



**ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ**  
**ΣΧΟΛΗ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ**  
**ΤΟΜΕΑΣ ΘΑΛΑΣΣΙΩΝ ΚΑΤΑΣΚΕΥΩΝ**

**ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ**

**«ΜΕΛΕΤΗ ΜΕΤΩΠΙΚΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΜΕ ΤΗ ΜΕΘΟΔΟ  
FCAW, ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΥ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΥ ΧΑΛΥΒΑ 316L ΜΕ ΧΡΗΣΗ  
ΑΥΤΟΜΑΤΟΠΟΙΗΜΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΤΙΚΗΣ ΔΙΑΤΑΞΗΣ»**

**ΚΟΥΡΚΟΥΛΟΣ ΜΑΡΙΟΣ**

**ΤΡΙΜΕΛΗΣ ΕΞΕΤΑΣΤΙΚΗ ΕΠΙΤΡΟΠΗ:**

Επιβλέπων: Β.Ι. ΠΑΠΑΖΟΓΛΟΥ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Μέλη : Δ. ΠΑΝΤΕΛΗΣ, Καθηγητής Ε.Μ.Π.

Ν. ΤΣΟΥΒΑΛΗΣ, Αν. Καθηγητής Ε.Μ.Π.

ΑΘΗΝΑ 2011



# ΕΘΝΙΚΟ ΜΕΤΣΟΒΙΟ ΠΟΛΥΤΕΧΝΕΙΟ

ΤΜΗΜΑ ΝΑΥΠΗΓΩΝ ΜΗΧΑΝΟΛΟΓΩΝ ΜΗΧΑΝΙΚΩΝ

ΤΟΜΕΑΣ ΘΑΛΑΣΣΙΩΝ ΚΑΤΑΣΚΕΥΩΝ

## ΔΙΠΛΩΜΑΤΙΚΗ ΕΡΓΑΣΙΑ

**«ΜΕΛΕΤΗ ΜΕΤΩΠΙΚΩΝ ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΩΝ ΜΕ ΤΗ ΜΕΘΟΔΟ  
FCAW, ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΥ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΥ ΧΑΛΥΒΑ 316L ΜΕ ΧΡΗΣΗ  
ΑΥΤΟΜΑΤΟΠΟΙΗΜΕΝΗΣ ΣΥΓΚΟΛΛΗΤΙΚΗΣ ΔΙΑΤΑΞΗΣ»**



ΚΟΥΡΚΟΥΛΟΣ ΜΑΡΙΟΣ

**ΕΠΙΒΛΕΨΗ:**

Β.Ι. ΠΑΠΑΖΟΓΛΟΥ  
Καθηγητής Ε.Μ.Π.  
ΑΘΗΝΑ 2011

# ΠΕΡΙΕΧΟΜΕΝΑ

## Κεφάλαιο 1<sup>ο</sup> - Εισαγωγή

4

<b>1.Ανοξείδωτοι Χάλυβες</b> .....	4
1.1 Γενικά.....	4
1.2 Ιστορία.....	6
1.3 Τύποι και εφαρμογές.....	7
1.4 Αντίσταση σε διάβρωση.....	8
<b>2.Διαγράμματα Φάσεων και Διαγράμματα Δομής</b> .....	10
2.1 Διαγράμματα φάσεων.....	10
2.1.1 Fe-Cr.....	11
2.1.2 Fe-Cr-C.....	12
2.1.3 Fe-Cr-Ni .....	13
2.2 Διαγράμματα Δομής.....	16
2.2.1 Schaufler.....	16
2.2.2 De Long.....	19
2.2.3 WRC-1988 WRC 1992.....	21
<b>3.Κραματικά στοιχεία</b> .....	24
3.1 Χρώμιο.....	24
3.2 Νικέλιο.....	25
3.3 Μαγγάνιο.....	26
3.4 Πυρίτιο.....	27
3.5 Μολυβδαίνιο.....	28
3.6 Άνθρακας και άζωτο.....	29
3.7 Στοιχεία κατακρήμνισης και σκλήρυνσης.....	30
3.8 Στοιχεία που ευνοούν τον σχηματισμό καρβιδίων.....	30
3.9 Άλλα στοιχεία.....	31

## Κεφάλαιο 2<sup>ο</sup> – Ανοξείδωτοι Ωστενιτικοί Χάλυβες 32

<b>1.Γενικά περί Ωστενιτικών</b> .....	32
1.1Γενικά.....	32
1.2Κραματικά στοιχεία και αναλώσιμα.....	33
1.3Φυσική και μηχανική μεταλλουργία.....	36
1.4Μηχανικές ιδιότητες.....	39
<b>2.Δομές στερεοποίησης</b> .....	40
2.1Γενικά-Ισοδύναμο Cr/Ni.....	40
2.2Τύπος A.....	42
2.3Τύπος AF.....	42
2.4Τύπος FA.....	45
2.5Τύπος F .....	49
<b>3.Παρουσία Φερρίτη-δ στους ωστενιτικούς χάλυβες</b> .....	52

<b>1. Μέθοδοι συγκόλλησης</b> .....	57
1.1 Συνήθεις Μέθοδοι (GMAW, SMAW, FCAW, GTAW) .....	57
1.1.1 SMAW.....	57
1.1.2 GTAW.....	61
1.1.3 GMAW.....	64
1.2 Νέες Μέθοδοι (LBW, EBW, FSW) .....	69
1.2.1 LBW.....	69
1.2.2 EBW.....	71
1.2.3 FSW.....	73
<b>2. Συγκολλησιμότητα Ανοξειδωτων Ωστενιτικών Χαλύβων - Προβλήματα</b> .....	75
2.1 Σχηματισμός Καρβιδίων – ευαισθητοποίηση.....	75
2.2 Θερμή ρωγμάτωση – φερρίτης-δ.....	77
2.3 Διάβρωση με βελονισμούς – διάβρωση χαραγής .....	80
<b>3. Μηχανικά φαινόμενα κατά τη συγκόλληση</b> .....	81
3.1 Θερμικός κύκλος της συγκόλλησης – ιδιότητες 316L.....	81
3.2 Παραμορφώσεις λόγω συγκόλλησης (είδη παραμορφώσεων) – ιδιότητες 316L.....	83
3.2.1 Εγκάρσια συστολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή.....	85
3.2.2 Γωνιακή μεταβολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή.....	88
3.2.3 Διαμήκης συστολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή .....	89
3.2.4 Διαμήκης καμπτική παραμόρφωση.....	89
3.2.5 Παραμόρφωση λυγισμού.....	89
3.2.6 Γενικοί κανόνες μείωσης παραμορφώσεων λόγω συγκόλλησης και μέθοδοι διόρθωσής τους .....	90
3.3 Σχηματισμός Πεδίου Παραμενουσών τάσεων – ιδιότητες 316L .....	93
3.3.1 Γενικά.....	93
3.3.2 Δημιουργία παραμενουσών τάσεων.....	93
3.3.3 Δημιουργία παραμενουσών τάσεων στις συγκολλήσεις .....	94
3.3.4 Επίδραση διαφόρων παραγόντων στο μέγεθος και την κατανομή των παραμενουσών τάσεων.....	96
3.3.5 Μέτρηση παραμενουσών τάσεων στις συγκολλήσεις.....	96
3.3.6 Τεχνική διάτρησης Mathar-Soete .....	99
3.3.7 Επιλογή της κατάλληλης μεθόδου μέτρησης.....	101
3.3.8 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων.....	101
BIBΛΙΟΓΡΑΦΙΑ.....	103

<b>1. Περιγραφή Πειραματικής Διαδικασίας</b> .....	106
1.1 Εισαγωγή .....	106
1.2 Πειραματικός εξοπλισμός.....	107
1.2.1 Εξοπλισμός Συγκόλλησης.....	107
1.2.2 Θερμοτοιχεία.....	109
1.2.3 Γραμμικοί αισθητήρες μετατόπισης (LVDTs) .....	110
1.2.4 Επιμηκυσιοόμετρα (Strain Gages) .....	112
1.2.5 Ροζέτες και εξοπλισμός μέτρησης παραμενουσών τάσεων.....	113

1.2.6 Αναлого-ψηφιακοί μετατροπείς και προσαρμοστές σήματος.....	116
1.3 Ελάσματα 316L και μέταλλο προσθήκης .....	119
1.3.1 Μέταλλο βάσης.....	119
1.3.2 Μέταλλο προσθήκης.....	120
1.4 Πειραματική διαδικασία και στήσιμο πειραμάτων.....	121
<b>2. Αποτελέσματα Μεταβατικών Μετρήσεων</b> .....	125
2.1 Σειρά-A .....	125
2.2 Σειρά-B.....	129
<b>3. Αποτελέσματα παραμενουσών Τάσεων</b> .....	133
<b>4. Μεταλλογραφική Μελέτη</b> .....	135
4.1 Διαδικασία.....	135
4.2 Μακροσκοπική παρουσίαση .....	136
4.3 Παρουσίαση από οπτικό μικροσκόπιο .....	137
4.4 Μικροσκληρομετρήσεις .....	143

# ΚΕΦΑΛΑΙΟ 1<sup>ο</sup>

## ΕΙΣΑΓΩΓΗ

### 1. Ανοξειδωτοι Χάλυβες

#### 1.1 Γενικά περί ανοξειδωτων χαλύβων

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες αποτελούν μια σημαντική κατηγορία χαλύβων, και απαντώνται σε ένα μεγάλο εύρος βιομηχανικών και εμπορικών εφαρμογών. Πρόκειται για κράματα χαλύβων Fe-Cr, Fe-Cr-C και Fe-Cr-Ni, με προσθήκη άλλων κραματικών στοιχείων όπως μολυβδαίνιο, βανάδιο, νιόβιο, τιτάνιο, αλουμίνιο.

Για να ορισθεί ένας χάλυβας ως ανοξειδωτος πρέπει να περιέχει ως βασικό κραματικό στοιχείο το χρώμιο, σε ένα ελάχιστο ποσοστό της τάξης του 12% κατά βάρος. Σε αυτά τα επίπεδα το χρώμιο δημιουργεί ένα στρώμα παθητικού οξειδίου το οποίο προστατεύει το υποκείμενο μέταλλο από την διάβρωση όταν αυτό εκτεθεί σε συνθήκες διαβρωτικού περιβάλλοντος. Να σημειωθεί επίσης ότι χάλυβες με ποσοστό χρωμίου άνω του 12% κατά βάρος όταν εκτεθούν σε συνθήκες περιβάλλοντος θα παρουσιάσουν οξείδωση. Αυτό γιατί το χρώμιο σχηματίζει καρβίδια ή άλλες ενώσεις όπου μειώνουν δραματικά την μήτρα χρωμίου, σε τέτοια επίπεδα που είναι αδύνατο να σχηματιστεί μια συνεχής προστατευτική στρώση οξειδίου.

Υπεύθυνα για την διάβρωση των ανοξειδωτων χαλύβων είναι τα μέσα τα οποία προσβάλλουν και καταστρέφουν το παθητικό στρώμα οξειδίου του χρωμίου. Οι κύριες μορφές διάβρωσης είναι βελονοειδής (pitting), χαραγής (crevice) και περικρυσταλλική (intergranular). Αυτές οι μορφές διάβρωσης επηρεάζονται από το διαβρωτικό περιβάλλον, την μεταλλουργική κατάσταση του υλικού καθώς επίσης και από τις τοπικές τάσεις στις οποίες υφίσταται το υλικό. Το διαβρωτικό περιβάλλον συνίσταται από τις συνηθισμένες

ατμοσφαιρικές συνθήκες , και ευνοεί την διάβρωση είτε σε υγρό ή σε ξηρό περιβάλλον. Έντονη διαβρωτική δράση παρατηρείται κοντά στην θάλασσα λόγω της ύπαρξης υγρασίας και χλωριόντων ,καθώς επίσης και μέσα στο ίδιο το θαλάσσιο νερό. Έντονη διάβρωση παρουσιάζεται και όταν εκτεθεί σε οργανικά ή ανόργανα υγρά και λύματα της χημικής βιομηχανίας. Τέλος η συνύπαρξη υψηλών θερμοκρασιών σε συνδυασμό με διαβρωτικό περιβάλλον μειώνει σημαντικά την αντίσταση του υλικού σε διάβρωση.

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες έχουν καλή αντίσταση στην οξείδωση. Η αντίσταση όμως στην οξείδωση σε υψηλές θερμοκρασίες είναι συνάρτηση της περιεκτικότητας σε χρώμιο. Χάλυβες με περιεκτικότητα σε χρώμιο 25-30% κατά βάρος παρουσιάζουν αντίσταση στην οξείδωση ακόμα και σε θερμοκρασία 1000<sup>0</sup>C. Επίσης μια άλλη μορφή θερμικής αντοχής είναι η αντοχή στην ενανθράκωση , για την οποία χάλυβες μέτριας περιεκτικότητας σε χρώμιο (16% κ.β) και υψηλής περιεκτικότητας σε νικέλιο (35%κ.β) έχουν αναπτυχθεί.

Οι ανοξειδωτοι χάλυβες έχουν μεγάλο πλήθος εφαρμογών, όπως στην ναυπηγική, παραγωγή ενέργειας, σε χημικές εφαρμογές και στην επεξεργασία χαρτιού, σε μαγειρικά και διακοσμητικά σκεύη, σε φαρμακευτικές εφαρμογές, στην επεξεργασία τροφίμων και στην κατασκευή βιομηχανικού εξοπλισμού και αυτοκινήτων. Πιο συγκεκριμένα στη ναυπηγική συναντούμε τον ανοξειδωτο χάλυβα σε εξοπλισμούς καταστρώματος (μπρακέτα, βαρούλκα), σωληνώσεις , αντλίες ,εναλλάκτες θερμότητας αλλά και στον άξονα της έλικας.

Όσον αφορά την συγκολλησιμότητά τους οι περισσότεροι ανοξειδωτοι χάλυβες είναι συγκολλησιμοι, αλλά αρκετοί απαιτούν ειδική διαδικασία. Σχεδόν σε όλες τις περιπτώσεις η συγκόλληση προκαλεί σημαντική μετατροπή της μικροδομής του μετάλλου συγκόλλησης και της Θερμικά Επηρεασμένης Ζώνης σε σχέση με το μέταλλο βάσης. Αυτό μπορεί να δημιουργήσει αλλαγή στην επιθυμητή ισορροπία φάσεων, σχηματισμό δι-

μεταλλικών ενώσεων, μεγέθυνση των κόκκων και διαχωρισμό ακαθαρσιών από το κράμα (segregation). Συνεπώς πρέπει να ληφθεί υπόψη κατά τον σχεδιασμό και την κατασκευή, καθώς μπορεί να οδηγήσει σε μια υποβάθμιση των ιδιοτήτων των υλικών.

## 1.2 Ιστορία ανοξειδωτων χαλύβων

Η προσθήκη χρωμίου στους χάλυβες και η προφανής ευεργετική επίδραση του στην αντοχή κατά της διάβρωσης, οφείλεται στον Frenchman Berthier. Το 1821 κατάφερε να δημιουργήσει ένα κράμα περιεκτικότητας 1.5% κ.β σε χρώμιο, το οποίο συνέστησε για οικιακές εφαρμογές. Τα πρώτα πειράματα όμως απέδειξαν ότι η διαμορφωσιμότητα των συγκεκριμένων χαλύβων μειώθηκε δραματικά, και αυτό κυρίως γιατί οι χάλυβες περιείχαν μεγάλο ποσοστό άνθρακα. Συνεπώς το ενδιαφέρον για τους συγκεκριμένους χάλυβες έφθινε μέχρι και τις αρχές του 20<sup>ου</sup> αιώνα. Μεταξύ του 1900 και 1915 ένας αριθμός μεταλλουργών ασχολήθηκε με την δημιουργία ανθεκτικών σε διάβρωση κραμάτων, οπότε και το ενδιαφέρον για τους χάλυβες αυτούς επανήλθε [1]. Καταλυτική εξέλιξη ήταν η ανακάλυψη το 1897 από τον Goldschmidt στη Γερμανία μιας τεχνικής παραγωγής κραμάτων χαμηλού C και σημαντικού ποσοστού Cr . Κατόπιν ο Guillet [2] (1904), ο Portevin[3] (1909) και ο Giesen [4] (1909) έκαναν δημοσιεύσεις που περιέγραφαν τη μικροδομή και τις ιδιότητες ανοξειδωτων χαλύβων με 13% κατά βάρος σε Cr μαρτενιτικών και 17% κατά βάρος σε Cr φερριτικών. Αυτές οι εργαστηριακές έρευνες προκάλεσαν σημαντικό ενδιαφέρον κι έτσι από το 1910 έως το 1915 έγινε σημαντική προσπάθεια για εμπορευματοποίηση των χαλύβων αυτών.

Οι πρωτοαναφερόμενοι ως «ανοξειδωτοι χάλυβες» οφείλονται στον Άγγλο μεταλλουργό Harry Brearly . Στον Brearly ανήκει η U.S. πατέντα (1915), για οικιακής χρήσης χάλυβα, η οποία κάλυπτε τους χάλυβες με περιεκτικότητα από 9 έως 16% κ.β σε Cr και C χαμηλότερο από 0.7% κατά



βάρος. Χάλυβες που παρασκευάστηκαν με αυτή τη σύνθεση ονομάστηκαν πρώτοι ανοξείδωτοι.

### **1.3 Τύποι και εφαρμογές ανοξείδωτων χαλύβων**

Οι ανοξείδωτοι χάλυβες μαζί με τους απλούς αλλά και τους χάλυβες C-Mn αποτελούν τους περισσότερο ευρέως χρησιμοποιούμενους χάλυβες. Εξαιτίας του γεγονότος ότι μια μεγάλη ποικιλία ανοξείδωτων χαλύβων είναι πλέον σήμερα διαθέσιμη, ένα μεγάλο εύρος επιθυμητών ιδιοτήτων μπορεί να επιτευχθεί και να χρησιμοποιηθεί σε διάφορες εφαρμογές. Αξιοσημείωτη έρευνα έχει γίνει για να προσδιορισθεί η μικροδομή, καθώς και οι ιδιότητές τους.

Σε αντίθεση με άλλα υλικά όπου η ταξινόμηση γίνεται σύμφωνα με την σύσταση τους, οι ανοξείδωτοι χάλυβες κατηγοριοποιούνται με βάση την επικρατέστερη μεταλλουργική τους φάση. Οι τρεις βασικές φάσεις που συναντούμε στους ανοξείδωτους χάλυβες είναι ο μαρτενσίτης, ο φερρίτης και ο ωστενίτης. Οι διπλοί (DUPLEX) ανοξείδωτοι χάλυβες περιέχουν κατά προσέγγιση 50% ωστενίτη και 50% φερρίτη, εκμεταλλευόμενοι τις επιθυμητές ιδιότητες της κάθεμιας φάσης ξεχωριστά. Επίσης συναντώνται οι σκληρυνόμενοι με κατακρήμνιση (Precipitation-Hardenable, PH) χάλυβες, οι οποίοι σχηματίζουν καρβίδια και είναι σκληρυνόμενοι με θερμική κατεργασία γήρανσης. Οι PH ανοξείδωτοι χάλυβες κατηγοριοποιούνται περαιτέρω από τη φάση της μήτρας στην οποία σχηματίζονται τα καρβίδια: μαρτενσιτικοί, ημι-ωστενιτικοί και ωστενιτικοί.

Το Αμερικάνικο Ινστιτούτο Σιδήρου και Χάλυβα (American Iron and Steel Institute-AISI), χρησιμοποιεί για την ονομασία των ανοξείδωτων χαλύβων ένα σύστημα από τρεις αριθμούς που ακολουθούνται μερικές φορές ένα γράμμα, για παράδειγμα 304, 304L, 410, 430, (Πίνακας 1.1). Οι μαγνητικές ιδιότητες μπορούν να χρησιμοποιηθούν για την ταυτοποίηση ορισμένων ανοξείδωτων χαλύβων. Οι ωστενιτικοί είναι μη μαγνητικοί. Ένα μικρό ποσοστό

εναπομένοντος φερρίτη ή ψυχρή κατεργασία μπορεί να προκαλέσει μια μικρή φερρομαγνητική κατάσταση, αλλά είναι σημαντικά μικρότερη από ένα μαγνητικό υλικό. Οι φερριτικοί και οι μαρτενσιτικοί είναι φερρομαγνητικοί. Οι διπλοί είναι σχετικά ισχυρά μαγνητικοί, λόγω του υψηλού περιεχόμενου φερρίτη.

Οι φυσικές ιδιότητες, όπως η θερμική αγωγιμότητα, η θερμική διαστολή και οι μηχανικές ιδιότητες διαφέρουν για τις διάφορες κατηγορίες ανοξειδωτων χαλύβων και επηρεάζουν τα χαρακτηριστικά συγκόλλησης. Για παράδειγμα οι ωστενιτικοί έχουν χαμηλή θερμική αγωγιμότητα και υψηλή θερμική διαστολή, που έχει ως αποτέλεσμα μεγαλύτερη παραμόρφωση στη συγκόλληση από τις άλλες κατηγορίες χαλύβων.

<b>ΚΑΤΗΓΟΡΙΕΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ</b>
Μαρτενσιτικοί (4XX)
Φερριτικοί (4XX)
Ωστενιτικοί (2XX, 3XX)
Duplex (ωστενιτικοί και φερριτικοί)
Precipitation Hardened (PH)

**Πίνακας 1.1** Κατηγορίες ανοξειδωτων χαλύβων.

#### **1.4 Αντίσταση σε διάβρωση συγκολλητών στοιχείων από ανοξειδωτο χάλυβα**

Στις περισσότερες των περιπτώσεων οι ανοξειδωτοι χάλυβες επιλέγονται για την αντίσταση τους στην διάβρωση και την θέρμανση. Λόγω της ύπαρξης του πλουσίου σε χρώμιο οξειδίου που δημιουργείται, αυτοί οι χάλυβες παρουσιάζουν αντίσταση στην γενική διάβρωση που προσβάλλει τους χάλυβες C-Mn και τους χάλυβες υψηλής αντοχής και χαμηλής κραμάτωσης (HSLA - High Strength Low Alloy). Οι ανοξειδωτοι χάλυβες είναι ωστόσο επιρρεπείς σε άλλες μορφές διάβρωσης και η επιλογή και εφαρμογή

τους πρέπει να προσεχθεί ιδιαίτερα, βασιζόμενη στο περιβάλλον που θα χρησιμοποιηθούν. Στην παράγραφο αυτή θα αναπτυχθούν οι μηχανισμοί διάβρωσης που εμφανίζονται στις συγκολλήσεις ανοξείδωτων χαλύβων.

Δύο μορφές τοπικής διάβρωσης που μπορούν να εμφανιστούν, είναι η βελονοειδής διάβρωση (pitting corrosion) και η διάβρωση χαραγής (crevice corrosion). Με παρόμοιο μηχανισμό ανάπτυξης αυτές οι δύο μορφές οδηγούν σε υψηλή τοπική διάβρωση. Η βελονοειδής διάβρωση προκύπτει από την τοπική κατάρρευση του παθητικού στρώματος οξειδίου και έχει άμεση σχέση με κάποια μεταλλουργικά χαρακτηριστικά όπως τα όρια των κόκκων ή οι μεσομεταλλικές φάσεις. Η τοπική κατάρρευση έχει ως αποτέλεσμα την επιθετική διάβρωση και προσβολή του υποκείμενου στρώματος και σχηματίζεται στην επιφάνεια ο βελονισμός. Οι βελονισμοί αυτοί επεκτείνονται με γρήγορο ρυθμό με το πέρασμα του χρόνου και η συνένωση γειτονικών βελονισμών οδηγεί σε πλήρη απουσία του προστατευτικού στρώματος.

Η διάβρωση χαραγής είναι όμοια όπως προαναφέρθηκε όσον αφορά το μηχανισμό ανάπτυξης, αλλά δεν απαιτεί την παρουσία μεταλλουργικών ιδιομορφιών για να εμφανιστεί. Η διάβρωση χαραγής είναι κοινή σε κατασκευές με κοχλιωτές συνδέσεις, στο διάκενο που σχηματίζεται μεταξύ της κεφαλής του κοχλία και της συνδεόμενης επιφάνειας. Όπως η βελονοειδής, έτσι και η διάβρωση χαραγής εμφανίζεται σε περιβάλλον διαλύματος ιόντων χλωρίου. Η συγκόλληση μπορεί να οδηγήσει στον σχηματισμό μικροδομών που επιταχύνουν την εξάπλωση των βελονισμών ή δημιουργούν ρωγμές.

Ο σημαντικότερος όμως μηχανισμός διάβρωσης στις συγκολλήσεις ανοξείδωτων χαλύβων, ο οποίος είναι και το αντικείμενο πολλών ερευνών και δημοσιεύσεων [5-6], είναι η περικρυσταλλική διάβρωση (intergranular attack-IGA) και το επακόλουθο φαινόμενο είναι γνωστό ως ρωγμάτωση περικρυσταλλικής διάβρωσης υπό τάση (IGSCC). Αυτή η μορφή προσβολής

είναι περισσότερο κοινή στη Θερμικά Επηρεασμένη Ζώνη (ΘΕΖ) των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων και είναι αποτέλεσμα μιας μεταλλουργικής κατάστασης που ονομάζεται ευαισθητοποίηση. Η ευαισθητοποίηση παρατηρείται σε θερμοκρασίες από 600 έως 850 °C όταν συμβαίνει κατακρήμνιση καρβιδίων πλούσιων σε χρώμιο στα όρια των κόκκων η οποία έχει ως αποτέλεσμα την απογύμνωση της γειτονικής περιοχής από χρώμιο, επομένως τη δημιουργία μικροδομής ευαίσθητης σε διάβρωση. Ένα παρόμοιο φαινόμενο παρατηρείται στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη των φερριτικών ανοξείδωτων χαλύβων.

Η ρωγμάτωση διακρυσταλλικής διάβρωσης υπό τάση (TGSCC) είναι επίσης ένα σημαντικό πρόβλημα, κυρίως για τους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες όπως οι 304L και 316L. Η ρωγμάτωση εξελίσσεται κατά μήκος συγκεκριμένων επιπέδων ατόμων σε κάθε κόκκο, αλλάζοντας συχνά κατεύθυνση από κόκκο σε κόκκο. Η παρουσία ιόντων χλωρίου μαζί με τις παραμένουσες ή τις εφαρμοζόμενες τάσεις ευνοεί αυτή τη μορφή ρωγμάτωσης.

## **2. Διαγράμματα φάσεων και διαγράμματα δομής**

### **2.1 Διαγράμματα φάσεων**

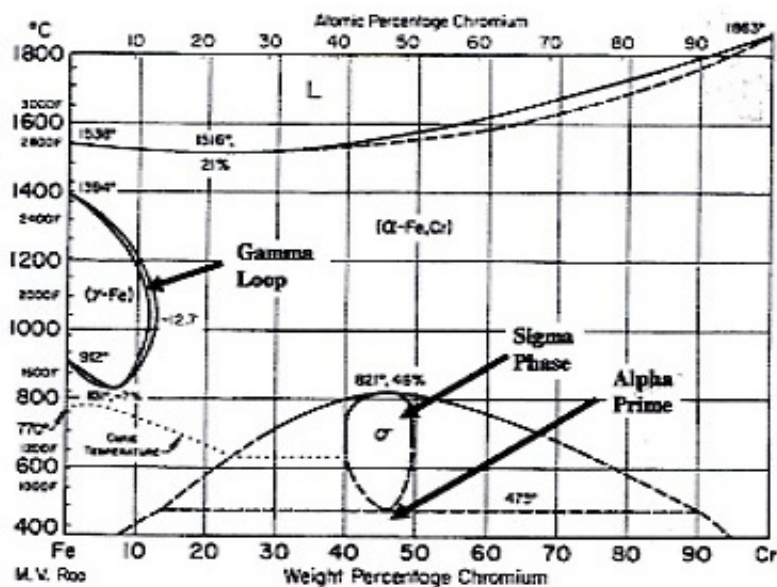
Οι μετασχηματισμοί φάσεων και η εξέλιξη της μικροδομής στους ανοξείδωτους χάλυβες περιγράφεται από τα διαγράμματα ισορροπίας φάσεων των συστημάτων Fe-C , Fe-Cr-C και Fe-Cr-Ni. Αυτά τα διαγράμματα αποτελούν προσέγγιση της πραγματικής μικροδομής που αναπτύσσεται στις συγκολλήσεις, που μπορεί να είναι λίγο διαφορετική για δύο λόγους:

- Γιατί οι ανοξείδωτοι χάλυβες του βασικού μετάλλου και του μετάλλου συγκόλλησης περιέχουν συνήθως πολλά κραματικά στοιχεία, τα οποία δεν μπορούν να απεικονιστούν στα τυποποιημένα φασικά διαγράμματα.

-Τα φασικά διαγράμματα στηρίζονται σε συνθήκες ισορροπίας, ενώ η απότομη θέρμανση και σχετικά ταχεία απόψυξη που συμβαίνει κατά τη διαδικασία της συγκόλλησης οδηγεί σε μη ισορροπημένες καταστάσεις.

### 2.1.1 Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Cr

Καθώς το χρώμιο είναι το βασικό κραματικό στοιχείο στους ανοξείδωτους χάλυβες το διάγραμμα φάσεων Fe-Cr (σχήμα 1.1) είναι βασικό για την περιγραφή της σταθερότητας των φάσεων στους ανοξείδωτους χάλυβες.



Σχήμα 1.1: Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Cr (Metals Handbook).

Υπάρχει πλήρης διαλυτότητα του χρωμίου στον σίδηρο σε υψηλές θερμοκρασίες και η στερεοποίηση όλων των κραμάτων Fe-Cr παράγει φερρίτη.

Παρατηρούμε στο διάγραμμα ότι σε χαμηλές περιεκτικότητες χρωμίου και σε θερμοκρασιακό εύρος μεταξύ 912 και 1394 °C, υπάρχει ένας βρόχος ωστενίτη. Ο βρόχος αυτός αναφέρεται ως βρόχος γ (gamma loop). Κράματα με περιεκτικότητα μεγαλύτερη από 12,7% κατά βάρος χρώμιο θα είναι πλήρως φερριτικά σε υψηλές θερμοκρασίες, ενώ για χαμηλότερες

περιεκτικότητες σχηματίζεται στις κατάλληλες θερμοκρασίες ένα ποσοστό  $\gamma$  ωστενίτη στο βρόχο  $\gamma$ . Για περιεκτικότητες χρωμίου μικρότερες από 12% σχηματίζεται αποκλειστικά ωστενίτης στο βρόχο  $\gamma$ . Με γρήγορη ψύξη ο ωστενίτης μετασχηματίζεται σε μαρτενσίτη.

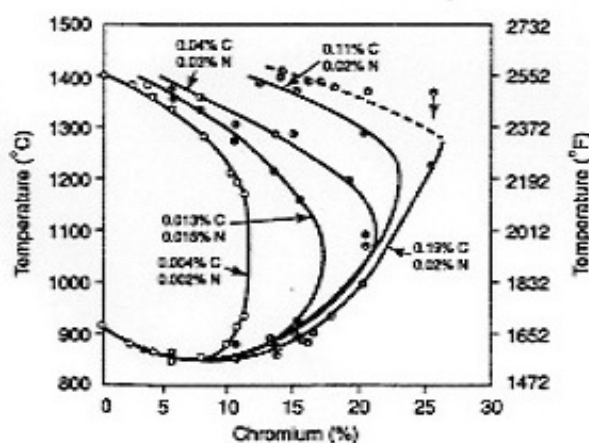
Σε χαμηλές θερμοκρασίες παρατηρείται στο σύστημα Fe-Cr η φάση  $\sigma$ , η οποία είναι σκληρή και ψαθυρή και η παρουσία της στους ανοξειδωτους χάλυβες είναι συνήθως ανεπιθύμητη. Η φάση  $\sigma$  έχει στοιχειομετρία (Fe, Cr) και τετραγωνική κρυσταλλική δομή και σχηματίζεται ευκολότερα σε κράματα με περιεκτικότητα σε χρώμιο που υπερβαίνει το 20% κατά βάρος. Λόγω του μετασχηματισμού της φάσης  $\sigma$  σε χαμηλές θερμοκρασίες, η κινητική του μετασχηματισμού είναι σχετικά αργή και η κατακρήμνιση απαιτεί αρκετό χρόνο σε θερμοκρασίες μεταξύ 600 και 800°C.

Το διάγραμμα περιέχει επίσης μια διακεκομμένη οριζόντια γραμμή στους 475°C μέσα στο βρόχο  $\sigma+\alpha$ . Σε αυτή τη θερμοκρασία εμφανίζεται το φαινόμενο που είναι γνωστό ως «ψαθυροποίηση των 475°C» και είναι αποτέλεσμα του σχηματισμού καρβιδίων πλούσιων σε χρώμιο στη μήτρα  $\alpha$ . Τα κατακρημνίσματα αυτά είναι γνωστά ως φάση  $\alpha'$  (alpha prime). Στην πραγματικότητα τα κατακρημνίσματα αυτά σχηματίζονται σε εύρος θερμοκρασίας από 400 έως 540°C και έχει αποδειχθεί ότι για κράματα με περιεκτικότητα σε χρώμιο μεγαλύτερη από 14% κατά βάρος ευνοούν σημαντικά την ψαθυροποίηση [7]. Ο σχηματισμός της φάσης  $\alpha'$  είναι σχετικά αργός σε κράματα Fe-Cr, αλλά ο ρυθμός σχηματισμού μπορεί να επιταχυνθεί με κραματικές προσθήκες.

### **2.1.2 Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Cr-C**

Λόγω του ότι ο άνθρακας ενισχύει τον ωστενίτη, η προσθήκη C στο σύστημα Fe-Cr (σχήμα 1.2), μεταβάλλει σημαντικά την ισορροπία φάσεων. Συνεπώς επεκτείνει το βρόχο  $\gamma$ , επιτρέποντας στον ωστενίτη να είναι σταθερός σε υψηλές θερμοκρασίες σε πολύ υψηλότερες περιεκτικότητες

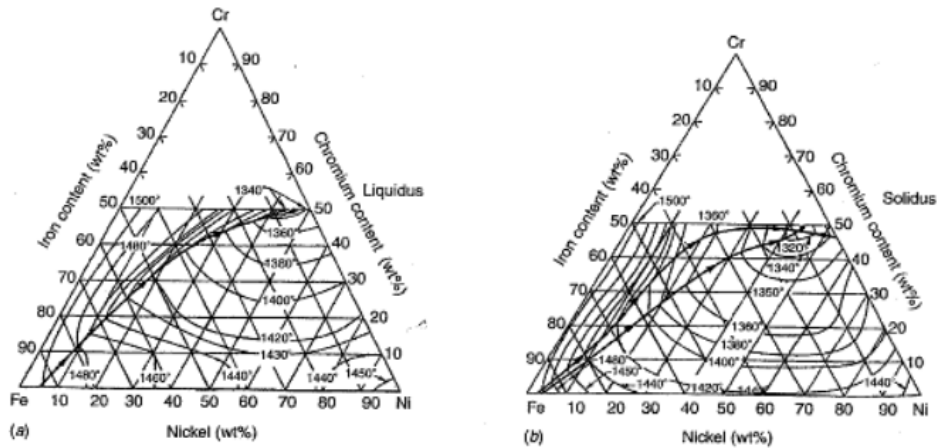
χρωμίου. Η επίδραση του άνθρακα στην επέκταση του βρόχου  $\gamma$  φαίνεται στο Σχήμα 1.2. Παρατηρείται μεγάλη επέκταση του βρόχου  $\gamma$  ακόμη και για μικρή αύξηση της περιεκτικότητας του άνθρακα. Αυτό είναι σημαντικό για την ανάπτυξη των μαρτενσιτικών ανοξειδωτων χαλύβων, καθώς για τον σχηματισμό μαρτενσίτη κατά τη διάρκεια της ψύξης, οι χάλυβες πρέπει να είναι ωστενιτικοί σε υψηλές θερμοκρασίες. Για τους φερριτικούς χάλυβες, πρέπει να ελεγχθεί το μέγεθος του βρόχου  $\gamma$  ώστε σε υψηλές θερμοκρασίες να σχηματίζεται ελάχιστος ή καθόλου ωστενίτης.



**Σχήμα 1.2** :Επίδραση του άνθρακα στην επέκταση της περιοχής του ωστενίτη(Baerlacken[8]).

### 2.1.3 Διάγραμμα ισορροπίας φάσεων Fe-Cr-Ni

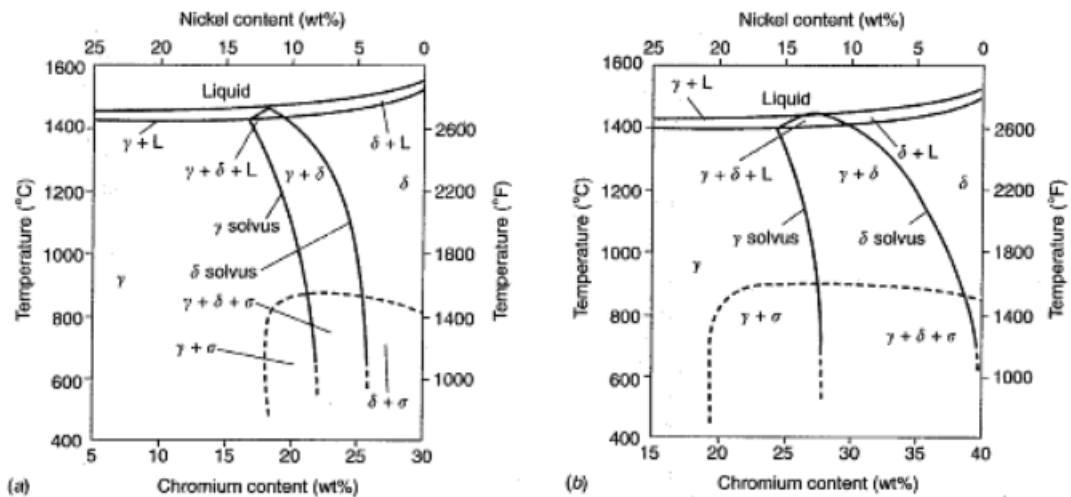
Η προσθήκη Ni στο σύστημα Fe-Cr ενισχύει επίσης την παρουσία της ωστενιτικής φάσης, επιτρέποντάς της να είναι σταθερή σε θερμοκρασία δωματίου. Αυτό το τετραξονικό σύστημα (Fe-Cr-Ni-T) είναι η βάση για τους ωστενιτικούς και Duplex ανοξειδωτους χάλυβες. Υπάρχουν διαγράμματα[9] για το σύστημα Fe-Cr-Ni για την υγρή και την στερεή φάση.(Σχήμα 1.3)



**Σχήμα 1.3 :** Διαγράμματα Fe-Cr-Ni υγρής και στερεής φάσης (Metals Handbook ).

Τα διαγράμματα αυτά (Σχήμα 1.3) μπορούν να χρησιμοποιηθούν ώστε να προβλεφθεί η συμπεριφορά στερεοποίησης των κραμάτων βλέποντας τις επιφάνειες στερεοποίησης και υγροποίησης, οι οποίες καθορίζουν την έναρξη και το πέρας της στερεής και υγρής φάσης αντίστοιχα. Εδώ πρέπει να σημειωθεί ότι η επιφάνεια υγροποίησης είναι μια συμπαγής μαύρη γραμμή που ξεκινά κοντά από τη υψηλή περιεκτικότητα σε Fe του τριγώνου προς την πλευρά του Cr. Αυτή η γραμμή διαχωρίζει τα κράματα που στερεοποιούνται κυρίως φερριτικά (πάνω-αριστερά) από τα κράματα που στερεοποιούνται κυρίως ωστενιτικά. Περίπου στο 48%Cr - 44%Ni - 8%Fe υπάρχει ένα ευτηκτικό σημείο. Η επιφάνεια στερεοποίησης έχει δύο μαύρες γραμμές που ξεκινούν κοντά από την υψηλή περιεκτικότητα σε Fe και κινούνται προς το δεξί μέρος του διαγράμματος Fe-Cr-Ni. Ανάμεσα σε αυτές τις δύο γραμμές ωστενίτης και φερρίτης συνυπάρχουν. Αυτές οι γραμμές τερματίζουν στο ευτηκτικό σημείο που αναφέραμε παραπάνω. Τα βέλη σε αυτές τις γραμμές παριστάνουν την κατεύθυνση μείωσης της θερμοκρασίας.





**Σχήμα 1.4** : ψευδοδιμερή διάγραμμα φάσεων Fe-Cr-Ni με σταθερή περιεκτικότητα Fe (α) 70% Fe και (β) 60% Fe ( Lippold Savage[10] )

Λαμβάνοντας τώρα σταθερή περιεκτικότητα Fe από τα παραπάνω τριγωνικά διαγράμματα, από την υγροποίηση μέχρι την θερμοκρασία δωματίου, σχηματίζεται ένα ψευδοδιμερές διάγραμμα φάσεων Cr-Ni. Δύο τέτοια διαγράμματα έχουν κατασκευαστεί στο (α) 70% κ.β. Fe και (β) 60% κ.β. Fe (σχήμα 1.4)[9]

Αξίζει να αναφερθούμε στη μικρή τριγωνική περιοχή ανάμεσα στη γραμμή στερεοποίησης και στη γραμμή υγροποίησης. Αυτή είναι μια περιοχή όπου συνυπάρχουν ωστενίτης, φερρίτης μαζί με υγρή φάση και διαχωρίζει τα κράματα που στερεοποιούνται ως ωστενιτικά (αριστερά) από αυτά που στερεοποιούνται φερριτικά. Στην στερεά φάση ο φερρίτης είναι σταθερός σε υψηλές θερμοκρασίες για περιεκτικότητες Cr πάνω από 20% κ.β. Όσο η θερμοκρασία μειώνεται, αυτός ο φερρίτης θα μετασχηματιστεί μερικώς σε ωστενίτη στην περιοχή 20-25% κ.β.. Κράματα που στερεοποιούνται ως ωστενίτες (αριστερά από το τρίγωνο τριών φάσεων) παραμένουν ως ωστενίτες μέχρι να κρυώσουν σε θερμοκρασία δωματίου. Κράματα που στερεοποιούνται ως φερρίτες με συνθέσεις λίγο δεξιότερα από το τρίγωνο τριών φάσεων, καθώς ψύχονται περνούν μέσα από τη διφασική ωστενιτική-

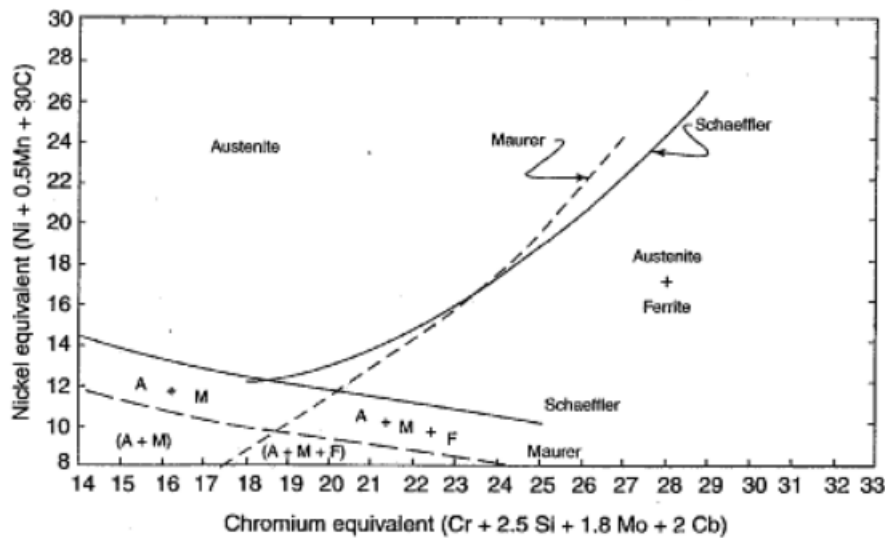
φερριτική περιοχή. Σε συνθέσεις δεξιότερα του τριγώνου τριών φάσεων (υψηλές περιεκτικότητες Cr, χαμηλές περιεκτικότητες Ni) ο φερρίτης γίνεται προοδευτικά σταθερός, μέχρι που τελικά αποκτά πλήρη φερριτική δομή στην δεξιά περιοχή και των δύο διαγραμμάτων.

## 2.2 Διαγράμματα δομής

Πολλές προσπάθειες έχουν καταβληθεί τα τελευταία 75 χρόνια ώστε να μπορέσει να προβλεφθεί η σύσταση του μετάλλου που θα προκύψει μετά από μία συγκόλληση. Σημαντικά διαγράμματα και εξισώσεις αναπτύχθηκαν ούτως ώστε να προβλεφθεί η μικροδομή τους, βασιζόμενα στη χημική σύσταση των κραμάτων. Τα σημαντικότερα και πλέον χρησιμοποιούμενα θα αναπτυχθούν περιληπτικά σε αυτό το κεφάλαιο.

### 2.2.1 Το διάγραμμα του Schaeffler

Ο Anton Schaeffler, είχε συνειδητοποιήσει ότι μπορούσε να γίνει πρακτική χρήση κάποιων βασικών διαγραμμάτων για την πρόβλεψη της μικροδομής των χρωμιούχων – νικελιούχων κραμάτων. Ένα διάγραμμα, που θα επέτρεπε την πρόγνωση της μικροδομής του μετάλλου συγκόλλησης, βάσει της χημικής του σύστασης καθώς και ο συνδυασμός πληροφοριών που θα μπορούσαν να το αναπτύξουν, ήταν το αντικείμενο της έρευνας του. Το διάγραμμα που ανέπτυξε είναι συναρτήσεως του χρωμίου (Cr) και του νικελίου (Ni) ενώ έχουν διαχωριστεί σε αυτό περιοχές ανάλογα με τις μικροδομές που θα προκύψουν. Τα στοιχεία που ευνοούν τη δημιουργία του φερρίτη περιέχονται στο ισοδύναμο του χρωμίου ( $Cr_{eq}$ ), ενώ τα στοιχεία που ευνοούν τον ωστενίτη περιέχονται στο ισοδύναμο του νικελίου ( $Ni_{eq}$ ). Ένα από τα πρώτα διαγράμματα του Schaeffler (1947) είναι αυτό του Σχήματος 1.5



**Σχήμα 1.5 :** Διάγραμμα Schaeffler ,1947[11]

Με αυτό το διάγραμμα έγινε μία μεγάλη πρόοδος για την πρόβλεψη της μικροδομής και πυροδότησε νέες έρευνες, με αποτέλεσμα την δημιουργία νέων και βελτιωμένων τέτοιων διαγραμμάτων. Ο Schaeffler θεώρησε τους πολλαπλασιαστικούς συντελεστές για τον υπολογισμό των ισοδύναμων συναρτήσεων βασιζόμενος σε προηγούμενες έρευνες και στην δικιά του εμπειρία. Υπέθεσε τις παρακάτω τιμές:

2,5 για το Πυρίτιο (Si)

1,8 για το Μολυβδαίνιο (Mo)

2,0 για το Νιόβιο (Nb)

βάσει των δικών του ερευνών και σε μελέτες των Thielemann, Campbell και Thomas.

Έτσι κατέληξε στην παρακάτω συνάρτηση για το ισοδύναμο του Νικελίου ( $Ni_{eq}$ ):

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5 * Mn + 30 * C$$

Ενώ για το ισοδύναμο του Χρωμίου ( $Cr_{eq}$ ) έχουμε:

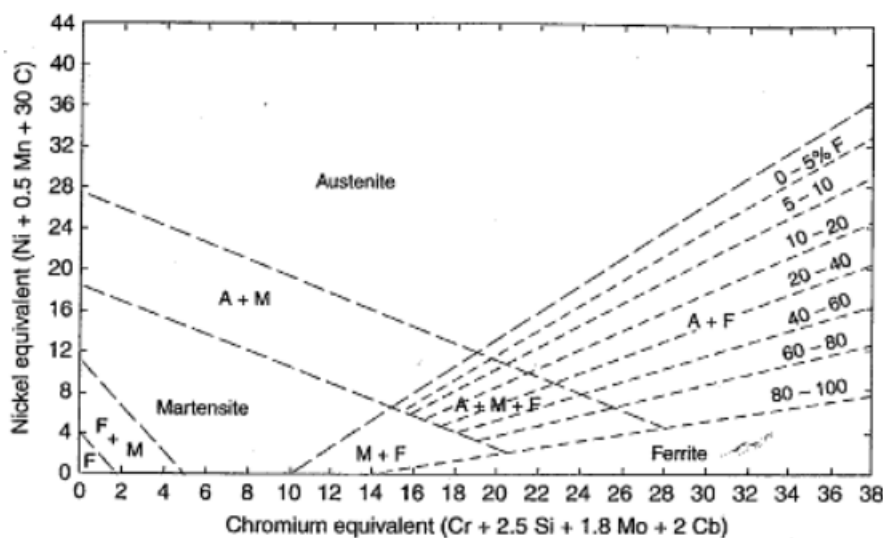
$$Cr_{eq} = Cr + 2,5 * Si + 1,8 * Mo + 2 * Nb$$

Επιπλέον ο Schaeffler δημιούργησε μια νέα συνάρτηση η οποία καθόριζε τα όρια των φάσεων μεταξύ πλήρως ωστενιτικών κραμάτων και κραμάτων που περιέχουν ωστενίτη και φερρίτη. Η συνάρτηση αυτή ονομάστηκε συνάρτηση ωστενιτικής σταθερότητας (austenite stability equation) και δίνεται από τον τύπο:

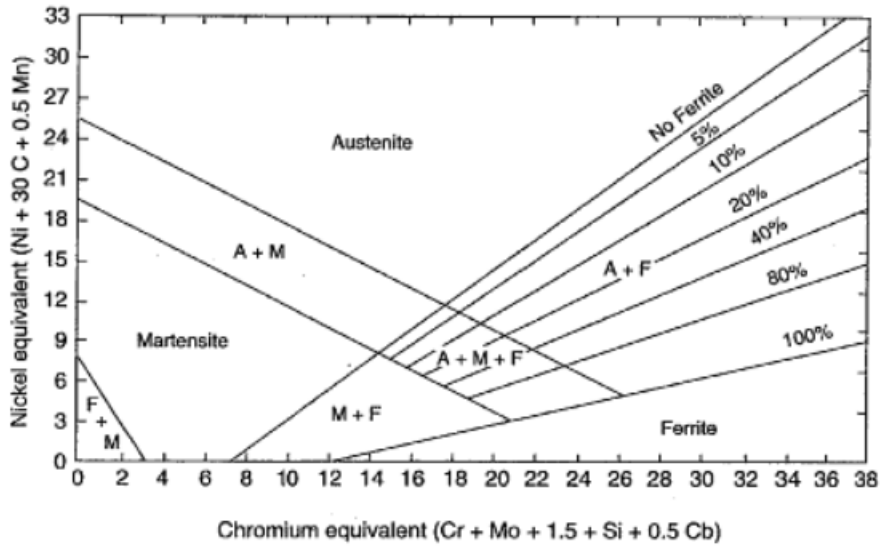
$$Ni_{eq} = 12 + (Cr_{eq} - 16)^2 / 12$$

Όπου  $Ni_{eq}$  το ισοδύναμο του Νικελίου και  $Cr_{eq}$  το ισοδύναμο του Χρωμίου υπολογιζόμενα από τις παραπάνω εξισώσεις.

