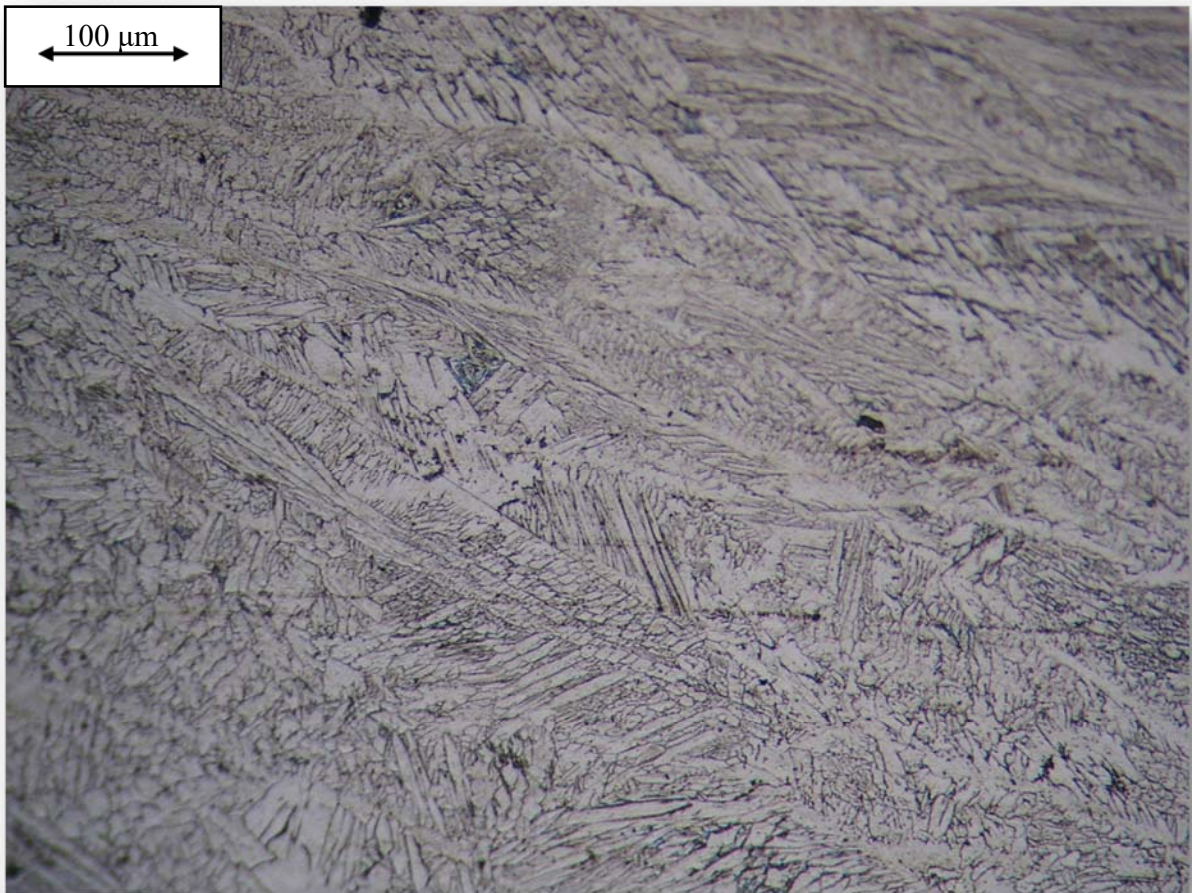


Εικόνα 102-ΘΕΖ δοκιμίου Δ.

Καταρχάς να τονίσουμε πάλι ότι και αυτό το δοκίμιο, προέρχεται από την συγκόλληση του 17-7 PH με βάση τις πρότυπες συνθήκες που ορίσαμε, δηλαδή είναι μέρος της συγκόλλησης του δοκιμίου 9, της πρότυπης συγκόλλησης 1, οπότε συμπεραίνουμε ότι μακροσκοπικά θα παρουσιάζει μια αυτό την ίδια δομή.

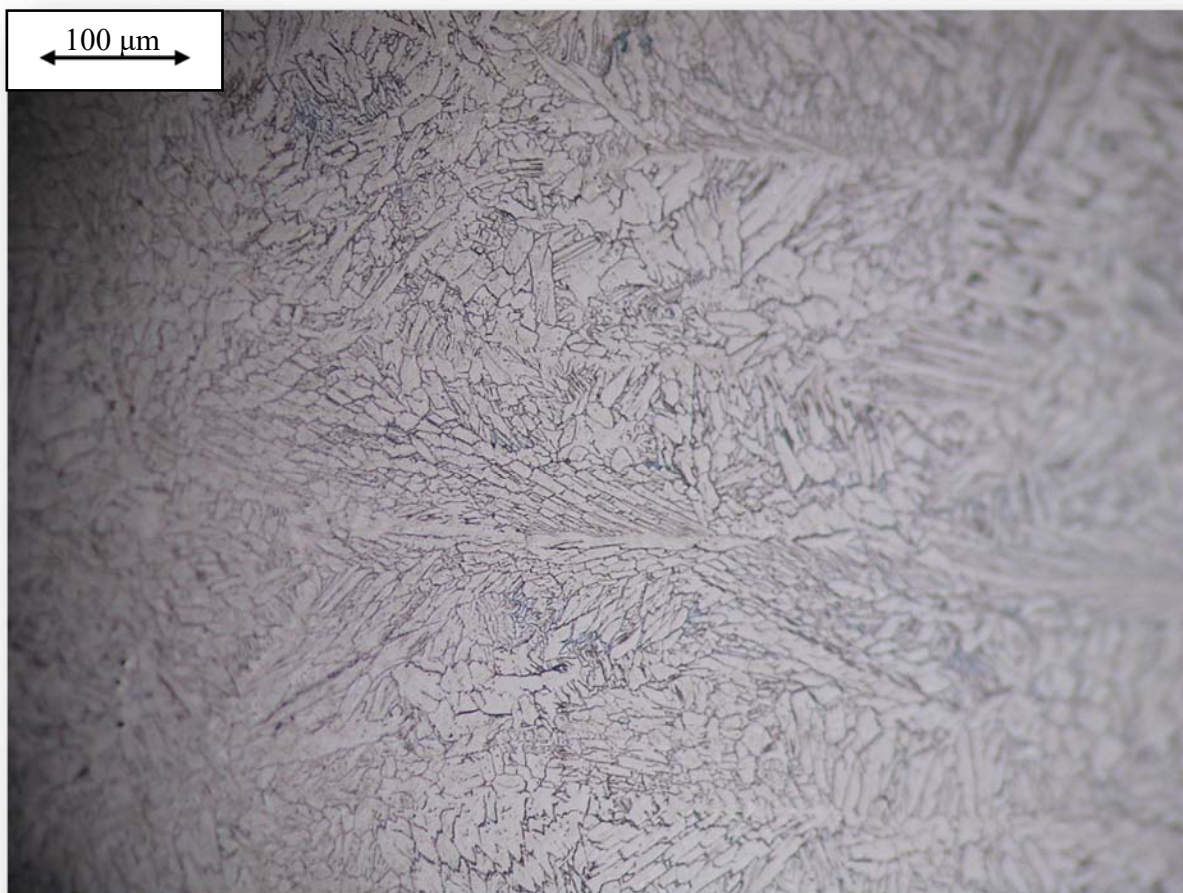
Σε αυτήν την εικόνα παρατηρούμε την μικρογραφία της ΘΕΖ, η οποία υποδυκνύει παρόμοια μικροδομή με τις αντίστοιχες περιοχές των συγκολλήσεων των δοκιμίων Α και Β, αλλά της πρότυπης συγκόλλησης 1. Η κύρια διαφορά τους είναι, ότι σε αυτήν την περίπτωση θερμικής κατεργασίας η συγκόλληση, επιδικνύει ελάχιστα έως καθόλου στην περιοχή της ΘΕΖ, τους πολύ χαρακτηριστικούς τραπεζοειδείς κόκκους δ-φερρίτη, πιθανώς λόγω της θερμικής

κατεργασίας. Επειδή όμως ο δ-φερρίτης είναι θερμοδυναμικά διατηρητέος, λογικά απλά μεταβάλλεται απλά η μορφή του σαν φάση και όχι ο μεταλλουργικός του χαρακτήρας. Με άλλα λόγια είναι σχετικά απίθανο να πραγματοποιείται μετασχηματισμός φάσεων όσο αναφορά το φερρίτη. Αντιθέτως, ο ωστενίτης έχει υποστεί σίγουρα κάποιο μετασχηματισμό λόγω της θερμικής κατεργασίας αποσταθεροποίησης για αρκετο χρονικό διάστημα αλλά και λόγω γήρανσης.



Εικόνα 103-ΜΣ δοκιμίου Δ.

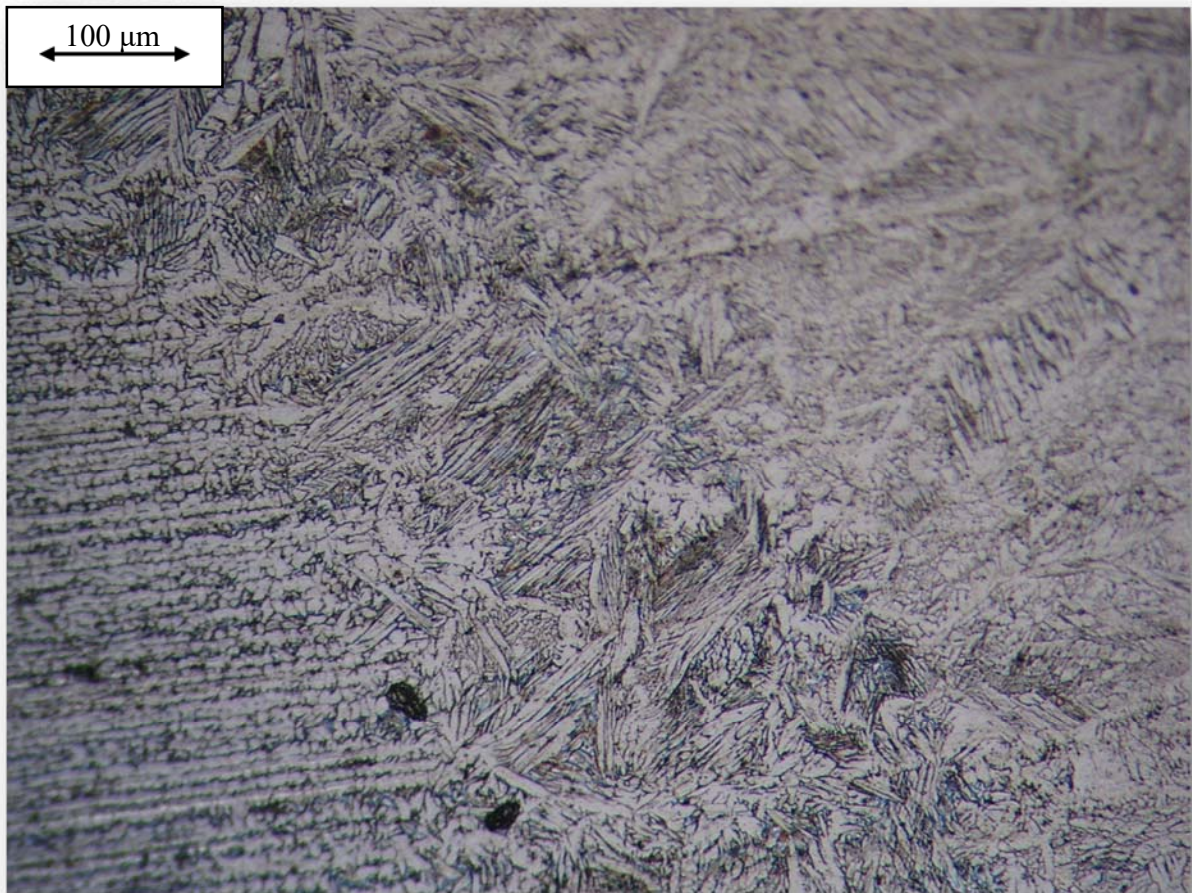
Στην συγκεκριμένη εικόνα παρατηρούμε όλες τις βελονοειδείς εναλλαγές ανάλογα με τον κραματικό διαφορισμό, οι οποίες προβλέπονται να είναι όπως αναφέραμε: βελονοειδής ωστενίτης, σκελετοειδείς φερρίτης, lathy φερρίτης, αλλά και μαρτενσίτης. Συγκεκριμένα σε αυτήν μικρογραφία παρατηρούμε μεγαλύτερο μαζικό προσανατολισμό των



Εικόνα 104-Δοκίμιο Δ: εμφάνιση στο ΜΣ.

φάσεων. Αυτό μπορεί να το αποτέλεσμα ενός μεγάλου βαθμού, μετασχηματισμού φάσεων λόγω της θερμικής επεξεργασίας και της διόγκωσης του δοκιμίου κατά πολύ μικρό ποσοστό. Παρόλα αυτά με δυσκολία αναγνωρίζουμε διαφορές από προηγούμενες μικροδομές συγκολλήσεων. Συγκριτικά με την μικροδομή του δοκιμίου Β, το δοκίμιο Δ δεν παρουσιάζει στο οπτικό μικροσκόπιο ενδείξεις κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων. Υπάρχει όμως η πιθανότητα να υπάρχουν συνεκτικά κατακρημνίσματα, τα οποία να είναι υπεύθυνα για αύξηση της σκληρότητας, που δεν είναι ορατά λόγω της συνεκτικότητάς τους με το πλέγμα της μητρικής φάσης του μαρτενσίτη ή ωστενίτη ή λόγω νανοσκοπικού μεγέθους.

Παρατηρούμε επιπλέον στην ΘΕΖ, νιτρίδια του τιτανίου (TiN), και τα οποία εκτείνονται σε μεγάλο βαθμό και στο MB. Η μορφολογία του μετάλλου βάσης δεν έχει επηρεαστεί σχετικά με την μικροδομή της πρότυπης συγκόλλησης 1, από όπου και προέρχεται, όμως θα πρέπει να εξακριβώσουμε το τι πραγματικά συμβαίνει μέσω περαιτέρω ανάλυσης και μηχανικών δοκιμών (σκληρομετρήσεων). Εντύπωση κάνει το φαινόμενο, μη χρωματισμού κάποιας φάσης, όπως πραγματοποιήθηκε στο δοκίμιο Β. Λόγω της μεγάλης αποσταθεροποίησης, για



Εικόνα 105-ΘΕΖ δοκίμιου Δ: 2.

διάρκεια μιάμισης ώρας και βαφή στο νερό, ένα ποσοστό ωστενίτη έχει σίγουρα μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη χαμηλού C. Αρα αιτία χρωματισμού θα μπορούσε να καθίσταται η ευαισθησία της φάσης του μαρτενσίτη όπως και του φερρίτη λόγω του πλέγματος τους, ειδικά του μαρτενσίτη όπως είδα και στο Β. Επιπλέον δεν μπορούμε να παρατηρήσουμε ξεκάθαρα καρβίδια λόγω της θερμικής κατεργασίας, στα όρια.

3.3 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ SEM-EDS.

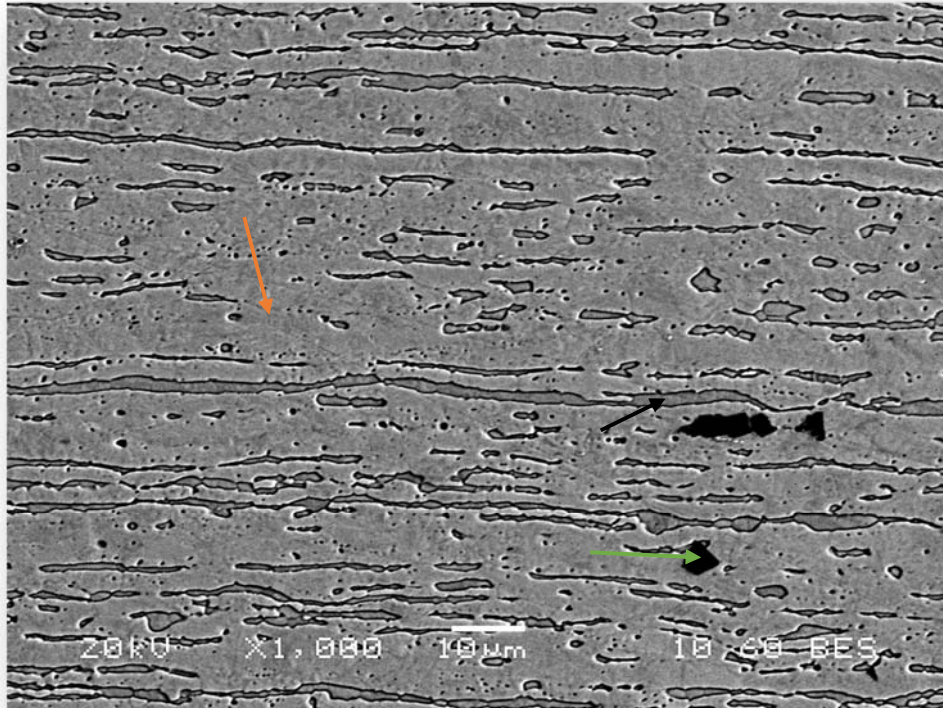
Τα δοκίμια που θα εξεταστούν στο SEM είναι σαφώς λιγότερα σε αριθμό συγκριτικά με αυτά που εξετάστηκαν μικρογραφικά στο οπτικό μικροσκόπιο αντίστοιχα. Όμως όπως προαναφέραμε, όλα τα δοκίμια εκτός του δοκιμίου της **Πρότυπης Συγκόλλησης 2**, το οποίο έχει συγκολληθεί με διαφορετικής σύστασης ηλεκτρόδιο σε σχέση με το 17-7 PH (AMS 5824), παρουσιάζουν την ίδια μεταλλουργική συμπεριφορά και την ίδια μορφολογία όσο αναφορά τα μικρογραφικά συστατικά και τις φάσεις που παρουσιάζονται στην μικροδομή του MB, ΘΕΖ και του ΜΣ. Έτσι ανεξάρτητα τα σφάλματα δομής που οφείλονται στην μόνωση, στην τεχνική και στις λοιπές παραμέτρους, οι μικρογραφίες των δοκιμίων στο SEM θα υποδικνύουν τα ίδια χαρακτηριστικά τα οποία θα χαρακτηρίζονται και από παρόμοιες χημικές συστάσεις. Συνεπώς οι μικρογραφίες ενός δοκιμίου το οποίο έχει συγκολληθεί με ίδιας σύστασης ηλεκτρόδιο ή αυτογενώς, είναι ικανές να χρησιμοποιηθούν για την επεξήγηση και την εξέταση και των επομένων δοκιμίων που έχουν συγκολληθεί με παρόμοιο τρόπο. Επιπλέον πολλές πανομοιότυπες μικρογραφίες μπορεί να παρατηρηθούν σε ποικίλα δοκίμια, ειδικά μικρογραφίες των βασικών μετάλλων, τα οποία έχουν μείνει ανεπηρέαστα από την διαδικασία συγκόλλησης σε μεγαλύτερο εύρος από το τέλος της έκτασης της ΘΕΖ.

Προφανώς όσο αναφορά την χημική σύσταση, περιοχές οι οποίες χαρακτηρίζονται από την ίδια φάση, μπορεί να χαρακτηρίζονται από παρόμοια χημική σύσταση, με κάποιες όμως μικροδιαφορές, οι οποίες όμως θα έχουν πιο χαρακτηριστικές τιμές όταν συζητάμε για διαφορετικές φάσεις .

Συνοπτικά, η προσπάθεια μας για αναγνώριση των μικρογραφικών συστατικών της συγκόλλησης θα εξαρτηθεί από εικόνες μικρογραφιών διαφορετικών δοκιμίων τα οποία θα συμβάλλουν στην διαμόρφωση του τελικού αποτελέσματος .

Όλα τα προαναφερθέντα, δεν αφορούν την πρότυπη συγκόλλησης 2 όπως και το δοκίμιο Γ, οι οποίες χαρακτηρίζονται από διαφορετικές βασικές παραμέτρους συγκόλλησης όπως το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο και συνεπώς επιδικνύουν μία εντελώς διαφορετική μικροδομή σε σχέση με αυτήν των προηγούμενων δοκιμίων συγκόλλησης.

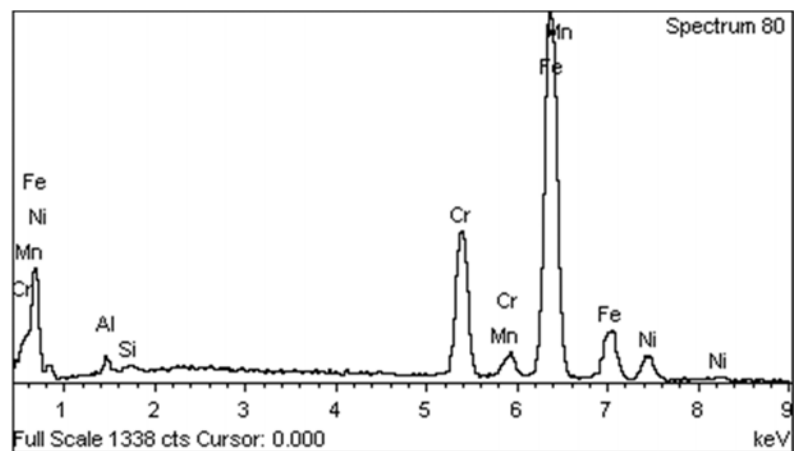
3.3.1 ΔΟΚΙΜΙΟ 8: ΣΗΜΕΙΑΚΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ.



Εικόνα 106-Βασικό μέταλλο του δοκιμίου 8, ανάλυση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.

Παραπάνω παραπάνω παρατηρούμε την μικρογραφία του βασικού μετάλλου, την οποία αποκτήσαμε μέσω της εξέτασης του δοκιμίου 8, της σημειακής συγκόλλησης. Πραγματοποιώντας μία γενική ανάλυση της χημικής σύστασης σε εμβαδόν ανάλογο της παραπάνω περιοχής, αποκτήσαμε τα εξής αποτελέσματα :

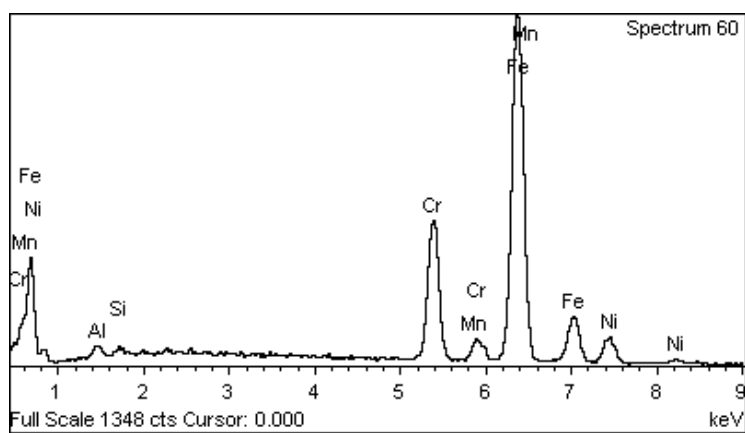
Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.14	2.30
Si K	0.36	0.70
Cr K	17.83	18.67
Mn K	0.67	0.67
Fe K	73.03	71.20
Ni K	6.97	6.47



Από την χημική ανάλυση της ευρύτερης περιοχής του μετάλλου βάσης, μπορούμε να επιβεβαιώσουμε το είδος του χάλυβα καθώς οι τιμές των ποσοστών των στοιχείων είναι μέσα στα λογικά όρια και υποδηλώνουν ότι ο χάλυβας που χρησιμοποιήθηκε για βασικό μέταλλο είναι ο 17-7 PH. Έπειτα πραγματοποιήθηκαν οι χημικές αναλύσεις για της τρεις περιοχές που υποδεικνύονται με βέλος στην Εικόνα 106.

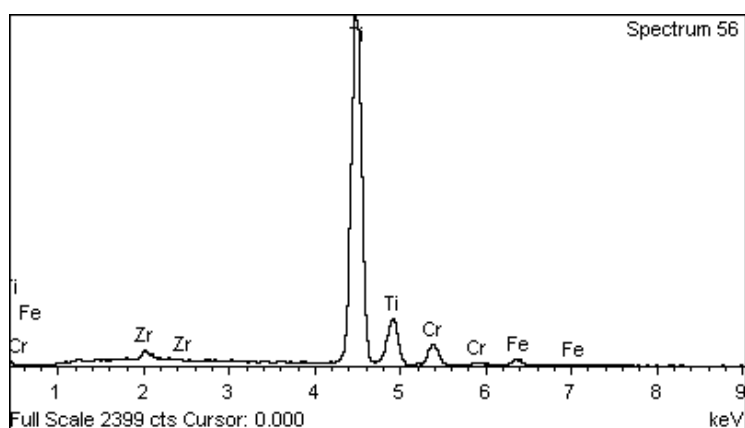
1) Περιοχές με Πορτοκαλί Βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.04	2.11
Si K	0.43	0.84
Cr K	17.23	18.06
Mn K	0.73	0.72
Fe K	72.16	70.45
Ni K	8.40	7.80



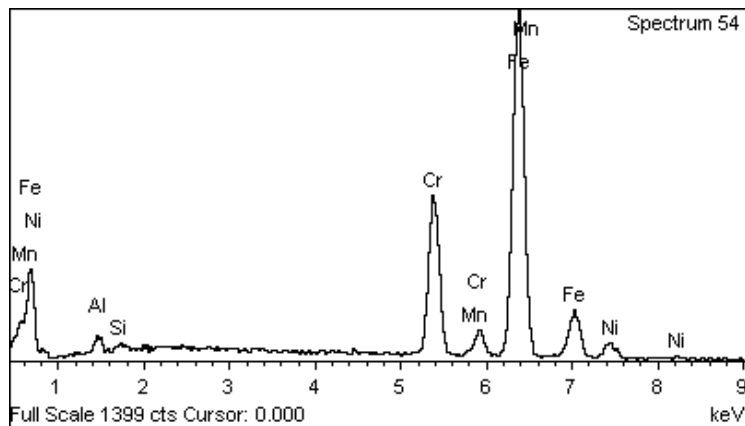
2) Περιοχές με Πράσινο Βέλος

Element	Weight%	Atomic%
N K	14.61	37.42
Ti K	74.35	55.69
Cr K	6.81	4.70
Fe K	2.09	1.35
Zr L	2.14	0.84



3) Περιοχές με Μαύρο Βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.45	2.92
Si K	0.41	0.79
Cr K	20.24	21.06
Mn K	0.68	0.67
Fe K	72.25	69.99
Ni K	4.97	4.58



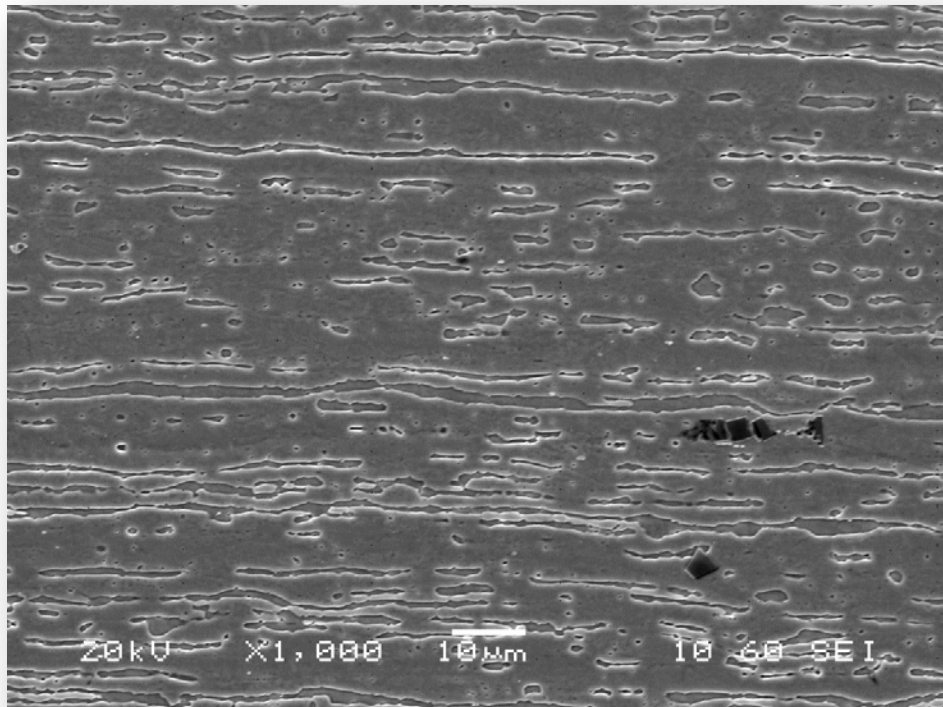
Από τις παραπάνω χημικές αναλύσεις συμπαίρνουμε ότι :

1) Η περιοχή που υποδικνύει το **πορτοκαλί βέλος** χαρακτηρίζεται ως ωστενίτης- ωστενιτική μήτρα, λόγω του κραματικού διαφορισμού των στοιχείων. Παρατηρούμε δηλαδή τα αυξημένα ποσοστά γ-φερρογόνων (Mn,Ni) συγκριτικά με άλλες περιοχές που βλέπουμε στην μικρογραφία. Επιπλέον από την βιβλιογραφία γνωρίζουμε ότι το κράμα, σαν Condition A στην μορφή του Sheet, παρουσιάζει δομή κυριάρχως φάσης ωστενίτη με ποσοτά δ-φερρίτη, οπότε εάν παρατηρούμε φάση με παρόμοια σύσταση, ειδικά στο Ni και στο Cr, όπως η γενική σύσταση του μετάλλου, τότε κατά πάσα πιθανότητα η συγκεκριμένη φάση θα χαρακτηρίζεται ως ωστενιτική. Η ποσοστιαία διαφορά μεταξύ της γενικής χημικής σύστασης που πραγματοποιήσαμε και της ωστενιτικής φάσης είναι πολύ μικρή, αλλά μας δίνει να καταλάβουμε την άνοδο του ποσοστού των γ-φερρογόνων. Λόγω της αδυναμίας για αποτελεσματική προσβολή, οι κόκκοι του ωστενίτη δεν είναι διακριτοί, όπως είναι στην περιοχή επαφτόμενη στην ΘΕΖ, και παρουσιάζουν εικόνα μίας ενιαίας μήτρας άνευ κόκκων .

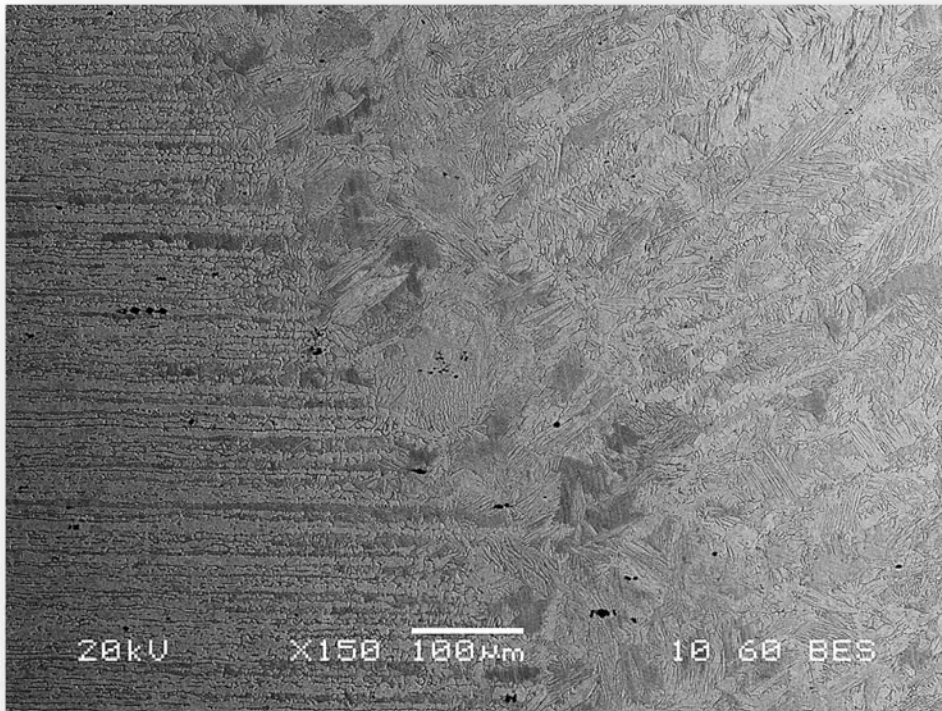
2) Η περιοχή που υποδικνύει το **μαύρο βέλος**, χαρακτηρίζεται ως δ-φερριτική περιοχή καθώς την παρατηρούμε σε πολύ μικρότερο ποσοστό και βλέπουμε επίσης υψηλά ποσοστά α-φερρογόνων κραματικών στοιχείων σε σχέση με τις υπόλοιπες αναλύσεις (Al,Cr,Si) καθώς και πολύ μικρότερο ποσοστό γ-φερρογόνων κραματικών στοιχείων σε σχέση με την ωστενιτική φάση που μόλις αναλύσαμε, όπως το Ni. Ο κραματικός διαφορισμός α-φερρογόνων και γ-φερρογόνων αντίστοιχα στις φάσεις του δ-φερρίτη και του ωστενίτη, άλλωτε είναι εμφανής και αλλώτε όχι τόσο καθώς η διαφοροποίηση των ποσοστών των

στοιχείων δεν είναι τόσο μεγάλη. Άρα πρέπει να συνδυάσουμε και οπτικές πληροφορίες για την αναγνώριση των φάσεων όπως είναι προφανές. Η φερριτική φάση παρουσιάζει υψηλά ποσοστά σε α-φερρογόνα αλλά μπορεί να υπάρξει και με μέτρια ποσοστά σε α-φερρογόνα αλλά με πολύ μικρο ποσοτό σε γ-φερρογόνα. Αυτό αντίστοιχα συμβαίνει και στην φάση του ωστενίτη. Η κόκκοι του φερρίτη, λόγω της ψυχρηλασίας, φέρονται επιμήκεις και εγκλωβισμένοι μέσα στην ωστενιτική μήτρα. Τέλος είναι εμφανές το χαρακτηριστικό της υψομετρικής διαφοράς μεταξύ του φερρίτη και του ωστενίτη. Ο δ-φερρίτης, λόγω της προσβολής φέρεται να είναι σε χαμηλότερο επίπεδο από τον ωστενίτη λόγω δομής

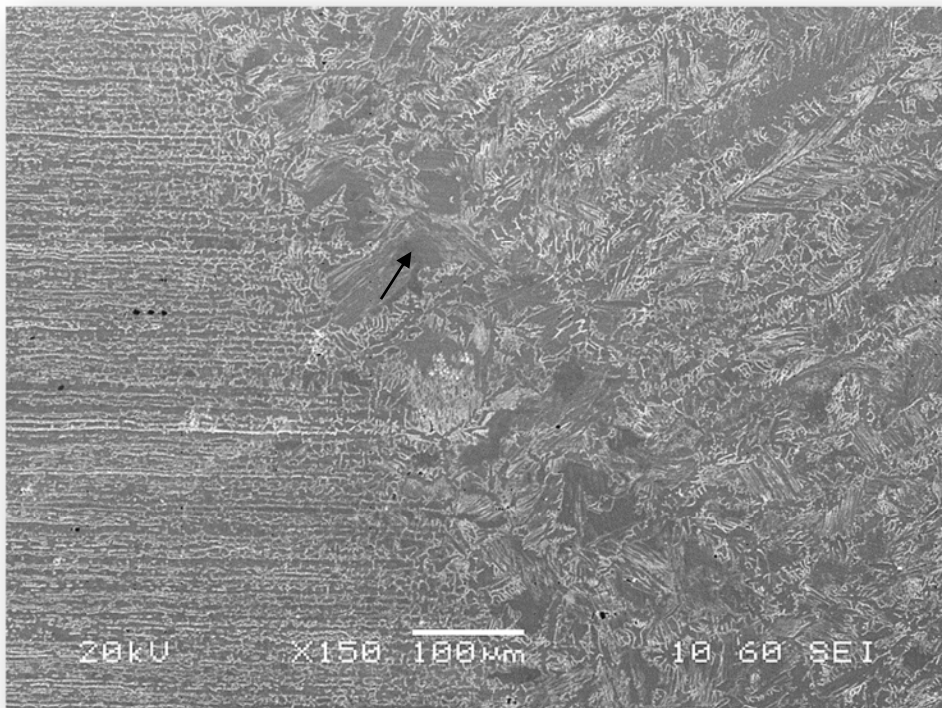
3) Η φάση που παρουσιάζεται με το **πράσινο βέλος** χαρακτηρίζεται ως ένα νιτρίδιο του Ti, όπως έχουμε προαναφέρει, καθώς παρατηρούμε τεράστιο ποσοστό Ti και N σε συνολικό ποσοστό της τάξης του 90%. Όπως είναι λογικό παρατηρούμε και άλλα διαλελυμένα στοιχεία, τα οποία βρίσκονται στο νιτρίδιο ή στην γύρω περιοχή καθώς το SEM μπορεί και αποκλείνει όσο αναφορά την ακριβή εστίαση της περιοχής, μέσω του εμβαδού που καλύπτει η δέσμη κατά την διάρκεια της ανάλυσης. Επιπλέον παρατηρούμε το χαρακτηριστικό κυβικό σχήμα των συγκεκριμένων νιτρίδιων και την **ατομική αναλογία του Ti-N** στην χημική ανάλυση.



Εικόνα 107-Μέταλλο βάσης 17-7 PH, ανάλυση δευτερευόντων ηλεκτρονίων.

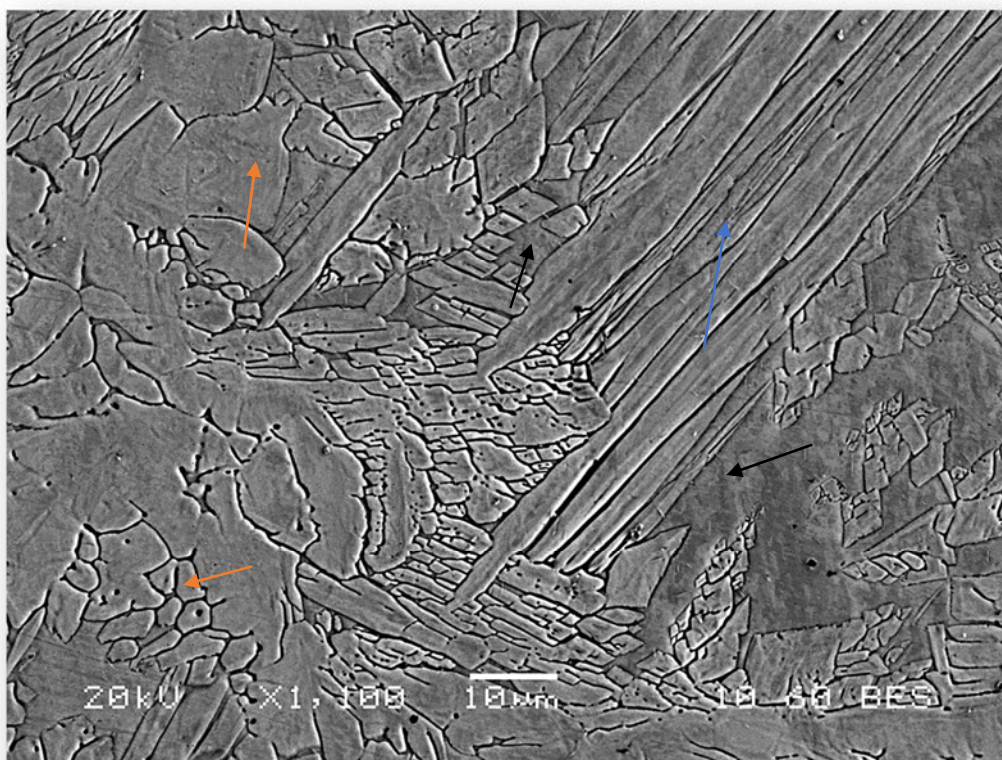


Εικόνα 109-MB, ΘΕΖ, ΜΣ, με ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.



Εικόνα 108-MB, ΘΕΖ, ΜΣ, με ανάλυση δευτερευόντων ηλεκτρονίων.

Στις παραπάνω μικρογραφίες παρατηρούμε το μέταλλο βάσης, την ΘΕΖ και το μέταλλο συγκόλλησης χαρακτηριστικά .Βλέπουμε μια σειρά από νιτρίδια στο μέταλλο βάσης, τα οποία παρουσιάζονται διαδοχικά σε ευθεία γραμμή, στην συνέχεια παρατηρούμε στην Εικόνα 108, την ΘΕΖ λόγω της βοήθειας των δευτερευόντων ηλεκτρονίων. Οι σκούρες καφέ περιοχές (μαύρο βέλος) είναι δ-φερρίτης και χαρακτηρίζονται από τραπεζοειδή μορφή και παρόμοια χημική σύσταση με την περιοχή που ενδίκνυται από το μαύρο βέλος στην εικόνα 106. Έπειτα στα δεξιά παρατηρούμε το μέταλλο συγκόλλησης το οποίο παρουσιάζει την βελονοειδή μορφολογία την οποία έχουμε συναντήσει.



Εικόνα 110-ΘΕΖ/Ζώνη τήξης της συγκόλλησης, ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.