Το 1948 ο Schaeffler βελτίωσε το διάγραμμά του και τα όρια ωστενίτη – φερρίτη έγιναν ευθείες γραμμές. Συνεπώς έγινε ευκολότερη η πρόγνωση της μικροδομής του μετάλλου συγκόλλησης, προσθέτοντας περισσότερες ισοφερριτικές γραμμές στην αρχική διφασική περιοχή (ωστενίτη- φερρίτη). Να σημειωθεί πως οι ισοδύναμες συναρτήσεις χρωμίου, νικελίου παρέμειναν οι ίδιες. Το διάγραμμα του 1948 αλλά και το τελικό του 1949 φαίνεται στο Σχήμα 1.6 και 1.7 αντιστοίχως.



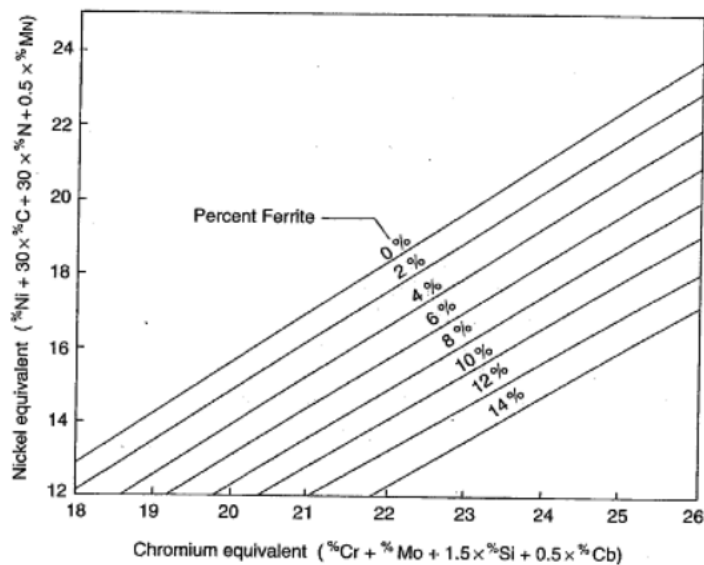
Σχήμα 1.6 : Διάγραμμα Schaeffler ,1948[12]



Σχήμα 1.7 : Διάγραμμα Schaufler ,1949[13]

### 2.2.2 Το διάγραμμα του DeLong

Ο DeLong, το 1956, δημιούργησε για πρώτη φορά διαγράμματα για συγκεκριμένους τύπους χάλυβα της σειράς 300. Η μεγαλύτερη ακρίβεια που παρείχε επέτρεψε καλύτερη πρόβλεψη του φερριτικού περιεχομένου του μετάλλου συγκόλλησης των ωστενιτικών χάλυβων. Ερευνήθηκε επίσης η επίδραση του Αζώτου (N) στη συγκόλληση, το οποίο είχε ισχυρή επιρροή στον φερρίτη. Το αρχικό διάγραμμα του DeLong φαίνεται στο Σχήμα 1.8.

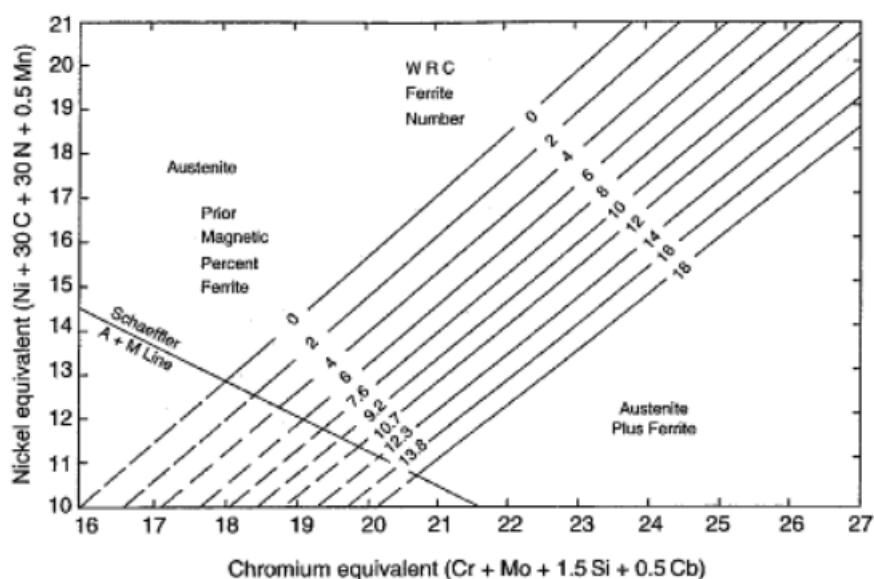


Σχήμα 1.8 : Διάγραμμα DeLong ,1956[14]

Η κύρια διαφορά του διαγραμμάτων DeLong - Schaeffler, είναι ότι στο ισοδύναμο του Νικελίου ( $Ni_{eq}$ ) ο DeLong προσέθεσε και το αζώτο μέσα στη συνάρτηση. Επίσης η κλίση των ισο-φερριτικών γραμμών έχει αυξηθεί, συνυπολογίζοντας την ανακολουθία του πραγματικού και του υπολογιζόμενου φερριτικού περιεχομένου, που οι ερευνητές παρατήρησαν στους υψηλής κραματοποίησης χάλυβες όπως οι 316,316L και 309. Τέλος μια τρίτη διαφορά είναι ότι απόσταση μεταξύ των ισο-φερριτικών γραμμών είναι σχετικά σταθερή, ενώ στο διάγραμμα του Schaeffler η απόστασεις ήταν διαφορετικές. Η καινούρια συνάρτηση για το ισοδύναμο του Νικελίου ( $Ni_{eq}$ ) του DeLong δίνεται από τον παρακάτω τύπο:

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5 * Mn + 30 * C + 30 * N$$

Το 1973 έγιναν κάποιες περαιτέρω τροποποιήσεις στο διάγραμμα του DeLong. Το νέο διάγραμμα φαίνεται στο Σχήμα 1.9



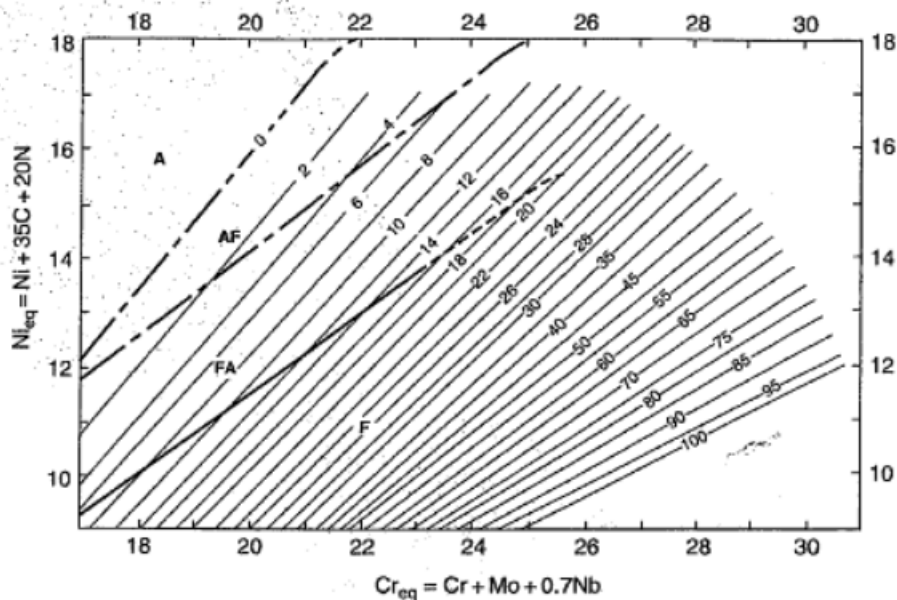
**Σχήμα 1.9 :** Διάγραμμα DeLong ,1973[15]

Η βασική αλλαγή είναι η προσθήκη του φερριτικού αριθμού (ferrite number, FN) στις καμπύλες του διαγράμματος. Ο φερριτικός αριθμός βασίζεται σε μαγνητικές μετρήσεις, που υπολογίζουν το ποσοστό του φερρίτη με μαγνητικό τρόπο, λόγω του ότι ο BCC φερρίτης είναι μαγνητικό

υλικό, ενώ ο FCC ωστενίτης δεν είναι. Παρά το γεγονός ότι σε χαμηλούς αριθμούς FN ( $FN < 10$ ) το ποσοστό φερρίτη είναι σχεδόν ίσο με το FN, το FN δεν ταυτίζεται απόλυτα με το ποσό του φερρίτη στο μέταλλο. Ο φερριτικός αριθμός (FN) ήταν μία σπουδαία ανακάλυψη και για αυτό υιοθετήθηκε και από το Welding Research Council (WRC) το 1973 .

### 2.2.3 Το διάγραμμα WRC-1988 & WRC-1992

Στα μέσα της δεκαετίας του '80 η Welding Research Council Subcommittee (WRC) άρχισε περαιτέρω έρευνες για την βελτιστοποίηση και επέκταση των προηγούμενων διαγραμμάτων Schaeffler και DeLong, έτσι ώστε να βελτιωθεί η ακρίβεια της πρόγνωσης του ποσοστού του φερρίτη στα ανοξείδωτα μέταλλα συγκόλλησης. Το 1988 σε μία μελέτη του Siewert , προτάθηκε ένα καινούριο διάγραμμα που κάλυπτε μια εκτεταμένη περιοχή συνθέσεων (FN από 0 έως 100) σε σύγκριση με το διάγραμμα DeLong (FN από 0 έως 18). Αυτό το διάγραμμα φαίνεται στο Σχήμα 1.10



Σχήμα 1.10 : Διάγραμμα WRC ,1988[16]

Αυτό το διάγραμμα δημιουργήθηκε από μία βάση δεδομένων 950 περίπου συγκολλήσεων που πραγματοποιήθηκαν από κατασκευαστές ηλεκτροδίων και ερευνητικά ιδρύματα. Ένα σημαντικό πλεονέκτημα αυτού του διαγράμματος είναι το ότι οι χημικές αναλύσεις έγιναν από διαφορετικές πηγές, σε αντίθεση με παλαιότερα διαγράμματα. Για αυτό τον λόγο το WRC-1988 διάγραμμα θεωρείται ότι δεν περιέχει λάθη χημικών αναλύσεων.

Οι νέες ισοδύναμες συναρτήσεις Νικελίου και Χρωμίου που χρησιμοποιήθηκαν φαίνονται παρακάτω. Αξιοσημείωτο είναι η αφαίρεση του Μαγγανίου (Mn) από την ισοδύναμη συνάρτηση του Ni.

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7 * Nb$$

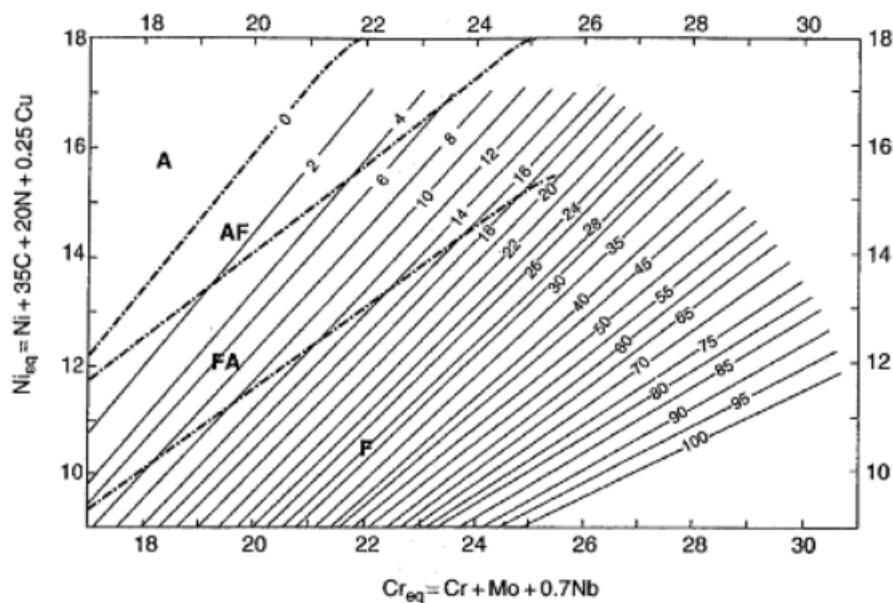
$$Ni_{eq} = Ni + 35 * C + 20 * N$$

Μετά από την υιοθέτηση του διαγράμματος WRC-1988, αυτό αξιολογήθηκε και σχολιάστηκε. Ο Kotecki [17] χρησιμοποίησε ανεξάρτητα δεδομένα από 200 συγκολλήσεις για να επιβεβαιώσει την καλύτερη ακρίβεια πρόβλεψης του διαγράμματος WRC-1988 από αυτό του DeLong. Έν συνεχεία, η επίδραση του χαλκού (Cu) στην περιεκτικότητα του φερρίτη προκάλεσε το ενδιαφέρον των επιστημόνων λόγω της αυξημένης χρήσης Duplex ανοξείδωτων χαλύβων που μπορεί να περιέχουν έως και 2% κ.β. χαλκό. Ο Lake [31] απέδειξε ότι η προσθήκη κάποιου συντελεστή χαλκού στην ισοδύναμη εξίσωση νικελίου ( $Ni_{eq}$ ) θα βελτιώνε σημαντικά την πρόβλεψη του φερριτικού αριθμού (FN) όταν ο χαλκός αποτελεί σημαντικό ποσοστό του κράματος. Πρότεινε μία τιμή από 0,25 έως 0,30 για τον συντελεστή του χαλκού (Cu). Το 1992 οι Kotecki και Siewert [17], προτείνουν ένα νέο διάγραμμα παρόμοιο με εκείνο του 1988 που όμως περιέχει και έναν συντελεστή 0,25 για τον χαλκό στην εξίσωση ισοδύναμου του νικελίου. Αυτή η εξίσωση φαίνεται παρακάτω:



$$Ni_{eq} = Ni + 35 * C + 20 * N + 0,25 * Cu$$

Το καινούριο διάγραμμα WRC-1992 φαίνεται στο Σχήμα 1.11



Σχήμα 1.11 : Διάγραμμα WRC ,1992[17]

Αναγνωρίζοντας ότι το διάγραμμα WRC-1992 είχε περιορισμένη περιοχή πρόβλεψης σε σχέση με εκείνη του διαγράμματος του Schaeffler, πρότειναν επίσης μία εκτεταμένη περιοχή του διαγράμματος ώστε να μπορούν να προβλεφθούν και οι συγκολλήσεις ανόμοιων μετάλλων με τον φερριτικό αριθμό (FN).

Μέχρι και σήμερα το διάγραμμα WRC-1992 είναι το πιο αξιόπιστο και ακριβές διαθέσιμο διάγραμμα για πρόβλεψη του φερριτικού αριθμού (FN) στα ωστενιτικά και duplex ανοξείδωτα μέταλλα συγκόλλησης. Είναι ευρέως αποδεκτό και περιέχεται σε αρκετούς διεθνείς κανονισμούς.

## 3. Κραματικά στοιχεία

### 3.1 Χρώμιο (Cr)

Το Cr προστίθεται κυρίως για να προσδώσει αντοχή σε διάβρωση στον χάλυβα. Είναι πολύ αποτελεσματικό σε οξειδωτικά περιβάλλοντα, όπως π.χ. νιτρικό οξύ. Με την πρόσθεση του Cr σχηματίζεται το οξείδιο του  $(FeCr)_2O_3$  στην επιφάνεια του χάλυβα. Η παρουσία του Cr αυξάνει τη σταθερότητα του οξειδίου λόγω της πολύ μεγαλύτερης έλξης που έχει με το οξυγόνο από ότι έχει ο Fe. Όταν το ποσοστό Cr ξεπεράσει το 10.5 - 12% κατά βάρος, ο χάλυβας θεωρείται ανοξείδωτος σε συνθήκες περιβάλλοντος. Υψηλότερες περιεκτικότητες Cr ενδέχεται να απαιτηθούν έτσι ώστε το οξείδιο να είναι πιο σταθερό σε πιο διαβρωτικά περιβάλλοντα. Το Cr προωθεί επίσης το σχηματισμό του φερρίτη. Τα κράματα Fe-Cr που περιέχουν παραπάνω από 12% κατά βάρος Cr είναι πλήρως φερριτικά. Στα κράματα Fe-Cr-Ni-C η αύξηση του Cr θα προκαλέσει τον σχηματισμό περισσότερου φερρίτη και μετασχηματισμό σε μαρτενιτικά, ωστενιτικά και duplex κράματα. Στα φερριτικά κράματα το Cr είναι το πρωτεύον κραματικό στοιχείο που σταθεροποιεί την φερριτική μικροδομή.

Το Cr, είναι επίσης και ισχυρός παράγοντας σχηματισμού καρβιδίων. Το πιο κοινό χρωμιούχο καρβίδιο είναι το  $M_{23}C_6$ , όπου το M συμβολίζει κυρίως το Cr αλλά μπορεί να υπάρχει και παρουσία σιδήρου (Fe) ή και μολυβδαίνιου (Mo). Αυτό το καρβίδιο βρίσκεται στους περισσότερους ανοξείδωτους χάλυβες. Είναι επίσης δυνατό να σχηματιστεί ένα άλλο πιο σπάνιο καρβίδιο, το  $Cr_7C_3$ . Άλλα σύνθετα καρβίδια και καρβονιτρίδια όπως το  $M_{23}(CN)_6$  είναι επίσης δυνατό να σχηματιστούν [7]. Το Cr συνδυάζεται επίσης με το N και σχηματίζει νιτρίδια. Το πιο κοινό είναι το  $Cr_2N$  το οποίο παρατηρείται στους φερριτικούς και στους duplex.

Το Cr είναι επίσης ένα σημαντικό πρόσθετο για τον σχηματισμό μεσομεταλλικών ενώσεων, πολλά από τα οποία προσδίδουν ευθραυστότητα

στους ανοξειδωτους χάλυβες. Το πιο κοινό είναι η σ-φάση, η οποία στο σύστημα Fe-Cr είναι ένα μίγμα Fe-Cr που σχηματίζεται σε θερμοκρασίες χαμηλότερες των 815°C. Η σ-φάση μπορεί να δημιουργηθεί πρακτικά σε οποιονδήποτε ανοξειδωτο χάλυβα αλλά τείνει να είναι πιο κοινή στους υψηλής περιεκτικότητας σε Cr ωστενιτικούς, φερριτικούς και duplex ανοξειδωτους χάλυβες.

Από άποψη μηχανικής αντοχής το Cr προσδίδει κάποιο βαθμό αντοχής στο κράμα στην στερεά του φάση επειδή επηρεάζει την κρυσταλλική μικροδομή. Υψηλή περιεκτικότητα σε Cr, στα φερριτικά κράματα, μπορεί να οδηγήσει σε πολύ υψηλή ευθραυστότητα και χαμηλή δυνατότητα κατεργασίας, ιδιαίτερα όταν συνυπάρχουν C και N. Φερριτικά κράματα με υψηλή περιεκτικότητα Cr πρέπει να κατεργάζονται με ιδιαίτερη προσοχή ή ο C και το N να βρίσκονται σε πολύ χαμηλές περιεκτικότητες ώστε να υπάρχουν αποδεκτές μηχανικές ιδιότητες στη συγκόλληση.

### **3.2 Νικέλιο (Ni)**

Η κύρια λειτουργία του Ni είναι να προωθεί την ωστενιτική φάση ώστε να παραχθούν ωστενιτικοί (A) ή ωστενιτικοί-φερριτικοί (AF) χάλυβες. Προσθέτοντας αρκετή ποσότητα Ni το πεδίο της ωστενιτικής φάσης επεκτείνεται ώστε ο ωστενίτης να είναι σταθερός σε θερμοκρασία περιβάλλοντος ή και ακόμα χαμηλότερη.

Το Ni δεν συμμετέχει στον σχηματισμό καρβιδίων και γενικά δεν προάγει τον σχηματισμό μεσομεταλλικών ενώσεων. Επίσης, υπάρχει ένδειξη ότι η παρουσία του στο κράμα επηρεάζει την κινητικότητα των κατακρημνίσεων, όπως έχουν αναφέρει και ο Peckner P. και Bernstein[7]. Η παρουσία Ni σε φερριτικά κράματα βελτιώνει γενικά την αντίσταση σε διάβρωση, ειδικά σε περιβάλλοντα όπως αυτό του Θεικού οξέως. Εντούτοις το Ni σχετίζεται με τη μείωση της αντοχής σε ρωγμάτωση από διάβρωση με μηχανική καταπόνηση. Η εργασία του Copson H.R.[32] δείχνει καθαρά

μείωση της αντοχής σε ρωγμάτωση από διάβρωση με μηχανική καταπόνηση σε διαβρωτικό περιβάλλον που περιέχει χλώριο όταν προστεθεί Ni σε ένα κράμα Fe-20Cr. Η εργασία του Corson δείχνει ότι η χαμηλότερη αντοχή σε ρωγμάτωση από διάβρωση με μηχανική καταπόνηση προκύπτει στην περιοχή 8-12% κατά βάρος Ni και αυξάνεται είτε με αύξηση είτε με μείωση του Ni έξω από αυτά τα όρια.

Το Ni αυξάνει την αντοχή στην στερεά κατάσταση και βελτιώνει την ελαστικότητα τόσο στα μαρτενσιτικά όσο και στα φερριτικά κράματα. Πρόσθεση μέχρι 2% Ni στα υψηλής περιεκτικότητας Cr φερριτικά κράματα μπορεί να μειώσει δραστικά την θερμοκρασία επεξεργασίας του υλικού (χωρίς θραύση).[18]

### **3.3 Μαγγάνιο (Mn)**

Το Mn προστίθεται γενικά σε κάθε ανοξείδωτο χάλυβα. Στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες η περιεκτικότητά του κυμαίνεται συνήθως από 1 έως 2% κατά βάρος. Στους φερριτικούς και μαρτενσιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες συνήθως υπάρχει σε λιγότερο από 1% κατά βάρος.

Ιστορικά προστέθηκε για να μην συμβεί ψαθυροποίηση της επιφάνειας κατά την χύτευση. Αυτή δημιουργεί μια μορφή ρωγματώσεων κατά τη στερεοποίηση, που σχετίζεται με τον σχηματισμό εύτηκτων στοιχείων χαμηλού σημείου τήξης Fe-S. Επειδή το Mn έλκεται πολύ πιο εύκολα με το S από ότι ο Fe, η πρόσθεση Mn και ο σχηματισμός σταθερών ενώσεων θείου αντιμετωπίζει ικανοποιητικά το πρόβλημα της ψαθυροποίησης. Το Mn θεωρείται γενικά ότι βοηθάει στον σχηματισμό ωστενιτικών στοιχείων σε συνδυασμό πάντα με την περιεκτικότητα του κράματος σε Ni. Είναι πολύ αποτελεσματικό στη σταθεροποίηση του ωστενίτη σε χαμηλές θερμοκρασίες, ώστε να μην γίνει μαρτενσιτικός μετασχηματισμός. Η τάση του για διατήρηση του ωστενίτη σε υψηλές θερμοκρασίες εξαρτάται από την πλήρη σύνθεση του κράματος. Στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες όπως τον 304,

φαίνεται να έχει μικρή επίδραση στη διατήρηση του ωστενίτη ενάντια στον φερρίτη. Το Mn χρησιμοποιείται σε ειδικά κράματα για να αυξήσει την διαλυτότητα του αζώτου (N) στην ωστενιτική φάση. Χαρακτηριστικό παράδειγμα αυτού είναι η μελέτη των Wentrup και Reif [33], που έδειξε πως η προσθήκη 15% κ.β. Mn σε κράματα Fe-20Cr αυξάνει την διαλυτότητα του N από 0,25% κ.β. σε 0,4% κ.β.[19] Η επίδραση του Mn στις μηχανικές ιδιότητες είναι ελάχιστες. Προσθέτει κάποια μικρή αύξηση στην αντοχή του κράματος στη στερεά φάση και έχει μικρή επίδραση στην ευθραυστότητα.

### 3.4 Πυρίτιο (Si)

Το Si υπάρχει επίσης σχεδόν σε όλους τους ανοξείδωτους χάλυβες και προστίθεται κυρίως για την ελαχιστοποίηση των οξειδίων κατά την τήξη. Στα περισσότερα κράματα η περιεκτικότητά του κυμαίνεται από 0,3 έως 0,6% κατά βάρος. Σε μερικές περιπτώσεις μπορεί να χρησιμοποιηθεί αλουμίνιο (Al) για τον περιορισμό των οξειδίων αλλά αυτό είναι εξαιρετικά σπάνιο στους ανοξείδωτους χάλυβες.

Έχει βρεθεί ότι βελτιώνει την αντοχή σε διάβρωση όταν η περιεκτικότητά του είναι από 4% έως 5% κατά βάρος. Και προστίθεται σε κάποια κράματα αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες από 1% έως 3% κατά βάρος για να μην σχηματιστούν οξείδια λόγω των υψηλών θερμοκρασιών. Ο ρόλος του Si στον σχηματισμό φερρίτη ή ωστενίτη δεν είναι ξεκάθαρος. Σε ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες μέχρι 1% κ.β. σε Si φαίνεται να μην έχει επίδραση στην ισορροπία των φάσεων, αλλά υψηλότερες περιεκτικότητες φαίνεται να προωθούν την φερριτική φάση. Στους φερριτικούς και μαρτενσιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες το Si φαίνεται να βοηθάει στον σχηματισμό του φερρίτη.

Το Si σχηματίζει έναν αριθμό ενώσεων με τον Fe ( $\text{FeSi}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Si}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$ ) και ( $\text{Cr}_3\text{Si}$ ) δι-μεταλλικές ενώσεις που όλες αυξάνουν την ευθραυστότητα του κράματος. Αυξάνουν επίσης την περιοχή σχηματισμού σ-

φάσης, όπως αναφέρει εκτενώς ο Kubaschewski [20] . Το Si είναι γνωστό ότι διαχωρίζεται κατά τη στερεοποίηση, έχοντας ως αποτέλεσμα τον σχηματισμό ευτηκτικών ενώσεων χαμηλού σημείου τήξης, ιδιαίτερα σε συνδυασμό με το Ni, όπως αναφέρουν και οι Dahl, Duren και Musch [21] . Για αυτούς τους λόγους συνήθως χρησιμοποιείται σε περιεκτικότητα μικρότερη του 1% κατά βάρος. Το Si είναι γνωστό ότι βελτιώνει την ροή του ρευστοποιημένου σιδήρου, για αυτόν τον λόγο μπορεί να προστεθεί σε μεγαλύτερες περιεκτικότητες σε μέταλλα συγκόλλησης (fillers). Κάποιοι ανοξείδωτοι χάλυβες, ιδιαίτερα τα ωστενιτικά κράματα, τείνουν να είναι πολύ παχύρρευστα στην υγρή φάση και η πρόσθεση Si βελτιώνει σημαντικά την ρευστότητά τους.

### **3.5 Μολυβδαίνιο (Mo)**

Το Mo προστίθεται σε κάποιους ανοξείδωτους χάλυβες έχοντας όμως διαφορετικές επιδράσεις ανάλογα με τον τύπο του κάθε κράματος. Για τα φερριτικά, ωστενιτικά και duplex κράματα προστίθεται ποσότητες Mo μέχρι 6% κατά βάρος για να βελτιώσει την αντίσταση σε διάβρωση, ιδιαίτερα στον σχηματισμό διάβρωσης με βελονισμούς και διάβρωσης χαραγής. Η προσθήκη Mo στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες αυξάνει επίσης την αντοχή τους σε υψηλές θερμοκρασίες.

Χαρακτηριστικό παράδειγμα αυτού είναι η μελέτη των Peckner και Bernstein , όπου η πρόσθεση 2% κ.β. Mo στον τυποποιημένο 18Cr-8Ni ανοξείδωτο χάλυβα έχει ως αποτέλεσμα την αύξηση αντοχής σε θραύση εως και 40% στους 760°C [7]. Η προσθήκη Mo μπορεί να μην έχει και θετική επίδραση καθώς τα κράματα που περιέχουν Mo είναι πιο δύσκολο να διαμορφωθούν εν θερμώ. Μερικοί από τους μαρτενσιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες περιέχουν Mo για τον σχηματισμό καρβιδίων. Η πρόσθεση μόλις 0,5% κ.β. Mo αυξάνει τα χαρακτηριστικά σκληρύνσεως του χάλυβα, έχοντας

ως αποτέλεσμα υψηλότερη αντοχή σε εφελκυσμό σε θερμοκρασία δωματίου και βελτιωμένες ιδιότητες σε υψηλές θερμοκρασίες. Το Mo προωθεί τον σχηματισμό φερρίτη και η παρουσία του προκαλεί μείωση των παραμενουσών τάσεων. Αυτό όμως, μπορεί να είναι πρόβλημα στα μαρτενσιτικά κράματα όπου η ύπαρξη φερρίτη σε θερμοκρασία δωματίου μπορεί να μειώσει την αντοχή και την ικανότητα μορφοποίησης εν ψυχρώ.

### 3.6 Άνθρακας (C) και άζωτο (N)

Ο άνθρακας αν και υπάρχει σε όλους τους χάλυβες είναι επιθυμητό στους ανοξείδωτους να μην ξεπερνά το 0,1% κατά βάρος. Εξαιρέση αποτελούν οι μαρτενσιτικοί χάλυβες, στους οποίους ο C είναι κρίσιμος για το μετασχηματισμό της φάσης του μαρτενσίτη. Σε στερεό διάλυμα ο άνθρακας αυξάνει την αντοχή, ειδικά σε υψηλές θερμοκρασίες. Στα περισσότερα κράματα ο C ενώνεται με άλλα στοιχεία για το σχηματισμό καρβιδίων. Στην περίπτωση σχηματισμού καρβιδίων πλούσιων σε Cr,  $M_{23}C_6$ , μειώνεται η αντίσταση σε διάβρωση και για το λόγο αυτό παράγονται κράματα χαμηλού C (L grade), στα οποία η περιεκτικότητα του C διατηρείται μικρότερη από 0,04% κατά βάρος.

Το N βρίσκεται σαν ακαθαρσία σε πολλούς ανοξείδωτους χάλυβες. Προστίθεται όμως και σκοπίμως σε ορισμένους ωστενιτικούς και σχεδόν σε όλους τους διπλούς(Duplex). Μικρές προσθήκες N, για παράδειγμα 0,15% κατά βάρος, μπορούν να αυξήσουν σημαντικά την αντοχή των ωστενιτικών κραμάτων [22] και ειδικά σε κρυογενικές θερμοκρασίες. Στους διπλούς ανοξείδωτους χάλυβες, το N προστίθεται για τη βελτίωση της αντοχής και κυρίως για τη βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση με βελονισμούς και χαραγής. Μερικοί duplex ανοξείδωτοι χάλυβες περιέχουν έως 0,3% κατά βάρος N. Η διαλυτότητα του N στους ανοξείδωτους χάλυβες είναι σχετικά μικρή και ιδιαίτερα στη φερριτική φάση. Η προσθήκη μαγγανίου στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες αυξάνει τη διαλυτότητα του N. Στους

φερριτικούς και τους διπλούς, εάν ξεπεραστεί το όριο διαλυτότητας, κατακρημνίζεται  $Cr_2N$  στη φερριτική φάση, όπως παρατηρείται στο μέταλλο συγκόλλησης και τη θερμικά επηρεασμένη ζώνη αυτών των κραμάτων, εάν αποτύχει ο σχηματισμός ωστενίτη κατά τη διάρκεια της ψύξης από θερμοκρασίες της τάξης των  $1100^{\circ}C$ .

Ο C και τα N είναι τα ισχυρότερα στοιχεία προώθησης του ωστενίτη και γι'αυτό πρέπει να ελέγχεται το επίπεδο των στοιχείων αυτών, εάν απαιτείται συγκεκριμένη ισορροπία μικροδομής.

Το N της ατμόσφαιρας κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης τόξου μπορεί να προκαλέσει αλλαγή της μικροδομής από την επιθυμητή εάν το αέριο προστασίας δεν είναι επαρκές. Στους διπλούς χάλυβες, το N προστίθεται μερικές φορές στο αέριο προστασίας για τη διατήρηση των επιπέδων N στο μέταλλο συγκόλλησης.

### **3.7 Στοιχεία κατακρήμνισης και σκλήρυνσης**

Το αλουμίνιο(Al), το τιτάνιο(Ti), ο χαλκός (Cu) και το μολυβδαίνιο( Mo) προωθούν κατακρημνίσεις οι οποίες σκληραίνουν τους ανοξείδωτους χάλυβες. Τα μαρτενιτικά κράματα σκληρυνόμενα με κατακρήμνιση (precipitation hardenable-PH) περιέχουν Cu, Al και Mo και μπορούν με θερμική κατεργασία να αποκτούν σε θερμοκρασία δωματίου τάσεις διαρροής της τάξης των 1375 MPa . Οι ωστενιτικοί PH ανοξείδωτοι χάλυβες περιέχουν συνήθως Ti και Al και σχηματίζουν καρβίδια  $Ni_3Ti$  και  $Ni_3Al$  ( $\gamma'$ ). Το Al σε στερεό διάλυμα είναι ισχυρό στοιχείο προώθησης του φερρίτη ενώ ο Cu όχι.

### **3.8 Στοιχεία που ευνοούν το σχηματισμό καρβιδίων**

Εκτός από το Cr και το Mo, ένας αριθμός άλλων στοιχείων ευνοεί τον σχηματισμό καρβιδίων. Αυτά τα στοιχεία είναι το: Νιόβιο, το Τιτάνιο, το Βολφράμιο, το Ταντάλιο και το Βανάδιο. Το Νιόβιο και το Τιτάνιο



προστίθενται στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες ώστε να προσδώσουν σταθερότητα στον άνθρακα. Με αυτόν τον τρόπο μπορεί να αποφευχθεί η περικρυσταλλική διάβρωση. Και τα δυο αυτά στοιχεία σχηματίζουν ένα καρβίδιο τύπου MC, το οποίο δεν διασπάται κατά την τήξη και τη θερμική κατεργασία, αποτρέποντας έτσι τον πλούσιο σε Cr σχηματισμό  $M_{23}C_6$  το οποίο προκαλεί περικρυσταλλική διάβρωση. Το Βοφράμιο, το ταντάλιο και το βανάδιο προστίθενται σε κάποιους ειδικούς ανοξειδωτους χάλυβες και σχηματίζουν διεσπαρμένα μικρών καρβίδια, τα οποία έχουν ως αποτέλεσμα να προσδίδουν αντοχή σε υψηλή θερμοκρασία. Αυτά τα στοιχεία τείνουν να βοηθήσουν τον σχηματισμό φερρίτη στη μικροδομή επειδή δεσμεύουν τον άνθρακα και αποτρέπουν αποτελεσματικά τον σχηματισμό ωστενίτη.

### **3.9 Άλλα στοιχεία**

Για κάποιες πολύ ειδικές εφαρμογές υπάρχει ένα πλήθος στοιχείων που προστίθενται στους ανοξειδωτους χάλυβες. Για παράδειγμα το θείο, το σελήνιο και ο μόλυβδος επιτρέπουν μεγαλύτερες ταχύτητες μηχανικής κατεργασίας και βελτιώνουν τη διάρκεια ζωής των εργαλείων. Επίσης, αυτές οι προσθήκες μειώνουν την αντοχή σε διάβρωση και καθιστούν το υλικό μη συγκολλησιμο, αν και ο έλεγχος της συμπεριφοράς στερεοποίησης μπορεί να αναιρέσει την επίδραση του θείου. Το βολφράμιο (W) προστίθεται σε ορισμένους διπλούς για τη βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση με βελονισμούς και ευνοεί τον σχηματισμό φερρίτη. Το Al χρησιμοποιείται σε μερικούς φερριτικούς χαμηλής περιεκτικότητας σε χρώμιο για τη βελτίωση της αντοχής σε διάβρωση. Το κοβάλτιο (Co) σε στερεά διάλυση επίσης αυξάνει την αντοχή και προωθεί τον σχηματισμό ωστενίτη.

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 2<sup>ο</sup>

### **ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΟΙ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΟΙ ΧΑΛΥΒΕΣ**

#### **1. Γενικά περί ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων**

##### **1.1 Γενικά**

Οι ωστενιτικοί χάλυβες είναι εκείνοι που παράγονται σε μεγαλύτερες ποσότητες σε σύγκριση με τις υπόλοιπες κατηγορίες ανοξειδωτων χαλύβων, ενώ έχουν και καλή αντοχή σε διάβρωση. Έχουν αντοχή παρόμοια με εκείνη των μαλακών χαλύβων. Έχουν επίσης ικανοποιητικές ιδιότητες σε χαμηλές θερμοκρασίες και γι' αυτό χρησιμοποιούνται σε κρυογενικές εφαρμογές. Οι θερμοκρασίες λειτουργίας φθάνουν μέχρι τους 760 °C ή και υψηλότερες, αλλά η αντοχή και οι ιδιότητες σε διάβρωση περιορίζονται σε αυτές τις θερμοκρασίες. Η αντοχή των χαλύβων αυτών μπορεί να αυξηθεί σημαντικά με ψυχρή κατεργασία. Χρησιμοποιούνται συχνά σε εφαρμογές όπου απαιτούνται καλές αντιδιαβρωτικές ιδιότητες στην ατμόσφαιρα ή σε υψηλές θερμοκρασίες. Γενικά οι ωστενιτικοί χάλυβες είναι συγκολλησιμοι.

Στους ωστενιτικούς χάλυβες προστίθενται σε μεγάλες ποσότητες στοιχεία που προωθούν την ωστενιτική φάση, και κυρίως το Ni (γενικά περισσότερο από 8% κατά βάρος). Άλλα στοιχεία που προωθούν τον ωστενίτη είναι ο C, το N και ο Cu. Ο C προστίθεται για τη βελτίωση της αντοχής σε υψηλές θερμοκρασίες, ενώ το N προστίθεται σε μερικά κράματα για την αύξηση της αντοχής κυρίως σε χαμηλές θερμοκρασίες. Τα κράματα που αυξάνουν την αντοχή τους με προσθήκη N χαρακτηρίζονται με το πρόθεμα N που ακολουθεί την ονομασία της σειράς AISI 300. Η κατηγορία AISI 200, αυξάνει επίσης την αντοχή της με προσθήκη αζώτου και αναφέρεται με διάφορες ονομασίες, όπως για παράδειγμα Nitronic®.

Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες γενικά έχουν καλή ολκιμότητα και προσφέρουν καλή διαμορφωσιμότητα και συγκολλησιμότητα. Αν και υπάρχει μια ποικιλία ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων, η κατηγορία 300 είναι η περισσότερο χρησιμοποιούμενη. Ο τύπος 316, όπου είναι και ο υπό μελέτη χάλυβας, περιέχει 2% Mo. Οι τύποι “L” όπου έχουν χαμηλότερο ποσοστό άνθρακα, έγιναν ευρέως γνωστοί το 1960-70 .

Οι εφαρμογές τους περιλαμβάνουν δομική υποστήριξη, δοχεία αποθήκευσης, αρχιτεκτονικές χρήσεις, εξοπλισμό κουζίνας και ιατρικά προϊόντα. Οι κοινοί ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες όμως δεν είναι η κατάλληλη επιλογή σε ορισμένα περιβάλλοντα όπως το θαλασσινό νερό, ή άλλα μέσα που περιέχουν Cl και σε καυστικά περιβάλλοντα. Αυτό συμβαίνει διότι οι χάλυβες αυτοί είναι επιρρεπείς σε ρωγμάτωση λόγω διάβρωσης υπό τάση, φαινόμενο που επηρεάζει το μέταλλο βάσης, την ΘΕΖ και το μέταλλο συγκόλλησης σε αυτή την κατηγορία χαλύβων.

## **1.2 Κραματικά στοιχεία και αναλώσιμα**

Οι ωστενιτικοί ανοξειδωτοι χάλυβες περιλαμβάνουν τις σειρές κραμάτων 200 και 300, όπως προβλέπεται από το Αμερικάνικο Ινστιτούτο Σιδήρου και Χάλυβα (AISI). Τα κράματα της σειράς 200 περιέχουν υψηλά επίπεδα C, Mn και N και χρησιμοποιούνται σε ειδικές εφαρμογές. Τα κράματα αυτά έχουν χαμηλότερη περιεκτικότητα σε Ni από τα κράματα της σειράς 300. Τα κράματα της σειράς 300 είναι τα περισσότερα χρησιμοποιούμενα σε διάφορες εφαρμογές. Στον Πίνακα 1.12 φαίνεται μια λίστα με τα περισσότερο κοινά κράματα της σειράς 300.

Οι κοινότεροι τύποι είναι οι 304, 316, 321, και 347. Οι τύποι L αντιπροσωπεύουν κράματα χαμηλής περιεκτικότητας άνθρακα, μικρότερης από 0,03% κατά βάρος και έχουν βελτιωμένη αντοχή σε διακρυσταλλική διάβρωση σε διαβρωτικά περιβάλλοντα. Οι τύποι H έχουν περιεκτικότητα σε

C περίπου 0,1% κατά βάρος και χρησιμοποιούνται σε υψηλές θερμοκρασίες, καθώς έχουν μεγαλύτερη αντοχή σε υψηλές θερμοκρασίες από τα υπόλοιπα ωστενιτικά κράματα. Οι τύποι N έχουν προσθήκη αζώτου 0,2% κατά βάρος στη σειρά κραμάτων 300 (304N, 316N) και ακόμη μεγαλύτερη περιεκτικότητα σε κράματα με υψηλά ποσοστά Mn (το Mn αυξάνει τη διαλυτότητα του αζώτου στην ωστενιτική φάση). Το αυξημένο N βελτιώνει την αντοχή και την αντίσταση σε διάβρωση με βελονισμούς στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.

Type	UNS No.	Composition (wt%)*									
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Other
201	S20100	0.15	5.5-7.5	0.06	0.03	1.0	16.0-18.0	3.5-5.5	—	0.25	—
302	S30200	0.15	2.0	0.045	0.03	1.0	17.0-19.0	8.0-10.0	—	—	—
304	S30400	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0-20.0	8.0-10.5	—	—	—
304L	S30403	0.03	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0-20.0	8.0-12.0	—	—	—
304H	S30409	0.04-0.1	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0-20.0	8.0-10.5	—	—	—
308	S30800	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	19.0-21.0	10.0-12.0	—	—	—
309	S30900	0.20	2.0	0.045	0.03	1.0	22.0-24.0	12.0-15.0	—	—	—
310	S31000	0.25	2.0	0.045	0.03	1.0	24.0-26.0	19.0-22.0	—	—	—
316	S31600	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	—	—
316L	S31603	0.03	2.0	0.045	0.03	1.0	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	—	—
317	S31700	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	18.0-20.0	11.0-15.0	3.0-4.0	—	—
321	S32100	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	17.0-19.0	9.0-12.0	—	—	Ti: 5 × C-0.70
330	S33000	0.10	2.0	0.045	0.03	0.75-1.5	17.0-20.0	34.0-37.0	—	—	—
347	S34700	0.08	2.0	0.045	0.03	1.0	17.0-19.0	9.0-13.0	—	—	Nb: 10 × C-1.00

**Πίνακας 1.12** : Σύσταση κοινών σφυρήλατων ωστενιτικών ανοξείδωτων χάλυβων.

Κράματα που περιέχουν Ti και Nb, όπως τα 321 και 347 είναι γνωστά ως σταθεροποιητικοί τύποι, καθώς η προσθήκη των δύο αυτών στοιχείων σταθεροποιεί το κράμα έναντι του σχηματισμού καρβιδίων πλούσιων σε χρώμιο  $M_{23}C_6$ . Το Nb και το Ti σχηματίζουν καρβίδια τύπου MC σε υψηλές θερμοκρασίες, επομένως περιορίζεται ο σχηματισμός πλούσιων σε Cr καρβιδίων. Η προσθήκη των δύο αυτών στοιχείων σε ποσοστά έως 1% κατά βάρος μειώνει το ποσοστό C της μήτρας και καθιστά την κατακρήμνιση καρβιδίων δυσκολότερη. Το γεγονός αυτό οδηγεί στη μείωση της πιθανότητας για διακρυσταλλική διάβρωση στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες.

Υπάρχουν πολλά ακόμη κράματα ειδικών εφαρμογών, όπως τα υπερωστενιτικά.

Τα μέταλλα προσθήκης για συγκολλήσεις των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων παρουσιάζονται στον Πίνακα 1.13. Ο πίνακας χωρίζεται σε τρεις κατηγορίες, σύμφωνα με προδιαγραφές κατά AWS:

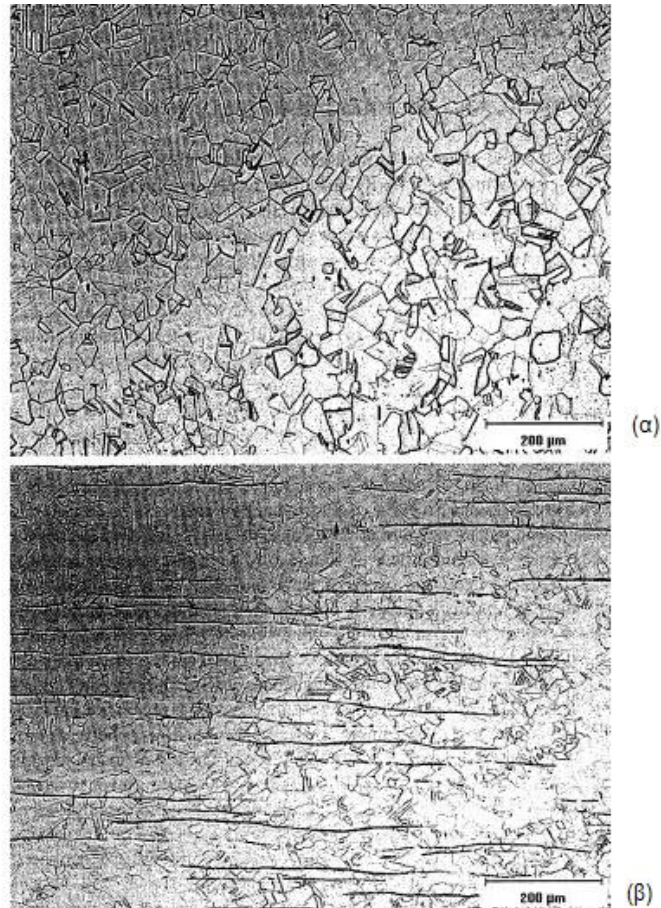
1. AWSA5.4 για επενδεδυμένα ηλεκτρόδια (SMAW)
2. AWSA5.9 για γυμνά σύρματα και σωληνοειδή ηλεκτρόδια με πυρήνα μετάλλου (GTAW και GMAW)
3. AWS A5.22 για σωληνοειδή παραγεμισμένα ηλεκτρόδια (FCAW)

Type	UNS No.	Composition (wt%)*									
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Other
<i>Part 1: Covered Electrodes from AWS A5.4</i>											
219	W32310	0.06	8.0-10.0	0.04	0.03	1.08	19.0-21.5	5.5-7.0	0.75	0.10-0.30	---
308	W30810	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	---	---
308H	W30810	0.04-0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	---	---
308L	W30813	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	---	---
309	W30910	0.15	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	22.0-25.0	12.0-14.0	0.75	---	---
309L	W30917	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	22.0-25.0	12.0-14.0	0.75	---	---
310	W31010	0.08-0.20	1.0-2.5	0.03	0.03	0.75	25.0-28.0	20.0-22.5	0.75	---	---
316	W31610	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316H	W31610	0.04-0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316L	W31613	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
317	W31710	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	12.0-14.0	3.0-4.0	---	---
317L	W31713	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	12.0-14.0	3.0-4.0	---	---
330	W88331	0.18-0.25	1.0-2.5	0.04	0.03	0.90	14.0-17.0	33.0-37.0	0.75	---	---
347	W34710	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.75	---	Nb: 8 × C-1.00
<i>Part 2: Bare Electrodes, Bare Rods, Tubular Metal-Cored Electrodes, and Strips from AWS A5.9</i>											
219	S21980	0.05	8.0-10.0	0.03	0.03	1.00	19.0-21.5	5.5-7.0	0.75	0.10-0.30	---
308	S30880	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	---	---
308H	S30880	0.04-0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	---	---
308L	S30883	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	---	---
308Si	S30881	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	---	---
308LSi	S30888	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	19.5-22.0	9.0-11.0	0.75	---	---
309	S30980	0.12	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	---	---
309L	S30983	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	---	---
<i>(continued)</i>											
<i>Part 3: Gas-Shielded Flux-Cored Electrodes from AWS A5.22<sup>b</sup></i>											
309Si	S30981	0.12	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	---	---
309LSi	S30988	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	23.0-25.0	12.0-14.0	0.75	---	---
310	S31080	0.08-0.15	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	25.0-28.0	20.0-22.5	0.75	---	---
316	S31680	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316H	S31680	0.04-0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316L	S31683	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316Si	S31681	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316LSi	S31688	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
317	S31780	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	18.5-20.5	13.0-15.0	3.0-4.0	---	---
317L	S31783	0.03	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	18.5-20.5	13.0-15.0	3.0-4.0	---	---
330	N08331	0.18-0.25	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	15.0-17.0	34.0-37.0	0.75	---	---
347	S34780	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.30-0.65	19.0-21.5	9.0-11.0	0.75	---	Nb: 10 × C-1.0
347Si	S34788	0.08	1.0-2.5	0.03	0.03	0.65-1.00	19.0-21.5	9.0-11.0	0.75	---	Nb: 10 × C-1.0
308	W30831	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.5	---	---
308L	W30835	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.5	---	---
308H	W30831	0.04-0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.5	---	---
309	W30931	0.10	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	22.0-25.0	12.0-14.0	0.5	---	---
309L	W30935	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	22.0-25.0	12.0-14.0	0.5	---	---
310	W31031	0.20	1.0-2.5	0.03	0.03	1.0	25.0-28.0	20.0-22.5	0.5	---	---
316	W31631	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
316L	W31635	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	---	---
317L	W31735	0.04	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	12.0-14.0	3.0-4.0	---	---
347	W34731	0.08	0.5-2.5	0.04	0.03	1.0	18.0-21.0	9.0-11.0	0.5	---	Nb: 8 × C-1.0

Πίνακας 1.13 : Ταξινόμηση AWS μετάλλου πλήρωσης ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων.

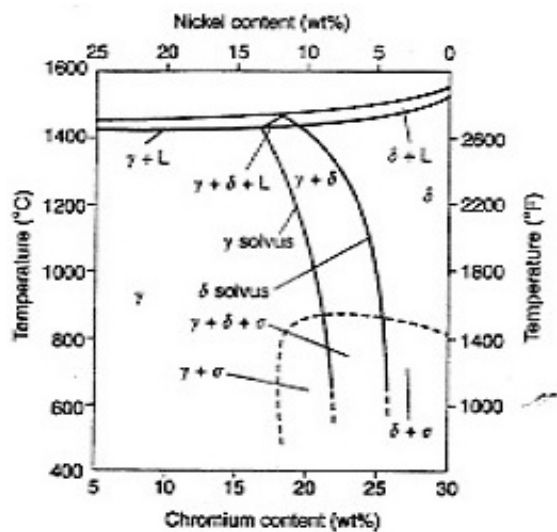
### 1.3 Φυσική και μηχανική μεταλλουργία

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες κατεργάζονται θερμομηχανικά ώστε η μικροδομή να είναι αρχικά ωστενιτική. Ανάλογα με την ισορροπία των στοιχείων προώθησης του φερρίτη και των στοιχείων προώθησης του ωστενίτη, η σφυρηλατημένη ή χυτευμένη μικροδομή είναι είτε ωστενιτική είτε μίγμα ωστενίτη και φερρίτη. Στο Σχήμα 1.14 φαίνονται δύο παραδείγματα χυτών ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων. Στην πρώτη περίπτωση, η μικροδομή αποτελείται από ωστενιτικούς κόκκους. Στη δεύτερη περίπτωση υπάρχει μικρή ποσότητα φερρίτη υψηλής θερμοκρασίας (φερρίτης δ), ως αποτέλεσμα της κατακρήμνισης στοιχείων προώθησης του ωστενίτη, κυρίως Cr, κατά τη διάρκεια της στερεοποίησης και θερμομηχανικών επεξεργασιών. Η περιεκτικότητα είναι σχετικά χαμηλή, μικρότερη από 2 ή 3% κατά βάρος. Αν και στον φερρίτη δεν οφείλονται καταστρεπτικές συνέπειες σε διάφορες εφαρμογές, η παρουσία του σε σφυρήλατες μικροδομές μπορεί να μειώσει την ολκιμότητα και την αντοχή των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων. Επίσης, η φερριτική είναι προτιμητέα περιοχή κατακρήμνισης καρβιδίων  $M_{23}C_6$  και φάσης σ.



**Σχήμα 1.14** : Μικροδομή 304 ωστενιτικού ανοξειδωτου χάλυβα (α) πλήρως ωστενιτική, (β) ωστενιτική και φερριτική.

Η συμπεριφορά μετασχηματισμού των χαλύβων αυτών περιγράφεται με το ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni με 70% Fe, Σχήμα 1.15.



**Σχήμα 1.15** : Ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni με 70% Fe.

Από την αρχική στερεοποίηση των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων προκύπτει ωστενίτης ή φερρίτης. Ο διαχωρισμός των δύο αυτών περιοχών στερεοποίησης στο διάγραμμα προκύπτει για την αναλογία 18Cr-12Ni. Σε υψηλότερες αναλογίες Cr/Ni από τη στερεοποίηση προκύπτει δ φερρίτης, ενώ σε μικρότερες αναλογίες ωστενίτης. Στο διάγραμμα υπάρχει μια μικρή τριγωνική περιοχή στο εύρος θερμοκρασιών στερεοποίησης, όπου συνυπάρχουν φερρίτης, ωστενίτης και τήγμα μετάλλου. Τα κράματα που στερεοποιούνται ως ωστενίτες αριστερά της τριγωνικής περιοχής, παραμένουν σταθερά ωστενιτικά έως την απόψυξή τους σε θερμοκρασία δωματίου. Όταν τα κράματα στερεοποιούνται αρχικά ως φερρίτες, μπορούν στο τέλος της στερεοποίησης να έχουν ή πλήρως φερριτική μικροδομή ή μίγμα φερριτικής και ωστενιτικής. Λόγω της κλίσης των καμπύλων γ και δ solvus, ο περισσότερος ή ολόκληρος ο φερρίτης μετασχηματίζεται σε ωστενίτη υπό συνθήκες ισορροπίας. Σε συνθήκες ταχείας ψύξης κατά τη διάρκεια συγκολλήσεων, θα παρατηρηθεί κάποιο ποσοστό φερρίτη στο τέλος της στερεοποίησης.

Στους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες μπορεί να παρατηρηθεί μια ποικιλία κατακρημνισμάτων, ανάλογα με τη σύσταση και τη θερμική επεξεργασία. Στον Πίνακα 1.16 φαίνονται οι τύποι των κατακρημνισμάτων αυτών, η δομή τους και η στοιχειομετρία τους. Τα καρβίδια υπάρχουν σε κάθε ωστενιτικό ανοξειδωτο χάλυβα, καθώς το Cr δημιουργεί σταθερά καρβίδια. Επίσης υπάρχουν προσθήκες και άλλων στοιχείων που σχηματίζουν καρβίδια, όπως το Mo, το Nb και το Ti.



Precipitate	Crystal Structure	Lattice Parameters (nm)	Stoichiometry
MC	FCC	$a = 0.424-0.447$	TiC, NbC
$M_6C$	Diamond cubic	$a = 1.062-1.128$	$(FeCr)_3Mo_3C$ , $Fe_3Nb_3C$ , $Mo_3SiC$
$M_{23}C_6$	FCC	$a = 1.057-1.068$	$(Cr,Fe)_{23}C_6$ , $(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$
NbN	FCC	$a = 0.440$	NbN
Z phase	Tetragonal	$a = 0.307, c = 0.7391$	CrNbN
Sigma phase	Tetragonal	$a = 0.880, c = 0.454$	Fe-Ni-Cr-Mo
Laves phase ( $\eta$ )	Hexagonal	$a = 0.473, c = 0.772$	$Fe_2Mo$ , $Fe_2Nb$
Chi phase ( $\chi$ )	BCC	$a = 0.8807-0.8878$	$Fe_9Cr_{12}Mo_{10}$
G phase	FCC	$a = 1.12$	$Ni_{10}Nb_8Si_7$ , $Ni_{12}Ti_5Si_7$
R	Hexagonal	$a = 1.0903, c = 1.9342$	Mo-Co-Cr
	Rhombohedral	$a = 0.9011 \alpha = 74^\circ 27.5'$	Mo-Co-Cr
$\epsilon$ Nitride ( $Cr_2N$ )	Hexagonal	$a = 0.480, c = 0.447$	$Cr_2N$
$Ni_3Ti$	Hexagonal	$a = 0.9654, c = 1.5683$	$Ni_3Ti$
$Ni_3(Al,Ti)$	FCC	$a = 0.681$	$Ni_3Al$

**Πίνακας 1.16** : Κατακρημνίσματα στους ωστενιτικούς ανοξείδωτους χάλυβες

Η κατακρήμνιση καρβιδίων  $M_{23}C_6$  έχει σημαντική επίδραση στην αντοχή σε διάβρωση. Τα καρβίδια αυτά κατακρημνίζονται πολύ γρήγορα στα όρια των κόκκων σε θερμοκρασίες από 700 έως 900 °C. Η παρουσία των καρβιδίων αυτών στα όρια των κόκκων μπορεί να οδηγήσει σε περικρυσταλλική διάβρωση με την έκθεση σε συγκεκριμένα περιβάλλοντα [23].

Οι φάσεις  $\sigma$ ,  $\chi$ ,  $\eta$ , G και Laves, σχηματίζονται κυρίως στους ανοξείδωτους χάλυβες που περιέχουν Mo, Nb και Ti, μετά από παρατεταμένη έκθεση σε υψηλές θερμοκρασίες και έχουν ως αποτέλεσμα την ψαθυροποίηση των χαλύβων.

## 1.4 Μηχανικές ιδιότητες

Στον Πίνακα 1.17 αναφέρονται οι ελάχιστες μηχανικές ιδιότητες σε θερμοκρασία δωματίου των ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων. Η αντοχή των χαλύβων αυτών βελτιώνεται σημαντικά με ψυχρή κατεργασία. Όμως γενικά δεν μπορούν να αυξήσουν την αντοχή τους με κατακρήμνιση ή μετασχηματισμό. Ορισμένα ειδικά κράματα που περιέχουν μεγαλύτερα ποσοστά Ni και Ti, αυξάνουν την αντοχή τους με κατακρήμνιση  $Ni_3(Al, Ti)$ , γεγονός που συναντάται συχνά σε υπερκράματα βάσης νικελίου. Επίσης είναι δυνατός ο σχηματισμός μαρτενσίτη σε ορισμένους τύπους ωστενιτικών

χαλύβων, που όμως συμβαίνει υπό ειδικές συνθήκες. Ο μαρτενσίτης έχει παρατηρηθεί σε κράματα που έχουν υποστεί ψυχρή κατεργασία ή όταν τα υλικά ψύχονται σε κρυογενικές θερμοκρασίες.

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

**Πίνακας 1.17** : Ελάχιστες μηχανικές ιδιότητες θερμοκρασίας δωματίου σφυρήλατων ωστενιτικών ανοξείδωτων χαλύβων.

## 2. Δομές στερεοποίησης

### 2.1 Γενικά ,Ισοδύναμο Cr/Ni

Η μικροδομή της ζώνης συγκολλησεως (fusion zone) του ωστενιτικού ανοξείδωτου χάλυβα σε θερμοκρασία περιβάλλοντος είναι, ή φερριτική, ή ωστενιτική. Το αν θα στερεοποιηθεί φερριτικά ή ωστενιτικά εξαρτάται από τη σύνθεσή του. Μια μικρή αλλαγή στην περιεκτικότητα κάποιου κράματος είναι ικανή για τη μετατροπή του από φερριτική σε ωστενιτική στερεοποίηση και αντίστροφα. Επίσης, περαιτέρω μεταβολές μπορεί να πραγματοποιηθούν κατά την στερεοποίηση του διαλύματος ώσπου να φτάσει σε θερμοκρασία περιβάλλοντος.

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες κατά τη στερεοποίησή τους από τη συγκόλληση έχουν τέσσερις πιθανές μικροδομές, όπως εμφανίζονται στον Πίνακα 1.18.

Solidification Type	Reaction	Microstructure
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Fully austenitic, well-defined solidification structure
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferrite at cell and dendrite boundaries
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/aut} \rightarrow F + A$	Skeletal and/or lathy ferrite resulting from ferrite-to-austenite transformation
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Acicular ferrite or ferrite matrix with grain boundary austenite and Widmanstätten side plates

**Πίνακας 1.18** : Μικροδομή της ζώνης συγκολλήσεως του ωστενιτικού ανοξειδωτού χάλυβα. όπου:

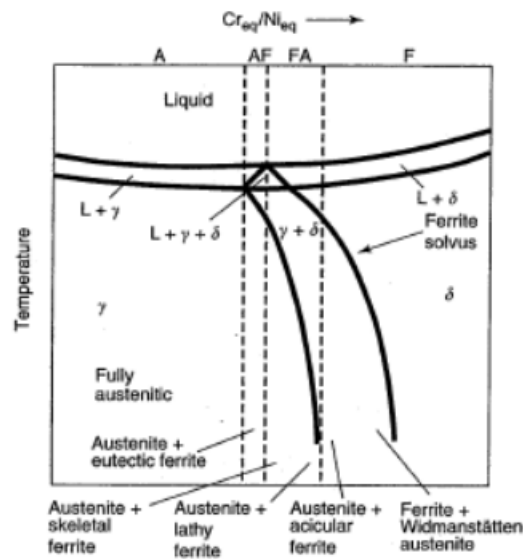
A : Αμιγώς Ωστενιτική

AF: Κυρίως Ωστενιτική με μικρό ποσοστό Φερρίτη

FA: Κυρίως Φερριτική με μικρό ποσοστό Ωστενίτη

F : Αμιγώς Φερριτική

Αυτές φαίνονται αναλυτικότερα διάγραμμα του Σχήματος 1.19 όπου ο τύπος της στερεοποίησης εξαρτάται από τον λόγο  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Παρατηρείται ότι όσο ο λόγος  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  αυξάνεται, τόσο το ποσοστό του ωστενίτη μειώνεται.

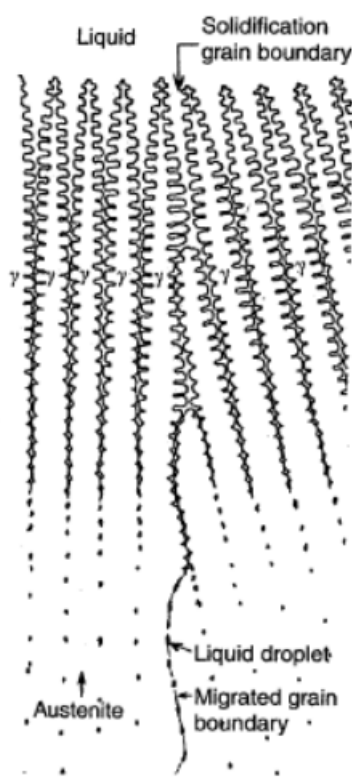


**Σχήμα 1.19** : Ψευδοδιμερές διάγραμμα Fe-Cr-Ni με τις περιοχές μικροδομών στερεοποίησης.

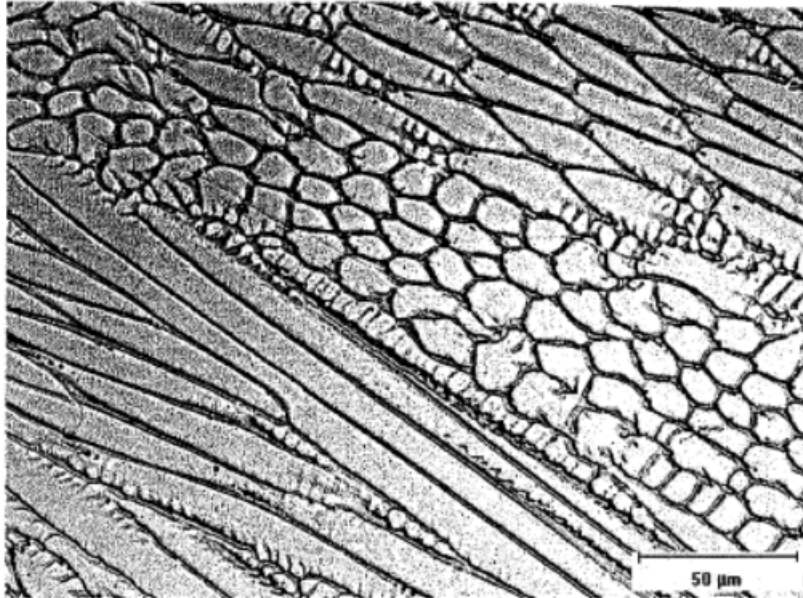
Στην συνέχεια θα αναφερθούμε στους τέσσερις αυτούς τύπους στερεοποίησης.

## 2.2 Τύπος Α

Όταν κατά τη στερεοποίηση έχουμε αρχικά δημιουργία ωστενίτη, τότε δύο μικροδομές είναι δυνατό να πάρουμε στο μέταλλο συγκόλλησης, τύπου Α ή ΑF. Αν η μικροδομή είναι πλήρως ωστενιτική στο τέλος της στερεοποίησης (συγκόλλησης), τότε θα παραμείνει ωστενιτική και μετά την επαναφορά του σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και θα έχει μία σαφής δομή όταν το δούμε μεταλλογραφικά. Αυτή ορίζεται ως πλήρως ωστενιτική στερεοποίηση και παραστατικά φαίνεται στο Σχήμα 1.20, ενώ η μεταλλογραφική της μορφή παρουσιάζεται στο Σχήμα 1.21.



**Σχήμα 1.20** : Παραστατική μορφή στερεοποίηση Τύπου Α της ζώνης συγκολλήσεως[24]



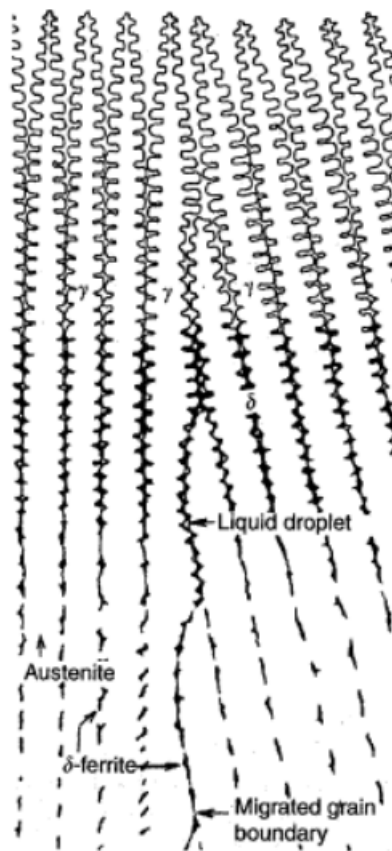
**Σχήμα 1.21** : Μεταλλογραφική μορφή στερεοποίηση Τύπου Α της ζώνης συγκολλήσεως

Σε αυτό το σημείο παρατηρούμε ότι οι κόκκοι και οι δενδρίτες που φαίνονται με το μικροσκόπιο είναι εύκολα παρατηρήσιμοι. Αυτό είναι ένα χαρακτηριστικό της μικροδομής του «τύπου Α» και οφείλεται στον διαχωρισμό των κραματικών στοιχείων, τις ακαθαρσίες που υπάρχουν κατά τη διαδικασία στερεοποίησης και τη σχετικά χαμηλή δυνατότητα διάχυσης που έχουν αυτά τα στοιχεία σε υψηλές θερμοκρασίες. Συνεπώς δεν επιτρέπουν τον σχηματισμό της κρυσταλλικής δομής που θα αναπτύσσονταν υπό κανονικές συνθήκες κατά την στερεοποίηση. Σε κράματα όπως οι 304 και 316 ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες έχει παρατηρηθεί ότι, όταν στερεοποιούνται κατά τον «τύπο Α», το Cr και το Mo που περιέχουν συγκεντρώνεται στα όρια των κόκκων (κυψέλες) και των δενδριτών.

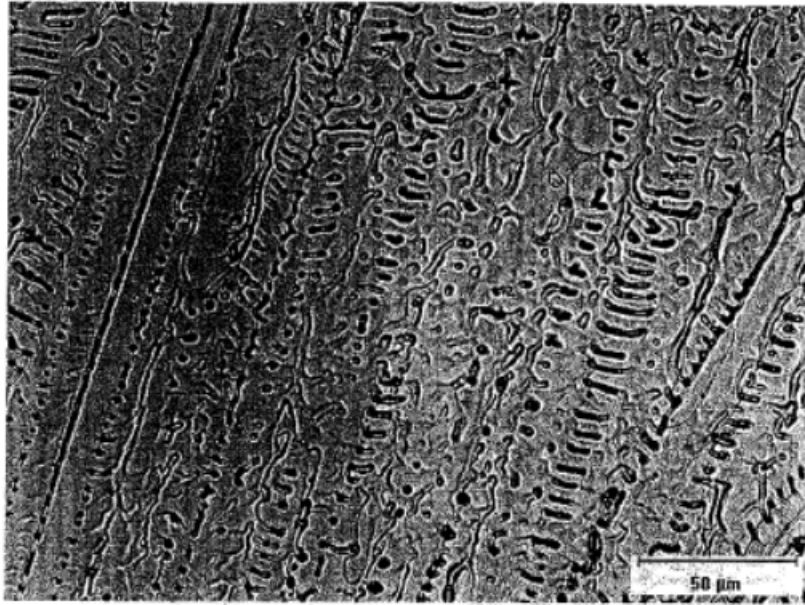
### **2.3 Τύπος AF**

Εάν κάποια φερριτική δομή εμφανιστεί στο τέλος της αρχικής ωστενιτικής στερεοποίησης, τότε έχουμε στερεοποίηση «τύπου AF». Αυτό συμβαίνει εάν επαρκή στοιχεία που προωθούν τον σχηματισμό του φερρίτη (κυρίως Cr και Mo) παρευρίσκονται στα όρια των κόκκων κατά τη

στερεοποίηση. Ο φερρίτης που σχηματίζεται στα όρια των κόκκων είναι σχετικά σταθερός και δεν μετατρέπεται σε ωστενίτη κατά τη διάρκεια της δεύτερης φάσης της συγκόλλησης (όπου το μέταλλο επανέρχεται σε θερμοκρασία περιβάλλοντος) λόγω του ότι υπερτερούν τα στοιχεία που προωθούν τον σχηματισμό του φερρίτη. Αυτή ορίζεται ως κυρίως ωστενιτική στερεοποίηση με μικρό ποσοστό φερρίτη και παραστατικά φαίνεται στο Σχήμα 1.22, ενώ η μεταλλογραφική της μορφή παρουσιάζεται στο Σχήμα 1.23.



**Σχήμα 1.22** : Παραστατική μορφή στερεοποίηση Τύπου AF της ζώνης συγκολλήσεως[24]



**Σχήμα 1.23** : Μεταλλογραφική μορφή στερεοποίηση Τύπου AF της ζώνης συγκολλήσεως

## 2.4 Τύπος FA

Όταν η στερεοποίηση γίνεται κυρίως φερριτικά, υπάρχουν δύο πιθανές δομές, η Skeletal και η Lathy. Εάν σχηματίζεται κάποιος ωστενίτης στα άκρα της στερεοποίησης ονομάζεται τύπου FA. Αυτός ο ωστενίτης σχηματίζεται μέσω περιτηκτικής – ευτηκτικής αντίδρασης (peritectic-eutectic reaction) κατά την λήξη της στερεοποίησης και εμφανίζεται στα άκρα του φερρίτη. Σύμφωνα με μελέτες που έχουν γίνει από: David, Leone – Kerr , Lippold – Savage , Katayama και άλλους, έχουν καταγραφεί οι παρακάτω τροποποιήσεις κατά τη στερεοποίηση, ώστε να έχουμε στερεοποίηση τύπου FA.

1. Κατά το τέλος της αρχικής στερεοποίησης του φερρίτη μετά από τη συγκόλληση, μία περιτηκτική – ευκτηκτική αντίδραση έχει ως αποτέλεσμα τη δημιουργία ωστενίτη κατά μήκος των κόκκων του φερρίτη και δενδροειδών ορίων. Καλείται περιτηκτική – ευτηκτική αντίδραση επειδή εξαρτάται από την

περιεκτικότητα του κράματος και το αποτέλεσμα της μπορεί να είναι από περιτηκτική αντίδραση στο σύστημα Fe-Cr-Ni.

2. Όταν ολοκληρωθεί η στερεοποίηση, η μικροδομή αποτελείται από πρωτογενείς δενδρίτες φερρίτη με ένα λεπτό στρώμα ωστενίτη ανάμεσα τους. Το ποσοστό του ωστενίτη που υπάρχει εξαρτάται από τις συνθήκες στερεοποίησης και τον λόγο των ισοδύναμων  $Cr_{eq}$  προς  $Ni_{eq}$  ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ). Όσο ο λόγος αυτός αυξάνεται, τόσο το ποσοστό του ωστενίτη μειώνεται, έως ότου η στερεοποίηση είναι τελείως φερριτική. Στο σημείο αυτό η στερεοποίηση αλλάζει από τύπου FA σε τύπου F.

3. Όσο το συγκολλημένο μέταλλο (δ-φερρίτης και ωστενίτης) ψύχεται, ο φερρίτης γίνεται προοδευτικά ασταθής, ενώ ο ωστενίτης αρχίζει να καταναλώνει τον φερρίτη μέσω μίας αντίδρασης διάχυσης. Πλέον είναι γενικά αποδεκτό ότι η διάχυση μέσω των ορίων ωστενίτη – φερρίτη ελέγχει τον ρυθμό και την φύση αυτής της αντίδρασης.

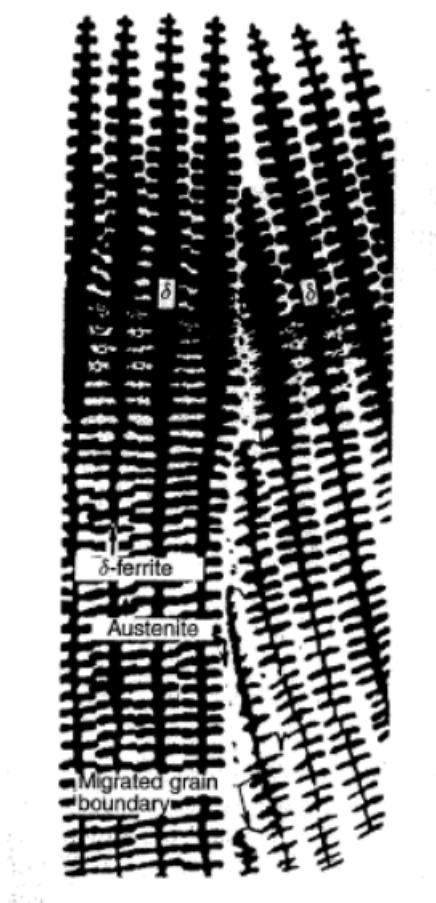
4. Όταν ο ρυθμός ψύξης είναι σχετικά χαμηλός και ο λόγος  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  είναι χαμηλός αλλά εντός της περιοχής FA στο διάγραμμα των φάσεων ,προκύπτει φερριτική μορφολογία. Αυτό είναι πλεονέκτημα του ωστενίτη να καταναλώνει τον φερρίτη έως ότου ο φερρίτης να είναι αρκετά εμπλουτισμένος σε στοιχεία που εξασφαλίζουν τη σταθερότητα του (κυρίως Cr και Mo) και πτωχός σε στοιχεία που εξασφαλίζουν την σταθερότητα του ωστενίτη (κυρίως Ni, C, N) και σταθεροποιείται σε χαμηλές θερμοκρασίες όπου η διάχυση περιορίζεται. Αυτή η μικροδομή είναι χαρακτηριστική (Skeletal ferrite) και φαίνεται στα Σχήματα 1.24 και 1.25.

5. Όταν ο ρυθμός ψύξεως είναι υψηλός και / ή ο λόγος  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  αυξάνεται μέσα στην περιοχή FA του διαγράμματος φάσεων , μια νέα (lathy) φερριτική μορφή προκύπτει. Αυτή η μορφή προκύπτει αντί της σκελετικής (Skeletal morphology που περιγράψαμε στο 4<sup>ο</sup> βήμα) λόγω της περιορισμένης δυνατότητας διάχυσης κατά τη μετατροπή φερρίτη σε ωστενίτη. Όταν οι αποστάσεις διάχυσης μειώνονται, τότε είναι πιο

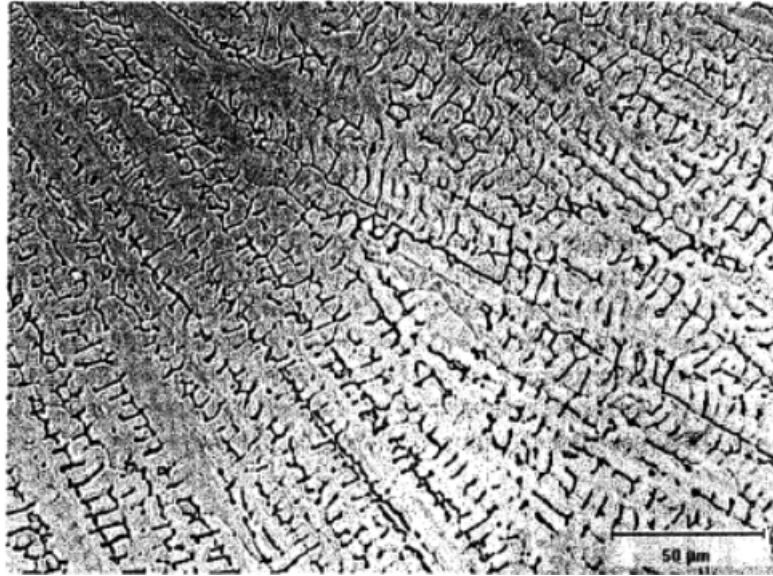


αποτελεσματική – γρήγορη η τροποποίηση, γιατί τα πιο πυκνά δομημένα laths έχουν ως αποτέλεσμα ένα παραμένον φερριτικό μοτίβο που κόβεται κατά μήκος της αρχικής δενδροειδούς δομής ή της κατεύθυνσης ανάπτυξης των κόκκων. Αυτή η μικροδομή φαίνεται στα Σχήματα 1.26 και 1.27.

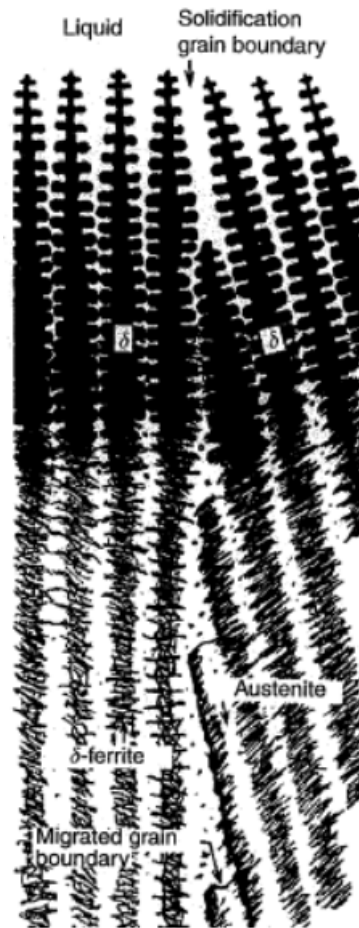
6. Όταν η στερεοποίηση γίνεται εξαιρετικά γρήγορα, όπως π.χ. κατά την κοπή με λέιζερ (laser) ή τη συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων (electron beam welding), μια πλήρης μετατροπή από φερρίτη σε ωστενίτη μπορεί να είναι δυνατή λόγω της μαζικής μετατροπής χωρίς διάχυση. Μια αλλαγή στον αρχικό τρόπο στερεοποίησης από ωστενίτη σε φερρίτη μπορεί επίσης να προκύψει με ταχεία απόψυξη, ή στερεοποίηση.



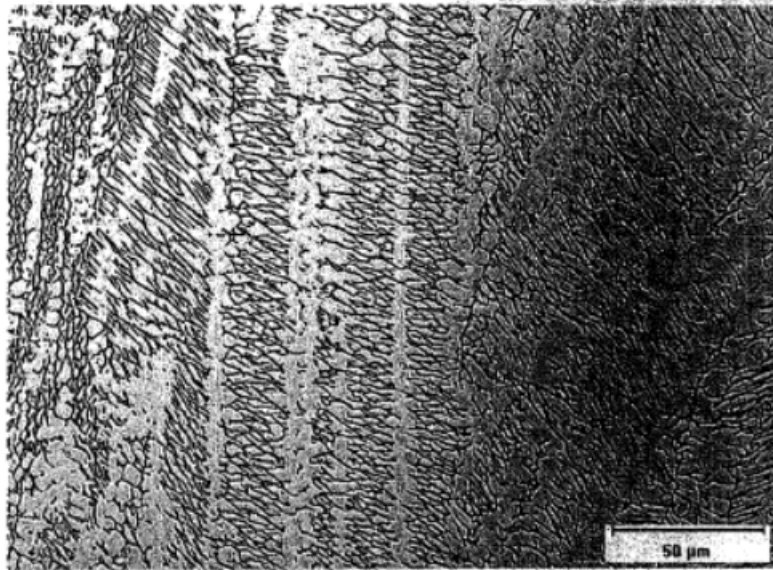
**Σχήμα 1.24** : Παραστατική μορφή στερεοποίησης Τύπου FA (Skeletal) της ζώνης συγκολλήσεως[24]



**Σχήμα 1.25** : Μεταλλογραφική μορφή στερεοποίησης Τύπου FA (Skeletal) της ζώνης συγκολλήσεως



**Σχήμα 1.26** : Παραστατική μορφή στερεοποίησης Τύπου FA (Lathy) της ζώνης συγκολλήσεως



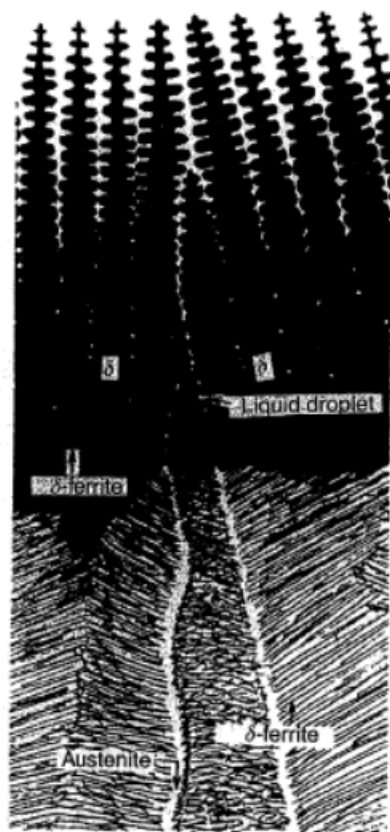
**Σχήμα 1.27** : Μεταλλογραφική μορφή στερεοποίησης Τύπου FA (Lathy) της ζώνης συγκολλήσεως.

## 2.5 Τύπος F

Εάν η στερεοποίηση γίνει πλήρως φερριτική, ονομάζεται τύπου F. Σε αυτή την περίπτωση η μικροδομή είναι πλήρως φερριτική στο τέλος της στερεοποίησης. Όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.19, όταν το μέταλλο της συγκόλλησης ψυχθεί και βρεθεί κάτω από την καμπύλη του φερρίτη (ferrite solvus στο διάγραμμα), κανονικά θα έπρεπε να αρχίσει και ο σχηματισμός μικρής ποσότητας ωστενίτη στα όρια των κόκκων του φερρίτη. Επειδή όμως η δομή ήταν πλήρως φερριτική κατά τη στερεοποίησή του η διάχυση περιορίζει την επέκταση των κόκκων του ωστενίτη και επομένως όταν η στερεοποίηση αρχίσει, η μικροδομή αποτελείται από σχεδόν ομογενείς κόκκους φερρίτη. Ο βαθμός τροποποίησης του ωστενίτη εξαρτάται και εδώ από τον λόγο Cr/Ni και τον ρυθμό ψύξης. Σε χαμηλές τιμές λόγου  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , αλλά μέσα στην περιοχή F (στο διάγραμμα φασών Σχήμα 1.19), η μετατροπή – μετασχηματισμός αρχίζει σε υψηλότερη θερμοκρασία, και σε σχετικά χαμηλούς ρυθμούς ψύξης, μεγάλο μέρος του φερρίτη καταναλώνεται. Με υψηλότερους ρυθμούς ψύξης η διάχυση περιορίζεται και ο ωστενίτης δεν καταναλώνει τόσο πολύ φερρίτη. Αντίστοιχα όταν ο λόγος  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  αυξάνετε μέσα στην περιοχή F (στο διάγραμμα φάσεων, Σχήμα 1.19), το διάλυμα του

φερρίτη καταπιέζετε και η τροποποίηση γίνεται σε χαμηλότερες θερμοκρασίες. Και στις δύο περιπτώσεις θα προκύψουν μέταλλα συγκόλλησης με υψηλή περιεκτικότητα σε φερρίτη. Η μικροδομή που προκύπτει ως αποτέλεσμα στερεοποίησης τύπου F είναι φερριτικός ανοξειδωτος χάλυβας και εξαρτάται από την σύνθεση του κράματος, αλλά και από τον ρυθμό ψύξης.

1. Σε χαμηλούς λόγους  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , εντός όμως της περιοχής F, δημιουργείται μία νέα βελονοειδής (acicular) δομή φερρίτη ανάμεσα στους κόκκους του φερρίτη. Αυτή η δομή φαίνεται στο σχήμα 1.28.

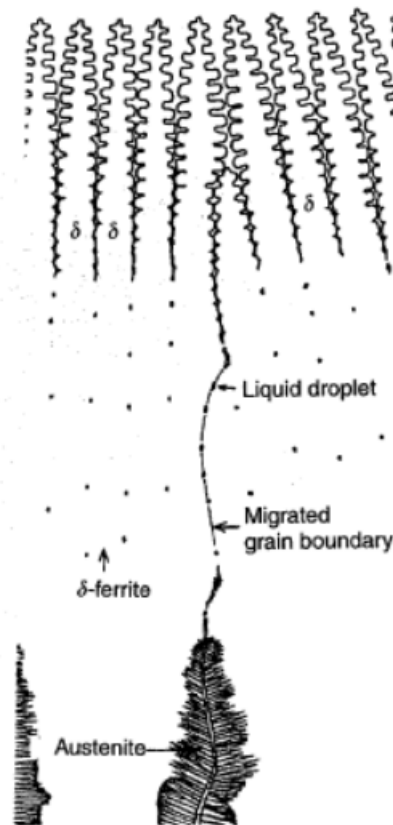


**Σχήμα 1.28** : Παραστατική μορφή στερεοποίησης Τύπου F (Acicular) της ζώνης συγκολλήσεως[24]

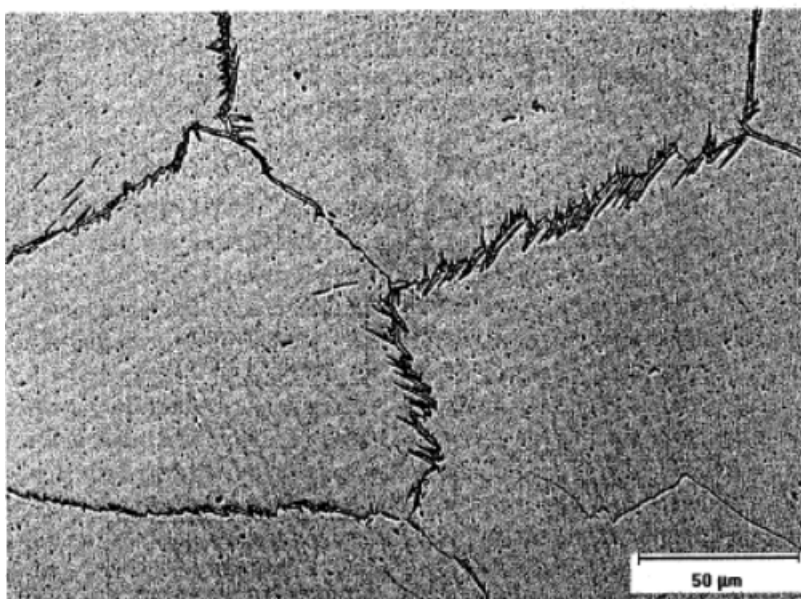
Αξίζει να σημειωθεί ότι υπάρχουν συνεχείς ωστενιτικές δομές στα όρια του αρχικού φερρίτη και ότι ο βελονοειδής φερρίτης δεν περιέχεται πλέον στα όρια των αρχικών δενδριτών. Αυτό γίνεται επειδή δεν υπάρχει ωστενίτης ανάμεσα στους κόκκους του φερρίτη κατά τη στερεοποίηση τύπου F. Η δομή

αυτή είναι πλήρως φερριτική στη στερεά μορφή προτού αρχίσει η μετατροπή σε ωστενίτη. Όταν το τήγμα ψυχθεί και βρεθεί κάτω από την καμπύλη του φερρίτη (ferrite solvus) του διαγράμματος φάσεων (Σχήμα 1.19), σχηματίζεται αρχικά ωστενίτης στα όρια των κόκκων του φερρίτη αλλά το μέτωπο τροποποίησης διασπάται (σταματά) και παράλληλες βελόνες ωστενίτη σχηματίζονται μέσα στον φερρίτη. Όπως και στην περίπτωση στερεοποίησης τύπου FA, ο περιορισμός την εκτεταμένης διάχυσης σε χαμηλότερες θερμοκρασίες αναγκάζει τον μετασχηματισμό να γίνεται σε μικρότερες αποστάσεις. Αυτό παράγει τη δομή που φαίνεται στο Σχήμα 1.28.

2. Σε μεγαλύτερους λόγους Cr/Ni (εφόσον έχουμε τον ίδιο ρυθμό ψύξης), η μικροδομή θα αποτελείται από κόκκους φερρίτη με όρια κόκκων ωστενίτη, όπως φαίνεται στο Σχήμα 3.17 και 3.18.



**Σχήμα 1.29** : Παραστατική μορφή στερεοποίησης Τύπου F της ζώνης συγκολλησεως

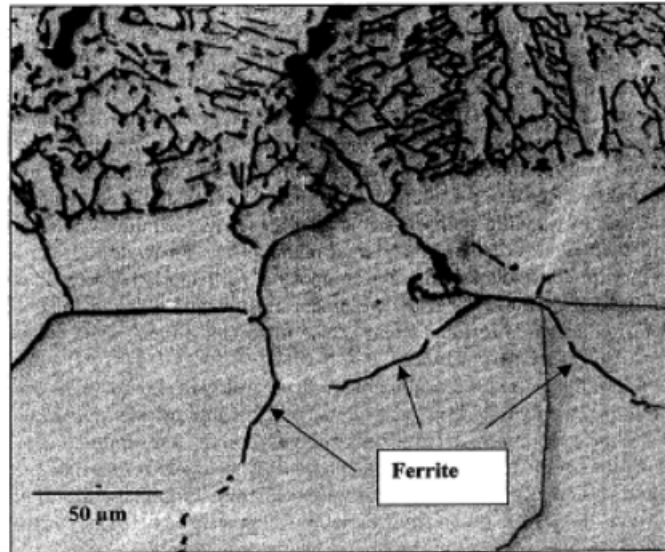


**Σχήμα 1.30** : Μεταλλογραφική μορφή στερεοποίησης Τύπου F της ζώνης συγκολλήσεως

Η στερεοποίηση τύπου F είναι εξαιρετικά σπάνια σε συγκολλήσεις ανοξειδωτων ωστενιτικών χαλύβων. Τα περισσότερα κράματα είναι έτσι κατασκευασμένα ώστε η στερεοποίηση που προκύπτει να είναι τύπου FA όταν συγκολλούνται με μέταλλα που περιέχουν φερρίτη από 5 έως 20 FN (ferrite number). Μόνο ειδικά κράματα μετάλλων όπως το 309LMo και το 312 (30Cr-10Ni), είναι αναμενόμενο να έχουν μικροδομές με μεγάλο ποσοστό φερρίτη.

### **3. Παρουσία φερρίτη-δ στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες.**

Όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.19, κράματα τα οποία είναι στο δεξιό άκρο της πλήρους ωστενιτικής περιοχής στερεοποίησης, θα δημιουργήσουν φερρίτη αν θερμανθούν σε θερμοκρασίες λίγο παρακάτω από την θερμοκρασία υγροποίησης. Όσο υψηλότερος είναι ο λόγος  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  του κράματος, τόσο περισσότερος φερρίτης θα σχηματιστεί. Συνήθως ο φερρίτης σχηματίζεται στα όρια των κόκκων, όπως βλέπουμε και στο Σχήμα 1.31.

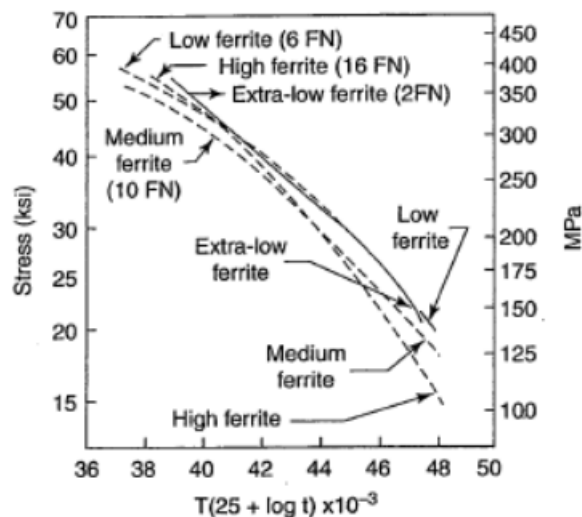


**Σχήμα 1.31** : Φερρίτης στα όρια των κόκκων στην Θ.Ε.Ζ. του 304L ανοξειδωτου χάλυβα.

Ο σχηματισμός του φερρίτη στα όρια των κόκκων της Θ.Ε.Ζ. εμποδίζει την αύξηση του κόκκου και ελαχιστοποιεί την πιθανότητα δημιουργίας ρωγμών υγροποίησης στη Θ.Ε.Ζ.. Το ποσοστό του σχηματιζόμενου φερρίτη είναι συνήθως μικρό καθώς ο ωστενιτικός – φερρίτικός μετασχηματισμός είναι σχετικά αργός και η Θ.Ε.Ζ. κρύνει αρκετά γρήγορα. Είναι, επίσης δυνατό κάποιος από τον φερρίτη που δημιουργήθηκε όσο υπήρχε υψηλή θερμοκρασία να μετασχηματιστεί ξανά σε ωστενίτη κατά τη ψύξη . Η παρουσία φερρίτη στο μέταλλο συγκόλλησης ενεργεί ως δευτερογενής ενισχυτικός παράγοντας και αυξάνει την αντοχή σε σχέση με την αντοχή του βασικού μετάλλου.

Η επίδραση του φαινομένου του σχηματισμού του φερρίτη στις μηχανικές ιδιότητες του E308-16 σε μία ευρεία περιοχή θερμοκρασιών έχει μελετηθεί από τους Hauser και Van Echo . Αξιολόγησαν, με βάση το Ferrite number (FN) από: (α) πολύ μικρό, 2FN, (β) μικρό, 6FN, (γ) μεσαίο, 10FN και (δ) υψηλό, 16FN, τον σχηματισμό φερρίτη σε θερμοκρασίες από 25 έως 650 °C. Αξιοσημείωτη είναι η αύξηση περιεκτικότητας σε φερρίτη του μετάλλου συγκόλλησης, που έχει ως αποτέλεσμα μια αύξηση της αντοχής σε θερμοκρασία περιβάλλοντος και σε μικρότερο βαθμό σε αυξημένες

θερμοκρασίες. Επίσης μελέτησαν το φαινόμενο του σχηματισμού φερρίτη στο μέταλλο συγκόλλησης (filer: E308-16) στην αντοχή του μετάλλου στους 540- 590-650 °C. Αυτά τα δεδομένα συνοψίζονται στο Σχήμα 1.32.



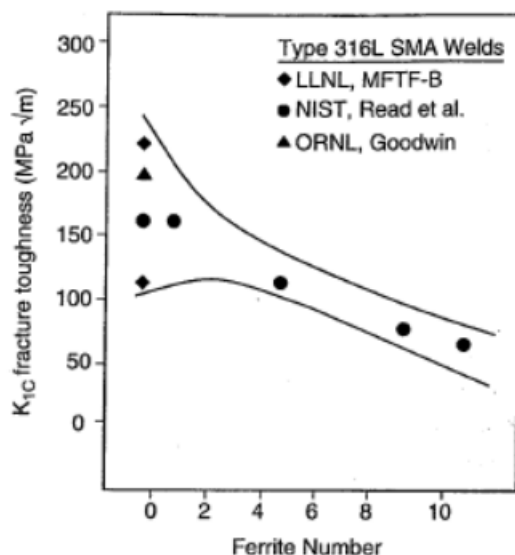
**Σχήμα 1.32** : Αντοχή του τύπου 308 ωστενιτικού μετάλλου συγκολλησεως συναρτήσει της περιεκτικότητας σε φερρίτη.

Αυτό πραγματοποιήθηκε με μία παράμετρο (την Larson - Miller ) που επιτρέπει τον χρόνο και την θερμοκρασία να απεικονιστούν στο ίδιο διάγραμμα. Σημαντικό είναι ότι μεσαία και υψηλά επίπεδα φερρίτη τείνουν να μειώσουν τη ζωή μέχρι τη θραύση. Αυτή η παρατήρηση είναι παρόμοια με αυτήν του Thomas , που παρατήρησε ότι στον ανοξείδωτο χάλυβα 316, μη συνεχείς επικαθίσεις φερρίτη 10FN έχουν ως αποτέλεσμα ταχύτερη αστοχία λόγω της δημιουργίας ρωγματώσεων στην διεπιφάνια φερρίτη - ωστενίτη. Ο Thomas πρότεινε ότι το 5FN στο απόθεμα της συγκόλλησης είναι ιδανικό επειδή δεν μπορεί να υπάρχει συνεχές φερρίτικο δίκτυο και έτσι εξασφαλίζετε η αντίσταση σε ρωγματώσεις στη περιοχή συγκόλλησης.

Οι ωστενιτικοί ανοξείδωτοι χάλυβες είναι εξαιρετικό υλικό για κατασκευές σε κρυογενετικές θερμοκρασίες, επειδή εμφανίζουν καλή αντοχή και ελαστικότητα σε αυτές τις θερμοκρασίες. Το φαινόμενο του περιεχόμενου φερρίτη του μετάλλου συγκόλλησης σε κρυογενετικές ιδιότητες έγινε αντικείμενο εκτεταμένης έρευνας, επειδή η παρουσία



φερρίτη τείνει να ελαττώσει την ελαστικότητα. Αυτό το φαινόμενο φαίνεται στο Σχήμα 1.33 και τον Πίνακα 1.34, για ωστενιτικά ανοξειδωτα μέταλλα συγκόλλησης δοκιμασμένα σε θερμοκρασίες υγρού ηλίου.



**Σχήμα 1.33** : Επίδραση του φερριτικού αριθμού (FN) στην κρυογενετική αντοχή θραύσης του ωστενιτικού 316L μέταλλου συγκόλλησης.

Filler or Base Metal	Welding Process <sup>a</sup>	Ferrite Number <sup>b</sup>	$K_{IC}$ Fracture Toughness	
			MPa · m <sup>1/2</sup>	ksi · in <sup>1/2</sup>
304L	—	—	211	192
316LN	—	—	224	204
316L	SMAW	0.1	179	162
316L	SMAW	0.8	177	161
316L	SMAW	4.1	141	128
316L	SMAW	8.5	108	98
316L	SMAW	10.1	98	90
316L	SAW	4.7	132	121
316L	GMAW	NR	163	148
316L	GTAW	5.0	272	247
308L	GMAW	NR	167	152
308L	GMAW	NR	133	121
308L	SMAW	NR	156	142
308L	FCAW	8.2	79	72

**Πίνακας 1.34** : Αντοχή σε θραύση στους 4 K για ωστενιτικά κυρίως μέταλλα και μέταλλα συγκόλλησης.[25]

Όπως παρατηρούμε από το Σχήμα 1.33 και τον Πίνακα 1.34, για ωστενιτικά ανοξειδωτα μέταλλα συγκόλλησης δοκιμασμένα σε θερμοκρασίες υγρού ηλίου με μέθοδο συγκόλλησης SMAW σε ανοξειδοτο χάλυβα 316L μία αύξηση του ποσοστού απόθεσης φερρίτη μειώνει ξεκάθαρα την αντοχή. Για μεθόδους συγκόλλησης όπως η GTAW και η GMAW, η αντοχή είναι ανώτερη

απ' ότι στο SMAW και SAW για το ίδιο ποσοστό φερρίτη, λόγω του μειωμένου οξυγόνου στις αποθέσεις από το προστατευτικό αέριο.