Οι βελονοειδείς περιοχές που συμβολίζονται με την βοήθεια του μπλέ βέλους, θα μπορούσε να είναι είτε μαλακός μαρτενσίτης, είτε εναλλαγές βελονοειδούς ωστενίτη και φερρίτη, είτε μορφολογία **lathy φερρίτη**, ο οποίος βρίσκεται "ξηλωμένος" από γ-φερρογόνα και πλούσιος από α-φερρογόνα, ανάμεσα στην βελόνες του ωστενίτη. Παρόλα αυτά, η συγκεκριμένη μορφολογία μπορεί να χαρακτηριστεί και ως Widmastatten ωστενίτης ή μαρτενσίτης, γεγονός το οποίο θα εξακριβώσουμε με την διαξαγωγή σκληρομετρήσεων.

4) Περιοχές με Μπλέ βέλος

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.96	1.94
Si K	0.51	0.99
Cr K	17.93	18.79
Mn K	0.69	0.68
Fe K	72.07	70.32
Ni K	7.84	7.28

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.96	1.95
Si K	0.41	0.80
Cr K	17.80	18.67
Mn K	0.89	0.88
Fe K	72.79	71.07
Ni K	7.14	6.64

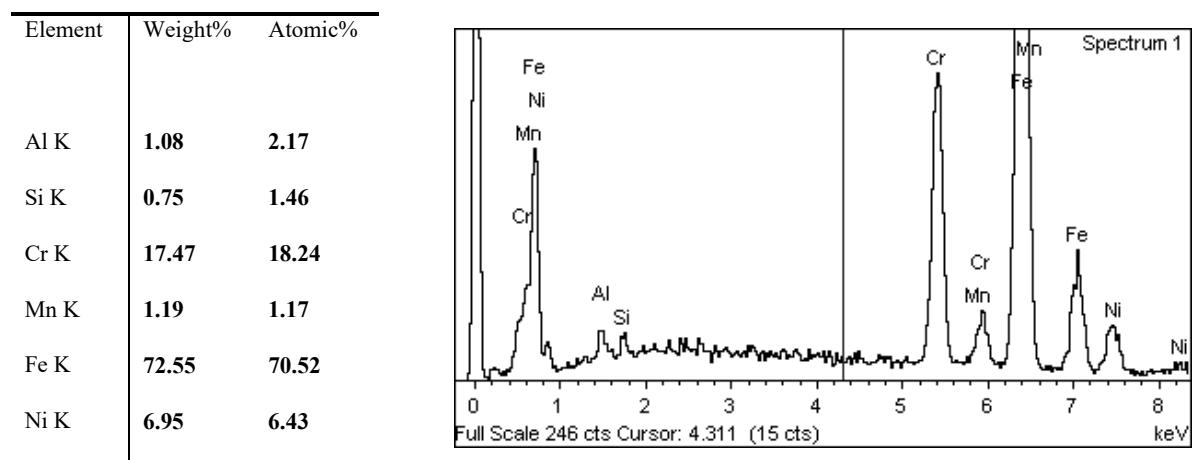
Παρατηρούμε, από δύο αναλύσεις που πραγματοποιήθηκαν σε τέτοιου είδους περιοχές, βλέπουμε ότι η χημική σύσταση είναι παρόμοια με αυτήν της ωστενιτικής φάσης και της γενικής χημικής σύστασης του κράματος αν και διαφοροποίηση με τον φερρίτη δεν είναι ξεκάθαρη. Λόγω βιβλιογραφίας και σύστασης, οι βελόνες που διακρίνουμε χαρακτηρίζονται ωστεντικές αλλά και φερριτικές. Οι δεύτερες (lathy-acicular ferrite) σχηματίστηκαν από την υποχώρηση της φάσης του αρχικού δ-φερρίτη, μέσω μετασχηματισμού στερεάς κατάστασης και ευκυκτικής αντίδρασης και τα κατάλοιπα της φάσης του δ-φερρίτη παρέμειναν ανέμεσα από τις ανεπτυχθείσες βελόνες του ωστενίτη όπως βλέπουμε στην Εικόνα 22. Οι διάφορες ανομοιόμορφες μορφολογίες λαμβάνουν θέση στο μέταλλο συγκόλλησης, για τον λόγο ότι το alloy partitioning είναι διαφορετικό ανάλογα την περιοχή και τις συνθήκες απόψυξης δηλαδή, επειδή σε όλο το μέταλλο συγκόλλησης δεν επικρατούν οι ίδιες συνθήκες διάχυσης και στερεοποίησης, οι αναλογίες ισοδυνάμων Cr-Ni μεταβάλλονται τοπικά και ο κραματικός διαφορισμός λαμβάνει χώρα σε ανόμοιο ρυθμό και βαθμό, έτσι ώστε να παρουσιάζονται διαφορετικές μορφολογίες φερρίτη και ωστενίτη ενώ το κράμα θα έπρεπε να παρουσιάζει μία η δύο το πολύ, μορφολογίες ανάλογα με τα ισοδύναμα του (βλ. Διάγραμμα 19) γιατί ανήκει στις κατηγορίες στερεοποίησης FA,F. Ουσιαστικά, η μορφολογία που βλέπουμε είναι αποτέλεσμα, της απομύζησης και αποδυνάμωσης της φάσης του αρχικού δ-φερρίτη και τον μετασχηματισμό του σε ωστενίτη. Ο ωστενίτης καταναλώνει τον προυπάρχον φερρίτη μέσω διάχυσης στοιχείων σε βάθμό τέτοιο όπου ο εναπομείναντας φερρίτης είναι εμπλουτισμένος, λόγω συγκέντρωσης και διαφορισμού κραματικών στοιχείων, με κυρίως α-φερρογόνα

στοιχεία και μικρή περιεκτικότητα γ-φερρογόνων, γεγονός που τον καθιστά σταθερό σε χαμηλές θερμοκρασίες. (22) (48).

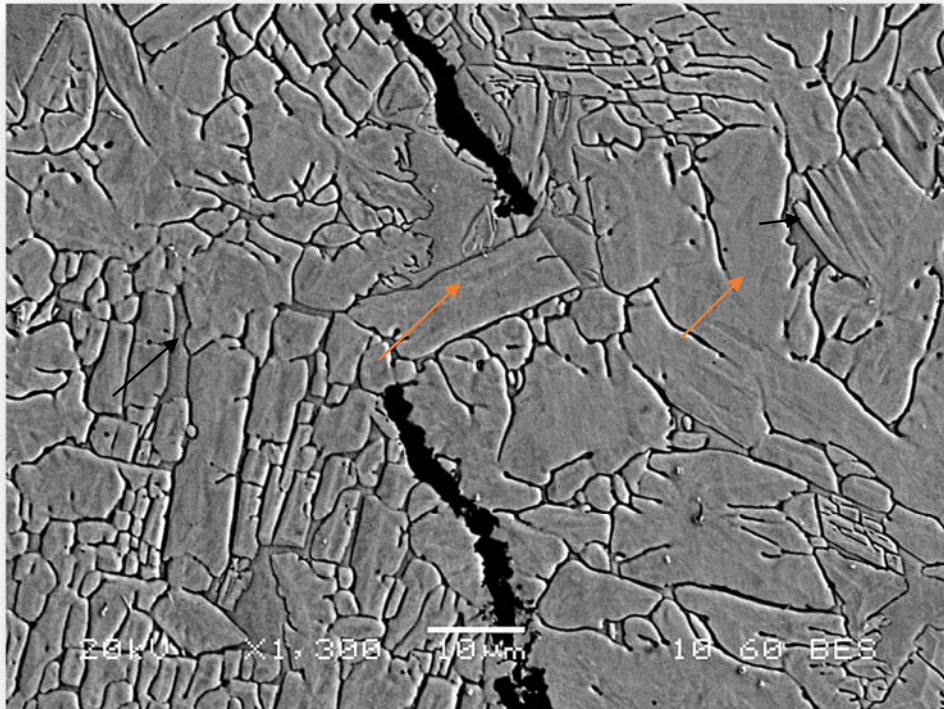
Συγκεκριμένα στην παραπάνω μικρογραφία παρατηρούμε αρκετές μορφολογίες φερρίτη από τις εικόνες Εικόνα 24, Εικόνα 25, Εικόνα 26, Εικόνα 27 ανάλογα με τον φερριτικό αριθμό, αλλά και ωστενίτη. Οι περιοχές που υποδεικνύονται με το πορτοκαλί βέλος είναι ωστενιτικές περιοχές και χαρακτηρίζονται από χημική σύσταση παρόμοια με αυτή της γενικής μακροσκοπικής ανάλυσης αλλά και των προηγούμενων ωστενιτικών φάσεων (πορτοκαλί βέλος).

Οι περιοχές που τονίζονται με το μαύρο βέλος χαρακτηρίζονται ως φάση δ-φερρίτη καθώς έχουν χαρακτηριστική μορφολογία και χημική σύσταση η οποία ταυτίζεται με την περιοχή που δείχνεται με τον ίδιο τρόπο στην Εικόνα 106. Επιπλέον ξεχωρίζουμε τις 2 φάσεις μεταξύ τους, λόγω της πολύ χαρακτηριστικής υψομετρική τους διαφοράς που παρατηρούμε στο ηλεκτρονικό μικροσκόπιο σάρωσης καθώς και σημαντική χρωματική διαφορά.

Η γενική χημική ανάλυση του μετάλλου συγκόλλησης παρατίθεται παρακάτω:



Παρατηρούμε ότι η χημική σύσταση της συγκόλλησης είναι παρόμοια με την γενική χημική σύσταση του MB, και έτσι επιβεβαιώνουμε ότι τα βασικά μέταλλα έχουν συγκολληθεί με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο, χαρακτηρίζεται από την ίδια χημική σύσταση με το μέταλλο βάσης. Προφανώς και θα παρατηρήσουμε και κάποιες μεταβολές στην χημική σύσταση μίας και ο διαφορισμός σε συνδυασμό με το περιθώριο λάθους του SEM, δεν μας επιτρέπει να



Εικόνα 111-Ρίζα συγκόλλησης δοκιμίου 8, ανάλυση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.

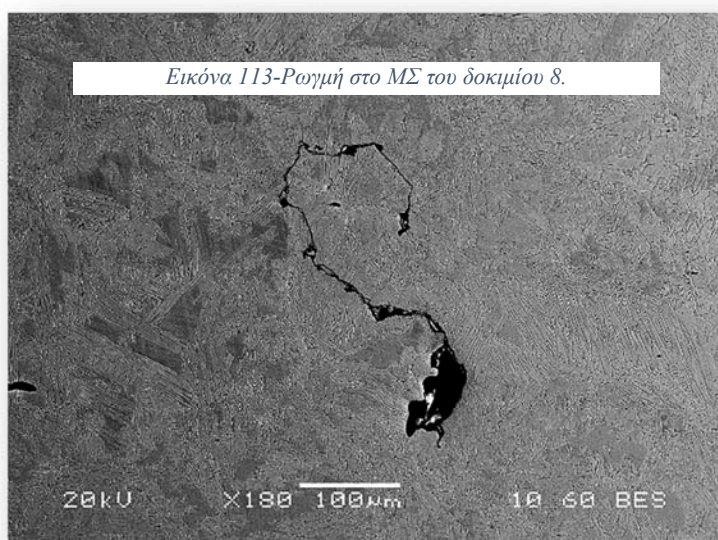
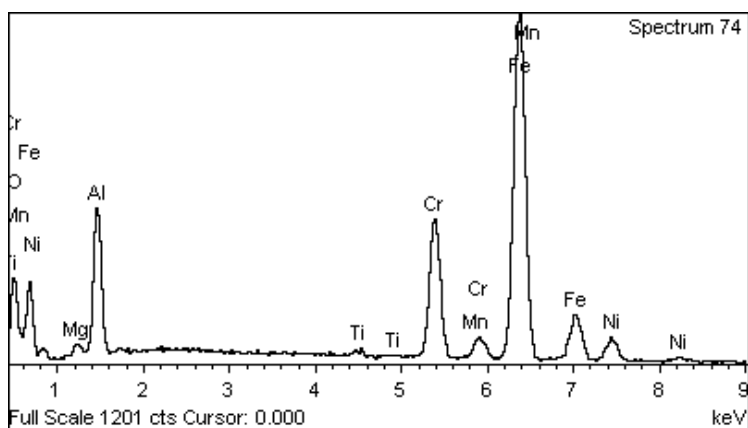
εμπιστευτούμε 100% τις μετρήσεις και επιπλέον σίγουρα θα υπάρχει κάποιος τυχαίος κρυσταλλικός ανομοιομορφος διαφορισμός των στοιχείων σε όλη την επιφάνεια του μετάλλου.

Και εδώ παρατηρούμε παρόμοια μορφολογία όπως και στις προηγούμενες μικρογραφίες όσο αναφορά τις δομές των εναλλασσόμενων πακιδιών φερρίτη και ωστενίτη. Σε αυτήν την μικρογραφία δεν παρατηρούμε σε μεγάλο βαθμό βελονοειδείς εναλλαγές όπως κάναμε στην προηγούμενη μικρογραφία. Η χημική σύσταση των υπερυψωμένων περιοχών που συμβολίζονται με πορτοκαλί βέλος όπως και κάθε φορά, ταυτίζονται με αυτές των αντίστοιχων περιοχών στην Εικόνα 106 και όπως παρατηρούμε καταλαμβάνουν το μεγαλύτερο μέρος του εμβαδού της επιφάνειας του δοκιμίου. Επιπλέον βλέπουμε ότι μέσα σε αυτήν την ωστενιτική φάση, υπάρχουν κάποιες μικροσπές οι οποίες παρουσιάζονται είτε σαν πλεγματικά κατάλοιπα στερεοποίησης, ή σαν θέσεις κατακρημνισμάτων. Η χημική ανάλυση δεν μας έδειξε σαφές αποτέλεσμα, τα αποτελέσματα ταυτίζονται με την ωστενιτική μήτρα καθώς τα κατακρημνίσματα όπως φέρεται έχουν απομακρυνθεί μέσω της μηχανικής, επιφανειακής επεξεργασίας και ηλεκτροχημικής προσβολής και δεν ήταν πιθανή η αναγνώρησή τους.

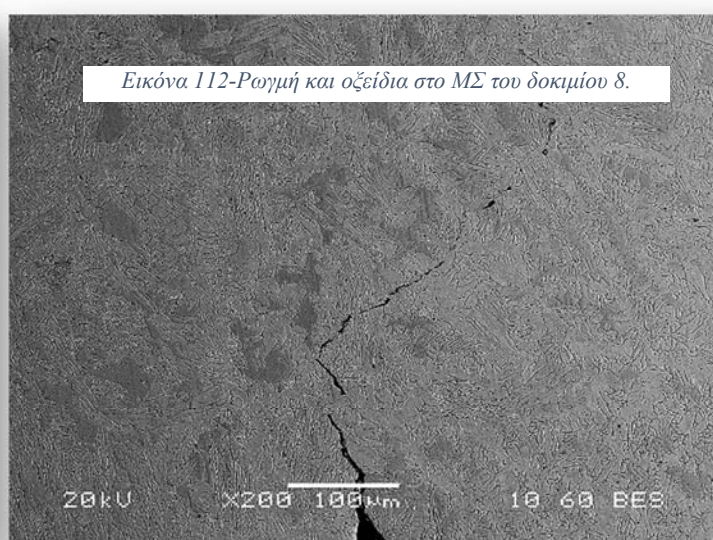
Οι περιοχές που συμβολίζονται με το μαύρο βέλος, έχουν την ίδια σύσταση με τις αντίστοιχες περιοχές στις προηγούμενες μικρογραφίες .Δηλαδή παρατηρούμε μία αύξηση σε α-φερρογόνα κραματικά στοιχεία όπως τα Cr, Al και χαμηλά ποσοστά από α-φερρογόνα όπως το Ni, Mn. Παρατηρούμε επίσης της υψομετρική διαφορά των φάσεων του φερρίτη με του ωστενίτη. Ο φερρίτης παρατηρείται σαν να υποβόσκει κάτω και ανάμεσα από τα στρώματα της κυρίαρχης φάσης του ωστενίτη, πιθανόν λόγο της προσβολής .

Επιπλέον παρατηρούμε μία μαύρη μορφολογία να εκτείνεται κάθετα σε ένα μεγάλο μέρος του εμβαδού της μικρογραφίας. Αυτή η μορφολογία είναι η συνέχεια της ρωγμής που είχαμε παρατηρήσει αρχικά στο οπτικό μικροσκόπιο του δοκιμίου 8.

Element	Weight%	Atomic%
O K	8.52	22.21
Mg K	1.06	1.82
Al K	9.72	15.03
Ti K	0.48	0.42
Cr K	14.55	11.67
Mn K	0.72	0.55
Fe K	59.29	44.29
Ni K	5.66	4.02



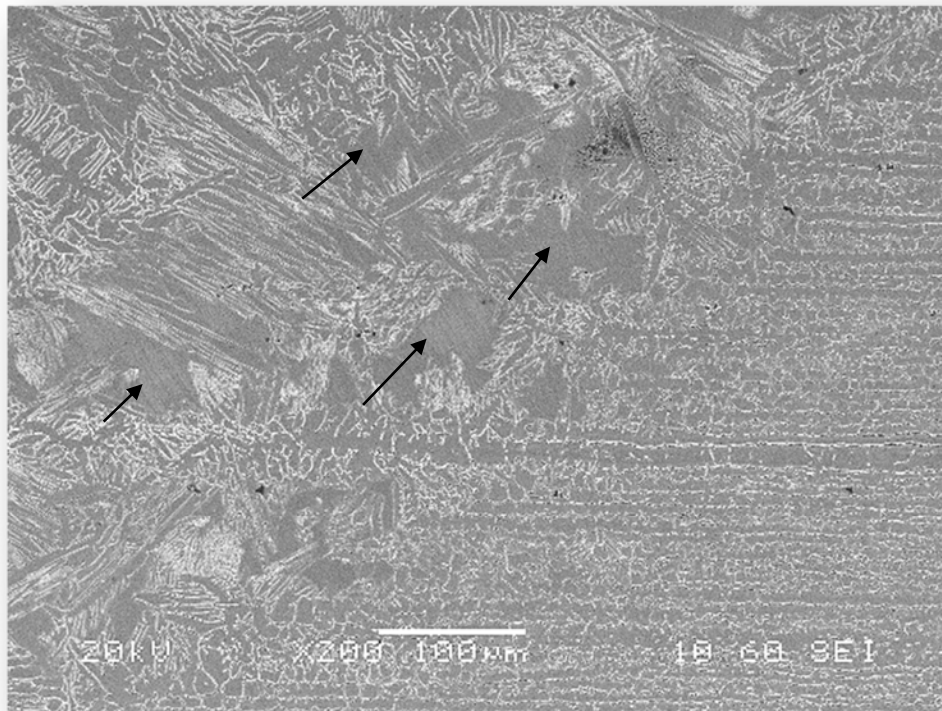
Εικόνα 113-Ρωγμή στο ΜΣ του δοκιμίου 8.



Εικόνα 112-Ρωγμή και οξείδια στο ΜΣ του δοκιμίου 8.

Όπως παρατηρούμε από την χημική ανάλυση της συγκεκριμένης περιοχής , παρατηρούμε ότι ναι μεν υπάρχει ρωγμάτωση γιατί λαμβάνουμε την ανάλυση της ωστενιτικής κύριας φάσης που υπάρχει στον πάτο της ρωγμής αλλά παρατηρούμε και σε πολλά σημεία να υπάρχουν συστάσεις που περιέχουν O,Ti και Mg καθώς και άλλα στοιχεία τα οποία δεν περιέχονται στην σύσταση των μετάλλων που συμμετέχουν άρα συμπεραίνουμε ότι, η ρωγμή σχηματίστηκε και στην συνέχεια, κατά την διάρκεια της λείανσης και της στύλβωσης, πραγματοποιήθηκε οξείδωση στο εσωτερικό της ρωγμής καθώς και παραμονή στοιχείων τα οποία είναι κατάλοιπα από ακαθαρσίες και παράγωγα των αναλωσίμων της λείανσης. Αυτό επιβεβαιώνεται με τις ακαθαρσίες-οξείδια οι οποίες έχουν προσκολληθεί επάνω στην επιφάνεια του δοκιμίου, σχηματίζοντας νηχτή συνέχεια με την διεύθυνση του ρήγματος .

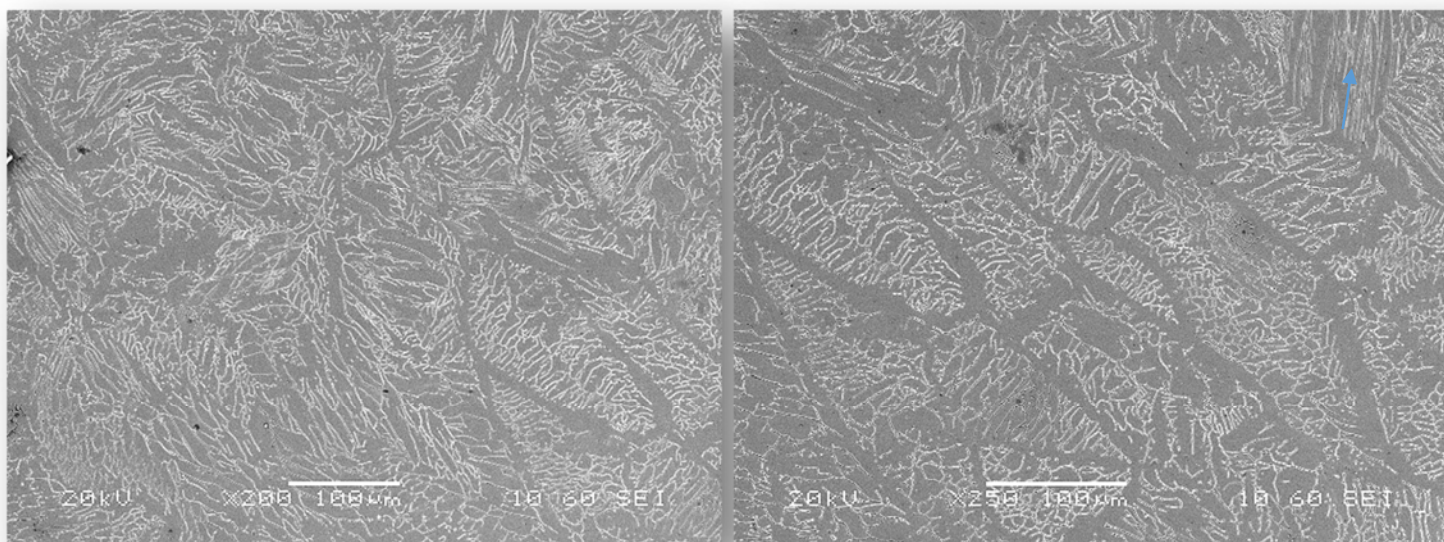
3.3.2 ΔΟΚΙΜΙΟ 2.



Εικόνα 114-MB, ΘΕΖ, ΜΣ Δοκιμίου 2, με ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων

Παρακολουθήσαμε την δομή της συγκεκριμένης συγκόλλησης καθώς και τα σφάλματα της δομής τα οποία οφείλονται σε διάφορες παραμέτρους συγκόλλησης καθώς και της τεχνικής του ηλεκτροσυγκολλητή, όμως από μεταλλουργικής άποψης δεν παρουσιάζουν κάποια άλλη διαφορά στην μικροδομή και στην εναλλαγή φάσεων όπως θα δούμε και παρακάτω. Οι περιοχές με τα βέλη, υποδηλώνουν τις αντίστοιχες περιοχές που χρησιμοποιήθηκαν για να δείξουμε αντίστοιχες φάσεις, σε προηγούμενες μικρογραφίες.

Στην παραπάνω μικρογραφία παρατηρούμε τις πλακοειδείς φερριτικές μορφολογίες στην ΘΕΖ, καθώς και την χαρακτηριστική κοκκομετρία του μετάλλου βάσης η οποία είναι εμφανής αρκετά μόνο κοντά στο μέταλλο συγκόλλησης, χρησιμοποιώντας το συγκεκριμένο οξύ για προσβολή. Η γενική μικροδομή που παρατηρούμε είναι ίδια με τις προηγούμενες μικρογραφίες.

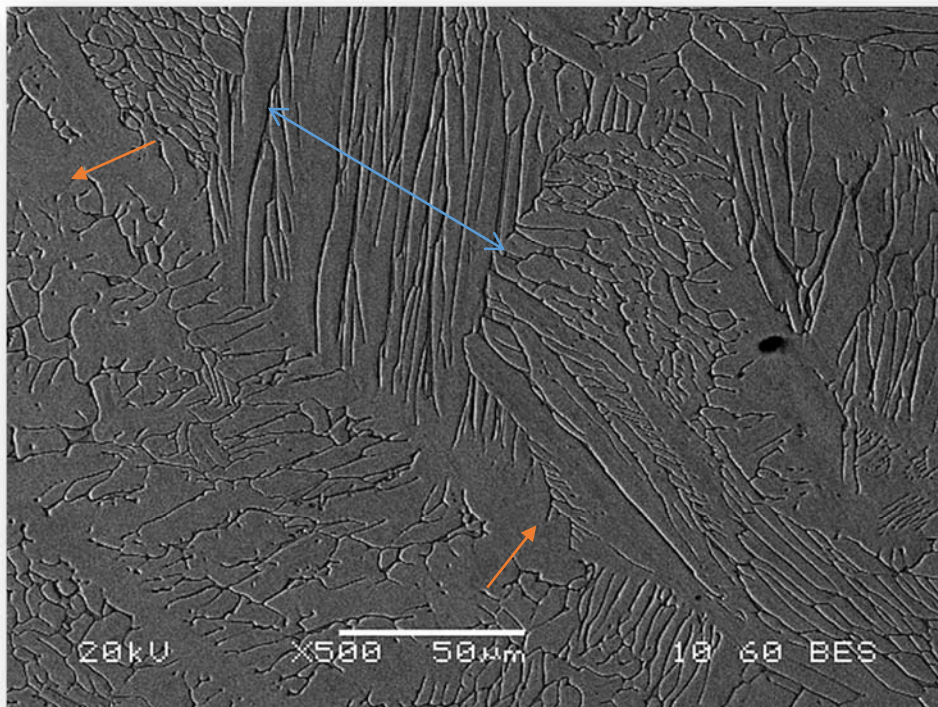


Εικόνα 116-ΜΣ δοκιμίου 2, ανάλυση με δευτερεύοντα ηλεκτρόνια 1.

Εικόνα 115- ΜΣ δοκιμίου 2, ανάλυση με δευτερεύοντα ηλεκτρόνια 2.

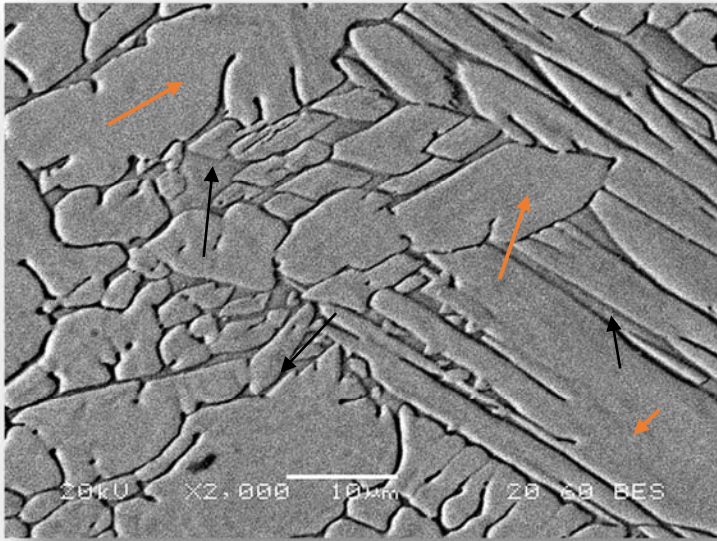
Όπως παρατηρούμε στις παραπάνω μικρογραφίες, οι σχηματισμοί του δ-φερρίτη ενδιάμεσα από τους κόκκους του ωστενίτη, είναι το τέλειο παράδειγμα **μορφολογίας σκελετοειδούς και lathy φερρίτη**. Βλέπουμε την ανάπτυξη του ωστενίτη εις βάρος του αρχικού πρωτογενούς δ-φερρίτη (FA-F στερεοποίηση) ο οποίος μειώνεται σε εμβάδο αλλά ενδυναμώνεται με α-φερρογόνα, σχηματίζοντας στα μέσα των κλάδων μορφολογίες τύπου "σκελετού". Οι βελονοειδείς μορφολογίες είναι εναλλασσόμενες βελόνες ωστενίτη με ανάμεσα παραμένον δ-φερρίτης, και για αυτό ανάλογα το σημείο η σύσταση τους μεταβάλλεται ανάμεσα στις συστάσεις των περιοχών με πορτοκαλί βέλος και στις περιοχές με μαύρο βέλος. Οι

σκελετοειδείς και οι lathy, χαρακτηρίζονται από χημική σύσταση η οποία ταυτίζεται με την χημική σύσταση που αντιστοιχεί στις περιοχές με μαύρο βέλος στην Εικόνα 106. Εάν οι δυο παραπάνω αναλύσεις της μικρογραφίας πραγματοποιούντουσαν με την ανάλυση του φάσματος οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων, θα παρατηρούσαμε ότι οι λευκές περιοχές θα είχαν δώσει την θέση τους, σε περιοχές με μορφολογία αυλακιού και χαμηλότερων επιπέδων που χαρακτηρίζει την μορφολογία του φερρίτη. Όπως θα παρατηρήσουμε στην παρακάτω μικρογραφία. Οι αυλακωμένες, γραμμοειδείς περιοχές είναι δ-φερρίτης που προσβλήθηκε.

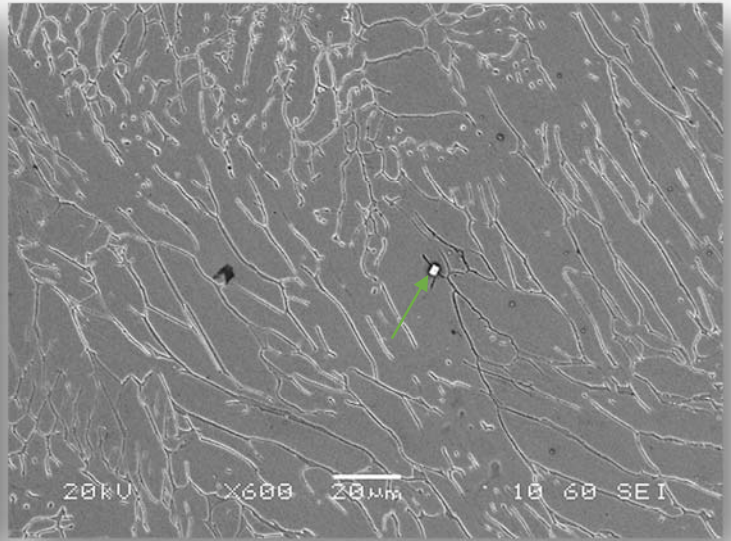


Εικόνα 117-ΜΣ δομικίου 2.

Οι περιοχές με το πορτοκαλί είναι καθαρά ωστενιτικές περιοχές με μεγάλο ποσοστό σε γ-φερρογόνα το οποίο όμως δεν ξεπερνάει αύξηση του 2 % στο Ni σε σύγκριση με τις άλλες φάσεις και μικρογραφίες. Τονίζουμε πάλι το φαινόμενο του κραματικού διαφορισμού που λαμβάνει χώρα σε τέτοιου είδους κράματα και συντελεί στον σχηματισμό "τοπικών" διαφοροποιήσεων ισοδύναμων Ni και Cr, με αποτέλεσμα να σχηματίζονται παραπάνω μορφολογίες φερρίτη από ότι περιμένουμε. Σύμφωνα με μελέτες γνωρίζουμε ότι παρατηρούνται κυρίως οι μορφολογίες skeletal, lathy δ-φερρίτης αλλά και βελονοειδής.



Εικόνα 119-Μέταλλο συγκόλλησης δοκιμίου 2.

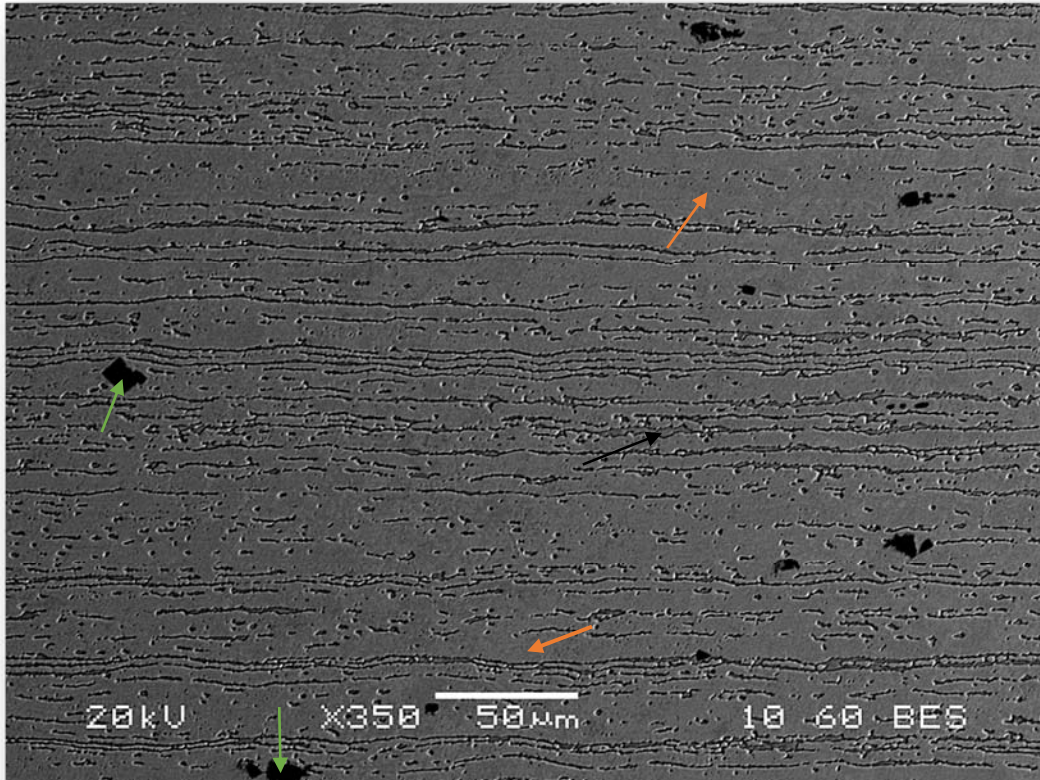


Εικόνα 118-Μέταλλο συγκόλλησης δοκιμίου 2 και νιτρίδιο του Ti.

Στις παραπάνω μικρογραφίες παρατηρούμε αντίστοιχες μικροδομές όπως και στις προηγούμενες εικόνες. Στην πρώτη εικόνα παρατηρούμε εναλλασόμενα πλακίδια ωστενίτη-φερρίτη και κυριάρχη φάση των ωστενίτη. Οι πορτοκαλί περιοχές χαρακτηρίζονται με παρόμοια χημική σύσταση με τις αντίστοιχες φάσεις σε προηγούμενες μικρογραφίες και με την γενική χημική σύσταση, δείχνοντας έτσι την υψηλή περιεκτικότητα σε Ni και χαμηλότερη περιεκτικότητα σε Cr.

Γεγονός αποτελεί ότι λόγω της διάχυσης των κραματικών στοιχείων, το ποσοστό των α-φερρογόνων στο κέντρο του κόκκου του ωστενίτη, είναι μεγαλύτερο από τα άκρα του, λόγω μετακίνησης στην φάση του φερρίτη και αντίστοιχα συμβαίνει και στον φερρίτη. Οι περιοχές με τα μαύρα βέλη έχουν πανομοιότυπες χημικές συστάσεις με τις προηγούμενες περιοχές που παρουσιάστηκαν στις μικρογραφίες με τον ίδιο τρόπο. Χαρακτηριστική είναι η υψομετρική διαφορά των 2 φάσεων που επικρατεί συνέχεια στην μικρογραφία που προσφέρει η ανάλυση του φάσματος των οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων. Η περιοχή με το πράσινο βέλος έχει την ίδια σύσταση με το νιτρίδιο που παρουσιάζεται στην εικόνα 106 αλλά χωρίς να αναγνωρίζεται το N, αυτό μπορεί να σηματοδοτεί ότι η συγκεκριμένη μορφή χαρακτηρίζεται ως καρβίδιο MC. Παρατηρείται ότι βρίσκεται σε ωστενιτική μήτρα, σφηνωμένο, δημιουργώντας γύρω του μια μικρή ρωγμάτωση.

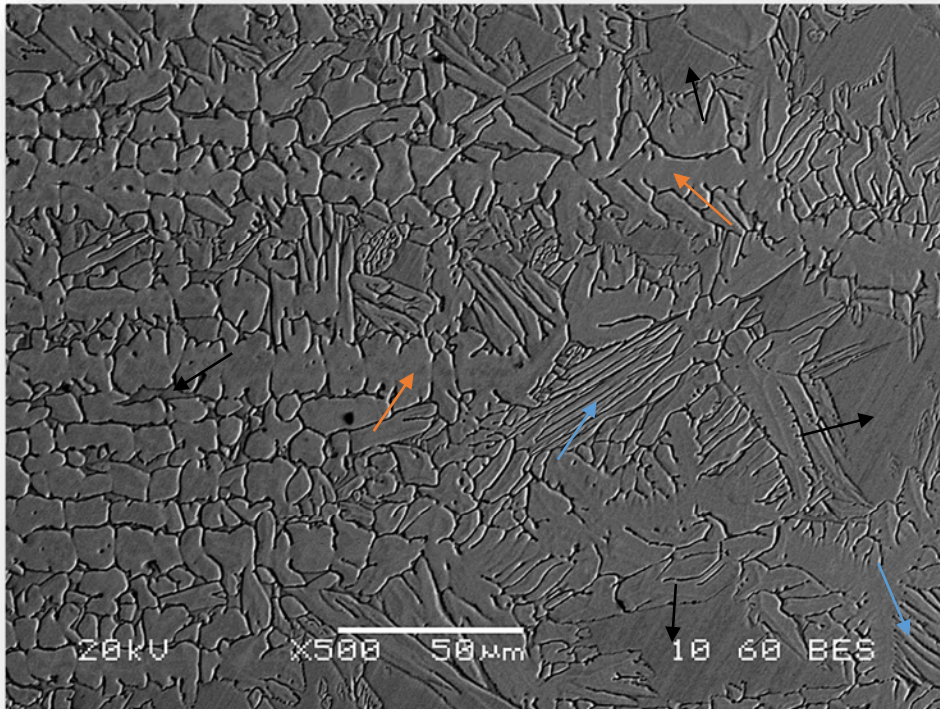
3.3.3 ΔΟΚΙΜΙΟ 9: ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 1.



Εικόνα 120-MB Πρότυπης συγκόλλησης 1, με ανάλυση οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων.

Εδώ παρατηρούμε για ακόμη μία φορά την χαρακτηριστική μορφολογία του μετάλλου βάσης, σε αυτήν την περίπτωση από την γυαλισμένη και ηλεκτροχημικά προσβεβλημένη επιφάνεια της πρότυπης συγκόλλησης 1. Προφανώς δεν περιμένουμε να αντικρύσουμε διαφοροποιήσεις όπως έχουμε αναφέρει, σχετικά με την μικροδομή όπως και επιβεβαιώνεται και στα προηγούμενα δοκίμια. Βλέπουμε πάλι, ότι λόγω της ψυχρής αλλά και πιθανόν της προσβολής, τον δ-φερρίτη να είναι εγκλωβισμένος με την μορφή επιμηκών κόκκων στην μήτρα του ωστενίτη. Οι περιοχές με το πορτοκαλί βέλος είναι ωστενιτικές και έχουν την ίδια σύσταση με τις αντίστοιχες περιοχές σε άλλες μικρογραφίες, οι περιοχές με το πράσινο βέλος είναι νιτρίδια του Ti, χαρακτηριζόμενα από την ίδια σύσταση με την αντίστοιχη μορφολογία στην Εικόνα 106 και τέλος οι περιοχές με το μαύρο βέλος, οι οποίες κατέχουν παρόμοια σύσταση με τις φερριτικές περιοχές που έχουμε εξετάσει. Όπως είπαμε όλες οι περιοχές που

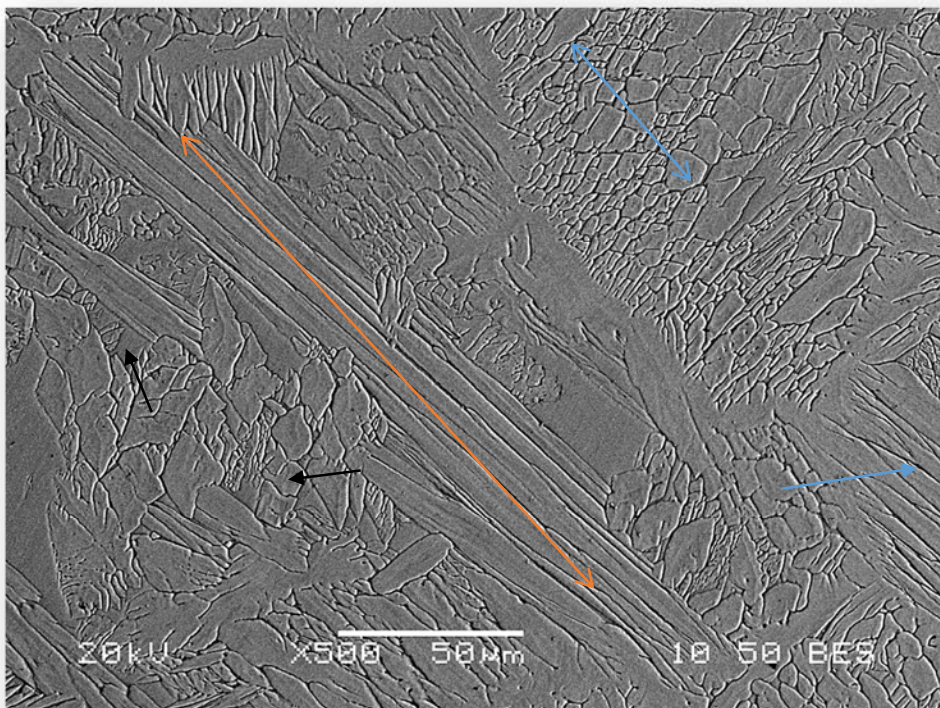
υποδηλώνονται με αντίστοιχο χρώμα βέλους, χαρακτηρίζονται από την ίδια σύσταση και την ίδια μορφολογία (ίδιες φάσεις) και θα συνεχίσουν να υποδηλώνονται με τον ίδιο τρόπο.



Εικόνα 121-MB, ΘEZ πρότυπης συγκόλλησης 1. Φάσμα οπισθοσκεδαζόμενων ηλεκτρονίων

Παρατηρούμε την χαρακτηριστική μορφολογία του μετάλλου βάσης και της ΘEZ. Το μέταλλο βάσης είναι εμφανές ότι διαθέτει πολύ λεπτομερείς κόκκους, οι οποίοι λόγω πιο έντονης χημικής προσβολής εμφανίζονται κόντα στην ΘEZ, ή λόγω της θερμότητας της διαδικασίας της συγκόλλησης, χάνουν το επίμηκες σχήμα τους (ψυχρηλασία) και επανέρχονται σε μία πιο σφαιρική μορφή. Λόγω των διαφορετικών ταχυτήτων και ρυθμών διάχυσης παρατηρούμε στην ΘEZ, διάφορες μορφολογίες εναλλαγών φάσεων φερρίτη και ωστενίτη ίδιες με αυτές που έχουμε συναντήσει. Η ΘEZ έχει πλάτος της τάξης μεγάλους των 300μm, το οποίο μέγεθος είναι πολύ ικανοποιητικό σε σχέση με το πλάτος και το μήκος του δοκιμίου. Οι περιοχές με τα βέλη, όπως αναφέραμε πιο πάνω έχουν τις ίδιες συστάσεις και χαρακτηρίζουν τις ίδιες φάσεις με τις προηγούμενες αναφορές μας. Παρατηρούμε πάλι τις χαρακτηριστικές μορφολογίες του δ-φερρίτη, τραπεζοειδούς σχήματος, οι οποίες προκύπτουν

συγκεκριμένα σε μεγάλο βαθμό στη περιοχή της ΘΕΖ. Αυτό το γεγονός παρατηρείται, λόγω του συνδυασμού του ρυθμού απόψυξης, της απομάκρυνσης της θερμότητας που εφαρμόζεται μέσω του μετάλλου και τέλος του θερμικού κύκλου της συγκόλλησης. Επιπλέον λόγω της μικροδομής ωστενίτη-φερρίτη, **δεν πραγματοποιείται κανένας μετασχηματισμός φάσεων** και συνεπώς πραγματοποιείται έντονο φαινόμενο διάχυσης κραματικών στοιχείων και συνεπώς διόγκωση των κόκκων και συγκεκριμένα των δ-φερριτικών σε συνδυασμό με την αργή απόψυξη. Εδώ θα κάνουμε αναφορά σε λεπτομέριες που αφορούν κάποια στοιχεία: Το N, χρησιμοποιείται στους συγκεκριμένους χάλυβες σε ποσοστά περίπου του 0.03% και κάτω, και δεν αναφέρεται στην αρχική σύσταση σχεδιασμού του χάλυβα (γ-φερρογόνο). Το Ti, δεν χρησιμοποιείται ούτε αυτό σαν επίσημη κραματική σύσταση για τον χάλυβα, αλλά μόνο σαν αποξειδωτικό κατά την διάρκεια κατασκευής και χύτευσης του χάλυβα, για αυτό παρατηρούμε πρωτογενή καρβίδια και καρβονιτρίδια στο μέταλλο βάσης. Δεν τα παρατηρούμε στο ΜΣ γιατί οι πολύ μεγάλοι ρυθμοί απόψυξης σε συνδυασμό με τις υπόλοιπες παραμέτρους δεν επιτρέπουν την κατακρήμνιση των πρωτογενών καρβιδίων και νιτριδίων, MC και MN.

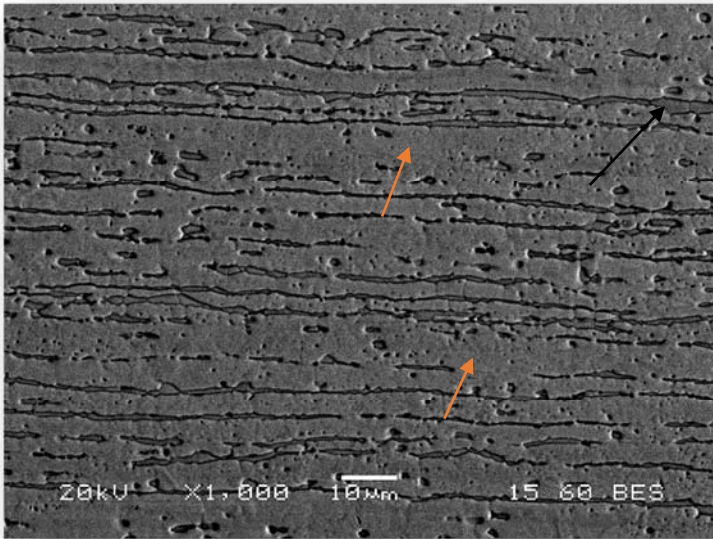


Εικόνα 122-ΘΕΖ πρότυπης συγκόλλησης 1, οπισθοσκηδαζόμενα ηλεκτρόνια

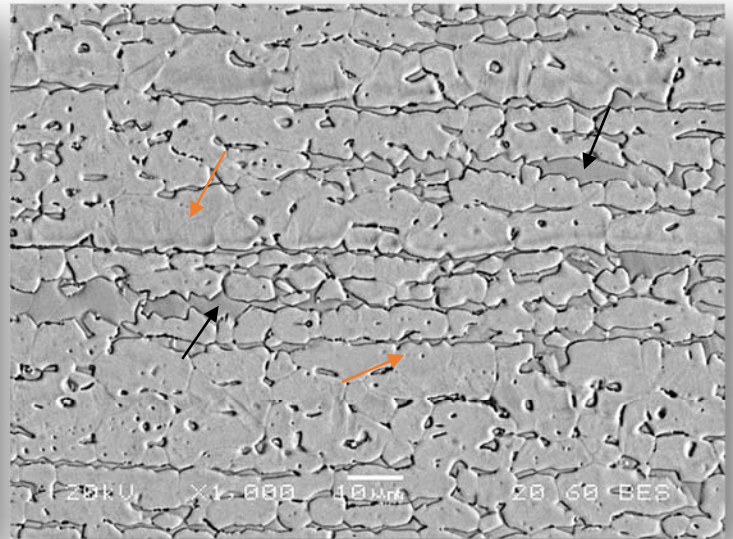
Παρόμοια μορφολογία ζώνης τήξης στην ΘΕΖ της πρότυπης συγκόλλησης 1. Στην περιοχή με το διπλό μπλέ βέλος, παρατηρούμε μια εναλλαγή από βελόνες και πλακίδια ωστενίτη με δ-φερρίτη ανάμεσα (lathy), που παρουσιάζουν παρόμοια σύσταση με τις αντίστοιχα συμβολιζόμενες περιοχές στις προηγούμενες μικρογραφίες. **Λόγω της πολύπλοκης μικροδομής και του κραματικού διαφορισμού, δεν είμαστε σε θέση να αναγνωρίσουμε ακριβώς την φάση της κάθε μορφολογίας που παρατηρούμε, μίας και η μεταβολή των συστάσεων μεταξύ των δύο κύριων φάσεων, είναι πολύ μικρή.** Επιπλέον το φαινόμενο έλλειψης της μεθόδου αναγνώρισης φάσεων EBSD καθώς και η απουσία λόγω βλάβης της διάταξης περιθλασιμετρίας ακτίνων X (XRD), έχει ως αποτέλεσμα την αδυναμία ακριβούς αναγνώρισης κάθε φάσης μόνο από την χημική τους σύσταση. Επίσης υποστηρίζεται από αρκετές πηγές οι οποίες όμως μπορούν να θεωρηθούν λανθασμένες ότι μας παρουσιάζονται τρεις μορφολογίες όπως έχουμε αναφέρει, αυτές δηλαδή του φερρίτη, του μαρτενσίτη και του ωστενίτη, όμως για τους παραπάνω λόγους δεν είναι δυνατόν να καταλάβουμε την διαφορά πέρα από την μορφολογία καθώς ο μαρτενσίτης θα έχει την ίδια η παρόμοια σύσταση με τον ωστενίτη. Επιπλέον οι εναλλαγές βελόνων μπορεί κάλλιστα να θεωρηθούν **βελονοειδής φερρίτης** πέρα από lathy, widmastatten ωστενίτης και λιγότερο πιθανό, μαρτενσίτης. Τέλος οι τραπεζοειδείς κόκκοι του φερρίτη που εμφανίζονται στην ΘΕΖ, χαρακτηρίζονται ως **“τύπου” προευκτοειδούς (δεν υφίσταται στους ανοξειδωτους)** καθώς ο θερμικός κύκλος της ΘΕΖ κορυφώνεται σε θερμοκρασία αντίστοιχης φάσης .

3.3.4 ΔΟΚΙΜΙΟ Α.

Στο συγκεκριμένο δοκίμιο πραγματοποιήθηκε μία διαδικασία γήρανσης άνευ προηγούμενης θερμικής κατεργασίας , για την πραγματοποίηση της αποσταθεροποίησης του ωστενίτη και την επίτευξη σχηματισμού μαρτενσίτη μέσω της βαφής σε ένα ανάλογο με την περίσταση μέσο. Αντιθέτως πραγματοποιήσαμε την συγκεκριμένη θερμική κατεργασία η οποία απευθύνεται σε συγκεκριμένο Condition του χάλυβα μας , το condition CH900, το οποίο έχει υποστεί κατά 60% ψυχρηλασία και λόγω της στάθειας του ωστενίτη, ο ίδιος μετασχηματίστηκε σε μαρτενσίτη μέσω της παραμόρφωσης. Άρα στη προσπάθεια μας να καταλάβουμε τις υπάρχουσες φάσεις, πραγματοποιήσαμε θερμική κατεργασία κατακρήμνισης για να ανιχνεύσουμε εάν υπάρχει μαρτενσίτης στο MB ή στο ΜΣ, σε συνδυασμό με την εξέταση των μηχανικών ιδιοτήτων (σκληρότητα) .



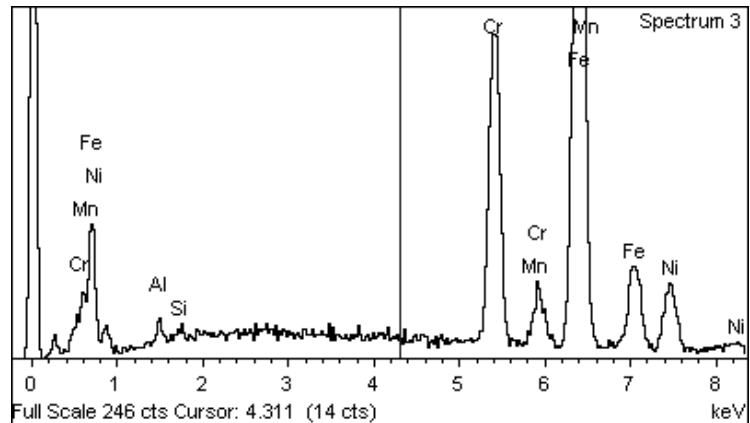
Εικόνα 124-MB δοκιμίου A, 1.



Εικόνα 123-MB δοκιμίου A, 2.

Η σύσταση των περιοχών που τονίζονται με **Πορτοκαλί βέλος** είναι :

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.71	1.44
Si K	0.44	0.86
Cr K	19.58	20.59
Mn K	1.20	1.19
Fe K	67.73	66.30
Ni K	10.34	9.62

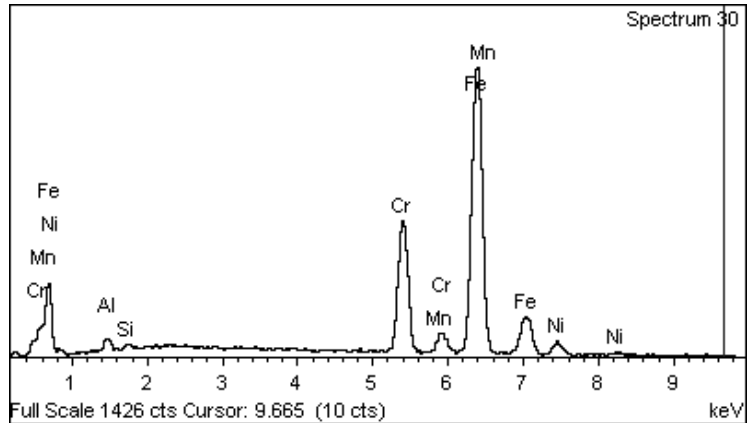


Οι περιοχές αυτές χαρακτηρίζονται ως οστενιτικές, καθώς παρατηρούμε την υψηλή συγκέντρωση των γ-φερρογόνων και για λόγο μορφολογίας αλλά και υψηλή ποσότητα α-φερρογόνων. Δηλαδή παρουσιάζουν παρόμοια αντίστοιχη σύσταση όπως και οι προηγούμενες αντίστοιχες περιοχές (πορτοκαλί βέλος). Επιπλέον παρατηρούμε ότι η γενικότερα η μορφολογία του βασικού μετάλλου είναι παρόμοια με των προηγούμενων δοκιμίων, χωρίς να παρακολουθούμε κάποια μεταβολή στις φάσεις ή να εντοπίζουμε κάποια εμφάνιση άλλων

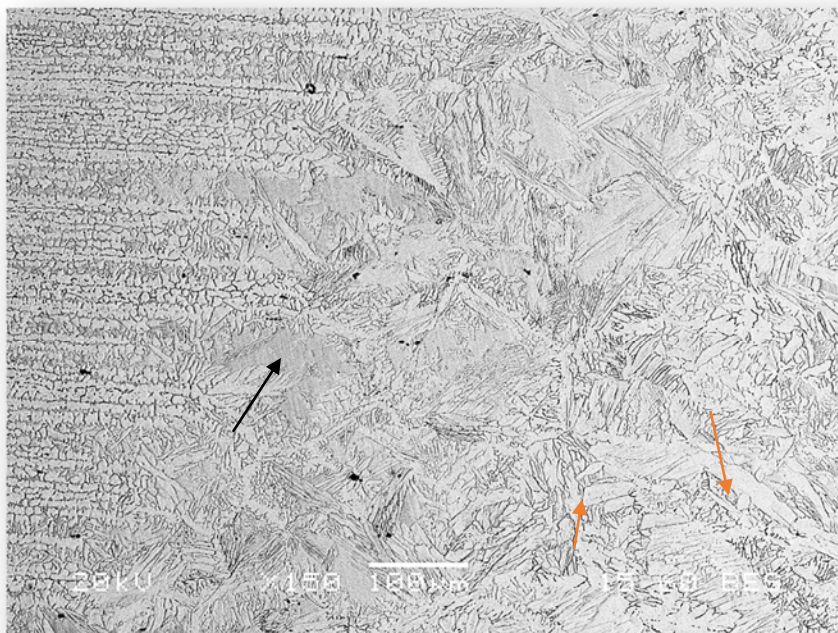
φάσεων η κατακρημνισμάτων . Όπως αναφέραμε η παρουσία κάποιων α-φερρογόνων όπως το Cr, όταν ο ωστενίτης είναι παρόν, είναι σταθεροποιητική ως προς τον ωστενίτη (διττό ρόλο).

Η σύσταση των περιοχών με **Μάυρο βέλος** :

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.16	2.33
Si K	0.42	0.82
Cr K	20.15	21.03
Mn K	0.87	0.86
Fe K	72.58	70.52
Ni K	4.82	4.45



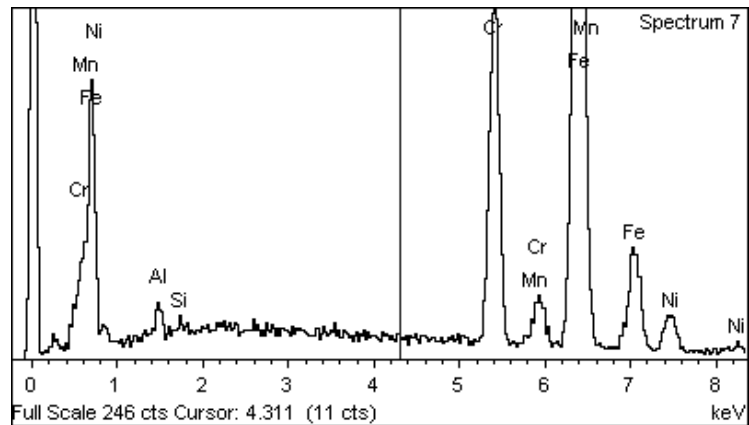
Οι περιοχές οι οποίες τονίζονται με μαύρο βέλος, όπως βλέπουμε έχουν και αυτές την αντίστοιχη σύσταση με τις προηγούμενες περιοχές που επιδεικνύονταν έτσι και χαρακτηρίζονται ως δ-φερριτικές, για τον λόγο ότι έχουν υψηλή ποσότητα α-φερρογόνων και χαμηλή περιεκτικότητα σε γ-φερρογόνα. Επιπλέον υποδεικνύουν την ίδια μορφολογία με τις αντίστοιχες δομές σε προαναφερόμενα δοκίμια.



Παρακολουθούμε την ΘΕΖ του δοκιμίου Α και βλέπουμε ότι παρουσιάζει την χαρακτηριστική μορφολογία που έχουμε συναντήσει και στα δοκίμια της πρότυπης συγκόλλησης 1, και όχι μόνο, δηλαδή την εναλλαγή των βελόνων του ωστενίτη και των παραμένων (lathy, skeletal) φερρίτη και τους τραπεζοειδείς διευρυμένους κόκκους δ-φερρίτη.

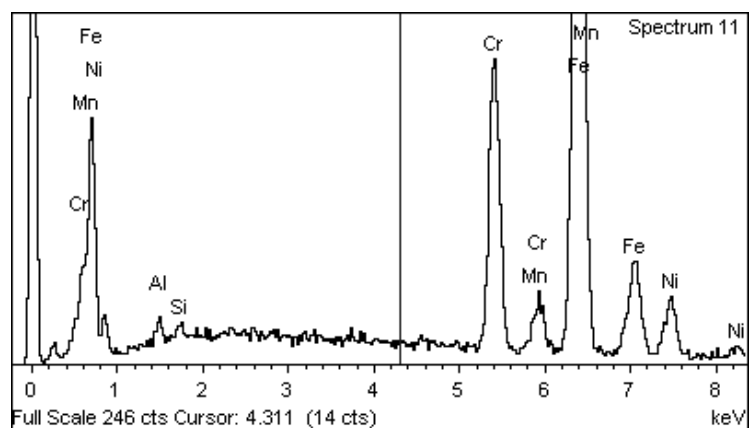
Η χημική σύσταση των περιοχών με **Μάυρα βέλη** :

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.37	2.75
Si K	0.37	0.72
Cr K	20.28	21.13
Mn K	0.66	0.65
Fe K	71.65	69.51
Ni K	5.67	5.23

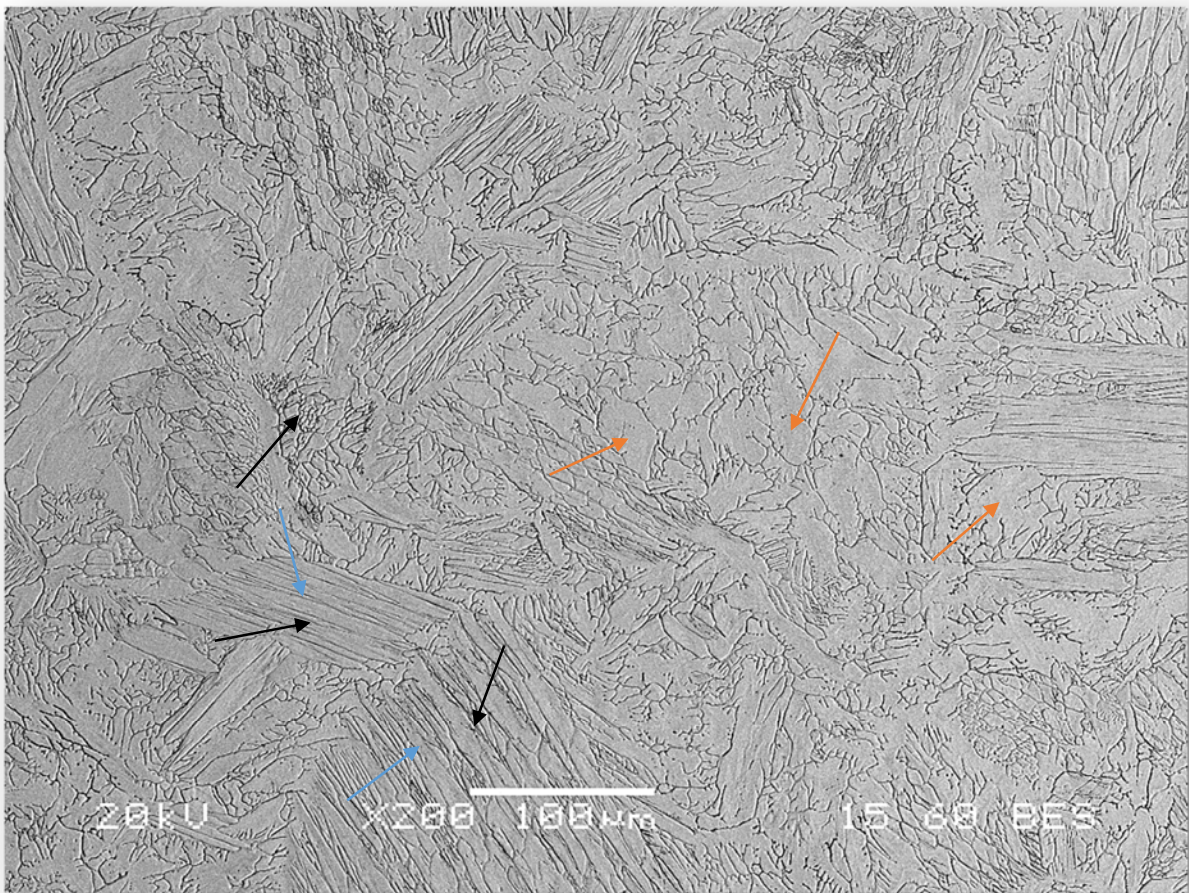


Η χημική σύσταση των περιοχών με **Πορτοκαλί βέλη** :

Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.08	2.18
Si K	0.31	0.60
Cr K	16.80	17.63
Mn K	1.29	1.28
Fe K	72.13	70.50
Ni K	8.40	7.81



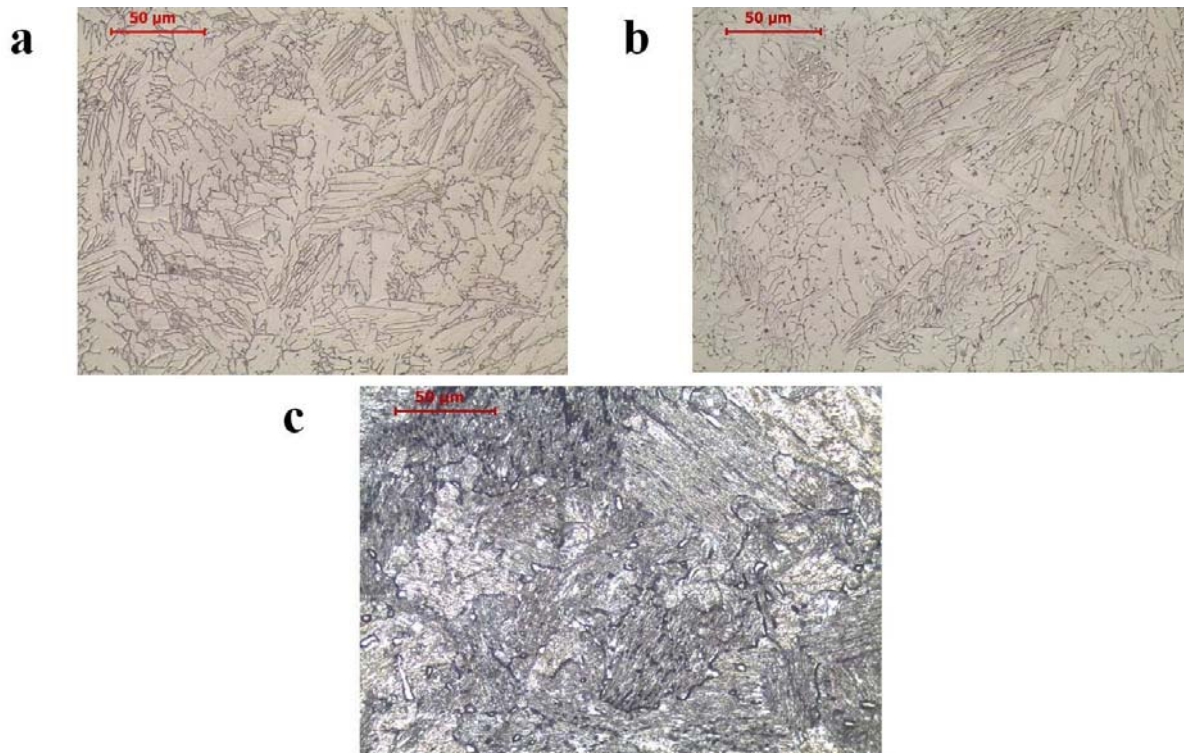
Συνεπώς, παρατηρούμε παρεμφερείς τιμές με τα προηγούμενα αποτελέσματα μας και αναγνωρίζουμε τις φάσεις αυτές ακριβώς ίδιες με τις προηγούμενες, δηλαδή οι περιοχές με πορτοκαλί βέλος, ωστενίτης και οι περιοχές με μαύρο βέλος, δ-φερρίτης και βλέποντας τα ποσοστά των κραματικών στοιχείων παρατηρούμε ότι είναι παρόμοια με αυτά των αρχικών φάσεων. Επιπλέον δεν είμαστε σε θέση να διακρίνουμε οπτικά αλλά και μέσω χημικής ανάλυσης, την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων, ούτε καν μία υποτυπώδη άνοδο στην συγκέντρωση του Ni.



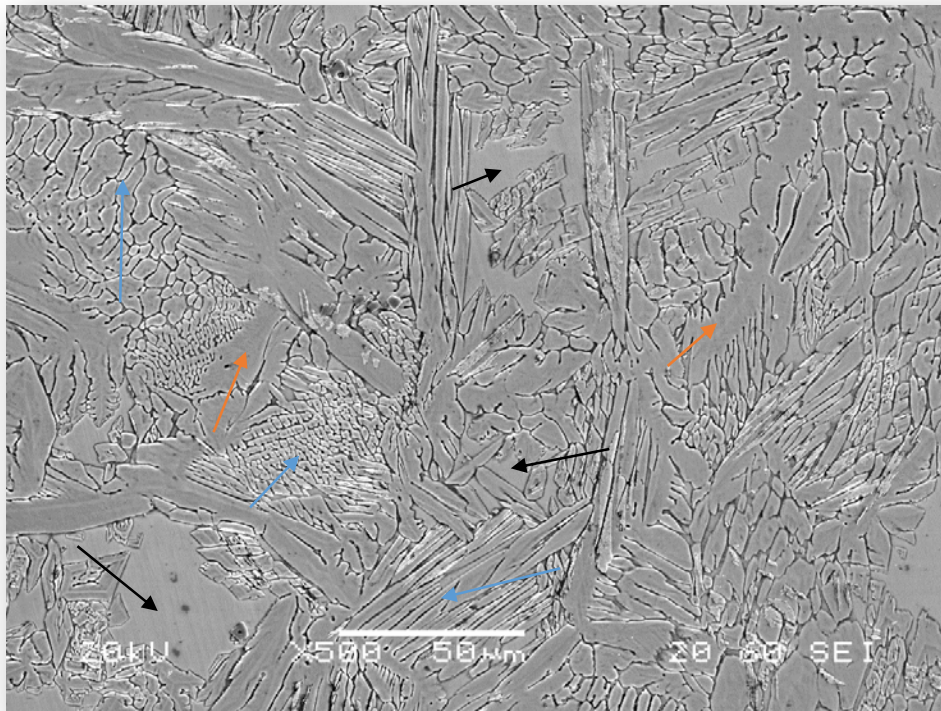
Εικόνα 126- ΜΣ δοκιμίου Α, ανάλυση με οπισθοσκεδαζόμενα ηλεκτρόνια.

Στην παραπάνω μικρογραφία παρατηρούμε ακριβώς την ίδια δομή και μορφολογία των φάσεων, του μετάλλου συγκόλλησης των προηγούμενων δοκιμίων χωρίς όμως να παρατηρούμε την εμφάνιση ενδομεταλλικών φάσεων κατακρήμνισης όπως κάνουμε στην

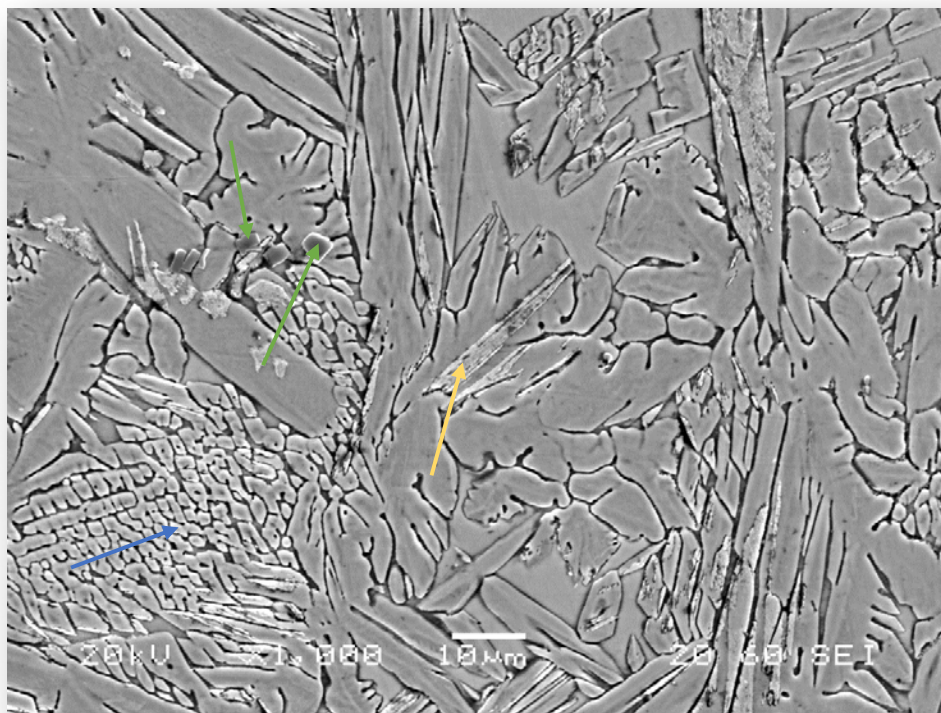
Εικόνα 83. Συγκεκριμένα η εικόνα αυτή αναδείχνει την μορφολογία του δοκιμίου μετά από διαδικασία συγκόλλησης και μετά από θερμική κατεργασία γήρανσης αφού έχει προηγηθεί όμως συγκόλληση χωρίς να πραγματοποιηθεί ανάμεσα θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης.



Η εικόνα (a) παρουσιάζει την μικροδομή του ΜΣ του δοκιμίου μετά από διαδικασία συγκόλλησης και η εικόνα (b), μετά από θερμική κατεργασία γήρανσης σε παρόμοια θερμοκρασία (465°C) με το δικό μας δοκίμιο και για χρονικό διάστημα μίας ώρας. Παρατηρούμε ότι η μικρογραφία (b) της έρευνας (60) παρουσιάζει πληθώρα κατακρημνισμάτων στο δοκίμιο, γεγονός που δεν παρατηρούμε στο δικό μας δοκίμιο παρόλο που πραγματοποιήσαμε γήρανση σε παρόμοια θερμοκρασία και για μισή ώρα παραπάνω. Επιπλέον όπως θα δούμε στο κεφάλαιο των σκλήρομετρήσεων, δεν παρατηρούμε μεταβολή της σκληρότητας σε σχέση με την Πρότυπη συγκόλληση 1, ενώ στο δοκίμιο της έρευνας που παρουσιάζεται στην παραπάνω εικόνα, η γήραση αμέσως μετά την διαδικασία συγκόλλησης επέφερε τιμή σκληρότητας πάνω από 400 HV.



Εικόνα 128- ΘΕΖ, στον δοκμίο Α.



Εικόνα 127- ΘΕΖ του δοκμίου Α,2.

Στις παραπάνω μικρογραφίες παρατηρούμε μικρογραφικές φάσεις τις οποίες έχουμε συναντήσει και σε προηγούμενα δοκίμια συγκολλήσεων, άνευ θερμικής κατεργασίας. Οι παραπάνω εικόνες απεικονίζουν εμφάνιση στην ΘΕΖ του δοκιμίου Α. Συγκεκριμένα οι περιοχές οι οποίες απεικονίζονται με μαύρο βέλος, χαρακτηρίζονται ως καθαρά φερριτικές περιοχές καθώς η χημική τους σύσταση ταυτίζεται με αυτή των προηγούμενων παρόμοιων περιοχών, επιπλέον μπορούμε να τις διακρίνουμε χάρης στην χαρακτηριστική τραπεζοειδή μορφολογία. Οι περιοχές με πορτοκαλί βέλος χαρακτηρίζονται ως καθαρά ωστενιτικές για τον λόγο ότι η χημική τους σύσταση είναι παρόμοια με αυτήν που παρατηρήσαμε στις προηγούμενες εικόνες, και λόγω της συγκεκριμένης μορφολογίας που επιδεικνύουν. Γεγονός αποτελεί το φαινόμενο της μη εμφανίσης, καρβιδίων $M_{23}C_6$, τα οποία σε χρονικό διάστημα μιάμισης ώρας και σε αυτήν την θερμοκρασία έκθεσης, θα μπορούσαν να παρατηρηθούν σε μερικά όρια κόκκων. Αυτό το φαινόμενο μπορεί να οφείλεται στην μικρή περικεκτικότητα σε C αλλά και στην προσθήκη επαρκούς ποσότητας σταθεροποιητικών στοιχείων όπως το Ti για την αποτροπή κατακρήμνισης περικρυσταλλικών καρβιδίων και συνεπώς του φαινομένου της ευασθητοποίησης, και προώθηση σχηματισμού $M(C,N)$ καρβονιτριδίων όπως και είδαμε.

Οι περιοχές με το μπλέ βέλος, χαρακτηρίζονται όπως και στις προηγούμενες περιπτώσεις από εναλλαγές πλακιδίων και βελόνων ωστενίτη και ανέμεσα δ-φερρίτη καθώς η σύσταση τους ανά τα τοπικά, μεταβάλλεται ανάμεσα στις τιμές των περιοχών με το πορτοκαλί βέλος και στις περιοχές με το μαύρο βέλος. Επιπλέον σε σποραδικά σημεία σε τέτοιες μορφολογίες, η χημική σύσταση είναι τέτοια, που δεν μπορούμε να ξεχωρίσουμε με ακρίβεια τις φάσεις καθώς οι τιμές των α και γ -φερρογόνων δεν μεταβάλλονται σημαντικά από την μια φάση στην άλλη. Γενικά η βελονοειδής μορφολογία όπως έχουμε αναφέρει μπορεί να χαρακτηριστεί ως **lathy ferrite**, αρκεί να μας το επιβεβαιώνει και η σύσταση. Αποτελεί επίσης σημείο εναλλαγής πλακιδίων ωστενίτη με φερρίτη και θα μπορούσε να θεωρηθεί και μορφολογία **Widmstätten ωστενίτη, ή βελονοειδούς φερρίτη** αλλά λόγω της ενδιάμεσης χημικής σύστασης και της παρόμοιας μορφολογίας δεν μπορούμε να είμαστε σίγουροι για την ακρίβεια των φάσεων χωρίς άλλη μέθοδο αναγνώρισης. Τα περισσότερα συμπλέγματα πλακοειδών τεμαχιδίων, αποτελούνται από πλακίδια ωστενίτη και δ-φερρίτη ο οποίος βρίσκεται ανάμεσα στα πλακίδια σε χαμηλότερο επίπεδο ή υπάρχει. Η χημική σύσταση χαρακτηρίζεται ενδιάμεση, σχηματίζοντας όμως ωστενιτική φάση με παραμένων δ-φερρίτη (skeletal, lathy).

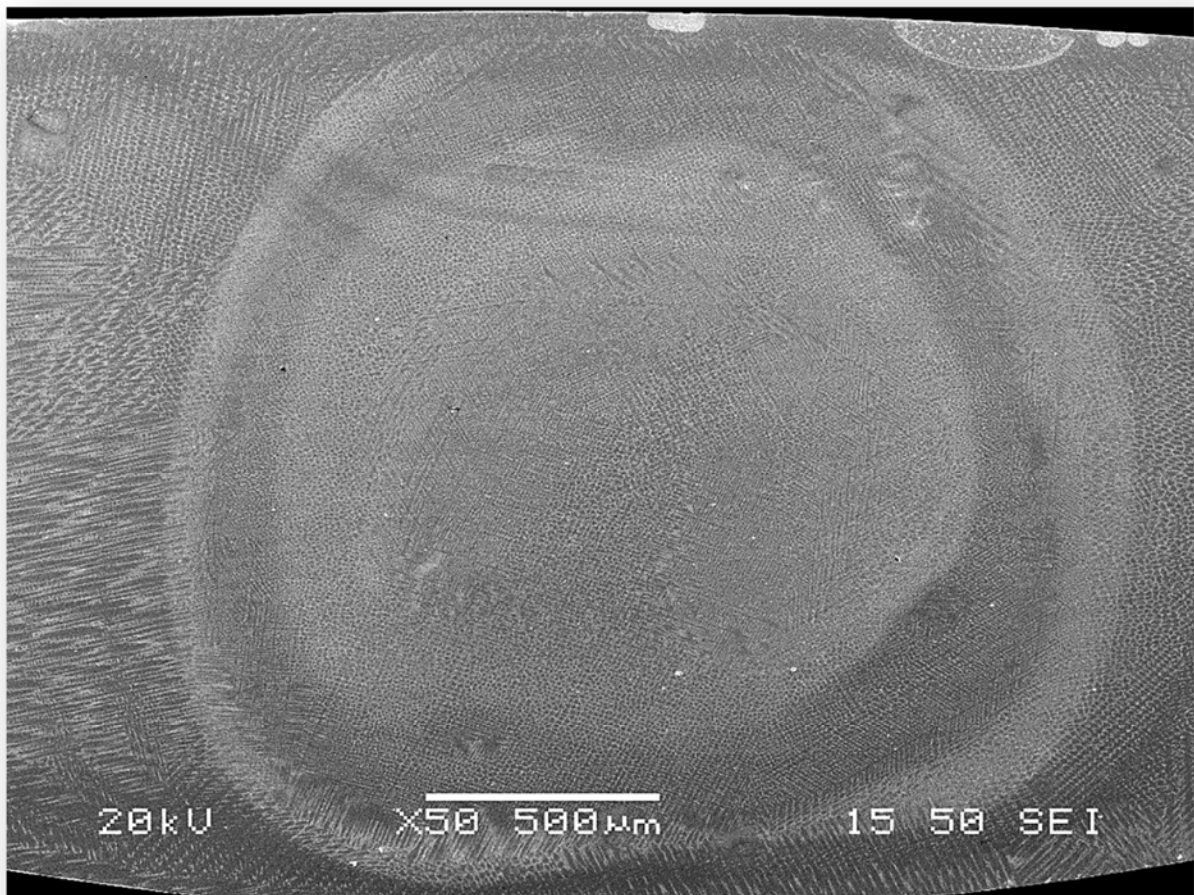
Σαν γενικό μοτίβο που παρατηρούμε ο δ-φερρίτης είναι σε χαμηλότερο επίπεδο στις περισσότερες των περιπτώσεων. Σύμφωνα με τα ισοδύναμα Ni, Cr, σε συνδυασμό με το Διάγραμμα 13 και το Διάγραμμα 19 και το γεγονός ότι δεν γνωρίζουμε την ακριβή σύσταση, **το κράμα μας περίπου ανήκει κάπου στο μεταίχμιο στα είδη στερεοποίησης FA, F**, άρα οι μορφολογίες που περιμένουμε να έχουμε, είναι **σκελετοειδείς φερρίτης, lathy φερρίτης, βελονοειδής φερρίτης και Widmastatten ωστενίτης**, καθώς τα ισοδύναμα έχουν αναλογία κοντά στην τιμή **2:1**. Αυτό το γεγονός μας δικαιολογεί τις βελονοειδείς μορφολογίες αλλά και τις πολύπλοκες συστάσεις που παρατηρούμε σε όλες τις προηγούμενες φάσεις μικρογραφιών.