# ΚΕΦΑΛΑΙΟ 3<sup>ο</sup>

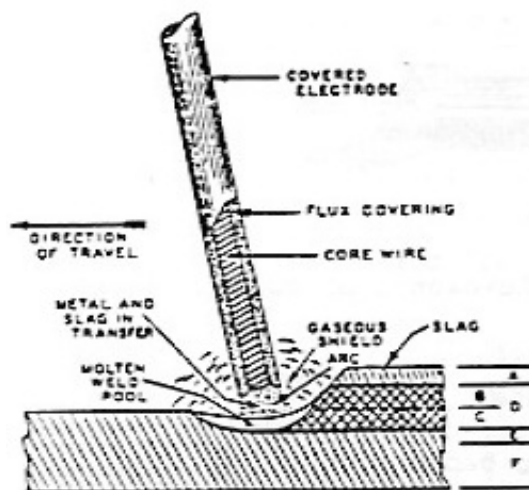
## ΣΥΓΚΟΛΛΗΣΕΙΣ ΑΝΟΞΕΙΔΩΤΩΝ ΩΣΤΕΝΙΤΙΚΩΝ ΧΑΛΥΒΩΝ

### 1. Μέθοδοι συγκόλλησης

#### 1.1 Συνήθεις Μέθοδοι (SMAW, GTAW, GMAW)

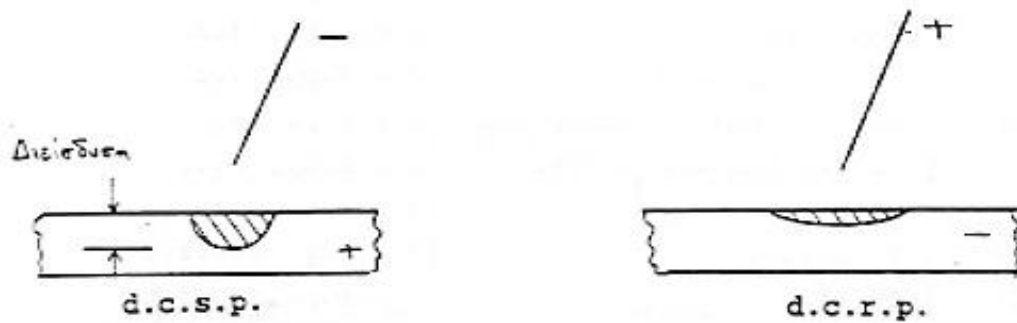
##### 1.1.1 Συγκόλληση με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια (Shielded Metal Arc Welding-SMAW)

Η συγκόλληση με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια απαιτεί τον έλεγχο τριών μεταβλητών: της ταχύτητας κίνησης του ηλεκτροδίου, της έντασης του ρεύματος και της τάσης του τόξου και απεικονίζεται στο Σχήμα 1.1.



**Σχήμα 1.1:** Συγκόλληση με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια (A: στρώμα σκουριάς, B: ενίσχυση συγκόλλησης, C: διείσδυση, D: μέταλλο συγκόλλησης, E: ισχυρά θερμαινόμενη ζώνη HAZ, F: βασικό μέταλλο[26])

Η συγκόλληση γίνεται με εναλλασσόμενο (A.C.) και με συνεχές ρεύμα (D.C.). Στην περίπτωση χρήσης D.C. μπορεί να έχουμε ορθή (straight polarity d.c.s.p.) ή ανάστροφη (reverse polarity, d.c.r.p.) πολικότητα (Σχήμα 1.2).



**Σχήμα 1.2:** Συγκόλληση με ορθή (d.c.s.p.) ή ανάστροφη πολικότητα (d.c.r.p.)

Τα επενδεδυμένα ηλεκτρόδια ταξινομούνται από τους διεθνείς οργανισμούς τυποποίησης ή τα ινστιτούτα συγκόλλησης ανάλογα με την αντοχή τους, το είδος επένδυσης, τα χαρακτηριστικά εφαρμογής και τα στοιχεία κράματος.

Ο ρόλος της επένδυσης των ηλεκτροδίων συνοψίζεται στα παρακάτω σημεία:

- A) Παρέχει προστασία από ανεπιθύμητα αέρια, κυρίως  $O_2$ ,  $N_2$ ,  $H_2$  με τη δημιουργία προστατευτικού παραπετάσματος αερίων ( $CO_2$ ,  $H_2O$ ) γύρω από το τόξο.
- B) Πραγματοποιείται χημική αντίδραση της τηγμένης σκουριάς με το βασικό μέταλλο για την αφαίρεση των μη επιθυμητών  $O_2$  και  $H_2$  (προσθήκη Si, Mn στην επένδυση για το πρώτο και CaF για το δεύτερο).
- Γ) Παρέχει προστασία στο τηγμένο μέταλλο.

Για την επιτυχία των σκοπών αυτών χρησιμοποιούνται διάφορα είδη επενδύσεων (fluxes).

Το  $O_2$  και το  $N_2$  στην περίπτωση A προέρχονται από τον αέρα και το  $H_2$  από τη διάσπαση της υγρασίας.

Το οξυγόνο προκαλεί οξείδωση των συστατικών που έχουν μεγάλη χημική συγγένεια με το οξυγόνο. Στους ανοξειδωτού χάλυβες, εκτός από το χρώμιο, υπάρχουν και άλλα ευοξειδωτά στοιχεία, όπως το τιτάνιο, το αργίλιο, το πυρίτιο. Τα οξείδια έχουν σημείο τήξης πολύ υψηλό και στα σημεία όπου

αποτίθενται εμποδίζουν τη διαβροχή του μετάλλου βάσης από το μέταλλο συγκόλλησης. Προκύπτουν έτσι ασυνέχειες οι οποίες συχνά επικοινωνούν με τον αέρα και, λόγω του διαφορικού αερισμού, γίνονται εστίες έντονης τοπικής διάβρωσης. Ταυτόχρονα μειώνεται η μηχανική αντοχή.

Το άζωτο επιδρά αρνητικά κυρίως στους φερριτικούς χάλυβες. Στους ωστενιτικούς και τους μαρτενσιτικούς χάλυβες το άζωτο δεν είναι κατά κανόνα βλαβερό, σε ορισμένες μάλιστα περιπτώσεις είναι και επιθυμητό, ως γ-φερρογόνο (ισοδύναμο του νικελίου).

Το υδρογόνο δεν έχει καμία επίδραση στους ωστενιτικούς χάλυβες, διότι ο ωστενίτης έχει την ευχέρεια να το διαλύει. Στους φερριτικούς πρέπει να αποφεύγεται και στους μαρτενσιτικούς είναι πολύ βλαβερό.

Το μέταλλο συγκόλλησης στους ανοξείδωτους χάλυβες εκλέγεται ώστε να έχει την ίδια ή παραπλήσια σύνθεση με το μέταλλο βάσης. Αυτό γίνεται για να διατηρούνται οι αντιδιαβρωτικές ιδιότητες του μετάλλου βάσης.

Επειδή κατά τη συγκόλληση υπάρχει απώλεια ενός ποσοστού ευοξειδωτων στοιχείων, κυρίως χρωμίου στη σκουριά, οι κατασκευαστές των ηλεκτροδίων ρυθμίζουν τη μέση σύνθεση λαμβάνοντας υπόψη και την απώλεια. Το επιπλέον χρώμιο προσθέτουν συνήθως στο συλλίπασμα υπό μορφή σιδηροχρωμίου σε σκόνη. Σε μορφή σκόνης προστίθεται στο συλλίπασμα και το Mo, ενώ ο πυρήνας του ηλεκτροδίου είναι σύρμα από κοινή ποιότητα ανοξείδωτου χάλυβα.

Το πρόβλημα που παρατηρείται με τα ηλεκτρόδια αυτού του τύπου είναι ότι για την ίδια διάμετρο μπορούν να δεχθούν εντάσεις κατά 30% μικρότερες από τα κοινά ηλεκτρόδια μαλακού χάλυβα, κι αυτό οδηγεί σε μειωμένη ταχύτητα τήξης και επομένως παραγωγικότητα.

Αυτό οφείλεται στο ότι οι ανοξείδωτοι χάλυβες, και ιδιαίτερα οι ωστενιτικοί, παρουσιάζουν χαμηλή ειδική αγωγιμότητα και αν χρησιμοποιηθούν εντάσεις ρεύματος όπως στην περίπτωση των κοινών

χαλύβων, το ηλεκτρόδιο θερμαίνεται, ερυθροπυρώνεται σε όλο του το μήκος και καταστρέφεται.

Για να επιτευχθούν εντάσεις ισοδύναμες προς αυτές που επιτυγχάνονται με ηλεκτρόδια κοινών χαλύβων της ίδιας διαμέτρου, ορισμένοι κατασκευαστές κατασκεύασαν ηλεκτρόδια με πυρήνα από μαλακό χάλυβα και πρόσθεσαν όλα τα κραματικά στοιχεία στην πάστα των ηλεκτροδίων. Στην περίπτωση αυτή, το μέταλλο συγκόλλησης παρουσιάζει ετερογένεια, σε μικροσκοπική κλίμακα, λόγω ανεπαρκούς ανάμιξης. Μερικές φορές γδέρνεται τοπικά το συλλίπασμα από την επιφάνεια του ηλεκτροδίου, κι αυτό προκαλεί στιγμιαία απόθεση κοινού χάλυβα. Το ίδιο συμβαίνει και με τις εκτινάξεις του πυρήνα που είναι κοινός χάλυβας και δημιουργεί στην απόθεση ευπαθή σημεία στη διάβρωση.

Έχουν χρησιμοποιηθεί όλοι οι τύποι συλλιπάσματος για την επένδυση, τελικά όμως επικράτησαν τα ηλεκτρόδια ρουτιλίου και τα βασικά, τα οποία προσφέρουν δυνατότητα συγκόλλησης σε κάθε θέση.

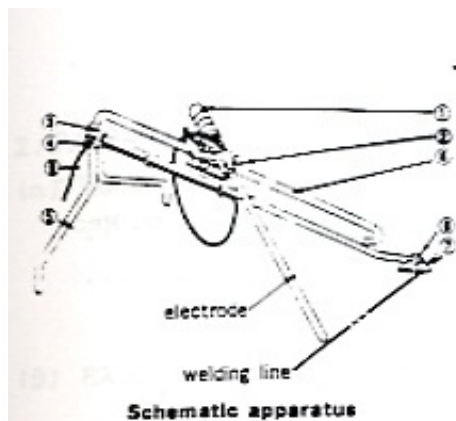
Τα ηλεκτρόδια ρουτιλίου χρησιμοποιούνται με συνεχές και εναλλασσόμενο ρεύμα, ενώ τα βασικά με συνεχές και με ανάστροφη πολικότητα. Η ανάστροφη πολικότητα εκλέγεται για να αυξήσει το ρυθμό τήξης του ηλεκτροδίου, αν και η πολικότητα αυτή μειώνει τη διείδυση.

Οι μηχανές συγκόλλησης διακρίνονται σε συνεχούς ρεύματος και εναλλασσόμενου ρεύματος

Η πιο γνωστή και ευρύτατα χρησιμοποιούμενη σήμερα μέθοδος μηχανοποίησης της συγκόλλησης με επενδεδυμένα ηλεκτρόδια είναι η συγκόλληση βαρύτητας. Στον απλούστερο τύπο συσκευής, η τσιμπίδα με το ηλεκτρόδιο υποστηρίζεται από τα προς συγκόλληση ελάσματα (Σχήμα 1.3).

Καθώς το ηλεκτρόδιο αναλίσκεται, η τσιμπίδα ολισθαίνει σε οδηγό υπό την επίδραση της βαρύτητας. Λόγω της κλίσης του οδηγού, η ολίσθηση αυτή συνοδεύεται και από μια συνιστώσα της κίνησης κατά μήκος της γραμμής συγκόλλησης. Για την οικονομικότητα της μεθόδου απαιτούνται ηλεκτρόδια

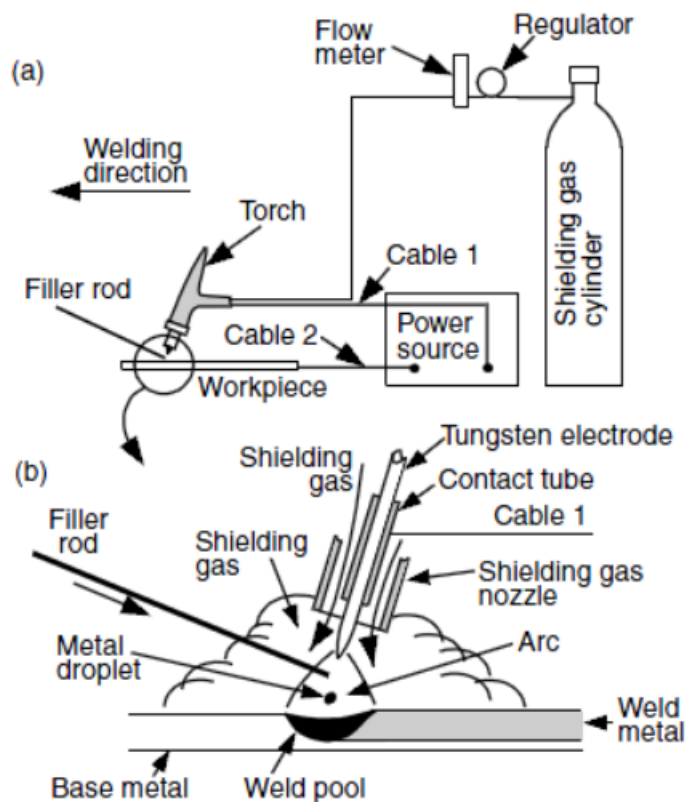
μεγάλου μήκους. Η μέθοδος χρησιμοποιείται ευρύτατα στη ναυπηγική για επίπεδες- μετωπικές αυχενικές συγκολλήσεις.



**Σχήμα 1.3:** (1) Τιμιπίδα, (2) Ολισθητήρας, (3) άρθρωση, (4) βίδα συγκράτησης, (5) πόδι, (6) οδηγός ολίσθησης, (7) οδηγός, (8) κοχλίας ρύθμισης οδηγού, (9) καλώδιο παροχής ρεύματος

### 1.1.2 Συγκόλληση με ηλεκτρόδιο βολφραμίου και προστασία αερίου (Gas Tungsten Arc welding, GTAW)

Είναι η μέθοδος συγκόλλησης, που ονομάζεται επίσης και TIG (Tungsten Inert Gas) που χρησιμοποιεί αδρανές αέριο για την προστασία της συγκόλλησης από την ατμόσφαιρα. Το διάγραμμα της μεθόδου φαίνεται στο Σχήμα 1.4. Το χρησιμοποιούμενο ηλεκτρόδιο είναι από μη τηκόμενο βολφράμιο. Μπορεί να χρησιμοποιηθεί και προστιθέμενο μέταλλο.



**Σχήμα 1.4:** Μέθοδος GTAW, (α)Γενική άποψη της διαδικασίας, (β) περιοχή συγκόλλησης[27]

Η συγκόλληση γίνεται με συνεχές ρεύμα με ορθή ή ανάστροφη πολικότητα. Η κατανομή της θερμότητας στο ηλεκτρικό τόξο είναι για την άνοδο (+) 80%, για την κάθοδο(-) 5% και η μεταφορά από αέριο 15%. Επομένως, για τα περισσότερα μέταλλα χρησιμοποιείται η ορθή πολικότητα. Εξάιρεση αποτελεί το αλουμίνιο, όπου χρησιμοποιείται ανάστροφη πολικότητα για να επιτευχθεί καθοδικός καθορισμός. Εναλλασσόμενο ρεύμα χρησιμοποιείται με υψηλή συχνότητα και υψηλή τάση για τη βελτίωση της ευστάθειας του τόξου.

Αέρια προστασίας που χρησιμοποιούνται είναι το αργό και το ήλιο, που απαιτεί μεγάλη τάση τόξου και προκαλεί μεγαλύτερη διείσδυση, οπότε χρησιμοποιείται σε παχιά ελάσματα. Στους ωστενιτικούς χάλυβες μπορεί να επιτευχθεί καλύτερη διείσδυση με αύξηση της τάσης του τόξου,



προσθέτοντας στο αργό μέχρι 10% H<sub>2</sub>. Στους άλλους χάλυβες η ύπαρξη υδρογόνου απαγορεύεται.

Τα ηλεκτρόδια που χρησιμοποιούνται διακρίνονται σε:

- (α) καθαρού βολφραμίου (EWP)
- (β) βολφραμίου με 1-2% θόριο (EWTh-1, EWTh-2)
- (γ) βολφραμίου με 0,15-0,40% ζιρκόνιο (EWZr)
- (δ) καθαρού βολφραμίου με εξωτερικό λεπτό κέλυφος από κράμα βολφραμίου και 1-2% θορίου (EWTh-3)

Τα τελευταία παρουσιάζουν μεγαλύτερη εκπομπή ηλεκτρονίων, μεγαλύτερη διάρκεια ζωής και μεγαλύτερη αντίσταση σε απορρόφηση ακαθαρσιών από το περιβάλλον. Ακόμη με τα ηλεκτρόδια αυτά είναι πιο εύκολο το άναμμα του τόξου, ενώ και το ίδιο το τόξο είναι σταθερότερο.

Στην GTAW η μηχανή συγκόλλησης έχει συνήθως χαρακτηριστική σταθερού ρεύματος. Σε ημιαυτόματες συγκολλήσεις σωληνώσεων με GTAW έχει χρησιμοποιηθεί με επιτυχία ρεύμα ορθής πολικότητας (αρνητικό ηλεκτρόδιο) σε παλμούς.

Υπάρχουν διάφοροι τύποι πιστολιών συγκόλλησης, ανάλογα με την επιθυμητή εφαρμογή. Από αυτά άλλα είναι υδρόψυκτα και άλλα αερόψυκτα, ενώ μερικά φέρουν και βαλβίδες για τη ρύθμιση της παροχής του αερίου προστασίας.

Η τεχνική GTAW δίνει άριστες συγκολλήσεις. Ενδείκνυται για συγκόλληση σε μικρά και σε μεγάλα πάχη. Μηχανοποιημένη και αυτόματη χρησιμοποιείται για την κατασκευή σωλήνων από ανοξείδωτο χάλυβα με ραφή.

### 1.1.3 Συγκόλληση με τηκόμενο ηλεκτρόδιο και προστασία αερίου (Gas Metal Arc Welding, GMAW) - FCAW

Σε αυτή τη μέθοδο συγκόλλησης χρησιμοποιείται προστασία αερίου και η απαιτούμενη θερμότητα παρέχεται από το ηλεκτρικό τόξο που σχηματίζεται μεταξύ ενός τηκόμενου ηλεκτροδίου και των προς συγκόλληση τεμαχίων.

Η μέθοδος αυτή όταν πρωτοεμφανίστηκε, θεωρείτο ως μέθοδος υψηλής πυκνότητας ρεύματος. Βασικός της σκοπός ήταν η συγκόλληση κραμάτων αλουμινίου και ονομάστηκε MIG (Metal Inert Gas). Στη συνέχεια χρησιμοποιήθηκαν και ρεύματα χαμηλής πυκνότητας και παλλόμενο συνεχές ρεύμα και χρησιμοποιήθηκε σε συγκολλήσεις και άλλων μετάλλων. Για την προστασία του μετάλλου χρησιμοποιήθηκαν και ενεργά αέρια, κυρίως CO<sub>2</sub>. Αποτέλεσμα αυτών ήταν η μετονομασία της σε GMAW, που είναι ευρύτερος όρος.

Η συγκόλληση πραγματοποιείται με συνεχές ρεύμα, με ορθή και ανάστροφη πολικότητα. Με ορθή πολικότητα υπάρχει μεταφορά υλικού με σταγόνες, ενώ με ανάστροφη πολικότητα συμβαίνει μεταφορά υλικού με σταγονίδια. Στο μαλακό χάλυβα με ανάστροφη πολικότητα και με χρήση αργού, συμβαίνει μετατροπή της μεταφοράς υλικού από σταγόνες σε σταγονίδια, σε συγκεκριμένη τιμή του ρεύματος  $I_{tr}$ , η οποία ονομάζεται τιμή μετάβασης.

Επίσης το προστιθέμενο μέταλλο μεταφέρεται με τεχνική βύθισης ή βραχυκύκλωσης, η οποία αναπτύχθηκε για να γίνει δυνατή η συγκόλληση σε πολύ λεπτά ελάσματα και σε όλες τις θέσεις, χωρίς τη χρήση αδρανών αερίων προστασίας. Οι εντάσεις και οι τάσεις ρεύματος που χρησιμοποιούνται είναι μικρές. Μεταξύ του ηλεκτροδίου και των προς συγκόλληση μετάλλων υπάρχει βολταϊκό τόξο. Μεταφορά υλικού γίνεται μόνο κατά τη διάρκεια

επαφής του ηλεκτροδίου με το τηγμένο μέταλλο, που συμβαίνει 20 έως 200 φορές το δευτερόλεπτο.

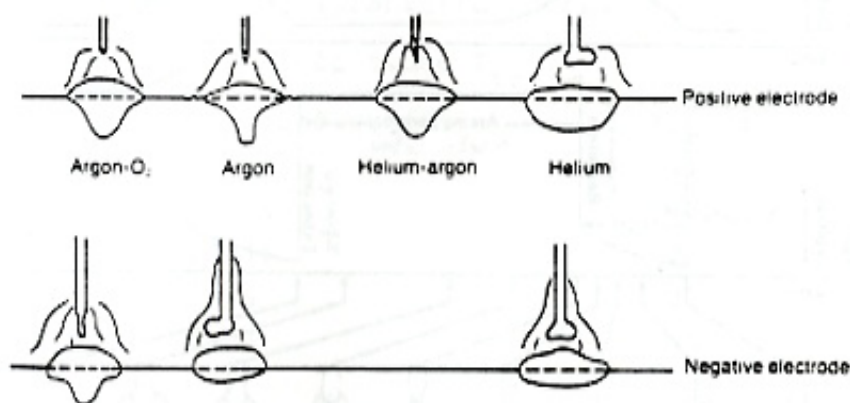
Τα αέρια προστασίας που χρησιμοποιούνται στις συγκολλήσεις των μετάλλων φαίνονται στον Πίνακα 1.5.

Στις συγκολλήσεις ανοξειδωτων χαλύβων, το οξυγόνο που χρησιμοποιείται ως αέριο προστασίας, στοχεύει στην καλύτερη διείσδυση. Ακόμη το οξυγόνο είναι ευνοϊκό στην περίπτωση των ωστενιτικών χαλύβων με χαμηλό άνθρακα, επειδή εμποδίζει την ενανθράκωση. Οι περιεκτικότητες οξυγόνου που χρησιμοποιούνται είναι μεταξύ 2 και 10%.

<b>Μέταλλο</b>	<b>Αέριο προστασίας</b>
Αλουμίνιο	Αργό, για μικρά πάχη (έως 25 mm) Μίγμα 75% He, 25% Ar, για πάχη από 25 έως 76 mm. Μίγμα 90% He, 10% Ar, για πολύ μεγάλα πάχη
Μαλακός χάλυβας	Μίγμα Ar, 5% O <sub>2</sub> Για μεταφορά με βύθιση Ar, 25% O <sub>2</sub> , για πάχη μικρότερα από 3,2 mm, Ar, 50% CO <sub>2</sub> για μεγαλύτερα πάχη, ή σκέτο CO <sub>2</sub> για μεγαλύτερη διείσδυση
Ανοξειδωτος χάλυβας	Μίγμα Ar με 1-2% O <sub>2</sub> Για μεταφορά με βύθιση μίγμα 90% He, 7,5% Ar, 2,5% CO <sub>2</sub> .

**Πίνακας 1.5:** Αέρια προστασίας για συγκολλήσεις GMAW.

Στο Σχήμα 1.6 παρουσιάζεται η επίδραση του αερίου προστασίας στην όψη και τη διείσδυση της συγκόλλησης.



**Σχήμα 1.6:** Επίδραση του αερίου προστασίας στη διείσδυση της συγκόλλησης.

Στη συγκόλληση GMAW με προστασία αδρανούς αερίου, τα συμπαγή ηλεκτρόδια που χρησιμοποιούνται, έχουν συνήθως την ίδια σύνθεση με το προς συγκόλληση βασικό μέταλλο. Όταν το χρησιμοποιούμενο αέριο είναι ενεργό (π.χ. μίγμα με  $O_2$  και  $CO_2$ ), τότε είναι απαραίτητη η προσθήκη αποξειδωτικών, κυρίως Si και Mn, στο κράμα του ηλεκτροδίου. Οι πιο συνηθισμένες χρησιμοποιούμενες διαμέτροι ηλεκτροδίων είναι από 1,02 έως 1,59 mm, αλλά υπάρχουν και ηλεκτρόδια μικρότερων (μέχρι 0,5 mm) και μεγαλύτερων (μέχρι 3,18 mm) διαμέτρων.

Η τεχνική GMAW χρησιμοποιείται για τη συγκόλληση ανοξειδωτων χαλύβων.

Τα πιστόλια συγκόλλησης χρησιμοποιούνται για χειροκίνητη και ημιαυτόματη συγκόλληση. Επειδή το ηλεκτρόδιο προωθείται συνεχώς κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, το πιστόλι πρέπει να διαθέτει μια ολισθαίνουσα ηλεκτρική επαφή (σωλήνας επαφής) για τη διοχέτευση του ρεύματος. Πρέπει επίσης να διαθέτει ακροφύσιο για την παροχή του αερίου προστασίας. Η ψύξη του πιστολιού γίνεται ή με το αέριο προστασίας ή με κλειστό κύκλωμα νερού ή και με τα δύο.

Επειδή η GMAW είναι μέθοδος συγκόλλησης με πολύ υψηλή πυκνότητα έντασης ρεύματος, αν χρησιμοποιηθεί μηχανή συγκόλλησης, απαιτείται σταθερή ή ελαφρά ανερχόμενη τάση. Επίσης, το συνεχές ηλεκτρόδιο τροφοδοτείται με σταθερή ταχύτητα.

Μια νεότερη εξέλιξη στον τομέα των μηχανών είναι οι μηχανές παλλόμενου ρεύματος, οι οποίες παρέχουν δύο επίπεδα έντασης ρεύματος. Το σταθερό ρεύμα χαμηλής έντασης δεν είναι σε θέση να προκαλέσει μεταφορά του τηκόμενου υλικού σε σταγονίδια. Το ρεύμα υψηλότερης έντασης, υπό μορφή παλμών, υπερτίθεται στο πρώτο. Η μέγιστη τιμή του συνολικού ρεύματος είναι υψηλότερη της τιμής μετάβασης, οπότε η μεταφορά γίνεται με ψεκασμό. Σημαντικό πλεονέκτημα των μηχανών αυτών

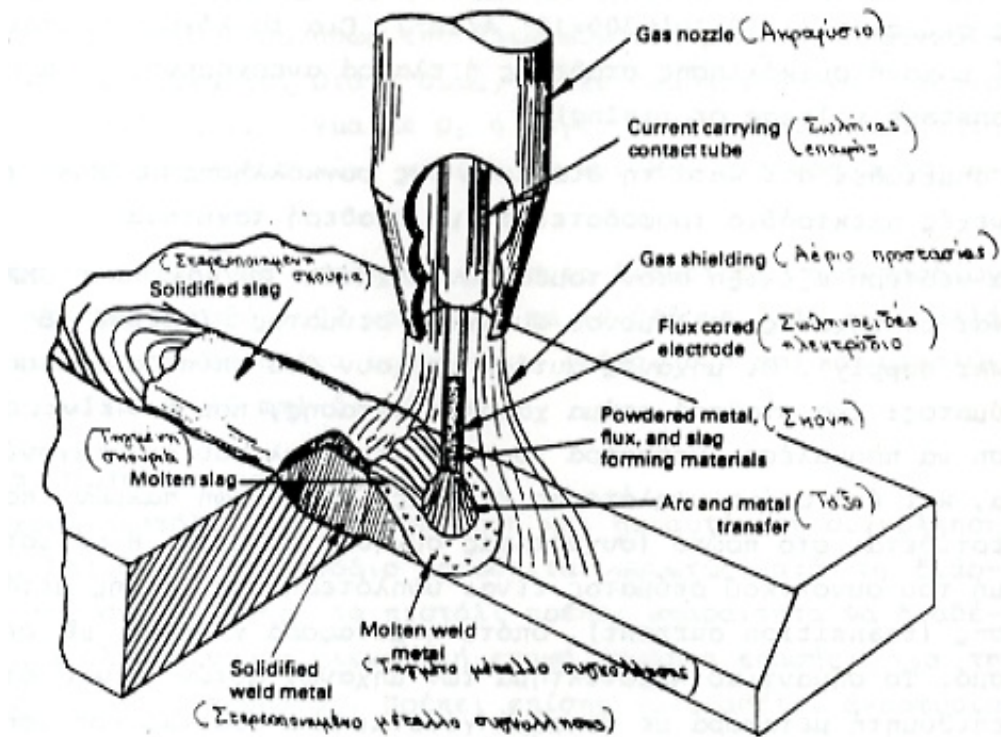
είναι ότι η επιθυμητή μεταφορά με ψεκασμό γίνεται με αποδοτικότερη χρήση ηλεκτρικής ενέργειας. Εξέλιξη αυτών των μηχανών συγκόλλησης αποτελούν οι μηχανές synergic pulsed MIG.

Υπάρχουν παραλλαγές της μεθόδου GMAW, δύο από τις σημαντικότερες είναι οι εξής:

#### **α) Χρήση σωληνοειδών ηλεκτροδίων (FCAW)**

Η μέθοδος αυτή είναι γνωστή και ως FCAW (Flux Cored Arc Welding- Συγκόλληση τόξου με χρήση σωληνοειδών ηλεκτροδίων). Το βασικό χαρακτηριστικό της είναι ότι τα ηλεκτρόδια είναι μεν μεταλλικά αλλά σωληνοειδή που στο εσωτερικό τους (πυρήνα) περιέχουν σκόνη, παρόμοια με εκείνη των επενδυμένων ηλεκτροδίων. Η συγκόλληση γίνεται με ή χωρίς αέριο προστασίας. Στην τελευταία περίπτωση το αέριο είναι συνήθως CO<sub>2</sub> (Σχήμα 1.7).

Σε σχέση με την κλασική GMAW, η μέθοδος αυτή παρέχει μεγαλύτερη ταχύτητα συγκόλλησης, μεγαλύτερη διείσδυση και τη δυνατότητα συγκόλλησης σκουριασμένων υλικών ή κραμάτων με προστασία CO<sub>2</sub>. Παρουσιάζει όμως, μεγαλύτερη κατανάλωση αερίου, χαμηλότερη απόδοση και το πρόβλημα της αφαίρεσης της σκουριάς.



Σχήμα 1.7: Συγκόλληση με χρήση σωληνοειδών ηλεκτροδίων.

### B) Συγκόλληση στενού διακένου (Narrow Gap Welding)

Με την παραλλαγή αυτή της GMAW είναι δυνατή η συγκόλληση πολύ παχέων ελασμάτων (μέχρι και 400 mm) φερρομαγνητικών υλικών με ανοιχτή συμβολή ή τύπου V πολύ μικρής γωνίας. Τα ελάσματα τοποθετούνται έτσι ώστε το διάκενο στη ρίζα τους να είναι 6 με 10 mm μόνο, ανεξάρτητα από το πάχος τους. Η μέθοδος χρησιμοποιείται ευρύτατα στην Ιαπωνία, όπου έχουν αναπτυχθεί τουλάχιστον 8 διαφορετικά συστήματα. Κοινό χαρακτηριστικό αυτών είναι ότι το τόξο πάλλεται και κάμπτεται προς την κατεύθυνση των τοιχωμάτων των ελασμάτων για την επίτευξη καλύτερης τήξης.

Κυριότερα πλεονεκτήματα της μεθόδου είναι η οικονομικότητα, η δημιουργία χαμηλότερων παραμενουσών τάσεων και η βελτιωμένη δυσθραυστότητα της συγκόλλησης. Σημαντικό μειονέκτημα είναι η δυσκολία να επιδιορθωθούν τυχόν σφάλματα.

## 1.2 Άλλες Μέθοδοι (LBW, EBW, FW)

### 1.2.1 Συγκόλληση με Laser-Laser Beam Welding (LBW)

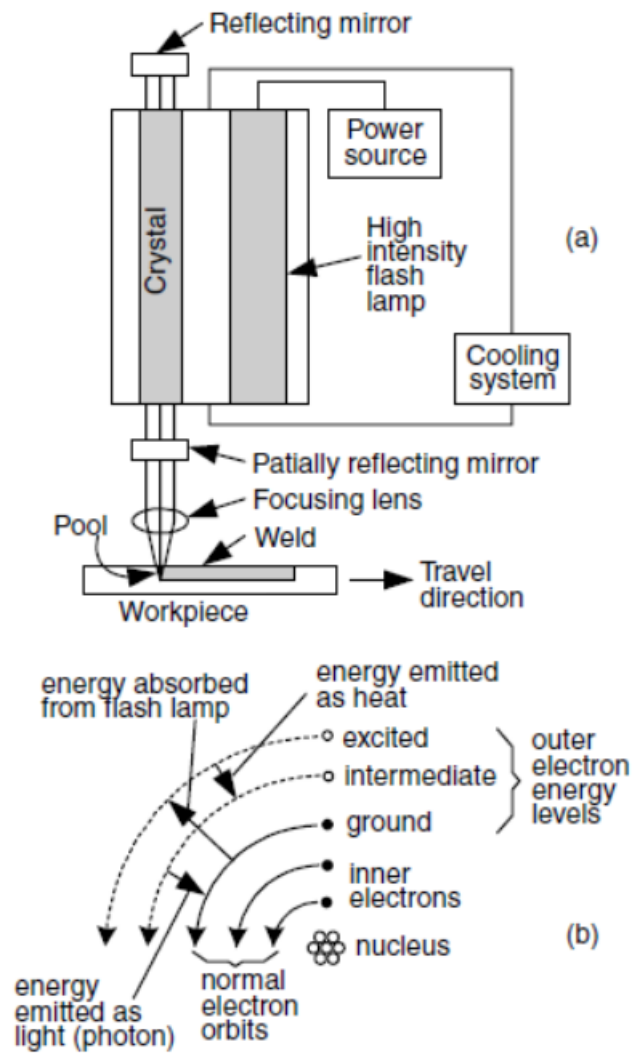
Με την μέθοδο αυτή επιτυγχάνουμε τη συγκόλληση των μετάλλων με θέρμανση της περιοχής συγκολλησεως με δέσμη Laser. Η δέσμη Laser μπορεί να παραχθεί είτε από Laser στερεάς κατάστασης ή από Laser αερίου. Σε κάθε περίπτωση η δέσμη εστιάζεται και καθοδηγείται από οπτικά μέσα για να επιτευχθεί μεγάλη συγκέντρωση ισχύος.

Στα Laser στερεάς κατάστασης σε ένα κρύσταλλο προσθέτουμε μικρές ποσότητες στοιχείων μετάπτωσης ή σπανίων γαιών. Για παράδειγμα σε Laser κρυστάλλου YAG, στον κρύσταλλο Yttrium-Aluminum-Garnet (ύτριο, αλουμίνιο, γρανάτης) προστίθεται neodymium (νεοδύμιο). Τα ηλεκτρόνια του στοιχείου προσθήκης μπορεί να βρεθούν σε διεγερμένη κβαντική κατάσταση, μεταπηδώντας σε υψηλότερες ενεργειακές στάθμες όταν εκτεθούν σε λυχνίες έκλαμψης υψηλής ισχύος. Όταν τα ηλεκτρόνια επανέρχονται στις φυσιολογικές τους ενεργειακές θέσεις εκπέμπεται ακτινοβολία, Σχήμα 1.8.'

Στο Laser αερίου, Σχήμα 1.9, και συγκεκριμένα στο Laser CO<sub>2</sub> χρησιμοποιούμε μείγμα αερίων CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> και He. Το He διεγείρεται συνεχώς από δύο ηλεκτρόδια και ακτινοβολεί. Το Laser αερίου είναι πιο ισχυρό από της Στερεάς κατάστασης.

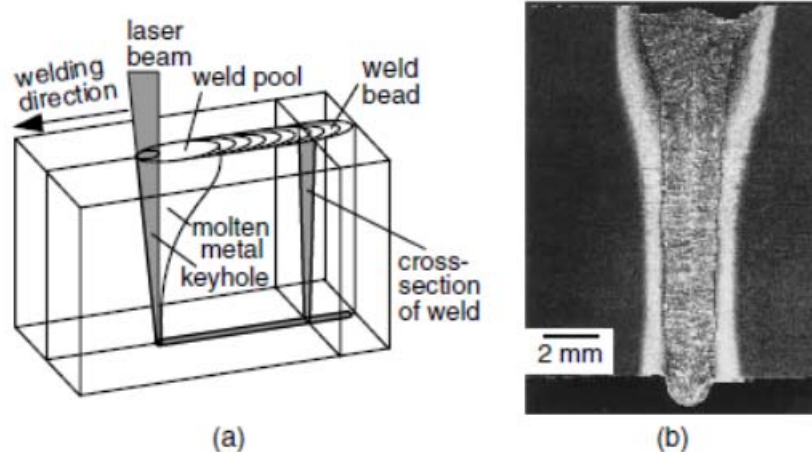
Δύο από τα σημαντικότερα προβλήματα της συγκόλλησης με Laser είναι η αντανάκλαση της ακτίνας, και ο ιονισμός του He (πλάσμα). Περίπου το 95% της ισχύος του Laser με CO<sub>2</sub> μπορεί να ανακλαστεί λόγω της στιλπνότητας της επιφάνειας του χάλυβα. Είναι επιθυμητή η τράχυνση της επιφάνειας ή η χρήση κάποιου επιχρίσματος για να αποφύγουμε αυτό το φαινόμενο. Η δημιουργία πλάσματος λόγω ιονισμού του αερίου είναι επίσης πιθανή. Το πλάσμα απορροφά την ενέργεια της ακτίνας Laser ενώ έχουμε και φαινόμενα σκεδασμού. Συνεπώς μειώνεται σημαντικά η ισχύς της ακτίνας και ακολούθως η διείδυση. Ως αέριο προστασίας χρησιμοποιούμε ήλιο(He) και

όχι αργό (Ar) καθώς για τον ιονισμό του ηλίου απαιτείται περισσότερη ενέργεια από ότι για το αργό. Συνεπώς είναι δυσκολότερο να ιονιστεί. Ωστόσο το μίγμα ήλιο-10% αργό είναι το ιδανικότερο, καθώς το ήλιο ως ελαφρύτερο από τον αέρα, διαφεύγει από την περιοχή συγκόλλησης και δεν απομακρύνει εντελώς τα αέρια από την πορεία της ακτίνας.



**Σχήμα 1.8:** Συγκόλληση με δέσμη Laser Στερεάς κατάστασης(a) διαδικασία, (b) κίνηση ηλεκτρονίων, απορρόφηση και έκλυση ενέργειας [27]



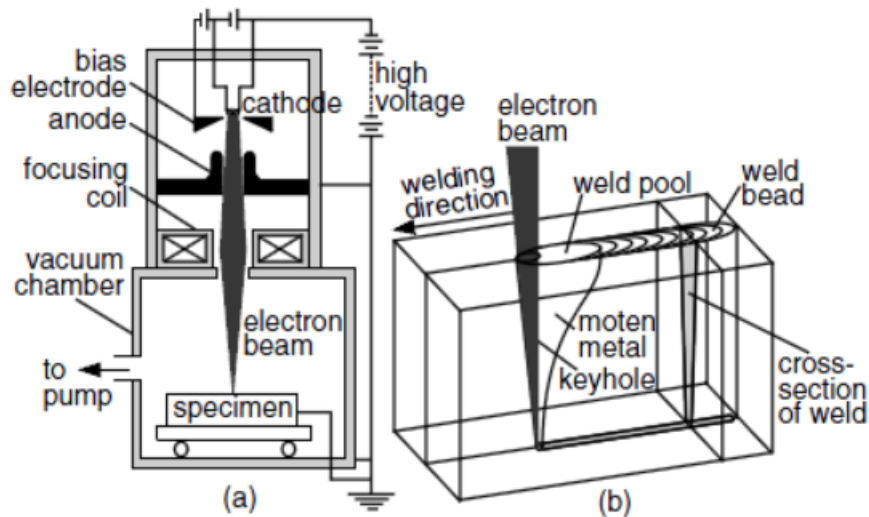


**Σχήμα 1.9:** Συγκόλληση με δέσμη Laser αερίου(a) διαδικασία, (b) συγκόλληση σε χάλυβα A633, πάχους 13mm.[27]

Όπως και στην συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων που θα δούμε αργότερα, μπορούμε να επιτύχουμε μεγάλη διείσδυση με μεγάλη ταχύτητα και περιορισμό των παραμορφώσεων όπως και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης(ΘΕΖ). Αν και δεν απαιτεί συνθήκες κενού, όπως η συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων, η αντανάκλαση της ακτίνας είναι το σημαντικότερο μειονέκτημα της μεθόδου, όπως και ο ακριβός εξοπλισμός.

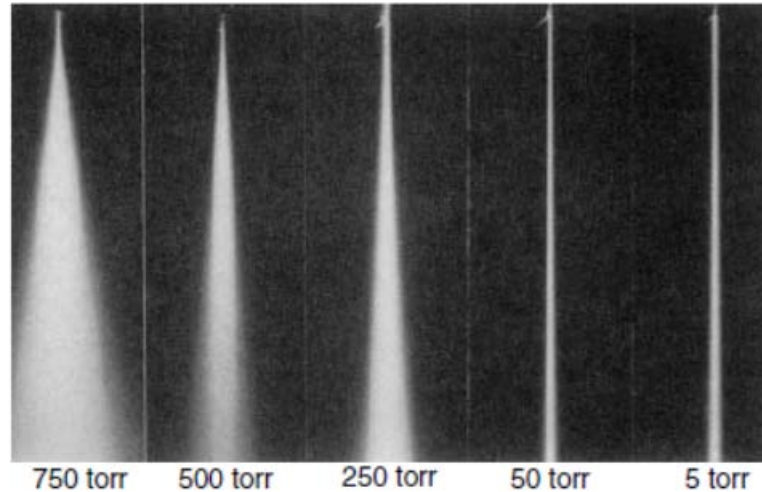
### 1.2.2 Συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων-Electron Beam Welding (EBW)

Με την μέθοδο αυτή επιτυγχάνουμε τη συγκόλληση των μετάλλων με θέρμανση της περιοχής συγκολλήσεως με δέσμη ηλεκτρονίων. Όπως φαίνεται στο Σχήμα 1.10, η κάθοδος του πιστολιού εκπομπής της δέσμης, είναι ένα αρνητικά φορτισμένο, πυρακτωμένο νήμα. Όταν αυτό θερμανθεί σε κατάλληλη θερμοκρασία (Θερμιονική) εκπέμπει ηλεκτρόνια.



**Σχήμα 1.10:** Συγκόλληση με δέσμη ηλεκτρονίων, (a) διαδικασία, (b) περιοχή συγκόλλησης-μεγάλη διείσδυση λόγω ισχυρής δέσμης (keyhole).[27]

Τα ηλεκτρόνια επιταχύνονται από ένα ηλεκτρικό πεδίο που δημιουργείται μεταξύ ενός ηλεκτροδίου πλησίον της καθόδου και της ανόδου. Ακολούθως η δέσμη περνάει από μια οπή της ανόδου και εστιάζεται σε ένα συγκεκριμένο σημείο της επιφάνειας του δοκιμίου με την βοήθεια ενός ηλεκτρομαγνητικού πηνίου. Όσο αφορά τις τιμές του ρεύματος και της τάσης λειτουργίας της μεθόδου, αυτές κυμαίνονται από 50-1000 mA και 30-175Kv αντιστοίχως. Για μεγάλες εντάσεις της δέσμης μπορεί να επιτευχθεί πλήρης διείσδυση της συγκόλλησης (keyhole), ακόμα και με ένα πέρασμα σε παχιά ελάσματα. Η διάμετρος της δέσμης μεταβάλλεται αναλόγως με την ατμοσφαιρική πίεση, και η διάμετρος της δέσμης αυξάνεται (Σχήμα 1.9) καθώς η πίεση αυξάνει. Αυτό συμβαίνει επειδή τα ηλεκτρόνια συγκρούονται με τα μόρια του αέρα, και γι' αυτό η μέθοδος αυτή εφαρμόζεται σε θάλαμο κενού.



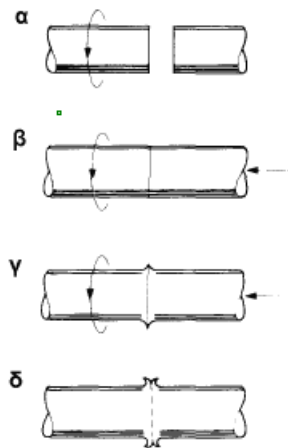
**Σχήμα 1.9:** Διασπορά της δέσμης ηλεκτρονίων σε διάφορες ατμοσφαιρικές πιέσεις.

Το κυριότερο πλεονέκτημα της μεθόδου είναι ότι λόγω της έντασης της δέσμης μπορεί να επιτευχθεί συγκόλληση παχέων ελασμάτων με ένα μόνο πέρασμα και με μεγάλη ταχύτητα. Συνεπώς η προσφερόμενη θερμότητα ανά μονάδα μήκους είναι σημαντικά μικρότερη από της συγκολλήσεις τόξου και αυτό έχει σαν αποτέλεσμα μικρότερη θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ), όπως επίσης και περιορισμό των παραμορφώσεων.

### 1.2.3 Συγκόλληση διά τριβής-Friction Welding(FW)

Στη συγκόλληση με τριβή δύο τεμάχια συγκολλούνται με τη βοήθεια της θερμότητας που παράγεται από την τριβή του ενός πάνω στο άλλο. Στην πράξη, το ένα από τα δύο τεμάχια περιστρέφεται με μεγάλη ταχύτητα και συμπιέζεται πάνω στο τεμάχιο που θα συγκολληθεί. Οι μεταξύ τους επιφάνειες τρίβονται έντονα, θερμαίνονται μέχρι τη θερμοκρασία συγκόλλησης και τότε η περιστροφή σταματά. Με τη συνεχιζόμενη πίεση ανάμεσα στα δύο κομμάτια επιτυγχάνεται η συγκόλληση. Αυτή η μέθοδος έχει βρει εφαρμογές στη συγκόλληση των κοπτικών πλακιδίων σε μανέλες κοπτικών εργαλείων, συγκόλληση ράβδων κ.λπ.. Στο σχήμα 1.10 φαίνεται η διαδικασία συγκόλλησης ράβδων με τριβή. Η διαδικασία που φαίνεται στο

σχήμα περιλαμβάνει : α) περιστροφή της μίας ράβδου, β) περιστροφή της πρώτης ράβδου και ταυτόχρονη συμπίεση της δεύτερης ράβδου πάνω στην περιστρεφόμενη, γ) επίτευξη της θερμοκρασίας συγκόλλησης και δ) προκύπτει η συγκόλληση των ράβδων.



**Σχήμα 1.10:** Συγκόλληση με τριβή.

## 2. Συγκολλησιμότητα Ανοξειδωτων Ωστενιτικών Χαλύβων - Προβλήματα

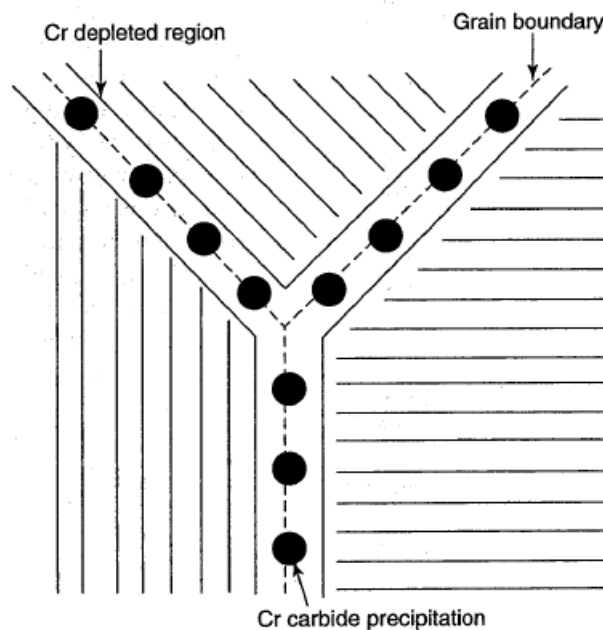
### 2.1 Σχηματισμός Καρβιδίων – ευαισθητοποίηση

Ο σημαντικότερος μηχανισμός διάβρωσης στις συγκολλήσεις ανοξειδωτων χαλύβων, ο οποίος είναι και το αντικείμενο πολλών ερευνών και δημοσιεύσεων, είναι η περικρυσταλλική διάβρωση (intergranular attack-IGA) και το σχετικό φαινόμενο είναι γνωστό ως ρωγμάτωση περικρυσταλλικής διάβρωσης υπό τάση (IGSCC). Αυτή η μορφή επίθεσης είναι περισσότερο κοινή στη θερμικά επηρεασμένη ζώνη των ωστενιτικών ανοξειδωτων χαλύβων και είναι αποτέλεσμα μιας μεταλλουργικής κατάστασης που ονομάζεται ευαισθητοποίηση.

Η ευαισθητοποίηση συμβαίνει όταν η κατακρήμνιση καρβιδίων πλούσιων σε χρώμιο στα όρια των κόκκων έχει ως αποτέλεσμα την απογύμνωση της γειτονικής περιοχής από χρώμιο, επομένως τη δημιουργία μικροδομής ευαίσθητης σε διάβρωση (εάν το ποσοστό του χρωμίου είναι χαμηλότερο από 12%).