Όπως αναφέραμε εάν γνωρίζαμε την ακριβή σύσταση του κράματος, θα περιμέναμε λιγότερες πιθανές μορφολογίες, όμως ανεξάρτητα από αυτό, λόγω του κραματικού διαφορισμού, της ταχύτητας στερεοποίησης και του ρυθμού διάχυσης, που διαφέρουν τοπικά κατά την διάρκεια ψύξης του μετάλλου συγκόλλησης, σχηματίζονται πολλές μορφολογίες ωστενίτη και φερρίτη όπως έχουμε παρατηρήσει. Άρα ανεξάρτητα την ακριβή σύσταση του κράματος και τον τρόπο στερεοποίησης (FA,F), παρατηρούμε διάφορες μορφολογίες δ-φερρίτη κατά τόπους της μικρογραφίας αλλά σαφώς παρατηρούνται κάποιες πιο συχνά όπως ο **lathy** και ο **σκελετοειδής** φερρίτης. Στη περίπτωση που θεωρούμε ότι ανήκει στο είδος στερεοποίησης FA, θα μπορούσαμε να πούμε ότι κάποια ποσότητα μικρομερών φερριτικών περιοχών και βελόνων, εκτός από τις **τραπεζοειδείς μορφολογίες** (προευτικτοειδής), αποτελούν δευτερογενή φερρίτη όπως έχουμε αναφέρει, λόγω της ασυμμετρίας του Διάγραμμα 19. Στην περίπτωση ύπαρξης όμως βελονοειδούς φερρίτη ή μαρτενσίτη, θα πρέπει να παρατηρήσουμε μία άνοδο στην τιμή της μέσης σκληρότητας έστω και ελάχιστα.

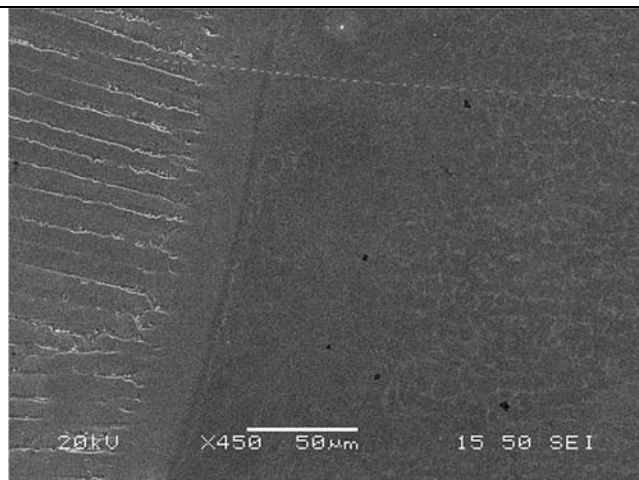
Περαιτέρω, στον σχολιασμό των αποτελεσμάτων θα παρατεθούν τεκμήρια τα οποία επιβεβαιώνουν την διφασική κατάσταση του Condition A, καθώς και του μετάλλου συγκόλλησης στις περισσότερες περιπτώσεις συγκολλήσεων. Γεγονός είναι ότι υποπτευόμαστε την ύπαρξη μαρτενσίτη καθώς, λόγω του μεγάλου εύρους συστάσεων του 17-7 PH, υπάρχει πιθανότητα σχηματισμού μαρτενσίτη (κίτρινο βέλος) λόγω μεταστάθειας του ωστενίτη και λόγω της θέσης του κράματος στο Διάγραμμα 11, πράγμα όμως που θα απορρίψουμε στην συγκεκριμένη διπλωματική άσκηση.

3.3.5 ΠΡΟΤΥΠΗ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗ 2 .

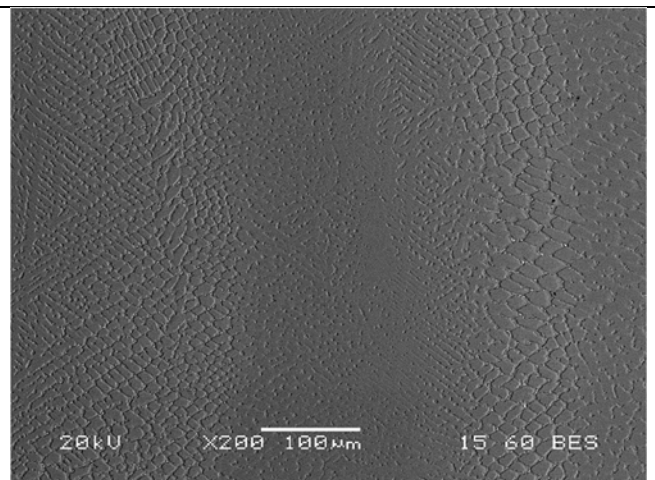
Σε αυτό το δοκίμιο όπως αναφέραμε, πραγματοποιήθηκε διαδικασία συγκόλλησης για την οποία δεν γνωρίζουμε τις παραμέτρους και ιδιαίτερα την πιο σημαντική, αυτήν του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου που οφείλεται για την σύνδεση των μετάλλων. Όπως παρατηρήσαμε και στα αποτελέσματα του οπτικού μικροσκοπίου, ακόμα και μακροσκοπικά η δομή της συγκόλλησης, παρουσιάζει εντελώς διαφορετική μορφολογία σε σχέση με τα δοκίμια με τα οποία αναπτύξαμε τις βέλτιστες παραμμέτρους. Ακόμα περισσότερο αισθητή είναι η διαφορά που αφορά την μικροδομή όπως και παρακολουθήσουμε παρακάτω.



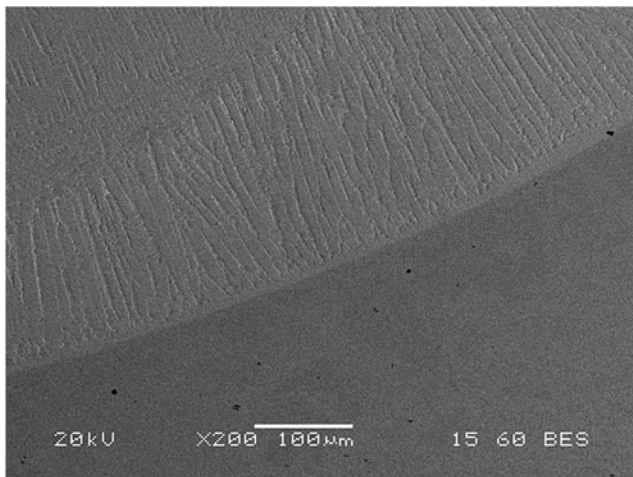
Εικόνα 129-Μακροσκοπική απεικόνιση πρότυπης συγκόλλησης 2.



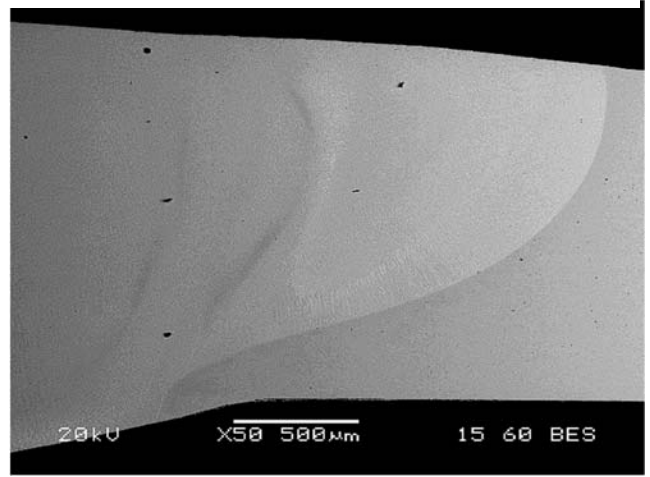
Εικόνα 132-Όριο της περιοχής συγκόλλησης Π.Σ.2.



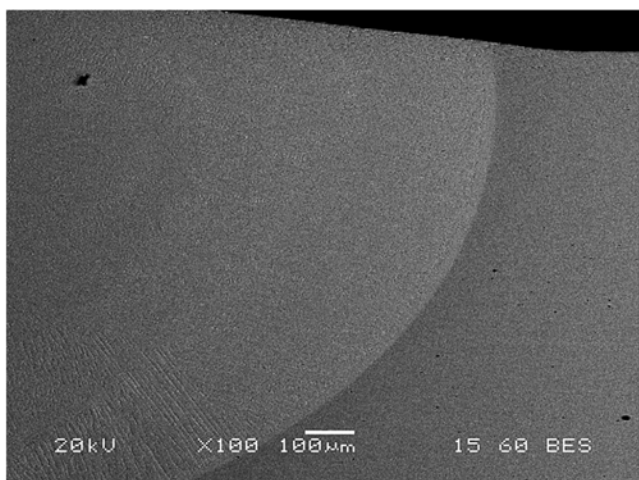
Εικόνα 135-Εναλλαγή των περιοχών των κατακρημνισμάτων της Π.Σ.2.



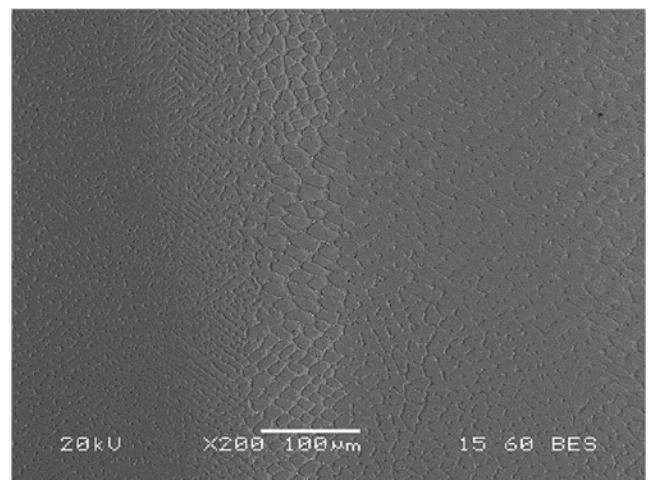
Εικόνα 130-Όριο της περιοχής συγκόλλησης Π.Σ.2,2.



Εικόνα 133-Μορφολογία έκτασης του Μ της Π.Σ.2.



Εικόνα 131- Λήξη της περιοχής έκτασης του Μ.Σ της Π.Σ.2.



Εικόνα 134-Εναλλαγή πυκνότητας των ζωνών των κακρημνισμάτων του Μ.Σ, της Π.Σ.2.

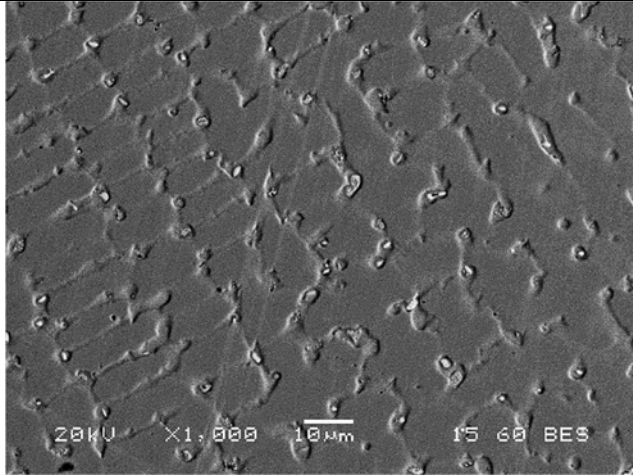
Στις παραπάνω μικρογραφίες παρατηρούμε την πολύπλοκη και παράξενη δομή της έκτασης του μετάλλου συγκόλλησης. Όπως προαναφέραμε και παραθέσαμε με μικρογραφίες στο κεφάλαιο των αποτελεσμάτων του οπτικού μικροσκοπίου, δεν υπάρχει δυνατότητα διάκρισης των συνιθισμένων περιοχών της συγκόλλησης (ΘΕΖ, ΜΣ, ΜΒ), καθώς η μόνη διαφοροποίηση στην μικροδομή όσο απομακρυνόμαστε από το κέντρο της συγκόλλησης είναι η αυξανόμενη επιμήκης δομή των κατακρημνισμάτων, η οποία κατά πάσα πιθανότητα οφείλεται στην επαγωγή της θερμότητας κατά την διάρκεια της απόψυξης.

Από την άλλη όπως θα δούμε παρακάτω, οι κόκκοι των κατακρημνισμάτων στο κέντρο του ΜΣ αλλά και στο κέντρο των κεντρικών ζωνών όπως βλέπουμε στην Εικόνα 129, χαρακτηρίζονται από πιο πυκνά συμπλέγματα και πιο σφαιρικούς κόκκους οι οποίοι συνδέονται μεταξύ τους.

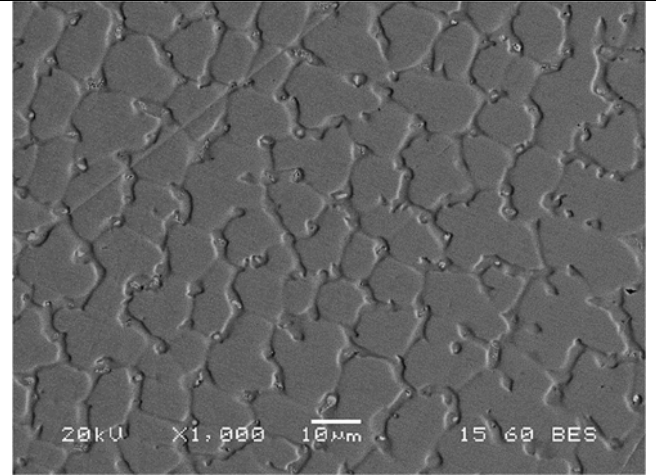
Όπως παρατηρούμε και από τις μικρογραφίες του οπτικού μικροσκοπίου, οι ζώνες ύπαρξης κατακρημνισμάτων είναι ομόκεντρες και διαχωρίζονται από άλλες ζώνες οι οποίες έχουν μικρότερη πυκνότητα κατακρημνισμάτων ή παρουσιάζονται να μην έχουν καθόλου κατακρημνίσματα, γεγονός που δεν μπορούμε να εξηγήσουμε παρά μόνο με την έννοια του κραματικού μικρο-και μακροδιαφορισμού οφειλόμενου στο μοντελο διάχυσης του σχηματιζόμενου κράματος

Τέτοια φαινόμενα παρατηρούμε συγκεκριμένα στις Εικόνα 134 και Εικόνα 135. Σε συνδυασμό όμως με την πυκνότητα και το μέγεθος των κατακρημνισμάτων, παρατηρούμε και τους αύλακες στους οποίους βρίσκονται μέσα τα κατακρημνίσματα. Συγκεκριμένα παρατηρούμε ότι ανάλογα με την πυκνότητα των κατακρημνισμάτων, κυμένεται και η πυκνότητα των αυλάκων που τα φιλοξενούν.

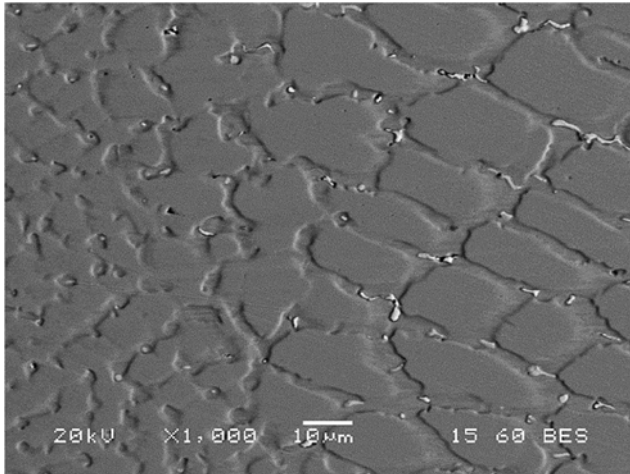
Στην πραγματικότητα αυτή η μορφολογία αποτελεί ξεχωριστή φάση ή μητρική φάση η οποία να έχει εξασθενήσει από κραματικά στοιχεία, πράγμα που θα το εξετάσουμε παρακάτω. Γεγονός αποτελεί, το πόσο ξεκάθαρα διαχωρίζεται η "υποτυπώδης" ας πούμε ΘΕΖ, με το μέταλλο βάσης αμέσως μετά την απαλλαγμένη ζώνη σε κατακρημνίσματα που περιβάλλει την τελευταία ζώνη του ΜΣ όπως βλέπουμε στις Εικόνα 131 και Εικόνα 132.



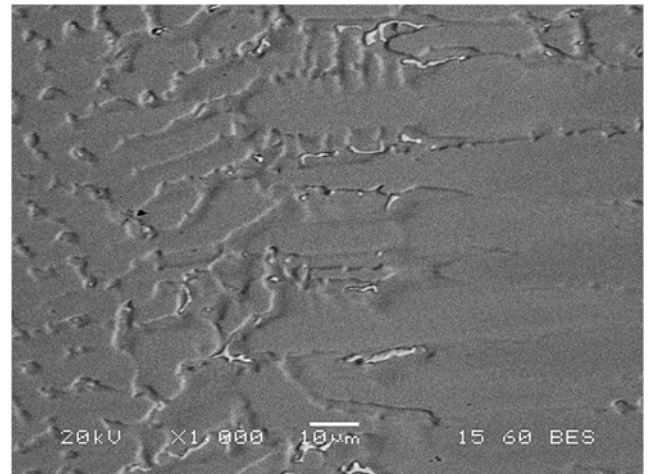
Εικόνα 138-Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2.



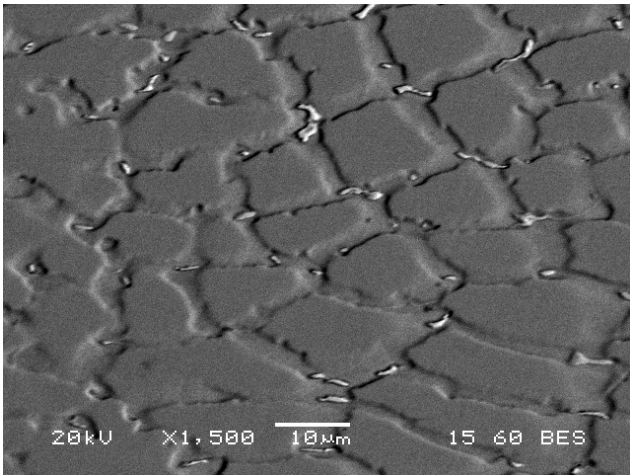
Εικόνα 141-Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2,2.



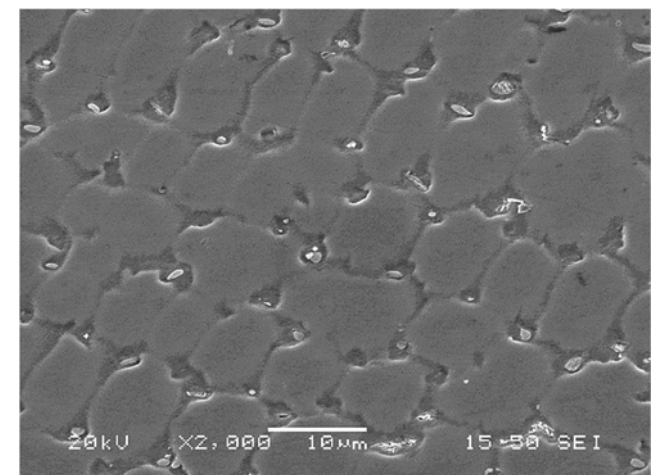
Εικόνα 137- Εναλλαγές ζωνών κατακρημνισμάτων της Π.Σ.2.



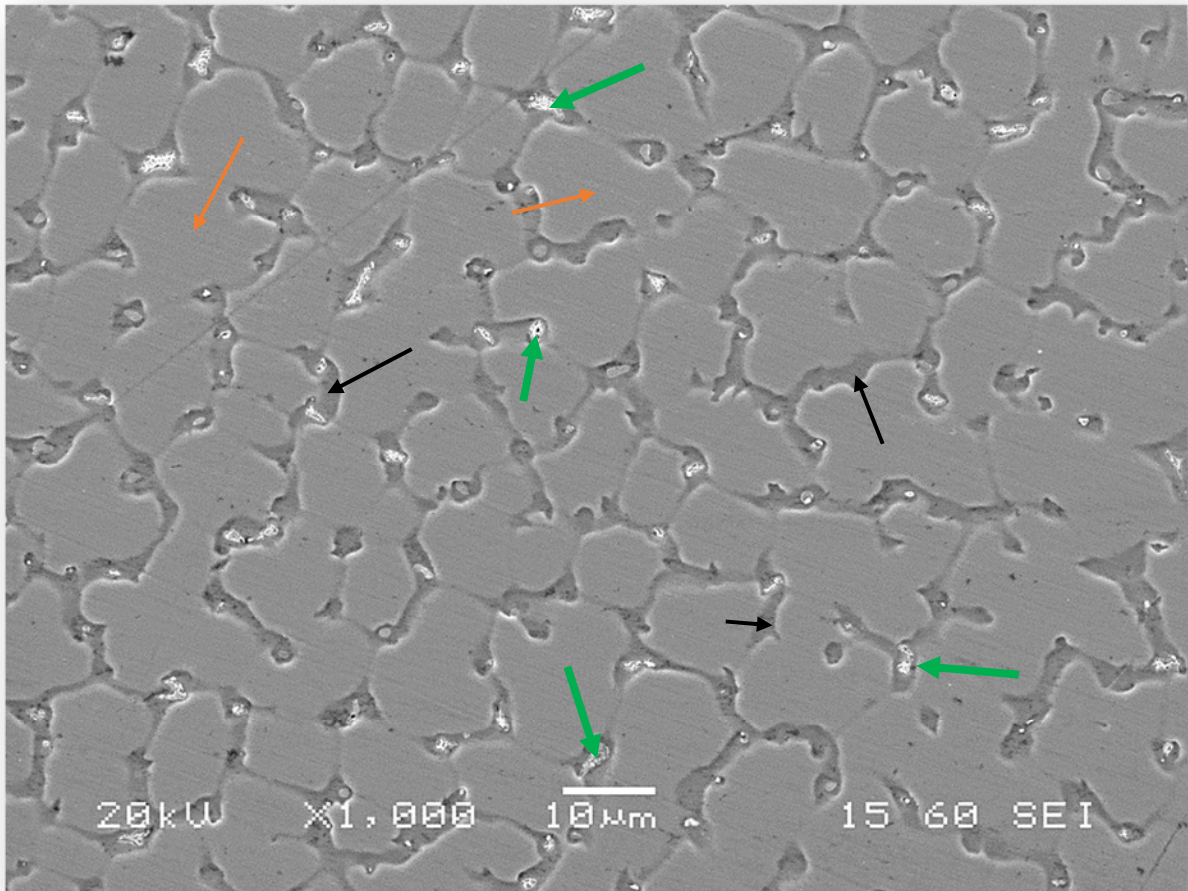
Εικόνα 140- Εναλλαγές ζωνών κατακρημνισμάτων της Π.Σ.2,2.



Εικόνα 136- Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2,3.



Εικόνα 139- Μορφολογία ΜΣ της Π.Σ.2,4.

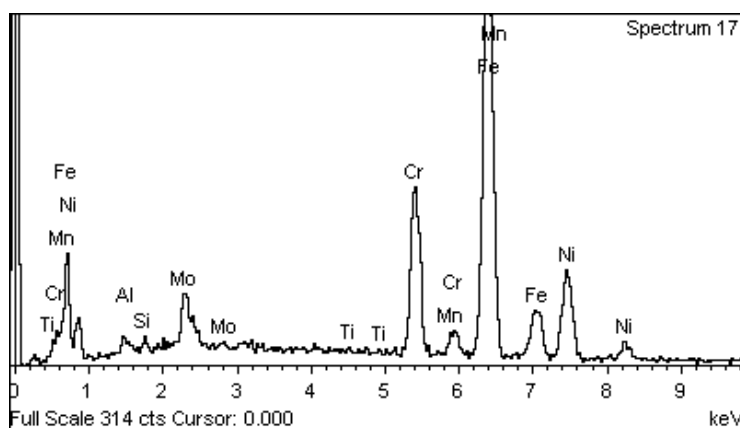


Εικόνα 142, ΜΣ, κατανομή κατακρημνισμάτων στην Π.Σ.2.

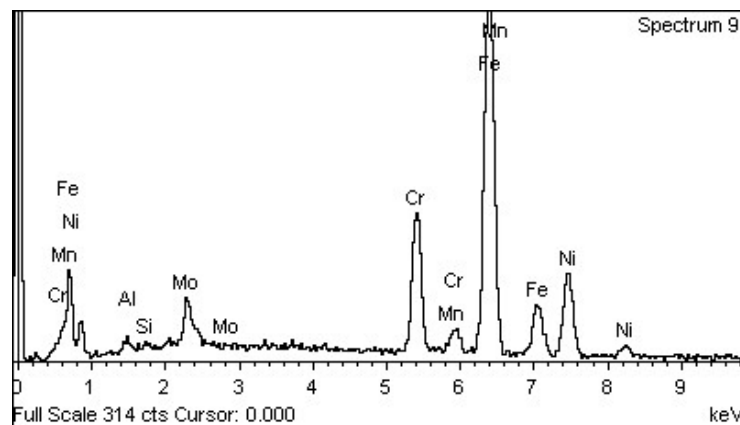
Η παραπάνω εικόνα αναπαριστά την μικροδομή του ΜΣ, στην κεντρική ζώνη του συμπλέγματος κατακρήμνισης, αλλά αντιπροσωπεύει την γενική μορφολογία καθώς και σύσταση για κάθε ζώνη στο μέταλλο συγκόλλησης του δοκιμίου. Όπως βλέπουμε από τις παραπάνω μικρογραφίες, οι οποίες έχουν παρθεί από διάφορες ζώνες της Πρότυπης συγκόλλησης 2, παρατηρούμε ότι η μικρογραφία του μετάλλου συγκόλλησης, ανεξάρτητα από την ζώνη την οποία εξετάζουμε και την απόλυτη ανομοιομορφία μικροδομής που επιδεικνύει το ΜΣ, χαρακτηρίζεται από τρεις βασικές μορφολογίες, τα κατακρημνίσματα (**πράσινα βέλη**), την μητρική φάση (**πορτοκαλί βέλη**) και την προαναφερόμενη μορφολογία (**μαύρα βέλη**) περικρυσταλλικά των κόκκων της μητρικής φάσης η οποία συνδέει τα κατακρημνίσματα με πλέγμα "αυλακώσεων".

Η χημικές αναλύσεις από γενική άποψη του μετάλλου συγκόλλησης οι οποίες πλησιάζουν τις συστάσεις των περισσότερων ζωνών και περιοχών της συγκόλλησης της συγκόλλησης παραδίδεται παρακάτω:

Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.84	1.75
Si K	0.45	0.91
Ti K	0.18	0.21
Cr K	15.07	16.33
Mn K	0.85	0.87
Fe K	57.52	58.03
Ni K	19.23	18.45
Mo L	5.86	3.44

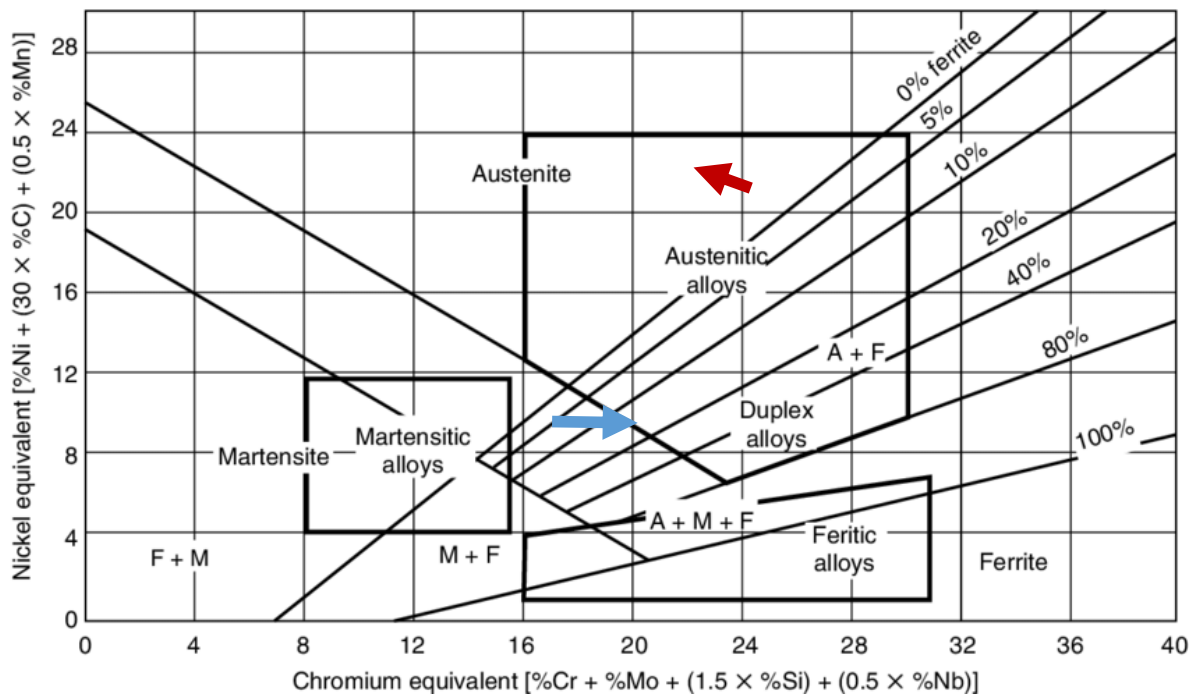


Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.67	1.39
Si K	0.21	0.43
Cr K	14.50	15.76
Mn K	1.02	1.05
Fe K	58.40	59.10
Ni K	19.83	19.09
Mo L	5.37	3.17



Παρατηρούμε ότι η χημική ανάλυση, από την πρώτη ματιά, δεν έχει καμία απολύτως σχέση με την χημική σύσταση που παρουσίασε η Πρώτη συγκόλληση 1, δηλαδή το δοκίμιο 9. Παρατηρούμε να εξωφρενικά ποσοστά του Cr, και του Ni καθώς και την αναγνώριση του στοιχείου **Mo**, σε ποσοστό περίπου της τάξης του 6%. Από αυτά τα ευρήματα της ανάλυσης, όχι μόνο καταλαβαίνουμε ότι έχει μεταβληθεί το χρησιμοποιούμενο καταναλισκόμενο

ηλεκτρόδιο, αλλά και ότι έχει αλλάξει τελείως η συμπεριφορά και οι φάσεις του μετάλλου συγκόλλησης, γεγονός το οποίο ήταν αναμενόμενο από την αρχή της εξέτασης του συγκεκριμένου δοκιμίου. Η εντύπωση που λαμβάνουμε από προσλαμβανόμενη χημική σύσταση του δοκιμίου σε συνδυασμό με την καθοδήγηση του διαγράμματος Schaeffler, είναι ότι το μέταλλο συγκόλλησης χαρακτηρίζεται καθαρά ωστενιτικό-υπερωστενιτικό χάρη στην πολύ υψηλή κραμάτωση από γ αλλά και α -φερρογόνα όπως παρατηρούμε και στην παρακάτω εικόνα. Σε αντίθεση η Πρότυπη συγκόλληση 1, βρίσκεται στο μεταίχμιο της διφασικής περιοχής ωστενίτη-φερρίτη και τριφασικής περιοχής ωστενίτη-φερρίτη-μαρτενσίτη (A+M+F).



όπως παρατηρούμε και από το διάγραμμα, τα βέλη έχουν τοποθετηθεί με την καλύτερη δυνατή πρόβλεψη και με κάθε επιφύλαξη, λόγω της έλλειψης ακριβέστερων χημικών συστάσεων αλλά και την προσεγγιστική φύση του διαγράμματος. Αξιοσημείωτο είναι το γεγονός ότι, και από την βιβλιογραφία αλλά και από την πρακτική εξέταση (σε συνδυασμό με το Διάγραμμα 13), ο περιεχόμενος δ-φερρίτης στο **Μέταλλο βάσης** είναι της τάξης του 8-15% max, το οποίο ποσοστό αυξάνεται κοντά στο 20-25% max στο μέταλλο συγκόλλησης βάση μελετών (2).

Αντιθέτως, όσο αναφορά την Πρότυπη συγκόλληση 2, χρησιμοποιώντας τα δύο παραπάνω διαγράμματα και την σύσταση που βρήκαμε, όπως βλέπουμε συμπεραίνουμε ότι λόγω του συνδυασμού της εξαιρετικά μεγάλης κραμάτωσης, θα παρουσιάζει μια **πλήρως ωστενιτική δομή άνευ της φάσης του δ-φερρίτη**, (Διάγραμμα 11 και Διάγραμμα 13). Προκειμένου να εξετάσουμε όμως περαιτέρω τις μορφολογίες και συστάσεις που παρουσιάζονται στο μέταλλο συγκόλλησης, θα πρέπει να πραγματοποιήσουμε χημική ανάλυση στις τρεις προαναφερόμενες περιοχές που παρατηρούμε στην Εικόνα 142.

Η χημική σύσταση των περιοχών που υποδηλώνονται με **Πορτοκαλί βέλος** :

Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.61	1.27	Al K	1.04	2.15
Si K	0.35	0.70	Si K	0.26	0.51
Cr K	15.09	16.29	Cr K	15.37	16.53
Fe K	62.11	62.41	Fe K	60.78	60.89
Ni K	17.66	16.89	Ni K	18.27	17.41
Mo L	4.18	2.44	Mo L	4.28	2.50
Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.81	1.67	Al K	0.83	1.73
Si K	0.36	0.72	Cr K	14.94	16.24
Cr K	13.52	14.52	Mn K	0.91	0.94
Fe K	62.83	62.86	Fe K	58.80	59.52
Ni K	19.33	18.39	Ni K	19.04	18.34
Mo L	3.16	1.84	Mo L	5.49	3.23

Όι παραπάνω χημικές αναλύσεις πάρθηκαν, από διάφορες ομόκεντρες ζώνες της συγκόλλησης, και όπως παρατηρούμε παρουσιάζουν περίπου ταυτόσημες τιμές σύστασης. Η διαφορά του ποσοστού του Mo, οφείλεται στην έντονη κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων όπως θα δούμε παρακάτω. Επιπλέον η σύσταση είναι παρόμοια και με αυτές των

γενικών αναλύσεων των ζωνών συγκόλλησης. Παρατηρούμε εξαιρετικά μεγάλα ποσοστά των 2 βασικών στοιχείων, του Cr και του Ni αλλά ιδιαίτερα του δεύτερου. Τα υπόλοιπα κραματικά στοιχεία παρεβρίσκονται περίπου στα ίδια ποσοστά όπως και στην Πρότυπη συγκόλληση 1. Αισθητή είναι η απουσία και η παρουσία αντίστοιχα του Mn και του Ti, σε μερικές αναλύσεις σε παρόμοιες μορφολογίες. Έτσι συμπαιρένουμε ότι η αραίωση του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου από τα μέταλλα βάσης είναι σχετικά μικρή, γιατί τα υπόλοιπα στοιχεία όπως αναφέρουμε, δεν παρουσιάζουν αύξηση στο ποσοστό τους και άρα για το συνολικό ποσοστό των συγκεκριμένων στοιχείων έχουν συνδράμει και τα δύο μέταλλα (βάσης και ηλεκτρόδιο). Η μεγάλη συνολική αύξηση των 2 κύριων κραματικών στοιχείων σε συνδυσμό με την υψηλή παρουσία ποσοστού Mo παρά την αραίωση που υφίσταται λόγω των βασικών μετάλλων, μας οδηγεί στο συμπέρασμα ότι το καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο χαρακτηρίζεται πιθανόν από σύσταση υπερκράματος Ni ή καθαρά ωστενιτικού χάλυβα.

Όπως αναφέραμε και αποδείξαμε βάσης χημικής σύστασης, ο χάλυβας θα είναι πλήρως ωστενιτικός αλλά θα περιμένουμε επίσης μία διαφοροποίηση των συστάσεων μεταξύ των 2 μητρικών φάσεων που παρατηρούμε, αλλά και μεταξύ φυσικά της σύστασης των κατακρημνισμάτων.

Η συγκεκριμένη φάση που παρατηρούμε (πορτοκαλί βέλος), χαρακτηρίζεται ως η κύρια μητρική φάση καθώς καλύπτει το μεγαλύτερο μέρος του μικρογραφικού πλέγματος και παρουσιάζει την ίδια μορφολογία αλλά και παρόμοια περίπου σύσταση στα περισσότερα σημεία του μετάλλου συγκόλλησης.

Η χημική σύσταση των περιοχών που υποδεικνύονται με **Μαύρο βέλος** :

Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	1.11	2.34	Al K	0.73	1.52
Si K	0.62	1.26	Si K	0.76	1.52
Cr K	16.84	18.37	Cr K	16.40	17.82
Fe K	54.02	54.86	Fe K	54.92	55.58
Ni K	18.60	17.96	Ni K	20.17	19.41
Mo L	8.80	5.20	Mo L	7.03	4.14

Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.56	1.19	Al K	1.03	2.17
Si K	0.38	0.77	Si K	0.29	0.59
Cr K	17.23	18.97	Cr K	16.31	17.79
Fe K	54.00	55.34	Fe K	55.90	56.78
Ni K	18.85	18.37	Ni K	18.73	18.09
Mo L	8.98	5.36	Mo L	7.73	4.57

Οι συγκεκριμένες περιοχές χαρακτηρίζονται από αυλακοειδείς μορφολογίες οι οποίες συνδέουν τις περιοχές των κατακρημνισμάτων μεταξύ τους, όπως παρατηρούμε από τις παραπάνω μικρογραφίες σχηματίζοντας ένα σύμπλεγμα "ποταμιού" γύρω από τους ωστενιτικούς κόκκους της μήτρας. Παρατηρώντας την σύνθεση των περιοχών, οι οποίες πάρθηκαν από φιαφορετικές ζώνες, αναφορικά με τα κραματικά στοιχεία, παρατηρούμε ότι έχουν αυξηθεί τα ποσοστά του Mo και του Cr αντίστοιχα. Εάν παρατηρούσαμε κάποια εσωτερική μεταβολή στην μορφολογία αυτής της φάσης, θα συμπεραίναμε ότι εμπεριέχει ψήγματα φάσης δ-φερρίτη μαζί με κυρίαρχη φάση ωστενίτη. Όμως λόγω της αρχικής μελέτης του κράματος μέσω του διαγράμματος Schaeffler, η οποία μας υπόδειξε ότι το κράμα θα ήταν καθαρά ωστενιτικό, και της ενιαίας μορφολογίας (θα παρατηρούσαμε διφασική περιοχή) της συγκεκριμένης φάσης σε συνδυασμό με την πολύπλοκη και ασαφής χημική σύσταση, μας επιβεβαιώνει το συμπέρασμα ότι και αυτή η φάση είναι πλήρως ωστενιτική. Η υψομετρικά χαμηλή μορφολογία σε σχέση με την κύρια ωστενιτική μήτρα μπορεί να οφείλεται στην ύπαρξη μεγάλης ποσότητας α-φερρογόνων σε συνδυασμό με φερριτική περιεκτικότητα η οποία μπορεί να μην διακρίνεται, πράγμα που κάνει την ηλεκτροχημική προσβολή πιο έντονη στις συγκεκριμένες περιοχές. Στην πραγματικότητα όμως, η σκέψη της ύπαρξης δ-φερρίτη στην περιοχή του αυλακώματος είναι λανθασμένη και γιαυτό δεν μπορούμε να διακρίνουμε άλλο σοβαρό λόγο για την ύπαρξη της συγκεκριμένης μορφολογίας. Όπως και στην γενική χημική ανάλυση της συγκόλλησης και στην κύρια μητρική ωστενιτική φάση, έτσι και εδώ, ο αριθμός των υπολοίπων κραματικών στοιχείων είναι παρόμοιος σε σχέση με την Πρότυπη συγκόλληση 1. Το Si και Al εμφανίζονται σε κάθε ανάλυση, σε αντίθεση με το Ti και το Mn, τα οποία εμφανίζονται σποραδικά σε χημικές αναλύσεις.

Η χημική ανάλυση των περιοχών που υποδεικνύονται με **Πράσινο βέλος** :

Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.90	1.99	Si K	0.71	1.52
Si K	1.07	2.26	P K	1.65	3.22
P K	1.27	2.43	Cr K	19.78	22.97
Cr K	20.30	23.17	Fe K	41.92	45.33
Fe K	41.50	44.10	Ni K	10.83	11.14
Ni K	11.30	11.42	Mo L	25.12	15.81
Mo L	23.66	14.64			
Element	Weight%	Atomic%	Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.53	1.24	Si K	1.87	4.41
Si K	1.24	2.76	Cr K	14.30	18.17
P K	0.73	1.48	Fe K	29.65	35.10
Cr K	15.08	18.16	Ni K	11.43	12.86
Fe K	35.26	39.53	Mo L	42.75	29.45
Ni K	14.60	15.58			
Mo L	32.56	21.25			

Η μορφολογία των κατακρημνισμάτων παρουσιάζει τις παραπάνω χημικές συστάσεις σε πολλές περιοχές συγκόλλησης αλλά και σε διαφορετική μορφολογία κατακρημνισμάτων και πυκνότητα. Υπάρχουν πολλές παραπάνω όπως και σε όλα τα προηγούμενα δοκίμια, αλλά αυτές ήταν οι πιο αντιπροσωπευτικές αναλύσεις, με την μικρότερη απόκλιση όσο αναφορά την ακρίβεια της μέτρησης του EDS και την οπτική ανάλυση και ποιότητα της μικρογραφίας. Πριν μπούμε σε διαδικασία ανάλυσης, θεωρούμε ότι αυτά τα κατακρημνίσματα προκλήθηκαν από την απόψυξη μετά το πέρας της διαδικασίας της συγκόλλησης. Οι λανθασμένες συνθήκες συγκόλλησης οι οποίες είναι άγνωστες σε εμάς καθώς και το φαινόμενο της μεγάλης κραμάτωσης μαζί την αλόγιστη εφαρμογή θερμότητας, διευκολύνουν το φαινόμενο της κατακρήμνισης. Παρατηρούμε συγκριτικά με τις προηγούμενες χημικές αναλύσεις των άλλων περιοχών ότι πραγματοποιείται μία αύξηση στο ποσοστό του Cr και του

Μο σημαντικά, καθώς και μία μείωση στο ποσοστό του Ni. Αυτή η αυξομείωση των ποσοστών των στοιχείων πραγματοποιείται από τον μητρικό κόκκο προς την φάση-κόκκου του κατακρημνίσματος. Είναι λογικό να συνειδητοποιήσουμε ότι αυτό το φαινόμενο πραγματοποιείται γιατί το **Mo** και το **Cr**, είναι τα χημικά στοιχεία κλειδιά στην κατακρήμιση αυτών των ενδομεταλλικών, κατά πάσα πιθανότητα, φάσεων.

Εξαρχής λόγω της παρουσίας υψηλών ποσοστών Mo και Cr, προς το κατακρήμισμα και καθώς βρισκόμαστε σε έναν κατεξοχήν ωστενιτικό χάλυβα, τρεις συγκεκριμένες φάσεις μας έρχονται στο μυαλό για πιθανές φάσεις κατακρημνισμάτων. Η φάση σ , η φάση χ και η φάση **Laves**. Όπως έχουμε αναφέρει στο κεφάλαιο της θεωρίας, η πρώτη φάση χαρακτηρίζεται γενικά από στοιχειομετρική αναλογία **Fe-(Cr,Mo)** αλλά μπορεί να λάβει και άλλους 50 συνδυασμούς στοιχείων και αναλογιών, η δεύτερη φάση από γενική αναλογία **Fe-Cr-Mo** και τέλος η φάση Laves από τον τύπο **Fe₂Mo**.

Όπως παρατηρούμε όμως από την παρακολούθηση των χημικών αναλύσεων των φάσεων και κοιτώντας συγκεκριμένα την ατομική αναλογία των κρματικών στοιχείων προκειμένου να επαληθεύσουμε φάσεις με τις παραπάνω αναλογίες, βλέπουμε ότι δεν υπάρχει ένα σταθερό μοτίβο αναλογιών και είτε δεν μπορούμε να προσδιορίσουμε ακριβώς την φάση, είτε αναγνωρίζουμε κάποιες αναλογίες, οι οποίες μεταβάλλονται, όπως φέεται ανά μορφολογία (επιμήκεις και σφαιροειδείς) και ζώνη των κατακρημνισμάτων. Αυτό το φαινόμενο μας φέρνει σε θέση να σκεφτούμε ότι, θα μπορούσαν να υπάρχουν παραπάνω από μία ενδομεταλλικές φάσεις στο ΜΣ της Προτυπής συγκόλλησης 2 ή ότι θα μπορούσε να συμβαίνει λάνθασμένη εκτίμηση λόγω της απόκλισης της ανάλυσης μέσω του EDS, δηλαδή η χημική ανάλυση που λαμβάνουμε να μη ανταποκρίνεται με την πραγματική περιεκτικότητα σε στοιχεία της φάσης που στοχεύουμε ή θέλουμε να στοχεύσουμε για ανάλυση μέσω του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης.

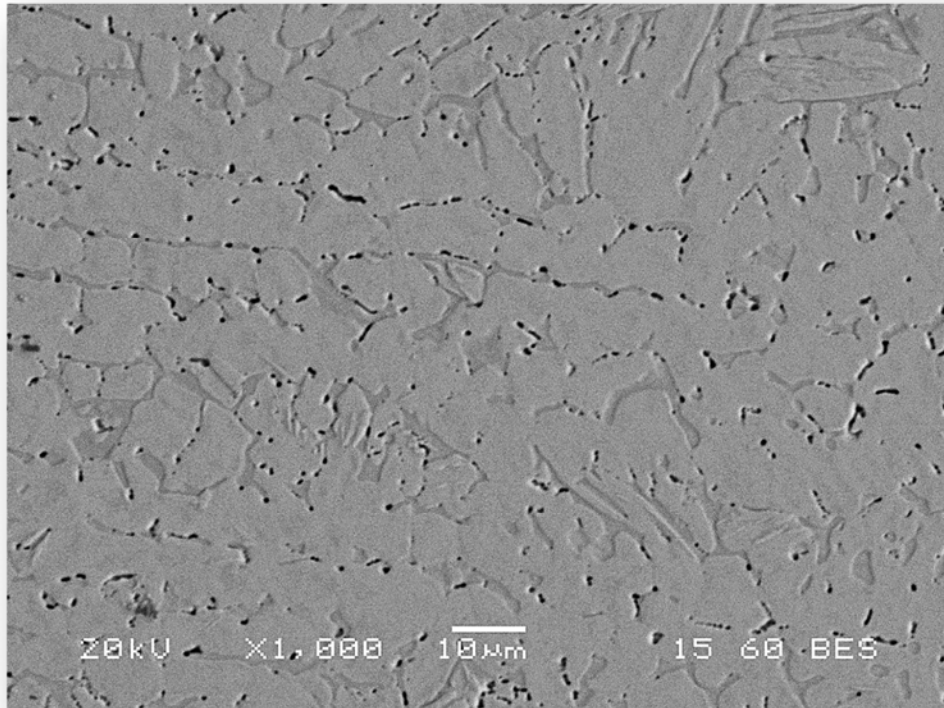
Συγκεκριμένα παρατηρώντας τις Εικόνα 136-Εικόνα 142, διακρίνουμε δύο διαφορετικές μορφολογίες κατακρημνισμάτων όπως αναφέραμε και παραπάνω, την σφαιροειδή-πλακοειδής και την πιο επιμήκη δομή. Αυτές τις δομές τις παρατηρούμε να εκτείνονται από το μέσο του ΜΣ, προς τα έξω, με την επιμήκη μορφολογία να παρουσιάζεται στα εξωτερικά στρώματα της συγκόλλησης ως επι το πλείστον. Παρόλα αυτά παρατηρούνται ανάμεικτες μορφολογίες σε όλες τις ζώνες της συγκόλλησης και γιαυτό σε περίπτωση διαφοροποίησης φάσεων των

κατακρημνισμάτων, δεν μπορούμε να μιλήσουμε με ακρίβεια για τον αριθμό φάσεων και το ποιές φάσεις χαρακτηρίζουν μία ζώνη.

Συγκεκριμένα, από τις παραπάνω αναλύσεις και εικόνες που αναφέραμε, αλλά και από αναλύσεις που παραλείψαμε να προσθέσουμε για πρακτικούς λόγους, και λαμβάνοντας τις χημικές αναλύσεις του EDS ως αξιόπιστες, βλέπουμε ότι οι κραματικές αναλογίες σε μερικές φάσεις κυμούνται από τιμές 1:3 έως 1:5 για το Mo και το Fe αντίστοιχα, άλλωτε 1:1 και τέλος 1:2. Ελάχιστες φορές παρατηρούμε τιμές στις συστάσεις της τάξης του 1:1:1 για το Mo,Fe και Cr. Αναλύοντας τα παραπάνω δεδομένα δεν μπορούμε να προσδιορίσουμε με ακρίβεια για το αν υπάρχει απόκλιση στις τιμές των αναλύσεων λόγω του EDS ή για τον αν οι παραπάνω τιμές είναι ακριβείς. Επιπλέον εάν λάβουμε τις συγκεκριμένες τιμές ως μη λανθασμένες πρέπει να λάβουμε σοβαρά υπόψην μας την πιθανότητα υπάρξης και των τριών προαναφερθέντων φάσεων στις ζώνες του μετάλλου συγκόλλησης καθώς επαληθεύονται όλες οι στοιχειομετρικές αναλογίες. Αξιοσημείωτο είναι το γεγονός της εξέτασης κατακρημνισμάτων τα οποία δεν επαληθεύουν καμία στοιχειομετρική αναλογία. Συνεπώς αυτές οι συστάσεις θα πρέπει να θεωρηθούν ότι χαρακτηρίζονται από μεγάλη απόκλιση και μεγαλύτερη αναγνώριση γειτονικών ή διαλελυμένων στο κατακρήμισμα στοιχείων. Από άποψη μορφολογίας, οι πιο επιμήκεις σχηματισμοί οι οποίοι φιλοξενούνται σε πλατύτερες αύλακες ανάμεσα στους κόκκους, φέρονται να παρουσιάζουν αναλογία κραματικών στοιχείων η οποία ταυτίζεται περίπου με την αναλογία που αντιστοιχεί στην φάση Laves αλλά και στην φάση σ πιο σπάνια, η μορφολογία των πιο πλακοειδών μορφολογιών, τήνει να έχει αναλογία η οποία ταυτίζεται με την αναλογία της φάσης σ, και τέλος τα σφαιροειδή κατακρημνίσματα παρουσιάζουν αναλογία η οποία δεν ταυτίζεται με καμία συγκεκριμένη ατομική αναλογία. Αξιοσημείωτο είναι ότι σε περίπτωση που παρουσιάζεται η φάση σ, η στοιχειομετρία της φάσης παρουσιάζεται να λαμβάνει σαν δεύτερο στοιχείο το Mo αντί για το Cr.

Ανεξάρτητα του μήκους και του πλάτους των κατακρημνισμάτων και τις διαφορετικές κραματικές αναλογίες, χαρακτηρίζονται από παρόμοια διάταξη και γενική μορφολογία, από τα σημεία που κατακρημνίζονται μέχρι και οπτική εντύπωση που αποτυπώνουν μέσω της μικρογραφίας του SEM, άρα χωρίς να αναιρούμε τις παραπάνω σκέψεις, θεωρούμε ότι ολο αυτό το σύμπλεγμα κατακρημνισμάτων το οποίο δημιουργήθηκε χάρις την δράση των παραμέτρων συγκόλλησης και κραμάτωσης, έχει ως αποτέλεσμα την δημιουργία ολικής Laves δομής στο ΜΣ όπως και παρατηρούμε και στην Εικόνα 31.

3.3.6 ΔΟΚΙΜΙΟ Β.

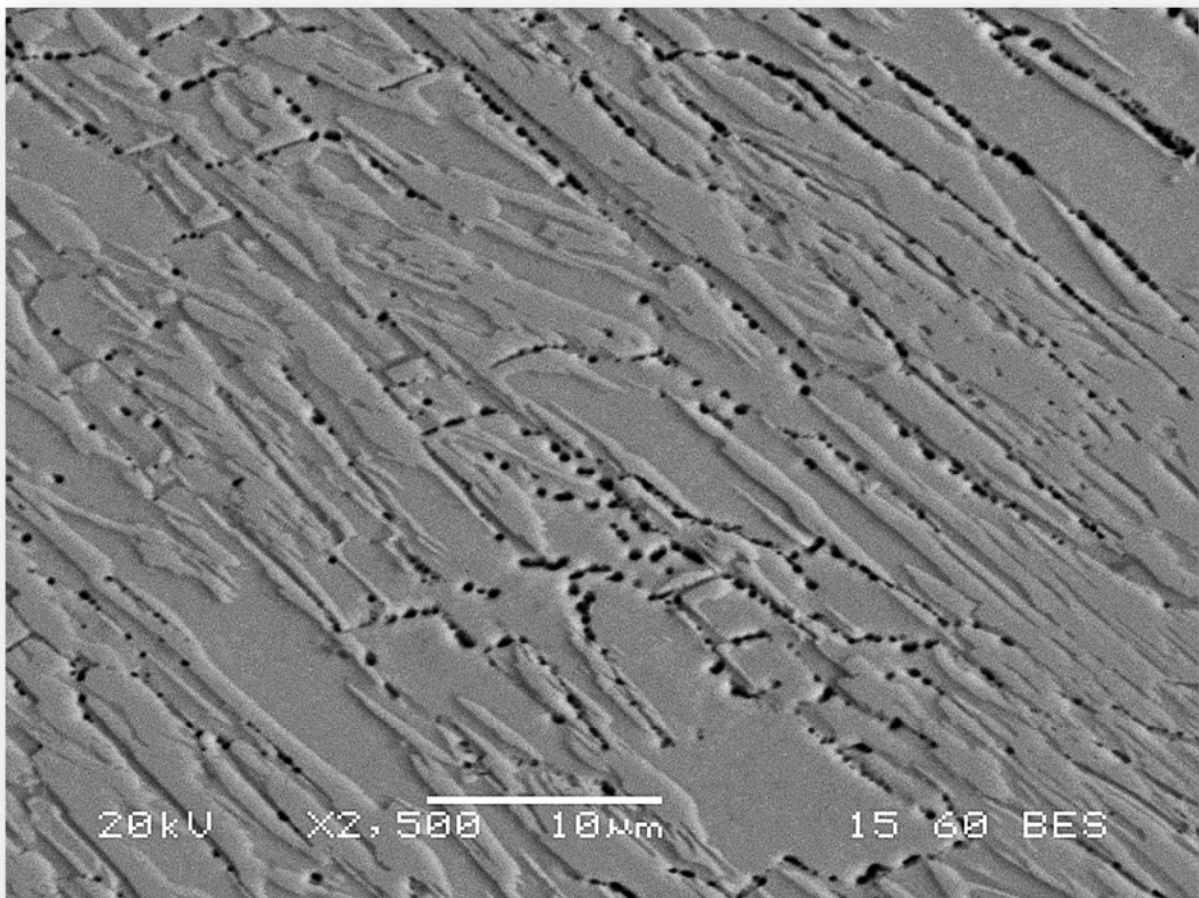


Εικόνα 143-Μέταλλο βάσης Δοκιμίου Β,1.

Παρατηρούμε την περιοχή του μετάλλου βάσης. Η μορφολογία του μετάλλου βάσης ταυτίζεται σε αρκετά μεγάλο βαθμό με την μορφολογία των μετάλλων βάσης των προηγούμενων δοκιμών και συγκεκριμένα με την Π.Σ.1. Βλέπουμε την χαρακτηριστική μορφολογία του δ-φερρίτη ο οποίος βρίσκεται σε κατώτερο επίπεδο όπως πάντα, σχετικά με τον ωστενίτη ο οποίος βρίσκεται σε κυρίαρχη μορφή. Παρατηρούμε περικρυσταλλικά καρβίδια τα οποία είναι αποτέλεσμα της αποσταθεροποίησης με σκοπό την μετέπειτα βαφή του ωστενίτη, τα οποία θα δούμε εάν έχουν θετική επίπτωση στις μηχανικές ιδιότητες κατά το κεφάλαιο των σκληρομετρήσεων. Πραγματοποιήσαμε μεγαλύτερη χρονικά, διαδικασία προκειμένου να απορριφθεί παραπάνω C και Cr από τον ωστενίτη για τον λόγο ότι θα χρησιμοποιούσαμε φτωχό μέσο βαφής οπότε, η κατάσταση απαιτούσε μεγαλύτερη αποσταθεροποίηση. Παρόλα αυτά δεν παρατηρούμε βελόνες μαρτενσίτη ή κατακρημνίσματα μέσα στον κόκκο του ωστενίτη. Δηλαδή πέρα από τα καρβίδια, το μέταλλο βάσης υποδεικνύει γενικά παρόμοια μορφολογία με αυτό των δοκιμών άνευ θερμικής κατεργασίας. Θα

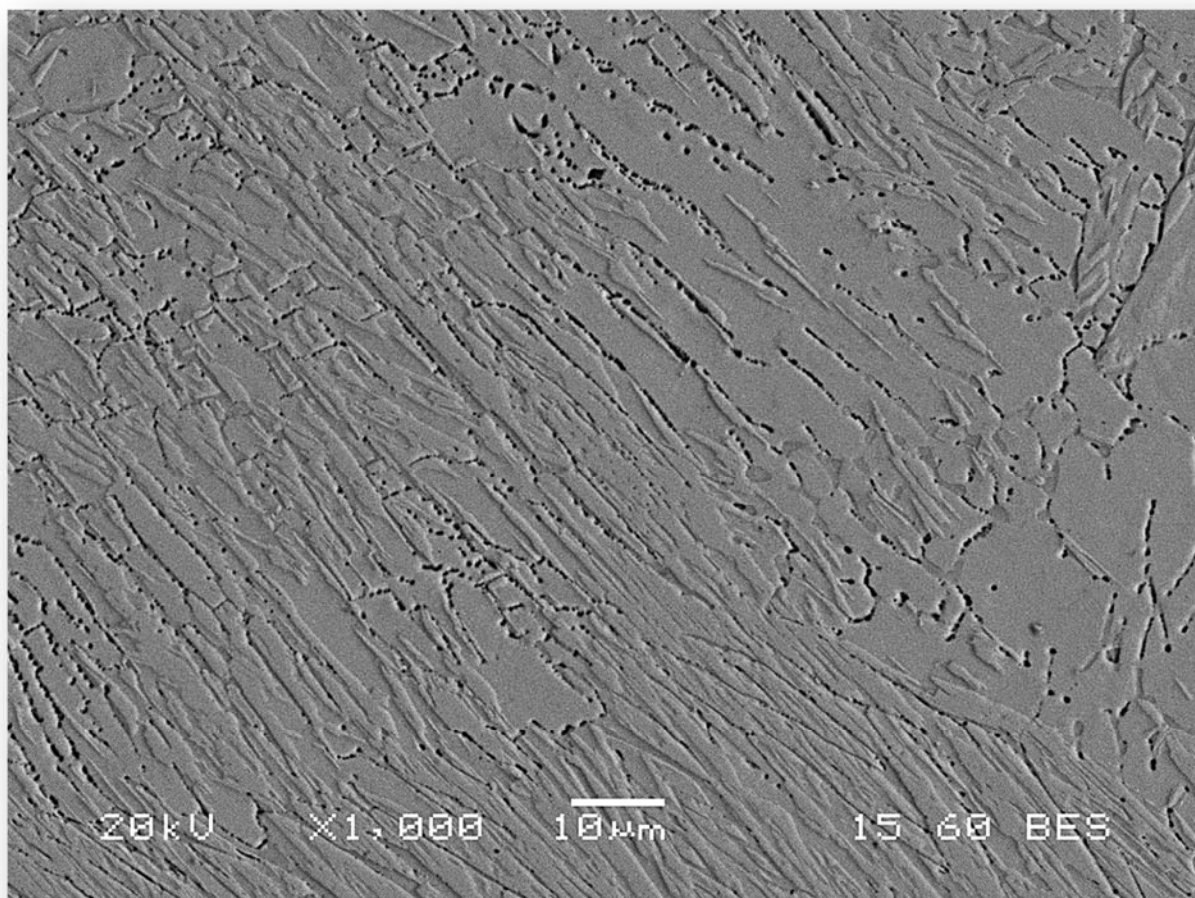
μπορούσαν να έχουν σχηματιστεί κατακρημνίσματα τα οποία να μην είναι ορατά λόγω του μικρού μεγέθους τους και της συνεκτικότητας τους με το πλέγμα, γεγονός που θα εξακριβώσουμε στο κεφάλαιο των σκληρομετρήσεων.

Σε αντίθεση με το MB, η ζώνη τήξης και η ΘΕΖ επιδεικνύουν διαφορετική μορφολογία σχετικά με τις αντίστοιχες προηγούμενων δοκιμίων.



Εικόνα 144- ΜΣ, Δοκιμίου Β,1.

Ενώ έχουν δεχθεί όπως είναι λογικό την ίδια θερμική κατεργασία, παρατηρούμε ότι το μέταλλο συγκόλλησης παρουσιάζει πέρα από περικρυσταλλικά καρβίδια γύρω από τους κόκκους του ωστενίτη και μια βελονοειδή δομή, η οποία κατά πάσα πιθανότητα χαρακτηρίζεται ως μαρτενσίτης. Η χαρακτηριστική μορφολογία, είναι προϊόν της θερμικής διεγγραφής αποσταθεροποίησης του χάλυβα, αλλά και της βαφής που πραγματοποιήσαμε σε νερό, σε θερμοκρασία δωματίου. Η παρουσία δ-φερρίτη είναι δεδομένη σε ένα ποσοστό.



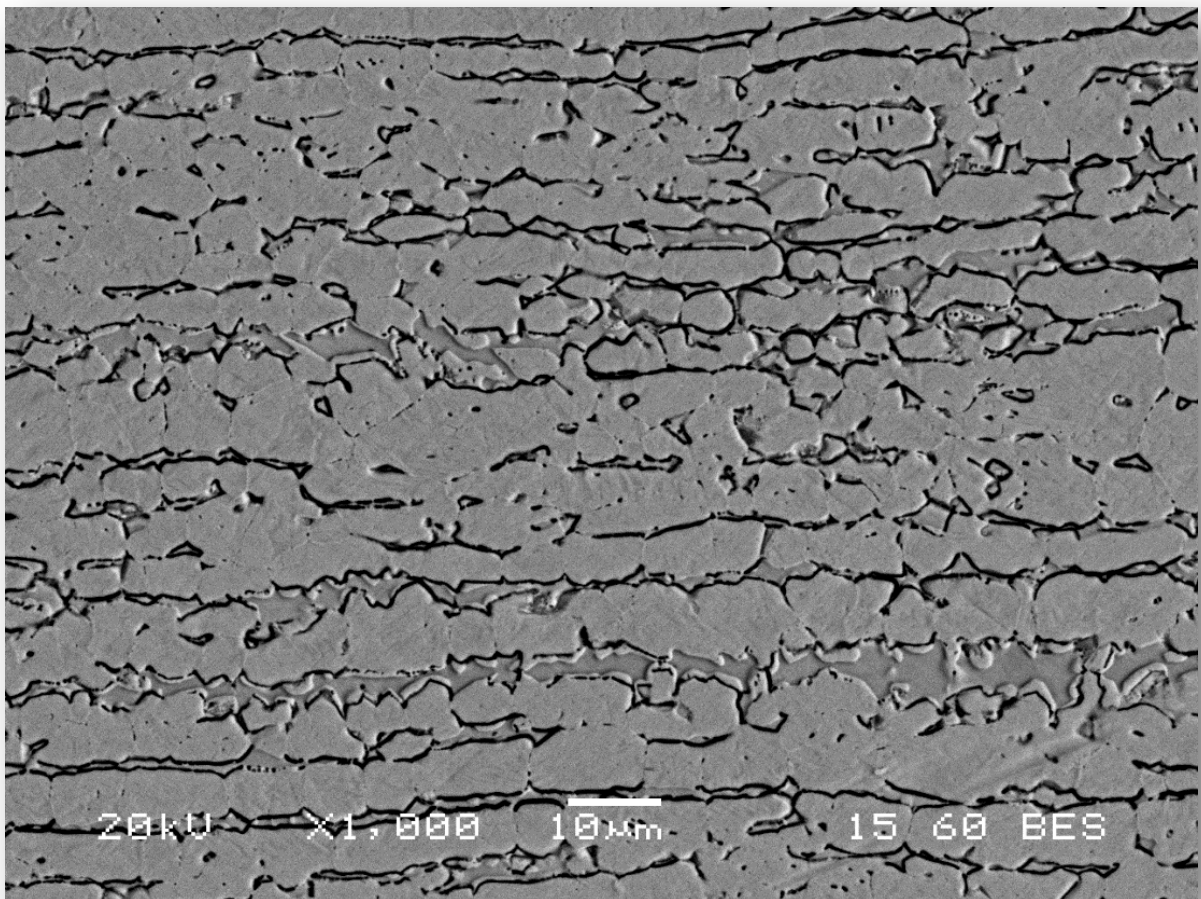
Εικόνα 145-ΜΣ, Δοκιμίου Β,2.

Συγκεκριμένα, για να μπορέσει να έχει σχηματιστεί μαρτενσίτης, θα πρέπει τουλάχιστον η M_s να βρίσκεται πάνω από την θερμοκρασία βαφής, δηλαδή την θερμοκρασία δωματίου. Άρα, χρησιμοποιώντας παραπάνω χρόνο στην θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης καταφέραμε να αυξήσουμε την εμβαπτότητα του δοκιμίου, να μεγαλώσουμε την M_s και συνεπώς να προκαλέσουμε μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη, όχι όμως στον ίδιο βαθμό με την τυπική υπομηδενική βαφή η οποία πραγματοποιείται για διάστημα 8 ωρών, και προκαλεί πλήρη μετασχηματισμό του ωστενίτη. Στις συγκεκριμένες μικρογραφίες δεν παρατηρούμε κάποια κατακρήμνιση ενδομεταλλικής φάσης, αλλά υπάρχει εξίσου πιθανότητα, η φάση να συγγέεται με τα περικρυσταλλικά καρβίδια και λόγω της προσβολής να χρωματίζονται αντίστοιχα. Πάντως από την στιγμή που περιέχεται μαρτενσίτης στο υλικό

αναμένουμε κατακρήμνιση κάποιας ποσότητας καρβιδίων μέσω της γήρανσης το οποίο θα το δούμε με την εξέταση της σκληρότητας .

Η γενική εικόνα που μας προβάλεται από την μικρογραφική εξέταση του δοκιμίου, είναι η διαφοροποίηση των φάσεων μεταξύ ΜΣ και ΘΕΖ, γεγονός που παρατηρήσαμε μερικώς και στις μικρογραφίες του οπτικού μικροσκοπίου. Αυτή η διαφορά στα μικρογραφικά χαρακτηριστικά ανεμένουμε, να έχει ανάλογη επίπτωση στις τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων όπως θα δούμε παρακάτω.

3.3.7 ΔΟΚΙΜΙΟ Δ.



Εικόνα 146- MB, Δοκιμίου Δ.

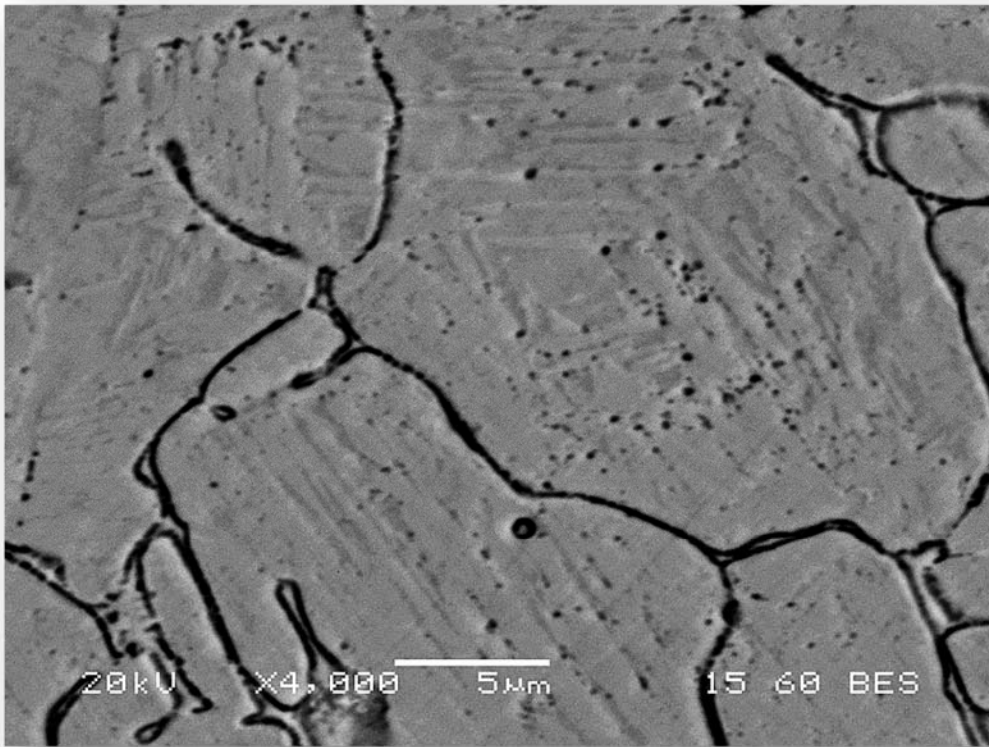
Συγκρίνοντας τα μέταλλα βάσης του Δοκιμίου Β και Δ, μπορούμε να συμπεράνουμε ότι, Το δεύτερο παρουσιάζει εξαιρετικά εκτενή κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων γύρω από τον κόκκο του ωστενίτη το οποίο οφείλεται στο μεγάλο διάστημα αποσταθεροποίησης που υφίσταται το βιομηχανικό Condition TH 1050.

Μέσω αυτής της κατακρήμνισης, ο χαλύβας καθίσταται αυτόβαπτος δηλαδή έχει την δυνατότητα, μέσω βαφής στο αέρα ο ωστενίτης μπορεί να μετασχηματιστεί σε μαρτενσίτη αλλά μόνο με συγκεκριμένο βήμα απόψυξης. Από την στιγμή που εμείς πραγματοποιήσαμε βαφή στο νερό, είμαστε σίγουροι, ότι η Ms είναι σε τέτοιο υψηλό επίπεδο και η εμβαπτότητα ακόμα μεγαλύτερη συγκριτικά με τα άλλα δοκίμια, ώστε αν δεν έχει μετασχηματιστεί πλήρης μαρτενσιτικός μετασχηματισμός, θα υπάρχει τουλάχιστον τεράστιο ποσοστό μαρτενσίτη έναντι του αντίστοιχου εναπομείναντα ωστενίτη.

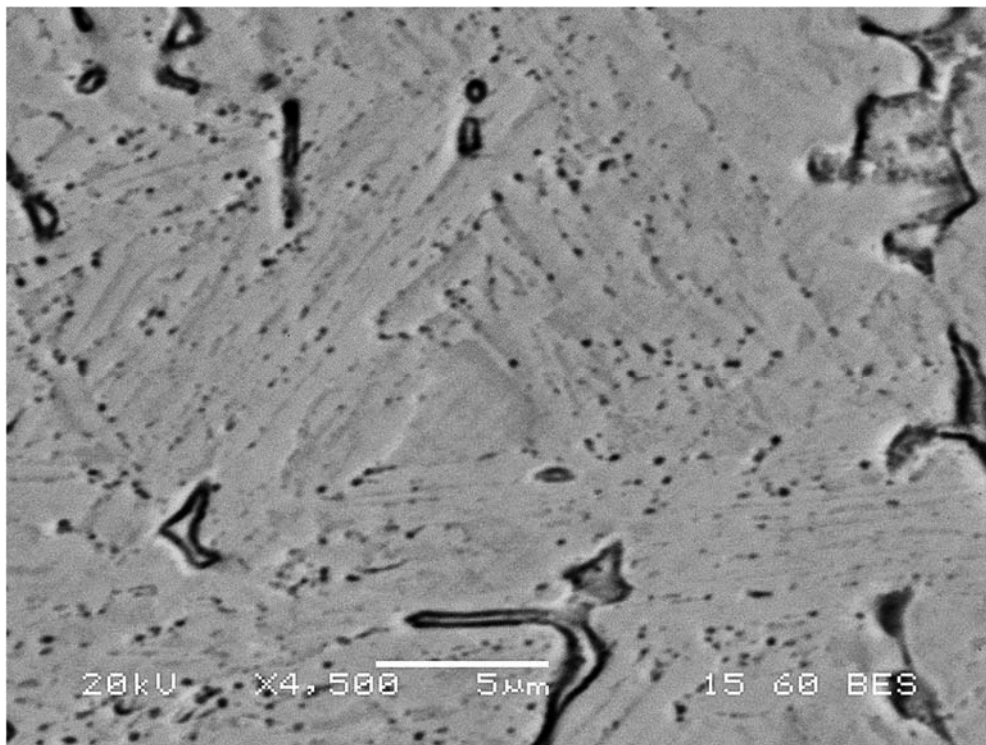
Δεν μπορούμε να πούμε ότι παρατηρούμε ξεκάθαρα μαρτενσιτική δομή ξεκάθαρα, στο μέταλλο βάσης, πέρα από την κατακρήμνιση των καρβιδίων στα όρια των κόκκων. Παρατηρούμε πάλι την χαρακτηριστική μορφολογία του δ-φερρίτη, ο οποίος είναι ανεπηρέαστος λόγω της κραμάτωσης του, καθώς αποτελούσε την αρχική μορφή στερεοποίησης ως επι το πλείστον. Βλέπουμε επίσης, ότι ο ωστενίτης χαρακτηρίζεται με ένα πιο έντονο ανάγλυφο, το οποίο μπορεί να οφείλεται σε διαφορετική προσβολή αλλά και σε ολικό μετασχηματισμό $\gamma \rightarrow \alpha$.

Μπορούμε να παρατηρήσουμε μορφές κατακρημνισμάτων σε ενδοκοκκικές περιοχές αλλά δεν μπορούμε να είμαστε σίγουροι λόγω της οπτικής τάυτισης με τα κατακρημνίσματα σε οπές φάσεων (δ-φερρίτη) μέσα στην μήτρα του ωστενίτη. Πάντως λόγω της ύπαρξης του μαρτενσίτη λόγω της θερμικής κατεργασίας, η κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων είναι σχεδόν σίγουρο συμβάν όπως θα δούμε και από τις σκληρομετρήσεις και όπως βλέπουμε και από άλλες μικρογραφίες του βασικού μετάλλου στο συγκεκριμένο δοκίμιο.

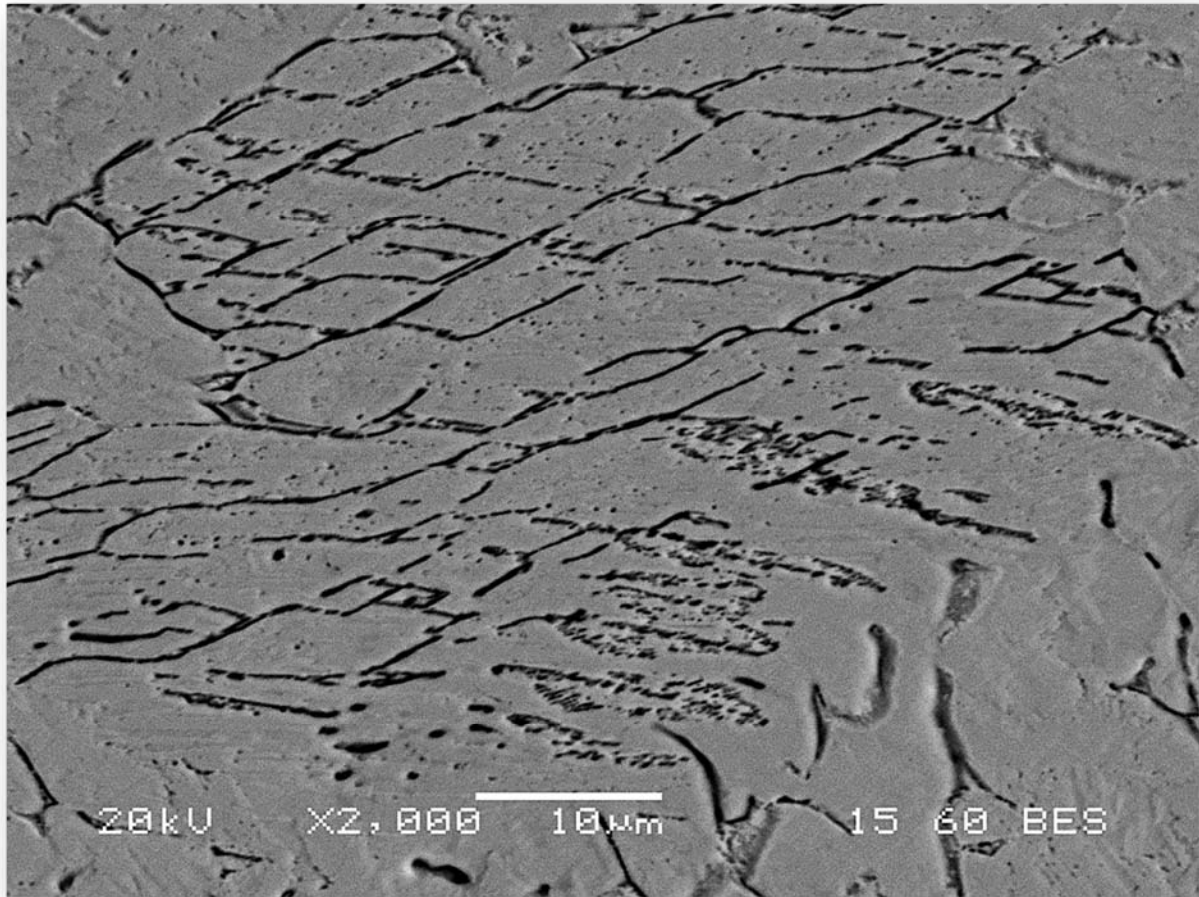
Τα κατακρημνίσματα μπορεί να είναι ορατά μέσω του SEM, αλλά μπορεί να μην είναι διακριτά όπως έχουμε πεί λόγω της σενεκτικότητας του πλέγματος και του νανοσκοπικού μεγέθους τους. Πρέπει να σημειωθεί πάλι πάντως, ότι περικρυσταλλικά καρβίδια μπορούν να κατακρημνιστούν ακόμα και στην θερμοκρασία γήρανσης και των τριών βιομηχανικών Condition.



Εικόνα 148-ΜΣ, Δοκιμίου Δ,1.



Εικόνα 147- ΜΣ, Δοκιμίου Δ,2.



Εικόνα 149-ΜΣ, Δοκιμίου Δ,3.

Στις παραπάνω μικρογραφίες του μετάλλου συγκόλλησης και της ΘΕΖ, παρατηρούμε μία εντελώς διαφορετική μορφολογία από τα αρχικά δοκίμια της Π.Σ.1. Συγκεκριμένα παρατηρούμε εκτενής κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων του Cr, τα οποία όπως και είδαμε στο μέταλλο βάσης, είναι προϊόντα της αποσταθεροποίησης του ωστενίτη.

Επιπλέον παρατηρούμε καλύτερα και συγκεκριμένα ότι υπάρχουν στο μεγαλύτερο μέρος των ενδοκοκκικών περιοχών, βελονοειδείς περιοχές οι οποίες είναι κυρίαρχες όσο αναφορά το εμβαδό, δημιουργώντας της εντύπωση ενός ενιάιου στρώματος. Από εκεί και πέρα παρατηρούμε πολύ χαρακτηριστικά πλέον, τα κατακρημνίσματα ενδομεταλλικών φάσεων, τα οποία παρουσιάζουν μεγέθη με **μέγιστη διάμετρο τα 0,5 μm ή 500 nm**, συγκεκριμένα στις 2 παραπάνω εικόνες. Άρα είναι λογικό να μην μπορούμε να τα διακρίνουμε σε μικροτερή μεγέθυνση, ακόμα και μέσω του SEM. Τώρα που η ύπαρξη του μαρτενσίτη, είναι αδιαμφισβήτητη, παρατηρούμε για πρώτη φορά, εκτενές σύμπλεγμα κατακρημνισμάτων μέσα

στον κόκκο του αρχικού ωστενίτη, αλλά πάνω σε μαρτενσιτική φάση. Ο μαρτενσίτης παρατηρείται ότι έχει πλήρη προνατολισμό ανάπτυξης και διεύθυνσης, ο οποίος ταυτίζεται με τον πρωτογενή ωστενιτικό κόκκο.

Από την βιβλιογραφία γνωρίζουμε (49), ότι οι μικροσπές που βλέπουμε, δεν αποτελούν κατακρημνίσματα, αλλά τις αρχικές θέσεις αυτών και τα κατακρημνίσματα αυτά καθαυτά έχουν απομακρυνθεί λόγω προσβολής, αλλά σύμφωνα με πηγές αποτελούν την κατακρημνίσματα της **GCP** γ' φάσης .