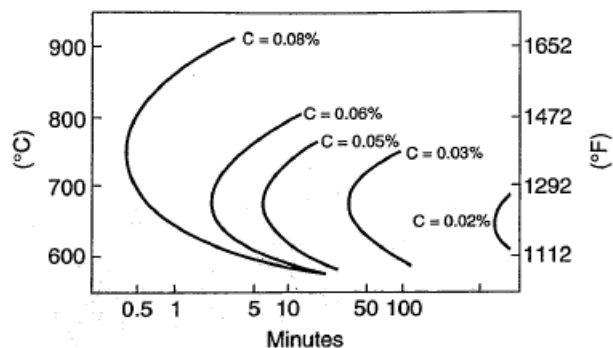
Η κατακρήμνιση καρβιδίων η οποία οδηγεί σε ευαισθητοποίηση συμβαίνει σε ένα εύρος θερμοκρασιών από 600 έως 850 °C. Πάνω από αυτήν την θερμοκρασία τα καρβίδια διαλύονται και συνεπώς η περιοχή πλησίον της ζώνης τήξης είναι σχετικά ελεύθερη καρβιδίων (υποθέτοντας ότι έχουμε ταχεία ψύξη για να περιορίσουμε την κατακρήμνιση).

Στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη των περισσοτέρων ανοξειδωτων χαλύβων σχηματίζονται καρβίδια  $M_{23}C_6$  πλούσια σε χρώμιο κατά μήκος των ορίων των κόκκων, σχήμα 1.11 και 1.12. Συνεπώς δημιουργείται στα όρια των κόκκων μια " φτωχή " σε χρώμιο ζώνη , η οποία είναι ευαίσθητη σε διάβρωση. Ο όρος ευαισθητοποίηση λοιπόν, χρησιμοποιείται για να περιγράψει αυτήν την μεταλλουργική κατάσταση, που μπορεί να οδηγήσει σε περικρυσταλλική διάβρωση.

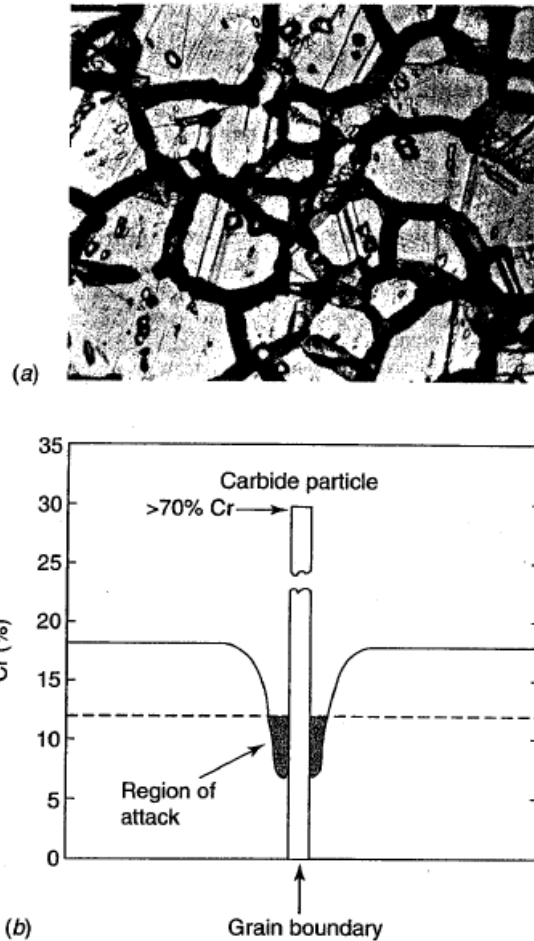


**Σχήμα 1.11:** Κατακρήμνιση καρβιδίων στα όρια των κόκκων, και τοπική "απογύμνωση" της περιοχής από χρώμιο.

Το ποσοστό του άνθρακα στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς χάλυβες έχει την πιο προφανή επιρροή σχετικά με την αντίσταση του σε περικρυσταλλική διάβρωση. Η χρησιμοποίηση χαλύβων χαμηλού ποσοστού άνθρακα (τύπου L), ελαχιστοποιεί την πιθανότητα ευαισθητοποίησης επιβραδύνοντας σημαντικά την αντίδραση σχηματισμού καρβιδίων. Στο σχήμα 1.12 παρουσιάζεται η επίδραση του άνθρακα στον χρόνο κατακρήμνισης των καρβιδίων.



**Σχήμα 1.12:** Διάγραμμα χρόνου-θερμοκρασίας κατακρήμνισης καρβιδίων  $M_{23}C_6$  για 18Cr-8Ni κράματα σε διάφορες περιεκτικότητες άνθρακα.[7]



**Σχήμα 1.12:** Περικρυσταλλική διάβρωση. (a)προσβεβλημένα όρια των κόκκων στην ΘΕΖ,τύπος 304(b)σχηματισμός καρβιδίου στα όρια των κόκκων και περιοχή φτωχή σε χρώμιο.

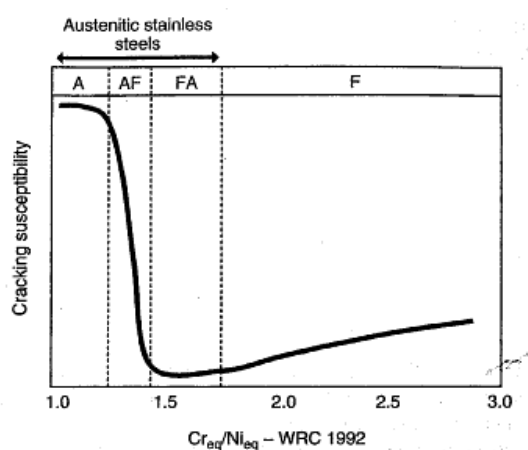
## 2.2 Θερμή ρωγμάτωση – φερρίτης-δ

Αν και τα ωστενιτικά κράματα θεωρείται ότι συγκολλούνται εύκολα, εντούτοις εμφανίζονται κάποια προβλήματα εάν δεν ληφθούν οι κατάλληλες προφυλάξεις. Θερμή ρωγμάτωση στο μέταλλο συγκόλλησης (Weld solidification cracking) είναι πιθανό να εμφανιστεί και εξαρτάται κυρίως από την σύνθεση του βασικού μετάλλου και του μετάλλου συγκόλλησης, καθώς και από το ποσοστό των ακαθαρσιών.

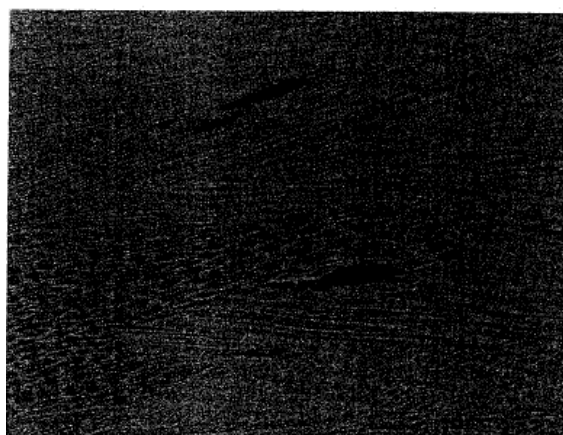
Η Θερμή ρωγμάτωση στο μέταλλο συγκόλλησης (Weld solidification cracking) μπορεί να υπάρξει ένα σημαντικό πρόβλημα για τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες. Η δημιουργία τέτοιων ρωγμών εξαρτάται κυρίως από

την σύνθεση του μετάλλου συγκόλλησης. Μέταλλα συγκόλλησης που έχουν στερεοποιηθεί πλήρως ωστενιτικά (τύπος «Α»), είναι και τα πιο ευπαθή. Σε αντίθεση τα μέταλλα συγκόλλησης που έχουν στερεοποιηθεί κυρίως φερριτικά με μικρό ποσοστό ωστενίτη (τύπος «FA») Σχήμα 1.13, δεν εμφανίζουν τέτοια προβλήματα.

Επιπρόσθετα, η παρουσία υψηλών ποσοστών ακαθαρσιών (ιδιαίτέρως θείου και φωσφόρου) επιδεινώνουν το πρόβλημα των ρωγμών σε μέταλλα συγκόλλησης τύπου A και AF. Χαρακτηριστικό παράδειγμα τέτοιων ρωγμών σε μέταλλο συγκόλλησης τύπου A παρουσιάζεται στο Σχήμα 1.14.



**Σχήμα 1.13:** Ευαισθησία σε θερμή ρωγμάτωση σε σχέση με την δομή στερεοποίησης.



**Σχήμα 1.14:** Weld solidification cracks σε πλήρως ωστενιτικό μέταλλο συγκόλλησης (FN 0).



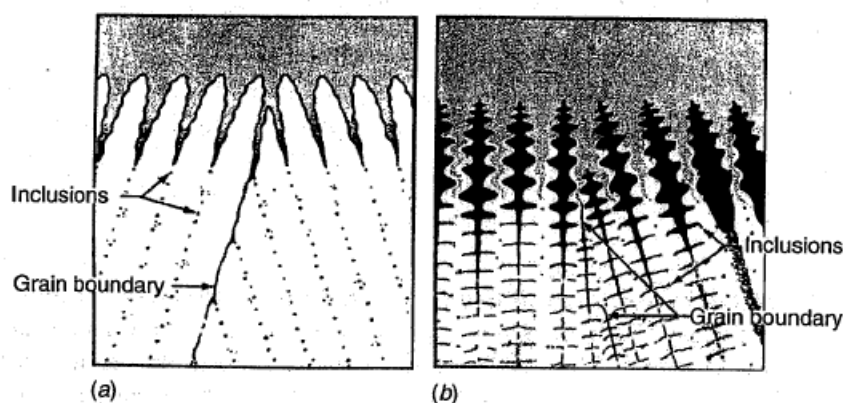
Για να γίνει πιο κατανοητή η συνεισφορά του φερρίτη στην αποτροπή διάδοσης των ρωγμών πρέπει να αναφερθούμε στις διεπιφάνειες στερεοποίησης των κόκκων.

Οι διεπιφάνειες στερεοποίησης κόκκων (SOLIDIFICATION GRAIN BOUNDARIES -S.G.Bs) είναι το αποτέλεσμα της αλληλεπίδρασης λεπτών κόκκων, ή ομάδων γειτονικών κόκκων. Επομένως, τα S.G.B. είναι άμεσο αποτέλεσμα της ανταγωνιστικής ανάπτυξης που προκύπτει κατά τη στερεοποίηση μέσα στο τήγμα της συγκόλλησης. Επειδή κάθε μία από τις ομάδες, ή λεπτούς κόκκους, έχει μία διαφορετική κατεύθυνση ανάπτυξης και προσανατολισμό, η διεπιφάνεια που προκύπτει είναι ένα όριο με μεγάλες γωνιακές αλλαγές κατεύθυνσης. Αυτά συνήθως καλούνται όρια κόκκου μεγάλης γωνίας (high-angle grain boundaries). Αυτά τα S.G.B. εμφανίζουν επίσης ανωμαλίες στην περιεκτικότητα που προκύπτουν από την αναδιάταξη του τήγατος κατά τη στερεοποίηση. Οι ανωμαλίες αυτές μπορεί να οδηγήσουν στον σχηματισμό στρωμάτων χαμηλής τήξης κατά μήκος των S.G.B. το οποίο μπορεί να δημιουργήσουν ρωγματώσεις συγκόλλησης. Οποτεδήποτε προκληθούν ρηγματώσεις συγκόλλησης σε ανοξείδωτο χάλυβα, αυτές είναι συνήθως κατά μήκος των S.G.B.

Σε μέταλλα συγκόλλησης που έχουν στερεοποιηθεί κυρίως φερριτικά με μικρό ποσοστό ωστενίτη, (FA) στις διεπιφάνειες των κόκκων συνυπάρχει φερρίτης με ωστενίτη. Συνεπώς δημιουργείται μια πολυεπίπεδη διεπιφάνεια μεταξύ των ορίων των κόκκων δυσκολεύοντας την διάδοση των δημιουργούμενων ρωγμών. Σε περίπτωση στερεοποίησης τύπου A ή F(πλήρους ωστενιτικής ή φερριτικής στερεοποίησης),τα όρια των κόκκων είναι αρκετά πιο ομαλά, επιτρέποντας την εύκολη διάδοση των ρωγμών (σχήμα 1.15).

Στην στερεοποίηση τύπου AF , το μικρό ποσοστό φερρίτη που συνυπάρχει στην σχετικά ομαλή διεπιφάνεια των κόκκων A-A(Austenite-

Austenite), συμβάλει έτσι ώστε η αντίσταση στην διάδοση ρωγμών να είναι ανώτερη της πλήρους ωστενιτικής (A) στερεοποίησης.



**Σχήμα 1.15:** Επίδραση του τύπου στερεοποίησης στα όρια των κόκκων ,(a) Τύπου A, (b)τύπου FA ,Skeletal ferrite.[28]

## 2.3 Διάβρωση με βελονισμούς – διάβρωση χαραγής

Δύο είναι οι μορφές τοπικής διάβρωσης που εμφανίζονται στους ανοξειδωτους χάλυβες. Η διάβρωση με βελονισμούς και η διάβρωση χαραγής.

Μηχανικά είναι παρόμοιες και συντελούν σε ισχυρά τοπική προσβολή. Η διάβρωση με βελονισμούς σχετίζεται με την τοπική κατάρρευση του παθητικού προστατευτικού στρώματος οξειδίου του χρωμίου και συνήθως συνδέεται με κάποια μεταλλουργικά χαρακτηριστικά όπως τα όρια των κόκκων ή τη δημιουργία μέσομεταλλικών ενώσεων. Όταν υπάρξει αυτή η κατάρρευση, προκύπτει διάβρωση του μετάλλου και μικρές οπές εμφανίζονται στην επιφάνειά του. Με την πάροδο του χρόνου η χημεία του στερεού διαλύματος μέσα στην οπή αλλάζει και γίνεται προοδευτικά πιο ενεργή. Αυτό έχει ως αποτέλεσμα γρήγορη ένωση των οπών, που τελικά οδηγεί στην καθολική αστοχία. Οι οπές τέτοιου τύπου είναι κρίσιμες επειδή μόνο μία μικρή ρωγμή αρκεί ώστε να υπάρξει σύντομα αστοχία στην επιφάνεια.

Η διάβρωση χαραγής έχει παρόμοιο μηχανισμό αλλά δεν απαιτεί την παρουσία μεταλλουργικού χαρακτηριστικού για την έναρξή της. Αντίθετα, η διάβρωση χαραγής εμφανίζεται μεταξύ επιφανειών, όπου υπάρχει μεταβολή του στερεού διαλύματος (π.χ. κοχλιωτές κατασκευές). Αυτού του είδους η διάβρωση είναι συνηθισμένη σε κοχλιωτές κατασκευές όπου ο χώρος ανάμεσα στον κοχλία (επάνω μέρος) και στην επιφάνεια μπορεί να δημιουργήσει τις κατάλληλες συνθήκες.

Και οι δύο τύποι διάβρωσης που αναφέρθηκαν παραπάνω προκύπτουν όταν το κράμα του ανοξείδωτου χάλυβα βρεθεί σε διαβρωτικό περιβάλλον, όπως π.χ. διαλύματα που περιέχουν ιόντα χλωρίου (χλωριόντα) στα οποία ανήκει και το θαλασσινό νερό. Η κατεργασία της συγκόλλησης μπορεί να έχει σαν αποτέλεσμα τον σχηματισμό μικροδομών που επιταχύνουν τη διάβρωση με βελονισμό ή δημιουργούν χαραγές που προκαλούν τοπική διάβρωση. Επίσης, αν δεν αφαιρεθούν τα οξείδια που δημιουργούνται κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, μπορεί να μειωθεί η αντοχή σε διάβρωση εντός ορισμένων διαβρωτικών μέσων.

### **3. Μηχανικά φαινόμενα κατά τη συγκόλληση Ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων**

#### **3.1 Θερμικός κύκλος της συγκόλλησης – ιδιότητες 316L**

Θερμικός κύκλος ενός συγκεκριμένου σημείου στη γειτονιά μιας συγκόλλησης, λέγεται η μεταβολή της θερμοκρασίας συναρτήσει του χρόνου από τη θερμοκρασία του περιβάλλοντος μέχρι ένα μέγιστο και πάλι μέχρι τη θερμοκρασία του περιβάλλοντος. Το σημείο μπορεί να βρίσκεται στην επιφάνεια ή στο εσωτερικό του ελάσματος.

Κατά κανόνα σ' ένα θερμικό κύκλο διακρίνουμε: την περίοδο της θέρμανσης, τη μέγιστη θερμοκρασία που αποκτά το σημείο σ' όλη τη

διάρκεια της συγκόλλησης, και την περίοδο απόψυξης. Επίσης, συγκρατούμε τη χρονική διάρκεια, που το σημείο έχει θερμοκρασία ανώτερη μιας (κατά περίπτωση) χαρακτηριστικής τιμής. Οι θερμικοί κύκλοι των διαφόρων σημείων της συγκόλλησης έχουν μεγάλη σημασία, γιατί αποτελούν πραγματικές θερμικές κατεργασίες, από τις οποίες εξαρτάται η μικρογραφική δομή και οι μηχανικές ιδιότητες του προς συγκόλληση υλικού. Έτσι, για τους χάλυβες, η ταχύτητα θέρμανσης, η μέγιστη αποκτώμενη θερμοκρασία και ο χρόνος παραμονής σε αυτή, είναι καθοριστικοί παράγοντες για τα φαινόμενα ομογενοποίησης με διάχυση και για την αύξηση του μεγέθους των κόκκων. Στη συνέχεια, η ταχύτητα απόψυξης καθορίζει, με βάση το διάγραμμα CCT, τους διάφορους μετασχηματισμούς του ωστενίτη σε σταθερά και ασταθή, μαλακά ή σκληρά, εύθραυστα ή δύσθραυστα προϊόντα.

Οι θερμικοί κύκλοι εξαρτώνται από τι εξής, κυρίως, μεταβλητές:

- Από τη μέθοδο, τη διαδικασία συγκόλλησης και τις παραμέτρους της.
- Από τη θέση και απόσταση του σημείου από τον άξονα της συγκόλλησης.
- Από τα γεωμετρικά χαρακτηριστικά των υπό συγκόλληση τεμαχίων.
- Από την αρχική θερμοκρασία των τεμαχίων.
- Από τις φυσικές ιδιότητες των υπό συγκόλληση στοιχείων.

Από τις παραπάνω παραμέτρους ιδιαίτερα σημαντική είναι η επίδραση των φυσικών ιδιοτήτων του προς συγκόλληση μετάλλου, το οποίο υπεισέρχεται στο θερμικό κύκλο με τη θερμική αγωγιμότητα  $\lambda$ , την ειδική θερμότητα  $c$  και την πυκνότητα  $\rho$ . Οι τρεις αυτές φυσικές ιδιότητες διαμορφώνουν το συντελεστή θερμικής διάχυσης (ή διαχυσιμότητας)  $D$ :

$$D = c \lambda \rho.$$

Για τους χάλυβες η θερμική διαχυσιμότητα, στο θερμοκρασιακό διάστημα από 900°C έως 400°C που ενδιαφέρει ιδιαίτερα, είναι κατά μέσο όρο 0,054 cm<sup>4</sup>/s και δε μεταβάλλεται για τους κοινούς και τους ελαφρά κραματωμένους χάλυβες. Μεταβάλλεται, όμως, ουσιαστικά στους ανοξειδωτους ωστενιτικούς

χάλυβες, όπου η αγωγιμότητα είναι τέσσερις φορές μικρότερη απ' αυτή των κοινών συγκολλησιμων χαλύβων.

### **3.2 Παραμορφώσεις λόγω συγκόλλησης (είδη παραμορφώσεων) – ιδιότητες 316L**

Οι παραμορφώσεις που συναντώνται σε συγκολλητές κατασκευές οφείλονται σε τρεις βασικές μεταβολές διαστάσεων που συμβαίνουν κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης[26,27,29]:

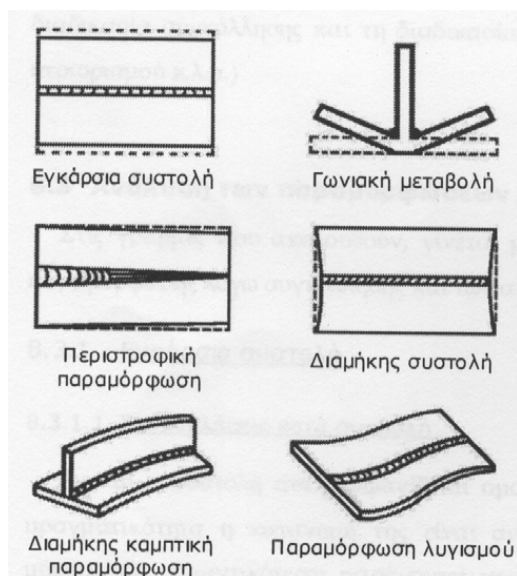
- (1) την εγκάρσια συστολή (transverse shrinkage), κάθετα προς τη γραμμή συγκόλλησης .
- (2) τη διαμήκη συστολή (longitudinal shrinkage), παράλληλα προς τη γραμμή συγκόλλησης .
- (3) τη γωνιακή παραμόρφωση (angular distortion), δηλαδή την περιστροφή γύρω από τη γραμμή συγκόλλησης.

Οι βασικές αυτές μεταβολές διαστάσεων φαίνονται στο Σχήμα 1.16. Μαζί με τα είδη παραμορφώσεων που οφείλονται σε αυτές και που είναι οι ακόλουθες:

- (α) Εγκάρσια συστολή, δηλαδή συστολή κάθετη προς τη γραμμή συγκόλλησης .
- (β) Γωνιακή μεταβολή, που οφείλεται στην ανομοιόμορφη κατανομή θερμοκρασιών κατά τη διεύθυνση του πάχους .
- (γ) Περιστροφική παραμόρφωση (rotational distortion), δηλαδή γωνιακή παραμόρφωση στο επίπεδο του ελάσματος που οφείλεται σε θερμική διαστολή .
- (δ) Διαμήκης συστολή, δηλαδή συστολή κατά τη διεύθυνση της γραμμής συγκόλλησης .

(ε) Διαμήκης καμπτική παραμόρφωση (longitudinal bending distortion), που συμβαίνει σε επίπεδο που περιέχει τη γραμμή συγκόλλησης και είναι κάθετο στο έλασμα .

(στ) Παραμόρφωση λυγισμού (buckling distortion), που συμβαίνει σε λεπτά ελάσματα κάτω από την επίδραση των θλιπτικών θερμικών τάσεων.



**Σχήμα 1.16:** Τυπικές μορφές παραμορφώσεων συγκολλητών κατασκευών.

Παραμορφώσεις σε μια συγκολλητή κατασκευή μπορούν να αναπτυχθούν αν δε δοθεί η απαιτούμενη προσοχή, κατά τα στάδια της μελέτης, του σχεδιασμού ή και της εκτέλεσης της εργασίας, σε κρίσιμες παραμέτρους όπως:

(1) Παράμετροι της κατασκευής, που περιλαμβάνουν τη γεωμετρία της κατασκευής, το πάχος των ελασμάτων, και τον τύπο της ραφής (κατά συμβολή αυχενική κλπ).

(2) Παράμετροι του υλικού, όπως ο τύπος και οι συνθήκες του βασικού και του προστιθέμενου μετάλλου .

(3) Παράμετροι της ανέγερσης, που συμπεριλαμβάνουν τη μέθοδο συγκόλλησης, τη διαδικασία συγκόλλησης (ένταση ρεύματος, τάση, ταχύτητα

συγκόλλησης, θερμοκρασία προθέρμανσης κλπ) και τη διαδικασία ανέγερσης (ακολουθία συγκολλήσεων, βαθμός περιορισμού).

Η αντιμετώπιση του προβλήματος των παραμορφώσεων σε συγκολλητές κατασκευές μπορεί να γίνει ακολουθώντας μία ή περισσότερες από τις ακόλουθες γενικές κατευθύνσεις:

(1) Ανάπτυξη μεθόδων συγκόλλησης και διαδικασιών ανέγερσης που ελαχιστοποιούν τις παραμορφώσεις .

(2) Δημιουργία ορθολογιστικών προτύπων για αποδεκτά όρια παραμορφώσεων.

(3) Ανάπτυξη κατάλληλων τεχνικών για τη διόρθωση των ήδη αναπτυχθέντων παραμορφώσεων.

### **3.2.1 Εγκάρσια συστολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή**

Αν και η συστολή αυτή εμφανίζεται ομοιόμορφα σε όλο το μήκος της συγκόλλησης, στην πραγματικότητα η κατανομή είναι ανομοιόμορφη, ιδιαίτερα σε συγκολλήσεις μεγάλου μήκους. Οι σημαντικότεροι παράγοντες που καθιστούν την εγκάρσια συστολή ανομοιόμορφη είναι η ύπαρξη μη σταθερού βαθμού περιορισμού (degree of restraint) κατά το μήκος της συγκόλλησης και η περιστροφική παραμόρφωση.

Λόγω της μεγάλης σημασίας που έχει η εγκάρσια συστολή στη δημιουργία διαφόρων ειδών παραμορφώσεων, αρκετοί ερευνητές έχουν κάνει προσπάθειες, τόσο θεωρητικές όσο και πειραματικές, με σκοπό την εύρεση του μηχανισμού δημιουργίας του φαινομένου[34,35]. Το βασικό συμπέρασμα που προέκυψε από τις μελέτες αυτές μπορεί να διατυπωθεί ως εξής:

Το μεγαλύτερο ποσοστό της εγκάρσιας συστολής σε συγκολλήσεις κατά συμβολή μπορεί να αποδοθεί στη συρρίκνωση του βασικού μετάλλου. Πράγματι κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης το βασικό μέταλλο διαστέλλεται. Καθώς όμως το μέταλλο συγκόλλησης στερεοποιείται, το

βασικό μέταλλο πρέπει να συρρικνωθεί. Η συρρίκνωση αυτή του βασικού μετάλλου αποτελεί το 90% της συνολικής εγκάρσιας συστολής.

Το Σχήμα 1.17 δείχνει τις μεταβολές της εγκάρσιας συστολής κατά τη διάρκεια συγκόλλησης, κατά συμβολή με μια στρώση, ελασμάτων χωρίς εξωτερικούς περιορισμούς. Λίγη ώρα μετά τη συγκόλληση η θερμότητα μεταφέρεται από το μέταλλο συγκόλλησης στο βασικό μέταλλο. Αυτό έχει σαν αποτέλεσμα τη διαστολή του βασικού μετάλλου και τη συρρίκνωση του μετάλλου συγκόλλησης. Κατά το χρονικό αυτό διάστημα τα σημεία των τομών A και A' δεν κινούνται.

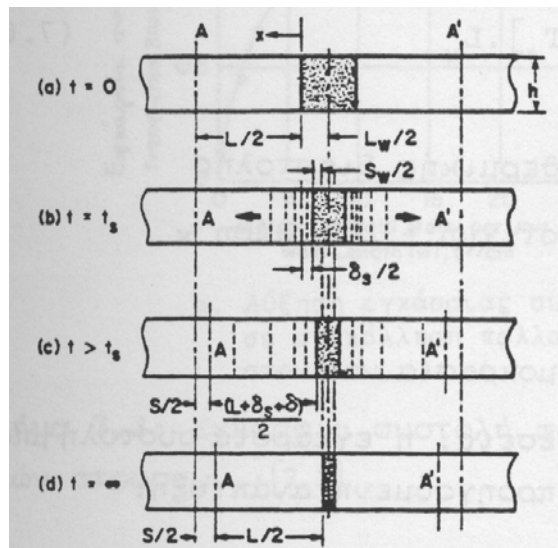
Όταν όμως το μέταλλο συγκόλλησης αρχίζει να ανθίσταται την περαιτέρω θερμική παραμόρφωση του βασικού μετάλλου, τότε οι τομές A και A' αρχίζουν να κινούνται. Η έναρξη αυτής της κίνησης χαρακτηρίζεται σαν χρονική στιγμή  $t_s$ .

Για την όλη διαδικασία, ορίζονται οι ακόλουθες θερμικές παραμορφώσεις:

$\delta_s$  = θερμική διαστολή του βασικού μετάλλου τη χρονική στιγμή  $t = t_s$

$\delta$  = πρόσθετη θερμική διαστολή του βασικού μετάλλου στο τμήμα AA' για  $t > t_s$

$s_w$  = θερμική συστολή του μετάλλου συγκόλλησης για  $t > t_s$ .



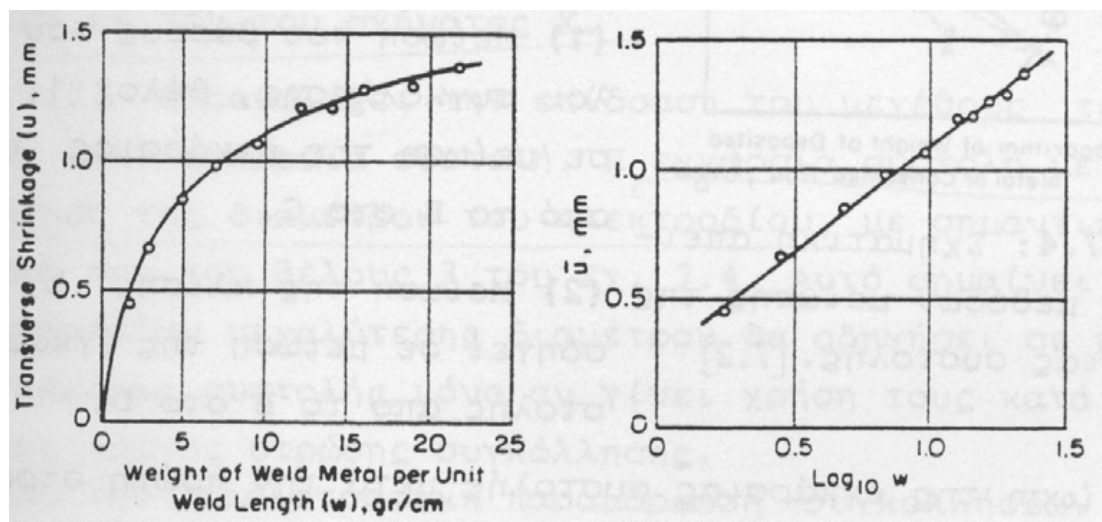
**Σχήμα 1.17:** Σχηματική παράσταση της εγκάρσιας συστολής σε συγκόλληση κατά συμβολή μιας στρώσης.



Πειραματικές και αναλυτικές μελέτες έδειξαν ότι η επίδραση διαφόρων παραγόντων στο μέγεθος της εγκάρσιας συστολής είναι η ακόλουθη:

- 1) Η εγκάρσια συστολή μειώνεται με αύξηση του πάχους των προς συγκόλληση ελασμάτων
- 2) Το μέγεθος της εγκάρσιας συστολής εξαρτάται από το προς συγκόλληση υλικό. Για παράδειγμα, σε σύγκριση με το χάλυβα, τα κράματα αλουμινίου, παρουσιάζουν μεγαλύτερη εγκάρσια συστολή, λόγω των μεγαλύτερων τιμών των συντελεστών θερμικής αγωγιμότητας και θερμικής διαστολής.
- 3) Η εγκάρσια συστολή μειώνεται με αύξηση του εξωτερικού περιορισμού.

Η επίδραση των συνθηκών συγκόλλησης στο μέγεθος της εγκάρσιας συστολής είναι σημαντική. Το Σχήμα 1.18 δείχνει την προοδευτική αύξηση της εγκάρσιας συστολής κατά τη συγκόλληση κατά συμβολή με πολλές στρώσεις (multipass butt welding). Επειδή η αντίσταση έναντι εγκάρσιας συστολής αυξάνει με αύξηση της μάζας της συγκόλλησης, η εγκάρσια συστολή είναι μεγαλύτερη κατά την απόθεση των αρχικών στρώσεων και μειώνεται στις τελευταίες στρώσεις.



**Σχήμα 1.18:** Εγκάρσια συστολή σε συγκόλληση κατά συμβολή πολλαπλών στρώσεων. (α) Αύξηση εγκάρσιας συστολής σε συγκόλληση πολλαπλών στρώσεων, (β) Σχέση μεταξύ  $\log_{10} w$  και  $u$ .

Σειρά πειραματικών μελετών έχει οδηγήσει στο συμπέρασμα ότι δύο από τους πιο σημαντικούς παράγοντες που επηρεάζουν την εγκάρσια συστολή συγκολλήσεων κατά συμβολή είναι το άνοιγμα των ακμών στη βάση (root gap) και το μέγεθος του ηλεκτροδίου [35,36]. Αυξανόμενου του ανοίγματος των ακμών, η εγκάρσια συστολή αυξάνει, διότι αυξάνει η μάζα συγκόλλησης. Επιπλέον, η διαμόρφωση ακμής σχήματος V προκαλεί περισσότερη εγκάρσια συστολή σε σύγκριση με αυτή του ανοίγματος X. Η αύξηση της διαμέτρου του ηλεκτροδίου αντιθέτως μειώνει την εγκάρσια συστολή.

Τέλος, η περιστροφική παραμόρφωση, η οποία προκαλεί προσέγγιση ή απομάκρυνση κατά περίπτωση των ακμών στο τμήμα της ραφής που δεν έχει ακόμα συγκολληθεί, δημιουργεί τα εξής προβλήματα:

- 1) Στη μελέτη της επίδρασης της ακολουθίας συγκόλλησης στην εγκάρσια συστολή συγκολλήσεων κατά συμβολή μεγάλου μήκους, πρέπει οπωσδήποτε να λαμβάνεται υπόψη η περιστροφική παραμόρφωση. Το μεγαλύτερο ποσό περιστροφικής παραμόρφωσης δημιουργείται κατά τη διάρκεια της πρώτης στρώσης, όταν υπάρχει σχετική ελευθερία κίνησης ακόμα στα μη συγκολληθέντα τμήματα της ραφής.
- 2) Η δύναμη που αναπτύσσεται κατά την περιστροφική παραμόρφωση είναι δυνατό να είναι τέτοιου μεγέθους, που να προκαλέσει θραύση των πονταρισμάτων ή ακόμα και τμημάτων του μετάλλου συγκόλλησης.

### **3.2.2 Γωνιακή μεταβολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή**

Γωνιακή μεταβολή παρουσιάζεται συχνά σε συγκολλήσεις κατά συμβολή και οφείλεται στην ανομοιόμορφη κατανομή της εγκάρσιας συστολής κατά τη διεύθυνση του πάχους. Οι σημαντικότερες παράμετροι που επιδρούν στο είδος αυτό της παραμόρφωσης είναι η μορφή της ραφής και ο βαθμός περιορισμού.

### **3.2.3 Διαμήκης συστολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή**

Η διαμήκης συστολή σε συγκολλήσεις κατά συμβολή είναι ίση περίπου με το  $1/1000$  του μήκους συγκόλλησης, δηλαδή πολύ μικρότερη από την εγκάρσια συστολή. Λόγω διαμήκους συστολής έχουμε και φαινόμενα διαμήκους καμπτικής παραμόρφωσης.

### **3.2.4 Διαμήκης καμπτική παραμόρφωση**

Όταν η γραμμή συγκόλλησης δεν συμπίπτει με τον ουδέτερο άξονα της κατασκευής, τότε η διαμήκης συστολή του μετάλλου έχει ως συνέπεια τη δημιουργία καμπτικών ροπών που με τη σειρά τους έχουν σαν συνέπεια τη δημιουργία καμπτικής παραμόρφωσης. Ο τύπος της παραμόρφωσης αυτής είναι ιδιαίτερα σημαντικός στην κατασκευή σύνθετων διατομών T και I (διπλού T).

### **3.2.5 Παραμόρφωση λυγισμού**

Η παραμόρφωση λυγισμού συναντάται συχνά σε συγκολλήσεις λεπτών ελασμάτων. Οφείλεται στις θλιπτικές παραμένουσες τάσεις που αναπτύσσονται σε περιοχές μακριά από τη συγκόλληση. Το είδος αυτής της παραμόρφωσης συμβαίνει όταν για παράδειγμα το μήκος του ελάσματος που πρόκειται να κολληθεί, δεδομένων των άλλων διαστάσεών του, υπερβαίνει την κρίσιμη τιμή του.

Η παραμόρφωση λυγισμού διαφέρει από εκείνη λόγω κάμψης στο γεγονός ότι αυτή, αφενός είναι μεγαλύτερου μεγέθους, αφετέρου μπορεί να δώσει περισσότερες από μία ευσταθείς ιδιομορφίες.

Οι υπολογιστικές και πειραματικές προσεγγίσεις του προβλήματος είναι πολλές και αφορούν κυρίως χαλύβδινες κατασκευές.

### **3.2.6 Γενικοί κανόνες μείωσης των παραμορφώσεων λόγω συγκόλλησης και μέθοδοι διόρθωσής τους**

#### **Διαστάσεις κατασκευής**

Το μήκος, το πλάτος και το πάχος των προς συγκόλληση τεμαχίων επιδρούν σημαντικά στο μέγεθος της δημιουργούμενης παραμόρφωσης

#### **Διαμόρφωση ακμών**

Η παραμόρφωση επηρεάζεται σημαντικά από το είδος της διαμόρφωσης των ακμών των προς συγκόλληση τεμαχίων. Σαν γενικός κανόνας, η παραμόρφωση μπορεί να μειωθεί με το να διατηρήσει κανείς τη μάζα του μετάλλου συγκόλλησης στα ελάχιστα δυνατά επίπεδα.

#### **Μέθοδος και συνθήκες συγκόλλησης**

Όσο λιγότερη θερμότητα απαιτείται για την ένωση, τόσο μικρότερες θα είναι οι παραμορφώσεις, δεδομένου ότι οι παραμένουσες τάσεις και οι παραμορφώσεις οφείλονται στην ανομοιόμορφη θερμοκρασιακή κατανομή που αναπτύσσεται κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης. Η επίδραση της θερμοκρασιακής κατανομής και της προσδιδόμενης θερμότητας είναι όμως γενικά πολύπλοκη.

#### **Συγκόλληση πολλαπλών στρώσεων**

Ένα μεγάλο ποσοστό των παραμορφώσεων που συναντώνται κατά τις συγκολλήσεις αυτές, συμβαίνει κατά τη διάρκεια των δύο πρώτων στρώσεων. Η χρήση ηλεκτροδίων μικρής διαμέτρου στην πρώτη στρώση οδηγεί σε σημαντική μείωση της συστολής.

### **Περιορισμός**

Η χρήση εξωτερικών περιορισμών για τη μείωση της παραμόρφωσης χρησιμοποιείται ευρύτατα στην πράξη με ικανοποιητικά αποτελέσματα.

### **Ακολουθία συγκόλλησης**

Η ακολουθία συγκόλλησης επηρεάζει την εγκάρσια συστολή και η συγκόλληση κατά τομείς δίνει μικρότερες τέτοιες παραμορφώσεις.

### **Χρήση διακοπτόμενης συγκόλλησης**

Η διαμήκης καμπτική παραμόρφωση μπορεί να μειωθεί σημαντικά με χρήση διακοπτόμενης συγκόλλησης. Δεν συμβαίνει όμως το ίδιο στην περίπτωση της γωνιακής μεταβολής.

### **Προθέρμανση**

Η μείωση της ανομοιόμορφης θερμοκρασιακής κατανομής που αναπτύσσεται κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, μπορεί να μειωθεί με προθέρμανση των υπό συγκόλληση τεμαχίων. Η μείωση επιτυγχάνεται είτε μέσω ελάτωσης της ανομοιομορφίας της θέρμανσης είτε μέσω της δημιουργίας επακριβών ποσοτήτων ανομοιόμορφης συστολής σε συγκεκριμένες θέσεις των τεμαχίων.

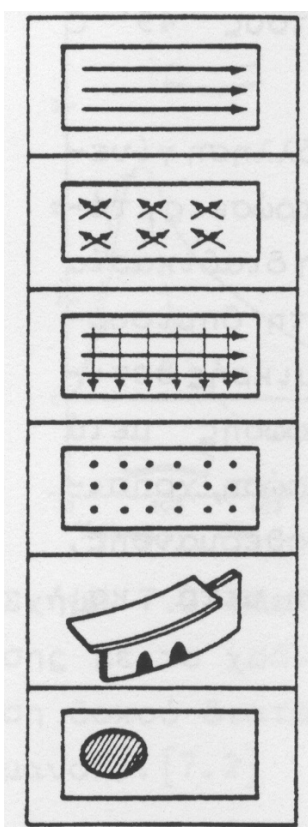
### **Προένταση**

Η γωνιακή μεταβολή μπορεί να μειωθεί με πρόσδοση στο έλασμα αρχικής παραμόρφωσης στην αντίθετη διεύθυνση. Για το σκοπό αυτό χρησιμοποιούνται πλαστική αρχική κάμψη ή ελαστική προένταση.

### **Διόρθωση των παραμορφώσεων**

Πραγματοποιείται με διάφορες τεχνικές. Η σφυρόκρουση χρησιμοποιείται για να διαταθεί το μέταλλο που έχει συρρικνωθεί κατά τη

διάρκεια της συγκόλλησης (κανονισμοί απαγορεύουν την εφαρμογή σφυρόκρουσης μετά την πρώτη και την τελευταία στρώση συγκόλλησης). Η πιο συνηθισμένη ωστόσο, μέθοδος διόρθωσης των παραμορφώσεων είναι η εύθυνση με θέρμανση, κατά την οποία πραγματοποιείται θέρμανση με φλόγα επιλεγμένων σημείων ή κατά μήκος επιλεγμένων γραμμών (Σχήμα 1.19). Μερικές φορές μαζί με τη θέρμανση πραγματοποιείται και σφυρόκρουση. Άλλες μέθοδοι εύθυνσης είναι η τεχνική ανακούφισης των τάσεων μέσω ταλάντωσης και αυτή με χρήση ηλεκτρομαγνητικού σφυριού.



α. Θέρμανση κατά γραμμές (Line heating)

β. Θέρμανση κατά βελόνες πεύκου (Pine-needle heating)

γ. Θέρμανση σε κάθετες διευθύνσεις (Heating in cross directions)

δ. Θέρμανση κατά σημεία (Spot heating)

ε. Τριγωνική θέρμανση (Triangular heating)

στ. Τοπική υπερθέρμανση (Red-hot heating)

Σχήμα 1.19: Μέθοδοι θέρμανσης με φλόγα.

### **3.3 Σχηματισμός Πεδίου Παραμενουσών τάσεων – ιδιότητες 316L**

#### **3.3.1 Γενικά**

Στις συγκολλήσεις ηλεκτρικού τόξου, τα προς συγκόλληση τεμάχια θερμαίνονται τοπικά και τήκονται. Κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης, όμως, η θερμοκρασιακή τους κατανομή δεν είναι ομοιόμορφη, με συνέπεια τη δημιουργία θερμικών παραμορφώσεων πολύπλοκης κατανομής, τόσο στο μέταλλο συγκόλλησης όσο και στο βασικό μέταλλο. Το μέγεθος των παραμορφώσεων αυτών επιτρέπει την πλαστική διαρροή στην περιοχή του μετάλλου συγκόλλησης. Όταν τα συγκολλημένα τεμάχια αποκτήσουν μετά την ψύξη τους τη θερμοκρασία περιβάλλοντος, δεν επανέρχονται σε μηδενική εντατική κατάσταση. Οι τάσεις που παραμένουν ονομάζονται παραμένουσες τάσεις.

Η επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη συμπεριφορά των συγκολλητών κατασκευών υπό την επίδραση εξωτερικών φορτίων είναι σημαντική. Επομένως, η γνώση της κατανομής των παραμενουσών τάσεων έχει ιδιαίτερη σημασία. Για παράδειγμα, η παρουσία τους μειώνει το κρίσιμο φορτίο λυγισμού συγκολλητών κατασκευών. Ακόμη, οι παραμένουσες τάσεις έχουν δυσμενή επίδραση στη δυσθραυστότητα και τη συμπεριφορά σε κόπωση και σε διαβρωτικό περιβάλλον.

#### **3.3.2 Δημιουργία παραμενουσών τάσεων**

Στις μεταλλικές κατασκευές μπορούν να δημιουργηθούν παραμένουσες τάσεις για διάφορους λόγους, κατά τη διάρκεια της ανέγερσής τους όπως:

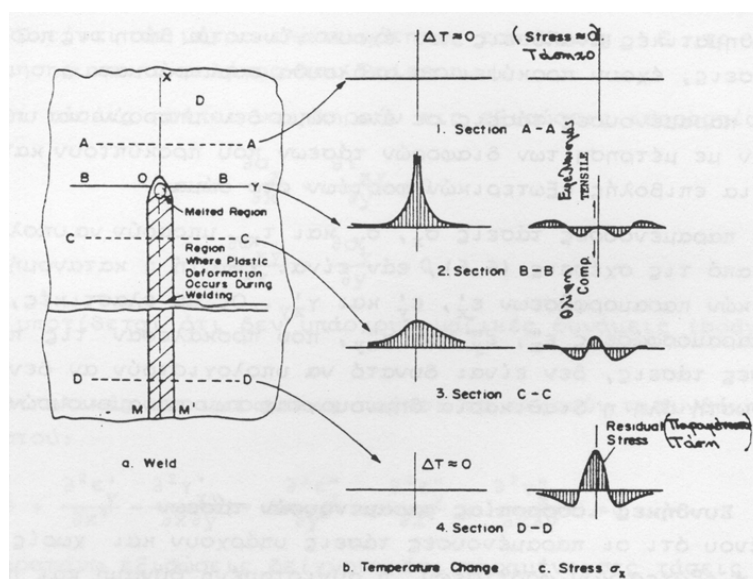
- (α) Κατά τη διάρκεια της διαμόρφωσης μεταλλικών τεμαχίων με κάμψη, τórνευση, κοπή με ψαλίδι, λείανση με τρόχιση, κλπ.
- (β) Κατά τη διάρκεια διαδικασιών ανέγερσης, όπως είναι οι συγκολλήσεις.

Η χρήση θερμικών κατεργασιών κατά τη διάρκεια της ανέγερσης, επηρεάζει επίσης τις παραμένουσες τάσεις. Για παράδειγμα, η βαφή δημιουργεί παραμένουσες τάσεις, ενώ οι θερμικές κατεργασίες ανακούφισης τάσεων τις μειώνει. Οι παραμένουσες τάσεις διακρίνονται με βάση το μηχανισμό δημιουργίας τους σε:

- (α) εκείνες που οφείλονται σε κακή συναρμογή, και
- (β) εκείνες που οφείλονται σε ανομοιόμορφες κατανομές μη ελαστικών παραμορφώσεων.

### 3.3.3 Δημιουργία παραμενουσών τάσεων σε συγκολλήσεις

Η δημιουργία των παραμενουσών τάσεων ερμηνεύεται βάσει του Σχήματος 4.1, που απεικονίζει τις μεταβολές θερμοκρασιών και τάσεων που προκύπτουν κατά τη διάρκεια συγκολλήσεων. Τα διαγράμματα του σχήματος 1.20 b και c αναφέρονται στην απόθεση μιας στρώσης συγκόλλησης στην επιφάνεια ενός ελάσματος, κατά μήκος του άξονα χ. Το τόξο συγκόλλησης κινείται με ορισμένη ταχύτητα και τη χρονική στιγμή που παριστάνεται στο σχήμα βρίσκεται στη θέση 0.



Σχήμα 1.20: Σχηματική παράσταση μεταβολών θερμοκρασίας και τάσης κατά τη διάρκεια συγκολλήσεων



Το Σχήμα 1.20b δείχνει την κατανομή της θερμοκρασίας στην επιφάνεια του ελάσματος κατά μήκος διαφόρων εγκαρσίων τομών. Η τομή A-A που φαίνεται στο σχήμα, βρίσκεται αρκετά μπροστά από το τόξο και η θερμοκρασιακή μεταβολή λόγω συγκόλλησης είναι πρακτικά μηδέν. Η τομή B-B διασχίζει το τόξο και η θερμοκρασιακή μεταβολή είναι απότομη και η κατανομή της ανομοιόμορφη. Η τομή C-C βρίσκεται πίσω από το τόξο και η θερμοκρασιακή κατανομή είναι λιγότερο ανομοιόμορφη. Η τομή D-D βρίσκεται σε μεγάλη απόσταση πίσω από το τόξο και σε αυτή η θερμοκρασιακή μεταβολή της συγκόλλησης έχει μηδενιστεί.

Η κατανομή των τάσεων  $\sigma_x$  στις προηγούμενες τομές φαίνεται στο Σχήμα 1.20c. Στην πραγματικότητα, όμως, αναπτύσσονται και τάσεις  $\sigma_y$  και  $\tau_{xy}$ , οι οποίες δεν φαίνονται στο σχήμα.

Στην τομή A-A οι τάσεις είναι αμελητέες. Στην τομή B-B, και στην περιοχή της τήξης του μετάλλου, η τάση είναι σχεδόν μηδενική, επειδή το τηγμένο μέταλλο δεν μπορεί να συγκρατήσει φορτία. Σε περιοχές που γειτονεύουν με το τηγμένο μέταλλο οι τάσεις είναι θλιπτικές, επειδή η διαστολή του μετάλλου εμποδίζεται από το υπόλοιπο υλικό που έχει χαμηλότερη θερμοκρασία. Στις περιοχές αυτές η θερμοκρασία είναι πολύ υψηλή, επομένως η τάση διαρροής του υλικού είναι πολύ χαμηλή. Οι αναπτυσσόμενες θερμικές τάσεις έχουν μέγιστη τιμή ίση με το όριο διαρροής στην αντίστοιχη θερμοκρασία. Το μέγεθος των θλιπτικών τάσεων φθάνει ένα μέγιστο όσο η απόσταση από τη συγκόλληση αυξάνεται, δηλαδή όσο η θερμοκρασία μειώνεται. Με απομάκρυνση από τη συγκόλληση, οι τάσεις μετατρέπονται σε εφελκυστικές για λόγους ισορροπίας.

Στην τομή C-C, το μέταλλο συγκόλλησης και η περιοχή του βασικού μετάλλου που γειτονεύει με αυτό αρχίζουν να ψύχονται και τείνουν να συσταλούν. Η συστολή, όμως, εμποδίζεται από τη μάζα του υπόλοιπου υλικού που βρίσκεται ακόμη στο στάδιο της θέρμανσης, με αποτέλεσμα τη

δημιουργία εφελκυστικών τάσεων. Με αύξηση της απόστασης από τη συγκόλληση, οι τάσεις μετατρέπονται σε θλιπτικές και κατόπιν σε εφελκυστικές.

Στην τομή D-D, παρατηρούνται υψηλές εφελκυστικές τάσεις στην περιοχή γύρω από τη συγκόλληση. Σε απομακρυσμένες περιοχές παρατηρούνται θλιπτικές τάσεις.