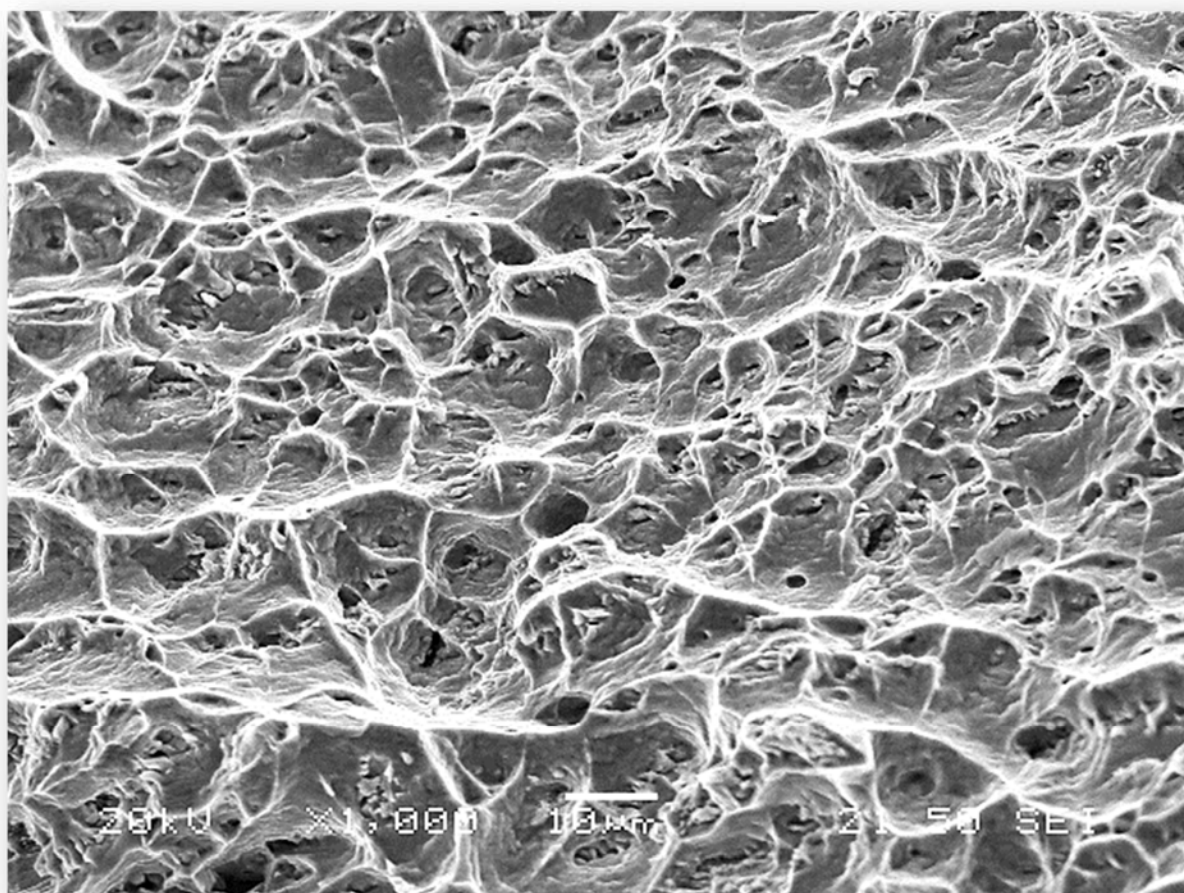
Μπορούμε να διακρίνουμε επιπλέον και ωστενιτικές περιοχές οι οποίες έμειναν ανέπαφες από τον μετασχηματισμό συνήθως στο κέντρο του κόκκου και σε χαμηλότερο επίπεδο όπως βλέπουμε , γεγονός που συνδέεται άμεσα με την Mf, μιάς και η βαφή στο νερό, μπορεί να μην επέφερε πλήρη μετασχηματισμό του ωστενίτη. Επιπλέον βλέπουμε και τις φάσεις του αρχικού δ-φερρίτη οι οποίες έχουν παραμείνει σαν νησίδες χαμηλότερων επιπέδων μέσα στην μήτρα του ωστενίτη. Βλέπουμε χαρακτηριστικά την κατακρήμνιση των καρβιδίων περιμετρικά του διασπαστικού ορίου στην Εικόνα 147.

Γενικά και τα δύο προαναφερθέντα δοκίμια των θερμικών κατεργασιών, παρουσιάζουν διαφορετικά μεταλλουργικά και μορφολογικά χαρακτηριστικά σε σχέση με την αρχική συγκόλληση, όπως θα παρατηρήσουμε και στο κεφάλαιο των σκληρομετρήσεων, η επιρροή των θερμικών κατεργασιών ασκεί εξαιρετική μεταβολή στις μηχανικές ιδιότητες του δοκιμίου και ιδιαίτερα στο δοκίμιο Δ, όπου παρατηρούμε εξαρχής μεγαλύτερα αποτελέσματα της αποσταθεροποίησης με σκοπό τον σχηματισμό μαρτενσίτη.

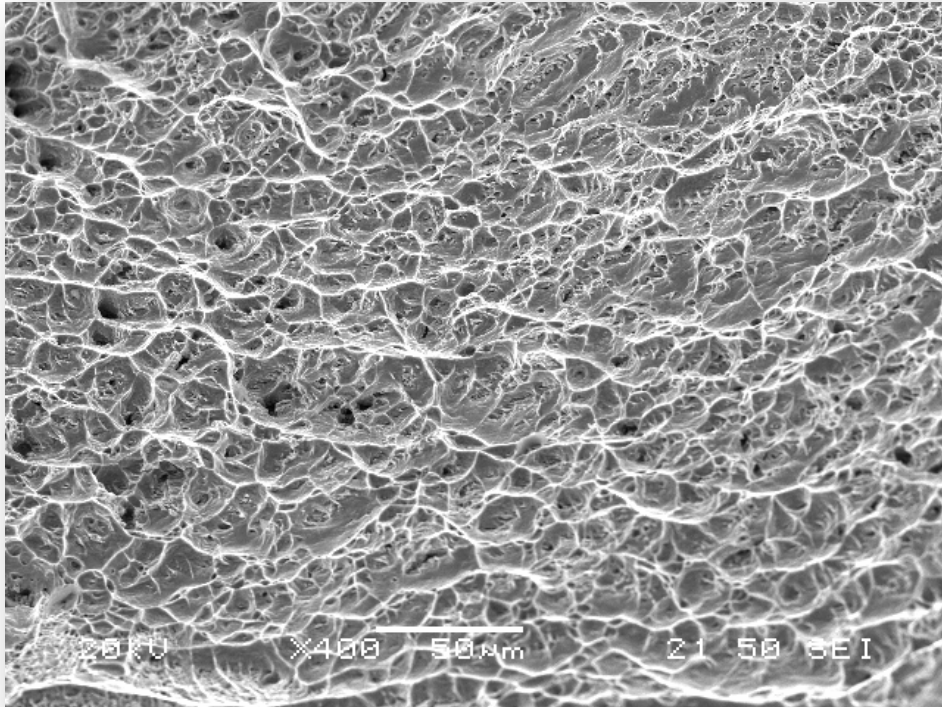
*****ΣΗΜΕΙΩΣΗ :** Όλες οι χημικές αναλύσεις που πραγματοποιήθηκαν και παρατέθηκαν σε αυτό το κεφάλαιο, σε συνδυασμό με τα αντίστοιχα φάσματα ενεργειακής διασποράς ακτίνων X (EDS) των στοιχείων που αντιστοιχούν στην χημική ανάλυση, αποτελούν ημιποσοτικές χημικές μικροαναλύσεις σε και επιλέχθηκε να μην λαμβάνουν σχολιασμό η κατάταξη σε πίνακα αναφορών για πρακτικούς λόγους. Ο ρόλος τους είναι συμπληρωματικός και ο προσδιορισμός της σημασίας και ερμηνείας απορρέει από τα στοιχεία που παρατίθενται στο αντίστοιχο κεφάλαιο όπου βρίσκονται.

3.3.8 ΘΡΑΥΣΤΟΓΡΑΦΙΕΣ ΠΡΟΤΥΠΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ 2.

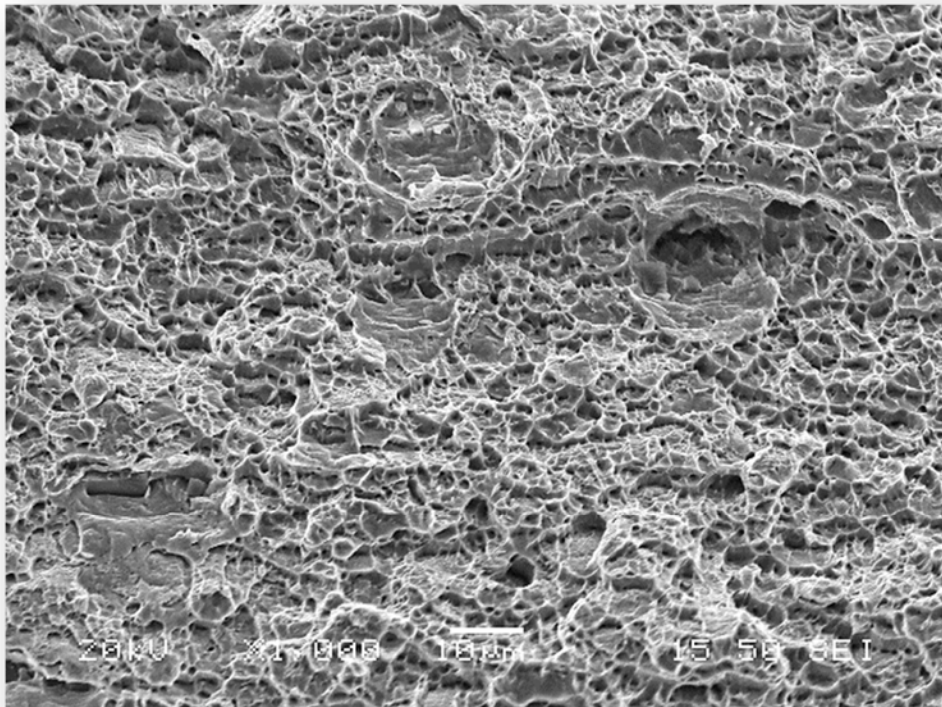
Όπως αναφέραμε, τα δοκίμια τα οποία προετοιμάσαμε για να τα εξετάσουμε μηχανικά στην δοκιμή εφελκυσμού, ήταν τρία δοκίμια τα οποία άνηκαν στην Π.Σ.2, το ένα εκ των οποίων παρουσίασε αστοχία κατά την διάκριση της δοκιμής, καθώς επέδειξε ρξαιρετικά χαμηλό όριο θραύσης. Προκειμένου να καταλάβουμε την μηχανική συμπεριφορά των δοκιμίων, ανεξάρτητα από την διάγνωση του διαγράμματος εφελκυσμού που θα δούμε παρακάτω, πρέπει να εξετάσουμε και μικρογραφικά τα χαρακτηριστικά της θραύσης και έπειτα να συνδυάσουμε τα αποτελέσματα μας μαζί με τις τιμές της σκληρότητας και του διαγράμματος, προκειμένου να έχουμε μία ολοκληρωμένη εικόνα για την μηχανική συμπεριφορά των δοκιμίων. Παρακάτω παρατίθενται οι μικρογραφίες της θραυστογραφίας.



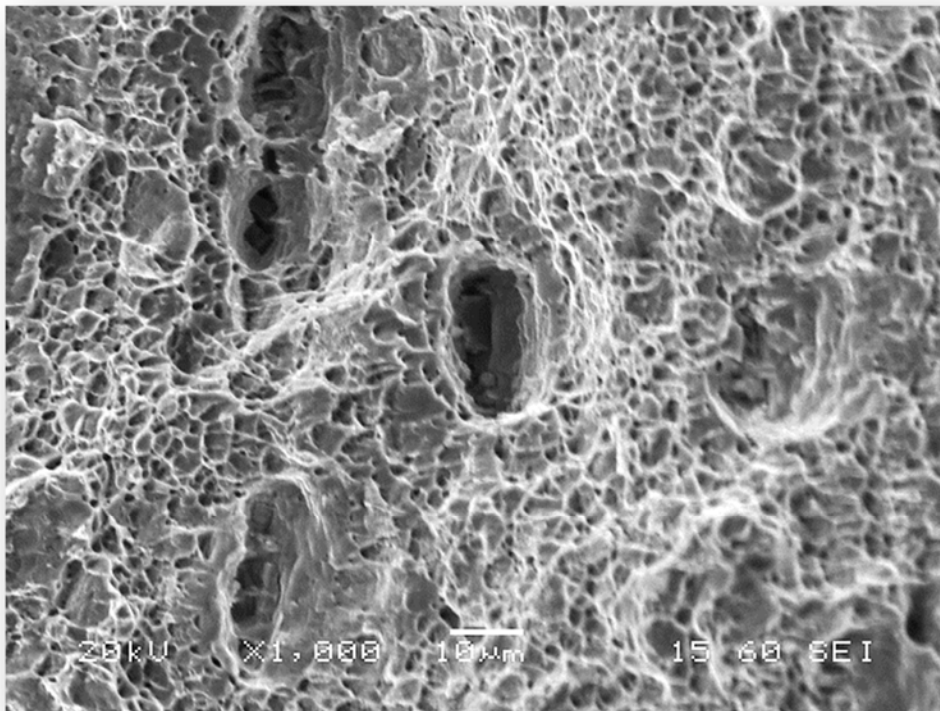
Εικόνα 150-Μικροδομή θραυστογραφίας Π.Σ.2.



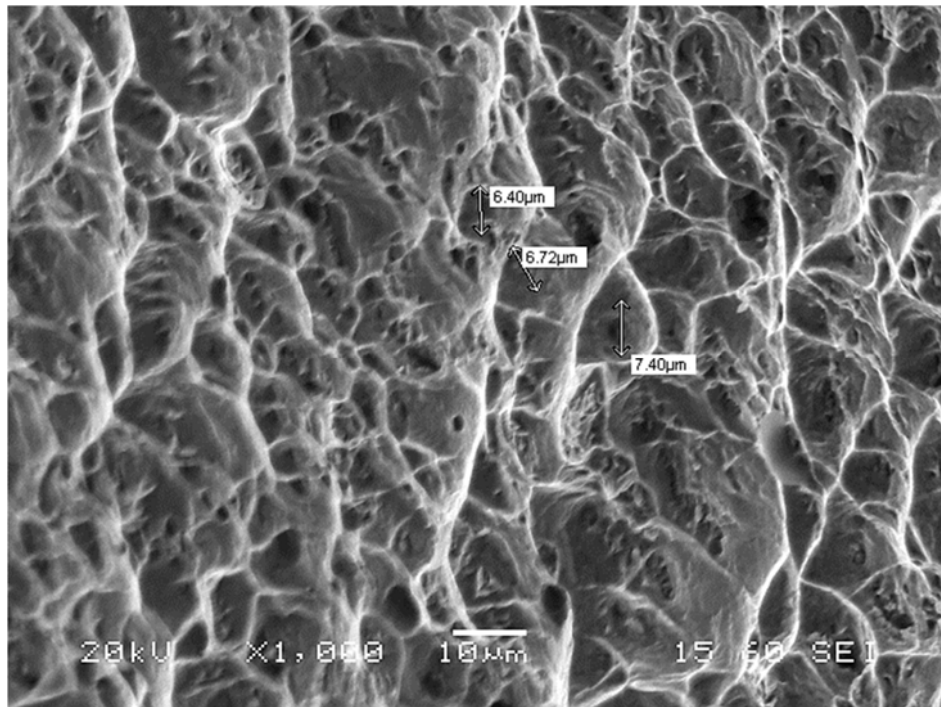
Εικόνα 152- Μικροδομή θραυστογραφίας Π.Σ.2.



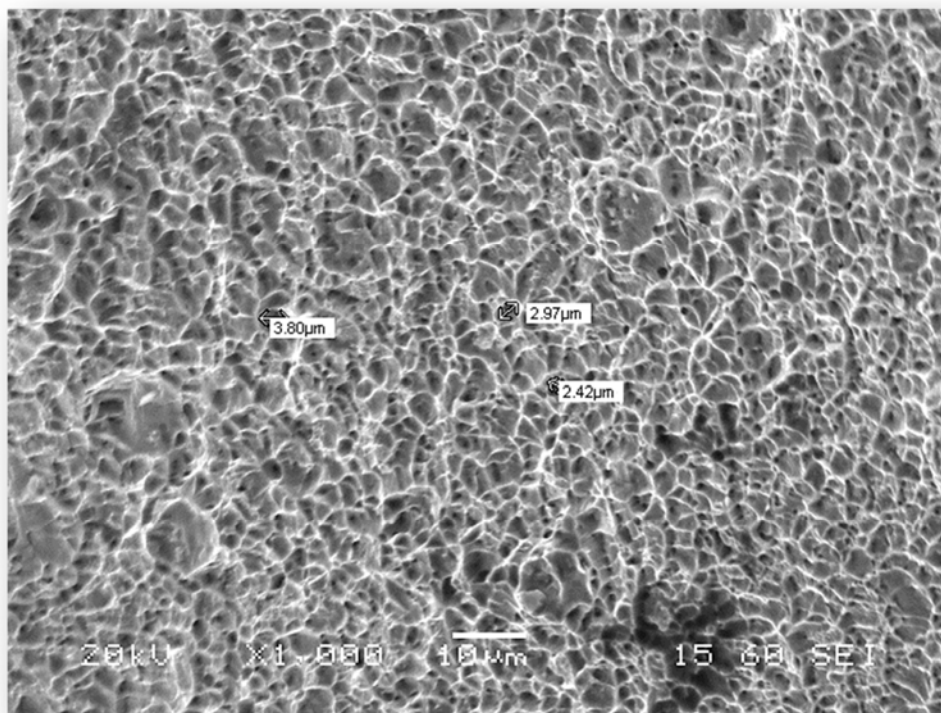
Εικόνα 151-Μικροδομή θραυστογραφίας κέντρου του ΜΣ, της Π.Σ.2.



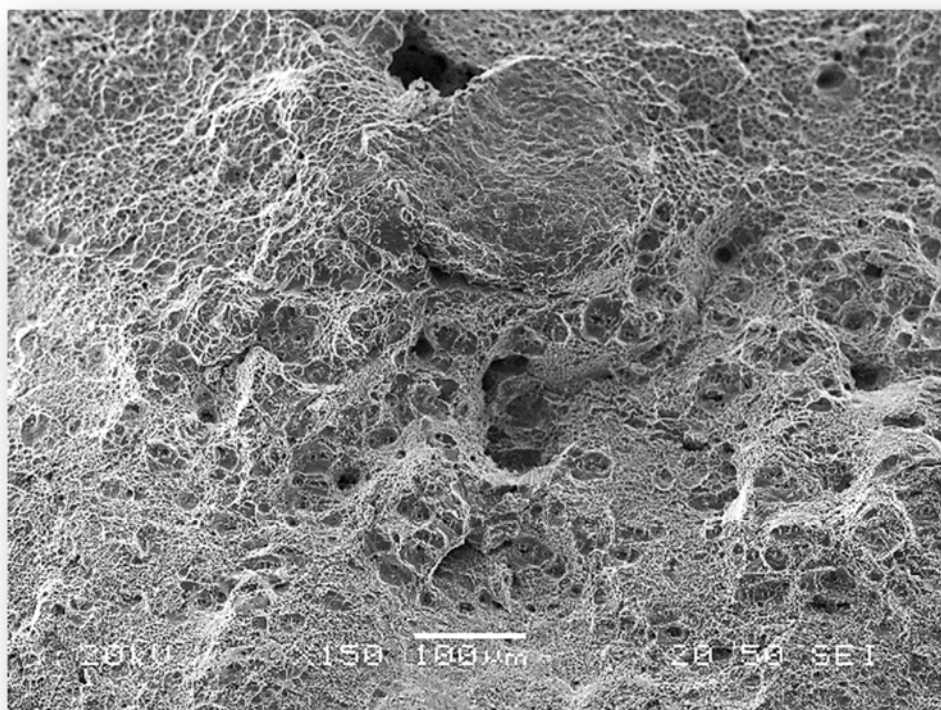
Εικόνα 153- Οπές στην επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.



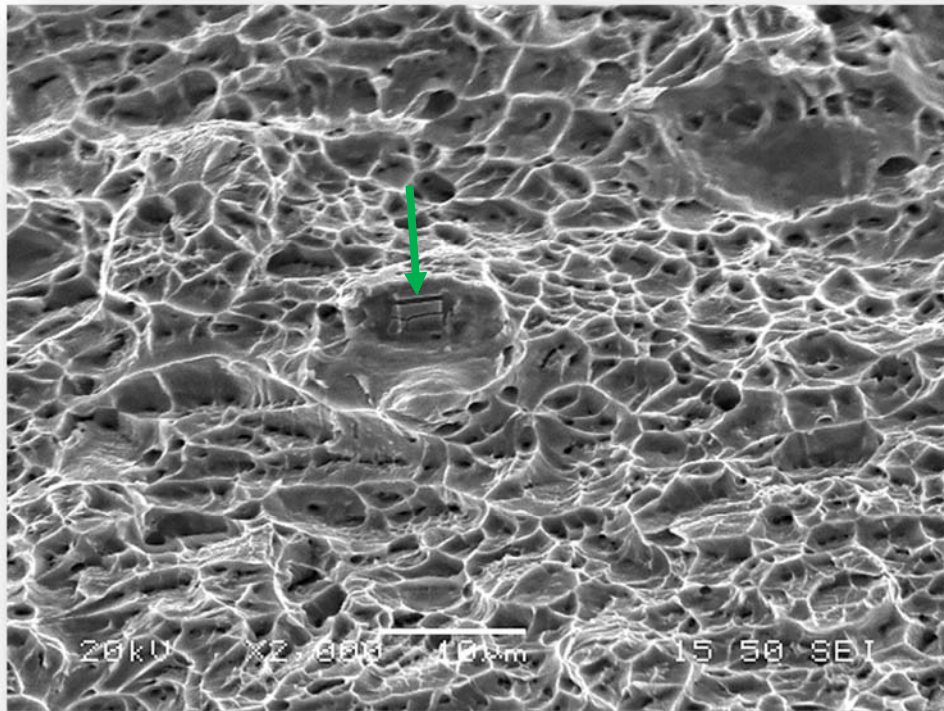
Εικόνα 154-Μέτρηση διαμέτρου των οπών της επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.



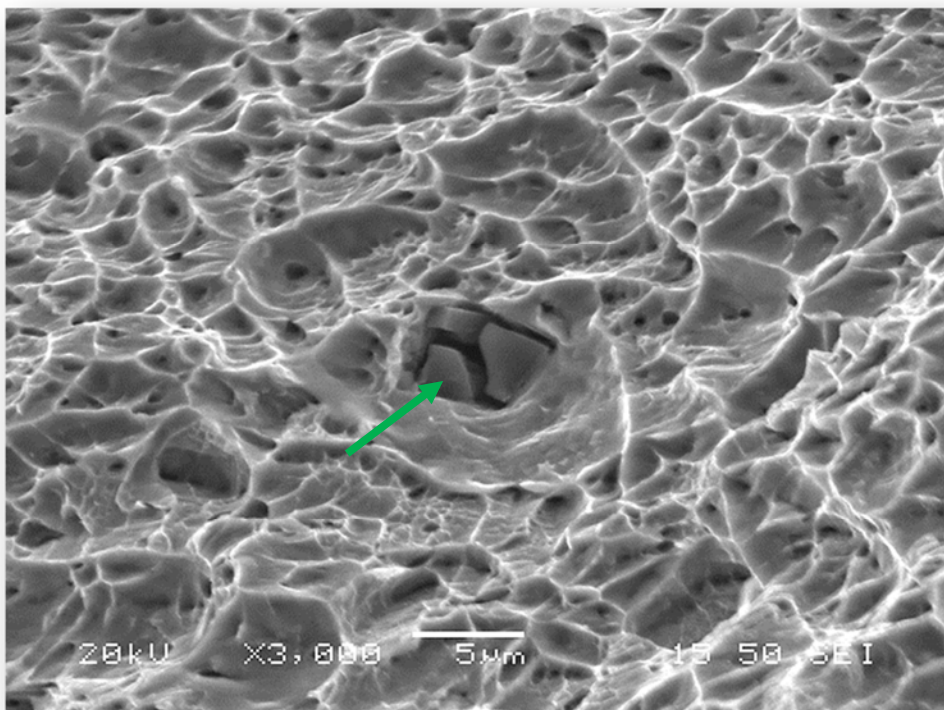
Εικόνα 156- Μέτρηση μικροσπών στην επιφάνεια θράυσης της Π.Σ.2



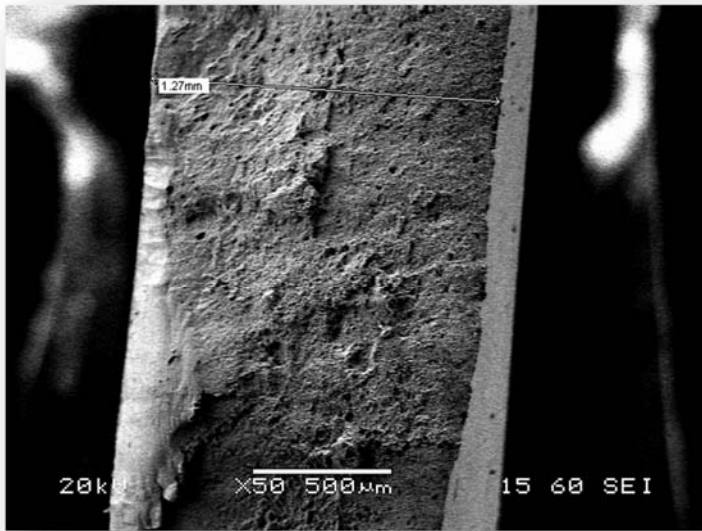
Εικόνα 155- Επιφάνεια θράυσης της Π.Σ.2.



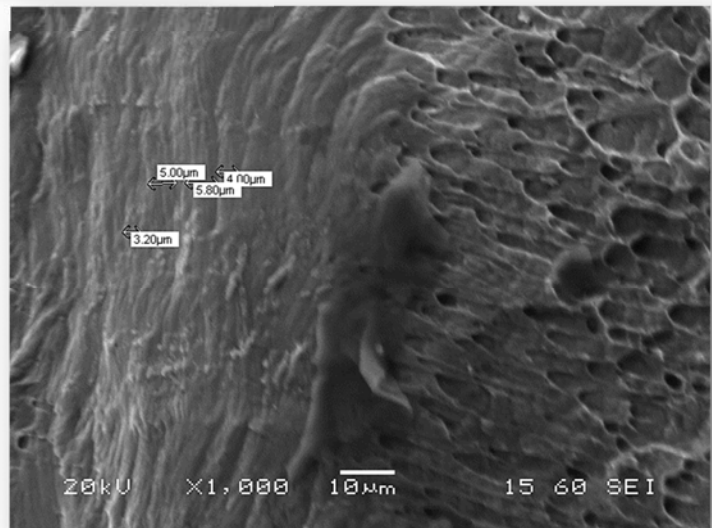
Εικόνα 157-Κατακρήμνισμα στο κέντρο μικροσπής στην επιφάνεια θραύσης της Π.Σ.2.



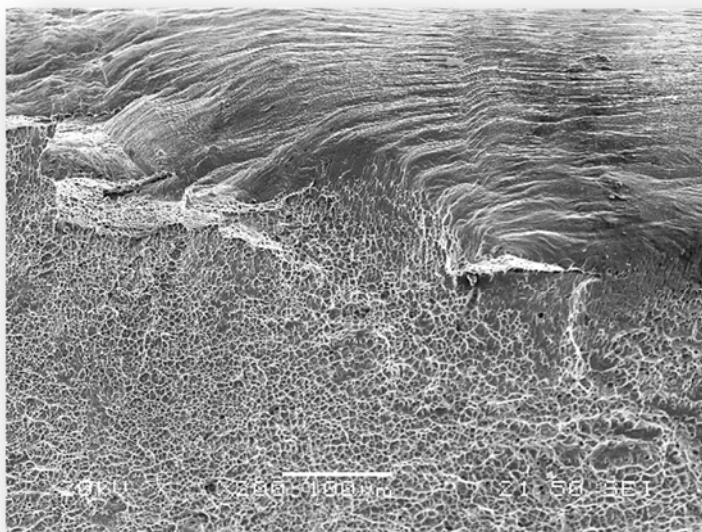
Εικόνα 158-Κατακρήμνισμα στο κέντρο μικροσπής στην επιφάνεια θραύσης της συγκόλλησης.



Εικόνα 161-Πλάτος διατομής μετά από δοκιμή εφελυσμού



Εικόνα 159- Χείλος διάτμησης και πλάτος των σχηματιζόμενων επιπέδων.



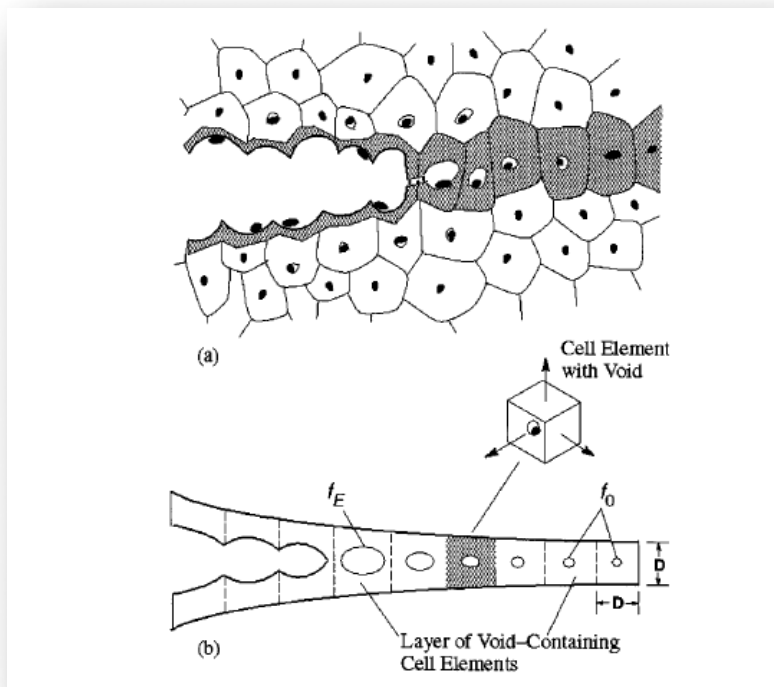
Εικόνα 160-Χείλος διάτμησης στο επίπεδο του κέντρου της Π.Σ.2.

Αναλογιζόμενοι και παρατηρώντας τις παραπάνω μικρογραφίες από τα δύο επιτυχή δοκίμια, παρατηρούμε αρχικά ότι ολόκληρο το εμβαδόν της επιφάνειας είναι καλυμένο από χαρακτηριστικούς θύλακες-μικροοπές. Αυτοί οι θύλακες είναι το χαρακτηριστικό της επιφάνειας θράυσης κατά την διένεξη της θραυστογραφίας το οποίο μας υποδηλώνει την, ολκιμή φύση του ολικού μας, δηλαδή την ικανότητα του να απορροφάει ενέργεια πριν την θράυση του και να υφίσταται σημαντική πλαστική παραμόρφωση σε σχέση με ένα ψαθυρό υλικό. Χαρακτηριστικό είναι ότι δεν παρατηρούμε καμία επίπεδη επιφάνεια κάθετη προς την διεύθυνση εφελκυσμού, η οποία θα μας υποδήλωνε την θράυση και ύπαρξη ψαθυρής φάσης .

Για να εξηγήσουμε το φαινόμενο αυτό πρέπει να κάνουμε μία ανασκόπηση στον μηχανισμό θράυσης των όλκιμων μεταλλικών οποίους υποδεικνύει ότι η συνένωση μικροκενών είναι ο πιο συνηθισμένος τρόπος για την θράυση των όλκιμων μεταλλικών υλικών. Συγκεκριμένα κατά την διάρκεια του εφελκυσμού, πραγματοποιείται πλαστική παραμόρφωση. Όταν όμως στο μεταλλικό παρευρίσκονται φάσεις όπως κατακρημνίσματα, ενδομεταλλικές φάσεις, καρβίδια και νιτρίδια, με πάστική παραμόρφωση τα σώματα είτε θραύονται, είτε αποκολώνται από την μητρική φάση επειδή αδυνατούν να παραμείνουν στην επιφάνεια θράυσης (11)

Στην συνέχεια καθώς προχωράει η πλαστική παραμόρφωση, σχηματίζονται μικροοπές, οι οποίες συνενώνονται και σχηματίζουν μία ρωγμή. Η διάδοση της ρωγμής πραγματοποιείται στην πορεία με τον ίδιο ακριβώς μηχανισμό, δηλαδή με δημιουργία, ανάπτυξη και συνένωση μικροοπών οι οποίες οφείλονται στα κατακρημνίσματα τα οποία είναι διασπαρμένα. Στην δικιά μας περίπτωση όπως είπαμε, έχουμε ανιχνεύσει και καρβίδια και φυσικά και την ή τις ενδομεταλλικές φάσεις οι οποίες οφείλονται για το φαινόμενο (3).

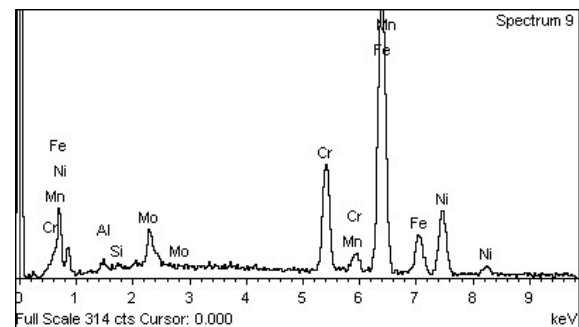
Όπως παρατηρούμε, η μικρογραφική ανάλυση της θραυστογραφίας χαρακτηρίζεται από μικροσκοπικές κοιλότητες-κρατήρες (dimples), οι οποίες είναι μεγαλύτερες στο κέντρο του ΜΣ, μέσα στις οποίες συνήθως παρατηρούνται τα σωματίδια από τα οποία προήλθαν οι μικροοπές. Στην δικιά μας περίπτωση δεν παρατηρούμε κάποιο τέτοιο φαινόμενο, πιθανότατα λόγω της αποκοπής των κατακρημνισμάτων κατά την διακασία του εφελκυσμού κατά την οποία μπορεί να απομακρύνθηκαν λόγω βαρύτητας. Το σχήμα των θυλάκων εξαρτάται από το είδος της εφαρμοζόμενης τάσης. Όταν η φόρτιση είναι μοναξονική, τα σχηματιζόμενα dimples χαρακτηρίζονται από ισοαξονικοί, ενώ το μέταλλο υποστεί διάτμηση ή εφελκυσμό και κάμψη, χαρακτηρίζονται από επίμηκες ή επίμηκες και παραβολικό σχήμα αντίστοιχα (1).



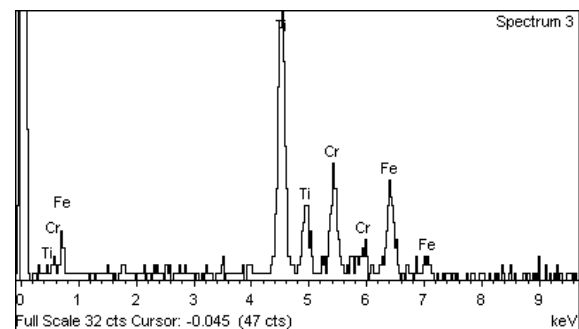
Εικόνα 162-Μηχανισμός
όγκιμης θράωσης (25) .

Εκτός από τα κατακρημνίσματα της ενδομεταλλικής φάσης τα οποία ήταν διασπαρμένη εκτενώς όπως είδαμε σε όλες τις διαστάσεις του ΜΣ, υπεύθυνα για τον σχηματισμό της των dimples ήταν και κάποια ευμεγέθη νιτρίδια και καρβίδια όπως βλέπουμε στις εικόνες 150 και 151 χαρακτηριστικά, καθώς και σε άλλες παραπάνω μικρογραφίες. Η χημική σύσταση αυτών των περιοχών οι οποίες είναι υπέθυνες για την δημιουργία ευμεγέθη μικροσπών είναι :

Element	Weight%	Atomic%
Ti K	71.40	73.78
Cr K	13.33	12.69
Fe K	15.27	13.53



Element	Weight%	Atomic%
Ti K	47.12	50.11
Cr K	24.51	24.01
Fe K	28.37	25.88



Αρα λαμβάνοντας υπόψιν τις παραπάνω συστάσεις, κατανοούμε ότι τα σώματα που παρακολουθούμε θεωρούνται πρωτογενή καρβίδια και νιτρίδια MC και MN, γεγονός που επιβεβαιώνεται και από την χαρακτηριστική τους μορφολογία ορθογωνίου παραλληλεπίπεδου. Λόγω όμως της ανίχνευσης του N σε προηγούμενες μικρογραφικές φάσεις, συμπαιρένουμε ότι αυτά τα σώματα είναι κυρίως καρβίδια του Ti, το οποίο όπως αναφέραμε δεν αποτελεί επίσημη κραματική προσθήκη του 17-7 PH, αλλά εμπεριέχεται και σε ένα ποσοστό και στο άγνωστο καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο.

Την όλκιμη συμπεριφορά και θραύση του κράματος, την είχαμε προβλέψει από το σημείο που υπολογίσαμε ότι το ΜΣ, θα είναι εξολοκλήρου ωστενιτικό, λόγω κραμάτωσης και επομένως εξαιρετικά όλκιμο. Όμως παρόλη την όλκιμότητα που επιδύκνυει η φάση του ωστενίτη, ειδικά σε τέτοιο μέγεθος κραμάτωσης, αναμένουμε μικρή μέγιστη εφελκυστική αντοχή, καθώς οι ενδομεταλλικές φάσεις κατακρήμνισης κατακλύουν με την ποσότητα τους το ΜΣ και συνεπώς αποτελούν πολλαπλές εστίες για την δημιουργία μικροοπών και τον σχηματισμό ρωγμών οι οποίες θα οδηγήσουν το υλικό σε θραύση η οποία αντιστοιχεί σε μικρότερη τιμή τάσης και παραμόρφωσης, και σε πολύ μικρότερο χρόνο. Την συγκεκριμένη θεωρία θα την επιβεβαιώσουμε με την εξέταση του διαγράμματος εφελκυσμού στο αμέσως επόμενο κεφάλαιο μαζί με τις σκληρομετρήσεις. Επιπλέον, δεδομένου οι ενδομεταλλικές φάσεις είναι κάποιες από αυτές που αναφέραμε, συμπεραίνουμε ότι θα έχουν βαρυσήμαντες και αρνητικές επιπτώσεις στην μηχανική αντοχή και σκληρότητα, καθώς αποτελούν πολύ ψαθυρές και σκληρές φάσεις, (ειδικά η σ) ιδιαίτερα στην περίπτωση που παρουσιάζονται με τόσο ευρύ κλάσμα ογκού στο ΜΣ, και με ελάχιστη συνεκτικότητα με το μητρικό πλέγμα. Το συγκεκριμένο φαινόμενο θα το επιβεβαιώσουμε στο κεφάλαιο των σκληρομετρήσεων.

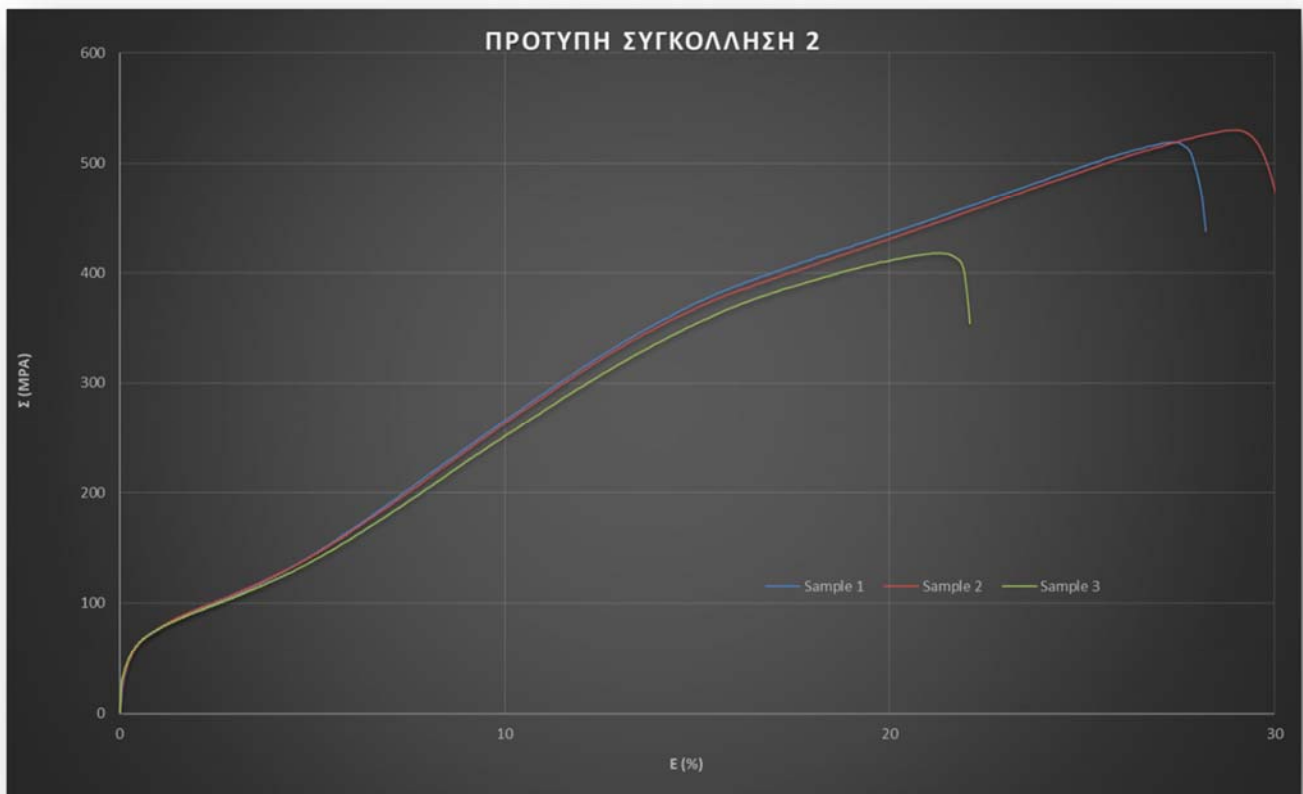
Τέλος στις παραπάνω μικρογραφίες παρατηρούμε το λεγόμενο χείλος διάτμησης (shear lip), που δημιουργείται κατά την θραύση του δοκιμίου και πραγματοποιεί με την σειρά ψαθυρή θραύση. Είναι το τελευταίο σημείο το οποίο "αποκολλάται" και λόγω της τάσης του εφελκυσμού δημιουργεί μία καμπύλη επιφάνεια-χείλος, στο εξωτερικό της μεγάλης πλευράς όπως παρατηρούμε. Αντιθέτως η έναρξη του σχηματισμού και διάδοσης των ρωγμών υπολογίζεται ότι πραγματοποιείται πρώτα από τα άκρα της επιφάνειας του δοκιμίου.

Πραγματοποιήσαμε επίσης και εξέταση των πλευρών των δοκιμίων μετά τον εφελκυσμό, αλλά δεν παρατηρήσαμε κάποιο μετασχηματισμό φάσεων λόγω της ωστενιτικής κατάστασης.

Αντιθέτως εάν τα δοκίμια εφελκυσμού, είχαν παραχθεί από την Πρότυπη συγκόλληση 1, τότε η εξέταση για μετασχηματισμό της ωστενιτικής φάσης σε μαρτενσίτη θα είχε πραγματικό ενδιαφέρον, γιατί λόγω της μεταστάθειας του ωστενίτη, ο μετασχηματισμός μέσω παραμόρφωσης σε μαρτενσιτική φάση (strain induced martensite) θα ήταν εξαιρετικά πιθανός.

3.4 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΔΙΑΓΡΑΜΜΑΤΟΣ ΕΦΕΛΚΥΣΜΟΥ

Παρακάτω παρατίθεται το διάγραμμα σ - ϵ με τις καμπύλες εφελκυσμού:



Εικόνα 163- Διαγράμματα εφελκυσμού των τριών δοκιμίων της Π.Σ.2

Όπως παρατηρούμε το διάγραμμα εφελκυσμού διακρίνουμε τρεις καμπύλες συναρτήσεων τάσης-παραμόρφωσης. Η πράσινη καμπύλη αντιστοιχεί στο δοκίμιο που αστόχησε πολύ πιο γρήγορα χωρίς ιδιαίτερο λόγο κατά την διάρκεια του εφελκυσμού, το οποίο το εξετάσαμε και

μικρογραφικά αλλά δεν επέδειξε κάποια ξεχωριστή μορφολογία ή φάση σε σύγκριση με τα άλλα 2 δοκίμια. Τα υπόλοιπα 2 λοιπόν, δοκίμια που αντιστοιχούν στις καμπύλες με το μπλέ και κόκκινο χρώμα, παρατηρούμε ότι παρουσιάσαν παρόμοια μηχανική συμπεριφορά καθώς η μέγιστη εφελκυστική τους τάση είναι σχεδόν ίση όπως και η τάση που αντιστοιχεί στο όριο θραύσης. Επιπλέον και στα 2 παρατηρείται παρόμοια επιμήκυνση-παραμόρφωση της τάξης του 30%, και όλα τα δοκίμια φέρεται να επιδεικνύουν παρόμοιο μέτρο ελαστικότητας, το οποίο ορίζεται ουσιαστικά ως η κλίση της εύθειας της ελαστικής περιοχής, η οποία στην συγκεκριμένη περίπτωση είναι πάρα πολύ μικρή σε σχέση με την πλαστική περιοχή.

Κοιτάζοντας το διάγραμμα μπορούμε να επαληθεύσουμε την ολκιμότητα του υλικού, χαρακτηριστικό το οποίο το συμπεράναμε στο προηγούμενο κεφάλαιο της εξέτασης της μικροδομής της θραυστογραφίας. Αυτό συμβαίνει γιατί όπως βλέπουμε το δοκίμιο επιδεικνύει εξαιρετική ολκιμότητα μέσω μιάς πολύ εκτενής πλαστικής περιοχής καμπύλης εφελκυσμού, της οποίας το εμβαδόν ως προς τον άξονα των παραμορφώσεων υποδηλώνει την απορροφούμενη ενέργεια που το σώμα έλαβε μέχρι την θράυση του (εξαιρετικά όλκιμο).

Επιπλέον το δοκίμιο δεν επιδεικνύει καθόλου σχεδόν ελαστική περιοχή, και άρα όπως βλέπουμε δεν παρουσιάζει διαυγές όριο διαρροής. Σε περίπτωση που διακρίνουμε μία υποτυπώδης ελαστική περιοχή, τότε το όριο διαρροής αντιστοιχεί σε τάση είναι της τάξης των 50 MPa. Συνεπώς δεν αντιστοιχεί στο τάση ορίου διαρροής που υποδεικνύεται από τις βιομηχανικές προδιαγραφές του προϊόντος. Λόγω της μεταβαλλόμενης χημικής κραμάτωσης υπάρχουν πολλές τιμές όπως έχουμε καταγράψει που αντιστοιχούν στο όριο διαρροής και στην μέγιστη εφελκυστική αντοχή (UTS), ανάλογα με τον κατασκευαστή. Επομένως η τιμή που λαμβάνει το υποτυπώδες όριο διαρροής του κράματος, δεν αντιστοιχεί ακόμα και στο ελάχιστο όριο διαρροής του βασικού μετάλλου 17-7 PH, το οποίο το αναφέρουμε στα χαρακτηριστικά του προϊόντος.

Σκοπός της πειραματικής διαδικασίας των συγκολλήσεων είναι να διερευνήσουμε τις παραμέτρους της συγκόλλησης του 17-7 PH προκειμένου να επιτύχουμε μέγιστη εφελκυστική αντοχή ίση με τουλάχιστον το 80% της αντοχής του MB. Όπως παρατηρούμε όμως, η UTS της Π.Σ.2 αγγίζει τιμή της τάξης κάτω από τα 550 MPa. Το εύρος τιμών ανάλογα με την κατασκευάστρια εταιρία για το μέταλλο βάσης είναι από **725-1035 MPa**. Άρα συνειδοτοποιούμε ότι η τιμή που θα έπρεπε να φτασει το δοκίμιο είναι τουλάχιστον **580**

ΜΡΑ και συνεπώς η πρόβλεψη μας για την λανθασμένη φύση της συγκόλλησης, ιδιαίτερα από θέμα μικροδομής, επαληθεύτηκε και η δυσχέρηση των μηχανικών ιδιοτήτων είναι γεγονός από τις λάθος παραμέτρους της συγκόλλησης, ειδικά του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου οι οποίες οδήγησαν στην εκτενής κατακρήμνιση συμπλέγματος ενδομεταλλικών φάσεων και δημιουργία ΜΣ με ανεπιθύμητη κραμάτωση και συμπεριφορά, γεγονός το οποίο θα επαληθεύσουμε και στην μέτρηση της σκληρότητας.

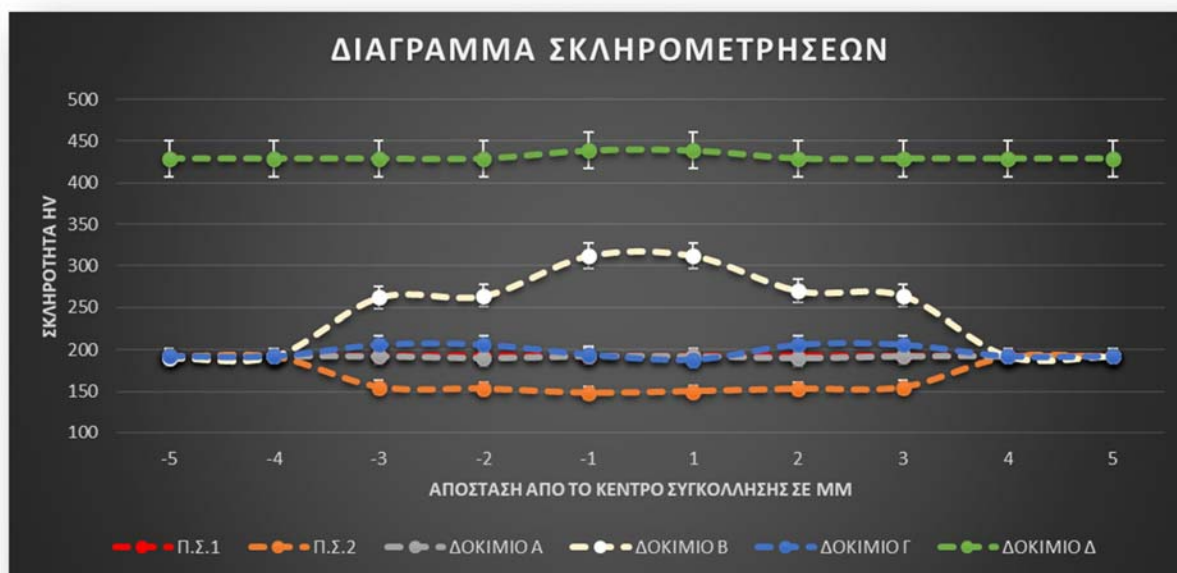
Αρα όπως καταλαβαίνουμε η βιομηχανική συγκόλληση, η οποία πραγματοποιήθηκε με άγνωστες παραμέτρους με εξαίρεση το μέταλλο βάσης, απέτυχε να φέρει εις πέρας τις μηχανικές απαιτήσεις για να μπορέσει να είναι βιομηχανικά εφαρμόσιμη.

3.5 ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΑ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ.

Όπως αναφέραμε εκτενώς και στα προηγούμενα κεφάλαια, τα δοκίμια 1-9, χαρακτηρίζονται από διαφορετικές τεχνικές και πρακτικές παραμέτρους συγκόλλησης, αλλά δεν διαφέρουν σε μεταλλουργικά χαρακτηριστικά όπως, η φάσεις, η γενικότερη μικροδομή και η κραματική σύσταση, για τον κύριο λόγο ότι έχουν συγκολληθεί με τι ίδιες σχεδόν παραμέτρους, επομένως μπορεί μερικά δοκίμια από τα προαναφερθέντα να παρουσιάζουν πολλαπλά σφάλματα συγγολλήσεων και άλλα δομικά χαρακτηριστικά αλλά από τελικής άποψης η μικροδομή τους είναι πανομοιότυπη. Άρα στις δοκιμές των σκληρομετρήσεων προσήλθισαν όλα τα δοκίμια αλλά ουσιαστικά οι τιμές των προαναφερόμενων δοκιμίων ήταν ίδιες. Για αυτόν τον λόγο στις παρακάτω τιμές τω σκληρομετρήσεων θα αναφερθούν οι τιμές των **2 Προτύπων Συγκολλήσεων** και των **τεσσάρων θερμικών κατεργασιών**. Σε κάθε δοκίμιο διεξήχθησαν πολλές σημειακές σκληρομετρήσεις χρησιμοποιώντας την μέθοδο Vickers από τις οποίες θα χρησιμοποιήσουμε 10, οι οποίες συμπεριλαμβάνουν μέσους όρους των υπολοίπων τιμών. Συνεπώς αντιστοιχούν 4 τιμές σκληρομετρήσεων για κάθε ζώνη της συγκόλλησης εκτός του ΜΣ για το οποίο αντιστοιχούν 2 τιμές. Το φορτίο που χρησιμοποιήθηκε όπως αναφέραμε, είναι της τάξης των 294 N.

ΟΝΟΜΑΤΟΛΟΓΙΑ	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ΖΩΝΕΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΗΣ	MB	MB	ΘΕΖ	ΘΕΖ	ΜΣ	ΜΣ	ΘΕΖ	ΘΕΖ	MB	MB
Π.Σ.1	192	192	192	192	192	192	192	192	192	192
Π.Σ.2	192	192	155	153	148	150	153	155	192	192
ΔΟΚΙΜΙΟ Α	192	192	192	190	192	192	190	192	192	192
ΔΟΚΙΜΙΟ Β	190	192	262	264	312	312	270	264	192	192
ΔΟΚΙΜΙΟ Γ	192	192	206	206	194	190	206	206	192	192
ΔΟΚΙΜΙΟ Δ	429	429	429	429	439	439	429	429	429	429
ΑΡΙΘΜΟΣ ΜΕΤΡΗΣΕΩΝ										

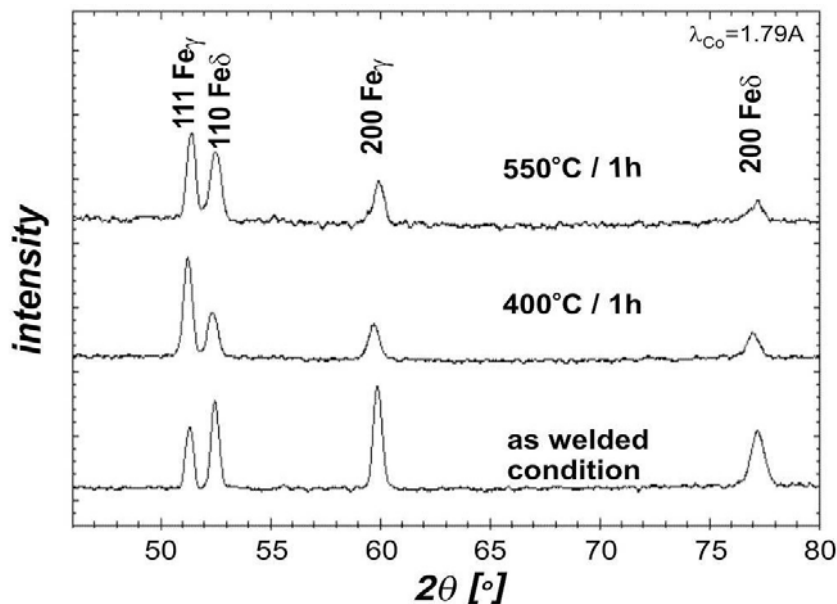
Διάγραμμα 22- Τιμές σκληρομετρήσεων των δοκιμών θερμικών κατεργασιών και των Πρότυπων συγκολλήσεων. 5% τ.α.



Διάγραμμα 23- Διάγραμμα Σκληρομετρήσεων των δύο Πρότυπων συγκολλήσεων και των τεσσάρων θερμικών κατεργασιών.

3.5.1 ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ ΑΠΟΤΕΛΕΣΜΑΤΩΝ ΣΚΛΗΡΟΜΕΤΡΗΣΕΩΝ ΚΑΙ ΣΥΝΔΕΣΗ ΜΕ ΜΙΚΡΟΔΟΜΗ.

Αρχικά παρατηρώντας τις τιμές των σκληρομετρήσεων των παραπάνω δοκιμίων που διεξήχθησαν σε πειραματικό στάδιο, βλέπουμε αρχικά ότι όσο αναφορά το δοκίμιο της **Πρότυπης Συγκόλλησης 1**, όλες οι τιμές της σκληρότητας κατά μήκος του δοκιμίου είναι ακριβώς ίδιες και ανταποκρίνονται με την σκληρότητα που μας παρέχεται από της βιβλιογραφικές πηγές που αντιστοιχούν στο **AMS 5528**, δηλαδή στο εύρος τιμών μεταξύ 160-200 HV. Συνεπώς καταλαβαίνουμε ότι το ΜΣ, η ΘΕΖ και το ΜΒ, προκειμένου να χαρακτηρίζονται από την ίδια σκληρότητα, περιέχουν τις ίδιες μικρογραφικές φάσεις. Ένα άλλο γεγονός είναι ότι πάλι από την εγκεκριμένη βιβλιογραφία (61) (9) (1), μας παρουσιάζεται όπως αναφέραμε, ότι οι μικρογραφικές φάσεις του μετάλλου βάσης αλλά και του μετάλλου συγκόλλησης χαρακτηρίζονται από κυριάρχη φάση ωστενίτη και δ-φερρίτη, πράγμα το οποίο μπορεί να επαληθευτεί μερικώς από τα πρηγούμενα αποτελέσματα μέσω της μικρογραφικής χημικής ανάλυσης. Επιπλέον σε πειραματικές μελέτες που έχουν διεξαχθεί, όπως αυτή που παρουσιάζει η Εικόνα 83, μας παρέχουν διαγράμματα XRD, τα οποία υποδυναμούν την διαφασική κατάσταση του as-welded δοκιμίου της Π.Σ.1.



Εικόνα 164- Διάγραμμα XRD, δοκιμίων σε κατάσταση αυτογενούς as-welded συγκόλλησης και 2 θερμικών κατεργασιών γήρανσης. Παρατηρούμε την παρουσία του ωστενίτη και δ-φερρίτη . (60)

Το παραπάνω πείραμα το οποίο πάρθηκε από την βιβλιογραφία, διεξήχθη σε δοκίμιο αυτογενούς συγκόλλησης το οποίο υποδείκνυε σκληρότητα της τάξης των 220 HV. Αυτό συνεπάγεται στο γεγονός ότι, προκειμένου να υποδυκνύει ότι το συγκεκριμένο δοκίμιο, μεγαλύτερη σκληρότητα σε σχέση με το δικό μας αλλά και πάλι να παρουσιάζει την διφασική αρχική συγκολλημένη δομή, αποκλείουμε την περίπτωση ύπαρξης του μαρτενσίτη στο δικό μας δοκίμιο, πράγμα το οποίο θα επαληθεύσουμε μέσα και από την επεξήγηση των αποτελεσμάτων του **Δοκιμίου Α**. Συγκεκριμένα οι τιμές σκληρότητας ταυτίζονται με την τιμή του AMS 5528, αλλά εμείς ανησυχούσαμε για την τυχόν ύπαρξη μικρού ποσοτού μαρτενσίτη λόγω της ψυχρής έλασης εξαιτίας της αστάθειας του ωστενίτη λόγω της χαμηλής κραματώσης του από σταθεροποιητικά στοιχεία όπως τον C, γεγονός που απορρίπτεται αρχικά από την ίδιων τιμών σκληρότητας σε όλο το μήκος του δοκιμίου και στην συνέχεια από τα τεκμήρια που παραθέσαμε παραπάνω. Όπως καταλαβαίνουμε, στην συγκεκριμένη περίπτωση αναλογίας κραματικών στοιχείων για τον χάλυβα 17-7 PH, η έλαση για την δημιουργία του Sheet προκαλεί μετασχηματισμό φάσεων λόγω παραμόρφωσης. Όπως αναφέραμε παραπάνω, εκ των προτέρων αναμέναμε να παρουσιάζει αυτήν την δομή ο χάλυβας, λόγω της βιβλιογραφίας αλλά και λανθασμένων και μη έγκυων τεκμηρίων από άλλες πηγές οι οποίες υποστήριζαν την ύπαρξη μαρτενσίτη στην as-welded μορφή συγκόλλησης. Επιπλέον εάν ο χάλυβας στο μέταλλο βάσης παρουσίαζε μαρτενσιτικές περιοχές, θα παρατηρούσαμε και μία διαφορετική συμπεριφορά κατά την ηλεκτροχημική προσβολή. Η εξέταση των σκληρομετρήσεων, καθίσταται ως ο ακρογωνιαίος λίθος στον χαρακτηρισμό και στην αναγνώριση των φάσεων των δοκιμίων καθώς, τα αποτελέσματα των μικρογραφικών αναλύσεων και χημικών αναλύσεων, πειραματικά δεν έδειξαν εντελώς σαφή αποτελέσματα όπως είδαμε, και η ύπαρξη τρίτης φάσης τέθηκε ως βαρυσήμαντο ερώτημα.

Όσο αναφορά το **Δοκίμιο Α**, παρατηρούμε ότι παρουσιάζει ίδια ακριβώς δομή και μεταλλουργική συμπεριφορά σε σχέση με το δοκίμιο 9, δηλαδή με την Πρότυπη Συγκόλληση 1. Αυτό το συμπέρασμα προήλθε από την εξέταση των μικρογραφιών του ηλεκτρονικού μικροσκοπίου σάρωσης σε συνδυασμό τις εικόνες μικρογραφιών που πάρθηκαν από το οπτικό μικροσκόπιο καθώς και τις χημικές αναλύσεις που πραγματοποιήθηκαν σε επιφάνεια δοκιμίου. Τα προαναφερθέντα επιβεβαιώνονται καθώς παρατηρούμε τις τιμές των σκληρομετρήσεων οι οποίες είναι ακριβώς παρόμοιες με τις αντίστοιχες τιμές των περιοχών για την Π.Σ.1. Άρα συμπεραίνουμε ότι και τα 2 δοκίμια παρουσιάζουν τα ίδια μικρογραφικά

συστατικά όσο αναφορά την μικροδομή και συνεπώς η θερμική κατεργασία δεν επέφερε κάποια μεταβολή μέσω μετασχηματισμού ακόμα και για μεγαλύτερο χρόνο γήρανσης, τουλάχιστον μη όρατη μικρογραφικά με τα μέσα που διαθέτουμε καθώς και μη αισθητή μέσω των μηχανικών μετρήσεων **σε αντίθεση** με πειραματικές αντίστοιχες θερμικές κατεργασίες όπως μας παρουσιάζονται στην Εικόνα 83. Όπως προαναφέραμε η κύρια ιδέα της πραγματοποίησης της θερμικής κατεργασίας προκειμένου να ερευνησουμε εάν παρουσιάζεται η φάση του μαρτενσίτη τόσο μέταλλο βάσης-MB όσο και στο μέταλλο συγκόλλησης. Ο υπερκορεσμός που παρουσιάζει η φάση του μαρτενσίτη, καθίσταται ως η αιτία για την κατακρήμνιση της νανοσκοπικής ενδομεταλλικής φάσης NiAl, Ni₃Al σε συνδυασμό με την θερμοκρασία γήρανσης. Το γεγονός του ότι δεν παρατηρήσαμε κάποια μεταβολή στην μικροδομή και στην σκληρότητα σε συνδυασμό με τα προαναφερθέντα αποτελέσματα, σημαίνει ότι δεν παρατηρείται φάση μαρτενσίτη. Από την άλλη εμείς πραγματοποιήσαμε την κατεργασία που αντιστοιχεί στο grade CH 900, το οποίο έχει υποστεί ψυχρηλασία κατά 60% και συνεπώς ο ωστενίτης μετασχηματίζεται πλήρως σε μαρτενσίτη, πράγμα το οποίο δεν θα είχε συμβεί στην περίπτωση μας καθώς περιμέναμε μικρή ποσότητα μαρτενσίτη εάν υπήρχε περίπτωση εμφάνισης. Συνεπώς θα μπορούσε να υπήρχε μαρτενσίτης (το οποίο το απορρίψαμε παραπάνω), αλλά να παρουσιάζόταν σε μικρότερες ποσότητες οι οποίες λόγω του μικρού κορεσμού σε κραματικά στοιχεία, θα απαιτούσαν μεγαλύτερες θερμοκρασίες γήρανσης και χρόνου προκειμένου να κατακρημνιστούν ενδομεταλλικές φάσεις οι οποίες είναι υπεύθυνες για την σκλήρυνση. Επιπλέον τα κατακρημνίσματα χαρακτηρίζονται από τόσο μικρό μέγεθος (1-10nm, αλλά σε μερικές περιπτώσεις είναι εμφανή σε μεγαλύτερα μεγέθη όπως παρατηρούμε και στην Εικόνα 83) σε συνδυασμό με την συνήθη συνεκτικότητα πλέγματος που παρουσιάζουν, που σε μερικές περιπτώσεις είναι αδύνατο να παρατηρηθούν ακόμα και σε περίπτωση εκτενούς κατακρήμνισης, σε αντίθεση με την Εικόνα 83.

Παρατηρώντας τις τιμές των σκληρομετρήσεων και την καμπύλη του διαγράμματος που αντιστοιχούν στο **Δοκίμιο Β**, βλέπουμε μία αρκετά μεγάλη διαφορά σκληρότητας σχετικά με τις προηγούμενες σκληρομετρήσεις ειδικά όσο αναφορά το κέντρο της συγκόλλησης και την ΘΕΖ. Η θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης, τροποποιήθηκε και πραγματοποιήθηκε 5 λεπτά παραπάνω από την τυπική θερμική κατεργασία σε θερμοκρασία των 960°C προκειμένου να αποσταθεροποιηθεί σε μεγαλύτερο βαθμό ο ωστενίτης. Λόγω της μικρής αποσταθεροποίησης του ωστενίτη στο συγκεκριμένο condition, δεν αποβάλλονται επαρκείς

ποσότητες C και Cr προκειμένου να αυξηθεί η τιμή της Ms και συνεπώς σε θερμοκρασία δωματίου ο χάλυβας παραμένει ωστενιτικός. Μικρή ποσότητα από τα προηγούμενα κραματικά στοιχεία, απορρέουν από την ωστενιτική μήτρα σχηματίζοντας περικρυσταλλικά καρβίδια του Cr, όπως έχουμε αναφέρει και παρατηρήσει και στις εικόνες που παραλάβαμε από το SEM . Τα 5 λεπτά επιπλέον παραμονής στις θερμοκρασία προκαλούν μεγαλύτερη διάχυση του Cr και του C, επομένως η Ms, μπορεί να ανέβει σε υψηλότερες τιμές, προκαλώντας αύξηση της εμβαπτότητας και τον μετασχηματισμό μικρής ποσότητας του ωστενίτη σε μαρτενσίτη κατά την ψύξη σε θερμοκρασία δωματίου, γεγονός όμως το οποίο δεν μπορεί να αποδειχθεί έμπρακτα παρά μόνο με τον σχηματισμό μαρτενσίτη.

Όσο αναφορά την τυπική θερμική κατεργασία (RH 950), λόγω της κυρίαρχης ωστενιτικής φάσης σε θερμοκρασία περιβάλλοντος μετά την αποσταθεροποίηση, επιβάλλεται βαφή σε υπομηδενική θερμοκρασία και παραμονή για 8 ώρες όπως παρατηρούμε στην Εικόνα 3 των θερμικών κατεργασιών, προκειμένου να πραγματοποιηθεί ολοκληρωτικός μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη. Αντιθέτως εμείς πραγματοποιήσαμε βαφή σε νερό θερμοκρασίας δωματίου προκειμένου να πραγματοποιηθεί ο μετασχηματισμός και στην συνέχεια επήλθε η διαδικασία γήρανσης στην υποδεικνυόμενη θερμοκρασία για 1.5 h. Συγκρίνοντας την θερμική κατεργασία κατεργασία σε συνδυασμό με την βαφή την οποία πραγματοποιήσαμε, με την τυπική βαφή που αναφέραμε, είναι κατανοητό ότι σε καμία περίπτωση δεν θα μπορούσαμε να πετύχουμε την σκληρότητα που θα διακατέχει το δοκίμιο στο Condition RH 950 και συνεπώς την σκληρότητα που χαρακτηρίζει το Condition R 100, γιατί ακόμα και αν έχουμε καταφέρει μεγαλύτερη αποσταθεροποίηση λόγω της αυξημένης παραμονής και συνεπώς άνοδο της Ms πάνω από την θερμοκρασία περιβάλλοντος, δεν θα έχει πραγματοποιηθεί πλήρης μαρτενσιτικός μετασχηματισμός και συνεπώς δεν θα έχει πραγματοποιηθεί εκτενής κατακρήμνιση GCP φάσεων κατά την διαδικασία γήρανσης, από την μήτρα του υπερκορεσμένου μαρτενσίτη. Αυτό το επιβεβαιώνουμε και από την παρατήρηση των σκληρομετρήσεων. Όπως βλέπουμε η μέγιστη σκληρότητα που λαμβάνει το Δοκίμιο B στην ζώνη τήξης, είναι της τάξης των **312 HV** στην τελική του μορφή, ενώ το Condition RH 950 χαρακτηρίζεται από σκληρότητα της τάξης των **475-490 HV** και το ενδιάμεσο Condition R 100 (μετά την βαφή σε υπομηδενική θερμοκρασία), παρουσιάζει σκληρότητα της τάξης των **350 HV**, επομένως παρατηρούμε ότι ακόμα και το ενδιάμεσο condition, τυπικά διαθέτει μεγαλύτερη σκληρότητα από το δικό μας δοκίμιο, γεγονός το οποίο

οφείλεται στον ατελή και πολύ μικρο μετασχηματισμό που πραγματοποιήσαμε με την βαφή του δοκιμίου στο νερό, ενώ κατά πάσα πιθανότητα η Ms ήταν ελάχιστα πιο πάνω από την θερμοκρασία δωματίου και συνεπώς δημιουργήθηκε πολύ μικρό ποσοστό μαρτενσίτη.

Όπως παρατηρούμε και από την μικροδομή που είδαμε στις μικρογραφίες του οπτικού και ειδικά του SEM, στο ΜΣ παρουσιάζεται εκτενής μορφολογία μαρτενσίτη, δ-φερρίτη και εναπομέναντα ωστενίτη μαζί με κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων. Οι χαρακτηριστικές βελονοειδείς δομές του μαρτενσίτη παρουσιάζονται να εκτείνονται μέσα στο κόκκο του ωστενίτη με σάφη προσανατολισμό προς το μητρικό κόκκο από όπου προήλθαν. Λόγω της μεγαλύτερης αντοχής του FCC σε σχέση με το BCC και το BCT όσο αναφορά την ηλεκτροχημική προσβολή σε συνδυασμό με την ταυτόσημη κραματική σύσταση, μπορούμε να πούμε καθαρά θεωρητικά, ότι οι μαρτενσιτικές περιοχές είναι αυτές που έχουν διαβρωθεί παραπάνω, αν και η μικρογραφική ανάλυση μας δίνει το συμπέρασμα ότι αυτές είναι οι ωστενιτικές περιοχές (χαμηλότερο επίπεδο και ακόμα πιο χαμηλό ο δ-φερρίτης). Λόγω αυτής της μορφολογίας παρατηρούμε ότι η μέγιστη σκληρότητα αναπτύσσεται σε αυτήν την περιοχή, δηλαδή στην ζώνη τήξης. Επιπλέον η θερμική κατεγρασία της γήρασης μπορεί να έχει επιφέρει κατακρήμνιση ενδομεταλικών φάσεων και συνεπώς επιρροή στην άνοδο της σκληρότητας σε συνδυασμό με την φάση του μαρτενσίτη, φαινόμενο που όμως δεν παρατηρούμε από τις μικρογραφίες του δοκιμίου, με κάποιες εξαιρέσεις(νανοσκοπικά-συνεκτικά πιθανόν). Υπολογίζεται ότι υπάρχει κατακρήμνιση αλλά σε πολύ μικρο βαθμό.

Αξιοσημείωτο είναι το γεγονός ότι η σκληρότητα του μετάλλου βάσης, είναι πολύ μικρότερη σε σχέση με την ΘΕΖ και το ΜΣ και επιπλέον είναι ίση με την σκληρότητα της Π.Σ.1. Άρα συμπαιράνουμε ότι η θερμική δεν είχε κανένα αποτέλεσμα όσο αναφορά το βασικό μέταλλο πράγμα το οποίο δεν συμβαίνει στις τυπικές θερμικές κατεργασίες του 17-7. Η διαφορά σκληρότητας μεταξύ ΘΕΖ και ΜΣ, είναι μικρότερη αλλά αρκετά εμφανής . Όπως παρατηρούμε στις εικόνες του οπτικού μικροσκοπίου αλλά και του SEM, η φάση του μαρτενσίτη η οποία έχει χρωματιστεί εξαιτίας της ευαισθησίας στην προσβολή, παρατηρείται σε μικροτερο βαθμό σε σχέση την έκταση της στο μέταλλο συγκόλλησης. Αυτό το γεγονός είναι αιτία για την διαφορά της σκληρότητας μεταξύ των 2 ζωνών. Η εξαιρετική διαφορά στην σκληρότητα που επιδुकνύει το μέταλλο βάσης συγκριτικά με τις άλλες ζώνες, πιθανώς να σχετίζεται με φαινόμενα διάχυσης τα οποία είναι πιο έντονα στις ζώνες με διευρυμένους κόκκους και συνεπώς τους καθιστά πιο επιρρεπείς στον μετασχηματισμό με πιο έντονα

διαχυσικά φαινόμενα, ενώ λόγω της έλασης το μέταλλο βάσης είναι ανέπαφο από τα 15 λεπτά της αποσταθεροποίησης(αδυναμία μετασχηματισμού ωστενίτη) και συνεπώς και από την θερμική διαδικασία γήρανσης, ακριβώς όπως και το Δοκίμιο Α. Μία άλλη εκδοχή για την εξήγηση του φαινομένου θα ήταν αν το μέταλλο βάσης χαρακτηριζόταν από δ-φερριτική φάση η οποία μένει ανέπαφη κατά τις θερμικές κατεργασίες λόγω της θερμοδυναμικής σταθερότητας, εκδοχή που την έχει προ πολλού απορριφθεί.

Συγκριμένα παρατηρούμε περικρυσταλλικά καρβίδια γύρω από τους κόκκους του ωστενίτη αλλά όχι σε σημαντικό βαθμό κατακρήμνιση προκειμένου να πραγματοποιηθεί αποσταθεροποίηση και μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη (όπως θα γινόταν κανονικά στην βαφή σε υπομηδενικές θερμοκρασίες), όπως σε έναν βαθμό στο ΜΣ και στην ΘΕΖ, όπως θα δούμε και παρακάτω σε επόμενα δοκίμια. Η γενικότερη μικροδομή του ΜΒ, όμως είναι παρόμοια με την μικροδομή που επιδεικνύει η Π.Σ.1, δηλαδή παρατηρούμε τις χαρακτηριστικές κύριες ωστενιτικές περιοχές, συνοδευόμενες από ενδιάμερες φερριτικές, επιμήκεις μορφολογίες, άνευ όμως την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων.

Παρατηρώντας τις μικρογραφίες οπτικού μικροσκοπίου του **Δοκίμιου Γ** όπως αναφέραμε, βλέπουμε ότι η μικροδομή δεν έχει μεταβληθεί συγκριτικά με την μικροδομή της συγκόλλησης από την οποία προήλθε, δηλαδή από την **Πρότυπη συγκόλληση 2**, η οποία έχει συγκολληθεί με άγνωστες παραμέτρους. Η ομοιότητα στις μικροδομές των συγκολλήσεων δεν παρατηρείται συγκρίνοντας όμως και τις τιμές των σκληρομετρήσεων καθώς βλέπουμε μία άνοδο στο δοκίμιο της θερμικής κατεργασίας. Με το μόνο στοιχείο για επεξήγηση του φαινομένου να είναι οι τιμές των σκληρόμετρήσεων και η ωστενιτική φάση σε συνδυασμό με την εκτενή κατακρήμνιση των ή της ενδομεταλλικής φάσης, μπορούμε να σημειώσουμε ότι το δοκίμιο που αντιστοιχεί στην Π.Σ.2 έχει πολύ κατώτερη σκληρότητα όσο αναφορά την περιοχή του ΜΣ και της ΘΕΖ, σε σύγκριση με το μέταλλο βάσης και ταυτόχρονα με το ΜΣ της Πρότυπης συγκόλλησης 1. Όπως παρατηρήσαμε και από την δοκιμή εφελκυσμού, κατά πάσα πιθανότητα, η εξαιρετικά μεγάλη διασπορά των κατακρημνισμάτων σε συνδυασμό με την ανομοιόμορφη κατανομή και πιθανά τις διαφορές φάσεις τους, έχουν δυσμενείς επιπτώσεις στις μηχανικές ιδιότητες καθώς παρατηρούμε ότι το κέντρο της συγκόλλησης επιδυνκνύει την χαμηλότερη σκληρότητα συγκριτικά με τις άλλες περιοχές, αλλά γενικότερα λόγω της δυσκολίας διάκρισης των ζωνών , η μέση σκληρότητα κειμένεται περίπου στα 152 HV.

Αντιθέτως το Δοκίμιο Γ, στο οποίο πραγματοποιήθηκε θερμική κατεργασία παρόμοια με το Δοκίμιο Β, αν και με παρόμοια μικροδομή, παρουσιάζει άνοδο της σκληρότητας στο ΜΣ και στην ΘΕΖ καθώς η τροποποιημένη θερμική κατεργασία που χρησιμοποιήσαμε, φάνηκε ότι δεν έχει εμφανή επιρροή στο ΜΒ, ακριβώς όπως συμβαίνει και στο Δοκίμιο Β. Παρόλα αυτά το ΜΣ και η ΘΕΖ παρουσιάζουν να έχουν μία άνοδο σκληρότητας της τάξης των 40-50 ΜΡΑ, δηλαδή να λαμβάνει τιμές παρόμοιες με το ΜΒ. Γνωρίζοντας την αδυναμία του μαρτενσιτικού μετασχηματισμού του ωστενίτη λόγω της εξαιρετικά σταθερής φάσης του ωστενίτη λόγω της πάρα πολύ υψηλής κραμάτωσης, συμπεραίνουμε ότι αυτή η άνοδος της σκληρότητας οφείλεται πολύ πιθανόν στην σκλήρωση λόγω κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων GCP όπως έχουμε αναφέρει. Έχοντας μόνο την μικρογραφίες από οπτικό μικροσκόπιο, αδυνατούμε να παρατηρήσουμε κάποια εμφάνιση κατανομής κατακρημνισμάτων ενδομεταλλικών φάσεων όπως μπορούμε να διακρίνουμε σε άλλα δοκίμια, αλλά όπως αναφέραμε, τα κατακρημνίσματα μπορεί να χαρακτηρίζονται από νανοσκοπικό μέγεθος ή να χρίζεται αναγκαία άλλη μέθοδος για την αναγνώριση τους. Εάν παρατηρήσουμε πιο προσεκτικά τις μικρογραφίες των δύο δοκίμιων, θα αντιληφθούμε ότι η μικροδομή του Δοκίμιου Γ είναι πιο σκοτεινή αλλά και σε μερικά σημεία πιο έντονη, γεγονός που μπορεί να οφείλεται σε πιο έντονη αντίστοιχα προσβολή, αλλά μπορεί να οφείλεται στην κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων οι οποίες συγχέονται μορφολογικά, ακόμα και στις μικρογραφίες του οπτικού μικροσκοπίου με την ήδη κατακρημνισμένη ενδομεταλλική φάση (ή φάσεις), η οποία διατηρήθηκε σταθερή καθόλη την θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης στου 960 °C, γεγονός που συνεπώς να οδηγεί στην σκλήρωση που παρατηρήσαμε. Επιπλέον σχετικά με την παρατήρηση ενδομεταλλικών φάσεων στην επιφάνεια του μετάλλου βάσης που παρατηρήσαμε στις μικρογραφίες προηγούμενων κεφαλαίων για αυτά τα δοκίμια, η υπόθεση μας δεν ισχύει καθώς δεν παρατηρείται καμία αύξηση της σκληρότητας όπως αναφέραμε.

Καθώς παρατηρούμε το Διάγραμμα των σκληρομετρήσεων και τον πίνακα με τις αντίστοιχες τιμές οι οποίες το αποτελούν, ότι οι χαρακτηριστικές τιμές δίνονται από την σκληρομέτρηση του **Δοκίμιου Δ**, οι οποίες έχουν ξεπεράσει κατά πολύ τις προαναφερθείσες των προηγούμενων δοκίμιων.

Η θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης ταυτίζεται με αυτή του Condition TH 1050, δηλαδή παρατεταμένη θέρμανση σε θερμοκρασία 760°C για 1.5 ώρα προκειμένου να

αποσταθεροποιηθεί ο ωστενίτης μέσω τις διάχυσης των κραματικών στοιχείων και κατακρήμνισης καρβιδίων σε σημεία υψηλής ενέργειας όπως όρια κόκκων του ωστενίτη και επίπεδα ολίσθησης. Συνεπώς αυξάνεται η εμβαπτότητα του χάλυβα και η τιμή της Ms. Σε αυτό το στάδιο της κατεργασίας, υπάρχει πιθανότητα κατακρήμνισης ενδομεταλλικών φάσεων σκλήρυνσης GCP, φαινόμενο το οποίο είναι πολύ δύσκολο να παρατηρηθεί. Αμέσως μετά το πέρας της παραπάνω χρονικής περιόδου ενδείκνυται χαρακτηριστικά, να πραγματοποιηθεί ψύξη μέσα χρονικό διάστημα 1 h μέχρι την θερμοκρασία των 13-15°C. Μέσα σε αυτό το χρονικό διάστημα πραγματοποιείται μετασχηματισμός του ωστενίτη σε μαρτενσίτη σε μεγάλο ή πλήρη βαθμό, ο οποίος όμως χαρακτηρίζεται από χαμηλό C, λόγω της έντονης αποσταθεροποίησης και συνεπώς της μεγάλης αποβολής του από το πλέγμα του ωστενίτη, σε σύγκριση με τον μαρτενσίτη του Δοκιμίου Β ο οποίος διαθέτει μεγαλύτερο ποσοστό C λόγω της μικρής αποσταθεροποίησης. Τώρα η Ms έχει λάβει τιμή κοντά στους 100 °C και συνεπώς ο μετασχηματισμός λαμβάνει χώρα από την συγκεκριμένη θερμοκρασία και κάτω (8).

Αντίθετως, στην πειραματική διαδικαδία, τροποποιήσαμε την βιομηχανική θερμική κατεργασία και αμέσως μετά το πέρας της αποσταθεροποίησης, πραγματοποιήσαμε κατευθείαν βαφή σε νερό σε θερμοκρασία περιβάλλοντος με στόχο τον πλήρη μαρτενσιτικό μετασχηματισμό, καθώς η Ms έχει ανέβει κατά πολύ από της θερμοκρασία περιβάλλοντος γεγονός όμως που δεν μπορούμε να πούμε με σιγουρία για την Mf. Άρα αναμένουμε πολύ μεγάλο ποσοστό μαρτενσίτη, το οποίο θα μας οδηγήσει σε εκτενή κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων κατά την γήρανση, και συνεπώς σκλήρυνση όπως και παρατηρούμε και από τις μετρήσεις μας .