Η διαγραμμισμένη ζώνη MM' στο Σχήμα 1.20a δείχνει την περιοχή ανάπτυξης πλαστικών παραμορφώσεων κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης.

### **3.3.4 Επίδραση διαφόρων παραγόντων στο μέγεθος και την κατανομή των παραμενουσών τάσεων**

Το μέγεθος και η κατανομή των παραμενουσών τάσεων εξαρτάται από τους εξής παράγοντες:

- Το υλικό

και συγκεκριμένα από τη θερμοκρασιακή του κατανομή, τα χαρακτηριστικά θερμικής διαστολής του και από τις μηχανικές ιδιότητες του υλικού σε υψηλές θερμοκρασίες.

- Το μέγεθος του δοκιμίου

- Το πάχος των ελασμάτων

- Τη μέθοδο συγκόλλησης

- Την ακολουθία συγκόλλησης

- Την εφαρμογή περιορισμών στη μετατόπιση του δοκιμίου

### **3.3.5 Μέτρηση παραμενουσών τάσεων σε συγκολλήσεις**

Για τη μέτρηση των παραμενουσών τάσεων έχουν χρησιμοποιηθεί πολλές μέθοδοι καταστρεπτικές και άλλες μη καταστρεπτικές. Οι κυριότερες

από τις μεθόδους αυτές κατατάσσονται στις ακόλουθες ομάδες, ανάλογα με τις βασικές αρχές στις οποίες στηρίζονται:

A. Τεχνικές χαλάρωσης των τάσεων (stress relaxation techniques)

- Τεχνικές κοπής με χρήση επιμηκυνσιομέτρων ηλεκτρικής αντίστασης
- Τεχνική διάτρησης των Mathar-Soete
- Τεχνική διάτρησης του Gunnert
- Τεχνική κοπής των Rosenthal- Norton
- Τεχνική διάτρησης εύθραυστων επικαλύψεων

B. Τεχνικές διάθλασης ακτίνων X (X-ray diffraction)

Γ. Τεχνικές βασιζόμενες σε ιδιότητες που εξαρτώνται από την τιμή των τάσεων (stress-sensitive properties)

Δ. Τεχνικές ρηγμάτωσης (cracking techniques)

Στις τεχνικές χαλάρωσης τάσεων, οι παραμένουσες τάσεις υπολογίζονται με μέτρηση της μεταβολής της ελαστικής παραμόρφωσης που προκύπτει σαν αποτέλεσμα του τεμαχισμού του δοκιμίου ή της αφαίρεσης με κοπή ενός τεμαχίου από το δοκίμιο. Στις περισσότερες περιπτώσεις η μέτρηση γίνεται με επιμηκυνσιόμετρα (strain gages) είτε μηχανικά ή ηλεκτρικής αντίστασης.

Ανάλογα με τον απαιτούμενο από τη μέθοδο τρόπο κοπής, άλλες τεχνικές εφαρμόζονται σε ελάσματα, άλλες σε σωλήνες κλπ. Η μέτρηση της μεταβολής της ελαστικής παραμόρφωσης κατά τη διάρκεια της χαλάρωσης των τάσεων είναι δυνατή και με άλλους τρόπους, όπως π.χ. με τη βοήθεια εύθραυστων επικαλύψεων, δικτυωτών συστημάτων ή φωτοελαστικότητας. Το βασικό μειονέκτημα των μεθόδων της ομάδας A είναι ότι έχουμε μερική ή ολική καταστροφή του δοκιμίου. Οι τεχνικές όμως αυτές είναι οι ευρύτερα χρησιμοποιούμενες λόγω της μεγάλης τους πιστότητας.

Σε μέταλλα με κρυσταλλική δομή, οι ελαστικές παραμορφώσεις είναι δυνατό να προσδιορισθούν με μέτρηση της παραμέτρου πλέγματος (lattice

parameter) με την τεχνική της διάθλασης των ακτίνων Χ. Η παράμετρος πλέγματος ενός μετάλλου στην αφόρτιστη κατάσταση είναι γνωστή, επομένως οι ελαστικές παραμορφώσεις μπορούν να μετρηθούν χωρίς καταστροφή του δοκιμίου. Η μέτρηση γίνεται είτε με ακτινογραφίες Χ (X ray film) είτε με χρήση διαθλασίμετρου (diffractometer). Με τις τεχνικές αυτές είναι δυνατή η μέτρηση επιφανειακών τάσεων σε περιοχή βάθους μέχρι 0,025 mm και διαμέτρου 0,0025 mm. Το μεγάλο μειονέκτημα της μεθόδου είναι ότι είναι χρονοβόρα. Επίσης, για την ακρίβεια της μεθόδου υπάρχουν ερωτηματικά, ιδιαίτερα σε μέταλλα που έχουν υποστεί παραμόρφωση της ατομικής τους δομής λόγω προηγούμενων θερμικών κατεργασιών.

Έχουν γίνει ακόμη προσπάθειες μέτρησης των παραμενουσών τάσεων σε μέταλλα με έμμεσο τρόπο, μετρώντας τις μεταβολές των φυσικών ιδιοτήτων του υλικού που εξαρτώνται από την επιβαλλόμενη τάση. Οι τεχνικές που ξεχωρίζουν είναι των υπερήχων και της σκληρότητας. Η τεχνική με υπερήχους γίνεται είτε με πολωμένα υπερηχητικά κύματα (polarized ultrasonic waves), που βασίζεται στη μεταβολή της γωνίας πόλωσης με την τάση, είτε με χρήση του γεγονότος ότι η απορρόφηση των υπερηχητικών κυμάτων είναι συνάρτηση της τάσης. Η τεχνική της σκληρότητας (hardness technique) βασίζεται στη μεταβολή της σκληρότητας του υλικού σαν συνάρτηση της τάσης. Καμιά τεχνική της ομάδας Γ δεν εφαρμόζεται ακόμα στην πράξη.

Τέλος, έχουν αναπτυχθεί και τεχνικές που βασίζονται στην παρατήρηση της φύσης των ρωγμών σε συγκολλητά δοκίμια. Οι ρωγμές αυτές δημιουργούνται με έκθεση των συγκολλήσεων σε διαβρωτικό περιβάλλον και εφαρμογή εξωτερικών φορτίων. Όλες, όμως, αυτές οι τεχνικές μπορούν να εφαρμοστούν για ποιοτική μόνο έρευνα.

Στη συνέχεια θα αναπτυχθεί η Τεχνική διάτρησης των Mathar-Soete, που εφαρμόζεται στην πειραματική διαδικασία της παρούσας εργασίας.

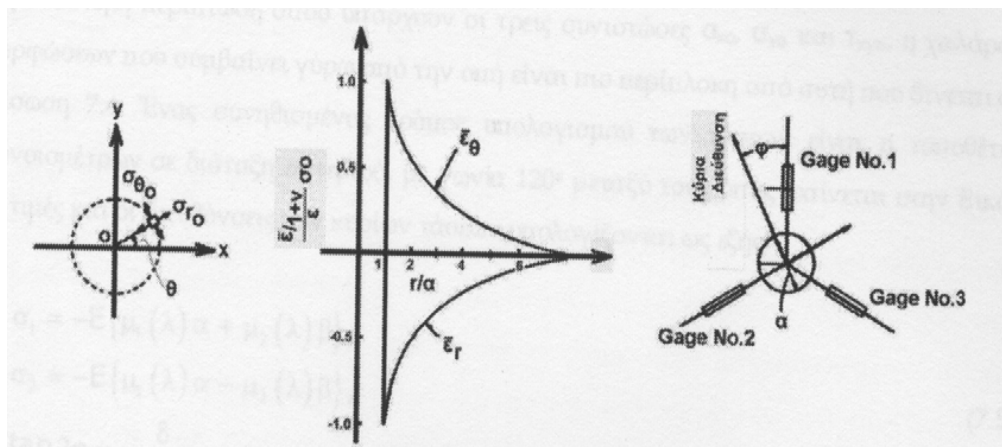
### 3.3.6 Τεχνική διάτρησης των Mathar-Soete

Η τεχνική αυτή προτάθηκε από τον Mathar και αναπτύχθηκε από τον Soete. Βασίζεται στην αρχή ότι όταν διατρηθεί μια μικρή κυκλική οπή σε έλασμα με παραμένουσες τάσεις, τότε προκύπτει μερική ανακούφιση των παραμενουσών τάσεων σε περιοχές έξω από την οπή. Έτσι, είναι δυνατός ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων που υπήρχαν στην περιοχή της οπής, με μέτρηση της ανακούφισης των τάσεων σε περιοχές εκτός της οπής. Έστω ότι απαιτείται ο προσδιορισμός των παραμενουσών τάσεων  $\sigma_{x0}$ ,  $\sigma_{y0}$  και  $\tau_{xy0}$  στο σημείο 0. Οι συνιστώσες των παραμενουσών τάσεων στην περιφέρεια μικρού κύκλου με κέντρο το σημείο 0 (Σχήμα 1.21) δίνονται από τις σχέσεις:

$$\sigma_{r0} = \frac{1}{2}(\sigma_{x0} + \sigma_{y0}) + \frac{1}{2}(\sigma_{x0} - \sigma_{y0})\cos 2\theta + 2\tau_{xy0}\sin 2\theta$$

$$\sigma_{\theta 0} = \frac{1}{2}(\sigma_{x0} + \sigma_{y0}) - \frac{1}{2}(\sigma_{x0} - \sigma_{y0})\cos 2\theta - 2\tau_{xy0}\sin 2\theta$$

$$\tau_{r\theta 0} = \tau_{xy0}\cos 2\theta - \frac{1}{2}(\sigma_{x0} - \sigma_{y0})\sin 2\theta$$



**Σχήμα 1.21:** Η τεχνική των Mathar-Soete. α) Ακτινικές  $\sigma_r$  και εφαπτομενικές  $\sigma_\theta$  παραμένουσες τάσεις στην περιφέρεια μικρού κύκλου με κέντρο το 0, β) Κατανομή των  $\epsilon_r$  και  $\epsilon_\theta$  όταν  $\sigma_{x0} = \sigma_{y0} = \sigma_0$  και  $\sigma_{xy0} = 0$ , γ) τοποθέτηση των επιμηκυνσιομέτρων σε σχήμα άστρου.

όπου  $\sigma_{r0}$  και  $\sigma_{\theta 0}$  η ακτινική και η εφαπτομενική συνιστώσα της τάσης και  $\tau_{r\theta 0}$  η διατμητική συνιστώσα σε γωνία  $\theta$ . Στην παραπάνω εξίσωση θεωρούμε

ότι η κατανομή των παραμενουσών τάσεων είναι ομοιόμορφη στο εσωτερικό του μικρού κύκλου.

Με διάτρηση κύκλου ακτίνας  $a$ , η περιφέρειά του θα είναι πλέον ελεύθερη τάσεων, δηλαδή  $\sigma_{r0} = \tau_{r\theta0} = 0$ . Επομένως, η μεταβολή στις παραμορφώσεις που συμβαίνει κατά τη διάτρηση είναι ίση με εκείνη που συμβαίνει σε έλασμα με οπή (αλλά χωρίς παραμένουσες τάσεις) κατά την εφαρμογή τάσεων  $-\sigma_{r0}$  και  $-\tau_{r\theta0}$ , στα άκρα της οπής.

Για απλούστευση των υπολογισμών, έστω ότι  $\sigma_{x0} = \sigma_{y0} = \sigma_0$  και  $\tau_{xy0} = 0$ . Τότε  $\sigma_{r0} = \sigma_0$  και  $\tau_{r\theta0} = 0$ . Η μεταβολή της παραμόρφωσης που θα συμβεί στο σημείο  $P(r, \theta)$  όταν γίνει διάτρηση οπής κέντρου  $O$  και ακτίνας  $a$  είναι (Σχήμα 1.21β) είναι:

$$\bar{\epsilon}_r = -\bar{\epsilon}_\theta = -\frac{1+\nu}{E} \sigma_0 \left(\frac{a}{r}\right)^2$$

$$\bar{\gamma}_{r\theta} = 0$$

Όταν υπάρχουν εφελκυστικές τάσεις στις περιοχές γύρω από το σημείο  $O$ , η μεταβολή της παραμόρφωσης στην ακτινική διεύθυνση  $\epsilon_r$ , θα είναι συστολής. Η εξίσωση υποδηλώνει ότι, αν είναι γνωστές οι τιμές των  $a$  και  $r$  και μετρηθεί η  $\epsilon_r$  και  $\epsilon_\theta$ , τότε είναι δυνατός ο προσδιορισμός της παραμένουσας τάσης  $\sigma_0$ .

Στη γενικότερη περίπτωση η αντίστοιχη της παραπάνω εξίσωσης είναι πιο πολύπλοκη. Ένας συνηθισμένος τρόπος για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων είναι η τοποθέτηση επιμηκυνσιόμετρων ηλεκτρικής αντίστασης σε σχηματισμό άστρου,  $120^\circ$  το ένα με το άλλο, όπως δείχνει το Σχήμα 1.21γ.

Η μέθοδος αυτή μπορεί να εφαρμοστεί σε οριζόντιες, κατακόρυφες και οροφιαίες επιφάνειες. Το πλεονέκτημά της είναι η απλότητα και η μη ολική καταστροφή του δοκιμίου. Από τα μειονεκτήματά της το σημαντικότερο είναι η πιθανότητα δημιουργίας πρόσθετων πλαστικών παραμορφώσεων κατά τη διάτρηση της οπής, γεγονός που μπορεί να αλλοιώσει τα αποτελέσματα.

### 3.3.7 Επιλογή της κατάλληλης μεθόδου μέτρησης

Για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων σε μεταλλικές συγκολλητές κατασκευές, σημαντικό ρόλο παίζει η επιλογή της κατάλληλης τεχνικής μέτρησης. Μερικοί από τους παράγοντες που πρέπει να ληφθούν υπόψη είναι:

- (α) η επιτρεπόμενη έκταση βλάβης στην κατασκευή (καταστρεπτική ή μη καταστρεπτική μέτρηση).
- (β) η απαιτούμενη ποιότητα της μέτρησης (ακρίβεια των μετρήσεων, είδος και πιθανή κατανομή τάσεων κλπ)
- (γ) η επίδραση μεταβολών των ιδιοτήτων του υλικού στα αποτελέσματα
- (δ) αν η μέτρηση θα γίνει σε εργαστήριο ή στον τόπο ανέγερσης της κατασκευής
- (ε) το κόστος και η διάρκεια της μέτρησης

### 3.3.8 Επίδραση των παραμενουσών τάσεων

Με την πάροδο του χρόνου και υπό την επίδραση εξωτερικών φορτίων, οι παραμένουσες τάσεις τείνουν να ανακατανεμηθούν, κάτι που έχει ως αποτέλεσμα τη μείωση των αιχμών στην κατανομή τους.

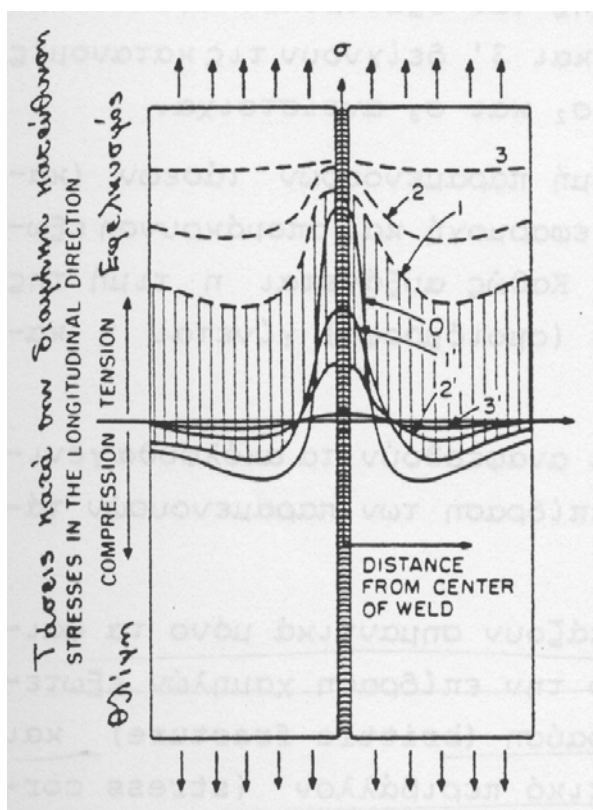
Το Σχήμα 1.22 δείχνει πώς αυτό είναι δυνατό στην περίπτωση διαμήκους συγκόλλησης κατά συμβολή που υπόκειται σε εξωτερική ομοιόμορφη εφελκυστική εντατική κατάσταση. Η καμπύλη 0 δείχνει την κατανομή των παραμενουσών τάσεων μετά τη συγκόλληση. Μετά την εφαρμογή της ομοιόμορφης εφελκυστικής τάσης  $\sigma = \sigma_1$ , η κατανομή των τάσεων θα είναι όπως δείχνει η καμπύλη 1. Οι τάσεις στην περιοχή της συγκόλλησης φτάνουν το όριο διαρροής, ενώ η μεγαλύτερη αύξηση τάσεων παρατηρείται σε περιοχές μακριά από τη συγκόλληση. Η καμπύλη 2 δείχνει την κατανομή τάσεων όταν το εξωτερικό φορτίο αυξηθεί σε  $\sigma_2$ . Καθώς αυξάνεται η επιβαλλόμενη τάση, η κατανομή των τάσεων γίνεται πιο ομαλή,

δηλαδή η επίδραση των παραμενουσών τάσεων στην ολική κατανομή τάσεων μειώνεται.

Όταν η εξωτερική τάση φτάσει κάποια τιμή, παρατηρείται διαρροή ολόκληρης της διατομής. Η κατανομή τάσεων στην περίπτωση αυτή παριστάνεται από την καμπύλη 3. Από το σημείο αυτό και μετά, η επίδραση των παραμενουσών τάσεων εξαφανίζεται.

Οι καμπύλες 1', 2', 3' δείχνουν τις κατανομές των παραμενουσών τάσεων μετά την άρση των εξωτερικών εφελκυστικών φορτίων  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  και  $\sigma_3$  αντίστοιχα.

Σε σύγκριση με την αρχική κατανομή παραμενουσών τάσεων (καμπύλη 0), οι κατανομές μετά την εφαρμογή και απομάκρυνση εξωτερικών τάσεων είναι πιο ομαλές. Καθώς αυξάνεται η τιμή της εξωτερικής τάσης, τόσο πιο ομαλή (ομοιόμορφη) γίνεται η κατανομή παραμενουσών τάσεων.



**Σχήμα 1.22:** Σχηματικές κατανομές παραμενουσών τάσεων σε συγκολλήσεις κατά συμβολή υπό την επίδραση εξωτερικών φορτίων.



Από τα παραπάνω, είναι δυνατό να αναφερθούν τα ακόλουθα γενικά συμπεράσματα σχετικά με την επίδραση των παραμενουσών τάσεων:

(1) Οι παραμένουσες τάσεις επηρεάζουν σημαντικά μόνο τα φαινόμενα εκείνα που συμβαίνουν υπό την επίδραση χαμηλών εξωτερικών τάσεων, όπως την ψαθυρή θραύση (brittle fracture) και τη ρωγμάτωση υπό τάση σε διαβρωτικό περιβάλλον (stress corrosion cracking).

(2) Η επίδραση των παραμενουσών τάσεων μειώνεται με αύξηση των εξωτερικά επιβαλλόμενων φορτίων.

(3) Η επίδραση των παραμενουσών τάσεων στη συμπεριφορά συγκολλητών κατασκευών είναι αμελητέα όταν οι εξωτερικά επιβαλλόμενες τάσεις προκαλούν γενική πλαστική διαρροή του υλικού.

(4) Η επίδραση των παραμενουσών τάσεων μειώνεται μετά από επαναλαμβανόμενες φορτίσεις.

Σημειώνεται, ότι η ύπαρξη παραμενουσών τάσεων μειώνει το κρίσιμο φορτίο λυγισμού συγκολλητών κατασκευών, γεγονός που οφείλεται στην παρουσία θλιπτικών τάσεων σε μεγάλο τμήμα της κατανομής των παραμενουσών τάσεων. [30]

## **ΒΙΒΛΙΟΓΡΑΦΙΚΕΣ ΑΝΑΦΟΡΕΣ**

[1]Castro,R.1993 Historical background to stainless steels,in Stainless steels, P.LaCombe, B.Baroux, and G. Beranger,eds., Les Editions de Physique, Les Ulis, France, pp.3-9.

[2]Guillet,L. 1904.Revue de Matallurgie, 1:155;2(1905):350;3(1906):372.

[3]Portevin, A. 1909. Iron and Steel Institute,Carnegie Scholarship Memoirs, 1:230.

[4]Giesen, W. 1909 Iron and Steel Institute Carnegie Scholarship Memoirs, 1:1.

[5]Sedricks ,A. J. 1996.Corrosion of Stainless steels, Wiley-Interscience, New York

[6]Scully, J.R.2003.Corrosion and oxide films in Encyclopedia of Electrochemistry,Vol.3,M.Stratmann and G.S.Frankel,eds.,Wiley-VCH.Weinheim,Germany, p.344.

[7] Peckner D., Bernstein I. 1977, *Handbook of stainless steels* ,McGraw-Hill,

New York.

[8] Baerlachen E. 1958, Investigations concerning the transformation behaviour, notched impact toughness, and susceptibility to intercrystalline corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30%, *Stahl un Eisen*, 81(12), March.

[9] ] ASM Metals handbook 8th edition.

[10] Lippold J., Savage W., 1979, Solidification of austenitic stainless steel weld-ments, *Welding Journal*.

[11]Schaeffler,A .L. 1947.Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals,*Welding Journal*,26(10):601s-620s.

[12]Schaeffler,A.L. 1948.Welding dissimilar metals with stainless electrodes,*Iron Age*, 162:72,July.

[13] Schaeffler,A.L.1949.Constitution diagram for stainless steel metal,*Metal Progress*, 56(11):680-680B.

[14]DeLong,W.T.,Ostrom,G.A.,and Szumachowski,E.R.1956.

[15]Long,C.J.,and DeLong,W.T 1973.

[16]Siewert,T.A. McCowan,C.N., and Olson,D.L 1988.Ferrite Number prediciotn to 100 FN in stainless steel weld metal.

[17]Kotecki,D.J., and Siewert, T.A. 1992.WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals.

[18]Floreen, S., and Hayden ,H.W.1968. Transactions of the American Society for Metals.

[19]Wentrup,H.,and Reif,O.1949.

[20]Kubaschewski,O.1982.Iron:Binary Phase Diagrams,Springer-Verlag,New York.

[21]Dahl, W.,Duren, C., and Musch,H. 1973.Stahl and Eisen.

[22]Irvine ,J.J.,et al.1961.*Journal of the Iron and Steel Institute*,London.

[23]Cihal,V.1968.*Protection of Metals (USSR)*,4(6):563.

[24]Katayama,S.,Fujimoto,T., and Matsunawa,A. 1985. Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals,*Transactions of JWRI*,14(1):123.

[25] Goodwin,G.M.1984.Fracture Toughness of Austenitic Stainless Steel Weld Metal at 4K,ORNL.TM-9172,Oak Ridge National Laboratory,Oak Ridge,TN.

- [26] Βασ. Ι. Παπάζογλου, Καθηγητή Ε.Μ.Π. και Γ. Παπαδημητρίου, Καθηγητή Ε.Μ.Π., Επιστήμη και τεχνική των συγκολλήσεων, Αθήνα 1994.
- [27] Sindo Kou, "Welding Metallurgy", 1987, John Wiley & Sons, Inc.
- [28] Brooks, J.A., Thompson, A W., and Williams, J.c, 1984. A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking, *Welding Journal*, 63(3):71s-83s
- [29] Γεωργίου Δημ. Παπαδημητρίου, Καθηγητή Ε.Μ.Π., Εισαγωγή στη μεταλλουργία, την τεχνολογία και τον έλεγχο των συγκολλήσεων.
- [30] M.J.Park, H.N.Yang, D.Y.Jang, J.S.Kim, T.E.Jin, "Residual stress measurement on welded specimen by neutron diffraction", *Journal of Materials Processing Technology*, 155-156 (2004) 1171-1177.
- [31] Lake, F.B. 1990 Effect of Cu in stainless steel weld metal ferrite content, paper presented at AWS Annual Convention.
- [32] Copson, H .R. 1959 *Physical Metallurgy of Stress-Corrosion Fracture*, Interscience , New York, p.126.
- [33] Wentrup, H., and Reif, O. 1949. *Archiv fuer das Eisenhuettenwesen*, 20:359-362.
- [34] Masakazu Shibahara, Hidekazu Murakawa, Effect of various factors on transverse shrinkage under butt welding , 1998 vol.27, No.2
- [35] K.Satoh and T.Terasaki: Effect of Welding Conditions on Welding Deformations in Welded Structural Materials, *Journal of the Japan Welding Society*, Vol.45(1976), No.4 302-308
- [36] Kunihiro Satoh, etc, Effect of welding Condition on Welding Deformations in Welded Structural Materials, *Journal of the Japan Welding Society*. Vol.45(1976), pp.42-50.

# ΚΕΦΑΛΑΙΟ 4<sup>ο</sup>

## ΠΕΙΡΑΜΑΤΙΚΗ ΔΙΑΔΙΚΑΣΙΑ

### 1. Περιγραφή πειραματικής διαδικασίας

#### 1.1 Εισαγωγή

Στην παρούσα εργασία παρουσιάζεται η μελέτη της μετωπικής συγκόλλησης FCAW ανοξείδωτου χάλυβα τύπου AISI 316L.

Η μελέτη των θερμικών κύκλων της συγκόλλησης, των θερμικών μεταβατικών παραμορφώσεων και των παραμενουσών τάσεων λόγω συγκόλλησης πραγματοποιήθηκαν στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας του Τομέα Θαλάσσιων Κατασκευών της Σχολής Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Ε.Μ.Π.

Η μελέτη περιλαμβάνει τα εξής:

- ✓ Πειραματική μέτρηση των θερμικών κύκλων της συγκόλλησης.
- ✓ Πειραματικός προσδιορισμός των μεταβατικών θερμικών παραμορφώσεων που συμβαίνουν κατά τη διάρκεια της συγκόλλησης και ως το τέλος του κύκλου απόψυξης σε δοκίμια από ανοξείδωτο χάλυβα 316L.
- ✓ Πειραματική μελέτη κατανομής των παραμενουσών τάσεων λόγω συγκόλλησης με την τεχνική διάνοιξης τυφλής οπής, σε δοκίμια από ανοξείδωτο χάλυβα 316 L.
- ✓ Μεταλλογραφική μελέτη της συγκόλλησης

Για την πραγματοποίηση των παραπάνω μετρήσεων διεξήχθησαν δοκιμές συγκόλλησης σε ελάσματα πάχους 4mm και διαστάσεων (μήκος x πλάτος) 350x150mm<sup>2</sup>(Σειρά-A) και 700x300mm<sup>2</sup>(Σειρά-B). Η συγκόλληση των ελασμάτων έγινε κατά μήκος της μεγαλύτερης τους διάστασης. Και στις 2 σειρές μετρήθηκαν οι θερμοκοί κύκλοι και οι κατακόρυφες παραμορφώσεις λόγω συγκόλλησης. Στη δεύτερη σειρά ελασμάτων, μετρήθηκαν επίσης οι

τοπικές μεταβατικές παραμορφώσεις σε προκαθορισμένα σημεία της επιφάνειάς τους ,ενώ έγινε και πειραματική μελέτη της κατανομής των παραμενουσών τάσεων με την τεχνική διάνοιξης τυφλής οπής .Τέλος από την πρώτη σειρά ελήφθησαν εγκάρσιες τομές της περιοχής συγκόλλησης όπου έγινε μεταλλογραφική μελέτη.

## 1.2 Πειραματικός εξοπλισμός

### 1.2.1 Εξοπλισμός συγκόλλησης

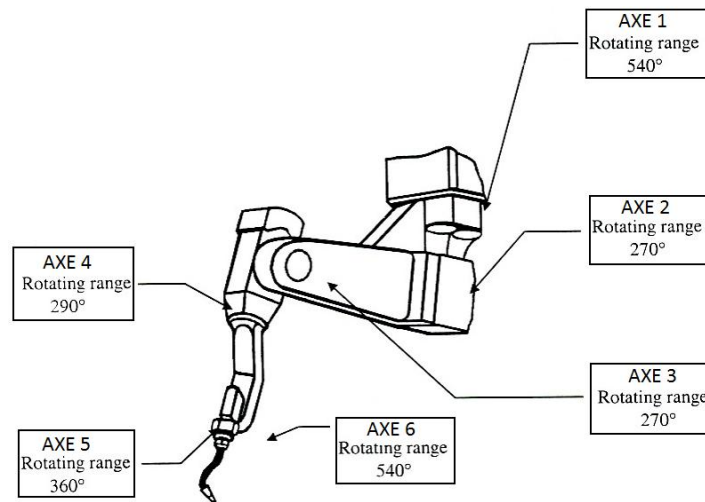
Ο εξοπλισμός που χρησιμοποιείται στην μέθοδο FCAW είναι πρακτικά ο ίδιος που χρησιμοποιείται και στην GMAW. Για την διεξαγωγή των πειραμάτων με την αυτοματοποιημένη μέθοδο FCAW χρησιμοποιήθηκε ρομποτική διάταξη συγκόλλησης η οποία φαίνεται στην εικόνα 1.1.



**Εικόνα 1.1 :** Ρομποτική διάταξη συγκόλλησης.

Η ρομποτική διάταξη έχει σχεδιαστεί και κατασκευαστεί από την εταιρεία IGM Robotersysteme® και αποτελείται από τον ρομποτικό βραχίονα και τον εξοπλισμό συγκόλλησης GMAW. Ο βραχίονας παρουσιάζει έξι βαθμούς ελευθερίας όπως φαίνεται στο σχήμα 1.1.

Ο εξοπλισμός συγκόλλησης GMAW αποτελείται από την μηχανή συγκόλλησης TPS330® της εταιρείας Fronius®, το αέριο προστασίας και την μονάδα τροφοδοσίας του σύρματος (εικόνα 1.2). Η μηχανή συγκόλλησης μπορεί να παράγει ρεύμα εντάσεως έως και 380Α δίχως πρόβλημα υπερθέρμανσης του πιστολιού συγκόλλησης λόγω εγκατεστημένης μονάδας ψύξεως στην μηχανή.



**Σχήμα 1.1 :** Σχηματική αναπαράσταση των έξι βαθμών ελευθερίας του ρομποτικού βραχίονα.

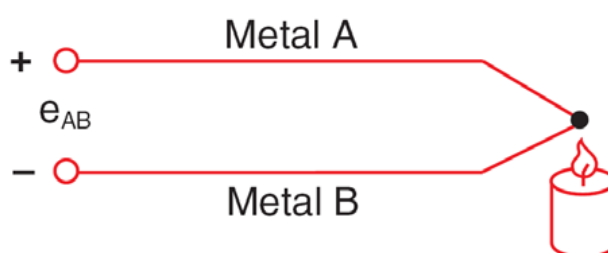


**Εικόνα 1.2 :** (α)Μηχανή συγκόλλησης και αέριο προστασίας και (b) τροφοδοσία σύρματος.

Το αέριο προστασίας σύμφωνα και με τις προδιαγραφές του σύρματος ήταν μίγμα αργού και διοξειδίου του άνθρακα και πιο συγκεκριμένα  $Ar + 18\%CO_2$  .

### 1.2.2 Θερμοστοιχεία

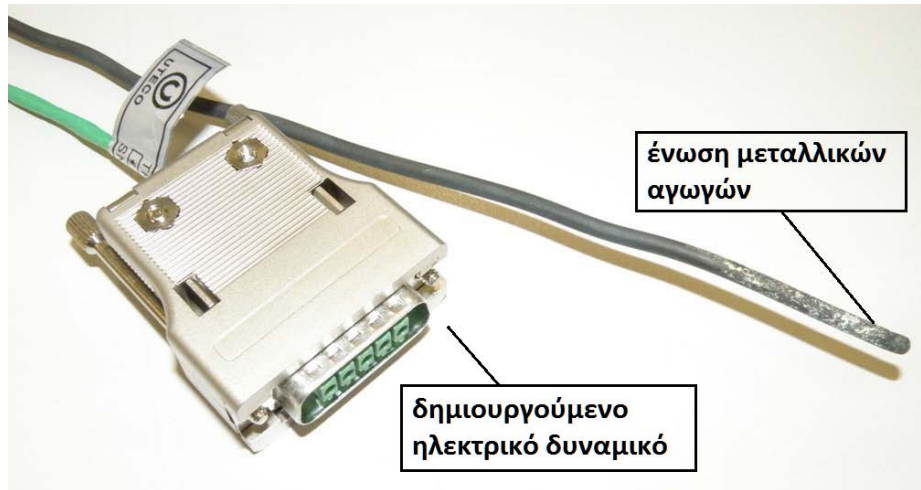
Για να μετρήσουμε τις μεταβατικές θερμοκρασίες κατά την διάρκεια της συγκόλλησης και της επακόλουθης ψύξης σε διάφορες αποστάσεις από την γραμμή της συγκόλλησης χρησιμοποιήθηκαν θερμοστοιχεία . Η χρήση θερμοστοιχείων για μέτρηση θερμοκρασιών είναι η πιο διαδεδομένη μέθοδος. Η αρχή λειτουργίας τους βασίζεται στο γεγονός ότι δύο μεταλλικοί αγωγοί διαφορετικής χημικής σύστασης όταν ενωθούν στο ένα άκρο τους δίνουν ένα ηλεκτρικό δυναμικό στο άλλο εξαρτώμενο από τους αγωγούς και την θερμοκρασία. (σχήμα 1.2).



**Σχήμα 1.2:** Σχηματική αναπαράσταση του ηλεκτρικού δυναμικού που δημιουργείται όταν δύο μεταλλικοί αγωγοί ενωθούν.

Η θερμοκρασία στο άκρο που οι μεταλλικοί αγωγοί είναι ενωμένοι επηρεάζει το ηλεκτρικό δυναμικό στο άλλο άκρο διαμέσου μίας συνάρτησης. Η συνάρτηση βασίζεται στον συνδυασμό των χρησιμοποιούμενων μεταλλικών αγωγών, ο οποίος και ορίζει τον τύπο του θερμοστοιχείου και τις δυνατότητές του.

Ο τύπος των θερμοστοιχείων που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα είναι τύπου K της εταιρείας UTECO® και φαίνονται στην εικόνα 1.3. Η χημική σύσταση των αγωγών φαίνεται στον πίνακα που ακολουθεί.



**Εικόνα 1.3** :Θερμοστοιχείο τύπου-K.

Χημική Σύσταση %	Ni	Cr	Al	Mn
(+)Αγωγός	90	10	-	-
(-)Αγωγός	95	-	2	2

**Πίνακας 1.1** :Χημική σύσταση αγωγών.

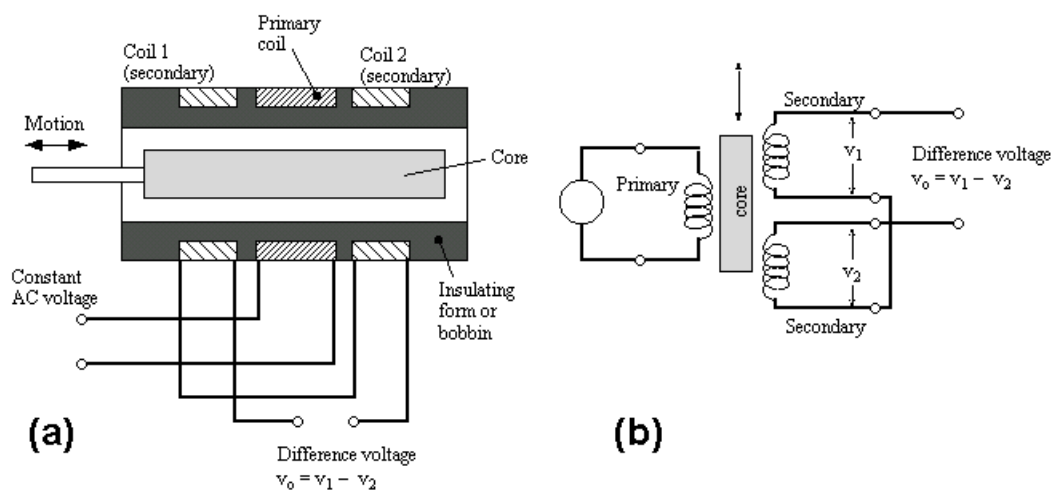
Τα θερμοστοιχεία τύπου K μετρούν θερμοκρασίες από -270 έως και 1370 °C και είναι ο μόνος τύπος θερμοστοιχείων που παρουσιάζει γραμμική σχέση μεταξύ της θερμοκρασίας και του ηλεκτρικού δυναμικού σύμφωνα με μια σταθερά  $k = 41 \text{ (}\mu\text{V/ }^\circ\text{C)}$ . Η γραμμικότητα που χαρακτηρίζει τα θερμοστοιχεία τύπου K είναι και ένα από τα κύρια πλεονεκτήματά τους έναντι των υπολοίπων. Τα θερμοστοιχεία εφαρμόστηκαν επί των ελασμάτων με ειδική κόλλα δύο συστατικών.

### 1.2.3 Γραμμικοί αισθητήρες μετατόπισης (LVDTs)

Οι παραμορφώσεις που εμφανίζονται εκτός του επιπέδου των ελασμάτων μετρήθηκαν με LVDTs των οποίων η λειτουργία βασίζεται στις αρχές του ηλεκτρομαγνητισμού. Στο σχήμα 1.3 παρουσιάζεται μια διαμήκης τομή του αισθητήρα όπου είναι εμφανή το σταθερό και το κινούμενο στέλεχος από τα οποία αποτελείται. Το σταθερό μέρος αποτελείται από τρεις



περιελίξεις, την πρωτεύουσα και τις δύο δευτερεύουσες. Η πρωτεύουσα τροφοδοτείται με ρεύμα σταθερής τάσης δημιουργώντας ένα ηλεκτρομαγνητικό πεδίο. Οι δύο δευτερεύουσες περιελίξεις που βρίσκονται στα δύο άκρα της πρωτεύουσας παράγουν μέσω αυτεπαγωγής λόγω της κίνησης του εσωτερικού κινούμενου σιδηρομαγνητικού πυρήνα μία διαφορά δυναμικού.



**Σχήμα 1.3 :** (a) Διαμήκης τομή αισθητήρα, (b) διάγραμμα ηλεκτρικού κυκλώματος.

Η διαφορά δυναμικού είναι ανάλογη με την κίνηση του πυρήνα και συνεπώς η ευθύγραμμη κίνηση μεταφράζεται σε μια διαφορά δυναμικού. Οι δύο δευτερεύουσες περιελίξεις είναι συνδεδεμένες με μια διαφορά φάσης  $180^\circ$  έτσι ώστε διαβάζοντας το πρόσημο της διαφοράς δυναμικού να συμπεραίνουμε τη φορά κίνησης του πυρήνα.

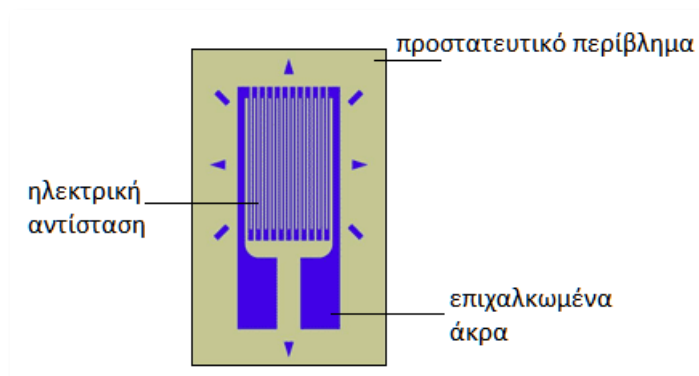
Τα LVDTs που χρησιμοποιήθηκαν στα πειράματα ήταν της εταιρείας Applied Measurements LTD® και ήταν δύο τύπων ,με μόνη διαφορά το εύρος πεδίου μετρήσεων ( $\pm 50$  mm και  $\pm 25$  mm), εικόνα 1.4.



**Εικόνα 1.4** :Τα LVDTs που χρησιμοποιήθηκαν κατά την διεξαγωγή των πειραμάτων.

### 1.2.4 Επιμηκυνσιόμετρα (Strain Gages)

Για να μετρηθούν οι τοπικές παραμορφώσεις κατά την διάρκεια της συγκόλλησης χρησιμοποιήθηκαν strain gages στην επιφάνεια του μετάλλου με ειδική κόλα σε διάφορες αποστάσεις από την γραμμή συγκόλλησης. Πρόκειται ουσιαστικά για μία μικρή ηλεκτρική αντίσταση που έχει την ιδιότητα να μεταβάλλει την αντίσταση της καθώς το μήκος της αυξομειώνεται. Στην εικόνα 1.5 φαίνεται ένα τυπικό επιμηκυνσιόμετρο.

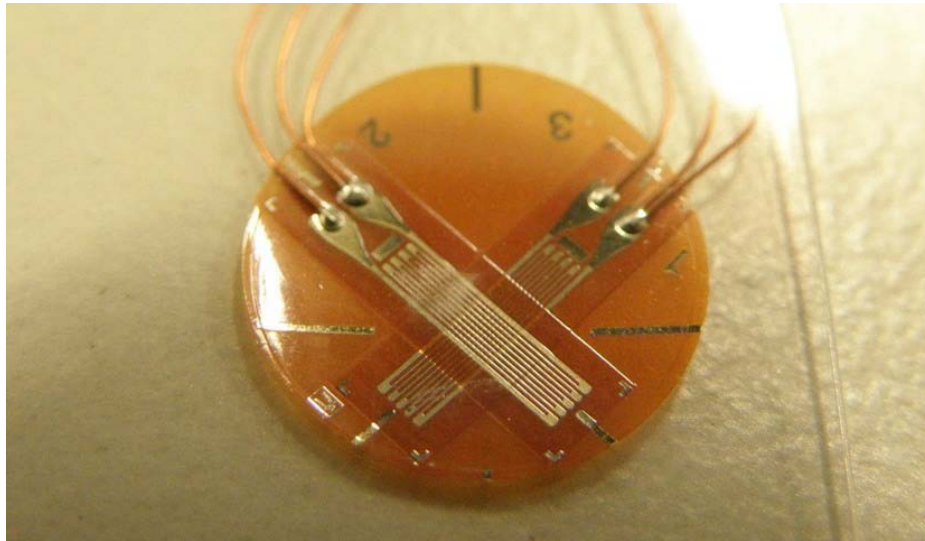


**Εικόνα 1.5** :Τυπικό strain gage.

Η ηλεκτρική αντίσταση περιβάλλεται από μία μεμβράνη για λόγους προστασίας και καλής εφαρμογής στο υπό εξέταση υλικό. Κάθε strain gage χαρακτηρίζεται από μία παράμετρο (gage factor) που είναι ο λόγος της ποσοστιαίας μεταβολής της αντίστασης προς τη ποσοστιαία μεταβολή του μήκους του ,  $G.F. = (dR/R_0) / (dL/L_0)$  . Γνωρίζοντας αυτήν την παράμετρο και

λαμβάνοντας τιμές για την αντίσταση είναι εύκολο να υπολογίσουμε τις παραμορφώσεις.

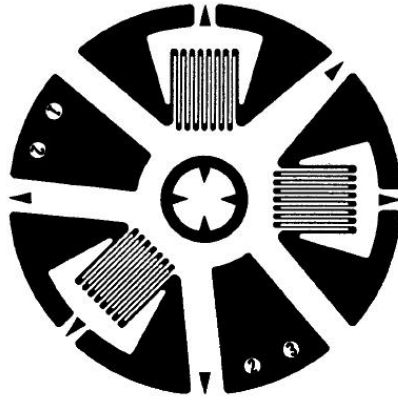
Κατά την διεξαγωγή των πειραμάτων μετρήθηκαν οι παραμορφώσεις κατά την διαμήκη και εγκάρσια διεύθυνση ως προς την διεύθυνση της συγκόλλησης. Για αυτόν το λόγο χρησιμοποιήθηκαν ειδικά διαζονικά επιμηκυνσιόμετρα της εταιρείας KYOWA®. Τα διαζονικά επιμηκυνσιόμετρα αποτελούνται από δύο ηλεκτρικές αντιστάσεις κάθετες μεταξύ τους(εικόνα 1.6) και συνεπώς λαμβάνονται ταυτοχρόνως τιμές και στις δύο διαστάσεις.



**Εικόνα 1.6** :Ειδικό διαζονικό επιμηκυνσιόμετρο.

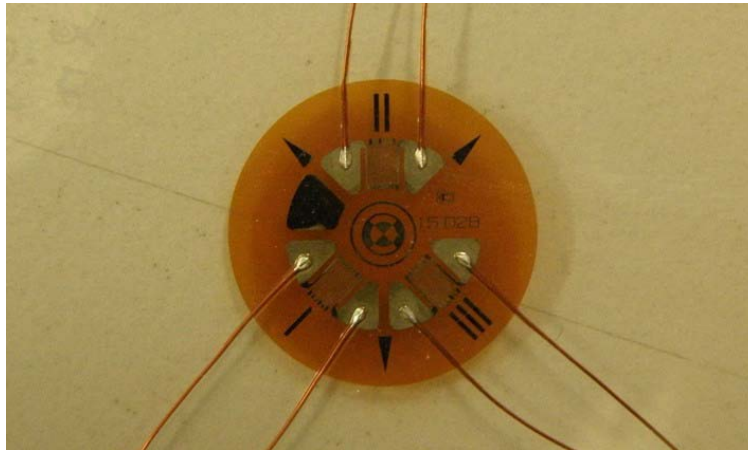
### **1.2.5 Ροζέτες (Strain Gages Rosettes) και εξοπλισμός μέτρησης παραμενουσών τάσεων**

Οι ροζέτες έχουν την ίδια αρχή λειτουργίας όπως και τα επιμηκυνσιόμετρα με την μόνη διαφορά ότι είναι ειδικά κατασκευασμένες για να μετρούν τις παραμένουσες τάσεις με την μέθοδο διάνοιξης τυφλής οπής. Αποτελούνται από τρία επιμηκυνσιόμετρα τα δύο κάθετα μεταξύ τους και το τρίτο σε γωνία  $135^\circ$  από τα άλλα δύο, όπως παρουσιάζεται στην εικόνα 1.7.



**Εικόνα 1.7 :** Strain gage rosette.

Κατά την διεξαγωγή των πειραμάτων χρησιμοποιήθηκαν ροζέτες της εταιρείας KYOWA® (εικόνα 1.8).



**Εικόνα 1.8 :** Ροζέτες που χρησιμοποιήθηκαν για τον υπολογισμό των παραμενουσών τάσεων.

Η αρχή στην οποία βασίζεται η μέτρηση παραμενουσών τάσεων με αυτή την μέθοδο είναι η χαλάρωση των τάσεων που είναι παρούσες στο υλικό. Η ροζέτα εφαρμόζεται στην επιφάνεια του ελασματος με ειδική κόλα. Μόλις η ροζέτα έχει κολλήσει στο έλασμα, ένα κομμάτι υλικού αφαιρείται με την βοήθεια ενός τρυπανιού ακριβώς στο κέντρο της ροζέτας όπως φαίνεται και στις εικόνες 1.7 και 1.8. Η αφαίρεση του υλικού πρέπει να γίνει σταδιακά και χωρίς απότομες κινήσεις του τρυπανιού έτσι ώστε να ληφθούν σωστά αποτελέσματα, ενώ το βάθος της οπής εξαρτάται από το μέγεθος της ροζέτας.

Κατά την αφαίρεση του υλικού οι τοπικές παραμένουσες τάσεις χαλαρώνουν και τα επιμηκυνσιόμετρα καταγράφουν τις μεταβολές των παραμορφώσεων εξαιτίας αυτής της χαλάρωσης. Μέσω εξισώσεων (σχέσεις 1.1) και διαγραμμάτων υπολογίζονται οι τάσεις .

$$\sigma_{\max,\min} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} \pm \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}$$

$$\tan 2\alpha = \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}$$

### Σχέσεις 1.1

Οι υπολογιζόμενες τιμές αναφέρονται στην επιφάνεια και όχι στο εσωτερικό του υλικού.

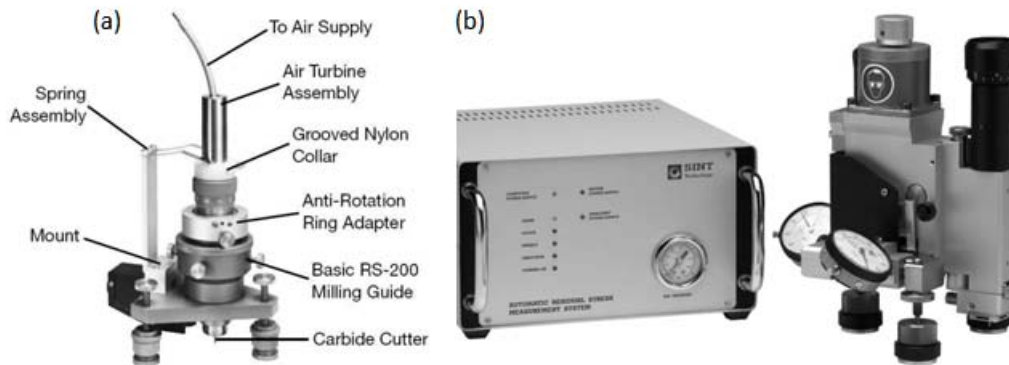
Οι τιμές  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  και  $\varepsilon_3$  αναφέρονται στην μετρούμενη παραμόρφωση που μετρούν οι ροζέτες ενώ οι τιμές A και B εξάγονται από ειδικά διαγράμματα συναρτήσεως του υλικού και του μεγέθους της οπής. Οι εξισώσεις υπολογίζουν την μέγιστη και ελάχιστη τιμή των κυρίων τάσεων καθώς και την γωνία  $\alpha$  μεταξύ της μέγιστης κύριας τάσης και της τάσης στην διεύθυνση  $\varepsilon_1$  .

Η διάνοιξη της οπής πρέπει να γίνεται χωρίς σημαντικές πλαστικές παραμορφώσεις και θέρμανση, διότι η απόσταση μεταξύ των επιμηκυνσιομέτρων και της οπής είναι πολύ μικρή. Αυτό επιτυγχάνεται με χρήση τρυπανιών υψηλής ταχύτητας και ασκώντας στο τρυπάνι την ελάχιστη δυνατή πίεση.