Συγκεκριμένα παρατηρούμε ότι η σκληρότητα είναι της τάξης των **430 HV** δοκίμιο μας, σε όλη της επιφάνεια των ζωνών και με ελάχιστα πιο υψηλές τιμές στο κέντρο της συγκόλλησης. Συνεπώς συμπεραίνουμε σε συνδυασμό με το γεγονός ότι το δοκίμιο προέρχεται από την Π.Σ.1, ότι θα χαρακτηρίζεται από τις ίδιες φάσεις τόσο στην ΘΕΖ και στο ΜΣ, όσο και στο ΜΒ και ότι η θερμική διεργασία είχε επιρροή εξίσου σε όλες τις ζώνες της συγκόλλησης. Χαρακτηριστικό είναι ότι το ενδιάμεσο Condition T (αμέσως μετά την ψύξη από την θερμοκρασία αποσταθεροποίησης) παρουσιάζει σκληρότητα της τάξης των **292 HV** και το τελικό Condition TH 1050 της τάξης των **425 HV**. Συνεπώς παρατηρούμε την εμφανή επιρροή της σκλήρυνσης με κατακρήμνιση μόνο και μόνο από τις σκληρομετρήσεις και το γεγονός ότι

επιτύχαμε μεγαλύτερη τιμή σκληρότητας από την επιθυμητή του συγκεκριμένου Condition, γεγονός όμως που επηρεάζει άμεσα την ολκιμότητα, ειδικά αν λάβουμε υπόψη τον μηχανισμό διάτμησης στην βαφή που πραγματοποιήσαμε. Οι τιμές της σκληρομέτρησης επαληθεύονται και από τις μικρογραφίες που μας παρατέθηκαν και από το SEM. Συγκεκριμένα στο MB, παρατηρούμε εξαιρετικά μεγάλο φαινόμενο περικτυσταλλικής κατακρήμνισης καρβιδίων στα όρια των κόκκων του ωστενίτη και τις χαρακτηριστικές επιμήκεις μορφολογίες του δ-φερρίτη. Τα καρβίδια εκτείνονται σε όλη την περικρυσταλλική διεπιφάνεια σε σχέση με την μικροδομή του Δοκιμίου Β, γεγονός που αποδεικνύει την έντονη αποσταθεροποίηση. Επιπλέον παρατηρούμε μία όχι και τόσο σαφή βελονοειδή μαρτενσιτική δομή, η οποία χαρακτηρίζει όλους του κόκκους του ωστενίτη σε πολύ μεγαλύτερο ποσοστό συγκριτικά με το δοκίμιο Β όπως αναφέραμε, συνοδευόμενη με τον χαρακτηριστικό προσανατολισμό με βάση τον αρχικό κόκκο. Παρατηρούμε και κάποιες ωστενιτικές περιοχές οι οποίες φαίνονται να μην έχουν μετασχηματιστεί μέσα στους κόκκους ανάμεσα στις βελονοειδείς μορφολογίες. Στις μικρογραφίες του μετάλλου βάσης, παρατηρείται κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων στο κέντρο των μαρτενσιτικών πλέον κόκκων όπως παρατηρούμε, σε μικρό βαθμό όμως.

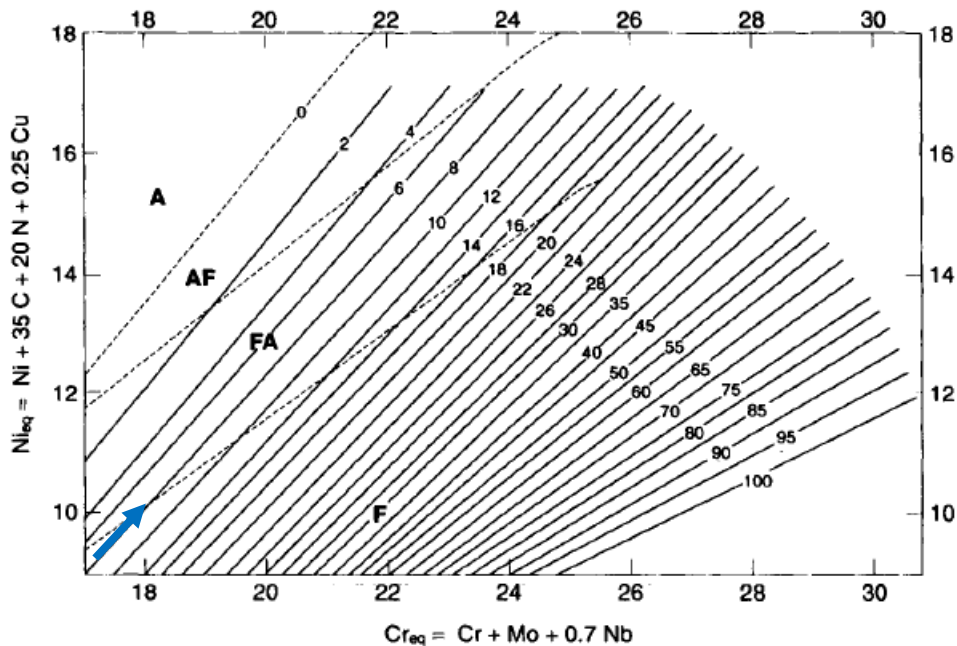
Το ίδιο συμβαίνει και στις μικρογραφίες της ζώνης τήξης και της ΘΕΖ, όπως αναφέραμε παρατηρήσαμε πλέγμα κατακρημνισμάτων στα όρια των μαρτενσιτικών βελόνων οι οποίες φαίνονται να κατακλίζουν τον κόκκο του ωστενίτη, γεγονός το οποίο μας αποτρέπει από την διάκριση τους λόγω του μεγάλου εμβαδού. Όπως αναφέραμε, είναι καλή αφορμή να παρατηρήσουμε την πραγματική μορφολογία του δ-φερρίτη η οποία είναι "εγλωβισμένη" μέσα στην ωστενιτική-μαρτενσιτική μήτρα σε μορφή νησίδων.

3.6 ΠΕΡΑΙΤΕΡΩ ΣΧΟΛΙΑΣΜΟΣ.

Ανεξάρτητα από τα αποτελέσματα που παραθέσαμε και σχολιάσαμε, υπάρχουν συγκεκριμένες παράμετροι και γεγονότα τα οποία θα πρέπει να σχολιαστούν πριν την παράθεση των συμπερασμάτων η οποία απορρέει από την ανάλυση και συνδυασμό των προαναφερθέντων αποτελεσμάτων.

Ένα πολύ χαρακτηριστικό θέμα το οποίο τίθεται σε ολή την προαναφερόμενη πειραματική διαδικασία και χαρακτηρισμό των υλικών, είναι φάσεις οι οποίες παρευρίσκονται με ακρίβεια σαν μικρογραφικά συστατικά του μετάλλου βάσης, αλλά και του μετάλλου συγκόλλησης.

Συγκεκριμένα όπως έχουμε αναφέρει ουκ ολίγες φορές ότι η βιβλιογραφία και πολλές μελέτες έχουν αποδείξει, μαζί με την συγκεκριμένη πειραματική εργασία, για την διφασική κατάσταση του συγκεκριμένου χάλυβα 17-7 PH. Καταξιωμένες και κυρίως εγκεκριμένες πηγές σε συνδυασμό με πειραματικές μελέτες πηγές υποστηρίζουν, αναλύοντας τους μηχανισμούς των ημιωστενιτικών χαλύβων, ότι η αρχική διφασική φύση του συγκεκριμένου χάλυβα και σε αυτό το condition, είναι αυτή που του δίνει το εύρος της κατεργασιμότητας και μορφοποίησης αλλά και την μετέπειτα ικανότητα για αύξηση σκληρότητας και αντοχής μέσω θερμικής κατεργασίας. Παρόλα αυτά, τα πράγματα διχάζονται στο σημείο που λαβάνεται υπόψη όπως αναφέραμε, η ερμηνεία του Διαγράμματος Schaeffler. Συγκεκριμένα υποστηρίζεται και έχει αποδειχθεί όπως και από αυτήν την διπλωματική εργασία, ότι το AMS 5528 και το μέταλλο βάσης της αυτογενούς συγκόλλησης ή με χρήση ηλεκτροδίου ίδιας σύστασης, χαρακτηρίζεται από κυρίαρχη ωστενιτική φάση και περιεχόμενο εναπομένοντα δ-φερρίτη της τάξης περίπου του 10-15 % στο μέταλλο βάσης και παραπάνω ποσοστό στο μέταλλο συγκόλλησης, σύμφωνα με το Διάγραμμα 13 :



Από την άλλη το διάγραμμα Schaeffler σύμφωνα με την κραμάτωση σε **μερικές περιπτώσεις**, κατατάσσει τον συγκεκριμένο χάλυβα στην τριφασική περιοχή στερεοποίησης του διαγράμματος A+F+M, δηλαδή με απλά λόγια υποδεικνύει ότι κατά την στερεοποίηση, η μικροδομή αποτελείται από ωστενίτη φερρίτη αλλά και ποσοστό μαρτενσίτη. Με φάση αυτό το δεδομένο υποστηρίζεται ότι ο χάλυβας στην συγκολλημένη ειδικά μορφή του λόγω της μεταστάθειας του ωστενίτη και της μεγάλης ταχύτητας απόψυξης. Παρόλα αυτά, ενώ στην πραγματικότητα όντως με βάση τα ισοδύναμα Cr και Ni, ο χάλυβας θα έπρεπε να είναι τριφασικός στην στερεοποίημένη του μορφή μετά από συγκόλληση ή χύτευση, ο εκλεπτυσμένος σχεδιασμός των αναλογιών των κραματικών στοιχείων δίνουν την δυνατότητα για την ύπαρξη του ωστενίτη στην θερμοκρασία περιβάλλοντος συνήθως μέσα από μετασχηματισμό $\alpha \rightarrow \gamma$ σε θερμοκρασίες ανάλογα με την κραμάτωση, αλλά και την παραμονή δ-φερρίτη ο οποίος παρατηρείται σε διάφορες μορφολογίες όπως και αναφέραμε. Αυτή η διαφορά μεταξύ του αποτελέσματος των αποδείξεων που παραθέσαμε, συγκριτικά με τις προβλέψεις του διαγράμματος, συμβαίνει για το λόγο του ότι το διάγραμμα είναι προσεγγιστικό και όχι απόλυτα ακριβές. Επιπλέον όπως έχουμε αναφέρει, ο χάλυβας αυτός γενικά βρίσκεται στο μεταίχμιο της τριφασικής περιοχής με την διφασική περιοχή ωστενίτη- δ φερρίτη.

Ένα άλλο ζήτημα που μας απασχολεί στην διεξαγωγή της συγκεκριμένης διπλωματικής εργασίας, είναι η αναζήτηση του **καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου με το οποίο συγκολλήθηκε η Πρότυπη συγκόλληση 2**. Η συγκόλληση όπως αναλύσαμε παρουσιάζει παρόμοια γενική χημική σύσταση όταν θεωρούμε ένα αρκετά μεγάλο εμβαδόν σε σχέση με την σημειακή χημική ανάλυση, αλλά και πάλι παρουσιάζει μεταβολές από περιοχή σε περιοχή, οπότε δεν μπορούμε να θεωρήσουμε επίσημη χημική σύσταση του μετάλλου συγκόλλησης όπως και έγινε στο 17-7. Επιπλέον δεν κατέχουμε και την επίσημη ακριβή σύσταση του 17-7 καθώς παρατηρείται όπως είναι λογικό ένας μικρός κραματικός διαφορισμός ο οποίος όμως προσδίδει διαφορετικά κραματικά ισοδύναμα στο διάγραμμα Schaeffler, και έτσι οι συστάσεις του καταναλισκόμενου μετάλλου διαφορετικές (πχ είναι άγνωστη η ποσότητα του C, οποίος σε ποσότητα ίση με το μέγιστο πιθανό, μπορεί να προσδώσει μέχρι και 2% παρπάνω στο Ni_{eq} . Με λιγα λόγια αν γνωρίζαμε την ακριβή σύσταση του ΜΣ και του ΜΒ, θα υπολογίζαμε και την ακριβή σύσταση του ηλεκτροδίου.

4. ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ.

Με βάση όλα τα προαναφερθέντα στοιχεία και αποτελέσματα που λάβαμε και από την ανάλυση της βιβλιογραφίας αλλά και από την διεξαγωγή της πειραματικής διαδικασίας είμαστε σε θέση να παραθέσουμε αναλυτικά τα συμπεράσματα της διπλωματικής εργασίας :

1. Το AMS 5528, δηλαδή το Condition A του 17-7 PH, παρέχεται στην μορφή του Sheet, με την διεξαγωγή ψυξηλασίας χωρίς να πραγματοποιείται μετασχηματισμός φάσεων σε αυτό τον βαθμό και για αυτήν την περιεκτικότητα σε κραματικά στοιχεία. Η μορφολογία της μικροδομής του, αποτελείται από κυρίαρχη φάση ωστενίτη και παραμένων πρωτογενή δ-φερρίτη (8-15 %), συνδυάζοντας έτσι πολύ καλή ολκιμότητα και διαμορφωσιμότητα αλλά και αντίσταση στην θερμή ρωγμάτωση.
2. Το Ti και το N, δεν αποτελούν "επίσημες" προσθήκες της σύστασης του χάλυβα, αλλά η προσεγμένη προσθήκη τους συνισφέρει στην σκλήρυνση μέσω στερεού διαλύματος αντικατάστασης και παρεμβολής αντίστοιχα, μέσω της δημιουργίας καρβιδίων και νιτριδίων MC και MN (fcc), συμβάλλοντας και στην αντίσταση στην ευαισθητοποίηση του χάλυβα (Ti). Η απουσία τους στην ζώνη τήξης και στην ΘΕΖ λόγω των ρυθμών απόψυξης, δεν επηρεάζει τις μηχανικές ιδιότητες όποτε δεν απαιτείται περεταίρω προσοχή στο φαινόμενο.
3. Η σκληρότητα του AMS 5528-Condition A, είναι της τάξης των 195 HV σε ψυξηλασμένη μορφή, και άνευ ψυξηλασίας περίπου 170 HV.
4. Η ένταση του ρεύματος συγκόλλησης πρέπει να λαμβάνει τιμές από 50-80 A, για πάχος δοκιμίου ίσο με 1.6 mm. Στην συγκόλληση υπάρχει δυνατότητα να χρησιμοποιηθεί οποιαδήποτε αγκίδα βολφραμίου ως μη καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο για την συγκόλληση, με διάμετρο πάλι 1.6 mm. Η απόσταση μεταξύ των ελασμάτων χρήζει να λαμβάνει τιμές περίπου στο 0.6 mm, για να αποφευχθούν φαινόμενα όπως η

ενίσχυση όψης και ο σχηματισμός λανθασμένης ρίζας, για το συγκεκριμένο πάχος ελασμάτων. Η διάμετρος του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου πρέπει να είναι περίπου διπλάσια (1.2 mm) από την απόσταση των δοκιμίων, για το συγκεκριμένο πάχος ελασμάτων. Επιπλέον η μέθοδος TIG, είναι πλέον η καταλληλότερη για την πραγματοποίηση συγκόλλησης τήξης για τον συγκεκριμένο χάλυβα λόγω του ελέγχου του τόξου και της εφαρμοζόμενης θερμότητας. Άρα συμπεραίνουμε ότι είναι αναγκαίο να δίνεται προσοχή στην επιλογή των παραμέτρων της συγκόλλησης, ειδικότερα όσο αναφορά μικρού πάχους ελάσματα.

5. Χρίζεται απαραίτητο να χρησιμοποιείται οπίσθια στήριξη και μόνωση αδρανούς αερίου (backing gas), προκειμένου να αποφευχθεί η οξείδωση του Al, αλλά και να επιτευχθεί η ευθυγράμμιση των μετάλλων βάσης στην περιοχή της ρίζας.
6. Η αυτογενής συγκόλληση ή η συγκόλληση με χρήση καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου ίδιας σύστασης, καθίστανται ως οι καταλληλότεροι τρόποι για την συγκόλληση του συγκεκριμένου χάλυβα γιατί δημιουργούν τις συνθήκες για την επίτευξη σκλήρυνσης μέσω κατακρήμνισης σε όλη την επιφάνεια του υλικού. Όπως είναι λογικό, η μικροδομή της αυτογενούς ή με χρήση ηλεκτροδίου ίδιας σύστασης, συγκόλλησης, αποτελείται από οστενίτη και δ-φερρίτη, γεγονός το οποίο δίνει την δυνατότητα για ενιαία σκλήρυνση.
7. Η αυτογενής συγκόλληση ή συγκόλληση με χρήση καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου ίδιας σύστασης, παρουσιάζει ίδια σκληρότητα με το μέταλλο βάσης (ψυκρηλασμένο μέταλλο, AMS 5528).
8. Ο δ-φερρίτης εμφανίζεται σε ποσοστά μέχρι και πάνω 20% στο μέταλλο συγκόλλησης, λόγω των έντονων φαινομένων διάχυσης και κραματικού διαφορισμού, δηλαδή κάποιες ποσοστιαίες μονάδες παραπάνω από το αντίστοιχο ποσοστό του στο μέταλλο βάσης. Υποδεικνύει αντοχή στην θερμή ρωγμάτωση μέχρι το συγκεκριμένο ποσοστό (επιβάλλεται προσοχή στην μόνωση για την απώλεια Al),

όμως απαιτείται προσοχή στην επιλογή του καταναλισκόμενου ηλεκτροδίου (σύσταση σε α-φερρογόνα), για τον λόγο του ότι μετά από αυτό το ποσοστό, δυσχεραίνει τις μηχανικές ιδιότητες και η δράση του γίνεται αντίστροφη όσο αναφορά την αντίσταση στην θερμή ρωγμάτωση. Το καταλληλότερο ηλεκτρόδιο είναι το AMS 5824, γιατί είναι το μόνο που δίνει παρόμοια δυνατότητα σκλήρυνσης με διπλή θερμική κατεργασία όπως και το μέταλλο βάσης.

9. Οι πιο συνηθισμένες μορφολογίες του δ-φερρίτη κατά την στερεοποίηση, είναι αυτές του σκελετοειδούς και lathy, φερρίτη. Τα πιθανά είδη στερεοποίησης που χαρακτηρίζουν το κράμα είναι τα FA και F (ανάλογα με την κραμάτωση) και οι μορφολογίες δ-φερρίτη που παρουσιάζονται στην ζώνη τήξης και ΘΕΖ είναι : Lathy, Skeletal (σκελετοειδείς), Acicular (βελονοειδής), οι οποίες σχηματίζονται λόγω του έντονου κραματικού διαφορισμού. Οι διαφορετικές μορφολογίες του δ-φερρίτη δεν επηρεάζουν τις μηχανικές αντοχές καθώς το ΜΣ και η ΘΕΖ υποδεικνύουν παρόμοια σκληρότητα με το MB, οπότε δεν είναι αναγκαία κάποια θερμική κατεργασία ομογενοποίησης μετά την συγκόλληση. Οι βελονοειδείς και πλακοειδείς μορφολογίες στο μέταλλο συγκόλλησης των δοκιμίων άνευ θερμικής κατεργασίας, χαρακτηρίζονται από ωστενιτικές αλλά και φερριτικές συστάσεις και αποτελούνται συνεπώς από κυρίαρχη φάση ωστενίτη (πιθανόν και Widmastatten) ο οποίος έχει αναπτυχθεί "εις βάρος" του πρωτογενούς δ-φερρίτη, περιορίζοντας τον ανάμεσα στους ωστενιτικούς κλάδους, σχηματίζοντας έτσι σκελετοειδείς και lathy μορφολογίες φερρίτη.
10. Η ΘΕΖ παρουσιάζει παρόμοιες φάσεις αντίστοιχα, με την ζώνη τήξης (ωστενίτη-φερρίτη), αλλά και με διευρυμένους κόκκους και πλακοειδείς μορφολογίες δ-φερρίτη παράλληλα με τις υπόλοιπες προαναφερθέντες μορφολογίες ωστενίτη και δ-φερρίτη, γεγονός το οποίο δεν επιφέρει μεταβολές στις μηχανικές αντοχές και στην δυνατότητα για σκλήρυνση με κατακρήμνιση. Άρα και πάλι δεν είναι αναγκαία θερμική κατεργασία ομογενοποίησης.
11. Η πρωτογενής φάση στερεοποίησης είναι ο δ-φερρίτης (FA/F), ανάλογα και με την κραμάτωση, αλλά μπορεί και να υπάρχει παράλληλη ανάπτυξη ωστενίτη και δ-

φερρίτη και ακόμα δευτερογενής σχηματισμός δ-φερρίτη λόγω της ασυμμετρίας ψευδοδιμερούς διαγράμματος. Αντίστοιχα το φαινόμενο δεν επηρεάζει την γενικότερη λειτουργία του κράματος και από θέμα μηχανικών ιδιοτήτων και δυνατότητα σκλήρυνσης.

12. Η συγκόλληση με ωστενιτικό χάλυβα ή υπερκράμα Ni ως καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο, δημιουργεί ομαλό μέταλλο συγκόλλησης αλλά δεν σχηματίζει ΜΣ με τις κατάλληλες μηχανικές ιδιότητες, ούτε παρόμοιες δυνατότητες σκλήρυνσης με κατακρήμνιση όπως το AMS 5824 (17-7 PH). Η συγκόλληση αυτή επιφέρει πλήρης ωστενιτική μικροδομή, μεγάλη ολκιμότητα και σε συνδυασμό με μεγάλους χρόνους απόψυξης μπορεί να προκαλέσει την κατακρήμνιση πολλών TCP φάσεων στο μέταλλο συγκόλλησης αλλά και στην ΘΕΖ, γεγονός το οποίο προκαλεί πτώση των τιμών των μηχανικών ιδιοτήτων. Οι πιθανές TCP φάσεις που μπορούν να κατακρημνιστούν είναι : η φάση σ , η φάση *Laves*, η φάση χ και ακόμα και η φάση μ για μεγάλα κραματικά ποσά.

13. Η γήρανση της αυτογενούς συγκόλλησης ή της συγκόλλησης με καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο παρόμοιας χημικής σύστασης με το μέταλλο βάσης, σε θερμοκρασία των 482°C για χρονικό διάστημα 1.5h, δεν επιφέρει την κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων σκλήρυνσης NiAl, Ni₃Al. Προκαλείται σποραδική κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων γύρω από τους κόκκους του ωστενίτη κυρίως στο μέταλλο βάσης τα οποία δεν επηρεάζουν τις τιμές των μηχανικών ιδιοτήτων. Άρα δεν προτείνεται η γήρανση του κράματος μετά από την διαδικασία της συγκόλλησης, χωρίς ενδιάμεση θερμική κατεργασία αποστεθεροποίησης για την επίτευξη σχηματισμού μαρτενσίτη και άνοδο των τιμών των μηχανικών αντοχών.

14. Η τροποποιημένη θερμική κατεργασία για την αυτογενή συγκόλληση η οποία περιλαμβάνει αποσταθεροποίηση του ωστενίτη σε θερμοκρασία 960 °C για 15 λεπτά και βαφή σε νερό (θερμοκρασία περιβάλλοντος), επιφέρει μαρτενσιτικό μετασχηματισμό μικρού βαθμού στην ζώνη τήξης και στην ΘΕΖ. Η μετέπειτα

γήρανση στους 510 °C για χρονικό διάστημα 1.5h, επιφέρει σκλήρυνση με κατακρήμνιση αλλά μόνο στην ζώνη τήξης και στην ΘΕΖ. Η σκληρότητα που χαρακτηρίζει στο μέταλλο βάσης στην συγκεκριμένη περίπτωση είναι ταυτόσημη με την τιμή της σκληρότητας του μετάλλου συγκόλλησης, άνευ θερμικής κατεργασίας (χωρίς επιρροή στην σκληρότητα). Άρα στην συγκεκριμένη θερμική κατεργασία προτείνεται μεγάλο διάστημα αποσταθεροποίησης για να πραγματοποιηθεί μεγάλη κατακρήμνιση καρβιδίων και συνεπώς μεγάλη ποσότητα μαρτενσίτη, με ένα ήπιο μέσο βαφής ή μικρό χρονικό διάστημα αποσταθεροποίησης και μετέπειτα βαφή σε υγρό άζωτο για την επιτυχία του πλήρη μετασχηματισμού του ωστενίτη σε μαρτενσίτη και συνεπώς επίτευξη υπερκορεσμού για διευκόλυνση της γήρανσης.

15. Η παραπάνω τροποποιημένη θερμική κατεργασία που πραγματοποιήσαμε προκαλεί μικρού μεγέθους κατακρήμνιση περικρυσταλλικών καρβιδίων λόγω μικρής διάρκειας αποσταθεροποίησης. Ο μαρτενσίτης που δημιουργείται χαρακτηρίζεται από υψηλό ποσοστό σε C, λόγω της μικρής διάρκειας αποσταθεροποίησης. Η μικροδομή της παραπάνω συγκόλλησης αποτελείται από μαστενσίτη, δ-φερρίτη και εναπομείναντα ωστενίτη. Η σκληρότητα που επιφέρει η παραπάνω θερμικά κατεργασμένη συγκόλληση δεν φτάνει ούτε την τιμή της σκληρότητας του ενδιάμεσου κατεργασμένου Condition R, ακόμα και μετά την διαδικασία γήρανσης. Για την επίτευξη σκληρότητας παρόμοια με αυτής του Condition RH 950, απαιτείται υποχρεωτικά βαφή σε υπομηδενική θερμοκρασία, μετά την θερμική κατεργασία αποσταθεροποίησης λόγω υψηλής σχετικά σταθερότητας ωστενίτη σε θερμοκρασία δωματίου (Ms κατώτερη θερμοκρασίας δωματίου), εάν πραγματοποιήσουμε μικρό διάστημα αποσταθεροποίησης.

16. Η παρόμοια θερμική κατεργασία για περίπτωση χρήσης ωστενιτικού χάλυβα ή υπερκράματος ως καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο, δεν επιφέρει κανεναν μετασχηματισμό φάσεων, λόγω της εξαιρετικά σταθερής ωστενιτικής φάσης, αλλά προκαλεί κατά πάσα πιθανότητα σκλήρυνση με κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων GCP με αποτέλεσμα την μερική άνοδο της σκληρότητας, η οποία αγγίζει τις

τιμές της σκληρότητας του μετάλλου βάσης. Συνεπώς δεν προτείνεται η συγκεκριμένη θερμική κατεργασία σε περίπτωση χρήσης ωστενιτικού-υπερωστενιτικού χάλυβα ή υπερκράματος Ni, ως καταναλισκόμενο ηλεκτρόδιο.

17. Η τροποποιημένη θερμική κατεργασία για την αυτογενή συγκόλληση η οποία περιλαμβάνει αποσταθεροποίηση του ωστενίτη σε θερμοκρασία των 760 °C, για χρονικό διάστημα 1.5 h και βαφή σε νερό σε θερμοκρασία δωματίου, επιφέρει μετασχηματισμό του ωστενίτη σε μαρτενσίτη σε πολύ μεγαλύτερο βαθμό σε σχέση με την δεύτερη τροποποιημένη διαδικασία, λόγω της εκτενούς κατακρήμνισης περικρυσταλλικών καρβιδίων, ανόδου της Ms και συνεπώς σε άνοδο της σκληρότητας σε τιμές μεγαλύτερες από αυτές της τυπικής θερμικής κατεργασίας. Η μετέπειτα γήρανση με κατακρήμνιση ενδομεταλλικών φάσεων (μέγιστο μέγεθος 1nm) σε θερμοκρασία 560 °C για 1.5 h, επιφέρει άνοδο της σκληρότητας περίπου για 100 HV. Η συνολική θερμική κατεργασία επιφέρει εξίσου άνοδο της σκληρότητας σε όλες τις ζώνες της συγκόλλησης σε αντίθεση με την προηγούμενη θερμική κατεργασία. Η μικροδομή που επιφέρει η τροποποιημένη παραπάνω θερμική κατεργασία αποτελείται από ελάχιστο εναπομείναντα ωστενίτη, μαρτενσίτη χαμηλής περιεκτικότητας σε C και δ-φερρίτη. Η συγκεκριμένη θερμική κατεργασία επιφέρει μεγαλύτερη σκληρότητα συγκριτικά με αυτήν της αντίστοιχης βιομηχανικής κατεργασίας, αλλά επιφέρει πιθανώς μικρή μείωση στην ολκιμότητα.

Αναφορές

1. ASM, INTERNATIONAL. *Stainless Steels*. 1994.
2. —. *Welding Integrity and Performance* . 1997.
3. Ν.Χαιδεμενόπουλος, Γρηγόρης. *ΦΥΣΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ*. s.l. : ΤΖΙΟΛΑ, 2007,2016.
4. Ιωάννης Χρυσουλάκης, Δημήτριος Παντελής. *ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΤΩΝ ΜΕΤΑΛΛΙΚΩΝ ΥΛΙΚΩΝ*. ΑΘΗΝΑ : ΕΚΔΟΣΕΙΣ ΠΑΠΑΣΩΤΗΡΙΟΥ, 1996.
5. Παπαδημητρίου, Γεώργιος. *ΦΥΣΙΚΗ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ ΣΙΔΗΡΟΥ ΚΑΙ ΧΑΛΥΒΑ*. ΑΘΗΝΑ : ΕΚΔΟΣΕΙΣ Ε.Μ.Π, 2000.
6. *ΒΙΟΜΗΧΑΝΙΚΑ ΚΡΑΜΑΤΑ*. Λεκάτου, Αγγελική. s.l. : ΕΚΔΟΣΕΙΣ ΠΑΠΑΣΩΤΗΡΙΟΥ, 2005.
7. Δημήτρης Παντελής, Βασίλης Παπάζογλου, Γρηγόρης Χαιδεμενόπουλος. *ΕΠΙΣΤΗΜΗ ΚΑΙ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ*. ΑΘΗΝΑ : ΕΚΔΟΣΕΙΣ ΤΖΙΟΛΑ, 2017.
8. Ludwigson, D. C. *SEMIAUSTENITIC PRECIPITATION HARDENABLE STAINLESS STEELS*. 1961. 164.
9. *THE PHYSICAL METALLURGY OF PRECIPITATION HARDENING STAINLESS STEELS* . Hall, D. C. Ludwigson and A. M. Columbus, Ohio : DEFENCE METAL INFORMATION CENTER .
10. [Ηλεκτρονικό] <http://courseware.mech.ntua.gr/ml26012/mathimata/FeC.pdf>.
11. Πετρόπουλος, Πέτρος. *ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ*. ΑΘΗΝΑ : ΙΔΡΥΜΑ ΕΥΓΕΝΙΔΟΥ, 1997.
12. [Ηλεκτρονικό] https://en.wikiversity.org/wiki/File:Fe-Cr_Phase_Diagram.gif.
13. Maalekian, Mehran. *The Effects of Alloying Elements on Steels (I)*. October 2007.
14. SAVAGE, J. C. LIPPOLD AND VV. F. *Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part III—The Effect of Solidification Behavior on Hot Cracking Susceptibility*.

15. *Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels* . Chih-Chun Hsieh, WeiteWu. Taiwan : s.n., 2012.
16. Laser Surface Heat Treatment and Modification - Scientific Figure on ResearchGate. Available from: https://www.researchgate.net/figure/Continuous-cooling-curve-for-a-ferrous-alloy_fig17_260710021 [accessed 7 May, 2020].
17. Eichelman, G. H., Jr., and Hull, F. C. "*The Effect of Composition on the Temperature of Spontaneous Transformation of Austenite to Martensite in 18-8 Type Stainless Steel*". 1953.
18. Monkman, F. C., Cuff, F. B., Jr., and Grant, N. J. *Computation of Ms on Stainless Steels*. April, 1957.
19. C. CAPDEVILA, F. G. CABALLERO, and C. GARCÍA DE ANDRÉS. *DETERMINATION OF MS TEMPERATURE IN STEELS. A BAYESIAN NEURAL NETWORK MODEL* .
20. Χαϊδεμενόπουλος, Γρηγόρης. *ΕΙΣΑΓΩΓΗ ΣΤΙΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ* . s.l. : ΕΚΔΟΣΕΙΣ ΤΖΙΟΛΑ, 2010,2016.
21. ASM HANDBOOK, VOLUME 6,ASM INTERNATIONAL. *WELDING BRAZING AND SOLDERING*. 1993.
22. *Solidification cracking in austenitic stainless steel welds*. V SHANKAR, T P S GILL, S L MANNAN and S SUNDARESAN. 2003, Τόμ. 28.
23. Παπαδημητρίου, Γεώργιος. *ΕΙΣΑΓΩΓΗ ΣΤΗΝ ΜΕΤΑΛΛΟΥΡΓΙΑ ,ΤΗΝ ΤΕΧΝΟΛΟΓΙΑ ΚΑΙ ΤΟΝ ΕΛΕΓΧΟ ΤΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ*. ΑΘΗΝΑ : ΕΚΔΟΣΕΙΣ Ε.Μ.Π, 1990.
24. *ΜΕΤΑΣΧΗΜΑΤΙΣΜΟΙ ΦΑΣΕΩΝ*. Φούρλαρης, Γεώργιος. s.l. : ΕΚΔΟΣΕΙΣ Ε.Μ.Π.
25. *EVALUATION OF PERCIPITATION HARDENING HEAT TREATMENT OF PH 17-7 STAINLESS STEEL SPRING*. A.A Babakoohi Ashrafi, H.Mohammadi,A.Habibolla Zabe. Semran,Tehran : s.n., 2016, Τόμ. 12. 2.

26. H. C. Burnett, R. H. Duff, and H. C. Vacher. Identification of Metallurgical Reactions and Their Effect on the Mechanical Properties of 17-7 PH Stainless Steel. 1962, Τόμ. 66C.
27. ATI. ATI 17/7 PH Technical data sheet .
28. METALS, ATI. *SPECIFICATION OF 17-7PH*.
29. Materials, Aircraft. AircraftMaterials.com. *Technical Data Sheet 17-7 PH*. [Ηλεκτρονικό]
30. *REVIEW OF THE DEVELOPMENT OF RESEARCH IN THE DESIGN OF SEMI AUSTENITIC STAINLESS STEEL 17-7PH*. Fakić, Belma, Diana Čubela. Zenica : s.n., 2013, Τόμ. 17.
31. *EFFECT OF AGING ON MICROSTRUCTURE OF STEEL 17-7PH WITH MODIFIED CHEMICAL COMPOSITION* . Belma Fakić, Adisa Burić, Emina Kratina, Diana Čubela, Mihyar Nouredin Mahmoud. Zenica : s.n., 2015.
32. Kenji Kaneko, Tatsuya Fukunaga, Kazuhiro Yamada, Nobuo Nakada,. *Formation of M23C6-type precipitates and chromium-depleted zones in austenite stainless steel*. 2011.
33. Φούρλαρης, Γεώργιος. *ΣΗΜΕΙΩΣΕΙΣ ΥΠΕΡΚΡΑΜΑΤΩΝ ΝΙΚΕΛΙΟΥ*.
34. toolfaqs.com. ac-vs-dc-welding. [Ηλεκτρονικό]
35. CTS, Halverson. Shielding gases . [Ηλεκτρονικό]
36. <https://www.researchgate.net/figure/Schematic-illustration-of-various-subzones-of-the-HAZ-and-its-correlation-with-the-Fe-,> Ductile cracking simulation procedure for welded joints under monotonic tension - Scientific Figure on ResearchGate. Available from:.
37. Hasan Shaikh, Scientist (Retd.). Sensitisation of heat affected zone in Austenitic Stainless Steels. <http://www.weldfabtechtimes.com>. [Ηλεκτρονικό]
38. Mills, Nelson & Lippold. 1999.
39. Constitutional Supercooling and Interface Stability. https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_6/illustr/s6_2_1b.html#!Jackson. [Ηλεκτρονικό]

40. N. SUUTALA, T. TAKALO, AND T. MOISIO. Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. 1980.
41. Angelo Fernando Padilha, Caio Fazzioli Tavares. *Delta Ferrite Formation in Austenitic Stainless Steel Castings*.
42. *Ferrite Morphology and Variations in Ferrite Content in Austenitic Stainless Steel Welds*. DAVID, S. A. 1981.
43. KERR, C. L. LEONE AND H. W. *The Ferrite to Austenite Transformation in Stainless Steels*.
44. J. A. Brooks, N. C. Y. Yang, and J. S. Krafcik. Clarification on development of skeletal and lathy ferrite morphologies in stainless steel welds. 2001.
45. *Microstructural Origin of the Skeletal Ferrite Morphology of Austenitic Stainless Steel Welds*. J. A. Brooks, J. C. Williams, A. W. Thompson. California : s.n., 1982.
46. Issues in welding of HSLA steels - Scientific Figure on ResearchGate. Available from: https://www.researchgate.net/figure/Solidification-cracking-in-GMAW-Fig3-Hydrogen-induced-cracking-in-HY-80-steel_fig1_263656906 [accessed 18 Jun, 2020]. [Ηλεκτρονικό]
47. *Characterization of Heat-Affected Zone Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds*. V. P. KUJANPAA, S. A. DAVID AND C. L. WHITE. s.l. : American Welding Society, Welding Research Council, 1987.
48. Wegrzyn, T. Delta ferrite in stainless steel weld metals. *Welding International*. 1992.
49. *NiAl precipitation in delta ferrite grains of 17-7 precipitation-hardening stainless steel during low-temperature interstitial hardening*. D. Wang, H. Kahn, F. Ernst, A.H. Heuer. Cleveland : s.n., 2015.
50. D. M. E. Villanueva, F. C. P. Junior, R. L. Plaut, and A. F. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. 2006.
51. P.R. Rios, A.F. Padilha. Precipitation from Austenite. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. 2005.

52. <https://www.researchgate.net/figure/The-Laves-p>, Study on the element segregation and Laves phase formation in the laser metal deposited IN718 superalloy by flat top laser and gaussian distribution laser - Scientific Figure on ResearchGate. Available from:.
53. Kenji Kaneko. Formation of M23C6-type precipitates and chromium-depleted zones in austenite stainless steel. 2011.
54. Bhatt, KP. Weld pool Dilution. <https://weldknowledge.com/2015/09/02/weld-pool-dilution/>. [Ηλεκτρονικό] 2015.
55. PNGITEM. https://www.pngitem.com/middle/hbobRwT_file-welding-cracks-svg-crater-defect-in-welding/. [Ηλεκτρονικό]
56. LTD, SHANGHAI INDUSTRIES. Welding defects. <http://sipl.com.pk/welding-book/#1486639632780-bd8df375-f4ac>. [Ηλεκτρονικό]
57. STEEL, AK. 17/7 PH STAINLESS STEEL.
58. Materials, Aircraft. Stainless Steel 17-7 PH Technical Data Sheet.
59. BIOSCIENCE NOTES . <http://www.biosciencenotes.com/scanning-electron-microscope-sem/>. [Ηλεκτρονικό]
60. *Microstructure and Texture Evolution in the Welded Semi-Austenitic PH Steel after the Heat Treatment*. A. Ziewiec, M. Witkowska and A. Zielinska-Lipiec. Krakow, Poland : s.n., 2015.
61. *MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDS OF SEMI-AUSTENITIC PRECIPITATION HARDENING STAINLEES STEEL AFTER HEAT TREATMENT*. A. ZIEWIEC, E. TASAK, M. WITKOWSKA. 2, 2013, Τόμ. 58.
62. *Rapid Solidification of 17-7 PH Stainless Steel, Heat Treatment Response* . A.K Bhargava, A.N Tuwari. s.l. : A B Academic Publishers , 1996.
63. *INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE PROPERTIES OF STEEL 17-7 PH WITH MODIFIED CHEMICAL COMPOSITION*. Diana Ćubela, Belma Facic. Budapest, Hungary : s.n., 2014.
64. *CONTRIBUTION TO THE DEVELOPMENT OF HIGH-STRENGTH STEEL THROUGH RESEARCH OF THE RELATIONSHIP BETWEEN MICROSTRUCTURE*

AND PROPERTIES . Milenko Rimac, Mirsada Oruč, Omer Beganović, Sulejman Muhamedagić. Zenica : s.n., 2011.

65. *Welding of High-strength Steels for Aircraft and Missile Applications*. Rieppel, H. W. Mishler R. E. Monroe P. J. 1959.

66. ***WELDING OF PRECIPITATION-HARDENING STAINLESS STEELS*** . J. J. Vagi, R. M. Evans, and D. C. Martin. s.l. : NASA .

67. Stainless steels heat treatment (Chapter 12) - Scientific Figure on ResearchGate. Available from: https://www.researchgate.net/figure/Schaefflers-constitution-diagram-for-stainless-steels-The-typical-compositional-ranges_fig3_293106894 [accessed 7 May, 20.

68. https://www.researchgate.net/figure/WRC-1992-diagram-Kotecki-Siewert-1992-The-FN-prediction-is-only-accurate-for_fi, Processing-Microstructure-Microtexture-Property Correlation of Duplex Stainless Steels - Scientific Figure on ResearchGate. Available from:.

69. [a, Keyhole gas tungsten arc welding of AISI 316L stainless steel - Scientific Figure on ResearchGate. Available from: https://www.researchgate.net/figure/Chemical-composition-dependents-of-solidification-modes-in-austenitic-stainless-steels_fig4_282501322.

70. M.A. Wahab. *Welding and Bonding Technologies*. 2014.

71. B. Schork, P. Kucharczyk , M. Madia , U. Zerbst , J. Hensel , J. Bernhard , D. Tchuindjang , M. Kaffenberger , M. Oechsner. The effect of the local and global weld geometry as well as material defects on crack initiation and fatigue strength. 2017.