Συνοπτικά, οι βασικές παραδοχές που ισχύουν κατά την εφαρμογή της τεχνικής είναι οι εξής:

- ✓ Το υλικό είναι ιστροπικό και γραμμικά ελαστικό
- ✓ Οι τάσεις δεν μεταβάλλονται σημαντικά με το βάθος
- ✓ Οι παραμένουσες τάσεις δεν ξεπερνούν το 0,5 του ορίου διαρροής
- ✓ Οι μεταβολές των τάσεων μέσα στα όρια της οπής είναι πολύ μικρές

Δύο ευρέως χρησιμοποιούμενες συσκευές διάνοιξης οπής παρουσιάζονται στην εικόνα 1.9.

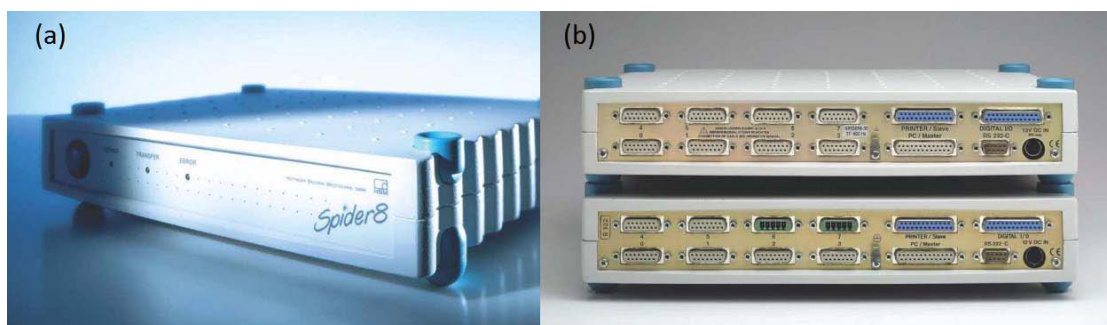


**Εικόνα 1.9 :** Συσκευές διάνοιξης οπής: (a) RS-Milling Guide by VISHAY® and (b) MTS 3000 by HBM®

### 1.2.6 Αναлого-ψηφιακοί μετατροπείς και προσαρμοστές σήματος

Όλοι οι αισθητήρες εκπέμπουν σήμα αναλογικής μορφής οπότε για την καταγραφή και επεξεργασία των δεδομένων σε έναν ηλεκτρονικό υπολογιστή απαιτείται η μετατροπή του αναλογικού σήματος σε ψηφιακό. Για αυτό τον λόγο μεταξύ των αισθητήρων και του ηλεκτρονικού υπολογιστή παρεμβάλλονται αναлого-ψηφιακοί μετατροπείς (A/D, Analog to Digital).

Για τις ανάγκες των πειραμάτων χρησιμοποιήθηκε ο μετατροπέας Spider8® της εταιρείας HBM®(εικόνα 1.10).



**Εικόνα 1.10 :** (a) Spider® και (b) κανάλια εισόδου και εξόδου.

Η συγκεκριμένη συσκευή διαθέτει ξεχωριστό μετατροπέα για όλα τα κανάλια τα οποία μπορούν να υποδεχτούν LVDTs, θερμοστοιχεία και επιμηκυνσιόμετρα, αφότου τοποθετηθούν οι κατάλληλες κάρτες στην συσκευή.

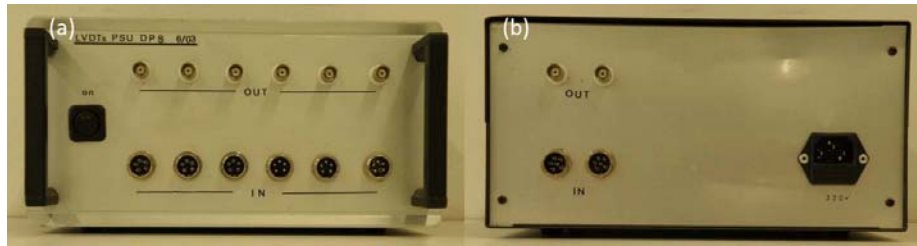
Κάθε Spider® διαθέτει 8 κανάλια εισόδου , ενώ κάθε κανάλι μπορεί να επεξεργαστεί παρέχοντας ως και 9600 τιμές/δευτερόλεπτο. Επίσης μέχρι και 8 Spider® μπορούν να συνδεθούν ταυτόχρονα παρέχοντας την δυνατότητα για  $8 \times 8 = 64$  κανάλια εισόδου. Οι συσκευές συνδέονται μεταξύ τους με σύνδεση LPT (Line Print Terminal) και ονομάζονται συσκευές "slave" ενώ η συσκευή που συνδέεται με τον ηλεκτρονικό υπολογιστή καλείται "master".

Για τις ανάγκες των πειραμάτων χρειάστηκαν 31 κανάλια εισόδου οπότε και χρησιμοποιήθηκαν 4 Spider8® όπως φαίνεται και στην εικόνα 1.11.



**Εικόνα 1.11 :** Διάταξη Spider8® κατά την διεξαγωγή των πειραμάτων.

Αναλυτικά χρειάστηκαν 5 κανάλια για τα LVDTs , 6 για τα θερμοστοιχεία και 20 για τα επιμηκυνσιόμετρα. Όσο αφορά τα LVDTs όπως έχει αναφερθεί, χρειάζονται εξωτερική πηγή τροφοδοσίας. Για αυτό τον λόγο μεταξύ των LVDTs και του Spider8® παρεμβάλλεται μια ειδική συσκευή η οποία μπορεί να υποδεχθεί ως και 7 LVDTs (εικόνα 1.12).



**Εικόνα 1.12 :** Συσκευή τροφοδοσίας LVDTs.(a)μπροστινή και (b) πίσω όψη

Το σήμα αφού μετατραπεί σε ψηφιακό από τα Spider8<sup>®</sup> ακολούθως καταγράφεται, επεξεργάζεται και αποθηκεύεται σε ηλεκτρονικό υπολογιστή δια μέσου προγράμματος. Το πρόγραμμα που χρησιμοποιήθηκε είναι της εταιρείας HBM<sup>®</sup> με την ονομασία CATMAN<sup>®</sup>. Το πρόγραμμα έχει την δυνατότητα να επεξεργάζεται το ψηφιακό σήμα μέσω συναρτήσεων μεταφοράς που δίδονται από τον χρήστη ενώ είναι δυνατή και η ανάγνωση των δεδομένων σε πραγματικό χρόνο. Συνεπώς τα δεδομένα από τα LVDTs και τα θερμοστοιχεία μετατρέπονται σε χιλιοστά (mm) και βαθμούς Κελσίου ( $^{\circ}\text{C}$ ) αντιστοίχως, ενώ τα δεδομένα από τα επιμηκυνσιόμετρα σε micro strain (με).

Στην περίπτωση της μέτρησης των παραμενουσών τάσεων με την μέθοδο διάνοιξης τυφλής οπής χρησιμοποιήθηκε διαφορετικός μετατροπέας σήματος. Ο μετατροπέας είναι της εταιρείας OMEGA<sup>®</sup> (εικόνα 1.13) και ουσιαστικά πρόκειται για τρεις διαφορετικούς μετατροπείς, έναν για κάθε επιμηκυνσιόμετρο της ροζέτας.



**Εικόνα 1.13 :** Αναлого-ψηφιακός μετατροπέας που χρησιμοποιήθηκε για τον προσδιορισμό των παραμενουσών τάσεων.



## 1.3 Ελάσματα 316L και μέταλλο προσθήκης

### 1.3.1 Μέταλλο βάσης

Ο ανοξείδωτος χάλυβας που επιλέχθηκε για την διεξαγωγή των πειραμάτων είναι γνωστός με την ονομασία 316L κατά AISI (American Institute for Steel and Iron). Κατά το EN (Euro Norm) ονομάζεται EN 1.4404/EN 1.4401 σύμφωνα με το πρότυπο EN 1008802/05 , ενώ σύμφωνα με τον ASTM (American Society for Testing and Materials) και το πρότυπο ASTM A240/A240M-05 ονομάζεται τύπος 316L/316. Ο συγκεκριμένος χάλυβας επιλέγεται κυρίως για την αντοχή του σε διάβρωση οπότε αποτελεί μια εξαιρετική λύση σε πλοία μεταφοράς υγροποιημένου φυσικού αερίου και σε δίκτυα σωληνώσεων.

Ο χάλυβας παραδόθηκε στο εργαστήριο κατόπιν θερμής έλασης και σε ανοπτημένη κατάσταση υπό την μορφή ελασμάτων. Παρακάτω παρατίθενται πίνακες με την χημική σύσταση του μετάλλου καθώς και τις μηχανικές ιδιότητες σύμφωνα με τα πιστοποιητικά.

		Περιεκτικότητα (κ.β %)								
Στοιχείο		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	Fe
Απαιτούμενη	Min				10.00	16.50	2.00			Bal.
	Max	0.030	0.75	2.00	13.00	18.00	2.50	0.015	0.045	
Χημική σύσταση		0.024	0.38	1.39	10.09	16.97	2.02	0.004	0.032	Bal.

Πίνακας 1.2: Χημική σύσταση ανοξείδωτου χάλυβα AISI 316L.

Μηχανικές ιδιότητες	Όριο διαρροής Rp 0.2% [Mpa]	Αντοχή σε εφελκυσμό [Mpa]	Επιμήκυνση [%]		Σκληρότητα [HV]
			5mm	50mm	
Απαιτούμενες	220(min)	530 - 680	40 (min)	40	220(max)
316L	319	600	52	54	175

Πίνακας 1.3: Μηχανικές ιδιότητες ανοξείδωτου χάλυβα 316L.

Οι μηχανικές ιδιότητες του κράματος βρίσκονται εντός των ορίων για τον συγκεκριμένο χάλυβα. Η σκληρότητα παρατηρείται αρκετά χαμηλότερη από την μέγιστη και αυτό γιατί το πάνω όριο έχει τεθεί σε περίπτωση παρουσίας φερρίτη-δ στην μικροδομή. Ωστόσο ο χάλυβας 316L καθώς είναι πλήρως ωστενιτικός παρουσιάζει ονομαστική σκληρότητα των 175 HV.

Η διεξαγωγή των πειραμάτων έγινε σε 2 σειρές ελασμάτων, την σειρά-A και την σειρά-B , με τις διαστάσεις να παρουσιάζονται στον πίνακα που ακολουθεί.

Διαστάσεις	Σειρά-A	Σειρά-B
Μήκος [mm]	350	700
Πλάτος [mm]	150	300
Πάχος [mm]	4	4

**Πίνακας 1.4:** Διαστάσεις ελασμάτων.

### 1.3.2 Μέταλλο προσθήκης

Τα ελάσματα συγκολλήθηκαν με την μέθοδο FCAW (Flux Cored Arc Welding) και συνεπώς έπρεπε να χρησιμοποιηθούν τα κατάλληλα παραγεμισμένα (flux-cored) ηλεκτρόδια. Χρησιμοποιήθηκαν ηλεκτρόδια υπό την μορφή σύρματος με ονομασία BÖHLER EAS 4 M-FD® της εταιρείας Böhler-Thyssen®. Οι προδιαγραφές του σύμφωνα με το πρότυπο EN ISO 17633-A είναι T 19 12 3 L R M © 3 ενώ σύμφωνα με το πρότυπο AWS A5.22-95 είναι E316LT0-4(1). Στον πίνακα 1.5 φαίνεται η χημική σύσταση του σύρματος σύμφωνα με το πιστοποιητικό.

στοιχείο	Περιεκτικότητα (κ.β %)										
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	N	Cu	Fe
Χημική σύσταση	0.029	0.78	1.38	11.94	19.07	2.60	0.008	0.022	0.024	0.17	Bal.

**Πίνακας 1.5:** Χημική σύσταση σύρματος E316LT0-4(1).

Παρατηρώντας την χημική σύσταση του σύρματος βλέπουμε πως η περιεκτικότητα σε άνθρακα είναι ιδιαίτερος χαμηλή εξασφαλίζοντας έτσι πως και το μέταλλο συγκόλλησης θα είναι τύπου L (L-grade) όπως και το μέταλλο βάσης. Τα ποσοστά χρωμίου και μολυβδαινίου είναι υψηλότερα από το μέταλλο βάσης έτσι ώστε να εξασφαλίσουμε την δημιουργία φερρίτη-δ και να αποφύγουμε την φαινόμενα θερμής ρωγμάτωσης στην συγκόλληση. Ωστόσο για να περιορίσουμε τη δημιουργία φερρίτη-δ σε επιθυμητά επίπεδα το ποσοστό νικελίου είναι επίσης υψηλό. Οι μηχανικές προδιαγραφές του σύρματος σύμφωνα με το πιστοποιητικό του παρουσιάζονται στον πίνακα που ακολουθεί.

Θερμοκρασία	Όριο διαρροής Rp 0.2% [Mpa]	Αντοχή σε εφελκυσμό [Mpa]	Επιμήκυνση [%]	Απορροφούμενη ενέργεια(ελάχιστες τιμές)[J]	
20 °C	350	520	30	20 °C	-120 °C
				47	32

**Πίνακας 1.6:** Μηχανικές ιδιότητες σύρματος E316LT0-4(1).

Η διάμετρος του σύρματος ήταν 1.2 mm η οποία θεωρείται ιδανική για ελάσματα πάχους άνω των 3.0 mm.

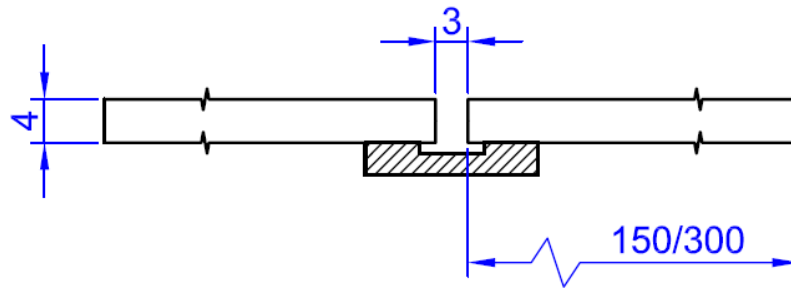
#### 1.4 Πειραματική διαδικασία και στήσιμο πειραμάτων

Για τον προσδιορισμό των ιδανικών συνθηκών συγκόλλησης πραγματοποιήθηκαν δοκιμές συγκόλλησης (bead-on-plate, BoP) εικόνα 1.14.



**Εικόνα 1.14 :** Δοκιμές συγκόλλησης (bead on plate)

Επίσης λόγω των λεπτών ελασμάτων δεν πραγματοποιήθηκε διαμόρφωση ακμών και τα δύο ελάσματα τοποθετήθηκαν αντικριστά σε απόσταση 3 mm (σχήμα 1.4). Χρησιμοποιήθηκε επίσης κεραμική επικαλύπτρα.



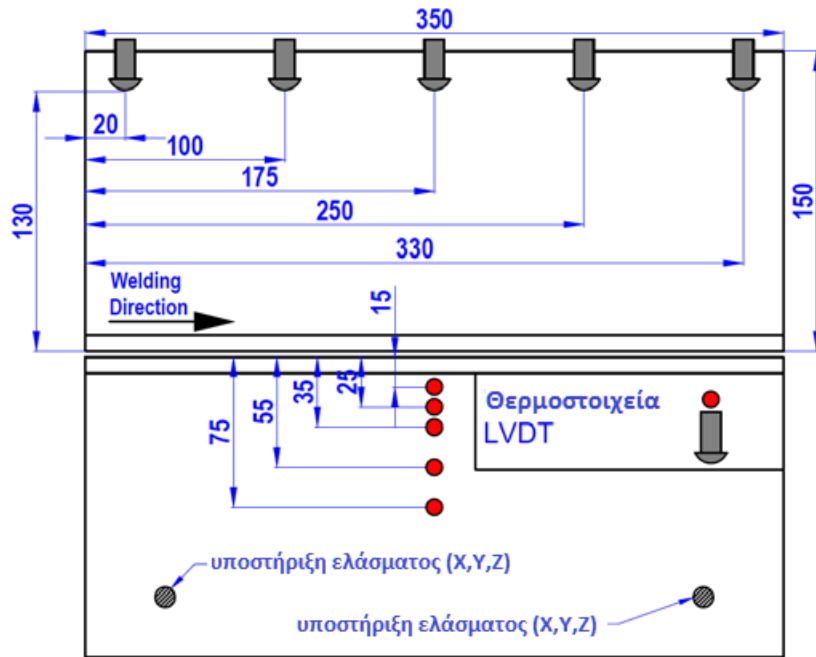
**Σχήμα 1.4 :** Τοποθέτηση ελασμάτων.

Από τις δοκιμές συγκόλλησης οι βέλτιστες τιμές ρεύματος και τάσης ήταν 163 A και 24V αντιστοίχως. Λόγω των λεπτών ελασμάτων και την μη διαμόρφωση των ακμών τους η ταχύτητα συγκόλλησης ήταν σχετικά χαμηλή έτσι ώστε να επιτευχθεί πλήρης διείσδυση. Η συγκόλληση τέλος έγινε με ένα μόνο πέρασμα λόγω των λεπτών ελασμάτων. Στον πίνακα που ακολουθεί παρουσιάζονται οι συνθήκες συγκόλλησης.

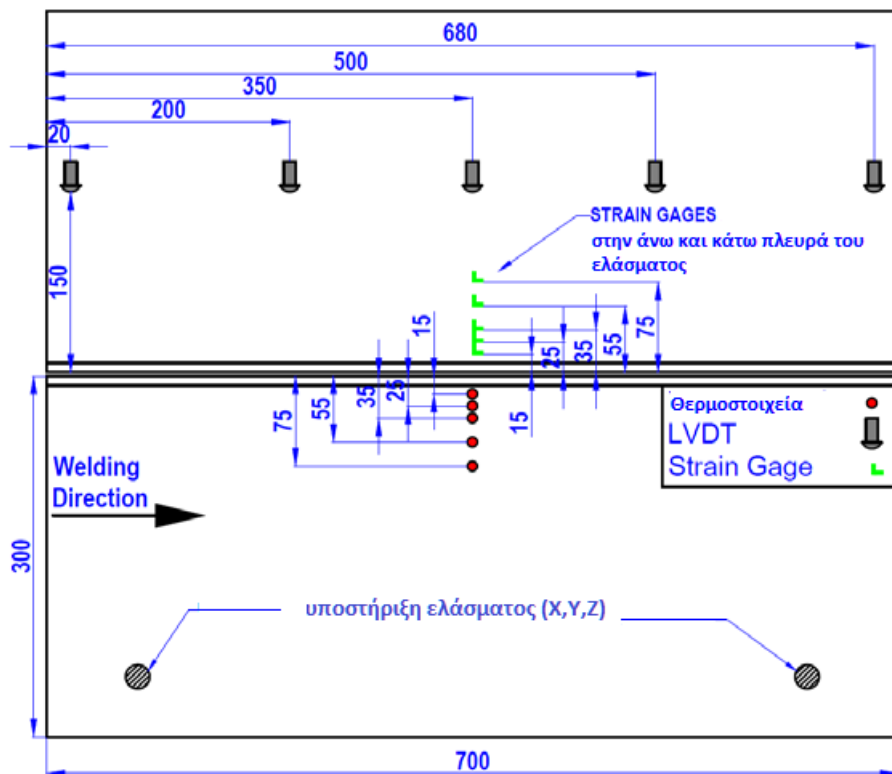
Πέρασμα	Τάση[V]	Ένταση[A]	Ταχύτητα[mm/min]	Ροή προστατευτικού αερίου[l/min]
1	24	163	300	18

**Πίνακας 1.6:** Συνθήκες συγκόλλησης.

Στην περίπτωση της σειράς-A τοποθετήθηκαν θερμοστοιχεία στην άνω επιφάνεια του υποστηριζόμενου ελάσματος σε διάφορες αποστάσεις από την γραμμή συγκόλλησης. Να σημειωθεί ότι η επιλογή της άνω πλευράς έγινε για πρακτικούς και μόνο λόγους , καθώς λόγω του μικρού πάχους των ελασμάτων καμία ουσιαστική διαφορά θερμοκρασίας κατά την διεύθυνση του πάχους δεν αναμένεται. Τα θερμοστοιχεία τοποθετήθηκαν στα 15, 25, 35, 55, και 75 mm από την γραμμή συγκόλλησης. Σε απόσταση 130 mm τοποθετήθηκαν τα LVDTs όπως φαίνεται και στο σχήμα 1.5.



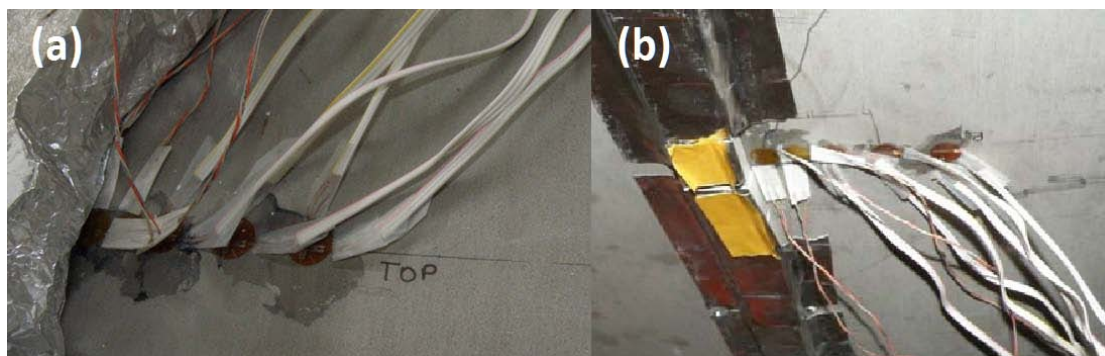
Σχήμα 1.5 : Σειρά-A, διάταξη θερμοστοιχείων και LVDTs.



Σχήμα 1.6 : Σειρά-B, διάταξη θερμοστοιχείων LVDTs και strain gages.

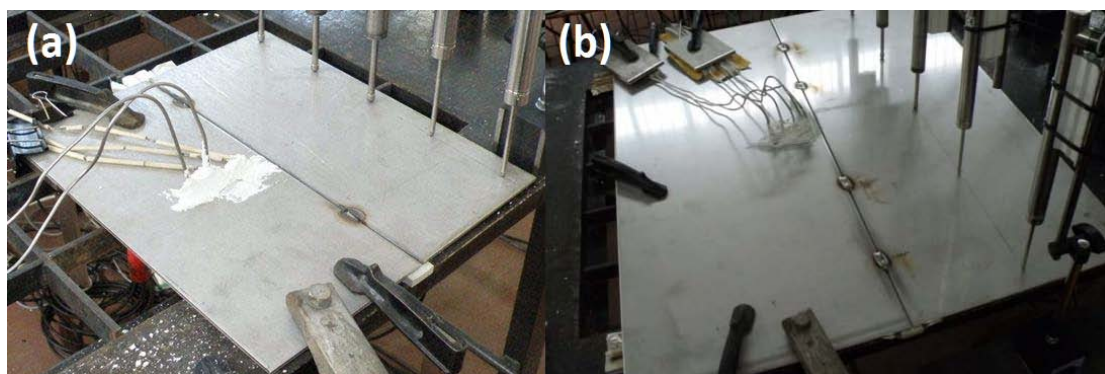
Στην σειρά-B και στις ίδιες αποστάσεις τοποθετήθηκαν τα θερμοστοιχεία ενώ τα LVDTs σε απόσταση 150 mm κατά την διαμήκη

διεύθυνση όπως και στην σειρά-A. Επίσης τοποθετήθηκαν διαξονικές strain gages όπως φαίνεται στο σχήμα 1.6 στην άνω και κάτω πλευρά του ελεύθερου ελάσματος. Για την προστασία των strain gage τοποθετήθηκε φύλλο αλουμινίου όπως φαίνεται και στην εικόνα 1.15.



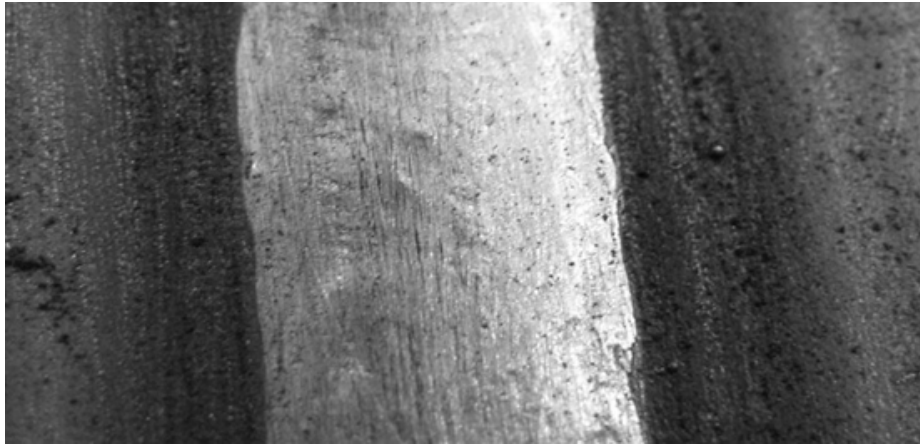
**Εικόνα 1.15 :** Τοποθέτηση διαξονικών strain gages στην (a)άνω και (b)κάτω πλευρά του ελάσματος.

Επίσης και στις 2 σειρές έγιναν τοπικές προσωρινές συγκολλήσεις (tack welds-ηλεκτροπόντες) μεταξύ των υπό συγκόλληση ελασμάτων έτσι ώστε να ελαχιστοποιηθεί η παραμόρφωση του διακένου κατά την διάρκεια της συγκόλλησης(εικόνα 1.16).



**Εικόνα 1.16 :** Προσωρινές συγκολλήσεις στη (a)σειρά-A και (b)σειρά-B.

Οι συνθήκες υπό τις οποίες έγιναν οι συγκολλήσεις και στις 2 σειρές παρουσιάστηκαν προηγουμένως και λόγω των δοκιμών (bead on plate) επιτεύχθηκε μια οπτικά τέλεια συγκόλληση όπως φαίνεται στην εικόνα που ακολουθεί.



**Εικόνα 1.17 :** Επιφάνεια συγκόλλησης.

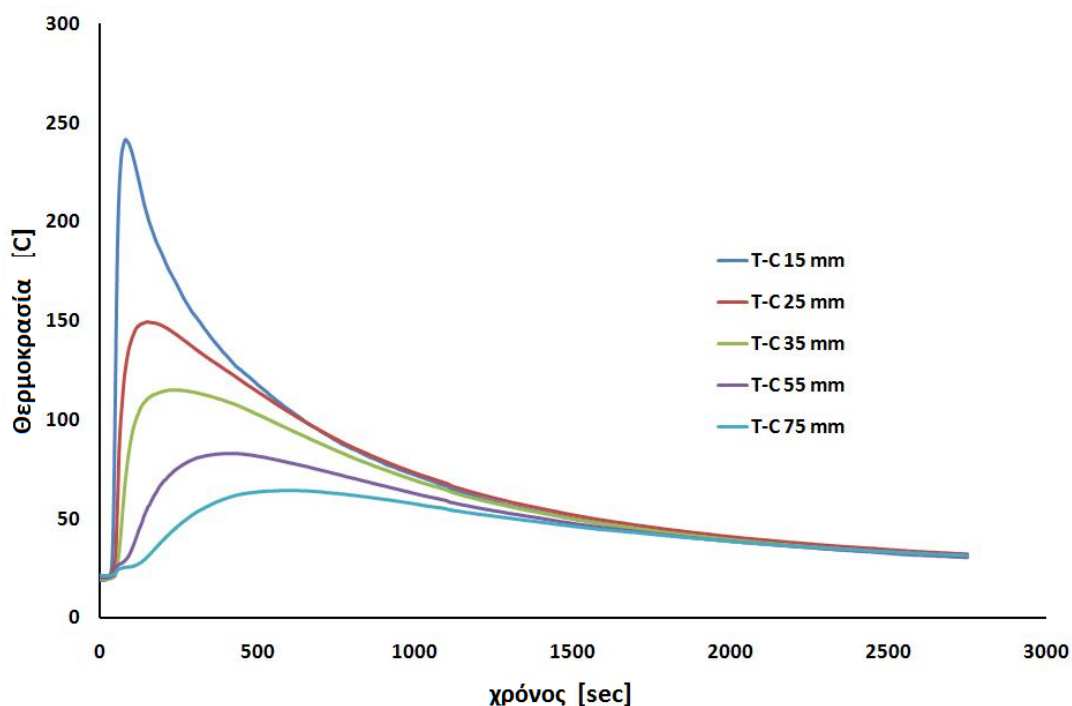
## **2.Αποτελέσματα μεταβατικών μετρήσεων (Θερμικοί κύκλοι-παραμορφώσεις)**

### **2.1 Σειρά-A**

Με την έναυση του τόξου στο άκρο του διακένου ξεκίνησε και η καταγραφή των δεδομένων. Χρειάστηκαν περίπου 35 δευτερόλεπτα έτσι ώστε το τόξο να φτάσει στην περιοχή που είχαν τοποθετηθεί τα θερμοστοιχεία. Εκείνη την στιγμή παρατηρήθηκε μία σχεδόν κάθετη αύξηση της θερμοκρασίας και η μεγαλύτερη τιμή όπως αναμενόταν παρατηρήθηκε στο θερμοστοιχείο που ήταν πλησιέστερα στην συγκόλληση.

Οι θερμικοί κύκλοι που καταγράφηκαν και από τα πέντε θερμοστοιχεία κατά την διάρκεια της συγκόλλησης της σειράς-A παρουσιάζονται στο σχήμα 1.7. Όπως αναφέρθηκε η μέγιστη θερμοκρασία καταγράφηκε από το θερμοστοιχείο που ήταν πλησιέστερο στην συγκόλληση, ωστόσο οι μέγιστες θερμοκρασίες που καταγράφηκαν δεν ήταν σχετικά υψηλές καθώς σε απόσταση 15 mm από την συγκόλληση η μέγιστη θερμοκρασία ήταν μόλις κάτω από τους 250 °C. Αυτό οφείλεται στην χαμηλή θερμική αγωγιμότητα του ανοξειδωτού ωστενιτικού χάλυβα , και είναι εμφανής και από την διαφορά της μέγιστης θερμοκρασίας που κατέγραψαν το πρώτο και το δεύτερο θερμοστοιχείο (15 mm και 25mm) η οποία ήταν 100 °C. Η χαμηλή θερμική αγωγιμότητα είναι επίσης προφανής παρατηρώντας τις ενδείξεις των

θερμοστοιχείων στα 55 και 75 mm όπου μία σχεδόν ασήμαντη αύξηση της θερμοκρασίας παρατηρείται.



**Σχήμα 1.7** : Θερμικοί κύκλοι κατά την διάρκεια συγκόλλησης της σειράς-A.

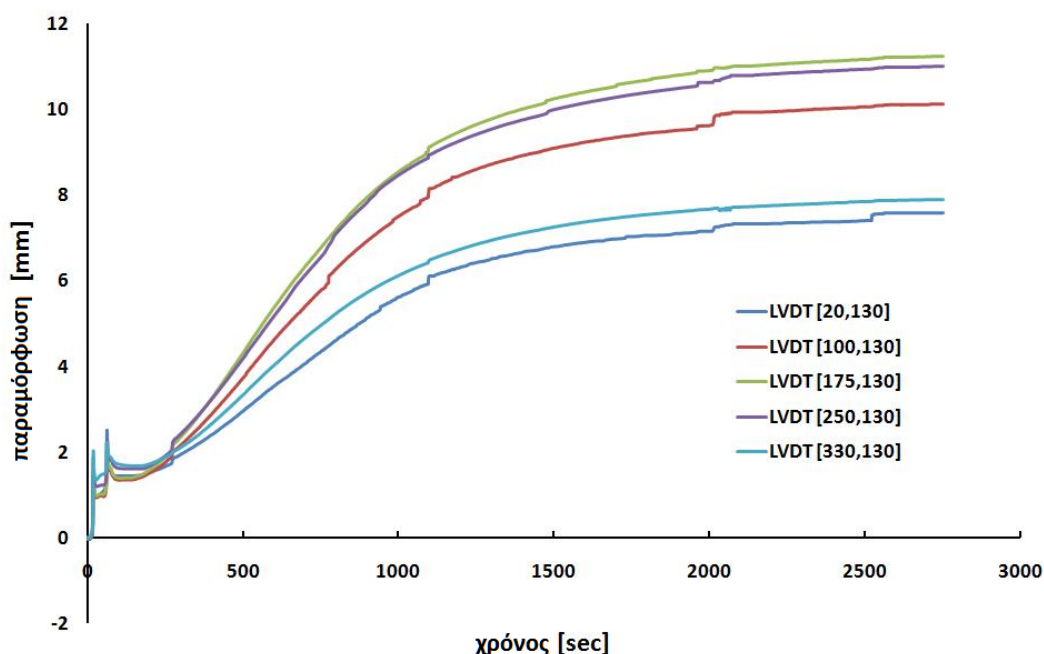
Είναι επίσης εμφανές ότι οι μέγιστες θερμοκρασίες που καταγράφηκαν έχουν μια χρονική υστέρηση μεταξύ τους ως αποτέλεσμα της διάχυσης της θερμότητας στο εσωτερικό του μετάλλου.

Επίσης παρατηρούνται υψηλοί ρυθμοί ψύξης κυρίως στην περιοχή κοντά στην συγκόλληση. Η καμπύλη του θερμοστοιχείου στα 15 mm είναι εμφανώς πιο απότομη από την αντίστοιχη στα 25 mm και περίπου 600 δευτερόλεπτα μετά το άναμμα του τόξου οι δυο καμπύλες τείνουν να συμπέσουν περίπου στους 100 °C καθώς εκείνη την χρονική στιγμή η θερμοκρασία στο πρώτο θερμοστοιχείο έχει μειωθεί κατά 150 °C ενώ στο δεύτερο κατά 50 °C. Οι καμπύλες των υπολοίπων τριών θερμοστοιχείων είναι αρκετά ομαλές ως αποτέλεσμα της χαμηλής θερμικής αγωγιμότητας και διάχυσης της θερμότητας.

Η κατακόρυφες μετατοπίσεις του ελάσματος λόγω της συγκόλλησης είναι προφανείς στο σχήμα που ακολουθεί(σχήμα 1.8). Όλα τα LVDTs



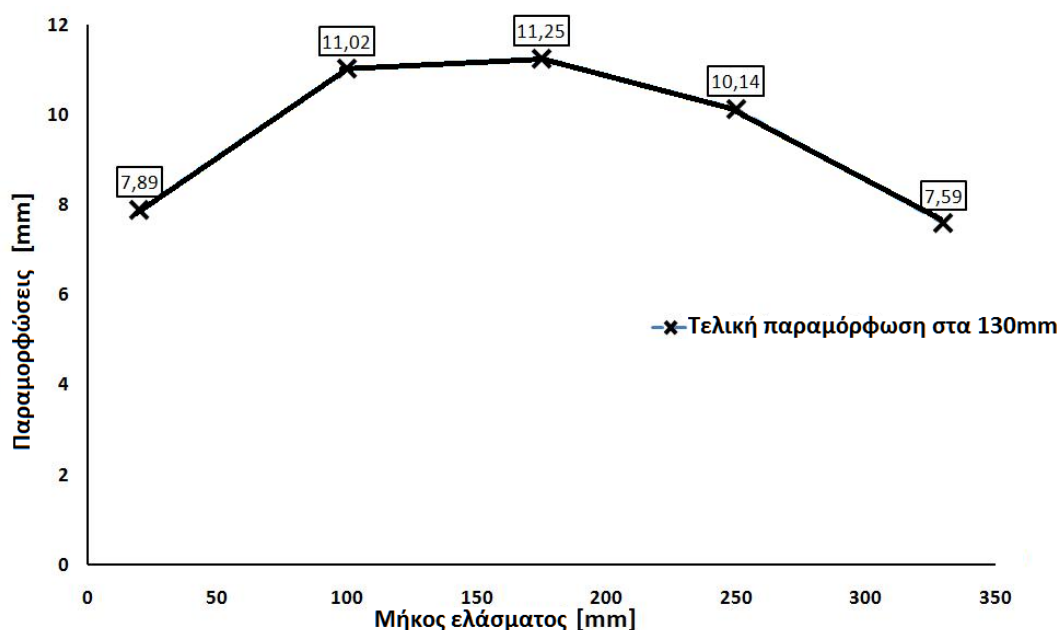
κατέγραψαν μία αρχική τιμή όταν το τόξο βρισκόταν στην εγκάρσια συντεταγμένη του κάθε LVDT. Μετά το τέλος της συγκόλλησης και καθώς η συγκόλληση άρχισε να ψύχεται, η συστολή του μετάλλου συγκόλλησης επηρεάζει την παραμόρφωση του ελάσματος σημαντικά. Καθώς οι θερμοκρασιακές διαφορές είναι υψηλές κατά την διάρκεια της ψύξης το έλασμα παραμορφώνεται ραγδαία. Αυτή η συμπεριφορά παρατηρείται έως και 800 δευτερόλεπτα μετά το άναμμα του τόξου. Μετά από εκείνη την χρονική στιγμή οι παραμορφώσεις αυξάνονται με συνεχώς μειούμενο ρυθμό εωσότου φθάσουν τις μέγιστες τιμές τους.



**Σχήμα 1.8 :** Κατακόρυφες μετατοπίσεις του ανυποστήρικτου ελάσματος.

Το χρονικό διάστημα κατά το οποίο παρατηρούνται υψηλοί ρυθμοί παραμόρφωσης συμπίπτει με το χρονικό διάστημα των υψηλών ρυθμών ψύξης όπως παρουσιάστηκαν στο σχήμα 1.7. Από την στιγμή όπου οι θερμοκρασιακές καμπύλες αρχίζουν να συμπίπτουν ο ρυθμός παραμόρφωσης μειώνεται. Ωστόσο η παραμόρφωση συνεχίζει να αυξάνεται με μικρότερους ρυθμούς μέχρι να αποκατασταθεί και η θερμοκρασιακή

ισορροπία στο εσωτερικό του υλικού. Να σημειωθεί ότι οι καμπύλες όλων των LVDTs παρουσιάζουν την ίδια συμπεριφορά. Αυτό οφείλεται στο γεγονός ότι οι παραμορφώσεις είναι αποτέλεσμα της γωνιακής παραμόρφωσης η οποία οφείλεται από την εγκάρσια συστολή της ζώνης τήξης καθώς αυτή ψύχεται. Τέλος παρατηρείται ότι η καμπύλη κάθε LVDT συγκλίνει σε διαφορετικές τιμές. Αυτό οφείλεται στη διαμήκη συστολή της συγκόλλησης καθώς ψύχεται. Ο συνδυασμός της εγκάρσιας και διαμήκους συστολής δημιουργεί γωνιακή και καμπτική παραμόρφωση στο ανυποστήρικτο έλασμα(σχήμα 1.9).

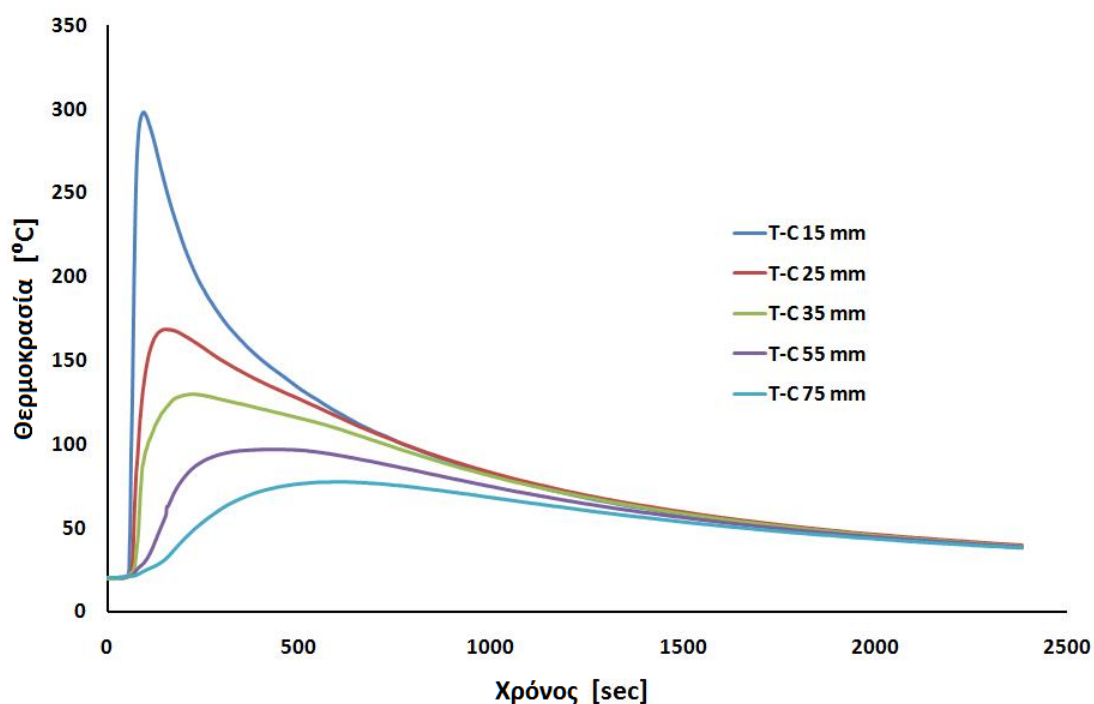


**Σχήμα 1.9 :** Τελικές τιμές παραμόρφωσης του ανυποστήρικτου ελάσματος σειράς-A.

Ουσιαστικά στο σχήμα 1.9 έχουμε το διάμηκες προφίλ του ελάσματος σε απόσταση 130mm από την συγκόλληση. Παρατηρείται ότι η καμπύλη δεν είναι εντελώς συμμετρική ως προς το μέσο του ελάσματος. Οι μέγιστες τιμές καταγράφηκαν μεταξύ των 100 και 175 mm .

## 2.2 Σειρά-B

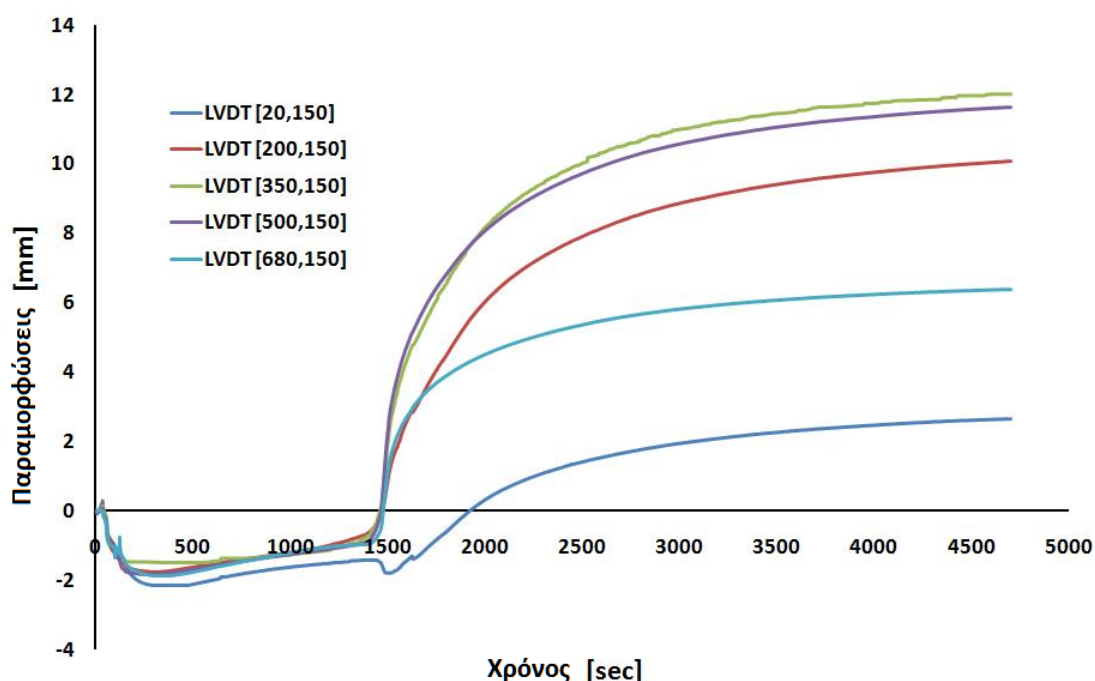
Όπως και στη σειρά-A υπολογίσθηκαν οι θερμικοί κύκλοι και οι κατακόρυφες μετατοπίσεις. Τα θερμοστοιχεία τοποθετήθηκαν στα 15, 25, 35, 55 και 75 mm από τον άξονα της συγκόλλησης ακριβώς όπως και στην σειρά-A και οι καταγραφές των θερμοστοιχείων παρουσιάζονται στο σχήμα 1.10. Τα θερμοστοιχεία που βρίσκονταν πιο κοντά στην συγκόλληση κατέγραψαν και τις υψηλότερες θερμοκρασίες με το θερμοστοιχείο στα 15mm να καταγράφει μέγιστη θερμοκρασία 300 °C .



**Σχήμα 1.10** : Θερμικοί κύκλοι κατά την διάρκεια συγκόλλησης της σειράς-B.

Η μέγιστη θερμοκρασία που καταγράφηκε σε αυτή την σειρά ήταν υψηλότερη από την αντίστοιχη της σειρά-A , κάτι που ίσως οφείλεται στο γεγονός της ευκολότερης διάχυσης της θερμότητας σε μεγαλύτερο όγκο. Ακριβώς όπως και στη σειρά-A τα δύο θερμοστοιχεία που ήταν στα 55 και 75 mm κατέγραψαν μια σχεδόν ανεπαίσθητη αύξηση της θερμοκρασίας παρουσιάζοντας ομαλές καμπύλες.

Υψηλοί ρυθμοί ψύξης παρουσιάζονται και σε αυτή τη σειρά με τις καμπύλες να είναι ομαλότερες όταν η θερμοκρασία πέφτει κάτω από τους 170 °C. Οι καμπύλες των δύο θερμοστοιχείων στα 15 και 25 mm συγκλίνουν περίπου 700 δευτερόλεπτα μετά την έναυση του τόξου ενώ όλες οι καμπύλες συγκλίνουν σχεδόν μετά από 2000 δευτερόλεπτα. Όπως σημειώσαμε και προηγουμένως οι θερμοκρασιακές διαφορές και ο ρυθμός ψύξης επηρεάζει τις παραμορφώσεις που παρουσιάζονται στο έλασμα.(σχήμα 1.11).

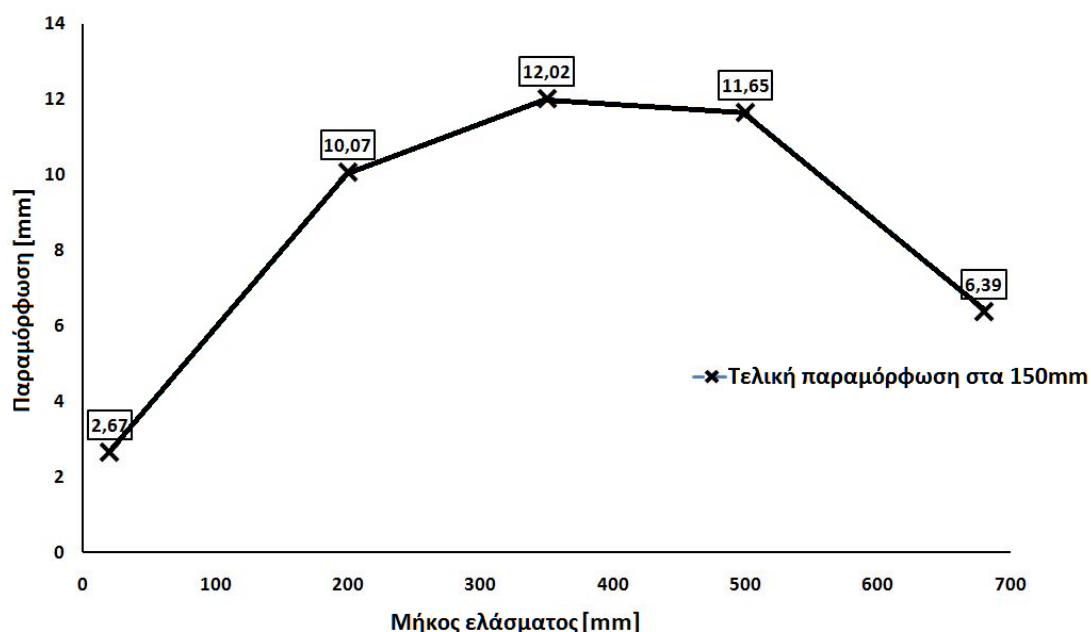


**Σχήμα 1.11** : Κατακόρυφες μετατοπίσεις του ανυποστήρικτου ελάσματος.

Όπως φαίνεται στο σχήμα οι μετατοπίσεις λαμβάνουν αρνητικές τιμές για αρκετό χρονικό διάστημα κατά την διάρκεια της ψύξης προτού λάβουν τελικώς θετικό πρόσημο. Αυτή η συμπεριφορά εξηγείται ως συνδυασμός του βάρους του ελάσματος και της ζώνης τήξης η οποία λόγω του λιωμένου μετάλλου δεν μπορεί να συγκρατήσει το έλασμα ,σε αυτή λοιπόν την φάση το βάρος είναι η κύρια αιτία της παραμόρφωσης. Αυτού του είδους η παραμόρφωση παρατηρήθηκε και στην σειρά-A αλλά για πολύ μικρό χρονικό διάστημα καθώς το βάρος του ελάσματος ήταν πολύ μικρότερο.

Στην περίπτωση της σειράς-B η καμπύλη αλλάζει φορά περίπου 200 δευτερόλεπτα μετά την έναυση του τόξου αλλά απαιτείται αρκετό χρονικό διάστημα για να λάβει θετικές τιμές. Ωστόσο καθώς οι δυνάμεις που αναπτύσσονται λόγω συστολής υπερνικούν το βάρος του ελάσματος, μια απότομη αύξηση του ρυθμού παραμόρφωσης παρατηρείται 1450 δευτερόλεπτα μετά την έναρξη της συγκόλλησης. Τέλος οι παραμορφώσεις σταματούν περίπου μετά από 4500 δευτερόλεπτα, πολύ αργότερα από το χρονικό σημείο όπου συγκλίνουν οι καμπύλες των θερμοκρασιών.

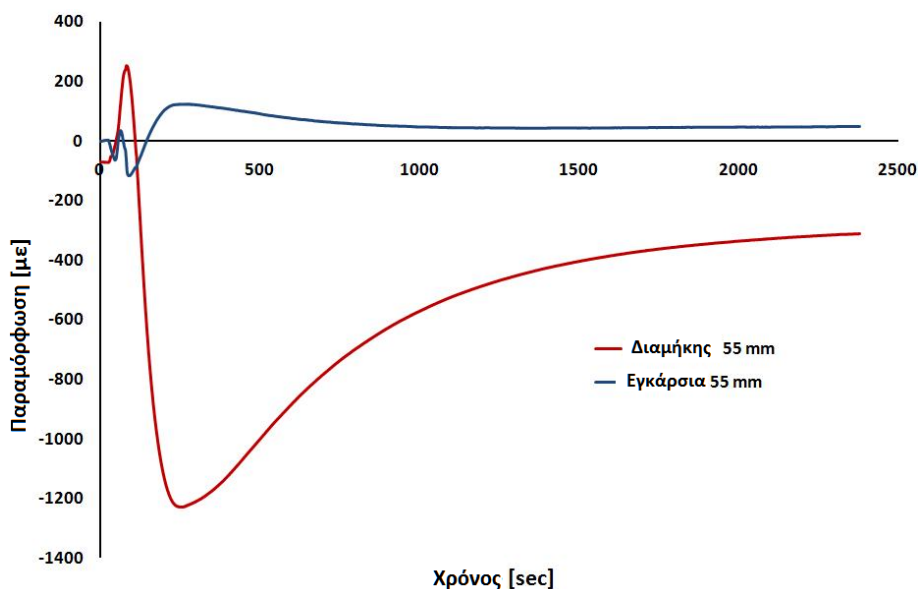
Οι τελικές τιμές των παραμορφώσεων σε απόσταση 150 mm από τον άξονα της συγκόλλησης φαίνονται στο σχήμα 1.12.



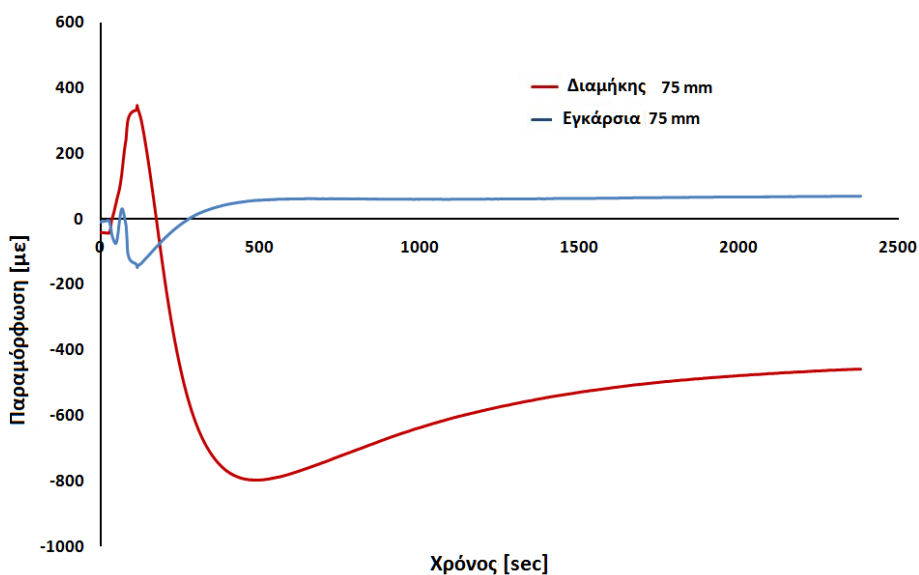
**Σχήμα 1.12 :** Τελικές τιμές παραμόρφωσης του ανυποστήρικτου ελάσματος σειράς-B.

Η κατακόρυφη μετατόπιση στο μέσο του ελάσματος είναι λιγότερο από ένα mm μεγαλύτερη από την αντίστοιχη στην σειρά-A. Γνωρίζοντας ότι στην σειρά-B το σημείο μέτρησης βρισκόταν και 20 mm πιο μακριά από τον άξονα της συγκόλλησης πρακτικά μπορεί να θεωρηθεί ότι η γωνιακή παραμόρφωση και στις δύο σειρές ήταν ακριβώς η ίδια.

Επίσης κατά την διεξαγωγή των πειραμάτων στη σειρά-B πήραμε πληροφορίες για τις τοπικές μεταβατικές παραμορφώσεις από τα strain gage. Λόγω υψηλών θερμοκρασιών και καταστροφής των strain gage μόνο εκείνες που ήταν στα 55 και 75 mm κατάφεραν να πάρουν μετρήσεις(σχήματα 1.13 και 1.14).



**Σχήμα 1.13 :** Τοπικές παραμορφώσεις ανυποστήρικτου ελάσματος σειράς-B στα 55 mm.

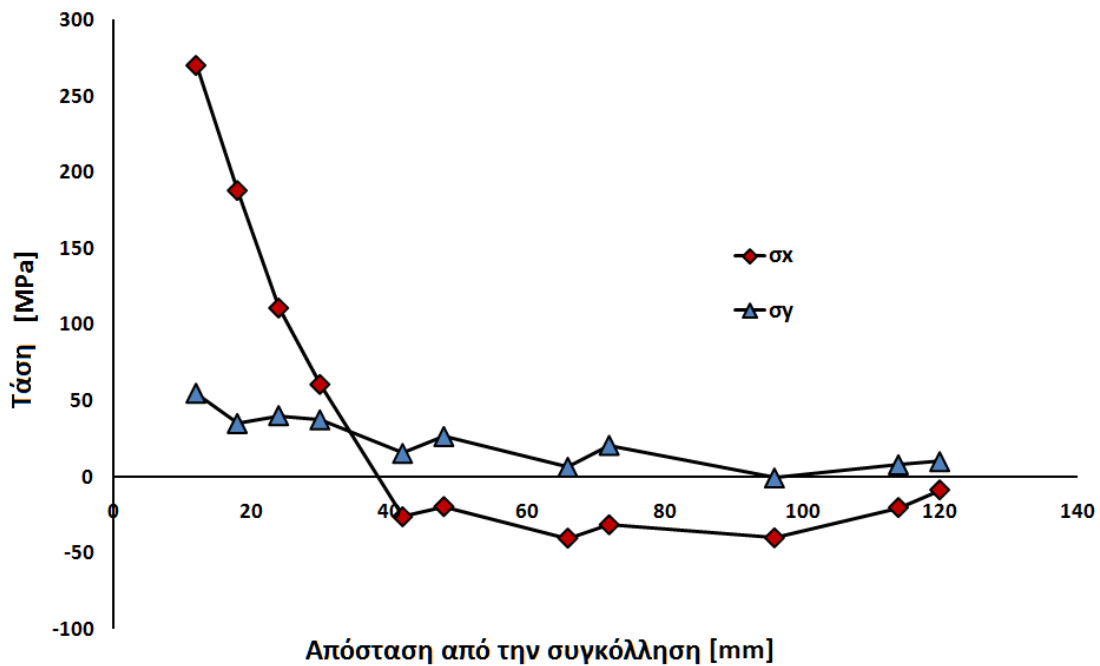


**Σχήμα 1.14 :** Τοπικές παραμορφώσεις ανυποστήρικτου ελάσματος σειράς-B στα 75 mm.

Κατά την διάρκεια της συγκόλλησης παρατηρήθηκαν αρκετές μεταβολές των παραμορφώσεων και στις δύο διευθύνσεις. Στη διαμήκη διεύθυνση και στα δύο σημεία ελήφθησαν θετικές τιμές κάτι που παρουσιάζει την διαστολή του μετάλλου καθώς θερμαίνεται κατά την διάρκεια της συγκόλλησης. Στο τέλος της συγκόλλησης και καθώς το μέταλλο ψύχεται, η συστολή του μετάλλου είναι προφανής και στα δύο διαγράμματα. Τελικώς και στα δύο σημεία η παραμόρφωση λαμβάνει αρνητικές τιμές κατά τη διαμήκη διεύθυνση. Οι μεταβολές των παραμορφώσεων είναι πιο έντονες στο σημείο που βρίσκεται στα 55 mm καθώς βρίσκεται πιο κοντά στην συγκόλληση. Ωστόσο στα 75 mm έχουμε κατά απόλυτο τιμή μεγαλύτερες τελικές παραμορφώσεις κάτι που αναμένεται λόγω των θλιπτικών δυνάμεων που αναμένονται σε αυτήν στην απόσταση. Κατά την εγκάρσια διεύθυνση οι τιμές είναι σαφώς μικρότερες από ότι στην διαμήκη με μεταβολές να παρατηρούνται καθώς το μέταλλο θερμαίνεται. Τελικά και στα δύο σημεία παρατηρούνται σχετικά μικρές θετικές τιμές παραμορφώσεων .

### **3.Αποτελέσματα παραμενουσών τάσεων**

Στην σειρά-B στα συγκολλημένα ελάσματα μετρήθηκαν οι παραμένουσες τάσεις, με την μέθοδο διάνοιξης τυφλής οπής. Τα αποτελέσματα που κατέγραψαν οι ροζέτες όπως έχει ήδη αναφερθεί προηγουμένως εισήχθησαν στην εξίσωση 1.1 ώστε να πάρουμε τιμές για τις παραμένουσες τάσεις . Εκτός από τον υπολογισμό της τάσης η γωνία μεταξύ της μέγιστης τάσης και της κύριας διεύθυνσης της ροζέτας έπρεπε να προσδιοριστεί. Στην περίπτωση μας η μέγιστη τάση αναμένεται κατά την διαμήκη διεύθυνση οπότε και η ροζέτα τοποθετήθηκε καταλλήλως (με την κύρια της διεύθυνση κατά το διάμηκες). Οι μετρήσεις των παραμενουσών τάσεων κατά το διάμηκες ( $\sigma_x$ ) και κατά το εγκάρσιο ( $\sigma_y$ ) παρουσιάζονται στο σχήμα 1.15.



**Σχήμα 1.15 :** Παραμένουσες τάσεις λόγω συγκόλλησης στο ανυποστήρικτο έλασμα της σειρά-B.

Μελετώντας το διάγραμμα μπορεί να γίνει μια καλή εκτίμηση για το πεδίο των παραμενουσών τάσεων. Κοντά στην συγκόλληση όπως και αναμενόταν παρατηρούμε ένα πεδίο εφελκυστικών τάσεων και στις δύο διευθύνσεις. Οι εφελκυστικές τάσεις είναι ισχυρότερες κατά την διαμήκη διεύθυνση και τείνουν προς το μηδέν περίπου 35 mm από την συγκόλληση όπου και γίνονται θλιπτικές. Στην εγκάρσια διεύθυνση οι τάσεις είναι μετρίου μεγέθους και τείνουν επίσης προς το μηδέν καθώς απομακρυνόμαστε από την συγκόλληση. Και στις δύο διευθύνσεις οι τάσεις συγκλίνουν στο μηδέν, περίπου 120 mm από την συγκόλληση.

Το πεδίο που μόλις περιγράφηκε αποτελεί ένα τυπικό πεδίο παραμενουσών τάσεων λόγω συγκόλλησης με εφελκυστικές τάσεις κοντά στο μέταλλο συγκόλλησης. Η δημιουργία αυτού του πεδίου οφείλεται κυρίως στις φυσικές ιδιότητες του μετάλλου όπως ο συντελεστής θερμικής διαστολής. Συνεπώς η συστολή και η διαστολή λόγω θέρμανσης και ψύξης είναι εντονότερες σε αυτό το μέταλλο.



## 4.Μεταλλογραφική μελέτη

### 4.1 Διαδικασία

Από την σειρά-A κόπηκαν εγκάρσιες τομές της συγκόλλησης όπου και πραγματοποιήθηκε μεταλλογραφική μελέτη. Πραγματοποιήθηκε εγκιβωτισμός των τομών σε ρητίνη έτσι ώστε να είναι ευκολότερη η διαδικασία λείανσης και στίλβωσης τους. Στην εικόνα 1.18 φαίνονται τα τρία δοκίμια μετά τον εγκιβωτισμό.

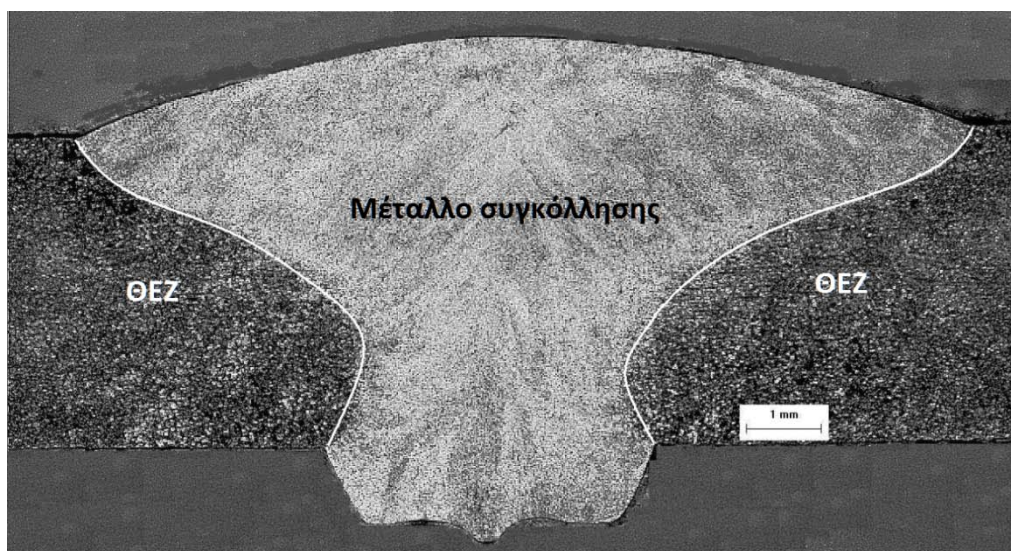


**Εικόνα1.18 :** Τομές της συγκόλλησης εγκιβωτισμένες σε ρητίνη και στίλβωμένες. Διακρίνεται το μέταλλο συγκόλλησης καθώς έχει προηγηθεί χημική προσβολή.

Στην συνέχεια στα δοκίμια έγινε χημική προσβολή με σκοπό να είναι δυνατή η παρατήρηση της μικροδομής τους στο μικροσκόπιο. Μετά την στίλβωση οι τομές εμποτίστηκαν σε διάλυμα HCL, γλυκερίνης και HNO<sub>3</sub> (με αναλογίες 3-2-1 αντιστοίχως) γνωστό και ως "Glycericia". Αυτό το διάλυμα θεωρείται ιδανικό για τους ωστενιτικούς ανοξειδωτους χάλυβες καθώς προσβάλλει τους κόκκους ωστενίτη , τον φερρίτη τα καρβίδια του χρωμίου και την φάση σ. Το δοκίμιο εμποτίζεται για λίγα λεπτά έως ότου η μικροδομή να είναι εμφανής.

## 4.2 Μακροσκοπική παρουσίαση

Προτού γίνει μικροσκοπικός έλεγχος του δοκιμίου, με την βοήθεια ενός στερεοσκοπίου παρατηρήθηκε η διατομή της συγκόλλησης και εντοπίστηκε η περιοχή του μετάλλου συγκόλλησης και της θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ). Στην εικόνα 1.19 φαίνεται καθαρά το μέταλλο συγκόλλησης.



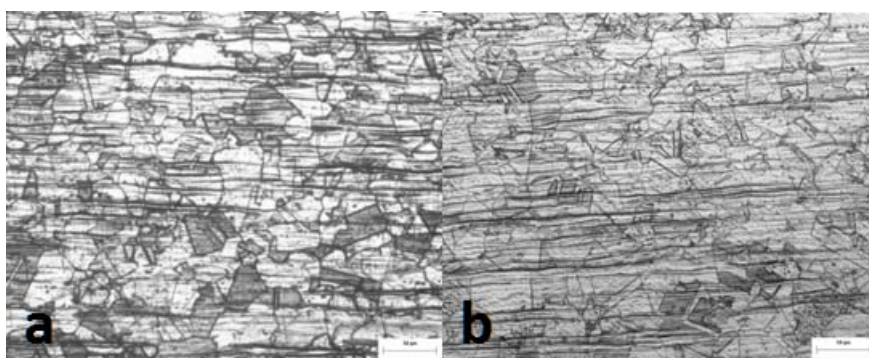
**Εικόνα1.19** : Παρατήρηση με στερεοσκόπιο. Διακρίνεται το μέταλλο συγκόλλησης και η ΘΕΖ.

Η διείσδυση του μετάλλου συγκόλλησης είναι σχεδόν τέλεια ωστόσο υπερβολικός όγκος μετάλλου συγκόλλησης παρατηρείται από το μέσο της συγκόλλησης και άνω. Το πλάτος της συγκόλλησης στην άνω επιφάνεια του ελάσματος είναι 13 με 14 mm, σχεδόν τριπλάσια από το πλάτος της στην ρίζα. Αυτή η ατέλεια δεν θα μπορούσε να διορθωθεί με αλλαγή των παραμέτρων συγκόλλησης καθώς δεν θα μπορούσε να επιτευχθεί πλήρης διείσδυση του μετάλλου συγκόλλησης. Μια λύση σε τέτοιου είδους προβλήματα θα αποτελούσε η διαμόρφωση των ακμών του ελάσματος κάτι που όμως δεν συνηθίζεται σε λεπτά ελάσματα όπως και τα συγκεκριμένα των 4 mm.

### 4.3 Παρουσίαση από οπτικό μικροσκόπιο

Στα δοκίμια έγινε οπτικός έλεγχος με μικροσκόπιο της εταιρείας Leica®. Παρατηρήθηκε η στερεοποίηση του μετάλλου συγκόλλησης, η θερμικά επηρεασμένη ζώνη καθώς και το μέταλλο βάσης. Επιπλέον τα δοκίμια εξετάστηκαν για την ύπαρξη καρβιδίων χρωμίου.

Το μέταλλο βάσης παρουσιάζει μία πλήρως ωστενιτική μικροδομή όπως φαίνεται και στην εικόνα 1.20a και b. Είναι επίσης εμφανείς οι γραμμές φερρίτη-δ.

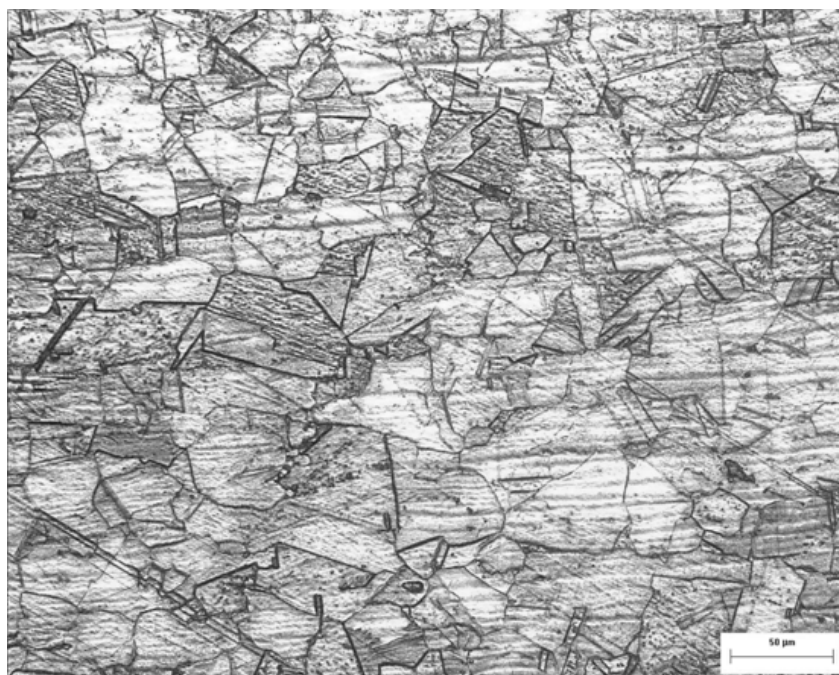


**Εικόνα 1.20 a & b :** Ωστενιτική μικροδομή μετάλλου βάσης και παρουσία γραμμών φερρίτη-δ.

Οι γραμμές φερρίτη προέκυψαν από τις θερμομηχανικές κατεργασίες των ελασμάτων κατά την διάρκεια της παραγωγής τους. Όπως έχει ήδη αναφερθεί τα ελάσματα παρελήφθησαν κατόπιν θερμής έλασης και σε ανοπτημένη κατάσταση. Η διαδικασία της θερμής έλασης είναι υπεύθυνη για τον τοπικό διαφορισμό των στοιχείων που ευνοούν την δημιουργία φερρίτη, δημιουργώντας τις γραμμές φερρίτη-δ. Επίσης παρατηρούμε πως οι γραμμές φερρίτη ακολουθούν την διεύθυνση της θερμής έλασης και είναι σχετικά ευθυγραμμισμένες μεταξύ τους. Η πυκνότητα των γραμμών φερρίτη στο κέντρο του ελάσματος είναι εντονότερη εν συγκρίσει με τα άκρα του όπου ελάχιστες έως καθόλου γραμμές φερρίτη παρατηρούνται. Αυτό οφείλεται αφενός μεν στην έντονη διαδικασία θερμής έλασης για την παραγωγή λεπτών ελασμάτων, αφετέρου στην διαδικασία της ανοπτησης η οποία

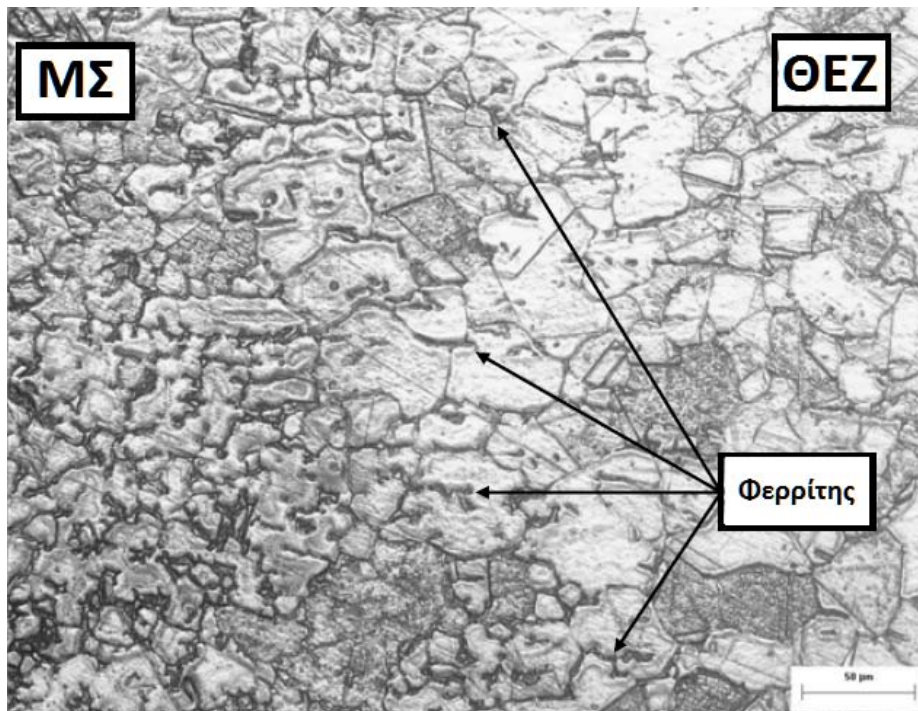
φαίνεται πως διέλυσε επιτυχώς τον φερρίτη στις άκρες του ελάσματος, όχι όμως και στο εσωτερικό του.

Η περιοχή κοντά στο μέταλλο συγκόλλησης γνωστή και ως θερμικά επηρεασμένη ζώνη (ΘΕΖ) δεν είναι οπτικά εμφανής καθώς δεν παρατηρήθηκε μεγέθυνση των κόκκων ωστενίτη(εικόνα 1.21). Λόγω του θερμικού κύκλου συγκόλλησης τα στοιχεία που ευνοούν την δημιουργία φερρρίτη-δ διαλύθηκαν και συνεπώς ο φερρίτης-δ είναι εμφανής μόνο στην ζώνη σύνδεσης του μετάλλου συγκόλλησης με το μέταλλο βάσης, και συγκεκριμένα στα όρια των κόκκων (εικόνα 1.22).



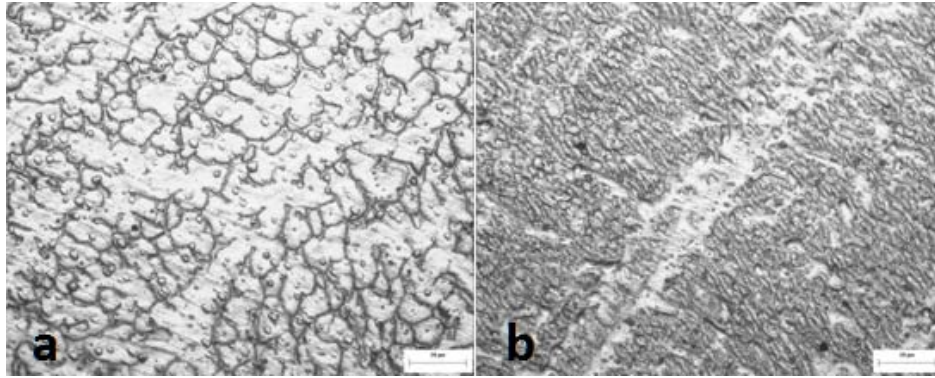
**Εικόνα1.21** : Μικροδομή θερμικά επηρεασμένης ζώνης (ΘΕΖ).

Μετά από λεπτομερή εξέταση της ΘΕΖ και της ζώνης σύνδεσης δεν παρατηρήθηκαν καρβίδια χρωμίου.



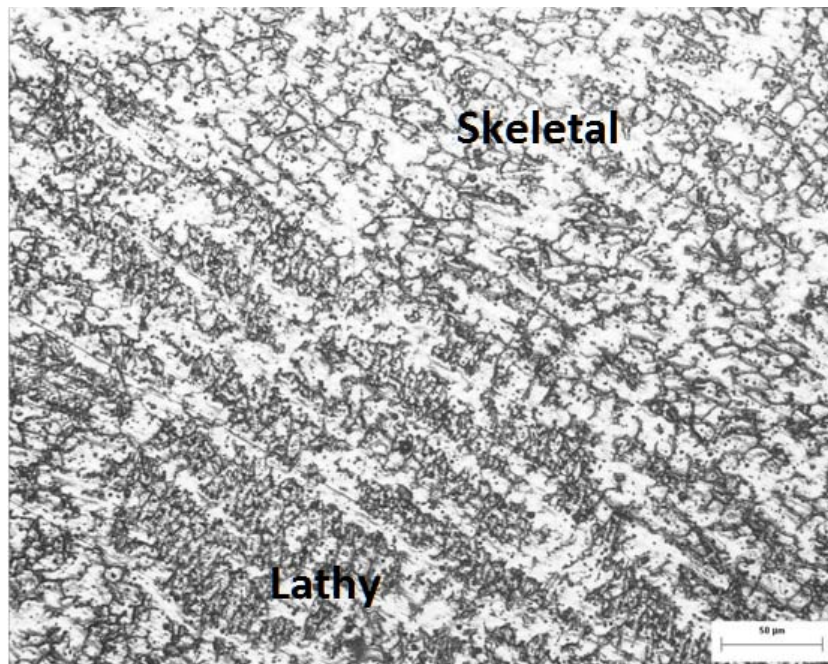
**Εικόνα1.22** : Ζώνη σύνδεσης και σχηματισμός φερρίτη στα όρια των κόκκων.

Στο μέταλλο συγκόλλησης, παρατηρούνται δενδρίτες ως αποτέλεσμα υψηλών ρυθμών ψύξης του μετάλλου συγκόλλησης. Από την μορφολογία της δενδριτικής μικροδομής είναι προφανές ότι η στερεοποίηση του μετάλλου συγκόλλησης είναι τύπου FA. Η στερεοποίηση γίνεται κυρίως φερριτικά με παρουσία φερρίτη υπό την μορφή δενδριτών και τον ωστενίτη να σχηματίζεται στα όρια των δενδριτών αυτών. Όσο το συγκολλημένο μέταλλο (δ-φερρίτης και ωστενίτης) ψύχεται, ο φερρίτης γίνεται προοδευτικά ασταθής, ενώ ο ωστενίτης αρχίζει να καταναλώνει τον φερρίτη μέσω μίας αντίδρασης διάχυσης. Τελικώς, σε θερμοκρασία δωματίου απομένει ένα ποσοστό φερρίτη στο κέντρο των δενδριτών. Ο εναπομένων φερρίτης μετά το τέλος της στερεοποίησης παρουσιάζει δύο τύπων μορφολογίες, skeletal και lathy(εικόνα 1.23 a,b).



**Εικόνα1.23** : Μορφολογία μετάλλου συγκόλλησης (a) Skeletal και (b) Lathy.

Οι δυο μορφολογίες εμφανίζονται σε όλο το μέταλλο συγκόλλησης ενώ συνυπάρχουν και σε αρκετές περιοχές όπως φαίνεται στην εικόνα 1.24.

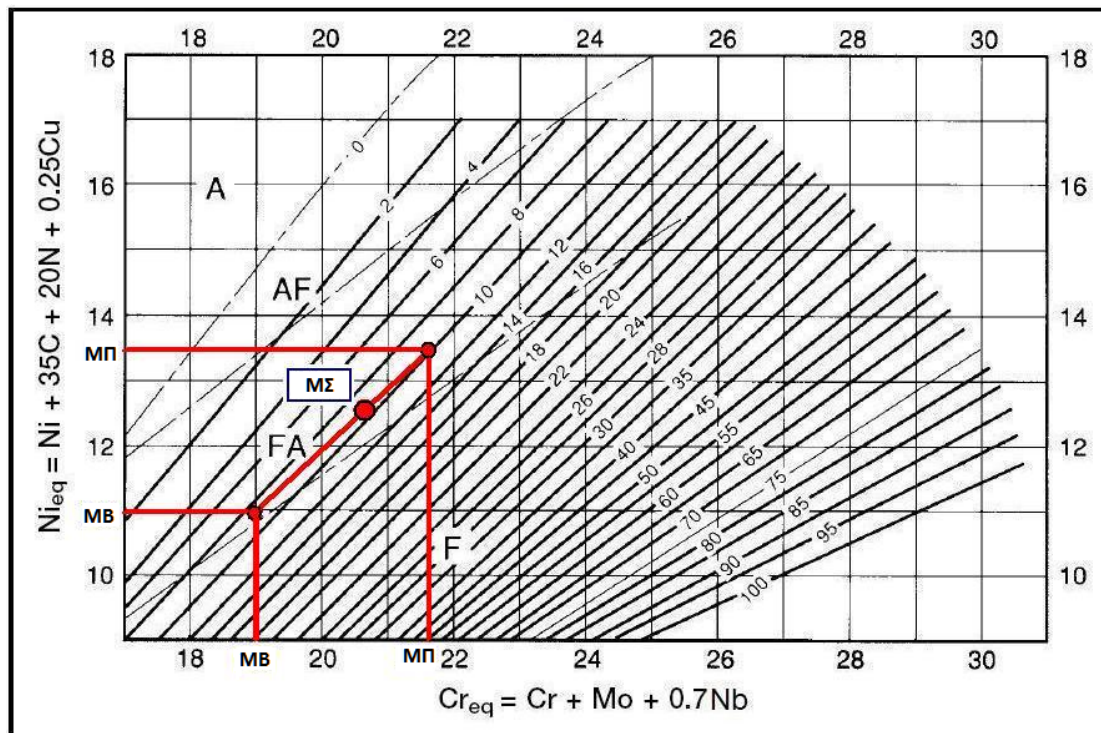


**Εικόνα1.24** : Συνύπαρξη και των δύο μορφολογιών Skeletal και Lathy.

Ο τύπος στερεοποίησης μπορεί επίσης να προβλεφθεί και να επιβεβαιωθεί από το διάγραμμα δομής WRC-1992. Για να γίνει χρήση του διαγράμματος πρέπει να υπολογιστεί το  $Cr_{eq}$  και το  $Ni_{eq}$  του μετάλλου βάσης και του μετάλλου προσθήκης. Οι υπολογισμοί φαίνονται στον πίνακα που ακολουθεί, ενώ το διάγραμμα φαίνεται στο σχήμα 1.16

Εξισώσεις	$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0.7 \times Nb$	$Ni_{eq} = Ni + 35 \times C + 20N + 0.25Cu$
Μέταλλο Βάσης	18.99	10.93
Μέταλλο Προσθήκης	21.67	13.48

Πίνακας 1.7 : WRC-1992  $Cr_{eq}$  και  $Ni_{eq}$  μετάλλου βάσης και μετάλλου προσθήκης.

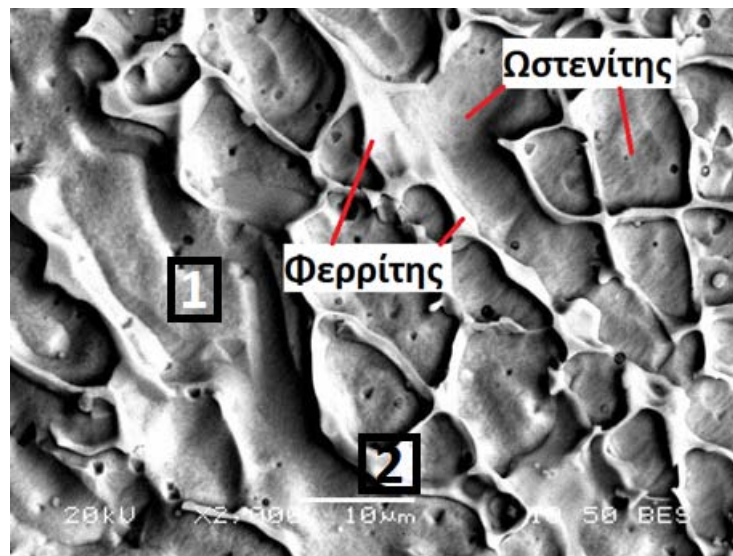


Σχήμα 1.16 : Διάγραμμα δομής WRC-1992 για την πρόβλεψη της δομής στερεοποίησης του μετάλλου συγκόλλησης.

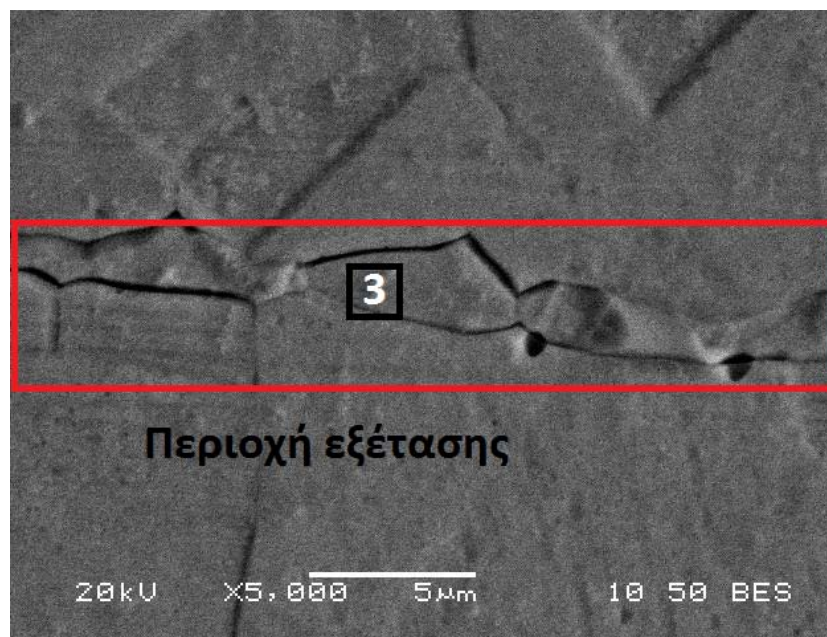
Στην συγκόλληση με την μέθοδο FCAW το μέταλλο προσθήκης επηρεάζει την δομή του μετάλλου συγκόλλησης κατά 70%, ενώ το μέταλλο βάσης κατά 30%. Συνεπώς μπορεί να προβλεφθεί η δομή του μετάλλου συγκόλλησης καθώς και ο φερριτικός του αριθμός (FN). Από το διάγραμμα υπολογίζεται ότι  $FN = 9.5$  και η στερεοποίηση είναι τύπου FA. Επίσης για τιμές  $FN < 10$  μπορεί να γίνει η παραδοχή ότι ο φερριτικός αριθμός ουσιαστικά αντιπροσωπεύει και το ποσοστό του φερρίτη στο μέταλλο συγκόλλησης.

Οι παραπάνω παρατηρήσεις επαληθεύτηκαν και μετά από επισταμένη παρατήρηση στο SEM και τη χημική σημειακή ανάλυση στο EDS. Έγιναν δύο χημικές αναλύσεις στη ζώνη τήξης. Η πρώτη αφορά την παρουσία δ-φερρίτη

και αποδεικνύει την ύπαρξη του. Παρατηρούμε πολύ αυξημένα επίπεδα Cr-Mo και σημαντική ελάττωση του Ni. Η δεύτερη επιβεβαιώνει τον ισχυρισμό της μήτρας ως ωστενιτική. Παρατηρούμε φυσιολογικά επίπεδα Cr-Mo για ωστενίτη. Στην εικόνα 1.25 παρουσιάζεται το μέταλλο συγκόλλησης όπου ο ωστενίτης εμφανίζεται με την σκούρα απόχρωση ενώ ο φερρίτης με ανοιχτή. Στον πίνακα 1.8 που ακολουθεί παρουσιάζεται η χημική ανάλυση των σημείων 1,2 και 3 που φαίνονται στις εικόνες 1.25 και 1.26.



**Εικόνα1.25** : SEM, μέταλλο συγκόλλησης.



**Εικόνα1.26** : SEM, γραμμή φερρίτη στο μέταλλο βάσης.



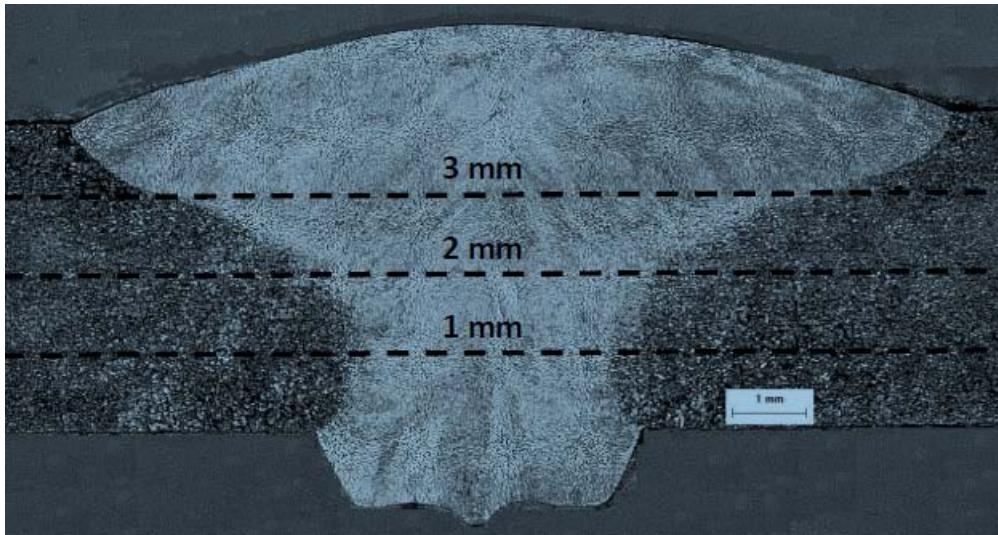
	Χημική Ανάλυση [%]		
	Cr	Ni	Mo
Μ.Σ Σημείο 1	17.62	11.06	2.80
Μ.Σ Σημείο 2	24.24	7.16	4.26
Μ.Β Σημείο 3	19.27	7.49	2.63

**Πίνακας 1.8** :Χημική ανάλυση EDS

Στο σημείο 1 έχουμε ωστενιτική μήτρα που επιβεβαιώνεται και από τις περιεκτικότητες των στοιχείων. Στο σημείο 2 είναι εμφανής η αύξηση της περιεκτικότητας στοιχείων που ευνοούν την δημιουργία φερρίτη και μείωση του Ni που ευνοεί την δημιουργία ωστενίτη. Στο μέταλλο βάσης και στο σημείο 3 παρατηρούμε αύξηση των ποσοστών Mo και Cr ενώ έχουμε μείωση κατά 2.5% στο ποσοστό Ni, δεδομένων των ονομαστικών τιμών, κάτι που επιβεβαιώνει την παρουσία φερρίτη. Τέλος μετά από εκτενή έλεγχο στο SEM δεν παρατηρήθηκαν καρβίδια χρωμίου.

#### **4.4 Μικροσκληρομετρήσεις**

Στην εγκάρσια τομή της συγκόλλησης έγιναν μικροσκληρομετρήσεις . Πιο συγκεκριμένα έγιναν μετρήσεις σε τρεις παράλληλες νοητές γραμμές σε απόσταση 1,2 και 3 mm από την κάτω επιφάνεια του ελάσματος ,όπως φαίνεται στην εικόνα 1.27.

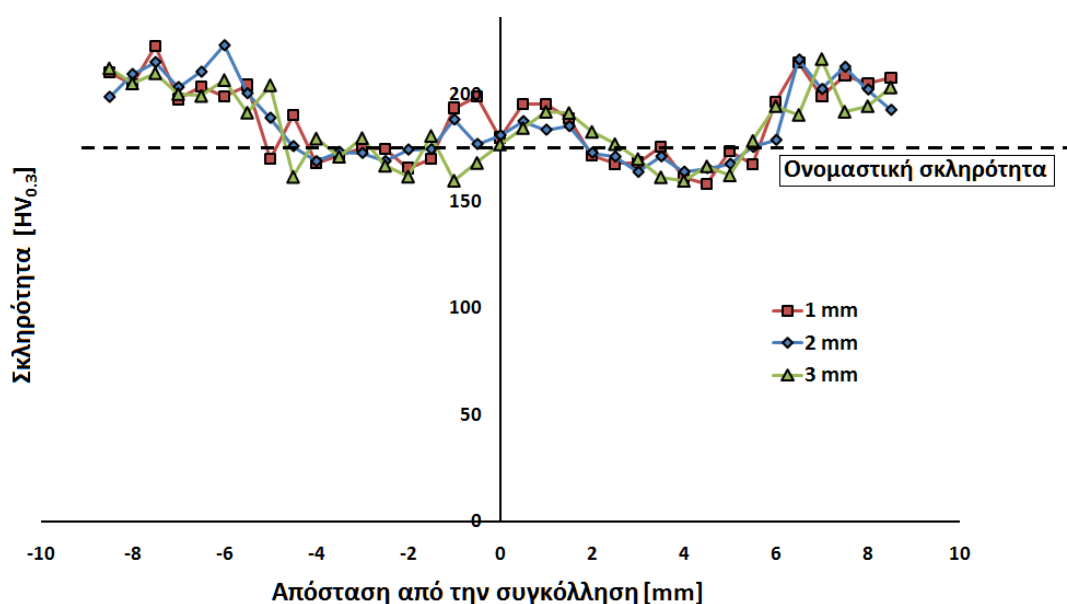


**Εικόνα1.27** : Περιοχή μετρήσεων σκληρότητας.

Η περιοχή μετρήσεων πάνω σε κάθε ευθεία εκτείνεται ως 9.5 mm αριστερά και δεξιά από τον άξονα της συγκόλλησης. Η απόσταση των σημείων μέτρησης ήταν 0.5 mm (500μm).

Τα αποτελέσματα των μετρήσεων παρουσιάζονται στο σχήμα 1.17. Οι μεγαλύτερες τιμές σκληρότητας καταγράφηκαν στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη ενώ και στο μέταλλο συγκόλλησης παρουσιάζονται επίσης υψηλές τιμές. Οι υψηλές τιμές σκληρότητας στο μέταλλο συγκόλλησης είναι αναμενόμενες εξαιτίας της παρουσίας 2 φάσεων στην μικροδομή (φερρίτης-ωστενίτης). Οι υψηλές τιμές στην ΘΕΖ οφείλονται στη μεγάλη μεταφορά θερμότητας κατά την συγκόλληση και την εναπόθεση μεγάλου όγκου μετάλλου συγκόλλησης.

Αυτό το γεγονός έχει σαν αποτέλεσμα την διεύρυνση της θερμικά επηρεασμένης ζώνης. Στις μετρήσεις που παρουσιάζονται δεν φαίνεται η σκληρότητα του μετάλλου βάσης καθώς η περιοχή δειγματοληψίας περιορίστηκε στα 9.5 mm, περιοχή που αναμφισβήτητα βρίσκεται στην θερμικά επηρεασμένη ζώνη παρατηρώντας τις υψηλές τιμές στα άκρα του διαγράμματος.



Σχήμα 1.17 : Τιμές σκληρότητας στο μέταλλο συγκόλλησης και την ΘΕΖ.

## ΚΕΦΑΛΑΙΟ 5<sup>ο</sup>

### ΣΥΜΠΕΡΑΣΜΑΤΑ

Στην παρούσα εργασία πραγματοποιήθηκε η μελέτη μετωπικής συγκόλλησης με τη μέθοδο FCAW (Flux Cored Arc Welding) ελασμάτων διαστάσεων 700x300 mm<sup>2</sup> και 350x150 mm<sup>2</sup> από ανοξείδωτο ωστενιτικό χάλυβα τύπου AISI 316L, πάχους 4 mm. Τα μέταλλα ετοιμάστηκαν και συγκολλήθηκαν στο Εργαστήριο Ναυπηγικής Τεχνολογίας της σχολής των Ναυπηγών Μηχανολόγων Μηχανικών του Ε.Μ.Π.ς μέταλλο εναπόθεσης χρησιμοποιήθηκε κράμα ανοξείδωτου ωστενιτικού χάλυβα παρόμοιας χημικής σύστασης με το βασικό μέταλλο σε μορφή σύρματος, διαμέτρου 1,2 mm, ενώ το αέριο προστασίας ήταν το 82% Ar - 18% CO<sub>2</sub> (EN 439 – M21). Κατά τη διάρκεια της θερμικής κατεργασίας της συγκόλλησης πραγματοποιήθηκαν μετρήσεις των θερμικών κύκλων της με την χρήση

θερμοστοιχείων τύποι Κ, μέτρηση παραμορφώσεων, κατακόρυφων μετατοπίσεων και παραμενουσών τάσεων. Σε τομές συγκολλημένων δοκιμίων πραγματοποιήθηκε πλήρης μεταλλογραφική μελέτη και σκληρομέτρηση.

Συνοπτικά:

1. Το MB έχει πλήρη ωστενιτική μικροδομή με εμφανείς διδυμίες και γραμμές ελαττωμάτων, αποτέλεσμα της κατεργασίας της θερμής έλασης του ελάσματος κατά την οποία επέρχεται τοπικός διαφορισμός των στοιχείων. Το μέγεθος των κόκκων και η μορφολογία τους παραμένει ίδια σε όλη την έκταση του MB μέχρι και το όριο της Ζώνης Σύνδεσης με το ΜΣ.
2. Σε όλο το ΜΣ εμφανίζονται κόκκοι ωστενίτη δενδριτικής μορφής, στα όρια των οποίων είναι εμφανής η παρουσία φερρίτη-δ, του οποίου το ποσοστό κυμαίνεται στο 9.5% περίπου.
3. Από τις δοκιμές μικροσκληρότητας, αναδεικνύεται ως σκληρότερη περιοχή το ΜΣ και η ΘΕΖ, εξαιτίας της μικτής ωστενιτικής-φερριτικής μικροδομής του ΜΣ και του μεγάλου όγκου μετάλλου εναπόθεσης.
4. Μετά από επισταμένη παρατήρηση στο SEM, δεν εντοπίστηκαν καρβίδια  $M_{23}C_6$ .
5. Παρατηρήθηκαν απότομες διακυμάνσεις στις τιμές των παραμορφώσεων και των κατακόρυφων μετατοπίσεων ιδιαιτέρως κατά την έναυση του τόξου. Βασικές αιτίες των παραπάνω είναι οι ιδιότητες του υλικού και συγκεκριμένα η χαμηλή θερμική αγωγιμότητα και ο υψηλός συντελεστής θερμικής διαστολής.

Από τα δεδομένα των αποτελεσμάτων, μπορούν να εξαχθούν χρήσιμα συμπεράσματα για το συγκεκριμένο τύπο των ανοξείδωτων χαλύβων.

1. Οι ανοξείδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες παρουσιάζουν πολύ καλή συγκολλησιμότητα. Δεν είναι, λοιπόν, τυχαίο το γεγονός, ότι η

συγκεκριμένη κατηγορία των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων χρησιμοποιείται σε όλο και περισσότερες συγκολλητές κατασκευές.

2. Παρά την καλή τους συγκολλησιμότητα, οι ανοξείδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες, απαιτούν αρκετή προσοχή κατά τη συγκόλλησή τους, λόγω των φυσικών ιδιοτήτων τους και ιδιαίτερα του υψηλού βαθμού θερμικής διαστολής, του οποίου η επίδραση έγινε αισθητή στη μελέτη των μεταβατικών παραμορφώσεων.
3. Σε συνέχεια των παραπάνω, προσοχή απαιτείται και κατά το θερμικό κύκλο της συγκόλλησης, ώστε να αποφευχθεί το φαινόμενο της ευαισθητοποίησης των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων. Βέβαια, ο συγκεκριμένος τύπος (AISI 316L), παράχθηκε με χαμηλό ποσοστό C, με σκοπό την αποφυγή του συγκεκριμένου φαινομένου.
4. Η μέθοδος συγκόλλησης, FCAW, η οποία χρησιμοποιήθηκε, αποτελεί ακμάζουσα μέθοδο λόγω των πλεονεκτημάτων που προσφέρει. Συγκεκριμένα, κατά τη συγκόλληση, μπορούν να επιτευχθούν υψηλότερες ταχύτητες διατηρώντας πάντα ικανοποιητική πρόσδοση θερμότητας από το τόξο στη συγκόλληση.
5. Λόγω της παρουσίας του συλλιπάσματος σκωρίας, εντός του μετάλλου εναπόθεσης, είναι δυνατή η χρήση παραπάνω ποσοστού ενεργού αερίου, CO<sub>2</sub>, στο μίγμα του αερίου προστασίας, το οποίο συνεπάγεται σε μεγαλύτερη διείσδυση κατά τη συγκόλληση, χωρίς την απώλεια της απαιτούμενης προστασίας της συγκόλλησης.

Οι ανοξείδωτοι ωστενιτικοί χάλυβες απασχολούν την ερευνητική κοινότητα σε μεγάλο βαθμό και με αφορμή ποικίλα θέματα. Η εργασία αυτή, ασχολήθηκε με ένα πολύ μικρό μερίδιο της έρευνας των ανοξείδωτων ωστενιτικών χαλύβων. Ενδιαφέρον θα παρουσίαζε, η περαιτέρω μελέτη της συγκεκριμένης σειράς των ωστενιτικών χαλύβων και συγκεκριμένα του τύπου AISI 316LN, ο οποίος αποτελεί την πλέον σύγχρονη λύση στις συγκολλητές κατασκευές.

